

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

**GRAFİT VE SİC TAKVİYELİ  
ZA 27 HİBRİT KOMPOZİT MALZEMELERİN  
ISIL İŞLEMİNİN AŞINMA DAVRANIŞINA ETKİSİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Met. ve Mal. Müh. Suzeri Hamdi SUZİN**

**Enstitü Anabilim Dalı : Metalurji ve Malzeme Müh.**

**Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Serdar ASLAN**

**Haziran 2011**

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

GRAFİT VE SİC TAKVİYELİ ZA 27 HİBRİT  
KOMPOZİT MALZEMELERİN ISIL İŞLEMİNİN  
AŞINMA DAVRANIŞINA ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ


Met. ve Mal. Müh.Suzeri Hamdi SUZİN

Enstitü Anabilim Dalı : Metalurji ve Malzeme Müh.

Bu tez .. / .. /2011 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.

  
Prof. Dr. Hülya AKBULUT  
Jüri Başkanı

  
Doç. Dr. Kerem GENEL  
Üye

  
Yrd. Doç. Dr. Serdar  
Üye

## ÖNSÖZ

Tezin hazırlanması aşamasında öncelikle bana her türlü desteği veren, danışman hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Serdar ASLAN'a, Sayın Prof. Dr. Hatem AKBULUT'a, Prof. Dr. Fatih ÜSTEL'e, Yrd. Doç. Dr. Mehmet Oğuz GÜLER'e ve tüm Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü öğretim üyeleri, araştırma görevlileri ve laboratuvar sorumlularına, deneysel çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen Fizik Uzmanı Fuat KAYIŞ'a, Yüksek Mühendis Savaş ÖZTÜRK'e, araştırma görevlileri Sayın Ramazan KARSLIOĞLU, Sayın Mehmet UYSAL ve Ubeyd TOÇOĞLU'na, Tekniker Ersan DEMİR'e teşekkürü bir borç bilirim.

Sakarya Üniversitesi Araştırma Platformu (BAPK) tarafından 2011-50-01-071 numaralı proje ile tezime destekte bulduklarından ötürü teşekkür ederim.

Ayrıca, çalışmalarım esnasında maddi manevi desteklerini esirgemeyen aileme çok teşekkür ederim.

# İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER .....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ .....	viii
TABLolar LİSTESİ.....	xiii
ÖZET.....	xiv
SUMMARY.....	xv
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
ÇİNKo ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI.....	3
2.1. Giriş.....	3
2.2.Çinko Alüminyum Alaşımlarının Katılma ve Mikro Yapısı.....	6
2.2.1.Zamak alaşımlarının mikro yapısı.....	7
2.2.2. ZA-8 ve ZA-12 alaşımlarının mikro yapısı.....	7
2.2.3. ZA 27 alaşımının mikro yapısı.....	9
2.3.ZA Alaşımlarının Özellikleri.....	10
2.3.1. ZA Alaşımlarının fiziksel özellikleri.....	10
2.3.2. ZA Alaşımlarının mekanik özellikleri.....	11
2.3.3. ZA alaşımlarının aşınma özellikleri.....	13
2.3.4. ZA 27 Alaşımlarının ısıtma işlemi .....	15

## BÖLÜM 3.

KOMPOZİT MALZEMELER.....	18
3.1. Giriş.....	18
3.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması.....	20
3.3. Metal Matriksli Kompozit Malzemelerin Önemi ve Kullanımı.....	22
3.4. MMK Ara Yüzey Özellikleri.....	26
3.4.1. Mekanik Bağ.....	27
3.4.2. Kimyasal bağ.....	28
3.4.2.1 Yeniden Çözünme ve Islatabilirlik Bağı .....	28
3.4.2.2 Reaksiyon Bağı: .....	28
3.5. Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri.....	31
3.5.1. Katı Durum Prosesleri.....	32
3.5.1.1. Difüzyon ile bağlama.....	32
3.5.1.2 Toz metalurjisi.....	33
3.5.2. Sıvı faz üretim yöntemleri.....	34
3.5.2.1. Sıvı metal infiltrasyon yöntemi.....	34
3.5.2.2. Püskürtme .....	35
3.5.2.3. Ergiyik metal karıştırma teknikleri .....	36
3.5.2.4. Sıkıştırma döküm.....	39
3.5.2.5. Kombo Döküm.....	40
3.5.2.6. İn- situ yöntemi.....	41
3.5.3. Buhar Faz Üretim Yöntemleri.....	42
3.5.3.1. Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi.....	42
3.5.3.2. Kimyasal buhar biriktirme yöntemi.....	42
3.6. Takviye Fazları.....	42
3.6.1. Silisyum Karbür ( SiC ).....	42
3.6.2. Grafit.....	43

## BÖLÜM 4.

SÜRTÜNME VE AŞINMA.....	45
4.1. Sürtünme .....	45
4.2. Aşınma.....	46
4.2.1. Abrasiv aşınma.....	47

4.2.2. Adhesiv aşınma .....	47
4.2.3. Kırılma aşınması.....	48
4.2.4. Korozif aşınma.....	48
4.3. Aşınmaya Etki Eden Faktörler.....	49
BÖLÜM 5.	
DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	50
5.1 Çalışma program.....	50
5.2. Deneysel Malzeme ve Teçhizat.....	51
5.2.1. Matriks malzemesi.....	51
5.2.2. Takviye malzemeleri.....	51
5.3 Kompozit Malzemenin Isıl İşlemi .....	52
5.4 Metalografik İncelemeler.....	53
5.5. Sertlik Deneyleri.....	55
5.6 Aşınma Deneyleri.....	57
BÖLÜM 6.	
SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR.....	58
6.1. ZA 27 Alaşımı ve Kompozit Malzemelerin Mikroyapısı.....	58
6.2. Sertlik Sonuçları.....	98
6.3. Aşınma Deney Sonuçları.....	101
6.3.1. Grafit ilavesinin sürtünme katsayısı değerlerine etkisi.....	101
6.3.2. Grafit ilavesinin aşınmaya etkisi .....	104
6.3.3. Kayma hızının aşınmaya etkisi.....	107
6.4. Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi .....	110
6.4.1. ZA 27 alaşımının aşınma SEM görüntüleri.....	110
6.4.2. SiC takviyeli kompozit (STK) malzemelerin aşınma SEM görüntüleri.....	113
6.4.3. GTK malzemelerin aşınma SEM görüntüleri.....	116
6.4.4. Hibrit kompozit malzemelerin (HKM) aşınma SEM görüntüleri.....	121

BÖLÜM 7.	
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	130
7.1. Sonuçlar .....	130
7.2. Öneriler.....	132
KAYNAKLAR.....	133
ÖZGEÇMİŞ.....	140

## SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

ZA	: Çinko-alüminyum alaşımı
MMK	: Metal matrisli kompozit
Q	: Islatma açısı
$\gamma$	: Yüzey gerilimi
F	: Kuvvet
ASTM	: Amerikan standart
$\mu$	: Sürtünme Katsayısı
STK	: SiC takviyeli kompozit
GTK	: Grafit takviyeli kompozit
HKM	: Hibrit kompozit malzeme
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
EDS	: Enerji dağılım spektrometresi
HB	: Brinell sertlik
HV	: Vickers sertlik
MKT	: Mekanik karışım tabakası



## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	Zn-Al ikili denge diyagramı.....	6
Şekil 2.2.	ZA-8 alaşımının mikro yapısı.....	8
Şekil 2.3.	ZA-12 alaşımının mikro yapısı.....	8
Şekil 2.4.	ZA 27 alaşımının mikro yapısı.....	9
Şekil 2.5.	360 °C da ısıtılma işlemi görüp sonrasında fırında soğutulan ZA 27.....	16
Şekil 3.1.	Kompozit malzemelerinin takviye bileşenine göre sınıflandırılması.a) elyaf takviyeli,b) whisker takviyeli, c) partikül takviyeli,d) tabakalı kompozitler.....	20
Şekil 3.2.	MMK'lerin uygulama alanlarına göre 2001-2005 yılları arasında ton bazında üretim miktarları ve 2010 yılı tahmini üretim miktarı.....	22
Şekil 3.3.	Yıllara bağlı olarak uçaklardaki kompozit malzeme kullanımı.....	23
Şekil 3.4.	Boeing 787 Dreamliner ticari uçağında kullanılan malzemeler.....	24
Şekil 3.5.	Denizcilik alanında kullanılmakta olan kompozit malzemeler.....	24
Şekil 3.6.	Temas açısı ve ara yüzey enerjisini, ıslatma olayının şematik gösterimi.....	26
Şekil 3.7.	Toz metalurjisi yöntemiyle bir kompozit parçanın üretimi.....	34
Şekil 3.8.	Sıvı metal infiltrasyon yöntemiyle ireninin şekilsel şemasal gösterimi.....	35
Şekil 3.9	Şekil 3.9. Püskürtme yöntemiyle kompozit malzeme üretiminin şekilsel gösterimi.....	36
Şekil 3.10	. Votex metoduyla kompozit malzeme üretimi.....	39

Şekil 3.11.	Sıkıştırma yöntemiyle kompozit malzeme üretimi.....	39
Şekil 3.12.	Kombo döküm yöntemi ile kompozit malzeme üretimi.....	40
Şekil 4.1.	Abrasiv aşınma.....	47
Şekil 4.2.	Adhesiv aşınma aşınma.....	47
Şekil 4.3.	Kırılma aşınması.....	48
Şekil 4.4.	Korozif aşınma.....	48
Şekil 5.1.	Yüzeyi Cu kaplanmış grafit tozları.....	52
Şekil 5.2.	Isıl işlemde kullanılan Protherm marka fırın.....	53
Şekil 5.3.	STRUERS kesme cihazı.....	54
Şekil 5.4.	Zımparalama ve partlatma işleminin yapıldığı STRUERS LABOPOL-25 cihazı.....	54
Şekil 5.5.	ZEISS – Imager.A1M optik mikroskobu.....	55
Şekil 5.6.	Jeol JSM 6060 LV elektron mikroskobu.....	55
Şekil 5.7.	Future Leica VMHT MOT mikro sertlik cihazı.....	56
Şekil 5.8.	M4R - Rockwell Tester cihazı.....	56
Şekil 5.9.	CSM Instruments Tribometer Aşınma Cihazı.....	57
Şekil 6.1.	a-b) ZA 27 Alaşımının döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	59
Şekil 6.2.	a-b) %10 SiC takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	61
Şekil 6.3.	a-b) %2,5 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	63
Şekil 6.4.	a-b) %5 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	64
Şekil 6.5.	a-b)%7,5 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	66
Şekil 6.6.	a-b) %10 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	67
Şekil 6.7.	a-b) %10 SiC + 2.5 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası.....	69
Şekil 6.8.	a-b) %10 SiC + %5 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	70

Şekil 6.9.	a-b) %10 SiC + %7,5 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısıtıl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	71
Şekil 6.10.	a-b) %10 SiC + 10 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısıtıl işlem sonrası mikroyapı resimleri.....	73
Şekil 6.11.	ZA 27 alaşımının a-b)döküm halinin SEM yapısı c-e)EDS analizleri.....	75
Şekil 6.12.	ZA 27 alaşımının a-b) Isıtıl işlem halinin SEM yapısı c-e)EDS analizleri .....	77
Şekil 6.13.	%10 SiC takviyeli kompozit malzemenin (STK) döküm halinin SEM yapısı .....	78
Şekil 6.14.	%10 SiC takviyeli kompozit malzemenin (STK) ısıtıl işlem halinin SEM yapısı.....	79
Şekil 6.15.	%2,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) döküm halinin SEM yapısı.....	79
Şekil 6.16.	%2,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) ısıtıl işlem halinin SEM yapısı.....	80
Şekil 6.17.	%5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) döküm halinin SEM yapısı.....	81
Şekil 6.18.	%5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) ısıtıl işlem halinin SEM yapısı.....	81
Şekil 6.19.	%7,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) döküm halinin SEM yapısı.....	82
Şekil 6.20.	%7,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) ısıtıl işlem halinin SEM yapısı.....	83
Şekil 6.21.	%10 grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b)döküm halinin SEM yapısı c-g)EDS analizleri.....	83
Şekil 6.22.	%10 grafit takviyeli malzemenin(GTK) a-b)ısıtıl işlem halinin SEM yapısı c-e)EDS analizleri.....	86
Şekil 6.23.	%10SiC ve %2,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b)döküm halinin SEM yapısı.....	88
Şekil 6.24.	%10SiC ve %2,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b) ısıtıl işlem halinin SEM yapısı .....	89

Şekil 6.25. a-b) % 10 SiC ve %5 grafit takviyeli kompozit(HTK) malzemenin döküm halinin SEM görüntüsü.....	90
Şekil 6.26. %10SiC ve %5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b)ısıl işlem halinin SEM yapısı .....	90
Şekil 6.27. %10SiC ve %7,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b) döküm halinin SEM yapısı .....	91
Şekil 6.28. %10SiC ve %7,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b) ısıl işlem halinin SEM yapısı .....	92
Şekil 6.29. %10SiC ve %10 grafit içeren hibrit kompozit malzemenin (HKM) a-b) döküm halinin SEM yapısı c-f)EDS analizleri .....	92
Şekil 6.30. %10SiC-%10 grafit içeren hibrit kompozit malzemenin (HKM) a) döküm halinin SEM yapısı b-e)EDS analizleri	94
Şekil 6.31. %10SiC ve %10 grafit içeren hibrit kompozit malzemenin (HKM) a-b) ısıl işlem halinin SEM yapısı c-f)EDS analizleri .	96
Şekil 6.32. a) ZA 27 alaşımı ve GTK malzemelerin ,b) ZA 27 alaşımı, STK ve HKM'lerin Brinell sertlik değerleri.....	99
Şekil 6.33. a) ZA 27 alaşımı ve GTK malzemelerin ,b) ZA 27 alaşımı, STK ve HKM'lerin Vickers sertlik değerleri.....	100
Şekil 6.34. ZA 27 ve GTK malzemelerin a)0,5 m/s, b)1m/s, c) 2m/s kayma hızlarındaki sürtünme katsayısı değerleri.....	102
Şekil 6.35. ZA 27, STK ve HKM malzemelerin a)0,5 m/s, b)1m/s, c) 2m/s kayma hızlarındaki sürtünme katsayısı değerleri.....	103
Şekil 6.36. ZA 27 ve GTK malzemelerin a)0,5 m/s, b)1m/s, c) 2m/s kayma hızlarındaki döküm ve ısıl işlemleri hallerinin ağırlık kayıpları.....	105
Şekil 6.37. ZA 27, STK ve HKM malzemelerinin a)0,5 m/s, b)1m/s, c) 2m/s kayma hızlarındaki ağırlık kayıpları.....	106
Şekil 6.38. a)ZA 27 alaşımı, ve GTK döküm malzemelerininin 0.5-1-2 m/s hızlardaki, b)ısıl işlemleri hallerinin aşınma miktarları.....	108
Şekil 6.39. a) ZA 27 alaşımı, STK ve HKM döküm malzemelerininin 0.5-1-2 m/s hızlardaki, b)ısıl işlemleri hallerinin aşınma miktarları.....	109
Şekil 6.40. a)Döküm ZA 27 alaşımının b)Isıl işlem görmüş ZA 27 alaşımının 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	111

Şekil 6.41.	a) Döküm ZA 27 alaşımının b)Isıl işlem görmüş ZA 27 alaşımının 2m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	112
Şekil 6.42.	a) Döküm STK b)Isıl işlem görmüş STK'nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	114
Şekil 6.43.	a) Döküm STK b)Isıl işlem görmüş STK'nın 2m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	115
Şekil 6.44.	a) Döküm %2,5 GTK b)Isıl işlem görmüş %2,5 GTK'nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	117
Şekil 6.45.	a) Döküm %2,5 GTK b)Isıl işlem görmüş GTK'nın 2 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	118
Şekil 6.46.	a) Döküm %10 GTK b)Isıl işlem görmüş GTK' nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	119
Şekil 6.47.	a) Döküm %10 GTK b)Isıl işlem görmüş GTK' nın 2m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	120
Şekil 6.48.	a-b) Döküm %10 SiC ve %2,5 grafit takviyeli(HKM), c-d)Isıl işlem görmüş GTK' nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	123
Şekil 6.49	a-b) Döküm %10 SiC ve %2,5 grafit takviyeli(HKM), c-d)Isıl işlem görmüş HKM' nin 2 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	124
Şekil 6.50	a-b) Döküm %10 SiC ve %10 grafit takviyeli kompozit malzeme(HKM), c-d)Isıl işlem görmüş HKM' nin 0,5m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	125
Şekil 6.51	a) Döküm %10 SiC ve %10 grafit takviyeli kompozit malzeme(HKM), b- c)Isıl işlem görmüş HKM' nin 2 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.....	126
Şekil 6.52	Şekil 6. 52. A)Döküm %10 SiC ve %10 grafit takviyeli kompozit malzemenin0,5 m/s kayma hızında, b) ısıtılmış %10 SiC ve %2,5 grafit takviyeli(HKM) kompozit malzemenin 2/s hızda aşınma yüzeyleri.....	127
Şekil 6.53	a) aşınma uygulanmamış hibrit kompozit malzeme yüzeyinden alınan EDS, b) aşınma uygulanmış hibrit kompozitin EDS'i.....	128

## TABLolar LİSTESİ

Tablo 1.1. Çinko Alüminyum Alaşımlarının ASTM Standardına Göre Bileşimleri.....	5
Tablo 2.1. Çinko alüminyum alaşımlarının fiziksel özellikleri.....	11
Tablo 2.2. Çinko alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri.....	13
Tablo 3.1. Takviye elemanlarının boyutsal özellikleri.....	21
Tablo 3.2. Metal ve seramik matrisli kompozit malzemelerin genel olarak kullanım alanları.....	26

## ÖZET

Anahtar kelimeler: Çinko-Alüminyum alaşımları, ZA-27, Metal Matriksli Kompozit, Isıl işlem, Mikro yapı, Aşınma ve Sürtünme

Bu çalışmada, üstün yatak performansına sahip, ZA 27 alaşımının, %2,5-5-7,5-10 grafit takviyeli kompozitlerinin (GTK), %10 SiC takviyeli kompozitin (STK), %10 SiC ve %2,5-5-7,5-10 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemelerin (HKM) döküm hallerine uygulanacak ısıl işlem sonrası aşınma davranışlarının geliştirilmesi amaçlanmıştır.

Döküm ve ısıl işlem sonrası mikro yapıda meydana gelen değişimler optik mikroskop ve SEM çalışmaları ile incelenmiştir. Isıl işlem sonrasında mikro yapı homojenleştiği görülmüştür.

Sertlik ölçümünde, Brinell (HB) / Wickers (HV) sertlik yöntemleri kullanılarak döküm ve ısıl işlemleri hallerinin sertlik ölçümleri yapılmıştır. Yapılan Brinell sertlik ölçümlerinde %5 grafit takviyesine kadar kompozit malzemenin sertliğinin arttığı ve %7,5 ve 10 grafit takviyelerinde azaldığı saptanmıştır.

Aşınma deneyleri 5 N sabit yük altında, 500 m mesafede ve 0,5-1- 2 m/s hızlarında pin on disk yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyleri sonucunda numunelerin döküm ve ısıl işlemleri hallerinin sürtünme katsayılarındaki değişim ve ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Aşınma sonrasında yüzeyde oluşan aşınma izleri SEM yardımıyla incelenmiştir. Döküm ve ısıl işlem sonrası numunelerin aşınma deneylerinde çinko-alüminyum alaşımına yapılan grafit, SiC ve SiC+grafit ilavesi ile ağırlık kayıplarında düşmenin meydana geldiği görülmüştür. Döküm ve ısıl işlemleri %10 SiC+%7,5 grafit ve %10 SiC + %10 grafit ilaveli hibrit kompozit malzemelerin aşınma kayıplarının en az gerçekleşmiş olduğu tespit edilmiştir. Çinko-alüminyum alaşımına yapılan SiC ilavesi ile sürtünme katsayısında artış meydana geldiği ilave edilen grafit takviyesiyle sürtünme katsayısının düştüğü belirlenmiştir.

## SUMMARY

Key Words: Zinc-Aluminum alloys, ZA-27, Metal Matrix Composites, Heat Treatment, Micro Structure, Wear and Friction

The aim of study is to enhance the wear behavior of ZA-27 alloy, 2.5-5-7.5-10 % graphite reinforced composites (GRC), 10 % SiC reinforced composites (SRC), 10 % SiC and 2.5-5-7.5-10 % graphite reinforced hybrid composite materials (HCM) via heat treatment techniques.

The microstructural changes after casting and heat treatment processes were investigated via optical microscopy and scanning electron microscopy techniques. A homogenous microstructure was obtained after heat treatment processes.

Brinell (HB) and Wickers (HV) hardness test methods were used for the samples produced via casting and heat treatment processes. It was found that the hardness values of the composites were increased with increasing graphite reinforcement till to 5 % while decreased with increasing graphite reinforcement till to 7.5 % and 10 %.

Wear tests were performed under 5 N load, within a distance of 500 m and by using 0.5, 1 and 2 m/s via pin on disc methods. The changes in the friction coefficient and mass losses were measured for the samples produced by casting and heat treatment processes. The worn surfaces of the composites were also investigated via scanning electron microscopy techniques. It was found that mass losses were decreased after reinforcing the zinc-aluminum alloy with graphite, SiC and SiC + graphite. The minimum mass losses were obtained with 10% SiC + 7.5 % and 10 % SiC + 10 % graphite reinforced composites. It was also found that the friction coefficient of the composites were increased with increasing SiC reinforcing while decreased with increasing graphite reinforcing.



## BÖLÜM 1. GİRİŞ

Günümüzde ZA alaşım ailesi olarak bilinen ZA-8, ZA-12 ve ZA-27 alaşimleri, son derece iyi mekanik ve dökülebilirlik özelliklerinden dolayı değişik alanlarda yaygın olarak kullanılan Zamak alaşımının uygulama alanlarını daha da genişleterek, birçok endüstriyel uygulamalarda (konstrüksiyon, otomotiv, madencilik vs.) bazı alüminyum, dökme demir, pirinç ve bronz gibi diğer geleneksel döküm alaşımına alternatif olabileceği düşünülmektedir [1-4].

Çinko alüminyum esaslı alaşımlar demir ve demir dışı bazı alaşımlara göre pek çok üstünlüklere sahiptir [1-4]. Bu üstünlüklerin başında ideal döküm özellikleri, döküm sonrası az bir ilave işlem gerektirmesi, özgül mukavemetin yüksek, aşınma ve abrazyon direncinin yüksek olması, korozyon direnci ve alaşım elementlerinin ucuz, kolay temin ediliyor olması yani ekonomik ve ekolojik olmaları gelmektedir. Bunun ile birlikte 100 °C da çalışma sıcaklığının sınırlı olması, darbe direncinin düşük olması bu alaşımının kullanılmasını kısıtlayan etkenlerin başında gelmektedir. Bu hususlar uygun bileşimin, ısıtma işleminin belirlenmesi ve ikinci partiküllerin ilavesi yönünde çalışmalar yapılmasına sebep olmuştur [5].

Metal matrisli kompozitlerin üretim ve kullanımları son 20 yılda teknolojik gelişmelerle birlikte, özellikle havacılık, uzay, savunma, otomotiv, spor ve denizcilik gibi uygulamalarda artış göstermiştir. Günümüzde teknolojinin hızlı gelişimi, beraberinde sanayinin temel girdisi olan malzemelerin geliştirilmesini sağlamıştır. Fakat bu gelişme, ham maddelerin sınırlı oluşu, fiziksel ve kimyasal özelliklerinden dolayısıyla teknolojinin gelişimine ayak uyduramamıştır. Teknolojinin gelişimine bağlı olarak gerek ekonomik gerekse teknolojik açıdan daha uygun malzemelerin geliştirilmesine yol açmıştır. Bu amaç ile kompozit malzemeler üretilmiştir. Dayanım ve performans arttırmanın yanında ağırlığı azaltma gibi yeni malzemelerden istenen özellikleri taşımaları son yıllarda bu malzemelere olan ilgiyi arttırmıştır [6].

Ancak matris malzemesi olarak çeşitli metallerin alaşımlarıyla birlikte kullanılması son yirmi yılda hızla artış göstermiştir. Bu artış, metal matrisli kompozit malzemeler üzerinde yapılan araştırmaların yoğunlaşmasını da beraberinde getirmiştir. Yapılan literatür araştırmaları sonucunda SiC ve Grafit takviyeli çinko alüminyum matrisli kompozit malzemelerin ısıtılma işlemi üzerine çalışma bulunmamaktadır.

Bu amaç ile çinko alüminyum alaşımlarına gerek partikül ilavesi gerek ise ısıtılma işlem yöntemiyle özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Çinko alüminyum alaşımları içerisinde yer alan ZA 27 alaşımı üzerinde uygulanan ısıtılma işlem sonrası mekanik özelliklerinin geliştirdiği görülmüştür.

Bu çalışmada, oldukça iyi aşınma direnci ve mükemmel sertlik özelliklerine sahip SiC partikülleri ile yağlayıcı özelliğe sahip grafit partikülleri kullanılarak, ZA 27 matrisli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin ısıtılma işlemiyle gerçekleşen yapısal değişimler ve aşınma özellikleri incelenmiştir. Bu amaçla alaşımın içerisine SiC ve/veya Grafit takviyesi yapılarak üretilmiş olan numunelerin aşınma özelliklerini geliştirebilmek amacıyla ısıtılma işlem gerçekleştirilmiştir.

## **BÖLÜM 2. ÇİNKO ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI**

### **2.1. Giriş**

1979 yılları içerisinde yeni bir aile olan yüksek alüminyum ve bakır içerikli aşırı ötektik çinko alüminyum alaşımları çok kullanılmakta olan zamak alaşımlarından geliştirilmiştir. ZA 27 en son geliştirilmiş olan Zn-Al temelli alaşımlardır[6]. Günümüzde ZA alaşım ailesi olarak bilinen ZA-8, ZA-12 ve ZA-27 alaşımları, son derece iyi mekanik ve dökülebilirlik özelliklerinden dolayı değişik alanlarda yaygın olarak kullanılan Zamak alaşımlarının uygulama alanlarını daha da genişletmişlerdir [7].

Ticari alaşımlar olan Zamak 3 ve Zamak 5 çinko alaşımları ilk olarak 1930 lu yıllarda geliştirilmiştir [8]. 1960 lı yıllarda geliştirilmeye başlanılan çinko-alüminyum esaslı alaşımlar pek çok mühendislik alanında kullanılmaktadır. 1960 lı yıllarda ILZRO tarafından ZA-12 ve ZA-16 alaşımları geliştirilmiş ve 1970 li yıllarda ise NORANDO Co. Tarafından ZA-8 ve ZA-27 alaşımları geliştirilmiştir. Çinko alüminyum alaşımları meydana gelen faz dönüşümleri son zamanlarda ayrıntılı bir şekilde incelenerek kararlı bir iç yapı elde edebilmek amacıyla yapılması gereken ısı işlemler belirlenmiştir. Diğer taraftan uygun termodinamik işlemlerle süper plastik özelliği kazandırılan ötektoid bileşimdeki çinko-alüminyum alaşımlarının metal şekillendirme endüstrisinde yaygın bir şekilde kullanılabileceği ortaya konulmuştur [9].

Çinko alüminyum esaslı alaşımlar demir ve demir dışı bazı alaşımlara göre pek çok üstünlüklere sahiptir [1-4]. Bu üstünlüklerin başında ideal döküm özellikleri, döküm sonrası az bir ilave işlem gerektirmesi, özgül mukavemetin yüksek, aşınma ve abrazyon direncinin yüksek olması, korozyon direnci ve alaşım elementlerinin ucuz, kolay temin ediliyor olması yani ekonomik ve ekolojik olmaları gelmektedir [1,3,4,10]. Bakır

içeriğinin yetersiz olduğu dönemlerde ZA alaşımları bronz için yedek olarak geliştirilmiştir [11]. Bakır, alüminyum ve silisyum ilavesinin çinko bazlı alaşımların yağlayıcı ortamda düşük sürtünme katsayısı ve yüksek aşınma direnci özelliklerini göstermelerini sağlamıştır. Bakır, gerilimin artması durumunda silisyumdan daha iyi etki gösterirken aşınma direncinin artışı bakımından aynı etkiyi göstermemiştir. Çinko alüminyum alaşımlarının bakır ve silisyum içermeleri bu sebeple yatak malzemeleri olarak kullanımında ticari önem kazanmıştır [3]. Söz konusu alaşımlardan imal edilen yataklar, daha çok düşük hız ve yüksek yükün olduğu kaymalı yataklarda yaygın olarak kullanılmaktadır [1,12]. Bunun ile birlikte 100°C de çalışma sıcaklığının sınırlı olması, darbe direncinin düşük olması bu alaşımının kullanılmasını kısıtlayan etkenlerin başında gelmektedir. Bu hususlar alaşım üzerinde uygun bileşimin, ısıl işlemin ve ikinci partiküllerin ilavesi yoluna yönlendirmiştir [5].

Genel olarak çinko alüminyum alaşımları günümüzde iş makineleri, torna tezgahı, hidrolik kaldırma silindirlerinde, su pompalarında, otomobil ve tekstil sanayi gibi bir çok mühendislik alanında kullanılmaktadır [9].

ZA alaşımları endüstride ve bilim adamlarının her ikisinin birden, üstün tribolojik özelliklerinin oluşu, mukavemetli, aşınma direnci, korozyon direnci ve dökülebilirlik özelliklerinden dolayı ilgi çeken bir malzeme olmuştur. ZA alaşımlarının üstün tribolojik özelliklerine sahip olmasının sebebi, alaşımın yüzeyinde alüminyum oksit (alümina) ve çinko oksit gibi çok fazlı bir yapının kolayca oluşmasıdır. Alüminyum oksit sert olduğundan iyi aşınma direnci sağlarken, çinko oksit ise yumuşak olup yağlayıcı özellik kazandırmaktadır [13]. ZA alaşımları değişik alanlarda kullanılan alüminyum bronz yataklar gibi geleneksel döküm malzemelerinin yerini kolay dökülebilirliklerinden dolayı alternatif malzemeler olarak görülmektedir [1,12]. Plastikler ve dökme demir ile karşılaştırıldığında yüksek yükleme ve düşük hızlarda ZA alaşımları daha iyi özellikler gösterebilmektedir [14].

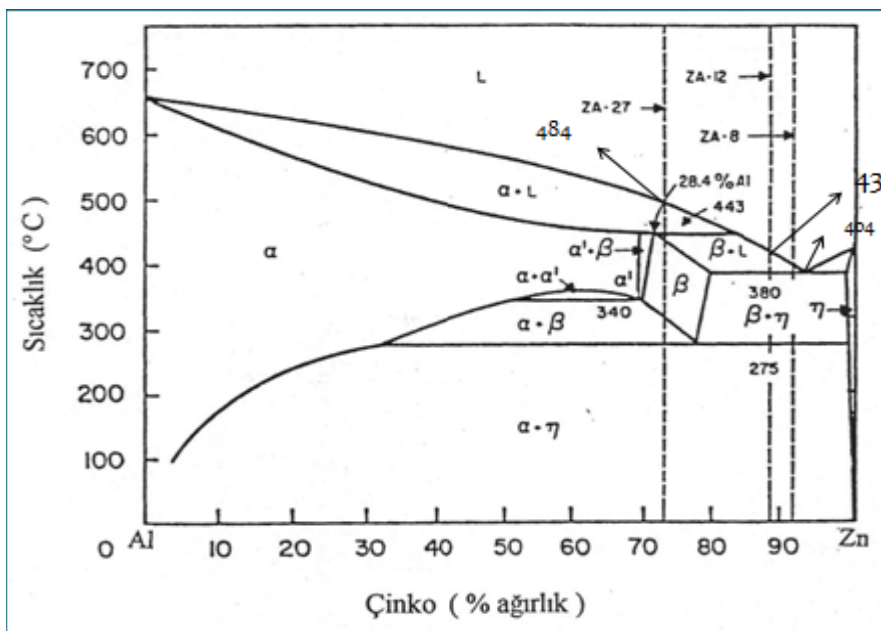
ASTM B-791 döküm standardına göre Tablo I' de kimyasal bileşimleri verilen bu alaşımlar, başlangıçta kum ve metal kalıba döküm için geliştirilmiştir [7].

Tablo 1.1. Çinko Alüminyum Alaşımlarının ASTM Standardına Göre Bileşimleri [15].

Çinko Alüminyum Alaşımlarının ASTM Standartlarına Göre Kimyasal Kompozisyonları														
(% Ağırlık)														
	#3		#5		#7		#2		ZA-8		ZA-12		ZA-27	
	İngot	Döküm	İngot	Döküm	İngot	Döküm	İngot	Döküm	İngot	Döküm	İngot	Döküm	İngot	Döküm
<b>Al</b>	3.9-4.3	3.5-4.3	3.9-4.3	3.5-4.3	3.9-4.3	3.5-4.3	3.9-4.3	3.5-4.3	8.2-8.8	8.0-8.8	10.8-11.5	10.5-11.5	25.5-28.0	25.0-28.0
<b>Mg</b>	0.03-0.06	0.020-0.05	0.03-0.06	0.03-0.08	0.01-0.020	0.005-0.020	0.025-0.05	0.020-0.050	0.020-0.03	0.015-0.030	0.020-0.030	0.015-0.030	0.012-0.020	0.010-0.020
<b>Cu</b>	0.1 max	0.25 max	0.7-1.1	0.75-1.25	0.10 max	0.25 max	2.7-3.3	2.5-3.0	0.9-1.3	0.8-1.3	0.5-1.2	0.5-1.2	2.0-2.5	2.0-2.5
<b>Fe(max)</b>	0.035	0.10	0.035	0.10	0.075	0.075	0.035	0.10	0.035	0.075	0.05	0.075	0.07	0.075
<b>Pb(max)</b>	0.004	0.005	0.004	0.005	0.0020	0.003	0.004	0.005	0.005	0.006	0.005	0.006	0.005	0.006
<b>Cd(max)</b>	0.003	0.004	0.003	0.004	0.0020	0.002	0.003	0.004	0.005	0.006	0.005	0.006	0.005	0.006
<b>Sn(max)</b>	0.0015	0.003	0.0015	0.003	0.0010	0.001	0.0015	0.003	0.002	0.003	0.002	0.003	0.002	0.003
<b>Ni</b>	-	-	-	-	0.005-0.020	0.005-0.020	-	-	-	-	-	-	-	-
<b>Zn</b>	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

## 2.2. Çinko Alüminyum Alaşımlarının Katılaşıma ve Mikro Yapısı

Şu anda kullanılmakta olan çinko alüminyum alaşımları Goldak ile Parr ın yaptığı çalışmalar sonrasında elde edilmiştir. Çinko ve alüminyum esaslı alaşımlar  $\alpha$  ve  $\eta$  fazlarından oluşan ötektik bir matris içinde çinko ya da alüminyumca zengin dentritler yer almaktadır. Alüminyumca zengin katı eriyik  $\alpha$ ,  $\alpha'$  ve  $\beta$  fazlarından oluşmaktadır. Alüminyumca zengin katı eriyiklerin kafes parametreleri farklı olduğundan  $\alpha$  ve  $\alpha'$  üstü olarak adlandırılmaktadır [16].



Şekil 2.1. Zn-Al ikili denge diyagramı [17].

351°C ve 340°C sıcaklıkları arasında alüminyumca zengin katı eriyikler farklı miktarlarda çinko içerdiklerinden ve kafes parametreleri değişik olduğundan  $\alpha$ ,  $\alpha'$  olarak ikiye ayrılmaktadırlar.  $\alpha$ ,  $\alpha'$  'nın karışabilme aralığı 340°C 'de %49 çinko 'dan %69.5 çinkoya kadar uzamaktadır ve 351°C 'de tek bir noktaya ulaşmaktadır.  $\alpha + \beta$  bölgesi ise %69.5 çinko içeren ötektoid noktadan 443°C 'deki peritektik noktaya kadar dar bir alanı kapsamaktadır. Çinko içerisinde alüminyumun çözünürlüğü ötektik sıcaklıkta yaklaşık olarak %1.1, ötektoid sıcaklıkta azalarak %0.65 ve 227°C 'de %0.42 olmaktadır. YMK yapıli  $\beta$  fazının kafes parametresi %70 çinko içeren durumda 4.04 Å iken, % 76 çinko içermesi halinde 4.03 Å 'e düşmektedir. Saf alüminyumun 25°C 'deki kafes parametresi 4.0414 Å 'dur.  $\alpha$  bölgesinde %65 çinko

içeren bölüme kadar lineer bir şekilde azalarak  $4.04 \text{ \AA}^\circ$  değerine gelmektedir. Çinko hegzagonal sıkı paket kristal yapısına sahiptir ve kafes parametreleri saf olduğu zaman  $a=2.6595 \text{ \AA}^\circ$ ,  $c = 4.9368 \text{ \AA}^\circ$ , alüminyum ile katı eriyik yaptığında  $a=2.665\text{\AA}^\circ, c=4.987\text{\AA}^\circ$  olmaktadır [17,18].

### 2.2.1. Zamak alaşımlarının mikro yapısı

İlk olarak zamak alaşımları 1930'lu yıllarda keşfedilmiş olan alaşımlardır. Zamak3 alaşımının içerisinde %4 alüminyum ve artı olarak Zamak 5 alaşımının içerisinde %1 bakır ilavesi bulunmaktadır. Bu alaşım ötektik altı değerinde olup kolay dökülebilen bir alaşımdır. Katılaşma sırasında sıvı içinde ilk  $\eta$  dentritleri oluşur ve  $382 \text{ }^\circ\text{C}$  kadar dentritler büyümeye devam etmektedir. Bu sıcaklıktan itibaren  $\beta$  ve  $\eta$  fazları oluşmakta kararsız yapı olan  $\beta+\eta$  ötektoid sıcaklığın altında  $\alpha+\eta$  fazlarına dönüşüp ötektik matris içinde  $\eta$  dentritlerinden meydana gelen mikro yapıyı oluşturur [16].

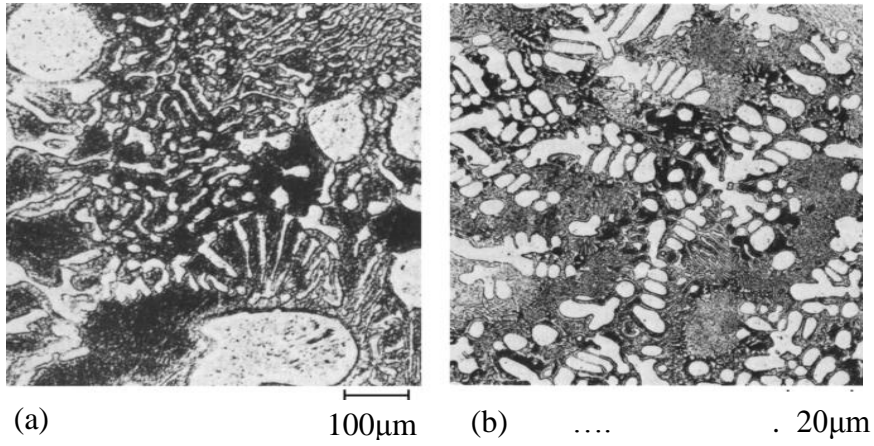
### 2.2.2. ZA-8 ve ZA-12 alaşımlarının mikro yapısı

ZA 8 alaşımı sürünme davranışı bakımından Zamak ve diğer ZA alaşımlarında daha üstün özellik göstermektedir. Bu alaşımın yüksek gerilim altında diğer alüminyum alaşımlarından ve yapısal malzemelerden özellikle  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  sıcaklıkta daha düşük sürünme direnci göstermektedir. Bu problemin çözümünde farklı alaşım elementlerinin ilavesi ve sert ikinci partiküllerin matrise ilavesi ile çözülmektedir. Cu ve Mg un Zn-Al temelli alaşıma ilavesi ile mekanik özellikler geliştirilmektedir. Mg alaşımı 0,01-0,03 oranında ilavesi sertliği, gerilme mukavemetini ve sürünme direncini arttırmaktadır. Alaşım içerisine 1-2,5% Cu ilavesi sertliği arttırmakta gerilme mukavemeti ve sürünme direncini geliştirmektedir. Mn oranındaki %0,01 de %0,53 seviyesine kadar yapılan artış sonucunda sertliğin arttığı ve sürünme direncinde artmanın meydana geldiği tespit edilmiştir [17,18].

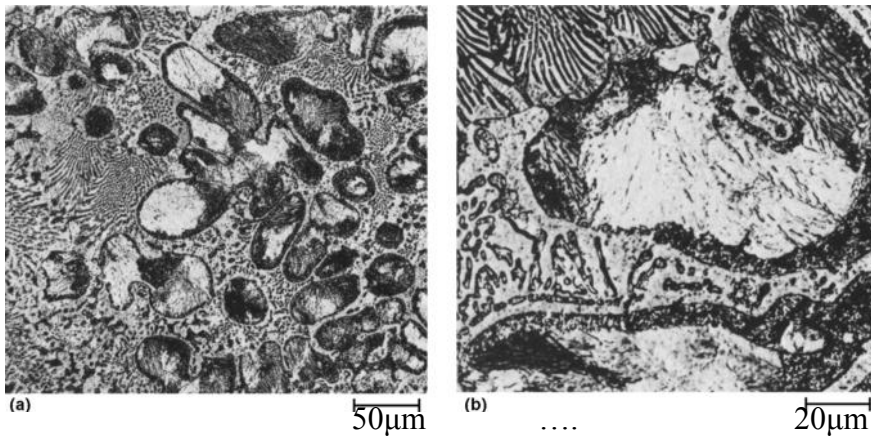
ZA 8 ve ZA 12 alaşımında öncelikle sıvı içerisinde birincil  $\beta$  fazı çekirdeklenir ve  $275 \text{ }^\circ\text{C}$  sıcaklığın altında stabil olmayan  $\beta$  fazı çinko bakımından zengin  $\eta$  fazına ve alüminyum bakımından zengin  $\alpha$  fazına dönüşmektedir. Oda sıcaklığında son yapı

olarak  $\beta$  birincil dentritleri ve bu dentritleri çevreleyen  $\alpha+\eta$  fazından oluşan bir mikro yapı oluşmaktadır. ZA 12 alaşımı yüksek alüminyum oranından dolayı ZA 8 alaşımlarından daha fazla gelişmiş birincil  $\beta$  dentritlerine sahiptir. ZA 8 alaşımları üzerine yapılan son çalışmalarda yarı kararlı fazlarda tespit edilmiştir. Bu fazlar  $\eta$  fazı içerisinde oluşan  $\epsilon$  fazı ve ötektik  $\beta$  dentritlerini dönüşümünden oluşan  $\alpha$  fazının içindeki  $\alpha_m$  fazıdır [19-21]. ZA-12 alaşımında yükü  $\beta$  primerleri taşımaktadır [12].

Sırasıyla Şekil 2.1-2.2'de ZA-8 ve ZA 12 alaşımı için  $\alpha+\eta$  ötektik matrisi tarafından çevrelenmiş olan çinko bakımından zengin beyaz renkteli primer  $\beta$  dentritlerinden oluştuğu görülmektedir. ZA-12 alaşımı ZA-8 alaşımına göre daha fazla Al içerdiğinden daha az ötektik matrisi içermektedir [19].



Şekil 2.2. ZA-8 alaşımının mikro yapısı [19].



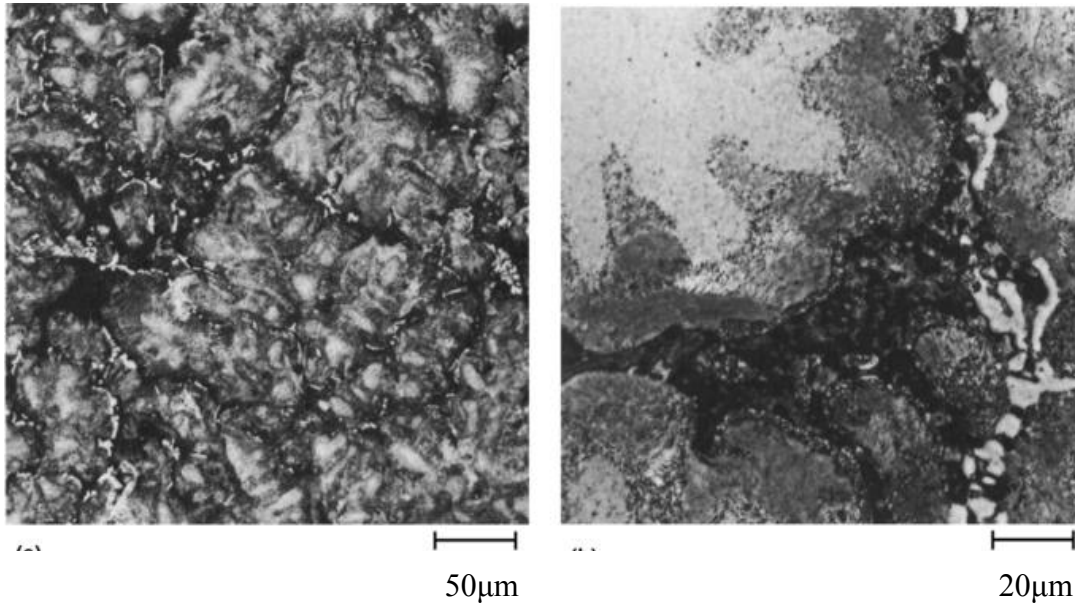
Şekil 2.3. ZA-12 alaşımının mikro yapısı [19].



### 2.2.3. ZA 27 alaşımının mikro yapısı

ZA 27 alaşımlarında farklı olarak peritektik ve ötektik reaksiyonlar birlikte görölmektedir [22]. Katılaşma işlemi gerçekleşirken önce sıvı içerisinde alüminyumca zengin  $\alpha$  fazı meydana gelir. 443°C  $\alpha$  dentritleri sıvı ile peritektik reaksiyon meydana getirir. Yapıda % 60 alüminyum içeren  $\alpha$  dendritlerinin oluşumu sırasında, sıvı faz çinkoca zenginleşir. 443 °C da  $\alpha$  dentritleri sıvı ile peritektik reaksiyona girmesi sonucunda dentritler çevresinde çinko bakımından zengin  $\beta$  fazları oluşur.  $\alpha$  ve  $\beta$  fazları YMK yapıda olup bileşimi ve kafes parametresi bakımından farklılık gösterir. Katılaşma geriye kalan çinko bakımından zengin sıvının ötektik donüşümü ile tamamlanır. 377°C sıcaklıkta ötektik reaksiyon sonucunda sonucun da  $\alpha$ ,  $\eta$  ve  $\epsilon$  fazları oluşur. ZA 27 alaşımı içerisinde bulunan bu  $\epsilon$  ( $\text{CuZn}_4$ ) fazı yarı kararlı bir halde bakır içeriğinden dolayı oluşmaktadır. ökelti partikülleri şeklinde  $\eta$  içerisinde yer alan bu faz mekanik özelliklere olumlu katkıda bulunmaktadır [23].

şekil 2.3 de ZA 27 alaşımının mikro yapısı görölmektedir. Merkezi Al bakımından zengin olan dentritlerin etrafı  $\alpha+\eta$  ile çevrilidir. Çok az miktarda ötektik mevcuttur. Yüksek büyütmede göröldüğü gibi  $\epsilon$  fazları görölmektedir [19].



şekil 2.4. ZA 27 alaşımının mikro yapısı [19].

268 °C altında  $Al_4Cu_3Zn(T')$  üçlü stabil fazı  $\varepsilon + \alpha \rightleftharpoons \eta + T'$  şeklinde gerçekleşerek meydana gelir [24,25].  $Al_4Cu_3Zn(T')$  fazı içerik olarak %12.7 Zn, %31.6 Al ve % 55.7 Cu içerip rombohedral yapıdadır. 275°C altında kararsız olan alüminyum bakımından zengin  $\beta$  fazının ötektoid dönüşümü sonucunda  $\alpha$  ve  $\eta$  kararlı fazlarına dönüşmektedir [23,25,26].

## 2.3. ZA Alaşımlarının Özellikleri

### 2.3.1. ZA Alaşımlarının fiziksel özellikleri

ZA alaşımları ve bazı geleneksel malzemelerin sahip olmuş olduğu fiziksel özellikler tabloda verilmiştir. ZA alaşımlarında elektrik iletkenliği, ısıl iletkenlik, spesifik ısı ve katılma aralığı alüminyum içeriği ile paralel olarak artarken yoğunluğun ise düşmekte olduğu görülmektedir. 5 gr/cm<sup>3</sup> lük yoğunluğa sahip olan ZA 27 alaşımı; bakırdan %65, dökme demirden %45, Zamak alaşımından %25, ZA 8 den % 21 ve ZA 12 den %17 daha hafif iken alüminyumdan % 85 daha ağırdır [22].

Düşük ergime noktasına sahip alaşımlar daha düşük enerjiye ihtiyaç gösterirler. Yapılan testler göstermiştir ki çinkoyu eritmek için gerekli enerji yaklaşık 130 kwh/ton, pirinç için 220 kwh/ton, alüminyum için 400 kwh/ton ve dökme demir için 500 kwh/ton 'dur. Çinko alaşımları yaklaşık olarak alüminyumdan iki kat daha hızlı, bronzdan ise üç kat daha hızlı bir şekilde eritilebilirler. Çinko-Alüminyum ikili denge diyagramından görüleceği gibi alaşımların ergime noktaları ve katılma aralığı alüminyum miktarı ile değişmektedir. Denge dışı döküm şartları için ötektik sıcaklık pratik solidüs sıcaklığı olarak alınır. ZA 8 alaşımı için likidüs sıcaklığı 404°C ve katılma aralığı 29°C 'dir. ZA 12 için değerler 432°C ve 55°C, ZA-27 için 484°C ve 109°C 'dir. ZA 27'nin yüksek katılma aralığında aşırı miktarda çekilme boşluğundan kaçınmak için katılaşmayı kontrol etmek gerekir. Erimiş ZA alaşımlarının 50°C aşırı ısıdaki ısı içeriği ortalama olarak erimiş alüminyumun sahip olduğu değerden yarısından daha azdır [22].

ZA 12 ve ZA 27 alaşımları yatak malzemesi olarak kullanılacağı zaman ısıl genişleme katsayıları önem kazanmaktadır. ZA alaşımlarının ısıl genişleme katsayısı

dökme demir, alüminyum ve bakırdan yüksektir. Tablo 2.2 de çinko alüminyum alaşımlarının fiziksel özellikleri görülmektedir. Bu durum yatak dizaynında göz önünde bulundurulması gerekli olan konulardandır [22].

Tablo 2.2. Çinko alüminyum alaşımlarının fiziksel özellikleri[14].

	#3	#5	#7	#2	ZA-8	ZA-12	ZA-27
<b>Yoğunluk (g/cm<sup>3</sup>)</b>	6,6	6,6	6,6	6,6	6,3	6,0	5,0
<b>Ergime Aralığı (°C)</b>	381-387	380-386	381-387	379-390	375-404	377-432	376-484
<b>Elektrik İletkenliği (%IACS)</b>	27	26	27	25	27,7	28,3	29,7
<b>Isıl İletkenlik (W/m/°C)</b>	113	108,9	113	104,7	114,7	116,1	125,5
<b>Termal Genleşme Katsayısı (100-200°C <math>\mu\text{m}/\text{mm}/^\circ\text{C}</math>)</b>	27,4	27,4	27,4	27,8	23,3	24,2	26
<b>Çekme Payı in/in</b>	0,007	0,007	0,007	0,007	0,007	0,0075	0,008

### 2.3.2. ZA Alaşımlarının mekanik özellikleri

Çinko alüminyum esaslı alaşımlar demir olmayana birçok metalden ve dökme demirden daha yüksek mukavemet değerlerine sahiptir. Bazı ticari çinko alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri tabloda verilmiştir. Burada ZA 27 alaşımının ZA 8 ve ZA 12 alaşımlarından daha yüksek sertlik ve mukavemet değerine sahip olduğunu göstermektedir [27]. ZA alaşım grubu içerisinde en çok dikkat çeken 421 Mpa değerinde çekme mukavemeti değerine sahip olan ZA 27 alaşımıdır. Bu değer alüminyum alaşımlarından %35, pirinç ve bronzdan % 80 daha fazladır. ZA 27 alaşımı sertlik bakımından da dökme demir haricindeki diğer alaşımlardan çok daha yüksek sertlik değerine sahiptir [22].

ZA alaşımının çentiksiz numuneler üzerine yapılan darbe deneyleri sonucunda oda sıcaklığındaki darbe özellikleri bronz, pirinç ve alüminyum alaşımlarından iyi olduğu belirtilmiştir. ZA 8 ve ZA 12 alaşımları gevrek sünek geçiş sıcaklığı gösterirken ZA 27 alaşımı böyle bir sıcaklığı net bir şekilde göstermemiştir. ZA 8, ZA 12 ve ZA 27 alaşımlarının sırasıyla gevrek sünek geçiş sıcaklıkları 20, 15 ve 5 °C dir. ZA 27 alaşımının sünek geçiş sıcaklığının düşük oluşu ve yüksek darbe tokluğuna sahip

oluşu yüksek alüminyum varlığına ve daha az ötektik faza sahip olmasına bağlanmıştır. Soğuk yöntem ile üretilen ZA 8 alaşımının darbe dayanımı ZA 12 ve ZA 27 alaşımlarınınkinden daha iyidir [22]. Bazı ticari çinko alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri Tablo 2.3’de verilmiştir.

Tablo 2.3. Çinko alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri [14].

<b>Çinko Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri</b>							
	<b>#3</b>	<b>#5</b>	<b>#7</b>	<b>#2</b>	<b>ZA-8</b>	<b>ZA-12</b>	<b>ZA-27</b>
<b>Çekme Dayanımı (MPa)</b>	283	328	283	359	374	400	421
<b>Akma Dayanımı-%0,2 (MPa)</b>	221	269	221	283	290	317	379
<b>% Uzama</b>	10	7	13	7	6-10	4-7	1-3
<b>Kayma Dayanımı (MPa)</b>	214	262	214	317	275	296	325
<b>Brinell Sertliği</b>	82	91	80	100	95-110	95-115	105-125
<b>Darbe Direnci (J)</b>	58	65	58	48	42	29	5
<b>Yorulma Dayanımı- <math>5 \times 10^8</math> çevrim (MPa)</b>	48	57	47	59	103	117	145
<b>Elastik Modül (GPa)</b>	85,5	85,5	85,5	85,5	-	-	-
<b>Poisson Oranı</b>	0,27	0,27	0,27	0,27	0,29	0,3	0,32

Kırılma tokluğu üzerine yapılan araştırmalarda ZA 27 alaşımının daha yüksek kırılma tokluğu değerine sahip olduğu, artan alüminyum içeriğiyle beraber sertlik, kırılma tokluğu ve çekme dayanımının arttığı görülmüştür [9,22].

Alaşımın yorulma değeri  $5 \times 10^8$  çevrimlik yorulma ömrü için Tablo 2.3’de verilmiştir. ZA 27 alaşımının 150 MPa lık yorulma ömrü ile ZA ailesi içerisindeki en yüksek değere sahip olduğu saptanmıştır. [22].

Yapılan araştırmalar sonucunda çinko alüminyum esaslı alaşımların sertlik ve mukavemetini arttırmak amacıyla uygulanacak en uygun yöntemin alaşım elementi ilavesi katma olduğu görülmüştür. Düşük orandaki bakır, magnezyum ve silisyum katkıları bu alaşımların mukavemet değerlerini önemli ölçüde arttırmaktadır. Özellikle % 2 değerine kadar katılan bakır ikili alaşımlarının mukavemet, korozyon, aşınma ve sürtünme direncini büyük ölçüde arttırıp bununla beraber boyutsal

kararsızlık problemine yol açmakta. Özellikle bakır içeren alaşımlarda, faz dönüşümleri sonucunda meydana gelen boyutsal değişimler ısıtma işlem ve uygun alaşım elementi ilavesiyle giderilmeye çalışılmaktadır. Bu amaçla geliştirilen çinko-alüminyum-silisyum alaşımları üstün aşınma direnci gösterirken mukavemet değerinin bakır içerikli alaşımlardan daha düşük olduğu belirlenmiştir [9]. Bu olumsuzlukları gidermek için son yıllarda, dördü çinko-alüminyum-bakır-silisyum esaslı yatak alaşımları geliştirilmeye çalışılmaktadır. % 2 üzerindeki bakır katkısının da mukavemeti düşürdüğü görülmüştür [24]. Düşük orandaki Si katkısını bakır kadar arttırmamakla birlikte aşınma direncini önemli ölçüde geliştirdiği saptanmıştır [9].

