

T.C.  
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ



**TOZ METALURJİSİ İLE DEMİR BAZLI MATRİSLİ TiB<sub>2</sub> TAKVİYELİ  
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Medine Ayşe DERE**

**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ**

**ANABİLİM DALI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**MAYIS 2019**

**ANTALYA**

T.C.  
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ



**TOZ METALURJİSİ İLE DEMİR BAZLI MATRİSLİ TiB<sub>2</sub> TAKVİYELİ  
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Medine Ayşe DERE**

**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ**

**ANABİLİM DALI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**MAYIS 2019**

**ANTALYA**

**T.C.  
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TOZ METALURJİSİ İLE DEMİR BAZLI MATRİSLİ TiB<sub>2</sub> TAKVİYELİ  
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Medine Ayşe DERE  
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ  
ANABİLİM DALI  
YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Bu tez  
Akdeniz Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından  
FYL-2017-2956 nolu proje ile desteklenmiştir.**

**MAYIS 2019**

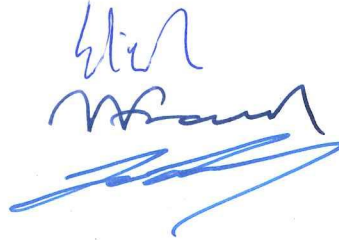
**T.C.**  
**AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TOZ METALURJİSİ İLE DEMİR BAZLI MATRİSLİ TiB<sub>2</sub> TAKVİYELİ  
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Medine Ayşe DERE**  
**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ**  
**ANABİLİM DALI**  
**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

Bu tez 10/05/2019 tarihinde jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.

Prof. Dr. H. Erdem ÇAMURLU  
Prof. Dr. Volkan KOVAN  
Doç. Dr. M. Serdar KARAKAŞ



## ÖZET

### TOZ METALURJİSİ İLE DEMİR BAZLI MATRİSLİ TiB<sub>2</sub> TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Medine Ayşe DERE

Yüksek Lisans Tezi, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. H. Erdem ÇAMURLU

Mayıs 2019; 130 sayfa

Bu çalışmada titanyum diborür (TiB<sub>2</sub>) partikül takviyeli demir bazlı matrisli kompozitlerin toz metalürjisi yöntemi ile üretimi ve karakterizasyonu üzerinde çalışılmıştır. <10 mikron parçacık boyutlu demir tozuna ağırlıkça %3, 6,5 ve 10 oranlarında TiB<sub>2</sub> partikülleri eklenmiştir. Toz karışımlarının 550 MPa basınçla soğuk preslenmesiyle elde edilen ham parçalar, 1000 °C ve 1120 °C sıcaklıklarda argon atmosferinde basınçsız sinterlenmiştir. Ayrıca bu bileşimlere, kullanılan titanyum diborür miktarının yarısı kadar titanyum eklenerek numuneler üretilmiştir. Demir matrisine TiB<sub>2</sub>, Ti ve TiB<sub>2</sub>+Ti eklenmesinin kompozitlerin özellikleri üzerindeki etkisi incelenmesi amaçlanmıştır.

Üretilen kompozit parçalar metalografik numune hazırlama işlemleri sonrasında optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile mikroyapı incelemelerine tabi tutulmuştur. Kompozitlerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla 3-nokta eğme testleri ve Brinell 10 skalasına göre makro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Osilasyonlu tribometre cihazında, 6 mm çaplı alümina bilya, 12 N yük altında aşınma testleri yapılarak, üretilen kompozitlerin aşınma oranları belirlenmiştir.

Mikroyapı incelemelerinde, TiB<sub>2</sub> takviye partiküllerinin demir matrisi içinde homojen olarak dağıldığı gözlenmiştir. SEM incelemeleri sırasında gerçekleştirilen enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi (EDS) spot analizlerine göre, TiB<sub>2</sub> partiküllerinin etrafında demir borür fazının bulunduğu düşünülmüştür.

Demir matrisine titanyum diborür takviyesinin yapılmasıyla sertlik değerlerinde kayda değer bir artış gözlenmiştir. Takviye fazı içermeyen demirin sertlik değerleri yaklaşık 60 HB10 değerlerinde iken, TiB<sub>2</sub> ilavesiyle sertlik 100 HB10 değerinin üzerine çıkmıştır. TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozitlere Ti ilave edilmesiyle üretilen kompozitlerin sertlik değerlerinde bir miktar daha artış gözlenmiştir. Eklenen TiB<sub>2</sub> ve Ti oranlarının artmasıyla eğme dayanımı ve % şekil değişimi değerlerinde azalma gözlenmiştir.

Aşınma deneyleri sonuçlarına göre demir matrisi içindeki TiB<sub>2</sub> takviye miktarının artmasıyla, aşınma oranında önemli bir azalma meydana gelmiştir. % 10

oranında TiB<sub>2</sub> içeren kompozitin aşınma oranının, takviyesiz matris malzemesinin aşınma oranının 1/8'i olduğu tespit edilmiştir.

**ANAHTAR KELİMELEER:** Metal matrisli kompozit, Toz metalürjisi, TiB<sub>2</sub> takviyeli kompozit

**JÜRİ:** Prof. Dr. H. Erdem ÇAMURLU

Prof. Dr. Volkan KOVAN

Doç. Dr. M. Serdar KARAKAŞ

## **ABSTRACT**

### **CHARACTERIZATION OF TiB<sub>2</sub> REINFORCED IRON BASED MATRIX COMPOSITES PRODUCED BY POWDER METALURGY**

**Medine Ayşe DERE**

**MSc Thesis in Mechanical Engineering**

**Supervisor: Prof. Dr. H. Erdem Çamurlu**

**May 2019; 130 pages**

In this study, production by powder metallurgy and characterisation of TiB<sub>2</sub> particulate reinforced iron based matrix composites were investigated. %3, 6,5 ve 10 weight % TiB<sub>2</sub> particles were mixed with iron powder having particle size of <10 microns. Green samples which were obtained by cold pressing the powder mixtures at 550 MPa pressure, were pressureless sintered at 1000 °C ve 1120 °C temperatures under argon atmosphere. In addition, samples were produced by adding titanium to these compositions at amounts half that of TiB<sub>2</sub> particles. It was aimed to investigate the effects of adding TiB<sub>2</sub>, Ti and TiB<sub>2</sub>+Ti into iron matrix on the properties of the composites.

After metallographis sample preparation processes, the produced composite parts were subjected microstructural examination by optical microscope and scanning electron microscope (SEM). In order to investigate the mechanical prpoerties of the composites 3-point bending tests and hardness tests according to Brinell 10 scale were conducted. The wear rates of the composites were determined by conducting wear tests on oscillating tribometer with a 6 mm diameter alümina ball under 12 N load.

It was seen in microstructural examinations that the TiB<sub>2</sub> reinforcement particles were distributed homogenously in iron matrix. According to the energy dispersive x-ray spectrometer spot analyses (EDS) performed during the SEM examinations, it was thought that iron boride phase was present around the TiB<sub>2</sub> particles.

A considerable increase in the hardness values were obtained by adding titanium diboride reinforcement into the iron matrix. While the hardness values of the unreinforced matrix was about 60 HB10, hardness values increased to over 100 HB10 by adding TiB<sub>2</sub> reinforcement. Some more increase in hardness was seen by adding Ti into TiB<sub>2</sub> reinforced composites. A decrease in bending strength and % strain values were observed by the increase in the TiB<sub>2</sub> and Ti amounts.

According to the results of the wear tests, a significant decrease in the wear rates took place with the increase in the TiB<sub>2</sub> amount. The wear rate of the composite that contained 10 % TiB<sub>2</sub> was found as 1/8 of the wear rate of unreinforced matrix.

**KEYWORDS:** Metal matrix composites, Powder metallurgy, TiB<sub>2</sub> reinforced composites

**COMMITTEE:** Prof. Dr. H. Erdem ÇAMURLU

Prof. Dr. Volkan KOVAN

Assoc. Prof. Dr. M. Serdar KARAKAŞ



## ÖNSÖZ

Yüksek lisans öğrenimim boyunca, tezimin belirlenmesinden teslim edilmesine kadar geçen süre zarfında bilgi, birikim ve tecrübeleri ile bana yol gösterici ve destek olan danışman hocam sayın Prof. Dr. H. Erdem ÇAMURLU'ya teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım.

İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden Doç. Dr. Bora Derin'e yardımlarından dolayı teşekkürlerimi sunarım.

Laboratuvar çalışmalarım boyunca yardımını ve desteğini hiç esirgemeyen değerli sınıf arkadaşım Lütfullah KAROMATULLOZODA'ya teşekkür ederim.

Çalışmalarım boyunca maddi ve manevi destekleriyle beni hiçbir zaman yalnız bırakmayan aileme ve bana her zorlukta manevi destek ve güç veren dedem Veli DERE'ye sonsuz teşekkür ederim.

Tezi hazırlarken geçirdiğim süreçte her zaman yanımda olan ve bana destek veren H. Ozan Kurt'a teşekkürlerimi sunarım.

Bu tezi FYL-2017-2956 nolu proje ile desteklemiş olan Akdeniz Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi'ne çok teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
ÖNSÖZ.....	v
AKADEMİK BEYAN.....	x
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xx
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK TARAMASI.....	3
2.1. Kompozit Malzemeler.....	3
2.2. Kompozit Malzemeler Tarihi ve Kullanım Alanları.....	4
2.3. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması.....	6
2.3.1. Metal matrisli kompozitler.....	6
2.4. Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri.....	7
2.4.1. Metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri.....	7
2.5. Toz Metalurjisi.....	7
2.5.1 Karıştırma.....	8
2.5.2 Presleme.....	9
2.5.3 Sinterleme işlemi.....	11
2.5.4 Katı hal sinterlemesi.....	14
2.5.5. Sıvı hal sinterlemesi.....	16
2.5.6. T/M’de kullanılan tozların özelliklerinin belirlenmesi.....	18
2.5.7. Tozların fiziksel Özellikleri.....	19
2.5.8. Tozların kimyasal özellikleri.....	22
2.6. Toz Metalurjisinde Demir.....	23
2.6.1. Saf demir.....	24
2.7. Demir Bazlı Martisli Kompozitler.....	26
2.8. Titanyum Diborür.....	32
2.9. TiB <sub>2</sub> Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler.....	35
2.10. Fe-B Sistemi.....	43
2.11. Fe-Ti Sistemi.....	43

2.12. Fe-TiB <sub>2</sub> Sistemi .....	44
3. MATERYAL VE METOT .....	49
3.1. Kullanılan Tozlar ve Özellikleri.....	49
3.2. Toz karışımlarının Hazırlanması .....	51
3.3. Karışımların Preslenmesi .....	53
3.4. Sinterleme İşlemleri .....	54
3.5. Metalografik ve Mekanik İncelemeler.....	55
3.5.1. Yoğunluk ölçümleri .....	55
3.5.2. Üç Nokta eğme testleri .....	55
3.5.3. Sertlik ölçümleri .....	56
3.5.4. Aşınma testleri .....	57
3.5.5. Metalografik incelemeler için numunlerin hazırlanması.....	58
3.5.6. Optik mikroskop ve SEM incelemeleri .....	59
4. BULGULAR VE TARTIŞMA .....	60
4.1. Sade Demir .....	60
4.1.1. Mikroyapı incelemeleri.....	60
4.1.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	61
4.1.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	62
4.1.4. Aşınma testlerinin sonuçları .....	63
4.2. Ağırlıkça % 3 TiB <sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitler .....	64
4.2.1. Mikroyapı incelemeleri.....	64
4.2.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	67
4.2.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	68
4.2.4. Aşınma testlerinin sonuçları .....	69
4.3. Ağırlıkça % 6,5 TiB <sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitler .....	70
4.3.1. Mikroyapı incelemeleri.....	70
4.3.1.1. EDS analizleri .....	72
4.3.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	73
4.3.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	74
4.3.4. Aşınma testlerinin sonuçları .....	75
4.4. Ağırlıkça % 10 TiB <sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitler .....	77
4.4.1. Mikroyapı incelemeleri.....	77

4.4.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	78
4.4.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	80
4.4.4. Aşınma testlerinin sonuçları .....	81
4.5. Ağırlıkça % 1,5 Ti İçeren Demir İçeren Parçalar.....	81
4.5.1. Mikroyapı incelemeleri.....	81
4.5.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	83
4.5.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	83
4.6. Ağırlıkça % 3,25 Ti İçeren Demir İçeren Parçalar.....	85
4.6.1. Mikroyapı incelemeleri.....	85
4.6.1.1. EDS analizleri .....	86
4.6.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	89
4.6.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	89
4.7. Ağırlıkça % 5 Ti İçeren Demir İçeren Parçalar.....	91
4.7.1. Mikroyapı incelemeleri.....	91
4.7.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	92
4.7.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	93
4.8. Ağırlıkça % 3 TiB <sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %1,5 Ti Eklenmesi .....	94
4.8.1. Mikroyapı incelemeleri.....	94
4.8.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	96
4.8.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	97
4.8.4. Aşınma sonuçları .....	98
4.9. Ağırlıkça % 6,5 TiB <sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %3,25 Ti Eklenmesi .....	99
4.9.1. Mikroyapı incelemeleri.....	99
4.9.1.1. EDS analizleri .....	101
4.9.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	106
4.9.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	106
4.9.4. Aşınma testlerinin sonuçları .....	107
4.10. Ağırlıkça % 10 TiB <sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %5 Ti Eklenmesi .....	109
4.10.1. Mikroyapı incelemeleri.....	109

4.10.2. Sertlik ölçüm sonuçları .....	111
4.10.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları .....	112
5. SONUÇLAR .....	114
6. KAYNAKLAR .....	128
ÖZGEÇMİŞ	

## AKADEMİK BEYAN

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Toz Metalurjisi ile Demir Bazlı Matrisli TiB<sub>2</sub> Takviyeli Kompozitlerin Üretimi ve Karakterizasyonu” adlı bu çalışmanın, akademik kurallar ve etik değerlere uygun olarak yazıldığını belirtir, bu tez çalışmasında bana ait olmayan tüm bilgilerin kaynağını gösterdiğimi beyan ederim.

10/05/2019

Medine Ayşe Dere

## SİMGELER VE KISALTMALAR

### Simgeler

m : metre

kg : kilogram

s : saniye

HB : Sertlik Brinell

cm<sup>3</sup> : Santimetre Küp

MPa : Mega paskal

°C : Derece Santigrat

### Kısaltmalar

SEM : Scanning Electronic Microscope (Taramalı Elektron Mikroskop)

T/M : Toz metalurjisi

Fe : Demir

TiB<sub>2</sub> : Titanyum diborür

Ti : Titanyum

B : Bor

F : Fosfor

ABD : Amerika Birleşik Devletleri

CIP : Cold Isostatic Pressing

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Airbus firmasının A-380 modelinde kullanılan kompozit parçalar.....	5
Şekil 2.2. T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler.....	8
Şekil 2.3. Çevrim sayısına bağlı olarak karışımın Monte Carlo modellemeleri.....	9
Şekil 2.4. Tek yönlü konvansiyonel preslemenin şematik gösterimi.....	9
Şekil 2.5. Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi.....	10
Şekil 2.6. Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi.....	10
Şekil 2.7. Sinterleme prosesi aşamaları ve gözeneklerde oluşan değişimler.....	13
Şekil 2.8. Sinterleme sırasında partiküller arası bağ oluşumunun iki küre modeliyle açıklanması.....	15
Şekil 2.9. Kısmi olarak sinterlenmiş bir geometriye uygulanan iki sınıf sinterleme mekanizması.....	16
Şekil 2.10. Klasik sıvı faz sinterlemesinin kademelerine ait şematik diyagram.....	17
Şekil 2.11. Parçacık boyutu ölçümündeki zorlukların şematik gösterimi.....	19
Şekil 2.12. Toz üretim yöntemlerine göre demir tozlarının tane şekillerinin değişimi.....	20
Şekil 2.13. Farklı tipteki demir tozları için basınç-yoğunluk eğrileri.....	21
Şekil 2.14. (a) İndirgenmiş demir tozunun şekli, (b) atomize demir tozunun şekli.....	22
Şekil 2.15. Atmosferik basınçta saf demir için idealize edilmiş soğuma eğrileri.....	26
Şekil 2.16. Saf demir mikroyapı görüntüleri (a) NC100.24, (b) ASC100.29.....	26
Şekil 2.17. Fe-(Ti, V) C kompozitlerinin mikroyapı görüntüleri; 1420 °C'de sinterlenen (a) V/Ti = 0 ve (b) V/Ti = 0.1, 1400 °C'de sinterlenen (c) V / Ti = 0.4, (d) V/Ti = 0.6, (e) V/Ti = 0.8 ve (f) V/Ti = 1.0.....	27
Şekil 2.18. a) S0 numunesine ait kaplamanın üst yüzeyinin morfolojisi b)kaplamanın, arayüzeyi ve alt tabakasının morfolojisi.....	28
Şekil 2.19. GTAW işlemi kullanılarak üretilen kompozit kaplamaların mikroyapı görüntüleri a) S1 numunesi ve b) S3 numunesi.....	29
Şekil 2.20. 1100 °C'de sinterlenen numunelere ait uygulanan yüke göre aşınma oranı grafiği.....	30
Şekil 2.21. %5 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> takviyeli 1100 °C'de sinterlenen kompozitin aşınma deneyi sonrası a)200x, b)500x ve c)1000x büyütme oranlarında taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	31
Şekil 2.22. Titanyum-Bor faz denge diyagramı.....	32



<b>Şekil 2.23.</b> Tek kristalli P6 / mmm boşluk grubuna sahip TiB <sub>2</sub> 'nin altıgen birim hücresi .....	33
<b>Şekil 2.24.</b> Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak tek kristalli TiB <sub>2</sub> 'nin kafes parametreleri a ve c.....	33
<b>Şekil 2.25.</b> Yoğunluğun bir fonksiyonu olarak oda sıcaklığındaki TiB <sub>2</sub> 'nin elastik modülü değerleri .....	34
<b>Şekil 2.26.</b> Mikron ve mikron altı TiB <sub>2</sub> partikül takviyeli kompozitlerin mikro sertliğe bağlı aşınma direnci diyagramı ve aşınma izlerinin optik mikroskop görüntüleri a) Al-5TiB <sub>2</sub> -4 h b)Al-10TiB <sub>2</sub> -4 h c)Al-15TiB <sub>2</sub> -4 h d)Al-15TiB <sub>2</sub> *-2 h e) Al-15TiB <sub>2</sub> *-4 h f) Al-15TiB <sub>2</sub> *-8 h.....	35
<b>Şekil 2.27.</b> Ağırlıkça a) %5, b)%10 ve c) %15 TiB <sub>2</sub> içeren Al matrisli kompozitlerin SEM mikrografları.....	36
<b>Şekil 2.28.</b> Kullanılan TiB <sub>2</sub> partiküllerinin SEM fotoğrafı.....	37
<b>Şekil 2.29.</b> Ağırlıkça a) %4, b)%6 ve c) %8 TiB <sub>2</sub> içeren Al 7075 matrisli kompozitlerin SEM mikrografları.....	37
<b>Şekil 2.30.</b> a) Al-4% Cu alaşımı ve b) Hacimce % 20 TiB <sub>2</sub> içeren metal matrisli kompozite ait optik mikroskop görüntüleri.....	38
<b>Şekil 2.31.</b> TiB <sub>2</sub> içeriğine göre değişen mikrosertlik değerleri grafiği.....	38
<b>Şekil 2.32.</b> TiB <sub>2</sub> içeriğine göre değişen aşınma direnci grafiği.....	39
<b>Şekil 2.33.</b> Hacimce % 20 TiB <sub>2</sub> içeren kompozitin boyuna kesit SEM mikrografı.....	40
<b>Şekil 2.34.</b> Hacimce %8 TiB <sub>2</sub> takviyeli 7 ± 0.2 GPa basınçta ve 1273 K sıcaklıkta sinterlenen kompozite ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	40
<b>Şekil 2.35.</b> TiB <sub>2</sub> oranının ve sinterleme parametrelerinin kompozitlerin Young modülüne etkisi; a)Hacimce %6 TiB <sub>2</sub> b) Hacimce %8 TiB <sub>2</sub> içeren kompozitler.....	41
<b>Şekil 2.36.</b> TiB <sub>2</sub> oranının ve sinterleme parametrelerinin kompozitlerin mikro sertlik değerlerine etkisi; a)Hacimce %6 TiB <sub>2</sub> b) Hacimce %8 TiB <sub>2</sub> içeren kompozitler.....	41
<b>Şekil 2.37.</b> TiB <sub>2</sub> /Mg kompozitlerinin SEM mikrografları; Hacimce a) %10 b) %20 ve c) %30 TiB <sub>2</sub> içeren kompozitler.....	42
<b>Şekil 2.38.</b> a) %10 TiB <sub>2</sub> takviyeli magnezyum matrisli kompozitin yüksek büyütmedeki SEM mikrografı b) O, Mg ve Ti'nin EDS taramaları.....	42
<b>Şekil 2.39.</b> Fe-B phase diagram (hesaplanmış).....	43
<b>Şekil 2.40.</b> Fe-Ti faz diyagramı.....	44
<b>Şekil 2.41.</b> a) Thermocalc ile hesaplanan Fe-TiB <sub>2</sub> ikili sisteminin faz diyagramı	

b) TiB <sub>2</sub> 'nin farklı hacim fraksiyonları için Young modülünün tahmini ve Fe yoğunluğu.....	45
<b>Şekil 2.42.</b> Hacimce % TiB <sub>2</sub> oranına göre sürtünme katsayısının değişimi grafiği.....	47
<b>Şekil 2.43.</b> Hacimce % TiB <sub>2</sub> oranına göre spesifik aşınma oranı grafiği.....	48
<b>Şekil 3.1.</b> Demir tozunun parçacık boyut dağılımı.....	49
<b>Şekil 3.2.</b> Fe tozunun taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	50
<b>Şekil 3.3.</b> Kullanılan TiB <sub>2</sub> tozunun taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	50
<b>Şekil 3.4.</b> Kullanılan Ti tozunun taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	51
<b>Şekil 3.5.</b> Üretilen kompaktın üç boyutlu çizimi ve boyutları.....	53
<b>Şekil 3.6.</b> Kullanılan kalıbın üç boyutlu çizimi ve boyutları.....	54
<b>Şekil 3.7.</b> Arşimet yöntemi ile yoğunluk ölçümü mekanizması.....	55
<b>Şekil 3.8.</b> 3-Nokta eğme cihazı.....	56
<b>Şekil 3.9.</b> Brinell sertlik ölçme cihazı.....	57
<b>Şekil 3.10.</b> Aşınma testi cihazı.....	58
<b>Şekil 3.11.</b> Döner tablalı zımparalama makinesi.....	58
<b>Şekil 4.1.</b> 1120 °C'de sinterlenen demirin (a) 500x, (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.....	60
<b>Şekil 4.2.</b> (c) 1120 °C'de sinterlenen demirin (c) 1000x, (d) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	61
<b>Şekil 4.3.</b> 1120 °C'de sinterlenen demire ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	63
<b>Şekil 4.4.</b> 1000 °C'de sinterlenen katkısız demirin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü .....	63
<b>Şekil 4.5.</b> 1000 °C'de sinterlenen katkısız demirin, profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizisinin kesit alanı görüntüsü.....	64
<b>Şekil 4.6.</b> Ağırlıkça %3 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C'de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelerdeki; 1000 °C'de sinterlendikten sonra (c) 500x (d) 1000x büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri.....	65
<b>Şekil 4.7.</b> Ağırlıkça %3 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C'de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki, (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	66

<b>Şekil 4.8.</b> Termodinamik hesaplama (Factsage programı) ile elde edilmiş olan Fe-TiB <sub>2</sub> ikili sisteminin Fe bölgesinin genişletilmiş hali.....	66
<b>Şekil 4.9.</b> 1120 °C’de sinterlenen % 3 TiB <sub>2</sub> içeren Fe-TiB <sub>2</sub> kompozite (FTB 113) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	69
<b>Şekil 4.10.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizliğinin kesit alanı görüntüsü .....	69
<b>Şekil 4.11.</b> Ağırlıkça %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelelerdeki optik mikroskop görüntüleri.....	71
<b>Şekil 4.12.</b> Ağırlıkça %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 5000x büyütmedeki, (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	71
<b>Şekil 4.13.</b> Ağırlıkça %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 1000 °C’de sinterlendikten sonra (a) 5000x büyütmedeki, (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	72
<b>Şekil 4.14.</b> EDS analizi yapılan 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 30.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü ve kompozit üzerindeki seçili noktalar.....	72
<b>Şekil 4.15.</b> 1000 °C’de sinterlenen % 6,5 TiB <sub>2</sub> içeren Fe-TiB <sub>2</sub> kompozite (FTB 221) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	75
<b>Şekil 4.16.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	76
<b>Şekil 4.17.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizliğinin kesit alanı görüntüsü.....	76
<b>Şekil 4.18.</b> Ağırlıkça %10 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelelerdeki optik mikroskop görüntüleri.....	78
<b>Şekil 4.19.</b> Ağırlıkça %10 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (e) 5000x büyütmedeki, (f) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	78
<b>Şekil 4.20.</b> 1000 °C’de sinterlenen % 10 TiB <sub>2</sub> içeren Fe-TiB <sub>2</sub> kompozite (FTB 221) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	81

<b>Şekil 4.21.</b> Ağırlıkça %1,5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki ; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.....	82
<b>Şekil 4.22.</b> Ağırlıkça %1,5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki; (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	82
<b>Şekil 4.23.</b> 1120 °C’de sinterlenen % 1,5 Ti içeren Fe-Ti parçaya (FT 111) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	84
<b>Şekil 4.24.</b> Ağırlıkça %3,25 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki ; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.....	85
<b>Şekil 4.25.</b> Ağırlıkça %3,25 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki; (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	85
<b>Şekil 4.26.</b> EDS analizi yapılan 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 oranında Ti içeren demir parçanın 50.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (geri saçılmış elektron-SEM) görüntüsü ve üzerindeki seçili noktalar.....	86
<b>Şekil 4.27.</b> Ağ. % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti ve Fe ağırlık oranları.....	88
<b>Şekil 4.28.</b> Factsage programı ile hesaplanmış olan Fe-Ti (ağırlıkça %30 a kadar) faz diyagramı.....	88
<b>Şekil 4.29.</b> 1120 °C’de sinterlenen % 3,25 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 211) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	90
<b>Şekil 4.30.</b> Ağırlıkça %5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.....	91
<b>Şekil 4.31.</b> Ağırlıkça %5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki; (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	91
<b>Şekil 4.32.</b> 1120 °C’de sinterlenen % 5 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 312) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	94
<b>Şekil 4.33.</b> Ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmedeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.....	95
<b>Şekil 4.34.</b> Ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki, (b) 5.000x	

büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	95
<b>Şekil 4.35.</b> 1000 °C’de sinterlenen % 3 TiB <sub>2</sub> %1,5 Ti içeren Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozite (FTTB 123) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	98
<b>Şekil 4.36.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	98
<b>Şekil 4.37.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> %1,5 Ti içeren demir matrisli profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü.....	99
<b>Şekil 4.38.</b> Ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmeledeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmeledeki optik mikroskop görüntüleri.....	100
<b>Şekil 4.39.</b> Ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a)1.000x büyütmedeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (b)1.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	101
<b>Şekil 4.40.</b> EDS analizi yapılan 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> , % 3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 50.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (geri saçılmış elektron-SEM) görüntüsü ve kompozit üzerindeki seçili noktalar.....	102
<b>Şekil 4.41.</b> Ağ. % 6,5 TiB <sub>2</sub> ve % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti, Fe ve B ağırlık oranları.....	103
<b>Şekil 4.42.</b> EDS analizi yapılan 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> , % 3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 50.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü ve kompozit üzerindeki seçili noktalar.....	104
<b>Şekil 4.43.</b> Ağ. % 6,5 TiB <sub>2</sub> ve % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti, Fe ve B ağırlık oranları.....	105
<b>Şekil 4.44.</b> 1000 °C’de ’de sinterlenen % 6,5 TiB <sub>2</sub> %3,25 Ti içeren Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozite (FTTB 222) kompozite ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	107
<b>Şekil 4.45.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	108
<b>Şekil 4.46.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü.....	108
<b>Şekil 4.47.</b> Ağırlıkça %10 TiB <sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitin	

1120 °C'de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelelerdeki; 1000 °C'de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelelerdeki optik mikroskop görüntüleri.....	110
<b>Şekil 4.48.</b> Ağırlıkça %10 TiB <sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C'de sinterlendikten sonra (a)1.000x büyütmedeki (b)5.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri.....	110
<b>Şekil 4.49.</b> Fe-%5 Ti sistemine, ağırlıkça %10'a kadar TiB <sub>2</sub> eklenmesi ile 1000 °C'de oluşması beklenen fazları gösteren termodinamik hesaplama sonucu (Factsage programı ile).....	111
<b>Şekil 4.50.</b> 1000 °C'de 'de sinterlenen % 10 TiB <sub>2</sub> %5 Ti içeren Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozite (FTTB 321) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	113
<b>Şekil 5.1.</b> (a) 1120 °C'de sinterlenen numunelerin 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağ. %3 TiB <sub>2</sub> , (c) ağ. %6,5 TiB <sub>2</sub> , (d) ağ. %10 TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozit.....	114
<b>Şekil 5.2.</b> TiB <sub>2</sub> oranına göre Fe-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin sertlik değerleri.....	115
<b>Şekil 5.3.</b> 1000 °C'de sinterlenmiş Fe-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin TiB <sub>2</sub> oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	116
<b>Şekil 5.4.</b> 1120 °C'de sinterlenmiş Fe-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin TiB <sub>2</sub> oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	116
<b>Şekil 5.5.</b> TiB <sub>2</sub> oranına göre Fe-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin aşınma oranı grafiği.....	117
<b>Şekil 5.6.</b> (a) 1120 °C'de sinterlenen numunelerin 1000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağ. %1,5 Ti, (c) ağ. %3,25 Ti, (d) ağ. %5 Ti içeren demir parçalar.....	118
<b>Şekil 5.7.</b> Ti oranına göre, Ti içeren Fe-Ti parçaların sertlik değerleri.....	119
<b>Şekil 5.8.</b> 1000 °C'de sinterlenmiş Ti içeren Fe parçaların gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	120
<b>Şekil 5.9.</b> 1120 °C'de sinterlenmiş Ti içeren Fe parçaların gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	120
<b>Şekil 5.10.</b> (a) 1120 °C'de sinterlenen numunelerin 1000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağ. %3 TiB <sub>2</sub> ve %1,5 Ti, (c) ağ. %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti, (d) ağ. %10 TiB <sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozit numuneler.....	121
<b>Şekil 5.11.</b> TiB <sub>2</sub> oranına göre Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin sertlik değerleri.....	122
<b>Şekil 5.12.</b> 1000 °C'de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin TiB <sub>2</sub> oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	123
<b>Şekil 5.13.</b> 1120 °C'de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin TiB <sub>2</sub> oranına	

göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	123
<b>Şekil 5.14.</b> TiB <sub>2</sub> oranına göre Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin aşınma oranı grafiği.....	124
<b>Şekil 5.15.</b> 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB <sub>2</sub> ve Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin sertlik değerleri.....	125
<b>Şekil 5.16.</b> 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB <sub>2</sub> ve Fe-Ti-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin eğme dayanımı değerleri.....	125
<b>Şekil 5.17.</b> Aşınma deneyi sonrası oluşan izlerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri a)Katkısız demir, b) Ağ. %6,5 TiB <sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozit c) Ağ. %6,5 TiB <sub>2</sub> ve % 3,25 Ti takviyeli demir matrisli kompozit.....	126

## ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Sinterleme kademeleri.....	12
Çizelge 2.2. Tozun önemli özellikleri ve etki ettiği bazı faktörler.....	18
Çizelge 2.3. Tam tavllanmış bazı demirlerin 21 °C'deki mekanik özellikleri.....	24
Çizelge 2.4. Nispeten saf demirlerin kimyasal kompozisyonları.....	25
Çizelge 2.5. Saf demirin kristolografik özellikleri.....	25
Çizelge 2.6. Numunelere ait bileşim oranları.....	28
Çizelge 3.1. Hazırlanan toz karışımlarının kompozisyon ve yüzde ağırlık oranlar.....	52
Çizelge 4.1. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen demir tozlarının sertlik ve standart sapma değerleri.....	61
Çizelge 4.2. 1000 °C'de ve 1120 °C'de katkısız demir tozlarının sinterlenmesiyle elde edilen parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	62
Çizelge 4.3. 1000 °C'de sinterlenen demirin aşınma verileri.....	64
Çizelge 4.4. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %3 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	67
Çizelge 4.5. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %3 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	68
Çizelge 4.6. 1000 °C'de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri.....	70
Çizelge 4.7. Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça ve molce demir, titanyum ve bor yüzdeleri .....	73
Çizelge 4.8. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin sertlik ve standart sapma değerleri.....	73
Çizelge 4.9. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %6,5 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	74
Çizelge 4.10. 1000 °C'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri.....	77
Çizelge 4.11. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %10 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	79
Çizelge 4.12. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %10 oranında TiB <sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	80
Çizelge 4.13. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %1,5 Ti içeren demir parçalara ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	83
Çizelge 4.14. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %1,5 Ti içeren	



demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	84
<b>Çizelge 4.15.</b> Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyumyum yüzdeleri.....	86
<b>Çizelge 4.16.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçalara ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	89
<b>Çizelge 4.17.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	90
<b>Çizelge 4.18.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	92
<b>Çizelge 4.19.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	93
<b>Çizelge 4.20.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	96
<b>Çizelge 4.21.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB <sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	97
<b>Çizelge 4.22.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri.....	99
<b>Çizelge 4.23.</b> Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyumyum ve bor yüzdeleri.....	103
<b>Çizelge 4.24.</b> Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyumyum ve bor yüzdeleri.....	105
<b>Çizelge 4.25.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	106
<b>Çizelge 4.26.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	107
<b>Çizelge 4.27.</b> 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB <sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri.....	109
<b>Çizelge 4.28.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB <sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	111
<b>Çizelge 4.29.</b> 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB <sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	112

## 1. GİRİŞ

Çağımızda teknolojik gelişmelerin, yeniliklerin ve buluşların oluşmasında önemli bir yeri olan malzemeler, bir çok araştırmaya konu olmakta ve deneysel çalışmaların odak noktası haline gelmektedir. Günümüzde yeni malzemelerin keşfi ve üretim metodlarının geliştirilmesi için çok çeşitli çalışmalar yapılmakta ve çeşitli teknolojik ihtiyaçlara çözüm aranmaktadır. Bilimsel ve teknolojik ilerlemeler sayesinde malzemelerin imal edilecek ürünün ihtiyaçlarına göre dizayn edilebileceği bir noktaya gelinmiştir. Bu doğrultuda bileşenlerine ait özelliklerin birleşimiyle daha iyi özellikteki yeni bir malzemenin elde edildiği kompozit malzemeler teknolojik açıdan birçok yenilik ve gelişme sunarak bilimsel inceleme ve araştırmalara konu olmaktadır. Çeşitli üretim teknikleri bulunan kompozitlerin toz metalurjisi tekniği kullanılarak imal edilmesi ile istenilen özelliklerin sağlanması başarılıdır.

Metal şekillendirme yöntemleri arasında toz metalurjisi oldukça önemli bir yere sahiptir ve tarihi çok eski zamanlara dayanmaktadır. Modern toz metalurjisinin teknolojisi tungsten karbürlerin üretilmesi ile 1920'li yıllarda başlamıştır. Başlangıçta üretim maliyetinin düşük olması sebebiyle kullanılırken günümüzde yüksek kaliteli, karmaşık şekilli ve homojen parçaların kolay ve ucuz bir şekilde imal edilebilmesi sebebiyle kullanılmaktadır. Toz metalurjisi (T/M), bilinen konvansiyonel üretim yöntemleri ile kıyaslandığında oldukça avantaj sağlamaktadır. Karmaşık geometriye sahip parçaların seri olarak üretimi gerçekleştirilebilmektedir. Talaşlı işleme neredeyse gerek duyulmayacak şekilde son şekle yakın ürünler üretilmektedir. Arzu edilen mekanik özelliklere göre çok geniş kompozisyon aralığına sahip parçalar rahatlıkla imal edilebilirken, üretim sırasında malzeme kayıpları da oldukça azdır. Bu gibi nedenlerden dolayı toz metalurjisi oldukça tercih edilen bir üretim tekniğidir. T/M'de kullanılan metal tozları kimyasal, fiziksel veya mekanik yöntemlerle üretilirler ve üretilen tozlar çeşitli şekillerde karıştırılarak birbiriyle harmanlanır. Karıştırılan tozlar belirlenen basınçlarda sıkıştırılarak, şekillendirilir. Son olarak presleme sonrası sıkıştırılan tozlar sinterlenerek mukavemet kazandırılır. Gerekli görüldüğü durumlarda ek olarak çeşitli ikincil işlemler uygulanarak nihai ürün elde edilmiş olur.

Toz metalurjisi tekniği ile üretilen kompozit malzemelerin endüstriyel uygulamalarda başarılı bir şekilde kullanılabilmesi için, üretilen malzemelerin mekanik davranışlarının ve diğer özelliklerinin çeşitli testler yoluyla ölçülmesi gerekir. Üretilen kompozitlerin mikroyapı ve mekanik özellikleri, uygulanan sinterleme sıcaklığına, presleme işlemi yapılırken kullanılan basınca, sinterleme sonrası uygulanan ısı işlemlere, seçilen faz malzemelerine ve miktarlarına, sıkıştırılan ham malzemede oluşan gözenek miktarı ve geometrisine bağlı olarak değişmektedir. Kompoziti meydana getiren bileşimindeki her malzeme, üretilen parçanın performansını etkilemektedir. Bu sayede farklı uygulama alanlarında kullanılabilen farklı özelliklerde yeni ürünler imal edilebilmektedir. Örneğin demir esaslı malzemelerin içerisine bazı element tozlarının eklenmesi ile elde edilen malzemenin mekanik özellikleri geliştirilebilmektedir.

Bilindiği gibi titanyum diborür ( $TiB_2$ ), yüksek sertlik, yüksek bir Young modülü, yüksek sıcaklık mukavemeti, iyi bir termal ve elektrik iletkenliği ve kimyasal kararlılık gibi ileri mühendislik malzemesi olarak istenen önemli özelliklere sahip bir malzemedir. Bu nedenlerle tez kapsamında  $TiB_2$ 'nin takviye fazı olarak demir matrisi içinde farklı

kombinasyon aralıklarında kullanılması amaçlanmıştır. Titanyum diborürün katkısız sinterlenmesi için 2000 °C gibi çok yüksek sıcaklıklar ve basınçlı sinterleme işlemleri gerekmektedir. Bu çalışmada, titanyum diborürün yüksek sertliğinden faydalanmak amacıyla, demir bazlı matris içine eklenmesi üzerinde çalışılmıştır. Demir bazlı TiB<sub>2</sub> takviyeli kompozitlerin toz metalurjisi tekniği kullanılarak, basınçsız sinterleme işlemi uygulanarak üretilmesi ile, dayanım değerlerinde düşüşle birlikte, sertlik ve aşınma direnci gibi mekanik özellikleri geliştirilmiş kompozit bir malzeme elde edilmiştir.

## 2. KAYNAK TARAMASI

### 2.1. Kompozit Malzemeler

Aynı veya farklı türlerdeki birden fazla malzemenin, daha iyi özelliklerde yeni ve yapay bir malzeme üretmek amacıyla uygun kombinasyonlarda makro düzeyde bir araya getirilmesiyle imal edilen çok fazlı malzeme türüne kompozit malzemeler adı verilir. Kompozit malzemede yapıyı oluşturan fazlar kimyasal olarak birbirinden farklı ve belirgin bir arayüzle birbirinden ayrılmıştır. Genel olarak kompozit malzemelerde birinci faz ya da diğer adıyla matris, takviye fazı denilen diğer fazı sarar ve süreklilik göstermesinde yardımcı olur. Kompozit özellikleri, bileşimi oluşturan fazların özelliklerine, bağlı miktarlarına ve takviye fazının geometrisine göre değişir. Takviye fazın geometrisi, parçacıkların şekli, boyutu, dağılımı ve yönlendirmesini ifade etmektedir (Callister 2013).

Kompoziti oluşturan takviye ve matris fazları atomsal boyutlarda birleşmez ve birbiri içinde çözünmezler. Fakat bazı metalik kompozitlerin bileşenleri arasında az bir miktarda ara yüzey reaksiyonu gözlemlenebilir. Mikroyapıları gözlemlendiğinde bileşenleri birbirinden ayırt edilir. Kompozitler mikro düzeyde heterojen yapıya sahiptir fakat makro düzeyde homojen özellikler gösterirler. Bu açıdan kompozitler mikroskobik boyutta homojenlik gösteren alaşım malzemelerden farklılık göstermektedirler. Kompozit malzemeler içerisinde takviye elemanı ve takviye elemanını çevreleyen bir matris fazı bulundurmaktadır. Takviye fazı belirlenirken değişik morfolojik özelliklere sahip malzemeler seçilmektedir. Takviye malzemesinin temel fonksiyonu; malzeme üzerine gelen yükü taşımak, matrisin rijitliğini ve dayanımını arttırmaktır (Kelly 1965). Kompozit malzeme içinde matrisin fonksiyonu ise; takviye elemanlarına yük transferini gerçekleştirmek, kompozit yapıyı bir arada tutmak ve oldukça gevrek ve kırılğan olan takviye elemanlarının yüzeylerini dış etkilere karşı korumaktır.

Genel olarak kompozit malzemeler bileşenlerinin sahip oldukları özelliklerin birleşimiyle istenen niteliklerdeki özelliklerin elde edildiği yeni ve çok fazlı malzemeler olarak kabul edilebilir. Kompoziti meydana getiren malzemelerin en iyi özelliklerinin tek bir malzemede birleştirilmesiyle önemli avantajlar elde edilir. Bu avantajlar sahip oldukları mükemmel aşınma dirençleri, yüksek mukavemetleri, yüksek rijitlikleri, yüksek yorulma dayanımları, yüksek sıcaklık kapasiteleri, iyi korozyon dirençleri, iyi ısı iletkenlikleri, düşük ağırlıkları ve görünümlerindeki çekicilik ve estetik olarak sıralanabilir.

Bir kompozit malzemede bu özelliklerin hepsi aynı anda bulunmaz ve olası çeşitli uygulamalar için de böyle bir ihtiyaç görülmez. Ancak yukarıda sayılan bu özelliklerin sağlanması için optimum matris ve takviye elemanlarının seçimi, üretim metodu optimizasyonu, bileşenlerin sahip oldukları dayanımlar ve diğer faktörler dikkate alınarak istenen özelliklerin elde edildiği kompozitler üretilebilir.

Uygun bir matris takviye elemanı çifti seçimi kompozit yapının mekanik ve fiziksel özelliklerini büyük ölçüde etkilemektedir. Zira kompozit içerisinde yükün matristen takviye elemanına aktarılmasında bu ikili arasındaki arayüzey bağının

sağlam olması gerekmektedir. Arayüzey bağının sağlamlığı ise bileşenler arasındaki uyuma ve matriksin ıslatılabilirlik özelliği ile bağlantılıdır.

Kompozit malzemelerin avantajlarının yanında bazı dezavantajları da bulunmaktadır. Bunlar; üretimlerindeki zorluk, maliyetli olmaları, gerekli yüzey kalitesini sağlamamaları, kırılma uzamalarının az olması ve geri dönüşüm özelliklerinin olmaması gibi faktörler olarak sayılabilir (Şahin 2006).

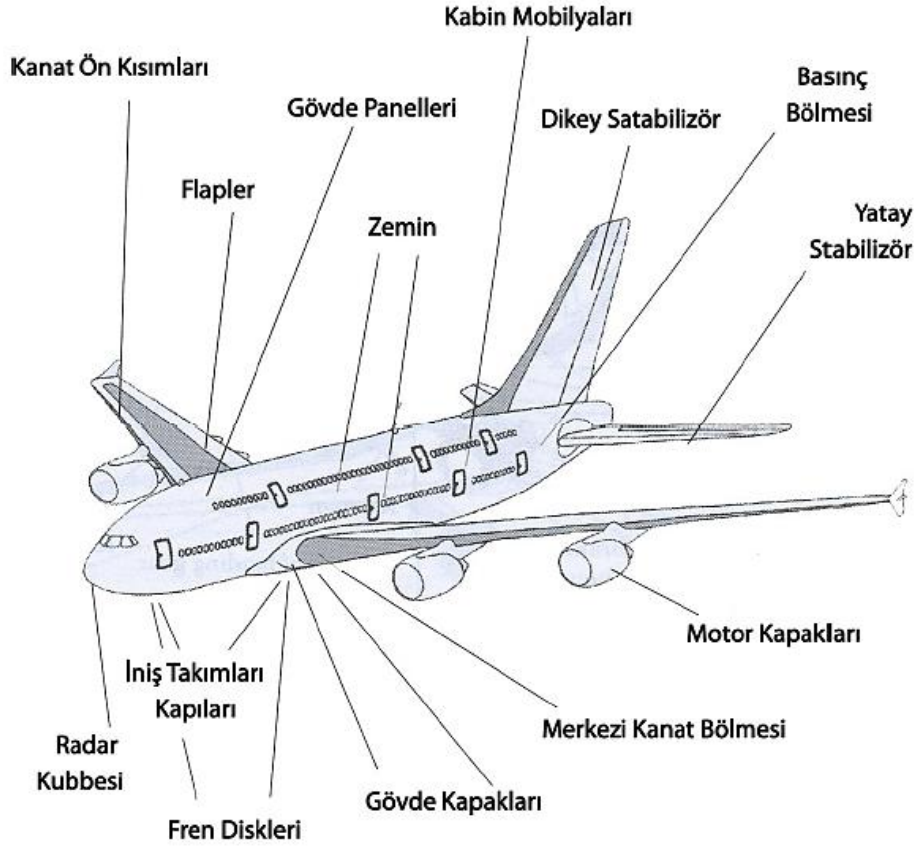
## 2.2. Kompozit Malzemelerin Tarihi ve Kullanım Alanları

Binlerce yıldır kullanılmakta olan kompozit malzemelerin keşfi antik çağlara dayanmaktadır. M.Ö 2800 yıllarında Mısır'da lamine edilmiş tahta tabakalara rastlanmıştır. İnsanlar antik çağlardan beri kırılğan malzemelerin içerisine bitkisel veya hayvansal lifler ilave ederek bu malzemeleri sağlamlaştırmaya çalışmışlardır. Buna en iyi örnek kullanımı oldukça eskilere dayanan kerpiçtir. Saman ve sapların çamur içine karıştırılmasıyla elde edilen bu malzeme ile dayanımın artırılması sağlanarak insanlar sağlam barınaklarda yaşama imkanına sahip olmuştur.

Kompozit malzemelerin kullanımı tarihte çok eskilere dayansa da, günümüzde modern kompozitler olarak adlandırılan kompozitler, 1930 yılında Owens Corning adlı bir firmada çalışan mühendisin tesadüfen cam elyafı (fiberglass) keşfetmesiyle ve 1937'de Amerika Birleşik Devletleri'ne satışının başlamasıyla endüstride yaygınlaşmaya başlamıştır. Eriyik camın çekilmesiyle üretilen cam elyaflar, başlarda ağırlıklı olarak yalıtım malzemesi olarak kullanılmış daha sonra yapısal ürünlerde kullanım alanı bulmuştur.

II. Dünya Savaşı'nın başlaması ile modern kompozitler özellikle askeri kullanım amaçları için geliştirilmiştir. Savaş sırasında metal malzemelerin temin edilmesinin zor olması nedeniyle mühendislerin çalışmaları kompozit malzemeler üzerinde yoğunlaştırılmıştır. Savaş sırasında artan uçak imalatıyla birlikte kompozitlerin kullanımları da artış göstermiş ve uçak motorlarında, kanatlarında, fren mekanizmalarında, radar antenlerinde ve koltuklarda kompozit malzemelerden yararlanılarak, önemli pek çok teknolojik gelişme sağlanmıştır.

Bunun yanında imalatlarındaki güçlük ve yüksek maliyetler kompozit malzemelerin kullanımını 1960'lı yıllara kadar yalnızca özel amaçlı uygulamalarla kısıtlayarak, gelişim sürecini kesintiye uğratmıştır. Bu tarihten sonra kompozit malzemeler daha sağlam ve dayanıklı ama aynı zamanda daha hafif malzemelere duyulan gereksinimler nedeniyle araştırma ve geliştirme çalışmalarında mühim bir konu olmuştur. Zamanla imalat tekniklerinin gelişmesiyle, hammadde maliyetlerinin düşmesiyle ve kompozitler ile ilgili teknik bilgilerin çoğalmasıyla bu malzemelerin kullanım alanları genişlemiştir. Ve bugün başta havacılık olmak üzere otomotiv, inşaat, denizcilik ve enerji sektörlerinde, spor malzemelerinde, köprülerden mobilyalara kadar değişik mühendislik uygulamalarında tercih edilmektedirler.



**Şekil 2.1.** Airbus firmasının A-380 modelinde kullanılan kompozit parçalar (Gay ve Hoa 2007)

Dünden bugüne kompozit endüstrisi oldukça genişlemiştir. Elektronik sektöründe elektriksel yalıtım özellikleri nedeniyle tercih edilen kompozit malzemeler, televizyon parçaları, dikiş makineleri, saç kurutma makinelerinde kullanılmaktadır. Otomotiv endüstrisinde de kaporta, motor elemanları, kabin içi parçalar, fren diskleri, tampon ve lastikler gibi birçok üründe kullanım alanı bulunmaktadır. İnşaat sektöründe esnek tasarım özelliği, yüksek yalıtım kapasitesi, taşıma ve montajda sağladığı avantajlar sayesinde inşaat kalıpları, cephe korumaları, soğuk hava depoları ve paneller gibi çeşitli uygulamalarda kullanılmaktadır. Kullanım alanları oldukça geniş olan kompozit malzemeler şehircilik çalışmalarında çevresel etkenlere karşı dayanım özelliği nedeniyle gişeler, elektrik direkleri, banklar, büfeler, kabinler ve otobüs durakları gibi tasarımlarda geleneksel malzemelerle yarışmaktadır. İnşaat ve transport sektörlerinde kompozit kullanımı önemli bir pay bulurken uzay sektörünün geride olmasının nedeni, performans değeri yüksek de olsa diğer sektörlerle kıyaslandığında üretim miktarı bazında oldukça düşük kalmasıdır. Kompozit malzemeler, performans kriterinin önem arz ettiği birçok ürün ve alanda pazar paylarını giderek arttırmaya devam etmektedir (Strong 2006).

### 2.3. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Kompozitleri belli başlıklar altında gruplayarak incelemek, onların özelliklerini, avantaj ve dezavantajlarını, üretim yöntemlerini ve kullanım alanlarını daha iyi ifade edebilmek için faydalı olacaktır. Genel olarak kompozitler, kompozit yapısını oluşturan malzemelere göre sınıflandırılır. Matris malzemesinin türüne göre; metal matrisli, seramik matrisli ve polimer matrisli kompozitler olarak adlandırılırken, takviye fazının geometrisine göre; partikül takviyeli, fiber takviyeli, kısa fiber (visker) takviyeli kompozitler olarak sınıflandırma yapılabilir.

Bu çalışmanın konusu,  $TiB_2$  partikül takviyeli demir matrisli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi ve karakterizasyonudur. Bu sebeple literatür incelemesi  $TiB_2$  partikül takviyeli demir matrisli kompozitler ve toz metalurjisi yöntemi üzerinde yoğunlaştırılmıştır.

#### 2.3.1. Metal matrisli kompozitler

Metal malzemelerin matris fazı olarak tercih edilmesinde; yüksek sıcaklıklarda kullanımına uygun olmaları, yüksek basma, çekme ve eğilme mukavemetlerine sahip olmaları, tokluk değerlerinin iyi olması, yüksek yorulma dayanımı, geleneksel metodlar kullanılarak üretilmesi, termal genleşme, yüksek elektriksel ve ısı iletkenliği, yanmazlık özelliği, ve nemden etkilenmemeleri gösterilebilir. Bu özelliklere sahip olunması, matris malzemesi belirlenirken metallerin seçilmesinin nedenlerini açıklamak için yeterlidir.

Bunun yanında metal matrisli kompozitlerin üstünlüklerin yanında bir takım dezavantajları da mevcuttur. Genel olarak metaller büyük ölçüde yüksek özgül ağırlıklara ve düşük korozyon dayanımına sahiptirler. Matris ve takviye elemanları arasında oluşan arayüzey bağlantısında metal malzemeler epey hassas olduklarından, bu durum uygulamada bazı problemlerin oluşmasına neden olmaktadır. Halen malzeme ve üretim maliyetlerinde metal matrisli kompozitler diğer geleneksel malzemelere göre daha pahalıdır.

Dikkat edilmesi gereken başka bir nokta metal matrisli kompozitlerin çalışma sıcaklıklarıdır. Her ne kadar takviye elemanlarıyla kuvvetlendirilseler de çok yüksek sıcaklıklarda tüm metal malzemeler sıcaklığa bağlı olarak özelliklerini yitirerek, bozulurlar (Ersoy 2001; Hull ve Clyne 1996).

Metal matrisli kompozitler otomotiv sektöründe Şekil 2.2’de gösterilen motor parçaları, mil ve şaft, fren diskleri gibi parçalarda kullanılmaktadır. Uzay ve havacılık sektöründe ise platform taşıyıcı ekipmanları, haberleşme cihazı, reflektör ve destek ekipmanları ve uçak iniş takımlarının yapısal ekipmanları gibi çeşitli alanlarda tercih edilmektedir. Geleneksel metal malzemeler ile karşılaştırıldığında metal matrisli kompozitler daha maliyetlidir ve yüksek performans gerektiren alanlarda (delici takımlar, spor ekipmanları, savunma sanayisi gibi) da kullanılmaktadır. Metal matrisli kompozitlerin üretimdeki yüksek maliyetlerinin indirgenmesiyle bir çok alanda geleneksel metal malzemelerin yerine geçeceği düşünülmektedir.

## 2.4. Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Bir malzeme başka bir ürüne dönüştürülürken, o malzemenin mekanik özellikleri, fiziksel ve kimyasal özellikleri, üretilebilirliği gibi hususlar dikkate alınarak uygun bir üretim yönteminin belirlenmesi gerekmektedir. Bir malzeme için elverişli olan usul başka bir malzeme için uygun olmayabilir. Birden fazla malzemenin birleşmesiyle oluşan kompozit malzemeler için elverişli olan üretim metodları ise diğer malzemelerin üretim metodlarından değişiklik gösterir. Örneğin; metal malzemeler talaşlı imalata uygun iken, kompozit malzemeler içerisinde bulunan takviye elemanlarının talaşlı işleme elverişsizliği sebebiyle bu üretim yöntemine uygun değildir (Scwartz 1997).

Bunun yanında kompozitler metal, polimer ve seramik matrisli olarak farklı sınıflara ayrıldıklarından, kendi içinde de farklı üretim yöntemlerinin kullanımını gerektirebilmektedir.

Bu tez kapsamında metal matrisli kompozit malzemelerin başlıca üretim yöntemlerine değinilerek, bunlardan toz metalurjisi yöntemi üzerinde durulacaktır.

### 2.4.1. Metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri

Metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri sıvı hal üretim ve katı hal üretim olmak üzere ikiye ayrılabilir. Genel olarak sıvı hal üretim yönteminde seramik partiküller kullanılır. Bu partiküller matris malzemesine farklı metodlar uygulanarak ilave edilmektedir. Seçilecek takviye malzemesinin özellikleri ve ıslatılabilirliği kompozit yapının dayanıklılığı ve sürekliliği için oldukça önemlidir. Metal matris tarafından yeteri kadar ıslatılmayan birçok seramik takviye elemanı üretim sırasında bir ön işleme gereksinim duymaktadır. Metal matrisli kompozitlerin üretiminde kullanılan başlıca yöntemler: Sıvı metal emdirmesi, sıkıştırılmalı döküm veya dövme döküm tekniği, basınçlı infiltrasyon, sıvı metal karışım yöntemi, yarı katı karıştırma yöntemi, plazma püskürtme yöntemi, toz metalurjisi yöntemi ve sıcak presleme yöntemi olarak sıralanabilir (Ersoy 2001; Şahin 2006).

