

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

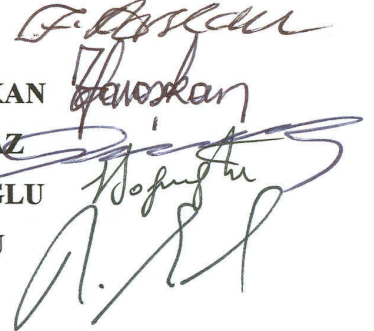
**AA2024 MATRİSLİ B<sub>4</sub>C PARÇACIK TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN VORTEKS  
YÖNTEMİYLE ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Mak. Yük. Müh. Aykut ÇANAKÇI**

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

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 31.03.2006  
Tezin Savunma Tarihi : 26.05.2006**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. Fazlı ARSLAN  
Jüri Üyesi : Prof. Dr. Temel SAVAŞKAN  
Jüri Üyesi : Prof. Dr. Ekrem YANMAZ  
Jüri Üyesi : Doç. Dr. Hasan SOFUOĞLU  
Jüri Üyesi : Prof. Dr. Niyazi ERUSLU**



**Enstitü Müdürü : Prof. Dr. Emin Zeki BAŞKENT**

**Trabzon 2006**

## ÖNSÖZ

Mühendislik malzemelerinin yeni neslini temsil eden metal matrisli kompozitlerde (MMK) özgül mukavemet, aşınma direnci, korozyon direnci ve elastiklik modülü özelliklerinin iyileştirilmesi için güçlü seramik takviye ediciler metal matrisle birleştirilirler. Süneklik ve tokluğu yüksek matris alaşımlarının yüksek mukavemet ve elastik modülüne sahip seramik takviye elamanlarıyla birleşmeleriyle oluşan MMK'lerde seramik parçacıklar kaymaya engel oluşturur ve yüksek sıcaklıklarda mukavemetinin yükselmesini sağlarlar. MMK'ler bilimsel, teknolojik ve ticari öneme sahiptirler. Elyaf, kılcal kristal (whisker) ve parçacık türü takviye malzemeleriyle güçlendirilen alüminyum metal matrisli kompozitler düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve iyi aşınma direnci gibi bir çok üstünlüğe sahiptirler. Parçacık takviyeli kompozitler; günümüzde uçak, otomotiv, savunma ve elektronik endüstrisinde ve diğer yüksek sıcaklık dayanımı ve yüksek aşınma direnci gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadır.

Bu çalışmada, AA2024 matrisli B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli kompozitlerin karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilmesi için B<sub>4</sub>C parçacıklarının sıvı matris tarafından ıslatılmasını iyileştiren yeni bir yüzey işlemi geliştirildi. Bu yöntem uygulanarak üretilen AA2024-B<sub>4</sub>Cp kompozitlerinin farklı parçacık boyutu ve hacim oranlarında fiziksel, mekanik ve tribolojik özellikleri incelendi. Yapılan deneyler sonucunda; parçacık boyutunun ve parçacık hacim oranının kompozit malzemenin üretimine, fiziksel, mekanik ve tribolojik özelliklerine olan etkileri belirlendi.

Bu çalışmanın gerçekleştirilmesi sırasında değerli fikirleri ve teşvikleriyle her türlü yardımı esirgemeyen danışman hocam sayın Prof. Dr. Fazlı ARSLAN'a ve tez izleme komitesi üyeleri Prof. Dr. Temel SAVAŞKAN ve Prof. Dr. Ekrem YANMAZ'a teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca çalışmamın değişik aşamalarında yardımlarını esirgemeyen mesai arkadaşlarıma ve Makina Mühendisliği Bölümü'nde görevli tüm teknisyenlere teşekkürü bir borç bilirim.

Bu çalışma, 2001.112.003.7 kod numaralı proje ile K.T.Ü. Araştırma Fonu tarafından desteklenmiştir. Bu nedenle fon yöneticilerine de teşekkürlerimi sunarım.

