T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

BİMETAL KOMPOZİTLERİN METAL TALAŞLARIYLA ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

RIDVAN GECÜ

DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI

DANIŞMAN
PROF. DR. AHMET KARAASLAN

İSTANBUL, 2019

T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

BİMETAL KOMPOZİTLERİN METAL TALAŞLARIYLA ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Rıdvan GECÜ tarafından hazırlanan tez çalışması 14.05.2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Yıldız Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Prof. Dr. Ahmet ÜNAL

Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Derya DIŞPINAR

İstanbul Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK

Kocaeli Üniversitesi _____

Bu çalışma, Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü' nün FDK-2017-3241 numaralı projesi ile desteklenmiştir.

ÖNSÖZ

Yıldız Teknik Üniversitesi'nde göreve başladığım ilk günden itibaren bana mesleki bilgi, birikim ve deneyimlerini aktaran, hiçbir şekilde benden desteğini esirgemeyerek tezimin mevcut halini almasında çok büyük emeği bulunan değerli hocam Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN'a,

Doktora eğitimim süresince 2211-E kodlu Doğrudan Yurt içi Doktora Burs Programı kapsamında çalışmalarımı destekleyen Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK)'na,

Yardımlarıyla deneysel çalışmalarımın tamamlanmasına katkıda bulunmuş Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER'e, Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK'e, Arş. Gör. Dr. Nilüfer DUYGULU'ya, Arş. Gör. Dr. Alptekin KISASÖZ'e, Arş. Gör. Dr. Gökhan ÖZER'e, Arş. Gör. Dr. Yakup YÜREKTÜRK'e, Arş. Gör. Zekeriya Yaşar CÖMERT'e, Arş. Gör. Serhat ACAR'a, Arş. Gör. Kubilay ÖZTÜRK'e, Uzman Yahya BAYRAK'a, Şaban CEYLAN'a, Tuğçe TÜFEKÇİ'ye, Gürcan CANBAY'a, Yaren SALDUZ'a ve Ceren BAŞARAN'a,

Hayatımın hep gülen yüzü, bana sabahları acıkmayı ve akşamları doymayı öğreten eşim Özde DEPREM GECÜ'ye,

Son olarak, maddi ve manevi hiçbir fedakârlıktan kaçınmayarak beni bugünlere getiren aileme içtenlikle teşekkür ederim.

Mayıs, 2019

Rıdvan GECÜ

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ viii

KISALTMA LİSTESİ x

ŞEKİL LİSTESİ xi

ÇİZELGE LİSTESİ xviii

ÖZET xx

ABSTRACT xxii

BÖLÜM 1

GİRİŞ 1

1.1 Literatür Özeti 1
1.2 Tezin Amacı 4
1.3 Hipotez 5

BÖLÜM 2

KOMPOZİT MALZEMELER 6

2.1 Tanımı ve Sınıflandırılması 6
2.2 Matris 9
2.2.1 Metal Matrisli Kompozitler 9
2.2.1.1 Alüminyum Matrisli Kompozitler 11
2.2.2 Seramik Matrisli Kompozitler 15
2.2.3 Polimer Matrisli Kompozitler 16
2.3 Takviye 17
2.3.1 Parçacık Takviyeli Kompozitler 18
2.3.2 Fiber Takviyeli Kompozitler 20
2.3.3 Whisker Takviyeli Kompozitler 22
2.3.4 Tabakalı Kompozitler 24
2.4 Arayüzey 25
2.4.1 Hasar Mekanizmaları 27

2.4.1.1 Kavitasyon 28
2.4.1.2 Arayüzey Ayrılması 29
2.4.2 İntermetalik Fazlar 30
2.4.3 Islanabilirlik 31
2.5 Güçlendirme Mekanizmaları 33
2.6 Üretim Yöntemleri 33
2.6.1 Sıvı Hal Teknikleri 34
2.6.1.1 İnfiltrasyon 34
2.6.1.2 Dağılım 37
2.6.1.3 Püskürtme 39
2.6.1.4 Yerinde İmalat 40
2.6.2 Katı Hal Teknikleri 42
2.6.2.1 Toz Metalurjisi 42
2.6.2.2 Difüzyon Bağı 44
2.6.2.3 İkincil İşlemler (Şekillendirme) 45
2.7 Endüstriyel Uygulamaları 48
2.7.1 Otomotiv 49
2.7.2 Uzay ve Havacılık 51
2.7.3 Elektronik ve Isıl Yönetim 52
2.7.4 Aşınma 53

BÖLÜM 3

BİMETAL KOMPOZİTLER 54

3.1 Tarihsel Gelişim 55
3.2 Arayüzey Özellikleri 55
3.3 Mekanik Özellikler 61
3.4 Aşınma Özellikleri 66
3.5 Korozyon Özellikleri 76

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR 81

4.1 Malzeme Seçimi 81
4.2 Kompozit Üretimi 82
4.2.1 Ergiyik İnfiltrasyonlu Döküm 83
4.2.1.1 Preform Hazırlama 83
4.2.1.2 Kalıp Yapımı 85
4.2.1.3 İnfiltrasyon 88
4.2.2 Sıkıştırmalı İnfiltrasyon 89
4.2.2.1 Preform Hazırlama 89
4.2.2.2 İnfiltrasyon 90
4.3 Üretim Sonrası İşlemler 91
4.3.1 T6 Isıl İşlemi 92
4.3.2 Mikro-Ark Oksidasyonu 92
4.4 Karakterizasyon 93
4.4.1 Faz Analizi 95

4.4.2 Mikroyapı İncelemeleri 95
4.4.3 Sertlik Ölçümleri 95
4.4.4 Kalıntı Gerilme Analizi 96
4.4.5 Aşınma İncelemeleri 97
4.4.6 Korozyon Davranışı 100
4.4.6.1 Potansiyodinamik Polarizasyon Testi 100
4.4.6.2 Daldırma Testi 100

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA 103

5.1 304 Takviyeli A356 Matrisli Kompozitler 103
5.1.1 Fazların Belirlenmesi 104
5.1.2 Mikroyapıların İncelenmesi 108
5.1.3 Sertliklerin Belirlenmesi 132
5.1.4 Kalıntı Gerilmelerin Ölçülmesi 139
5.1.5 Aşınma Davranışının Belirlenmesi 141
5.1.6 Korozyon Davranışının İncelenmesi 166
5.2 304 Takviyeli AA7075 Matrisli Kompozitler 172
5.2.1 Faz ve Mikroyapı İncelemeleri 172
5.2.2 Sertlik ve Aşınma İncelemeleri 181
5.3 Saf Ti Takviyeli A356 Matrisli Kompozitler 190
5.3.1 Fazların Belirlenmesi 191
5.3.2 Mikroyapıların İncelenmesi 193
5.3.3 Sertliklerin Belirlenmesi 203
5.3.4 Aşınma Davranışının Belirlenmesi 205
5.3.5 Korozyon Davranışının İncelenmesi 215
5.4 SiC Takviyeli A356 Matrisli Kompozitler 216
5.4.1 Faz ve Mikroyapı İncelemeleri 217
5.4.2 Sertlik ve Aşınma İncelemeleri 218
5.4.3 Korozyon İncelemeleri 222

BÖLÜM 6

SONUÇ VE ÖNERİLER 224

KAYNAKLAR 238

ÖZGEÇMİŞ 255

SİMGE LİSTESİ

α	Birincil faz / indentöre bağlı olarak değişen bir geometrik faktör
α′	FeAl fazı
β	Mg_2Si fazı
γ	Cr_2Al_{13} fazı
ΔV	Potansiyel fark
ε	Gerinim (birim şekil değiştirme)
ζ	$FeAl_2$ fazı
η	Fe_2Al_5 fazı
θ	Fe_4Al_{13} fazı
ρ	Yoğunluk
σ	Gerilme
σ_a	Akma dayanımı
$\sigma_ç$	Çekme dayanımı
σ_{res}	Kalıntı gerilme
A	Yüzey alanı
C_R	Korozyon oranı
D	Çap
d	Aşınma izi genişliği
E	Elastiklik modülü
E_{kor}	Korozyon potansiyeli
E_{pit}	Oyuklanma potansiyeli
EW	Eşdeğer ağırlık
h	Penetrasyon derinliği
I_{galv}	Galvanik korozyon akımı
I_{kor}	Korozyon akımı
i_{kor}	Korozyon akım yoğunluğu
L	Uzunluk / kayma mesafesi
M	Atom ağırlığı
n	Korozyon reaksiyonunda serbest kalan elektron sayısı
P	Yük
R	Aşınma izi yarıçapı
r	Bilya yarıçapı
R_a	Yüzey pürüzlülüğü
R_p	Polarizasyon direnci
T4	Çözeltiye alma ve doğal yaşlandırma

T6	Çözeltiye alma ve yapay yaşlandırma
T61	Çözeltiye alma, yapay yaşlandırma ve gerilim giderme
T_e	Ergime sıcaklığı
T_g	Camsı geçiş sıcaklığı
V	Hacimsel kayıp
W	Kütle kaybı
W_R	Aşınma oranı

KISALTMA LİSTESİ

AISI	Amerikan Demir-Çelik Enstitüsü
ARALL	Aramid (aromatik poliamit) takviyeli alüminyum tabaka
ASTM	Amerikan Test ve Malzeme Kurumu
EDS	Enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi
EN	Avrupa Standardları
E. İ. D.	Ergiyik infiltrasyonlu döküm
FEG-SEM	Alan emisyon taramalı elektron mikroskobu
GLARE	Cam takviyeli alüminyum tabaka
HSP	Hegzagonal sıkı paket
ISO	Uluslararası Standardizasyon Örgütü
JCPDS	Toz Kırınım Standartları Ortak Komitesi
MMK	Metal matrisli kompozit
OCP	Açık hücre potansiyeli
PMK	Polimer matrisli kompozit
PVA	Polivinil alkol çözeltisi
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SMK	Seramik matrisli kompozit
S. İ.	Sıkıştırmalı infiltrasyon
TM	Toz metalurjisi
TS	Türk Standardları
XRD	X-ışını difraktometresi
YMK	Yüzey merkezli kübik

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2. 1 SiC_w takviyeli Al matrisli kompozitten üretilmiş bir piston [16] 13
Şekil 2. 2 (a) SiC_p takviyeli Al matrisli kompozitten üretilmiş bir fren diski ve (b) üretilen kompozitin mikroyapısı [2] 14
Şekil 2. 3 Kompozitlerde takviye tipleri [7] 18
Şekil 2. 4 SiC tek filaman takviyeli Ti ve Ti6Al4V matrisli kompozitlerin arayüzey tabaka kalınlığına bağlı olarak değişen çekme dayanımı değerleri [30] 27
Şekil 2. 5 Temas açısına bağlı olarak değişen damlacık şekilleri [2] 32
Şekil 2. 6 (a) Kendiliğinden infiltrasyon ve (b) basınçlı infiltrasyon yöntemlerinin şematik görünümü [35] 35
Şekil 2. 7 Dağılım işleminin şematik görünümü [35] 38
Şekil 2. 8 Püskürtme işleminin şematik görünümü [35] 40
Şekil 2. 9 Yerinde imalat işleminin şematik görünümü: (a) sıvı/gaz reaksiyonu ve (b) yönlü katılaşma [35] 41
Şekil 2. 10 Toz metalurjisi yönteminin aşamaları [21] 43
Şekil 2. 11 Farklı matris/takviye çap oranlarına sahip SiC_p/Al kompozitlerinin mikroyapısı: (a) D_{Al}/D_{SiC}=6,6 ve (b) D_{Al}/D_{SiC}=1,4 [7] 43
Şekil 2. 12 Difüzyon bağı yönteminin aşamaları [35] 45
Şekil 2. 13 SiC_p/Al kompozit üretiminde ekstrüzyon işlemi [73] 46
Şekil 2. 14 Kontrollü dövme işlemi [75] 48
Şekil 2. 15 (a) SiC_p/Al kompozitinin ve (b) çeliğin aşınma yüzeyi görüntüleri [7] 50
Şekil 3. 1 Çelik yüzey kalınlığı (a) %0, (b) %35, (c) %45 ve (d) %55 azaltılmış çelik/Al bimetal kompozitlerinin arayüzey morfolojisi [99] 56
Şekil 3. 2 (a, b) Alaşımsız çelik/Al ve (c, d) paslanmaz çelik/Al kompozitlerinin; (a, c) numune merkezinden ve (b, d) kenar bölgelerden alınmış mikroyapı görüntüleri [100] 57
Şekil 3. 3 Ti/Al tabakalı kompozitinin kesit görüntüsü [110] 59
Şekil 3. 4 Al/Cu arayüzeyinde EDS ile belirlenen intermetalik fazlar ve katı çözelti [98] 60
Şekil 3. 5 316L/AA6082 kompozitinin takviye miktarına bağlı olarak değişen (a) çekme dayanımı ve (b) TiC/AA6082 kompoziti ile karşılaştırmalı yüzde uzama değerleri [121] 62
Şekil 3. 6 Takviyesiz AA1060 alaşımının ve W_p/AA1060 kompozitinin σ-ε diyagramı [126] 63
Şekil 3. 7 Uyumsuz ve uyumlu parçacıkların matris kafes yapısına etkileri [132] 66

Şekil 3. 8 Yüksek temas gerilmeleri nedeniyle oluşan adhezyon aşınması; (a) temas eden pürüzler ve (b) temas sonucunda oluşan aşınma enkazı [7] 67
Şekil 3. 9 (a) İki bileşenli ve (b) üç bileşenli abrazif aşınma [7] 68
Şekil 3. 10 SiC karşıt yüzeyi ile kompozitlerin aşınma sürecinde matrisin (a) gevrek ve (b) sünek olması durumları için aşınma enkazının rolü [7] 69
Şekil 3. 11 2024 Al alaşımının artan takviye boyutu ve hacimsel oranına bağlı olarak azalan kütle ve hacim kaybı değerleri [134] 70
Şekil 3. 12 Fe_p-Al kompozitinde kayma mesafesinin, uygulanan yükün ve dönme hızının, Fe parçacıkların hacimsel oranına bağlı olarak aşınma oranına etkisi [139] . 73
Şekil 3. 13 Ti_p-Al kompozitinde kayma hızının ve uygulanan yükün, Ti parçacıkların ağırlıkça oranına bağlı olarak aşınma oranına etkisi [143] 74
Şekil 3. 14 (a, b) Aktif, (c) aktif-pasif ve (d) pasif metallerin farklı ortamlardaki polarizasyon eğrileri (A: anodik, B: katodik bölgeler) [155] 78
Şekil 3. 15 Kaplamasız, Cu kaplamalı ve Ni kaplamalı çelik/Al kompozitlerin polarizasyon diyagramları [156] 79
Şekil 3. 16 Ti/AZ80 arayüzeyinde reaksiyon tabakası oluşumuna bağlı olarak gerçekleşen yüzey potansiyeli değişimi [157] 80
Şekil 4. 1 Farklı basınçlar altında üretilmiş (a) 304 ve (b) saf Ti preformlar 83
Şekil 4. 2 Karşılaştırma numunesi üretiminde kullanılan SiC preform 85
Şekil 4. 3 Kalıp pişirme rejimi 86
Şekil 4. 4 (a) 304 ve (b) saf Ti preform ön ısıtma sürelerini gösterir kalıp pişirme rejimi 87
Şekil 4. 5 Ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminin (a) genel ve (b) kesit görünümü 88
Şekil 4. 6 Sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminin (a) genel ve (b) kesit görünümü 89
Şekil 4. 7 Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemlerinde kullanılan saf Ti ve Ti/Al karışımı preformlar 90
Şekil 4. 8 Farklı sıcaklık ve bekleme süreleri için metal kalıp pişirme rejimi 91
Şekil 4. 9 T6 ısıl işlemi 91
Şekil 4. 10 (a) 304, (b) saf Ti ve (c) SiC takviyeli A356 matrisli kompozitlerin nihai görüntüleri 94
Şekil 4. 11 Nanoindentasyon tekniğinde uygulanan yükün zamana bağlı değişimi 96
Şekil 4. 12 Gerilmesiz ve gerilme içeren numuneler için indentasyon yük-penetrasyon derinliği eğrileri 97
Şekil 4. 13 Disk üzeri bilya aşındırma test cihazının tasviri 98
Şekil 5. 1 Üretilen bimetal kompozitlerin karakterizasyon şeması 103
Şekil 5. 2 304/A356 kompozitinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonucu 104
Şekil 5. 3 Farklı sıcaklıklarda üretilmiş 304/A356 kompozitlerinin XRD analiz sonuçları 104
Şekil 5. 4 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen 304/A356 kompozitinin XRD sonucu 105
Şekil 5. 5 T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrası 304/A356 kompozitlerinin XRD analiz sonuçları 106
Şekil 5. 6 Fe-Al faz diyagramı [175] 107
Şekil 5. 7 304/A356 kompozitinin (a) düşük ve (b) yüksek büyütme FEG-SEM ikincil elektron görüntüleri 108
Şekil 5. 8 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri 110

Şekil 5. 9 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin düşük büyütme SEM görüntüleri 111
Şekil 5. 10 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme SEM görüntüleri..... 112
Şekil 5. 11 Şekil 5.10b'de belirtilen EDS çizgi analizinin sonuçları 113
Şekil 5. 12 (a) 10 ve (b) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen numunelerin EDS analiz bölgelerini içerir SEM görüntüleri ve (c-d) ilgili EDS çizgi analizi sonuçları .. 114
Şekil 5. 13 (a) 30 ve (b) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen numunelerin FEG-SEM görüntüleri ve EDS haritalama analizi sonuçları..... 116
Şekil 5. 14 (a) 600, (b) 650, (c) 700 ve (d) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin düşük büyütme SEM görüntüleri (arayüzeyde faz oluşumu gerçekleşmeyen bölgeler, oklar vasıtasıyla gösterilmiştir) 117
Şekil 5. 15 (a) 600, (b) 650, (c) 700 ve (d) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme SEM görüntüleri 117
Şekil 5. 16 (a) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitinin mikroyapısı, (b) EDS haritalama ve (c) çizgi analizi sonuçları. 118
Şekil 5. 17 (a-b) %35, (c-d) %50, (e-f) %60 ve (g-h) %65 oranında 304 paslanmaz çelik içeren 304/A356 kompozitlerinin düşük ve yüksek büyütme SEM görüntüleri (oklar, (b)'de arayüzey süreksizliklerini, (f) ve (h)'de çekinti boşluklarını belirtmektedir) 120
Şekil 5. 18 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin düşük büyütme SEM görüntüleri (oklar, arayüzeydeki süreksizlikleri belirtmektedir) 122
Şekil 5. 19 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme SEM görüntüleri 123
Şekil 5. 20 T6 işlemi sonrası 304/A356 kompozitinin (a) genel (b) arayüzey ve (c-d) EDS analiz nokta ve bölgelerini içerir matris mikroyapısı (oklar, arayüzey ayrılması hasarına uğrayan bölgeleri göstermektedir)..... 124
Şekil 5. 21 Bimetal kompozit bileşenlerinden A356 matrisinin (a-b) T6 işlemi öncesi ve (c-d) T6 işlemi sonrası optik mikroskop görüntüleri 126
Şekil 5. 22 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen θ ve η faz kalınlıkları 127
Şekil 5. 23 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 730 °C'de (a) 30, (b) 60, (c) 120 ve (d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri 129
Şekil 5. 24 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 780 °C'de (a-b) 30 ve (c-d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri..... 130
Şekil 5. 25 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak θ ve η kalınlıkları 131
Şekil 5. 26 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak θ ve η sertlikleri 133
Şekil 5. 27 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak kalınlık-sertlik ilişkisi 135

Şekil 5. 28 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a, b) 730 ve (c, d) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin (a, c) bekleme süresine bağlı olarak tabaka sertlikleri ve (b, d) kalınlık-sertlik ilişkisi 136
Şekil 5. 29 Nanoindentasyon cihazı tarafından kaydedilen θ ve η fazlarına ait yük-penetrasyon derinliği eğrileri 139
Şekil 5. 30 Kompozit bileşenlerinin ön ısıtma süresine bağlı olarak değişen kalıntı gerilme değerleri 140
Şekil 5. 31 Takviye içermeyen A356 alaşımının (a) düşük ve (b) yüksek büyütmede aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 141
Şekil 5. 32 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 142
Şekil 5. 33 (a-b) Takviyesiz A356 alaşımının ve (c-d) ön ısıtılmamış preform ile üretilen 304/A356 kompozitinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri ve % ağırlıkça EDS sonuçları 145
Şekil 5. 34 (a) 600, (b) 650, (c) 700 ve (d) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 146
Şekil 5. 35 (a-b) 600, (c-d) 650, (e-f) 700 ve (g-h) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin 5 ve 15 N yükler altında aşındırılmış yüzeylerinin SEM görüntüleri 150
Şekil 5. 36 (a) 5, (b) 10 ve (c) 15 N yükler altında gerçekleştirilen testler sonrası Al_2O_3 bilyaların aşınma yüzeyi mikroskop görüntüleri 151
Şekil 5. 37 (a) %35, (b) %50, (c) %60 ve (d) %65 oranında 304 paslanmaz çelik içeren 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 151
Şekil 5. 38 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 153
Şekil 5. 39 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinde oluşan aşınma enkazı SEM görüntüleri 154
Şekil 5. 40 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 730 °C'de (a) 30, (b) 60, (c) 120 ve (d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 156
Şekil 5. 41 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 780 °C'de (a) 30, (b) 60, (c) 120 ve (d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 157
Şekil 5. 42 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen aşınma oranları 158
Şekil 5. 43 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak değişen aşınma oranları 160
Şekil 5. 44 Kalıp pişirme üst sıcaklığı 600 °C olan 304/A356 kompozitinin uygulanan yüke bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları 161
Şekil 5. 45 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları 162

Şekil 5. 46 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları 163
Şekil 5. 47 Takviyesiz A356 alaşımının ve farklı yöntemlerle üretilen 304/A356 kompozitlerinin (a) aşınma oranı ve (b) sürtünme katsayısı değerleri (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon) 164
Şekil 5. 48 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen aşınma oranı-sertlik ilişkisi 165
Şekil 5. 49 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak değişen aşınma oranı-sertlik ilişkisi 166
Şekil 5. 50 304/A356 kompozitlerinin takviye hacimsel oranına bağlı olarak değişen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri 167
Şekil 5. 51 304/A356 kompozitinin 7 gün süren daldırma testi sonrası oluşan mikroyapısı 168
Şekil 5. 52 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin 21 gün süren daldırma testi sonrası oluşan mikroyapıları 169
Şekil 5. 53 880 °C'de üretilen 304/A356 kompozitinin 21 gün süren daldırma testi sonrası gerçekleştirilen XRD analiz sonucu 171
Şekil 5. 54 Farklı döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin daldırma süresine bağlı olarak değişen korozyon oranları 171
Şekil 5. 55 304/AA7075 kompozitinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonucu 173
Şekil 5. 56 304/AA7075 kompozitinin (a) düşük ve (b) yüksek büyütme SEM görüntüleri 174
Şekil 5. 57 (a) 680, (b) 730, (c) 780, (d) 830 ve (e) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/AA7075 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri (oklar, sıcak çatlak oluşan bölgeleri belirtmektedir) 175
Şekil 5. 58 880 °C'de üretilen 304/AA7075 kompozitlerinin (a-b) su verme ve (c-d) fırında soğutma sonrası oluşan mikroyapılarını içerir SEM görüntüleri 176
Şekil 5. 59 (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilmiş 304/AA7075 kompozitlerinin SEM görüntüleri 177
Şekil 5. 60 304/AA7075 kompozitlerinin döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen faz kalınlıkları 177
Şekil 5. 61 830°C'de üretilen 304/AA7075 kompozitine ait Kirkendall boşluklarını içerir SEM görüntüsü (oklar, Kirkendall boşluklarını göstermektedir) 178
Şekil 5. 62 304/AA7075 kompozitinin mikro-ark oksidasyonu sonrası (a) XRD analizi sonucu, (b) yüzey SEM görüntüsü, (c) çerçeveli alanın (AA7075) mikroyapısı ve (d) kesikli çizgili alanın (304) mikroyapısı 179
Şekil 5. 63 304/AA7075 kompozitinin mikro-ark oksidasyonu sonrası kesit görüntüleri; (a) genel mikroyapısı, (b) a'daki ve (c) b'deki alanların büyütülmüş mikroyapıları 180
Şekil 5. 64 304/AA7075 kompozitlerinin döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen (a) tabaka sertlikleri ve (b) kalınlık-sertlik ilişkisi 182
Şekil 5. 65 304/AA7075 kompozitinin karakteristik aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 183

Şekil 5. 66 830 °C'de üretilen 304/AA7075 kompozitinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 184
Şekil 5. 67 Mikro-ark oksidasyonu sonrası (a) 1 N, (b) 5 N, (c) 10 N ve (d) 15 N yükler altında aşındırılan 304/AA7075 kompozitlerinin düşük büyütme aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 185
Şekil 5. 68 Mikro-ark oksidasyonu sonrası (a) 1 N, (b) 5 N, (c) 10 N ve (d) 15 N yükler altında aşındırılan 304/AA7075 kompozitlerinin EDS analiz noktalarını içerir yüksek büyütme aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 186
Şekil 5. 69 Takviyesiz AA7075 alaşımının ve 304/AA7075 kompozitlerinin mikro-ark oksidasyonu öncesi ve sonrası uygulanan yüke bağlı olarak değişen aşınma oranları 189
Şekil 5. 70 730 °C'de üretilen A356 ve AA7075 alaşımlarının ve 304 takviyeli kompozitlerinin 10 N yük altındaki aşınma oranları 190
Şekil 5. 71 Farklı yöntemlerle üretilmiş Ti/A356 kompozitlerinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonuçları (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon) 191
Şekil 5. 72 Farklı Ti oranlarına sahip Ti/A356 kompozitlerinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonuçları 192
Şekil 5. 73 T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrası Ti/A356 kompozitlerinin XRD analiz sonuçları 192
Şekil 5. 74 Ti-Al faz diyagramı [228] 193
Şekil 5. 75 (a) Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve (b) sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri 194
Şekil 5. 76 (a) Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve (b) sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin EDS noktalarını içerir SEM görüntüleri 195
Şekil 5. 77 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin düşük büyütme optik mikroskop görüntüleri (oklar, arayüzeyde oluşan $TiAl_3$ tabakalarını göstermektedir) 197
Şekil 5. 78 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme optik mikroskop görüntüleri 198
Şekil 5. 79 (a-b) %50, (c-d) %65, (e-f) %75 ve (g-h) %80 oranında saf Ti içeren Ti/A356 kompozitlerinin düşük ve yüksek büyütme optik mikroskop görüntüleri 199
Şekil 5. 80 (a-b) %50, (c-d) %65, (e-f) %75 ve (g-h) %80 oranında saf Ti içeren Ti/A356 kompozitlerinin EDS bölgelerini içerir düşük ve yüksek büyütme SEM görüntüleri 200
Şekil 5. 81 Takviye hacimsel oranına ve üretim yöntemine bağlı olarak değişen $TiAl_3$ kalınlıkları (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon) 202
Şekil 5. 82 T6 işlemi sonrası Ti/A356 kompozitinin (a-b) SEM ve (c-d) optik mikroskop görüntüleri (oklar, arayüzey ayrılması hasarına uğrayan bölgeleri göstermektedir) 203
Şekil 5. 83 Ti/A356 kompozit bileşenlerinin preform ön ısıtma süresine bağlı olarak değişen sertlikleri 204
Şekil 5. 84 Takviye hacimsel oranına ve üretim yöntemine bağlı olarak değişen (a) $TiAl_3$ sertlikleri ve (b) kalınlık-sertlik ilişkisi (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon) 204

Şekil 5. 85 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi optik mikroskop görüntüleri 206
Şekil 5. 86 (a) Takviye içermeyen A356 alaşımının ve (b) Ti/A356 kompozitinin EDS analiz bölgelerini içerir aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 207
Şekil 5. 87 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 208
Şekil 5. 88 (a-b) %50, (c-d) %65, (e-f) %75 ve (g-h) %80 oranında saf Ti içeren Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 209
Şekil 5. 89 (a) Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve (b) sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 211
Şekil 5. 90 Ti/A356 kompozitlerinin (a) preform ön ısıtma süresine ve (b) takviye hacimsel oranına bağlı olarak değişen aşınma oranları 212
Şekil 5. 91 Ti/A356 kompozitlerinin (a) preform ön ısıtma süresine ve (b) takviye hacimsel oranına bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları 213
Şekil 5. 92 Farklı yöntemlerle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin (a) aşınma oranı ve (b) sürtünme katsayısı değerlerinin karşılaştırılması 214
Şekil 5. 93 Ti/A356 ve 304/A356 kompozitlerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinin karşılaştırılması 216
Şekil 5. 94 SiC/A356 kompozitinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonucu 217
Şekil 5. 95 SiC/A356 kompozitine ait (a, c) düşük ve (b, d) yüksek büyütme (a-b) optik mikroskop ve (c-d) EDS noktalarını içerir SEM görüntüleri 218
Şekil 5. 96 Takviyesiz A356 alaşımının ve SiC, 304 ve Ti takviyeli A356 matrisli kompozitlerin Brinell sertlikleri 219
Şekil 5. 97 SiC/A356 kompozitinin EDS bölgelerini içerir aşınma yüzeyi SEM görüntüleri 220
Şekil 5. 98 A356 matrisli kompozitlerin takviye cinsine bağlı olarak değişen (a) aşınma oranı ve (b) sürtünme katsayısı değerleri 221
Şekil 5. 99 Takviyesiz A356 alaşımı ile Ti/A356, 304/A356 ve SiC/A356 kompozitlerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinin karşılaştırılması 222

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2. 1 Matris malzemesine, takviye malzemesine ve parçacık boyutuna göre kompozit türleri 8
Çizelge 2. 2 Otomotiv endüstrisinde kullanılan Al matrisli kompozitler ve uygulama alanları [13] 12
Çizelge 2. 3 Bazı Al matrisli kompozitlerin fiziksel ve mekanik özellikleri [13] 15
Çizelge 2. 4 Al matris ve çeşitli takviye fazları arasındaki temas açıları 32
Çizelge 3. 1 Saf Al, Ti_p/Al ve SiC_p/Al kompozitlerinin mekanik özellikleri [104] 65
Çizelge 4. 1 A356, AA7075, 304 alaşımlarının ve saf Ti'nin kimyasal bileşimleri (% ağırlıkça) 82
Çizelge 4. 2 SiC tozlarının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça) 82
Çizelge 4. 3 304 ve saf Ti preformların uygulanan basınca bağlı olarak değişen yoğunlukları ve porozite oranları 84
Çizelge 4. 4 A356 ve AA7075 alaşımlarının döküm sıcaklıkları 88
Çizelge 4. 5 Bimetal kompozit üretiminde işlem parametreleri 93
Çizelge 4. 6 Disk üzeri bilya aşındırma testinde kullanılan Al_2O_3 bilyaların özellikleri 98
Çizelge 4. 7 Korozyon oranı birimlerinin dönüşümü 101
Çizelge 5. 1 XRD analizinde belirlenen fazların JCPDS numaraları 106
Çizelge 5. 2 Şekil 5.7b'de verilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) 109
Çizelge 5. 3 Şekil 5.12a'da verilen EDS noktalarının element içeriği (% ağırlıkça) 115
Çizelge 5. 4 Şekil 5.16a'da verilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) 119
Çizelge 5. 5 Şekil 5.20'de verilen EDS nokta ve bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) 125
Çizelge 5. 6 Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerde üretim parametrelerine bağlı olarak matris (A356) ve takviye (304) alaşımı sertlikleri 137
Çizelge 5. 7 Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozitlerde üretim parametrelerine bağlı olarak matris (A356) ve takviye (304) alaşımı sertlikleri 138
Çizelge 5. 8 Şekil 5.34d'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) 148
Çizelge 5. 9 Şekil 5.40c'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) 157
Çizelge 5. 10 Tafel eğrilerinden elde edilen korozyon özellikleri 168
Çizelge 5. 11 θ, η ve γ fazlarının EDS analizi ile ölçülmüş element içeriği (% ağırlıkça) 174
Çizelge 5. 12 Şekil 5.63'te belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% atomca) 181

Çizelge 5. 13 Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerde döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen matris (AA7075) ve takviye (304) alaşımı sertlikleri 182
Çizelge 5. 14 Şekil 5.68'de belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% atomca) 188
Çizelge 5. 15 Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon teknikleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinde oluşan fazların hacimsel oranları 195
Çizelge 5. 16 Şekil 5.76'da belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% ağırlıkça) 196
Çizelge 5. 17 Şekil 5.80'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) 201
Çizelge 5. 18 Şekil 5.86'da belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) 208
Çizelge 5. 19 Ti/A356 ve 304/A356 kompozitlerinin Tafel eğrilerinden elde edilen korozyon özelliklerinin karşılaştırılması 216
Çizelge 5. 20 Şekil 5.95'te belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% ağırlıkça)..... 219
Çizelge 5. 21 Şekil 5.97b'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça) .. 221
Çizelge 5. 22 Ti/A356, 304/A356 ve SiC/A356 kompozitlerinin Tafel eğrilerinden elde edilen korozyon özelliklerinin karşılaştırılması 223

ÖZET

BİMETAL KOMPOZİTLERİN METAL TALAŞLARIYLA ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Rıdvan GECÜ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Endüstride yüksek özgül dayanımlı malzemelere karşı giderek artan ihtiyacı karşılamaya yönelik, alaşımların mekanik özellikleri, silisyum karbür, alümina, grafit gibi seramik takviyelerle iyileştirilmektedir. Metal matrisli kompozit olarak adlandırılan bu malzemeler, otomotiv, havacılık, savunma sanayii, uzay ve enerji sektörleri, altyapı ürünleri, inşaat gibi birçok alanda kullanılmaktadır. Hafifliğin önemli faktörlerden biri olduğu bu alanlarda alüminyum, düşük yoğunluğu sayesinde en çok tercih edilen matris malzemesi olmuştur. Ancak bu tür malzemelerin eldesinde, üretim zorluğu ve yüksek maliyetlerle karşılaşılmaktadır. Ayrıca, sıvı metalin seramik takviyeyi ıslatma sorunu, matris-takviye arayüzeyinde oluşan intermetalik faz ve takviye malzemesinin kompozitin süneklik ve tokluğunu düşürmesi, kompozitin takviye oranını kısıtlamaktadır. Bu nedenle daha fazla takviye miktarı ile elde edilebilecek daha iyi özellikler sağlanamamaktadır.

Bu çalışmada, geleneksel seramik takviyeler yerine metal takviyeler kullanılarak, matrisin süneklik ve tokluk değerlerinde kayba neden olmaksızın, mekanik özellik, aşınma dayanımı ve korozyon davranışı yönünden geleneksel kompozitlerle rekabetçi olabilecek, yüksek oranda takviye fazı içeren yeni nesil bimetal kompozit üretiminin hem ekonomik hem de çevreye duyarlı şekilde gerçekleştirilmesi amaçlanmıştır. Bu amaç doğrultusunda, metal takviyeler, hurda talaşlara basınç altında şekil verilerek oluşturulan gözenekli yapıdaki preformlar vasıtasıyla kompozite ilave edilmiştir. Ergiyik haldeki matris malzemesi, preform boşluklarına infiltre edilerek kompozitin üretim

süreci tamamlanmaktadır. Hurda talaşların ham madde olarak yeniden üretim döngüsüne katılması, büyük miktarda enerji tasarrufunu mümkün kılmakta ve çevre kirliliğini azaltmaktadır. Ayrıca, talaş kullanımıyla birlikte, geleneksel kompozit üretiminde dezavantaj olarak sayılan yüksek maliyetlerin de önüne geçilmektedir.

Yapılan çalışmada, A356 döküm alaşımı ve AA7075 işlem alaşımı matris malzemesi olarak, AISI 304 paslanmaz çelik ve ticari saflıkta titanyum takviye elemanı olarak, ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon ise üretim yöntemi olarak seçilmiştir. Üretilen kompozitlerin, faz, mikroyapı, arayüzey, sertlik, aşınma, korozyon ve kalıntı gerilme incelemeleri aracılığıyla, preform ön ısıtma süresi, kalıp pişirme sıcaklığı, döküm sıcaklığı, takviye oranı gibi üretimi etkileyen faktörlerin en uygun değerleri belirlenmiştir. Ayrıca, üretim sonrası, mikro-ark oksidasyonu gibi ek işlemlerle, kompozitin mikroyapı, mekanik ve tribolojik özelliklerinin iyileştirilmesi sağlanmıştır.

Elde edilen sonuçların karşılaştırılması amacıyla, çalışma kapsamında, takviyesiz Al alaşımları ve geleneksel SiC takviyeli Al matrisli kompozitler de üretilmiştir. Hem paslanmaz çelik hem de Ti takviyeli kompozitlerde, SiC takviyeli kompozitlere kıyasla, daha iyi infiltrasyon, arayüzeyde daha iyi bir birleşme, nihai yapıda daha düşük porozite, daha iyi aşınma direnci ve daha iyi korozyon dayanımı elde edilmiştir. Buna karşın, SiC takviyeli kompozitlerin sertliği, bimetal kompozitlerden üstün çıkmıştır. Bu kompozitlerin, mekanik özelliklerdeki üstünlüğüne rağmen aşınma ve korozyon dayanımı değerlerinde zayıf kalması, sırasıyla, SiC parçacıkların yüksek kırılganlığı nedeniyle aşınma sırasında hızla parçalanmasından ve metal takviyelere kıyasla daha ince parçacık boyutu nedeniyle birim alanda korozyona duyarlı bölge miktarının artmasından kaynaklanmaktadır.

Çalışmada, ayrıca, bimetal kompozitlerde üretim sırasında oluşan intermetalik fazların (paslanmaz çelik için θ-Fe_4Al_{13}, η-Fe_2Al_5 ve γ-Cr_2Al_{13}; Ti için $TiAl_3$); geleneksel kompozitlerdeki arayüzey fazlarının aksine, aşınma dayanımına olumlu etkisi olduğu görülmüştür.

Bimetal kompozitlerin baskın aşınma mekanizmaları adhezyon ve abrazyon olarak belirlenmiş olup, aşınma yüzeylerinde ayrıca, plastik deformasyon, oksidasyon ve delaminasyona rastlanmıştır.

Baskın korozyon mekanizmasının ise galvanik korozyon olduğu ve metal çiftleri arasında kurulan galvanik hücreler nedeniyle Al matriste oyuklanma korozyonunun gerçekleştiği tespit edilmiştir. Bimetal kompozitlerin, benzer korozyon davranışı göstermelerine karşın, şiddetli aşınma koşullarında takviyesiz Al alaşımlarından 10 kat daha dayanımlı olduğu hesaplanmıştır.

Çalışma sonuçları değerlendirildiğinde, üretilen bimetal kompozitlerin, başta otomotiv sektörü olmak üzere, geleneksel SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerin aşınma dayanımı gerektiren uygulama alanlarında kullanılabilirliği uygun bulunmuştur.

Anahtar Kelimeler: Bimetal kompozit, ergiyik infiltrasyonlu döküm, sıkıştırmalı infiltrasyon, aşınma, korozyon

ABSTRACT

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF BIMETAL COMPOSITES BY METAL SHAVINGS

Rıdvan GECÜ

Department of Metallurgical and Materials Engineering

PhD. Thesis

Adviser: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

The mechanical properties of many alloys have been improved by ceramic reinforcements such as silicon carbide, alumina and graphite, in order to meet the increasing need for high specific strength materials in the industry. These materials, called as metal matrix composites, have been used in many fields such as automotive, aerospace, defense industry, space and energy sectors, infrastructure products and construction. In these areas where lightness is one of the most important factors, aluminium is the most preferred matrix material due to its low density. However, in the fabrication of such materials, production difficulties and high costs are encountered. In addition, wetting problems between the liquid metal and ceramic reinforcement, intermetallic phases formed at the interface and the reduction of the ductility and toughness of the composite restrict the reinforcement ratio. Therefore, the better properties which can be achieved with higher amount of reinforcement phase cannot be provided.

In this study, both the economic and the environmentally friendly new generation bimetal composite production with high reinforcement phase, which can be competitive with conventional composites in terms of mechanical property, wear resistance and corrosion behavior without losing ductility and toughness of the matrix was aimed. For this purpose, metal reinforcements were added to the composite by means of porous preforms formed by shaping shavings under pressure. The molten

matrix infiltrated into the preform cavities, and the production process of the composite was completed. The fact that participation of the shavings to the remanufacturing cycle as raw material enables a large amount of energy savings and reduces environmental pollution. Moreover, with the use of the shavings, the high costs, which are considered to be a disadvantage in traditional composite production, are prevented.

In this study, A356 casting alloy and AA7075 wrought alloy matrix material as matrix, AISI 304 stainless steel and commercially pure titanium as reinforcing element, melt infiltration casting and squeeze infiltration as the production method were chosen. The most suitable values of the factors affecting the production, such as preform preheating time, mold burnout temperature, casting temperature and reinforcement rate were determined by means of phase, microstructure, interface, hardness, wear, corrosion and residual stress investigations. In addition, after the production, the microstructure, mechanical and tribological properties of the composites have been improved by additional processes such as micro-arc oxidation.

In order to compare the obtained results, Al alloys without reinforcement and Al matrix composites with traditional SiC reinforcement were also manufactured. In both stainless steel and Ti reinforced composites, better infiltration compared to SiC reinforced composites, better bonding at the interface, lower porosity, better wear resistance and better corrosion resistance were obtained. However, the hardness of SiC reinforced composites was superior to bimetal composites. Rapid breakdown of SiC particles due to their high brittleness, and the increase in the amount of corrosion-sensitive zones in the unit area owing to finer particle size compared to the metal reinforcements caused decrease in wear and corrosion resistance, despite the superiority in mechanical features.

Moreover, in this study, intermetallic phase formation (θ-Fe_4Al_{13}, η-Fe_2Al_5 and γ-Cr_2Al_{13} for stainless steel; $TiAl_3$ for Ti) during production had a positive effect on wear resistance, in contrast to interfacial phase formation in conventional composites.

The dominant wear mechanism of bimetal composites have been determined as adhesion and abrasion. Plastic deformation, oxidation and delamination wear mechanisms were also occurred. The dominant corrosion mechanism is galvanic corrosion, and it was determined that Al matrix was exposed to pitting corrosion due to galvanic cells between metal pairs. Although bimetal composites exhibit similar corrosion behavior, they are ten times more resistant than unreinforced Al alloys under severe wear conditions.

When the results of the study were evaluated, it was found that the produced bimetal composites are suitable for use in the application areas that require wear-resistant traditional SiC reinforced Al matrix composites, especially in the automotive sector.

Keywords: Bimetal composite, melt infiltration casting, squeeze infiltration, wear, corrosion

BÖLÜM 1

GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Metal matrisli kompozitler (MMK); malzemeden yüksek mekanik dayanım, düşük yoğunluk, yüksek aşınma dayanımı, iyi ısıl kararlılık ve iyi korozyon dayanımı gibi özelliklerin beklendiği yapısal uygulamalarda kullanılmaktadır. Hafif yapılara artan ilgiyle birlikte, düşük ağırlık ve yüksek dayanım özelliklerini bir arada gösterdiklerinden, seramik takviyeli MMK üretimi ön plana çıkmıştır. Seramik takviyeli MMK'ler yüksek özgül dayanım ve sertlik göstermesine rağmen, takviyesiz matrisin sahip olduğu süneklik ve tokluk değerlerinden ödün vermektedir. Ayrıca, üretim aşamasında, ergiyik haldeki matrisin seramik takviyeyi ıslatamaması ve arayüzeyde istenmeyen faz oluşumlarının meydana gelmesi gibi sorunlar da ortaya çıkmaktadır. Üzerinde yeterince çalışma yapılmayan bimetal kompozitler; seramik takviyeli MMK'lerin aksine, süneklik ve toklukta kayba neden olmaksızın, daha ekonomik ve çevreye duyarlı şekilde üretilme ve geleneksel seramik takviyeli kompozitlerin uygulama alanlarında kullanılma potansiyeline sahiptir.

MMK'lerde matris malzemesi olarak, düşük yoğunluk, yüksek özgül dayanım, iyi korozyon dayanımı ve üretim kolaylığı gibi avantajlı özelliklerinden ötürü, alüminyum ve alaşımları öne çıkmaktadır. Bu özellikler, Al matrisli MMK'lerin, otomotiv, havacılık, uzay, elektronik ve savunma sanayi gibi çeşitli alanlarda kullanılmasını sağlamıştır. Al'nin diğer metallere göre ergime sıcaklığının düşük olması, Al matrisli MMK'lerin üretim yöntemi çeşitliliğini artırmıştır. Daha önce, Al alaşımlarına, Cu; soğuk hadde kaynağı, patlamalı kaynak, sürtünme karıştırma kaynağı ve ekstrüzyon yöntemleriyle,

Mg; döküm, haddeleme ve ekstrüzyon yöntemleriyle, Ti; sıkıştırmalı döküm ve soğuk hadde yöntemleriyle, çelik; toz metalurjisi (TM) ve sıkıştırmalı döküm yöntemleriyle takviye edilmiştir.

Bu çalışmada, ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleri kullanılarak, A356 ve AA7075 alaşımlarına, AISI 304 paslanmaz çelik ve ticari saflıkta Ti takviyesi yapılarak, bimetal kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir. A356 alaşımı, dökülebilirlik ve akışkanlık özellikleri ile birlikte, otomotiv endüstrisindeki yoğun kullanımı dikkate alınarak seçilirken, AA7075 alaşımı, yüksek dayanımı, düşük yoğunluğu ve yapısal uygulamalardaki yoğun kullanımı nedeniyle tercih edilmiştir. Paslanmaz çelik ve Ti; Al alaşımlarının aşınma içeren uygulamalardaki genel zayıflığını ortadan kaldırmak amacıyla, bimetal kompozit içerisinde takviye bileşeni olarak yer almıştır.

Kompozitlerin aşınma dayanımı, takviyenin cinsine, boyutuna, dağılımına ve hacmine göre değişiklik göstermektedir. Bu nedenle, aşınmaya dayanıklı malzeme tasarımında, matris ve takviye için en uygun kombinasyonların oluşturulması gerekir. Al matrisli bimetal kompozitler, sertlik, rijitlik ve tokluk gibi özellikleri bir arada sağlayabilme potansiyelleri sayesinde, sürtünme ve aşınma içeren uygulamalarda önemli gelişmeler sağlayabilmektedir. Ayrıca, kompozit üretimi gerçekleştikten sonra, sert anotlama veya mikro-ark oksidasyonu gibi işlemler uygulanarak aşınma özellikleri geliştirilebilir.

Sertliği matris fazından daha yüksek bir takviye elemanı, uygun koşullarda aşınma dayanımını iyileştirmekle birlikte, bazı durumlarda, örneğin; parçacık ile matrisin mekanik zorlamayla birbirinden ayrıldığı bir durumda, aşınma dayanımının dramatik şekilde azalmasına da neden olabilmektedir. İlave olarak, parçacık hacminin veya boyutunun artması, kompozitin kırılma tokluğunu düşürerek, hasarın artmasına yol açabilmektedir. Bu nedenle, aşınma dayanımı artırılırken, kompozitin tokluğunu da mümkün olduğunca korumak gerekmektedir.

Genel olarak, kompozitlerde ortaya çıkan aşınma mekanizmaları; adhezyon, abrazyon, delaminasyon, plastik deformasyon ve oksidasyondur. Adhezif aşınmada, iki yüzey temas ettiğinde oluşan yüksek gerilmeler, deformasyona neden olarak, bölgesel bir bağlanmaya yol açmakta ve daha düşük dayanıma sahip olan malzemenin akma

dayanımı değeri aşılana kadar, bağlanmış bölgedeki kayma gerilmesini artırmaktadır. Abrazif aşınma ise, kayan yüzeyler arasında sert parçacıkların sıkışmasıyla meydana gelmektedir. Kayan yüzeyler arasındaki temas basıncı, parçacıkların kayma sınırına ulaştığı takdirde, abrazif aşınma, adhezif aşınmaya dönüşür. Bu durumda, çok ince tabakalar şeklinde aşınma enkazı oluşumu gerçekleşir ve uygulanan yüke bağlı olarak, bu tabakalar, ciddi bir malzeme kaybına neden olabilir. Delaminasyon ise, yüzeyaltı bölgelerde, boşluk ve çatlak çekirdeklenmelerinin meydana geldiği yerlerde ortaya çıkmaktadır. Aşınma sırasında gerçekleşen plastik deformasyon, yüzeyaltı bölgelerde çatlak ve boşlukların oluşmasına yol açmaktadır. Kayma devam ettiğinde, oluşan boşluk ve çatlaklar bir araya gelerek büyür ve kritik çatlak uzunluğu aşıldığında, delaminasyon aşınması meydana gelir. Delaminasyon aşınması, temas yüzeyleri arasında mekanik olarak karışmış tabaka olarak adlandırılan bir tabaka oluşturarak, aşınma oranını azaltabilmektedir.

Al matrisli kompozitler, yüzeylerinde oluşan pasif film nedeniyle; oyuklanma ve aralık korozyonu gibi tehlikelere karşı açık hedeftir. Seramik veya metal fark etmeksizin, takviye malzemesi, oluşan pasif filmdeki süreksizlikleri daha da artırarak, matris alaşımının korozyon dayanımını düşürmektedir. Takviye ile matris arasında oluşan galvanik hücre, arayüzeyde oluşan intermetalik fazlar ve üretim yöntemi kaynaklı mikroyapı değişimleri, kompozitin korozyona duyarlılığını artıran etkenlerdir.

Geleneksel Al matrisli kompozitlerde genel olarak, oyuklanma, galvanik korozyon, gerilmeli korozyon çatlağı ve yorulmalı korozyon türleri oluşmaktadır. Takviyeli ve takviyesiz Al alaşımı, benzer oyuklanma davranışı göstermesine rağmen, kompozitteki oyuklanma, takviyesiz alaşıma göre daha hızlı gerçekleşmektedir. Matristeki boşluk hacmi, dislokasyon yoğunluğu ve fazların çökelme davranışı da, korozyon davranışını etkileyen faktörlerdendir.

Bimetal kompozitlerde baskın korozyon mekanizması, galvanik korozyondur. Metal çiftinin standart elektrot potansiyelleri arasındaki fark nedeniyle meydana gelen galvanik korozyon sonucu, daha negatif potansiyele sahip metal, tercihli olarak korozyona uğrarken, daha pozitif metal katot gibi davranarak korozyondan korunmaktadır. Oluşan galvanik hücreye bağlı olarak, bimetal kompozitlerin

arayüzeylerinde görülen intermetalik bileşikler, korozyon dayanımını olumlu veya olumsuz yönde etkileyebilmektedir.

1.2 Tezin Amacı

Endüstride mevcut kullanımı bulunan geleneksel seramik takviyeli MMK'lerin uygulama alanlarına yönelik, alternatif metal takviyeli MMK'ler (bimetal kompozit) üretmek amacıyla, 304 ve ticari saflıkta Ti alaşımları takviye malzemesi olarak kullanılarak, yüksek takviye/matris hacim oranına sahip A356 ve AA7075 matrisli kompozitlerin, ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretimi hedeflenmiştir. Kompozit üretiminin mevcut ürünlerden daha ekonomik ve çevreye duyarlı şekilde gerçekleştirilmesi amaçlandığından, ergiyik infiltrasyonlu döküm tekniğinde takviye bileşenlerinin, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde ise hem takviye hem de matris malzemesinin hurda talaşları kullanılmıştır.

Geleneksel seramik takviyeli MMK'ler üzerine yapılan çalışmalarda, arayüzeyde matris-takviye arasında kuvvetli bir bağ oluşturulamaması nedeniyle, seramik takviyenin tüm kompozit hacmine oranı, birkaç istisna çalışma dışında, %15-20 ile sınırlı kalmıştır. Bu kısıtlama, malzemenin daha iyi tribomekanik özellikler göstermesinin önüne geçen önemli bir engeldir. Tez kapsamında, geleneksel MMK'lere alternatif olarak üretilen bimetal kompozitlerde, matrisin dayanımını ve rijitliğini artıran ve matris içerisinde çözünmeyen takviye fazının hacimsel oranının en az %50 olması ve bu sayede kompozit özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir.

Tezin bir diğer amacı da, üretilen kompozitlerin aşınma ve korozyon özelliklerinin belirlenmesidir. Geçmiş çalışmalarda, seramik takviyeli Al matrisli kompozitlerin aşınma ve korozyon özellikleri üzerinde sıklıkla durulmasına karşın, bimetal kompozitlerin karakterizasyonu, mikroyapı ile mekanik özellik arasındaki ilişkinin belirlenmesi ile sınırlı kaldığından, bu tür kompozitlerin aşınma ve korozyon özellikleri izaha muhtaçtır. Özellikle, detaylı arayüzey incelemeleri yapılarak, metal-metal etkileşimi sonucu oluşan intermetalik bileşiklerin, son ürünün mekanik, aşınma ve korozyon dayanımına etkilerinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

1.3 Hipotez

Yüksek aşınma dayanımı, düşük yoğunluk, iyi ısıl kararlılık ve yüksek dayanım gibi özellikleri sayesinde, otomotiv, uzay, havacılık ve savunma sanayi alanlarında yaygın olarak kullanılan, bununla birlikte, üretim aşamasında, matrisin takviyeyi ıslatamaması, arayüzeyde istenmeyen fazların oluşması, matrisin sahip olduğu süneklik ve tokluk değerlerinin dramatik olarak azalması sorunları nedeniyle yüksek takviye oranlarıyla üretilmesi mümkün olmayan, SiC, Al_2O_3, B_4C gibi geleneksel seramik takviyeli MMK'lere alternatif olarak; süneklik ve toklukta kayba neden olmaksızın, daha ekonomik ve çevreye duyarlı şekilde üretilme ve geleneksel seramik takviyeli kompozitlerin uygulama alanlarında kullanılma potansiyeline sahip, 304 ve Ti takviyeli, A356 ve AA7075 matrisli yeni nesil bimetal kompozitlerin, ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilebilirliğinin incelenmesi ve elde edilen bimetal kompozitlerin, aşınma ve korozyon dayanımı açısından geleneksel SiC takviyeli kompozitlerin kullanıldığı alanlarda alternatif olarak kullanılabileceği uygun üretim şartlarının ve malzeme özelliklerinin belirlenmesidir.

BÖLÜM 2

KOMPOZİT MALZEMELER

2.1 Tanımı ve Sınıflandırılması

Kompozitler, genel anlamda, birbirinden farklı şekil ve özellikteki iki veya daha fazla malzemenin bir araya getirilerek, bileşenlerin tek başına karşılayamadığı özelliklerin sağlanması amacıyla üretilmiş malzemeler olarak tanımlanmaktadır [1]. Bu tanımdaki "bir araya getirilme" ifadesi, atomal veya moleküler seviyede bir karışımı temsil etmez. Mikroskobik ölçekte, kompozit yapının her bir bileşeni, kendi mikroyapı ve özelliklerini korumaktadır. Bu nedenle, kompozit içerisindeki iki bileşen arasında, yüksek oranda arayüzey oluşturulur. Üretilen kompozitin yüksek sıcaklıkta tutulduğu veya bileşenler arasında kimyasal bir reaksiyonun gerçekleşeceği koşulların sağlandığı durumlarda, arayüzey belirsizleşir ve malzeme yüksek sıcaklıklarda termodinamik olarak kararlı hale gelmeye başlar. Bu durumda malzeme, atomal seviyede bir karışım haline gelmiştir ve kompozit olarak adlandırılamaz; alaşım veya intermetalik bileşik olarak ifade edilir. Kompozitler, genellikle, termodinamik olarak kararsız malzemelerdir. Bu nedenle, ya tasarım aşamasında görece daha kararlı kombinasyonlar oluşturan bileşenler tercih edilir, ya da arayüzeyde meydana gelebilecek kimyasal reaksiyonları bastıracak bir kaplama teknolojisi kullanılır [2].

Kompozit malzemeler, yeni bir teknoloji ürünü olmayıp, antik çağlardan bu yana hayatın içerisindedir. Geçmişte, bazı geleneksel silahların performansını artırmak için kompozit malzemeler kullanılmıştır. Moğol yaylarında, sıkıştırılmış parçalar mısırdan üretilirken, gerilmiş kısımlar birbirlerine zamkla yapıştırılmış odun ve inek

tendonlarından oluşurdu. Japon kılıçları, çelik ve çok düşük karbonlu demirin bir araya getirilmesiyle üretilir; bu sayede kılıçlar, esneklik ve darbe açısından kuvvetli bir hale gelirdi [3]. Benzer şekilde, biyolojik kökenli malzemelerin de birçoğu, esasen kompozittir. Örneğin kemik, bir kalsiyum bileşiği olan apatit kristallerinin, kolajen lifleri ile birleşimi sonucu hafiflik ve dayanım özelliklerini bir arada sağlamaktadır. Ağaçlar, hemiselüloz ve lignin (odun özü) tarafından çevrelenmiş selüloz liflerini içermektedir. Betonlarda kullanılan kırma taş agregalar, hem maliyetlerin azaltılmasına, hem de basma direncinin artırılmasına katkı sağlamaktadır. Kompozit malzemelerin kullanımıyla, havacılık ve roket uygulamalarında, güvenilirliği ve dayanımı koruyarak, yapısal ağırlıktan tasarruf edilebilmektedir [4].

Kompozitler, genellikle, matris içerisinde dağılmış takviye parçacıklarından oluşur. Matris, takviye fazını bir arada tutacak bir bağlayıcı görevi görürken; takviye, özelliklerin iyileştirilmesi ve dayanımın artırılmasından sorumludur. Kompozitler, matris malzemelerine göre; metal matrisli kompozitler (MMK), seramik matrisli kompozitler (SMK) ve polimer matrisli kompozitler (PMK) olmak üzere üçe ayrılır. Öte yandan kompozitler, takviye malzemesine göre de sınıflandırılabilmektedir. Bu sınıflandırmaya göre kompozitler; parçacık takviyeli kompozitler, sürekli fiber takviyeli kompozitler ve süreksiz fiber takviyeli kompozitler olmak üzere üçe ayrılır. Süreksiz fiber takviyeli kompozitlerin bir alt kümesini whisker takviyeli kompozitler oluşturmaktadır. Whisker, kristal yapısında çok az kusur içerdiği için teorik gerilme dayanımına sahip olan, çok küçük çaplı, ince bir tek kristaldir [2].

Kompozit yapı içerisinde, her bir takviye tipinin işlevi farklı olabilir. Parçacıkla güçlendirilmiş kompozitlerde, matris ana yükü taşır ve küçük dağılmış parçacıklar, matriste dislokasyonların hareketini engeller. Bu sayede yük, matris ve parçacıklar arasında dağıtılır. Fiber takviyeli kompozitlerde, ana yükü takviye malzemesi taşır ve matrisin işlevi esas olarak, yükün dağılımı ve fiberlere aktarımı ile sınırlıdır. Feldman [5], kompozitlerin sınıflandırmasını, makrokompozitler ve mikrokompozitler olmak üzere, basitçe iki gruba daraltmıştır. Bu sınıflandırmada, yapısında birden fazla sürekli faz bulunan ve her biri 1 mm'den büyük dağılmış faz veya fazlar içeren kompozitler, makrokompozit olarak adlandırılırken; dağılmış faz boyutları 10-1000 nm arasında olan ve yalnızca bir sürekli faz içeren kompozitler ise mikrokompozit olarak tanımlanmıştır.

Takviye parçacığı boyutunun 25 nm'den küçük olduğu mikrokompozitlere ise son yıllarda özel bir terim geliştirilmiş olup, bu tür kompozitlere nanokompozit adı verilmiştir. Matris malzemesine, takviye malzemesine ve parçacık boyutuna göre kompozit malzemelerin sınıflandırılması Çizelge 2.1'de verilmektedir. Bu tür kompozitlere ek olarak, bir başka kompozit grubunun, tabakalı kompozitlerin varlığı da not edilmelidir. Tabakalı kompozitler, birbirine ince levhalar şeklinde bağlanmış en az iki farklı malzemeden meydana gelir. Kompozitlere tabakalaşma ile dayanım, sertlik, hafiflik, korozyon direnci, aşınma dayanımı, ısıl yalıtım gibi özellikler kazandırmak mümkündür [6].

Çizelge 2. 1 Matris malzemesine, takviye malzemesine ve parçacık boyutuna göre kompozit türleri

Kompozitlerin sınıflandırılması		
Matris malzemesine göre	**Takviye malzemesine göre**	**Parçacık boyutuna göre**
Metal matrisli kompozitler	Parçacık takviyeli kompozitler	Makrokompozitler
Seramik matrisli kompozitler	Sürekli fiber takviyeli kompozitler	Mikrokompozitler
Polimer matrisli kompozitler	Süreksiz fiber takviyeli kompozitler	Nanokompozitler

Kompozit içerisinde, süreksizlik içeren sınır yüzeylere sahip arayüzey ve arafazlar, malzemenin yapısal özelliklerinin belirlenmesinde hayati öneme sahiptir. Uygulanan yükün eşit miktarda dağıtılabilmesi için bileşenler arasındaki etkileşim ve adhezyon optimum seviyede olmalıdır. Son olarak, benzer mekanik özelliklere sahip kompozitler ve geleneksel mühendislik malzemeleri arasındaki rekabeti etkileyebilecek üç ana faktörden söz edilebilir, bunlar; maliyet, güvenilirlik ve karmaşıklık derecesidir. Maliyet engelinin genellikle seri üretimle üstesinden gelinir. Karmaşıklık derecesi, kompozitler için çok daha kritiktir; çünkü bu malzemeler, en azından mikro ölçekte, anizotropik (yöne bağlı) özellikler göstermektedir. Kompozitlerde termoelastik özelliklerin yanı sıra, dayanım ve hasar modları da kuvvetli biçimde anizotropiktir [4].

2.2 Matris

Matris malzemesinin kompozit üzerindeki etkileri aşağıda sıralanmıştır:

- Bileşenleri birbirine bağlar ve kompozitin termo-mekanik kararlılığını belirler.
- Takviyeleri adhezyondan, abrazyondan ve çevreden korur.
- Gerilmesiz ortam gibi davranarak uygulanan yükün dağılmasına yardımcı olur.
- Genel olarak sisteme dayanıklılık, katmanlar arası tokluk, basma ve kesme gerilmelerine karşı dayanım sağlar.
- Belirli yapılarda, arzu edilen fiber dizilimini ve mesafesini korur.

Kompozitin tokluğu ve dayanımına etkisi açısından matrisin rolü, takviye malzemesinden çok daha incelikli ve karmaşıktır. Cam, grafit, bor fiber (B_f) gibi güçlendirici bileşenlerin çoğu, doğrusal-elastik ve kırılgan özelliktedir. Bu tür malzemelerde, kararsız çatlak ilerlemesine neden olabilecek yeterli gerilme oluştuğu anda, büyük miktarda hasar meydana gelir. Bununla birlikte, hem takviye hem de matris malzemesi kırılgan özellikte olsa bile, bir araya getirildiklerinde, kendilerinden daha tok bir malzeme oluşturabilirler. Bunun nedeni, her bir gevrek malzemede oluşan çatlağın, diğer gevrek malzeme tarafından sönümlenebilmesidir [4].

Genel anlamda matrisler; parçacık, fiber veya whisker takviyelere nazaran daha düşük yoğunluğa, sertliğe ve dayanıma sahiptir. Bununla birlikte, birleştirilmeleri halinde, düşük yoğunluklarını koruyarak, çok yüksek sertlik ve dayanım değerlerine ulaşabilirler. Matris malzemesi metal, seramik veya polimer olabilmektedir.

2.2.1 Metal Matrisli Kompozitler

Metal matrisli kompozitler (MMK), diğer kompozit türlerinde de olduğu gibi, bileşenlerden herhangi biri ile ulaşılamayan özellikleri sağlamak üzere, kimyasal ve fiziksel olarak birbirinden farklı en az iki fazdan meydana gelmektedir. Genel olarak, metalik bir matris içerisinde dağılmış iki faz vardır. Güç iletim hatlarında kullanılan sürekli Al_2O_3 fiber takviyeli Al matrisli kompozitler, Cu matrisinde Nb-Ti filamanları içeren süperiletken mıknatıslar, kesme takımlarında ve petrol sondajlarında kullanılan WC-Co parçacık takviyeli kompozitler ve havacılık, otomotiv, termal yönetim gibi

uygulamalarda kullanılan SiC parçacık takviyeli Al matrisli kompozitler; MMK'lere örnek olarak gösterilebilir [7]. MMK'ler, ihtiyaç duyulan uygulamalarda, aşağıdaki üstün özellikleri nedeniyle tercih edilmektedir:

- Daha yüksek uygulama sıcaklığı,
- Enine kesitlerde daha yüksek sertlik ve dayanım,
- Genel olarak yüksek tokluk değerleri,
- Nemin olumsuz etkilerinin ve yanma tehlikesinin olmaması,
- Radyasyona karşı yüksek dayanım,
- Yüksek elektriksel ve ısıl iletkenlik,
- Metallere kıyasla daha yüksek özgül dayanım, daha düşük yoğunluk, daha iyi yorulma dayanımı, daha düşük ısıl genleşme katsayısı ve daha iyi aşınma dayanımı,
- Geleneksel metal işleme donanımlarıyla imal edilebilirlik [4].

Kompozit malzemelerden, kullanılacağı alana özgü özellikler de beklenmektedir. Örneğin tıbbi uygulamalarda, yüksek korozyon dayanımı, düşük bozunurluk gibi mekanik özelliklerin yanı sıra, malzemenin biyo-uyumlu olması da istenir.

Artan geliştirme faaliyetleri, MMK'lerin kullanılarak bazı sorunların çözülmesini sağlasa da, özellikle hafif metaller alanında, yenilikçi sistemlerin kullanımı henüz tam gerçekleştirilememiştir. Bunun nedeni, üretim ve işlemede yaşanan sorunlar, yetersiz güvenilirlik ve yetersiz ekonomik verimlilik olarak açıklanabilir. Örneğin, trafik mühendisliği gibi uygulama alanlarında kompozit kullanımı çok maliyetlidir ve endüstri, bu tür malzemelerin kullanımı için ek maliyetler ödemeye istekli değildir. Tüm bu nedenlerden dolayı MMK'ler, modern malzemelerin evrim basamağının henüz başlangıcındadır [8]. MMK'lerin olumsuz özellikleri aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Çoğu metalin yoğunluğu yüksektir.
- Metaller, takviye ve matris arayüzeyinde bozulmaya karşı hassastır ve korozyona karşı duyarlıdır [9].

- MMK'ler genellikle yüksek malzeme ve imalat maliyetlerine sahiptir ve kompozit teknolojisi henüz yeterince olgunlaşmamıştır [4].

MMK'lerin takviye malzemesi metal veya seramik olmak üzere değişiklik gösterir. Bunun yanı sıra, bazı sıradışı durumlarda, MMK'lerin takviye malzemesi, polimer matrisli başka bir kompozit malzeme olabilmektedir [10].

MMK'de en çok kullanılan matris malzemeleri, Al, Cu, Mg ve Ti'dir. Bunların içinde Al'nin 300 °C'nin üzerinde bir kullanım sıcaklığı vardır ve genellikle SiC ile takviyelendirilir. Dayanım, tokluk ve korozyon dayanımı değerlerinin iyi bir kombinasyonu sayesinde 6061 alaşımı, en yaygın kullanılan matris malzemesidir. Ti matrisli kompozitler 800 °C'ye kadar işlem sıcaklıklarına sahiptir. Mg alaşımları grafit takviyelerle birlikte kullanılır ve Mg'nin 65 MPa olan çekme dayanımı değeri, grafit takviyesi ile 177 MPa'ya yükselir [4]. B_f ile güçlendirilmiş Mg matrisli kompozitler, arayüzeyde çok iyi bir bağlantı ve çok iyi bir yük dağılımı özelliği gösterir. Cu matrisli MMK'ler, yüksek ısıl iletkenliğe sahip malzeme üretimi için özellikle ilgi çekicidir [11]. Grafit fiberlerin düşük yoğunluğu, yüksek rijitliği, yüksek sıcaklık uygulamalarına uygunluğu ve ısıl iletkenliği artırması sayesinde, Cu'nun yüksek yoğunluğu ve sınırlı yüksek uygulama sıcaklığı değerleri dengelenmektedir [4].

Prensip olarak tüm metaller, çok yüksek sıcaklıklarda özelliklerini kaybederler, dolayısıyla MMK'lerin kullanım sıcaklığında doğal bir sınırlama mevcuttur.

2.2.1.1 Alüminyum Matrisli Kompozitler

Al alaşımları; düşük yoğunluğa, iyi korozyon dayanımına ve düşük ısıl genleşme katsayısına sahiptir. Bu özellikler, başta otomotiv, havacılık, taşımacılık ve savunma sektörleri olmak üzere, Al alaşımlarını çeşitli endüstriyel alanlar için önemli kılmaktadır. Bu alaşımların bir diğer önemli özelliği, tekrar işleme yapılarına zarar vermediği için, geri dönüştürülebilir olmalarıdır [12]. Ayrıca, CO_2 emisyon sınırlamaları ve enerji maliyeti, hafif malzemeleri öncelikli bir koşul haline getirmektedir [13]. Buna karşın Al alaşımları, aşınma içeren uygulamalarda yeterli dayanıma sahip olmadıkları için, aşınma dayanımı daha yüksek olan malzemelerle güçlendirilmektedir. Genellikle yüksek özgül dayanım değerlerine sahip SiC, Al_2O_3 gibi seramiklerle takviyelendirilen bu tür

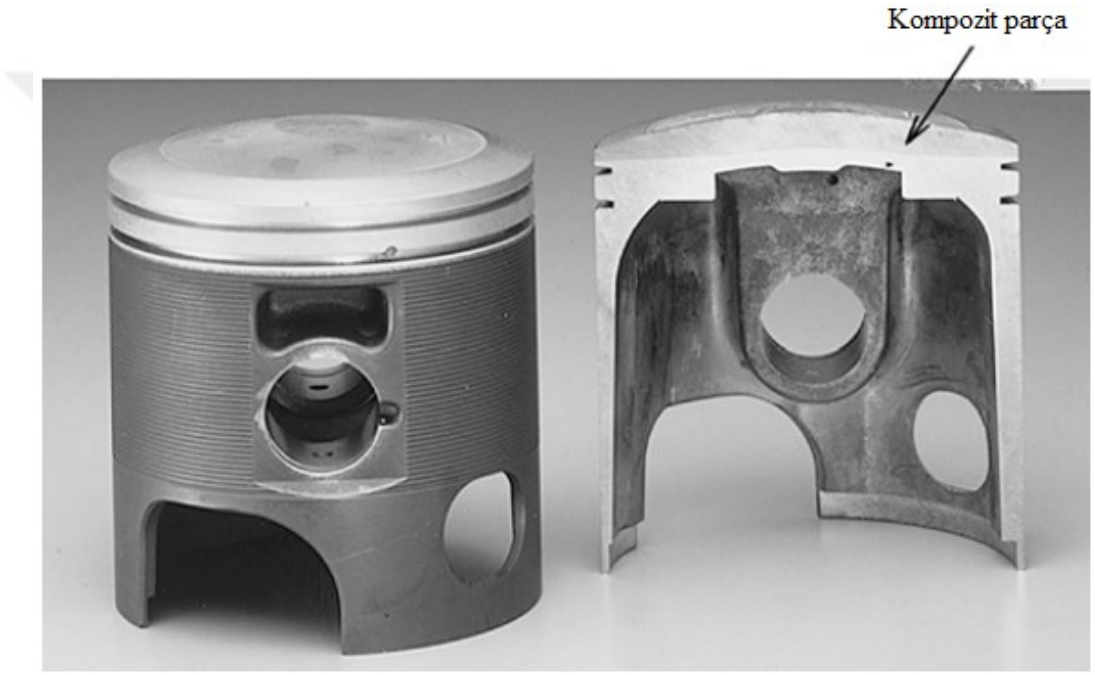
malzemeler, malzemeden yüksek aşınma dayanımı, iyi bir korozyon direnci ve ısıl kararlılık beklenen uygulamalarda kullanılmaktadır [14].

Çizelge 2. 2 Otomotiv endüstrisinde kullanılan Al matrisli kompozitler ve uygulama alanları [13]

Üretici	**Otomotiv malzemesi**	**Kompozit çifti**
Duralcan, Martin Marietta, Lanxide	Piston	Al/SiC_p ($_p$: parçacık takviyeli)
Duralcan, Lanxide	Fren diski, fren kaliperi, motor gömleği	Al/SiC_p
GKN, Duralcan	Tahrik mili	Al/SiC_p
Nissan	Biyel kolu	Al/SiC_w ($_w$: whisker takviyeli)
Toyota	Piston yayı	Al/Al_2O_3 - $Al/(B_2O_3)_w$
Dupont, Chrysler	Biyel kolu	Al/Al_2O_3
Associated Engineering, Inc.	Silindir, piston	Al/grafit
Martin Marietta	Piston, biyel kolu	Al/TiC_p
Zollner	Piston	Al/fiberfrax (SiO_2 ve Al_2O_3 karışımı)
Honda	Motor bloğu	Al/ Al_2O_3 - C_f ($_f$: fiber takviyeli)
Lotus Elise, Volkswagen, Chrysler	Fren diski	Al/SiC_p
GM	Arka fren kampanası, ön aks	Al/SiC_p
Alcoa Innometalx	Çoklu yonga modülleri	Al/SiC_p
Cercast	Elektronik bobin	Al/grafit köpük

Al matrisli kompozitler üzerine birçok çalışma yapılmış olmasına rağmen, bu kompozitlerin çok azı ticari bir ürüne dönüşebilmiştir. Bunun en önemli nedeni, bu tür

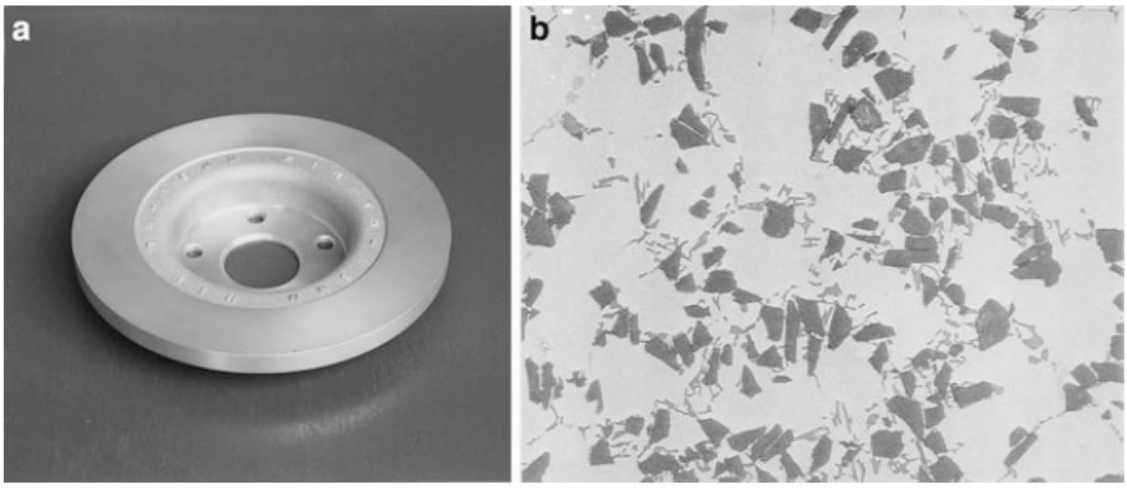
malzemelerden beklenen yüksek dayanım ve düşük ağırlık özelliklerinin, mevcut durumda PMK'ler tarafından karşılanmakta oluşudur. MMK üretiminin PMK üretimine göre daha zahmetli ve pahalı olması, bu tür kompozitlerin ticarileşmesini ayrıca yavaşlatmaktadır. Al matrisli kompozitlerin ana uygulama alanı, düşük yoğunluk ve yüksek aşınma dayanımı özelliklerinden dolayı, otomotiv endüstrisidir [15]. En bilinen Al matrisli kompozit örnekleri, Toyota'nın ürettiği Al_2O_3 kısa fiberleri içeren dizel motor pistonları ve Honda'nın ürettiği Al_2O_3 ve karbon melez takviyelerinden oluşan motor bloklarıdır [8]. Çizelge 2.2'de otomotivde kullanılan diğer Al matrisli kompozitler, üretici bilgileri ile birlikte listelenmiştir [13].



Şekil 2. 1 SiC_w takviyeli Al matrisli kompozitten üretilmiş bir piston [16]

Şekil 2.1'de Suzuki tarafından motorun dış kısmı için, SiC_w takviyeli Al-Si matrisli kompozit malzemeden üretilmiş piston görüntüsü verilmiştir [16]. Bu malzemenin yalnızca yanma odası ile temas eden üst kısmı, pistona yüksek sıcaklık dayanımı kazandırmak amacıyla kompozitten yapılmıştır. Sıkıştırmalı döküm yöntemiyle, aynı anda, hem kompozit üretimi gerçekleştirilmiş, hem de pistona şekil verilmiştir. SiC whisker takviyeleri çok sert olduğundan şekillendirilebilmeleri için elmas kesicilere ihtiyaç duyulur. Şekillendirme masrafını mümkün mertebe azaltmak amacıyla bu tür malzemeler son işleme ihtiyaç duymayacak biçimde (near-net-shape) üretilmektedir. Son zamanlarda SiC whiskerların yerini $AlBO_3$ whiskerlar almıştır [2].

Otomotiv endüstrisinde kullanılan Al matrisli kompozitlere bir diğer örnek, fren diskidir. Aisin Takaoka tarafından elektrikli araçlar için üretilmiş bir fren diski ve ilgili parçanın mikroyapısı Şekil 2.2'de verilmiştir [2]. Fren diskleri genellikle dökme demirden üretilir, ancak parça ağırlığını ve hareket aksamlarının eylemsizlik momentini azaltmak için, son yıllarda SiC_p takviyeli Al matrisli kompozitler kullanılmaya başlanmıştır. Al matrisli kompozitlerin ergime sıcaklığı dökme demirlerden düşük olmasına rağmen, ısıl iletkenlikleri daha yüksektir. Bu sayede, sergiledikleri özellikler, çok yüksek hızlarda kullanılmayan elektrik motorlu araçlar için yeterli hale gelmektedir. Al matrisli kompozit kullanılarak üretilmiş bir fren diski, dökme demire kıyasla, hem daha düşük aşınma oranına sahip, hem de %60 daha hafiftir [17].



Şekil 2. 2 (a) SiC_p takviyeli Al matrisli kompozitten üretilmiş bir fren diski ve (b) üretilen kompozitin mikroyapısı [2]

Aşınma içeren uygulamalarda, takviye elemanı mekanik özellikleri, Al matris ise tokluk değerlerini yükseltir. Matris malzemesi, temel anlamda, takviye fazlarını bir arada tutup, kompozit yapının sünekliğini artırır. Sert ve gevrek durumda bulunan takviye fazı, Al matris tarafından yeterince desteklenmediği durumda, parçalanarak yerinden ayrılmaktadır. Uygun sürtünme ve aşınma özelliklerine ek olarak, kompozit bir malzemede fiziksel ve mekanik özelliklerin de yeterli olması gerekmektedir. Bu bağlamda, malzemenin ısıl genleşmesi, sönümleme kapasitesi, dayanımı, rijitliği ve yorulma ömrü, servis koşullarına uygun olmalıdır. Al alaşımlı matrislerde birbirine yakın L/D (uzunluk/çap) oranına sahip parçacıkların bir araya getirilmesi, sayılan özelliklerin çoğunda bir azalmaya neden olur ve bu durum ancak L/D oranı 200'den fazla olan kısa

seramik fiber veya whiskerların kullanımıyla dengelenebilir. Benzer şekilde, istenen ısıl genleşme katsayısı değerlerine, Al matris, C ile takviye edilerek ulaşılır [13]. Bazı Al alaşımı matrisli kompozitlerin fiziksel ve mekanik özellikleri Çizelge 2.3'te verilmiştir.

Çizelge 2. 3 Bazı Al matrisli kompozitlerin fiziksel ve mekanik özellikleri [13]

Kompozit	**σ_a (MPa)**	**$\sigma_ç$ (MPa)**	**% Uzama**	**E (GPa)**
6061/Al_2O_3/%10 (T6)	296	338	7,5	81
6061/Al_2O_3/%15 (T6)	317	359	5,4	87
6061/Al_2O_3/%20 (T6)	359	379	2,1	98
6061/SiC//%15 (T6)	342	364	3,2	91
6061/SiC//%20 (T4)	405	460	7,0	98
6061/SiC//%25 (T4)	430	515	4,0	115
2014/Al_2O_3/%10 (T6)	483	517	3,3	84
2014/Al_2O_3/%15 (T6)	476	503	2,3	92
2014/Al_2O_3/%20 (T6)	483	503	1,0	101
2124/SiC/%20 (T4)	405	560	7,0	105
2124/SiC/%25 (T4)	490	630	2,0-4,0	116
A356/SiC/%10 (T61)	287	308	0,6	82
A356/SiC/%15 (T61)	329	336	0,3	91
A356/SiC/%20 (T61)	336	357	0,4	98

2.2.2 Seramik Matrisli Kompozitler

Metalik ve metalik olmayan elementlerden oluşan seramikler, aşağıdaki özelliklerinden ötürü kompozit yapılarda matris malzemesi olarak tercih edilmektedir:

- Çok yüksek uygulama sıcaklığına (> 2000 °C) sahiptirler, bu sayede gelişmiş ısı motoru uygulamalarında kullanılırlar.
- Yoğunlukları düşüktür.
- Genellikle çok yüksek elastiklik modülü değerleri vardır.

Seramik matris malzemelerinin en büyük dezavantajı kırılganlıktır. Bu durum, onları malzeme hasarlarına karşı hassaslaştırmıştır. Kırılganlıklarının yanı sıra, genellikle yapıları homojenlikten yoksundur. Düşük çekme dayanımı değerlerinin yanında, ısıl ve mekanik şok dayanımları da düşüktür [4]. Yüksek kırılganlığa sahip olduklarından, yapılarında çok az da olsa yüzey çatlakları, çizikler veya iç kusurlar (gözenekler, mikroçatlaklar) içermeleri, hasarın korkunç boyutlara ulaşmasına neden olabilir.

Matris malzemesi olarak kullanımı yaygın seramikler; camlar, oksitler, nitrürler ve karbürlerdir. Özellikle silisyum nitrür (Si_3Ni_4) matrisli kompozitler, gelişmiş ısı motorlarında kullanılmak üzere özel olarak tasarlanmıştır. Bu tür SMK'lerde matris dayanımını önemli ölçüde artırmanın, 40 mm'den küçük SiC fiber takviyeleri ile sağlanabileceği öngörülmektedir [18]. Ayrıca, gaz türbin motorlarında SiC'nin SMK'lerde hem matris hem de takviye malzemesi olarak kullanılma potansiyeli vardır. SiC'nin bu alanda kullanılmasıyla, 1400 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, yüksek dayanım, yüksek tokluk, yüksek oksidasyon direnci ve yüksek ısıl iletkenlik özelliklerini sağlamak mümkün görünmektedir [19].

2.2.3 Polimer Matrisli Kompozitler

PMK'lerde, termoset veya termoplastik malzemeler matris olarak kullanılmaktadır. PMK'ler, güçlendirilmiş plastik olarak da adlandırılır. Bu sistemlerde fiber yüksek dayanım ve elastiklik modülü sağlarken, matris yük dağılımına ve korozyon dayanımına katkı sağlar. Rijitliğin ve dayanımın optimizasyonu, PMK'lerde henüz çözülememiş önemli bir sorundur.

Termoplastik PMK'ler genellikle çok yüksek olmayan (220 °C'ye kadar) polimerin karakteristik camsı geçiş sıcaklığına (T_g) ısıtılarak yumuşatılır. Bu nedenle termoplastik PMK'ler için aşağıdaki özelliklerden söz edilebilir:

- Uygulama sıcaklıkları oldukça düşüktür.
- Enjeksiyon kalıplama, ekstrüzyon ve savurma döküm gibi geleneksel plastik üretim yöntemleri kullanılarak kolayca üretilebilirler.
- Isı ve basınç altında kolayca yeniden şekillendirilebilirler.
- Görece yüksek ısıl genleşme katsayıları nedeniyle, kompozit içerisinde uyumsuzluklar görülebilir. Ayrıca, çevresel etkilere, özellikle nemli ortamlara karşı da oldukça hassastırlar. Örneğin, nemin emilimi, kompozitte şişmeye ve T_g değerinin düşmesine neden olmaktadır. Bu durum kompozit içerisinde ciddi iç gerilmeler oluşturur [4].

Termoplastiklerin aksine, termoset PMK'ler, üretimin son aşamasında çapraz bağlanır ve şekillendirilir; ısıtılarak yumuşatılamaz. Kovalent bağlı, çözünmez ve ergimez bir üç boyutlu ağ yapısına sahiptirler.

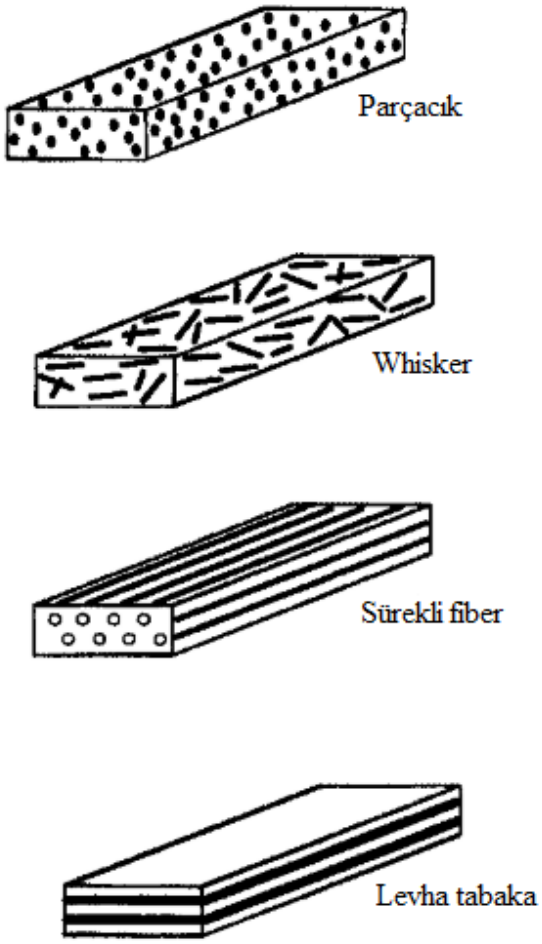
Termoset PMK kullanmanın getirdiği dezavantajların çoğu, termoplastik PMK'lerle ortaktır; buna rağmen termoset PMK'lerin yüksek sıcaklık dirençleri çok daha yüksektir ve termoplastiklerdeki gibi bir yumuşama noktaları yoktur.

Özetle, her iki matris tipi için de uygulama sıcaklığı aralıkları sınırlıdır, her ikisi de radyasyon/nem ve hatta havadaki oksijenden kaynaklanan çevresel bozulmaya karşı duyarlıdır. Oldukça düşük dayanım değerlerine sahiptirler ve takviye/matris arasındaki ısıl genleşme katsayıları arasındaki uyumsuzluklar nedeniyle çok yüksek kalıntı gerilmeler içerebilirler [4].

2.3 Takviye

Kompozitlerin özellikleri; bileşen fazların özelliklerine, bileşen oranlarına ve dağılmış faz geometrisine (takviyenin şekli, boyutu, kompozit içerisinde dağılımı ve yönelimi) bağlıdır. Kompozitlerde en sık kullanılan güçlendirici tipi, fiberlerdir. Buna karşın takviye fazı, süreksiz (parçacık, whisker, ince tabaka veya kısa fiber) veya sürekli (uzun fiber veya levha) şekilde matrise ilave edilebilmektedir. Genellikle fiber formu, diğer bütün takviye şekillerine göre daha dayanımlı ve rijit özellikler göstermektedir. Bu durum, neden fiberlerin en sık kullanılan takviye tipi olduğunun da bir açıklaması niteliğindedir [4].

Kompozitler takviye tiplerine göre çeşitlere ayrılmakta olup bu takviye türleri Şekil 2.3'te şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2. 3 Kompozitlerde takviye tipleri [7]

2.3.1 Parçacık Takviyeli Kompozitler

Parçacık takviyeli kompozitler, metal matris içerisine hapsolmuş takviye parçacıklardan meydana gelir. Bu tip malzemeler, bir dizi endüstriyel uygulama için yoğun bir çalışmanın konusu olmuştur. Bu ilginin çoğu, Al alaşımlı matrisler etrafında yoğunlaşırken, Ti, çelik ve Mg tabanlı sistemlerle ilgili araştırmalar da yapılmıştır. Parçacıkların en yaygın kullanılanları SiC ve Al_2O_3 olmakla birlikte, aralarında titanyum diborür (TiB_2), bor karbür (B_4C), silika (SiO_2), titanyum karbür (TiC), tungsten karbür (WC), bor nitrür (BN) ve zirkonyanın (ZrO_2) da bulunduğu pek çok metaldışı malzeme, metal matris içerisinde parçacık takviye olarak kullanılmaktadır. Genel olarak, parçacık takviyesinin kompozitlere kazandırdığı özellikler şunlardır:

- Yüksek rijitlik,
- Düşük yoğunluk,
- Yüksek sertlik,
- Yeterli tokluk,
- Uygun ebatlardaki takviye tozların bulunma kolaylığı ve düşük maliyet [20].

Kompozit içerisinde seramik parçacıkların hacimsel oranının ayarlanmasıyla bu özellikler optimum hale getirilebilir. Aşınma dayanımı, yalnızca küçük takviye katkılarıyla önemli ölçüde artırılırken, seramik içeriği arttıkça, sertlik kademeli olarak artar ve ısıl genleşme yavaş yavaş azalır [21].

Takviye parçacıklar, metaldışı olabildikleri gibi, metal bir malzeme de olabilir. Metal matris içerisinde metal parçacıklar, alaşımların aksine, çözünmemektedir. Çoğu metal oda sıcaklığında kırılgan yapıdadır, bu nedenle sıcak şekillendirilmeleri zorunludur. Bununla birlikte, W, Cr, Mo gibi metallerin parçacıkları, sünek bir matris içerisine hapsedilebilir. Elde edilen kompozit malzeme, kırılgan bileşenlerin yüksek sıcaklık özelliklerini gösterirken, aynı zamanda sünekliğini de korumuş olur. Bu tür kompozitler sıvı sinterleme yöntemiyle üretilir ve bu yöntem, kırılgan parçacıkların çevresine matris malzemesinin infiltrasyonunu içerir. Sıvı sinterleme yönteminde, kırılgan parçacıklar nispeten küreselleşir ve sonucunda doğal olarak yapının sünekliği artar [6].

Parçacık takviyeli kompozitler; “iri parçacıklı” ve “dağılımla sertleştirilmiş” kompozitler olmak üzere iki alt başlığa da ayrılabilir. İri terimi, parçacık/matris etkileşimlerinin atomal veya moleküler düzeyde gerçekleşmediğini belirtmek için kullanılır. Bu tür kompozitlerde takviye bileşeni matrise göre daha serttir ve matrisin hareketini kısıtlamaya eğilimlidir. Matris, uygulanan gerilmenin bir kısmını parçacıklara aktarır. Takviye verimliliği, parçacık/matris arayüzeyindeki etkileşime büyük ölçüde bağlıdır. Parçacıklar, kompozit yapı içerisinde oldukça büyük (> 0,1 mm) boyutlarda ve farklı geometrilerde bulunmasına rağmen, eşeksenlidir. Rastgele yönlenmiş bu parçacıklar sayesinde kompozit, izotropik (yönden bağımsız) özellikler gösterir. Dağılımla güçlendirilmiş kompozitlerde ise parçacık boyutları çok küçüktür (0,01-0,1 mm arası) ve ana yükü matris taşımaktadır. Dağılmış küçük parçacıklar, matris içindeki

dislokasyonların hareketini engeller ve plastik deformasyon kısıtlanmış olur. Atomal veya moleküler seviyede gerçekleşen parçacık/matris etkileşimleri sonucu, sertliğin yanı sıra, akma ve çekme dayanımlarında da artış meydana gelir. Birçok metal ve alaşımı, parçacıkların matris içerisinde homojen dağılması ile sertleştirilmektedir [4].

Temas eden parçacıkların iyi bağlanabilmeleri için takviyenin hacimsel oranının %40'ın üzerinde olması gerekir. Bununla birlikte, birbirleriyle temas eden parçacıklar ve matris hattı boyunca birbirlerinden ayrılmış parçacıklar arasındaki geçiş; parçacık şekline ve boyut dağılımına bağlıdır. Yüksek hacimsel orana sahip kompozitler elektronik ambalajlarda ısı yönetimi için kullanılırken, düşük hacimsel orana sahip kompozitlerin kullanımı aşınma uygulamalarında daha yaygındır. Aşınma uygulamalarında kullanılan kompozitler, süneklik ve tokluk özelliklerini koruma önceliği taşıdığından, genellikle %30'dan daha az takviye fazı içermektedir [21].

2.3.2 Fiber Takviyeli Kompozitler

Fiber takviyeli kompozitler, dağınık fazın fiber formunda olduğu, teknolojik açıdan en önemli kompozit grubudur. Bu sistemlerde, fiberler ana yükü taşır ve matrisin işlevi esas olarak, yükün dağıtılarak fiberlere aktarılması ve fiberlerin bir arada tutulmaları ile sınırlıdır. Fiber takviyeli kompozitlerin tasarımında asıl hedeflenen, yüksek dayanım değerlerine düşük kompozit ağırlığıyla ulaşmaktır.

Fiber, terim olarak, L/D oranı en az 200 olan, yekpare ve sürekli bir malzeme anlamına gelmektedir [22]. Tek fazlı fiberlerin yanı sıra, çok ince telli bir W altlığının yüzeyinde oluşturulan BN veya SiC gibi, başka bir fiber türünün yüzeyinde özel olarak oluşturulmuş çok fazlı fiberler de bulunmaktadır. Fiberler, doğal (mineral, bitkisel ve hayvansal kaynaklı) ve sentetik (insan yapımı) olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Bu iki sınıf içerisinde sentetik olanları, genellikle, boyut olarak daha homojendir, kullanım açısından daha ekonomiktir ve daha öngörülebilir şekilde davranırlar. Mühendislik uygulamalarında en çok kullanılan fiberler; cam fiberler, metalik fiberler ve organik olarak üretilmiş sentetik fiberlerdir. Sert ve rijit fiberlerin çoğunun, yapısal malzeme olarak kullanılması oldukça zordur. Bununla birlikte, polimer veya metal gibi sünek bir matris içerisine gömülmeleri, fiberlerin daha dayanımlı, daha sert ve daha rijit özellikler göstermesini sağlar. Fiber ve matris arasında iyi bir adhezyon sağlanması çok önemlidir,

çünkü fiberlerin kırılması durumunda, güçlü bir yapışma, matrisin yükü başka bir fibere aktarmasını kolaylaştırmaktadır [4].

Sürekli fiber takviyeli kompozitler, genellikle, fiber preformlara (ön şekil) sıvı metalin infiltrasyonu ile üretilmektedir. İkincil şekillendirme işlemleri, fiber takviyeli kompozitler için uygun değildir, çünkü kompozitin maruz kaldığı herhangi bir deformasyon, fiberlere zarar verebilir. Bu tür kompozitlerin gösterdiği kuvvetli anizotropik özellikler, takviye tasarımlarında özel yaklaşımlar gerektirir. Özellikle, fiberlerin kompozit içerisindeki dağılım ve yöneliminin uygunluğu, kompozitin şeklen doğru tasarlanması ile birlikte, yüksek performans eldesi için gereklidir. Bu gerçek, kompozit prototiplerin geliştirilmesinde bazen göz ardı edilmektedir, çünkü hem işleme hem de tasarım, önemli beceri ve yöntem bilgisine (know-how) ihtiyaç duyar. Sonuç olarak, bu malzemelerin performansı, bileşenler basit şekiller olmadığında, önemli ölçüde yetersiz kullanılabilir veya yanlış değerlendirilebilir.

Sürekli fiber takviyeli kompozitlerde, takviye tarafından taşınan ortalama yükün belirlenmesinde matrisin rolü ikinci seviyededir. Ek olarak, kayda değer bir güçlendirme sağlamak için, fiber takviyenin hacimsel oranı %40 veya üzerinde olmalıdır. Bu nedenle, kompozitin fiber doğrultusu boyunca mekanik özellikleri, baskın şekilde fiber tarafından belirlenmektedir. Bu sayede kompozitler, fiber yönünde çok yüksek dayanım ve sertlik değerlerine ulaşabilir. Fiberlerin diğer tarafında ise, yük büyük ölçüde matris vasıtasıyla iletildiği için, matris baskın bir rol oynamaktadır. Mekanik özellikler bu nedenle enine kesitlerde süreksiz takviyeli kompozitlere benzemektedir. Bu tür bir anizotropi, sürekli fiber takviyeli kompozitleri; parçacık, kısa fiber veya whisker takviyeli kompozitlerden ve ayrıca takviye edilmemiş metal ve alaşımlarından ayırır [21].

Fiber takviyeli kompozitlerde önemli bir parametre, matris ve takviye fazları arasındaki arayüzeyin dayanımıdır. Zayıf bir fiber/matris arayüzeyi, hizalanmış fiberlere dik bir düzlemde, çatlağın yayılmasını önleyebilmektedir. Zayıf arayüzeyler, bir fiberin hemen komşularına iletilmemesini, birçok fiber arasında etkin bir şekilde seyreltilmesini, fiber/matris delaminasyonunu (tabakaların ayrılması) ve hasara uğramış fiberin etrafında oluşan gerilme yoğunlaşmasını engeller. Kısaca, zayıf fiber/matris arayüzeyi,

fiber doğrultusu boyunca yüksek dayanım ve sertliğe sahip sürekli fiber kompozitler üretme eğilimindedir. Fiber takviyeli bir kompozitin matrisi; sünek ve tok bir metal olduğunda, bu eğilim her zaman geçerli değildir. Güçlü fiber/matris arayüzeyi ile de yüksek dayanım ve sertliğe sahip fiber takviyeli kompozitler üretilebilir. Bu tür kompozitler, yalnızca fiber yönünde değil, enine kesitlerde de geleneksel bir metal alaşımı kadar dayanıklıdır [21]. Örneğin, fiber takviyeli Al matrisli kompozitlerde zayıf arayüzeyler kullanılmadan etkileyici özellikler elde edilebilmektedir [23]. Güçlü arayüzeyleri sayesinde bu tür malzemeler, 1,5 GPa'nın üzerinde boyuna, 300 MPa'ya yakın enine dayanım değerlerine sahiptir. Zayıf arayüzey yaklaşımı kullanılarak, benzer boyuna dayanım değerlerine ulaşmış aynı tür kompozitlerde, enine çekme dayanımı yaklaşık 40 MPa'ya düşmektedir [24]. Bu bağlamda, kompozit yapı içerisindeki fiber dağılımı kadar, matris bileşimi ve mikroyapısı da önem kazanmaktadır. Öte yandan, matrisin mikroyapısal kontrolüne dayanan kompozit optimizasyonu için henüz tam olarak bilinen bir metodoloji (yöntembilim) yoktur.

Karbon fiberlerden ve diğer metal-uyumlu fiberlere göre üstünlüklerinden özellikle bahsetmek gerekir. Bu üstünlükler aşağıda sıralanmıştır:

- Nispeten düşük maliyet,
- Yüksek dayanım ve rijitlik,
- Düşük yoğunluk,
- Fiber doğrultusu boyunca negatif ısıl genleşme katsayısı.

Son özellik, fiber ve metal matrisin, birbirlerinin ısıl genleşmelerini karşılıklı dengelemeleri sayesinde, ısıl genleşmeyen malzemelerin imal edilebileceği anlamına gelmektedir. Bu eşsiz özellik, örneğin olağanüstü boyutsal kararlılık gerektiren uzay uygulamalarında avantaj sağlayabilir [21].

2.3.3 Whisker Takviyeli Kompozitler

Whisker takviyeli kompozitler, L/D oranı 5'ten büyük olmasına karşın sürekli olmayan, uzamış fiberler içermektedir. Pratikte whiskerlar, toz veya pamuğa benzer şekilde toplu olarak satıldıkları için sürekli fiberlerden kolayca ayırt edilebilirler. Whisker, özel olarak

tasarlanmış, çoğunlukla buhar temelli sistemler kullanılarak üretilen tek kristalli fiberlerin özel adıdır. Büyüyen bir tek kristalin ucuyla hareket eden bir sıvı damlası yardımıyla, buhardan katıya doğru kütle aktarımı ile kristal büyümesinin gerçekleştiği buhar-sıvı-katı metodu, bahsi geçen özel sistemlere örnek olarak verilebilir [20], [25].

Whiskerlarda anizotropi, takviye elemanlarının anizotropik yönlenmesi nedeniyle genellikle belirgindir. Ayrıca, daha büyük L/D oranına sahip takviyeler, anizotropik özelliklerin artmasına yol açmaktadır. Tercihli yönlendirme, yaygın ve arzu edilen bir durumdur. Örneğin, matrisin infiltrasyonu için, takviye fazını içeren preformların üretim öncesi işlenmesi gerektiğinde, fiberler tercihli yönlendirilir. Birçok durumda, bu preformlar vasıtasıyla elde edilen kompozit ürünler, "rastgele düzlemsel" olarak adlandırılır. Başka bir deyişle, whiskerlar rastgele bir doğrultuda hizalanır, fakat eksenleri baskın şekilde, o eksene dik olan tek bir düzlem içinde uzanır. Malzeme bu düzlemde, daha fazla veya daha az izotropik olabilir. Whisker takviyeli kompozitler, TM yöntemi veya infiltrasyon öncesi özel preform hazırlama teknikleri kullanılarak rastgele yönlendirilebildiğinde, izotropik özellikler göstermektedir [21].

Takviye tipi whisker olan kompozit malzemelerde, takviye hacminin tüm kompozite oranı genellikle %25'in altındadır. Takviyenin nispeten düşük hacimsel oranı ve süreksiz doğası nedeniyle, bu tür kompozitlerde gerilme her zaman, matristen takviyeye aktarılır. Kompozitin nihai özelliklerinin kuvvetli bir şekilde matris tarafından yönetildiği düşünüldüğünde, whisker takviyeli kompozitler, parçacık takviyeli kompozitlere benzemektedir. Bu tür kompozitler, "süreksiz takviyeli kompozitler" başlığı altında toplanabilir. Süreksiz takviyeli kompozitlerde mekanik özelliklerin sistematik olarak geliştirilmesi zordur. Örneğin, ikincil işlem sırasında takviye fazında meydana gelebilecek bir hasar, mekanik özellikleri zayıflatacaktır. Yine de, eşeksenli takviyeler ile karşılaştırıldıklarında, uzamış takviyelerin, matristen gelen yükü taşıma kapasitelerinin daha yüksek olması nedeniyle, mekanik özelliklerde bazı iyileştirmeler yapılabilmektedir. Ek olarak, whiskerlar, tek kristalli oldukları için, doğaları gereği, genellikle parçacıklardan daha yüksek dayanıma sahiptir. Bu nedenle, aynı hacimsel orana sahip whisker ve parçacık takviyeli iki eşdeğer kompozit kıyaslandığında, whisker takviyeli kompozit daha üstün özellikler sergileyebilir [21].

Whiskerlar, istenilen hacimsel oranda preform olarak hazırlanabildiğinden, bütün yapı içerisinde sadece belli bir bölgeyi güçlendirmek için, daha büyük bileşenler içerisine kolayca yerleştirilebilmektedir. Dizel motor pistonlarının üst kısmı veya otomotiv motor bloklarının silindir gömlekleri, bu tip uygulamalara örnek olarak verilebilir.

2.3.4 Tabakalı Kompozitler

Çeşitli kaynaklarda ayrı bir kompozit türü olarak kabul edilen tabakalı kompozitler, en az iki farklı bileşenin birbirlerine katmanlar şeklinde bağlanmasıyla oluşur. Tabakalı kompozitlerdeki bileşenler, nm mertebelerinden cm mertebelerine kadar geniş yelpazede boyutlara sahip olabilmektedir. Tabakalaşma ile malzemeye kazandırılması istenen özellikler, dayanım, sertlik, düşük yoğunluk, korozyon direnci ve aşınma dayanımıdır. Seramik ve metal katmanların basitçe bağlanmış tabakalı yapılarına ek olarak, metal ve uzun fiber takviyeli PMK'lerin katmanlı şekilde bir araya getirildiği alternatif tabakalı kompozitler de üretilmiştir. Bu katmanlı düzen, mükemmel yorulma dayanımı, darbe ve hasara karşı yüksek tolerans ve düşük yoğunluk özelliklerinin eldesini sağlamaktadır [26], [27]. Bu tür kompozitlerde arayüzey, metalik tabakaların korozyonuna karşı bariyer görevi görürken, metal tabakalar, fiberlerin nem absorplamasını engeller. Oluşan tabakalı yapı, iyi sönümleme ve yalıtım özelliklerinin yanı sıra, yüksek sıcaklık direncine de sahiptir. Bu malzemelerin uçak yapıları için geliştirilmesinin ardındaki temel neden, ağırlıkta sağlanması muhtemel %20'lik bir azalmadır [28].

Bu türün ilk örneği aramid fiber ile güçlendirilmiş Al tabakalı kompozitlerdir ve bu kompozitler, ARALL (aramid reinforced aluminium laminate) ismiyle anılmaktadır. ARALL, 1980'li yılların başlarında, C-17 uçaklarının yükleme kapılarında kullanılmıştır. İkinci nesil tabakalı kompozitler cam ile güçlendirilmiş Al tabakalı kompozitleri kapsar ve bu kompozitler, GLARE (glass reinforced aluminium laminate) ismiyle anılır. ARALL tek yönlü fiber tabakalarla üretilmişken GLARE'in, hem tek yönlü hem de çapraz katlanmış çeşitleri geliştirilmiştir [28].

2.4 Arayüzey

Kompozit bileşenleri, arayüzeylerinde birbirleriyle temas halindedir. Bileşenler arasında gerçekleşecek bir kimyasal reaksiyon nedeniyle oluşabilecek kristal yapı ve mikroyapı değişimlerini önlemek gerektiği kadar, bileşen arayüzeylerinde güçlü bir adhezyonun sağlanması da gerekmektedir [8]. Arayüzeylerin doğası ve özellikleri, kompozit özelliklerini geliştirmek veya kompozitleri daha kolay üretebilmek için değiştirilebilir. Arzu edilen kompozit özelliklerine bağlı olarak, arayüzey, zayıf veya güçlü, elektriksel olarak yalıtkan veya optik olarak yansıtıcı olabilmektedir. Örneğin, toklaştırılmış kompozitlerde, yapı içerisinde ilerleyen çatlak arayüzeye ulaştığında, fiber/matris bağının kopmasını sağlayacak zayıflıkta bir arayüzey istenir. Bu sayede çatlak, takviye fazından arayüzey ve matrise doğru ilerleyerek bütün yapıyı hasara uğratmak yerine, takviye çevresinde ilerleyecek ve kompozit daha az hasara maruz kalacaktır [28].

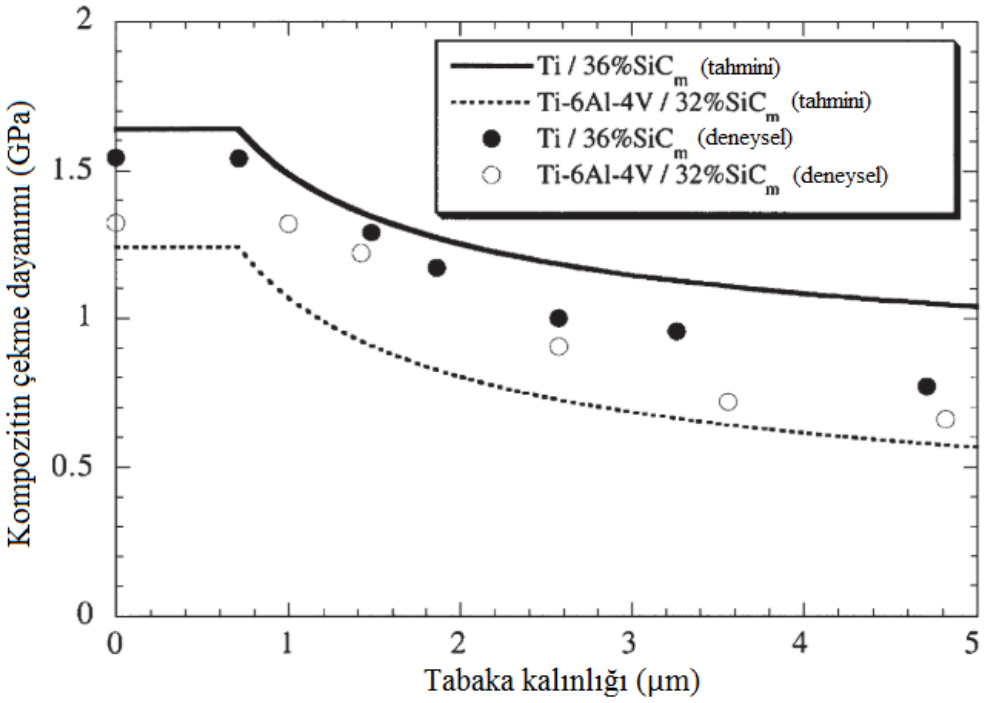
MMK ve SMK'lerde arayüzey mühendisliği genellikle, takviyenin matris fazından kimyasal olarak korunması veya takviyenin ıslanabilirliğinin teşvik edilmesi amacıyla yapılmaktadır. Bu amaçla birçok farklı tipte kaplamalar kullanılmıştır. En bilinen örneği, SiC tek flamanların, Ti esaslı matrislerle kombine edilmesi için uygulanan, katmanlı C/SiC kaplamalarıdır. Bu tip kaplamalarda C katmanı arayüzeyi zayıflatırken, SiC katmanı, C tabakasını Ti matristen korumaktadır [28]. Matrislerin fiber takviyeler ile güçlendirilmesi, çatlak ilerleme enerjisinin absorplanmasını sağlayacak mekanizmalar sağlamaktadır. Bu mekanizmalar; çatlak baskılama, fiber köprüleme ve fiber çekme (pull-out) olarak sıralanabilir. Sayılan mekanizmaların tamamı, mekanik bir sigorta görevi gören ve çatlak ilerlediğinde hasara uğrayan arayüzeylerin varlığına dayanmaktadır. Bu mekanizmalar sayesinde kompozitler, ana yapıyı hasara uğratmadan, çok sayıda çatlağı biriktirebilecek duruma gelerek, takviyesiz alaşımların istenilen özellikleri karşılayamayacağı yapısal uygulamalarda kullanılmaktadır [29].

Arayüzeyler çoğu zaman dış etkenlere karşı savunmasızdır ve fiber/matris arasındaki etkileşimleri değiştiren reaktanların kompozit yapıya girmesi için tercihli yollar sunar. Bu şekilde, matris ve takviye fazları çevreye karşı iyi bir direnç gösterseler dahi, kompozit yapı bazen çarpıcı şekilde bozulabilmekte ve özellikleri, kullanıldığı ortam tarafından zayıflatılabilmektedir. PMK'ler söz konusu olduğunda en ciddi endişe, fiberin

matrise adhezyonunu sağlayan kimyasal bağların kopmasına yol açabilecek su moleküllerinin varlığıdır. Böyle bir hasar, geri dönüşümsüzdür ve fiber ile güçlendirmenin temel mekanizmasını hedef alır, çünkü matrisin yükü fiberlere transfer etme yeteneğini ortadan kaldırır. Arayüzeydeki su, aynı zamanda bir yağlayıcı görevi de gördüğü için, durum daha da kötüleşir. Bu nedenle, PMK'lerde su içeriğinin ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak, suyun difüzyon miktarını anlamak ve hesaplayabilmek gerekmektedir [28].

