

**T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ**



**TOZ METALURJİSİ İLE DEMİR BAZLI MATRİSLİ TiB_2 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_2 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 TiB₂ 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

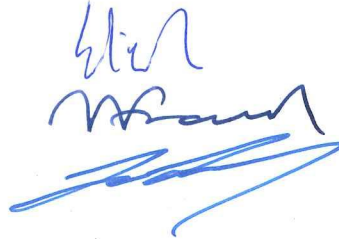
T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TOZ METALURJİSİ İLE DEMİR BAZLI MATRİSLİ TiB₂ 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_2 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_2) partikül takviyeli demir bazlı matrisli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi ve karakterizasyonu üzerinde çalışılmıştır. <10 mikron parçacık boyutlu demir tozuna ağırlıkça %3, 6,5 ve 10 oranlarında TiB_2 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 matrise TiB_2 , Ti ve TiB_2 +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_2 takviye partiküllerinin demir matrisi içinde homojen olarak dağıldığı gözlenmiştir. SEM incelemeleri sırasında gerçekleştirilen enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi (EDS) spot analizlerine göre, TiB_2 partiküllerinin etrafında demir borür fazının bulunduğu düşünülmüştür.

Demir matrise titanyum diborür takviyesinin yapılmasıyla sertlik değerlerinde kayda değer bir artış gözlenmiştir. Takviye fazı içermeyen demirin sertlik değerleri yaklaşık 60 HB10 değerlerinde iken, TiB_2 ilavesiyle sertlik 100 HB10 değerinin üzerine çıkmıştır. TiB_2 takviyeli demir matrisli kompozitlere Ti ilave edilmesiyle üretilen kompozitlerin sertlik değerlerinde bir miktar daha artış gözlenmiştir. Eklenen TiB_2 ve Ti oranlarının artmasıyla eğme dayanımı ve % şekil değişimi değerlerinde azalma gözlenmiştir.

Aşınma deneyleri sonuçlarına göre demir matrisi içindeki TiB_2 takviye miktarının artmasıyla, aşınma oranında önemli bir azalma meydana gelmiştir. % 10

oranında TiB_2 içeren kompozitin aşınma oranının, takviyesiz matris malzemesinin aşınma oranının 1/8'i olduğu tespit edilmiştir.

ANAHTAR KELİMELEER: Metal matrisli kompozit, Toz metalürjisi, TiB_2 takviyeli kompozit

JÜRİ: Prof. Dr. H. Erdem ÇAMURLU

Prof. Dr. Volkan KOVAN

Doç. Dr. M. Serdar KARAKAŞ



ABSTRACT

CHARACTERIZATION OF TiB₂ 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 TiB₂ particulate reinforced iron based matrix composites were investigated. %3, 6,5 ve 10 weight % TiB₂ 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 TiB₂ particles. It was aimed to investigate the effects of adding TiB₂, Ti and TiB₂+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 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ reinforcement. Some more increase in hardness was seen by adding Ti into TiB₂ reinforced composites. A decrease in bending strength and % strain values were observed by the increase in the TiB₂ 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_2 amount. The wear rate of the composite that contained 10 % TiB_2 was found as 1/8 of the wear rate of unreinforced matrix.

KEYWORDS: Metal matrix composites, Powder metallurgy, TiB_2 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 ₂ Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler.....	35
2.10. Fe-B Sistemi	43
2.11. Fe-Ti Sistemi	43

2.12. Fe-TiB ₂ 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 ₂ 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 ₂ 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 ₂ 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 ₂ 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 ₂ 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 ₂ 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 TiB₂ 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

cm³ : Santimetre Küp

MPa : Mega paskal

°C : Derece Santigrat

Kisaltmalar

SEM : Scanning Electronic Microscope (Taramalı Elektron Mikroskop)

T/M : Toz metalurjisi

Fe : Demir

TiB₂ : 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 ₂ O ₃ 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

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

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

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

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.....	82
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.....	82
Şekil 4.23. 1120 °C’de sinterlenen % 1,5 Ti içeren Fe-Ti parçaya (FT 111) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	84
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.....	85
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.....	85
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.....	86
Şekil 4.27. Ağ. % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti ve Fe ağırlık oranları.....	88
Şekil 4.28. Factsage programı ile hesaplanmış olan Fe-Ti (ağırlıkça %30 a kadar) faz diyagramı.....	88
Şekil 4.29. 1120 °C’de sinterlenen % 3,25 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 211) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	90
Şekil 4.30. Ağırlıkça %5 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.....	91
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.....	91
Şekil 4.32. 1120 °C’de sinterlenen % 5 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 312) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	94
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.....	95
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.....	95
Şekil 4.35. 1000 °C’de sinterlenen % 3 TiB ₂ %1,5 Ti içeren Fe-Ti-TiB ₂ kompozite (FTTB 123) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	98
Şekil 4.36. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB ₂ %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	98
Şekil 4.37. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB ₂ %1,5 Ti içeren demir matrisli profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü.....	99
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 büyütmeledeki; 1000 °C’de sinterlendikten sonra (c) 500x, (d) 1000x büyütmeledeki optik mikroskop görüntüleri.....	100
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.....	101
Şekil 4.40. 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 (geri saçılmış elektron-SEM) görüntüsü ve kompozit üzerindeki seçili noktalar.....	102
Şekil 4.41. Ağ. % 6,5 TiB ₂ ve % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti, Fe ve B ağırlık oranları.....	103
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.....	104
Şekil 4.43. Ağ. % 6,5 TiB ₂ ve % 3,25 Ti içeren Fe numunede, Ti partikülü ve civarında yapılan EDS analizlerinde belirlenen Ti, Fe ve B ağırlık oranları.....	105
Şekil 4.44. 1000 °C’de sinterlenen % 6,5 TiB ₂ %3,25 Ti içeren Fe-Ti-TiB ₂ kompozite (FTTB 222) kompozite ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	107
Şekil 4.45. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB ₂ %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.....	108
Şekil 4.46. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB ₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü.....	108
Şekil 4.47. Ağırlıkça %10 TiB ₂ 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
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.....	110
Şekil 4.49. Fe-%5 Ti sistemine, ağırlıkça %10’a kadar TiB ₂ eklenmesi ile 1000 °C’de oluşması beklenen fazları gösteren termodinamik hesaplama sonucu (Factsage programı ile).....	111
Şekil 4.50. 1000 °C’de ’de sinterlenen % 10 TiB ₂ %5 Ti içeren Fe-Ti-TiB ₂ kompozite (FTTB 321) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği.....	113
Şekil 5.1. (a) 1120 °C’de sinterlenen numunelerin 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağı. %3 TiB ₂ , (c) ağı. %6,5 TiB ₂ , (d) ağı. %10 TiB ₂ içeren demir matrisli kompozit.....	114
Şekil 5.2. TiB ₂ oranına göre Fe-TiB ₂ kompozitlerinin sertlik değerleri.....	115
Şekil 5.3. 1000 °C’de sinterlenmiş Fe-TiB ₂ kompozitlerinin TiB ₂ oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	116
Şekil 5.4. 1120 °C’de sinterlenmiş Fe-TiB ₂ kompozitlerinin TiB ₂ oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	116
Şekil 5.5. TiB ₂ oranına göre Fe-TiB ₂ kompozitlerinin aşınma oranı grafiği.....	117
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.....	118
Şekil 5.7. Ti oranına göre, Ti içeren Fe-Ti parçaların sertlik değerleri.....	119
Şekil 5.8. 1000 °C’de sinterlenmiş Ti içeren Fe parçaların gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	120
Şekil 5.9. 1120 °C’de sinterlenmiş Ti içeren Fe parçaların gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	120
Şekil 5.10. (a) 1120 °C’de sinterlenen numunelerin 1000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağı. %3 TiB ₂ ve %1,5 Ti, (c) ağı. %6,5 TiB ₂ ve %3,25 Ti, (d) ağı. %10 TiB ₂ ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozit numuneler.....	121
Şekil 5.11. TiB ₂ oranına göre Fe-Ti-TiB ₂ kompozitlerinin sertlik değerleri.....	122
Şekil 5.12. 1000 °C’de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB ₂ kompozitlerinin TiB ₂ oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	123
Şekil 5.13. 1120 °C’de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB ₂ kompozitlerinin TiB ₂ oranına	

göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri.....	123
Şekil 5.14. TiB ₂ oranına göre Fe-Ti-TiB ₂ kompozitlerinin aşınma oranı grafiği.....	124
Şekil 5.15. 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB ₂ ve Fe-Ti-TiB ₂ kompozitlerinin sertlik değerleri.....	125
Şekil 5.16. 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB ₂ ve Fe-Ti-TiB ₂ kompozitlerinin eğme dayanımı değerleri.....	125
Şekil 5.17. Aşınma deneyi sonrası oluşan izlerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri a)Katkısız demir, b) Ağ. %6,5 TiB ₂ takviyeli demir matrisli kompozit c) Ağ. %6,5 TiB ₂ 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 ₂ 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 ₂ içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	68
Çizelge 4.6. 1000 °C'de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB ₂ 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 ₂ 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 ₂ içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	74
Çizelge 4.10. 1000 °C'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB ₂ içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri.....	77
Çizelge 4.11. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %10 oranında TiB ₂ 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 ₂ 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
Çizelge 4.15. Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyumyum yüzdeleri.....	86
Çizelge 4.16. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçalara ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	89
Çizelge 4.17. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3,25 Ti içeren demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	90
Çizelge 4.18. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	92
Çizelge 4.19. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %5 Ti içeren demir parçaların dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	93
Çizelge 4.20. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB ₂ ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	96
Çizelge 4.21. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB ₂ ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	97
Çizelge 4.22. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB ₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri.....	99
Çizelge 4.23. Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyumyum ve bor yüzdeleri.....	103
Çizelge 4.24. Seçilen noktaların EDS analizinde elde edilen ağırlıkça atomsal demir, titanyumyum ve bor yüzdeleri.....	105
Çizelge 4.25. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB ₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	106
Çizelge 4.26. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB ₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri.....	107
Çizelge 4.27. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB ₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri.....	109
Çizelge 4.28. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB ₂ ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri.....	111
Çizelge 4.29. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB ₂ 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 basınç, sinterleme sonrası uygulanan ısıtma 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 içerisinde 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_2 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 yönlenmesini 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 kırılgan 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 matriks ve takviye elemanlarının seçimi, üretim metodu optimizasyonu, bileşenlerin sahip oldukları dayanımlar ve diğer faktörler dikkate alınarak istenen özelliklerin elde edildiği kompozitler üretilebilir.

Uygun bir matriks takviye elemanı çifti seçimi kompozit yapının mekanik ve fiziksel özelliklerini büyük ölçüde etkilemektedir. Zira kompozit içerisinde yükün matriksten 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).

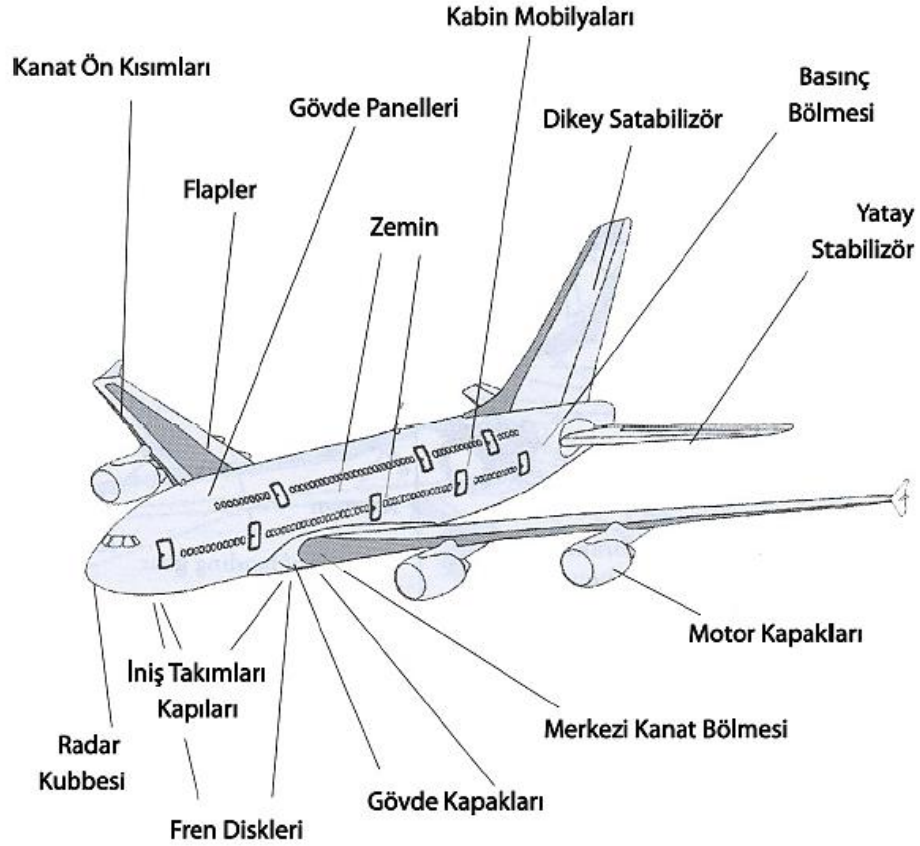
2.2. Kompozit Malzemelerin Tarihi ve Kullanım Alanları

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 yitirirerek, 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. Uçak 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 ıslatılamayan 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).

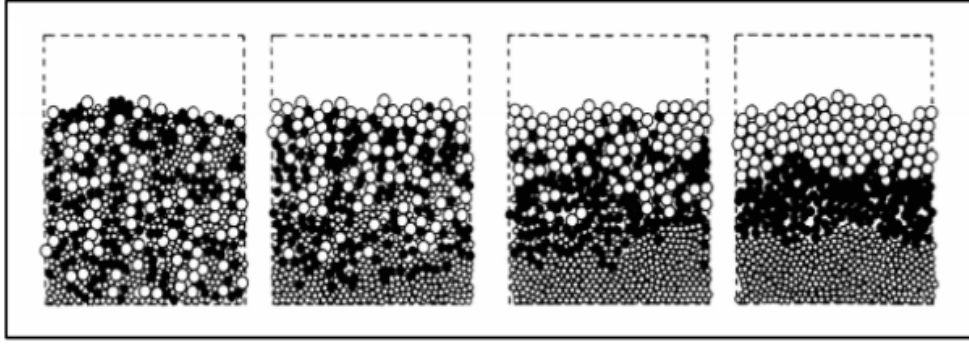


Şekil 2.2. T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler (Fujiki 2001)

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.



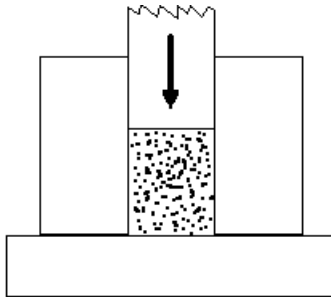
Şekil 2.3. Çevrim sayısına bağlı olarak karışımın Monte Carlo modellemeleri (Clyne 1993)

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).

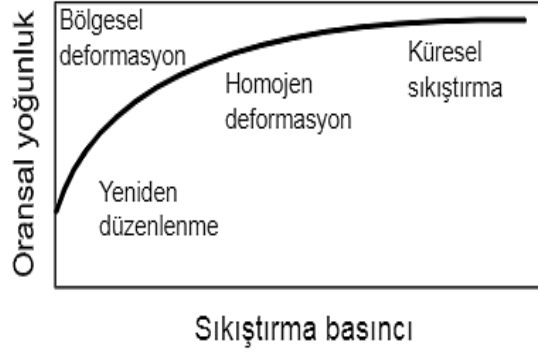
Konvansiyonel presleme yönteminde tek yönde ve düzensiz olarak uygulanan basınç nedeniyle yetersiz yoğunluk değerleri temin edilmektedir. Genel olarak presleme işleminde, mekanik ve hidrolik presler ile rijit kalıplar kullanılmaktadır (Newkirk 2004). Hidrolik presleme işlemi Şekil 2.4'te sembolik olarak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



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

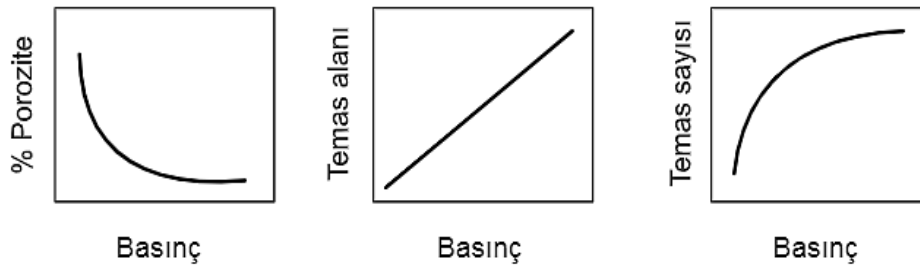
Soğuk, ılık ve sıcak izostatik presleme teknikleri geliştirilerek böylece ham parçaların kalitesi daha iyi kontrol edilebilmiştir (Liu 1994).

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 farklılıklar 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 ısıtma 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 ısıtma işlemi tabii tutulur.

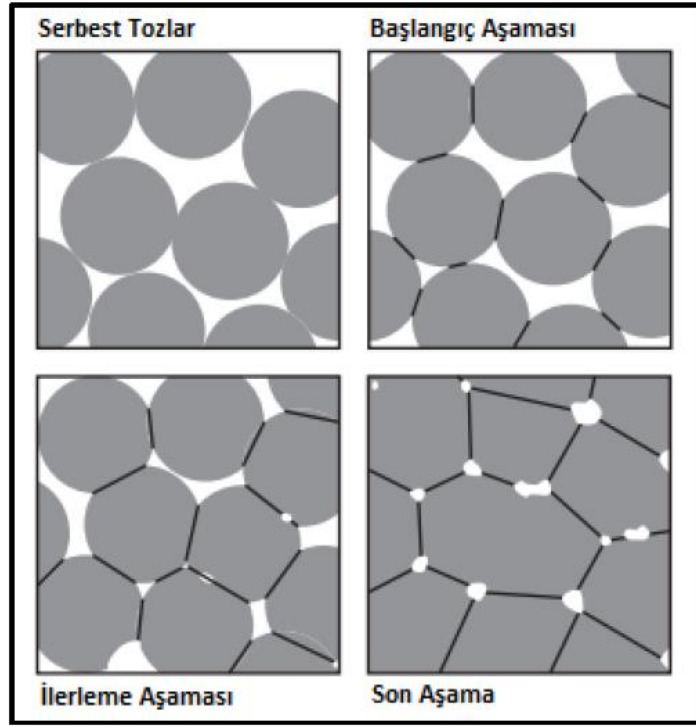
Yüksek sıcaklıklarda sinterleme işlemi, aktive atom sayısının ve boşlukların fazlalığı sebebiyle hızlı bir şekilde gerçekleşmektedir. Bu nedenden dolayı sıcaklık için sinterlemedeki en önemli parametre denebilir. Bunun yanında toz boyutu, presleme basıncı, sinterleme süresi, ısıtma hızı, sıvı faz oluşumu 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)

Kademe	Proses	Yüzey alanı kaybı	Yoğunlaşma	Tane büyümesi
Adhezyon	Kontakt oluşumu	Çok düşük	Yok	Yok
Başlangıç	Boyun büyümesi	Belirgin, %50'ye varan kayıp	Başlangıçta az	Çok az
Gelişme	Porların yuvarlaklaşması ve büyümesi	Açık porozitenin neredeyse tamamen yok olması	Oldukça fazla	Tane ve por boyutunda artış
Final	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 oluşturmaları 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 birbirleri 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 noktalarındaki 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 büyümüştür. 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 yaklaşılrken 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_2 takviyeli kompozitlerin sinterlenmesi genellikle katı hal sinterleme prosesiyle gerçekleştirilir. Bu bakımdan tez kapsamında katı hal sinterleme mekanizması üzerinde daha fazla durulacaktır.

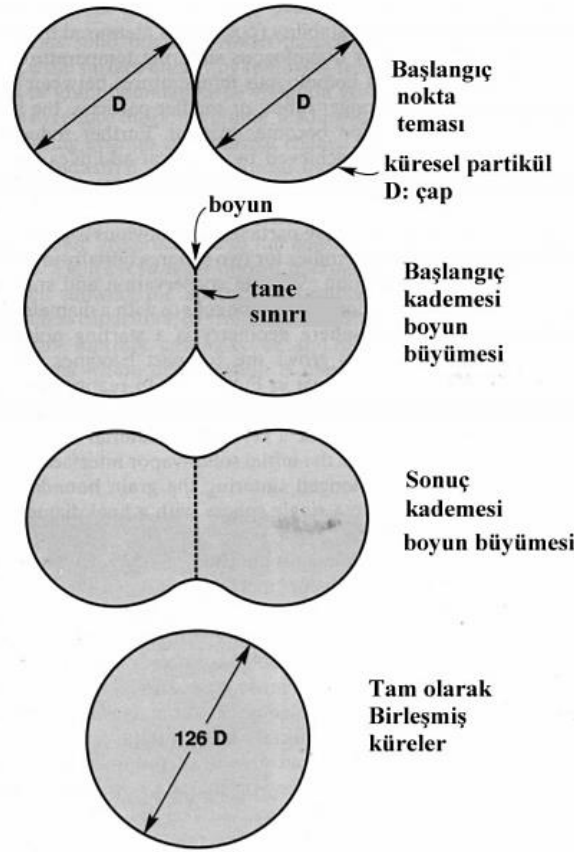
2.5.4. Katı hal sinterlemesi

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 bağı oluşturması ile başlar. Sinterleme işlemi esnasında, partiküllerin birbiriyle teması ile başlayan, daha sonra ara parçacık bağına 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)

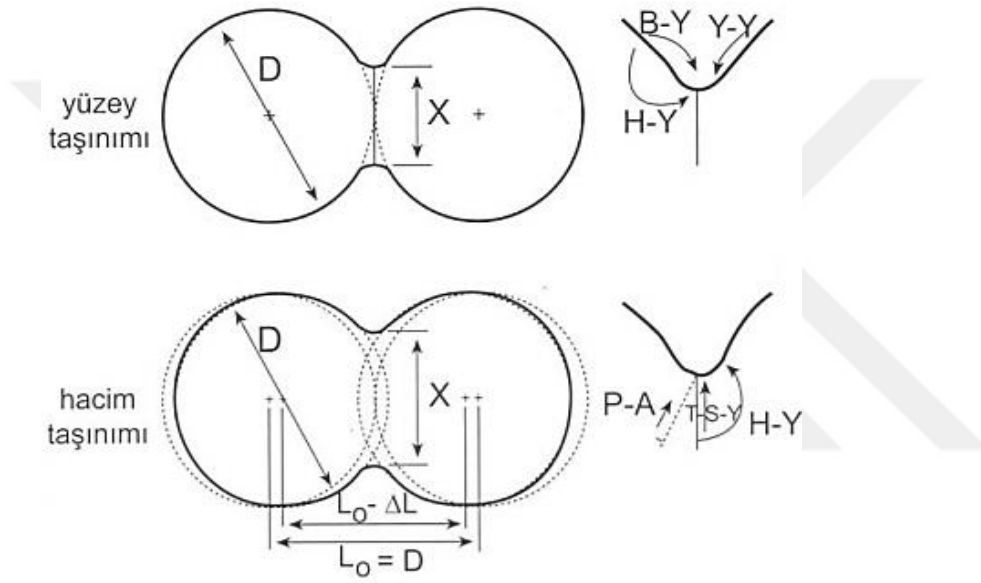
Şekil 2.8’de birbirine noktasal şekilde temas eden iki küre ve bunların sinterlemenin farklı aşamalarındaki temas profilleri mevcuttur. Hacim korunduğundan ve yüzey enerjisi indirgendiğinden son geometride başlangıçtaki çapının 1,26 katına sahip tek bir küre meydana gelmektedir. Birçok sinterleme modeli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

Taşıyım mekanizmaları kütle akışının nasıl olduğunu açıklamaktadır. Kütle akışı yüzey taşıyım mekanizmaları ve hacim taşıyım mekanizmaları olarak iki sınıfa ayrılır. Yüzey taşıyımında atomlar yakın olan gözenek yüzeylerinden itibaren boyun bölgesini doldurulur. Hacim taşıyımında 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)

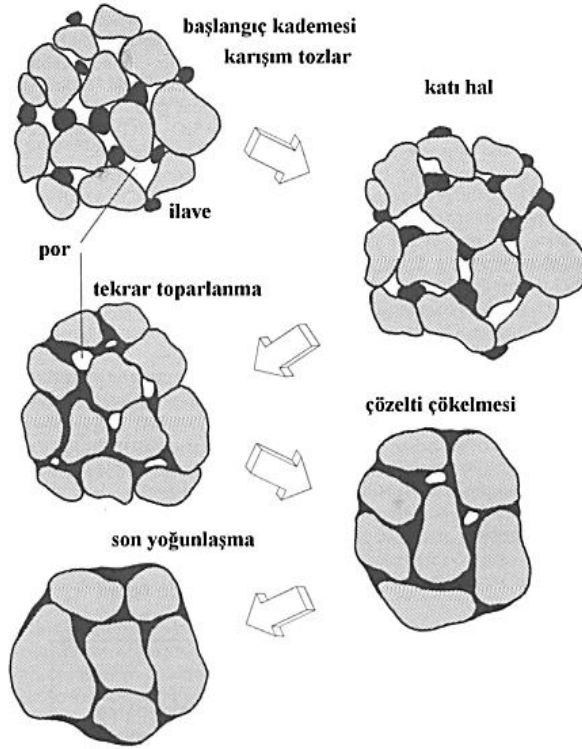
Boyun büyümesi için kütle taşıyım yüzey taşıyım mekanizmalarında yüzey kaynakları (buharlaştırma-yoğuşma B-Y, yüzey yayını Y-Y, hacim yayını H-Y) ile gerçekleşir. Hacim taşıyım işlemlerinde boyun büyümesi için kütle taşıyım iç kütle kaynakları (plastik akış P-A, tane sınırı yayını T-S-Y, hacim yayını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

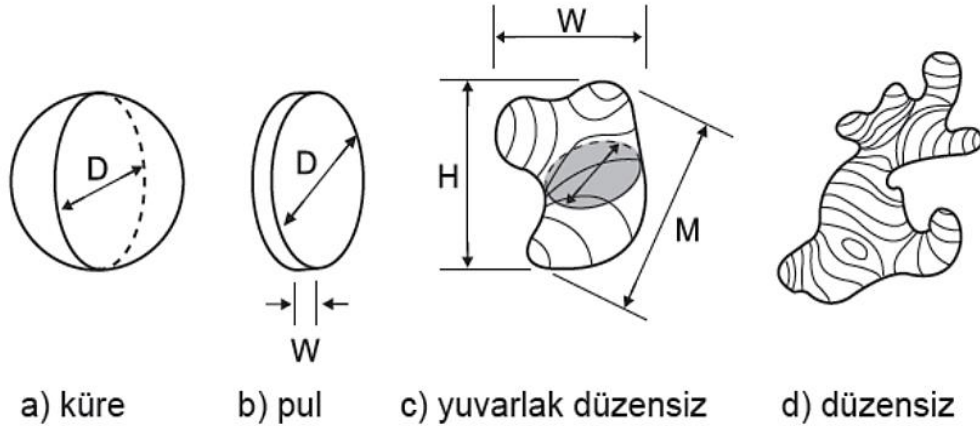
sabit duran toz varilinden birkaç farklı noktadan olacak şekilde numune alınırken, hareketli numune alma işlemi toz kütlesi hareket halindeyken gerçekleştirilmektedir.

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.

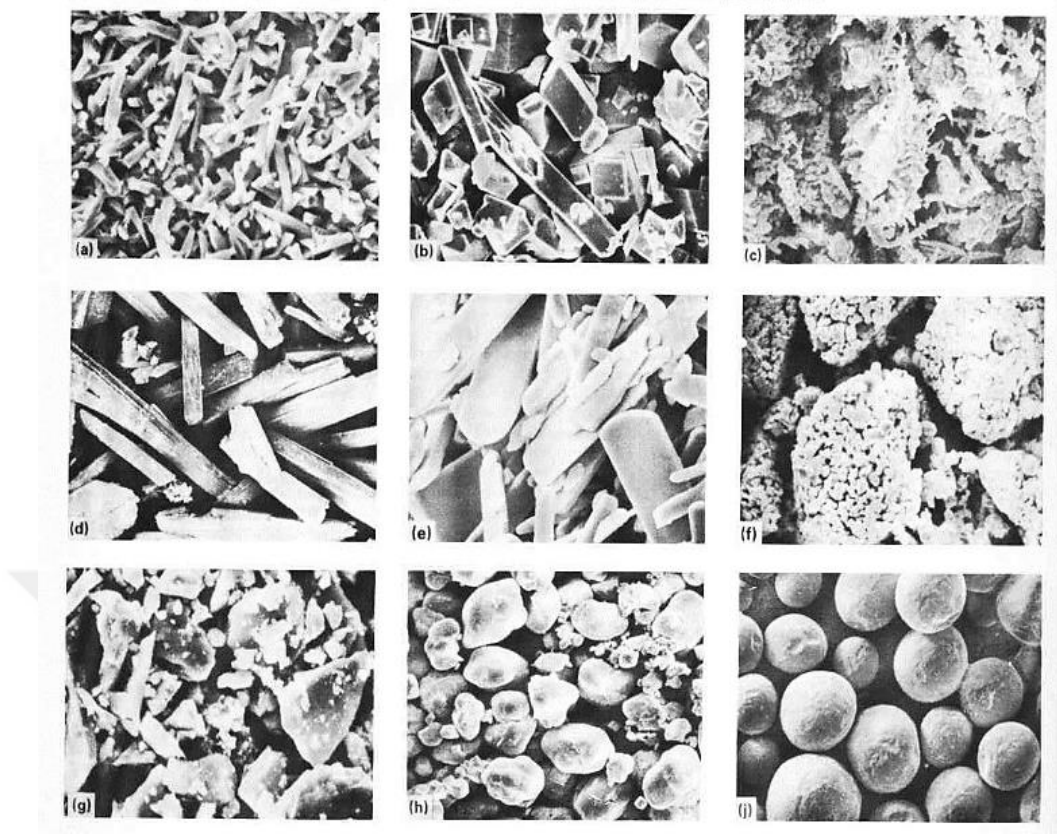


Şekil 2.11. Parçacık boyutu ölçümündeki zorlukların şematik gösterimi (German 2007)

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 kütlelerinin 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.

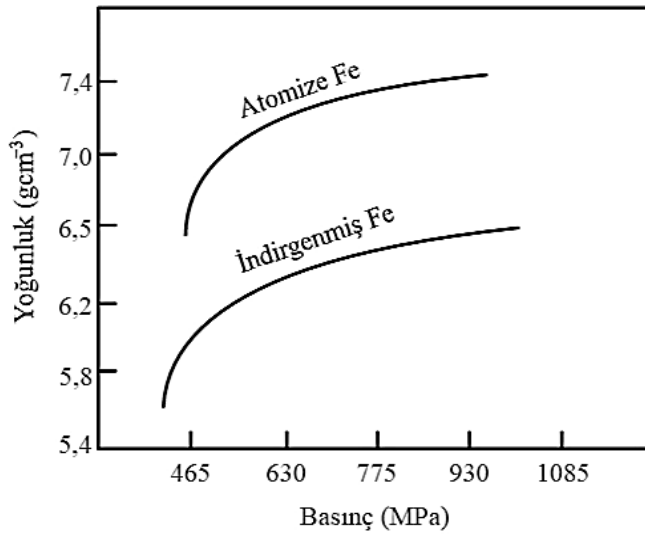
Akıcılık özelliği, tozların doldurma davranışı kullanılarak tespit edilir. Akıcılığın belirlenmesinde, kalıbı toz ile doldururken ihtiyaç duyulan zaman, bilhassa dar bir aralıkta tozun dolum oranı kullanılmaktadır. Akış özelliği iyi olan tozların tecih

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 yoğunluğun 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.



(a)



(b)

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 arttırıcı 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.

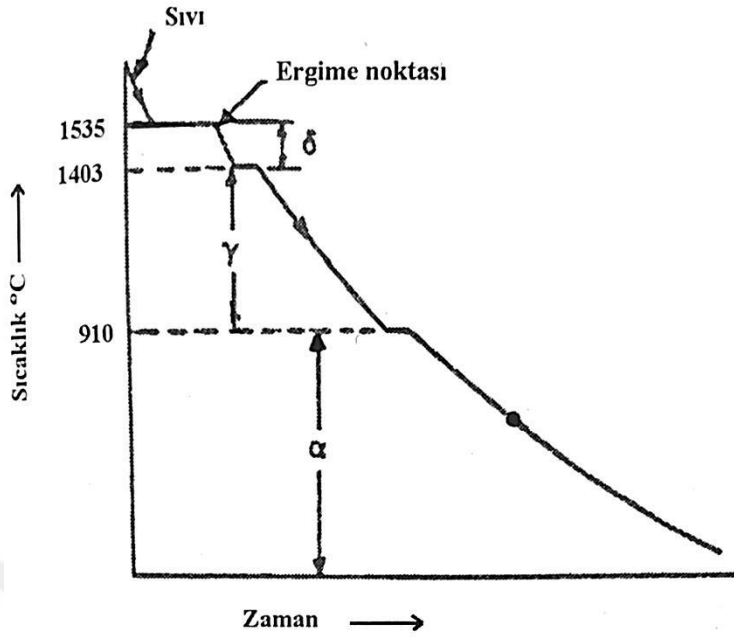
Çizelge 2.4. Nispeten saf demirlerin kimyasal kompozisyonları

Demir Tipi	Kimyasal Kompozisyon (%)								
	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	O ₂	N ₂
Armeo Saf Demir	0.012	0.017	0.005	0.025	Trace	–	–	–	–
Elektrolitik	0.006	–	0.005	0.004	0.005	–	–	–	–
H₂ Saflaştırılmış	0.005	0.028	0.004	0.003	0.0012	–	–	0.003	0.0001

Saf demir alfa (α) gama (γ) ve delta (δ) 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 α demir olarak adlandırılır. Alfa α 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 γ demire dönüşür. 1403 °C'ye kadar ısıtıldığında γ demir tekrar hacim merkezli demire dönüşür. Bu yapı ergime noktası 1535 °C'ye kadar korunur. δ demir küb kenar uzunluğu α demir küb kenar uzunluğundan daha uzundur. Tablo da saf demirin kristolografik özellikleri özetlenmiştir.