Aykut ÇANAKÇI

Trabzon 2006



## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	II
İÇİNDEKİLER.....	III
ÖZET .....	VI
SUMMARY .....	VII
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	VIII
TABLolar DİZİNİ.....	XII
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş .....	1
1.2. Kompozitlerin Sınıflandırması .....	2
1.3. Kompozitlerin Yapısı .....	3
1.3.1. Adsorbsiyon ve Islatma .....	5
1.3.2. Karşılıklı Difüzyon Bağı .....	7
1.3.3. Elektrostatik Çekim .....	7
1.3.4. Kimyasal Bağ Oluşumu.....	7
1.3.5. Mekanik Bağlanma.....	7
1.4. Metal Matrisli Kompozitler .....	7
1.4.1. Matris Malzemeleri.....	8
1.4.2. Takviye Malzemeleri.....	9
1.5. Metal Matrisli Kompozitlerin Sınıflandırılması .....	11
1.5.1. Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler .....	13
1.5.2. İri Parçacık Takviyeli Kompozitler .....	14
1.6. Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri .....	15
1.6.1. Sıvı Faz Ortamında Üretim.....	16
1.6.1.1. Vorteks Yöntemi.....	16
1.6.1.2. Sıvı Alüminyumun Seramik Parçacıklarını Islatması .....	19
1.6.1.3. Islatmayı İyileştirme Yöntemleri.....	20
1.6.1.4. Katma Öncesi Parçacıklara Uygulanan İşlemler .....	21
1.6.1.5. Sıvı Metale Parçacık Katma İşlemi .....	22
1.6.1.6. Parçacık Katma Sonrası Katılma.....	23

1.7.	Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Özellikleri.....	24
1.8.	Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışı.....	30
1.9.	Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Uygulama Alanları.....	31
1.10.	Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	32
2.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	35
2.1.	Kullanılan Malzemeler.....	35
2.2.	Kompozit Üretimi.....	36
2.3.	Ölçümlerin Yapılışı.....	42
2.3.1.	Numune Alma.....	42
2.3.2.	Metalografik İncelemeler.....	42
2.3.3.	Parçacık Katılma Oranının İncelenmesi.....	43
2.3.4.	Yoğunluk ve Gözenek Oranının İncelenmesi.....	43
2.3.5.	Sertlik Ölçümü.....	44
2.3.6.	Çekme Özelliklerinin Belirlenmesi.....	44
2.3.7.	X-Işınları Kırınımı (XRD).....	45
2.3.8.	Tribolojik Özelliklerin İncelenmesi.....	46
2.3.8.1.	Aşınma Deney Düzeneği.....	46
2.3.8.2.	Sürtünme ve Aşınma Deneylerinin Yapılışı.....	49
3.	BULGULAR.....	51
3.1.	Çalışmada Kullanılan Matris ve Takviye Parçacıkları ile İlgili Bulgular.....	51
3.2.	X-Işınları Kırınımı (XRD) Bulguları.....	56
3.3.	Kompozitteki Parçacık Oranının Sıvı Matrise Katılan Parçacık Oranı ile Değişimi.....	58
3.4.	Üretilen Kompozit Malzemelerle İlgili Metalografik Bulgular.....	60
3.5.	Kompozitlerin Fiziksel ve Mekaniksel Özellikleri ile İlgili Bulgular.....	71
3.5.1.	Fiziksel Bulgular.....	71
3.5.1.1.	Yoğunluk ve Gözenek Oranı.....	71
3.5.2.	Mekanik Özellikler ile İlgili Bulgular.....	74
3.5.2.1.	Sertlik Değerleri.....	74
3.5.2.2.	Üretilen Kompozitlerin Çekme Özellikleri ve Kırılma Yüzeyleri ile İlgili Bulgular.....	75
3.5.2.2.1.	Çekme Özelliklerinin Parçacık Boyutu ve Hacim Oranı ile Değişimi.....	75
3.5.2.2.2.	Üretilen Kompozitlerin Kırılma Davranışının İncelenmesi.....	80
3.5.2.2.3.	Aşınma Davranışının İncelenmesi.....	84

3.5.2.2.4.	Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi .....	90
4.	İRDELEME .....	95
5.	SONUÇLAR.....	107
6.	ÖNERİLER .....	110
7.	KAYNAKLAR.....	111
	ÖZGEÇMİŞ.....	124

