

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ Al₂O₃/SiC KOMPOZİTLERİNİN
ÜRETİMİ ve KARAKTERİZASYONU**

DOKTORA TEZİ

Metalurji ve Malz. Yük. Müh. Fatih ERDEMİR

**OCAK 2016
TRABZON**



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :

Trabzon

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ AL2024 / SİC KOMPOZİTLERİNİN
ÜRETİMİ ve KARAKTERİZASYONU**

Metalurji ve Malz. Yük. Müh. Fatih ERDEMİR

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
"Doktor"
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 21.12.2015
Tezin Savunma Tarihi :

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI

Trabzon 2016

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Makina Mühendisliği Anabilim Dalında
Fatih ERDEMİR Tarafından Hazırlanan

FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ A12024/SiC KOMPOZİTLERİNİN ÜRETİMİ
VE KARAKTERİZASYONU

başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 22 /12/2015 gün ve 1632 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda
DOKTORA TEZİ
olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

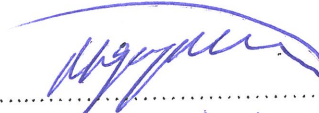

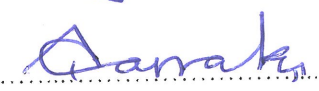
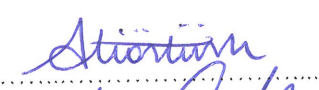
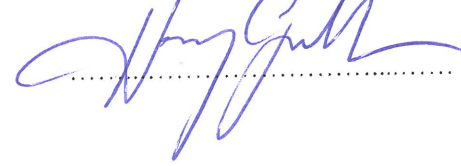
Başkan : Prof. Dr. Mehmet GAVGALI

Üye : Prof. Dr. Yeliz PEKBAY

Üye : Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI

Üye : Doç. Dr. Ali ÖZTÜRK

Üye : Doç. Dr. Hasan GEDİKLİ


.....

.....

.....

.....


Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Bu tez çalışması K.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Doktora Tezi olarak hazırlanmıştır.

Akademik çalışmalarımda bana sürekli yol gösteren ve destek veren, bilgisini hiçbir konuda paylaşmaktan çekinmeyen, bıkmadan usanmadan her işimize koşan ve kendisi ile çalışmaktan keyif duyduğum tez danışmanım Sayın Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI'ya teşekkür ederim. Çalışmalarım boyunca bilgi ve tecrübelerini her zaman benimle paylaşan değerli hocam Sayın Doç. Dr. Hamdullah ÇUVALCI'ya, özverili yardımlarından dolayı can arkadaşlarım Arş. Gör. Temel VAROL'a, Arş. Gör. Serdar ÖZKAYA'ya, Metalurji ve Malz. Müh. Hasan KARABACAK'a, Arş. Gör. Müslim ÇELEBİ'ye ve Arş. Gör. Hüseyin İPEK'e teşekkür ederim. K.T.Ü. Makine Mühendisliği Bölümün'de yaptığım deneylerde bilgi ve tecrübelerini benimle paylaşan Prof.Dr. Gencağa PÜRÇEK'e, Doç.Dr. Hasan GEDİKLİ'ye, Arş. Gör. Harun YANAR'a ve Arş. Gör. Muhammet DEMİRTAŞ'a teşekkür ederim. K.T.Ü. Maden Mühendisliği Bölümün'den Yrd. Doç. Dr. Ferdi CİHANGER'e teşekkür ederim.

Benden sevgilerini ve ilgilerini hiçbir zaman esirgemeyen annem Günseli ERDEMİR, babam Mustafa ERDEMİR, kardeşlerim Derya ERDEMİR ve Alperen ERDEMİR'e ve ARSLAN ailesine teşekkür ederim.

Doktora tezimin her aşamasında yanımda olan ve bir ömür boyunca yanımda olmasını istediğim canım eşim İpek ERDEMİR'e ve aramıza katılıp bizi hep güldürecek olan sevgili Duru kızım'a en derin şükranlarımı sunarım.

Fatih ERDEMİR

Trabzon 2016

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum ‘‘Fonksiyonel Derecelendirilmiş Al₂O₃/SiC Kompozitlerinin Üretimi ve Karakterizasyonu’’ başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI’nın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 15.01.2016

Fatih ERDEMİR

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XV
SEMBOLLER DİZİNİ.....	XVI
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1. Giriş	1
1.2. Metal Matris Kompozit Malzemeler	2
1.3. Metal Matris Kompozit Malzemelerin Uygulama Alanları	4
1.4. Alüminyum Matrisli Kompozitler	6
1.4.1. Alüminyum Matris Kompozitlerin Yapısal Özellikleri.....	6
1.4.2. Takviye Malzemeleri.....	7
1.4.3. Matris/Takviye Arayüzeyi.....	8
1.4.4. Takviye Fazın İslatılabilirliği	10
1.4.5. Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemelerin Eğilme Dayanımı.....	11
1.4.6. Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Korozyon Davranışı	14
1.4.7. Alüminyum Matris Kompozitlerin Aşınma Davranışı	16
1.5. Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler	18
1.5.1. FDM'lerin Üretim Yöntemleri	23
1.5.1.1. Santrifüj Döküm	23
1.5.1.2. İnfiltrasyon	24
1.5.1.3. Plazma Sprey Kaplama.....	26
1.5.1.4. Toz Metalurjisi	27
1.5.2. Toz Metalurjisi Üretim Safhaları.....	29
1.5.2.1. Tozların Üretimi	29
1.5.2.2. Tozların Karıştırılması.....	30

1.5.2.3. Tozların Preslenmesi	30
1.5.2.4. Sinterleme	33
1.5.2.5. Mekanik Alaşımılama.....	35
1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	40
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	43
2.1. Malzemeler	43
2.2. Malzeme Bileşimleri.....	46
2.3. Parçacık Boyutu.....	49
2.4. Kompozitlerin ve FDM lerin Üretilmesi	49
2.5. Porozite Tayini	51
2.6. Metalografik Çalışmalar	51
2.7. Mikrosertlik Testleri	54
2.8. Üç Nokta Eğme Deneyi.....	54
2.9. Charpy Darbe Testleri	56
2.10. Aşınma Testleri	57
2.11. Korozyon Testleri	58
3. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	59
3.1. Al2024/SiC Kompozitler ve FD Al2024/SiC Kompozitler.....	59
3.1.1. Al2024/SiC Kompozit Tozlarının Karakterizasyonu	59
3.1.2. Mikroyapı İncelemeleri	62
3.1.3. Porozite ve Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	79
3.1.4. Al2024/SiC ve FDM Kompozitlerin Eğilme Davranışları.....	83
3.1.5. Al2024/SiC ve FDM Kompozitlerinin Darbe Davranışları.....	88
3.1.6. Al2024/SiC ve FDM Kompozitlerinin Korozyon Davranışları	97
3.1.7. Al2024/SiC Kompozitlerinin Aşınma Davranışı.....	109
4. SONUÇLAR.....	120
5. ÖNERİLER	122
6 KAYNAKLAR.....	123
ÖZGEÇMİŞ	

Doktora Tezi

ÖZET

FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ Al₂O₃/SiC KOMPOZİTLERİNİN ÜRETİMİ ve
KARAKTERİZASYONU

Fatih ERDEMİR

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makina Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Doç.Dr. Aykut ÇANAKÇI
2016, 130 Sayfa,

Bu çalışmada toz metalurjisi yöntemi kullanılarak fonksiyonel derecelendirilmiş(FD) Al₂O₃/SiC kompozit malzemeler üretildi. X ışını difraksiyonu, ve taramalı elektron mikroskobu analizleri (SEM) Al₄C₃, CuAl₂, ve CuMgAl₂ fazlarına ek olarak Al ve SiC fazlarının iç yapıda baskın olduğunu gösterdi. En yüksek eğilme dayanımı (1400 MPa) iki tabakalı ve üst tabakası Al₂O₃/SiC kompozit olan FDM’de elde edildi. Kompozitlerin mikrosertlik değerlerinde ve porozite miktarlarındaki değişimlerin, metaller arası bileşik ve SiC miktarı ile ilişkili olduğu tespit edildi. Mikrosertlik değerlerinde ve metallerarası bileşik oluşumundaki artış mekanik özelliklerde değişime neden oldu. Al₂O₃ alaşımı Al₂O₃/SiC kompozitlerinden daha iyi darbe direncine sahip olduğu tespit edildi. Al₄C₃, CuAl₂, ve CuMgAl₂ faz miktarlarının darbe direncini etkileyen önemli etken olduğu bulundu. Kompozitlerin korozyon davranışları %3,5 NaCl çözeltisinde elektrokimyasal korozyon testleri ile belirlendi. En düşük korozyon hızı iki tabakalı ve üst tabakası Al₂O₃/SiC kompozit olan FDM’de elde edildi. Kompozitlerin aşınma davranışlarını belirlemek için ball on disc aşınma deney düzeneği kullanıldı. Yük miktarı 15 N’den 20 N’a çıkması, Al₂O₃ alaşımının aşınma miktarının artması ile sonuçlandı. En düşük aşınma miktarı Al₂O₃/SiC kompozitinde elde edildi.

Anahtar Kelimeler: Metal Matrisli Kompozitler, Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler, Toz Metalurjisi, Metaller Arası Bileşikler, Darbe Direnci, Korozyon, Aşınma.

Phd.Thesis

SUMMARY

Production and characterization of functionally graded Al2024/SiC composites prepared by powder metallurgy techniques.

Fatih ERDEMİR

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Metallurgy and Materials Engineering
Supervisor: Assoc.Prof.Dr. Aykut ÇANAKÇI
2016, 130 Pages

In this study, functionally graded Al2024/SiC composites (FGMs) were produced by powder metallurgy method. X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) with energy-dispersive x-ray spectroscopy (EDX) analyses indicated that Al and SiC were dominant components as well as others such as Al_4C_3 , $CuAl_2$, and $CuMgAl_2$. A maximum bending strength of 1400 MPa was obtained for two layered FGMs which contained with 40 wt. % SiC on top layer. A decrease in microhardness and changes in porosity content were discussed in relation to the SiC content and the intermetallics formations. The results show that the increase in microhardness values and intermetallic formation play a major role on the improvement of mechanical properties of the composites. Al2024 alloy exhibited better toughness compared to those obtained from Al2024/SiC composites. The corrosion performances of composites were evaluated by potentiodynamic polarization scans in 3.5 % NaCl solution. Corrosion experiments shows that corrosion rate (1,109 mpy) of two layered FGMs which containing 50 wt. % SiC were much higher than Al2024 matrix (2,569 mpy) and Al2024/50 wt.% SiC composite (2,201mpy). Mechanical properties of these composites were evaluated by microhardness measurements and ball-on-disc wear tests. As the applied load change from 15 to 20 N, the wear rates of the Al2024 increased significantly and wear mechanism transformed from mild to severe wear regime. It has been shown that Al2024/40wt.% SiC composite has lower wear rate where adhesive and abrasive wear mechanisms play a major role.

Keywords: Metal Matrix Composites, Functionally Graded Materials, Powder Metallurgy, Intermetallics, Impact Behaviour, Corrosion, Wear.

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1.	Al/SiC kompozitlerinin arayüzeyinde Al ₄ C ₃ oluşumu	9
Şekil 1.2.	Sıvı damlasının katı yüzey ile arasındaki temas açısı ölçümü.	11
Şekil.1.3.	Kompozit malzemede soğuma esnasında meydana gelen gerilimler; a) matrisin büzülme ile parçacığa uyguladığı basma kuvveti ve parçacığın tepki kuvveti, gerilmesi,b)Parçacıklar etrafında ince tane yapısına sahip matris bölgelerinin oluşması	12
Şekil 1.4.	Metal matris içersinde kırık ilerleme mekanizmasının şematik gösterimi ..	13
Şekil 1.5.	Partikülleri geçen dislakosyon çizgisi	13
Şekil 1.6.	Aluminyum matsili kompozitlerin korozyon modelinin gösterimi.	13
Şekil 1.7.	Al-Si alaşımının adhesiv aşınmış yüzey resmi.	17
Şekil 1.8.	Al 5083 alaşımının aşınma yüzey resimleri	18
Şekil 1.9.	FDM örnekleri; a) insan derisi, b) termal kaplama, c) insan kemiği, d) roket gövdesi e) bambu ağacının gövdesi, f) Ti-6Al-4V/B4C FDM.	20
Şekil 1.10.	Devamlı ve kademeli derecelendirilmiş fonksiyonel malzemelerin şematik gösterimi	22
Şekil 1.11.	Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerde elastisite modülü değişimi ...	22
Şekil.1.12.	Santrifüj döküm yöntemi.	24
Şekil 1.13.	Vakumlu infiltrasyon düzeneği	25
Şekil 1.14.	Toz metalurjisi yönteminin akış şeması	28
Şekil 1.15.	Toz presleme işlemi; a)tek tesirli presleme, b) çift tesirli presleme.	32
Şekil 1.16.	Sıcak presleme işlemi	33
Şekil 1.17.	Sinterleme mekanizmasının şematik gösterimi.	34
Şekil 1.18.	MMK lerin sinterleme mekanizması.	34
Şekil 1.19.	Mekanik alaşımların şematik olarak gösterimi.	36
Şekil 1.20.	Bilya -toz -bilya çarpışmalarının şematik gösterimi	37
Şekil 1.21.	Sünek-Sünek sistemde mekanik alaşımlama safhalarının gelişimi.	38

Şekil 1.22.	Mekanik alaşımlamada sünek-gevrek öğütme sisteminin safhaları.....	38
Şekil 2.1.	Al ₂ O ₃ tozlarının başlangıç morfolojisi.....	43
Şekil 2.2.	Al ₂ O ₃ tozlarının partikül boyutu analizi	44
Şekil 2.3.	SiC partiküllerinin başlangıç morfolojisi	44
Şekil 2.4.	SiC 'ün partikül boyutu analizi	45
Şekil 2.5.	Ortalama 12 µm boyuta sahip SiC partiküllerine ait XRD spektrumu	45
Şekil 2.6.	İş Akış Şeması.....	48
Şekil 2.7.	Partikül boyutu ölçüm cihazı.....	49
Şekil 2.8.	a) Öğütme cihazı, b) Tungsten karbür kavanoz ve bilyalar	50
Şekil 2.9.	a) Sıcak presleme cihazı; b) Fırın ünitesi	50
Şekil 2.10.	Civalı porozimetri cihazı	51
Şekil 2.11.	a) Kesme makinesi, b) Bakalite alma cihazı, c) Otomatik zımparalama	52
Şekil 2.12.	Korozyon testleri için hazırlanan numune.....	52
Şekil 2.13.	Taramalı elektron mikroskopu (SEM)	53
Şekil 2.14.	X ışınları analiz cihazı.....	53
Şekil 2.15.	Mikrosertlik ölçüm cihazı	54
Şekil 2.16.	Üç nokta eğme deney numunesi boyutları	55
Şekil 2.17.	a) Ünlversal eğme cihazı, b) üç nokta eğme testi	55
Şekil 2.18.	Charpy deney düzeneği	56
Şekil 2.19.	Charpy deney numunesi (mm)	56
Şekil 2.20.	Ball-on-disk aşınma test cihazı	58
Şekil 2.21.	Aşınma testleri ve diskin şematik gösterimi	57
Şekil 2.22.	Korozyon test cihazı.....	58
Şekil 3.1.	Al ₂ O ₃ / SiC kompozit tozlarının 1 saatlik öğütme işlemi sonrası; a) yüzey morfolojisi, b) Al ve SiC dağılımı, c) Al dağılımı, d) SiC'ün matris tozu içinde dağılımı.....	60

Şekil 3.2.	Al ₂ O ₃ / SiC kompozit tozlarının 2 saatlik öğütme işlemi sonrası; a) yüzey morfolojisi, b) Al ve SiC dağılımı, c) Al dağılımı, d) SiC'ün matris tozu içinde dağılımı.	61
Şekil 3.3.	Al ₂ O ₃ / SiC kompozit tozlarının 2 saatlik öğütme işlemi sonrası; a) yüzey morfolojisi, b) Al ve SiC dağılımı, c) Al dağılımı, d) SiC'ün matris tozu içinde dağılımı.	62
Şekil 3.4.	Al ₂ O ₃ / SiC kompozitlerinin SEM görüntüleri; a) A3 kompoziti, b) A3 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü, c) A4 kompoziti, d) A4 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü, e) A5 kompoziti, f) A5 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü, g) A6 kompoziti, h) A6 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü.	67
Şekil 3.5.	FD Al ₂ O ₃ / SiC kompozitlerinin SEM görüntüleri; a) AS3, b) AS34, c) AS345, d) AS456.	69
Şekil 3.6.	AS345 kompozitinin SEM görüntüleri; a) alt tabaka ile ikinci tabakayı gösteren görüntü, b) ikinci tabaka ile üçüncü tabakayı gösteren görüntü, c) üçüncü tabaka ile üst tabakayı gösteren görüntü.	71
Şekil 3.7.	A3 kodlu Al ₂ O ₃ / SiC kompozitinin SEM-EDS element dağılımı; a) Silisyum elementinin dağılımı, b) Bakır elementinin dağılımı, c) Magnezyum elementinin dağılımı.	72
Şekil 3.8.	A6 kodlu Al ₂ O ₃ / SiC kompozitinin SEM-EDS element dağılımı; a) Silisyum elementinin dağılımı, b) Bakır elementinin dağılımı, c) Magnezyum elementinin dağılımı.	73
Şekil 3.9.	AS4 kodlu FD Al ₂ O ₃ / SiC kompozitinin SEM-EDS element dağılımı; a) Silisyum elementinin dağılımı, b) Bakır elementinin dağılımı, c) Magnezyum elementinin dağılımı.	74
Şekil 3.10.	A4 kodlu Al ₂ O ₃ / SiC kompozitinin SEM EDS çizgi analiz sonuçları; SEM görüntüsü üzerinde bulunan sarı çizgi üzerindeki elementlerin dağılımı (Si, C, Al, Cu, Mg)	75
Şekil 3.11.	Al ₂ O ₃ / SiC kompozitlerinin XRD sonuçları.....	77
Şekil 3.12.	A4 kompozit numunelerinin SEM EDS analizi a) Analizlerin yapıldığı mikroyapı görüntüsü, b) noktasal analizi (oklarla gösterilen), ve c) SiC ve Al matris içerisinde dağılımı gösteren çizgi analizi (yeşil çizgi boyunca).....	78
Şekil 3.13.	Civalı porozimetre ile belirlenen porozite boyut dağılımı a) A3, A4, A5 ve A6 kompozitleri b) AS345 ve b) AS456 FDM kompozitler.	81

Şekil 3.14.	Kompozit ve iki tabakalı FDM numunlerin porozite miktarlarını gösteren grafik	82
Şekil 3.15.	Üç ve dört tabakalı FDM numunlerin porozite miktarlarını gösteren grafik.	82
Şekil 3.16.	FDM numunelerin kırılma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri; a) AS3 FDM kompozit, b)AS4 FDM kompozit, c) AS45 FDM kompozit, ve d) AS345 FDM kompozit.	85
Şekil 3.17.	Üç nokta eğme testleri sonucunda elde edilen yük sehim eğrileri; a) üç tabakalı FDM'nin egrileri, b) dört tabakalı FDM numuneler'nin egrileri. ..	87
Şekil 3.18.	Al2024/ SiC kompozitlerin ve FDM numunelerin darbe tokluklarını gösteren grafikler; a) kompozitlerin darbe enerjisi değişimleri, b) iki tabakalı FDM kompozitlerin darbe enerjisi değişimleri, c) üç tabakalı darbe enerjisi değişimleri, d) dört tabakalı darbe enerjisi değişimleri.	89
Şekil 3.19.	Al2024 alaşımı ve Al2024/ SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a)Al2024, b) A3 kompozit, c) A4 kompozit, d) A5 kompozit, e) A6 kompozit	90
Şekil 3.20.	İki tabakalı FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a)AS3,b)AS4,c)AS5,d)AS6.....	91
Şekil 3.21.	Üç tabakalı FD Al2024/ SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a)AS34, b)AS45,c)AS56.....	92
Şekil 3.22.	Dört tabakalı FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a) AS345, b) AS456.....	94
Şekil 3.23.	Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey SEM görüntüleri;a) Al2024 alaşımı, b) A3 kompoziti, c) A4 kompoziti, d) A5 kompoziti, e) A6 kompoziti.	95
Şekil 3.24.	İki tabakalı FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey SEM görüntüleri; a) AS4 numunesinin arayüzey görüntüsü, b) AS5 numunesinin arayüzey görüntüsü.	96
Şekil 3.25.	Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) kompozitler ve Al2024 alaşımına ait eğriler, b) kompozitler ve Al2024 alaşımına ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmeye gösterimi.	98
Şekil 3.26.	Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) iki tabakalı FDM kompozitlere ait eğriler, b) iki tabakalı FDM kompozitlere ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmeye gösterimi.	99
Şekil 3.27.	Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) üç tabakalı FDM kompozitlere ait eğriler, b) üç tabakalı FDM kompozitlere ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmeye gösterimi	100

Şekil 3.28.	Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) dört tabakalı FDM kompozitlere ait eğriler, b) dört tabakalı FDM kompozitlere ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmede gösterimi.	101
Şekil 3.29.	Al2024/SiC kompozitler ve FDM 'lerim %3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon akım yoğunluklarının değişimlerini gösteren grafik	103
Şekil 3.30.	Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a)Al2024 /%30 SiC kompozitinin yüzey resmi b) çukurcukların varlığı.....	105
Şekil 3.31.	Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a)Al2024 /%40 SiC kompozitinin yüzey resmi b) çukurcukların varlığı.....	106
Şekil 3.32.	Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a)Al2024 / %50 SiC kompozitinin yüzey resmi b) korozyona uğramış yüzeyi.....	107
Şekil 3.33.	Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a)Al2024/%60 SiC kompozitinin yüzey resmi b) korozyona uğramış yüzeyi.....	108
Şekil 3.34.	Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerinin farklı yüklerde aşınma sonrasında ağırlık kayıplarındaki değişimi gösteren grafik.....	108
Şekil 3.35.	Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerinin mikrosertlik test sonuçları	110
Şekil 3.36.	Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerinin farklı yüklerde aşınma miktarlarını gösteren eğriler.....	111
Şekil 3.37.	Al2024 alaşımının 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a) düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu.....	113
Şekil 3.38.	A3 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a)düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu.....	114
Şekil 3.39.	A4 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a)düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu.....	115
Şekil 3.40.	A5 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu.....	116

- Şekil 3.41. A6 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a) düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu. 117
- Şekil 3.42. Al2024 / SiC kompozitinin 15 N yük altında aşınma yüzeyi SEM görüntüleri a) A4 kompozitinin aşınma yüzeyi, b) A4 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü, c) A6 kompozitinin aşınma yüzeyi, d) A6 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü. 118
- Şekil 3.43. Al2024 / SiC kompozitinin 20 N yük altında aşınma yüzeyi SEM görüntüleri; a) A4 kompozitinin aşınma yüzeyi, b) A4 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü, c) A6 kompozitinin aşınma yüzeyi, d) A6 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü. 119

TABLULAR DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1.1. Metal matris kompozit malzemeler ve uygulama alanları	5
Tablo 2.1. Al2024 tozlarının kimyasal kompozisyonu (% ağ.).....	44
Tablo 2.2. Kompozitler ve FDM lerin kompozisyonları ve numunelerin tanımlanması	46
Tablo 3.1. Kompozitlerin tanımlanması, porozite miktarları ve mikrosertlik değerleri.....	80
Tablo 3.2. Kompozit ve FDM numunlerin üç nokta eğme dayanımları.....	84
Tablo 3.3. Polarizasyon datalarından elde edilen elektrokimyasal parametreler	103

SEMBOLLER DİZİNİ

- Al : Alüminyum
- MA : Mekanik alaşımlama
- TM : Toz metalurjisi
- SEM : Taramalı elektron mikroskobu
- MMK : Metal matrisli kompozit
- AMK : Alüminyum matrisli kompozit
- FDM : Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzeme
- FD : Fonksiyonel Derecelendirilmiş
- MIP : Civalı Porozimetre
- XRD : X-ışınları difraktometresi
- d_{50} : Ortalama toz boyutu
- Hv : Vickers sertlik değeri
- μm : Mikrometre
- MPa : Mega paskal

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Otomotiv, savunma ve havacılık gibi sektörlerin ihtiyaç duyduğu malzemelerin özelliklerine ulaşmak geleneksel metal ve alaşım malzemelerle mümkün olmamış ve yeni malzemelere ihtiyaç duyulmuştur [1]. Bu ihtiyaçlar doğrultusunda ileri teknoloji malzemeleri olarak bilinen kompozitler [2-4], fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler [5-8], yarı iletkenler [9], şekil bellekli malzemeler [10] ve nanomalzemeler [11,13] geliştirilmiştir. Kompozit malzemelerin, ileri teknoloji uygulamalarında artan malzeme ihtiyacını karşılayabilecek olması gelecek vadede malzeme grupları arasında yer almasına zemin oluşturmuştur. Kompozit malzeme gruplarından olan metal matrisli kompozitler (MMK), çok fazla kullanılan bir malzeme grubudur. MMK ler, alüminyum, titanyum ve magnezyum gibi hafif metal alaşımlarının, yüksek dayanımlı seramiklerin takviye edilmesiyle elde edilir. MMK kullanılarak tek fazlı malzemelerde elde edilmesi mümkün olmayan üstün özellikler ortaya çıkartılabilir. MMK'ler mükemmel ısı iletkenlik, yüksek mukavemet, mükemmel aşınma direnci, yüksek sıcaklıkta çalışabilme, yanmazlık, yakıt ürünleri ve çözücülere karşı minimum etkilenme ve kolay şekil alabilme kabiliyetlerine sahiptirler. Alüminyum alaşımları düşük yoğunluklu, iyi mekanik özelliklere ve korozyon dayanımına sahip olmasından dolayı otomotiv ve havacılık endüstrisinde oldukça fazla kullanılması, alüminyum alaşımlarının MMK'lerde en çok tercih edilen matris malzemesi olmasına sebep olmaktadır. Al matrisli kompozitler B_4C , SiC ve Al_2O_3 gibi seramik takviyeler ilave edilerek farklı üretim teknikleriyle üretilebilirler. Son yıllarda Al esaslı SiC takviyeli kompozit malzemelerin kullanımında artışlar olmuştur. Darbe dayanımı yüksek olması gereken bölgelerin alt katmanında destek tabakası olarak metal matrisli kompozitler kullanılmaktadır. Ancak darbe esnasında iki tabakanın ayrılması düşük darbe dayanımına sebep olmaktadır. Tabakalı kompozitlerin bu zayıf yönünü ortadan kaldırabilmek için fonksiyonel derecelendirilmiş (FD) olarak üretilmesi sonucunda varılmıştır [14].

Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler (FDM) kesite bağlı olarak farklı mikroyapı ve özellikler gösteren kompozit malzemelerdir. Bu malzemelerde içyapı, fiziksel ve mekanik özellikler yüzeyden itibaren derinliğe doğru malzeme bileşimine bağlı olarak değişmektedir. Günümüzde, silah sanayindeki gelişmelerle birlikte mermi tasarımı ve üretiminde iyileşmeler olurken, daha güvenilir zırh malzemelerine olan ihtiyaç

artmaktadır. Zırh malzemeleri, hedef zarar görmeden önce mermi enerjisini absorbe edebilmeli ve mümkünse mermiyi durdurabilmelidir. İyi bir zırh, sertleştirilmiş çelik veya tungsten merminin ucunu körelterek darbeyi daha geniş alana dağıtabilmeli ve mermi hedefe nüfus etmeden darbe enerjisiyle oluşan şok dalgayı mermiye iletibilmelidir. Aynı zamanda darbe enerjisini absorbe edebilmelidir. FDM kullanımı ile üst tabakası aşınmaya karşı çok dayanıklı bununla birlikte alt tabakalarında oldukça tok ve yüksek mukavemetli olan malzemeler üretilebilmektedir. İstenen bu özellikleri karşılamaından dolayı FDM'ler zırh uygulamalarında tercih edilmektedir [6]. Bu tür kompozitlere herhangi bir cisim çarpması durumunda bu malzemelerin darbe davranışı oldukça karmaşık olacaktır. Yüksek hızlardaki darbe sonrasında gözle görülür hasarlar meydana gelirken, düşük ve orta hızlardaki darbe sonrasında malzemenin içerisinde çatlaklar ve delaminasyonlar (tabakalar arası ayrılma) gibi hasarlar meydana gelebilmektedir. Bu hasarlar çalışma esnasında ilerleyerek büyük hasarlara neden olabilmektedir [6].

1.2. Metal Matris Kompozit Malzemeler

Mühendislik malzemeleri metalik, seramik, polimer ve kompozit malzemeler olarak gruplandırılırlar. Kompozit malzemeler bu grup içerisinde tamamen bağımsız olarak düşünülemezler [15]. Kompozit malzemeler; belirli bir amaca yönelik olarak en az iki farklı malzemenin bir arada toplanması ile elde edilirler. Kompozit malzemeler aynı veya farklı gruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini yeni ve tek bir malzemedeki toplamak amacıyla, birbiri içerisinde çözünmeyen ve birbirlerinden farklı şekil ve/veya malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla makro bileşenin karışımından veya birleşmesinden elde edilmektedir [16].

Kompozit malzemeler takviye cinsine ve matris malzemesine göre sınıflandırılmaktadırlar. Kullanılan takviye elemanının şekline göre partikül takviyeli, fiber takviyeli, levhasal, tabakalı ve doldurulmuş kompozit olmak üzere beş gruba ayrılmaktadır. Partikül takviyeli kompozitlerde takviye elemanı olarak sert seramikler, intermetalikler ve yarıkristalin partiküller kullanılmaktadır. Uzay ve savunma sanayinde kullanılan Titanyum alaşımı esaslı bir çok parçanın yerini seramik partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerden üretilen parçalar almaktadır [17]. Fiber takviyeli kompozitlerde, malzemeye gelen yük matris tarafından fibere iletilir, yükün çoğunu fiber takviye taşır ve özellikleri anizotropiktir. Fiber formları; örgülü, şerit fitil veya tabakalar

halinde yönlü olarak kullanılır [18]. Alumina fiber/Al matrisli kompozit malzemeler kondansitör olarak kullanılmaktadır. Bu kondansitörler yüksek sıcaklıklara dayanabilirken hafifliği, yüksek mukavemeti ve çok az sarkma gibi cazip mekanik özellikler göstermektedirler [19]. Levhasal kompozitler, matris fazı içindeki levha şekilli takviye elemanlarından oluşurlar. TiB/Ti kompozitleri ve AlB₂ ve Be levhalar en çok bilinen metal levhalardır [20]. Tabakalı kompozitler, farklı bileşenli plakaların sandviç (üst üste) şeklinde birleştirilmesiyle elde edilir. Bu kompozitler, matris içerisine rastgele yönlenmiş, tek yönlü veya çift yönlü fiber takviyeli tabakalardan oluşmaktadır. Doldurulmuş kompozitler, sürekli bir iskelet yapıya sahip takviye malzemesi formunun matris bir malzeme ile doldurulmasından üretilen kompozitlerdir. Matris malzemesinin daha önceden hazırlanmış preform (köpük) yapıya basınçlı, basınçsız ya da döküm yoluyla emdirilmesi ile elde edilir [21]. Kompozit malzemeler, kullanılan matris malzemesinin cinsine göre ise dört ana sınıfa ayrılmaktadır. Bunlar metal matris, seramik matris, polimer matris, ve karbon/karbon kompozit malzemelerdir. Metal matrisli kompozitler ana malzemesi metal ve metal alaşımı olan kompozit malzemelerdir. Hafif metallerin kompozitlerde matris malzemesi olarak kullanımı giderek artmaktadır. Genellikle Al, Ti, Mg, Ni, Cu ve Zn matris malzemesi olarak kullanılırken, Al ve alaşımları, Ti ve Mg yaygın olarak kullanılmaktadır. Takviye elemanı olarak da genellikle seramik bir takviye fazı kullanılmaktadır. Ancak, matris malzemesinin her takviye elemanı ile iyi bir arayüzey bağı oluşturamaması metal matrisli kompozit (MMK) üretimini zorlaştırmaktadır. Seramiklerin yüksek sertliği ile metallerin plastik şekil değiştirme özellikleri birleştirilerek aşınmaya dayanıklı, kırılma tokluğu ve basma gerilmesi yüksek malzemeler elde edilmektedir. Genellikle Al₂O₃, SiC, Si₃N₄, B₄C, cBN, TiC, TiB, TiN ve AlN takviye malzemesi olarak kullanılmaktadır [22]. MMK malzemeler partikül (SiC, Al₂O₃, BN, B₄C, WC), süreksiz fiber (C, SiC, Al₂O₃, Al₂O₃+SiO₂) ve sürekli fiber (SiC, Al₂O₃, C, B, W, Nb-Ti, Nb₃Sn) takviyeli olmak üzere üç gruba ayrılırlar [23]. MMK malzemeler içerisinden partikül takviyeli kompozitlerin, düşük maliyetleri, konvansiyonel yöntemler ile üretilebilir olması takviye malzemesi olarak tercih edilebilirliklerini artırmaktadır. Ticari olarak MMK üretimi yapan firmaların %79'u seramik takviyeli kompozit üretmektedirler. Kompozit malzemelerin üretiminde sıvı faz, katı faz ve gaz fazı olmak üzere üç farklı yöntem kullanılır. Sıvı faz üretim yöntemi diğer yöntemlere göre daha ucuzdur ancak takviye ile matris fazı arasında gevrek bir faz oluşur. Katı faz üretim yöntemleri birleştirme, difüzyon

ve buhar biriktirme gibi yöntemlerden oluşmaktadır[24].

1.3. Metal Matris Kompozit Malzemelerin Uygulama Alanları

MMK'lerin uygulama alanları Tablo 1.1'de gösterilmiştir. MMK'ler, uzay sanayi, makine tasarımı, spor malzemeleri ve eğlence malzemelerinde kullanımının yanında rijitlik ve hafiflik ile birlikte iyi yorulma direnci sağlamasından dolayı otomobil buji kollarında da kullanılmaktadır. Bu kompozitler, yüksek sıcaklık özelliklerinin çok iyi olmasından dolayı otomotiv sanayinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Uçak kanat panelleri SiCw takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerden üretilmiş ve %20 - 40 arasında hafiflik sağlanmıştır. MMK'ler ile de uçak çerçevelerinin yapımında benzer avantajlar elde edilmektedir. Kompresör diskleri, pervaneler, vanalar, jet motoru rotorları ve trident füze kılavuz elemanları metal matrisli kompozitlerden başarılı olarak üretilmektedir. Yakın gelecekte metal ve seramik esaslı kompozitlerin jet motorları ve uçak çerçevelerinin üretiminde geleneksel malzemelerin yerini alacağı düşünülmektedir. SiC_p/Al kompozitleri son yıllarda tenis raketleri ve golf sopalarının yapımında kullanılmakta, motor parçaları ve pistonları da SiCw/Al kompozitten yapılmaktadır. Karbon elyaf takviyeli kompozitler de oltalar ve tenis raketleri yapımında tercih edilmektedir. MMK ler diğer mühendislik malzemelerine göre daha yüksek mekanik sönümlenme özellikleri nedeniyle uzay mekiği yapımı için de çekici görünmektedir. Titanyum da daha yüksek sıcaklık direnci nedeniyle uçak motorlarında, özellikle kompresör pervanesi ve disklerinde kullanılmaktadır. Magnezyum ise piston, buji kolları ve yaylarda; düşük yoğunluğu, düşük termal uzama katsayısı ve yüksek rijitlik özelliğinden dolayı uçak sanayinde kullanılmaktadır. Ancak karbon elyaf ile alüminyum esaslı kompozitler üretildiğinde işlem sırasında elyafın özelliğini kaybetmesi veya arayüzey reaksiyonuna uğramasından dolayı bu kompozit üretimi tercih edilmemekte, Mg esaslı kompozit üretimi daha ucuz olduğundan kullanılmaktadır. Ancak ıslatabilirliği iyileştirmek için bazen karbon elyaf kaplanmakta veya Ni, Si kullanılmaktadır [25].

Tablo 1.1. Metal matris kompozit malzemeler ve uygulama alanları

Kompozit malzemeler	Endüstri	Uygulama alanları
B/ Al, SiC_w/ Al, Gr/Al Cam/ epoksi, C/ epoksi B/ epoksi, kevlar/ epoksi	Uçak	Uçak kanatları ve gövdesi, helikopter pervaneleri, iniş ve çıkış kapıları, payandalar, döşeme kirişleri, çerçeveler, vantilatör ve türbin kanatları
Al₂O₃/ Mg, Gr/ Al, Gr/Mg B/ Al, Al₂O_{3w}/Al, SiC_w/ Al, B/ Al, Al₂O_{3p}/Al, Gr/ Al, SiC_p/ Al	Helikopter	Transmisyon kutusu, kiriş destek yapıtları, itici çubuklar, iniş takımları
B/ Al, B/ Mg, Gr/ Mg	Uzay	Uzay yapıtları, antenleri, robot kolları
Kevlar/ epoksi SiC_p/ Al, SiC_w/ Al SiC_w/ Al, B/ Al	Otomotiv	Gövde parçaları, tampon , aks mili, yaylar, itme çubukları ve piston kolları
Kevlar/ epoksi, Cam/ epoksi	Gemi	Gemi teknesi, güvertesi
Cam/epoksi, Karbon/epoksi	Kimya	Borular, basınçlı kaplar ve tanklar
B/ epoksi, C/ epoksi B/ Al, Gr/ Al, SiC_w/ Al B/ Al, Gr/ Al, SiC/ Al	Spor	Oltalar, golf sopaları, yüzme havuzları, Tenis raketleri, Bisiklet ve motosiklet çerçevesi
Gr/ Cu, Gr/Pb, Al₂O₃/ Pb	Elektrik	Motor fırçaları, kablo ve akü plakaları
B/ Al, C/ Al, SiC/ Al	Tekstil	Mekikler
SiC/ Al, B/ Al	Tıp	Röntgen masaları, Protezler ve tekerlekli sandalye
C/ Pb, Al₂O₃/ Pb	Makine	Makine yatakları
Karbon/ karbon kompozit	Uçak- uzay	Uçak frenleri, türbin pervaneleri, Roket çıkış sistemleri

1.4. Alüminyum Matrisli Kompozitler

Alüminyum matrisli kompozitler (AMK) mükemmel fiziksel, mekanik ve tribolojik özelliklerinden dolayı otomotiv, savunma ve havacılık uygulamalarında tercih edilmekte olup; son yıllarda yüksek spesifik mukavemet ve tokluğun önemli olduğu insan üzerinde kullanılan zırhlarda da kullanımı artmaktadır [26,27]. AMK, yüksek spesifik mukavemet ve tokluk, düşük termal genleşme derecesi, yüksek sıcaklıklarda mukavemet değerlerini koruyabilme özelliği ve yüksek aşınma ve korozyon direnci gibi önemli özelliklere sahiptirler [28]. AMK genellikle matris malzemelerinden daha gevrek ve daha düşük kırılma tokluklarına sahiptirler. SiC ve Al₂O₃ takviye edilmiş AMK'in kırılma toklukları takviyelerin kırılma tokluklarından yüksek olup; takviye oranı artıkça bu değer azalmaktadır [29-31].

1.4.1. Alüminyum Matris Kompozitlerin Yapısal Özellikleri

Alüminyum (Al) doğada boksit cevheri halinde bulunmaktadır. Havaya maruz kaldığında yüzeyinde oksit tabakası oluşması nedeniyle mat gümüşü renkte olup sünek bir metaldir. Bu oksit tabakası yaklaşık 2 µm'dir ve korozyon direncini artırmaktadır. Atom numarası 13 tür. Atom çapı 1.43 Å, iyon çapı 0.86 Å'dır. Saf Al'nin çekme mukavemeti yaklaşık 49 MPa olmasına rağmen Al alaşımlarında bu değer 700 MPa' a kadar çıkabilmektedir. Yoğunluğu 2,7 gr/cm³ olan Al, bu değer ile çelik veya bakırın yaklaşık üçte biri kadar olup; magnezyum ve berilyumdan sonra en hafif metaldir. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahip olan Al'nin ergime sıcaklığı 660 °C iken kaynama sıcaklığı 2519 °C olmaktadır. Saf Al 'nin elektrik iletkenliği 64,94 IACS dir. Saf Al'nin Elastise modülü (E) 69 GPa iken, çeliğin E değeri 210 GPa olmaktadır. Bundan dolayı Al'nin esnemesi çelikten üç kat daha fazla olmaktadır. Al hafif ve yüksek dayanımdan dolayı uzay ve havacılık sanayinde tercih edilmektedir [32].

Simgeleme, ilk elde dört rakam kullanılan bir sayılma üzerine kurulmuştur (Tablo 1.2). Buna göre dört rakamlı sayısal simgenin ilk rakamı, hangi temel alaşım elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu belirtmektedir. AMK'de sertleştirilebilir 2XXX(Al-Cu), 6XXX (Al-Mg-Si) ve 7XXX (Al-Zn-Mg-Cr) serisi Al alaşımları tercih edilmektedir. Bu alaşımlara çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri uygulanabilir. İlk rakam alaşım türünü simgelerken ikinci rakam ise değişken sayısını vermektedir. Son iki rakamın özel

bir anlamı olmayıp, serideki alaşımları birbirinden ayıran sıra sayısı olarak kullanılır. Örneğin, 2024 alaşımı özellikle denetlenen hiç bir katkı elementi bulunmayan bir Al-Cu alaşımını simgeler. AA 2024 alaşımına sırasıyla çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutularak sertleştirilmektedir. Bu alaşımlar doğal ve yapay olarak yaşlandırılabilirler. Alüminyum alaşımları içerisinde en yüksek elastisite modülü, sertlik ve dayanıma sahiptir. Mühendislik uygulamaları, uzay sanayinde, uçak yapımlarında, ortopedik tabanlarda, perçin ve çekme tekerleklerinde yaygın olarak kullanılmaktadır [33].

Tablo 1.2. Alüminyum alaşımlarında simgeleme dizini, alaşım elementlerinin katılma ve oda sıcaklığında çözünürlükleri [34].

Simge	Temel Alaşım Elementi	Katılma sıcaklığında çözünürlük (%)	Oda sıcaklığında çözünürlük (%)
1xxx	Alaşımsız Al	100	100
2xxx	Al-Cu	5,65 (548 °C)	0,02
3xxx	Al-Mn	1,8 (659 °C)	0,3
4xxx	Al-Si	1,65 (577 °C)	0,1
5xxx	Al-Mg	14,9 (450 °C)	2,5
6xxx	Al-Mg-Si	-	-
7xxx	Al-Zn	82 (382 °C)	2
8xxx	Diğer elementler	-	-
9xxx	Kullanılmayan dizi	-	-

1.4.2. Takviye Malzemeleri

Takviye malzemeleri, matris malzemesi ile uyumluluk, rijitlik, mukavemet ve yoğunluk değerleri açısından üstün bir birleşim oluşturan seramik malzemelerdir. Bu seramik malzemeler fiber, partikül ve visker formda olup, oksit, karbür, nitrür ve borür olarak kullanılabilirler. Bunların yanında, tungsten ve çelik fiberler gibi metalik malzemeler de takviye malzemesi olarak kullanılabilirler [35]. Tablo 1.3'de AMK'de kullanılan takviye malzemelerinin özellikleri verilmiştir. Partikül ve fiber formda SiC ve Al₂O₃ en çok tercih edilen takviye malzemeleridir. SiC, Al₂O₃'ya göre daha sert ve aynı zamanda kırılmaya karşı daha dirençlidir. SiC, doğada direkt olarak bulunmayan ve

kuvvetli kovalent bağı yapay bir malzeme olup, eşitlik 1.1’de verilen reaksiyon sonunda sentezlenir.



SiC’nin korozyon dayanıklılığı çok yüksektir. Asidik ve alkali ortamlardan 800°C’ye kadar etkilenmezken ve 1200°C’de koruyucu bir oksit (SiO₂) filmi oluşturmakta ve bu film ile SiC’ün 1600°C’ye kadar bozulmadan kalabilmesini sağlamaktadır. Isıl genleşme ve yüksek mukavemet ile yüksek ısıl iletkenlik bu malzemeye olağandışı kalitede ısıl şok direnci kazandırmaktadır. İçersinde bulunan safsızlıklar nedeniyle mukavemeti olumsuz etkilenirken, az miktarda safsızlık olmasa bile SiC ‘in mukavemetini, 1600°C’ye yaklaşan sıcaklıklara kadar muhafaza etmektedir. 2300°C sıcaklıkta yapısı bozulmaya başlamaktadır [36,39].

Tablo 1.3. Alüminyum martisli kompozitlerde kullanılan takviye malzemelerinin özellikleri [40].

Malzeme Cinsi	Elastik Modülü (GPa)	Yoğunluk (gr/ cm ³)	Termal İletkenlik (W/mK)	Termal Genleşme Katsayısı (10 ⁻⁶ /K)
SiC _p	448	3,21	120	3,4
SiC _{kf}	400-700	3,21	32	3,4
B ₄ C _p	450	2,52	29	5
Al ₂ O _{3p}	410	3,9	25	8,3
TiC _p	320	4,93	29	7,4
AlN _p	350	3,25	10	6
BN _p	90	2,25	25	3,8
TiB _{2p}	370	4,5	27	7,4

1.4.3. Matris/Takviye Arayüzeyi

Matris malzemesi ile takviye arasında uygun bir arayüzey oluşması ile metal matrisli kompozitlerin rijitlik, aşınma dayanımı, yorulma, sürülme, eğme ve korozyon dayanımı

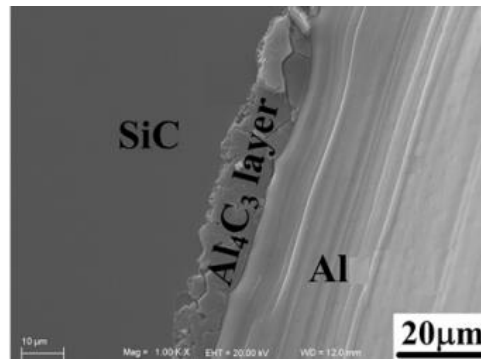
gibi özelliklerinin değişmesine neden olmaktadır. Bu özelliklerin devamlı olabilmesi için oluşan arayüzeylerin yüksek sıcaklıklarda kararlılıklarını koruyabilmesi gerekmektedir [41].

Matris kompozisyonu, takviyenin yüzey durumu, prosesi ve sıcaklığı, basınç, koruyucu atmosfer türü gibi özellikler arayüzey reaksiyonlarının miktarını ve oluşan ürünlerinin türünü belirler. Arayüzey reaksiyonları ile birlikte arayüzey enerjisi düşer ve kimyasal bağlanma için gerekli yapışma sağlanır.

Kimyasal reaksiyonun özellikleri, kompozitin fiziksel ve mekanik özellikleri üzerinde önemli etkiye sahiptir. Hatta proses sırasında başlayan reaksiyon ürünleri oluşumu kompozitin kullanımı boyunca devam edebilir ve kullanım sırasında kompozitlerin özelliklerini düşürmeye devam edebilir. Alüminyumun, SiC gibi takviye malzemesi ile reaksiyonu sonucu arayüzeyde 650°C'de Al_4C_3 fazı oluşabilmektedir. Al-SiC kompozitlerin arayüzeylerinde oluşan reaksiyon eşitlik 1.2'de verilen reaksiyonda gösterilmektedir [42]:



Çok gevrek olan Al_4C_3 çözünmez bu yüzden SiC etrafında devamlı tabaka şeklinde ve ya çökelti olarak kalır (Şekil 1.1). Al_4C_3 tabakası ortalama akma ve çekme mukavemetini artırırken malzemenin sünekliliğini olumsuz yönde etkiler. Al_4C_3 fazı, 1400 Hv gibi yüksek sertliğe sahiptir ve çok küçük boyutlarda olması nedeniyle kompozit malzemenin mukavemetini artırırken, dislokasyon hareketlerine engel olmaktadır [43].



Şekil 1.1. Al/SiC kompozitlerinin arayüzeyinde Al_4C_3 oluşumu [44].

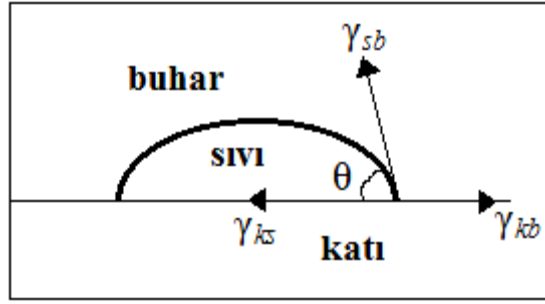
Al_4C_3 tabakası oluşmadığında kırılma başlarken çatlak ilerlemesi arayüzeydeki bağın çözülmesi ile meydana gelir. Bu durum pek çok partiküllerin matris fazına kısmi olarak bağlanması ile açıklanır. Al_4C_3 tabakası, partiküllerinin dağılmasıyla bozular, kırılmanın yayılıp çoğalması partikül ile matris fazı arasında kuvvetli bir bağ oluştuğunu göstermektedir. Matris ile partikül arasında kuvvetli bağ oluşumu arayüzey boyunca daha etkili yük dağılımına neden olmaktadır. Al_4C_3 tabakasının hem matris hemde partikül yüzeyi ile uyumlu olması mekanik özelliklerde artışa sebep olmaktadır. Süneklikte ki azalma daha sıkı bağlanmış arayüzeylerin oluşturduğu büyük plastik deformasyon miktarları ile oluşan ve matris fazının şekil değiştirmesi için gerekli olan gerilmeyi aşan gerilmelerden dolayı olmaktadır. Aşırı reaksiyon ile artan Al_4C_3 tabaka kalınlığı mekanik özellikleri olumsuz etkileyeceğinden üretim parametrelerin seçimi oldukça önemlidir [45]. Al/SiC kompozitlerin arayüzeyinde oluşan Al_4C_3 fazı hidroliz reaksiyonunu etkilediğinden dolayı korozyon dayanımını azaltmaktadır [46].