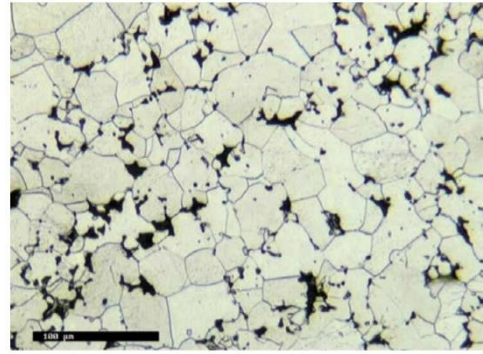
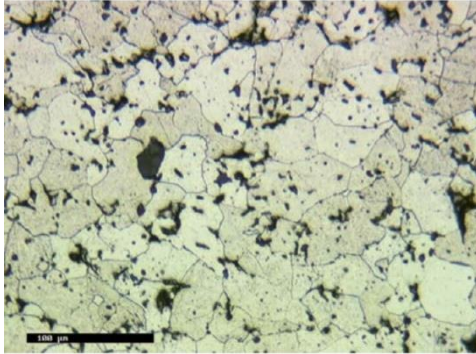
Çizelge 2.5. Saf demirin kristolografik özellikleri

Alloropik 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 ³	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).



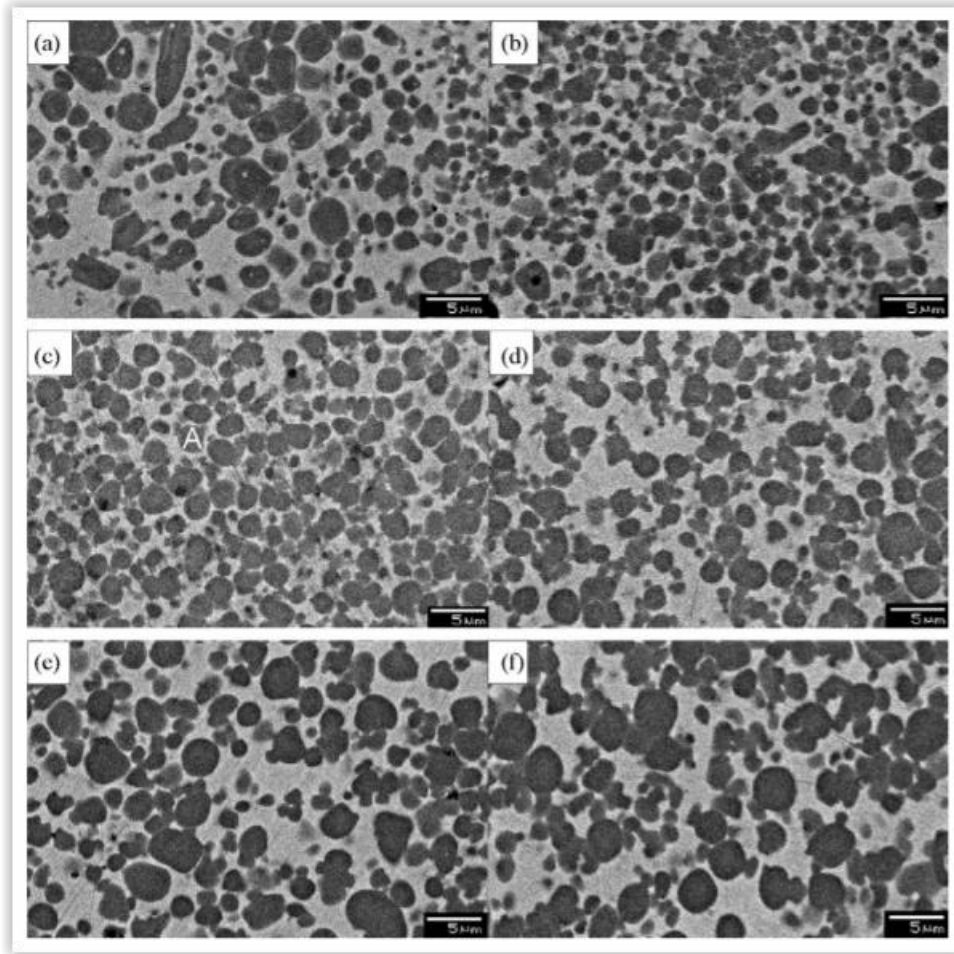
Şekil 2.16. Saf demirin mikroyapı görüntüleri (a) NC100.24, (b) ASC100.29

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, Al₂O₃ 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.



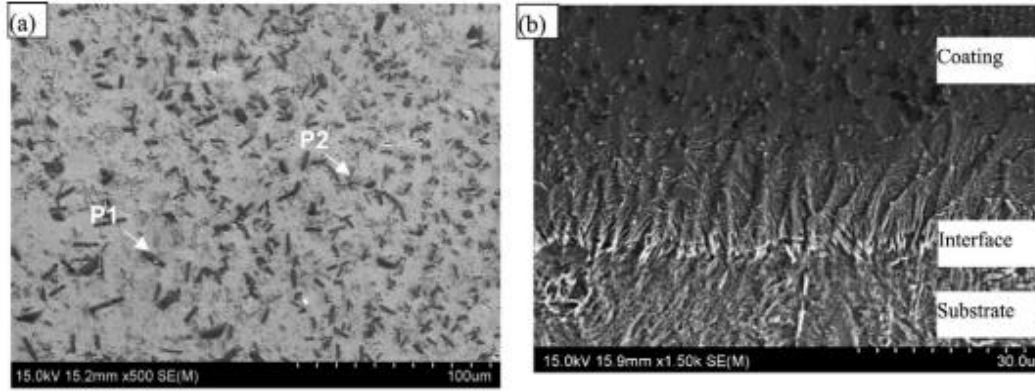
Şekil 2.17. Fe-(Ti, V) C kompozitlerinin mikroyapı görüntüleri; 1420 °C'de sinterlenen (a) V/Ti = 0 ve (b) V/Ti = 0.1, 1400 °C'de sinterlenen (c) V / Ti = 0.4, (d) V/Ti = 0.6, (e) V/Ti = 0.8 ve (f) V/Ti = 1.0

VC'nin Fe içindeki çözünürlüğü TiC'den daha yüksektir, bu nedenle Fe'deki (Ti, V) C katı çözeltisinin 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 ₃₀	B ₄ C	Kütle Oranı Ti:B ₄ C	FeCr ₆₇	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

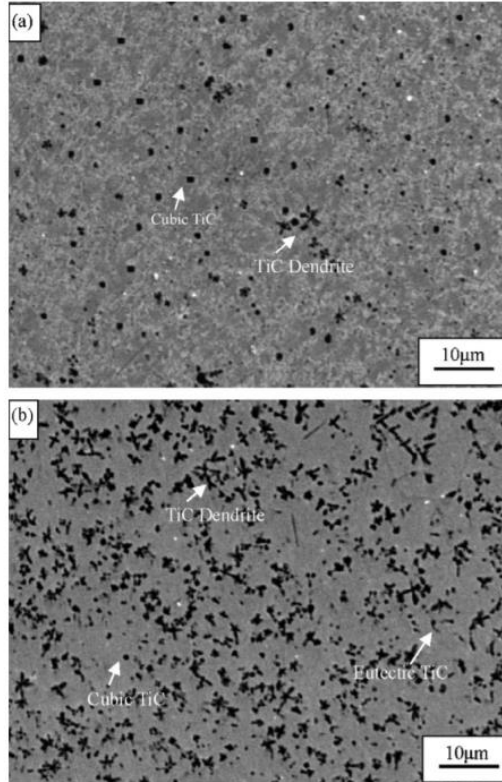


Şekil 2.18. a) S0 numunesine ait kaplamanın üst yüzeyinin morfolojisi b) kaplamanın, arayüzeyi ve alt tabakasının morfolojisi

Şekil 2.18'de (a) ve (b), sırasıyla numune S0'ın 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 TiB₂ ve P2'lerin TiC olduğu sonucu çıkartılmaktadır. Ek olarak, Şekil 2.18 (b) 'de, kompozit kaplamanın, substrata sağlam bir metalurjik arayüzle bağlandığı görülmektedir.

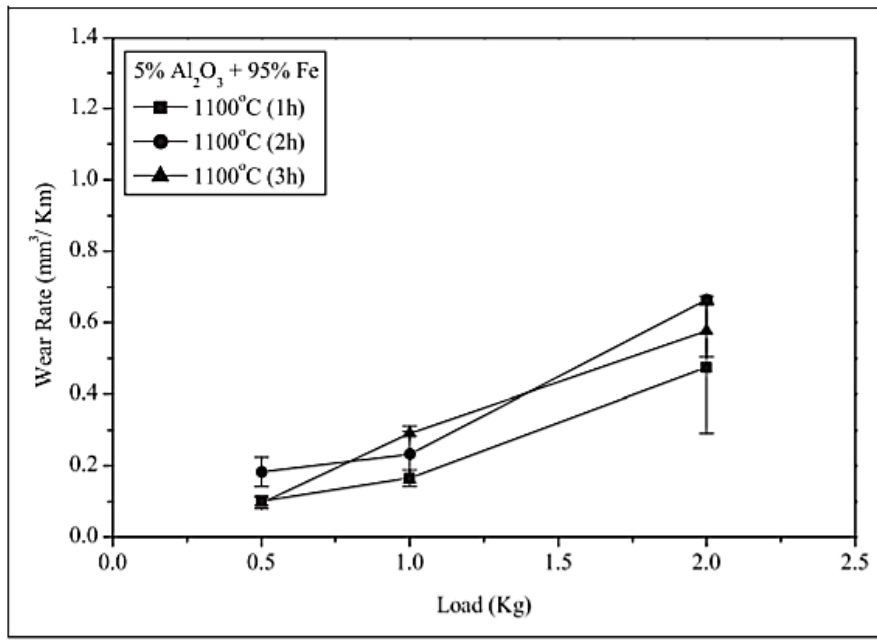
İncelenen bir diğer çalışmada Wang vd. (2006) gaz tungsten ark kaynağı (GTAW) çok katmanlı eritme işlemi ile üretilen TiC partikülleri takviye edilmiş Fe bazlı yüzey kompozit kaplamalarının mikroyapıları ve özellikleri analiz edilmektedir. Çalışmada grafit ve ferrotitanyumun (FeTi) karışım tozu, eşit 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.



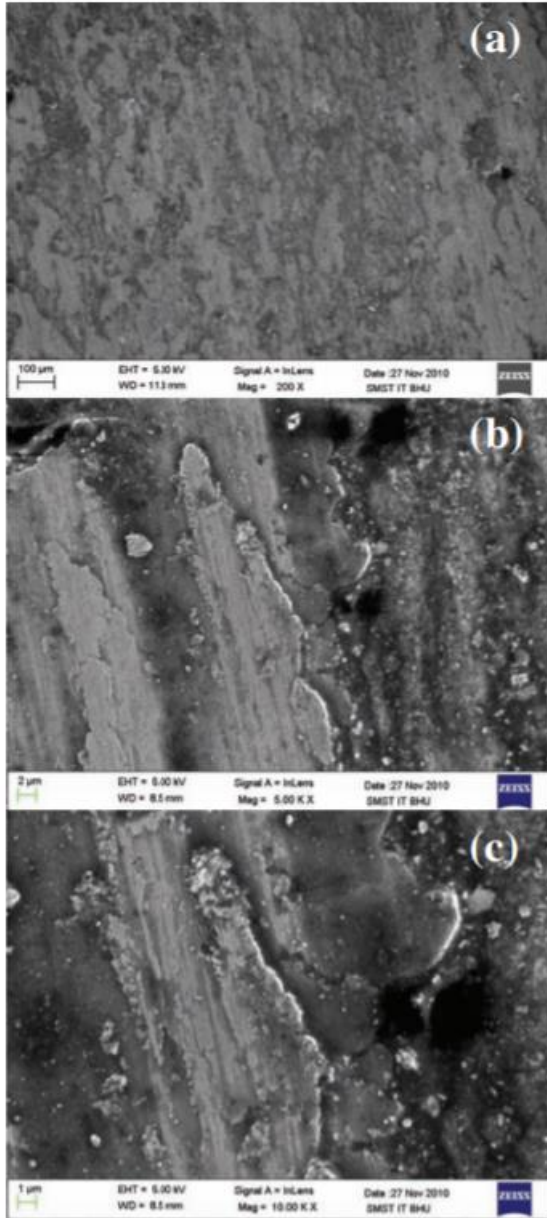
Şekil 2.19. GTAW işlemi kullanılarak üretilen kompozit kaplamaların mikroyapı görüntüleri a) S1 numunesi ve b) S3 numunesi

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



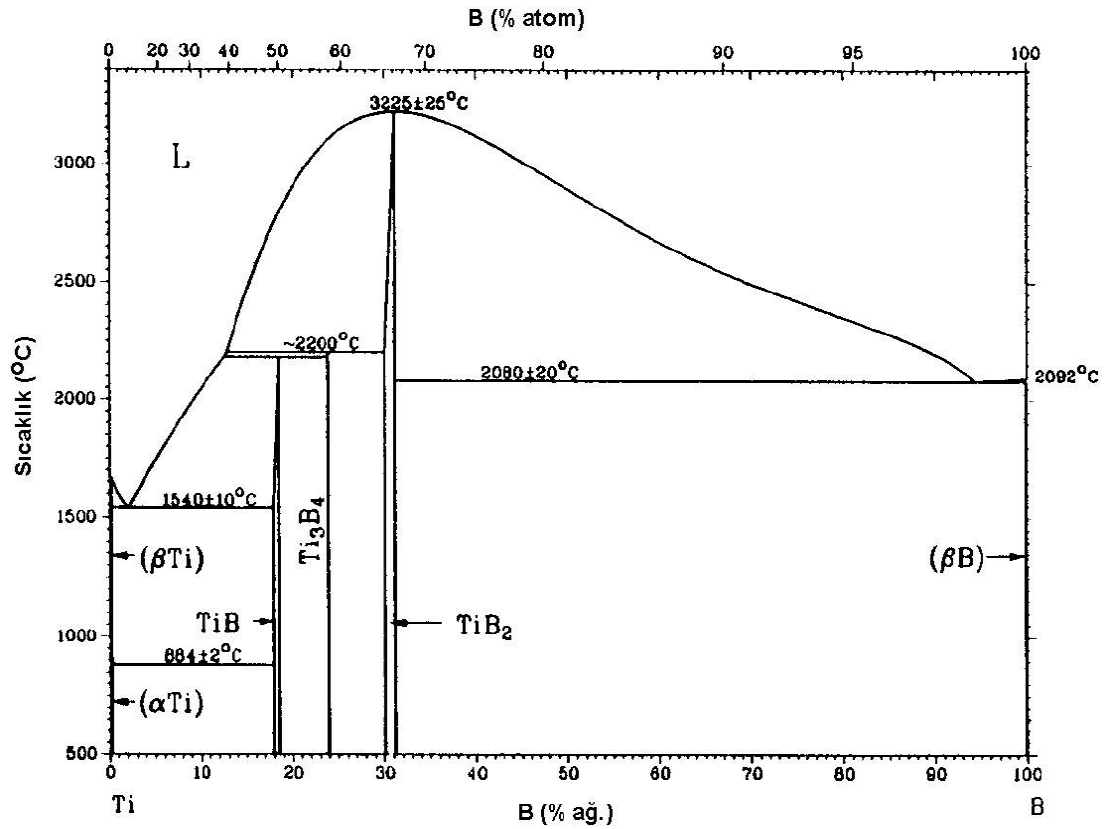
Şekil 2.21. %5 Al_2O_3 takviyeli 1100°C 'de sinterlenen kompozitin aşınma deneyi sonrası a)200x, b)500x ve c)1000x büyütme oranlarında taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

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

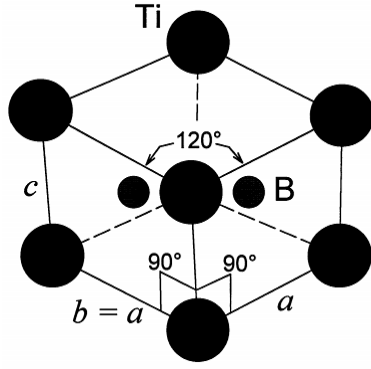
İleri teknoloji malzemeleri olarak adlandırılan ve çoğunlukla elektronik ve uzay endüstrisinde kullanılan malzemeler, malzeme bilimi ve teknolojisinde önemli bir yere sahiptir. Bu malzemelerin içinde titanyum diborür (TiB_2)'de bulunmaktadır. Titanyum diborür (TiB_2), erime noktası, sertlik, yoğunluk 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.

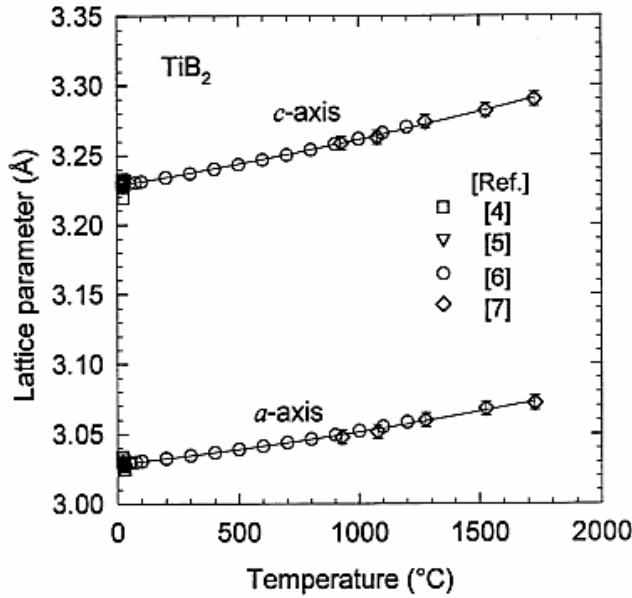


Şekil 2.22. Titanyum-Bor faz denge diyagramı (Massalski, Okamoto, Subramanian ve Kacprzak 1990)

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 °C'de (1.066 ± 0.001) ile 1500 °C'de (1.070 ± 0.001) arasında değişmektedir.



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

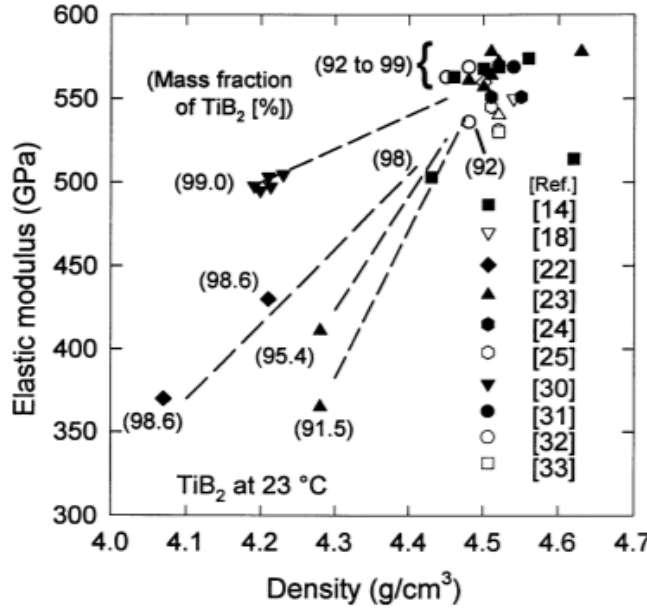


Şekil 2.24. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak tek kristalli TiB_2 'nin kafes parametreleri a ve c (Munro 2000)

Yüksek bir ergime noktası (3225 ± 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 (ρ_{theo}), saf kristalin yoğunluğundan (ρ_{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 ϕ , 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_2 'nin elastik modülü değerleri (Munro 2000)

Yapılan literatür taramasında, TiB_2 kütle fraksiyonunun yaklaşık olarak sabit bir yoğunlukta artması ile TiB_2 elastik modülünü önemli ölçüde arttığı gözlenmektedir.

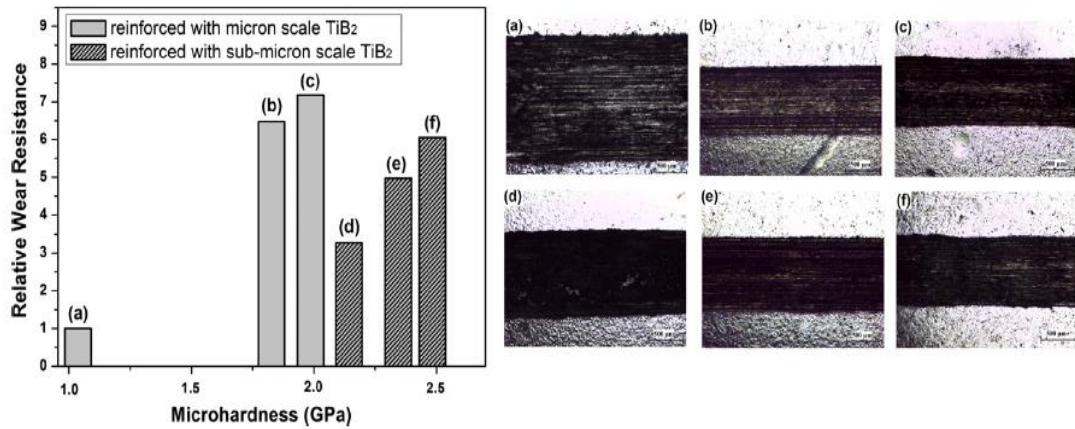
Mukavemet, mikrokristali oluşturan parçacıkların anizotropik termal genişlemesi ile numunelerde üretilen kalıntı iç gerilmelerin gevşemesinin bir sonucu olarak artabilir. Oksidasyon ve B_2O_3 'ün oluşumu nedeniyle oluşan çatlak iyileşmesi, bu davranışa yaklaşık 1000 ° C sıcaklığa kadar katkıda bulunabilir, ancak daha yüksek sıcaklıklarda okside olmuş numunelerin oda sıcaklığındaki dayanımlarının oksidasyon ile azaldığı görülmektedir. TiB_2 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_2 'nin Vickers sertlik değerlerinin yoğunluğa veya tane boyutuna farkedilebilir bir bağımlılığı bulunmadığı gözlemlenmektedir.

2.9. TiB₂ Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler

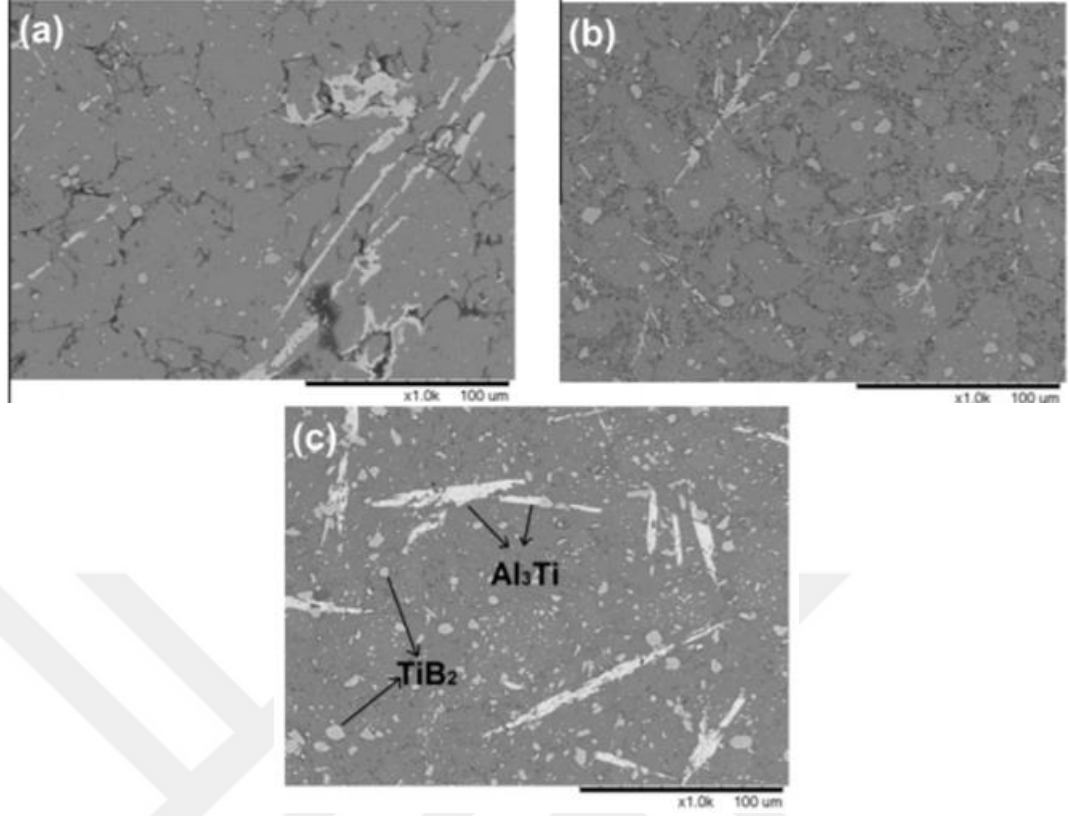
Önceki bölümde belirtilen, titanyum diborürün üstün özellikleri sayesinde, TiB₂ partikül formunda metal matrisli kompozitlerde takviye malzemesi olarak kullanılmıştır. Bu amaçla çeşitli üretim yöntemleri uygulanarak alüminyum (Balcı 2013), alüminyum bakır alaşımı (Tjong 1999), alüminyum 7075 alaşımı (Chandana 2018), paslanmaz çelik (Sulima 2014), bakır (Tjong 2000) ve magnezyum (Wang 2004) matrislere TiB₂ partikülleri eklenerek kompozitler elde edilmiş ve incelenmiştir.

Literatürdeki bir çalışmada, Balcı vd. (2013) mekanik alaşımlama ile TiB₂ takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin basınçsız sinterleme ile üretimini gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada, mikron ve mikron altı ölçekli TiB₂ parçacıkları ile güçlendirilmiş Al matris kompozitler üretilmiştir. TiB₂ partikül büyüklüğü, TiB₂ içeriği ve mekanik alaşımlama süresinin Al matris kompozitlerin mikroyapı ve özellikleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır. TiB₂ partikül büyüklüğünün (40 nm ve 320 nm), TiB₂ 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 TiB₂ parçacıklarıyla takviye edilmiş kompozitler, daha yüksek sertlik (ağırlıkça% 15 güçlendirme için 2 GPa civarında) ve mikron ölçekli TiB₂ parçacıklarıyla takviye edilmiş olanlara kıyasla daha düşük aşınma direnci değerleri sergilemiştir. Ayrıca, kompozitlerin sertliği ve bağlı aşınma direnci değerleri, artan TiB₂ içerikleriyle yükselmiştir. Şekil 2.26'da, aşınma direnci değerleri ve aşınma izlerinin görüntüleri sunulmaktadır (Balcı 2013). (TiB₂* mikron altı TiB₂ parçacıklarını temsil etmektedir.)



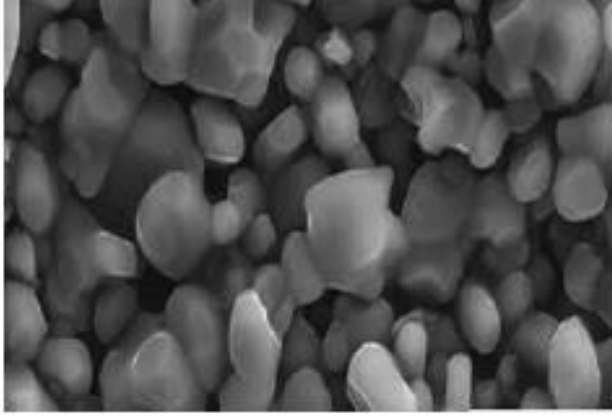
Şekil 2.26. Mikron ve mikron altı TiB₂ partikül takviyeli kompozitlerin mikro sertliğe bağlı olarak aşınma direnci diyagramı ve aşınma izlerinin optik mikroskop görüntüleri a) Al-5TiB₂-4 h b) Al-10TiB₂-4 h c) Al-15TiB₂-4 h d) Al-15TiB₂*-2 h e) Al-15TiB₂*-4 h f) Al-15TiB₂*-8 h (Balcı 2013)

Yapılan çalışmada 5 saat boyunca 650 ° C'de sinterlenen mekanik olarak alaşımlı tüm örneklerin mikroyapısında az miktarda Al₃Ti intermetalik bileşik gözlenmiştir. Ağırlıkça %5, %10 ve %15 TiB₂ içeren Al matrisli kompozitlerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri sırasıyla Şekil 2.27'de sunulmaktadır (Balcı 2013).



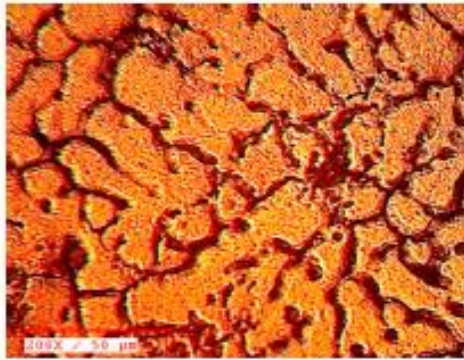
Şekil 2.27. Ağırlıkça a) %5, b) %10 ve c) %15 TiB₂ içeren Al matrisli kompozitlerin SEM mikrografları (Balcı 2013)

Literatürdeki Chandana vd. (2018)'nin yaptığı çalışmada TiB₂ partikülü takviye edilmiş alüminyum 7075 alaşımı matrisli kompozitler üretilmiştir. Takviye malzemesi olarak sırasıyla % 4, % 6 ve % 8 ağırlıkta TiB₂ kullanılmıştır. TiB₂ 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 TiB₂ tozlarının taramalı elektron görüntüsü Şekil 2.28'de sunulmaktadır.

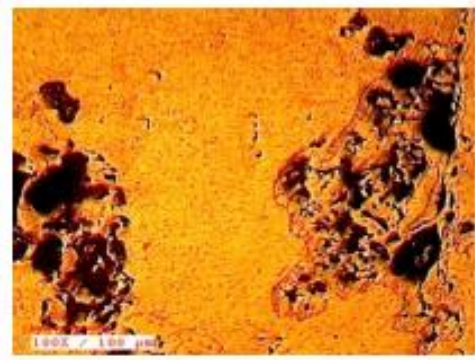


Şekil 2.28. Kullanılan TiB_2 partiküllerinin SEM fotoğrafı (Chandana 2018)

Döküm tekniği kullanılarak üretilen TiB_2 takviyeli Al matrisli kompozitlere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 2.29'da sunulmaktadır. Bu görüntülere göre % 6 oranında TiB_2 içeren kompozitte TiB_2 partiküllerinin mikroyapıda homojen bir şekilde dağılmadığı ve TiB_2 'lerin topaklandığı görülmektedir. Ağırlıkça %8 TiB_2 içeren kompozit malzemede ise TiB_2 'ler mikroyapıda daha homojen bir dağılım göstermektedir.



(a) 96% Al7075 ile 4 % TiB_2



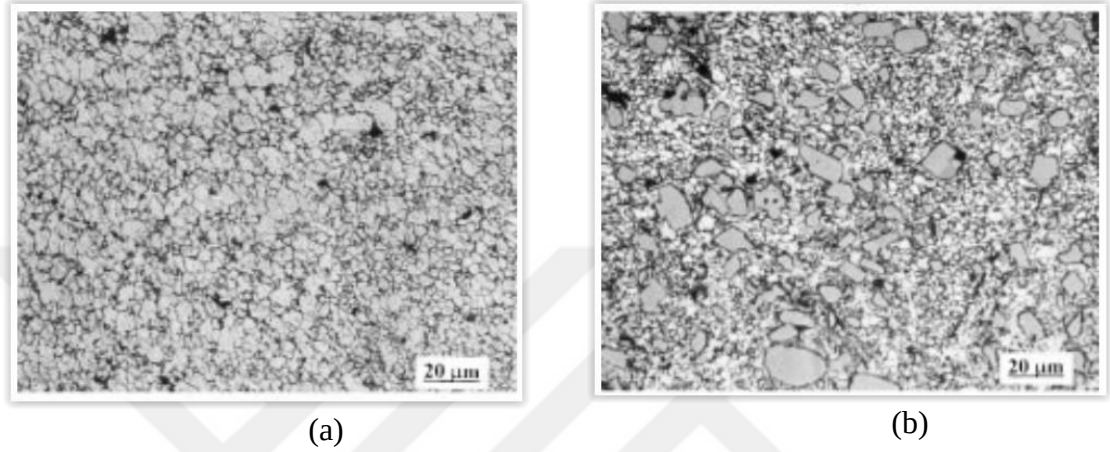
(b) 94% Al7075 ile 6 % TiB_2



(c) 92% Al7075 ile 8% TiB_2

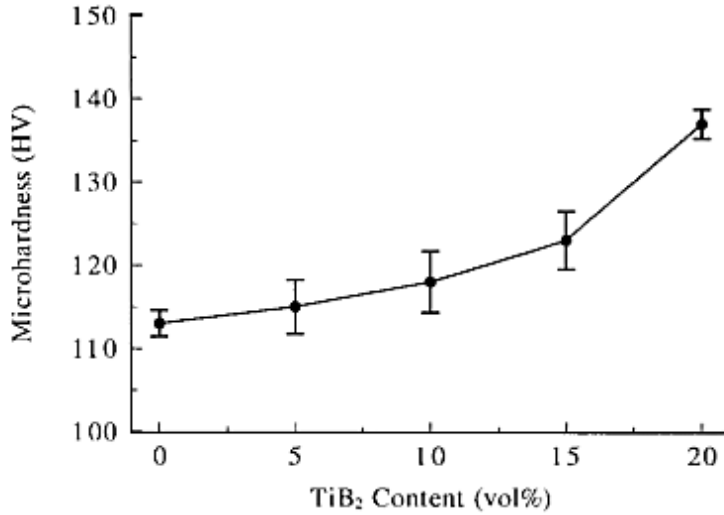
Şekil 2.29. Ağırlıkça a) %4, b)%6 ve c) %8 TiB_2 içeren Al 7075 matrisli kompozitlerin SEM mikrografları (Chandana 2018)

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).