## ÖZET

Bu çalışmanın amacı AA2024 alaşımı matrisli ve B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli kompozitlerin karıştırılmalı döküm yöntemiyle üretimi ve üretilen kompozitlerde mekanik özelliklerin ve abrazyon aşınma davranışının parçacık boyutu ve parçacık oranı ile değişiminin incelenmesidir. Bu çalışmada B<sub>4</sub>C parçacıkların ıslatılmasını iyileştiren yeni bir yüzey işlemi geliştirilmiştir. Bu işlemde, katma öncesi B<sub>4</sub>C parçacıkları asit karışımında 2 veya 3 dakika bekletildikten sonra etil alkolle yıkanıp kurularak kanatıcılı karıştırıcıyla karıştırılan 700°C'daki sıvı metale katılmıştır. Mikroskopik incelemeler geliştirilen yüzey işlemi uygulanarak katılan parçacıkların matris içinde kalarak homojen bir şekilde dağıldıklarını göstermiştir.

Karşılaştırma yapma amacıyla iki farklı boyut aralığında (90-53µm B grubu ve 49-16,5µm K grubu) parçacık kullanılarak kompozit üretimi yapılmıştır. Her gruptan vorteks yöntemiyle karıştırılıp kokil kalıba dökülerek parçacık hacim oranı %3, %4, %6 ve %7 olan kompozitler üretilmiştir. Üretilen kompozitler sertlik, çekme deneyleriyle ve üç elemanlı abrazyon aşınma deneylerine tabi tutulmuştur. Numunelerin mikro yapısı, kırılma ve aşınma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir.

Parçacık katılma verimi artan parçacık oranı ile azalmış, gözenek oranı ise artmıştır. Nispeten iri parçacıklarla üretilen kompozitlerde parçacık dağılımı daha homojen olup ince parçacıklarla üretilen kompozitlerde ise artan parçacık oranı ile artan parçacık-parçacık ve parçacık-gözenek topaklanmalarının arttığı gözlenmiştir.

SEM, energy-dispersif X-ışınları spektrometresi (EDS) ve X-ışınları kırınımı (XRD) ile yapılan incelemelerde düşük katma sıcaklığı ve kısa bekletme süresi nedeniyle parçacık-matris ara yüzey reaksiyonu ile oluşan yeni bir faza rastlanmamıştır.

Üretilen kompozitlerde parçacık hacim oranı arttıkça nispeten küçük boyutlu kompozitlerde daha belirgin olmak üzere makro sertlik artmıştır. Ayrıca parçacık hacim oranı arttıkça çekme, akma mukavemeti ve kopma uzaması azalırken elastiklik modülü artmıştır.

Kırılma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde sünek kırılmayı gösteren çukurcukların azlığı kompozit içindeki B<sub>4</sub>C parçacıklarının matrisin serbestce plastik şekil değiştirmesini engellemesiyle açıklanmıştır. Nispeten küçük parçacıklı olan K grubu kompozitlerde kırılmanın; yerel gerilme yığılmasının olduğu parçacık-matris ve parçacık-parçacık topaklanma ara yüzeyinde ayrılma ile olduğu, B grubu kompozitlerde ise parçacık kırılması ve matris deformasyonu ile olduğu gözlenmiştir.

SiC+yağ süspansiyonunun kullanıldığı üç elemanlı abrazyon aşınma deneylerinin sonuçları; hacimsel aşınma miktarının ve özgül aşınma oranının, artan parçacık oranı ve parçacık boyutu ile azaldığını göstermiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Metal matrisli kompozitler, Bor karbür (B<sub>4</sub>C), Parçacık takviyeli kompozitler, Vorteks yöntemi, Abrazyon aşınma

## SUMMARY

### **Manufacturing of AA2024 Matrix-B<sub>4</sub>C Particle Reinforced Composites by Vortex Method and Investigation of Their Properties**

The objective of the present study was to investigate the production of AA2024 matrix B<sub>4</sub>C particle reinforced composite using stir casting method and to examine the relationship of the particle ratio and particle size with mechanical properties and abrasive wear properties of produced composites. A new surface treatment method was developed for the enhancement of wettability of B<sub>4</sub>C particles by the liquid AA2024 alloy. In this treatment, the B<sub>4</sub>C particles which were etched in an acid mixture for 2 or 3 minutes, washed with ethanol and then dried, were added into the stirred molten alloy at 700 °C. The results of microscopic examinations of the produced composites showed that the surface treated particles were homogeneously dispersed in the metal matrix.