### 2.3.3. ZA alaşımlarının aşınma özellikleri

Bu alaşımların aşınma davranışları üzerine yapılan çalışmalar 80'li yıllardan itibaren oldukça ilgi görmeye başlamıştır [22]. Bu çalışmalar sonucunda çinko alüminyum alaşımlarının mühendislik ve tribolojik özellikler bakımından bronz, beyaz metal ve alüminyum alaşımlarından daha iyi performans göstermelerinden dolayı bu malzemelerin kaymalı yatak malzemesi olarak kullanılmasına olan ilgi artmaktadır. Çinko alüminyum alaşımlarının başlıca avantajı düşük maliyet, yüksek aşınma ve abrasyon direnci, yüksek yüklemelerde ve yağlayıcının olmadığı koşullarda iyi bir karakteristik özelliği göstermesidir [3].

Çinko temelli alaşımlar içerdikleri alüminyum, bakır ve silisyum sayesinde yağlayıcı ortamda düşük sürtünme katsayısı ile yüksek aşınma direnci göstermektedir. Araştırmacılar tarafından çinko temelli alaşımların aşınma davranışı esasen yağlayıcı ortamda incelenmiştir. Pürçek ve Savaşkan tarafından yapılan çalışmada yağlayıcısız ortamda bazı çinko temelli alaşımların ve bronzun aşınma davranışı incelenmiştir. Çinko temelli alaşımlardan ilki çinko alüminyum-bakır içerikli diğeri ise çinko alüminyum-silisyum içeriğine sahiptir. Aşınma deneyleri sonucunda elde edilen verilere göre çinko- alüminyum monotektoid ve ötektoid temelli alaşımlarında yağlayıcısız ortamda daha düşük sürtünme katsayısına sahip ve bronz göre daha yüksek aşınma direnci göstermektedir. Çinko alüminyum alaşımları içerisinde ilave edilen % 1 oranında silisyum ilavesinin sertlik, aşınma

direncini arttırırken malzemenin sünekliliğinde düşmeye neden olduğu belirlemiştir [3].

Çinko esaslı alaşımlarının oda sıcaklığındaki nihayi mikro yapısı  $\eta$  ve  $\alpha$  iki katı çözeltisinden oluşmaktadır. Her iki mikro bileşen oldukça sünek yapıya sahiptir. Alüminyumca zengin yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan  $\alpha$  katı çözeltisinin bulunuşu termal kararlılık sağlamasının yanında mukavemet değerinden daha yüksek olmasını sağlar. Çinkoca zengin hegzagonal sıkı paket yapısındaki  $\eta$  ideal sıkı paketteki c/a oranından daha yüksek değere sahiptir. Çinkoca zengin  $\eta$  fazının spesifik özelliği kayma aşınması sırasında ona has bir yağlayıcılık özelliği sağlar. Ayrıca hegzagonal yapıda olması ona yük taşıma özelliği sağlamaktadır [3].

Yağlayıcısız ortamda çinko alüminyum alaşımlarında aşınma sırasında yüzeyde oluşan oksit filmler sayesinde iyi bir aşınma direnci göstermektedir [3,28]. Alüminyum oksidin sert yapısından dolayı aşınma direncinin arttığını çinko oksidin yumuşak yapısının ise mil yatak arasında yağlayıcılık işlevi gördüğünü belirtmektedirler [7, 29].

#### **2.3.4. ZA 27 Alaşımlarının ısı işlemleri**

Daha öncede bahsedilmiş olduğu gibi bakır ilavesi ile beraber çinko alüminyum alaşımları yatak malzemesi olarak büyük bir önem kazanmıştır. Bu alaşımlardaki en büyük problem çalışma ortamında geri dönüşü olmayacak şekilde kademeli olarak gerçekleşen boyutsal kararsızlık problemi [30].

Bu boyutsal değişimin fabrikasyon sıcaklıklarından denge şartlarına kadar korunan yarı kararlı fazlara bağlı olduğu gösterilmiştir. Uygulanacak uygun bir işlem ile bu malzemelerin ticari bir işlem için kullanımlarından önce gerçekleştirerek bu değişikliklerin hızlandırılması sağlanabilir. Bu bağlamda ilave edilecek olan takviyeler ile bu bağlamda gerçekleşecek olan gelişmeler kayda değer olacaktır [30]. Hazırlanan numunelere uygulanabilecek ısı işlemleri a) numunelerin 90 °C'den 150 °C'ye ısıtılması ile oluşacak uzama oranının optimize edilmesi, b) 300 derece ile 400 derece arasında gerçekleştirilen çözelti alma işlemi sonrası yaşlandırma, c)

çözeltiyeye alma işlemi sonrasında suda soğutma ve doğal yaşlandırma, su verme işlemi sonrasında yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma, d)çözeltiyeye alma işlemi sonrası yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma ve sonrasında suya çekme işlemi şeklindedir [31].

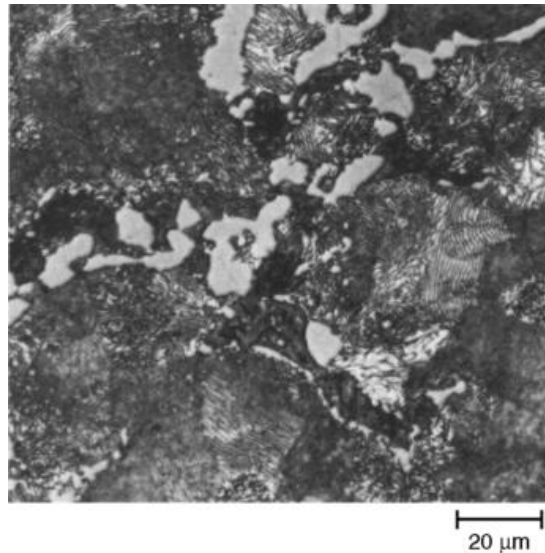
Sharma, Sastry ve Krishna tarafından ZA 27 alaşımına ve alüminit takviyeli kompozit malzemenin ısı işlem sonrası özellikleri incelenmiştir. Isıl işlem sıcaklığı 320 °C olup ısı işlem sonrasında 32°C sıcaklığında başlanarak 80, 180 ve 250 °C sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Takviye oranları % 2,4,6 şeklinde gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırma sıcaklığında meydana gelen artışa bağlı olarak ZA 27 ve kompozit malzemelerin sertliklerinde takviye fazının artışına bağlı olarak hızlı bir artış meydana gelmiştir. Kompozit malzemede meydana gelen sertlik artışının sebebi olarak da ilave edilen takviye elamanıyla ana malzeme arasındaki termal uyumsuzluğun sebep olduğu dislokasyon artışı gösterilmiştir. Fakat uzun süreli yapılan yaşlandırma işlemlerinde matriks malzemesi ile kompozit malzeme arasında oluşan sertlik farkı azalmaktadır. Yapılan yüksek sıcaklıktaki yaşlandırma işlemi ile beraber oluşan malzemelerin sertliklerinde hızlı bir azalma görülmüştür [30].

Miroslav ve Venlc tarafından, farklı ısı işlem sıcaklıklarında, yağlayıcı ortamda, ZA 27 alaşımlarının ısı işlem sonrası aşınma özellikleri incelenmiştir. Isıl işlem 370 °C sıcaklıkta 3 ve 5 saat süre ile gerçekleştirilmiş ve sonrasında suda soğutulmuşlardır. Isıl işlem öncesi yapılan incelemelerde birincil  $\alpha'$ lar dentrit şeklinde meydana gelmiş ve bunların çevresi ötektoid  $\alpha+\eta$  çevrilmiştir. Dentritler homojen olmayan bir dağılıma sahip olduklarından mikro ölçüde farklı Dentritler arası bölgede ise  $\eta$  ve  $\epsilon$  fazı oluşmuştur. Isıl işlem sonucunda dentritik ve homojen olmayan bir yapıda karakterize olan malzeme ısı işlem sonrası  $\alpha+\eta$  fazının oranında artış olduğu ve daha homojen bir yapı oluşturduğu gözlenmiştir. Isıl işlem görmüş numunenin sertliğinde ve çekme dayanımında azalma meydana gelmiş, uzama miktarında da artış olmuştur. Isıl işlem süresine bağlı olarak gerilme mukavemeti azalmakta ve uzama miktarında artış meydana gelmektedir. Uzun süren ısı işlem süresi boyunca sertlikler sabit kalmaktadır [31].

ZA 27 alaşımı temelde  $\alpha$  ve  $\eta$  olan iki farklı katı çözüldüden meydana gelmektedir.  $\alpha$  fazı Al bakımında zengin YMK yapıya sahiptir. Yüksek ergime sıcaklığı ile yapının

mukavemetinin artmasını ve termal dengeyi sağlamaktadır. Sahip olduğu yüksek sertlik sayesinde alaşımın aşınma karakteristiğini güçlendirmektedir.  $\eta$ -Zn bakımından zengin bir katı çözüldür. Hegzagonal Sıkı Paket (HSK) yapıya sahip olup ideal c/a oranına sahip sıkı paket sistemlerden daha yüksek bir orana sahiptir. Bu sayede yağlayıcının bulunmadığı şartlarda iyi bir yağlayıcı işlevi görmektedir [31].

360 °C da ısıl işlem görüp sonrasında fırında soğutulan ZA 27 alaşımı görülmektedir. Yapı  $\beta'$ 'nin tamamen stabilizasyonu sonucunda oluşan  $\alpha+\eta$  lameler yapı ve dentritler arası bölgede yer alan  $\varepsilon$  fazlarından oluşmaktadır [19].



Şekil 2.5. 360 °C da ısıl işlem görüp sonrasında fırında soğutulan ZA 27 alaşımı [19].

Jovanovic ve Bobic tarafından yapılan çalışmada çinko alüminyum alaşımlarını 370 °C de ısıl işleme tabi tutarak fırında ve suda soğutma işlemi uygulayarak mekanik özelliklerindeki değişimler incelenmiştir. Alaşım % 25 oranında alüminyum içermektedir. Isıl işlem öncesi numunelerin incelenmesi sonucunda dentrit merkezlerinin Al bakımından zengin olduğu ve dentritler arası bölgede Al oranının çok daha düşük olduğu belirlenmiştir. Çinkoya bakıldığında bu durum tam tersi şekilde gerçekleşmektedir. Isıl işlem sonrası suda soğutulan numunelerde dentrit merkezlerinden dentrit arası bölgeye kadar olan bölgede inceleme yapıldığında dentrit merkezlerinde Al oranının yüksek olduğu ve dentritler arası bölgeye gidildikçe azaldığı ama bu azalmanın diğer numuneye göre daha düşük seviyede gerçekleştiği



belirtilmiştir. Fırında soğutulmuş numunelerin morfolojisi incelendiğinde ise perlit yapısına benzer bir yapı sergilediği tespit edilmiştir. Sertlik değerleri incelendiğinde en yüksek sertlik değerine suda soğutmada ve en düşük sertlik değeri ise fırında soğutulan numuneden elde edildiği görülmüştür [32].

## **BÖLÜM 3. KOMPOZİT MALZEMELER**

### **3.1 Giriş**

Metal matrisli kompozitlerin üretim ve kullanımları son 20 yılda teknolojik gelişmelerle birlikte, özellikle havacılık, uzay, savunma, otomotiv, spor ve denizcilik gibi uygulamalarda artış göstermiştir [33,34]. Günümüzde teknolojinin hızlı gelişimi, beraberinde sanayinin temel girdisi olan malzemelerin geliştirilmesini sağlamıştır. Fakat bu gelişme, ham maddelerin sınırlı oluşu, fiziksel ve kimyasal özelliklerinden dolayısıyla teknolojinin gelişimine ayak uyduramamıştır. Teknolojinin gelişimine bağlı olarak gerek ekonomik gerekse teknolojik açıdan daha uygun malzemelerin geliştirilmesine yol açmıştır. Bu amaç ile kompozit malzemeler üretilmiştir. Dayanım ve performans arttırmanın yanında ağırlığı azaltma gibi yeni malzemelerden istenen özellikleri taşımaları son yıllarda bu malzemelere olan ilgiyi arttırmıştır [35]. MMK malzemelere günümüzde büyük ilgi duyulmaktadır. Bunun başlıca sebeplerinden birisi ekonomik ve yüksek kaliteye sahip malzeme üretim yöntemlerinin geliştirilmiş olmasıdır

Mühendislik malzemeleri genel olarak üç ana başlıkta incelenmektedir. Bunlar seramik, metal ve plastik malzemelerdir. Bunun ile beraber, aynı ya da farklı gruplardan iki ya da daha çok malzemenin uygun özelliklerini bir araya getirmek ya da yeni bir özellik ortaya çıkarmak amacıyla makro düzeyde birleştirilmeleriyle oluşturulan malzemeler kompozit malzemeler olarak adlandırılmaktadır [35,36].

Bir malzemenin kompozit malzeme olarak sayılabilmesi için kabaca şu özellikleri taşması gereklidir:

- İnsan tarafından üretilmeli.

- Farklı bileşenler ile beraber kimyasal olarak birbirinden farklı en azından iki malzemenin kombinasyonundan oluşmalıdır.
- Kompozit malzemeyi meydana getiren ayrı bileşenler üç boyutlu olarak birleşmelidirler.
- Kendisini meydana getiren bileşenlerin tek başına gösteremeyeceği özellikleri göstermelidir.

MMK malzemeler yerine kullanıldıkları metal ve alaşımlara göre üstünlükleri mevcuttur. MMK malzemeler [37]:

- Yüksek elastik modüle sahiptirler,
- Yüksek sıcaklıklarda çalışırlar,
- Yüksek mukavemet gösterirler,
- Düşük yoğunluk sergilerler,
- Metallerin süneklik ve tokluk, seramiklerin yüksek mukavemet ve yüksek modül özelliklerini göstermektedir,
- Tekrar üretilebilir mikro yapı ve özelliklere sahiptirler,
- Yüksek aşınma direnci,
- Termal uzamalar azalır,
- Sıcaklık değişimi ve termal şoka karşı düşük hassasiyete sahiptirler,
- Yüksek yüzey dayanıklılığı ve yüzey akışlarına karşı düşük hassasiyete sahiptirler.

Metal matris kompozitlerin polimer matris kompozitlere göre avantajları [31] ;

- Yüksek sıcaklık kapasitesi,
- Ateş dayanımı,
- Daha yüksek enine dayanım ve rijitlik,
- Nem absorbe etmemesi,
- Daha yüksek elektrik ve sıcaklık iletkenliği,
- Daha iyi radyasyon dayanımı,
- Gaz giderme işlemine gerek duymaması,

Metal matrisli kompozitlerin metaller ve polimer matrisli kompozitlere göre bazı dezavantajları [37]:

- Bazı malzemelere göre çok maliyetli olması,
- Henüz tam olarak olgunlaşmamış bir teknoloji olması,
- Fiber takviyeli sistemlerde kompleks üretim yöntemlerinin söz konusu olması(döküm hariç),
- Bakım deneyimine sahip kişi sayısının az olması.

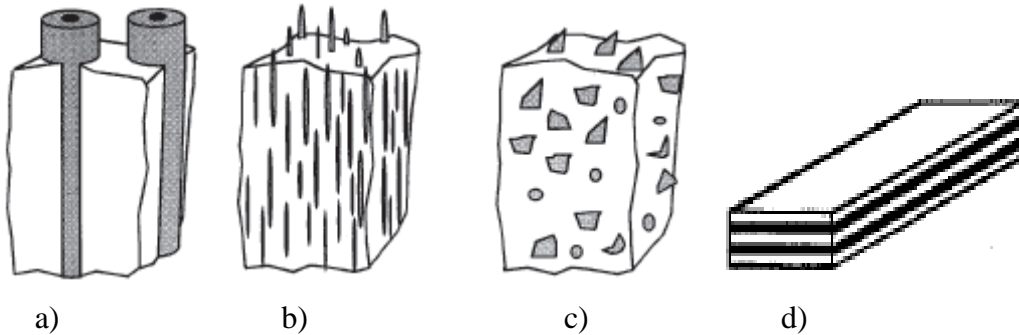
### 3.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Kullanılan matris malzemesine göre [37];

1. Metal matrisli kompozitler
2. Polimer matrisli kompozit malzemeler
3. Seramik matrisli kompozit malzemeler
4. Karbon-Karbon kompozit malzemeler

Kompozit malzemeler takviye bileşenin şekline göre şu şekilde sınıflandırılır [37-39];

- Elyaf takviyeli kompozitlere(a)
- Whisker takviyeli kompozitler(b)
- Partikül takviyeli kompozitler(c)
- Tabakalı kompozit malzemeler(d)



Şekil 3.1. Kompozit malzemelerinin takviye bileşenine göre sınıflandırılması. a) elyaf takviyeli, b) whisker takviyeli, c) partikül takviyeli, d) tabakalı kompozitler [36, 38].

Metal matrisli kompozit malzemeler yükü taşıyan takviyede ve takviyeyi taşıyan matris den oluşmaktadır [22].

Kompozit malzemeler takviye elemanına göre şu şekilde tanımlanmaktadır [38];

Fiber veya whisker takviyeli kompozit; fiber takviyeli kompozit malzemelerde fiber uzunluğu 0,1 ve 25 mikro metre aralığında olup sürekli fiberlerle takviye edilmiş MMK lerde takfiye malzemesinin hacim oranı %70 lere kadar çıkabilmektedir.

Partikül takviyeli kompozit: bu kompozitlerde ilave edilen partikülün boyutu 1 mikro metreden büyük olmaktadır. İlave hacim oranı ise % 5-40 aralığındadır.

Dispersiyon ile sertleştirilmiş kompozit: bu kompozit seçilen bir matriks içerisinde çok ince partiküllerin dağıtıldığı yapı olarak karakterize edilir. Partikül boyutu 0,01 mikro metreden 0,1 mikro metreye kadar değişebilmektedir. Partikül hacim oranı %1-15 arasında olmaktadır.

Tablo 3.1. Takviye elemanlarının boyutsal özellikleri[36]

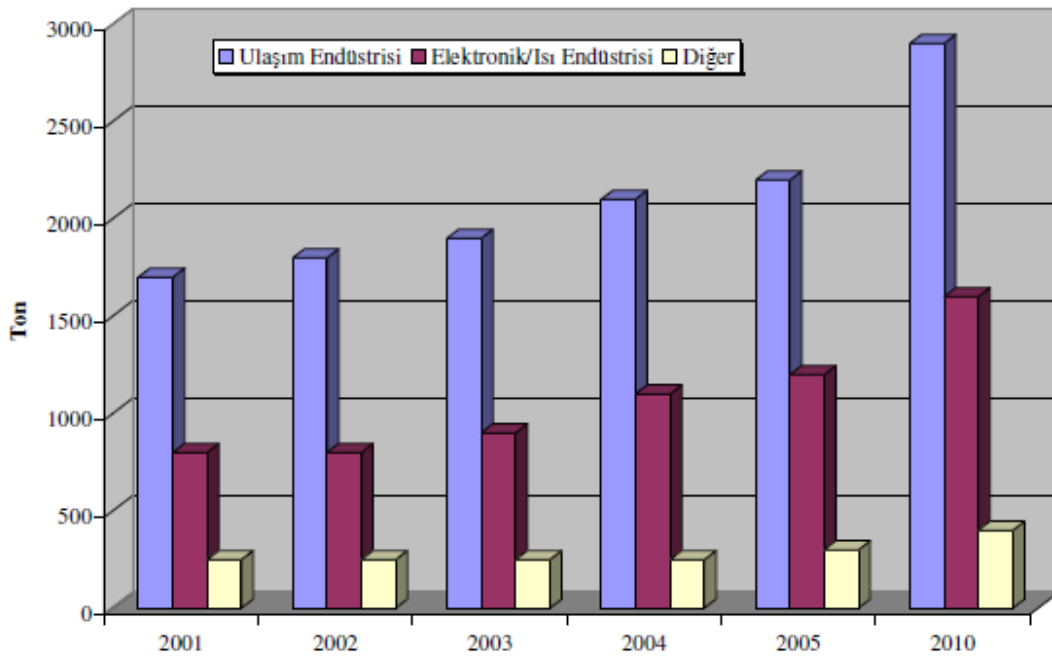
Takviye tipi	En boy oranı	Boyut, $\mu\text{m}$	Örnekler
Partikül	1-4	25	SiC, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , BN, B <sub>4</sub> C, WC
Kısa Fiber	10-10000	1-5	C, SiC, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +SiO <sub>2</sub>
Sürekli fiberler	>1000	3-150	SiC, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , C, B, W, Nb-Ti, Nb <sub>3</sub> Sn

Kompozit malzemelerin üretimi katı hal, sıvı hal ve toz metalurjisi teknikleriyle gerçekleştirilmektedir. Ucuz ve kolay üretilebilmesi sebebiyle ağırlıklı olarak kompozit malzemelerin üretiminde sıvı hal yöntemleri uygulanmaktadır [39].

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde klasik yöntemler kullanılabilirle beraber sıvı karıştırma yöntemi, sıvı faz döküm, sürekli döküm, karışık döküm yöntemleri uzmanlar tarafından önerilen yöntemler arasındadır [28].

### 3.3. Metal Matriksli Kompozit Malzemelerin Önemi ve Kullanımı

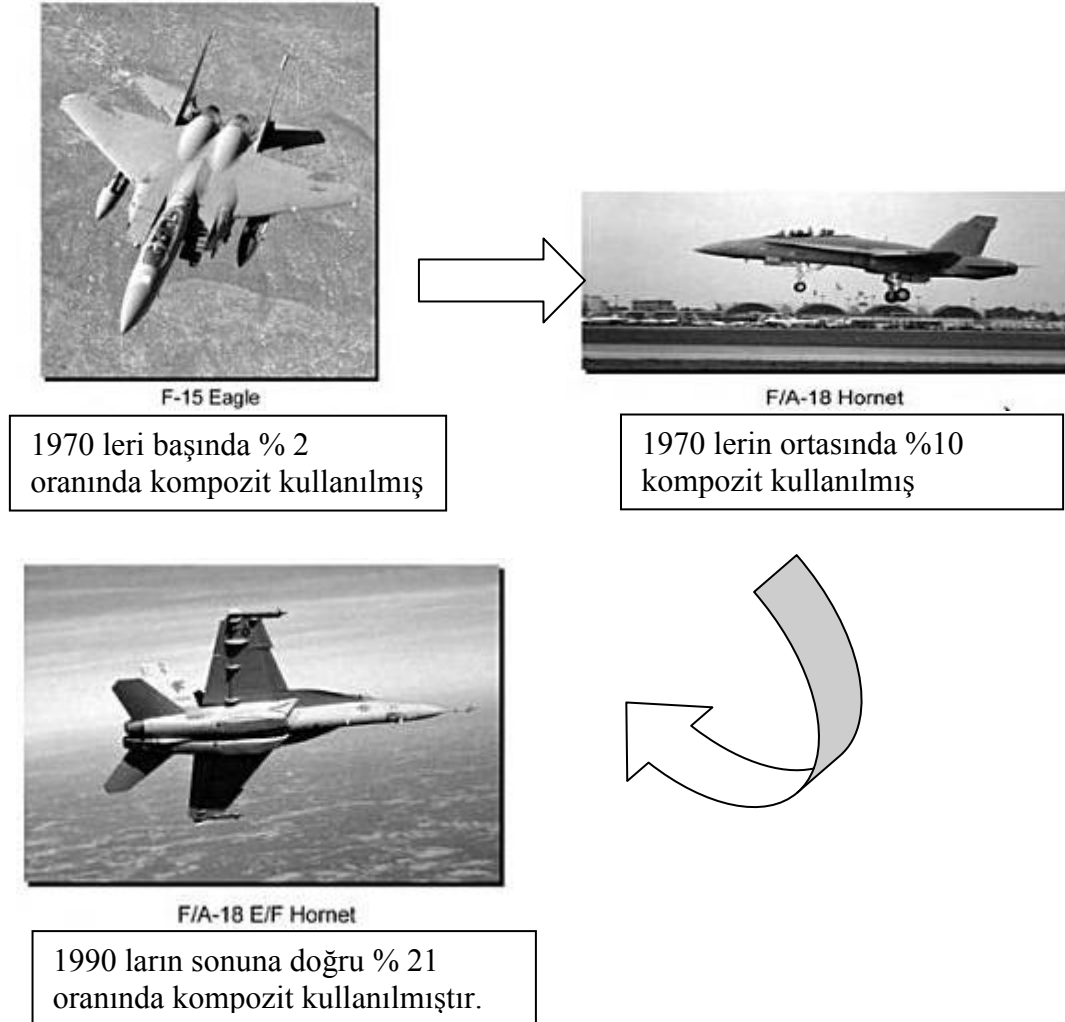
Kompozit malzeme kavramının ortaya çıkışı ve bu konunun bir mühendislik uygulaması olarak ele alınması 1940'lı yılların başında gerçekleşse de, bu çok bileşenli malzemelerin ilk örnekleri aynı zamanda en geniş kullanım alanlarından biri olan inşaat sektörüdür ve asırlardır kullanılmaktadır. Saman ile liflendirilmiş çamurdan yapılan duvarlar, ilk kompozit malzeme örneklerindedir. En yaygın kullanılanlardan güncel bir örnek olarak selüloz ve reçineden oluşan “kağıt” verilebilir. Bu malzemelerin mühendislik uygulamalarındaki kullanım amacı ise genelde ağırlığın azaltılması, mukavemetin artırılması, termal özelliklerin iyileştirilmesi, farklı malzemelerin farklı özelliklerinin bir araya getirilerek yeni ve özel kullanım alanlarının yaratılması olarak sıralanabilir.



Şekil 3.2. MMK'lerin uygulama alanlarına göre 2001-2005 yılları arasında ton bazında üretim miktarları ve 2010 yılı tahmini üretim miktarı [40].

Kompozit malzemeler uzay sanayi ve yolcu uçaklarında uçak sanayinde gövde kısmının % 80 e varan kısmı kompozit malzemelerden imal edilebilmektedir. Havacılık sanayinde ihtiyaç olan yüksek basınç altında yüksek mukavemet özelliği ve düşük ağırlığı ile yüksek özgül mukavemet özelliği gösteren kompozit

malzemeler havacılık sanayisinin ihtiyaç duyduğu malzeme grubu içerisinde yer almaktadır [40,41].



Şekil 3.3. Yıllara bağlı olarak uçaklardaki kompozit malzeme kullanımı [41].

Helikopterlerde rotor bıçaklarının yorulma dirençlerini arttırmak amacıyla cam fiber takviye edilmektedir ve son zamanlarda helikopter gövdesi geniş olarak karbon fiber kompozitler ile üretilmektedir. Başlangıçta askeri havacılıkta kullanılmakta olan sürekli fiber takviyeli kompozit malzemeler şu anda diğer bir çok endüstri alanında yaygın olarak kullanılmaktadır. Azalan ağırlık ve artan yakıt performansı sebebiyle günümüzde kullanılmakta olan Boeing 787 uçaklarının gövde kısımlarında % 50 ye varan kompozit uçak gövde kısmında çarpıcı bir şekilde görülmektedir. Gelecekteki tüm Airbus ve Boeing uçaklarında yüksek oranda kompozit malzemeler kullanılacaktır [41].



Şekil 3.4. Boeing 787 Dreamliner ticari uçağındakullanılan malzemeler [41].

Denizcilik endüstrisinde korozyon büyük bir problem ve masraf teşkil eden bir husustur. Kompozit malzemeler metaller gibi korozyona ve ahşap gibi çürümediklerinden bu problemi minimize etmektedirler. Küçük balıkçı botlarından geniş yarış yatlarının gövdeleri her zaman cam fiber, polyester ya da vinil ester reçineyle yapılmaktadır. Jet skiler ve bot taşıyıcılar çoğunlukla cam kompozit malzeme içermeleri sayesinde ağırlık azaltılıp korozyona engel olunmaktadır [41].



Son zamanlarda savaş gemilerinde kompozitler yaygın olarak kullanılmakta



Yarış yelkenlilerinin gövdelerinde ve ekipmanlarında kullanılan

Şekil 3.5. denizcilik alanında kullanılmakta olan kompozit malzemeler [35].



Seramik ve metal matrisli kompozitler normalde çok pahalı olmaktadır. Bu malzemeler bazı özel amaçlar için kullanılmaktadır. Örneğin elektronik parçalarda, yapısal parçalarda eksoz memelerinde, karbon-karbon frenler de kullanılmaktadırlar. Seramik metal matrisli kompozit malzemelerin üretimi sırasında yüksek sıcaklık ve sıkıştırma gerekliliği bu malzemelerin üretiminin pahalı olmasına neden olmaktadır, buda kullanım alanlarını sınırlamaktadır [41].

MMK malzemeler yüksek sıcaklık uygulamalarında bazı dezavantajlarına rağmen seramik esaslı kompozitlere tercih edilmektedir. Seramik malzemeler termal şok direnci ve toklukları oldukça düşük malzemelerdir. Bu yüzden MMK malzemelerin otomotiv ve uzay araçlarının motor kısımlarında kullanımı seramik esaslı kompozit malzemelere göre daha yaygındır [22].

MMK malzemeler uçak ve uzay sanayi ürünlerinin dışında mermi, uydu, yatak malzemesi kompresör kanatları gibi geniş bir uygulama alanı sunmaktadır. Bu kadar geniş bir kullanım alanına sahip olan kompozit malzemelerin kullanımını kısıtlayan en temel faktör üretim maliyetleri olmaktadır [41].

Metal ve seramik matrisli kompozit malzemelerin genel olarak kullanım alanları Tablo 3.2 de özetlenmeye çalışılmıştır.

Tablo 3.2. Metal ve seramik matrisli kompozit malzemelerin genel olarak kullanım alanları [42].

Endüstriyel sektör	Kullanım alanı	
	Seramik matris	Metal matris
Havacılık	Frenler, ısı kalkanları,	Antenler, destekler
Otomobil	Frenler	Dizel motorlarda kullanılan piston ekleri
İmalat	Kesici takımları, Tel çekme kalıpları	
Elektrik		Süper iletkenler
Medikal	Protezlertespit, plakları	

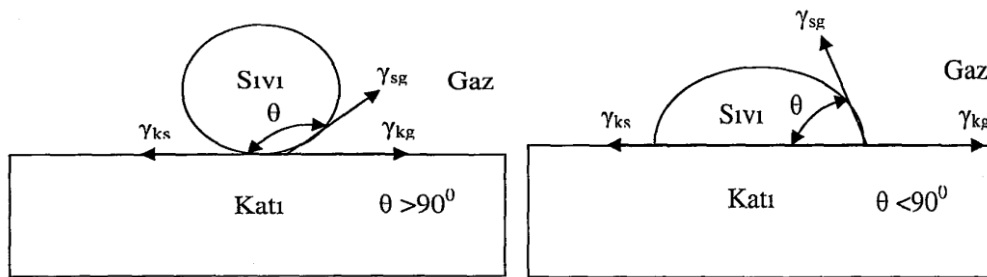
Kompozit malzemelerin yoğun ve en eski kullanım alanlarının başında inşaat sanayi gelmektedir. Cephe koruma elemanları, inşaat kalıpları birer kompozit malzeme uygulamalarıdır. Özellikle izolasyon ürünlerinde bu tür malzemeler kullanılmaktadır [41].

### 3.4. MMK Ara Yüzey Özellikleri

Metal matrisli kompozitlerin çok çeşitliliği çok farklı özelliklere sahip olmasından gelir. Metal matrisli kompozitlerin karakteristiğini etkileyen önemli faktörler [43]:

- Takviye elemanının özellikleri, şekli
- Takviye elemanının hacimsel oranı
- Matrisin özellikleri, gözenekliliği kapsayan etkiler
- Kompozitin mekanik ve termal geçmişine bağlı olarak ortaya çıkan artık gerilmeler
- Yüksek sıcaklıklardaki kimyasal reaksiyonlardan dolayı takviye malzemesinde meydana gelen yıkılma, bozulma, çeşitli üretim işlemleri sırasında oluşan mekaniksel hasarlar.

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde karşılaşılan en temel problem seramik fazın ıslatılmaması ve buna bağlı olarak iyi bir bağ oluşturamamasıdır. Seramik malzemeler genellikle sıvı metal tarafından iyi bir şekilde ıslatılmamasıdır. Bunun temel nedeni seramiklerin, özellikle oksitlerin iyonik veya kovalent bağ yapısında olması ve metalik bağa sahip olan metal malzemelerle uyumlu olmamalarındandır. Bir katı fazın sıvı faz tarafından ıslatılması, iki faz arasındaki temas açısı ile izah edilmektedir [41]. ıslatılabilirlik Şekil 3.6’da görüldüğü gibi  $\theta$  açısı ile ölçülmektedir.  $\theta$  ne kadar küçük olursa o kadar iyi ıslatma gerçekleşmektedir .



a) ıslanmayan sistem

b) ıslanan sistem

Şekil 3.6. temas açısı ve ara yüzey enerjisini, ıslatma olayının şematik gösterimi [43].

Burada katı ve sıvı arasında meydana gelen katı-sıvı, katı-gaz ve sıvı gaz ara yüzey enerjileri  $\gamma_{ks}$ ,  $\gamma_{kg}$  ve  $\gamma_{sg}$  şeklinde gösterilmektedir. İslatma, ara yüzey bağ mukavemetinin sıvının yüzey gerilimini yenmesi sonucunda meydana gelmektedir. İyi bir ıslatma için katı sıvı ara yüzey enerjisinin düşük olması, sıvı-metal yüzey geriliminin düşmesi ve temas açısının  $\theta < 90^\circ$  olması gerekmektedir. Bu durumda  $\gamma_{kg} > \gamma_{ks}$  olması gerekmektedir. Aynı şekilde ıslatma açısının  $180^\circ$  veya bu açıya yaklaşması halinde ıslatma gerçekleşmemektedir. Bu bilgiler aşağıda verilen şekilde Thomas-Young eşitliği olarak bilinen ifadeyle açıklanmaktadır [44].

$$\gamma_{kg} = \gamma_{ks} + \gamma_{sg} \times \cos \theta \quad [37,44]$$

veya

$$\theta = \cos^{-1}((\gamma_{ks} - \gamma_{kg}) / \gamma_{sg}) \quad [37,44]$$

Ara yüzeyin yapısı kompozit malzemenin özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Takviye fazı ile malzemenin özelliklerini güçlendirmesi matriks ve takviye fazı arasındaki ara yüzey bağının gücüne bağlıdır. Güçlü bir ara yüzey bağı yükün matriksden takviye fazına transferine ve yönüne izin verir. Bununla beraber sertlik, kırılma tokluğu, ısı genleşme, ısı iletkenliği sürtünme katsayısı da ara yüzeyin yapısıyla etkilenir. Kompozit malzemelerde ara yüzey bağı iki şekilde gerçekleşmektedir [22,45].

1. Mekanik Bağ

2. Kimyasal Bağ

### 3.4.1 Mekanik Bağ

Matrise uygulanan yükün takviyeye aktarılması bir mekanik bağlanma ile sağlanabilir. Matris malzemesi, takviye elemanının yüzeyindeki pürüzlülükler mekanik olarak kilitlemektedir. Bu pürüzlülüklerin sonucunda mekanik bağın oluşumu ortaya çıkmaktadır. Yüzey pürüzlülüğü sıvı matriksin takviye elemanını

tamamen ıslata bilmesi durumunda bu bağın gerçekleşmesine katkıda bulunabilir. Eğer sıvı matris fiber yüzeyine iyi nüfus edemiyorsa bu durumda ara yüzeyde boşluklar oluşa bilmektedir. Polimer matrisli kompozitlerde ve metalik matrisli kompozitlerde, bir mekanik bağın yanında kimyasal bağa da ihtiyaç duyulmaktadır. Fakat seramik matrisli kompozit malzemelerde bir mekanik bağdan ziyade kimyasal bağın oluşu daha önemlidir. Metallerin genellikle seramiklerden daha yüksek bir termal genişleme katsayısı vardır. Bu sebeple yüksek sıcaklıklardan soğuma sırasında metalik matristen daha fazla kısalacaktır. Burada herhangi bir kimyasal bağ olmasa da mekanik bağ sayesinde fiber matris tarafından tutulacaktır [45].

### **3.4.2. Kimyasal bağ**

Seramik-metal kompozitler genelde yüksek sıcaklıklarda üretilmektedir. Bu durum difüzyon ve reaksiyon kinetiği açısından kimyasal reaksiyonların oluşması için elverişli bir durum oluşturur. Daha difüzyon ve reaksiyon kinetiği yüksek sıcaklıklarda daha hızlıdır. Termodinamik ve kinetik reaksiyonları anlamak bu sebeple zorunludur bu sayede uygulanacak işlemler sayesinde optimum özellikler elde edilebilmektedir. Çoğu seramik-metal ara yüzeyi termodinamik açıdan dengesiz sistemlerdir. Dengesizlik, fiber ile matris arasında sürekli bir reaksiyon oluşma potansiyelinin var olduğu anlamına gelmektedir. Bu potansiyel yeterli enerjinin varlığında hemen bir reaksiyon oluşacağı anlamına gelmektedir [30]. Kimyasal bağ, matris ve takviye atomları doğrudan temas halindeyken meydana gelir ve elektronların değişimi ile gerçekleşir. Bu bağ, metalik, iyonik ya da kovalent olabilir. Metalik bağın olduğu ara yüzey, diğer bağlara göre sünek olur ve MMK'lerde tercih edilir [39].

#### **3.4.2.1. Yeniden çözünme ve ıslatabilirlik bağı**

Takviye fazı ve matris arasındaki yüzey göz önüne alındığında, oluşan etkileşim çok küçük seviyede meydana gelmekte ve bu etkileşim atomik seviyede olmaktadır. Etkileşim çok az olduğundan dolayı kalıntı ve safsızlıkların ortamdan uzaklaştırılması için takviye fazın yüzeylerinin uygun bir şekilde ön işleme tabi tutulması gerekmektedir. Takviye faz yüzeylerinin herhangi bir şekilde kirlenmesi

veya safsızlıkların bulunması, takviye ve matrisin birbiriyle temasını zorlaştırmakta ve oluşan bağın zayıflamasına sebep olmaktadır [22,45].

### 3.4.2.2. Reaksiyon bağı:

Bağlanmanın kimyasal reaksiyonlarla meydana gelmesi durumunda, atom transferi bir bileşenden diğerine ve bileşenlerden birbirlerine olmakta ve bu transferden dolayı oluşan etkileşim ara yüzeyi ortaya çıkarmaktadır. Bileşenler arasındaki bu atomik transfer difüzyon prosesi ile kontrol edilir. Takviye-matris ara yüzeyinde oluşan bileşiklere en tipik örnekler, Al-Li-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> alaşımlarında Li<sub>2</sub>O ve LiAlO<sub>2</sub> ara bileşiklerinin, Al-B<sub>4</sub>C sisteminde B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazının ve Al-SiC alaşımlarında Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> fazlarının oluşmuş olmasıdır. Takviye fazı ile matris alaşımları arasındaki ısı genleşme farklılıkları ve ara yüzey enerjileri farklılıkları dolayısı ile iki faz arasındaki uyumun desteklenmesi gerekmektedir [45].

Ara yüzey bağ dayanımını artırabilmek için kompozit üretim işleminden önce genel olarak üç değişik ön işlem yapılmaktadır [22,45]. Bunlar;

- Seramik partiküllere metalik kaplamaların uygulanması,
- Reaktif metallerle metal matrisin alaşımlandırılması,
- Seramik partiküllere ısı işlem uygulanması ile sağlanır.

Seramik partiküllerin yüzeylerinin kaplanması işlemi iki amaç için yapılmaktadır. Bunlar, takviye-matris ara yüzeyinde yapımsa ve ıslatılabilirliği artırmak ve yüksek sıcaklıklarda takviye-matris arasında oluşumu istenmeyen kimyasal reaksiyonları önlemektir. Kaplama işleminin ıslatılabilirliği artırmasındaki ana prensip, metal ve seramik arasındaki atom transferini kolaylaştırmak veya ‘metal-seramik’ etkileşim sistemini ‘metal-metal’e çevirmektir. Al matrisi için B<sub>4</sub>C fiberlerinin SiC ile kaplanması; Ti matrisi için değişik seramiklerin B<sub>4</sub>C ile kaplanması örnek olarak gösterilebilir [45].

MMK’lerin üretimindeki başarı, matris-seramik arasındaki bağın kuvvetli olmasına bağlıdır. Bu sistemlerde üretim sırasında ara yüzey mukavemetinin yüksek olması

için proses parametrelerinin iyi kontrol edilmesi gerekmektedir. Metal ve seramik arasında tercih edilen bağ mekanik bağlanmadır. MMK sistemlerinde seramik ve metal arasındaki ıslanmayı artırmak için sıvı metal Li, Mg, Ca, Ti, Zr ve P gibi bazı reaktif elementlerle alaşımlandırılmaktadır. Bu reaktif elementlerin ilavesinin amacı; ergiyiğin yüzey gerilimini düşürmek, ergiyiğin katı-sıvı ara yüzey enerjisini azaltmak ve kimyasal reaksiyonlar sonucu metal ve seramik malzeme ara yüzeyinde bir metaller arası bileşik oluşturmaktır. Takviye fazların yüzeylerinden istenmeyen gaz veya yağ gibi safsızlıkların uzaklaştırılması ıslanmayı artırmaktadır. Üretim öncesi ısı ile oksit olmayan seramik partikül veya fiberlerin yüzeylerini oksitleyerek matris malzemesi ile kimyasal reaksiyona girmesinin sağlanması amaçlanmaktadır. Yüzeyde oksit oluşumunun, oksitlerin metal ile bağlanabilirliği, metal atomlarının oksijen anyonları ile etkileşimi sonucu ıslanmayı arttırdığı kabul edilmektedir. Ancak, bir kural olarak oksitlerin sıvı metal ile ıslanabilirliğinin zayıf olduğu belirtilmektedir [45].

Ara yüzey bağı, takviye elemanı ve matriks arasında uygulanan yükün transferinde büyük öneme sahiptir. Tokluk, mukavemet, sürünme, yorulma, termal iletkenlik gibi özelliklerde ara yüzey davranışlarıyla yakından ilgilidir. Ara yüzeyde reaksiyon sonucu oluşacak gevrek fazlar gerilim altında çatlak oluşumuna sebep vermektedir. Ara yüzeyde oluşacak bir reaksiyon sonucunda reaksiyon tabakası seramik takviyenin daha çok veya daha az düzenli olmasını sağlar ya da takviye elemanı etrafında hızlı bir çökellemeyle ürünler oluşturur. Yani oluşan bu kimyasal reaksiyonlar iyi bir bağlanmaya neden olabileceği gibi bağlanmayı kısmen ya da tamamen sonlandırabilir [22,45].

Alüminyum matriksli kompozit malzemelerde kullanılan yaygın takviye elemanlarından birisi grafitir. Grafit alüminyum içerisinde ıslatılabilirliğini arttırmak amacıyla ergime sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa ısıtmak ya da grafitin yüzeyinin CVD, veya elektrolitik kaplama gibi yöntemlerden biri yardımıyla kaplanması gelmektedir. Önemli elektrolitik yöntemle yapılan bakır ve nikel metalik kaplamalardır seramik kaplama olarak da CVD yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen SiC seramik kaplamalardır takviye fazının oksidasyonunu engelleyerek ıslatılabilirliği arttırdığı belirtilmektedir [44].

### 3.5. Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

AMK'lerin üretiminde kullanılan yöntemler, çeşitli araştırmacılar tarafından, bazı ortak noktalar bulunmakla beraber, bazı farklı başlıklar kullanılarak gruplandırılmaktadır. Katı durum ve sıvı durum yöntemleri, araştırmacıların çoğunda ortak olarak kullanılan başlıklar olarak görülürken adlı çalışmada yapılan sınıflandırmada ise, üretim yöntemleri, a) katı durum prosesleri, b) sıvı durum prosesleri, c) püskürtme yöntemleri ve d) in situ üretim yöntemleri ana başlıkları altında incelenmiştir. Bu çalışmada kullanılacak sınıflandırma şekli bu şekilde olacaktır [37,45].

#### 1- Katı-faz üretim yöntemleri

- Difüzyonla bağlama
- Toz metalurjisi (TM)

#### 2- Sıvı-faz üretim yöntemleri:

- Sıvı-metal infiltrasyonu
- Püskürtme
- Karıştırmalı döküm
- Kompo-döküm
- Reaktif (*In-situ*) yöntemi
- Sıkıştırırmalı döküm

#### 3- Buhar-faz üretim yöntemleri:

- Fiziksel buhar çökeltme (PVD)
- Kimyasal buhar biriktirme (CVD)

Mevcut üretim yöntemlerinden, sıvı durum prosesleri başlığı altında toplananlar, bazı ayrıntılar dışında, dökümhanelerde yaygın olarak kullanılan yöntemlerle gerçekleştirildiğinden, maliyet yönünden avantaj sunmaktadırlar . Ancak, kompozitin bu yöntemle üretimi, yeniden islenmesi ve geri kazanımı sırasında takviye malzemesi ile matris malzemesinin yüksek sıcaklıklarda uzun süre teması söz konusudur. Bu durum, takviye malzemesi ile matris malzemesi arasında istenmeyen fazların açığa çıkmasına sebep olabilmektedir [45].

### 3.5.1. Katı durum prosesleri

1826 yılında Rusya’da çıkarılan platin paralarla bilinen ilk endüstriyel uygulamasına rastlanılan toz metalurjisi yöntemi, MMK’lerin üretiminde kullanılan katı durum prosesleri içinde en yaygın yöntemdir. Toz metalurjisinde, genellikle yüksek ergime derecesine sahip matrisler ile, geniş bir çeşitlilikte matris takviye kompozisyonlarıyla üretimi olanaklı kılmaktadır. Toz metalurjisi, sıvı durum proseslerin de meydana gelen segregasyon etkilerini ve gevrek reaksiyon ürünü oluşumunu engeller. Düşük sıcaklıklarda işlem yapılabilirdiğinden, takviye ve matris malzemesi arasındaki etkileşim azdır ve bu, iyi mekanik özelliklerin oluşmasına olanak tanır. Bunların yanında, matris malzemesi olarak herhangi bir alaşımın rahatlıkla kullanılabilmesi, yüksek hacim oranında takviye kullanımının mümkün olması ki bu kompozitin elastiklik modülünü artırmakta ve ısıl genleşme katsayısını düşürmektedir. Ancak, yöntemin maliyetinin yüksek olması, bu avantajların karşısındaki en önemli dezavantajı olarak öne çıkmaktadır [45].

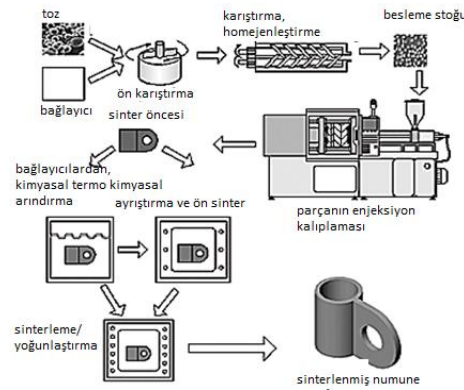
#### 3.5.1.1. Difüzyon ile bağlama

Bu yöntem ile genelde ince sac veya yaprak formunda metal matriksli fiber takviyeli MMK’ler üretilmektedir. Difüzyonla bağlanma için matriks ve takviye fazı kimyasal yüzey işlemleri ile aktif hale getirilir. Fiberler metal sac üzerine yerleştirilir ve pres uygulanarak bağlanma sağlanır. Bağlanmanın daha kuvvetli olması açısından fiberler bazen plazma sprey veya iyon kaplama yöntemleri ile kaplanır. Bu yöntemin atmosferik ortam yerine vakum ortamında yapılması ile daha iyi sonuçlar alınmaktadır. Uygulanan basınç, sıcaklık ve bekleme süresi kompozit sistemine göre değişiklik göstermektedir. Bu yöntem ile genelde, takviye fazı olarak paslanmaz çelik, bor ve silisyum karbür ve matriks fazı olarak alüminyum ve titanyum alaşımları kullanılmaktadır. Yöntemin en büyük sakıncası ara yüzeyde çok sayıda kimyasal reaksiyonun gerçekleşmesidir. Al, Mo veya V ilavesi ile bu reaksiyonların kinetiğini yavaşlatmak mümkündür. Ayrıca, karmaşık şekilli parçaların üretiminde bu yöntemi kullanmak oldukça zordur. Difüzyonla bağlama yöntemi, MMK’lerin üretiminde kullanılan en pahalı yöntemdir [40].



### 3.5.1.2. Toz metalurjisi

Toz metalurjisi (TM), süreksiz takviyeli MMK'lerin üretiminde en yaygın kullanılan yöntemdir. Yöntemin uygulanmasına ilişkin şematik gösterim Şekil 3.7'de verilmiştir. Buna göre, matriks ve takviye fazı tozları karıştırılarak istenilen şekildeki kalıba dökülür. Daha sonra tozların bağlanması için pres uygulanır. Tozların bağlanmasını kolaylaştırmak amacıyla, sıkıştırılmış tozlara ergime sıcaklığının altında ancak katı-faz difüzyonunun gerçekleşmesi için yeterli yüksek sıcaklıkta ısıl işlem uygulanır. Diğer bir seçenek, tozların karıştırılmasından sonra doğrudan sıcak pres uygulanmasıdır (*HIP*). Matriks fazı olarak, bakır, nikel, alüminyum, kobalt, titanyum ve molibden alaşımları ile çelik yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Takviye fazı olarak ise SiC, grafit, Ni, Ti ve Mo partikül veya kısa fiber şeklinde kullanılmaktadır. Ergitme ve döküm işlemleri olmadığından diğer üretim yöntemlerine göre daha ucuz bir yöntemdir [40].



Şekil 3.7. Toz metalurjisi yöntemiyle bir kompozit parçanın üretimi [46].

Yöntemin başlıca avantajları [40]:

1. Düşük işlem sıcaklığı nedeniyle istenmeyen ara yüzey reaksiyonlarının minimize edilmesi.
2. Takviye fazının matris alaşımı ile etkileşerek bozunması bu yöntemde en aza indirgenmekte.
3. Geleneksel döküm yöntemlerine göre TM yöntemi ile MMK'lerin üretiminin daha kolay olması.

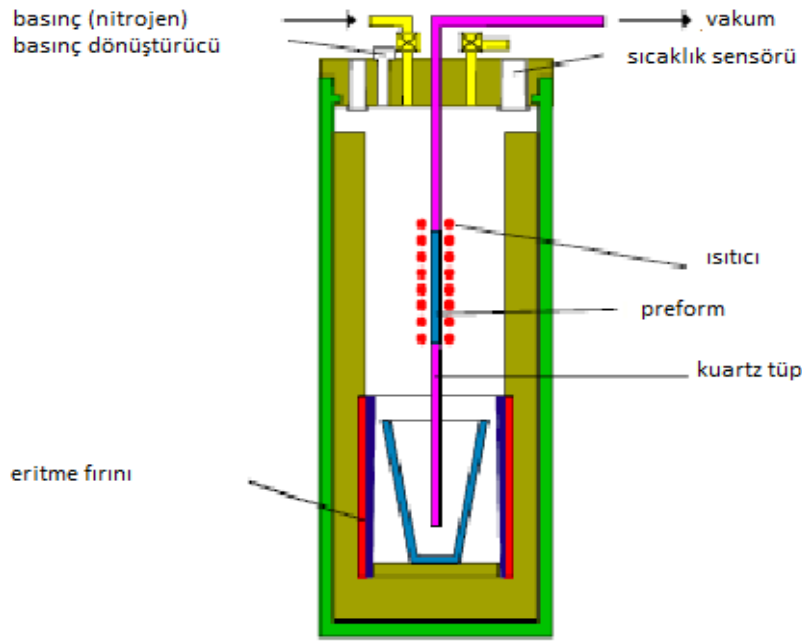
Birçok üstünlüğe sahip olmasına karşın toz karıştırma işleminin uzun sürmesi ve pahalı TM yönteminin başlıca sakıncalarıdır. Kullanılan tozların üretim sırasında temiz olması istenmektedir.

### 3.5.2. Sıvı faz üretim yöntemleri

#### 3.5.2.1. Sıvı metal infiltrasyon yöntemi

Bu yöntem, sıvı metalin “*preform*” denilen düzenli bir şekilde dizilmiş kısa fiberlerin arasındaki boşluklardan enjekte edilmesi ile gerçekleştirilir. Preform genelde, döküm sonrası nihai parçanın şeklini alacak formda tasarlanır. Preformlar sıvı süspansiyondan kısa fiberlerin çökmesi ile üretilir. Bu işlem aynı zamanda partikül takviyeli MMK’lerin üretimi için de adapte edilebilir. Preformların bütünlüğünü ve şeklini koruyabilmeleri için genelde bağlayıcı kullanılır. Çeşitli silika ve alümina bazlı karışımlar yüksek sıcaklık bağlayıcıları olarak kullanılmaktadır. Yöntemin uygulanabilirliği, takviye fazlarının bütün ergimiş metaller tarafından ısıtılmaması ve yüksek sıcaklıklarda fiberlerin bozunması nedeniyle sınırlanmaktadır. İnfiltrasyon işlemi atmosferik, inert gaz veya vakum altında yapılabilir. Bunlar arasında, MMK’lerin vakum altında üretimi en uygun olanıdır, çünkü vakum altında fiberlerin yüzey aktiviteleri daha yüksek olduğundan ıslanabilirlik daha iyidir [40]. Şekil 3.8 de sıvı metal infiltrasyon yönteminin şekilsel gösterimi yer almaktadır.

Sıvı metalin seramik preforma infiltrasyonu sırasında, infiltrasyon verimini etkileyen veya başka bir ifadeyle, sıvı metalin proforma dolmasını engelleyen en önemli faktörlerden biri, seramik ve metal arasındaki ara yüzey enerji farklılıklarıdır. Genel olarak meydana gelen olay şu şekildedir; sıvı metal ilkin preformdaki büyük boşlukları doldurur ve ardından küçük boşluklar dolmaya başlar. Artan infiltrasyon basıncıyla infiltrasyon hızı düşer. Kılcal boşluk oranının yüksek olması veya fiberlerin birbirine temas etmesi durumunda, gereken basıncın sonsuz olduğu ifade edilmektedir. İnfiltrasyon kinetiğine etki eden ana faktörler, a) fiber hacmi, b) fiber sıcaklığı, c) metal sıcaklığı, d) uygulanan basınç miktarı olarak sıralanmaktadır [45].

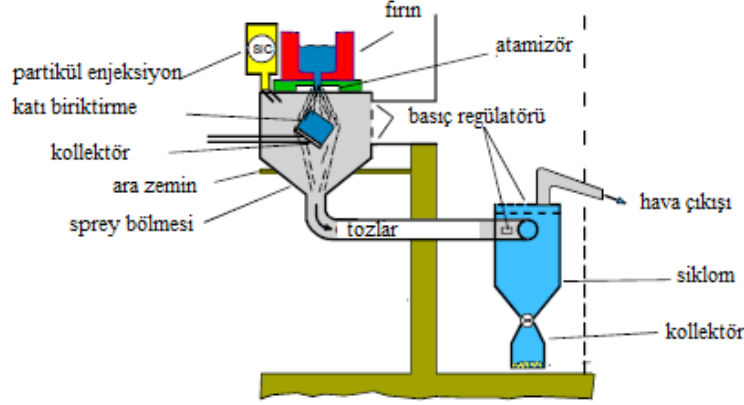


Şekil 3.8. Sıvı metal infiltrasyon yöntemiyle üretilen ürünün şemasal gösterimi [41].

### 3.5.2.2. Püskürtme

Bu yöntemde, sıvı metal takviye fazı ile birlikte bir altlık üzerine püskürtülür ve metalin katılaşması sağlanır. Şekil 3.9'da spreycökeltme yöntemi için dizayn edilmiş düzenek görülmektedir. Püskürtme yöntemi damla akısının, eriyik havuzundan veya metalin enjeksiyon bölgesine sürekli beslenmesine göre ikiye ayrılmaktadır. Ticari açıdan çok başarılı olunmasa da, seramik tozların spreycökeltme içerisine enjekte edilmesiyle partikül takviyeli MMK'lerin üretiminde bu yöntem kullanılmaktadır. Bu yöntem ile üretilen MMK'lerde seramik takviye fazlarının homojen olarak dağılmadığı gözlenmiştir. Ayrıca, spreycökeltme sonrası yapıdaki porozite oranının yaklaşık olarak %5-10 arasında olduğu belirlenmiştir. Yöntemin en büyük avantajı, ince taneli bir yapının elde edilmesidir. Dezavantajları ise, yöntemin sadece süreksiz takviye fazları için uygulanabilir olması, maliyetinin yüksek olması ve sadece basit şekilli parçaların üretiminde kullanılabilir olmasıdır [40]. Püskürtme yöntemlerinde, sıvı metal damlaları ve takviye partikülleri, çıkarılabilir bir alt tabakaya (substrate) uygulanmaktadır. Matrisin hızlı katılaşması sebebiyle kazanılan mukavemet artışı ve takviye ile matris arasındaki reaksiyon süresinin kısılması, püskürtme yöntemlerinin üstünlükleri olarak gösterilmektedir. Bunun yanında, toz metalurjisi yöntemlerinde

tipik olarak uygulanan harmanlama gibi kademelerin kaldırılmış olması, yöntemin bir diğer avantajıdır [45,47].