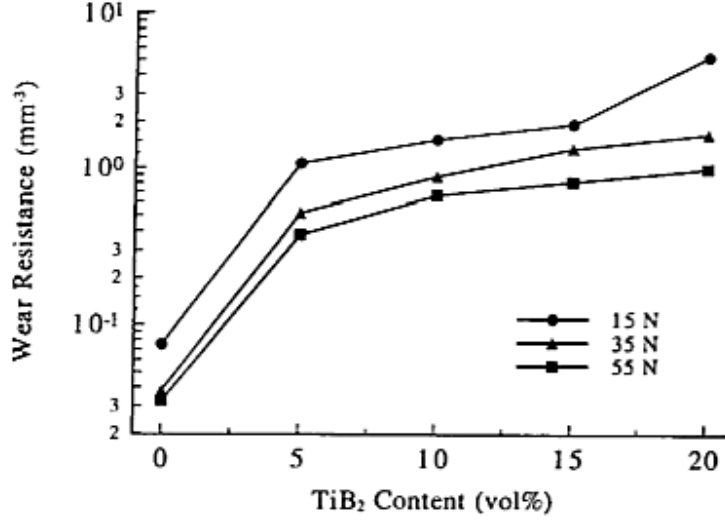
Şekil 2.30. a) Al-4% Cu alaşımı ve b) Hacimce % 20 TiB_2 içeren metal matrisli kompozite ait optik mikroskop görüntüleri (Tjong 1999)

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)

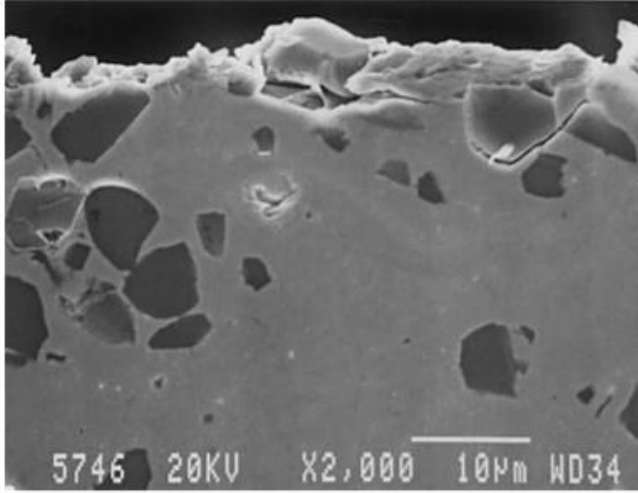
Kompozitlerde artan TiB_2 takviye oranıyla aşınma direncinin de arttığı gözlenmektedir. Şekil 2.32’de üretilen kompozitlerin aşınma direncinin TiB_2 oranına göre değişimi grafiği sunulmaktadır.



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

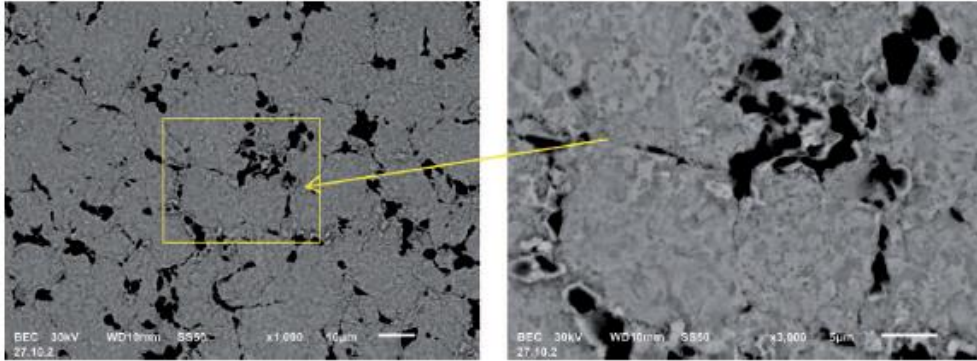
Tjong vd. (2000) yaptığı başka bir çalışmada TiB_2 partikülleri ile güçlendirilmiş bakır matrisli kompozitlerin aşınma davranışları incelenmiştir. Saf bakır ve TiB_2 partikül takviyeli kompozitler sıcak izostatik presleme ile üretilmiştir. Kompozitteki TiB_2 ’nin takviye oranı %5, 10, 15 ve 20 olacak 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 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.

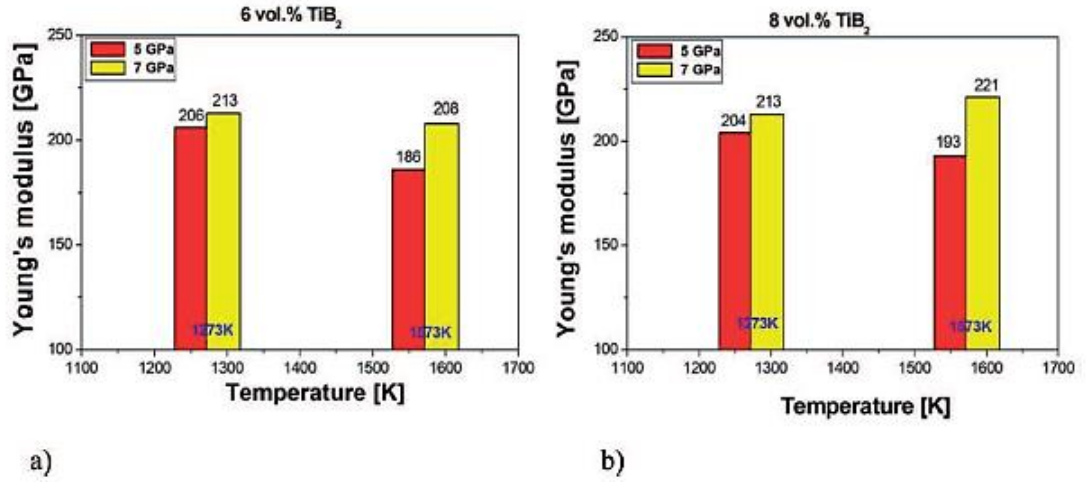


Şekil 2.33. Hacimce % 20 TiB_2 içeren kompozitin boyuna kesit SEM mikrografı (Tjong 2000)

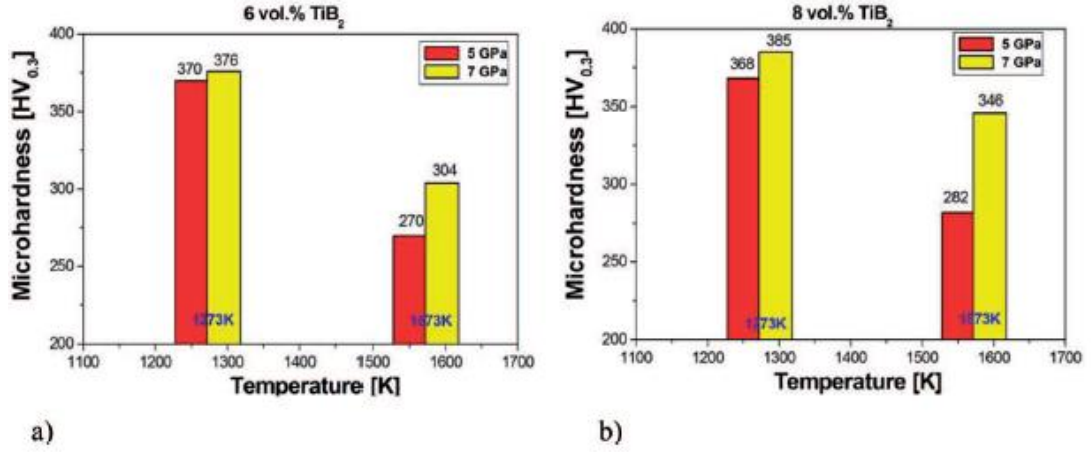
Literatürdeki bir başka çalışmada Sulima vd. (2014), östenitik paslanmaz çeliğe çeşitli hacim oranlarında (%6 ve %8) TiB_2 partikülleri takviyesi yapılarak kompozit malzemeler üretilmiştir. Kompozitlerin üretiminde yüksek basınç-yüksek sıcaklık (HP-HT) sinterleme yöntemi uygulanmıştır. Numuneler, 5 ve 7 ± 0.2 GPa basınçta ve 1273 K ve 1573 K sıcaklıkta sinterlenmiştir. Kompozitteki TiB_2 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_2 takviyeli 7 ± 0.2 GPa basınçta ve 1273 K sıcaklıkta sinterlenen kompozite ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (Sulima 2014)

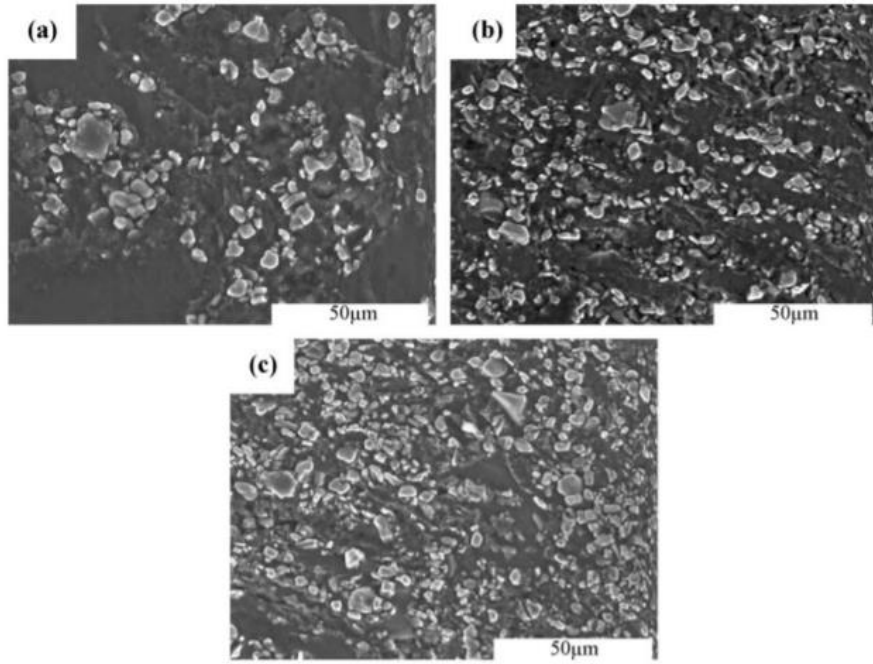


Şekil 2.35. TiB₂ oranının ve sinterleme parametrelerinin kompozitlerin Young modülüne etkisi; a) Hacimce %6 TiB₂ b) Hacimce %8 TiB₂ içeren kompozitler



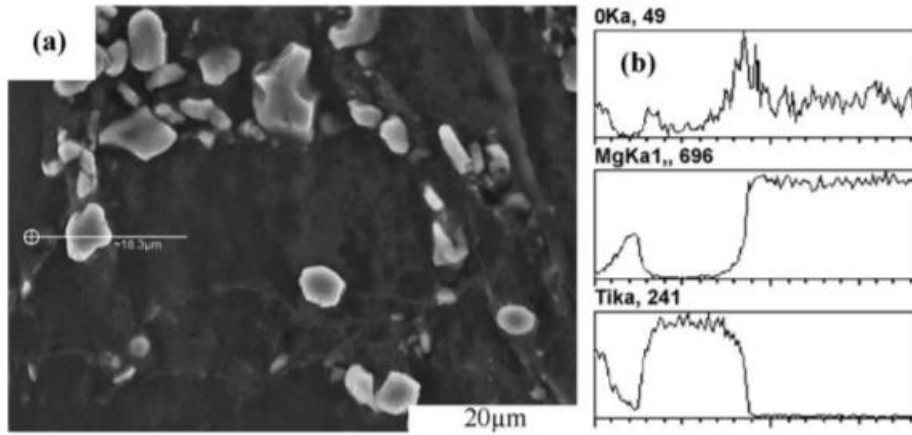
Şekil 2.36. TiB₂ oranının ve sinterleme parametrelerinin kompozitlerin mikro sertlik değerlerine etkisi; a) Hacimce %6 TiB₂ b) Hacimce %8 TiB₂ içeren kompozitler (Sulima 2014)

Literatürdeki Wang vd. (2004) yaptığı çalışmada sırasıyla % 10, 20 ve % 30 TiB₂ tanecikleri takviye edilmiş magnezyum metal matriks 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 TiB₂ partikülleri takviye edilmiş olan Mg MMK'lerin sertlik (HB) değerlerinin sırasıyla %41, %106 ve %181 oranında arttığı belirlenmiştir. Yapılan aşınma testleri sonucu takviye edilen TiB₂ miktarının artmasıyla kompozitlerin aşınma direncinin arttığı gözlenmiştir.



Şekil 2.37. TiB₂/Mg kompozitlerinin SEM mikroagrafları; Hacimce a) %10 b) %20 ve c) %30 TiB₂ içeren kompozitler (Wang 2004)

Yapılan EDS analizlerinde Mg ve TiB₂ arasındaki arayüzeyde oksijen varlığı tespit edilmiştir.



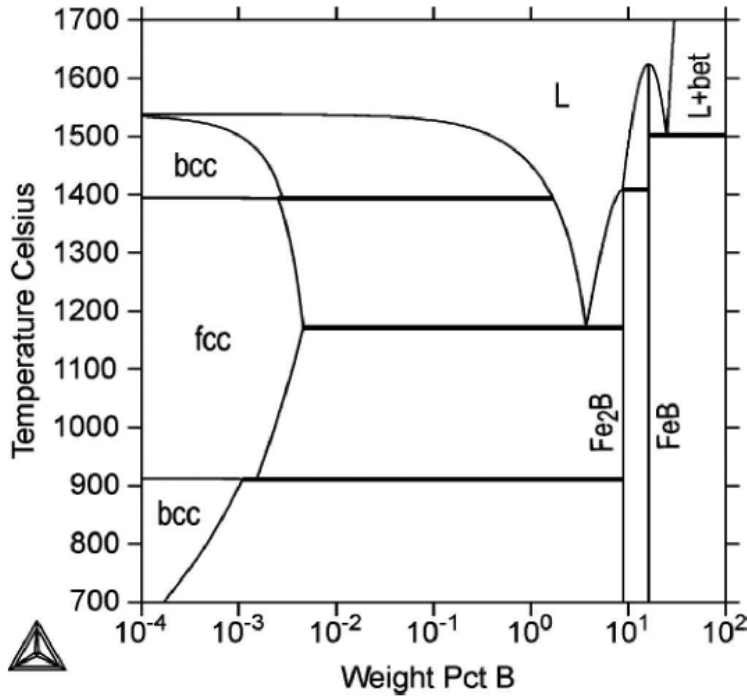
Şekil 2.38. a) %10 TiB₂ takviyeli magnezyum matrisli kompozitin yüksek büyütmedeki SEM mikroagrafı b) O, Mg ve Ti'nin EDS taramaları (Wang 2004)

Literatürdeki Chandana vd. (2018) yaptığı çalışmada TiB₂ partikülü takviye edilmiş alüminyum 7075 alaşımlı kompozitlerin üretimi gerçekleştirilmektedir. Takviye malzemesi olarak sırasıyla %4, %6 ve %8 ağırlıkta TiB₂ kullanılmıştır. TiB₂ 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 TiB₂ içeren kompozite ait olduğu görülmüştür. En düşük aşınma oranına da TiB₂ 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 Fe₂B ve ağırlıkça % 16 B içeren FeB bileşikleri oluşmaktadır. Literatürde bu bileşiklerin sert ve kırılgan olduğu belirtilmektedir (Munro 2000).

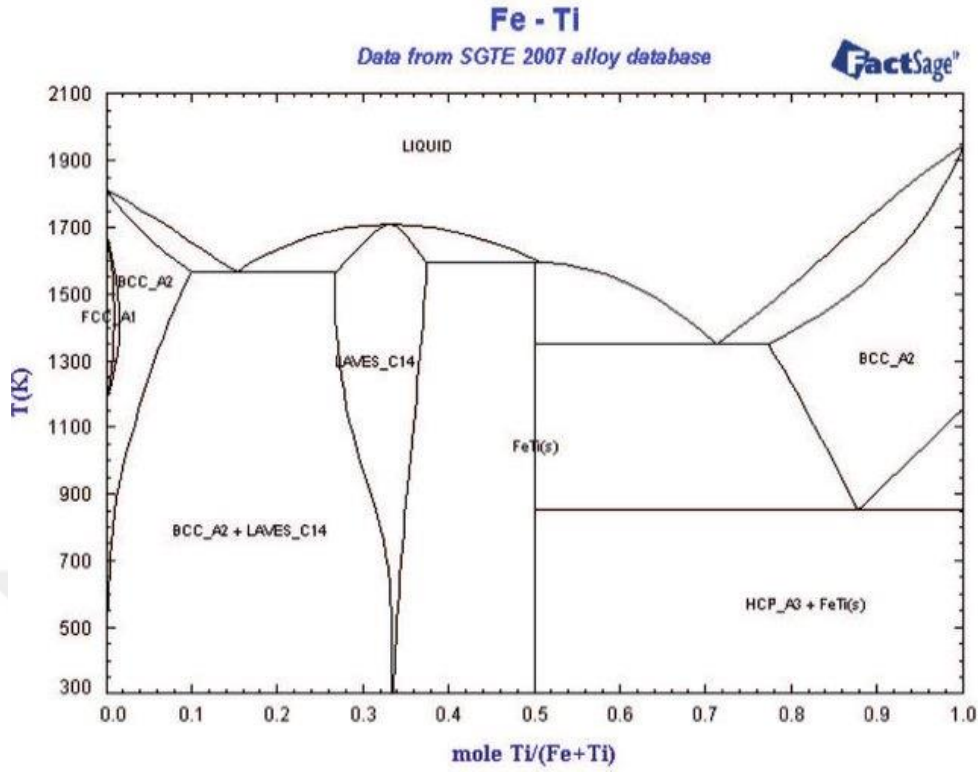


Şekil 2.39. Fe-B phase diagram (hesaplanmış) (Miettinen 2014)

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 Fe₂Ti (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 (Fe₂Ti) oluşurması beklenebilir.



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

2.12. Fe-TiB₂ Sistemi

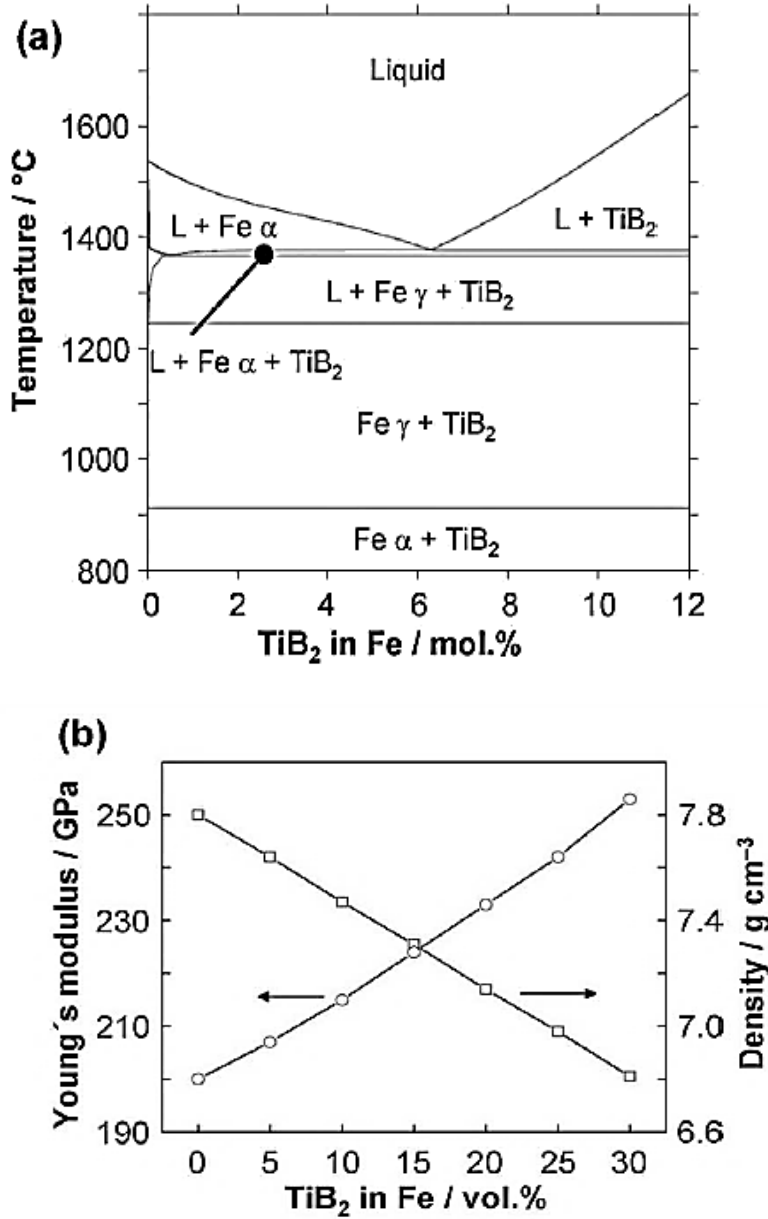
Literatürde, demir matrisli titanyum diborür takviyeli kompozitlerle ilgili sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır. Bilindiği gibi TiB₂, yüksek sertlik, yüksek bir Young modülü, yüksek sıcaklık mukavemeti, iyi bir termal ve elektrik iletkenliği ve kimyasal kararlılık gibi ileri mühendislik malzemesi olarak istenen önemli özelliklere sahiptir. Öte yandan, TiB₂'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, TiB₂'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 TiB₂'nin kullanılabilirliğini kısıtlamaktadır. Bu çalışmada TiB₂'nin partikül halinde demir bazlı matriste takviye fazı olarak kullanılması amaçlanmıştır ve oluşan kompozitin sertliğini, dayanımını ve aşınma direncini geliştirmesi beklenmektedir.

TiB₂ ve Fe içeren toz karışımları soğuk preslendikten sonra, sinterleme için ısıtıldığında, TiB₂ 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-TiB₂ ikili sisteminin faz diyagramı b) TiB₂'nin farklı hacim fraksiyonları için Young modülünün tahmini ve Fe yoğunluğu (Zhang 2016)

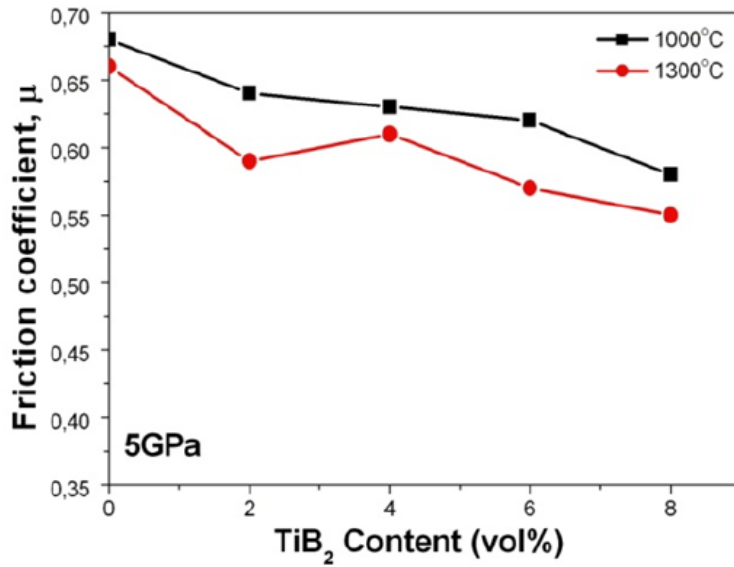
R. Gonzalez vd. (1996) çalışmasında, yeni TiB₂ tabanlı sermetler, TiB₂ ve FeB, Ni ve Co eklemelerine dayanan metalik alaşımların toz karışımlarının sıcak izostatik preslenmesi ile güçlendirilmiştir. Bu çalışmada son derece kırılğan ikincil borürlerin, özellikle de ikincil borid M₂₃B₆ oluşumundan kaçınmak 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 TiB₂ sıvı faz sinterleme katkı maddeleri olarak seçilmiştir. Bununla birlikte, bu geçiş metalleri TiB₂ ile tepkimeye girerek, titanyum diborürün kendisinden daha da kırılğan olan MB, M₂B ve M₂₃B₆ 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 TiB₂ için bağlayıcı olarak kullanılabileceğini göstermiştir. Sinterleme sıcaklığında sıvıları TiB₂ ile dengelenmiş olan demir-nikel bazlı bağlayıcı fazların kimyasal bileşimleri termodinamik hesaplamalarla belirlenmiştir. Bilindiği gibi, kobalt, TiB₂ 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 TiB₂ ile temasta oldukça kararsız olduğu bilinmektedir. TiB₂-Co-Ti-Al ve TiB₂-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 B₄C'nin TiB₂ seramiklerinin sinterleme davranışı ve mekanik özellikleri üzerine olan etkileri incelenmiştir. Sinterleme, 2000 °C'de Ar öğütme atmosferi altında aşındırmalı öğütücüde öğütülmüş TiB₂ 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 B₄C eklenmesi durumunda, anormal tane büyümesi belirgin bir şekilde bastırılmış ve sinterlenmiş yoğunluk teorik olarak % 95'e yükseltilmiştir. Ancak fazla Fe ilavesi (ağırlıkça % 5) ile B₄C tanecikleri bir tane büyüme inhibitörü olarak işlev görmemiştir ve B₄C taneleri sıklıkla büyük TiB₂ tanelerinde sıkışmıştır (Kang 1989).

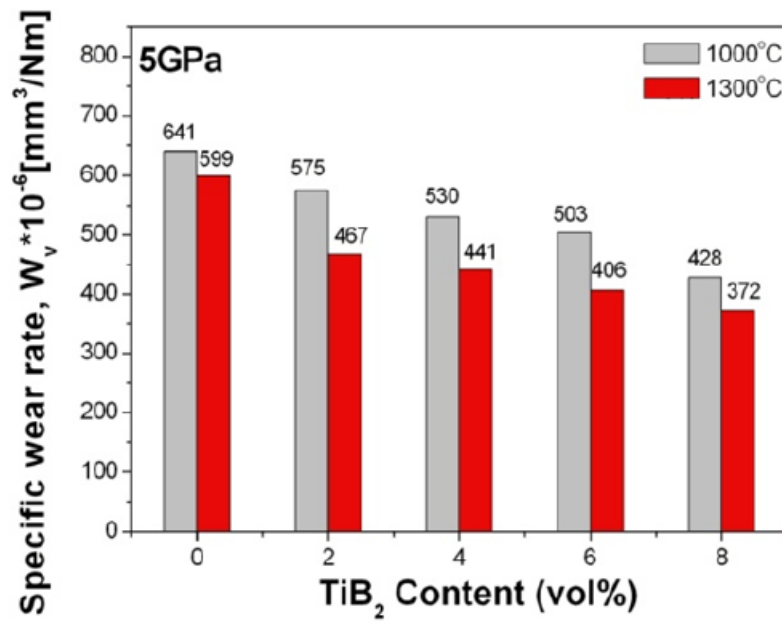
Chao Yang vd. (2014) yaptığı çalışmada, sinterlemeye yardımcı (Fe-Ni-Ti-Al) elementlerinin, kıvılcım plazma sinterleme (SPS) tekniği kullanılarak imal edilen dökme TiB₂ esaslı seramik kompozitlerde mekanik özellikleri önemli ölçüde geliştirildiği gösterilmektedir. Demir ve nikel gibi daha düşük erime noktasına ve daha iyi ıslanabilme özelliğine sahip olan metalik elementler, TiB₂'nin sıvı faz sinterleme için katkı maddesi olarak da seçilebilir. Ayrıca, demir-nikel alaşımlarına Ti ve Al'ın kontrollü ilavelerinin eklenmesi, TiB₂'nin kendisinden daha da kırılğan olan MB, M₂B ve M₂₃B₆ 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 TiB₂ seramiklerinin yoğunlaşma

sürecini iyileştirir. Kırılma sırasındaki farklı metalik bağlayıcı fazların plastik davranışı nedeniyle, TiB_2 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_2 takviye edilerek kompozit malzemeler üretilmiştir ve TiB_2 '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_2 'nin eklenmesi ile kompozitlerin aşınma direnci artmaktadır ve sürtünme katsayısı düşmektedir. TiB_2 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_2 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_2 içeren kompozisyon için ($372 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$) elde edilirken, TiB_2 içermeyen AISI 316L çelikte $599 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{N}$ olarak bulunmuştur (Sulima 2015).



Şekil 2.42. Hacimce % TiB_2 oranına göre sürtünme katsayısının değişimi grafiği (Sulima 2015)

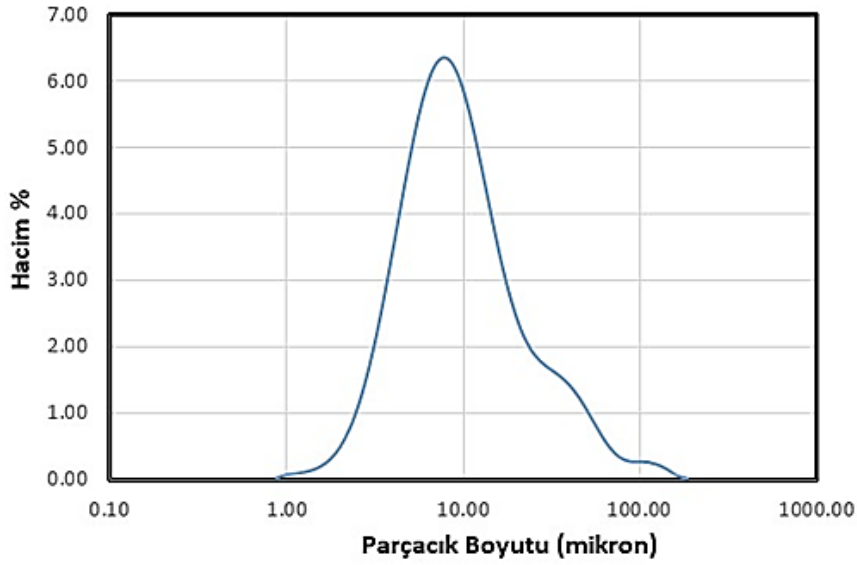


Şekil 2.43. Hacimce % TiB_2 oranına göre spesifik aşınma oranı grafiği (Sulima 2015)

3. MATERYAL VE METOT

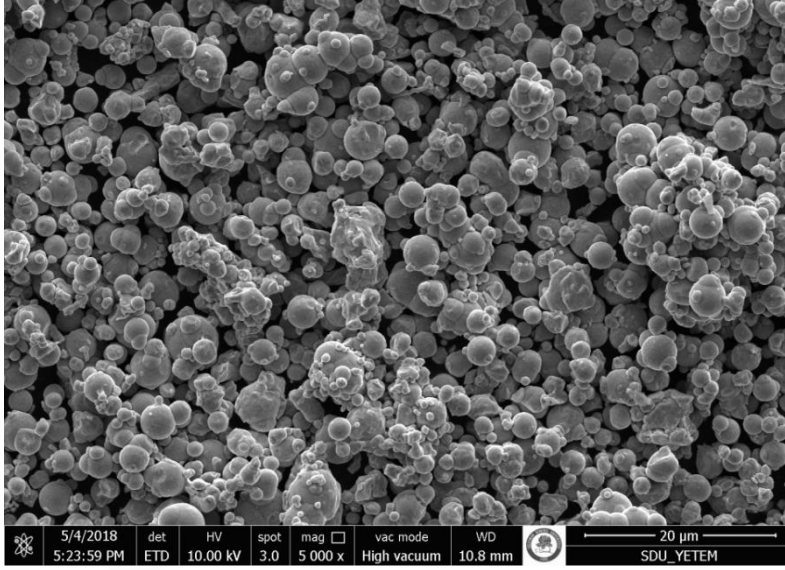
3.1. Kullanılan Tozlar ve Özellikleri

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



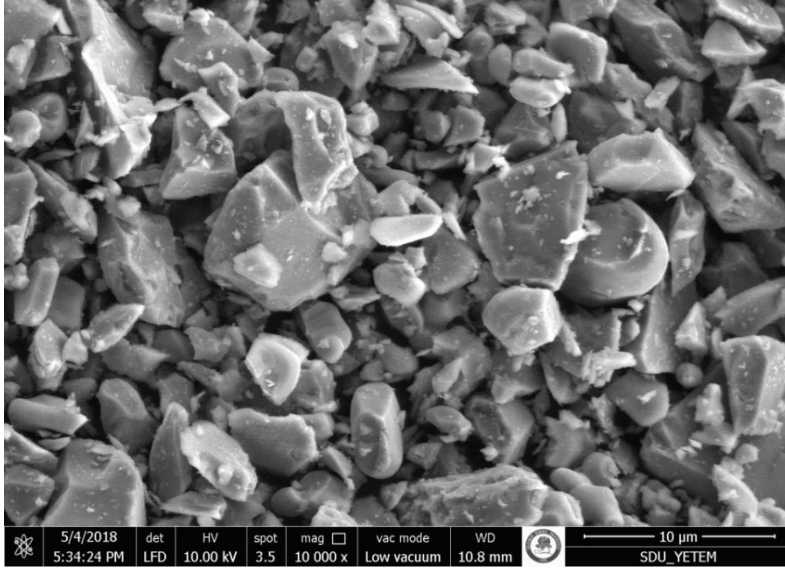
Şekil. 3.1. Demir tozunun parçacık boyut dağılımı

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 μm 'den büyük partiküllerin, SEM incelemelerinde görülen topaklanmalar olduğu düşünülmektedir.