1.4.4. Takviye Fazın Islatılabilirliği

Bir sıvı damlasının katı yüzey ile arasındaki temas açısı Şekil 1.2’de gösterilmiştir. Bu temas açısı ölçülerek ıslatılabilirlik hesaplanabilmektedir. Sıvı faz üretim yöntemi kullanıldığında MMK’lerde takviye partikülleri ile matris arasında temasın sağlanabilmesi ıslatmanın olması ile mümkündür. Islatılabilirlik; takviyenin yapısı, matris ile takviye arayüzey reaksiyonları, sıcaklık, porozite, bekleme süresi ve atmosfer cinsi ile kontrol edilebilmektedir. Takviye partiküllerinin ıslatılabilirliğini artırmak için katının yüzey enerjisi artırılabilirken sıvı katı arayüzey enerjisi de azaltılabilir. Bunun için matris alaşımına ilave element eklenmesi, takviye partikülleri kaplanması ve partiküllere ısıtma işlem uygulanması ile azaltılır [47,48]. Temas açısı eşitlik 1.3’de göre (Young-Dupre eşitliği) hesaplanabilir:

$$\gamma_{kb} = \gamma_{ks} + \gamma_{sb} \cos\theta \quad (1.3)$$

Eşitliğe göre γ_{kb} katı buhar arayüzey enerjisi, γ_{ks} katı sıvı arayüzey enerjisi, γ_{sb} sıvı buhar arayüzey enerjisi’dir.



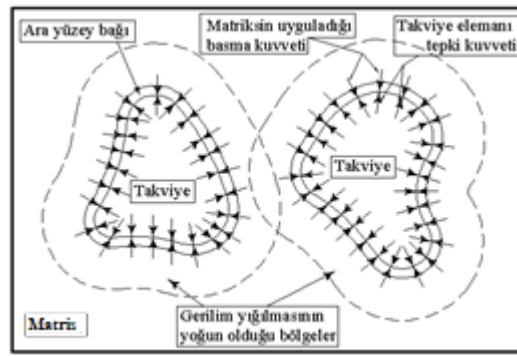
Şekil 1.2. Sıvı damlasının katı yüzey ile arasındaki temas açısı ölçümü

Temas açısı olan $\theta = 0$ olursa çok iyi bir ıslatma, $\theta=180$ olduğunda ıslatma yok, $0 < \theta < 180$ olduğunda kısmi ıslatma söz konusudur [47].

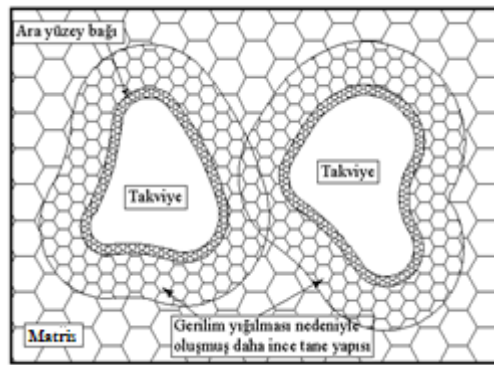
1.4.5. Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemelerin Eğilme Dayanımı

Malzemelerden üstün mekanik özellikler elde etmek, tek tip atomdan oluşan maddeler kullanmak ile mümkün olabilir. Ancak ortamda bulunan oksijen gibi elementler nedeniyle üstün mekanik özelliklere ulaşmak zordur. Alaşım elementleri ilave edilirken ana elementin atom kafesi içerisinde istenmeyen reaksiyonlar gerçekleşir. Alaşım elementlerinin enerji düzeyi zayıf tane sınırlarına yerleşmesiyle ana elementin atomlarının koordinasyon kat sayısı düşer. Bu durum mekanik özelliklerin olumsuz etkilenmesine sebep olmaktadır. Kompozit malzemelerde matris içerisinde takviye elemanının varlığı ve matris fazıyla oluşturdukları zayıf arayüzeylerden dolayı matrisin dayanımı azalır[49]. Arayüzey bağı kompozitin üretimi esnasında takviye ile matris fazı arasında meydana gelen kimyasal reaksiyonla oluşur. Reaksiyon bağ kuvvetleri, matris ile takviye elemanları arasında bağlantının gerçekleşmesini sağlamaktadır ve reaksiyonun gerçekleştiği bu bölgelere arayüzey denmektedir. Arayüzey bağ özellikleri üretim zamanı, sıcaklık, basınç gibi üretim parametrelerine bağlıdır. Optimize edilmiş üretim parametreleri ile elde edilmiş iyi bir arayüzey bağı, kompozitin mekanik özelliklerinin artmasına katkısı olmaktadır. Arayüzey boyunca yük dağılımı tokluk ve eğilme mukavemet değerlerini etkiler. Tokluk, arayüzeyde çatlakların yön değiştirmesi ile alakalıdır. Kompozitlerin üretimi esnasında matris ile takviye fazı arasındaki ısı genleşme farklılıkları nedeniyle gerilim yığılmalarının oluşumu kaçınılmazdır. Kompozitlerde üretim sonrası katılaşma esnasında, fazla genişleyen matris fazı takviye elemanlarına basma yönünde bir kuvvet uygular. Takviye elemanları da

bu basma kuvvetine karşı ters yönlü kuvvetle karşılık verir. Fakat azda olsa genişleyen ve soğuma esnasında büzülen parçacıklarda matrise arayüzey vasıtası ile çekme kuvveti uygular. Bu nedenle matrisin uyguladığı basma gerilmesini, etki-tepki prensibine göre karşılık vererek dengeleyen takviye elemanları, büzülme sonrası matrise uyguladıkları çekme kuvvetini matrisinde yine etki-tepki prensibine göre arayüzey bağı aracılığı ile karşılık vermesini gerektirmektedir. Bu yüzden de arayüzey bağında çekme yönünde kalıcı gerilim yığılması meydana gelmektedir. Arayüzey etrafında olan büyük gerilmelerin giderilmesi malzemenin sünekliğini artırmaktadır. Şekil 1.3'de kompozit yapı içerisinde, ısı genleşme farklılıklarından dolayı soğuma esnasında arayüzeyde çekme yönünde oluşan kalıcı gerilim yığılması ve matris ile takviye tarafından uygulanan kuvvetler gösterilmiştir. [50-54].

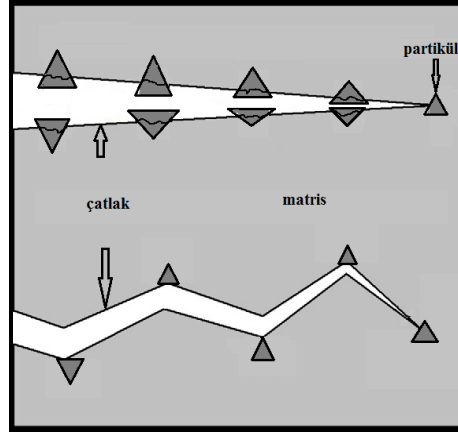


a)



b)

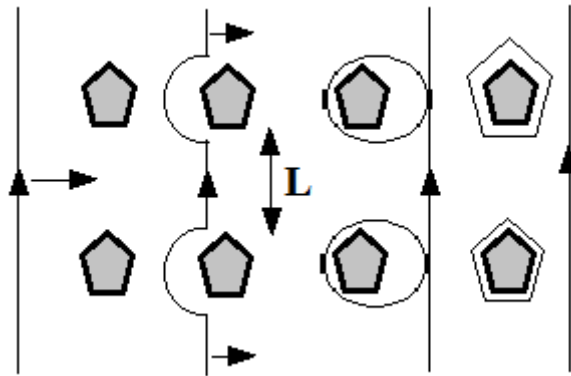
Şekil 1.3. Kompozit malzemedeki gerilimler; a) matrisin büzülme ile parçacığa uyguladığı basma kuvveti ve parçacığın tepki kuvveti, gerilmesi, b) Parçacıklar etrafında ince tane yapısına sahip matris bölgelerinin oluşması



Şekil 1.4. Metal matris içerisinde kırık ilerleme mekanizmasının şematik gösterimi

Kompozit malzemenin tokluk ve kırılma özelliklerine kötü yönde etki eden sebeplerin diğerleri aşağıda verilmiştir.

1. Partikül boyutu 1nm ile 1µm arasında olduğu durumlarda Orowan mekanizmasına göre tane sınırlarında yer değişimi zorlaşır. Bu mekanizmada taneler arası yer değiştirme işlemlerinde, kafesler arası sürtünmeden dolayı yer değiştirme güçleşir, artan plastik deformasyon ile kırılma artar, tokluk azalır. Dislokasyonlar partiküller tarafından tutulup dispersiyon sertleşmesine sebep olurlar. (Şekil 1.5)



Şekil 1.5. Partikülleri geçen dislokasyon çizgisi

2. Takviye elemanlarının boyutu arttıkça ve çap/boy oranları azaldıkça kompozitin kırılma dayanımı artmaktadır.

3. Matris fazının az olduğu bölgelerde yoğun halde bulunan kırılma dayanımı elemanları nedeniyle kırılma dayanımı artmaktadır.

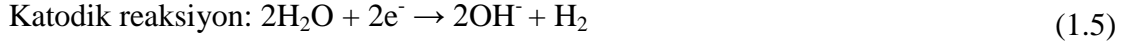
4. Parçacık ya da partiküllerin toplanmaları genelde sıvı üretim yöntemlerinde meydana gelir. Parçacık ya da partikül halindeki takviye elemanlarının ıslanma özelliklerinin kötü olmaması ve matrisin döküm sonrası yeniden kristalleşmesi esnasında yapı içerisinde oluşmaya başlayan dentritler tarafından takviye elemanlarının tane sınırlarına itilerek toplanmaları söz konusudur. Toplanmanın olduğu bu bölgelerde matrisin olmaması nedeniyle, kompozitin kırılma dayanımı artmaktadır.

5. Takviye elemanı hacim oranı arttıkça, takviyeyi çevreleyecek ana malzemeye olan ihtiyaç artmaktadır. Bu nedenle takviye elemanı hacim oranı içinde optimum bir hacim içeriğinin belirlenmesi gerekmektedir. Bu amaçla Özdemir ve arkadaşları, ergimiş metal karıştırma ve sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile alüminyum matrisli, SiC parçacık takviyeli kompozitlerde, farklı hacim içeriği ve uygulanan farklı basınçlarda kompozitin mekanik özelliklerin değişimini incelemişlerdir. Bu inceleme sonrasında üretim esnasında uygulanan basınç ile mekanik özelliklerin iyileştiğini ve takviye elemanı yüzde hacim oranının kritik bir değeri aşması ile mekanik özelliklerin kötüleştiğini tespit etmişlerdir. Buna ilaveten SiC parçacık yüzde oranının artmasıyla kompozitin sünekliği ve tokluğunun azaldığını, kırılma dayanımının arttığını, optimum hacim içeriğine ulaşıncaya kadar da çekme ve eğilme dayanımında artış meydana geldiğini, bu oran aşıldığında (% 17 hacim oranında SiC) ise dayanım özelliklerinin kötüleştiğini tespit etmişlerdir [55].

1.4.6. Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Korozyon Davranışı

Korozyon, malzemelerin iletken olan çözeltiler, doğal sular ve beton gibi ortamlar ile kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlara girerek bozunmaya uğramasıdır. Bu reaksiyonlar metal ile elektrolit arayüzeyinde oluşur. AMK'nin elektrokimyasal korozyonunda anodik bölgelerde oksidasyon, katodik bölgelerde ise redüksiyon tepkimeleri gerçekleşir. Oksidasyon sonucu oluşan elektronlar anodik bölgelerden katodik bölgelere doğru geçerler. Katodik ve anodik bölgeler arasındaki potansiyel fark (mV) bu reaksiyonları aktive eder. İyon hareketi sonucunda meydana gelen elektrik akımı ile

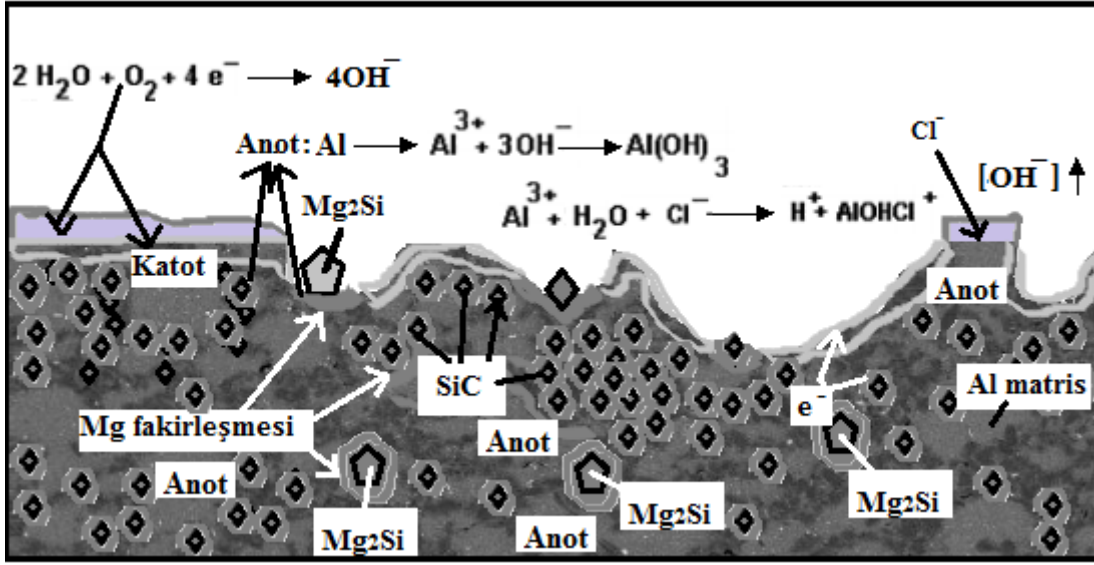
korozyon başlamış olur (Şekil 1.6). Artan pil oluşumları ile birlikte matriste metal kayıpları başlar. Al/SiC kompozitleri için anodik ve katodik reaksiyonlar aşağıda eşitliklerde verilmiştir [56].



AMK'de takviye türüne bağlı olarak farklı korozyon mekanizmaları görülmektedir. SiC ve Al₂O₃ takviyeli AMK'de korozyon işlemi çukurcuk korozyonu ile sonuçlanmaktadır. Çukurcuk korozyonunda anot metal yüzeyinde oluşan çukurun içinde dar bir bölge iken, katodik bölgeleri ise bu çukurların etrafındaki alanlar oluşturmaktadır. Çukur içerisinde anodik reaksiyonlar sonucu (+) yüklü metal iyonlarının artması çözültiden (-) yüklü Cl⁻ iyonların çukur içersine hareket etmesine neden olur. Sonuç olarak; metal klorür ve hidrojen iyonun konsantrasyonu artar. Çukurcuk korozyonu devam ederken çukur derinleşir ve korozyon ürünleri ile kaplanır. Bundan dolayı korozyon hızı yavaşlayabilir. Bu korozyon NaCl çözültülerinde ve pasifleşme özelliği olan metal ve alaşımlarda sıklıkla görülür. Bu yüzden çok tehlikeli bir korozyon türüdür. Gr ve B takviyeli AMK' de galvanik korozyon daha yaygın görülmektedir. Galvanik korozyon iki farklı bileşenin bir araya gelmesi ile oluşur. Kompozitler birden fazla bileşenden oluştuğundan galvanik korozyon görülmektedir. Takviye partikülleri soy veya yalıtkan olduklarından korozyon reaksiyonları görülmemektedir. Bu yüzden korozyon esnasında bariyer görevi görüp korozyonu yavaşlatabilirler [57,58]. SiC partikülleri iletkenlikleri düşük olduğundan, Al/SiC kompozitlerinde matris/takviye arasında galvanik çift oluşmaz ancak partiküllerin yüzeyinde oluşan arayüzey reaksiyon ürünleri ile galvanik çift oluşabilmektedir [59]. Al/SiC kompozitlerin korozyon davranışlarını;

- SiC'ün Al matris içersindeki dağılımı,
- SiC miktarı,
- Metallerarası bileşik fazların yoğunluğu,
- SiC ile Al matris arasında arayüzey reaksiyonları ve elektrokimyasal farklar

gibi faktörler belirler [60-61].



Şekil 1.6. Alüminyum matrisli kompozitlerin korozyon modelinin gösterimi

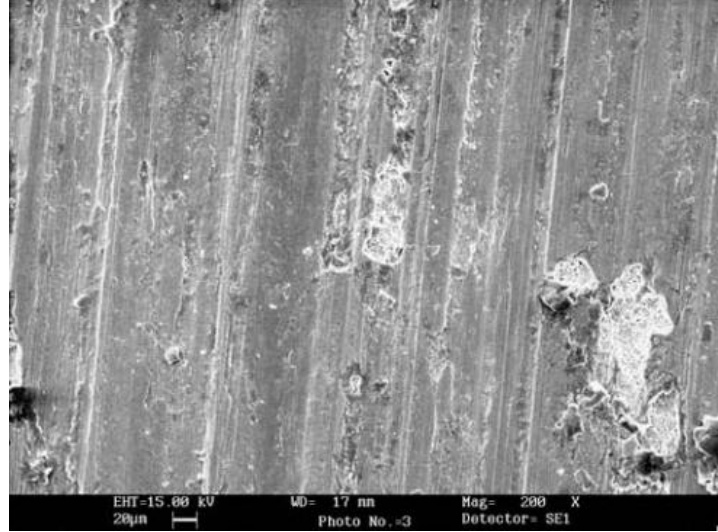
1.4.7. Alüminyum Matris Kompozitlerin Aşınma Davranışı

SiC, B₄C, Al₂O₃, ZrB₂, WC ve TiC gibi partiküller, AMK'in yük taşıma kapasitesini artırarak matrisi aşınmaya karşı korumaktadırlar. Aynı zamanda matris, aşındırıcı metal ve kırılmış partiküllerden oluşan ve karışmış tabaka olarak adlandırılan bu bölgeler malzemenin aşınma direncini artırmaktadır. AMK'in malzemelerin aşınma özelliklerini, matrisin mekanik özellikleri ile takviyenin cinsi, miktarı, şekli ve matris içindeki dağılımı belirler. Aşınma deney koşulları da malzemenin aşınma davranışlarını etkilemektedir. Aşındırıcı malzemenin mekanik özellikleri, ortamın nem oranı, sıcaklığı, yük miktarı, temas tipi, kayma mesafesi ve hızı aşınma deney parametreleri arasında sayılmaktadır [62-66].

AMK'in aşınma tipleri, adhesiv, abrasiv aşınma ve delaminasyon olmak üzere üç başlık altında toplanabilir.

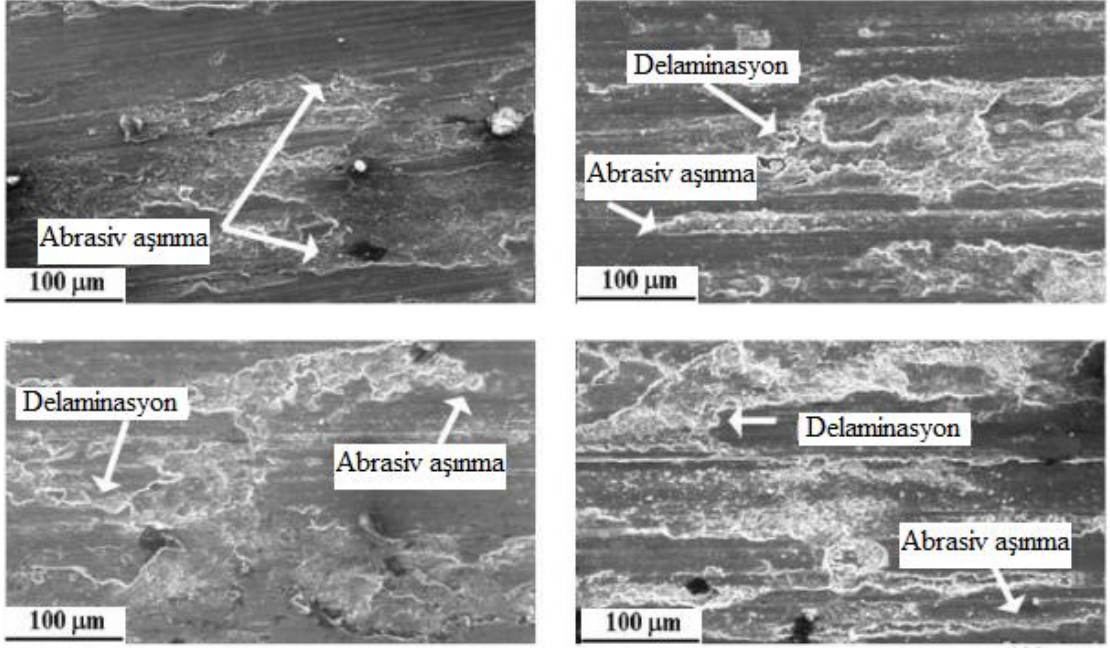
1- Adhesiv aşınma: Adhesiv aşınma, birbiri ile temas eden iki arayüzeyde meydana gelir. Temas eden yüzeyler, kayma direnci için gerekli olan yapışkan güce sahip olmasıyla bu bölgelerde deformasyon oluşur. Çatlak başlaması karşılıklı yüzeylerde soğuk kaynak ile sonuçlanır. Bölgesel bağlanmalar, bir yüzeyden diğerine malzeme transferi ile gerçekleşmektedir. Adhesiv aşınma, plastik temas altındaki yüzeylerin pürüzlü bölgelerde oluşan basıncın bölgesel plastik deformasyona yetecek kadar yükselmesi durumunda

meydana gelmektedir. AMK'in yüzeylerinin yağlayıcı malzeme veya oksit filmlerle kaplanması ile adhesiv aşınma direnci artırılmaktadır [67]. Al-Si alaşımına ait aşınma yüzey resimleri şekil de verilmiştir. Adhesiv aşınma sonrasında Şekil 1.7 'de görüldüğü gibi pulsu aşınma izleri ve pek çok krateler gözlenmiştir [68].



Şekil 1.7. Al-Si alaşımının adhesiv aşınmış yüzey resmi

2- Abrasiv aşınma: Aşındırıcı malzeme ile matris içerisinde bulunan sert takviyeler veya pürüzlülüklerin birbiri üzerinden kayması esnasında takviye malzemelerinin, daha yumuşak olan karşı malzeme yüzeyini Şekil 1.8'de gösterildiği gibi kazıyarak aşındırır [69]. AMK'de matris içerisinde partiküllerin topaklanması ve matris ile takviye arasında zayıf arayüzey gibi nedenlerden aşınma esnasında partiküllerin matris içersinden çıkarlar ve çıkan partiküller aşındırıcı gibi davranır [58].



Şekil 1.8. Al 5083 alaşımının aşınma yüzey resimleri [70].

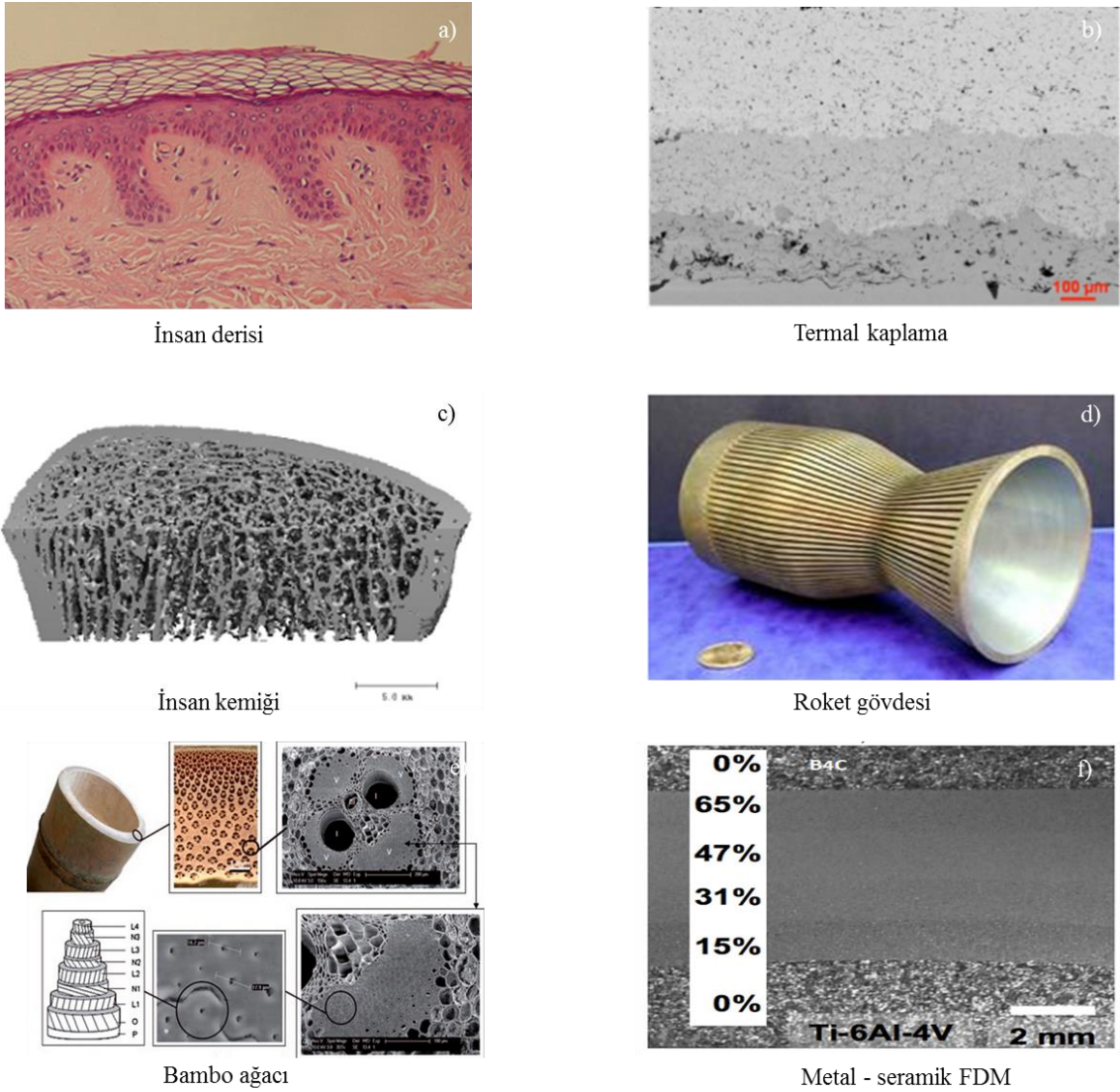
3- Delaminasyon aşınması: Aşındırıcı ucun temas ettiği yüzeyin hemen altında kesme gerilmelerinin etkisiyle plastik deformasyon gerçekleşir. Bu deformasyonun sonucunda aşınma yüzeyinde küçük çatlaklar oluşur ve çatlakların ilerlemesi ile delaminasyon aşınması meydana gelir. Bu aşınma türünde ilk olarak yüzey teğet yükler ve arayüzey tabakaları ise düşey yükler tarafından plastik deformasyona maruz kalır, sonrasında ise deforme olmuş tabakalarda inklüzyonlarla çatlak çekirdeklenir. Çatlaklar yüzeye paralel olarak ilerler, ve son olarak ince, uzun aşınma parçacıklarının oluşumu ve çatlakların yüzeye ulaşması ile bu parçacıkların yerlerinden ayrılması ile aşınma sonlanır.

1.5. Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler

1984'lü yılların başında Japonya'da gerçekleştirilen araştırmalar sonucunda kompozit malzemelerin fonksiyonel derecelendirilebileceği fikri ortaya çıkmıştır. Bu fikir metal matrisli kompozit malzemeden üretilen bir roket motorunda oluşan termal gerilmeleri azaltmak amacıyla yapılan çalışmalar esnasında ortaya atılmıştır. Yapılan araştırmaların büyük çoğunluğunda FDM'lerin üretimine öncelik verilmiş ve birçok üretim metodu geliştirilmiştir [71]. İleri teknoloji malzemelerinden olan FDM'ler birbirinden farklı özelliklerde olan iki homojen malzemeden oluşurlar ve malzeme özellikleri bir

konum fonksiyonuna bağılı olarak bir yüzeyden diğere yüzeye kademeli veya sürekli olarak değışim göstermektedir. FDM'lerde sertliğin yüksek olması istenen yüzeyde düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve yüksek ısı dirence sahip seramik esaslı malzemeler kullanılırken, sertliğin düşük olması istenen yüzeyde ise yüksek tokluk, elektrik iletkenliği ve yüksek işlenebilirliğe sahip metaller tercih edilir. Bu FDM'ler, seramik esaslı bölgeden metale doğru kademeli veya devamlı derecelendirme ile bir geğış olacak şekilde tasarlanırlar. Bu malzemelerin bileşimi, mikroyapısı ve bazı mekanik özellikleri yapı boyunca yumuşak bir geğış göstermesi tasarımcıya istenen mekanik ve ısı özellikte bir malzeme üretimi konusunda büyük avantajlar sağlamaktadır. FDM'ler bu sebeplerden dolayı birçok uygulamada tercih edilmektedir.

FDM'ler kademeli olarak derecelendirilirler. Devamlı derecelendirilmiş yapılarda arayüzeyde seramik miktarı %0'dan %100'e kadar değışir. Bir malzemenin bileşimi ve yapısının kısmi değışimi ve sürekli derecelendirilmesi malzemenin çok fonksiyonlu bir malzeme olmasını sağlar. İlk olarak uzay araçları için tasarlanan FDM'ler iyi ısı iletkenlik ve ısı direnç gibi iki zıt özelliğin bir malzemedede bulunabilmesi amacıyla geliştirilmiştir. Bu özellikler sayesinde hafiflik, güçlülük ve sağlamlık mümkün olmaktadır. Japonya'daki uzay istasyonu Kiba'da test olarak FDM, bir fişek ve geri kullanılabilir bir roket motoru olarak kullanılmıştır. Roketlerin çoğunun kullanıldıktan sonra atılması ve bununda ülkelere pahalıya mal olması, ülkeleri maliyeti azaltmaya yani geri kullanımlı roketler üzerinde çalışmaya yönlendirmiştir. Yapılan çalışmalar gelecekte uzay mekiklerinin geri kullanımlı roketler şeklinde üretilebileceklerini göstermiştir. Günümüzde, Japonlara ait Obita mekiği geri kullanımlıdır. FDM'lerin endüstriyel malzemelerdeki uygulamalarının geliştirilmesi de yine araştırmaların ana hedeflerinden biri olmuştur. Örneğin, derecelendirilmiş kesici uçlar ile umulan aşınma direnci ve sertlik elde edilmiştir. Kendi kendini yağlama fonksiyonu ve yüksek ısı dirençleriyle kesici uçlar sayesinde yağ kullanılmadan uygulanan kuru kesimler de gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde geliştirilen bir ucun iç kısmında çelik yoğunlukta, dış kısmına doğru elmas yoğunlukta [72].



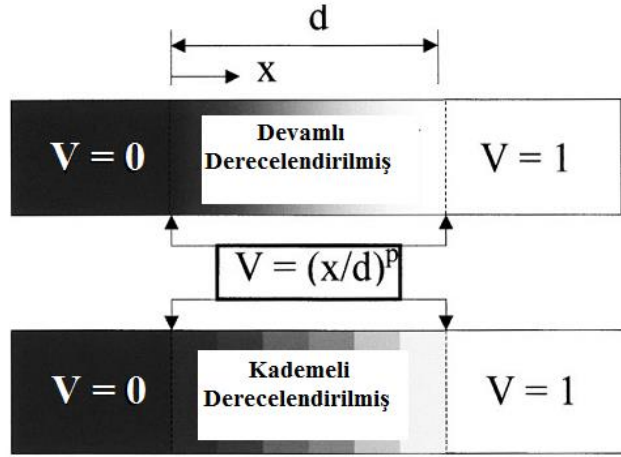
Şekil 1.9. FDM örnekleri; a) insan derisi, b) termal kaplama, c) insan kemiği, d) roket gövdesi, e) bambu ağacının gövdesi, f) FD Ti-6Al-4V/B₄C

FDM'ler derecelendirilmiş yapıları bir kompozit malzeme olup, tasarlanmış bir konuma bağlı olarak değişen mikroyapıya sahiptir. FDM'ye örnek olarak dişliler gösterilebilir. Dişlilerin kırılmaya karşı dayanabilecek toklukta olmasının yanında aşınmayı önleyecek sertliğe de sahip olması gerekmektedir. Bu özellikler makine elemanlarına birden fazla işlevsellikler katmaktadır. Dişli dişlerinin temas bölgelerinden içeri doğru sertlik düşerken tokluk artırılmaktadır. Dişli dişlerinin iç kısmının mikroyapısını alt beyrit ve ferrit fazı oluşturmaktadır. Temas bölgeleri yüzeyinin mikroyapısı ise martenzitiktir. Kısacası, bir dişli yüzeyde martenzitik iç kısımlarda alt

beynitik ve ferritik mikroyapı gösteren fonksiyonel derecelendirilmiş malzemedir. Türbin kanatlarında da benzer durum söz konusudur. Türbin kanatları konuma bağlı olarak değişen mekanik özelliklere sahiptirler. Bir yüke maruz kaldığında kırılmadan yükü taşıyacak tokluğa sahip olurken, yüzeyi yüksek sıcaklıklara maruz kaldığında da oda sıcaklığındaki özelliklerini kaybetmeden durabilmelidir. Bu yüzden türbin kanatlarının dış yüzeyi ergime sıcaklığı yüksek malzemelerle kaplanırken iç kısımlarda tokluğu yüksek metaller seçilir [73].

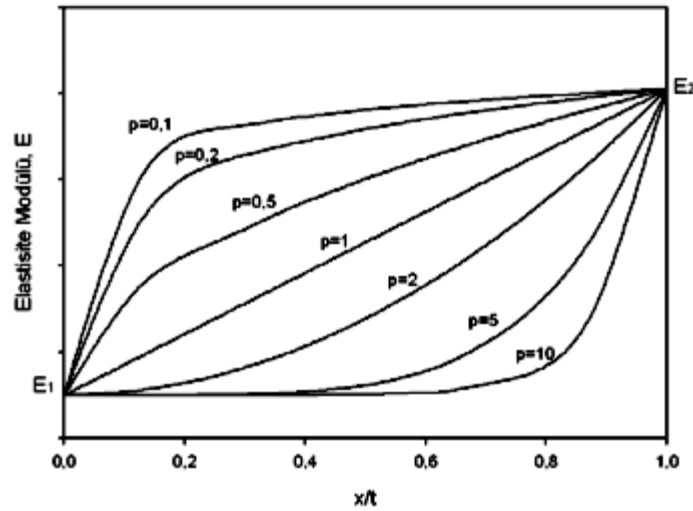
Sertlik ve tokluk gibi farklı iki özelliğin malzeme içersinde karşılıklı olarak ortaya çıkması imkânsızdır. Bu özellikleri birlikte kullanmanın bir yöntemi metal ve seramik gibi birden fazla malzemeyi birleştirmektir. Zırh uygulamalarında, seramik malzemeler darbeye karşı bir dış yüzey olarak kullanılırken metallik malzeme enerjiiyi emmek için daha iç yüzeylerde kullanılır. Bir metal-seramik zırh paket oluşturmak için geleneksel bir yöntem sadece, bir yapıştırıcı ile birlikte iki tabaka birleştirmek olacaktır. Ancak, sadece iki malzemeyi birleştirmekle pekçok özelliklerinde büyük farklılıklar ortaya çıkacaktır [74].

Derecelendirilmiş malzeme, iki farklı malzeme arasında keskin bir arayüzeyden farklı olarak derecelendirilmiş arayüzey vardır. Bu malzemelerdeki derecelendirilmiş arayüzey, kademeli veya devamlı bir biçimde değişen bir sistem olarak oluşturulan bir kompozitin mikroyapısı içindeki bir dizi değişikliktir ve gradyan yapısı olarak bilinir. Devamlı ve kademeli derecelendirilmiş fonksiyonel malzemeler Şekil 1.10'da gösterilmiştir. Birçok durumda, özellik dağılımları karışım kuralları (ROM) ile tanımlanabilir [75].



Şekil 1.10. Devamlı ve kademeli derecelendirilmiş fonksiyonel malzemelerin şematik gösterimi [76].

Şekil 1.11’de, üssel fonksiyona bağlı kuvvet kuralı ilkesiyle elde edilebilecek elastisite modülü değişim varyasyonları görülmektedir. Bu varyasyonlar, malzemenin fonksiyonel değişim gösteren kalınlık veya genişliğine (d) ve başlangıç noktasından itibaren mesafeye (x) bağlı olan uzaklık fonksiyonuna V ve p üsteline bağlı olarak değişmektedir [77].



Şekil 1.11. Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerde elastisite modülü değişimi

İki malzeme özellikleri arasındaki farklılıklar derecelendirilmiş mikroyapıyla en aza indirilir. Gradyan (p) yeterince düzgün olduğunda mikroyapıda hiçbir değişiklik olmadığı

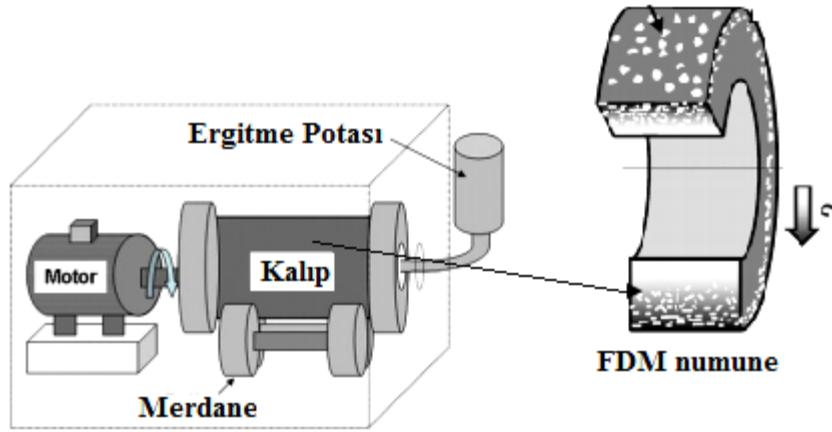
görülebilmektedir. Yumuşak bir geçiş olması durumunda malzeme özellikleri arasındaki uyumsuzluklar azalır. Bu nedenle, bir ideal fonksiyonel dercelendirilmiş malzemede keskin bir arayüzey yoktur ve sonuç olarak, kompozitin herhangi bir konumunda zayıf nokta kalmaz. Malzemenin işlevselliğini engelleyen zayıf arayüzeyin olmaması FDM tasarımını için oldukça önemlidir.

İki farklı malzeme birleştirilirken, yanlış eşleşmeler olması kompozitin bütünlüğünün bozulmasına sebep olur. Örneğin bir altlık malzemesi termal genişleme katsayısı farklı bir malzeme ile kaplandığında kaplama ile altlık arayüzeyinde gerilmelerin artacaktır. Meyers tarafından tarif edildiği gibi iki malzeme birleştirilir ve zırh uygulamalarda olduğu gibi aksel bir darbe yüklemesine maruz bırakılırsa, gerilim dalgası malzemeler ile iletilecektir. Dereceli malzemelerde gerilim dalgalarının yayılması bir, iki ve üç boyutlu olarak incelenmiştir [78,79]. Darbeyle oluşan gerilim dalgaları yansıdığı ve arayüzey boyunca iletildiği için, arayüzey boyunca bağlanmayı koparacak bir çekme kuvveti oluşur. Darbe olaylarında, gerilim dalgalarının birçok farklı türleri üretilir ve 3D şekilde iletir. Basınç dalgaları etkisi ile üretilen enerjinin çoğu etkili bölgelere odaklanır. Basınç dalgaları arayüzeyde bir çekme gerilmesi dalgası olarak yansır. Yansıyan dalgalar arayüzeyler boyunca iletimi esnasında sistem bileşenlerinin yapısal bütünlüğü bozulmaya başlar. Bu nedenle, bu sistemler için gerilim dalgalarının yansımalarını azaltmak amacıyla arayüzeylerin dereceli tasarımıyla sistem hatası en aza indirgenir [76].

1.5.1. FDM'lerin Üretim Yöntemleri

1.5.1.1. Santrifüj Döküm

Santrifüj döküm yöntemi FDM üretim yöntemlerinden bir tanesidir. Bu yöntemde silindirik bir şekle sahip olan kalıp belirli bir hızda dönerken ergimiş metal kalıp içerisine dökülür. Katılaşma biter bitmez kalıp dönmeye durdurulur ve üretimi gerçekleştiren döküm parça kalıp içerisinden çıkartılır. Bu yöntemle metal matrisli kompozit üretimi esnasında, takviye parçacıklarının yoğunluğunun matris yoğunluğundan fazla olması durumunda takviyeler daha çok dış tarafa yoğunlaşır. Tam tersi durumda yani takviye parçacıklarının yoğunluğu daha az ise iç tarafa (kalıp yüzeyine) doğru yoğunlaşır (Şekil 1.12).



Şekil.1.12. Santrifüj döküm yöntemi [80].

Bu yöntemle üretilen fonksiyonel derecelendirmiş malzemenin kompozisyonunu; uygulanan G büyüklüğü, partikül ve ergimiş metalin yoğunluğu, metal ergitme sıcaklığı, ergiyik viskozitesi, soğuma hızı, partikül hacimce oranı, üretilen borunun kalınlığı ve katılma süresi belirler. G büyüklüğü;

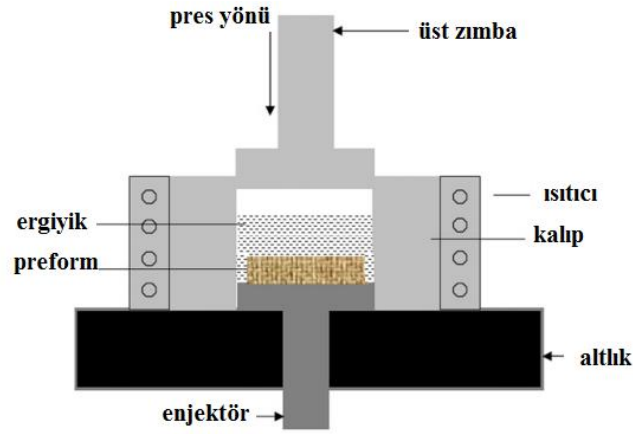
$$G = \frac{\omega^2 \cdot R}{g} \quad (1.6)$$

olarak ifade edilir ve parçanın dış yarıçapı (R ,m), kalıp dönme hızı (ω , s⁻¹) ve yerçekimi ivmesine (g) bağlı olarak değişir [81]. Kalıp dönme hızını ve ergitme sıcaklığını artırarak takviyece zengin bölge elde edilebilir. Mortensen ve arkadaşları ile Watanabe ve arkadaşları FD kompozitlerin üretiminin santrifüj döküm yöntemi ile çok etkin bir şekilde üretileceğini tespit etmişlerdir [73,82,83].

1.5.1.2. İnfiltrasyon

İnfiltrasyon yöntemi FDM üretim yöntemlerinden olup basit ve oldukça ekonomiktir. İnfiltrasyon, sıvı metalin basınç veya vakum kullanılarak gözenekli bir yapı içerisine nüfuz ettirilmesi işlemidir. Sıvı metal matrisin gözenekli seramik takviyeye infiltrasyonunu yüzeye sızma ve kılcallık etkilemektedir. Metal oksitlerin temas açısının 90°'den büyük olması nedeniyle, ıslatma kriteri olarak katı yüzeyde bulunan kılcal aralıklara ve pürüzlü yüzeylere metal sızması basınç uygulayarak sağlanır. İnfiltrasyon işlemi; vakum, basınçlı ve basınçsız infiltrasyon olmak üzere üç farklı üretim yöntemi ile gerçekleştirilir. Vakum infiltrasyon yönteminde sıvı metal, negatif bir basınç uygulanarak gözenekli takviye

içerisine infiltre olmaktadır [84]. Fonksiyonel derecelendirilmiş olarak üretilen seramik karakterli köpük malzeme, matris olarak kullanılan ergimiş metalin üzerine yerleştirilir. Sıvı metal matris vakum etkisi ile gözenekli seramik köpük içine emdirilir. Gözenekli seramik köpük sıvı matris tamamen emdirildikten ve katılaştıktan sonra FDM elde edilir. (Şekil 1.13)



Şekil 1.13. Vakumlu infiltasyon düzeneği [85].

Basıncılı infiltasyonda takviye içeren gözenekli seramik köpüğe inert gaz basıncı uygulayarak ergiyik metal matris nüfuz ettirilmesiyle kompozit malzemeler üretilmektedir. Basıncılı infiltasyon yönteminde FDM üretimi için hem basınç hem de sıcaklık kontrol edilebilir [86]. Ergiyik matrisin takviyelere ile infiltre olması için vakum destekli yüksek basınç kullanılmakta ve kompozitler basınç altında katılaşmaktadır. Yüksek basınçla birlikte, gözenekli takviyelerin zarar gördüğü tespit edilmiş bu yüzden orta basınçlı infiltasyon tekniği geliştirilmiştir [87].

Basıncısız infiltasyon yöntemi sıvı metalin parçacık takviye içerisine, basınç uygulanmaksızın nüfuz etmesidir. Mg içeren Al alaşımlarında ergimiş Al matrisin takviye içerisine infiltasyonun daha iyi olduğu ve Mg elementinin ergiyik alüminyumda takviye parçacıklarının ıslatılmasını iyileştirdiği gözlenmiştir [84,88].

1.5.1.3. Plazma Sprey Kaplama

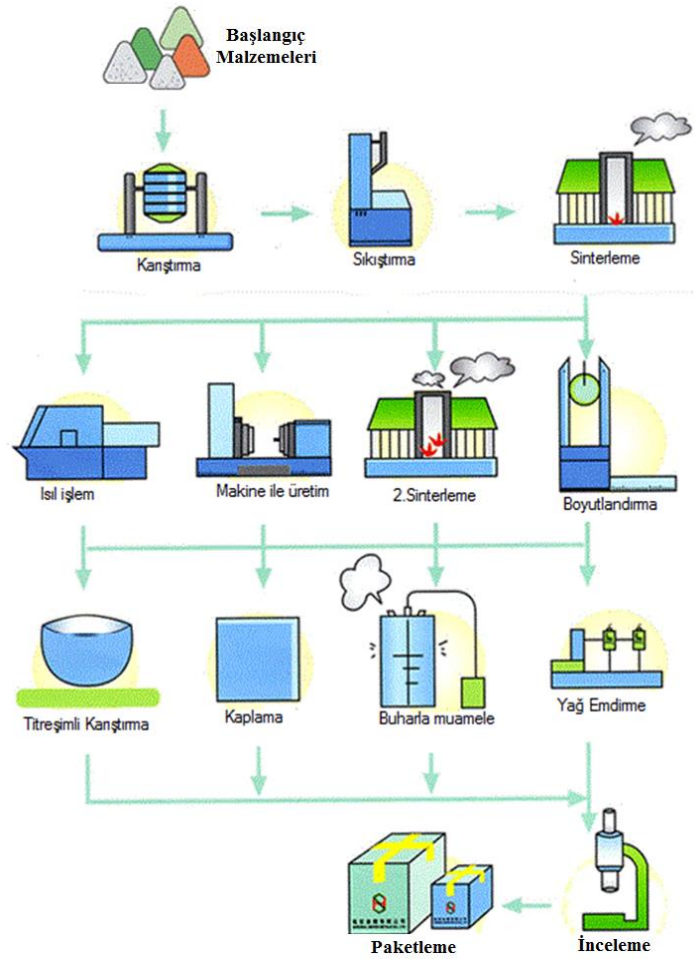
Plazma spreyinde, ardışık damlaların birikimiyle yığılma bir yüzey elde edilir. Bu yöntem, farklı türde malzemelerin (yoğunluk ve ergime noktalar açısından büyük farklılıklar olan metal ve seramik) istenen miktarlarda homojen karıştırılarak FDM üretilmesine izin vermektedir. FDM kaplamalarda malzemeler arasındaki ısıl genleşme katsayısındaki farklılıktan dolayı oluşan ısıl gerilmeler plazma sprey kaplama ile önlenmektedir [89]. Bu yöntemle üretilen kaplamalarda homojenliğin sağlanamaması, oksitlenme miktarının çokluğu ve yüksek oranda porozite miktarının olması plazma spreyin dezavantajları olarak görülmektedir. Bu dezavantajlarına rağmen uzun ömürlü ve malzeme emniyeti yüksek olmasından dolayı türbin ve dizel motorlarda plazma sprey kaplama ile üretilen FDM'ler tercih edilmektedir. Plazma sprey kaplamanın kalitesi ve mukavemeti, partikül dağılımı, plazma tabancası enerji seviyesi, taşıyıcı gazın akış debisi ve enjeksiyon yönü ile ayarlanabilir. Taşıyıcı gaz akış debisi, partiküllerin, erimeleri için plazmanın içine enjekte edildikleri hızdır. Akış debisi, partikülleri besleme bölgesinden plazmaya itmeye yeterli olmalıdır. Eğer taşıyıcı gaz akış debisi çok düşükse, gaz, besleme tüpünde tozun üzerinden akıp geçecektir ve çok az toz kullanılacaktır. Tabanca güç seviyesi ve taşıyıcı gaz debi seviyesi birbirleriyle etkileşim içerisindedir. Genel olarak, tabanca gücünü artırmak için, tanelerin her birinin momentum değişimi sebebiyle, enjeksiyon hızının (ve dolayısıyla taşıyıcı gaz debisinin) yükseltilmesi gerekir. Optimal besleme oranları arasındaki fark, tozların plazma içinde ideal olmayan bir şekilde karışmamasına, toz yörüngelerindeki kaymalara, dolayısıyla biriken tabakalarda bant oluşumlarına sebep olabilir. Tane boyut dağılımı, plazma spreyle kaplamada önemli bir parametredir. Çok büyük bir tane boyut dağılımı seçmek, daha küçük tanelerin yetersiz momentum sebebiyle plazma akışına girememesine neden olur. Bu partiküller plazmadan geri saçılırlar ve kaybedilirler. Eğer tozun tamamı tek bir boyutta olursa, plazma akımının içine enjekte edilen tanelerin tamamı eriyerek, yüzeye çarpmadan önce, momentuma uğrarlar. Tane boyut dağılımı, genellikle 10 ile 90 mikron arasında kullanılmaktadır. Bunun sonucunda, büyük taneler tamamen erimezken daha küçük taneler süper ısının etkisiyle buharlaşırlar; bu nedenle biriken yüzeyin mikroyapısında düzenli olmayan bir şekilde sonuç verirler. Özellikle FDM'lerde, küçük tanelerden verilen kayıp ve düzenli olmayan bir mikroyapı, ürünün performansını büyük ölçüde etkiler [90].