MMK'lerde takviye fazının kullanım amacı, matrisin sertliğinin, sürünme direncinin veya aşınma direncinin artırılması olabilir. Bu özelliklerde geliştirme sağlanırken, tokluk değerlerinde kabul edilemez bir düşüş meydana gelmemesi, çoğu zaman zorunludur. Matris/takviye arayüzeylerinde zayıf bağlanma, çatlak oluşumuna veya kavitasyona neden olmaktadır. Bununla birlikte, kuvvetli bağ oluşumu, en azından nispeten yüksek matris plastisitesine izin verir. Birçok MMK için bir başka önemli faktör, arayüzey kimyasal reaksiyonu ile ilgilidir. MMK'lerin üretimi genellikle yüksek sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu işlem sırasında metalin yüksek reaktivitesi, çoğu zaman, kırılgan olma eğilimindeki kalın arayüzey tabakalarının (örneğin, arafazların) oluşmasına yol açar. Bunlar genellikle bir bütün olarak kompozitleri zayıflatır ve gevrekleştirir. Bu etkinin bir örneği, SiC tek filaman takviyeli Ti ve Ti6Al4V matrisli kompozitler için incelenmiş ve sonuçlar Şekil 2.4'te verilmiştir [30]. Şekil 2.4, kompozitlerin çekme dayanımının, oluşan arayüzey tabaka kalınlığına bağlı olarak nasıl azaldığını göstermektedir. Bu tür tabaka oluşumunun, fiberler üzerinde koruyucu kaplamalar kullanılarak kontrol edilmesi çoğu zaman mümkündür.

Özellikle atmosfere açık şekilde gerçekleştirilen üretim yöntemlerinde, kompozit bileşenlerinden bir veya birkaçının oksitlenmesi söz konusu olabilir. Oksitlerin ısıl şok ve kırılmaya karşı zayıf direnci, tok bir metal bağlayıcı varlığında geliştirilebilmesine karşın, kompozit içerisinde baskın bir oksit yapının varlığı, metalin toklaştırma etkisini oldukça azaltır. Bu, çoğu durumda, metal/oksit arayüzeylerindeki zayıf bağ yapısına bağlıdır. Buna rağmen, oksidasyona veya kimyasal reaksiyonlara karşı direnç gerektiren durumlarda ve yüksek sıcaklık uygulamalarında, oksit yapılar, bazı belirgin üstünlükler göstermektedir [28].



Şekil 2. 4 SiC tek filaman takviyeli Ti ve Ti6Al4V matrisli kompozitlerin arayüzey tabaka kalınlığına bağlı olarak değişen çekme dayanımı değerleri [30]

2.4.1 Hasar Mekanizmaları

Arayüzey hasarlarının kontrol edilmesi, kütlesel (bulk) olarak üretilen kompozitlerin mekanik performansını iyileştirmek için en etkili yaklaşımlardan biridir. Birçok faktöre, özellikle de matrisin deformasyon sertleşmesi kabiliyetine ve fiber/matris arayüzey bağ kuvvetine bağlı olarak, arayüzeylerde kavitasyon ve ayrılma (debonding) olmak üzere iki tür hasar mekanizmasından söz edilebilir. Nispeten kuvvetli arayüzey bağına sahip kısa fiber veya parçacık takviyeli MMK'lerde en sık görülen hasar; çekirdeklenme, büyüme, boşluk veya kavitasyon oluşumu kaynaklı meydana gelen süneklik kaybıdır. Tersine, nispeten zayıf arayüzey bağına sahip MMK'lerde ise takviye fazı, yerel gerilmeler arayüzey bağ dayanım değerini aştığında, matristen gevrek bir şekilde ayrılma eğilimindedir. Kavitasyon veya boşluk oluşumu, esas olarak, fiberin bitip matrisin başladığı yerde, matrise etkiyen hidrostatik çekme gerilmelerinden kaynaklanır. Pratikte bir arayüzey, hem ayrılma hem de kavitasyona neden olan bir gerilmeye maruz kalır. İki hasar türünün gerçekleşebilmesi için farklı nedenler gerekmesine karşın, arayüzeyin ayrılması genellikle kavitasyon oluşumundan sonra meydana gelir [20].

2.4.1.1 Kavitasyon

Yüksek sıcaklıklarda üretilen MMK'lerde karşılaşılan zorluklar, özellikle arayüzey özellikleri üzerinde istenmeyen sonuçlar doğurur. Katı segregasyonu, bölgesel olarak artan dislokasyon yoğunluğu, çökelti oluşturan reaksiyonlar ve takviye fazının kümelenmesi gibi durumlar; istenmeyen sonuçlardan bazılarıdır. Bu durumlar, çatlak başlangıcına veya kavitasyon çekirdeklenmesini hızlandırabilecek kusurlara neden olabilmektedir. Malzeme kusurları haricinde, kısa takviyelerin keskin köşeleri veya matrise ilave edilen fiberlerin yüzey pürüzlülüğü gibi geometrik kusurlar da hasarı başlatıp büyütecek etkiye sahiptir. Matrisin plastik deformasyonu, daima bu bölgelerin yakınında gerçekleşmektedir [20].

Boşluk çekirdeklenmesi, parçacık takviyeli MMK'lerde sıklıkla görülür. Parçacık kırılması ve matris/parçacık ayrılması olmak üzere, iki baskın boşluk çekirdeklenme mekanizması vardır [31], [32]. Kompozite uygulanan gerilme arttığında, orantılı olarak güçlendirici parçacıkların matrise uyguladığı baskı da artar ve matriste boşluk çekirdeklenmesine neden olur. Kavitasyon için tercihli bölgeler, gerilme eksenine paralel yönlendirilmiş ve yükleme yönüne aykırı hizalanmış parçacık uçlarıdır. Boşluklar, büyük parçacıklar etrafında oluşmaya daha fazla meyillidir ve şekilleri çoğu zaman yarım küredir [20]. Kavitasyon başlangıcının bölgesel gerilme durumlarına bağlılığı, takviye geometrisinin, çekirdeklenme, kavitasyon ve büyüme özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olabileceğini göstermektedir [33].

Kısa fiber takviyeli kompozitlerin hasar süreçleri, parçacık takviyelilerden daha karmaşıktır. Hasarlar büyük ölçüde, matris içerisinde mikroboşlukların oluşması ve bir araya gelmesiyle gerçekleşir. Bu boşlukların çekirdeklenip büyümesi, nihayetinde arayüzey ayrılmasına neden olur. Ayrılma sonucu oluşan çatlak, fiber boyunca hızla ilerleyerek arayüzeyi kırılgan hale getirir. Fiber uçlarında çok sayıda boşluğun büyümesi ve birleşmesi, fiberlerle hemen hemen aynı çapta eşeksenli boşlukların oluşmasına neden olur. Boşluk çekirdeklenmesi, önemli oranda plastik şekil değiştirme gerektiren oldukça kararlı bir süreç olup, ani bir kompozit hasarına yol açmamaktadır [34]. SiC whisker takviyeli 6061 Al alaşımı matrisli kompozitler üzerine yapılan çalışmalarda, 20-

30 nm çaplara sahip boşlukların, whiskerların keskin köşelerinde çekirdeklendiği görülmüştür [35].

Kavitasyonun gerçekleşmesi için gereken gerilme durumu, boşluk çekirdeklenme mekanizmasının doğasına bağlıdır. Güçlü şekilde bağlanmış bir arayüzeyde boşluklar matris tarafında büyürken, zayıf bağlanmış bir arayüzeyde, yarım küre şeklindeki boşluklar, yükleme doğrultusunda hizalanmış fiberlerin uçlarında oluşur [34]. Boşluk oluşumunu hızlandıran faktörler; büyük takviye boyutu, yüksek matris gerilmeleri, maruz kalınan plastik gerinim ve tane sınırlarına yerleşmiş takviyelerdir [36].

2.4.1.2 Arayüzey Ayrılması

Fiber/matris arayüzeyi boyunca ayrılma, fiber takviyeli kompozitlerde en sık karşılaşılan hasar mekanizmalarından biridir. Fiberlerin geometrik dağılımındaki düzensizlikler ve özelliklerdeki ani değişimler nedeniyle iç gerilmelerin bölgesel olarak arayüzeylerde yoğunlaşması, bu bölgeleri kompozitin en zayıf parçası haline getirmektedir. Kompozit üretimi süresince meydana gelen, difüzyon destekli kimyasal reaksiyonlar, kalıntı gerilmeler veya gözenekler nedeniyle, mekanik olarak zayıf arafazların oluşması, arayüzeyi zayıflatmaktadır. Kalın ve gevrek intermetalik bir fazın arayüzeyde oluşması, sürtünmeli kayma için gerekli kayma gerilmesini artırırken, bir yandan da, kompoziti arayüzey ayrılmasına hassas hale getirir [34]. Kalıntı gerilmeler, var olan iç gerilmelere yenisini ekleyerek daha yüksek gerilme konsantrasyonuna neden olduğundan, kompozit yapıya çoğunlukla olumsuz etki etmektedir. Ancak, tüm kompozitin yıkıcı bir hasara uğramasını önleyebildiği takdirde, kalıntı gerilme kaynaklı bir arayüzey ayrılması faydalı olabilir.

Bölgesel gerilme yoğunluğunun azaltılması, çatlak ucunun kritik fiber takviyesinden uzaklaştırılması veya çatlak ucu için, düzleşme, yön değiştirme ve çatallaşma mekanizmalarından bir birliktelik oluşturulması; kırılgan matrisler içeren kompozit yapıların kırılma davranışını geliştirebilir. Arayüzey hasarlarının; kompozitlerin mekanik ve yapısal performansı üzerindeki rolleri göz önüne alındığında, güçlü bir arayüzeyin basit bir şekilde korunmasının genellikle yararlı olmadığı, bununla birlikte, arayüzey bağlanma dayanımının, kompozitin kullanılacağı uygulama alanına göre optimize edilip tasarlanması gerektiği sonucuna varılmıştır [20].

2.4.2 İntermetalik Fazlar

MMK'lerin çoğunda, yüksek kompozit dayanımı ve uzun süreli çevresel saldırılara karşı yüksek direnç ile birlikte, güçlü bir arayüzey bağlantısı da istenir, çünkü metal matrislerin doğası gereği sünek olması nedeniyle kompozit, ilave bir toklaştırmaya gereksinim duymamaktadır [37]. Yüksek işlem sıcaklığında arayüzey bölgesinde oluşan reaksiyon ürünleri (intermetalik fazlar), genellikle kimyasal bağlanmayı teşvik ederek dayanımı ve sertliği arttırır. Öte yandan bu tür fazlar, kırılma tokluğu ve hasar direnci gibi diğer önemli mekanik özellikleri bozma eğilimindedir. Arayüzeyde aşırı kimyasal reaktifliğin neden olduğu zararlı etkilere örnek olarak; B/Al arayüzeyinde oluşan AlB_2, SiC_f/Al arayüzeyinde oluşan Al_4C_3 ve SiC_f/Ti arayüzeyinde oluşan TiC intermetalikleri verilebilir. Bu reaksiyon ürünleri genel olarak kimyasal bağlanmayı güçlendirir, ancak kompozitin mekanik özelliklerini zayıflatır. Bu durum, istenen özellikler arasında bir uzlaşmaya ihtiyaç olduğu anlamı taşımaktadır. Reaksiyon engelleyici olarak kullanılan fiber kaplamalar, üretim öncesi gerçekleştirilen fiber yüzey işlemleri, alaşımlama ve başka birtakım iyileştirme teknikleri; MMK'lerin kırılma tokluğunu geliştirmek için uygulanmaktadır. Bu teknikler, temel olarak, ayrılma ve fiber çekme gibi arayüzeyle ilgili hasar mekanizmalarının ortaya çıkmasını teşvik ederek, kompozitin enerji absorplama kapasitesini artırmayı hedeflemektedir. Fiberlere uygulanan kaplama veya diğer yüzey işlemlerinin ana hedefi; bağın doğası, moleküler bileşenler, reaksiyon ürünlerinin oluşumu, morfoloji ve kalıntı gerilme oluşumu gibi arayüzey olaylarının mekanizmasını değiştirerek, arayüzey hasarlarını iyileştirmektir [20].

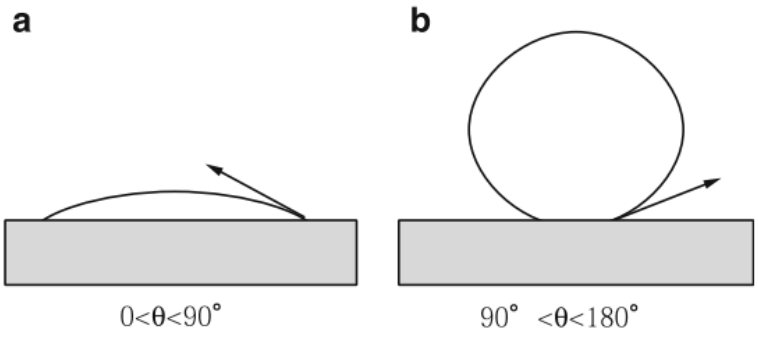
Arayüzey reaksiyonlarının aşırı şekilde gerçekleştiği veya hiç gerçekleşmediği durumlarda, MMK'lerin yük taşıma kapasiteleri zayıflamaktadır. B_f takviyeli Al matrisli kompozitler üzerine yapılmış bir çalışmada [38], kompozitin, arayüzey bağ dayanımı düşük olduğunda, kırılma yüzeyinde geniş çaplı bir fiber çekme hasarına maruz kaldığı ve dayanım değerlerinin düşük çıktığı gözlemlenmiştir. Arayüzey ayrılması bir kez gerçekleştiği zaman, kompozit dayanımını azaltmak üzere harekete geçen hasar görmüş fiberlerin kritik transfer uzunluğu da artmaktadır. Bunun nedeni, hasarlı fiberlerin yükü taşıyamaması ve matris dağılımının kompozit dayanımına katkısının daha az anlamlı hale gelmesidir. Aynı çalışmada, kompozit arayüzeyinde ince bir reaksiyon tabakası ile birlikte güçlü bir bağ yapısı oluştuğunda, yüksek bir kompozit

dayanımı elde edilirken; aşırı arayüzey reaksiyonu gerçekleştiğinde bağ dayanımı, zayıf bağ oluşturduğu ilk durumdan dahi düşük çıkmıştır [38]. Bu çalışmadan, arayüzey bağının yeterince kuvvetli ve oluşan intermetalik fazların mümkün olduğunca ince olduğu koşulların, kompozitin mekanik özelliklerinin dengesi için gerekli olduğu sonucuna varılmaktadır. Örneğin, SiC_f/Al arayüzeyinde oluşan çok ince Al_4C_3 tabakasının, arayüzey kaymasını engellediği ve etkin bir şekilde kompozitin elastiklik modülünü artırdığı görülmüştür [20].

2.4.3 Islanabilirlik

İki farklı malzemenin teması söz konusu olduğunda, ıslanabilirlik terimi, iki malzeme arasındaki uyumluluk derecesini ifade eder. Bu terim, bir sıvı ve bir katı arasında geçerli olduğu kadar, iki farklı sıvının teması için de geçerlidir. Islanabilirliği kantitatif olarak tanımlamak için "temas açısı" terimi kullanılır. Düz bir yüzeye sahip bir katı madde üzerine küçük bir sıvı kütlesi (damlacık) koyulduğunda, damlacık belirli bir şekle bürünerek kararlı hale gelir. Damlacığın aldığı şekil, katı ve sıvı arasındaki uyumluluk derecesine; kantitatif olarak ifade edilirse, temas açısına bağlıdır. Şekil 2.5'te temas açısına bağlı olarak damlacığın aldığı şekiller gösterilmektedir [2]. Temas açısının $0°<\theta<90°$ olduğu durumda damlacık, katı üzerinde kendiliğinden yayılarak sabit bir şekil alır. Bu durum, katının sıvı tarafından kolayca ıslatılabilmesi anlamı taşımaktadır. Öte yandan, temas açısının $90°<\theta<180°$ olduğu durumlarda damlacık, Şekil 2.5'te gösterilen şekle sahiptir ve katıyı iyi bir şekilde ıslatamaz. Atmosfer, damlacığın buharı ile yeterince doyurulmadığı takdirde, damlacık sürekli olarak buharlaşır ve damlacık şekli zamanla değişir.

Seramik takviyelerin metal matrisleri ıslatabilme kabiliyetleri oldukça zayıftır. Bu zayıflık, kompozitlerin üretimi sırasında veya üretim sonrası kullanıldıkları alanlarda, malzemenin hasara uğramasına neden olmaktadır. Geleneksel seramik takviyeli Al matrisli kompozitlerde takviye/matris arasındaki temas açısı, farklı sıcaklık ve takviye elemanları için çalışılmış ve elde edilen sonuçlar Çizelge 2.4'te verilmiştir [39], [40], [41], [42], [43], [44], [45].



Şekil 2. 5 Temas açısına bağlı olarak değişen damlacık şekilleri [2]

Çizelge 2. 4 Al matris ve çeşitli takviye fazları arasındaki temas açıları

Takviye	**Temas açısı (°)**	**Sıcaklık (°C)**
MgO [39]	130	900
	120	1000
	110	1100
%9,98 Mg/grafit [40]	116	650
%5 Cu/grafit [40]	140	650
%2,58 Si/grafit [40]	155	650
α-SiC [41]	155	1100
Al_2O_3 [42]	155	800
%1,1 Ca/Al_2O_3 [43], [44]	110	700
%1,1 Ca/SiO_2 [43], [44]	110	700
Si_3N_4 [45]	120	900

Sonuçlar irdelendiğinde, tüm temas açılarının 90°<θ<180° aralığında olduğu görülmektedir. Sonuçlardan hareketle, kompozit üretiminin dezavantajları arasında, takviye ile matris arasında gerçekleşen ıslanabilirlik sorunları sayılabilir. Kayda değer bir diğer bulgu, üretim sıcaklığı arttıkça temas açısının azalması, başka bir deyişle, ıslanabilirliğin artmasıdır.

2.5 Güçlendirme Mekanizmaları

Kompozitlere yüksek dayanım özellikleri, çeşitli güçlendirme mekanizmalarının etkisiyle kazandırılır. Bu mekanizmalar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Yük taşıma etkisi: Yükün matris tarafından, daha yüksek dayanıma sahip takviye fazına taşınmasıdır [46].

- Hall-Petch güçlendirmesi: Matrisin tane boyutu ile ilişkilidir, özellikle nanoparçacık takviyesi ile önemli ölçüde tane inceltmek mümkündür [47].

- Isıl genleşme katsayısı ve elastiklik modülü uyumsuzluğu: Parçacıkların çevresinde dislokasyon ağları oluşturulmasından sorumludurlar [48].

- Orowan güçlendirmesi: Parçacıkların dislokasyon hareketlerini engelleme kapasitesinden kaynaklanmaktadır [49].

Orowan güçlendirmesi, 100 nm'den daha küçük parçacık boyutlarına sahip MMK'ler için daha uygundur. Bunun nedeni, nispeten büyük boyutlu parçacıkların, aynı hacim oranları kıyaslandığında, küçük parçacıklara göre daha fazla parçacıklar arası mesafeye yol açması ve tane sınırlarında segregasyon eğilimi göstermesidir. Bu koşullar altında Orowan güçlendirme mekanizmasının katkısı ihmal edilebilir düzeydedir [12].

Sayılan mekanizmalar haricinde, MMK'lerin aşağıdaki yöntemlerle de güçlendirilmesi mümkündür:

- Deformasyon sertleşmesi: Metallerin plastik deformasyonu, dislokasyon yoğunluğunun artmasına yol açar.

- Katı çözelti sertleşmesi: Arayer veya yeralan atomlarının kristal kafesine girmesiyle kafesin deformasyona uğraması sonucu iç gerilme oluşumu gerçekleşir.

- Çökelme sertleşmesi: Sıcaklıkla birlikte değişen katı çözünürlüğü, dislokasyon hareketlerini kısıtlayan ince çökeltilerin oluşmasına neden olur [47].

2.6 Üretim Yöntemleri

Kompozitlerin imalatı, sıvı hal ve katı hal teknikleri olmak üzere iki ayrı kategori altında incelenebilir.

2.6.1 Sıvı Hal Teknikleri

Ticari olarak kullanılan kompozitlerin büyük çoğunluğu, tekniğin doğası gereği sağladığı bazı avantajlar nedeniyle, sıvı halde üretilmektedir. Bu avantajların başında, sıvı metalin tozdan çok daha ekonomik ve bu yolla üretimin çok daha kolay olması gelmektedir. Sıvı hal teknikleriyle, hâlihazırda döküm endüstrisinde alaşım üretiminde kullanılan yöntemlerin, kompozit üretimi için de kullanılması mümkündür.

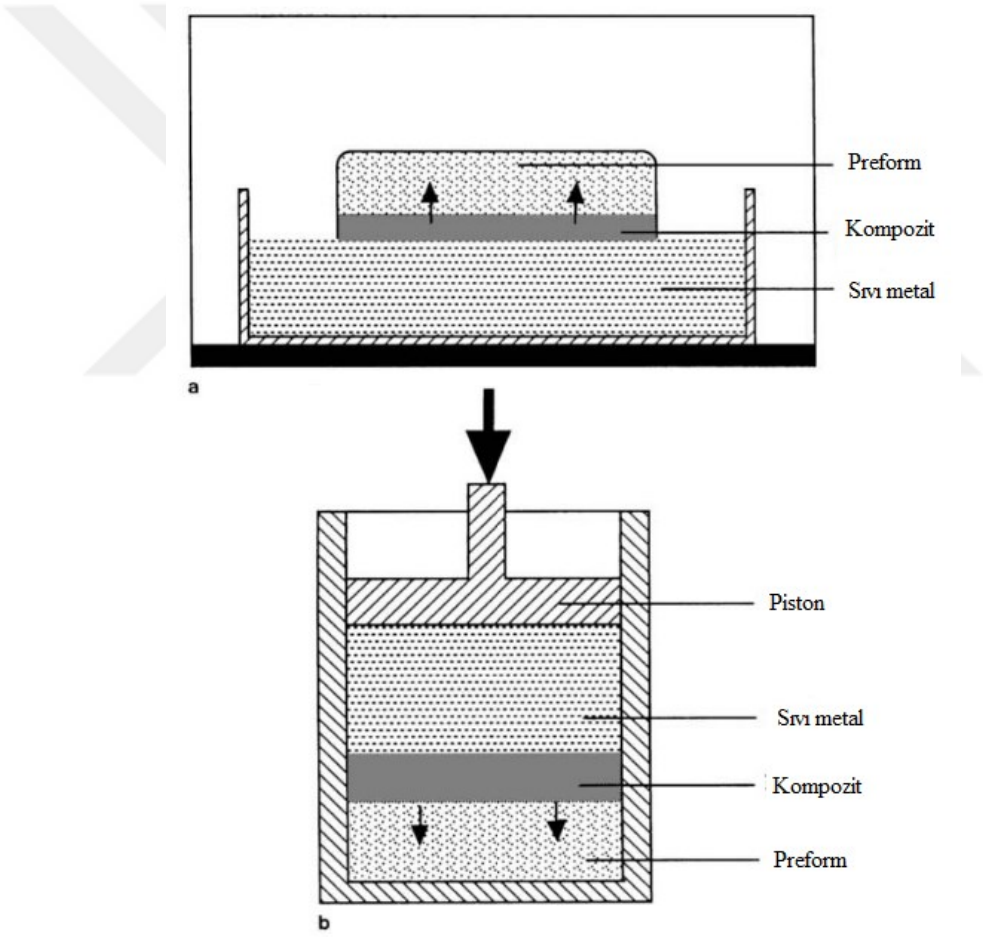
"Sıvı hal teknikleri" terimi, kompozit üretimi boyunca matris malzemesinin kısmen veya tamamen ergiyik halde bulunduğu süreçler için kullanılmaktadır. Bu süreçler genellikle, işlem parametreleri kontrolünün zorluğu ve matris/takviye arayüzeyinde istenmeyen kimyasal reaksiyonların oluşumu gibi nedenlerin bir sonucu olarak, tekrarlanabilirlikten yoksundur. Ayrıca, uygulamaları çoğu zaman düşük ergime noktalı alaşımlarla sınırlı kalmaktadır. Araştırma-geliştirme süreçleri halen devam eden sıvı hal işleme yöntemleri; infiltrasyon, dağılım (dispersiyon), püskürtme ve yerinde imalat (in-situ) olmak üzere dört ayrı kategoride incelenmektedir.

2.6.1.1 İnfiltrasyon

İnfiltrasyon işlemleri; bir kalıp içerisinde takviye fazının gözenekli bir gövdesinin tutulmasını ve gövdenin boşlukları boyunca akan ergiyik metalin, gözenekleri doldurarak kompozit yapıyı üretmesini içerir. Şekil 2.6'da bazı infiltrasyon işlemlerinin şematik görünümü verilmiştir. Kendiliğinden infiltrasyon işlemi, uzun yıllar boyunca, TM ile üretilen demir ve çelik parçaların gözenekli kısımlarının Cu ile güçlendirilmesi amacıyla kullanılmıştır [50]. Katı bir metalin veya seramik bir gövdenin sıvı metal ile infiltrasyonu arasındaki en büyük fark, ıslatma özellikleri ile ilgilidir. İkinci durumda sıvı metal, genellikle takviyeyi kendiliğinden ıslatamamaktadır. Bu nedenle, seramik parçaların infiltrasyonunda, preform ile ergiyik metal arasındaki ıslanabilirliği artıracak harici kuvvetlerin sisteme uygulanması gerekmektedir [35].

İnfiltrasyon proseslerindeki ana parametreler; takviyenin başlangıç bileşimi, morfolojisi, hacimsel oranı, sıcaklığı, ergiyik metalin başlangıç bileşimi/sıcaklığı ve varsa, sisteme uygulanan dış kuvvetin şiddetidir.

Kendiliğinden infiltrasyon, harici bir yük içermeyen, gözenekli preform/ergiyik metal sistemlerinde gerçekleşir. TiC takviyeli çelik matrisli kompozitler veya Ni esaslı alaşımlar, kendiliğinden infiltrasyon yöntemiyle üretilmektedir [50]. Islanmayı teşvik etmek için ortam kimyasının ve işleme koşullarının özel olarak tasarlandığı sistemler de kendiliğinden infiltrasyona izin vermektedir. Bu özel sistemlere örnek olarak, Ti ve B'nin, Al ile infiltrasyon işlemi öncesi, kimyasal buhar biriktirme yöntemiyle fiberler üzerinde biriktirildiği Ti-B prosesi verilebilir [51]. İkinci bir örnek, ticari bir firma tarafından geliştirilen PRIMAX basınçsız infiltrasyon tekniğidir. Bu yöntemde seramik preformlar, azotça zengin bir atmosferde, 750-1050 °C sıcaklık aralığında, Al-Mg alaşımları tarafından infiltre edilmektedir [52].



Şekil 2. 6 (a) Kendiliğinden infiltrasyon ve (b) basınçlı infiltrasyon yöntemlerinin şematik görünümü [35]

Bazı matris/takviye sistemleri için, takviye fazı etrafında bir vakum oluşturmak, infiltrasyonu teşvik etmek için yeterince büyük bir basınç farkı sağlamaktadır. Bunun bir

örneği, Al-Li alaşımları tarafından, Al_2O_3 fiberlerin vakumla infiltrasyonudur [53]. Li, Al_2O_3'ü indirgeyebildiği için vakumla infiltrasyon gerçekleştirilebilmektedir; ancak bu reaksiyon, aynı zamanda fiberleri de çözdüğü için, Li miktarının çok iyi kontrol edilmesi gerekmektedir. Bir başka ilginç vakumla infiltrasyon tekniği, Mg alaşımlarının, metalin yüzeyinde konumlandırılmış Al_2O_3 veya SiC fiber preformlara, yukarı doğru infiltrasyonunu içerir. Metalin ergiyiği veya buharı, MgO gibi katı ürünler oluşturmak için preform üzerindeki hava ile reaksiyona girer. Bu şekilde oluşturulan vakum, infiltrasyon için itici güç sağlamaktadır [54].

Kötü ıslanmanın üstesinden gelmek için diğer bir yöntem de, metalin preform içerisine infiltrasyonunu sağlamak için mekanik bir güç uygulamaktır. Her ne kadar dışarıdan uygulanan bir basıncın birincil amacı kapiler (kılcal) kuvvetlerin üstesinden gelmek olsa da, daha yüksek basınçlar, artan işlem hızı, kimyasal reaksiyonlar üzerinde kontrol, inceltilmiş matris mikroyapıları gibi ek faydalar sağlayabilmektedir. Basınç, genellikle, bir gaz vasıtasıyla veya mekanik olarak uygulanır. Gaz basıncı uygulanan durumda, metal genellikle 1-10 MPa aralığındaki bir basınç altında, Ar veya N gibi inert bir gaz vasıtasıyla preform içerisine sızdırılmaya zorlanır. Mekanik basınç uygulanan durumda ise kuvvet, bir hidrolik presin pistonu tarafından ergimiş metal üzerine uygulanır ve bu kuvvet, katılaşma sırasında muhafaza edilir. İlgili basınçlar genellikle gaz basınçlı işlemlerden daha yüksektir ve yaklaşık 10-100 MPa arasındadır. Bu tip bir infiltrasyon, pistonun, kalıbın bir parçasını oluşturduğu sıkıştırmalı döküm veya basınçlı döküm gibi, yekpare alaşımların üretiminde kullanılan yöntemlerden uyarlanmıştır [55]. Mekanik basınçlı infiltrasyon tekniğiyle üretilen kompozitler genellikle gözeneksiz bir matrise sahip olmakla birlikte, uygulanan basınç, preformda deformasyon veya kırılma hasarına da yol açabilmektedir [56].

İnfiltrasyon işlemi, tamamen veya kısmen takviyelendirilmiş parçaların son haline yakın biçimde üretimine izin vermektedir. Soğuk kalıp ve takviyelerin kullanıldığı veya katılaşma sırasında yüksek basınçların korunduğu durumlarda, matris/takviye kimyasal reaksiyonları azalır ve matriste hatasız mikroyapı eldesi mümkün hale gelir. Takviye fazının; fiberlerin veya parçacıkların yoğun bir paketi olarak kendi kendini destekleme ihtiyacı, infiltrasyon işlemini kısıtlayıcı bir unsur olarak sayılabilir. İnfiltrasyon sırasında gerçekleşen preform deformasyonu veya fiberlerin kümelenmesi gibi olaylar, nihai

ürünün heterojenliği ile sonuçlanmaktadır. Ayrıca, yüksek basınçların kullanıldığı durumlarda, şekillendirme işlemi pahalı olabilir [35].

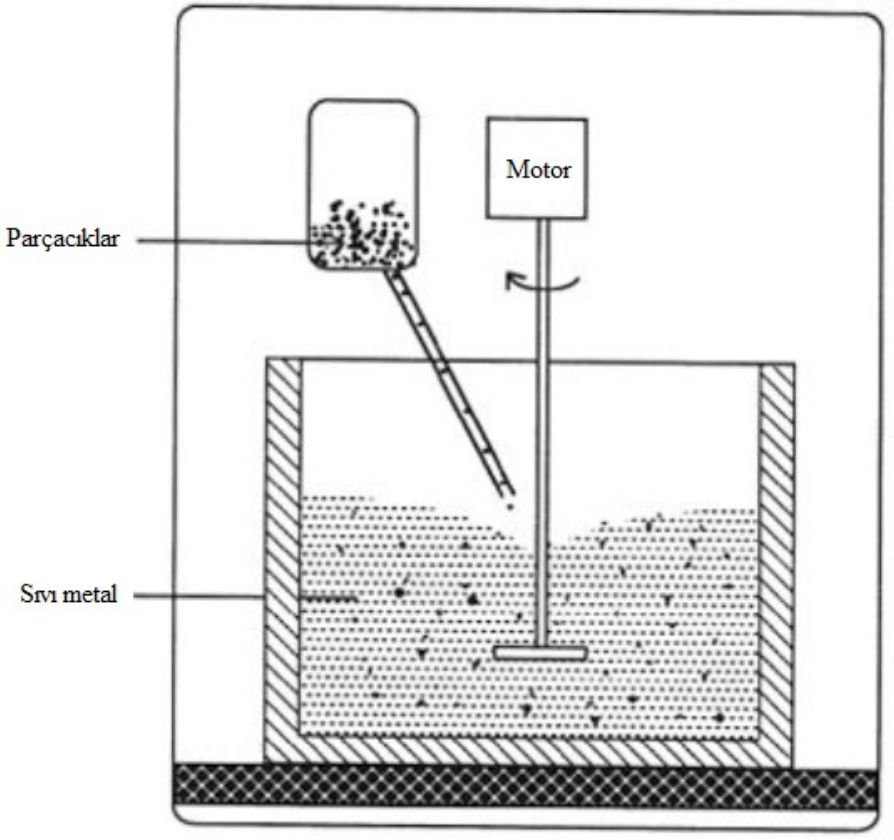
Bir preformun, matrisin ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta da infiltre edilebilmesi mümkündür. Bu tercih, matris/takviye arasında gerçekleşen kimyasal reaksiyonları azaltma, kalıp ayırma hatlarına metal sızmasını önleme ve daha küçük matris tane boyutları elde etme amaçlarının bir sonucudur.

2.6.1.2 Dağılım

Şekil 2.7'de şematik görünümü verilen dağılım işleminde, takviye, metal matris içerisine serbest biçimde dahil edilir. Çoğu metal/takviye sistemi, zayıf ıslanabilirlik gösterdiğinden, genellikle, karıştırma yoluyla fazları birleştirmek için, mekanik bir kuvvet gerekmektedir. Bu yöntem, mevcut MMK üretimi için kullanılan en ekonomik yöntemdir ve sonraki süreçte döküm veya ekstrüzyon yoluyla işlenen çok sayıda malzemenin üretimine katkıda bulunur. Mevcut kullanımdaki en basit dağılım işlemi, sıvı metalin kuvvetlice karıştırılmasını ve oluşan girdap içine parçacıkların ilave edilmesini içeren Vortex yöntemidir [57]. Skibo ve Schuster [58], özel tasarlanmış bir çark vasıtasıyla, ergimiş Al içinde SiC parçacıklarının vakum altında karıştırılmasına dayanan prosesin patentini almıştır. Yöntem, uygulanan vakum nedeniyle, empüritelerin (kirliliğin), oksitlerin veya gazların sisteme girişini sınırlama avantajına sahiptir. Bu tür kompozitlerin, ingot olarak, birçok ticari firma tarafından büyük ölçekli üretimi mevcuttur [59].

Karıştırma işlemi, metalin katılaşma ve ergime sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklıkta da gerçekleştirilebilir. Karma-döküm (compocasting) olarak da bilinen bu süreç, yarıkatı bulamaçlar için kullanılan reo-döküm (rheocasting) yönteminin doğal bir sonucudur. Dağılım işleminde yarıkatı metal kullanmanın avantajı, bulamacın viskozitesinin artması ve parçacıkların metal tarafından yüzeye göçünün engellenmesidir. Dağılım işlemlerinin başarısı için en önemli parametre, istenmeyen özellikler üzerinde kontrolün sağlanmasıdır. Karıştırma sırasında gaz sıkışması kaynaklı oluşan gözenekler, oksit inklüzyonları, uzun temas süreleri nedeniyle gerçekleşen matris/takviye kimyasal reaksiyonları, parçacık göçleri ve parçacık kümelenmesi gibi durumlar, istenmeyen özelliklere örnek olarak verilebilir. Ayrıca, bu tür işlemler, takviye dağıtımını

iyileştirmek ve gözenekleri ortadan kaldırmak için ikincil deformasyon işlemlerine duyulan ihtiyaç ve karıştırmadaki güçlükler nedeniyle, uzun fiberler ve yönlendirilmiş takviyeler için uygun değildir [35].



Şekil 2. 7 Dağılım işleminin şematik görünümü [35]

Genel olarak, seramik parçacıkların zayıf ıslanabilirlikleri nedeniyle, parçacık/ergiyik metal arayüzeyinin, parçacık/hava arayüzeyinin yerini alması, enerji açısından elverişli değildir. Sonuç olarak, yüzey gerilme bariyerinin üstesinden gelmek ve bazı durumlarda metal yüzeyindeki oksit tabakasını kırmak için, parçacık üzerine kuvvet uygulanması gerekmektedir. Rohatgi vd. [60], bu durumu, sabit bir akışkan içerisinde gerçekleşen parçacık yutulması çerçevesinde ele almıştır. Skibo ve Schuster'e göre [58], parçacıklar ve ergiyik metal arayüzeyinde yüksek kesme kuvvetleri uygulandığında parçacıklar metal tarafından yutulup ıslatılabilir. Kesme kuvvetleri, parçacık yüzeyinin yakınında bulunan oksitlerin kırılmasına ve metalin parçacık yüzeyine yayılmasına yardımcı olurken, karıştırma işlemi, ergiyik içindeki parçacıkların homojen dağılımını sağlamaktadır [58].

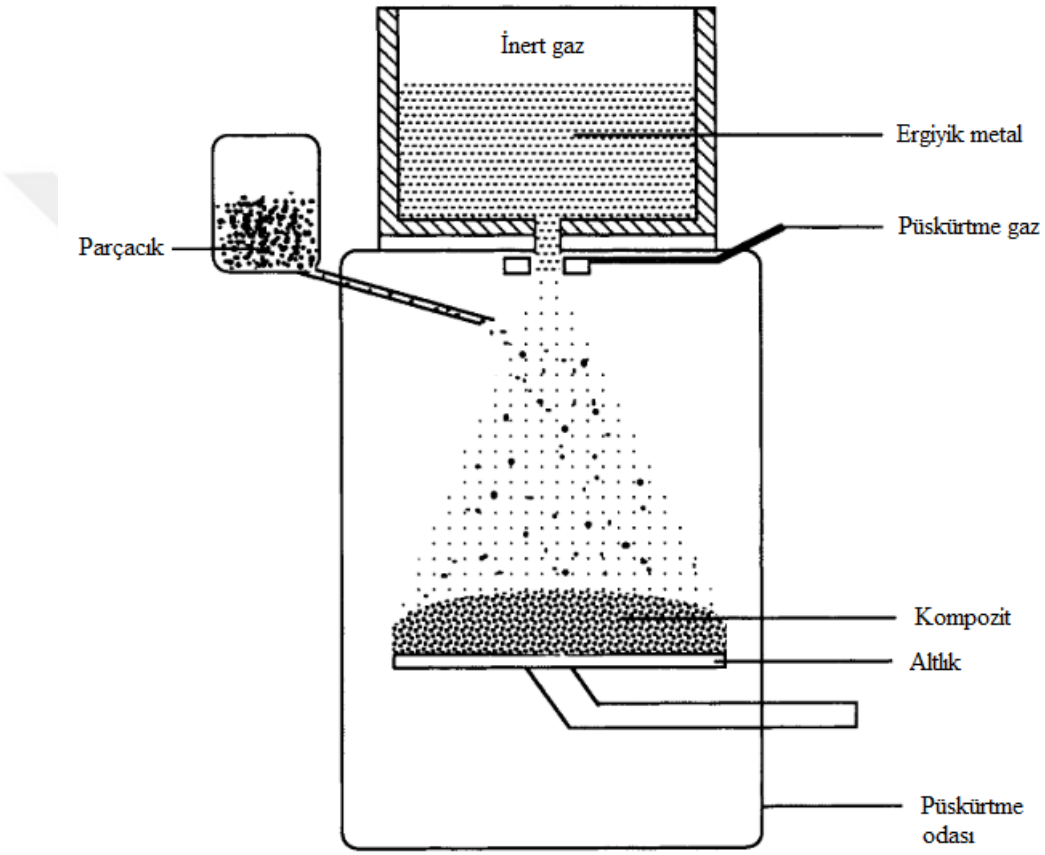
2.6.1.3 Püskürtme

Şekil 2.8'de şematik görünümü verilen püskürtme işleminde, ergimiş metal damlacıkları takviye fazıyla birlikte püskürtülür ve metalin katılaşması tamamlandığında bir altlık üzerinde toplanır. Alternatif olarak, takviye parçacıkları altık üzerine yerleştirilerek üzerine ergimiş metal püskürtülebilir. Püskürtme işlemleri uzun yıllardır takviyesiz metallerin üretiminde kullanılmaktadır, çünkü damlacıkların yüksek katılaşma hızı, hem segregasyonu azaltmakta hem de ince tane yapısı eldesini sağlamaktadır [61]. Püskürtme işlemi için kritik parametreler; metal damlacıkların başlangıç sıcaklığı, boyut dağılımı ve hızı, takviye parçacıkların hızı, sıcaklığı ve beslenme hızı ile birlikte, metali biriktirmek için kullanılan altlığın doğası, pozisyonu ve sıcaklığıdır. Pek çok püskürterek biriktirme işleminde, ergimiş metali, genellikle 300 pm çapa kadar ince damlacıklar haline getirecek atomizasyonu sağlamak için, gaz kullanılır [35]. Ticari bir firma tarafından püskürterek biriktirme yöntemi esas alınarak geliştirilen Osprey prosesi, önemli miktarda SiC takviyeli Al alaşımı üretmektedir [61].

Püskürtme tekniklerinin önemli bir avantajı, genellikle, matris mikroyapılarının ince tane boyutuna ve düşük segregasyon içeriğine sahip olmasıdır. Ayrıca, sıvı metal ile takviye sadece kısa bir süreliğine temas ettiğinden, arayüzey reaksiyonları en aza indirgenir ve Al alaşımlarında Fe parçacıkları gibi termodinamik olarak yarıkararlı olan iki fazlı malzemelerin üretimine olanak sağlar [61]. İngot veya boru gibi basit şekiller, kısmen çok yönlülükten yoksun olsalar da, bu yöntemle üretilebilmektedir. Yöntemin dezavantajları arasında, elde edilen üründe kalıntı gözeneğin hacimsel oranının en az %1-2 olması ve bu nedenle nihai ürün eldesi için ek bir işleme ihtiyaç duyması sayılabilir. Püskürtme işlemi aynı zamanda, kullanılan gazların yüksek maliyeti ve toplanıp bertaraf edilecek atık tozların oransal olarak fazlalığından ötürü, infiltrasyon ya da dağılım işlemleri kadar ekonomik değildir [35].

Püskürterek biriktirme işlemlerinde, katılaşma davranışı açısından belirlenmesi önemli olan diğer bir olgu da, altlık yüzeyinin tamamen katı olup olmadığı, yüzeyinde kısmen veya tamamen sıvı bir tabakanın gelişip gelişmediğidir. Çoğu durumda, kısmen sıvı bir tabakanın gözenekliliği en aza indirmek için uygun olduğu fakat hızlı katılaşmış yapılarda kısmi kayıplara yol açabildiği görülmektedir. Bununla birlikte, nihai ürünün

tane boyutları genellikle, teorik olarak tahmin edilenden daha düşük çıkmaktadır, çünkü büyük olasılıkla, altlık üzerine gelen darbe sırasında kırılan dendritler, yeni çekirdeklenme bölgeleri yaratmaktadır [62]. Aynı püskürtme koşullarında üretilen kompozit ve takviyesiz alaşımlara tane inceltme işlemi uygulandığında, kompozitlerin tane boyutunda takviye içermeyen alaşımlara göre yaklaşık %30 azalma gözlemlenmiştir. Bu etki kısmen, damlacıklar katılaşırken parçacıklardan metale doğru gerçekleşen ısı transferinin etkisi ile açıklanabilir [63].

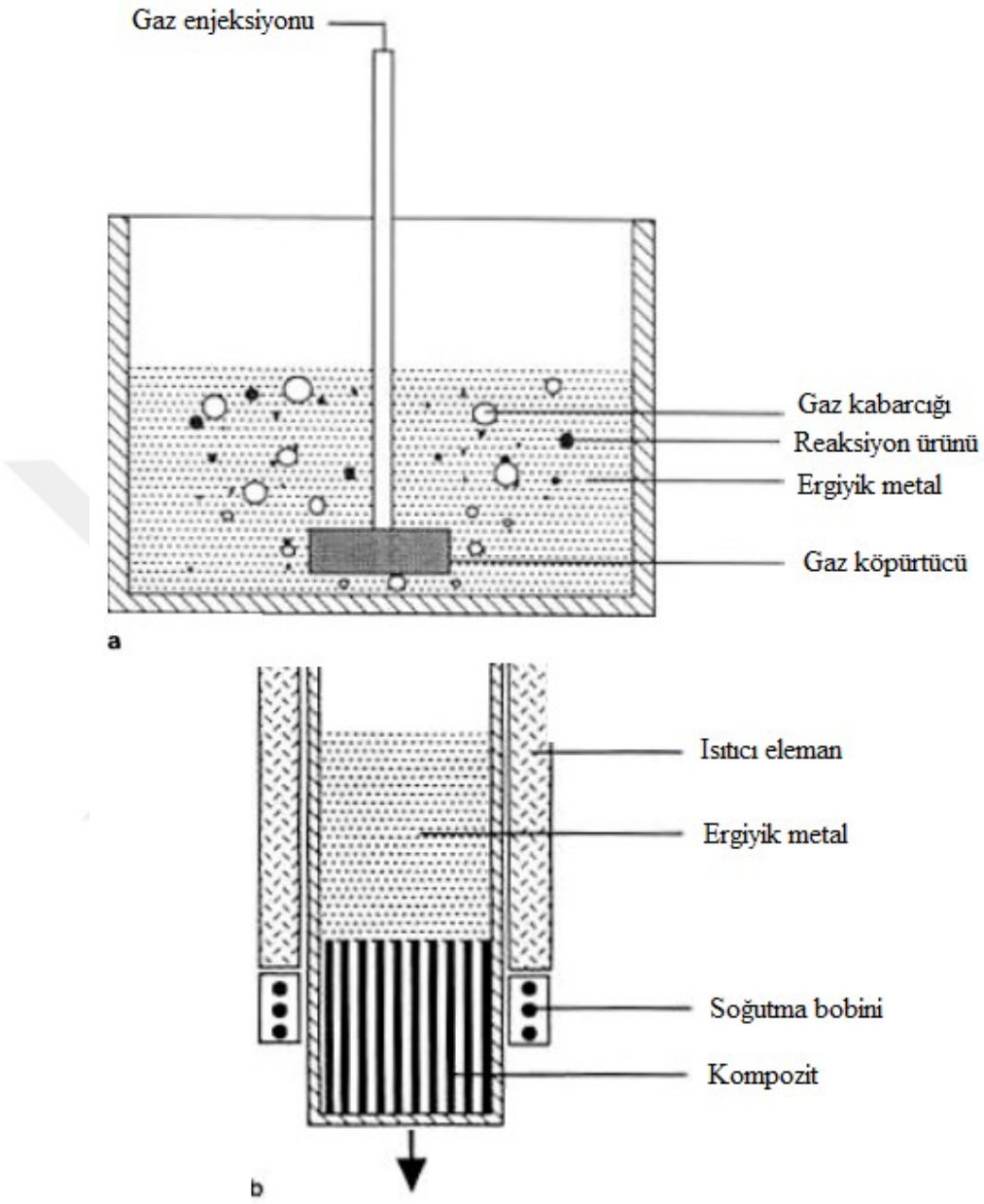


Şekil 2. 8 Püskürtme işleminin şematik görünümü [35]

2.6.1.4 Yerinde İmalat

"Yerinde imalat kompozitler" terimi ilk olarak, çok fazlı alaşımların katılaşmasıyla üretilen malzemeler için kullanılmıştır. Bu malzemeler için optik ve elektronik uygulamalar önerilmiştir, ancak genel olarak düşük büyüme hızları ve mikroyapının yüksek sıcaklıklarda kademeli olarak kabalaşmasından kaynaklanan sorunlar, bu malzemelerin kullanımını kısıtlamıştır. Bununla birlikte, güçlendirilmiş intermetalik alaşımların yaygınlaşmasıyla beraber, bu malzemelerin kontrollü katılaşma veya

kimyasal reaksiyon gibi yerinde imalat yöntemleriyle üretilebilirliği yeniden gündeme gelmiştir. Şekil 2.9'da yerinde imalat prosesinin şematik görünümü verilmiştir.



Şekil 2. 9 Yerinde imalat işleminin şematik görünümü: (a) sıvı/gaz reaksiyonu ve (b) yönlü katılaşma [35]

Alaşım katılaşmasıyla üretilen kompozitlere, Fe, Ti ve C ergiyiklerinin katılaşmasıyla üretilen TiC-Fe kompozitleri [64], TiAl, Ta ve B ergiyiklerinin katılaşmasıyla üretilen TiAl matrisinde TiB çubukları [65] ve Cr-Ta esaslı ötektik sistemler [66] örnek olarak verilebilir. Ergiyik bir metal ile katı bir metal/seramik arasında gerçekleşen kimyasal

reaksiyonlar da uygun kompozitler üretebilmektedir. Ti, B ve Al tozlarının 800 °C'ye ısıtılıp tepkimeye girerek TiB_2 takviyeli Al matrisli kompozit malzemeyi oluşturdukları XD prosesi [67], katı/sıvı reaksiyonuyla elde edilen yerinde imalat kompozitlere iyi bir örnektir. Yerinde imalat kompozitleri üretmenin diğer bir yolu da ergimiş metali bir gazla tepkimeye sokmaktır. Al-Cu-Ti ergiyiğinin CH_4 gaz kabarcıklarıyla Ar ortamında tepkimeye girerek TiC takviyeli Al-Cu matrisli kompozitleri oluşturması, sıvı/gaz reaksiyonuna örnek olarak verilebilir. Bu tip bir gaz enjeksiyon tekniği vasıtasıyla, nitrür ve karbür takviyeli birçok kompoziti üretmek mümkündür [68].

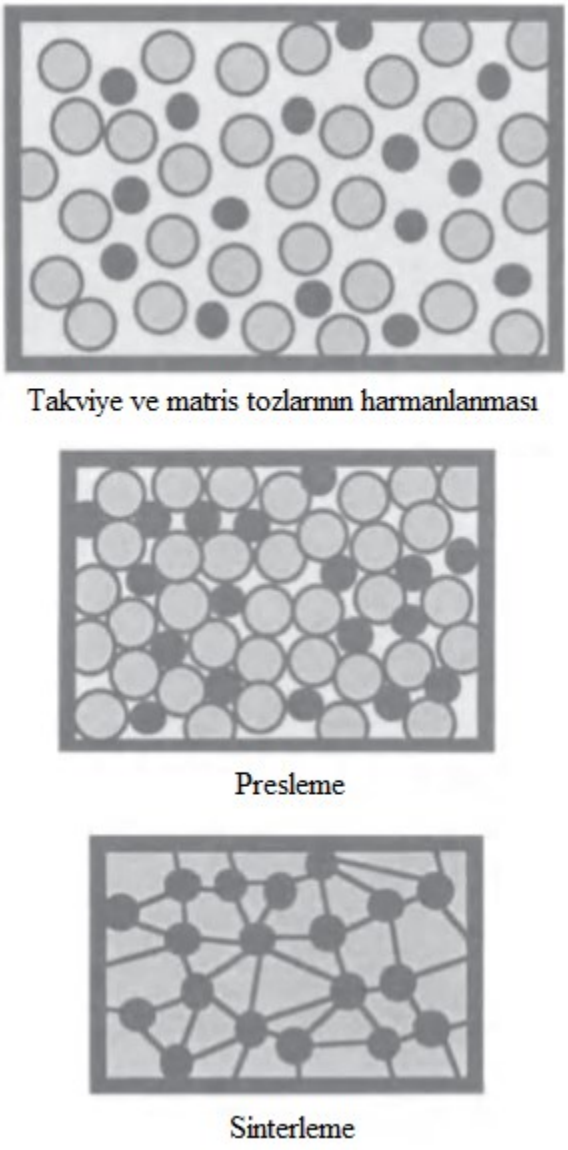
Yerinde imalat kompozitlerin önemli bir avantajı, takviye fazının genellikle homojen olarak dağılması ve takviyeler arası mesafenin ya da takviye boyutunun pek çok durumda katılaşma ya da reaksiyon süresi ile ayarlanabilmesidir [69]. Öte yandan, takviye uyumluluğu sınırlıdır ve reaksiyonlar söz konusu olduğunda, proses kinetiğinin veya takviye fazı şeklinin kontrol edilmesi zordur [35].

2.6.2 Katı Hal Teknikleri

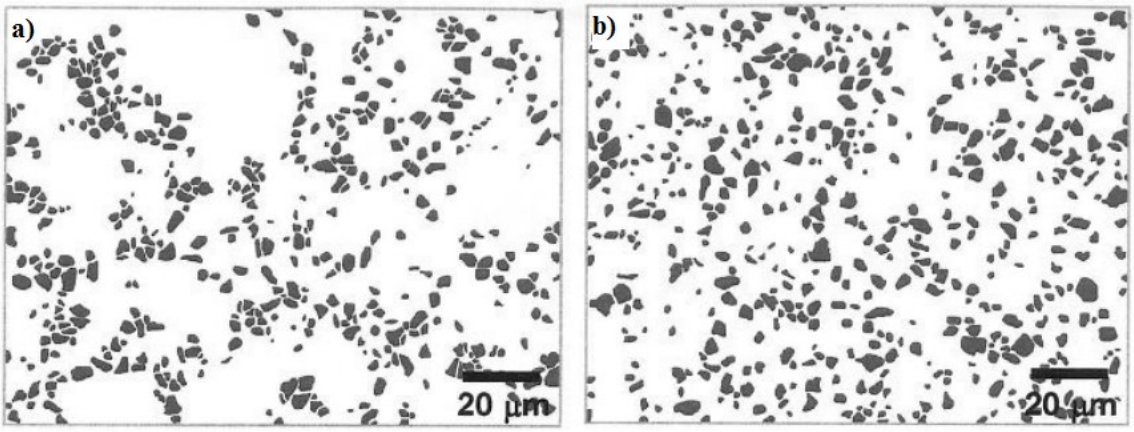
Katı hal süreçleri genellikle MMK'lerde, özellikle süreksiz takviye içeren türlerinde, yüksek mekanik özellikler elde etmek için kullanılmaktadır. Bunun nedeni, katı hal proseslerinde segregasyon etkilerinin ve kırılgan reaksiyon fazı oluşumunun sıvı hal tekniklerine kıyasla minimum seviyede olmasıdır.

2.6.2.1 Toz Metalurjisi

TM, metal-seramik ve metal-metal kompozitlerin üretimi için en yaygın kullanılan yöntemdir. Hızlı katılaşma teknolojisinin ortaya çıkmasıyla birlikte, matris alaşımı, element karışımı yerine önceden hazırlanmış tozlarla üretilir. Metalik tozların seramik takviye parçacıkları veya whiskerları ile harmanlanmasından sonra, soğuk izostatik presleme işlemi ile kompakt, yaş yoğunluğa sahip bir yapı elde edilir. Bu kompakt yapı daha sonra sinterleme işleminden geçerek tam yoğun hale getirilir, dövme veya ekstrüzyon yoluyla da son şeklini alır. Bazı durumlarda, presleme ve sinterleme işlemlerinin eşzamanlı yapılması istenir; harmanın sıcak izostatik preslenmesi ile arzu edilen yapıya ulaşılır [35]. Şekil 2.10'da parçacık takviyeli bir kompozitin TM yöntemiyle üretim kademeleri şematik olarak verilmiştir [21].



Şekil 2. 10 Toz metalurjisi yönteminin aşamaları [21]



Şekil 2. 11 Farklı matris/takviye çap oranlarına sahip SiC_p/Al kompozitlerinin mikroyapısı: (a) D_{Al}/D_{SiC}=6,6 ve (b) D_{Al}/D_{SiC}=1,4 [7]

Bu işlemlerde başlıca zorluk, toz parçacıklarını bir arada tutmak için kullanılan bağlayıcı maddenin uzaklaştırılmasıdır. Organik bağlayıcılar yapıdan uzaklaştırıldıklarında, geriye kompozitin mekanik özelliklerinde bozulmaya neden olan bir kirlilik bırakmaktadır. Sinterleme işlemleri genelde matris katılaşma sıcaklığının altında gerçekleştirilmesine rağmen, bazı durumlarda, deformasyon gerilmelerini en aza indirmek ve whiskerların zarar görmesini engellemek için bu sıcaklığın üzerinde uygulanır. Sıvı faz sinterleme işleminde toz konsolidasyonu, herhangi bir harici basınç uygulanmadan elde edilebilir, çünkü ergiyik faz, katı parçacıkları, yüzey gerilim kuvvetleriyle birlikte sürükler [70].

Seramik parçacıkların varlığı, sinterleme sırasında kompozitin yoğunlaştırılmasını yavaşlatmaktadır, çünkü seçilen sıcaklık, metalin sinterlenmesi için uygunken, seramik parçacıkların sinterlenmesi için düşük kalmaktadır. Seramikler yoğunlaştırma işlemine katkıda bulunmadığı için, benzer çaplardaki metal toz ve seramik parçacıkların, %40'tan fazla takviye oranına sahip şekilde bir araya gelerek kompozit malzeme üretmesi mümkün değildir [21].

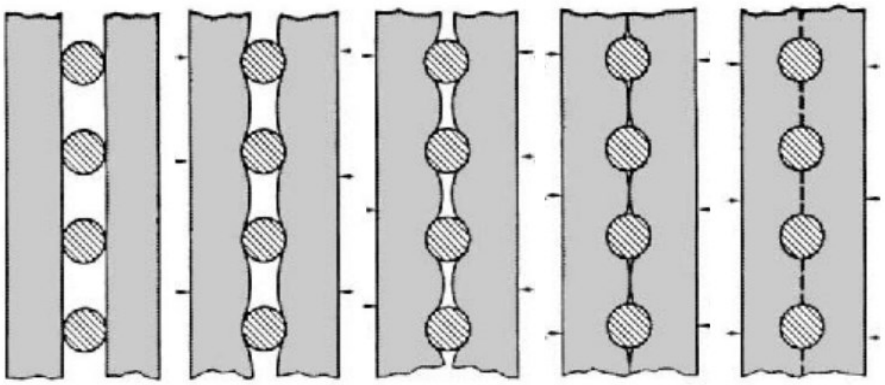
Geleneksel TM işlemlerinin, iki temel nedenden ötürü eşeksenli parçacıklar dışındaki takviyelere uygulanması güçtür. Bu nedenlerden ilki, matris tozunun, whisker veya fiberlerle harmanlanma zorluğu; ikincisi ise sinterleme işlemi sırasında, uzamış takviyelerin kırılma potansiyelidir [21].

Takviye parçacık boyutunun matris toz boyutuna oranı, matriste homojen dağılımı sağlayan en önemli faktördür. Şekil 2.11'de iki farklı matris/takviye çap oranına sahip SiC takviyeli Al matrisli kompozitin mikroyapıları verilmiştir [7]. Parçacık çapları birbirine yaklaştıkça, takviye kümelenmesinin sona erip, matris içerisinde homojen bir takviye dağılımının ortaya çıktığı görülmektedir. D_{Al}/D_{SiC} oranının artması, SiC parçacıkların belli bölgelerde kümelenmesine neden olmaktadır.

2.6.2.2 Difüzyon Bağı

Difüzyon bağı yöntemi, folyo ve fiberlerin karşılıklı tabakalarının birleştirilerek kompozit üretilmesi amacıyla kullanılmaktadır [71]. Bir katı hal sürünme deformasyonu prosesi olan difüzyon bağı tekniği, Şekil 2.12'de şematik olarak gösterilmiştir [35]. Matrisin metal-metal etkileşimini sağlamak için fiberler arasında gerçekleştirdiği

sürünme akışından sonra, folyo arayüzeyleri boyunca gerçekleşen difüzyon; prosesi sonlandırmaktadır. Fiberlerin hasara uğramasını önlemek için birleştirme işlemi boyunca düşük basınç değerleri korunmalıdır. Ayrıca, fiberlerin orta düzlemiyle folyo parçaları arasındaki açıklıkta iyi bir akış elde etmek son derece zordur. Daha ince folyo kullanımı ve matrisin şekil değiştirme kabiliyetinin yüksek olduğu bir sıcaklık seçimi ile birlikte, difüzyon başarıyla gerçekleştirilebilir [35]. Difüzyon bağı işleminde, oluşabilecek fiber/matris kimyasal reaksiyonları, arayüzey bölgesinin bozulmasına ve bunun sonucu olarak, fiberlerin yük taşıma yeteneğinin azalmasına neden olabilmektedir [72].



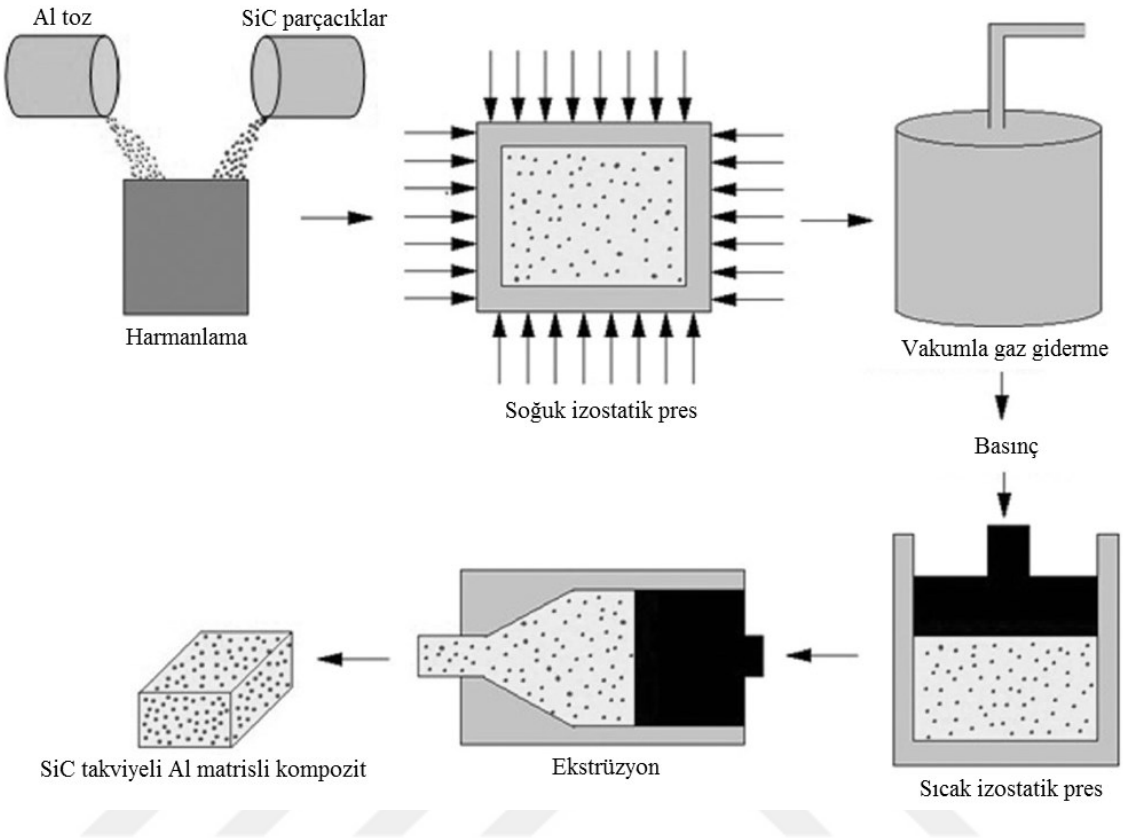
Şekil 2. 12 Difüzyon bağı yönteminin aşamaları [35]

Bu yöntemde, matris ve fiberin ısıl genleşme katsayıları arasındaki uyumsuzluk nedeniyle yapıda çekme gerilmeleri oluşabilir ve bu gerilmeler, malzeme difüzyon sıcaklığından soğutulmaya başlandığında, matrisin çatlamasına yol açabilir. Bu durumu önlemek için, bağlanma öncesi fiberleri, difüzyona karşı bariyer görevi görecek bir kaplama yardımıyla korumak mümkündür [35]. Fiberlerin dağılımı da mekanik özelliklerin kontrolünde son derece önemli bir faktördür. Fiber/fiber temasının gerçekleşmesi veya fiberler arasındaki mesafenin birbirine çok yakın olması, işlem sırasında kompozit bileşenlerin çatlamasına ve yük altında kompozitin hasara daha erken uğramasına neden olmaktadır [7].

2.6.2.3 İkincil İşlemler (Şekillendirme)

Süreksiz takviyeli kompozitlerde ikincil işlemler, parçacık veya whisker topaklarının parçalanması, gözenekliliğin azaltılması ve parçacık/parçacık bağının güçlendirilmesi

amaçlarıyla uygulanmaktadır. Sayılan amaçların her biri, kompozitin mekanik özelliklerinin geliştirilmesini sağlar.



Şekil 2. 13 SiC_p/Al kompozit üretiminde ekstrüzyon işlemi [73]

Kompozit üretiminde en sık kullanılan ikincil işlem, ekstrüzyondur. Proses, yüksek şekil değiştirme oranlarında gerçekleştirilir ve matrisin dislokasyon sürünme deformasyonunu içerir. Ekstrüzyon işlemi, ürünün homojenliğini artırmasının yanı sıra, son haline yakın biçimde kompozit üretimine de imkân sağlamaktadır. Şekil 2.13'te SiC takviyeli Al matrisli kompozit malzemenin TM yöntemi ile üretimini ve sonrasında ekstrüzyon işlemiyle nihai halini almasını gösterir akış şeması verilmiştir [73].

Geleneksel SiC veya Al_2O_3 takviyeli kompozitlerde, yapının %15-25 arasında takviye fazı içermesi ve bu fazların deforme edilemeyen doğası nedeniyle, uygun bir tasarım yapılmadığı takdirde, ekstrüzyon sırasında kırılma hasarı meydana gelebilir [35]. En az direnç oluşturacak şekilde tasarlanmış kalıplar sayesinde, karmaşık şekilli parçaların bile hasara uğramadan ekstrüzyonla üretimi mümkün hale gelmiştir [74].

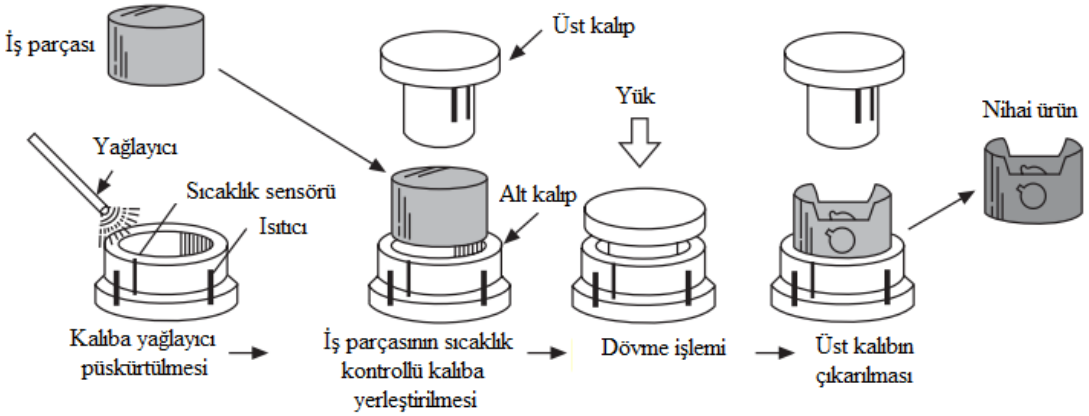
Ekstrüzyon ile şekillendirilmiş parçaların mikroyapısı genellikle heterojen olmaktadır. Heterojenlik terimi, yapı içerisinde birçok noktada, parçacıkların kümelendiği

bölgelerin, hiç parçacık içermeyen bölgelerin ve kısmi homojen dağılım gösteren bölgelerin varlığını işaret etmektedir. Deformasyon sırasındaki şekil değiştirme oranı, parçacık kümelerinin dağıtılması üzerinde güçlü bir etkiye sahiptir. Parçacık kümeleri, parçacık içermeyen bölgelerden daha rijit davranış gösterdiğinden, akış sırasında şekil değiştirme hızları farklılık gösterir. Bu nedenle düşük gerinim hızlarında, maruz kalınan deformasyon, öncelikle parçacık içermeyen bölgelerin akışıyla sağlanır. Matris, gerinim hızına, kümelenmiş bölgelerden daha duyarlı hale geldiğinden, yüksek gerinim hızları tercihli olarak matristeki gerilmeyi artırır; böylece deformasyonun, parçacıkların kümelendiği bölgelerde gerçekleşmesine ve bu bölgelerin parçalanmasına yol açar [35].

Kompozit, levha veya plaka şeklinde istendiğinde, ekstrüzyonun ardından haddeleme işlemi takip edilir. Haddeleme işleminde basma gerilmeleri ekstrüzyona göre daha düşük olduğu için kenar çatlakları ciddi sorunlar yaratmaktadır. Bu nedenle, 40 mm'den kalın kesitlerin haddelenmesi, genellikle önemli miktarda çatlağa ve dolayısıyla malzemenin hurdaya ayrılmasına neden olur. Süreksiz takviyeli kompozitlerde haddeleme işleminin, nispeten düşük haddeleme hızları kullanılarak, malzemenin ergime sıcaklığının yarı sıcaklığında (0,5 T_e) en başarılı şekilde gerçekleştiği görülmüştür. Daha az sayıda paso ve daha büyük merdane çapları kullanılarak yapılan sıcak haddeleme işlemi, minimum kenar çatlağına sahip haddelenmiş levha üretebilmektedir. Ekstrüzyon işleminde olduğu gibi, haddeleme sırasında da parçacık topakları dağıtılır. Aşırı haddelenmiş levhalarda parçacık kümeleri tamamen parçalanır ve matris akışı, önceden birbirleriyle temas eden parçacıklar arasında gerçekleşir. Belirli bir miktar şekillenmeden sonra, parçacık kümeleri hadde yönünde tercihli yönelim gösterir. Bu yönlenme, parçacık yoğunluğunun başlangıçta düşük olduğu matrise parçacıkların yerleşmesine yardımcı olur. Yaklaşık %90'lık bir kalınlık azalmasında, kümelerin sayısı önemli ölçüde azalır ve mikroyapı homojen hale gelir [35].

Dövme, MMK üretiminde yaygın kullanımı olan bir diğer ikincil işlemdir. Ekstrüzyon ve haddeleme işlemlerinde olduğu gibi, dövme işlemi de büyük ölçüde, süreksiz takviyeli kompozitler için kullanılmaktadır. Geleneksel dövmede, sıcak preslenmiş veya ekstrüzyon ile şekillenmiş malzeme, dövme işlemine tabi tutularak son haline yakın biçimini alır [7]. Ancak geleneksel teknikte kalıp sıcaklıkları kesin olarak kontrol edilememekte ve bu nedenle malzeme, bazı durumlarda, ikinci bir deformasyon

işlemine ihtiyaç duymaktadır. Ek işlem maliyetlerinden kaçınmak ve güvenilir deney parametreleriyle çalışmak için geliştirilen kontrollü dövme işlemi Şekil 2.14'te şematik olarak gösterilmiştir [75]. İşlem, sıcak kalıplarda ve sıcak iş parçası kullanılarak gerçekleştirilir. Sıcaklık sensörü, dövme sıcaklığını kontrol ederken ısıtıcı, ince kesitlerin dahi şekillendirilebilmesini sağlar. Yağlayıcı, kalıp ömrünü artırmak ve iş parçasının kalıba yapışmasını önlemek için kullanılır. Nihai ürün, kontrollü dövme prosesi sayesinde hata içermeyen uniform bir mikroyapıya sahip olur. Bu teknoloji, hassas valf yuvalarına sahip ince cidarlı pistonların üretimini mümkün hale getirmiştir [75].



Şekil 2. 14 Kontrollü dövme işlemi [75]

2.7 Endüstriyel Uygulamaları

Kompozit malzemeler, endüstride, otomotiv, uzay, havacılık, elektronik, ısıl yönetim ve aşınma uygulamalarında kullanılmaktadır [21]. MMK'lerin yüksek özgül dayanımı, geleneksel malzemelere göre geliştirilmiş termomekanik özellikleri ve bu özelliklerin amaca veya yönteme göre uyarlanabilirliği, bu malzemeleri çekici hale getirmektedir. Genel olarak, farklı birçok matris alaşımıyla, arzu edilen hafiflik ve yüksek dayanım özelliklerine ulaşılmasına karşın, sürekli fiber takviyeli sistemlerde mekanik/kimyasal özellik uyuşmazlıkları, enine kesitlerde düşük dayanım ve fiber/üretim yöntemi pahalılıkları göz önünde bulundurulmalıdır. Öncelikli olarak yüksek sıcaklık uygulamalarında tercih edilen bu tür kompozitlerde fiber/matris teması, yüksek servis sıcaklıkları ile birleşince, arayüzeyde fiber çekme ile sonuçlanabilecek arayüzey reaksiyonlarını teşvik etmektedir. Bu nedenle MMK özellikleri, bir tür altında genelleştirme yapılmadan ayrı ayrı ele alınmalıdır [35].

2.7.1 Otomotiv

Hafif alaşımlı kompozitler otomotiv mühendisliğinde, özellikle motor alanında yüksek bir uygulama potansiyeline sahiptir. Biyel kolu, piston, krank mili, silindir başlığı, motor bloğu ve supap gibi otomobil parçalarında MMK'lerin kullanımı mevcuttur [8]. MMK'lerin motor bileşenlerinde erken ve başarılı bir uygulaması, Toyota dizel motorlarında SiO_2 ile güçlendirilmiş Al matrisli kompozit pistonlardır [76]. Pistonların kompozit kullanılan üst kısımlarından esas beklenti, aşınmaya karşı direnç göstermesidir. Özellikle kısa mesafeli yarışlar için tasarlanmış arabaların pistonlarında, SiC takviyeli Al matrisli kompozitler kullanılmıştır. Bu durumda, geleneksel Al alaşımlarına göre azalan ısıl genleşme katsayısı, piston ile silindir duvarı arasındaki boşluğu azaltarak araç performansının iyileşmesini sağlamıştır [7]. MMK'lerin motor alanında bir diğer erken uygulaması ise Honda'nın Al_2O_3 ve C melez takviyeli Al matrisli kompozitlerden ürettiği silindir gömlekleridir. Parça, motor bloğu ile entegre bir şekilde dökülmüş ve motor boyutunda artışa neden olmadan, soğutma veriminin artmasını, aşınma direncinin gelişmesini ve dökme demire göre %50 daha hafif ürün eldesini sağlamıştır. Bu tasarı, ilk olarak Honda Prelude 2.3L motorunda uygulanmış, avantajlı özelliklerinden ötürü daha sonra Honda S2000, Toyota Celica ve Porsche Boxtser motorlarında da kullanılmıştır [77].

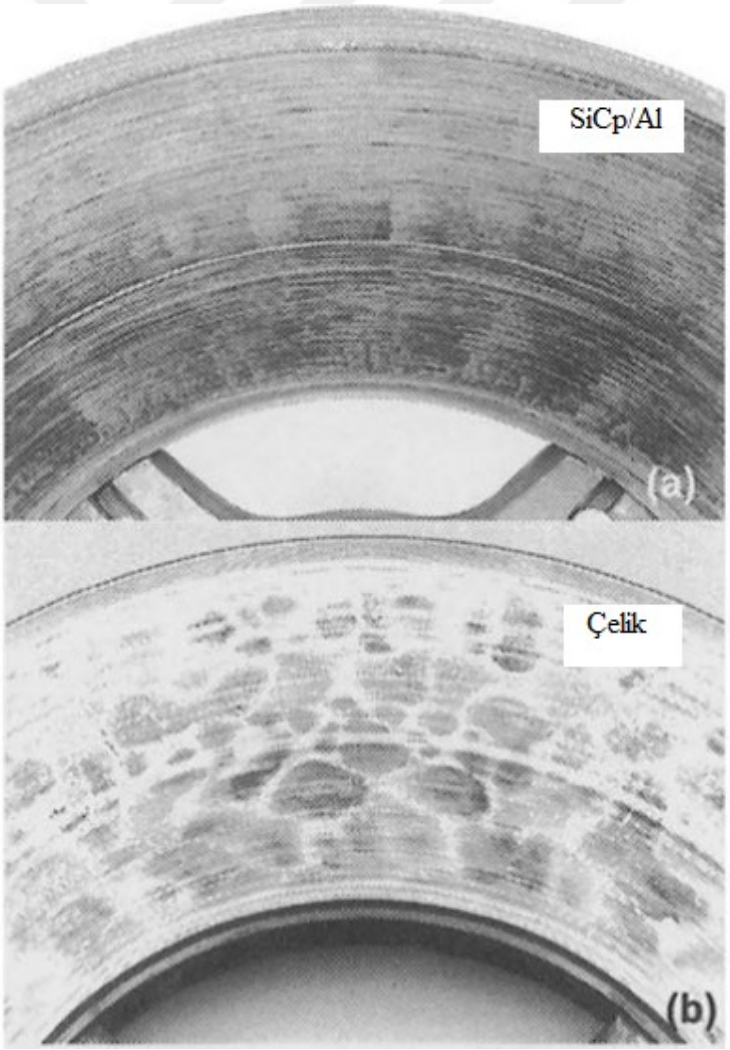
Tüm büyük otomobil şirketleri, brüt araç ağırlığını ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmak için Al motor blokları geliştirmiş veya geliştirmektedir. Genel motor ağırlığında sağlanan azalma 15-35 kg arasında değişmektedir. Döküm işlemini kolaylaştırmak ve işlem maliyetlerini azaltmak amacıyla bu blokların üretiminde Al-Si alaşımları kullanılmaktadır. Öte yandan, silindirin kullanıldığı alanın, aşınma, sürtünme, yorulma ve sürünme direnci özelliklerini bir arada göstermesi gerekir. Al-Si alaşımları, silindir bölgesinde var olan zorlu koşullara tek başına direnç gösteremediği için bu alanda kullanıma uygun Al matrisli MMK'ler geliştirilmiştir [35].

MMK'lerin otomotiv sektöründeki önemli bir kullanım yeri de akslardır. Aks üretimindeki en önemli kısıtlama, malzemenin dinamik olarak kararsız hale geldiği kritik dönme hızıdır. Kritik hızı kontrol eden malzeme parametresi ise elastiklik modülünün yoğunluğa olan oranıdır (E/ρ). Duralcan, %20 Al_2O_3 takviyeli 6061 matrisli

kompozitlerden ürettiği akslarda, çelik kullanarak ürettiği akslara kıyasla *E/ρ* değerinde %36 iyileştirme elde etmiştir [35].

Kompozitin, çeliğin yerini aldığı otomotiv uygulamalarına bir diğer örnek SiC_p/Al biyel koludur. Parça, 150 °C'ye kadar olan çalışma sıcaklıklarında yüksek yorulma direnci gerektirmektedir. Daha hafif bir biyel kolunun avantajları aşağıda sıralanmıştır:

- İkincil sarsılma kuvvetlerinde %12-20 arasında değişen azalma,
- Yakıt sarfiyatında %0,5-1 azalma,
- Maksimum devir sayısında %15-20 oranında artış,
- Dönel parçaların yüzeyleri ile temas halindeki taşıyıcı yüzeyin genişliğinde azalma,
- Artan mil yatağı ve krank mili dayanımı [7].



Şekil 2. 15 (a) SiC_p/Al kompozitinin ve (b) çeliğin aşınma yüzeyi görüntüleri [7]

MMK ile üretilmiş biyel kolunda, çelikten üretilmiş biyel koluna kıyasla, makul bir fiyat artışına karşılık, ağırlıkta %57'lik bir azalma elde edilmiştir. Ayrıca, biyel kolundan yapılacak her 1 kg'lık tasarrufun, destekleyici ve dengeleyici yapılardan 7 kg tasarruf sağlayacağı öngörülmektedir [77].

Fren diski ve fren tamburunda, dökme demir yerine parçacık takviyeli Al matrisli kompozitler kullanılmıştır. Yüksek aşınma dayanımı ve ısıl iletkenlik ile birlikte, ağırlıkta %50-60 oranında bir azalma meydana getirmesi, fren parçalarında MMK'leri ön plana çıkarmıştır [7]. Bu alanda ön plana çıkan ürün, %20 SiC takviyeli 359 Al döküm alaşımıdır. Her ne kadar dökme demire kıyasla fiyatlarda bir artış gerçekleşse de, Plymouth Prowler, Lotus Elise gibi özel üretim araçlarda, sağladığı faydalardan ötürü SiC/Al kompoziti kullanılmıştır [77].

MMK'lerden üretilmiş köpük malzemeler, otomobillerde enerji sönümleme uygulamalarında tercih edilmektedir [78]. Bu uygulama alanına yönelik üretilmiş %22 Al_2O_3 takviyeli 6061 alaşımlı köpükler, Ferrari tarafından kullanılmaktadır [7].

Otomotiv sektörü haricinde, taşımacılık sektörünün diğer bir kolu olan demiryollarında da MMK kullanımı yaygındır. Trenlerin fren sisteminde MMK kullanımı ile ağırlıkta %20 azalma sağlanmaktadır. Yalnızca aşındırıcı yüzeylerle temas halindeki stratejik öneme sahip parçaların kompozit malzemeden üretilmesiyle, üretim maliyetlerini azaltmak da mümkündür. 115 kg'lık küresel grafitli dökme demir yerine 65 kg'lık SiC takviyeli Al matrisli kompozit kullanarak ağırlıktan %43 tasarruf elde etmek mümkündür. Şekil 2.15'te çelik ve MMK frenlere uygulanan aşınma testi sonrası alınmış yüzey görüntüleri verilmiştir [7]. Çelik yüzeyinde çok fazla çatlak oluştuğu, buna karşın, MMK yüzeyinin görece iyi durumda olduğu görülmektedir.

2.7.2 Uzay ve Havacılık

Havacılık uygulamalarında, düşük yoğunluk, ısıl genleşme, ısıl iletkenlik, yüksek sertlik ve dayanım, birincil öneme sahiptir. Bu sektör için malzemelerin geliştirilmesinde performans, maliyete göre daha önceliklidir. Uzay endüstrisinde ilk uygulamalar, B takviyeli Al matrisli MMK'ler ile gerçekleştirilmiştir. Daha sonra, C, SiC ve Al_2O_3 fiberleri de Al matrisinde takviye malzemesi olarak kullanılmıştır. Havacılıkta ilk olarak, B_f/Al

kompozitlerden uzay mekiği payandaları üretilmiştir ve bu payandalar halen uzay mekiği filolarında kullanılmaktadır. Uzay araçlarında özgül dayanımın yüksek olması özellikle istenmektedir. Yorulma ömrü de dikkate alınması gereken bir parametre olmasına karşın, özgül dayanım değerinden daha önemsizdir [35].

En yüksek özgül dayanıma sahip kompozitler, C_f/Mg ve C_f/Al'dir. Bu özellikleri sayesinde uzay endüstrisinde yaygın kullanıma sahip olan sürekli fiber takviyeli kompozitlerin uygulama alanlarını sınırlayacak bazı dezavantajları da bulunmaktadır. Bunlardan ilki, nemli ortamlarda, bileşenlerin yüksek galvanik potansiyel farklarından ötürü gerçekleşen korozyondur [79]. İkinci olarak, fiber/matris arasındaki zayıf ıslanabilirlik nedeniyle üretim koşullarının kısıtlanması ve ıslanma özelliklerini geliştirmek için fiber kaplama gibi ön işlemlere ihtiyaç duyulması sayılabilir [35]. Son olumsuz özellik, C ile matris arasındaki yüksek ısıl genleşme katsayısı uyumsuzlukları nedeniyle ısıl çevrim sırasında matrisin akma göstermesi ve sonucunda kompozit dayanımında azalma meydana gelmesidir [80]. Bu tür kompozitlerde soğutma hızının, arayüzeyde Al_4C_3 oluşumunu engellemek için yeterince hızlı olması gerekir.

Uçak hasarlarının en önemli nedenlerinden biri olan yabancı madde hasarını (foreign object damage) önlemek için, Airbus adlı şirket, gövde payandalarında C takviyeli PMK'lerin yerine MMK kullanımını değerlendirmiştir. MMK kullanımı ile hem maliyetlerde azalma hem de hasar toleranslarında artma gerçekleşmektedir [35].

2.7.3 Elektronik ve Isıl Yönetim

Elektronik ambalaj ve ısıl yönetim uygulamalarında Al ve Cu matrisli kompozitler kullanılmaktadır. Bu uygulamalarda önemli olan, ısıl iletkenlikte ihmal edilebilir bir kayba karşın kontrollü bir ısıl genleşme özelliğinin sağlanmasıdır. Bu tür kompozitlerde takviye malzemesi olarak genellikle SiC kullanılmaktadır. SiC'nin Al'ye yakın bir iletkenliğe sahip olması, kompozit ısıl iletkenliğinde çok fazla değişim gerçekleşmemesini sağlamaktadır. Bu uygulamalar için uygun kompozit bileşimi, Al matrisine yaklaşık %55-60 oranında SiC takviyesidir. Güç modülü altlıklarında, baskı devre kartlarında, süperiletken kablolarda, cep telefonu baz istasyonlarındaki güç yükseltici devrelerinde ve füzelerin ataletli güdüm sistemlerinde Al matrisli kompozitlerin kullanımı mevcuttur [7].

2.7.4 Aşınma

Aşınma dayanımı gerektiren uygulamalarda MMK'ler yaygın olarak tercih edilmektedir. Sert karbür veya nitrürlerin sünek metal bir matrisle bir araya getirilmesiyle, taşlama, zımparalama, kesme, delik açma gibi işlemler için kullanışlı bir kompozit ürün elde etmek mümkündür. Uygun mikroyapısal tasarım teknikleriyle, geniş bir aralıkta sertlik ve tokluk kombinasyonu elde edilebilmektedir [81]. Sertlik artışı çoğu durumda aşınma dayanımında da artış sağlamaktadır [82], [83]. Aşınmaya dirençli malzeme gerektiren uygulamalarda yaygın olarak WC takviyeli Co matrisli kompozitler kullanılmakla birlikte, son yıllarda, Al ve Mg matrisli kompozitler de, özellikle hasar mekanizmasının abrazyon veya erozyon olduğu aşınma uygulamalarında değerlendirilmektedir [35].

BÖLÜM 3

BİMETAL KOMPOZİTLER

Malzemelerden yüksek dayanım, yüksek aşınma dayanımı, iyi ısıl kararlılık, iyi korozyon dayanımı ve düşük yoğunluk gibi özelliklerin beklendiği uygulamalarda kullanılan MMK'lerde, yaygın olarak seramik takviyeler tercih edilmektedir. Matris malzemesi olarak ise, üretim kolaylığı, düşük yoğunluğu, yüksek özgül dayanımı ve iyi korozyon direnci gibi benzersiz özelliklerinden dolayı, Al ve alaşımları öne çıkmaktadır [14]. Bu üstün özellikler, Al matrisli MMK'lerin, havacılık, uzay, otomotiv, elektronik ve savunma sanayi gibi çeşitli uygulama alanlarında kullanılmasını sağlamıştır [84]. Al matris içerisine, birçok sert seramik faz takviye edilebilmesine karşın, SiC ve Al_2O_3, görece yüksek elastiklik modülü ve kırılma tokluğu değerlerine sahip olmaları nedeniyle tercih edilmektedir [85]. Bununla birlikte, seramik takviyeler, Al alaşımlarına karşı zayıf ıslanabilirlik göstermektedir. Islanma kabiliyeti, takviye ve ergiyik matris arasındaki temas açıları ile karakterize edilmektedir. Sarina vd. [86], Al-Al_2O_3 ve Al-SiC temas açılarının 700 °C'de sırasıyla 97° ve 79° olduğunu ortaya koymuştur. Metal/seramik çiftlerinde, ıslanabilirliğin yanında diğer bir sorun, arayüzeyde gerçekleşen intermetalik faz oluşumlarıdır [87]. Ayrıca, seramik takviyeler, metal bir matrise ilave edildiklerinde, matrisin sahip olduğu süneklik ve tokluğu da azaltmaktadır [88]. Araştırmacılar, geleneksel MMK'lerin üretiminde, seramik takviyelerin neden olduğu mevcut bu tür sorunları ortadan kaldırma olasılığını göz ardı etmişlerdir. Halen tam olarak çözülememiş bu üretim sorunları, konuya farklı bir yaklaşım gerektirmektedir. Üzerinde yeterince çalışma yapılmayan metal-metal kompozitler; seramik-metal kompozitlerin aksine, süneklik ve toklukta kayba neden olmaksızın daha ekonomik şekilde üretilme potansiyeline sahiptir [89].

3.1 Tarihsel Gelişim

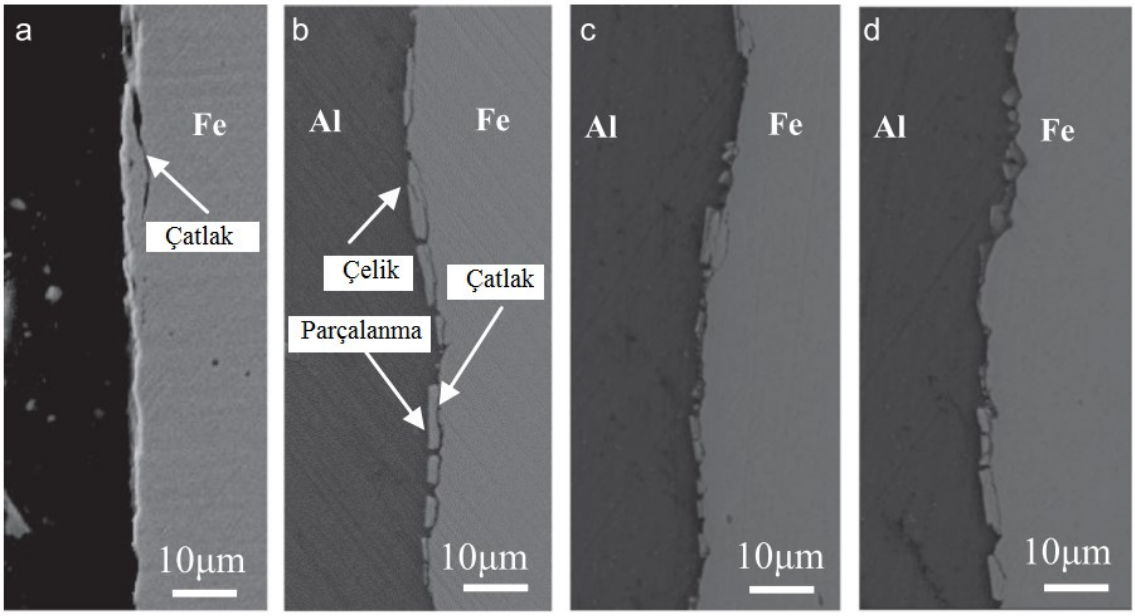
Metal-metal kompozit terimi, ilk olarak, 1900 yılında, Nb ve Al alaşımlarından oluşan çift fazlı bir yapıda sıcak ekstrüzyon ve soğuk haddeleme tekstürünün incelendiği bir çalışmada kullanılmıştır [90]. Aynı türü tanımlamak için kullanılan "bimetal kompozit" teriminin tarihi ise daha eskiye dayanmaktadır. 1871 yılında Hainsworth'ün patentli çalışmasında, bimetal kompozit boruların üretim teknolojisinden bahsedilmektedir [91]. Bu tarihin öncesinde ve sonrasında, benzer boru ve boru hatlarından söz edilirken, yalnızca "bimetal" ifadesine yer verilmiştir [92], [93]. Kullanılacak terminoloji konusunda araştırmacılar arasında bir ihtilaf olduğu anlaşılmaktadır. Bir malzemenin kompozit olarak adlandırılabilmesi için, takviye fazını bir arada tutacak bir matris fazına, matrisi mekanik olarak güçlendirecek bir takviye elemanına ve takviye/matris arasında oluşacak belirgin bir arayüzeye ihtiyacı olduğu bilinmektedir. Bu açıdan bakıldığında, iki metalin birlikteliğini içeren belirgin bir arayüzeye sahip her malzeme için metal-metal veya bimetal kompozit terimi kullanılabilir görünmektedir. 2000'li yıllara kadar, bir asra yayılan birkaç istisna haricinde [94], [95], [96], [97], bimetal kompozitler üzerine neredeyse hiç çalışılmamıştır. 2001 yılına gelindiğinde, Al/Cu bimetal kompozitinde intermetalik alaşımların büyüme hızlarının incelendiği bir çalışma [98], alanında büyük yankı uyandırmış ve bimetal kompozitler üzerine yapılan araştırmalar ivme kazanmıştır [99], [100]. En yoğun çalışıldığı 2000'li yıllarda dahi, yapılan araştırmaların hem nicelik hem de nitelik olarak yetersiz kaldığı bimetal kompozitlerde; sıklıkla başvurulan mikroyapı/mekanik özellik ilişkisi incelemelerinin yanı sıra, arayüzey, aşınma ve korozyon özelliklerinin de detaylı şekilde incelenmesine ihtiyaç vardır.

3.2 Arayüzey Özellikleri

MMK'lerin özellikleri, matris ile takviye arasındaki arayüzey bağ dayanımı ile doğrudan ilişkilidir. Bu nedenle, arayüzeyde, intermetalik faz oluşumları, ıslanma kabiliyeti, hasar mekanizmaları gibi faktörlerin, tasarım, üretim ve kullanım aşamalarında dikkate alınması gerekir.

Bimetal kompozitler, kullanılan metal çiftlerine göre, birçok farklı alanda kullanılma potansiyeline sahiptir. Örneğin, Al-çelik kompozit levhalar, çeliğin yüksek dayanımı ve

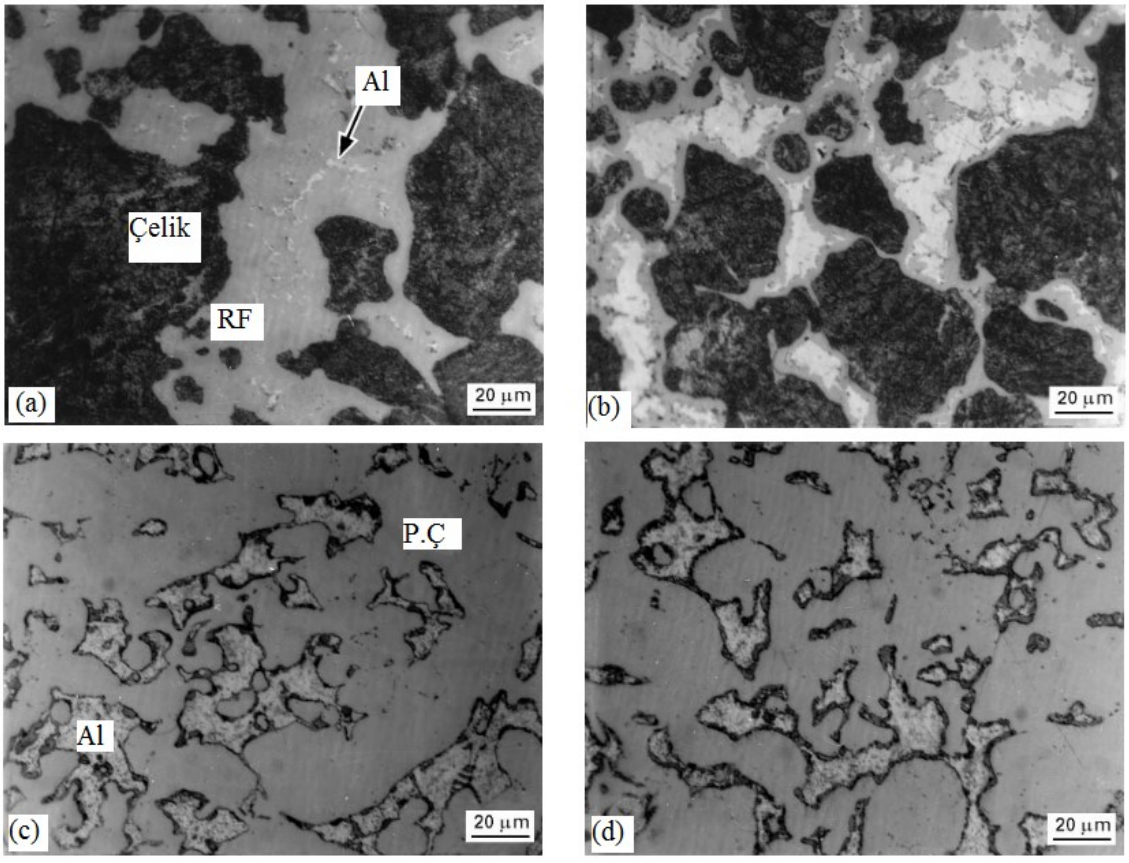
iyi ısıl iletkenliğinin, Al'nin korozyon direnci ile birleştirilmesi sayesinde, termik santrallerin hava soğutma sistemlerinde lamelli boru olarak kullanılmaktadır. Wang vd. [101], soğuk haddeleme ile üretilen Al/çelik bimetal kompozitinde, çelik folyo yüzey şartlarının, arayüzey bağ dayanımına etkisini incelemiştir. Şekil 3.1'de 0,3 mm çapa sahip ince tellerle çelik yüzeyine yapılan tabaka kaldırma işlemi sonucu, kalınlıkları farklı oranlarda azaltılmış çelikler içeren çelik/Al kompozitinin arayüzey morfolojileri verilmiştir. Hiç yüzey işlemi uygulanmayan ve %35 inceltme işlemi uygulanan numunelerde arayüzeyde çatlak oluşumu gerçekleşirken, %45 ve %55 inceltme yapılan numunelerde Fe/Al arayüzeylerinde iyi bir birleşme gerçekleşmiştir. Çatlak oluşumunun engellenmesiyle birlikte artan arayüzey dayanımına ek olarak, çapı 0,1 mm olan ince tellerle yapılan tabaka kaldırma işleminin, daha yüksek arayüzey dayanımı ile sonuçlandığı görülmüştür [101].



Şekil 3. 1 Çelik yüzey kalınlığı (a) %0, (b) %35, (c) %45 ve (d) %55 azaltılmış çelik/Al bimetal kompozitlerinin arayüzey morfolojisi [101]

Al-çelik çiftiyle yapılan diğer bir çalışmada, Baron vd. [102], sinterlenmiş metal preformlar kullanarak sıkıştırmalı döküm yöntemiyle, 409 ve 1080 kalite olmak üzere iki farklı takviye tipi ile 380 Al matrisli kompozit üretmiş ve döküm koşullarının kompozit özellikleri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Her iki takviye tipinde de döküm düşük sıcaklıkta (675°C) gerçekleştiğinde, kompozit daha üstün özellikler göstermiştir. Alaşımsız çelik takviyesi kompozitin çekme dayanımını 182 MPa'ya düşürürken,

paslanmaz çelik takviyesi 409 MPa'ya yükseltmiştir (380 alaşımının tam yoğun ve tavlanmış haldeki çekme dayanımı 248 MPa'dır). Dayanımdaki artışı sağlayan; proses sırasında oluşan reaksiyon fazının matris ve takviye arayüzeyinde sıkı bir bağlantı oluşturmasıdır. 1080 takviyeli kompozitte ise bu intermetalik fazın hacim oranı %37'ye ulaşmış ve yüksek hacimdeki faz; takviye/matris arayüzeyini kırılgan hale getirerek çekme dayanımının azalmasına neden olmuştur. Mekanik özelliklerde düşüş yaşanmaması için oluşan faz kalınlıklarında kritik bir değer olduğu anlaşılmaktadır. Bu çalışmada üretilen bimetal kompozitlerin mikroyapısı Şekil 3.2'de verilmiştir. Alaşımsız çelik takviyeli numunede, reaksiyon fazı kenar bölgelere oranla numunenin merkezinde daha fazla oluşmuştur, bunun nedeni numune merkezinin geç soğuması ve ergiyik haldeki Al alaşımına uzun süre maruz kalmasıdır. Paslanmaz çelik/Al kompozitinde ise, oluşan intermetalik miktarının azaldığı ve merkez ile kenar bölgeler arasında intermetalik miktarı açısından önemli bir fark olmadığı görülmektedir [102].



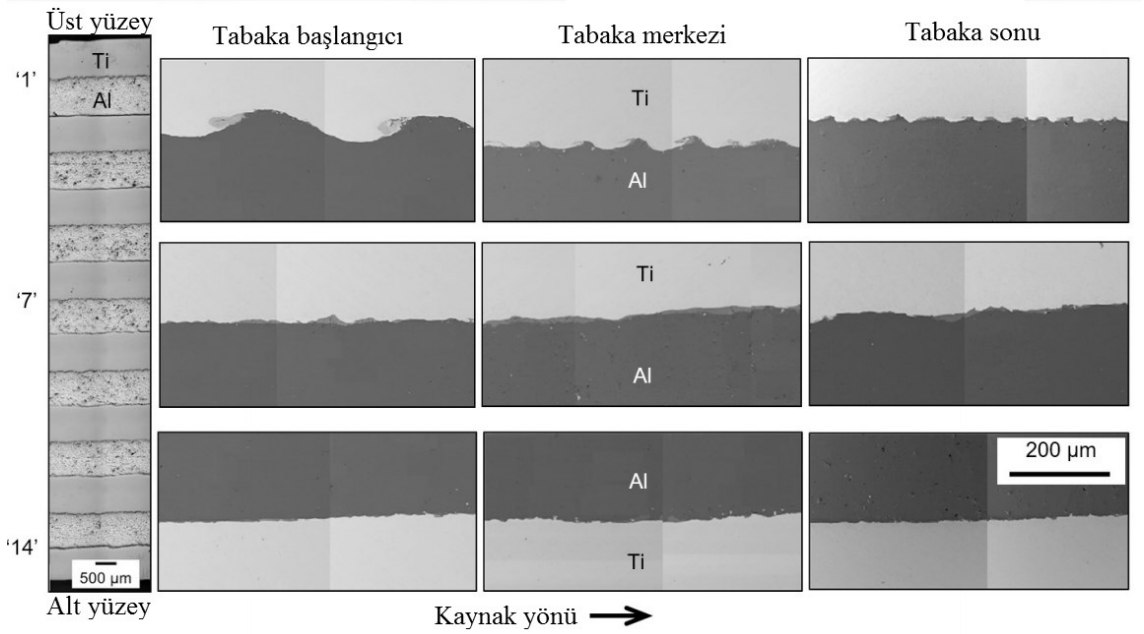
Şekil 3. 2 (a, b) Alaşımsız çelik/Al ve (c, d) paslanmaz çelik/Al kompozitlerinin; (a, c) numune merkezinden ve (b, d) kenar bölgelerden alınmış mikroyapı görüntüleri [102]

Sarkari Korrami vd. [103], yerinde imalat yöntemiyle ürettikleri Fe parçacık takviyeli ticari saflıkta Al matrisli kompozit üzerine yaptıkları çalışmada, Al/Fe arayüzeyinde oluşan intermetalik fazları incelemişlerdir. Çalışmada, güçlü bağlanmış arayüzeyden ve üstün çekme dayanımı verilerinden, $FeAl_3$ ve Fe_2Al_5 intermetaliklerinin etkili olduğu belirtilmiştir. Bhagat vd. [104], paslanmaz çelik fiber takviyeli Al matrisli kompozit üretmiş ve intermetaliklerin büyüme kinetiğini araştırmıştır. Yapılan araştırmada en uygun intermetalik faz kalınlığının 3 µm olması gerektiği vurgulanmıştır. Buna karşın, Ozaki ve Kutsuna [105], karbon çeliği ve Al'nin bir araya getirildiği çalışmalarında, mekanik özelliklerde azalma meydana gelmemesi için, arayüzeyde oluşan intermetalik faz kalınlığının en az 10 µm olması gerektiğini iddia etmişlerdir.

Endüstriyel uygulamalarda kullanılmaya aday veya hâlihazırda kullanılmakta olan bimetal kompozitler, Al/çelik çifti ile sınırlanmış değildir. Hafif yapılara artan ilgiyle birlikte, Al ve Mg matrisli kompozitlerde, düşük yoğunluğu, yüksek elastisite modülü ve yüksek yorulma dayanımı gibi üstün özellikleri sayesinde Ti takviyesi de ön plana çıkmaktadır [106]. Ti ve Al alaşımları bir araya getirildiğinde, Ti/Al ikili faz diyagramına göre, oluşacak ilk arayüzey ürünü $TiAl_3$ fazıdır. Bu fazın oluşumu, düşük yoğunluğa (3,3 g/cm^3), yüksek ergime sıcaklığına (1400 °C), yüksek sertliğe (500-610 HV) ve iyi bir oksidasyon direncine sahip olması nedeniyle, yapısal verimliliği ve ısıl kararlılığı artırmaktadır [107], [108]. $TiAl_3$ fazı, tetragonal yapısının düşük simetrisi nedeniyle oda sıcaklığında düşük süneklik göstermesine karşın, sağladığı koherent, düzgün ve sıkı arayüzey sayesinde, uygulanan yükü matristen takviye fazına taşıyarak, çatlak ilerlemesini önlemektedir [109]. Al_2O_3, TiO_2 gibi istenmeyen fazların oluşmaması için Ti/Al kompozit üretiminde proses sıcaklığının kontrol edilmesi gerekliliği unutulmamalıdır [110].

Ti/Al tabakalı kompozitleri, düşük ağırlık, yüksek sertlik, yüksek korozyon dayanımı, yüksek aşınma dayanımı, rijitlik gibi avantajlı özellikler göstermeleri nedeniyle, yüksek yapılarda ve askeri uygulamalarda kullanılmaktadır [111]. Ticari saflıkta Ti ve AA1050 Al alaşımının patlamalı kaynak yöntemiyle birleştirilerek tabakalı kompozit meydana getirdiği bir çalışmada [112], kompozitin arayüzey özellikleri incelenmiştir. Şekil 3.3'te Ti/Al tabakalı kompozitinin üst yüzeyinden, merkezinden ve alt yüzeyinden alınmış kesit görüntüleri verilmiştir. Üst yüzeyde dalgalı bir arayüzeyde eşeksenli ve geniş

bölgeler elde edilirken, merkezde ve alt yüzeyde düz bir arayüzeye sahip oldukça ince tabakalar görülmektedir. Merkezde oluşan arayüzey reaksiyon fazına yapılan enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi (EDS) ölçümlerinde, intermetalik yapının, Ti_3Al, Ti_2Al, TiAl, $TiAl_2$ ve $TiAl_3$ fazlarını içeren geniş bir kompozisyona sahip olduğu ve içerdiği elementlerin, faz içerisinde uniform şekilde dağılmadığı anlaşılmıştır [112].

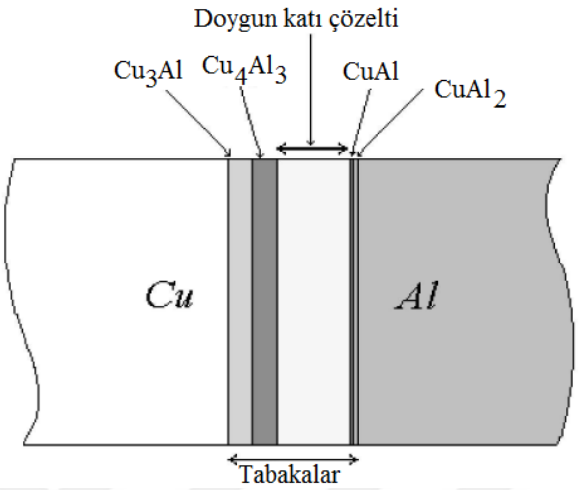


Şekil 3. 3 Ti/Al tabakalı kompozitinin kesit görüntüsü [112]

Ti, matris fazını güçlendirici olarak kullanılmasının yanı sıra, geleneksel seramik takviyeli kompozitlerde Al_4C_3 gibi istenmeyen faz oluşumlarını engellemek ve kompozit tokluğunu artırmak gibi amaçlarla da değişen oranlarda kompozit yapıya ilave edilebilmektedir [113].

Çelik ve Ti takviyelerine ek olarak, Al matrisine Cu ilavesi de tercih edilebilmektedir. Metalurjik olarak birleştirilmiş Al ve Cu, elektriği iletmek için yüksek doğru akım veri yolu sistemlerinde, geçiş parçası olarak yaygın şekilde kullanılmaktadır [114]. Abbasi vd. [98], soğuk hadde ile birleştirilmiş Al/Cu bimetal kompozitlerinde, ısıl işlem parametrelerine bağlı olarak arayüzey fazlarının büyümesini araştırmıştır. Yapılan çalışmada, arayüzey bölgesinde oluşan faz bileşimleri, EDS ile ölçülmüştür. EDS analizi bulguları, Şekil 3.4'te verilen şematik diyagrama yerleştirilerek Al/Cu arasındaki arayüzey reaksiyonlarının bir haritası çıkarılmıştır. Alüminyumca zengin tarafta CuAl ve $CuAl_2$ fazları oluşurken, bakırca zengin bölgede Cu_3Al ve Cu_4Al_3 yapıları meydana

gelmiştir. Cu_4Al_3 ile CuAl arasında Al'nin doygun katı çözeltisi oluşmaktadır. Çalışmada ayrıca, arayüzey bağ dayanımının keskin bir şekilde azaldığı ve sünek/gevrek geçiş davranışının gözlemlendiği kritik bir intermetalik faz kalınlığı olduğu ve bahsi geçen kalınlığın Cu/Al intermetalikleri özelinde 2,5 µm olduğu tespit edilmiştir [98].



Şekil 3. 4 Al/Cu arayüzeyinde EDS ile belirlenen intermetalik fazlar ve katı çözelti [98]

Bimetal kompozitler üzerine yapılan arayüzey çalışmaları Al matrisli kompozitlerde yoğunlaşmakla birlikte, özellikle 2010 sonrası, başka metal çiftleri üzerine de sınırlı sayıda araştırma yapılmıştır. Bu çalışmalara örnek olarak, Ti/Cu [115], Mg/dubleks paslanmaz çelik [116], paslanmaz çelik/alaşımsız çelik [117] ve Ti/Mg [118] çiftleri verilebilir. Al alaşımı içermeyen bimetal kompozit uygulamalarına kullanımı en yaygın örnek ise Cu/paslanmaz çelik kompozitleridir. Bu kompozit türü, Cu'nun yüksek iletkenliği ile paslanmaz çeliğin mekanik zorlamalara ve korozyona karşı yüksek dayanımının iyi bir kombinasyonunu sağlamaktadır. Sayılan üstün özellikleri sayesinde, Cu/paslanmaz çelik kompozitler, füzyon reaktörlerinde, koruyucu soğutma kanallarında, pişirme kaplarında, otomotiv ve havacılık endüstrilerinde kullanım bulmuştur [119]. Zou vd. [120], Cu/paslanmaz çelik bimetal kompozitinde arayüzey reaksiyonlarını incelemiştir. Ergiyik Cu ile katı paslanmaz çelik arasında gerçekleşen difüzyon bağlanması sonucu, arayüzeydeki geçiş bölgesinde, α-Fe ve γ-Fe katı çözeltilerinin yanı sıra, NiAl ve $AlCr_2$ fazlarının da oluştuğu görülmüştür. Cu alaşımından paslanmaz çelik tarafına Cu ve Al göçü gerçekleşirken, paslanmaz çelikten Cu tarafına Fe ve Cr difüzyonu meydana gelmiştir. Arayüzeyde oluşan geçiş bölgesi, 85 µm kalınlığında uniform bir yapıya sahip olup, sertlik değerleri, takviye içermeyen Cu ve

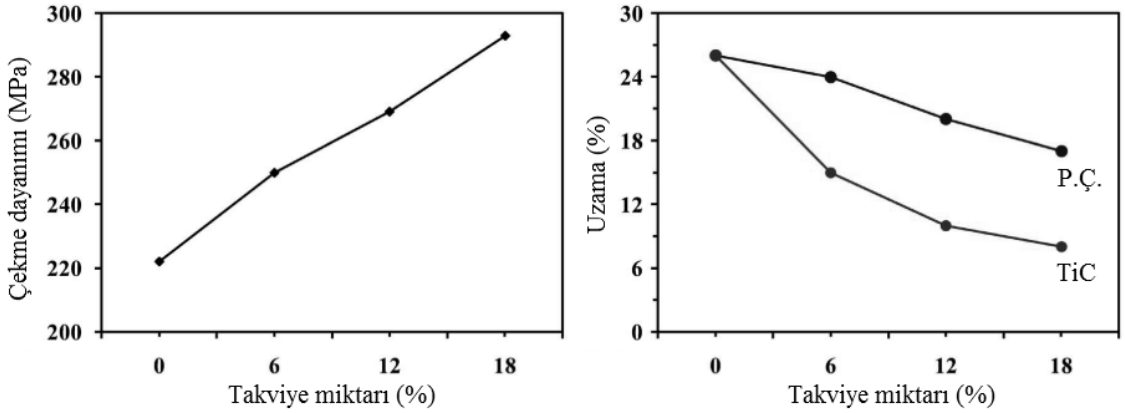
paslanmaz çelik alaşımlarından daha yüksektir. Çalışmada, uygulanan çekme testi sonucunda kırılma, paslanmaz çelik ile geçiş bölgesi arasında, klivaj düzlemleri boyunca gerçekleşmiştir [120].