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

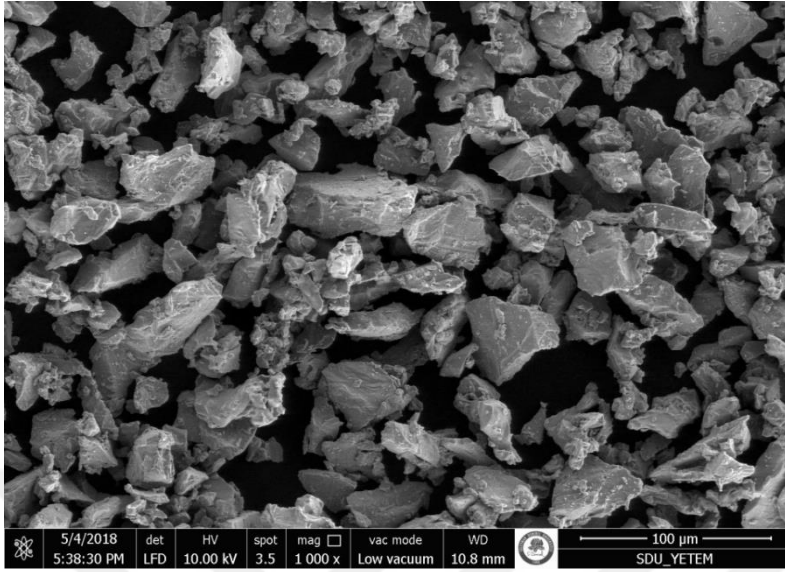
Yapılan deneylerde takviye fazı olarak demir matrise, ağırlıkça %3, % 6,5 ve % 10 oranlarında TiB_2 partikülleri eklenmiştir. Kullanılan TiB_2 partikülleri 5-10 μm boyutlarındadır. Partiküller düzensiz şekilli ve köşeli yapıya sahiptir. Deneylerde kullanılan TiB_2 tozlarının taramalı elektron mikroskobu 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 μm 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

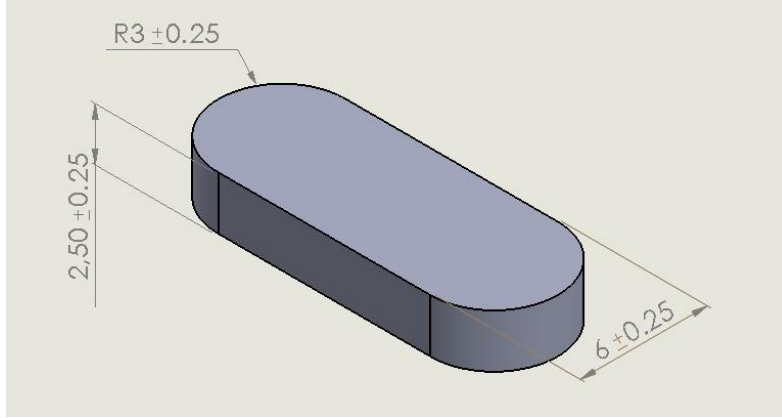
Demir matrisli kompozitlerin hazırlanmasında; takviye fazı olarak ağırlıkça %3, %6.5, ve %10 (hacimce %5, %10.65, ve %16) oranlarında TiB_2 partikülleri ile hazırlanmış toz karışımları (Fe- TiB_2), takviye fazı olarak TiB_2 tozlarının ağırlıkça yarısı (%1.5, %3.25, %5) oranlarında Ti partikülleri ile hazırlanmış toz karışımları (Fe-Ti) ve takviye fazı olarak ağırlıkça %3, %6.5, ve %10 oranlarında TiB_2 partikülleri ile katkı maddesi olarak ağırlıkça %1.5, %3.25 ve %5 oranlarında Ti partikülleri içeren demir tozları ile hazırlanmış toz karışımları (Fe- TiB_2 -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 ₂
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 cm³ olacak şekilde üretilmiştir.



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

Ağırlıkça %3 TiB₂ tozu içeren FeTiB₂ kompozitinde Fe ve TiB₂ bileşenlerinin miktarlarının hesaplanması aşağıdaki örnekteki gibi yapılmıştır.

$\rho = m/V$ eşitliğinde, ρ = yoğunluk(gr/cm³), m=ağırlık(gr), V = hacim(cm³)’ dir.

Kompozitin toplam hacmi, üretilen kompozitlerin yüzey alanı (88,27 mm²) ve yüksekliğinin (2,5 mm) çarpılmasıyla 0,2207 cm³ olarak hesaplanmıştır. Buna göre;

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

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

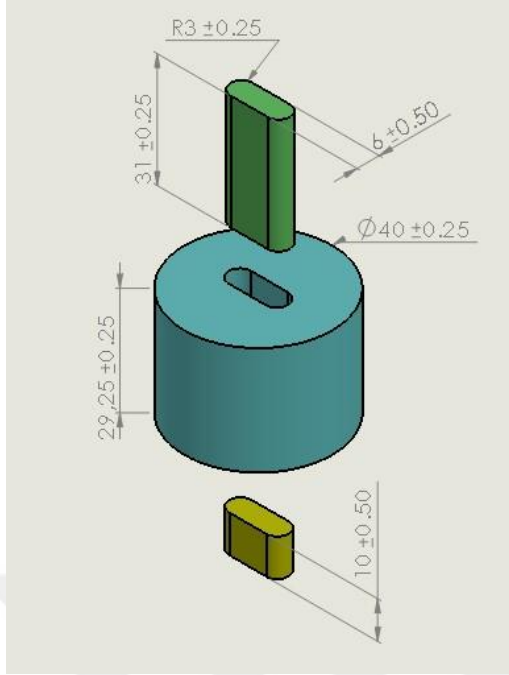
$$\frac{m_{Fe}}{m_{TiB_2}} = \frac{97}{3} \text{ olduğundan,}$$

$m_{Fe} = 1,6477 \text{ g.}$ 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 zımbaların 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 üretilcek 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 laboratuvarında 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

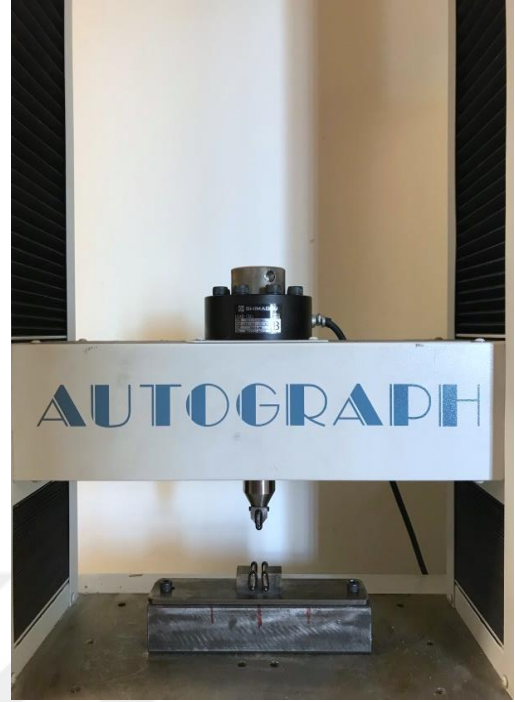
Sinterleme işleminden sonra Arşimet prensibi kullanılarak kompozitlerin yoğunlukları ölçülmüştür. Bu yöntemde yoğunluğu belirlenecek numuneler önce kuru olarak tartılmıştır. Daha sonra saf su dolu hazne içerisine daldırılarak sudaki ağırlıkları ölçülmüştür. Elde edilen ölçüm değerleri kullanılarak, numunelerin 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.

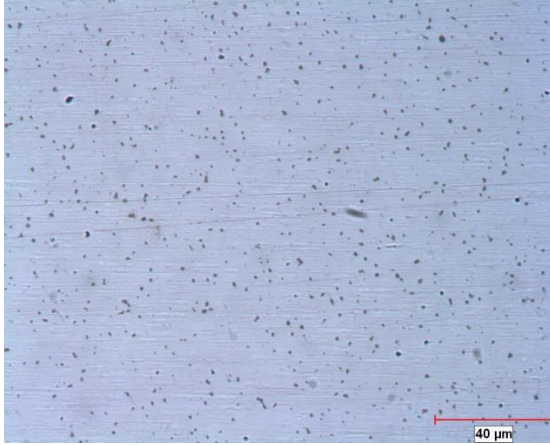
4. BULGULAR VE TARTIŞMA

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.

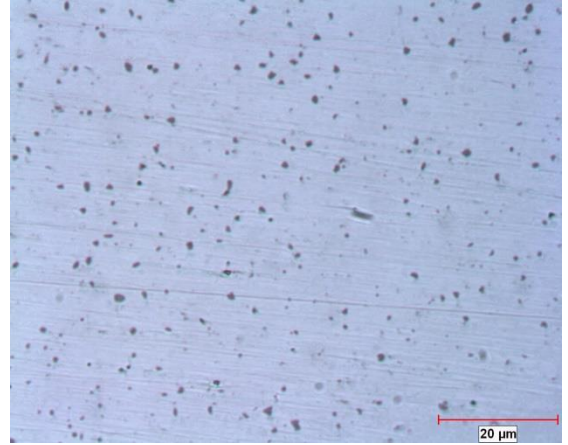
4.1. Sade Demir

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 değerin % 86,74’ü olarak hesaplanmıştır. 1000 °C’de sinterlenen demirin yoğunluğu da teorik değerin % 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.

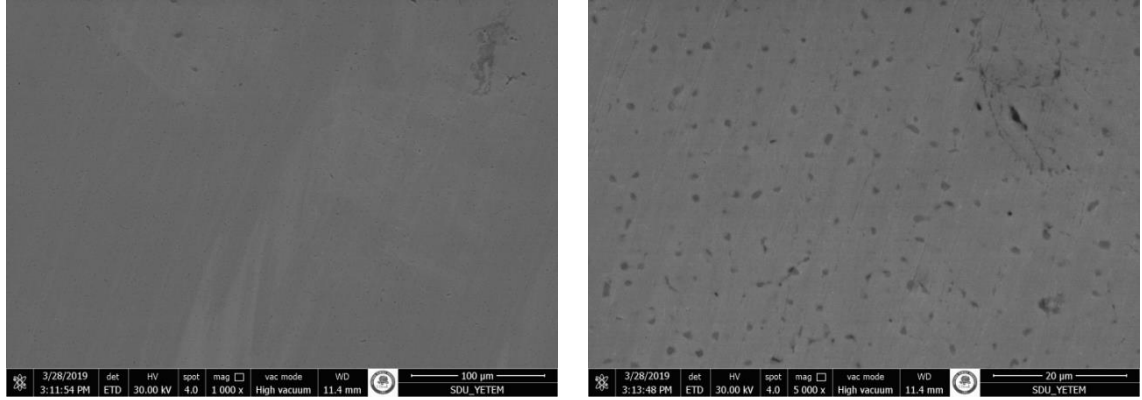


(a)



(b)

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
Fe11	1120	*	*
Fe12	1120	60,4	2,1
Fe13	1120	65,2	3,6
Fe14	1120	67,1	1,2
Fe15	1120	*	*
Fe16	1120	69,8	3,0
Ortalama	1120	65,6	3,9
Fe21	1000	55,9	2,7

Çizelge 4.1'in devamı

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

* Numuneler çok fazla şekil değiştirdiği için ölçüm yapılamamıştır.

4.1.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

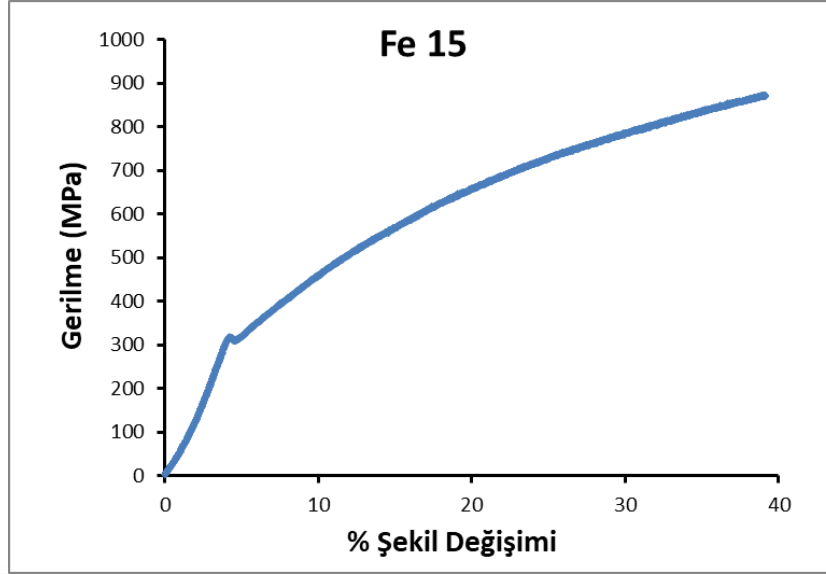
1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen demir tozlarına ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.2'de verilmektedir. 1120 °C'de sinterlenen demir oldukça sünek davranış gösterdiğinden bazı parçalarda çatlak oluşumu gerçekleşmeden numune çok fazla eğildiği için test durdurulmuştur. 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

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

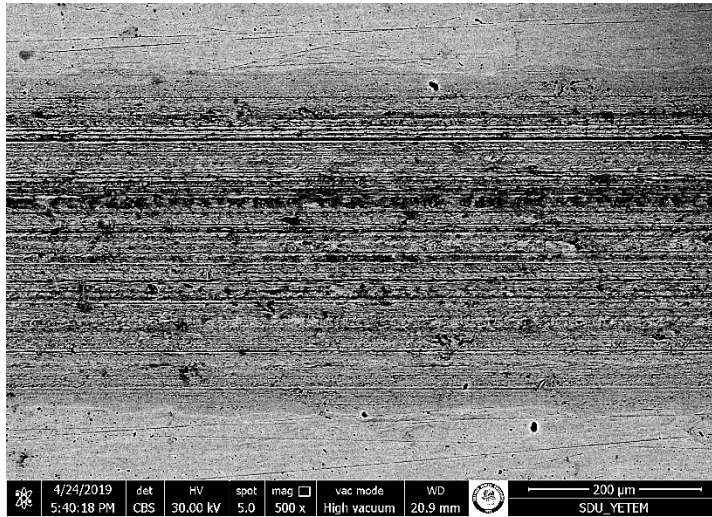
Numuneler arasından 1120 °C'de sinterlenen saf demir bir numuneye ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği şekil 4.3'te verilmektedir.



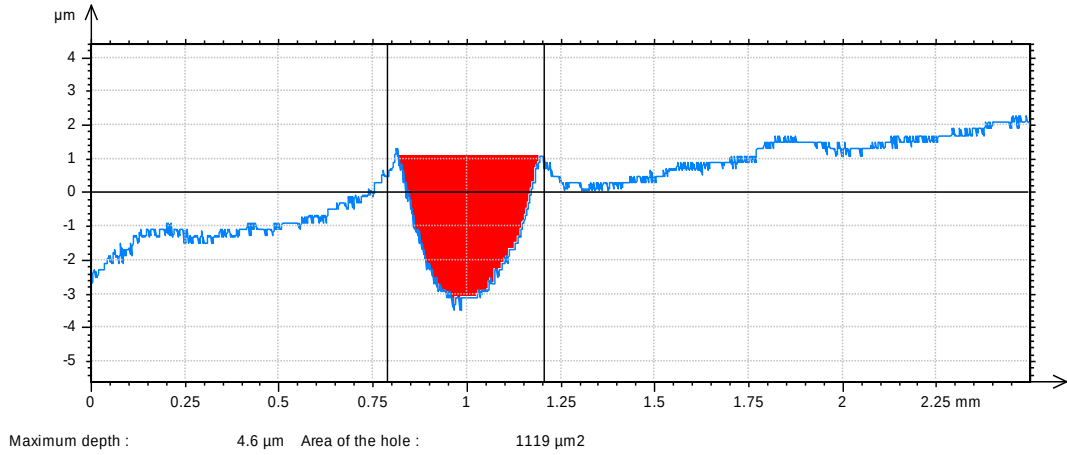
Şekil 4.3. 1120 °C’de sinterlenen demire ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

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

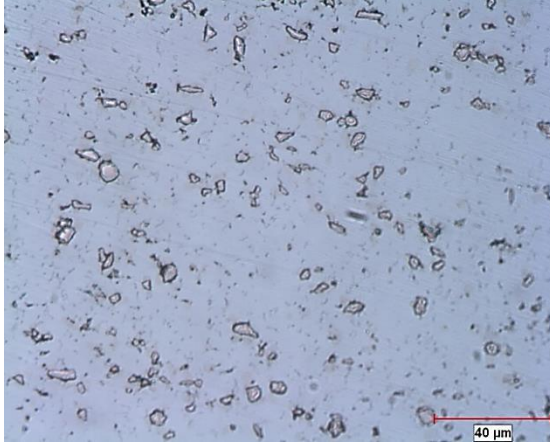
Ortalama Aşınma Alanı (μm^2)	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı (mm^2)	Ortalama Aşınma Hacmi (mm^3)	Ortalama Aşınma Oranı (mm^3/Nm)
1226,8571	64,6024	0,001227	0,006134	0,000511

4.2. Ağırlıkça % 3 TiB₂ İçeren Demir Matrisli Kompozitler

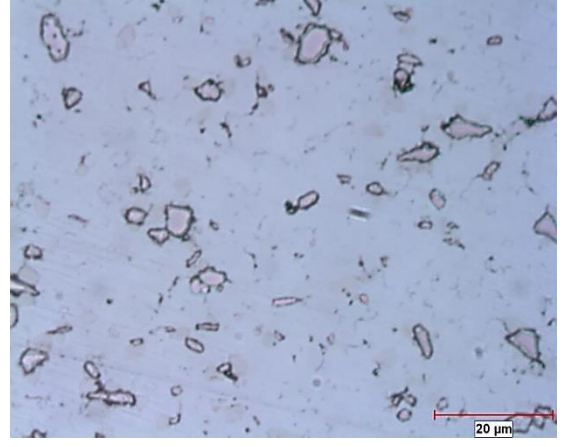
4.2.1. Mikroyapı incelemeleri

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ 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). TiB₂’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. TiB₂ partiküllerinin etrafındaki farklı tondaki bu bölgelerin SEM-EDS ile incelemeleri, %6,5 TiB₂ içeren numune için gerçekleştirilmiştir ve sonraki bölümde sunulmaktadır. Bu bölgelerin demir ile titanyum

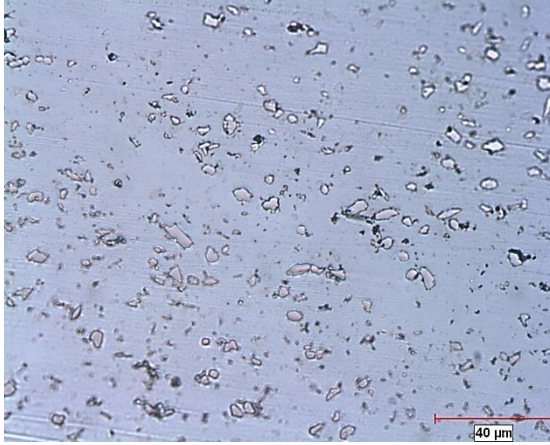
diborür arasında meydana gelen reaksiyon sonucunda oluşmuş olan demirborür bileşiğinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



(a)



(b)

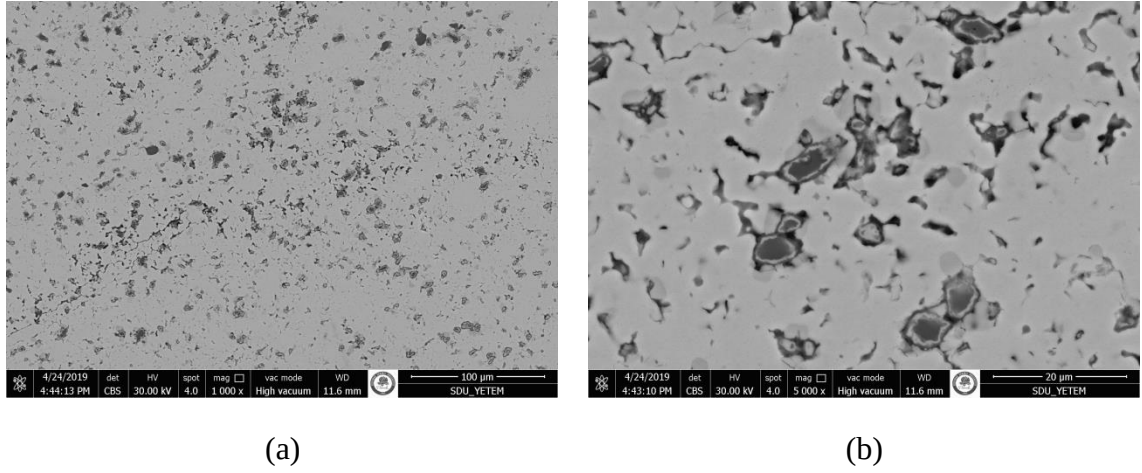


(c)



(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

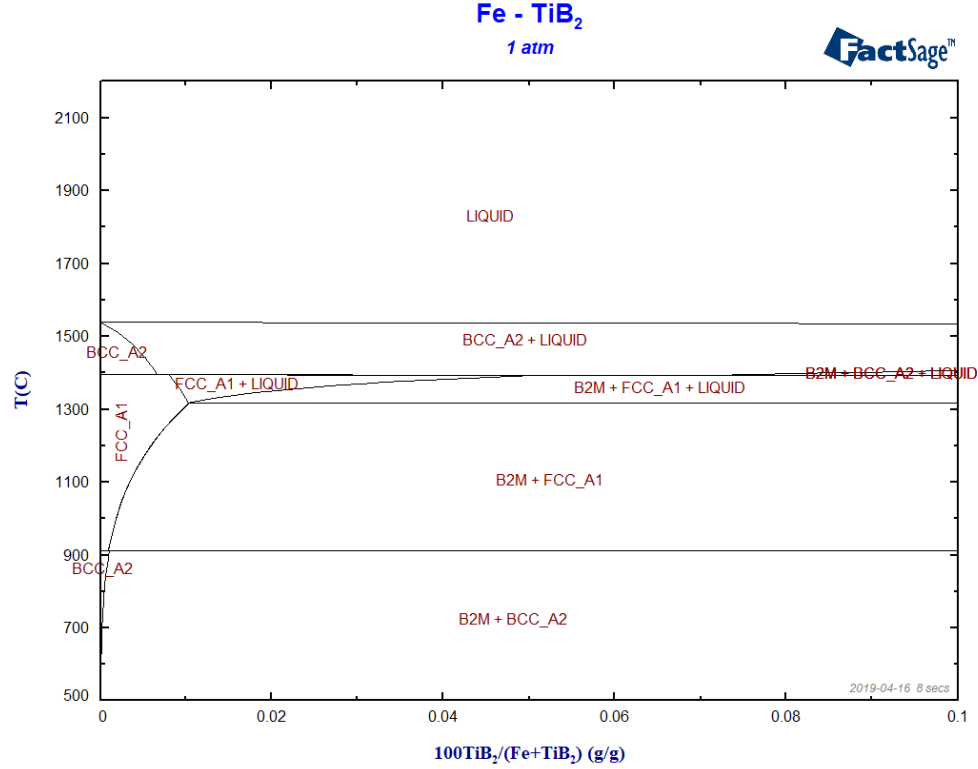


(a)

(b)

Şekil 4.7. Ağırlıkça %3 oranında TiB_2 içeren demir matrisli kompozitin 1120°C 'de sinterlendikten sonra (a) 1000x büyütmedeki, (b) 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

Şekil 4.8'de verilmiş olan termodinamik hesaplama ile elde edilen grafiğe göre, 1100°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 TiB₂ 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. TiB₂ 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 TiB₂ 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
Ortalama	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
Ortalama	1000	71,3	6,6

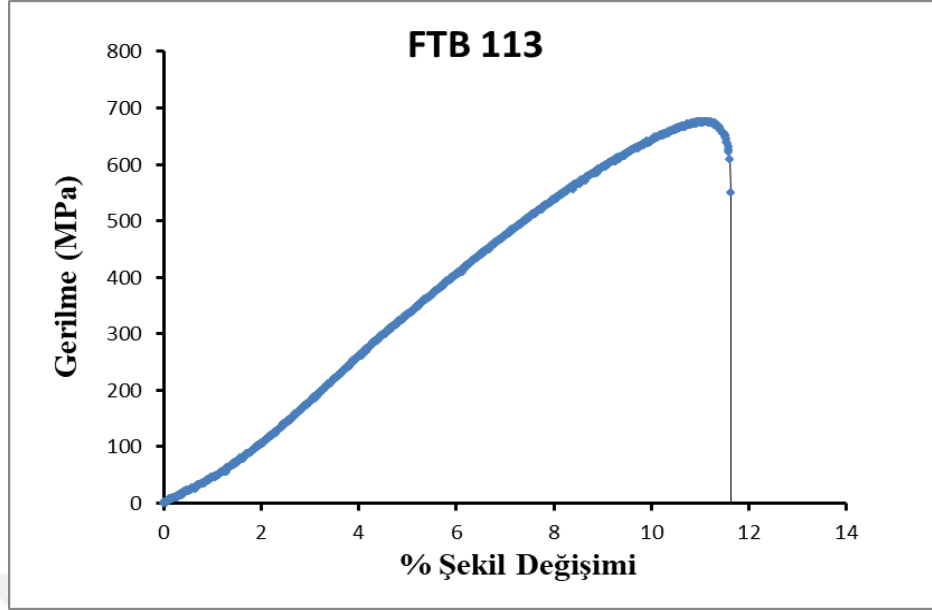
4.2.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.5’te verilmektedir. Ağırlıkça %3 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %10-%20 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 475 – 675 MPa aralığında olmuştur. Demir parçalara takviye olarak TiB₂ 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 TiB₂ 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

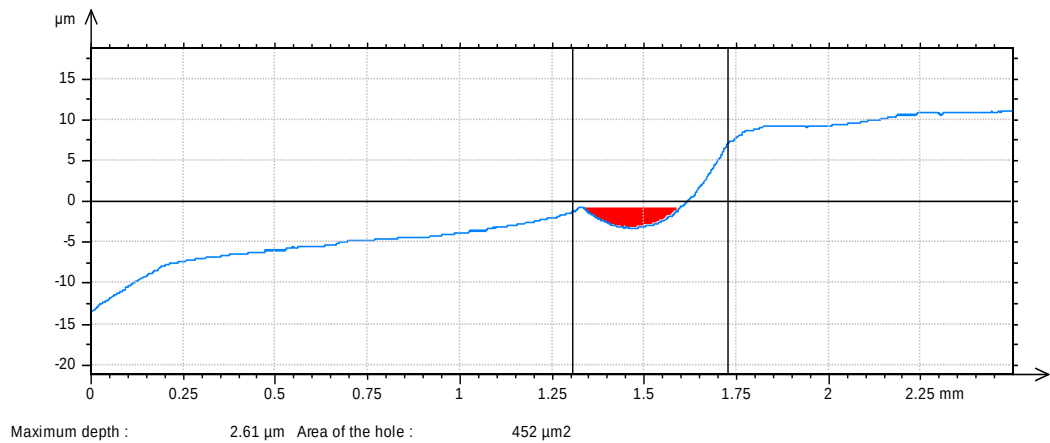
Numuneler arasından 1120 °C’de sinterlenen FTB 113 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.9’da verilmektedir.



Şekil 4.9. 1120 °C’de sinterlenen % 3 TiB₂ içeren Fe-TiB₂ kompozite (FTB 113) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

4.2.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %3 TiB₂ ve %97 Fe içeren demir matrisli (Fe-TiB₂) 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 olduğu ve %3 TiB₂ içeren Fe matrisli kompozitin aşınma direncinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.10. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin aşınma testi verileri Çizelge 4.6’da sunulmaktadır. Katkısız demire kıyasla, aşınma oranının azaldığı görülmektedir.

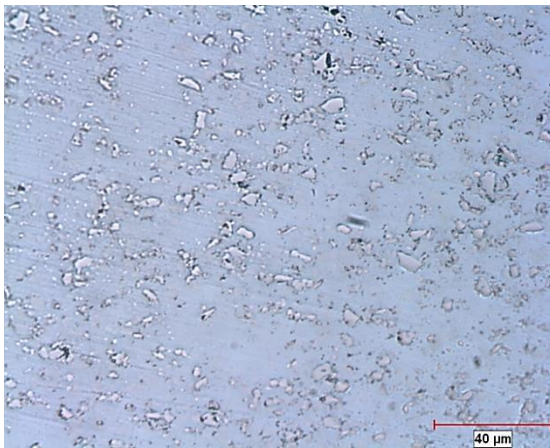
Çizelge 4.6. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

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

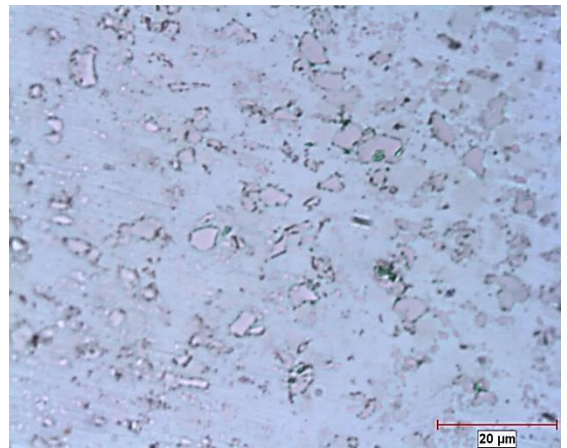
4.3. Ağırlıkça % 6,5 TiB₂ İçeren Demir Matrisli Kompozitler

4.3.1. Mikroyapı incelemeleri

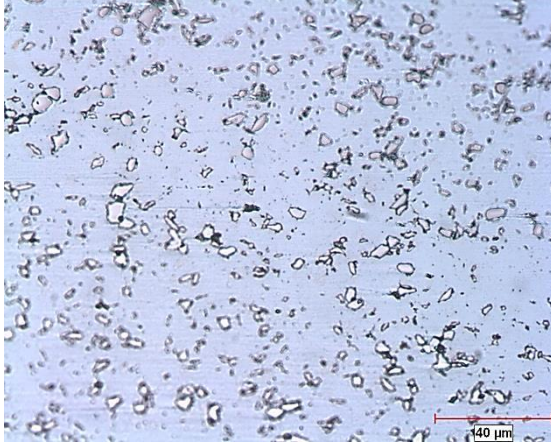
1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ takviyeli demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.11’de sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu, teorik değerin %85,65’i olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da, teorik değerin % 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 TiB₂ partiküllerinin demir matris fazı ile bir miktar reaksiyona girmiş olabileceği düşünülmektedir. Bu durum, EDS analizleri ile netleştirilmeye çalışılmıştır.