## 2.5. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi (T/M) tekniği ileri teknoloji malzemelerinin üretilmesinde oldukça elverişli olan modern bir imalat yöntemidir (Liu 1994; Huda 1995). Genel olarak çok sayıda küçük parçanın ekonomik olarak üretimini sağlar. Bu yöntemle epey dar toleranslarda kontrol edilebilen parça özellikleri ve diğer üretim tekniklerine kıyasla daha az yüzey işleme gereksinimi vardır. Esas olarak, karıştırılmış veya ön alaşımlanmış veya mekanik alaşımlanmış tozların bir kalıp içerisine doldurularak belirlenen basınçlarda sıkıştırılması ve elde edilen sıkıştırılmış numunenin kontrollü atmosfer fırınında toz parçacıkların birbirleri ile bağ yapmalarını sağlamak için sinterlenmesi işlemidir (Newkirk 2004).

T/M tekniğini diğer yöntemlere göre daha çekici kılan şey; yüksek kaliteli ve karmaşık şekilli parçaların ekonomik şekilde üretilebilmesidir. Toz metalurjisi ile farklı boyut, şekil ve paketlenme özelliğine sahip metal tozları dayanıklı ve yüksek performanslı ürünlere dönüştürülür. Bu işlem; tozların birbiriyle karıştırılması,



preslenmesi ve sinterlenmesi ile partiküllerin ısı olarak bağlanması aşamalarından meydana gelir. T/M, yüksek malzeme kullanımına sahip, düşük maliyetli ve nispeten düşük enerjili otomatik yöntemlerin efektif bir biçimde kullanılmasıyla üretimdeki enerji, hammadde ve verimlilik gibi önemli kriterleri uygun bir şekilde sağlamaktadır. Bu sebeplerle sürekli olarak gelişmekte olan T/M tekniği geleneksel metal şekillendirme yöntemlerinin yerini almaktadır (Campbell 2006).

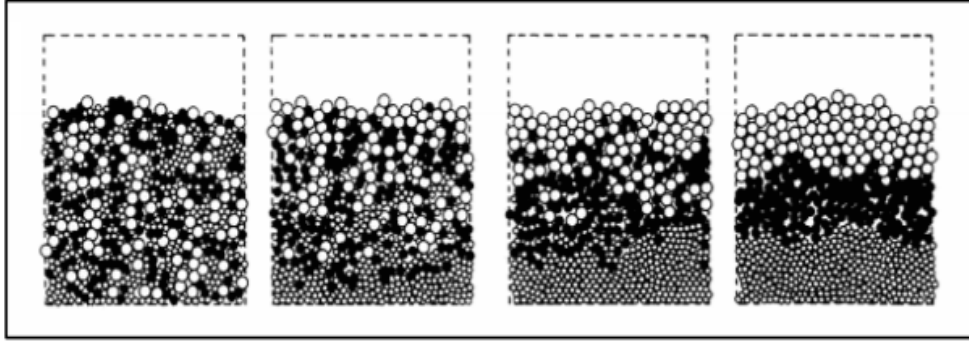


**Şekil 2.2.** T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler (Fujiki 2001)

Toz metalurjisi, ince toz haline getirilmiş metal partiküllerinin karıştırılması, karışımın bir kalıp içinde arzu edilen şekil veya formda sıkıştırılması, ardından son kısımda karışımı oluşturan toz partiküllerinin birbirine bağlanmasını sağlamak amacıyla sinterleme olarak adlandırılan sıkıştırılmış tozun kontrollü bir atmosferde ısıtılması işlemlerinden oluşan bir üretim yöntemidir. Bu nedenle, toz metalurjisi işlemini genel olarak sırasıyla toz üretimi, tozların karıştırılması, kalıba alınan tozların basınç altında sıkıştırılması ve sinterleme olarak basamaklara ayırabiliriz.

### 2.5.1. Karıştırma

Kullanılacak tozların belirlenmesinden sonraki işlem tozların homojen bir biçimde birbiriyle karıştırılmasıdır. Bu işlem, ham parçanın gözenek oranı ve parçacık dağılımına etki ettiğinden oldukça önemlidir. Gözenek oranı ve parçacık dağılımı gibi hususlar da son ürünün mekanik özelliklerine doğrudan etki etmektedir. Karıştırma işlemi esnasında tozların akışkanlığına, viskozitesine bağlı olarak kümelenme veya topaklanma görülebilmektedir. Bu gibi problemler parçacık yüzey enerjisini azaltmaktadır. Çevrim sayısına bağlı olarak tozların davranışları aşağıdaki şekilde gösterilmektedir.



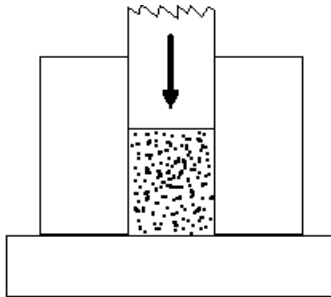
**Şekil 2.3.** Çevrim sayısına bağlı olarak karışımın Monte Carlo modellemeleri (Clyne 1993)

Şekil 2.3'te görüldüğü gibi, ufak partiküllerin boşlukları doldurmasıyla büyük partiküller üste çıkmaktadır. Bunun dışında, partiküller arasındaki yoğunluk farkı ve tozların birbirine yakın boyutlarda olmaları da oldukça önemlidir. Hafif partiküller yukarıya doğru hareket etmeye, daha ağır partiküllerse aşağıda topaklanmaya eğilim göstermektedirler (Liu 1994).

### 2.5.2. Presleme

Tozların karıştırılmasından sonraki aşama karışımı belirli bir basınç altında sıkıştırarak ham parça elde edilmesidir (Liu, 1994). Presleme aşaması toz metalurjisi tekniğinin en önemli aşamalarından biridir. Çünkü, son ürünlerdeki tozların yoğunluğu ve yoğunluğun homojenliği presleme sırasında tayin edilmektedir. Bu aşamayı önemli kılan faktör üretilen ürünün sahip olacağı özelliklerin homojenlik ve yoğunluğa bağlı olmasıdır (Newkirk, 2004).

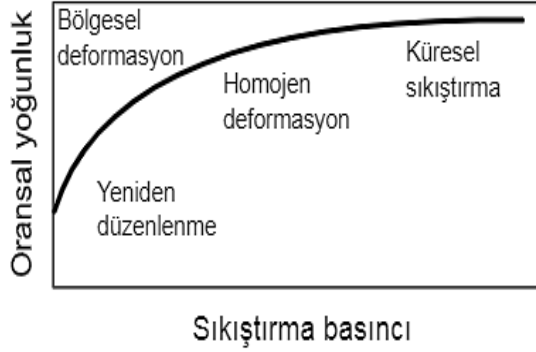
Konvansiyonel presleme yönteminde tek yönde ve düzensiz olarak uygulanan basınç nedeniyle yetersiz yoğunluk değerleri temin edilmektedir. Genel olarak presleme işleminde, mekanik ve hidrolik presler ile rijit kalıplar kullanılmaktadır (Newkirk 2004). Hidrolik presleme işlemi Şekil 2.4'te sembolik olarak gösterilmektedir.



**Şekil 2.4.** Tek yönlü konvansiyonel preslemenin şematik gösterimi (Liu, 1994)

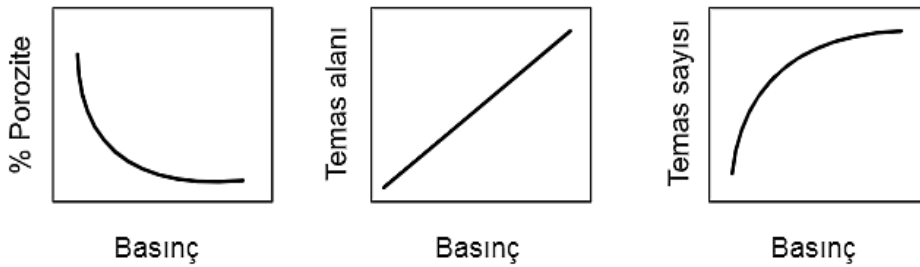
Soğuk, ılık ve sıcak izostatik presleme teknikleri geliştirilerek böylece ham parçaların kalitesi daha iyi kontrol edilebilmiştir (Liu 1994).

Yumuşak malzemeler presleme işleminde sert malzemelere göre daha başarılıdır. Toz partiküllerinin kendi aralarındaki ve kalıp ile arasındaki sürtünme preslenebilirliği etkilemektedir. Presleme sırasında uygulanan basınç ile yoğunluk değişiminin grafiği aşağıdaki grafikte basitçe gösterilmektedir. Grafikte dört ayrı bölge bulunmaktadır ve bu bölgeler birbirinden kesin sınırlarla ayrılmaz. Sıkıştırma yoğunluğu arttıkça yoğunlaşma hızında sürekli bir azalma gözlenir. Uygulanan basınç değiştikçe gözenek miktarı, koordinasyon sayısı ve temas alanı değişmektedir.



**Şekil 2.5.** Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi (Özkal 2002)

Basıncın partiküller üzerindeki ilk noktasal temasında elastik deformasyon oluşur. Uygulanan basıncın artması ile partiküller yeniden düzenlenir ve kayma ile partiküllerin birbirleriyle teması artar. Temas alanları eş zamanlı bir şekilde büyümeye başlar ve temas noktalarının çevresindeki plastik deformasyon bölgesi genişler. Temas noktalarında basınç yoğunlaşır ve komşu gözeneklere doğru kütle akışı gerçekleşir böylece gözeneklilik azaltılarak, gözenek boyutu küçültülür. Temas noktalarının büyümesiyle deformasyon sertleşmesi oluşur. İki faktör de sonraki adımlarda yoğunlaşma için gereken gerilme değerini artırır. Yoğunluk oranı arttıkça etkili deformasyon kaybolur ve gerçek partikül karakterleri yok olur. Aşağıdaki şekilde küresel şekilli bronz tozlarının sıkıştırma basıncı ile porozite, temas alanı ve temas sayısının değişimi gösterilmektedir.



**Şekil 2.6.** Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi (Bradbury 1986)

Bölgesel deformasyon basınç arttırıldıkça pürüzleri yassılaştırır böylece deformasyon temas bölgelerine doğru ilerler. Bu bölgelerdeki gerilme dağılımlarında farklılık gözlemlenir. Temas noktalarının merkezi en büyük basma gerilimi değerine sahipken, kenarları ise en küçük basma gerilmesi değerine sahiptir. Gerilme basıncın düşük olduğu zamanlarda temas noktalarında etkilidir. Daha fazla basınç ile ham parça boyunca homojen deformasyon ortaya çıkar. Kütle boyunca deformasyon sebebiyle üçüncü kademede sertlik değerinde artış meydana gelir. Küresel deformasyon çok yüksek sıkıştırma basınçlarında oluşur, bu aşama üç ya da daha fazla partikülün birleştiği yerlerde küçük gözenekler oluşturularak nadiren gerçekleşir. Bunun başlaması için 1 GPa gerilme ve %95 teorik yoğunluk değeri gerekir. Bu aşama pratikte çok nadir görülür. Preslemeden sonra basıncın düşmesiyle sıkıştırılan ham parça elastik şekilde rahatlar ve bu olay geriye yaylanma olarak tanımlanmaktadır (Bradbury 1986).

Presleme yöntemleri soğuk presleme ve sıcak presleme olarak kabaca sınıflandırılabilir. Sıcak presleme metodunda basınç ve sıcaklık aynı anda uygulanmaktadır. Soğuk presleme metodunda ise presleme işleminden sonra sıcaklık uygulanmaktadır. İzostatik presleme yöntemleri ise rijit kalıplarla presleme yöntemlerine göre daha üstündür. Bu tekniğin kullanımıyla üründe daha iyi mekanik özellikler görülmekte ve ölçü hassasiyeti sağlanmaktadır. Bu yöntemde, basınç partiküller üzerine homojen olarak dağılmaktadır ve bu sayede düşük basınçlarda dahi yüksek yaş yoğunluk ve yüksek yaş mukavemet değerlerine ulaşılabilir (Bradbury 1986).

### 2.5.3. Sinterleme işlemi

Sinterleme işlemi, presleme ile gözenekli bir form kazandırılmış partiküllerin yüksek sıcaklıklarda birbirine bağlanması ile mukavemetlendirildiği bir ısıl işlemidir. Sinterleme ile, partiküllerin yüzey alanlarında azalma gerçekleşir. Ayrıca partiküllerin temas noktaları büyüyerek gözenek şekli değişmekte ve gözenek hacmi (porozite) küçülmektedir. Sıkıştırılmış toz partikülleri arasındaki bağlantı yapışma, mekanik kilitlenme ve benzeri türden zayıf bağlantılar olduğundan preslenmiş ham parça oldukça düşük bir mukavemet değerine sahiptir. Bu nedenle sıkıştırılmış ham parçaya gerekli mukavemeti ve yüksek yoğunluğu sağlamak için, parça ergime noktasının altındaki sıcaklıkta ısıl işleme tabii tutulur.

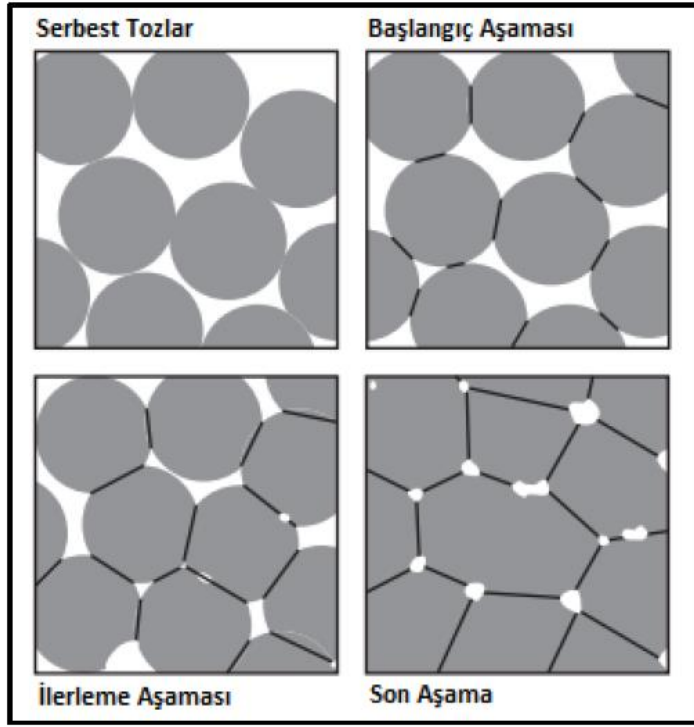
Yüksek sıcaklıklarda sinterleme işlemi, aktive atom sayısının ve boşlukların fazlalığı sebebiyle hızlı bir şekilde gerçekleşmektedir. Bu nedenden dolayı sıcaklık için sinterlemedeki en önemli parametre denebilir. Bunun yanında toz boyutu, presleme basıncı, sinterleme süresi, ısıtma hızı, sıvı faz oluşumu ve işlem atmosferi de sinterlemeye etki eden diğer önemli parametrelerdir. Çizelge 2.1'de kademeler halinde sinterleme işlemi anlatılmıştır.

**Çizelge 2.1.** Sinterleme Kademeleri (German 1996)

<b>Kademe</b>	<b>Proses</b>	<b>Yüzey alanı kaybı</b>	<b>Yoğunlaşma</b>	<b>Tane büyümesi</b>
<b>Adhezyon</b>	Kontakt oluşumu	Çok düşük	Yok	Yok
<b>Başlangıç</b>	Boyun büyümesi	Belirgin, %50'ye varan kayıp	Başlangıçta az	Çok az
<b>Gelişme</b>	Porların yuvarlaklaşması ve büyümesi	Açık porozitenin neredeyse tamamen yok olması	Oldukça fazla	Tane ve por boyutunda artış
<b>Final</b>	Por kapanması ve son yoğunlaşma	Önemsiz kayıp	Yavaş ve en az	Çok fazla tane ve por büyümesi

Çoğu durumda başlangıçta birbirine temas eden partiküllerin bileşimi şeklinde bir görünüm mevcuttur. İlk oluşan bağlar, sıkıştırılmış ham parçanın üretimine bağlı olarak temas noktalarından ara yüzeylere kadar çeşitlilik göstermektedir. Sinterlemenin başlamasıyla temas noktalarında boyutsal olarak büyümeler görülür, yüzey alanında ise oldukça büyük bir azalma söz konusudur.

Şekil 2.7'de görüldüğü gibi daha sonra taneler porları sararak ilerler. Böylece yüzeye doğru uzanan tüp şeklinde bir yapı elde edilir. Bu olay diğer sinterlenen yapıların da bu aşamada benzer yapıları oluşturması şeklinde devam eder. Tane sınırları kristal katılarda genellikle açık gözeneklere bitişiktir.



**Şekil 2.7.** Sinterleme prosesi aşamaları ve gözeneklerde oluşan değişimler (Fang 2010)

İlk aşamada boyunlar küçüktür ve birbiri ile etkileşmez, gözenekler köşelidir ve tane boyutu küçüktür. Ara aşamada gözenekler daha düzgün hale gelir ancak açıktır, komşu boyun bölgeleri birbirleri ile birleşmemişlerdir, tane sınırları gözenekler arasında kalmışlardır. Son aşamada gözenekler azalmış, izole edilmiş ve dışarıya kapalıdır ve tane boyutu artmıştır.

Sinterleme işleminde ilk kademe, her taneciğin üzerindeki az sayıdaki çeşitli noktadaki boyun büyümesidir. Boyunlar birbirinden bağımsız bir şekilde büyür. Sıkıştırma yapılmadan tanecikler küçük noktalarda temas etmeye başlar. Gözenekler başlangıçta düzensiz ve köşelidir. Bağlantı, tane sınırlarına yol açan atomların yayınımları ile oluşur. Bu olay, komşu parçacıklar arasında temasın olduğu yerlerde başlar. Bu aşamada boyutsal değişim olmaz, ancak mukavemet ve sertlikte artış olur. Ham yoğunluk arttıkça temas alanı artar ve potansiyel tane sınırı alanı artar. Yüksek gözenek içeren parçaların üretiminde bu aşama geçilmez.

Sinterlemenin ara aşamasına gelindiğinde gözenekler yuvarlaklaşır. Kütle transferi için itici güç olan gözeneklerin etrafındaki kavisler iç bükey bölgeleri doldurur. Bu aşamada, boyunlar birbirleriyle örtüşecek şekilde ölçülü büyümüşür. Gözenekler hala dış ortama açıktır. İlerleyen sinterleme ile tanelerde büyüme ve gözeneklerde küçülme meydana gelir.

Sinterleme işleminin son aşamasına gelindiğinde gözeneklerin yapısı kapalı ve küreseldir. Tam yoğunluğa yaklaşıırken tane büyümesi hızlanır. Bunun nedeni tane sınırı hareketini zorlaştıran gözenek sayısının azalmasıdır. Bu süreç çeşitli birçok mekanizma ile ifade edilebilir fakat anlatılan üç kademe morfolojideki değişimi etkili bir şekilde ifade etmektedir (German 1996).

Genel bir değerlendirme yapıldığında sinterleme işleminin üretilen malzemenin kullanılabilirliğini, şeklini, mekanik ve fiziksel özelliklerini belirleyen oldukça mühim bir proses olduğu söylenebilir. Diğer üretim metodları ile imal edilmiş malzemeler ile kıyaslandığında sinterlenmiş malzemeler döküm ürünlerinden daha değerlidir fakat işlenmiş ürünlere göre ise daha az değerlidir. Buna rağmen üretimdeki düşük maliyetleri sebebiyle sinterlenmiş malzemeler yaygın olarak kullanılmaktadır.

Demir matrisli TiB<sub>2</sub> takviyeli kompozitlerin sinterlenmesi genellikle katı hal sinterleme prosesiyle gerçekleştirilir. Bu bakımdan tez kapsamında katı hal sinterleme mekanizması üzerinde daha fazla durulacaktır.

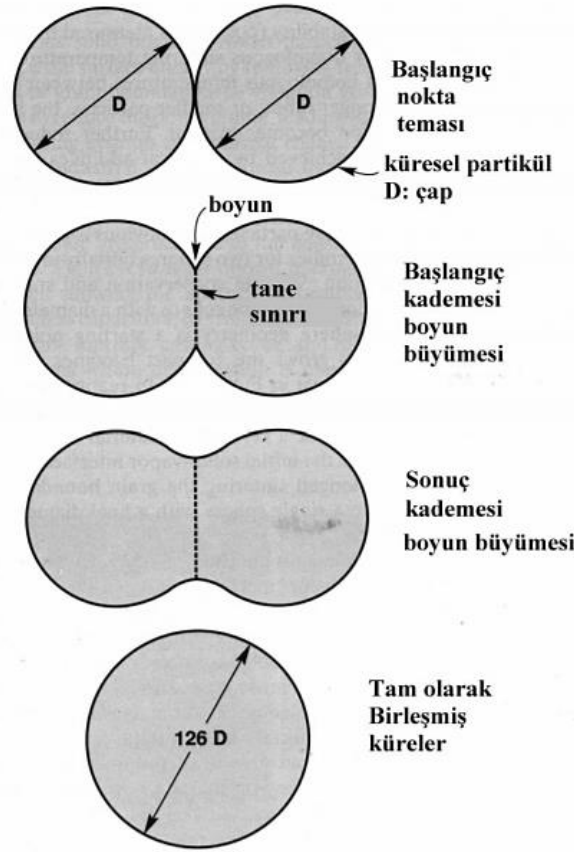
#### 2.5.4. Katı hal sinterlemesi

Katı faz sinterlemesi, kendi ergime sıcaklıkları altında sıkıştırılmış olan toz malzemelerin ısıya dayalı olarak aktif hale getirilmesi işlemidir. Burada porlar ile partiküllerin boyutlarındaki azalmadan dolayı çekilme olayı meydana gelmektedir. Bu sinterleme işleminde itici güç kompakt haldeki tozların toplam yüzey enerjilerinin azaltılmasıdır.

Katı faz sinterlemesi yalnızca atomik seviyedeki boşlukların difuze olmaları ile meydana gelmektedir. Katı halde sinterleme yayınma ile malzeme taşınımını içerir. Tane yüzeyi ile boyun bölgesi arasındaki serbest enerji veya kimyasal potansiyel farkı malzeme transferine neden olur.

Sinterleme noktasal temas halinde bulunan toz partiküllerinin katı-hal bağını oluşturmaları ile başlar. Sinterleme işlemi esnasında, partiküllerin birbiriyle teması ile başlayan, daha sonra ara parçacık bağının ilerlemesiyle devam eden partiküller arası bağ oluşumu mekanizmasına iki küre sinterleme modeli denilmektedir.

Bu modelde, partikül temaslarından kaynaklanan boyun büyümesi yeni bir tane sınırı oluşturmaktadır ve iki partikül tek bir partikül meydana getirip birleşmektedir. Böylece katı haldeki tanecikler ikinci bir faz oluşmadan yoğunlaşmaktadır. Bu işlem ile yapıdaki gözenekler azaltılarak, yoğunluğu ve mukavemeti artırılmış parçalar elde edilmektedir. Sinterleme sırasında partiküller arası bağ oluşumu iki küre modeliyle Şekil 2.8'de sunulmaktadır.



**Şekil 2.8.** Sinterleme sırasında partiküller arası bağ oluşumunun iki küre modeliyle açıklanması (German 2007)

Şekil 2.8’de birbirine noktasal şekilde temas eden iki küre ve bunların sinterlemenin farklı aşamalarındaki temas profilleri mevcuttur. Hacim korunduğundan ve yüzey enerjisi indirgendiğinden son geometride başlangıçtaki çapının 1,26 katına sahip tek bir küre meydana gelmektedir. Birçok sinterleme modeli bu model kullanılarak türetilmiştir.

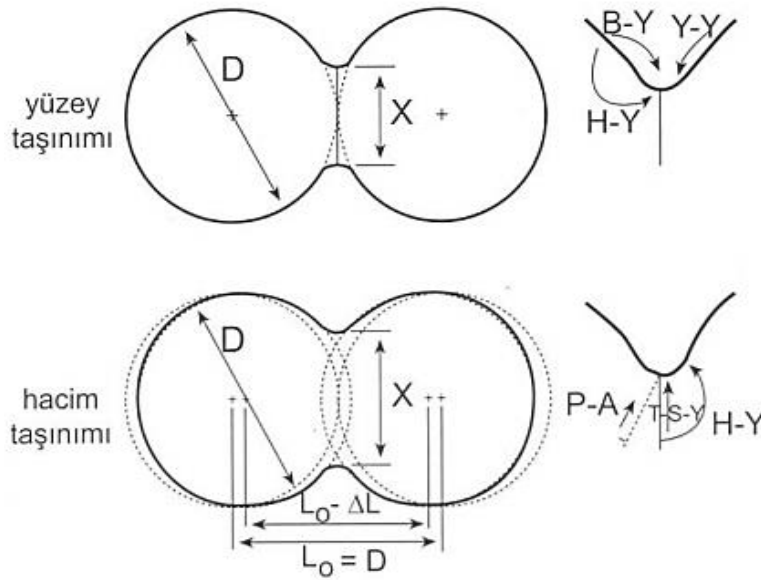
Boyun oluşumu ve ilerlemesi sonrası yapı, birbiri arasında bağlardan meydana gelen bir ağa dönüşür ve mukavemeti artar. Bilindiği gibi her partikülün üzerinde birçok temas noktası vardır ve temas noktalarının büyüüp yayılmasıyla izole porlar oluşmaktadır. Kristal malzemelerin temas noktalarında tane sınırı genişleyerek, öncesinde orada varolan katı-buhar ara yüzeyinin yerine geçmektedir. Sinterlemenin uzun süre devam etmesiyle tane sınırları ötelenir. Bunun sonucunda taneler birleşerek çapı başlangıç çapının  $2^{1/3}$  katı olan bir küre meydana gelir (German 1996). Küçük parçacıklarda atomların hareket mesafesi daha kısadır, daha az sayıda atom boyun bölgesini doldurmada yeterlidir ve gerilme daha büyüktür. Bunun için küçük boyutlu parçacıkların sinterlenmesi daha hızlıdır.

Ham parça, yüksek sıcaklıklarda dengeli bir malzeme değildir. Yani, iç yapısında etkili değişimler olur. Ham parçada iç yüzey alanı, atomsal boşluk, dislokasyonlar gibi hatalar ve yoğunlaşma gradyanları mevcut olup sinterleme sırasında bunlar azalır. İtici kuvvetler, sistemin serbest enerjisini azaltan kuvvettir. Parçacık-



parçacık temas alanlarının büyümesiyle özgül yüzey alanının azalması, gözenek hacminin azalması veya gözeneklerin küreselleşmesi, toz imalatı sırasında oluşan denge dışı kafes hata konsantrasyonlarının (nokta hataları, dislokasyonlar) ham parçada azalması ve çok elementli sistemlerde, yoğunluk gradyanlarının azalması gibi değişimler sinterleme için itici kuvveti oluşturur, malzemenin yoğunlaşmasına yol açar.

Taşınım mekanizmaları kütle akışının nasıl olduğunu açıklamaktadır. Kütle akışı yüzey taşınım mekanizmaları ve hacim taşınım mekanizmaları olarak iki sınıfa ayrılır. Yüzey taşınımında atomlar yakın olan gözenek yüzeylerinden itibaren boyun bölgesini doldururlar. Hacim taşınımında ise tane sınırlarındaki atomlar kullanılır ve bunlar boyun bölgesinde yeniden konumlanır. Şekil 2.9'da her iki kütle akış türü şematik olarak gösterilmiştir.



**Şekil 2.9.** Kısmi olarak sinterlenmiş bir geometriye uygulanan iki sınıf sinterleme mekanizması (German 2007)

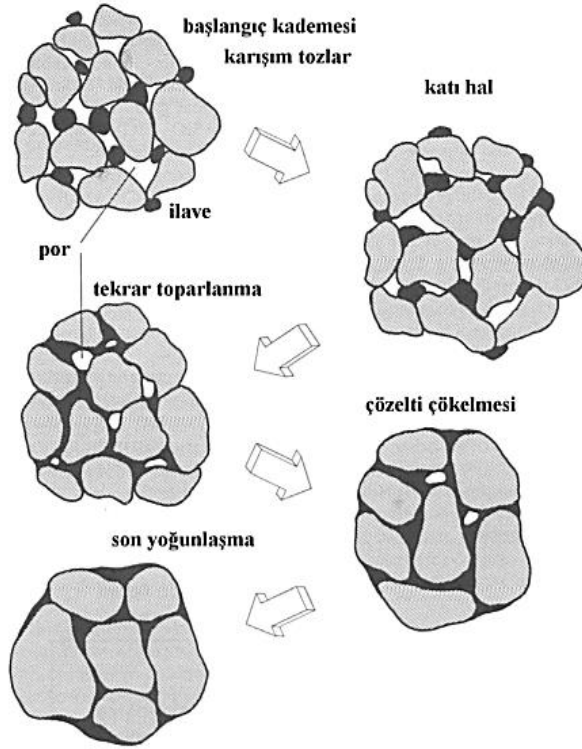
Boyun büyümesi için kütle taşınımı yüzey taşınımı mekanizmalarında yüzey kaynakları (buharlaştırma-yoğuşma B-Y, yüzey yayılımı Y-Y, hacim yayılımı H-Y) ile gerçekleşir. Hacim taşınımı işlemlerinde boyun büyümesi için kütle taşınımı iç kütle kaynakları (plastik akış P-A, tane sınırı yayılımı T-S-Y, hacim yayılımı H-Y) ile gerçekleşir. Sadece hacim taşınımı mekanizmaları ile çekme ve yoğunlaşma gerçekleşir. Yüzey ve hacim taşınım işlemleri boyun büyümesine neden olurlar ve sinterleme sırasındaki yoğunluk veya çekme aralarındaki en belirgin farktır ayrıca hacim yayılımı mekanizmaları genel olarak yüksek sıcaklıklarda etkilidir.

### 2.5.5. Sıvı hal sinterlemesi

Sıvı faz sinterleme işlemi, birden fazla bileşen içeren T/M parçasının solidüs çizgisi üzerinde bir sıcaklıkta ve proses esnasında bir sıvının varlığı ile gerçekleşmektedir. Katı hal sinterlemesinden farklılıklar göstermektedir. Bunlardan bir tanesi sıvı fazda malzeme taşınımının hızlı olması sebebiyle mikroyapısındaki

değişimin de hızlı olmaktadır (German 1985). Sıvı faz ile sinterleme işlemi kimyasal reaksiyonlara yol açabilmektedir. Fakat bu reaksiyonların çok etkili olduğu söylenemez. Bu sebeple sıvı fazın miktarı, viskozitesi, katıya bağlı ıslanabilirliği ve katının sıvıdaki ve sıvının katıdaki çözünürlüğü esas parametrelerdir (Boch 2001).

Sıvı faz sinterlemesinde ilk olarak, karışım halindeki toz partikülleri sıvının oluşacağı bir sıcaklığa ısıtılır. Isıtma esnasında, katı hal sinterlenmesi ortaya çıkar. Bunun nedeni mikroyapıda varolan kimyasal konsantrasyon gradyanıdır. Katı hal difüzyonuyla, sıvının ilk oluşmaya başladığı ana kadar dikkate değer ölçüde yoğunlaşma meydana gelir (German 2007). Yoğunlaşmanın artması için bir sonraki aşamada oluşan sıvının miktarı çok önemlidir. Daha sonra bağlayıcı metal sıvı faza geçmektedir. Sıvı faz sinterleme ile yoğunlaşma üç esas adımda gerçekleşir. Bunlardan ilki sıvı akışının başlaması ve partiküllerin tekrar düzenlenmesini içeren başlangıç aşamasıdır. İkinci aşama çözelti çökmesinin geliştiği ve daha sıkı paketlenmenin sağlandığı ara kademedir. Üçüncü aşama da yoğunlaşma hızının katı hal sinterlemesi ile eşitlenmesiyle son birleşmenin meydana geldiği son kademedir.



**Şekil 2.10.** Klasik sıvı faz sinterlemesinin kademelerine ait şematik diyagram (German 2007)

Sıkıştırılmış parça sinterlemenin ilk aşamasında ham yoğunluğundan katı faz difüzyonu ile yoğunlaşır. Yeniden düzenlenmesi sıvı oluşumu ile gerçekleşir. Son olarak da tane büyümesi gerçekleşir. Eğer sıvı miktarı fazlaysa tam yoğunluğa tekrar toparlanma sırasında ulaşılabilir. Sıvı miktarı az ise de yoğunlaşma sıvı içerisinden katı taşınımı ile katı iskelet vasıtasıyla gerçekleştirilir. Ayrıca bu durumda artık porozite katı

faz difüzyonu ile giderilir. Eğer sistemde sıvı oluşumu yoksa tüm yoğunlaşma katı faz sinterlemesi tarafından gerçekleştirilir.

Sıvı hal sinterlemesi homojen ve heterojen sistemler olarak ikiye ayrılmaktadır. Katı haldeki parçanın sinterleme sıcaklığına getirilmesi ile sıvı fazın bu işlem boyunca şekillenmeye devam etmesi ve soğuyunca katılaşması heterojen sistemlerde görülmektedir. Homojen sistemlerdeyse sıvı fazın matris içinde çözüldüğü ve kademeli bir halde kaybolduğu gözlenir.

Günümüzde, dental porselenler, otomotiv bağlantı rotaları, refrakter seramikleri ve karbür kesici takımları gibi malzemelerin üretilmesinde sıvı hal sinterlemesi yöntemi kullanılmaktadır (Upadhyaya 2001).

### 2.5.6. T/M’de kullanılan tozların özelliklerinin belirlenmesi

Toz metalurjisi tekniği kullanılarak üretilen parçaların istenilen özellikleri tam anlamıyla taşımaları için kullanılan tozlar, uygulama alanındaki ihtiyaçlar göz önüne alınarak belirli özellikleri sağlayacak bir şekilde seçilmelidir. Tozların özelliklerinin saptanmasında toz üretim yöntemleri büyük bir faktördür. Tozların özelliklerinin araştırılmasında tane büyüklüğü, yüzey alanı, tane şekli, iç yapı, ve kimyasal analiz gibi parametreler göz önünde bulundurulmaktadır. Bu parametrelere bağlı olarak görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik, toz akış hızı ve ham mukavemet gibi değerlerin değişim gösterdiği bilinmektedir.

#### Çizelge 2.2. Tozun önemli özellikleri ve etki ettiği bazı faktörler

Önemli Özellikler	Etkisi
Tozun boyutu	Görünen (ham) yoğunluk
Boyut dağılımı	Akış davranışı
Toz şekli	Ham dayanım
Kimyasal kompozisyon	Sıkıştırılabilirlik
Yüzey özellikleri	Sinterleme
Mikro Yapı	Şekillendirilebilirlik, tokluk

Tozların özelliklerinin belirlenmesi için numune alma işlemi gerçekleştirilirken ASTM standartları dikkate alınır. Numune alma işlemi gerçekleştirilirken alınan miktar oldukça az olduğundan tüm tozu temsil edecek şekilde işlem yapılmalıdır. Statik ve hareketli şekillerde numune alım yöntemleri mevcuttur. Statik numune alma işleminde

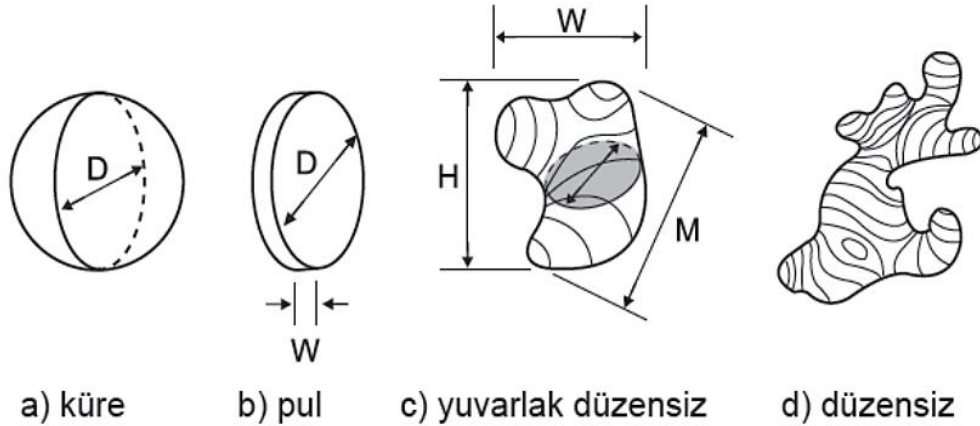
sabit duran toz varilinden birkaç farklı noktadan olacak şekilde numune alınırken, hareketli numune alma işlemi toz kütlesi hareket halindeyken gerçekleştirilmektedir.

T/M’de kullanılan tozların özellikleri fiziksel ve kimyasal özellikler olma üzere ikiye ayrılmaktadır.

### 2.5.7. Tozların fiziksel özellikleri

Tozların fiziksel özelliklerini tane şekli, tane boyutu, yoğunluk, akıcılık, sıkıştırılabilirlik olarak saymak mümkündür.

Parçacık boyut analizi çeşitli tekniklerle gerçekleştirilebilir. Metal tozlarının tane büyüklüğü belirlenirken genellikle elek analizi kullanılmaktadır. Partikül boyutlarının belirlenmesi ile tane boyutu tespit edilir. Tozun tamamı aynı boyutlarda değildir fakat ortalaması alınarak belirli bir boyuttan söz edilebilir. Boyut analizi yapılırken tozun her aralıktaki ortalama tane boyutu ve % miktarı hesaplanır. Tane boyutunun belirlenmesinde tozun şekli önemli bir etkidir. Küresel tozların toz boyutu yalnızca çap uzunluğunun saptanmasıyla tespit edilebilirken, pul şeklindeki toz parçacıklarının boyutları pul kalınlığı ve düzlem yönündeki boyutların saptanması ile belirlenebilmektedir. Değişik şekilli tozların boyut analizinde ise yüzey alanı hesabı kullanılmaktadır bu hesaplamada tane boyutu yüzey küreye denkleştirilerek elde edilir (Bocchini ve Lindskog 1991). Daha düzensiz şekillerin var olması halinde boyut tespitinde kullanılacak parametrelerinin sayısı daha fazladır.

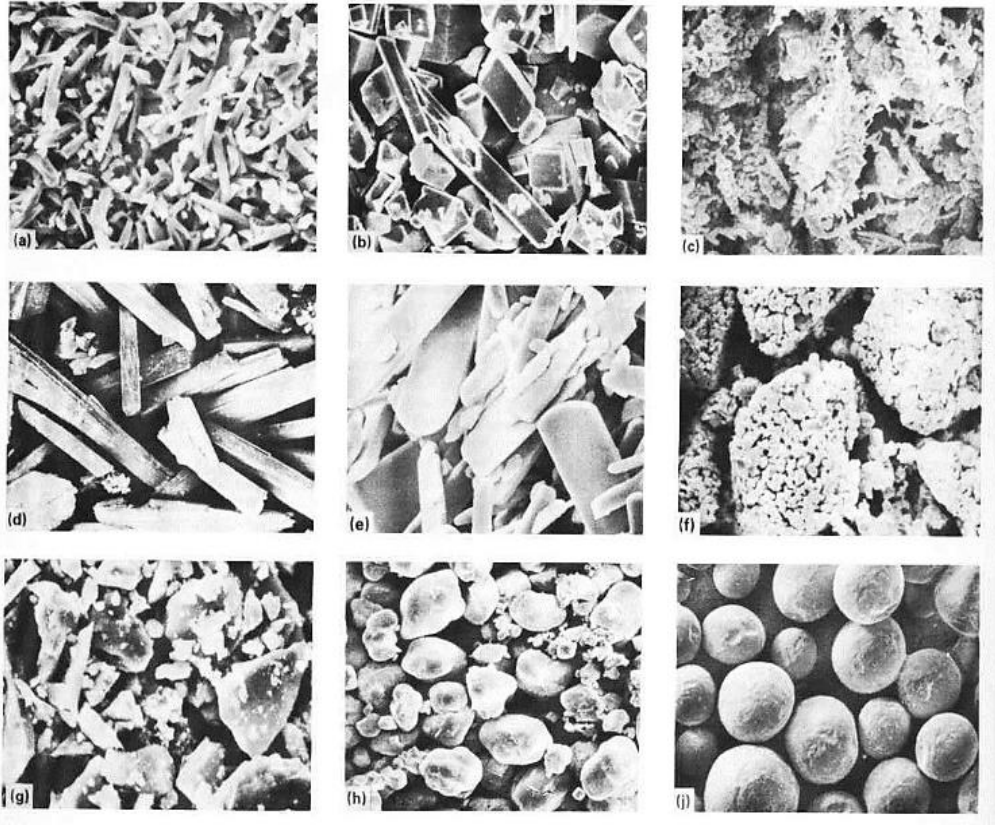


**Şekil 2.11.** Parçacık boyutu ölçümündeki zorlukların şematik gösterimi (German 2007)

Parçacık boyutu ölçümünde kullanılan teknikler eleme (elek analizi), mikroskop ile inceleme, sedimentasyon, ışık saçılımı ve kırınımı, elektriksel alan algılanması, ışık engelleme ve X-ışını teknikleri olarak sıralanabilir.

Önemli toz özelliklerinden biri olan tane şekli tozun akıcılık, görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik ve ham mukavemet gibi özelliklerini etkilediğinden önemlidir.

Şekil 2.12’de gösterildiği gibi tozların üretim yöntemlerine göre tane şekillerinde değişiklikler meydana gelebilmektedir.



**Şekil 2.12.** Toz üretim yöntemlerine göre demir tozlarının tane şekillerinin değişimi

Tozların görünür yoğunluğu, presleme işleminde kullanılacak kalıpların tasarımı için boşluk boyutlarının tespitinde oldukça önem taşır. Görünür yoğunluğun belirlenmesinde birbirine yapışık olmayan gevşek tozlar boyutları bilinen bir kaba tamamen doldurulak, tartılır. Görünür yoğunluk kalıba alınan tozun kütesinin kalıbın hacmine oranı hesaplanarak elde edilir. Bunun için gerekli olan tozların gevşek olarak doldurulması işlemi, tozun eğimli plaklar üzerinden dökülmesiyle gerçekleştirilir. Örnek olarak demir tozlarının görünür yoğunlukları birbirinden gözlenebilir farklılıklar göstermektedir (Türk Standartları 1985).

Tozların görünür yoğunluğu kullanılan kalıpların tasarımında önemli bir faktör olmasının yanı sıra tasarruflu kalıp malzemesi kullanımı, daha uzun kalıp ömrü, ayrıca kullanım sırasındaki oluşabilecek kırılma gibi risklerin engellenmesinde de etkilidir (Alpugan 1981). Bütün bunların sağlanması için görünür yoğunluğu yüksek olan tozların kullanılması gerekmektedir. Yüksek basınçta yüksek yoğunluklu parçaların üretilmesinde bu bir avantajdır. Fakat görünür yoğunluğu yüksek tozların sinterleme işleminde bir avantajı bulunmaz, çünkü bu tozlar kaba tanelere sahiptir. Tek bir sinterleme işleminin uygulanması durumunda bu tozlardan üretilen malzemelerin çekme dayanımları ve uzama değerleri bu nedenle düşüktür.

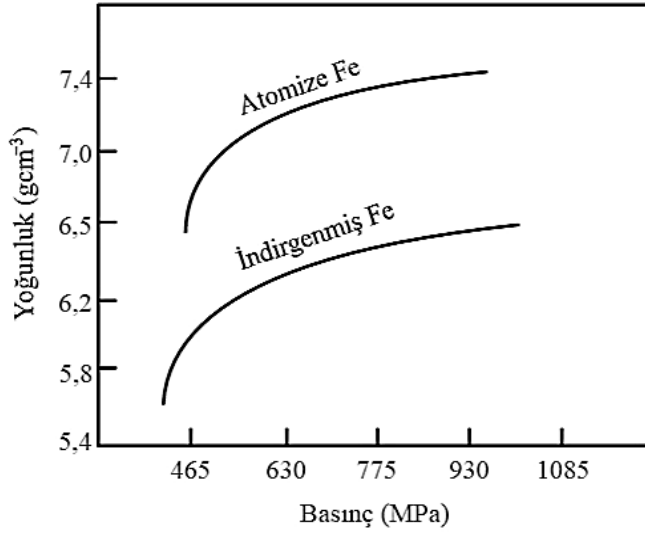
Akıcılık özelliği, tozların doldurma davranışı kullanılarak tespit edilir. Akıcılığın belirlenmesinde, kalıbı toz ile doldururken ihtiyaç duyulan zaman, bilhassa dar bir aralıkta tozun dolum oranı kullanılmaktadır. Akış özelliği iyi olan tozların tecih

edilmesi oldukça avantajlıdır. Akış oranı yüksek tozlar daha hızlı bir şekilde kalıbı doldurarak, üretim hızını artırır. Dikkat edilmesi gereken bir husus ince taneli tozların kalıba doldurulurken kalıp ile zımba arasındaki boşluklara sızmasıdır. Bu durumu önlemek için tozlara yağlayıcı karıştırılarak akma oranı azaltılabilir.

Sıkıştırılabilirlik, tozların basınç altında sıkışabilecekleri miktar, yada yoğunlaşma miktarı olarak tanımlanır. Aşağıda verilen denklem ile sıkıştırılabilirlik hesaplanabilir.

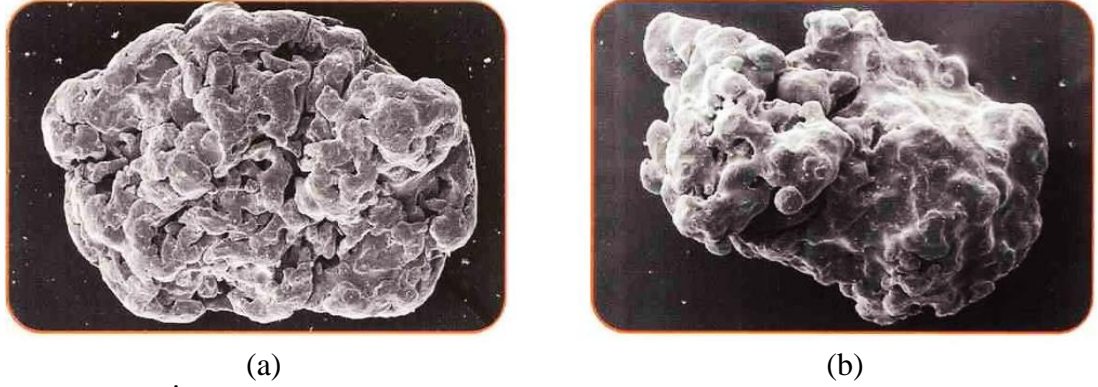
$$\text{Yoğunlaşma Parametresi} = \frac{\text{Parça Yoğunluğu} - \text{Görünür Yoğunluk}}{\text{Teorik Yoğunluk} - \text{Görünür Yoğunluk}}$$

Bu denklemden yararlanarak sıkıştırılabilirliğin görünür yoğunluğunun artmasıyla arttığı görülmektedir. Yapılan ölçümlere göre düşük basınçlarda dahi yüksek yoğunlaşmalar elde edilebilmektedir. Yine de sıkıştırılabilirliği daha iyi bir şekilde analiz etmek için yoğunluk/basınç grafiği eğrilerinden yararlanmak gerekmektedir. Buna göre yüksek basınçlarda yoğunluk artışının fazla olmadığı görülmektedir. Aşağıdaki şekilde iki farklı tipteki demir tozunun basınç ve yoğunluk ilişkisi gösterilmektedir. Bu grafikte, atomize demir tozunun normal demir tozuna kıyasla daha yüksek sıkıştırılabilirlik özelliği olduğu görülmektedir.



**Şekil 2.13.** Farklı tipteki demir tozları için basınç-yoğunluk eğrileri (Alpugan 1981)

Şekil 2.13'te verilen grafikte basınca göre değişen yoğunluk değerleri görülen demir tozlarının şekilleri Şekil 2.14'te gösterilmektedir.



**Şekil 2.14.** (a) İndirgenmiş demir tozunun şekli, (b) atomize demir tozunun şekli

Görünür yoğunluğu yüksek olan tozların kullanımda ise daha yüksek parça yoğunlukları elde edilmektedir. Karmaşık şekilli ve gözenekli tozların görünür yoğunlukları daha düşük olmaktadır. Düşük görünük yoğunluklarda sıkıştırma esnasında büyük oranda hacim azalması meydana gelir ve bu da soğuk kaynak miktarını artırır. Böylece ham mukavemeti daha yüksek malzeme üretilir. Aynı zamanda soğuk kaynak miktarının artmasının sinterleme verimini artırıcı bir etkisi vardır.

Sıkıştırmaya etki eden faktörler şöyle sıralanabilir:

- I. Metal veya alaşımların tabii sertlikleri sıkıştırılabilirliğe etki eder. Presleme esnasında tozlarda oluşan deformasyon nedeniyle tozun sıkışabilirliği etkilenir.
- II. Tane şekli ne kadar düzensiz olursa tozun sıkıştırılabilmesi o derece düşük olur.
- III. İç gözeneklilik miktarı sıkışabilme özelliğini azaltıcı yönde etki eder. Toz içindeki iç gözenekler sıkıştırma sırasında kapalı gözeneklerin oluşmasına neden olur ve tane içlerinde hava hapsolür. Bu nedenle taneleri gözenekli olmayan tozlar daha yüksek sıkışabilme özelliğine sahiptir.
- IV. Tane boyutu dağılımı eşit olan tozlar daha düşük sıkışma özelliği sergiler. En fazla boşluğa sahip karışımların sıkıştırılabilirliği yüksektir.
- V. Ametallerin varlığı sıkıştırma özelliğini azaltmaktadır. Çünkü ametaller sert ve düşük özgül ağırlıklara sahip oldukları için sıkıştırılabilirliği azaltmaktadır.
- VI. Katı yağlayıcılar metal tozlarının preslenmesine yardım ederek tozların sıkıştırılabilirliğine etki ederler.

### 2.5.8. Tozların kimyasal özellikleri

Tozların bileşimleri ve saflıkları en önemli kimyasal özellikleri olarak gösterilebilir. Bu özellikler sinterlenmiş malzemelerin üretiminde ve özelliklerinin oluşmasında büyük etki gösterir. Tozların saflığı kimyasal analiz yöntemiyle tespit edilmektedir. Metal tozlarının saflığı içerdiği malzemelerinin saflığına bağlıdır. Örnek olarak, oksitlerinin hidrojenle redüklenmesi sonucu elde edilen demir, volfram, kobalt tozlarının saflıkları, kullanılan oksitin saflığı ile alakalıdır. Ayrıca karbon ve oksijen

gibi safsızlıkların malzeme içinde hangi şekilde bulunduğu da mühim bir konudur. Örneğin oksijen elementi erimiş oksit ve absorbe edilmiş gazlar ve oksit levhaları halinde bulunabilir. Oksitlerin indirgenmesiyle üretilen metal tozları düzenli oksit kalıntıları içerirler. Elektroliz, granülizasyon ve pülverizasyon yöntemleriyle üretilen tozlardaki oksijen oksit kalıntıları şeklinde bulunur. Karbon elementi ise serbest karbon (grafit), karbür veya katı solüsyon hallerinde bulunur. Mekanik olarak hazırlanmış metal tozları karıştırıcıdan gelen Fe, Mn, C gibi bazı safsızlıklar içerir. Elektroliz yöntemiyle hazırlanmış metal tozların yüksek saflıkları vardır ve toplam safsızlık oranı %2'yi geçmez. Karbon tozlarının içerdikleri oksijen ve karbon miktarı %1,5 kadar yüksek olabilir. Bu gibi safsızlıklar tozların sinterlenmesi işleminde giderilebilmektedir. Demirde bulunan kükürt, fosfor, manganez, silisyum gibi safsızlıklar tozlarda bulunmaz. Tozlarda bazı safsızlıkların bulunması bilinen ve genellikle kullanımda sıkıntı yaratmayan bir durumdur. Bazı durumlarda sinterleme işlemi için tozlara yabancı maddeler de eklenebilmektedir. Örneğin elektrik ampulü üretiminde volframa alüminyum oksit ve toryum katılmaktadır. Katılan malzemelerin miktarlarının artması ham mukavemeti azaltmaktadır. Tozların sinterlenmesinde kimyasal özelliklerin önemli etkisi vardır. Bu yüzden etkilerinin göz önünde bulundurulması gerekir. Takviye olarak katılan malzemelerin miktarının artmasıyla da ham mukavemet azalır. Bazı alaşım elementlerinin eklenmesiyle sıkıştırılmış tozların ham mukavemetlerinin düştüğü bilinmektedir. Metal tozlara yağlayıcı karıştırarak elde edilen peletlerin ham mukavemetleri, yağlayıcı karıştırılmayan peletlerden daha düşüktür (Bocchini ve Lindskog 1991).

## 2.6. Toz Metalurjisinde Demir

Demir, geçmişten günümüze T/M endüstrisinde üretim ve kullanım alanı en yüksek olan metal tozudur. Demir dünyadaki metallerin en ucuzudur ve yaygın olarak bulunur. Dünyadaki metal üretiminin %90'ı demir ve alaşımlarından oluşmaktadır. Özel uygulamalar haricinde demir saf halde kullanılmaz. Sünger demir üretimi için yöntem Höganäs firmasında 20. yy. başlarında uygulanmıştır. 1960'lı yıllarda A.B.D ve Sovyetler Birliği de bu yönteme benzer teknikleri kullanmışlardır. Bir diğer yöntem olan su atomizasyon yöntemi ile de demir alaşım tozlarının üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu yöntemde ergimiş metal, su jetine maruz bırakılmaktadır ve damlacık halinde küçük parçacıklara bölünmektedir ve bu damlacıklar işlem esnasında hızlıca katılaşmaktadır (Höganäs Handbook 2013).

Demir alaşım tozları genellikle 300-800 MPa basınç aralığında takım çeliklerden imal edilmiş kalıplar kullanılarak preslenmektedir. Presleme işlemi üç adımda gerçekleşir. Birinci aşamada kalıbın iç yüzeyi zımbaların ise dış yüzeyi molycote, parafin ve çinko stearat gibi yağlayıcılar kullanılarak yağlanır ve tozlar yağlanmış kalıba doldurulur. İkinci aşamada kalıbın içindeki tozlar alt ve üst zımbalar sayesinde basınç altında sıkıştırılır. Son aşamada da preslenmiş ham parça kalıptan çıkartılır. Çoğunlukla tozların sıkıştırılmasında presleme işlemi kullanılmaktadır. Presleme işleminde çok sayıda farklı pres türü bulunmaktadır. T/M'de kullanılan yöntem ve fonksiyona göre tek yönlü veya çift yönlü presler tercih edilmektedir. Tek yönlü preslerde zımbalardan biri sabittir ve alt veya üst zımba basıncı tek bir zımbaya aktarır. Çift yönlü preslerde ise zımbalar alt ve üst parçaya iki yönden basınç uygulayacak şekilde hareket eder. Presleme işleminden sonra tozlar şekil verilmiş numune haline gelir. (ASM Handbook 1998, German 1996).



Demir esaslı toz alaşımları genellikle 1100-1150 °C arasındaki sıcaklıklarda sinterlenir. Geleneksel sinterleme işlemi üç aşamadan meydana gelir. İlk olarak ön ısıtma işlemi yapılmaktadır. Ön ısıtma işlemi sinterleme sıcaklığının altında bir sıcaklıkta gerçekleştirilir ve parça içindeki yağlayıcı ve bağlayıcı malzemeler ortadan kaldırılır. İkinci adımda sıkıştırılmış ham parça sinterleme sıcaklığına ısıtılır. Bu aşamada parçanın varsa alaşım elementlerinin difüzyonu gerçekleşir, yoğunluğu artırılır ve mekanik özellikleri iyileştirilir. Sinterleme işlemi, koruyucu atmosfer veya vakum altında gerçekleştirilir (German 1996).