3.3 Mekanik Özellikler

Kompozit malzemelerin mekanik özellikleri, genellikle, çekme testi başta olmak üzere, sertlik, eğme, yorulma, sürünme ve çentik darbe testleriyle belirlenmektedir. Bimetal kompozit sistemlerinde mekanik özelliklerin incelendiği bilinen en eski çalışmalardan biri, paslanmaz çelik fiber takviyeli Al matrisli kompozit üzerinedir [121]. 1963 yılında gerçekleştirilen bu çalışmada takviye malzemesi seçimi; malzemelerin elastiklik modülündeki farklılıklar ve paslanmaz çeliğin Al'den yüksek dayanıma sahip olması göz önünde bulundurularak yapılmıştır. Beklenti, harici yüklerin önemli kısmını fiberlerin taşıması yönündedir. Bu çalışmadaki kompozitler, takviye elemanının hacimsel oranı maksimum %20 olacak şekilde, farklı bileşimlerde üretilmiştir. TM ile üretilen bu kompozitler, beklenildiği gibi, takviyesiz Al alaşımından daha iyi mekanik özellikler göstermiştir. Ayrıca, yapı içerisindeki fiber miktarı arttıkça, çekme dayanımının da arttığı görülmüştür. Yöntem olarak TM tercihi, oluşacak intermetalik fazlar dolayısıyla meydana gelecek olumsuzlukları da elimine etmeyi başarmıştır. Öte yandan, TM ile üretimde hem ilk ekipman maliyeti ve metalik toz fiyatları çok yüksektir, hem de presleme aşamasında tozların birbirine paralel akmaması kaynaklı parça geometrisinde sınırlamalar mevcuttur [122].

Hacimsel olarak %0, %6, %12 ve %18 316L kalite paslanmaz çelik içeren AA6082 matrisli kompozitler üzerine yapılan bir çalışmada [123], arayüzeyde kimyasal reaksiyona izin verilmeyerek intermetalik faz oluşumu engellenmiştir. Bu sayede, kompozitin sünekliği, aynı kaynak yöntemiyle üretilen ve aynı hacimsel oranlarda TiC ile takviyelendirilen geleneksel AA6082 matrisli kompozite göre artırılmıştır [124]. Şekil 3.5'te 316L/AA6082 kompozitinin, takviye miktarına bağlı olarak çekme dayanımı ve TiC/AA6082 ile karşılaştırmalı yüzde uzama değerleri verilmektedir. Takviyesiz Al alaşımının 222 MPa olan çekme dayanımı değeri, %18 316L ilavesi ile 293 MPa'ya artırılırken, yüzde uzama değerleri sırasıyla %24 ve %17 olarak ölçülmüştür. Paslanmaz çelik takviyesi ile birlikte, süneklikte ciddi bir kayıp olmaksızın, çekme dayanımında

önemli bir artış elde edilmiştir. TiC oranı arttıkça yüzde uzama değerlerindeki hızlı düşüşe karşın, paslanmaz çelik ilavesinde süneklikten kayıp minimum seviyede kalmıştır. Bu çalışma, metal takviyelerin, çekme dayanımını olduğu kadar, süneklik ve tokluk değerlerini de artırdığını göstermesi bakımından önem arz etmektedir.

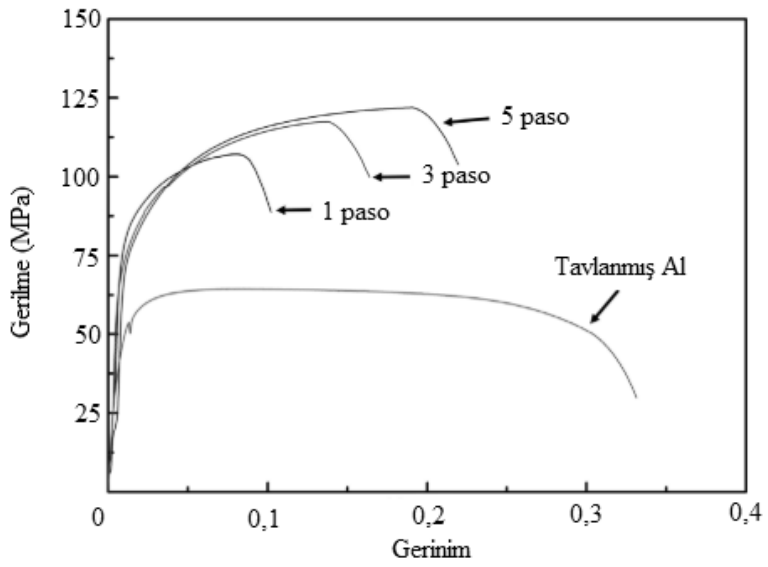


Şekil 3. 5 316L/AA6082 kompozitinin takviye miktarına bağlı olarak değişen (a) çekme dayanımı ve (b) TiC/AA6082 kompoziti ile karşılaştırmalı yüzde uzama değerleri [123]

Fe esaslı takviyeler, MMK'lere yalnızca mekanik özellikleri geliştirmek için katılmamaktadır. 1050 Al alaşımı içerisine Fe parçacıklarının dağıtıldığı örnek bir çalışmada [125], %17 Fe ilavesinin, Al yüzeyinin manyetik özelliklerini geliştirdiği belirtilmiştir. Fe ilavesi, aynı oranda Fe_3O_4 ilavesine kıyasla, manyetik özellikleri daha fazla artırmıştır. Çalışma sonucunda, dağılımla güçlendirilmiş Fe/Al kompozitinin düşük artık mıknatıslanım (koersivite) göstermesi nedeniyle, yüksek geçirgenliğe gereksinim duyan hafif mıknatıs uygulamalarında kullanılması öngörülmüştür [125]. Bu çalışma, Fe tabanlı takviyelerle güçlendirilmiş Al matrisli kompozitlerin birçok farklı alanda kullanılma potansiyelini ortaya koymaktadır.

Selvakumar vd., AA6082 matrisli kompozitlerin, sürtünme karıştırma kaynağı yöntemiyle, %0, %6, %12 ve %18 takviye oranları ile üretilmesi üzerine yaptıkları benzer bir çalışmada [126], bu kez takviye malzemesi olarak Mo parçacıklarını tercih etmişlerdir. Bu çalışmada çekme dayanımı değerleri takviye miktarına bağlı olarak 222 ila 309 MPa arasında değişirken, yüzde uzama değerleri %24 ila %14 arasında değişmektedir. Kompozitin sünekliği, 316L takviyesine göre azalırken, TiC takviyeli alaşıma göre artış göstermiştir. Böylece, metal takviyelerin, matrisin sahip olduğu süneklik ve tokluğu, seramiklerden daha iyi muhafaza ettiği bir kez daha kanıtlanmıştır.

Al matrisli kompozitlerde sünekliği iyileştiren bir diğer metal takviye malzemesi, W'dir. Bauri vd. [127], süneklik artışını %8 W parçacığı içeren AA5083 alaşımıyla gerçekleştirirken, Huang vd. [128], %24 W takviyeli AA1060 alaşımıyla gerçekleştirmiştir. AA5083 alaşımının sırasıyla 156 MPa, 296 MPa ve %25 olan akma dayanımı, çekme dayanımı ve yüzde uzama değerleri, %8 W takviyesi ile birlikte, 214 MPa, 404 MPa ve %30 değerlerine yükselmiştir [127]. %24 W içeren AA1060 matrisli kompozite ait gerilme-gerinim (σ-ε) diyagramı, Şekil 3.6'da verilmektedir. Diyagrama göre, kaynak yönteminde paso sayısı arttıkça, kompozitin çekme dayanımı ve tokluk değerlerinde artış meydana gelmektedir. 5 paso sonucunda AA1060 alaşımının çekme dayanımı, önemli bir süneklik kaybı olmadan, iki katına çıkarılmıştır [128].



Şekil 3. 6 Takviyesiz AA1060 alaşımının ve W_p/AA1060 kompozitinin σ-ε diyagramı [128]

Arayüzeyde faz oluşumu istenmeyen bimetal kompozitler üzerine yapılan çalışmaların çoğunda, yöntemin sağladığı avantajlardan ötürü, sürtünme karıştırma kaynağı tekniği kullanılmaktadır. Bu yöntemle üretimde, takviye elemanı olarak Ti parçacıklarının kullanımı da, matris tokluğuna zarar vermeden dayanımı artırma potansiyeline sahiptir. Yadav vd. [129], Al alaşımına %7 oranında Ti parçacığı ekleyerek kompozitin sünekliğini ve ısıl kararlılığını artırmıştır. Ti takviyesi, sayılan avantajlı özellikleri sağlamasının yanı sıra, takviye içermeyen Al alaşımının çekme dayanımını da 3,5 katına çıkarmıştır. Ti'nin yüksek ısıl kararlılığı sayesinde, kompozit yapıda, ancak 550 °C'de 20 dk'dan fazla beklenildikten sonra, parçacık/matris arası kimyasal bir reaksiyon meydana geldiği

görülmüştür. Bu sıcaklık ve süre geçildiğinde, Ti parçacıkları matris ile bir difüzyon çifti oluştururken, Kirkendall etkisiyle birlikte Al matris içerisinde boşluk oluşumları görülmüştür [129]. Kirkendall etkisi, metal atomlarının difüzyon oranlarındaki farklılığın bir sonucu olarak ortaya çıkan, iki metal arasındaki arayüzey hareketini ifade etmektedir.

Ti parçacıkları, Al matris içerisinde tek başına güçlendirici faz olarak kullanılabildiği gibi, geleneksel seramik takviyeli kompozitlere, mekanik özellikleri geliştirmek amacıyla da katkılandırılabilmektedir. Wu vd. [113], araştırmalarını uzay ve havacılık endüstrilerinde kullanılan grafit fiber takviyeli Al matrisli kompozitlere yoğunlaştırmıştır. Arayüzeyde istenmeyen Al_4C_3 fazının oluşumunu kısıtlamak ve grafit fiber ile Al arasındaki ısıl genleşme uyumsuzluğunu azaltmak amaçlarıyla kompozite Ti parçacıkları ilave edilmiştir. Görünür bir porozite ve önemli bir döküm kusuru olmadan, sıkıştırmalı döküm yöntemiyle üretilen bu kompozitte, Ti parçacıklarının küçük boyutunun, Ti/Al arayüzey bağ dayanımının ve grafit fiberlerin yüksek özgül dayanımının ortak etkisiyle, çekme ve eğme dayanımı değerlerinde artış gözlenmiştir. Ayrıca, Wang vd.'nin [130] ürettiği grafit fiber takviyeli Al matrisli kompozitin 405 MPa olan eğme dayanımı, bu çalışmada Ti ilavesi ile birlikte, 562 MPa olarak ölçülmüştür [113].

Thakur ve Gupta [106], geliştirdikleri dağılmış ergiyik biriktirme yöntemiyle, ağırlıkça %3,3, %6 ve %7,5 Ti içeren Al matrisli kompozitler üretmiştir. Ti miktarı arttıkça malzemenin sertliği, akma dayanımı ve çekme dayanımı değerlerinde artış görülmüştür. Çizelge 3.1'de Ti_p/Al kompozitinin çekme testi sonuçları, seramik takviyeli kompozitlerle karşılaştırmalı olarak verilmiştir. En iyi sonuçların elde edildiği ağırlıkça %6 Ti içeren kompozitte, çekme dayanımı 161 MPa olarak ölçülmüştür. Bu değer, geleneksel SiC parçacık takviyeli Al matrisli kompozitlerin çekme dayanımından daha yüksektir [131], [132]. Üstelik Ti takviyeli kompozitler, seramik takviyeli kompozitlere göre daha sünek ve tok davranış göstermektedir.

Thakur ve Gupta, aynı çalışmada, üretilen Ti parçacık takviyeli Al matrisli kompozitlerin makro ve mikro ölçekte sertliklerini de ölçmüştür. Ti'nin hacimsel oranı arttıkça kompozitin makrosertliğinin arttığı kaydedilmiştir. Mikrosertlik ölçümlerinde ise matris

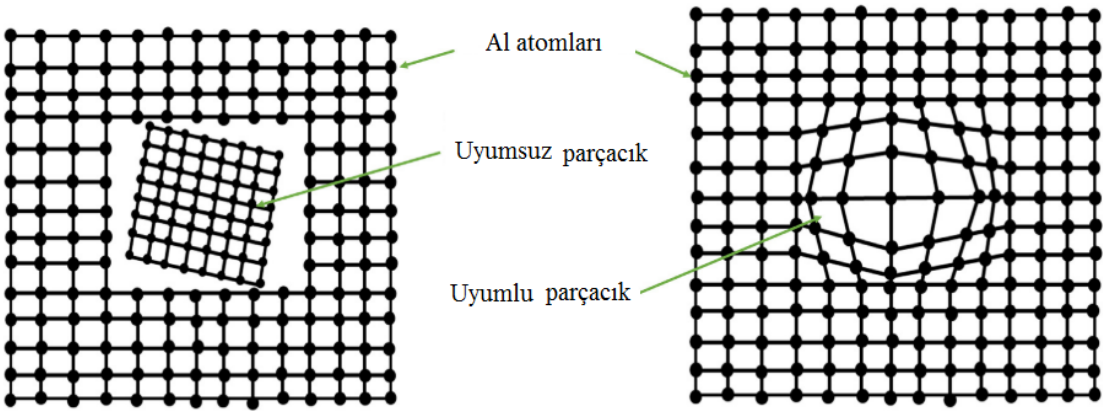
ile arayüzey sertliği arasında sertlik farkının çok az olduğu, yapının bu sayede tokluğunu muhafaza ettiği belirlenmiştir [106]. Ayrıca, arayüzey sertliğinin matris sertliğinden fazla oluşu, Al/Ti arasındaki ısıl genleşme katsayısı uyumsuzluğu nedeniyle oluşan kalıntı gerilmeler ile açıklanmıştır [133].

Çizelge 3. 1 Saf Al, Ti_p/Al ve SiC_p/Al kompozitlerinin mekanik özellikleri [106]

Malzeme	**σ_a**	**$\sigma_ç$**	**% uzama**
Saf Al [106]	82,81 ± 4,21	118,0 ± 4,9	35,41 ± 0,75
Al + %3,3 Ti [106]	118,74 ± 5,68	131,4 ± 4,8	25,07 ± 2,29
Al + %6 Ti [106]	130,72 ± 6,63	161,1 ± 2,5	17,92 ± 3,61
Al + %7,5 Ti [106]	104,92 ± 5,64	146,2 ± 5,5	15,76 ± 3,03
Al + %22 SiC [131]	-	110,0	8,00
Al + %17,7 SiC [132]	80,5 ± 2,3	120,3 ± 7,9	8,9 ± 2,4

Al matrisine Ti takviyesi söz konusu olduğunda, arayüzeyde $TiAl_3$ oluşumunun, istenilen özelliklere göre, kontrol edilmesi gereken en önemli parametrelerden biri olduğu bilinmektedir. Bununla birlikte, $TiAl_3$, Ti takviyesi sonucu oluşmuş bir arayüzey fazından ibaret değildir. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında kompozit özelliklerine olumlu etkisinden ötürü, takviye fazı olarak da sıklıkla tercih edilmektedir. Potasyum fluorotitanat (K_2TiF_6) flaksı kullanılarak, yerinde imalat yöntemiyle üretilen $TiAl_3$ takviyeli Al matrisli kompozitlerde sürünme davranışının incelendiği bir çalışmada [134], Al matris içerisinde homojen şekilde dağılmış $TiAl_3$ parçacıklarının varlığı, sürünme dayanımının geliştirilmesi ile ilişkilendirilmiştir. Hem Al alaşımının, hem de kompozitin ana sürünme mekanizması, difüzyon kontrollü dislokasyon tırmanması olmuştur. Kompozitin sürünme davranışı, matris ve takviye arasındaki uyumluluk derecesine bağlıdır. Al matrisle $TiAl_3$ takviyesi arasındaki uyumsuzluk arttığında, yüksek sıcaklıklarda düşük mekanik özellikler gösteren, istenmeyen bir mikroyapı ortaya çıkar. Şekil 3.7'de takviye bileşenlerinin matrisle uyumsuz (inkoherent) ve uyumlu (koherent)

olduğu durumlar için kristal yapıların şematik görünümü verilmiştir. Kristal kafesinde uyumsuz bir dağılım gerçekleştiğinde, matriste dağılmış parçacıklar kararlı hale gelir ve kompozitin mekanik özellikleri iyileşir. Matris kafesine takviye parçacıklar uyumlu şekilde dağıldığında ise yapıda çekme yönünde iç gerilmeler meydana gelir ve mekanik özellikler zayıflar. Bahsedilen uyumluluk, $TiAl_3$ parçacıkları ile α-Al arasında sağlanmış olup, bu durum, kompozitin sürünme dayanımını artırmıştır [134]. Ayrıca, intermetalik parçacıklar, tane sınırı kaymasını engelleyerek veya dislokasyon toparlanmasını baskılayarak, sürünme özelliklerini iyileştirmektedir [135]. $TiAl_3$ fazının yüksek ergime sıcaklığı, sürünme test sıcaklığında bu parçacıkların kararlılığını da ayrıca kanıtlamaktadır. Bu çalışma, Al alaşımlarının mekanik özelliklerine, Fe, Mo, W, Ti gibi metal takviyelerin yanı sıra, metaller arası bileşik takviyelerin de olumlu etkilerini göstermesi nedeniyle önemlidir.



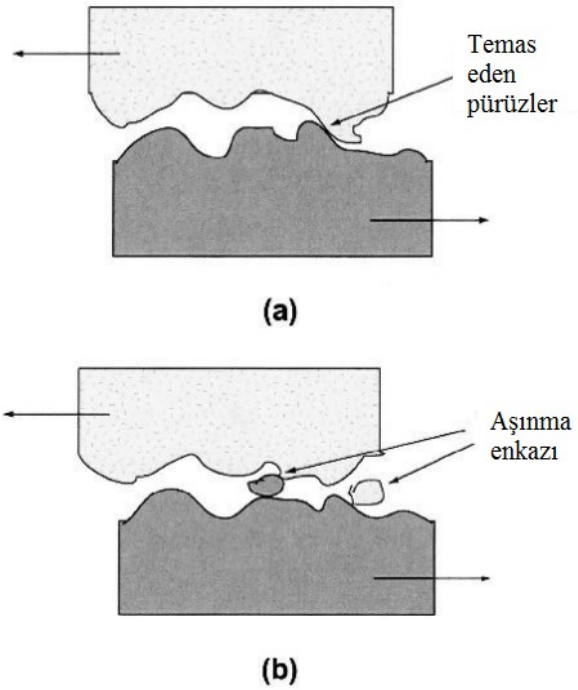
Şekil 3. 7 Uyumsuz ve uyumlu parçacıkların matris kafes yapısına etkileri [134]

3.4 Aşınma Özellikleri

Aşınma terimi, iki yüzey arasında bir sürtünme gerçekleştiği durumlarda meydana gelen malzeme kaybını temsil etmektedir. Genel anlamda aşınma; adhezyon ve abrazyon olmak üzere ikiye ayrılır.

Adhezyon; çeşitli kaynaklarda, yapışma, ovalanma, kavrama gibi terimlerle de ifade edilebilmektedir. İki yüzeyin temasında ortaya çıkan yüksek gerilmeler, bölgesel bir plastik deformasyona neden olur ve bu durum, yüzeyler arasında adhezif bir bağlanmaya yol açar. Şekil 3.8'de şematik olarak gösterilen adhezyon aşınmasında,

devam eden kayma hareketi, dayanımı daha düşük olan malzemenin akma dayanımı değeri aşılana kadar, bağlanmış bölgedeki kayma gerilmesini artırır [7].

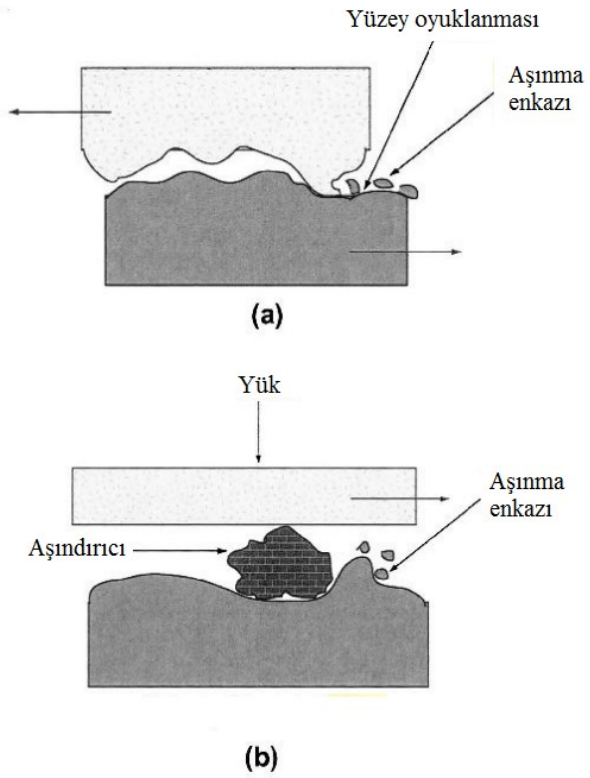


Şekil 3. 8 Yüksek temas gerilmeleri nedeniyle oluşan adhezyon aşınması; (a) temas eden pürüzler ve (b) temas sonucunda oluşan aşınma enkazı [7]

Şekil 3.9'da şematik olarak verilen abrazif aşınma ise, sert parçacıkların, kayan yüzeyler arasında sıkışmasıyla gerçekleşmektedir. Malzeme kaybının hacimsel veya kütlesel miktarı, parçacıkların görece sertliğine ve kayma yüzeyine bağlıdır. Aşınmanın gerçekleştiği çevre de malzeme kaybında önemli bir faktör olabilir. Abrazyon sırasında, yüzey pürüzleri aşınır ve temas yüzeyleri birbirine bağlanır. Bu durum, temas alanındaki artış nedeniyle bölgesel temas gerilmelerini azaltır. Abrazif aşınma başladıktan sonra, oksitlenmiş parçacıklar yüzeyden uzaklaşır. Oksitli parçacıkların uzaklaşmaya devam etmesi için, çıplak kalmış yüzeylerin yeniden oksitlenmesi gerekir. Abrazif aşınmanın son aşaması; temas basıncı, parçacıkların kayma sınırına ulaştığı takdirde, adhezif olarak gerçekleşir. Bu mekanizmanın baskın olduğu bir kayma işlemi, çok ince tabakalar şeklinde aşınma enkazı (wear debris) oluşumuyla sonuçlanır. Uygulanan yüke bağlı olarak, bu tabakalar, önemli bir malzeme kaybına neden olabilir [7].

Uygun koşullar altında, matristen sert bir takviye fazının, aşınma dayanımını geliştirdiği bilinmektedir. Bununla birlikte, koşulların uygun olmadığı; örneğin seramik parçacığın

matristen ayrıştığı bir durumda, takviye ilavesi, kompoziti Şekil 3.9'da gösterilen üç bileşenli aşınmaya (three body wear) maruz bırakarak, aşınma dayanımının azalmasına neden olabilir. Diğer önemli nokta; parçacık hacimsel oranının veya boyutunun artmasıyla, kompozitin kırılma tokluğu değerlerinin önemli ölçüde azalmasıdır. Kırılma tokluğundaki düşüş, parçacıkların kırılarak aşınma prosesine katılmasına ve malzeme hasarının artmasına yol açar. Bu nedenle, aşınma dayanımını artırırken, kompozit tokluğunu korumak, birinci öncelik olmalıdır [7].



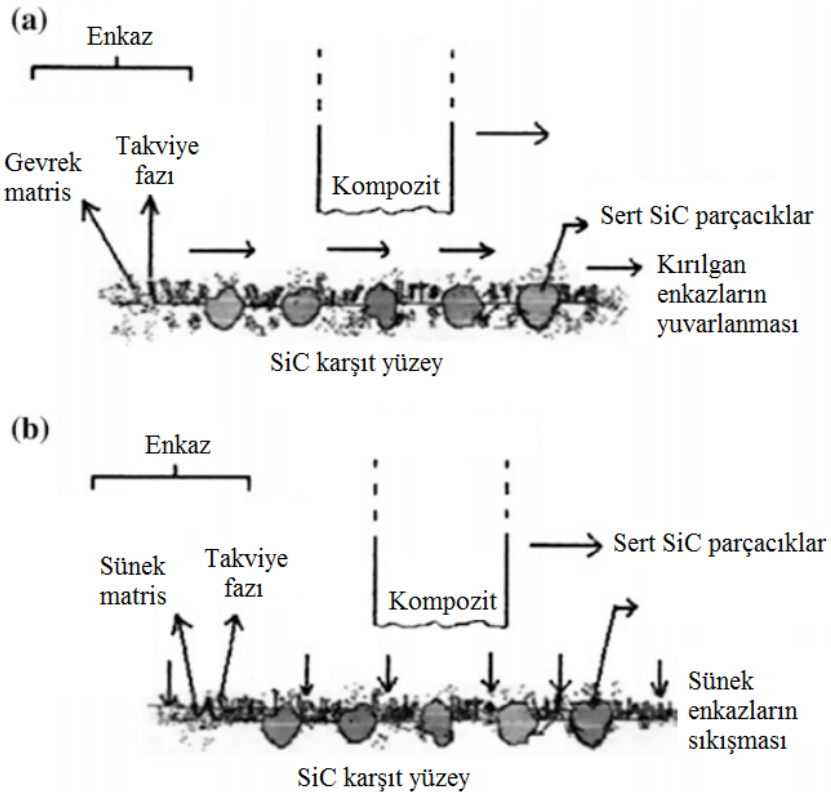
Şekil 3. 9 (a) İki bileşenli ve (b) üç bileşenli abrazif aşınma [7]

Aşınma enkazının aşınma işlemindeki rolü, kompozit malzemenin, SiC aşındırıcı bilyaya karşı kaydığı farklı durumlar için Şekil 3.10'da şematik olarak gösterilmiştir. İlk durumda, gevrek matris ve sert fiber parçacıklardan oluşan enkazlar, SiC pürüzleri içerisinde sıkışmış durumdadır. Kayma devam ettikçe, serbest enkazlar kompozit yüzeyini aşındırır ve kayma yönü boyunca yuvarlanarak yüzeyden kurtulur. Matrisin sünek olduğu durumda ise enkaz, SiC pürüzleri arasında sıkışır ve tekrarlanan kayma süreci nedeniyle kompakt hale gelir. Bu işlem sırasında, parçalanmış fiberler, aşınma izleri üzerindeki kompakt hale gelmiş malzemenin içine hapsolur. Mekanik olarak

kilitlenmiş, üçüncü cisim olarak adlandırılan bu parçacıklar, SiC pürüzleri ile birlikte, kompozit parçayı şiddetli şekilde aşındırır. Sonuçta, SiC bilyaya karşı takviye hacimsel oranının artması nedeniyle, kompozitin aşınma oranında artış meydana gelir [7].

Enkazın aşınma işlemindeki rolünden yola çıkılarak, aşınmayı etkileyen faktörler aşağıdaki gibi sıralanabilir:

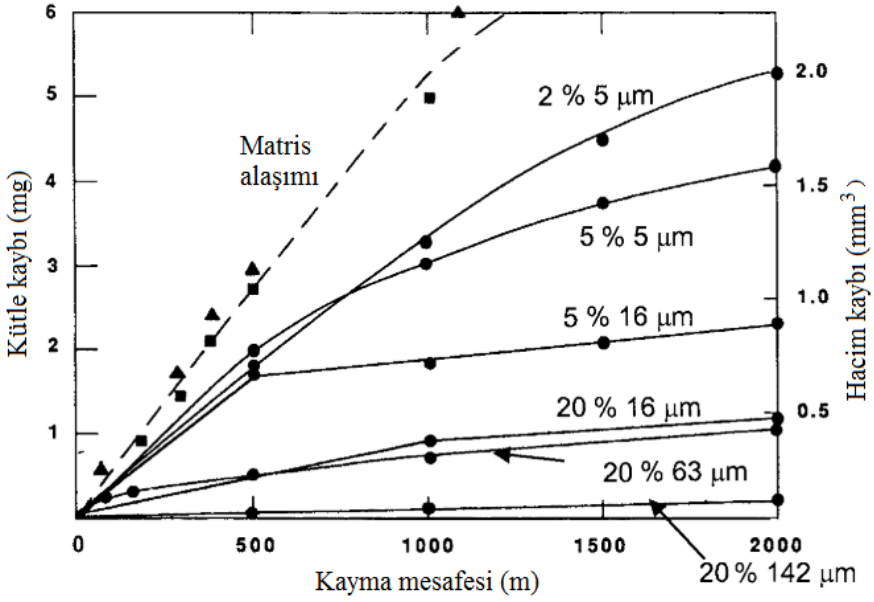
- Matrisin doğası (sünek veya gevrek oluşu),
- Takviye fazının hacimsel oranı,
- "Üçüncü cisim" olarak davranan aşınma enkazı
- Aşındırıcı malzemenin yüzey özellikleri [7].



Şekil 3. 10 SiC karşıt yüzeyi ile kompozitlerin aşınma sürecinde matrisin (a) gevrek ve (b) sünek olması durumları için aşınma enkazının rolü [7]

Kompozitlerin aşınma direnci, takviyenin türüne (parçacık, fiber veya whisker), boyutuna, matris içerisindeki dağılımına (homojen veya heterojen), kompozit yapıya katılma şekline (sürekli veya süreksiz) ve hacimsel oranına göre değişiklik göstermektedir. Aşınma oranı, bu parametrelerden, olumlu veya olumsuz yönde

etkilenir. Kayma hızı, uygulanan yük, kayma mesafesi, ortam sıcaklığı ve bağıl nem gibi test parametreleri de kompozitin aşınma mekanizmasını değiştirebilmektedir [14]. Şekil 3.11'de 2024 Al matrisli kompozitlerin, takviye fazının hacimsel oranına ve boyutuna göre değişen kütle ve hacim kaybı değerleri verilmiştir [136]. Kütle ve hacim kayıplarının azalmasıyla birlikte, en iyi aşınma dayanımı değerlerine, yüksek takviye hacimsel oranı ve boyutuna sahip kompozitlerde ulaşılmaktadır. Bu sonuç, küçük parçacıkların dayanımının, arayüzey dayanımından fazla olmasıyla ilişkilendirilebilir. Dayanımın yüksek olması, kompozitin nihai hasarından önce, parçacıkların yerinden sökülmesine yol açmaktadır. Büyük parçalar ise, matriste yerini daha uzun süre korur ve küçük parçacıklara ayrılana kadar yüzeye uygulanan yükleri taşıma kapasitesine sahip olur [7].



Şekil 3. 11 2024 Al alaşımının artan takviye boyutu ve hacimsel oranına bağlı olarak azalan kütle ve hacim kaybı değerleri [136]

Yüzey enkazlarının oksidasyonu, MMK'lerin aşınma sürecinde gerçekleşen önemli olaylardan biridir. Abrazif aşınma, belli bir mesafe boyunca kayma gerçekleşmesinin ardından, oksidatif aşınmaya dönüşür. Uygulanan yük arttıkça, bu oksidasyon yerini şiddetli adhezyona bırakır [7]. Aşınmış yüzey ve enkazlar üzerindeki incelemeler, enkaz oluşumunun, abrazif aşınma oranı üzerinde, malzeme deformasyonundan daha etkili olduğunu göstermektedir [137]. Belirli bir kayma mesafesinden sonra, yüzey pürüzleri aşınmakta; bu durum, temas alanındaki artış nedeniyle, malzeme ile karşıt yüzey

arasındaki temas gerilmelerini azaltmaktadır. Sonucunda ise, kompozitin aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değerlerinde azalış meydana gelir [7].

Delaminasyon, aşınma sonrası meydana gelen hasar mekanizmalarından bir diğeridir. Suh [138], temas yüzeylerinin altındaki yüzeyaltı bölgelerde, boşluk ve çatlak çekirdeklenmelerinin gerçekleştiği yerlerde, delaminasyon aşınma mekanizmasının ortaya çıktığını belirtmiştir. Bu aşınma türü, yüzey pürüzlerinin temas noktalarına yakın bölgelerde ortaya çıkan yüksek hidrostatik basınçla ilişkilendirilmiştir; aşınma sırasında yüzey plastik deformasyona uğrar ve bu durum, temas eden malzemelerin yüzeyaltı bölgelerinde dislokasyonları ortaya çıkarır. Dislokasyonlar, yüzeyaltı bölgede, çatlakların veya boşlukların oluşumuna yol açar. Takviye fazının parçalara ayrılması (fragmentation) gibi durumlar da parçacık/matris arayüzeyinin dağılmasına neden olarak boşluk oluşumunu hızlandırır. Devam eden kayma işlemiyle birlikte, oluşan boşluk ve çatlaklar bir araya gelerek daha geniş çatlakları meydana getirir. Kritik çatlak uzunluğu aşıldığında, aşınma kayıpları, enkaz formunda yüzeyden uzaklaşır. Adhezyon nedeniyle ortaya çıkan bu tür şiddetli aşınma, yüzeyaltı çatlaklarından kaynaklanan delaminasyon aşınması ile mümkün olabilir. Bu mekanizmayı etkileyen parametreler, parçacık boyutu, hacimsel oranı ve takviye tipidir. Örneğin, iri parçacıklarda yüzeyaltı çatlak oluşumunun başlaması için malzemeye uygulanan yükün artması gerekir [7].

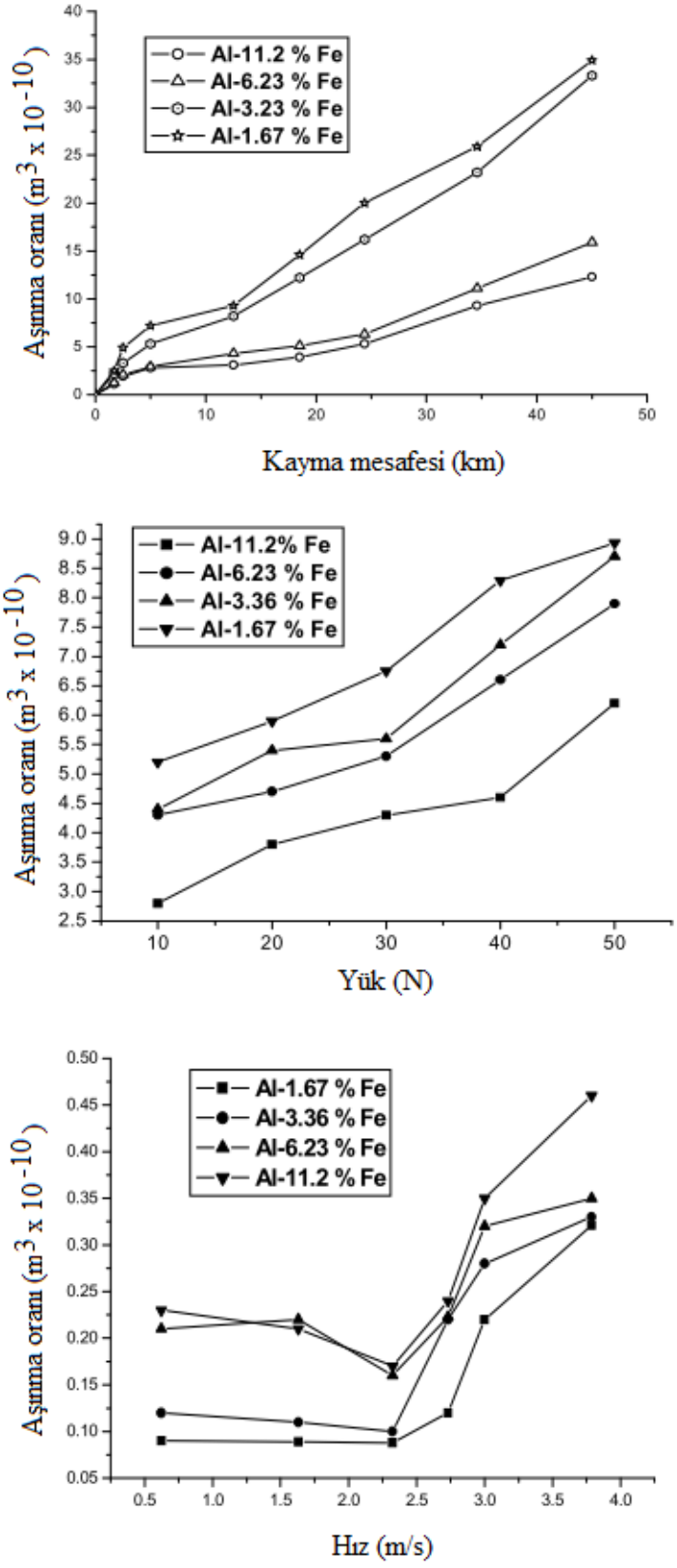
Miktarına bağlı olmakla birlikte, delaminasyon aşınması, temas yüzeyleri arasında bir enkaz tabakası oluşturarak, aşınma oranını azaltabilmektedir. Bu tabaka, mekanik olarak karışmış tabaka olarak da adlandırılmaktadır. Tabaka, takviye, matris ve karşıt yüzey malzemelerinin karışımından meydana gelmektedir [139], [140]. Yapılan çalışmada [140], mekanik olarak karışmış tabaka sertliğinin, matris alaşımından 6 kat fazla olduğu görülmüştür. Araştırmacılar, mekanik olarak karışmış tabaka oluşumunun aşınma oranını belirlediğini ve bu tabakanın delaminasyon mekanizması ile doğrudan ilişkili olduğunu vurgulamıştır [140].

Geleneksel seramik takviyeli Al matrisli kompozitlerde aşınma davranışı üzerine çok sayıda çalışma olmasına karşın, takviye türü metal olduğunda, mevcut literatür yetersiz kalmaktadır. Rahman ve Jayahari [141], 6061 alaşımına, Kumar ve Jayahari [142] ise, AA6063 alaşımına, %5 ve %10 oranlarında 1060 çelik takviyesi yapmış ve üretilen

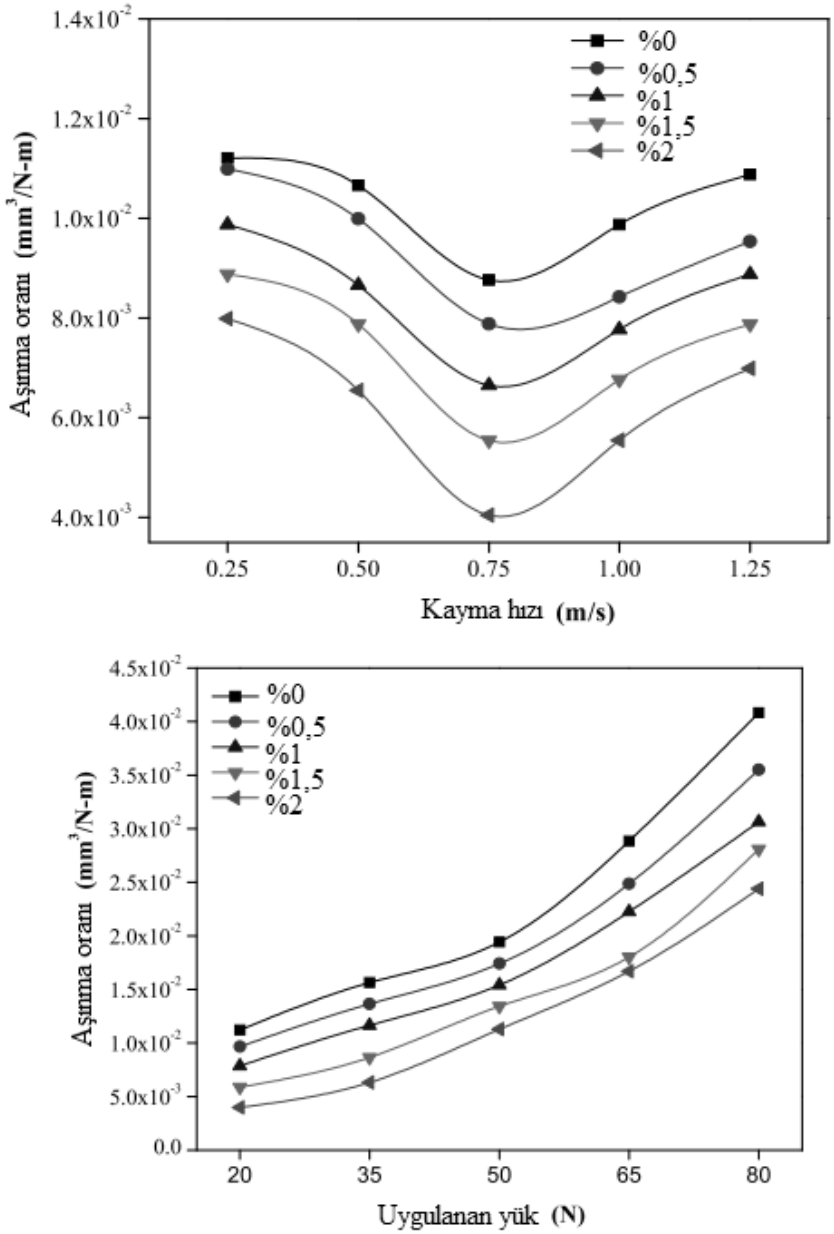
kompozitlerin mekanik/aşınma özelliklerini incelemiştir. Her iki çalışmada da, takviyenin hacimsel oranı arttıkça, malzemenin sertliği, çekme dayanımı ve aşınma direnci değerleri artmıştır. Bu araştırmalar, teknik bir raporlamadan ibaret olup kompozitlerin aşınma mekanizmaları hakkında herhangi bir bilgi içermemektedir.

Fe-Al bimetal kompozitleri üzerine yapılan görece doyurucu bir çalışmada [143], Fe parçacık miktarının aşınma dayanımına etkisi incelenmiştir. Kayma mesafesinin, uygulanan yükün ve dönme hızının aşınma oranına etkisi, Fe parçacık miktarına bağlı olarak Şekil 3.12'de verilmiştir. Fe parçacık miktarı arttıkça kompozitin aşınma dayanımının arttığı, yük ve hız arttıkça ise aşınma dayanımının azaldığı görülmektedir. Aynı çalışmada, aşınma yüzeyi görüntüleri verilerek, oksidasyon mekanizmasından bahsedilmiş; artan hız ve yük altında, yüzey oksitlerinin kırılarak malzeme kaybının arttığı söylenmiştir. Oksit tabaka yüzdesi, Fe miktarı arttıkça azalmaktadır. Çalışmada maksimum %11,2 oranında Fe ilavesi yapılmış olup, tribomekanik özellikler, Fe ilavesi ile sürekli artış göstermiştir. Daha yüksek takviye oranları için yapılmış veya önerilmiş herhangi bir çalışma yoktur. Ayrıca, adhezyon, abrazyon, delaminasyon, plastik deformasyon gibi aşınma mekanizmaları, çalışmada verilen görüntülerde açıkça görülmesine karşın, araştırmacılar bu mekanizmalardan hiç bahsetmemiştir.

Al alaşımına Fe ilavesinin %10'dan fazla olduğu çalışmalar, kompozit dışı konularla sınırlıdır. A6063 alaşımı yüzeyine Al-Si-Fe alaşımının kaplanmasında, alaşımın Fe miktarına bağlı olarak değişen aşınma davranışının incelendiği bir çalışmada [144], %10-20 aralığında Fe içeren kaplamanın aşınma oranının minimum olduğu, Fe oranı %30'un üzerine çıktığında ise, kaplamada artan kırılganlık nedeniyle aşınma oranının hızla yükseldiği tespit edilmiştir. Çalışmada en düşük sürtünme katsayısı değeri, %5 Fe içeren Al-Si-Fe kaplamasında elde edilmiştir. Testin başlangıcında sürtünme katsayısı düşük ve kararlı iken, aşınmanın sonlarına doğru, karşıt yüzeyin sıvanmasından ötürü, sürtünme katsayısında artış ve kararlı durumdan sapmalar görülmüştür. Sapmanın şiddetli şekilde görüldüğü numuneler, %30 ve %50 Fe içermektedir. Bu numunelerdeki sapmanın nedeni, kaplamanın aşınma testi sırasında hasara uğrayarak malzemeden ayrılmasıdır. Kaplamanın parçalanmasına neden olan kırılgan fazlar, XRD (X-ışını difraktometresi) analiziyle, Fe_3Al, Al_9FeSi_3 ve Al_5FeSi olarak belirlenmiştir [144].



Şekil 3. 12 Fe_p-Al kompozitinde kayma mesafesinin, uygulanan yükün ve dönme hızının, Fe parçacıkların hacimsel oranına bağlı olarak aşınma oranına etkisi [143]



Şekil 3. 13 Ti_p-Al kompozitinde kayma hızının ve uygulanan yükün, Ti parçacıkların ağırlıkça oranına bağlı olarak aşınma oranına etkisi [145]

Al matrisli bimetal kompozitlerde aşınma davranışının incelendiği bir başka çalışmada [145], takviye malzemesi olarak Ti parçacıkları kullanılmıştır. Aşınma testi boyunca uygulanan kayma hızı ve yükün, ağırlıkça Ti parçacık miktarına bağlı olarak aşınma oranına etkisi Şekil 3.13'te verilmiştir. Ti'nin artan ağırlıkça oranı ile paralel şekilde, kompozitin aşınma oranının azaldığı, bir başka deyişle, aşınmaya karşı direncinin arttığı görülmektedir. Uygulanan yük arttıkça aşınma oranı düzenli artış gösterirken, kayma hızı arttıkça aşınma oranı 0,75 m/s değerine kadar azalmış, bu değerin üzerindeki hızlarda yeniden artmaya başlamıştır. Kayma hızı 0,75 m/s değerini aştığında, sürtünme

ısısındaki artış nedeniyle kompozit yüzey sıcaklığı arttığı için, test sonucunda malzemede daha fazla ağırlık kaybı tespit edilmiştir [145].

Mordyuk vd. [146], Ti parçacık boyutunun; mikroyapı, sertlik ve aşınma üzerindeki etkilerini inceledikleri çalışmalarında, 0,3 ve 20 µm ortalama boyuta sahip Ti tozları kullanmıştır. 0,3 µm parçacık boyutu ile takviyelendirilen kompozit, $TiAl_3$ oluşumu sayesinde, daha güçlü bir arayüzeye sahip olmuştur. Aşınma dayanımının küçük parçacık boyutu kullanıldığında daha iyi çıkmasının nedeni; görece ince taneli Al matris yapısıyla ve oluşan $TiAl_3$ fazı ile birlikte dayanımı artan arayüzeyle ilişkilendirilmiştir. Aşınma yüzeyi görüntülerinde, 20 µm ortalama boyuta sahip Ti parçacıkları kullanıldığında, takviyesiz Al alaşımından daha kötü sonuçlar elde edildiği görülmüştür. Al matrisinde baskın olarak görülen abrazyon aşınmasının kanıtı niteliğindeki yivler (grooves), Al/Ti arasındaki zayıf arayüzey bağının bir sonucu olarak, takviyesiz Al'ye kıyasla daha derin ve geniş olarak ortaya çıkmıştır. Mikron altı parçacıklarda ise durum tersine dönmüş, $TiAl_3$ kaynaklı güçlü arayüzey bağı sayesinde aşındırıcı hareketinin engellenmesi, yivlerin aşınma yüzeyinde süreksiz ve daha ince şekilde görülmesiyle sonuçlanmıştır [146]. $TiAl_3$ fazının kompozit sertliğine ve aşınma dayanımına olumlu etkileri, bu fazın takviye malzemesi olarak da ayrıca incelenmesini sağlamıştır [147], [148], [149], [150].

Özetle, Al matrisli bimetal kompozitler, özellikle takviye çeşitliliği sayesinde, sürtünme ve aşınma içeren uygulamalarda önemli gelişmeler sağlayabilir. Sertlik, rijitlik ve tokluk gibi özellikleri birlikte sağlayabilme potansiyeli, bu tür iyileştirmelerin ana anahtarıdır. Malzeme özellikleri, takviye boyutu ve hacimsel oranı, aşınma direncini önemli ölçüde etkilemektedir. Sabit bir hacimsel oran için, parçacık boyutunun artması, aşınma direncini artırırken, öte yandan, parçacıkların kırılmaya karşı duyarlı hale gelmesine neden olmaktadır. İnce parçacıkların kırılma tokluğu daha iyi olmasına karşın, matrise gömülme ve delaminasyonla çıkarılma olasılıkları yüksektir. Bu nedenle, aşınma dirençli malzeme tasarımında, matris ve takviye için uygun kombinasyonların seçilmesi gerekmektedir [7]. Aşınma özelliklerinin, kompozit üretimi tamamlandıktan sonra, mikro-ark oksidasyonu veya sert anotlama gibi ilave işlemlerle, daha da artırılabilmesi mümkündür [151].

3.5 Korozyon Özellikleri

Korozyon, metal ve alaşımların çevreleriyle aralarında gerçekleşen kimyasal, biyokimyasal ve elektrokimyasal etkileşimlerin neden olduğu malzeme kayıplarının genel adıdır. Korozif ortamlara örnek olarak, nem, oksijen, inorganik ve organik asitler, klorürler, yüksek basınç ve sıcaklık verilebilir. Korozyon sırasında metaller; oksit, hidroksit, tuz veya karbonat gibi, termodinamik açıdan daha kararlı oldukları bileşiklere dönüşme eğilimindedir. Cevherden metal kazanımı sırasında kullanılan enerji, korozyon reaksiyonları sırasında geri yayılmaktadır [152].

Korozyon, koşullara bağlı olarak, tüm malzeme yüzeyini (genel korozyon) veya yalnızca belirli bir alanı (bölgesel korozyon) etkileyebilmektedir. Bölgesel korozyon, metal tanelerine nüfuz ettikten sonra, çatlak oluşumu, oyuklanma veya taneleraras korozyon şeklinde ilerleyebilir [152].

Al matrisli kompozitler, Al alaşımlarının yüzeyinde oluşan pasif film nedeniyle; yerel bozulmalara, oyuklanma ve aralık korozyonu gibi tehlikelere karşı açık hedeftir. Takviye elemanı ilavesi, bu pasif filmdeki süreksizlikleri artırarak korozyonun başlayıp ilerleyeceği bölge miktarını artırmaktadır [153]. Geleneksel Al matrisli kompozitlerin korozyon dayanımı, takviye içermeyen matris alaşımından daima düşük olmuştur. Bu durumun olası sebepleri aşağıda sıralanmaktadır:

• Takviye elemanı ve matris arasında galvanik hücre kurulması,

• Takviye elemanı ve matris arasında oluşan arayüzey intermetalik fazları,

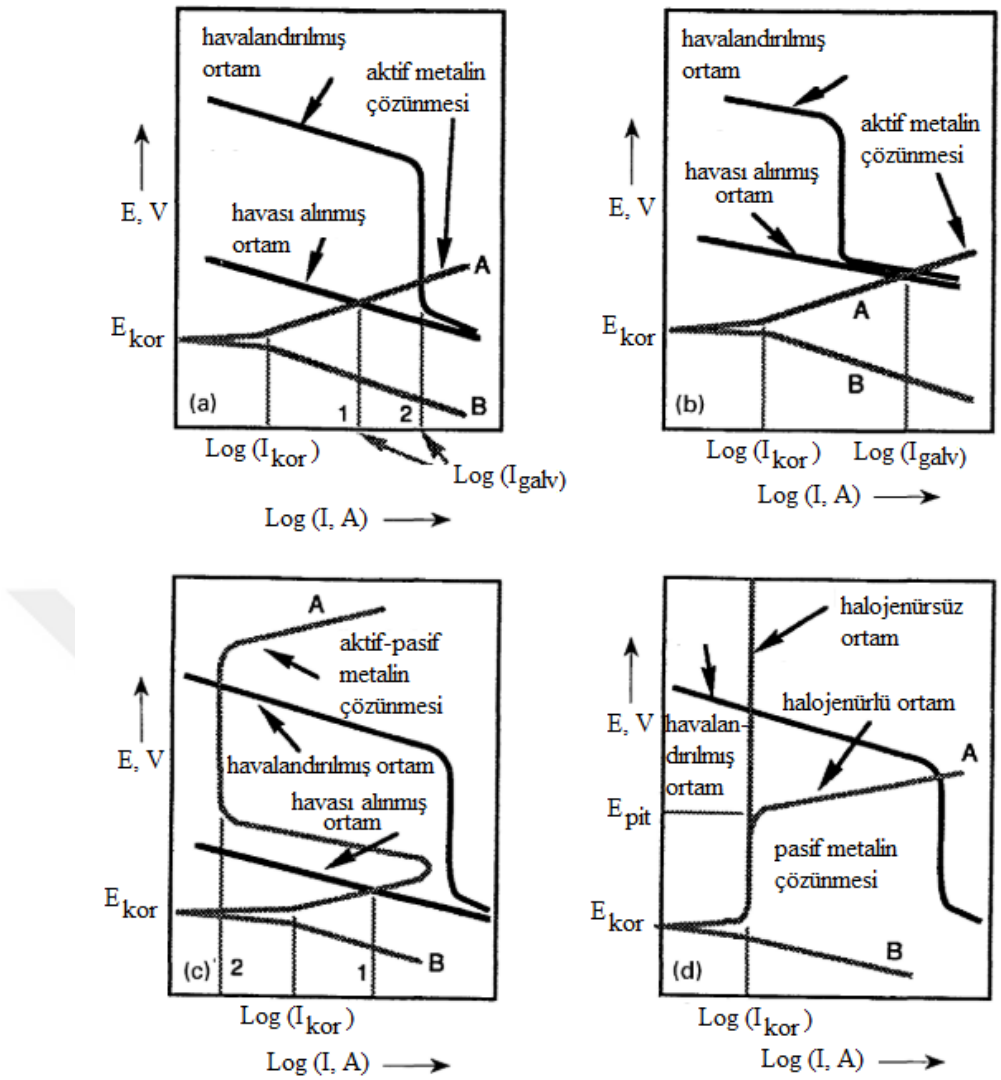
• Üretimden kaynaklanan mikroyapısal değişiklikler ve proses kontaminasyonları (mikroçatlaklar, boşluklar, porozite) [154].

Takviye olarak geleneksel SiC parçacık ve fiberlerin kullanıldığı Al matrisli kompozitler üzerine yapılan çalışmalarda, kompozit yapıda genel olarak, oyuklanma, galvanik korozyon, gerilmeli korozyon çatlağı ve yorulmalı korozyon türlerine rastlanmıştır [153]. Al matris içerisine aynı oranda fiber ve parçacık takviye edildiğinde, fiberlerin parçacıklara göre daha fazla korozyona uğradığı tespit edilmiştir [155]. Takviyeli ve takviyesiz Al alaşımının oyuklanma davranışı benzer özellikler göstermesine karşın, oyuklanmanın ilerleme hızı kompozitte daha yüksek çıkmıştır. Al matrisindeki boşluk

miktarı, dislokasyon yoğunluğu ve aktif fazların çökelme durumu, korozyon davranışını etkileyen diğer faktörler olarak ortaya konmuştur [153]. Seramik takviyeler, kompozitin genel korozyon dayanımını düşürürken, erozyon-korozyon gibi bazı bölgesel korozyon türlerine karşı malzemeyi daha dayanıklı hale getirebilmektedir [156].

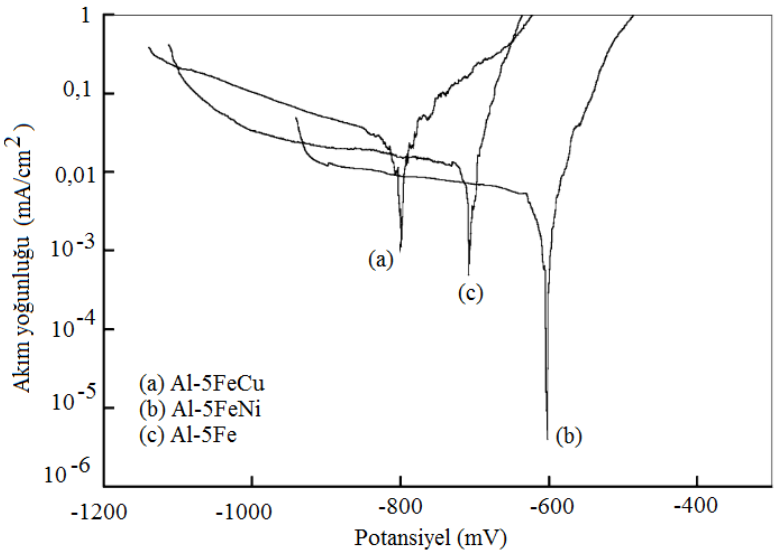
Bimetal kompozitlerde ise başat korozyon mekanizması, standart elektrot potansiyelleri arasındaki ciddi farklardan ötürü, galvanik korozyondur. İki metal, iletken bir ortamda elektriksel olarak bağlandığında ortaya çıkan potansiyel fark, elektron akışı üretir ve daha negatif potansiyele sahip metal, tercihli olarak korozyona uğrar. Daha pozitif metal katot gibi davranarak, anot haline gelen daha negatif metal tarafından korozyondan korunur [152].

MMK'lerin korozyon davranışı, anot ve katot polarizasyon diyagramları kullanılarak tahmin edilebilmektedir [157]. Polarizasyon tabiri, sistemden akım geçerken elektrot potansiyelinde meydana gelen değişimi tanımlamaktadır. Daha soy metalin katodik polarizasyon diyagramı, daha negatif metalin anodik polarizasyon diyagramı ile birlikte çizilerek, iki diyagramın kesişim noktalarından, galvanik çiftin korozyon akımı (I_{kor}) ve korozyon potansiyeli (E_{kor}) ölçülmektedir [158]. Şekil 3.14'te aktif, aktif-pasif ve pasif metallerin farklı ortamlardaki polarizasyon diyagramları verilmiştir [157]. Polarizasyon diyagramının dikey eksenindeki potansiyel, elektrokimyasal reaksiyon için termodinamik itici gücü temsil ederken, yatay eksendeki akım, elektrokimyasal reaksiyonun kinetiğini ifade etmektedir. Farklı korozyon senaryolarının verildiği Şekil 3.14'te, ilk durumda, aktif metalin başlangıçtaki I_{kor} değeri, havalandırılmış ortamda daha fazla artarken, ikinci durumda, havası alınmış ve havalandırılmış ortamda aynı akım değerlerinde kalmaktadır. Fe, Cr, Ni gibi aktif-pasif özellik gösteren metallerin korozyon akımı değerleri, havası alınmış ortamda artarken, havalandırılmış ortamda oksijenin indirgenmesi etkisiyle gerçekleşen anodik koruma sayesinde azalmaktadır. Pasif metallerde ise, halojenür içermeyen ortamda, pasifleşme nedeniyle I_{kor} ve I_{galv} değerleri aynı çıkmaktadır. Bununla birlikte, aynı metal, halojenürlü bir ortamla etkileşime girdiğinde, galvanik etki nedeniyle oyuklanmaya başlamaktadır. Verilen örnekler, MMK'lerde olası korozyon çeşitlerini ve bileşenlerin polarizasyon eğrilerini kullanarak korozyon davranışının nasıl tahmin edilebileceğini göstermektedir [157].



Şekil 3. 14 (a, b) Aktif, (c) aktif-pasif ve (d) pasif metallerin farklı ortamlardaki polarizasyon eğrileri (A: anodik, B: katodik bölgeler) [157]

Mandal vd. [158], çelik fiber takviyeli Al matrisli kompozitlerin korozyon özelliklerini inceledikleri çalışmalarında, başat korozyon mekanizmasının galvanik korozyon olduğunu ve Al matrisine çelik fiberlerin ilavesiyle birlikte, korozyon akım yoğunluğunun arttığını, bir başka deyişle, korozyon direncinin azaldığını belirtmiştir. Üretilen kompozitlerde, çelik ile Al arayüzeyinde, $FeAl_3$ intermetalik fazı oluşmuştur. Oluşan faz nedeniyle, galvanik hücre, çelik ile Al arasında kurulmak yerine, $FeAl_3$ ile Al arasında kurulmuş ve bunun sonucunda, korozyon oranı artış göstermiştir. Çalışmada, korozyon akım yoğunluğundaki artış; klorürlü ortamlarda $FeAl_3$ ve Fe_2Al_5 faz çökeltilerinin, Al matrisinin oyuklanmasına neden olacak yerel oksijen indirgenme bölgeleri gibi davranması ile ilişkilendirilmiştir [158].

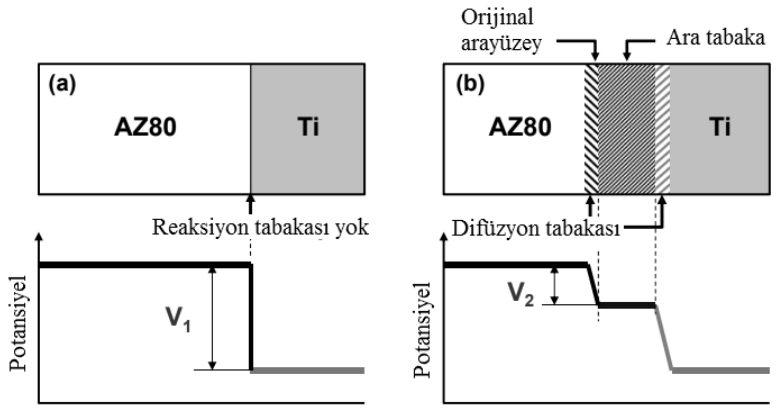


Şekil 3. 15 Kaplamasız, Cu kaplamalı ve Ni kaplamalı çelik/Al kompozitlerin polarizasyon diyagramları [158]

Aynı çalışmada ayrıca, korozyon davranışına etkilerini incelemek amacıyla, üretilen kompozitlere Cu ve Ni kaplamalar da yapılmıştır. Kaplamasız, Cu kaplamalı ve Ni kaplamalı çelik takviyeli Al matrisli kompozitlerin polarizasyon diyagramları, karşılaştırmalı olarak Şekil 3.15'te verilmiştir. Bu diyagrama göre, Cu kaplama, kompozitin özelliklerini daha da kötüleştirirken, Ni kaplama, korozyon dayanımına olumlu etki etmektedir. Ni ile kaplanmış kompozitte galvanik hücre, kaplama ile Al matris arasında kurulmuş, arayüzeyde oluşan $FeAl_3$ fazı ise, matristen kaplamaya akım geçişini kısıtlayıcı görev üstlenmiştir. Bu sayede, korozyon akım yoğunluğu değerlerinde önemli ölçüde düşüş meydana gelmiştir. Cu ise, Al matris içerisinde çözünerek Al-Cu intermetaliğini oluşturmuş, çelik fiber ile Al-Cu arasında kurulan galvanik hücrede artan potansiyel fark nedeniyle, akım yoğunluğunun artmasına neden olarak kompozitin korozyon dayanımını düşürmüştür [158].

Başka bir çalışmada [159], Ti ile AZ80 (Mg-Al) alaşımı bir araya getirilmiş ve arayüzey faz oluşumunun, ikilinin galvanik korozyon davranışına etkisi incelenmiştir. Arayüzeyde oluşturulan $TiAl_3$ ve Al difüzyon tabakaları; Ti (-1,63 V) ile Mg (-2,35 V) arasındaki standart elektrot potansiyeli farkını azaltarak galvanik korozyon başlangıcının gecikmesini sağlamıştır. Şekil 3.16'da arayüzey reaksiyon tabakası oluşumuna bağlı olarak gerçekleşen yüzey potansiyeli değişimleri şematik olarak verilmiştir. Oluşan arayüzey katmanları, Ti ile Mg arasındaki yerel galvanik hücre oluşumlarını

engelleyerek, daldırma testi sonucunda yapıda, reaksiyon tabakası olmadığında görülen $Mg(OH)_2$ fazına hiç rastlanmamasını sağlamıştır [159].



Şekil 3. 16 Ti/AZ80 arayüzeyinde reaksiyon tabakası oluşumuna bağlı olarak gerçekleşen yüzey potansiyeli değişimi [159]

Bimetal kompozitlerde korozyon davranışı söz konusu olduğunda, mevcut literatür, bilgi edinmek için oldukça yetersiz görünmesine rağmen; verilen örneklerden, kurulan galvanik hücreye bağlı olarak, bimetal kompozitlerde oluşan arayüzey fazlarının, korozyon dayanımına olumlu veya olumsuz etki edebileceği anlaşılmaktadır.

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

İki farklı matris malzemesi, iki farklı takviye elemanı ve iki farklı yöntem kullanılarak bimetal kompozit üretiminin gerçekleştirildiği deneysel çalışmalar; malzeme seçimi, kompozit üretimi, üretim sonrası işlemler ve karakterizasyon olmak üzere dört ana başlıkta toplanmıştır.

4.1 Malzeme Seçimi

Çalışmada, matris malzemesi olarak A356 döküm ve AA7075 işlem alaşımları kullanılmıştır. A356 alaşımı, yüksek dökülebilirlik, akışkanlık ve işlenebilirlik özellikleri sayesinde [160], otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılması nedeniyle tercih edilmiştir. Proses optimizasyonunun büyük çoğunluğu bu alaşım kullanılarak gerçekleştirilmiştir. AA7075 alaşımı ise, optimizasyon tamamlandıktan sonra, matrisin daha iyi mekanik özelliklere sahip olması amacıyla, alaşımın yüksek özgül dayanımı ve yapısal uygulamalardaki yoğun kullanımı [161] dikkate alınarak seçilmiştir. Al alaşımlarının aşınma içeren uygulamalardaki genel zayıflığı nedeniyle, bu alaşımlara AISI 304 paslanmaz çelik ve ticari saflıkta Ti (Grade 2) takviyeleri yapılmıştır. Takviye elemanının, türüne, parçacık boyutuna, matristeki dağılımına ve hacimsel oranına bağlı olarak, malzemenin aşınma dayanımını olumlu veya olumsuz şekilde etkileyebildiği bilinmektedir. Ayrıca, korozyon ve aşınmanın ortak etkileri ile malzemedeki ağırlık kayıplarının önemli ölçüde artma ihtimali bulunmaktadır [162]. Bu nedenle malzeme seçilirken aşınmaya ek olarak, korozyon özellikleri de dikkate alınmıştır. Yüksek Cr içeriği sayesinde mükemmel korozyon direnci gösteren 304 alaşımı [163], bu nedenle takviye olarak seçilmiştir. Ti ise, üretilen kompozitlerin potansiyel kullanım alanlarında

hafiflik önemli bir parametre olduğu için, 304 alaşımı ile karşılaştırıldığında birbirlerine yakın *E/ρ* değerlerine sahip olmalarına karşın [106], düşük yoğunluğu göz önünde bulundurularak tercih edilmiştir. Kullanılan A356, AA7075, 304 alaşımlarının ve saf Ti'nin kimyasal bileşimleri Çizelge 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4. 1 A356, AA7075, 304 alaşımlarının ve saf Ti'nin kimyasal bileşimleri (% ağırlıkça)

Malzeme	**Alaşım elementleri**											
	C	**Si**	**Mn**	**Cr**	**Mg**	**Cu**	**Zn**	**Ni**	**O**	**Ti**	**Fe**	**Al**
A356	-	7,0	0,1	-	0,35	0,2	0,1	-	-	0,2	0,2	Kalan
AA7075	-	0,4	0,3	0,23	2,5	1,6	5,6	-	-	0,2	0,5	Kalan
AISI 304	0,08	1,0	2,0	18,0	-	-	-	8,0	-	-	Kalan	-
Saf Ti	0,1	-	-	-	-	-	-	-	0,2	Kalan	0,3	-

Çalışma kapsamında ayrıca, SiC parçacıkları da A356 matrisine ilave edilerek, bimetal kompozitlerin karakterizasyonu için bir karşılaştırma numunesi üretilmiştir. SiC_p/A356 kompozit üretiminde kullanılan, 90-125 µm arasında değişen boyutlara sahip SiC tozlarının kimyasal bileşimi Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Çizelge 4. 2 SiC tozlarının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça)

C	**Si**	**SiO_2**	**Fe**	**Al**	**SiC**
0,30	0,25	0,70	0,05	0,10	Kalan

4.2 Kompozit Üretimi

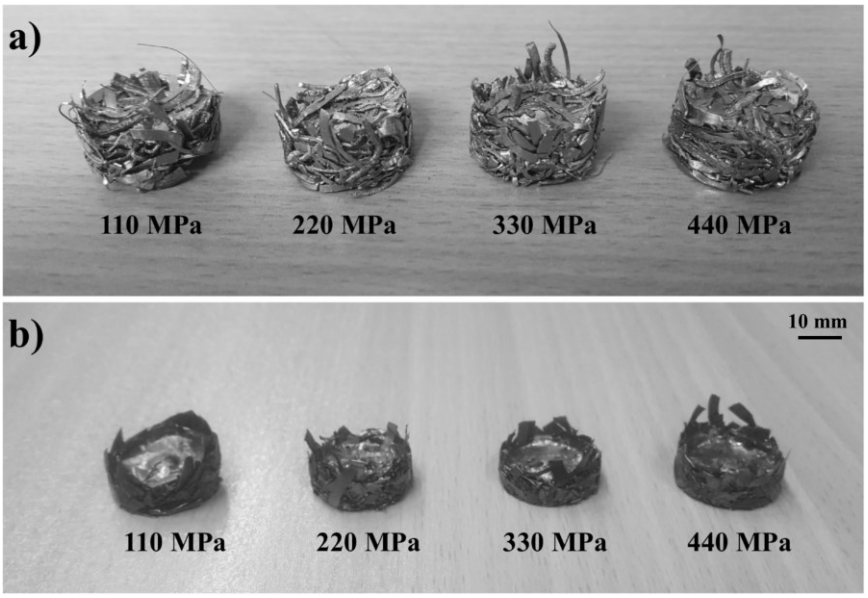
Kompozit üretimi, ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon olmak üzere iki farklı yöntemle gerçekleştirilmiştir. Proses optimizasyonunun büyük çoğunluğu, harcanan kalıp kullanılarak vakum atmosferinde yapılan ergiyik infiltrasyonlu döküm tekniğiyle gerçekleştirilmiştir. Bu yöntemle optimum parametrelerin belirlenmesinin ardından, özel olarak tasarlanmış kapalı metal kalıp içerisinde, belirlenen optimum parametrelerin öncülüğünde bir dizi üretim daha gerçekleştirilerek, iki üretim yöntemi sonucunda ortaya çıkan sonuçlar karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

4.2.1 Ergiyik İnfiltrasyonlu Döküm

Ergiyik infiltrasyonlu döküm tekniği; sırasıyla, preform hazırlama, kalıp yapımı ve infiltrasyon aşamalarından oluşmaktadır.

4.2.1.1 Preform Hazırlama

Üretilecek metal çiftine göre, ortalama uzunluğu 10-15 mm, ortalama genişliği 4-5 mm ve ortalama kalınlığı 150-250 µm olacak şekilde şeritler halinde kesilmiş 304 veya saf Ti hurda talaşları; arzu edilen gözeneklilik oranına göre 110 ila 440 MPa arasında değişen farklı basınç değerlerinde, preform oluşturmak üzere bir araya getirilmiştir. Talaşlar, uygulanan basınç altında 10 sn bekletildikten sonra yüzeye etkiyen yük kaldırılmış ve preform hazırlama aşaması tamamlanmıştır. Preform üretimi, silindirik metal bir kalıp kullanılarak gerçekleştirilmiştir ve elde edilen bütün preformlar 20 mm çapa sahiptir. Farklı basınçlar altında üretilen preformların yoğunluğu Arşimed prensibine göre ölçülmüş olup, bulunan değerin, malzemenin teorik yoğunluğuna oranından, preformların doluluk oranları hesaplanmıştır. Preformlardaki gözenekler, döküm aşamasında ergiyik Al alaşımı tarafından doldurulacak ve istenen takviye oranında kompozit üretimi gerçekleştirilmiş olacaktır.



Şekil 4. 1 Farklı basınçlar altında üretilmiş (a) 304 ve (b) saf Ti preformlar

Şekil 4.1'de farklı basınçlar altında bir araya getirilmiş 304 ve saf Ti talaşlarının oluşturduğu preform görüntüleri; Çizelge 4.3'te ise, uygulanan basıncın bir fonksiyonu

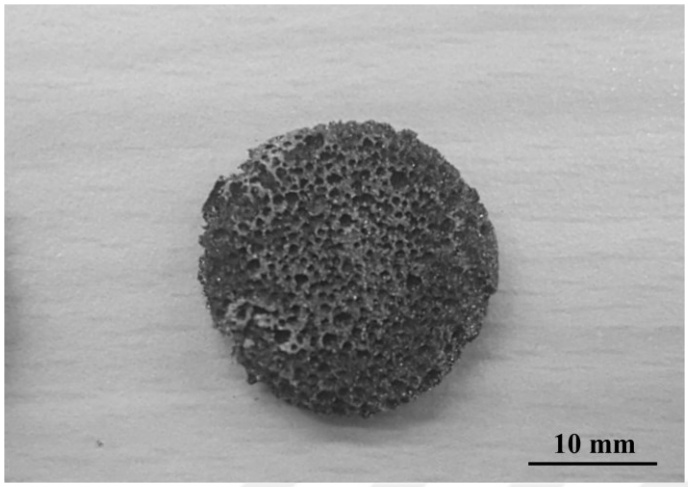
olarak 304 ve saf Ti preformların ölçülen yoğunluk değerleri ve bu değerlere karşılık gelen porozite oranları verilmiştir. Aynı basınç altında, saf Ti talaşların, 304 talaşlarına göre daha iyi paketlendiği görülmektedir. Hegzagonal sıkı paket (HSP) yapıdaki saf Ti talaşları, yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdaki 304 kalite östenitik paslanmaz çelik talaşlara göre daha az aktif kayma düzlemine sahip olduğundan [164], mekanik basınç altında parçalanmakta ve bu parçalanmanın etkisiyle azalan talaş boyutları, saf Ti'nin geri esneme (spring-back) miktarını azaltarak daha iyi paketlenmesine olanak sağlamaktadır [165], [166]. 304 ve saf Ti talaşlarının paketlenmesindeki diğer bir önemli etken de tedarik edilen hurda talaşların morfolojik farklılıklarıdır. Ti talaşları yapraksı morfolojiye sahipken, 304 talaşları çubuksu yapıdadır. Yapraksı yapı, çubuksu yapıya göre, basınç altında daha fazla istiflenerek, Ti talaşlarının paketlenmesini kolaylaştırmaktadır [167].

Çizelge 4. 3 304 ve saf Ti preformların uygulanan basınca bağlı olarak değişen yoğunlukları ve porozite oranları

Basınç (MPa)	**Ölçülen yoğunluk (g/cm^3)**		**Teorik yoğunluk (g/cm^3)**		**Porozite (%)**		**Yaklaşık takviye miktarı (%)**	
	304	**Ti**	**304**	**Ti**	**304**	**Ti**	**304**	**Ti**
110	2,844	2,287	8,03	4,51	64,58	49,29	35	50
220	3,989	2,891			50,33	35,89	50	65
330	4,752	3,304			41,82	26,74	60	75
440	5,107	3,562			36,41	21,02	65	80

Karşılaştırma numunesi için gerekli olan SiC preform, SiC tozlarının tutunabilmesi için bağlayıcı madde gereksinimi nedeniyle, metal talaşlarından farklı bir yolla üretilmiştir. 20 g SiC tozu, 8 ml polivinil alkol (PVA) çözeltisi (% ağırlıkça 20) ve 2 ml kolloidal silika ile hazırlanan bulamaç, silikon kalıba dökülmüş ve katılaşmanın tamamlanması için kalıp içerisinde 24 saat bekletilmiştir. Katılaşma sona erdiğinde elde edilen preform, 1000 °C'de 3 saat boyunca sinterlenmiştir. PVA, sinterleme sırasında buharlaşarak yapıyı gözenekli hale getirmiş ve bağlayıcı görevindeki kolloidal silika, preform yapısı içerisinde SiC tozlarını bir arada tutmuştur. Şekil 4.2'de sinterleme sonrası görüntüsü

verilen SiC preform, Arşimed prensibine göre ölçülmüş yoğunluk değerlerine göre, %35 porozite içermektedir.



Şekil 4. 2 Karşılaştırma numunesi üretiminde kullanılan SiC preform

4.2.1.2 Kalıp Yapımı

Kalıp yapımında kullanılan alçı bağlı ticari kalıp tozu (Eurovest); silika, alçı ($CaSO_4.1/2H_2O$) ve çeşitli kimyasal katkılardan oluşmaktadır. Tozun bileşiminde yer alan kuvars ve kristobalit formundaki silika, kalıbın ısıl genleşmesini düzenlerken, kimyasal katkılar, sertleşme süresi, vizkozite ve dayanım üzerinde etkilidir [168].

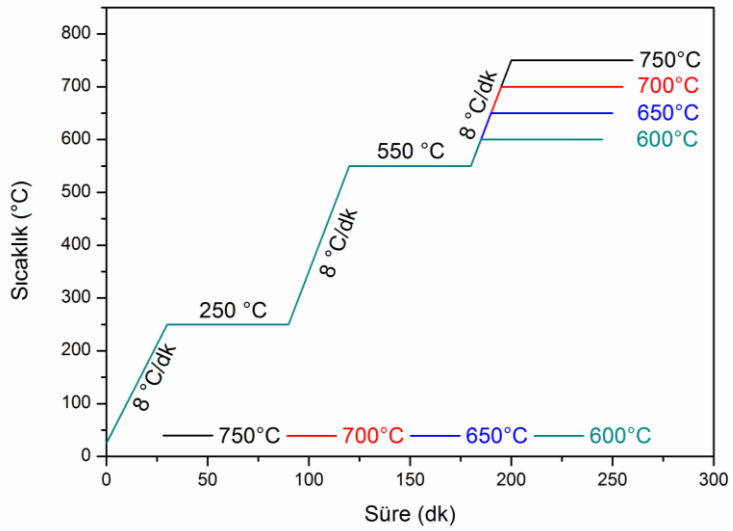
Kalıp yapım aşamasında, 500 g kalıp tozu, 200 ml su ile 3 dk boyunca karıştırılarak dökülebilir alçı karışımı hazırlanmıştır. Karışımda aşırı su kullanımı, kalıbın dayanımını düşürürken, aşırı toz kullanımı, kalıbın yüzey kalitesini düşürmektedir. Ayrıca, uzun karıştırma süreleri, topaklanmaya ve mekanik karıştırmanın zorlaşmasına neden olmaktadır [169]. Sayılan nedenlerle, karışım hazırlanırken, su/toz oranı ve karıştırma süresi, sırasıyla %40 ve 3 dk olarak belirlenmiştir.

85 °C'de ergitilen mum, silindirik plastik kalıp içerisine dökülerek, 25 mm çapında ve 50 mm yüksekliğinde mum model oluşturulmuştur. Hazırlanan model, kalıp altlığına sabitlenerek çevresine delikli paslanmaz çelik derece yerleştirilmiştir. Derecenin delikli olmasının nedeni, infiltrasyon için kalıba vakum alma kabiliyeti kazandırmaktır. Karışım, titreşim altında, içerisinde mum modelin de bulunduğu delikli dereceye dökülerek, modelin alçı bağlı karışım ile tamamen kaplanması sağlanmıştır. Öncesinde, karışımın dereceden akmasını engellemek için delikler bantla sıkıca kapatılmıştır. 15 dk boyunca

karışımın titreşim altında bekletilmesinin ardından, sertleşmenin tamamlanması için kalıp 2 saat boyunca dinlendirilmiştir.

Kalıp tamamen katılaştıktan sonra mum alma işlemi gerçekleştirilerek kalıp boşluğu elde edilmiştir. Mum alma işlemi, kalıbın etüv içerisine alınıp 110 °C'de 1 saat boyunca bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Bu sıcaklıkta kalıptan ergiyerek ayrılan mumlar, sonraki dökümler için yeni mum modeller oluşturmak üzere başka bir altlıkta biriktirilmekte ve tekrar tekrar kullanılmaktadır.

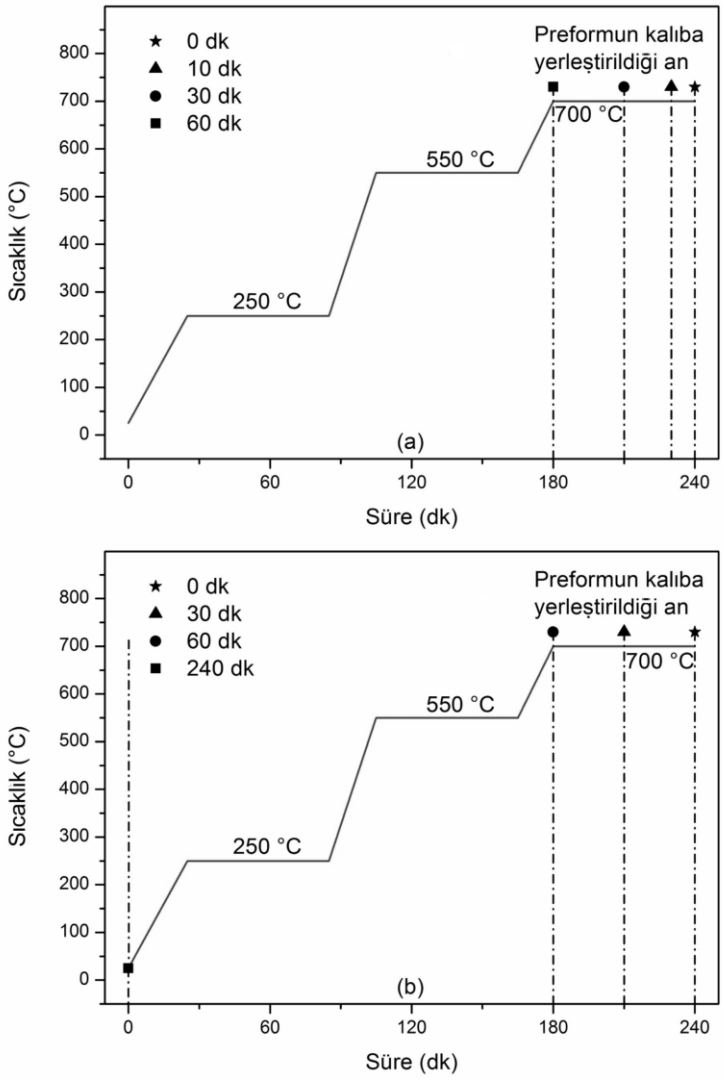
Mumu alınmış ve kalıp boşluğu oluşturulmuş alçı bağlı kalıplar, mum alma işleminin ardından, kalıbı susuzlaştırmak ve kalıp içerisinde mumdan arta kalan C'yi uzaklaştırmak için kademeli olarak ısıtılmıştır. Bu aşamada, kalıp pişirme üst sıcaklıkları; sabit ergiyik Al sıcaklığı için en uygun kalıp sıcaklığı değerinin belirlenmesi amacıyla, 600, 650, 700 ve 750 °C olarak seçilmiştir. 750 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda boyutsal kararlılığın önemli ölçüde bozulması ve alçı bileşenlerinin çözünmeye başlaması nedeniyle [170], daha yüksek sıcaklıklar değerlendirmeye alınmamıştır.



Şekil 4. 3 Kalıp pişirme rejimi

Kalıp; ilk olarak 250 °C'ye ısıtılmış ve kristobalitin tetragonal formdan kübik forma geçtiği α-β dönüşümünün tamamlanması amacıyla, bu sıcaklıkta 1 saat boyunca bekletilmiştir. Hızlı ısıtma durumunda suyun buhar basıncı, kalıp içerisinde çatlak oluşumuna neden olabildiği için, ısıtma hızı 8 °C/dk olarak belirlenmiştir. Pişirme işleminin ikinci kademesinde kalıp, 550 °C'ye ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 1 saat boyunca

bekletilmiştir. Kalıp 550 °C'de bekletilirken, kuvarsın, önemli ölçüde hacimsel genleşmeye yol açan α-β dönüşümünün, kalıbı hasara uğratmadan gerçekleştirilmesi amaçlanmıştır. Kalıp pişirme üst sıcaklığına gelindiğinde, kalıntı C tozları, havadaki O_2 ile birleşip CO ve CO_2 gazlarını oluşturmakta ve sistemden tamamen uzaklaşmaktadır. Alçı bağlı kalıp pişirme rejiminin tamamı Şekil 4.3'te verilmektedir. Toplam kalıp pişirme süresi, çıkılan üst sıcaklığa göre değişmekle birlikte, ortalama 4 saattir.



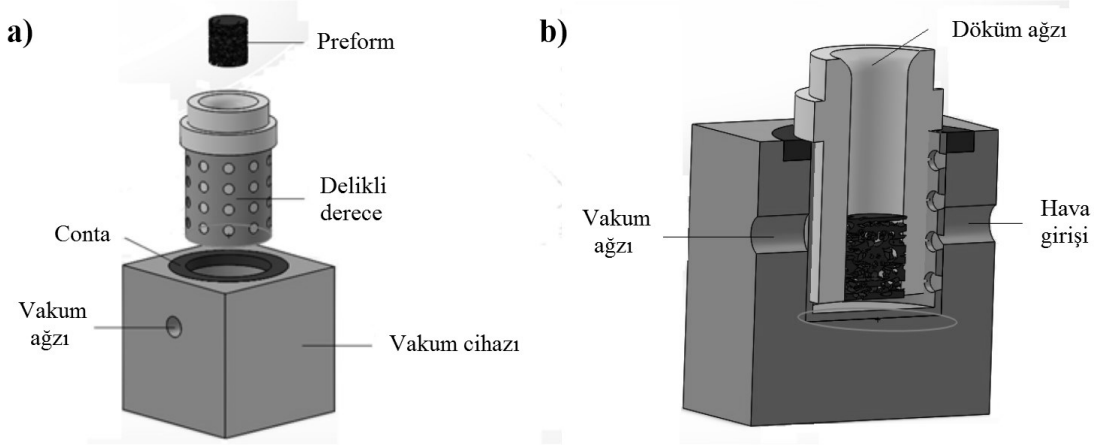
Şekil 4. 4 (a) 304 ve (b) saf Ti preform ön ısıtma sürelerini gösterir kalıp pişirme rejimi

Üretimin bu aşamasında, pişirme üst sıcaklığına ek olarak, farklı preform ön ısıtma sürelerinin de etkisinin incelenmesi amacıyla preformlar, kalıp pişirme prosesine dahil edilmiştir. Şekil 4.4'te preform ön ısıtma sürelerini gösterir kalıp pişirme rejimleri, 304 ve Ti takviyeleri için ayrı ayrı verilmiştir. İnfiltrasyon işleminden önce preformların kalıba yerleştirilmesindeki amaç; ergiyik Al alaşımı ile preform arasındaki sıcaklık farkını

azaltmak ve artan sıvı/katı etkileşim süresi ile birlikte, Al alaşımının hızlı katılaşmasını engellemektir.

4.2.1.3 İnfiltrasyon

Pişirme işleminin tamamlanmasının ardından fırından alınan kalıp, vakum cihazına yerleştirilmiştir. Kalıp ısıl işlemiyle eş zamanlı olarak, farklı bir fırında grafit pota içerisinde ergitilen Al alaşımı, alçı kalıba dökülerek, -10^5 Pa vakum basıncı altında preform boşluklarına infiltre edilmiştir. Ergiyiğin tamamen katılaşması ile birlikte, su verme ve kalıp bozma işlemlerini takiben, önceden belirlenmiş hacimsel oranlara sahip bimetal kompozit üretimi başarıyla gerçekleştirilmiş olmaktadır. Şekil 4.5'te ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminin şematik görünümü verilmektedir.



Şekil 4. 5 Ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminin (a) genel ve (b) kesit görünümü

Yöntemin bu aşamasında, matris malzemesi olarak A356 ve AA7075 alaşımları kullanılmış ve bu alaşımların uygun döküm sıcaklıklarının belirlenmesi amaçlanmıştır. A356 ve AA7075 alaşımları için kullanılan döküm sıcaklıkları Çizelge 4.4'te verilmiştir. Sıcaklıklar, alaşımların ergime sıcaklıklarına göre belirlenmiş olup, 630 °C'de yarıkatı halde olması nedeniyle [171], AA7075 alaşımının bu sıcaklıkta dökümü yapılmamıştır.

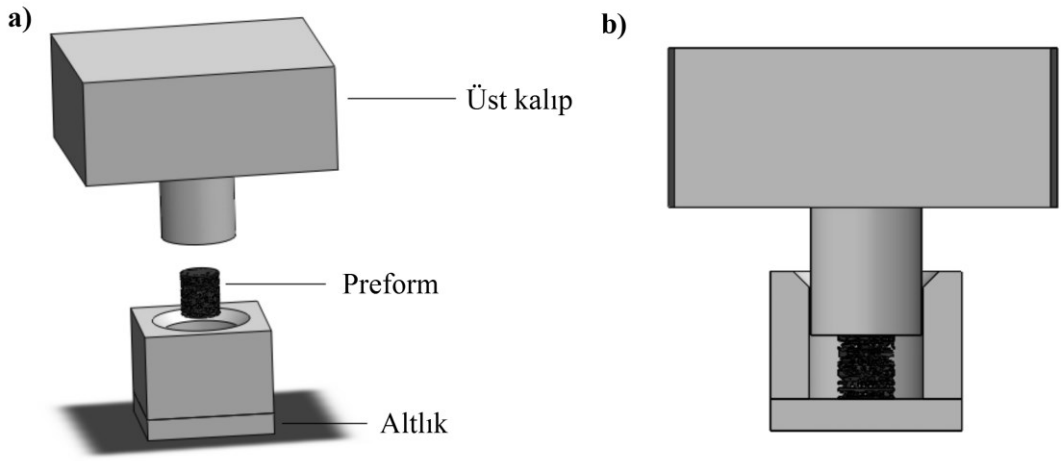
Çizelge 4. 4 A356 ve AA7075 alaşımlarının döküm sıcaklıkları

Alaşım/Sıcaklık	630 °C	680 °C	730 °C	780 °C	830 °C	880 °C
A356	✓	✓	✓	✓	✓	✓
AA7075	✗	✓	✓	✓	✓	✓

4.2.2 Sıkıştırmalı İnfiltrasyon

Ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminde, harcanan kalıp kullanımı, uzun kalıp pişirme süreleri ve infiltrasyon için vakum atmosferi ihtiyacı gibi, yöntemi zaman alıcı hale getiren faktörleri ortadan kaldırmak amacıyla, proses optimizasyonu tamamlandıktan sonra, H13 sıcak iş takım çeliğinden özel olarak üretilmiş kapalı bir kalıbın kullanıldığı sıkıştırmalı infiltrasyon tekniği uygulamaya geçirilmiştir.

Şekil 4.6'da şematik görünümü verilen sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde, ergiyik infiltrasyonlu dökümün aksine, kalıp hazırlama aşamasına ve infiltrasyon için vakum ortamına ihtiyaç duyulmamaktadır.



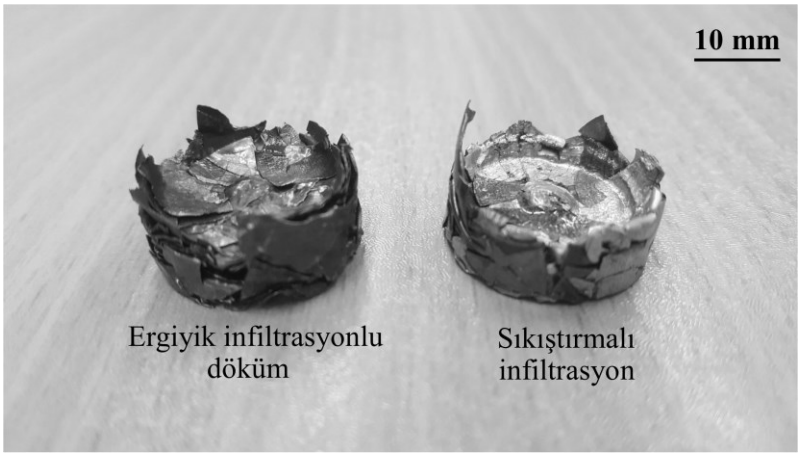
Şekil 4. 6 Sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminin (a) genel ve (b) kesit görünümü

4.2.2.1 Preform Hazırlama

Preform hazırlama ve infiltrasyon aşamalarından oluşan yöntemde, preform hazırlama süreci; Al alaşımının da talaş formunda preforma katılmasının haricinde, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemindeki süreçle aynıdır.

Bu üretim tekniğinde, matris ve takviye talaşlarının homojen bir karışımının mekanik basınç altında bir araya getirilmesiyle oluşturulan bimetal kompozit preform, metal kalıp içine konulmakta ve kalıp, belirlenen sıcaklık ve sürelerde bir fırın içerisinde bekletilerek, infiltrasyon işlemi gerçekleştirilmektedir.

Şekil 4.7'de farklı yöntemlerde kullanılan preformların görüntüleri bir arada verilmiştir. Üretilen preformlar her iki yöntem için de aynı boyutlara sahiptir.



Şekil 4. 7 Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemlerinde kullanılan saf Ti ve Ti/Al karışımı preformlar

4.2.2.2 İnfiltrasyon

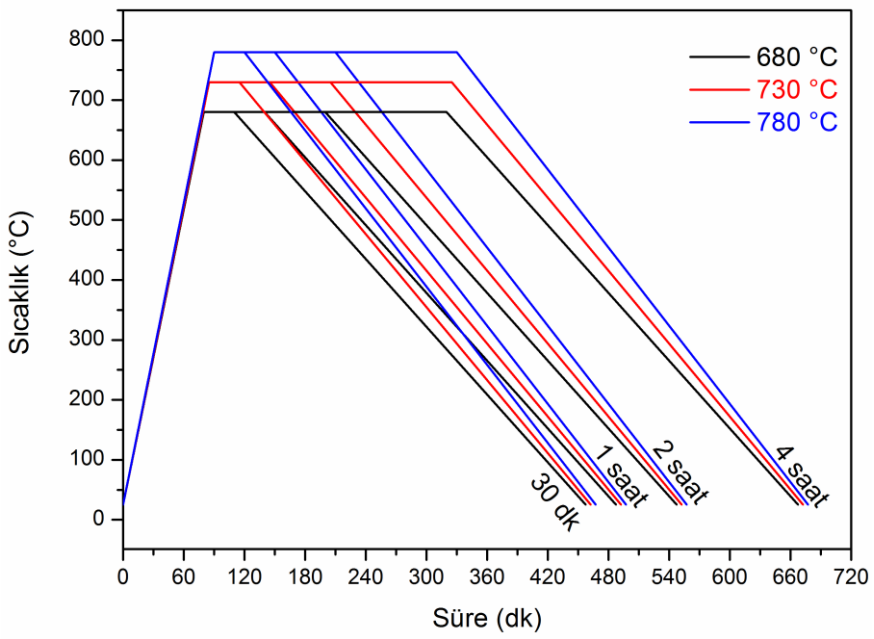
Sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminin infiltrasyon aşamasında, kompozit preform belirlenen süre ve sıcaklıkta bekletildiğinde, talaş formundaki Al alaşımı ergiyerek preformun mevcut gözeneklerine ve katı halini koruyan takviye fazına doğru yayınmaktadır. Alaşımın ergimesi ile eş zamanlı olarak üst kalıp, aşağı doğru hareket etmekte ve preform, altlık ile üst kalıp arasında sıkışmaktadır. Al alaşımının infiltrasyonu, üst kalıbın preform yüzeyine uyguladığı 4,5 MPa'lık basınç ve seçilen infiltrasyon sıcaklığının ortak etkisiyle gerçekleşmektedir.

Belirlenen sıcaklıkta bekleme süresinin sonunda kalıp, 2 °C/dk soğutma hızıyla fırında soğutulmaktadır.

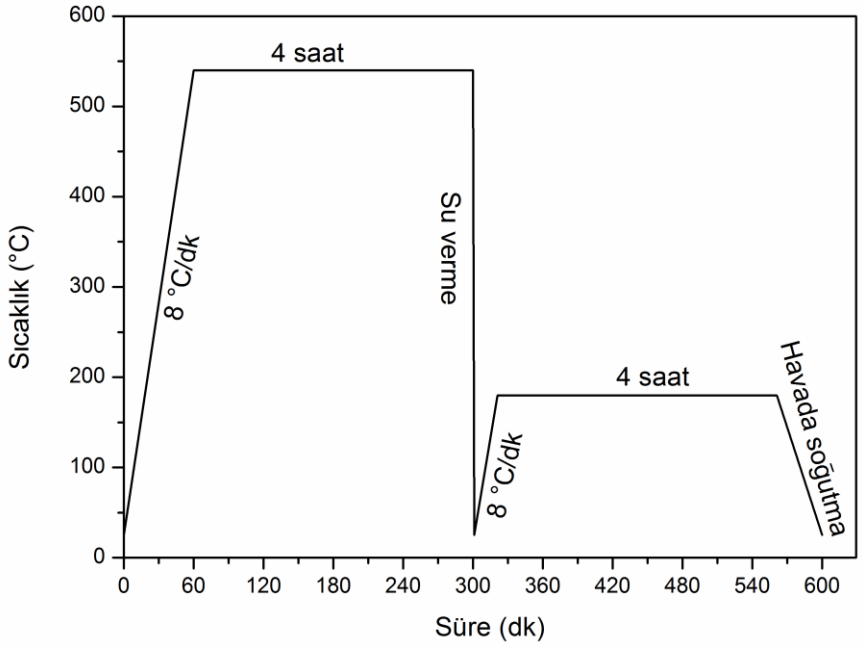
Kompozit üretim süreci, soğutma sonrası alt ve üst kalıpların birbirinden ayrılmasıyla tamamlanmaktadır.

Sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminin ergiyik infiltrasyonlu dökümden diğer bir farkı da preformların sürecin başından sonuna kadar kalıp içerisinde bulunmasıdır. Yöntemde, seçilen infiltrasyon sıcaklıkları 680, 730 ve 780 °C olup belirlenen sıcaklıkta bekleme süreleri ise 30 dk ila 4 saat arasında değişmektedir.

Özel olarak tasarlanmış metal kalıbın farklı sıcaklık ve süreler için pişirme rejimi Şekil 4.8'de verilmiştir. Bu yöntemle üretimin toplam süresinin, belirlenen sıcaklık ve süreye göre değişmekle birlikte, 7 ila 12 saat arasında olduğu görülmektedir.



Şekil 4. 8 Farklı sıcaklık ve bekleme süreleri için metal kalıp pişirme rejimi



Şekil 4. 9 T6 ısıl işlemi

4.3 Üretim Sonrası İşlemler

Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerin mekanik ve tribolojik özelliklerini geliştirmek amacıyla, üretim sonrası bu kompozitlere, T6 ısıl işlemi ve mikro-ark oksidasyonu ile kaplama yapılmıştır.

4.3.1 T6 Isıl İşlemi

T6 ısıl işlemi; çözeltiye alma, su verme ve yapay yaşlandırma aşamalarından oluşmaktadır. Çalışma kapsamında, 304 ve saf Ti takviyeli A356 matrisli kompozitlerin en iyi sonuç veren numunelerine uygulanan T6 işleminde, çözeltiye alma sıcaklığı ve süresi, A356 alaşımı için en uygun değer olarak kabul edilen [172], 540 °C ve 4 saat olarak belirlenmiştir. Bu sürenin sonunda fırından alınıp su verilen numunelere, su verme sonrası, 180 °C'de 4 saat boyunca [173], yapay yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Uygulanan T6 ısıl işlemi Şekil 4.9'da şematik olarak verilmiştir. Yapay yaşlandırma sonrası havada soğutulan numunelere klasik metalografi işlemleri uygulanmış ve numuneler, karakterizasyona hazır hale getirilmiştir.

4.3.2 Mikro-Ark Oksidasyonu

Kompozit yüzeyinde aşınmaya dirençli bir oksit kaplama büyüterek kompozitin tribolojik özelliklerini geliştirmek amacıyla, 304 paslanmaz çelik takviyeli AA7075 matrisli kompozitlerin en iyi sonuç veren numunesine mikro-ark oksidasyon işlemi uygulanmıştır.

Mikro-ark oksidasyonu deney düzeneği; çift kutuplu darbeli güç kaynağı, paslanmaz çelik banyo duvarı, elektroliti karıştırmak için hava pompası ve soğutma ünitesinden oluşan elektrokimyasal bir hücreyi içermektedir.

Yöntemde anot ve katot malzemeleri olarak sırasıyla, bimetal kompozit numune ve paslanmaz çelik banyo duvarı; elektrolit olarak ise 15 g/l sodyum alüminat ($NaAlO_2$, Alfa Aesar) ve 2 g/l potasyum hidroksit (KOH, Aldrich) karışımının sulu çözeltisi kullanılmıştır.

Çözelti sıcaklığı, numune yüzeyindeki kimyasal reaksiyon oranını kontrol etmek amacıyla bir soğutma sistemi vasıtasıyla 22 °C'nin altında tutulmuştur.

Mikro-ark oksidasyonu işlemi, 2 dk boyunca, katoda 450 V pozitif gerilim ve elektrolit içerisindeki kompozit numuneye 80 V negatif gerilim uygulanarak gerçekleştirilmiştir. İşlem sonrası, yüzeyinde oksit kaplama büyütülmüş kompozit numuneye, ultrasonik banyoda temizleme işlemi ve ardından standart metalografik süreçler uygulanarak, numune karakterizasyona hazır hale getirilmiştir.

4.4 Karakterizasyon

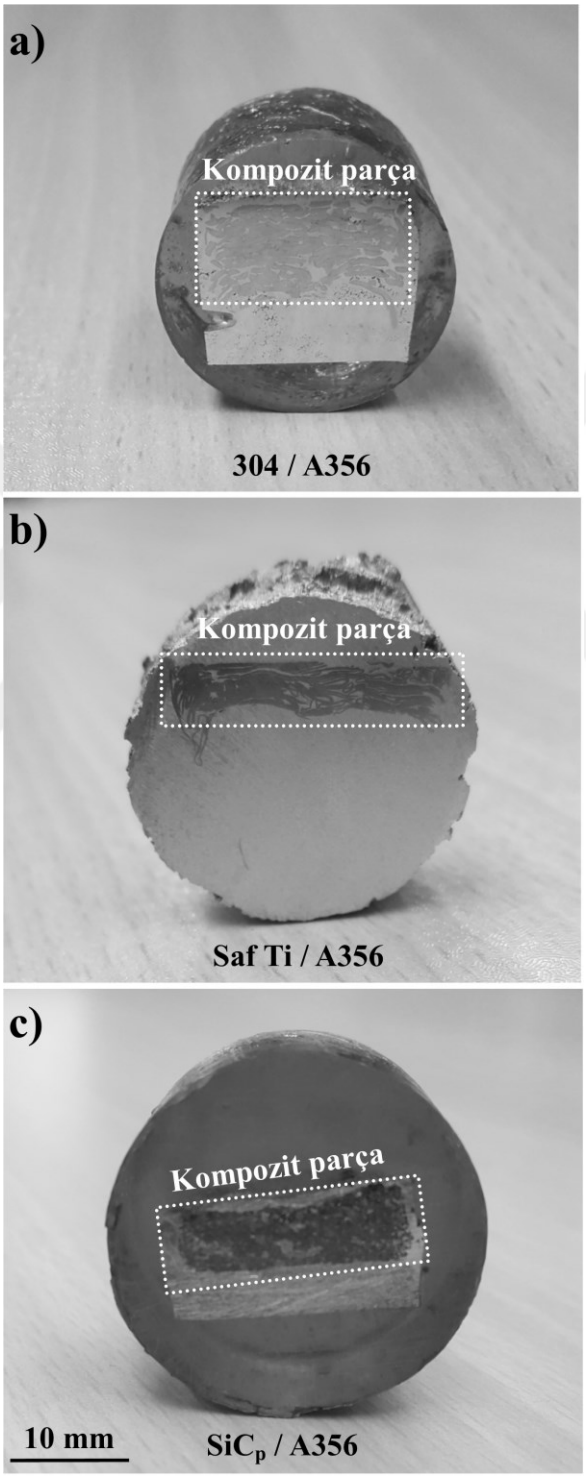
Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon teknikleriyle üretilen 304 ve saf Ti takviyeli A356 ve AA7075 matrisli bimetal kompozitlerin tüm işlem parametreleri Çizelge 4.5'te bir arada listelenmiştir.

Çizelge 4. 5 Bimetal kompozit üretiminde işlem parametreleri

Yöntem	Aşama	Takviye/Matris	İncelenen Özellikler	İşlem Değişkenleri
Ergiyik İnfiltrasyonlu Döküm	Preform Hazırlama	304/A356	Takviye miktarı (%)	35, 50, 60, 65
		Saf Ti/A356		50, 65, 75, 80
	Kalıp Yapımı	304/A356	Kalıp pişirme üst sıcaklığı (°C)	600, 650, 700, 750
		304/A356	Preform ön ısıtma süresi (dk)	0, 10, 30, 60
		Saf Ti/A356		0, 30, 60, 240
	İnfiltrasyon	304/A356	Döküm sıcaklığı (°C)	630, 680, 730, 780, 830, 880
		304/AA7075		680, 730, 780, 830, 880
	Üretim Sonrası İşlemler	304/A356	T6 ısıl işlemi	Değişken yok
		Saf Ti/A356		
		304/AA7075	Mikro-ark oksidasyonu	Değişken yok
Sıkıştırmalı İnfiltrasyon	İnfiltrasyon	304/A356	Sıcaklık (°C)	680, 730, 780
		Saf Ti/A356		Değişken yok
		304/A356	Süre (dk)	30, 60, 120, 240

Üretimi tamamlanan bimetal kompozitlerin kesitlerinden alınan parçalar, soğuk monte sonrası, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2000 meshlik SiC aşındırıcılarla zımparalanmıştır. Zımpara sonrası kesit yüzeyleri, 1 µm'luk elmas pasta kullanılarak

parlatılmıştır. Parlatma işleminin ardından yüzeyi alkolle temizlenen kompozitlerin nihai görüntüleri Şekil 4.10'da verilmektedir. Üretilen kompozitlerin karakterizasyonu; faz, mikroyapı, sertlik, kalıntı gerilme, aşınma ve korozyon olmak üzere altı ana başlıkta gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4. 10 (a) 304, (b) saf Ti ve (c) SiC takviyeli A356 matrisli kompozitlerin nihai görüntüleri

4.4.1 Faz Analizi

Metalografik işlemlerin tamamlanmasının ardından, bimetal kompozitlerde oluşan fazları belirlemek için XRD (Philips PW 3710) cihazı kullanılmıştır. XRD analizi, 40 kV gerilim ve 40 mA akım değerinde Cu-Kα ışıması kullanılarak, standart θ-2θ (2θ=10-90°) tarama yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Yöntemde tarama aralığı 0,01° olarak seçilmiştir. Elde edilen XRD paternlerinin sınıflandırılmasında, JCPDS (The Joint Committee on Powder Diffraction Standards) veritabanı esas alınmıştır. Belirlenen fazlar, JCPDS numaraları ile birlikte verilmiştir.

4.4.2 Mikroyapı İncelemeleri

Hazırlanan kesitlerin mikroyapılarını incelemek amacıyla ışık mikroskobu (Nikon Eclipse MA100), üç farklı taramalı elektron mikroskobu (SEM, JEOL JSM 6060, Hitachi SU3502 T2, Zeiss Evo LS10) ve alan emisyon taramalı elektron mikroskobu (FEG-SEM, JEOL JSM 6335F) kullanılmıştır. Bu aşamada, görüntü analizi yazılımının da desteğiyle, oluşan arayüzey fazlarının kalınlıkları ölçülmüştür. Ayrıca, SEM vasıtasıyla yapılan EDS ölçümleriyle, belirli nokta, çizgi veya alanlardaki element içerikleri ve dağılımları belirlenmiştir.

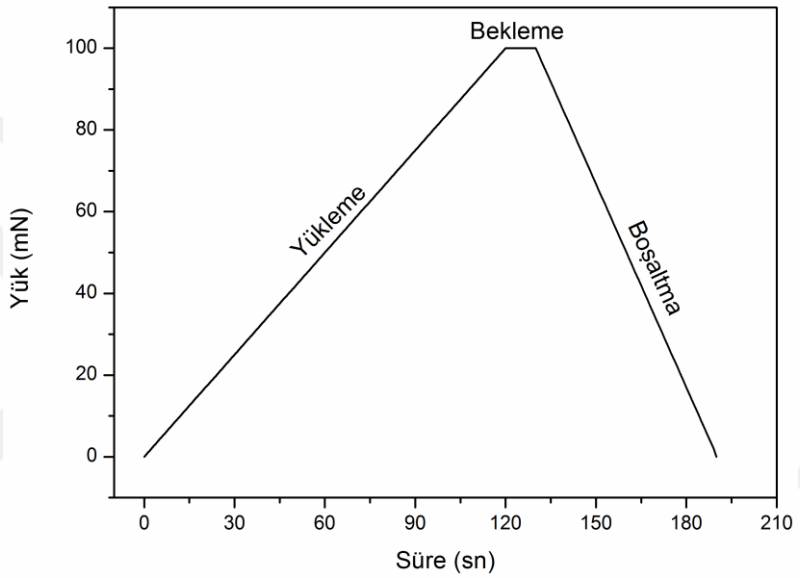
4.4.3 Sertlik Ölçümleri

Üretilen bimetal kompozitlerin sertlikleri, Brinell ve Vickers olmak üzere iki farklı yöntemle ölçülmüştür. Brinell sertlik cihazı ile ölçülen Brinell sertlikleri, kompozitin genel sertliğini verirken, nanoindentasyon test cihazı (CSM NHT, SN06-177) ile ölçülen Vickers sertlikleri, kompozit içinde oluşan her bir fazın sertliğini ayrı ayrı vermektedir.

Brinell sertliklerinin ölçümünde, 62,5 kg yük ve 2,5 mm çapa sahip çelik bilya uç kullanılmıştır. Sertlikler, TS EN ISO 6506-3 standardına uygun şekilde, Eşitlik (4.1) kullanılarak hesaplanmış ve sonuçlar, her bir numune için, farklı bölgelerden rastgele alınmış 5 ayrı ölçümün ortalama değeri olarak verilmiştir. Eşitlikte, HB; Brinell sertliğini, P; uygulanan yükü, D; bilya çapını ve d; iz çapını temsil etmektedir.

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \tag{4.1}$$

Vickers sertlikleri ise, 100 mN maksimum yük altında, 1 sn aralıklarla 120 adımda, Berkovich tipi elmas uç kullanılarak ölçülmüştür. Bu sıcaklıkta 10 sn beklenmesinin ardından yük, 1 sn aralıklarla 60 adımda kaldırılmıştır. Her bir faz için 10 farklı bölgeden rastgele ölçümler alınmış ve Vickers sertlik sonuçları, bu ölçümlerin ortalama değeri olarak verilmiştir. Cihaz, sertlik ölçümünde, Oliver ve Pharr doğrusal olmayan eğri uydurma yöntemini kullanmaktadır [174]. Nanoindentasyon tekniğinde numune yüzeyine uygulanan yükün zamana bağlı değişimi Şekil 4.11'de şematik olarak verilmiştir.