In order to make comparison, two different size of particles, ranged in 90-53µm (group B) and 49-16,5µm (group K) were used. For each group of composites, containing 3%, 4%, 6%, and 7% of B<sub>4</sub>C particles in volume, were manufactured by using vortex method and permanent mold casting techniques. Tensile, hardness and three body abrasive wear test were conducted for composites at room temperature. The microstructure, fracture surface and wear surface of the specimens were characterized using scanning electron microscopy.

Particle recovery rate was decreased and the porosity content was increased with the increasing particle ratios. Dispersion of the larger size particles was more uniform while finer particles showed particle-particle and particle-porosity clustering which was increased with increasing particle ratio.

SEM, energy dispersive spectroscopy (EDS), and X-ray diffraction (XRD) studies showed that no interfacial reaction product was formed due to low casting temperature and the short time period that liquid alloy and B<sub>4</sub>C are interacted.

When the particle volume fraction was increased, the macro hardness of both groups of composites was increased. But this increase was significant for finer particles. The yield, the tensile strength and the elongations of the composites were decreased while the Young modulus increased with increasing particle volume fraction.

The lack of formation of ductile dimples, as the dominant fracture mode, is essentially attributed to the presence of discontinuous B<sub>4</sub>Cp reinforcement that avoids the plastic flow in the composite matrix. The fracture surface of composites containing smaller size of B<sub>4</sub>C particles exhibits interfacial decohesion at the clustered regions due to intense local stress concentration at these large defects. On the other hand, the fracture mode of composites, containing larger particles, includes ductile failure of the matrix and local brittle fracture of B<sub>4</sub>C particles.

The results of three body abrasive wear tests show that increasing volume fraction and particle size gave lower volume loss and specific wear rates.

**Keywords:** Metal matrix composites, Boron carbide, Particle-reinforced composites, Vortex method, Abrasive wear

## ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 1. Kompozit malzemelerin takviye malzemesine göre sınıflandırılması.....	2
Şekil 2. Değişik tür takviye içeren kompozitlerin yapılarının şematik gösterimi (a) Örgülü elyaf, (b) Sürekli elyaf, (c) Yönlenmiş süreksiz (kırılmış) elyaf, (d) Rastgele düzenlenmiş süreksiz elyaf, (e) Parçacıklı, (f) Tabakalı kompozitler .....	3
Şekil 3. Kompozit malzemede matris-takviye bağı oluşumunda ara yüzey ve ara fazlar (a) Doğrudan (ara fazsız) birleşme, (b) Kaplanmış takviye kullanımı (c) Karşılıklı sınırlı oranda çözünmeyle ara faz oluşumu .....	4
Şekil 4. Katı yüzey üzerindeki sıvı damlası, ıslatmanın iyi olmadığı sistemde ıslatma açısı ve yüzey enerjilerinin şematik gösterimi .....	5
Şekil 5. Kısa elyaf, kılcal kristal veya parçacık takviyeli MMK'lerin üretim yöntemleri .....	15
Şekil 6. Vorteks yönteminin şematik görünümü .....	17
Şekil 7. Kılcal kristal ve parçacık takviyeli haddelenmiş veya ekstrüzyon uygulanmış 2xxx, 6xxx ve 7xxx matrisli kompozitlerin elastiklik modülü ortalamalarının takviye hacim oranıyla değişimi .....	27
Şekil 8. Deney düzeneği ve su soğutmalı ingot kalıbın şematik görünümü .....	37
Şekil 9. Deney düzeneğinin genel ve ayrıntılarının fotoğrafları (a) Deney düzeneğinin genel görünümü, (b) Üst kapak ve ayrıntısı fotoğrafı, (c) Karıştırıcı kolu, (d) Kokil kalıp ve tıkaç .....	38
Şekil 10. Karıştırıcı ve kanatçıkların yapısı .....	39
Şekil 11. Su soğutmalı (su ceketli) kalıp (a) Kalıbın şematik resmi (b) Kalıbın fotoğrafı.....	39
Şekil 12. Kompozit malzeme üretimi akış diyagramı.....	41
Şekil 13. İngot üzerinde numune alınan yerler .....	42
Şekil 14. Deneylerde kullanılan çekme deneyi numunesi boyutları .....	45
Şekil 15. Blok-disk tipi sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin şematik resmi.....	47
Şekil 16. Aşınma deney düzeneği fotoğrafları (a) Aşınma deney düzeneği genel görünümü, (b) Numune tutucu, deney numunesi ve diskin yakından görünümü .....	48
Şekil 17. Sürtünme-aşınma deney numunesi .....	49
Şekil 18. Geleneksel kokil döküm yöntemiyle üretilen matris alaşımının (AA2024) farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	52