### 2.6.1. Saf demir

Saf demir sadece küçük miktarlarda üretilir ve prensip olarak araştırmalar için kullanılır. Saflaştırma ile %99.99'dan daha fazla saf hale getirilebilir. Saf demirin akma dayanımı çok düşüktür (~7500 psi) (Çizelge 2.3 ) Saflığı biraz az olan demir (%99.9) ticari olarak üretilir ve yüksek bir akma dayanımına sahiptir (10.000-20.000 psi). Karbon, mangan, fosfor ve kükürt gibi elementlerin çok az miktarlardaki ilaveleri saf demirin dayanımında büyük artış meydana getirir. Tam tavlanmış bazı saf demirlerin mekanik özellikleri Çizelge 2.3'te verilmiştir.

**Çizelge 2.3.** Tam tavlanmış bazı demirlerin 21 °C'deki mekanik özellikleri (Metals Hand Book)

Demir tipi	Çekme dayanımı (psi)	Akma dayanımı (psi)	Uzama (%)
Saflaştırılmış demir	28.000	70.000	
Elektrolitik demir	35.000-40.000	10.000-20.000	'40-60
İngot demir (Armco)	41.000	18.000	47

Karbon, mangan, fosfor ve kükürt gibi elementlerin çok az miktarlardaki ilaveleri saf demirin dayanımında büyük artış meydana getirir. Nispeten saf demirlerin kimyasal kompozisyonları ise Çizelge 2.4'de verilmiştir.

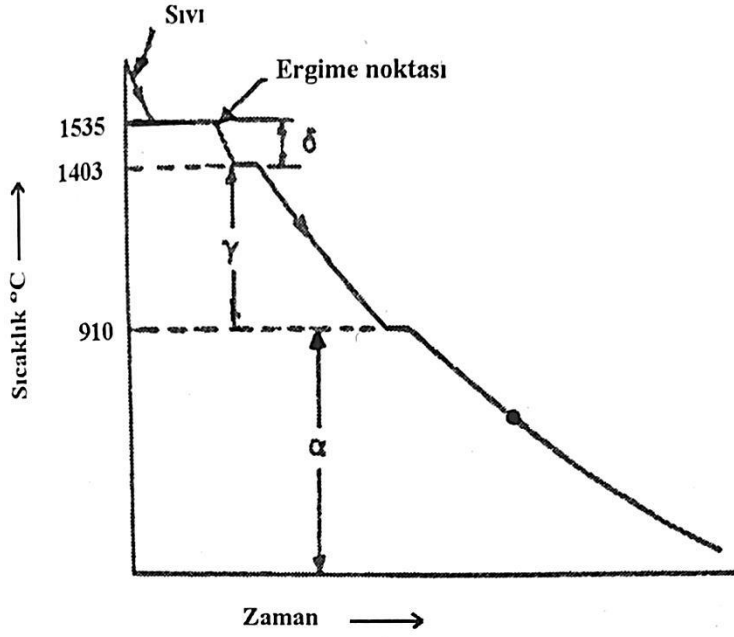
**Çizelge 2.4.** Nispeten saf demirlerin kimyasal kompozisyonları

Demir Tipi	Kimyasal Kompozisyon (%)								
	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Armeo Saf Demir	0.012	0.017	0.005	0.025	Trace	–	–	–	–
Elektrolitik	0.006	–	0.005	0.004	0.005	–	–	–	–
H <sub>2</sub> Saflaştırılmış	0.005	0.028	0.004	0.003	0.0012	–	–	0.003	0.0001

Saf demir alfa ( $\alpha$ ) gama ( $\gamma$ ) ve delta ( $\delta$ ) olmak üzere üç allotropik yapıdadır. Şekilde gösterilen saf demirin idealize edilmiş soğuma evreleri atmosferik basınçta bu kristolografik yapıların her birinin dengede olduğu sıcaklık aralıklarını göstermektedir. Demir oda sıcaklığında 910 °C'ye kadar hacim merkezli kübik yapıya sahiptir. Bu yapı  $\alpha$  demir olarak adlandırılır. Alfa  $\alpha$  demir ferromanyetiktir ancak 768 °C'ye (Curie noktası) ısıtıldığında ferromanyetizmi kaybolurken kristal yapı hacim merkezli kübik olarak kalır. Bu yapı kendini 910 °C'ye kadar korur. Daha sonra bu yapı yüzey merkezli kübik  $\gamma$  demire dönüşür. 1403 °C'ye kadar ısıtıldığında  $\gamma$  demir tekrar hacim merkezli demire dönüşür. Bu yapı ergime noktası 1535 °C'ye kadar korunur.  $\delta$  demir küb kenar uzunluğu  $\alpha$  demir küb kenar uzunluğundan daha uzundur. Tablo da saf demirin kristolografik özellikleri özetlenmiştir.

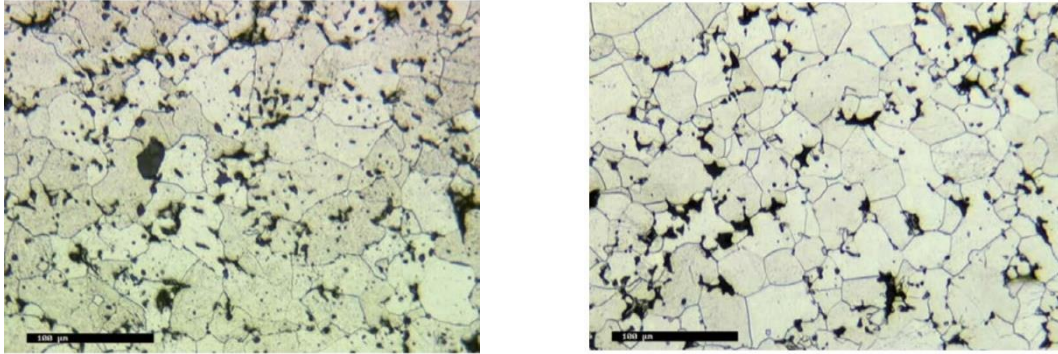
**Çizelge 2.5.** Saf demirin kristolografik özellikleri

Allotropik Yapılar	Kristolografik yapılar	Birim küb kenarı	Sıcaklık aralığı
Alfa	HMK	2.86 (70 °F)	910 °C'ye kadar (1670 °F)
Gama	YMK	3.65 (1800 °F)	910-1403 °C (1670-2557 °F)
Delta	HMK	2.95 (2650 °F)	1403-1535 °C (2557-2795 °F)
Yoğunluk 7.868 g/cm <sup>3</sup>	Ergime Noktası 1535 °C (2795 °F)		Kaynama Noktası 3000 °C (5432 °F)



**Şekil 2.15.** Atmosferik basınçta saf demir için idealize edilmiş soğuma eğrileri

Şekil 2.16'da, yoğunlukları aynı olan (7.10 g/cm) iki farklı saf demir tozlarının a) Höganas NC100.24 ve b) Höganas ASC100.29) mikro yapıları gösterilmektedir. İki malzeme 1120 °C' de 30 dakika sinterlenmiştir (Höganas Handbook 2013).



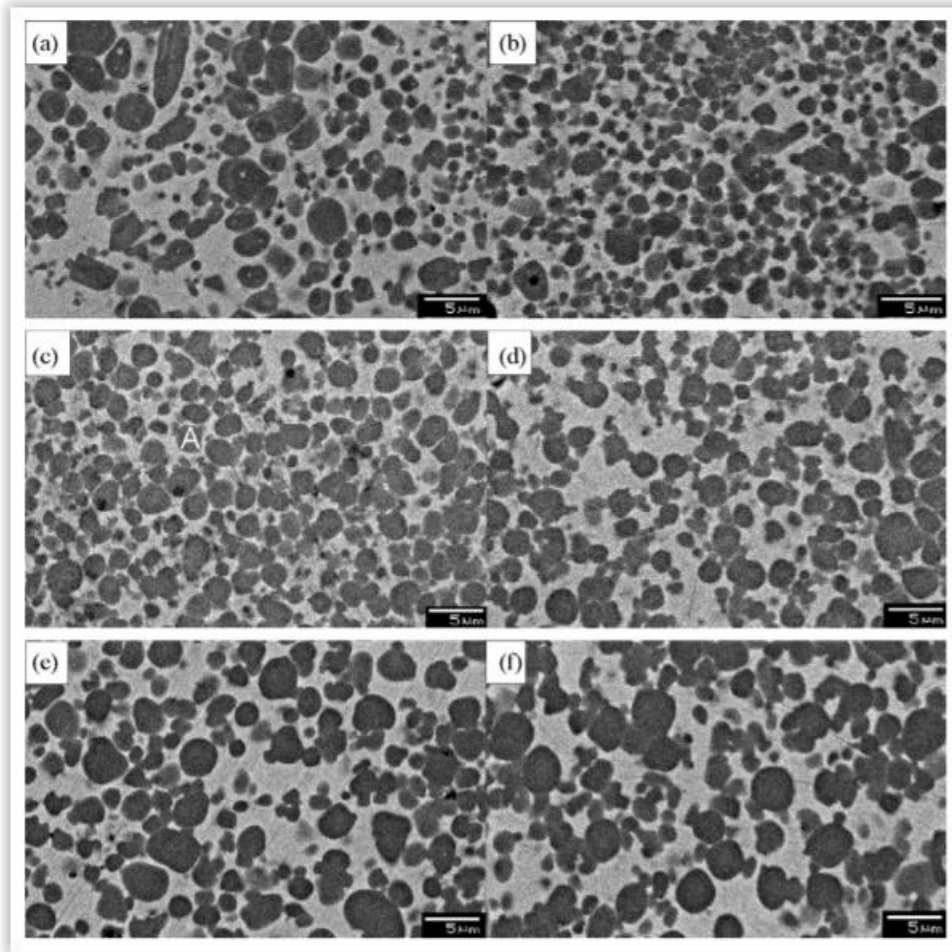
**Şekil 2.16.** Saf demirin mikroyapı görüntüleri (a) NC100.24, (b) ASC100.29

## 2.7. Demir Bazlı Martisli Kompozitler

Önceki bölümde belirtilen, demirin avantajları sayesinde, demir metal matrisli kompozitlerde matris malzemesi olarak kullanılmıştır. Demir esaslı kompozitler, ağır yük uygulamalarında çok önemlidir. Matris fazı olarak demir içeren MMK'lerde literatürde sınırlı çalışma olduğu görülmektedir (Konopko K 2001; Zuhailawati H 2010)

Bu amaçla çeşitli üretim yöntemleri uygulanarak demir bazlı matrislere TiC, (Ti,V)C, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikülleri eklenerek kompozitler elde edilmiş ve incelenmiştir.

Literatürdeki bir çalışmada Wang vd. (2007) toz metalurjisi tekniği ile in situ yöntemi kullanarak, (Ti, V)C parçacıkları takviyeli demir bazlı kompozitlerin üretimini gerçekleştirmiştir. Yüksek hacimli karbür, nitrür, borid veya oksit parçacıkları içeren demir bazlı kompozitler, iyi aşınma direnci gerektiren uygulamalar için sıklıkla tercih edilen malzemelerdir. Aşınmaya dayanımını arttırmak için oldukça yüksek sertlik değerlerine sahip ikinci faz partikülleri demir matrise takviye edilmektedir. Çalışmada numuneler 350 MPa'da tek eksenli kalıp pres kullanılarak preslenmiştir. Sinterleme 1380-1440 °C aralığında 1 saat boyunca bir vakum fırınında gerçekleştirilmiştir ve fırında soğumaya bırakılmıştır. Atom oranı V/Ti 0, 0.1, 0.4, 0.6, 0.8 ve 1 olacak şekilde numuneler hazırlanmıştır.



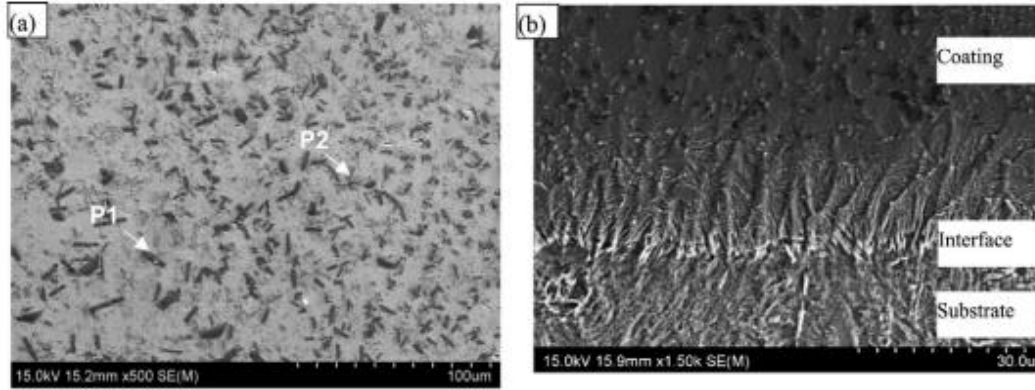
**Şekil 2.17.** Fe-(Ti, V) C kompozitlerinin mikroyapı görüntüleri; 1420 °C'de sinterlenen (a) V/Ti = 0 ve (b) V/Ti = 0.1, 1400 °C'de sinterlenen (c) V / Ti = 0.4, (d) V/Ti = 0.6, (e) V/Ti = 0.8 ve (f) V/Ti = 1.0

VC'nin Fe içindeki çözünürlüğü TiC'den daha yüksektir, bu nedenle Fe'deki (Ti, V) C katı çözeltilisinin çözünürlüğü, V / Ti atom oranı arttıkça artış göstermektedir.

Literatürdeki incelenen başka bir çalışmada Zhang vd. (2017) Fe-Ti-Cr-B-C parçacıkları takviyeli Fe bazlı kompozit kaplamaların, lazerle kaplanarak üretimi gerçekleştirilmektedir. Çizelge 2.6'da çalışmada kullanılan kütle oranları belirtilmektedir.

**Çizelge 2.6.** Numunelere ait bileşim oranları (Zhang 2017)

Numune No	FeTi <sub>30</sub>	B <sub>4</sub> C	Kütle Oranı Ti:B <sub>4</sub> C	FeCr <sub>67</sub>	Fe (ağ. %)
S0	60	8.33	2.4:1	0	Dengede
S1	60	8.33	2.4:1	6	Dengede
S2	60	8.33	2.4:1	12	Dengede
S3	60	8.33	2.4:1	18	Dengede

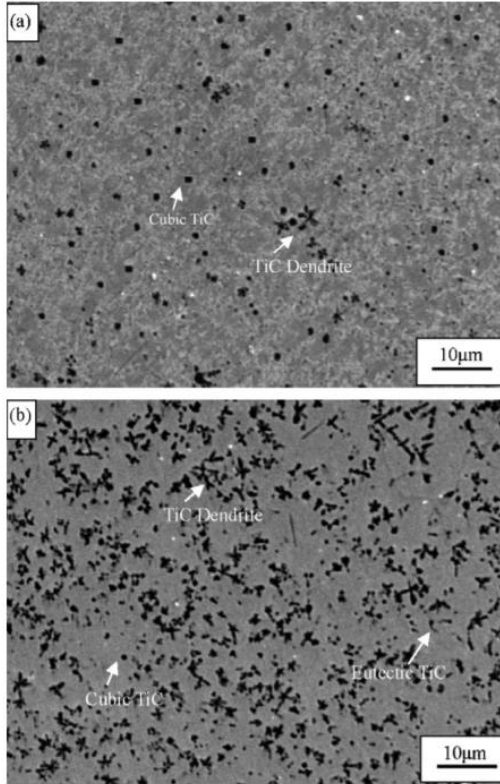


**Şekil 2.18.** a) S0 numunesine ait kaplamanın üst yüzeyinin morfolojisi b) kaplamanın, arayüzeyi ve alt tabakasının morfolojisi

Şekil 2.18'de (a) ve (b), sırasıyla numune S0'nın kaplaması ve substratının üst yüzey ve arayüzünün üst yüzeyinin tipik FESEM morfolojisini göstermektedir. Şekil 2.18 (a) 'da, kaplamada esas olarak iki tür parçacık, şerit parçacık ve çiçek benzeri parçacık olduğu görülmektedir. Açık gri matris içerisinde eşit bir şekilde dağılmışlardır. Bu partiküllerin bileşimini daha da ayrıntılı olarak belirlemek için, enerjinin dağılım spektroskopisi (EDS), kaplamanın temel dağılımını karakterize etmek için kullanılmıştır.

P1 (siyah şerit) partiküllerinin Ti ve B olduğu, P2 (çiçek benzeri) partiküllerin ağırlıklı olarak Ti ve C olduğu tespit edilmiştir. XRD analizinin sonuçları ile birlikte, P1'lerin TiB<sub>2</sub> ve P2'lerin TiC olduğu sonucu çıkartılmaktadır. Ek olarak, Şekil 2.18 (b) 'de, kompozit kaplamanın, substrata sağlam bir metalurjik arayüzle bağlandığı görülmektedir.

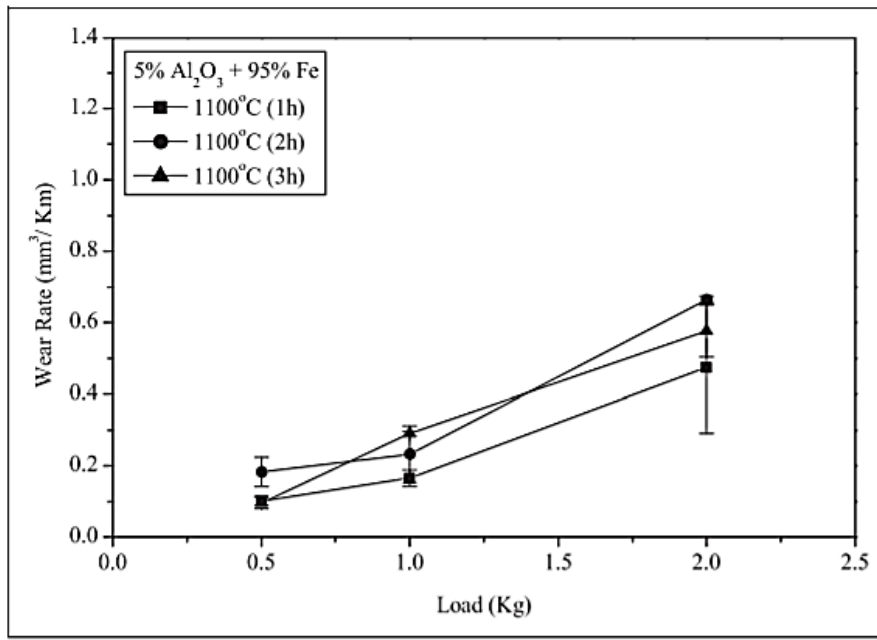
İncelenen bir diğer çalışmada Wang vd. (2006) gaz tungsten ark kaynağı (GTAW) çok katmanlı eritme işlemi ile üretilen TiC partikülleri takviye edilmiş Fe bazlı yüzey kompozit kaplamalarının mikroyapıları ve özellikleri analiz edilmektedir. Çalışmada grafit ve ferrotitanyumun (FeTi) karışım tozu, eşit bir şekilde bir AISI 1045 çelik alt taban üzerine bırakılmakta ve daha sonra GTAW ısı kaynağı ile ısıtılmaktadır. Bu çalışmada, alt tabaka malzemesi için HRC 32-35 sertliğinde su verilmiş ve temperlenmiş bir durumda AISI 1045 çeliği kullanılmıştır; (ağırlıkça %) 0.45C, 0.25Si, 0.66Mn ve Fe dengesini içerir. Alt tabakanın boyutları 100 mm x 25 mm x 10 mm'dir. Ham kaplama alaşımı olarak bir ferrotitanium (FeTi) alaşımı ve kristal grafit (% 99.5 saflık) toz karışımı kullanılmıştır. FeTi'nin kimyasal bileşimi (ağırlıkça%): 41.5Ti, 0.08C, 0.035P, 0.025S ve Fe içermektedir. FeTi alaşımının grafit toza oranı, stokiyometrik TiC'ninkine karşılık gelir, bu nedenle, w(FeTi): w(C) ağırlık oranı 9,5: 1'dir. Kolaylık açısından, numuneler kaplaması tek geçiş, iki geçiş ve üç geçiş sırasıyla "S1", "S2" ve "S3" olarak adlandırılmıştır.



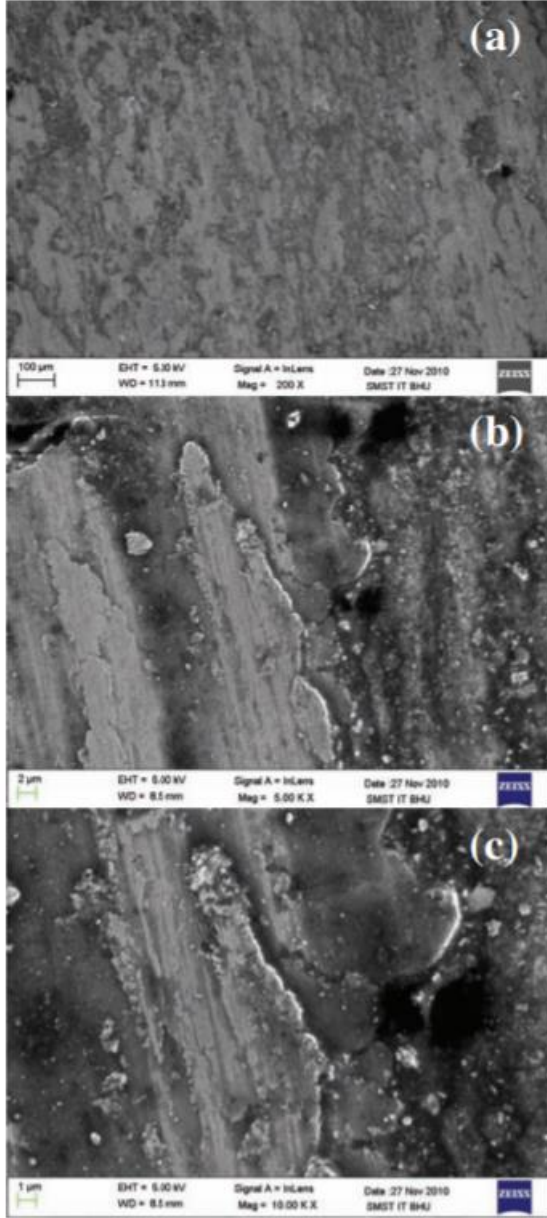
**Şekil 2.19.** GTAW işlemi kullanılarak üretilen kompozit kaplamaların mikroyapı görüntüleri a) S1 numunesi ve b) S3 numunesi

Kompozit kaplamalarda kübik TiC karbürlerinin ve ince iğne şeklindeki ötektik karbürlerin olduğu görülmüştür. Bu TiC karbürlerle birlikte, numunelerde primer TiC karbürlerin radyal olarak büyümüş dendritleri de bulunmaktadır. Kübik TiC karbürleri ve ince iğne şeklinde ötektik TiC karbürleri, FeTi ve grafit tozları arasındaki üçlü ötektik reaksiyondan oluşmaktadır. Bu karbür partiküllerin oluşumu ve matristeki homojen dağılımları nedeniyle kompozit kaplamalar çok yüksek sertlik ve mükemmel aşınma direnci göstermektedir. Çok katmanlı kompozit kaplamaların aşınma direnci, 1045 çelik alt tabandan yaklaşık üç ila dört kat daha yüksektir.

Literatürde incelenen Gupta vd. (2013) yaptığı çalışmada, toz metalurjisi tekniği kullanılarak üretilen ağırlıkça % 5  $Al_2O_3$  takviyeli demir bazlı metal matrisli kompozitlerin tribolojik özellikleri araştırılmaktadır. Kompozitin ağırlıkça bileşimi, matris malzemesi olarak % 95 Fe ve takviye olarak % 5  $Al_2O_3$ 'dür. Sıkıştırılmış ham parçalar argon atmosferinde 900-1100 °C sıcaklık aralığında 1 ila 3 saat sinterlenmiştir. Üretilen kompozitlere 4 m/s kayma hızında 0.5, 1.0 ve 2.0 kg yükler için 60 dakika süren aşınma deneyi uygulanmıştır. Taramalı elektron mikroskobu ile incelenen aşınmış numunelerin mikro yapısı, abrazif aşınmanın daha yüksek yükte daha belirgin olduğu düşük yükte adhezif aşınmasının daha belirgin olduğunu ortaya koymuştur. Aşınma oranının ayrıca sinterleme sıcaklığına ve süresine de bağlı olduğu görülmüştür. Yapılan XRD analizleri, demir (Fe) ve alümina ( $Al_2O_3$ ) partikülleri arasındaki reaktif sinterleme sonucu demir alüminat ( $FeAl_2O_4$ ) oluşumunu göstermiştir.



**Şekil 2.20.** 1100 °C'de sinterlenen numunelere ait uygulanan yüke göre aşınma oranı grafiği



**Şekil 2.21.** %5 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli 1100 °C’de sinterlenen kompozitin aşınma deneyi sonrası a)200x, b)500x ve c)1000x büyütme oranlarında taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

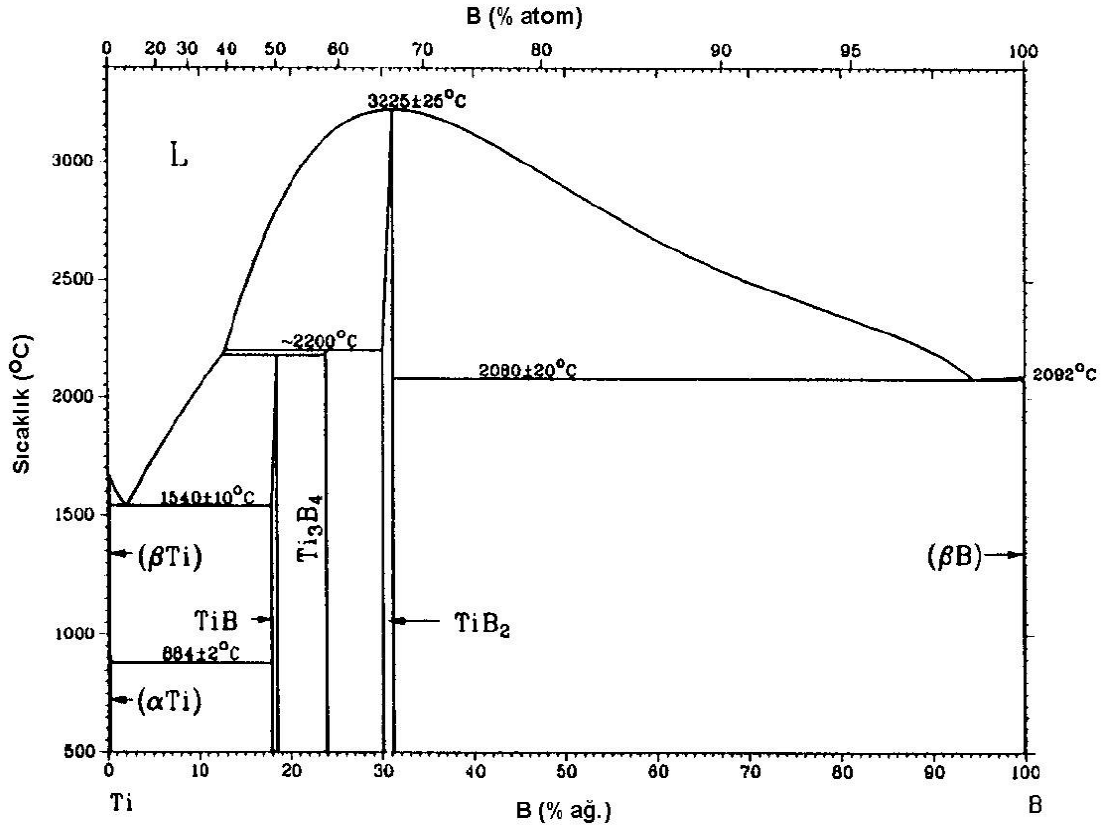
Şekil 2.21 b)’de görülen aşınma izleri sertliği daha fazla olan alümina parçacıkları tarafından oluşturulmaktadır. Şekil 2.21 c)’de ise sistemin genel morfolojisi, demir ve alümina partiküllerinin reaktif sinterlenmesi sırasında oluşan nano boyutlu demir alüminat oluşumunu göstermektedir.



## 2.8. Titanyum Diborür

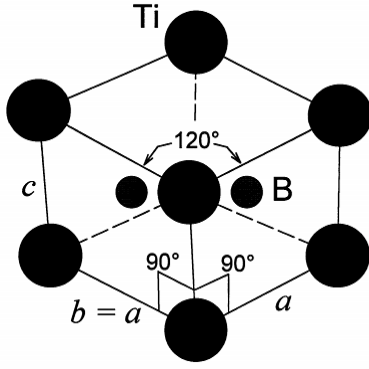
İleri teknoloji malzemeleri olarak adlandırılan ve çoğunlukla elektronik ve uzay endüstrisinde kullanılan malzemeler, malzeme bilimi ve teknolojisinde önemli bir yere sahiptir. Bu malzemelerin içinde titanyum diborür ( $TiB_2$ )'de bulunmaktadır. Titanyum diborür ( $TiB_2$ ), erime noktası, sertlik, yoğunluk oranına mukavemeti ve aşınma direnci gibi nispeten yüksek değerleri ile bilinen yüksek mukavemet ve dayanıklılığa sahip olan seramik bir malzemedir (Munro 2000).  $TiB_2$  üstün mekanik özellikleri, yüksek ergime noktası ve kimyasal kararlılığı gibi özelliklere sahip olduğundan oldukça mühim bir malzemedir. Geniş bir uygulama alanına sahip  $TiB_2$ 'nin kullanımı gün geçtikçe yaygınlaşmaktadır.

$TiB_2$  kovalent bağlı bir geçiş metali borürüdür. Titanyum diborür Ti-B sistemine ait ağırlıkça % 31,1 bor içermektedir. Ti-B sistemindenki en kararlı bileşiktir.  $TiB_2$  dışında  $TiB$  ve  $Ti_3B_4$  gibi iki titanyum borür daha mevcuttur.

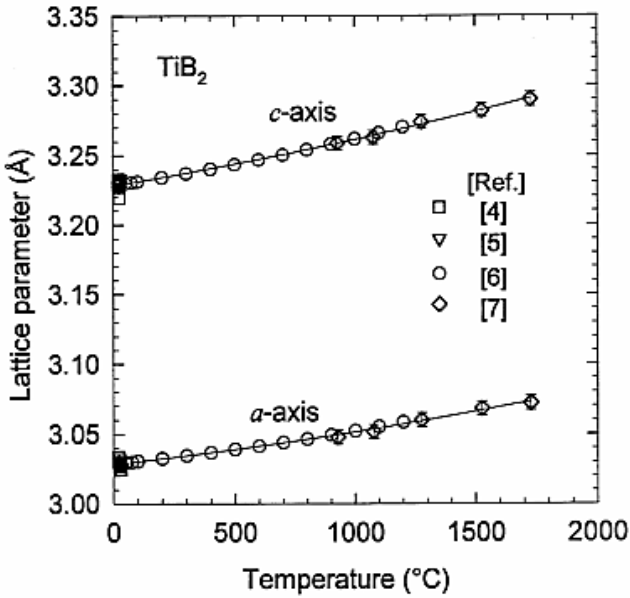


Şekil 2.22. Titanyum-Bor faz denge diyagramı (Massalski, Okamoto, Subramanian ve Kacprzak 1990)

Tek kristalli  $TiB_2$ ,  $P6 / mmm$  boşluk grubuna sahip, Şekil 2.23 'de altıgen simetri sergiler. Kafes parametreleri, termal genişleme katsayısının lineer sıcaklık bağımlılığını açıklayan sıcaklığa ikinci dereceden bir bağımlılığa sahiptir.  $c / a$  oranı  $25\text{ }^\circ\text{C}$ 'de  $(1.066\pm 0.001)$  ile  $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 'de  $(1.070\pm 0.001)$  arasında değişmektedir.



Şekil 2.23. Tek kristalli P6 / mmm boşluk grubuna sahip  $TiB_2$ 'nin altıgen birim hücresi (Munro 2000)

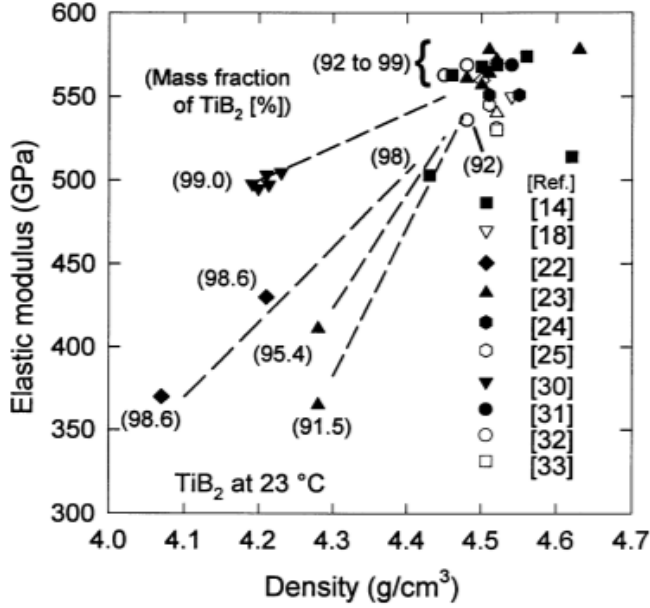


Şekil 2.24. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak tek kristalli  $TiB_2$ 'nin kafes parametreleri a ve c (Munro 2000)

Yüksek bir ergime noktası ( $3225 \pm 20$ ) °C bulunan  $TiB_2$ 'nin basınçsız sinterlenmesi, yaklaşık 2000 °C gibi nispeten yüksek bir sinterleme sıcaklığı gerektirir. Öte yandan, tane büyümesi de yüksek sıcaklıklarda hızlanıp, artmaktadır ve altıgen tane yapısının anizotropisi, istenmeyen iç gerilmelere ve soğutma sırasında kendiliğinden kılcal çatlak oluşumunun başlamasına neden olur. Cr,  $CrB_2$ , C, Ni, NiB, and Fe gibi sinterleme yardımcıların kullanımı ile tane büyümesi sınırlandırılabilir ve yoğunluk geliştirilebilir.  $TiB_2$ 'nin sıvı Ni ve Fe'deki çözünürlüğü, bu konuda özellikle yararlı görünmektedir. Sinterleme yardımcıları kompozisyonda kullanıldığında teorik maksimum yoğunluk ( $\rho_{theo}$ ), saf kristalin yoğunluğundan ( $\rho_{ptal}$ ) farklı olabilir. Bunun nedeni kullanılan sinterleme yardımcısının kütle yoğunluğu ve kafes parametreleri üzerindeki etkisidir.

Oda sıcaklığında, çeşitli tane boyutları ve yoğunlukları için ultrasonik hız ve rezonans yöntemleri ile belirlenen E değerleri, kabaca yoğunluk ile ayırt edilen ancak

tane boyutuna çok az algılanabilir bağımlılığa sahip iki gruba ayrılmaktadır. Bu gözlem, elastik özellikleri temel olarak gözenekliliğin bir işlevi olarak değişecek şekilde kabul eden sayısız model ile tutarlıdır. Geniş bir gözeneklilik aralığında (% 50'ye kadar), bağımlılık üssel bir model,  $E = E_s e^{-b\phi}$  ile iyi tanımlanmaktadır, ancak düşük yoğunluk dereceleri için modül daha hızlı bir şekilde düşmektedir. Bu ifadede,  $E_s$  ve  $b$  parametrelerdir ve  $\phi$ , gözenekliliğin hacim kesridir. Çok çeşitli seramikler için  $b \approx 4.1 \pm 1.8$ 'dir. Sonuç olarak, elastik modülün ölçülen yoğunlukta doğrusal olması beklenebilmektedir.



**Şekil 2.25.** Yoğunluğun bir fonksiyonu olarak oda sıcaklığındaki TiB<sub>2</sub>'nin elastik modülü değerleri (Munro 2000)

Yapılan literatür taramasında, TiB<sub>2</sub> kütle fraksiyonunun yaklaşık olarak sabit bir yoğunlukta artması ile TiB<sub>2</sub> elastik modülünü önemli ölçüde arttığı gözlenmektedir.

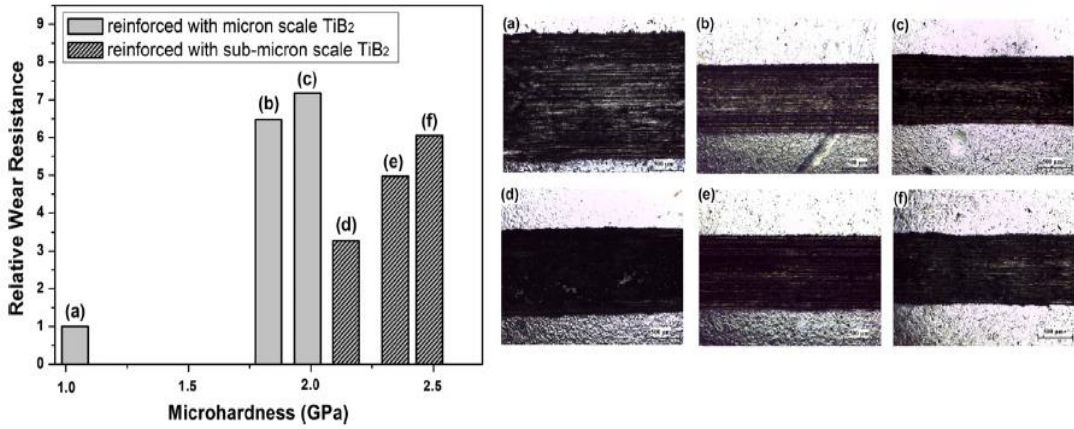
Mukavemet, mikrokristali oluşturan parçacıkların anizotropik termal genişlemesi ile numunelerde üretilen kalıntı iç gerilmelerin gevşemesinin bir sonucu olarak artabilir. Oksidasyon ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'ün oluşumu nedeniyle oluşan çatlak iyileşmesi, bu davranışa yaklaşık 1000 ° C sıcaklığa kadar katkıda bulunabilir, ancak daha yüksek sıcaklıklarda okside olmuş numunelerin oda sıcaklığındaki dayanımlarının oksidasyon ile azaldığı görülmektedir. TiB<sub>2</sub> eğilme ya da çekmeye oranla, sıkıştırma altında çoğu yapısal malzeme gibi daha kuvvetlidir. Bu dikkatle, oda sıcaklığında, sıkıştırma mukavemetinin yoğunluğa bağımlılığının yaklaşık olarak doğrusal olduğu anlaşılmaktadır.

Mukavemet ve tokluğun yoğunluğa ve tane büyüklüğüne bağlı olduğu düşünüldüğünde, girinti altındaki malzemenin plastik deformasyonunun da yoğunluğa ve tane büyüklüğüne bağlı olacağı beklenebilir. Fakat şaşırtıcı bir şekilde, TiB<sub>2</sub>'nin Vickers sertlik değerlerinin yoğunluğa veya tane boyutuna farkedilebilir bir bağımlılığı bulunmadığı gözlemlenmektedir.

## 2.9. TiB<sub>2</sub> Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler

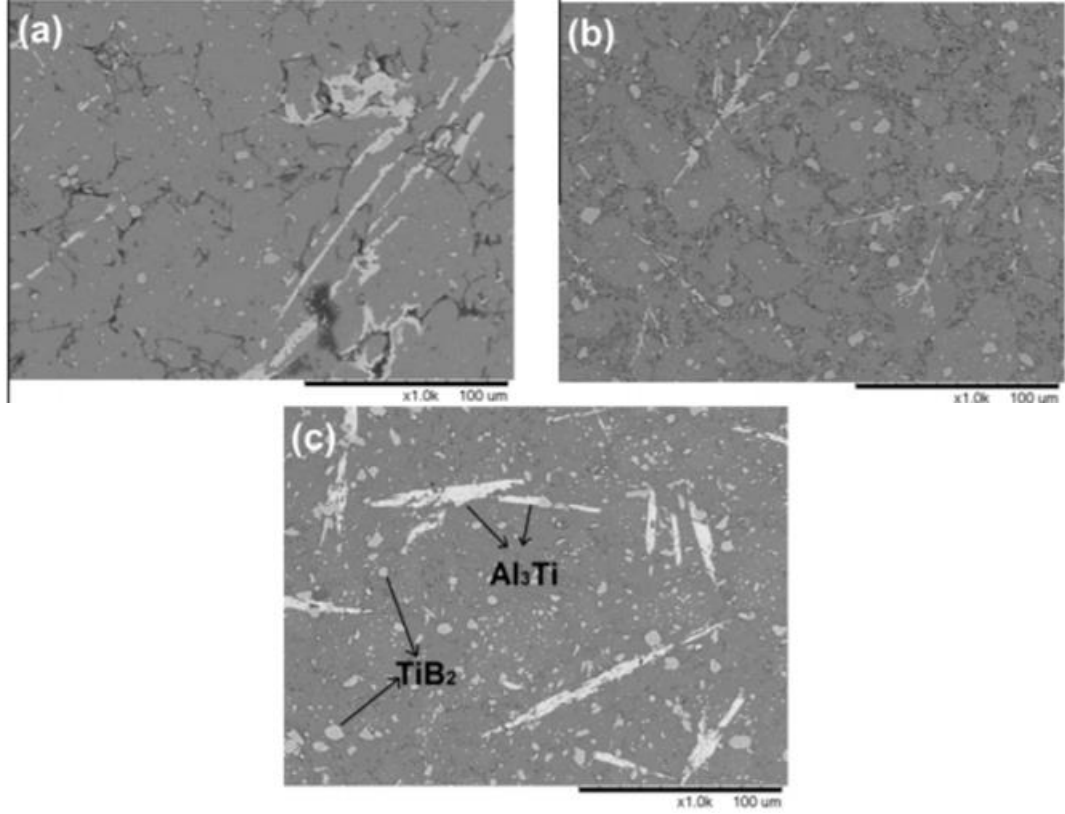
Önceki bölümde belirtilen, titanyum diborürün üstün özellikleri sayesinde, TiB<sub>2</sub> partikül formunda metal matrisli kompozitlerde takviye malzemesi olarak kullanılmıştır. Bu amaçla çeşitli üretim yöntemleri uygulanarak alüminyum (Balcı 2013), alüminyum bakır alaşımı (Tjong 1999), alüminyum 7075 alaşımı (Chandana 2018), paslanmaz çelik (Sulima 2014), bakır (Tjong 2000) ve magnezyum (Wang 2004) matrislere TiB<sub>2</sub> partikülleri eklenerek kompozitler elde edilmiş ve incelenmiştir.

Literatürdeki bir çalışmada, Balcı vd. (2013) mekanik alaşımlama ile TiB<sub>2</sub> takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin basınçsız sinterleme ile üretimini gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada, mikron ve mikron altı ölçekli TiB<sub>2</sub> parçacıkları ile güçlendirilmiş Al matris kompozitler üretilmiştir. TiB<sub>2</sub> partikül büyüklüğü, TiB<sub>2</sub> içeriği ve mekanik alaşımlama süresinin Al matris kompozitlerin mikroyapı ve özellikleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır. TiB<sub>2</sub> partikül büyüklüğünün (40 nm ve 320 nm), TiB<sub>2</sub> içeriğinin (ağırlıkça% 5, 10 ve 15) ve mekanik alaşımlama süresinin (2, 4 ve 8 saat) Al matris kompozitlerin mikroyapı ve özellikleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Mikron altı TiB<sub>2</sub> parçacıklarıyla takviye edilmiş kompozitler, daha yüksek sertlik (ağırlıkça% 15 güçlendirme için 2 GPa civarında) ve mikron ölçekli TiB<sub>2</sub> parçacıklarıyla takviye edilmiş olanlara kıyasla daha düşük aşınma direnci değerleri sergilemiştir. Ayrıca, kompozitlerin sertliği ve bağlı aşınma direnci değerleri, artan TiB<sub>2</sub> içerikleriyle yükselmiştir. Şekil 2.26'da, aşınma direnci değerleri ve aşınma izlerinin görüntüleri sunulmaktadır (Balcı 2013). (TiB<sub>2</sub>\* mikron altı TiB<sub>2</sub> parçacıklarını temsil etmektedir.)



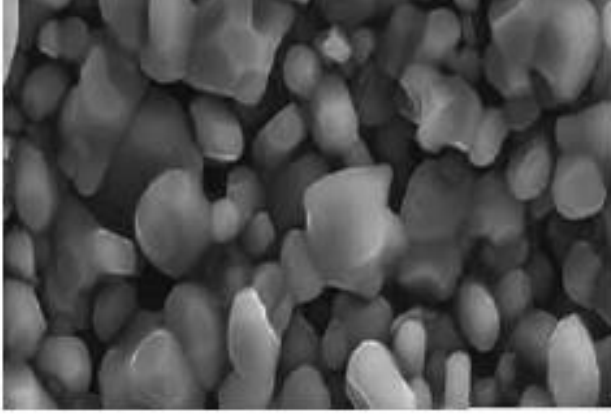
**Şekil 2.26.** Mikron ve mikron altı TiB<sub>2</sub> partikül takviyeli kompozitlerin mikro sertliğe bağlı olarak aşınma direnci diyagramı ve aşınma izlerinin optik mikroskop görüntüleri a) Al-5TiB<sub>2</sub>-4 h b) Al-10TiB<sub>2</sub>-4 h c) Al-15TiB<sub>2</sub>-4 h d) Al-15TiB<sub>2</sub>\*-2 h e) Al-15TiB<sub>2</sub>\*-4 h f) Al-15TiB<sub>2</sub>\*-8 h (Balcı 2013)

Yapılan çalışmada 5 saat boyunca 650 ° C'de sinterlenen mekanik olarak alaşımlı tüm örneklerin mikroyapısında az miktarda Al<sub>3</sub>Ti intermetalik bileşik gözlenmiştir. Ağırlıkça %5, %10 ve %15 TiB<sub>2</sub> içeren Al matrisli kompozitlerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri sırasıyla Şekil 2.27'de sunulmaktadır (Balcı 2013).



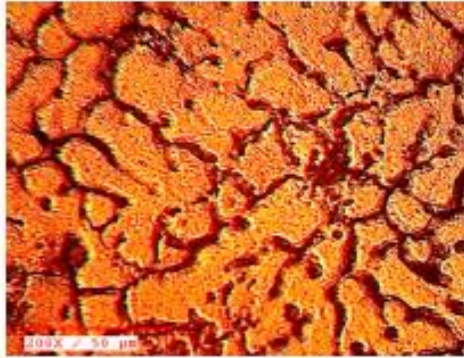
**Şekil 2.27.** Ağırlıkça a) %5, b)%10 ve c) %15 TiB<sub>2</sub> içeren Al matrisli kompozitlerin SEM mikrografları (Balcı 2013)

Literatürdeki Chandana vd. (2018 )'nin yaptığı çalışmada TiB<sub>2</sub> partikülü takviye edilmiş alüminyum 7075 alaşımı matrisli kompozitler üretilmiştir. Takviye malzemesi olarak sırasıyla % 4, % 6 ve % 8 ağırlıkta TiB<sub>2</sub> kullanılmıştır. TiB<sub>2</sub> takviyeli Al 7075 kompozitler karıştırma döküm tekniğini kullanarak hazırlanmıştır. Çalışmada takviye partiküllerinin ıslanabilirliğini arttırmak için ağırlıkça %1 oranında magnezyum da ilave edilmiştir. Alüminyum matriks kompozit içerisinde magnezyum ilavesiyle alaşımlamada yarar sağlanmaktadır, aynı zamanda sırasıyla yüzey gerilimi ve daha iyi ıslanma dağılımı azaltılmaktadır. Matris alaşımdaki takviyenin artırılması ile kompozitlerin sertliği kademeli olarak artmaktadır. Kullanılan TiB<sub>2</sub> tozlarının taramalı elektron görüntüsü Şekil 2.28'de sunulmaktadır.

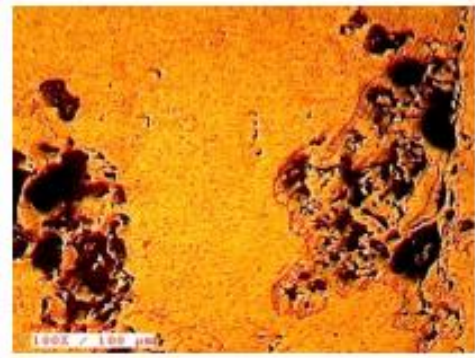


**Şekil 2.28.** Kullanılan TiB<sub>2</sub> partiküllerinin SEM fotoğrafı (Chandana 2018)

Döküm tekniği kullanılarak üretilen TiB<sub>2</sub> takviyeli Al matrisli kompozitlere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 2.29’da sunulmaktadır. Bu görüntülere göre % 6 oranında TiB<sub>2</sub> içeren kompozitte TiB<sub>2</sub> partiküllerinin mikroyapıda homojen bir şekilde dağılmadığı ve TiB<sub>2</sub>’lerin topaklandığı görülmektedir. Ağırlıkça %8 TiB<sub>2</sub> içeren kompozit malzemede ise TiB<sub>2</sub>’ler mikroyapıda daha homojen bir dağılım göstermektedir.



(a) 96% Al7075 ile 4 % TiB<sub>2</sub>



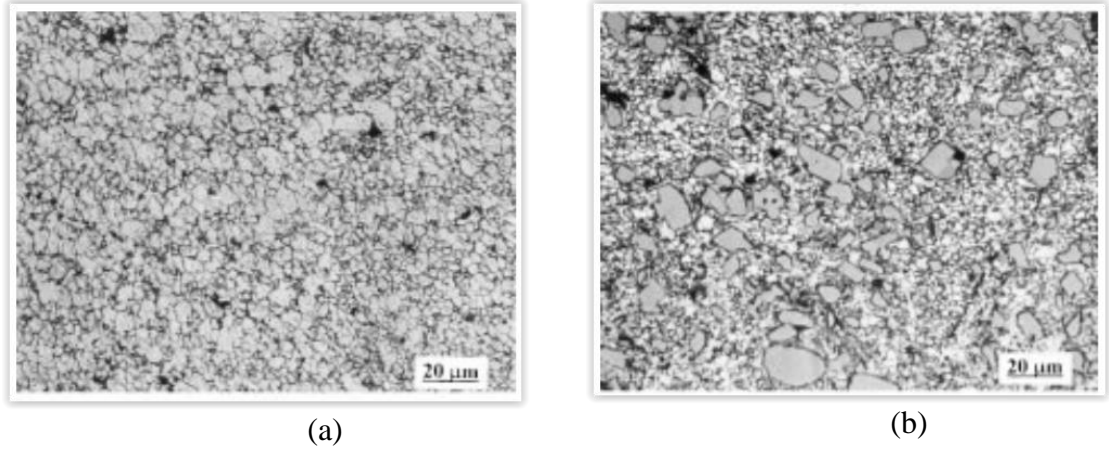
(b) 94% Al7075 ile 6 % TiB<sub>2</sub>



(c) 92% Al7075 ile 8% TiB<sub>2</sub>

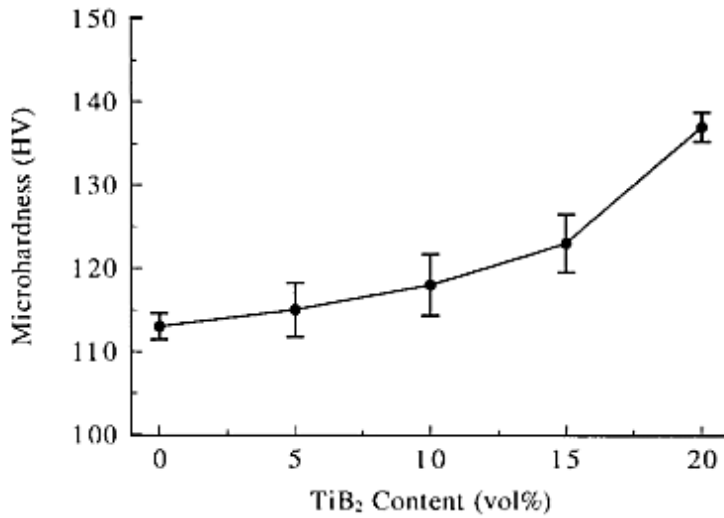
**Şekil 2.29.** Ağırlıkça a) %4, b)%6 ve c) %8 TiB<sub>2</sub> içeren Al 7075 matrisli kompozitlerin SEM mikrografları (Chandana 2018)

Literatür incelemelerinde Tjong vd. (1999) yaptığı çalışmada ağırlıkça %4 Cu içeren Al alaşımı ve hacimce % 5, 10, 15 ve 20 oranlarında  $TiB_2$  parçacıkları takviye edilmiş kompozitlerin üretimi sıcak izostatik presleme ile gerçekleştirilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerin yoğunluğu, mekanik özellikleri ve aşınma davranışı değerlendirilmiştir. Şekil 'de üretilen Al-4% Cu alaşımı ve hacimce % 20  $TiB_2$  içeren metal matrisli kompozite ait optik mikroskop görüntüleri sunulmaktadır (Tjong 1999).



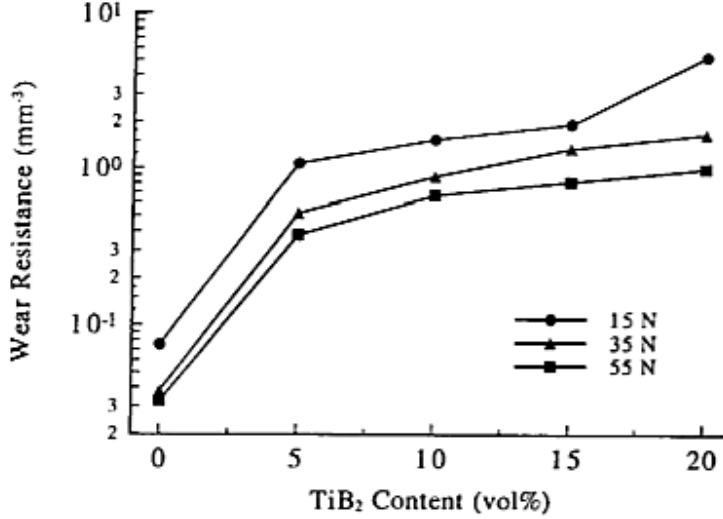
**Şekil 2.30.** a) Al-4% Cu alaşımı ve b) Hacimce % 20  $TiB_2$  içeren metal matrisli kompozite ait optik mikroskop görüntüleri (Tjong 1999)

Kompozitlerin içerdikleri  $TiB_2$  oranına göre mikro sertlik değerlerinin değişimi Şekil 2.31'de gösterilmektedir. Bu grafiğe göre kompozitteki  $TiB_2$ 'nin takviye oranı arttıkça mikro sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir.



**Şekil 2.31.**  $TiB_2$  içeriğine göre değişen mikrosertlik değerleri grafiği (Tjong 1999)

Kompozitlerde artan  $TiB_2$  takviye oranıyla aşınma direncinin de arttığı gözlenmektedir. Şekil 2.32’de üretilen kompozitlerin aşınma direncinin  $TiB_2$  oranına göre değişimi grafiği sunulmaktadır.