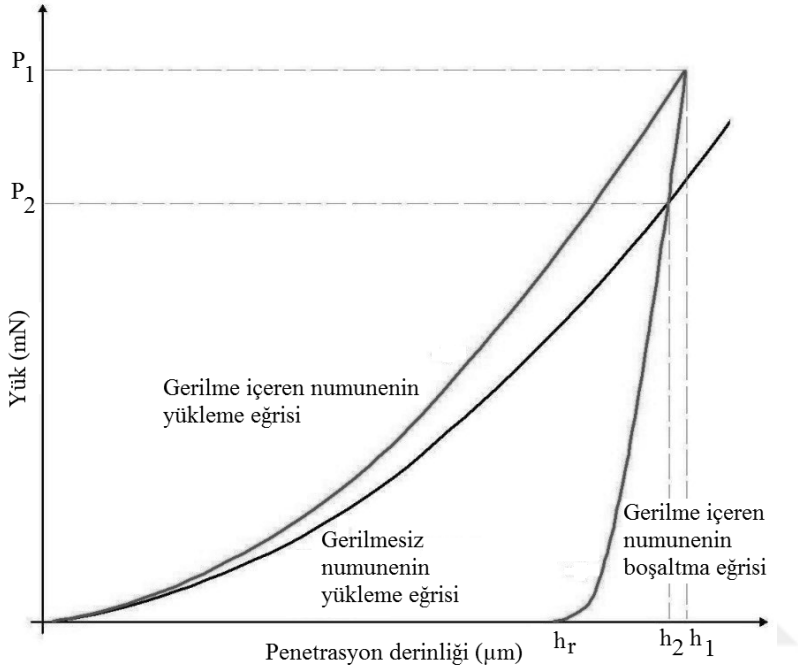
Şekil 4. 11 Nanoindentasyon tekniğinde uygulanan yükün zamana bağlı değişimi

4.4.4 Kalıntı Gerilme Analizi

Kalıntı gerilme, malzemeye herhangi bir harici kuvvet etkimediği durumda, yapıdaki farklı fazlar veya aynı faza ait farklı bölgeler arasındaki uyumsuzluklardan kaynaklanan ve malzeme içinde çevresi ile denge haline ulaşmış gerilmedir [175]. Üretilen bimetal kompozitlerdeki kalıntı gerilmeler, nanoindentasyon cihazında sertlik ölçümünde elde edilen yük-penetrasyon derinliği (P-h) eğrilerinden, Wang vd.'nin [176] önerdiği yöntemle hesaplanmıştır. Bu yönteme göre, kalıntı gerilme hesabında Eşitlik (4.2)'de verilen denklem kullanılmaktadır. Eşitlikte σ_{res}; kalıntı gerilmeyi, P_1; gerilme içeren numunedeki maksimum yükü, P_2; gerilmesiz numunenin yükleme eğrisi ile gerilme içeren numunenin boşaltma eğrisinin kesiştiği yükü ve h_r; yükün tamamen boşaltıldığı anda gerilme içeren numunedeki penetrasyon derinliğini belirtmektedir. α ise,

kullanılan indentöre bağlı olarak değişen bir geometrik faktör olup konik ucun yarım açısını temsil etmektedir. Kalıntı gerilme ölçümlerinde kullanılan Berkovich tipi uç için α değeri 65,3°'dir.

$$\sigma_{\text{res}} = \frac{P_1 - P_2}{2\pi \tan^2 \alpha h_r^2} \tag{4.2}$$



Şekil 4. 12 Gerilmesiz ve gerilme içeren numuneler için indentasyon yük-penetrasyon derinliği eğrileri

Gerilmesiz ve gerilme içeren numuneler için çizilmiş temsili bir P-h eğrisi, Şekil 4.12'de verilmiştir. Wang vd.'nin kalıntı gerilme ölçüm modelinde, gerilme içeren numunenin yükleme ve boşaltma eğrilerinin yanı sıra, gerilmesiz bir referans numunesinin de yükleme eğrisine ihtiyaç duyulmaktadır. Bu nedenle, kalıntı gerilme ölçümlerinde referans numune olarak takviyesiz A356 matris alaşımı kullanılmış ve bu alaşımın kalıntı gerilme içermediği kabul edilmiştir. Ölçüm sonuçları, kalıntı gerilme değerleri incelenen fazların A356 alaşımına göre durumlarını temsil etmektedir.

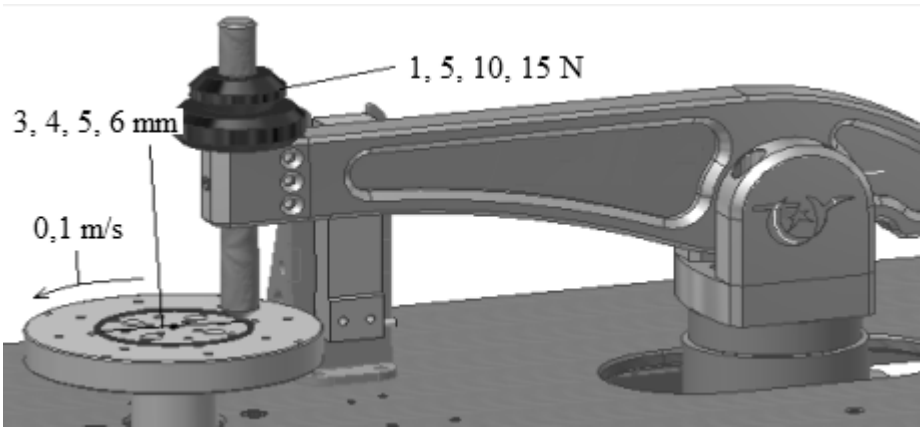
4.4.5 Aşınma İncelemeleri

Çalışma kapsamında, faz, mikroyapı, sertlik ve kalıntı gerilme ölçümlerinin yanı sıra, üretilen bimetal kompozitlerin aşınma davranışı da incelenmiştir. Bu amaç

doğrultusunda disk üzeri bilya (ball-on-disc) tipi aşındırma test cihazı kullanılmıştır. Aşınma testleri, ASTM G99-17 standardına uygun şekilde gerçekleştirilmiştir. Testlerde karşıt yüzey olarak 3 ve 6 mm çaplara sahip Al_2O_3 bilyalar kullanılmıştır. Kullanılan bilyaların özellikleri Çizelge 4.6'da listelenmiştir. Karşıt yüzey olarak Al_2O_3 bilyaların tercih edilme nedeni, bimetal kompozitlerin şiddetli aşınma koşullarındaki davranışını belirlemektir. Bilyaların sertliği, kompozitin tüm bileşenlerinden daha yüksek olduğu için, arzu edilen şiddetli aşınma koşulları sağlanmış olmaktadır.

Çizelge 4. 6 Disk üzeri bilya aşındırma testinde kullanılan Al_2O_3 bilyaların özellikleri

Özellik	**Değer**	**Özellik**	**Değer**
Saflık	%99,5	**Sertlik**	1410 HV10
Boyut	Φ3, Φ6 mm	**Elastiklik modülü**	370 GPa
Yoğunluk	3,86 g/cm^3	**Basma dayanımı**	2600 MPa
Renk	Beyaz	**Su absorpsiyonu**	< **%**0,01



Şekil 4. 13 Disk üzeri bilya aşındırma test cihazının tasviri

Parlatma sonrası ortalama yüzey pürüzlülükleri (R_a) 0,45 µm olan kompozit numune yüzeylerine, 100 m kayma mesafesi boyunca, 0,1 m/s kayma hızıyla, 1-15 N aralığında değişen yükler uygulanmıştır. Test ortamı, 27-28 °C sıcaklığa sahiptir ve yaklaşık %40

bağıl nem içermektedir. Numune boyutlarına bağlı olarak, iz çapları 3-6 mm arasında değişmektedir. Okonkwo vd. [177], farklı iz çapları kullanarak gerçekleştirdikleri kayma testlerinde, sürtünme katsayısı ve aşınma sonuçlarının birbirleriyle uyumlu olduğunu; başka bir deyişle, iz çapının sonuçlar üzerinde önemli bir etkisi olmadığını belirtmişlerdir. Uygulanan disk üzeri bilya testinin, test parametrelerini de içerir bir tasviri Şekil 4.13'te verilmiştir. Her numune için aynı koşullarda 3 aşınma testi yapılmış olup, kompozitlerin aşınma oranı değerleri, bu 3 testin ortalaması olarak verilmiştir. Aşınma oranı (W_R); malzemedeki hacimsel kayıpların (V), uygulanan yüke (P) ve kayma mesafesine (L) bölünmesiyle hesaplanmaktadır (4.3).

$$W_{\mathrm{R}} = \frac{V}{LP} \tag{4.3}$$

Hacimsel kayıplar ise, ASTM G99-17 standardına uygun şekilde, Eşitlik (4.4)'e göre hesaplanmıştır. Eşitlikte R; aşınma izi yarıçapını, r; bilya yarıçapını ve d; aşınma izi genişliğini temsil etmektedir.

$$V = 2\pi R[r^2 \sin^{-1}(d/2r) - (d/4)(4r^2 - d^2)^{1/2}] \tag{4.4}$$

Bulunan sonuçların doğrulanması amacıyla, ASTM G99-17 standardında belirtildiği şekilde, hacimsel kayıplar için ikinci bir hesaplama aracı kullanılmıştır. Öncelikle, numunelerin aşınma öncesi ve sonrası ağırlıkları arasındaki fark hesaplanarak kütle kayıpları belirlenmiştir. Kütle kayıpları, kompozitlerin Arşimed prensibine göre ölçülmüş yoğunluk değerlerine bölünerek, hacimsel kayıplar hesaplanmıştır. Elde edilen hacimsel kayıp değerleri Eşitlik (4.3)'te kullanılarak aşınma oranları tespit edilmiştir.

Aşınma karakterizasyonu kapsamında, disk üzeri bilya tipi aşındırma cihazının test boyunca kaydettiği, kayma mesafesine bağlı olarak değişen sürtünme katsayısı değerleri de incelenmiştir. Sürtünme katsayısı değerleri, her numune için, yapılan 3 farklı test sonucunun ortalaması olarak verilmiştir.

Son olarak, bimetal kompozit numunelerin aşınan yüzeyleri SEM ile görüntülenmiş ve EDS analizleri ile kimyasal bileşimdeki değişimler araştırılmıştır. SEM görüntüleri, kompozitlerin mikroyapısal özelliklerinin bir fonksiyonu olarak ele alınmıştır.

4.4.6 Korozyon Davranışı

Bimetal kompozitlerin korozyon davranışının belirlenmesinde, potansiyodinamik polarizasyon ve daldırma yöntemleri kullanılmıştır. Korozyon testleri, her numune için, aynı koşullarda 2 kez tekrarlanmış olup, sonuçlar, test verilerinin ortalama değerleri şeklinde verilmiştir.

4.4.6.1 Potansiyodinamik Polarizasyon Testi

ASTM G1-90 standardına uygun şekilde hazırlanan test numunelerine, potansiyostat cihazı (Ivium Compactstat) vasıtasıyla, ASTM G5-94 standardına uygun şekilde, potansiyodinamik polarizasyon testleri uygulanmıştır. Bu teknikte, çalışma elektrotu olarak 1 cm^2 sabit yüzey alanına sahip kompozit parça, karşıt elektrot olarak 4 cm^2 yüzey alanına sahip platin çubuk ve referans olarak doymuş gümüş/gümüş klorür (Ag/AgCl) elektrottan oluşan standart üçlü elektrot sistemi kullanılmaktadır. Potansiyodinamik polarizasyon testleri, 30 °C sıcaklıkta, ağırlıkça %3,5'luk sodyum klorür (NaCl) çözeltisi içerisinde gerçekleştirilmiştir. Öncelikle, sistemden akım geçmediği durumda; ASTM G5-94 standardında belirtildiği şekilde, numuneler çözelti içerisinde 55 dk boyunca bekletilerek, açık hücre potansiyelleri (*OCP*; open circuit potential) ölçülmüştür. Potansiyodinamik tarama; ölçülen *OCP* değerlerinin 250 mV altında ve üstünde, 0,167 mV/s tarama hızıyla gerçekleştirilmiştir. Test sonucunda elde edilen Tafel eğrileri kullanılarak E_{kor} ve I_{kor} değerleri hesaplanmıştır. Bimetal kompozitlerin korozyon hızı (C_R) değerleri ise, Ivium Compactstat yazılımı vasıtasıyla, ASTM G102-89 standardına uygun şekilde, Eşitlik (4.5) kullanılarak ölçülmektedir. Denklemde EW; eşdeğer ağırlığı, ρ; yoğunluğu temsil etmektedir.

$$C_{\mathrm{R}} = 3{,}27x10^{-3}\,\frac{I_{kor}EW}{\rho} \tag{4.5}$$

4.4.6.2 Daldırma Testi

Potansiyodinamik polarizasyon deneyleriyle bimetal kompozitlerin korozyon oranının hesaplanmasının ardından, daldırma test süreleri, ASTM G31-72 standardında önerilen şekilde, Eşitlik (4.6) kullanılarak belirlenmiştir. Denklemde, korozyon oranının, mpy (10^{-}

[3] inç/yıl) cinsinden ifade edilmesi gerekmektedir. Korozyon oranı birimlerinin dönüşüm tablosu, Çizelge 4.7'de verilmiştir.

$$Saat = \frac{2000}{C_R(mpy)} \tag{4.6}$$

Çizelge 4. 7 Korozyon oranı birimlerinin dönüşümü

	mA/cm²	**mm/yıl**	**mpy**
mA/cm²	1	3,288 M/nρ	129 M/nρ
mm/yıl	0,306 nρ/M	1	39,4
mpy	0,00777 nρ/M	0,0254	1
M; atom ağırlığı, n; korozyon reaksiyonunda serbest kalan elektron sayısı; ρ; yoğunluk			

Eşitlik (4.6) vasıtasıyla, potansiyodinamik polarizasyon testine göre en iyi ve en kötü sonuçlara sahip numunelerin C_R değerleri esas alınarak; daldırma süresi 7, 14 ve 21 gün olarak belirlenmiştir. Daldırma testlerinde kullanılan çözelti, potansiyodinamik polarizasyon testlerinde olduğu gibi, ağırlıkça %3,5'luk NaCl çözeltisidir. Çözelti, deney süresince, haftada bir yenilenmiştir. Test sonunda korozyon ürünleri, mekanik olarak kompozit yüzeyinden uzaklaştırılmıştır. Korozyon ürünlerinin belirlenmesi için XRD analizi gerçekleştirilirken, korozyona uğramış yüzeyin mikroyapı incelemeleri, stereo mikroskop ve SEM vasıtasıyla yapılmıştır. Deney öncesi ve sonrası numune ağırlıkları ölçülmüş olup, aradaki farkın numunenin kesit alanına bölünmesiyle, g/cm^2 cinsinden korozyon kaybı değerleri hesaplanmıştır.

$$C_R = \frac{(KxW)}{(AxTxD)} \tag{4.7}$$

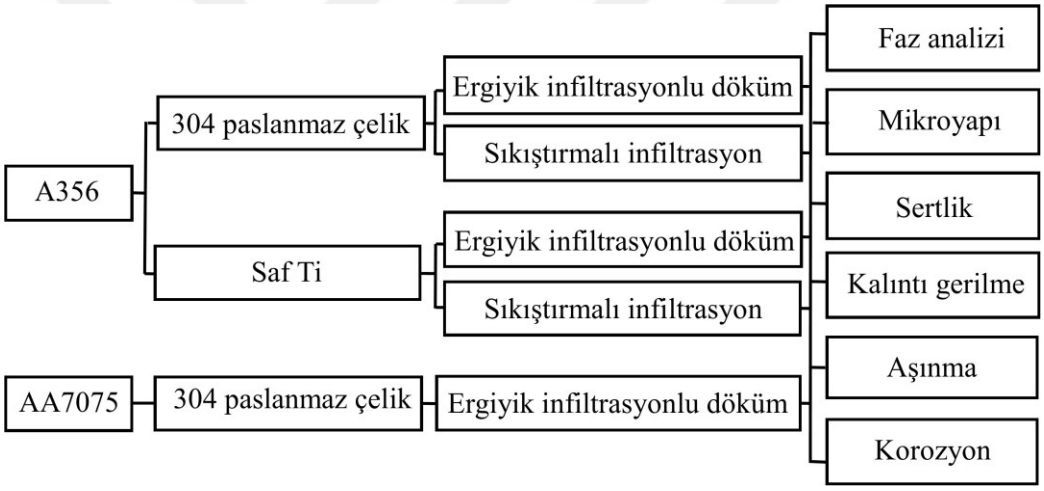
Daldırma testinde C_R, Eşitlik (4.7)'de yer alan denkleme göre hesaplanmaktadır. Formülde, K; korozyon oranının birimine bağlı olarak değişen bir sabiti, W; deney sonrası ölçülen kütle kaybını, A; cm^2 cinsinden numunenin yüzey alanını, T; numunenin

saat cinsinden çözeltiye maruz bırakıldığı süreyi ve D; bimetal kompozit numunenin yoğunluğunu belirtmektedir. K sabiti; mm/yıl cinsinden sonuçlar için $8,76x10^4$, mpy cinsinden sonuçlar içinse $3,45x10^6$ değerini almaktadır.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Çevreye duyarlı ve ekonomik bir şekilde, hurda metal talaşlarıyla üretilen Al matrisli bimetal kompozitlere ait deney sonuçları, farklı metal çiftleri için, Şekil 5.1'de belirtilen düzende verilmiştir.



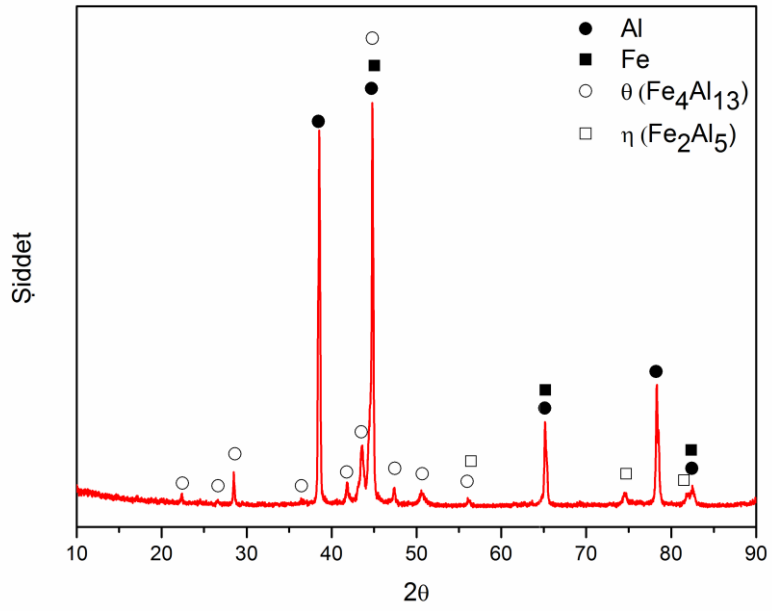
Şekil 5. 1 Üretilen bimetal kompozitlerin karakterizasyon şeması

5.1 304 Takviyeli A356 Matrisli Kompozitler

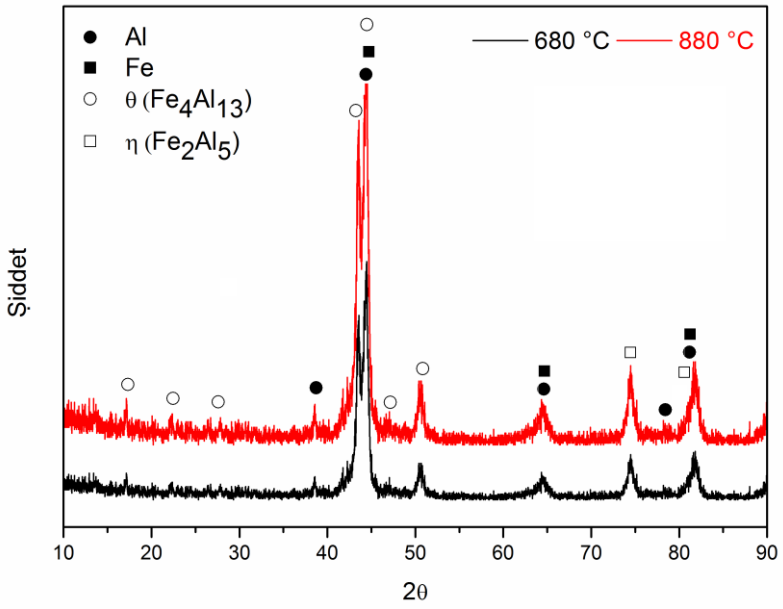
304 takviyeli A356 matrisli bimetal kompozitler, çalışmanın başat aktörü olup, takviye miktarı, kalıp pişirme sıcaklığı, preform ön ısıtma süresi, döküm sıcaklığı, T6 ısıl işlemi gibi birçok değişkenin, kompozit özellikleri üzerindeki etkisi, bu kompozitler özelinde incelenmiştir. Söz konusu incelemeler, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemi için gerçekleştirilmiş ve belirlenen en uygun değerler esas alınarak, 304/A356 bimetal kompozitleri ayrıca, sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle de üretilmiştir. Yöntemde sıcaklık ve süre optimizasyonu yapılmış olup, sonuçlar, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

5.1.1 Fazların Belirlenmesi

304/A356 bimetal kompozit üretiminde, değişkenlerden bağımsız olarak ortaya çıkan fazlar, Şekil 5.2'de verilen XRD analiz sonucunda gösterilmiştir. Üretim sonrası yapıda, Al, Fe, θ (Fe_4Al_{13}) ve η (Fe_2Al_5) fazları oluşmaktadır.



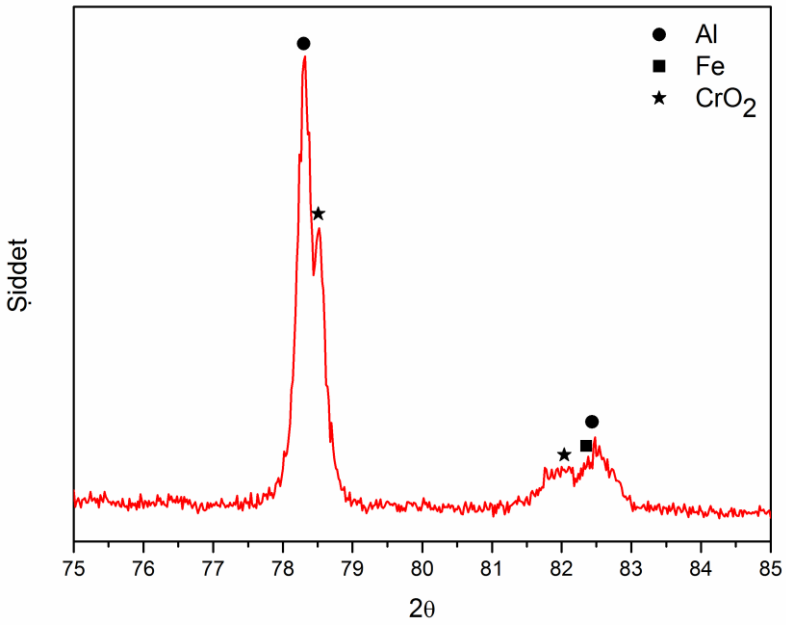
Şekil 5. 2 304/A356 kompozitinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonucu



Şekil 5. 3 Farklı sıcaklıklarda üretilmiş 304/A356 kompozitlerinin XRD analiz sonuçları

Farklı numunelerin XRD pikleri, genel hatlarıyla aynı kalmakla birlikte, üretim parametrelerine bağlı olarak değişen faz oranları nedeniyle, şiddet yönünden

farklılıklar göstermektedir. Şekil 5.3'te 680 °C ve 880 °C döküm sıcaklıkları kullanılarak üretilmiş 304/A356 kompozitlerinde XRD sonuçları karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Sıcaklık arttıkça, özellikle arayüzeyde gerçekleşen kimyasal reaksiyon nedeniyle oluşan θ ve η fazlarının pik şiddetlerinde artış gözlenmektedir. Takviye miktarı, kalıp pişirme üst sıcaklığı gibi diğer işlem değişkenleri; XRD sonuçları açısından, döküm sıcaklığı ile benzer bir etkiye sahiptir. Bu parametrelerle üretilen kompozitlerde XRD sonuçları aynı fazları işaret etmekle birlikte, fazların pik şiddetlerinde Şekil 5.3'te olduğu gibi küçük değişiklikler görülmektedir.

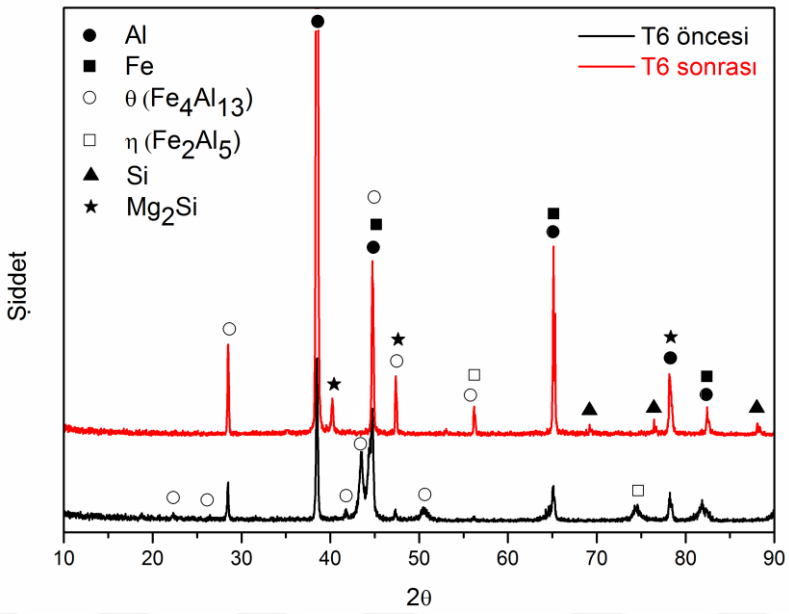


Şekil 5. 4 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen 304/A356 kompozitinin XRD sonucu

XRD sonuçlarında belirgin bir etki, preform ön ısıtma süresinin 60 dk olduğu numunede ortaya çıkmıştır (Şekil 5.4). 700 °C kalıp pişirme sıcaklığında 60 dk boyunca bekletilen 304 preformların yüzeyinde, uzun bekleme süresi nedeniyle CrO_2 tabakası oluşmuştur. CrO_2 tabakasının oluşumu, infiltrasyon sırasında katı/sıvı etkileşim kabiliyetini azaltarak, arayüzeyde η fazı oluşumunu engellemiştir. 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunenin arayüzeyinde yalnızca θ fazı oluşmuştur.

XRD sonuçlarında diğer belirgin farklılık, üretim sonrası kompozitlere sırasıyla, çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri uygulandığında ortaya çıkmaktadır. Şekil 5.5'te 304 paslanmaz çelik takviyeli A356 matrisli kompozitlerin T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrası XRD analiz sonuçları verilmiştir. T6 işlemi sonrası A356 matrisinde gerçekleşen çökelme

sertleşmesi sonucu, XRD analizinde, sertleşmenin kaynağı olan β-Mg_2Si çökeltilerinin pikleri elde edilmiştir. Si fazı, üretilen tüm kompozitlerin matris alaşımında önemli miktarda (%7) bulunmasına karşın, pikleri yalnızca T6 işlemi görmüş numunede elde edilmiştir. XRD sonuçlarında adı geçen tüm fazların JCPDS numaraları, Çizelge 5.1'de verilmektedir.



Şekil 5. 5 T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrası 304/A356 kompozitlerinin XRD analiz sonuçları

Çizelge 5. 1 XRD analizinde belirlenen fazların JCPDS numaraları

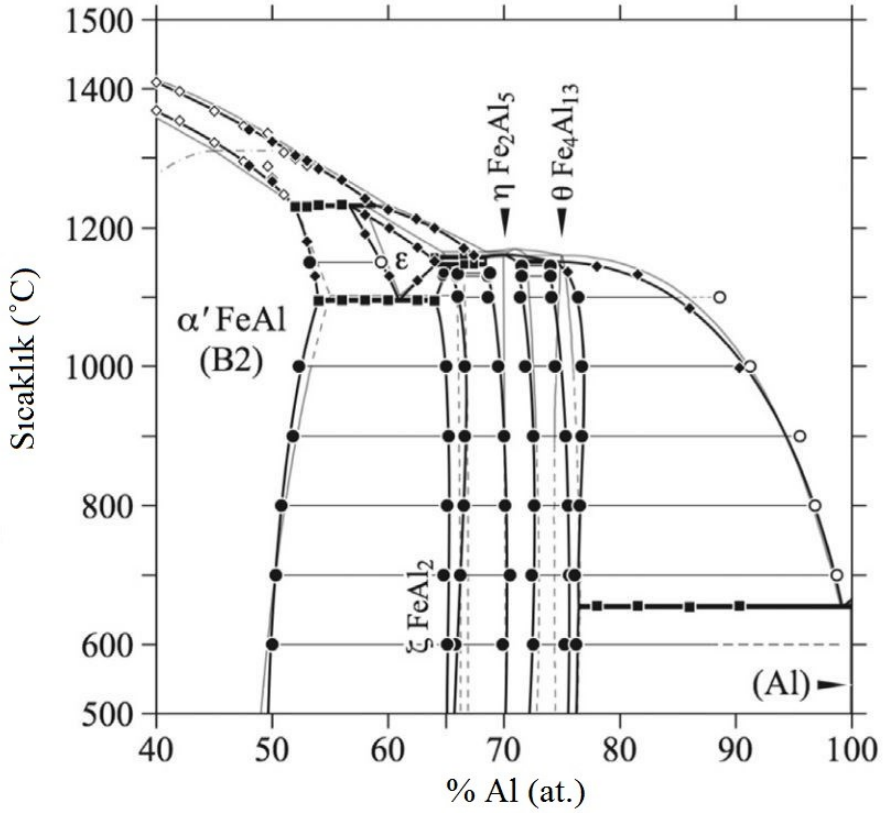
Faz	**JCPDS numarası**
Al	00-004-0787
Fe	00-001-1267
Si	03-065-1060
θ (Fe_4Al_{13})	00-029-0042
η (Fe_2Al_5)	00-047-1435
CrO_2	00-043-1040
β-Mg_2Si	03-065-0690

Şekil 5.6'da verilen Fe-Al ikili faz diyagramında [178], Fe atomları yeterli bir süre boyunca ergiyik Al içerisine yayındığında, stokiyometrik olarak oluşacak ilk fazın θ

olduğu görülmektedir. θ fazı, aynı zamanda, 654 °C'de gerçekleşen ötektik reaksiyonun α-Al ile birlikte oluşan bir diğer ürünüdür.

Faz diyagramına göre, Fe ile Al atomları arasındaki etkileşim süresi daha da uzatıldığında, θ'nın yanı sıra, η, ζ-$FeAl_2$ ve α'-FeAl fazları da oluşabilmektedir.

Faz diyagramı ve XRD sonuçları birlikte ele alındığında, katı/sıvı etkileşim süresinin θ ve η fazlarını oluşturacak kadar uzun, ζ ve α' oluşumlarına izin vermeyecek kadar kısa olduğu anlaşılmaktadır.

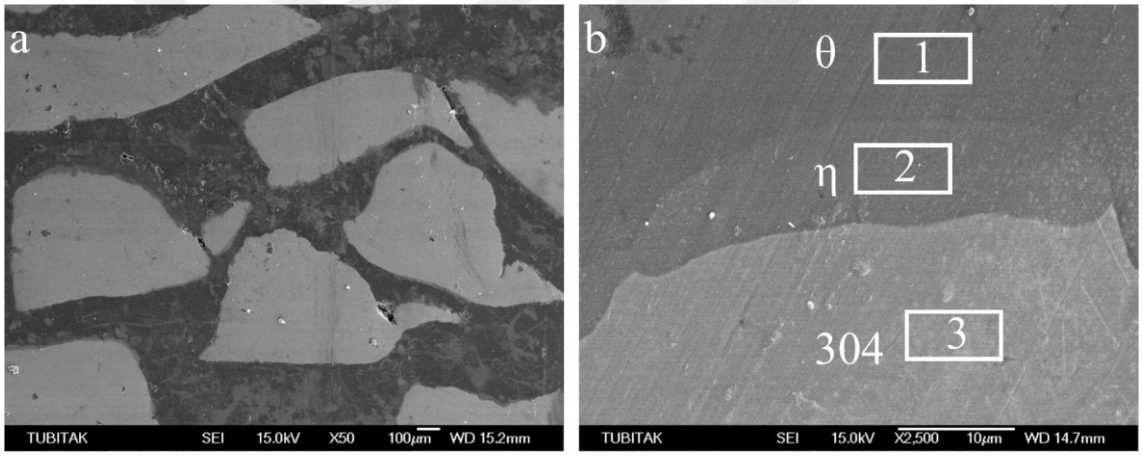


Şekil 5. 6 Fe-Al faz diyagramı [178]

Yapılan çalışmalarda, θ fazının stokiyometrisi ile ilgili farklı görüşler ortaya çıkmıştır. Kattner ve Burton [179], bu fazın kimyasal bileşimini $FeAl_3$ olarak önermişlerdir. Başka bir deyişle, θ fazının %75 Al ve %25 Fe'den oluştuğunu belirtmişlerdir. Bununla birlikte, Grin vd. [180], θ'nın kristal yapısının Fe_4Al_{13} olduğunu iddia etmiştir. Han vd. [178] ise, Grin vd.'nin iddiasını, θ fazının %76,5 Al içerdiğini deneysel olarak kanıtlayarak doğrulamıştır. Bütün bu bilgiler ışığında, θ fazının stokiyometrisi, bu çalışmada Fe_4Al_{13} olarak kabul edilmiştir.

5.1.2 Mikroyapıların İncelenmesi

304 paslanmaz çelik takviyeli A356 matrisli bimetal kompozitlerde oluşan mikroyapıları gösterir FEG-SEM ikincil elektron görüntüleri Şekil 5.7'de verilmektedir. Üretilen kompozitlerin genel morfolojisi Şekil 5.7a'da görülmektedir. Koyu renkli bölgeler A356 Al alaşımını temsil ederken, açık renkli bölgeler 304 paslanmaz çelik takviyesini belirtmektedir. Matris içindeki farklı renk tonları ise, yapısındaki kimyasal bileşim farklılıkları nedeniyle oluşmaktadır. Ağır elementler ikincil elektron görüntülerinde daha açık renkli göründüğünden, Si içeren bölgeler görüntülerde daha hafif koyulukta çıkmıştır. A356 alaşımının mikroyapısının, α-Al ve ötektik (α-Al + Si) fazlarından oluştuğu göz önüne alındığında, matristeki açık tonların ötektik yapıya işaret ettiği anlaşılmaktadır. Bazı arayüzeylerde belirgin şekilde görülen döküm kusurlarına rağmen, tüm kompozit yapı dikkate alındığında, iyi bir metalurjik bağın elde edildiği söylenebilir.



Şekil 5. 7 304/A356 kompozitinin (a) düşük ve (b) yüksek büyütme FEG-SEM ikincil elektron görüntüleri

Yüksek büyütme FEG-SEM görüntülerinde EDS alan analizi yapılan bölgeler işaretlenmiş olup, ilgili EDS sonuçları Çizelge 5.2'de listelenmiştir. 1. bölge, 2. bölgeden daha fazla Al ve daha az Fe içermektedir. 3. bölgedeki sonuçlar, infiltrasyon sırasında çelik tarafına Al difüzyonunun gerçekleşmediğini, bu alanda yalnızca 304'ün kimyasal bileşiminde var olan elementlerin bulunduğunu göstermektedir. Al difüzyonu, arayüzeyde reaksiyon fazı oluşumu ile sınırlı kalmıştır. EDS sonuçları, XRD sonuçları ve Fe-Al faz diyagramı birlikte dikkate alındığında; θ fazının, içerdiği yüksek Al miktarı nedeniyle Al matrisine ve benzer şekilde η fazının, daha yüksek Fe içeriği nedeniyle 304 takviye fazına bitişik

olması gerektiği sonucuna varılmaktadır. Oluşan reaksiyon fazları, Şekil 5.7b'de işaretlenmiştir. EDS sonuçlarında ele alınması gereken bir başka nokta da θ ve η fazlarındaki Si dağılımıdır. Si atomları, η fazına doğru difüzyonu sürdürmek yerine θ içerisinde birikmeyi tercih etmiştir. EDS sonuçlarından, η fazının, Si atomlarının difüzyonuna karşı bir bariyer görevi gördüğü çıkarımı yapılabilir.

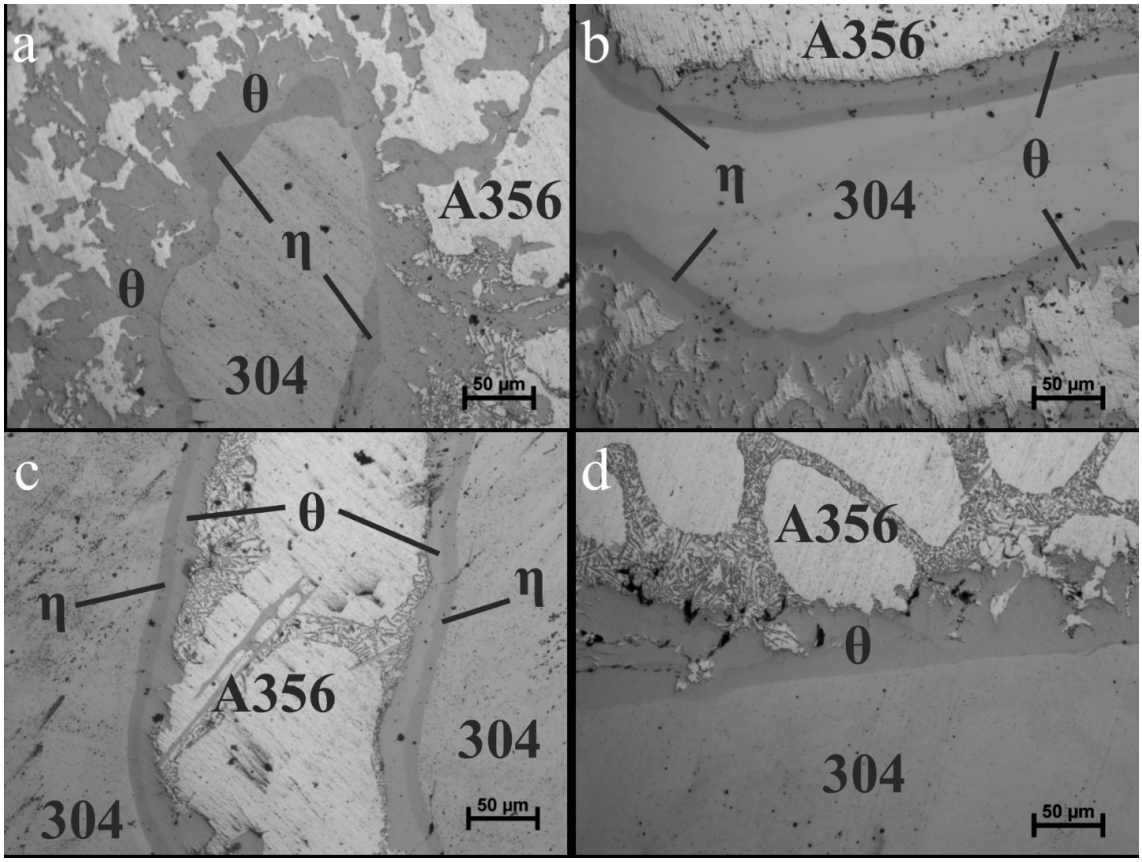
Çizelge 5. 2 Şekil 5.7b'de verilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

Bölge	**Al**	**Fe**	**Si**	**Cr**	**Ni**	**C**
1 (θ)	49,7	18,1	8,4	6,7	-	17,1
2 (η)	46,2	26,0	0,6	9,2	1,6	16,4
3 (304)	-	61,8	-	19,5	6,6	12,1

304/A356 bimetal kompozitlerinin preform ön ısıtma süresine (0, 10, 30 ve 60 dk) bağlı olarak değişen mikroyapı görüntüleri Şekil 5.8'de verilmiştir. Optik mikroskop görüntülerinde, FEG-SEM görüntülerinin aksine, açık renkli bölgeler A356 matrisini, koyu renkli bölgeler 304 paslanmaz çelik takviyesini belirtmektedir. Preform ön ısıtma süresinin 0, 10 ve 30 dk olduğu numunelerde θ ve η fazlarından oluşan çift katmanlı reaksiyon tabakası elde edilirken, 60 dk olduğu numunede yalnızca tek katmanlı θ fazı oluşmuştur. Ön ısıtma işleminde 304 preform yüzeyi ile fırın atmosferindeki O_2 gazı arasında meydana gelen aşırı etkileşim, paslanmaz çelik yüzeyinde CrO_2 tabakasının oluşmasına ve hızla büyümesine yol açmıştır. Büyüyen CrO_2 filmi, preform boşluklarına A356 infiltrasyonunu, başka bir deyişle, matris/takviye etkileşimini engellemiştir.

Liu vd. [181], θ fazının, Al'nin ergiyik ve yarıkatı olduğu durumlarda, η fazının ise katı hal difüzyonu ile de oluşup büyüyebildiğini belirtmişlerdir. Oksit varlığında difüzyonun tek yönlü gerçekleştiği ve yalnızca Al atomlarının yayındığı bilinmektedir [182]. Oluşan CrO_2 filminin, yalnızca Al'nin difüzyonuna izin vererek, θ oluşumunu teşvik ederken η oluşumunu engellediği anlaşılmaktadır. Şekil 5.8d'de arayüzey homojenliğinde bölgesel bozulmalar ve arayüzeyin hemen üzerinde döküm boşlukları fark edilmektedir. Benzer şekilde, ön ısıtılmamış numunede de arayüzeyde süreksizlikler görülmektedir (Şekil 5.8a). Bu numunenin 304/θ arayüzeylerinde η fazının hiç oluşmadığı bölgeler

mevcuttur. Bununla birlikte, preform ön ısıtma süresi 10 ve 30 dk olan kompozitlerdeki θ ve η tabakalarının, homojen ve sürekli şekilde büyüdüğü görülmektedir.

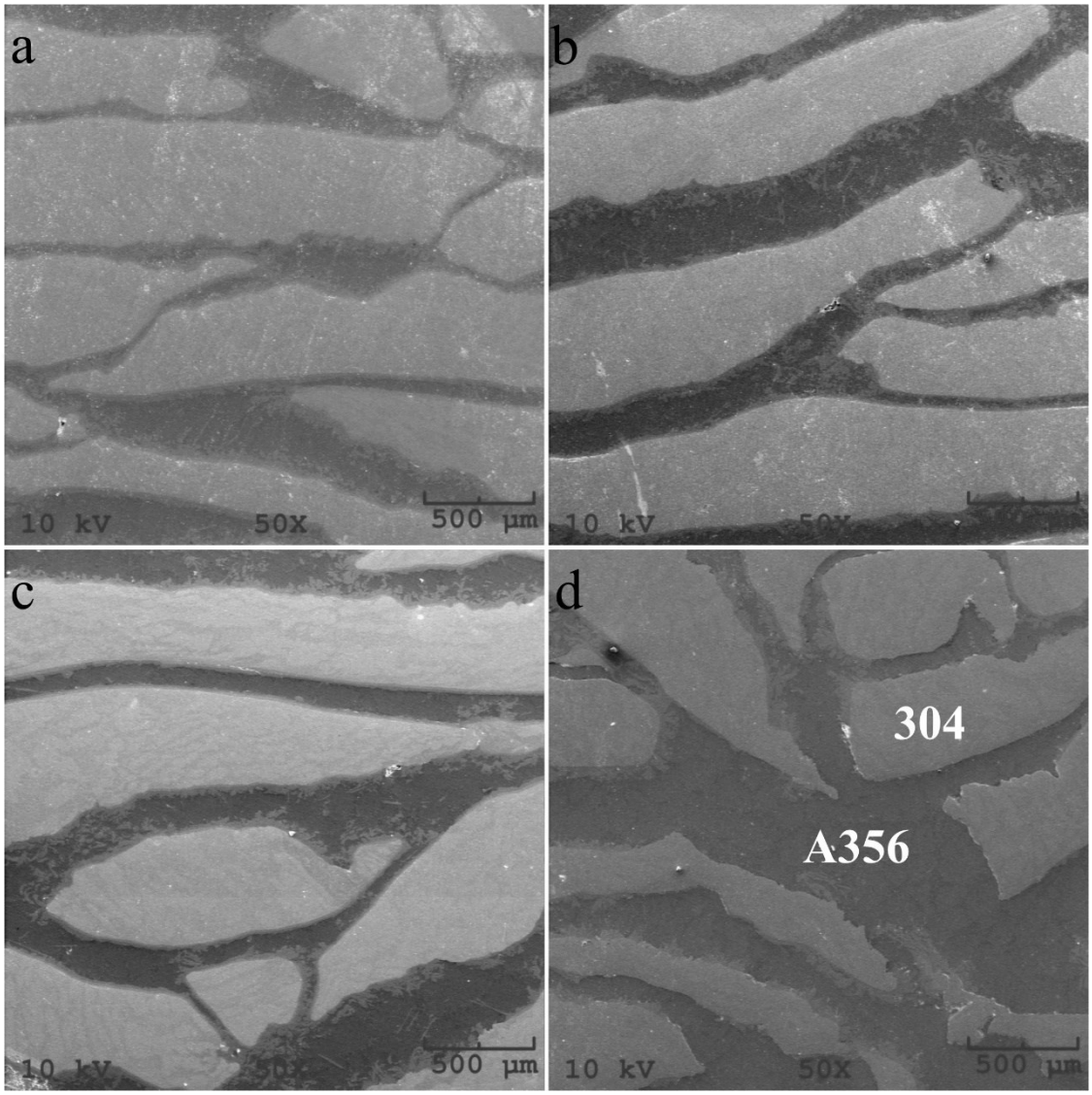


Şekil 5. 8 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri

304/A356 kompozitlerinin preform ön ısıtma süresine bağlı olarak değişen düşük ve yüksek büyütme SEM görüntüleri, sırasıyla Şekil 5.9 ve Şekil 5.10'da verilmiştir. Düşük büyütme SEM görüntüleri, elde edilen bimetal kompozitlerin genel morfolojisi hakkında bilgiler içermektedir. 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numune dışındaki numunelerin tüm 304/A356 arayüzeylerinde, reaksiyon ürünü oluşumları başarıyla gerçekleşmiştir. 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunede ise, çoğu süreksiz olmak üzere bölgesel olarak oluşan θ fazları ve hiçbir kimyasal reaksiyonun gerçekleşmediği 304/A356 arayüzeyleri göze çarpmaktadır.

Yüksek büyütme SEM görüntülerini içeren Şekil 5.10'da, Şekil 5.9 ile benzer şekilde, 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numune haricindeki tüm numune arayüzeylerinde, θ ve η fazları bir arada bulunmaktadır. 60 dk ön ısıtılmış numunenin XRD sonuçlarında karşılaşılan CrO_2 tabakası, Şekil 5.10d'de 304/A356 arayüzeyinde açıkça görülmektedir.

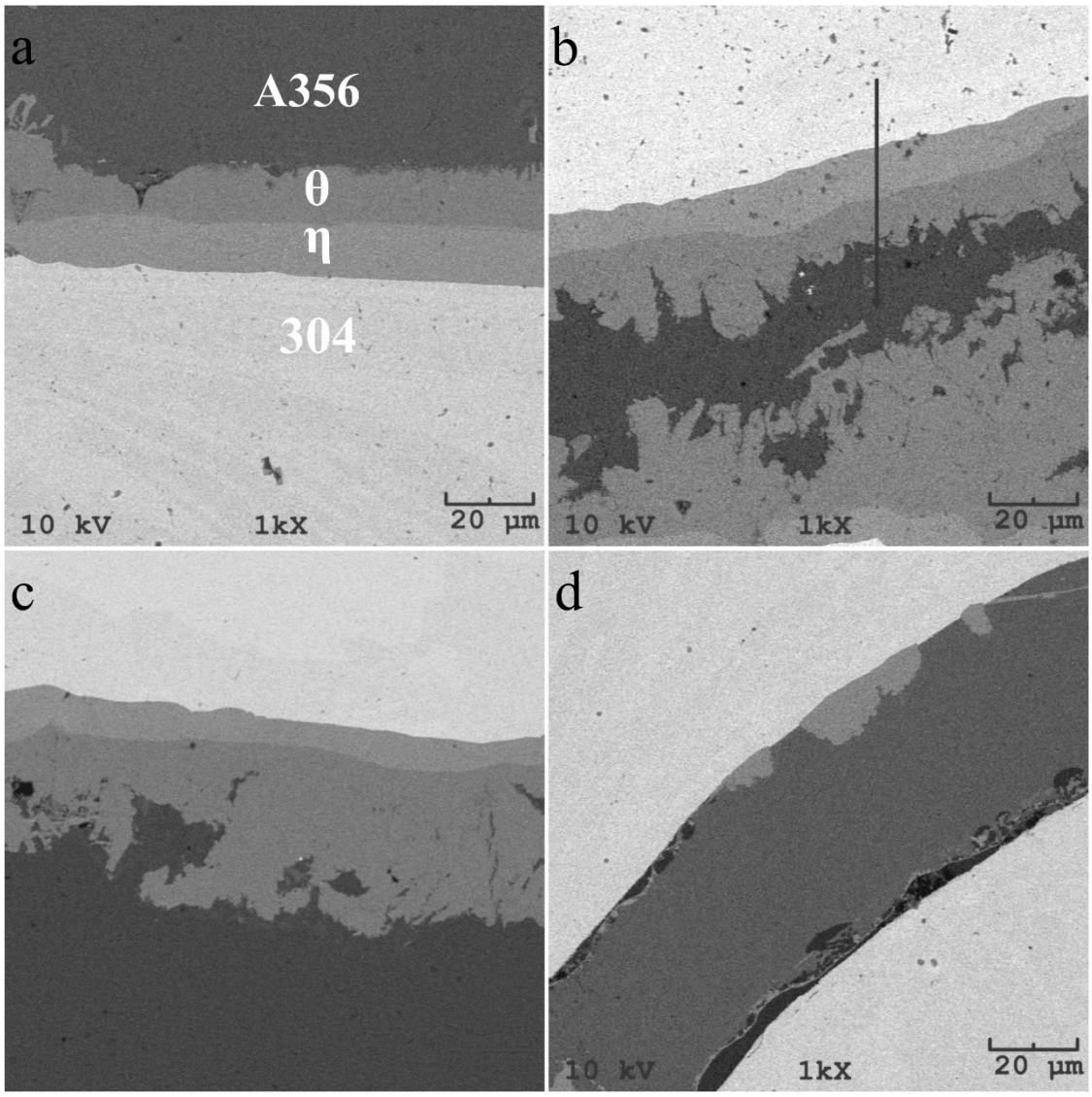
Aynı görüntüde, CrO_2 filminin oluşmadığı kısıtlı bir bölgede, süreksiz de olsa bir θ fazı oluşumu göze çarpmaktadır. η tabakasına ise bu numunenin hiçbir bölgesinde rastlanmamıştır. Buradan hareketle, CrO_2 tabakasının, η oluşumuna, θ oluşumundan daha olumsuz etkidiği çıkarımı yapılabilir.



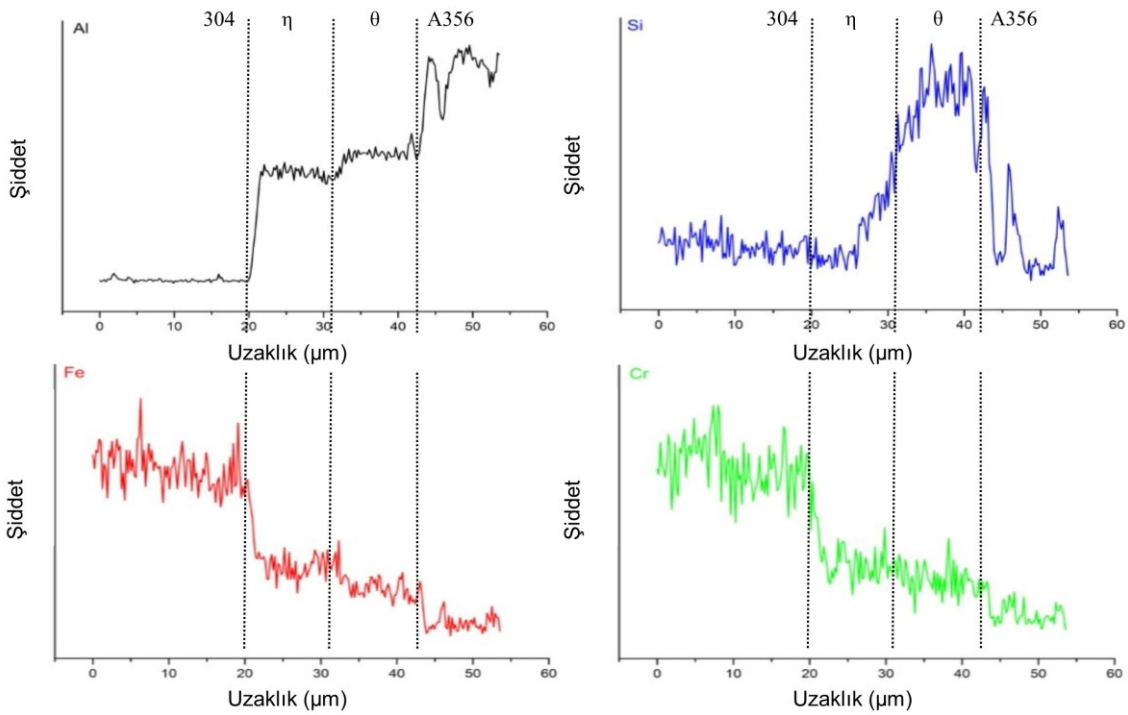
Şekil 5. 9 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin düşük büyütme SEM görüntüleri

Şekil 5.10b'de verilen hat boyunca gerçekleştirilen EDS çizgi analizi sonuçları Şekil 5.11'de verilmiştir. Analizin yaklaşık olarak ilk 20 µm'luk bölümü, takviye fazının olduğu kısımda gerçekleştirilmiştir. 304 paslanmaz çelik tarafında, Fe ve Cr miktarları doğal olarak Al ve Si'den daha yüksek çıkmaktadır. Analizde 304 hattı tamamlanıp η tabakasına gelindiğinde, Si miktarında herhangi bir değişim görülmezken, Al miktarında

dramatik bir artış saptanmıştır. η fazının, Si atomlarının difüzyonuna karşı bir bariyer gibi davrandığı savı, EDS çizgi analizi sonuçlarıyla birlikte daha da kuvvetlenmektedir. η tabakasından θ tabakasına geçiş bölgesinde (başlangıçtan yaklaşık 30 µm uzaklıkta), Fe ve Cr miktarları azalmaya devam ederken, Si miktarı önemli ölçüde artış göstermiştir. Bu bölgede Al yoğunluğu açısından önemli bir değişim meydana gelmemiştir. Matris tarafındaki ölçümlerde ise, hem Al hem de Si değerlerinin tepeler ve çukurlar oluşturduğu görülmektedir. Bu durum, daha önce de belirtildiği gibi, A356 alaşımının yapısında α-Al ve ötektik fazlarını bir arada bulundurmasından kaynaklanmaktadır. Analiz çizgisi ötektik bölgelerden geçtiğinde Si miktarında, α-Al tanelerinden geçtiğinde ise Al miktarında artış meydana gelmektedir.



Şekil 5. 10 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme SEM görüntüleri

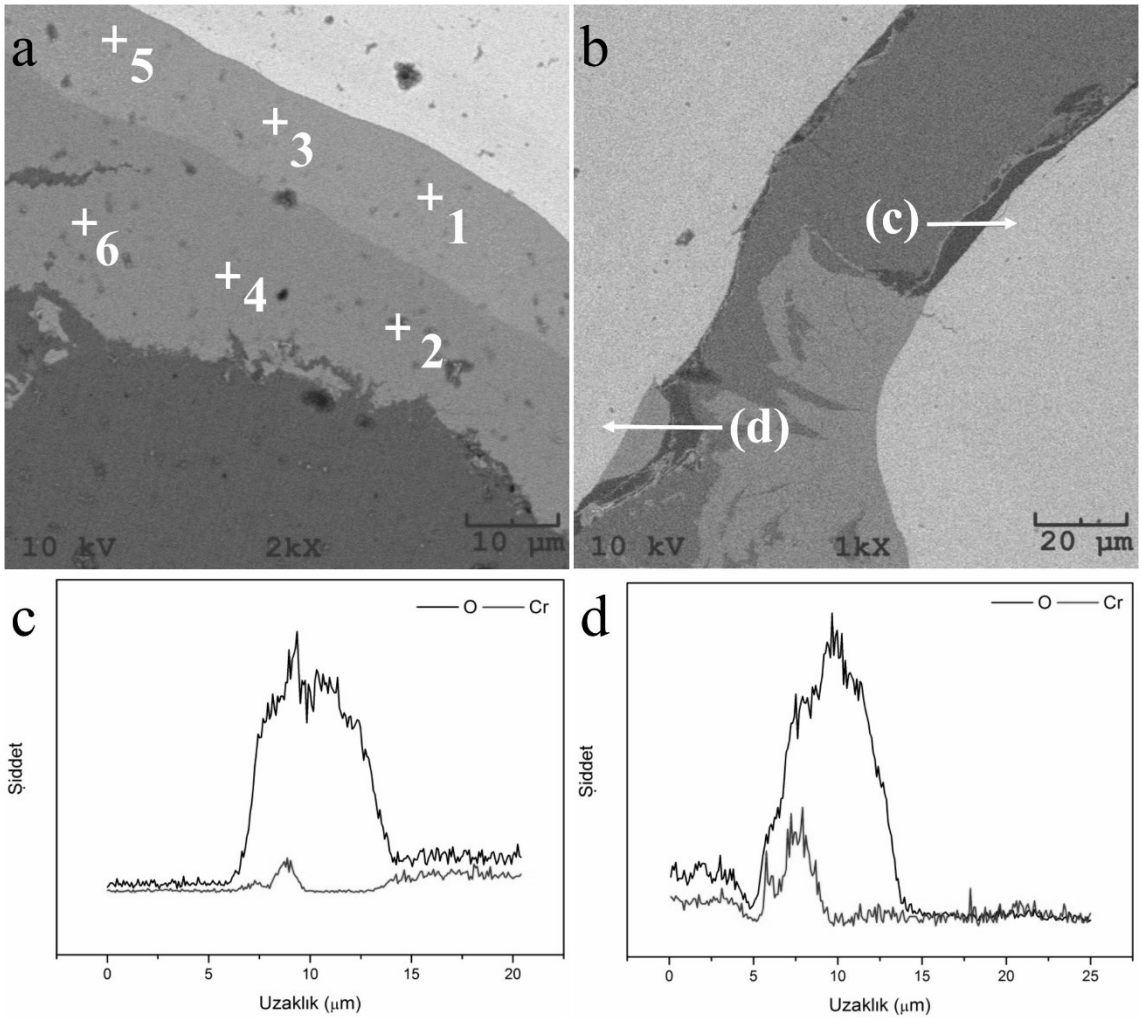


Şekil 5. 11 Şekil 5.10b'de belirtilen EDS çizgi analizinin sonuçları

Şekil 5.12'de 10 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen numunelerin EDS analiz bölgelerini içerir SEM görüntüleri ve 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunenin EDS çizgi analizi sonuçları verilmiştir. Şekil 5.12a'da belirtilen EDS nokta analizi sonuçları ise Çizelge 5.3'te listelenmiştir. Sonuçların güvenilirliğini sağlamak için her faz 3 farklı noktada analize tabi tutulmuştur. 1, 3 ve 5 numaralı ölçümler, η üzerinde; 2, 4 ve 6 numaralı ölçümler ise θ üzerinde gerçekleştirilmiştir. Çizelge 5.3'teki analiz sonuçlarından, her iki intermetalik fazın da homojen bir bileşime sahip olduğu saptanmıştır. Aynı faz üzerindeki ayrı noktalarda, Fe, Al, Si ve Cr oranları birbirine yakın çıktığı görülmektedir. η, paslanmaz çelik tarafına yakın olması nedeniyle Cr'ce zengin bir fazdır. Si, η bölgesine yayınmak yerine θ içinde birikme eğilimi gösterdiği için η fazında hiç Si atomuna rastlanmamıştır.

Şekil 5.12b'de belirtilen çizgi analizi sonuçları Şekil 5.12c ve Şekil 5.12d'de verilmiştir. 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunede gerçekleştirilen analizler, yalnızca Cr ve O içerikleriyle ilgilidir. Çizgi analizi sonucuna göre Şekil 5.12b'deki koyu tabakalar, Şekil 5.10d'nin açıklamasında belirtildiği gibi, CrO_2 fazıdır. Cr ve O elementlerinden alınan sinyaller, analiz süresince yalnızca bu bölgelerde pik yapmaktadır. Numunenin SEM görüntüsünde, CrO_2'nin var olmadığı yerlerde önemli miktarda θ fazının oluştuğu

görülmektedir. Şekil 5.12b'nin sol alt köşesinde görüldüğü gibi, arayüzeyde CrO_2 filmi var olsa bile bir miktar θ oluşumu gerçekleşmektedir. Buna karşın, yapının hiçbir kısmında η fazı oluşmamıştır. Bu sonuç, CrO_2 filminin η üzerinde θ'ya kıyasla daha fazla engelleyici rol üstlendiği varsayımını doğrular niteliktedir.



Şekil 5. 12 (a) 10 ve (b) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen numunelerin EDS analiz bölgelerini içerir SEM görüntüleri ve (c-d) ilgili EDS çizgi analizi sonuçları

30 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen numunelere, FEG-SEM ile EDS haritalama analizi de yapılmıştır. Bu numunelerin FEG-SEM görüntüleri ve EDS haritalama analizinin sonuçları Şekil 5.13'te birlikte verilmiştir. 30 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunenin sonuçları, Al ve Fe atomlarının, arayüzey reaksiyon fazları boyunca homojen şekilde dağıldığını göstermektedir. Si atomları ise çoğunlukla θ tabakasında yoğunlaşmıştır. İnfiltrasyon sırasında matristen 304 paslanmaz çeliğe doğru göç eden Si

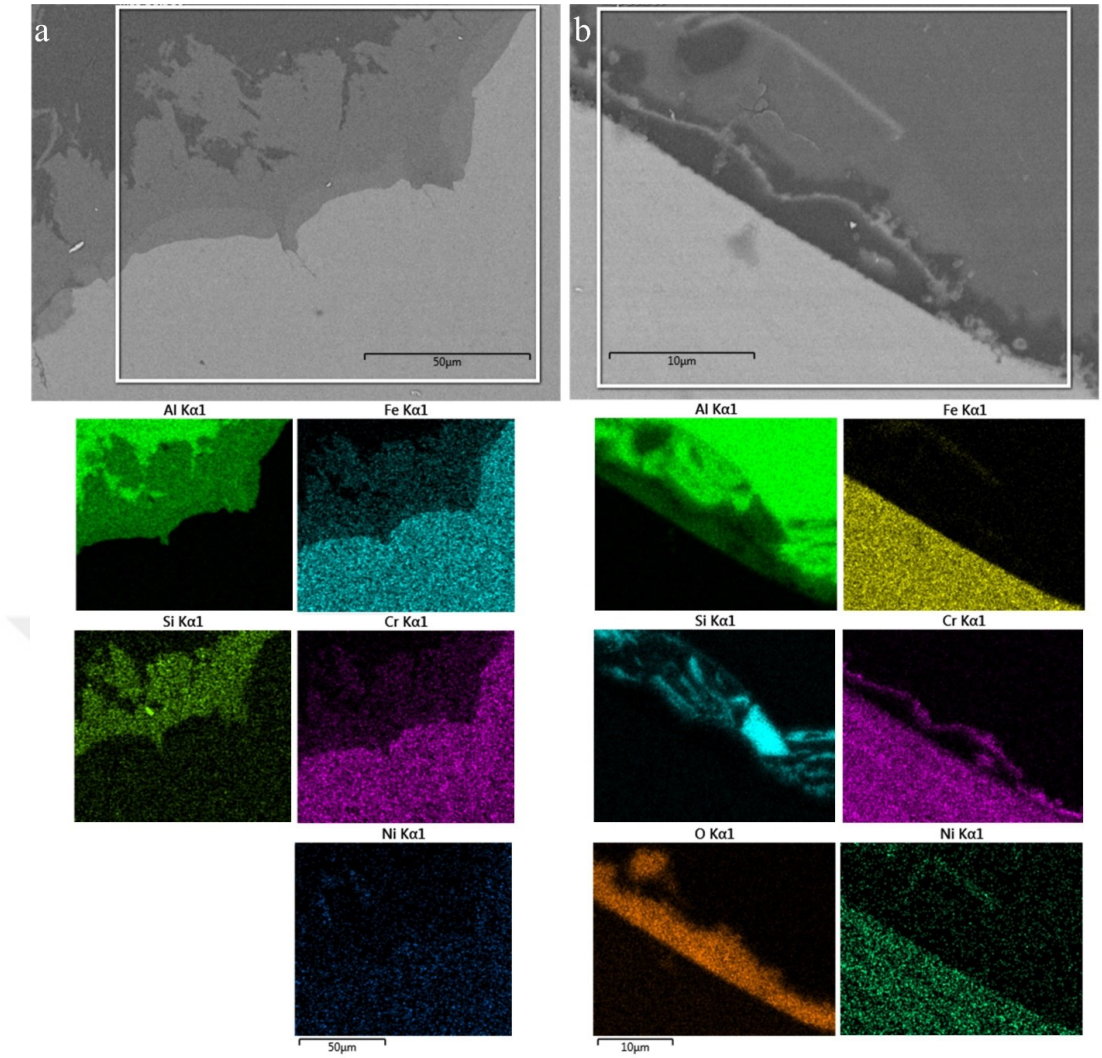
atomları, arayüzeyde η oluşumunun Si difüzyonunu engellemesi ile birlikte, yayındıkları θ tabakasında hapsolmuştur.

Ayrıca, EDS haritalama analizi sonuçlarında, paslanmaz çelikten θ ve η fazlarına önemli miktarda Cr yayınımı gerçekleştiği görülmektedir. Fe ve Cr atomlarının analizi birlikte ele alındığında, Fe'nin bulunduğu neredeyse her noktada Cr'nin de bulunduğu görülmektedir. Bu durum, Cr'nin Fe kafesinde yeralan atomu olarak bulunmasıyla ilişkilendirilebilir.

Çizelge 5. 3 Şekil 5.12a'da verilen EDS noktalarının element içeriği (% ağırlıkça)

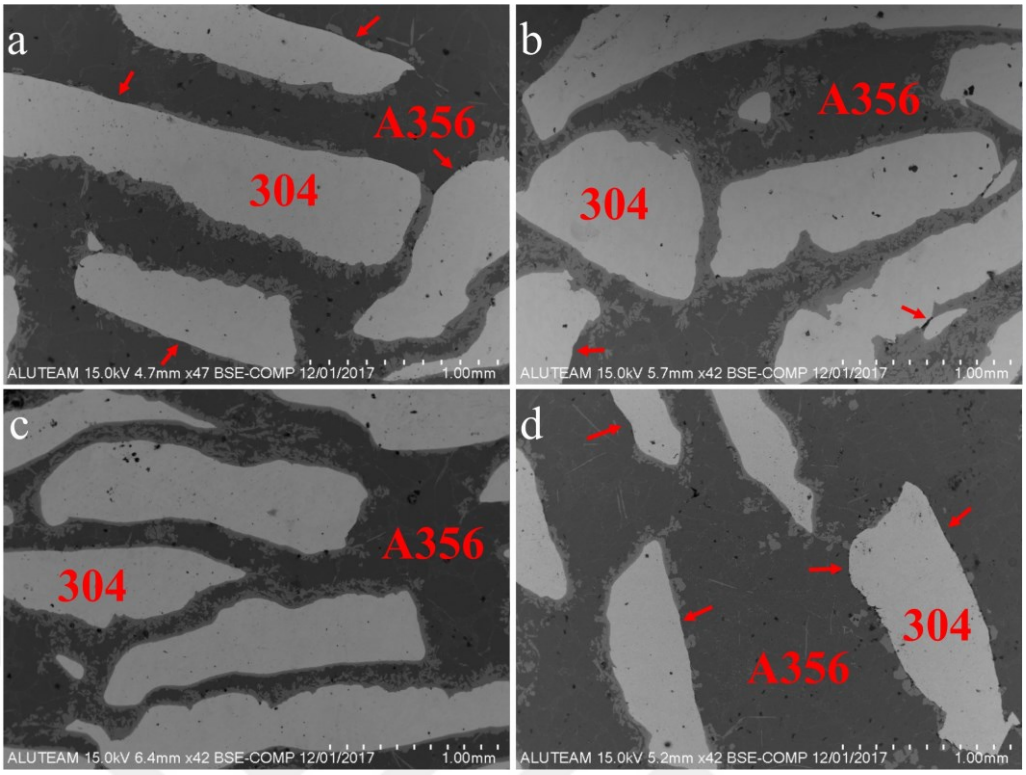
Nokta	Al	Fe	Si	Cr	C
1 (η)	56,44	28,26	-	9,454	5,836
2 (θ)	59,84	18,62	9,395	5,959	6,178
3 (η)	56,150	29,444	-	8,597	5,809
4 (θ)	59,59	18,17	9,985	5,978	6,270
5 (η)	56,32	28,39	-	8,189	7,088
6 (θ)	59,225	20,185	9,579	5,270	5,740

Preform ön ısıtma süresinin etkisiyle paralel olarak, 304 takviyeli A356 matrisli bimetal kompozitlerin mikroyapıları, optik mikroskop, SEM ve EDS ile detaylı biçimde incelenmiştir. Şekil 5.14 ve Şekil 5.15'te ise bir başka parametreye; kalıp pişirme üst sıcaklığına bağlı olarak değişen düşük ve yüksek büyütme SEM görüntüleri verilmiştir. 10 dk ön ısıtılmış preformlar ile 730 °C'de üretilen kompozitlerin genel mikroyapısının görüldüğü Şekil 5.14'te, arayüzeyde intermetalik faz oluşumunun gerçekleşmediği bölgeler, okların yardımıyla belirtilmiştir. θ ve η fazlarının oluşmadığı bu bölgeler, kompozitin yüksek takviye hacimsel oranından kaynaklanmakta olup, kalıp pişirme sıcaklığından bağımsızdır. θ ve η fazlarının oluşmadığı toplam arayüzey hacminin oldukça düşük olması, kompozitin servis koşullarında şiddetli bir hasara uğramasının önüne geçmektedir.

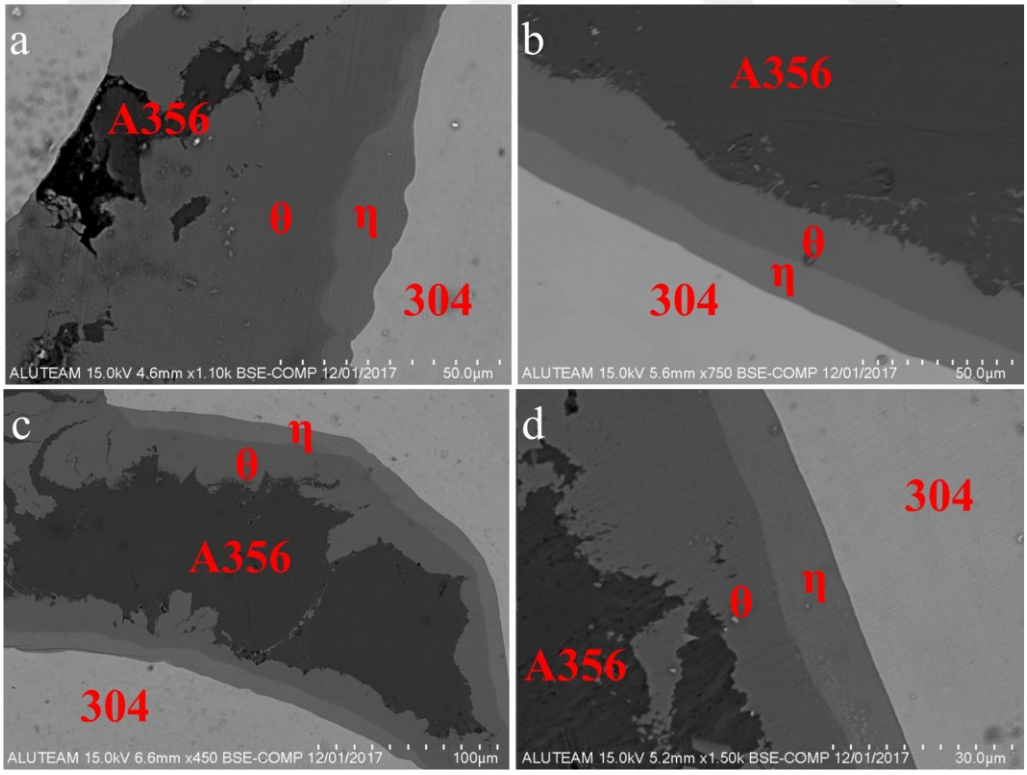


Şekil 5. 13 (a) 30 ve (b) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen numunelerin FEG-SEM görüntüleri ve EDS haritalama analizi sonuçları

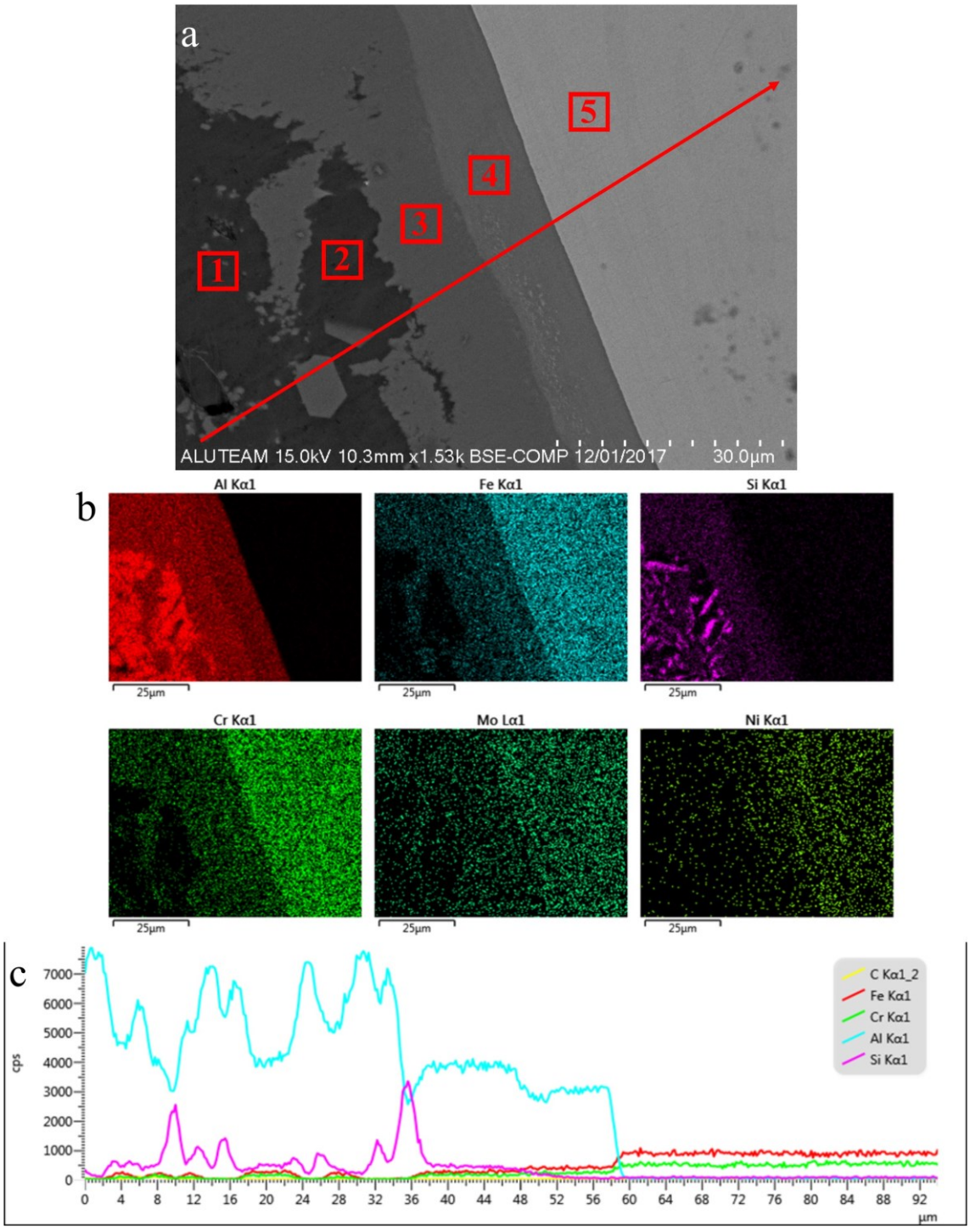
Şekil 5.15a, kalıp pişirme üst sıcaklığının 600 °C olduğu numunede meydana gelen infiltrasyon kusurunu göstermektedir. Pişirme üst sıcaklığının 600 °C olduğu durumda, ergiyik A356 alaşımının katılaşması, diğer sıcaklıklara göre çok daha hızlı gerçekleşmiştir. İnfiltrasyondaki başarısızlık, katı/sıvı etkileşim süresinin kısalığından kaynaklanmaktadır. Bu kusur, bölgesel arayüzey kusurlarının aksine, kalıp pişirme sıcaklığına bağlıdır ve sıcaklık artırılarak çözülebilmektedir. Aynı numunede, infiltrasyonun başarıyla gerçekleştiği arayüzeylerde ise kalın bir θ ve ince bir η tabakası elde edilmiştir. Gerçekleşen hızlı katılaşma nedeniyle θ fazı, η fazını oluşturmak yerine süreksiz büyümeyi tercih etmiştir. Diğer numuneler, katı/sıvı sıcaklık farkı azaldığı için herhangi bir infiltrasyon sorunu olmadan üretilmiştir. Bu numunelerde oluşan sürekli arayüzey fazları, Şekil 5.15'te açıkça görülmektedir.



Şekil 5. 14 (a) 600, (b) 650, (c) 700 ve (d) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin düşük büyütme SEM görüntüleri (arayüzeyde faz oluşumu gerçekleşmeyen bölgeler, oklar vasıtasıyla gösterilmiştir)



Şekil 5. 15 (a) 600, (b) 650, (c) 700 ve (d) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme SEM görüntüleri



Şekil 5. 16 (a) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitinin mikroyapısı, (b) EDS haritalama ve (c) çizgi analizi sonuçları

Kalıp pişirme üst sıcaklığının 750 °C olduğu numunenin EDS ölçüm bölgelerini içerir mikroyapısı ve bu mikroyapıya ait EDS haritalama ve çizgi analizi sonuçları Şekil 5.16'da verilmiştir. Şekil 5.16a'da verilen mikroyapıda, A356, θ, η ve 304 bölgeleri belirgin biçimde görülmektedir. EDS haritalama analizine göre (Şekil 5.16b), A356 bölgesinde Al

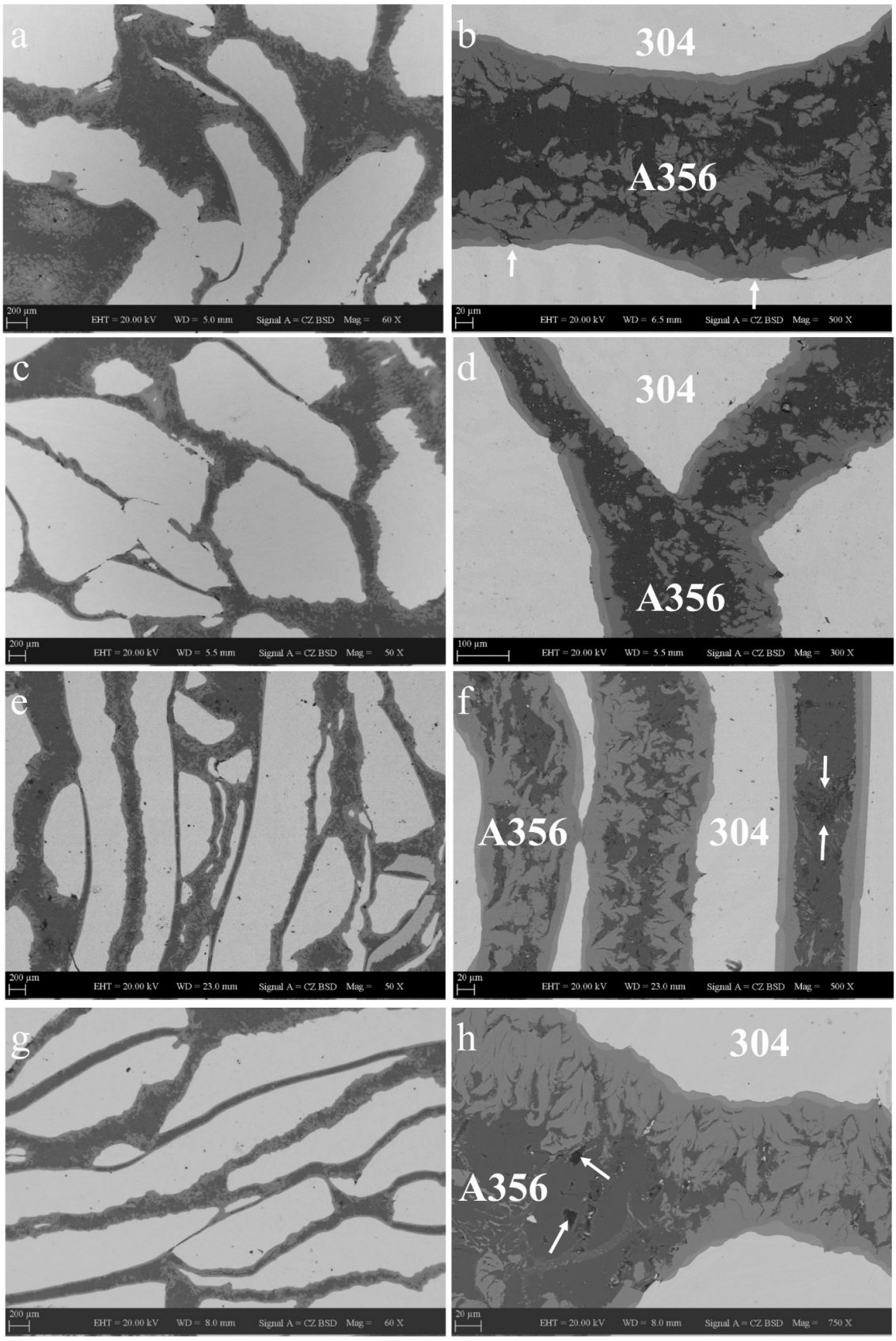
ve Si; 304 bölgesinde ise Fe ve Cr atomları yoğun şekilde dağılmıştır. Al ve Fe atomlarının θ ve η tabakaları boyunca dağılımının homojen olduğu ve Si atomlarının θ içinde birikme eğilimini sürdürdüğü görülmektedir. Yaklaşık 90 µm'luk bir hat boyunca yapılan EDS çizgi analizine göre (Şekil 5.16c), A356 alaşımının ötektikaltı bileşime sahip olmasından ötürü Al ve Si değerlerinde tepeler ve çukurlar görülürken, Fe ve Cr pikleri beklendiği gibi, 304 paslanmaz çelik bölgesinde zirve yapmıştır.

Çizelge 5. 4 Şekil 5.16a'da verilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

Bölge	Al	Si	Fe	Cr	Mo	Ni	Mn	O	C
1 (A356)	72,64	18,61	-	-	-	-	-	1,95	6,80
2 (A356)	85,07	9,03	0,51	-	-	-	-	1,66	3,72
3 (θ)	62,83	4,46	20,52	4,32	0,75	-	0,28	4,91	1,94
4 (η)	58,78	1,07	28,28	6,33	0,92	1,38	0,46	0,92	1,87
5 (304)	-	0,33	69,75	15,96	2,41	3,80	1,19	4,26	2,29

Şekil 5.16a'da verilen EDS alan analizi bölgelerinin ölçüm sonuçları Çizelge 5.4'te listelenmiştir. Alan analizi sonuçlarına göre, 1. ve 2. bölgede, α-Al ve ötektik fazları bir arada bulunmaktadır. Al ve Si oranlarındaki belirgin farklılık; 1. bölgenin 2. bölgeye göre daha fazla ötektik içermesinden kaynaklanmaktadır. 2. bölgede bir miktar Fe atomuna rastlanırken 1. bölgenin hiç Fe içermemesi, takviye fazından matrise doğru kısıtlı bir Fe difüzyonunu işaret etmektedir. 3. ve 4. bölgeler, θ ve η fazlarının; 5. bölge ise 304 paslanmaz çeliğin karakteristik bileşimini vermektedir.

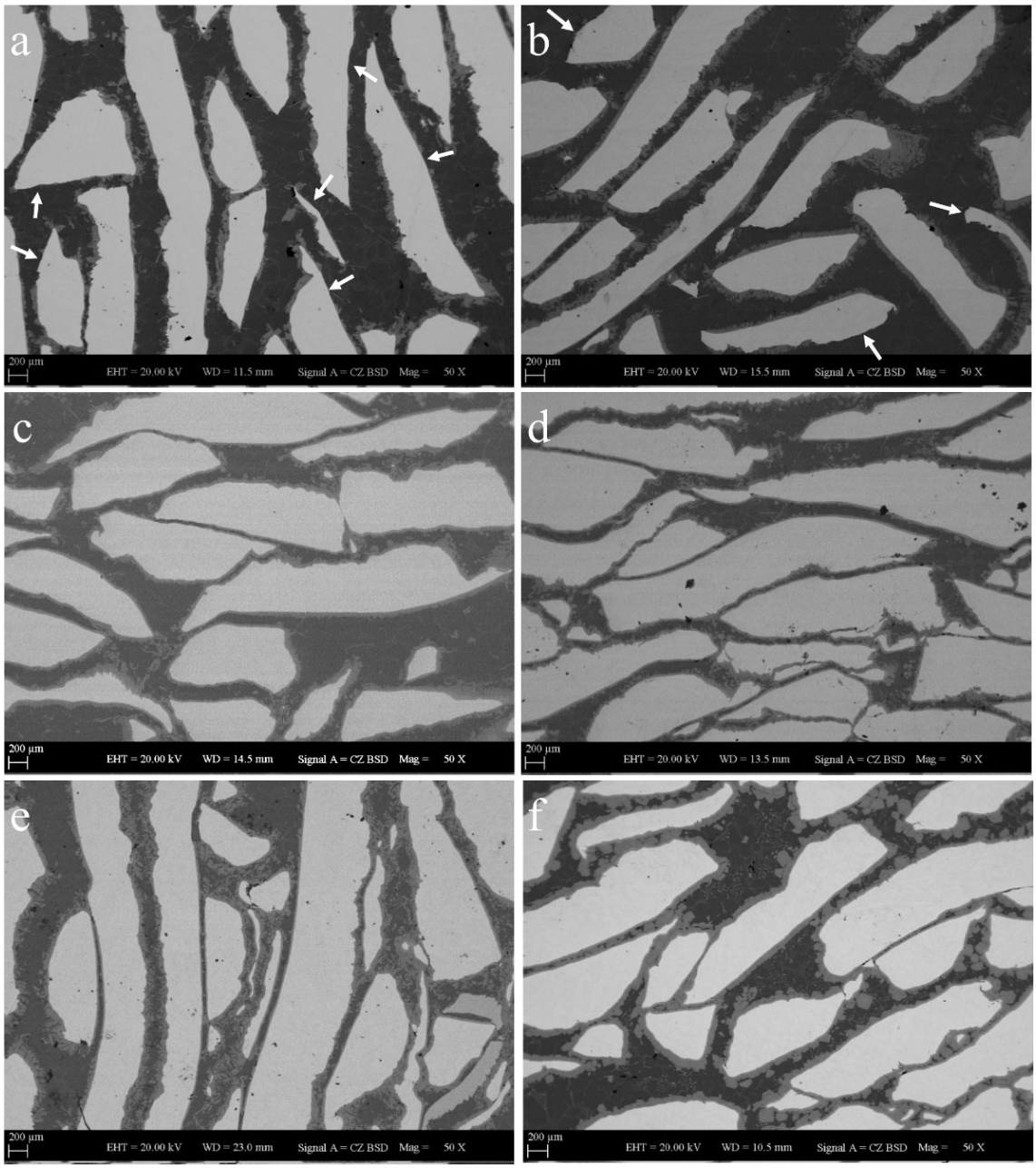
304/A356 bimetal kompozitlerinin farklı takviye hacim oranına (%35, 50, 60 ve 65) bağlı olarak değişen SEM görüntüleri Şekil 5.17'de verilmiştir. Kompozitlerin genel mikroyapısında, belirgin bir döküm kusuru bulunmamaktadır. Ulaşılan en yüksek doluluk oranına sahip (%65) preform kullanılarak üretilen numunede bile önemli bir infiltrasyon sorunu yaşanmamıştır. Yöntemin vakum destekli olması, A356 ergiyiğinin dar bölgelerde kolayca ilerlemesini sağlamaktadır.



Şekil 5. 17 (a-b) %35, (c-d) %50, (e-f) %60 ve (g-h) %65 oranında 304 paslanmaz çelik içeren 304/A356 kompozitlerinin düşük ve yüksek büyütme SEM görüntüleri (oklar, (b)'de arayüzey süreksizliklerini, (f) ve (h)'de çekinti boşluklarını belirtmektedir)

%35 oranında 304 içeren numunede η tabakasının bazı bölgelerde oluşmadığı görülmektedir (Şekil 5.17b). Bunun nedeni, görece olarak düşük takviye hacimsel oranından ötürü, takviye bileşenleri (paslanmaz çelik talaşları) arasındaki difüzyon yolu uzunluğunun fazla olmasıdır. Uzun difüzyon yolunun katı/sıvı etkileşim süresini kısaltması nedeniyle η fazı oluşamadan katılaşma tamamlanmaktadır. Diğer numune arayüzeylerinde, difüzyon yolu uzunluğunun kısalmasıyla birlikte bu sorun ortadan kalkmış ve arayüzey fazları başarılı şekilde oluşmuştur. Bununla birlikte, %60 ve %65 oranında 304 içeren numunelerde, matris bölgesinde çekinti boşluklarına rastlanmıştır. Takviye oranının artmasıyla birlikte paslanmaz çeliğin sahip olduğu yüzey alanının artması; ergiyik A356 alaşımı ile 304 talaşlarından oluşan preform arasındaki sıcaklık farklılığından kaynaklanan ısıl gerilmelerin artmasına neden olmuştur. Artan ısıl gerilmeler, katılaşma sırasında Al alaşımının daha fazla büzülmesine yol açarak çekinti boşluklarını meydana getirmiştir.

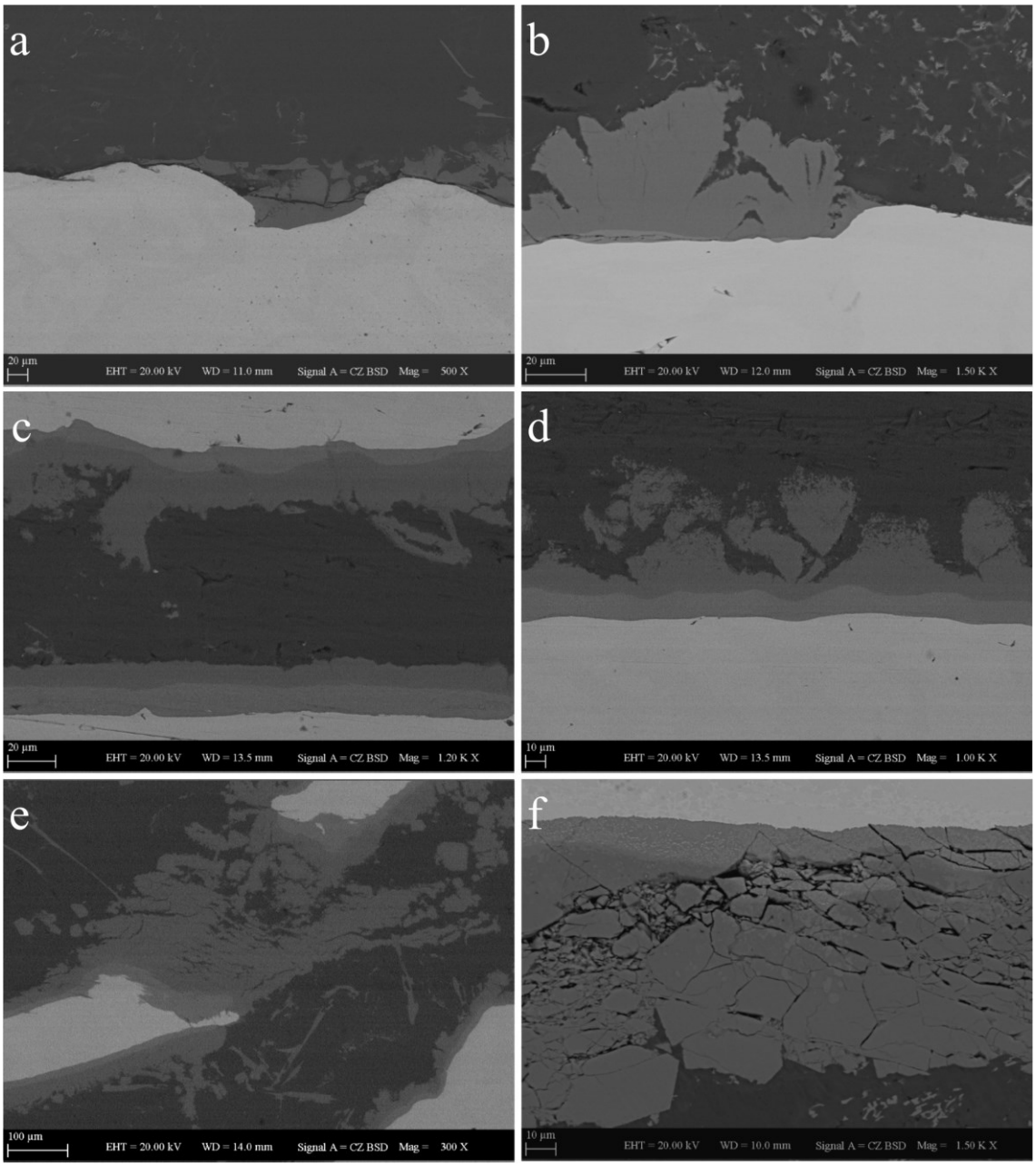
304/A356 bimetal kompozitlerinin döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen düşük büyütme SEM görüntüleri Şekil 5.18'de verilmiştir. A356 alaşımının ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda (630 ve 680 °C), ergiyiğin hızlı katılaşması nedeniyle arayüzey fazlarında çok sayıda süreksizliğe rastlanmaktadır. Bu numunelerde, süreksizlik içeren bazı bölgeler, okların yardımıyla gösterilmiştir. Döküm sıcaklığının artmasıyla birlikte bahsi geçen hızlı katılaşma sorunu çözülmekte ve tüm arayüzeylerde, sürekli ve çift katmanlı bir reaksiyon tabakası oluşmaktadır. Özellikle 730 °C döküm sıcaklığında üretilen numunenin genel mikroyapısı kusursuza yakın bir görünüme sahiptir. Bu numunede herhangi bir arayüzey süreksizliği veya çekinti boşluğu oluşumu gerçekleşmemiş, iyi bir birleşme meydana gelmiştir. Sıcaklık daha da artırıldığında, katılaşma süreleri ve buna paralel olarak θ ve η kalınlıkları artmaktadır. 880 °C döküm sıcaklığında üretilen numunenin SEM görüntüsünde (Şekil 5.18f), bahsedilen kalınlık artışı belirgin şekilde görülmektedir. Aynı numunede, bazı matris bölgelerinde çekinti boşlukları da fark edilmektedir. Ergiyik ile preform arasındaki yüksek sıcaklık farkı, döküm sırasında metal çiftleri arasındaki ısıl gerilmeleri artırarak, matriste çekinti boşluğu oluşumuna neden olmuştur. Benzer bir etki, 830 °C'de dökülen numunede de görülmüştür. Elde edilen sonuçlara göre, arayüzey süreksizliklerini önlemek için düşük; çekinti boşluklarını önlemek içinse yüksek sıcaklıklardan kaçınılması gerekmektedir.



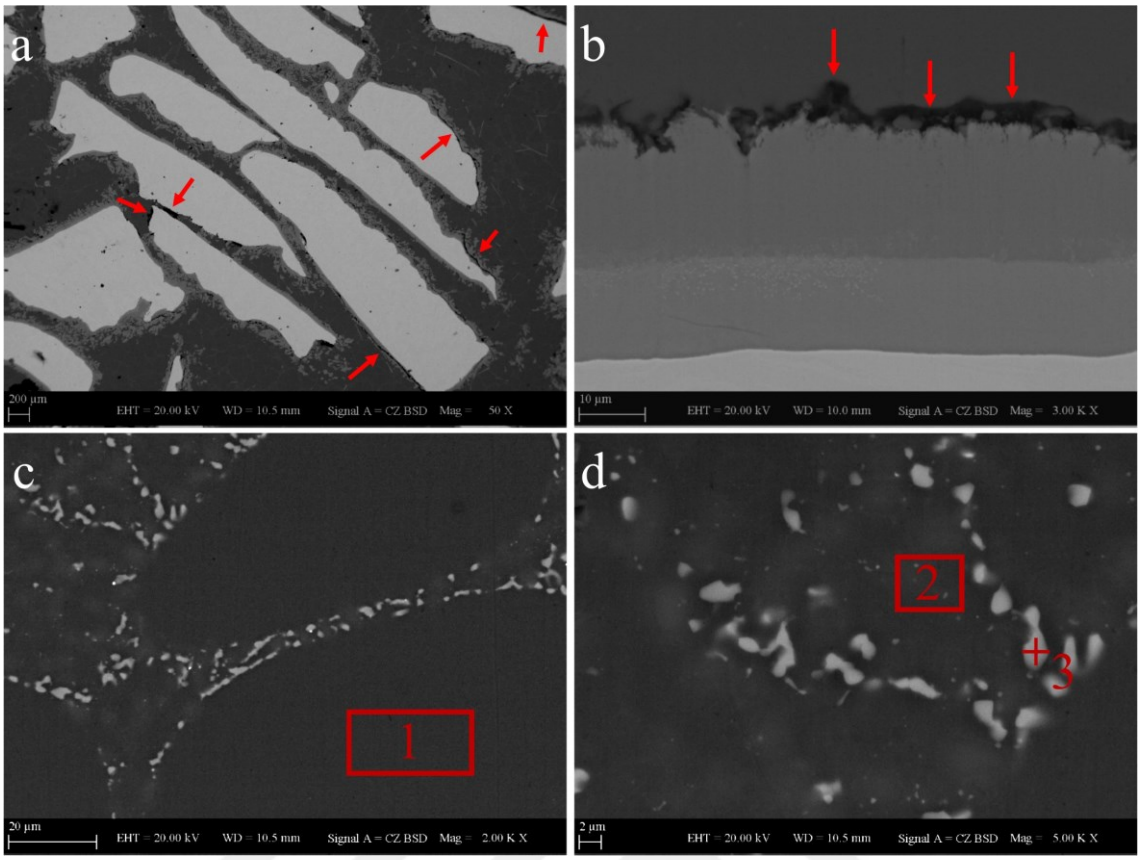
Şekil 5. 18 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin düşük büyütme SEM görüntüleri (oklar, arayüzeydeki süreksizlikleri belirtmektedir)

Şekil 5.19'da, 304/A356 kompozitlerinin döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen yüksek büyütme SEM görüntüleri verilmiştir. 630 ve 680 °C'deki dökümlerde, arayüzeylerde süreksizlik ve dokuda oluşan fazlarda parçalanmalar görülmektedir. Buradan hareketle, bu numunelerde mekanik olarak zayıf bir bağlantı elde edildiği söylenebilir. 730 ve 780 °C'de üretilen numunelerde ise çift katmanlı ve sürekli bir arayüzey oluşumu göze çarpmaktadır. Bu numunelerde metal çiftlerinin birbirlerine metalurjik olarak güçlü bir

şekilde bağlandığı anlaşılmaktadır. Döküm sıcaklığı 830 °C olan numunede arayüzeyin süreksiz büyüdüğü, 880 °C olan numunede ise süreksiz büyüyen fazın parçalara ayrıldığı görülmektedir. Yüksek sıcaklığın etkisiyle gerçekleşen süreksiz büyüme, arayüzeyi kırılgan hale getirerek, dışarıdan kuvvet dahi etki etmeden kompozitin hasara uğramasına yol açmıştır. Döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen düşük ve yüksek büyütme SEM görüntülerinden; en uygun döküm sıcaklığı değerinin, 730-780 °C aralığında olması gerektiği sonucuna varılmıştır.



Şekil 5. 19 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme SEM görüntüleri



Şekil 5. 20 T6 işlemi sonrası 304/A356 kompozitinin (a) genel (b) arayüzey ve (c-d) EDS analiz nokta ve bölgelerini içerir matris mikroyapısı (oklar, arayüzey ayrılması hasarına uğrayan bölgeleri göstermektedir)

Yalnızca mikroyapı incelemeleri esas alındığında, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen 304/A356 kompozitlerinde en iyi sonuçlara 10 dk preform ön ısıtma, 700 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı, %50 takviye hacimsel oranı ve 730 °C döküm sıcaklığı ile ulaşılmıştır. Bu parametreler kullanılarak üretilen bimetal kompozit numuneye üretim sonrası T6 ısıl işlemi uygulanarak matris dayanımının artırılması hedeflenmiştir. T6 işlemi sonrası kompozitin genel, arayüzey ve matris mikroyapısını içeren SEM görüntüleri Şekil 5.20'de verilmiştir. T6 işlemi sonrası yapıda ortaya çıkan sorunlar, Şekil 5.20a ve Şekil 5.20b'de okların yardımıyla gösterilmiştir. Yaşlandırma sonrası kompozitin genel mikroyapısında, arayüzeyde çatlak oluşumları göze çarpmaktadır. Al-Si-Mg alaşımlarının sergilediği sınırlı süneklik; çözeltiye alma sıcaklığında (540 °C) elastik olarak şekil değiştirmiş kırılgan θ fazı ile plastik deformasyona maruz kalmış matris arayüzeyinde, gerilme uyumsuzluklarına neden olmuştur. A356 ile θ arasında, ısıtma ve bekleme aşamalarında çekme yönünde, su verme aşamasında basma yönünde ortaya çıkan gerilme farklarının etkisiyle meydana

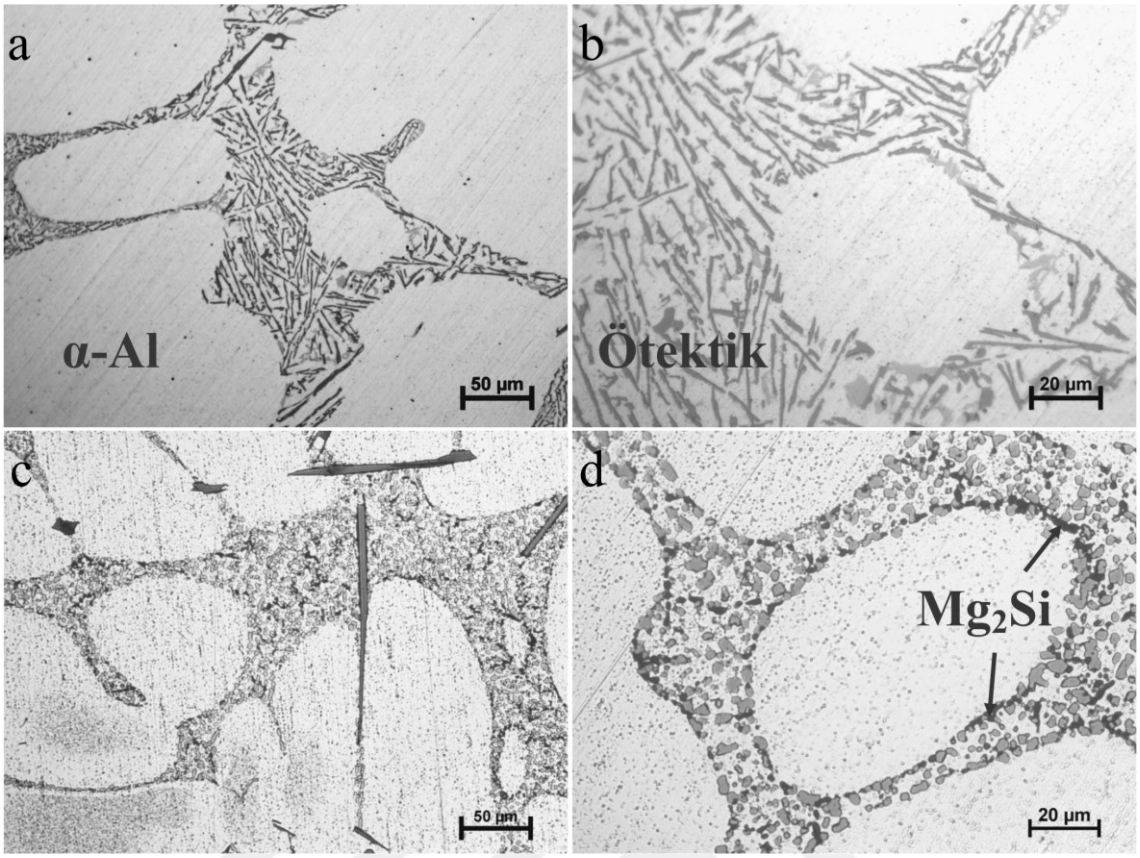
gelen arayüzey ayrılması; yüzeyaltı çatlaklarının çekirdeklenip ilerlemesine yol açmıştır. Kompozitlerde ana hasar mekanizmalarından biri olan arayüzey ayrılması; malzemenin dayanım, süneklik ve tokluğunu düşürdüğü için [183], [184]; 304 takviyeli A356 matrisli bimetal kompozitlere, üretim sonrası T6 işlemi uygulanması uygun görülmemiştir.

Şekil 5.20c ve Şekil 5.20d'de verilen EDS bölgelerinin ölçüm sonuçları Çizelge 5.5'te verilmiştir. 1. bölgede α-Al katı çözeltisinin; A356 alaşımının temel bileşenleri olan Al, Si ve Mg atomlarından meydana geldiği görülmektedir. 2. bölge ötektik yapıyı temsil ettiğinden α-Al tanelerine göre daha fazla Si ve Mg içerirken, 3 numaralı ölçüm çokyüzlü Si kristallerinden alınmış olup yalnızca Si atomlarından oluşmaktadır.

Çizelge 5. 5 Şekil 5.20'de verilen EDS nokta ve bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

Bölge	Al	Si	Mg
1 (α-Al)	97,66	1,21	1,13
2 (α-Al + Si)	81,37	15,84	2,79
3 (Si)	-	100,00	-

Şekil 5.21'de, bimetal kompozit bileşenlerinden A356 matrisinin, T6 işlemi öncesi ve sonrası optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Oluşan α-Al, ötektik ve β-Mg_2Si fazları; mikroyapılar üzerinde işaretlenmiştir. α-Al ve ötektik fazlarını bir arada içeren A356 alaşımında, T6 işlemi öncesi ötektik fazın iğnesel yapıda olduğu görülmektedir (Şekil 5.21a ve Şekil 5.21b). İğnesel morfolojiye sahip ötektik Si taneleri, T6 ısıl işleminde çözünmekte ve ince taneli çokyüzlü Si kristalleri şeklinde α-Al tane sınırlarına ayrışmaktadır. Çözünmeyen iğnesel formdaki Si taneleri ise süre ve sıcaklığın etkisiyle büyüyerek daha kararlı hale gelmektedir (Şekil 5.21c). T6 işlemi sonrası, varlığı XRD analiz sonuçlarında tespit edilen β-Mg_2Si fazının, α-Al tane içlerinde ve tane sınırlarında oluştuğu görülmektedir. Çökelti fazları, tane içlerinde küçük ve çok sayıda, tane sınırlarında ise görece büyük ve az sayıda oluşmuştur (Şekil 5.21d). Optik mikroskop görüntülerinde göze çarpan bir diğer olgu da, T6 işlemi öncesi ve sonrası α-Al tane boyutlarındaki değişimdir. T6 işlemi boyunca süre ve sıcaklığa bağlı olarak artan difüzyonun etkisiyle, α-Al taneleri bir araya gelerek kabalaşmıştır.

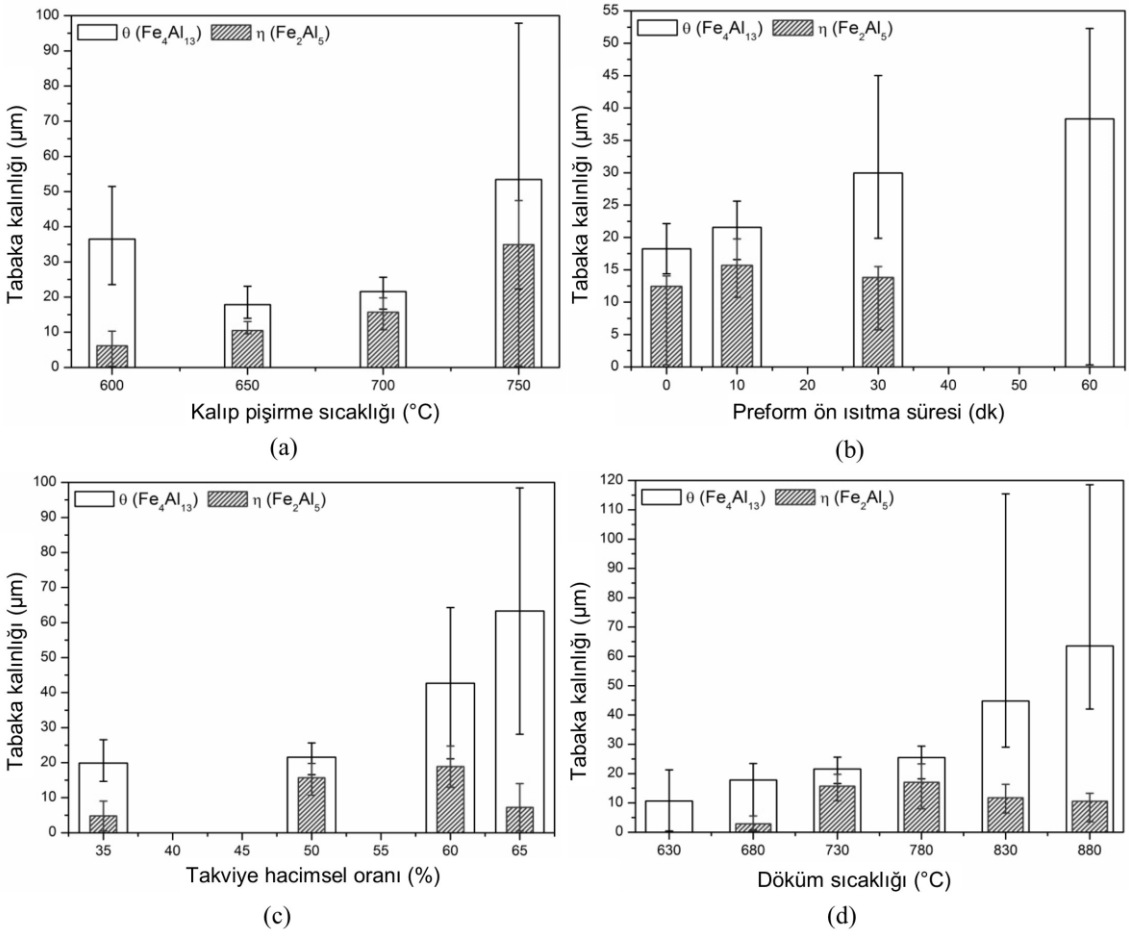


Şekil 5. 21 Bimetal kompozit bileşenlerinden A356 matrisinin (a-b) T6 işlemi öncesi ve (c-d) T6 işlemi sonrası optik mikroskop görüntüleri

T6 işlemi sonrası oluşan yapının görüntüleriyle birlikte, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen 304/A356 kompozitlerinin mikroyapı incelemeleri tamamlanmıştır. Bu yöntem kullanılarak üretilen kompozitlerde, görüntü analizi yazılımı vasıtasıyla, üretim parametrelerinin etkisine bağlı olarak değişen arayüzey faz kalınlıkları incelenmiştir. Tabaka kalınlıkları, her bir numune ve her bir reaksiyon fazı için, farklı mikroyapı görüntüleri üzerinde en az 10 farklı bölgede ölçülmüş olup, ortalama sonuçlar, Şekil 5.22'de standart sapma değerleriyle birlikte verilmiştir.

Şekil 5.22a'da, kalıp pişirme üst sıcaklığının 600 °C olduğu numunenin θ ve η faz kalınlıkları arasında büyük farklılıklar göze çarpmaktadır. Al alaşımı, hızlı katılaşma nedeniyle ergiyik durumda η bileşimine ulaşamadığı için, θ fazı katılaşma tamamlanana kadar süreksiz büyümüştür. Bu numunede, yalnızca katı hal difüzyonu ile oluşup büyüyen η tabakasının kalınlığı, diğer numunelere göre düşük kalmıştır. Bunun sonucunda, θ'nın kalınlığı 50 µm mertebelerine kadar ulaşırken, η'nın kalınlığı 10 µm'yi aşamamıştır. η oluşumu sekteye uğrayan bu numune göz ardı edildiğinde, kalıp pişirme

üst sıcaklığı arttıkça her iki faz kalınlığının da arttığı anlaşılmaktadır. Başka bir deyişle, katı/sıvı etkileşim süresi arttıkça, arayüzeyde oluşan intermetalik faz kalınlıkları artmaktadır. Öte yandan, pişirme üst sıcaklığı ile paralel olarak standart sapma değerleri de artış göstermektedir. Bu sonuç, arayüzeydeki fazların süreksiz büyüdüğünün ispatı niteliğindedir. Süreksiz büyümenin en açık kanıtı, 750 °C kalıp pişirme sıcaklığına sahip numunede görülmüştür. θ kalınlıkları bu numunede 21-98 µm arasında değişkenlik gösterirken, bazı arayüzeylerde hiç oluşmayan η tabakası, başka bir bölgede 47 µm kalınlığa ulaşabilmektedir. Bu numunede θ ve η fazlarının ortalama tabaka kalınlıkları sırasıyla 53 ve 35 µm olarak ölçülmüştür.