1.5.1.4. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi (TM), son şekle yakın geometride parça imal edilmesine ve ileri teknoloji alaşımlarının üretilmesine imkân sağlayan bir imalat yöntemidir. TM çeşitli metal ve seramik tozlarının üretilmesi, karakterize edilmesi, bu tozların mekanik deformasyonla birleştirilmesi ve son ürüne dönüştürülmesini kapsamaktadır [91]. Bu dönüşüm başlıca, toz üretme, istenilen tozların homojen bir şekilde karıştırılması, toz karışımının kalıp içerisinde sıkıştırılması ve toz tanelerinin birbirleriyle bağ oluşturmaları için atmosfer kontrollü ve gerekli sıcaklıkta-sürede sinterleme işleminin yapılması basamaklarını içerir. Farklı boyut, tip, şekil ve sıkıştırılabilirlik özelliğine sahip tozların, % ağırlık oranlarının belirlenip homojen olarak karıştırılması, karışımın uygun ortamda sıkıştırılmasıyla istenilen şekle veya forma dönüştürülerek yoğunluk kazandırılması daha sonra mukavemet ve yoğunluğun artırılması için sinterleme yapılması esasları ile parça imal etme tekniği olarak nitelendirilmektedir. Tungsten, titanyum ve bu malzemelerin karbürleri ile birlikte alüminyum, nikel ve kobalt gibi metallere kompozit şeklinde üretimlerinde; çok sert, üstün mukavemet, aşınma ve korozyon dayanımı yüksek, üstün fiziksel ve mekanik özellikte malzemelerin üretiminde kullanılır. Farklı boyut, şekil ve paketlenme özelliğine sahip metal tozlarını sağlam, hassas ve yüksek performanslı parçalara dönüştürülmesi ve bu sürecin ekonomik olarak sağlanması TM yöntemini cazip hale getirmiştir. Ayrıca, sahip olunan bu özellikler ile TM; yüksek verimlilik, düşük enerji ve kolay hammadde gibi özellikleriyle günümüz gereksinimlerini karşılar. Bunların sonucu olarak, TM konusu sürekli gelişmekte ve geleneksel metal şekillendirme operasyonlarına alternatif oluşturmaktadır [92,93]. TM uygulama alanları arasında karmaşık geometriye parçaların ekonomik üretimine dayalı olması göze çarpmaktadır. Otomotiv endüstrisinde; yataklar, subap yuvaları, emisyon algılayıcıları, katalitik konvertörler, darbe emiciler, bujiler, piston kolları, zincir dişlisi ve pek çok motor zamanlama parçaları TM yöntemi ile üretilmektedir. Gözenekli filtreler, oksit dağılımlı güçlendirilmiş türbin alaşımları, sermetler, fonksiyonel tabakalı yapay kemikler, kontak alaşımları (bakır-krom) ve tungsten karbürden veya elmas kompozitlerden sert kesici takımlar bunlara örnek olarak verilebilir [94].

Kompozit malzemelerin üretimi esnasında sıvı alaşım ile takviye malzemesinin düşük olan ıslatabilirliği TM tekniği ile aşılmıştır. Ayrıca, TM yöntemiyle üretilen parçaların genelde sıvı hal üretim yöntemiyle üretilmiş parçalardan daha iyi mekanik

özelliklere sahip oldukları bilinmektedir. Düşük sıcaklıklarda çalışılması, takviye elemanının homojen dağılımının sağlanabilmesi, kompozit yapının kontrolünün mümkün olması, takviye elemanlarının daha ucuz olması gibi nedenlerden dolayı özellikle parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretiminde TM yöntemi tercih edilmektedir [95]. Havacılık ve savunma sanayinde hafif ve dayanıklı malzemelere olan ihtiyaç, TM ile üretilen MMK malzemelere olan ilginin son yıllarda artmasına neden olmuştur. Mikroyapı içerisindeki ince dağılımlı parçacıkların yüksek sıcaklık dayanımını artırdığı gözlenmiştir. Homojen parçacık dağılımına sahip malzemeyi döküm yöntemleriyle üretmek mümkün değildir. TM ile takviye parçacığının boyutu, oranı, homojen dağılılabirliği ayarlanabilmekte ve matris ile takviye arasındaki kimyasal tepkimelerin oluşması engellenebilmektedir [96]. Toz metalurjisinin akış şeması Şekil 1.14’de gösterilmiştir.



Şekil 1.14. Toz metalurjisi yönteminin akış şeması [96]

1.5.2. Toz Metalurjisi Üretim Safhaları

1.5.2.1. Tozların Üretimi

Toz üretim yöntemi ile üretilen metal veya seramik tozlarının boyutu, şekli, saflığı, mikroyapısı, maliyeti ve diğer özellikleri değişmektedir. TM'nde kullanılan üretim yönteminin ekonomik olması ve üretilen tozun kullanım yerlerindeki ihtiyaçları karşılayacak özelliklere sahip olması gerekmektedir. Toz üretiminde, mekanik öğütme, kimyasal ayrıştırma, elektrolitik biriktirme, sıvı ve gaz atomizasyonu gibi yöntemler kullanılır. Toz üretim yöntemleriyle farklı geometrik özelliklere sahip mühendislik tozları üretilmektedir. Bu geometrik özellikler; parçacık boyutu ve dağılımı, parçacık şekli, içyapısı ve yüzey alanı olarak sıralanabilir [97].

Parçacık boyutu dağılımının çok farklı şekilleri mümkündür. İki modlu dağılımda, maksimum miktara sahip belirli bir kritik boyut söz konusudur ve parçacık boyutları iki veya daha fazla dar bantlardan oluşur. Bu eğrilerin iki bandı arasında hiçbir parçacık bulunmamaktadır. Geniş dağılımda, hiçbir parçacık bu aralık dışındaki toz boyutlarına sahip değildir. Düzensiz dağılımda, nispeten geniş bir aralık söz konusu iken bu aralık içinde parçacık boyutu sürekli ve sonlu bir varyasyonu temsil etmektedir. Bu yüzden, parçacık boyutu dağılımı toz boyutunun bir ortalama değeri veya maksimum ya da minimum değerlerinin tam karakterizasyonu için gereklidir.

Tozun şekli parçacıkların boyutluluğu ve yüzey alanı ile karakterize edilir. Pek çok toz parçacıkları eş eksenli olarak tanımlanan üç boyutludurlar. Küresel parçacıklar daha basit gösterilirken gözenekli parçacıklar yapısında bulunan poroziteler nedeniyle düzensiz parçacıklardan ayrılırlar. Çok sayıda bulunan gözenek miktarının artması şekil tanımlanmasını zorlaştırmaktadır. Toz şekilleri aynı olsa bile parçacık boyutları her bir toz için aynı olmayacaktır. Bu yüzden tozları tanımlarken boyut dağılımı ile birlikte düşünülmesi gerekmektedir. Ortalama toz boyutunun ölçmek için çok sayıda method vardır [98]. Parçacık şeklinin sayısal ölçüleri, genellikle mikroskop görüntülerinden elde edilir. En büyük parçacık boyutunun en küçük parçacık boyutuna bölümü ile boyut oranı bulunur. Bu oran küresel tozlar için 1, çubuksu tozlar için 3-5 arasında, pulsu tozlar içinse 200 gibi yüksek bir değerdir [91].

1.5.2.2. Tozların Karıştırılması

İki ya da daha fazla malzemeden oluşan tozlar ASTM B23 standartlarına göre karıştırılırlar. Parafin ve metalik stearit gibi yağlayıcılar %0,5-1,5 arasındaki oranlarda kullanılırlar. Karıştırma işleminde tozlar ve yağlayıcılar arasında homojen bir karışım elde edilir. Yağlayıcı kullanarak tozlar ile takım yüzeyleri ve kalıp duvarları arasındaki sürtünme azaltılırken, daha düzgün bir yoğunluk dağılımına sahip parçalar elde edilir. Düzgün dağılım yapıldığında sinterleme esnasında atomlar difüzyonla taşınarak parçanın bütün bölgelerinde homojen bir kompozisyon sağlanmış olur. Alaşım (homojen karışım) sinterleme sırasında oluşur; konsantrasyon farklılıklarından kaynaklanan potansiyel kimyasal gradyant, atomların difüzyonu için itici kuvvet oluşturur [99]. Yağlayıcı kullanılmaması tozlar ile kalıp yüzeyi arasındaki sürtünmeyi artırdığından homojen olmayan basınç dağılıma sebep olur, sonuç olarak preslenen numunede gerilme farklılıkları oluşur. Kompakt bünyesinde oluşan bu gerilme farklılıkları ise sinterleme esnasında distorsiyonlara yol açar. Kullanılan yağlayıcı miktarı %1,5'i geçerse sinterleme sırasında numune yüzeylerinde kabarcıklar oluşur ve bu durum yüzey kalitesini düşürür [93].

Toz metalurijisi yöntemiyle üretilen kompozit malzemelerin preslenmeden önce matris ile takviye olarak kullanılacak tozların homojen olarak dağıtılması mekanik alaşımlama (öğütme olarak adlandırılan) yöntemi kullanılarak gerçekleştirir. Mekanik alaşımlama işlemi ile takviye parçacıklarının homojen olarak dağıtılmıştır. Mekanik alaşımlama işlemi ile gevrek partiküllerin homojen dağılımı ve eş eksenli partiküller elde edilir. Tozların preslenmesindeki ana amaç ham yoğunluk ve dayanımın elde edilmesidir. Sıkıştırma bir yük altında serbest yapıdaki toz partiküllerinin istenilen şekle ve forma dönüştürülmesi için yoğunluk kazandırma işlemi olarak tanımlanabilir. Değişik sıkıştırma teknikleri olmakla beraber en yaygın kullanılanı tek eksenli bir kalıp ile presleme işlemidir.

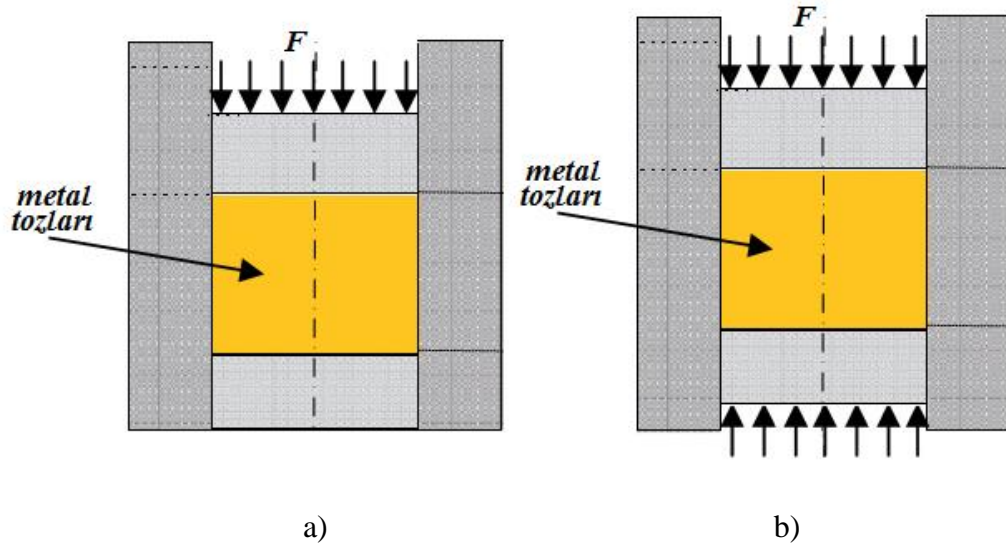
1.5.2.3. Tozların Preslenmesi

Yoğunlaştırma işlemi, son parça geometrisine göre yapılmış olan kalıp içerisinde tozların şekillendirilmesi ve yoğunluk kazandırılması işlemidir. Kalıp içerisinde bulunan tozlara basınç uygulandığında tozlar birbiri üzerinden kayarak her bir parçacık 4 ile 6 arasında değişen komşu partikül ile temas edecektir. Uygulanan basınç artırıldığında temas eden parçacık sayısı artar ve parçacıklar sertliklerine bağlı olarak şekil değiştirirler ve ham

parça oluşturulmuş olur. Presleme sonrası yoğunluğa ham yoğunluk denilirken, presleme sonrası mukavemete ise ham mukavemet denmektedir. Preslemeden sonra ham parça kalıbın içinde mekanik olarak kilitlemiş durumdadır. Parçacık boyutu tozların sıkıştırılabilirliğini etkileyen en önemli bir faktördür. Düşük görünür yoğunluğa ve yüksek sertliğe sahip küçük boyutlu tozlar genellikle sıkıştırma esnasında preslenmeyi zorlaştıran hızlı pekleşmeye maruz kalırlar. Bu da preslemenin çatlakla sonuçlanmasına sebep olmaktadır. Yüksek ham yoğunluklu parçalar yumuşak ve iri parçacıklı tozlar ile elde edilmektedir [100].

Basıncın tek bir zımbayla uygulandığı sıkıştırma işlemini tek tesirli presleme denilmektedir. Bu yöntemle daha az homojenli parçalar elde edilir. Tek tesirli preslemede uygulanan basınç, tek bir zımba tarafından uygulandığından kuvvet kalıp içindeki tozlara düzensiz olarak iletilmektedir. Bu nedenle parçanın yoğunluğu hareketli zımbaya yakın yerlerde daha yüksek olurken sabit zımbaya doğru giderek azalmaktadır [101].

Basıncın alt ve üst zımbalar ile birlikte uygulandığı prosese çift tesirli presleme denir (Şekil 1.15b). Bu preslemede kalıp içersinde bulunan tozlara alt ve üst zımbalar ile aynı anda iki yönden basınç uygulanmaktadır. Böylelikle daha homojen yoğunluğa sahip parçalar üretilmiş olunur.

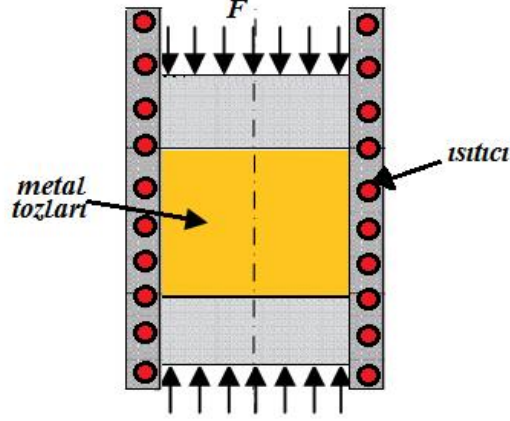


Şekil 1.15. Toz presleme işlemi; a) tek tesirli presleme, b) çift tesirli presleme

Sıcak presleme, Şekil 1.16 'da gösterildiği gibi rijit bir kalıp içerisinde eşeksnel basınç kullanılarak yapılır. Sistemde alt zımba sabit olabilir. Kuvvet genellikle üst zımba ile hidrolik bir sistem tarafından uygulanır. Uygulanan kuvvet her ne kadar eşeksneli ise de kalıp yüzeylerinde meydana gelen sürtünme nedeniyle merkezden yanlara doğru değişen bir dağılım gösterir. Buna bağlı olarak meydana gelen aksel ve radyal yönler arasındaki gerilim farkı, toz yüzeylerinin bozulmasına neden olan bir kayma bölgesi oluşturur. Sistemde kullanılan kalıp malzemesi genellikle yüksek sıcaklıktaki mukavemeti fazla olan grafitir. Sıcaklık kalıp vasıtasıyla ya da dikeçler ile verilebilir. Grafit dışında kullanılan kalıp malzemeleri tungsten karbür ve bor nitrürdür. Proses esnasında tane büyümesi ve hacim difüzyonu baskın mekanizmalardır. Sıcaklık yine kritik rol oynar ve küçük taneler yoğunlaşmayı olumlu etkiler [102].

Sıcak presleme ile düşük poroziteli içyapılı malzemeler imal edilmektedir. Maliyeti düşüktür. Bu yöntemle saptanan fiziksel özellikler daha iyidir. Yüksek yoğunluklara bağlı olarak mukavemet artışı sağlanmaktadır [91]. Sıcak presleme ile toz malzemeler sıkıştırılırken ayrıca sinterleme işlemine gerek yoktur. Çünkü sinterleme işlemi gerçekleştirecek ekipmanlar sıcak presleme makinesi içerisinde mevcuttur. Malzemeye basınç uygulanırken, kademeli olarak artan basınç altında aynı zamanda sinterleme işlemi de yapılmaktadır. Sıcak preslemenin bir avantajı olarak sinterleme işlemi diğer soğuk pres işlemlerinde olduğu gibi uzun süreli beklemelelere ihtiyaç duymaz; çünkü basınç

altında sıcaklık uygulandığı için 10 - 15 dakikalık kısa bir sürede sinterleme işlemide presleme işlemiyle aynı anda gerçekleşmiş olur.

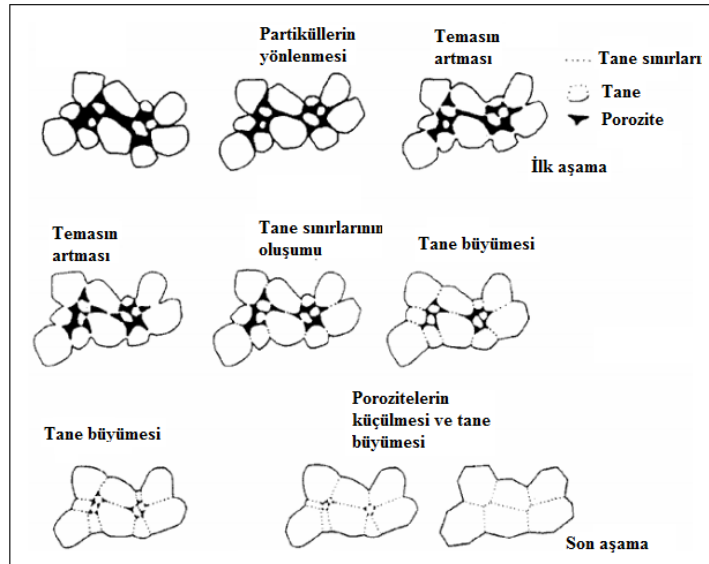


Şekil 1.16. Sıcak presleme işlemi

1.5.2.4. Sinterleme

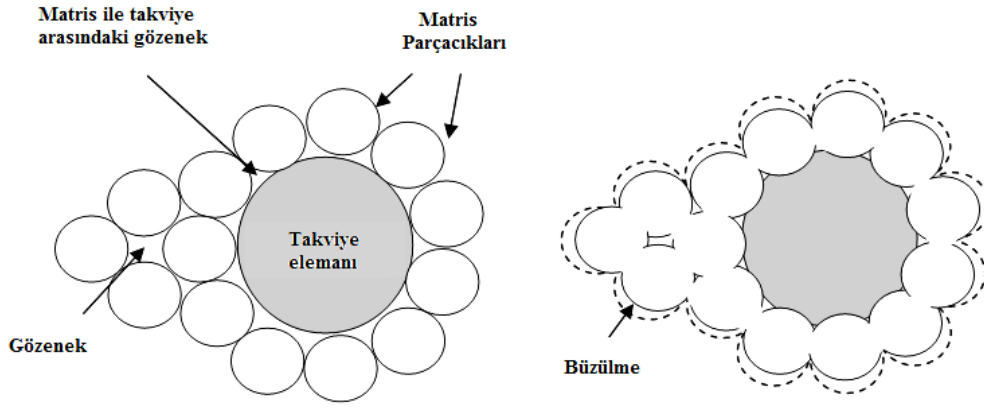
Preslenme sonrasında tozlar arasındaki zayıf bağlar oluşmaktadır. Toz partikülleri birbirini ile temas ediyor olsalar bile herbir toz bağımsızdır. Preslenmiş numuneye sinterleme işlemi yapılırsa, tane temas noktaları büyüyecek, gözenek hacmi azalacak ve yapıda bulunan dislokasyon ve atom boşlukları azalacaktır. Sinterleme esnasında tozlar arasında fiziksel bağ oluşur. Sinterleme işlemi genel olarak mutlak ergime sıcaklığının yarısından fazla olan sıcaklıklarda ($T > 0,5T_e$) ham malzemeye uygulanan bir ısı işlemidir. Sinterleme işleminin mekanizmasını Şekil 1.17 şematik olarak göstermektedir. Sinterleme işlemi, ilk olarak; taneler arasında bağların oluşması, tanelerin yönlenmesi, taneler arası temasın artması ile başlar ve tane sınırlarının oluşması, porozitelerin küresel hale gelmesi, tane büyümesi ve ardından porozitelerin küçülmesi ile yoğunluk artışının sağlanması ile tamamlanır (Şekil 1.17). Malzeme transferinde yüzey difüzyonu, hacim difüzyonu, buharlaşma, yoğunlaşma ve tane sınırı difüzyonu ile olmaktadır. Sinterlemede itici güç katı-buhar arayüzey alanını en aza indirmek ve toz malzeme temaslarındaki keskin alanları gidermektir [91]. Sinterleme işlemi sonrasında malzemenin özelliklerinde değişimler olur. Bunlar;

- Mukavamet, elastik modülü,
- Sertlik, kırılma tokluğu,
- Elektrik ve ısı iletkenliği,
- Ortalama tane sayısı, büyüklüğü ve şekli,
- Tane boyutu dağılımı ve şekli,
- Ortalama porozite boyutu ve şekli,
- Porozite boyutu ve şeklinin dağılımı,
- Kimyasal kompozisyon ve kristal yapı [98].



Şekil 1.17. Sinterleme mekanizmasının şematik gösterimi

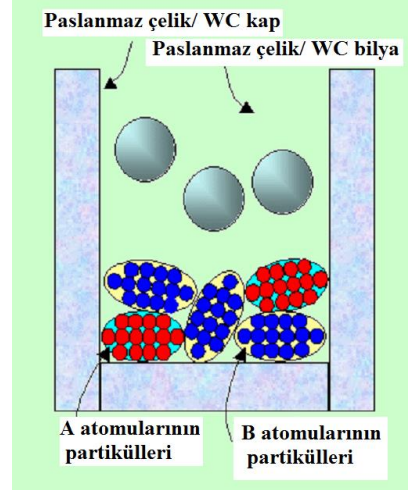
Şekil 1.18 'de MMK'lerin sinterleme esnasında takviye ve matrisdeki değişimleri göstermektedir. Matris tozlarının yüzey alanı azalırken büzülme olayı gerçekleşir. Sinterleme işlemi devam ederken porozitler küçülmekte, tane büyümesiyle takviye partikülleri etrafını matris tozları sarmaktadır [103].



Şekil 1.18. MMK'lerin sinterleme mekanizması [103].

1.5.2.5. Mekanik Alaşımlama

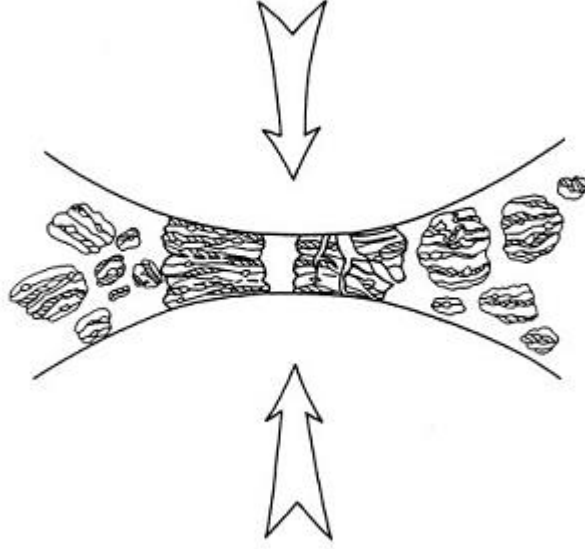
Mekanik alaşımlama (MA) işlemi ilk olarak 1966 yılında John Benjamin ve arkadaşları (P.D. Merica Res. Lab. of the Nichel Comp Inco) tarafından geliştirilen bir yöntemdir. MA yöntemi ile ilk olarak, endüstriyel bir gereklilik olarak gaz türbin motoru parçalarının üretimi için oksit parçacıklarıyla takviye edilmiş nikel esaslı süper alaşım üretilmiştir. MA denge dışı koşullar altında gerçekleştirilen üretim yöntemidir. MA, ekonomik ve önemli teknik avantajlar getiren basit ve çok yönlü bir teknolojidir. MA işlemi kırılma, tekrarlı soğuk kaynaklama, yeniden kırma ve tekrar kaynaklanması işlemleri ile ince ve homojen mikroyapılı kompozit tozların üretilmesini sağlayan toz metalurjisi yöntemidir [104]. MA işlemi tozların tungsten karbür ve paslanmaz çelik öğütücü kaplar içerisinde sertleştirilmiş çelik bilyeler veya tungsten bilyeler ile istenilen sürelerde öğütülerek ve karıştırılarak yapılan bir katı hal alaşımlama işlemidir (Şekil 1.19).



Şekil 1.19. Mekanik alaşımların şematik olarak gösterimi

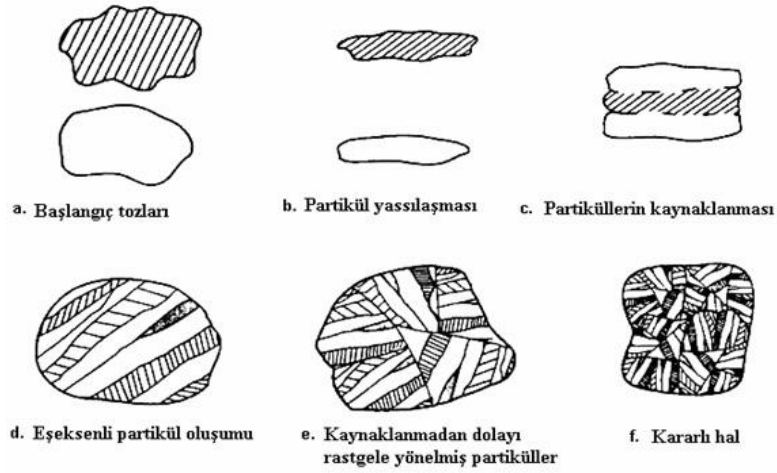
Öğütme sistematğinde sünek-sünek veya sünek-gevrek toz kombinasyonları kullanılıyorsa, öğütmenin ilk aşamasında partiküller yumuşaktır ve birbirleriyle kaynaklaşma eğilimleri yüksektir. Bu aşamada parçacık boyutu büyüyerek başlangıç parçacık boyutunun üç katı kadar büyüklüğe ulaşabilir. Öğütmenin bu aşamasında kompozit parçacıklar başlangıç toz karışımlarının çeşitli kombinasyonlarını içeren tabakalaşmış bir yapıya sahiptir (Şekil 1.20). Öğütme işlemi sırasında bilyelerin birbirleriyle çarpışması sırasında bilyelerin merkezleri doğrultusunda arada kalan tozlar, darbe etkisiyle plastik deformasyona maruz kalırlar. Bunun sonucunda tozlarda ezilme olur ve tozlar lamelleşirler. Bu çarpışmalar esnasında arada kalan toza bir miktar darbe enerjisi yüklenir. Yüklenen darbe enerjisi sebebiyle toz parçacıkları levhalaşır, birbiriyle kaynaklaşır, kırılır ve tekrar kaynaklaşır. Bu darbe kuvveti toz parçacıklarını deformasyona uğratarak sertleşmelerine ve kırılmalarına sebep olur [104]. Belirli bir süre öğütmenin ardından, ortalama parçacık boyutunu arttıran kaynaklaşma ve ortalama kompozit parçacık boyutunu azaltan kırılma miktarları arasında bir dengeye varıldığında kararlı hal durumuna ulaşılır (Şekil 1.21). Kararlı aşamaya gelinceye kadar mekanik alaşımlama sırasında toz parçacıkları ağır bir deformasyona maruz kalırlar. Toz parçacıklarındaki dislokasyonlar, boşluklar ve tane sınırlarındaki artma gibi pek çok kristal hatalarının varlığı bu durumu açıklamaktadır. Bu kusurların varlığı bir katı hal çözeltisini oluşturacak olan element veya elementlerin matris içerisine difüzyonunu artırır. Devam eden mekanik alaşımlamayla birlikte, homojen ve incelen mikro yapı sebebiyle difüzyon mesafeleri azalır. Bununla

beraber, öğütme sırasındaki çok az sıcaklık artışı difüzyona yardımcı olur ve sonuçta bileşenler arasında gerçek alaşımlama oluşur.



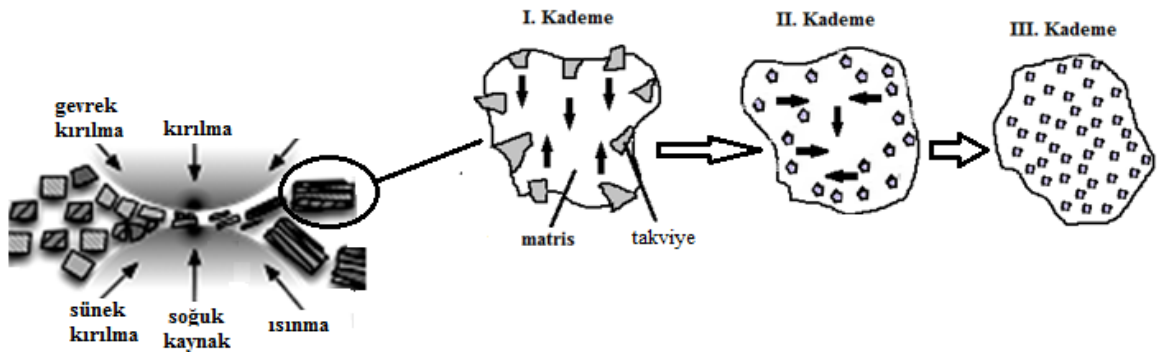
Şekil 1.20. Bilya – toz – bilya çarpışmalarının şematik gösterimi

MA'nın birçok avantajı vardır. Bunların başında, birbiri içerisinde normal olarak çözilemeyen elementlerin MA kullanılarak alaşımlanabilmesi gelmektedir. MA katı hal prosesi olması nedeni ile faz diagramlarındaki sınırlamaları ortadan kaldırmaktadır. Farklı ergime sıcaklığına sahip malzemelerden intermetaliklerin üretilebilir olması, alaşımlama esnasında oksit, nitrür ve karbürlerin takviye edilebilmesi, MA ile elde edilen tozların yapısında tamamen homojenlik sağlanabilmesi, korozyon ve aşınma direnci yüksek, termal kararlılığı gelişmiş uygun malzeme üretilebilmesi, tek seferde fazla miktarda kompozitin üretilebilmesi ve alaşımlanması, nano kristalli malzemelerin üretilebilmesi, istenilen reaksiyonları oluşturulabilmesi de bu yöntemin diğer avantajlarıdır [105].



Şekil 1.21. Sünek-Sünek sistemde mekanik alaşımlama safhalarının gelişimi

Sünek-gevrek sisteminin ilk safhasında sünek tozlar bilye-toz-bilye çarpışmaları nedeniyle pulsu hale gelirken gevrek tozlar kırılma eğilimindedir. İkinci safhada kırılan bu gevrek tozlar henüz deformasyon sertleşmesine uğramamış sünek tozlar ile soğuk kaynak olurlar. Üçüncü safhada deformasyon sertleşmesinin kritik seviyeye ulaşmaya başlaması ile soğuk kaynak halindeki tozlar kırılmaya başlarlar. Kırılma esnasında sünek toz içersine gömülmüş olan gevrek partiküller de matris tozları ile birlikte hareket eder. Bu aşamada soğuk kaynak giderek azalırken kırılma olayları sürekli olarak artar. Mekanik alaşımlama işleminin son safhasında bünyesinde gevrek partikülleriyle hem homojen partikül dağılımına hem de eş eksenli partiküllerin elde edilmesine olanak sağlanır [106].



Şekil 1.22. Mekanik alaşımlamada sünek-gevrek öğütme sisteminin safhaları

MA'da çeşitli yüksek enerjili öğütme sistemlerinden faydalanılmaktadır. Bu sistemler farklı kapasiteleriyle, öğütme etkinlikleriyle, soğutma ve ısıtma gibi ek üniteleriyle farklılık gösterirler. Spex tipi değirmenler, gezegen tipi öğütücüler, attritör ve ticari değirmenlerden oluşmaktadır. SPEX tipi öğütücüler bileşenlerin yoğunluğuna göre 10-20 gr arasında toz öğütebilmektedir. 1200 d/d hızlarında üç yönde dönebilen sisteme sahiptirler. Bilye-bilye ve bilye-kap arasında değişen çarpışma mekanizmaları ile tozlar küçültülerek homojen bir mikroyapıya sahip tozlar elde edilir. Gezegen tipi öğütücülerde öğütücü kap sabit bir yörünge üzerinde hareket etmektedir. Hem taşıyıcı disk hem de kendi merkezinde dönmekte olan öğütücü kap merkez kaç kuvvetini oluşturmaktadır. Oluşan merkezkaç kuvveti, bu kapların kendi eksenleri, toz: bilye oranı ve ağırlığına göre değişmektedir. Sonuçta, tozlar hareket eden bilyeler ve kabın duvarları arasında sıkışmakta ve incelmektedir. Attritör değirmenlerde 0,5 – 40 kg toz tek seferde öğütülebilmektedir. Yaklaşık 250 d/d hızla tank içerisinde dikey bir shaft dönerken bilyeler metal tozlarına ve alaşımlama haznesinin iç cidarına çarparlar. Yüksek hızlarda merkez kaç kuvveti önemli bir rol oynar ve sistemi daha da hızlandırır. Bu durum bilyelerin kap duvarına yapışması ile sonuçlanır ve öğütme işlemi durur [104].

MA işleminde son ürüne etki eden önemli işlem parametreleri vardır. Öğütücü kabın malzeme cinsi öğütme esnasında tozla etkileşime girmemeli, bilyelerin çarpması esnasında kırılma ve kopmalar olmaması için dayanıklı malzemeden seçilmelidir. Diğer önemli parametre ise toz: bilye ağırlık oranıdır. Toz: bilye ağırlık oranı arttıkça istenilen sonuca ulaşmak için gereken zaman da artar. MA esnasında öğütücü atmosfer olarak vakumlu, argon ve helyum gibi ortamlar kullanılmalıdır. En önemli parametre öğütme süresidir [104].

1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Singh ve arkadaşları (2009) Al₂O₃/SiC kompozitlerin korozyon davranışına takviye miktarının etkilerini ve deniz suyu ortamında çukurcuk korozyon oluşumuna yatkınlıklarını incelemişlerdir ve bu kompozitin korozyon dayanımını etkileyen optimum SiC miktarının %10 olduğunu tespit etmişler, %10 'dan fazla SiC içeren kompozitlerde korozyon dayanımının azaldığı gözlenmiştir [46].

Candan (2009) Al–Mg/SiC kompozitlerin %3.5 NaCl ortamında korozyon davranışlarını araştırmış ve Al–Mg alaşımı ile SiC arasında oluşan metaller arası bileşiklerin bu kompozitlerin korozyon dayanımını olumlu yönde etkilediğini bildirmiştir [107].

Alaneme ve arkadaşları (2014) Al–Mg–Si/kül-SiC hibrit kompozitlerin korozyon ve aşınma davranışlarını incelemişler ve takviye elamanlarının kompozitin korozyon dayanımını iyileştirdiklerini belirtmişlerdir [108].

Xiao-min ve arkadaşları (2012) Al/SiC kompozitlerinde SiC dağılımı ve miktarının mekanik özelliklere etkilerini incelemiş ve SiC miktarının % 4'den 12'ye artmasıyla alüminyum matris kompozitlerde eğme dayanımının 230 MPa'dan 250 MPa'a arttığı tespit etmiştir [38].

Izadi ve arkadaşları (2013) Al/SiC kompozitlerde SiC miktarı hacimce % 4 'den % 8' e çıkardığında sertlik değerlerinin 130 Hv'den 171 Hv 'ye arttığını gözlemlemiştir [39].

Alizadeha ve arkadaşları (2013) tarafından AA 1100 alaşımlı malzemeye B₄C tozları takviye edilerek kompozit malzeme üretilmiştir. Hacimce % 9.9 B₄C ilave edilerek akümülatif hadde birleştirme yöntemi (ARB) ile kompozit malzeme üretilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerin mikroyapı, sertlik ve mukavemet gibi özelliklerin karşılaştırılması amaçlanmıştır. Bu çalışma sonucunda nanoyapılı Al/B₄C kompozit malzeme üretilmiş, B₄C partikülleri Al matris içersine homojen olarak dağıtılmış, monolitik Al'den 1.2 kat daha yüksek bir değer olan 362 MPa'lık maksimum çekme mukavemetine ve 90 Hv'lik sertlik değerine ulaşılmış olup tokluk değerlerinde iyileşme olduğu tespit edilmiştir [109].

Liu (2000) B₄C ve Al tozlarından sıcak presleme yöntemini kullanarak Al/B₄C kompozit malzemelerini üretmiş ve ağırlıkça % 0, 5, 10, 15 ve 20 Al içeren beş farklı numune hazırlamıştır. Bu çalışmada % 20 'ye kadar Al içeren B₄C kompozitlerin termoelektriksel ve yapısal özellikleri araştırılmıştır. Artan Al miktarı (>%5) ile oluşan Al₈B₄C₇ fazından dolayı elektrik iletkenliğinde azalmalar gözlenmiştir. Bundan dolayı,

kontakt malzemeleri gibi elektrik iletkenliğinin önemli olduğu uygulamalarda bu kompozitlerin kullanılması önerilmemiştir [110].

Yazdani ve arkadaşları (2011) AA 1050 alaşımı ile B4C tozlarını karıştırarak Al matrslili kompozit malzeme üretmişlerdir. Ortalama toz boyutu 3 µm olan B4C hacimce %10 olarak takviye edilmiştir. Bu çalışmada ARB yöntemiyle üretilen Al/B4C kompozitlerde mikroyapı ve sertlik gibi faktörler göz önünde bulundurularak B4C dağılımı araştırılmıştır. Üretim esnasında çevrim sayısı 1, 3, 5 ve 7 olarak belirlenmiş olup 7. çevrimden sonra Al/B4C matris içerisinde nanokristalin yapı tespit edilmiştir. 7. çevrimden sonra 82 Hv sertlik değerine ulaşılmıştır. Bu artışın sebebi olarak, çevrim sayısındaki artış ile birlikte artan plastik deformasyon ve B₄C dağılımında homojenleşme gösterilmiştir. [111].

Ubeyli ve arkadaşları (2013) AA 7075 (d50: 10 µm) alaşımlı malzemeye SiC(d50: 30 µm) tozları takviye ederek FDM zırh üretmişlerdir. Üç farklı kalınlığa sahip (15, 20 ve 25 mm) ve üç kademeli (% 0, 10, 20 SiC) olarak tasarlanan zırhlar presleme ve sinterleme işlemleriyle üretilmiştir. Gözenekliliğin %2,6-3,2 arasında olduğu tespit edilmiştir. Üretilen zırh malzemelerinin balistik deneyleri 775-800 m/sn hızda ve 7,62 mm mermi kullanılarak yapılmıştır. Deneyler sonucuna göre 25 mm kalınlıkta FDM malzemenin zırh uygulamaları için uygun olmadığı tespit edilmiştir [112].

Azim ve arkadaşları (2015) paslanmaz çelik, hidroksiapatit ve kalsiyum silikat kullanarak FDM ile kompozitleri toz metalurjisi yöntemi ile üretmişler, bu malzemelerin mikroyapı, fiziksel ve mekanik özelliklerini araştırmışlar. Buldukları sonuçlara göre kompozitlerle karşılaştırdıklarında FDM malzemelerin basma dayanımlarının daha iyi olduğu vurgulanmıştır [113].

Yaohong ve arkadaşları (2015) Ni/WC–Co FDM’leri toz metalurjisi yöntemi ile üretmişler, çelik ile WC–Co kaynaklanabilirliğini artırmayı amaçlamışlardır. Yapılan çalışmalardan elde edilen bulgulara göre, toz metalurjisi yöntemi ile başarılı olarak üretilen FDM’lerin mikro sertlik değerleri saf nikel tabakada 66 Hv iken WC–Co tabakada ise 1300 Hv’e çıktığı belirtilmiştir [114].

Zeming ve arkadaşları (2009) beş katmanlı Fe/Al₂O₃ FDM’ler toz metalurjisi yöntemi ile üretmişlerdir. Fe/Al₂O₃ kompozitleriyle karşılaştırdıklarında, FDM’lerin kırılma tokluklarının daha iyi olduğu tespit edilmiştir. Bu durumu, FDM’lerin zayıf arayüzeylerinde çatlaklarda sapmalar ve Fe’ nin tokluğu artırması ile açıklamışlardır [115].

Literatürde Al₂O₃/SiC kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesiyle ilgili çalışmalar olmasına rağmen FD Al₂O₃/SiC kompozitlerin mekanik özellikleri, korozyon dayanımı ve aşınma dirençleri ile ilgili çok sınırlı sayıda çalışmalara rastlanmıştır. Bu durum çalışmanın teknolojik açıdan özgün değerini artırmaktadır. Yine bu durum bu tez çalışmasının hedeflerinin genişletilmesi ve özgünleştirilmesi için çok önemli olmuştur.

Bu tez çalışmasının başlıca amaçları;

(1) Kompozit malzemeler üretiminde önemli bir yeri olan toz metalurjisi ve mekanik alaşımlama tekniği birbiriyle bütünleştirilerek FD Al₂O₃/SiC kompozitlerin üretilmesi ve karakterizasyonunun yapılması.

(2) Mekanik öğütme yöntemiyle SiC parçacıkların Al₂O₃ alaşımı içinde homojen şekilde dağıtılmasının sağlanması.

(3) Yeni malzeme grubu olan FD kompozit malzemelerin fiziksel, içyapı ve mekanik (eğme dayanımı, mikrosertlik, korozyon dayanımı ve aşınma direnci) özelliklerinin incelenmesi.

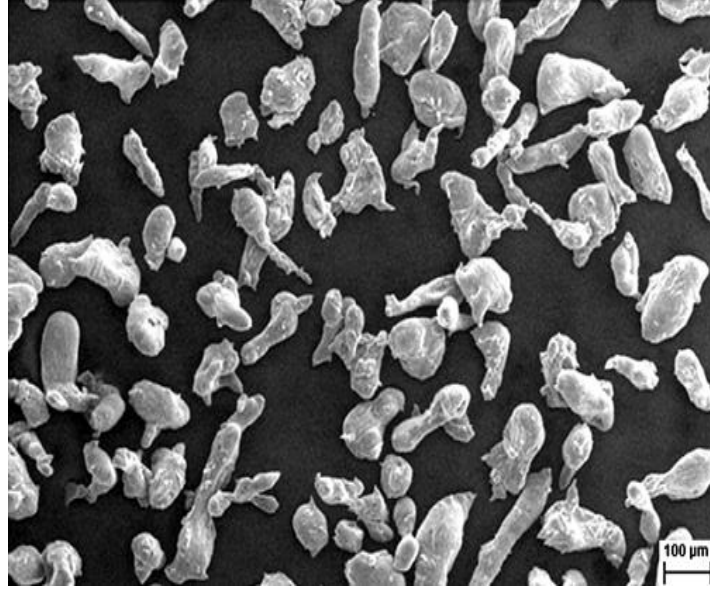
(4) Al₂O₃/SiC kompozit malzemeleri ile FD Al₂O₃/SiC kompozit malzemeleri özelliklerinin birbiriyle karşılaştırılması (mekanik ve fiziksel özellikleri).

(5) FD kompozit malzemeleri tasarlanıp, üretilmesi için en iyi mekanik özelliklerin belirlenmesi.

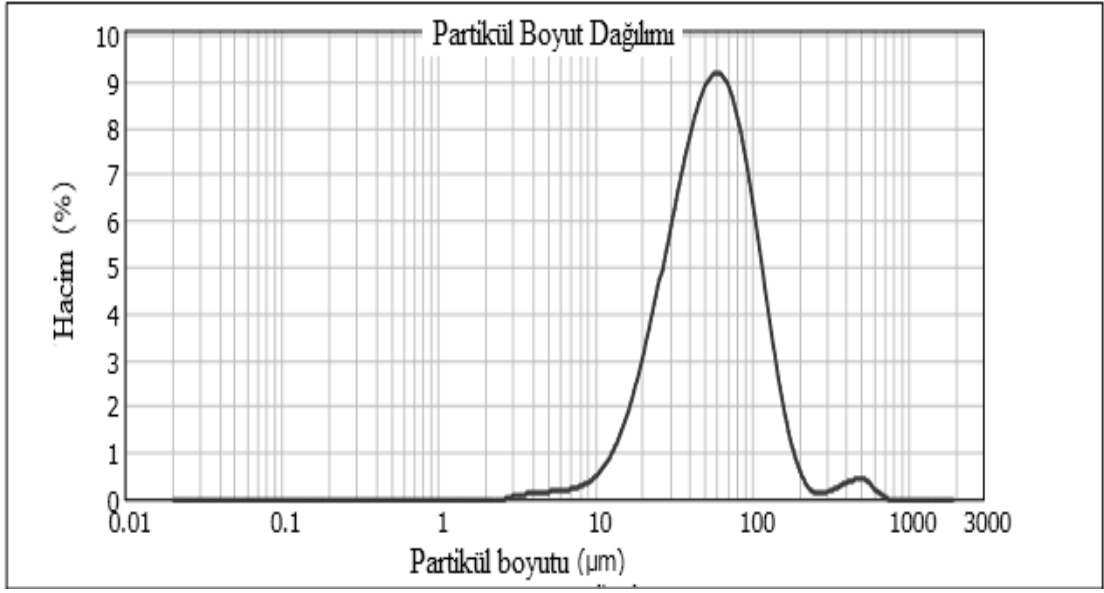
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1. Malzemeler

Kompozit üretim çalışmalarında matris malzemesi olarak çubuksu morfolojiye sahip (Şekil 2.1) ve ortalama toz boyutu değeri 54 μm (Şekil 2.1) olan Al2024 alaşım tozları (Gündoğdu Exotherm Company) kullanılmıştır. Tablo 2.1’de Al2024 matris alaşımının kimyasal kompozisyonu verilmiştir. Deneysel çalışmalarda takviye malzemesi olarak SiC partikülleri (Alfa Aesar) kullanılmıştır (Şekil 2.2). Kompozit üretiminde kullanılan SiC tozlarına ait XRD spektrumları Şekil 2.3’de verilmiştir.



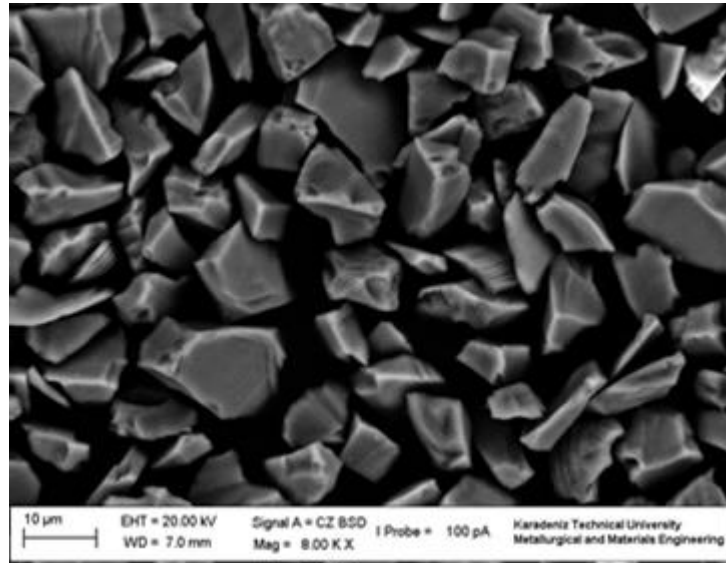
Şekil 2.1. Al2024 tozlarının başlangıç morfolojisi



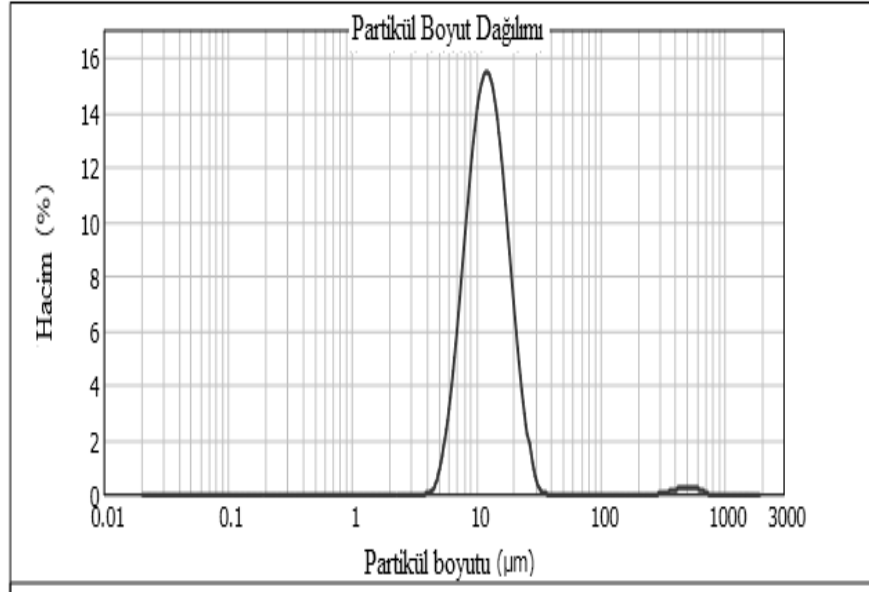
Şekil 2.2. Al₂O₃ tozlarının partikül boyutu analizi

Tablo 2.1. Al₂O₃ tozlarının kimyasal kompozisyonu (% ağırlık)

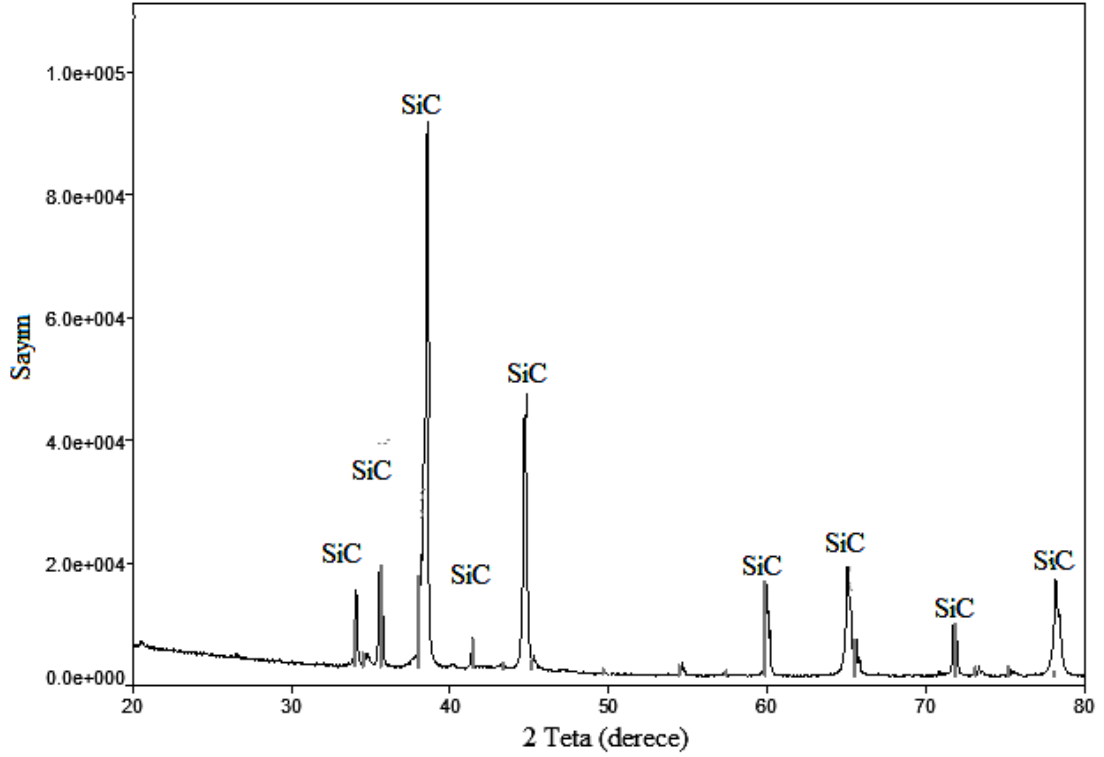
Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cr	Ti	Al
4.85	1.78	0.312	0.374	0.385	0.138	0.042	0.005	92.114



Şekil 2.3. SiC partiküllerinin başlangıç morfolojisi



Şekil 2.4. SiC'ün partikül boyutu analizi



Şekil 2.5. Ortalama 12 µm toz boyutuna sahip SiC partiküllerine ait XRD spektrumu

2.2. Malzeme Bileşimleri

Tablo 2.2’de deneysel çalışmalar sonucu üretilen kompozit ve FDM’lerin kimyasal kompozisyonları kodlarıyla birlikte verilmiştir.