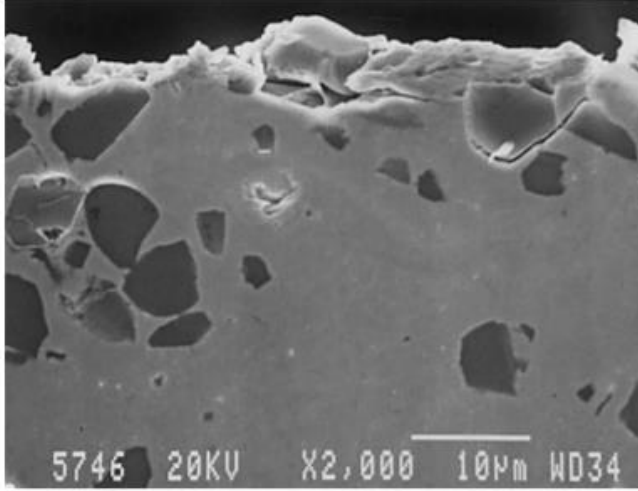


Şekil 2.32.  $TiB_2$  içeriğine göre değişen aşınma direnci grafiği (Tjong 1999)

Tjong vd. (2000) yaptığı başka bir çalışmada  $TiB_2$  partikülleri ile güçlendirilmiş bakır matrisli kompozitlerin aşınma davranışları incelenmiştir. Saf bakır ve  $TiB_2$  partikül takviyeli kompozitler sıcak izostatik presleme ile üretilmiştir. Kompozitteki  $TiB_2$ 'nin takviye oranı %5, 10, 15 ve 20 olacak şekilde belirlenmiştir. Artan  $TiB_2$  takviye miktarı ile üretilen kompozitlerin sertlik ve aşınma direnci değerlerinde artış gözlenmiştir.

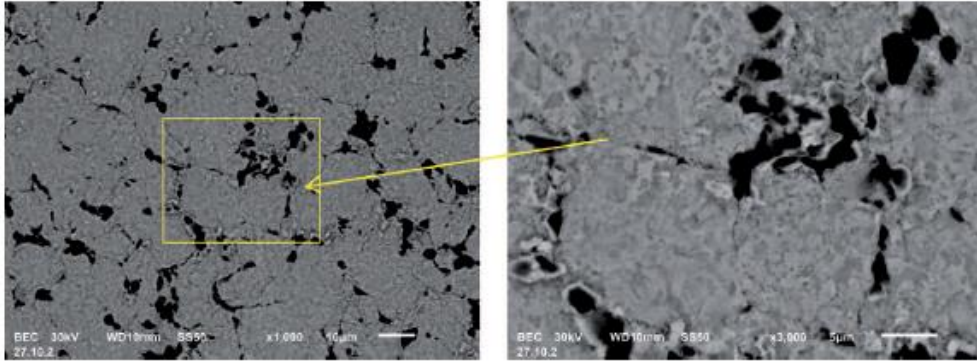
Hacimce %20 oranında  $TiB_2$  içeren bakır matrisli kompozitin 15 N'luk yük altında  $1 \text{ ms}^{-1}$  kayma hızında ve 40 m'lik kayma mesafesinde uygulanan aşınma testi sonucu taramalı elektron mikroskobu görüntüsü Şekil 2.33’de sunulmaktadır. Bazı  $TiB_2$  partiküllerinin aşınmış yüzeylerden dışarı fırladığı görülmektedir. Ayrıca aşınma sonrası yüzeyde  $TiB_2$  birikmesi oluşmuştur. Yüzey çatlaklarının yayılması,  $TiB_2$  partiküllerinin gevşemesine ve matristen kesilmesine yol açabilmektedir.



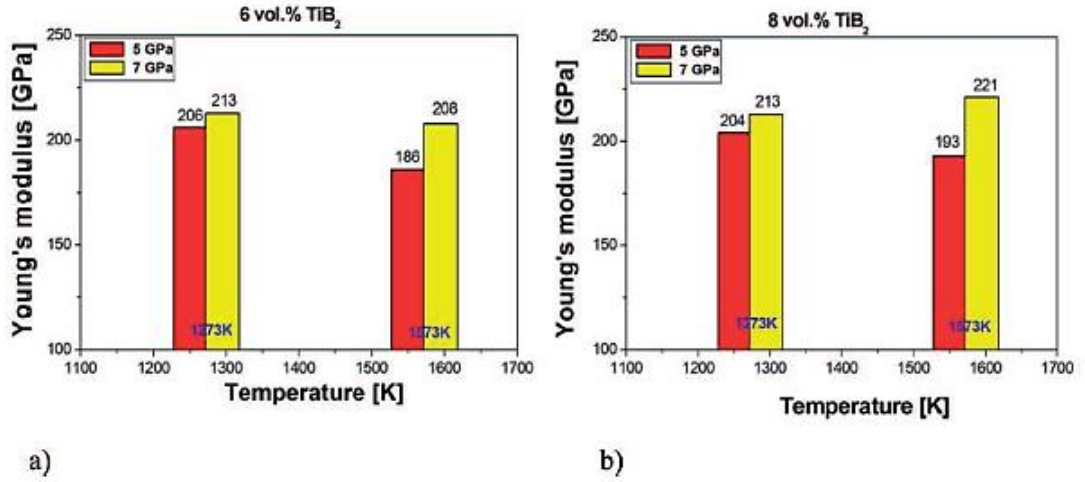


**Şekil 2.33.** Hacimce % 20 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitin boyuna kesit SEM mikrografı (Tjong 2000)

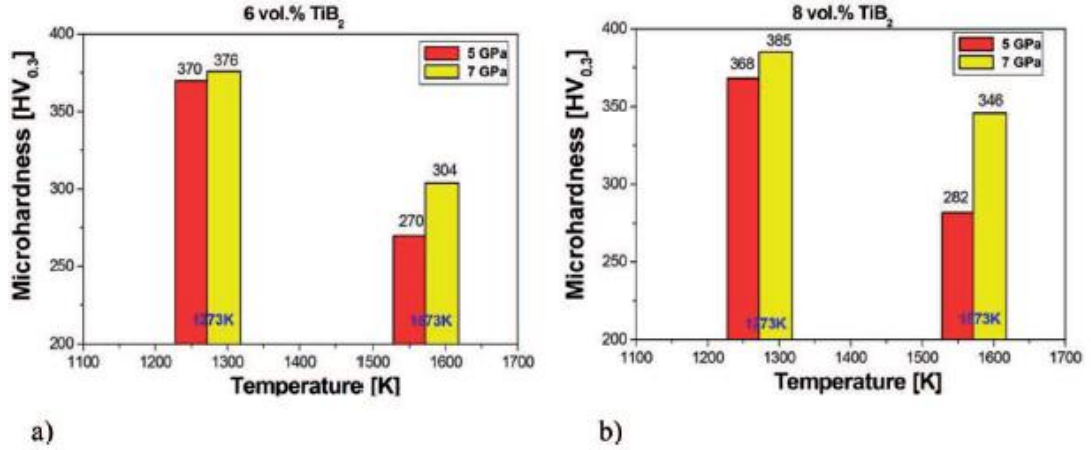
Literatürdeki bir başka çalışmada Sulima vd. (2014), östenitik paslanmaz çeliğe çeşitli hacim oranlarında (%6 ve %8) TiB<sub>2</sub> partikülleri takviyesi yapılarak kompozit malzemeler üretilmiştir. Kompozitlerin üretiminde yüksek basınç-yüksek sıcaklık (HP-HT) sinterleme yöntemi uygulanmıştır. Numuneler, 5 ve 7 ± 0.2 GPa basınçta ve 1273 K ve 1573 K sıcaklıkta sinterlenmiştir. Kompozitteki TiB<sub>2</sub> içeriğinin ve uygulanan sıcaklık ve basınç değerlerinin üretilen kompozitlere etkisi araştırılmıştır. Çalışmada sinterleme işlemi sırasında ortaya çıkan fenomenlerin malzemelerin özelliklerini etkilediği gözlenmiştir. Genel olarak fiziksel ve mekanik özelliklerin en iyi kombinasyonu 7 GPa basınç ve 1273 K sıcaklıkta elde edilmiştir.



**Şekil 2.34.** Hacimce %8 TiB<sub>2</sub> takviyeli 7 ± 0.2 GPa basınçta ve 1273 K sıcaklıkta sinterlenen kompozite ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (Sulima 2014)

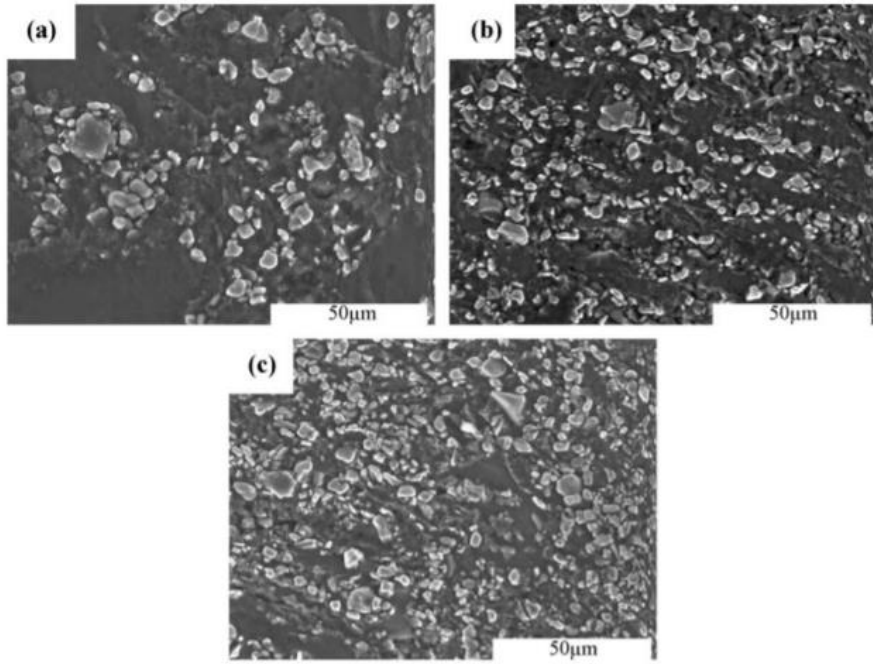


Şekil 2.35. TiB<sub>2</sub> oranının ve sinterleme parametrelerinin kompozitlerin Young modülüne etkisi; a)Hacimce %6 TiB<sub>2</sub> b) Hacimce %8 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitler



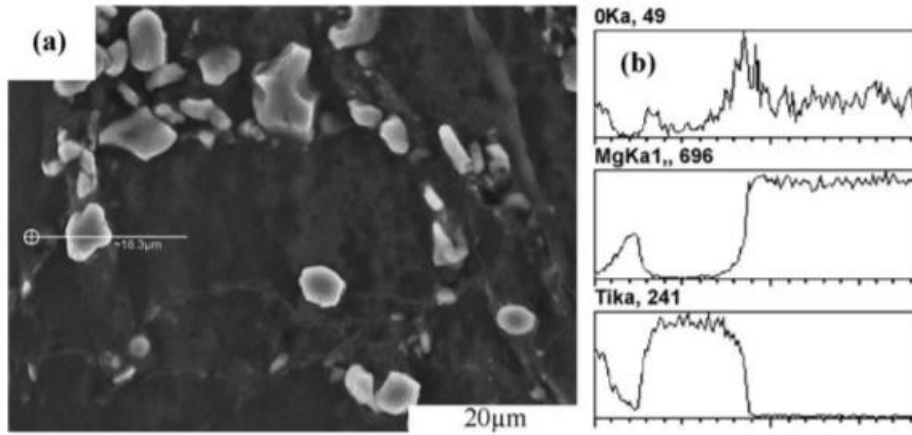
Şekil 2.36. TiB<sub>2</sub> oranının ve sinterleme parametrelerinin kompozitlerin mikro sertlik değerlerine etkisi; a)Hacimce %6 TiB<sub>2</sub> b) Hacimce %8 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitler (Sulima 2014)

Literatürdeki Wang vd. (2004) yaptığı çalışmada sırasıyla % 10, 20 ve % 30 TiB<sub>2</sub> tanecikleri takviye edilmiş magnezyum metal matris kompozitler (MMK'ler), toz metalurjisi yöntemi kullanılarak üretilmiştir. Daha sonra üretilen kompozitlerin mikroyapı, gözeneklilik, sertlik ve aşınma davranışları değerlendirilmiştir. Saf Mg ile karşılaştırıldığında, hacimce% 10, 20 ve% 30 TiB<sub>2</sub> partikülleri takviye edilmiş olan Mg MMK'lerin sertlik (HB) değerlerinin sırasıyla %41, %106 ve %181 oranında arttığı belirlenmiştir. Yapılan aşınma testleri sonucu takviye edilen TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla kompozitlerin aşınma direncinin arttığı gözlenmiştir.



**Şekil 2.37.** TiB<sub>2</sub>/Mg kompozitlerinin SEM mikrografları; Hacimce a) %10 b) %20 ve c) %30 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitler (Wang 2004)

Yapılan EDS analizlerinde Mg ve TiB<sub>2</sub> arasındaki arayüzeyde oksijen varlığı tespit edilmiştir.



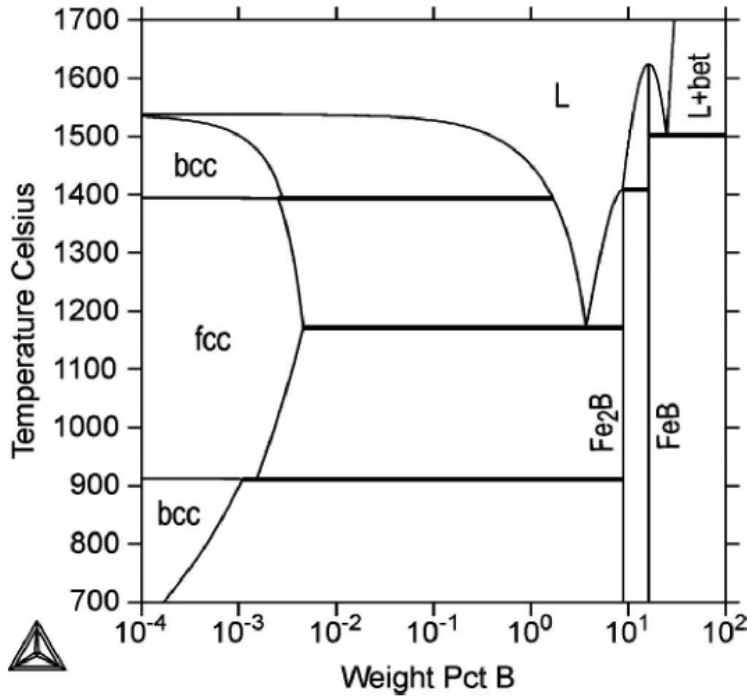
**Şekil 2.38.** a) %10 TiB<sub>2</sub> takviyeli magnezyum matrisli kompozitin yüksek büyütmedeki SEM mikrografi b) O, Mg ve Ti'nin EDS taramaları (Wang 2004)

Literatürdeki Chandana vd. (2018) yaptığı çalışmada TiB<sub>2</sub> partikülü takviye edilmiş alüminyum 7075 alaşımlı kompozitlerin üretimi gerçekleştirilmektedir. Takviye malzemesi olarak sırasıyla %4, %6 ve %8 ağırlıkta TiB<sub>2</sub> kullanılmıştır. TiB<sub>2</sub> takviyeli Al7075 kompozitler karıştırma döküm tekniğini kullanarak hazırlanmıştır. Takviye partiküllerinin ıslanabilirliğini arttırmak için ağırlıkça %1 oranında magnezyum da ilave edildi. Alüminyum matrisli kompozit içerisinde magnezyum ilavesiyle alaşımlamada yarar sağlanmakta, aynı zamanda sırasıyla yüzey gerilimi ve daha iyi ıslanma dağılımı

azaltılmaktadır. Matris alaşımdaki takviyenin artırılması ile kompozitlerin sertliği kademeli olarak artmaktadır. Maksimum sertlik %8 TiB<sub>2</sub> içeren kompozite ait olduğu görülmüştür. En düşük aşınma oranına da TiB<sub>2</sub> takviyesi %8 olan kompozitin sahip olduğu gözlenmiştir.

## 2.10. Fe-B Sistemi

Şekil 2.39'da Demir-bor ikili faz diyagramı verilmektedir (logaritmik eksen) (Miettinen 2014). Bu faz diyagramından anlaşıldığı gibi, demir içinde B çözünürlüğü çok düşüktür. En yüksek çözünürlük değeri 1200 °C'de % 0,01'den azdır (Miettinen 2014). Demir ile bor arasında ağırlıkça % 9 civarında B içeren Fe<sub>2</sub>B ve ağırlıkça % 16 B içeren FeB bileşikleri oluşmaktadır. Literatürde bu bileşiklerin sert ve kırılğan olduğu belirtilmektedir (Munro 2000).

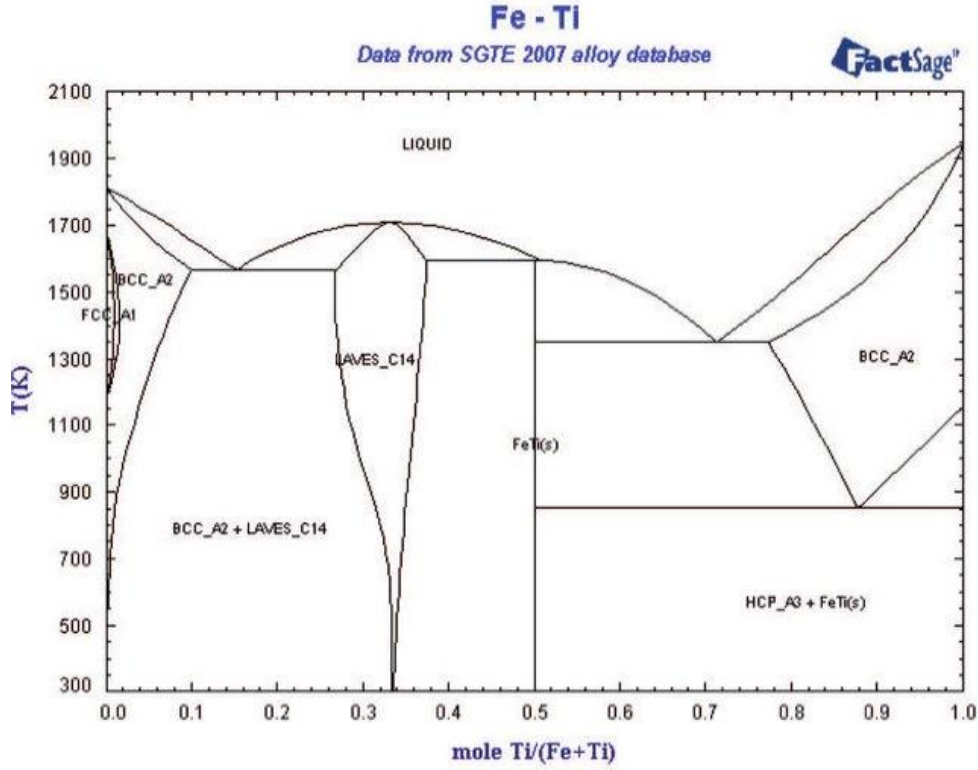


Şekil 2.39. Fe-B phase diagram (hesaplanmış) (Miettinen 2014)

## 2.11. Fe-Ti Sistemi

Fe-Ti faz diyagramı Şekil 2.40'ta sunulmaktadır. Bu diyagrama göre Fe içinde Ti'nin en yüksek çözünürlüğü 1277 °C'de (1550 K) molce %10 civarındadır. Fe ve Ti arasında Fe<sub>2</sub>Ti (laves fazı) ve FeTi metallerarası bileşiği bulunmaktadır.

Bu çalışmada eklenen en yüksek Ti miktarı, ağırlıkça % 5, molce % 5,8 olmaktadır. Faz diyagramına göre, 1120 °C'de (1393 K) demir fazı içinde molce yaklaşık % 6 Ti (ağırlıkça yaklaşık % 5,2 Ti) çözünebilmektedir. Buna göre, sinterleme sırasında 1120 °C'de titanyumun çözünmesi ve soğuma sırasında ferrit ve laves fazı (Fe<sub>2</sub>Ti) oluşması beklenebilir.



Şekil 2.40. Fe-Ti faz diyagramı (Gasiör 2012)

## 2.12. Fe-TiB<sub>2</sub> Sistemi

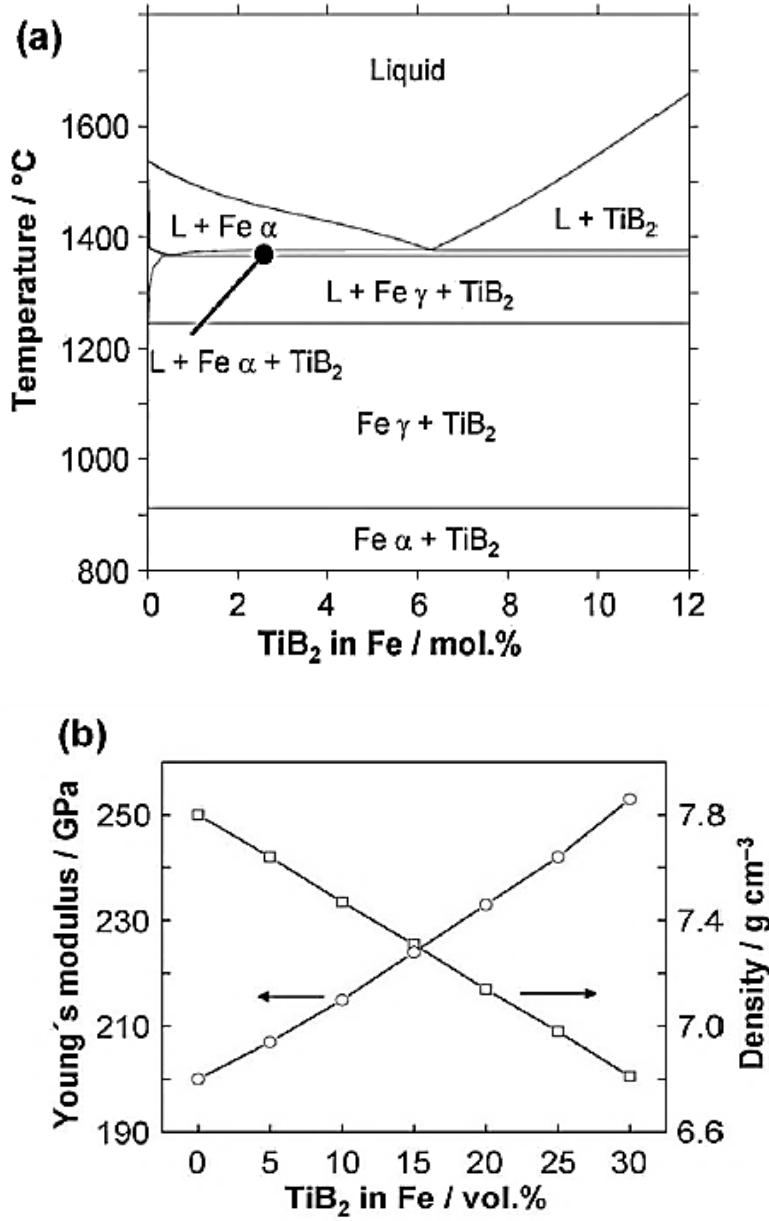
Literatürde, demir matrisli titanyum diborür takviyeli kompozitlerle ilgili sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır. Bilindiği gibi TiB<sub>2</sub>, yüksek sertlik, yüksek bir Young modülü, yüksek sıcaklık mukavemeti, iyi bir termal ve elektrik iletkenliği ve kimyasal kararlılık gibi ileri mühendislik malzemesi olarak istenen önemli özelliklere sahiptir. Öte yandan, TiB<sub>2</sub>'nin sinterlenebilirliği, kendi kendine yayılma katsayısı oldukça düşük olduğundan sınırlıdır. Bu nedenle, şekillendirilmiş parçalar basınçsız sinterleme ile yoğunlaştırılmaz. Bu nedenle, şekillendirilmiş parçalar basınçsız sinterleme ile yoğunlaştırılmaz. Bu nedenlerle sünek bağlayıcı fazlar örn. Fe, TiB<sub>2</sub>'nin arzu edilen özelliklerle kombine edilmiş, yeterli tokluğa sahip sermetler üretmek için kullanılmıştır. Genel olarak, bağlayıcı sinterleme sırasında refrakter bileşiği ıslatabilir ve kısmen çözebilir ve yeniden çökeltebilir. Sıvı metal içerisindeki kırılğan ve nispeten yumuşak üç atomlu borürün, sünek bağlayıcının bir kısmını tükettiği için, oluşumunun engellenmesi gerektiği belirtilmiştir (Jüngling 1991).

Sinterlenebilirliğinin düşük olması, yüksek sıcaklık özellikleri çok iyi olan TiB<sub>2</sub>'nin kullanılabilirliğini kısıtlamaktadır. Bu çalışmada TiB<sub>2</sub>'nin partikül halinde demir bazlı matriste takviye fazı olarak kullanılması amaçlanmıştır ve oluşan kompozitin sertliğini, dayanımını ve aşınma direncini geliştirmesi beklenmektedir.

TiB<sub>2</sub> ve Fe içeren toz karışımları soğuk preslendikten sonra, sinterleme için ısıtıldığında, TiB<sub>2</sub> ve demir reaksiyona girdiği belirtilmiştir. Oluşan demir borürler, kırılğan yapıları nedeniyle kompozitin dayanımını ve sünekliğini düşürdüğü ifade edilmiştir (Munro 2000). Takviye partiküllerinin matriste çözünmesinin az olması,

sinterleme işlemini geliştirmekte ve daha yüksek yoğunluğa ulaşmayı mümkün kılmaktadır. Fakat çözünme fazla olursa, çökelen  $TiB_2$  partiküllerinde aşırı tane büyümesi meydana gelmektedir. Bu istenmeyen durumun engellenmesi için, bu çalışmada matrisi oluşturan demir partiküllerine sinterleme öncesinde titanyum (Ti) partikülleri eklenmiştir.

İncelenen başka bir çalışmada, Ti içeriği,  $TiB_2$  için gerekli stokiometrik miktarın yaklaşık % 17'si oranında (ferritik matriste ağırlıkça yaklaşık % 1,9 Ti ile sonuçlanır) seçildiği gözlemlenmiştir. Bunun amacının Fe borür bileşiklerinin oluşumunu bastırmak ve Ti-karbürlerin oluşumuyla istemeden mevcut herhangi bir karbonu etkisiz hale getirmek olarak açıklanmaktadır (Zhang 2016).



**Şekil 2.41.** a) Thermocalc ile hesaplanan Fe-TiB<sub>2</sub> ikili sisteminin faz diyagramı b) TiB<sub>2</sub>'nin farklı hacim fraksiyonları için Young modülünün tahmini ve Fe yoğunluğu (Zhang 2016)

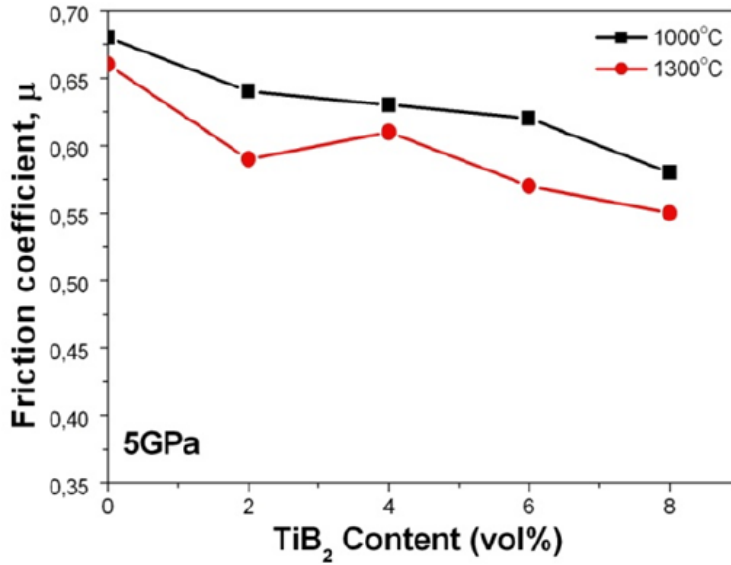
R. Gonzalez vd. (1996) çalışmasında, yeni TiB<sub>2</sub> tabanlı sermetler, TiB<sub>2</sub> ve FeB, Ni ve Co eklemelerine dayanan metalik alaşımların toz karışımlarının sıcak izostatik preslenmesi ile güçlendirilmiştir. Bu çalışmada son derece kırılğan ikincil borürlerin, özellikle de ikincil borid M<sub>23</sub>B<sub>6</sub> oluşumundan kaçınmak için gerekli olan B-Ti-Ni, B-Ti-Fe ve B-Ti-Co sistemlerinin ilgili termodinamik özellikleri tartışılmıştır. Aynı zamanda bu bileşiklerin oluşumuna neden olabilecek oksijen, karbon ve azot gibi kirleticilerin rolü de açıklanmaktadır. Bu yeni bağlayıcı fazlarla üretilen sermetlerin sertliği, tokluğu ve kesme davranışı, en yüksek ticari WC-Co kaliteleri ile karşılaştırılabilir. Demir, kobalt ve nikel gibi metaller öncelikle TiB<sub>2</sub> sıvı faz sinterleme katkı maddeleri olarak seçilmiştir. Bununla birlikte, bu geçiş metalleri TiB<sub>2</sub> ile tepkimeye girerek, titanyum diborürün kendisinden daha da kırılğan olan MB, M<sub>2</sub>B ve M<sub>23</sub>B<sub>6</sub> türündeki metal borürleri oluştururlar. Son çalışmalar bazı demir-nikel alaşımlarının, daha önce sinterlemeye tabi tutulan toz karışımlarına kontrollü Ti ve Al miktarları ilave ederek istenmeyen ikincil borürlerin oluşmasını önleyen TiB<sub>2</sub> için bağlayıcı olarak kullanılabileceğini göstermiştir. Sinterleme sıcaklığında sıvıları TiB<sub>2</sub> ile dengelenmiş olan demir-nikel bazlı bağlayıcı fazların kimyasal bileşimleri termodinamik hesaplamalarla belirlenmiştir. Bilindiği gibi, kobalt, TiB<sub>2</sub> üzerinde en iyi ıslanma özelliklerine sahip olan metaldir ve yüksek sıcak sertliği de sermet kesme davranışını iyileştirmek için uygun bir özelliktir. Bununla birlikte, önceki çalışmalarla, saf sıvı kobaltın TiB<sub>2</sub> ile temasta oldukça kararsız olduğu bilinmektedir. TiB<sub>2</sub>-Co-Ti-Al ve TiB<sub>2</sub>-Fe-Co-Ni alaşımları, diğer metallerle alaşım haline getirildiğinde kobaltın farklı davranışını karşılaştırmak üzere hazırlanmıştır (Gonzalez 1996).

Eul Son Kang vd. (1989) yaptığı çalışmada, Fe ve B<sub>4</sub>C'nin TiB<sub>2</sub> seramiklerinin sinterleme davranışı ve mekanik özellikleri üzerine olan etkileri incelenmiştir. Sinterleme, 2000 °C'de Ar öğütme atmosferi altında aşındırmalı öğütücüde öğütülmüş TiB<sub>2</sub> tozu (ortalama parçacık boyutu = 0,8 µm) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Az miktarda Fe (ağırlıkça% 0,5) eklendiğinde anormal tane büyümesi meydana gelmiştir ve sinterlenmiş yoğunluk düşüktür. Bununla birlikte, ağırlıkça% 0,5 Fe ile birlikte B<sub>4</sub>C eklenmesi durumunda, anormal tane büyümesi belirgin bir şekilde bastırılmış ve sinterlenmiş yoğunluk teorik olarak % 95'e yükseltilmiştir. Ancak fazla Fe ilavesi (ağırlıkça % 5) ile B<sub>4</sub>C tanecikleri bir tane büyüme inhibitörü olarak işlev görmemiştir ve B<sub>4</sub>C taneleri sıklıkla büyük TiB<sub>2</sub> tanelerinde sıkışmıştır (Kang 1989).

Chao Yang vd. (2014) yaptığı çalışmada, sinterlemeye yardımcı (Fe-Ni-Ti-Al) elementlerinin, kıvılcım plazma sinterleme (SPS) tekniği kullanılarak imal edilen dökme TiB<sub>2</sub> esaslı seramik kompozitlerde mekanik özellikleri önemli ölçüde geliştirildiği gösterilmektedir. Demir ve nikel gibi daha düşük erime noktasına ve daha iyi ıslanabilme özelliğine sahip olan metalik elementler, TiB<sub>2</sub>'nin sıvı faz sinterleme için katkı maddesi olarak da seçilebilir. Ayrıca, demir-nikel alaşımlarına Ti ve Al'ın kontrollü ilavelerinin eklenmesi, TiB<sub>2</sub>'nin kendisinden daha da kırılğan olan MB, M<sub>2</sub>B ve M<sub>23</sub>B<sub>6</sub> gibi istenmeyen ikincil borürlerin oluşumunu önleyebilir. Fe, Ni, Ti ve Al elementlerinin sırasıyla farklı yumuşama sıcaklık aralığı nedeniyle, çoklu metalik elementlerin kombinasyonu, toz partikülünün tüm sinterleme sıcaklık aralığında yeniden dağılımını teşvik etmeye yardımcı olur ve TiB<sub>2</sub> seramiklerinin yoğunlaşma

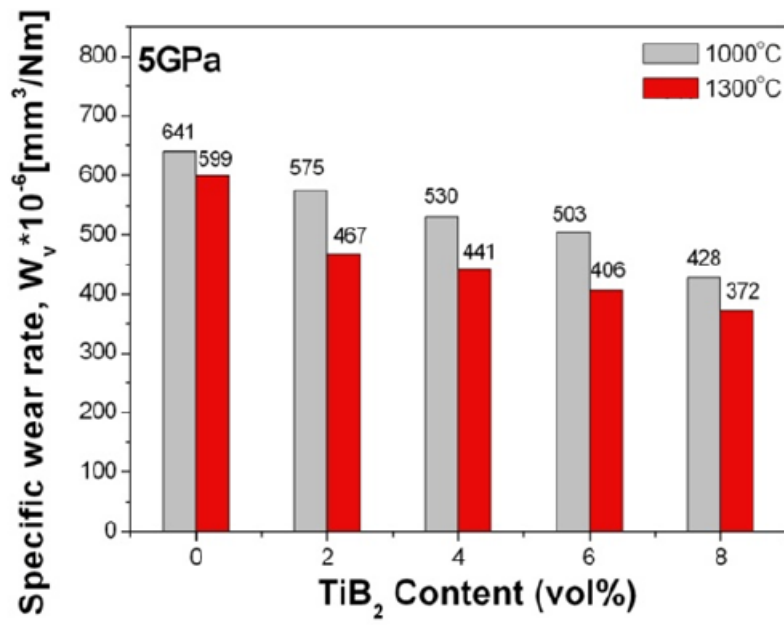
sürecini iyileştirir. Kırılma sırasındaki farklı metalik bağlayıcı fazların plastik davranışı nedeniyle, TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin kırılma tokluğunun artırılması sağlanır (Yang 2014).

Literatürdeki bir diğer araştırma olan Sulima'nın (2015) yaptığı çalışmada östenitik paslanmaz çeliğe hacimce %2, %4, %6 ve %8 oranlarında TiB<sub>2</sub> takviye edilerek kompozit malzemeler üretilmiştir ve TiB<sub>2</sub>'nin östenitik paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Çalışmada yüksek basınç ve yüksek sıcaklık HP/HT sinterleme ve spark plazma sinterleme işlemleri 1000 °C ve 1300 °C sıcaklıklarda uygulanmıştır. Üretilen malzemeler daha sonra aşınma testlerine tabii tutulmuştur. Elde edilen sonuçlara göre TiB<sub>2</sub>'nin eklenmesi ile kompozitlerin aşınma direnci artmaktadır ve sürtünme katsayısı düşmektedir. TiB<sub>2</sub> partikülleri, sürtünme işlemi sırasında östenitik çelik matrisi koruyarak aşınma oranını azaltmıştır. Ek olarak, daha yüksek sinterleme sıcaklığının sürtünme katsayısını azalttığı görülmüştür. 1300 °C'de sinterlenen malzeme için en düşük sürtünme katsayısı değerleri elde edilmiştir. Test edilen kompozitlerin spesifik aşınma oranlarında da benzer korelasyonlar gözlenmiştir. Kompozit matristeki artan TiB<sub>2</sub> seramik içeriği ile spesifik aşınma oranı düştüğü tespit edilmiştir. Spesifik aşınma oranının ayrıca sinterleme koşullarına da bağlı olduğu ve artan sıcaklıkla azaldığı gözlenmiştir. Spesifik aşınma oranının en düşük değeri, hacimce % 8 oranında TiB<sub>2</sub> içeren kompozisyon için ( $372 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$ ) elde edilirken, TiB<sub>2</sub> içermeyen AISI 316L çelikte  $599 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{N}$  olarak bulunmuştur (Sulima 2015).



Şekil 2.42. Hacimce % TiB<sub>2</sub> oranına göre sürtünme katsayısının değişimi grafiği (Sulima 2015)



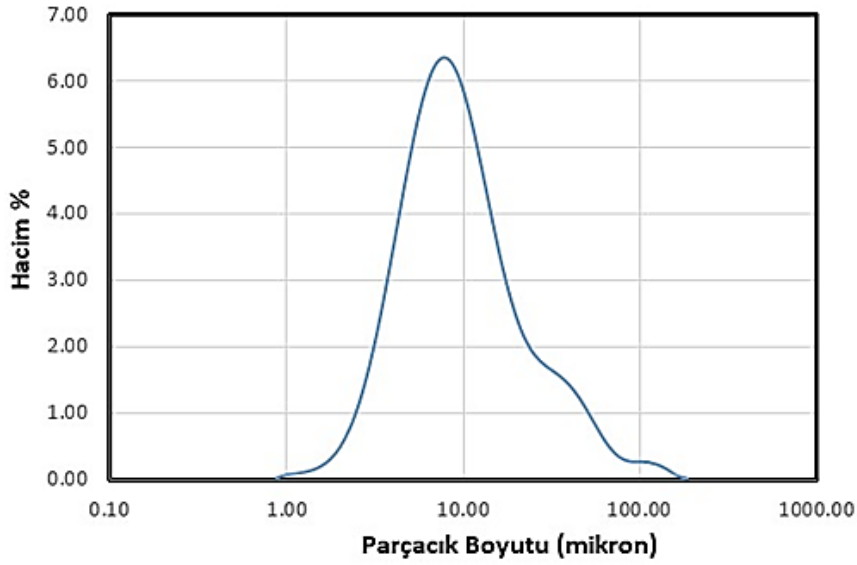


Şekil 2.43. Hacimce %  $\text{TiB}_2$  oranına göre spesifik aşınma oranı grafiği (Sulima 2015)

### 3. MATERYAL VE METOT

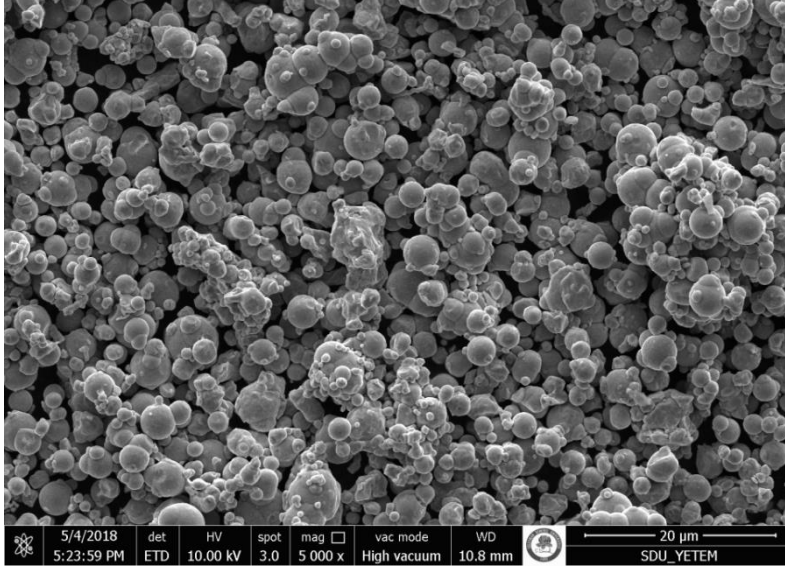
#### 3.1. Kullanılan Tozlar ve Özellikleri

Yapılan deneylerde matris malzemesi olarak Merck marka demir tozları kullanılmıştır. Kullanılan demir partiküllerinin boyutları yaklaşık ortalama 8  $\mu\text{m}$ 'dir. Parçacık boyut dağılımı analizine göre, daha küçük partiküller olmakla birlikte, 10  $\mu\text{m}$ 'den büyük partiküller de bulunmaktadır. Demir tozlarının saflık derecesi %99'dan büyüktür. Şekil 3.1'de demir partiküllerinin parçacık boyut dağılımı grafiği sunulmaktadır.



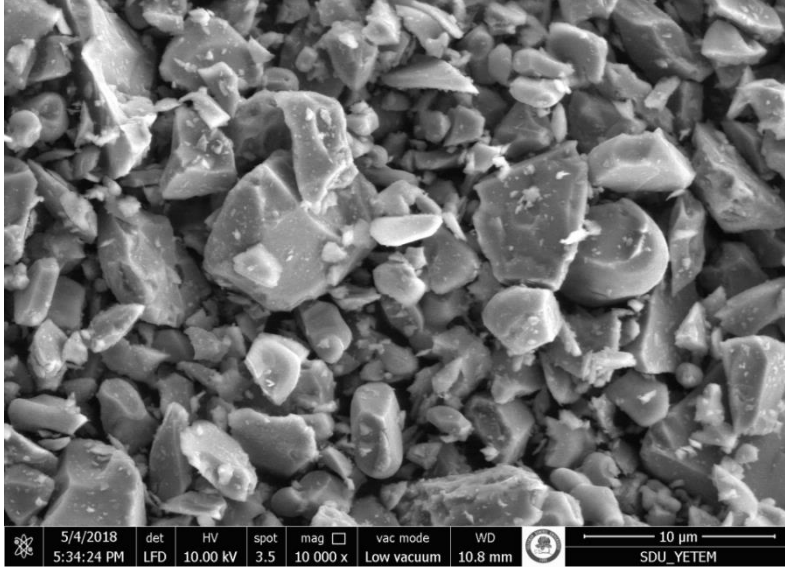
**Şekil 3.1.** Demir tozunun parçacık boyut dağılımı

Deneylerde kullanılmış olan Fe tozunun taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile gözlenmiş olan yapısı Şekil 3.2'de sunulmaktadır. Parçacık boyut dağılımı analizinde belirlenmiş olan 10  $\mu\text{m}$ 'den büyük partiküllerin, SEM incelemelerinde görülen topaklanmalar olduğu düşünülmektedir.



**Şekil 3.2.** Fe tozunun taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü

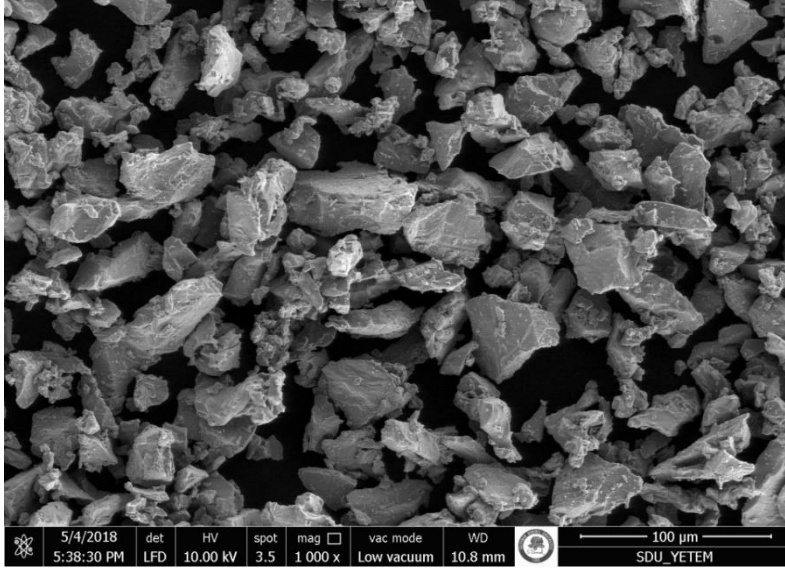
Yapılan deneylerde takviye fazı olarak demir matrise, ağırlıkça %3, % 6,5 ve % 10 oranlarında  $TiB_2$  partikülleri eklenmiştir. Kullanılan  $TiB_2$  partikülleri 5-10  $\mu m$  boyutlarındadır. Partiküller düzensiz şekilli ve köşeli yapıya sahiptir. Deneylerde kullanılan  $TiB_2$  tozlarının taramalı elektron mikroskobu ile gözlenmiş yapısı Şekil 3.3'te sunulmaktadır. Titanyum diborür tozlarının saflık derecesi > %99'dur.



**Şekil 3.3.** Kullanılan  $TiB_2$  tozunun taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü

Titanyum diborür takviyeli demir matrisli kompozitlere katkı maddesi olarak bileşimdeki  $TiB_2$  ağırlığının yarısı miktarında titanyum elementi ilave edilmiştir. Bunun amacı, yapıdaki titanyumun, demir ve titanyum diborür arasında oluşabilecek demirborür gibi istemeyen ikincil fazların oluşmasını engellemedeki etkisinin incelenmesidir. Kullanılan Ti partiküllerinin boyutlarının genelde 10-50  $\mu m$  aralığında

olduğu görülmektedir. Ürünün saflık derecesi > %99'dur. Deneylerde kullanılan Ti tozlarının taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü Şekil 3.4'te sunulmaktadır.



**Şekil 3.4.** Kullanılan Ti tozunun taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü

### 3.2. Toz Karışımlarının Hazırlanması

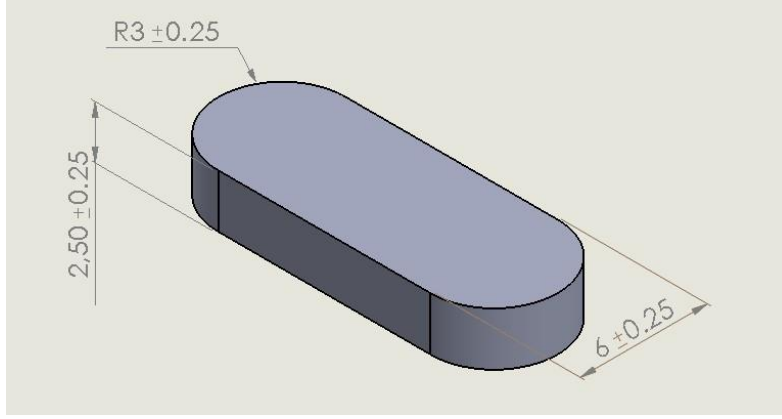
Demir matrisli kompozitlerin hazırlanmasında; takviye fazı olarak ağırlıkça %3, %6.5, ve %10 (hacimce %5, %10.65, ve %16) oranlarında TiB<sub>2</sub> partikülleri ile hazırlanmış toz karışımları (Fe-TiB<sub>2</sub>), takviye fazı olarak TiB<sub>2</sub> tozlarının ağırlıkça yarısı (%1.5, %3.25, %5) oranlarında Ti partikülleri ile hazırlanmış toz karışımları (Fe-Ti) ve takviye fazı olarak ağırlıkça %3, %6.5, ve %10 oranlarında TiB<sub>2</sub> partikülleri ile katkı maddesi olarak ağırlıkça %1.5, %3.25 ve %5 oranlarında Ti partikülleri iÇeren demir tozları ile hazırlanmış toz karışımları (Fe-TiB<sub>2</sub>-Ti) kullanılmıştır. Aynı zamanda kullanılan elementlerin ve oranlarının demir matrisine etkisini gözlemlemek amacıyla %100 demir partiküllerinden oluşan toz karışımları deneyde kontrol grubu olarak kullanılmıştır.

Kullanılan toz partikülleri ve ağırlıkça bileşim oranlarına göre numaralandırılan kompozitlerin listesi Çizelge 3.1'de verilmektedir.

**Çizelge 3.1.** Hazırlanan toz karışımlarının kompozisyon ve yüzde ağırlık oranları

Numune No:	Bileşim (Ağ. %)		
	Fe	Ti	TiB <sub>2</sub>
Fe1	100	-	-
Fe2	100	-	-
FTB11	97	-	3
FTB12	97	-	3
FTB21	93,5	-	6,5
FTB22	93,5	-	6,5
FTB31	90	-	10
FTB32	90	-	10
FT11	98,5	1,5	-
FT12	98,5	1,5	-
FT21	96,75	3,25	-
FT22	96,75	3,25	-
FT31	95	5	-
FT32	95	5	-
FTTB11	95,5	1,5	3
FTTB12	95,5	1,5	3
FTTB21	90,25	3,25	6,5
FTTB22	90,25	3,25	6,5
FTTB31	85	5	10
FTTB32	85	5	10

Hazırlanan toz karışımları kalıba alındıktan sonra elde edilen peletlerin 3 boyutlu gösterimi Şekil 3.5'te sunulmuştur. Buna göre elde edilen kompozitler 3 mm radiuslu, uzunluğu 16 mm, genişliği 6 mm ve kalınlığı 2,5 mm olarak, toplam hacmi 0,2207 cm<sup>3</sup> olacak şekilde üretilmiştir.



**Şekil 3.5.** Soğuk preslenerek üretilen ham parçanın üç boyutlu çizimi ve boyutları

Ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> tozu içeren FeTiB<sub>2</sub> kompozitinde Fe ve TiB<sub>2</sub> bileşenlerinin miktarlarının hesaplanması aşağıdaki örnekteki gibi yapılmıştır.

$\rho = m/V$  eşitliğinde,  $\rho$  = yoğunluk(gr/cm<sup>3</sup>), m=ağırlık(gr), V =hacim(cm<sup>3</sup>)’ dir.

Kompozitin toplam hacmi, üretilen kompozitlerin yüzey alanı (88,27 mm<sup>2</sup>) ve yüksekliğinin (2,5 mm) çarpılmasıyla 0,2207 cm<sup>3</sup> olarak hesaplanmıştır. Buna göre;

$$V_{Fe} + V_{TiB_2} = \frac{m_{Fe}}{\rho_{Fe}} + \frac{m_{TiB_2}}{\rho_{TiB_2}} = 0,2207 \text{ cm}^3$$

$$\frac{m_{Fe}}{7,87} + \frac{m_{TiB_2}}{4,52} = 0,2207 \text{ cm}^3$$

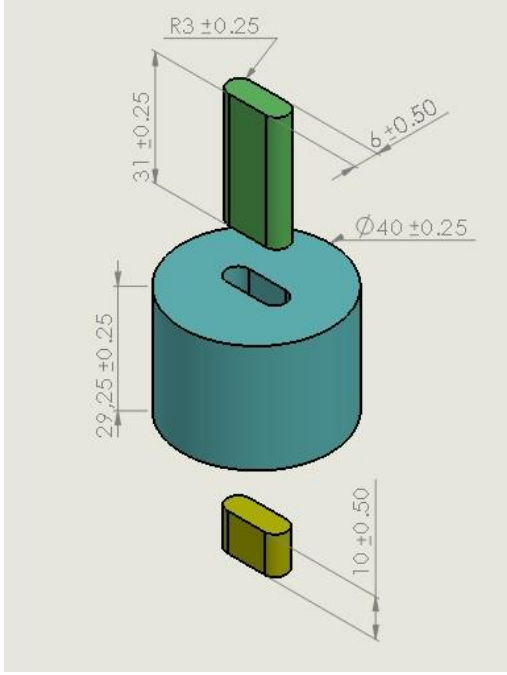
$$\frac{m_{Fe}}{m_{TiB_2}} = \frac{97}{3} \text{ olduğundan,}$$

$m_{Fe} = 1,6477 \text{ g.}$  ve  $m_{TiB_2} = 0,0509 \text{ g.}$  olarak hesaplanmaktadır.

Çalışma kapsamındaki diğer tüm kompozitlerin bileşenlerinin miktarları da bu yöntemle hesaplanarak, ayarlanmıştır. Bu şekilde belirlenen ölçülerde hazırlanıp, karıştırılan tozlar daha sonra kalıba koyularak soğuk presleme işlemine tabi tutulmuştur.

### 3.3. Karışımların Preslenmesi

Hazırlanan toz karışımları, soğuk iş takım çeliğinden imal ettirilmiş olan silindirik şekilli kalıplara alınarak, presleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Karışımı kalıba alma işleminden önce, kalıbın iç yüzeylerine ve zimbaların dış yüzeylerine yağlayıcı olarak stearik asit uygulanarak, kalıplar pres öncesi hazırlanmıştır. Yağlama işleminden sonra hazırlanan karışımlar kalıba dökülmüştür. Soğuk presleme işlemi 30 ton kapasiteli tek yönlü pres kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu işlem ile sıkıştırılmış kompakt parçalar üretilmiştir. Presleme işleminde kullanılan kalıbın boyutları aşağıdaki şekilde verilmiştir. Pres sonrası kalıptan çıkartılan parçalar 6.0 mm genişliğinde, 16.0 mm uzunluğundadır ve uçları ise 3 mm radyusludur. Kalıba alınacak toz miktarı üretilecek kompozit kalınlığı 2,5 mm olacak şekilde ayarlanmıştır. Şekil 3.6’da deneylerde kullanılan kalıbın çizimi ve boyutları gösterilmektedir.



**Şekil 3.6.** Kullanılan kalıbın üç boyutlu çizimi ve boyutları

Hazırlanan toz karışımları soğuk presleme yöntemi ile 5 ton (550 MPa) basınç altında sıkıştırılmıştır. Presleme işlemi sonrasında ham parçada çatlak oluşmaması için her 100 MPa basınç değerinde 10 saniye beklenmiş, daha sonra basınç düşürülmüş ve basınç yeniden artırılarak presleme işlemine devam edilmiştir. MSE teknoloji markalı atmosfer kontrollü sıcak pres makinasının pres bölümünde soğuk presleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Böylece sıkıştırma basıncının değerleri dijital ekrandan okunarak presleme işlemi kontrollü bir şekilde gerçekleştirilmiştir.

Presleme işlemi sonrası elde edilen 3 mm radiuslu dikdörtgen kesitli (16x6 mm) kompozitler sinterleme işlemine tabi tutulmuştur.

### 3.4. Sinterleme İşlemleri

Sıkıştırılan ham numuneler argon gaz atmosferi altında sinterlenmiştir. Sinterleme işlemi laboratuvarda bulunan Elektra Rezistans marka atmosfer kontrollü boru tipi fırında yapılmıştır. Numunelere uygulanan sinterleme işlemi, 1000 °C ve 1120 °C olarak belirlenen sinterleme sıcaklıklarında, bekleme süresi 30 dakika olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Sinterleme sıcaklığına ulaşana kadar fırının ısıtma hızı 5 °C / dakikadır. Soğutma işleminde de sıcaklık 800 °C'ye inene kadar bu hız 5 °C / dakika'da tutulmuştur. Program sona erdiğinde numuneler fırında kendiliğinden soğumaya bırakılmıştır.

### 3.5. Metalografik ve Mekanik İncelemeler

#### 3.5.1. Yoğunluk ölçümleri

Sinterleme işleminden sonra Arşimet prensibi kullanılarak kompozitlerin yoğunlukları ölçülmüştür. Bu yöntemde yoğunluğu belirlenecek numuneler önce kuru olarak tartılmıştır. Daha sonra saf su dolu hazne içerisine daldırılarak sudaki ağırlıkları ölçülmüştür. Elde edilen ölçüm değerleri kullanılarak, numunelerin yoğunluğu Arşimet prensibi ile hesaplanmıştır. Arşimet yöntemi için kullanılan mekanizmanın görüntüsü aşağıdaki Şekil 3.7’de sunulmaktadır.