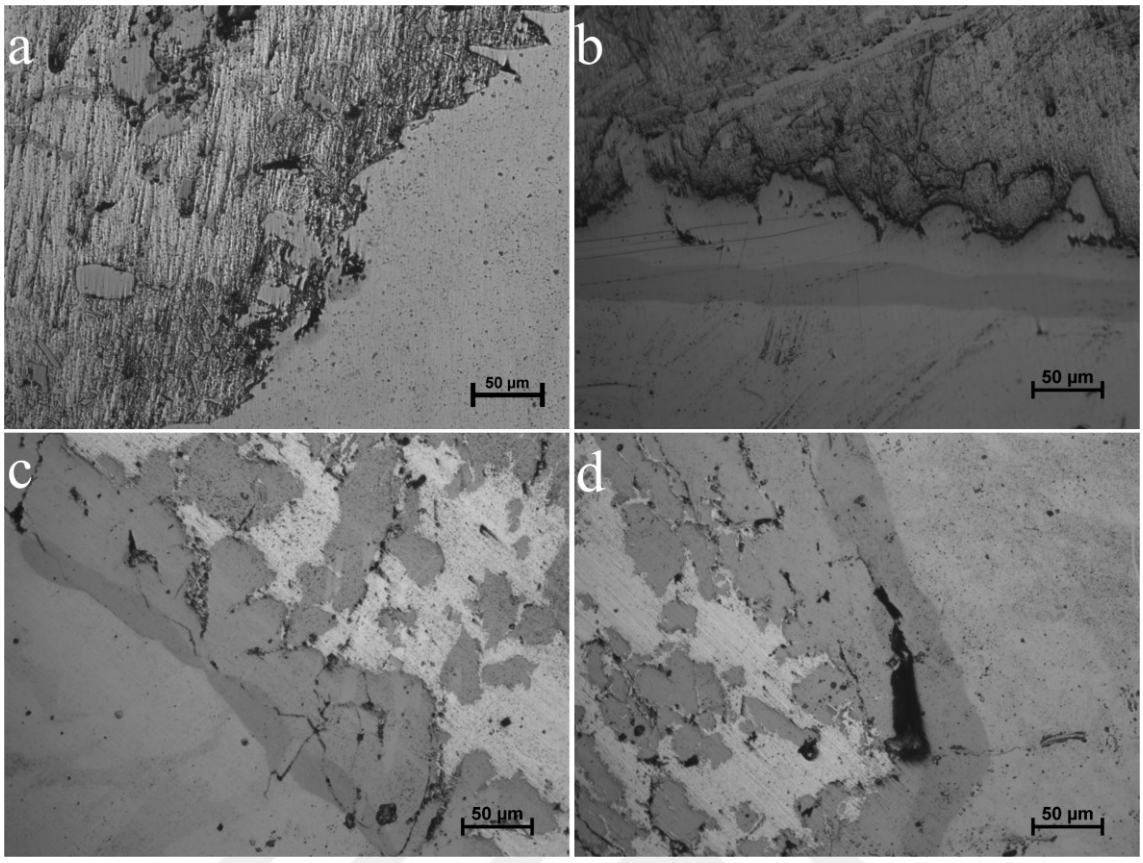
Şekil 5. 22 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen θ ve η faz kalınlıkları

Şekil 5.22b'de preform ön ısıtma süresinin θ ve η faz kalınlıklarına etkisi incelenmiştir. θ'nın kalınlığı, preform ön ısıtma süresi arttıkça artarken, η'nın kalınlığı önce hafif bir artış gösterip sonra azalmıştır. 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunede,

önceden belirtildiği gibi, infiltrasyon öncesi talaş yüzeylerinde CrO_2 filmi oluşumu nedeniyle hiç η fazı oluşmamıştır. Özellikle θ tabakasında, standart sapma değerlerinin ön ısıtma süresine bağlı olarak dramatik şekilde arttığı görülmektedir. Buradan hareketle, kalıp pişirme üst sıcaklığının etkisiyle benzer şekilde, preform ön ısıtma süresi artırılıp, infiltrasyon sırasında katı/sıvı etkileşimine daha uzun süre izin verildiğinde, arayüzey sürekliliğinin bozulduğu anlaşılmaktadır.

Hacmen 304 paslanmaz çelik oranının arayüzey tabaka kalınlıklarına etkisi Şekil 5.22c'de verilmiştir. Takviye miktarı arttıkça, θ'nın kalınlığı sürekli bir artış gösterirken, η'nın kalınlığı önce bir miktar artıp, daha sonra azalmaktadır. θ'nın kalınlığındaki sürekli artışın nedeni, preform içinde artan 304 miktarıyla birlikte, takviye bileşenleri arasındaki mesafenin kısalması ve buna bağlı olarak infiltrasyon sırasında difüzyonun daha hızlı gerçekleşmesidir. Difüzyon sonucunda ilk oluşan reaksiyon ürünü θ olduğu için, kompozit yapıdaki θ miktarı, takviye oranı arttıkça artmıştır. 304 miktarının %50'den fazla olduğu durumlarda θ, süreksiz büyümektedir. Şekil 5.6'da verilen Fe-Al faz diyagramına göre [178], ötektik reaksiyonun haricinde, ergiyik Al ile η arasında gerçekleşen peritektik reaksiyon sonucunda da θ fazı oluşabilmektedir. %65 oranında 304 içeren kompozitte η kalınlığındaki azalmanın, oluşan η'nın bir kısmının ergiyik Al ile bir araya gelerek θ'yı oluşturmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Katı/sıvı etkileşimi gerekenden uzun tutulduğunda, η'nın büyüme hızı yavaşlamakta ve θ'ya dönüşme eğilimi öne çıkmaktadır. Bu dönüşüm, η'nın oluştuğu her numunede gerçekleşmekle birlikte, katılaşması görece uzun sürmüş numunelerde etkisini daha net biçimde göstermektedir. η'nın θ'ya dönüşümüne en büyük kanıt, Şekil 5.22d'de verilen tabaka kalınlığı verilerinde görülmektedir. θ'nın kalınlığı sıcaklıkla birlikte sürekli olarak artarken, η'nın kalınlığı, döküm sıcaklığı 780 °C'yi aştığında azalmaya başlamıştır.

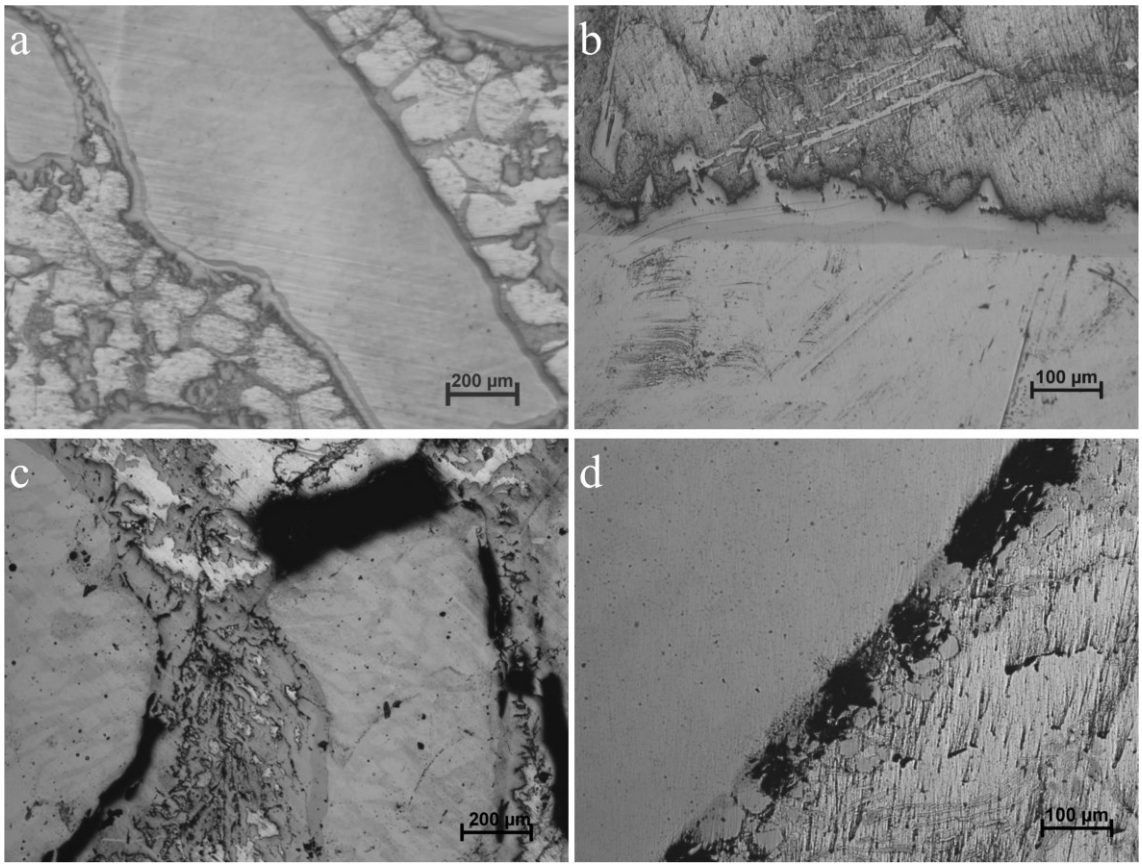
Şekil 5.22'de verilen sonuçlar tümüyle ele alındığında, bütün numune arayüzeylerinde θ'nın oluştuğu ve kalınlığının 120 µm'ye kadar ulaşabildiği; η'nın ise görece hızlı katılaşan numunelerde oluşmadığı ve ulaşılan en yüksek η kalınlığının yaklaşık 50 µm olduğu görülmüştür. Malzemenin mekanik hasara uğramaması için paslanmaz çelik ile Al arasında oluşan reaksiyon tabakasının en az 10 µm olması gerektiği bilinmektedir [105]. 304/A356 bimetal kompozitlerinin tamamı, arayüzeylerinde, kritik değerin üzerinde bir kalınlıkta reaksiyon tabakası içermektedir.



Şekil 5. 23 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 730 °C'de (a) 30, (b) 60, (c) 120 ve (d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri

304/A356 kompozitleri, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemi kullanılarak başarıyla üretilmiştir. Belirlenen optimum koşulların öncülüğünde, yöntemin zaman alıcı gereksinimlerinden sakınmak amacıyla, özel tasarlanmış kapalı kalıpta, sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemi ile üretim imkânları araştırılmıştır. İnfiltrasyon işlemleri, 680, 730 ve 780 °C sıcaklıklarında, 30, 60, 120 ve 240 dk boyunca gerçekleştirilmiştir. 680 °C'de üretilen numunelerde, Al alaşımı ile paslanmaz çelik talaşları arasında bir bağlanma gerçekleşmemiş; kalıptan tek parça çıkarılan numuneler, metalografik inceleme öncesi kesme işlemi sırasında parçalara ayrılmıştır. Yöntemde, takviye ile matris fazları arasındaki bağlanma difüzyon kontrollü gerçekleştiği için, seçilen sıcaklığın yetersiz olduğu düşünülmektedir. 730 °C'de farklı sürelerde bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin mikroyapısı Şekil 5.23'te verilmiştir. 30 dk bekleme süresine sahip numune haricinde, 730 °C'de üretilen tüm numunelerde, hem mekanik hem de metalurjik bağlanma gerçekleşmiştir. 30 dk süre difüzyon için yeterli olmadığından bu numune arayüzeyinde yalnızca mekanik bir bağlantı elde edilmiştir (Şekil 5.23a). 60 dk

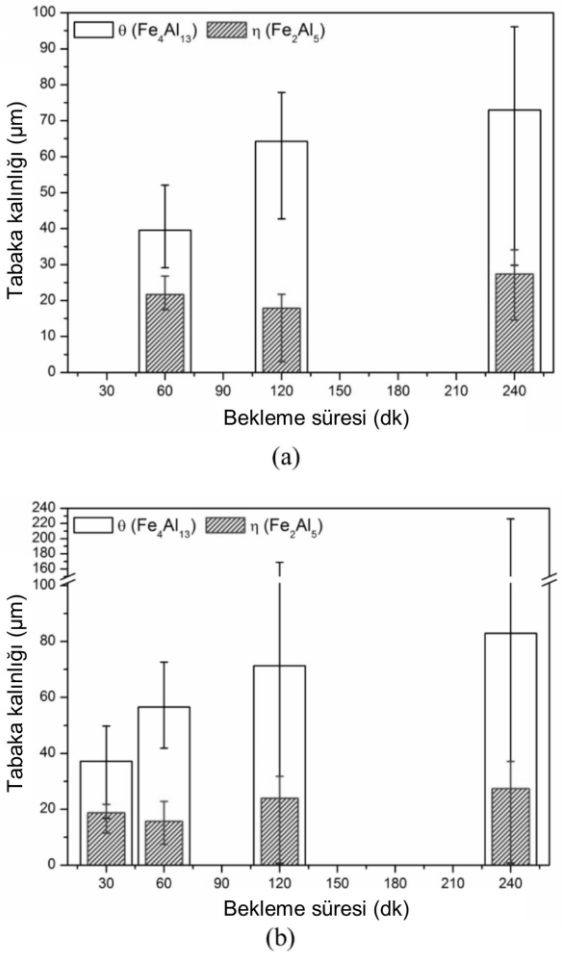
bekletilen numunede oluşan arayüzey fazlarının sürekliliği (Şekil 5.23b), bekleme süresinin artmasıyla birlikte gerçekleşen η→θ faz dönüşümü nedeniyle bozulmuştur (Şekil 5.23c). η tabakasında arayüzey hattı boyunca yerel süreksizlikler görülürken, θ tabakasının kalınlığında, dönüşümün de etkisiyle artış meydana gelmiştir. Süre daha da artırıldığında, her iki tabaka kalınlığının arttığı, bununla birlikte, θ/η arayüzeyinde oksitlenme kaynaklı infiltrasyon kusurları oluştuğu görülmüştür (Şekil 5.23d). Sıcaklık 730 °C seçildiğinde, bekleme süresinin 60 dk'yı aşmaması gerektiği belirlenmiştir.



Şekil 5. 24 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 780 °C'de (a-b) 30 ve (c-d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri

Kompozit üretimi 780 °C'de gerçekleştirildiğinde, 730 °C ile benzer sonuçlar daha kısa sürede alınmaktadır. 780 °C'de 30 ve 240 dk boyunca bekletilen numunelerin mikroyapıları Şekil 5.24'te verilmiştir. 780 °C'de en iyi arayüzey, 30 dk bekleme süresine sahip numunede elde edilmiştir (Şekil 5.24b). Bu numunedeki faz kalınlıkları, 730 °C'de 60 dk bekletilerek üretilen numune ile yaklaşık olarak aynıdır. Süre arttıkça, tabaka sürekliliği bozulmakta, arayüzeyde boşluk ve oksit oluşumları ortaya çıkmaktadır. 240 dk bekleme süresine sahip numunede, üst kalıbın preform yüzeyine

uyguladığı basıncın da etkisiyle, arayüzeyde bağ oluşumu gerçekleşen bölgelerde 250 µm değerlerine kadar ulaşabilen tabaka kalınlıkları görülmüştür (Şekil 5.24c). Bununla birlikte, yüksek sıcaklık ve uzun bekleme süresi nedeniyle gerçekleşen oksidasyon, numunenin başka bir bölgesinde bağ oluşumunu engellemekte ve yüksek hacimde boşluk oluşumuna yol açmaktadır. Sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde, 780 °C'de üretim gerçekleştirildiğinde, bekleme süresinin 30 dk'yı geçmemesi gerektiği sonucuna varılmıştır. Oksitlenmenin olumsuz etkilerinden kaçınmak için, benzer çıktıların elde edildiği 730 °C sıcaklık ve 60 dk bekleme süresi önerilmektedir.



Şekil 5. 25 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak θ ve η kalınlıkları

Sıkıştırmalı infiltrasyon ile üretilen 304 takviyeli A356 matrisli kompozitlerin sıcaklık ve süreye bağlı olarak değişen tabaka kalınlıkları Şekil 5.25'te verilmiştir. 730 °C'de 30 dk bekletilerek üretilen numunede arayüzeyde kimyasal reaksiyonu başlatacak difüzyon gerçekleşmediği için, tabaka kalınlıkları ölçülememiştir. Sıcaklık ve süre arttıkça,

ortalama tabaka kalınlıklarıyla birlikte, standart sapma değerlerinin de dramatik şekilde arttığı görülmektedir. Arayüzeyde oluşan intermetalik fazların büyüme kinetiğini kontrol edebilmek için sıcaklık ve sürenin mümkün olduğunca düşük tutulması gerekmektedir. Sonuçlar, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozit arayüzeylerinde oluşan θ ve η kalınlıkları ile karşılaştırıldığında (Şekil 5.22), sıkıştırmalı infiltrasyonun çok daha kalın bir tabaka oluşumuna izin verdiği anlaşılmaktadır. Sertlik ile aşınma arasındaki doğrusal ilişki düşünüldüğünde [185], sert fazların kompozit yapıdaki hacimsel oranının artmasıyla birlikte, asıl beklenti, bu yöntemle üretilen bimetal kompozitlerde aşınma dayanımının artmasıdır.

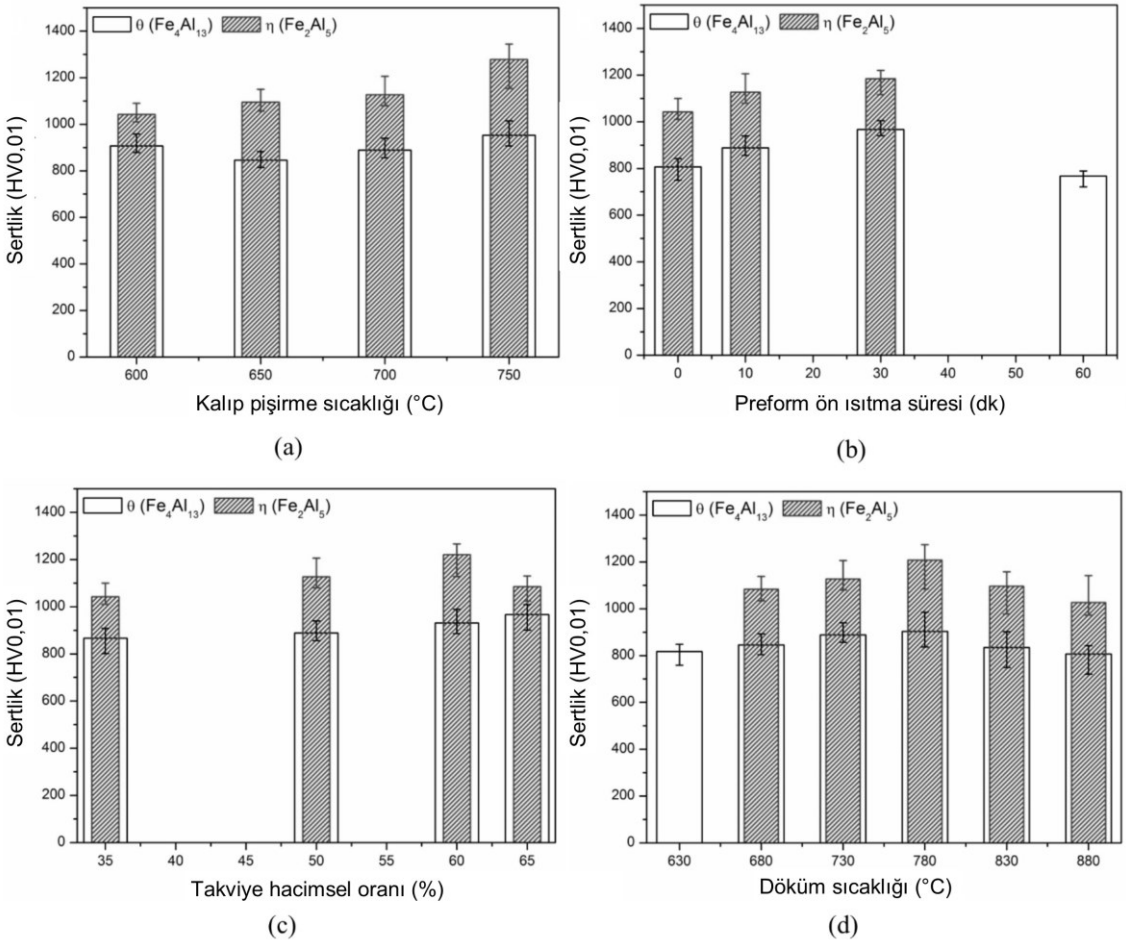
5.1.3 Sertliklerin Belirlenmesi

Kompozit bileşenlerinin Vickers sertlikleri, üretilen her bir numune ve oluşan her bir intermetalik faz için en az 10 farklı noktada ölçülmüş olup, ortalama sertlikler, standart sapma değerleriyle birlikte Şekil 5.26'da verilmiştir. Alüminyumca zengin Fe-Al intermetaliklerinin incelendiği çalışmada, Matysik vd. [186], θ sertliğinin 800 ila 980 HV arasında, η sertliğinin ise 950 ila 1100 HV arasında değiştiğini belirtmişlerdir. Ölçülen θ sertlikleri, geçmiş çalışma verileriyle uyumlu olmasına karşın, η sertlikleri, bazı durumlarda verilen aralığın dışında kalmıştır. η sertliklerindeki uyumsuzluğun, temas alanının düşük hesaplanmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Nanoindentasyon cihazının sertlik ölçümünde kullandığı Oliver ve Pharr doğrusal olmayan eğri uydurma yöntemi, indentörün temas alanında gerçekleşen malzeme yığılması nedeniyle, sertliklerin olduğundan fazla ölçülmesine neden olabilmektedir [187].

Kalıp pişirme üst sıcaklığının 600 °C olduğu numune haricinde, pişirme sıcaklığındaki artışın, her iki fazın da sertliğini artırdığı görülmektedir (Şekil 5.26a). Farklı kalıp pişirme sıcaklıklarında, θ tabakasının sertliği 846 ila 943 HV0,01 arasında değişirken, η tabakasının sertliği 1044 ila 1278 HV0,01 arasında değişmektedir. Bulunan η sertlikleri, literatürde verilen aralık içerisinde yer alsa dahi, ölçülen en düşük ve en yüksek değer arasındaki farkın oldukça fazla olduğu görülmektedir. Alüminyumca zengin intermetalik fazların mekanik özelliklerindeki bu belirsizlik, araştırmacıların bu fazları içeren alaşımlar üzerinde çalışmayı tercih etmesini zorlaştırmaktadır.

60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numune göz ardı edildiğinde, preform ön ısıtma süresi arttıkça tabaka sertliklerinin arttığı görülmektedir (Şekil 5.26b). Bu numunede, talaş yüzeylerinde infiltrasyon öncesi oluşup büyüyen CrO_2 filmi, infiltrasyon sırasında arayüzeyde bağ oluşumunu zayıflatmıştır. Bu durum, hem η fazının oluşumunu engellemiş, hem de mekanik dayanımın bozulmasına yol açmıştır. Bu numunede θ fazının sertliği 767 HV0,01 olarak ölçülmüş olup, bu değer, tüm numuneler içerisinde, ölçülmüş en düşük θ sertliğidir.



Şekil 5. 26 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak θ ve η sertlikleri

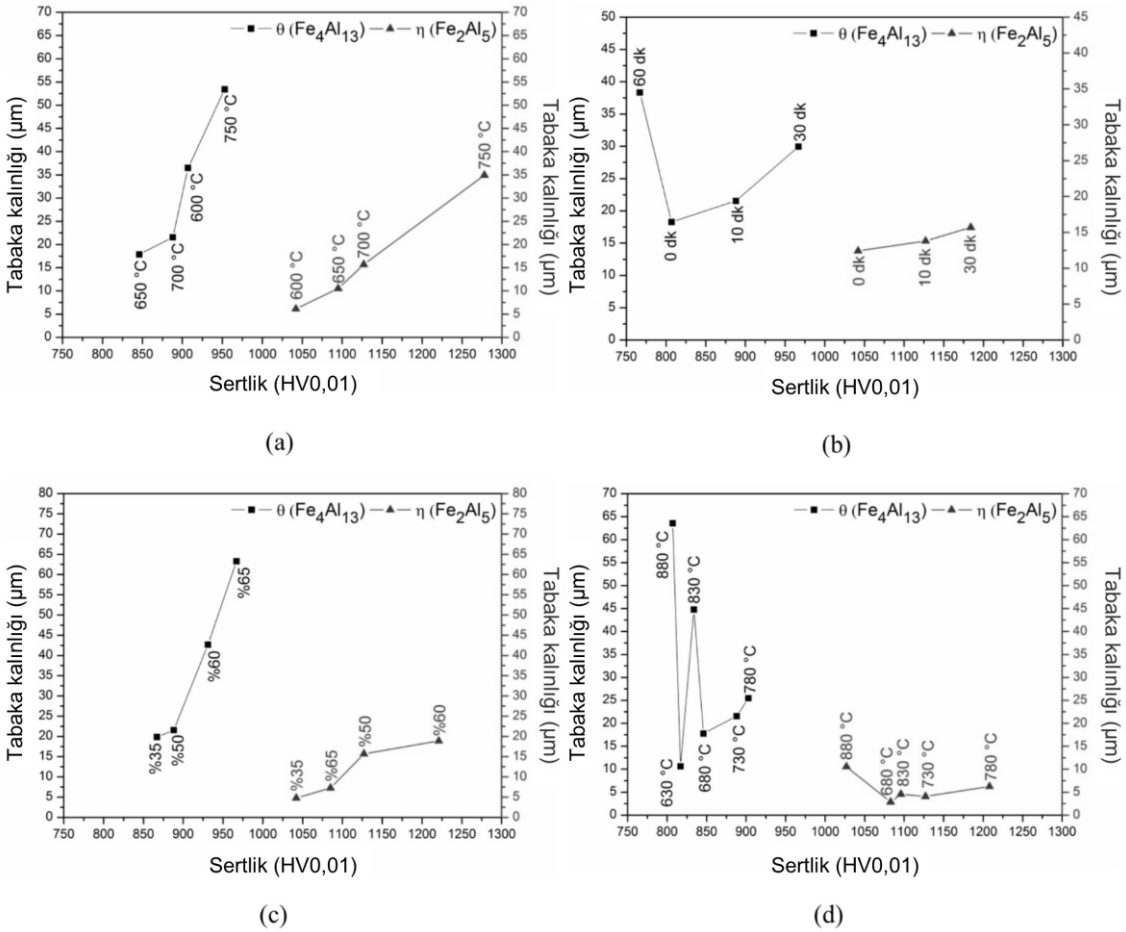
Ön ısıtma işleminin temel amacı, A356 ergiyiğinin hızlı katılaşmasını önlemek ve matris ile takviye arasındaki etkileşim süresini artırmaktır. Artan etkileşim süresi ile birlikte, arayüzeye yayınan kompozit bileşeni miktarı da artmaktadır. Al alaşımından yayınan Al ve Si atomları ile paslanmaz çelikten yayınan Fe, Cr, Ni ve C atomları, θ ve η kafeslerine yerleşerek bu bölgelerde çarpılmaya (distorsiyon) neden olmuştur. Gerçekleşen

difüzyon, kafeslerin uyumlu yapısını bozarak, önceden var olan iç gerilmeyi ve bunun sonucu olarak, fazların sertliğini artırmıştır. Kalıp pişirme üst sıcaklığı arttıkça artan faz sertliklerini de aynı şekilde açıklamak mümkündür. Sıcaklığın artmasıyla artan etkileşim süresi, atomların θ ve η kafeslerine daha uzun süreler boyunca yayınmasına olanak sağlamaktadır.

Takviye hacimsel oranının faz sertliklerine etkisi Şekil 5.26c'de verilmiştir. θ sertlikleri, takviye miktarıyla birlikte sürekli artış gösterirken, %65 oranında takviye içeren numunenin η sertliğinde sert bir düşüş meydana gelmiştir. Ergiyik Al ile η arasında gerçekleşen peritektik reaksiyon nedeniyle η fazının bir kısmı θ'ya dönüştüğü için, difüzyon etkisiyle η kafesinde oluşan çarpılmalar giderilmiş ve bu durum, tabaka sertliğinde azalmaya neden olmuştur.

Döküm sıcaklığının θ ve η sertlikleri üzerindeki etkisi Şekil 5.26d'de verilmiştir. Tabaka sertlikleri, 780 °C'ye kadar sıcaklıkla birlikte artarken, 780 °C'den sonra azalmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda, katılaşma süresinin gecikmesiyle birlikte, η'nın θ'ya dönüşme hızı, η'nın büyüme hızını aşmakta ve bu durum, η kafesinde difüzyon etkisiyle oluşan uyumsuzlukların giderilmesini sağlamaktadır. η fazının sertliği, kafes uyumsuzluğunun sona ermesi nedeniyle azalırken; θ fazının sertliğinin, artan kırılganlık nedeniyle, olduğundan düşük hesaplandığı düşünülmektedir. Yükleme sırasında, artan kırılganlığın etkisiyle oluşan çatlak, hızla ilerleyerek, batma derinliğinin olması gerekenden fazla ölçülmesine yol açmış olabilir.

Şekil 5.22'de verilen tabaka kalınlıklarının, Şekil 5.26'da verilen tabaka sertlikleriyle büyük ölçüde benzer davranış sergilediği görülmektedir. Aralarındaki ilişkiyi açıkça ortaya koymak amacıyla, arayüzeyde oluşan fazların, kalınlıklarına bağlı olarak değişen sertlikleri, Şekil 5.27'de verilmiştir. Genel olarak, hem θ hem de η faz sertliklerinin, tabaka kalınlıklarıyla paralel şekilde arttığı anlaşılmaktadır. Kalınlık-sertlik arasındaki doğrusal ilişkiye uymayan üç numune göze çarpmaktadır. Bunlardan ilki, CrO_2 oluşumu nedeniyle arayüzey dayanımı azalan, 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilmiş numunedir (Şekil 5.27b). Diğer ikisi ise, dökümleri 830 ve 880 °C'de gerçekleşen bimetal kompozitlerdir (Şekil 5.27d). Bu sıcaklıklarda üretilen numuneler, artan kalınlıkla birlikte kırılgan hale gelerek, sertlik ölçümlerinin hatalı çıkmasına neden olmuştur.

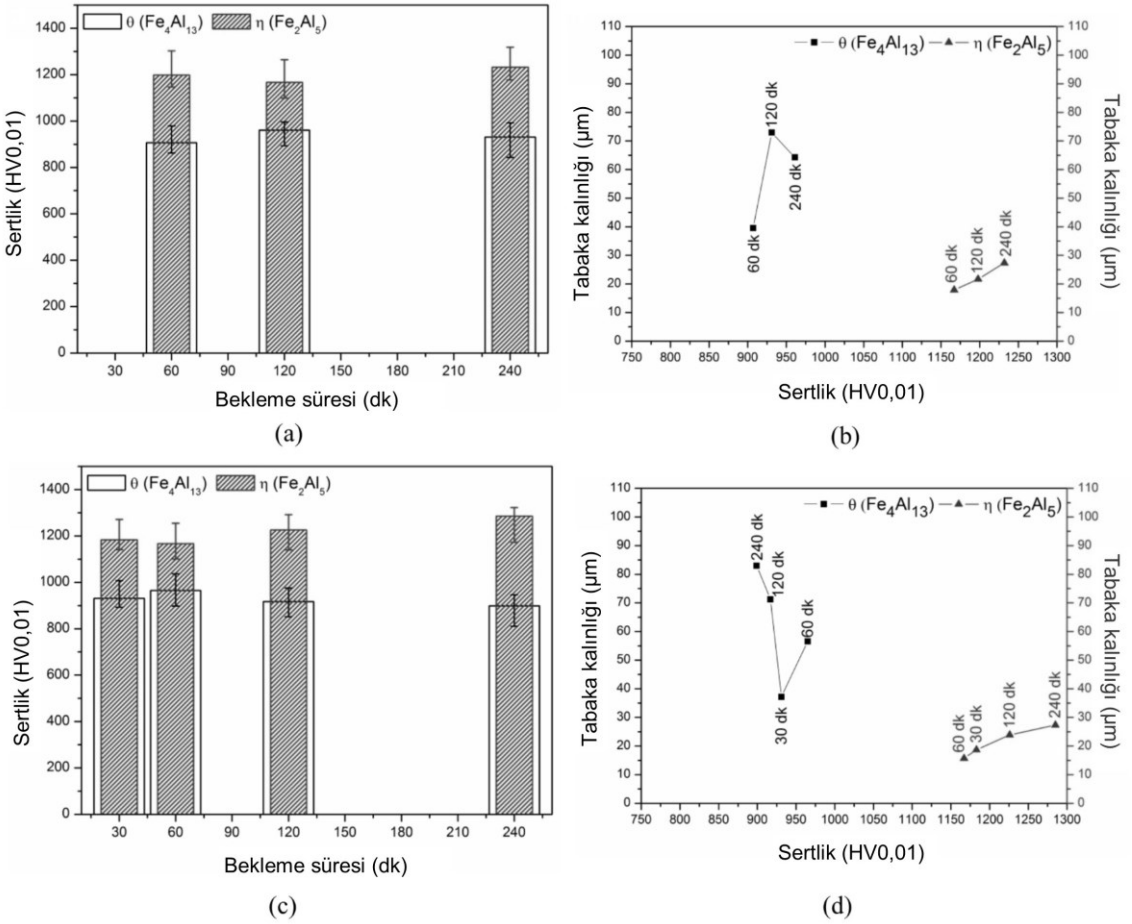


Şekil 5. 27 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak kalınlık-sertlik ilişkisi

Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle farklı sıcaklıklarda üretilen 304/A356 bimetal kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak değişen faz sertlikleri ve bu sertliklerin tabaka kalınlıkları ile olan ilişkisi Şekil 5.28'de verilmiştir. Bu yöntemle üretimde, elde edilen tüm η sertlikleri, Matysik vd.'nin [186] belirttiği aralığın dışında kalmıştır. Genel olarak, η sertlikleri, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemine göre daha yüksek bulunmuştur. Bunun nedeni, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde fırında soğutmanın tercih edilmesidir. Metal kalıp tamamen soğuyuncaya kadar, numune, fırın içerisinde tutulmaktadır. Bu durumda, katılaşma tamamlansa bile, katı halde difüzyon devam ederek, arayüzey faz kafeslerinde çarpılmaya neden olmaktadır. Elde edilen görece yüksek sertlikler, kafeslerdeki çarpılmalar ve artan iç gerilmeler ile ilişkilendirilmiştir. θ sertliklerinin ise belirtilen aralıkta ve birbirine yakın değerlerde olduğu görülmektedir. Bekleme süresi ile sertlik arasında doğrusal olması beklenen ilişki, yüksek bekleme sürelerinde ortaya çıkan yüksek kırılganlık nedeniyle doğrusal görünmemektedir. Bu

durum, tabaka kalınlığı ile sertlik arasındaki ilişkiye de yansımaktadır. Tabaka kalınlığı eşik değeri aştığında, sertlikteki artış sona ermektedir.

730 °C'de gerçekleştirilen dökümde 240 dk, 780 °C'de gerçekleştirilen dökümde ise 120 ve 240 dk bekleme sürelerinin, tabaka kalınlığında eşik değerin aşılmasına neden olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5. 28 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a, b) 730 ve (c, d) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin (a, c) bekleme süresine bağlı olarak tabaka sertlikleri ve (b, d) kalınlık-sertlik ilişkisi

Çalışma kapsamında, intermetalik fazların yanı sıra, matris ve takviye bileşenlerinin Vickers sertlikleri de ölçülmüştür. Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerin matris ve takviye sertlikleri Çizelge 5.6'da verilmiştir. Ortalama sertlikler, A356 matris alaşımı için 67 HV0,01, 304 paslanmaz çelik için 239 HV0,01 ölçülmüştür. Takviye elemanının sertliğinin, işlem değişkenlerine bağlı olarak belirgin bir değişim göstermediği anlaşılmaktadır.

Çizelge 5. 6 Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerde üretim parametrelerine bağlı olarak matris (A356) ve takviye (304) alaşımı sertlikleri

İncelenen Özellikler	**İşlem Değişkenleri**	**Sertlik**	
		A356	**304**
Takviye miktarı (%)	35	69	242
	50	67	239
	60	65	243
	65	66	248
Kalıp pişirme üst sıcaklığı (°C)	600	71	237
	650	68	240
	700	67	239
	750	67	243
Preform ön ısıtma süresi (dk)	0	69	234
	10	67	239
	30	68	247
	60	66	242
Döküm sıcaklığı (°C)	630	71	245
	680	69	241
	730	67	239
	780	61	241
	830	52	233
	880	49	238
T6 ısıl işlemi	Değişken yok	96	245

Çizelge 5.6'ya göre matris fazının sertliği, yalnızca, farklı döküm sıcaklıklarında üretildiğinde ve üretim sonrası kompozite T6 ısıl işlemi uygulandığında değişmektedir.

T6 işlemi, matris içerisinde β-Mg_2Si çökeltilerinin oluşumuna izin vererek, matrisin sertliğini 67 HV0,01'den 96 HV0,01 mertebesine yükseltmiştir. Döküm sıcaklığının matris sertliği üzerindeki etkisi ise 730 °C'den sonra belirginleşmektedir. Özellikle 830 ve 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen bimetal kompozitlerin matris sertlikleri, α-Al tanelerindeki aşırı kabalaşma nedeniyle, 52 ve 49 HV0,01 değerlerine kadar düşüş göstermiştir.

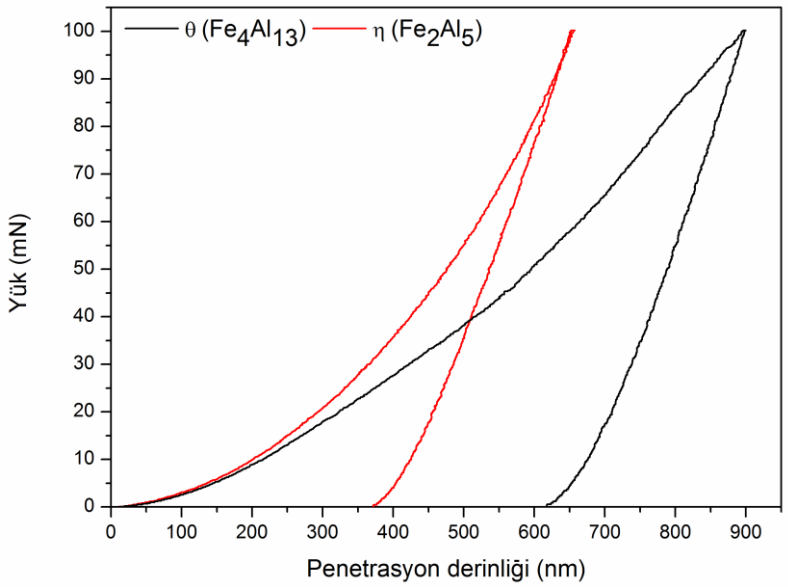
Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozitlerde, infiltrasyon sıcaklığına ve bekleme süresine bağlı olarak değişen matris ve takviye sertlikleri Çizelge 5.7'de verilmiştir. Optimum deney koşullarında, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemine kıyasla, daha yüksek matris sertliği (74 HV0,01) elde edildiği görülmektedir. Bu durumun, infiltrasyon sırasında üst kalıp tarafından numuneye uygulanan basınç nedeniyle matriste oluşan deformasyon tekstüründen (şekillenme nedeniyle oluşan yönlü yapıdan) kaynaklandığı düşünülmektedir. İnfiltrasyon sıcaklığı ve bekleme süresi arttıkça, matrisin sertliğinin azaldığı, takviye fazının sertliğinin ise önemli bir değişime uğramadığı belirlenmiştir.

Çizelge 5. 7 Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozitlerde üretim parametrelerine bağlı olarak matris (A356) ve takviye (304) alaşımı sertlikleri

İnfiltrasyon Sıcaklığı (°C)	**Bekleme Süresi (dk)**	**Sertlik**	
		A356	**304**
730	30	73	239
	60	74	236
	120	68	241
	240	62	238
780	30	71	243
	60	69	238
	120	63	240
	240	58	237

5.1.4 Kalıntı Gerilmelerin Ölçülmesi

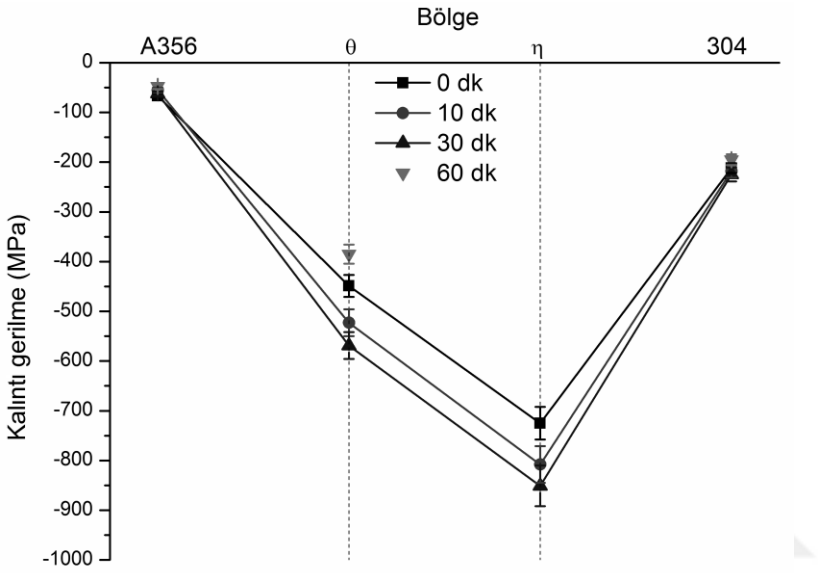
Kalıntı gerilmeler; malzemenin aşınma, korozyon, yorulma ve kırılma özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olmasına rağmen, nihai ürün karakterizasyonunda genellikle göz ardı edilmektedir. Teorik ve deneysel çalışmalar [188], [189], kalıntı gerilmelerin P-h eğrileri üzerinde de çok büyük etkileri olduğunu göstermiştir. Sertliğin, basma yönünde artan kalıntı gerilme miktarıyla artıp, çekme yönünde artan kalıntı gerilme miktarıyla azaldığı bilinmektedir. Sertlik-aşınma dayanımı arasındaki doğrusal ilişki de göz önünde bulundurulduğunda, çalışma kapsamında kalıntı gerilme ölçümlerinin yapılması uygun görülmüştür. Ölçümün nasıl gerçekleştirildiğine ilişkin, nanoindentasyon cihazı tarafından kaydedilen θ ve η fazlarına ait P-h eğrileri, Şekil 5.29'da bir arada verilmiştir. η'nın θ ile aynı batma derinliğine ulaşabilmesi için, η fazına daha fazla yük uygulanması gerektiğinden, η tabakasının içerdiği basma kalıntı gerilme miktarının, θ fazından daha yüksek olduğu söylenebilir. Bu çalışmada, kalıntı gerilmeler, Wang vd.'nin [176] önerdiği ve Xiao vd.'nin [190] diğer ölçüm yöntemleriyle karşılaştırarak kullanımını uygun bulduğu, Eşitlik (4.2)'de (s. 97) verilen formülle hesaplanmıştır.



Şekil 5. 29 Nanoindentasyon cihazı tarafından kaydedilen θ ve η fazlarına ait yük-penetrasyon derinliği eğrileri

Wang metodu, kalıntı gerilme ölçümü için, gerilme içermeyen bir referans numuneye ihtiyaç duymaktadır. Bu nedenle, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilmiş

takviyesiz A356 alaşımının farklı bölgelerinden alınmış 10 ölçümün ortalama P-h eğrisi, referans olarak kabul edilmiştir. İç gerilmelerin, üretilen MMK'lerin tribomekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilediği bilinmektedir. A356 alaşımı, matris malzemesi olarak, uygulanan yükü, malzemeyi hasara uğratmadan takviye fazına taşımakta etkin olduğundan, takviye fazının ve oluşan arayüzey fazlarının matris üzerine getirdiği ilave iç gerilmelerin bilinmesi çok önemlidir. Oluşan intermetalik fazların kompozit özelliklerine olumlu etkilerini göstermek için, Wang metodu uygun görülmüştür.



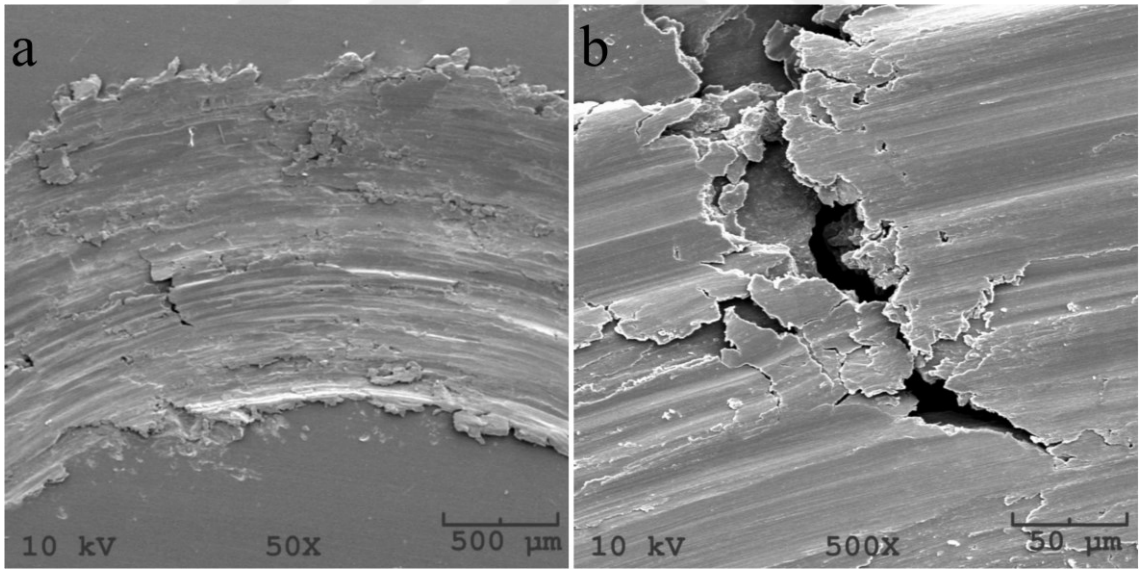
Şekil 5. 30 Kompozit bileşenlerinin ön ısıtma süresine bağlı olarak değişen kalıntı gerilme değerleri

P-h eğrilerinden Eşitlik (4.2)'ye (s.97) göre ölçülen kalıntı gerilme değerleri, ön ısıtma süresinin bir fonksiyonu olarak Şekil 5.30'da verilmiştir. A356 ve 304 bölgelerinde ön ısıtmanın kalıntı gerilmeler üzerinde önemli bir etkisi olmadığı görülmektedir. 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numune hariç, arayüzey fazlarında, ön ısıtma süresi arttıkça basma yönünde kalıntı gerilme değerlerinin arttığı görülmektedir. θ fazının gerilmesi, basma yönünde maksimum 569 MPa'ya ulaşırken, η fazının maksimum gerilmesi, basma yönünde 851 MPa olarak ölçülmüştür. Bu sonuç, A356 matrisi üzerinde, θ'nın 569 MPa, η'nın ise 851 MPa ilave gerilmeye yol açtığını göstermektedir. Reaksiyon fazları dolayısıyla matrise etkiyen basma kalıntı gerilme miktarının artmış olması, kompozit malzemeyi çok daha güçlü bir hale getirmektedir. Çünkü bu malzemeyi herhangi bir hasara uğratabilmek için, malzemeye en az içerdiği kalıntı gerilme kadar harici gerilme uygulanması gerekmektedir. Dışarıdan uygulanan çekme

gerilmesi, malzemenin içerdiği basma kalıntı gerilmesini aşamadığı takdirde, kompozitte hasar oluşmayacaktır.

5.1.5 Aşınma Davranışının Belirlenmesi

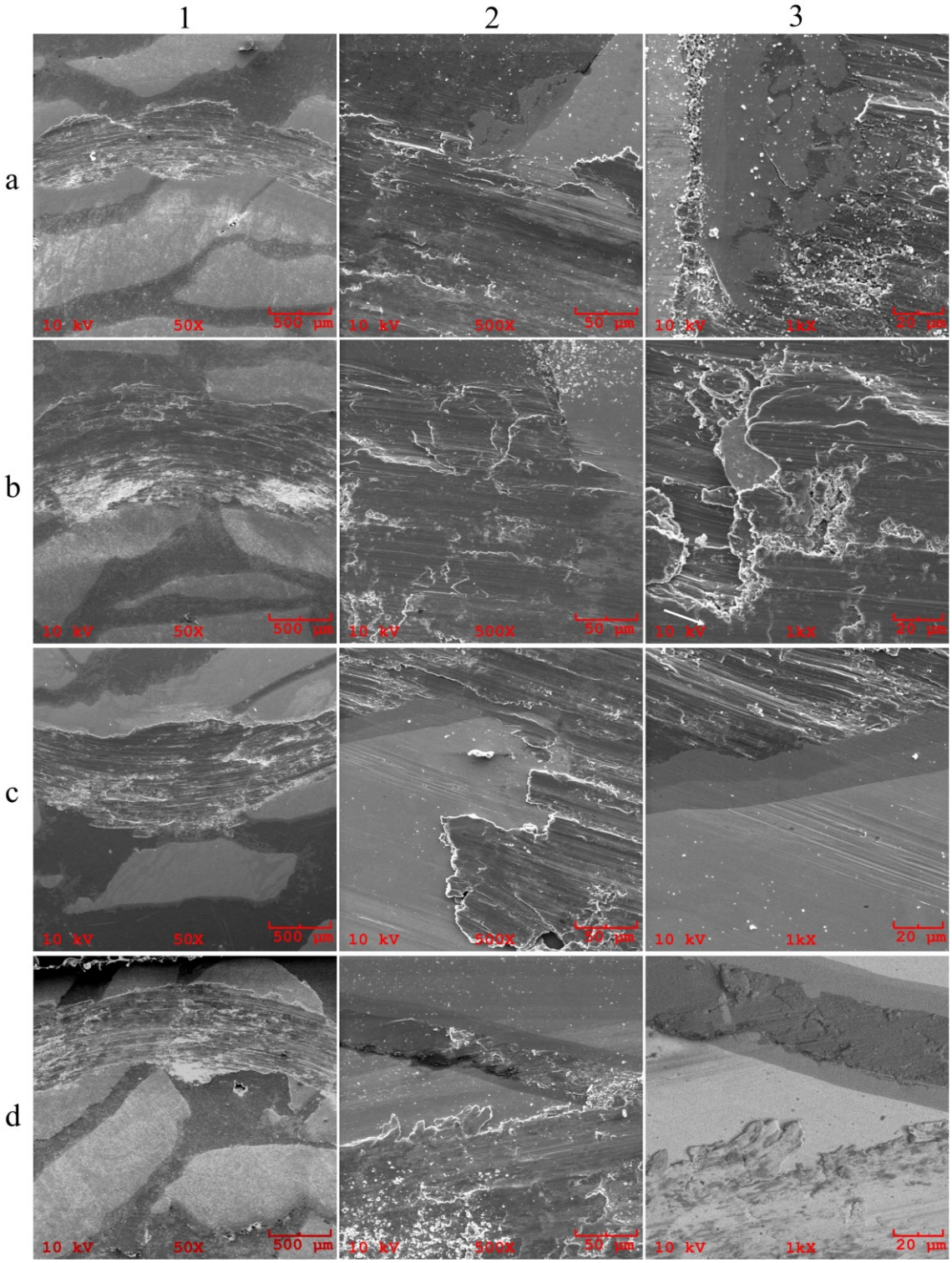
Bimetal kompozit numunelere disk üzeri bilya tipi aşınma testleri, genellikle 10 N yük altında yapılmıştır. Çalışmanın bu aşamasında, takviye içermeyen A356 alaşımı da aşındırılarak, 304 takviyesinin aşınma davranışına etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Şekil 5.31, takviye içermeyen A356 alaşımının aşınma yüzeyi SEM görüntülerini vermektedir. Alaşımın aşınma yüzeyi, kayma yönüne paralel geniş yivlerden, plastik deformasyon izlerinden, tepelerden ve çeşitli boyutlarda kraterlerden oluşmaktadır. Uzun ve sürekli yivlerin varlığı, abrazif aşınmanın, tepeler ve kraterlerin varlığı ise adhezif aşınmanın etkin olduğunu göstermektedir. Ayrıca, hem Şekil 5.31a'da görülen plastik deformasyon izleri, hem de Şekil 5.31b'de görülen delaminasyon, A356 alaşımının aşınma testi boyunca plastik deformasyona maruz kaldığının açık kanıtıdır.



Şekil 5. 31 Takviye içermeyen A356 alaşımının (a) düşük ve (b) yüksek büyütmede aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Kayma testi süresince Al_2O_3 karşıt yüzeyinden kopan sert pürüzler, malzemeyi abrazif olarak aşındırırken, sertliği daha düşük olan Al matrisinden kopan parçaların sert Al_2O_3 bilyaya taşınmasıyla birlikte, malzeme yüzeyinde adhezif aşınma meydana gelmektedir. Bulundukları yerden koparak bilya yüzeyine taşınan parçalar, test süresince ya bilya üzerinde kalmaya devam etmekte ya da yeniden matrise tutunmaktadır. Parçanın

koptuğu yerde krater, matrise yeniden bağlandığı yerde ise tepe oluşumu gerçekleşir. Aşınma yüzeylerinde görülen tepe ve kraterler, bu nedenle adhezif aşınmanın bir işareti sayılmaktadır.



Şekil 5. 32 (a) 0, (b) 10, (c) 30 ve (d) 60 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Şekil 5.31a'da aşınma izleri üzerinde görülen beyaz tabakalar, oksidatif aşınmanın ayırt edici bir özelliğidir. Kayma sırasında meydana gelen sürtünme kaynaklı ısınmanın, oksidasyonun ana nedeni olduğu düşünülmektedir. Diğer yandan, A356 gibi Al-Si alaşımları için oksidasyon, oluşan oksit filminin bilya ile disk temasını engellemesi ve adhezif aşınmayı azaltıcı etki göstermesi nedeniyle, kuru kayma koşullarında yıkıcı bir rol oynamamaktadır [156]. Şekil 5.31b'de A356 alaşımının plastik deformasyon kaynaklı delaminasyon aşınmasına da maruz kaldığı görülmektedir. Aşınma testi sırasında üretilen kayma şekil değişiminin neden olduğu; önceden var olan veya yeni oluşan alt yüzey çatlaklarının ilerleyerek kayma sürecine katılmasıyla birlikte, A356 alaşımında meydana gelen aşınma ve plastik deformasyon miktarının arttığı belirlenmiştir. Takviye içermeyen Al alaşımından, birçok aşınma mekanizmasının ortak etkisi altında, aşınma dayanımının düşük olması beklenmektedir.

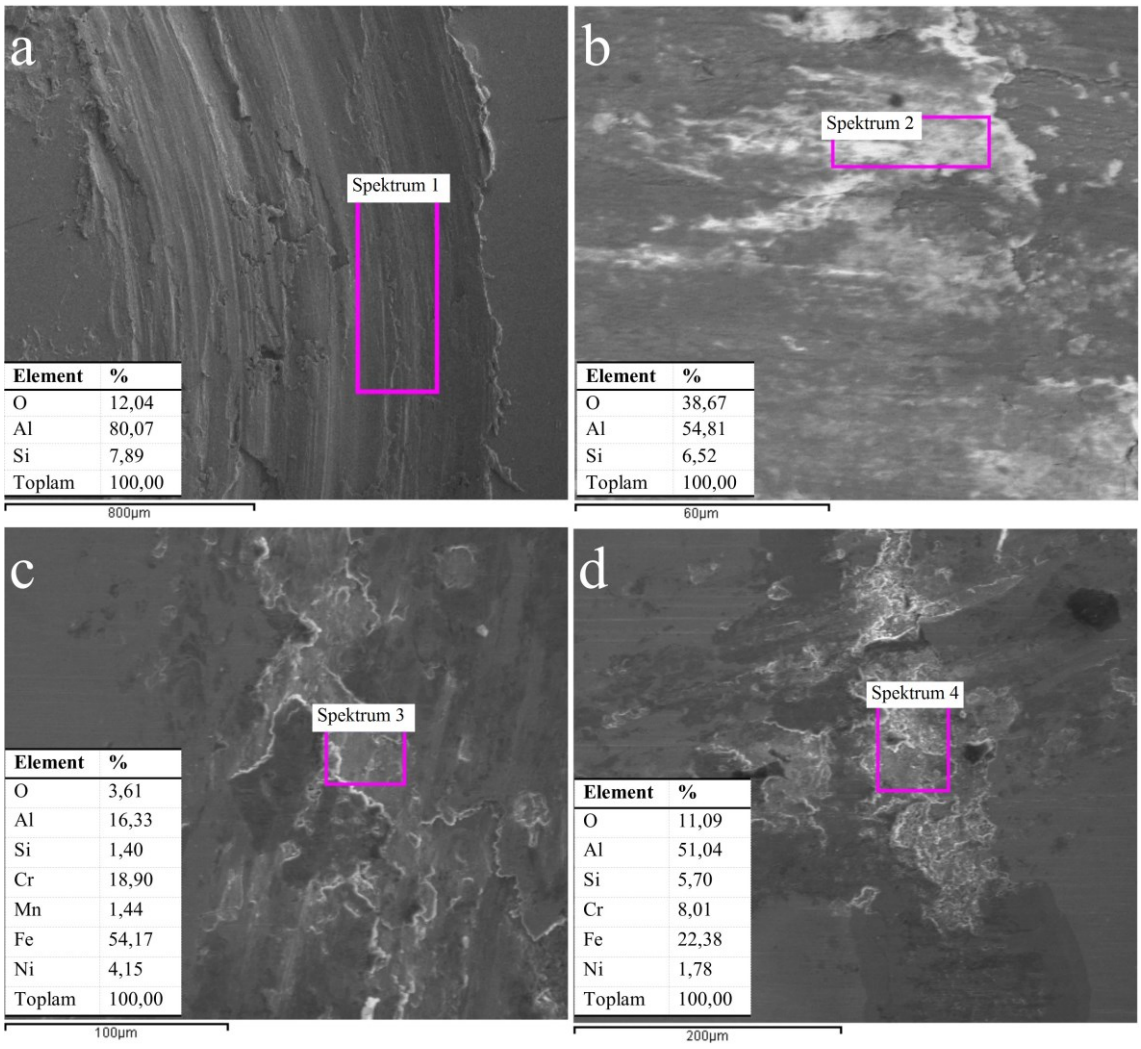
Üretilen 304/A356 bimetal kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri, Şekil 5.32'de verilmiştir. Şekil 5.31'deki aşınma yüzeyleri ile karşılaştırıldığında açıkça fark edilebilecek ilk olgu, kompozitlerde elde edilen aşınma izlerinin, takviye içermeyen alaşıma göre çok daha dar olmasıdır. Aşınma iz genişliği değerlerinin, hacim kayıplarının belirlenmesinde kullanılan Eşitlik (4.4)'te (s. 99) bir çarpan olarak yer aldığı düşünüldüğünde, 304 takviyesinin, A356 alaşımının aşınma oranında önemli ölçüde azalma sağladığı sonucuna kolayca varılabilmektedir. Genel olarak, tüm kompozit numunelerde, yivler (abrazyon), deformasyon izleri (plastik deformasyon), tepeler ve kraterler (adhezyon) oluştuğu görülmüştür. Ön ısıtma işlemi yapılmamış preform ile üretilen numunenin θ tabakasının, kayma sırasında bölgesel olarak çatlak oluşumuna ve ilerlemesine maruz kaldığı belirlenmiştir (Şekil 5.32a_2). Çatlağın ilerlemesiyle birlikte bu tabakadan kopan parçacıklar, kayma sürecine aşındırıcı rolünde dahil olarak, Al_20_3 karşıt yüzeyiyle birlikte kompozit yapıyı hasara uğratmıştır. Hem θ hem η oluşumunun başarıyla gerçekleştiği aynı numunenin başka bir arayüzeyinde, yüzeyaltı çatlaklarına ve yoğun miktarda aşınma enkazına rastlanmıştır (Şekil 5.32a_3). Çatlağın çekirdeklenmesi için en uygun alanlar, içerdikleri yüksek gerilme nedeniyle arayüzeylerdir [191]. Bu numunede, özellikle θ tabakasında başlayıp ilerleyen yüzeyaltı çatlakları, bir araya gelerek aşınma enkazı oluşumuna yol açmıştır. Çatlamış θ tabakasından kopan parçacıkların, kayma sırasında gerçekleştirdiği hareket, aşınma enkazı oluşumuyla

sonuçlanmaktadır [192]. Suh [138], aşınma enkazının, delaminasyon mekanizması nedeniyle de oluşabileceğini iddia etmiştir. Enkaz yoğunluğunun yüksek olduğu η/304 arayüzeyinde görülen delaminasyon (Şekil 5.32a_3), Suh'un iddiasını kanıtlar niteliktedir. Özetle, aşınma sırasında gerçekleşen kayma şekil değişimi, çatlak ilerlemesine yol açmış ve çatlak ilerlemesi, matris/takviye arayüzeyinde delaminasyon ile sonuçlanmıştır. 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numune arayüzeyinde görülen çatlak ilerlemesi (Şekil 5.32d), ön ısıtma yapılmamış numune ile birlikte değerlendirildiğinde, bu hasarların tabaka sertlikleri ile bir ilişkisi olabileceği düşünülmüştür. Şekil 5.26b'de verilen sertlik sonuçlarına göre, her iki numunenin de ortalama θ sertliğinin neredeyse aynı ve görece düşük olduğu görülmektedir.

Döküm öncesi 10 ve 30 dk boyunca ön ısıtılan preformlar ile üretilen numuneler, aşınmaya karşı benzer davranış sergilemektedir. Kompozitin matris tarafında çoğunlukla, adhezif aşınmanın belirtisi olan tepeler ve kraterler görülürken, takviye tarafında abrazif aşınmanın işareti niteliğindeki yivler görülmektedir. A356 alaşımında abrazyon ve adhezyon mekanizmaları bir arada görülürken, paslanmaz çelikte baskın mekanizmanın abrazif aşınma olduğu anlaşılmaktadır. θ ve η fazları, adhezif aşınmanın sona erdiği bölgeler olarak nitelendirilebilir. Şekil 5.32c'de açıkça görüldüğü gibi, adhezif aşınma tabakası, arayüzey fazlarının başladığı bölgenin hemen altında birikmiştir. θ ve η oluşumları, bu tabakanın paslanmaz çelik tarafına ilerlemesini engelleyici bir bariyer vazifesi görmüştür. Bu numunelerde, θ ve η'nın kristal yapılarındaki, kimyasal bileşimlerindeki ve mekanik dayanımlarındaki önemli farklılıklar bile aşınma testi sırasında arayüzeyin hasar görmesine yol açmamıştır. Buradan hareketle, arayüzeye güçlü bir şekilde tutunmayı başarmış θ ve η fazlarının aşınma dayanımını artırıcı rol oynadığı çıkarımı yapılabilir. Bununla birlikte, zayıf bir arayüzey bağının, aşınma prosesine dahil olarak, aşınma oranını çok daha fazla artırabileceği unutulmamalıdır. İyi bir aşınma dayanımı eldesi için θ ve η fazlarını oluşturmak tek başına yeterli değildir; bu fazları güçlü bir bağlanma ile üretmek gereklidir.

Diğer numunelerdeki aşınma enkazı miktarı kabul edilebilir bir seviyedeyken, 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunenin aşınma yüzeyinin, diğer numunelerden çok daha fazla aşınma enkazı içerdiği belirlenmiştir (Şekil 5.32d_2). Bu numunede oluşan CrO_2 oksit filmi, Al_2O_3 bilyanın kayma süresince gerçekleştirdiği tekrarlı dönel hareket

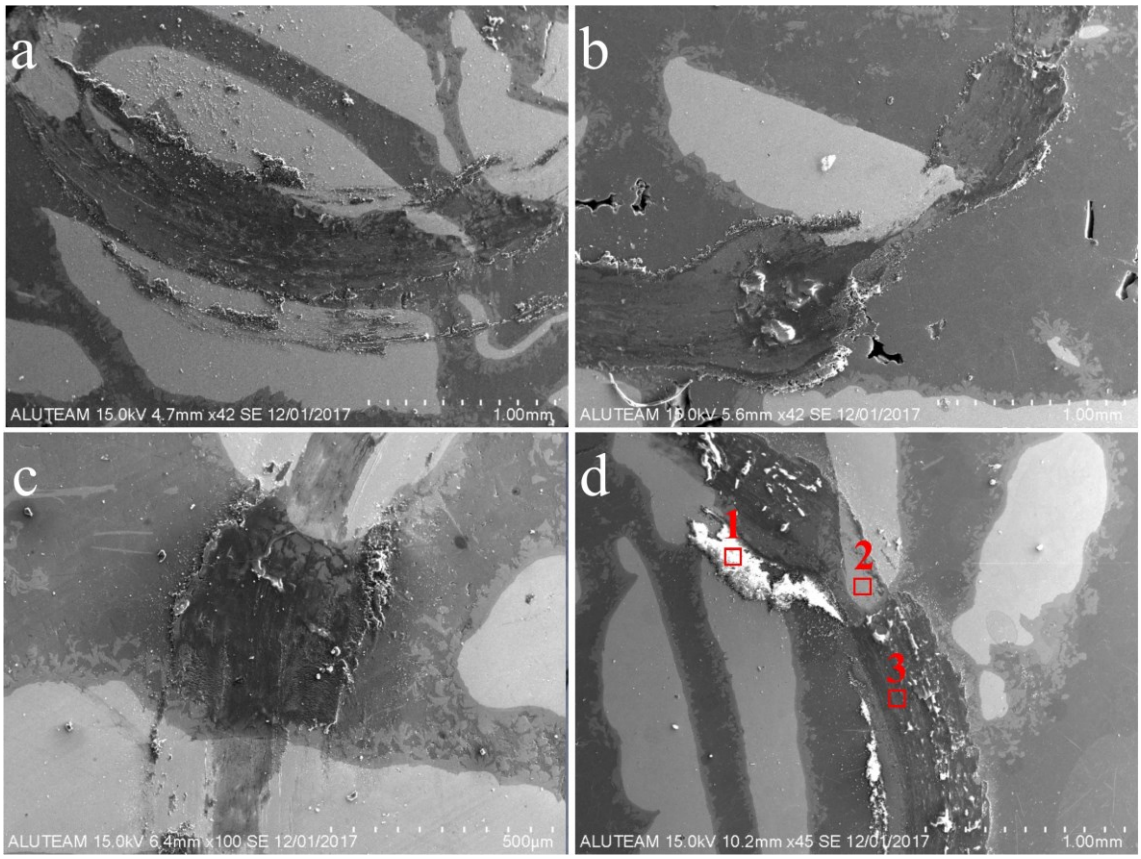
sonucu, θ fazı ile birlikte, parçalara ayrılmıştır. Serbest kalan oksit pürüzleri, sürece aşındırıcı olarak yeniden katılarak, adhezyon nedeniyle meydana gelen aşınma hasarını artırıcı rol oynamıştır. Ayrıca, bu numunede meydana gelen çatlak ilerlemesinin, aşınma izlerinin temas etmediği bir arayüzeyde gerçekleştiğine dikkat edilmelidir. Aşınma izleri ile çatlak ilerlemesi arasındaki bu mesafe, çatlak ilerlemesi ile kayma şekil değişimi arasındaki ilişkinin bir kanıtı olarak sayılabilir.



Şekil 5. 33 (a-b) Takviyesiz A356 alaşımının ve (c-d) ön ısıtılmamış preform ile üretilen 304/A356 kompozitinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri ve % ağırlıkça EDS sonuçları

Takviye içermeyen A356 alaşımında yoğun şekilde görülen oksidasyon aşınması, alaşıma paslanmaz çelik takviyesiyle birlikte etkin bir şekilde azalmıştır. Takviyesiz A356 alaşımının ve 304 takviyeli A356 matrisli kompozitin aşınma izleri üzerinde EDS bölgelerini içeren SEM görüntüleri Şekil 5.33'te verilmiştir. 304 ile güçlendirme işleminden önce, A356 alaşımının aşınma izleri üzerinde, özellikle Şekil 5.33b'de

görülen beyaz bölgede, yüksek O içeriğine rastlanmıştır. Beyaz bölgelerde, aşınma izi üzerindeki herhangi bir bölgeden daha fazla O tespit edilmiştir. Bu sonuç, Al alaşımının bölgesel olarak oksidasyon aşınmasına maruz kaldığının kesin bir kanıtıdır. 304/A356 bimetal kompozitinde ise, 304 tarafında (Şekil 5.33c) O miktarı oldukça düşükken, A356 tarafındaki O içeriği (Şekil 5.33d), takviye içermeyen Al alaşımına kıyasla önemli ölçüde azalmıştır. Genel olarak, kompozitin O içeriğinden matris alaşımının sorumlu olduğu ve O'nun bir kısmının test sırasında paslanmaz çelik tarafına sıvandığı anlaşılabilir. Paslanmaz çelik takviyesi, oksidasyon kaynaklı aşınma oranını azaltmıştır.



Şekil 5. 34 (a) 600, (b) 650, (c) 700 ve (d) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Farklı kalıp pişirme üst sıcaklıkları kullanılarak üretilen kompozitlere yapılan disk üzeri bilya tipi kayma testleri sonrası elde edilen aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.34'te verilmiştir. Tüm numuneler, abrazif ve adhezif aşınmanın etkilerini bir arada göstermektedir. Kompozitin matris kısmı, çoğunlukla adhezyon etkisi altındayken, 304 tarafındaki baskın mekanizma, abrazif aşınmadır. A356 matrisinden kopan parçacıklar, kayma sırasında Al_2O_3 karşıt yüzeyine sıvanmaktadır. Bu parçacıklar, test süresince ya

kompozit yapıya yeniden katılmakta ya da bilya üzerindeki sıvanmış durumunu korumaktadır. Bu döngü nedeniyle matris tarafında, adhezif aşınmanın belirtileri olan tepeler ve kraterler oluşmuştur.

Şekil 5.34a'da, 600 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen numunenin paslanmaz çelik tarafında şiddetli bir adhezyon aşınması görülmektedir. Bu numunede oluşan arayüzey fazları, önceden belirtilen şekilde adhezif aşınmaya karşı bir bariyer vazifesi görecek dayanıma sahip olamadığından, bu numunede aşınma oranının görece yüksek çıkması beklenmektedir.

650 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen numunede, matrisin farklı bölgelerinde meydana gelen delaminasyon, Şekil 5.34b'de açıkça görülmektedir. Delaminasyon aşınması, Al matrisinin maruz kaldığı plastik deformasyonun güçlü bir işaretidir. Bu numunedeki arayüzey fazları, adhezif aşınmanın paslanmaz çelik bölgesine geçişini engellerken, diğer yandan, kompozit yapı içerisinde önemli oranda çarpılmaya neden olmuştur. Matris, yükü takviye fazına aktarmayı başaramayıp plastik deformasyona uğradığı için, aşınma yüzeyi SEM görüntülerinde delaminasyon gözlemlenmiştir.

Şekil 5.34c'de, matristen, takviyeden veya Al_2O_3 bilyadan kopan parçacıkların tamamının, matris tarafında ve arayüzey fazlarının hemen bitişiğinde, adhezif bir tabaka olarak biriktiği görülmektedir. θ ve η fazlarının adhezif aşınmayı önleyici etkisi, 700 °C kalıp pişirme üst sıcaklığına sahip numunede net biçimde ortaya konmuştur. Bu numunenin 304 tarafında yivler, A356 tarafında tepe ve kraterler görülürken, herhangi bir delaminasyon veya oksidasyon aşınması belirtisine rastlanmamıştır.

750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığına sahip numunenin bazı bölgelerinin, oksidasyonun ayırt edici bir özelliği olan beyaz tabakalarla kaplandığı görülmektedir (Şekil 5.33d). Bu numune üzerinde gerçekleştirilen EDS analizi bölgeleri Şekil 5.33'te, ilgili EDS sonuçları Çizelge 5.8'de belirtilmiştir. En yüksek O içeriği, beyaz tabakada üzerinde (1. bölge) elde edilirken, en düşük O miktarına, 304 tarafında (2. bölge) ulaşılmıştır. Al tarafında (3. bölge), beyaz tabakaya yakın miktarda O atomuna rastlandığından, oksidatif aşınmanın Al matrisi üzerinde gerçekleştiği anlaşılmıştır. 304 takviyesi, oksidasyonu azaltmış ancak tamamen engelleyememiştir. Sertlik sonuçlarına göre (Şekil 5.26a), en

yüksek θ ve η sertlikleri, 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığına sahip numunede elde edilmiştir. Al_2O_3 karşıt yüzeyi, bu tabakalarla temas ettiğinde, hem bilya hem de bu sert fazlar, ciddi hasara uğrayarak kopabilmektedir. Oksidasyon aşınmasının, Al_2O_3 bilyadan kopmuş bu parçacıkların, kompozit üzerine adhezif olarak sıvanmasıyla gerçekleştiği düşünülmektedir.

Çizelge 5. 8 Şekil 5.34d'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

Alan	Al	Si	Fe	Cr	Mo	Ni	Mn	O	C
1	11,80	0,63	4,76	0,91	-	0,31	-	62,94	18,67
2	2,67	0,32	43,36	15,55	2,32	3,27	0,92	29,70	1,89
3	35,54	2,21	1,05	0,62	-	-	-	53,48	7,10

Uygulanan yükün aşınma davranışına etkisini incelemek amacıyla, kalıp pişirme üst sıcaklığının incelendiği deney setindeki numunelere, 5 ve 15 N yükler altında da aşınma testleri yapılmıştır. Şekil 5.35'de farklı yükler altında aşındırılan 304/A356 kompozitlerinin farklı kalıp pişirme sıcaklıklarındaki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri verilmiştir. 5 N; düşük, 10 N; orta ve 15 N; yüksek şiddette bir aşınma koşulunu temsil etmektedir. İlk bakışta, 5 N yük altında aşındırılan tüm numunelerin, 10 ve 15 N yük altında aşındırılan numunelerden daha küçük iz genişliğine sahip oldukları görülmüştür. 5 N yük altında aşındırılan numunelerdeki baskın aşınma mekanizmaları, 10 N yük altında aşındırılan numunelerle hemen hemen aynıdır. Şekil 5.35c'de, 650 °C kalıp pişirme üst sıcaklığına sahip numunenin takviye bileşeninin, düşük aşınma koşullarında dahi şiddetli abrazif aşınma nedeniyle delaminasyona uğradığı görülmektedir. Bu numunenin aşınma dayanımının, görece düşük olacağı tahmin edilmektedir. Şekil 5.35g'de oksidatif aşınmanın başlangıç safhaları ve arayüzeyde meydana gelen çatlak ilerlemesi göze çarpmaktadır. Çatlağın çekirdeklenip ilerlemesi için en uygun yerlerin, yüksek gerilme konsantrasyonundan ötürü arayüzeyler olduğu bilgisinden hareketle, gerçekleşen çatlak ilerlemesi, 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığına sahip numunede oluşan faz sertliklerinin yüksekliği ile ilişkilendirilebilir. Yüksek sertliğin getirdiği yüksek kırılganlık, hem aşınan hem de aşındıran parçanın hasara uğramasına ve bunun sonucu olarak, aşınma enkazı yoğunluğunun artmasına neden olmaktadır. 750 °C kalıp pişirme

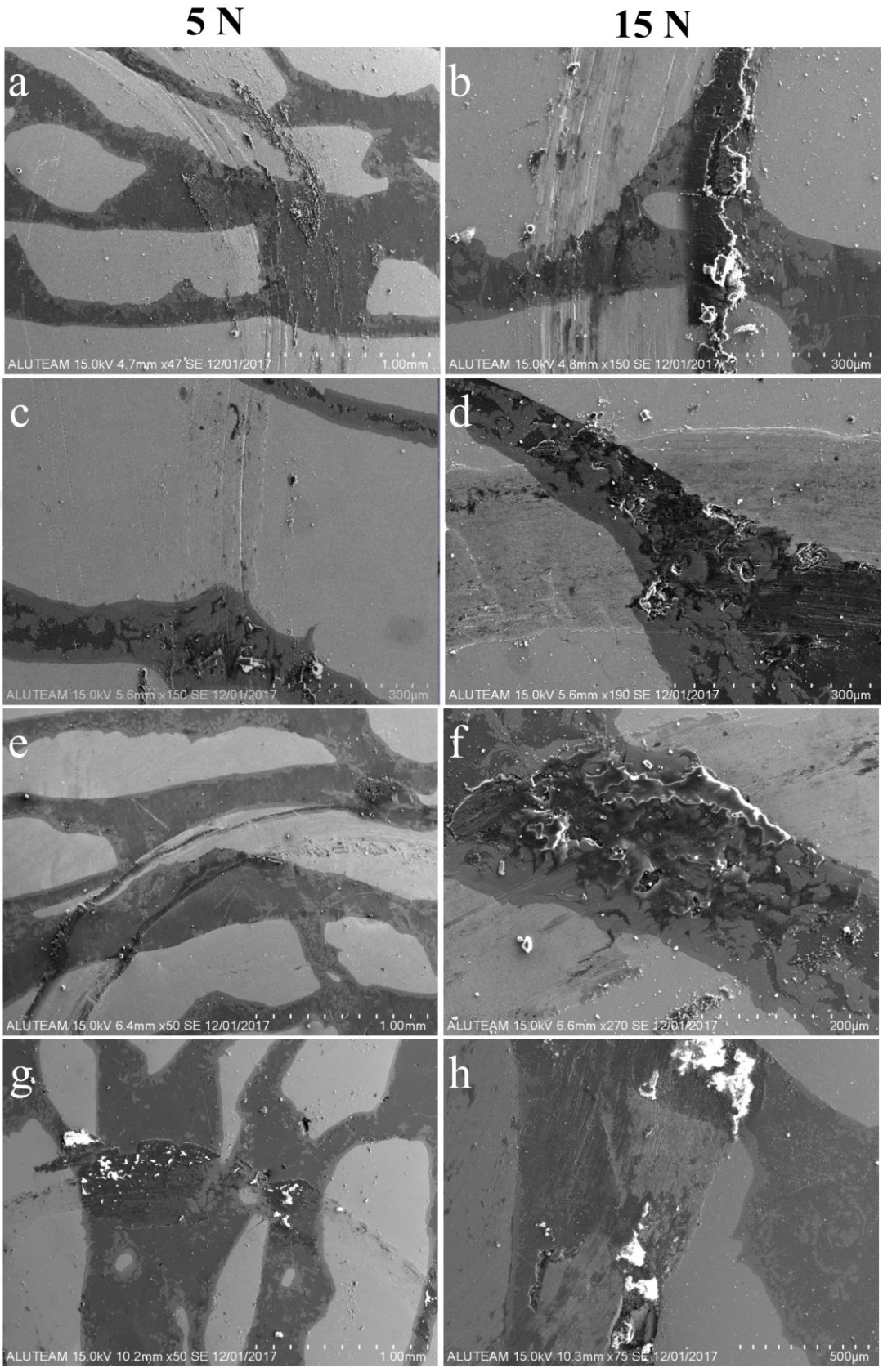
üst sıcaklığına sahip numunedeki yüksek enkaz yoğunluğu için en uygun açıklama bu şekildedir. Benzer bir enkaz yoğunluğu 600 °C'de de görülmekle birlikte, buradaki sorun, zayıf arayüzey fazlarının, kompozitin aşınma oranını yeterince düşürememesidir.

Şiddetli aşınma koşullarında, aşınma iz genişlikleri oldukça artmaktadır. 15 N yük altında, 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen kompozit hariç, baskın aşınma mekanizmasının tüm numunelerde adhezyon olduğu görülmüştür. Abrazif aşınma mekanizmasının şiddetli aşınma koşullarında yerini adhezyona bırakması, kompozit yapı ile karşıt yüzey arasında kayma sırasında oluşan lokal bağlanmaların daha da güçlenmesiyle ilgilidir. Artan yükle paralel şekilde artan bağ dayanımı, malzeme transferi veya kaybındaki artış ile sonuçlanmaktadır.

750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığına sahip numunede ise baskın aşınma mekanizmaları abrazyon ve oksidasyondur. Al_2O_3 bilyadan kopan pürüzler; mikro-kesme, kırılma veya tabakalara ayırma yoluyla malzeme yüzeyini ortadan kaldırmaktadır [193]. Uygulanan yükteki artış, arayüzeylerde daha büyük çatlaklara neden olurken; çatlak ilerlemesi sonucu kopan parçaların aşınma sürecine katılması, aşınma oranında hızlı bir artışla sonuçlanmaktadır.

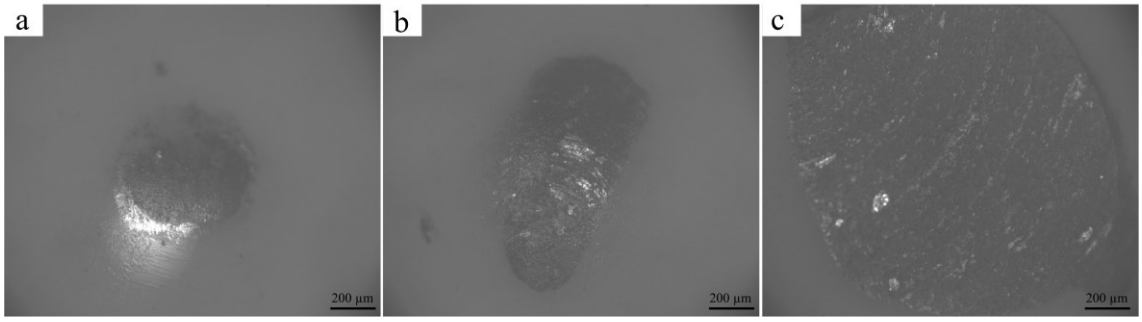
Şekil 5.35f'de verilen 700 °C kalıp pişirme üst sıcaklığına sahip numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsünde, adhezif aşınma tabakasının, arayüzey fazlarının bitişiğindeki matris bölgesinde biriktiği görülmektedir. Bu numunede oluşan θ ve η'nın, şiddetli aşınma koşullarına dayanabildiği göze çarpmıştır. En az hasara uğramış aşınma yüzeyi görüntüsü, bu numuneye aittir. Tabaka kalınlıkları (Şekil 5.22) ve aşınma yüzeyi SEM görüntüleri birlikte ele alındığında, iyi bir aşınma dayanımı eldesi için, arayüzey fazlarının toplam kalınlığının 50 µm'yi aşmaması gerektiği belirlenmiştir. Toplam kalınlık 50 µm'yi aştığında arayüzey kırılgan hale gelerek, kompozitlerin aşınmaya karşı dayanımını düşürmektedir.

Kayma sırasında, kompozit numunenin yanı sıra, Al_2O_3 bilya da aşınmaktadır. Şekil 5.35g ve Şekil 5.35h'de, aşınma yüzeylerinde görülen oksit yığılmalarının temel nedeni, θ ve η'nın yüksek sertliği nedeniyle karşıt yüzeyden kopan parçacıkların kompozit yüzeyine taşınmasıdır.

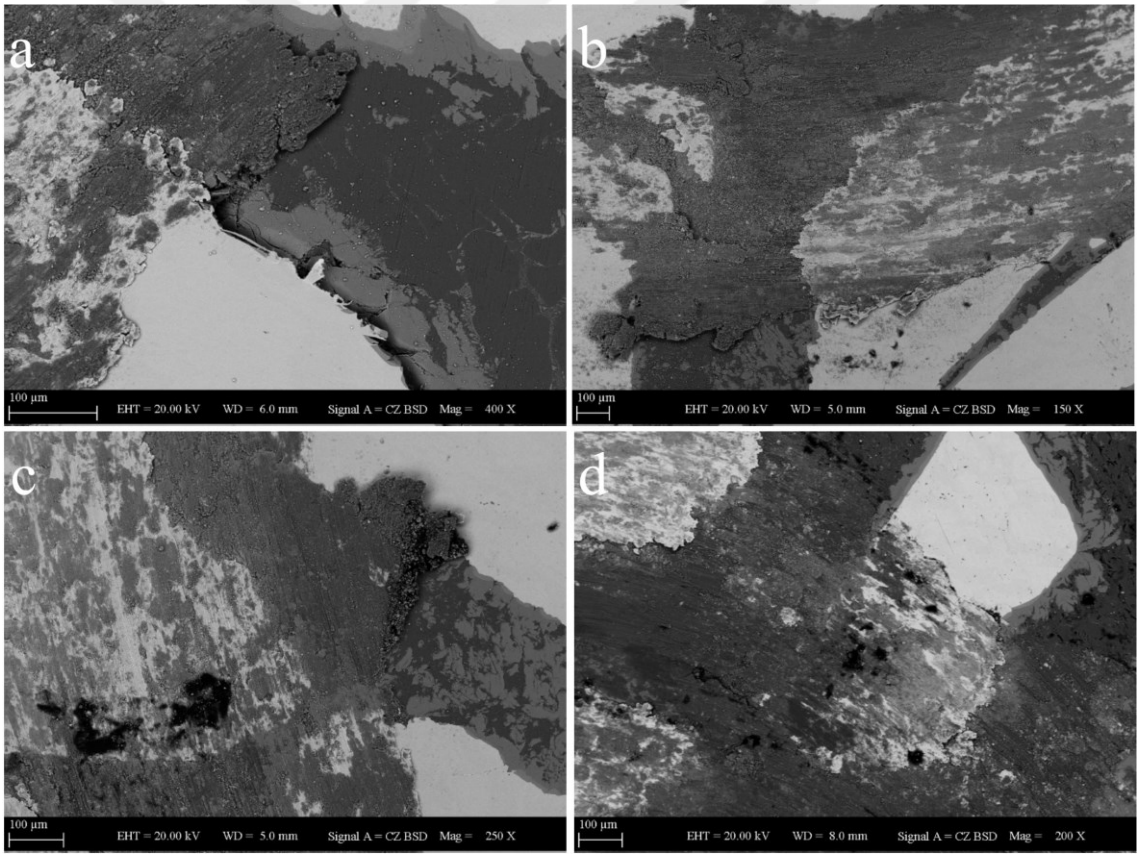


Şekil 5. 35 (a-b) 600, (c-d) 650, (e-f) 700 ve (g-h) 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak üretilen 304/A356 kompozitlerinin 5 ve 15 N yükler altında aşındırılmış yüzeylerinin SEM görüntüleri

Benzer şekilde, kompozit numuneden karşıt yüzeye doğru bir malzeme transferi de söz konusudur. Uygulanan yüke bağlı olarak bilya yüzeyinde meydana gelen değişim, Şekil 5.36'da verilen mikroyapı görüntülerinde açıkça görülmektedir. Artan yükle birlikte, kompozit yüzeyinden bilya yüzeyine taşınan malzeme miktarının arttığı belirlenmiştir.



Şekil 5. 36 (a) 5, (b) 10 ve (c) 15 N yükler altında gerçekleştirilen testler sonrası Al_2O_3 bilyaların aşınma yüzeyi mikroskop görüntüleri



Şekil 5. 37 (a) %35, (b) %50, (c) %60 ve (d) %65 oranında 304 paslanmaz çelik içeren 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Farklı takviye hacimsel oranlarına sahip bimetal kompozitlerin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.37'de verilmiştir. 10 N yük altında gerçekleştirilen kayma testi

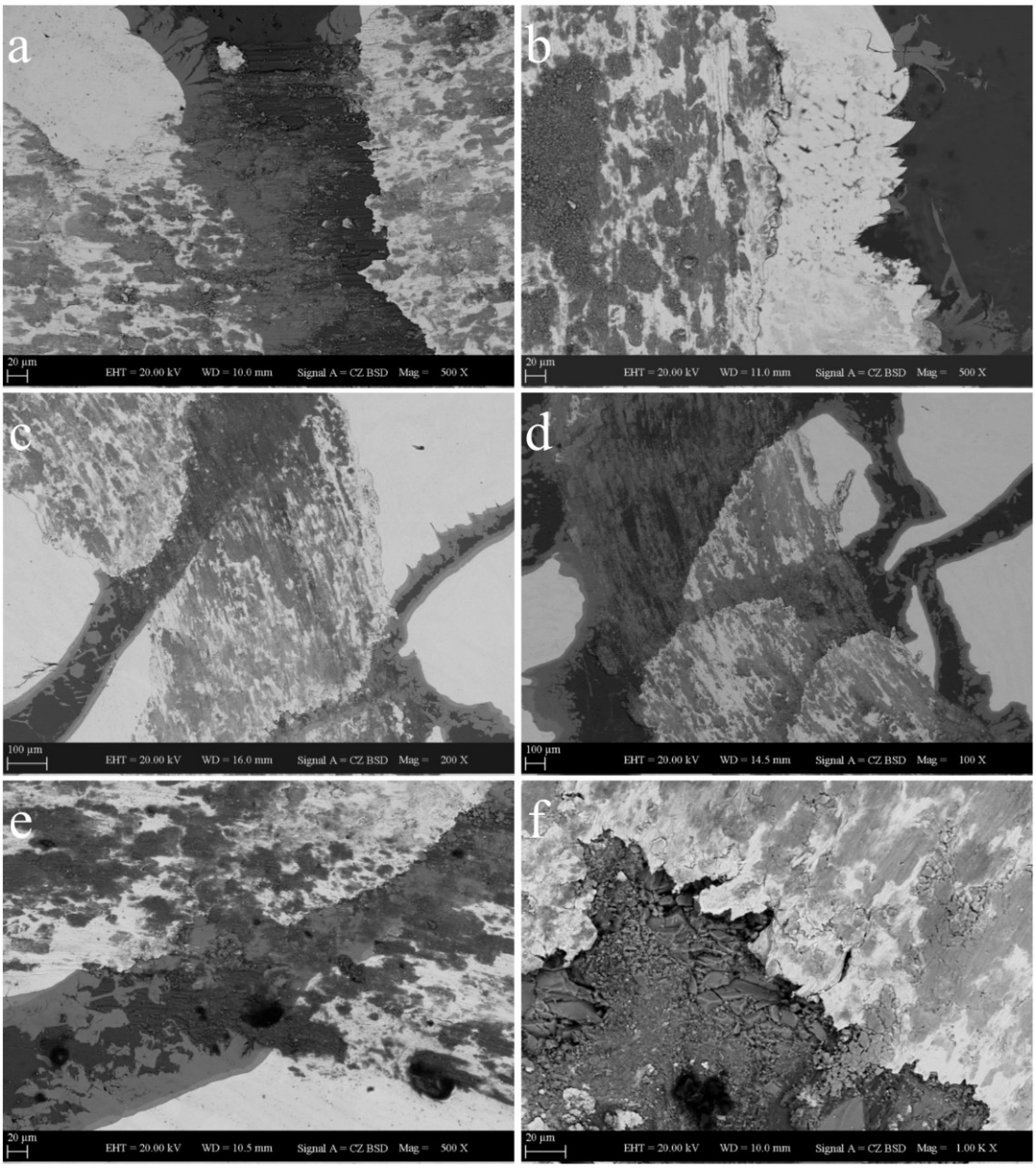
sonucunda, en az aşınma hasarı içeren SEM görüntüsünün, %50 oranında 304 takviyesi içeren kompozite ait olduğu tespit edilmiştir. %35 oranında 304 içeren numunede, tüm numunelerde baskın adhezif ve abrazif aşınma mekanizmalarına ilave olarak, zayıf bağ dayanımı ve düşük sertlik nedeniyle arayüzey delaminasyonu meydana gelmiştir.

%60 ve %65 oranında takviye içeren kompozitlerde abrazyon ve adhezyon şiddetlerinin arttığı görülmektedir. Tabaka kalınlığı ve sertlik ile paralel olarak kırılganlığı da artan arayüzey fazlarının, parçalanarak aşınma sürecine katılmasıyla birlikte, özellikle abrazif aşınma oranlarında artış meydana gelmiştir. Abrazif aşınma; daha çok malzeme kaybı ile sonuçlanan mikro-kesme ve malzemenin sınırlar oluşturarak yer değiştirmesine dayanan mikro-sürme mekanizmalarıyla gerçekleşmektedir [194]. Mikro-kesme ile gerçekleşen aşınma, yüzeyden parçacık kopmasına neden olurken, mikro-sürme ile gerçekleşen aşınma, genellikle yiv oluşumuyla sonuçlanır. Mikro-kesme sonucu yüzeyden kopan parçacıklar, SEM görüntülerinde siyah renkte görülmektedir. Kompozit yüzeyinden koparak ayrılan parçacık miktarları dikkate alındığında, takviye oranı arttıkça, mikro-sürme mekanizmasının, mikro-kesme mekanizmasına dönüştüğü belirlenmiştir. Bu sonuç, geleneksel seramik takviyeli Al matrisli kompozitlerin SiC miktarına bağlı olarak değişen aşınma davranışı üzerine yapılan çalışma sonuçlarıyla örtüşmektedir [195]. Ayrıca, yapılan diğer literatür çalışmalarında [196], [197], aşınma dayanımı yüksek malzemenin çoğunlukla mikro-sürme mekanizması altında deforme olduğu, aşınma dayanımı düşük malzemenin ise baskın mikro-kesme mekanizması altında çoğunlukla parçalarına ayrıldığı belirlenmiştir. Bu durumda, özellikle %60 ve %65 oranında 304 içeren bimetal kompozit numunelerde, kopan parçacık yüzdesi yüksek olduğu için, görece düşük aşınma dayanımı eldesi beklenmektedir.

Mikro-sürme mekanizmasından mikro-kesme mekanizmasına geçiş, kompozit numunelerin 5 N ve 15 N yükler altında oluşan aşınma yüzeylerini gösterir Şekil 5.35'te de açıkça görülmektedir. Alidokth vd. [198], bu iki mekanizma arası kademeli bir geçişin, kompozit malzemenin kayma kuvvetlerine karşı dayanımını belirleyici özellikte olduğunu vurgulamıştır.

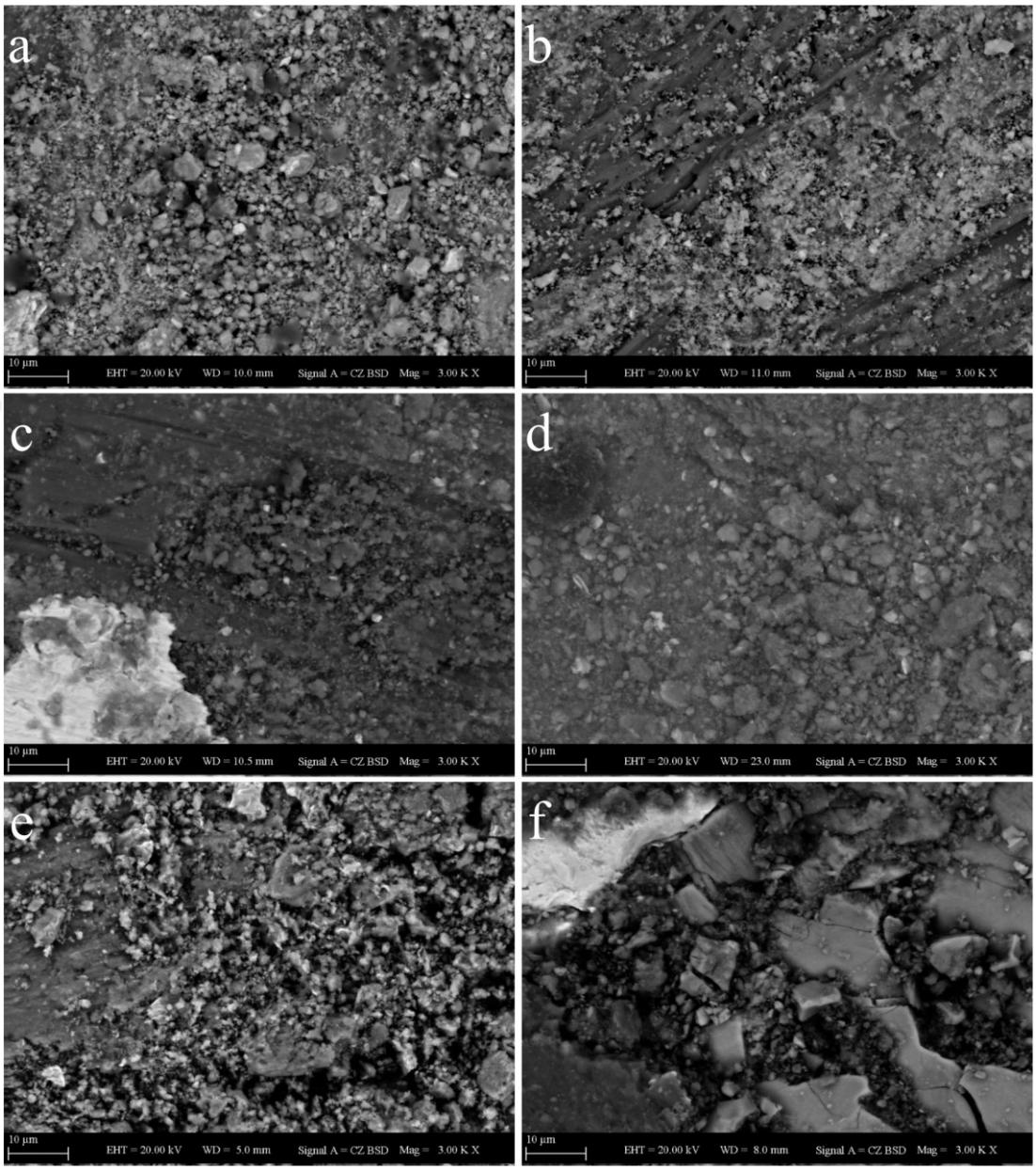
Farklı döküm sıcaklıklarında üretilen 304 takviyeli A356 matrisli kompozitlerin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.38'de verilmiştir. 730 °C'ye kadar, sıcaklık arttıkça,

mikro-kesme aşınmasından mikro-sürme aşınmasına kademeli geçiş ve adhezif aşınmada azalma görülmüştür. Bu sıcaklıktan itibaren, mikro-sürme aşınması, yerini yeniden mikro-kesme aşınmasına bırakmıştır. Başlangıçta sıcaklığın etkisiyle azalan arayüzey delaminasyonu, özellikle 830 ve 880 °C'de üretilen kompozitlerde dramatik şekilde artmıştır. Düşük sıcaklıklarda meydana gelen şiddetli aşınmaya, yetersiz tabaka kalınlığı neden olurken, yüksek sıcaklıklarda meydana gelen şiddetli aşınma, oluşan fazların kırılganlığı ile ilişkilendirilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda üretilen numunelerin delaminasyon aşınmasına maruz kalan bölgelerinde, enkaz yoğunluğu artmaktadır.



Şekil 5. 38 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

730 ve 780 °C'de üretilen kompozitler, matris tarafında adhezif ve takviye tarafında abrazif aşınma mekanizması baskın olmak üzere, benzer aşınma davranışı sergilemiştir. Bu numunelerde, arayüzeyde meydana gelen hasar minimum seviyededir.



Şekil 5. 39 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinde oluşan aşınma enkazı SEM görüntüleri

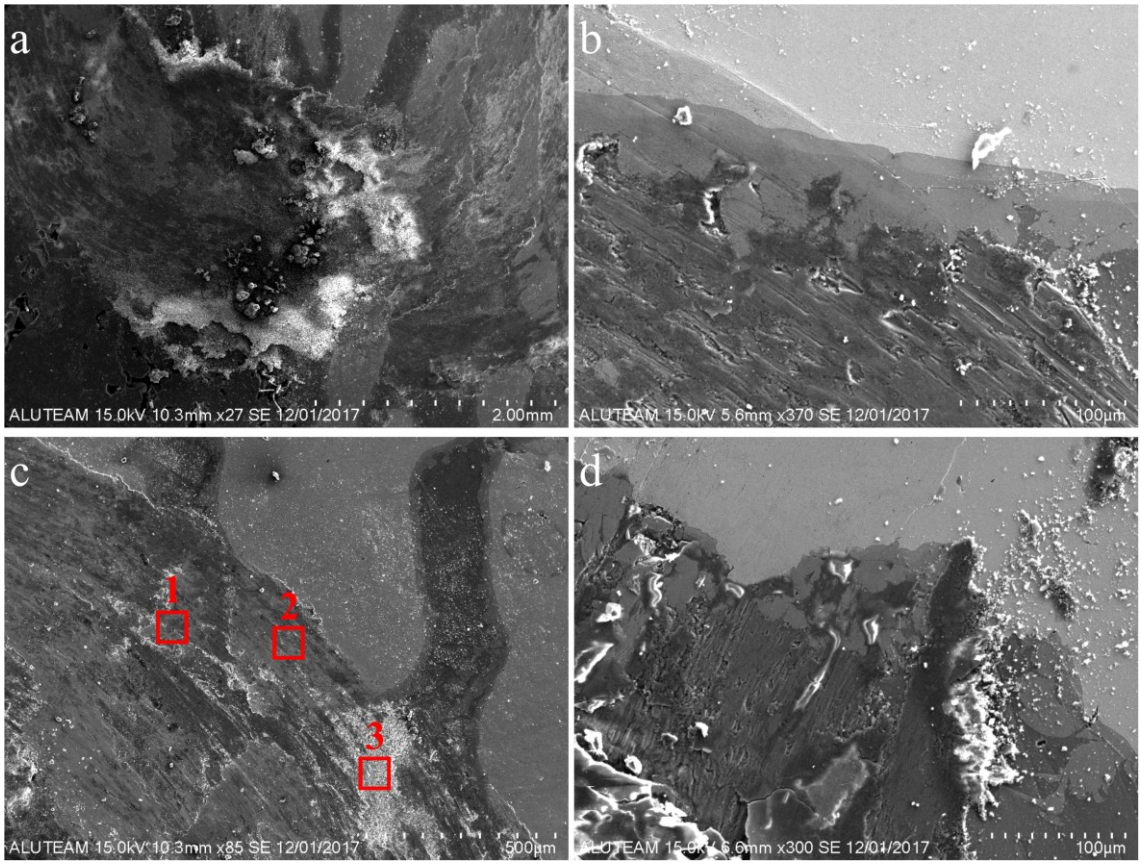
SEM görüntülerinden, aşınma enkazı yoğunluklarının incelenen parametreye göre farklılık gösterdiği anlaşılmaktadır. Aşınma enkazının; abrazyon, adhezyon, oksidasyon veya delaminasyon nedeniyle oluşabildiği ve oluşma şekline göre aşınma oranını olumlu veya olumsuz etkileyebildiği bilindiğinden [199], çalışma kapsamında aşınma

enkazı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Farklı döküm sıcaklıklarında üretilen kompozit numunelerde kayma testi sonucunda oluşan aşınma enkazı görüntüleri Şekil 5.39'da verilmektedir. 730 °C'ye kadar enkaz boyutları, sıcaklık arttıkça azalırken, bu sıcaklıktan itibaren, enkaz boyutları yeniden artma eğilimi göstermiştir. Enkazlar, yoğunlukları sıcaklığa bağlı olarak değişmekle birlikte, tüm numunelerde irili ufaklı kümeler şeklinde oluşmuştur. Enkaz yoğunluğu görece düşük olan numunelerde enkazlar, küçük ve küresele yakın bir formda oluşurken, enkaz yoğunluğu yüksek olan numunelerdeki enkazlar, küçük enkazların aglomerasyonu (topaklanması) nedeniyle, büyük ve küresellikten uzak şekilde oluşmuştur. Aglomerasyon, kayma sırasında uygulanan tekrarlı yükler altında, oluşan enkazların termomekanik olarak kaynaşması nedeniyle gerçekleşmektedir [200]. Singh ve Chauhan [201], aşınma enkazı boyutu azaldıkça, aşınma oranının da azaldığını belirtmiştir. Aynı çalışmada, kompozitlerde yüksek aşınma dayanımına, aşınma yüzeyinde kararlı bir aşınma tabakası ile birlikte, küçük boyutlu ve eşeksenli enkaz oluşumu sayesinde ulaşılabileceği ifade edilmiştir. Buradan hareketle, küçük ve küresele yakın formda enkazlara sahip olan, 730 ve 780 °C döküm sıcaklıklarında üretilmiş bimetal kompozitlerin aşınma dayanımının, diğer numunelere kıyasla daha yüksek olması beklenmektedir.

Sertlik sonuçları (Şekil 5.26d) ile aşınma enkazı görüntüleri (Şekil 5.39) bir arada değerlendirildiğinde, arayüzeyde oluşan faz sertlikleri arttıkça, oluşan enkaz miktarının azaldığı görülmüştür. Aşınma enkazı SEM görüntülerinden elde edilen bulgular, Lemm vd.'nin [82] bulgularıyla örtüşmektedir.

730 °C'de sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozitlerin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri, farklı bekleme süreleri için Şekil 5.40'ta verilmiştir. 30 dk bekleme süresine sahip numune (Şekil 5.40a); kayma testi boyunca, plastik deformasyon, oksidasyon, abrazyon, adhezyon ve delaminasyon mekanizmalarının tamamının etkisi altında aşınmaya maruz kalmıştır. Numunedeki şiddetli aşınmanın en önemli nedeni, yetersiz difüzyon süresi nedeniyle arayüzeyde θ ve η oluşumlarının gerçekleşmemesidir. Bu durum, malzemeyi mekanik olarak zayıflatmıştır. 60 dk bekleme süresine sahip numunenin SEM görüntüsünde (Şekil 5.40b), aşınma sonrası matris tarafında tepe ve kraterlerin, takviye tarafında ise yivlerin oluştuğu görülmektedir. Arayüzeyde mekanik ve metalurjik bağlantının sağlanması; plastik deformasyon, delaminasyon ve

oksidasyon aşınmalarının etkisini azaltmıştır. Bekleme süresi artmaya devam ettikçe, oksidatif aşınma yeniden baskın hale gelmekte, adhezyon ve abrazyon şiddetlerinde ise artışlar görülmektedir. Şekil 5.40c'de görülen EDS analiz bölgelerinin ölçüm sonuçları Çizelge 5.9'da listelenmiştir. En yüksek O içeriği, Çizelge 5.8'deki sonuçlara benzer şekilde, oksidatif aşınmanın ayırıcı bir niteliği olan beyaz bölgede elde edilmiştir. 304 tarafındaki aşınma izi (2. bölge), matris tarafındaki aşınma izine (1. bölge) kıyasla oldukça düşük oranda O içermektedir. Oksidasyon aşınmasından A356 alaşımının sorumlu olduğu ve 304 paslanmaz çelik takviyesinin bu aşınma türünü engelleyici bir etki gösterdiği belirlenmiştir. Aşınma sırasında oluşan demirce zengin oksit filminin, aşınma şiddetini azaltıcı rol oynadığı düşünülmektedir [202].



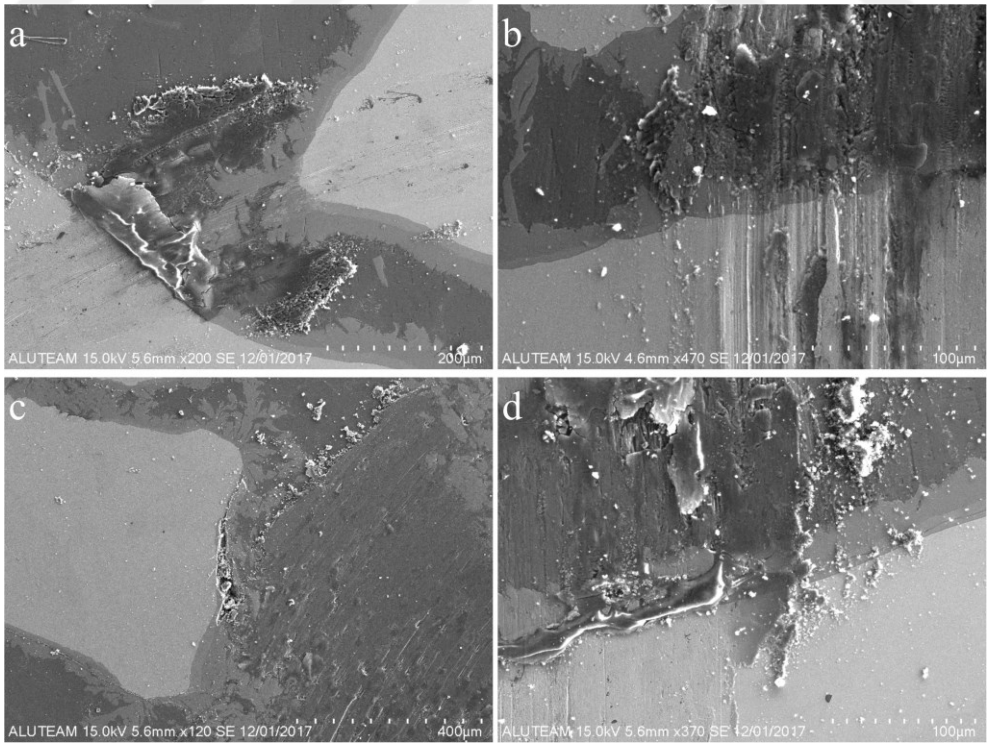
Şekil 5. 40 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 730 °C'de (a) 30, (b) 60, (c) 120 ve (d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 780 °C'de farklı sürelerde bekletilerek üretilen kompozitlerin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.41'de verilmiştir. 30 dk bekletilerek üretilen numunede (Şekil 5.41a), matris bölgesinde adhezyon ve takviye bölgesinde abrazyon aşınması meydana gelmiştir. Arayüzey fazlarının adhezif aşınmaya karşı bariyer görevi

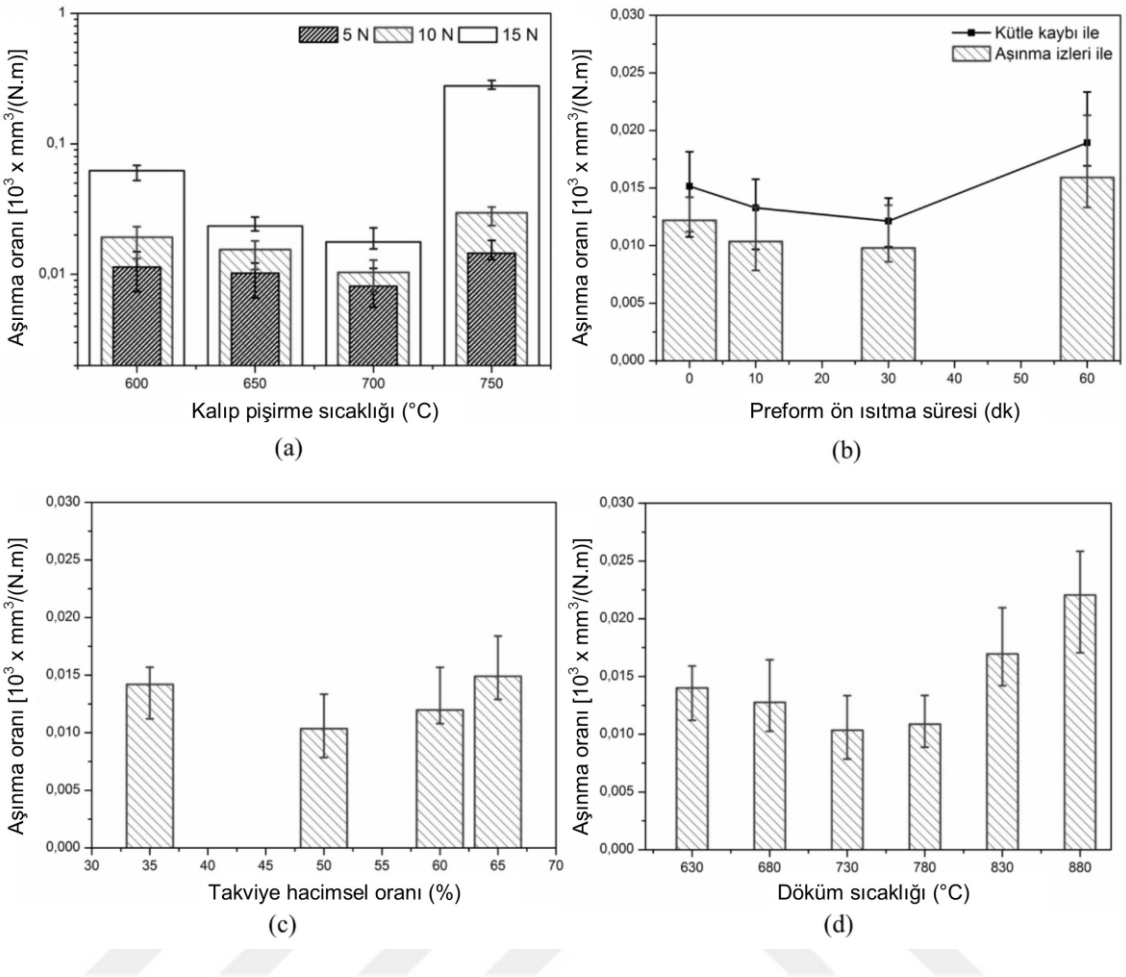
gördüğü ve aşınma sürecinde herhangi bir hasara uğramadığı belirlenmiştir. Artan bekleme süresiyle birlikte, 304 tarafında oluşan kayma yönüne paralel yivlerin genişlediği ve A356 tarafında oluşan tepe ve kraterlerin belirginleştiği görülmektedir (Şekil 5.41b). 120 dk bekletilerek üretilen numunede (Şekil 5.41c) abrazif ve adhezif aşınmaya ek olarak, delaminasyon da meydana gelmiştir. Delaminasyon, özellikle η fazının yüksek sertliği nedeniyle arayüzeyde artan gevreklik nedeniyle oluşup ilerleyen çatlaklar nedeniyle gerçekleşmiştir. 240 dk bekletilerek üretilen numunede ise, diğer numunelerde belirlenen adhezif ve abrazif aşınma şiddetlerinde artışın yanı sıra, oksidasyon aşınması da gerçekleşmiştir. En yüksek aşınma enkazı yoğunluğu bu numunede elde edilmiştir.