(a)



(b)

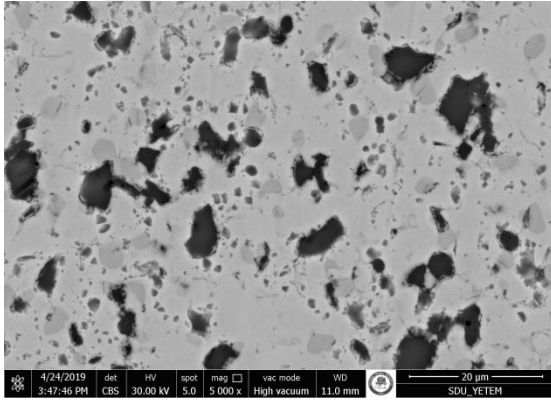


(c)

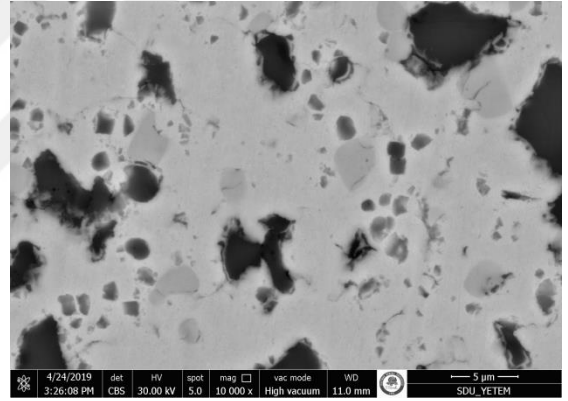


(d)

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

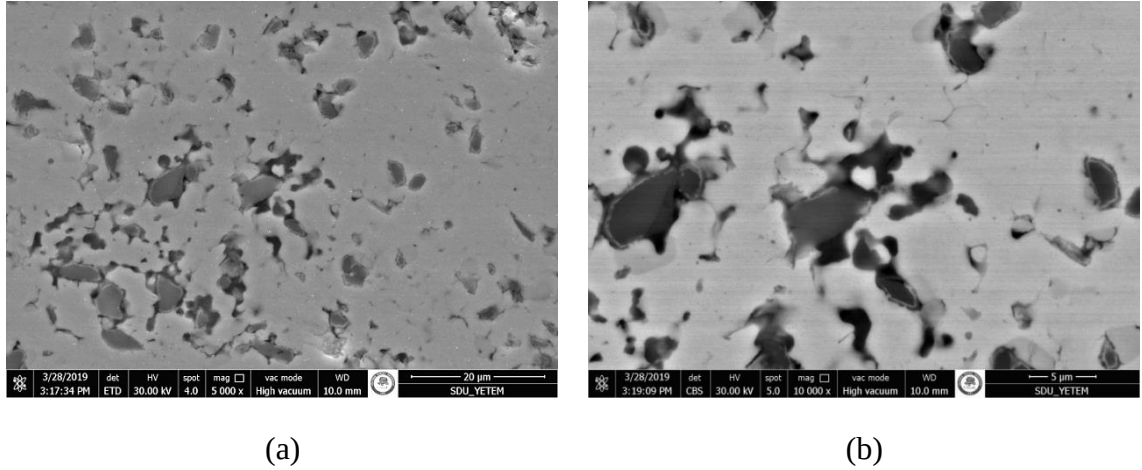


(a)



(b)

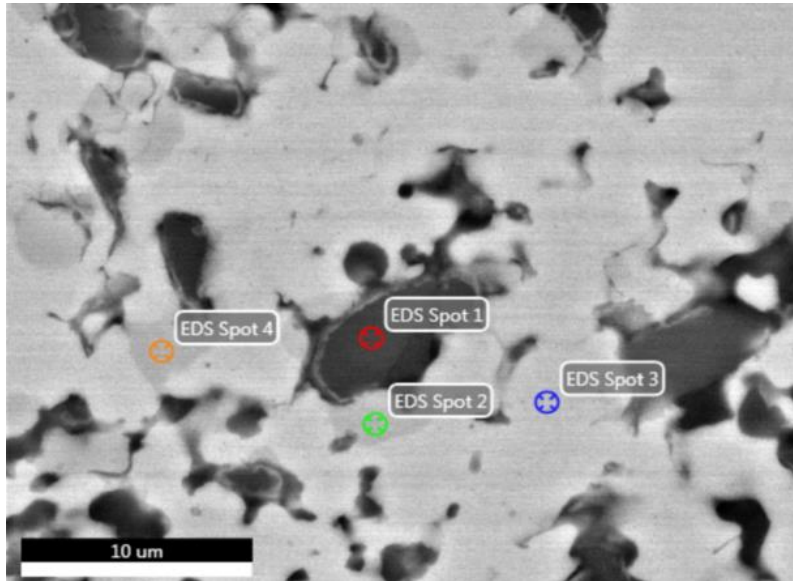
Şekil 4.12. Ağırlıkça %6,5 oranında TiB_2 içeren demir matrisli kompozitin 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 5000x büyütmedeki, (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri



Şekil 4.13. Ağırlıkça %6,5 oranında TiB_2 içeren demir matrisli kompozitin 1000 °C’de sinterlendikten sonra (a) 5000x büyütmedeki, (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri

4.3.1.1. EDS analizleri

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB_2 içeren FeTiB₂ 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 matrsten daha koyu gri renk tonuna sahip bir bölgeden seçilmiştir.



Şekil 4.14. EDS analizi yapılan 1000 °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

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

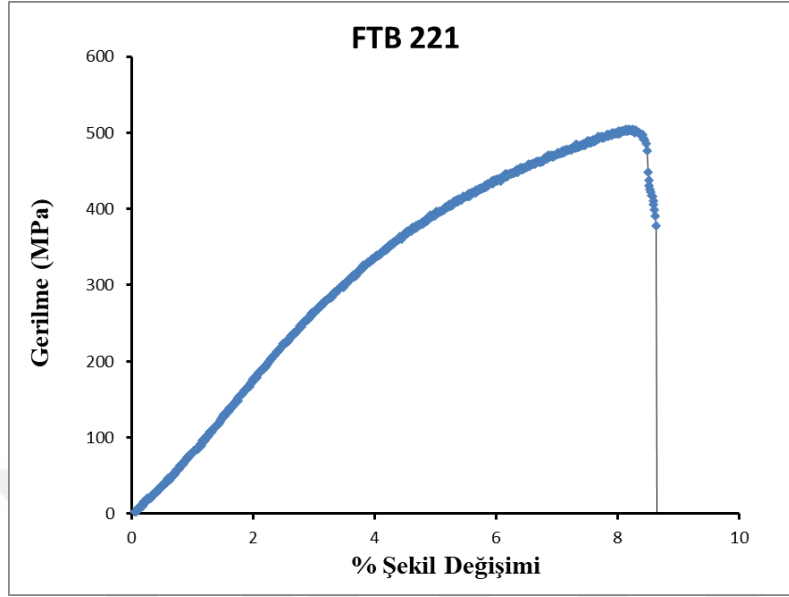
4.3.3. Üç-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri çizelge 4.9'da verilmektedir. Ağırlıkça %6,5 TiB₂ içeren kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %5-%10 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 375 – 505 MPa aralığında olmuştur. % 3 oranında TiB₂ içeren kompozitlere kıyasla dayanım ve % şekil değişimi değerlerinde düşüş olmuştur.

Çizelge 4.9. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen %6,5 oranında TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

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

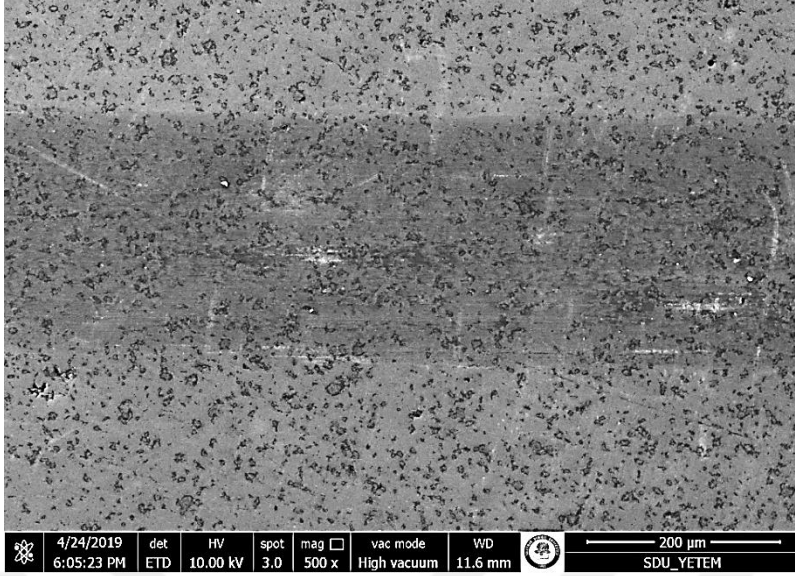


Şekil 4.15. 1000 °C’de sinterlenen % 6,5 TiB₂ içeren Fe-TiB₂ kompozite (FTB 221) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

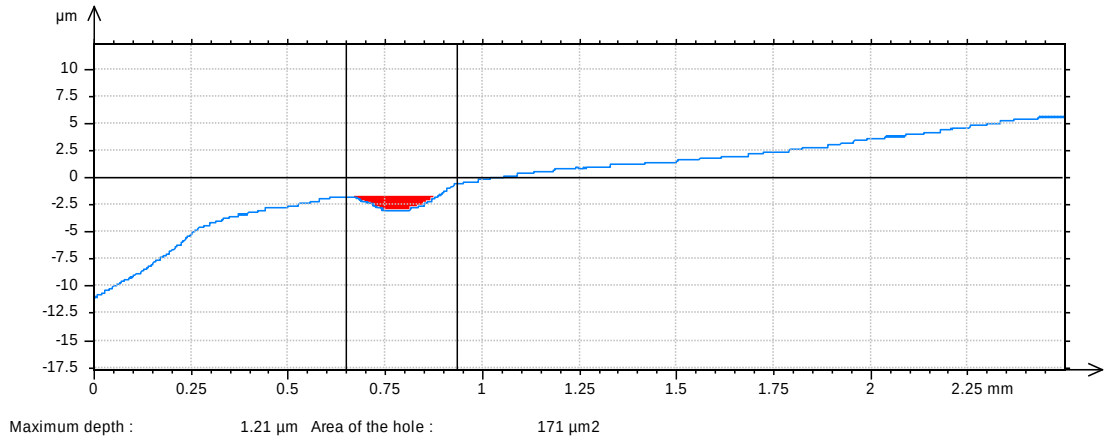
4.3.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %6,5 TiB₂ ve %93,5 Fe içeren demir matrisli (Fe-TiB₂) 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 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü



Şekil 4.17. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin aşınma testi verileri Çizelge 4.10’da sunulmaktadır. Önceki bölümde sunulmuş olan ağırlıkça %3 TiB₂ içeren demir matrisli kompozite kıyasla, daha küçük bir aşınma izi oluştuğu ve %6,5 TiB₂ içeren Fe matrisli kompozitin aşınma direncinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.

Çizelge 4.10. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

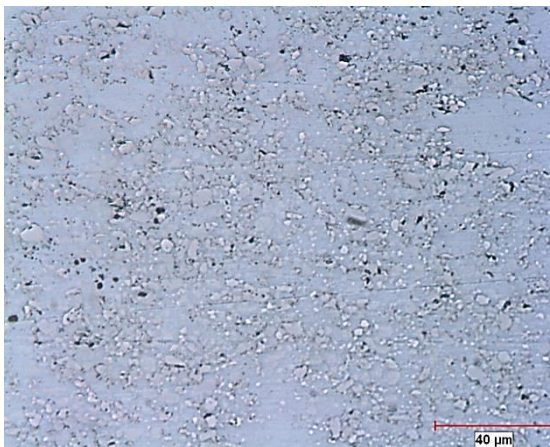
Ortalama Aşınma Alanı (µm ²)	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı (mm ²)	Ortalama Aşınma Hacmi (mm ³)	Ortalama Aşınma Oranı (mm ³ /Nm)
147,9714	31,5775	0,000148	0,000739	0,000061

4.4. Ağırlıkça % 10 TiB₂ İçeren Demir Matrisli Kompozitler

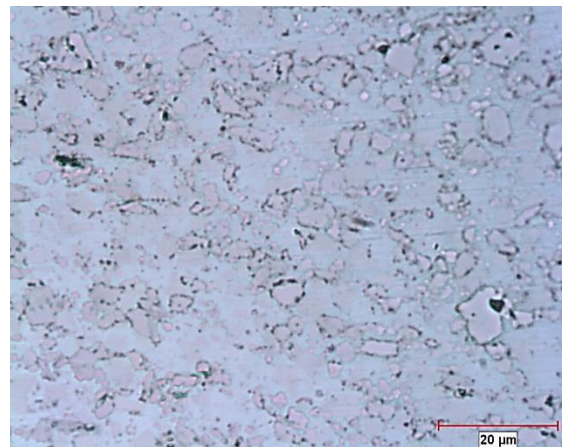
4.4.1. Mikroyapı incelemeleri

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB₂ 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 incelemeleriden, eklenen TiB₂ oranı arttıkça, yapıda oluşan gözenek miktarının arttığı izlenimi edinilmiştir. Bu durumun nedeni, biraraya gelmiş olan TiB₂ partiküllerinin arasına matris malzemesinin girememesi ve TiB₂ partikülleri arasında gözeneklerin kalması olduğu düşünülmektedir.

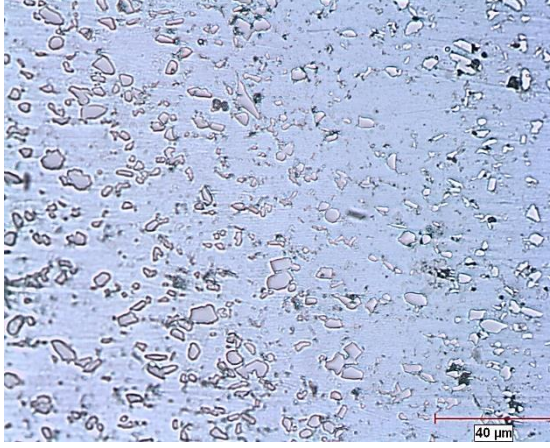
Şekil 4.19’da verilen (b) 10.000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu görüntüsünde 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin gözenekli yapısı dikkat çekmektedir.



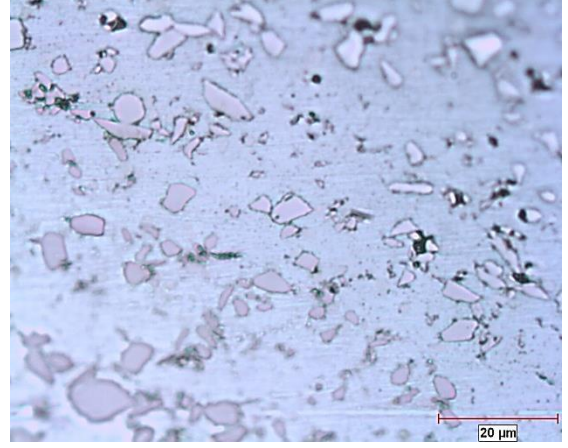
(a)



(b)

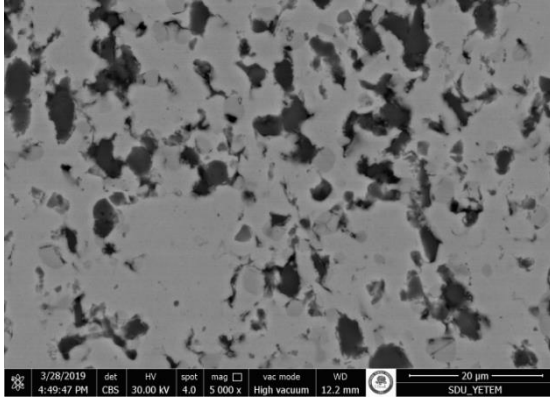


(c)

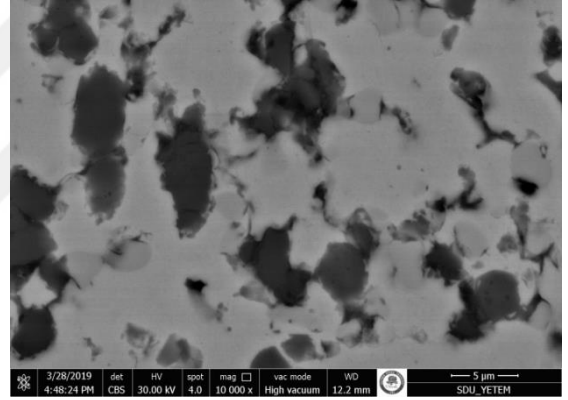


(d)

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



(a)



(b)

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 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

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

4.4.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.12’de verilmektedir. Ağırlıkça %10 TiB₂ içeren kompozitlerin % şekil değişimi değerlerinin %3,5-%6,5 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri ise 240 – 445 MPa aralığında olmuştur. % 6,5 oranında TiB₂ içeren kompozitlere kıyasla dayanım ve % şekil değişimi değerlerinde düşüş olmuştur.

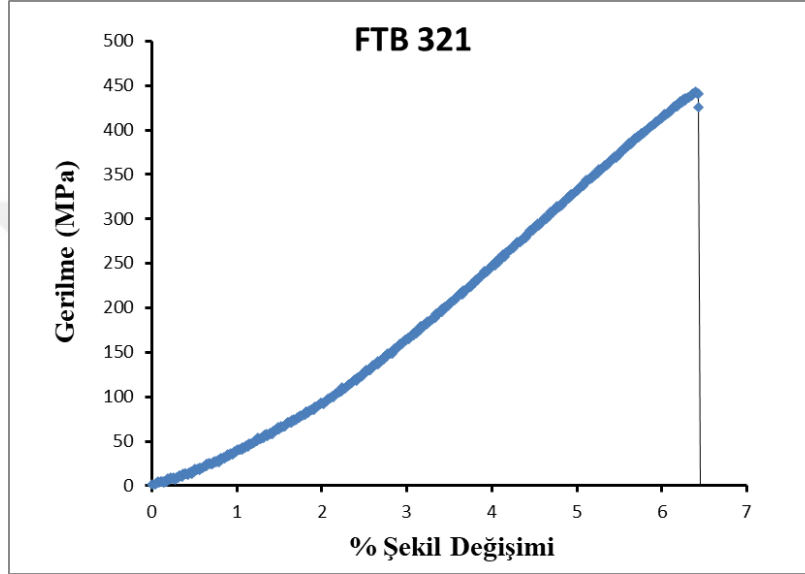
Çizelge 4.12. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen %10 oranında TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

Numune No	Sıcaklık (°C)	Dayanım (MPa)	% Şekil Değişimi
FTB 311	1120	300,7	4,5
FTB 312	1120	303,4	4,8
FTB 313	1120	369,2	3,9
FTB 314	1120	358	4,2
FTB 315	1120	277,5	5,1
FTB 316	1120	242,6	3,5
FTB 321	1000	441,9	6,4
FTB 322	1000	270,1	4,6
FTB 323	1000	352,6	4,4
FTB 324	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 TiB₂ içeren Fe-TiB₂ kompozite (FTB 221) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

4.4.4. Aşınma testlerinin sonuçları

Ağırlıkça %10 TiB₂ ve %90 Fe içeren demir matrisli (Fe-TiB₂) kompozit malzemelere aşınma testi uygulanmamıştır. Bunun nedeni bileşimdeki TiB₂ 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.

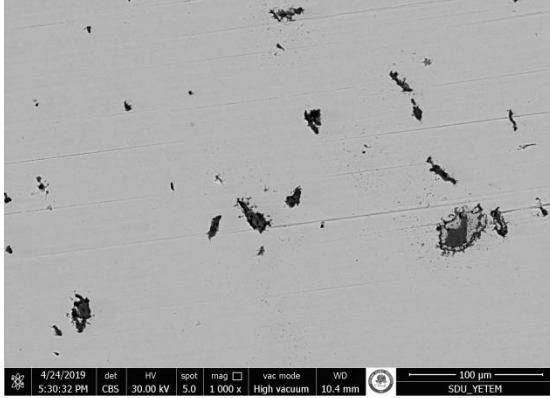


(a)

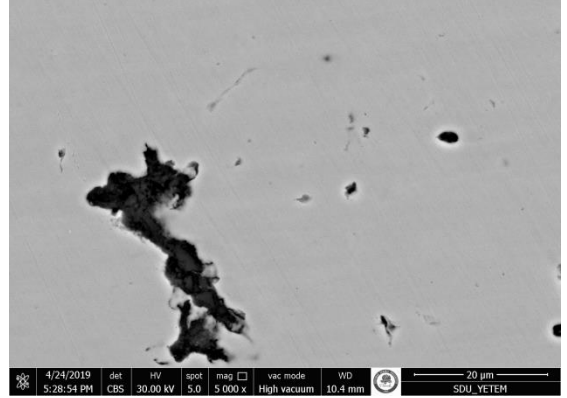


(b)

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



(c)



(d)

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
Ortalama	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
Ortalama	1000	65,2	4,2

4.5.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

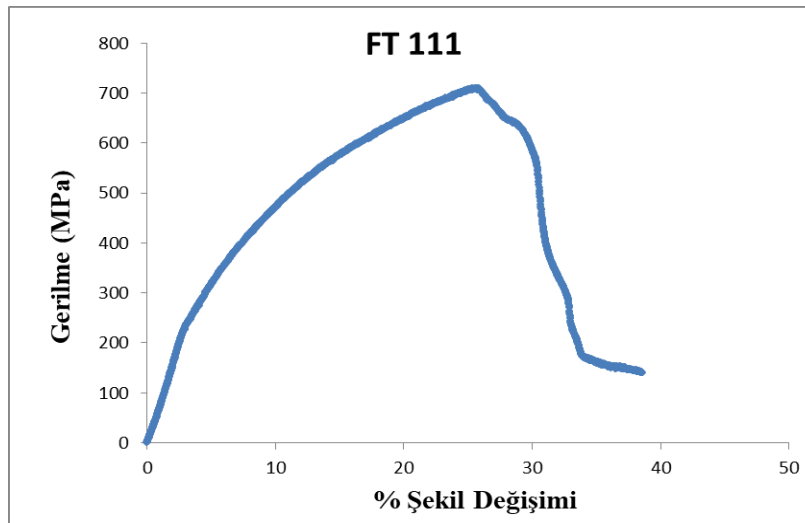
1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça % 1,5 Ti içeren demir parçalara ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.14’te verilmektedir. Ağırlıkça %1,5 Ti içeren Fe-Ti parçaların % şekil değişimi değerlerinin %13-%34 aralığında olduğu görülmektedir. Dayanım değerleri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

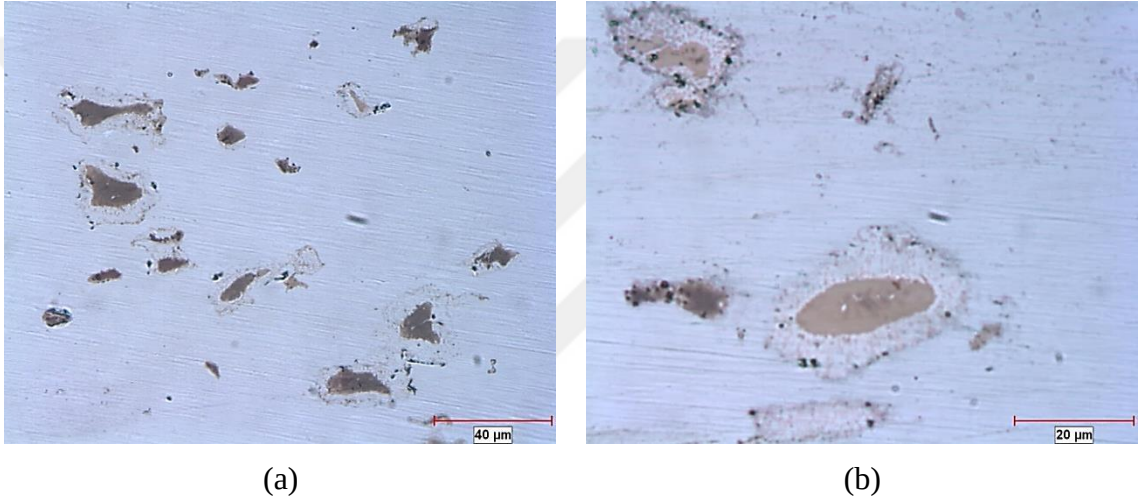


Şekil 4.23. 1120 °C’de sinterlenen % 1,5 Ti içeren Fe-Ti parçaya (FT 111) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

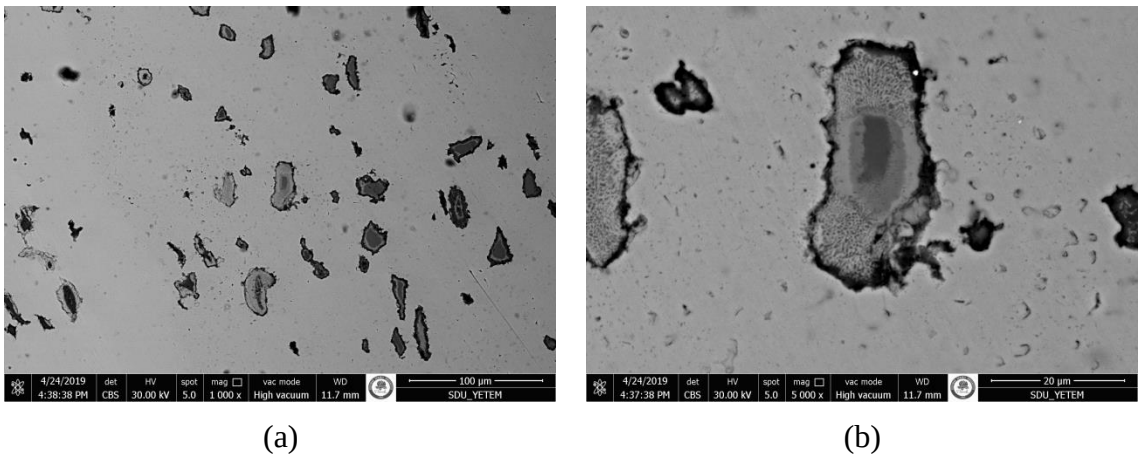
4.6. Ağırlıkça % 3,25 Ti İçeren Demir Parçalar

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.



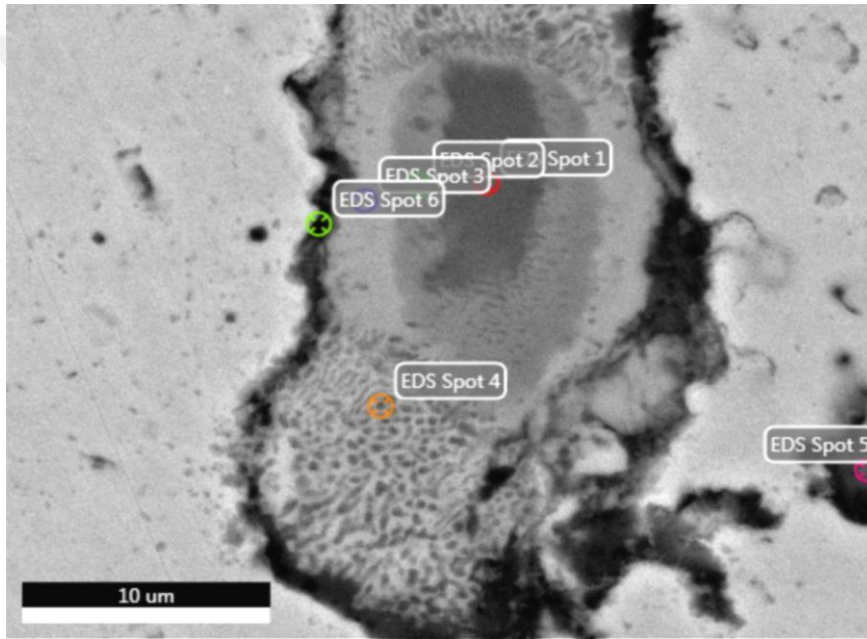
Şekil 4.24. Ağırlıkça %3,25 oranında Ti içeren demir parçanın 1120 °C’de sinterlendikten sonra (a) 500x büyütmedeki, ; (b) 1000x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri



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

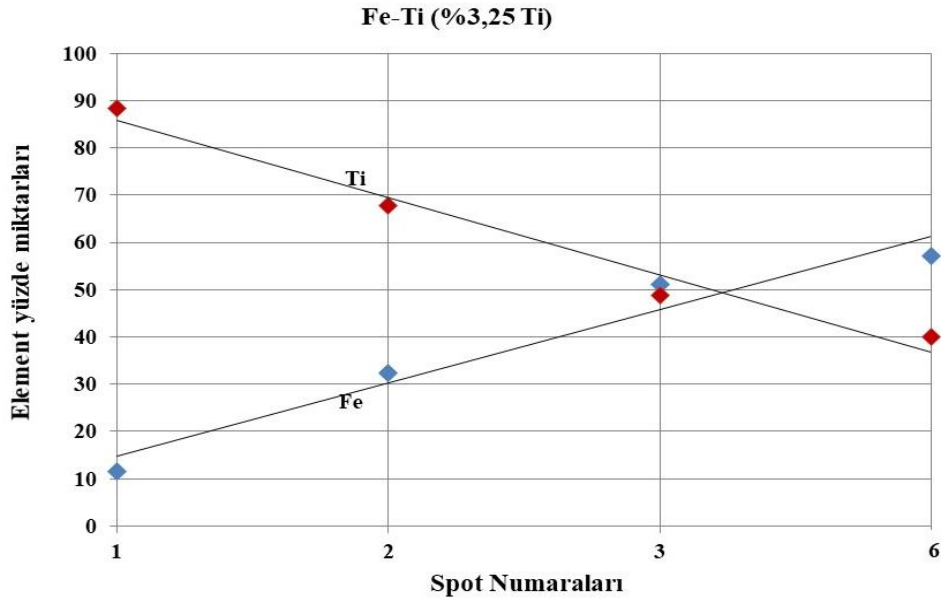
Çizelge 4.15'in devamı

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.

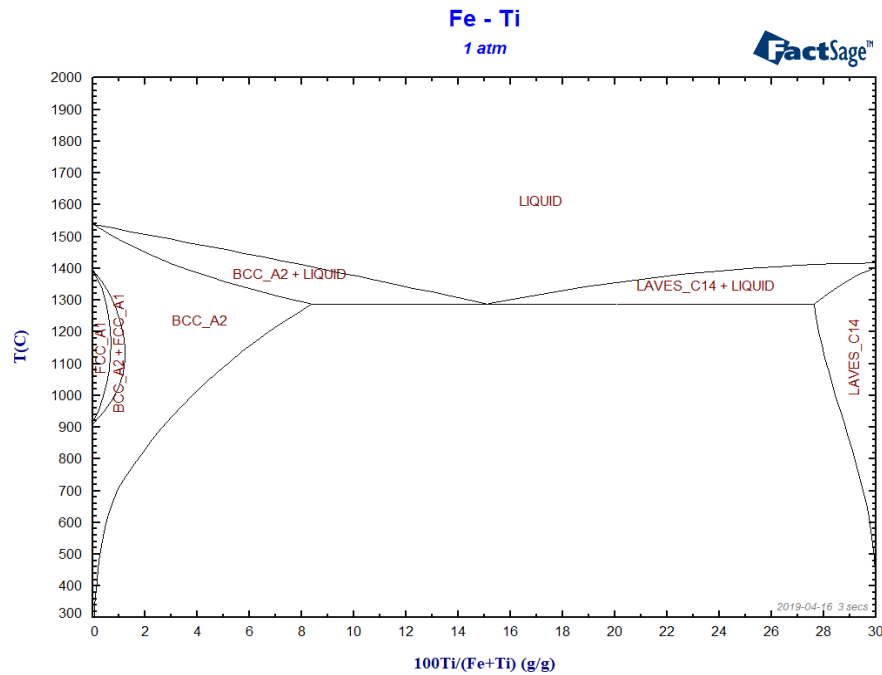
Şekil 4.26'da görülen siyah partikülün, boyutu ve koyuluğu nedeniyle, demir tozuna eklenmiş olan Ti partikülü olduğu düşünülmüştür. Partikülün merkezinde bulunan 1 numaralı noktada %88,5 ve diğer bir partikülde 5 numaralı noktada yapılan analizde %74,6 Ti bulunması, bu görüşü desteklemektedir. Partikülün 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 metaller 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+Fe₂Ti (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
Ortalama	1120	82,2	8,5
FT 221	1000	66,3	3,5
FT 222	1000	68,2	3,1
Ortalama	1000	67,2	1,3

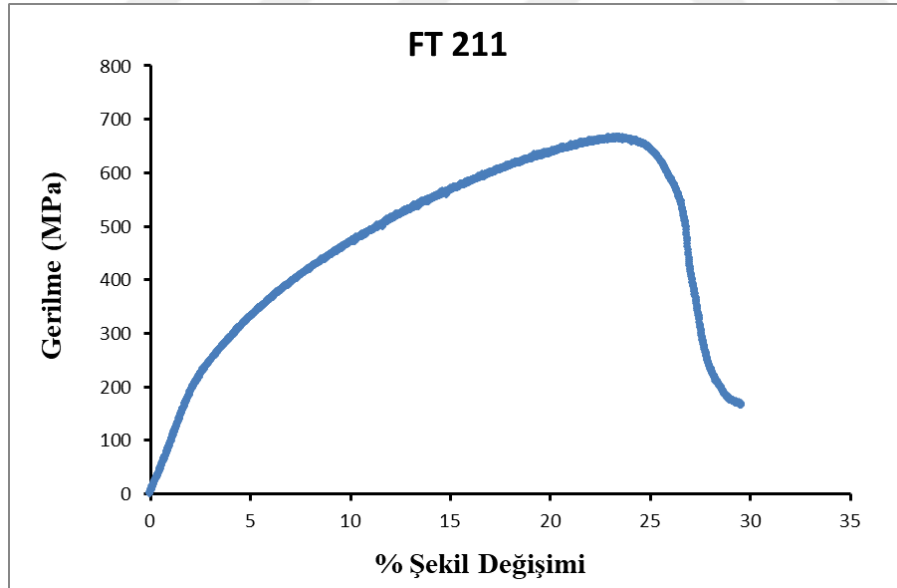
4.6.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

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.