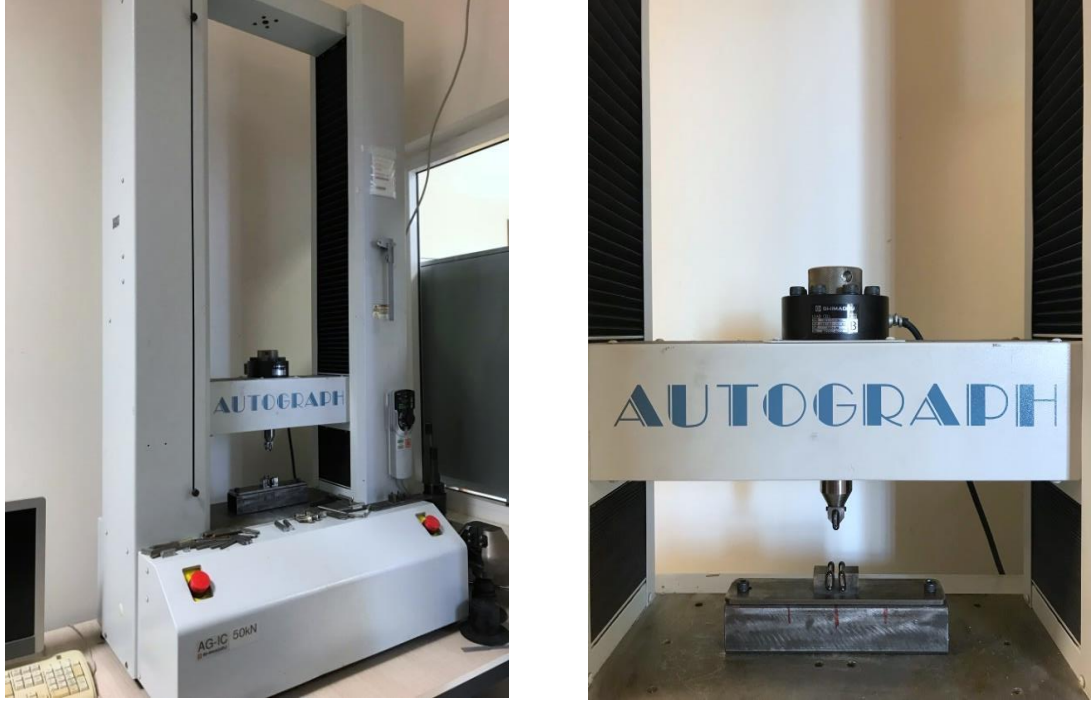


Şekil 3.7. Arşimet yöntemi ile yoğunluk ölçümü mekanizması

#### 3.5.2. Üç nokta eğme testleri

Kompozitlere uygulanacak olan üç nokta eğme testleri için 50 kN kapasiteli Shimadzu Autograph çekme-basma test cihazı kullanılmıştır. Bu cihaza monte edilebilen ve ASTM B528 standardına uygun bir üç nokta eğme aparatı imal ettirilmiştir. Cihaz ve aparatın fotoğrafları Şekil 3.8’de gösterilmektedir.





**Şekil 3.8.** 3-Nokta eğme cihazı

3 nokta eğme testi cihazında alt mesnetler arası açıklık 10 mm'dir. Test sonrası kompozitlerin gerilme ve birim şekil değişikliği değerlerini içeren diyagramlar elde edilmiştir. Bu diyagramlardan elde edilen verilerle numunelerin 3-nokta eğme dayanımı ve % şekil değişimi değerleri hesaplanmıştır.

### 3.5.3 Sertlik ölçümleri

Sertlik ölçümleri laboratuvarında bulunan Bulut Makine marka DigiRock model Brinell sertlik ölçme cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Bu sertlik ölçme metodunda 2,5 mm çaplı çelik bilya ve 62,5 kg yük kullanılmıştır. Yük / bilya çapının karesi oranı 10 olması sebebiyle ölçülmüş olan sertlik değerleri HB10 olarak ifade edilmektedir. Her parçanın beşer kere sertliği ölçülmüş ve bu değerlerin ortalamaları alınarak kompozitlerin sertlik değerleri ve standart sapmaları elde edilmiştir. Brinell sertlik cihazının fotoğrafı Şekil 3.9'da gösterilmektedir.



**Şekil 3.9.** Brinell sertlik ölçme cihazı

#### **3.5.4. Aşınma testleri**

Aşınma deneyi laboratuvarında bulunan Tribotechnic Tribotester marka aşınma cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Uygulanacak olan yük değeri, deney süresi, genlik değeri gibi parametrelerin belirlenmesiyle numunelere abrasif aşındırma işlemi uygulanmıştır. Aşınma deneyinde, numuneler belirlenen yük altında numunenin kendisinden daha sert olan alümina bilya ile arasındaki izafi hareket sonucu aşındırılmıştır. Daha sonra aşındırılan yüzeylerin Taylor Hobson marka profilometre cihazı ile yüzey pürüzlülük değerleri ölçülmüştür. Numuneler aşınma cihazında 5 mm/s hızda, 12 N yük altında, 1 m toplam aşınma mesafesi ile aşındırılmış ve profilometre cihazı ile aşınan yüzeyde ölçüm gerçekleştirilmiştir. Aşınma testi cihazının fotoğrafı Şekil 3.10'da sunulmaktadır.

Bir numunenin aşınma alanını belirlerken, oluşan izin farklı noktalarından profilometre ile 7 kez ölçüm yapılmıştır ve elde edilen değerlerin ortalaması alınıp standart sapma değerleri hesaplanmıştır. Bu şekilde aşınma deneyi sonrası profilometre cihazı ile yapılan ölçümler ile mikrometrekare cinsinden aşınma alanı değerleri elde edilmiştir. Ortalama aşınma alanı değeri milimetrekareye çevrilmiştir ve sonrasında ortalama aşınan hacim ve aşınma oranı değerleri hesaplanmıştır. Aşınma oranının hesaplanmasında, aşınan hacim, mesafe ve uygulanan yüke bölünmüştür. Böylece  $\text{mm}^3/\text{N.m}$  birimine sahip aşınma oranları hesaplanmıştır.



Şekil 3.10. Aşınma testi cihazı

### 3.5.5. Metalografik incelemeler için numunelerin hazırlanması

16x2,5x6 mm boyutlarındaki 3 mm radiuslu numuneler hassas kesici ile kesilerek bakalite alma işlemi için boyut olarak uygun ölçülere getirilmiştir. Burada bakalite alma işlemindeki amaç, kenarları radiuslu ve tutulması zor parçaların mikroskop altında incelenebilmesi için uygun hale getirilmesidir. Kesilen parçalar sıcak bakalite alma cihazı ile fenolik bakalit tozları kullanılarak bakalite alınmıştır. Bakalite alınmış parçalar, metalografik inceleme öncesinde yüzeylerindeki çizikleri gidermek amacıyla 600, 1200, 3000 ve 4000'lik zımpara kağıtları kullanılarak Metkon Forcipol döner tablalı zımparalama makinasında zımparalanmıştır. Ardından numunelerin yüzeyleri Metkon Parlatma cihazında 1 µm elmas solüsyon kullanılarak yumuşak kumaş yüzeyde parlatılmıştır. Kullanılan döner tablalı zımparalama makinesinin fotoğrafı Şekil 3.11'de sunulmaktadır.



Şekil 3.11. Döner tablalı zımparalama makinesi

### 3.5.6 Optik mikroskop ve SEM incelemeleri

Kompozitlerin optik mikroskop kullanılarak incelenen mikroyapıları maksimum 1000 büyütme kapasiteli Nikon marka, Eclipse LV 150 model optik mikroskop ile gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemeleri yapılırken Clemex Vision Lite bilgisayar yazılımı kullanılmıştır. Bakalite alınıp, parlatılan parçaların farklı bölgelerinden 50-1000 büyütme aralığında mikroyapı görüntüleri alınarak, mikroyapı değerlendirmeleri yapılmıştır.

Numunelerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri Süleyman Demirel Üniversitesi Enerji Araştırmaları Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan FEI marka, Quanta FEG 250 model taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirilmiştir. SEM incelemeleri sırasında, X-ışını ile Enerji Dağılımlı Spektrometre (EDS) analizi kullanılarak noktasal elemental analizler yapılmıştır. EDS analizi herhangi bir numune veya numune üzerinde elementel kompozisyonu tanımlamak için kullanılan bir yöntemdir. Numune üzerine taramalı elektron demeti gönderilerek analiz işlemi gerçekleştirilir. Yarı kantitatif bir analizdir. EDS ile atom numarası 11 (Na) ve daha yüksek elementlerin kantitatif analizleri gerçekleştirilebilmektedir bu nedenle hafif elementlerin (B, O gibi) EDS analizleri gerçekleştirilirken hata payları göz önünde bulundurulmaktadır.

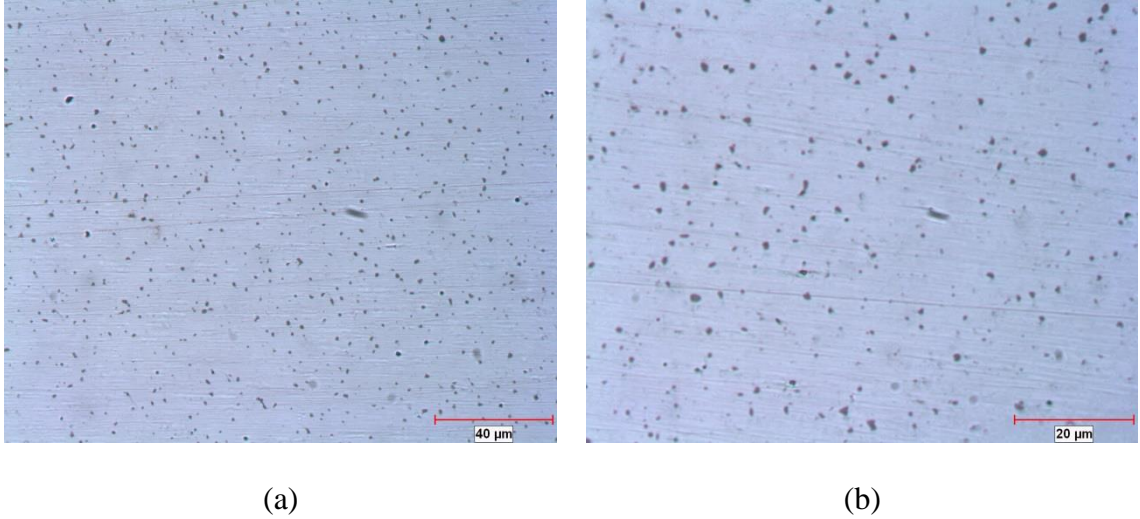
## 4. BULGULAR VE TARTIŞMA

Katkısız demir tozları, %3, 6,5 ve %10 oranlarında  $TiB_2$  içeren demir tozları ve bu bileşimlere  $TiB_2$  ağırlığının yarısı kadar Ti eklenmiş olan bileşimler soğuk presle 550 MPa basınç altında preslendikten sonra 1120 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Elde edilmiş olan numunelere uygulanmış olan mikroyapı incelemeleri, sertlik ölçümleri, 3-nokta eğme testleri ve aşınma testlerinin sonuçları bu bölümde sunulmaktadır.

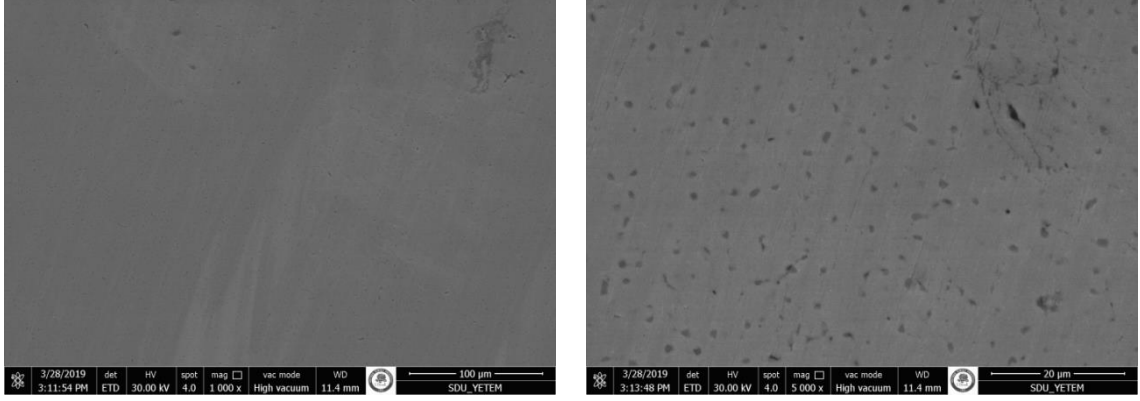
### 4.1. Sade Demir

#### 4.1.1. Mikroyapı incelemeleri

1120 °C'de sinterlenen demir tozlarına ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.1 ve Şekil 4.2'de gösterilmektedir. Bu sıcaklıkta sinterlenen demirin yoğunluğu teorik değer % 86,74'ü olarak hesaplanmıştır. 1000 °C'de sinterlenen demirin yoğunluğu da teorik değer % 85,84'ü olarak hesaplanmıştır. Mikroyapı resimleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir. Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak numuneye ait 1000x ve 5000x büyütmelerindeki iç yapı resimleri bulunmaktadır. Bu analizlerden elde edilen bilgilere göre iç yapıda gözeneklilik mevcuttur ve 5000x büyütmedeki resimde belirginleşen siyahlıkların sinterleme sonucu yapıda oluşan demir oksit fazlarından kaynaklandığı düşünülmektedir.



**Şekil 4.1.** 1120 °C'de sinterlenen demirin (a) 500x, (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri



(c)

(d)

**Şekil 4.2.** (c) 1120 °C’de sinterlenen demirin (c) 1000x, (d) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

#### 4.1.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen demir tozlarına ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.1’de verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C’de sinterlenen demirin sertlik değeri, 1000 °C’de sinterlenen demirden daha fazladır. 1000 °C’de sinterleme sonrası sertlik ortalama 48 HB10 olurken, 1120 °C’de sinterleme sonrasında 65 HB10 olmuştur.

**Çizelge 4.1.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen demir tozlarının sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
<b>Fe11</b>	1120	*	*
<b>Fe12</b>	1120	60,4	2,1
<b>Fe13</b>	1120	65,2	3,6
<b>Fe14</b>	1120	67,1	1,2
<b>Fe15</b>	1120	*	*
<b>Fe16</b>	1120	69,8	3,0
<b>Ortalama</b>	1120	65,6	3,9
<b>Fe21</b>	1000	55,9	2,7

Çizelge 4.1'in devamı

<b>Fe22</b>	1000	48,2	0,6
<b>Fe23</b>	1000	44,2	1,4
<b>Fe24</b>	1000	44,9	3,4
<b>Ortalama</b>	1000	48,3	5,4

\* Numuneler çok fazla şekil değiştirdiği için ölçüm yapılamamıştır.

#### 4.1.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

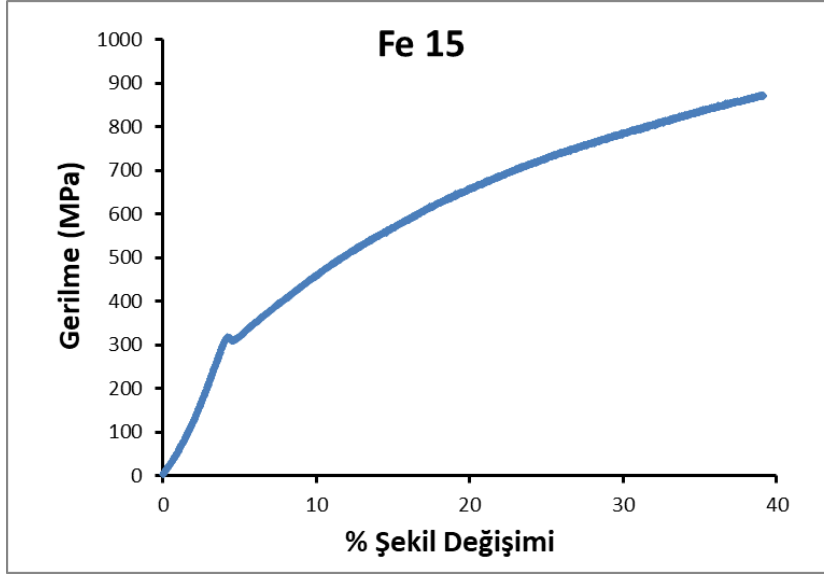
1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen demir tozlarına ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.2'de verilmektedir. 1120 °C'de sinterlenen demir oldukça sünek davranış gösterdiğinden bazı parçalarda çatlak oluşumu gerçekleşmeden numune çok fazla eğildiği için test durdurulmuştur. Bu nedenle bu parçalara ait dayanım değerleri > işareti ile çizelgeye girilmiştir.

Saf demir parçaların % şekil değişimi değerlerinin %20-%40 aralığında ve yüksek olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 760 – 910 MPa aralığında olmuştur.

**Çizelge 4.2.** 1000 °C'de ve 1120 °C'de katkısız demir tozlarının sinterlenmesiyle elde edilen parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri

<b>Numune No</b>	<b>Sıcaklık (°C)</b>	<b>Dayanım (MPa)</b>	<b>% Şekil Değişimi</b>
<b>Fe13</b>	1120	>909,8	43,1
<b>Fe14</b>	1120	>763,5	26,7
<b>Fe15</b>	1120	870	39,1
<b>Fe16</b>	1120	759	21,2
<b>Fe21</b>	1000	769,3	47,1
<b>Fe22</b>	1000	825,7	43,8
<b>Fe23</b>	1000	853,3	44,2
<b>Fe24</b>	1000	798,9	21,9

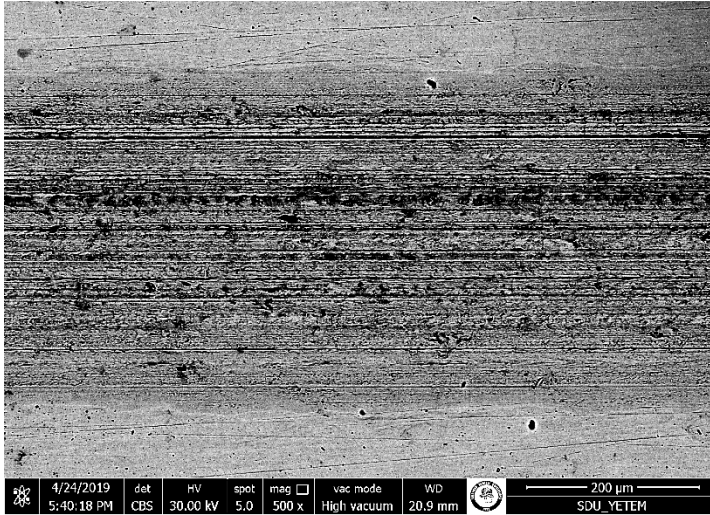
Numuneler arasından 1120 °C'de sinterlenen saf demir bir numuneye ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği şekil 4.3'te verilmektedir.



**Şekil 4.3.** 1120 °C’de sinterlenen demire ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

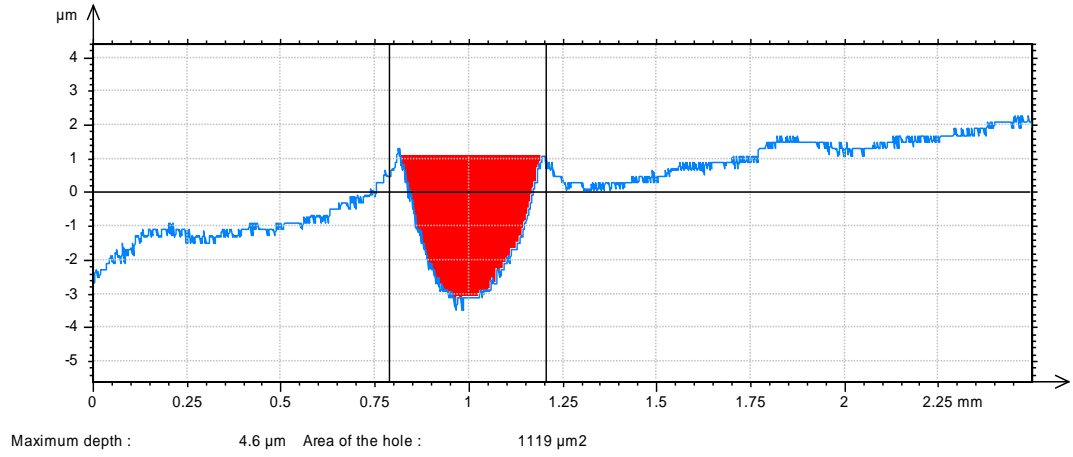
#### 4.1.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen, bileşimi %100 Fe tozlarından meydana gelen numunenin yüzeyinde aşınma testi sonucunda oluşan aşınma izinin SEM görüntüsü Şekil 4.4’te sunulmaktadır. Aşınma izinin içindeki oluklu yapıdan, aşınmanın abrazif aşınma ağırlıklı olduğu düşünülmüştür. Aşınma izinin profilometre ile elde edilmiş olan kesit profili Şekil 4.5’te sunulmaktadır. Oluşan izin derinliği 4,6 mikrometre civarındadır ve kesit alanı 1000 mikrometre kare civarında olmuştur. Çizelge 4.3’te sunulan veriler kullanılarak bu numune için aşınma oranı  $5,11 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  olarak hesaplanmıştır.



**Şekil 4.4.** 1000 °C’de sinterlenen katkısız demirin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü





**Şekil 4.5.** 1000 °C’de sinterlenen katkısız demirin, profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çiziziğinin kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen demirin aşınma testi verileri Çizelge 4.3’te sunulmaktadır.

**Çizelge 4.3.** 1000 °C’de sinterlenen demirin aşınma verileri

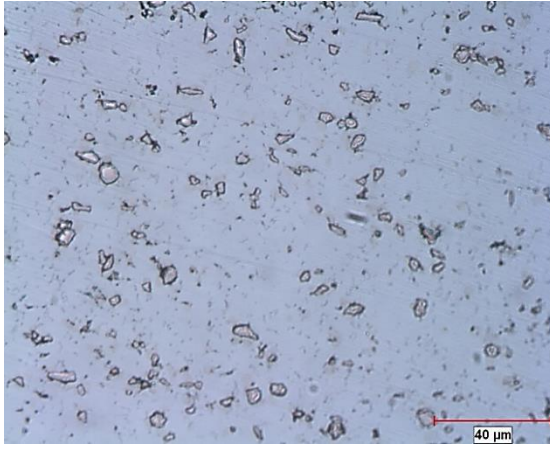
Ortalama Aşınma Alanı ( $\mu\text{m}^2$ )	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı ( $\text{mm}^2$ )	Ortalama Aşınma Hacmi ( $\text{mm}^3$ )	Ortalama Aşınma Oranı ( $\text{mm}^3/\text{Nm}$ )
1226,8571	64,6024	0,001227	0,006134	0,000511

## 4.2. Ağırlıkça % 3 TiB<sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitler

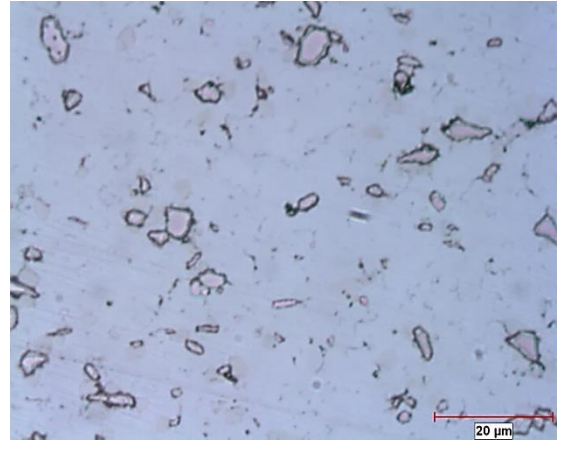
### 4.2.1. Mikroyapı incelemeleri

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.6’da gösterilmektedir. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu, teorik değerin %83,54’ü olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da, teorik değerin % 80,61’dir. Her iki sıcaklık için numunelere ait mikroyapı resimleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 4.6). Taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1120 °C’de sinterlenmiş numunelere ait 1000x ve 5000x büyütmelerindeki ayrıntılı iç yapı resimleri bulunmaktadır (Şekil 4.7). TiB<sub>2</sub>’nin mikroyapıda homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. 5000x oranında büyütme kullanılarak elde edilen taramalı elektron mikroskobu (geri saçılmış elektron, BSE) görüntüsünde iç yapıda demir matrisin içinde ton farklılıkları dikkat çekmektedir. TiB<sub>2</sub> partiküllerinin etrafındaki farklı tondaki bu bölgelerin SEM-EDS ile incelemeleri, %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren numune için gerçekleştirilmiştir ve sonraki bölümde sunulmaktadır. Bu bölgelerin demir ile titanyum

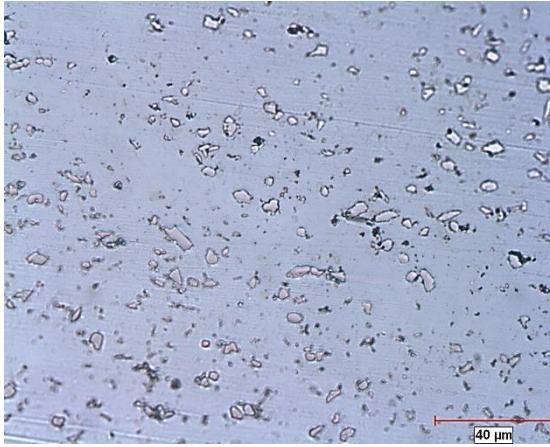
diborür arasında meydana gelen reaksiyon sonucunda oluşmuş olan demirborür bileşiğinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



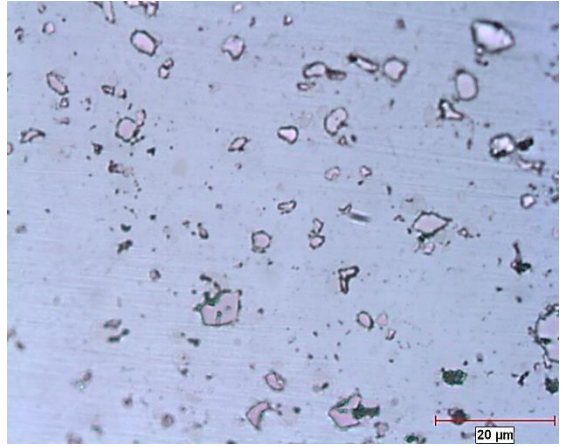
(a)



(b)

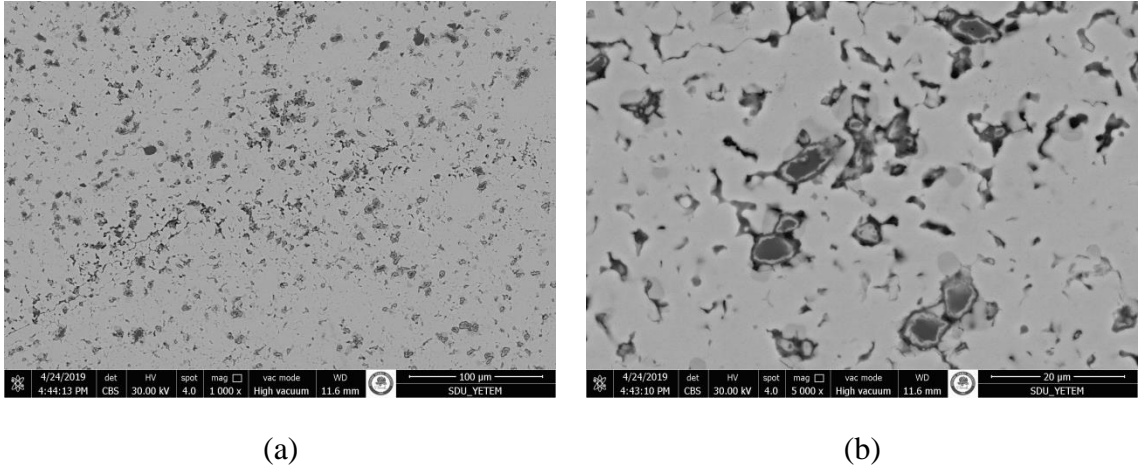


(c)



(d)

**Şekil 4.6.** Ağırlıkça %3 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x (d) 1000x büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri

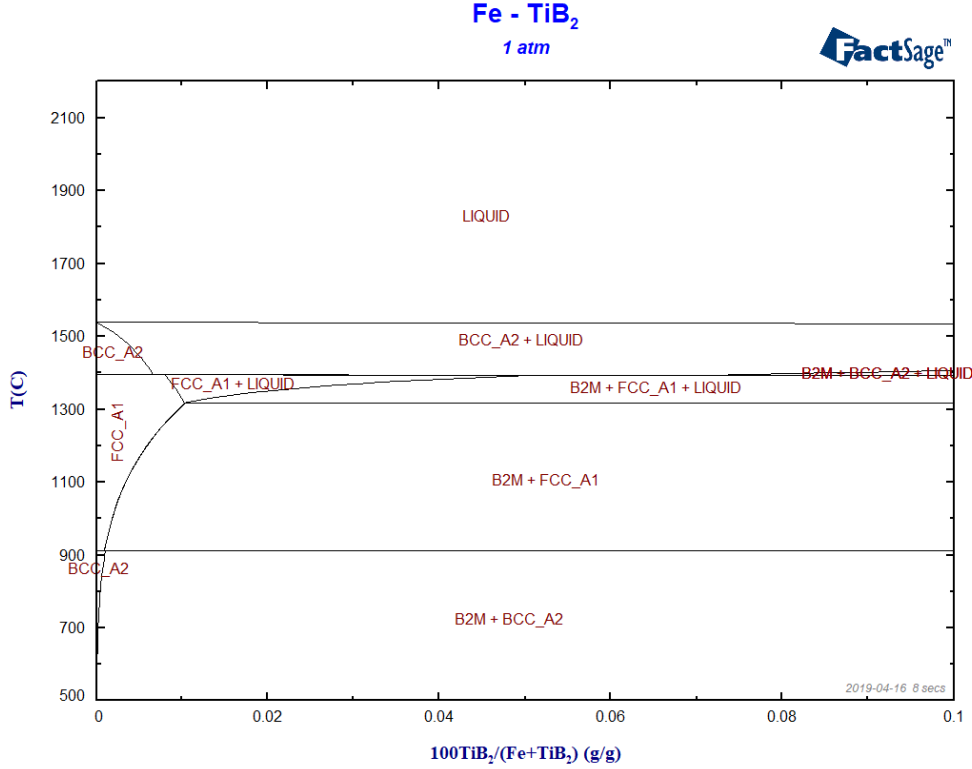


(a)

(b)

**Şekil 4.7.** Ağırlıkça %3 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin  $1120\text{ }^\circ\text{C}$ 'de sinterlendikten sonra (a)  $1000\times$  büyütmedeki, (b)  $5000\times$  büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

Şekil 4.8'de verilmiş olan termodinamik hesaplama ile elde edilen grafiğe göre,  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 'de Fe içine  $TiB_2$  eklendiğinde,  $TiB_2$ 'nin % 0,01 oranında çözünebildiği sonucuna varılmaktadır. Bu çalışmada, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu incelemelerinde  $TiB_2$  partiküllerinin etrafında gözlenmiş olan bölgelerin, bu nedenle oluşmuş olabileceği düşünülmektedir.



**Şekil 4.8.** Termodinamik hesaplama (Factsage programı) ile elde edilmiş olan Fe- $TiB_2$  ikili sisteminin Fe bölgesinin genişletilmiş hali

#### 4.2.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 oranında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.4’te verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlik değerlerinin 1000 °C’de sinterlenen kompozitlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme sonrası sertlik ortalama 71 HB10 olurken, 1120 °C’de sinterleme sonrasında 80 HB10 olmuştur. TiB<sub>2</sub> partikül eklendiğinde parçaların sertlik değerinin saf demire kıyasla her iki sıcaklıkta sinterleme sonucunda da arttığı görülmüştür.

**Çizelge 4.4.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen %3 oranında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
FTB 111	1120	77,1	3,1
FTB 112	1120	76,4	1,1
FTB 113	1120	88,2	2,2
<b>Ortalama</b>	1120	80,5	6,6
FTB 121	1000	70,87	2,1
FTB 122	1000	74,2	1,3
FTB 123	1000	77,9	0,2
FTB 124	1000	62,3	2,7
<b>Ortalama</b>	1000	71,3	6,6

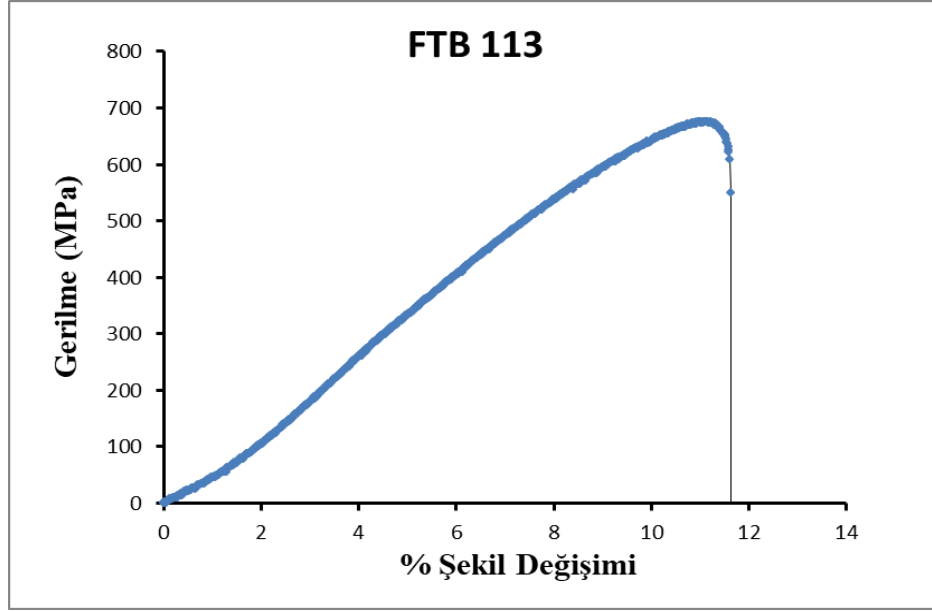
#### 4.2.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.5’te verilmektedir. Ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %10-%20 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 475 – 675 MPa aralığında olmuştur. Demir parçalara takviye olarak TiB<sub>2</sub> ilavesi yapıldığında dayanım ve % şekil değişimi değerlerinin saf demir parçalara kıyasla azaldığı görülmektedir.

**Çizelge 4.5.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen %3 oranında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	% Şekil Değişimi
FTB 111	1120	524,1	17,7
FTB 112	1120	475,6	12,4
FTB 113	1120	675,9	11,6
FTB 121	1000	497,7	12,6
FTB 122	1000	507,9	11,7
FTB 123	1000	601,2	15,8
FTB 124	1000	583,8	14,5

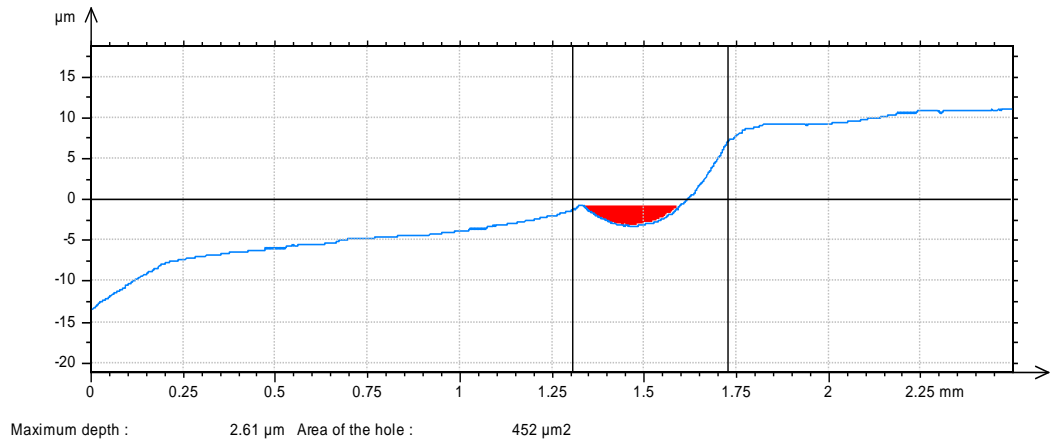
Numuneler arasından 1120 °C’de sinterlenen FTB 113 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.9’da verilmektedir.



**Şekil 4.9.** 1120 °C’de sinterlenen % 3 TiB<sub>2</sub> içeren Fe-TiB<sub>2</sub> kompozite (FTB 113) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

#### 4.2.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %97 Fe içeren demir matrisli (Fe-TiB<sub>2</sub>) kompozit malzemeye, tüm numunelerle aynı şartlarda aşınma testi uygulanmıştır. Oluşan izin profilometre ile belirlenmiş olan kesit alanı Şekil 4.10’da sunulmaktadır. Oluşan izin derinliği 3 mikrometre civarındadır ve kesit alanı 450 mikrometre kare civarında olmuştur. Çizelge 4.6’da sunulan veriler kullanılarak bu numune için aşınma oranı  $1,69 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  olarak hesaplanmıştır. Önceki bölümde sunulmuş olan saf demir numunedeki aşınma oranına kıyasla, daha küçük bir aşınma izi oluştuğu ve %3 TiB<sub>2</sub> içeren Fe matrisli kompozitin aşınma direncinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.



**Şekil 4.10.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizliğinin kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma testi verileri Çizelge 4.6’da sunulmaktadır. Katkısız demire kıyasla, aşınma oranının azaldığı görülmektedir.

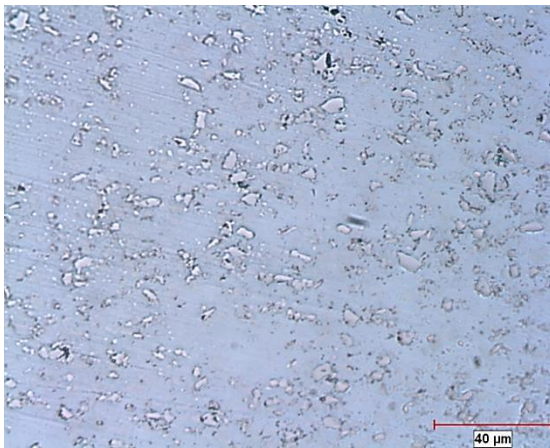
**Çizelge 4.6.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

Ortalama Aşınma Alanı (µm <sup>2</sup> )	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı (mm <sup>2</sup> )	Ortalama Aşınma Hacmi (mm <sup>3</sup> )	Ortalama Aşınma Oranı (mm <sup>3</sup> /Nm)
407,8571	36,6216	0,000408	0,002039	0,000169

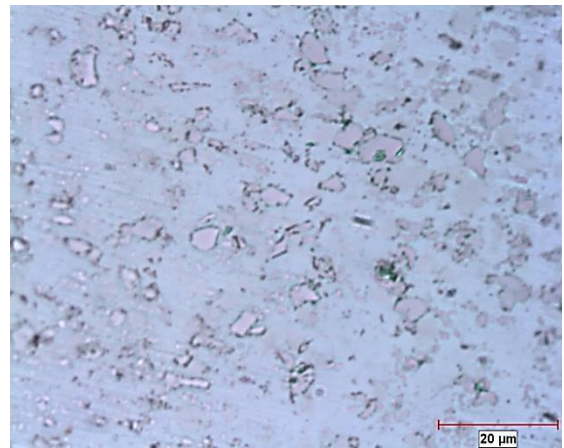
### 4.3. Ağırlıkça % 6,5 TiB<sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitler

#### 4.3.1. Mikroyapı incelemeleri

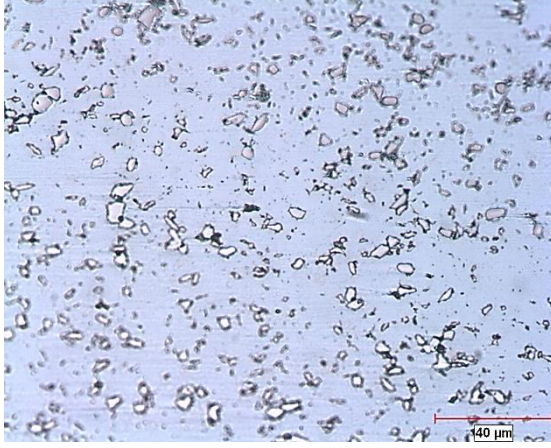
1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.11’de sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu, teorik değer %85,65’i olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da, teorik değer % 82,83’üdür. Her iki sıcaklık için numunelere ait mikroyapı resimleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 4.11). Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenmiş numunelere ait 5.000x ve 10.000x büyütmelemlerindeki ayrıntılı iç yapı resimleri bulunmaktadır (Şekil 4.12 ve Şekil 4.13). Taramalı elektron mikroskobu görüntülerinden, kompozitlerdeki TiB<sub>2</sub> partiküllerinin demir matris fazı ile bir miktar reaksiyona girmiş olabileceği düşünülmektedir. Bu durum, EDS analizleri ile netleştirilmeye çalışılmıştır.



(a)



(b)

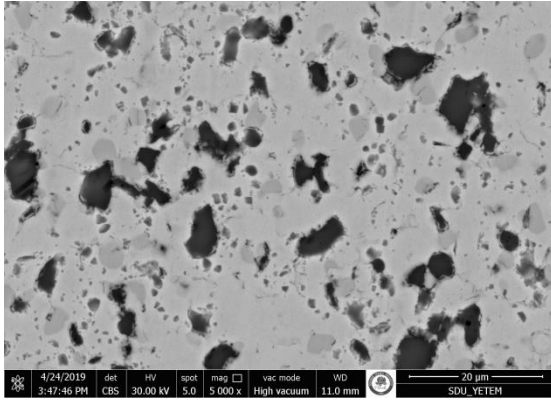


(c)

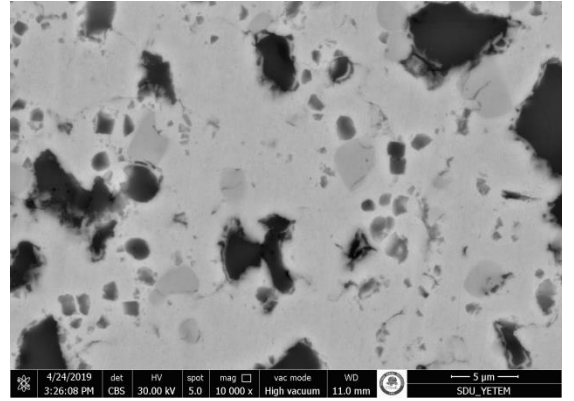


(d)

**Şekil 4.11.** Ağırlıkça %6,5 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri



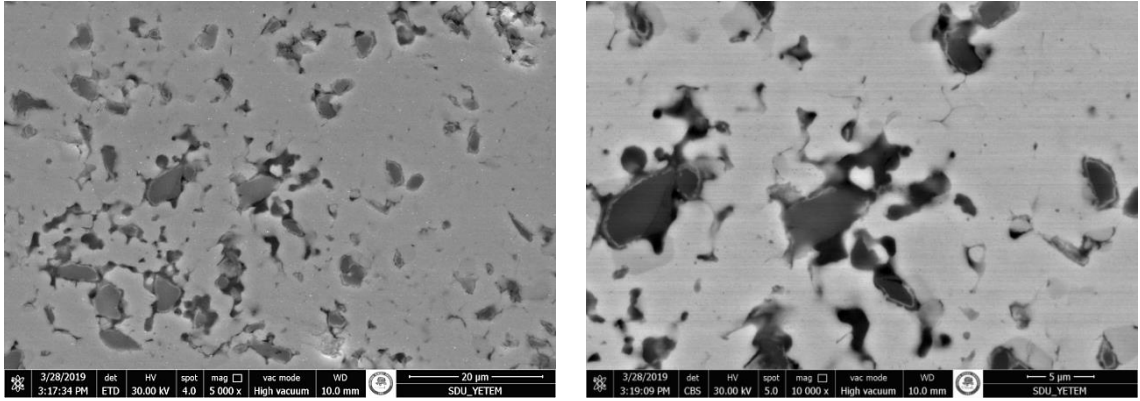
(a)



(b)

**Şekil 4.12.** Ağırlıkça %6,5 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 5000x büyütmedeki, (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri





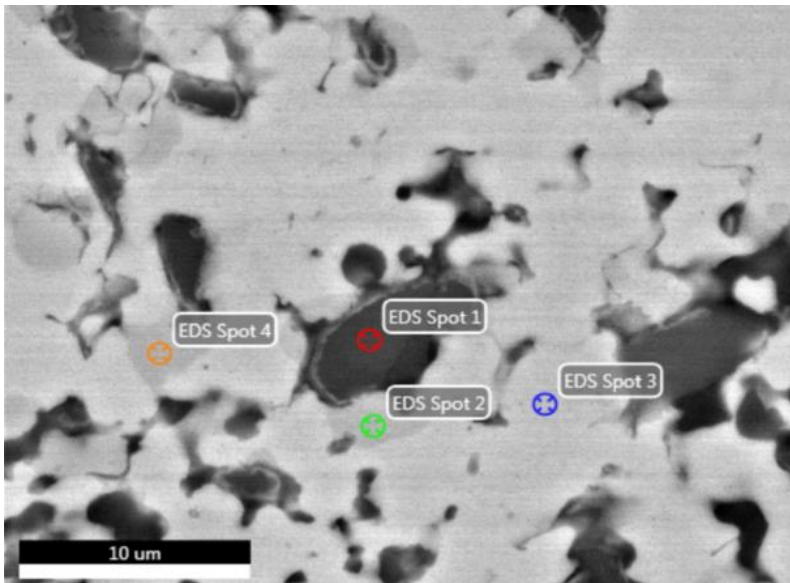
(a)

(b)

**Şekil 4.13.** Ağırlıkça %6,5 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 'de sinterlendikten sonra (a) 5000x büyütmedeki, (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

#### 4.3.1.1. EDS analizleri

$1000\text{ }^\circ\text{C}$ 'de sinterlenen ağırlıkça %6,5  $TiB_2$  içeren  $FeTiB_2$  kompozit malzeme EDX dedektörü kullanılarak 50.000x büyütmede seçilen faz noktalarında EDS analizine tabii tutulmuş ve bu noktalardaki elementlerin ağırlıkça yüzde bileşim oranları tespit edilmiştir (Şekil 4.14). Elementel analizleri yapılmak üzere 4 farklı bölgeden noktalar seçilmiştir. Birinci nokta (Spot 1) (titanyum diborür olduğu düşünülen) siyah partikül üzerinden seçilmiştir. İkinci nokta olan (Spot 2), gri renkli bölge üzerinden seçilmiştir. Üçüncü nokta (Spot 3) (demir olduğu düşünülen) açık renkteki matris üzerinden seçilmiştir. Dördüncü nokta (Spot 4) de, Spot 2 gibi matris üzerinde matristen daha koyu gri renk tonuna sahip bir bölgeden seçilmiştir.



**Şekil 4.14.** EDS analizi yapılan  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin 30.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü ve kompozit üzerindeki seçili noktalar

Çizelge 4.7’de, Şekil 4.14’te verilmiş olan noktaların EDS analiz sonuçları sunulmaktadır. 3 numara ile belirtilmiş olan açık tonlu bölgenin % 99’un üzerinde Fe içermesinden, demir matris olduğu anlaşılmıştır. 2 ve 4 numara ile işaretlenmiş olan, demir matristen daha koyu olan gri bölgelerin % 60’ın üzerinde Fe, % 30’un üzerinde B ve düşük oranda (%3-4) oranında Ti içermesinden, bu bölgelerin demir borür bileşiği olduğu düşünülmüştür. 1 numaralı bölgede ise yüksek oranda Ti ve B bulunmasından, geri saçılmış elektron-SEM görüntülerindeki siyah parçacıkların yapıya eklenmiş takviye partikülleri olan  $TiB_2$  partikülleri olduğu anlaşılmıştır.

**Çizelge 4.7.** Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça ve molce demir, titanyum ve bor yüzdeleri

Oranlar	Fe (Ağ. %)	Fe (mol %)	Ti (Ağ. %)	Ti (mol%)	B (Ağ. %)	B (mol %)
Spot 1	9,3	3,4	51,4	22,0	39,2	74,5
Spot 2	62,0	25,6	4,1	1,9	33,9	72,4
Spot 3	99,4	99,3	0,6	0,7	-	-
Spot 4	65,1	27,9	2,9	1,5	31,9	70,6

#### 4.3.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça % 6,5 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitlere ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.8’de verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlik değerlerinin 1000 °C’de sinterlenen kompozitlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme sonrası sertlik ortalama 77 HB10 olurken, 1120 °C’de sinterleme sonrasında 100 HB10 olmuştur. % 3 oranında  $TiB_2$  içeren kompozitlere kıyasla sertlik değerlerinde artış olmuştur.

**Çizelge 4.8.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen %6,5 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitlerin sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
FTB 211	1120	89,8	1,9

Çizelge 4.8'in devamı

<b>FTB 212</b>	1120	109,5	4,4
<b>Ortalama</b>	1120	99,6	13,9
<b>FTB 221</b>	1000	80,5	2,4
<b>FTB 222</b>	1000	74,2	2,6
<b>Ortalama</b>	1000	77,3	4,4

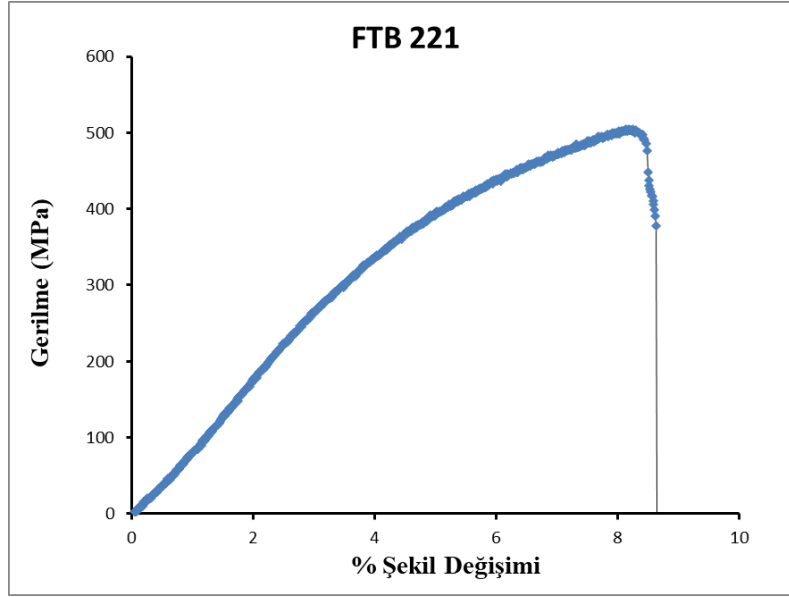
#### 4.3.3. Üç-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri çizelge 4.9'da verilmektedir. Ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %5-%10 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 375 – 505 MPa aralığında olmuştur. % 3 oranında TiB<sub>2</sub> içeren kompozitlere kıyasla dayanım ve % şekil değişimi değerlerinde düşüş olmuştur.

**Çizelge 4.9.** 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %6,5 oranında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

<b>Numune No</b>	<b>Sıcaklık (°C)</b>	<b>Dayanım (MPa)</b>	<b>% Şekil Değişimi</b>
<b>FTB 211</b>	1120	438,5	5,6
<b>FTB 212</b>	1120	376,5	5,2
<b>FTB 221</b>	1000	504,3	8,2
<b>FTB 222</b>	1000	426,6	9,8

Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1000 °C’de sinterlenen FTB 221 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.15’te verilmektedir.

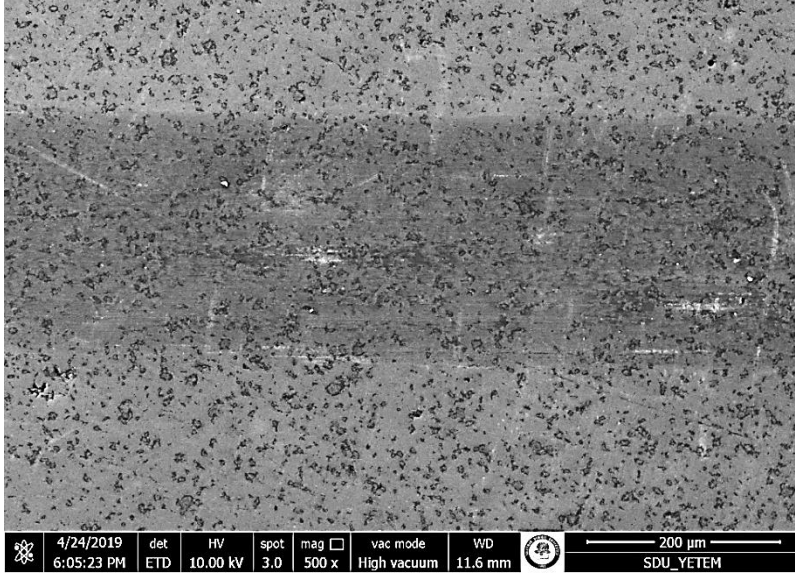


**Şekil 4.15.** 1000 °C’de sinterlenen % 6,5 TiB<sub>2</sub> içeren Fe-TiB<sub>2</sub> kompozite (FTB 221) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

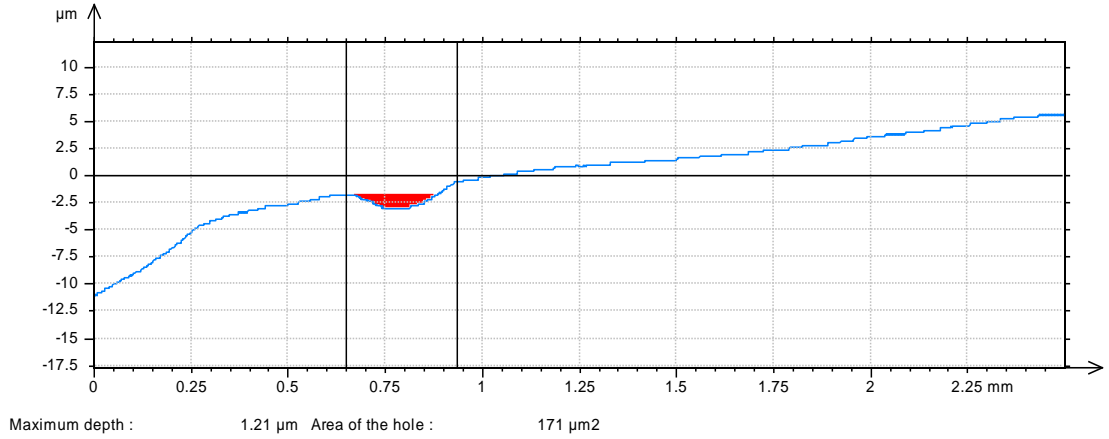
#### 4.3.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %93,5 Fe içeren demir matrisli (Fe-TiB<sub>2</sub>) kompozit malzemeye, tüm numunelerle aynı şartlarda aşınma testi uygulanmıştır. Oluşan çizimin SEM görüntüsü Şekil 4.16’da sunulmaktadır. Katkısız demir numunedekine kıyasla, oluk şeklinde aşınma izleri oluşmadığı görülmüştür. Bu aşınma çiziminin profilometre ile belirlenmiş olan kesit görüntüsü Şekil 4.17’de sunulmaktadır. Oluşan izin derinliği 1,2 mikrometre civarındadır ve kesit alanı 170 mikrometre kare civarında olmuştur.

Çizelge 4.10’da sunulan veriler kullanılarak bu numune için aşınma oranı  $0,61 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  olarak hesaplanmıştır. Bu değer, katkısız demirin aşınma oranından önemli ölçüde düşüktür. Takviye partiküllerinin varlığı nedeniyle matrisin plastik deformasyonunun kısıtlanmasının, aşınma oranını azalttığı düşünülmektedir.



**Şekil 4.16.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü



**Şekil 4.17.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizliğinin kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma testi verileri Çizelge 4.10’da sunulmaktadır. Önceki bölümde sunulmuş olan ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozite kıyasla, daha küçük bir aşınma izi oluştuğu ve %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren Fe matrisli kompozitin aşınma direncinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.