Şekil 3.9. Püskürtme yöntemiyle kompozit malzeme üretiminin şekilsel gösterimi [41].

Osprey Prosesi, sıvı alüminyumun, tek aşamada, yoğun, iyi tane yapısına sahip, % 0,2–2,0 arasında poroziteye sahip ve homojen bir ürüne dönüştürüldüğü bir tekniktir. Alaşım, indüksiyon ocağında, argon gazı altında ergitilir ve yüksek hızlı nitrojen gazıyla atomize edilir. Osprey Prosesi'nin konvansiyonel toz metalurjisi tekniklerine göre üstünlüğü, atomizasyon ile birleştirme arasındaki birçok ara kademeyi kaldırarak üretim maliyetlerini düşürmesidir [45,47].

### 3.5.2.3. Ergiyik metal karıştırma teknikleri

Toz metalurjisi, püskürtme, difüzyonla bağlama ve sıkıştırılmalı döküm yöntemleri ile karşılaştırıldığında süresiz fiber, whisker veya partikül takviyeli MMK'lerin üretiminde kullanılan en ekonomik yöntemdir. Bu yöntemin başarılı olabilmesi için ıslanabilirliğin iyi olması gerekmektedir. Artan viskozite nedeniyle partikül veya fiberlerin eriyik içerisine ilavesinde bazı zorluklar ortaya çıkabilir. Partikül topaklanması veya dağılımının homojen olmaması gibi bazı mikro yapısal homojensizlikler oluşabilir. Bu yöntemde, matriks ve takviye fazı uzun bir süre etkileşimde kaldığından ara yüzey reaksiyonları daha da önem kazanmaktadır.

Porozite, topaklaşma, oksit kalıntıları döküm teknolojisinde gözlenen istenmeyen durumlardır [40].

Takviye fazının kaplanması, alaşım elementi ilavesi veya üretim parametrelerinin kontrol altında tutulması ile bu reaksiyonlar engellenebilmekte ve ıslanabilirlik artırılabilir. Ayrıca, karıştırma hızı, karıştırıcı şekli, boyutu ve eriyik içerisindeki pozisyonu gibi parametrelerin MMK'lerin mekanik özelliklerine etkisi olduğu belirtilmiştir [40].

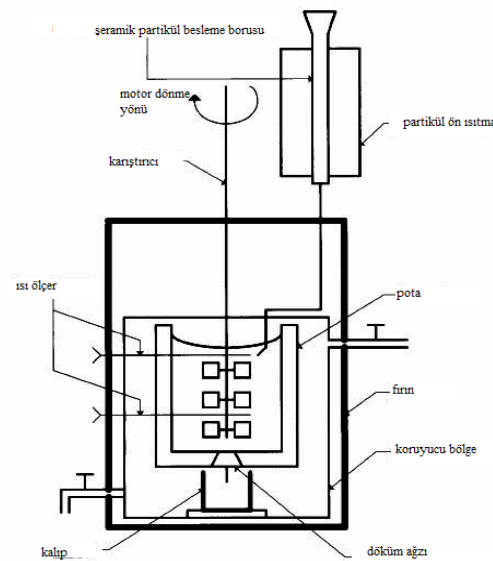
Ergiyik metal karıştırma, partikül takviyeli kompozitler için kolay bir üretim yöntemidir. Karıştırma, mekanik, elektromanyetik yöntemler ya da gaz enjeksiyonu yoluyla yapılabilir. Yukarıda, karıştırma dökümde sözü edilen sorunlar, tüm ergiyik metal karıştırma tekniklerinde potansiyel bir engel olarak mevcuttur. Ayrıca partiküllerin birleştikten sonra tekrar dağılmaları, mekanik özellikleri kötü etkileyebilir. Bütün bu sorunlar, aşağıdaki gibi teknikler kullanılarak çözülebilir [48]:

- Partiküllerin, bir karıştırıcı vasıtasıyla oluşturulan girdap (vortex) üzerinden eklenmesi,
- Partiküllerin yüzey işlemlerine tabi tutulması ya da matrisin alaşımlanması,
- Karıştırmadan önce partiküllerin ön ısıtılması,
- Ultrasonik ya da elektromanyetik titreşim kullanılması,
- Partikül ve metal matris tozlarının briket ya da pelet olarak katılması

Vorteks metodu olarak da anılan, partiküllerin bir karıştırıcı vasıtasıyla oluşturulan girdap üzerinden eklendiği yöntemde, ergitilen metal matrisin içine daldırılan bir karıştırıcı yardımıyla oluşturulan girdap içine seramik takviye malzemeleri kontrollü olarak verilerek kompozit malzeme elde edilir. Bu yöntem, genelde partikül takviyeli partikül takviyeli kompozitler için daha uygun olmasına karşın, kısa fiber veya visker takviyeli kompozitlerin üretilmesi de mümkündür. Bunun, partikül takviyeli kompozit üretim yöntemleri içinde en ucuz ve en kolay yöntem olduğu belirtilmektedir. Ancak, azımsanmayacak ölçüde dezavantajları da bulunmaktadır. Öncelikle, karıştırma ve ilavelerin kontrollü atmosferde yapılmasına gerek duyulmaktadır. Proses değişkenlerinin iyi kontrol edilmediği durumlarda porozite

oranı % 30'lara kadar çıkabilmektedir. Vorteks metodu içine kompozit döküm işlemini de almak mümkün olabilmektedir. Sıvı-katı aralığında şiddetli bir şekilde karıştırılan alaşım, bünyesinde % 60 kadar sıvı içerdiği durumda, karıştırma sebebiyle dendrit kolları kırılarak alaşımın akışkanlığı artmakta ve bu durumda seramik takviye elemanları alaşıma verilmektedir. Seramik fiber veya partiküllerin alaşıma ilave edilmesinden sonra alaşım ya yarı sıvı halde veya reodökümde olduğu gibi geleneksel döküm sıcaklığına çıkarılıp döküm gerçekleştirilmektedir. Sistemin en önemli dezavantajı sıkıştırma dökümdeki gibi basınç altında katılaştırmaya gereksinim duymasındır [45].

Bu yöntem, Şekil 3.10' da görüldüğü gibi seramik partiküllerinin sıvı metal içerisinde karıştırılması ve sonrasında katılaşmaya bırakılması ile gerçekleşmektedir

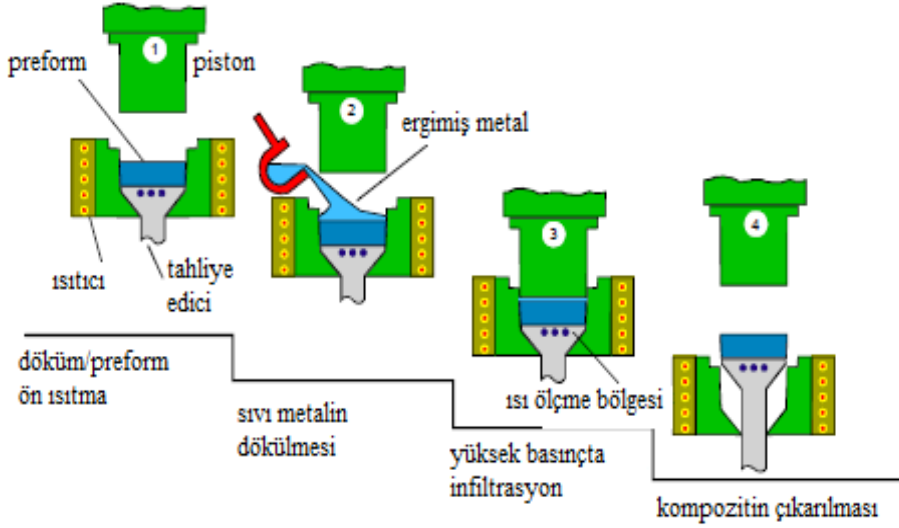


Şekil 3.10. Vortex metoduyla kompozit malzeme üretimi [22,48].

#### 3.5.2.4. Sıkıştırma döküm

Alaşımın özelliklerinin iyileştirilmesi için birçok katılaşma yöntemi geliştirilmiştir. Bunların arasında sıkıştırma döküm yöntemi, yüksek verimlilik, ekonomiklik, iyileştirilmiş mekanik özellikler, ikincil bir yüzey işlemi gerektirmemesi ve porozitelerin tamamıyla giderilmesi gibi avantajlara sahip

olmasından dolayı en başarılı yöntemdir. Bu yöntem, Şekil 3.11’de gösterildiği gibi alaşımın belirli bir basınç altında katılaşması esasına dayanır [47].

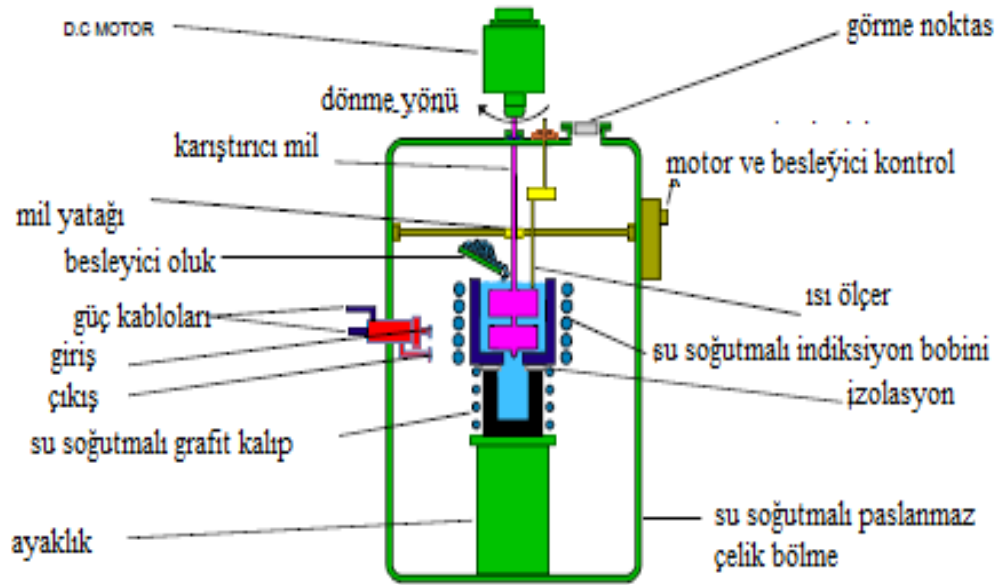


Şekil 3.11. Sıkıştırma yöntemiyle kompozit malzeme üretimi [41].

Elde edilen döküm yapı daha izotropik ve iyileştirilmiş mekanik özelliklere sahiptir. Yöntemin başlıca avantajı, üretilen MMK’lerin büzülme olmaksızın, porozitesiz, ince taneli ve eş eksenli bir yapıya sahip olmasıdır. Sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile, porozite ve mikro boşlukların yanı sıra dentrit ve dentritler arası bölgelerin boyutları da azalmaktadır. Alaşımların yüksek basınç altında katılaşması ile, yüksek verimlilik ve mükemmel son şekil alabilirliğinin yanında ince matriks mikro yapısı ve iyi katkı/matriks ıslanabilirliği gibi mikro yapısal avantajlar sağlamaktadır. Ayrıca yüksek basınç nedeniyle katılaşma süresi çok kısa olduğundan takviye fazı ile matriks alaşımı arasında bir reaksiyon bölgesi oluşmamaktadır [40,47].

### 3.3.2.5. Kombo döküm

Bu yöntem karıştırmalı döküm yönteminin geliştirilmiş seklidir. MMK’lerin üretiminde kullanılan bir kompo-döküm “compocasting” düzeneğinin şematik gösterimi Şekil 3.12’de verilmiştir.



Şekil 3.12. Kombo döküm yöntemi ile kompozit malzeme üretimi [47].

Bu düzenek, indüksiyon güç sağlayıcısı, su soğutmalı vakum bölümü, mekanik ve difüzyon pompaları, pota ve karıştırma düzeneklerinden meydana gelmektedir. Metal alaşımın potaya konmasından sonra ortamdaki hava boşaltılır ve ergime sıcaklığının üzerine ısıtılır. Karıştırma işlemi ile alaşımın ve sıcaklığın homojen olması sağlanır. Daha sonra, matriks alaşımı yarı katı-yarı sıvı fazda olacak şekilde sıcaklık düşürülür ve takviye fazı ilave edilir. Takviye fazı ile matriks arasındaki ıslanabilirliği artırmak amacıyla karıştırma işlemine devam edilir. Eriyik daha sonra liküdü sıcaklığının üzerine çıkarılır, eriyik kalıba dökülür ve basınç altında katılaşması sağlanır.

Yöntemin başlıca avantajları; (i) geleneksel döküm uygulamalarına göre daha düşük sıcaklıklarda uygulanabilmekte ve dolayısıyla takviye fazı yüzeyinin termo kimyasal bozunması önlenmektedir, (ii) karıştırılmalı döküm alaşımlarında olduğu gibi malzeme tiksotrop davranış gösterdiğinden yarı katı fazında ve düşük basınç altında son şekil alabilirliği yüksektir ki bu da ürünün hatasız olmasını sağlamaktadır. Yöntemin dezavantajı ise takviye fazları arasındaki artık porozitelerin tamamıyla giderilememesidir [40,45].



### 3.3.2.6. İn- situ yöntemi

Takviye fazın ergiyik malzeme içerisinde çekirdeklendiği yöntemler olarak tanımlanan in situ üretim yöntemleri, ekonomik ve teknik açıdan önemli avantajlar sağlamaktadır. İn situ üretim yöntemlerinde, partikül miktarının ve seklinin kontrol edilmesi mümkündür. Bu durum, kompozit malzemenin özelliklerinin iyileşmesine olanak tanır. Diğer üretim yöntemlerinde görülen ıslatılabilirlik problemi ve matris ve takviye faz arasındaki ara yüzey uyumsuzluğu, bu yöntemde görülmemektedir. Ergiyik bileşimi ve reaksiyon kimyası kontrol edilerek karbürler, nitrürler, oksitler, borürler ve silikatlar oluşturulabilmektedir. Başlangıç fazlarına bağlı olarak reaksiyonlar genellikle gaz-sıvı, sıvı-katı ve sıvı-sıvı olarak kategorize edilebilir. Düşük ve yüksek sıcaklık alaşım sistemlerinde ergiyik faz içinde çekirdeklenecek oluşan takviye fazın bulunması, ana alaşım malzemesinin dayanımını ve elastiklik modülünü olumlu yönde etkilemektedir. Diğer bir faydası da, yüksek sıcaklık performansını artırmasıdır [22,40,41].

- Küçük tane boyutu, yüksek mukavemet, yüksek yorulma ve sürünme direnci sergilemesi,
- Küçük, tek kristal takviyelere sahip olması,
- Temiz, oksitlenmemiş partikül-matris ara yüzeylerine sahip olmaları ve ara yüzey mukavemetlerinin yüksek olması; ıslatılabilirliğin artması,
- Termodinamik açıdan stabil partikülleri içermeleri ve buna bağlı olarak kaynak yapılabilir ve dökülebilir olmaları, artan sıcaklıklarda yapılarını koruyabilmeleri,
- Daha iyi partikül boyutu dağılımına sahip olmaları ve bunun da mekanik özelliklere olumlu etkide bulunması,
- Daha düşük maliyetli ve konvansiyonel ekipmanla üretime olanak tanınmaları [22,45].

### 3.5.3. Buhar faz üretim yöntemleri

#### 3.5.3.1. Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi

PVD yöntemleri göreceli olarak yavaştır ancak bunlar arasında en hızlısı buharlaştırma metodudur. Monofilaman takviyeli titanyum kompozitlerin üretiminde kullanılan bu yöntemde, fiber çöktülecek metalin yüksek buhar basıncında olan bir bölgeden geçirilir ve bu esnada yoğunlaşma ile kalın bir kaplama üretilir. Yüksek güçte (~10kW) bir elektron demeti ile buhar elde edilir. Yöntemin başlıca avantajı düşük işlem sıcaklığıdır. Dezavantajı ise maliyetinin yüksek olmasıdır [22].

#### 3.5.3.2. Kimyasal buhar biriktirme yöntemi

Bu yöntemde bir gaz fazı termal olarak ayrışır, buhar fazda diğer buharlar ile reaksiyona girerek veya bir katı yüzey üzerine heterojen olarak metalik ve metalik olmayacak şekilde bir kaplama oluşturacak şekilde 15 mm kalınlığa kadar kaplama tabakası meydana getirilebilir. CVD yöntemi ile üretilecek kompozitlerde yüksek modüle sahip fazlar kullanılır. Kaplamalar W ve C teller üzerine biriktirilir. Bu metotta fiberler daha az hasara uğrar ve porozite sıvı infiltrasyon yönteminden daha düşük seviyededir. Gaz akışının, korozif ve zehirli gazların ve ayrıca sıvı akışının iyi kontrol edilmesi gerekmektedir [22].

### 3.6. Takviye Fazları

#### 3.6.1. Silisyum karbür ( SiC )

SiC ergimiş metal içerisinde dahi mukavemet ve modül özelliklerini kaybetmeyen, oksidasyon direnci yüksek olan bir malzemedir. Partikül ve whisker şeklinde üretimi oldukça kolay ve ucuzdur. Kum formundaki silika ve kok formundaki karbonun elektrikli bir fırında 2400 °C derecedeki reaksiyonu ile üretimi gerçekleştirilip üretilen iri SiC partikülleri öğütülerek istenen boyutlara getirilebilir [21].

SiC, CVD işlemleri ile içi boş bir cam reaktör içinde üretilir. İlk aşamasında 1 µm kalınlığındaki polilitik grafit (PG) ana malzeme üzerine düzgün şekilde kaplanır ve elektrik iletkenliği artırılır. 2. aşamada PG kaplanmış ana malzeme silane ve hidrojen gazlarına maruz kalır. İlk hal olarak ana malzeme üzerinde de sürekli β-SiC oluşturmak için ayrıştırılır. Çekme dayanımları 3450 Mpa ve çekme modülü 400 GPa, çapları da ortalama 140 µm civarındadır.

### 3.6.2. Grafit

Karbon farklı Kristal yapısında bulunabilmektedir. Bunlardan en önemlileri hegzagonal yapıda olan grafit ve kovalent bağlı elmadır. Grafit ve elmanın kimyasal yapıları aynı olmasına rağmen Kristal yapıları ve özellikleri tamamen farklıdır. Grafit oldukça yumuşak olmasına karşın elmas ise çok serttir. Grafitin elektrik iletilebilme iken elmas ise iyi bir yalıtıcıdır. Grafit ısı iletimi kötü olmasına karşın elmanın bu özelliği iyidir. Poliakrilonitril(pan) rayon ve zift grafit üretiminde kullanılan hammaddelerdir. Karbon ve grafit kimyasal olarak birbirlerinden farklıdırlar. Üretim sıcaklığının yada uygulanan ısı işlemin farkına göre karbon bileşimleri farklı olmaktadır. Poliakrilonitril %93-95 karbon içerirken grafit %99 un üzerinde karbon içerir [22].

Grafit formundaki karbon anizotropik özelliğe sahiptir ve PAN, zift esaslı hammaddelerin 1900-3000 dereceye kadar ısıtılması ile elde edilir. Isı arttıkça grafitleşme oranında artar. PAN esaslı karbon fiberler yaklaşık 1361°C de üretilirken, yüksek modüllü grafit fiberleri 1900-3000°C sıcaklıklarda üretilirler [22,47].

Grafit tabakalı yapıya sahip olup tabakalar boyunca oldukça yüksek yoğunluğa ve tabakalara dik doğrultuda yani c doğrultusunda yoğunluk düşmektedir. Takalardaki karbon atomları 129° açıyla birbirlerine kuvvetli bir şekilde bağlanırken tabakalar arasında zayıf Wan Der Walls tipi bağ yapısı bulunmaktadır. Kayma deneylerinde grafitin tabakalar halinde ince bir film oluşturarak yüzeylere yapıştığı ve bu sayede malzemelerin daha düşük sürtünme katsayısı oluşturduğu belirtilmekte ve ortamda bulunan düşük oranda su grafitin yağlayıcı bir ortam oluşturmasını sağlamaktadır.

Tabakalar arası mesafe oda sıcaklığında 0.335 nm kadardır. Tabakalar boyunca young modülü 1000 GPa değerlerinde olup tabakalara dik doğrultuda 35 GPa değerine kadar ulaşabilmektedir [22].

## **BÖLÜM 4. SÜRTÜNME VE AŞINMA**

Genel olarak sürtünme, temasta olan ve izafi hareket yapan iki cismin temas yüzeylerinin harekete veya hareket ihtimaline karşı gösterdikleri dirençtir. DIN normunda “kullanılan malzemelerin yüzeylerinden, daha çok mekanik olarak etkileyen enerjiler ve mekanik etkenler ile küçük parçacıkların ayrılması sonucu oluşan istenmeyen şekil değişikliği olarak tarif edilen aşınmanın, zamanla yalnız bir malzeme kaybı sonucu istenmeyen şekil değişikliğinden ibaret olmadığı, hatta malzeme kaybı olmaksızın oluşan şekil değişikliğinin de aşınma kavramı içine girdiği ifade edilmiştir [49].

Aşınma olayını, olaya etki eden faktörlerin bileşik etkilerini dikkate alarak incelemek gerekir. Yani aşınma bir sistem bütünlüğü içinde ele alınmalıdır. Aşınma özelliği veya mukavemeti; sertlik veya çekme mukavemeti gibi mekanik özellikler değil, bir sistem özelliğidir. Bu sisteme “tribolojik sistem” denilmektedir [50,51].

### **4.1. Sürtünme**

Sürtünme, bir katı cismin, kendisiyle temasta olan başka bir katı cismin bağlı hareketine göstermiş olduğu dirençtir. Hareket doğrultusunda ve zıt yönde olan bu dirence sürtünme kuvveti denir. Temasta olan katı cisimlerden birinin diğeri üzerinde kayma hareketine başlaması için gerekli olan kuvvete statik sürtünme kuvveti, kayma hareketini devam ettirmek için gerekli kuvvete de kinetik (dinamik) sürtünme kuvveti denir. Dinamik sürtünme kuvveti, statik sürtünme kuvvetinden daha küçüktür. Sürtünme de, temas eden yüzeyler arasındaki hareket kayma ve yuvarlanma ya da bu iki hareketin bileşimi şeklindedir [22].

İki temel sürtünme kanunu vardır. Birinci kanunda; Sürtünme kuvvetini sürtünen yüzeyler arasındaki temas alanından bağımsız olduğu, ikinci kanunda ise sürtünme

kuvvetinin, sürtünen cisimlere gelen normal kuvvetle orantılı olduğu belirtilmiştir. İkinci kanuna göre sürtünme katsayısı tanımı yapılabilir. Buna göre; Sürtünme kuvveti normal kuvvetle orantılıdır [52].

Sürtünme katsayısı  $\mu$ , sürtünmeyi karakterize eden, önemli bir faktördür. Statik durumda statik, dinamik durumda ise dinamik sürtünme katsayısı olarak tanımlanır. Statik sürtünme katsayısı, dinamik sürtünme katsayısından biraz daha büyüktür. Deneyle göstermiştir ki; dinamik sürtünme katsayısı kayma hızına bağlıdır. Hızın artması halinde azda olsa değerinde bir düşme görülür. Statik sürtünme katsayısı temas süresine bağlıdır. Temas süresini artmasıyla, sürtünme katsayısı da artar [52].

Kaymayı başlatan kuvvet ( $F_s$ ) ile temas yüzeyine oluşan normal kuvvet ( $W$ ) arasında

$$F_s = \mu_s P$$

bağıntısı vardır. Burada  $\mu_s$  statik sürtünme katsayısıdır. Kayma başladıktan sonra sürtünme kuvvetinde bir azalma meydana gelir ve bu durumda;

$$F_k = \mu_k \cdot P$$

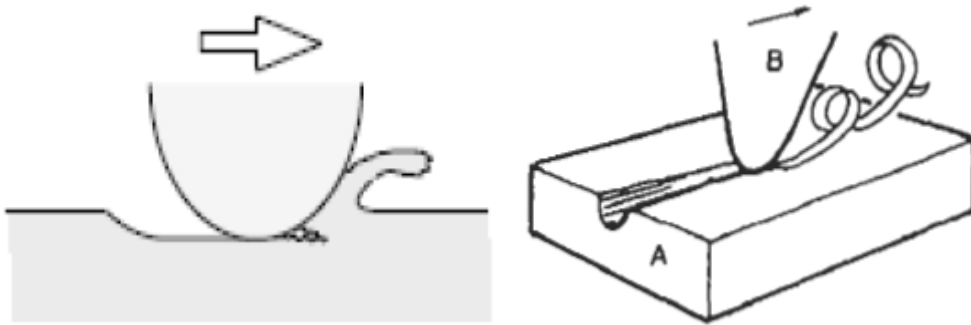
bağıntısı yazılabilir. Burada  $\mu_k$  kinetik sürtünme katsayısıdır. Genellikle statik sürtünme katsayısı ( $\mu_s$ ), kinetik sürtünme katsayısından ( $\mu_k$ ) daha büyüktür.

## 4.2. Aşınma

Aşınma hareketli makine parçalarının ömürlerini, performanslarını azaltan ve bu parçaların bozulmalarına neden olan önemli bir faktördür. Bu nedenle ekonomik açıdan aşınmanın neden olduğu kayıplar ve hasarlar çok büyük olmaktadır. Genel olarak dört tip aşınma mekanizması bulunmaktadır. Bunlar abrasif aşınma, adhesiv aşınma, kırılma aşınması ve koroziv aşınma şeklindedir [49].

#### 4.2.1. Abrasiv aşınma

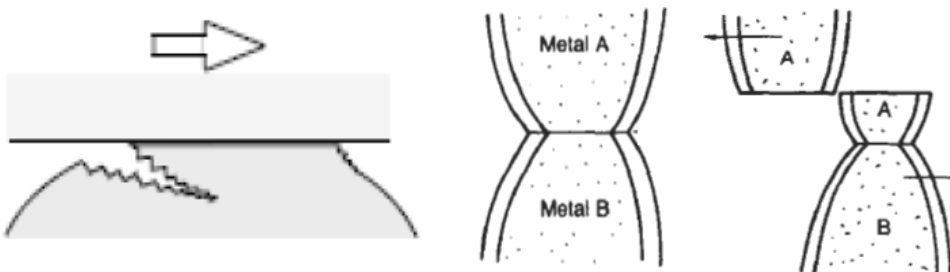
Abrasiv aşınma, karşıt iki malzeme yüzeyinin birbirlerini kuvvetle tutarak kayma hareketi sırasında, sert partiküller veya yüzey tümsekleri tarafından yüzeylerden malzeme kaldırılmasıyla meydana gelir. Benzer durum çok sert partiküllerin daha yumuşak bir yüzeye batmasıyla da meydana gelebilmektedir. Etki yumuşak malzeme yüzeyinde gelişen belirgin çizikler şeklinde ortaya çıkmaktadır [49].



Şekil 4.1. Abrasiv aşınma [53].

#### 4.2.2. Adhesiv aşınma

Yapışma aşınması olarak da bilinen adhesiv aşınma en yaygın olarak rastlanan aşınma türü olmasına rağmen, genelde adhesiv aşınma hasarlarının hızlandırıcı etkisi bulunmaz. Bu şekilde aşınma iki malzemenin birbiri üzerinde hareket etmesi sırasında yapışması ve kayması sonucunda parçacıkların ayrılmasıyla oluşmaktadır. Adhesiv aşınma en çok, benzer kristal kafes yapıli malzemelerde görülür



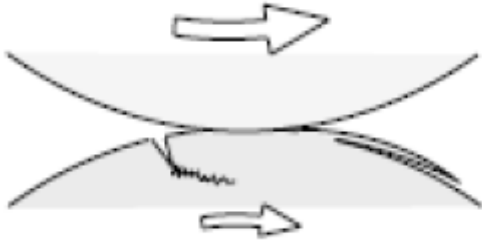
Şekil 4.2. Adhesiv aşınma aşınma [53].

Benzer kristal kafes yapısına sahip metallerin hareket ve sürtünmeleri nedeni ile sıcaklığın artmasıyla birlikte yüzeylerinde kaynama daha kolaydır. Buradaki

kaynamadan maksat malzemelerin yüksek sıcaklıktan dolayı birbirleri ile bağ oluşturmalarıdır [54].

#### 4.2.3. Kırılma aşınması

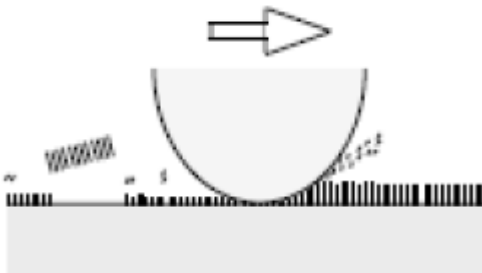
Kırılma aşınması, Değişken, tekrarlı yükler sonucu yorulan malzemede ortaya çıkan aşınma şeklidir. Değişken ve tekrarlı gerilmeler sonucunda maksimum kayma gerilmesinin bulunduğu yerlerde plastik deformasyon ve dislokasyonlara bağlı olarak çok küçük boşluklar meydana gelir. Bu boşluklar yüzeye doğru hareket ederek yorulmaya sebep olur. Bu şekilde kırılma aşınması meydana gelir [51].



Şekil 4.3. Kırılma aşınması [53].

#### 4.2.4. Korozyon aşınma

Tribo-oksidasyon aşınmasında, çalışma ortamı ile parçaların yüzeyleri arasındaki etkileşim önemli rol oynamaktadır. Tribo-oksidasyon aşınmasında, temas halindeki yüzeyler ortamla reaksiyona girerler ve yüzeyde reaksiyon ürünlerinden oluşan bir tabaka meydana gelir. Daha sonra temas noktasında çatlak oluşur veya abrasiv etkilerden dolayı reaksiyon tabakası hasara uğrar



Şekil 4.4. korozyon aşınma [53].



Korozif aşınma adı verilen tribo-oksidasyon aşınması durumunda, ana malzeme ile karşı malzeme arasındaki tribolojik zorlanmalardan dolayı meydana gelen kimyasal reaksiyon etkindir. Malzeme yüzeylerinin hava ile reaksiyona girerek oluşturduğu yüzey tabakaları aşınmayı azaltmasına rağmen bu yüzey tabakalarının tribo-oksidasyon sonucu özelliklerin değişmesi aşınmayı hızlandırmaktadır [51].

### **4.3. Aşınmaya Etki Eden Faktörler**

Aşınmayı etkileyen faktörler birçok farklı şekilde sınıflandırılmaktadır. Bu faktörler, aşağıda dört grup halinde verilmiştir [22,52].

#### **1- Ana malzemeye bağlı faktörler**

- Malzemenin kristal yapısı
- Malzemenin sertliği
- Elastisite modülü
- Deformasyon davranışı
- Yüzey pürüzlülüğü
- Malzemenin boyutu

#### **2- Karşı malzemeye bağlı faktörler ve aşındırıcının etkisi**

#### **3- Ortamın etkisi**

- Sıcaklık
- Nem
- Atmosfer

#### **4- Servis koşulları**

- Basınç
- Hız
- Kayma yolu.

## BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 5.1. Çalışma Programı

ZA alaşım ailesi içerisinde yer alan yüksek aşınma ve mukavemet değerleri göstermesi sebebiyle yatak malzemesi olarak kullanılan ZA 27 alaşımına 2005 yılında Aslan [22] tarafından yapılan çalışmada vortex-sıkıştırma döküm yöntemiyle, SiC ve grafit ilavesi yapılarak elde edilen kompozit ve hibrit malzemelerin aşınma davranışları incelenmiş ve hibrit kompozit malzemelerin oldukça yüksek aşınma performansı gösterdiği tespit edilmiştir.

Bu çalışmada ise ZA 27 alaşımına SiC ve grafit partikülleri vortex-sıkıştırma döküm yöntemiyle ilave edildikten sonra ısıl işlem yapılarak malzemelerin aşınma özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir.

Literatürde ZA 27 alaşımına SiC ya da grafit takviye elemanı ile üretilmiş kompozit malzemelerin aşınma özellikleri incelenmiştir. Sadece SiC ilavesi ile düşük kayma hızlarında alaşımın aşınma dayanımının iğleştirildiği, yüksek kayma hızlarında ise düştüğü belirtilmiştir [55]. SiC ilavesi yük taşıma kabiliyetini arttırmakta ancak aşınma direncine önemli bir katkı yapmamaktadır. Benzer şekilde sadece grafit ilavesi ile de sürtünme katsayısı düşmekte fakat aşınma direnci azalmakla birlikte malzemenin mukavemetinde de düşme meydana gelmektedir. Seramik partikül takviyeli çalışmalarda yatak alaşımının aşınma davranışlarının geliştirilmesine karşın, kompozit bünyesindeki sert partiküllerin karşı malzemeye hasar verdiği tespit edilmiştir. Ancak her iki takviye fazının birlikte kullanılması ile üretilen hibrit kompozit malzemelerin aşınma davranışları ile ilgili yeterli bilgi bulunamamıştır [22]. Bu çalışmanın temel iki amacı vardır. Birincisi; iki takviye elemanının bir arada alaşıma ilavesi ile yüksek kayma hızlarında yük taşıma kabiliyetinin SiC tarafından artırılması, sürtünme katsayısının da grafit tarafından düşürülmesidir. İkinci amacı

ise ötektoid bileşime sahip ZA 27'nin; aynı perlitik çeliklerin su verme işleminde olduğu gibi ısı işleminin gerçekleştirilerek mekanik özelliklerinin geliştirilmesidir.

Bu çalışmada alaşıma %10 SiC takviyesi ile STK kompozit ,%2,5-5-7,5-10 takviyesi ile GTK kompozit ve %10 SiC+%2,5-5-7,5-10 grafit takviyesi ile HTK kompozit malzemeler üretilmiştir. Vortex metodu ile hazırlanan alaşım ve kompozit malzemeler sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmiştir. Alaşım ve kompozit numunelerin ısı işleminin 5 saat süre ile 330 °C deki Protherm marka fırında yapılmış ve suya atılarak ani soğuması sağlanmıştır. Su verme işleminden sonra temperleme gerçekleştirilmemiştir. Üretilen bu numunelerin döküm sonrası ve ısı işlem sonrası mikro yapı özelliklerini belirlemek için metalografik incelemeler, sertliklerinin belirlenmesi için de Birinell ve Vickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Aşınma deneyleri ise 5 N sabit yük altında 0,5-1 ve 2 m/s kayma hızlarında gerçekleştirilmiş ve takviye elemanları ile ısı işleminin aşınma dayanımına etkisi incelenmiştir. Araştırmada aşınma şeklinin tespiti için sürtünme katsayıları ve ağırlıkça aşınma miktarları ölçülmüştür.

## **5.2. Deneysel Malzeme ve Teçhizat**

### **5.2.1. Matriks malzemesi**

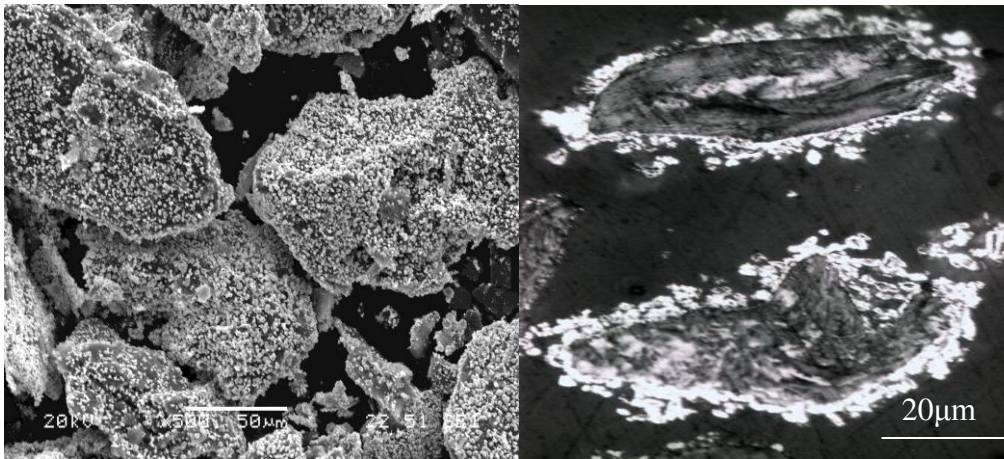
MMK malzeme üretiminde kullanılan matriks malzemesi ZA-27 alaşımıdır. ZA 27 matriks alaşımının üretiminde %99,99 saflığında Zn, Cu, ve Mg ile %99,95 saflığında Al kullanılmış ve hazırlanan matriks alaşımı kokil kalıba dökülmüştür. Ergitme işlemi elektrikli direnç fırınında grafit pota içinde argon gazı altında yapılmıştır. Üretilen alaşımın absorpsiyon cihazında yapılan kimyasal analizi ise % ağırlıkça şu şekildedir; % 26,70 Al, %2,1 Cu, %0,03Mg, %0,035Fe, % 71,135 Zn.

### **5.2.2. Takviye malzemeleri**

Yapılan deneysel çalışmalarda takviye malzemesi olarak SiC ve grafit kullanılmıştır. ZA 27 alaşımı ile beraber %10 oranında SiC(STK), %2,5-%5%7,5-%10 oranlarında grafit(GTK) ve %10 SiC+%2,5-%5-%7,5-%10 grafit takviyesinden oluşan hibrit

kompozit malzemeler(HKM) üretilmiştir. Kompozitlerin ve hibrit kompozitlerin üretiminde kullanılan SiC partiküllerinin boyutu 62,5µm, grafit partiküllerinin boyutu yaklaşık 40-90µm arasındadır.

Grafit partiküllerinin matriks içerisine ilave edilmesi ZA 27 alaşımı ve grafit arasındaki yüksek yüzey geriliminden dolayı imkânsızdır. Bu yüzey geriliminin azaltılması amacıyla grafit partikülleri bakır metali ile kaplanmıştır. Kaplamanın amacı metal/ takviye fazı ara yüzey yapısını; grafit/metalden metal/metale dönüştürmektir. 380 °C bir fırında yüzeyleri aktif edilen grafit partikülleri 0,2 M  $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$  çözeltisi içine ilave edilerek bakırın sementasyonu prensibine göre [22] partiküller üzerine ince bir bakır tabakanın kaplanması gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.1’de kaplanan grafit partiküllerinin yüzey ve kesit görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.1. Yüzeyi Cu kaplanmış grafit partikülleri.

### 5.3. Kompozit Malzemenin Isıl İşlemi

Isıl işlem için hazırlanmış olan numuneler 330°C sıcaklığa getirilmiş olan ısıl işlem fırının içerisine yerleştirilerek 5 saat süre ile bu sıcaklıkta tutulmuş ve suda soğutulmuştur. Isıl işlem için Şekil 5.2’de verilen Protherm marka fırın kullanılmıştır.



Şekil 5.2. Isıl işlemde kullanılan Protherm marka fırın.

#### 5.4. Metalografik İncelemeler

Döküm ve ısıl işlem sonrası metalografik inceleme için kullanılacak olan numuneler öncelikli olarak Şekil 5.3’ de gösterilen Struers marka kesme cihazı yardımıyla elmas disk ile kesilerek hazırlanmıştır.

ZA 27 den farklı olarak, Kompozit malzemeler iki bileşenden meydana gelirken hibrit kompozit malzemeler matriks ,grafit partikülleri ve sert seramik SiC partikülleri olmak üzere üç ana bileşenden meydana gelmektedir. Bu bileşenlerin her birinin kendine özgü sertlikleri olduğundan bu malzemelerin metalografik hazırlanması aşaması güç bir işlemdir. Yumuşak olan grafit partikülleri ile sert ve kırılğan özelliğe sahip seramik takviye fazlarının aşındırıcı tarafından matriksten sökülüp atılmaması için zımparalama ve parlatma işlemlerinin oldukça hassas bir şekilde yapılması gereklidir. Bu inceleme için numuneler standart numune hazırlama yöntemlerine uygun olarak Şekil 5.4 de verilen STRUERS LABOPOL-25 cihazıyla sırasıyla 220-600-1000 meshlik elmas zımparalama kademelerinden geçirilmiştir. İyice yıkanarak zımparalama kademesinden gelebilecek aşındırıcılardan temizlenen numuneler 1µ m’lik alumina ile parlatılmıştır.



Şekil 5.3. STRUERS kesme cihazı.



Şekil 5.4. Zımparalama ve parlatma işleminin yapıldığı STRUERS LABOPOL-25 cihazı.

Kurutulan numuneler optik mikroskop ve SEM incelemesi için keller çözeltisinde( $1 \text{ cm}^3$  hidroflüorik asit;  $1.5 \text{ cm}^3$  klorik asit;  $2.5$  nitrik asit;  $95 \text{ cm}^3$  su.) dağlanmıştır. Dağlandıktan sonra numuneler tekrar yıkanıp kurutulmuş, Şekil 5.5 de gösterilen ZEISS – Imager.A1M marka optik mikroskobu ve Şekil 5.6 da verilen Jeol JSM 6060 LV marka elektron mikroskobuyla SEM incelemeleri yapılmıştır.



Şekil 5.5. ZEISS – Imager.A1M optik mikroskobu.



Şekil 5.6. Jeol JSM 6060 LV elektron mikroskobu.

### 5.5. Sertlik Deneyleri

Döküm ve ısıl işlemlenmiş numunelerin matrisinden Şekil 5.7 de verilen Future Leica VMHT MOT marka mikro sertlik cihazı ile 10 saniye süreyle 50 gr yük uygulanarak mikro sertlikler ölçülmüştür. Ölçümün sağlıklı olabilmesi için her numuneden beşer

adet ölçüm alınmıştır. Ölçümler mikro sertlik cihazı ile yapılmış olup ölçülen değerlerin ortalaması alınarak tek bir değere indirgeme yapılmıştır.



Şekil 5.7. Future Leica VMHT MOT mikro sertlik cihazı.

Brinell sertlik alma işleminde Şekil 5.8 de verilen M4R - Rockwell Tester cihazı ile yapılmış ve her numuneden beşer adet sertlik alınarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.8. M4R - Rockwell Tester cihazı.



## 5.6. Aşınma Deneyleri

ZA 27, STK ,GTK ve HKM malzemelerin ısıtım işlem öncesi ve sonrası sürtünme ve aşınma deneyleri, Şekil 5.9 da verilen ASTM G 99- 05 standartlarına göre [56] dizayn edilmiş ve pin-on-disk prensibine göre çalışan “CSM Instruments Tribometer” markalı aşınma cihazında yapılmıştır. 5N yük altında ve 0,5- 1 - 2m/s kayma hızlarında, 500m sabit deney mesafesinde döküm hali ve ısıtım işlem sonrası olmak üzere her bir numune için ayrı ayrı aşınma deneyi yapılmıştır.



Şekil 5.9. CSM Instruments Tribometer aşınma cihazı.

## BÖLÜM 6. SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR

### 6.1. ZA 27 Alaşımı ve Kompozit Malzemelerin Mikroyapısı

ZA 27 alaşımı ağırlıkça ortalama % 27 oranında Al içermektedir. Bölüm 2 de bahsedildiği gibi denge diyagramındaki liküdüs ve solidüs eğrileri arasındaki katılma aralığının 110°C 'yi bulması ve çinko ile alüminyumun yoğunlukları arasındaki fark; yavaş soğumada segregasyon oluşumuna ve bileşim değişimiyle de çekme boşluklarının artmasına neden olmaktadır. Sıkıştırma döküm katılma hızını artırarak boşlukların ve bileşim farklılıklarının oluşmasına engel olmaktadır [57]. Şekil 6.1b de net bir şekilde görünen taneler arasında yer alan siyah ince çizgi şeklinde oluşa bölgeler çinko bakımından zengin  $\eta$  fazıdır ve bu fazın içerisinde çok ince  $\epsilon$  fazları yer almaktadır.

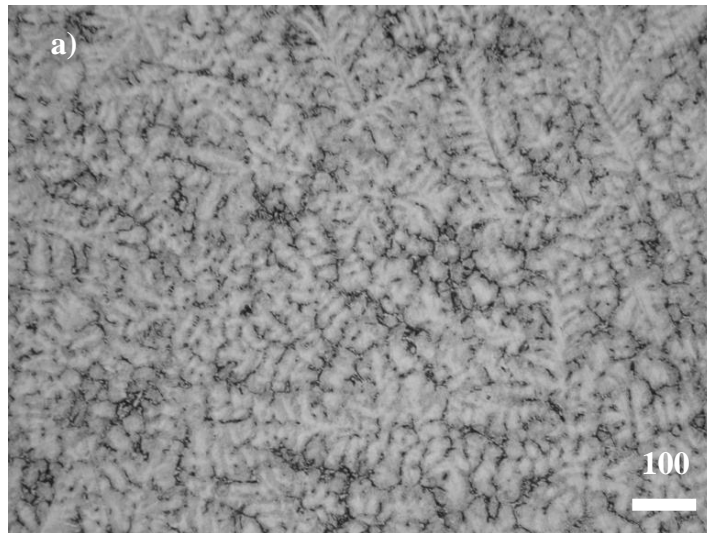
ZA 27 alaşımında diğer alaşımlardan farklı olarak peritektik ve ötektik ve ötektoid reaksiyonlar birlikte görülmektedir [58,59]. Katılma işlemi gerçekleşirken önce sıvı içerisinde alüminyumca zengin  $\alpha$  fazı meydana gelir. 443 °C  $\alpha$  dentritleri sıvı ile peritektik reaksiyon meydana getirir. Yapıda % 60 alüminyum içeren  $\alpha$  dendritlerinin oluşumu sırasında, sıvı faz çinkoca zenginleşir. 443 °C da  $\alpha$  dentritleri sıvı ile peritektik reaksiyona girmesi sonucunda, dentritler çevresinde çinko bakımından zengin  $\beta$  fazları oluşur.  $\alpha$  ve  $\beta$  fazları YMK yapıda olup bileşimi ve kafes parametresi bakımından farklılık gösterir [5]. Katılma geriye kalan çinko bakımından zengin sıvının ötektik dönüşümü ile tamamlanır. 377 °C sıcaklıkta ötektik reaksiyon sonucunda; alüminyumca zengin  $\alpha$  fazı, çinkoca zengin  $\eta$  fazı ve intermetalik ( $\text{CuZn}_4$ )  $\epsilon$  fazları oluşur [23]. ZA 27 alaşımı içerisinde bulunan bu  $\epsilon$  ( $\text{CuZn}_4$ ) fazı yarı kararlı bir halde intermetalik yapıdadır. Çökelti partikülleri şeklinde  $\eta$  içerisinde yer alan bu faz, mekanik özelliklere olumlu katkıda bulunmaktadır. 268 °C altında  $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}(T')$  üçlü stabil fazı  $\epsilon + \alpha \rightarrow \eta + T'$  şeklinde gerçekleşerek meydana gelir[5,18].  $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}(T')$  fazı içerik olarak %12.7 Zn, %31.6 Al ve % 55.7 Cu içerip

rombohedral yapıdadır. 275 °C altında kararsız olan alüminyum bakımından zengin  $\beta$  fazı ötektoid reaksiyon sonucunda  $\alpha$  ve  $\eta$  kararlı fazlarını oluşturmaktadır [23,25,26].

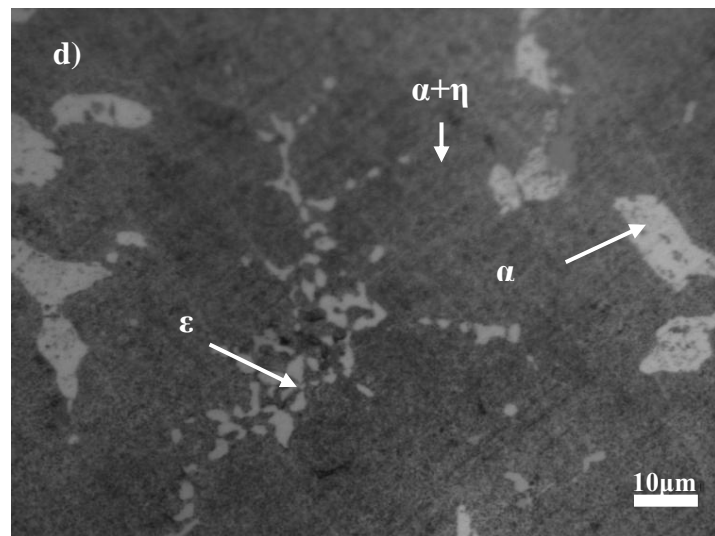
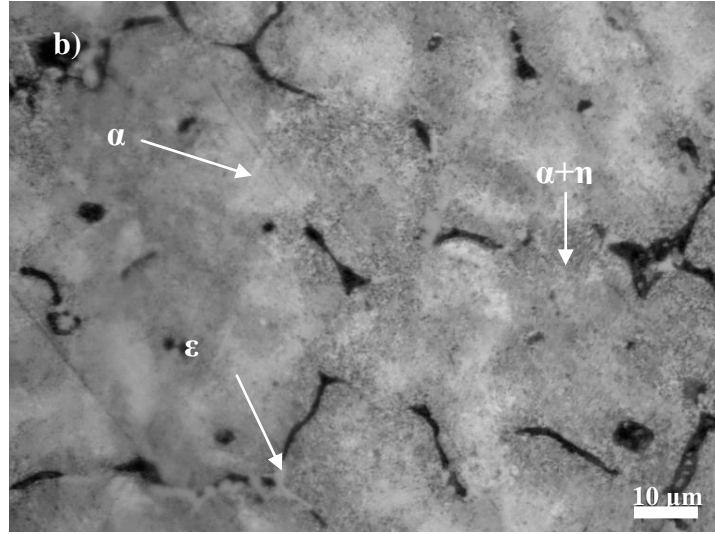
Şekil 6.1a-b' ve şekil 6.1c-d'de sırasıyla ZA 27 alaşımının döküm ve ısıl işlem sonrası mikroyapılarını göstermektedir. Döküm yapısı incelendiğinde peritektik reaksiyon sonucuna oluşan  $\beta$  fazının ilk oluşan  $\alpha$  dentritlerini çevrelediği görülmektedir. Mikroyapılarda koyu renkli görülen kısım son sıvının ötektik reaksiyonu sonucunda oluşan  $\alpha, \eta$  ve  $\epsilon$  fazlarını içerdiği bilinmektedir [17,19].

Şekil 6.1c-d ısıl işlem mikroyapıları incelendiğinde; alaşım yapısının homojenleştiği ve  $\alpha$  dentritlerinin küreleşerek kabalaştığı görülmektedir. Benzer bir durum Altupak'ın kısa fiber takviyeli Al alaşımının ve kompozitlerinin ısıl işleminde görülmüştür [60].

Şekil 6.1d'de  $\alpha$  dentritlerini saran koyu renk ile görülen bölge son dönüşüm olan  $\alpha+\eta$  fazlarından oluşmaktadır. Çok ince açık renkli bölgeler ise intermetalik  $\epsilon$  fazlarını içermektedir.

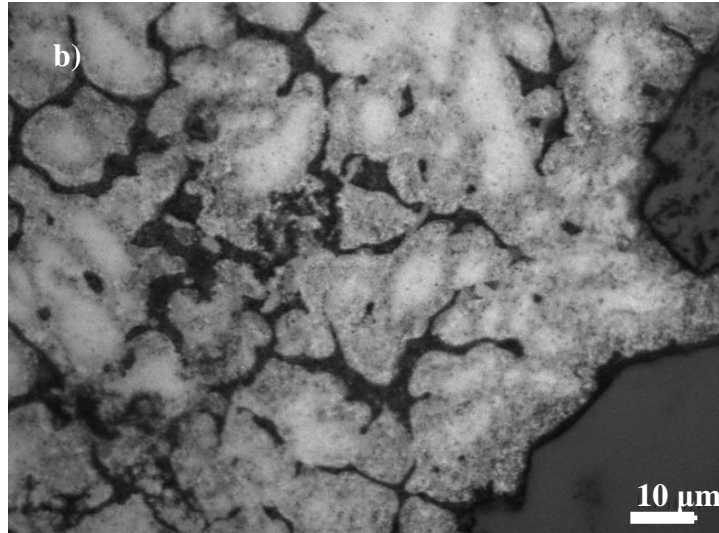
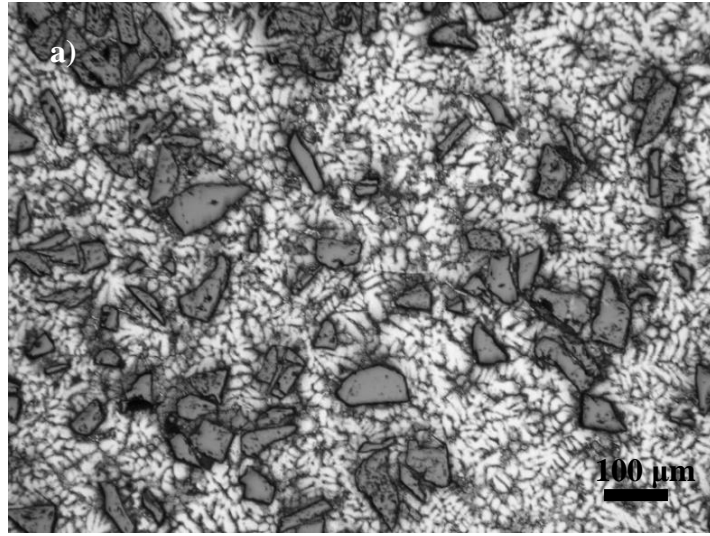


Şekil 6.1.a-b) ZA 27 Alaşımının döküm hali, c-d) ısıl işlem sonrası mikroyapı resimleri.

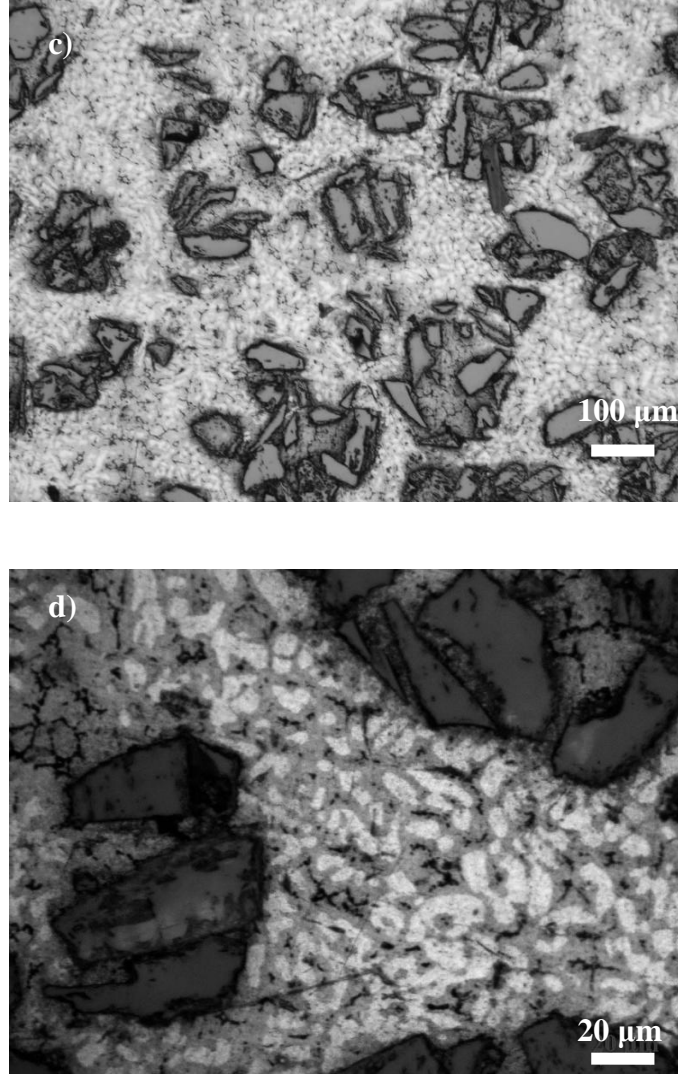


Şekil 6.1.(Devam)

Şekil 6.2 de SiC takviyeli kompozit malzemelerin(STK) döküm ve ısıl işlem sonrası mikroyapıları verilmiştir. STK döküm yapısındaki matriks aynı Şekil 6.1’de verilen aşlının mikroyapısı gibidir. SiC partikülleri homojen bir şekilde yapı içerisinde dağılmıştır. Şekil 6.2c’deki ısıl işlem görmüş STK malzemenin matriks mikroyapısının, Şekil 6.2a’daki döküm yapısına göre dejenere olduğu ve dentritlerin inceldiği görülmektedir.