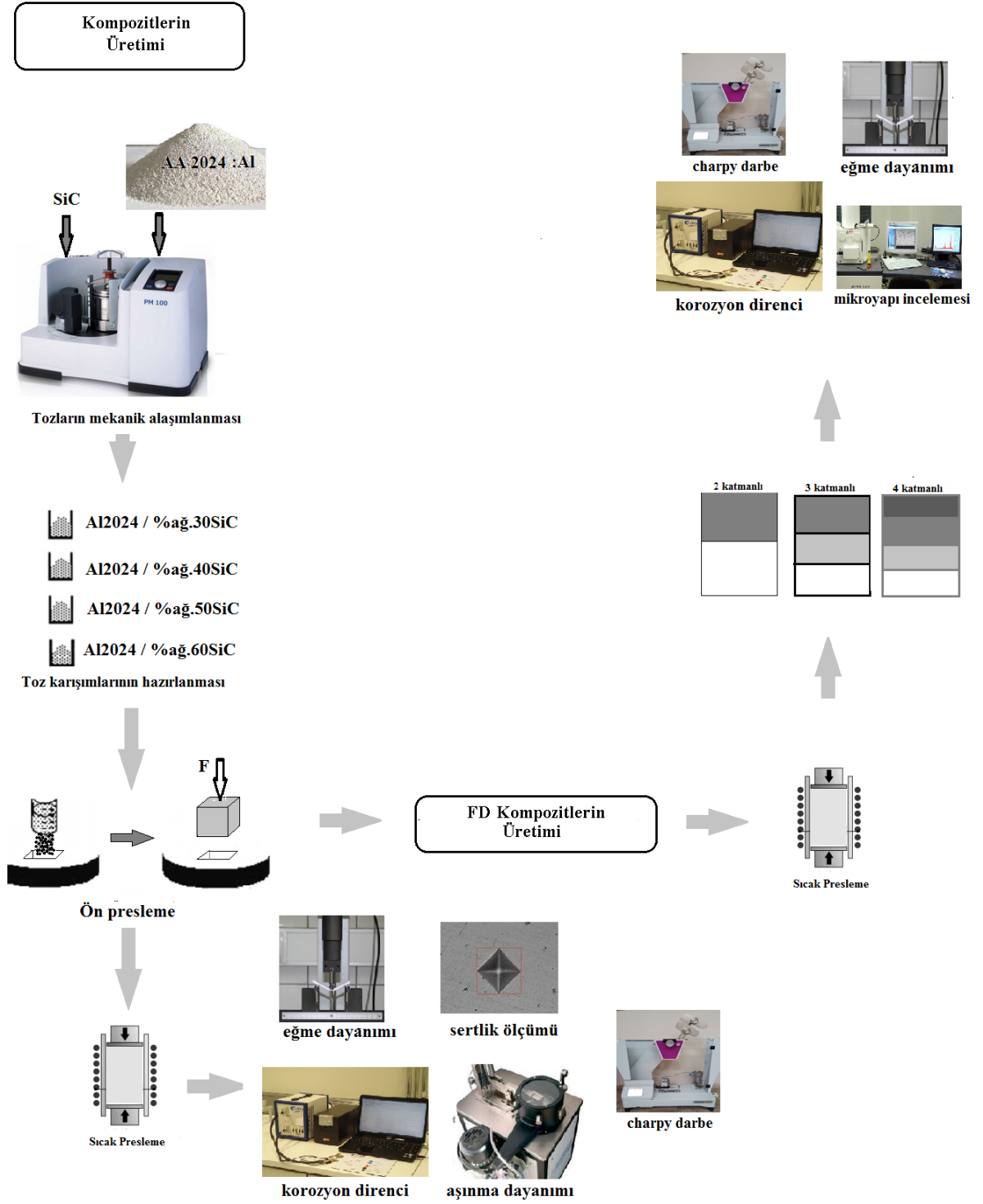
Tablo 2.2. Kompozitler ve FDM lerin kompozisyonları ve numunelerin tanımlanması

Kompozitler ve FDM kodları	Tabaka Sayısı	Al2024/SiC(%ağ.)
A3	-	70/30
A4	-	60/40
A5	-	50/50
A6	-	40/60
AS3	2	100-70/30
AS4	2	100-60/40
AS5	2	100-50/50
AS6	2	100-40/60
AS34	3	100-70/30-60/40
AS45	3	100-60/40-50/50
AS56	3	100-50/50-40/60
AS345	4	100-70/30-60/40-50/50
AS456	4	100-60/40-50/50-40/60

İlk aşamada toz bileşimleri seçimi ve malzeme tasarımı yapılmıştır. SiC parçacık takviyeli kompozit malzemeler ağ. % 30, 40, 50 ve 60 oranlarında Al2024 matris içerisine katılmış ve homojen parçacık dağılımı sağlamak için mekanik öğütme yapılmıştır. Al2024/SiC kompozit malzeme için sırasıyla ağ. %30, %40 %50 ve %60 oranlarında takviye edilerek 4 farklı kompozit numune üretilmiş olup sırasıyla A3, A4, A5 ve A6 olarak kodlanmıştır. Bu çalışmada en iyi sertlik, en iyi eğme ve darbe dayanımı, en iyi korozyon dayanımı ve en iyi aşınma dayanımını sağlayacak bileşenler belirlenmiştir.

Kompozit malzemelerin üretimi tamamlandıktan sonra 2, 3 ve 4’lü fonksiyonel derecelendirilmiş kompozit malzemeler tasarlanıp üretilmiştir. 2 tabakalı FD kompozit malzemelerde en üst katmanında Al2024/% 30 SiC kullanıldığında AS3, Al2024/%.40 SiC kullanıldığında AS4, Al2024/%50 SiC ‘de AS5 ve Al2024/60 SiC kullanıldığında AS6

olarak kodlanarak 4 farklı kompozit numune üretilmiştir. 3 tabakalı FD kompozit malzemelerde en üst katmanı Al2024/%40 SiC olarak tasarlandığında AS34, Al2024/% 50 SiC olduğunda AS45, Al2024/%60 SiC kullanıldığında ise AS56 olarak kodlanmış olup 3 farklı numune üretilmiştir. 4 tabakalı FD kompozit malzemelerde en üst katmanında Al2024/%50 SiC kullanıldığında AS345, Al2024/%60 SiC olduğunda ise AS456 olarak kodlanmış ve 2 farklı numune üretilmiştir. Toplamda 4 adet kompozit ve 9 adet FDM 'ler üretilmiştir. Yapılan deneysel çalışmaların iş akış şeması Şekil 2.6'da verilmiştir.



Şekil 2.6. İş Akış Şeması

2.3. Parçacık Boyutu

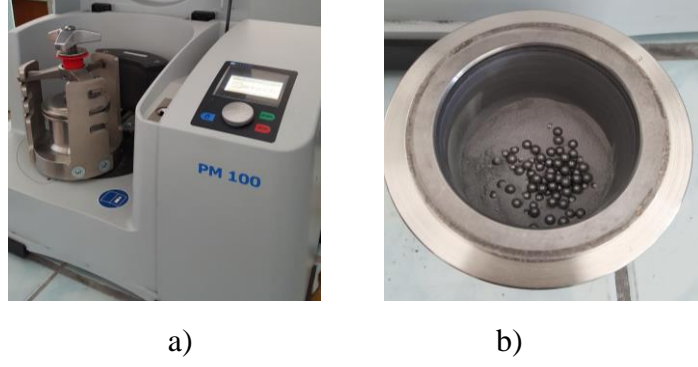
Matris tozlarının ve takviye partiküllerinin tane boyutu dağılımı analizi, Malvern Instruments TM marka Mastersizer 2000e (Şekil 2.7) marka tane boyu dağılımı ölçüm cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Ölçüm işlemleri saf su ortamında yapılmıştır.



Şekil 2.7. Partikül boyutu ölçüm cihazı

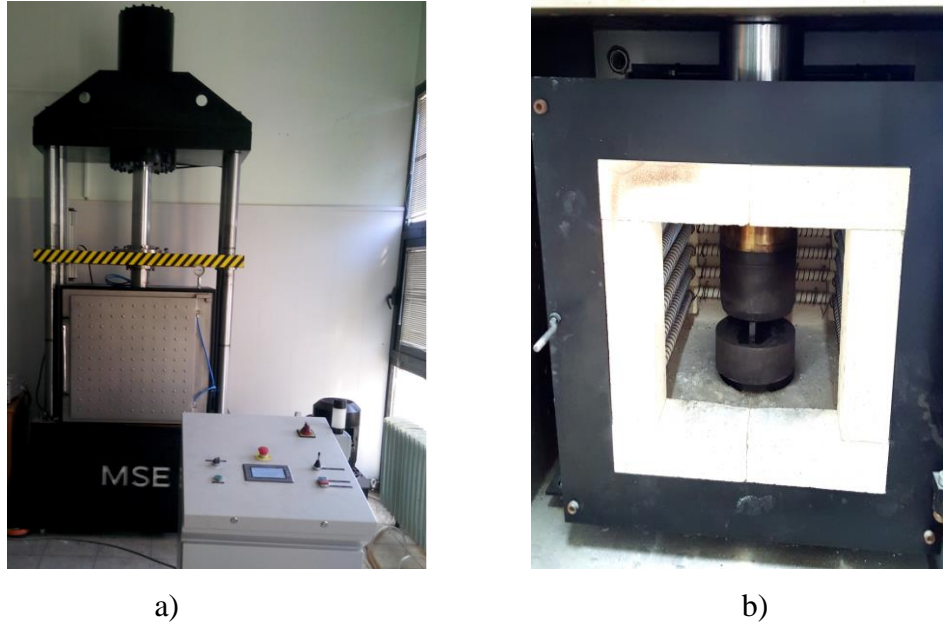
2.4. Kompozitlerin ve FDM'lerin Üretilmesi

Bu çalışmada toz karıştırma işlemi Retsch PM 100 markalı gezegen tipi bilyeli öğütücüde gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.8). Toz karıştırma işlemi Argon atmosferinde, oda sıcaklığında ve 400 dev/dak öğütme hızında gerçekleştirilmiştir. Topaklanmayı engellemek amacıyla metanol ilavesi yapılarak 2 saat öğütme yapılmıştır. Öğütme işleminde SiC partiküllerinin Al₂O₃ matris içerisinde homojen dağılımını sağlamak amaçlanmıştır. Öğütme işlemi tungsten karbür değirmen, 10 mm çapında bilyeler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bilye: toz ağırlık oranı 10:1 olarak seçilmiştir.



Şekil 2.8. a) Öğütme cihazı, b) Tungsten karbür kavanoz ve bilyalar

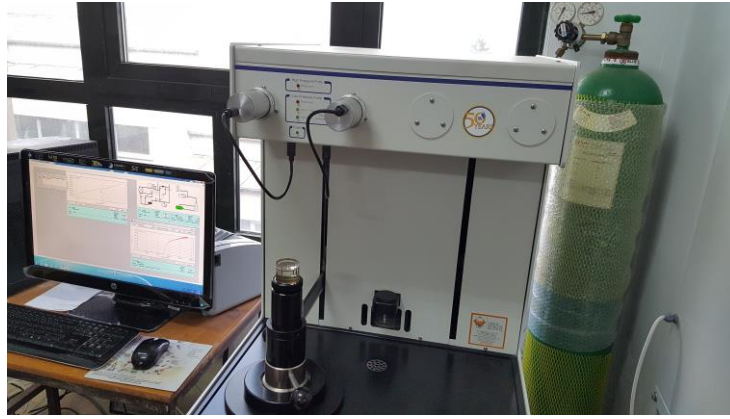
Kompozit toz karışımları ilk olarak 250 MPa presleme basıncında soğuk presleme işlemine tabi tutulmuştur. Sıcak presleme işlemi ise 560 °C' de ve 500 MPa basınç altında yapılmıştır. Takviye miktarına bağlı olarak farklı yoğunluklarda ham numuneler elde edilmiştir (Şekil 2.9). Al2024/SiC FDM'ler üretilirken ilk olarak en alt tabaka 250 MPa' da soğuk preslemeyle ön sıkıştırma işlemine tabi tutulmuştur. Ardından üst zımba çıkartılarak bir sonraki tabakaya ait kompozit tozları yerleştirilerek 250 MPa' da soğuk preslemeyle ön sıkıştırma yapılmıştır. Her bir tabaka için bu işleme devam edilmiştir. Son olarak 560 °C'de ve 500 MPa basınç altında sıcak presleme işleme ile ham FDM numuneler elde edilmiştir.



Şekil 2.9. a) Sıcak presleme cihazı; b) Fırın ünitesi

2.5. Porozite Tayini

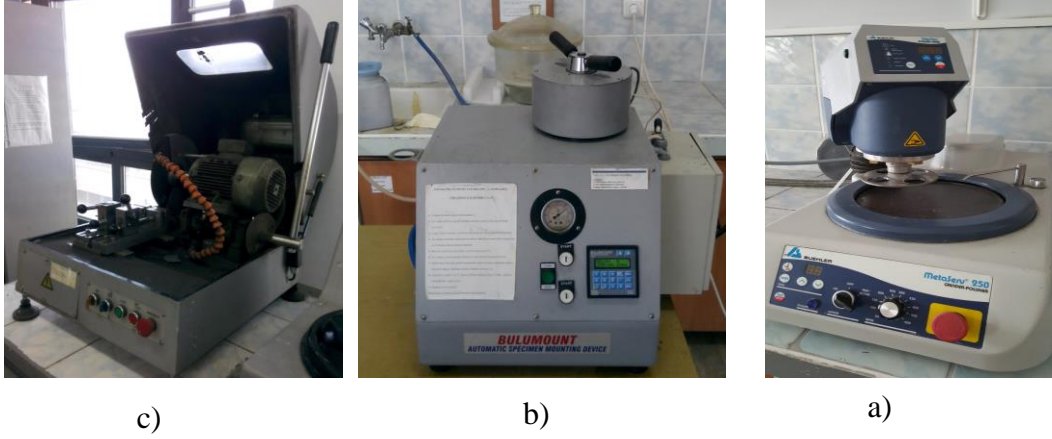
Bu çalışmada sıcak presleme yöntemi kullanılarak üretilen Al2024/SiC kompozitler ve FDM'lerin porozite ölçümleri Autopore IV 9500 markalı civalı porozimetri (MIP) kullanılarak tespit edilmiştir. MIP testleri maksimum 414MPa (60.000psi) basınç altında gerçekleştirilmiştir. 0.003 μ m'luk çapa sahip porozitelere kadar ölçümler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.10. Civalı porozimetri cihazı

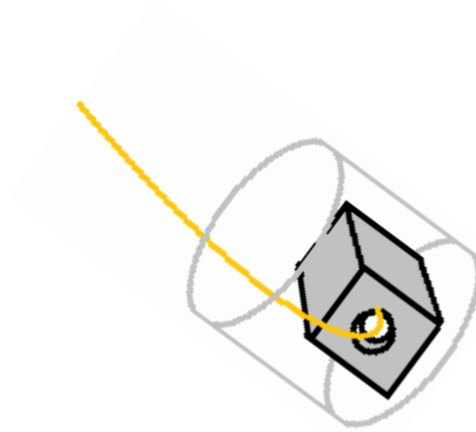
2.6. Metalografik Çalışmalar

Üretilen Al2024/SiC kompozitler ve FDM numuneler, metalografik incelemeler için elmas disk ile kesilmiştir. Bakalite alma cihazında kalıplanmıştır. Sonrasında otomatik zımparalama makinesinde, sırasıyla 400, 600, 800, 1200 ve 2000 numaralı zımparalar ile zımparalanmış ve koloidal alümina içeren parlatma sıvılarıyla parlatılmıştır.



Şekil 2.11. a) Kesme makinesi, b) Bakalite alma cihazı, c) Otomatik zımparalama

Korozyon numuneleri ilk olarak çapı 2 mm olacak şekilde delinmiştir. Elektron akımını sağlamak için bir bakır tel numune ile temas ettirilmiştir. Sonrasında soğuk bakalite alınmıştır. Ardından sırasıyla 400, 600, 800, 1200 numarlı zımparalar ile zımparalanmış ve alümina ile parlatılmıştır. Son olarak numune yüzeyi etil alkol ile temizlenmiştir.



Şekil 2.12. Korozyon testleri için hazırlanan numune

Matris ve takviye partiküllerinin morfolojik incelemeleri ile, Al₂O₃/ SiC kompozitler ve FDM numunelerin mikroyapı incelemeleri ZEISS marka LS 10 model taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Matris içerisinde takviye dağılımı, porozite büyüklüğü ve dağılımı, FDM numunelerin arayüzey incelemeleri SEM analizleri ile detaylı olarak yapılmıştır. SEM EDS analizleri, haritalama metodu ile matris içerisinde intermetalik oluşumu ve dağılımı, matris ile takviye arayüzey

durumu incelenmiştir. SEM’de üç nokta eğme numunelerinin kırılma yüzeyleri incelemeleri yapılmıştır. Aşınma testleri sonrasında aşınma yüzey durumu, aşınma mekanizması ve tipi ile aşınma genişlikleri ayrıntılı biçimde incelenmiştir. Ayrıca Leica KL1500 stereo mikroskop’da charpy darbe numunelerinin kırılma yüzeyleri incelenmiştir.



Şekil 2.13. Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

Al₂O₃/ SiC kompozit numunelerin faz tanımları için Rigaku Corporation, Japan marka X ışınları difraktometre (XRD) cihazı kullanılmıştır. Bu işlem, 40kV ve 30mA koşullarında ve 2θ (1,54059 Å) radyasyonu altında gerçekleştirilmiştir. XRD çekimleri 20-80° ve 2θ arasında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.14. X ışınları analiz cihazı

2.7. Mikrosertlik Testleri

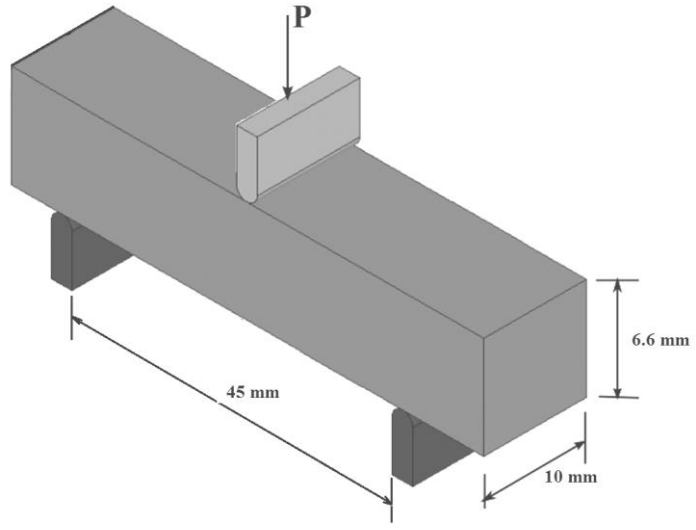
Al2024/SiC kompozitler ve FDM numuneler için ayrı ayrı mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikrosertlik ölçme işlemleri Innovatest marka mikrosertlik cihazında Vickers ucu kullanılarak, 1 kg yük 15 sn uygulanarak yapılmıştır. En az beş ölçüm yapılarak ortalaması alınmıştır.



Şekil 2.15. Mikrosertlik ölçüm cihazı

2.8. Üç Nokta Eğme Deneyi

Üç nokta eğme deneyleri MTS 45 marka çekme-basma-eğme cihazı (Şekil 2.17) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Al2024/SiC kompozitler ve FDM numunelerin eğme dayanımının belirlenmesi için en az üç adet numune teste tabi tutulmuştur. Eğme deneyi standartlara uygun olarak iki noktadan mesnetlenerek tek bir noktadan yük uygulanması ile gerçekleştirilmiştir. Numunelerde kırılma gerçekleşene kadar 0,5 mm/dak hızda eğme işlemi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.16. Üç nokta eğme deney numunesi boyutları



a)



b)

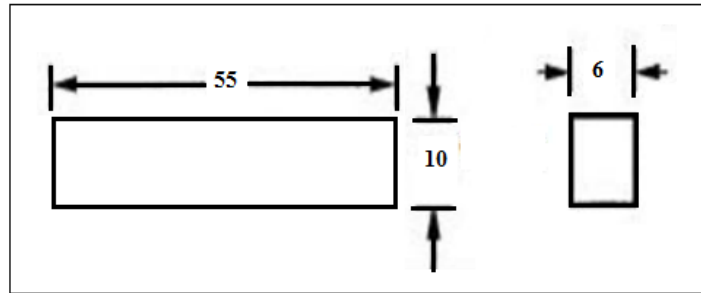
Şekil 2.17. a) Üniversal eğme cihazı, b) üç nokta eğme testi.

2.9. Charpy Darbe Testleri

Charpy darbe testleri, Al2024/SiC kompozitler ve FDM numunelerin kırılma tokluklarını belirlemek amacıyla en az üç numuneden yapılmıştır. Ceast Impactor II; Instron Corporation markalı Charpy darbe cihazı kullanılmıştır. Darbe testleri 50 J'luk sarkaç ve 3.85 m/s hızda gerçekleştirilmiştir. Darbe testleri oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Darbe deneylerinde kullanılan deney numunelerinin ölçüleri şekil de verilmiştir.



Şekil 2.18. Charpy deney düzeneği



Şekil 2.19. Charpy deney numunesi (mm)

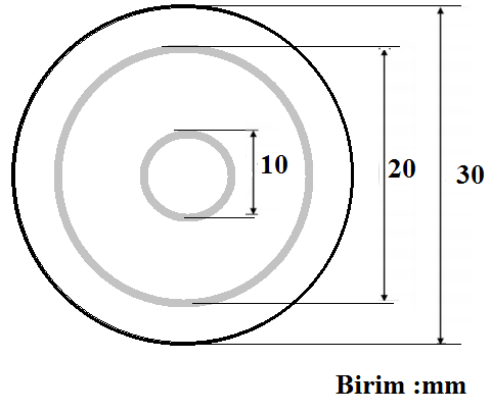
2.10. Aşınma Testleri

Al2024/SiC kompozit numunelerin aşınma dirençlerini belirlemek için belirli yük, çevresel hız ve alınan yol gibi parametreler kullanılmıştır. Kompozitlerin aşınma davranışlarını belirlemek amacıyla ball-on-disk tipi aşınma deney düzeneğinde aşınma deneyleri yapılmıştır (Şekil 2.20). Numunelerin aşınma testlerine başlamadan önce yüzey pürüzlülük değerleri 0,2 µm olarak ölçülmüştür. Çapı 10 mm ve H11 sıcak iş takım çeliğinden olan aşındırıcı bilyalar kullanılmıştır. Aşınma test numuneleri çapı 30 mm olacak şekilde üretilmiştir. Bir yüzeyde iki farklı aşınma testi olmak üzere numunelerin her iki yüzeyleri de kullanılmıştır (Şekil 2.21). Aşınma testleri 10,15 ve 20N gibi üç farklı yük altında, 10 dakika süreyle ve 0,5 m/sn hızda gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri öncesi ve sonrasında numunelerin ağırlıkları ölçülerek ağırlık kayıpları hesaplanmıştır. Aşınma miktarları ağırlık kayıpları esas alınarak aşağıda verilen eşitliğe göre hesaplanmıştır:

$$\text{Aşınma miktarı (mm}^3 \text{ mm}^{-1}\text{)} = \frac{\text{Ağırlık kaybı (g)}}{\text{Yoğunluk (g /mm}^3\text{) x Alınan yol (mm)}} \quad (2.1)$$



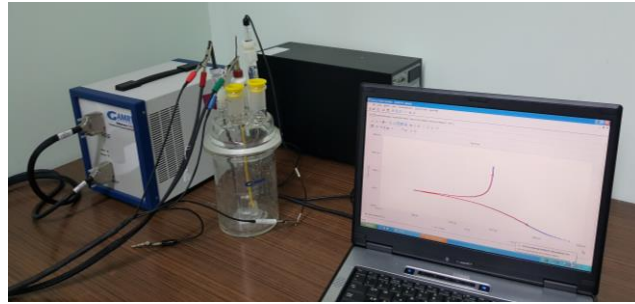
Şekil 2.20. Ball-on-disk aşınma test cihazı



Şekil 2.21. Aşınma testleri ve diskin şematik gösterimi

2.11. Korozyon Testleri

Al2024/SiC kompozitleri ve FDM numunelerin korozyon dayanımının belirlenmesi için potansiyodinamik polarizasyon testleri uygulanmıştır (Şekil 2.22). Elektrolit çözeltisi olarak % 3,5 NaCl çözeltisi kullanılmıştır. Korozyon deneyi öncesinde numunelerin yüzeyleri metanol ile yıkanıp ardından kurutulmuştur. Potansiyodinamik polarizasyon testler öncesinde, referans ve çalışma elektrotu arasındaki açık devre potansiyeli ölçümleri 45 dakika sürmüştür ve testlere geçilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon ölçümlerine -500 mV katodik potansiyel ile başlanmış, ölçümlere 1 mV/s tarama hızı ile +500 mV anodik potansiyeline kadar devam edilmiştir. Elektrolit korozyon davranışı korozyon potansiyeli ve akım yoğunluğuna göre değerlendirilmiştir. Al2024/SiC kompozitler ve FDM numunelerin korozyon dayanımının belirlenmesi için potansiyodinamik polarizasyon testlerinden en az üç adet yapıp ortalaması alınmıştır.



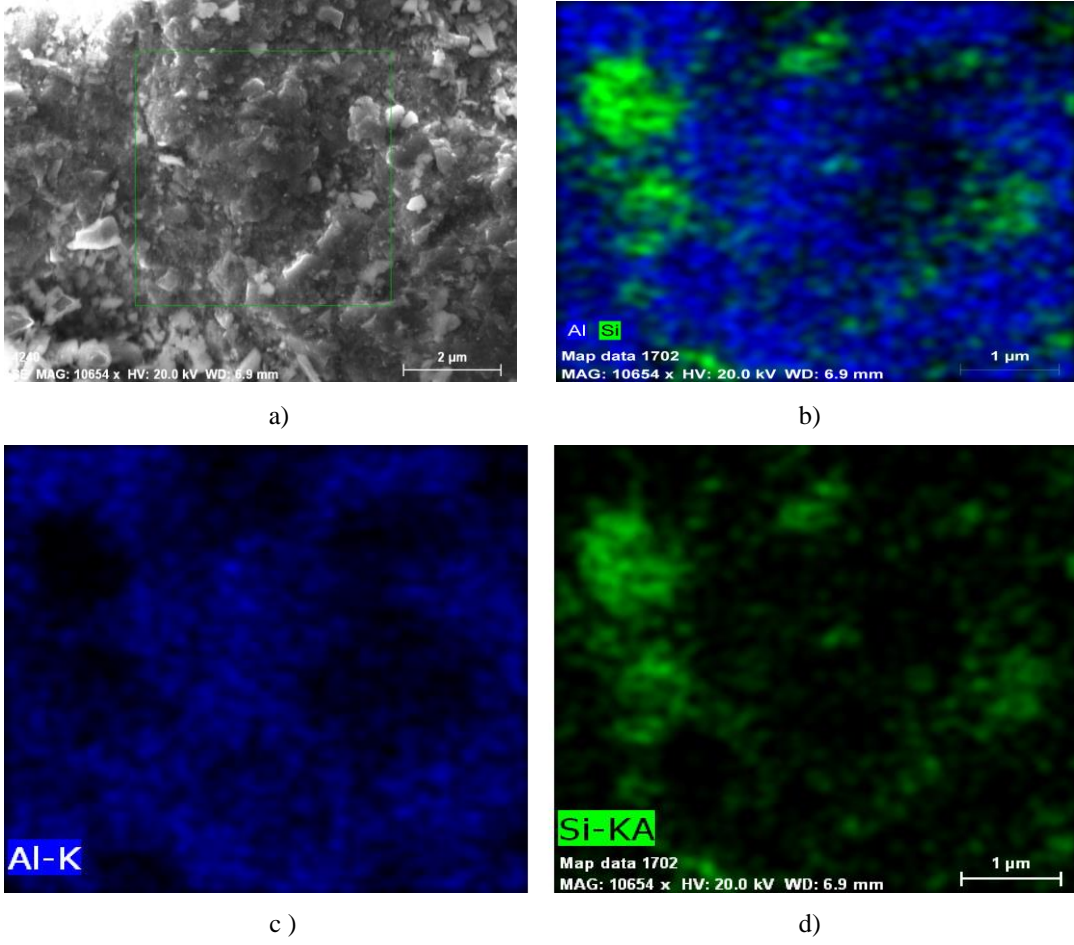
Şekil 2.22. Korozyon test cihazı

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

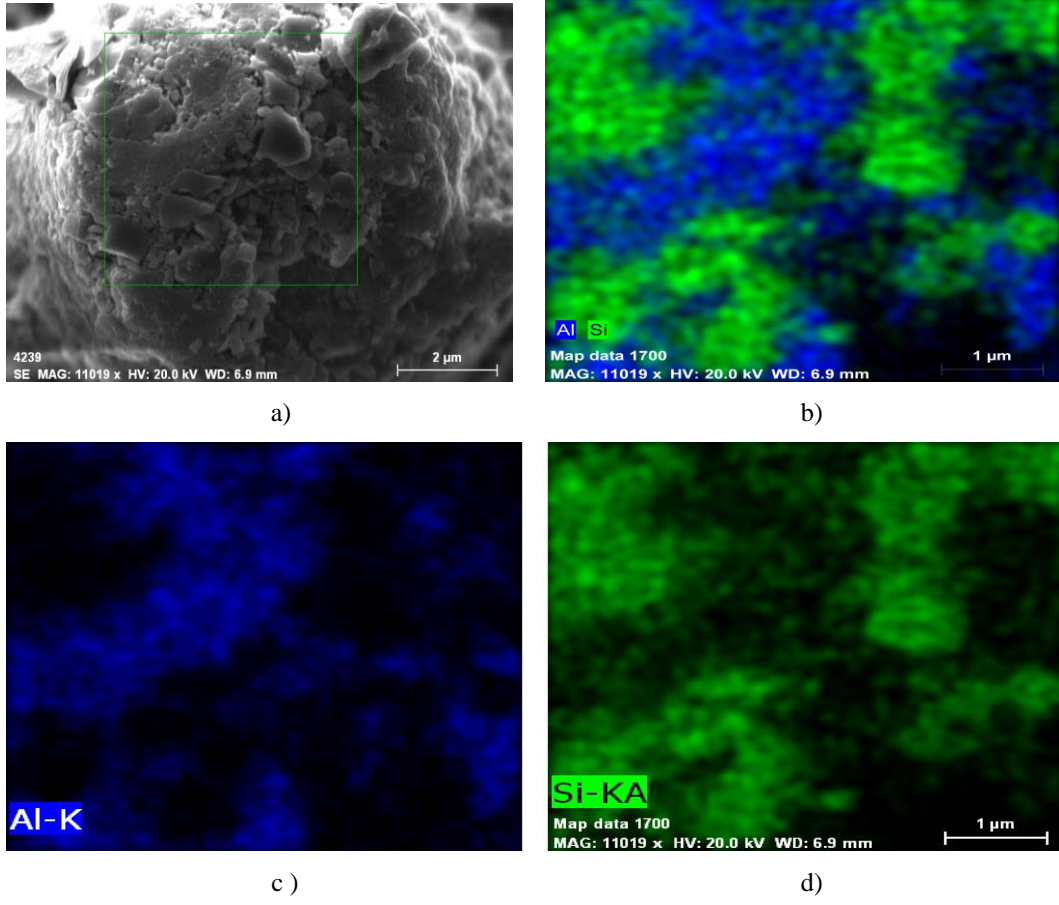
3.1. Al₂O₃/SiC Kompozitler ve FD Al₂O₃/SiC Kompozitler

3.1.1. Al₂O₃/SiC Kompozit Tozlarının Karakterizasyonu

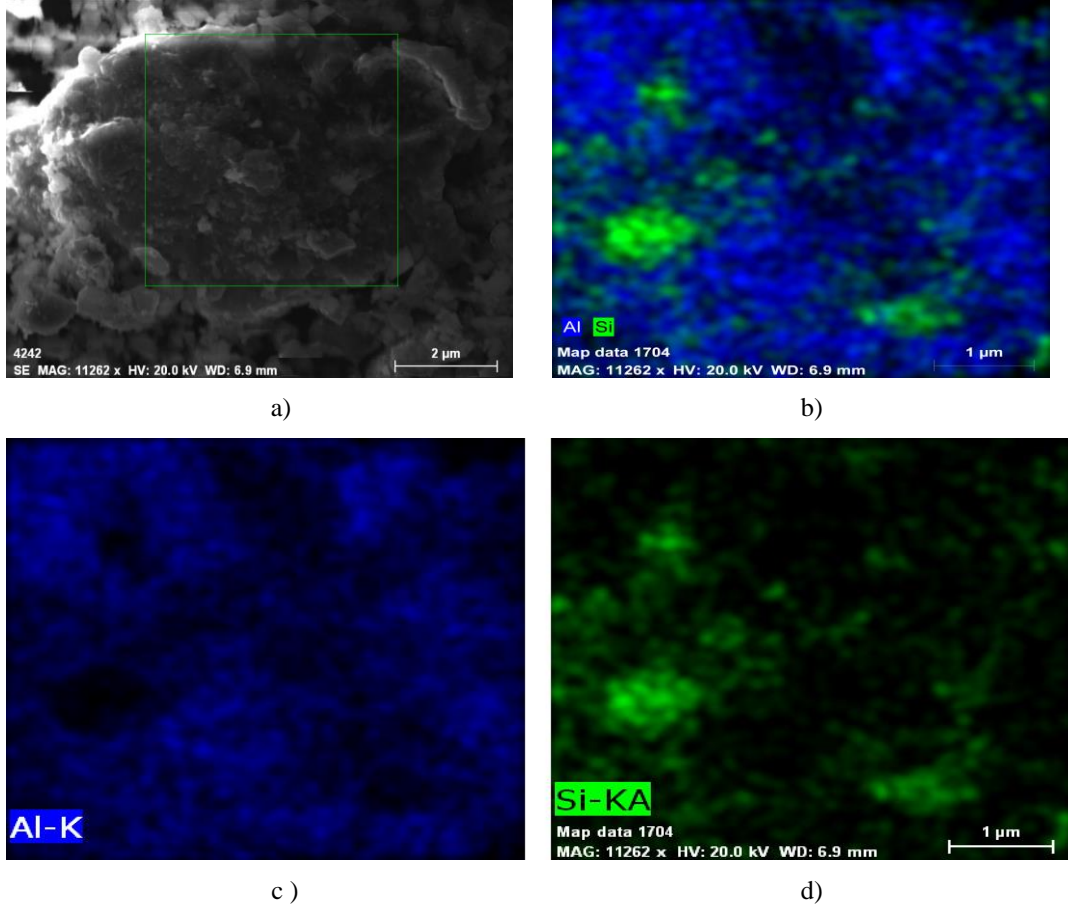
Al₂O₃/SiC kompozit tozlarında SiC partiküllerinin Al₂O₃ matrisli tozların içersine homojen olarak dağıtıldığı ve aynı zamanda gömüldüğü bir öğütme süresini belirlenmiştir. Bundan dolayı optimum öğütme süresini belirlemek için kompozit tozları 1, 2 ve 3 saatlik öğütme işlemine tabii tutulmuştur. Şekil 3.1, Şekil 3.2 ve Şekil 3.3'de %40 SiC içeren kompozit tozlarının 1, 2 ve 3 saatlik öğütme işlemi sonrasındaki morfolojileri ve SEM EDS element dağılımları gösterilmiştir. Al₂O₃/%40 SiC kompozit tozlarının element dağılımlarına göre, mavi bölge Al'nin elementel dağılımını gösterirken, yeşil bölgeler ise SiC partiküllerinin Al₂O₃ matris içindeki dağılımını göstermektedir. 1 saatlik öğütme işleminden sonra matris içersine çok az miktarda SiC partiküllerinin gömüldüğü görülmüştür. Öğütme süresi 1 saatten 2 saate artırıldığında matris içersine gömülen SiC miktarında artış gözlenmiştir. 3 saat öğütme işlemi sonucunda sert SiC partiküllerinin kesme etkisi ve bilya-toz-bilya çarpışmalarından dolayı matris tozlarının tekrar kırılarak, gömülen partiküllerin tekrar matristen bağımsız olarak hareket ettiği tespit edilmiştir. 2 saatlik öğütme işleminin takviye-matris etkileşimi açısından yeterli olduğu belirlenmiştir.



Şekil 3.1. Al₂O₃/SiC kompozit tozlarının 1 saatlik öğütme işlemi sonrası; a) yüzey morfolojisi, b) Al ve SiC dağılımı, c) Al dağılımı, d) SiC'ün matris tozu içinde dağılımı.



Şekil 3.2. Al₂₀₂₄/SiC kompozit tozlarının 2 saatlik öğütme işlemi sonrası; a) yüzey morfolojisi, b) Al ve SiC dağılımı, c) Al dağılımı, d) SiC'ün matris tozu içinde dağılımı.

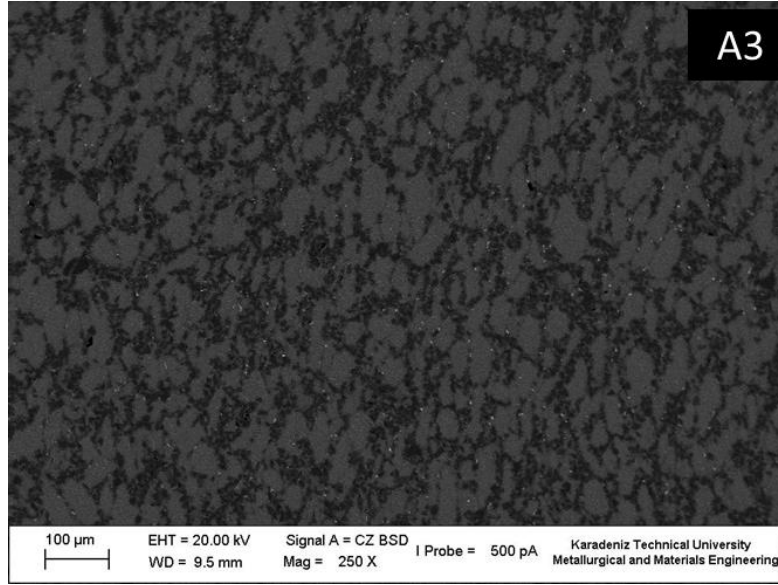


Şekil 3.3. Al₂₀₂₄/ SiC kompozit tozlarının 2 saatlik öğütme işlemi sonrası; a) yüzey morfolojisi, b) Al ve SiC dağılımı, c) Al dağılımı, d) SiC'ün matris tozu içinde dağılımı.

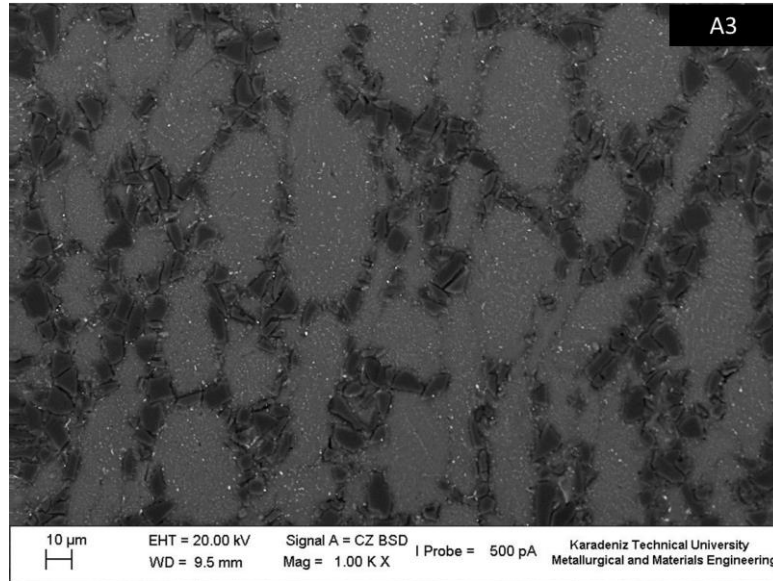
3.1.2. Mikroyapı İncelemeleri

Kompozit malzemelerde yüksek performans elde etmek için takviye partiküllerinin matris içersinde homojen dağılımın sağlanması ve takviye partikülleri ile matris arasında iyi bir arayüzey bağının oluşturulması gerekmektedir. Al₂₀₂₄/SiC kompozitlerinin mikroyapıları Şekil 3.4'de gösterilmiştir. Siyah ve açık bölgeler sırasıyla SiC partiküllerini ve Al₂₀₂₄ matrisini göstermektedir. %30 SiC içeren A3 kompozitinde takviye partiküllerinin Al₂₀₂₄ matris içinde rastgele dağıldığı Şekil 3.4b'de gözlenmektedir. Çok az sayıda toplanan SiC partikülleri olduğu görülmektedir. A4 numunesinin mikroyapısı incelendiğinde, SiC partiküllerinin Al₂₀₂₄ matrisinde tane sınırları boyunca dağıldığı gözlenmiştir(Şekil.3.4c). Şekil.4d'de görüldüğü gibi SiC partikülleri matris içinde homojene yakın olarak dağılmıştır. Şekil 3.4f'de toplanan SiC partikül bölgeleri açıkça gösterilmiştir. Çok sayıda SiC partiküllerinin toplanması ile partiküller matris içersinde

düzensiz olarak dağılmışlardır. Topaklanma sonucunda kompozitin fiziksel ve mekanik özellikleri olumsuz etkilenmektedir. Bununla birlikte SiC partiküllerinin topaklanmasının matris içindeki takviyenin dağılımını kötü yönde etkilediği %50 SiC içeren A5 kompozitinde açıkça görülmektedir. Takviye miktarı %40'dan %60'a artmasıyla topaklanan SiC sayısı artmıştır (Şekil.3.4f). Topaklanma ile birlikte porozite miktarlarında artış olduğu A5 ve A6 kompozitinde tespit edilmiştir. Porozitelerin SiC partikülleri etrafında yoğunlaştığı A6 kompozitinin mikroyapı görüntüsünde görülmektedir.