**Çizelge 4.10.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

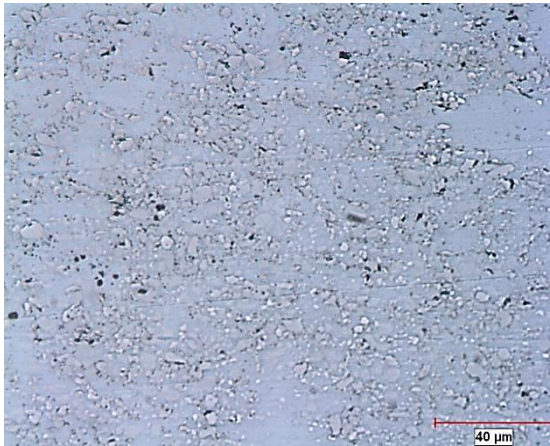
Ortalama Aşınma Alanı (µm <sup>2</sup> )	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı (mm <sup>2</sup> )	Ortalama Aşınma Hacmi (mm <sup>3</sup> )	Ortalama Aşınma Oranı (mm <sup>3</sup> /Nm)
147,9714	31,5775	0,000148	0,000739	0,000061

#### 4.4. Ağırlıkça % 10 TiB<sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitler

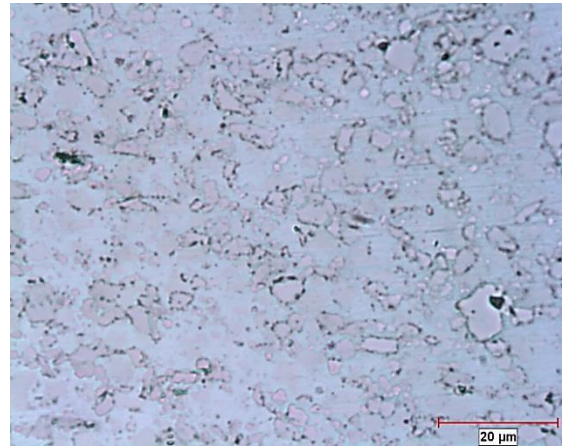
##### 4.4.1. Mikroyapı incelemeleri

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.18’de sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu teorik değerin %81,16’sı olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da teorik değerin %80,05’idir. Her iki sıcaklık için numunelere ait mikroyapı resimleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 4.18). Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1120 °C’de sinterlenmiş numuneye ait 5.000x ve 10.000x büyütmelerindeki iç yapı resimleri bulunmaktadır (Şekil 4.19). Yapılan mikroyapı incelemelerinden, eklenen TiB<sub>2</sub> oranı arttıkça, yapıda oluşan gözenek miktarının arttığı izlenimi edinilmiştir. Bu durumun nedeni, biraraya gelmiş olan TiB<sub>2</sub> partiküllerinin arasına matris malzemesinin girememesi ve TiB<sub>2</sub> partikülleri arasında gözeneklerin kalması olduğu düşünülmektedir.

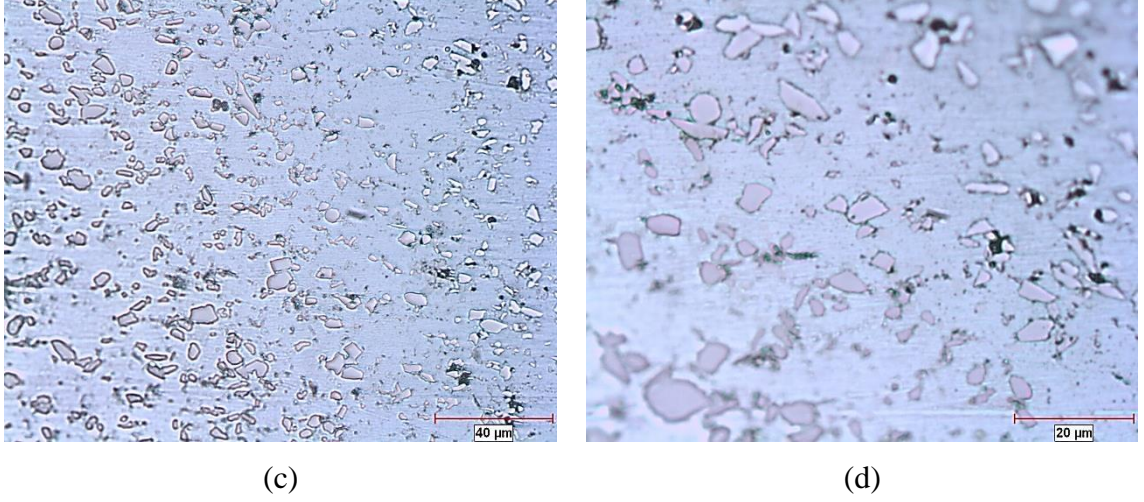
Şekil 4.19’da verilen (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu görüntüsünde 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin gözenekli yapısı dikkat çekmektedir.



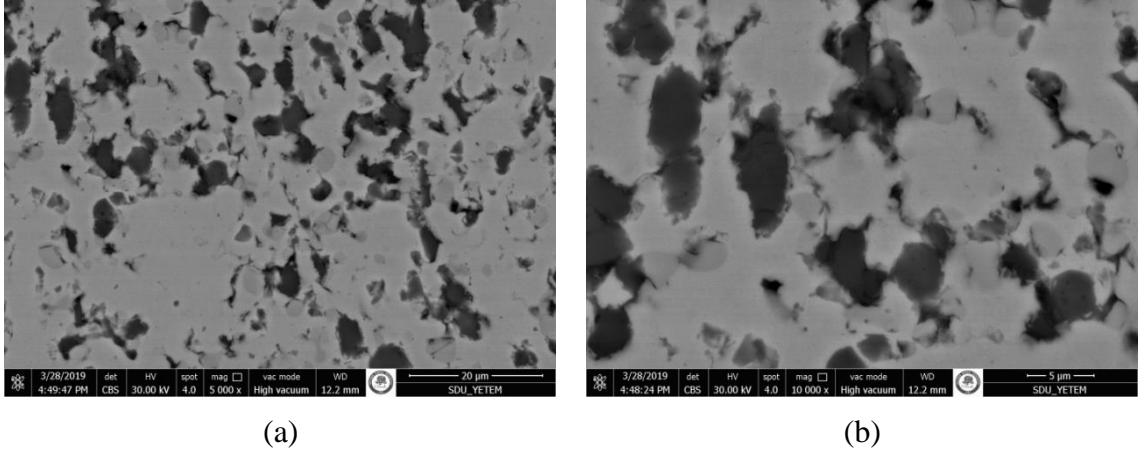
(a)



(b)



**Şekil 4.18.** Ağırlıkça %10 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri



**Şekil 4.19.** Ağırlıkça %10 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 5000x büyütmedeki, (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

#### 4.4.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça % 10 oranında  $TiB_2$  içeren demir matrisli kompozitlere ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.11’de verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlik değerlerinin 1000 °C’de sinterlenen kompozitlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme sonrası sertlik ortalama 94 HB10 olurken, 1120 °C’de sinterleme sonrasında 110 HB10 olmuştur. % 6,5 oranında  $TiB_2$  içeren kompozitlere kıyasla sertlik değerlerinde artış olmuştur.

**Çizelge 4.11.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen %10 oranında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

<b>Numune No</b>	<b>Sıcaklık (°C)</b>	<b>Sertlik (HB10)</b>	<b>Standart Sapma</b>
<b>FTB 311</b>	1120	92,8	2,5
<b>FTB 312</b>	1120	92,7	4,3
<b>FTB 313</b>	1120	100,5	1,9
<b>FTB 314</b>	1120	120,6	2,1
<b>FTB 315</b>	1120	101,7	4,7
<b>FTB 316</b>	1120	151,2	7,8
<b>Ortalama</b>	1120	109,9	22,6
<b>FTB 321</b>	1000	96,6	1,3
<b>FTB 322</b>	1000	93,8	4,8
<b>FTB 323</b>	1000	100,10	1,9672
<b>FTB 324</b>	1000	90,53	2,8448
<b>FTB 325</b>	1000	90,60	2,7386
<b>Ortalama</b>	1000	94,3	4,1



#### 4.4.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.12’de verilmektedir. Ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %3,5-%6,5 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 240 – 445 MPa aralığında olmuştur. % 6,5 oranında TiB<sub>2</sub> içeren kompozitlere kıyasla dayanım ve % şekil değişimi değerlerinde düşüş olmuştur.

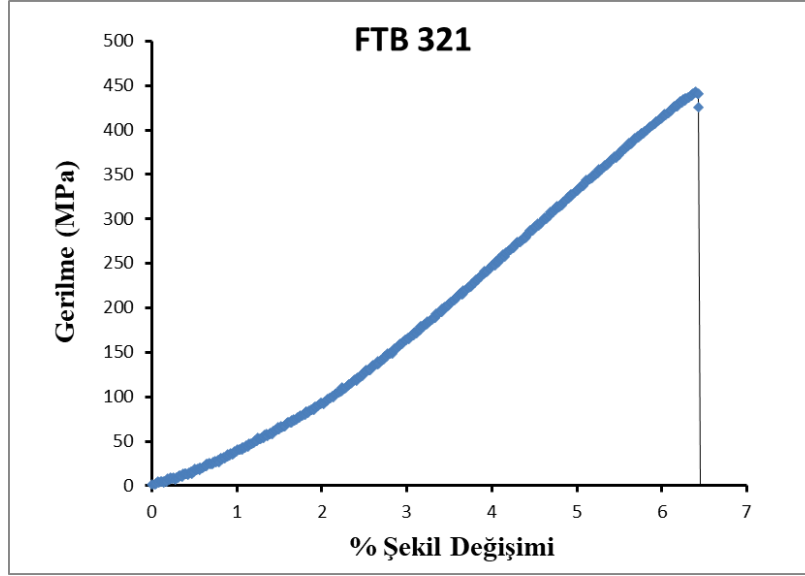
**Çizelge 4.12.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen %10 oranında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	% Şekil Değişimi
<b>FTB 311</b>	1120	300,7	4,5
<b>FTB 312</b>	1120	303,4	4,8
<b>FTB 313</b>	1120	369,2	3,9
<b>FTB 314</b>	1120	358	4,2
<b>FTB 315</b>	1120	277,5	5,1
<b>FTB 316</b>	1120	242,6	3,5
<b>FTB 321</b>	1000	441,9	6,4
<b>FTB 322</b>	1000	270,1	4,6
<b>FTB 323</b>	1000	352,6	4,4
<b>FTB 324</b>	1000	358,9	5,5

Çizelge 4.12'nin devamı

FTB 325	1000	313,5	5,5
---------	------	-------	-----

Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1000 °C'de sinterlenen FTB 321 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.20'de verilmektedir. Eğme testi sonucu elde edilen grafik bundan önceki numunelerle karşılaştırıldığında, % şekil değişimi değerinin azaldığı ve parçanın gevrek kırılma karakterinin arttığı görülmektedir.



Şekil 4.20. 1000 °C'de sinterlenen % 10 TiB<sub>2</sub> içeren Fe-TiB<sub>2</sub> kompozite (FTB 221) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

#### 4.4.4. Aşınma testlerinin sonuçları

Ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> ve %90 Fe içeren demir matrisli (Fe-TiB<sub>2</sub>) kompozit malzemelere aşınma testi uygulanmamıştır. Bunun nedeni bileşimdeki TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla aşınma direnci arttığı için aşınma değerinin profilometre cihazı ile okunamamasıdır. Bunun için daha yüksek değerlerde yükün uygulanması gerekmektedir.

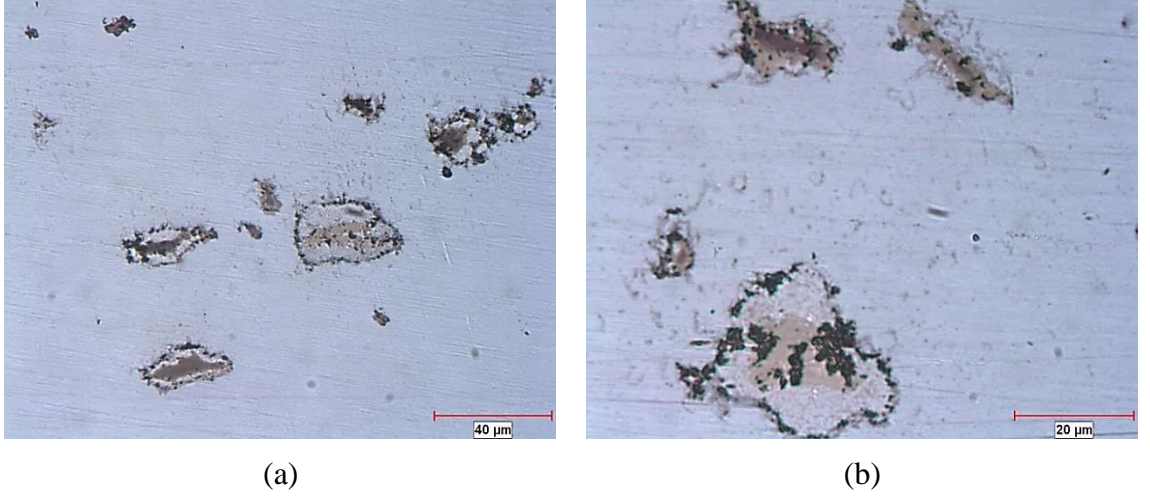
### 4.5. Ağırlıkça % 1,5 Ti İçeren Demir Parçalar

#### 4.5.1. Mikroyapı incelemeleri

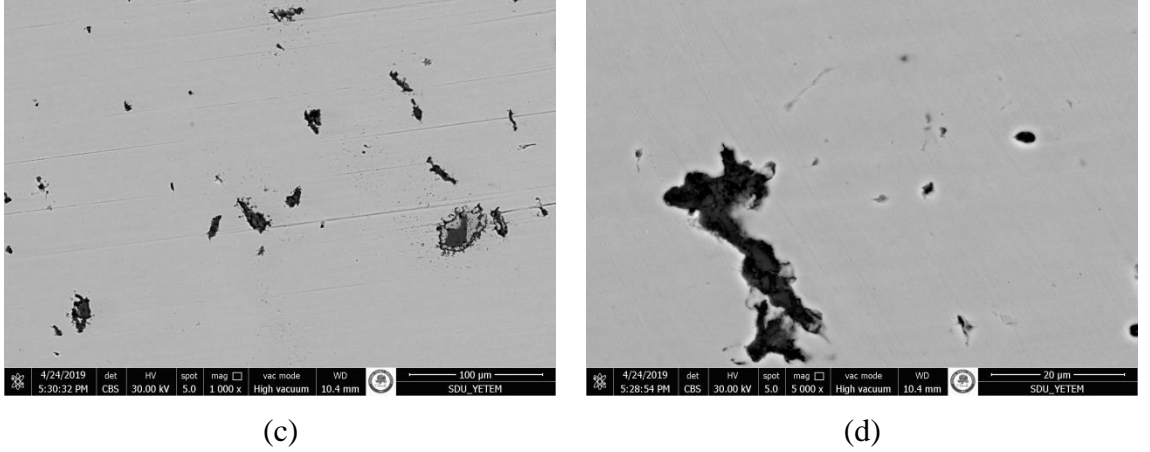
1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %1,5 Ti takviyeli demir parçaya ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.21'de sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen parçanın yoğunluğu teorik değer % 86,79'u olarak hesaplanmıştır. 1120 °C'de sinterlenen parçanın yoğunluğu da teorik değer %83,57'sidir. 1120 °C'de sinterlenen numunenin mikroyapı görüntüleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 4.21). Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1120 °C'de

sinterlenmiş numuneye ait 5.000x ve 10.000x büyütme oranlarında iç yapı resimleri bulunmaktadır (Şekil 4.22).

Bu mikroyapılarda, titanyum partiküllerinin çevreleyen, demir matris içinde küçük partiküllerden oluşan bölgeler bulunmaktadır. Bu bölgelerin, titanyumun demir matris içinde çözünmesi sonucu oluşmuş olduğu düşünülmektedir. Daha ileri bilgi edinmek amacıyla bu bölgelerin EDS incelemeleri, % 3,25 oranında Ti içeren numuneler için, sonraki bölümde gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 4.21.** Ağırlıkça %1,5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki ; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri



**Şekil 4.22.** Ağırlıkça %1,5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki; (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

#### 4.5.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %1,5 Ti içeren demir parçalara ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.13’te verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlik değerlerinin 1000 °C’de sinterlenen kompozitlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme sonrası sertlik ortalama 65 HB10 olurken, 1120 °C’de sinterleme sonrasında 75 HB10 olmuştur. Ti partikül eklendiğinde parçaların sertlik değerinin saf demire kıyasla her iki sıcaklıkta sinterleme sonucunda da arttığı görülmüştür.

**Çizelge 4.13.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %1,5 Ti içeren demir parçalara ait sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
FT 111	1120	70,2	3,3
FT 112	1120	71,9	5,3
FT 113	1120	82,6	0,6
<b>Ortalama</b>	1120	74,9	6,7
FT 121	1000	70,0	4,2
FT 122	1000	63,8	3,6
FT 123	1000	61,9	2,7
<b>Ortalama</b>	1000	65,2	4,2

#### 4.5.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

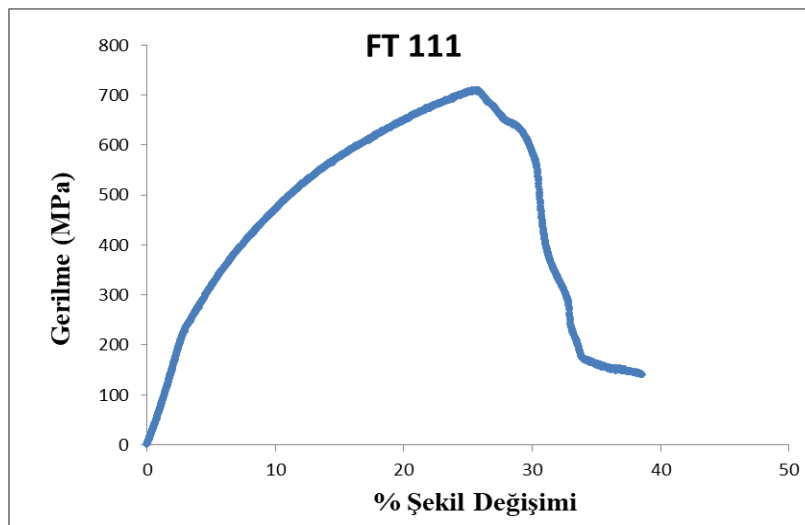
1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça % 1,5 Ti içeren demir parçalara ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.14’te verilmektedir. Ağırlıkça %1,5 Ti içeren Fe-Ti parçaların % şekil değişimi değerlerinin %13-%34 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 570 – 710 MPa

aralığında olmuştur. Demir parçalara takviye olarak Ti ilavesi yapıldığında dayanım ve % şekil değişimi değerlerinin saf demir parçalara kıyasla azaldığı görülmektedir.

**Çizelge 4.14.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %1,5 Ti içeren demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	% Şekil Değişimi
FT 111	1120	709,4	25,8
FT 112	1120	691,4	33,8
FT 113	1120	651,1	13,3
FT 121	1000	665,6	28,9
FT 122	1000	638,1	26,0
FT 123	1000	571,5	22,6

Numuneler arasında dayanımı en yüksek olan 1120 °C’de sinterlenen FT 111 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.23’de verilmektedir.

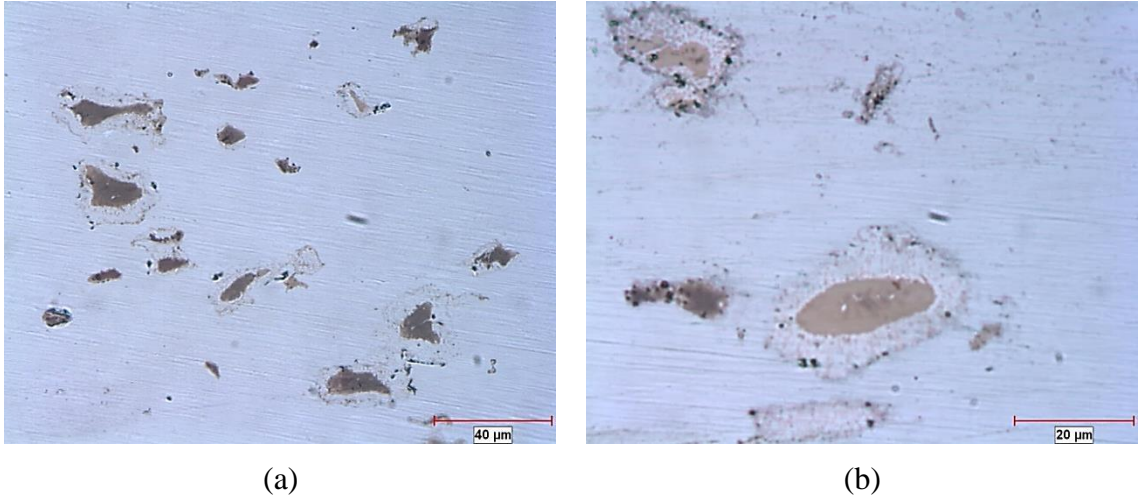


**Şekil 4.23.** 1120 °C’de sinterlenen % 1,5 Ti içeren Fe-Ti parçaya (FT 111) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

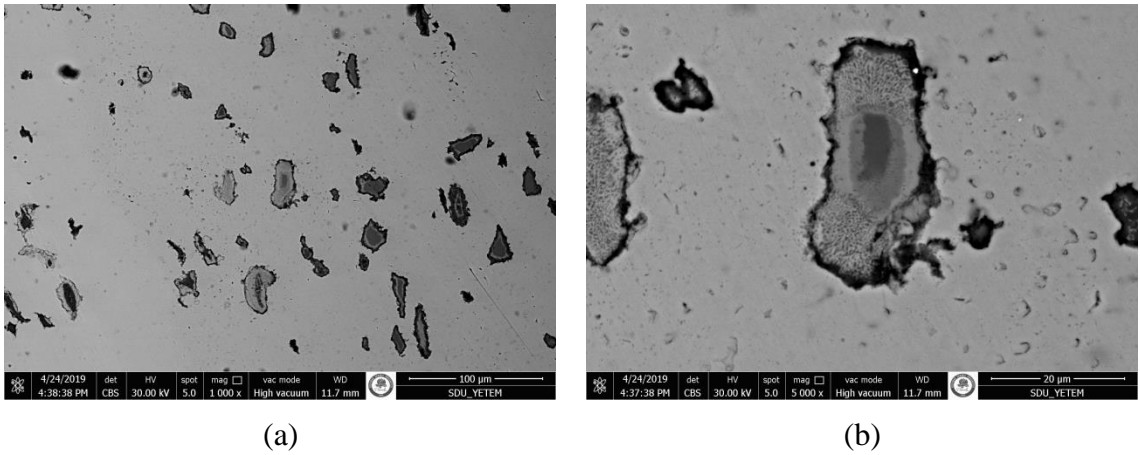
#### 4.6. Ağırlıkça % 3,25 Ti İçeren Demir Parçalar

##### 4.6.1. Mikroyapı incelemeleri

1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti takviyeli demir parçaya ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.24'te sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen parçanın yoğunluğu teorik değerin %85,71'i olarak hesaplanmıştır. 1120 °C'de sinterlenen parçanın yoğunluğu da teorik değerin %85,65'idir. 1120 °C'de sinterlenen numunenin mikroyapı görüntüleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 4.24). Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1120 °C'de sinterlenmiş numuneye ait 5.000x ve 10.000x büyütmedeki iç yapı resimleri Şekil 4.25'de sunulmaktadır. Bu numunede de, diğer Ti içeren numunelerdekine benzer şekilde, Ti partiküllerinin etrafında içinde küçük partiküllerin bulunduğu bölgeler görülmektedir. Bu bölgelerin EDS analizleri gerçekleştirilmiştir.



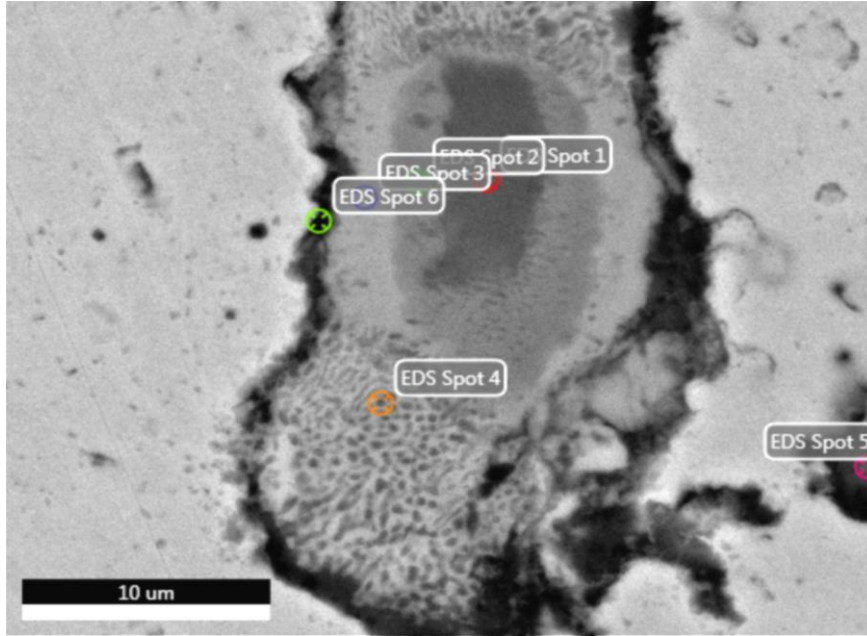
**Şekil 4.24.** Ağırlıkça %3,25 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C'de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki ; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri



**Şekil 4.25.** Ağırlıkça %3,25 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C'de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki; (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

#### 4.6.1.1. EDS analizleri

1000 °C'de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren Fe-Ti numunesi EDX dedektörü kullanılarak 50.000 büyütmede seçilen noktalarda EDS analizine tabii tutulmuş ve bu noktalardaki elementlerin ağırlıkça ve molce yüzde oranları tespit edilmiştir. Elementel analizleri yapılmak üzere 6 farklı bölgeden noktalar seçilmiştir. Birinci nokta Spot 1, matris içindeki büyük yapının ortasındaki koyu renkli bölge üzerinden seçilmiştir. İkinci nokta olan Spot 2 mikroyapıda oluşan büyük yapının ortasındaki koyu renkteki bölgeyi çevreleyen daha açık renkteki bölge üzerinden seçilmiştir. Üçüncü nokta Spot 3 yapının içindeki açık renkli bölgeden seçilmiştir. Dördüncü nokta Spot 4 oluşan yapının üzerindeki küçük şekilli koyu renkteki yapıların üzerinden seçilmiştir. Spot 5 oluşan yapının dışındaki bölgeden koyu renkteki şekil üzerinden seçilmiştir. Spot 6 da büyük yapının kenarındaki koyu renkteki bölge üzerinden seçilmiştir.



**Şekil 4.26.** EDS analizi yapılan 1000 °C'de sinterlenen ağırlıkça %3,25 oranında Ti içeren demir parçanın 50.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (geri saçılmış elektron-SEM) görüntüsü ve üzerindeki seçili noktalar

**Çizelge 4.15.** Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyumyum yüzdeleri

Ağırlıkça atomsal yüzdeler (%)	Fe (Ağ. %)	Ti (Ağ. %)	Fe (mol %)	Ti (mol %)
Spot 1	11,5	88,5	10,1	89,9

Çizelge 4.15'in devamı

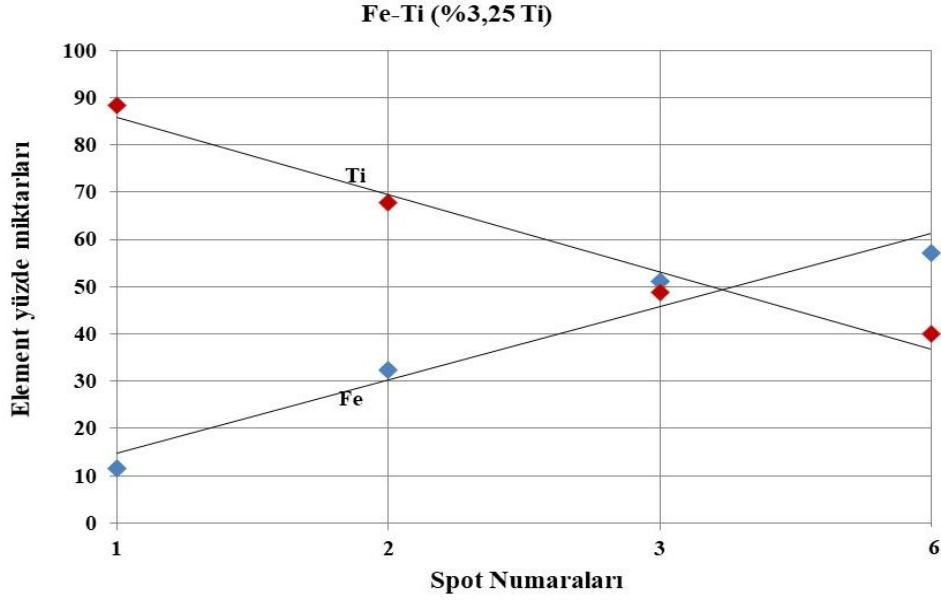
Spot 2	32,3	67,7	29	71
Spot 3	51,2	48,8	47,4	52,6
Spot 4	47,7	52,3	43,9	56,1
Spot 5	25,4	74,6	25,4	74,6
Spot 6*	57,1	40,1	50,2	41,1

\*Spot 6'nın elementel analizinde ağırlıkça %2,8 oranında oksijen elementine rastlanmıştır.

Geri saçılmış elektron-SEM görüntülerinde, yapıdaki kimyasal bileşime göre kontrast oluşmaktadır. Atoma ağırlığı yüksek olan elementin fazla olduğu bölgeler açık renkli, atom ağırlığı düşük olan elementin fazla bulunduğu bölgeler koyu renkli görünmektedir. Demirin atom ağırlığı titanyumdan yüksek olması nedeniyle, demirce zengin olan bölgelerin açık renkli olan bölgeler olduğu ve titanyumca zengin olan bölgelerin siyah renkli bölgeler olduğu söylenebilir. Farklı tondaki katmanların bulunması, kimyasal bileşimin farklılık gösterdiğine işaret etmektedir.

Şekil 4.26'da görülen siyah partikülün, boyutu ve koyuluğu nedeniyle, demir tozuna eklenmiş olan Ti partikülü olduğu düşünülmüştür. Partikülün merkezinde bulunan 1 numaralı noktada %88,5 ve diğer bir partikülde 5 numaralı noktada yapılan analizde %74,6 Ti bulunması, bu görüşü desteklemektedir. Partikülün içinden dışına doğru yapılan 1, 2, 3 ve 6 numaralı analizlerde belirlenen Ti ve Fe miktarları, Şekil 4.27'de sunulmaktadır. Bu grafikte görüldüğü gibi, içten dışa doğru Ti miktarının azaldığı ve Fe miktarının arttığı belirlenmiştir. Bu durum, titanyum partikülünün demir matris içinde çözünmekte olduğuna işaret etmektedir. Demir fazı içine titanyuma atomlarının difüzyonunun ve titanyum fazı içine de demir atomlarının difüzyonunun gerçekleşmesi beklenmektedir. Şekil 4.28'de verilen demir ve titanyum faz diyagramına göre, Fe ve Ti arasında  $Fe_2Ti$  (laves) fazı ve FeTi metallar arası bileşiği oluşabilmektedir. Şekil 4.26'da görülen bölgelerin, bu fazları içerdiği düşünülebilir.

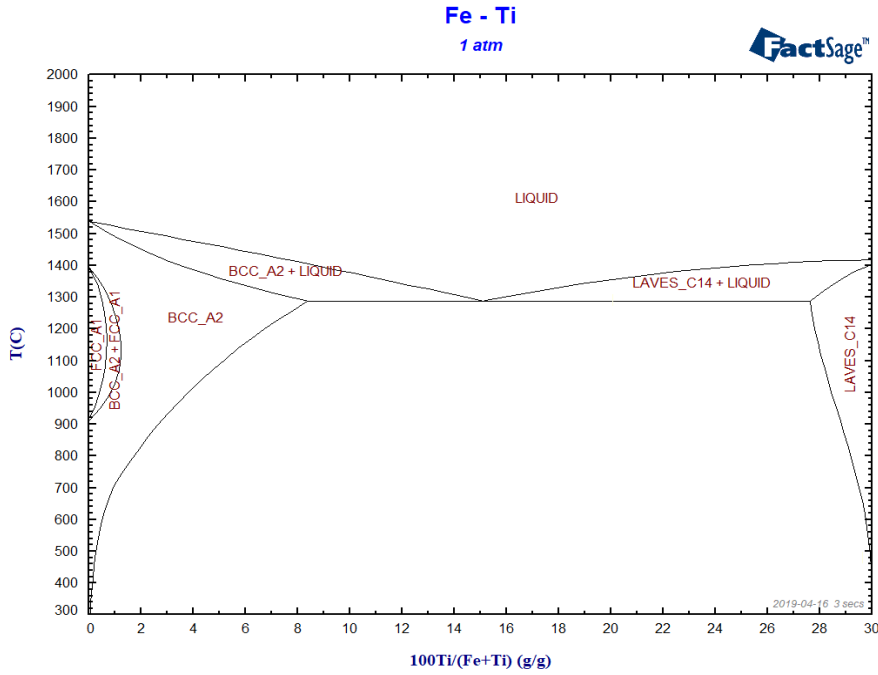




**Şekil 4.27.** Ağ. % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti ve Fe ağırlık oranları

Şekil 4.28'e göre, 1120 °C'de titanyumun demir içinde molce %7, ağırlıkça % 6 civarında çözünürlüğü bulunmaktadır. Azalan sıcaklıkla çözünürlük düşmektedir ve bu çalışmada kullanılmış olan titanyum miktarlarına göre yapılarda demir+Fe<sub>2</sub>Ti (laves) fazlarının bulunması beklenmektedir.

Fe-Ti numunelerine yapılan EDS analizleri sonucunda, Ti atomlarının demir matris içinde parçanın her tarafına dağılmadığı, Ti partiküllerinin etrafında titanyumca zengin bölgeler halinde bulunduğu ve bu nedenle titanyum partiküllerinin tam olarak çözünmemiş olduğu izlenimi edinilmiştir.



**Şekil 4.28.** Factsage programı ile hesaplanmış olan Fe-Ti (ağırlıkça %30 a kadar) faz diyagramı

#### 4.6.2. Sertlik ölçümü sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçalara ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.16’da verilmektedir. Tabloya göre 1120 °C’de sinterlenen parçaların sertlik değerlerinin 1000 °C’de sinterlenen parçalardan daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme sonrası sertlik ortalama 67 HB10 olurken, 1120 °C’de sinterleme sonrasında 82 HB10 olmuştur. % 1,5 oranında Ti içeren demir parçalara kıyasla sertlik değerlerinde az miktarda artış olmuştur.

**Çizelge 4.16.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçalara ait sertlik ve standart sapma değerleri.

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
FT 211	1120	76,2	2,0
FT 212	1120	88,2	3,1
<b>Ortalama</b>	1120	82,2	8,5
FT 221	1000	66,3	3,5
FT 222	1000	68,2	3,1
<b>Ortalama</b>	1000	67,2	1,3

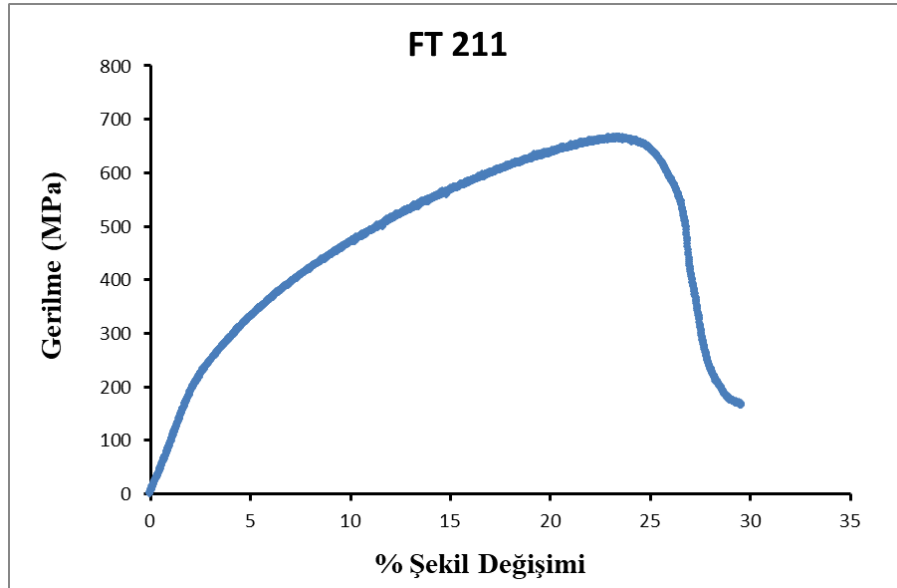
#### 4.6.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçalara ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.17’de verilmektedir. Ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçaların % şekil değişimi değerlerinin %12-%24 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 540 – 670 MPa aralığında olmuştur. % 1,5 oranında Ti içeren demir parçalara kıyasla dayanım ve % şekil değişimi değerlerinde düşüş olmuştur.

**Çizelge 4.17.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	%Şekil Değişimi
FT 211	1120	667,7	23,5
FT 212	1120	639,7	12,5
FT 221	1000	650,8	23,4
FT 222	1000	544,3	14,8

Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1120 °C’de sinterlenen FT 211 numaralı numuneye ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği şekil 4.29’da verilmektedir.

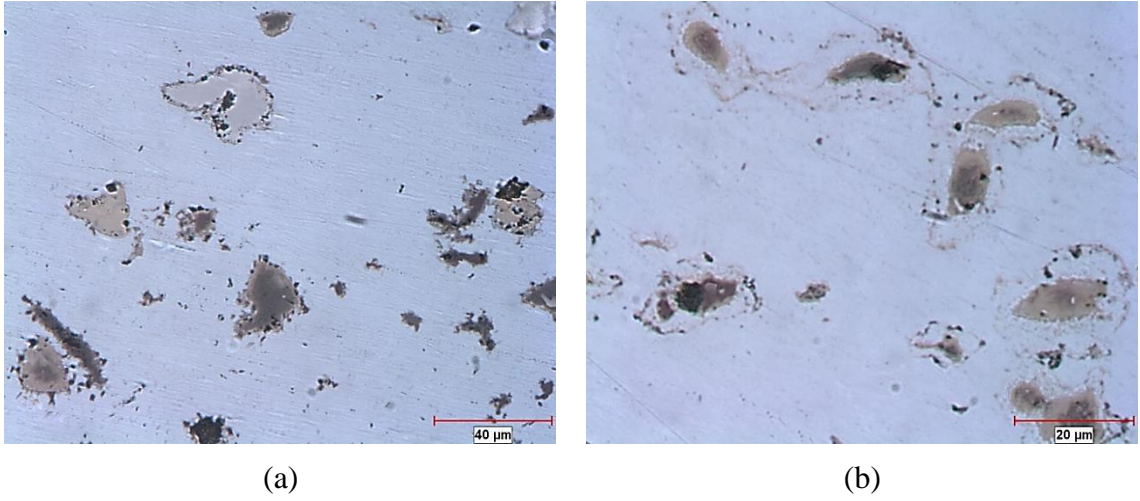


**Şekil 4.29.** 1120 °C’de sinterlenen % 3,25 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 211) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

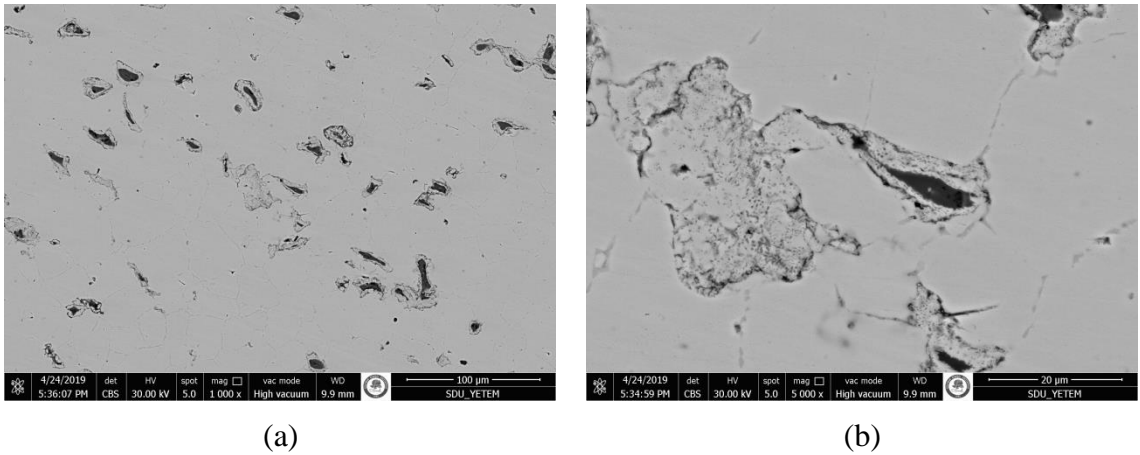
## 4.7. Ağırlıkça % 5 Ti İçeren Demir Parçalar

### 4.7.1. Mikroyapı incelemeleri

1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti takviyeli demir parçaların optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.30’da gösterilmektedir. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen parçanın yoğunluğu teorik değerin % 85,11’i olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen parçanın yoğunluğu da teorik değerin %84,33’üdür. 1120 °C’de sinterlenen Fe-Ti parçasına ait mikroyapı görüntüleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir. Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1120 °C’de sinterlenmiş numuneye ait 1.000x ve 5.000x büyütme oranlarında iç yapı resimleri bulunmaktadır (Şekil 4.31).



**Şekil 4.30.** Ağırlıkça %5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri



**Şekil 4.31.** Ağırlıkça %5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki; (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

#### 4.7.2. Sertlik ölçümü sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir parçalara ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.18’de verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C’de sinterlenen parçaların sertlik değerlerinin 1000 °C’de sinterlenen parçalardan daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme sonrası sertlik ortalama 73 HB10 olurken, 1120 °C’de sinterleme sonrasında 87 HB10 olmuştur. % 3,25 oranında Ti içeren demir parçalara kıyasla sertlik değerlerinde az miktarda artış olmuştur.

**Çizelge 4.18.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Sertlik-Std Sapma
FT 311	1120	80,7	6,1
FT 312	1120	88,2	0,4
FT 313	1120	92,9	1,4
<b>Ortalama</b>	1120	87,3	6,1
FT 321	1000	71,6	2,3
FT 322	1000	72,9	0,7
FT 323	1000	73,7	2,2
FT 324	1000	73,6	1,9
<b>Ortalama</b>	1000	72,9	0,9

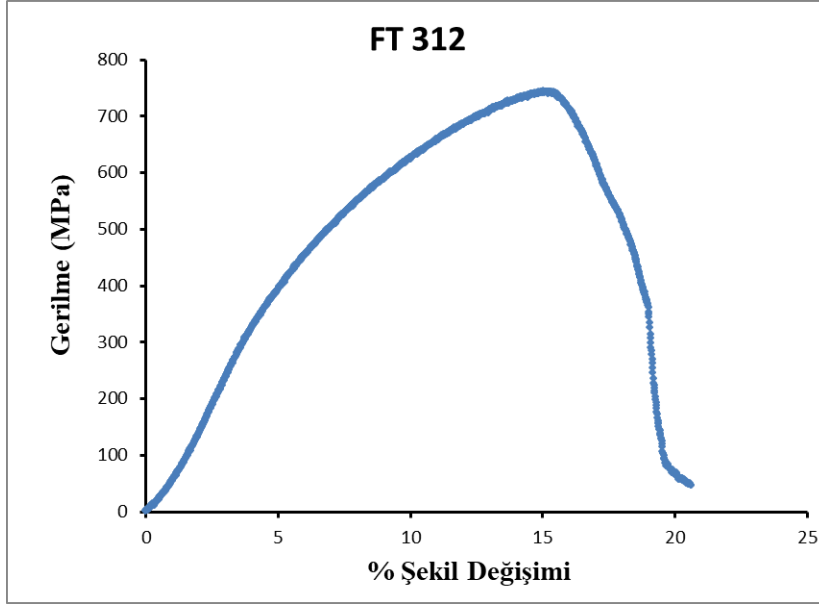
### 4.7.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.19’da verilmektedir. Ağırlıkça %5 Ti içeren demir parçaların % şekil değişimi değerlerinin %8-%26 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 520 – 745 MPa aralığında olmuştur. % 1,5 ve %3,25 oranında Ti içeren demir parçalara kıyasla % şekil değişimi değerlerinde düşüş gözlenirken, dayanım değerlerinde artış olmuştur.

**Çizelge 4.19.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	% Şekil Değişimi
FT 311	1120	592,7	17,7
FT 312	1120	744,6	15,0
FT 313	1120	548,3	8,3
FT 321	1000	641,7	25,7
FT 322	1000	614,8	21,3
FT 323	1000	722,4	19,8
FT 324	1000	522,5	10,8

Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1120 °C’de sinterlenen FT 312 numaralı numuneye ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.32’de verilmektedir.

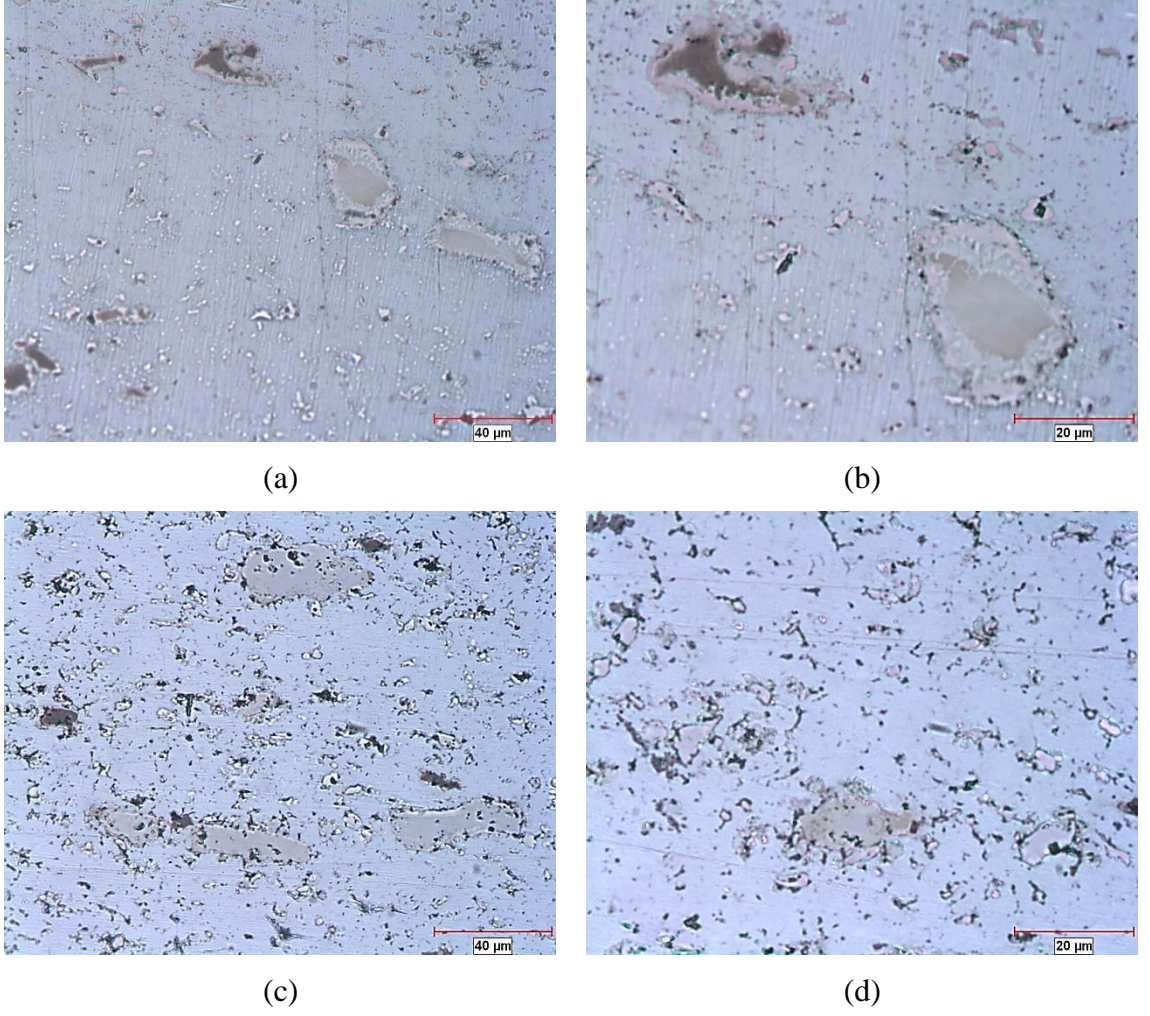


**Şekil 4.32.** 1120 °C’de sinterlenen % 5 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 312) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

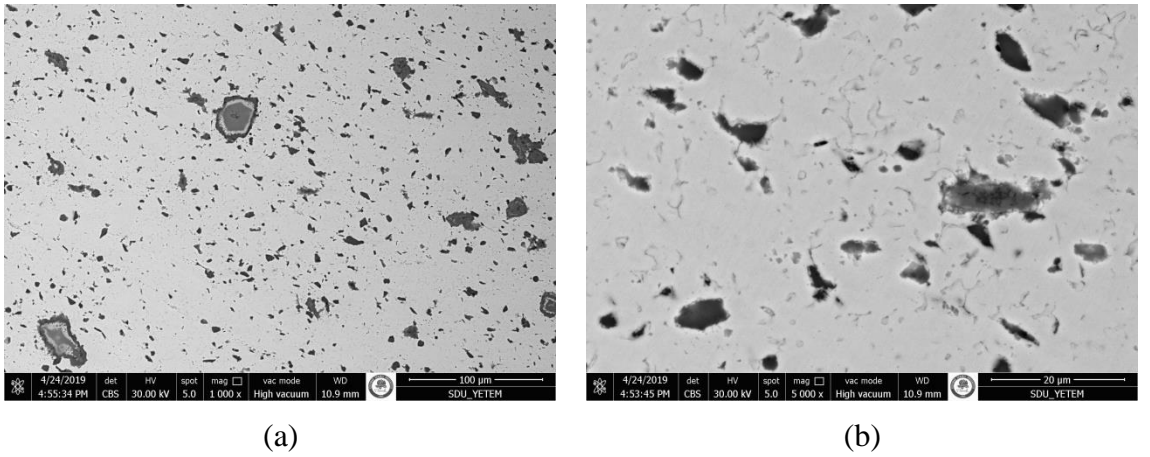
#### 4.8. Ağırlıkça % 3 TiB<sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %1,5 Ti Eklenmesi

##### 4.8.1. Mikroyapı incelemeleri

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.33’te sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu teorik değer %82,85’i olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da teorik değer %80,69’udur. Her iki sıcaklık için numunelere ait mikroyapı resimleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir. Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1120 °C’de sinterlenmiş numuneye ait 1.000x ve 5.000x büyütme oranlarında iç yapı resimleri bulunmaktadır (Şekil 4.34). Mikroyapılarda demir matris içinde dağılmış daha koyu renkteki, nispeten büyük düzensiz şekilli yapıların titanyum partikülleri olduğu, daha küçük olanların ise TiB<sub>2</sub> partikülleri olduğu düşünülmektedir.



**Şekil 4.33.** Ağırlıkça %3  $TiB_2$  ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri



**Şekil 4.34.** Ağırlıkça %3  $TiB_2$  ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki, (b) 5.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri



#### 4.8.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.20'de verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C'de sinterlenen kompozitlerin sertlik değerlerinin 1000 °C'de sinterlenen kompozitlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C'de sinterleme sonrası sertlik ortalama 68 HB10 olurken, 1120 °C'de sinterleme sonrasında 80 HB10 olmuştur. TiB<sub>2</sub> ve Ti partikülleri eklendiğinde demir matrisli kompozitlerin sertlik değerinin saf demire kıyasla her iki sıcaklıkta sinterleme sonucunda da arttığı görülmüştür.

**Çizelge 4.20.** 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
<b>FTTB 111</b>	1120	84,3	2,3
<b>FTTB 112</b>	1120	73,1	1,6
<b>FTTB 113</b>	1120	82,9	4,6
<b>Ortalama</b>	1120	80,1	6,1
<b>FTTB 121</b>	1000	74,2	0,7
<b>FTTB 122</b>	1000	68,1	0,7
<b>FTTB 123</b>	1000	62,5	4,2
<b>Ortalama</b>	1000	68,3	5,8

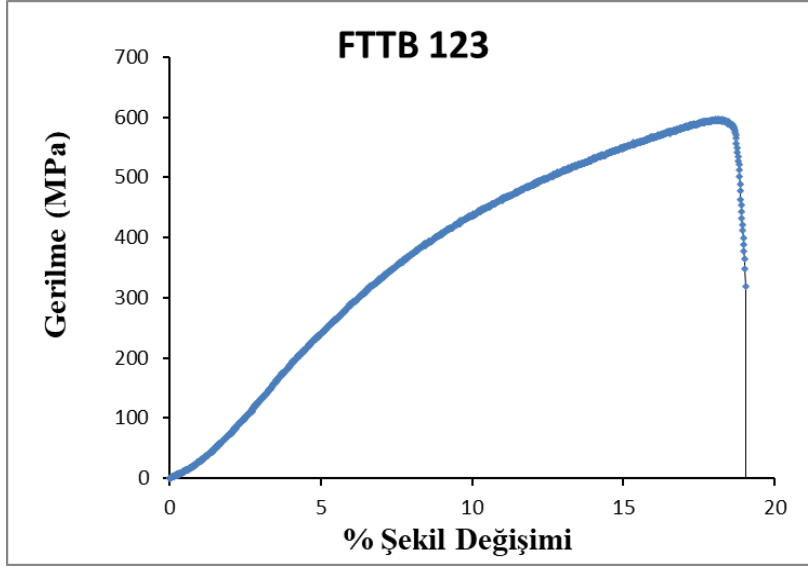
### 4.8.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.21’de verilmektedir. Ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %10-%18 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 470 – 597 MPa aralığında olmuştur. Değerlerin, aynı oranda sadece TiB<sub>2</sub> içeren kompozit parçalara kıyasla biraz düşük olduğu görülmüştür.

**Çizelge 4.21.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	% Şekil Değişimi
<b>FTTB 111</b>	1120	564,2	12,5
<b>FTTB 112</b>	1120	514,3	13,3
<b>FTTB 113</b>	1120	551,1	11,4
<b>FTTB 121</b>	1000	523,2	13,6
<b>FTTB 122</b>	1000	472,8	10,8
<b>FTTB 123</b>	1000	596,7	18,1

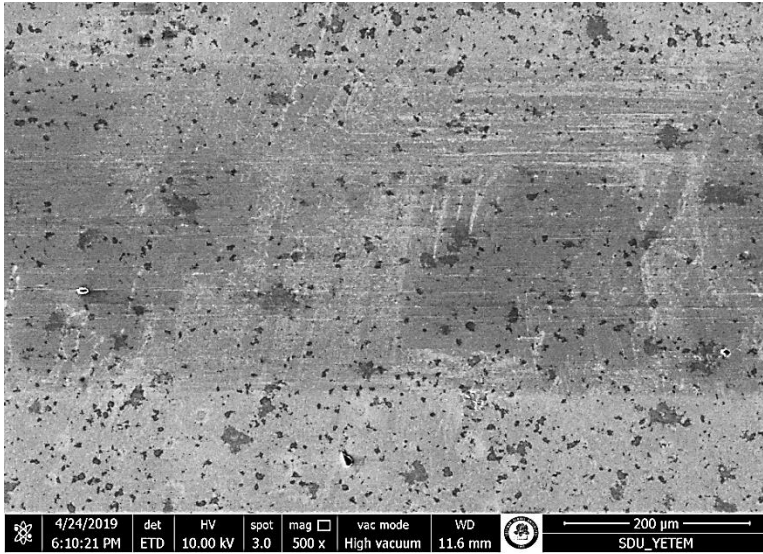
Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1000 °C’de sinterlenen FTTB 123 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.35’te verilmektedir.