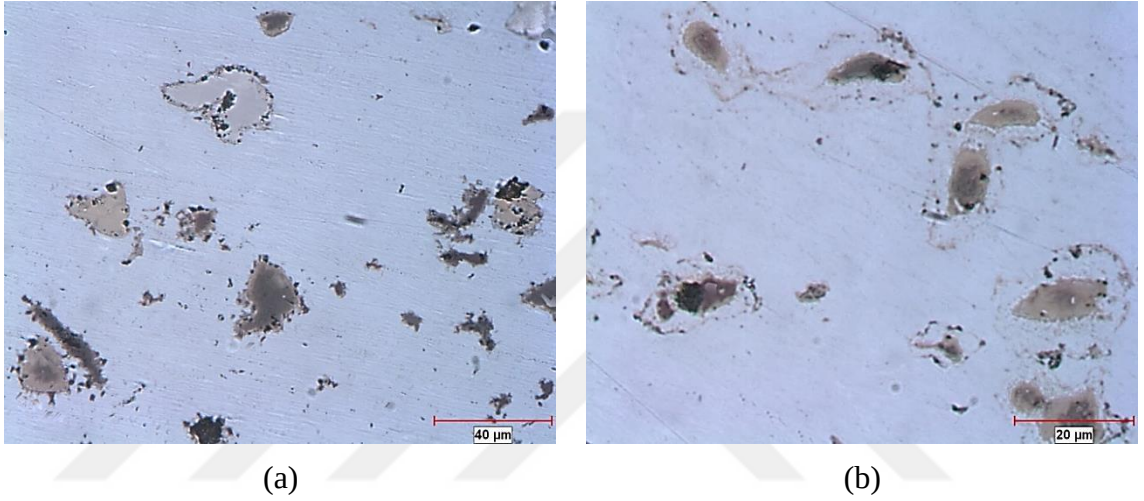


Şekil 4.29. 1120 °C’de sinterlenen % 3,25 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 211) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

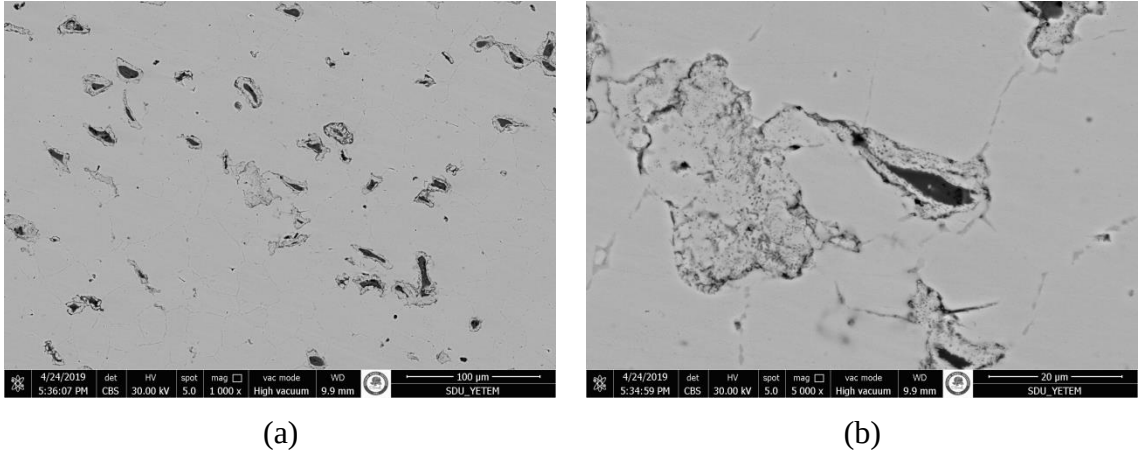
4.7. Ağırlıkça % 5 Ti İçeren Demir Parçalar

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
Ortalama	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
Ortalama	1000	72,9	0,9

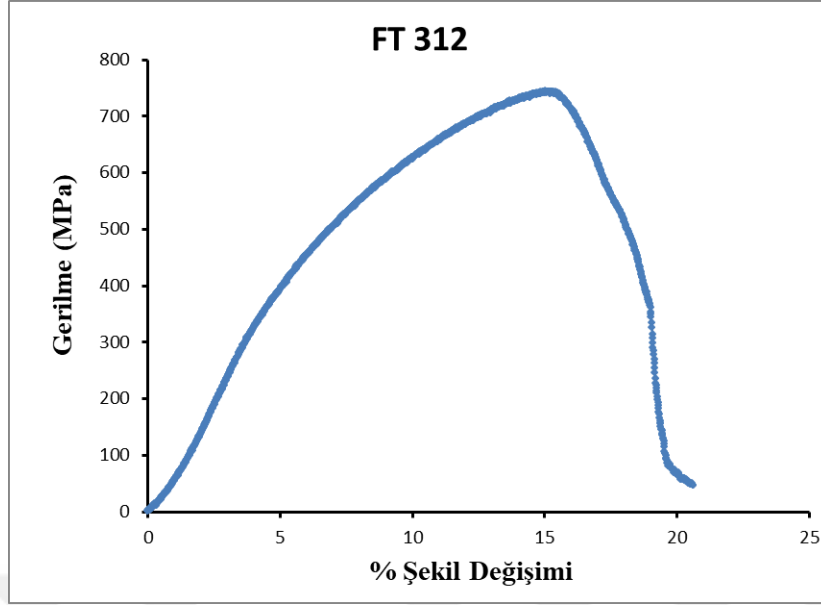
4.7.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

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.

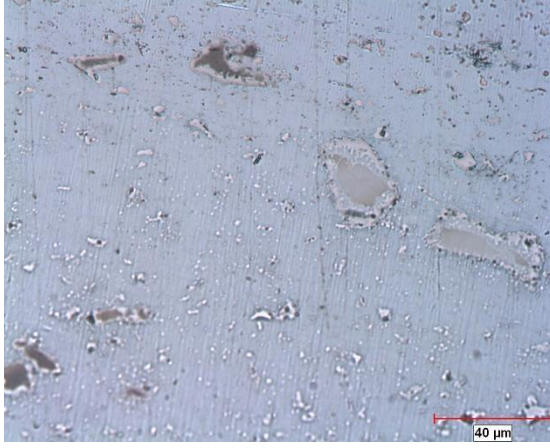


Şekil 4.32. 1120 °C’de sinterlenen % 5 Ti içeren Fe-Ti parçasına (FT 312) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

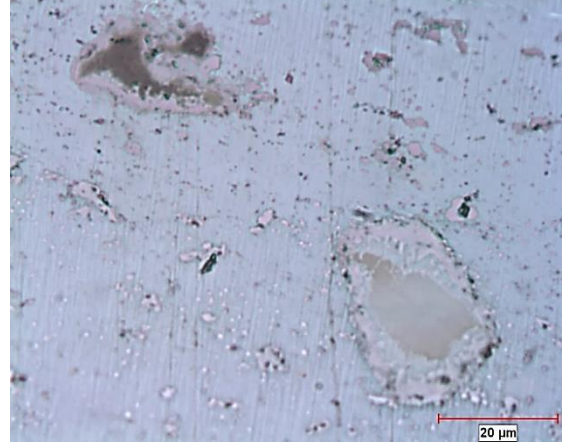
4.8. Ağırlıkça % 3 TiB₂ İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %1,5 Ti Eklenmesi

4.8.1. Mikroyapı incelemeleri

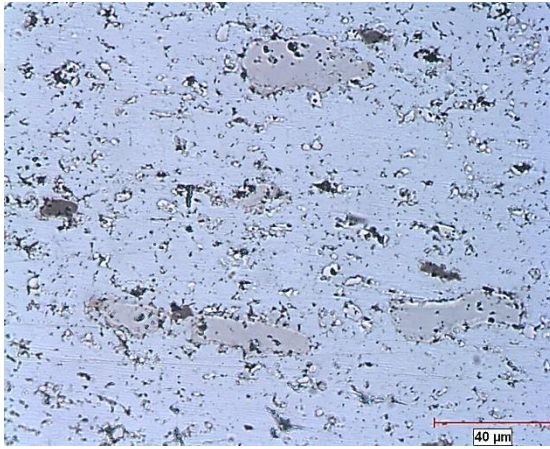
1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.33’te sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu teorik değerin %82,85’i olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da teorik değerin %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 TiB₂ partikülleri olduğu düşünülmektedir.



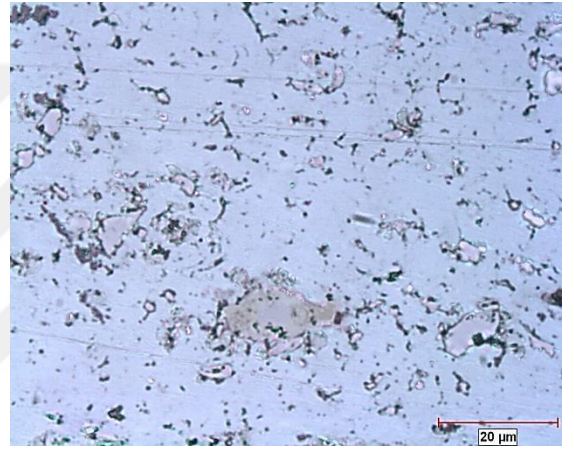
(a)



(b)

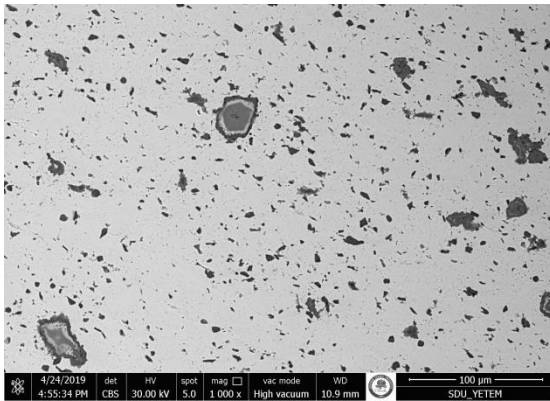


(c)

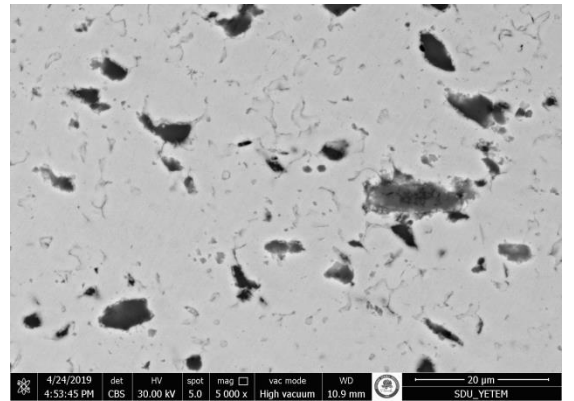


(d)

Şekil 4.33. Ağırlıkça %3 TiB₂ 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



(a)



(b)

Şekil 4.34. Ağırlıkça %3 TiB₂ 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 TiB₂ 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. TiB₂ 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 TiB₂ ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

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

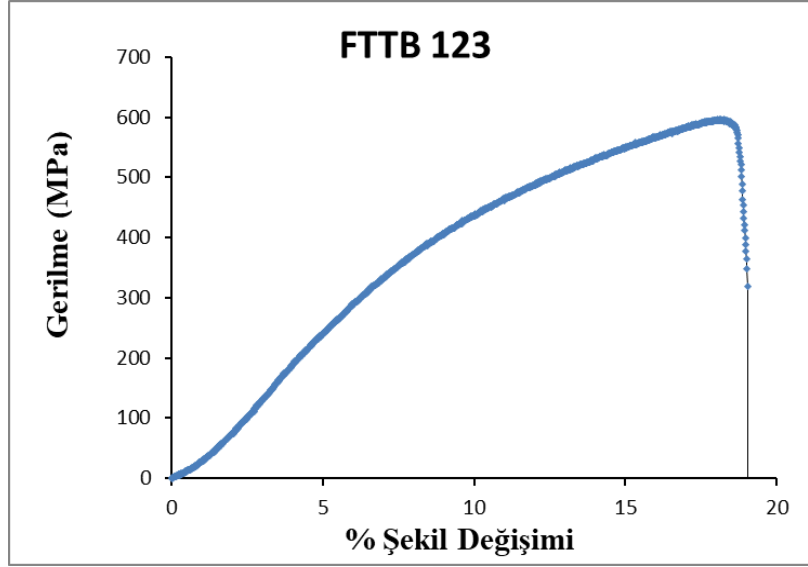
4.8.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ içeren kompozit parçalara kıyasla biraz düşük olduğu görülmüştür.

Çizelge 4.21. 1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ ve %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

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

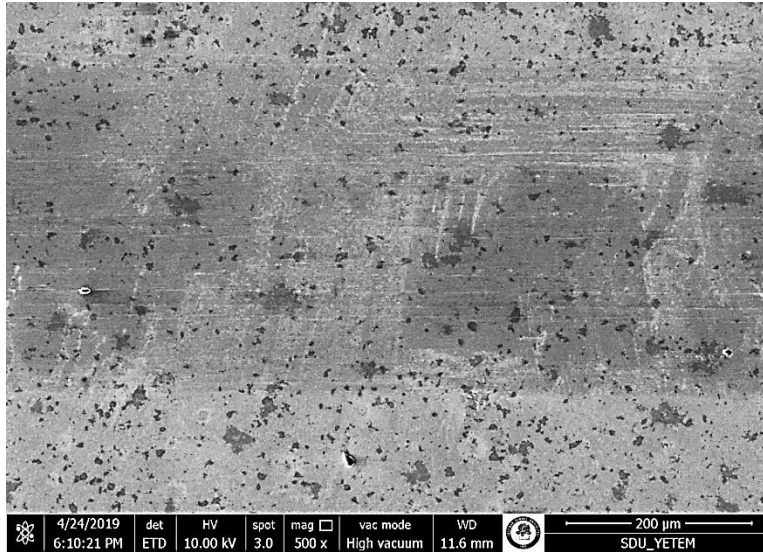
Numuneler arasından dayanımı en yüksek olan 1000 °C’de sinterlenen FTTB 123 numaralı kompozite ait gerilme ve % şekil değişimi grafiği Şekil 4.35’te verilmektedir.



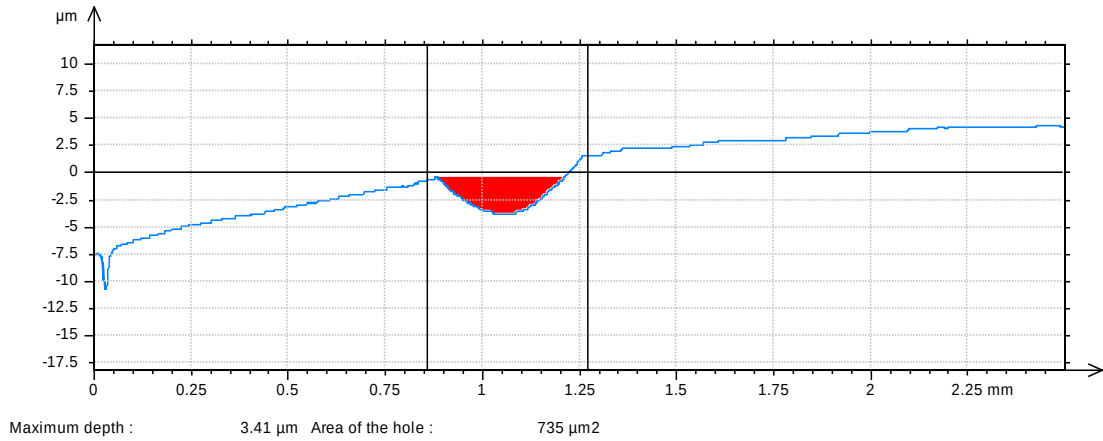
Şekil 4.35. 1000 °C’de sinterlenen % 3 TiB₂ %1,5 Ti içeren Fe-Ti-TiB₂ kompozite (FTTB 123) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

4.8.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %3 TiB₂ %1,5 Ti ve %95,5 Fe içeren demir matrisli (Fe-Ti-TiB₂) 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 TiB₂ %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü



Şekil 4.37. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ %1,5 Ti içeren demir matrisli profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %3 TiB₂ %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri Çizelge 4.22’de sunulmaktadır. Ağırlıkça %3 TiB₂ %1,5 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma direncinin saf demirin aşınma direncine kıyasla arttığı, aynı oranda sadece TiB₂ içeren kompozit parçalara kıyasla biraz düşük olduğu görülmüştür.

Çizelge 4.22. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

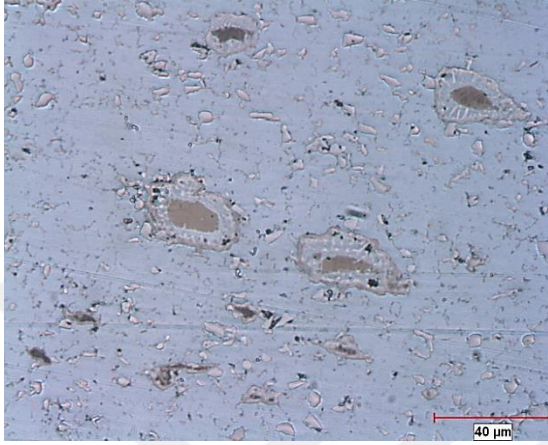
Ortalama Aşınma Alanı (µm ²)	Standart Sapma	Ortalama Aşınma Alanı (mm ²)	Ortalama Aşınma Hacmi (mm ³)	Ortalama Aşınma Oranı (mm ³ /Nm)
658,7143	50,4735	0,000658	0,003294	0,000274

4.9. Ağırlıkça % 6,5 TiB₂ İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %3,25 Ti Eklenmesi

4.9.1. Mikroyapı incelemeleri

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ 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.

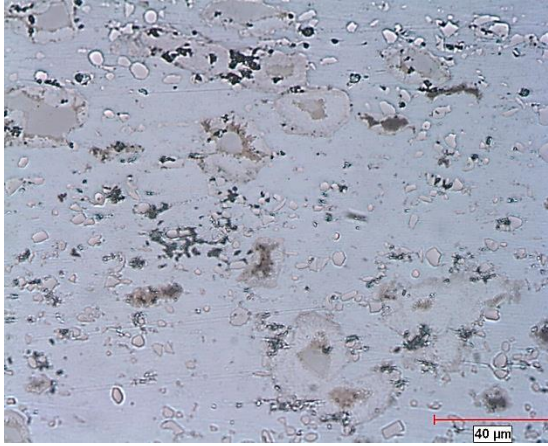
Ek olarak taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 1200 °C ve 1000 °C’de sinterlenmiş numunelere ait 1.000x büyütmede iç yapı resimleri bulunmaktadır (şekil 4.39). Yapılan EDS analizlerine göre, 10 mikron ve daha büyük parçacıkların Ti, daha küçük parçacıkların TiB_2 olduğu düşünülmektedir. TiB_2 ve 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.



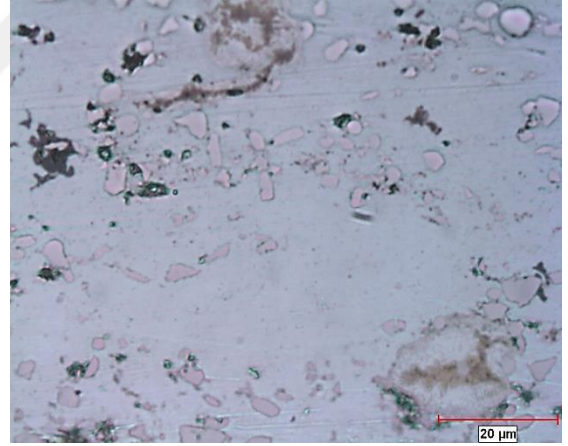
(a)



(b)

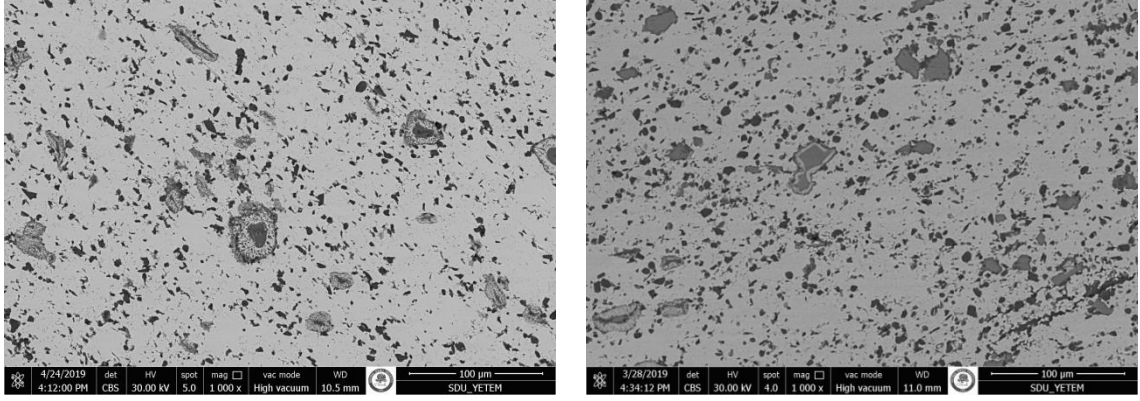


(c)



(d)

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)

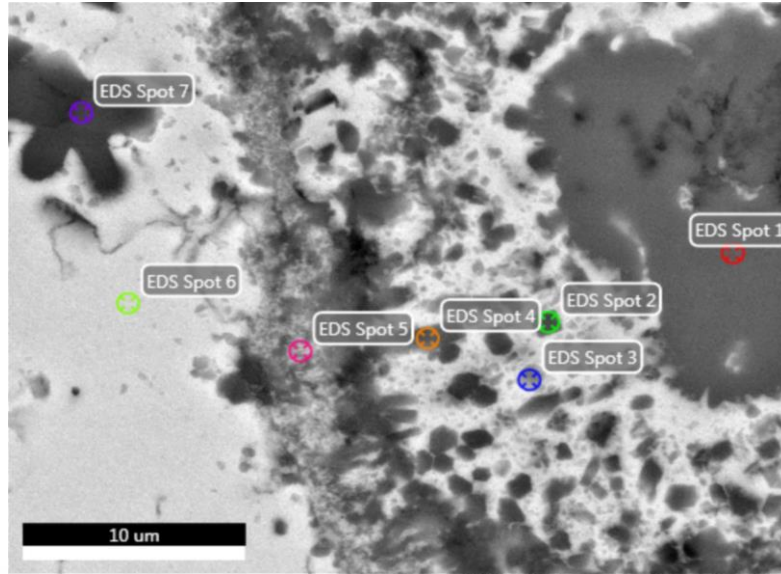
(b)

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 noktalardaki 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_2 , % 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.

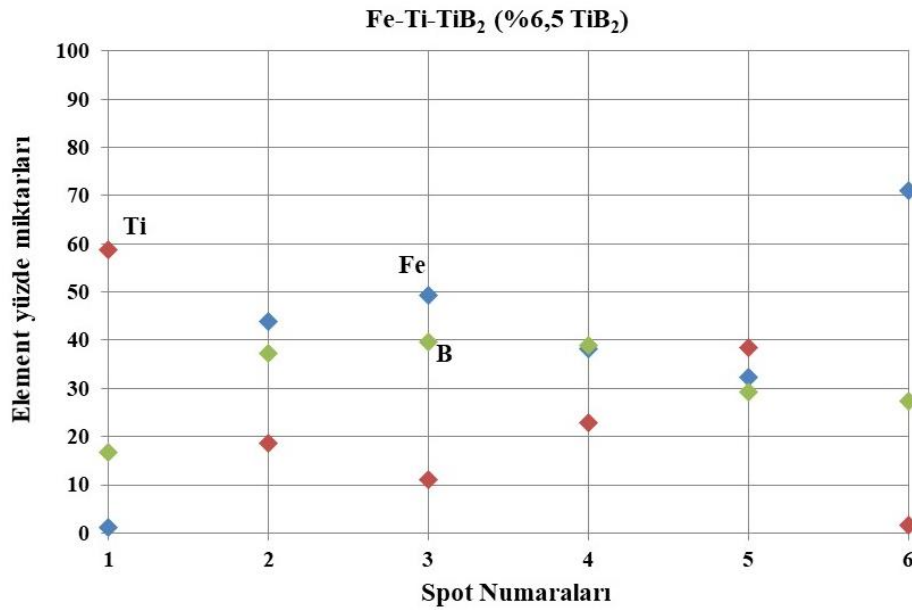
Partikülün içinden dışına doğru yapılan 1-6 numaralı analizlerde belirlenen Ti ve Fe miktarları, Şekil 4.41’de sunulmaktadır. Bu grafikte görüldüğü gibi, içten dışa doğru Fe miktarı artmaktadır. Ti partikülünün etrafında, içinde koyu, köşeli küçük partiküllerin bulunan ve Ti partikülünü çevreleyen, açık 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_2 olduğu izlenimini yaratmaktadır. Bu parçacıkların şekil olarak görüntüleri de bu durumu desteklemektedir.

Bu partiküllerin, yapıya eklenen TiB_2 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_2 partikülleri olabileceği düşünülmektedir. Bu durumun nedeni, 1120 °C’de titanyumun demir içindeki difüzyon katsayısının $10^{-15} \text{ cm}^2/\text{s}$ civarında ve borunkinin ise $10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$ 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

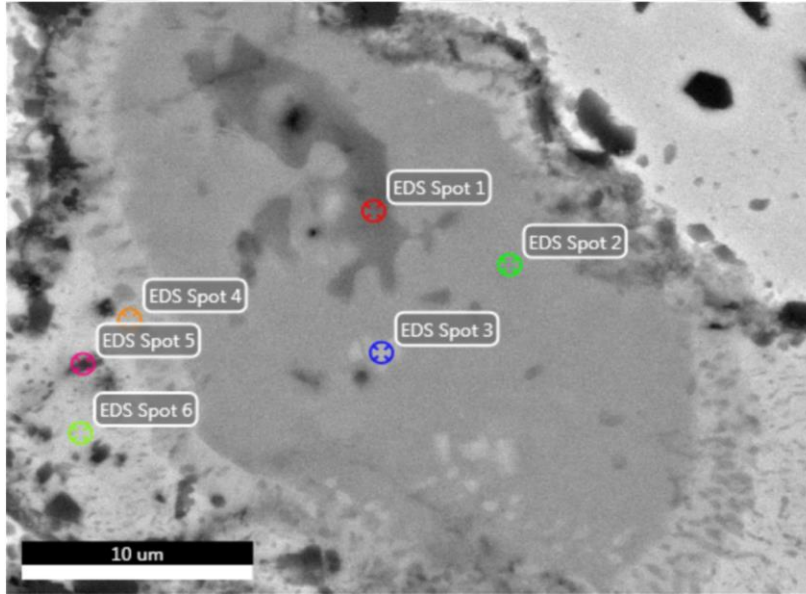
Ağırlıkça atomsal yüzdeler (%)	Fe	Ti	B	O
Spot 1	1,23	58,82	16,67	23,28
Spot 2	43,88	18,74	37,38	-
Spot 3	49,40	11,00	39,61	-
Spot 4	38,19	22,90	38,91	-
Spot 5	32,21	38,53	29,27	-
Spot 6	71,00	1,54	27,46	-
Spot 7	18,07	42,79	39,14	-



Şekil 4.41. Ağ. % 6,5 TiB₂ 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.

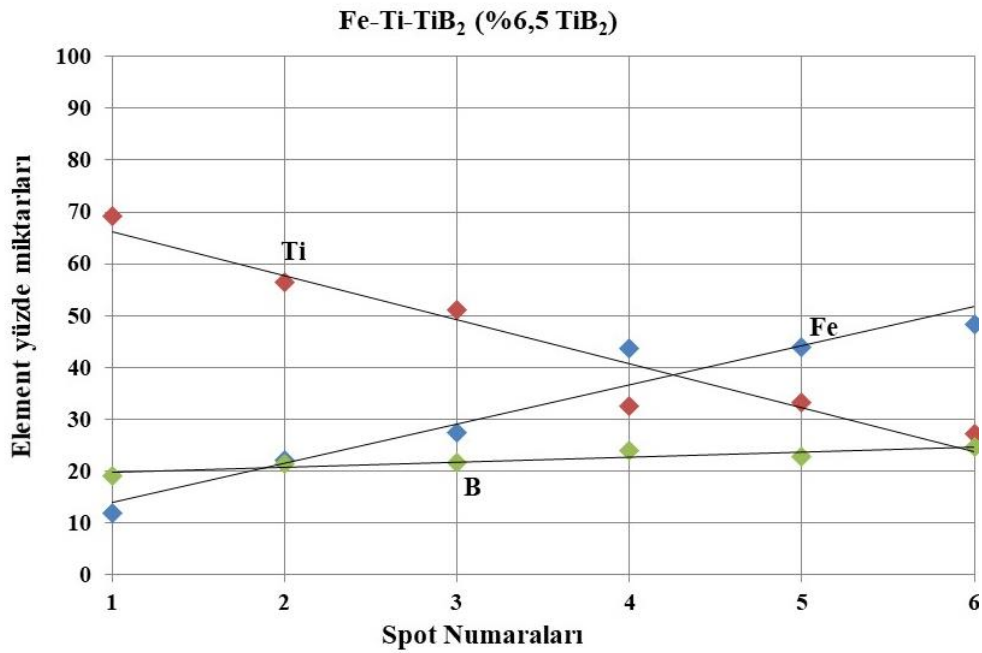
1-6 numara ile işaretlenmiş olan noktalarda gerçekleştirilmiş olan EDS analizlerinin sonuçlarına göre, partikülün içinden dışına doğru değişen Fe, Ti ve B oranları Şekil 4.43’te sunulmaktadır. Buna göre, titanyum oranının içten dışa doğru düzenli olarak azaldığı ve demir oranının ise arttığı anlaşılmaktadır. 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, titanyumyum 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 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait sertlik ve standart sapma değerleri

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

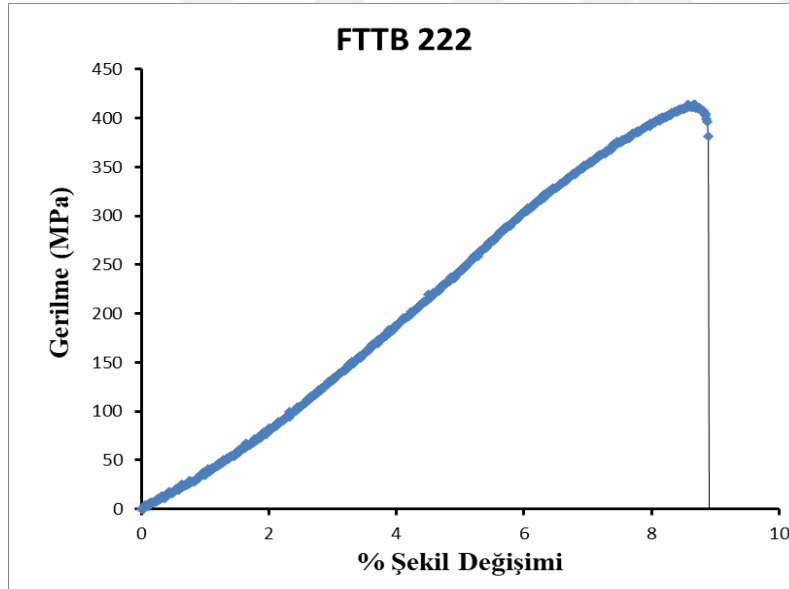
4.9.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ 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.

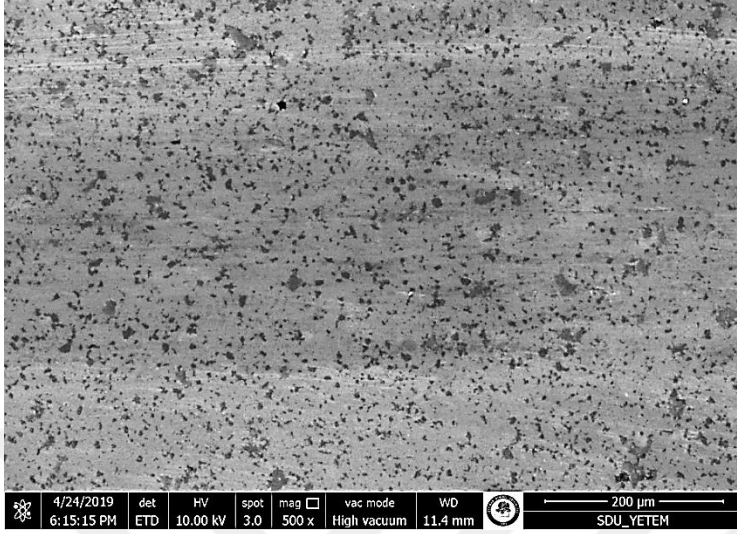


Şekil 4.44. 1000 °C’de ’de sinterlenen % 6,5 TiB₂ %3,25 Ti içeren Fe-Ti-TiB₂ kompozite (FTTB 222) kompozite ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

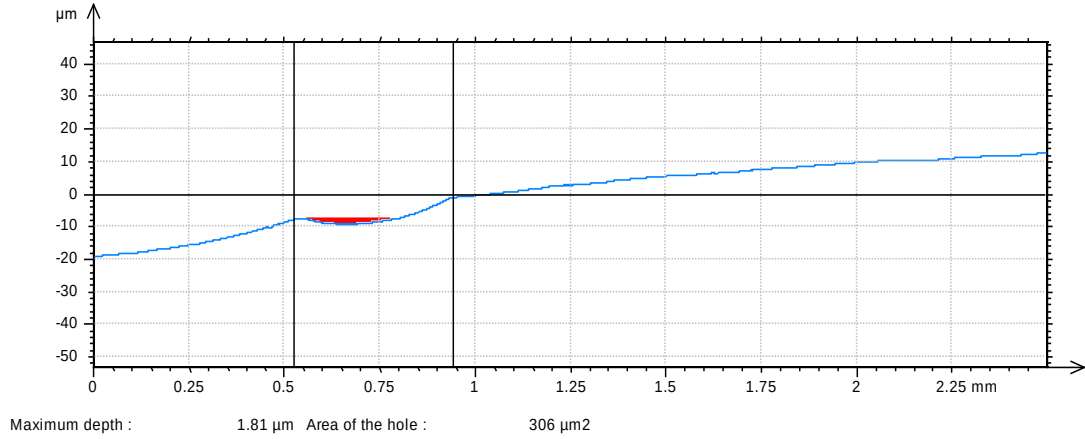
4.9.4. Aşınma testlerinin sonuçları

1000 °C’de sinterlenen bileşiminde ağırlıkça %6,5 TiB₂ %3,25 Ti ve %90,25 Fe içeren demir matrisli (Fe-Ti-TiB₂) kompozit malzemeye, tüm numunelerle aynı şartlarda aşınma testi uygulanmıştır. Oluşan çizğin 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 TiB₂ %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma izinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü



Şekil 4.46. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin profilometre ile belirlenmiş olan aşınma çizığının kesit alanı görüntüsü

1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri Çizelge 4.27’de sunulmaktadır. Önceki bölümde sunulmuş olan ağırlıkça %3 TiB₂ ve %1,5 Ti içeren Fe matrisli kompozitin aşınma oranına kıyasla, daha küçük bir aşınma izi oluştuğu ve aşınma direncinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.