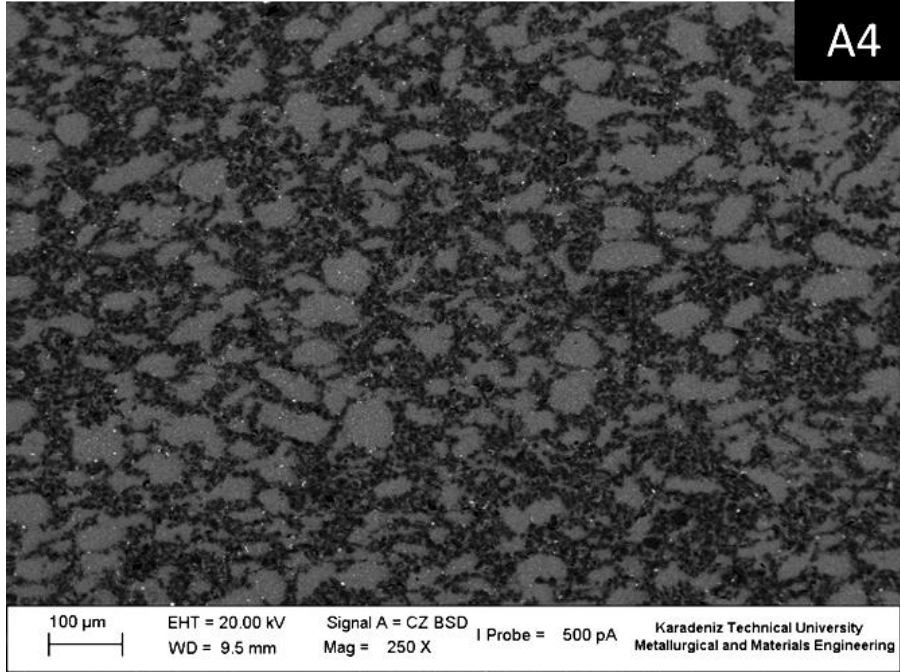
a)



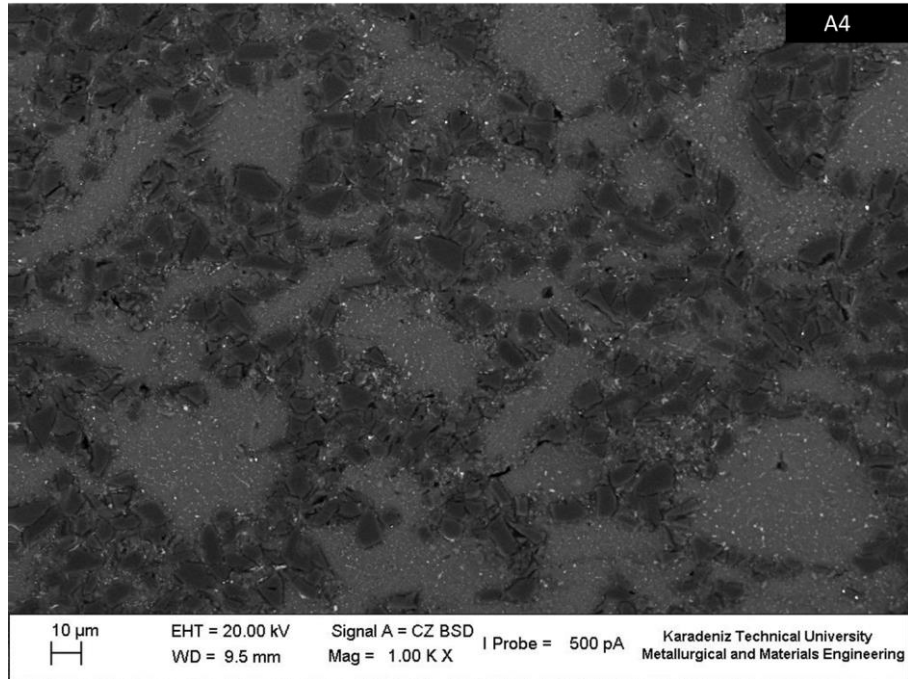
b)

Şekil 3.4. Al₂O₃/ SiC kompozitlerinin SEM görüntüleri; a) A3 kompoziti, b) A3 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü, c) A4 kompoziti, d) A4 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü, e) A5 kompoziti, f) A5 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü, g) A6 kompoziti, h) A6 kompozitinin takviye dağılımını gösteren büyük büyütmede alınan görüntüsü

Şekil 3.4'ün devamı

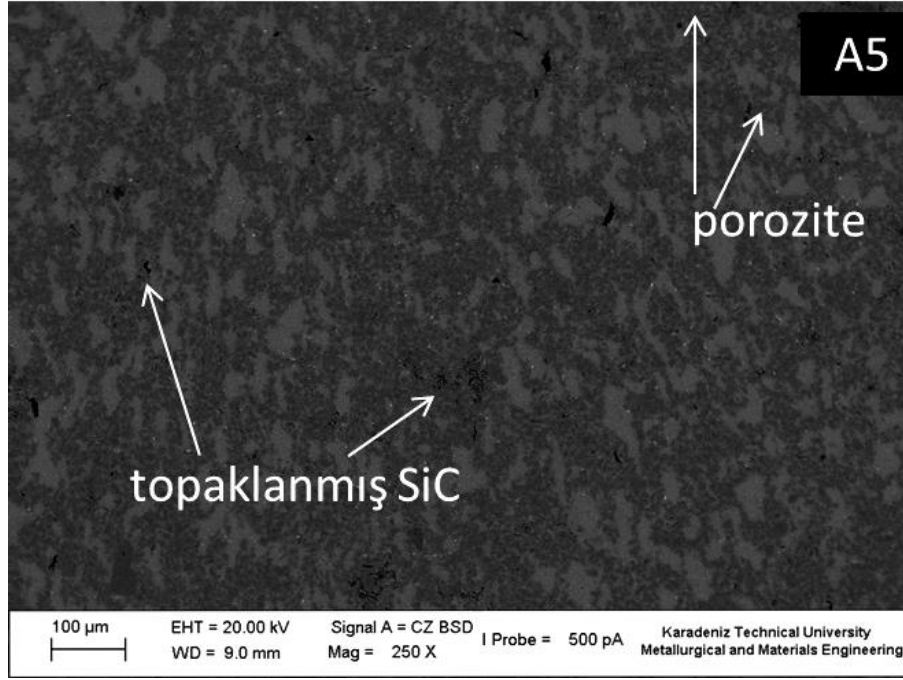


c)

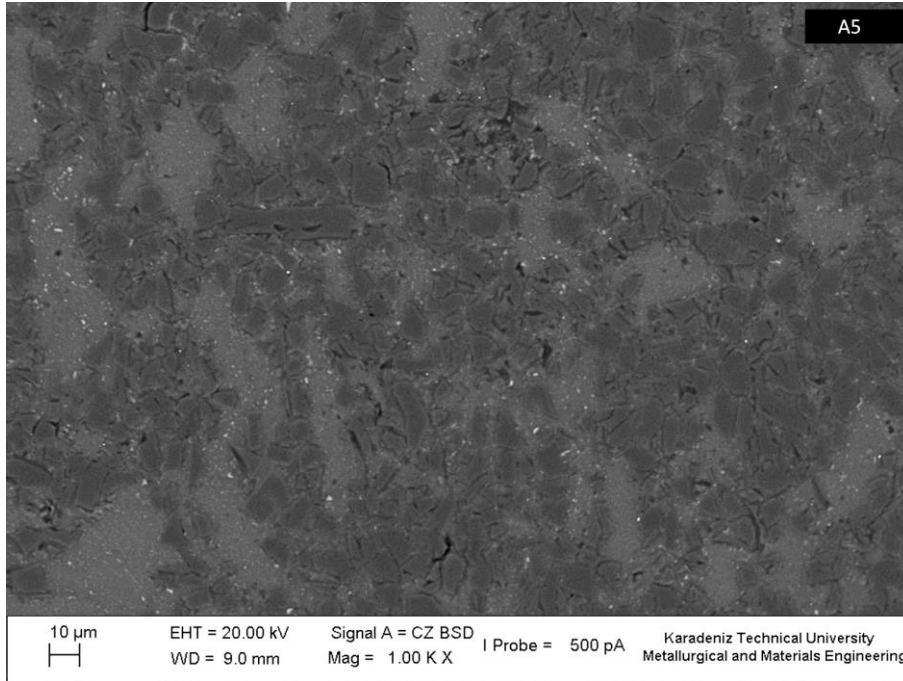


d)

Şekil 3.4'ün devamı

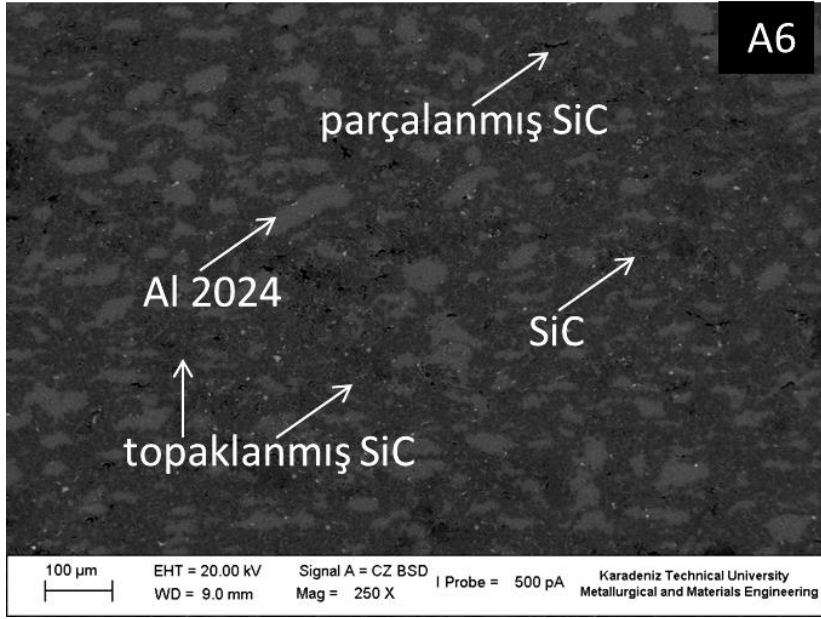


e)

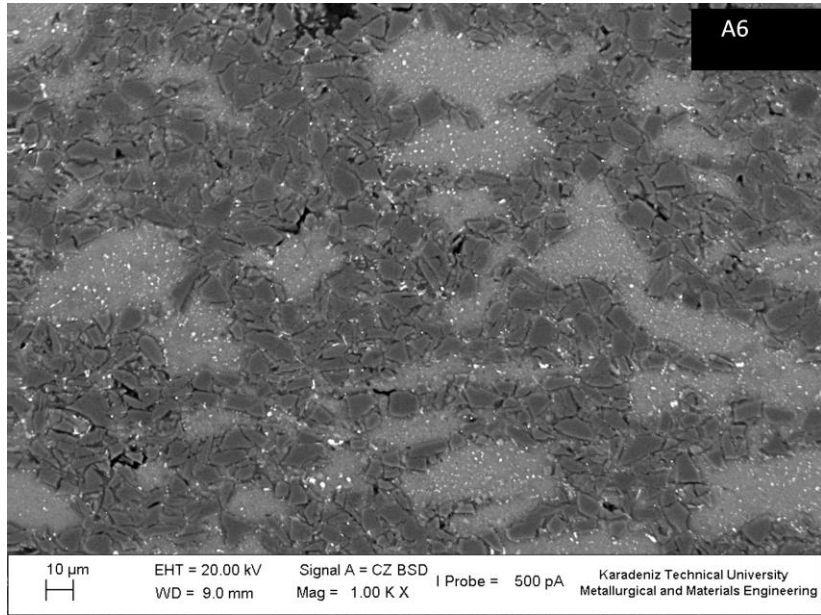


f)

Şekil 3.4'ün devamı

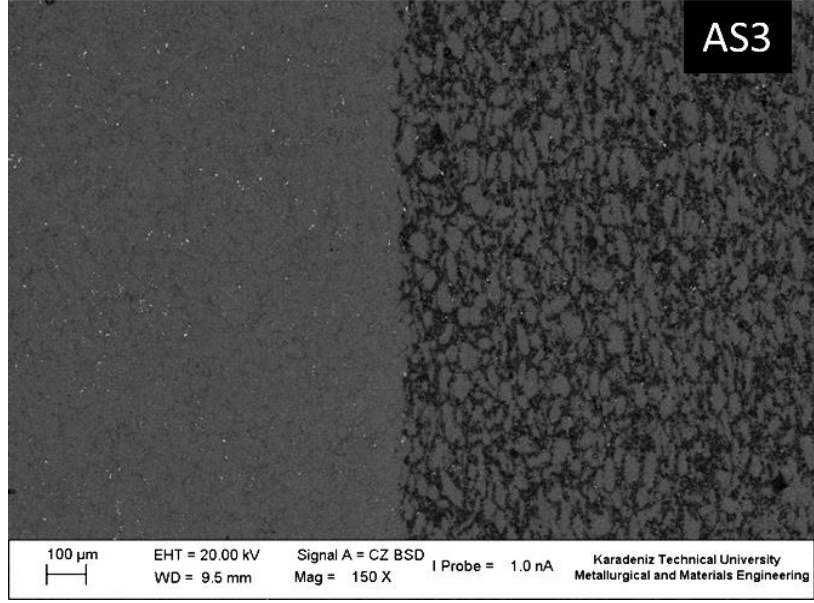


g)

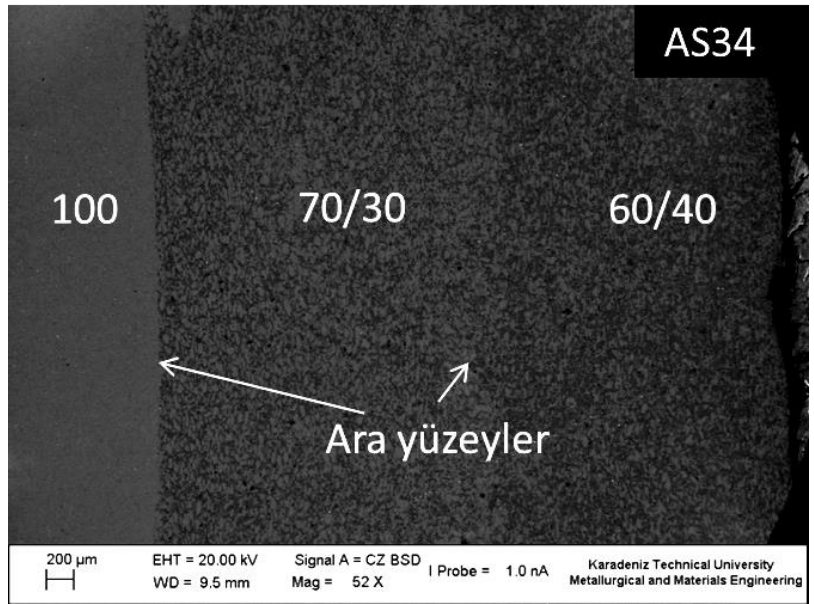


h)

Şekil 3.5 FD Al2024/ SiC kompozitlerin içyapılarını göstermektedir. AS456 kodlu dört tabakalı FDM kompozitler en alt tabakada Al2024 alaşımı ve en üst tabakada Al2024/%60SiC kompozit tabaka olacak şekilde toz metalürjisi tekniğiyle başarılı olarak üretilmiştir. AS456 kompozitinin en üst tabakasından en alt tabakasına doğru SiC miktarı %60, 50, 40 ve 0 olacak şekilde değişmiştir. Dolayısıyla, alt tabakadan üst tabakaya (enine yönünde) doğru matris içersinde SiC dağılımı yarı homojendir denilebilir. Şekil 3.5a ve Şekil 3.5b, sırasıyla AS3 ve AS34 kompozitlerinin mikroyapılarını göstermektedir. Al2024 alaşımlı tabakadan Al2024 /SiC içeren kompozit tabakalar kompozisyonun değişiminin yanı sıra arayüzeylerden itibaren mikroyapılar da değişmiştir. Şekil 3.6. AS345 kompozitinin tabakalar arası arayüzeylerini detaylı olarak göstermektedir. Al2024 alaşımı ile Al2024/SiC kompozit tabakalar arasında, FDM'nin mukvemetini, ısı iletkenliğini ve termal şok direncini etkileyecek herhangi bir kopma, ayrılma ve boşluk tespit edilmemiştir. Her tabaka kendi içinde incelendiğinde hiçbir kırılma ve ayrılma izine rastlanmamıştır. Tabakalar arasındaki devamlılık, daha iyi metal seramik bağı oluştuğunu göstermektedir. Şekil 3.5c'de görüldüğü gibi AS345 kompozitinde alt tabakadan üst tabakaya doğru artan SiC miktarı ile porozite miktarının da artış olduğu açıkça görülmektedir. AS345 kompozitinin en üst tabakasinda (Al2024/%50 SiC kompozit tabakasinda) çok fazla miktarda porozite olduğu gözlenmiştir. Bazı araştırmacılar çalışmalarında benzer sonuçlar elde etmişlerdir [117-118]. Şekil 3.5d 'de AS456 FDM numunenin EDS element dağılımı verilmiştir. Dört tabakalı FDM'de kırmızı bölgeler Al2024 alaşımını temsil ederken kırmızı ile yeşil bölgeler Al2024/SiC kompozit tabakaları göstermektedir. En alt tabakadan en üst tabakaya doğru yeşil bölgelerin kademe kademe arttığı çok açıktır.



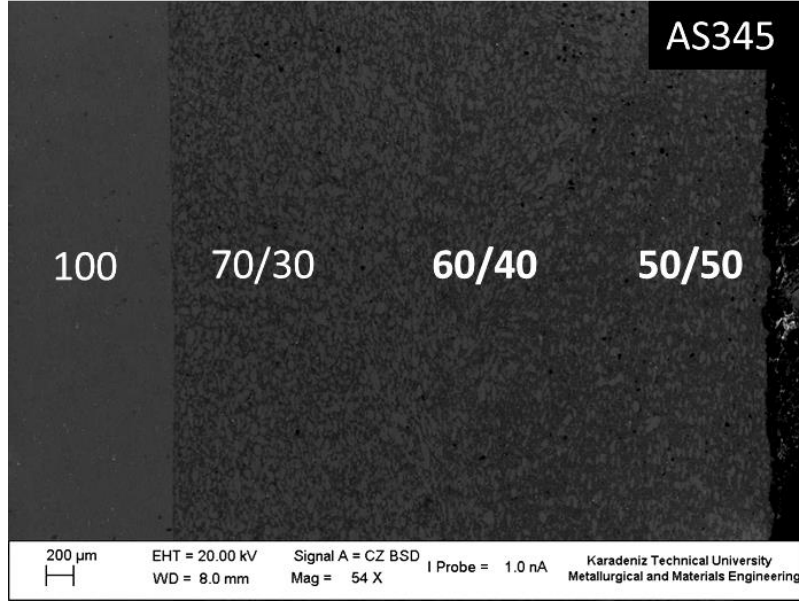
a)



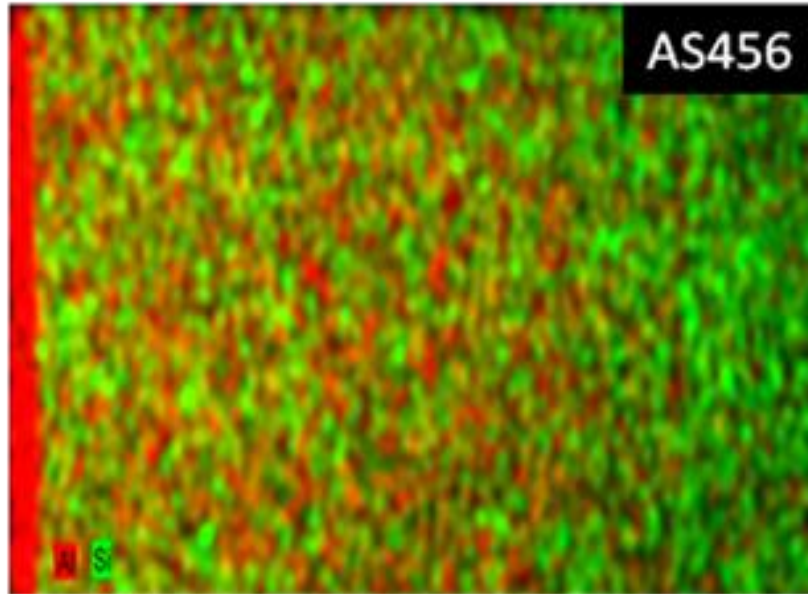
b)

Şekil 3.5. FD Al2024/SiC kompozitlerinin SEM görüntüleri; a) AS3, b) AS34, c) AS345, d) AS456.

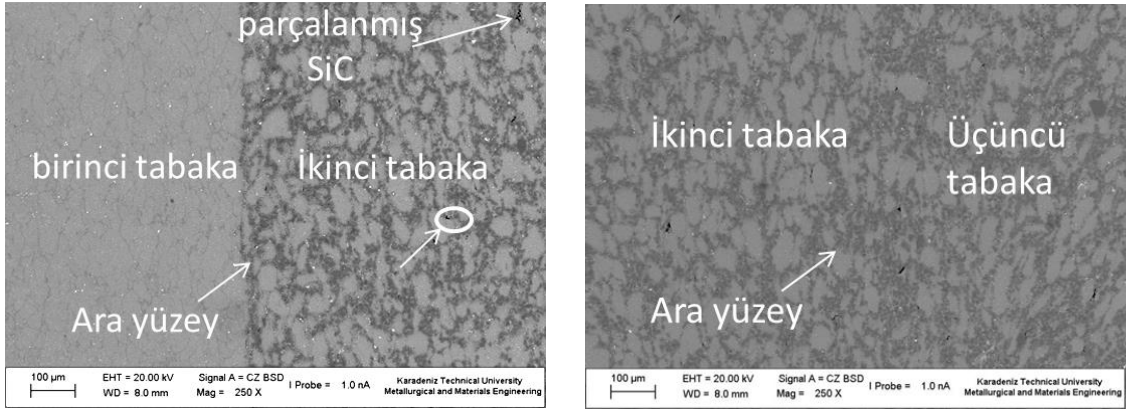
Şekil 3.5 'in devamı



c)

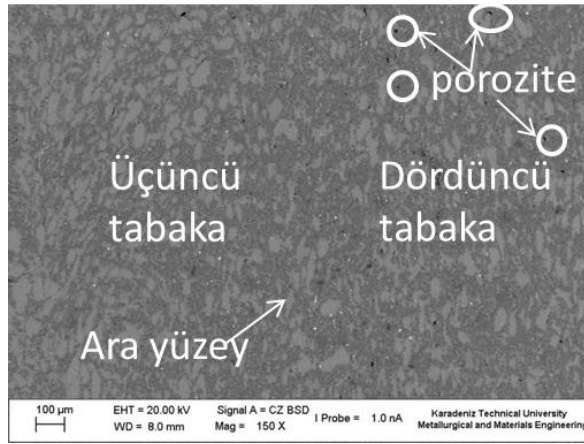


d)



a)

b)

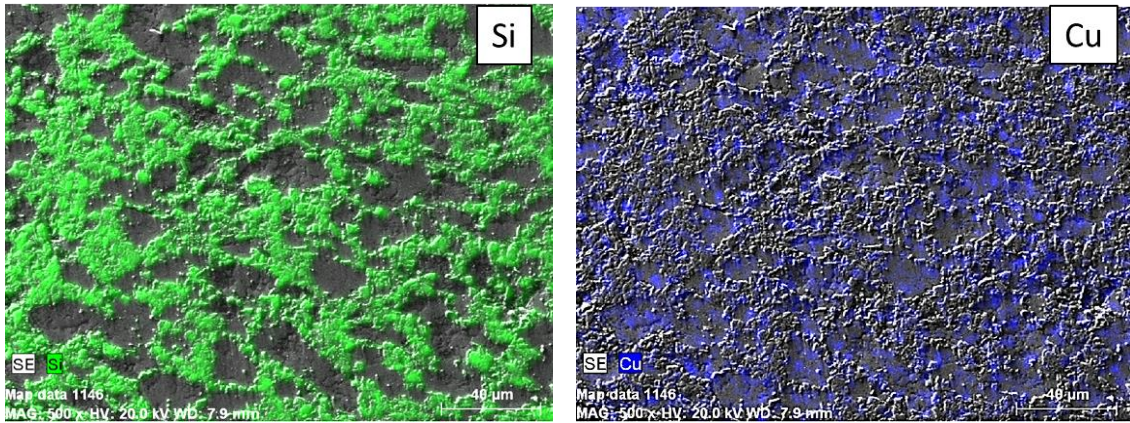


c)

Şekil 3.6. AS345 kompozitinin arayüzey görüntüleri; a) alt tabaka ile ikinci tabakayı gösteren görüntü, b) ikinci tabaka ile üçüncü tabakayı gösteren görüntü, c) üçüncü tabaka ile üst tabakayı gösteren görüntü.

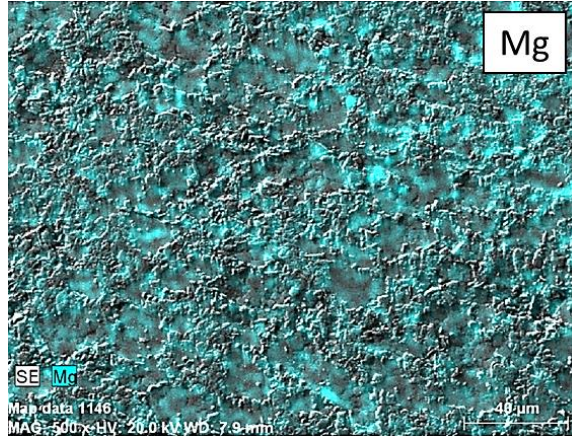
Şekil 3.7 ve Şekil 3.8'de Al₂O₃/SiC kompozitlerine ait SEM EDS element dağılımları verilmiştir. Bu içyapılara göre, yeşil, mavi, turkuaz ve gri bölgeler sırasıyla Si, Cu, Mg ve Al'nin elementel dağılımını göstermektedir. Şekil 3.9'de görüldüğü gibi AS4 olarak kodlanmış iki tabakalı FDM numunede gri bölgeler (Al₂O₃) ile yeşil bölgeler (SiC) açıkça ayırt edilebilmektedir. Tabaka sayısının değişmesiyle alt tabakadan üst tabakaya doğru yeşil bölge sayısı artmıştır. Bu durum SiC ve Al'un katı halde birbirleri içersinde hiçbir şekilde çözünmemesi ile açıklanabilir. Bu yüzden SiC'ce zengin bölgeler Al₂O₃

tane sınırlarında gözlenmiştir. A3 kompoziti ile A6 kompoziti karşılaştırıldığında, A3 kompozitinde, Cu içeren Al_2Cu fazın daha homojen dağıldığı ve daha fazla miktarda olduğu tespit edilmiştir. Al_2Cu fazının en fazla ve homojen dağılımı AS4 kompozitinde elde edilmiştir (Şekil 3.9). Al_2Cu fazının matris içerisinde az miktarda oluşma sebebi üretim esnasında düşük soğuma hızı olarak açıklanabilir.



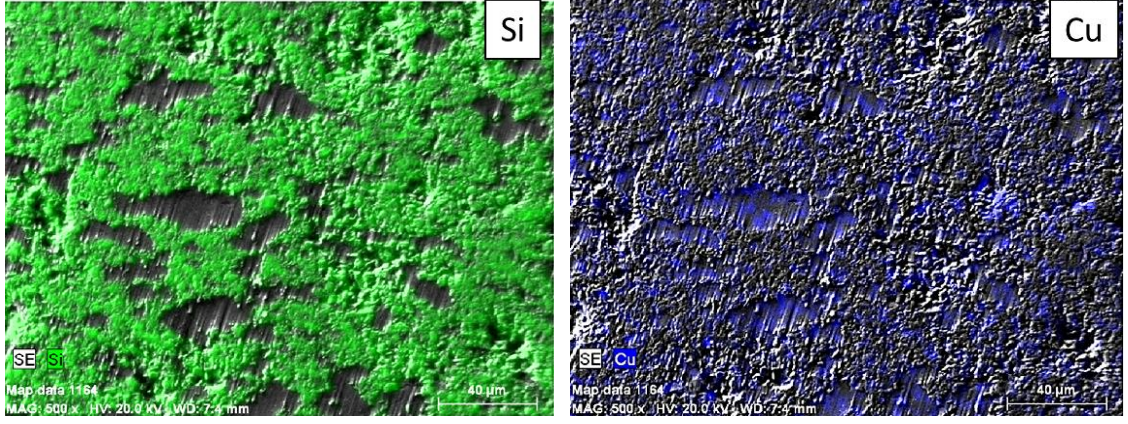
a)

b)



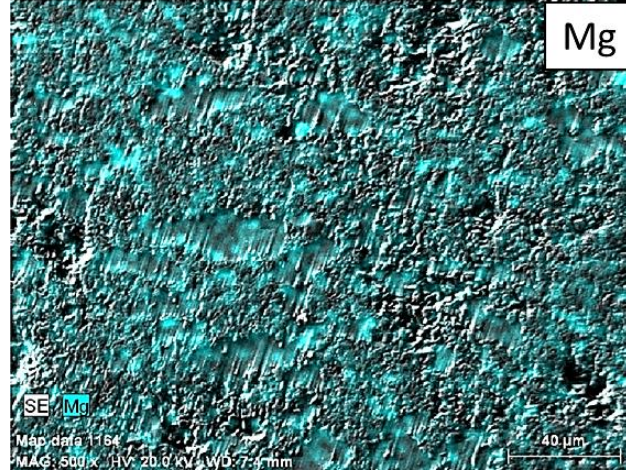
c)

Şekil 3.7. A3 kodlu Al2024/SiC kompozitinin SEM-EDS element dağılımı; a) Silisyum elementinin dağılımı, b) Bakır elementinin dağılımı, c) Magnezyum elementinin dağılımı.



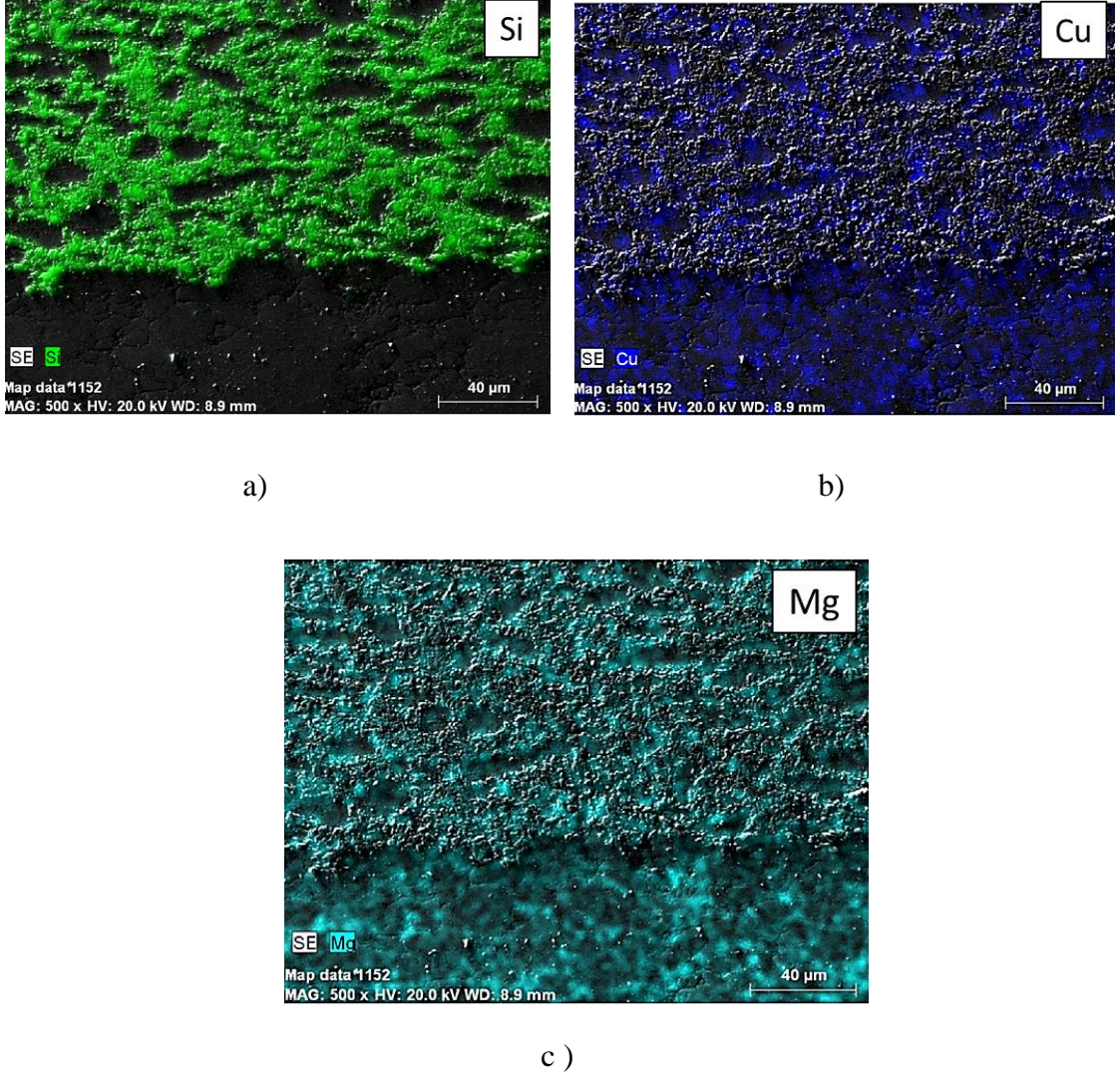
a)

b)



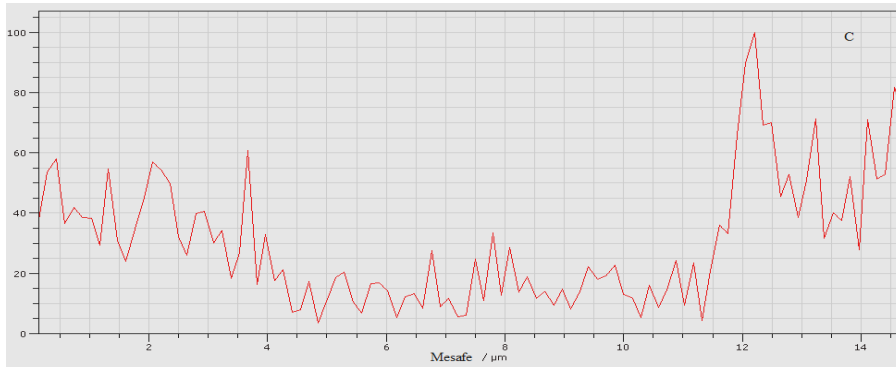
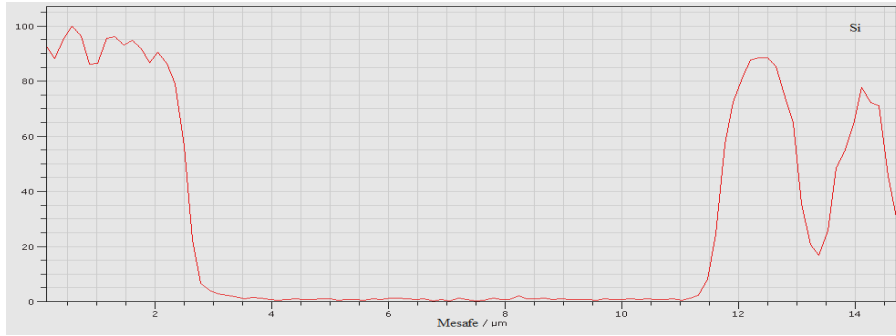
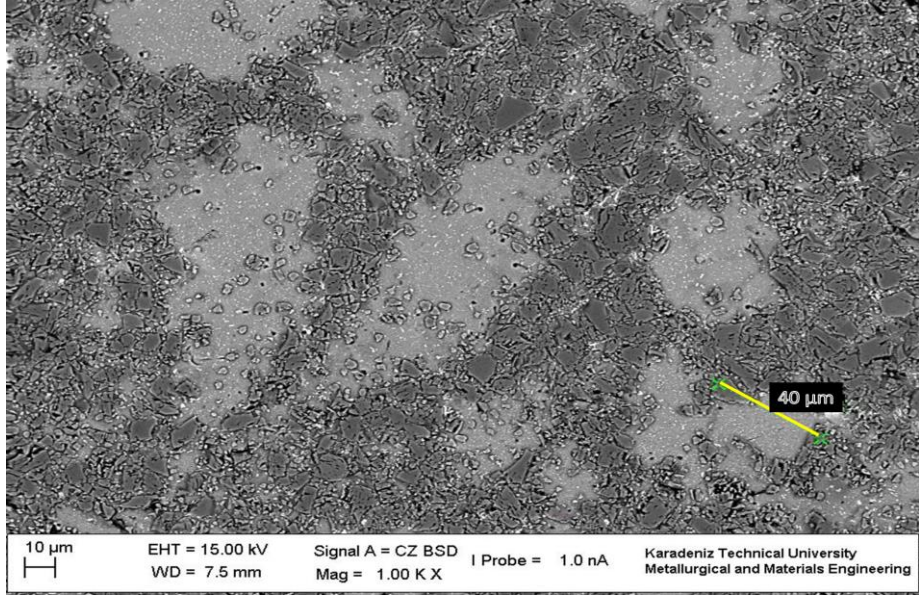
c)

Şekil 3.8. A6 kodlu Al2024/SiC kompozitinin SEM-EDS element dağılımı; a) Silisyum elementinin dağılımı, b) Bakır elementinin dağılımı, c) Magnezyum elementinin dağılımı.



Şekil 3.9. AS4 kodlu FD Al2024/SiC kompozitinin SEM-EDS element dağılımı; a) Silisyum elementinin dağılımı, b) Bakır elementinin dağılımı, c) Magnezyum elementinin dağılımı.

Al2024/SiC kompozitlerinin yoğunlaştırılma prosesi esnasında oluşan fazlar ve matris içerisindeki takviye dağılımı SEM EDS çizgi analiz sonuçları ile gösterilmiştir (Şekil 3.10).

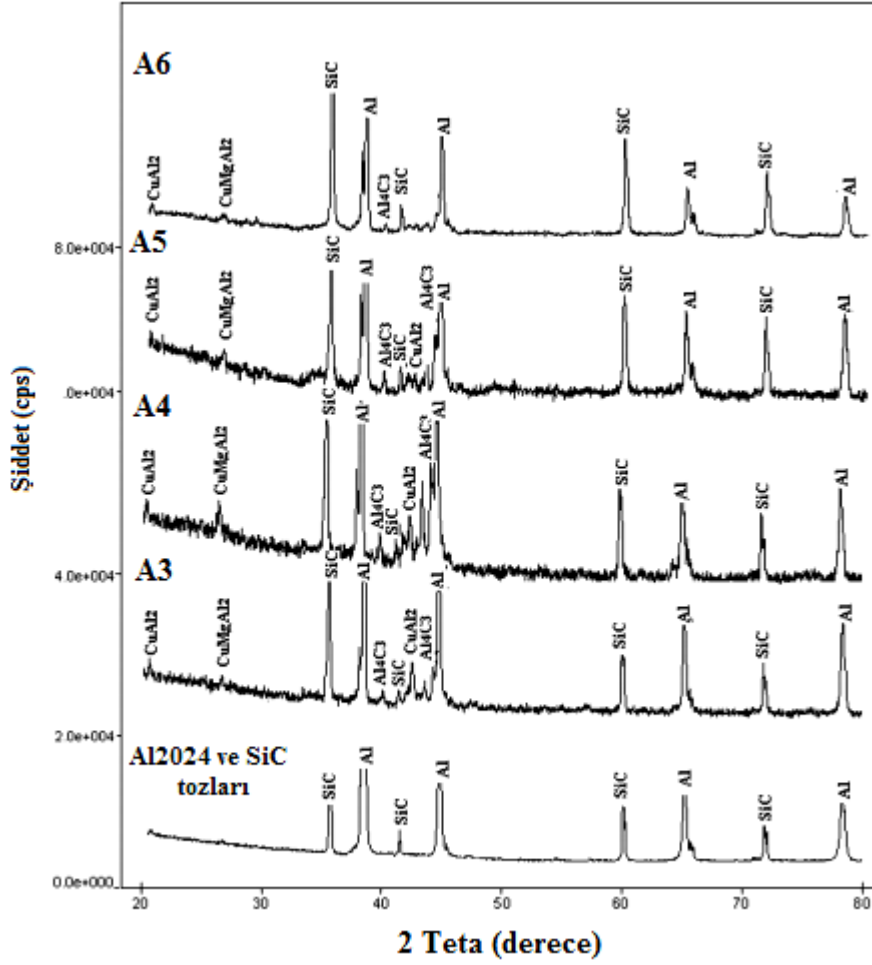


Şekil 3.10. A4 kodlu Al₂₀₂₄/SiC kompozitinin SEM EDS çizgi analiz sonuçları; SEM görüntüsü üzerinde bulunan sarı çizgi üzerindeki elementlerin dağılımı (Si, C, Al, Cu, Mg)

Şekil 3.10 'un devamı

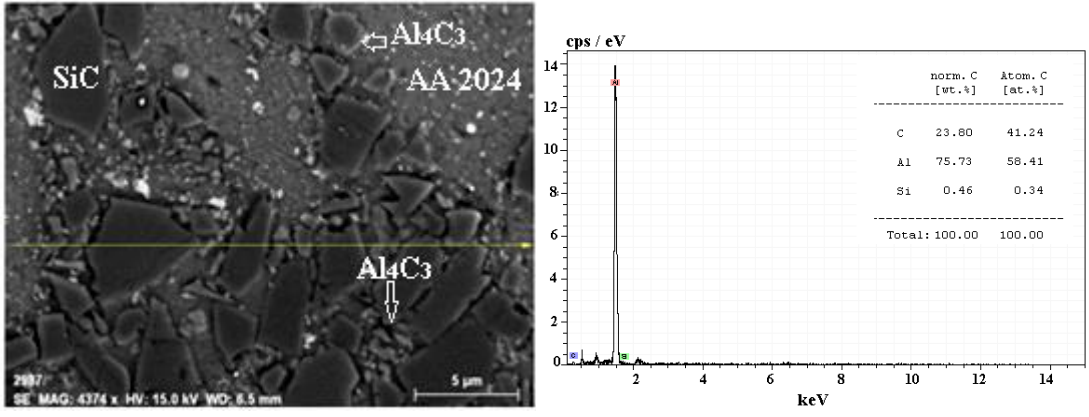


Al₂O₃/SiC kompozitlerine ait XRD spekturumunda Al, SiC, Al₄C₃, CuMgAl₂ ve CuAl₂ fazlarına rastlanmıştır (Şekil 3.11). A3 kompozitinde CuMgAl₂ ve CuAl₂ fazlarına ait çok zayıf XRD spekturumları elde edilmiştir. A4 kompozitinde ise bu fazlara ait spekturumlar daha görünür olmuştur. SiC miktarı %30'dan 40'a çıktığında CuMgAl₂ ve CuAl₂ fazların miktarında artış olduğunu görülmektedir. A5 ve A6 kompozitlerinde bu fazların miktarlarında azalma söz konusudur. Bu durum artan SiC miktarı ile azalan matris hacminden dolayı bu fazların çökmesi için gereken bölgelerin azalması ile açıklanabilir.



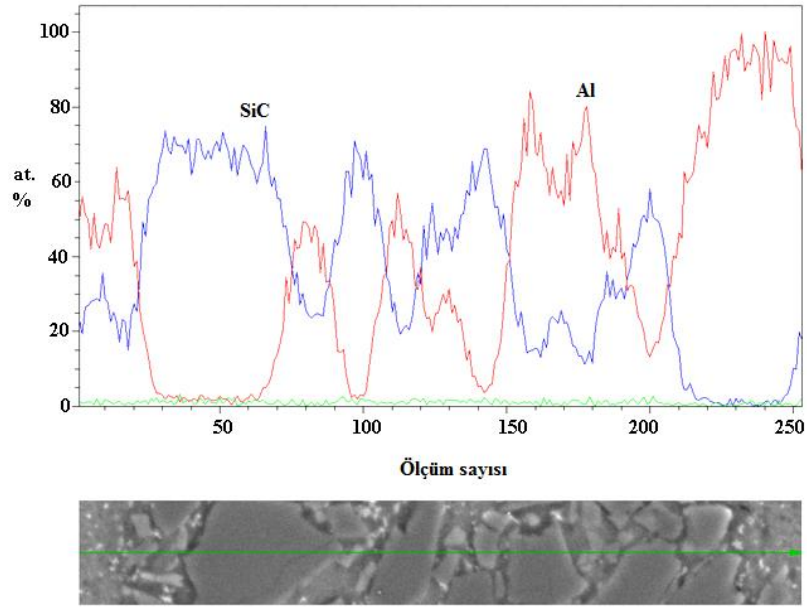
Şekil 3.11. Al2024/SiC kompozitlerinin XRD sonuçları

A4 kompozitine ait EDS çizgisel analizi sonuçları Şekil 3.12c'de gösterilmiştir. Çizgi analizi SiC'ün matris içersinde nasıl dağıldığı hakkında bilgi vermektedir. Mikroyapı üzerinde özellikle matris ile takviye arayüzeyinde gözlenen parlak bölgelerde Al₄C₃ fazının oluşması ile arayüzeyde reaksiyon tabakasının varlığını ispatlamıştır. SEM EDS çizgisel analizi sonuçları XRD sonuçlarını desteklemektedir.



a)

b)



c)

Şekil 3.12. A4 kompozit numunelerinin SEM EDS analizi a) Analizlerin yapıldığı mikroyapı görüntüsü, b) noktasal analizi(oklarla gösterilen), ve c) SiC ve Al matris içerisinde dağılımı gösteren çizgi analizi (yeşil çizgi boyunca)

3.1.3. Porozite ve Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları

Al2024/SiC kompozitler ve FDM'lerin mikrosertlik değerleri Tablo 3.1'de verilmiştir. SiC miktarı % 30'dan % 40'a arttığında mikrosertlik değerinde ani bir artış görülmektedir. Sıcak presleme esnasında aynı yük uygulanmasına rağmen A4 kompozitlerinin sertlik değerleri A3'inkinden daha yüksek olmuştur. Presleme esnasında A4 kompozitlerinin yüksek takviye miktarına sahip olması nedeniyle Al2024 alaşımlı matris tozları daha fazla plastik deformasyona uğramışlardır. Bu yüzden bu kompozitlerin takviye ile matris arasında daha fazla gerilmeler oluşmaktadır. Bu durum, bir dislokasyon mekanizması olan pekleşme sertleşmesi olarak da bilinen mekanizma ile tanımlanabilir [119]. Düşük takviye miktarına sahip A4 kompozitinin mikroyapısı detaylı olarak incelendiğinde takviyelerin matris içerisinde homojene yakın bir dağılıma sahip oldukları açıkça görülmektedir. SiC miktarı %30'dan %40'a arttığında mikrosertlik değeri 170 Hv'den 225 Hv'e artmıştır. Bu artış dispersiyon sertleşmesi etkisi ve artan $CuAl_2$ gibi gevrek fazların varlığı ile açıklanabilir [120]. A4 kompozitin mikrosertlik değeri A5 ve A6'ninkinden daha yüksektir. Artan SiC miktarı ile mikroyapıda takviyelerin oluşturduğu topaklanma bölgelerinin artması ve bunun sonucu olarak porozite miktarının artması ile mikrosertlik değerlerinde düşüşler görülmüştür. A4 kompozitin mikrosertlik değeri 225 Hv iken A5 kompozitinki ise 205 Hv olmuştur. SiC miktarı %50'den %60'a çıktığında porozite miktarının artmasıyla mikrosertlik değeri 205 Hv'den 180 Hv'e düşmüştür. Bu düşüşün sebebi artan porozite miktarı ve azalan $CuAl_2$ gibi fazların miktarıdır. Sonuçlara göre kompozit malzemelerin mikrosertlik değerlerini etkileyen faktörlerin başında takviyenin matris içerisinde dağılımı gelirken, porozite ve metaller arası bileşiklerin miktarı da önemli roller oynadığı tespit edilmiştir. Al2024/SiC kompozitlerde mikrosertlik değeri için optimum SiC miktarının % 40 olduğu belirlenmiştir. Al2024 matris alaşımının sertliği ile Al2024/SiC kompozitlerin sertliği karşılaştırıldığında kompozitlerin sertliklerinin daha yüksek olduğu ve takviye partiküllerinin kompozitin sertliğini artırdığı sonucu elde edilmiştir [121].

JIN ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada, FDM'lerin mikrosertliklerinde matrisden kompozitlere doğru bir artış olduğunu belirtmişlerdir[122]. Bizim yapmış olduğumuz çalışmamızda ise, A3 kompoziti ile iki tabakalı AS3 FDM nin %30 SiC içeren üst tabakasının sertlikleri karşılaştırıldığında, FDM'nin sertliğinin daha yüksek olduğu sonucuna varılmıştır. Ortalama porozite miktarındaki azalma sertlik değerinde artışa sebep

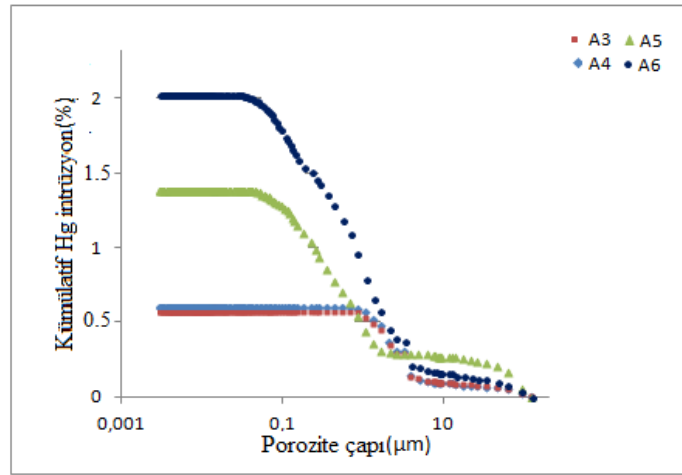
olmuştur. AS4 numunesinin üst tabakasının mikroyapısı incelendiğinde topaklanmış bölgeler gözlenirken, AS345 numunesinin %40 SiC içeren tabakasında ise rastgele dağılmış takviyelere de rastlanmıştır. Bu yüzden AS4 numunesinin üst tabakasının sertliği 230 Hv iken AS345'in üçüncü tabakasının sertliği ise 238 Hv olduğu belirlenmiştir. Benzer sonuçları Shen ve arkadaşları da çalışmalarında elde etmişlerdir [123].

Tablo 3.1. Kompozitlerin tanımlanması, porozite miktarları ve mikrosertlik değerleri

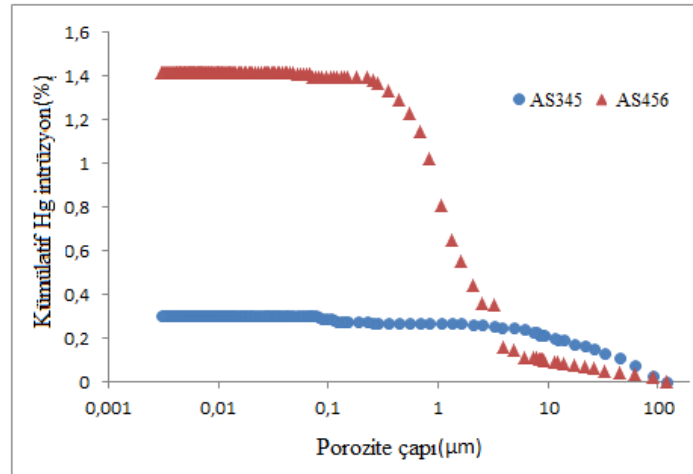
Numune	Mikro Sertlik (Hv)	Ortalama Mikro Sertlik	Porozite (%)
A3	170	170	0,5674
A4	225	225	0,5978
A5	205	205	1,3811
A6	180	180	2,0272
AS3	90- 174	132	0,061
AS4	96- 230	163	0,1925
AS5	100- 210	155	0,2015
AS6	105- 185	145	0,2445
AS34	108- 180-238	175	0,5907
AS45	112- 240-215	190	0,63
AS56	115- 217-190	174	0,6612
AS345	120- 185-242-195	185	0,3059
AS456	125- 245-195-192	190	1,4134

Al2024/SiC kompozitler ve FDM numunelerin porozite değerleri Tablo 3.1'de verilmiştir. Kompozit numunelerde SiC miktarı % 30'dan % 60'a arttığında porozite miktarı % 0,5674'den % 2,0272'e çıkmıştır. SiC miktarı iki kat artarken porozite miktarı hemen hemen dört katı artmıştır. Civalı porozimetre ile belirlenen porozite boyut dağılımı Şekil 3.13'de verilmiştir. Porozite miktarı artmasına rağmen, porozite boyutlarında mikrometre seviyelerden nanometre seviyeye doğru bir azalış olmuştur. Kompozitlerin yoğunlukları karşılaştırıldıklarında, %60 SiC içeren A6 numunesinin yoğunluğu en düşüktür. A3 numunesi de en yüksek yoğunluğa sahiptir. Bu durum A3 numunesinin daha yüksek

yoğunlaşma kabiliyetine ve daha az topaklanmış bölgelere sahip olması ile açıklanabilir. FDM numunelerin porozite değerleri kompozit numunelerle karşılaştırıldıklarında daha düşüktür. FDM numunelerin porozite değerlerinin düşük olmasının nedeni yoğunlaştırma prosesi esnasında kullanılan çift etkili presleme tekniğidir. Aynı zamanda tabaka sayısı arttıkça da presleme sayısı da artmaktadır. Şekil 3.14'de görülebileceği gibi A5 kompozitin porozite değeri % 1.38 iken FD AS5 numunesininki %0.2 dir. FD kompozitlerde, tabaka sayısı artkça porozite miktarında da artış olduğu gözlenmiştir. Bu artışın sebebi olarak sert SiC partiküllerinin oluşturduğu topaklanma bölgelerindeki artış olarak açıklanabilir.

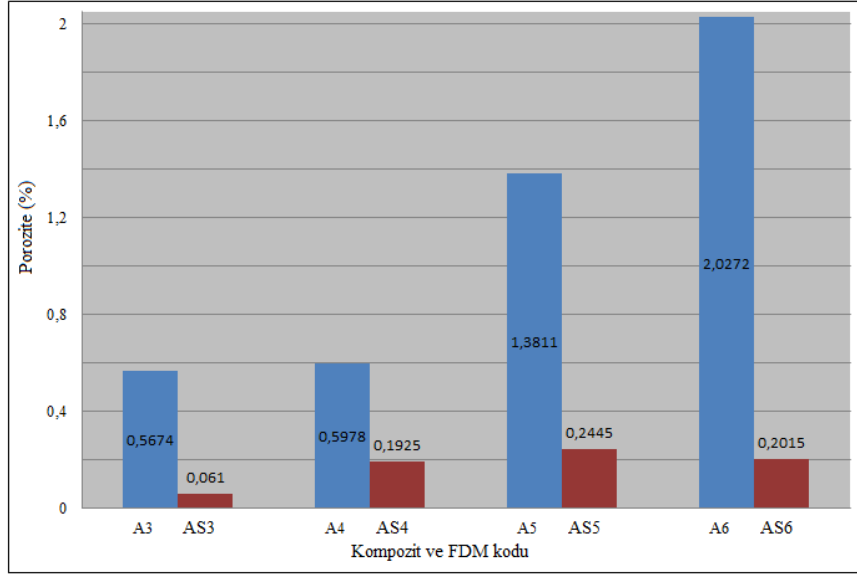


a)

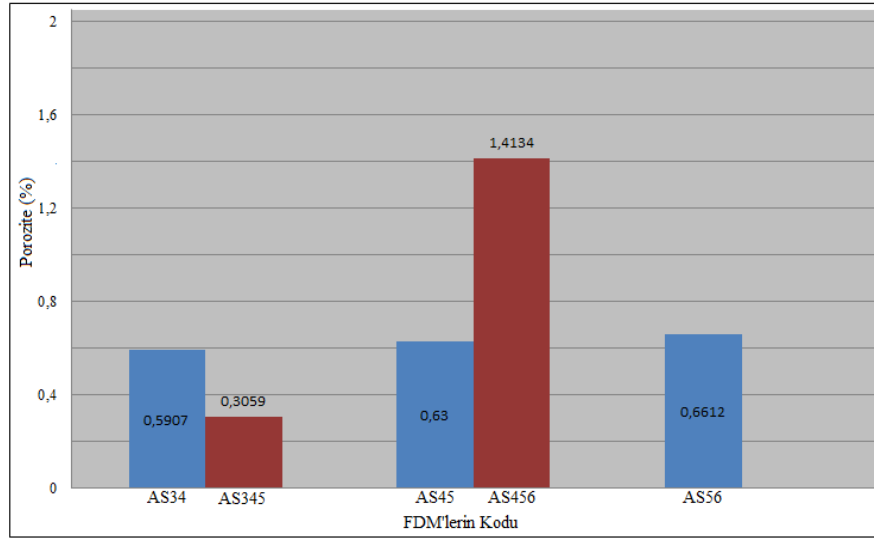


b)

Şekil 3.13. Civalı porozimetre ile belirlenen porozite boyut dağılımı
a)A3, A4, A5 ve A6 kompozitleri b) AS345 ve b) AS456
FD kompozitler.