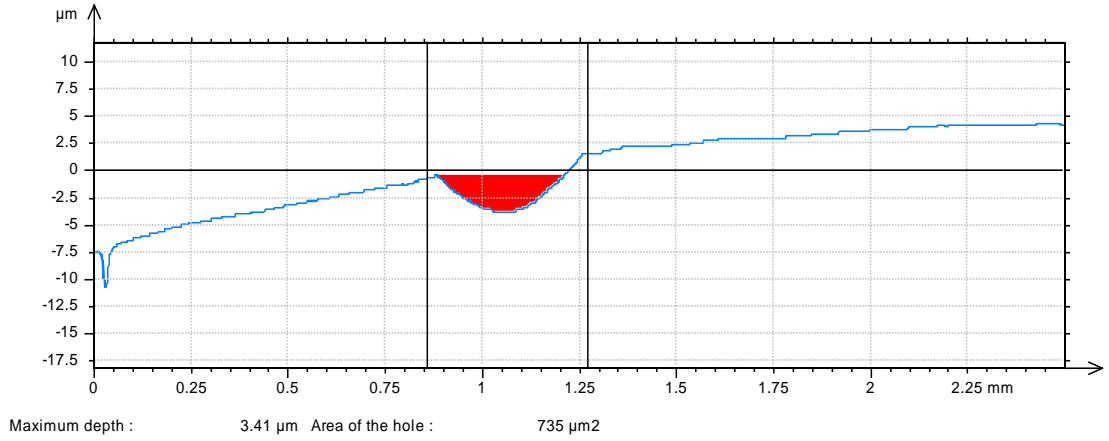
**Şekil 4.35.** 1000 °C’de sinterlenen % 3 TiB<sub>2</sub> %1,5 Ti içeren Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozite (FTTB 123) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

#### 4.8.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> %1,5 Ti ve %95,5 Fe içeren demir matrisli (Fe-Ti-TiB<sub>2</sub>) kompozit malzemeye, tüm numunelerle aynı şartlarda aşınma testi uygulanmıştır. Oluşan çizigin SEM görüntüsü Şekil 4.36’da sunulmaktadır. Katkısız demir numunedekine kıyasla, oluk şeklinde aşınma izleri oluşmadığı görülmüştür. Oluşan izin profilometre ile belirlenmiş olan kesit alanı Şekil 4.37’de sunulmaktadır. Oluşan izin derinliği 3,4 mikrometre civarındadır ve kesit alanı 735 mikrometre kare olmuştur. Çizelge 4.22’de sunulan veriler kullanılarak bu numune için aşınma oranı  $2,74 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  olarak hesaplanmıştır.



**Şekil 4.36.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü



**Şekil 4.37.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> %1,5 Ti içeren demir matrisli profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri Çizelge 4.22’de sunulmaktadır. Ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma direncinin saf demirin aşınma direncine kıyasla arttığı, aynı oranda sadece TiB<sub>2</sub> içeren kompozit parçalara kıyasla biraz düşük olduğu görülmüştür.

**Çizelge 4.22.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

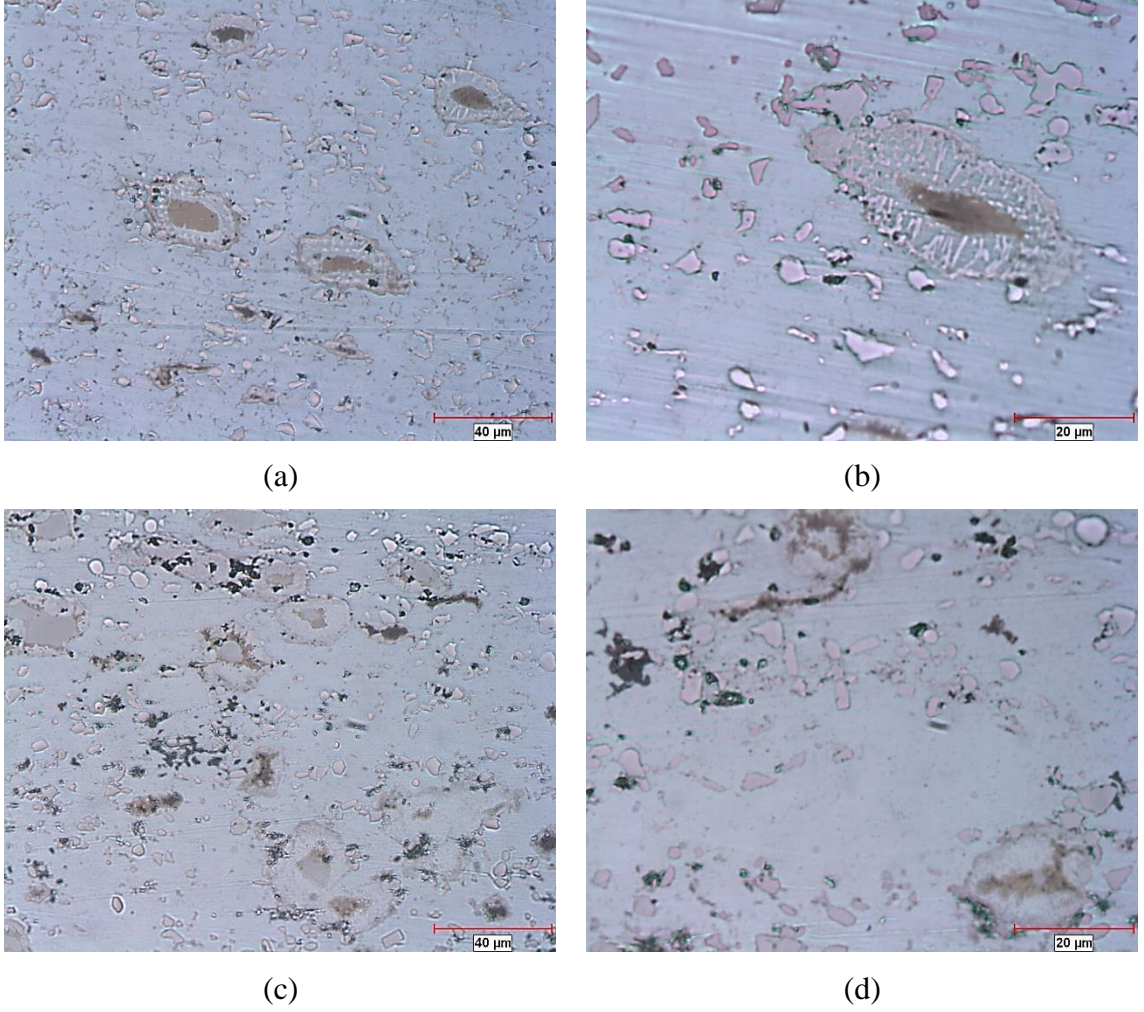
Ortalama Aşınma Alanı (µm <sup>2</sup> )	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı (mm <sup>2</sup> )	Ortalama Aşınma Hacmi (mm <sup>3</sup> )	Ortalama Aşınma Oranı (mm <sup>3</sup> /Nm)
658,7143	50,4735	0,000658	0,003294	0,000274

#### 4.9. Ağırlıkça % 6,5 TiB<sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %3,25 Ti Eklenmesi

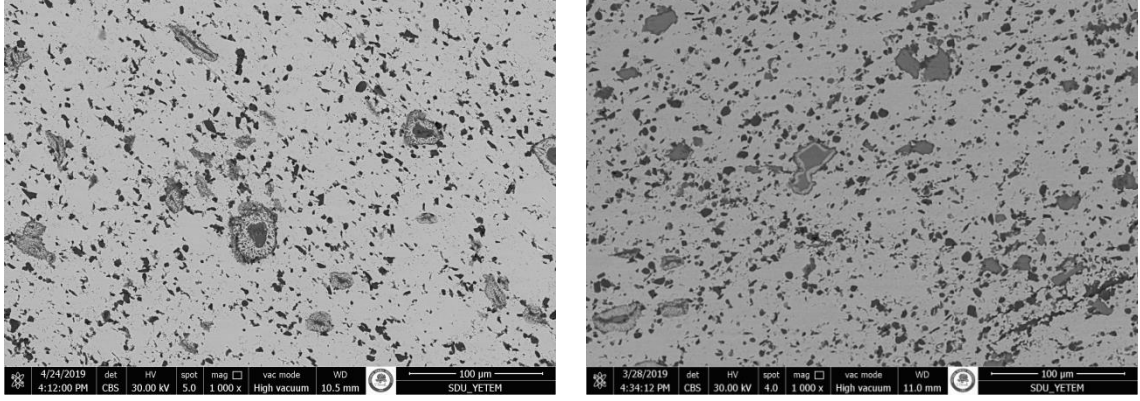
##### 4.9.1. Mikroyapı incelemeleri

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.38’de sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu teorik değerin %82,84’ü olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da teorik değerin %89,58’idir. Her iki sıcaklık için numunelere ait mikroyapı resimleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir.

Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1200 °C ve 1000 °C’de sinterlenmiş numunelere ait 1.000x büyütmede iç yapı resimleri bulunmaktadır (şekil 4.39). Yapılan EDS analizlerine göre, 10 mikron ve daha büyük parçacıkların Ti, daha küçük parçacıkların  $TiB_2$  olduğu düşünülmektedir.  $TiB_2$  ve Ti içeren demir parçaların mikroyapılarında, sadece  $TiB_2$  içeren parçalarda görülmüş olan demir borür bölgelerinin bulunmadığı gözlenmiştir. Bunun yerine, Ti olduğu düşünülen iri parçacıkların etrafında, o parçacığı saran bir bölgenin bulunduğu görülmüştür.



**Şekil 4.38.** Ağırlıkça %6,5  $TiB_2$  ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri



(a)

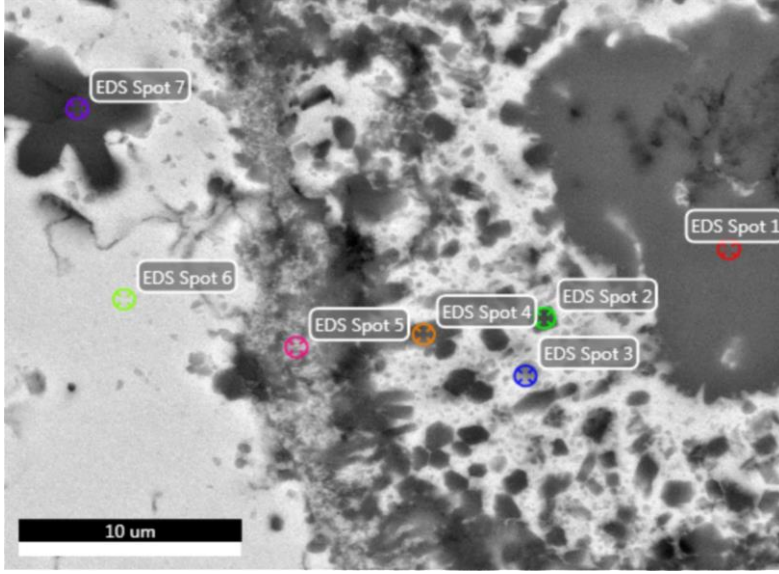
(b)

**Şekil 4.39.** Ağırlıkça %6,5  $TiB_2$  ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a)1.000x büyütmedeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (b)1.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

#### 4.9.1.1 EDS analizleri

1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5  $TiB_2$  ve %3,25 Ti içeren Fe-Ti- $TiB_2$  kompozit malzeme EDS dedektörü kullanılarak 50.000x büyütmede, titanyum olduğu düşünülen bir partikülün etrafında seçilen faz noktalarında analiz gerçekleştirilmiş ve bu noktadaki elementlerin ağırlıkça yüzde oranları tespit edilmiştir.

Elemental analizleri yapılmak üzere 7 farklı bölgeden noktalar seçilmiştir. Birinci nokta (Spot 1) mikroyapıda oluşan büyük şekilli yapı üzerindeki koyu renkli bölge üzerinden seçilmiştir. İkinci nokta (Spot 2) büyük şekilli yapı üzerindeki küçük koyu bölge üzerinden seçilmiştir. Üçüncü nokta (Spot 3) gri bölge üzerinden, Spot 4 yapıda oluşan koyu renkli çubuksu bölge üzerinden Spot 5 büyük yapının kenarındaki koyu bölge üzerinden, Spot 6 bu yapının dışındaki açık gri bölge üzerinden, Spot 7 ise büyük yapının dışındaki koyu renkteki bölge üzerinden seçilmiştir. EDS analizlerinin sonuçları Çizelge 4.24’te sunulmaktadır.



**Şekil 4.40.** EDS analizi yapılan 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 oranında TiB<sub>2</sub>, % 3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 50.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (geri saçılmış elektron-SEM) görüntüsü ve kompozit üzerindeki seçili noktalar

Demirin atom ağırlığı yüksek olduğu Şekil 4.40’ta verilen geri saçılmış elektron-SEM görüntüsünde, açık renkli bölgelerin demirce zengin olduğu ve koyu renkli bölgelerde ise titanyum ve borun daha fazla bulunduğu söylenebilir. Şekil 4.40’ta görülen siyah partikülün, boyutu ve koyuluğu nedeniyle, demir tozuna eklenmiş olan Ti partikülü olduğu düşünülmüştür. Partikülün merkezinde bulunan 1 numaralı noktada yüksek Ti bulunması bu görüşü desteklemektedir. Bu noktadaki analizde oksijen sinyali de bulunmuştur. Bu bölgedeki oksijen varlığının, sinterleme ortamından veya başlangıç tozlarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

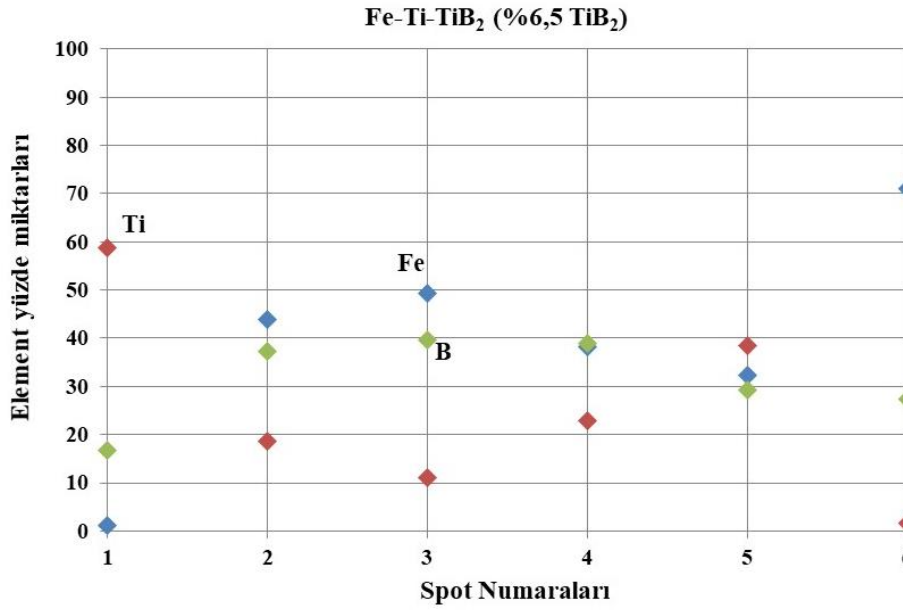
Partikülün içinden dışına doğru yapılan 1-6 numaralı analizlerde belirlenen Ti ve Fe miktarları, Şekil 4.41’de sunulmaktadır. Bu grafikte görüldüğü gibi, içten dışa doğru Fe miktarı artmaktadır. Ti partikülünün etrafında, içinde koyu, köşeli küçük partiküllerin bulunan ve Ti partikülünü çevreleyen, açık renkli matrise sahip bir bölge bulunmaktadır. 2-5 numaralı analizler, bu bölgedeki koyu partiküller üzerinden yapılmıştır ve Ti miktarı %11-40 aralığında değişmektedir. Bu partiküllerde %30-40 oranında B elementi bulunmuştur. Bu durum, bu partiküllerin Ti ve B arasındaki bileşik olan TiB<sub>2</sub> olduğu izlenimini yaratmaktadır. Bu parçacıkların şekil olarak görüntüleri de bu durumu desteklemektedir.

Bu partiküllerin, yapıya eklenen TiB<sub>2</sub> partiküllerinden kaynaklanan ve demir matris içinde difüzyonla yayılan B atomlarının, Ti partikülleri etrafında bulunan titanyumca zengin bölgeye ulaşarak, soğuma sırasında çözünürlük sınırının aşılması ile oluşmuş, çökelmiş olan TiB<sub>2</sub> partikülleri olabileceği düşünülmektedir. Bu durumun nedeni, 1120 °C’de titanyumun demir içindeki difüzyon katsayısının 10<sup>-15</sup> cm<sup>2</sup>/s civarında ve borunkinin ise 10<sup>-8</sup> cm<sup>2</sup>/s civarında olması olabilir. Küçük atom boyutuna sahip olan borun, titanyuma kıyasla çok daha hızlı difüzyonu, titanyum partikülleri etrafında görülen partiküllerin oluşmasına neden olmuş olabilir. 7 numaralı noktanın analizi, Ti partiküllerinin uzağındaki demir matris içinde titanyum bulunmadığına işaret

etmektedir. Bununla birlikte, bu noktanın analizindeki B sinyali, demir matris içinde bor atomları bulunduğunu göstermektedir.

**Çizelge 4.23.** Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyum ve bor yüzdeleri

Ağırlıkça atomsal yüzdeler (%)	Fe	Ti	B	O
Spot 1	1,23	58,82	16,67	23,28
Spot 2	43,88	18,74	37,38	-
Spot 3	49,40	11,00	39,61	-
Spot 4	38,19	22,90	38,91	-
Spot 5	32,21	38,53	29,27	-
Spot 6	71,00	1,54	27,46	-
Spot 7	18,07	42,79	39,14	-

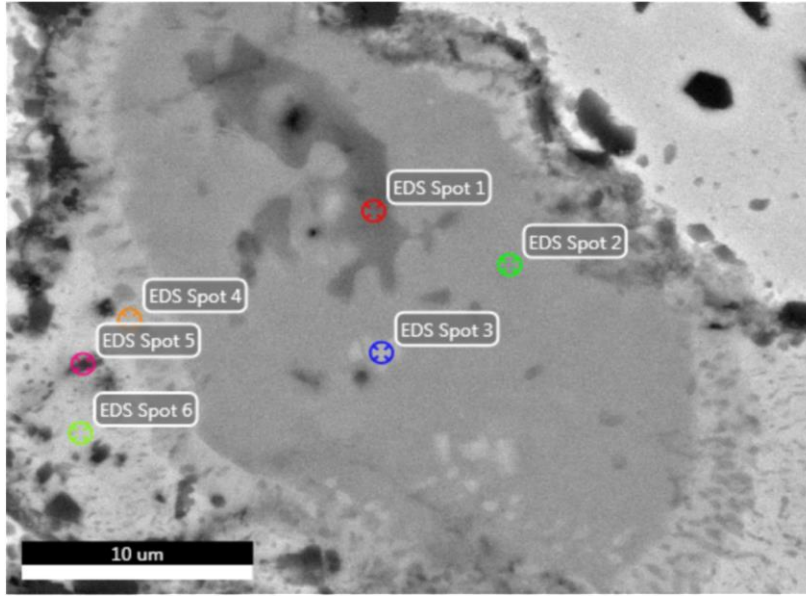


**Şekil 4.41.** Ağ. % 6,5 TiB<sub>2</sub> ve % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti, Fe ve B ağırlık oranları



Titanyum partikülü olduğu düşünülen diğer bir partikül ve civarında gerçekleştirilen EDS analizlerine ait görüntü Şekil 4.42’de ve bu analizlerdeki noktalara ait Fe, Ti ve B ağırlık oranları çizelge 4.24’te sunulmaktadır. Bu geri saçılımlı elektron-SEM görüntüsündeki ton farkları da, demir ve titanyum açısından farklı bileşime sahip bölgelerin bulunduğunu göstermektedir.

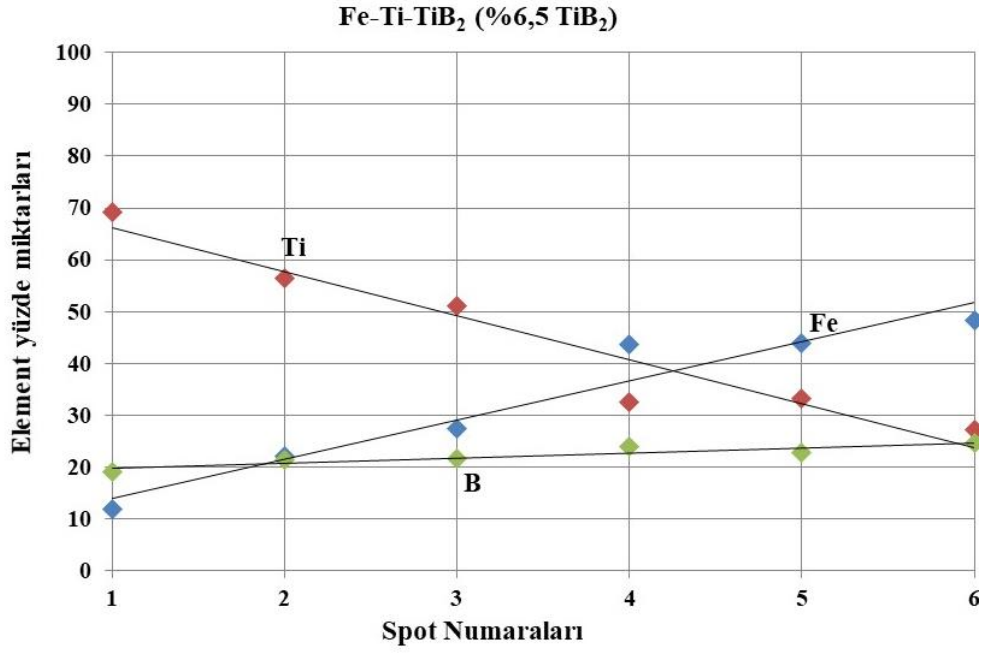
1-6 numara ile işaretlenmiş olan noktalarda gerçekleştirilmiş olan EDS analizlerinin sonuçlarına göre, partikülün içinden dışına doğru değişen Fe, Ti ve B oranları Şekil 4.43’te sunulmaktadır. Buna göre, titanyum oranının içten dışa doğru düzenli olarak azaldığı ve demir oranının ise arttığı anlaşılmaktadır. Bor oranının ise %20-25 aralığında olduğu görülmektedir. Bu durum, sadece Ti içeren Fe parçalarda olduğu gibi, titanyum partikülünün demir içinde tam olarak çözünmediğini ve titanyum partikülünün etrafında titanyumca zengin bölgenin oluştuğunu göstermektedir. Demir ve titanyumun bulunduğu bölgelerin, demir titanyum arasında oluşan metallararası bileşik olduğu düşünülmektedir. Koyu partiküllerin ise, demir içindeki titanyum ve bor atomlarının, bir önceki şekil için yapılmış olan açıklamaya benzer durumda oluşturduğu  $TiB_2$  partikülleri olduğu düşünülmektedir.



**Şekil 4.42.** EDS analizi yapılan 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 oranında  $TiB_2$ , % 3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin 50.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü ve kompozit üzerindeki seçili noktalar

**Çizelge 4.24.** Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyum ve bor yüzdeleri

Ağırlıkça yüzdeler (%)	Fe	Ti	B
Spot 1	11,8	69,2	18,9
Spot 2	22,2	56,5	21,4
Spot 3	27,5	51	21,5
Spot 4	43,6	32,6	23,9
Spot 5	43,9	33,2	22,8
Spot 6	48,3	27,1	24,5



**Şekil 4.43.** Ağ. % 6,5 TiB<sub>2</sub> ve % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti, Fe ve B ağırlık oranları

#### 4.9.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.25'te verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C'de sinterlenen kompozitlerin sertlik değerlerinin 1000 °C'de sinterlenenlerden kompozitlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. 1000 °C'de sinterleme sonrası sertlik ortalama 82 HB10 olurken, 1120 °C'de sinterleme sonrasında 90,7 HB10 olmuştur. Ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere kıyasla sertlik değerlerinde artış olmuştur.

**Çizelge 4.25.** 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
<b>FTTB 211</b>	1120	86,2	1,6
<b>FTTB 212</b>	1120	95,3	6,2
<b>Ortalama</b>	1120	90,7	6,4
<b>FTTB 221</b>	1000	80,7	2,7
<b>FTTB 222</b>	1000	83,3	3,2
<b>Ortalama</b>	1000	82	1,8

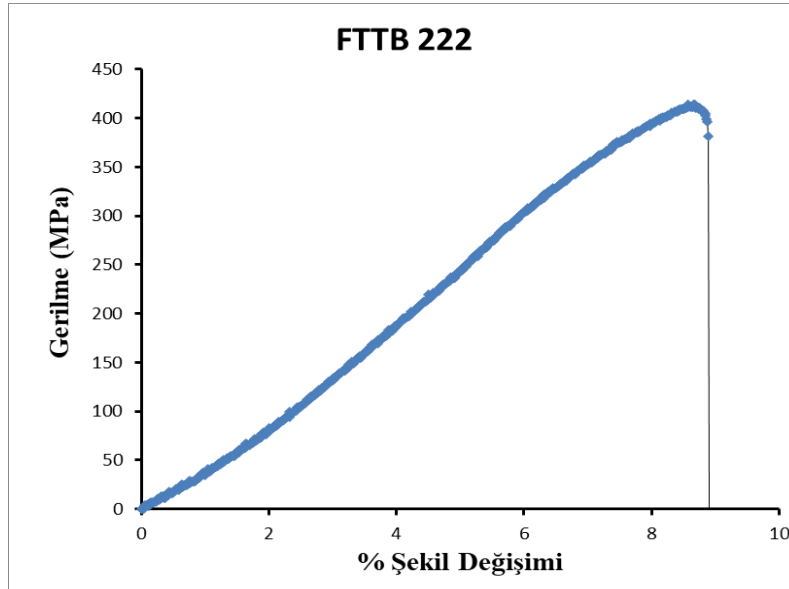
#### 4.9.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.26'da verilmektedir. Ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %5-%9 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 320 – 445 MPa aralığında olmuştur. Değerlerin, ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere kıyasla azaldığı gözlenmiştir.

**Çizelge 4.26.** 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	% Şekil Değişimi
FTTB 211	1120	375,9	5,6
FTTB 212	1120	322,4	6,0
FTTB 221	1000	444,7	6,8
FTTB 222	1000	414,2	8,7

Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1000 °C’de sinterlenen FTTB 222 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği şekil 4.44’te verilmektedir.

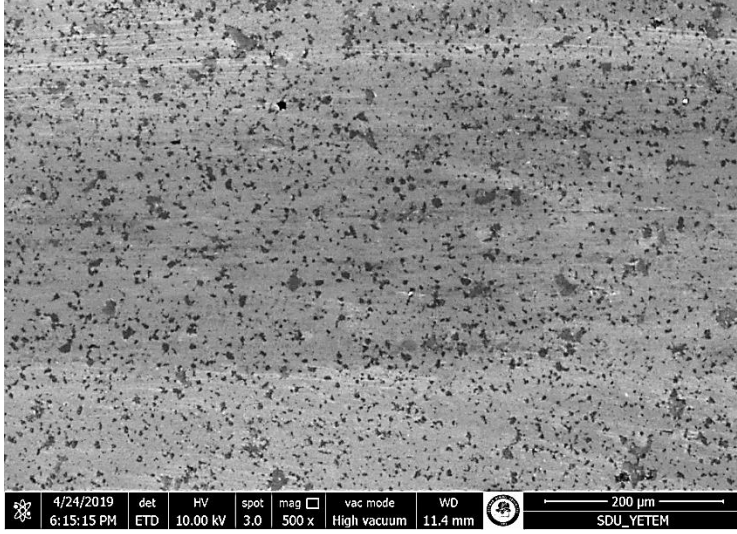


**Şekil 4.44.** 1000 °C’de ’de sinterlenen % 6,5 TiB<sub>2</sub> %3,25 Ti içeren Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozite (FTTB 222) kompozite ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

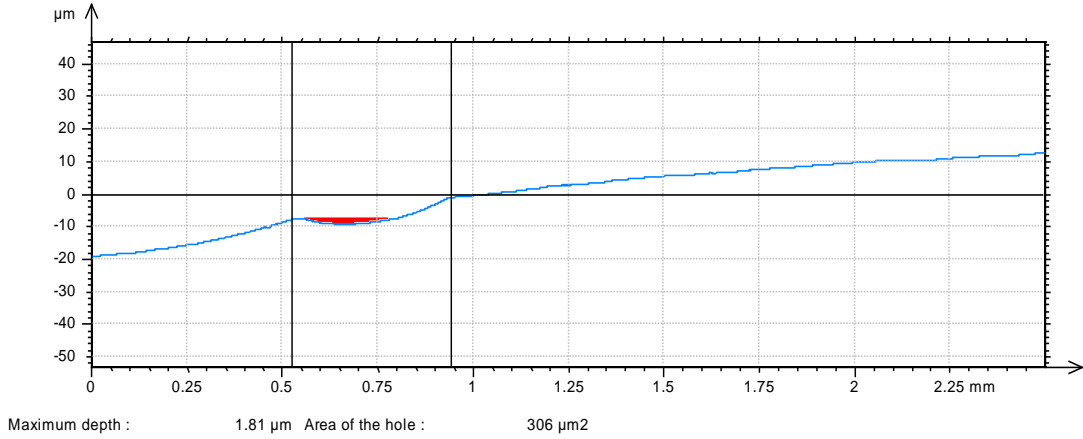
#### 4.9.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> %3,25 Ti ve %90,25 Fe içeren demir matrisli (Fe-Ti-TiB<sub>2</sub>) kompozit malzemeye, tüm numunelerle aynı şartlarda aşınma testi uygulanmıştır. Oluşan çizimin SEM görüntüsü Şekil 4.45’te sunulmaktadır. Oluşan izin profilometre ile belirlenmiş olan kesit alanı Şekil 4.46’da

sunulmaktadır. Oluşan izin derinliği 1,8 mikrometre civarındadır ve kesit alanı 300 mikrometre kare civarında olmuştur. Çizelge 4.27’de sunulan veriler kullanılarak bu numune için aşınma oranı  $1,33 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  olarak hesaplanmıştır.



**Şekil 4.45.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü



**Şekil 4.46.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çiziminin kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri Çizelge 4.27’de sunulmaktadır. Önceki bölümde sunulmuş olan ağırlıkça %3 TiB<sub>2</sub> ve %1,5 Ti içeren Fe matrisli kompozitin aşınma oranına kıyasla, daha küçük bir aşınma izi oluştuğu ve aşınma direncinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.

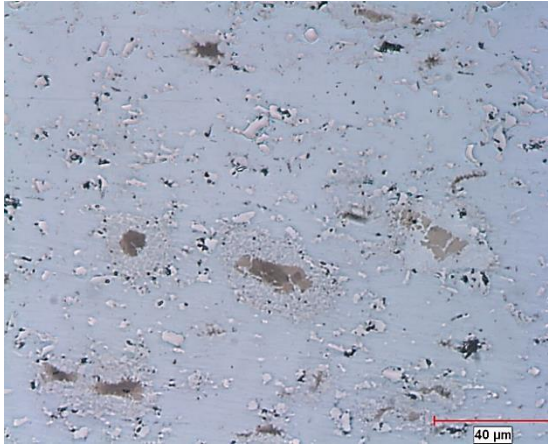
**Çizelge 4.27.** 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

Ortalama Aşınma Alanı (µm <sup>2</sup> )	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı (mm <sup>2</sup> )	Ortalama Aşınma Hacmi (mm <sup>3</sup> )	Ortalama Aşınma Oranı (mm <sup>3</sup> /Nm)
318,5714	43,9085	0,000319	0,001593	0,000133

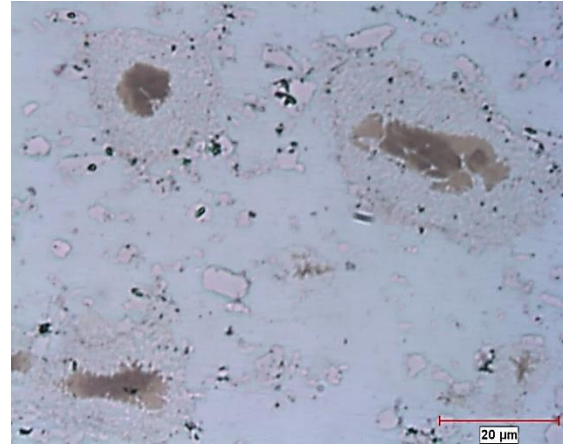
#### 4.10. Ağırlıkça % 10 TiB<sub>2</sub> İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %5 Ti Eklenmesi

##### 4.10.1. Mikroyapı incelemeleri

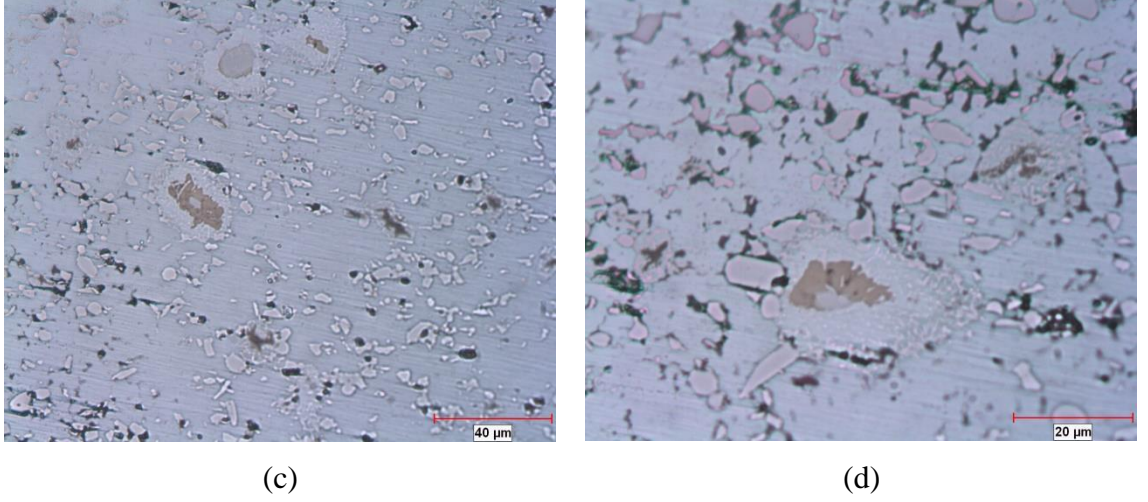
1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.47’de sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu teorik değerin %81,92’si olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da teorik değerin %80,76’sıdır. Her iki sıcaklık için numunelere ait mikroyapı resimleri optik mikroskopta 500x ve 1000x büyütme kullanılarak elde edilmiştir. Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1120 °C’de sinterlenmiş numunelere ait 1.000x ve 5.000x büyütme resimleri bulunmaktadır (Şekil 4.48).



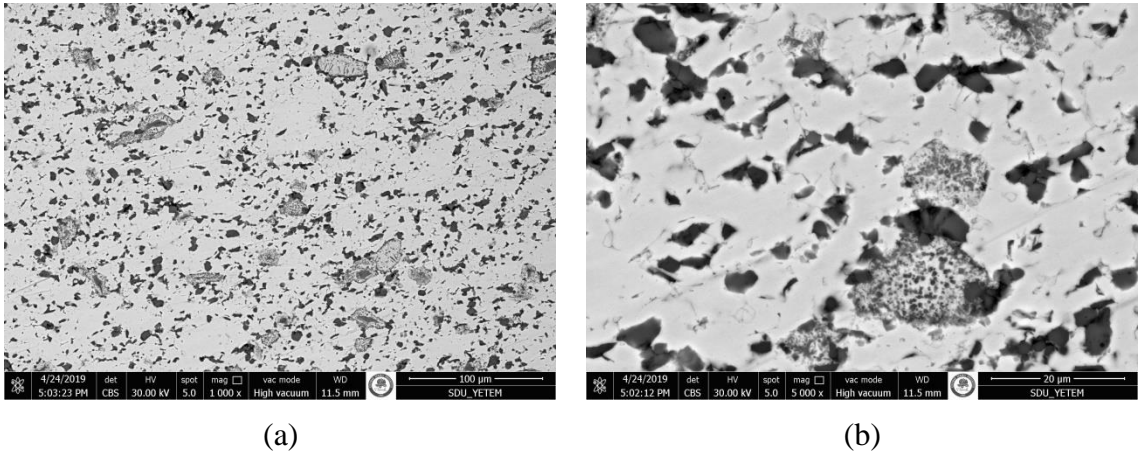
(a)



(b)

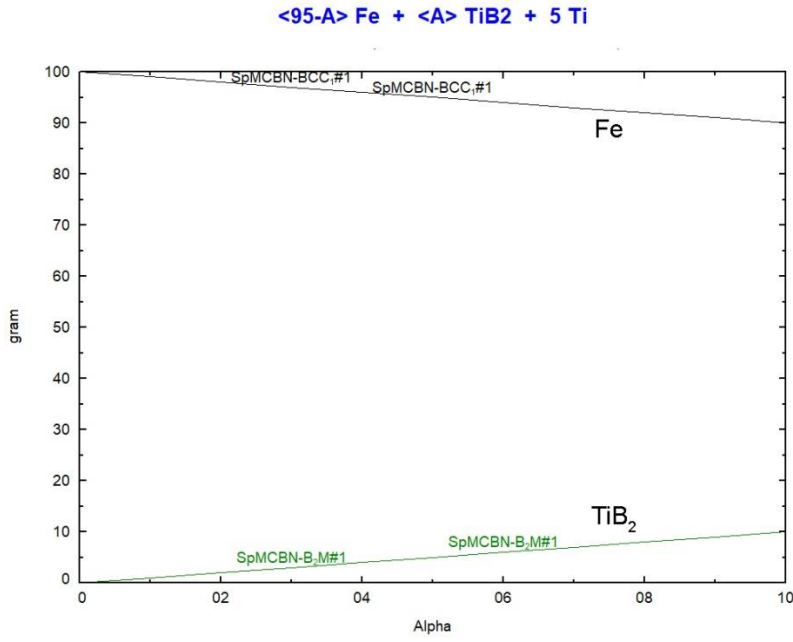


**Şekil 4.47.** Ağırlıkça %10  $TiB_2$  ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x, (b) 1000x büyütmelerdeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri



**Şekil 4.48.** Ağırlıkça %10  $TiB_2$  ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a)1.000x büyütmedeki (b)5.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

Şekil 4.49’da verilen termodinamik hesaplama sonucu elde edilmiş olan grafiğe göre, % 5 Ti varlığında, Fe ve  $TiB_2$  arasında bir reaksiyon beklenmemektedir ve yeni bir faz oluşmamaktadır.



**Şekil 4.49.** Fe-%5 Ti sistemine, ağırlıkça %10'a kadar TiB<sub>2</sub> eklenmesi ile 1000 °C'de oluşması beklenen fazları gösteren termodinamik hesaplama sonucu (Factsage programı ile)

#### 4.10.2. Sertlik ölçüm sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait Brinell sertlik ölçümü değerleri ve standart sapma değerleri Çizelge 4.28'de verilmektedir. Çizelgeye göre 1120 °C'de sinterlenen kompozitlerin sertlik değerlerinin 1000 °C'de sinterlenen kompozitlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. . 1000 °C'de sinterleme sonrası sertlik ortalama 83 HB10 olurken, 1120 °C'de sinterleme sonrasında 109,5 HB10 olmuştur. Ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere kıyasla sertlik değerlerinde artış olmuştur.

**Çizelge 4.28.** 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB10)	Standart Sapma
FTTB 311	1120	113,4	0,8
FTTB 312	1120	94,4	4,8
<b>Ortalama</b>	1120	109,5	13,6



Çizelge 4.28'in devamı

<b>FTTB 321</b>	1000	78,60	0,4
<b>FTTB 322</b>	1000	79,80	3,9
<b>FTTB 323</b>	1000	84,65	4,9
<b>FTTB 324</b>	1000	89,57	7,9
<b>Ortalama</b>	1000	83,1	5,0

#### 4.10.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.29'da verilmektedir. Ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %5-%7 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 220 – 361 MPa aralığında olmuştur. Değerlerin, ağırlıkça %6,5 TiB<sub>2</sub> ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere kıyasla azaldığı gözlenmiştir.

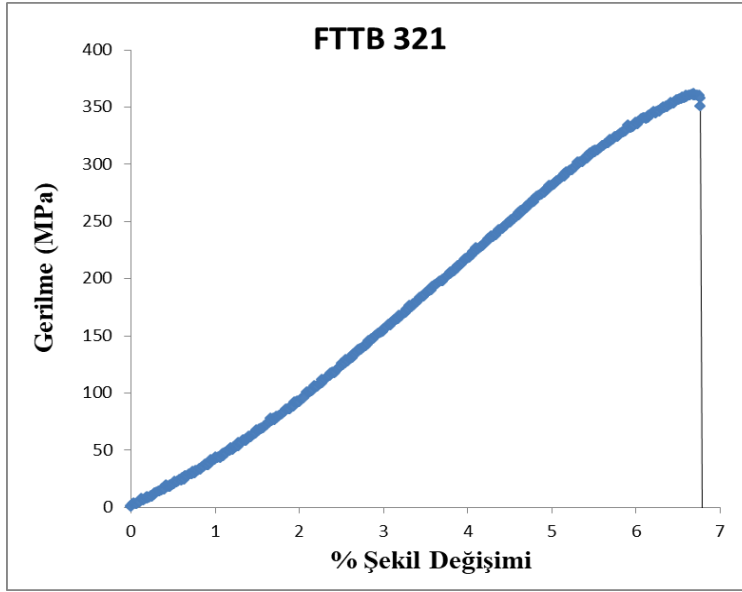
**Çizelge 4.29.** 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB<sub>2</sub> ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

<b>Numune No</b>	<b>Sıcaklık (°C)</b>	<b>Dayanım (MPa)</b>	<b>% Şekil Değişimi</b>
<b>FTTB 311</b>	1120	345,1	5,7
<b>FTTB 312</b>	1120	329,7	6,6
<b>FTTB 313</b>	1120	225,1	5,2
<b>FTTB 321</b>	1000	360,9	6,8
<b>FTTB 322</b>	1000	298,4	6,4

Çizelge 4.29'un devamı

<b>FTTB 323</b>	1000	335,9	5,3
<b>FTTB 324</b>	1000	221,9	6,5

Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1000 °C'de sinterlenen FTTB 321 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği şekil 4.50'de verilmektedir.

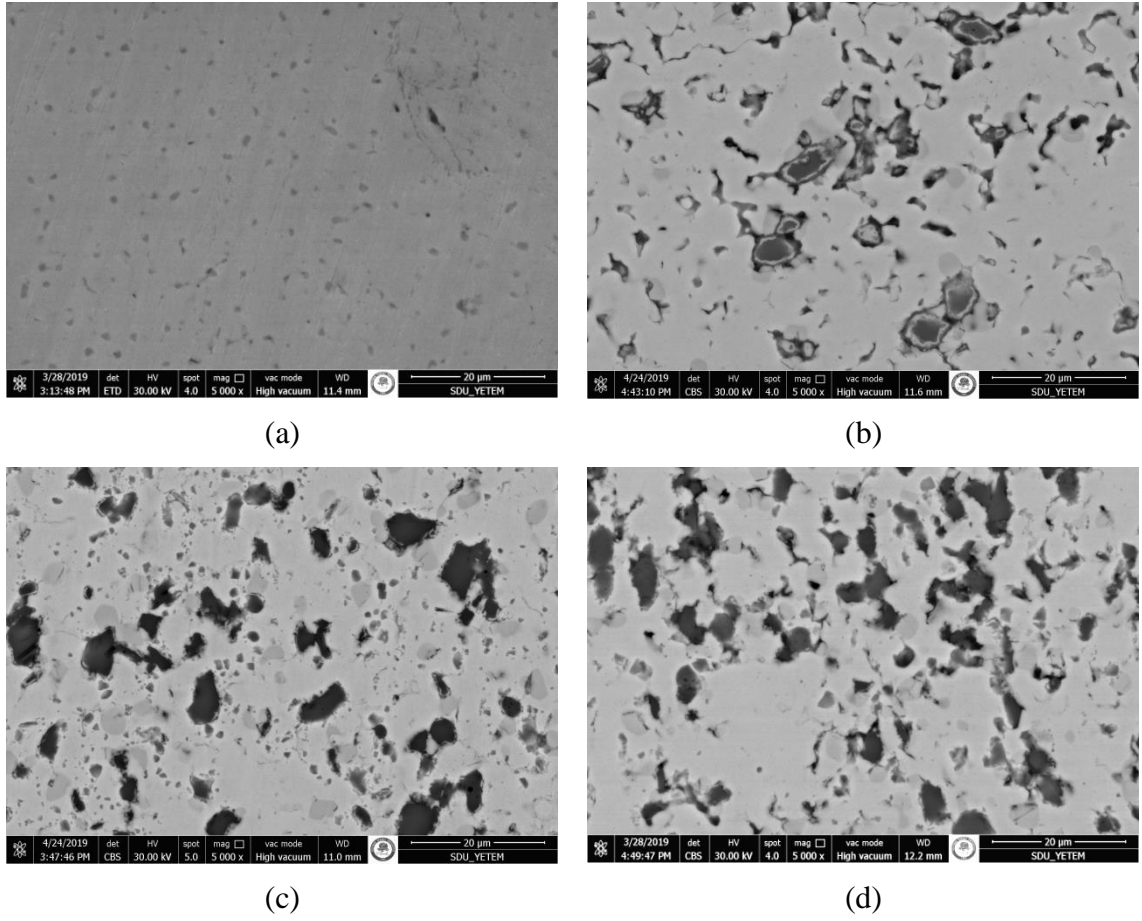


Şekil 4.50. 1000 °C'de 'de sinterlenen % 10 TiB<sub>2</sub> %5 Ti içeren Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozite (FTTB 321) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

## 5. SONUÇLAR

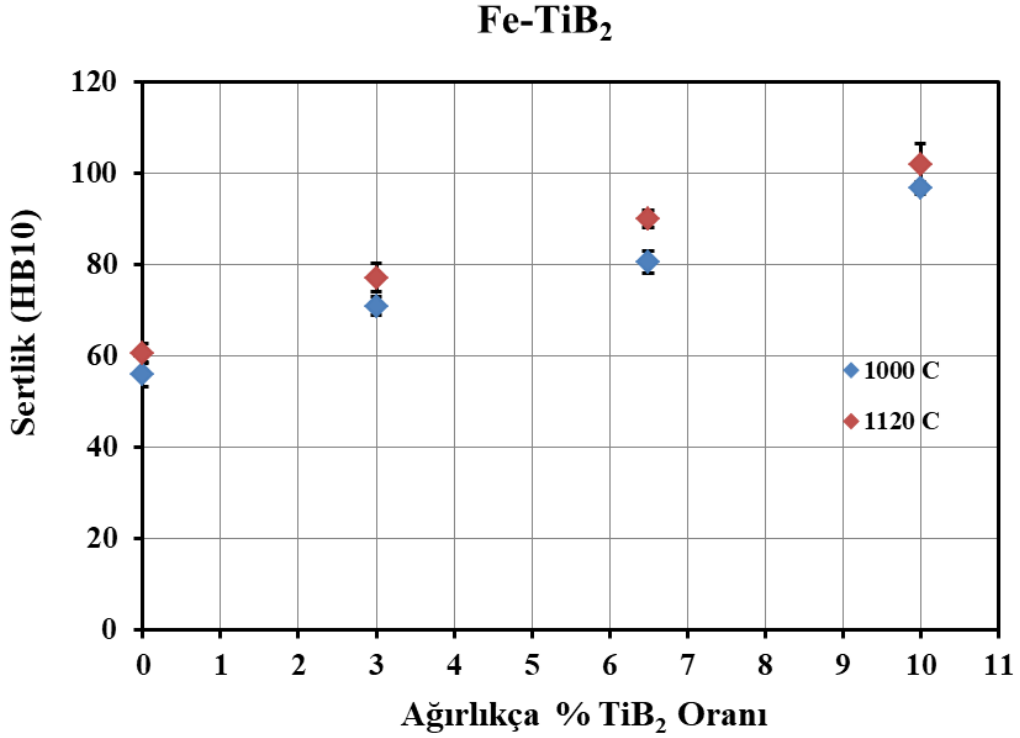
Bulgular ve Tartışma bölümünde her numune grubu için ayrı ayrı sunulmuş olan sonuçlar, bu bölümde birarada karşılaştırmalı olarak sunulmaktadır.

1120 °C sıcaklıkta sinterlenen boş demir ve bileşiminde ağırlıkça %3, %6,5 ve %10 oranlarında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli (Fe-TiB<sub>2</sub>) kompozit malzemelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri birarada Şekil 5.1’de sunulmaktadır. TiB<sub>2</sub>’nin mikroyapıda homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Elde edilen taramalı elektron mikroskobu görüntüleri ve EDS analizleri sonucunda, bu yapılarda TiB<sub>2</sub> partiküllerinin etrafındaki gri bölgelerin demir borür olduğu izlenimi edinilmiştir.



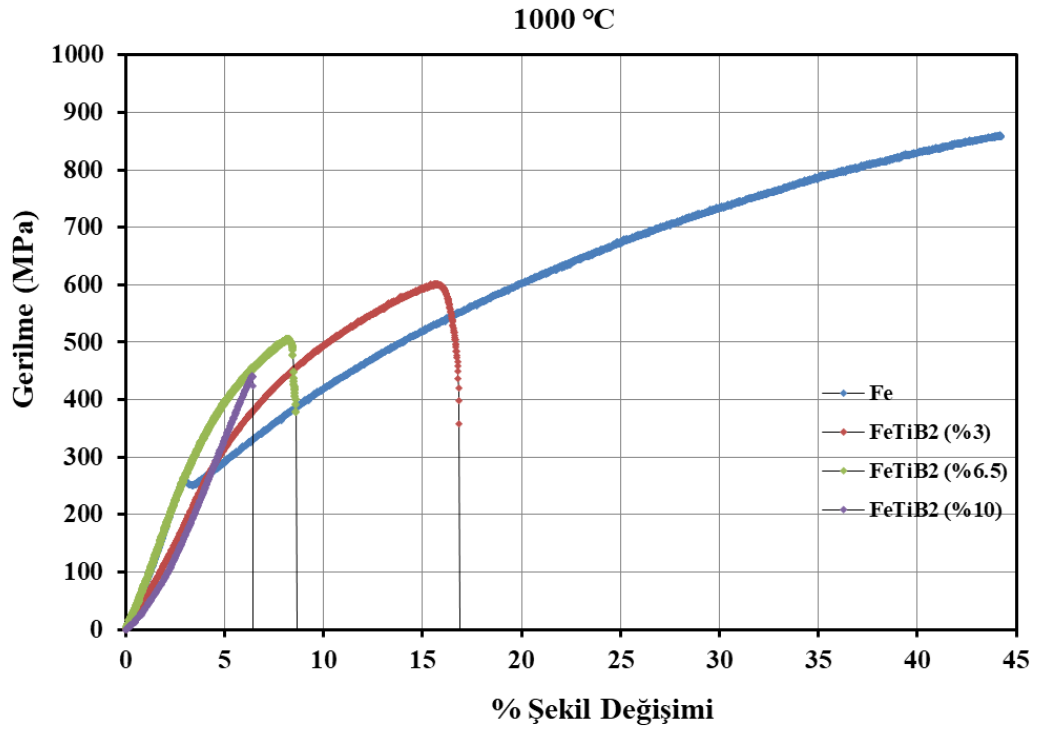
**Şekil 5.1.** (a) 1120 °C’de sinterlenen numunelerin 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağı. %3 TiB<sub>2</sub>, (c) ağı. %6,5 TiB<sub>2</sub>, (d) ağı. %10 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozit numuneler

Üç farklı bileşim oranı uygulanarak üretilen Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin TiB<sub>2</sub> miktarına göre değişen sertlik değerleri, Şekil 5.2’de sunulmaktadır. Demir matrisi içindeki TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla kompozitlerin sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir. Ayrıca 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlikleri 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitlerden biraz daha yüksek bir değere sahiptir. Bunun nedeninin, 1120 °C’de sinterlenmenin daha iyi olması ve daha yüksek yoğunluklu parçaların elde edilmiş olması olduğu düşünülmektedir.

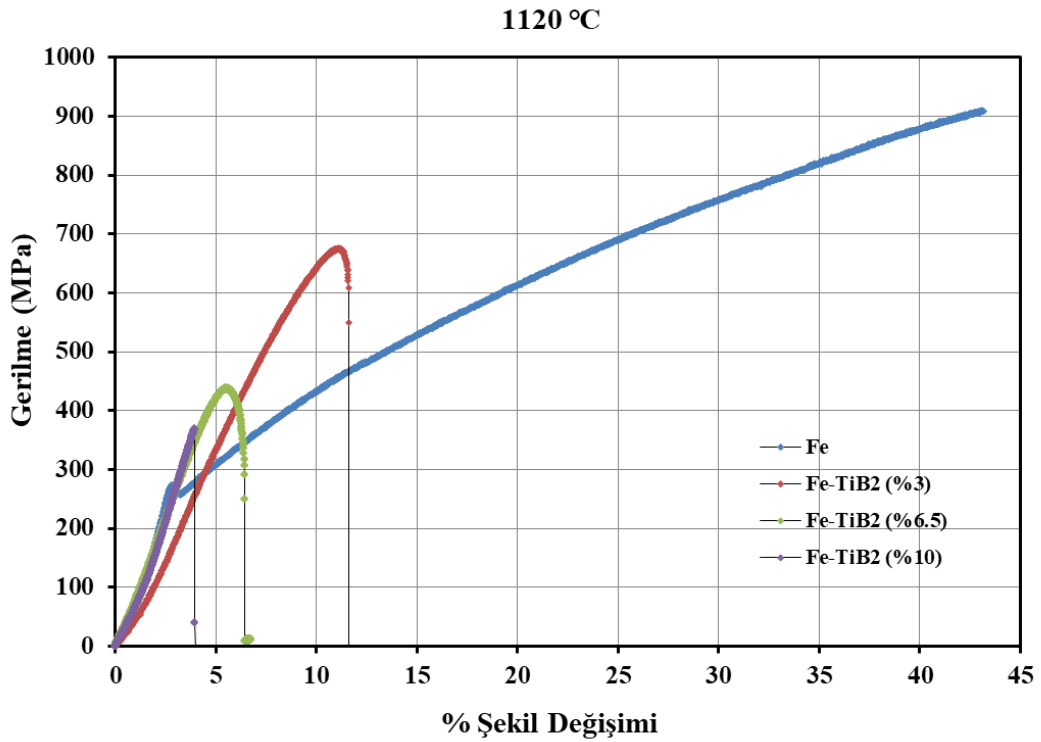


**Şekil 5.2.** TiB<sub>2</sub> oranına göre Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin sertlik değerleri

Üç farklı bileşim oranı kullanılarak üretilen Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin TiB<sub>2</sub> miktarına göre değişen 3 nokta eğilme gerilmesi ve % şekil değişimi değerleri Şekil 5.3’te sunulmaktadır. Bu grafik 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi değerlerinin de TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla azaldığı görülmektedir. Şekil 5.4 ise 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi miktarlarının da TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla azaldığı görülmektedir. Bu grafik ayrıca 1120 °C sinterleme sıcaklığına sahip kompozitlerin dayanım değerlerinin 1000 °C’de sinterlenmiş olanlara göre daha yüksek olduğunu göstermektedir. Bunun nedeninin, 1120 °C’de sinterlenmenin daha iyi olması ve daha yüksek yoğunluklu parçaların elde edilmiş olması olduğu düşünülmektedir. Fakat artan sinterleme sıcaklığı değeriyle kompozitlerin % şekil değişimi değerleri azalmaktadır. Süneklikteki azalmanın, oluşmuş oluşabilecek demir borür fazının daha yüksek sinterleme sıcaklığındaki artışından kaynaklanabileceği düşünülmektedir.