Çizelge 5. 9 Şekil 5.40c'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

Alan	Al	Si	Fe	Cr	Mo	Ni	Mn	O	C
1	58,89	10,06	5,53	1,58	-	2,76	-	18,35	2,83
2	27,15	2,63	39,43	13,95	1,82	2,69	0,64	5,06	6,64
3	23,41	6,66	19,68	1,78	-	1,40	0,51	42,79	3,76



Şekil 5. 41 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile 780 °C'de (a) 30, (b) 60, (c) 120 ve (d) 240 dk bekletilerek üretilen 304/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri



Şekil 5. 42 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen aşınma oranları

Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen bimetal kompozitlere uygulanan aşınma testleri sonrası Eşitlik (4.3)'e göre (s. 99) belirlenen aşınma oranı değerleri Şekil 5.42'de verilmiştir. Kalıp pişirme üst sıcaklığının kompozit özelliklerine etkisinin incelendiği deney setinde, kompozitin aşınma oranına, uygulanan yükün etkisi de incelenirken (Şekil 5.42a); preform ön ısıtma süresinin incelendiği deney setinde, aşınma oranları iki farklı yöntemle ölçülmüş ve bu yöntemlerin karşılaştırması yapılmıştır (Şekil 5.42b). Ayrıca, Şekil 5.42a'daki aşınma oranları, değerler arasındaki farkın yüksekliği nedeniyle, diğerlerinden farklı olarak, logaritmik ölçekte çizilmiştir.

Şekil 5.42a'da verilen sonuçlara göre, kalıp pişirme üst sıcaklığındaki artışın, 700 °C'ye kadar aşınma dayanımını olumlu yönde etkilediği, 750 °C'de ise dramatik şekilde düşürdüğü görülmektedir. Beklendiği gibi [203], uygulanan yük arttıkça, aşınma oranında da artış meydana gelmiştir. 750 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı kullanılarak

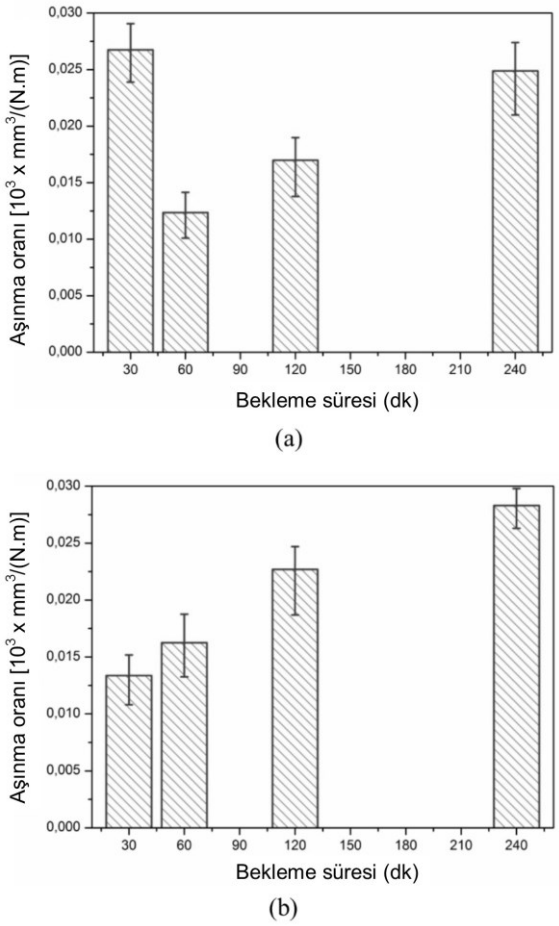
üretilen numunenin, yükteki değişimlerden daha fazla etkilendiği; özellikle 15 N yük altında, şiddetli bir aşınma hasarına uğradığı belirlenmiştir. Elde edilen aşınma oranları, numunelerin aşınma yüzeyi SEM görüntüleriyle ve sertlik ölçümleriyle uyum içindedir. 750 °C'de üretilen numunenin θ ve η sertliklerinin yüksekliği nedeniyle arayüzeyde artan kırılganlık, aşınma sürecinde arayüzeyin parçalanmasına ve aşınma oranının artmasına neden olmuştur.

Şekil 5.42b'ye göre, 10 ve 30 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen numunelerin aşınma dayanımları birbirine yakın ve diğer numunelerden yüksek durumdadır. Ön ısıtılmamış preform ile üretilen numunenin aşınma dayanımının, 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numuneden iyi olduğu belirlenmiştir. Preform ön ısıtma işlemini hiç gerçekleştirmemek, gereğinden uzun süreler boyunca gerçekleştirmekten daha iyi sonuçlar vermiştir. Ancak, döküm öncesi preformların yeterli bir süre boyunca ön ısıtılması, katı/sıvı etkileşim süresini artırarak Al'nin hızlı katılaşmasını önlemektedir. Bu durum, arayüzey reaksiyonlarının daha uzun süreler boyunca gerçekleşmesine izin vererek, kompozitin hem tribolojik hem de mekanik özelliklerini artırmıştır.

Eşitlik (4.4)'e göre (s. 99) aşınma iz genişlikleri ölçülerek elde edilen hacimsel kayıplar; kütle kayıplarının kompozit yoğunluğuna bölünmesiyle hesaplanan hacimsel kayıp değerleri ile doğrulanmıştır. İki ayrı hacimsel kayıp verisinin Eşitlik (4.3)'te (s. 99) ayrı ayrı yerine konulmasıyla ulaşılan aşınma oranları Şekil 5.42b'de verilmiştir. Kütle kaybı ve aşınma izi kullanılarak ölçülen aşınma oranı değerlerinin birbirleriyle uyum içinde olduğu görülmektedir. Şekil 5.42a ile Şekil5.42b karşılaştırıldığında, 10 N yük altında aşınma oranı değerlerinin Şekil 5.42b'de daha düşük olduğu görülmektedir. Şekil 5.22'de verilen tabaka kalınlıkları ile aşınma oranları bir arada düşünüldüğünde, kalın tabakaların, arayüzeyde güçlü bir bağlantı sağlamak yerine, arayüzeyi zayıflattığı sonucuna varılabilir. Bu sonuç, katı/sıvı etkileşim süresi için bir üst sınır olduğunu kanıtlar niteliktedir.

Takviye hacimsel oranının aşınma oranına etkisi Şekil 5.42c'de verilmiştir. En iyi aşınma dayanımının %50 oranında 304 paslanmaz çelik içeren bimetal kompozitte olduğu görülmektedir. %35 oranında takviye içeren numunedeki zayıf arayüzey bağlantısı; artan takviye oranıyla birlikte kısalan difüzyon yolunun etkisiyle güçlendirilmiştir. Bu

durum, %50 oranında 304 içeren kompozitin aşınma dayanımını iyileştirmiştir. Takviye miktarı %50'nin üzerine çıktığında ise, hem matris tarafında çekinti boşluklarının oluşması (Şekil 5.17f ve Şekil 5.17h), hem de arayüzeyde artan sertlik (Şekil 5.26c) nedeniyle ortaya çıkan arayüzey kırılganlığı, aşınma oranını yeniden artırmıştır.

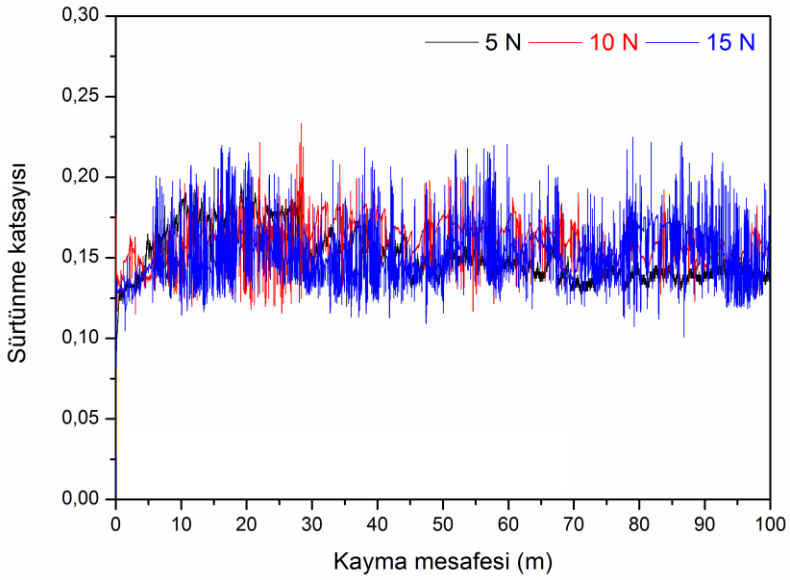


Şekil 5. 43 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak değişen aşınma oranları

Şekil 5.42d, döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen aşınma oranlarını vermektedir. Döküm sıcaklığındaki artış, 730 °C'ye kadar aşınma dayanımını iyileştirirken, bu sıcaklıktan sonra, aşınma özelliklerini olumsuz etkilemiştir. 630 ve 680 °C'de üretilen numunelerde, faz oluşumu gerçekleşmeyen, zayıf bağ yapısına sahip arayüzeyler, aşınma oranını artırmıştır. 830 ve 880 °C gibi yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen aşınma oranı artışı ise, arayüzeyde süreksiz büyüyen fazların kırılganlaşarak parçalara ayrılması ile ilişkilidir. 730 ve 780 °C'de üretilen kompozitlerde elde edilen çift katmanlı ve sürekli arayüzey (Şekil 5.19c ve Şekil 5.19d); aşınma oranının düşmesinde büyük pay sahibidir.

Sıkıştırmalı infiltrasyon ile üretilen 304/A356 kompozitlerinin farklı sıcaklık ve farklı bekleme süreleri için aşınma oranı değerleri Şekil 5.43'te verilmiştir. Aşınma yüzeyi SEM mikroyapılarında (Şekil 5.40a) görülen birçok farklı aşınma mekanizmasının etkisi, 730 °C'de 30 dk bekletilerek üretilen numunede şiddetli bir aşınma hasarına yol açmıştır. Hasarın ana nedeni, θ ve η faz oluşumlarının gerçekleşmemesidir. Bu sıcaklıkta bekleme süresi 60 dk'ya çıkarıldığında, aşınma oranında etkin bir düşüş meydana gelmiştir. Bekleme süresi daha da artırıldığında, artan arayüzey kırılganlığının etkisiyle şiddetlenen adhezyon ve abrazyon, aşınma dayanımının yeniden azalmasına neden olmuştur.

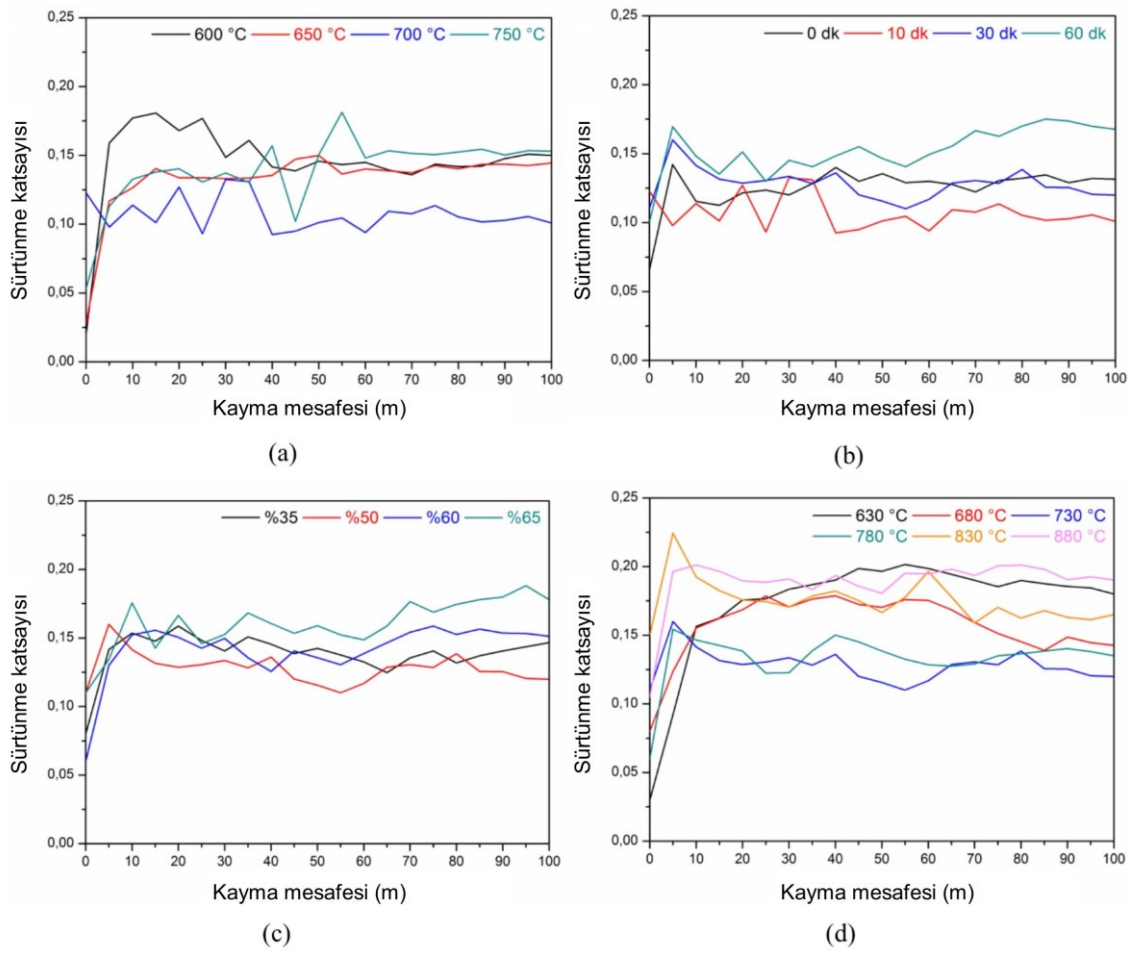
Sıcaklık 780 °C'ye çıkarıldığında difüzyonda meydana gelen artış; 730 °C'de 60 dk bekleme süresiyle elde edilen başarılı sonuca yakın bir değerin, 30 dk bekleme süresiyle elde edilmesini sağlamıştır. Bu süreden itibaren, bekleme süresinde meydana gelen her artış, aşınma oranını, giderek artan bir şiddette artırmıştır. Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemi kullanılarak aşınma dayanımı yüksek bir bimetal kompozit elde edilebilmesi için, 730 °C'de 60 dk veya 780 °C'de 30 dk süreyle beklenmesi gerektiği belirlenmiştir.



Şekil 5. 44 Kalıp pişirme üst sıcaklığı 600 °C olan 304/A356 kompozitinin uygulanan yüke bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları

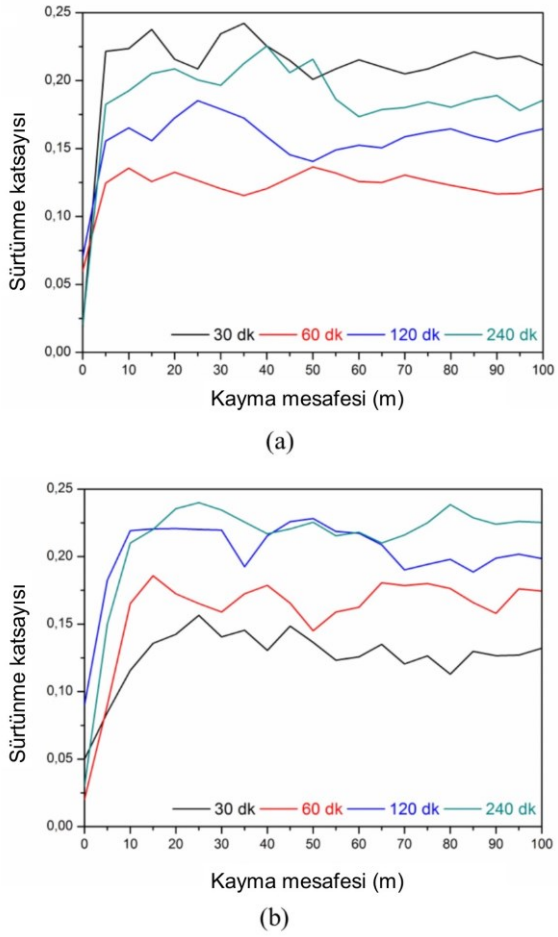
Üretilen bimetal kompozit numunelerin aşınma davranışının incelenmesi kapsamında, kayma mesafesine bağlı olarak değişen sürtünme katsayısı değerleri, kayma testi

boyunca aşınma cihazı tarafından kaydedilmiştir. Şekil 5.44'te, kalıp pişirme üst sıcaklığı 600 °C olan numuneye ait sürtünme katsayısı değerleri, uygulanan yüke bağlı olarak verilmiştir. Uygulanan yükün, sürtünme katsayısı üzerinde önemli bir değişime neden olmadığı görülmektedir. Bu numunenin ortalama sürtünme katsayısı, 0,15-0,16 aralığında değişmektedir. 15 N yük uygulanan numunenin ortalama sürtünme katsayısının (0,1523), 10 N yük uygulanan numunenin ortalama sürtünme katsayısından (0,1608) düşük çıktığı görülmektedir. Jamshidi vd. [204], yüzey merkezli kübik yapıya sahip malzemelerde, artan yükle birlikte soğuk deformasyon gerçekleştiğini ve kayma sistemlerinin pasif hale geldiğini belirtmişlerdir. Aşınma cihazı tarafından anlık olarak kaydedilen sürtünme katsayıları, yüksek oranda gürültü içerdiğinden, kayma mesafesine bağlı olarak değişimi izlemek zorlaşmıştır. Bu nedenle, sürtünme katsayıları, cihazdan alınan ham verilerin gürültüsü giderilerek çizilmiştir.



Şekil 5. 45 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları

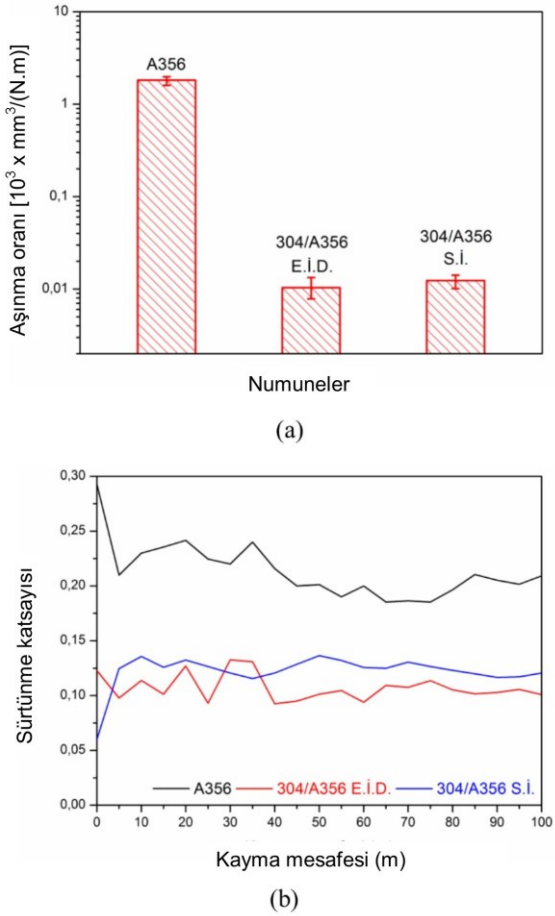
Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen kompozitlerin, işlem parametrelerine bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları, sırasıyla Şekil 5.45 ve Şekil 5.46'da verilmiştir. Sürtünme katsayısı grafikleri genel olarak incelendiğinde, ulaşılan en başarılı numunenin ortalama sürtünme katsayısı değerinin 0,11 olduğu belirlenmiştir. Bu değer, üretim yöntemine ve işlem değişkenlerine bağlı olarak, 0,25 mertebelerine kadar yükselebilmektedir. Aynı numunelere ait aşınma oranları, sürtünme katsayıları ile karşılaştırıldığında; bu iki özellik arasında doğrusal bir ilişki olduğu görülmektedir. Aşınma oranı yüksek çıkan numunenin sürtünme katsayısı da yüksek çıkmıştır.



Şekil 5. 46 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları

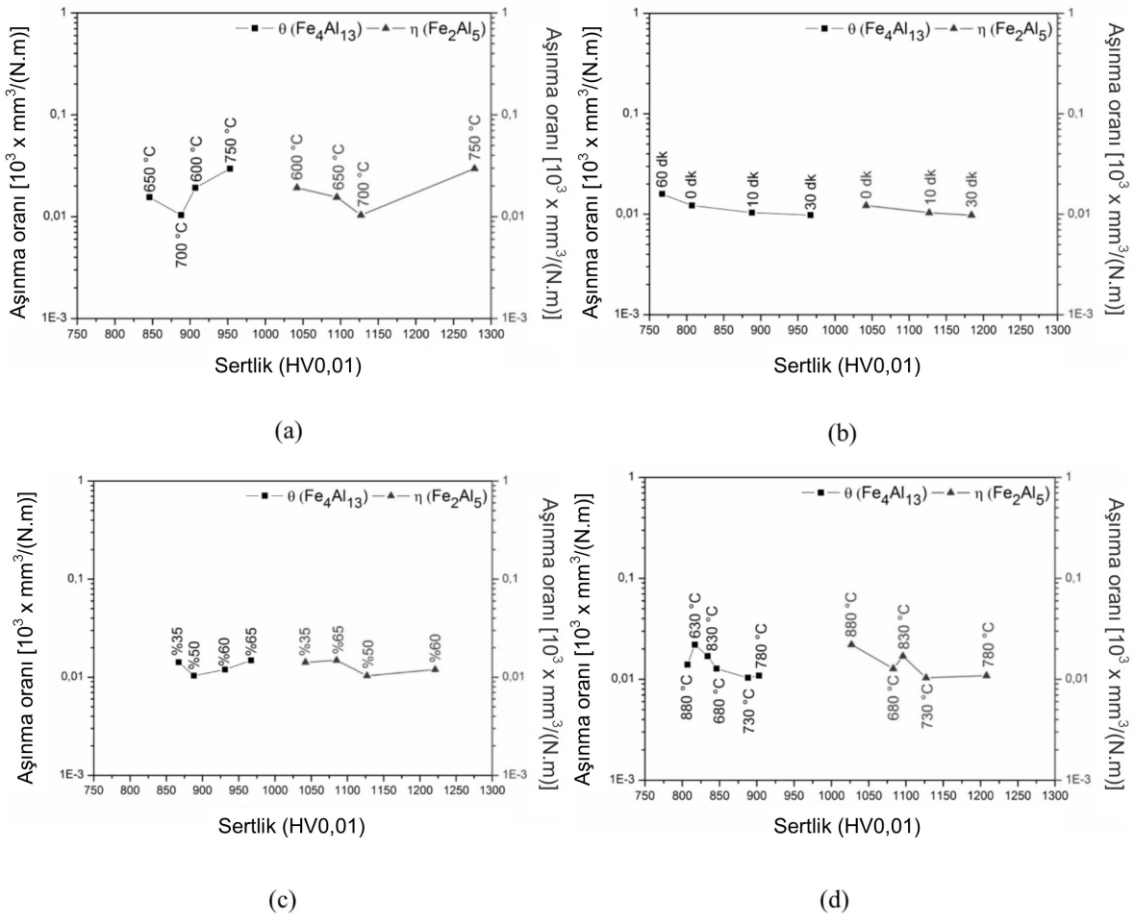
Takviyesiz A356 alaşımına ve farklı yöntemlerle üretilen 304 takviyeli A356 matrisli kompozitlere ait aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değerleri Şekil 5.47'de karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Karşılaştırmada, tüm işlem değişkenleri arasında en

başarılı sonuca ulaşılan numuneler kullanılmıştır. Ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminde, 700 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı, 10 dk preform ön ısıtma, %50 takviye hacimsel oranı ve 730 °C döküm sıcaklığı, en iyi sonuçları verirken; sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde en iyi sonuçlara, 730 °C'de 60 dk bekletilerek üretilen numune ile ulaşılmıştır. Aşınmaya maruz bırakılan takviyesiz A356 alaşımı, en iyi sonuçlara ulaşılan kompozit numunenin takviye edilmemiş tarafıdır. Verilen sonuçlara göre, 304 ile takviyelendirme işlemi, Al alaşımının aşınma dayanımını dramatik şekilde artırmıştır. Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen numunenin aşınma dayanımının, sıkıştırmalı infiltrasyon ile üretilen numuneye kıyasla daha yüksek olduğu görülmüştür. Sürtünme katsayısı sonuçları (Şekil 5.47b), beklenildiği gibi, aşınma oranı (Şekil 5.47a) sonuçlarıyla uyum içindedir. Aşınma oranı yüksek olan numunenin, sürtünme katsayısının da yüksek olduğu belirlenmiştir.



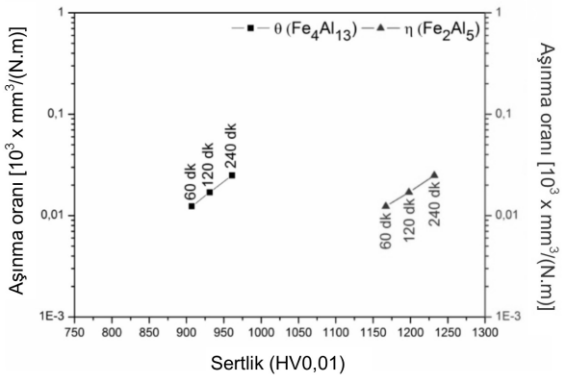
Şekil 5. 47 Takviyesiz A356 alaşımının ve farklı yöntemlerle üretilen 304/A356 kompozitlerinin (a) aşınma oranı ve (b) sürtünme katsayısı değerleri (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon)

Arayüzeyde oluşan fazların sertlikleri ile kompozitin aşınma oranı arasındaki ilişki, üretim parametrelerine bağlı olarak Şekil 5.48'de verilmiştir. Birkaç istisna haricinde, artan tabaka sertliklerinin, aşınma oranı değerlerini azalttığı; başka bir deyişle, aşınma dayanımını artırdığı sonucuna varılmıştır. θ için maksimum sertlik değeri, yaklaşık 900 HV0,01 olarak belirlenirken, η sertliği için bu değer, yaklaşık 1200 HV0,01'dir. Tabaka sertlikleri, belirlenen değerlerin üzerine çıktığında, kompozitin aşınma oranı dramatik şekilde yükselmektedir. Şekil 5.48a ile Şekil 5.48b'de verilen sonuçlar bir arada değerlendirildiğinde, aşınma oranını etkileyen ikinci önemli unsurun, tabaka sertlikleri arasındaki fark olduğu belirlenmiştir. Yaklaşık olarak aynı θ sertliğine karşılık gelen aşınma oranları, θ ile η sertlikleri arasındaki farkın fazla olduğu durumda artmaktadır. Aşınma oranındaki artışın, iki faz arasında artan iç gerilme farklılıklarından kaynaklanan yüksek gevreklik olduğu düşünülmektedir.

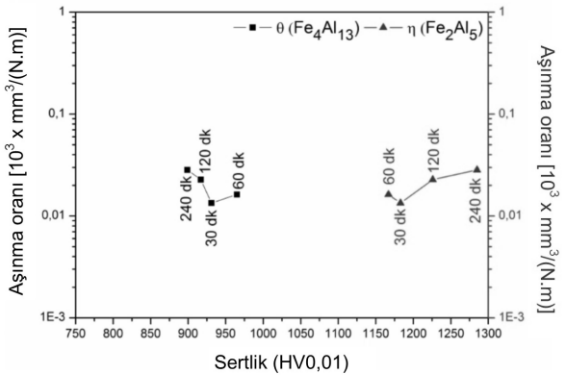


Şekil 5. 48 (a) Kalıp pişirme üst sıcaklığına, (b) preform ön ısıtma süresine, (c) takviye hacimsel oranına ve (d) döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen aşınma oranı-sertlik ilişkisi

Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozitlerin sertlik-aşınma oranı ilişkisi Şekil 5.49'da verilmiştir. Şekil 5.48'de ergiyik infiltrasyonlu döküm için verilen sonuçlar, bu yöntem için de geçerliliğini korumaktadır. θ ve η sertlikleri, 900 ve 1200 HV0,01 değerlerini aştığında, aşınma oranları artmıştır. Yöntemde, bekleme süresi arttıkça aşınma oranının da arttığı belirlenmiştir. Genel anlamda, daha uzun süre difüzyona imkân tanıdığı için, sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozitlerin arayüzey tabakaları daha kalın oluşmaktadır. Kalınlık, sertliği; sertlik ise gevrekliği artırdığı için, bu yöntemle en uygun koşullarda üretilen kompozitin aşınma oranı, Şekil 5.47'de belirtildiği gibi, ergiyik infiltrasyonlu dökümle en uygun koşullarda üretilen kompozitin aşınma oranından daha yüksek çıkmıştır.



(a)



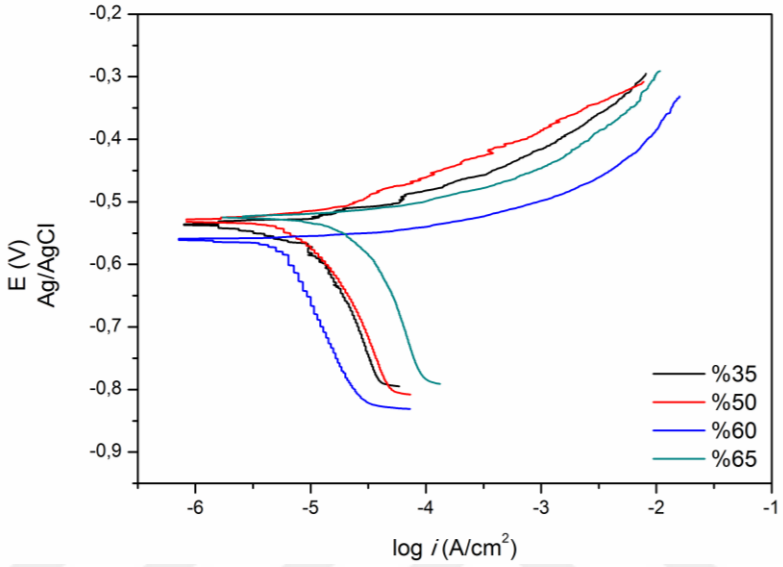
(b)

Şekil 5. 49 Sıkıştırmalı infiltrasyon ile (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilen 304/A356 kompozitlerinin bekleme süresine bağlı olarak değişen aşınma oranı-sertlik ilişkisi

5.1.6 Korozyon Davranışının İncelenmesi

304/A356 bimetal kompozitlerinin korozyon davranışları, hem potansiyodinamik polarizasyon hem de daldırma testleriyle belirlenmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon

testlerinden elde edilen, takviye miktarına bağlı olarak değişen Tafel eğrileri Şekil 5.50'de verilmiştir. Tafel eğrilerinden, tüm kompozit numunelerin benzer çözünme karakteri gösterdiği anlaşılmaktadır. %60 oranında takviye içeren numunenin E_{kor} değerinin diğer numunelerden düşük çıkması haricinde, takviye miktarı ile ilişkilendirilebilecek belirgin bir fark görülmemiştir.



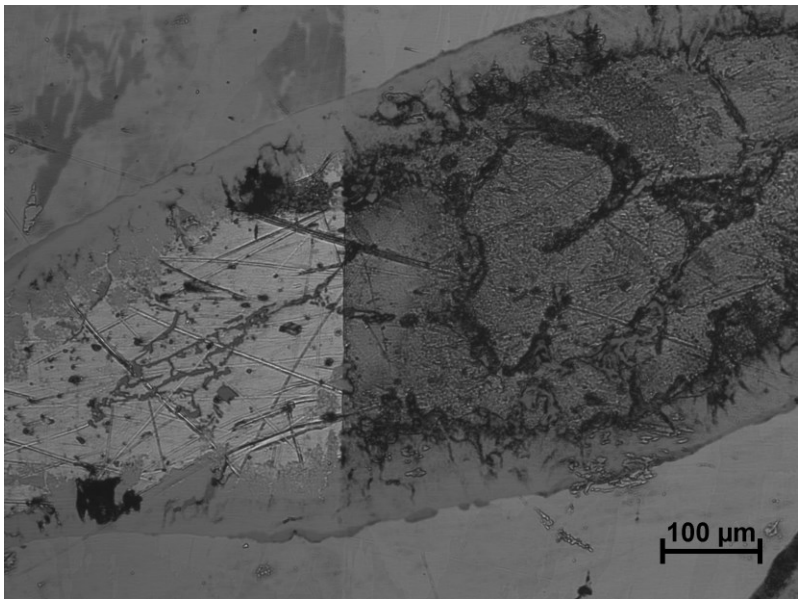
Şekil 5. 50 304/A356 kompozitlerinin takviye hacimsel oranına bağlı olarak değişen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri

Potansiyodinamik polarizasyon testi sonucu elde edilen E_{kor}, I_{kor}, korozyon akım yoğunluğu (i_{kor}), polarizasyon direnci (R_p) ve C_R değerleri, Çizelge 5.10'da listelenmiştir. Verilen E_{kor} değerlerinden, korozyonun en geç başladığı numunenin, %65 oranında 304 paslanmaz çelik takviyesi içerdiği tespit edilmiştir. i_{kor} değerleri incelendiğinde, korozyon başladıktan sonra en hızlı çözünen numunenin de yine aynı numune olduğu görülmektedir. Korozyon geç başlamasına rağmen hızla ilerlediği için, korozyon oranı incelemelerinde en kötü sonuç, %65 oranında 304 içeren bimetal kompozitte elde edilmiştir. %35 ve %50 oranında takviye içeren numunelerin korozyon oranları birbirine yakın bulunmakla birlikte, %50 oranında 304 takviyesinin, hem E_{kor} hem de I_{kor} değerleri açısından daha iyi sonuçlar verdiği belirlenmiştir. Şekil 5.50'de, %35 oranında 304 içeren numunede belirgin şekilde görülen oyuklanma davranışına (E_{pit} = -0,4891 V), diğer numunelerde rastlanmamıştır. Kompozitte ortaya çıkan korozyon türlerinin tam olarak belirlenebilmesi için, Eşitlik (4.6) (s. 101) esas alınarak, döküm sıcaklığının etkisinin incelendiği deney setindeki numunelere, 7, 14 ve 21 gün boyunca daldırma

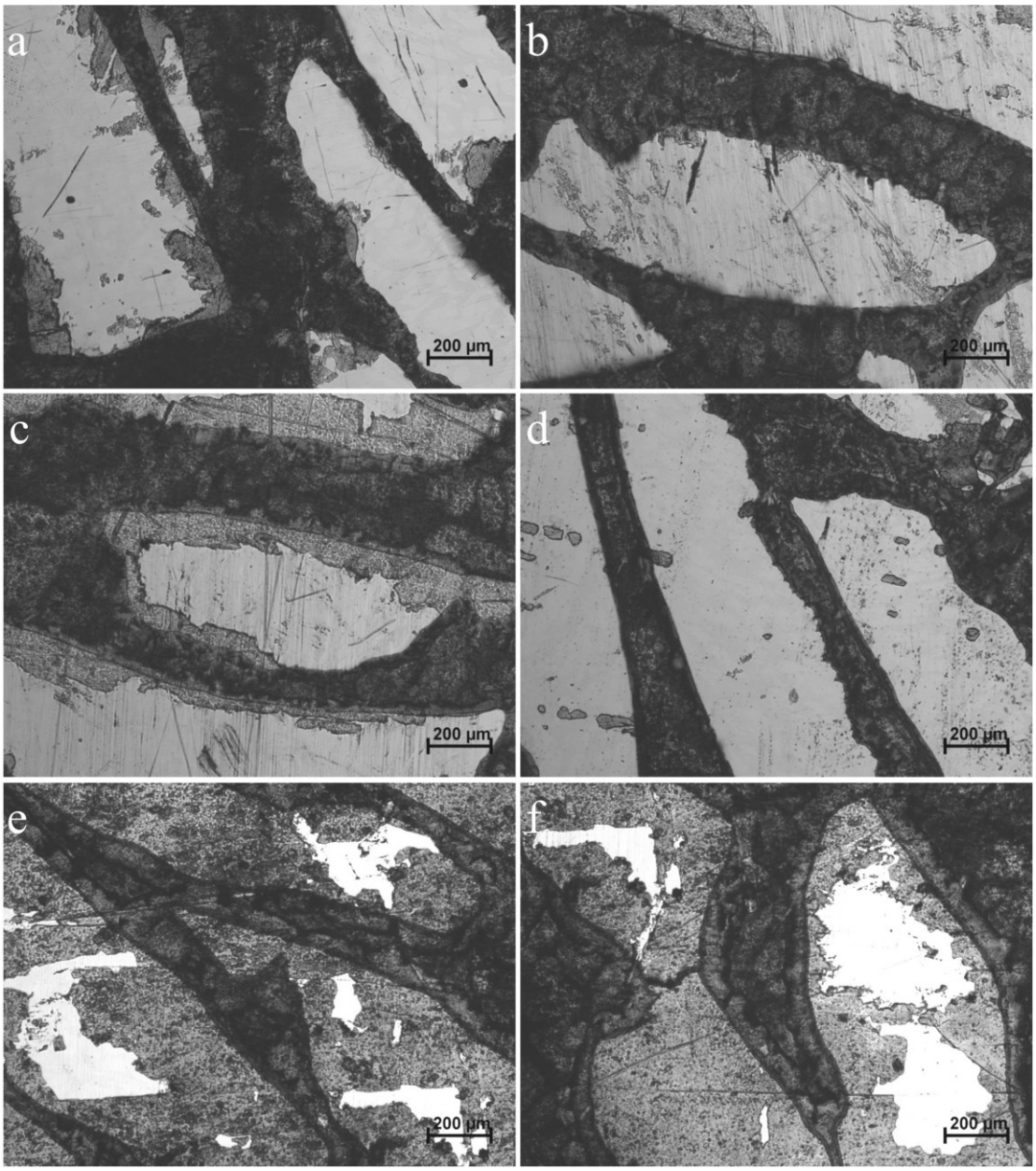
testleri uygulanmıştır. Korozyona tabi tutulacak 1 $cm^{2'}$lik bir alan dışındaki tüm numune yüzeyleri, çözeltiden etkilenmeyecek şekilde silikon ile kapatılmıştır. 7 gün süren daldırma testi sonrası oluşan genel mikroyapı görüntüsü Şekil 5.51'de verilmiştir. Görüntünün sol tarafı korozyondan etkilenmeyen kısmı temsil ederken; korozyona uğrayan kısmın A356 matrisini içeren bölümünde, galvanik etkileşim kaynaklı bir çözünme meydana geldiği görülmektedir. 304, θ ve η bölgelerinde korozyon testi sonucunda herhangi bir çözünme gerçekleşmezken, A356 matrisinde α-Al ve ötektik fazların da kendi arasında bir galvanik hücre oluşturduğu ve oluşan hücrenin doğal bir sonucu olarak, heterojenliğin daha fazla olduğu ötektik fazda çözünmenin daha çok gerçekleştiği belirlenmiştir.

Çizelge 5. 10 Tafel eğrilerinden elde edilen korozyon özellikleri

Takviye miktarı (%)	E_{kor} **(V)**	I_{kor} **(A)**	i_{kor} **(A/cm²)**	R_p **(Ω)**	C_R **(mm/yıl)**
35	-0,5352	$6,44 \times 10^{-6}$	$5,10 \times 10^{-6}$	1946	0,0576
50	-0,5284	$5,21 \times 10^{-6}$	$4,34 \times 10^{-6}$	2316	0,0491
60	-0,5619	$16,15 \times 10^{-6}$	$9,99 \times 10^{-6}$	367	0,1129
65	-0,5224	$14,05 \times 10^{-6}$	$12,05 \times 10^{-6}$	629	0,1362



Şekil 5. 51 304/A356 kompozitinin 7 gün süren daldırma testi sonrası oluşan mikroyapısı



Şekil 5. 52 (a) 630, (b) 680, (c) 730, (d) 780, (e) 830 ve (f) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin 21 gün süren daldırma testi sonrası oluşan mikroyapıları

Farklı döküm sıcaklıklarında üretilen bimetal kompozitlere 21 gün boyunca uygulanan daldırma testi sonucunda, numunelerin korozyona uğramış yüzeylerinden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 5.52'de verilmiştir. A356 ile 304 arasında kurulan galvanik hücre sonrası, A356 matrisinde gerçekleşen en şiddetli hasar, 630 °C'de üretilen kompozitte görülürken; en az hasar, 730 °C'de üretilen numunede meydana gelmiştir. Özellikle 830 ve 880 °C gibi yüksek sıcaklarda üretilen kompozitlerde, A356 matrisinin yanı sıra, paslanmaz çelik yüzeyleri de korozyona duyarlı hale gelmiştir. Bu

sıcaklıklarda, paslanmaz çelik içerisindeki Cr'nin θ ve η fazları içerisine difüzyonu maksimum seviyededir ve bu durum, paslanmaz çelikte kromca fakir bölgeler oluşmasına neden olmaktadır [205], [206].

Kromca fakirleşen bölgeler, paslanmazlık özelliğini yitirerek, 304 tarafını da korozyon hasarına açık hale getirmiştir. Şekil 5.52e ve Şekil 5.52f'de görülen beyaz bölgelerde seçici olarak başlayan korozyon, pasifleşmenin bozulmasıyla birlikte, tüm paslanmaz çelik boyunca ilerlemiştir. Korozyon, çeliğe paslanmazlık özelliğini veren koruyucu Cr_2O_3 filminin, su buharı içeren oksijenli ortamlarda parçalanması nedeniyle de gerçekleşmiş olabilir [207]. 880 °C'de üretilen numune, oluşan korozyon ürünlerini belirlemek amacıyla, 21 gün süren daldırma testi sonrası XRD analizine tabi tutulmuştur. Şekil 5.53'te verilen XRD sonucunda, kompozit yapıda ortaya çıkan korozyon ürünlerinin AlOOH (JCPDS; 00-033-0018) ve FeOOH (JCPDS; 00-034-1266) olduğu belirlenmiştir. FeOOH oluşumu, Fe^{+2} veya Fe^{+3} iyonlarını içeren sulu çözeltilerde oksidasyon veya çökelti mekanizmalarıyla gerçekleşirken [208], AlOOH oluşumu için, öncelikle $AlCl_3$'ün oluşması gerekmektedir [209]. Korozyon ürünlerinin oluşumunda gerçekleşen anot ve katot reaksiyonları aşağıda verilmiştir [210], [211], [212].

$$Fe \longrightarrow Fe^{+2} + 2e^- \tag{5.1}$$

$$O_2 + 2H_2O + 4e^- \longrightarrow 4OH^- \tag{5.2}$$

$$Fe^{+2} + 2OH^- \longrightarrow FeOOH + H^+ + e^- \tag{5.3}$$

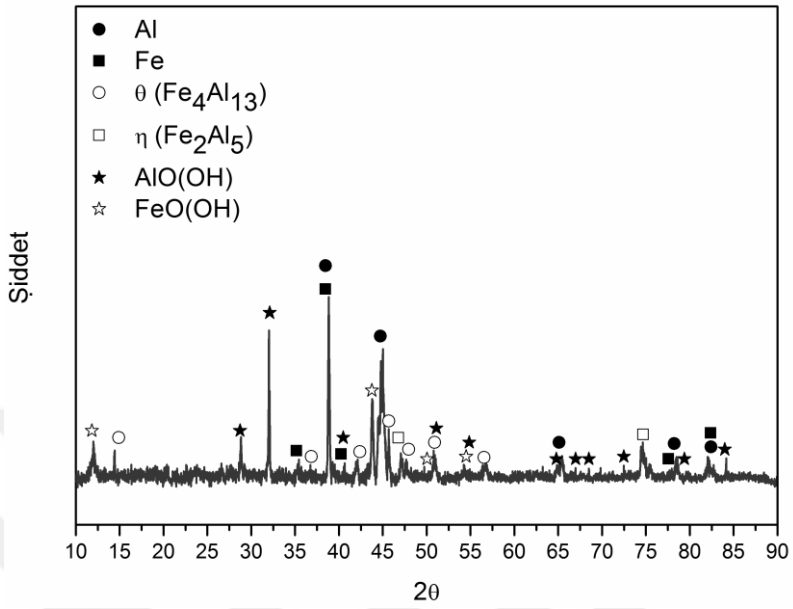
$$Al \longrightarrow Al^{+3} + 3e^- \tag{5.4}$$

$$Al^{+3} + 3Cl^- \longrightarrow AlCl_3 \tag{5.5}$$

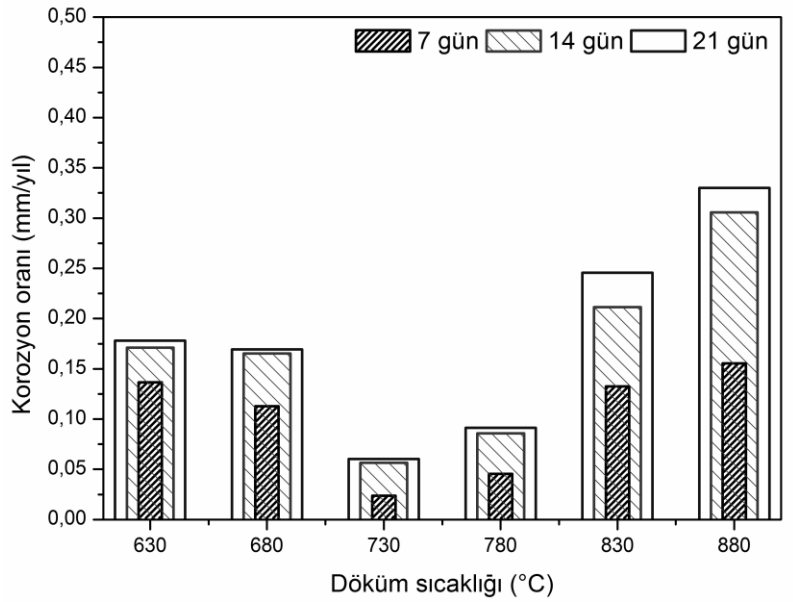
$$AlCl_3 + 2H_2O \longrightarrow AlOOH + 3HCl \tag{5.6}$$

Fe ve Al, (5.1) ve (5.4)'te verildiği gibi, anotta yükseltgenmiştir. Katot reaksiyonu, ağırlıkça %3,5'luk nötr NaCl çözeltisi için, (5.2)'de verilen şekilde gerçekleşmektedir. Katotta O_2'nin indirgenmesi sonucu oluşan OH^- iyonları, Eşitlik (5.3) uyarınca Fe^{+2} iyonlarıyla bir araya gelerek, Şekil 5.52e ve Şekil 5.52f'de beyaz adacıklar şeklinde görülen korozyon ürününü (FeOOH) oluşturmaktadır. Al^{+3} iyonları, ortamdaki Cl^- iyonlarıyla bir araya gelerek $AlCl_3$ ara ürününü, $AlCl_3$ ise çözeltideki H_2O ile

gerçekleştirdiği reaksiyon sonucu AlOOH'u meydana getirmiştir. Ortamdaki Cl^- iyonları, katalizör görevi görüp korozyon hızını artırıcı rol oynarken, korozyon ürünlerinde yer almamaktadır [213].



Şekil 5. 53 880 °C'de üretilen 304/A356 kompozitinin 21 gün süren daldırma testi sonrası gerçekleştirilen XRD analiz sonucu



Şekil 5. 54 Farklı döküm sıcaklıklarında üretilen 304/A356 kompozitlerinin daldırma süresine bağlı olarak değişen korozyon oranları

Farklı döküm sıcaklıklarında üretilen kompozitlere 7, 14 ve 21 gün boyunca uygulanan daldırma testleri sonrası Eşitlik (4.7)'ye göre (s. 101) hesaplanan korozyon oranları Şekil

5.54'te verilmiştir. En iyi korozyon dayanımı, tüm daldırma süreleri için, 730 °C'de üretilen numunede elde edilmiştir. Daldırma süresi arttıkça, korozyon oranı artarken, korozyon hızının yavaşladığı belirlenmiştir. Başlangıçta, kurulan galvanik hücre nedeniyle hızla artan korozyonun; kompozitin her iki bileşeninin de yüzeylerinde pasif film oluşturma eğilimleri sayesinde yavaşladığı düşünülmektedir. 14 ve 21 gün sonunda elde edilen korozyon oranlarının birbirine oldukça yakın çıkması, bu çıkarımı doğrular niteliktedir.

Faz, mikroyapı, sertlik, kalıntı gerilme, aşınma ve korozyon sonuçları birlikte değerlendirildiğinde; 304 ve A356 alaşım çiftini içeren bimetal kompozitlerde en uygun ergiyik infiltrasyonlu döküm parametrelerinin, 700 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı, 10 dk preform ön ısıtma, %50 takviye hacimsel oranı ve 730 °C döküm sıcaklığı olduğu belirlenmiştir [214], [215], [216]. Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemindeki en uygun parametreler ise, 730 °C infiltrasyon sıcaklığı ve 60 dk bekleme süresidir.

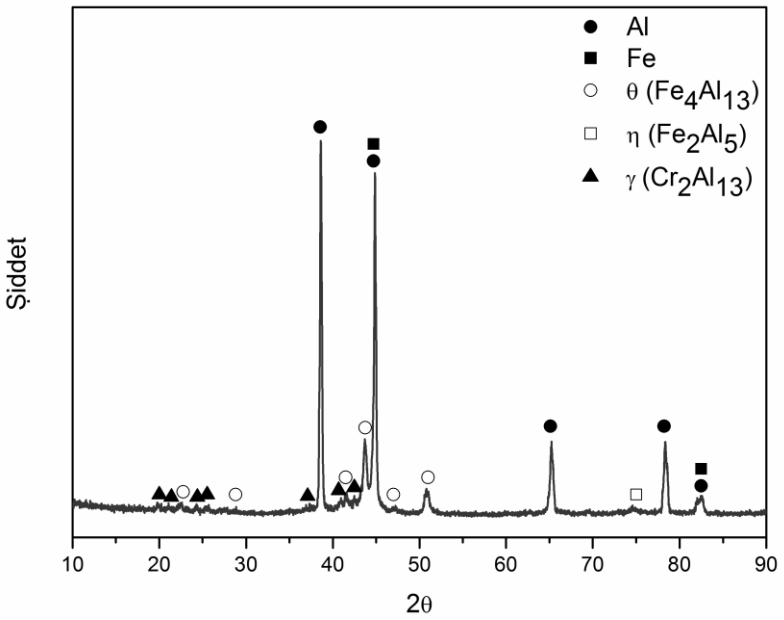
5.2 304 Takviyeli AA7075 Matrisli Kompozitler

A356 matrisli kompozitlerde her iki yöntem için en uygun değerlerin belirlenmesinin ardından, matris sertliğindeki artışın, aşınma oranını ve sürtünme katsayısını düşürdüğü bilgisinden hareketle [217], matrisin daha iyi tribomekanik özelliklere sahip olması amacıyla, 304/AA7075 kompozitleri de üretilmiştir. Bu malzeme çiftinde, takviye malzemesi ve üretim yöntemiyle ilgili üretim parametreleri aynen korunmuş olup; yalnızca döküm sıcaklığının özelliklere etkisi araştırılmıştır. En iyi sonuçlara sahip bimetal kompozitin özellikleri, mikro-ark oksidasyonu ile yüzey kaplama işlemi gerçekleştirilerek, daha da geliştirilmiştir.

5.2.1 Faz ve Mikroyapı İncelemeleri

304/AA7075 kompozitlerinde oluşan fazlar Şekil 5.55'te verilen XRD analiz sonuçlarında görülmektedir. Matris alaşımı olarak AA7075 kullanıldığında, kompozit yapıda, Al, Fe, θ ve η fazlarının yanı sıra, γ (Cr_2Al_{13}, JCPDS; 00-029-0014) fazı da oluşmaktadır. Bu faz, farklı kaynaklarda, $CrAl_7$ veya Cr_7Al_{45} olarak da tanımlanabilmektedir [218]. γ fazı, AA7075 matrisinin bitişiğindeki reaksiyon tabakasında, θ ile bir arada bulunmaktadır. Cr içeriği, θ fazı içerisinde maksimum çözünürlüğe ulaştığı zaman, katı çözeltide yer

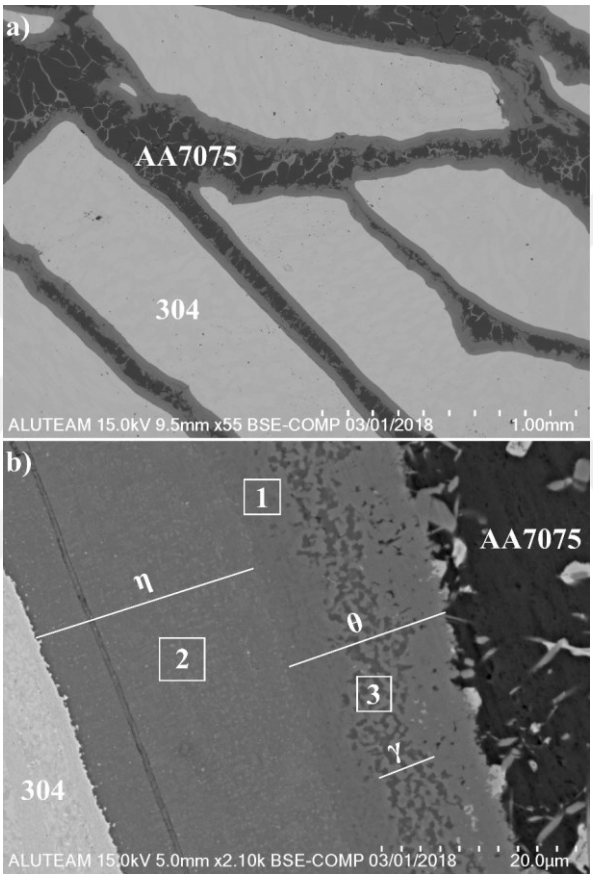
almayan fazla Cr, Al ile ötektik oluşturarak, γ fazının ikincil faz olarak ayrışmasına neden olmuştur [181]. Kompozitlerin, XRD yöntemiyle belirlenen fazları içerir SEM görüntüleri Şekil 5.56'da verilmiştir. Arayüzeyde oldukça iyi bir mekanik ve metalurjik bağ elde edilmesine karşın, AA7075 alaşımının dökülebilirliğinin iyi olmaması nedeniyle, matris bölgesinde çekinti boşluklarına rastlanmıştır. Matrise yakın arayüzey tabakasında, homojen ve düzgün bölgeler θ'yı, tabakanın ortasında yer alan gözenekli bölge ise γ fazını temsil etmektedir. Oluşan tüm fazlar, mikroyapı üzerinde işaretlenmiş olup; arayüzey fazlarından alınmış EDS alan analizi sonuçları, Çizelge 5.11'de verilmiştir. EDS sonuçları, hem Şekil 5.55'te verilen XRD sonuçlarıyla, hem de θ, η ve γ fazları için Barmak ve Dybkov'un [218] aktardığı element içerikleri ile uyum içindedir.



Şekil 5. 55 304/AA7075 kompozitinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonucu

Farklı döküm sıcaklıklarında üretilen 304/AA7075 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.57'de verilmiştir. Özellikle AA7075 ile θ tabakasının birleşme bölgelerinde, sıcak çatlak oluşumları göze çarpmaktadır. Hızlı soğuma ve kısa katılaşma süresi, tane sınırları boyunca sıcak çatlağa neden olabilmektedir [219]. Düşük ısı girdisi, katılaşmayı hızlandırdığı; yüksek ısı girdisi ise, kalıp ile ergiyik arasındaki sıcaklık farkını artırarak hızlı soğumaya neden olduğu için, hem düşük hem de yüksek sıcaklıkta üretilen kompozitlerde, sıcak çatlak oluşumu gözlemlenmiştir. Sıcak çatlak oluşumunun bir diğer nedeni, matrisin bileşimidir [220]. Düşük Si (%0,4) ve yüksek Mg (%2,5) içeriği,

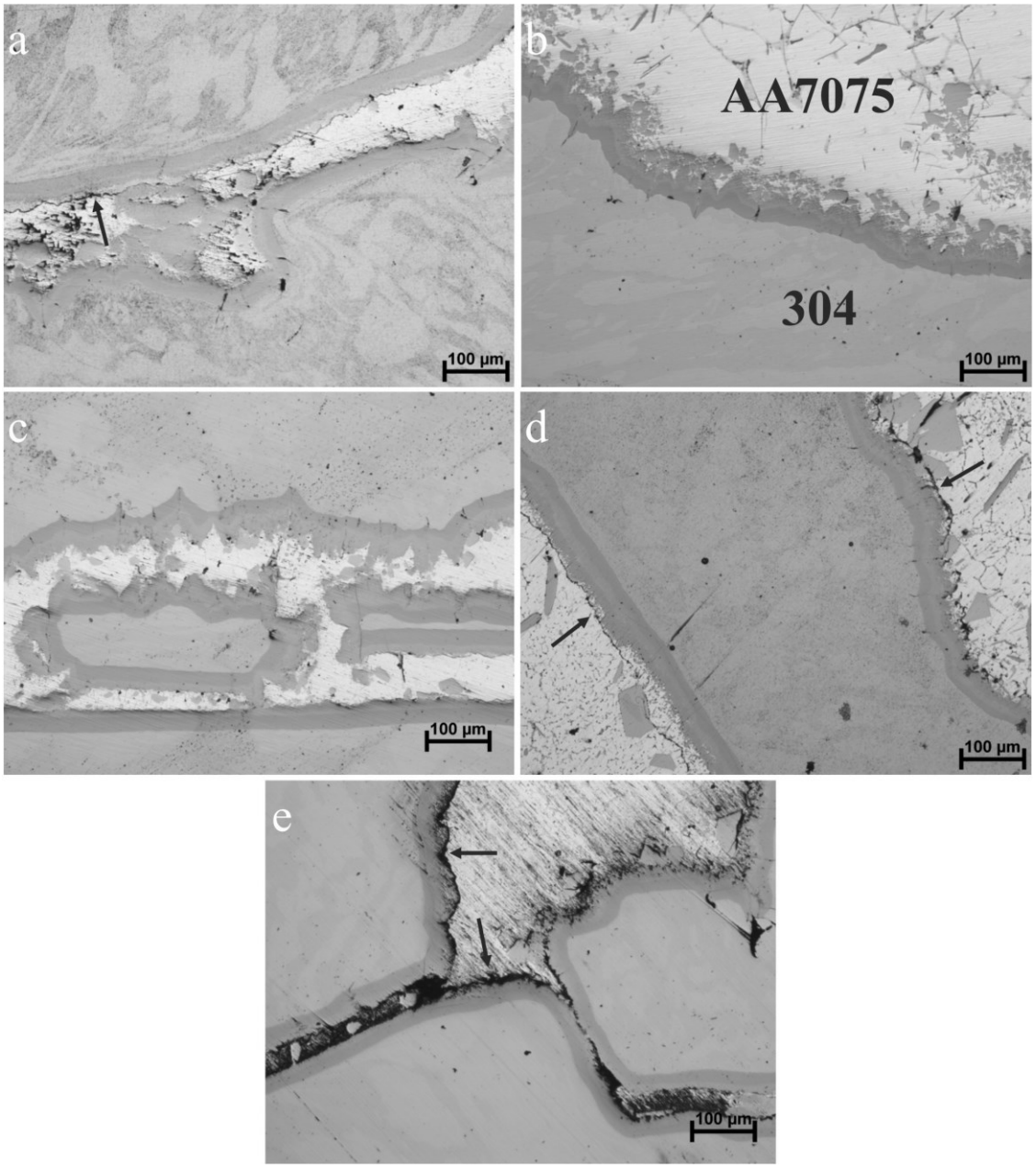
AA7075 alaşımını sıcak çatlaklara duyarlı hale getirmektedir. Si oranı %3'ün üzerine çıktığında, sıcak çatlak tehlikesi büyük ölçüde sona erdiği için [219], A356 alaşımında böyle bir sorun ortaya çıkmamıştır. Sıcak çatlak, genellikle, katılaşma aralığı geniş alaşımlarda meydana gelir [221]. A356 alaşımının görece dar katılaşma aralığına (554-614 °C) karşın [222], AA7075 alaşımı, Al alaşımları içindeki en geniş katılaşma aralığına (477-635 °C) sahiptir [171]. Şekil 5.57'de, θ, η ve γ fazlarının, tüm döküm sıcaklıklarında oluştuğu görülmektedir.



Şekil 5. 56 304/AA7075 kompozitinin (a) düşük ve (b) yüksek büyütme SEM görüntüleri

Çizelge 5. 11 θ, η ve γ fazlarının EDS analizi ile ölçülmüş element içeriği (% ağırlıkça)

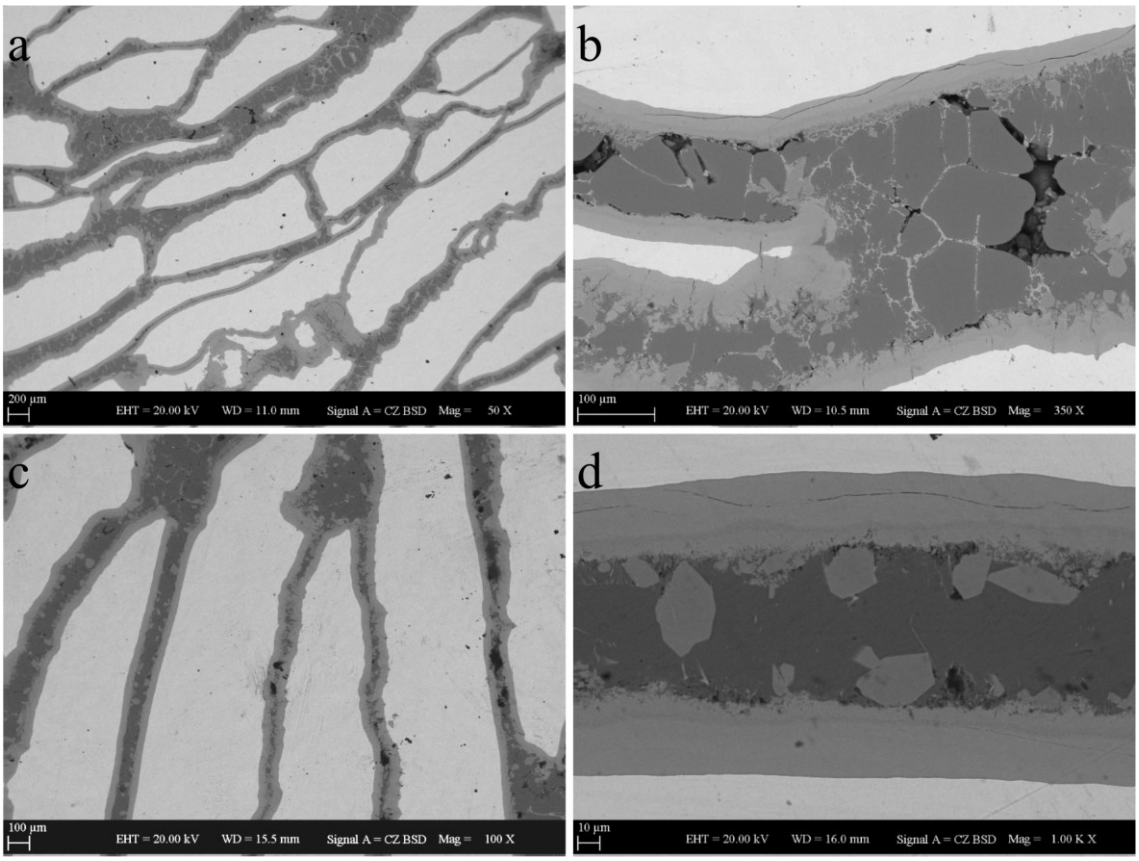
Alan	Al	Fe	Cr
1 (θ)	64,7	24,1	11,2
2 (η)	60,2	31,3	8,5
3 (γ)	72,4	5,9	21,7



Şekil 5. 57 (a) 680, (b) 730, (c) 780, (d) 830 ve (e) 880 °C döküm sıcaklıklarında üretilen 304/AA7075 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri (oklar, sıcak çatlak oluşan bölgeleri belirtmektedir)

Sıcak çatlak oluşumuyla ilgili, katılaşmanın ilk aşamasında gerçekleştiğine dair görüşlerin yanında, son aşamasında gerçekleştiğiyle ilgili görüşler de mevcuttur. Bu farklı görüşler, sıcak çatlakların çekirdeklenme ve büyüme kinetiğinin, doğrudan araştırılmasının zorluğu nedeniyle ortaya çıkmıştır [221]. Her iki ihtimal de göz önünde bulundurularak, sıcak çatlağa maruz kalan numunelerde, vakum ortamında dökümler gerçekleştirildikten sonra, çatlak oluşumunu önlemek amacıyla kalıp; fırın ortamına alınmış ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemine benzer şekilde, 2 °C/dk soğutma hızıyla

fırında soğutulmuştur. Sıcak çatlak oluşumundan en çok etkilenen, 880 °C'de üretilmiş 304 takviyeli AA7075 matrisli kompozit numunenin, su verilmiş ve fırında soğutulmuş mikroyapıları Şekil 5.58'de verilmiştir. Sıcak çatlak oluşumunun, soğuma hızı düşürülerek önlenebildiği belirlenmiştir. Soğuma hızındaki azalma, aynı zamanda, katılaşma sırasında meydana gelen hacimsel büzülmeleri de azaltarak, Al matrisinde görülen çekinti boşluğu miktarını azaltmıştır. Şekil 5.58b, yüksek üretim sıcaklığının, yüksek miktarda çekintiye yol açtığının kanıtı niteliğindedir.

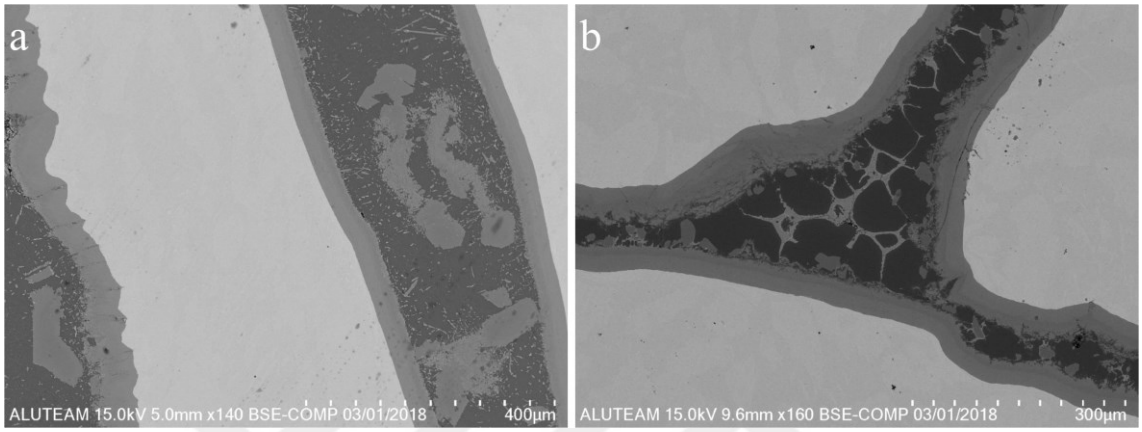


Şekil 5. 58 880 °C'de üretilen 304/AA7075 kompozitlerinin (a-b) su verme ve (c-d) fırında soğutma sonrası oluşan mikroyapılarını içerir SEM görüntüleri

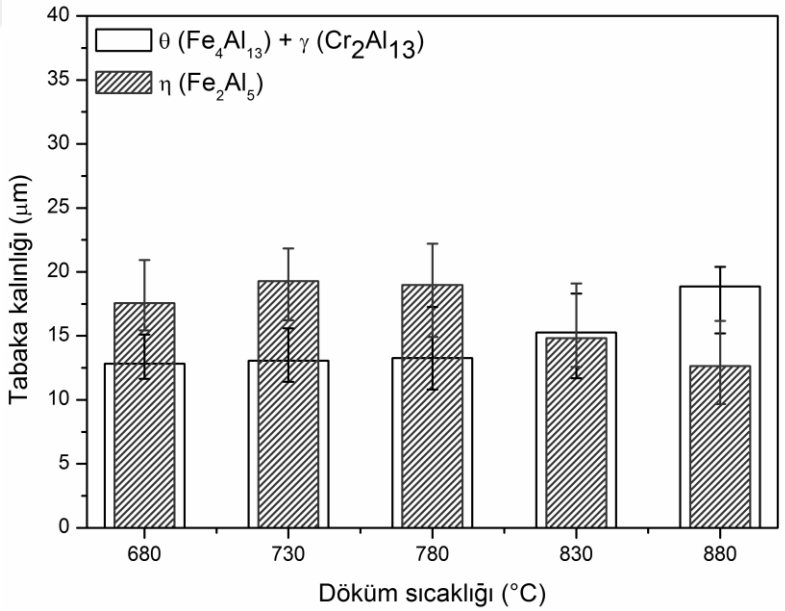
Şekil 5.59'da 730 ve 780 °C'de üretilen 304/AA7075 kompozitlerinin su verme sonrası SEM görüntüleri verilmiştir. Bu sıcaklıklarda, fırın ortamında soğutmaya ihtiyaç duymadan, çekinti ve sıcak çatlak gibi döküm kusurlarından kaçınmanın mümkün olduğu belirlenmiştir.

Üretilen kompozitlerin arayüzeylerinde elde edilen tabaka kalınlıkları, döküm sıcaklığına bağlı olarak Şekil 5.60'da verilmiştir. γ fazı, θ tabakasının içinde çökeldiğinden, tabaka kalınlıklarının ayrı ayrı hesaplanması mümkün olmamıştır.

Döküm sıcaklığına bağlı olarak, θ ve γ fazlarının bir arada bulunduğu tabakanın kalınlığı düzenli olarak artarken, η fazının kalınlığı 730 °C'ye kadar artış gösterip, sıcaklık daha da artırıldığında azalmaya başlamıştır. Sıcaklık, 304/AA7075 alaşım çiftinde, 304/A356 kompozitlerinde olduğu gibi, dramatik değişimlere yol açmamıştır. Tabaka kalınlıkları, sıcaklıkla birlikte belirgin bir değişim göstermesine karşın, ulaşılan maksimum tabaka kalınlığı 20 µm olmuştur.



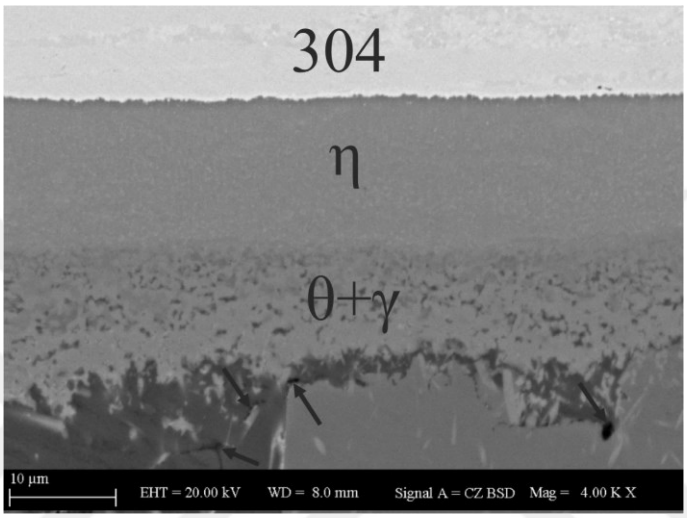
Şekil 5. 59 (a) 730 ve (b) 780 °C'de üretilmiş 304/AA7075 kompozitlerinin SEM görüntüleri



Şekil 5. 60 304/AA7075 kompozitlerinin döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen faz kalınlıkları

AA7075'in içerdiği alaşım elementi miktarının fazlalığı, boşlukların yayınımı ile gerçekleşen difüzyonu yavaşlatmıştır. Her bir alaşım elementi, kendisine en yakın komşu boşluğun aşması gereken aktivasyon enerjisini artırmaktadır [223]. Artan boşluk

oluşum enerjisi, boşlukların difüzyonunu engelleyerek tabaka kalınlığının artmasını engellemiştir. Arayüzeyde oluşan fazların büyüyememesi, faz kafeslerinde çarpılmaya ve iç gerilmelerde artışa neden olmuştur. Bu durum, Şekil 5.58b, Şekil 5.58d ve Şekil 5.59b'de verilen mikroyapılarda, η fazları boyunca görülebilen çatlak ilerlemesini meydana getirmiştir. Bu durum, Springer vd.'nin [224], η fazının arayüzeyde oluşan reaksiyon tabakasının baskın bileşeni olduğu ve birleşme bölgesinin dayanımını belirlediği savını doğrular niteliktedir.

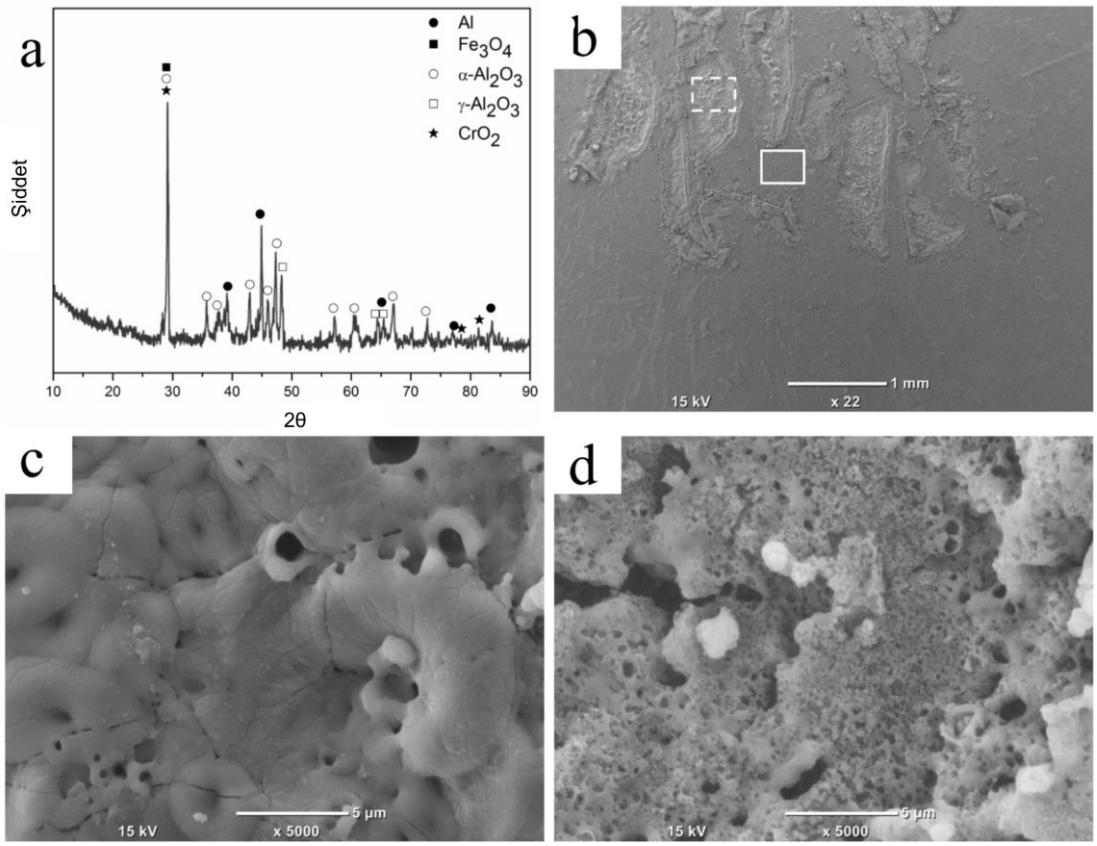


Şekil 5. 61 830°C'de üretilen 304/AA7075 kompozitine ait Kirkendall boşluklarını içerir SEM görüntüsü (oklar, Kirkendall boşluklarını göstermektedir)

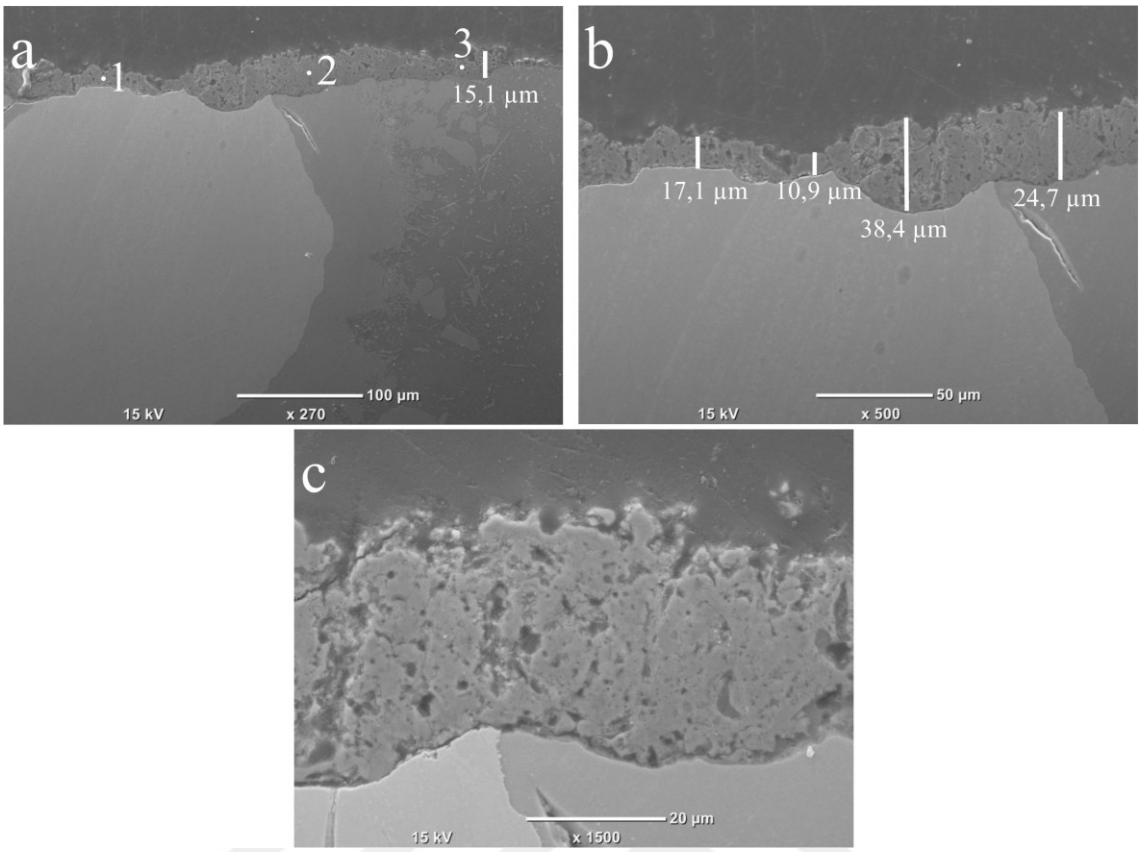
A356 alaşımının aksine, AA7075 alaşımı, Zn, Mg, Cu, Fe, Si, Cr, Ti gibi birçok alaşım elementini önemli miktarda içermektedir. Sayılan her bir alaşım elementinin difüzyon katsayısı değerlerinin birbirinden farklı olması, Al matrisi ile arayüzey tabakasının birleşme bölgelerinde, Kirkendall boşluklarının oluşmasına yol açmıştır [225]. Kirkendall boşlukları, atomların farklı difüzyon hızları nedeniyle, arayüzeyin hareket etmesi sonucu oluşmaktadır. Bahsi geçen bu mikro-boşluklar, Şekil 5.61'de verilen 830°C'de üretilmiş 304/AA7075 kompozitine ait SEM görüntüsünde görülmektedir. AA7075 alaşımının kimyasal bileşimi nedeniyle ortaya çıkan Kirkendall boşlukları, malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerini olumsuz etkilemektedir [224].

Faz ve mikroyapı karakterizasyonu tamamlandıktan sonra, 730 °C'de üretilmiş AA7075 matrisli kompozit numuneye, mikro-ark oksidasyonu işlemi uygulanmıştır. Kaplama sonrası oluşan fazlar ve mikroyapı görüntüleri Şekil 5.62'de verilmiştir. Şekil 5.62a'da verilen XRD sonucuna göre, kompozit yüzeyinde oluşan kaplama, esas olarak, α-Al_2O_3,

γ-Al_2O_3, CrO_2 ve Fe_3O_4 fazlarından oluşmaktadır. Aynı zamanda, kaplamanın altında yer alan Al alaşımından gelen pikler de XRD sonucuna etki etmiştir. Matris tarafında oluşan kaplama, α-Al_2O_3 ve γ-Al_2O_3, takviye tarafında oluşan kaplama ise, CrO_2 ve Fe_3O_4 fazlarını içermektedir. AA7075, 304 ve farklı intermetalik fazlardan oluşan bimetal kompozit, farklı bölgelerde farklı kaplama davranışı sergilemektedir. Matris yüzeyi, Şekil 5.62c'de görüldüğü gibi, "yanardağ bacası" şeklinde küçüklü büyüklü gözenekler içeren karakteristik bir oksit kaplama morfolojisine sahip olmasına rağmen [226], 304 paslanmaz çelik yüzeyi (Şekil 5.62d) daha poroz ve çok sayıda krater içeren bir yapı oluşturmuştur. Bu durum, paslanmaz çeliğin, elektrolit olarak kullanılan $NaAlO_2$ ve KOH karışımının sulu çözeltisi içerisinde düşük pasifleşmeye sahip olması nedeniyle, anotta deşarjın gerçekleşmemesinden kaynaklanmaktadır [227]. Matris tarafında ise, deşarj sırasında sıcaklık yaklaşık 3000 °C'ye ulaştığından, oluşan Al_2O_3 sıvı faza geçer ve deşarj kanalları boyunca kendisinden daha soğuk olan elektrolit ile temas ederek kanal çevresinde hızla katılaşır [226].



Şekil 5. 62 304/AA7075 kompozitinin mikro-ark oksidasyonu sonrası (a) XRD analizi sonucu, (b) yüzey SEM görüntüsü, (c) çerçeveli alanın (AA7075) mikroyapısı ve (d) kesikli çizgili alanın (304) mikroyapısı



Şekil 5. 63 304/AA7075 kompozitinin mikro-ark oksidasyonu sonrası kesit görüntüleri; (a) genel mikroyapısı, (b) a'daki ve (c) b'deki alanların büyütülmüş mikroyapıları

Mikro-ark oksidasyonu sonrası kompozitin kesit SEM görüntüleri Şekil 5.63'te verilmiştir. Görüntü analizi yazılımı vasıtasıyla yapılan ölçümlerde kalınlıklar, 304 tarafında, CrO_2 ve Fe_3O_4 oksitlerinden oluşan kaplama için 10 ila 38 µm aralığında değişirken, AA7075 tarafında, α-Al_2O_3 ve γ-Al_2O_3 fazlarından oluşan kaplama için ortalama 15 µm olarak belirlenmiştir. Paslanmaz çeliğin bazı bölgelerinde, kaplama ile altlık arasında yerel ayrılmalar meydana gelmesine rağmen (Şekil 5.63b ve Şekil 5.63c), kaplamanın geri kalanının, kompozit yüzeye iyi bir şekilde tutunduğu görülmektedir. Şekil 5.63a'da verilen noktalarda EDS analizi ile belirlenen element içeriği Çizelge 5.12'de verilmiştir. Kaplamanın 304 paslanmaz çelik kısmında (1 numaralı ölçüm), beklendiği şekilde, CrO_2 ve Fe_3O_4 fazlarının bir arada bulunduğunu doğrulayan bir element içeriği elde edilirken, AA7075 alaşımına güçlü bir şekilde bağlandığı görülen kaplamadan alınan EDS sonucunun da XRD bulgularıyla örtüştüğü görülmektedir. Al_2O_3 bileşimindeki bu oksit tabakada herhangi bir süreksizlik dikkat çekmemiştir. Bununla birlikte, özellikle paslanmaz çeliğin üzerindeki kaplama mikroyapısında, gözeneklilik ve çatlak içeren bölgeler bulunmaktadır.

Çizelge 5. 12 Şekil 5.63'te belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% atomca)

Nokta	Al	O	Fe	Cr
1	11,63	47,53	28,12	11,24
2	45,85	52,30	1,02	0,83
3	49,02	50,98	-	-

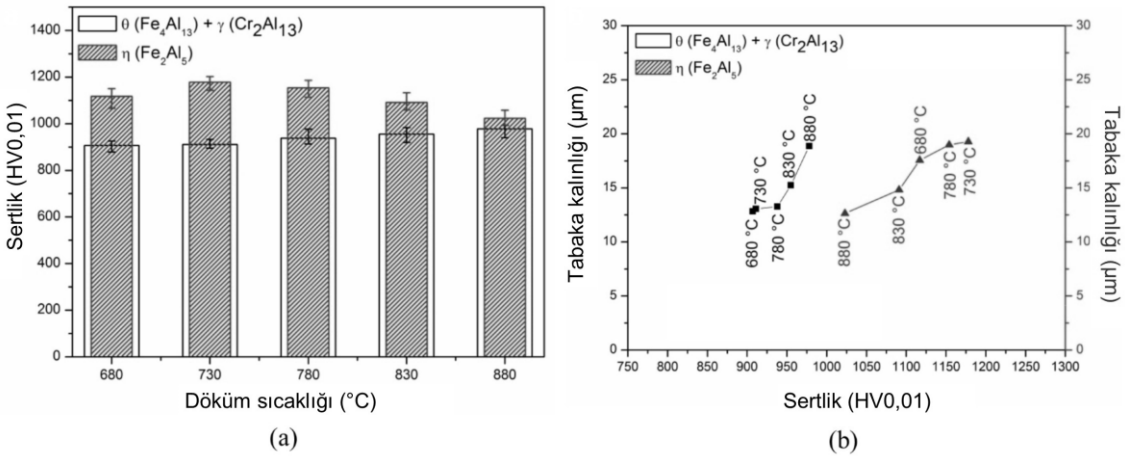
5.2.2 Sertlik ve Aşınma İncelemeleri

304 takviyeli AA7075 matrisli kompozitlerde döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen tabaka sertlikleri ve bu sertliklerin tabaka kalınlıkları ile ilişkisi Şekil 5.64'te verilmiştir. θ ve γ fazlarının bir arada bulunduğu çift katmanlı yapının sertliği, döküm sıcaklığına bağlı olarak sürekli artış gösterirken, η tabakasının sertliği, 730 °C'ye kadar artmış ve bu sıcaklıktan sonra belirgin şekilde azalmıştır.

Şekil 5.60'da verilen tabaka kalınlıkları ve Şekil 5.64a'da verilen tabaka sertlikleri, Şekil 5.64b'de bir arada verilmiştir. Arayüzeyde oluşan fazların kalınlık ve sertlik değerleri arasındaki doğrusal ilişki, Şekil 5.64b'de açıkça görülmektedir. AA7075 matrisli kompozitlerde oluşan ve içinde γ fazı çökelen θ sertliklerinin, A356 matrisli kompozitlerde oluşan ve γ içermeyen θ sertliklerinden daha yüksek olduğu saptanmıştır. Mikroyapıda γ fazının θ tabakası ile iç içe geçmiş yapısı nedeniyle (Şekil 5.56b), bu fazların sertlikleri ayrı ayrı ölçülememiştir. Buna karşın, Şekil 5.26 ve Şekil 5.64'te verilen sertlik sonuçları karşılaştırıldığında; γ oluşumunun, θ'nın orijinal sertliğini artırdığı anlaşılmaktadır. Liu vd. [181], θ ve γ'dan oluşan çift katmanlı yapının, arayüzeydeki gerilme konsantrasyonunu düşürerek ani sertlik artışını önleyeceğini ve 304 paslanmaz çelik ile AA7075 alaşımları arasındaki bağlanma özelliklerini iyileştireceğini belirtmişlerdir.

Döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen matris ve takviye fazı sertlikleri Çizelge 5.13'te verilmiştir. Takviye fazının sertliği, 234-247 HV0,01 arasında değişmekte olup, döküm sıcaklığından etkilenmemektedir. Matris fazında ise sıcaklık, doğrudan tane boyutuna etki ederek, sertliği azaltmaktadır. Yalnızca, 680 °C'de üretilen numunenin matris sertliği, içerdiği sıcak çatlaklardan ötürü, beklenen değerin altında elde edilmiştir.

Mikro-ark oksidasyonu ile kaplama işlemi sonrası ortalama yüzey sertliği, 1552 HV0,01 olarak ölçülmüştür. Farklı bölgelerden alınan kaplama sertlikleri, 1357-1728 HV0,01 aralığında değişmektedir. Sertlik aralığındaki genişlik, kaplama tabakasının birçok fazı aynı anda içermesinden kaynaklanmaktadır. Kaplama işlemiyle elde edilen en düşük sertlik bile, kompozit numunenin diğer tüm bileşenlerinin sertliğinden daha yüksek çıkmıştır.



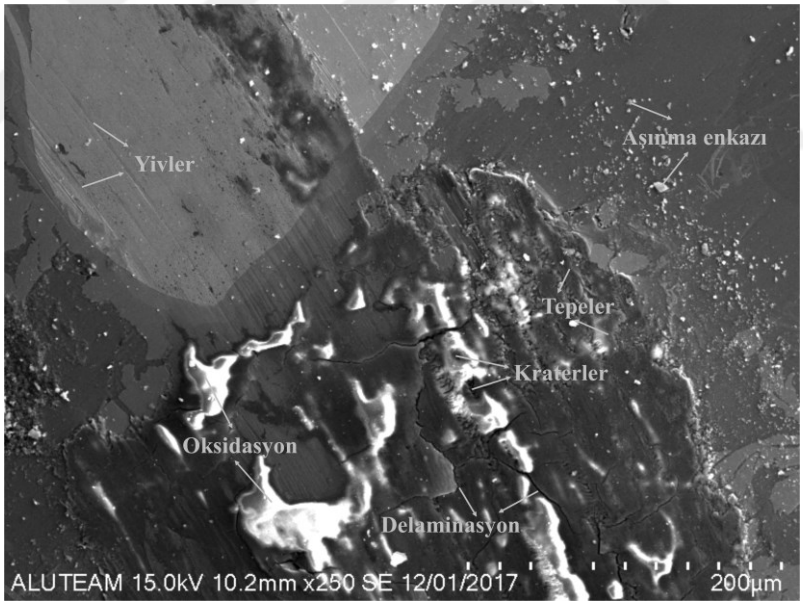
Şekil 5. 64 304/AA7075 kompozitlerinin döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen (a) tabaka sertlikleri ve (b) kalınlık-sertlik ilişkisi

Çizelge 5. 13 Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerde döküm sıcaklığına bağlı olarak değişen matris (AA7075) ve takviye (304) alaşımı sertlikleri

İşlem Değişkenleri (°C)	**Sertlik**	
	AA7075	**304**
680	78	238
730	87	247
780	83	243
830	76	234
880	63	237

304 takviyeli AA7075 matrisli kompozite ait karakteristik bir aşınma yüzeyi SEM görüntüsü Şekil 5.65'te görülmektedir. Döküm sıcaklığının AA7075 matrisli kompozitler üzerindeki etkisi, A356 matrisli kompozitler üzerindeki etkisiyle birebir aynı olduğu için,

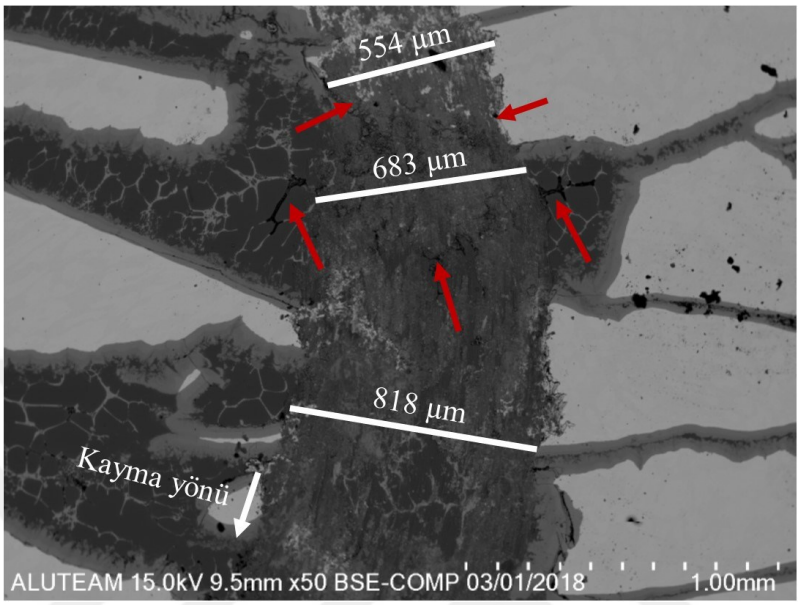
farklı döküm sıcaklıklarına ait aşınma yüzeyi SEM görüntüleri ayrı ayrı verilmemiştir. Mikroyapı üzerinde, abrazif aşınmanın belirtisi olan yivleri, adhezif aşınmanın belirtileri olan tepe ve kraterleri, oksidatif aşınmanın belirtisi olan beyaz tabakaları ve plastik deformasyonun belirtisi olan delaminasyon aşınmasını içeren bölgeler işaretlenmiştir. A356 matrisli kompozitlerde olduğu gibi, AA7075 matrisli kompozitlerde de, Al alaşımı yoğun şekilde plastik deformasyon ve adhezif aşınmaya maruz kalırken, paslanmaz çelik tarafındaki baskın mekanizma, abrazif aşınma olmuştur. Arayüzey fazları, kayma testi boyunca ciddi bir hasara uğramamış olup, hem 304 hem de AA7075 tarafında güçlü bağ yapısını korumuştur. Adhezif aşınma tabakasının, arayüzey fazlarının hemen altındaki bölgede birikme eğilimi gösterdiği görülmektedir. Buradan hareketle, arayüzeyde oluşan fazların, baskın aşınma mekanizmasını, adhezyondan abrazyona dönüştürdüğü söylenebilir. Ayrıca, şiddetli delaminasyona maruz kalan Al matrisinde görülen yoğun enkaz miktarı; aşınma enkazı ile delaminasyon arasındaki doğrusal ilişkiyi kanıtlar niteliktedir [138].



Şekil 5. 65 304/AA7075 kompozitinin karakteristik aşınma yüzeyi SEM görüntüsü

Üretim hatalarının aşınma dayanımına etkisini göstermek amacıyla, 830 °C'de üretilen 304 takviyeli AA7075 matrisli kompozitinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü Şekil 5.66'da verilmiştir. Aşınma testi boyunca meydana gelen arayüzey delaminasyonu yatay oklarla, test öncesi var olan ve testle birlikte miktarı daha da artan çekinti boşlukları ise düşey oklarla gösterilmiştir. Kayma yönü boyunca verilen aşınma izi genişliklerinden,

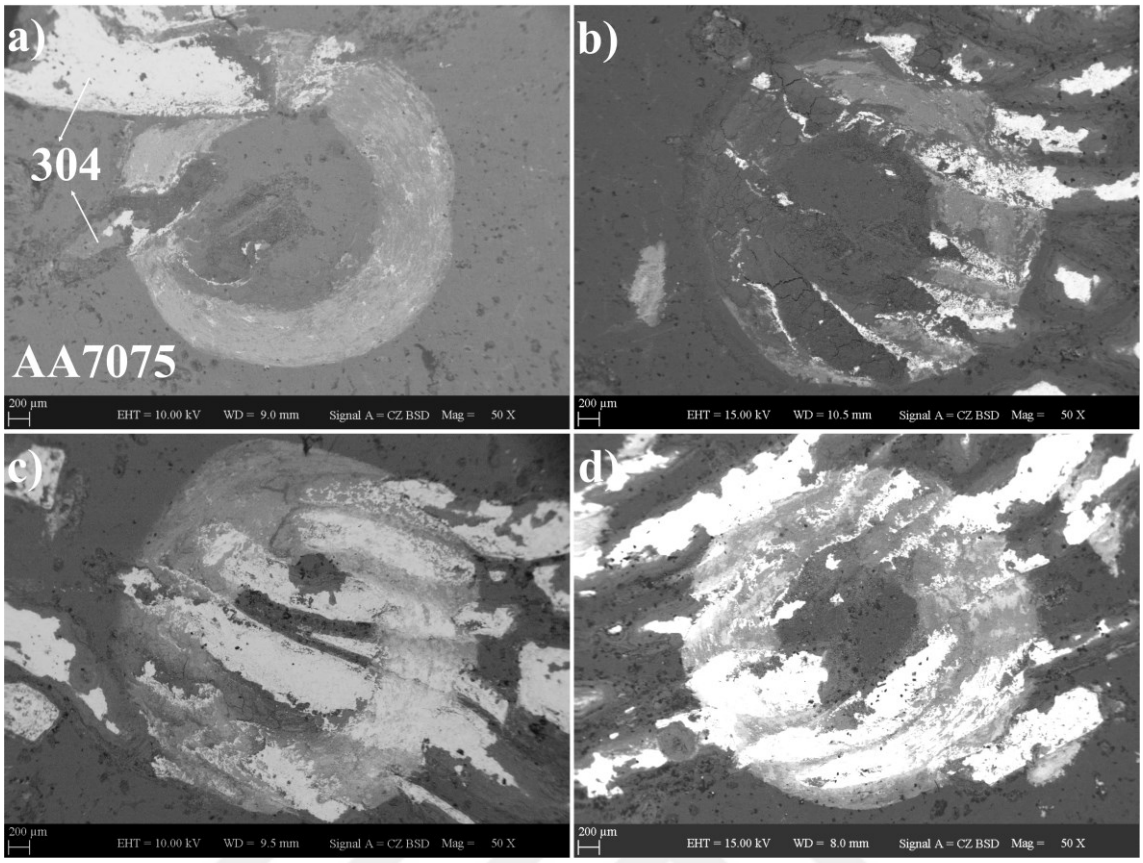
hem arayüzey delaminasyonunun, hem de çekinti boşluklarının, aşınma miktarını artırdığı açıkça görülmektedir. Şekil 5.66, iyi bir aşınma dayanımı eldesi için, minimum poroziteye ve arayüzeyde güçlü bağlanmaya sahip kompozit üretiminin gerekliliğini vurgulaması açısından önemlidir.



Şekil 5. 66 830 °C'de üretilen 304/AA7075 kompozitinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü

Çalışma kapsamında kompozit numunelere, mikro-ark oksidasyonu öncesi ve sonrasında, 1, 5, 10 ve 15 N yükler altında aşınma testleri yapılmıştır. Uygulanan yük, baskın aşınma mekanizmasında herhangi bir değişikliğe neden olmamıştır. Yalnızca, abrazif ve adhezif aşınma oranları, uygulanan yüke bağlı olarak artış göstermiştir. Uygulanan yükün etkisi, daha önce Şekil 5.35'te verilen etkinin aynısı olduğu için, farklı yükler altında gerçekleştirilen testlere ait aşınma yüzeyi SEM görüntüleri ayrıca verilmemiştir.

Mikro-ark oksidasyonu sonrası farklı yükler altında aşındırılan 304/AA7075 kompozitlerine ait aşınma yüzeyi SEM görüntüleri ise Şekil 5.67'de görülmektedir. İlk bakışta, uygulanan yük arttıkça aşınma iz genişliklerinin arttığı fark edilmektedir. Kompozitin α-Al_2O_3 ve γ-Al_2O_3 fazları ile kaplanmış AA7075 kısmında, adhezif bir aşınma tabakası oluştuğu görülmektedir. AA7075 tarafında adhezif aşınma baskın mekanizmayken, CrO_2 ve Fe_3O_4 ile kaplanmış 304 tarafındaki baskın mekanizma, abrazif aşınmadır.



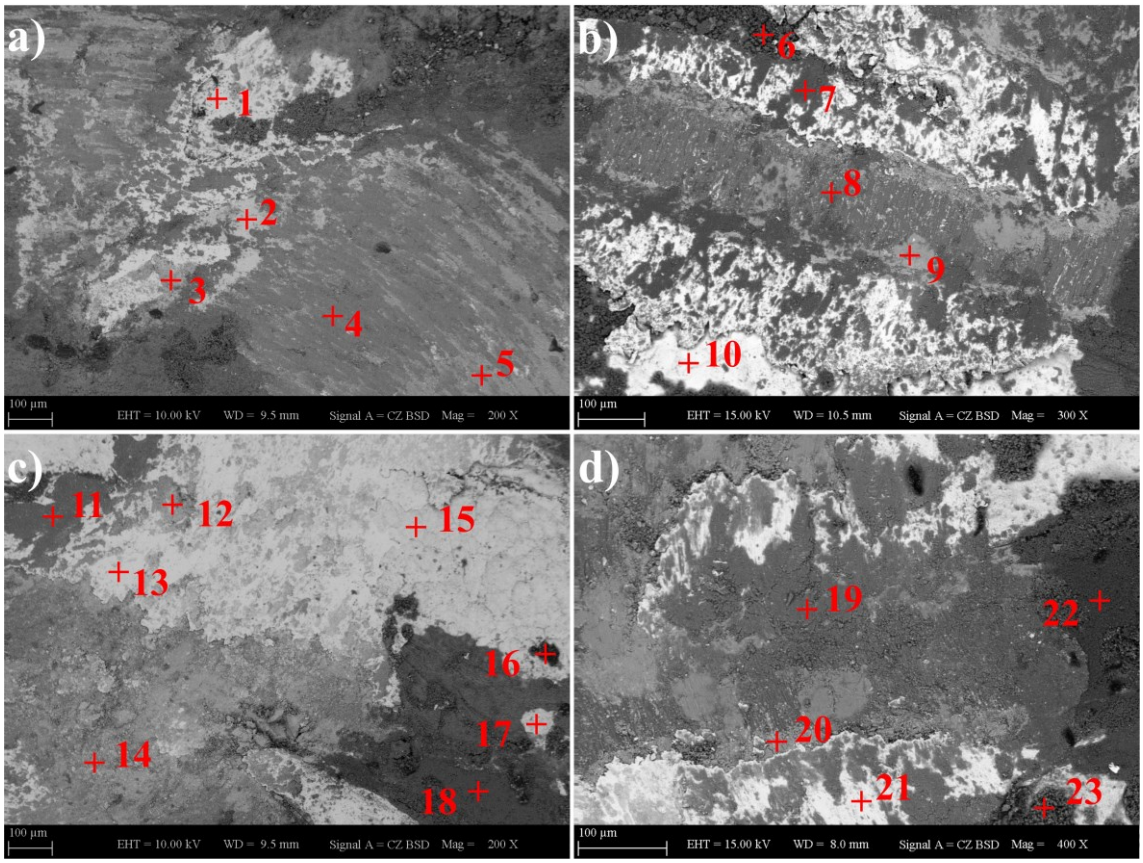
Şekil 5. 67 Mikro-ark oksidasyonu sonrası (a) 1 N, (b) 5 N, (c) 10 N ve (d) 15 N yükler altında aşındırılan 304/AA7075 kompozitlerinin düşük büyütme aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Mikro-ark oksidasyonu sonrası farklı yükler altında aşınma testine tabi tutulan 304 takviyeli AA7075 matrisli kompozitlerin EDS noktalarını da içeren yüksek büyütme aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.68'de, ilgili EDS sonuçları Çizelge 5.14'te verilmiştir.

1, 2 ve 3 numaralı ölçümler, 304 paslanmaz çeliğin farklı bölgelerinden alınmıştır. 1 numaralı ölçüm, Cr ve Fe'nin oksitleriyle kaplı paslanmaz çelik aşınma yüzeyinin olağan bileşimini verirken, 2 ve 3 numaralı ölçümler, sırasıyla, matrisin ve Al_2O_3 kaplamanın, 304 yüzeyine sıvandığını göstermektedir. Takviye bileşeninin, baskın mekanizma olan abrazif aşınmanın yanı sıra, yoğun bir adhezif aşınmaya da maruz kaldığı anlaşılmaktadır. 4 numaralı ölçüm, Al_2O_3 kaplamanın, 5 numaralı ölçüm ise AA7075 alaşımının bileşimini vermektedir.

Aşınma sırasında kaplamanın matristen ayrıldığı ve bunun sonucunda, Al_2O_3 ile kaplı bölgede, adhezif aşınmanın işaretleri olan tepe ve kraterlere rastlandığı söylenebilir.

6, 7 ve 8 numaralı ölçümler, Al_2O_3 ile kaplanmış AA7075 alaşımının farklı bölgelerinden alınmıştır. Bu üç bölgedeki en önemli farklılık, O bileşimlerinde meydana gelmiştir. Matristen kopan parçalarda (6 ve 7 numara) O içeriği fazlayken, kaplamanın adhezif aşınma ile taşındığı çıplak matris yüzeyinde (8 numara), O içeriği düşüktür. 9 numaralı ölçüm, arayüzey tabakasından alınmıştır. Bu bölgenin, 6, 7 ve 8 numaralı ölçümlere göre daha az O içermesi, arayüzey fazlarının oksidasyona karşı göstermiş olduğu bariyer etkisini kanıtlar niteliktedir. 10 numaralı ölçüm, yalnızca abrazif aşınma etkisi altında aşınan 304 paslanmaz çeliğe aittir. Bu bölgede, AA7075'e ait herhangi bir alaşım elementine veya O atomuna rastlanmamıştır.



Şekil 5. 68 Mikro-ark oksidasyonu sonrası (a) 1 N, (b) 5 N, (c) 10 N ve (d) 15 N yükler altında aşındırılan 304/AA7075 kompozitlerinin EDS analiz noktalarını içerir yüksek büyütme aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

14 numaralı ölçüm hariç, 11-16 numaralı EDS ölçümlerinin tamamı, CrO_2 ve Fe_3O_4 ile kaplanmış 304 alaşımından alınmıştır. 11 ve 12 numaralı ölçümler, 7 numaralı ölçüme benzer şekilde, matristen kopup paslanmaz çeliğe sıvanan parçaları temsil etmektedir. 13 ve 15 numaralı ölçümlerdeki en önemli farklılığın, Al bileşiminde olduğu

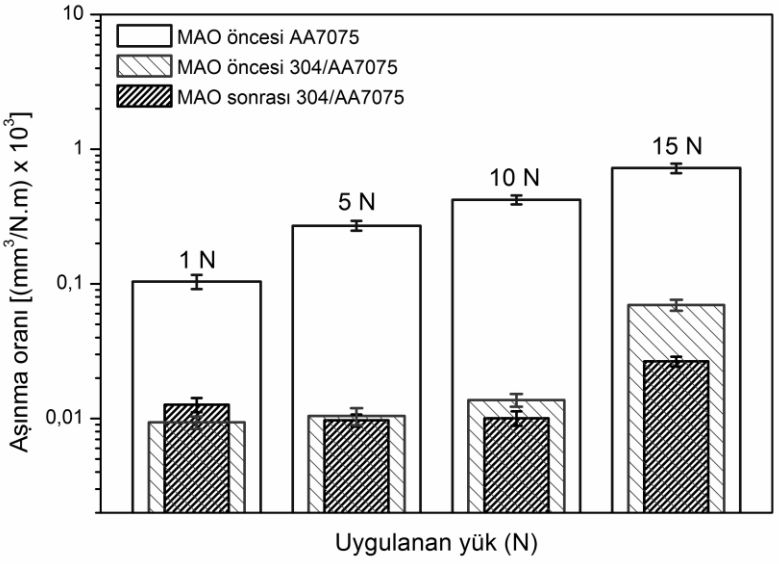
görülmektedir. Mikroyapılarında aynı karakteristik özellikleri sergileyen bu iki noktadan birinde önemli ölçüde Al bulunurken, diğeri hiç Al atomu içermemektedir. İki noktanın bileşimleri arasındaki bu farklılık, 304 tarafında meydana gelen adhezif aşınmanın bir diğer kanıtı olarak sayılabilir. 14 numaralı ölçümün, AA7075 alaşımının olağan bileşiminde olduğu tespit edilmiştir. 16 numaralı ölçümdeki yüksek C ve O bileşimi, yüksek yük altında paslanmaz çeliğin yerel olarak delaminasyona maruz kaldığını göstermektedir. 17 numaralı ölçüm, 304 alaşımından aşınma sırasında kopan bir parçadan alınmıştır ve büyük ihtimalle bu parça, bulunduğu yere, 16 numaralı ölçümün alındığı, delaminasyona uğramış bölgeden göç etmiştir. EDS sonuçlarına göre, 18 numaralı ölçüm, 4 numaralı ölçüme benzer şekilde, Al_2O_3 kaplamanın bileşimini vermektedir.

19-23 numaralı ölçümler, sırasıyla, AA7075, arayüzey fazı, 304, Al_2O_3 kaplama ve adhezif aşınma tabakasından alınmıştır. EDS sonuçlarına göre, yük 15 N'a çıkarıldığında, matristeki baskın adhezyon, yerini oksidasyona bırakmaktadır. Arayüzey tabakasının, olması gerekenden fazla Al içerdiği tespit edilmiştir. Al miktarındaki fazlalık, adhezif aşınmanın meydana geldiğini göstermektedir. 21 numaralı ölçümün sonuçları, 10 numaralı ölçüm sonuçlarıyla neredeyse aynıdır. 304 paslanmaz çelik, yalnızca abrazif aşınmaya maruz kalmıştır. 22 numaralı ölçümde yer alan Al_2O_3 kaplama, yalnızca Al ve O atomlarından oluşmaktadır. Artan yüke rağmen, kaplama, kendisini şiddetli aşınma koşullarından korumuştur. Aşınma yüzeyi SEM görüntülerinden, mikro-ark oksidasyonu işleminin, özellikle yüksek yüklere karşı başarılı sonuçlar verdiği çıkarımı yapılabilir.

Şekil 5.69, AA7075 alaşımını 304 ile takviyelendirmenin ve sonrasında mikro-ark oksidasyonu ile kaplamanın aşınma oranına etkisini, uygulanan yüke bağlı olarak vermektedir. İlk bakışta, takviyesiz AA7075 alaşımı ve 304/AA7075 kompoziti için, uygulanan yük arttıkça, aşınma oranının arttığı söylenebilir. 304 takviyesinin, AA7075 alaşımının aşınma dayanımını dramatik şekilde artırdığı görülmektedir. Buna karşılık, kompozit numune, artan yükten çok fazla etkilenmektedir. 15 N yük altındaki numunenin aşınma oranı, 10 N yük altındaki numunenin aşınma oranına göre 5 kat artmıştır. Aynı kompozitin yüzeyi, mikro-ark oksidasyonu ile kaplandığında, 15 N yük altındaki aşınma miktarı, yaklaşık %60 oranında azalmıştır.