Şekil 3.14. Kompozit ve iki tabakalı FDM numunlerin porozite miktarlarını gösteren grafik



Şekil 3.15. Üç ve dört tabakalı FDM numunlerin porozite miktarlarını gösteren grafik.

3.1.4. Al2024/SiC ve FDM Kompozitlerin Eğilme Davranışları

Uygulanan F yükü ve sehim miktarı eğrileri kompozitlerin üç nokta eğme testleri sonucunda elde edilmiştir. Tablo 3.2 Al2024/SiC kompozitler ve FDM numunelerin eğilme dayanım değerlerini göstermektedir. Artan SiC partikülleri ile kompozitlerin eğilme dayanımlarında da artış gözlenmiştir. %40 SiC takviye miktarından sonra dayanım değerleri düşmektedir. En yüksek eğilme dayanım değerleri A4 kompozitinde elde edilmiştir. Eğilme dayanımlarındaki artışın sebepleri şöyle sıralanabilir:

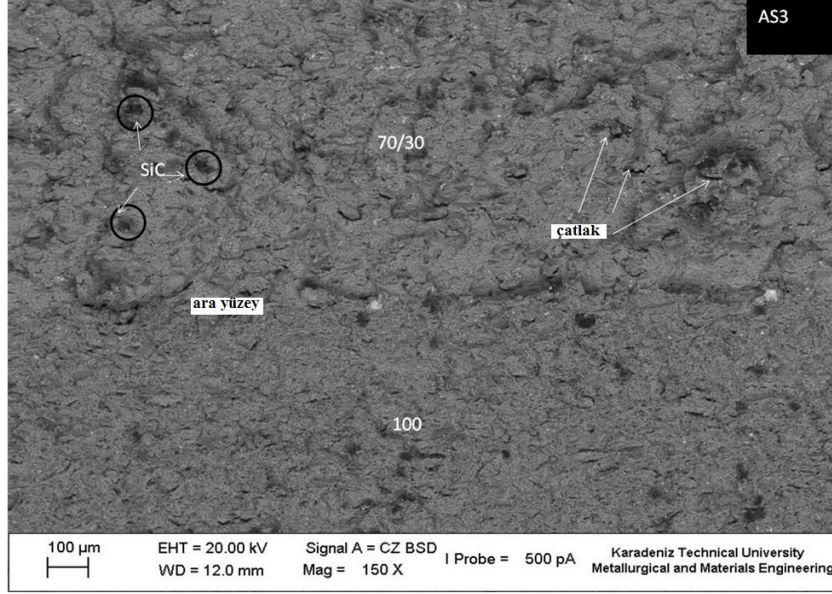
1. Matris içersinde matrisden daha yüksek eğilme dayanıma sahip takviye partiküllerinin bulunması,
2. Matris alaşımının üstün mekanik özellikleri,
3. Takviye partiküllerinin matris içersine homojene yakın dağılması,
4. Matris ile takviye arasında çok iyi bir arayüzeyin olmasıdır.

AMK'de eğilme dayanımını olumsuz etkileyen faktörlerin başında matris ile takviye arasında zayıf bağ oluşumu gelmektedir [124]. Al2024/SiC kompozitlerinde SiC miktarı %40'dan %50'ye arttığında eğilme dayanımları 1052 MPa'dan 940 MPa'a düşmüştür. Artan SiC miktarı ile topaklanma bölgelerinin artması ile Al2024 matris ile takviye partikülleri arasında zayıf bağlanma oluşmuştur [125]. Zayıf bağlanmanın sonucu olarak kompozitlerin eğilme dayanımlarında azalmalar görülmüştür. Ayrıca, matris ile takviye partikülleri arasında reaksiyonlar sonucunda oluşan ürünler partiküllerin daha erken kırılmalarına neden olabilmektedir. Kırılan partiküller eğme esnasında matris içersinden kolaylıkla çıkabildiklerinden kompozitin eğme dayanımını düşürmüştür. Optimum arayüzey bağına sahip kompozitlerde daha yüksek mukavemet değerleri elde edilmiştir. Tablo 3.2 'de görüldüğü gibi, iki tabakalı FDM'lerin eğilme dayanımları kompozitlerden daha yüksektir. A4 kompozitin eğilme dayanımı 1052 MPa iken AS4 FDM'nin ki ise 1400 MPa olmuştur. Bu artışın sebebi olarak AS4 FDM'nin A4 kompozitinden daha düşük porozite miktarına sahip olması ile açıklanabilir. Bu yüzden AS4 numunesinde en yüksek eğilme dayanımı değerine ulaşılmıştır. AS4 kompozitin porozite miktarı %0.1925 iken AS5 FDM'ninki ise %0.2445 olmasından dolayı kompozitlerin eğilme dayanımları 1400 MPa'dan 1342 MPa'a düşmüştür.

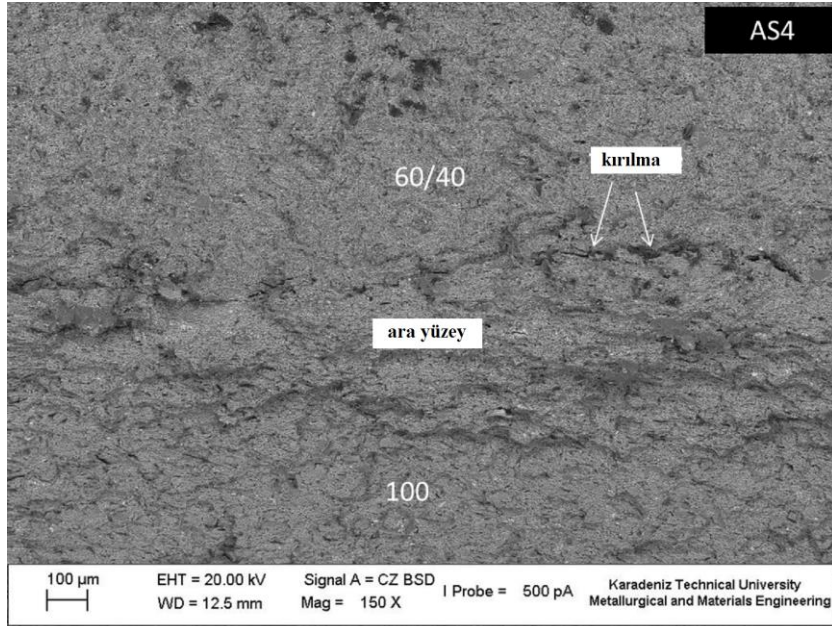
Tablo 3.2. Kompozit ve FDM numunelerin üç nokta eğme dayanımları

Numune	Tabaka Sayısı	Eğilme Dayanımı
A3	-	845
A4	-	1052
A5	-	940
A6	-	914
AS3	2	860
AS4	2	1400
AS5	2	1342
AS6	2	1169
AS34	3	800
AS45	3	1185
AS56	3	780
AS345	4	723
AS456	4	1000

Şekil 3.16 FDM numunelerin ve matrisin kırılma yüzey morfolojisini göstermektedir. Mikroyapılar detaylı olarak incelendiğinde kırılmanın başlangıcı ve devamı dolayısıyla kırılma yolları oklar ile gösterilmiştir. FDM numunelerin kırılması sırasında kırılmanın matris ve arayüzeylerde bulunan poroziteler boyunca ilerlediği görülmüştür. Şekil 3.16a’da görüldüğü gibi, SiC partikülleri çatlak oluşumunu engellediği ve çatlağın yön değiştirmesine sebep olduğu tespit edilmiştir. Al2024 alaşımlı matris SiC partiküllerinden dolayı daha gevrek hale gelmektedir. Bu yüzden eğilme dayanımında artış olmaktadır. FDM numunelerde tabakalar arası arayüzeylerin kırılmaya karşı daha az direnç gösteren zayıf bölgeler olduğu tespit edilmiştir. Çatlak başlangıcı ve ilerlemesi özellikle tabakalar arası arayüzeylere yakın bölgeler, tabakalar üzeri ve matristeki porozitelerde gözlenmiştir.



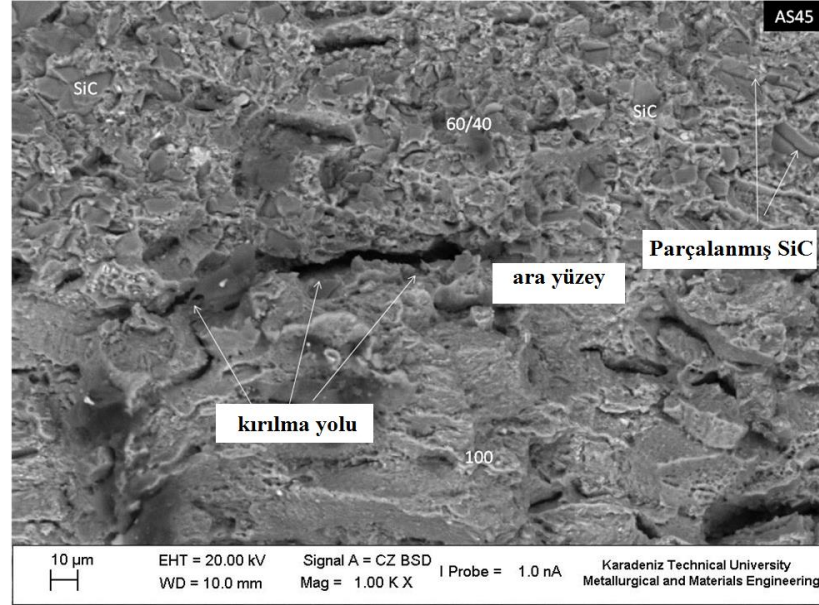
a)



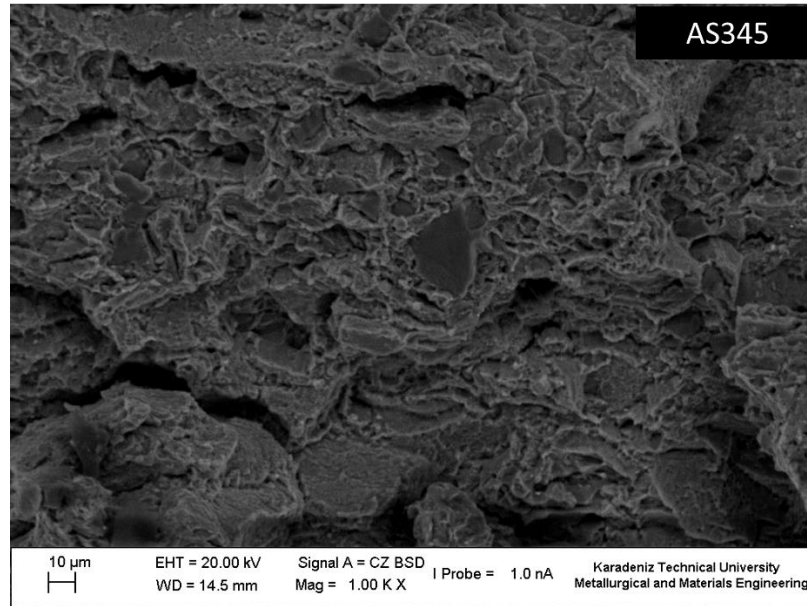
b)

Şekil 3.16. FDM numunelerin kırılma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri; a) AS3 FDM kompozit, b) AS4 FDM kompozit, c) AS45 FDM kompozit, ve d) AS345 FDM kompozit.

Şekil 3.16'nın devamı



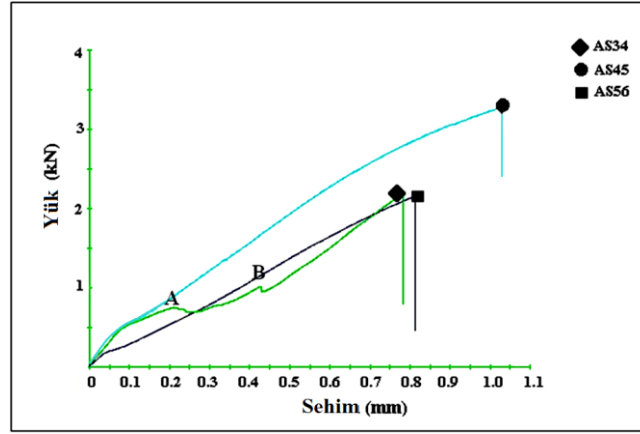
c)



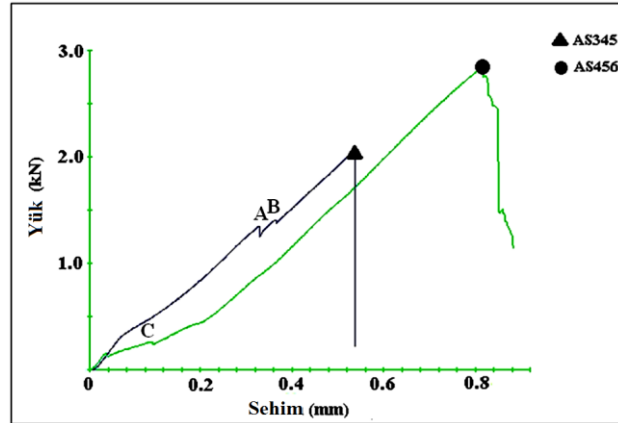
d)

FDM kompozitlerinin yük-sehim eğrileri Şekil 3.17'de gösterilmiştir. Bu eğriler FDM kompozitlerinin kırılma davranışları hakkında bilgiler vermektedir. Şekil 3.17a' da AS34 FDM kompozitine ait yük sehim eğrileri verilmiştir. Bu eğri üzerinde bulunan A noktası ilk yük düşüşünün rastlandığı nokta olup bu noktaya kadar yük lineer bir biçimde

artmış ve kompozit numune bu bölgede elastik davranış sergilemiştir. A noktasındaki yük düşüşü FDM kompozitinin tabakalarında çatlamların başladığını göstermektedir. FDM kompozitin tabakalarındaki çatlamların A noktasından B noktasına kadar devam ettiği açıktır. Yükte azalış ikinci kez B noktasında görülmüştür. Bu azalış FDM kompozitlerin arayüzeylerinde bağlanmanın zayıflaması sonucu oluşmuştur. B noktasından sonra yük sehimle doğru orantılı şekilde artmış ve son olarak numune kırılmıştır.



a)

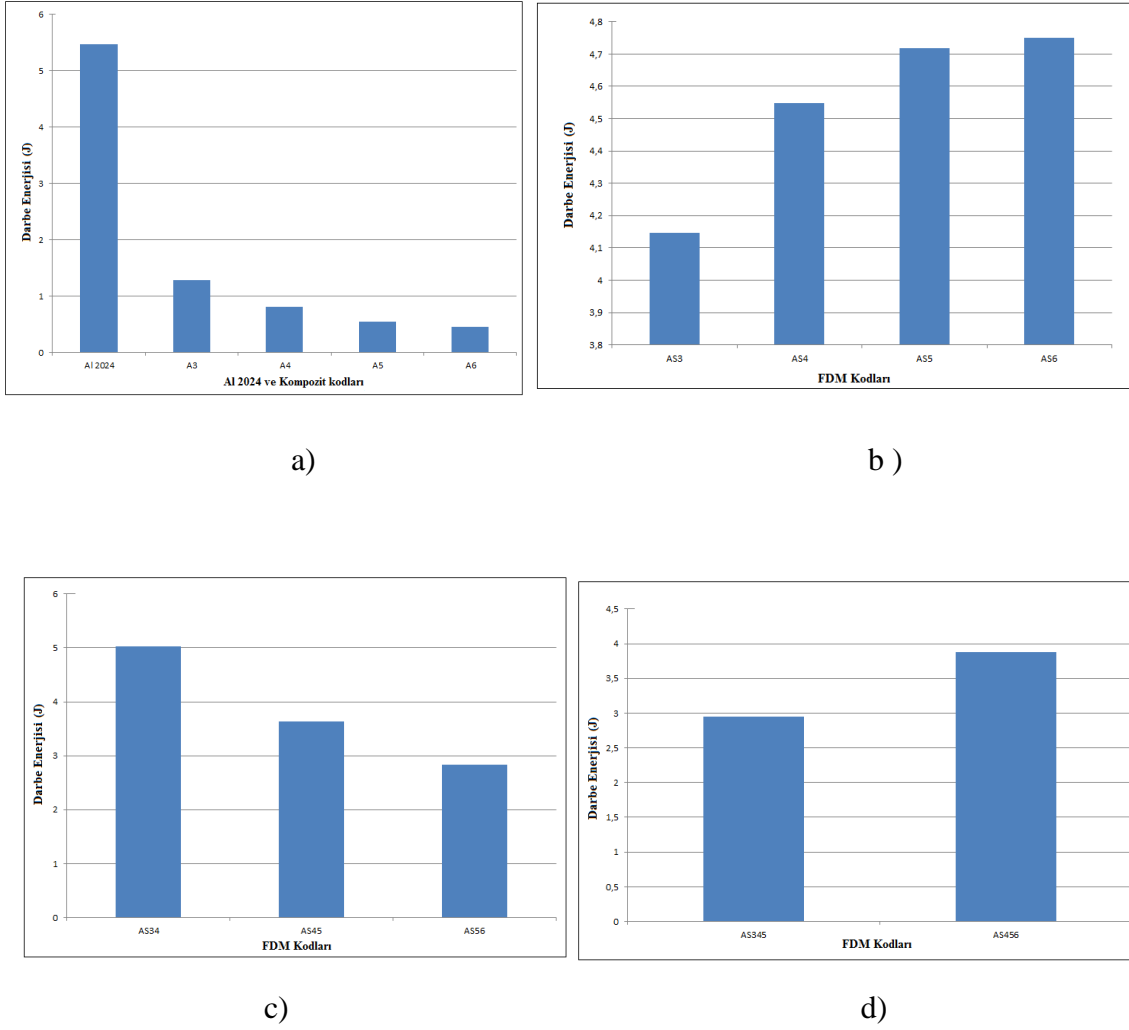


b)

Şekil 3.17. Üç nokta eğme testleri sonucunda elde edilen yük sehim eğrileri; a) üç tabakalı FDM'nin egrileri, b) dört tabakalı FDM numunelerin egrileri.

3.1.5. Al₂O₃/SiC ve FDM Kompozitlerinin Darbe Davranışları

Şekil 3.18a Al₂O₃/SiC kompozitlerinde takviye miktarı ile darbe direnci arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Al₂O₃ alaşımının darbe enerjisi 5,473 J iken %30 SiC takviye edilince bu değer 1,283 J'a düşmüştür. Takviye oranı arttıkça kompozitleri kırmak için gerekli olan enerji azalmıştır. Kompozitler arasında A6 kompozitinde en düşük darbe enerjisi 0,45 J olarak tespit edilmiştir. Burzic ve arkadaşları Al-Mg/SiC kompozitlerinde SiC miktarının artması ile kompozitin darbe direncinin azaldığını ileri sürmüşlerdir. %10 SiC takviyeli kompozitlerin darbe enerjisini 4J olarak belirlemişlerdir [126]. Bizim çalışmamızla benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bunun sebebi %40 SiC takviyesine kadar matrisde Al₄C₃, CuAl₂ gibi gevrek fazlarının artması ile kompozitlerin gevrekleşmesidir. Şekil 3.18b, Şekil 3.18c ve Şekil 3.18d ise FD Al₂O₃/SiC'de tabaka sayısının ve SiC miktarının darbe direncine etkilerini göstermektedir. A5 kompozitinin darbe enerjisi 0,55 J iken iki tabakalı AS5 FDM'nin darbe enerjisi 4,717 J ölçülmüştür. Bunu sebebi AS5 FDM kompozitinde alt tabakada sünek Al₂O₃ alaşımının bulunmasıdır. FDM kompozitler içerisinde en yüksek darbe direnci üç tabakalı AS34 numunesinde elde edilmiştir. Üç tabakalı kompozitlerde SiC miktarının artmasıyla FDM'lerin darbe dirençlerinde azalma olmuştur. AS45 FDM'nin darbe enerjisi 3,64 J iken AS56 FDM'nin darbe enerjisi 2,84 J'e düşmüştür. Bu azalmalar, artan sert SiC partiküllerinin topaklanması ile takviye ve matris arasında zayıf arayüzey bağlarının oluştuğunu göstermektedir.

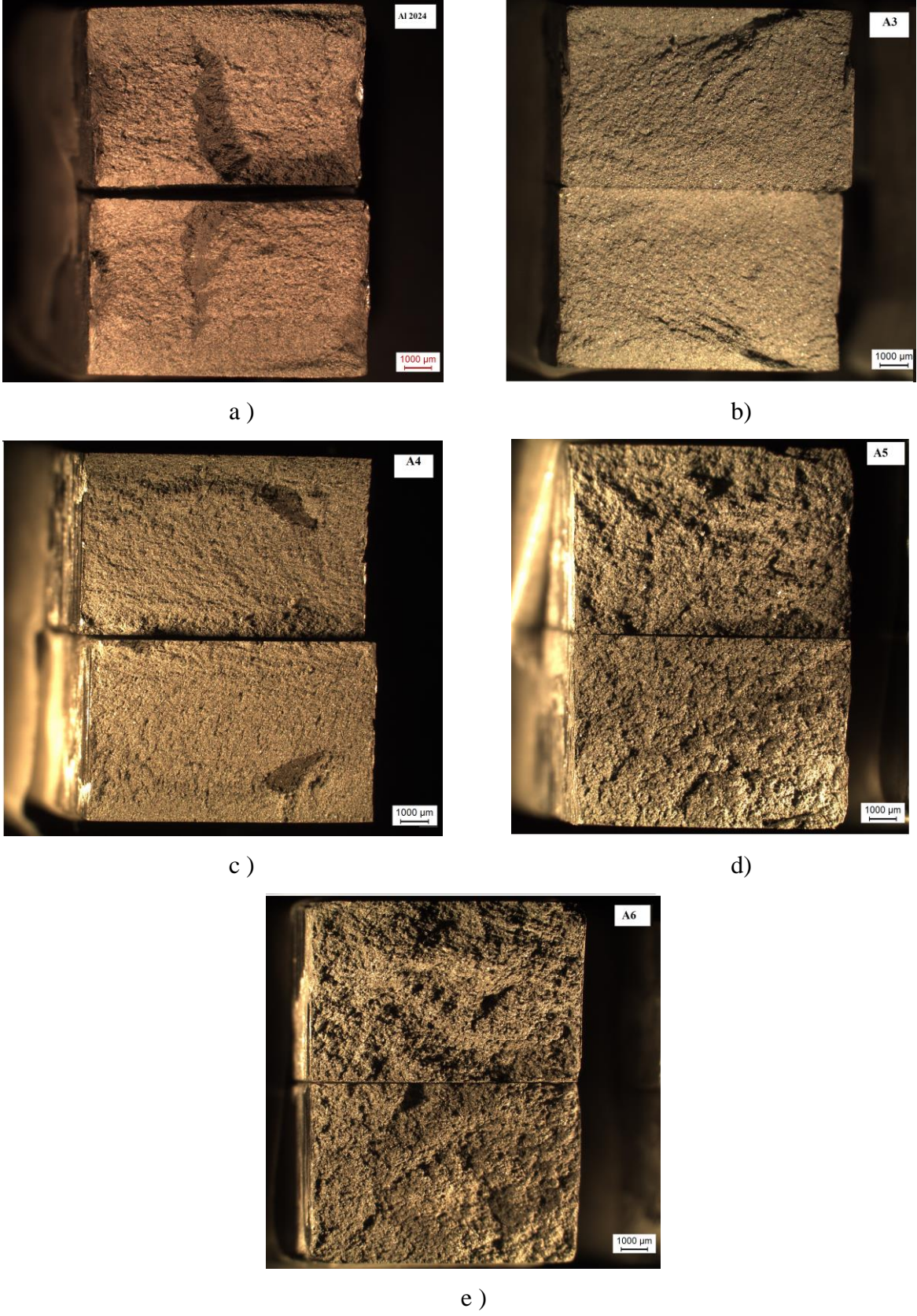


Şekil 3.18. Al2024/SiC kompozitlerin ve FDM numunelerin darbe tokluklarını gösteren grafikler; a) kompozitlerin darbe enerjisi değişimleri, b) iki tabakalı FDM kompozitlerin darbe enerjisi değişimleri, c) üç tabakalı darbe enerjisi değişimleri, d) dört tabakalı darbe enerjisi değişimleri.

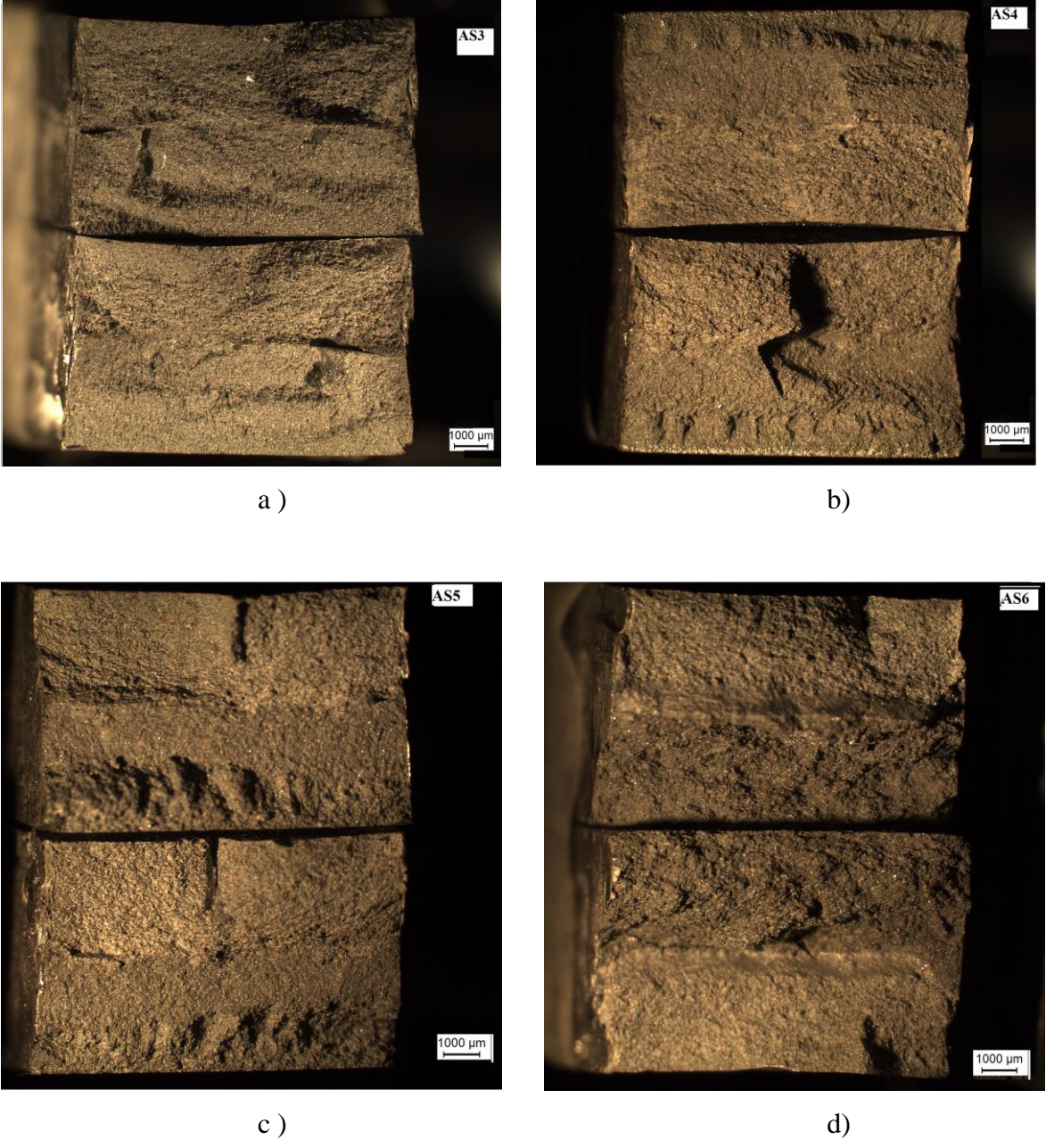
Şekil 3.19, Şekil 3.20, Şekil 3.21 ve Şekil 3.22’de Al2024/SiC kompozitlerin ve FDM’lerin kırılma yüzey görüntüleri verilmiştir. Al2024/SiC kompozitlerinde takviye miktarının artmasıyla sünek kırılma mekanizmasının sonucu olarak oluşan kraterlerin oluşumunda azalmalar görülmüştür. %50 ve %60 SiC içeren kompozitlerin kırılma yüzeylerinde çok az sayıda krater olduğu gözlenmiştir. FDM kompozitlerinde darbe yönünün üst tabakadan Al2024 tabakasına doğru olduğunu göz önünde bulundurmak gerekmektedir. FDM kompozitleri tabaka tabaka farklı malzemelerden oluşmaktadır. Bu yüzden aksenal bir darbeye maruz kaldığında, gerilim dalgaları kompozitler ile aktarılmaktadır. FDM’lerde gerilim dalgalarının yayılması bir, iki ve üç boyutlu olmaktadır. İki tabakalı FDM’lerde tabakalar arasındaki arayüzeyde yerel olarak kopmalar

gözlenirken üç tabakalı kompozitlerde özellikle AS45 FDM numunesinde arayüzeyde bölgesel olarak kopma gözlenmiştir. Bu kopmanın sonucu olarak kompozitin darbe enerjisi düşmüştür. Bu kopmanın sebebi, arayüzey boyunca iletilen gerilim dalgalarının tabakalar arası bağlanmayı koparacak bir çekme kuvveti oluşturmasıdır. Darbe olaylarında, gerilim dalgalarının birçok farklı türleri üretilir. Basınç dalgaları etkisi ile üretilen enerjinin çoğu etkili bölgelere odaklanır. Basınç dalgaları arayüzeylerde bir çekme gerilmesi dalgası olarak yansır. Yansıyan dalgalar arayüzeyler boyunca iletimi esnasında sistem bileşenlerinin yapısal bütünlüğü bozulmaya başlar [76,79]. Üç tabakalı kompozitler birbirleri ile karşılaştırıldıklarında, AS34 numunesinde arayüzeylerde böyle bir kırılma tespit edilmemiştir. Bunun sebebi, yansıyan dalgaların arayüzeylerden geçerek daha sünek olan en alt tabakaya kadar ulaşmasıdır.

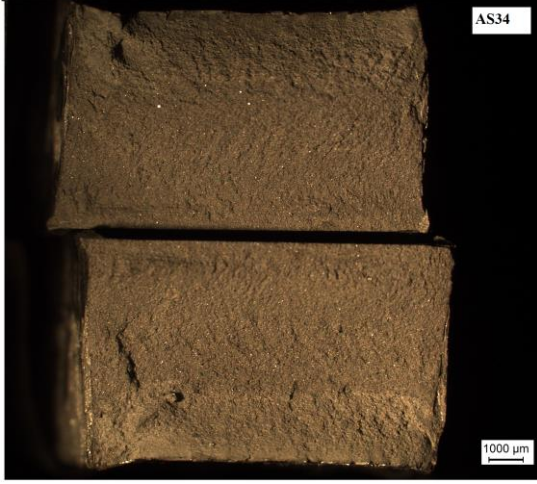
Şekil 3.23'de Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. Al2024 alaşımında ve matrisinde mikro boşluk tipi kırılmalar görülmüştür. A3 ve A4 kompozitlerinde, matris ile takviye bağının kuvvetli olduğunun göstergesi olan SiC partiküllerinde kırılmalar görülmüştür. FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey SEM görüntüleri Şekil 3.24'de verilmiştir. AS3 ve AS4 FDM numunelerin arayüzeylerinde hiçbir yapısal bozulma olmadığı görülmektedir.



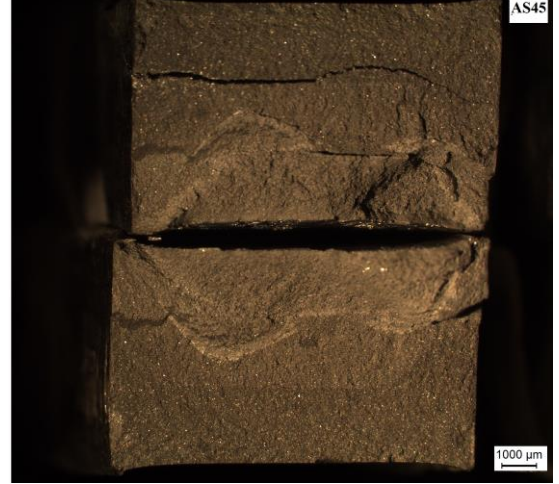
Şekil 3.19. Al2024 alaşımı ve Al2024/ SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a)Al2024, b) A3 kompozit, c) A4 kompozit, d) A5 kompozit, e) A6 kompozit.



Şekil 3.20. İki tabakalı FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a) AS3, b) AS4, c) AS5, d) AS6.



a)

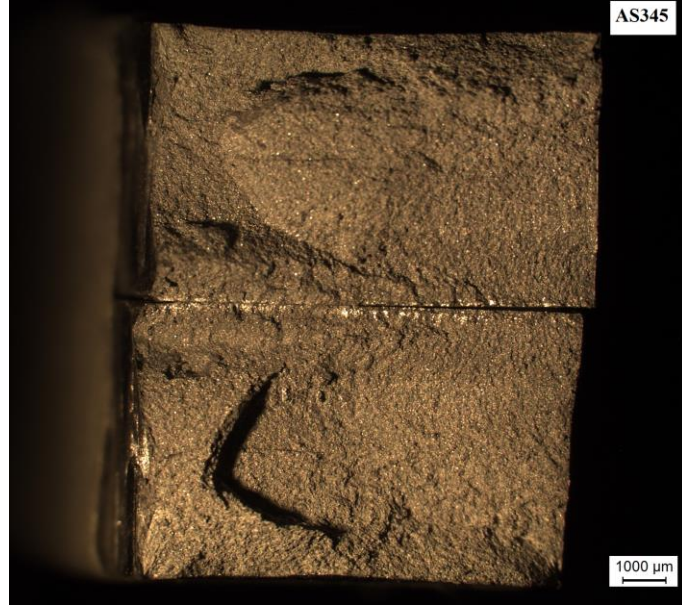


b)

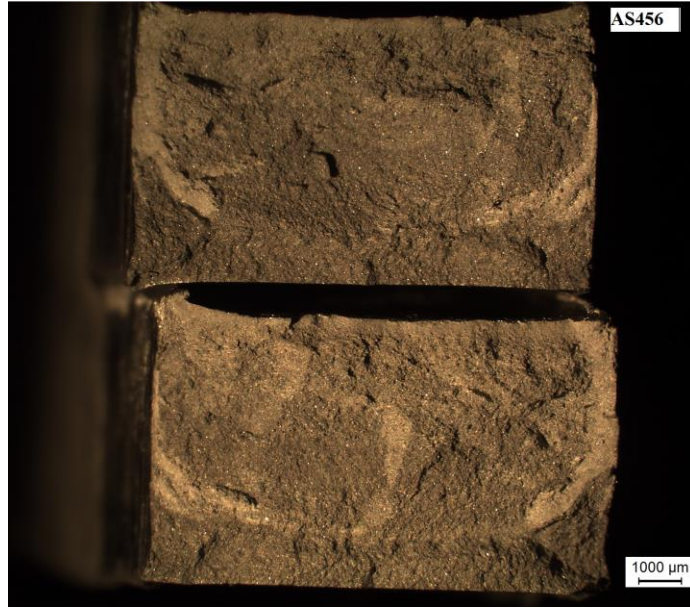


c)

Şekil 3.21. Üç tabakalı FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a) AS34, b) AS45, c) AS56.

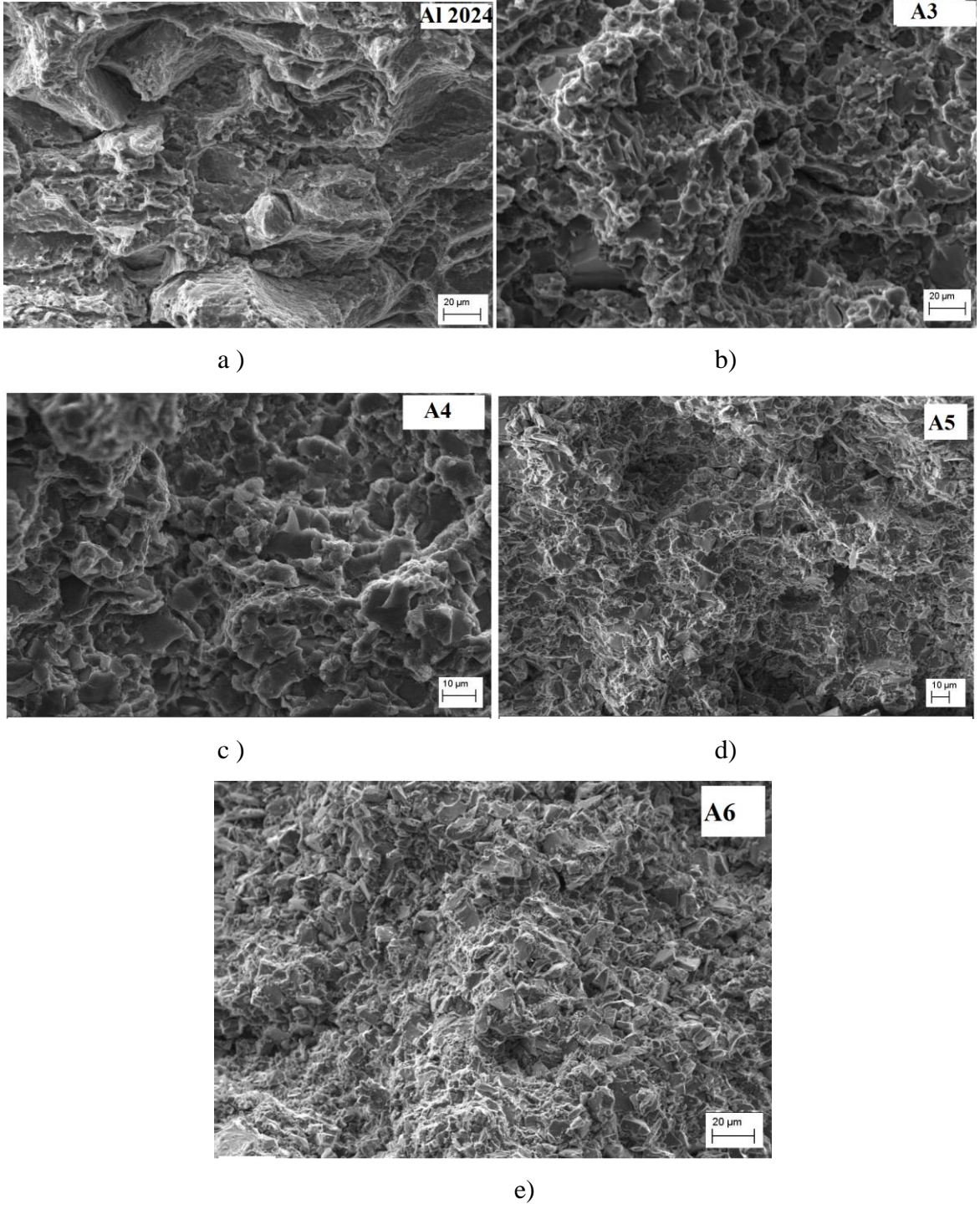


a)

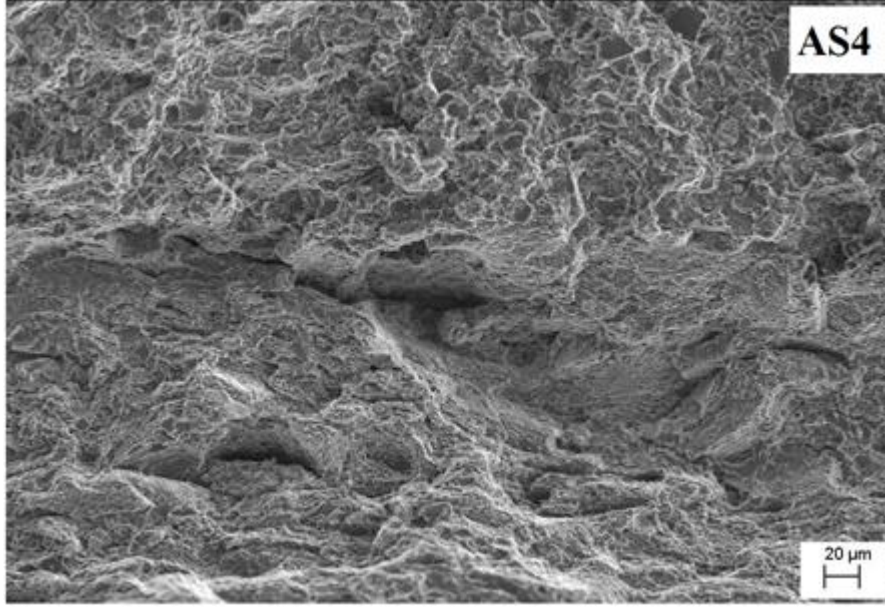


b)

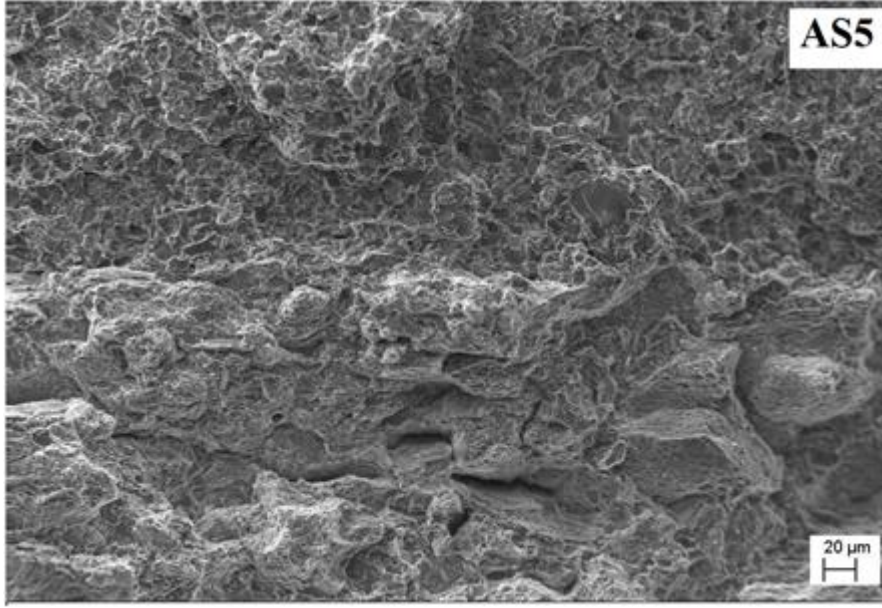
Şekil 3.22. Dört tabakalı FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a) AS345, b) AS456.



Şekil 3.23. Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey SEM görüntüleri; a) Al2024 alaşımı, b) A3 kompoziti, c) A4 kompoziti, d) A5 kompoziti, e) A6 kompoziti.



a)



b)

Şekil 3.24. İki tabakalı FD Al2024/SiC kompozitlerin kırılma yüzey görüntüleri; a) AS4 numunesinin arayüzey görüntüsü, b) AS5 numunesinin arayüzey görüntüsü.

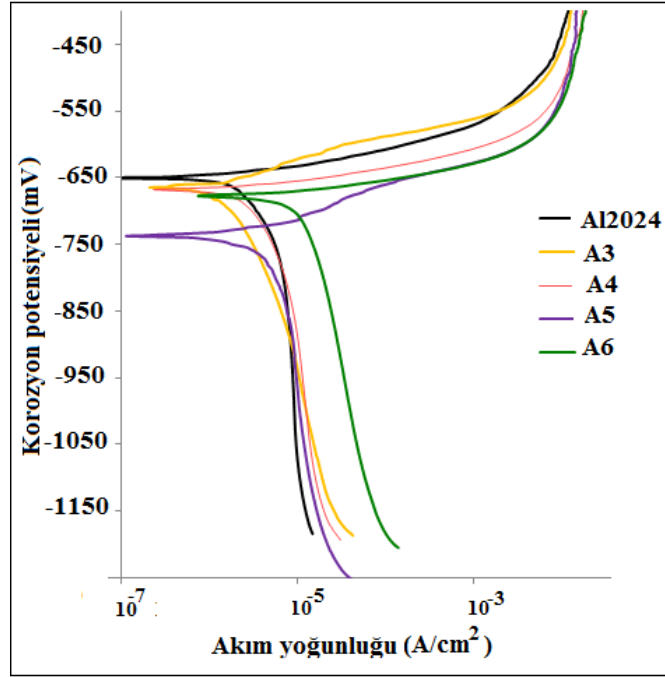
3.1.6. Al₂O₃/SiC ve FDM Kompozitlerinin Korozyon Davranışları

Al/SiC kompozitlerin korozyon davranışlarını en çok etkileyen parametreler şöyle sıralanabilir:

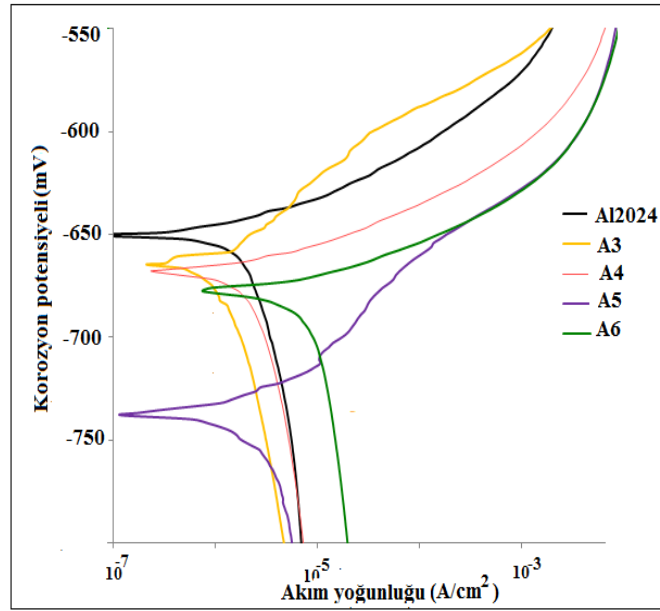
- SiC partiküllerinin miktarları
- SiC partiküllerinin matris içersinde dağılımı
- Matris alaşımının mikroyapısı

Al/SiC kompozitlerinde matris ile takviye arasındaki yüzeylerde alüminyum karbür (Al₄C₃) fazının oluşması kompozitin korozyon dayanımını düşürdüğü bazı araştırmacılar tarafından belirlenmiştir [59,127]. Al/SiC kompozitlerinin korozyon dayanımları saf alüminyum ile karşılaştırıldığında kompozitlerin korozyon dayanımlarının daha iyi olduğu görülmüştür. Aynı zamanda artan SiC ile Al/SiC kompozitlerinin korozyon dayanımlarının da arttığı belirtilmiştir [128]. Al₂O₃/SiC ve FDM kompozitlerin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri Şekil 3.25, Şekil 3.26, Şekil 3.27 ve Şekil 3.28’de verilmiştir. Anodik polarizasyon eğrileri numunelerin anodik çözünmesi sonucu oluşurken katodik polarizasyon eğrileri ise katodik hidrojen çıkışını göstermektedir. Kompozitlerin hem anodik hem de katodik polarizasyon eğrilerinin Al₂O₃ alaşımının eğrileri ile aynı olduğu görülmüştür. Çok küçük bir anodik çözünme akımının bu kompozitlerin pasifliğine ait bir potansiyel aralık içersinde olduğunu göstermektedir. Bu bölgeden sonra pasif akımdan daha büyük ve çok güçlü bir potansiyel anodik çözünmelerin olması çukurcuk korozyonun başladığını göstermektedir. Al₂O₃ alaşımının oksijen indirgeme reaksiyonuna ait katodik polarizasyon akımı kompozitlerin katodik polarizasyon akımından daha düşüktür (Şekil 3.25a). Yani, kompozitlerin katodik hidrojen çıkış reaksiyonunun aşırı potansiyel değeri Al₂O₃ alaşımından daha azdır. NaCl çözeltisi içersinde kompozitlerin anodik pasif akım yoğunlukları Cl⁻ iyonlarının konsantrasyonunun artması ile artmıştır.

Kompozit numunelerin akım yoğunluğu (i_{kor}) değerleri A3 ve A4 kompozitlerinde 2×10^{-6} A/cm² olarak belirlenmiştir (Şekil 3.25a). Bu yüzden A3 ve A4 kompozitlerinin anodik reaksiyonları Al₂O₃ matris alaşımının çukurcuk korozyonu ile kontrol edilebilir. İki tabakalı FDM kompozitlerinde korozyon potansiyeli (E_{kor}) artmasıyla i_{kor} değerleri azalmıştır. Bunun sonucu olarak FDM kompozitlerinde çukurcuk korozyonun etkileri azalmıştır.