Şekil 6.2.a-b %10 SiC takviyeli kompozitin döküm hali, c-d) ısıl işlem sonrası mikroyapı resimleri.

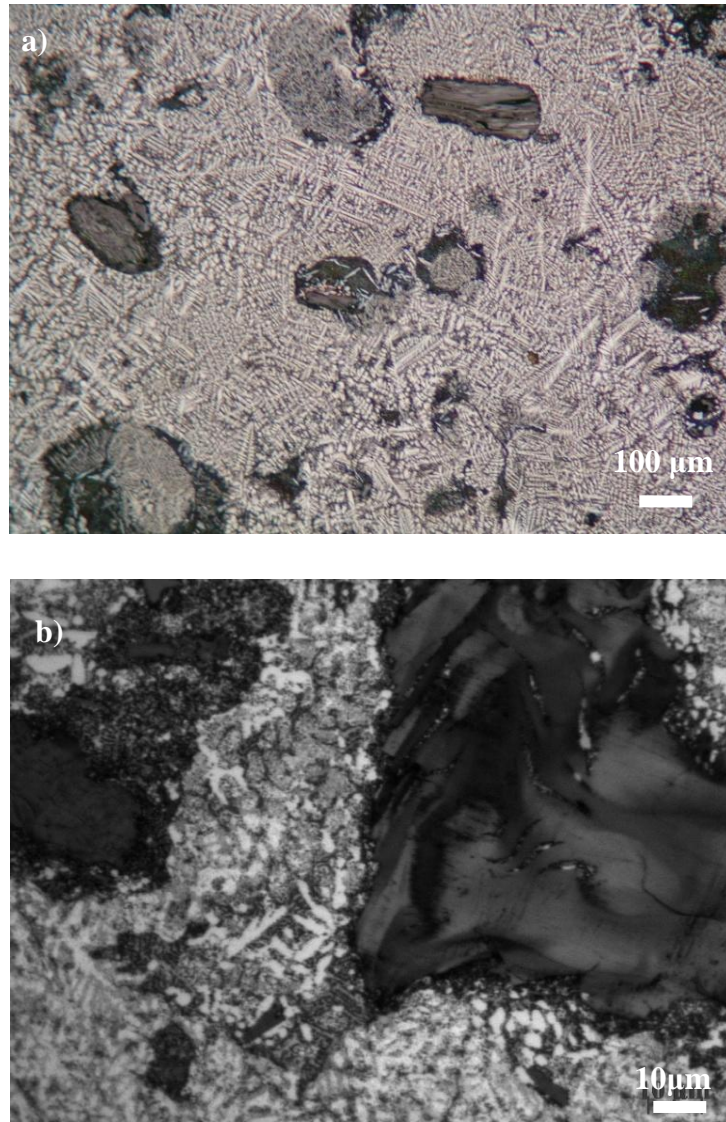


Şekil 6.2. (Devam)

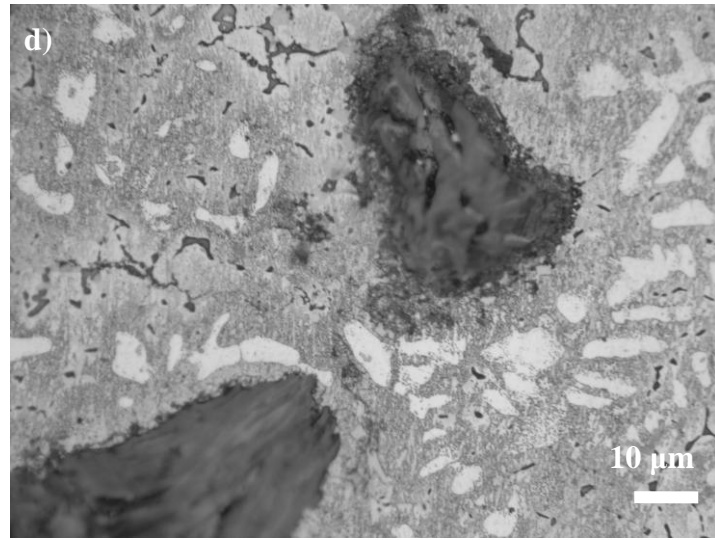
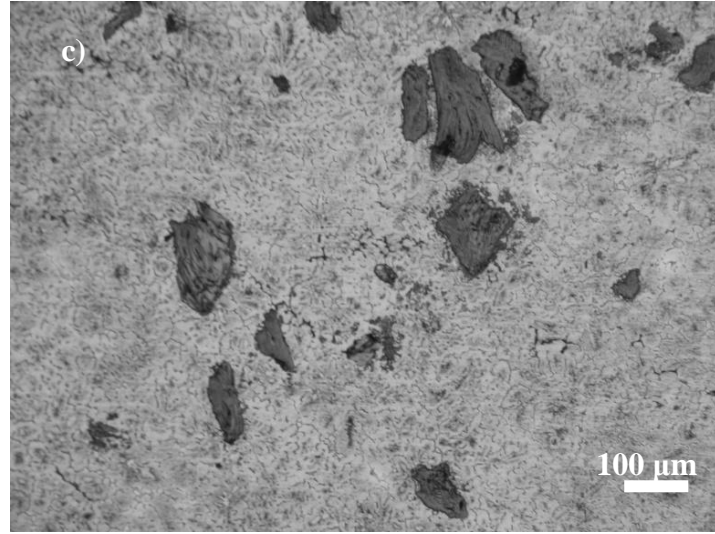
Şekil 6.3-6.6'da sırasıyla %2.5-5-7,5-10 grafit içeren grafit takviyeli kompozit(GTK) malzemelerin döküm ve ısıl işlem sonrası mikro yapıları göstermektedir.

Aslan'ın [22] çalışmasına benzer olarak bu çalışmada; grafit takviyeli kompozit malzemelerde % 2,5 grafit takviyeli malzeme haricinde segregasyonun gerçekleşmediği görülmektedir. %2,5 grafit takviyeli kompozit malzeme de ise çok az oranda segregasyon meydana geldiği tespit edilmiştir. Grafit oranı artışına bağlı olarak % 5-7,5 ve 10 takviyeli kompozitlerde segregasyon gerçekleşmemiştir. Bilindiği gibi grafitin termal genleşme katsayısı ile metallerin termal genleşme katsayıları arasındaki fark oldukça fazladır [22,61]. Bunun yanında grafit ve metal arasında kristalleşme sistemi farklılığı, yoğunluk farklılığı ve yüzey geriliminin

yüksek olması metalin grafiti ıslatmasını ve böylece iyi bir bağ oluşumunu engellemektedir [22]. Bu çalışmada da metal ile grafit arasında iyi bir bağ oluşumu için takviye işleminden önce grafitler, sementasyon prosesi kullanılarak şekil 5.1 de bahsedildiği gibi Cu metali ile kaplanmıştır. Ancak grafit yüzeyinin bakır tarafından tamamen kaplanmasına gerek duyulmamaktadır [62]. Bakır kaplama sayesinde metal ile grafit gayet iyi bir bağ oluşturmaktadır. Grafitin C yönündeki bağ yapısı Van der Waals bağ yapısına sahip olduğundan sıkıştırma döküm sonucunda bu yöndeki zayıf dağlar kopup bu bölgeye sıvı metal dolmuştur. Şekil 6.3b-6.4b' de bu yapı grafit üzerinde görülmektedir.



Şekil 6.3.a-b) %2,5 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısıtım sonrası mikroyapı resimleri.

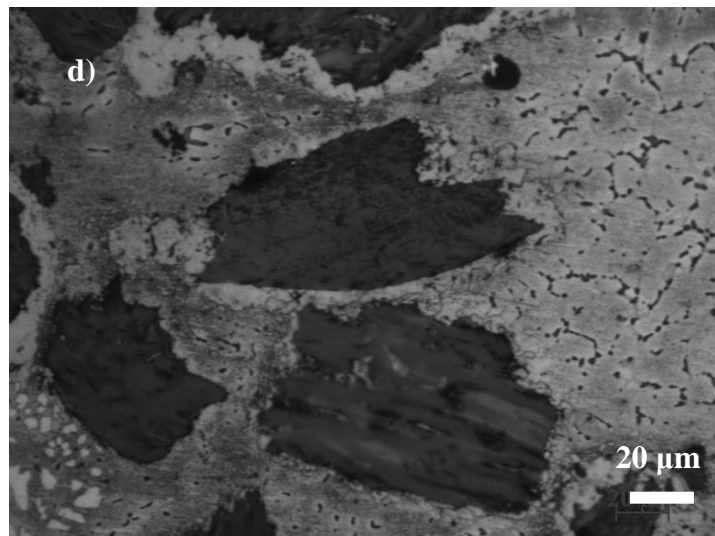
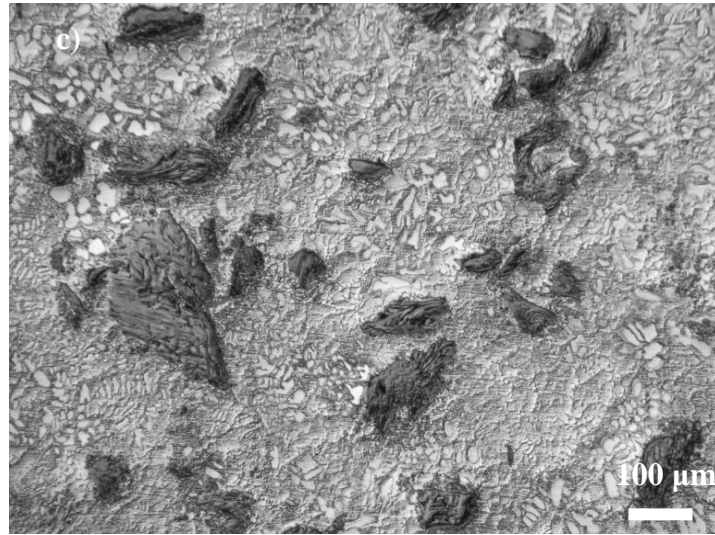
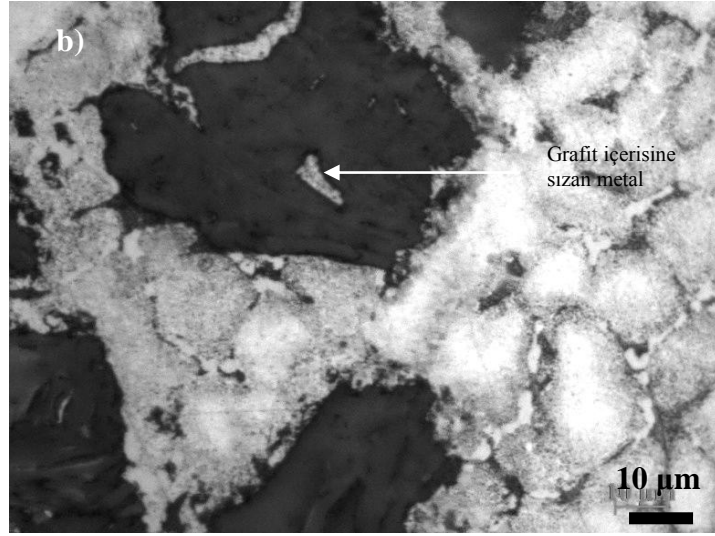


Şekil 6.3. (Devam)

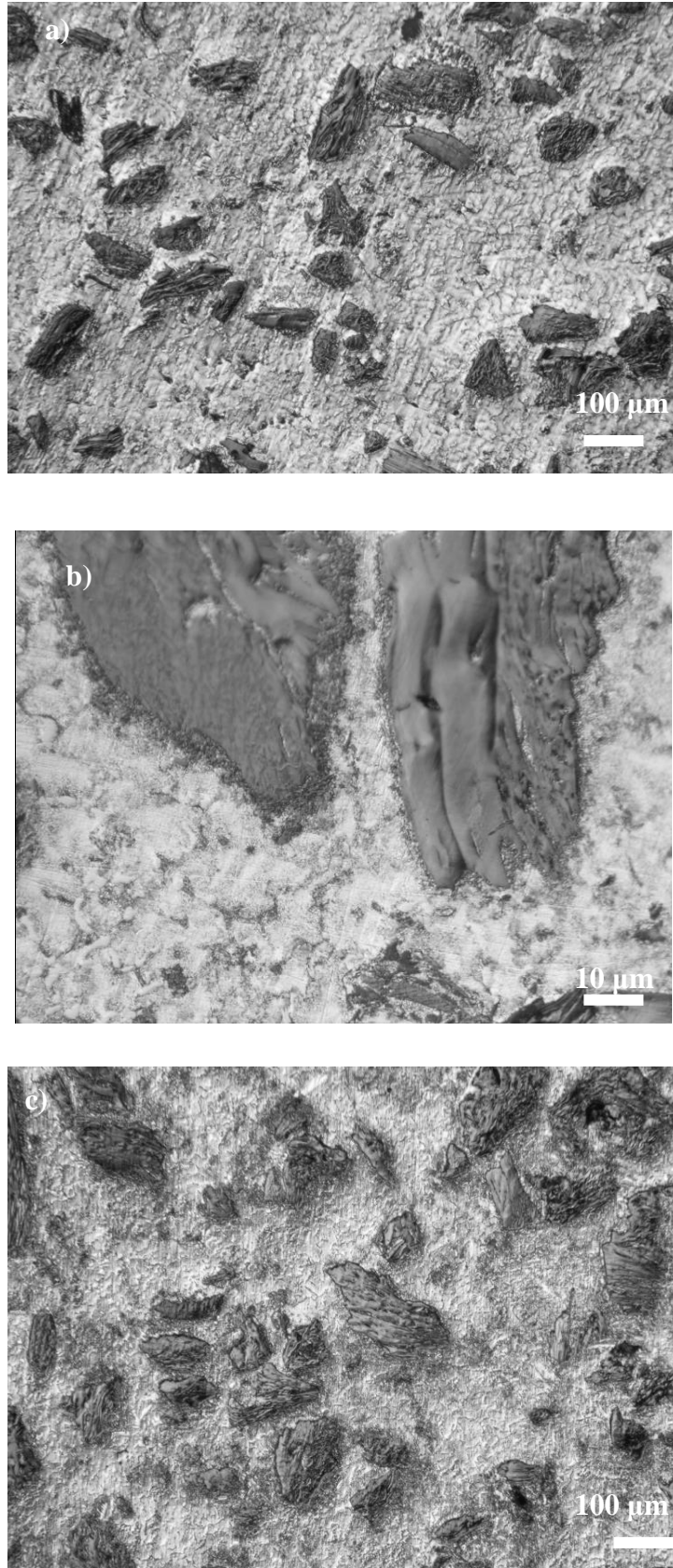


Şekil 6.4.a-b) %5 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısıtılma sonrası mikroyapı resimleri.

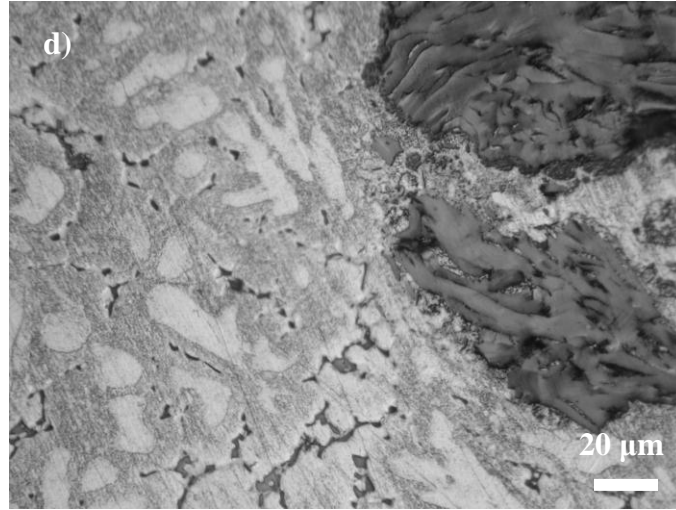




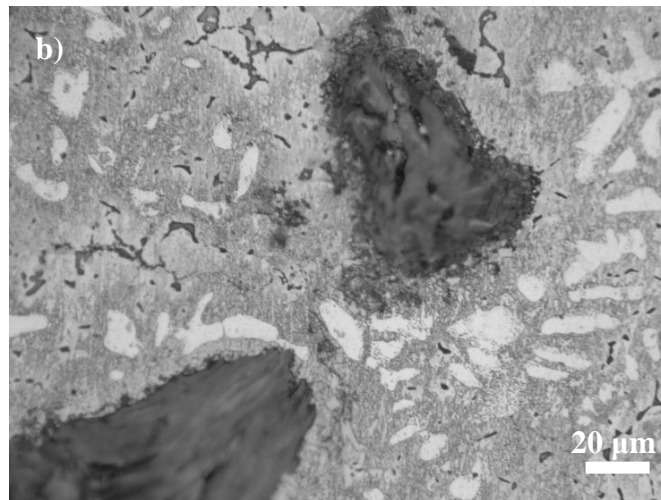
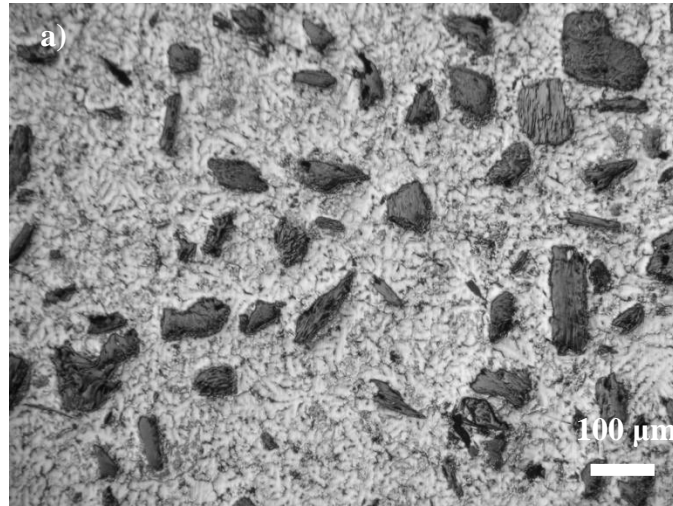
Şekil 6.4.(Devam).



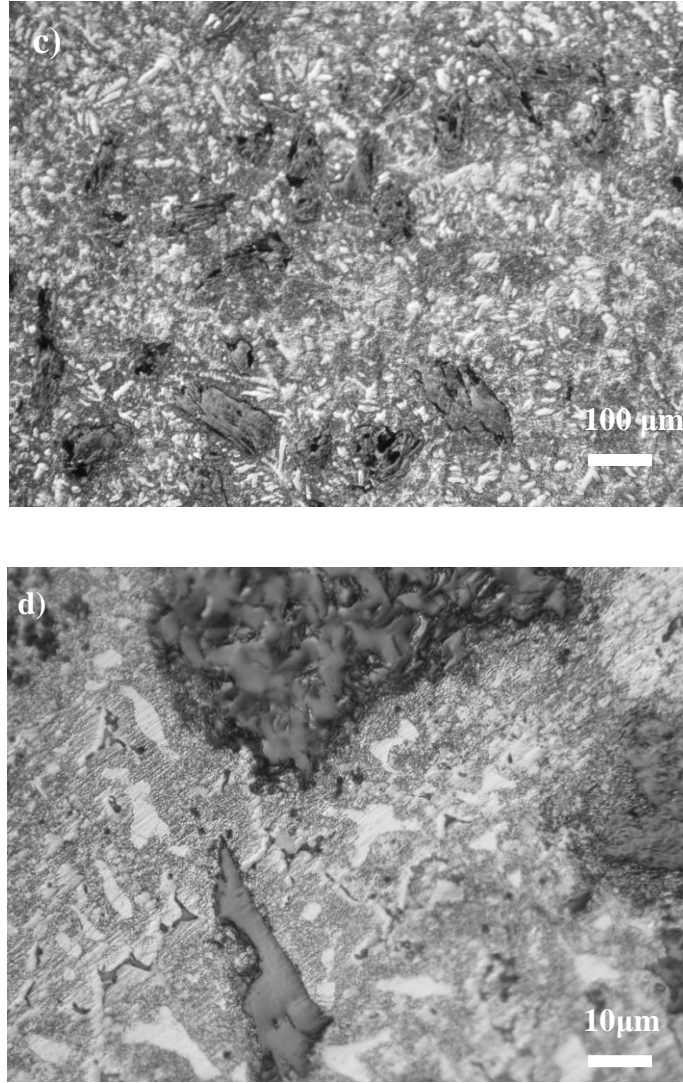
Şekil 6.5.a-b) %7,5 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısıtım sonrası mikroyapı resimleri.



Şekil 6.5.(Devam)



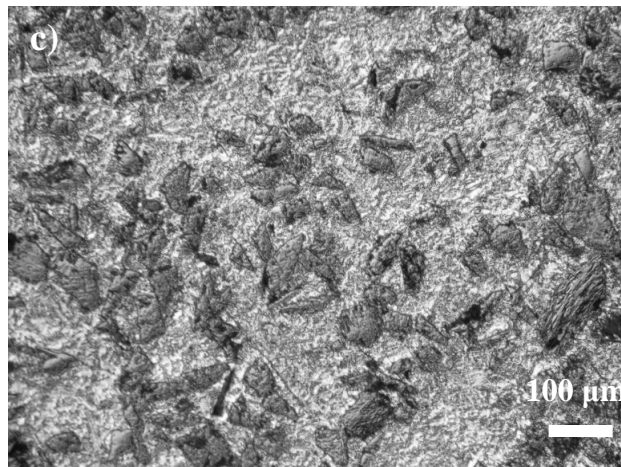
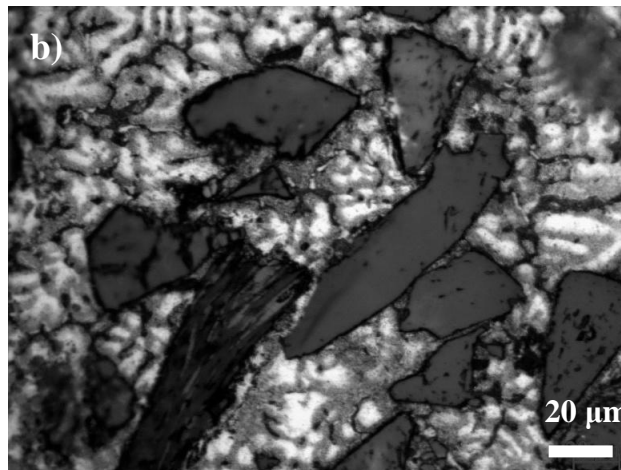
Şekil 6.6.a-b) %10 grafit takviyeli kompozitin döküm hali, c-d)ısıtım sonrası mikroyapı resimleri .



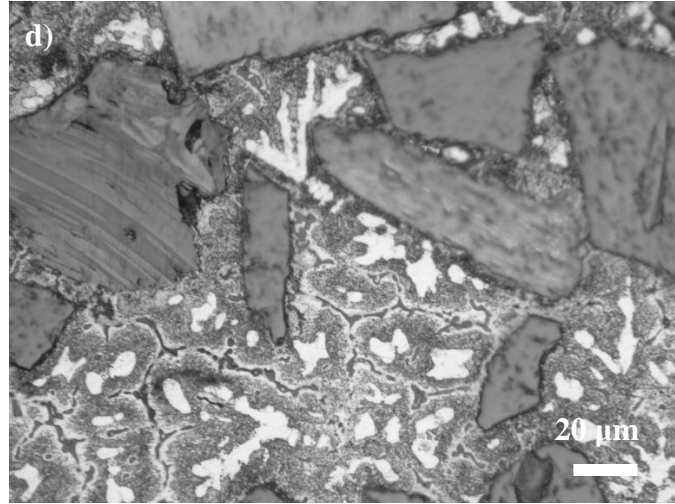
Şekil 6.6.(Devam).

Şekil 6.7-6.10 'de % 10 SiC ve sırasıyla %2,5-5-7,5-10 grafit içeren hibrit kompozit(HKM) malzemelerin döküm ve ısıl işlemlerle mikroyapıları verilmiştir. Ayrıca Şekil 6.8b ve 6.9b 'de ısı iletimi çok daha yüksek olan grafitin çevresinde de daha ince dendritsel yapı görülürken SiC çevresinde daha kaba dendritler büyümektedir. Şekil 6.7d - 6.9d de net bir şekilde ısıl işlem sonrasında oluşan mikro yapı görülmektedir. Oluşan beyaz bölgeler primer  $\alpha$  ve bunların çevresinde ise  $\alpha+\eta$  yapısı görülmektedir. Isıl işlem sonrasında dendrit şeklindeki primer  $\alpha$  lar küreleşmektedir. Şekil 6.7-6.10'deki HKM'ler de bu küreleşme büyüklüğü Şekil 6.1 c-d'deki alaşımın ısıl işlemlerle mikroyapısı ile kıyaslandığında daha düşük mertebede gerçekleşmektedir. Aynı davranış %10 SiC takviyeli STK da ve grafit takviyeli GTK

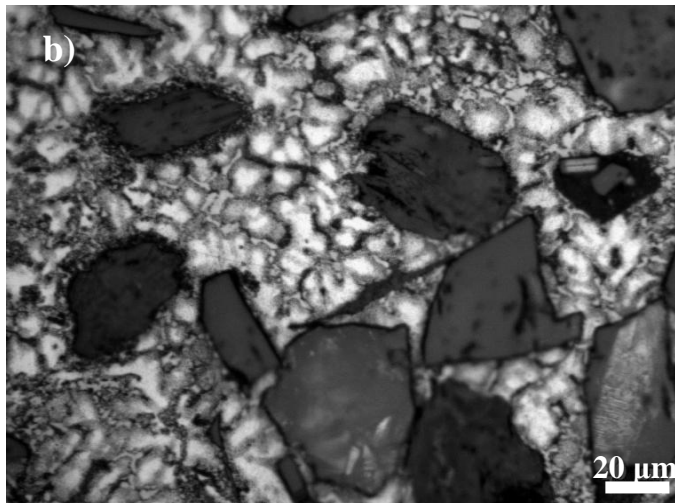
malzemelerde de tespit edilmiştir. Artan takviye oranı primer  $\alpha$  dentritlerinin kabalaşmasına engel olmaktadır.



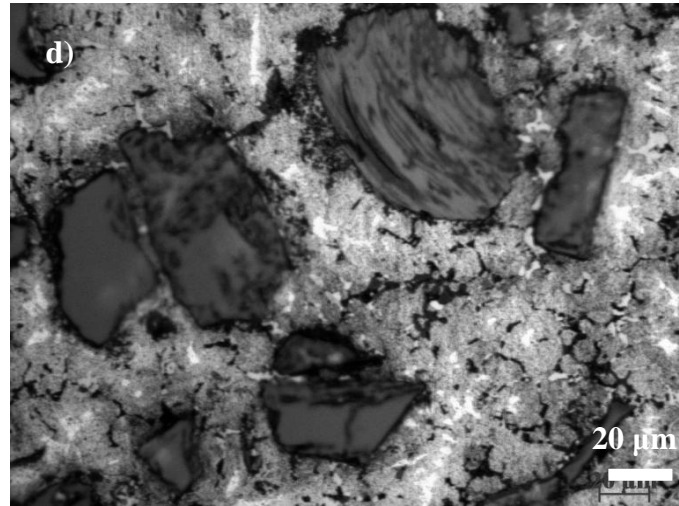
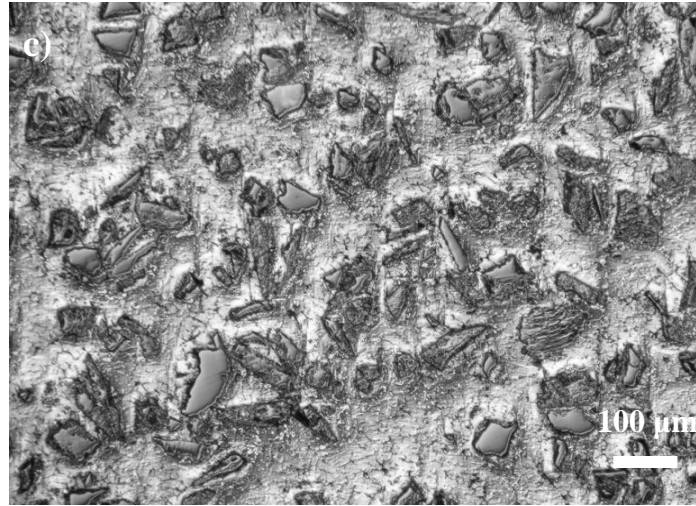
Şekil 6.7.a-b) %10 SiC + 2.5 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısıt işlem sonrası mikroyapı resimleri.



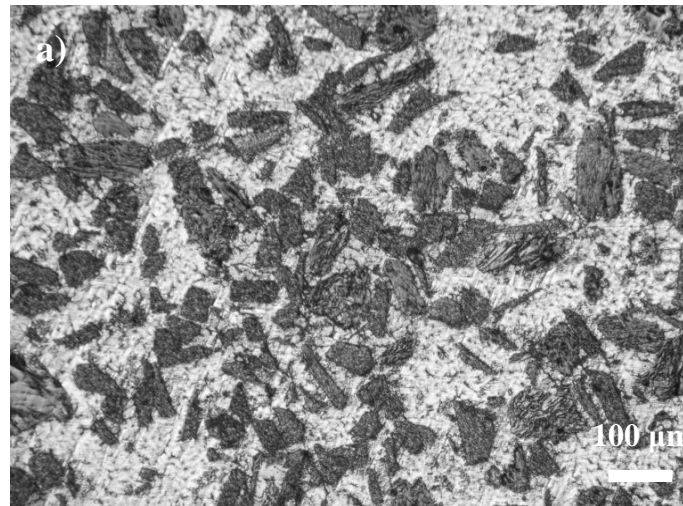
Şekil 6.7. (Devam)



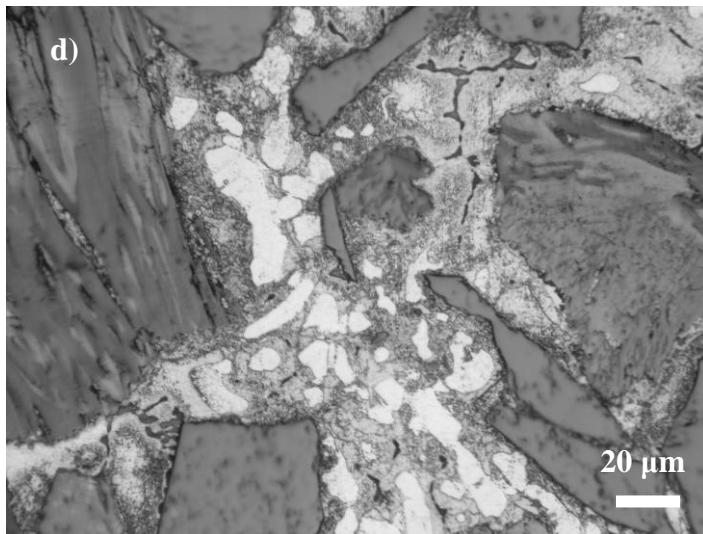
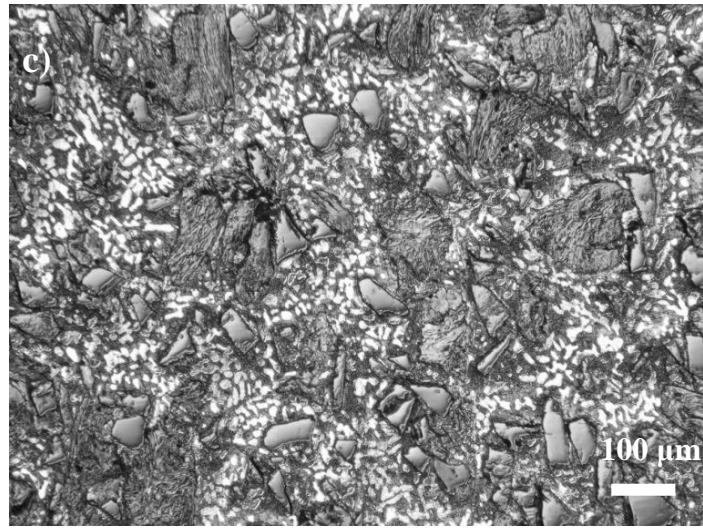
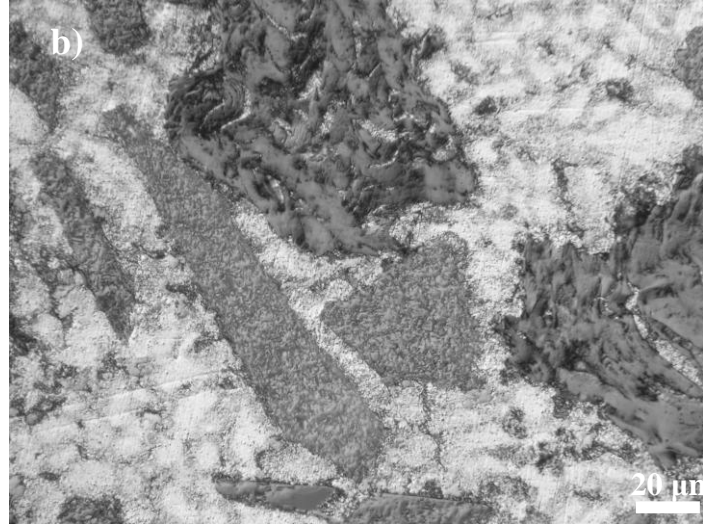
Şekil 6.8.a-b) %10 SiC + %5 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısııl işlem sonrası mikroyapı resimleri.



Şekil 6.8.(Devam)

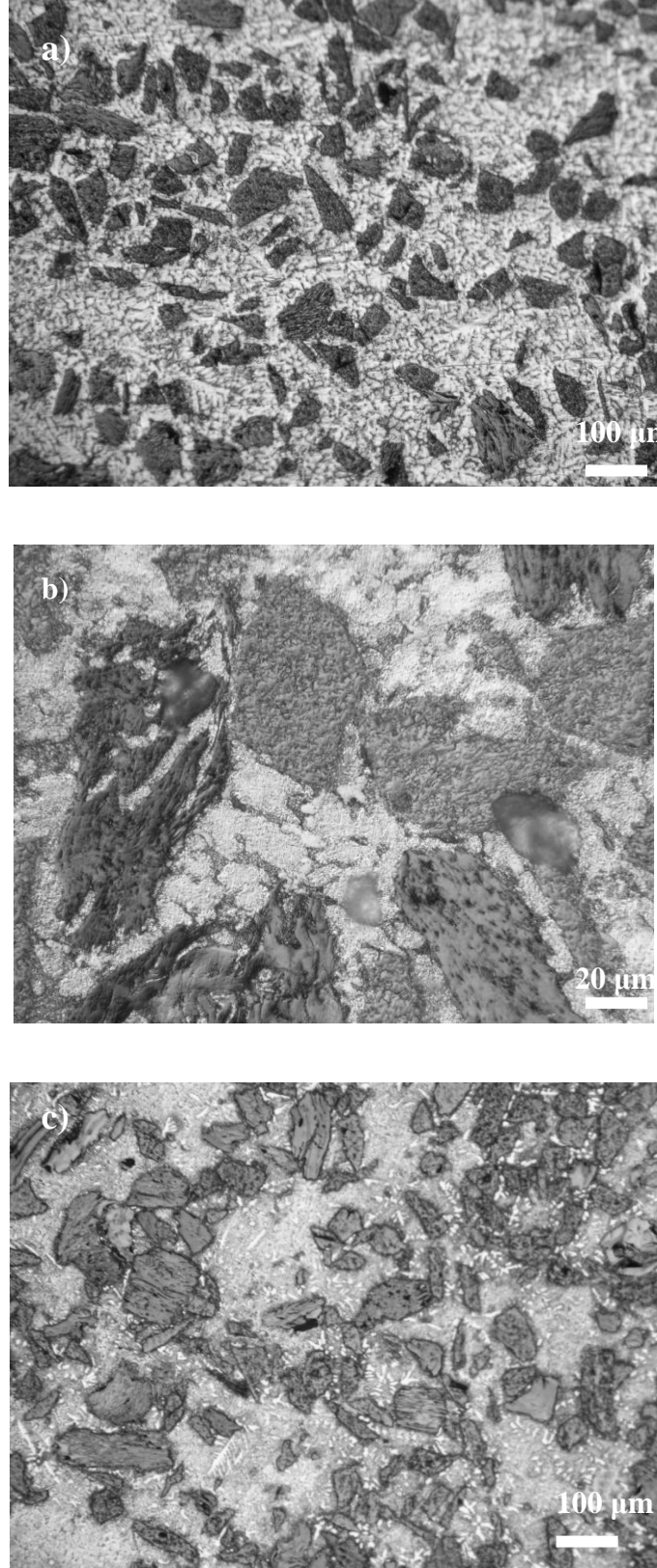


Şekil 6.9.a-b) %10 SiC + %7,5 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısıll işlem sonrası mikroyapı resimleri.

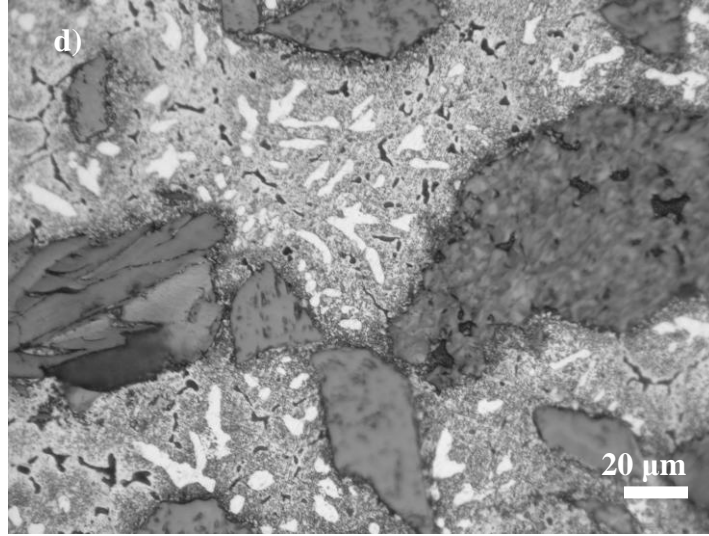


Şekil 6.9.(Devam).



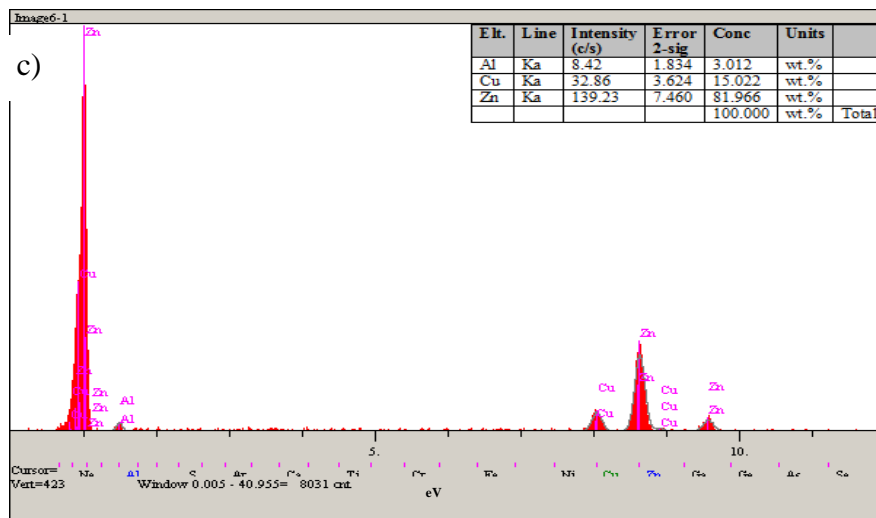
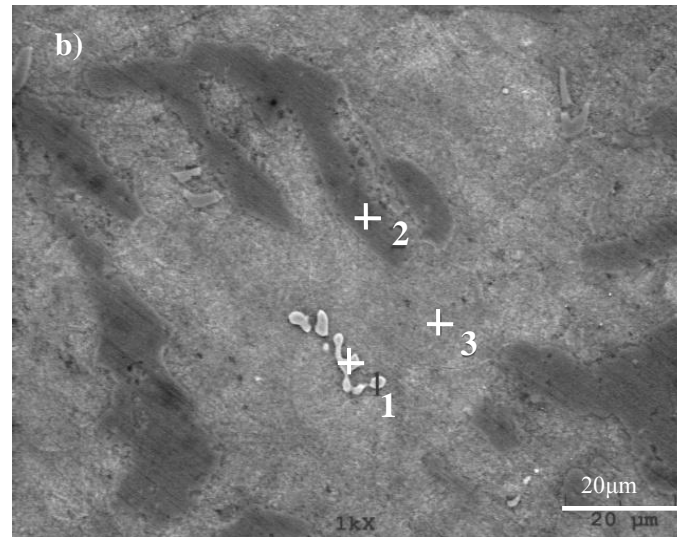
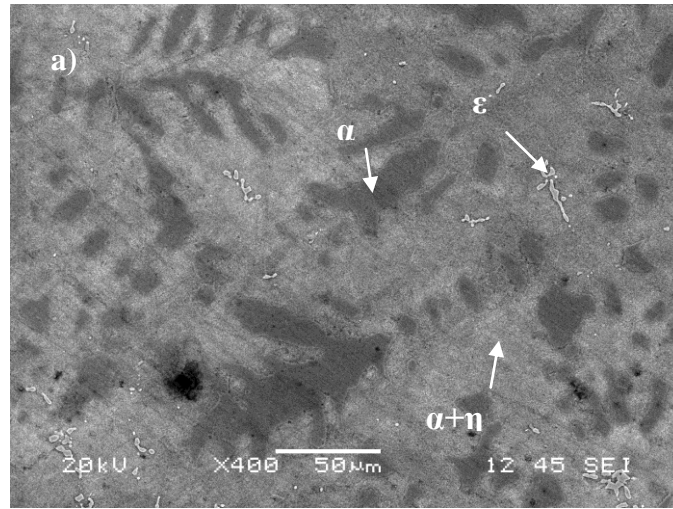


Şekil 6.10.a-b) %10 SiC + %10 grafit takviyeli hibrit kompozitin döküm hali, c-d)ısıtıl işlem sonrası mikroyapı resimleri.

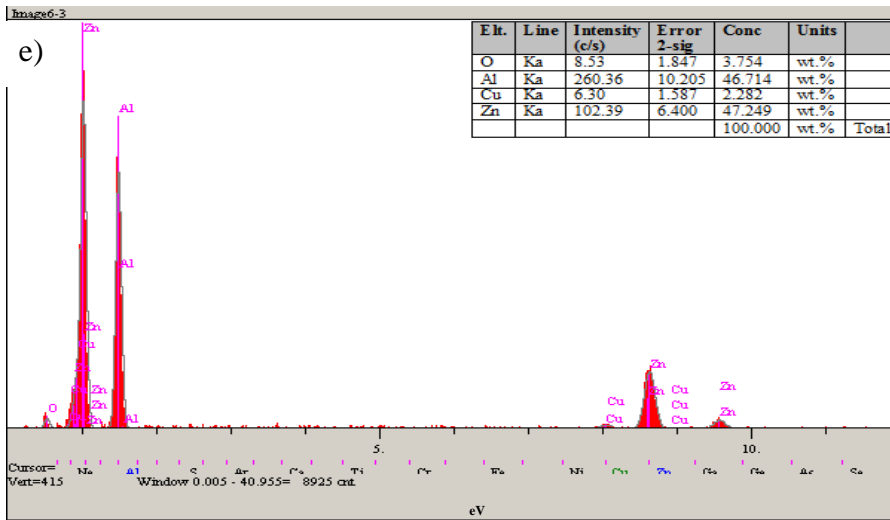
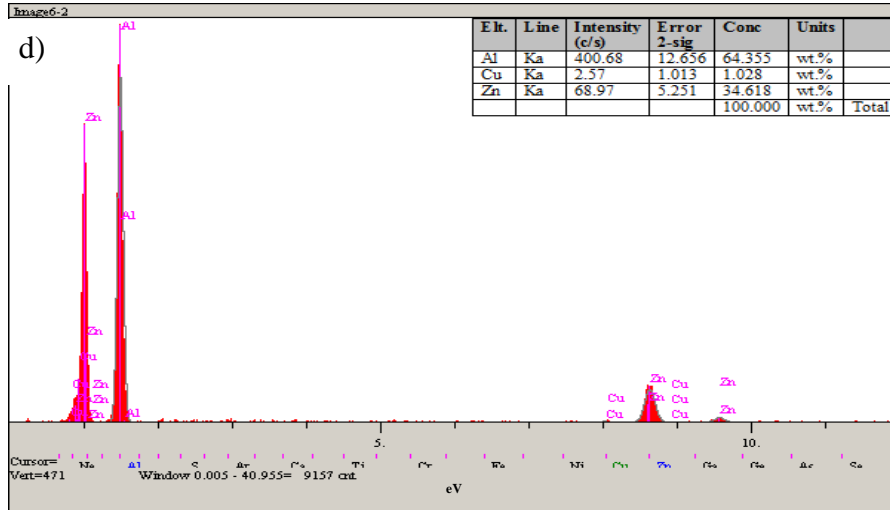


Şekil 6.10.(Devam).

Şekil 6.11-6.29' da ZA 27 alaşımı, STK, GTK ve HKM'lerin elektron mikroskobu görüntüleri ve bu görüntülerin EDS analizleri verilmiştir. Elektron mikroskobu(SEM) görüntülerindeki fazlar arası kontrast Al ve Zn'ca zengin fazların atom numaraları arasındaki farklılığa bağlıdır. Bu fazların atom numaraları arasında var olan büyük fark fazlar arası kontrastı arttırmıştır. Aşağıda verilen mikro yapılarda genel olarak Zn'ce zengin fazlar açık tonlarda Al bakımından zengin fazlar ise koyu tonlarda tespit edilmiştir. Bu nedenle SEM görüntülerinde ışık mikroskobunun aksine koyu renkli bölgeler  $\alpha$  dentritleridir.  $\alpha$  fazı ışık mikroskobunda açık renkte görülmektedir. SEM mikroyapılarında beyaz görünen ve analizleri alınan bölgenin  $\epsilon$  ( $\text{CuZn}_4$ ) fazı olduğu tahmin edilmektedir. Durman ve Murphy[25] yaptıkları çalışmada  $\epsilon$  fazının ağırlıkça %84 Zn, %14,8 Cu içerdiğini göstermişlerdir. Çalışmamızda elektron mikroskobu görüntülerindeki  $\epsilon$  fazından alınan EDS analizleri literatüre uygun olarak ağırlıkça %82-85 Zn, %14-15 Cu içeriği vermektedir. Durman ve Murphy yaptığı çalışmalarda alaşımdaki Cu unun yarı kararlı  $\epsilon$  fazı halinde, Zn zengin ötektik  $\eta$  ve yüksek sıcaklık fazı  $\beta$ 'nin ötektoid dönüşümü sonucunda oluşan  $\eta$  matrisi içinde çok küçük partiküller halinde çökeldiği ve yarı kararlı varlığını çok uzun süreler koruduğu, beş yıla aşkın süreler oda sıcaklığında yaşlanmış numuneler üzerinde yapılan incelemelerde ispatlanmıştır [63,64]. ZA alaşımlarının gösterdiği üstün mekanik özelliklerde oluşan bu  $\epsilon$  fazının önemli rol oynadığı bilinmektedir [63].  $\epsilon$  fazı 268 °C' nin altındaki

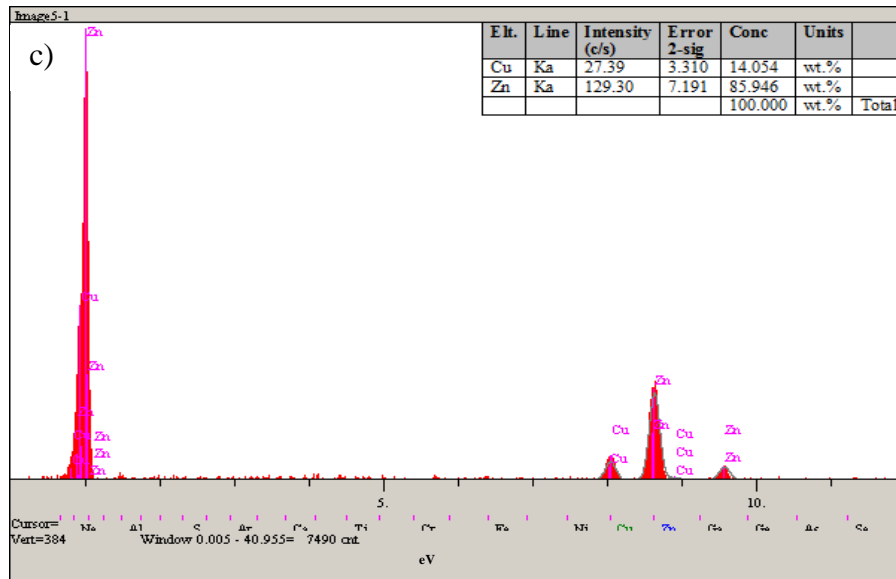
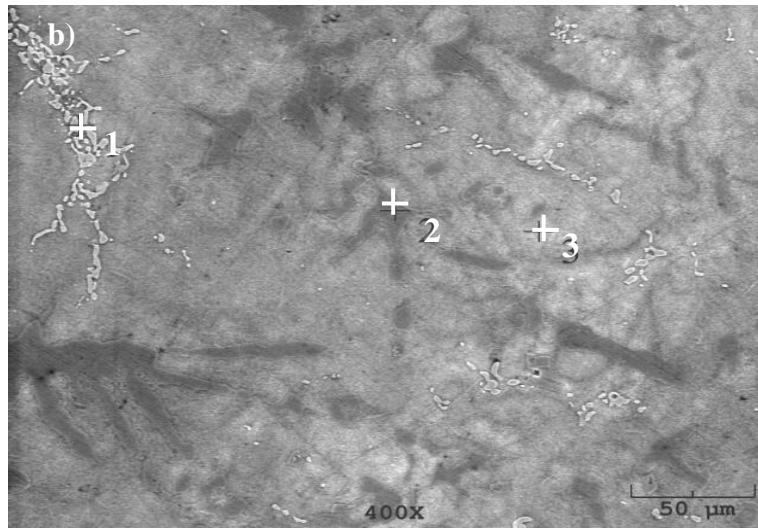
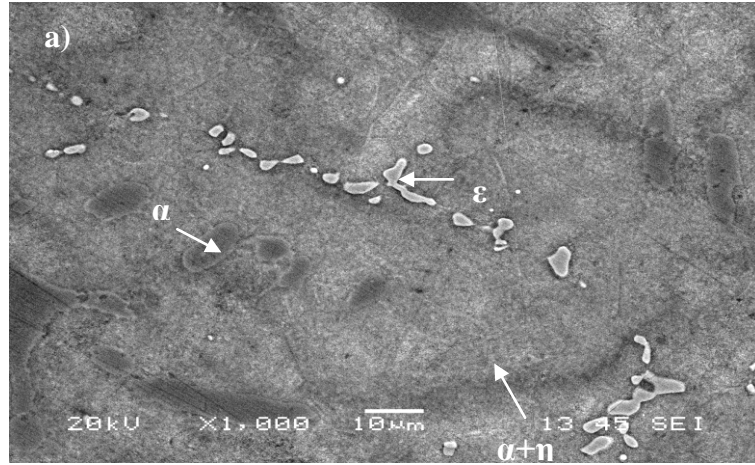


Şekil 6.11. ZA 27 alaşımının a-b)döküm halinin SEM yapısı c-e)EDS analizleri .

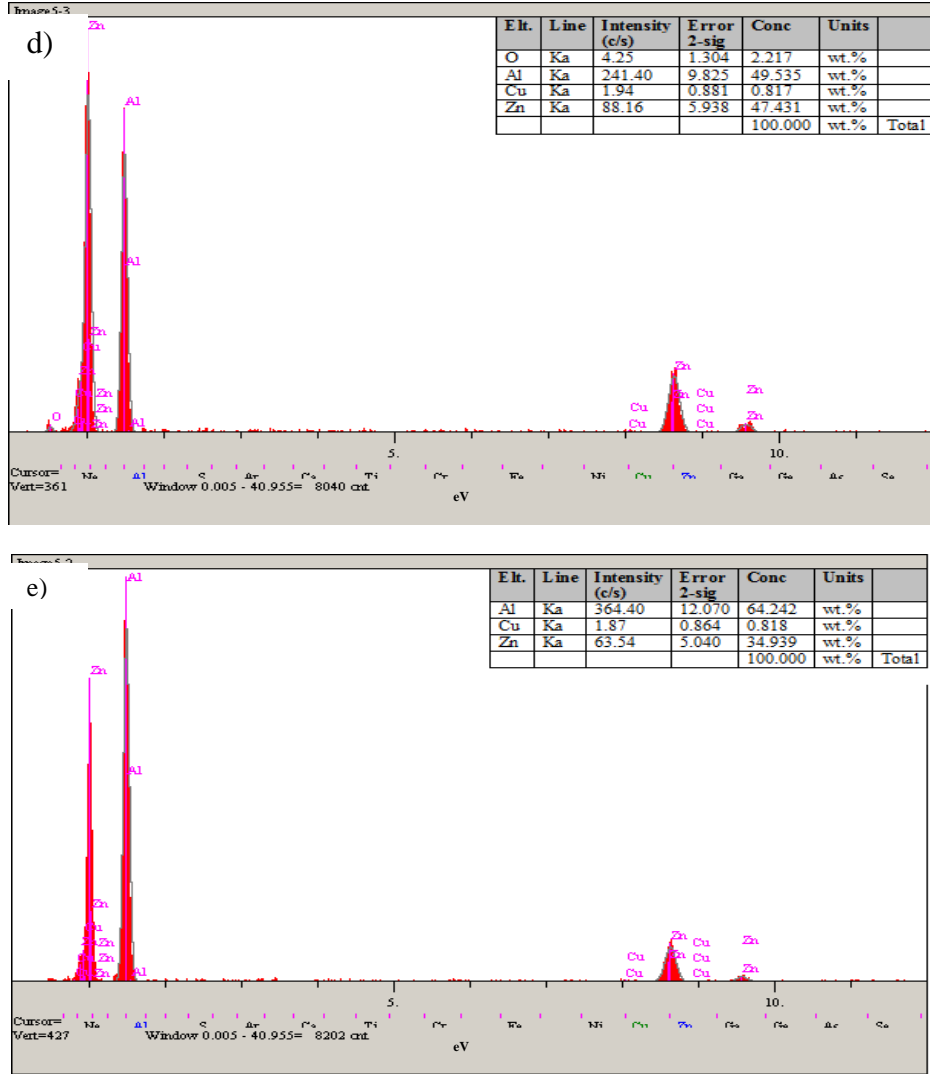


Şekil 6.11.(Devam)

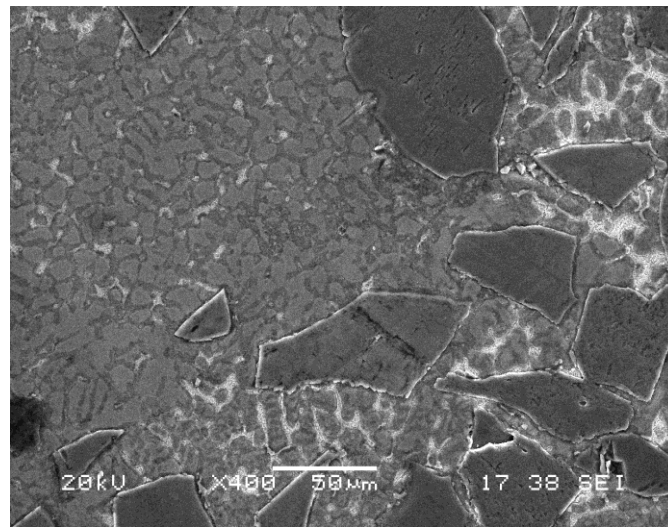
sıcaklıklarda kararlı bir faz değildir ve T' fazına dönüşmesi gerekmektedir. T' fazı %58 Cu, %30 Al ve % 12 Zn bileşimindedir ve buna bağlı olarak  $\epsilon$  fazının kararlı T' fazına dönüşümü alüminyumun  $\epsilon$  fazına difüzyonunu gerektirmektedir. Fakat  $\eta$  matriks içerisindeki çok düşük olan alüminyum çözünürlüğüne ve  $\eta$  ile  $\epsilon$  fazlarının benzer kristal yapılarına bağlı olarak,  $\epsilon$  fazı ve  $\eta$  matriks içinde yarı kararlı varlığını uzun süreler koruyabilmektedir[63].