Çizelge 5. 14 Şekil 5.68'de belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% atomca)

Nokta	C	O	Fe	Al	Cr	Zn	Mg	Diğer
1	2,48	21,72	32,81	4,26	29,51	-	-	Kalan
2	-	3,51	3,49	82,21	-	1,73	3,08	Kalan
3	8,09	63,70	10,69	8,33	6,29	-	-	Kalan
4	-	50,10	-	46,51	-	1,50	1,89	Kalan
5	-	-	-	94,27	-	2,42	3,32	Kalan
6	-	43,10	10,50	43,10	3,30	-	-	Kalan
7	-	62,90	5,60	29,40	2,10	-	-	Kalan
8	-	11,50	1,50	64,80	-	9,60	9,30	Kalan
9	-	11	36,10	44,80	9,10	-	-	Kalan
10	-	-	70,90	1,10	26,70	-	-	Kalan
11	-	67,16	3,09	25,11	3,90	0,24	0,50	Kalan
12	-	36,50	10,64	41,17	11,19	-	-	Kalan
13	-	8,89	38,85	-	38,96	-	-	Kalan
14	-	2,09	-	93,50	-	1,83	2,59	Kalan
15	-	39,60	11,97	29,18	13,69	0,48	0,81	Kalan
16	44,19	41,83	-	13,98	-	-	-	Kalan
17	0,47	24,95	38,53	1,92	30,02	-	-	Kalan
18	0,86	53,83	-	43,54	-	0,25	1,53	Kalan
19	-	59,70	12,80	23,30	4,30	-	-	Kalan
20	-	6,30	7,20	78,40	8,10	-	-	Kalan
21	-	-	69,50		22,70	-	-	Kalan
22	-	55,40	-	44,60		-	-	Kalan
23	-	47,50	13,30	35,10	4,10	-	-	Kalan



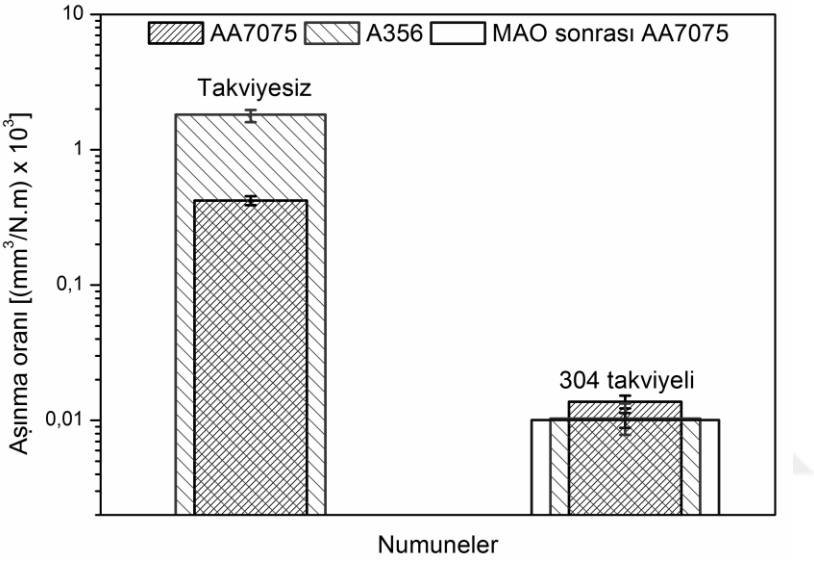
Şekil 5. 69 Takviyesiz AA7075 alaşımının ve 304/AA7075 kompozitlerinin mikro-ark oksidasyonu öncesi ve sonrası uygulanan yüke bağlı olarak değişen aşınma oranları

Mikro-ark oksidasyonu ile yüzeyi kaplanmış numuneler, 5, 10 ve 15 N yükler altında daha iyi aşınma dayanımına sahipken, 1 N yük altında, kaplanmamış numuneden daha kötü aşınma dayanımı sergilemektedir. Bunun nedeni, tekrarlı sürtünme hareketinden kaynaklanan yüksek temas gerilmesinin, geniş alanlarda plastik deformasyona neden olmasıdır [228]. Plastik deformasyon gerçekleştikten sonra, bahsi geçen temas gerilmesi azaldığı için, plastik deformasyona daha önce maruz kalan 5 N yük altındaki numunenin aşınma oranının, 1 N yük altındaki numunenin aşınma oranından düşük çıktığı düşünülmektedir. İkinci bir olasılık da, artan yük ile birlikte adhezif aşınmada meydana gelen azalmadır. En iyi aşınma dayanımı, 5 N yük altında aşınan numunede elde edilmiştir. Kaplanmış ve kaplanmamış numunelerin aşınma oranları arasındaki fark, artan yükle birlikte artmaktadır. Mikro-ark oksidasyonunun, 304 takviyeli AA7075 matrisli kompozitlerin aşınma dayanımını, özellikle şiddetli aşınma koşullarında geçerli olmak üzere, iyileştirdiği belirlenmiştir [229].

Şekil 5.47a ve Şekil 5.69'da verilen aşınma oranlarından elde edilen Şekil 5.70'te; döküm sıcaklığı 730 °C olan numunelerin 10 N yük altındaki aşınma oranları, matrise göre karşılaştırılmaktadır. Takviyesiz AA7075 alaşımının sertliği, A356 alaşımından daha yüksek olduğu için, bu alaşımın aşınma oranı daha düşük çıkmıştır. Alaşımlar, 304 paslanmaz çelik talaşları ile bir araya gelip kompozit oluşturduklarında ise durum tersine dönmektedir. AA7075 alaşımının sahip olduğu geniş katılaşma aralığı, sıcak

çatlak oluşumuna; dökülebilirliğinin zayıf olması, matriste çekinti boşluklarına ve alaşım elementi miktarındaki fazlalık, θ fazı ile birleşme bölgelerinde Kirkendall boşluklarına yol açtığından, AA7075 matrisli kompozitlerin aşınma oranı daha yüksek çıkmaktadır.

Mikro-ark oksidasyonu vasıtasıyla matris yüzeyinin α-Al_2O_3 ve γ- Al_2O_3 fazları tarafından kaplanması, AA7075 alaşımındaki olumsuz koşulları dengeleyerek, 304/AA7075 kompozitlerinin aşınma oranını, 304/A356 kompozitleriyle eşit hale getirmiştir. Aynı yöntemle kaplama yapılarak, 304 takviyeli A356 matrisli kompozitlerin aşınma dayanımını daha da iyileştirmek mümkündür.



Şekil 5. 70 730 °C'de üretilen A356 ve AA7075 alaşımlarının ve 304 takviyeli kompozitlerinin 10 N yük altındaki aşınma oranları

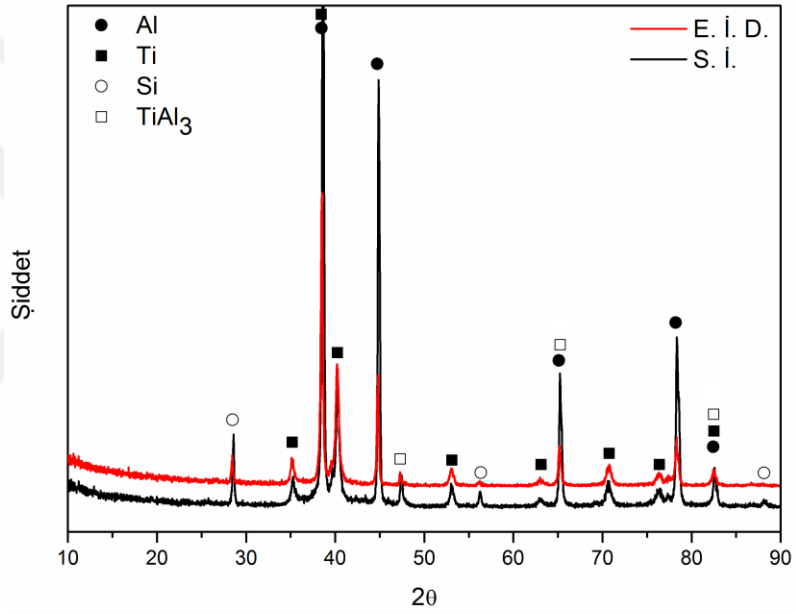
5.3 Saf Ti Takviyeli A356 Matrisli Kompozitler

Saf Ti takviyeli A356 matrisli kompozit üretimi, 304/A356 metal çifti kullanılarak yapılan çalışmalarda belirlenen optimum döküm ve kalıp pişirme üst sıcaklıkları kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Ti/A356 kompozitlerinde ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemi için işlem parametreleri, takviye hacimsel oranı [230] ve preform ön ısıtma süresidir. Çalışma kapsamında, üretim sonrası yapılan T6 ısıl işleminin ve sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminin [231] kompozit özelliklerine etkisi incelenmiştir. Sıkıştırmalı infiltrasyon, yalnızca, 304/A356 kompozitinde en iyi sonuç veren sıcaklık ve sürede gerçekleştirilmiştir.

5.3.1 Fazların Belirlenmesi

Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerine ait XRD analiz sonuçları Şekil 5.71'de verilmiştir. XRD sonuçlarına göre, kompozit yapıda, Al, Si, Ti (JCPDS; 03-065-3362) ve $TiAl_3$ (JCPDS; 03-065-0429) fazları oluşmuştur. Al ve Si pikleri, A356 alaşımının, α-Al ve ötektik fazlarından oluşması nedeniyle elde edilmiştir. Kompozit üretimlerinin gerçekleştiği 730 °C'de, Ti herhangi bir allotropik dönüşüm göstermediği için, elde edilen Ti pikleri, α-Ti fazına aittir. Ti ile Al arasında gerçekleşen reaksiyon sonucunda arayüzeyde oluşan fazın $TiAl_3$ olduğu saptanmıştır. Üretim tekniği, oluşan fazlarda herhangi bir değişikliğe neden olmamıştır.

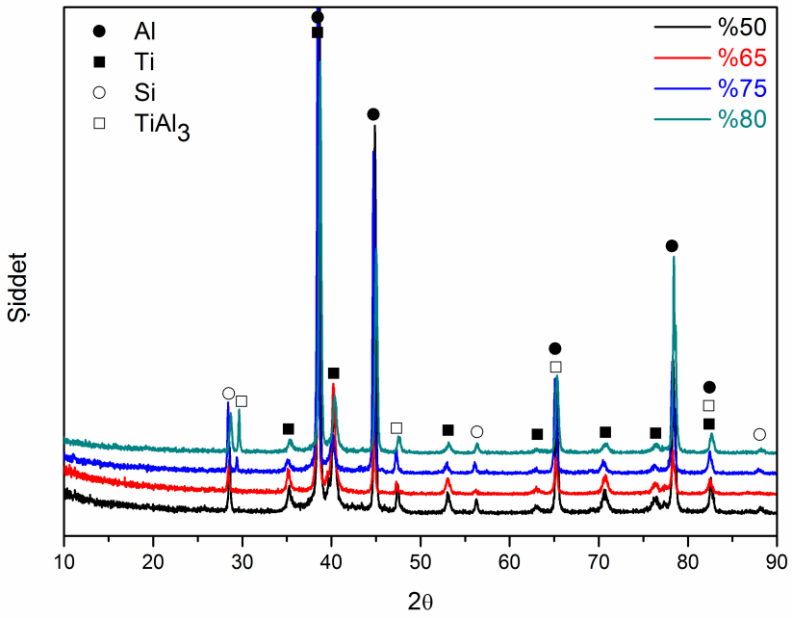


Şekil 5. 71 Farklı yöntemlerle üretilmiş Ti/A356 kompozitlerinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonuçları (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon)

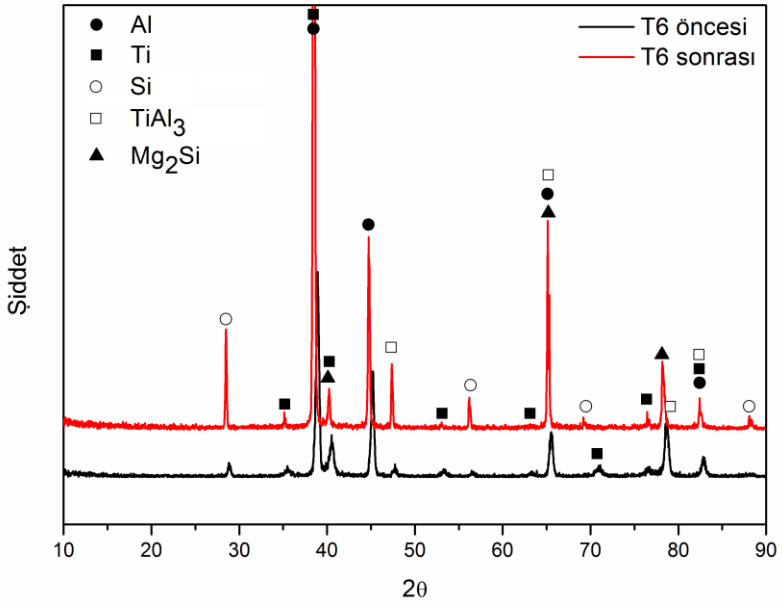
Ti/A356 kompozitlerinde oluşan fazlara farklı Ti oranlarının etkisi, Şekil 5.72'de verilen XRD sonuçlarıyla belirlenmiştir. Oluşan fazlar, tüm takviye miktarları için aynı olmakla birlikte, %75 ve %80 Ti içeren kompozitlerde, α-Ti'ye ait bazı pik şiddetleri azalmış ve yeni $TiAl_3$ pikleri elde edilmiştir. Buradan hareketle, kompozit yapıdaki Ti yüzdesi arttıkça, $TiAl_3$ oluşumunun belirginleştiği söylenebilir.

Şekil 5.73, T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrasında, Ti/A356 kompozitlerinin XRD analiz sonuçlarının bir karşılaştırmasını vermektedir. 304/A356 kompozitlerine benzer şekilde, T6 işlemi sonrası, Ti takviyeli A356 matrisli kompozitlerde de, gerçekleşen

çökelme sertleşmesi sonucu, sertleşmenin asıl kaynağı olan β-Mg_2Si çökeltilerinin pikleri elde edilmiştir.



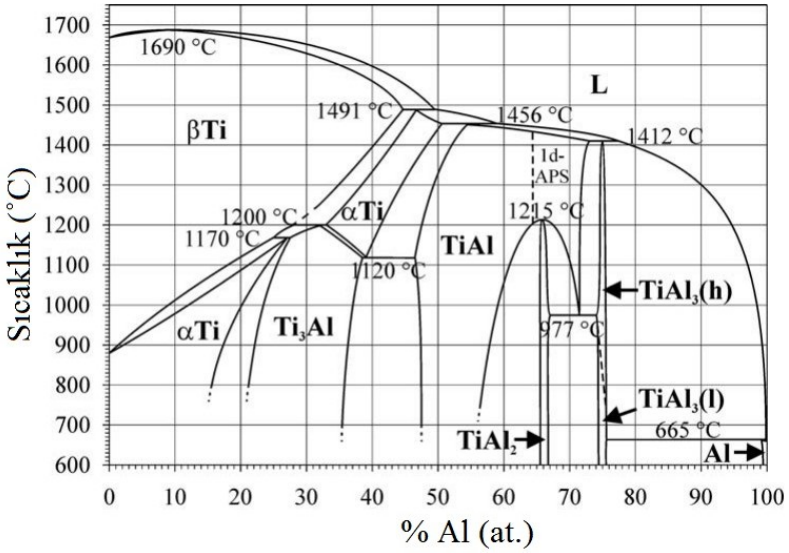
Şekil 5. 72 Farklı Ti oranlarına sahip Ti/A356 kompozitlerinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonuçları



Şekil 5. 73 T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrası Ti/A356 kompozitlerinin XRD analiz sonuçları

Şekil 5.74'te verilen Ti-Al faz diyagramına göre [232], ergiyik A356 alaşımı, katı haldeki Ti atomlarıyla etkileşime girdiğinde, oluşacak ilk reaksiyon fazı $TiAl_3$ fazıdır. XRD sonuçları genel olarak değerlendirildiğinde, A356 ergiyiğinin, her iki yöntemde de, $TiAl_3$

oluşumunu sağlayacak kadar uzun; $TiAl_2$ veya TiAl gibi diğer Ti-Al intermetaliklerinin oluşumuna izin vermeyecek kadar kısa sürede katılaştığı sonucuna varılabilir. Olası Ti-Al bileşiklerinin kristal yapılarındaki farklılıklar nedeniyle oluşabilecek herhangi bir problemle karşılaşmamak için, arayüzeyde tek fazlı $TiAl_3$ oluşumu tercih edilmiştir.



Şekil 5. 74 Ti-Al faz diyagramı [232]

5.3.2 Mikroyapıların İncelenmesi

Ti/A356 bimetal kompozitlerinin, her iki yöntemle üretimleri sonucu oluşan mikroyapıları, Şekil 5.75'te verilmiştir. Her iki üretim tekniğinde, güçlü bir arayüzey bağı elde edilmiştir.

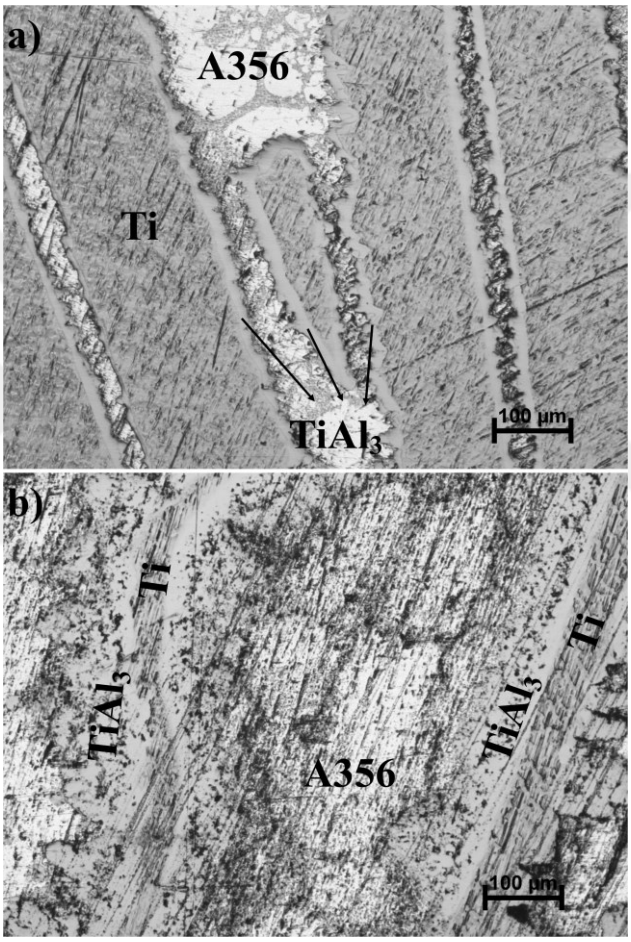
Arayüzeydeki bağlanmayı, ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminde, Şekil 4.5'te verilen vakum ortamı sağlarken, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde, Şekil 4.6'da görülen üst kalıbın, preform yüzeyine uyguladığı basınç sağlamaktadır. Ayrıca, üst kalıbın numuneye uyguladığı bu basınç, Şekil 5.75b'de Al matrisinde görülen deformasyon tekstürünü ortaya çıkarmıştır.

Homojen ve sürekli bir $TiAl_3$ tabakası, bütün Al/Ti arayüzeylerinde oluşmuştur. Üretim yöntemi, homojenliği ve sürekliliği etkilememekle beraber, nihai yapıdaki $TiAl_3$ miktarını önemli ölçüde değiştirmiştir.

Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozit mikroyapısında (Şekil 5.75b), neredeyse tüm Ti talaşlarının, Al atomlarının difüzyonu sonucu oluşan $TiAl_3$ tarafından

kaplandığı görülmektedir. A356 alaşımı, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde, ergiyik halini çok daha uzun süreler boyunca koruduğu için, $TiAl_3$ miktarında meydana gelen artış, beklenen bir sonuçtur.

Şekil 5.75a'daki ince bir $TiAl_3$ ile çevrelenmiş olağan α-Ti miktarına karşılık, Şekil 5.75b'de, ince α-Ti fazını, kalın ve sürekli bir $TiAl_3$ tabakası çevrelemektedir. Buradan hareketle, ergiyik Al alaşımının katı Ti atomlarıyla teması sonucu, $TiAl_3$ fazının α-Ti içerisinde büyüdüğü anlaşılmaktadır.



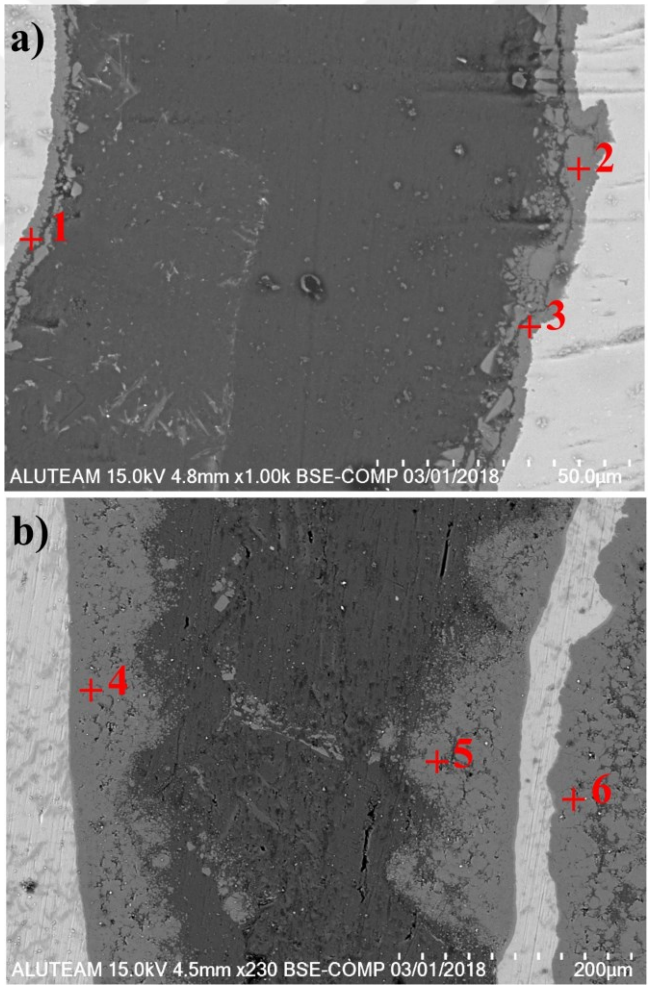
Şekil 5. 75 (a) Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve (b) sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin optik mikroskop görüntüleri

Üretim öncesi aynı oranda Ti ilave edilen kompozitlerin nihai yapısı, üretim tekniğine bağlı olarak farklılık göstermektedir. Kompozit bileşenlerinin nihai hacimsel oranlarını belirlemek amacıyla, görüntü analizi yazılımı vasıtasıyla alınmış 10 farklı ölçümün ortalama sonuçları, Çizelge 5.15'te her iki yöntem için ayrı ayrı verilmiştir. Sıkıştırmalı infiltrasyon tekniğindeki uzun katı/sıvı etkileşimi nedeniyle, takviye bileşeninin büyük çoğunluğu, $TiAl_3$'e dönüşmüştür.

Farklı yöntemlerle üretilen Ti/A356 bimetal kompozitlerinin EDS noktalarını içerir SEM görüntüleri Şekil 5.76'da, ilgili EDS sonuçları Çizelge 5.16'da verilmiştir. Görüntülerde, döküm veya infiltrasyona dair herhangi bir kusura rastlanmamıştır.

Çizelge 5. 15 Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon teknikleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinde oluşan fazların hacimsel oranları

Oluşan fazlar	**Hacimsel oranları (%)**	
	Ergiyik infiltrasyonlu döküm	**Sıkıştırmalı infiltrasyon**
α-Al + Si	24,21	23,05
α-Ti	73,77	36,39
$TiAl_3$	2,02	40,56



Şekil 5. 76 (a) Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve (b) sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin EDS noktalarını içerir SEM görüntüleri

1, 2 ve 3 numaralı ölçümler, ergiyik infiltrasyonlu dökümle; 4, 5 ve 6 numaralı ölçümler ise, sıkıştırmalı infiltrasyonla üretilmiş numuneden alınmıştır. EDS sonuçlarında dikkat çekici bir nokta, $TiAl_3$ fazının farklı noktalarında, alaşım elementlerinin yaklaşık olarak aynı miktarlarda bulunmasıdır. Bu sonuçlar, arayüzeyde oluşan $TiAl_3$ tabakasının homojen büyüdüğünün açık bir kanıtıdır.

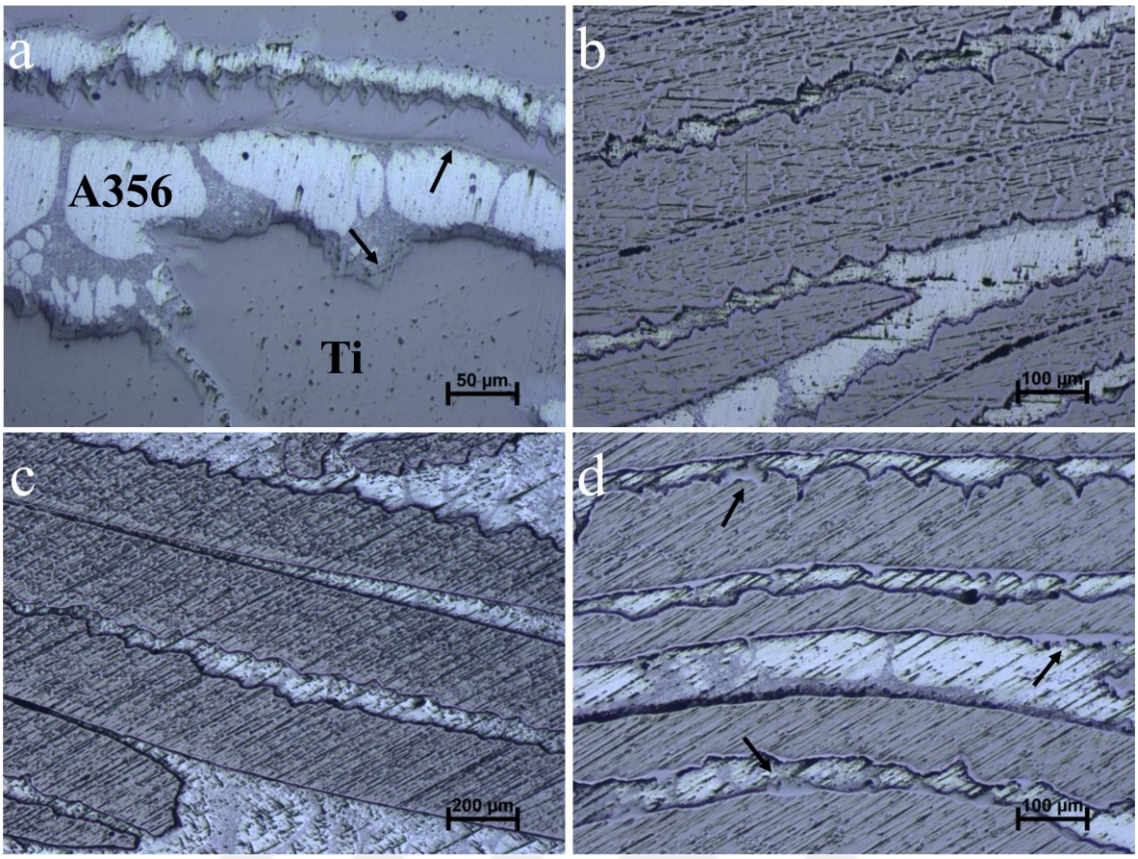
Dikkat çekici diğer bir nokta ise, farklı üretim yöntemlerinde, $TiAl_3$ tabakasının içerdiği Si oranlarında meydana gelen kayda değer değişimdir. Daha uzun katılaşma süresi nedeniyle daha uzun süre yayınan Si atomları, sıkıştırmalı infiltrasyonla üretilen numune arayüzeyinde daha fazla miktarda bulunmaktadır.

Çizelge 5. 16 Şekil 5.76'da belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% ağırlıkça)

Nokta	Al	Si	Ti
1	58,05	7,77	34,18
2	57,46	8,11	34,43
3	59,22	8,02	33,76
4	58,65	9,05	32,30
5	58,56	9,28	32,16
6	57,78	9,70	32,52

Farklı sürelerde ön ısıtılmış preformlar ile ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen Ti/A356 bimetal kompozitlerinin genel mikroyapısı, Şekil 5.77'de verilmiştir. Vakum desteği, Ti talaşları arasındaki en dar bölgelere dahi, A356 ergiyiğinin başarılı bir şekilde ulaşmasına olanak sağlamıştır.

Arayüzeyde oluşan intermetalik fazlar, Şekil 5.77a ve Şekil 5.77d'de oklar vasıtasıyla belirtilmiştir. Ön ısıtma işlemi uygulanmayan numunede oluşan arayüzey fazının, 240 dk boyunca ön ısıtılmış preform kullanılarak üretilen kompozitte oluşan arayüzey fazına kıyasla, daha sürekli bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Buna karşılık, ön ısıtma uygulanmış numunede oluşan reaksiyon fazı, çok daha kalındır. Şekil 5.77b ve Şekil 5.77c'de ise, Al alaşımı ile saf Ti arasında, yalnızca mekanik bir birleşme meydana gelmiştir.



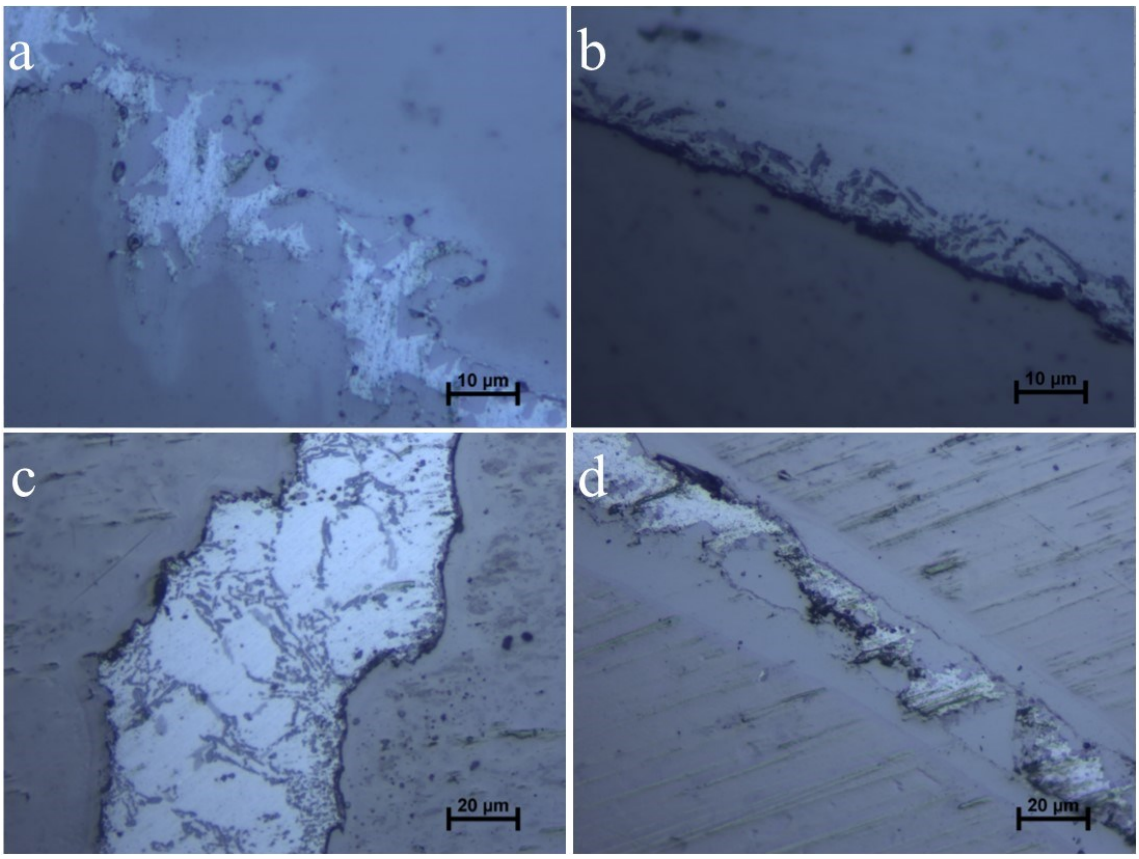
Şekil 5. 77 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin düşük büyütme optik mikroskop görüntüleri (oklar, arayüzeyde oluşan $TiAl_3$ tabakalarını göstermektedir)

Preform ön ısıtma süresine bağlı olarak değişen mikroyapılar, Şekil 5.78'de yüksek büyütmede verilmiştir. Oluşan $TiAl_3$ tabakaları ve intermetalik oluşmayan bölgeler, bu görüntülerde çok daha net bir şekilde görülmektedir.

Ön ısıtılmamış numunede, döküm sırasında preform oda sıcaklığında olduğu için, ergiyik ile preform arasındaki sıcaklık farkı fazladır. Tüm numuneler düşünüldüğünde, en hızlı katılaşmanın bu numunede gerçekleşeceği açıktır. Buna karşın, kompozit bileşenleri, katılaşma öncesi birbirleri içerisine yayınmak için yeterli zamanı bulmuş ve $TiAl_3$ fazını oluşturmuştur. Bu numune, ön ısıtma işleminden geçmediği için, fırın atmosferinde oksitleyici bir ortama maruz kalmamıştır.

30 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen numunelerde (Şekil 5.78b ve Şekil 5.78c), arayüzeyi boylu boyunca çevreleyen oksit tabakaları açıkça görülmektedir. Oksitler, döküm öncesi fırın atmosferinde Ti üzerinde büyümüş ve infiltrasyon sırasında Al ile Ti arasındaki etkileşimi engellemiştir.

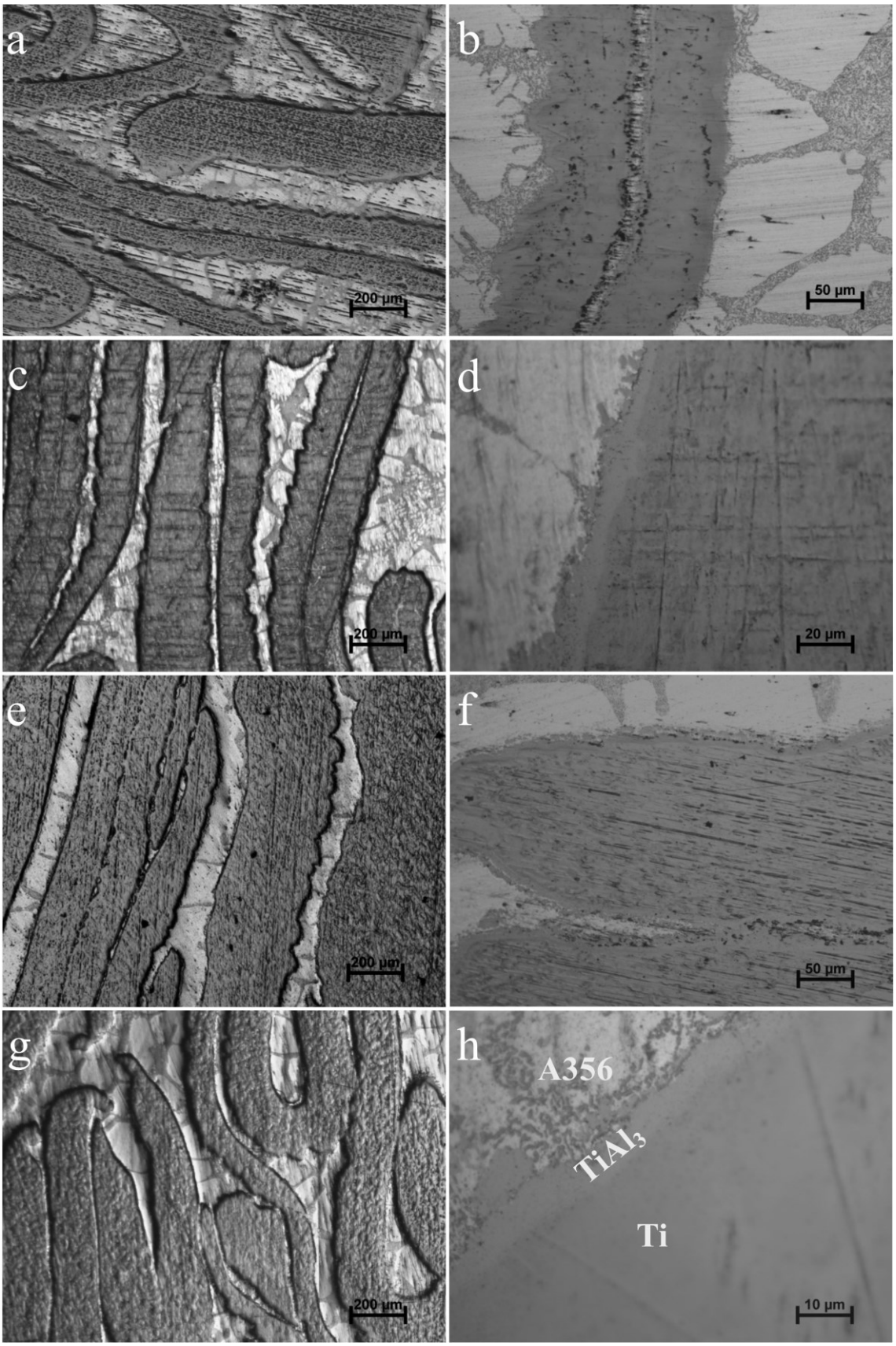
Ön ısıtma süresi 240 dk'ya ulaştığında ise, oksit tabakanın kalınlığı aşırı arttığı için, tabaka kırılgan hale gelmiştir. Ergiyik A356 alaşımı, preform üzerine döküldüğünde, Ti yüzeyinde büyüyen oksit tabakalarının parçalanarak, difüzyona yeniden izin verdiği düşünülmektedir. Bu kez, preform ile ergiyik arasındaki sıcaklık farkı da çok az olduğu için, katı/sıvı etkileşimi uzun sürmüş ve ön ısıtılmamış preform ile üretilen numunede 4,67 µm olarak ölçülen ortalama $TiAl_3$ kalınlığı, 240 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunede 10,51 µm'a yükselmiştir.



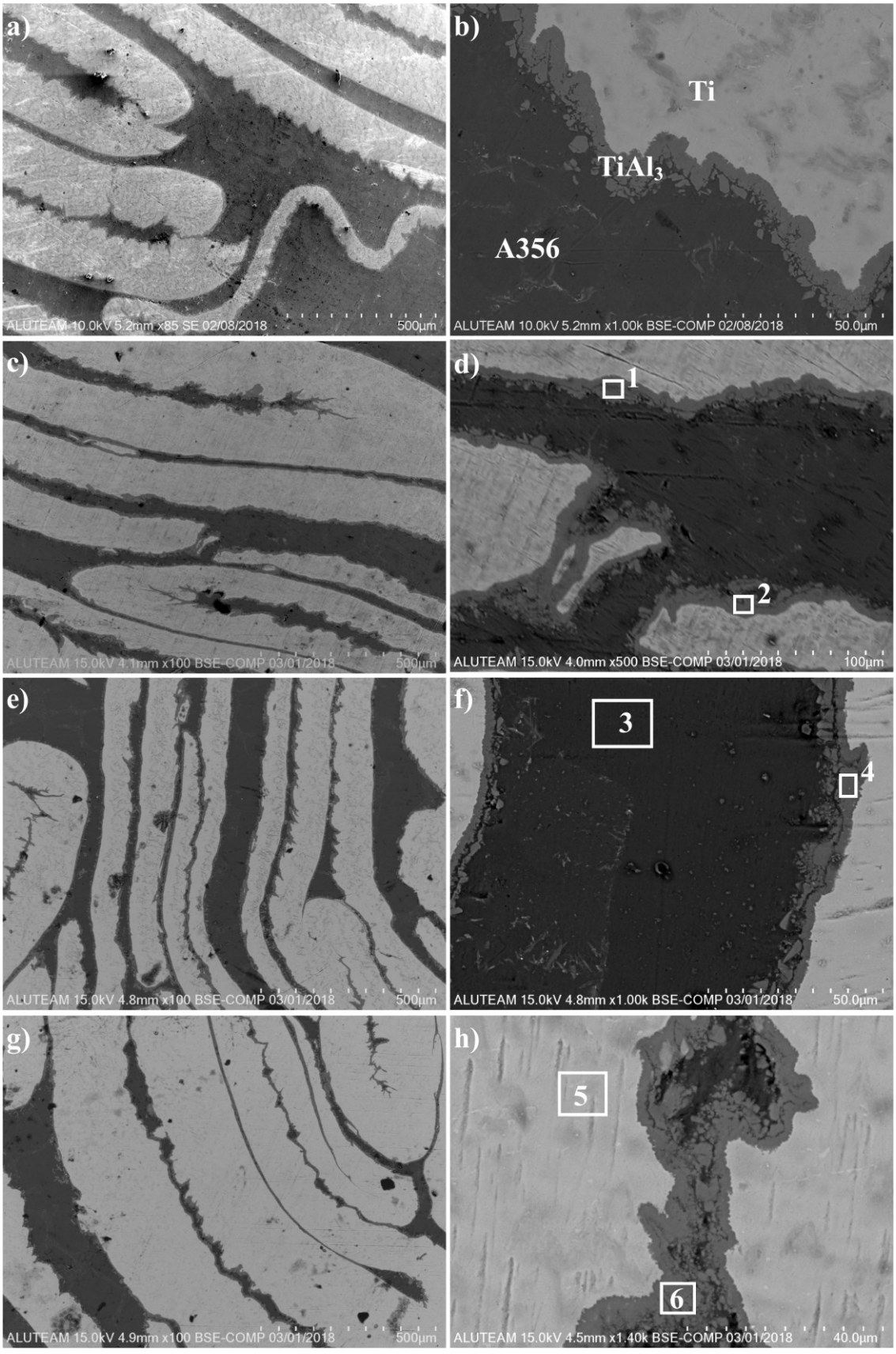
Şekil 5. 78 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin yüksek büyütme optik mikroskop görüntüleri

Preform ön ısıtma işlemi, A356 matrisine saf Ti takviyesi için, 304 paslanmaz çelikte yarattığı etkiyi yaratamamıştır. Ti'nin O afinitesinin paslanmaz çeliğe göre yüksek olması, Ti talaş yüzeylerinin hızlı bir şekilde pasif oksit filmiyle kaplanmasına neden olmuştur [233], [234].

Difüzyonu hızlandırmak için tasarlanan preform ön ısıtma işlemi, difüzyonu engelleyici etki gösterdiği için, Ti/A356 bimetal kompozitleri için preform ön ısıtma işlemi uygun görülmemiştir.



Şekil 5. 79 (a-b) %50, (c-d) %65, (e-f) %75 ve (g-h) %80 oranında saf Ti içeren Ti/A356 kompozitlerinin düşük ve yüksek büyütme optik mikroskop görüntüleri



Şekil 5. 80 (a-b) %50, (c-d) %65, (e-f) %75 ve (g-h) %80 oranında saf Ti içeren Ti/A356 kompozitlerinin EDS bölgelerini içerir düşük ve yüksek büyütme SEM görüntüleri

Çizelge 5. 17 Şekil 5.80'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

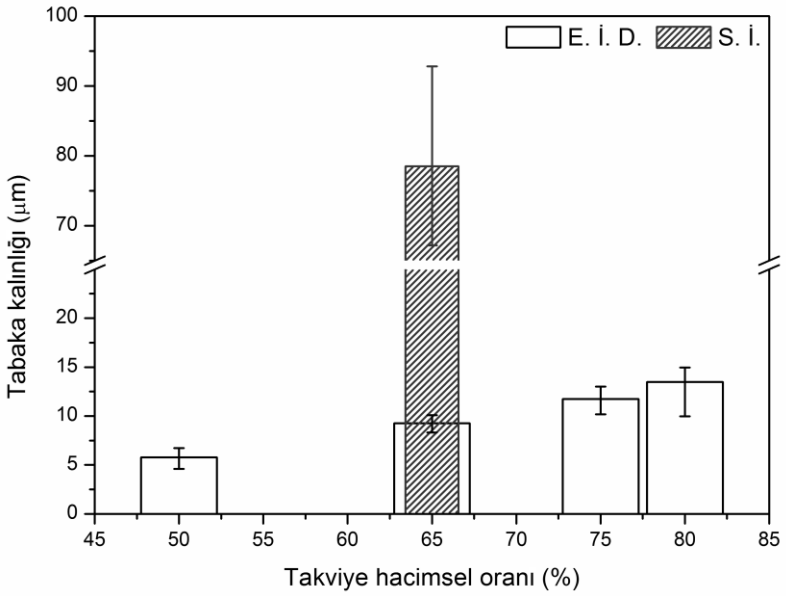
Nokta	Al	Si	Ti
1	53,39	9,15	37,46
2	56,02	8,37	35,61
3	91,41	8,22	0,37
4	57,46	8,11	34,43
5	0,23	-	99,77
6	58,30	7,95	33,75

Hacimsel olarak farklı Ti oranlarına sahip Ti/A356 kompozitlerinin düşük ve yüksek büyütme optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.79'da, EDS alan analizi yapılan bölgeleri de içeren SEM görüntüleri ise Şekil 5.80'de verilmiştir. Ön ısıtma işlemi uygulanmayan farklı Ti oranlarına sahip kompozitlerin tamamında $TiAl_3$ oluşumu gerçekleşmiştir. Kompozit üretimi, vakum desteğinin de yardımıyla, infiltrasyon sorunu yaşanmadan, başarıyla tamamlanmıştır. %80 Ti içeren numunedeki, Şekil 5.80h'de görülen, Ti talaşları arasındaki dar boşluklar bile A356 alaşımı ile infiltre edilebilmiş ve sonucunda bu bölgede, $TiAl_3$ tabakası oluşumu gerçekleşmiştir.

Şekil 5.80'de belirtilen bölgelerde yapılan EDS alan analizi sonuçları Çizelge 5.17'de verilmiştir. 1, 2, 4 ve 6 numaralı ölçümler, farklı numunelerde oluşan $TiAl_3$ fazlarında gerçekleştirilmiş olup, küçük farklılıklar haricinde benzer element içerikleri elde edilmiştir. Ayrıca, önemli miktarda Si atomunun, Al atomlarıyla birlikte $TiAl_3$ kafesine yayındığı belirlenmiştir. 3 numaralı ölçümde, matris tarafında görülen az miktarda Ti ve 5 numaralı ölçümde, takviye tarafında görülen az miktarda Al, kompozit bileşenlerinin birbirleri arasındaki sınırlı difüzyonunu kanıtlamaktadır. Takviye fazında hiç Si atomuna rastlanmadığından, $TiAl_3$ tabakasının, Si difüzyonuna karşı bariyer vazifesi gördüğü sonucuna varılmıştır.

SEM görüntülerinde kayda değer bir diğer nokta, $TiAl_3$ faz kalınlıklarındaki farklılıktır. Görüntü analizi yazılımıyla ölçülen tabaka kalınlıkları, farklı takviye oranları ve farklı üretim yöntemleri için Şekil 5.81'de verilmiştir. Ti miktarı arttıkça tabaka kalınlığının

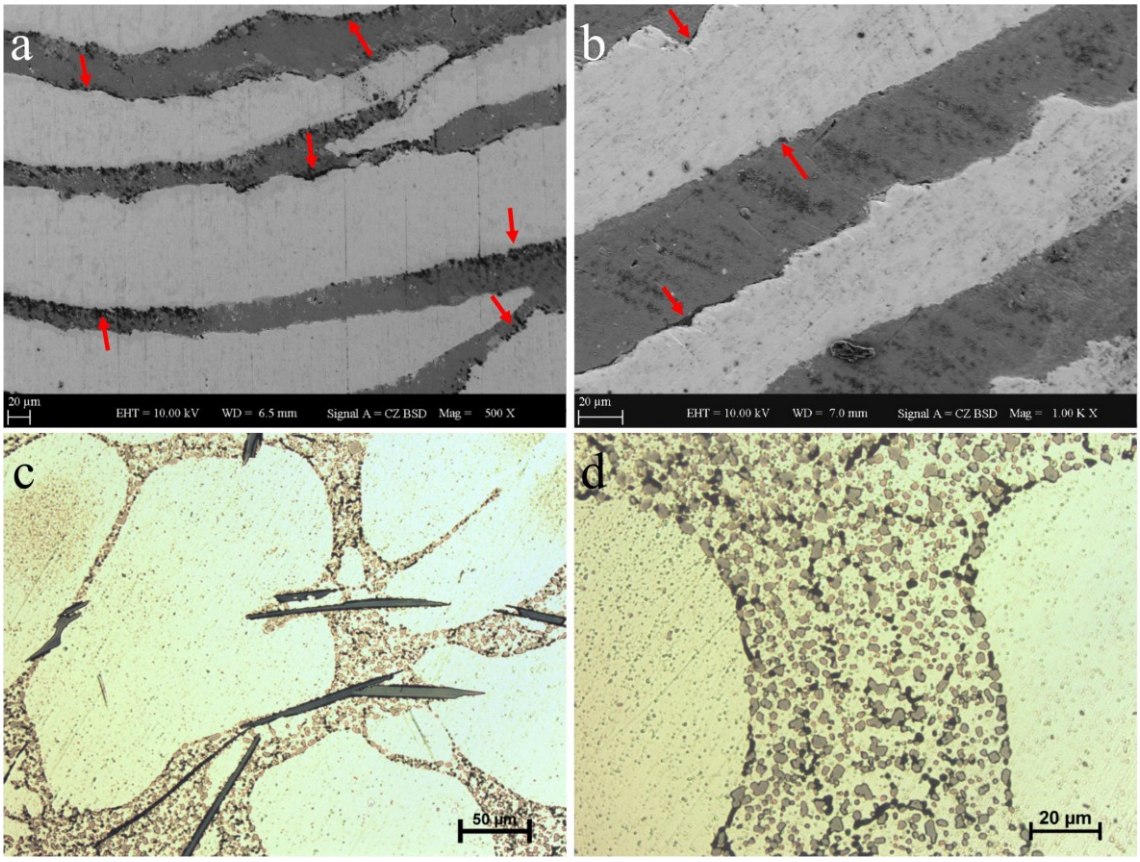
arttığı belirlenmiştir. Faz kalınlığındaki artış, kompozit bileşenleri arasında azalan difüzyon yolunun, difüzyonu hızlandırması ile ilişkilendirilmiştir. Takviye oranı hariç tüm işlem değişkenleri sabit tutulduğundan, katı/sıvı etkileşim süresi, farklı oranda gözenek içeren preformlar için sabittir. Daha az gözenek içeren preform, A356 alaşımı ile daha çabuk infiltre edildiği için, Al ile Ti atomlarının etkileşim süresi, daha çok gözenek içeren preformlara kıyasla daha fazladır. Artan Ti hacimsel oranına paralel olarak etkileşim süresinde meydana gelen bu artış, metal çifti arasındaki difüzyonu artırarak, daha fazla $TiAl_3$ oluşumuna neden olmuştur. Şekil 5.81'de ayrıca, sıkıştırmalı infiltrasyon tekniğiyle oluşan $TiAl_3$ tabakasının, ergiyik infiltrasyonlu dökümle oluşan tabakadan 7 kat daha kalın olduğu görülmektedir. Bu yöntemde A356 alaşımı, talaş formunda preform içerisinde yer aldığı için, difüzyon yolu uzunluğu azalmış ve Al'nin Ti içine difüzyonu kolaylaşmıştır.



Şekil 5. 81 Takviye hacimsel oranına ve üretim yöntemine bağlı olarak değişen $TiAl_3$ kalınlıkları (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon)

%65 Ti takviyeli Ti/A356 kompozitine uygulanan T6 ısıl işlemi sonucu elde edilen SEM ve optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.82'de verilmiştir. T6 işlemi sonrası arayüzeylerde oluşan boşluklar, Şekil 5.82a ve Şekil 5.82b'de verilen SEM görüntülerinde belirtilmiştir. 304/A356 kompozitlerinde ortaya çıkan gerilme uyumsuzlukları, Ti/A356 kompozitinde de görülmüştür. A356 matrisi ile $TiAl_3$ intermetalik bileşiği arasında, ısıtma ve bekleme kademelerinde çekme, soğuma kademesinde ise basma yönünde meydana gelen

gerilme farkları, arayüzey ayrılmasına yol açmaktadır. Arayüzey ayrılması; kompozitin mekanik özelliklerini zayıflattığı için, 304/A356 kompozitlerine olduğu gibi, Ti takviyeli A356 matrisli kompozitlere de, T6 ısıl işlemi uygulanması uygun bulunmamıştır.



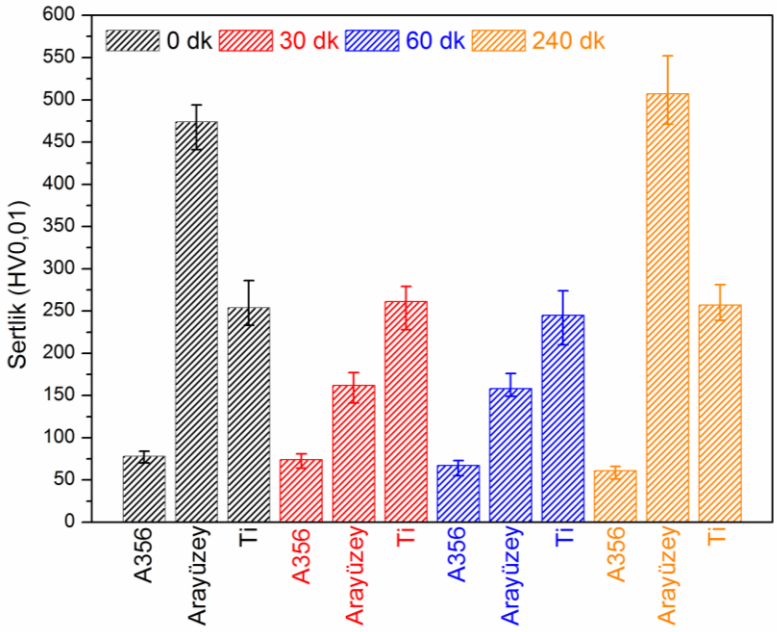
Şekil 5. 82 T6 işlemi sonrası Ti/A356 kompozitinin (a-b) SEM ve (c-d) optik mikroskop görüntüleri (oklar, arayüzey ayrılması hasarına uğrayan bölgeleri göstermektedir)

Şekil 5.82c ve Şekil 5.82d'de verilen matris mikroyapısında, çözünmeyen Si tanelerinin, sıcaklık ve sürenin etkisiyle büyüdüğü (Şekil 5.82c), çözünen Si tanelerinin ise çokyüzlü Si kristalleri şeklinde α-Al tane sınırlarına ayrıştığı görülmektedir (Şekil 5.82d). T6 işlemi sonrası β-Mg_2Si çökeltileri, α-Al tane içlerinde ve tane sınırlarında oluşmaktadır.

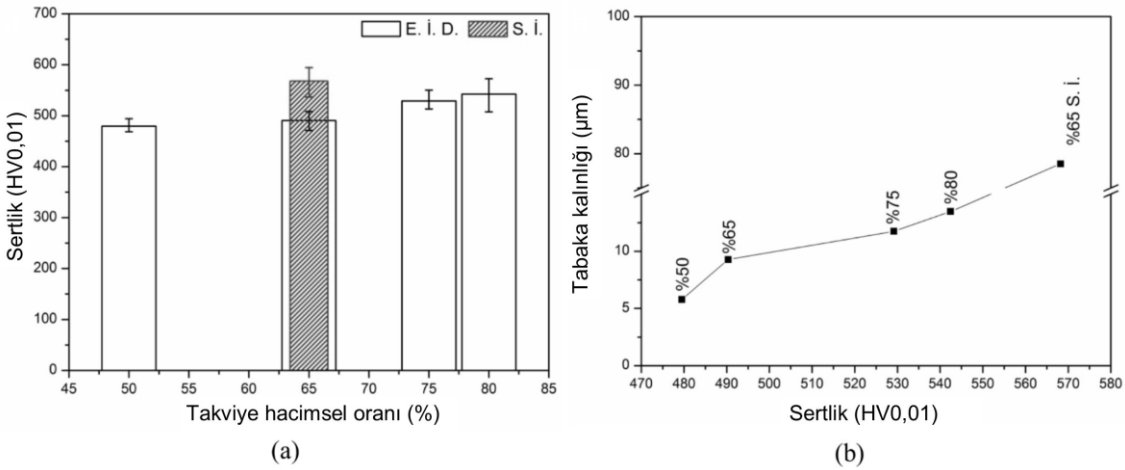
5.3.3 Sertliklerin Belirlenmesi

Preform ön ısıtma süresine bağlı olarak kompozit bileşenlerinin sertliklerinde meydana gelen değişim, Şekil 5.83'te verilmiştir. Standart sapma değerleri dikkate alındığında, matris ve takviye sertliklerinin, preform ön ısıtma süresine bağlı önemli bir değişim göstermediği görülmektedir. Matrisin ortalama sertliği 61-78 HV0,01 arasında değişirken, ortalama Ti sertliği 245-261 HV0,01 arasında ölçülmüştür. 30 ve 60 dk ön

ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen kompozitlerin arayüzey sertliği, matris ve takviye fazlarının bir ortalamasıdır. Bu sonuç, Al ile Ti arasındaki güçlü mekanik bağlantının önemli bir kanıtıdır. Ön ısıtılmamış ve 240 dk ısıtılmış preformlar ile üretilen arayüzey sertlikleri ise sırasıyla, 474 ve 507 HV0,01 olarak hesaplanmıştır.



Şekil 5. 83 Ti/A356 kompozit bileşenlerinin preform ön ısıtma süresine bağlı olarak değişen sertlikleri



Şekil 5. 84 Takviye hacimsel oranına ve üretim yöntemine bağlı olarak değişen (a) $TiAl_3$ sertlikleri ve (b) kalınlık-sertlik ilişkisi (E. İ. D.; ergiyik infiltrasyonlu döküm, S. İ.; sıkıştırmalı infiltrasyon)

Takviye hacimsel oranının ve üretim yönteminin arayüzey sertliğine etkisi Şekil 5.84a'da, $TiAl_3$ kalınlığının sertlikle olan ilişkisi ise Şekil 5.84b'de verilmiştir. Ti oranı

arttıkça $TiAl_3$ sertliklerinin arttığı belirlenmiştir. Bunun nedeni, artan Ti ile birlikte $TiAl_3$ kafesine yayınan Al, Si ve Ti atomu miktarının, azalan difüzyon yolu nedeniyle artmasıdır. $TiAl_3$ kafesindeki atom yoğunluğu, kafeste çarpılmaya neden olarak arayüzey tabakasının uyumlu yapısını bozmaktadır. Yeni gelişen uyumsuz kafes yapısı, tabakada önceden de var olan kalıntı gerilme miktarını daha da artırmaktadır. İç gerilme ile sertlik arasındaki doğrusal ilişki düşünüldüğünde, sertlikteki artış kolayca anlaşılabilmektedir.

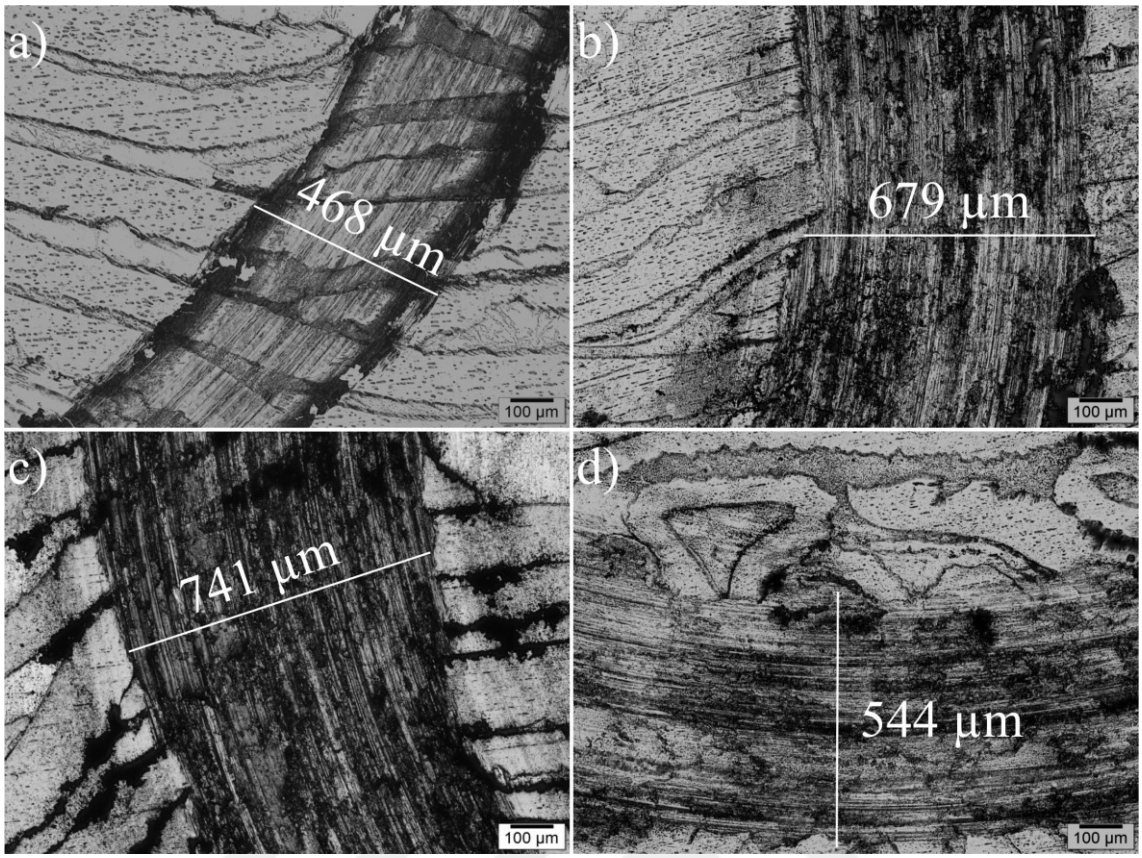
Şekil 5.84a'da, sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle üretilen kompozitteki arayüzey sertliğinin, ergiyik infiltrasyonlu dökümle üretilen numuneden çok daha yüksek olduğu görülmektedir. Sertlik artışının en olası nedeni, $TiAl_3$ kafesinin daha fazla Si atomu içermesidir. Al ve Ti atomlarının, birbirleriyle etkileşime girdiklerinde $TiAl_3$ fazını oluşturduğu bilinmektedir. Bununla birlikte, $TiAl_3$ kafesine matristen Al atomları ile birlikte yayınan Si atomları da, yeralan atomu olarak, $TiAl_3$ kafesinde Ti ve Al'nin yerine geçebilmektedir. Yayınan Si atomlarının, Al ve Ti atomlarından daha küçük olması nedeniyle [235], $TiAl_3$ kafesi çarpılmaktadır.

Çizelge 5.16'da verilen EDS sonuçlarında, sıkıştırmalı infiltrasyonla üretilen numunede oluşan $TiAl_3$ tabakasının daha fazla Si atomu içerdiği görülmektedir. EDS sonuçları, yayınan Si atomu miktarı ile elde edilen $TiAl_3$ sertliği arasında kurulan korelasyonun bir kanıtı olarak sayılabilir.

Şekil 5.84b'de tabaka kalınlığının sertlikle olan ilişkisi verilmiştir. Takviye bileşeni olarak 304 kullanıldığında θ ve η fazları için kurulan doğrusal ilişki, geçerliliğini $TiAl_3$ tabakası için de korumaktadır.

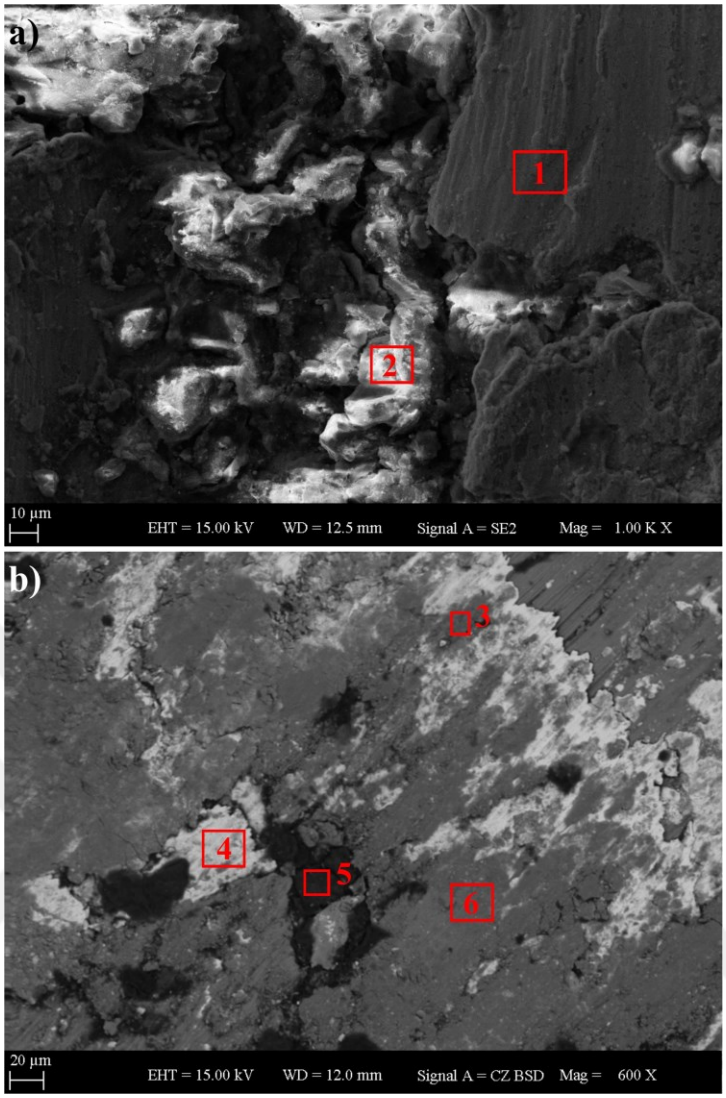
5.3.4 Aşınma Davranışının Belirlenmesi

Preform ön ısıtma süresinin aşınma yüzeyi mikroyapısına etkisi Şekil 5.85'te verilen optik mikroskop görüntülerinde açıkça görülmektedir. Görüntü analizi yazılımı vasıtasıyla yapılan ölçümlerde, ön ısıtılmamış ve 240 dk ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen, arayüzeyde faz oluşumunun gerçekleştiği kompozit numunelerde, aşınma izi genişliklerinin, faz oluşumu gerçekleşmeyen numunelere göre daha küçük olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5. 85 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi optik mikroskop görüntüleri

Şekil 5.86'da takviyesiz A356 alaşımının ve saf Ti takviyeli A356 matrisli kompozit numunenin EDS analiz bölgelerini içerir aşınma yüzeyi SEM görüntüleri, Çizelge 5.18'de ise ilgili EDS alan analizi sonuçları verilmektedir. EDS sonuçlarında, beklenildiği gibi, Al alaşımlarında oksidasyonun karakteristik bir özelliği olan beyaz bölgelerde (2 numaralı ölçüm), koyu bölgelere kıyasla (1 numaralı ölçüm) daha fazla O atomuna rastlanmıştır. α-Ti fazına sıvanan A356 alaşımından alınan ölçümlerde, adhezyonun daha çok olduğu 6 numaralı bölgede O içeriğinin de daha fazla olduğu belirlenmiştir. 3 numaralı ölçümdeki görece yüksek Ti ve düşük O bileşimi, Ti'nin oksidatif aşınmayı engelleyici rolünün kanıtı niteliğindedir. 5 numaralı ölçümdeki C ve O içeriğinden, kompozit yapının delaminasyon aşınmasına maruz kaldığı sonucuna varılabilir. 4 numaralı ölçüm, herhangi bir adhezif aşınma tabakası içermeyen saf Ti fazından alınmış olup; en düşük O içeriği bu bölgede elde edilmiştir. Yalnızca görüntüler ele alındığında, takviyesiz A356 alaşımının gösterdiği şiddetli plastik deformasyonun, Ti takviyesi ile birlikte önemli ölçüde azaldığı ve baskın mekanizmanın adhezyona dönüştüğü anlaşılmaktadır.



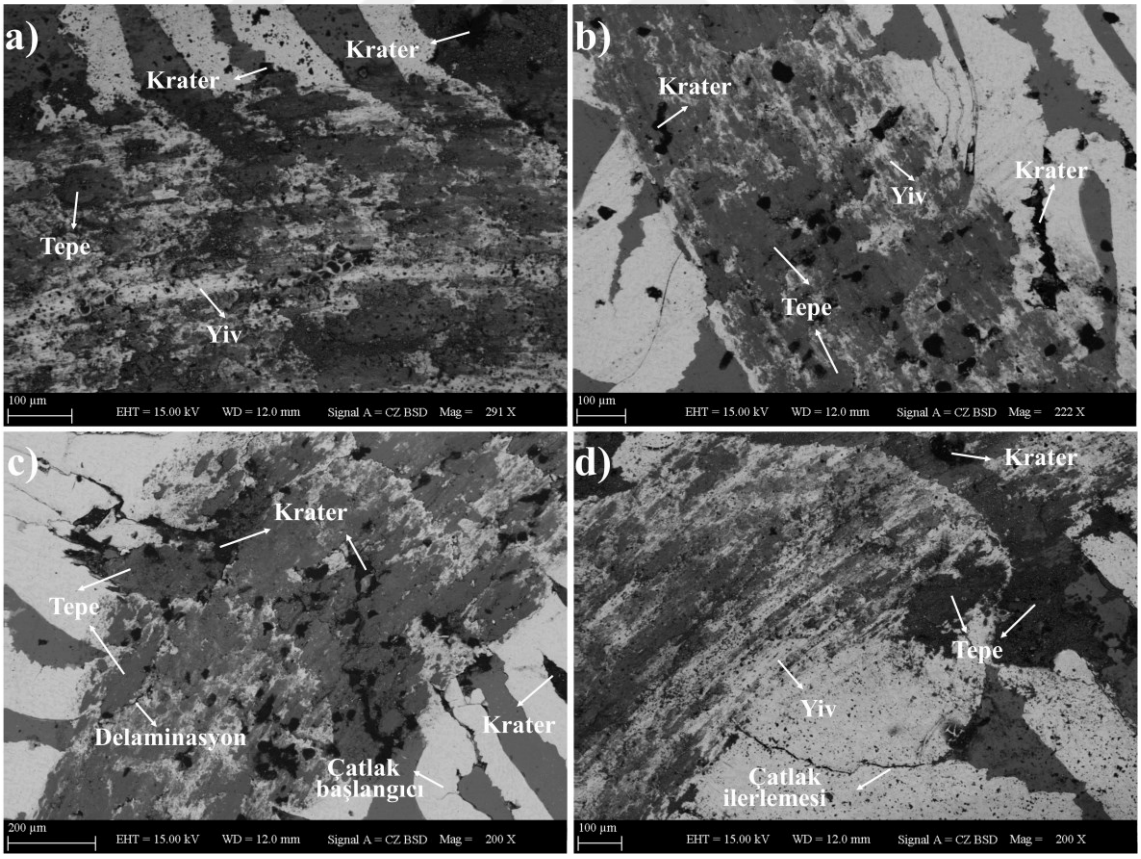
Şekil 5. 86 (a) Takviye içermeyen A356 alaşımının ve (b) Ti/A356 kompozitinin EDS analiz bölgelerini içerir aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Farklı preform ön ısıtma sürelerine sahip Ti/A356 kompozitlerine ait aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.87'de verilmiştir. Ön ısıtılmamış (Şekil 5.87a) ve 240 dk ön ısıtılmış (Şekil 5.87d) preformlar kullanılarak üretilen numunelerde, yoğun adhezif aşınma meydana gelirken, 30 dk (Şekil 5.87b) ve 60 dk (Şekil 5.87c) ön ısıtılmış preformlar ile üretilen numunelerde şiddetli plastik deformasyon hasarı oluşmuştur. Arayüzeyde oluşan $TiAl_3$ tabakasının, kompozitin aşınma dayanımına olumlu etkisi, Şekil 5.87'de açıkça görülmektedir. Abrazif aşınmanın en önemli göstergesi olan yiv miktarı, Ti/A356 kompozit aşınma yüzeylerinde, 304/A356 kompozitlerine kıyasla daha azdır. Saf Ti talaşları, 304 talaşlarından daha sert olduğu için, Al_2O_3 bilyanın yol açtığı abrazif aşınma oranı azalmıştır. $TiAl_3$ fazının oluştuğu koşullarda, hem matris hem de takviye fazında

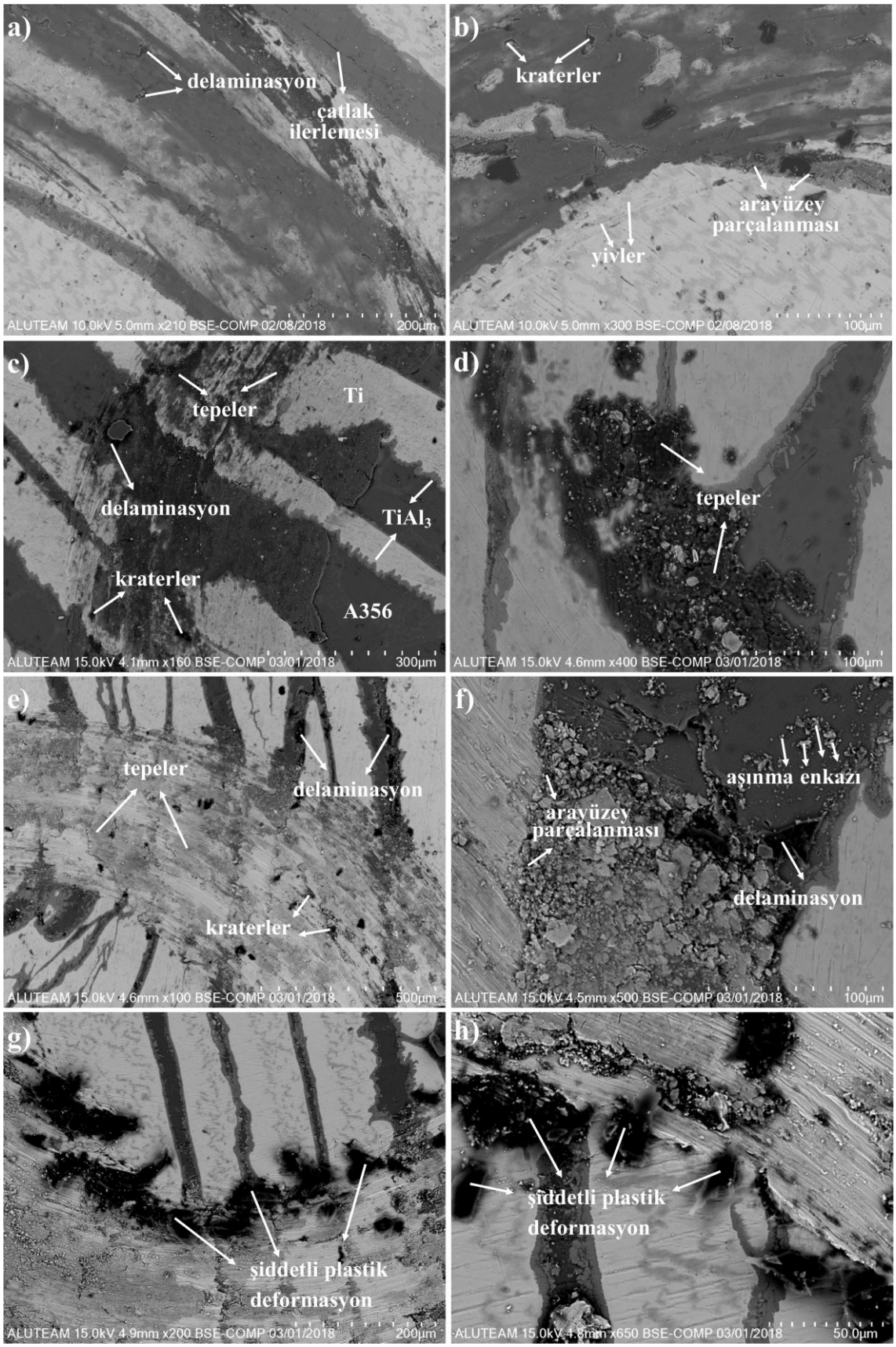
baskın aşınma mekanizmasının adhezyon olduğu belirlenmiştir. Arayüzeyde $TiAl_3$ oluşumu gerçekleşmeyen, yalnızca mekanik olarak bağlanmış Ti/A356 kompozitlerinde ise baskın aşınma mekanizması plastik deformasyondur. Şekil 5.87b ve Şekil 5.87c'de görülen boşlukların fazlalılığı, oluşan plastik deformasyonun açık bir kanıtıdır.

Çizelge 5. 18 Şekil 5.86'da belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

Nokta	Al	Si	Ti	O	C
1	76,5	6,8	-	16,7	-
2	56,9	7,4	-	35,7	-
3	39,5	1,3	46,1	13,1	-
4	15,0	-	74,5	10,5	-
5	-	-	-	48,8	51,2
6	64,4	2,2	7,5	25,9	-



Şekil 5. 87 (a) 0, (b) 30, (c) 60 ve (d) 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

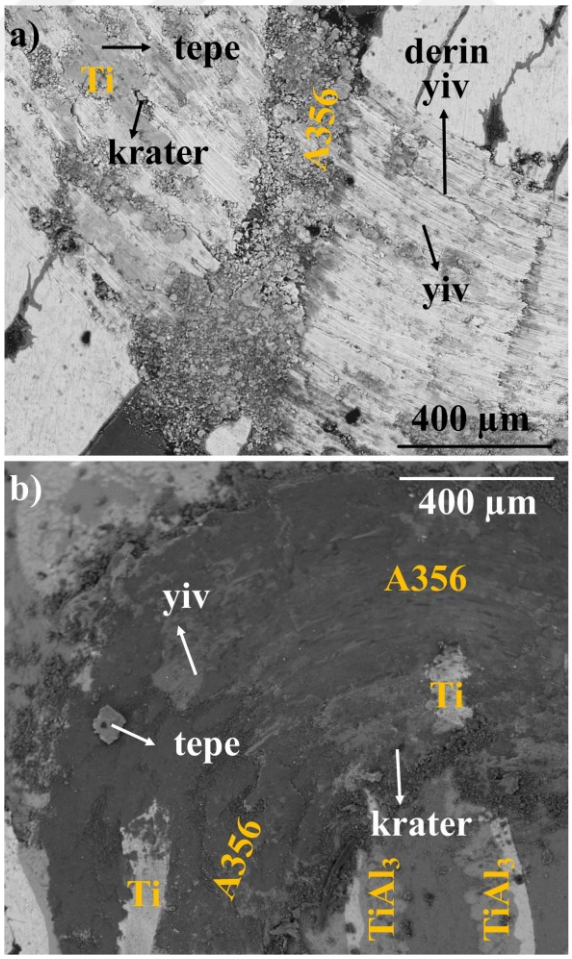


Şekil 5. 88 (a-b) %50, (c-d) %65, (e-f) %75 ve (g-h) %80 oranında saf Ti içeren Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Farklı Ti oranlarına sahip Ti/A356 kompozitlerine ait aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.88'de verilmiştir. İlk bakışta, %65 Ti içeren numune göz ardı edildiğinde, artan Ti miktarıyla birlikte, çalışma yüzeyinde meydana gelen plastik deformasyon şiddetinin de arttığı görülmektedir. %50 ve %65 oranında Ti içeren kompozitler, plastik deformasyon aşınmasına benzer şekilde maruz kalmıştır. A356 matrisinde plastik deformasyon kaynaklı meydana gelen delaminasyon, Şekil 5.88a ve Şekil 5.88c'de işaretlenmiştir. Matris/takviye arayüzeyinde kritik gerilme değeri aşıldığında çekirdeklenen çatlaklar, kayma testi sırasında üretilen kayma şekil değişiminin de etkisiyle, delaminasyon aşınmasına neden olabilmektedir [236]. %75 ve %80 oranında Ti içeren numuneler, çok sayıda deforme olmuş bölge içeren, görece kaba aşınma yüzeylerine sahiptir. Bu numunelerin matrise ait bölgeleri, sırasıyla Şekil 5.88f ve Şekil 5.88h'de görülebilen, şiddetli delaminasyona maruz kalmıştır. Suh'un [138] iddia ettiği, delaminasyon-enkaz arasındaki doğrusal ilişki, %75 ve %80 oranında Ti içeren kompozitlerin içerdiği yüksek enkaz yoğunluğu ile bir kez daha doğrulanmıştır. Diğer taraftan, bu numunelerde görülen aşınma enkazı yoğunluğu, aslen, arayüzeyde oluşan $TiAl_3$ fazının ve karşıt yüzey olarak aşınma prosesine katılan Al_2O_3 bilyanın yüksek sertlikleriyle ilişkilidir. $TiAl_3$ fazı, Al_2O_3 bilya ile temas ettiğinde, yüksek kırılganlığın etkisiyle kopan parçacıklar, çalışma yüzeyinde ileri geri hareket ederek enkaz oluşumuna katkıda bulunur [192]. Şekil 5.84a'da verilen sertlik sonuçlarına göre, en sert $TiAl_3$ tabakalarının, %75 ve %80 oranında Ti içeren Ti/A356 kompozitlerinde oluştuğu düşünüldüğünde, yüksek aşınma enkazı miktarının, görece yüksek kırılganlıkla olan ilişkisi açığa çıkmaktadır.

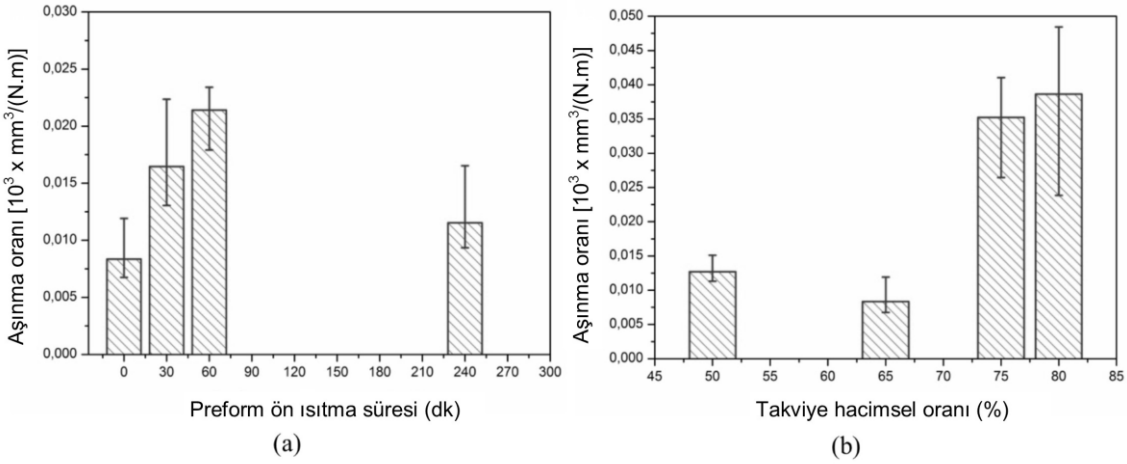
Aşınma testi sırasında numuneler, plastik deformasyonun yanı sıra, adhezif ve abrazif aşınmaya da maruz kalmıştır. Al tarafında adhezyon etkisiyle oluşan tepe ve kraterler ile Ti tarafında abrazyon etkisiyle oluşan yivler, Şekil 5.88b ve Şekil 5.88d'de belirtilmiştir. Sertlikleri görece düşük olan kompozit bileşenlerinden kopan parçacıklar, kayma sırasında Al_2O_3 karşıt yüzeyine sıvanmış olup; ya kompozit yapıya yeniden katılarak tepeleri, ya da bilya yüzeyinde kalarak kraterleri oluşturmaktadır [237]. Arayüzeylerin, içerdikleri yüksek gerilme yoğunluğu nedeniyle, çatlak çekirdeklenmesi ve ilerlenmesi için en uygun yerler olduğu bilinmektedir [191]. %65 oranında Ti içeren numune hariç, tüm Ti/A356 kompozit arayüzeylerinde, çatlakların ilerlediği görülmektedir. $TiAl_3$ fazının kompozit bileşenleri ile oluşturduğu bağın dayanımı, aynı

zamanda, aşınma dayanımına etkisini de belirlemektedir. Örneğin, %65 Ti içeren kompozitte oluşan arayüzey fazı, çatlak çekirdeklenmesi ve ilerlemesinde engelleyici rol oynarken; %80 Ti içeren kompozitte oluşan $TiAl_3$, kırılganlığından ötürü parçalanarak aşınma sürecine katılmış olup, meydana gelen plastik deformasyonun şiddetini artırmıştır. %75 ve %80 oranında Ti içeren kompozitlerin aşınma yüzeylerinin, Ti alaşımlarında oksidatif aşınmanın karakteristik bir belirtisi olan, gri bir aşınma tabakası ile kaplandığı belirlenmiştir [238]. Bu numunelerdeki görece yüksek $TiAl_3$ sertliği, Al_2O_3 karşıt yüzeyin aşınma sırasında daha fazla hasara uğramasına neden olmuştur. Bu durumda, bilyadan kopan O parçacıkları, diğer bileşenlerden kopan parçacıklarla birlikte kompozit yüzeyine sıvanarak, adhezif bir aşınma tabakası oluşturmuştur. Plastik deformasyon, aşınma enkazı oluşumu, malzeme transferi ve kopan parçaların mekanik olarak karışması; aşınma tabakası oluşumunun olası nedenleridir [239].



Şekil 5. 89 (a) Ergiyik infiltrasyonlu döküm ve (b) sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemleriyle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

Farklı yöntemlerle üretilen %65 Ti takviyeli Ti/A356 bimetal kompozitlerinin aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.89'da verilmiştir. Baskın aşınma mekanizmalarının, Al tarafında adhezyon ve Ti tarafında abrazyon olduğu belirlenmiştir. Tabaka kalınlığından bağımsız olarak, her iki numunede oluşan $TiAl_3$ fazı da, aşınma testi boyunca matris ve takviye fazlarına tutunmayı sürdürmüştür. Bununla birlikte, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozit numunede (Şekil 5.89a), sıkıştırmalı infiltrasyonla üretilen numuneye (Şekil 5.89b) kıyasla, daha fazla tepe ve kraterler, daha derin yivler, daha yoğun enkaz oluşumları ve daha geniş aşınma izleri göze çarpmaktadır. Sıkıştırmalı infiltrasyon tekniğiyle oluşan $TiAl_3$ tabakasının; kompozit içindeki hacminde, kalınlığında ve sertliğinde meydana gelen artış, kompozitin aşınma dayanımının da artmasını sağlamıştır.

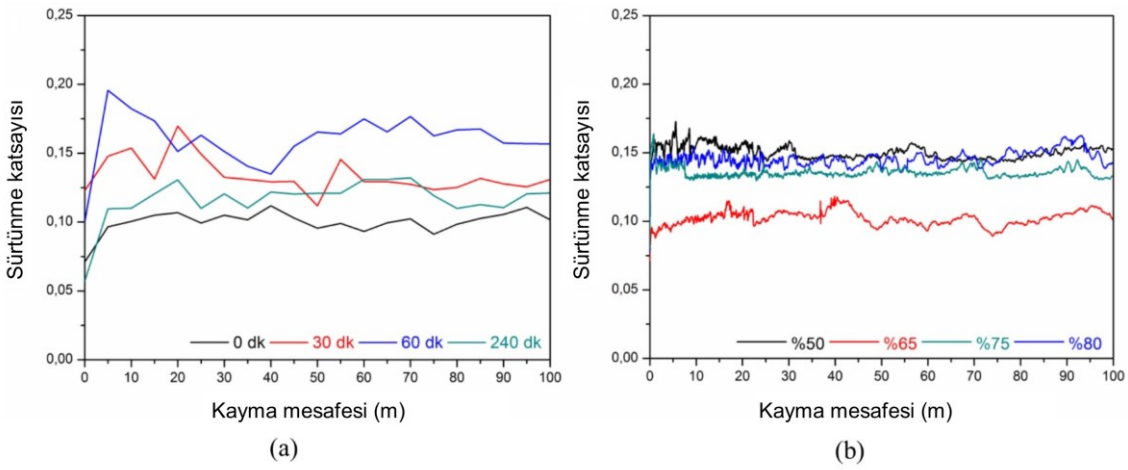


Şekil 5. 90 Ti/A356 kompozitlerinin (a) preform ön ısıtma süresine ve (b) takviye hacimsel oranına bağlı olarak değişen aşınma oranları

Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen bimetal kompozitlerde, preform ön ısıtma süresine ve takviye miktarına bağlı olarak değişen aşınma oranları Şekil 5.90'da verilmiştir. 30 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlarla üretilen numunelerde $TiAl_3$ oluşumunun gerçekleşmemesi, arayüzeyin zayıflatmış ve aşınma oranlarını artırmıştır. Ön ısıtma süresince Ti talaş yüzeylerine kaplanan oksit filmin, ön ısıtma süresi 240 dk'ya çıkarıldığında kırılganlaşması ve döküm sırasında parçalanmasıyla birlikte, bu numunede $TiAl_3$ oluşumu gerçekleşmiş ve aşınma oranında dramatik bir düşüş meydana gelmiştir. 240 dk ön ısıtma uygulanmış numunede, döküm sonrası varlığını koruyan bazı parçalanmamış oksitler, arayüzey bağ dayanımını düşürdüğü için, bu

numunenin aşınma oranı, ön ısıtılmamış preformlar ile üretilen numuneden yüksek çıkmıştır.

Takviye oranındaki artış ise, %65'e kadar aşınma oranını azaltıcı etki yaparken, bu değerden sonra, aşınma oranında dramatik artışa neden olmuştur. %75 ve %80 Ti içeren numunelerin görece yüksek $TiAl_3$ sertliği, bu tabakanın aşınma testi sırasında parçalanmasını teşvik etmektedir. Arayüzeyde oluşan bu fazın parçalanması nedeniyle, matris fazı, uygulanan yükü takviye fazına iletme kabiliyetini yitirmekte ve matriste meydana gelen çarpılmadan ötürü, kompozit malzeme, delaminasyon aşınmasına maruz kalmaktadır. Matris miktarının takviye miktarına oranı çok düşük olduğu zaman, matris yükü takviye fazına aktaramadan hasara uğradığı için, kompozitteki Ti içeriğinin hacmen %65'i aşmaması gerektiği belirlenmiştir.

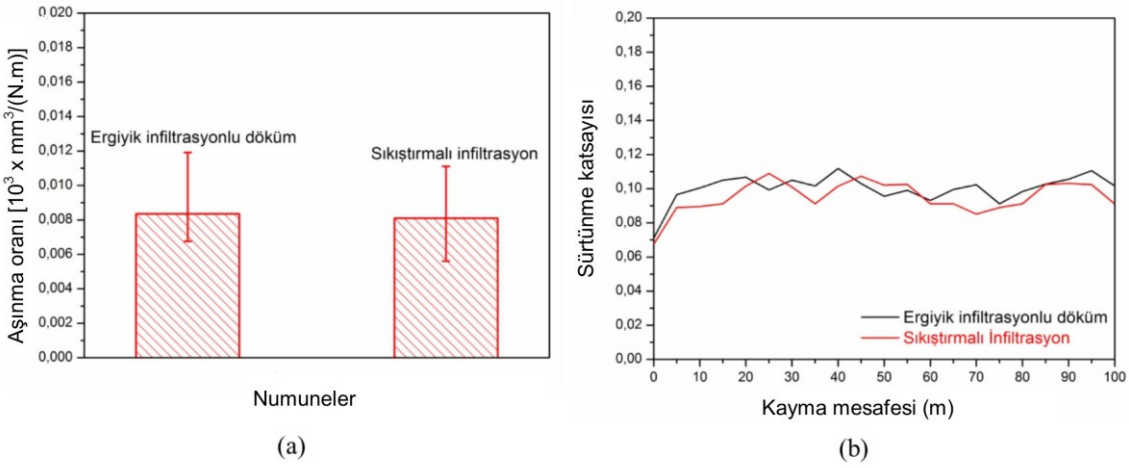


Şekil 5. 91 Ti/A356 kompozitlerinin (a) preform ön ısıtma süresine ve (b) takviye hacimsel oranına bağlı olarak değişen sürtünme katsayıları

Kayma mesafesine bağlı olarak değişen sürtünme katsayısı değerlerine, preform ön ısıtma süresinin ve takviye hacimsel oranının etkileri Şekil 5.91'de verilmiştir. Sürtünme katsayısı değerlerinin 0,1-0,2 arasında değiştiği görülmektedir. Aşınma oranlarında elde edilen verilerle paralel şekilde, en düşük sürtünme katsayısına, ön ısıtılmamış preform kullanılarak üretilen ve %65 oranında Ti içeren bimetal kompozitlerde ulaşılmıştır.

Sürtünme katsayısı değerlerinde kayma mesafesine bağlı değişimler ihmal edilebilir boyuttadır. Kayma sırasında sürtünme katsayısı değerlerinde meydana gelen bu istikrarlı gidişat, düşük tutma-bırakma etkisi (stick-slip effect) ile açıklanabilir [240].

Kayma başlangıcında gerçekleşen “aşınma çifti temas yüzeylerinin oksidasyonu”, tutma-bırakma hareketini engelleyerek, numunelerin kararlı durumlarını tüm proses boyunca korumasını sağlamaktadır. Yalnızca %80 Ti takviyeli numunede, kayma testinin ikinci yarısında farklı bir davranış şekli ortaya çıkmıştır (Şekil 5.91b). Bu numunenin sürtünme katsayısı değerleri hızla artarak %50 Ti içeren numunenin önüne geçmiştir. Sürtünme katsayısı, zirve noktasına ulaştıktan sonra, yeniden dramatik olarak azalmış ve normal seviyesine dönmüştür. Değerlerdeki hızlı artış, delaminasyon nedeniyle gerçekleşirken, pik noktadan sonra oluşan ani düşüş, oksidatif aşınma sonucu oluşan tabaka ile ilişkilendirilmiştir [241], [242]. Oksit aşınma tabakasının oluşumu, bilya ile numune arasındaki teması önleyerek adhezif aşınma miktarını azaltmıştır. Bunun sonucunda, %80 Ti içeren numunenin sürtünme katsayısı değerlerinde, testin sonlarına doğru keskin bir düşüş meydana gelmiştir.



Şekil 5. 92 Farklı yöntemlerle üretilen Ti/A356 kompozitlerinin (a) aşınma oranı ve (b) sürtünme katsayısı değerlerinin karşılaştırılması

Aşınma oranları ve kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayılarında meydana gelen değişimler, çalışmada kullanılan iki farklı yöntem için Şekil 5.92’de karşılaştırmalı olarak verilmiştir. %65 Ti takviyeli Ti/A356 bimetal kompozitleri konu alan karşılaştırmada, sertlik ile aşınma dayanımı arasındaki doğrusal ilişki düşünüldüğünde, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değerlerinin daha düşük çıkması beklenirken, hem aşınma oranlarında, hem de sürtünme katsayılarında, yönteme bağlı ciddi bir fark elde edilememiştir. Sıkıştırmalı infiltrasyonla üretilen numunedeki yüksek $TiAl_3$ sertliğinin neden olduğu kırılganlığın, aşınma

dayanımını olumsuz etkilediği düşünülmektedir [185]. Baron vd. [102], intermetalik faz hacminin kompozit yapıdaki artışının, aşınma dayanımı üzerindeki olumsuz etkisini vurgulamış ve kompozitin tribomekanik özelliklerini arttırmak için, intermetalik faz hacminde bir üst sınır olması gerektiği sonucuna varmışlardır. $TiAl_3$ fazının yüksek hacmine rağmen, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde elde edilen aşınma dayanımının yüksek olmasının en makul açıklaması, geleneksel seramik takviyelerin aksine, Ti'nin iyi bir ıslanabilirliğe sahip olmasıdır. Delannay vd. [243] iyi bir ıslanabilirliğin, matristen takviyeye yük aktarımını hatasız olarak sağladığını belirtmişlerdir. Arayüzeyde meydana gelen güçlü mekanik ve metalurjik bağlanma sayesinde, her iki numune de, kayma sırasında, $TiAl_3$ fazının kırılganlığı kaynaklı bir hasara uğramamıştır.

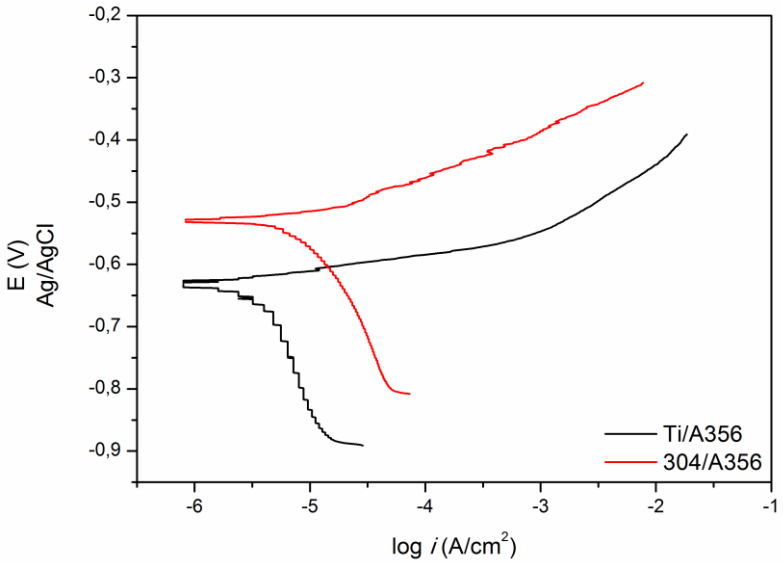
5.3.5 Korozyon Davranışının İncelenmesi

Faz, mikroyapı, sertlik ve aşınma karakterizasyonu tamamlanan Ti/A356 kompozitlerinde en başarılı sonuçlara ulaşılan numuneye, 304/A356 kompozitleri ile aynı koşullarda, potansiyodinamik polarizasyon testleri uygulanmıştır. Şekil 5.93'te, ön ısıtılmamış preform ile üretilen ve %65 oranında Ti içeren Ti/A356 kompozitinin Tafel eğrisi, 10 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen ve %50 oranında 304 içeren 304/A356 kompozitinin Tafel eğrisi ile karşılaştırmalı olarak verilmektedir. Karşılaştırılan numuneler, sırasıyla Ti/A356 ve 304/A356 bimetal kompozitlerinde, mikroyapı, sertlik ve aşınma sonuçları bir arada değerlendirildiğinde, en başarılı olanlarıdır.

Şekil 5.93'te, her iki kompozit numunenin de benzer çözünme karakterine sahip olduğu görülmektedir. Potansiyodinamik polarizasyon testi sonucunda elde edilen E_{kor}, I_{kor}, i_{kor}, R_p ve C_R değerleri, Çizelge 5.19'da karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Ti takviyeli kompozitin E_{kor} değeri daha düşük olduğu için, %3,5'luk NaCl çözeltisinde 304/A356 kompozitinin korozyon dayanımının görece daha yüksek olduğu sonucuna varılabilir. Bununla birlikte, Ti/A356 kompozitinin i_{kor} değerinin, 304/A356 kompozitinden daha düşük olduğu görülmektedir.

E_{kor} ve i_{kor} değerleri bir arada değerlendirildiğinde, Ti/A356 kompozitlerinde korozyonun, 304/A356 çiftine göre daha önce başlayıp daha yavaş ilerlediği sonucuna varılmaktadır. Elde edilen C_R değerlerine göre ise, Ti/A356 kompozitlerinin nihai korozyon dayanımı, 304/A356 kompozitlerinden daha düşüktür.

E_{kor} değerleri arasındaki farkın en önemli nedeni, gerçekleşen korozyon türünün galvanik korozyon olmasıdır. Metal çifti arasındaki potansiyel farkın (ΔV), galvanik korozyon riskini doğrudan etkilediği bilinmektedir. Galvanik seride, Ti ile Al arasındaki ΔV, Fe ile Al arasındaki ΔV'den yüksek olduğu için, Ti/A356 kompozitinde korozyon, daha hızlı başlamaktadır [152].



Şekil 5. 93 Ti/A356 ve 304/A356 kompozitlerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinin karşılaştırılması

Çizelge 5. 19 Ti/A356 ve 304/A356 kompozitlerinin Tafel eğrilerinden elde edilen korozyon özelliklerinin karşılaştırılması

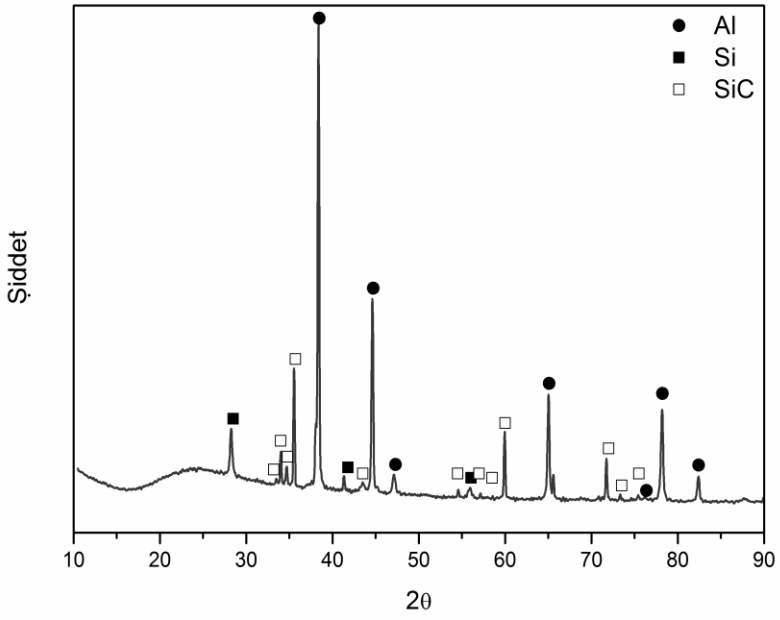
Numune	E_{kor} (V)	I_{kor} (A)	i_{kor} (A/cm^2)	R_p (Ω)	C_R (mm/yıl)
Ti/A356	-0,6366	4,29 x 10^{-6}	3,45 x 10^{-6}	3091	0,0651
304/A356	-0,5284	5,21 x 10^{-6}	4,34 x 10^{-6}	2316	0,0491

5.4 SiC Takviyeli A356 Matrisli Kompozitler

Karşılaştırma numunesi olarak üretilen SiC/A356 kompoziti, %65 oranında SiC parçacığı içermektedir. Üretim, yalnızca, ergiyik infiltrasyonlu döküm tekniğiyle, 730 °C'de gerçekleştirilmiştir. Üretilen kompozitler, çalışma kapsamında, XRD, optik mikroskop, SEM, EDS, disk üzeri bilya tipi aşındırma ve potansiyostat cihazları kullanılarak analiz edilmiştir. Sonuçlar, Ti/A356 ve 304/A356 kompozitlerinin en iyi sonuçlar veren numuneleriyle karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

5.4.1 Faz ve Mikroyapı İncelemeleri

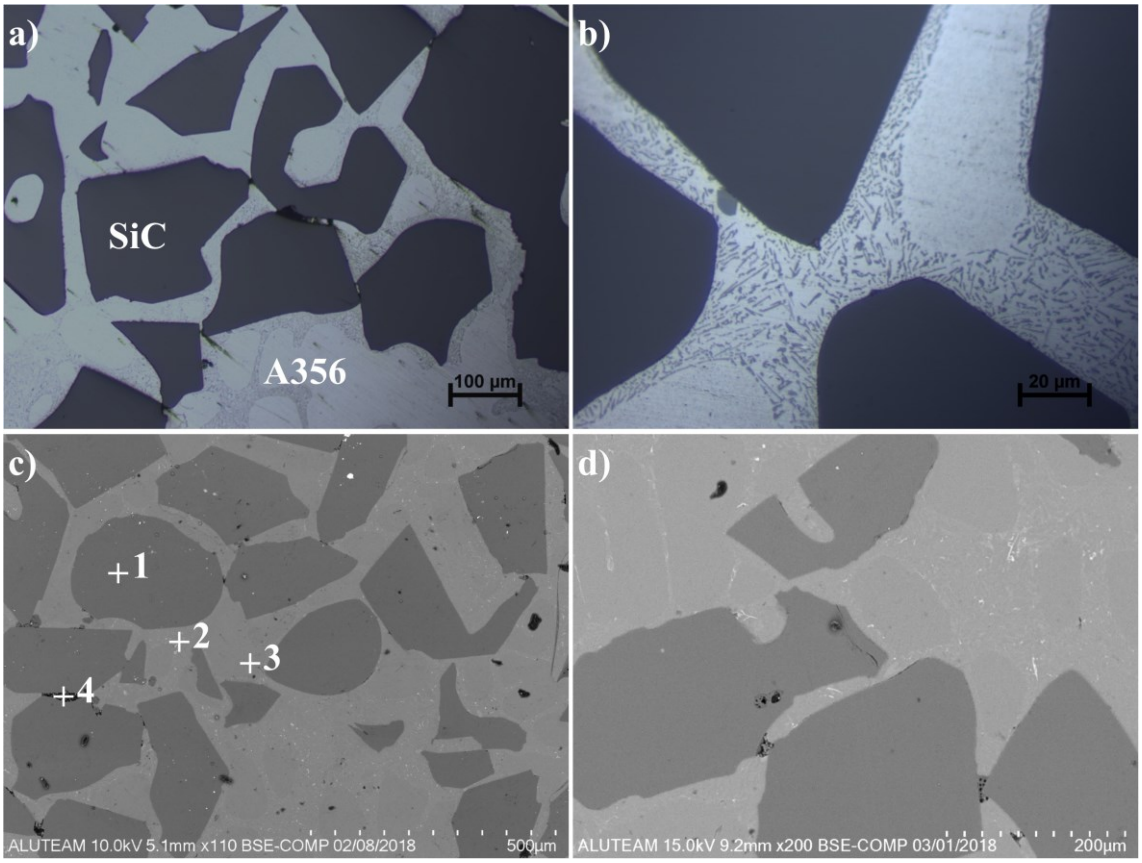
SiC takviyeli A356 matrisli geleneksel kompozite ait XRD sonucu Şekil 5.94'te verilmiştir. Matris alaşımının ötektikaltı bileşimi nedeniyle elde edilen Al ve Si fazlarına ait piklerin yanı sıra, analiz sonucunda, SiC (JCPDS; 01-089-2640) fazına ait difraksiyon paternleri de elde edilmiştir.



Şekil 5. 94 SiC/A356 kompozitinde oluşan fazları gösterir XRD analiz sonucu

XRD sonuçlarında başarıyla elde edildiği görülen SiC takviyeli A356 matrisli kompozitin optik mikroskop ve SEM görüntüleri Şekil 5.95'te verilmiştir. SiC parçacıklarının matriste homojen dağıldığı (Şekil 5.95a), SiC parçacıklar ile A356 matrisi arasında herhangi kimyasal bir reaksiyonun gerçekleşmediği (Şekil 5.95b), bununla birlikte kompozit yapı içinde, bazı döküm kusurlarının (Şekil 5.95c) ve arayüzey inklüzyonlarının (Şekil 5.95d) oluştuğu belirlenmiştir. Yüksek takviye hacmi nedeniyle SiC preformun içerdiği az sayıdaki boşluk, yöntemdeki vakum desteği sayesinde, infiltrasyonda herhangi bir soruna yol açmamıştır. Matris ile parçacıklar arasında gerçekleşen güçlü mekanik bağlantı, Şekil 5.95b'de açıkça görülmektedir. Şekil 5.95c'de verilen EDS noktalarına ait analiz sonuçları Çizelge 5.20'de verilmiştir. EDS analizi sonuçlarından, 1 numaralı ölçümün SiC parçacığına, 2 numaralı ölçümün ötektik faza, 3 numaralı ölçümün α-Al tanesine ve 4 numaralı ölçümün, kompozit yapıda oluşmaması gereken karmaşık bir Al-O-Si-Fe bileşiğine ait olduğu belirlenmiştir. Hafif atomların EDS ile tespit

edilebilmesi mümkün olmadığı için, SiC parçacığında yalnızca Si atomlarına rastlanmıştır. Al-O-Si-Fe inklüzyonundaki Fe atomlarının, infiltrasyon sırasında A356 alaşımından serbest kalarak, yüksek O afinitesinden ötürü, arayüzeyde oluşan Al-O-Si tabakasına biriktiği düşünülmektedir.



Şekil 5. 95 SiC/A356 kompozitine ait (a, c) düşük ve (b, d) yüksek büyütme (a-b) optik mikroskop ve (c-d) EDS noktalarını içerir SEM görüntüleri

5.4.2 Sertlik ve Aşınma İncelemeleri

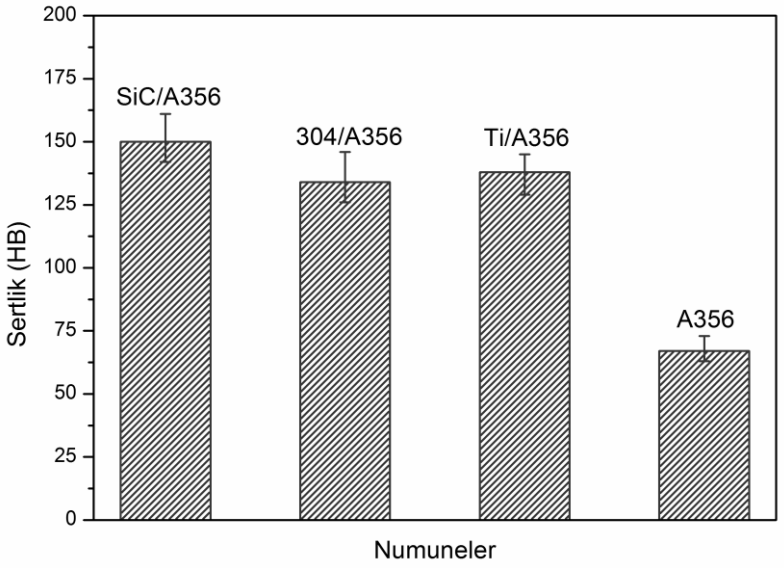
SiC parçacıklarının 10 farklı noktadan alınan ortalama Vickers sertliği, 1774 HV0,01 olarak ölçülmüştür. Bu sertlik, hem 304/A356, hem de Ti/A356 kompozitlerinde oluşan tüm kompozit bileşenlerinden daha yüksektir. Başka bir deyişle, aynı indentasyon derinliğini elde edebilmek için, SiC parçacıklarına daha fazla yük uygulanması gerekmektedir.

SiC/A356 kompozitinin, Vickers sertliğinin yanı sıra, Brinell sertliği de ölçülmüştür. Geleneksel ve bimetal kompozitlerin Brinell sertlikleri, Şekil 5.96'da karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Takviyesiz A356 alaşımında 67 HB, 304/A356 kompozitinde 134 HB,

Ti/A356 kompozitinde 138 HB olarak ölçülen Brinell sertlikleri, SiC/A356 kompozitinde 150 HB olarak hesaplanmıştır. Üretilen tüm kompozitlerin, takviyesiz A356 alaşımının sertliğini ikiye katladığı ve en yüksek sertliğe SiC takviyeli kompozitte ulaşıldığı görülmektedir.