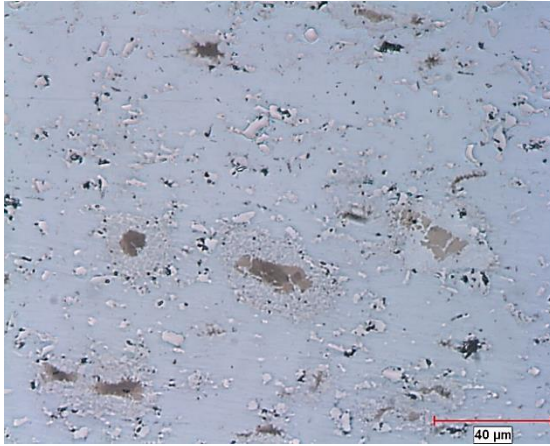
Çizelge 4.27. 1000 °C’de sinterlenen ağırlıkça %6,5 TiB₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitin aşınma verileri

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

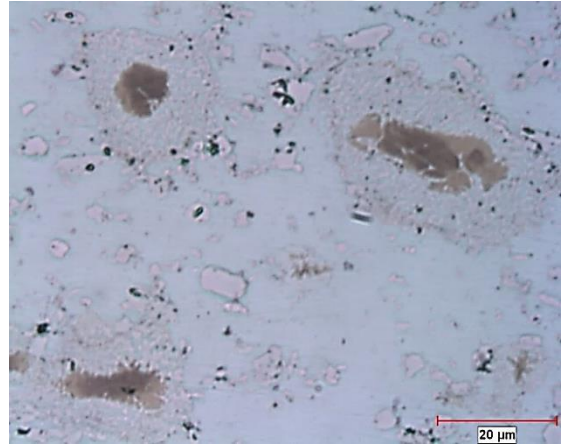
4.10. Ağırlıkça % 10 TiB₂ İçeren Demir Matrisli Kompozitlere %5 Ti Eklenmesi

4.10.1. Mikroyapı incelemeleri

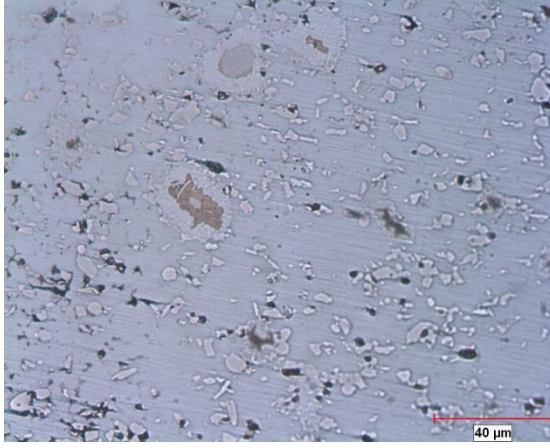
1000 °C’de ve 1120 °C’de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB₂ ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.47’de sunulmaktadır. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitin yoğunluğu teorik değerin %81,92’si olarak hesaplanmıştır. 1120 °C’de sinterlenen kompozitin yoğunluğu da teorik 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).



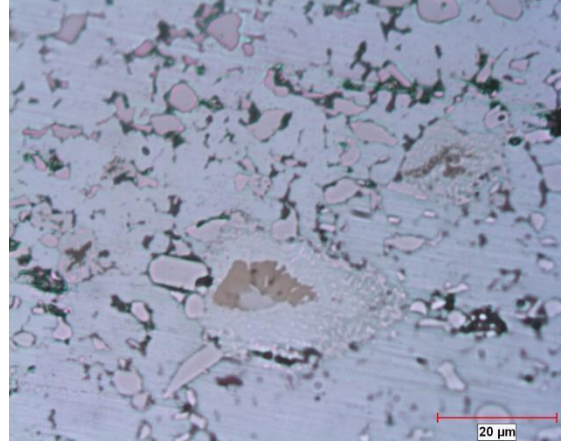
(a)



(b)

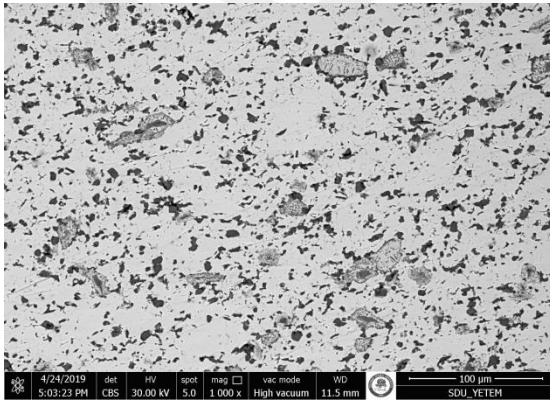


(c)

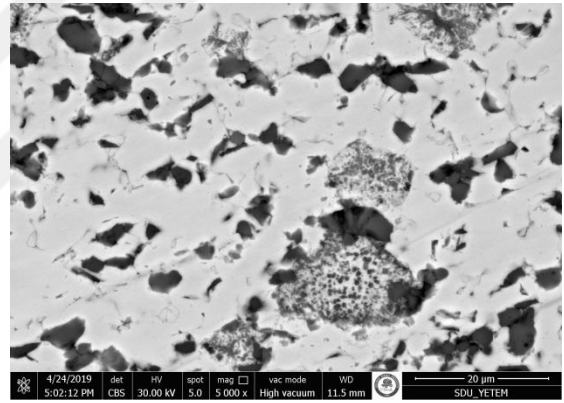


(d)

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



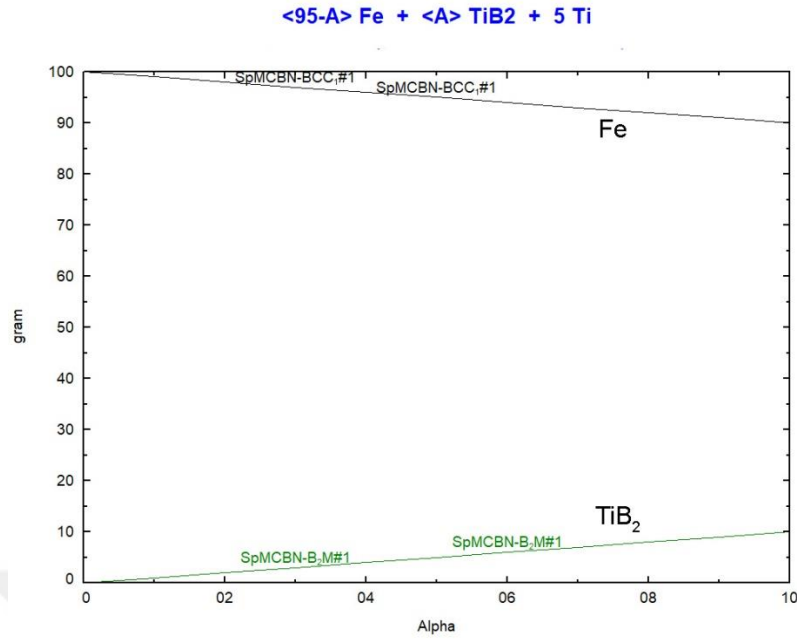
(a)



(b)

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 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ 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 TiB₂ 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
Ortalama	1120	109,5	13,6

Çizelge 4.28'in devamı

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

4.10.3. 3-Nokta eğme testi sonuçları

1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB₂ ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlere ait 3 nokta eğme dayanımı değerleri ve % şekil değişimi değerleri Çizelge 4.29'da verilmektedir. Ağırlıkça %10 TiB₂ 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 TiB₂ ve %3,25 Ti içeren demir matrisli kompozitlere kıyasla azaldığı gözlenmiştir.

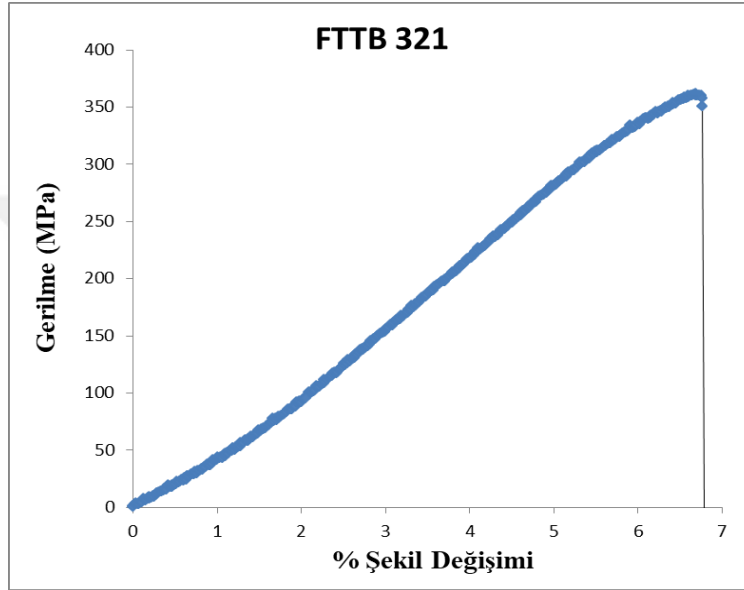
Çizelge 4.29. 1000 °C'de ve 1120 °C'de sinterlenen ağırlıkça %10 TiB₂ ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozitlerin dayanım ve % şekil değişimi değerleri

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

Çizelge 4.29'un devamı

FTTB 323	1000	335,9	5,3
FTTB 324	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.

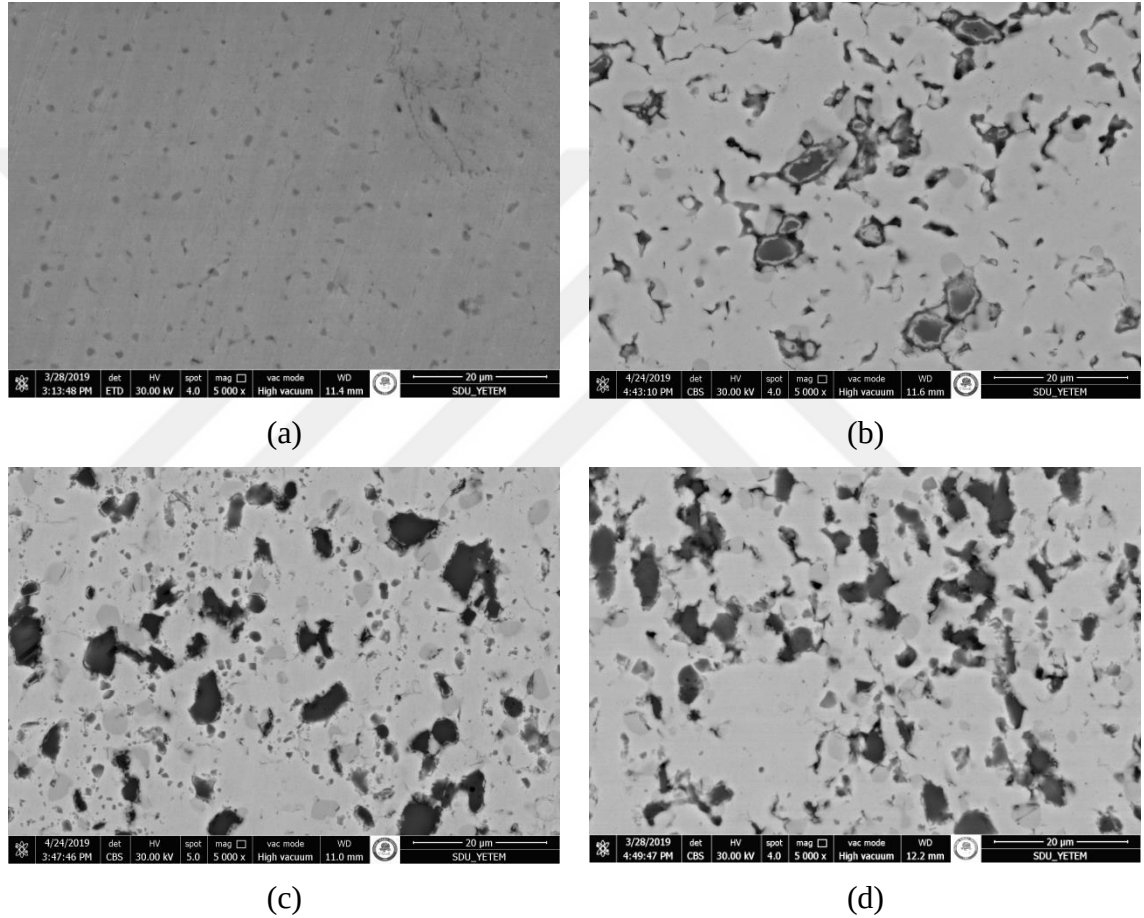


Şekil 4.50. 1000 °C'de 'de sinterlenen % 10 TiB₂ %5 Ti içeren Fe-Ti-TiB₂ kompozite (FTTB 321) ait gerilme - % şekil değişimi grafiği

5. SONUÇLAR

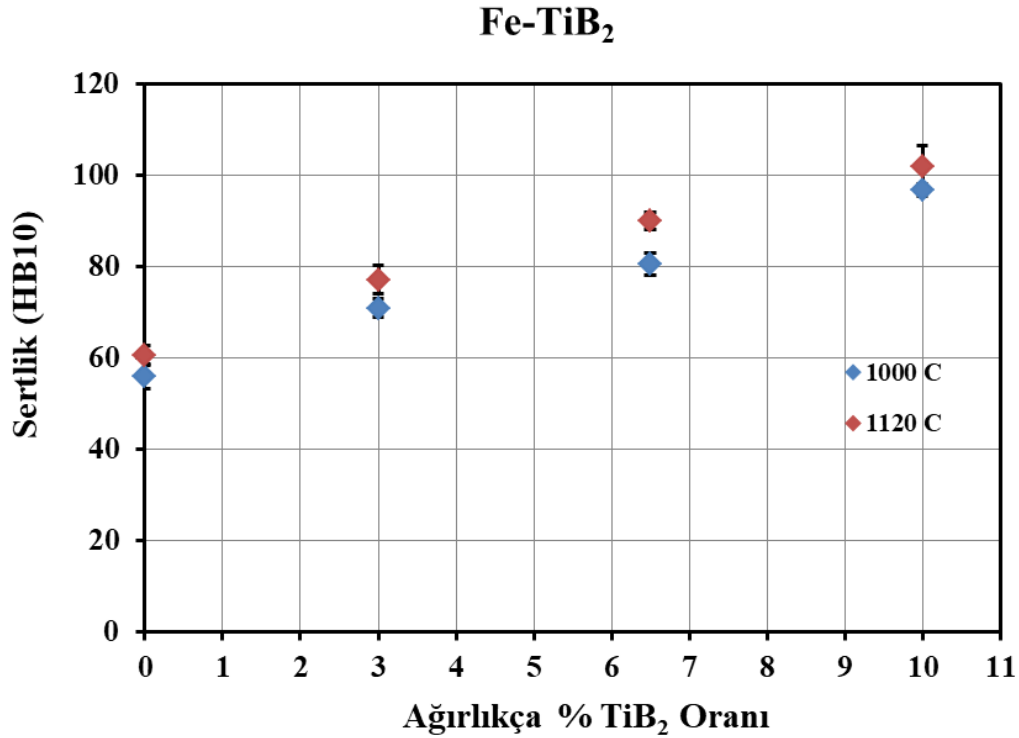
Bulgular ve Tartışma bölümünde her numune grubu için ayrı ayrı sunulmuş olan sonuçlar, bu bölümde birarada karşılaştırmalı olarak sunulmaktadır.

1120 °C sıcaklıkta sinterlenen boş demir ve bileşiminde ağırlıkça %3, %6,5 ve %10 oranlarında TiB_2 içeren demir matrisli ($Fe-TiB_2$) kompozit malzemelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri birarada Şekil 5.1’de sunulmaktadır. TiB_2 ’nin mikroyapıda homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Elde edilen taramalı elektron mikroskobu görüntüleri ve EDS analizleri sonucunda, bu yapılarda TiB_2 partiküllerinin etrafındaki gri bölgelerin demir borür olduğu izlenimi edinilmiştir.



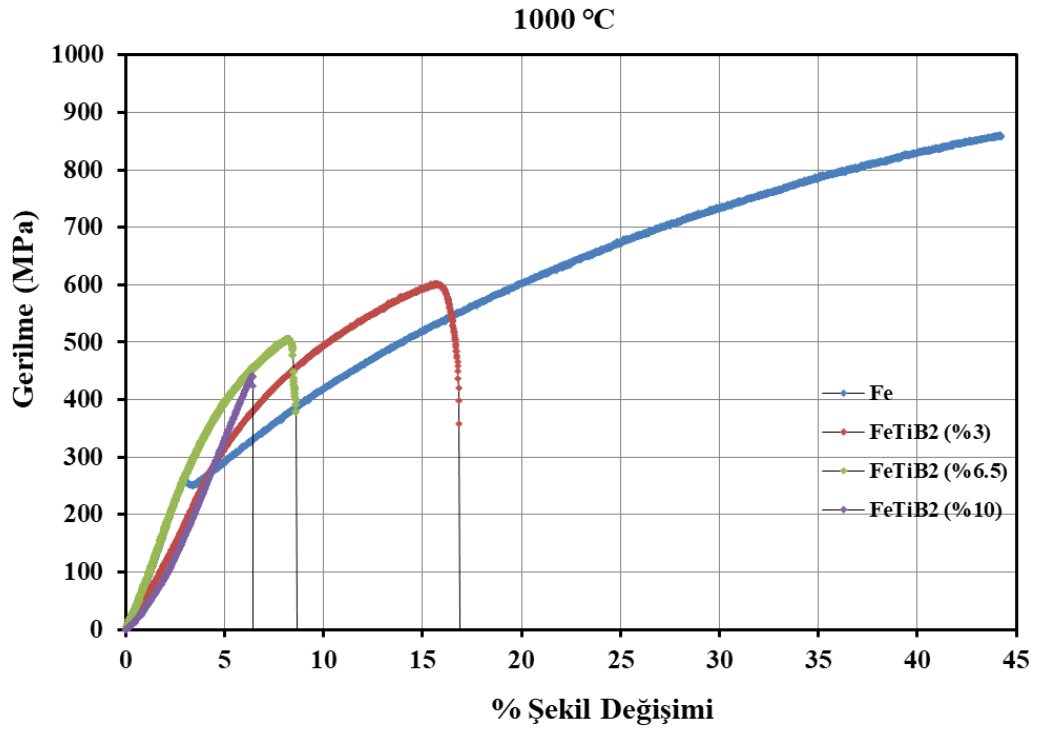
Şekil 5.1. (a) 1120 °C’de sinterlenen numunelerin 5000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağı. %3 TiB_2 , (c) ağı. %6,5 TiB_2 , (d) ağı. %10 TiB_2 içeren demir matrisli kompozit numuneler

Üç farklı bileşim oranı uygulanarak üretilen Fe-TiB₂ kompozitlerinin TiB₂ miktarına göre değişen sertlik değerleri, Şekil 5.2’de sunulmaktadır. Demir matrisi içindeki TiB₂ 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.

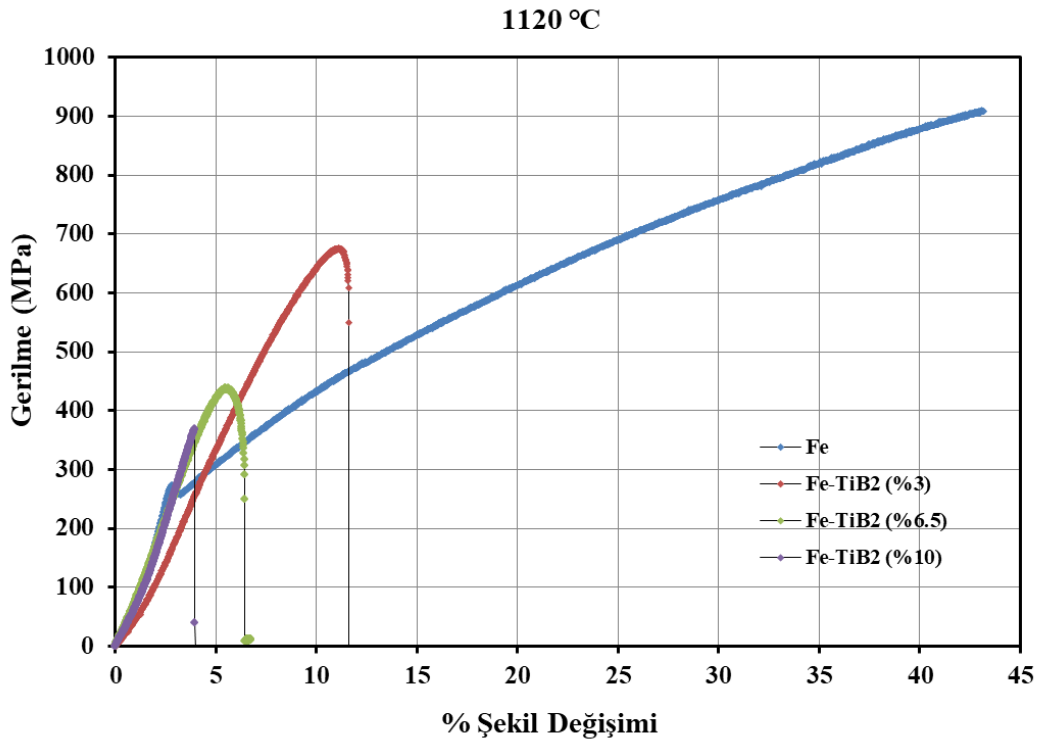


Şekil 5.2. TiB₂ oranına göre Fe-TiB₂ kompozitlerinin sertlik değerleri

Üç farklı bileşim oranı kullanılarak üretilen Fe-TiB₂ kompozitlerinin TiB₂ miktarına göre değişen 3 nokta eğilme gerilmesi ve % şekil değişimi değerleri Şekil 5.3’te sunulmaktadır. Bu grafik 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB₂ takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB₂ miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi değerlerinin de TiB₂ miktarının artmasıyla azaldığı görülmektedir. Şekil 5.4 ise 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB₂ takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB₂ miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi miktarlarının da TiB₂ 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.



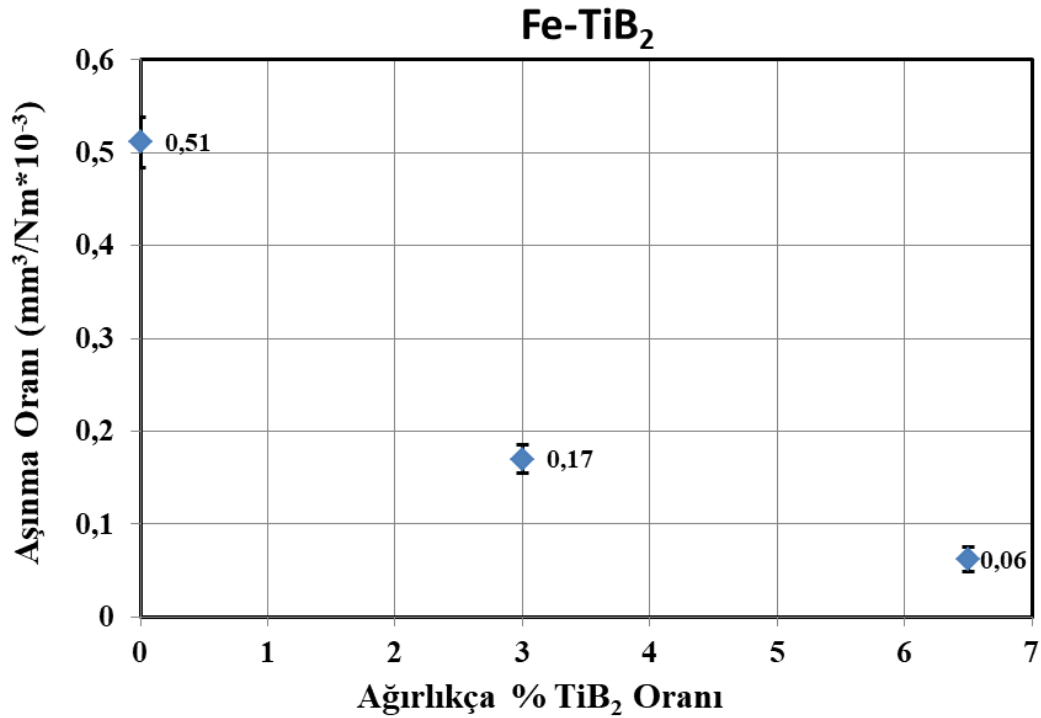
Şekil 5.3. 1000 °C’de sinterlenmiş Fe-TiB₂ kompozitlerinin TiB₂ oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri



Şekil 5.4. 1120 °C’de sinterlenmiş Fe-TiB₂ kompozitlerinin TiB₂ oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri

1000 °C’de sinterlenen, bileşiminde ağırlıkça %3 ve %6,5 oranlarında TiB_2 içeren demir matrisli (Fe- TiB_2) kompozit malzemeler ve takviye malzemesi içermeyen demir parçaların aşınma deneyi sonucu elde edilen aşınma oranı değerleri kompozitteki TiB_2 oranına göre Şekil 5.5’te sunulmaktadır. Bu grafikte demir matrise TiB_2 takviye edilmesiyle malzemenin aşınma oranının önemli ölçüde azaldığı görülmektedir.

Demire ağırlıkça %6,5 oranında TiB_2 eklenmesiyle aşınma oranının TiB_2 içermeyen demire kıyasla %88,2 oranında azaldığı sonucu elde edilmiştir. TiB_2 partikül oranındaki artışın, kompozitlerin aşınma direncini arttırdığı belirlenmiştir. Bu durumun, demir matris içindeki sert TiB_2 partiküllerinin, demir matrisin plastik deformasyonunu zorlaştırmasından kaynaklanmaktadır. Bununla birlikte, TiB_2 oranının artmasıyla, aşındırıcı yüzey (alümina bilya) ile temas halinde olan kompozit yüzeyindeki demir oranı azalmaktadır. TiB_2 partikülleri, aşındırıcı ile demir matrisin temasını azaltarak, demir matrisin aşınmasını engellemektedir.

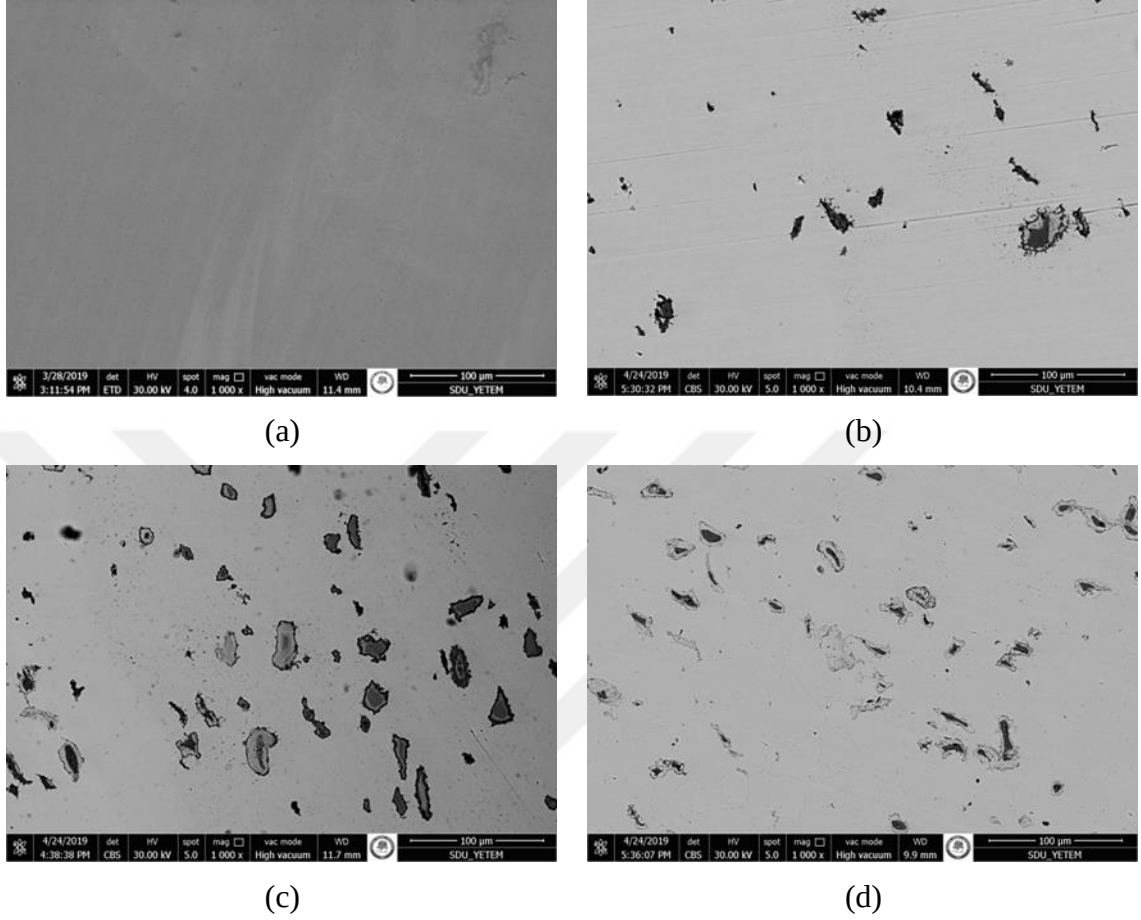


Şekil 5.5. TiB_2 oranına göre Fe- TiB_2 kompozitlerinin aşınma oranı grafiği

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_2Ti (laves) fazı ve FeTi metaller arası bileşiği oluşabilmektedir. Şekil

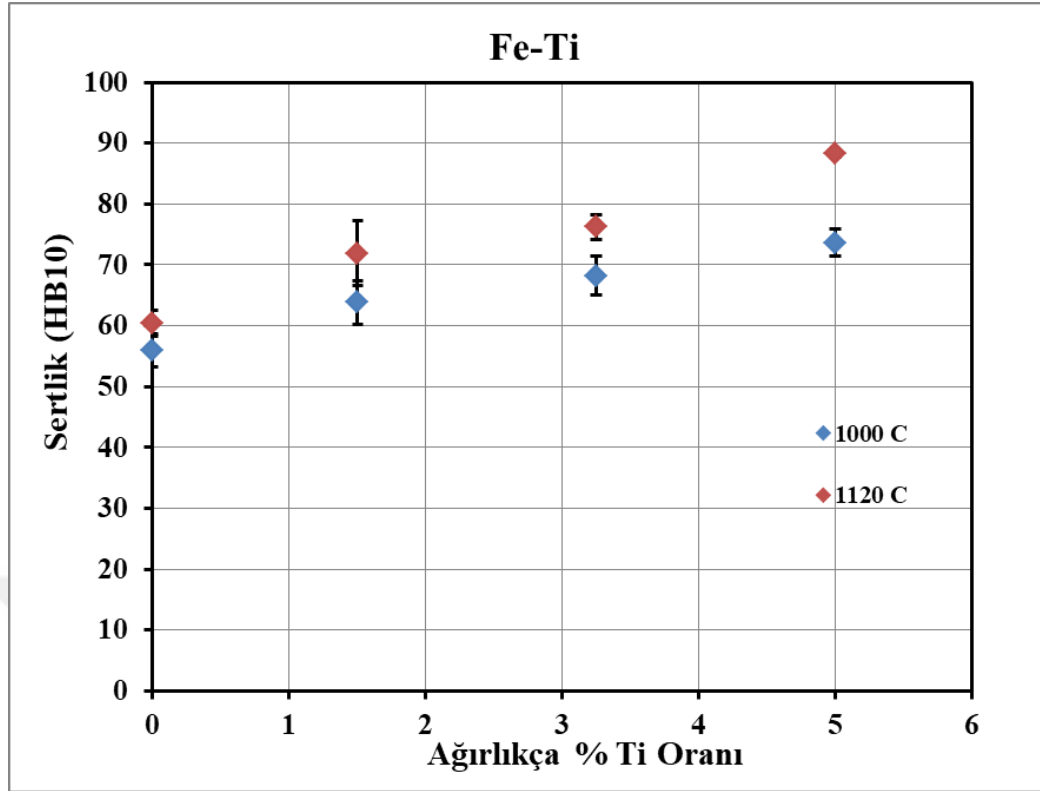
5.6’da sunulan taramalı elektron mikroskobu resimlerinde görülen bölgelerin, bu fazları içerdiği düşünülmektedir.



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.