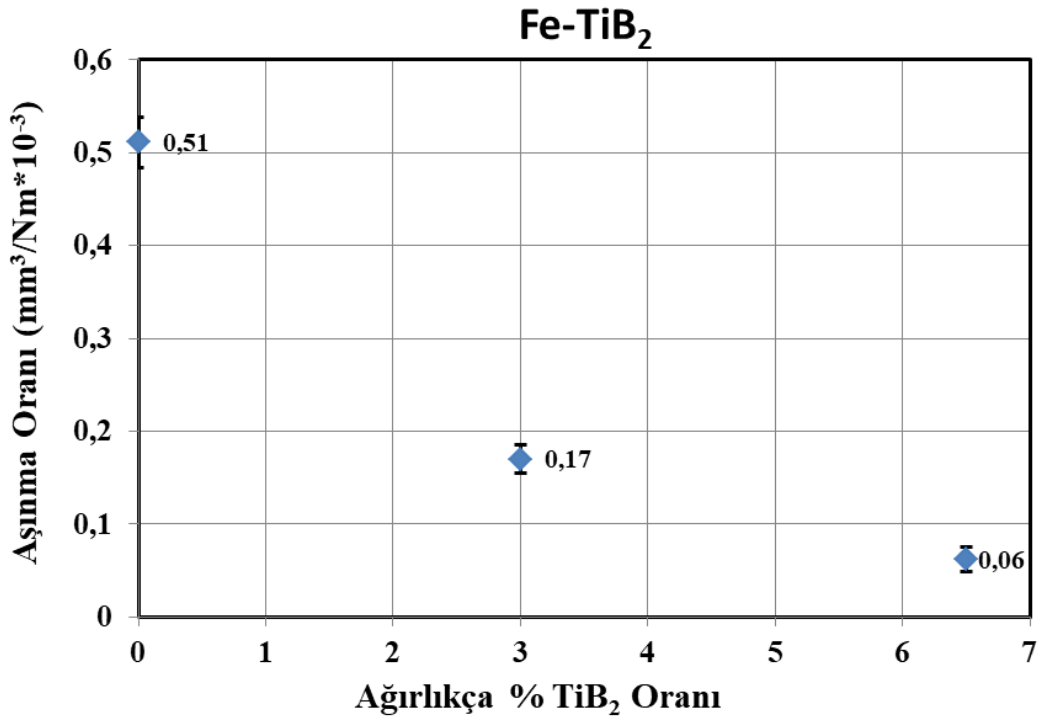
**Şekil 5.3.** 1000 °C’de sinterlenmiş Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin TiB<sub>2</sub> oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri



**Şekil 5.4.** 1120 °C’de sinterlenmiş Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin TiB<sub>2</sub> oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri

1000 °C’de sinterlenen, bileşiminde ağırlıkça %3 ve %6,5 oranlarında TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli (Fe-TiB<sub>2</sub>) kompozit malzemeler ve takviye malzemesi içermeyen demir parçaların aşınma deneyi sonucu elde edilen aşınma oranı değerleri kompozitteki TiB<sub>2</sub> oranına göre Şekil 5.5’te sunulmaktadır. Bu grafikte demir matrise TiB<sub>2</sub> takviye edilmesiyle malzemenin aşınma oranının önemli ölçüde azaldığı görülmektedir.

Demire ağırlıkça %6,5 oranında TiB<sub>2</sub> eklenmesiyle aşınma oranının TiB<sub>2</sub> içermeyen demire kıyasla %88,2 oranında azaldığı sonucu elde edilmiştir. TiB<sub>2</sub> partikül oranındaki artışın, kompozitlerin aşınma direncini arttırdığı belirlenmiştir. Bu durumun, demir matris içindeki sert TiB<sub>2</sub> partiküllerinin, demir matrisin plastik deformasyonunu zorlaştırmasından kaynaklanmaktadır. Bununla birlikte, TiB<sub>2</sub> oranının artmasıyla, aşındırıcı yüzey (alümina bilya) ile temas halinde olan kompozit yüzeyindeki demir oranı azalmaktadır. TiB<sub>2</sub> partikülleri, aşındırıcı ile demir matrisin temasını azaltarak, demir matrisin aşınmasını engellemektedir.

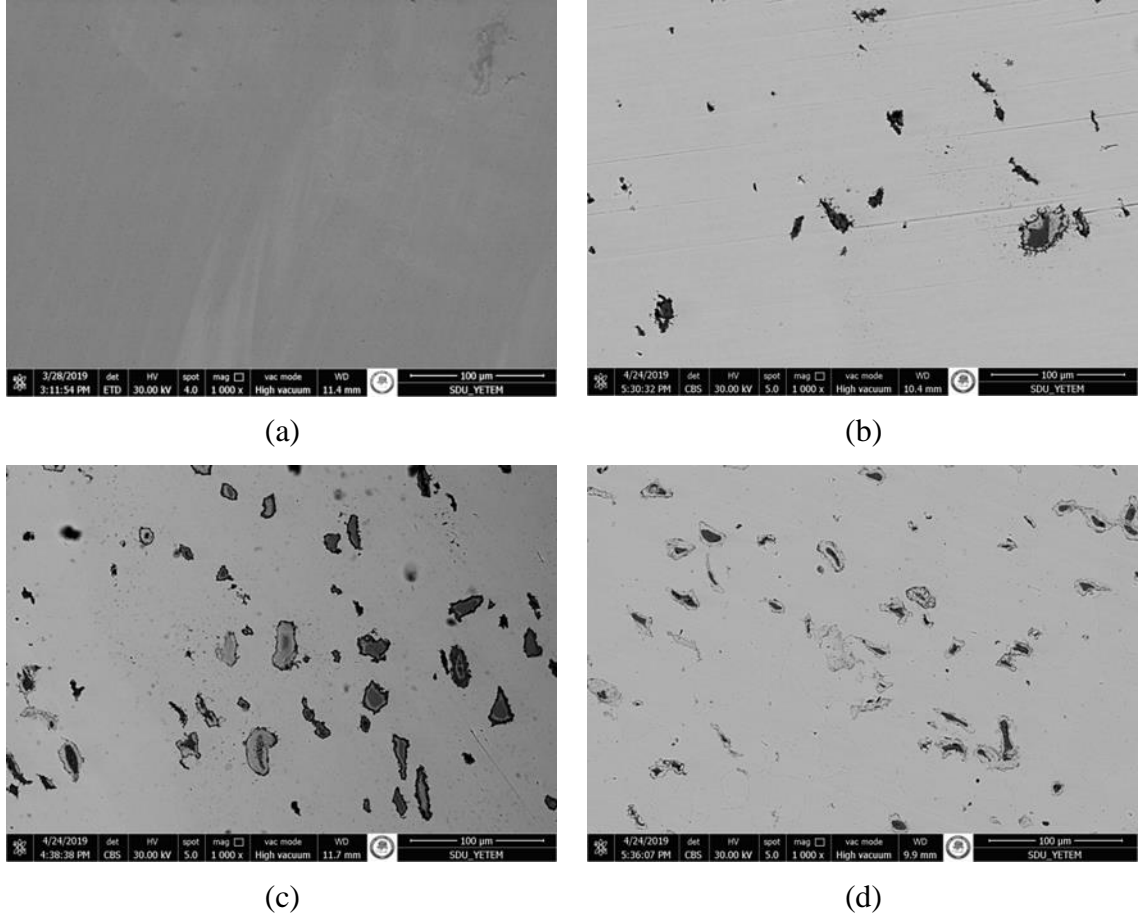


Şekil 5.5. TiB<sub>2</sub> oranına göre Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin aşınma oranı grafiği

1120 °C sıcaklıkta sinterlenen boş demir ve bileşiminde ağırlıkça %1,5, %3,25 ve %5 oranlarında Ti içeren demir parçaların (Fe-Ti) taramalı elektron mikroskobu görüntüleri birarada Şekil 5.6’da sunulmaktadır.

Fe-Ti numunelerine yapılan EDS analizleri sonucunda, Ti atomlarının demir matris içinde parçanın her tarafına dağılmadığı, Ti partiküllerinin etrafında titanyumca zengin bölgeler halinde bulunduğu ve bu nedenle titanyum partiküllerinin tam olarak çözünmemiş olduğu izlenimi edinilmiştir. Demir ve titanyum faz diyagramına göre, Fe ve Ti arasında Fe<sub>2</sub>Ti (laves) fazı ve FeTi metaller arası bileşiği oluşabilmektedir. Şekil

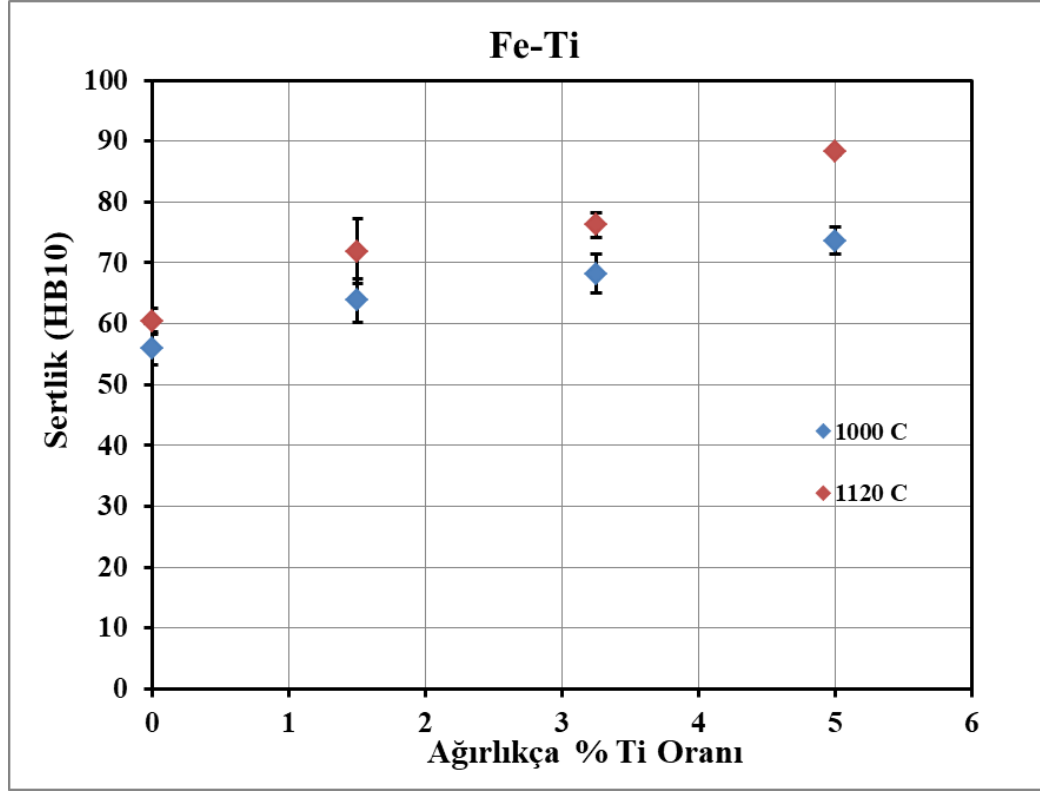
5.6’da sunulan taramalı elektron mikroskobu resimlerinde görülen bölgelerin, bu fazları içerdiği düşünülmektedir.



**Şekil 5.6.** (a) 1120 °C’de sinterlenen numunelerin 1000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağı. %1,5 Ti, (c) ağı. %3,25 Ti, (d) ağı. %5 Ti içeren demir parçalar

Bu çalışmada ağırlıkça %1,5, %3,25 ve %5 oranlarında Ti içeren demir ve titanyum toz karışımları, soğuk preslendikten sonra 1000 °C ve 1120 °C’de sinterlenmiştir. Üç farklı bileşim oranları uygulanarak üretilen Fe-Ti parçaların, ağırlıkça Ti miktarına göre değişen sertlik değerleri, Şekil 5.7’de sunulmaktadır.

Bu grafiğe göre demir matrisi içindeki Ti miktarının artmasıyla kompozitin sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir. Ayrıca 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlikleri 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitlerden biraz daha yüksek bir değere sahiptir. Ti eklenmesi ile, sertlik değerleri 60 HB10’dsan 90 HB10 değerlerine ulaşmıştır.

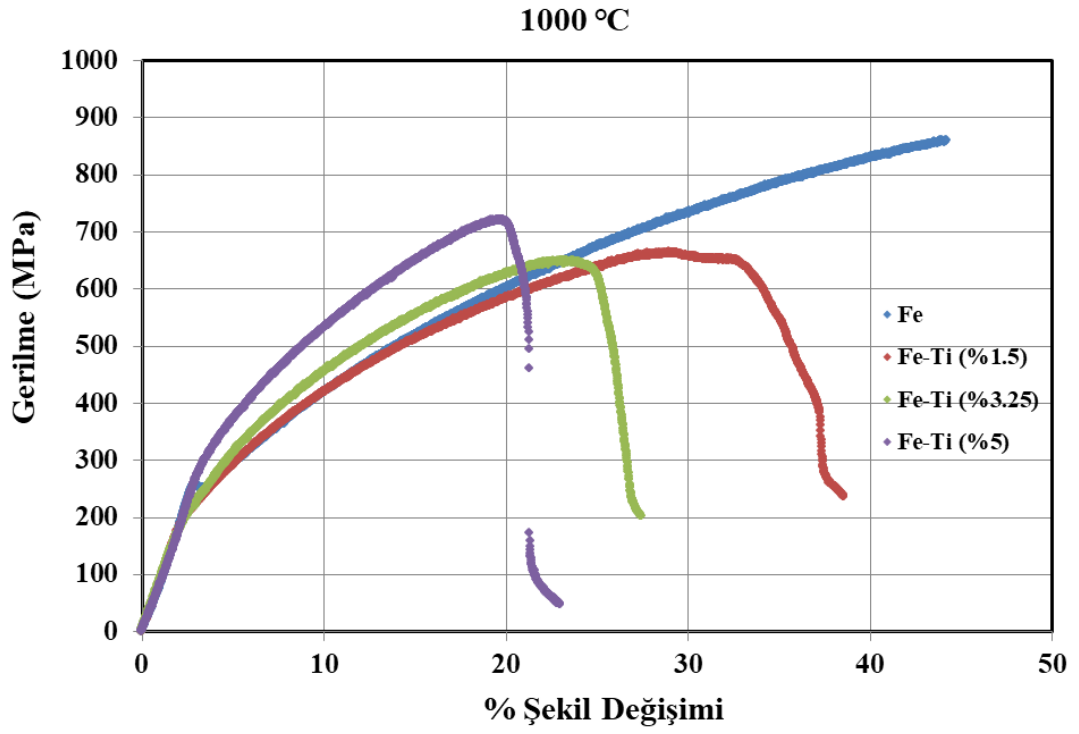


Şekil 5.7. Ti oranına göre, Ti içeren Fe-Ti parçaların sertlik değerleri

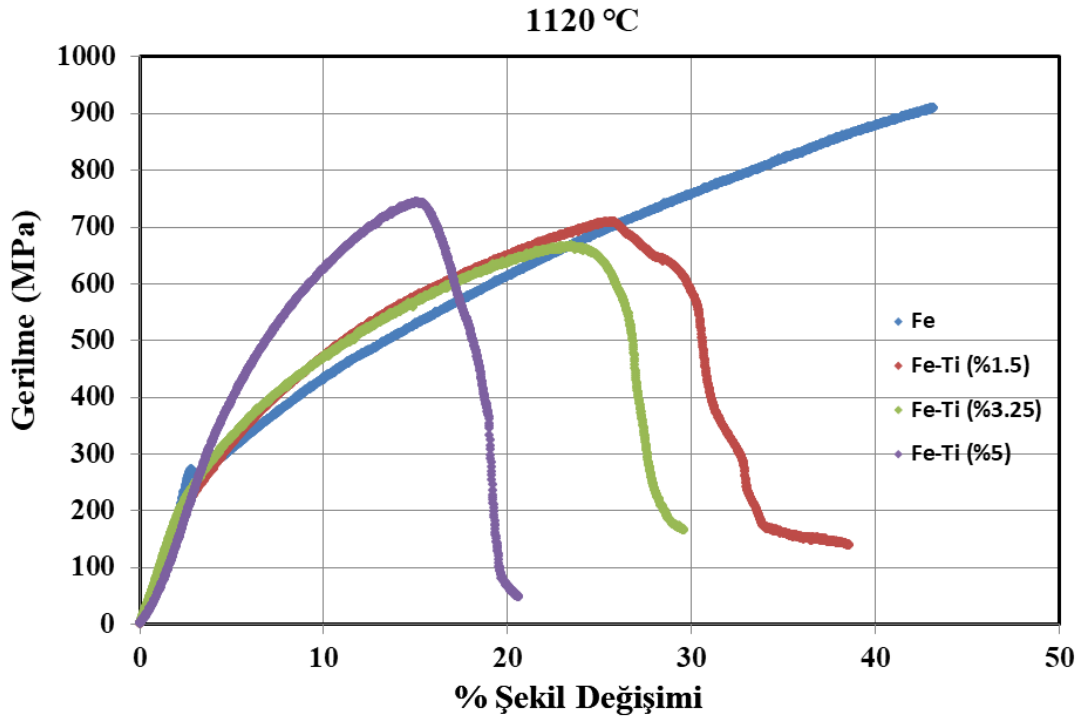
Üretilen Fe-Ti parçaların Ti miktarına göre değişen 3 nokta eğilme gerilmesi ve % şekil değişimi değerleri Şekil 5.8'de sunulmaktadır. Bu grafik 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen Ti içeren demir parçaları temsil etmektedir. Bu grafiğe göre Fe-Ti parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerlerinin, katkısız demire göre azaldığı görülmektedir. Dayanım değerleri genelde Ti miktarından bağımsız 650-700 MPa civarında olmuştur. Artan Ti miktarı ile % şekil değişimi değeri düşmektedir.

Şekil 5.9 ise 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen Ti eklenmiş demir parçaları temsil etmektedir. Bu grafiğe göre Ti miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Bu grafik 1000 °C'de sinterlenen Fe-Ti kompozitlerinin gerilme grafiğiyle oldukça benzerdir.



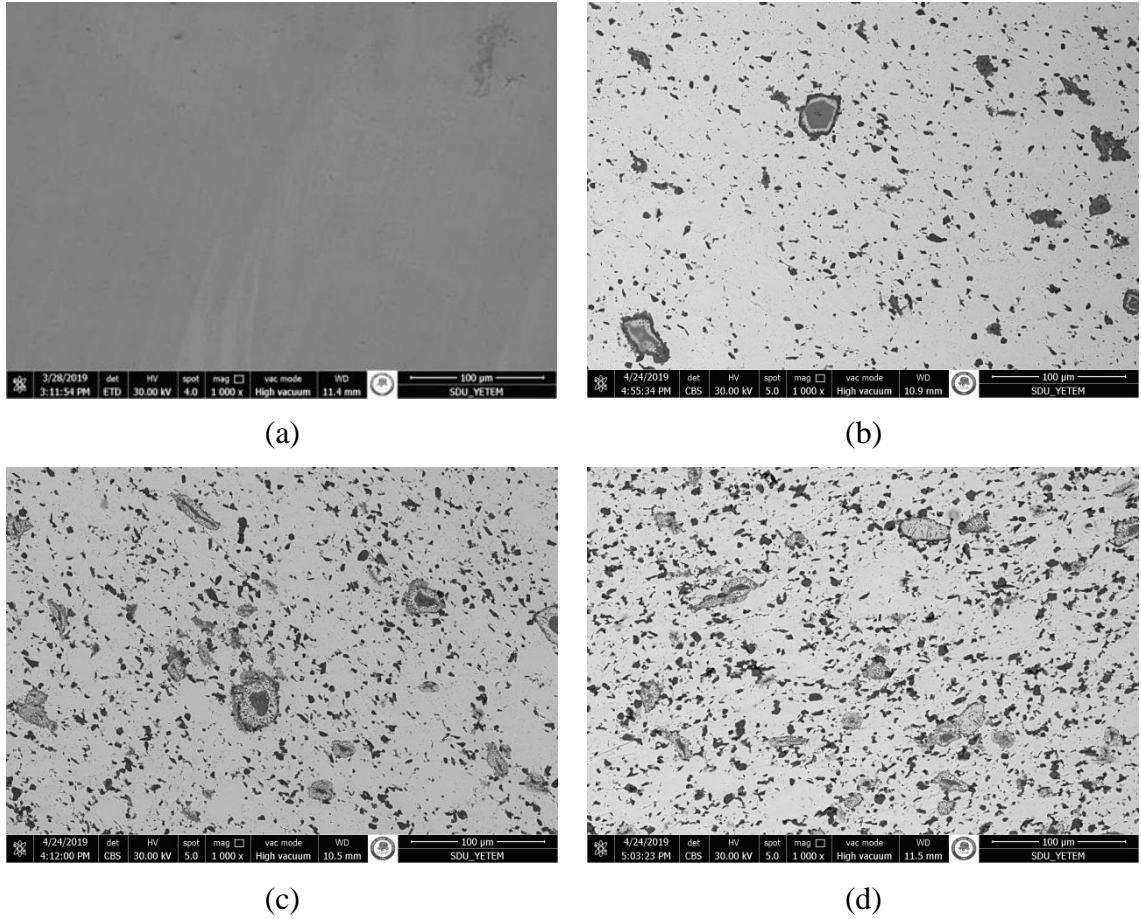


**Şekil 5.8.** 1000 °C’de sinterlenmiş Ti içeren Fe parçaların gerilme ve % şekil değişimi grafikleri



**Şekil 5.9.** 1120 °C’de sinterlenmiş Ti içeren Fe parçaların gerilme ve % şekil değişimi grafikleri

1120 °C sıcaklıkta sinterlenen boş demir ve bileşiminde ağırlıkça %3, %6,5 ve %10 oranlarında  $TiB_2$  ve  $TiB_2$  miktarının yarısı oranında olacak şekilde ağırlıkça %1,5, %3,25 ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin (Fe-Ti- $TiB_2$ ) taramalı elektron mikroskobu görüntüleri birarada Şekil 5.10'da sunulmaktadır. Yapılan EDS analizlerine göre, 10 mikron ve daha büyük parçacıkların Ti, daha küçük parçacıkların  $TiB_2$  olduğu düşünülmektedir.  $TiB_2$  ve Ti içeren demir parçaların mikroyapılarında, sadece  $TiB_2$  içeren parçalarda görülmüş olan demir borür bölgelerinin bulunmadığı gözlenmiştir. Bunun yerine, Ti olduğu düşünülen iri parçacıkların etrafında bir bölgenin bulunduğu görülmüştür. EDS analizlerine göre bu bölgedeki parçacıkların bazılarının  $TiB_2$  olduğu düşünülmüştür. 1120 °C'de titanyumun demir içindeki difüzyon katsayısı  $10^{-15}$   $cm^2/s$  civarında ve borunki ise  $10^{-8}$   $cm^2/s$  civarındadır. Küçük atom boyutuna sahip olan borun, titanyuma kıyasla çok daha hızlı difüzyonunun, titanyum partikülleri etrafında görülen partiküllerin oluşmasına neden olmuş olabileceği düşünülmüştür.

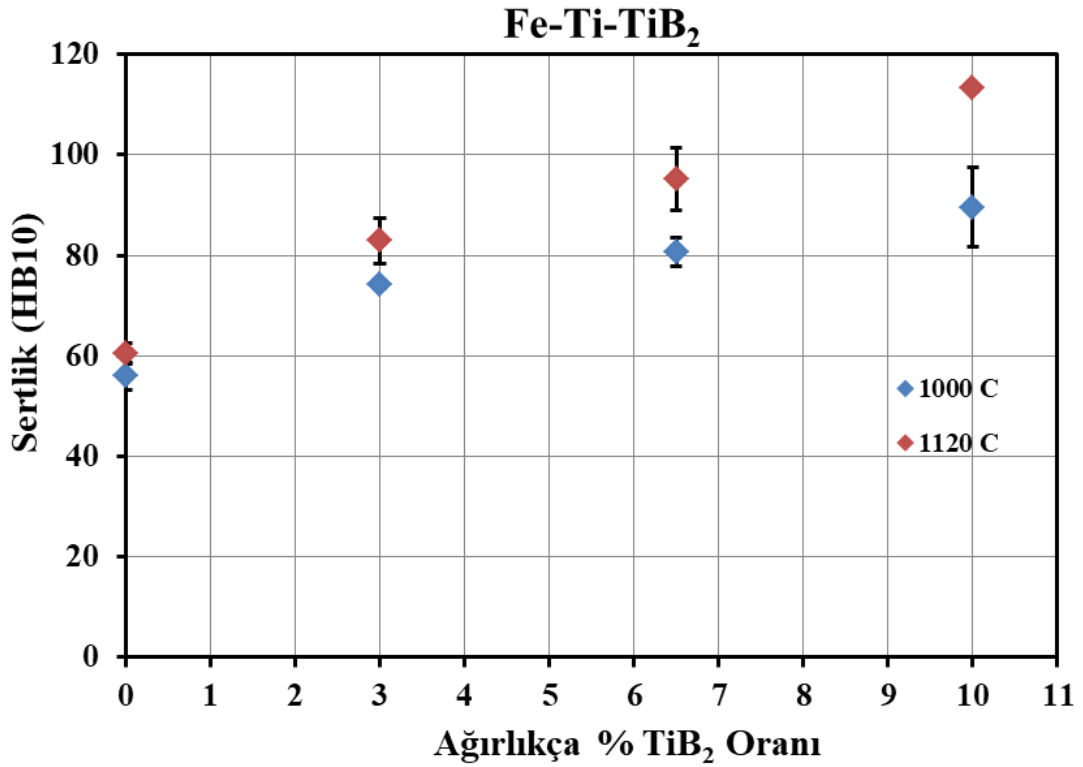


**Şekil 5.10.** (a) 1120 °C'de sinterlenen numunelerin 1000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağırlıkça %3  $TiB_2$  ve %1,5 Ti, (c) ağırlıkça %6,5  $TiB_2$  ve %3,25 Ti, (d) ağırlıkça %10  $TiB_2$  ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozit numuneler

Bu çalışmada ağırlıkça %3, %6,5 ve %10 oranlarında  $TiB_2$  içeren demir ve titanyum diborür toz karışımlarına karışımdaki  $TiB_2$  miktarının yarısı oranında olacak

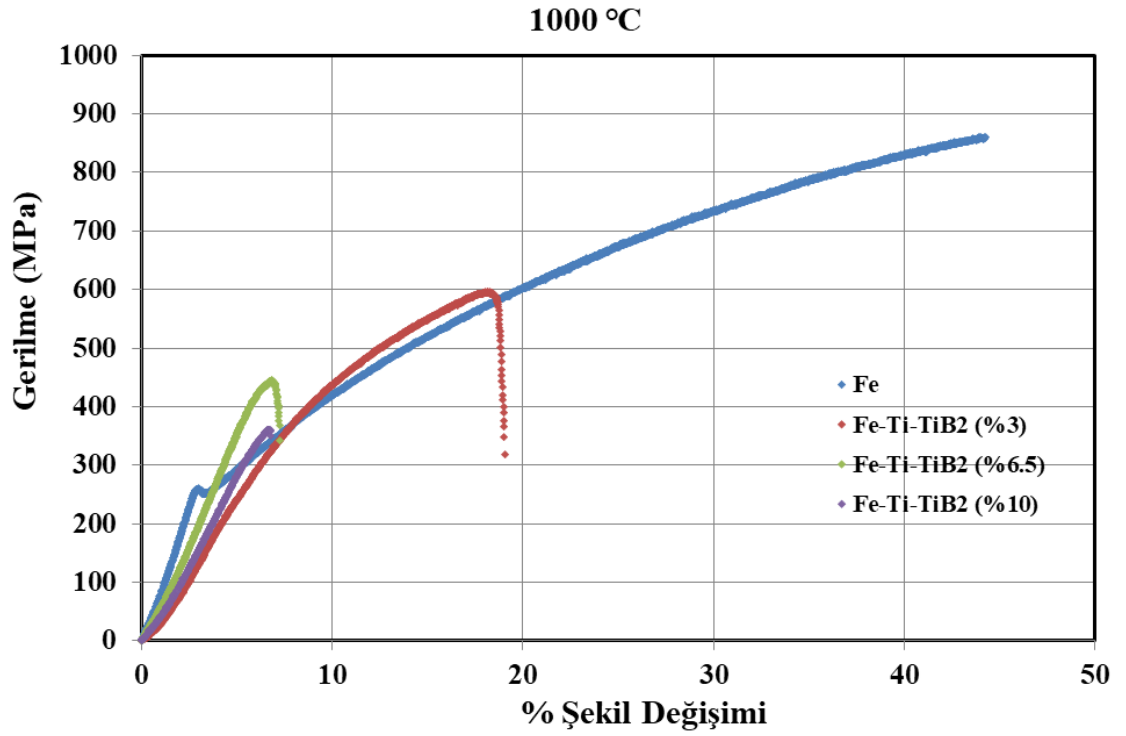
şekilde ağırlıkça %1,5, %3,25 ve %5 Ti tozları ilave edilmiştir ve parçalar aynı şekilde sinterlenmiştir.

Üç farklı bileşim oranı uygulanarak üretilen Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin TiB<sub>2</sub> miktarına göre değişen sertlik değerleri Şekil 5.11’de sunulmaktadır. Demir matrisi içindeki TiB<sub>2</sub> ve Ti miktarının artmasıyla kompozitin sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir. Katkı maddesi olarak Ti tozlarının eklenmediği Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerine kıyasla Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin sertlik değerlerinin daha fazla olduğu görülmektedir. Ayrıca 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlikleri 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitlerden daha yüksek değerlere sahiptir.

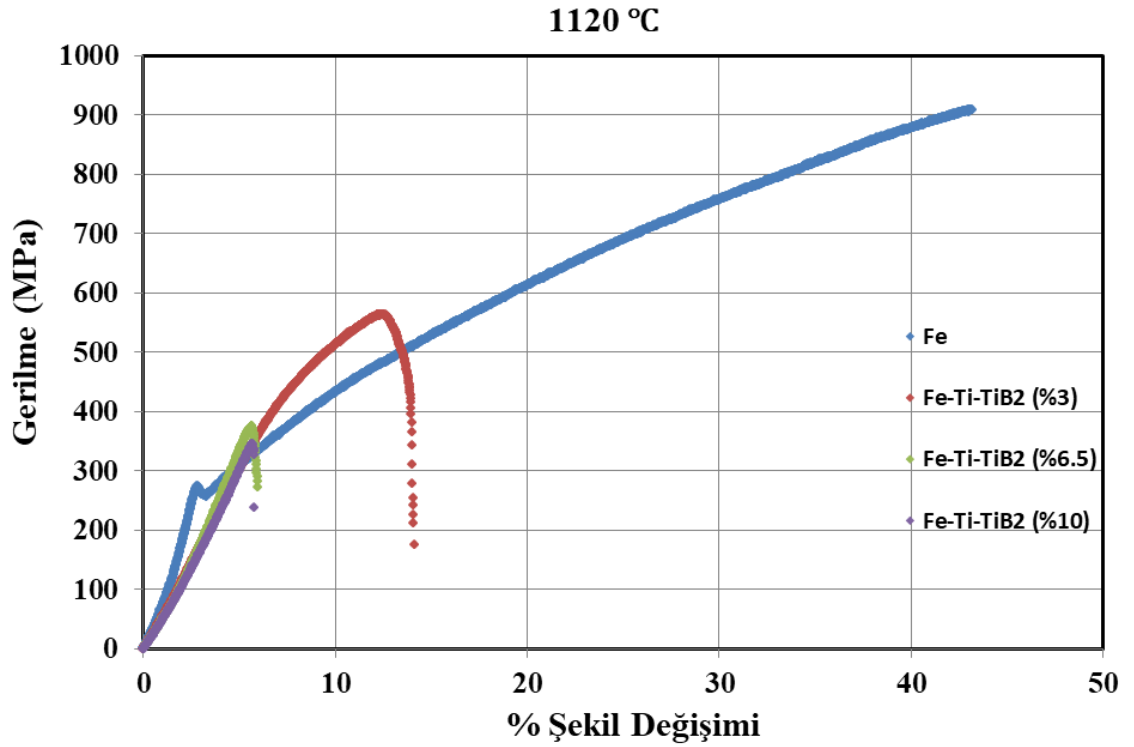


Şekil 5.11. TiB<sub>2</sub> oranına göre Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin sertlik değerleri

Üretilen Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin kompozisyondaki ağırlıkça TiB<sub>2</sub> miktarına göre değişen 3 nokta eğilme gerilmesi ve % şekil değişimi değerleri Şekil 5.12’de sunulmaktadır. Bu grafik 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB<sub>2</sub> ve Ti takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi miktarlarının da TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla azaldığı görülmektedir. Şekil 5.13 ise 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB<sub>2</sub> ve Ti takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi miktarlarının da TiB<sub>2</sub> miktarının artmasıyla azaldığı görülmektedir. Bu grafik ayrıca 1120 °C sinterleme sıcaklığına sahip kompozitlerin dayanım değerlerinin 1000 °C’de sinterlenmiş olanlara göre küçük bir farkla daha düşük olduğunu göstermektedir. Ayrıca artan sinterleme sıcaklığı değeriyle kompozitlerin % şekil değişimi değerleri azalmaktadır.

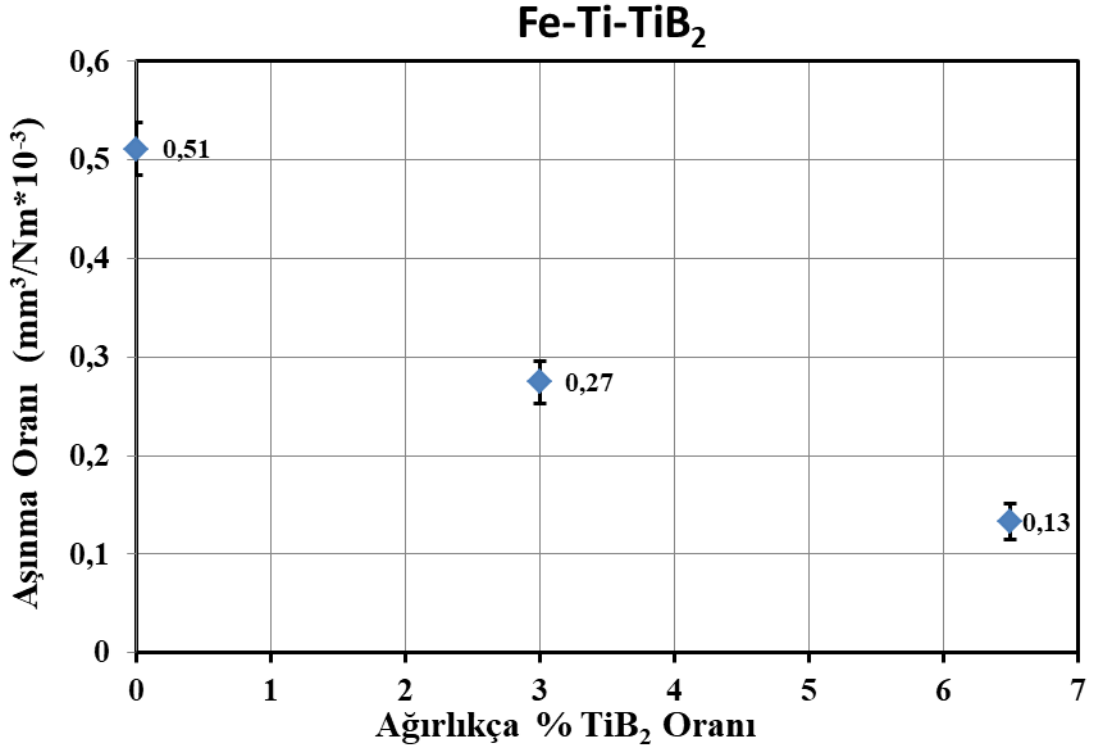


**Şekil 5.12.** 1000 °C'de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin TiB<sub>2</sub> oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri



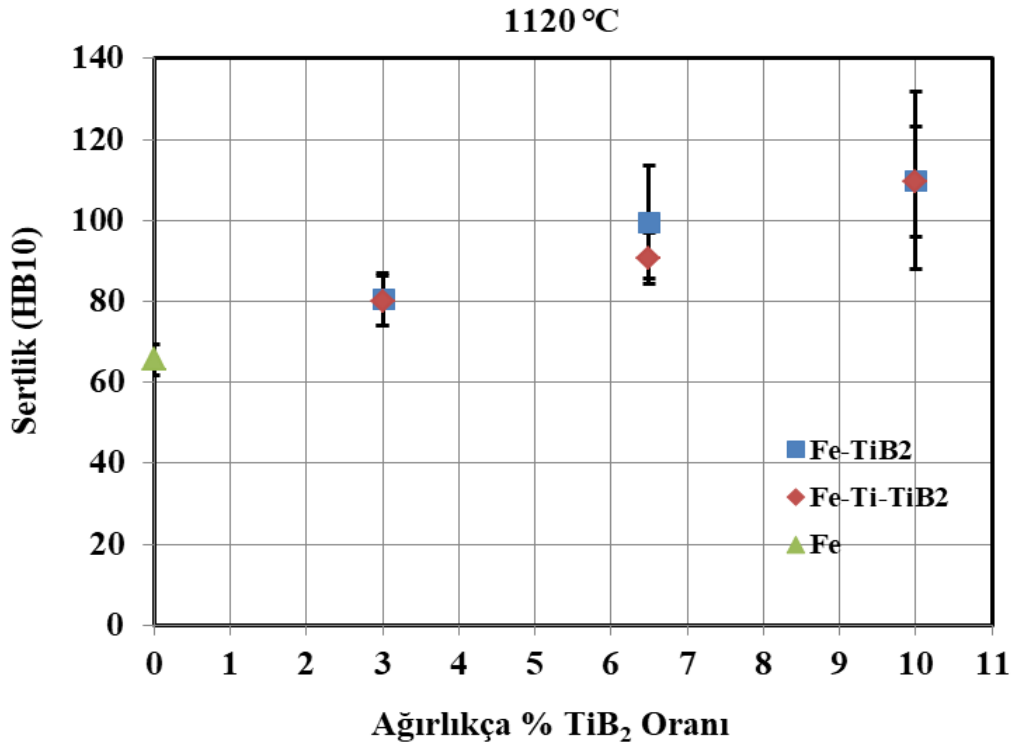
**Şekil 5.13.** 1120 °C'de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin TiB<sub>2</sub> oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri

1000 °C’de sinterlenen, Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin aşınma oranları Şekil 5.14’te sunulmaktadır. Bu grafiklerde demir matrise TiB<sub>2</sub> ve Ti takviye edilmesiyle malzemenin aşınma oranının azaldığı görülmektedir. Ağırlıkça %6,5 oranında TiB<sub>2</sub> ve %3,25 oranında Ti eklenerek üretilen kompozitin aşınma oranının TiB<sub>2</sub> içermeyen demir parçaya kıyasla %74,5 oranında azaldığı sonucu elde edilmiştir.

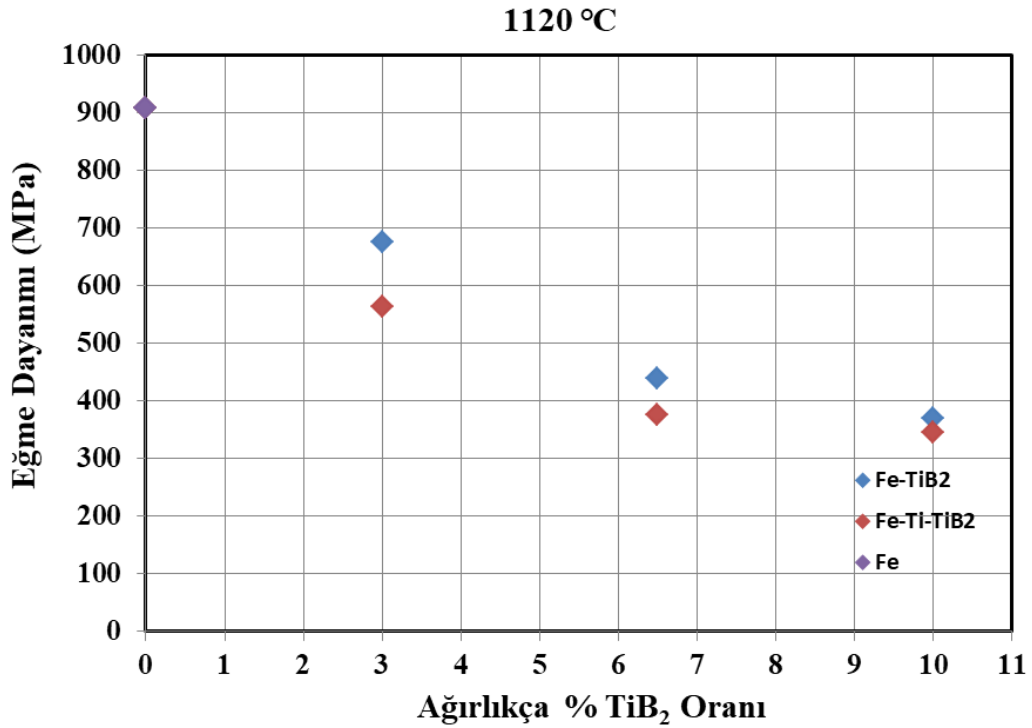


**Şekil 5.14.** TiB<sub>2</sub> oranına göre Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin aşınma oranı grafiği

Takviye malzemesi içermeyen demir, Fe-TiB<sub>2</sub> ve Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitleri için topluca sertlik ve dayanım grafikleri Şekil 5.15’te ve Şekil 5.16’te sunulmaktadır. Demire takviye malzemesi olarak TiB<sub>2</sub> ve Ti eklenmesi ile sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir. Şekil 5.15’teki grafiğe göre Fe-TiB<sub>2</sub> ve Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin 1120 °C’deki ortalama sertlik değerleri birbirine çok yakın olmakla birlikte Fe-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin ortalama sertlik değerleri Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerine kıyasla bir miktar daha yüksektir.

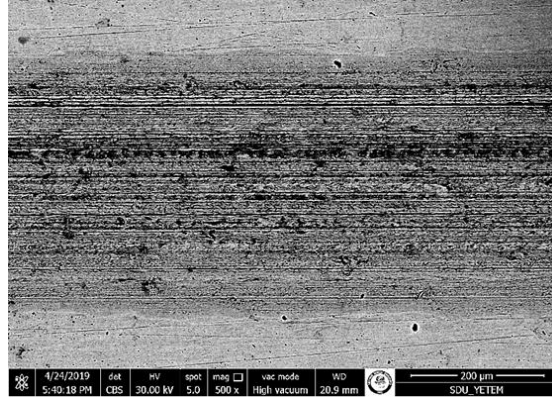


**Şekil 5.15.** 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB<sub>2</sub> ve Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin ortalama sertlik değerleri

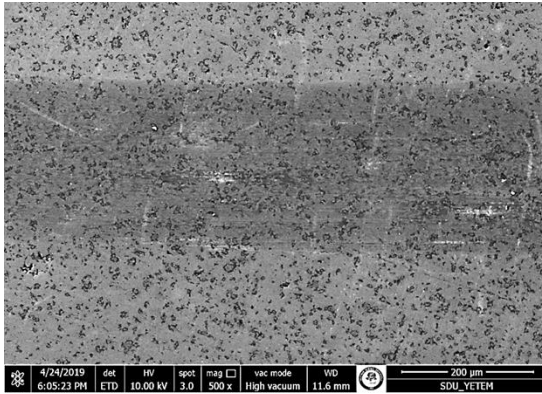


**Şekil 5.16.** 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB<sub>2</sub> ve Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitlerinin eğme dayanımı değerleri

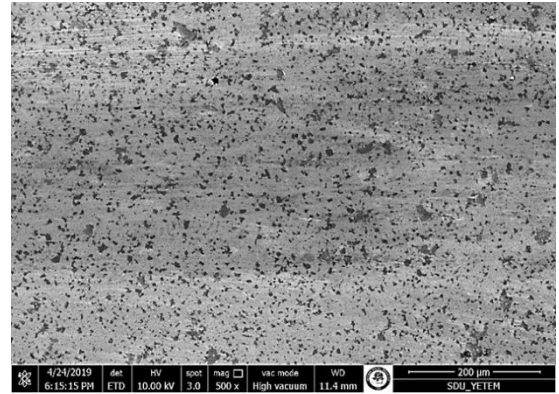
Takviye malzemesi içermeyen demir, Fe-TiB<sub>2</sub> ve Fe-Ti-TiB<sub>2</sub> kompozitleri için topluca taramalı elektron mikroskobu ile çekilen aşınma izlerinin görüntüleri Şekil 5.17'de sunulmaktadır. Bu görüntülere göre en çok aşınan yüzeyin katkısız demir parçasına ait olduğu görünmektedir. Ayrıca ağ. %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitin (Fe-TiB<sub>2</sub>), aynı oranda TiB<sub>2</sub> içeren ve ek olarak TiB<sub>2</sub> miktarının yarısı olacak şekilde Ti ilave edilen kompozite (Fe-Ti-TiB<sub>2</sub>) kıyasla daha küçük bir aşınma izi genişliğine sahip olduğu görünmektedir. Elde edilen görüntülerin, hesaplanan aşınma oranı verilerini desteklediği görülmektedir.



a) Katkısız demir



b) Ağ. %6,5 TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozit



c) Ağ. %6,5 TiB<sub>2</sub> ve % 3,25 Ti takviyeli demir matrisli kompozit

**Şekil 5.17.** Aşınma deneyi sonrası oluşan izlerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri a)Katkısız demir, b) Ağ. %6,5 TiB<sub>2</sub> takviyeli demir matrisli kompozit c) Ağ. %6,5 TiB<sub>2</sub> ve % 3,25 Ti takviyeli demir matrisli kompozit

Sonuç olarak, bu çalışma kapsamında toz metalürjisi yöntemi kullanılarak TiB<sub>2</sub> partikül takviyeli demir matrisli kompozitlerin üretimi ve karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Elde edilen kompozitlerin sertliklerinin, artan TiB<sub>2</sub> miktarı ile arttığı belirlenmiştir. Sertlik değerleri 60 HB10'dan 110 HB10 değerlerine ulaşmıştır. Diğer taraftan, kompozitlerin dayanım ve süneklik değerlerinde, TiB<sub>2</sub> takviye oranına bağlı olarak azalma görülmüştür. Takviye fazı içermeyen demir parçasının eğme

dayanımı 900 MPa olurken, % 10 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitin dayanım değeri 350 MPa'a düşmüştür. Dayanım ve süneklikteki azalmanın nedeninin, TiB<sub>2</sub> partikülleri etrafında oluştuğu görülen demir borür fazı olduğu düşünülmektedir. Ayrıca yapılan EDS analizlerinden TiB<sub>2</sub> içeren demir matrisli kompozitlere Ti ilavesinin yapılmasıyla, sadece TiB<sub>2</sub> içeren parçalarda görülmüş olan demir borür bölgelerinin oluşmadığı düşünülmektedir.

Eklenen titanyum partiküllerinin, uygulanan sinterleme sıcaklığında tam olarak çözünmediği görülmüştür. Ön alaşımli toz kullanımının, bu sorunu ortadan kaldıracak şekilde düşünülmüştür. Bununla birlikte, titanyum diborürün demir matrisle çözünmesini ve demir borür oluşumunu engellemek amacıyla, titanyumdan farklı alaşım elementlerinin demir matrise eklenmesi önerilebilir.

Çalışmanın önemli çıktılarından birisi, kompozitlerin aşınma direncindeki artış olmuştur. Takviyesiz demir parçanın aşınma oranı  $0,51 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{Nm}$  iken, %6,5 TiB<sub>2</sub> içeren kompozitin aşınma oranı  $0,06 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{Nm}$  olmuştur. Bu değişim, TiB<sub>2</sub> eklenmesi ile kompozitin aşınma direncinin 8 kat iyileşmesi olarak değerlendirilebilir.



## 6. KAYNAKLAR

- Anal A., Bandyopadhyay T. K., Das K. 2006. Synthesis and characterization of TiB<sub>2</sub>-reinforced iron-based composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 172: 70-76.
- Balcı Ö., Agaogulları D., Gökçe H., Duman İ., Öveçoglu M.L. 2013. Influence of TiB<sub>2</sub> particle size on the microstructure and properties of Al matrix composites prepared via mechanical alloying and pressureless sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 586(1): 78-84.
- Barandika, M. ., Sánchez, J. ., Rojo, T., Cortés, R., & Castro, F. 1998. Fe-Ni-Ti binder phases for TiB<sub>2</sub>-based cermets: a thermodynamic approach. *Scripta Materialia*, 39(10): 1395–1400.
- Bhaumik, S. K., Upadhyaya, G. S. and Vaidya, M. L., 1991. Properties and microstructure of WC-TiC-Co and WC-TiC-Mo<sub>2</sub>C-Co(Ni) cemented carbides. *Materials Science and Technology*, 7: 723-728.
- Bocchini, G.F., Lindskog, P.F., 1991. Applications and developments of sintered ferrous materials. In: Jenkins I., Wood J. V. (Eds.), *Powder Metallurgy-An Overview*, The Institute of Metals, pp.287-295.
- Bradbury, S. 1986. *Powder Metallurgy Equipment Manual*, U.S.A, 199 p.
- Chandana A., Lawrence I.D., Jayabal S. 2018. Characterization of particulate-reinforced aluminium 7075 / TiB<sub>2</sub> composites. *Materials Today: Proceedings*, 5(6): 14317-14326.
- Einarsrud, M.A., Hagen E., Pettersen G., and Grande T. 1997. Pressureless sintering of titanium diboride with nickel, nickel boride, and iron additives. *Journal of The American Ceramic Society*, 80(12): 3013–3020.
- Ersoy, H. Y. 2001. *Kompozit Malzeme*, İstanbul, 277s.
- Fang, Z.Z. 2010. *Sintering of Advanced Materials*. Woodhead Publishing, Cambridge, 500 p.
- Fujiki, A. 2001. Present state and future prospects of powder metallurgy parts for automotive applications. *Materials Chemistry and Physics*, 67: 298-306.
- Gaşior W., Dębski A. 2012. Enthalpy of formation of intermetallic phases from Fe-Ni-Ti system, comparative studies. *Archives of Metallurgy and Materials* 57(4): 1095 – 1104.
- Gay, D., and Hoa, V.S. 2007. *Composite Materials: Design and Application*. CRC Press, Boca Raton, 568 p.
- German, R. M 1996. *Sintering Theory and Practice*. John Wiley and Sons, Inc., New York, 550 p.
- Gonzfilez, R., Barandika, M. G., Ona D. , Sanchez, J. M., Villellas, A., Valea A., Castro, F.1996. New binder phases for the consolidation of TiB<sub>2</sub> hardmetals. *Materials Science and Engineering*, A 216: 185-192.
- Gupta, P., Kumar, D., Parkash, O., & Jha, A. 2013. Effect of sintering on wear characteristics of Fe-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrix composites. *Proceedings of the*

- Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 228(3): 362–368.
- Haglund, S., Agren, J. and Lindskog, P. 1998. Sintering of WC-Co under axial load. *Zeitschrift fur Metallkunde*, 89(5): 323-326.
- Höganäs Handbook for Sintered Components. 2015. Handbook 3 Design and Mechanical Properties, 130 p.
- Hull, D., and Clyne. T,W. 1996. An Introduction to Composite Materials. Cambridge University Press, Cambridge, 326 p.
- Jing, W., Yisan, W., & Yichao, D. 2007. Production of (Ti,V)C reinforced Fe matrix composites. *Materials Science and Engineering:A*, 454-455, 75–79.
- Jüngling, Th., Oberacker R., Thümmeler F., Sigl L.S., Schmetz K.A. 1991. Pressureless sintering of TiB<sub>2</sub>-Fe-materials. *International Journal of Powder Metallurgy*, 23(5): 296-300.
- Kang, E. S., Jang, C. W., Lee, C. H., and Kim, C. H. 1989. Effect of iron and boron carbide on the densification and mechanical properties of titanium diboride ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 72(10): 1868-1872.
- Liu, Y.B., Lim, S.C., Lu, L. and Lai, M.O. 1994. Recent development in the fabrication of metal matrix particulate composites using powder metallurgy techniques. *Journal of Materials Science*, 29: 1999-2007.
- Massalski, T. B., Okamoto H., Subramanian, P.R., Kacprzak, L. 1990. Binary alloy phase diagrams. ASM International, Materials Park, Ohio, 547 p.
- Miettinen, J., Vassilev, G. 2014. Thermodynamic Description of Ternary Fe-X-P Systems. Part 6: Fe-Ni-P. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 36(1): 78-87.
- Munro, R.G. 2000. Material properties of titanium diboride. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 105: 709-720.
- Özkal, B. 2002. Wolfram ağır alaşımlarında başlangıç toz özelliklerinin sıvı faz sinterlemesi yoluyla yoğunlaşma süreçlerine olan etkileri. Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü., İstanbul, 70 s.
- Sahin, Y. 2006. Kompozit Malzemelere Giriş, Seçkin Yayıncılık, Ankara, 424 s.
- Scwartz, M. M. 1997. Composite Materials: Properties, non destructive testing and repair, polymer, ceramic, metal matrices. Prentice Hall Inc., New jersey, USA, 457 p.
- Strong, A.B. 2006. History of Composite Materials – Opportunities and Necessities, Birgham Young University.
- Sulima I., Jaworska L., Figiel P. 2014. Influence of processing parameters and different content of TiB<sub>2</sub> ceramics on the properties of composites sintered by high pressure - high temperature (HP-HT) method. *Archives of Metallurgy And Materials*, 59(1): 205-209.

- Sulima, I. 2015. Consolidation of AISI316L austenitic steel-TiB<sub>2</sub> composites by SPS and HP-HT technology. *Intech*, 7: 126-153.
- Tanaka, K. and Saito, T. 1999. Phase equilibria in TiB<sub>2</sub>-reinforced high modulus steel. *Journal of Phase Equilibria*, 20(3): 207-214.
- Tjong S.C., Lau K.C. 1999. Properties and abrasive wear of TiB<sub>2</sub>/Al-4%Cu composites produced by hot isostatic pressing. *Composites Science and Technology*, 59(13): 2005-2013.
- Tjong, S. ., Lau, K. .2000. Abrasive wear behavior of TiB<sub>2</sub> particle-reinforced copper matrix composites. *Materials Science and Engineering A*, 282(1-2): 183–186.
- Türk Standartları. 1985. Metalik Tozların Görünür Yoğunluğunun Scott Hacim Ölçme ile Tayini, TS 4481.
- Wang, H. Y., Jiang, Q. C., Zhao, Y. Q., Zhao, F., Ma, B. X., & Wang, Y. 2004. Fabrication of TiB<sub>2</sub> and TiB<sub>2</sub>-TiC particulates reinforced magnesium matrix composites. *Materials Science and Engineering A*, 372(1-2): 109–114.
- Wang, X. H., Song, S. L., Zou, Z. D., Qu, S. Y. 2006. Fabricating TiC particles reinforced Fe-based composite coatings produced by GTAW multi-layers melting process, *Materials Science and Engineering A*, 441(1-2): 60–67.
- Weimer, A.W. 1997. Carbide, Nitride and Boride Materials Synthesis and Processing, In: Weimer A. W. (Ed.), Chapman & Hall, pp. 637-664.
- Yang C., Guo H., Mo D., Qu S., Li X., Zhang W. and Zhang L. 2014. Bulk TiB<sub>2</sub>-based ceramic composites with improved mechanical property using Fe-Ni-Ti-Al as a sintering aid. *Materials*, 7: 7105-7117.
- Yilmaz, S. O., Ozenbas, M., Yaz, M. 2009. Synthesis of TiB<sub>2</sub>-reinforced iron-based composite coating. *Tribology International*, 42: 1220-1229.
- Zhang M., Qu K.L., Luo Sh. X., Liu Sh. Sh. 2017. Effect of Cr on the microstructure and properties of TiC-TiB<sub>2</sub> particles reinforced Fe-based composite coatings. *Surface & Coatings Technology*, 316: 131–137.

## ÖZGEÇMİŞ

**MEDİNE AYŞE DERE**  
**medine.aysedere@gmail.com**



### ÖĞRENİM BİLGİLERİ

Yüksek Lisans 2016-2019	Akdeniz Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Antalya Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg, Almanya (Erasmus)
Lisans 2011-2016	Akdeniz Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Antalya University of Science and Technology, Polonya (Erasmus)