Çizelge 5. 20 Şekil 5.95'te belirtilen EDS noktalarının element içeriği (% ağırlıkça)

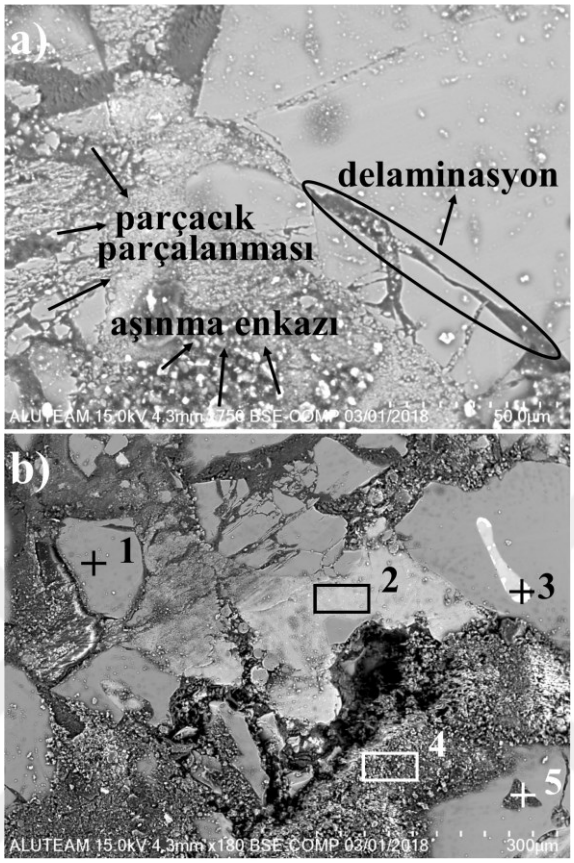
Nokta	Al	Si	O	Fe
1	-	100,00	-	-
2	90,09	9,91	-	-
3	100,00	-	-	-
4	44,92	3,52	45,8	5,76



Şekil 5. 96 Takviyesiz A356 alaşımının ve SiC, 304 ve Ti takviyeli A356 matrisli kompozitlerin Brinell sertlikleri

SiC/A356 kompozitinin EDS bölgelerini içerir aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 5.97'de verilmiştir. SiC/A356 kompozitinin maruz kaldığı baskın mekanizmanın, abrazif aşınma olduğu belirlenmiştir. Şekil 5.97a'da SiC parçacıkların, sert Al_2O_3 karşıt yüzeyiyle teması sonucu parçalarına ayrıldığı görülmektedir. Kompozitin uğradığı şiddetli hasarın en önemli nedenleri, SiC parçacıkların yüksek kırılganlığa sahip olması ve düşük ıslanabilirlik nedeniyle arayüzeyde metalurjik bağ oluşumunun gerçekleşmemesidir. Metal-metal arasındaki ıslanabilirliğin, seramik-metal arasındaki ıslanabilirlikten yüksek

olması [244], bimetal kompozitlerde takviye fazında gerçekleşebilecek parçalanmayı minimum seviyede tutmuştur.



Şekil 5. 97 SiC/A356 kompozitinin EDS bölgelerini içerir aşınma yüzeyi SEM görüntüleri

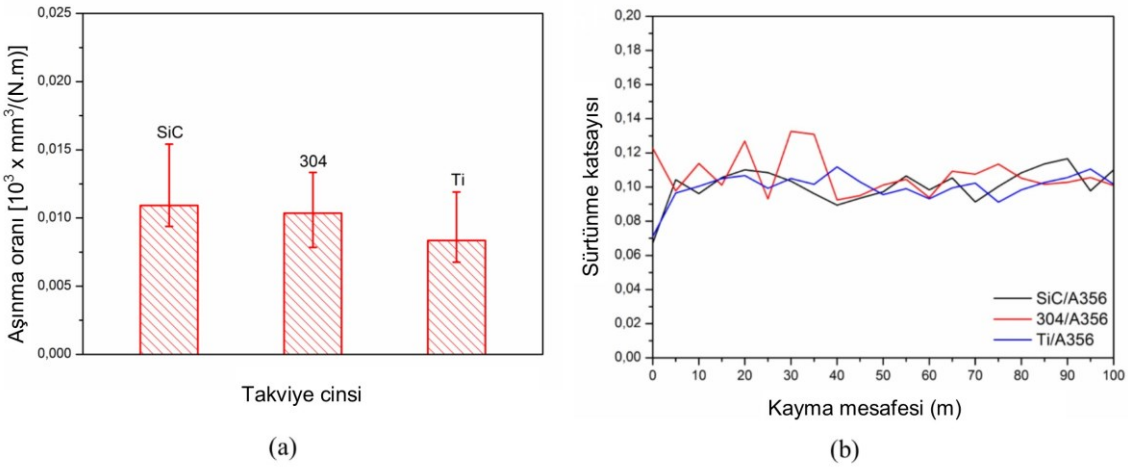
SiC takviyeli kompozitlerde, abrazyonun yanı sıra, Şekil 5.97a'da görülen delaminasyon aşınması da meydana gelmiştir. Bimetal kompozitlerde genellikle matris fazında görülen delaminasyon, SiC/A356 kompozitinde, SiC parçacığında gerçekleşmiştir. Matris fazı, uygulanan yükü takviye fazına aktarabilmesine rağmen, takviye fazı, çok yüksek kırılganlığı nedeniyle, yük altında hasara uğramıştır. SiC takviyeli kompozitte aşınma enkazı yoğunluğu, her iki bimetal kompozitten de yüksektir. Farklı boyut ve şekillerde oluşan enkazlar, Al (koyu gri), SiC (açık gri) ve Al_2O_3 (beyaz) parçacıklarını içermektedir (Şekil 5.97a).

Şekil 5.97b'de belirtilen EDS nokta ve alan analizlerinin sonuçları Çizelge 5.21'de verilmiştir. 1 numaralı ölçüm sonucunda, SiC parçacığı üzerinde herhangi bir adhezif aşınma tabakasının birikmediği görülmektedir. Benzer şekilde, 2 numaralı ölçüm de A356 alaşımının olağan bir bileşimini vermiştir. 3 numaralı ölçüm, SiC parçacığı

üzerinde oluşmuş bir empüriteden alınmıştır. EDS sonuçlarından, SiC altlıktan ötürü yüksek Si oranına sahip gözüken empüritenin, Fe-Al-O karmaşık yapısına sahip olduğu anlaşılmaktadır. 4 numaralı ölçüm, SiC parçacık üzerinde biriken adhezif aşınma tabakasından alınmıştır. Bu bölgede bulunan atomların çoğunu oluşturan Al ve Si, A356 alaşımından; Fe ve O ise, yapısında Fe_2O_3 bulunan Al_2O_3 bilyadan kopan parçalardan gelmektedir. 5 numaralı ölçüm ise, 4 numaralı ölçümle benzer bir adhezif aşınma tabakasını temsil etmekte olup; bu tabakanın daha fazla Al ve daha az Fe içeren halidir.

Çizelge 5. 21 Şekil 5.97b'de belirtilen EDS bölgelerinin element içeriği (% ağırlıkça)

Nokta	Al	Si	O	Fe
1	-	100,00	-	-
2	87,93	11,81	-	0,27
3	4,21	60,08	5,11	30,60
4	30,07	55,68	3,82	10,43
5	47,77	46,98	5,25	-



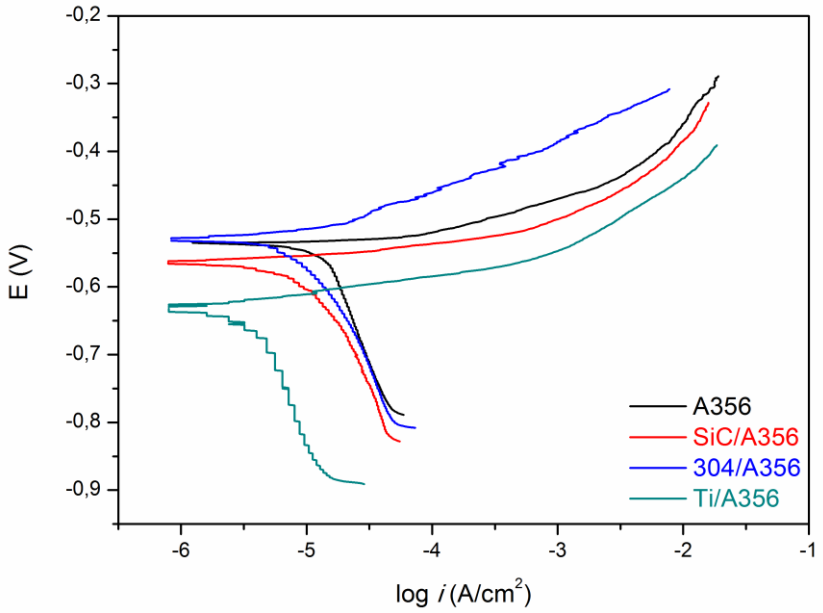
Şekil 5. 98 A356 matrisli kompozitlerin takviye cinsine bağlı olarak değişen (a) aşınma oranı ve (b) sürtünme katsayısı değerleri

A356 matrisli kompozitlerin takviye cinsine bağlı olarak değişen aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değerleri Şekil 5.98'de verilmiştir. Ortalama aşınma oranları esas alındığında, aşınma dayanımı en yüksek kompozitin Ti takviyeli, en düşük kompozitin ise SiC takviyeli olduğu sonucuna varılmasına rağmen, standart sapma değerleri hesaba

katıldığında, üretilen üç kompozit türünün de hemen hemen aynı aşınma dayanımına sahip olduğu anlaşılmaktadır. Sürtünme katsayısı değerlerinin yaklaşık 0,09-0,11 aralığında kararlı hallerine ulaşması ve üç numunede de tüm kayma mesafeleri boyunca benzer sürtünme katsayısı değerlerine ulaşılması, aşınma oranı bulgularını desteklemektedir. Kayma sürecinin ikinci yarısında, Ti ve 304 takviyeli kompozitler kararlı durumlarına ulaşırken, SiC/A356 kompozitinin sürtünme katsayısında bir miktar artış gözlemlenmiştir. SiC parçacıklarının kırılganlığı, son 50 m boyunca, sertliğin getirdiği yüksek basma kalıntı gerilmesi avantajını yitirmesine yol açmıştır.

5.4.3 Korozyon İncelemeleri

Takviyesiz A356 alaşımı ve 304, Ti ve SiC takviyeli kompozitlerine yapılan potansiyodinamik polarizasyon testleri sonrası elde edilen Tafel eğrileri Şekil 5.99'da, Tafel eğrileri kullanılarak belirlenen E_{kor}, I_{kor}, i_{kor}, R_p ve C_R değerleri Çizelge 5.22'de karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Takviyesiz A356 alaşımının ve A356 matrisli kompozitlerin Tafel eğrilerinden, tüm numunelerin benzer çözünme davranışı gösterdiği anlaşılmaktadır. 304/A356 kompoziti, takviyesiz A356 alaşımına en yakın korozyon dayanımına sahip numune olarak göze çarparken, Ti/A356 kompozitinin, korozyona ilk uğrayan numune olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5. 99 Takviyesiz A356 alaşımı ile Ti/A356, 304/A356 ve SiC/A356 kompozitlerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinin karşılaştırılması

Çizelge 5.22'de verilen sonuçlara göre, korozyona en duyarlı numune Ti/A356 kompoziti olurken, en az duyarlı numune ise 304/A356 kompoziti olmuştur. Takviyesiz A356 alaşımı, 304 takviyeli A356 matrisli kompozitten daha önce hasara uğramasına rağmen, korozyon hızını belirleyen i_{kor} değerinin daha düşük olması nedeniyle, nihai korozyon oranını belirleyen C_R değeri, A356 alaşımında görece düşük, 304/A356 kompozitinde görece yüksektir. Ti/A356 kompoziti en hızlı korozyona uğrayan numune olmakla beraber, SiC/A356 kompozitinde korozyon, başladığı anda hızla ilerlediği için, en kötü korozyon dayanımına sahip numune SiC/A356 olmuştur. Bunun en önemli nedeni, SiC, B_4C veya Al_2O_3 gibi soy takviyelerin kompozitteki varlığının, galvanik etkiden dolayı oyuklanma korozyonunu hızlandırmasıdır [155].

Çizelge 5. 22 Ti/A356, 304/A356 ve SiC/A356 kompozitlerinin Tafel eğrilerinden elde edilen korozyon özelliklerinin karşılaştırılması

Numune	E_{kor} **(V)**	I_{kor} **(A)**	i_{kor} **(A/cm²)**	R_p **(Ω)**	C_R **(mm/yıl)**
A356	-0,5366	$5,29 \times 10^{-6}$	$4,08 \times 10^{-6}$	2722	0,0454
SiC/A356	-0,5631	$7,16 \times 10^{-6}$	$5,64 \times 10^{-6}$	1443	0,0651
304/A356	-0,5284	$5,21 \times 10^{-6}$	$4,34 \times 10^{-6}$	2316	0,0491
Ti/A356	-0,6366	$4,29 \times 10^{-6}$	$3,45 \times 10^{-6}$	3091	0,0638

Yapılan korozyon testleri sonucunda, homojen yapısından ötürü en iyi korozyon dayanımı takviyesiz A356 alaşımında elde edilirken, bu numuneyi sırasıyla, 304, Ti ve SiC takviyeli kompozitleri takip etmiştir. Bimetal kompozitlerin, hem üretim kolaylığı hem de aşınma ve korozyon dayanımları açısından, geleneksel SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerle rekabetçi olduğu sonucuna varılmıştır [245]. Aşınma dayanımı, özellikle Ti takviyeli kompozitlerde üst seviyelere çıkarken; 304 paslanmaz çelik takviyesinin, korozyon dayanımını neredeyse takviyesiz A356 alaşımı ile eşitlediği görülmektedir. Ayrıca, üretilen kompozitin aşınma dayanımını daha da iyileştirmek için, mikro-ark oksidasyonu gibi bir yüzey kaplama işleminin faydalı olduğu belirlenmiştir.

BÖLÜM 6

SONUÇ VE ÖNERİLER

Çalışmada, matris malzemesi olarak A356 döküm ve AA7075 işlem alaşımları, takviye elemanı olarak 304 kalite paslanmaz çelik ve ticari saflıkta Ti talaşları, üretim yöntemi olarak ergiyik infiltrasyonlu döküm ve sıkıştırmalı infiltrasyon teknikleri kullanılarak, bimetal kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle, geleneksel SiC parçacık takviyeli A356 matrisli kompozit üretimi de gerçekleştirilerek, bimetal kompozitlerin kullanılmak üzere geliştirildiği endüstriyel alanlarda yaygın kullanımı bulunan bir karşılaştırma numunesi elde edilmiştir.

Ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminde, preform hazırlama aşamasında takviye miktarının (304 için %35, %50, %60 ve %65; saf Ti için %50, %65, %75 ve %80), kalıp yapımı aşamasında kalıp pişirme üst sıcaklığının (600, 650, 700 ve 750 °C) ve preform ön ısıtma süresinin (304 için 0, 10, 30 ve 60 dk; saf Ti için 0, 30, 60 ve 240 dk), infiltrasyon aşamasında ise döküm sıcaklığının (630, 680, 730, 780, 830 ve 880 °C); kompozit özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bu yöntemle belirlenen optimum parametrelerin öncülüğünde gerçekleştirilen sıkıştırmalı infiltrasyonla bimetal kompozit üretiminde ise, infiltrasyon sıcaklığı (680, 730 ve 780 °C) ve bekleme süresinin (30, 60, 120 ve 240 dk) etkileri değerlendirilmiştir.

Üretim sonrası, 304 ve saf Ti takviyeli A356 matrisli kompozitlerin en iyi özelliklere sahip numunelerine, çözeltiye alma, su verme ve yapay yaşlandırma aşamalarından oluşan T6 ısıl işlemi uygulanmıştır. Çözeltiye alma sıcaklığı ve süresi, 540 °C ve 4 saat

olarak, yaşlandırma sıcaklığı ve süresi, 180 °C ve 4 saat olarak belirlenmiştir. 304 takviyeli AA7075 matrisli kompozitlerin en iyi sonuç veren numunesine ise, kompozit yüzeyinde oksit bir kaplama büyüterek aşınma dayanımını iyileştirmek amacıyla, mikro-ark oksidasyon işlemi uygulanmıştır. İşlem, 2 dk boyunca, katoda 450 V pozitif gerilim ve $NaAlO_2$ ile KOH'un sulu çözeltisinden oluşan elektrolit içindeki kompozit numuneye 80 V negatif gerilim uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

Bimetal kompozit üretimi ve üretim sonrası ilave işlemlerin tamamlanmasının ardından, numuneler, XRD ile faz analizine, optik mikroskop, SEM, FEG-SEM ve EDS ile mikroyapı analizine tabi tutulmuştur. Brinell sertlik cihazı ve nanoindentasyon test cihazı kullanılarak, kompozitlerin sertlik ve kalıntı gerilme gibi mekanik özellikleri incelenmiştir. Üretilen kompozitlerin, disk üzeri bilya tipi aşındırma test cihazı kullanılarak aşınma davranışı; potansiyodinamik polarizasyon ve daldırma teknikleri kullanılarak korozyon davranışı belirlenmiştir. Kompozitlerin aşınma sonrası yüzeyleri SEM ile incelenmiş olup, aşınma testi sonrası bileşim değişimleri, EDS vasıtasıyla belirlenmiştir.

304/A356 bimetal kompozitlerinin yapısının, Al, Fe, θ (Fe_4Al_{13}) ve η (Fe_2Al_5) fazlarından oluştuğu, yalnızca preform ön ısıtma süresinin 60 dk olduğu numunede, atmosfere açık fırın ortamında uzun bekleme süresi nedeniyle talaş yüzeylerinde CrO_2 tabakasının büyüyerek, arayüzeyde η fazı oluşumunu engellediği belirlenmiştir. T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunenin XRD analizinde Al, Fe, θ ve η fazlarına ek olarak, β-Mg_2Si çökeltilerinin de varlığına rastlanmıştır. Matris, alaşımın ötektikaltı bileşiminden ötürü, α-Al ve ötektik (α-Al + Si) fazlarını bir arada içermektedir.

Preform ön ısıtma süresi 10 ve 30 dk olan kompozitlerde, oluşan θ ve η tabakalarının, homojen ve sürekli şekilde büyüdüğü, 0 ve 60 dk olan kompozitlerde ise, oluşan tabakaların homojenliğinde bölgesel bozulmaların ve süreksizliklerin meydana geldiği belirlenmiştir. EDS haritalama analizi sonucunda, Al ve Fe atomlarının, intermetalik fazlar boyunca homojen şekilde dağıldığı, Si atomlarının ise, arayüzeyde η fazı oluşumunun Si difüzyonunu engellemesi ile birlikte, yayındıkları θ tabakasında hapsolduğu görülmüştür. Kompozitlerin genel mikroyapısında, önemli bir döküm kusuruna rastlanmamıştır. Ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminin vakum destekli

olması, ergiyik Al alaşımının dar bölgelere bile rahatlıkla infiltre olabilmesini sağlamıştır.

Kalıp pişirme üst sıcaklığının 600 °C olduğu numunede meydana gelen infiltrasyon sorunları, katı/sıvı etkileşim süresinin kısalığından kaynaklanmıştır. Bu sorunlar, kalıp pişirme sıcaklığına bağlı olarak gerçekleştiğinden, sıcaklık artırılarak çözülebilmektedir. Yüksek kalıp pişirme sıcaklıklarında, katı/sıvı arasındaki sıcaklık farkı azaldığı ve A356 ergiyiğinin katılaşma süresi uzadığı için, herhangi bir infiltrasyon sorunu meydana gelmeden kompozit üretimi tamamlanmıştır.

%35 oranında 304 içeren kompozit numunede, iki takviye bileşeni arasındaki difüzyon yolu uzunluğunun görece fazla olması nedeniyle katı/sıvı etkileşim süresi azaldığından, η fazı oluşamadan katılaşma sona ermiştir. Takviye miktarının artmasıyla birlikte difüzyon yolu uzunluğunun kısalması sayesinde bu sorun ortadan kalkmış ve her iki arayüzey fazı da başarılı şekilde oluşmuştur. Buna karşın, takviye oranının artmasıyla birlikte, paslanmaz çeliğin sahip olduğu yüzey alanının artması; ergiyik haldeki Al alaşımı ile katı durumdaki paslanmaz çelik arasındaki ısıl gerilmeleri artırarak, katılaşma sırasında Al alaşımının daha fazla büzülmesine yol açmıştır. Bu durum, %60 ve %65 oranında 304 içeren numunelerde çekinti boşluklarının oluşmasına neden olmuştur.

A356 alaşımının ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda (630 ve 680 °C), hızlı katılaşma kaynaklı arayüzey süreksizlikleri; yüksek sıcaklıklarda (830 ve 880 °C) ise, sürekli ve çift katmanlı arayüzey oluşumuna karşın, matriste çekinti boşlukları meydana gelmiştir. 730 °C'de üretilen numunede ise herhangi bir süreksizlik veya çekinti boşluğu oluşmamış, arayüzeyde hem mekanik hem metalurjik açıdan güçlü bir bağlanma meydana gelmiştir. Arayüzeyde oluşan süreksizlikleri önlemek için düşük sıcaklıkların, matriste oluşan çekinti boşluklarını önlemek için yüksek sıcaklıkların tercih edilmemesi gerektiği belirlenmiştir.

Ergiyik infiltrasyonlu döküm tekniğiyle üretilen 304/A356 bimetal kompozitlerinde en iyi sonuçlara, 10 dk preform ön ısıtma süresi, 700 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı, %50 takviye hacimsel oranı ve 730 °C döküm sıcaklığı parametreleri ile ulaşılmıştır. Bu parametrelerle üretilen numuneye uygulanan T6 ısıl işleminin, iğnesel yapıdaki ötektik Si tanelerini, ince taneli çokyüzlü Si kristalleri şeklinde α-Al tane sınırlarına ayrıştırdığı

belirlenmiştir. β-Mg_2Si çökeltileri, tane içlerinde küçük ve çok sayıda, tane sınırlarında ise görece büyük ve az sayıda oluşmuştur. İşlem sıcaklıklarında artan difüzyonun etkisiyle kabalaşan α-Al tanelerine rağmen, matrisin nihai sertliği, β-Mg_2Si çökeltileri sayesinde artış göstermiştir. Bununla birlikte, T6 ısıl işlemi sonrası, Al alaşımının sergilediği sınırlı süneklik; θ/A356 arayüzeyinde gerilme uyumsuzluklarına neden olarak arayüzey ayrılmasına yol açmıştır. Arayüzey ayrılması; malzemenin dayanım, süneklik ve tokluk değerlerinde düşüşe neden olduğu için, sertlikteki artışa rağmen, bimetal kompozitlere üretim sonrası T6 işlemi uygulanması uygun görülmemiştir.

Görüntü analizi yazılımı vasıtasıyla gerçekleştirilen tabaka kalınlığı ölçümlerinde, katı/sıvı etkileşim süresi arttıkça, arayüzeyde oluşan intermetalik faz kalınlıklarının artttığı belirlenmiştir. Ayrıca, bu süre arttıkça, arayüzey fazlarının süreksiz şekilde büyüdüğü gözlemlenmiştir. Katı/sıvı etkileşim süresinin maksimum seviyede olduğu 750 °C kalıp pişirme sıcaklığına sahip numunede, θ kalınlıkları, 21-98 µm arasında değişirken, bazı arayüzeylerde hiç oluşmayan η tabakasının, başka bir bölgede 47 µm kalınlığa kadar ulaşabildiği görülmüştür. Preform ön ısıtma süresindeki artış da tabaka kalınlıkları ve faz süreklilikleri üzerinde benzer etki göstermesine karşın, 60 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunede, üretim öncesi preform yüzeyini kaplayan CrO_2 tabakası nedeniyle, η oluşumu engellenmiştir. Takviye miktarı arttıkça, θ faz kalınlığının sürekli arttığı görülmüştür. Bunun nedeni, iki takviye bileşeni arasındaki mesafenin kısalması ve buna bağlı olarak infiltrasyon sırasında difüzyonun hızlı gerçekleşmesidir. Takviye hacminin %50'den fazla olduğu durumlarda θ'nın süreksiz büyüdüğü belirlenmiştir. θ fazı, ergiyik Al ile η arasında gerçekleşen peritektik reaksiyon sonucunda da oluşabilmektedir. Katı/sıvı etkileşimi gerekenden uzun tutulduğunda, η fazı, θ fazına dönüşme eğilimi göstermektedir. Bu dönüşüm, η'nın oluştuğu her numunede gerçekleşmekle birlikte, katılaşma süresi uzadıkça, etkisi belirginleşmektedir. Döküm sıcaklığı arttıkça θ'nın kalınlığı sürekli olarak artarken, η'nın kalınlığının, sıcaklık 780 °C'yi aştığında azalmaya başlaması, η→θ dönüşümünün bir kanıtı niteliğindedir. Tüm sonuçlar birlikte değerlendirildiğinde, bütün numune arayüzeylerinde θ'nın oluştuğu ve kalınlığının 120 µm'ye kadar ulaşabildiği; η'nın ise görece hızlı katılaşan numunelerde oluşmaya fırsat bulamadığı ve kalınlığının maksimum 50 µm'ye ulaşabildiği belirlenmiştir.

Sıkıştırmalı infiltrasyon tekniğiyle üretimde, 680 °C'de A356 alaşımı ile 304 paslanmaz çelik talaşları arasında bir bağlanma gerçekleşmemiştir. Metal çifti arasında mekanik ve metalurjik bağlantı, işlemin 730 ve 780 °C'de gerçekleştirilmesiyle sağlanmıştır. Bu sıcaklıklarda bekleme süresi arttıkça, tabaka sürekliliği bozulmuş ve arayüzeyde boşluk ve oksit oluşumlarına rastlanmıştır. 780 °C'de üretilen 240 dk bekleme süresine sahip kompozit numunede, 250 µm değerlerine varan tabaka kalınlıkları görülmüştür. Sonuçlar, ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle karşılaştırıldığında, sıkıştırmalı infiltrasyonun çok daha kalın bir tabaka oluşumuna izin verdiği ortaya çıkmıştır. Oluşan fazların büyüme kinetiğini kontrol edebilmek için sıcaklık ve süre mümkün olduğunca düşük tutulmalıdır. Yüksek sıcaklık ve uzun bekleme süresi, oksidasyon kaynaklı boşluk oluşumuna yol açmaktadır. Sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde, oksidasyonun zararlı etkilerinden kaçınmak için, üretim 730 °C'de gerçekleştirildiğinde, bekleme süresinin 60 dk'yı, 780 °C'de gerçekleştirildiğinde ise 30 dk'yı aşmaması gerekmektedir.

Ergiyik infiltrasyonlu dökümle üretilen 304/A356 bimetal kompozitlerinin sertlik ölçümlerinde, arayüzey faz sertliklerinin, katı/sıvı etkileşim süresi arttıkça arttığı belirlenmiştir. θ tabakasının sertliği 767-943 HV0,01 arasında, η tabakasının sertliği ise 1044-1278 HV0,01 arasında değişim göstermektedir. Kalıp pişirme üst sıcaklığı ve preform ön ısıtma süresi arttıkça, kompozit bileşenlerinden θ ve η kafeslerine yayınan Al, Si, Fe ve Cr atomları, yayındıkları kafeslerin uyumlu yapısını bozarak, bu fazların sertliğini artırmaktadır. %65 oranında 304 içeren numunede ise, η'nın bir kısmı θ'ya dönüştüğü için çarpılmalar difüzyon etkisiyle giderilmiş ve bu durum, η sertliğinde azalmaya yol açmıştır. Genel olarak, θ ve η faz sertliklerinin, tabaka kalınlıklarıyla paralel şekilde arttığı belirlenmiştir.

Sıkıştırmalı infiltrasyonla üretilen kompozitlerde η sertlikleri, ergiyik infiltrasyonlu dökümle üretilen kompozitlerden görece yüksek çıkmıştır. Yöntemde, numune fırında soğutulduğu için, katılaşma tamamlandıktan sonra da katı hal difüzyonu devam etmiş ve η kafesinde oluşan çarpılma miktarı artmıştır. θ sertliklerinde ise her iki yöntemde de birbirine yakın sonuçlar elde edilmiştir.

Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerde, A356 matris alaşımı ve 304 takviyesi için ortalama sertlik değerleri sırasıyla 67 ve 239 HV0,01 olarak

hesaplanmıştır. İşlem parametrelerinin 304 sertliği üzerinde bir etkisinin olmadığı, matris sertliği üzerinde ise yalnızca döküm sıcaklığının bir etkisinin olduğu belirlenmiştir. 880 °C'de üretilen kompozitte α-Al tanelerinin aşırı kabalaşması nedeniyle matris sertliğinin, 49 HV0,01 değerine kadar düştüğü görülmüştür. Sıkıştırmalı infiltrasyonda ise, infiltrasyon boyunca üst kalıp tarafından numuneye uygulanan basınç nedeniyle, matriste oluşan deformasyon tekstürü kaynaklı, görece yüksek matris sertliği (74 HV0,01) elde edilmiştir. Sıcaklık ve süre arttıkça matris sertliği azalırken, takviye fazının sertliğinde önemli bir değişim meydana gelmemiştir.

Nanoindentasyon cihazı ile sertlik ölçümlerinde elde edilen P-h eğrileri kullanılarak gerçekleştirilen kalıntı gerilme analizleri sonucunda, A356 matrisi üzerinde, θ'nın 569 MPa, η'nın ise 851 MPa ilave basma gerilmesine yol açtığı belirlenmiştir. Arayüzey fazları dolayısıyla matrise etkiyen basma kalıntı gerilme miktarının artması; kompoziti hasara uğratabilmek için çekme yönünde daha fazla harici gerilme uygulanmasını gerektirmektedir. Bu durumun, kompozitin hasara uğramasını zorlaştırdığı düşünüldüğünde, arayüzeyde intermetalik faz oluşumunun, kompozit özelliklerini iyileştirdiği sonucuna varılmıştır.

Adhezyon, abrazyon, plastik deformasyon, oksidasyon ve delaminasyon gibi birçok aşınma mekanizmasının ortak etkisi altında hasara uğrayan takviyesiz A356 alaşımının aşınma oranı, 304 takviyesi ile birlikte önemli ölçüde azalmıştır. Genel olarak, tüm kompozit numunelerin aşınma yüzeylerinde, yivler (abrazyon), deformasyon izleri (plastik deformasyon), tepeler ve kraterler (adhezyon) oluştuğu görülmüştür. Matris tarafında baskın mekanizmanın adhezif aşınma, takviye tarafında baskın mekanizmanın abrazif aşınma olduğu belirlenmiştir. Matris/takviye arayüzeyinde delaminasyon hasarı görülen numunelerin ortalama θ sertlikleri birbirleriyle neredeyse aynı ve diğer numunelerden görece düşüktür. Bu durum, sertlik ile aşınma dayanımı arasındaki doğrusal ilişkiyi kanıtlar niteliktedir. Buna karşın, çok yüksek sertliğe sahip θ ve η fazlarının yüksek kırılganlığı, hem aşınan (304/A356) hem de aşındıran (Al_2O_3) parçaların hasara uğramasına yol açarak, aşınma enkazı yoğunluğunu artırmıştır.

θ ve η fazları, arayüzeye güçlü bir şekilde tutunmayı başardığında, bimetal kompozitin aşınma oranını azaltmaktadır. Bununla birlikte, zayıf arayüzey bağına sahip

numunelerde, parçalanarak aşınma sürecine katılan arayüzey fazları, aşınma hasarının dramatik olarak artmasına neden olmuştur. Takviye içermeyen A356 alaşımında yoğun şekilde görülen oksidasyon, 304/A356 kompozitlerinde minimum seviyededir. 304 ilavesi, oksidatif aşınmayı, tam olarak engelleyemese de, dramatik şekilde azaltmıştır.

Numunelerin 5, 10 ve 15 N yükler altında aşındırılması sonucunda, 15 N yük altında gerçekleştirilen aşınma sonrası, 304 tarafında baskın olan abrazif aşınmanın yerini adhezif aşınmaya bıraktığı görülmüştür. Kompozit numune ile Al_2O_3 bilya arasında kayma sırasında oluşan lokal bağlanmalar daha da güçlendiği için, artan yükle paralel olarak artan bağ dayanımı, malzeme transferinde artış ile sonuçlanmıştır. Uygulanan yükteki artış, arayüzeylerde daha büyük çatlaklara; çatlak ilerlemesi sonucu kopan parçaların aşınma sürecine katılması ise, aşınma oranında hızlı bir artışa yol açmıştır. İyi bir aşınma dayanımı için, toplam arayüzey faz kalınlığının 50 µm'yi aşmaması gerektiği belirlenmiştir. Toplam kalınlık 50 µm'yi aştığında, arayüzey kırılgan hale gelmektedir.

Bilyadan, kompozit numuneye olduğu kadar, kompozit numuneden bilyaya doğru da bir malzeme transferi söz konusudur. Artan yükle birlikte, kompozit yüzeyinden bilya yüzeyine taşınan malzeme miktarı artmıştır.

Abrazif aşınma; mikro-kesme ve mikro-sürme mekanizmalarıyla gerçekleşmektedir. Mikro-kesme, yüzeyden parçacık kopmasına neden olurken, mikro-sürme, yiv oluşumuyla sonuçlanır. Takviye oranı arttıkça, mikro-sürme mekanizması, mikro-kesme mekanizmasına dönüşmüştür. Aşınma dayanımı yüksek malzemeler mikro-sürme mekanizması altında deforme olurken, aşınma dayanımı düşük malzemeler mikro-kesme mekanizması altında parçalara ayrılmaktadır. Döküm sıcaklığı arttıkça, 730 °C'ye kadar mikro-kesme aşınmasından mikro-sürme aşınmasına kademeli geçiş ve adhezif aşınmada azalma meydana gelirken, bu sıcaklıktan itibaren, mikro-sürme aşınması, yerini yeniden mikro-kesme aşınmasına bırakmıştır. Başlangıçta sıcaklığın etkisiyle azalan arayüzey delaminasyonu, yüksek sıcaklıklarda üretilen kompozitlerde dramatik şekilde artış göstermiştir.

Ergiyik infiltrasyonlu dökümle üretilen aşınma dayanımı en yüksek bimetal kompozit, 10 dk preform ön ısıtma süresi, 700 °C kalıp pişirme üst sıcaklığı, %50 takviye hacimsel oranı ve 730 °C döküm sıcaklığı ile elde edilmiştir. Sıkıştırmalı infiltrasyon yöntemiyle

aşınma dayanımı yüksek bir bimetal kompozit eldesi içinse, 730 °C infiltrasyon sıcaklığı ve 60 dk bekleme süresi gerekmektedir. 304 takviyesi, Al alaşımının sahip olduğu aşınma dayanımını 10 kat artırmıştır.

Olması gereken maksimum sertlik değerleri, θ için 900 HV0,01, η için 1200 HV0,01 olarak belirlenmiştir. Faz sertlikleri, bu değerlerin üzerine çıktığında, kompozitin aşınma dayanımı dramatik şekilde azalmaktadır. Sıkıştırmalı infiltrasyon, genel anlamda daha uzun süre difüzyona imkân tanıdığı için, bu yöntemle üretilen kompozitlerin arayüzey tabakaları daha kalın oluşmaktadır. Kalınlık, sertliği; sertlik ise gevrekliği artırdığı için, bu yöntemle üretilen en başarılı numunenin aşınma dayanımı, ergiyik infiltrasyonlu dökümle üretilen en başarılı numunenin aşınma dayanımından daha düşük çıkmıştır.

Daldırma testleri sonucunda, kompozit mikroyapısında, 304, θ ve η bölgelerinde herhangi bir çözünme görülmemiştir. A356 matrisinde ise heterojenliğin fazla olduğu ötektik bölgenin α-Al tanelerinden daha fazla çözündüğü belirlenmiştir. Özellikle 830 ve 880 °C gibi yüksek sıcaklarda üretilen kompozitlerde, A356 matrisinin yanı sıra, paslanmaz çelik yüzeyleri de korozyona uğramıştır. Bu sıcaklıklarda, Cr'nin θ ve η fazları içine difüzyonu maksimum seviyede olduğu için 304 tarafında kromca fakir bölgeler oluşmuştur. Kromca fakirleşen bölgeler, paslanmazlık özelliğini yitirerek, 304 tarafını da korozyon hasarına açık hale getirmiş ve seçici olarak başlayan korozyon, pasifleşmenin bozulmasıyla birlikte, tüm paslanmaz çelik boyunca ilerlemiştir. Yapılan XRD analizlerinde, kompozit yapıda ortaya çıkan korozyon ürünlerinin AlOOH ve FeOOH olduğu belirlenmiştir. En iyi korozyon dayanımına, tüm daldırma süreleri için (7, 14 ve 21 gün), 730 °C'de üretilen numune ile ulaşılmıştır. Daldırma süresi arttıkça, korozyon oranı artarken, kompozitin her iki bileşeninin de yüzeylerinde pasif film oluşturma eğilimleri sayesinde, korozyon hızı yavaşlamaktadır.

Matris alaşımı olarak A356 yerine AA7075 kullanıldığında, Al, Fe, θ ve η fazlarının yanı sıra, arayüzeyde γ (Cr_2Al_{13}) fazı da oluşmaktadır. Cr'nin θ içindeki çözünürlüğü maksimuma ulaştığında, katı çözeltide yer almayan fazla Cr; Al ile ötektik oluşturup γ olarak θ içerisine çökelmiştir.

Mikroyapı incelemelerinde, AA7075 ile θ tabakasının birleşme bölgelerinde sıcak çatlak oluşumlarına rastlanmıştır. Hızlı soğuma, kısa katılaşma süresi ve matrisin bileşimi, AA7075 alaşımının sıcak çatlaklara duyarlı hale gelmesinin başlıca nedenleridir. Sıcak çatlak oluşumu, soğuma hızı düşürülerek (su verme yerine fırında soğutma) önlenebilmiştir. Soğuma hızındaki azalma, hacimsel büzülmeleri de azaltarak, Al matrisinde görülen çekinti boşluğu miktarını önemli ölçüde azaltmıştır.

Döküm sıcaklığı, 304/AA7075 alaşım çiftinde, 304/A356 kompozitlerinde neden olduğu dramatik değişimlere yol açmamıştır. AA7075 matrisli kompozitlerde ulaşılan maksimum tabaka kalınlığı 20 µm olmuştur. Sıcaklığa bağlı olarak, θ ve γ fazlarının bir arada bulunduğu tabakanın kalınlığı düzenli olarak artarken, η fazının kalınlığı 730 °C'ye kadar artış gösterip, sonrasında azalmıştır. AA7075'in içerdiği alaşım elementi miktarının fazlalığı, nedeniyle artan boşluk oluşum enerjisi, boşlukların difüzyonunu engelleyerek tabaka kalınlığının artmasını engellemiştir. A356 alaşımının aksine, AA7075 alaşımı, Zn, Mg, Cu, Fe, Si, Cr, Ti gibi birçok alaşım elementini önemli miktarda içerdiği için, atomların farklı difüzyon hızları nedeniyle arayüzeyin hareket etmesi sonucunda, Al matrisi ile arayüzey tabakasının birleşme bölgelerinde Kirkendall boşlukları meydana gelmiştir.

Kompozit özelliklerini iyileştirmek amacıyla gerçekleştirilen mikro-ark oksidasyonu işlemi sonucunda, kompozit yüzeyinde oluşan kaplamanın, α-Al_2O_3, γ-Al_2O_3, CrO_2 ve Fe_3O_4 fazlarından oluştuğu belirlenmiştir. 304 tarafında CrO_2 ve Fe_3O_4 oksitlerinden oluşan kaplamanın kalınlığı 10 ila 38 µm aralığında değişirken, Al tarafında α-Al_2O_3 ve γ-Al_2O_3 fazlarından oluşan kaplamanın kalınlığı, ortalama 15 µm olarak ölçülmüştür.

Döküm sıcaklığına bağlı olarak, θ ve γ fazlarının bir arada bulunduğu çift katmanlı yapının sertliği sürekli artış gösterirken, η tabakasının sertliği, 730 °C'ye kadar artmış ve bu sıcaklıktan sonra belirgin şekilde azalmıştır. AA7075 matrisli kompozitlerde oluşan ve içerisinde γ fazı çökelen θ sertliklerinin, A356 matrisli kompozitlerde oluşan ve γ içermeyen θ sertliklerinden daha yüksek olduğu saptanmıştır. γ oluşumunun, θ'nın sertliğini artırdığı belirlenmiştir. Takviye fazının sertliği, 234-247 HV0,01 arasında değişmekte olup döküm sıcaklığından etkilenmezken, 63-87 HV0,01 arasında değişen matris sertlikleri, sıcaklık arttıkça, kabalaşan α-Al taneleri nedeniyle azalmaktadır.

Mikro-ark oksidasyonu sonrası ortalama yüzey sertliği, 1552 HV0,01'dir. Bu değer, kompozit numunenin diğer tüm bileşenlerinin sertliğinden daha yüksektir.

AA7075 matrisli kompozitlerde, A356 matrisli kompozitlere benzer şekilde, matris tarafı plastik deformasyon ve adhezif aşınmaya maruz kalırken, paslanmaz çelik tarafı, abrazif aşınmanın baskın etkisi altındadır. Arayüzeyde oluşan fazlar, kayma testi boyunca güçlü bağ yapısını korumuştur. Mikro-ark oksidasyonu ile kaplama işlemi sonrası, α-Al_2O_3 ve γ-Al_2O_3 fazları ile kaplanmış AA7075 kısmında adhezif aşınma baskın mekanizmayken, CrO_2 ve Fe_3O_4 fazları ile kaplanmış 304 kısmında baskın mekanizma, abrazif aşınmadır. Yalnızca, 15 N yük altında yapılan ölçümlerde, matriste baskın olan adhezyon mekanizmasının, yerini oksidasyona bıraktığı belirlenmiştir.

AA7075 alaşımının aşınma oranı, A356 alaşımından daha düşük olduğu halde, 304 ile takviyelendirilmiş hallerinde, durum tersine dönmüştür. 304/AA7075 kompozitlerinde görülen sıcak çatlak, çekinti boşluğu ve Kirkendall boşluğu oluşumları, AA7075 matrisli kompozitlerin aşınma dayanımının, A356 matrisli kompozitlerden daha düşük olmasına yol açmıştır. Bununla birlikte, mikro-ark oksidasyonu işlemiyle, özellikle şiddetli aşınma koşullarında, üretilen kompozitlerin aşınma dayanımı iyileştirilebilmektedir.

Takviye elemanı olarak ticari saflıkta Ti'nin, matris olarak A356 alaşımının kullanıldığı bimetal kompozitlerde, α-Al, Si, α-Ti ve $TiAl_3$ fazlarının oluştuğu belirlenmiştir. $TiAl_3$ tabakası, bütün arayüzeylerde homojen ve sürekli bir şekilde oluşmuştur. Arayüzeydeki bağlanmayı, ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminde vakum ortamı, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde ise üst kalıbın preform yüzeyine uyguladığı basınç sağlamıştır.

Ergiyik infiltrasyonlu döküm yöntemiyle, 30 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen numunelerde, arayüzeyi boylu boyunca çevreleyen oksit tabakaları elde edilmiştir. Bu oksitler, fırın atmosferinde Ti talaşları üzerinde büyüyerek, infiltrasyon sırasında Al ile Ti arasındaki etkileşimi engellemiştir. Ön ısıtma süresi 240 dk'ya ulaştığında ise, oksit tabakaların kalınlığı aşırı artarak tabakayı gevrekleştirmiştir. Kırılgan hale gelen oksitler, döküm sırasında parçalanarak, Al ile Ti arasında etkileşime yeniden izin vermiştir. Ön ısıtılmamış preform ile üretilen numunede 4,67 µm olarak ölçülen ortalama $TiAl_3$ kalınlığı, 240 dk ön ısıtılmış preform ile üretilen numunede, artan katı/sıvı etkileşimi nedeniyle, 10,51 µm'ye yükselmiştir. Ti'nin O afinitesi,

paslanmaz çeliğe göre yüksek olduğu için, preform ön ısıtma işlemi sonrası Ti talaş yüzeyleri, hızlı bir şekilde pasif oksit bir filmle kaplanmaktadır. Oluşan oksit filmin difüzyonu engelleyici rolü nedeniyle, Ti/A356 kompozitleri için preform ön ısıtma işlemi uygun bulunmamıştır.

Sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde, uzun süren katı/sıvı etkileşimi nedeniyle, takviye bileşeninin büyük çoğunluğu, $TiAl_3$'e dönüşmüştür. Ergiyik infiltrasyonlu döküm yönteminde oluşan $TiAl_3$ tabakasının toplam kompozit hacmine oranı %2,02 ile sınırlı kalırken, sıkıştırmalı infiltrasyon yönteminde bu oran, %40,56'ya yükselmiştir. Ayrıca, sıkıştırmalı infiltrasyon tekniğiyle oluşan $TiAl_3$ tabakasının, ergiyik infiltrasyonlu dökümle oluşan tabakadan 7 kat daha kalın olduğu ve Si atomlarının daha uzun süre yayınmaya imkân bulması nedeniyle daha fazla Si içerdiği belirlenmiştir.

Ortalama sertlikler, matris için 61-78 HV0,01 arasında değişirken, takviye için 245-261 HV0,01 arasında değişmektedir. 30 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen kompozitlerin arayüzey sertliği, güçlü mekanik bağlantıyı temsil edecek şekilde matris ve takviye fazlarının bir ortalamasını verirken, ön ısıtılmamış ve 240 dk ön ısıtılmış preformlar ile üretilen arayüzey sertlikleri, sırasıyla, 474 ve 507 HV0,01 olarak bulunmuştur. Ti oranı arttıkça $TiAl_3$ sertliklerinin arttığı saptanmıştır. $TiAl_3$ kafesine yayınan atom miktarı, Ti oranı arttıkça azalan difüzyon yolu nedeniyle artmakta ve $TiAl_3$ kafesindeki atom yoğunluğu, kafeste çarpılmaya neden olarak arayüzey tabakasının uyumluluğunu bozmaktadır. Yeni gelişen uyumsuz kafes yapısı, kalıntı gerilme miktarını ve bunun sonucunda sertliği artırmaktadır. Sıkıştırmalı infiltrasyonda oluşan $TiAl_3$ sertliğinin, ergiyik infiltrasyonlu dökümde oluşan $TiAl_3$ sertliğinden daha yüksek olmasının nedeni, $TiAl_3$ kafesinin daha fazla Si atomu içermesi ile ilişkilendirilmiştir.

Aşınma testi sonrası, 0 ve 240 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen Ti/A356 kompozitlerinde yoğun bir adhezyon meydana gelirken, 30 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen numunelerde şiddetli plastik deformasyon görülmüştür. Abrazif aşınmanın en önemli göstergesi olan yivler, Ti/A356 aşınma yüzeylerinde, 304/A356 kompozitlerine kıyasla daha az bulunmaktadır. Al_2O_3 bilyanın yol açtığı abrazif aşınma oranı, Ti'nin 304 paslanmaz çelikten daha sert olması nedeniyle azalmıştır.

%65 Ti içeren numune göz ardı edildiğinde, artan Ti miktarının, plastik deformasyon şiddetini artırdığı belirlenmiştir. %75 ve %80 oranında Ti içeren kompozitlerin matris/takviye arayüzeylerinde çekirdeklenen çatlaklar, kayma şekil değişiminin de etkisiyle, delaminasyon aşınmasına neden olmuştur. Delaminasyon ile aşınma enkazı miktarı arasında doğrusal bir ilişki olduğu saptanmıştır. Aşınma testi sırasında numunelere, plastik deformasyonun yanı sıra, adhezif ve abrazif aşınma mekanizmaları da etki etmiştir. Ayrıca, %75 ve %80 oranında Ti içeren kompozitler, oksidatif aşınmaya da maruz kalmıştır. Bu numunelerdeki görece yüksek $TiAl_3$ sertliği, karşıt yüzeyin aşınma sırasında daha fazla hasara uğramasına ve Al_2O_3 bilyadan kopan oksijenin diğer bileşenlerden kopan parçacıklarla birlikte kompozit yüzeyine sıvanarak, adhezif bir tabaka oluşturmasına yol açmıştır. Takviye oranındaki artış, %65'e kadar aşınma oranını azaltıcı etki yaparken, bu değerden sonra, aşınma oranını artırmıştır. Matris/takviye oranı çok düşük olduğu zaman, matris yükü takviye fazına aktaramadan hasara uğradığından, kompozitteki Ti içeriğinin hacmen %65'i aşmaması gerektiği saptanmıştır.

240 dk ön ısıtılmış preform kullanılarak elde edilen numunede, döküm sonrası varlığını koruyan bazı parçalanmamış oksitler, arayüzey bağ dayanımını düşürdüğü için, bu numunenin aşınma dayanımı, ön ısıtılmamış preformlar ile üretilen numuneden daha kötüdür. 30 ve 60 dk ön ısıtılmış preformlar kullanılarak üretilen numunelerde ise $TiAl_3$ oluşumu gerçekleşmediği için, arayüzeydeki zayıf bağ yapısı nedeniyle aşınma oranları dramatik şekilde artmıştır.

Ergiyik infiltrasyonlu dökümle üretilen numunede, sıkıştırmalı infiltrasyonla üretilen numuneye göre daha yoğun miktarda aşınma enkazı oluşumu ve daha geniş aşınma izleri görülmüştür. Sıkıştırmalı infiltrasyon tekniğiyle oluşan $TiAl_3$ tabakasının daha kalın ve daha sert oluşu, kompozitin aşınma dayanımının da artmasını sağlamıştır.

Potansiyodinamik polarizasyon testleri sonucunda, Ti/A356 çiftinde korozyonun, 304/A356 çiftine kıyasla daha önce başlayıp daha yavaş ilerlediği belirlenmiştir. Galvanik seride, Ti ile Al arasındaki ΔV, Fe ile Al arasındaki ΔV'den yüksek olduğu için, Ti/A356 kompozitinde korozyon, daha hızlı başlamıştır. Ti/A356 bimetal kompozitinin nihai korozyon dayanımı, 304/A356 kompozitinden daha düşüktür.

Karşılaştırma numunesi olarak üretilen SiC takviyeli A356 matrisli kompozitte, parçacıklarının matriste homojen dağıldığı, parçacıklar ile matris arasında herhangi bir kimyasal reaksiyonun gerçekleşmediği, bununla birlikte, yapıda bazı döküm kusurlarının ve arayüzey inklüzyonlarının oluştuğu saptanmıştır. SiC parçacıkların ortalama Vickers sertliği, 1774 HV0,01 olarak ölçülmüştür. Bu sertlik, hem 304/A356, hem de Ti/A356 kompozitlerinde oluşan tüm kompozit bileşenlerinin Vickers sertliklerinden daha yüksek bir değerdir. Kompozitlerin genel Brinell sertlikleri ise, 304/A356 için 134 HB, Ti/A356 için 138 HB ve SiC/A356 için 150 HB olarak belirlenmiştir.

SiC/A356 kompozitinin maruz kaldığı baskın aşınma mekanizması, abrazyondur. SiC parçacıklar, karşıt yüzeyle temas ettiğinde parçalarına ayrılmaktadır. Kompozitin uğradığı bu şiddetli hasarın en önemli nedenleri, SiC parçacıkların yüksek kırılganlığı ve düşük ıslanabilirliğidir. Metal-metal arasındaki ıslanabilirliğin, seramik-metal arasındaki ıslanabilirlikten yüksek olması, bimetal kompozitlerde takviye fazında gerçekleşebilecek parçalanmayı önemli ölçüde azaltmıştır. SiC takviyeli kompozitlerde, abrazyonun yanı sıra, delaminasyon da meydana gelmiştir. Delaminasyon, bimetal kompozitlerde görülenin aksine, takviye fazında gerçekleşmiştir. Matris fazı, uygulanan yükü takviye fazına aktarabilmesine rağmen, takviye fazı, çok yüksek kırılganlığı nedeniyle, yük altında hasara uğramıştır. Geleneksel ve bimetal kompozitlerin aşınma oranları karşılaştırıldığında, üretilen üç kompozit türünün de hemen hemen aynı aşınma dayanımına sahip olduğu belirlenmiştir.

Takviyesiz A356 alaşımının ve A356 matrisli kompozitlerin Tafel eğrilerinden, tüm numunelerin benzer çözünme davranışı gösterdiği saptanmıştır. Homojen yapısından ötürü en iyi korozyon dayanımı takviyesiz A356 alaşımında elde edilmiştir. A356 alaşımına en yakın korozyon dayanımına sahip numune 304/A356 kompoziti olurken, korozyona ilk uğrayan numunenin Ti/A356 kompoziti olduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte, SiC/A356 kompozitinde korozyon, başladığı anda hızla ilerlediği için, bu kompozitin korozyon dayanımı, Ti/A356 kompozitinden düşüktür. SiC parçacıkların kompozit içindeki varlığının, galvanik etkiden dolayı oyuklanma korozyonunu hızlandırması, SiC takviyeli kompozitlerin korozyon dayanımındaki zayıflığın en önemli nedenidir.

Yapılan karakterizasyon çalışmaları sonucunda, üretilen bimetal kompozitlerin geleneksel SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerden üstün özellikler sergilediği belirlenmiştir. Hem paslanmaz çelik hem de saf Ti ile güçlendirilmiş Al matrisli kompozitlerin, başta otomotiv sektörü olmak üzere, geleneksel SiC takviyeli kompozitlerin kullanıldığı aşınma dayanımı gerektiren uygulama alanlarında kullanılmak üzere geliştirilebileceği görülmüştür. En iyi aşınma dayanımı Ti takviyeli kompozitlerde elde edilirken; 304 takviyeli kompozitlerde iyi bir aşınma dayanımı, yüksek korozyon dayanımı ile bir arada sağlanabilmektedir. Ayrıca, üretim sonrası kompozit yüzeyine yapılacak ilave bir kaplama işlemiyle, nihai parçanın kullanılacağı alanda, aşınma özelliklerinin daha da iyileştirilebileceği saptanmıştır.

Bundan sonra yapılacak çalışmalarda, farklı takviye ve matris alaşımları kullanılarak, endüstriye uygun bir yöntemle yeni nesil bimetal kompozit üretiminin sürdürülmesi büyük önem taşımaktadır. Çevreye duyarlı bir şekilde, geri dönüşüm ürünleri kullanılarak üretilebilen bimetal kompozitlerin, ticari bir ürüne dönüştürülerek, kompozit üretiminde, kompozitlerin dezavantajları arasında sayılan yüksek maliyetlerden kaçınılması önerilmektedir.

KAYNAKLAR

[1] Choo, V. K. S., (1990). Fundamentals of Composite Materials, Knowen Academic Press, Inc., Delaware.

[2] Nishida, Y., (2013). Introduction to Metal Matrix Composites, Springer, Nagoya.

[3] Gay, D., Hoa, S. V. ve Tsai, S. W., (2003). Composite Materials: Design and Applications, CRC Press, Florida.

[4] Akovali G., (2001). Handbook of Composite Fabrication, Rapra, Shrewsbury.

[5] Feldman, D., (1989). Polymeric Building Materials, CRC Press, New York.

[6] Jones, R. M., (1999). Mechanics of Composite Materials, Taylor & Francis, Inc., Virginia.

[7] Chawla, N. ve Chawla, K. K., (2006). Metal Matrix Composites, Springer, New York.

[8] Karl U. Kainer, (2006). Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, Wiley-VCH, Weinheim.

[9] Herakovich, C. T., (1998). Mechanics of Fibrous Composites, Wiley, New York.

[10] Ortiz de Mendibil, I., Aretxabaleta, L., Sarrionandia, M., Mateos, M. ve Aurrekoetxea, J., (2016). "Impact Behaviour of Glass Fibre-reinforced Epoxy/Aluminium Fibre Metal Laminate Manufactured by Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding", Composite Structures, 140: 118–124.

[11] Schwartz, M. M., (1997). Composite Materials Volume 1: Properties, Non-destructive Testing, and Repair, Prentice Hall, New Jersey.

[12] Casati, R., (2016). Aluminum Matrix Composites Reinforced with Alumina, Springer, Milano.

[13] Prasad, S. V. ve Asthana, R., (2004). "Aluminum Metal-Matrix Composites for Automotive Applications: Tribological considerations", Tribology Letters, 17: 445–453.

[14] Zalensas, D. L., (1997). Aluminum Casting Technology, American Foundry Society, Illinois.

[15] Bodunrin, M. O., Alaneme, K. K. ve Chown, L. H., (2015). "Aluminium Matrix Hybrid Composites: A Review of Reinforcement Philosophies; Mechanical,

Corrosion and Tribological Characteristics", Journal of Materials Research and Technology, 4: 434–445.

[16] Yamauchi, T., (1991). "Development of SiC Whiskers Reinforced Piston", SAE Paper, 911284.

[17] Rohatgi, P. K., (2000). State of the Art in Cast Metal Matrix Composites in the Next Millenium: Proceedings of a Symposium, TMS, Warrendale.

[18] Bansal, N. P., (2005). Handbook of Ceramic Composites, Kluwer Academic Publishers, New York.

[19] Komarneni, S., (1992). "Feature Article. Nanocomposites", Journal of Materials Chemistry, 2: 1219–1230.

[20] Kelly, A. ve Zweben, C., (2000). Comprehensive Composite Materials, Elsevier, Amsterdam.

[21] Evans, A., San Marchi, C. ve Mortensen, A., (2003). Metal Matrix Composites in Industry, Kluwer Academic Publishers, New York.

[22] Manzione, L. T., Gillham, J. K. ve McPherson, C. A., (1981). "Rubber-modified Epoxies. II. Morphology and Mmechanical Properties", Journal of Applied Polymer Science, 26: 907–919.

[23] Deve, H. E. ve McCullough, C., (1995). "Continuous-fiber Reinforced Composites: A New Generation", JOM, 47: 33–37.

[24] McCullough, C., Deve, H. E. ve Channel, T. E., (1994). "Mechanical Response of Continuous Fiber-reinforced Al_2O_3/Al Composites Produced by Pressure Infiltration Casting", Materials Science and Engineering: A, 189: 147–154.

[25] Buschow, K. H. J., Cahn, R., Flemings, M., Ilschner, B., Kramer, E., Mahajan, S. ve Veyssiere, P., (2001). Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Elsevier, Amsterdam.

[26] Vogelesang, L. B. ve Gunnink, J. W., (1986). "ARALL: A Materials Challenge for the Next Generation of Aircraft", Materials & Design, 7: 287–300.

[27] Vlot, A., Vogelesang, L. B. ve de Vries, T. J., (1999). "Towards Application of Fibre Metal Laminates in Large Aircraft", Aircraft Engineering and Aerospace Technology, 71: 558–570.

[28] Mortensen, A., (2007). Concise Encyclopedia of Composite Materials, Elsevier, Amsterdam.

[29] Bunsell, A. R. ve Berger, M. H., (1999). Fine Ceramic Fibers, Marcel Dekker, Inc., New York.

[30] Onzawa, T., Suzumura, A. ve Kim, J. H., (1991). "Influence of Reaction Zone Thickness on Tensile Strength for Titanium-matrix Composites Reinforced with SiC Fiber", *Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials*, 15-19 Temmuz 1991, Honolulu.

[31] Manoharan, M. ve Lewandowski, J. J., (1990). "Crack Initiation and Growth Toughness of an Aluminum Metal-matrix Composite", Acta Metallurgica et

Materialia, 38: 489–496.

[32] Lloyd, D. J., (1991). "Aspects of Fracture in Particulate Reinforced Metal Matrix Composites", Acta Metallurgica et Materialia, 39: 59–71.

[33] Le Roy, G., Embury, J. D., Edwards, G. ve Ashby, M. F., (1981). "A Model of Ductile Fracture Based on the Nucleation and Growth of Voids", Acta Metallurgica, 29: 1509–1522.

[34] Whitehouse, A. F. ve Clyne, T. W., (1993). "Cavity Formation During Tensile Straining of Particulate and Short Fibre Metal Matrix Composites", Acta Metallurgica et Materialia, 41: 1701–1711.

[35] Suresh, S., Mortensen, A. ve Needleman, A., (1993). Fundamentals of Metal-Matrix Composites, Butterworth-Heinemann, Massachusetts.

[36] Fisher, J. R. ve Gurland, J., (1981). "Void Nucleation in Spheroidized Carbon Steels Part 1: Experimental", Metal Science, 15: 185–192.

[37] Metcalfe, A. G., (1974). Interfaces in Metal Matrix Composites: Composite Materials, Vol. 1, Academic Press, Massachusetts.

[38] Ochiai, S., (1994). Mechanical Properties of Metallic Composites, Marcel Dekker, Inc., New York.

[39] Yoshimi, N., Nakae, H. ve Fujii, H., (1988). "Wettability of Molten Aluminum on MgO Surface", Journal of the Japan Institute of Metals, 52: 1179–1186.

[40] Manning, C. R. ve Gurganus, T. B., (1969). "Wetting of Binary Aluminum Alloys in Contact with Be, B_4C And Graphite", Journal of the American Ceramic Society, 52: 115–118.

[41] Koehler, W., (1975). "Wettability of SiC by Pure Aluminium", Aluminium, 51: 443–447.

[42] Brennan, J. J. ve Pask, J. A., (1968). "Effect of Nature of Surfaces on Wetting of Sapphire by Liquid Aluminum", Journal of the American Ceramic Society, 51: 569–573.

[43] Mori, N., Sorano, H., Kitahara, A., Ohgi, K. ve Matsuda, K., (1983). "Effect of Ca on the Wettability of Liquid Al to Graphite, Al_2O_3 and SiO_2", Journal of the Japan Institute of Metals, 47: 1132–1139.

[44] Mori, N., Miyahara, H., Koseki, M., Ohgi, K. ve Matsuda, K., (1991). "Wettability and Interaction between Molten Al and Ni-coated Al_2O_3 or Pure Ni Substrate", Journal of the Japan Institute of Metals, 55: 444–451.

[45] Naka, M., Kubo, M. ve Okamoto, I., (1987). "Wettability of Silicon Nitride by Aluminium, Copper and Silver", Journal of Materials Science Letters, 6: 965–966.

[46] Nardone, V. C. ve Prewo, K. M., (1986). "On the Strength of Discontinuous Silicon Carbide Reinforced Aluminum Composites", Scripta Metallurgica, 20: 43–48.

[47] Hull, D. ve Bacon, D. J., (1984). Introduction to Dislocations, Pergamon Press, Oxford.

[48] Sanaty-Zadeh, A., (2012). "Comparison between Current Models for the Strength of Particulate-reinforced Metal Matrix Nanocomposites with Emphasis on Consideration of Hall–Petch Effect", Materials Science and Engineering: A, 531: 112–118.

[49] Zhang, Z. ve Chen, D. L., (2006). "Consideration of Orowan Strengthening Effect in Particulate-reinforced Metal Matrix Nanocomposites: A Model for Predicting Their Yield Strength", Scripta Materialia, 54: 1321–1326.

[50] Lenel, F. V., (1980). Powder Metallurgy: Principles and Applications, Metal Powder Industries Federation, Princeton.

[51] Chiao, T. T. ve Schuster, D. M., (1976). Failure Modes in Composites III: Proceedings of the Symposium Held at the 105th AIME Annual Meeting, Metallurgical Society of AIME, New York.

[52] Vincenzini, P., (1991). Advanced structural inorganic composites : proceedings of the Satellite Symposium 2 on Advanced Structural Inorganic Composites of the 7th International Meeting on Modern Ceramics Technologies, Elsevier, Amsterdam.

[53] Noton, B. R., (1978). ICCM/2: proceedings of the 1978 International Conference on Composite Materials, Metallurgical Society of AIME, New York.

[54] Westengen, H., Albright, D. L. ve Nygard, A., (1990). "Development of Cast Magnesium Matrix Composites", SAE Paper, 900534.

[55] Fishman, S. G. ve Dhingra, A. K., (1988). Cast Reinforced Metal Composites: Proceedings of the International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metal Composites, ASM International, Chicago.

[56] Fukunaga, H., Wang, X. ve Aramaki, Y., (1991). "Preparation of Intermetallic Compound Matrix Composites by Reaction Squeeze Casting", Journal of Materials Science Letters, 10: 23–25.

[57] Rohatgi, P. K., Asthana, R. ve Das, S., (1986). "Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites", International Metals Reviews, 31: 115–139.

[58] Skibo, M. D. ve Schuster, D. M., (1988). Process for Preparation of Composite Materials Containing Nonmetallic Particles in a Metallic Matrix, and Composite Materials Made Thereby, Patent no: 4,786,467, ABD.

[59] Hansen, N., Risø., F., Juul, D., Leffers, T., Lilholt, H., Lorentzen, T., Pedersen, A. S., Pedersen, O. B. ve Ralph, B., (1991). Metal Matrix Composites : Processing, Microstructure, and Properties : Proceedings of the 12th Risø International Symposium on Materials Science, 2-6 September 1991, Risø National Laboratory, Roskilde.

[60] Rohatgi, P. K., Asthana, R., Yadav, R. N. ve Ray, S., (1990). "Energetics of Particle Transfer From Gas to Liquid During Solidification Processing of Composites", Metallurgical Transactions A, 21 A: 2073–2082.

[61] Singer, A. R. E., (1991). "Metal Matrix Composites Made by Spray Forming",

Materials Science and Engineering: A, 135: 13–17.

[62] Gutierrez-Miravete, E., Lavernia, E. J., Trapaga, G. M., Szekely, J. ve Grant, N. J., (1989). "A Mathematical Model of the Spray Deposition Process", Metallurgical Transactions A, 20: 71–85.

[63] Gupta, M., Mohamed, F. ve Lavernia, E., (1992). "The Effect of Ceramic Reinforcements During Spray Atomization and Codeposition of Metal Matrix Composites: Part I. Heat Transfer", Metallurgical Transactions A, 23: 831–843.

[64] Terry, B. S. ve Chinyamakobvu, O. S., (1991). "In Situ Production of Fe-TiC Composites by Reactions in Liquid Iron Alloys", Journal of Materials Science Letters, 10: 628–629.

[65] Valencia, J. J., Löfvander, J. P. A., McCullough, C., Levi, C. G. ve Mehrabian, R., (1991). "In-situ-grown Reinforcements for Titanium Aluminides", Materials Science and Engineering: A, 144: 25–36.

[66] Mazdiyasni, S. ve Miracle, D., (1990). "Survey of Eutectic Systems as Potential Intermetallic Matrix Composites for High Temperature Application", MRS Proceedings, 194: 155–162.

[67] Westwood, A. R. C., (1988). "Materials for Advanced Studies and Devices", Metallurgical Transactions A, 19A: 749–758.

[68] Sahoo, P. ve Koczak, M. J., (1991). "Microstructure-property Relationships of In Situ Reacted TiC/Al-Cu Metal Matrix Composites", Materials Science and Engineering: A, 131: 69–76.

[69] Kattamis, T. Z. ve Suganuma, T., (1990). "Solidification Processing and Tribological Behavior of Particulate TiC-Ferrous Matrix Composites", Materials Science & Engineering A, 128: 241–252.

[70] Kingery, D. W., (1976). Introduction to Ceramics, John Wiley & Sons, New Jersey.

[71] Schoutens, J. E., (1982). Introduction to Metal Matrix Composite Materials, Metal Matrix Composites Information Analysis Center, California.

[72] Trivedi, R., Sekhar, J. A. ve Mazumdar, J., (1990). Principles of Solidification and Materials Processing, Trans Tech Publications, Zurich.

[73] Mistry, J. M. ve Gohil, P. P., (2017). "Research Review of Diversified Reinforcement on Aluminum Metal Matrix Composites: Fabrication Processes and Mechanical Characterization", Science and Engineering of Composite Materials, 25: 633–647.

[74] Gunasekera, J. S., Hoshino, S. ve Brown, R. H., (1980). "Extrusion of Non-Circular Sections Through Shaped Dies", CIRP Annals, 29: 141–145.

[75] Yamagata, H., (2005). The Science and Technology of Materials in Automotive Engines, Woodhead Publishing Limited, Cambridge.

[76] Donomoto, T., Funatani, K., Miura, N. ve Miyake, N., (1983). "Ceramic Fiber Reinforced Piston for High Performance Diesel Engines", SAE Transactions, 92: 927–937.

[77] Hunt, W. H. ve Miracle, D. B., (2001). "Automotive Applications of Metal-matrix Composites", *ASM Handbook - Composites*, 1029–1032.

[78] Leitlmeier, D., Degischer, H. P. ve Flankl, H. J., (2002). "Development of a Foaming Process for Particulate Reinforced Aluminum Melts", Advanced Engineering Materials, 4: 735–740.

[79] Davidson, D., Everett, R. ve Arsenault, R., (1991). Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties, Academic Press, New York.

[80] Mayor, R. A., Strife, J. R. ve Nardone, V. C., (1987). Metal Matrix Composites Structural Data Development, Wright-Patterson, Ohio.

[81] Deng, X., Patterson, B. R., Chawla, K. K., Koopman, M. C., Mackin, C., Fang, Z., Lockwood, G. ve Griffo, A., (2002). "Microstructure/hardness Relationship in a Dual Composite", Journal of Materials Science Letters, 21: 707–709.

[82] Lemm, J. D., Warmuth, A. R., Pearson, S. R. ve Shipway, P. H., (2014). "The Influence of Surface Hardness on the Fretting Wear of Steel Pairs-Its Role in Debris Retention in the Contact", Tribology International, 81: 258–266.

[83] Li, J., Lu, Y., Zhang, H. ve Xin, L., (2015). "Effect of Grain Size and Hardness on Fretting Wear Behavior of Inconel 600 Alloys", Tribology International, 81: 215–222.

[84] Xiang, J., Xie, L., Gao, F., Yi, J., Pang, S. ve Wang, X., (2018). "Diamond Tools Wear in Drilling of SiCp/Al Matrix Composites Containing Copper", Ceramics International, 44: 5341–5351.

[85] Tan, M., Xin, Q., Li, Z. ve Zong, B. Y., (2001). "Influence of SiC and Al_2O_3 Particulate Reinforcements and Heat Treatments on Mechanical Properties and Damage Evolution of Al-2618 Metal Matrix Composites", Journal of Materials Science, 6: 2045–2053.

[86] Bao, S., Tang, K., Kvithyld, A., Engh, T. ve Tangstad, M., (2012). "Wetting of Pure Aluminium on Graphite, SiC and Al_2O_3 in Aluminium Filtration", Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 22: 1930–1938.

[87] Zhang, L., Xu, H., Wang, Z., Li, Q. ve Wu, J., (2016). "Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Al/SiC Composites", Journal of Alloys and Compounds, 678: 23–30.

[88] Landry, K., Kalogeropoulou, S. ve Eustathopoulos, N., (1998). "Wettability of Carbon by Aluminum and Aluminum Alloys", Materials Science and Engineering: A, 254: 99–111.

[89] Nie, X. Y., Liu, J. C., Li, H. X., Du, Q., Zhang, J. S. ve Zhuang, L. Z., (2014). "An Investigation on Bonding Mechanism and Mechanical Properties of Al/Ti Compound Materials Prepared by Insert Moulding", Materials and Design, 63: 142–150.

[90] Kanetake, N., (1900). "Hot-Extruded and Cold-Rolled Textures of the Matrix Aluminum in Deformation Processed Two-Phase Nb/Al Metal-Metal Composites", Texture, Stress, and Microstructure, 35: 273–282.

[91] Hainsworth, W., (1871). Improvement in Molds, Patent no: 121,736, ABD.

[92] Rogers, G., (1867). Improvement in Casting Pipes, Patent no: 47,901, ABD.

[93] Graham, C., (1880). Fastening Boiler-Tubes, Patent no: 226,741, ABD.

[94] Tikhonov, G. F. ve Sivov, A. V., (1969). "Densification of Bimetal Composites During Pressing", Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 8: 875–877.

[95] Greenfield, I. G. ve Purohit, A., (1980). "The Effect of Discrete and Diffused Surface Layers on the Mechanical Properties of Crystals", Materials Science and Engineering, 46: 89–101.

[96] Zhang, C. ve Lai, Z., (1990). "Interfacial Energy and Strength of Ag-Cu Bimetal Composite", Rare Metals (China), 9: 292–295.

[97] Ephstein, L. E., (1992). "Strength of Bimetal Composite Under Conditions of Variable Temperatures", Strength of Materials, 23: 1230–1235.

[98] Abbasi, M., Karimi Taheri, A. ve Salehi, M. T., (2001). "Growth Rate of Intermetallic Compounds in Al/Cu Bimetal Produced by Cold Roll Welding Process", Journal of Alloys and Compounds, 319: 233–241.

[99] Güler, K. A., Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2014). "Investigation of Al/Steel Bimetal Composite Fabrication by Vacuum Assisted Solid Mould Investment Casting", Acta Physica Polonica A, 126: 1327–1330.

[100] Karaaslan, A., Kısasöz, A., Atapek, S. H. ve Güler, K. A., (2016). "Dry Sliding Wear Behavior of Cast A7075 and A7075/SAF 2205 Composite Material", High Temperature Materials and Processes, 35: 487–492.

[101] Verma, A. S., Sumankant Suri, N. M. ve Yashpal, (2015). "Corrosion Behavior of Aluminum Base Particulate Metal Matrix Composites: A Review", Materials Today: Proceedings, 2: 2840–2851.

[102] Baron, R., Wert, J., Gerard, D. ve Wawner, F., (1997). "The Processing and Characterization of Sintered Metal-Reinforced Aluminium Matrix Composites", Journal of materials science, 32: 6435–6445.

[103] Sarkari Khorrami, M., Samadi, S., Janghorban, Z. ve Movahedi, M., (2015). "In-situ Aluminum Matrix Composite Produced by Friction Stir Processing Using Fe Particles", Materials Science and Engineering: A, 641: 380–390.

[104] Bhagat, R. B., (1989). "Growth Kinetics of Interface Intermetallic Compounds in Stainless Steel Fibre Reinforced Aluminium Matrix Composites", Journal of Materials Science, 24: 1496–1502.

[105] Ozaki, H. ve Kutsuna, M., (2009). "Laser-Roll Welding of a Dissimilar Metal Joint of Low Carbon Steel to Aluminium Alloy Using 2 kW Fibre Laser", Welding International, 23: 345–352.

[106] Thakur, S. K. ve Gupta, M., (2007). "Improving Mechanical Performance of Al by using Ti as Reinforcement", Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 38: 1010–1018.

[107] Milman, Y., Miracle, D. ve Chugunova, S., (2001). "Mechanical Behaviour of Al_3Ti

Intermetallic and L12 Phases on its Basis", Intermetallics, 9: 839–845.

[108] Rastkar, A. R., Parseh, P., Darvishnia, N. ve Hadavi, S. M. M., (2013). "Microstructural Evolution and Hardness of $TiAl_3$ and $TiAl_2$ Phases on Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B by Plasma Pack Aluminizing", Applied Surface Science, 276: 112–119.

[109] Guo, B., Ni, S., Shen, R. ve Song, M., (2015). "Fabrication of Ti–Al_3Ti core–shell Structured Particle Reinforced Al Based Composite with Promising Mechanical Properties", Materials Science and Engineering: A, 639: 269–273.

[110] Wu, G., Liu, Y., Xiu, Z., Jiang, L. ve Yang, W., (2010). "Reaction Procedure of a Graphite Fiber Reinforced Ti-Al Composite Produced by Squeeze Casting-In Situ Reaction", Rare Metals, 29: 98–101.

[111] Fan, M., Luo, Z., Fu, Z., Guo, X. ve Tao, J., (2018). "Vacuum Hot Pressing and Fatigue Behaviors of Ti/Al Laminate Composites", Vacuum, 154: 101–109.

[112] Paul, H., Maj, L., Prazmowski, M., Galka, A., Miszczyk, M. ve Pertzak, P., (2018). "Microstructure and Mechanical Properties of Multi-Layered Al/Ti Composites Produced by Explosive Welding", Procedia Manufacturing, 15: 1391–1398.

[113] Wu, G. H., Su, J., Gou, H. S., Xiu, Z. Y. ve Jiang, L. T., (2009). "Study on Graphite Fiber and Ti Particle Reinforced Al Composite", Journal of Materials Science, 44: 4776–4780.

[114] Veerkamp, W. E., (1997). "Copper-to-aluminum Transitions in High DC Bus Systems", IEEE Transactions on Industry Applications, 33: 1027–1034.

[115] Chen, F., Wang, W., Wang, K., Ho, P., Li, H., Huang, X. ve Chen, W., (2018). "Influence of Post-weld Heat Treatment on Microstructure and Adhesion of Ti/Cu Composite", Materials Science and Technology, 34: 1441–1446.

[116] Li, Y. ve Wu, Z., (2017). "Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of 2205/AZ31B Laminates Fabricated by Explosive Welding", Metals, 7: 125.

[117] Li, Z., Zhao, J., Zhang, Q., Jiao, S. ve Jiang, Z., (2018). "Numerical Investigation on the Forming Behaviour of Stainless / Carbon Steel Bimetal Composite", MATEC Web of Conferences, 185: 00012.

[118] Braszczyńska-Malik, K. N. ve Przełożyńska, E., (2017). "The Influence of Ti Particles on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-5Al-5RE Matrix Alloy Composite", Journal of Alloys and Compounds, 728: 600–606.

[119] Sing, S. L., Lam, L. P., Zhang, D. Q., Liu, Z. H. ve Chua, C. K., (2015). "Interfacial Characterization of SLM Parts in Multi-Material Processing: Intermetallic Phase Formation between AlSi10Mg and C18400 Copper Alloy", Materials Characterization, 107: 220–227.

[120] Zou, J., Li, S., Wei, Y. ve Liang, S., (2017). "Research of the Bonded Interface of Cu9Al4Fe/1Cr18Ni9Ti Stainless Steel Bimetallic Composite", Vacuum, 146: 266–273.

[121] Cratchley, D., (1963). "Affecting the UTS of a Metal/Metal-Fibre Reinforced

System", Powder Metallurgy, 6: 59–72.

[122] Upadhyaya, G. S., (1997). Powder Metallurgy Technology, Cambridge International Science, Ohio.

[123] Selvakumar, S., Dinaharan, I., Palanivel, R. ve Babu, B. G., (2017). "Development of Stainless Steel Particulate Reinforced AA6082 Aluminum Matrix Composites with Enhanced Ductility using Friction Stir Processing", Materials Science and Engineering A, 685: 317–326.

[124] Thangarasu, A., Murugan, N., Dinaharan, I. ve Vijay, S. J., (2015). "Synthesis and Characterization of Titanium Carbide Particulate Reinforced AA6082 Aluminium Alloy Composites via Friction Stir Processing", Archives of Civil and Mechanical Engineering, 15: 324–334.

[125] Mahmoud, E. R. I. ve Tash, M. M., (2016). "Characterization of Aluminum-based-Surface Matrix Composites with Iron and Iron Oxide Fabricated by Friction Stir Processing", Materials, 9: 505.

[126] Selvakumar, S., Dinaharan, I., Palanivel, R. ve Ganesh Babu, B., (2017). "Characterization of Molybdenum Particles Reinforced Al6082 Aluminum Matrix Composites with Improved Ductility Produced using Friction Stir Processing", Materials Characterization, 125: 13–22.

[127] Bauri, R., Yadav, D., Shyam Kumar, C. N. ve Balaji, B., (2014). "Tungsten Particle Reinforced Al 5083 Composite with High Strength and Ductility", Materials Science and Engineering A, 620: 67–75.

[128] Huang, G., Shen, Y., Guo, R. ve Guan, W., (2016). "Fabrication of Tungsten Particles Reinforced Aluminum Matrix Composites Using Multi-Pass Friction Stir Processing: Evaluation of Microstructural, Mechanical and Electrical Behavior", Materials Science and Engineering A, 674: 504–513.

[129] Yadav, D., Bauri, R., Kauffmann, A. ve Freudenberger, J., (2016). "Al-Ti Particulate Composite: Processing and Studies on Particle Twinning, Microstructure, and Thermal Stability", Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 47: 4226–4238.

[130] Wang, X., Chen, G., Li, B., Wu, G. ve Jiang, D., (2009). "Microstructure and Mechanical Properties of Graphite Fiber-Reinforced High-Purity Aluminum Matrix Composite", Journal of Materials Science, 44: 4303–4307.

[131] Singer, A. R. E. ve Ozbek, S., (1985). "Metal Matrix Composites Produced by Spray Codeposition", Powder Metallurgy, 28: 72–78.

[132] Gupta, M. ve Ling, S., (1998). "Regarding the Comparative Effect of Si / SiC Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of an Al Alloy Processed using Disintegrated Melt Deposition Technique", Materials & Design, 18: 139–147.

[133] Lloyd, D. J., (1994). "Particle Reinforced Aluminium and Magnesium Matrix Composites", International Materials Reviews, 39: 1–23.

[134] Gupta, R. ve Daniel, B. S. S., (2018). "Impression Creep Behaviour of

Ultrasonically Processed In-Situ Al_3Ti Reinforced Aluminium Composite", Materials Science and Engineering A, 733: 257–266.

[135] Miresmaeili, S. M. ve Nami, B., (2014). "Impression Creep Behavior of Al-1.9%Ni-1.6%Mn-1%Mg alloy", Materials and Design, 56: 286–290.

[136] Hosking, F. M., Portillo, F. F., Wunderlin, R. ve Mehrabian, R., (1982). "Composites of Aluminium Alloys: Fabrication and Wear Behaviour", Journal of Materials Science, 17: 477–498.

[137] Ludema, K., (1996). Friction, Wear, Lubrication, CRC Press, Florida.

[138] Suh, N. P., (1973). "The Delamination Theory of Wear", Wear, 25: 111–124.

[139] Venkataraman, B. ve Sundararajan, G., (1996). "The Sliding Wear Behaviour of Al-SiC Particulate Composites—I. Macrobehaviour", Acta Materialia, 44: 451–460.

[140] Venkataraman, B. ve Sundararajan, G., (1996). "The Sliding Wear Behaviour of Al-SiC Particulate Composites II. The Characterization of Subsurface Deformation and Correlation with Wear Behaviour", Acta Materialia, 44: 461–473.

[141] Rahman, M. S. U. ve Jayahari, L., (2018). "Study of Mechanical Properties and Wear Behaviour of Aluminium 6061 Matrix Composites Reinforced with Steel Machining Chips", Materials Today: Proceedings, 5: 20117–20123.

[142] Kumar, K. V. ve Jayahari, L., (2018). "Study of Mechanical Properties and Wear Behaviour of Aluminium 6063 Matrix Composites Reinforced With Steel Machining Chips", Materials Today: Proceedings, 5: 20285–20291.

[143] Srivastava, S. ve Mohan, S., (2011). "Study of Wear and Friction of Al-Fe Metal Matrix Composite Produced by Liquid Metallurgical Method", Tribology in Industry, 33: 128–137.

[144] Nakata, K. ve Ushio, M., (2003). "Effect of Fe Content on Wear Resistance of Thermal-Sprayed Al-17Si-XFe Alloy Coating on A6063 Al Alloy Substrate", Surface and Coatings Technology, 169–170: 443–446.

[145] Kumar, A., Patnaik, A. ve Bhat, I. K., (2018). "Effect of Titanium Metal Powder on thermo- Mechanical and Sliding Wear Behavior of Al7075/Ti Alloy Composites for Gear Application", Materials Today: Proceedings, 5: 16919–16927.

[146] Mordyuk, B. N., Silberschmidt, V. V., Prokopenko, G. I., Nesterenko, Y. V. ve Iefimov, M. O., (2010). "Ti Particle-Reinforced Surface Layers in Al: Effect of Particle Size on Microstructure, Hardness and Wear", Materials Characterization, 61: 1126–1134.

[147] Watanabe, Y., Yamanaka, N. ve Fukui, Y., (1999). "Wear Behavior of Al-Al_3Ti Composite Manufactured by a Centrifugal Method", Metallurgical and Materials Transactions A, 30: 3253–3261.

[148] Roy, D., Basu, B. ve Basu Mallick, A., (2005). "Tribological Properties of Ti-Aluminide Reinforced Al-Based In Situ Metal Matrix Composite", Intermetallics, 13: 733–740.

[149] Roy, D., Singh, S. S., Basu, B., Lojkowski, W., Mitra, R. ve Manna, I., (2009). "Studies on Wear Behavior of Nano-Intermetallic Reinforced Al-Base Amorphous/Nanocrystalline Matrix In Situ Composite", Wear, 266: 1113–1118.

[150] Nofar, M., Madaah Hosseini, H. R. ve Kolagar-Daroonkolaie, N., (2009). "Fabrication of High Wear Resistant Al/Al_3Ti Metal Matrix Composite by In Situ Hot Press Method", Materials and Design, 30: 280–286.

[151] Srivatsan, T. S., Zhang, Y. ve Harrigan, J. W. C., (2018). Metal-Matrix Composites: Innovations, Advances and Applications, Springer, Cham.

[152] Popov, B. N., (2015). Corrosion Engineering: Principles and Solved Problems, Elsevier, Oxford.

[153] Bobić, B., Mitrović, S., Babić, M. ve Bobić, I., (2010). "Corrosion of Metal-Matrix Composites with Aluminium Alloy Substrate", Tribology in Industry, 32: 3–11.

[154] Bakkar, A. ve Ataya, S., (2014). "Corrosion Behaviour of Stainless Steel Fibre-Reinforced Copper Metal Matrix Composite with Reference to Electrochemical Response of its Constituents", Corrosion Science, 85: 343–351.

[155] Hawthorn, G. A., (2004). "Outdoor & Laboratory Corrosion Studies on Aluminum Metal-Matrix Composites", Yüksek Lisans Tezi, Hawaii Üniversitesi, Hawaii.

[156] Ramachandra, M. ve Radhakrishna, K., (2006). "Sliding Wear, Slurry Erosive Wear, and Corrosive Wear of Aluminium/SiC Composite", Materials Science-Poland, 24: 333–349.

[157] Hihara, L. H. ve Latanision, R. M., (1994). "Corrosion of Metal Matrix Composites", International Materials Reviews, 39: 245–264.

[158] Mandal, D., Dutta, B. K. ve Panigrahi, S. C., (2007). "Influence of Coating on Short Steel Fiber Reinforcements on Corrosion Behavior of Aluminium Base Short Steel Fiber Reinforced Composites", Journal of Materials Science, 42: 2796–2801.

[159] Umeda, J., Nakanishi, N., Kondoh, K. ve Imai, H., (2016). "Surface Potential Analysis on Initial Galvanic Corrosion of Ti/Mg-Al Dissimilar Material", Materials Chemistry and Physics, 179: 5–9.

[160] Dwivedi, S., Sharma, S. ve Mishra, R., (2014). "A356 Aluminum Alloy and Applications-A Review", Advanced Materials Manufacturing & Characterization, 4: 81–86.

[161] Sureshkumar, P. ve Uvaraja, V. C., (2018). "Effect of Ceramic and Metallic Reinforcement on Mechanical, Corrosion, and Tribological Behavior of Aluminum Composite by Adopting Design of Experiment Through Taguchi Technique", Journal of Tribology, 140: 052301.

[162] Bateni, M. R., Szpunar, J. A., Wang, X. ve Li, D. Y., (2006). "Wear and Corrosion Wear of Medium Carbon Steel and 304 Stainless Steel", Wear, 260: 116–122.

[163] Li, X., Zhang, M., Yuan, B., Li, L. ve Wang, C., (2016). "Effects of the Magnetic Field on the Corrosion Dissolution of the 304 SS$FeCl_3$ System", Electrochimica Acta, 222: 619–626.

[164] Azizieh, M., Sadeghi Alavijeh, A., Abbasi, M., Balak, Z. ve Kim, H. S., (2016). "Mechanical Properties and Microstructural Evaluation of AA1100 to AZ31 Dissimilar Friction Stir Welds", Materials Chemistry and Physics, 170: 251–260.

[165] Tekaslan, Ö., Gerger, N. ve Şeker, U., (2008). "Determination of Spring-Back of Stainless Steel Sheet Metal in "V" Bending Dies", Materials and Design, 29: 1043–1050.

[166] Parsa, M. H., Nasher al Ahkami, S., Pishbin, H. ve Kazemi, M., (2012). "Investigating Spring Back Phenomena in Double Curved Sheet Metals Forming", Materials and Design, 41: 326–337.

[167] Wong, W., Vo, P., Irissou, E., Ryabinin, A. N., Legoux, J. G. ve Yue, S., (2013). "Effect of Particle Morphology and Size Distribution on Cold-Sprayed Pure Titanium Coatings", Journal of Thermal Spray Technology, 22: 1140–1153.

[168] Güler, K. A., (2012). "Hassas Dökümde Boyutsal Hassasiyete ve Yüzey Kalitesine Etki Eden Unsurlar", Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul.

[169] Quraishi, M. M., (2000). Investment of Powders and Method for Rapid Preparation of Investment Molds, Patent no: 6,013,125, ABD.

[170] Sin, S. L. ve Dubé, D., (2004). "Influence of Process Parameters on Fluidity of Investment-Cast AZ91D Magnesium Alloy", Materials Science and Engineering A, 386: 34–42.

[171] ASM Handbook, (1990). Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International, Chicago.

[172] Hernandez Paz, J. F., (2003). "Heat Treatment and Precipitation in A356 Aluminum Alloy", Doktora Tezi, McGill Üniversitesi, Montreal.

[173] Gecü, R., Acar, S., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2018). "Influence of T6 Heat Treatment on A356 and A380 Aluminium Alloys Manufactured by Thixoforging Combined with Low Superheat Casting", Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 28: 385–392.

[174] Oliver, W. C. ve Pharr, G. M., (1992). "An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments", Journal of Materials Research, 7: 1564–1583.

[175] Vives Diaz, N. E., (2007). "Nitriding of Iron-Based Alloys; Residual Stresses and Internal Strain Fields", Doktora Tezi, Max Planck Enstitüsü, Saarbrücken.

[176] Wang, Q., Ozaki, K., Ishikawa, H., Nakano, S. ve Ogiso, H., (2006). "Indentation Method to Measure the Residual Stress Induced by Ion Implantation", Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, 242: 88–92.

[177] Okonkwo, P. C., Kelly, G., Rolfe, B. F. ve Pereira, M. P., (2016). "The Effect of Sliding Speed on the Wear of Steel-Tool Steel Pairs", Tribology International, 97: 218–227.

[178] Omori, T., Sato, J., Shinagawa, K., Ohnuma, I., Oikawa, K., Kainuma, R. ve Ishida, K., (2016). "Experimental Determination of Phase Equilibria of Al-rich Portion in

the Al-Fe Binary System", Journal of Alloys and Compounds, 668: 97–106.

[179] Kattner, U. R. ve Burton, B. P., (1993). Phase Diagrams of Binary Iron Alloys, ASM International, Chicago.

[180] Grin, J., Burkhardt, U., Ellner, M. ve Peters, K., (1994). "Refinement of the Fe_4Al_{13} Structure and its Relationship to the Quasihomological Homeotypical Structures", Zeitschrift für Kristallographie, 209: 479–487.

[181] Liu, B., Yang, Q. ve Wang, Y., (2019). "Intereaction and Intermetallic Phase Formation Between Aluminum and Stainless Steel", Results in Physics, 12: 514–524.

[182] Harach, D. J. ve Vecchio, K. S., (2001). "Microstructure Evolution in Metal-İntermetallic Laminate (MIL) Composites Synthesized by Reactive Foil Sintering in Air", Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 32: 1493–1505.

[183] Alpas, A. T. ve Zhang, J., (1992). "Effect of SiC Particulate Reinforcement on the Dry Sliding Wear of Aluminium-Silicon Alloys (A356)", Wear, 155: 83–104.

[184] Rincon, E., Lopez, H. F., Cisneros, M. M. ve Mancha, H., (2009). "Temperature Effects on the Tensile Properties of Cast and Heat Treated Aluminum Alloy A319", Materials Science and Engineering A, 519: 128–140.

[185] Tang, L., Gao, C., Huang, J., Zhang, H. ve Chang, W., (2013). "Dry Sliding Friction and Wear Behaviour of Hardened AISI D2 Tool Steel with Different Hardness Levels", Tribology International, 66: 165–173.

[186] Matysik, P., Józwiak, S. ve Czujko, T., (2015). "Characterization of Low-Symmetry Structures from Phase Equilibrium of Fe-Al System-Microstructures and Mechanical Properties", Materials, 8: 914–931.

[187] Oliver, W. C. ve Pharr, G. M., (2004). "Measurement of Hardness and Elastic Modulus by İnstrumented Indentation: Advances in Understanding and Refinements to Methodology", Journal of Materials Research, 19: 3–20.

[188] Tsui, T. Y., Oliver, W. C. ve Pharr, G. M., (1996). "Influences of Stress on the Measurement of Mechanical Properties Using Nanoindentation: Part I. Experimental Studies in an Aluminum Alloy", Journal of Materials Research, 11: 752–759.

[189] Bolshakov, A., Oliver, W. C. ve Pharr, G. M., (1996). " Influences of Stress on the Measurement of Mechanical Properties Using Nanoindentation: Part II. Finite Element Simulations", Journal of Materials Research, 11: 760–768.

[190] Xiao, L., Ye, D. ve Chen, C., (2014). "A Further Study on Representative Models for Calculating the Residual Stress Based on the Instrumented Indentation Technique", Computational Materials Science, 82: 476–482.

[191] Sawla, S. ve Das, S., (2004). "Combined Effect of Reinforcement and Heat Treatment on the Two Body Abrasive Wear of Aluminum Alloy and Aluminum Particle Composites", Wear, 257: 555–561.

[192] Heilmann, P., Don, J., Sun, T. C., Rigney, D. A. ve Glaeser, W. A., (1983). "Sliding

Wear and Transfer", Wear, 91: 171–190.

[193] Findik, F., (2014). "Latest Progress on Tribological Properties of Industrial Materials", Materials and Design, 57: 218–244.

[194] Mulhearn, T. O. ve Samuels, L. E., (1962). "The Abrasion of Metals: A Model of the Process", Wear, 5: 478–498.

[195] Balasubramanian, I. ve Maheswaran, R., (2015). "Effect of Inclusion of SiC Particulates on the Mechanical Resistance Behaviour of Stir-Cast AA6063/SiC Composites", Materials and Design, 65: 511–520.

[196] Sedriks, A. J. ve Mulhearn, T. O., (1963). "Mechanics of Cutting and Rubbing in Simulated Abrasive Processes", Wear, 6: 457–466.

[197] Sedriks, A. J. ve Mulhearn, T. O., (1964). "The Effect of Work-Hardening on the Mechanics of Cutting in Simulated Abrasive Processes", Wear, 7: 451–459.

[198] Alidokht, S. A., Abdollah-zadeh, A. ve Assadi, H., (2013). "Effect of Applied Load on the Dry Sliding Wear Behaviour and the Subsurface Deformation on Hybrid Metal Matrix Composite", Wear, 305: 291–298.

[199] Sannino, A. P. ve Rack, H. J., (1995). "Dry Sliding Wear of Discontinuously Reinforced Aluminum Composites: Review and Discussion", Wear, 189: 1–19.

[200] Clegg, A. J. ve Das, A. A., (1977). "Wear of a Hypereutectic Aluminium-Silicon Alloy", Wear, 43: 367–373.

[201] Singh, J. ve Chauhan, A., (2015). "Overview of Wear Performance of Aluminium Matrix Composites Reinforced with Ceramic Materials under the Influence of Controllable Variables", Ceramics International, 42: 1–26.

[202] Zhang, Q., Guo, X., Zhang, M., Ding, H. ve Zhou, G., (2019). "Severe-to-Mild Wear Transition of Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si Alloy Accelerated by Fe-Rich Oxide Tribo-layers", Tribology Letters, 67: 17.

[203] Phanibhushana, M. V., Chandrappa, C. N. ve Niranjan, H. B., (2017). "Study of Wear Characteristics of Hematite Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites", Materials Today: Proceedings, 4: 3484–3493.

[204] Jamshidi, R., Bayat, O. ve Heidarpour, A., (2019). "Tribological and Corrosion Behavior of Flame Sprayed Al–10 wt% Ti_3SiC_2 Composite Coating on Carbon Steel", Surface and Coatings Technology, 358: 1–10.

[205] Pohl, M., Storz, O. ve Glogowski, T., (2008). "Q-phase Morphologies and their Effect on Mechanical Properties of Duplex Stainless Steels", International Journal of Materials Research, 99: 1163–1170.

[206] Sabioni, A. C. S., Malheiros, E. A., Ji, V., Jomard, F., de Almeida Macedo, W. A. ve Gastelois, P. L., (2014). "Ion Diffusion Study in the Oxide Layers due to Oxidation of AISI 439 Ferritic Stainless Steel", Oxidation of Metals, 81: 407–419.

[207] Liu, L., Li, Y. ve Wang, F., (2012). "Corrosion Behavior of Metals or Alloys with a Solid NaCl Deposit in Wet Oxygen at Medium Temperature", Science China Technological Sciences, 55: 369–376.

[208] Encina, E. R., Distaso, M., Klupp Taylor, R. N. ve Peukert, W., (2015). "Synthesis of Goethite α-FeOOH Particles by Air Oxidation of Ferrous Hydroxide $Fe(OH)_2$ Suspensions: Insight on the Formation Mechanism", Crystal Growth and Design, 15: 194–203.

[209] Abdollahifar, M., Hidaryan, M. ve Jafari, P., (2018). "The Role Anions on the Synthesis of AlOOH Nanoparticles using Simple Solvothermal Method", Boletin de la Sociedad Espanola de Ceramica y Vidrio, 57: 66–72.

[210] Stimming, U., (1982). "Redox Reactions at FeOOH Deposition Layers", Journal of Electroanalytical Chemistry, 136: 345–351.

[211] Afzal, S. N., Ali Shaikh, M. A., Mustafa, C. M., Nabi, M., Ehsan, M. Q. ve Khan, A. H., (2007). "Study of Aluminum Corrosion in Chloride and Nitrate Media and its Inhibition by Nitrite", Journal of Nepal Chemical Society, 22: 26–33.

[212] Nasher, L. S. H. ve Shalash, L. A. B. T., (2010). "Study the Effect of Magnetic Field on the Corrosion of Steel in Sodium Chloride Solution (NaCl)", Misan Journal for Academic Studies, 9: 30–38.

[213] Nagata, F., Inoue, K., Shinoda, K. ve Suzuki, S., (2009). "Characterization of Formation and Oxidation of Green Rust (Cl^-) Suspension", ISIJ International, 49: 1730–1735.

[214] Gecü, R., Atapek, S. H. ve Karaaslan, A., (2017). "Influence of Preform Preheating on Dry Sliding Wear Behavior of 304 Stainless Steel Reinforced A356 Aluminum Matrix Composite Produced by Melt İnfiltration Casting", Tribology International, 115: 608–618.

[215] Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2017). "Relationship Between Nanoindentation and Wear Properties of Stainless Steel-Reinforced Aluminium Matrix Composite", Tribology Letters, 65: 164.

[216] Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). "Microstructural and Tribological Characterization of Stainless Steel–Reinforced Aluminum Matrix Bimetal Composites Produced at Various Mold Burnout Temperatures", Tribology Transactions, 62: 249–261.

[217] Mindivan, H., Kayali, E. S. ve Cimenoglu, H., (2008). "Tribological Behavior of Squeeze Cast Aluminum Matrix Composites", Wear, 265: 645–654.

[218] Barmak, K. ve Dybkov, V. I., (2004). "Interaction of Iron-chromium Alloys Containing 10 And 25 Mass% Chromium with Liquid Aluminium", Journal of Materials Science, 39: 1–12.

[219] Huber, S., Merzkirch, M., Zaeh, M. F. ve Schulze, V., (2009). "Applications of High-Power Diode Lasers for Aluminum Welding", Proceedings of SPIE, 7: 71980M.

[220] Zhou, J. ve Tsai, H. L., (2009). "Investigation of Mixing and Diffusion Processes in Hybrid Spot Laser-MIG Keyhole Welding", Journal of Physics D: Applied Physics, 42: 095502.

[221] Abralov, M. A. ve Abdurakhmanov, R. U., (1989). "Special Features of the

Formation of Hot Cracks in Welding Aluminium and its Alloys", Welding International, 3: 1022–1026.

[222] Jian, X., Xu, H., Meek, T. T. ve Han, Q., (2005). "Effect of Power Ultrasound on Solidification of Aluminum A356 Alloy", Materials Letters, 59: 190–193.

[223] Yu, X. X. ve Wang, C. Y., (2009). "The Effect of Alloying Elements on the Dislocation Climbing Velocity in Ni: A First-Principles Study", Acta Materialia, 57: 5914–5920.

[224] Springer, H., Kostka, A., dos Santos, J. F. ve Raabe, D., (2011). "Influence of Intermetallic Phases and Kirkendall-porosity on the Mechanical Properties of Joints between Steel and Aluminium Alloys", Materials Science and Engineering A, 528: 4630–4642.

[225] Zhang, J., Shen, Q., Luo, G., Li, M. ve Zhang, L., (2012). "Microstructure and Bonding Strength of Diffusion Welding of Mo/Cu Joints with Ni Interlayer", Materials and Design, 39: 81–86.

[226] Shen, Y. Z., Guo, X. Z., Lin, Y. B. ve Tao, J., (2014). "Al_2O_3 Coatings Fabricated on Stainless Steel/Aluminium Composites by Microarc Oxidation", Surface Engineering, 30: 735–740.

[227] Wu, Z., Xia, Y., Li, G. ve Xu, F., (2007). "Structure and Mechanical Properties of Ceramic Coatings Fabricated by Plasma Electrolytic Oxidation on Aluminized Steel", Applied Surface Science, 253: 8398–8403.

[228] Soykan, H. Ş., (2004). "Sliding Wear of Plasma Sprayed Al_2O_3 and Cr_2O_3 Coatings", Key Engineering Materials, 264–268: 625–628.

[229] Gecü, R., Yürektürk, Y., Tekoglu, E., Muhaffel, F. ve Karaaslan, A., (2019). "Improving Wear Resistance of 304 Stainless Steel Reinforced AA7075 Aluminum Matrix Composite by Micro-Arc Oxidation", Surface and Coatings Technology, 368: 15–24.

[230] Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). "Volume Fraction Dependent Wear Behavior of Titanium- Reinforced Aluminum Matrix Composites Manufactured by Melt Infiltration Casting", Journal of Tribology, 141: 021603.

[231] Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). "A Comparative Study on Titanium-Reinforced Aluminium Matrix Composites Produced by Melt Infiltration Casting and Squeeze Infiltration", International Journal of Metalcasting, 13: 311–319.

[232] Schuster, J. C. ve Palm, M., (2006). "Reassessment of the Binary Aluminum-Titanium Phase Diagram", Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 27: 255–277.

[233] Seo, H. S., Yun, D. W. ve Kim, K. Y., (2012). "Effect of Ti Addition on the Electric and Ionic Property of the Oxide Scale Formed on the Ferritic Stainless Steel for SOFC Interconnect", International Journal of Hydrogen Energy, 37: 16151–16160.

[234] Seo, H. S., Yun, D. W. ve Kim, K. Y., (2013). "Oxidation Behavior of Ferritic Stainless Steel Containing Nb, Nb-Si and Nb-Ti for SOFC Interconnect",

International Journal of Hydrogen Energy, 38: 2432–2442.

[235] Hermann, K., (2011). Crystallography and Surface Structure: An Introduction for Surface Scientists and Nanoscientists, Wiley-VCH.

[236] Brechet, Y., Embury, J. D., Tao, S. ve Luo, L., (1991). "Damage Initiation in Metal Matrix Composites", Acta Metallurgica et Materialia, 39: 1781–1786.

[237] Goh, G. K., Lim, L., Rahman, M. ve Lim, S., (1997). "Effect of Grain Size on Wear Behaviour of Alumina Cutting Tools", Wear, 206: 24–32.

[238] Zhang, Q. Y., Zhou, Y., Li, X. X., Wang, L., Cui, X. H. ve Wang, S. Q., (2016). "Accelerated Formation of Tribo-oxide Layer and Its Effect on Sliding Wear of a Titanium Alloy", Tribology Letters, 63:2.

[239] Stott, F. H., (2002). "High-temperature Sliding Wear of Metals", Tribology International, 35: 489–495.

[240] Kakaš, D., Škorić, B., Mitrović, S., Babić, M., Terek, P., Miletić, A. ve Vilotić, M., (2009). "Influence of Load and Sliding Speed on Friction Coefficient of IBAD Deposited TiN", Tribology in Industry, 31: 3–10.

[241] Mao, Y. S., Wang, L., Chen, K. M., Wang, S. Q. ve Cui, X. H., (2013). "Tribo-layer and its Role in Dry Sliding Wear of Ti-6Al-4V Alloy", Wear, 297: 1032–1039.

[242] Wang, L., Li, X. X., Zhou, Y., Zhang, Q. Y., Chen, K. M. ve Wang, S. Q., (2015). "Relations of Counterface Materials with Stability of Tribo-oxide Layer and Wear Behavior of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy", Tribology International, 91: 246–257.

[243] Delannay, F., Froyen, L. ve Deruyttere, A., (1987). "The Wetting of Solids by Molten Metals and its Relation to the Preparation of Metal-Matrix Composites", Journal of Materials Science, 22: 1–16.

[244] Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M. S. J., (1999). "Metal Matrix Composites: Production by the Stir Casting Method", Journal of Materials Processing Technology, 92–93: 1–7.

[245] Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). "Sliding Wear of the Ti-Reinforced Al Matrix Bi-metal Composite: A Potential Replacement to Conventional SiC-Reinforced Composites for Automotive Application", International Journal of Metalcasting, 13.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Rıdvan GECÜ

Doğum Tarihi ve Yeri : Fatih – 12.06.1989

Yabancı Dili : İngilizce

E-posta : ridvangecu@gmail.com / gecur@yildiz.edu.tr

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	**Alan**	**Okul/Üniversite**	**Mezuniyet Yılı**
Y. Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	İstanbul Teknik Üniversitesi	2014
Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	İstanbul Teknik Üniversitesi	2012
Lise	Fen Bilimleri	Haydarpaşa Lisesi	2007

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	**Firma/Kurum**	**Görevi**
2013-Halen	Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümü	Araştırma Görevlisi

YAYINLARI

Makale

Uluslararası Makale

1. Gecü, R., Yürektürk, Y., Tekoğlu, E., Muhaffel, F. ve Karaaslan, A., (2019). “Improving Wear Resistance of 304 Stainless Steel Reinforced AA7075 Aluminum Matrix Composite by Micro-Arc Oxidation”, Surface and Coatings Technology, 368:15-24.

2. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). “Microstructural and Tribological Characterization of Stainless Steel-Reinforced Aluminum Matrix Bimetal Composites Produced at Varied Mold Burnout Temperatures”, Tribology Transactions, 62:249-261.

3. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). “Sliding Wear of the Ti-Reinforced Al Matrix Bi-metal Composite: A Potential Replacement to Conventional SiC-Reinforced Composites for Automotive Application”, International Journal of Metalcasting, 13.

4. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). “A Comparative Study on Titanium-Reinforced Aluminium Matrix Composites Produced by Melt Infiltration Casting and Squeeze Infiltration”, International Journal of Metalcasting, 13:311-319.

5. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2019). “Volume Fraction Dependent Wear Behavior of Titanium-Reinforced Aluminum Matrix Composites Manufactured by Melt Infiltration Casting”, Journal of Tribology, 141 (2):021603.

6. Acar, S., Gecü, R., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2018). “A Study on Al/Cu Bimetal Production by Lost Foam Casting", Praktische Metallographie-Practical Metallography, 55:728-740.

7. Gecü, R., Acar, S., Kısasöz A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2018). "Influence of T6 Heat Treatment on A356 and A380 Aluminium Alloys Manufactured by Thixoforging Combined with Low Superheat Casting", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 28:385-392.

8. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2017). "Relationship Between Nanoindentation and Wear Properties of Stainless Steel-Reinforced Aluminium Matrix Composite", Tribology Letters, 65:164.

9. Gecü, R., Atapek, Ş. H. ve Karaaslan, A., (2017). "Influence of Preform Preheating on Dry Sliding Wear Behavior of 304 Stainless Steel Reinforced A356 Aluminum Matrix Composite Produced by Melt Infiltration Casting", Tribology International, 115:608-618.

10. Güler, K. A., Gecü, R., Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2017). "Investigation of Spherisation in Microstructures of Aluminium Casting Alloys for Thixoforging Process", Russian Journal Of Non-Ferrous Metals, 58:489-494.

11. Güler, K. A., Gecü, R., Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2017). "A Comparative Study on the Microstructure Evaluation of Thixoforged A356 and A380 Aluminium Alloys", Praktische Metallographie-Practical Metallography, 54:163-177.

Ulusal Makale

1. Kısasöz, A., Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2017). "Determination of Temperature Gradient in TIG Welding of Duplex Stainless Steel", El-Cezerî Journal of Science and Engineering, 4:593-597.

Bildiri

Uluslararası Bildiri

1. Gecü, R., Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2018). “Sliding Wear Characteristics of AISI 2205 Duplex Stainless Steel Cooled in Various Environments after Solution Treatment”, 19th International Metallurgy & Materials Congress, 25-27 Ekim 2018, İstanbul, 837-840.

2. Acar, S., Gecü, R., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2018). “A Study on the Effects of Solution Heat Treatment Time on Eutectic Silicon Morphology for A380 Alloy”, 19th International Metallurgy & Materials Congress, 25-27 Ekim 2018, İstanbul, 304-306.

3. Gençer, K., Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2018). “The Impact of Volume Fraction of Commercially Pure Titanium Reinforcement on Aluminium Matrix Bimetal Composite Properties”, 19th International Metallurgy & Materials Congress, 25-27 Ekim 2018, İstanbul, 148-151.

4. Gecü, R., Acar, S., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2018). "Dry Sliding Wear Properties of AA7075 Aluminium Matrix Hybrid Composites", 2nd International Conference on Engineering Technology and Innovation (ICETI), 7-11 Mart 2018, Budapeşte, 295-300.

5. Acar, S., Gecü, R., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2018). "Investigation of the Effects of Solution Heat Treatmeant Time on the Eutectic Silicon for A356 Alloy", 2nd International Conference on Engineering Technology and Innovation (ICETI), 7-11 Mart 2018, Budapeşte, 268-272.

6. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2018). "The Effect of Preform Preheating on Microstructural and Mechanical Features of 80% CP-Ti Reinforced A356 Matrix Composite", International Conference on Engineering Technology and Innovation (ICETI), 7-11 Mart 2018, Budapeşte, 163-169.

7. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2018). "Tribological Characterization of 304 Stainless Steel Reinforced AA7075 Aluminium Matrix Composite Produced By Melt Infiltration Casting", 2nd International Conference on Tribology, 18-20 Nisan 2018, İstanbul, 36-41.

8. Gecü, R., Acar, S., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2017). "Aging of A356 aluminum billets produced by semi-solid metal processing", 3rd Iron and Steel Symposium (UDCS’17), 3-5 Nisan 2017, Karabük, 267-270.

9. Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2017). "Production of CP-Ti Reinforced A356 Aluminum Composite by Vacuum-Assisted Investment Casting", International Conference on Engineering Technology and Innovation, 22-26 Mart 2017, Saraybosna, 210-214.

10. Gecü, R., Acar, S., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2017). "Microstructural Evaluation of T6-Treated A380 Alloy Manufactured by Semi-Solid Metal Casting", International Conference on Engineering Technology and Innovation, 22-26 Mart 2017, Saraybosna, 284-288.

11. Zorba, A. P., Özyılmaz, A. Ö., Gecü, R., Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2016). "The Effect of Intermetallic Phases on Corrosion Behaviour of Duplex Stainless Steels", 18th International Metallurgy & Materials Congress, 29 Eylül-1 Ekim 2016, İstanbul, 836-839.

12. Gecü, R., Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2016). "An Investigation of the Effect of Solution Heat Treatment on 475°C Embrittlement in 1.4462 Duplex Stainless Steels", 18th International Metallurgy & Materials Congress, 29 Eylül-1 Ekim 2016, İstanbul, 501-503.

13. Gecü, R., Kısasöz, A., Güler, K. A. ve Karaaslan, A., (2016). "Manufacturing and Aging of 7075 Based Metal-Metal Composites by Using Sawdusts as Reinforcements", 18th International Metallurgy & Materials Congress, 29 Eylül-1 Ekim 2016, İstanbul, 114-117.

Ulusal Bildiri

1. Gecü, R., Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2016). "Soğuk İş Takım Çeliklerinde Cr ve V İçeriğinin Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisinin İncelenmesi", 5. Isıl İşlem Sempozyumu, 2-3 Haziran 2016, İstanbul, 240-247.

Proje

1. Isıya Dayanıklı 2.4879 Alaşımının Yüksek Sıcaklık Uygulamalarındaki Özellik Değişimlerinin Belirlenmesi, BAP Kariyer Geliştirme Projesi, FKG-2017-3065, Araştırmacı.

2. Geri Dönüştürülebilir Metal Takviyeler Kullanılarak Üretilen Alüminyum Matrisli Metal-Metal Kompozitlerin Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi, BAP Normal Araştırma Projesi, FBA-2017-3052, Araştırmacı.

3. Çift Fazlı Paslanmaz Çelikte Ferrit-Östenit Faz Dengesinin 475°C Kırılganlığı Üzerindeki Etkisinin İncelenmesi, BAP Normal Araştırma Projesi, FBA-2017-3051, Araştırmacı.

4. Metal-Metal Kompozitlerin Metal Talaşlarıyla Üretimi ve Karakterizasyonu, BAP Doktora Tez Projesi, FDK-2017-3241, Araştırmacı.