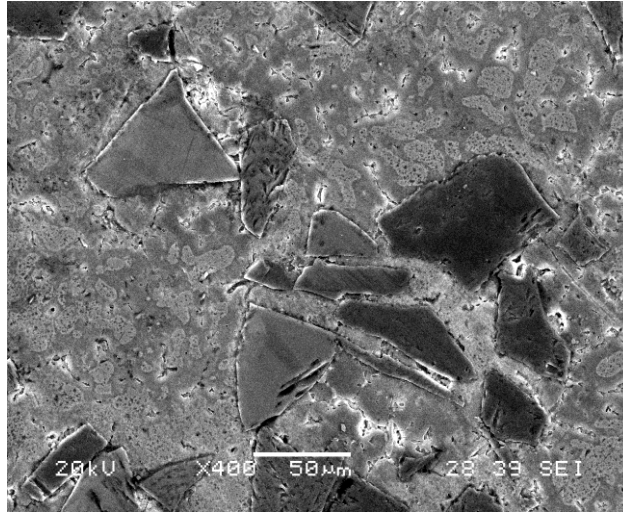
Şekil 6.12. ZA 27 alaşımının a-b) Isıl işlem halinin SEM yapısı c-e)EDS analizleri .



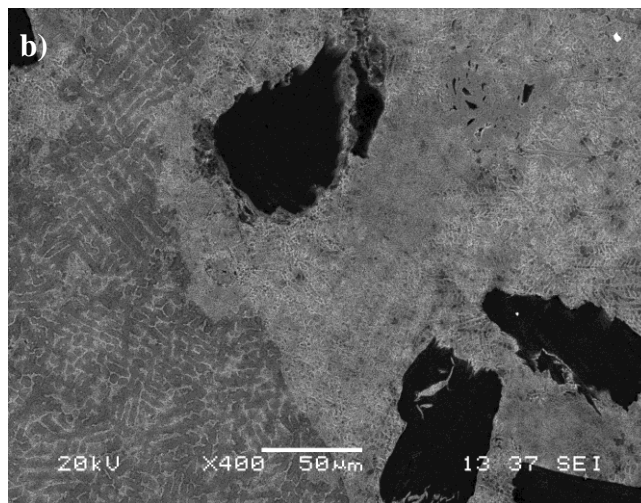
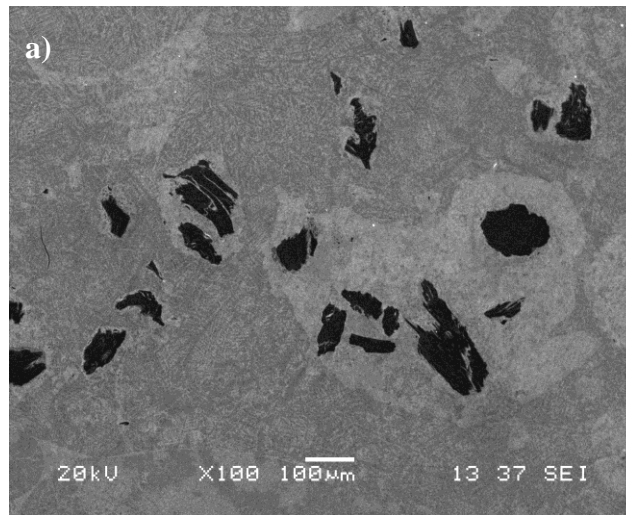
Şekil 6.12. (Devam)



Şekil 6.13 %10 SiC takviyeli kompozit malzemenin (STK) döküm halinin SEM yapısı .

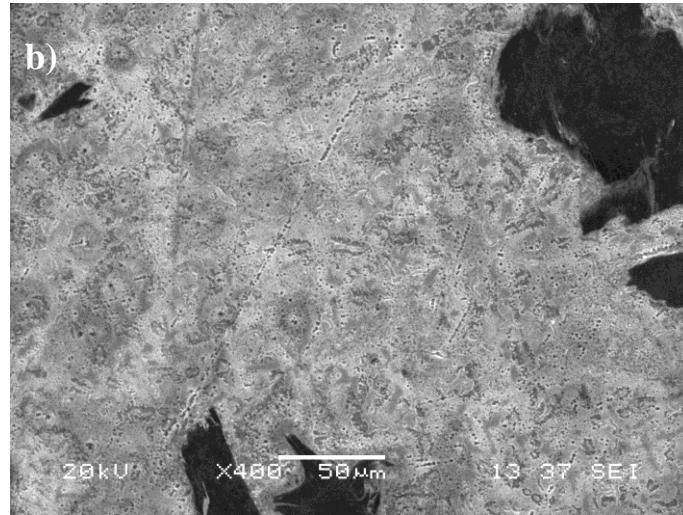
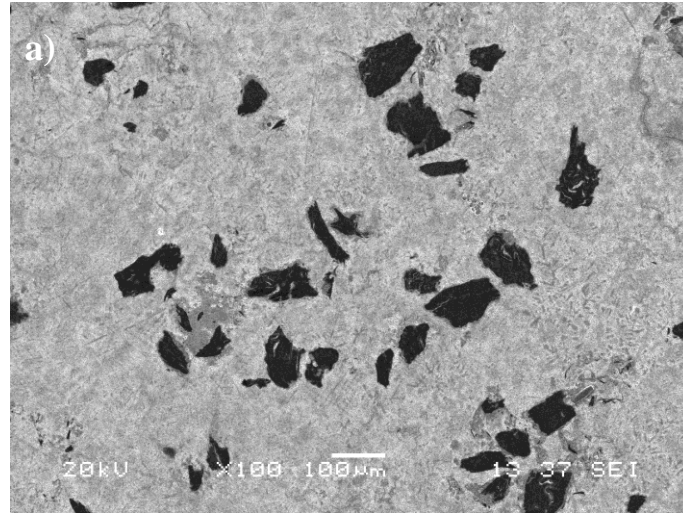


Şekil 6.14. %10 SiC takviyeli kompozit malzemenin (STK) ısıtılmış halinin SEM yapısı.



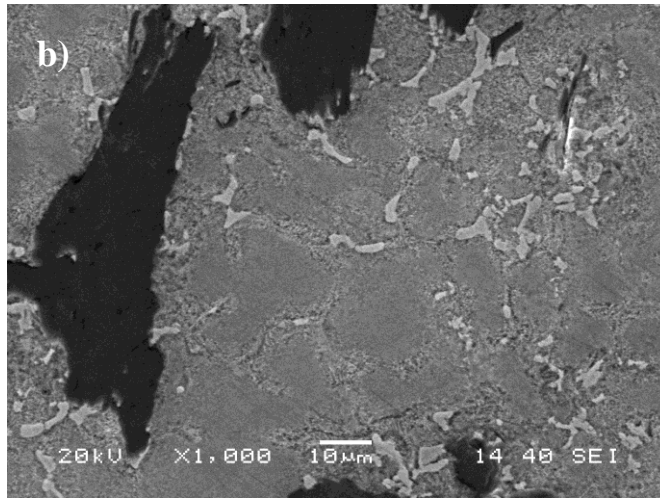
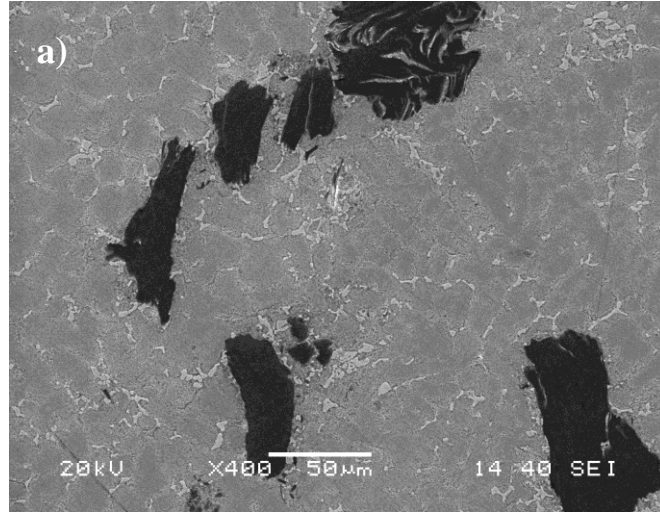
Şekil 6.15. %2,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) döküm halinin SEM yapısı.

Şekil 6.16 - Şekil 16.22 de SEM görüntülerinde standart ZA 27 alaşımlarında olduğu şekilde adacık şeklindeki primer  $\alpha$ 'lar ve bunlar çevreleyen  $\alpha+\eta$  yapısından oluştuğu görülmektedir. Yapı içerisinde ısıl işlem sonrasında  $\epsilon$  fazları bozunmadan kalmaktadır.

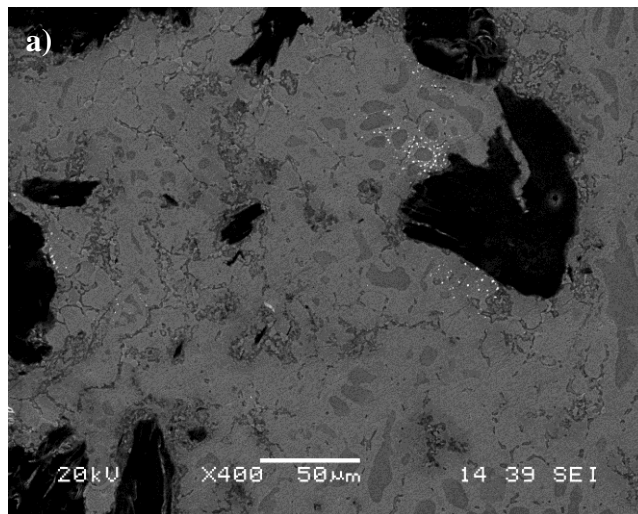


Şekil 6.16. %2,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) ısıl işlem halinin SEM yapısı.

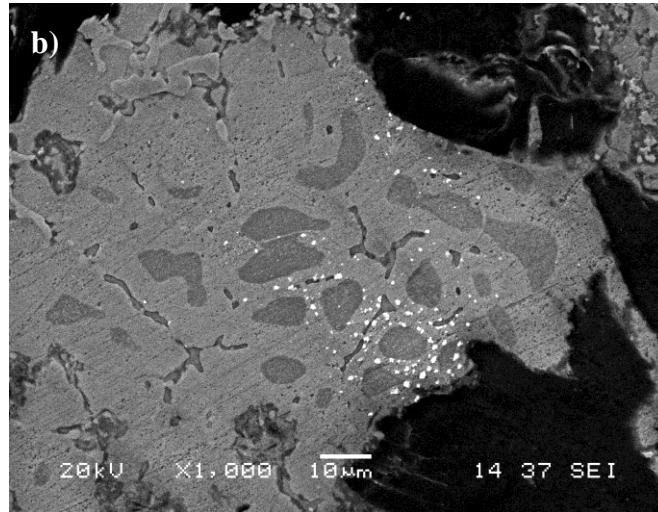




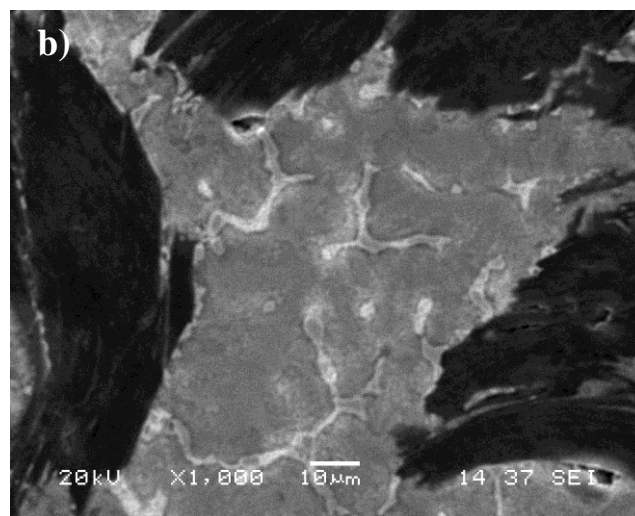
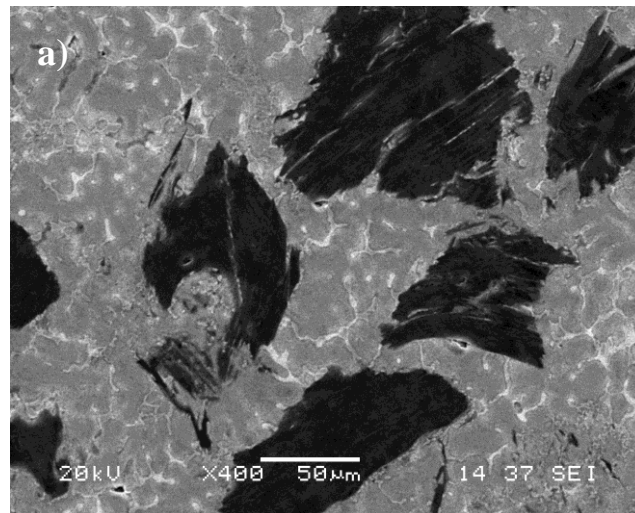
Şekil 6.17. %5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) döküm halinin SEM yapısı.



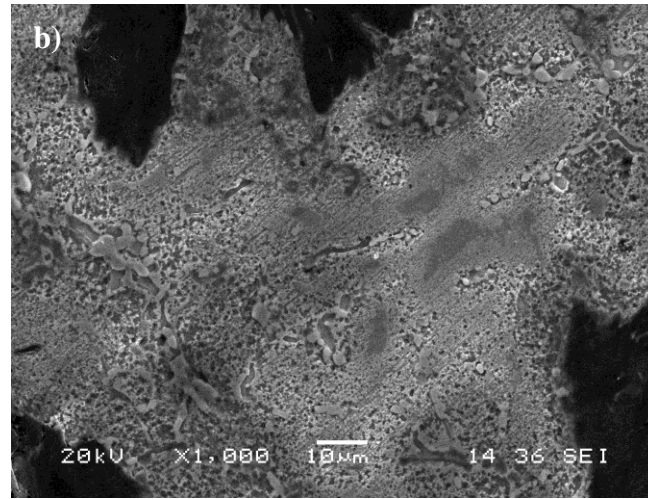
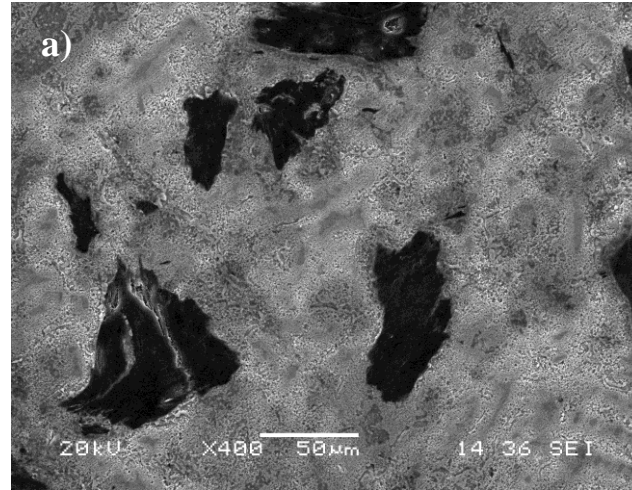
Şekil 6.18. %5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) ısıtılmış halinin SEM yapısı.



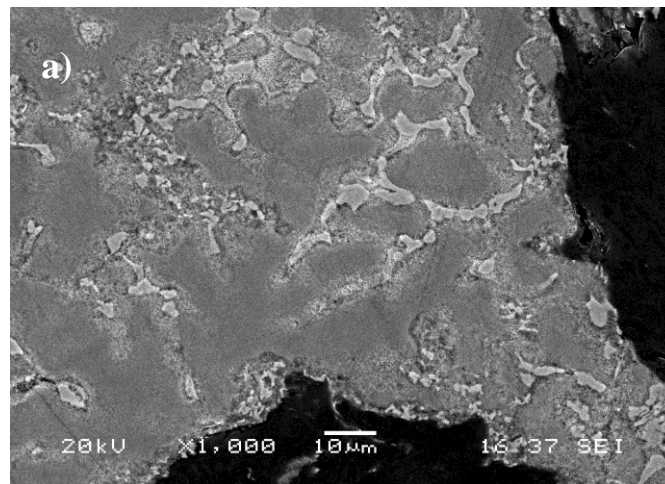
Şekil 6.18.(Devam).



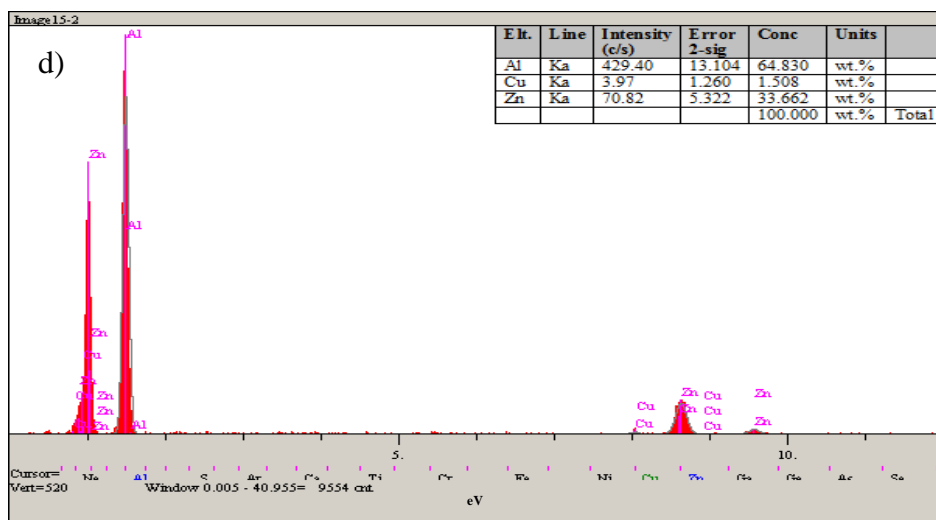
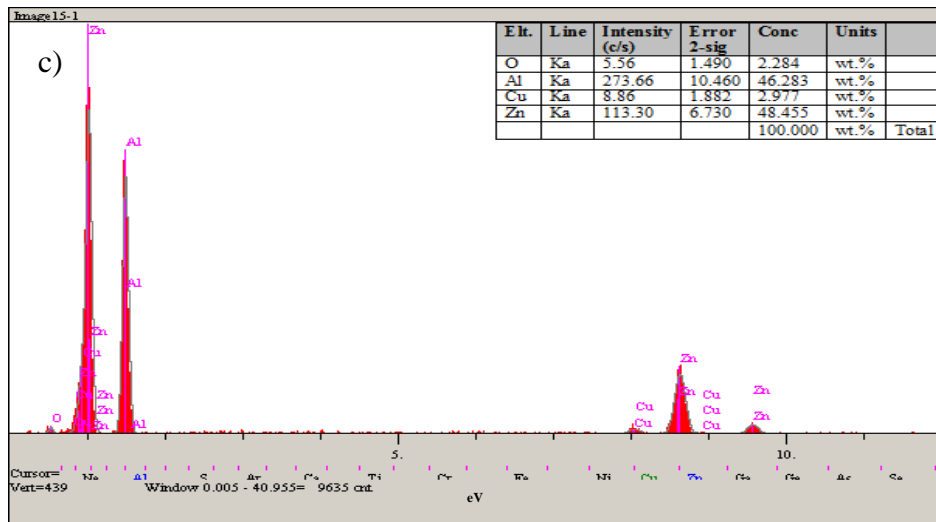
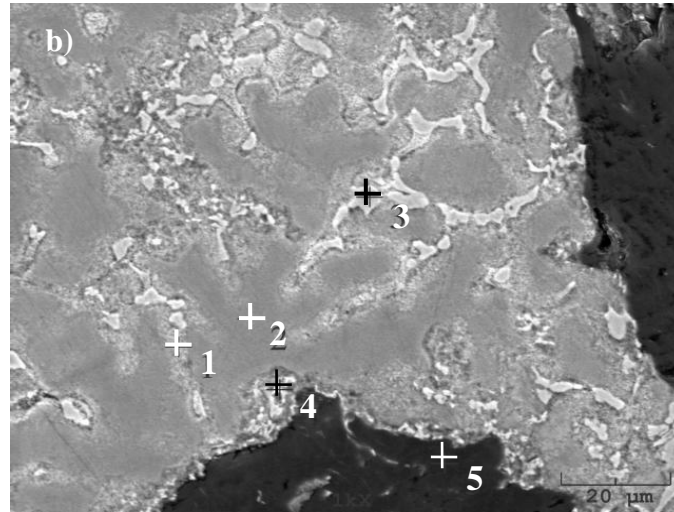
Şekil 6.19. %7,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) döküm halinin SEM yapısı.



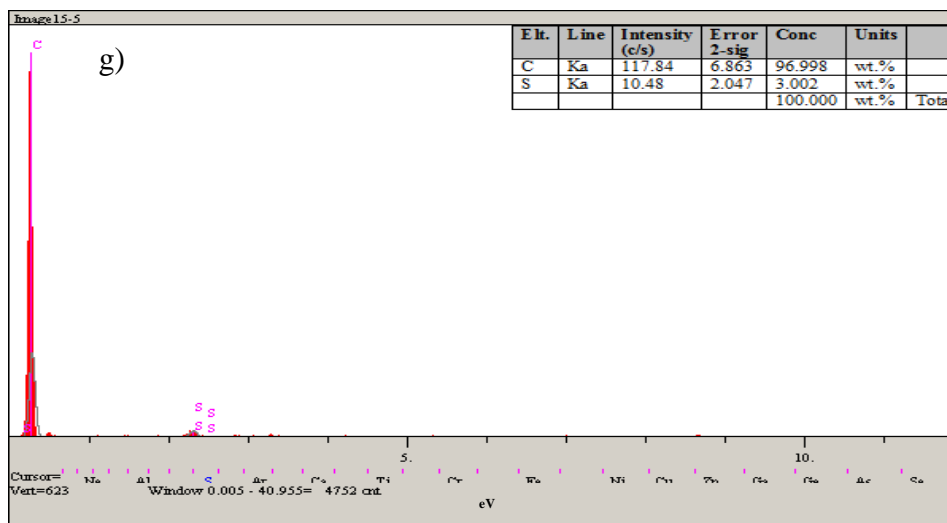
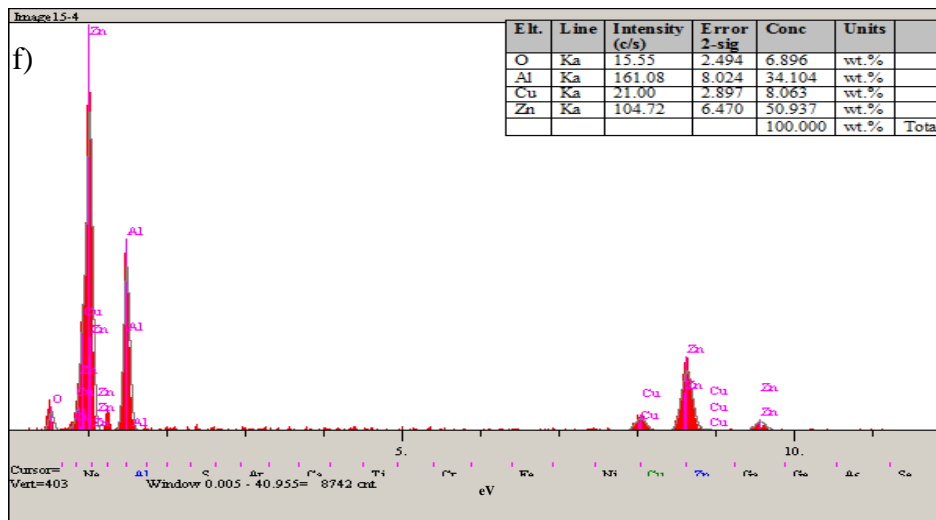
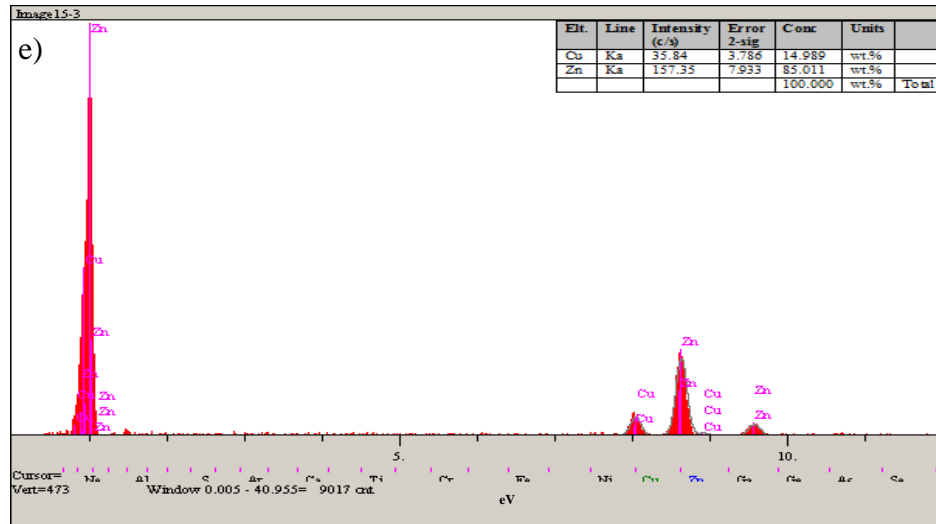
Şekil 6.20. %7,5 Grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b) ısıtılmış halinin SEM yapısı.



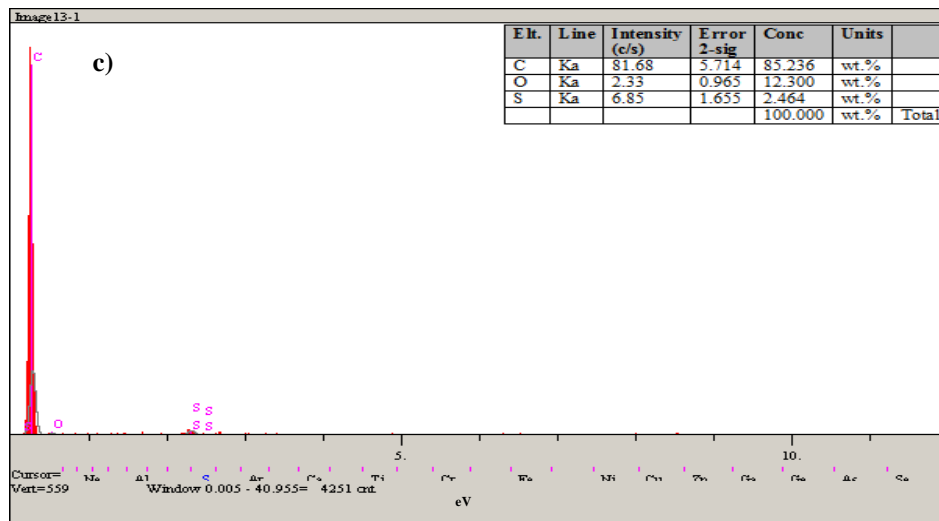
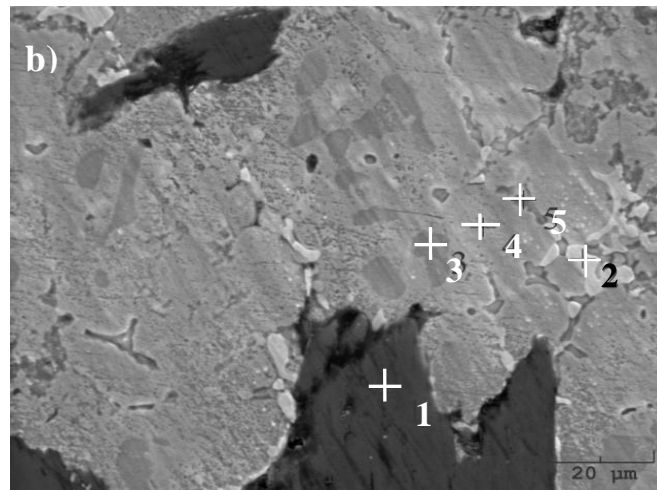
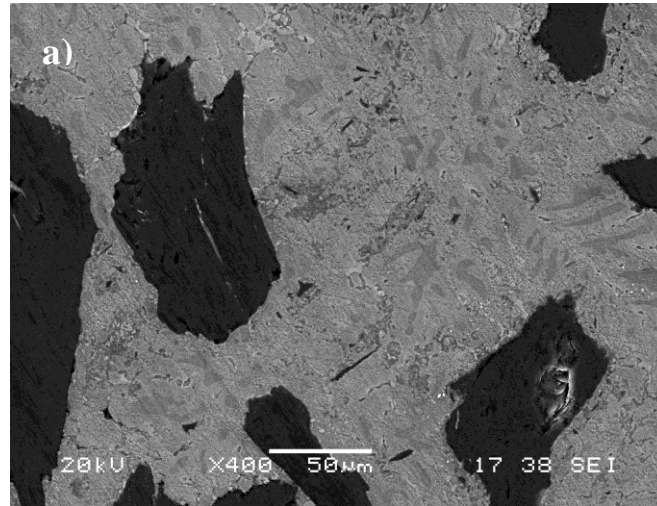
Şekil 6.21. %10 grafit takviyeli kompozit malzemenin (GTK) a-b)döküm halinin SEM yapısı c-g)EDS analizleri.



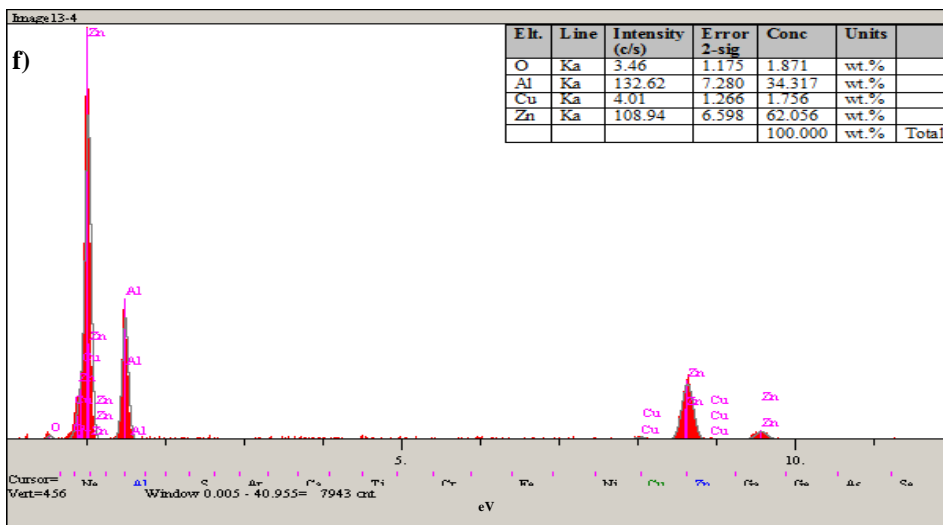
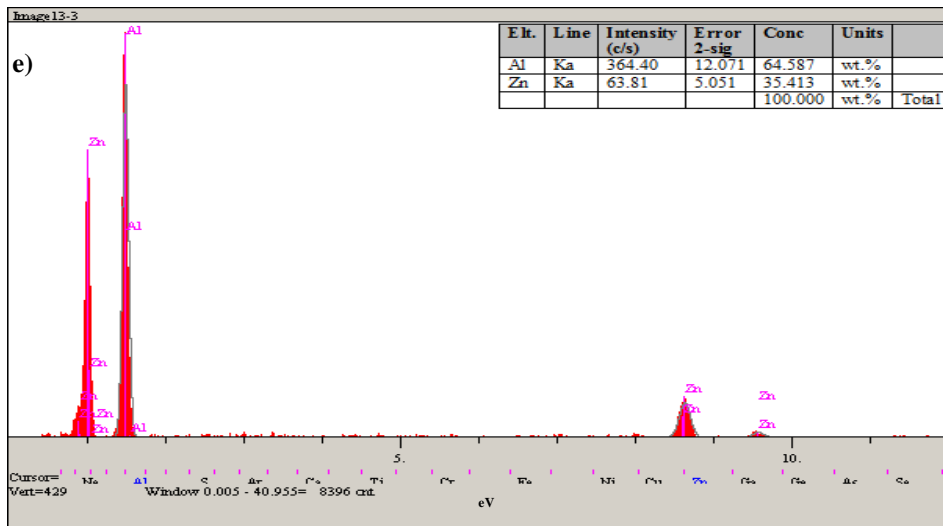
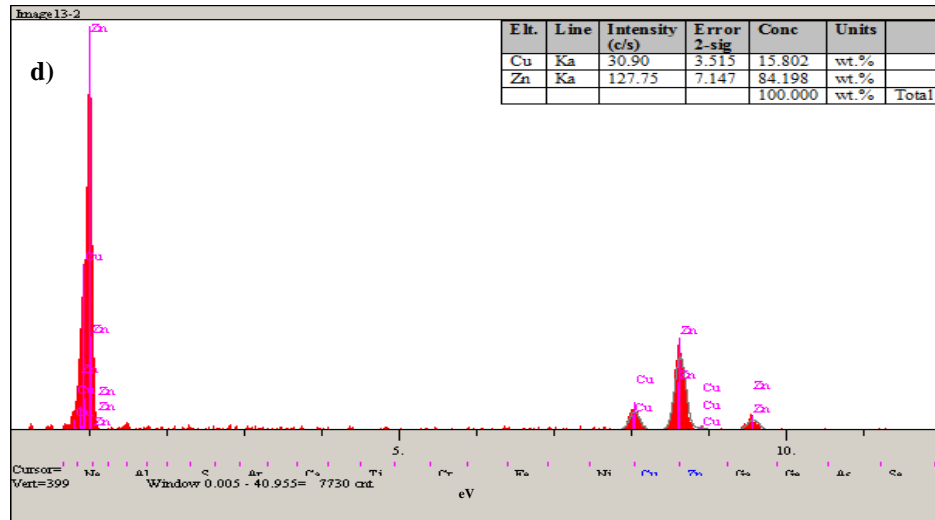
Şekil 6.21. (Devam).



Şekil 6.21. (Devam).

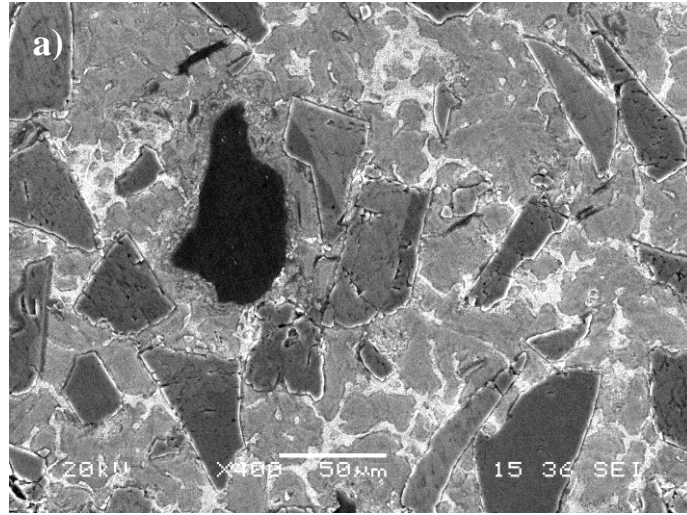


Şekil 6.22. %10 grafit takviyeli malzemenin(GTK) a-b)ısl işlem halinin SEM yapısı c-e)EDS analizleri.



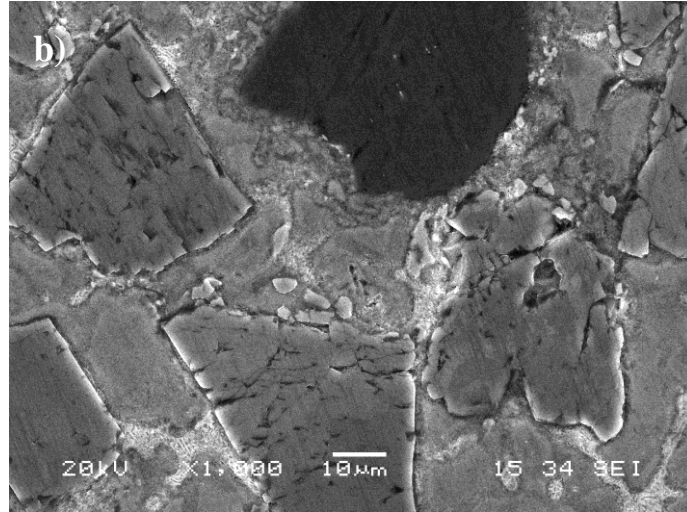
Şekil 6.22 (Devam).

Şekil 6.23-Şekil 6.30'da %10 SiC ve sırasıyla %2.5-5-7.5-10 grafit içeren hibrit kompozit malzemelerin(HKM) elektron mikroskobu Görüntüleri ve EDS analizleri verilmiştir. ZA 27 alaşımı, STK ve GTK' larda olduğu gibi matriks aynı özellikleri göstermektedir. Hibrit kompozit malzemelerin yapıları incelendiğinde grafit ve SiC partiküllerinin matriks içerisinde homojen şekilde dağıldığı ve matriks ile partikül ara yüzeyinin çok iyi olduğu görülmektedir. Hibrit kompozit malzemelere ilave edilen grafitler aynen GTK kompozitlerde olduğu gibi matriks tarafından çok iyi ıslatılmıştır. Bunu ispatlayan görüntüler Şekil 6.25 ve Şekil 6.27-28 deki grafitlerin içerisine sızan matriks fazıdır. Hibrit kompozitlerin içindeki SiC takviye fazı yüksek mukavemet taşıma özelliği vortex metodu ve sıkıştırma döküm üretim esnasında fiziki kararlılığına korumuştur. Hem STK hemde HKM'ler incelendiğinde SiC partiküllerinin büyük bir kısmının deformasyona uğramadan matriks içerisinde kaldığı görülmektedir. Ancak vorteks ile kompozitin üretimi esnasında ve yüksek basınçtaki sıkıştırma döküm yöntemi ile üretimi esnasında çok az SiC'ün ve grafitin parçalandığı tespit edilmiştir.

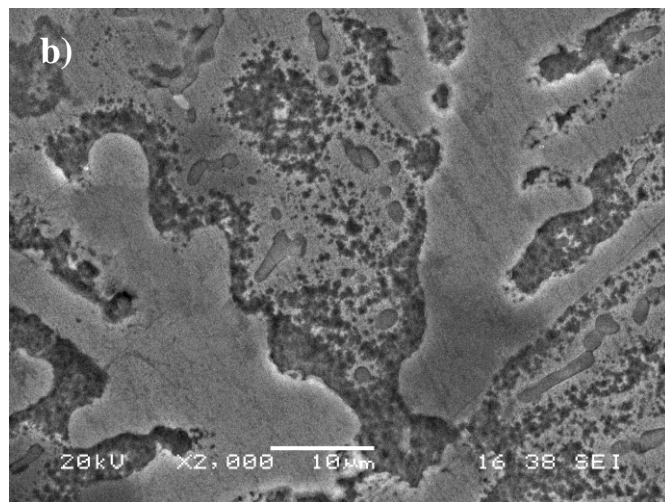
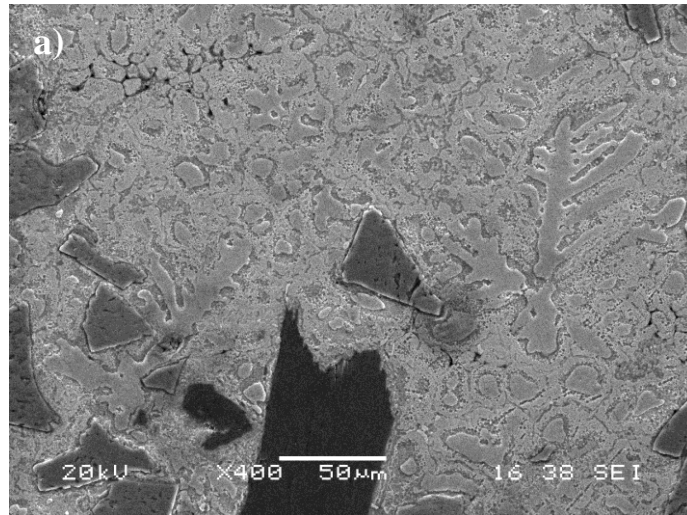


Şekil 6.23. %10SiC ve %2,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b)döküm halinin SEM yapısı .

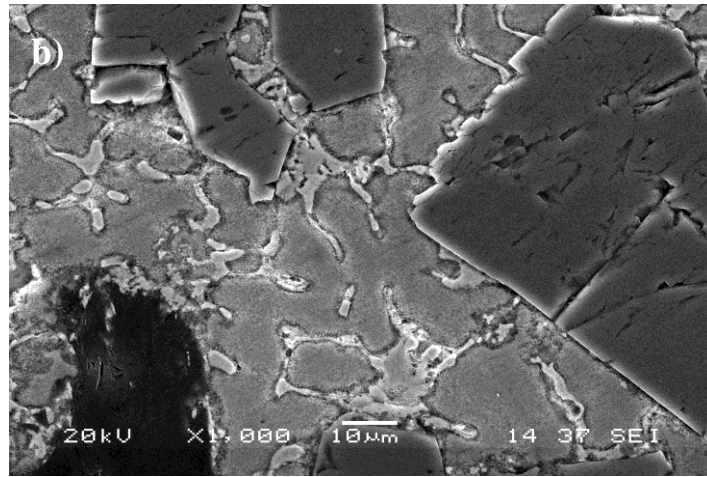
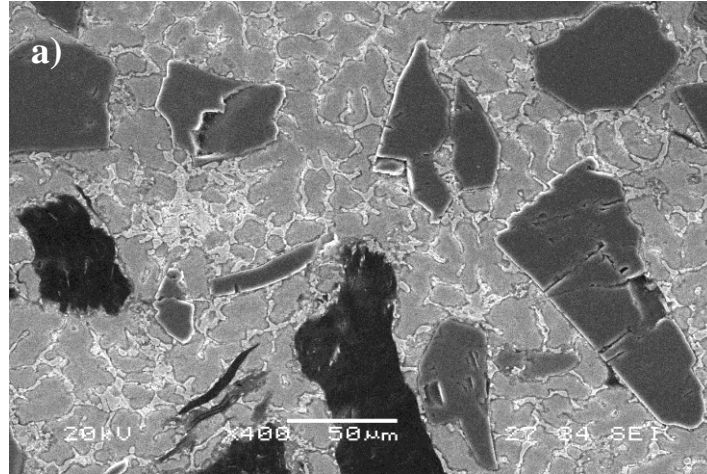




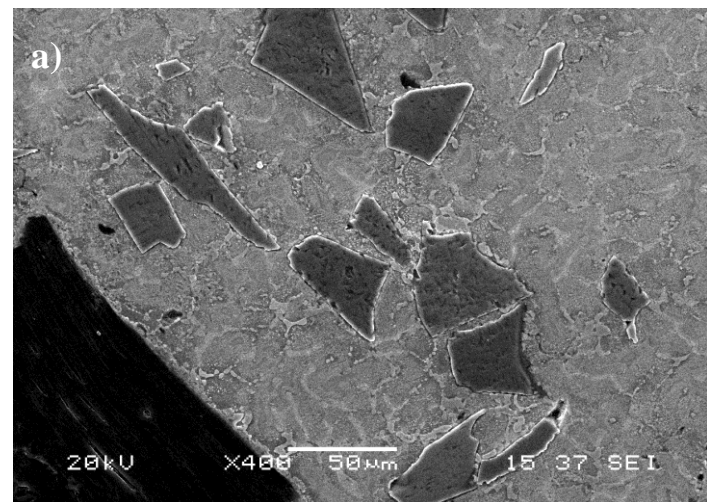
Şekil 6.23.(Devam).



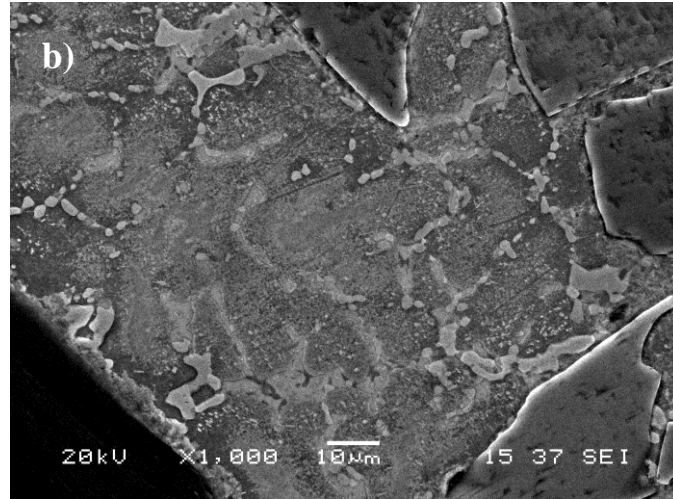
Şekil 6.24. %10SiC ve %2,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b) ısıt işleminin SEM yapısı .



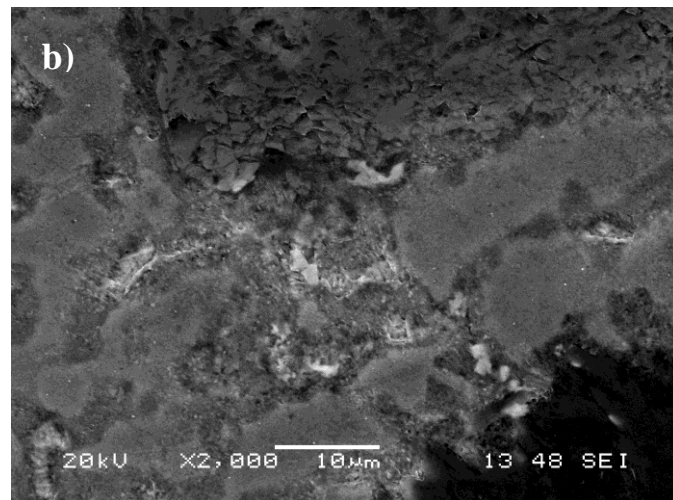
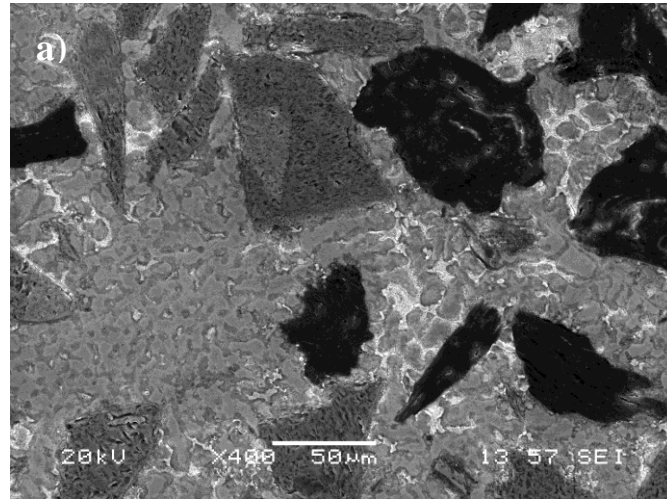
Şekil 6.25. a-b) % 10 SiC ve %5 grafit takviyeli kompozit(HTK) malzemenin döküm halinin SEM görüntüsü.



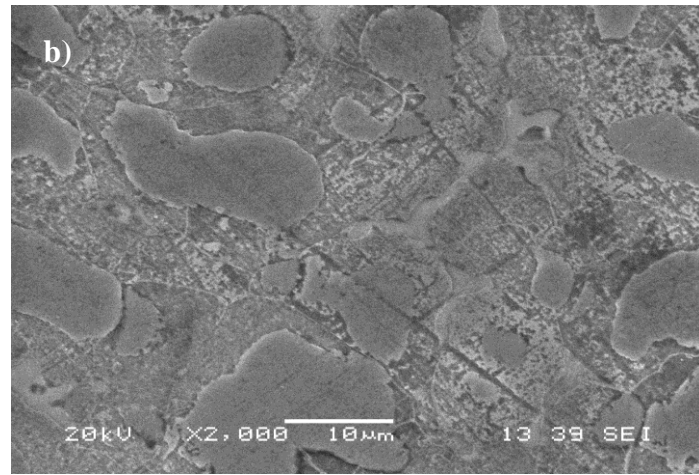
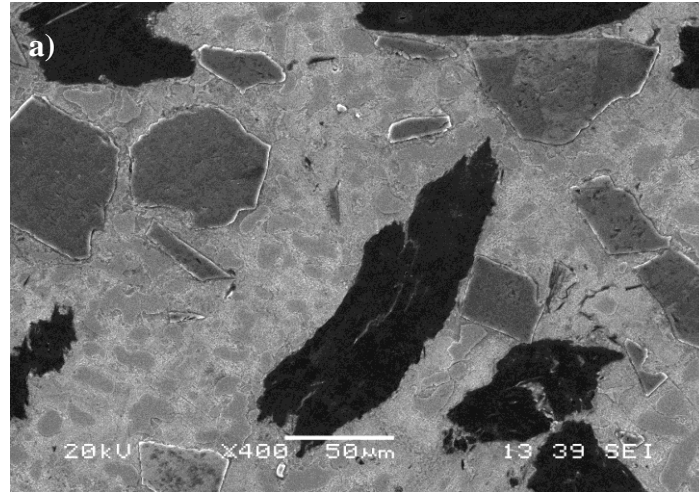
Şekil 6.26. %10SiC ve %5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b)ısıtılma halinin SEM yapısı.



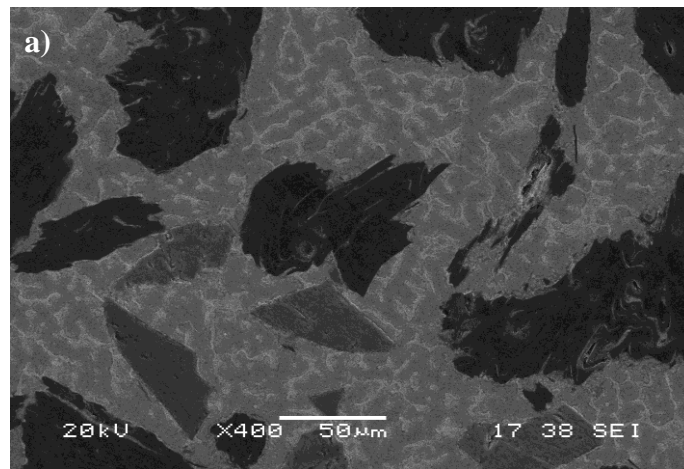
Şekil 6.26. (Devam).



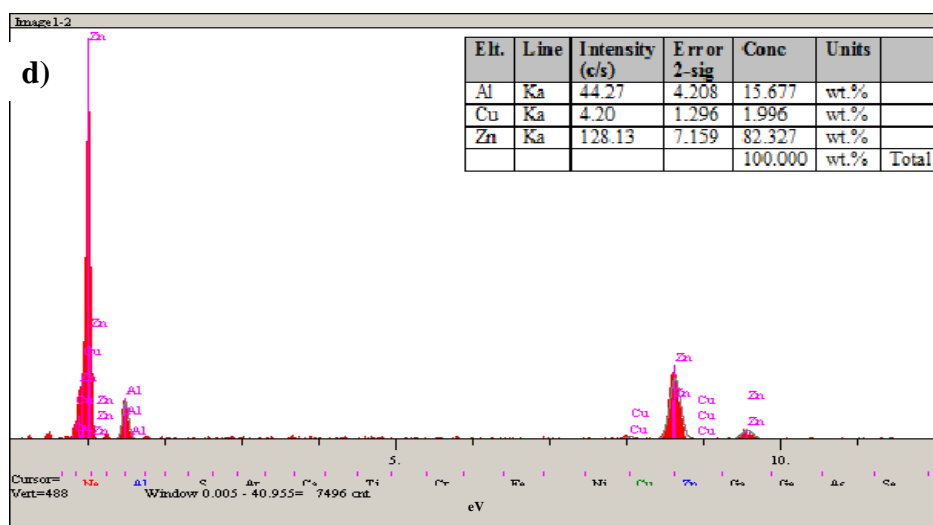
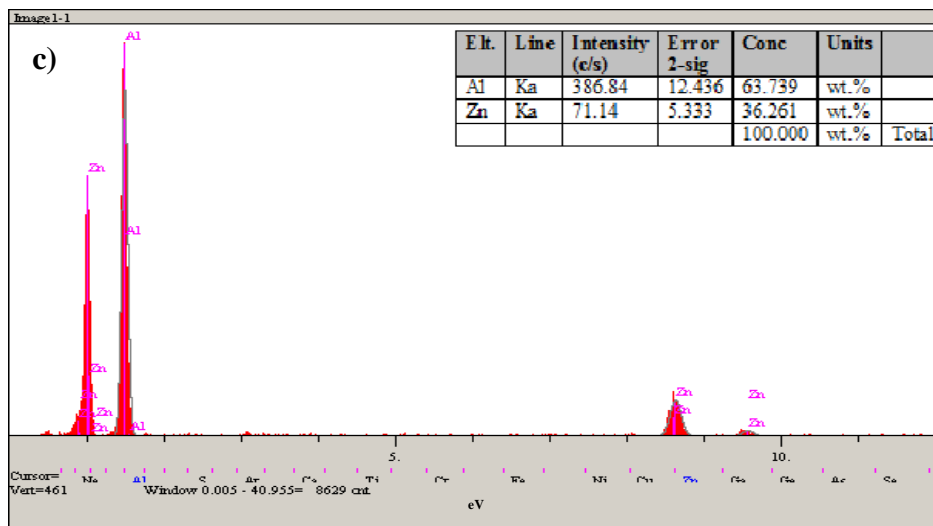
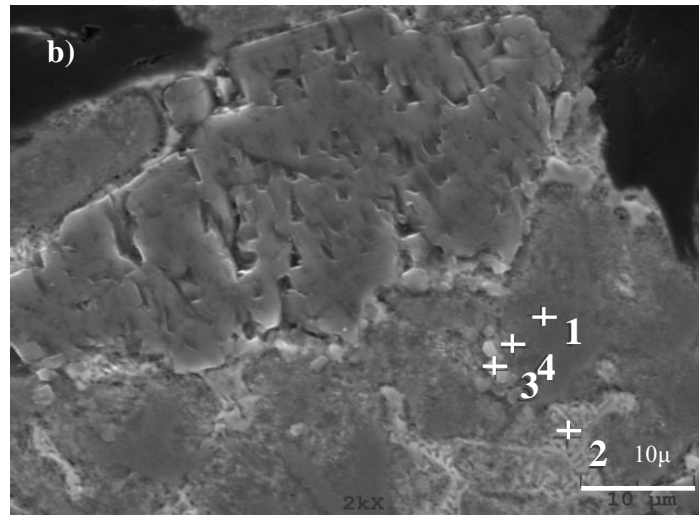
Şekil 6.27. %10SiC ve %7,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b) döküm halinin SEM yapısı.



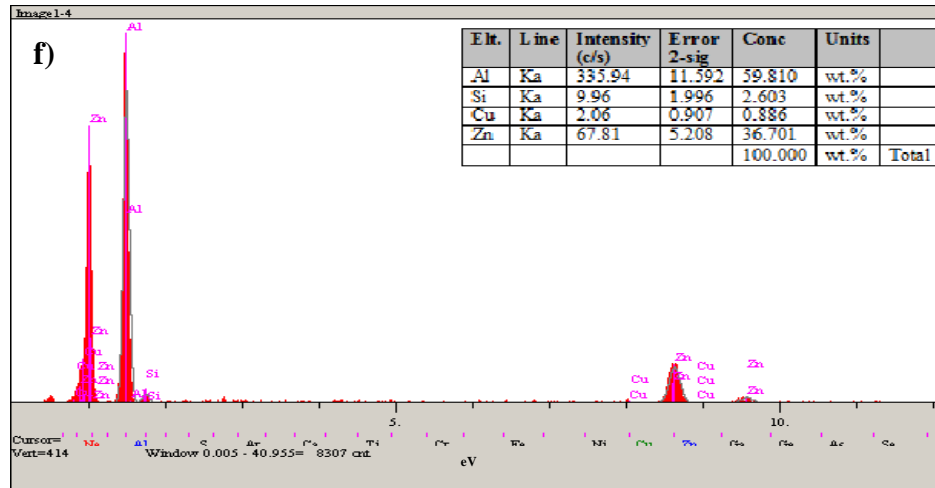
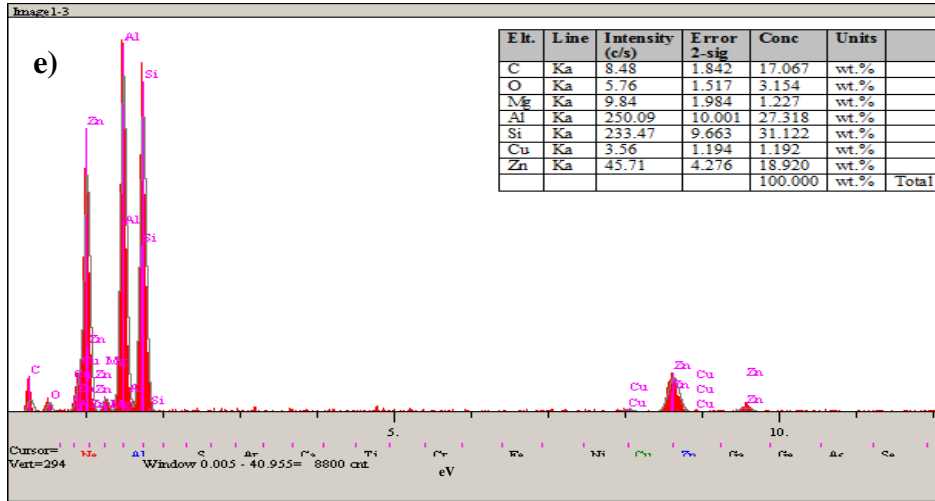
Şekil 6.28. %10SiC ve %7,5 grafit takviyeli hibrit kompozit malzemenin(HKM) a-b) ısıtılmış halinin SEM yapısı .