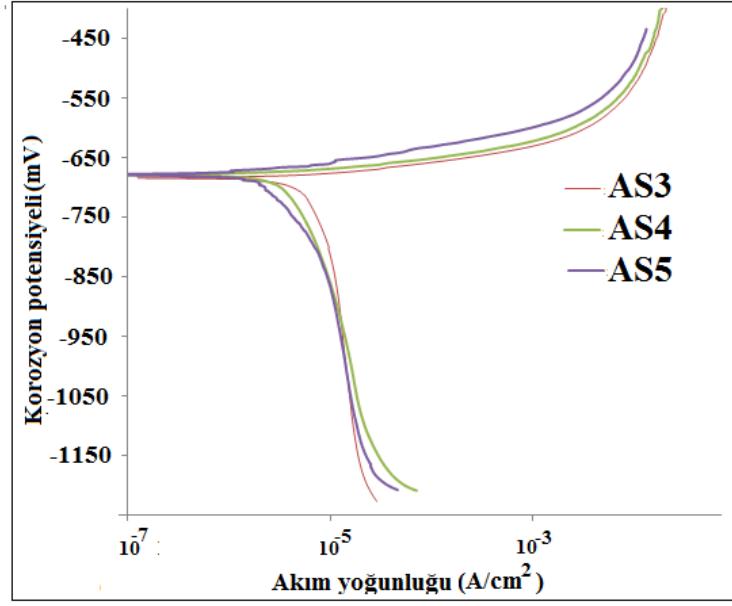


a)

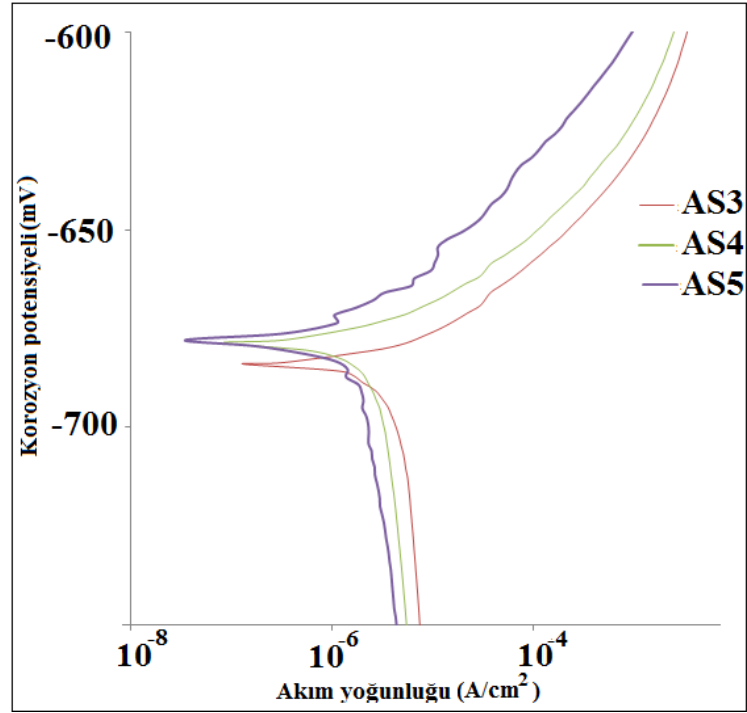


b)

Şekil 3.25. Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) kompozitler ve Al2024 alaşımına ait eğriler, b) kompozitler ve Al2024 alaşımına ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmede gösterimi.

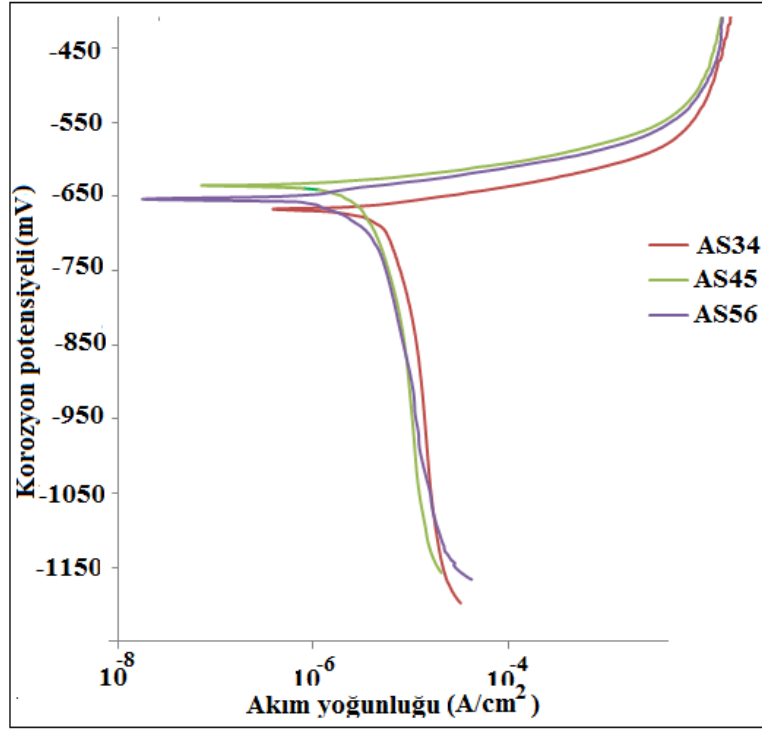


a)

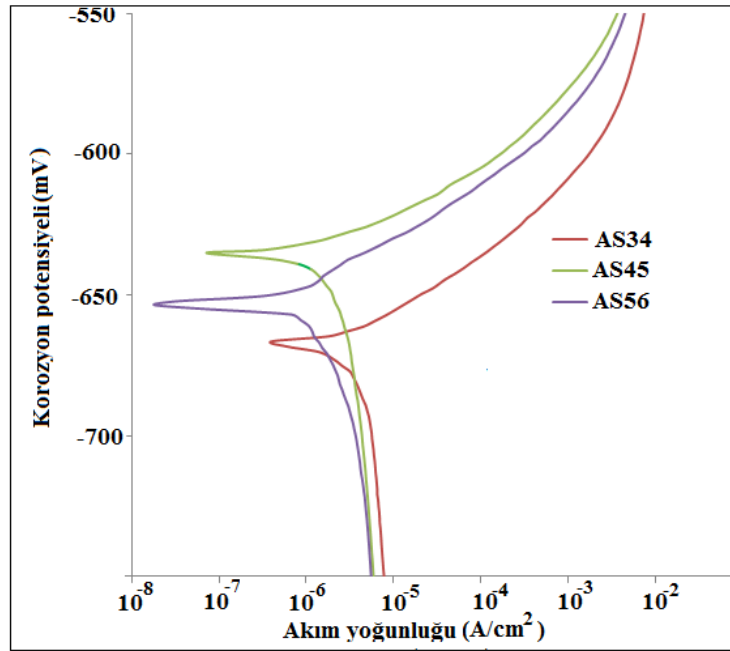


b)

Şekil 3.26. Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) iki tabakalı FDM kompozitlere ait eğriler, b) iki tabakalı FDM kompozitlere ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmede gösterimi.

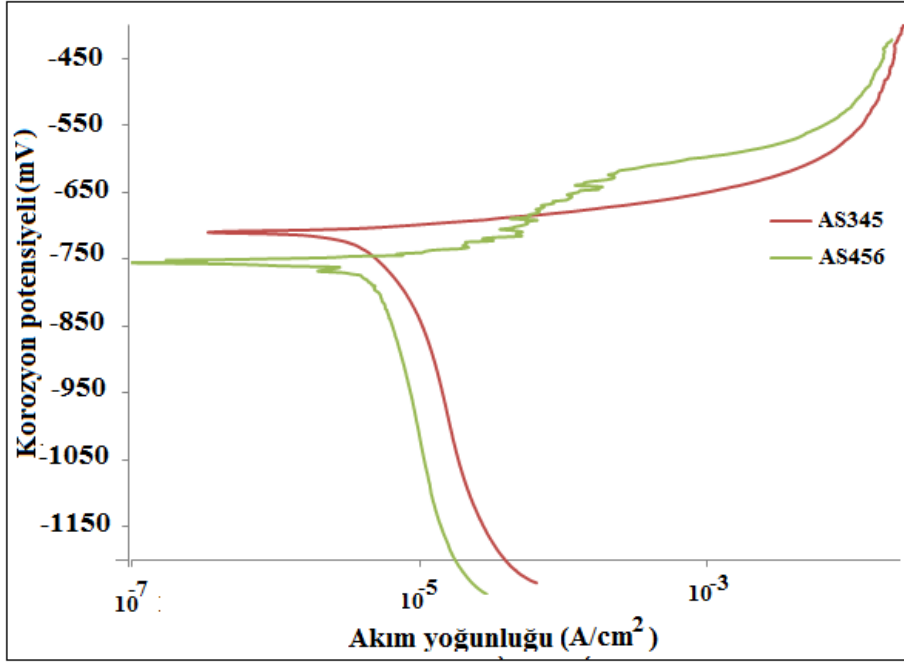


a)

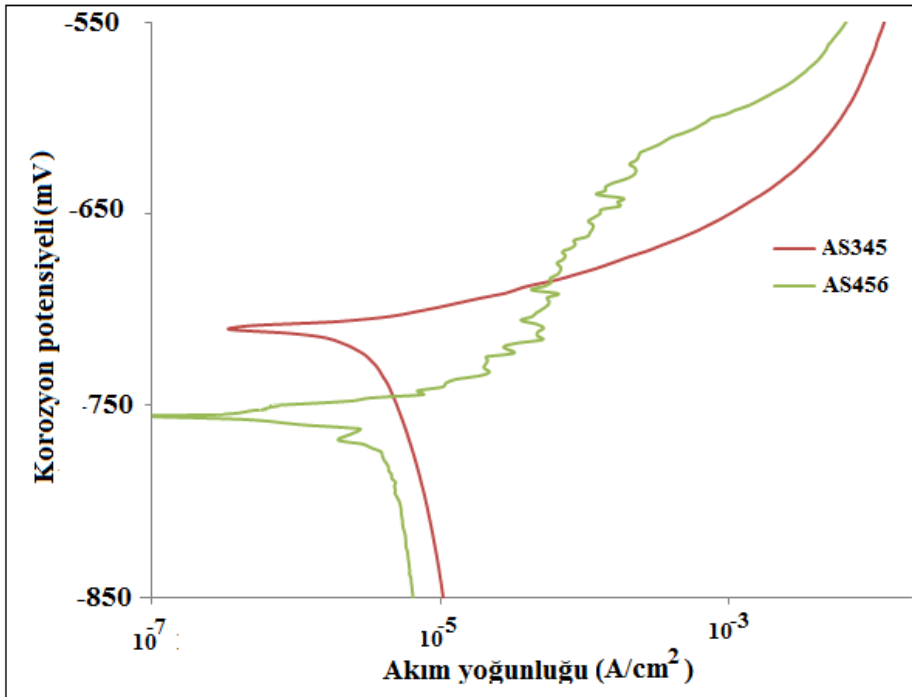


b)

Şekil 3.27. Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) üç tabakalı FDM kompozitlere ait eğriler, b) üç tabakalı FDM kompozitlere ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmeye gösterimi



a)



b)

Şekil 3.28. Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri; a) dört tabakalı FDM kompozitlere ait eğriler, b) dört tabakalı FDM kompozitlere ait polarizasyon eğrilerinin büyük büyütmede gösterimi.

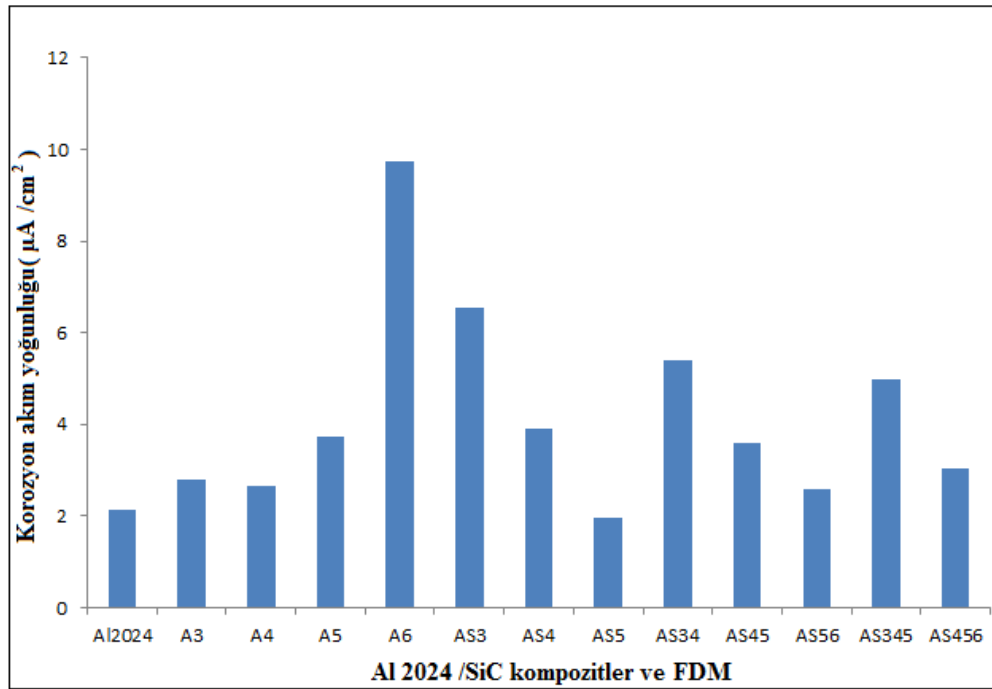
Akım yoğunluğu (i_{kor}), korozyon potansiyeli (E_{kor}) ve korozyon hızı gibi önemli parametreler Tablo 3.3’de verilmiştir. Kompozit numuneler arasında en yüksek i_{kor} değeri A6’da ölçülmüştür. A4 kompozitinde korozyon hızı 1.65 mpy ile en yüksek korozyon direncine sahip kompozit olduğu gözlenmiştir. A6 kompozitinin i_{kor} değeri Al2024 alaşımının dört katı büyüklükte olduğu Şekil 3.29’da görülmektedir. XRD analiz sonuçlarında daha önce de belirttiğimiz gibi SiC miktarının %40’a artması ile Al_4C_3 , $CuAl_2$ ve $CuMgAl_2$ gibi fazların yoğunluklarında artış gözlenmiştir. Bu artışın korozyon dayanımını da azalttığı tespit edilmiştir. $CuAl_2$ ve $CuMgAl_2$ gibi metaller arası bileşiklerin elektrik iletkenlikleri yüksek olup aynı zamanda elektrokimyasal olarak saf Al ve Al2024 alaşımından daha asaldırlar. Bu yüzden Al2024 matris içerisinde katod olarak kalırlar. $CuAl_2$ ve Mg_2Si gibi fazlar, galvanik çift oluşumuna sebep olduğundan Al alaşımlarında çukurcuk korozyona yol açabileceği daha önceki çalışmalarda belirtilmiştir. $CuAl_2$ fazının çukurcuk korozyonunda SiC’den daha önemli rol oynağı tespit edilmiştir [128-130]. Ancak, A4 kompozitlerinin korozyon hızı Al2024 alaşımından daha yavaş olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi anaodik reaksiyonlardaki azalmalardır. Korozyon dayanımı için optimum SiC miktarı %40 olarak belirlenmiştir.

SiC miktarının %40’ dan %60’a artması ile, i_{kor} değerlerinde 2,67’den 9,47’ye yükselme olmuştur. SiC partikülleri seramik olduklarından aktif değildirler ve NaCl çözeltisinde yapılarının bozulması çok zordur. SiC partikülleri çok ağır ortamlara karşı dayanıklıdır. SiC partiküllerinin toplanması ile Al2024 matris içerisinde katodik bölgeler oluşmuştur. Bu alanlar galvanik korozyonun meydana gelmesine sebep olmaktadır. Bu yüzden A5 ve A6 numunelerinde galvanik korozyon daha baskın hale geçmiştir. SiC miktarının artması ile kompozitlerin korozyon hızlarının artma sebebi olarak toplanma sonucu oluşan galvanik korozyon gösterilebilir. Singh ve arkadaşları Al2024/SiC kompozitlerinin korozyon davranışlarında benzer sonuçlara ulaşmışlardır [46]. A3 kompozit ile iki tabakalı AS3 FDM kompozitin korozyon hızları karşılaştırıldıklarında AS3’ün korozyon hızı daha yüksek olmuştur. Bunun sebebi, AS3 FDM kompozitinde metaller arası bileşik yoğunluğunun artması sonucu çukurcuk miktarında artış olmasıdır. Ancak A5 kompozitinin korozyon hızı AS5 kompozitinden daha yüksek çıkmıştır. Aynı zamanda en düşük korozyon hızı AS5 kompozitinde tespit edilmiştir. Bu durum SiC partikülleri tarafından oluşturulan toplanma bölgelerindeki azalmalar ile açıklanabilir. Bu korozyon hızlarında azalışın AS56 ve AS456 FDM kompozitlerinde de gözlenmiş

olması bu kompozitlerde artan SiC topaklanmış bölgelerin korozyona bariyer olduğunu göstermiştir.

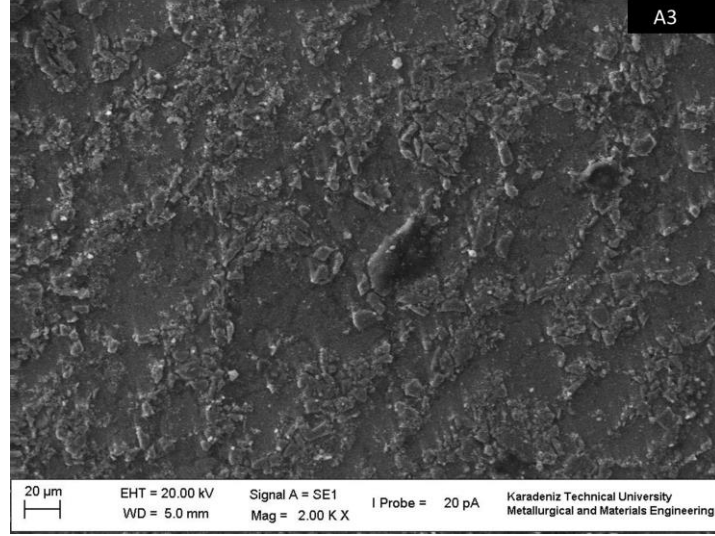
Tablo 3.3.Polarizasyon datalarından elde edilen elektrokimyasal parametreler

Numune	E_{kor} , (mv)	I_{kor} , ($A/cm^2 \times 10^{-6}$)	Korozyon Hızı, (mpy)
Al2024	-650	2.14	2.57
A3	-665	2.81	1.68
A4	-668	2.67	1.65
A5	-773	3.72	2.2
A6	-677	9.74	5.5
AS3	-684	6.54	4.2
AS4	-680	3.92	2.4
AS5	-678	1.95	1.1
AS34	-667	5.39	3.14
AS45	-635	3.58	2.28
AS56	-654	2.6	1.4
AS345	-710	5	3.05
AS456	-750	3.05	1.5

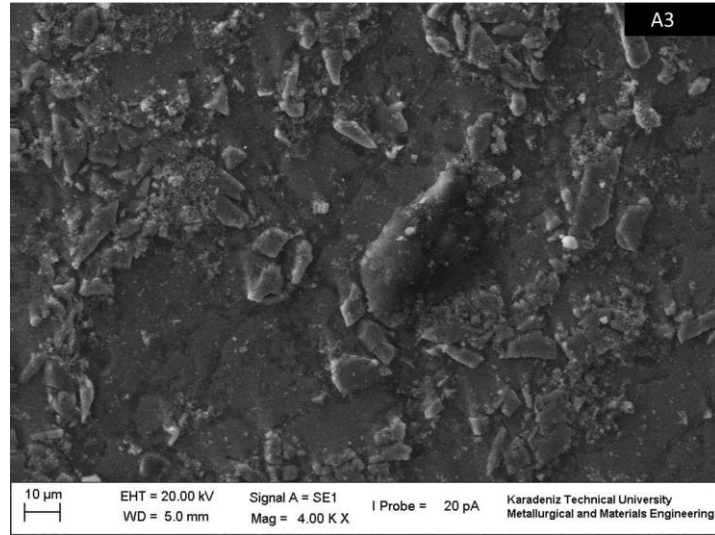


Şekil 3.29. Al2024/SiC kompozitler ve FDM lerin %3,5 NaCl çözeltisinde korozyon akım yoğunluklarının değişimlerini gösteren grafik

Şekil 3.30, Şekil 3.31, Şekil 3.32 ve Şekil 3.33’de Al₂O₃/SiC kompozitlerin korozyona uğramış yüzeylerin SEM görüntüleri verilmiştir. Artan SiC miktarı ile çukurcuk sayısında artış olduğu gözlenmiştir. Al₂O₃/SiC kompozitler en az iki bileşenden oluştuğundan, bu kompozitlerde en az iki farklı arayüzey söz konusudur. Bu arayüzeyler monolitik malzemelerdeki tane sınırları gibi davrandığı Şekil 3.31’de gözlenmiştir. A3 ve A4 kompozitlerinde bu arayüzeylerin çukurcuk büyümesine karşı fiziksel bir bariyer olduğu tespit edilmiştir. Şekil 3.30 ve Şekil 3.31’de görüleceği gibi SiC partikülleri korozyona uğramamıştır. Bu durum bu partiküllerin bariyer etkisini ortaya koymuştur.

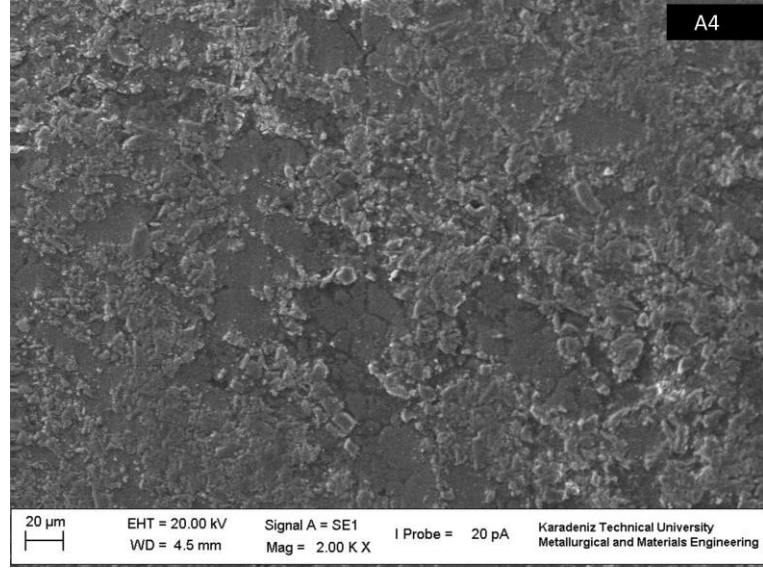


a)

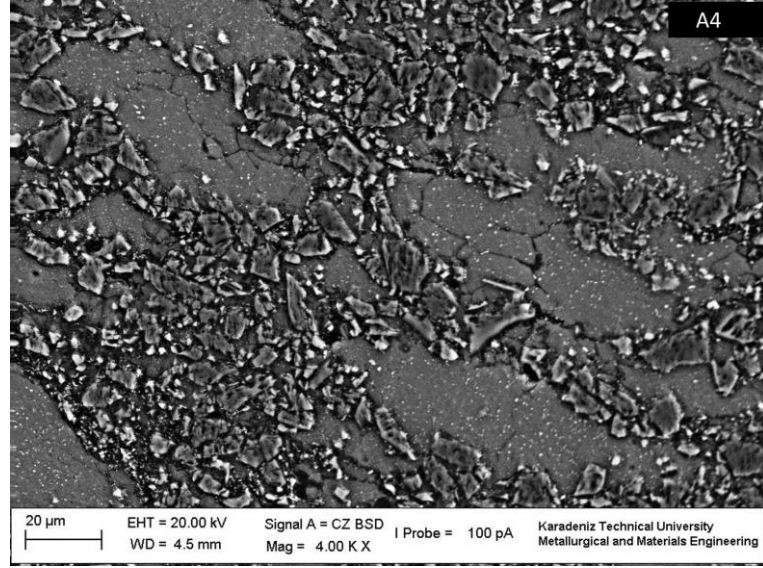


b)

Şekil 3.30. Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a) A3 kompozitinin yüzey resmi b) çukurcukların varlığı.

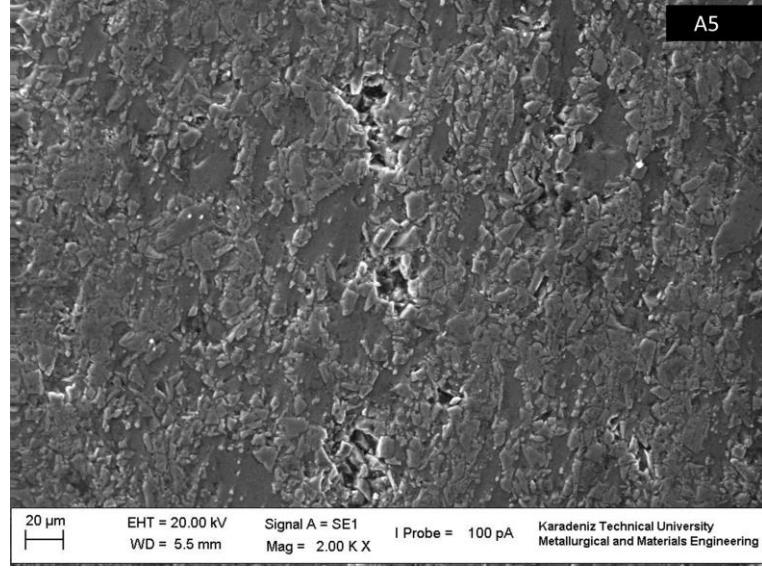


a)

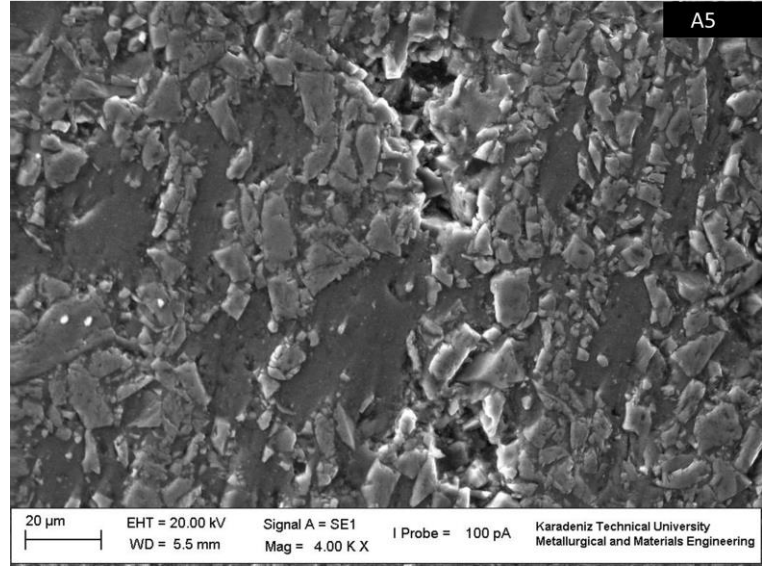


b)

Şekil 3.31. Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a)A4 kompozitinin yüzey resmi, b) çukurcukların varlığı.

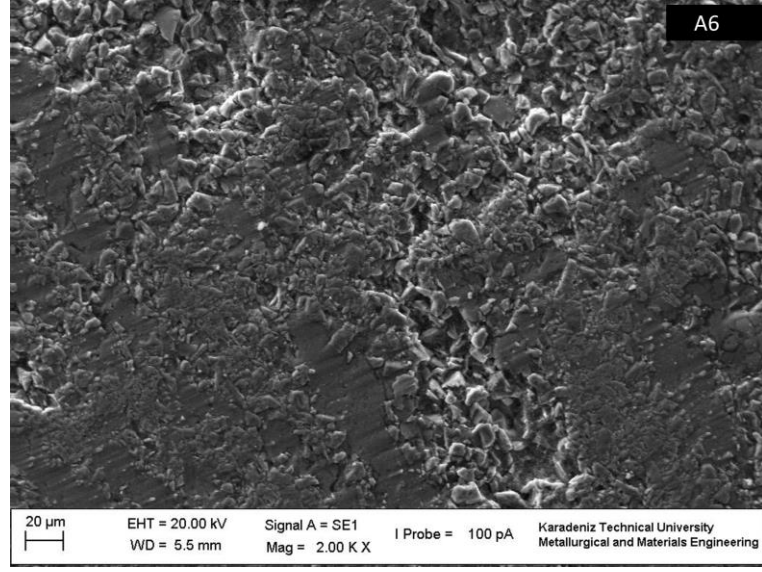


a)

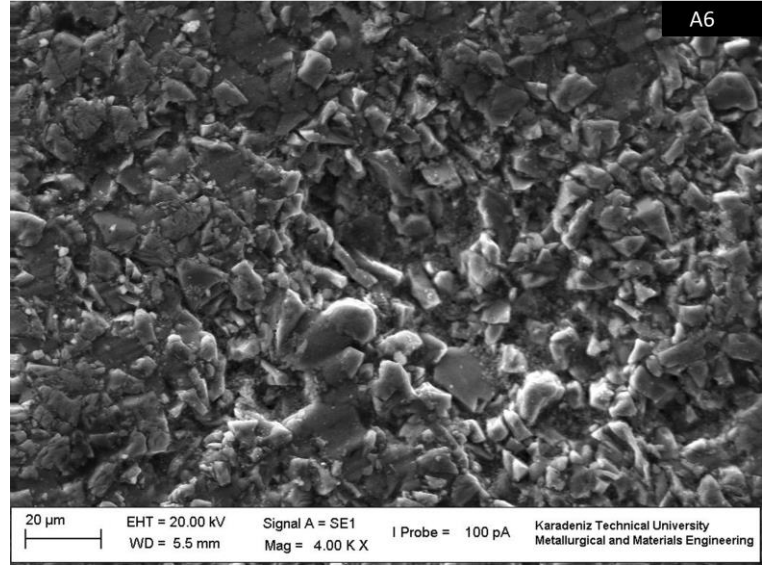


b)

Şekil 3.32. Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a)A5 kompozitinin yüzey resmi b) korozyona uğramış yüzeyi.



a)

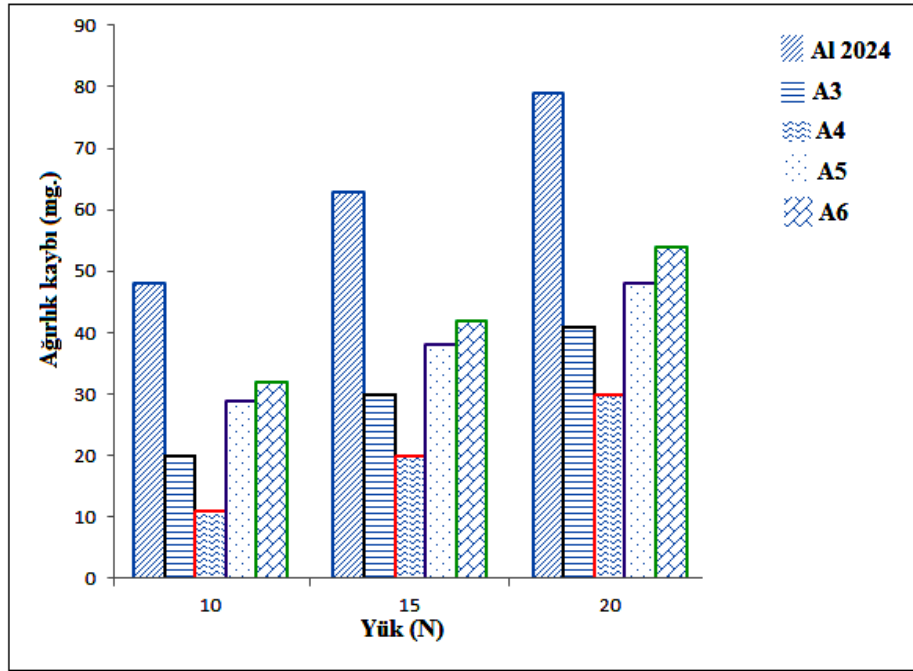


b)

Şekil 3.33. Korozyon testleri sonrasında SEM görüntüleri; a)A6 kompozitinin yüzey resmi b) korozyona uğramış yüzeyi.

3.1.7. Al₂O₃/SiC Kompozitlerinin Aşınma Davranışı

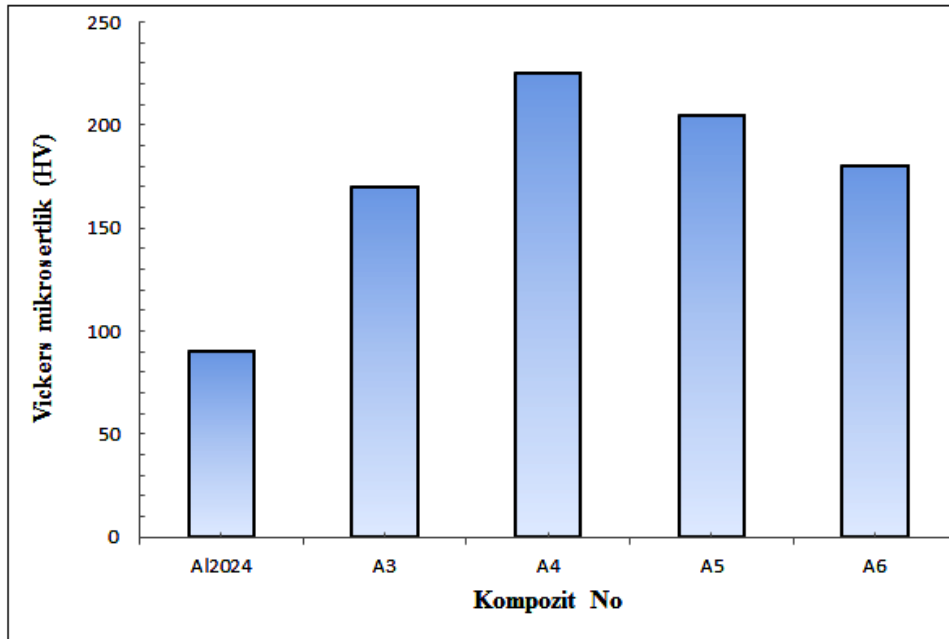
Şekil 3.34 kompozitlerin ve matris alaşımının farklı yükler altında gerçekleştirilen aşınma testleri sonrasındaki ağırlık kayıplarını göstermektedir. Ağırlık kaybı değerleri kompozitlerin ve matris alaşımının aşınma davranışı hakkında bilgi vermektedir. Yük miktarı 10 N'dan 15N'a çıktığında ağırlık kayıplarında artış görülmüştür. 10, 15 ve 20 N'luk yüklerin hepsinde de en büyük ağırlık kayıpları matris alaşımında gözlenmiştir. Her bir yük için, %40 SiC miktarına kadar kompozitlerin ağırlık kayıpları azalmıştır. 10 N yük altında, Al₂O₃ alaşımının ağırlık kaybı 48 mg iken A4 kompozitinde bu değer 11 mg'a düşmüştür. 20 N yük altında, kompozitler ve matris alaşımında en yüksek ağırlık kayıpları tespit edilmiştir. %40 SiC içeren A4 kompozitinin 15 N yük altındaki ağırlık kaybı 20 mg iken 20N yük altında ise 30 mg olmuştur.



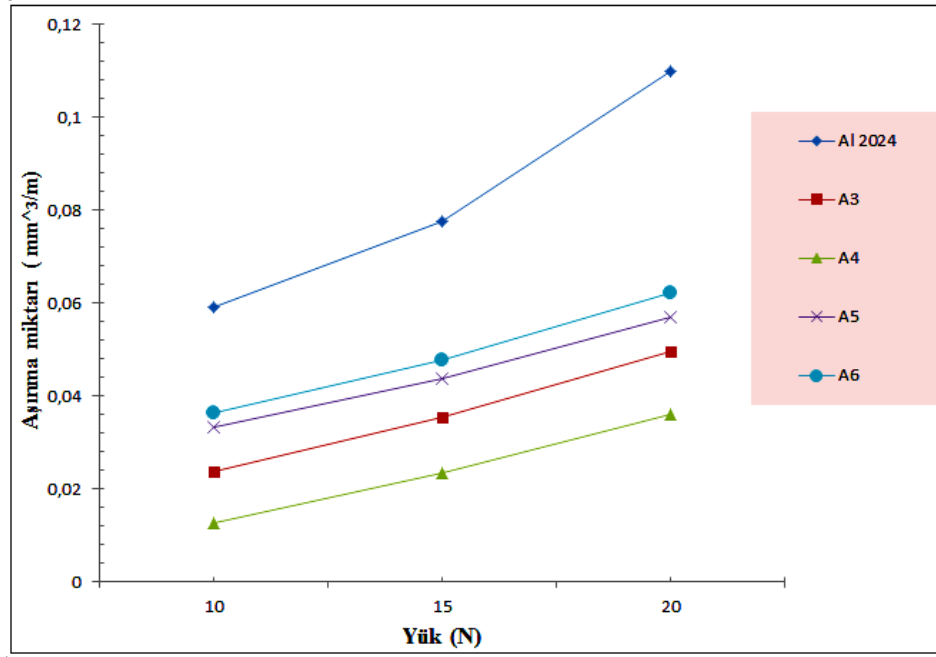
Şekil 3.34. Al₂O₃ alaşımı ve Al₂O₃/SiC kompozitlerinin farklı yüklerde aşınma sonrasında ağırlık kayıplarındaki değişimi gösteren grafik.

Al₂O₃/SiC kompozitlerinde takviye miktarı ve dağılımı, matris ve takviye partikülleri arasındaki bağlar ile arayüzey reaksiyonlarından ziyade aşınma davranışını

etkileyen en önemli faktörlerdendir. Matris içerisinde bulunan sert partiküller kompozitin yük taşıma kapasitesini artırmaktadır. Artan takviye miktarı ile kompozitin yük taşıma kapasitesi artarken matris ile takviye arasındaki bağlanma dayanımlarında düşmeler olmaktadır. Bu yüzden en iyi aşınma direncini belirlemek için optimum SiC miktarını belirlemek gerekmektedir. Şekil 3.35’de Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerinin mikrosertlik değerleri gösterilmiştir. SiC miktarı %30’dan %40’a arttığında A3 kompozitinin mikrosertlik değeri ani olarak artmıştır. Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerinin farklı yükler altındaki aşınma miktarları Şekil 3.36’da verilmiştir. %40 SiC miktarına kadar kompozitlerin aşınma miktarlarında azalma olmuştur. A4 kompozitiyle karşılaştırıldıklarında A5 ve A6 kompozitleri daha düşük aşınma direnci göstermişlerdir. Bu sonuç A4 kompozitinin daha yüksek mikrosertlik değerlerine sahip olması ve Al_4C_3 ile $CuAl_2$ fazlarının miktarının A5 ve A6 kompozitlerine göre daha fazla olması ile açıklanabilir. Çok gevrek olan bu fazların aşınma direncini artırdığı belirtilmiştir. Kök ve Özdin çalışmalarında benzer sonuçları ulaşımlardır [131].



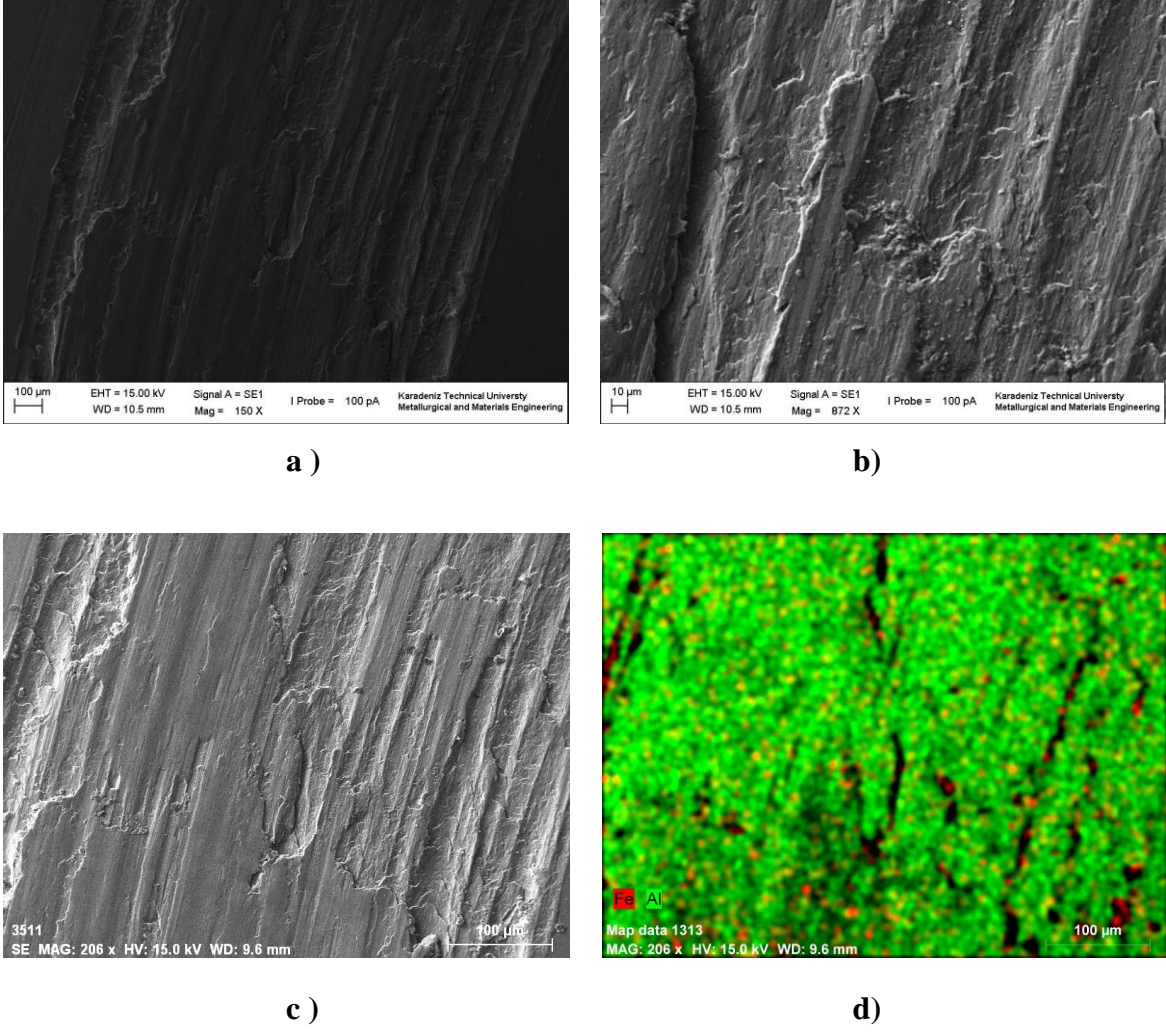
Şekil 3.35. Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerinin mikrosertlik test sonuçları



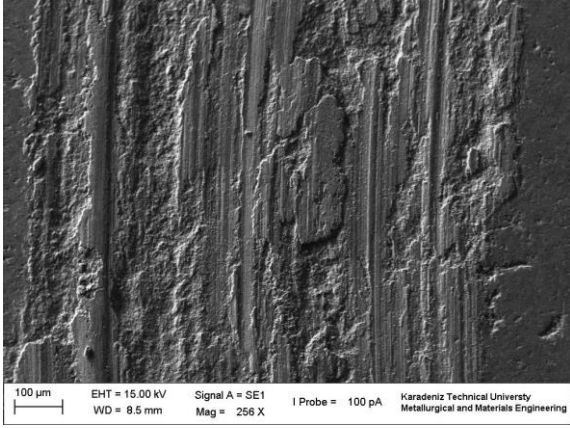
Şekil 3.36. Al2024 alaşımı ve Al2024/SiC kompozitlerinin farklı yüklerde aşınma miktarlarını gösteren eğriler

Al2024 alaşımının ve kompozitlerin aşınma miktarı yük artışına lineer olarak artmıştır. Artan yüklerle birlikte aşınma mekanizmalarında değişimler olmuştur. Yük 15 N'dan 20 N'a çıktığında Al2024 alaşımının aşınma miktarı artarken, 15 N yük altında aşınma daha az hasarla biterken, 20 N yükte daha ağır hasarla bitmiştir. Şekil 3.37'de kompozit numunelerin aşınma yüzeyleri, büyük büyütme SEM görüntüleri EDS element dağılımı analizleri ile birlikte verilmiştir. SEM EDS element dağılımı analizlerinde yeşil bölgeler Al dağılımını gösterirken kırmızı bölgeler ise Fe dağılımını vermektedir. Kompozit numunelerin yüzeylerinde abrasiv ve adhesiv aşınmanın izleri görülmektedir. AMK'de abrasiv ve adhesiv aşınma türleri temel mekanizmalar oldukları araştırmacılar tarafından belirtilmiştir [132-134]. Plastik deformasyon, yüzeyde oksit ve çöküntülerin bulunması, oyuklar ve yüzeye yapışmış Fe ve çatlak gibi oluşumlar aşınma yüzeylerinde tüm koşullarda ve numunelerde görülmüştür. Bütün numunelerin EDS element dağılımlarında Fe ve O'nin varlığı gözlenmiştir. Aşınmış yüzeyde demir'in olması, aşınma esnasında numunelerin yüzeylerine aşındırıcı bilya'dan malzeme transferinin olduğunu göstermektedir. Oksijenin bulunması ise aşınma sırasında oksidasyonun gerçekleştiği şeklinde yorumlanabilir.

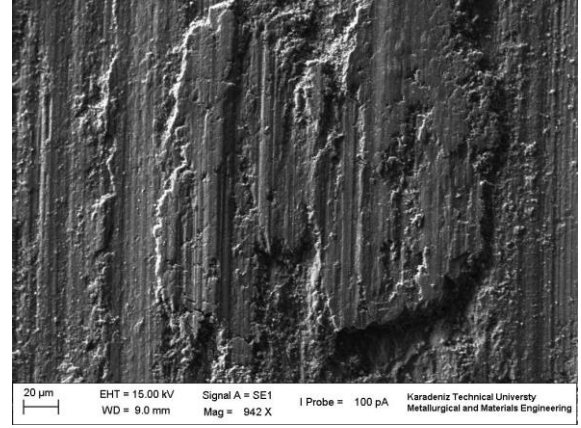
A4 kompozitinin aşınma testleri sonrasında A6 kompozitinden daha az aşındığı görülmüştür. Artan SiC 'den dolayı takviye partiküllerinin topaklanması ile birlikte çatlak oluşumunun topaklanma bölgelerinde yoğunlaştığı görülmüştür. Artan yük ile birlikte partiküller etrafında plastik deformasyonun arttığı ve boşluk oluşumuyla sonuçlandığı gözlenmiştir [135]. Bu yüzden boşlukların Al₂O₃ matrisden ziyade SiC partikülleri etrafında olduğu tespit edilmiştir. Kompozitlerin EDS elementel dağılımları karşılaştırıldığında en yüksek Fe içeriğinin A4 kompozitinin aşınma yüzeyinde olduğu açıkça görülmektedir. Adhesiv aşınma düşük hızlarda ve büyük yüklerde meydana gelmektedir. Adhesiv aşınmanın sonucu olarak aşınma yüzeyinde çıkıntı halindeki partiküller olduğu görülmüştür. Aşınma mekanizması adhesiv'den abrasiv aşınmaya geçerken matris içersindeki SiC partikülleri yapıdan ayrılarak aşındırıcı partikül olarak görev yapmıştır.