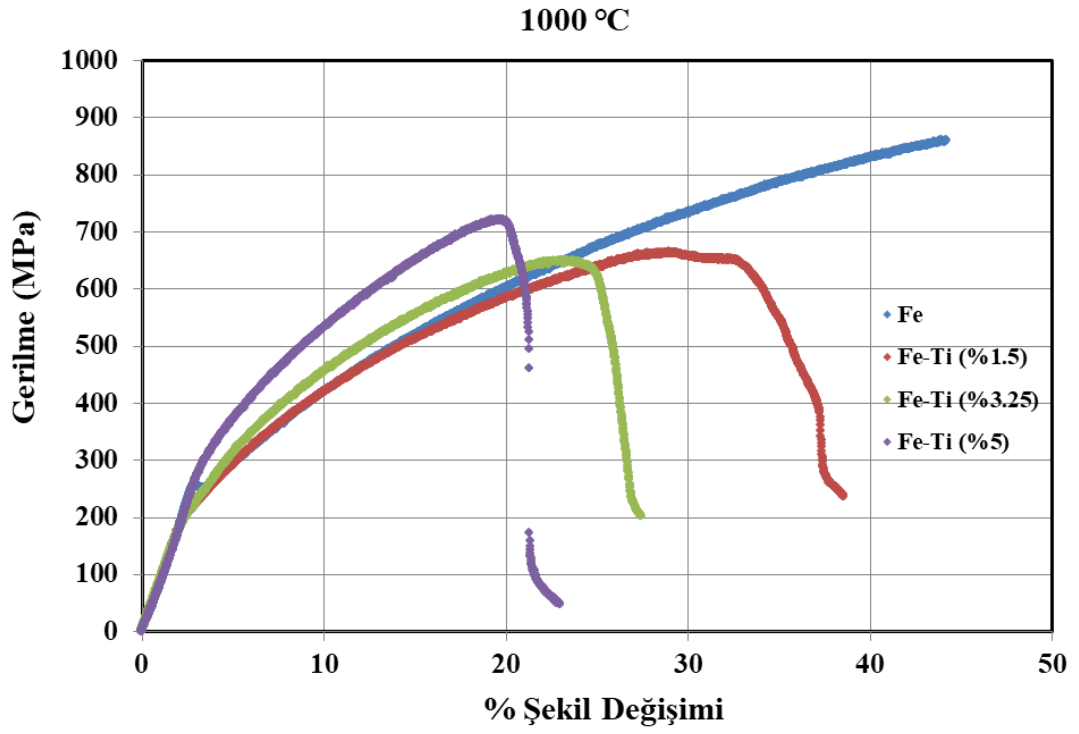
Bu grafiğe göre demir matrisi içindeki Ti miktarının artmasıyla kompozitin sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir. Ayrıca 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlikleri 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitlerden biraz daha yüksek bir değere sahiptir. Ti eklenmesi ile, sertlik değerleri 60 HB10’dsan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



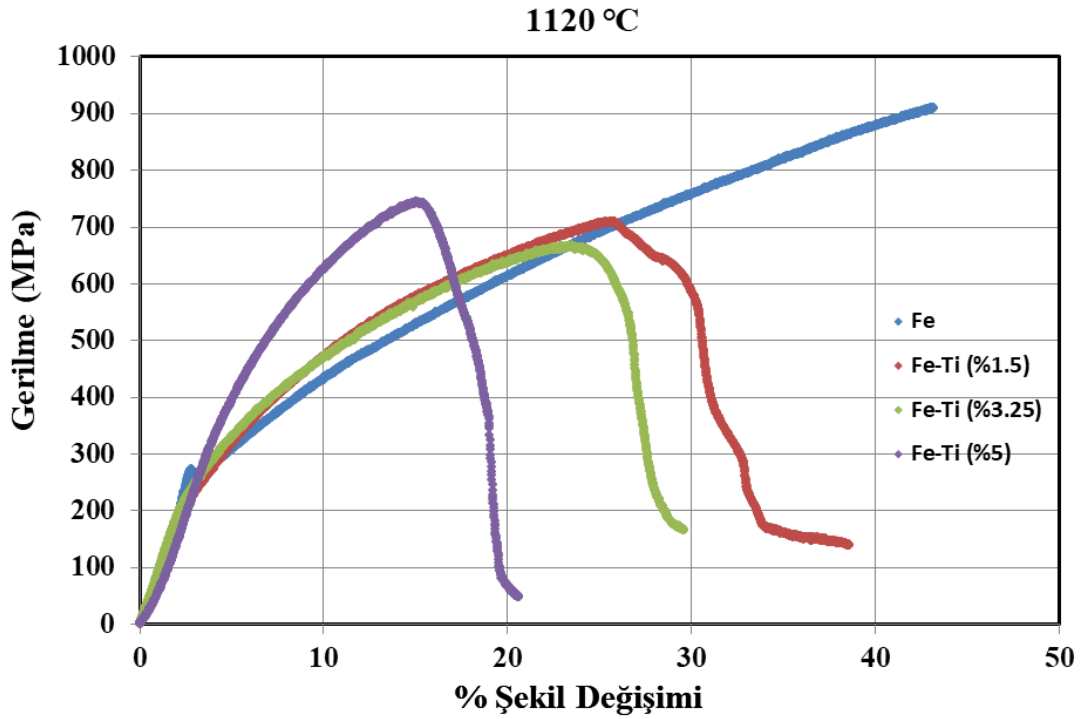
Şekil 5.7. Ti oranına göre, Ti içeren Fe-Ti parçaların sertlik değerleri

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.

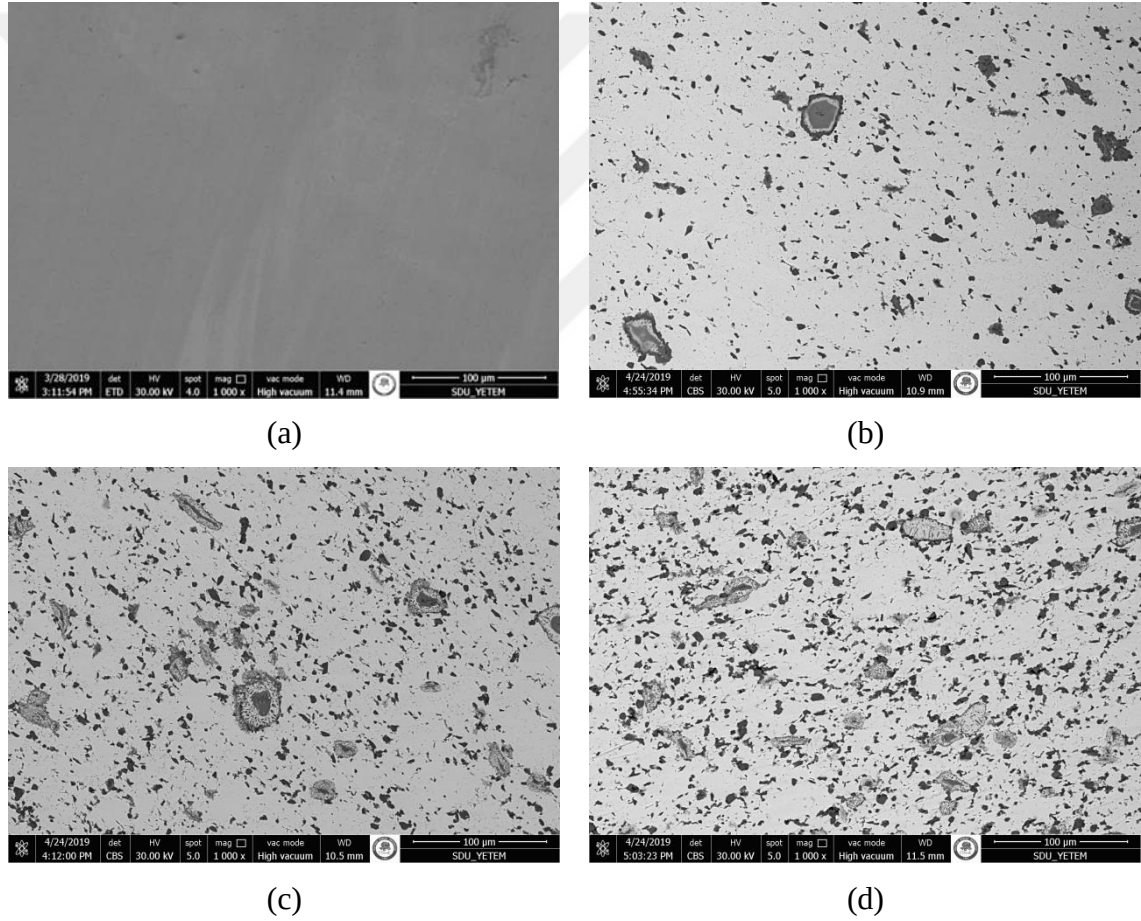


Şekil 5.8. 1000 °C’de sinterlenmiş Ti içeren Fe parçaların gerilme ve % şekil değişimi grafikleri



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 $10^{-15} \text{ cm}^2/\text{s}$ civarında ve borunki ise $10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$ civarındadır. Küçük atom boyutuna sahip olan borun, titanyuma kıyasla çok daha hızlı difüzyonunun, titanyum partikülleri etrafında görülen partiküllerin oluşmasına neden olmuş olabileceği düşünülmüştür.

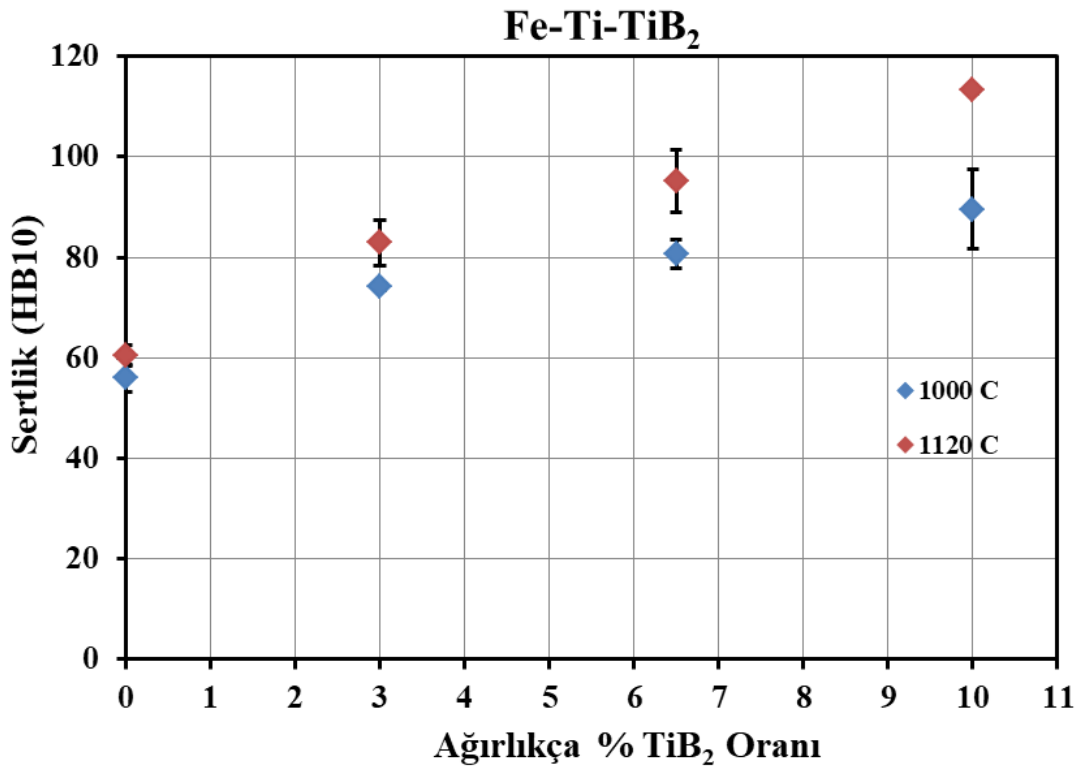


Şekil 5.10. (a) 1120 °C'de sinterlenen numunelerin 1000x büyütmedeki taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri (a) katkısız demir, (b) ağırlıkça %3 TiB_2 ve %1,5 Ti, (c) ağırlıkça %6,5 TiB_2 ve %3,25 Ti, (d) ağırlıkça %10 TiB_2 ve %5 Ti içeren demir matrisli kompozit numuneler

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

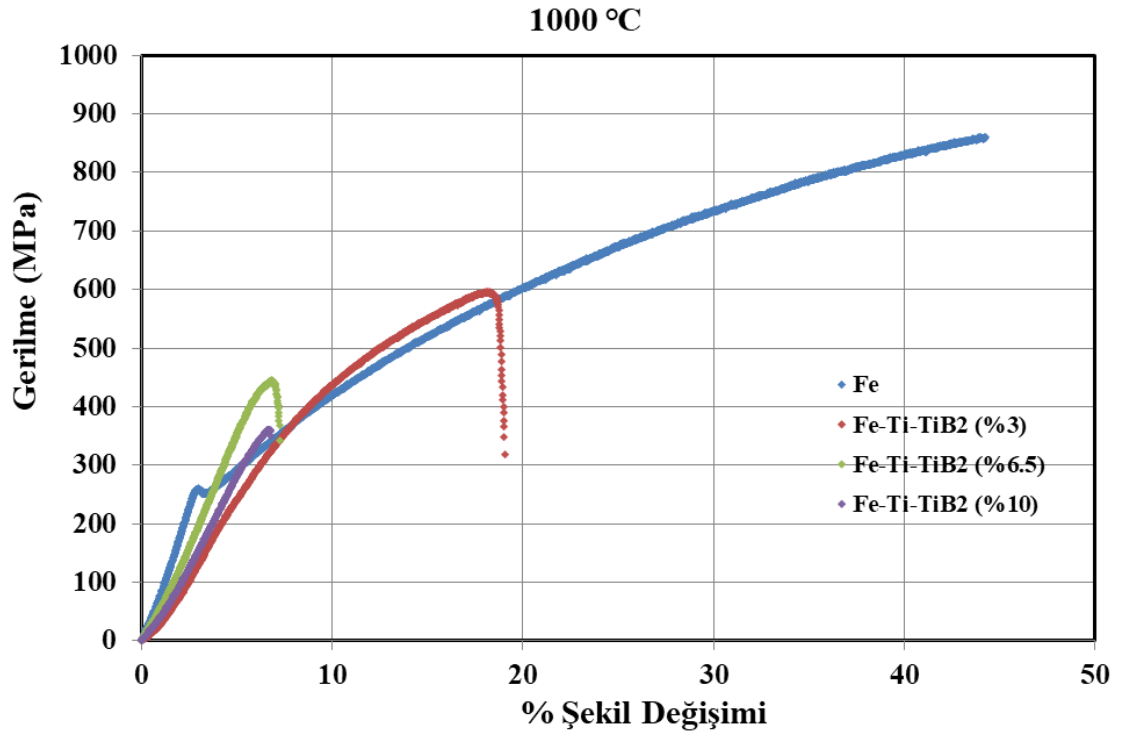
şekilde ağırlıkça %1,5, %3,25 ve %5 Ti tozları ilave edilmiştir ve parçalar aynı şekilde sinterlenmiştir.

Üç farklı bileşim oranı uygulanarak üretilen Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin TiB₂ miktarına göre değişen sertlik değerleri Şekil 5.11’de sunulmaktadır. Demir matrisi içindeki TiB₂ ve Ti miktarının artmasıyla kompozitin sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir. Katkı maddesi olarak Ti tozlarının eklenmediği Fe-TiB₂ kompozitlerine kıyasla Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin sertlik değerlerinin daha fazla olduğu görülmektedir. Ayrıca 1120 °C’de sinterlenen kompozitlerin sertlikleri 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen kompozitlerden daha yüksek değerlere sahiptir.

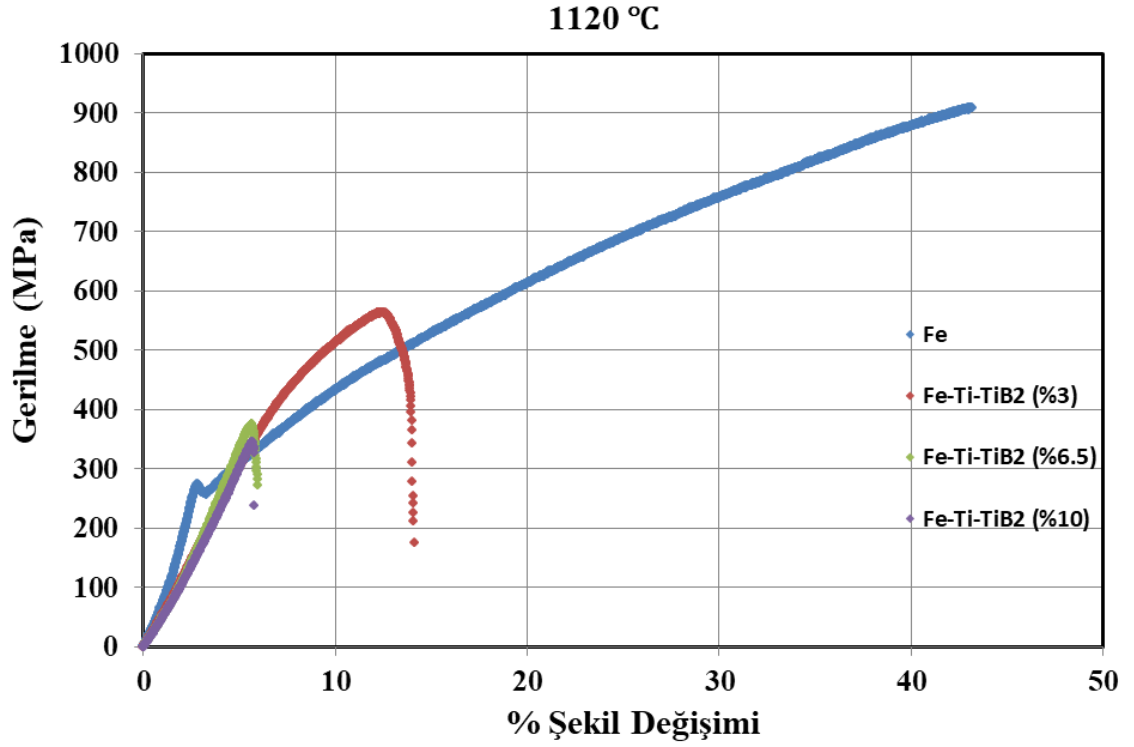


Şekil 5.11. TiB₂ oranına göre Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin sertlik değerleri

Üretilen Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin kompozisyondaki ağırlıkça TiB₂ miktarına göre değişen 3 nokta eğilme gerilmesi ve % şekil değişimi değerleri Şekil 5.12’de sunulmaktadır. Bu grafik 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB₂ ve Ti takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB₂ miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi miktarlarının da TiB₂ miktarının artmasıyla azaldığı görülmektedir. Şekil 5.13 ise 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen TiB₂ ve Ti takviyeli demir matrisli kompozitleri temsil etmektedir. Buna göre TiB₂ miktarının artmasıyla dayanım değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Aynı zamanda % şekil değişimi miktarlarının da TiB₂ 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.

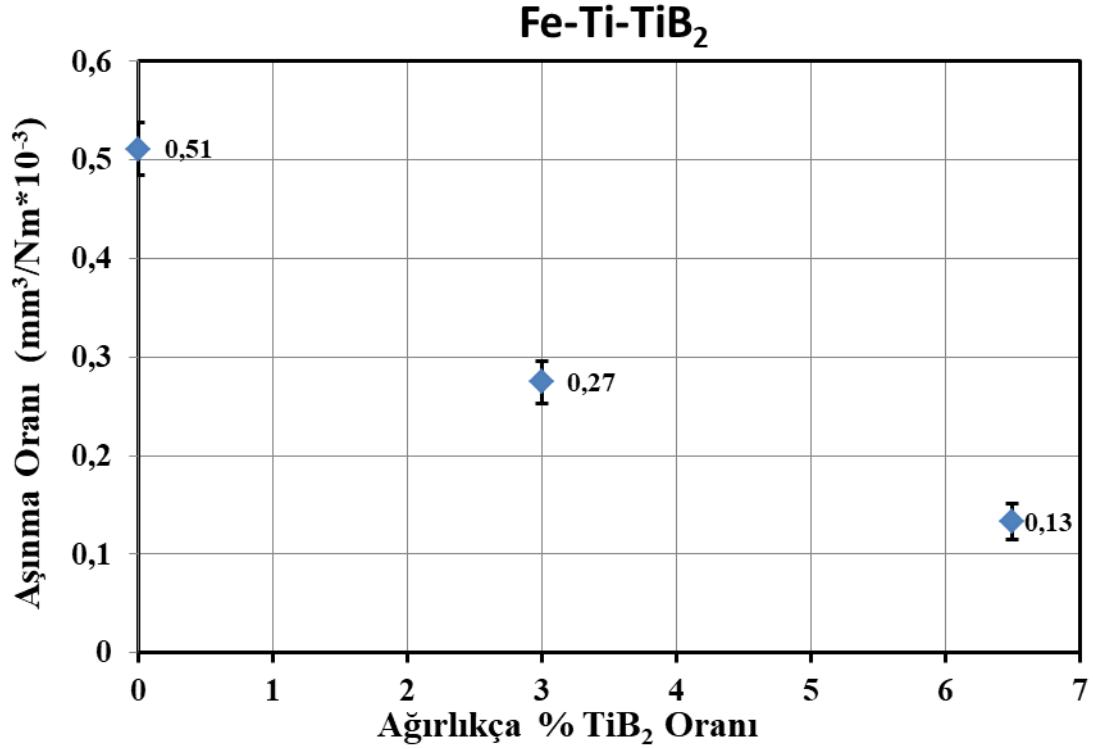


Şekil 5.12. 1000 °C’de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin TiB₂ oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri



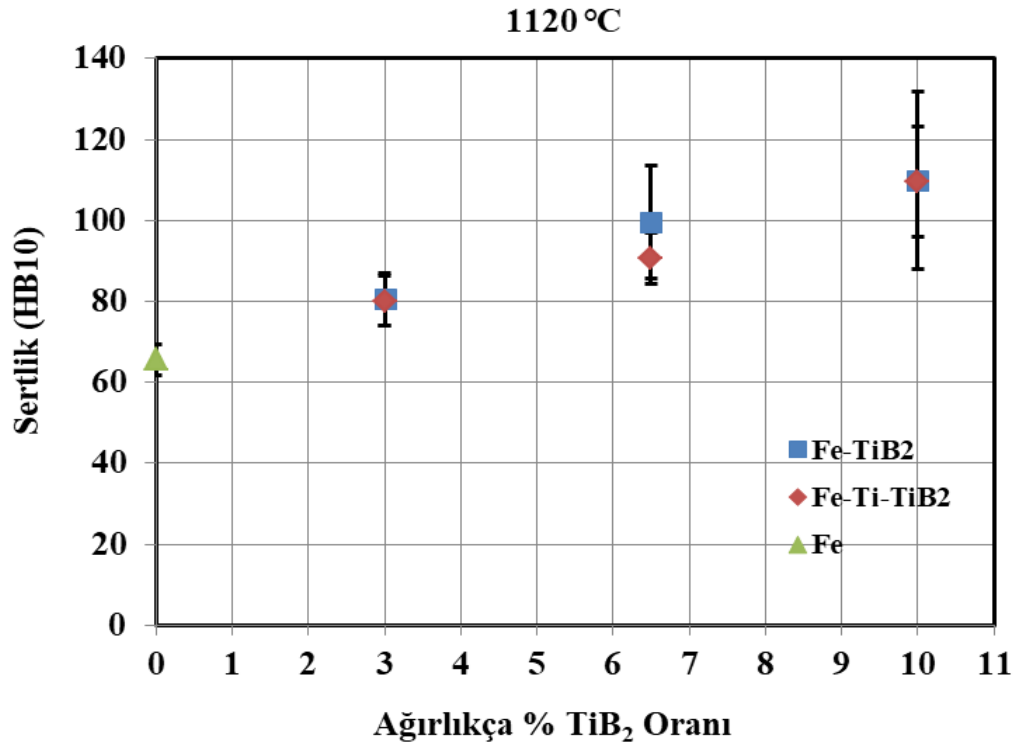
Şekil 5.13. 1120 °C’de sinterlenmiş Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin TiB₂ oranına göre gerilme ve % şekil değişimi grafikleri

1000 °C’de sinterlenen, Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin aşınma oranları Şekil 5.14’te sunulmaktadır. Bu grafiklerde demir matrise TiB₂ ve Ti takviye edilmesiyle malzemenin aşınma oranının azaldığı görülmektedir. Ağırlıkça %6,5 oranında TiB₂ ve %3,25 oranında Ti eklenerek üretilen kompozitin aşınma oranının TiB₂ içermeyen demir parçaya kıyasla %74,5 oranında azaldığı sonucu elde edilmiştir.

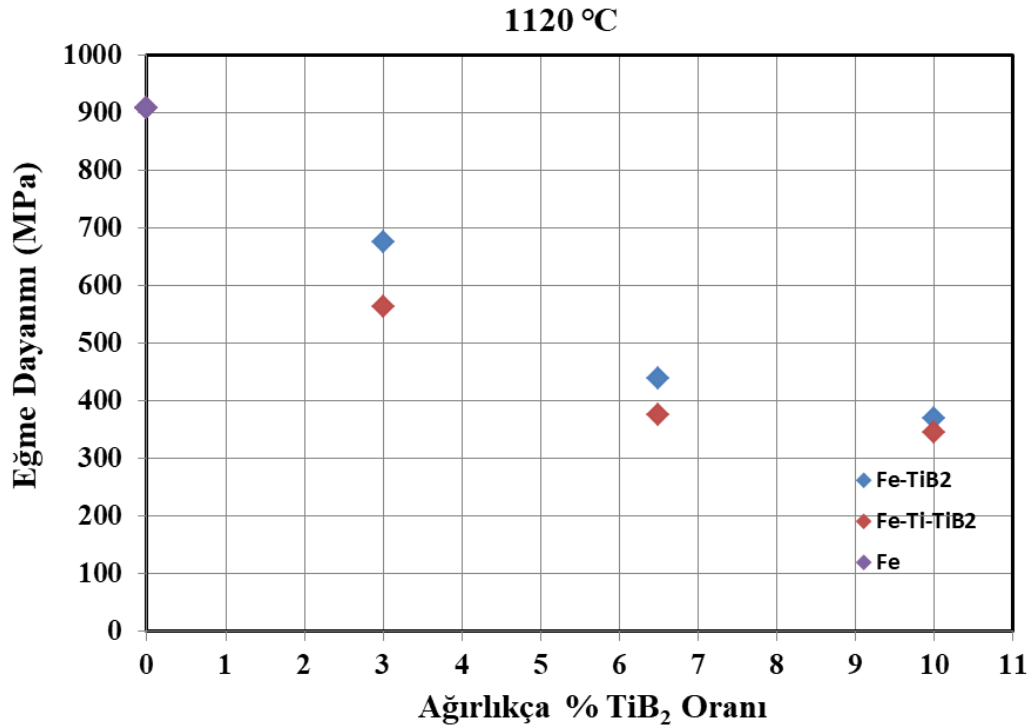


Şekil 5.14. TiB₂ oranına göre Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin aşınma oranı grafiği

Takviye malzemesi içermeyen demir, Fe-TiB₂ ve Fe-Ti-TiB₂ kompozitleri için topluca sertlik ve dayanım grafikleri Şekil 5.15’te ve Şekil 5.16’te sunulmaktadır. Demire takviye malzemesi olarak TiB₂ ve Ti eklenmesi ile sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir. Şekil 5.15’teki grafiğe göre Fe-TiB₂ ve Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin 1120 °C’deki ortalama sertlik değerleri birbirine çok yakın olmakla birlikte Fe-TiB₂ kompozitlerinin ortalama sertlik değerleri Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerine kıyasla bir miktar daha yüksektir.

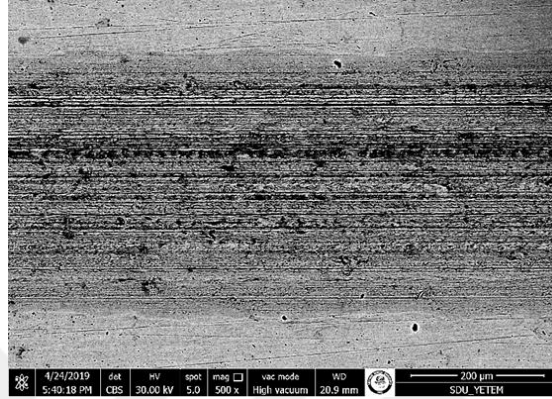


Şekil 5.15. 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB₂ ve Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin ortalama sertlik değerleri

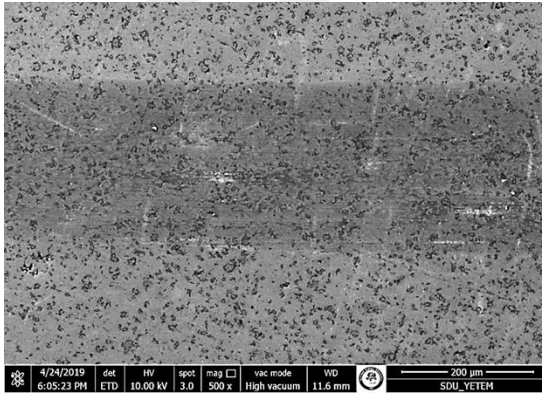


Şekil 5.16. 1120 °C’de sinterlenmiş olan Fe-TiB₂ ve Fe-Ti-TiB₂ kompozitlerinin eğme dayanımı değerleri

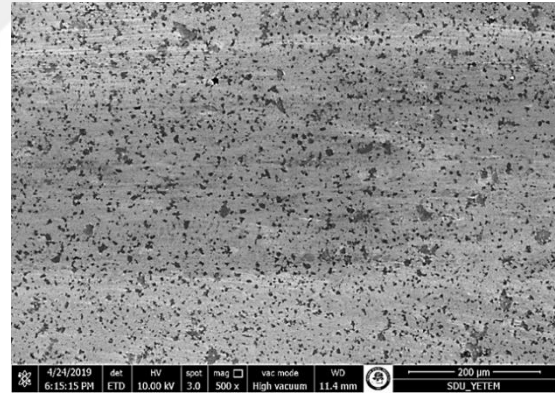
Takviye malzemesi içermeyen demir, Fe-TiB₂ ve Fe-Ti-TiB₂ kompozitleri için topluca taramalı elektron mikroskobu ile çekilen aşınma izlerinin görüntüleri Şekil 5.17’de sunulmaktadır. Bu görüntülere göre en çok aşınan yüzeyin katkısız demir parçasına ait olduğu görünmektedir. Ayrıca ağ. %6,5 TiB₂ içeren demir matrisli kompozitin (Fe-TiB₂), aynı oranda TiB₂ içeren ve ek olarak TiB₂ miktarının yarısı olacak şekilde Ti ilave edilen kompozite (Fe-Ti-TiB₂) 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 TiB₂ takviyeli demir matrisli kompozit



c) Ağ. %6,5 TiB₂ 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 TiB₂ takviyeli demir matrisli kompozit c) Ağ. %6,5 TiB₂ ve % 3,25 Ti takviyeli demir matrisli kompozit

Sonuç olarak, bu çalışma kapsamında toz metalürjisi yöntemi kullanılarak TiB₂ partikül takviyeli demir matrisli kompozitlerin üretimi ve karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Elde edilen kompozitlerin sertliklerinin, artan TiB₂ miktarı ile arttığı belirlenmiştir. Sertlik değerleri 60 HB10’dan 110 HB10 değerlerine ulaşmıştır. Diğer taraftan, kompozitlerin dayanım ve süneklik değerlerinde, TiB₂ takviye oranına bağlı olarak azalma görülmüştür. Takviye fazı içermeyen demir parçasının eğme

dayanımı 900 MPa olurken, % 10 TiB₂ içeren kompozitin dayanım değeri 350 MPa'a düşmüştür. Dayanım ve süneklikteki azalmanın nedeninin, TiB₂ partikülleri etrafında olduğu görülen demir borür fazı olduğu düşünülmektedir. Ayrıca yapılan EDS analizlerinden TiB₂ içeren demir matrisli kompozitlere Ti ilavesinin yapılmasıyla, sadece TiB₂ içeren parçalarda görülmüş olan demir borür bölgelerinin oluşmadığı düşünülmektedir.

Eklenen titanyum partiküllerinin, uygulanan sinterleme sıcaklığında tam olarak çözünmediği görülmüştür. Ön alaşımlı toz kullanımının, bu sorunu ortadan kaldıracabileceği düşünülmüştür. Bununla birlikte, titanyum diborürün demir matriste 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 TiB₂ içeren kompozitin aşınma oranı $0,06 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ olmuştur. Bu değişim, TiB₂ eklenmesi ile kompozitin aşınma direncinin 8 kat iyileşmesi olarak değerlendirilebilir.

6. KAYNAKLAR

- Anal A., Bandyopadhyay T. K., Das K. 2006. Synthesis and characterization of TiB₂-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 TiB₂ 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 TiB₂-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-Mo₂C-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 / TiB₂ 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.
- Gąsior 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 TiB₂ 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-Al₂O₃ 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., Thümmel F., Sigl L.S., Schmetz K.A. 1991. Pressureless sintering of TiB₂-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 TiB₂ 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-TiB₂ composites by SPS and HP-HT technology. *Intech*, 7: 126-153.
- Tanaka, K. and Saito, T. 1999. Phase equilibria in TiB₂-reinforced high modulus steel. *Journal of Phase Equilibria*, 20(3): 207-214.
- Tjong S.C., Lau K.C. 1999. Properties and abrasive wear of TiB₂/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 TiB₂ 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 TiB₂ and TiB₂-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 TiB₂-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 TiB₂-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-TiB₂ 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)