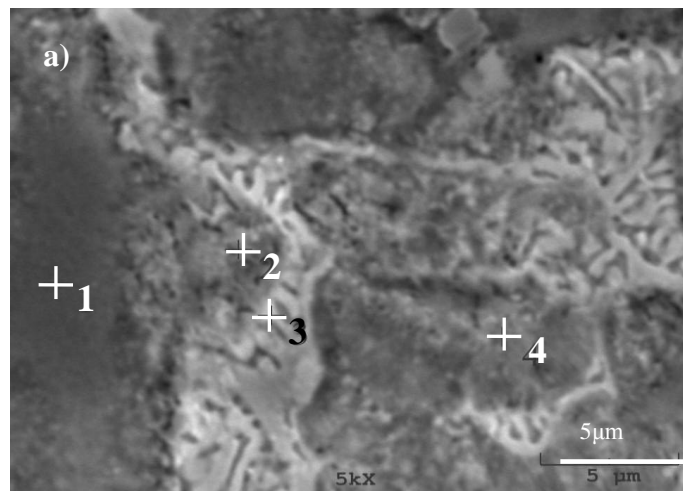
Şekil 6.29 %10SiC ve %10 grafit içeren hibrit kompozit malzemenin (HKM) a-b) döküm halinin SEM yapısı c-f)EDS analizleri.



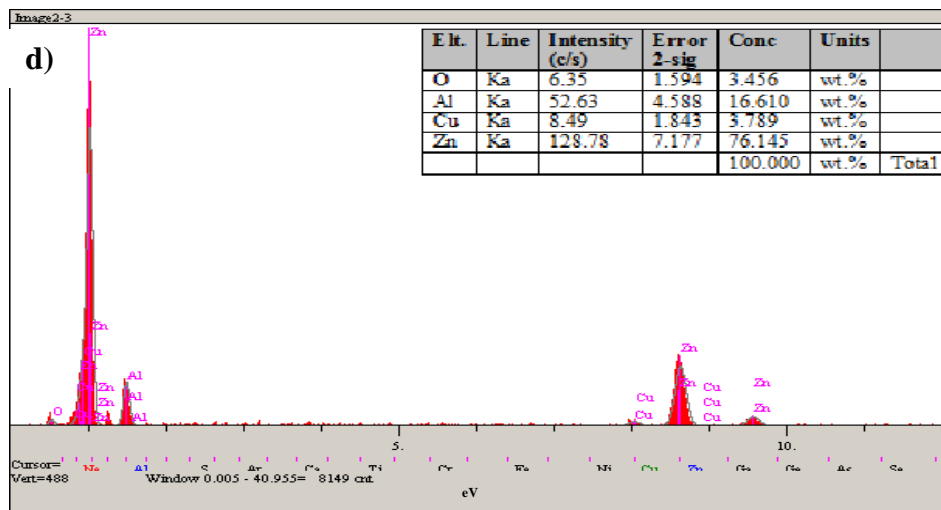
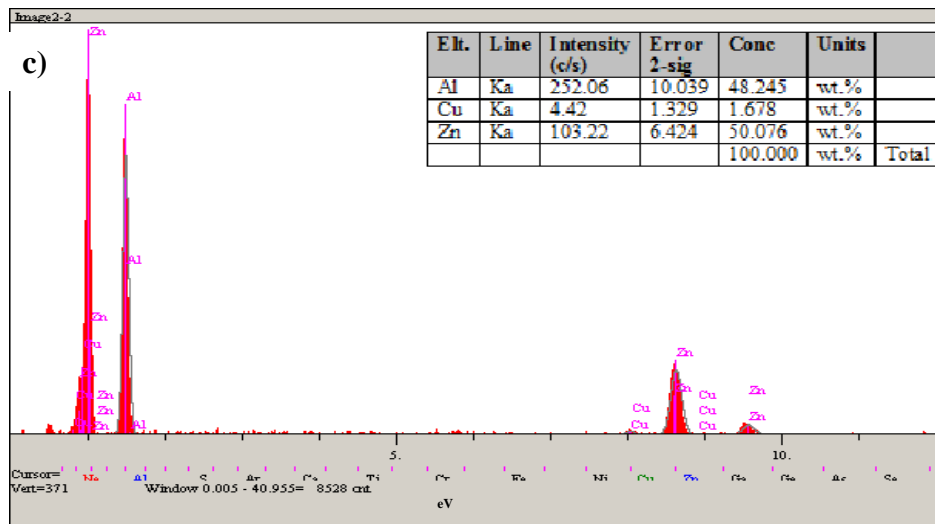
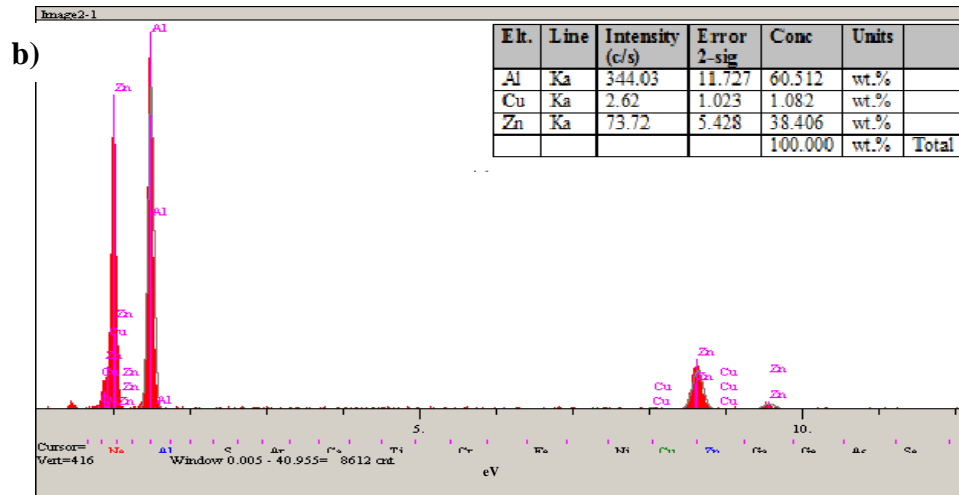
Şekil 6.29. (Devam).



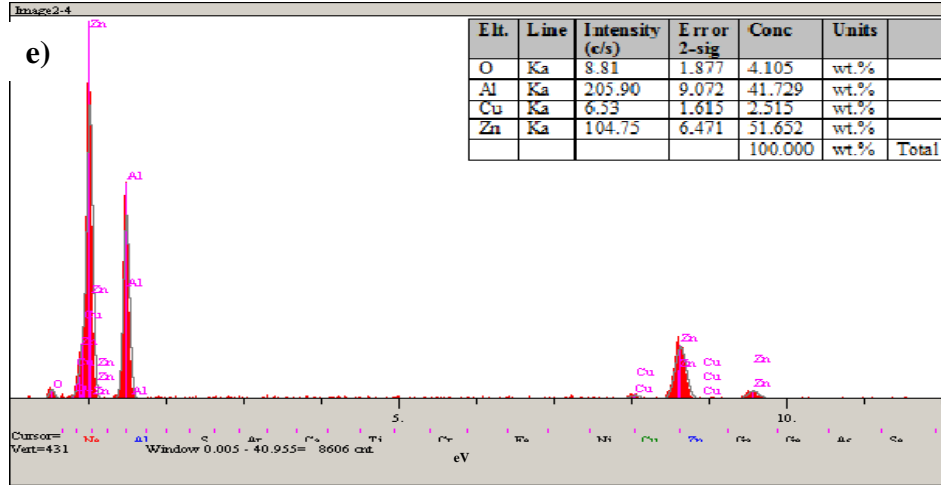
Şekil 6.29.( Devam).



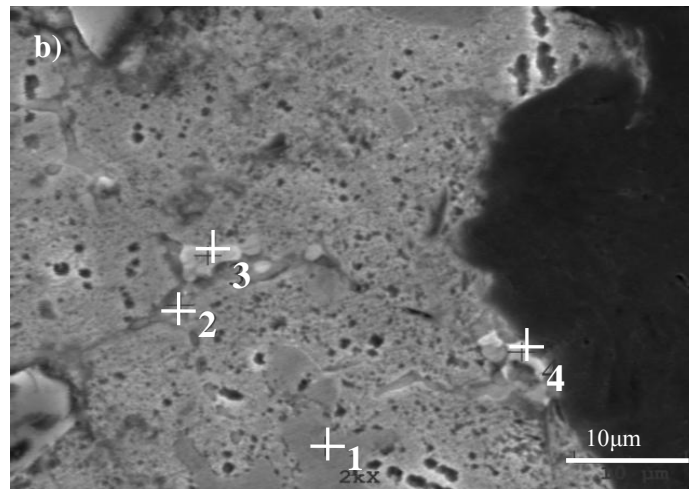
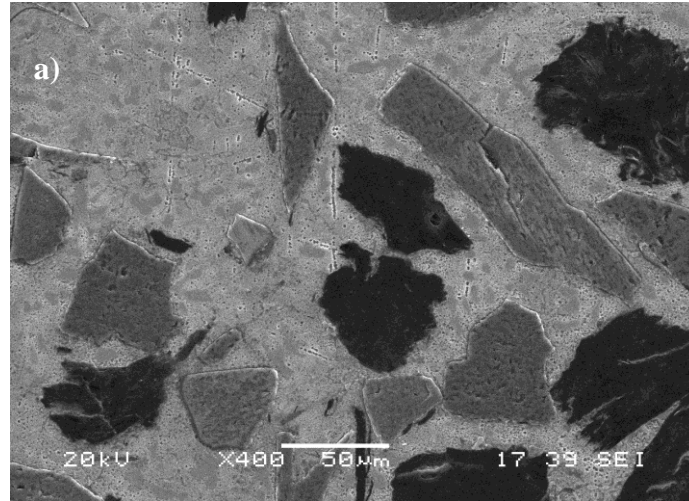
Şekil 6.30. %10SiC-%10 grafit içeren hibrit kompozit malzemenin (HKM) a) döküm halinin SEM yapısı b-e)EDS analizleri.



Şekil 6.30 .(Devam).

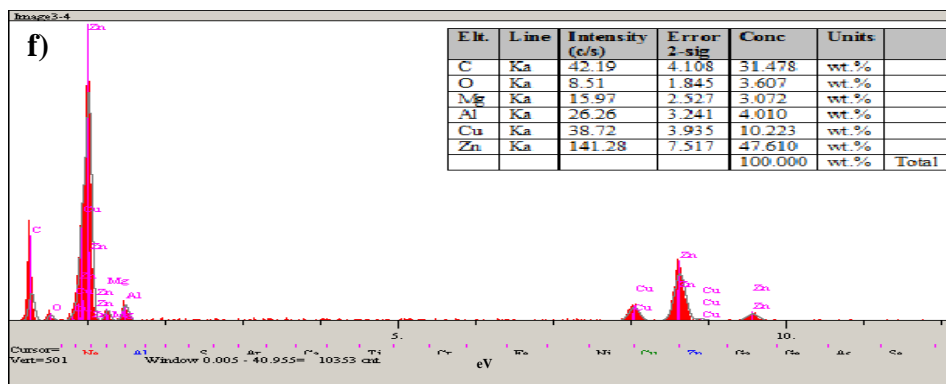
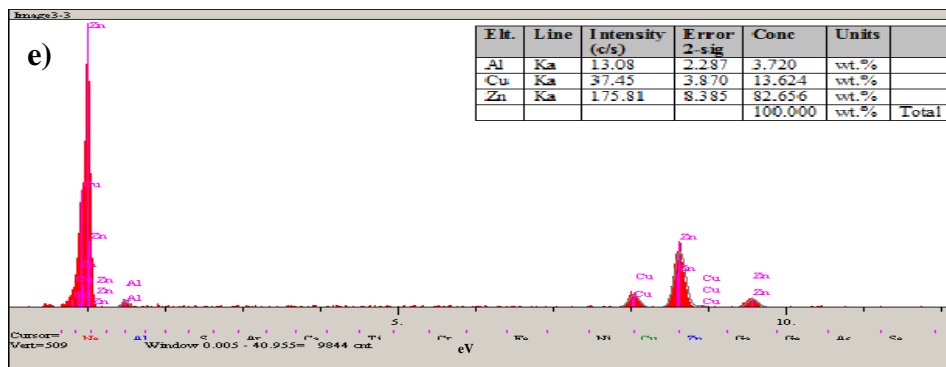
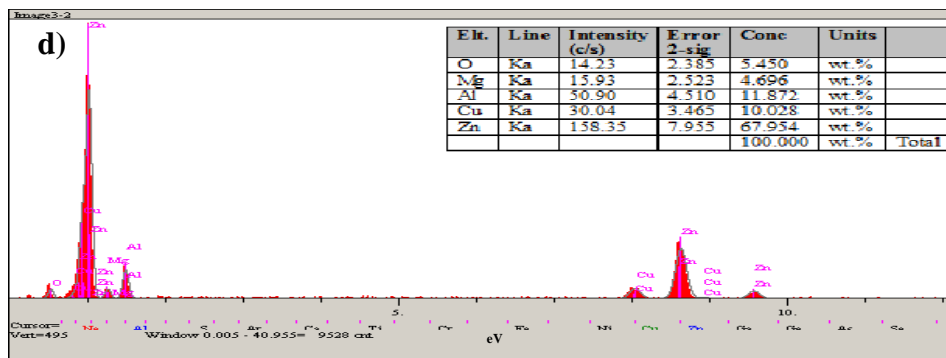
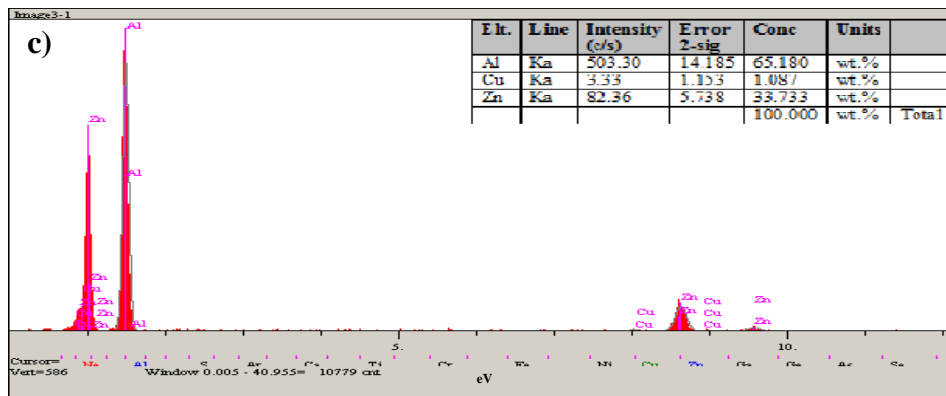


Şekil 6.30. (Devam).



Şekil 6.31. %10SiC ve %10 grafit içeren hibrit kompozit malzemenin (HKM) a-b) ısıl işlem halinin SEM yapısı c-f)EDS analizleri.





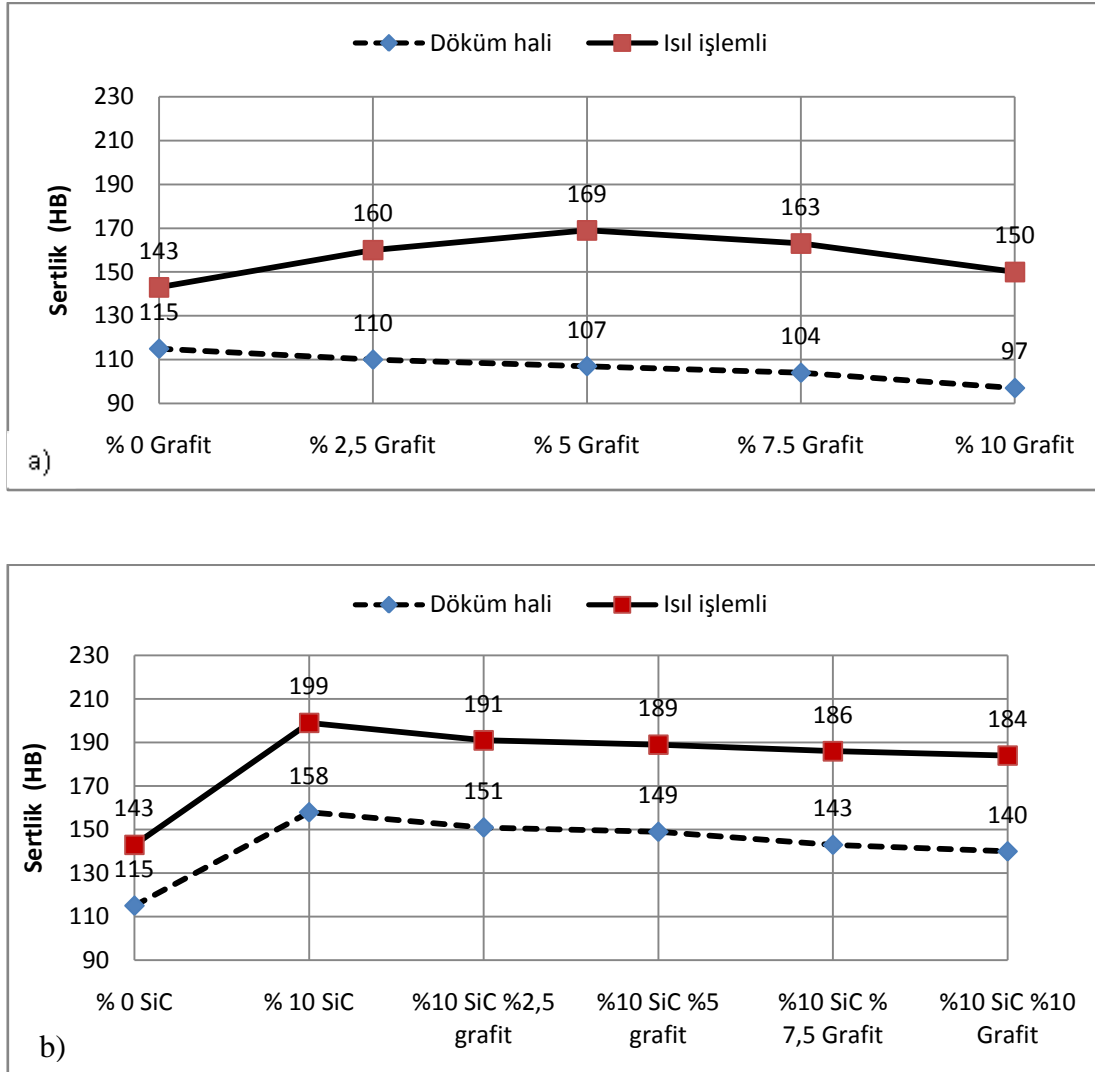
Şekil 6.31. (Devam).

## 6.2. Sertlik Sonuçları

ZA 27 alaşımı STK, GTK ve HKM'lerin Brinell ve mikro sertlik olmak üzere iki çeşit sertlikleri alınmıştır. Mikro sertlik ölçümleri Future Leica VMHT MOT mikro sertlik cihazı ile 50 gr yük, 10 saniye süreyle uygulanarak alınmıştır. Sertlik ölçümleri partiküller arası matris bölgelerinden gerçekleştirilmiştir. Ölçümün sağlıklı olabilmesi için her numuneden beşer adet ölçüm yapılmıştır. Brinell sertlik ölçümleri M4R - Rockwell Tester cihazı ile yapılmış ve her numuneden beşer adet sertlik alınarak gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar Şekil 6.32-6.33 de alaşım STK, GTK VE HKM'lerin mukayesesi yapılacak şekilde bir arada verilmiştir. Şeki 6.32'de alaşımın ve GTK malzemelerin Brinell sertlik grafikleri döküm ve ısıl işlem yapısı için gösterilmiştir. Şekil 6.33 de ise HKM ve STK malzemelerin Brinell ve Vickers sertlik grafikleri döküm ve ısıl işlem yapısı için ayrı ayrı verilmiştir.

Şekil 6.32 a'da verildiği üzere ZA 27 alaşımının döküm yapısının Brinell sertlik değeri 115 Brinell'dir. İçerisine yumuşak karakterli grafit takviyesi malzemenin Brinell sertlik değerini azaltmış ve artan grafit içeriğine bağlı olarak %10 grafit miktarında 97 HB değeri ile en düşük seviyesine ulaşmıştır. ZA 27 ve GTK malzemelerin ısıl işlemleri halde sertlikleri, döküm yapısının tersine artış göstermiştir. Isıl işlem alaşımın sertliğini yaklaşık % 20 artış ile 115 den 145'e çıkartmıştır. GTK' malzemelerin Brinell sertliği hem ısıl işlemde hem de grafit içeriğinin artışından etkilenmiş 169 HB değerine kadar ulaşmıştır. Ancak Brinell sertlik değeri % 10 grafit içeriğinde alaşımdan da düşük ölçülmüştür.

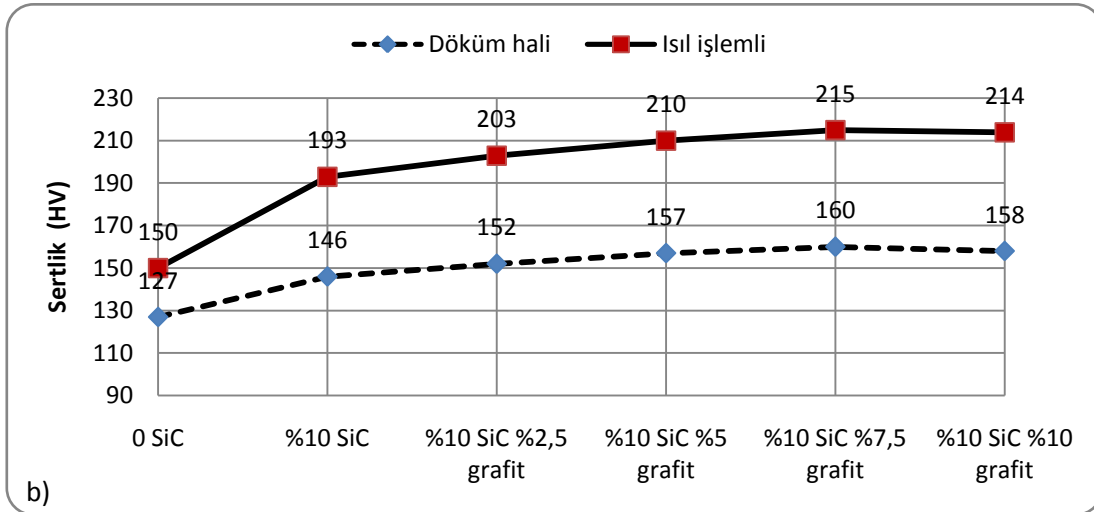
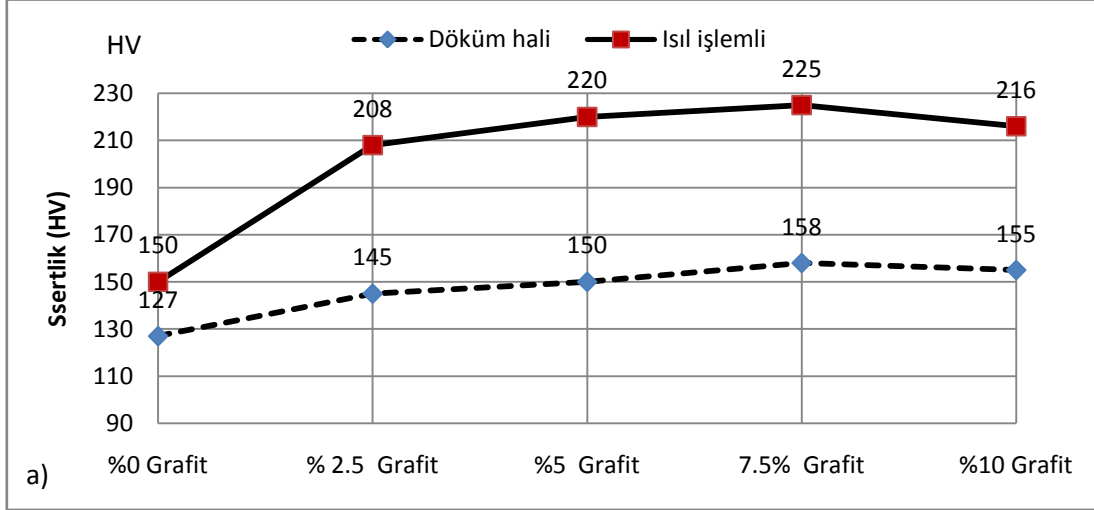
ZA 27 alaşımına mukavemet ve sertlik özellikleri yüksek olan SiC'ün ilavesi hem döküm hem de ısıl işlemleri malzemedeki Brinell sertliği arttırmaktadır. Bu durum Şekil 6.32 b'de açıkça görülmektedir. Döküm malzemelerde sertlik SiC'ün ilavesi ile yaklaşık %28 'lik bir artışla 115 HB'den 158 HB'ye çıkmıştır. Ancak grafitin ilavesi ile oluşturulan HKM'lerde bu sertlik 158 HB den artan grafit içeriğine bağlı olarak sırasıyla 151-149-143-140 HB değerlerine kadar düşmüştür. Isıl işlem görmüş STK ve HKM'lerin sertliği döküm yapısından %20-25 daha yüksek değerler vermiştir.



Şekil 6.32. a) ZA 27 alaşımı ve GTK malzemelerin ,b) ZA 27 alaşımı, STK ve HKM'lerin döküm ve ısıl işlemlili hallerinin Brinell sertlik değerleri

Şekil 6.33 incelendiğinde döküm ZA 27'nin Vickers sertliğinin 127 HV olduğu ve artan grafit içeriği ile yaklaşık % 20 artış ile 158 HV'ye çıktığı görülmektedir. Döküm ZA 27 malzemenin ısıl işlem sonrası sertliği ise % 15'lik bir artış ile 127 den 150'ye çıktığı tespit edilmiştir. Döküm malzemenin matriksindeki sertlik artışının sebebi olarak takviye bileşeni grafit ile çinko alüminyum alaşımının termal genişleme katsayıları arasındaki fark olduğu bilinmektedir [65,66]. Termal genişleme katsayıları arasındaki fark dislokasyon yoğunluğunun artışına bu malzemenin mukavemetinin ve sertliğinin artışına neden olmaktadır. Bu durum özellikle çok küçük partikül boyutlarında belirgindir. Isıl işlem görmüş GTK'lardaki sertlik artışı ise döküm GTK'lerden çok daha yüksektir. Isıl işlem görmüş GTK'ların sertlikleri döküm ZA 27 ile

kıyaslandığında %39-45 daha yüksek değerlere ulaştığı Şekil 6.33a'da görülmektedir.



Şekil 6.33. a) ZA 27 alaşımı ve GTK malzemelerin, b) ZA 27 alaşımı, STK ve HKM'lerin döküm ve ısıl işlemlı hallerinin Vickers sertlik değerleri

Şekil 6.33b' de ise döküm ZA 27'ye ilave edilen %10 SiC'ün sertliği %15 arttırarak 127 den 146 HV ya çıkarttığı görülmektedir. Bu STK malzemeye ısıl işlem uygulandığında sertlik değerinin %35 artış ile 193 HV'ye yükseldiği tespit edilmiştir. Sırasıyla %2,5-5-7,5-10 grafit ilavesi hem döküm hem de ısıl işlemlı malzemelerin sertliklerini lineer olarak arttırmaktadır. Döküm ZA 27 döküm HKM'ler ile mukayese edildiğinde %15-20 sertlik artışı olduğu grafiklerden görülmektedir. Isıl

işlem görmüş HKM'lerin sertliği ise %35-40'lık bir artış göstererek 215 HV'lere kadar ulaşmıştır.

Şekil 6.32 a da ısıl işlem görmüş GTK'nın Brinell sertliği ilginç bir şekilde grafit artışıyla beraber % 5 ' kadar artıp sonrasında azalmaktadır. Bunun sebebinin Şekil 6.33 a'daki grafit miktarının artışıyla matriksin sertliğinin artışı olduğu düşünülmektedir. Diğer bir değişle yumuşak partikül takviyesi ile düşmesi beklenen ısıl işlemlen malzemenin brinell sertlik değeri, % 7,5 grafit içeriğine kadar matriksin bu sertlik artışından olumlu etkilenmektedir.

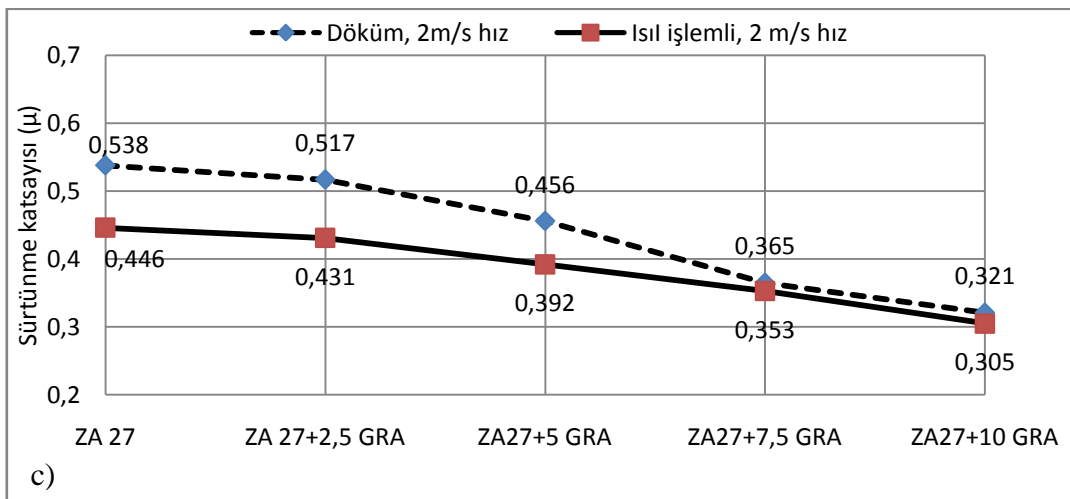
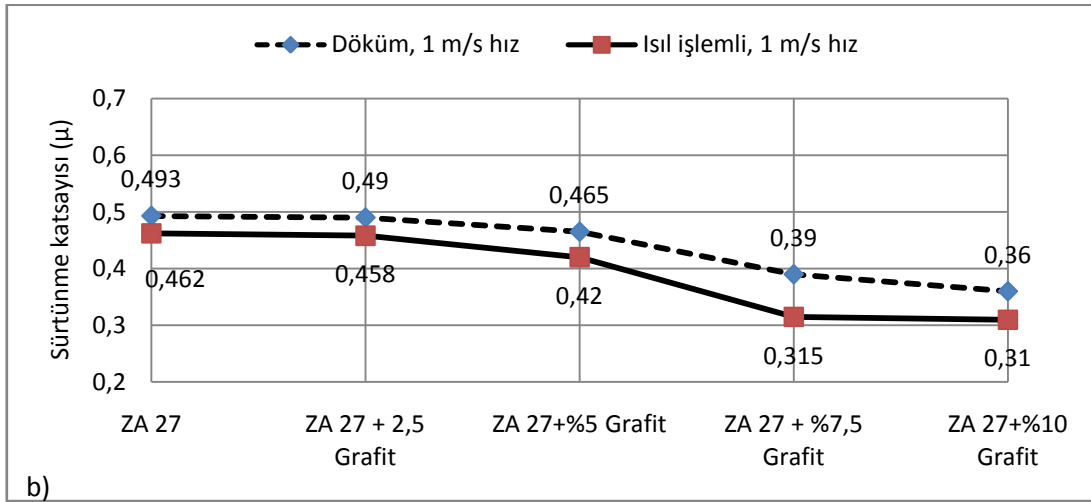
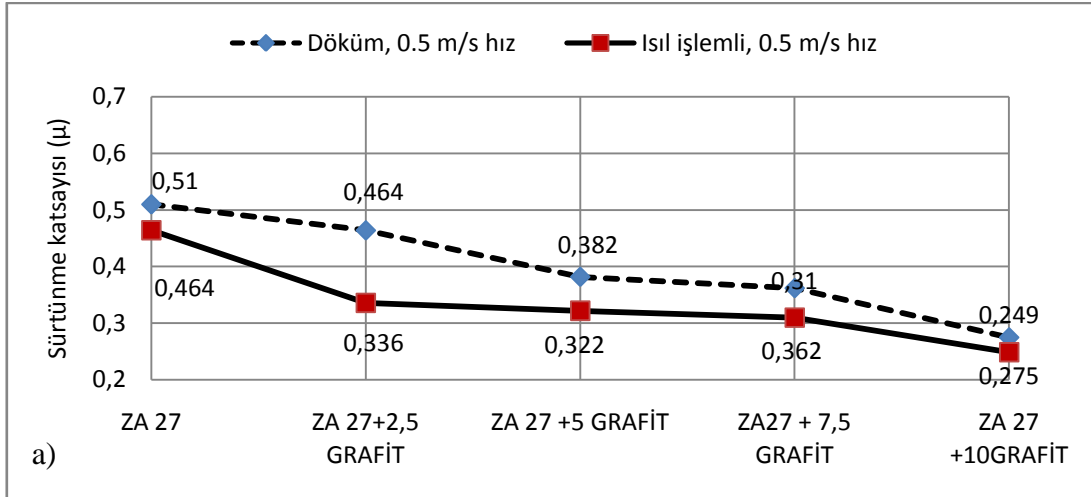
### **6.3. Aşınma Deney Sonuçları**

#### **6.3.1. Grafit ilavesinin sürtünme katsayısı değerlerine etkisi**

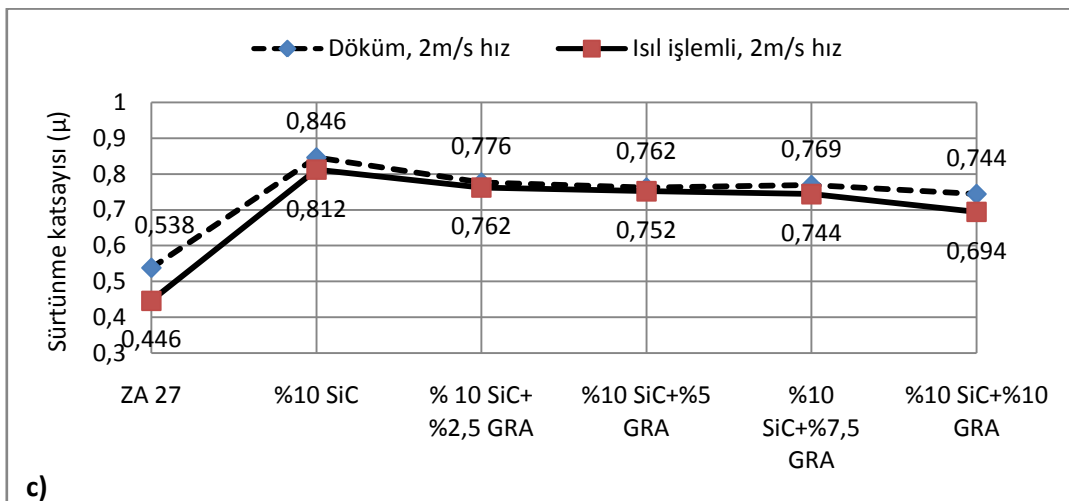
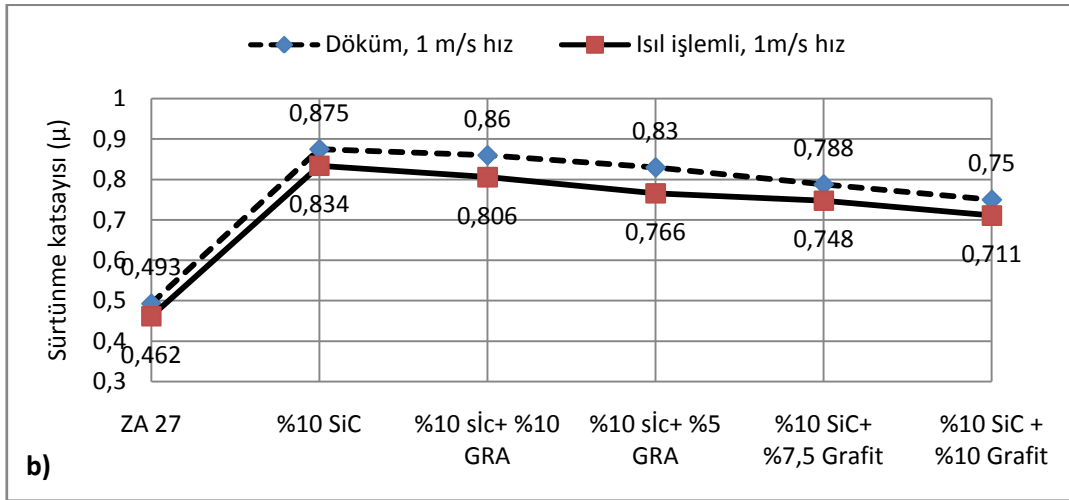
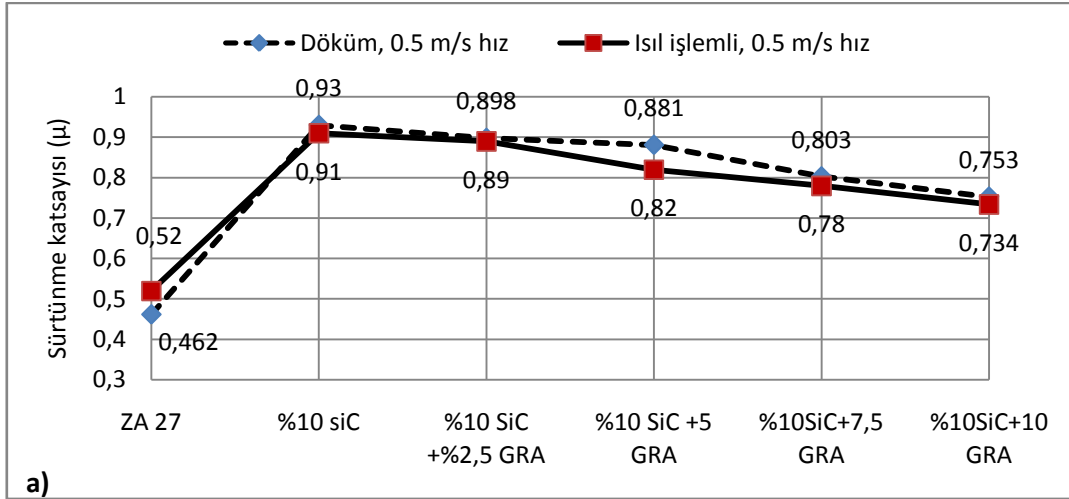
ZA 27 alaşımı ve bu alaşımda üretilen grafit takviyeli kompozit(GTK) SiC takviyeli kompozit(STK) ve hibrit kompozit malzemeler 5N yük altında 0,5-1-2 m/s kayma hızlarında 500 metre yol alacak şekilde aşınma deneyine tabi tutulmuştur. Elde edilen sonuçlar Şekil 6.34-6.35 de sürtünme katsayısı değerleri olarak, Şekil 6.36-6.37 de ise ağırlık kaybı grafikleri olarak sunulmuştur.

Şekil 6.34 - 6.35 incelendiğinde tüm hızlar için artan grafit oranına bağlı olarak dölüm GTK'ların ve ısıl işlem görmüş GTK'ların sürtünme katsayılarının literatüre uygun bir şekilde azaldığı tespit edilmiştir. 1m/s kayma hızında grafit takviyesi, ısıl işlem görmüş malzemelerin sürtünme katsayı değerlerini 0,31'lere kadar azalmıştır. 2m/s hızında ise bu değer 0,30'a kadar azalmıştır.

Şekil 6.35 incelendiğinde ZA 27 alaşımına %10SiC ilavesi ile elde edilen STK malzemenin sürtünme katsayısı değerleri, tüm kayma hızları için, ani bir yükseliş göstermektedir. Ancak hibrit kompozitler de takviye bileşeni olarak hem SiC hem de grafit kullanılmıştır. Bu yüzden, alaşımla mukayese edildiğinde HKM'lerde SiC'ün ilavesi nedeniyle sürtünme katsayısı değeri artarken grafit takviyesi sürtünme katsayısının azalmasına neden olmuştur.



Şekil 6.34. ZA 27 ve GTK malzemelerin döküm ve ısıl işlemlili hallerinin a)0,5 m/s, b)1m/s, c) 2m/s kayma hızlarındaki sürtünme katsayısı değerleri



Şekil 6.35. ZA 27, STK ve HKM malzemelerin döküm ve ısıl işlemlili hallerinin a) 0,5 m/s, b) 1 m/s, c) 2 m/s kayma hızlarındaki sürtünme katsayısı değerleri

### 6.3.2. Grafit ilavesinin aşınmaya etkisi

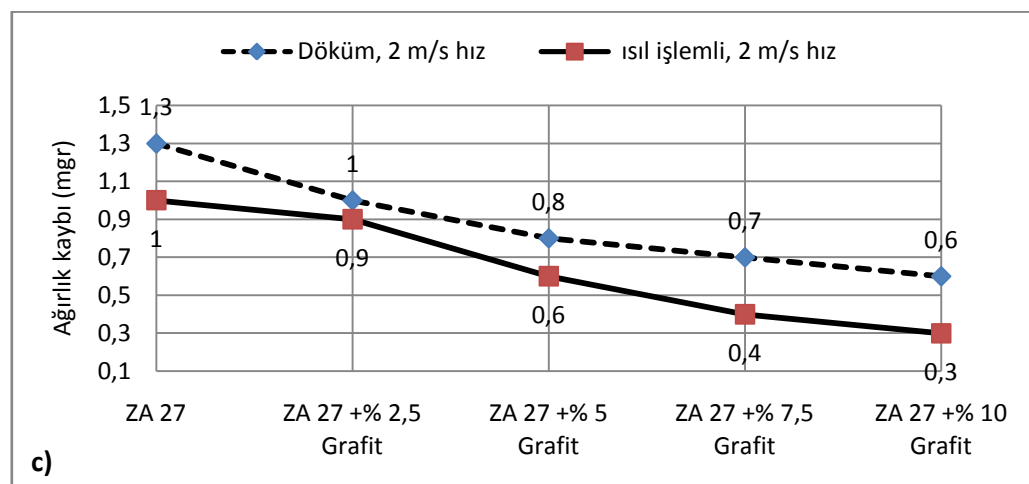
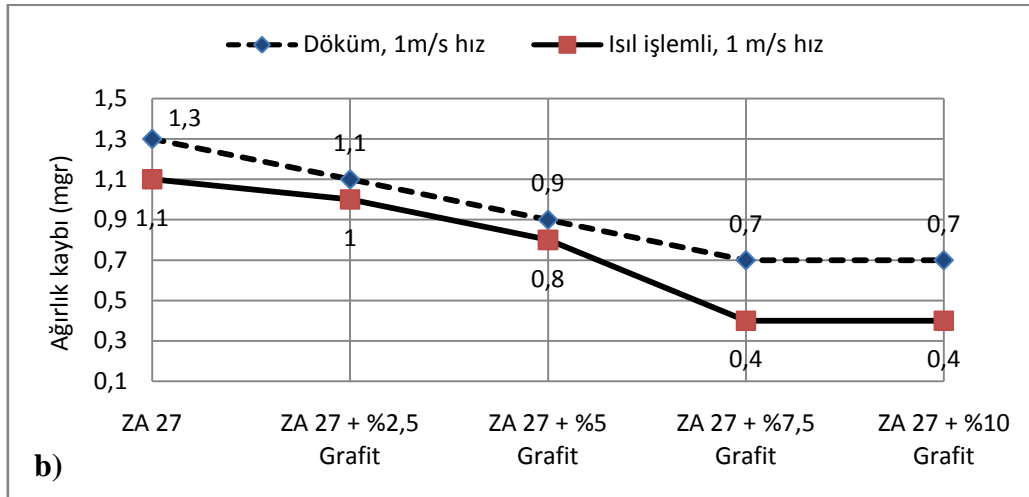
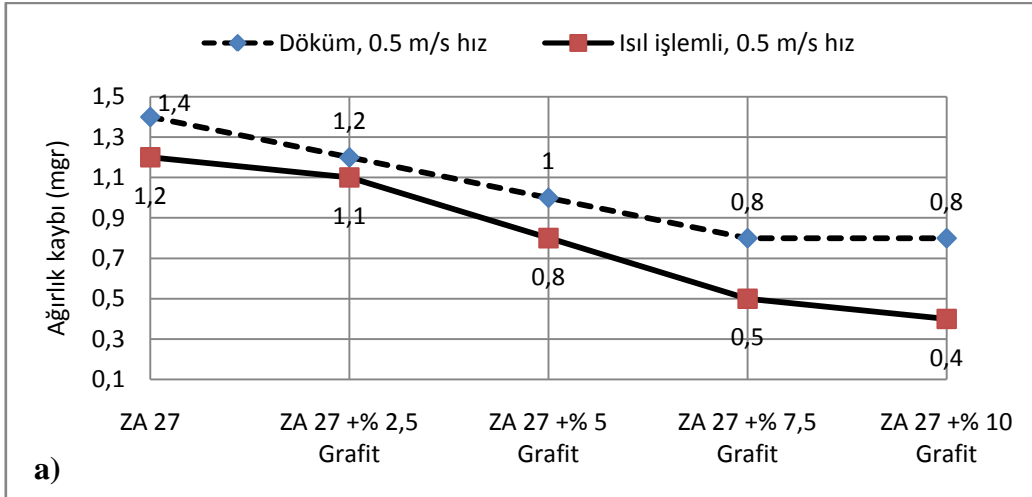
Şekil 6.36'da ZA 27 ve GTK malzemelerin ağırlık kayıplarını vermektedir. Bu grafikte her bir hız için ısıl işlem görmüş malzemenin döküm malzemedan çok daha az aşındığı görülmektedir. ZA 27 alaşımı tüm GTK malzemelerden çok daha fazla aşınırken; grafit miktarının artışı ile aşınma miktarı hızlı bir şekilde azalmıştır. ZA 27 döküm alaşımı 0,5 m/s kayma hızında 1,4 mgr aşınmaktadır. GTK kompozitlerin aşınma miktarı ise %2,5-5-7,5-10 grafit içeriğinde sırasıyla 1,2-1-0,8-0,8 mgr olarak tespit edilmiştir. %10 oranında grafit takviyesi aşınma miktarını %40 azaltmıştır. Benzer eğilim ısıl işlem görmüş malzemelerde de görülmektedir. Isıl işlem görmüş ZA 27 alaşımı 0,5 m/s hızda 1,2 mgr aşınmaktadır. Isıl işlem görmüş alaşım %10 oranında grafit takviyesi içeren GTK kompozit malzeme 0,4 mgr aşınma göstermiştir. Bu miktardaki grafit takviyesi aşınmayı %65 oranında azaltmıştır. Isıl işlem görmüş GTK malzemelerde ise bu oran %70'lere ulaşmaktadır.

1 m/s ve 2 m/s kayma hızlarında da aşınma miktarındaki azalma Şekil 6.36 b-c de görülmektedir. Isıl işlem görmüş %7,5-10 GTK malzemenin aşınma miktarı döküm ZA 27 ile mukayese edildiğinde yaklaşık % 65-70 oranında azalmıştır.

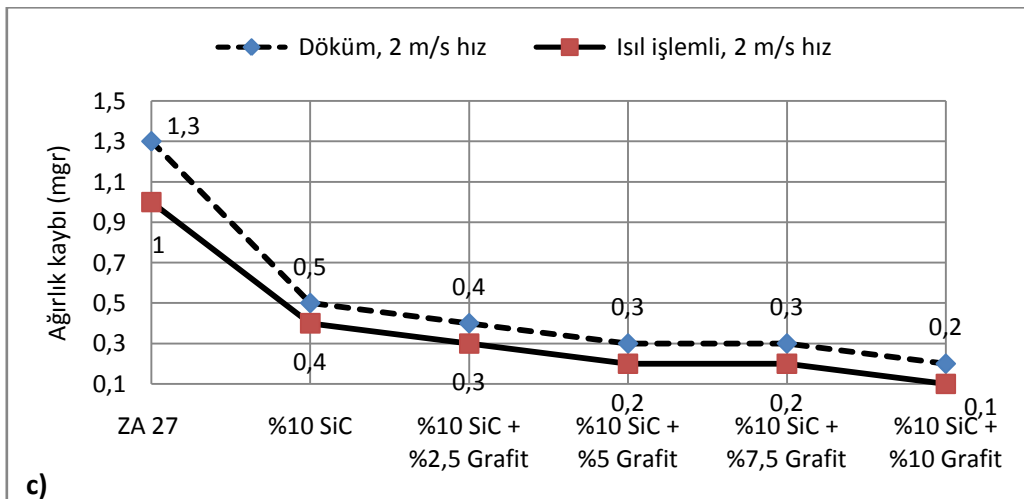
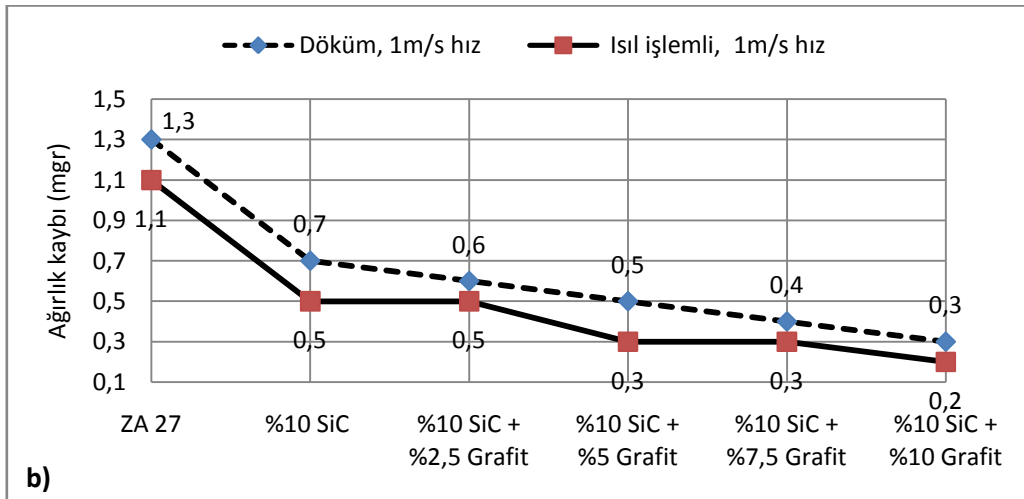
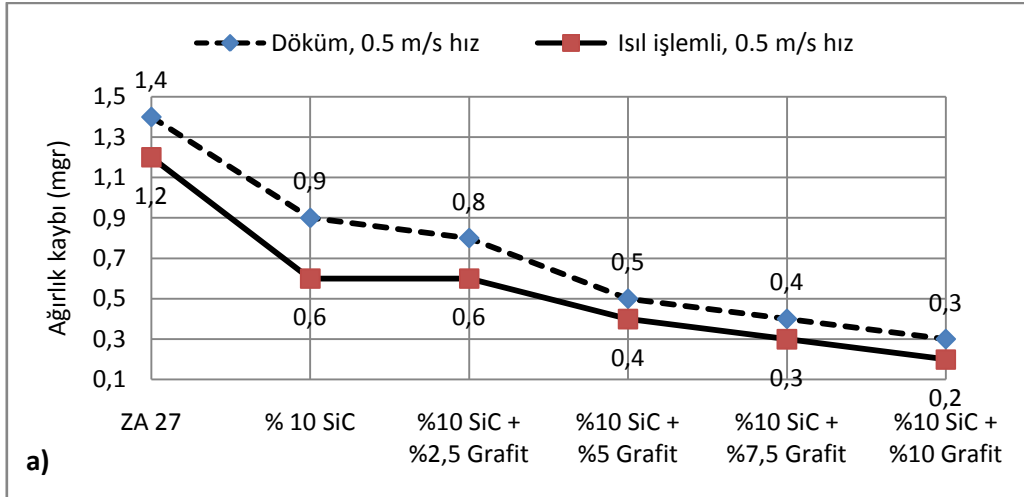
Şekil 6.37' de ZA 27 alaşımı, STK ve HKM'lerin ağırlık kayıplarını vermektedir. 0.5-1-2 m/s kayma hızlarında, %10SiC takviyesinin hem döküm hem de ısıl işlem için aşınma miktarını azalttığı tüm grafikler de görülmektedir. Ayrıca STK ve HKM'lere uygulanan ısıl işlemin de aşınma miktarlarını azalttığı yine bu grafiklerde görülmektedir. ZA 27 alaşımına %10 SiC ilavesi aşınma miktarını; 0,5m/s kayma hızında %35-50, 1m/s'de %45-55, 2m/s kayma hızında ise %60-70 oranında azaltmaktadır. Isıl işlemlili STK'lar da döküm STK'lara göre %10'luk daha iyi sonuçlar elde edilmiştir. Hibrit kompozit malzemelerdeki grafitin artışı da aşınma miktarının azalmasına olumlu katkı yapmıştır.

%10 SiC ve % 10 grafit içeren hibrit kompozit malzemeler, döküm ZA 27'ye göre %90 daha az aşınmıştır. Hem grafit ve SiC'ün takviyesi hem de ısıl işlem uygulaması yatak alaşımı olarak kullanılan ZA 27'ye oldukça mükemmel aşınma direnci kazandırmıştır.