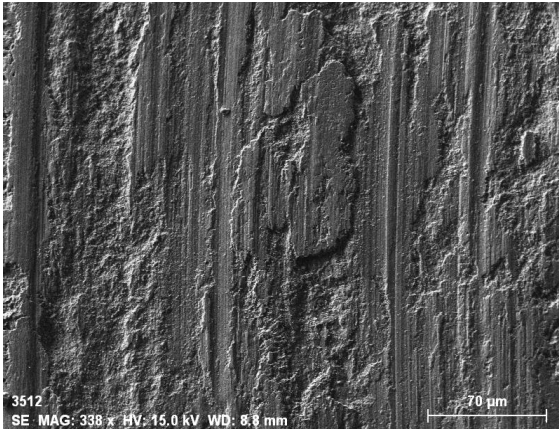
Şekil 3.37. Al2024 alaşımının 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a) düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu



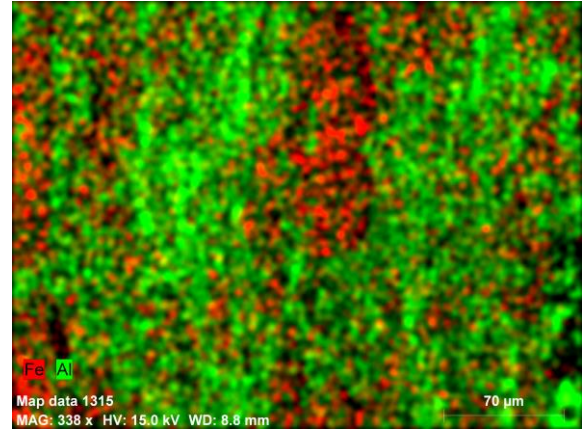
a)



b)

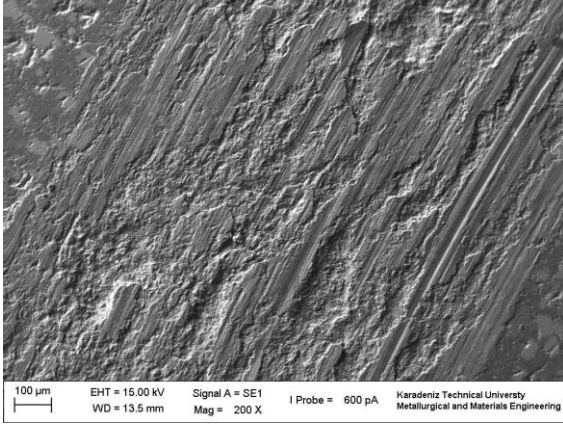


c)

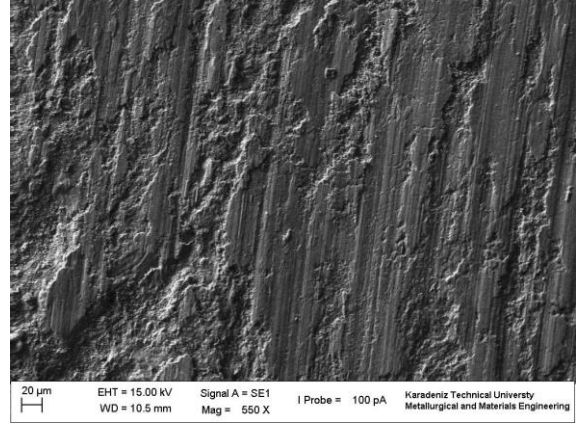


d)

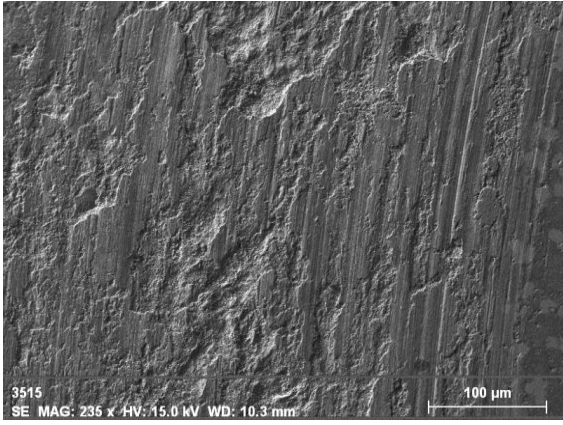
Şekil 3.38. A3 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a) düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu



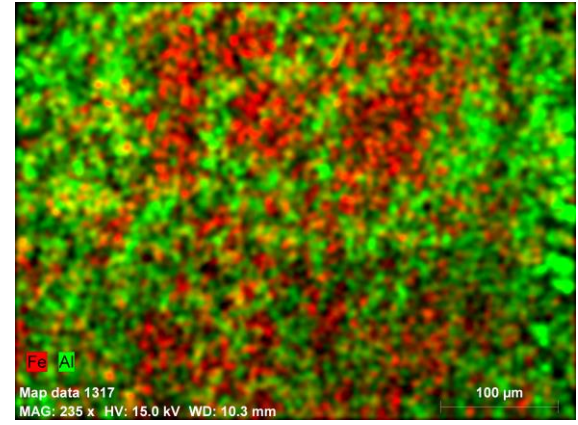
a)



b)

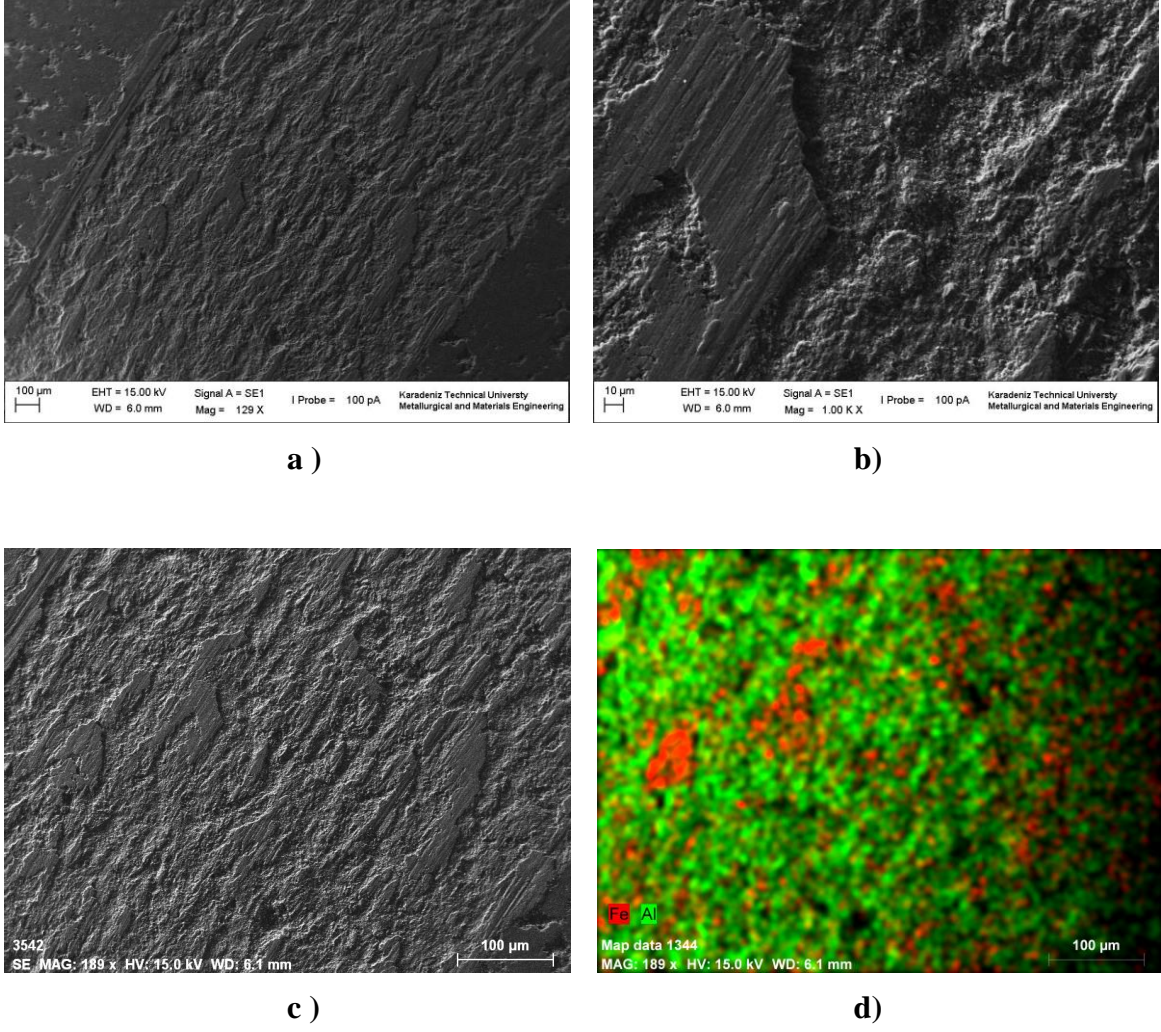


c)

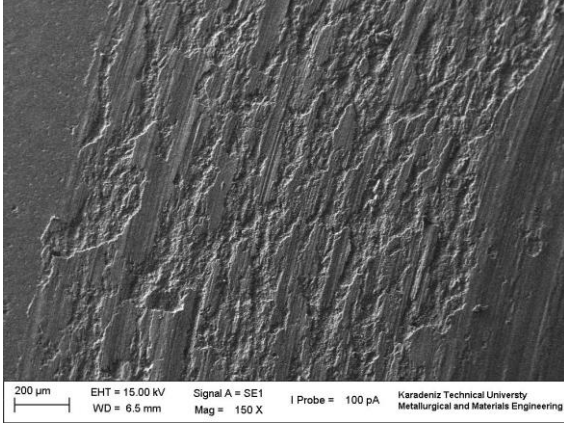


d)

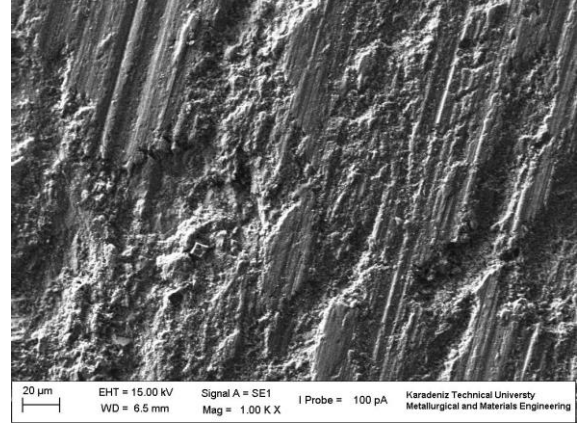
Şekil 3.39. A4 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a) düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu



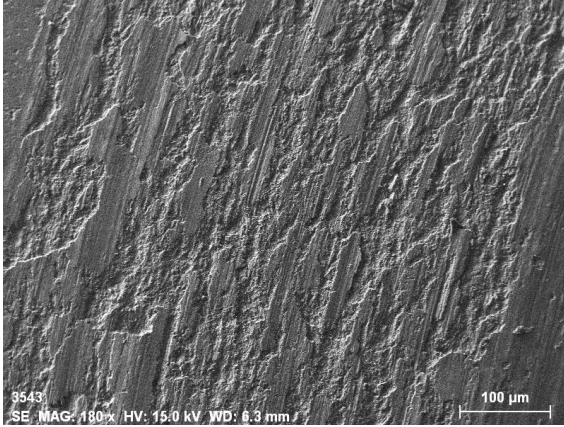
Şekil 3.40. A5 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılım sonucu.



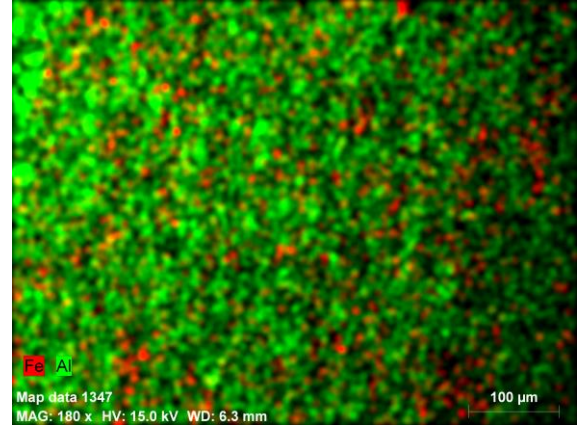
a)



b)

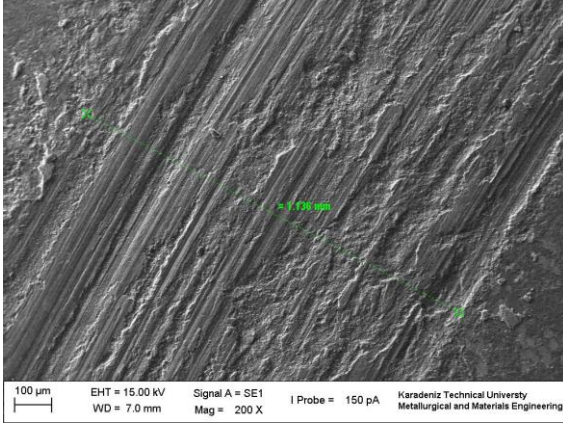


c)

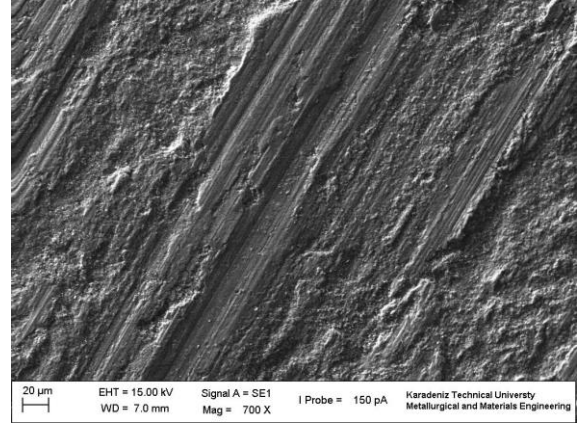


d)

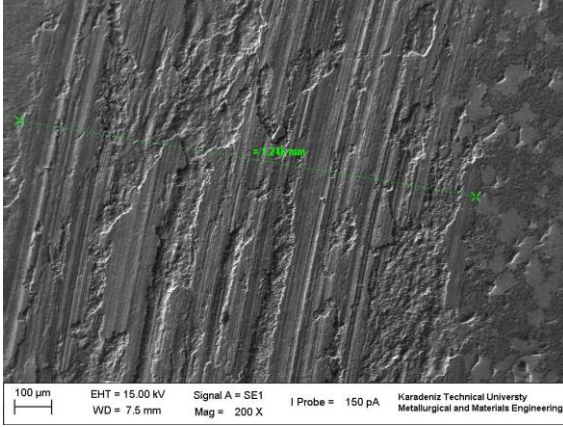
Şekil 3.41. A6 Kompozitinin 10 N yük altında aşınan yüzeyin SEM görüntüleri, a) düşük büyütmede alınan, b) büyük büyütmede alınan görüntü, c) EDS element dağılımı analiz yapılan yüzey görüntüsü, d) EDS element dağılımı sonucu.



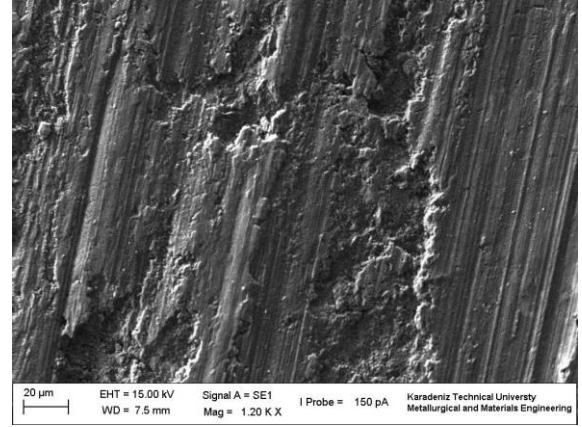
a)



b)

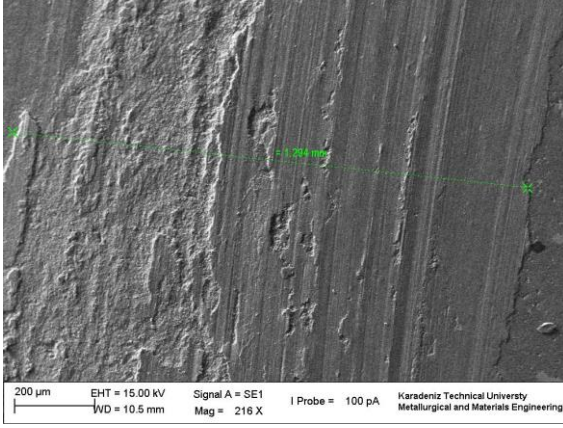


c)

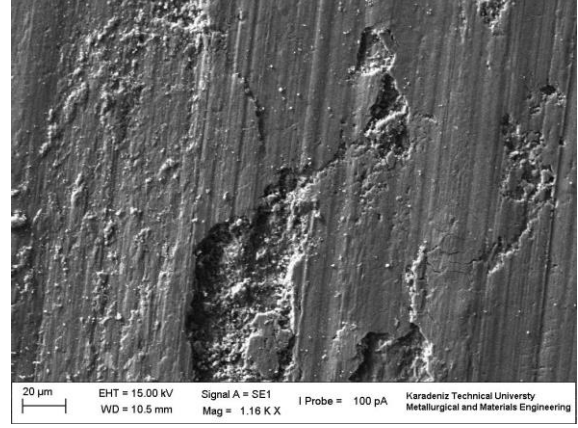


d)

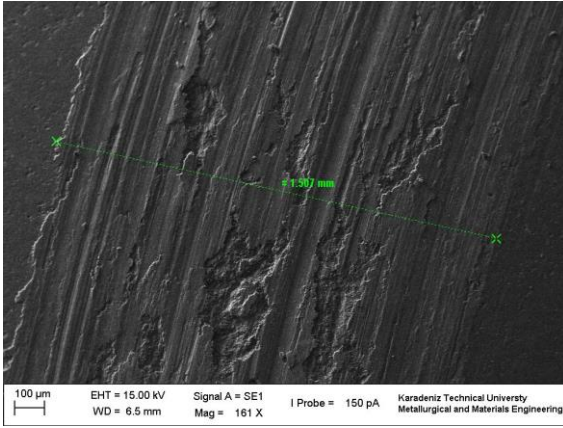
Şekil 3.42. Al2024 / SiC kompozitlerin 15 N yük altında aşınma yüzeyi SEM görüntüleri a) A4 kompozitinin aşınma yüzeyi, b) A4 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü, c) A6 kompozitinin aşınma yüzeyi, d) A6 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü



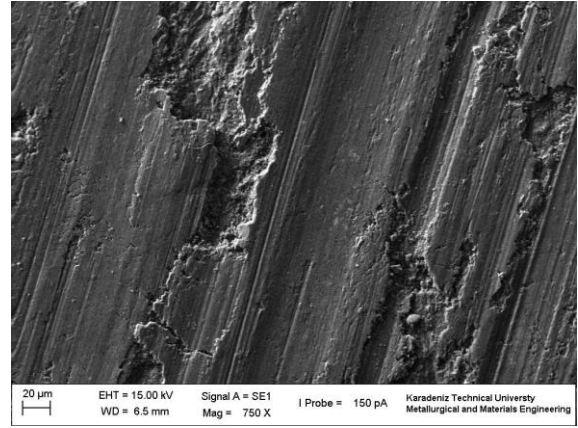
a)



b)



c)



d)

Şekil 3.43. Al2024 / SiC kompozitlerin 20 N yük altında aşınma yüzeyi SEM görüntüleri a) A4 kompozitinin aşınma yüzeyi, b) A4 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü, c) A6 kompozitinin aşınma yüzeyi, d) A6 kompozitinin aşınma yüzeyinin büyük büyütmede alınan görüntüsü.

4. SONUÇLAR

Bu çalışmada, ticari Al₂O₃/SiC matrisli SiC partikül takviyeli kompozitler ile FD Al₂O₃/SiC kompozitler toz metalürjisi tekniğiyle üretilmiş, SiC miktarı ve tabaka sayısının kompozitlerin mekanik özelliklerine, darbe direncine, korozyon ve aşınma davranışına etkileri incelenmiştir. Deneysel çalışmalarda elde edilen temel sonuçlar aşağıda verilmiştir:

1. Al₂O₃/SiC kompozit tozlarının mekanik öğütme sonrası elde edilen mikroyapılarının karakterizasyon sonuçlarına göre; SiC partiküllerinin Al₂O₃ matrisi içersinde homojene yakın bir şekilde dağıtıldığı öğütme süresi 2 saat olarak belirlenmiştir. Mekanik öğütme işlemi ile SiC partiküllerinin matris içersine homojen olarak dağıtılmış kompozit tozlar üretilmiştir.

2. Al₂O₃/SiC kompozitlerin üretim sonrası mikroyapılarının karakterizasyon sonuçlarına göre; %40 SiC içeren kompozitlerde SiC partiküllerinin Al₂O₃ matris içersinde tane sınırları boyunca homojene yakın olarak dağıldığı tespit edilmiştir. Takviye miktarının artması ile partiküllerin topaklanma miktarında artış olmuştur.

3. Toz metalürjisi tekniği kullanılarak iki, üç ve dört tabakalı FD Al₂O₃/ SiC kompozitler başarıyla üretilmiştir. FD Al₂O₃/SiC kompozitlerin üretim sonrası mikroyapılarının karakterizasyon sonuçlarına göre tabakalar arasında, FDM'nin mukavemetini, ısı iletkenliğini ve darbe direncini etkileyen her hangi bir kopma, ayrılma ve boşluk tespit edilmemiştir.

4. Al₂O₃/SiC kompozitlerin SEM EDS element dağılımı ve XRD sonuçlarına göre; Al, SiC, Al₄C₃, CuMgAl₂ ve CuAl₂ fazlarına rastlanmıştır. %40 SiC içeren kompozitlerde, Al₄C₃, CuMgAl₂ ve CuAl₂ gibi fazlar diğer kompozitlerinkine göre daha baskın olduğu görülmüştür. Takviye miktarının artması ile bu fazların miktarında azalma görülmüştür.

5. Al₂O₃/SiC kompozitlerin civalı porozimetre ile gerçekleştirilen ölçüm sonuçlarına göre; SiC miktarının artması ile porozite miktarları da artmıştır. En yüksek porozite miktarı Al₂O₃/%60SiC kompozitlerde %2,0272 olarak belirlenmiştir. A5 kompozitin porozite değeri % 1.38 iken FD AS5 numunesininki %0.2 olmuştur.

6. SiC miktarı %30'dan %40'a artırıldığında kompozitlerin mikrosertlik değerleri 170 Hv'den 225 Hv'e artmıştır. En yüksek mikrosertlik değerine A4

kompozitinde ulaşılmıştır. AS4 numunesinin üst tabakasının sertliği 230 Hv iken AS345'in üçüncü tabakasının sertliği ise 238 Hv olmuştur.

7. Al2024/SiC kompozitlerin ve FDM malzemelerin üç nokta eğme testleri sonuçlarına göre SiC miktarı %30'dan %40'a artırıldığında kompozitlerin eğme dayanımları artmıştır. En yüksek eğme dayanımı (1400 MPa) iki tabakalı AS4 kompozitinde elde edilmiştir.

8. Takviye oranı artıkça kompozitleri kırmak için gerekli olan darbe enerjisi azalmıştır. Al2024/SiC kompozitlerin ve FDM malzemelerin Charpy darbe testleri sonuçlarına göre Al2024 alaşımının darbe enerjisi 5,473 J iken %30 SiC takviye edilince bu değer 1,283 J'a düşmüştür. En düşük darbe enerjisi A6 kompozitinde 0,45 J olarak tespit edilmiştir. A5 kompozitinin darbe enerjisi 0,55 J iken iki tabakalı AS5 FDM'nin darbe enerjisi 4,717 J ölçülmüştür. Kompozitler arasında en yüksek darbe direnci AS34 FDM kompozitinde elde edilmiştir. Üç tabakalı kompozitlerde SiC miktarının artmasıyla FDM lerin darbe dirençlerinde azalma olmuştur.

9. Al2024/SiC kompozitlerin ve FDM malzemelerin %3,5 NaCl çözeltisinde elektrokimyasal korozyon testleri sonuçlarına göre en yüksek korozyon direncine sahip A4 kompozitinin korozyon hızı 1.65 mpy olarak belirlenmiştir. SiC miktarının %40'dan %60'a artması ile, i_{kor} değerleri 2,67'den 9,47 'ye yükselmiştir. $CuAl_2$ fazının çukurcuk korozyonunda SiC 'den daha önemli rol oynağı tespit edilmiştir. A3 kompozit ile iki tabakalı AS3 FDM kompozitin korozyon hızları karşılaştırıldıklarında AS3'ün korozyon hızı daha yüksek olmuştur. En düşük korozyon hızı AS5 kompozitinde tespit edilmiştir.

10. Al2024/SiC kompozitlerin ball on disk aşınma testleri sonuçlarına göre yük miktarı 10 N'dan 15N'a çıktığında ağırlık kayıplarında artış görülmüştür. 10 N yükde gerçekleştirilen aşınma deneyleri sonrasında, Al2024 alaşımının ağırlık kaybı 48 mg iken A4 kompozitinde bu değer 11 mg'a düşmüştür. A4 kompozitinin aşınma direnci A5 ve A6 kompozitlerinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Çok gevrek olan Al_4C_3 ve $CuAl_2$ gibi fazların aşınma direncini artırdığı belirtilmiştir. Kompozit numunelerin yüzeylerinde abrasiv ve adhesiv aşınma izleri tesbit edilmiştir. Bütün numunelerin EDS element dağılımınlarında Fe ve O'nin bulunduğu gözlenmiştir. En yüksek Fe içeriği A4 kompozitinin aşınma yüzeyinde gözlenmiştir.

5. ÖNERİLER

1. Al₂O₃/SiC kompozit tozları daha fazla öğütmeye tabii tutulabilir. Artan öğütme süresiyle artan deformasyonun ve daha küçülen tozların mekanik özelliklere etkileri incelenebilir.
2. FD Al₂O₃/SiC kompozitlerinde tabaka sayısı artırılabilir. Tabaka sayısı artırılırken SiC miktarları da artırılabilir. Uygun presleme parametreleri ile daha fazla tabaka sayısına ve SiC miktarına sahip FD Al₂O₃/ SiC kompozitler elde edilebilir.
3. Al₂O₃/SiC ve FD Al₂O₃/SiC kompozitlerinin üretiminde toz metalürji yönteminden sonra ikincil bir proses uygulanabilir. Porozite miktarı daha düşük kompozitlerin üretileceği düşünülmektedir.
4. Kompozitlerin mikroyapısal karakterizasyonunda geçirimli elektron mikroskopundan (TEM) faydalanılabilir. Özellikle CuAl₂ ve Al₄C₃ gibi fazların daha iyi analiz edileceği düşünülmektedir.
5. Al₂O₃/SiC ve FD Al₂O₃/SiC kompozitlerinin balistik performansları için TM yönteminin yeterliliği araştırılabilir.
6. Kompozitlerin farklı ortamlarda korozyon davranışları incelenebilir.

6. KAYNAKLAR

1. Kaczmar, J.W., Pietrzak, K., ve Włosiński, W., The production and application of metal matrix composite materials, Journal of Materials Processing Technology, 106 (2000) 58-67.
2. Cong, Z., Gang, J., Zhe, C., Mingliang, W., Ahmed, A., Dominique, S. and Haowei, W., Fabrication, interface characterization and modeling of oriented graphite flakes/Si/Al composites for thermal management applications, Materials and Design, 63 (2014) 719–728.
3. Prabhu, T. R., Varma, V.K., ve Srikanth, V., Tribological and mechanical behavior of multilayer Cu/SiC + Gr hybrid composites for brake friction material applications, Wear ,317 (2014) 201–212.
4. Hassan, M., ve Seung-Hwan, C., Application of composites to orthopedic prostheses for effective bone healing: A review, Composite Structures, 118 (2014) 328–341.
5. Weber, T., ve Aktaa, J., Numerical assessment of functionally graded tungsten/steel joints for divertor applications, Fusion Engineering and Design, 86 (2011) 220–226.
6. Mirva, E., Mohamed, R., ve Zhijian, S., Spark plasma sintering of WC, cemented carbide and functional graded materials, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 36 (2013) 31–37.
7. Amado, J.M., Montero, J., Tobar, M.J., ve Yáñez, A., Ni-based Metal Matrix Composite Functionally Graded Coatings, Physics Procedia ,39 (2012) 362 – 367.
8. Müller, E., Drašar, Č., Schilz, J., ve Kaysser, W.A., Functionally graded materials for sensor and energy applications, Materials Science and Engineering A ,362 (2003) 17–39.
9. Guang-Li, W., Kang-Li, L., Yu-Ming, D., Xiu-Ming, W., Zai-Jun, Li., ve Chi, Z., A new approach to light up the application of semiconductor nanomaterials for photoelectrochemical biosensors: Using self-operating photocathode as a highly selective enzyme sensor, Biosensors and Bioelectronics ,62 (2014) 66–72.
10. Jaronie, M. J., Martin, L., Aleksandar, S., ve Mark, A. G., A review of shape memory alloy research, applications and opportunities, Materials and Design ,56 (2014) 1078–1113.
11. Suman, S., Rajinder ,S. D., Singla, M.L., ve Jain, D.V.S., Light harvesting efficiency of hybrid nano-composite for photovoltaic application, Solar Energy Materials & Solar Cells ,128 (2014) 231–239.
12. Xiaofei, Q., Dandan, X., Lixin, C., ve Fanglin, D., Synthesis and characterization of TiO₂/ZrO₂ coaxial core-shell composite nanotubes for photocatalytic applications, Ceramics International ,40 (2014) 12647–12653.
13. Khashaba, U.A., Development and characterization of high performance nano-hybrid GFRE composites for structural applications, Composite Structures ,116 (2014) 523–534.
14. Chawla N., ve Chawla K.K., Metal Matrix Composites, Springer, 2006.
15. Groover, M.P., Fundamentals of modern manufacturing: Materials, processes, and systems, Prentice-Hall Inc., New Jersey, USA, 251-639 (1996).
16. Weeton, J.W., Peters, D.M., ve Thomas, K.L., “Engineers’ guide to composite materials”, American Society for Metals, 1-10 (1990).
17. Milman, Y.V., Mechanical behavior of nanostructured aluminum alloys containing quasicrystalline phase, Materials Science Forum ,482 (2005) 77–82.

18. Akbulut, H., Alümina Fiber Takviyeli Al-Si Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı Özellik ilişkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 1995.
19. Chawla, K.K., Foams, fibers, and composites: Where do we stand, Materials Science & Engineering A 557 (2012) 2–9
20. Zhang, C.J., Kong, F.T., Xu, L.J., Zhao, E.T., Xiao, S.L., Chen, Y.Y., Deng, N.J., Ge, W., ve Xu, G.J. , Temperature dependence of tensile properties and fracture behavior of as rolled TiB/Ti composite sheet, Materials Science & Engineering A 556 (2012) 962–969.
21. Altınkök, N., Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Al₂O₃/SiC Partikül Destekli Metal Matriks Kompozit Üretimi ve Mekanik Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2002.
22. Taya, M. ve Arsenault, R. J., Metal Matrix Composites- Thermal and Mechanical Behavior, Pergamon Pres, New York 1988.
23. Sajjadi, S.A., Ezatpour, H.R., ve Beygi, H., Microstructure and mechanical properties of Al–Al₂O₃ micro and nano composites fabricated by stir casting, Materials Science and Engineering A, 528 (2011) 8771.
24. Beffort, O., Long, S., Cayron, C., Kuebler, J. ve Buffat, P.A., Alloying effects on microstructure and mechanical properties of high volume fraction SiC-particle reinforced Al-MMCs made by squeeze casting infiltration, Composites Science and Technology, 67 (2007) 737-745.
25. Trumper, R. L., Metal Matrix Composites- Applications and Prospects, Metals and Materials, 3 (1987) 662- 667.
26. Mondal, D.P, Das, S., Rao, Rn. and Singh, M., Effect of SiC addition and running-in-wear on the sliding wear behaviour of Al–Zn–Mg aluminium alloy, Materials Science and Engineering: A, 402 (2005) 307-319.
27. Chi, R., Serjouei, A., Sridhar, I., ve Tan, G.E.B., Ballistic impact on bi-layer alumina/aluminium armor: A semi-analytical approach ,International Journal of Impact Engineering, 52 (2013) 37-46.
28. Azimi, A., Shokuhfar, A.,ve Zolriasatein, A., Mechanically alloyed Al7075–TiC nanocomposite: Powder processing, consolidation and mechanical strength, Materials and Design, 66 (2015) 137-141.
29. Marchand, A., Duffy, J., Christman, T. A., ve Suresh, S., An experimental study of the dynamics mechanical properties of an Al–SiCw composite, Engineering Fracture Mechanics, 3 (1988) 295–315.
30. Skolianos, S., Mechanical behaviour of cast SiCp-reinforced Al–4.5%Cu–1.5%Mg alloy, Materials Science and Engineering: A, 210(1996)76–82.
31. Surappa M.K., ve Sivakumar, P., Fracture-toughness evaluation of 2040-Al/Al₂O₃ particulate composites by instrumented impact, Composites Science and Technology, 46 (1993) 287–292.
32. <http://tr.wikipedia.org/wiki/Aluminyum>, Aluminyum genel tanımı, 24 Ocak 2015.
33. Kaçar, H, Atik, E ve Meriç, C., The effect of precipitation-hardening conditions on wear behaviours at 2024 aluminium wrought alloy,Wear, 236 (2003) 144-152.
34. Deschams, A., Dumont, D., Brechet, Y., Siğli, C. ve Dubost, B., Process modeling of age-hardening aluminum alloys : from microstructure evolution to mechanical and fracture properties, ASM International, Materials Park, OH, 298-305, 2001.
35. Hunt, J.W., ve Herling, D.R., Aluminum Metal Matrix Composites,Advanced Materials & Processes, 162 (2004) 39.

36. Shipway, P.H., Kennedy, A.R. ve Wilkes, A.J., Sliding wear behaviour of aluminum-based metal matrix composites produced by a novel liquid route, Wear, 216, (1998) 160-171.
37. <http://accuratus.com/silicar.html>, Silisyum karbür özellikleri, 24 Ocak 2015.
38. Xiao-min, Z., Jia-kang, Y., ve Xin-yu, W., Microstructure and properties of Al/Si/SiC composites for electronic packaging, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 22 (2012) 1686-1692.
39. H. Izadi, A. Nolting, C. Munro, D.P. Bishop, K.P. Plucknett, A.P. Gerlich, Friction stir processing of Al/SiC composites fabricated by powder metallurgy, Journal of Materials Processing Technology, 213 (2013) 1900–1907.
40. Taha, M.A., Practicalization of cast metal matrix composites (MMCCs), Materials and Design, 22 (2001) 431-441.
41. Çanakçı A., AA2024 matrisli B4C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Vortex Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2006
42. Lin, R., ve Kannikeswaran, K., Interfacial reaction kinetics of Al/SiC composite during casting, In: Interfaces in Metal-Ceramic Composites, Proceedings of the International Conference, Warrendale, PA: TMS, (2008) 153-164.
43. Deaquino, L., Gutiérrez, C., Estrada-Guel, G., Hinojosa-Ruiz, E., García-Sánchez, Herrera-Ramírez, J.M., Pérez-Bustamante, R., ve Martínez-Sánchez, R., Structural characterization of aluminium alloy 7075–graphite composites fabricated by mechanical alloying and hot extrusion, Materials and Design 53 (2014) 1104–1111.
44. Ping, S., Yi, W., Lihua, R., Shixin, L., Yuhua, L., ve Qichuan, J., Influence of SiC surface polarity on the wettability and reactivity in an Al/SiC system Applied Surface Science ,355 (2015) 930–938.
45. Tham, L., Gupta M., ve Cheng, L., Effect of limited matrix–reinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminium–silicon carbide composites, Acta Materialia, 49 (2001) 3243-3253.
46. Singh, I.B., Mandal, D.P., Singh, M., ve Das, S., Influence of SiC particles addition on the corrosion behavior of 2014 Al–Cu alloy in 3.5% NaCl solution, Corrosion Science, 51 (2009) 241.
47. Kevorkijan, V.M., "Stabilisation in and rejection of ceramic particles from molten aluminium alloy: modelling and experimental testing, Composites Science and Technology, 59 (1999) 2363-2374.
48. Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J., The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites, Journal of Materials Processing Technology, 119 (2001) 329-335.
49. İnem, B., The development of the structures and properties of magnesium matrix silicon carbided reinforced composites, Doktora Tezi, School of Materials, university of Leeds, England, 1993.
50. Chou, A.K., ve Okura, A., Fibre-reinforced metal-matrix composites, Composites, 16 (1985) 187-206,
51. Tham, L., Gupta, M., ve Cheng, L., Effect of limited matrix–reinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminium–silicon carbide composites, Acta Materialia, 49 (2001) 3243-3253.
52. Feest, T., Interfacial phenomena in metal-matrix composites, Composites, 25 (1994) 75-86.
53. Clyne, T., ve Withers, P., An Introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge, UK: Cambridge University Press, 1993.

54. Rajan, T., Pillai, R., ve Pai, B., Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites, Journal of Material Science, 33 (1998) 3491-3503.
55. Özdemir, İ., Çöcen, Ü., ve Önel, K., “The effect of forging on the properties of particulate – SiC – reinforced aluminium – alloy composites”, Composites Science and Technology, 60 (2000) 411–419.
56. Kumar, P., Ghosh, M.M., ve Ghosh, K.S., Effect of solution pH on electrochemical and stress corrosion cracking behaviour of a 7150 Al–Zn–Mg–Cu alloy, Materials Science & Engineering A, 604 (2014) 156–165.
57. Gaohui, W., Chunyu, W., Qiang, Z., ve Pengchao, K., “Characterization of Ce conversion coating on Gr-f/6061Al composite surface for corrosion protection”, Journal of Alloys and Compounds, 461 (2008) 389-394.
58. Erdemir, F., Canakci, A., Varol, T., ve Ozkaya, S., Corrosion and wear behavior of functionally graded Al2024/SiC composites produced by hot pressing and consolidation, Journal of Alloys and Compounds, 644 (2015) 589–596.
59. Yue, T.M., Yu, J.K. ve Man, H.C., “Corrosion behavior of aluminum 2009/SiC composite machined to different conditions”, Journal of Materials Science Letters, 21 (2002) 1069–1072.
60. Dutta, I. ve Bourell, D.L., Influence of dislocation density and distribution on the aging behavior of 6061 Al single bond SiC w composites, Acta Metallurgica et Materialia, 38 (1990) 2041-2049.
61. Das, M., Dasgupta, R., ve Prasad, B.K., Mechanisms of material removal during erosion–corrosion of an Al–SiC particle composite, Wear 236 (1999) 302.
62. Pardeep S., Dinesh K., ve Satpal S., Dry sliding wear investigation of Al6082/Gr metal matrix composites by response surface methodology, Journal of Materials Research and Technology, 32 (2015) 541-549.
63. Xiao-feng, W., Guang-an, Z., ve Fu-fa, W., Influence of Bi addition on microstructure and dry sliding wear behaviors of cast Al-Mg2Si metal matrix composite, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 23 (2013) 1532-1542.
64. Baradeswaran, A., ve Elaya Perumal, A., Wear and mechanical characteristics of Al 7075/graphite composites, Composites Part B: Engineering, 56 (2014) 472-476.
65. Anand, K., Mahapatra, M.M., ve Jha, P.K., Modeling the abrasive wear characteristics of in-situ synthesized Al–4.5%Cu/TiC composites, Wear, 306 (2013) 170-178.
66. Karamış, M.K., Sarı, F., ve Erturun, V., Friction and wear behaviors of reciprocatingly extruded Al–SiC composite, Journal of Materials Processing Technology, 212 (2012) 2578-2585.
67. Nofar, M., Madaah Hosseini, H.R. ve Kolagar-Daroonkolaie, N., Fabrication of high wear resistant Al/Al3Ti metal matrix composite by in situ hot press method, Materials and Design, 30 (2009) 280–286.
68. Dwivedi, D.K., Adhesive wear behaviour of cast aluminium–silicon alloys: Overview, Materials and Design, 31 (2010) 2517–2531.
69. Deuis, R.L., Subramanian, C., ve Yellup, J.M., Abrasive wear of aluminium composites-a review, Wear, 201 (1996) 132-144.
70. Soheyl, S., Amir, A., ve Sima, A., Improvement in Tribological Properties of Surface Layer of an Al Alloy by Friction Stir Processing, Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology, 1 (2011) 95-100.
71. Koizumi, M., FGM activities in Japan, Composites Part B, 28 (1997) 1-4.
72. Alagöz, H, Gülgeç, M, ve Konez, A, Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler ve Kullanım Alanları Mühendis ve Makine, 45 (2004) 532.

73. Mortensen, A. ve Suresh, S., Functionally graded metals and metal-ceramic composites: Part 1 Processing, International Materials Reviews, 40 (1995) 239-265 .
74. Rabin, B.H., Williamson, R.L., ve Suresh, S. Fundamentals of Residual Stresses in Joints Between Dissimilar Materials, MRS Bulletin, 20 (1995) 37-39.
75. Suresh, S. ve Mortensen, A. Functionally graded metals and metal-ceramic composites: Part 2 Thermomechanical behaviour, International Materials Reviews, 42 (1997) 85-116.
76. Bruck, H.A., A one-dimensional model for designing functionally graded materials to manage stress waves, International Journal of Solids and Structures, 37 (2000) 6383-6395.
77. Wessel, J.K., Handbook of advanced materials: enabling new designs, WileyInterscience Publication, 33 (2004) 465-487.
78. Meyers, M.A., Dynamic Behavior of Materials, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
79. Han, X., Liu, G.R., ve Lam, K.Y., Transient waves in plates of functionally graded materials, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 52 (2001) 851-865.
80. Rajan, T.P.D., Pillai, R.M., ve Pai, B.C., Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites, Materials Characterization, 61 (2010) 923 – 928.
81. Biesheuvel, M. P., ve Verweij H., Calculation of the composition profile of a functionally graded material produced by centrifugal casting, Journal of American Ceramic Society, 83 (2000) 743–749.
82. Kevorkijan, V., Functionally graded aluminum-matrix composites. American Ceramic Society Bulletin, 82 (2003) 60–64.
83. Watanabe, Y., ve Fukui, Y., Fabrication of functionally graded aluminium materials by the centrifugal method. Aluminum Transactions, 2 (2000) 195–208.
84. Singh, J., Wear behavior of squeeze cast Al- Al₂O₃-MgO particulate MMCs under dry sliding conditions, AFS Transactions, 815 (1991) 98-112.
85. Kim, H.H., Babu, J.S.S., ve Kang, C.G. Fabrication of A356 aluminum alloy matrix composite with CNTs/Al₂O₃ hybrid reinforcements, Materials Science & Engineering A, 573 (2013) 92–99.
86. Kieback, B., Neubrand, A., Riedel, ve H., Processing techniques for functionally graded materials, Materials Science and Engineering A, 362 (2003) 81–105.
87. Wannasin, J., ve Flemings, M.C., Fabrication of metal matrix composites by a high-pressure centrifugal infiltration process, Journal of Materials Processing Technology, 169 (2005)143-149.
88. <http://www.thermalc.com/technologies.html>, Basıncısız infiltrasyon yönteminin tanımı, 16 Mart 2015.
89. www.ntu.edu.sg, Plazma sprey kaplamanın kullanımı, 20 Haziran 2015.
90. Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemelerin Üretim Teknikleri ve Kullanım Alanları-Mühendis ve Makine, 46, 547.
91. German, R.M., Powder Metallurgy Science, MPIF, USA, 1(1989)203-335.
92. Jacobs, A.J., ve Kilduff, T.F., Engineering Materials Technology:Structure, Processing, Properties and Selection, 5. Edition, Prentice-Hall Inc.,USA, 645 (2005) 357-397.
93. Moustafa, S.F., Abdel-Hamid, Z., ve Abd-Elhay, A.M., Copper matrix SiC and Al₂O₃ particulate composites by powder metallurgy technique, Materials Letters,53 (2002) 244-249.

94. <http://www.turktoz.gazi.edu.tr/ttmd.tr.html>. 1 Kasım 2015.
95. Huda, M.D., ve Hashmi, M.S.J., MMCs Materials, Manufacturing and Mechanical Properties, Metal Matrix Composites part I: Application and processing, Hobbs The Printers Ltd., U.K., 1(1995) 37-63.
96. Ciftci, I., Turker, M., ve Seker, U., Evaluation of tool wear when machining SiCp-reinforced Al-2014 alloy matrix composites, Materials & Design, 25 (2004) 251-255.
97. German, R.M., “Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing”, Çeviri Editörleri: Sarıtaş, S., Türker, M., Durlu, N., MPIF, New Jersey, 4-272 (2007).
98. Upadhyaya, G.S., Powder Metallurgy Technology, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Indian Institute of Technology, Kanpur, India, 2002.
99. Hale, R., Powder Metallurgy Process and Applications, AE 510 Research Project, University of Kansas, Lawrence, 2003.
100. Liu, Y.B., Lim, S.C., Lu, L. ve Lai, M.O., Recent Development in the Fabrication of Metal Matrix Particulate Composites Using Powder Metallurgy Techniques. Journal of Materials Science, 29 (1994)1999-2007.
101. Upadhyaya, G.S., Sintered Metallic and Ceramic Materials: Preparation, Properties, and Applications, Wiley, New York, 2000.
102. Ogunc, H., Sıcak Presleme İle Sinterlenmiş A-Sic Matrisli B4c Kompozitlerinin Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2006.
103. Yasser, M.S., Hugh, A.B., Michael, L.P., ve Jonathan, G.K., Modeling the evolution of stress due to differential shrinkage in powder-processed functionally graded metal–ceramic composites during pressureless sintering, International Journal of Solids and Structures, 43 (2006) 7852–7868.
104. Suryanarayana, C., Mechanical alloying and milling, Progress in Materials and Science, 46 (2001) 1-184.
105. Varol, T., AA 2024 Matrisli B₄C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon ,2012.
106. Varol, T., ve Canakci, A., Effect of particle size and ratio of B₄C reinforcement on properties and morphology of nanocrystalline Al₂₀₂₄-B₄C composite powders, Powder Technology, 246 (2013)462-472.
107. Candan, S., An investigation on corrosion behaviour of pressure infiltrated Al–Mg alloy/SiCp composites, Corrosion Science , 51 (2009) 1398.
108. Alanemea, K.K., Adewaleb, T.M. ve Olubambic, P.A., Corrosion and wear behaviour of Al–Mg–Si alloy matrix hybrid composites reinforced with rice husk ash and silicon carbide, Journal of Materials Research and Technology, 3 (2014) 16.
109. Alizadeha, M., Paydar, M.H. ve Sharifian, F., Structural evaluation and mechanical properties of nanostructured Al/B₄C composite fabricated by ARB process’, Composites: Part B, 44 (2013) 339–343.
110. Liu, C.H., Structure and properties of boron carbide with aluminum incorporation, Materials Science and Engineering B , 72 (2000) 23 – 26.
111. Yazdani, A., ve Salahinejad, E., Evolution of reinforcement distribution in Al–B₄C composites during accumulative roll bonding, Materials and Design, 32 (2011) 3137–3142.
112. Übeyli, M., Balci, E., Sarikan, B., Öztas, M.K., Camus, N., Yildirim, R.O. ve Keles, Ö., The ballistic performance of SiC–AA7075 functionally graded composite produced by powder metallurgy, Materials and Design ,56 (2014) 31-36.

113. Azim A., Sumit P., Mehdi M., Yat H., Faris T., ve Noor A., Mechanical and physical behavior of newly developed functionally graded materials and composites of stainless steel 316L with calcium silicate and hydroxyapatite , Journal of the mechanical behavior of biomedical materials, 49 (2015) 321–331.
114. Yaohon, X., Keqin, F., Hongsheng, C., Yu, Z., Ying, L., ve Huan, S., Fabrication and micro-structure of a multilayer functionally graded (WC–Co)–Ni composite, Journal of Alloys and Compounds, 631 (2015) 77–81.
115. Zeming, H., Ma, J., ve Tan, G.E.B., Fabrication and characteristics of alumina–iron functionally graded materials, Journal of Alloys and Compounds, 486 (2009) 815–818.
116. Jin, G., Takeuchi, M., Honda, S., Nishikawa, T., ve Awaji, H., Properties of multilayered mullite/Mo functionally graded materials fabricated by powder metallurgy processing, Materials Chemistry and Physics, 89 (2005) 243.
117. Pines, M.L., ve Bruck, H.A., Pressureless sintering of particle-reinforced metal–ceramic composites for functionally graded materials: Part I. Porosity reduction models, Acta Materialia, 54 (2006) 1457- 1465.
118. Kwon, H., Leparoux, M., ve Kawasaki, A., Functionally Graded Dual-nanoparticulate-reinforced Aluminium Matrix Bulk Materials Fabricated by Spark Plasma Sintering, Journal of Materials Science & Technology, 30 (2014) 742.
119. Dávila, M.M, Pech-canul, M.A, ve Pech-canul, M.I., Effect of bi- and trimodal size distribution on the superficial hardness of Al/SiCp composites prepared by pressureless infiltration ,Powder Technology, 176 (2007)66–79.
120. Topcu, I., Gulsoy, H.O, ve Kadioglu N., Processing and mechanical properties of B₄C reinforced Al matrix composites, Journal of Alloys and Compounds, 482 (2009) 516–521.
121. Purazrang, K., Abachi, P., ve Kainer, K.U., Investigation of the Mechanical Behaviour of Magnesium Composites, Composites A, 25 (1994) 296-302.
122. Jin, G., Takeuchi, M., Honda, S., Nishikawa, T., ve Awaji, H., Properties of multilayered mullite/Mo functionally graded materials fabricated by powder metallurgy processing, Material Chemistry Physics, 89 (2005) 238–243.
123. Shen, Q., Wu, C., Luo, G., Fang, P., Li, C., Wang, Y., ve Zhang, L., Microstructure and mechanical properties of Al-7075/B₄C composites fabricated by plasma activated sintering, Journal of Alloys and Compounds, 588 (2014)265–270.
124. Askari, E., Mehrali, M., Metselaar, I., Kadri, N.A., ve Rahman, M., Fabrication and mechanical properties of Al₂O₃/SiC/ZrO₂ functionally graded material by electrophoretic deposition, Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 12 (2012) 144–150.
125. Torralba, J.M., Da costa, C.E., ve Velasco, F., P/M aluminum matrix composites, Journal of Materials Processing Technology, 133 (2003) 203–206.
126. Burzic, M., Sedmak, S., Burzic, Z., Jakovic, D., ve Momcilovic, D., The Effect of Reinforcement content on Impact Toughness of Cast Al-SiCp MetaL Matrix Composite, Integritet i vek konstrukcija, 2 (2002) 11-14.
127. Candan, S., ve Bilgic, E., Corrosion behavior of Al–60 vol.% SiCp composites in NaCl solution, Materials Letters, 58 (2004) 2790.
128. Mei-feng, H.E., Wen-bin, H.U., Su, Z., Lei, L., ve Ya-ting, nW.U., Tribological behavior of CNTs-Cu and graphite-Cu composites with electric current , Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 22 (2012) 78.
129. De Salazar, J.M.G., Ureña, A., Manzanedo, S. ve Barrena, M.I., Corrosion behaviour of AA6061 and AA7075 reinforced with Al₂O₃ particles in aerated 3.5% chloride

- solutions: potentiodynamic measurements and microstructure evaluation, Corrosion Science, 41 (1999) 529-545.
130. Vieira, A.C., Pinto, A.M., Rocha, L.A. ve Mischler, S., Effect of Al₂Cu precipitates size and mass transport on the polarisation behaviour of agehardened Al–Si Cu–Mg alloys in 0.05 M NaCl, Electrochimica Acta 56 (2011) 3821–3828.
 131. Kök, M., ve Özdin, K. , Wear resistance of aluminium alloy and its composites reinforced by Al₂O₃ particles, Journal of Materials Processing Technology 183 (2007) 301–309.
 132. Al-Qutub , A.M., Khalil , A., Saheb , N., ve Hakeem, A.S., Wear and friction behavior of Al6061 alloy reinforced with carbon nanotubes, Wear, 297 (2013) 761.
 133. Uthayakumar, M., Aravindan, S., ve Rajkumar, K., Wear performance of Al–SiC–B₄C hybrid composites under dry sliding conditions, Materials & Design, 47 (2013) 464.
 134. Meyveci, A., Karacan, I., Calgölü, U., ve Durmus, H., Pin-on-disc characterization of 2xxx and 6xxx aluminium alloys aged by precipitation age hardening, Journal of Alloys and Compounds, 491 (2010) 283.
 135. Deuis, R.L., Subramanian, C. ve Yellup, J.M., "Dry Sliding Wear of Aluminium Composites-A Review", Composites Science and Technology, 57 (1997) 415-435.

ÖZGEÇMİŞ

Fatih ERDEMİR, 1984 yılında Giresun'un Keşap ilçesinde doğdu. 2002 yılında kazandığı Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2006 yılında mezun oldu. 2011 yılında ise yüksek lisans öğrenimini Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde tamamladı. 2009 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda araştırma görevlisi olarak çalışmaya başladı.

Fatih ERDEMİR, 2011 yılından bu yana doktora çalışmalarını sürdürmekte olup, evli ve bir kız çocuğu babasıdır. İyi derecede İngilizce bilmektedir.

Doktora Tezi Kapsamında Yapılan Yayınlar

SCI tarafından taranan dergilerde yayınlanan makaleler

1. Corrosion and wear behavior of functionally graded Al₂O₃/SiC composites produced by hot pressing and consolidation. Erdemir, F., Canakci, A., Varol, T., Ozkaya, S. (2015) Journal of Alloys and Compounds.
2. Microstructural characterization and mechanical properties of functionally graded Al₂O₃/SiC composites prepared by powder metallurgy technique. Erdemir, F., Canakci, A., Varol, T. (2015) Transactions of Nonferrous Metals Society of China.