Şekil 19.	Karıştırmalı döküm uygulanarak su soğutmalı kalıba dökülmüş AA2024 matris alaşımının farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	52
Şekil 20.	Geleneksel kokil döküm yöntemiyle üretilerek yaşlandırılan matris alaşımının (AA2024) farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	53
Şekil 21.	Karıştırmalı döküm uygulanarak nispeten hızlı katılaştırılan ve yaşlandırma uygulanan matris alaşımının (AA2024) farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	53
Şekil 22.	Çalışmada kullanılan B grubu (90-53µm) bor karbür parçacıklarının farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	54
Şekil 23.	Çalışmada kullanılan K grubu (46-16.5µm) bor karbür parçacıklarının farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	54
Şekil 24.	Bor karbür toz yüzeyi SEM görüntüleri ((a), (c), (e), (g)) işlem görmemiş, ((b), (d), (f), (h)) işlem görmüş .....	55-56
Şekil 25.	B <sub>4</sub> C parçacıklarının x-ışınları (XRD) kırınım desenleri (a) Yüzey işlemi uygulanmamış B <sub>4</sub> C parçacıkları, (b) Yüzey işlemi uygulanmış B <sub>4</sub> C parçacıkları .....	57
Şekil 26.	Üretilen kompozitlerdeki parçacık oranının ingot içinde alttan yukarı doğru değişimi .....	59
Şekil 27.	Ortalama parçacık katılma veriminin parçacık boyutu ve hacim oranı ile değişimi .....	59
Şekil 28.	B grubu parçacıklarla üretilen KMB-7 kodlu kompozitlerin farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmamış) .....	61
Şekil 29.	B grubu parçacıklarla üretilen KMB-6 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmış) .....	61
Şekil 30.	B grubu parçacıklarla üretilen KMB-4 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmamış) .....	62
Şekil 31.	B grubu parçacıklarla üretilen KMB-3 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmış) .....	63
Şekil 32.	K grubu parçacıklarla üretilen KMK-7 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmamış) .....	64
Şekil 33.	K grubu parçacıklarla üretilen KMK-6 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmamış) .....	64
Şekil 34.	K grubu parçacıklarla üretilen KMK-4 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	65
Şekil 35.	K grubu parçacıklarla üretilen KMK-3 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri .....	65
Şekil 36.	B grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerde oluşan topaklanma örnekleri (a) KMB-7, (b) KMB-6 (Dağlanmamış) .....	66
Şekil 37.	K grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerde oluşan topaklanma Örnekleri (a) KMK-7,(b) KMK-6, (c) KMK-4 (Dağlanmamış) .....	66