Şekil 6.36. ZA 27 ve GTK malzemelerin a)0,5 m/s, b)1m/s, c) 2m/s kayma hızlarındaki döküm ve ısıl işlemlili hallerinin ağırlık kayıpları



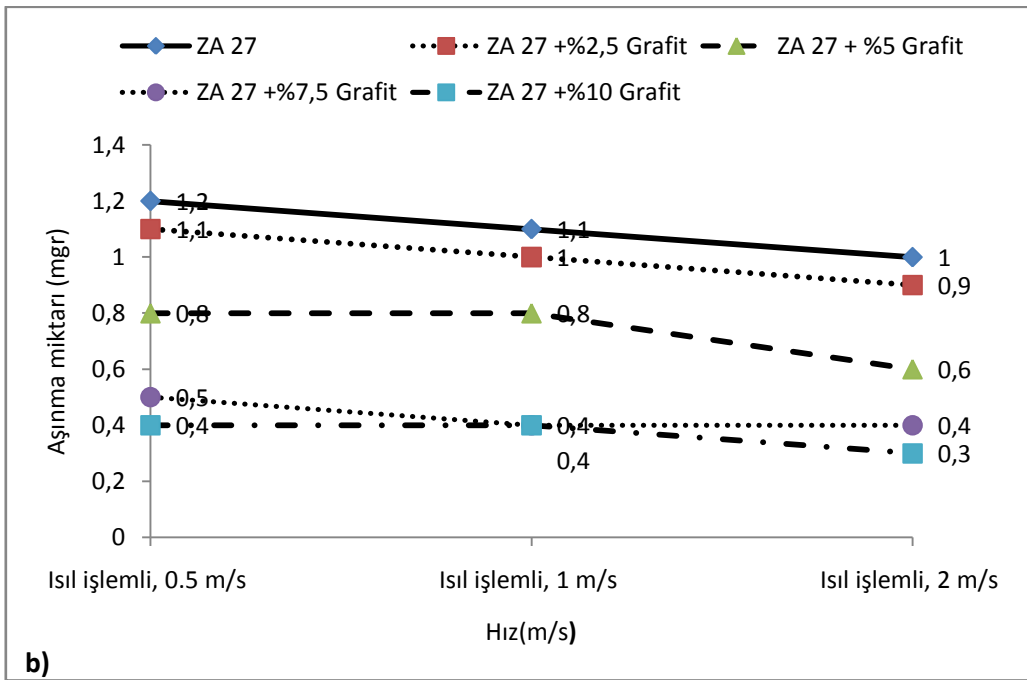
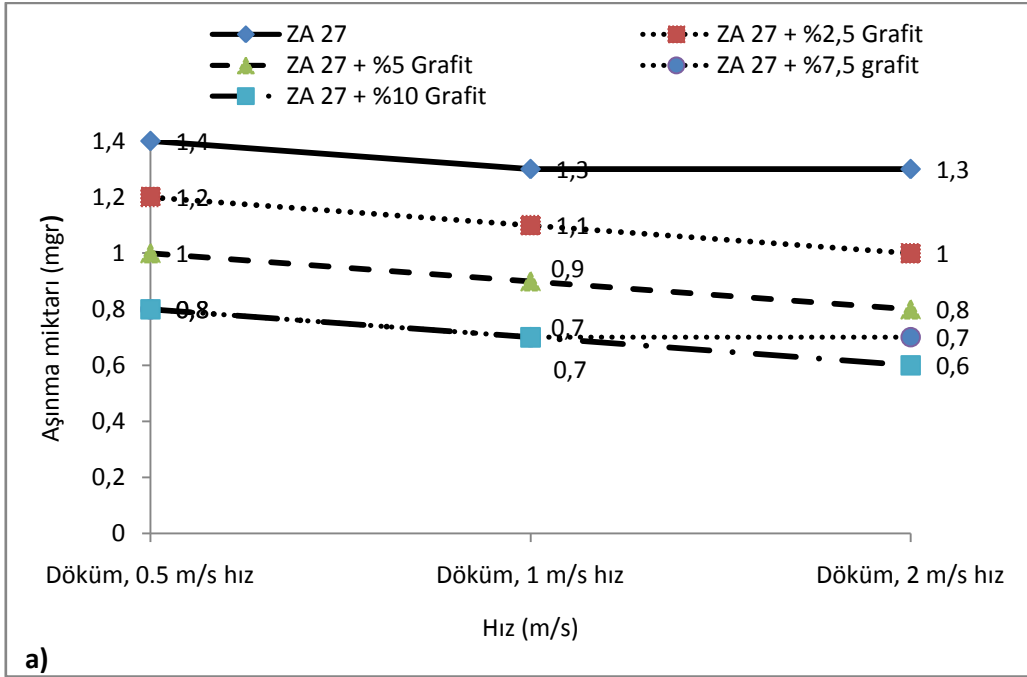
Şekil 6.37. ZA 27 , STK ve HKM malzemelerin a)0,5 m/s, b)1m/s, c) 2m/s kayma hızlarındaki döküm ve ısıl işlemlili hallerinin ağırlık kayıpları

### 6.3.3. Kayma hızının aşınmaya etkisi

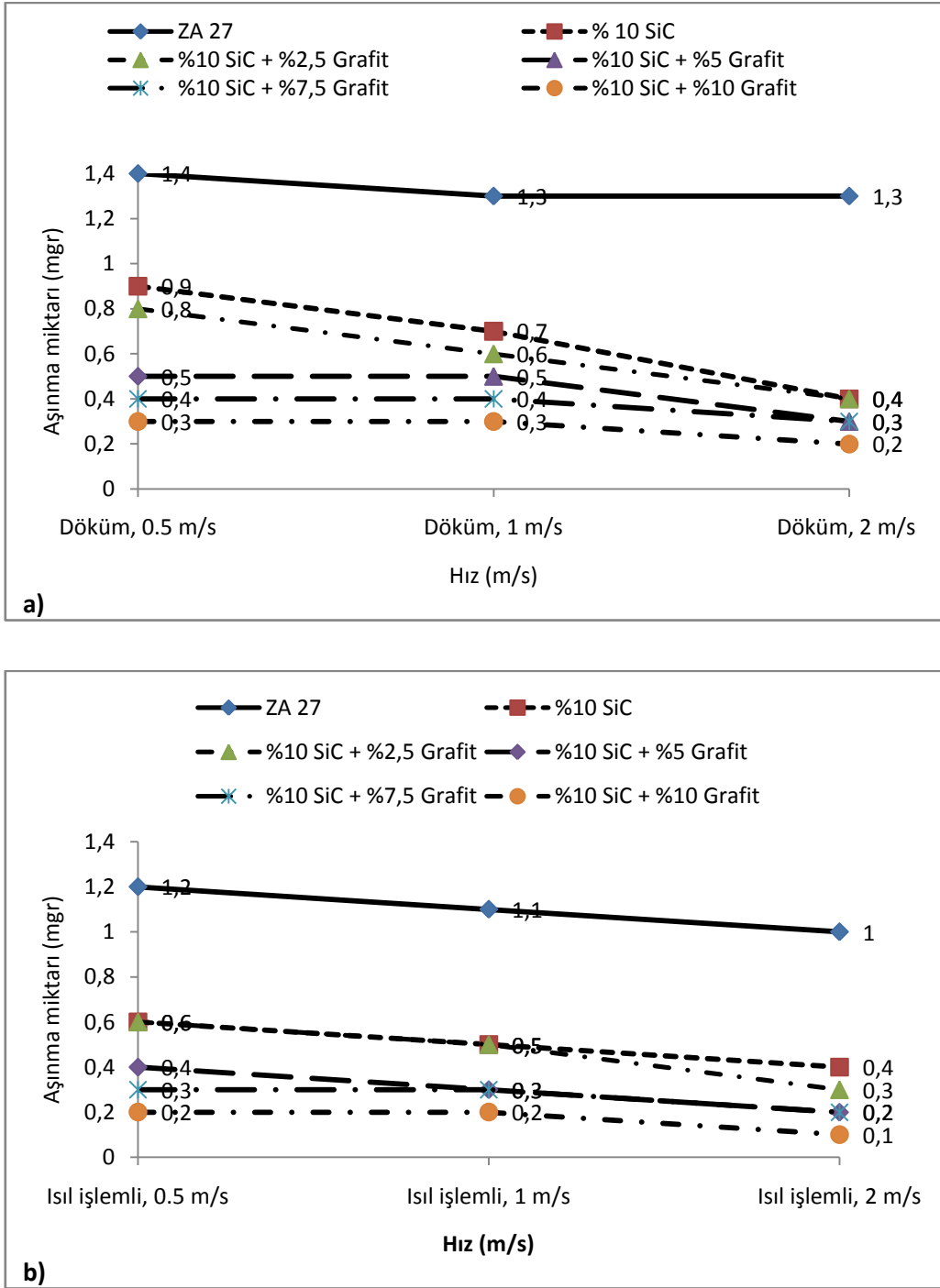
Şekil 6.38 de ZA 27 alaşımı ve grafit takviyeli kompozit malzemelerin (GTK) aşınma miktarı-kayma hızı ilişkileri verilmiştir. Grafiklerden görüldüğü gibi 5N yük de hem ZA 27 alaşımının hem de GTK'ların aşınma miktarı kayma hızının artışıyla azalmıştır. Seah [67] ve arkadaşları da aşınma hızının artışıyla aşınma oranının azaldığını saptamışlardır.

Şekil 6.39 da ise ZA 27 alaşımı %10 SiC takviyeli kompozit malzeme (STK), ve hibrit kompozit malzemelerin (HKM) aşınma miktarı- kayma hızı ilişkileri verilmiştir. Yine grafiklerden görüldüğü gibi % SiC'ün ve grafitin ilavesi kompozit/hibrit kompozit malzemelerin aşınma miktarı kayma hızının artışı ile azalmıştır. Bu durum Sharma [55] tarafından da yapılan çalışmada rapor edilmiştir. Sharma, 1.25-1.56-1.87 kayma hızlarında, SiC ilavesinin aşınma hızını hızlı bir şekilde aşağı çektiğini bildirmiştir. Benzer durum %10 SiC takviyesinde ve düşük yükler için Aslan [22] tarafından da bildirilmiştir.

Şekil 6.38b ve 6.39b deki grafiklerde ısıl işlem uygulanmış GTK, STK ve HKM'lerin artan kayma hızlarında döküm malzemelerden daha az aşındığı görülmektedir. Artan kayma hızlarında yüzeyde oluşan koruyucu oksit tabakasının bu azalmada önemli rol oynadığı bilinmektedir.



Şekil 6.38.a) ZA 27 alaşımı, ve GTK döküm malzemelerinin 0.5-1-2 m/s hızlardaki, b)ısıtıl işlemlili hallerinin aşınma miktarları



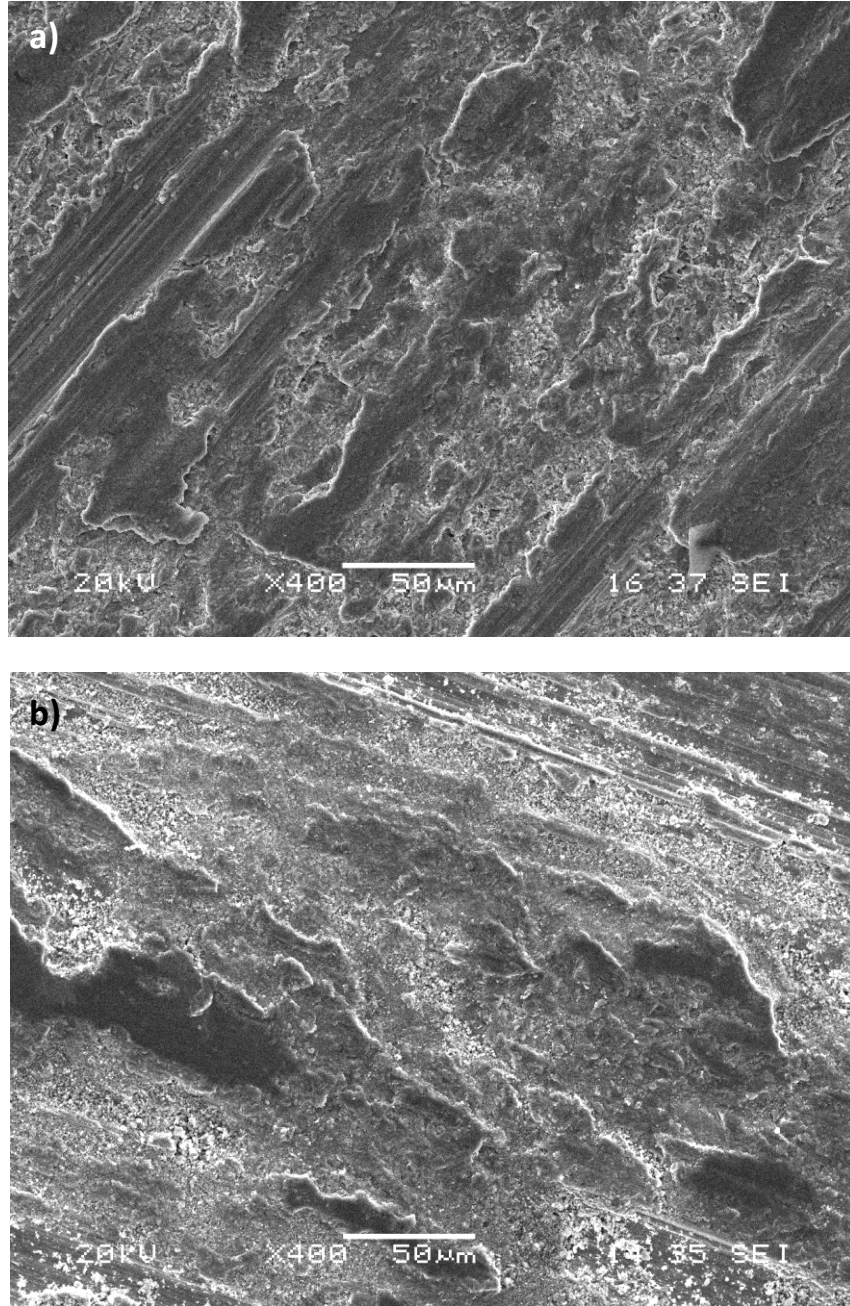
Şekil 6.39.a) ZA 27 alaşımı, STK ve HKM döküm malzemelerinin 0.5-1-2 m/s hızlardaki, b)ısıtılmış hallerinin aşınma miktarları

## 6.4. Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi

### 6.4.1. ZA 27 alaşımının aşınma SEM görüntüleri

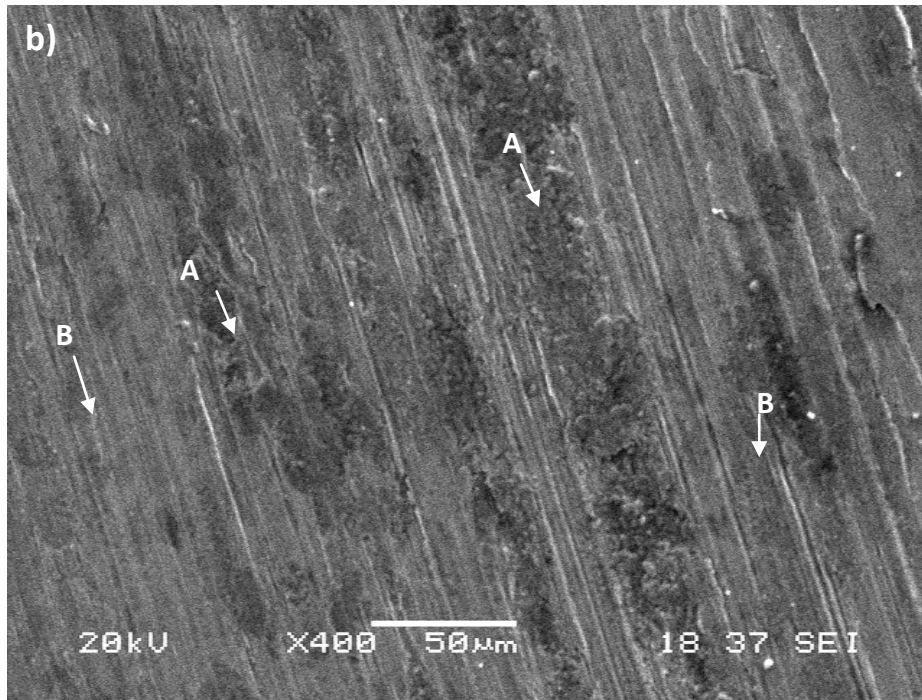
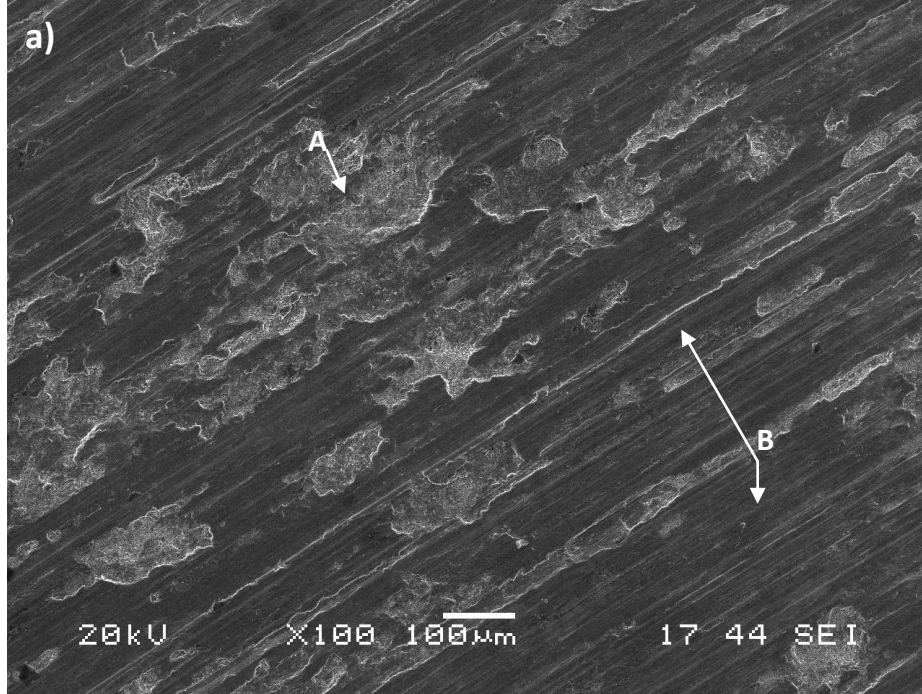
Şekil 6.40'da döküm ve ısıtma işlem görmüş ZA27 alaşımının 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma yüzeyleri verilmiştir. Çinko alüminyum alaşımları düşük yüklerde ve düşük kayma hızlarında adheziv karakterde bir aşınma sergilediği bilinmektedir [22,68]. 5 N yük de 0,5 m/s kayma hızında yapılan aşınma deneylerinde ZA 27'nin yüzeyinde yoğun plastik deformasyonun meydana geldiği ve yüzeye sıvanmaların olduğu bu resimlerden çok açıkça görülmektedir. Benzer davranış Şekil 6.39'daki ZA 27 alaşımlarının 2m/s kayma hızındaki SEM görüntülerinde de tespit edilmiştir. Fakat hızın 0,5 m/s'den 2 m/s 'ye çıkması ile birlikte abrasiv aşınma da adheziv aşınmayla birlikte görülmektedir. Ayrıca 0,5 m/s kayma hızındaki deformasyon 2 m/s kayma hızındaki deformasyona göre daha şiddetli olduğu Şekil 6.40 ve 6.41'dan anlaşılmaktadır. Yüksek kayma hızlarında ZA 27'nin aşınma miktarlarının azaldığı Şekil 6.36 de tespit edilmiştir. Bu durum elektron mikroskobu görüntüleriyle de desteklenmektedir. Plastik deformasyonun 2m/s kayma hızında azalmasıyla daha aşınma ürününün yüzeye transfer olduğu Şekil 6.41 de net bir şekilde görülüyor. Adheziv aşınmanın tipik karakteri olan malzemenin koparak yüzeye sıvanması A ile gösterilen bölgelerde çok açık görülürken B ile gösterilen bölgelerde de abrasiv aşınmanın karakteri olan yiv oluşumu çok açık görülmektedir. Düşük kayma hızlarında ZA 27'nin ara yüzeyinde aşınan ve aşındırıcı arasında olmalı tür aşınmanın olduğu, 1m/s de ise daha yüksek ara yüzey sıcaklığı neticesinde koruyucu oksit tabakasının oluştuğu bilinmektedir [22,69-71]. Marchzah[69] ZA 27 alaşımından yapılan yatağın yüzeyinde oluşan oksitlerin aşınma direncini arttırdığını bildirmiştir. Çinko esaslı alaşımların oda sıcaklığında son yapı  $\eta$  ve  $\alpha$  katı çözeltilerinde oluşmaktadır. Bu mikro bileşenler oldukça sünek yapıdadır. Al' un ergime noktasının Zn den daha yüksek olmasından dolayı alüminyumca zengin  $\alpha$  katı çözeltilisinin alaşımda bulunuşu termal kararlılığın yanında mukavemetinde yüksek olmasını sağlamaktadır. Çinkoca zengin olan diğer faz  $\eta$  ise hegzagonal yapıda olup ideal hegzagonal sıkı paket yapıdaki c/a oranından daha yüksek değere sahiptir. Çinkoca zengin  $\eta$  fazının bu tipik özelliği kayma aşınması sırasında ona tabi bir yağlayıcılık özelliği sağlamaktadır [22]. Şekil 6.40 ve 6.41 dikkatli bir şekilde

incelendiğinde düşük kayma hızında şiddetli bir plastik deformasyonla birlikte yüzeye transfer olan maddelerin daha geniş oldukları diğer bir değişle aşınmanın daha şiddetli olduğu görülebilmektedir. 0.5 m/s gibi çok düşük kayma hızlarında yüzeylerin teması sırasında ortaya çıkan nispeten düşük sıcaklık nedeniyle oluşan ince alüminyum ve çinko oksit tabakasının, alaşımın yüzeyinde kararlı kalamayarak bir tribo oksit görevi yapamadığı düşünülmektedir [22].



Şekil 6.40. a) Döküm ZA 27 alaşımının b) Isıl işlem görmüş ZA 27 alaşımının 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri

1m/s ve 2 m/s kayma hızlarında nispeten daha yüksek sıcaklık yüzünden oluşan oksit tabakası ise aşınma hızının azalmasının sebebi olarak düşünülmektedir [72].



Şekil 6.41. a) Döküm ZA 27 alaşımının b) Isıl işlem görmüş ZA 27 alaşımının 2m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri

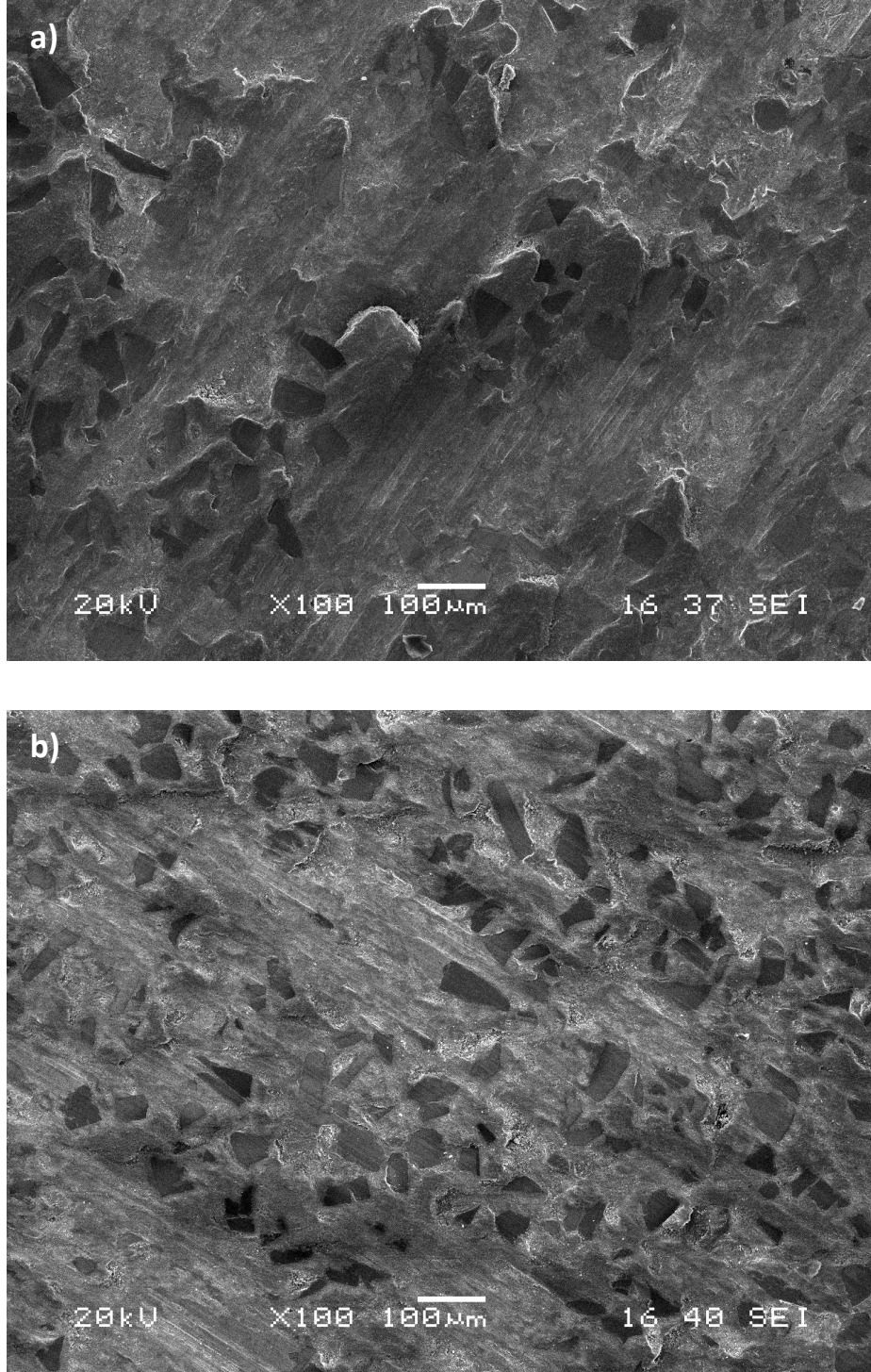


#### 6.4.2. SiC takviyeli kompozit (STK) malzemelerin aşınma SEM görüntüleri

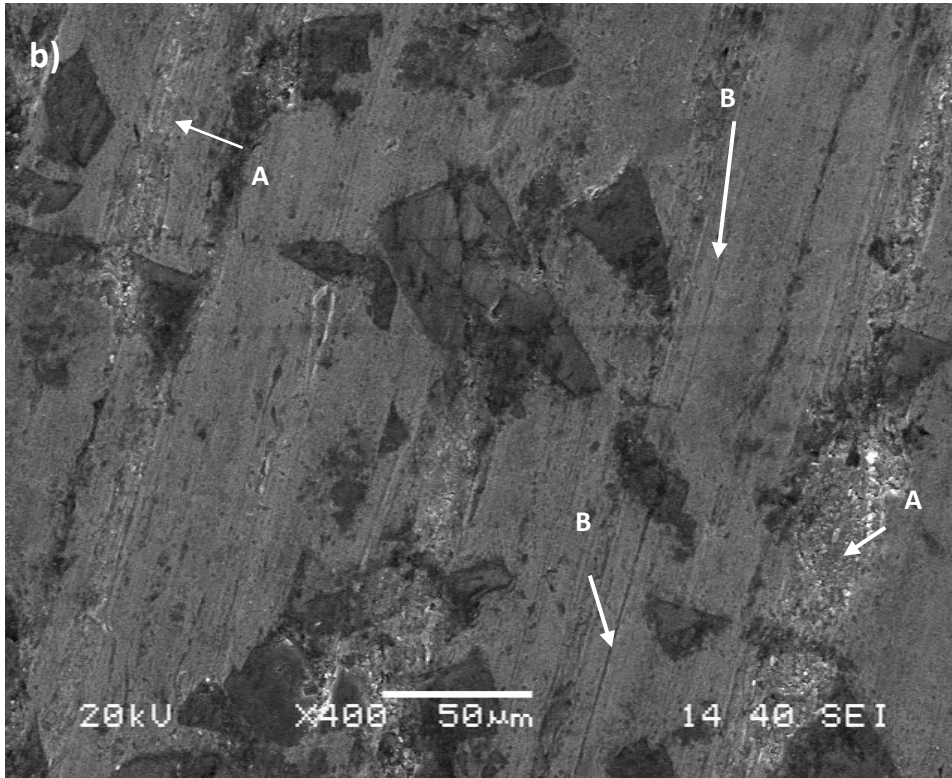
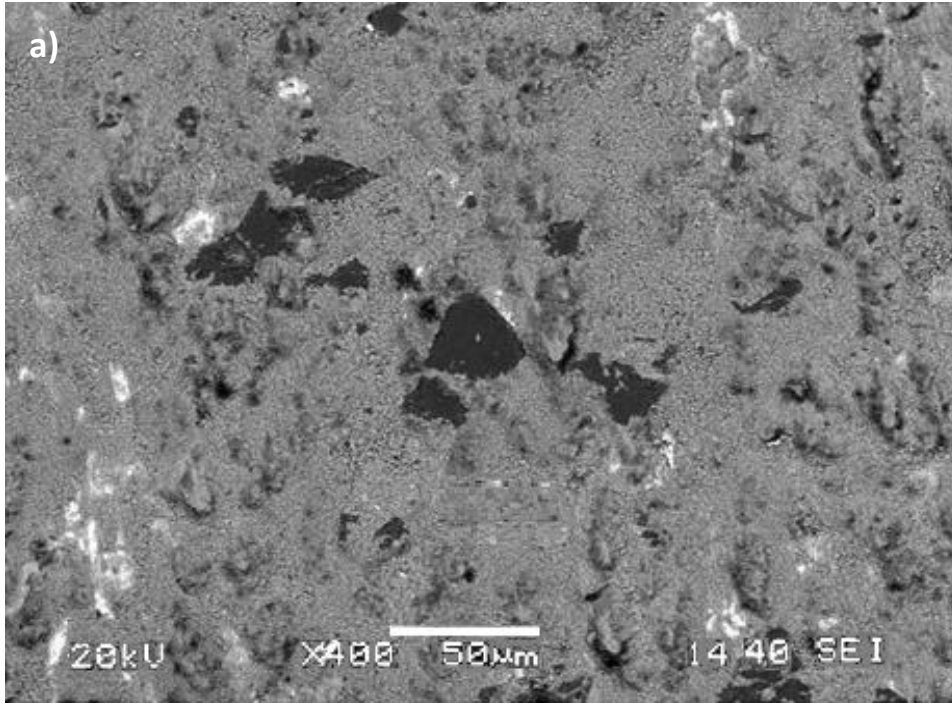
Şekil 6.42'da döküm ve ısıl işlem görmüş STK malzemenin 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma yüzeyleri verilmiştir. SiC takviyesinin aşınma miktarını hızlı bir şekilde düşürdüğü Şekil 6.37 deki grafiklerde daha önce ifade edilmişti. Bu durumu SEM mikro yapıları da desteklemektedir. Döküm alaşımın adheziv karaktere sahip olan aşınma mekanizması, SiC takviyesi ile gözle görülür bir şekilde değişmektedir. Matriks adheziv karakterde aşınma göstermek istemesine karşın SiC partiküllerinin yük taşıma özelliği sayesinde plastik deformasyon nispeten engellenmiştir fakat tamamen önlenememiştir. Bir başka deyişle yüksek mukavemete sahip olan SiC, matriksten transfer edilen gerilmeyi taşıyarak aşınmanın azalmasına sebep olmaktadır. Şekil 6.42b'de ise ısıl işlem görmüş STK'nın 0,5 m/s kayma hızındaki mikro yapısı görülmektedir. Isıl işlem görmüş STK'nın matriksinin sertleşmesinden dolayı daha az plastik deformasyona uğradığı tespit edilmiştir.

Şekil 6.43'de kayma hızı 2 m/s olan döküm ve ısıl işlem görmüş STK'ların aşınma sonrası SEM görüntüleri verilmiştir. Aşınma mekanizması kayma hızının artması ile birlikte döküm STK için ayna alaşımında olduğu gibi adheziv karakterde iken ısıl işlem görmüş malzemede ise abraziv+adheziv karakterde olduğu görülmektedir. Şekil 6.41b'deki mikro yapı, Şekil 6.41b'de ısıl işlem görmüş ZA 27 alaşımının 2 m/s hızdaki mikro yapısı ile mukayese edildiğinde benzer biçimde A ile gösterilen bölgelerin adheziv karakterde B ile gösterilen bölgelerin ise abraziv karakterde olduğu tespit edilmiştir. Şekil 6.42 ve 6.43 mukayese edildiğinde kayma hızının artışıyla STK malzemelerde daha az plastik deformasyonun olduğu görülmektedir. Şekil 6.37 de 0,5 m/s kayma hızında döküm ve ısıl işlem görmüş STK'ların sırasıyla 0,9-0,8 mgr olan aşınma miktarları kayma hızının artışıyla 0,4mgr' a düşmüştür. Aşınmadaki bu azalma SEM mikro yapılarıyla da teyyid edilmektedir. ZA 27 kompozitlere SiC takviyesi düşük yüklerde olumlu sonuç vermekte ve kayma hızının artışına rağmen aşınma miktarı yada hızı azalmaktadır [22]. Ancak yüksek yüklerde kayma hızının artışı STK kompozitlerin aşınmalarını hızlı bir şekilde arttırmaktadır. Düşük kayma hızlarında yüzeyin yeterli derecede ısınmaması nedeniyle koruyucu oksit tabakanın oluşmadığı ve aşınmanın daha fazla olduğu; artan kayma hızında ise

yüzeyde koruyucu tabakanın oluştuğu ve SiC partiküllerinin yükü taşımasıyla da aşınma miktarının azaldığı bilinmektedir [22].



Şekil 6.42. a) Döküm STK b)Isıl işlem görmüş STK'nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri



Şekil 6.43. a) Döküm STK b) Isıl işlem görmüş STK'nın 2m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri

### 6.4.3. GTK malzemelerin aşınma SEM görüntüleri

Şekil 6.43-6.44'de %2,5 grafit içeren GTK malzemelerin 0,5 m/s ve 2 m/s kayma hızlarında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri döküm ve ısıl işlem görmüş halleri için verilmiştir. Şekil 6.35'deki grafikte ZA 27 alaşımından sonra en fazla aşınan malzemenin %2,5 grafit içeren GTK'lar olduğu görülmektedir. SEM görüntüleri de bu sonucu desteklemektedir. Şekil 6.40'deki ZA 27 alaşımında görüldüğü gibi GTK malzemelerde de özellikle 0,5 m/s kayma hızında yüksek plastik deformasyon tespit edilmiştir. %2,5 grafit içeren GTK malzemelerde partiküllerinin olmadığı matriks bölgesi ZA 27 alaşımı gibi adhesiv karakterde aşınma sergilemektedir. Şekil 6.44'de %2,5 grafit içeren döküm GTK'nın ısıl işlemlili %2,5 GTK'dan daha şiddetli adhesiv aşınma gösterdiği görülmektedir.

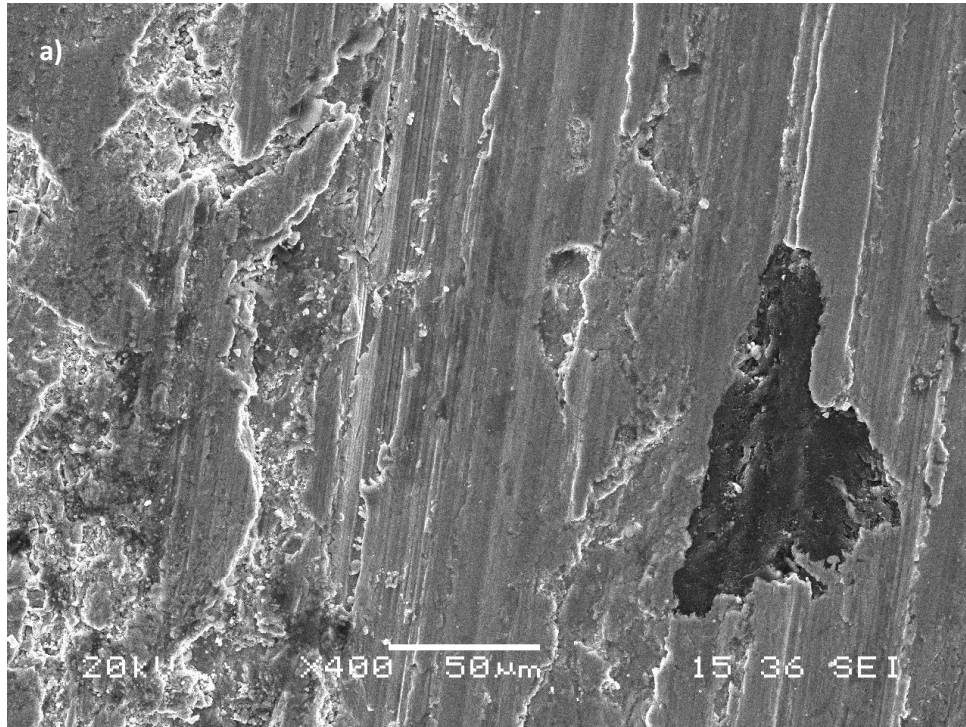
Kayma hızının artışı 0,5 den 2 m/s hıza çıkmasıyla çok az da olsa GTK'daki plastik deformasyonu bir miktar azaltmaktadır.

Şekil 6.45-6.46'da %10 grafit içeren GTK malzemelerin 0,5 m/s ve 2 m/s kayma hızlarında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri döküm ve ısıl işlem görmüş halleri için verilmiştir. ZA 27 alaşımı ile kıyaslandığında %10 grafit içeren GTK malzemelerin yüzeyindeki yağlayıcılığın artmasıyla % 50-60 oranında daha az aşındığı Şekil 6.36'deki grafiklerden de görülmektedir.

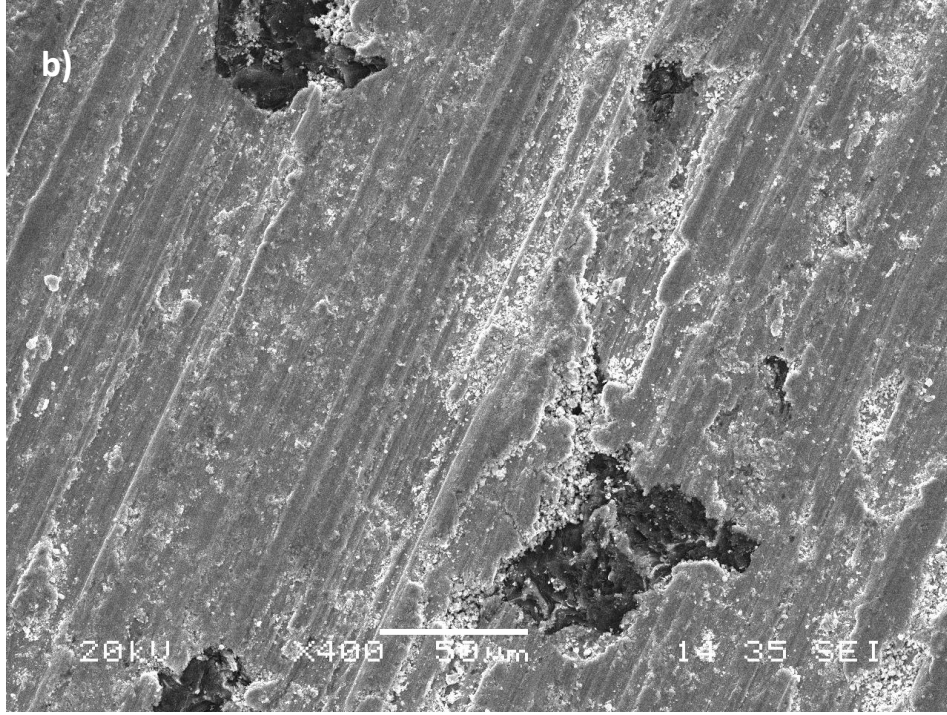
Şekil 6.44-6.45'deki döküm ve ısıl işlem görmüş %2,5 grafit içeren GTK malzemeler şiddetli plastik deformasyon izlerine sahipken Şekil 6.46-6.47'de % 10 grafit içeren GTK'larda plastik deformasyon çok az oluşmaktadır. Bu durum artan grafit oranıyla matriksin Vickers sertlik değerinin arttığını gösteren Şekil.6.33 ile de uyumludur. %2,5 grafit içeren döküm GTK malzemenin matriks sertliği 145HV iken ısıl işlem görmüş olan %2,5 grafit içeren GTK'nın sertliği 208 HV değerindedir. Matriks sertliğinin bu artışı yüzeyinin deformasyonunu engellediği ve aşınmayı azalttığı düşünülmektedir. Fakat % 2,5 grafit miktarının yetersiz geldiği ısıl işlemlili numunelerin mikro yapılarındaki deformasyon görüntülerinden de anlaşılmaktadır. Döküm malzemenin matriksindeki sertlik artışının sebebi olarak takviye bileşeni

grafit ile çinko alüminyum alaşımının termal genleşme katsayıları arasındaki fark olduğu bilinmektedir. Termal genleşme katsayıları arasındaki fark dislokasyon yoğunluğunun artışına bu da malzemenin mukavemetinin ve sertliğinin artışına neden olmaktadır. Bu durum özellikle çok küçük partikül boyutlarında belirgindir [65,66]. Matriksteki sertlik artışı hem grafitin hem de ısıtılma işlemin etkisi ile ısıtılma işlem görmüş malzemelerde çok daha belirgin olduğu Şekil 6.33'deki grafikte daha önce açıklanmıştır. Şekil 6.36'daki ağırlık kayıpları grafikleri, Şekil 6.33'deki mikro sertlik grafikleri ve SEM mikro yapıları birlikte değerlendirildiğinde; aşınma miktarının hızla azaldığı açık bir şekilde anlaşılmaktadır.

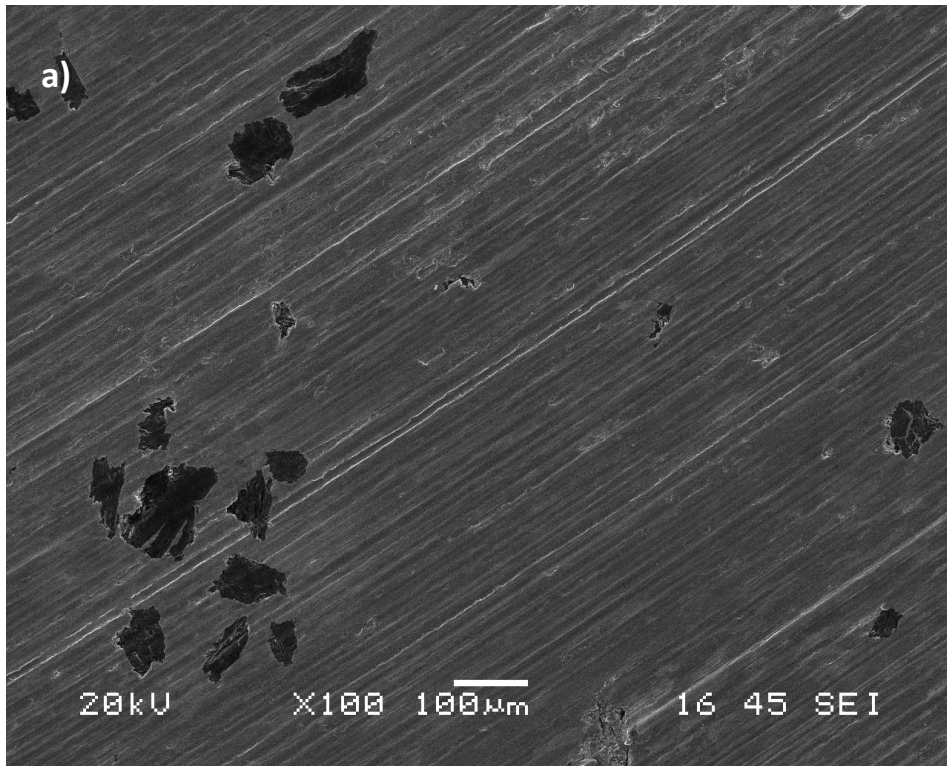
%10 grafit içeren GTK malzemeler tüm kayma hızlarında gayet iyi yağlayıcılık özelliği göstermiş ve GTK'ların adheziv karakterde aşınmalarını engellemiştir. Şekil 6.46-6.47'de bu malzemelerin yüzeylerinde çok az plastik deformasyon tespit edilmiştir. Özellikle ısıtılma işlem görmüş malzemelerin yüzeyleri daha pürüzsüz görülmektedir.



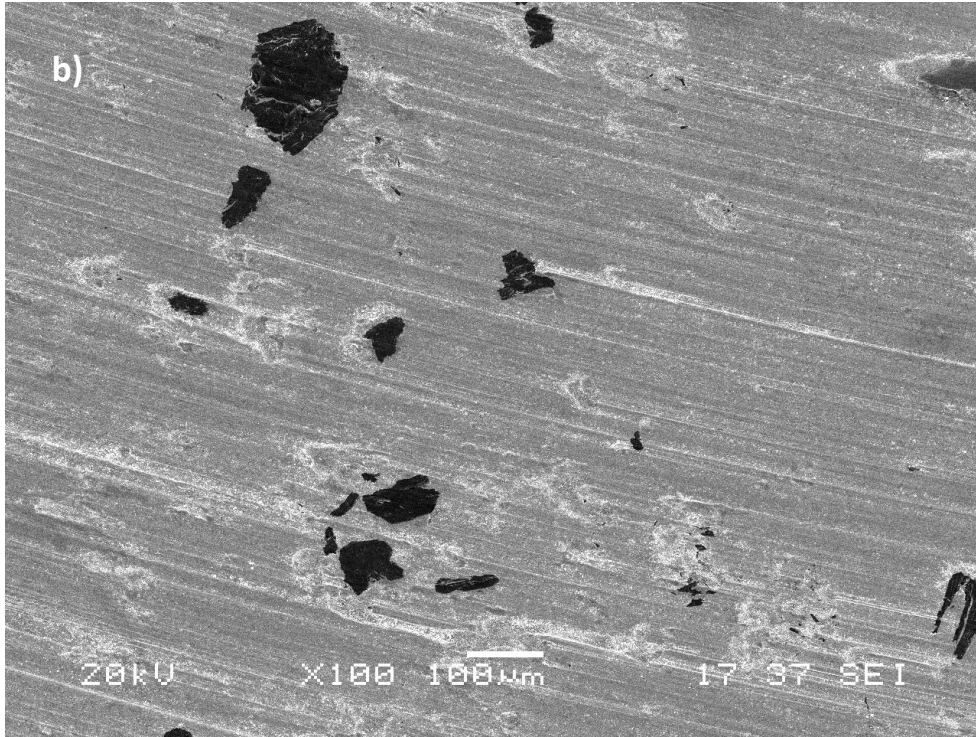
Şekil 6.44. a) Döküm %2,5 GTK b) Isıl işlem görmüş %2,5 GTK'nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.



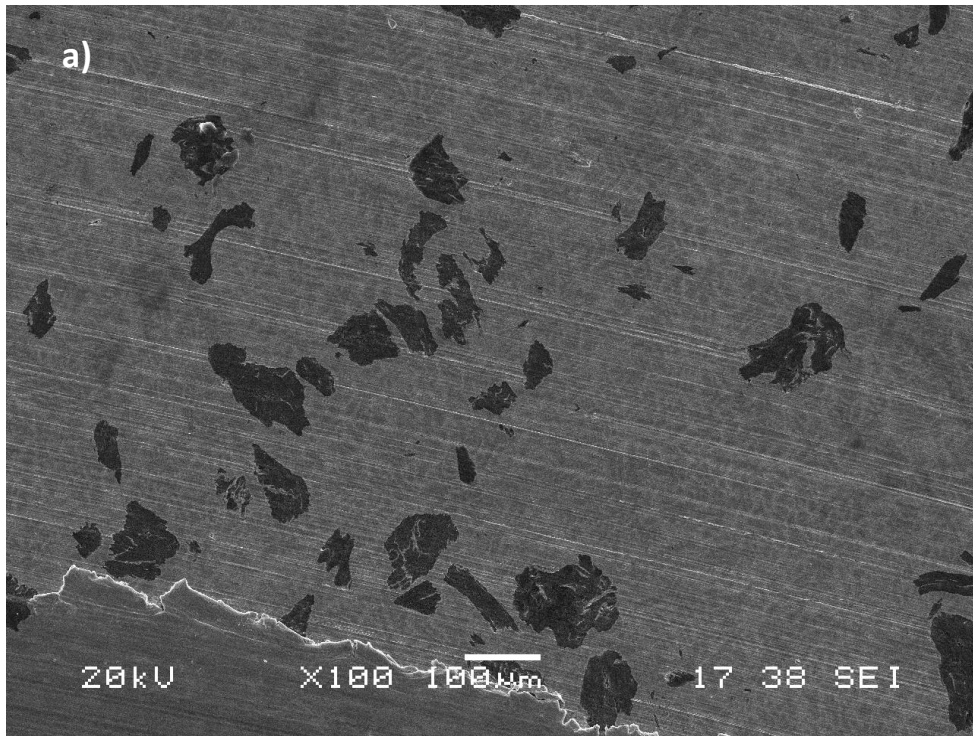
Şekil 6.44. (Devam).



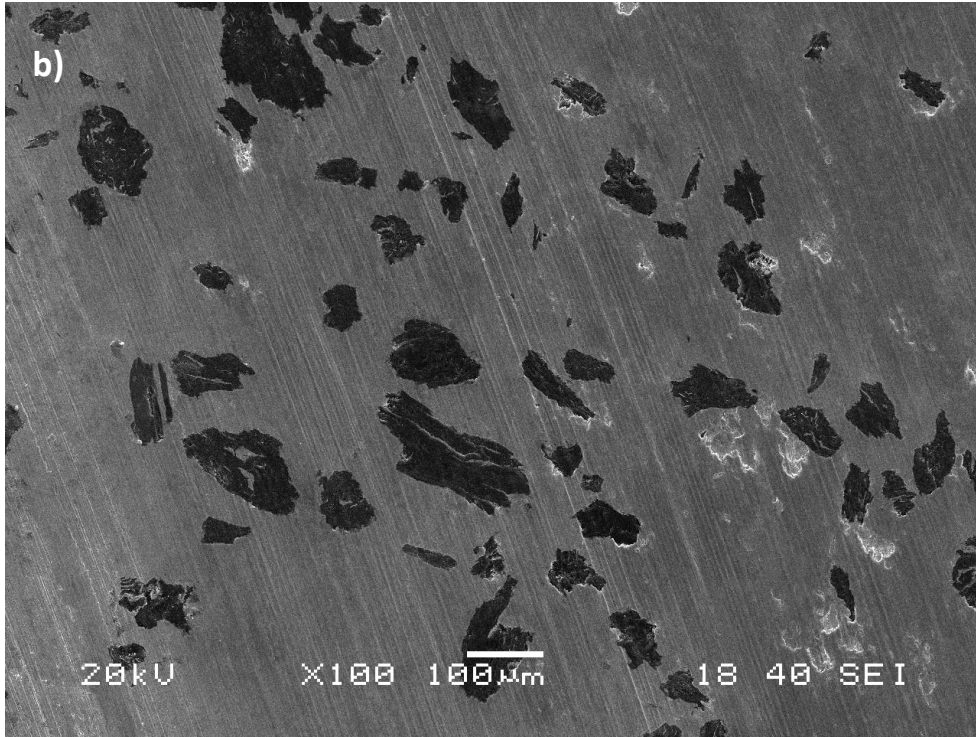
Şekil 6.45. a) Döküm %2,5 GTK b) Isıl işlem görmüş GTK'nın 2 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.



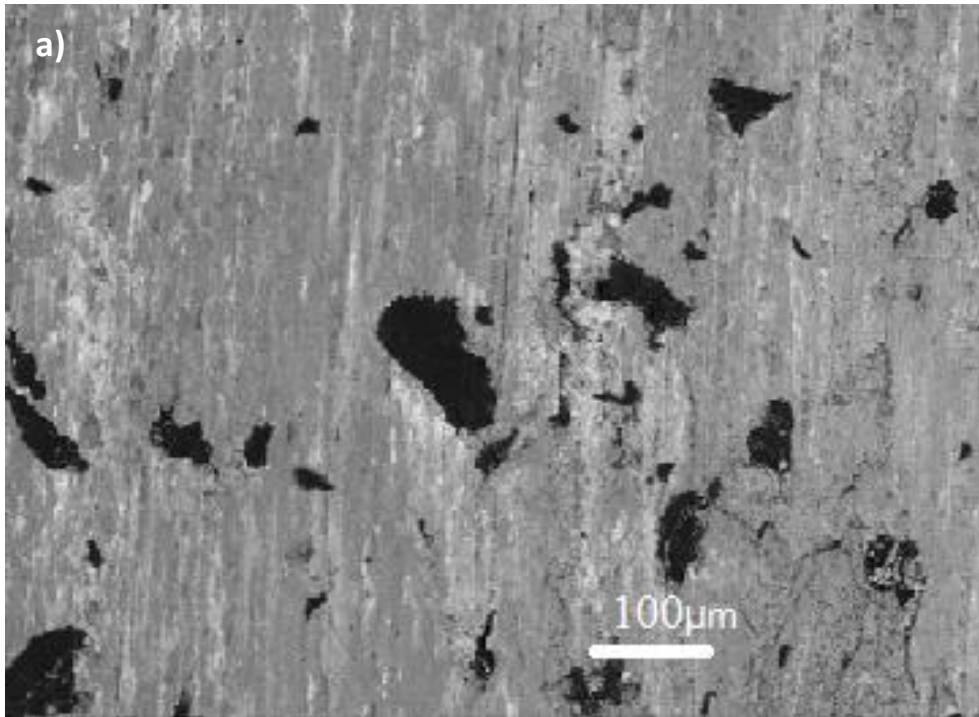
Şekil 6.45. (Devam).



Şekil 6.46. a) Döküm %10 GTK b)Isıl işlem görmüş GTK' nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.

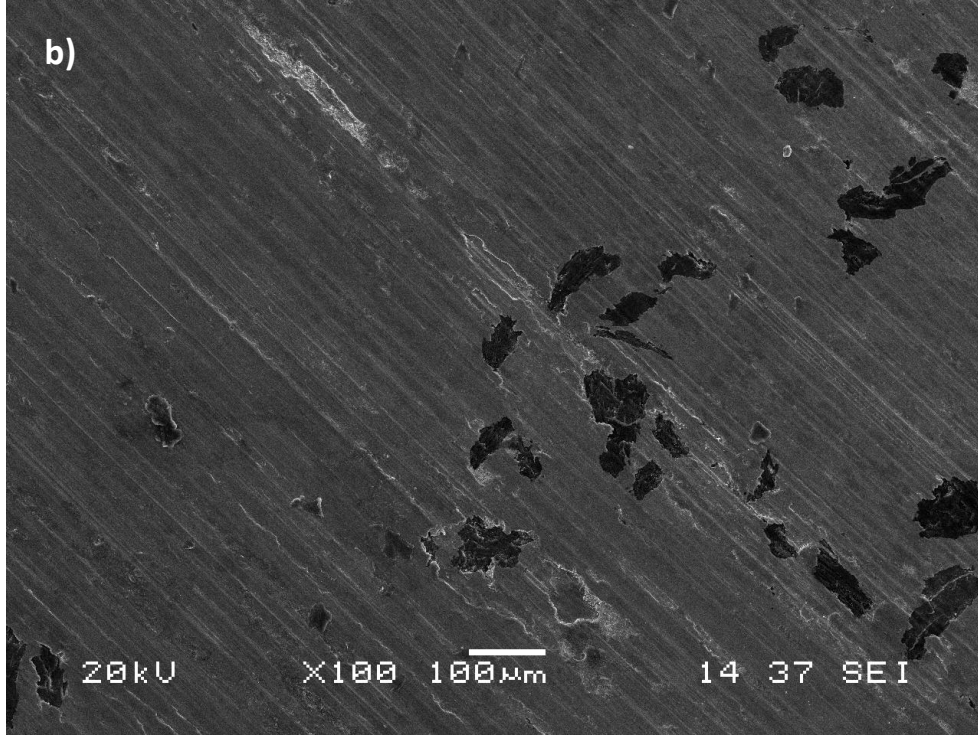


Şekil 6.46. (Devam).



Şekil 6.47. a) Döküm %10 GTK b) Isıl işlem görmüş GTK' nın 2m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.





Şekil 6.47. (Devam).

#### 6.4.4. Hibrit kompozit malzemelerin (HKM) aşınma SEM görüntüleri

Şekil 6.48-6.51' de döküm ve ısıtma işlem görmüş HKM'lerin 0,5 m/s ve 2 m/s kayma hızlarında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.37'deki aşınma miktarı grafikleri incelendiğinde hibrit kompozit malzemeler (HKM) en düşük aşınma miktarına sahip olduğu görülmektedir.

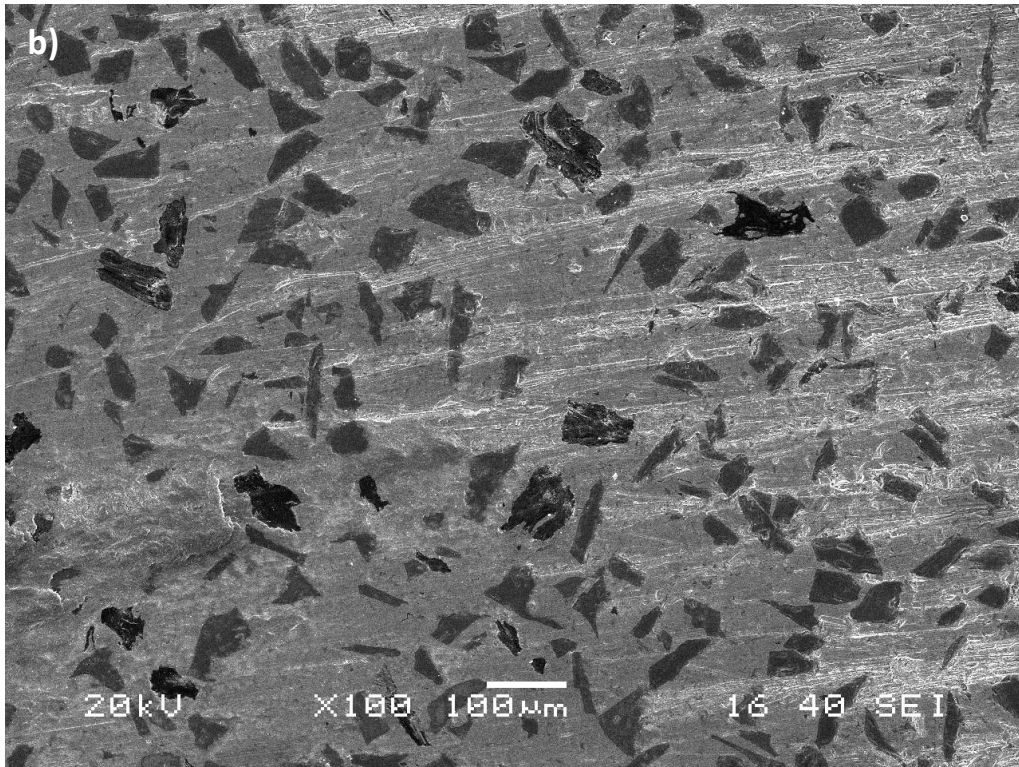
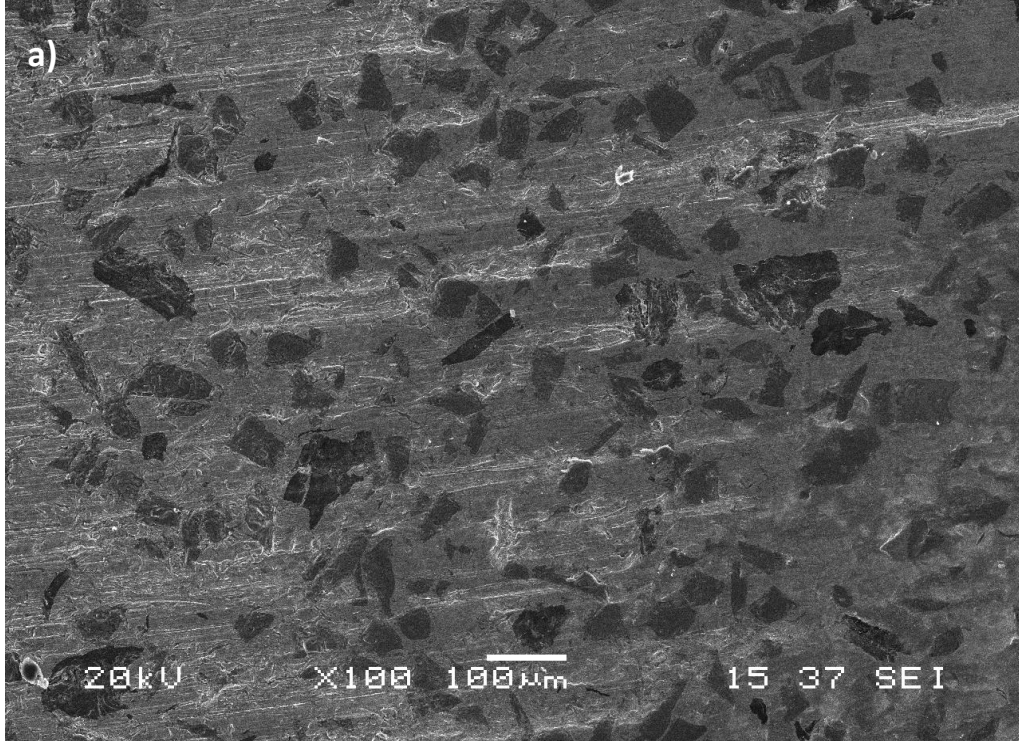
Hibrit kompozit malzemelerin elektron mikroskobu görüntüleri, aşınma miktarını gösteren bu grafikler ile uyumludur. Hibrit kompozit malzemeler; ZA 27 alaşımı, STK ve düşük miktarda grafit içeren GTK'lar ile mukayese edildiğinde son derece düzgün yüzeylere sahip olup şiddetli plastik deformasyona uğramamışlardır. Hibrit kompozit malzemelerde SiC takviye fazı yük taşıyıcı görev icra ederken grafit takviye fazı da yağlayıcı bir görev icra etmektedir. Bu iki özelliğin bir araya geldiği hibrit kompozit malzemelerde daha önce ifade edildiği üzere aşınmada %85-90 oranında düşüş tespit edilmiştir. Grafitin bir diğer olumlu etkisi de ısı iletimini artırarak ZA alaşımlarının temel dezavantajı olan düşük ısı iletimini tolere

edebilmesidir [22]. Böylece ZA 27 alaşımında ısı transferi hızlı bir şekilde gerçekleştirilebilmektedir.

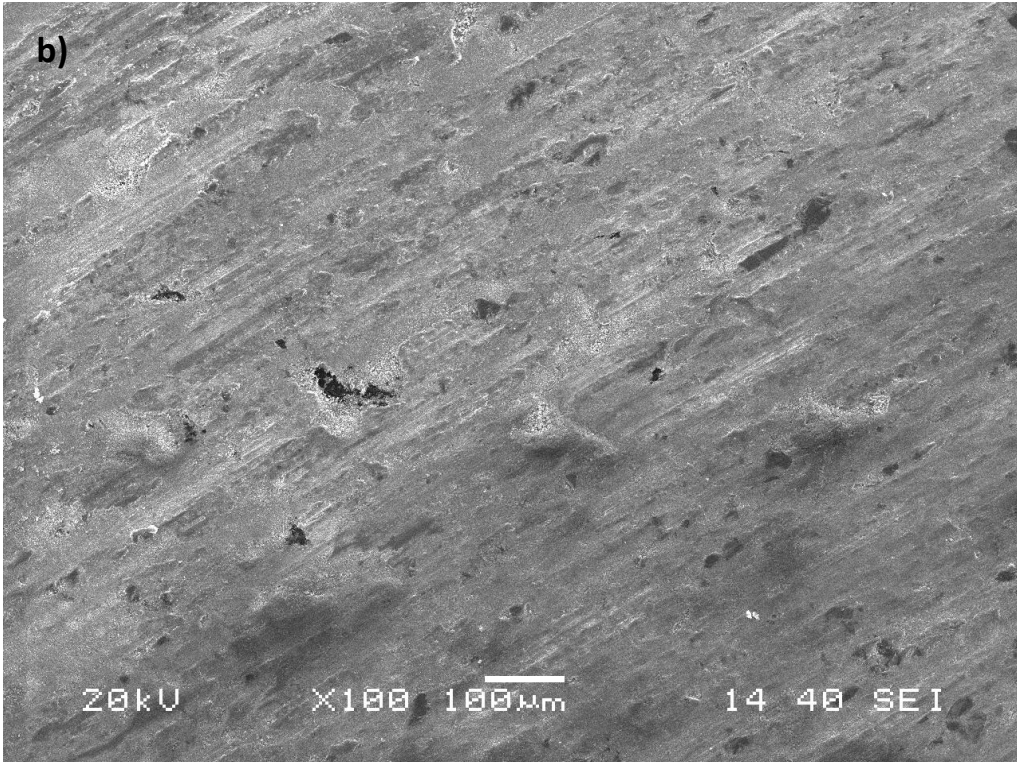
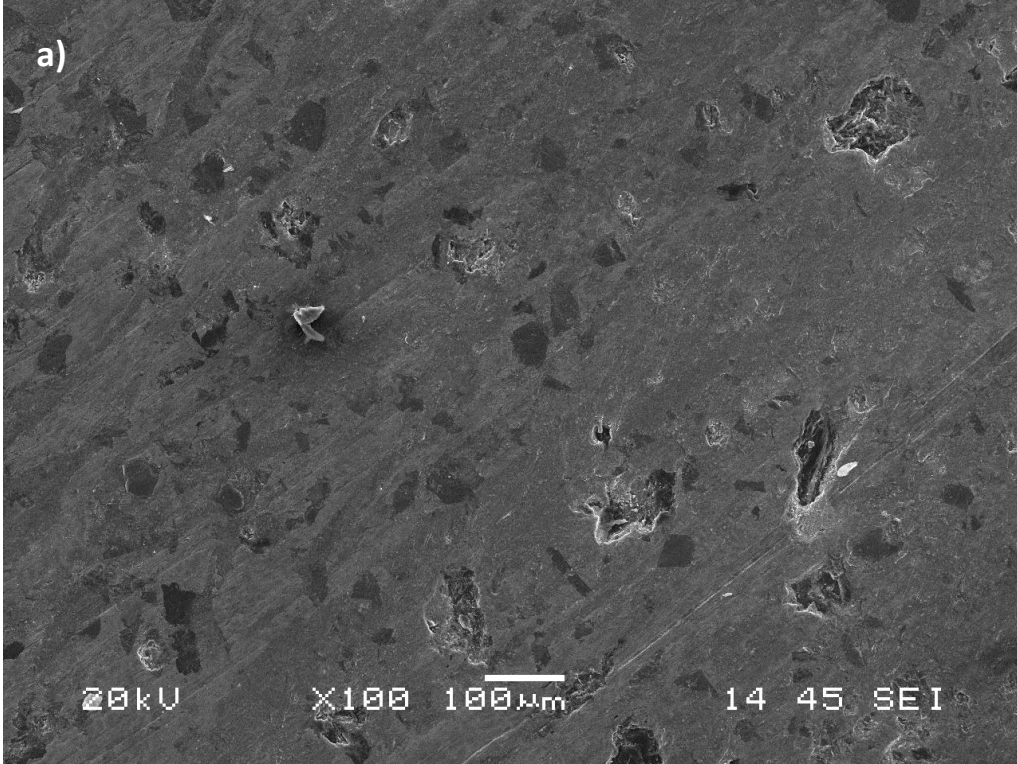
Döküm HKM'ler ile ısı işlem uygulanmış HKM ler kıyaslandığında ısı işlem görmüş HKM lerin matriksin yüksek sertliğinden (203-214 HV) dolayı daha az aşındığı aşınma grafikleri Şekil 6.37'de görülmektedir. Bu sonuç elektron mikroskobu aşınma görüntüleriyle paraleldir.

Hibrit kompozit malzemelerde, literatür de [73-76] alüminyum esaslı kompozit malzemelerin aşınmalarında görülen ve MMLs (mechanically mixed layers) olarak ifade edilen mekanik karışım tabakası MKT çok net bir şekilde görülmektedir. Şekil 6.52'de literatürdeki gibi MKT bulunan yüzeylerde abrasiv yivler, tabakalı kırıklar ve kraterler görülmüştür. Fakat oluşan yivler sürekli değildir. Bu mekanik karışım tabakası ince olduğunda aşınmayı olumlu bir şekilde etkilemektedir. Fakat tabaka kalınlığının artışı tabakalı kırılmalara sebep vereceği için aşınmayı olumsuz etkileyebilmektedir [76]. Mekanik karışım tabakası hem alaşımdan hem de karşıt çelik malzemenin bünyesinden gelen metallerin oksitlerini içermektedir ve tabakanın sertliği deformasyon sertleşmesi sonucunda 350-1100 HV civarında olduğu yapılan çalışmalarda kanıtlanmıştır [73].

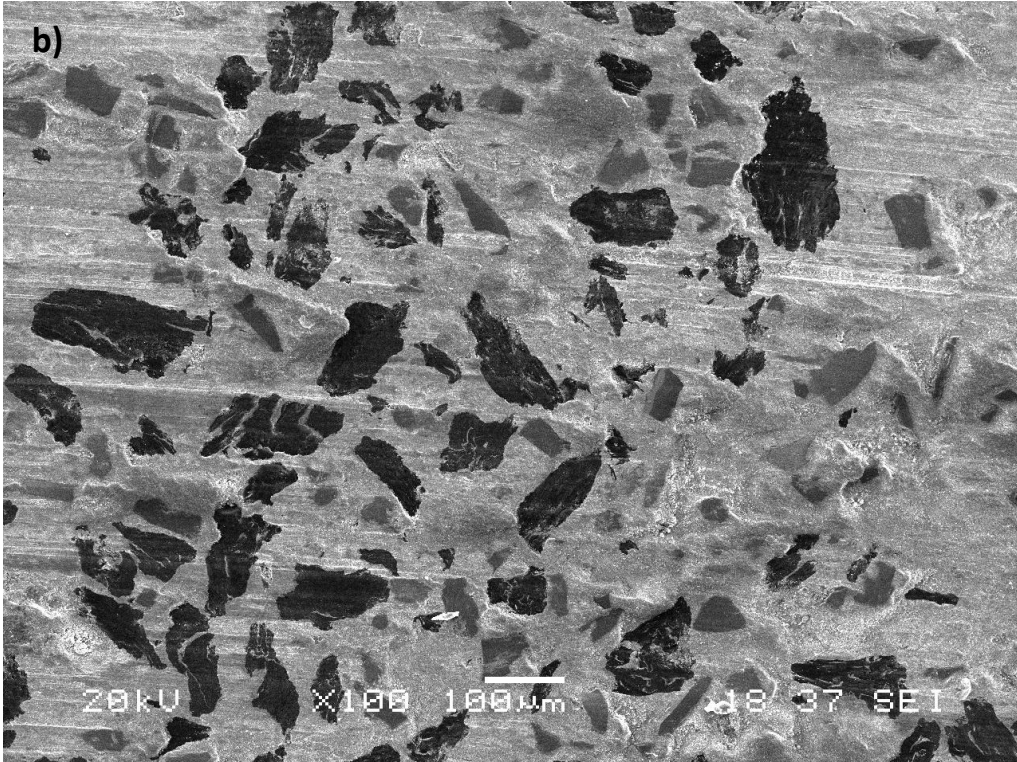
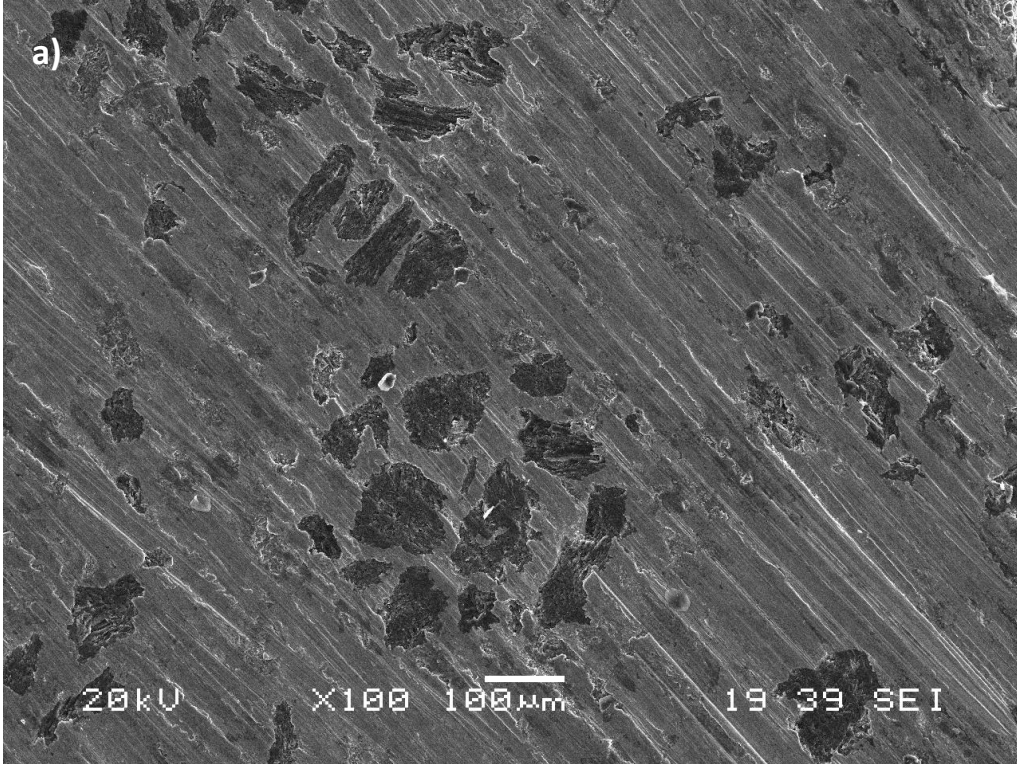
Şekil 6.53'de aşınma öncesi ve sonrası HKM'lerden alınan EDS analizleri verilmiştir. Şekil 6.53a'da aşınma öncesi matriksin 1 nolu bölgesinden alınan analizde alüminyum ve çinko pikleri tespit edilirken Şekil 6.53b den alınan EDS de ise mekanik karışım tabakasının(MKT) içerdiği yüksek miktarda oksijen tespit edilmiştir. 2 nolu bölgede Al,Zn,Fe oksitlerin oluştuğu tahmin edilmektedir. Bu MKT'nin yüzeye kaplanmasından dolayı Şekil 6.49-6.51'de SiC ve grafit partikülleri kontrastı kaybolduğu görülmektedir.



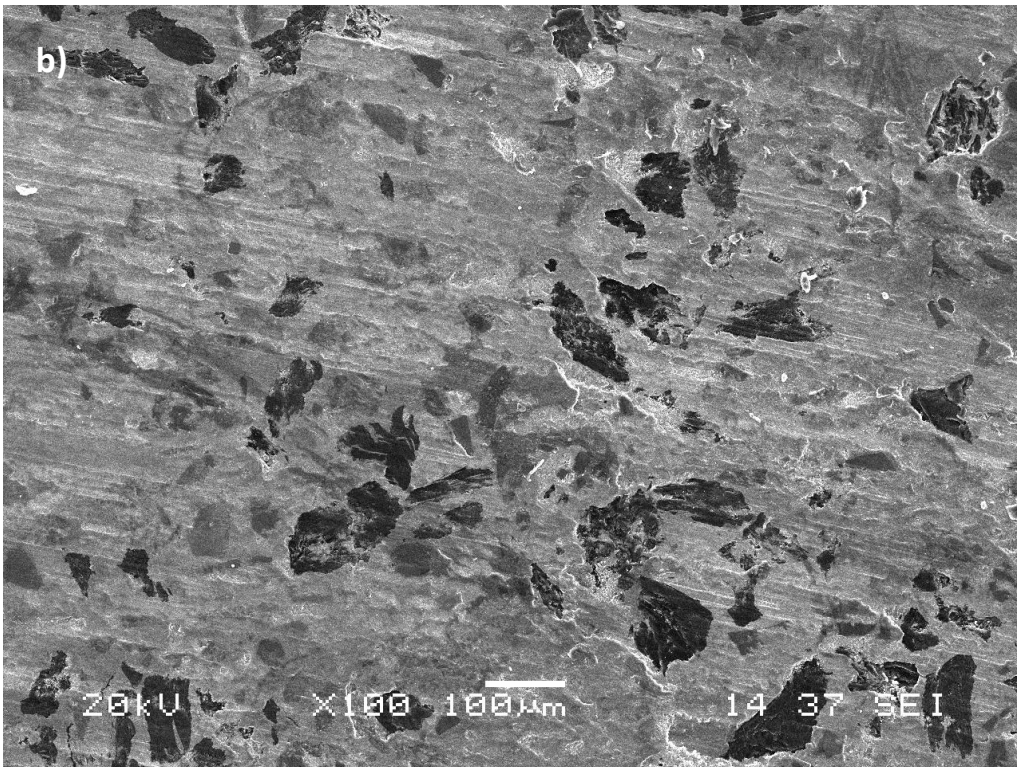
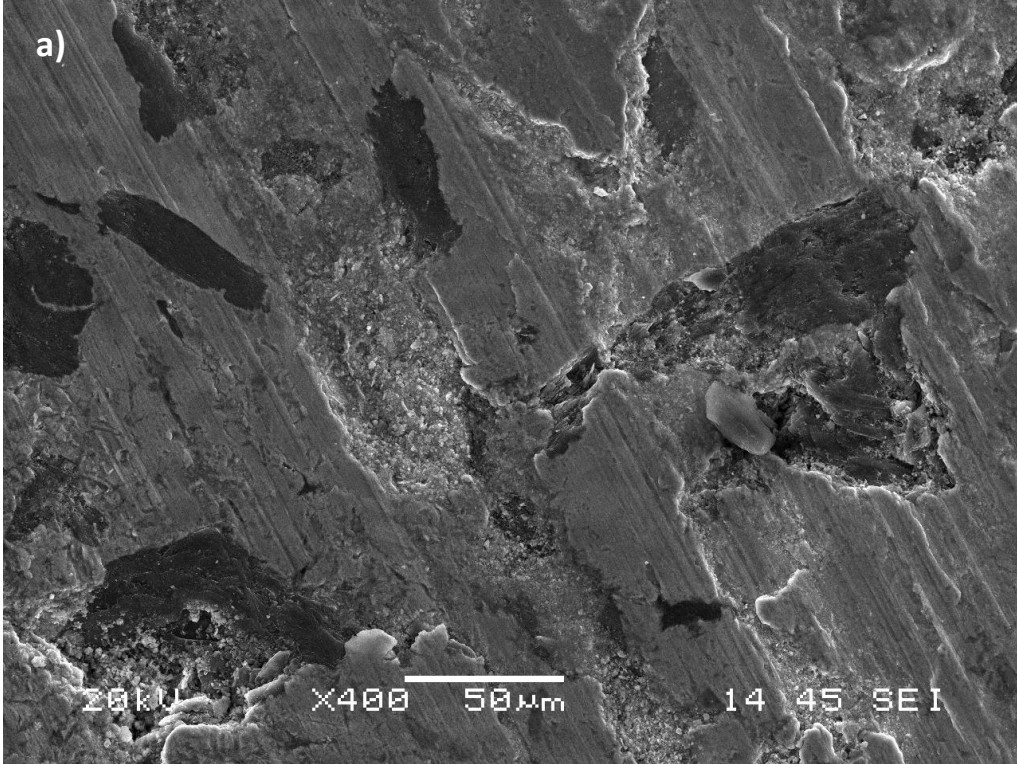
Şekil 6.48. a)Döküm %10 SiC ve %2,5 grafit takviyeli(HKM), b)Isıl işlem görmüş HKM' nın 0,5 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.



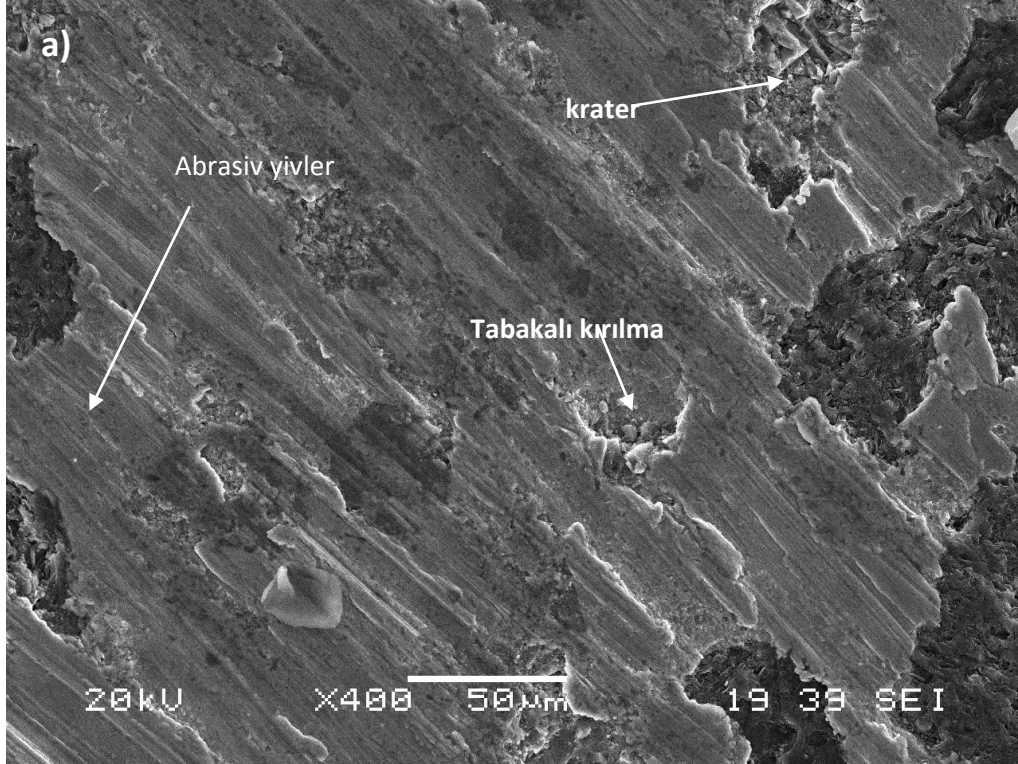
Şekil 6.49.a) Döküm %10 SiC ve %2,5 grafit takviyeli(HKM), b) Isıl işlem görmüş HKM' nin 2 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.



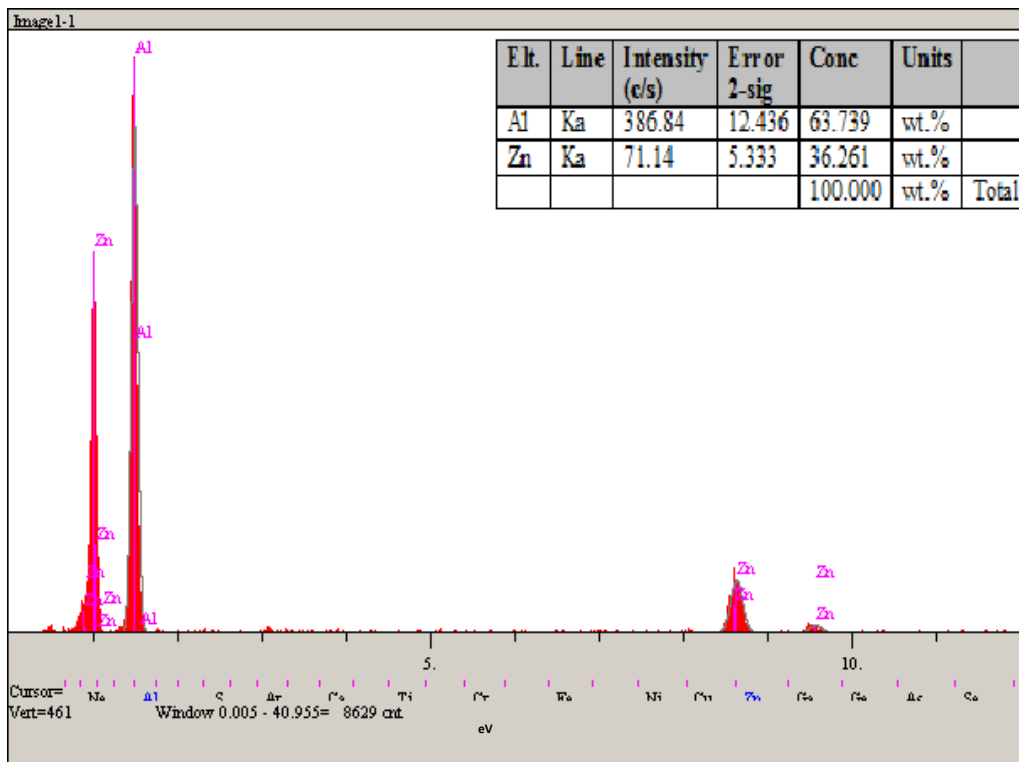
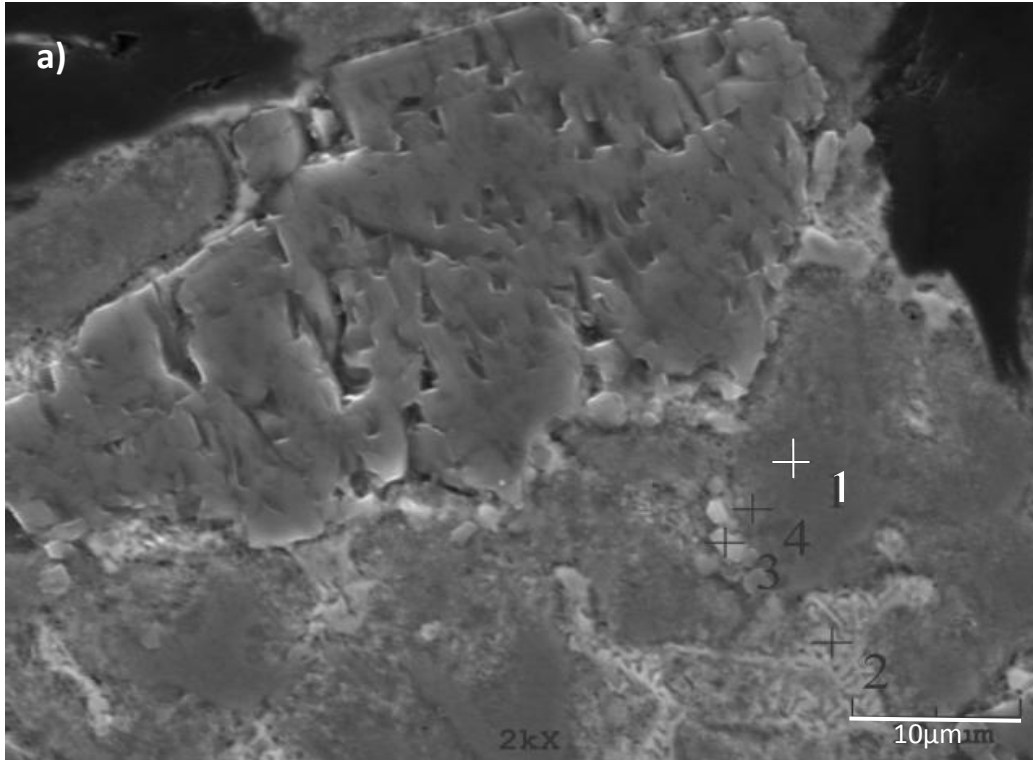
Şekil 6.50 .a)Döküm %10 SiC ve %10 grafit takviyeli kompozit malzeme(HKM), b)Isıl işlem görmüş HKM'nin 0,5m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.



Şekil 6.51.a) Döküm %10 SiC ve %10 grafit takviyeli kompozit malzeme(HKM), b) sıl işlem görmüş HKM' nin 2 m/s kayma hızında oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri.

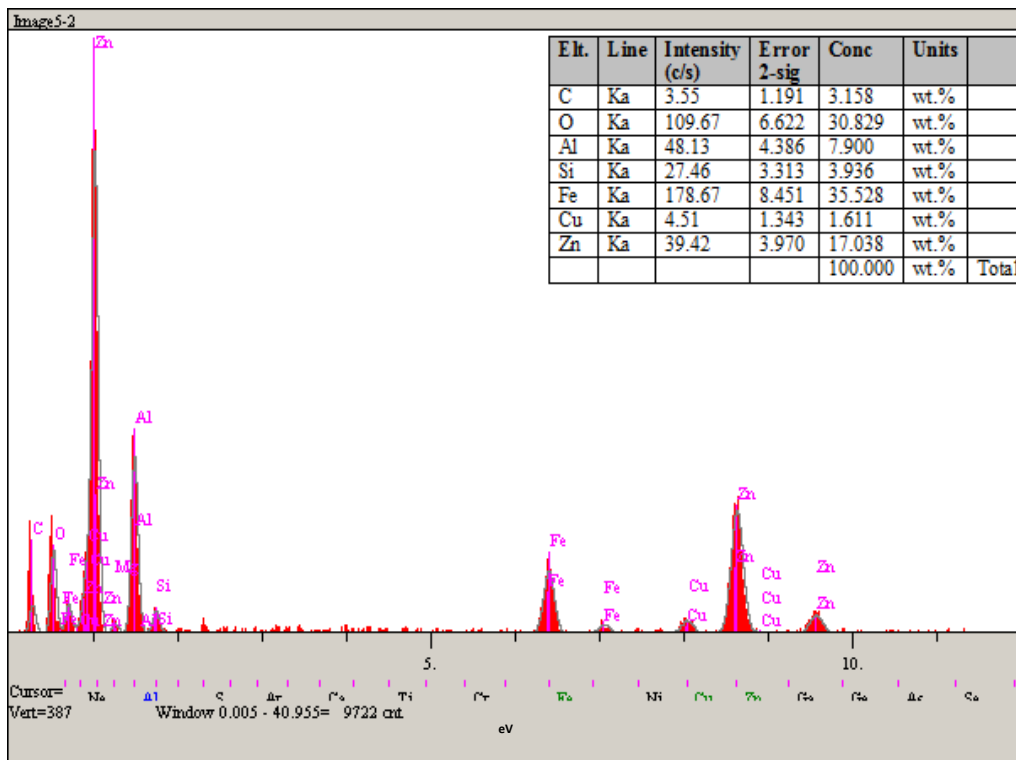
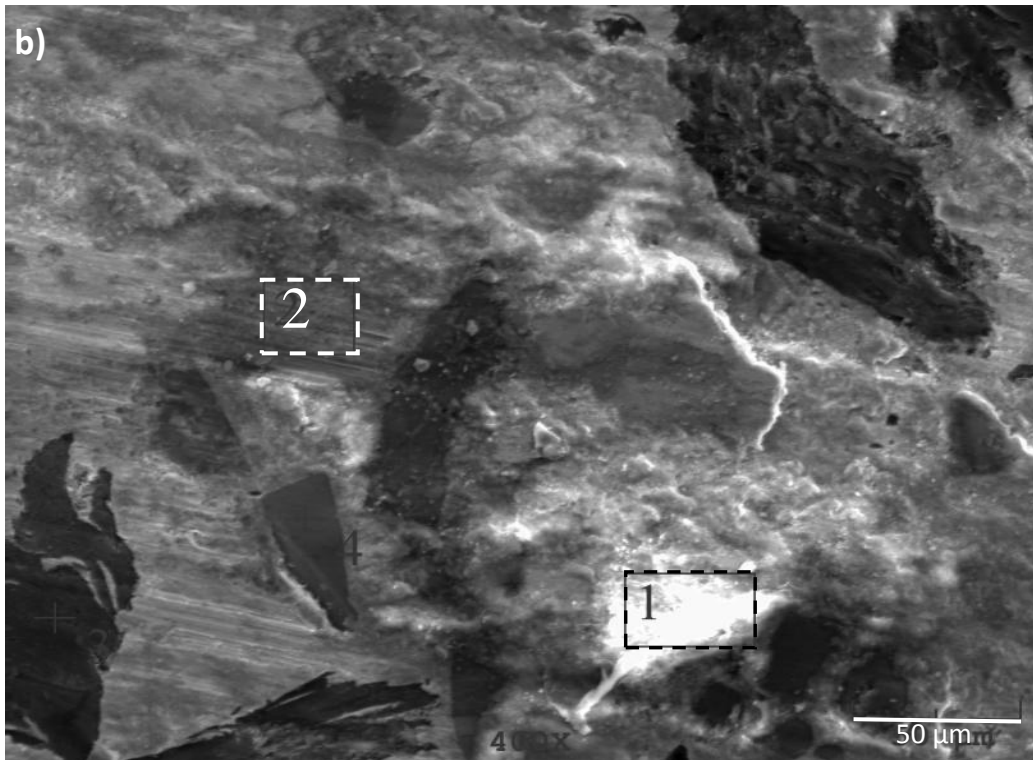


Şekil 6. 52. a) Döküm %10 SiC ve %10 grafit takviyeli kompozit malzemenin 0,5 m/s kayma hızında, b) ısıtılmış %10 SiC ve %2,5 grafit takviyeli (HKM) kompozit malzemenin 2/s hızda aşınma yüzeyleri.



Şekil 6.53. a) aşınma uygulanmamış hibrit kompozit malzeme yüzeyinden alınan EDS, b) aşınma uygulanmış hibrit kompozitin EDS'i.





Şekil 6.53. (Devam).

## **Bölüm 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER**

### **7.1. Sonuçlar**

Bu çalışmada; çinko alüminyum ailesi içerisinde yer alan yüksek mukavemet ve aşınma değerine sahip ZA 27 alaşımına; SiC ve grafit ilave edilerek üretilen STK ve GTK malzemelere; SiC ve grafitin her ikisinin de bir arada ilave edilmesi ile üretilen HKM'lere ısıtıl işlem uygulanarak aşınma davranışları incelenmiştir. Isıtıl işlemi yapılan bu malzemelerin fiziksel ve mekanik özelliklerini belirleyebilmek amacıyla sertlik ve aşınma deneyleri uygulanmış, sonuçların değerlendirilmesi için SEM incelemesi gerçekleştirilmiştir. Yapılan çalışmalarda şu sonuçlar elde edilmiştir:

- 1- Vortex metoduyla üretilen sıkıştırma döküm metoduyla dökümü gerçekleştirilen kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin takviye bileşenleri matris içerisinde genellikle homojen bir şekilde dağılmıştır. Yapılan optik incelemede %2,5 grafit takviyeli kompozit (GTK)'de çok az partikül segregasyonun gerçekleştiği artan grafit oranlarına bağlı olarak bu segregasyonun ortadan kalktığı belirlenmiştir.
- 2- ZA 27 alaşımına ilave edilen SiC ve grafit partikülleri katılma sırasında heterojen çekirdekleyici etki yapmışlardır.
- 3- ZA 27 alaşımının Brinell sertliği grafit takviyesi ile azalmış fakat SiC takviyesi ile artmıştır.
- 4- Isıtıl işlem sonunda ince dentritler küreleşme eğilimi göstermektedir. Sıkıştırma döküm ve vortex üretim neticesinde ince dentritler halinde olan mikroyapı bu küreleşme ile kabalaşmıştır.
- 5- ZA 27 alaşımı, GTK, STK ve HKM malzemelere uygulanan ısıtıl işlem bu malzemelerin sertlik değerlerini yükseltmiştir. Alaşımın sertliği uygulanan ısıtıl işlem neticesinde 127 HV den 150 HV'ye çıkarken, STK kompozitin sertliği 193 HV'ye, GTK kompozitin 225 HV'ye ve hibrit kompozit malzemenin 215 HV'ye kadar çıkmıştır.

- 6- Sertlik incelemeleri sonucunda grafit ve SiC takviye fazlarının artışına bağlı olarak oluşan dislokasyon yoğunluğundaki artış matriksin sertliğinin artmasına neden olmuştur. Bu sertlik artışı artan grafit içeriğine rağmen Brinell sertlik ölçümlerinde de tespit edilmiştir.
- 7- SiC takviyesi alaşımının sürtünme katsayısı değerini yükseltirken artan grafit ilavesi sürtünme katsayısını düşürmüştür.
- 8- Tüm deneylerde en yüksek aşınma miktarları ZA 27 alaşımında tespit edilmiştir. SiC takviyesi ZA 27 alaşımının aşınmasını azaltmıştır.
- 9- Artan grafit içeriği ile HKM ve GTK malzemelerin aşınma kaybı azalmıştır.
- 10- SiC ve grafitin birlikte katılmasıyla üretilen hibrit kompozit malzemeler en iyi aşınma direncini göstermiştir. Aşınma miktarı %10 SiC ve %7,5-10 grafit takviyesinin gerçekleştiği HKM'lerde en az ölçülmüştür.
- 11- Kayma hızının artışı ile ZA 27 alaşımı, STK, GTK ve HKM'lerin aşınma miktarı azalmıştır.
- 12- ZA 27 alaşımı ve düşük miktarda grafit içeren GTK malzemeler adhesiv aşınma mekanizması ile aşınırken STK malzeme abrasiv aşınma mekanizması göstermiştir. Hibrit kompozit malzemelerde ise tabakalı aşınma görünmüştür.
- 13- Özellikle hibrit kompozit malzemelerde oluşan mekanik karışım tabakası EDS ile tespit edilmiştir.
- 14- Isıl işlem sonunda ince dentritler küreleşme eğilimi göstermektedir.
- 15- Isıl işlem görmüş GTK, STK ve HKM'lerin matrikslerinin sertleşmesinden dolayı daha az plastik deformasyona uğradıkları tespit edilmiştir. Deformasyonun azalması aşınma miktarını azaltmıştır.
- 16- Isıl işlem sonunda döküm yapısındaki intermetalik  $\epsilon$  fazı kararlı kalmıştır.
- 17- Isıl işlem ZA 27 alaşımlarının ve kompozitlerinin aşınma miktarlarını bariz bir şekilde azaltmıştır.
- 18- Isıl işlem uygulaması sürtünme katsayısı değerlerini azaltmıştır.
- 19- Isıl işlem uygulanmış malzemelerin SEM görüntülerinde plastik deformasyonun döküm malzemelere göre daha az olduğu tespit edilmiştir.

## 7.2. Öneriler

1. Isıl işleme tabi tutulan kompozitlerin daha yüksek yüklerdeki ve kayma hızlarındaki aşınma testleri yapılabilir.
2. Yüzeyde oluşan tribo oksitlerin karakterizasyonu daha farklı yöntemlerle incelenebilir.
3. Isıl işlem süreleri değiştirilerek kompozit ve hibrit kompozitlerin aşınma ve diğer mekanik özellikleri incelenebilir.
4. Çözeltiye alma sıcaklığı 350 ve 370 °C seçilerek sıcaklığın etkisi incelenebilir.
5. Su verme işleminden sonra ötektoid sıcaklığın altında malzemenin temperlenmesi gerçekleştirilerek malzemenin aşınma davranışları incelenebilir.

## KAYNAKLAR

- [1] BOBIC, M., MITROVIC, S., ZIVIC, F., BOBIC, I., Wear Behavior of Composites Based on ZA-27 Alloy Reinforced by Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles Under Dry Sliding Condition, Tribol Lett 38:337–346, 2010.
- [2] DOMINGUEZ, C., LOPEZ, M. M. V., The Influence Of Manganese On The Microstructure and The Strength of A ZA-27 Alloy, Journal of Materials Science 37,5123 – 5127, 2002.
- [3] PÜRÇEK, G., SAVAŞKAN, T., KÜÇÜKÖMEROĞLU, T., MURPHY, S., Dry Sliding Friction and Wear Properties of Zinc-Based Alloys, Wear 252 894–901, 2002.
- [4] RANGANATH, G., SHARMA, S. C., KRISNA, M., Dry Sliding Wear of Garnet Reinforced Zinc/Aluminum Metal Matrix Composites, Wear 251 1408–1413, 2001.
- [5] TÜRK, A., DURMAN, M., KAYALI, E. S., The Effect of Manganese on the Microstructure and Mechanical Properties of Zinc–Aluminum Based ZA-8 Alloy, J Mater Sci, 2007,42:8298–8305, 2007.
- [6] DEMİRKESEN, E., Kompozit Malzemeler, İTÜ Kimya Fakültesi, 1., Baskı s.1-5, 1991.
- [7] TURK. A., DURMAN, M., Alaşım Elementlerinin Çinko-Alüminyum Esaslı ZA-8 Alaşımının Mekanik Özelliklerine Etkisi, TMMOB, Yayın No: 221,339-346 ,Mayıs 1999.
- [8] GUNTHER, A., KHAN, S. A., THALMANN, M., TRACHSEL, F., JENSEN, K. F., Transport and Reaction in Microscale Segmented Gas-Liquid Flow. Lab Chip; 4:278–286, 2004.
- [9] AYDIN, M., Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımların Değişik Ortamlardaki Yorulma Davranışlarının İncelenmesi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 2001.
- [10] BABIC, M., ALEKSANDAR, V., SLOBODAN, M. I., BOBIC, Influence of T4 Heat Treatment on Tribological Behavior of ZA27 Alloy Under Lubricated Sliding Condition, Tribol Lett, 36:125–134, 2009.

- [11] SASTRY, S., KRISHNA, M., UCHIL, J., A Study on Damping Behaviour of Aluminite Particulate Reinforced ZA-27 Alloy Metal Matrix Composites, *Journal of Alloys and Compounds* 314, 268–274, 2001.
- [12] ARIKAN, R., Wear Behaviour of ZA-12 Alloy Composites Reinforced with Saffil ( $\delta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) Fibres, *J. Fac. Eng. Arch. Gazi Univ. Vol 22, No 3*, 359-368, 2007.
- [13] BABIC, M., MITROVIC, S., JEREMIC, B., The Influence of Heat Treatment on the Sliding Wear Behavior of A ZA-27 Alloy, *Tribology International*, 43, 16–21, 2010.
- [14] <http://www.eazall.com/diecastalloys.aspx>, Mart 2011.
- [15] SKOKO, Ž., POPOVIĆ, S., ŠTEFANIĆ, G., Microstructure of Al-Zn and Zn-Al Alloys, *Croat. Chem. Acta* 82 (2), 405–420, 2009.
- [16] ZHU, Y. H., Ageing Characteristics of Cast Zn-Al Based Alloy, *Journal of materials science* ,38 ,1945 – 1952, 2003.
- [17] PÜRÇEK, G., “ Çinko-Aliminyum Esaslı Alaşımlardan Üretilen Kaymalı Yatakların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, 1994.
- [18] GERVAIS, E., LEVERT H., The Development of a Family of Zinc-Base Foundry Alloys, P. O. BOX Q, MAYBROOK, N.Y. 12543 (845) 427-2151,1980.
- [19] Metallography and Microstructures of Zinc and Its Alloys, *Metallography and Microstructures*, Vol 9, ASM Handbook, ASM International, ,p. 933–941, 2004.
- [20] TÜRK, A, DURMAN, M., KAYALI, E. S., The Effect of Manganese on the Microstructure and Mechanical Properties of Zinc–Aluminum Based ZA-8 Alloy, *J Mater Sci* .42:8298–8305, 2007.
- [21] AYDIN, Y., Çinko-Alüminyum Esaslı ZA–12 Alaşımına Cr İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, 2008.
- [22] ASLAN, S., SiC ve Grafit Takfiyeli Çinko Alüminyum Hibrit Kompozit Malzemelerin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2004.
- [23] CHEN, T. J., Microstructural Evolution of Previously Deformed ZA27 Alloy During Partial Remelting/ *Materials Science and Engineering*, A337 ,73 - 81, 2002.

- [24] TO, S. , ZHU, Y. H., LEE ,W. B., LIU , X.M., JIANG, Y.B., TANG, G.Y., Effects of Current Density on Electropulsing-Induced Phase Transformations in A Zn–Al Based Alloy, *Appl Phys A*, 96: 939–944, 2009.
- [25] DURMAN, M., MURPHY, S., An electron metallographic study of pressure die-cast commercial zinc–aluminum-based alloy ZA27, *Journal of Materials Science*, 32, 1603-1611, 1997.
- [26] TO, S., ZHU, Y. H., LEE, W. B., Use of EBSD to identify phases in interdendrite region of a cast Zn–Al-based alloy (ZA27), *Journal of Microscopy*, Vol. 225, Pt 2, pp. 170–174, February 2007.
- [27] ÇAĞLAR, B., Sıkıştırma Döküm Yöntemi ile Üretilen Ti-B İlaveli ZA-12 Alaşımının Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, 2003.
- [28] PRASAD, B. K., PATWARDHAN, A. K., YEGNESWARAN, A. H., Dry Sliding Wear Response of a Modified Zinc-Based Alloy, *Mater. Trans. JIM* 38 (3) 197–204, 1997.
- [29] SAVAŞKAN T., MURPHY, S., Mechanical Properties and Lubricated Wear of Zn–25 Al-Based Alloys, *Wear*, 116, 211–224, 1987.
- [30] SHARMA, S., C., SASTRYB, S., KRISHNA, M., Effect of Aging Parameters on the Micro Structure and Properties of ZA-27/ Aluminite Metal Matrix Composites, *Journal of Alloys and Compounds* 346, 292–301, 2002.
- [31] MIROSLAV, B., VENCL, A., MITROVIC, S., BOBIC, I., Influence of T4 Heat Treatment on Tribological Behavior of Za27 Alloy Under Lubricated Sliding Condition, *Tribol Lett*, 36:125–134, 2009.
- [32] JOVANOVIĆ, M. T., BOBIĆ, I., DJURIĆ, B. , GRAHOVAC, N., ILIĆ, N., Microstructural and Sliding Wear Behaviour of a Heat-Treated Zinc-Based Alloy, *Tribology Letters*, Volume 25, Number 3, 173-184, 2007.
- [33] GIBSON, R. F., A Review of Recent Research on Mechanics of Multifunctional Compositematerials and Structures, *Composite Structures* 92, s. 2793–2810, 2010.
- [34] BASAVARAJAPPA, S., CHANDRAMOHAN, G., RAO, K. V. N., RADHAKRISHANA, R., KRISHNARAJ, V., Turning of Particulate Metal Matrix Composites – Review and Discussion, *IMEchE Vol. 220 Part B*, s. 1179-1204, 16 February 2006.
- [35] DEMİRKESEN, E., “Kompozit Malzemeler”, İTÜ Kimya Fakültesi, 1. Baskı s.1-5, 1991.

- [36] CHAWLA, N., CHAWLA, K. K., Metal Matrix Composites, Springer, pp. 1-3, 2005.
- [37] KAINER, K. U., Metal Matrix Composites: Custom-Made Materials For Automotive and Aerospace Engineering, WILEY-VCH, pp. 1-12, 2003.
- [38] CLYNE, T. W., WITHERS, P. J., An Introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge Solid State Science Series, pp. 1-18, 2003.
- [39] [substech.com/dokuwiki/doku.php?id=classification\\_of\\_composites%29](http://substech.com/dokuwiki/doku.php?id=classification_of_composites%29), Nisan 2011.
- [40] TEKMEK, Ç., Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Sıkıştırma Yöntemiyle Üretilmesi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Aralık 2006.
- [41] CAMPBELL, F. C., Structural Composite Materials, ASM International, November, pp. 20-36, 2010.
- [42] MATTHEWS, F. L., RAWLINGS, R. D., Composite Materials: Engineering and Science, CRC, pp. 55-80, 2000.
- [43] EKİCİ, R., Alüminyum Esaslı SiC Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Darbe Davranışlarının İncelenmesi, Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Haziran 2004.
- [44] RAJAN, T. P. D., PILLAI, R. M., PAI, B. C., Review Reinforcement Coatings and Interfaces in Aluminium Metal Matrix Composites, JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 33, s.3491-3503, 1998.
- [45] TOPTAN, F., Alüminyum Matrisli B4C Takviyeli Kompozitlerin Döküm Yöntemi ile Üretimi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul, 2006.
- [46] [http://scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S1678-58782004000100007](http://scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1678-58782004000100007), Nisan 2011.
- [47] FROYEN, L., VERLİNDEN B., Aluminium Matrix Composites Materials, TALAT Lecture 1402, p.1-28, 1994.
- [48] HASHIM, J., LOONEY, L., HASHMI, M. S. J., Metal Matrix Composites: Production by the Stir Casting Method, Journal of Materials Processing Technology 92-93, p. 1-7, 1999.
- [49] ÖZKAN, S., Alüminyum Matrisli SiC Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Mekanik Alaşımlama Yöntemiyle Üretimi ve Kuru Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Ankara, Eylül 2007.



- [50] AKIN, E., Bakır Hibrid Mak Fren Balatası Üretimi ve Sürtünme Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, 2006.
- [51] AKTAŞ, H., Alüminyum Matrisli Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Mekanik Alaşımlama Yöntemiyle Üretimi ve Kuru Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Ankara, Eylül 2007.
- [52] DEMİREL, M., Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Metal Matrisli Kompozitlerde Ni<sub>3</sub>Al Metaller Arası Bileşik-Takviyesinin Aşınma Davranışına Etkileri, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Elazığ, 2007.
- [53] KATO, K., ADACHI, K. Wear Mechanisms. Modern Tribology Handbook: Principles of Tribology. [S.l.]: CRC Press, v. 1 Cap. 7. 2001.
- [54] AZAKLI, A. M., Al-Si/SiC-Grafit Melez Kompozitlerinin Aşınma Davranışları, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Eylül 2003.
- [55] SHARMA, S. C., GRISH, B., SATISH, B. M., Effect of SiC Particle Reinforcement on the Unlubricated Sliding Wear Behaviour of ZA 27 Alloy Composites, Wear, Vol.213, pp. 33-40, 1997.
- [56] KUMAR, M. P., SADASHIVAPPA, K., Dry Sliding Wear Behaviour of Garnet Particles Reinforced Zinc-Aluminium Alloy Metal Matrix Composites, ISSN 1392–1320 Materials Science (MEDŽIAGOTYRA). Vol. 12, No. 3. 2006.
- [57] BARNHURST, R. J., GERVAIS, E. and BAYLES, F. D., Gravity Casting of Zinc Aluminium Alloys Solidification Behaviour of ZA 8, ZA 12 and ZA27, AFS Transactions, vol.91, p-p.569-584,1983.
- [58] SAHOO, M., WHITING, L. V., CHARTRAND, V., WEATHERALL, G., Effect of strontium on the Structure and Mechanical Properties of Zn-Al Foundry Alloys, AFS Transactions, Vol 94, pp. 225-233,1986
- [59] ASRAFIZADEH, F., YOUNG, J. M., KONDIC, V., “Solidification Structure and Mechanical Properties of Zn-27 Al Alloy Cast in Metal Moulds”, Mater Sci. And Technology, Vol. 3 pp. 665-670, 1987.
- [60] AKBULUT, H., ALTUNPAK, Y., Alümina Kısa Fiber Takviyeli Al Esaslı LM 13 Alaşımında Yaşlandırma Isıl İşlem Özellikleri Optimizasyonu, TEKNOLOJİ, Cilt 8, Sayı 4, 331-339, 2005.
- [61] HOWE, J. M., Bonding, Structure and Properties of Metal Ceramic Interface: Part1 Chemical Bonding, Chemical Reaction and Interfacial Structure, Int. Mater Rev. Vol 38 No:5, 233-256,1993.

- [62] PAI, B. C., RPHADGI, P. K., Copper Coating on Graphite Particles Metarial Science and Engineering,21,161-167,JULY28 1975.
- [63] DURMAN, M., TÜRK, A., Bakır İlavesinin ZA 8 Alaşımının Mekanik Ve Mikro Yapısal Özelliklerine Etkisi, J. Of Engineering and Environmental Sciences,18,s 473-479, 1994.
- [64] DURMAN, M., The Creep Behaviour Of Pressure Diecast,Zinc-Aluminium Alloys, Ph. D Thesis, The University Of Aston İn Brmingham U.K.,1989.
- [65] MAHADEVAN, K., RAGHUKANDAN, K., Investigation on the Influence of Heat-Treatment Parameters on the Hardness of AA6061-SiCp Composite, Journal of Materials Processing Technology, 171, pp. 314–318, 2006.
- [66] HUANG, Y. D., HORT, N., Analysis of Instantaneous Thermal Expansion Coefficient Curve During Thermal Cycling in Short Fiber Reinforced AlSi12CuMgNi Composites, Composites Science and Technology 65, pp. 137–147, 2005.
- [67] SEAH, K. H. W., Sharma, S. C., Wear Characteristics of As-Cast ZA-27/Graphite Particulate Composites, Materials & Design Volume 17, Issue 2, Pages 63-6,1996.
- [68] LI, Y., LUO J., The Microstructure and Wear Mechanism of a Novel High-Strength, Wear-Resistant Zinc Alloy, Journal of Materials Processing Technology Volume 55, Issues 3-4, Pages 154-161, December 1995.
- [69] MARCZAK, J. P., CIARCH, R., Tribological Properties of the Concentrated Al-Zn Alloys, Proc. 1 th. Europ. Tribology Congress, London, Inst. Mech. Eng., pp. 223-227, 1973.
- [70] PANDEY, J. P., PRASAD, B. K., Sliding Wear Response of a Zinc-Based Alloy Compared to a Copper Bassed Alloy, Metalurgical and Matrials Transactions,A Vol. 29A,pp. 1245-1255, April 1998.
- [71] MA, T., CHEN, Q. D., Effect of Mn of Lubricated Friction and Wear Properties of Zn-Al Alloy ,Wear of Metarials, American Soc. of Mech. Engineers, Vol.1, pp. 297-304, 1989.
- [72] BARNHURST, R. J., FARGE, J. C., A Study of the Bearing Characteristics of Zinc Aluminium Alloys, Can. Metallurgical Quart., Vol.27, No. 3, pp. 225-233, 1988.
- [73] ROSENBERGER, M. R., Wear of Different Aluminum Matrix Composites Under Conditions That Generate a Mechanically Mixed Layer, Wear 259, pp. 590–601, 2005.

- [74] LI, X. Y., Microstructural Characterization of Mechanically Mixed Layer and Wear DEbris in Sliding Wear of an Al Alloy and An Al Based Composite, *Wear* 245, pp. 148–161, 2000.
- [75] GHAZALI, M. J., RAINFORTH, W. M., A Comparative Study of Mechanically Mixed Layers (MMLs) Characteristics of Commercial Aluminium Alloys Sliding Against Alumina and Steel Sliders, *Journal of Materials Processing Technology* 201, pp. 662–668, 2008.
- [76] VENKATARAMAN, B., SUNDARARAJAN, G., Correlation Between The Characteristics of the Mechanically Mixed Layer and Wear Behaviour of Aluminum, Al-7075 Alloy and Al-MMCs, *Wear* 245, 22–38, 2000.

## ÖZGEÇMİŞ

Suzeri Hamdi SUZİN, 17.07.1982'de Bingöl'de doğdu. İlk ve ortaokulu Elazığ'da ve lise eğitimini Hatay'da tamamladı. 2002 yılında Gaziantep Üniversitesi Bilgisayar Donanım bölümünde eğitime başlayıp 2004 yılında mezun olmuştur. 2004 yılında başladığı Fırat Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünden 2008 yılında mezun oldu. Aynı yıl yüksek lisans eğitimine İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsünde başladı. 2009 yılında Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nde lisansüstü eğitime başlamış olup halen Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nde lisansüstü eğitime devam etmektedir.