Şekil 38.	KMB kodlu kompozitlerin parçacık-matris ara yüzeylerinin SEM görüntüleri .....	67
Şekil 39.	KMK kodlu kompozitlerin parçacık-matris ara yüzeylerinin SEM görüntüleri .....	68
Şekil 40.	B grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerde parçacık-matris ara yüzeylerinin SEM görüntüleri (a) KMB-4 SEM görüntüsü, (b) KMB-4 SEM geri saçılan elektron görüntüsü, (c) KMB-3 SEM görüntüsü, (d) KMB-3 SEM geri saçılan elektron görüntüsü .....	69
Şekil 41.	K grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerin parçacık-matris ara yüzeylerinin SEM görüntüleri (a) KMK-7 SEM görüntüsü, (b) KMK-7 SEM geri saçılan elektron görüntüsü, (c) KMK-3 SEM görüntüsü, (d) KMK-3 SEM geri saçılan elektron görüntüsü .....	70
Şekil 42.	Matris-parçacık ara yüzeyi analizi spektrumu (EDS) (a) Ara yüzey analizi alınan numune, (b) EDS analiz spektrumu .....	71
Şekil 43.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerde teorik ve deneysel yoğunlukların katılan B <sub>4</sub> C parçacık hacim oranı ile değişimi .....	73
Şekil 44.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerde gözenek oranının katılan B <sub>4</sub> C parçacık hacim oranı ile değişimi .....	73
Şekil 45.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerde dökülmüş ve yaşlandırılmış durumdaki sertlik değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi .....	75
Şekil 46.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerin akma mukavemeti değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi .....	76
Şekil 47.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerin çekme mukavemeti değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi .....	77
Şekil 48.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerin kopma uzaması değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi .....	77
Şekil 49.	Üretilen kompozitlerin elastiklik modülü değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi .....	79
Şekil 50.	Üretilen kompozitlerin deneysel elastiklik değerlerinin teorik değerler ile karşılaştırılması .....	79
Şekil 51.	AA2024 matris alaşımının kırılma yüzeyi görüntüleri (a) Normal dökülmüş, (b) Karıştırmalı döküm+hızlı katılaştırma uygulanmış .....	80
Şekil 52.	Farklı boyutta ve farklı oranda parçacık içeren kompozitlerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntülerinin karşılaştırılması (a) KMB-7, (b) KMB-4, (c) KMK-7, (d) KMK-4 (PP: parçacık-parçacık topaklanması, PG: parçacık gözenek topaklanması, KP: kırılmış parçacıklar) .....	81
Şekil 53.	Topaklanma örnekleri (a) KMB-6, (b) KMB-7, (c) KMK-6, (d) KMK-7 (PP: parçacık-parçacık topaklanması, PG: parçacık gözenek topaklanması) .....	83
Şekil 54.	Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) AA2024 alaşımı, (b) KMK-3, (c) KMB-6, (d) KMK-7 (KP: kırılmış B <sub>4</sub> C parçacıkları) .....	84



Şekil 55.	KMB kodlu kompozitlerin hacim kaybının kayma zamanı ile değişimi.....	86
Şekil 56.	KMK kodlu kompozitlerin hacim kaybının kayma zamanı ile değişimi.....	86
Şekil 57.	KMB kodlu kompozitlerin özgül aşınma miktarının kayma zamanı ile değişimi .....	87
Şekil 58.	KMB kodlu kompozitlerin özgül aşınma miktarının kayma zamanı ile değişimi .....	87
Şekil 59.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerin özgül aşınma miktarlarının parçacık oranı ile değişimi (2080sn) .....	88
Şekil 60.	KMB kodlu kompozitlerin yüzey pürüzlülüğünün kayma zamanı ile değişimi .....	89
Şekil 61.	KMB kodlu kompozitlerin yüzey pürüzlülüğünün kayma zamanı ile değişimi .....	89
Şekil 62.	Aşınma deneyi uygulanan AA2024 matris alaşımının farklı büyütmelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri .....	90
Şekil 63.	Üretilen KMB kodlu kompozitlerin farklı büyütmelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri (a,b) KMB-3, (c,d) KMB-4, (e,f) KMB-6, (g,h) KMB-7 .....	91-92
Şekil 64.	Üretilen KMK kodlu kompozitlerin farklı büyütmelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri (a,b) KMK-3, (c,d) KMK-4, (e,f) KMK-6, (g,h) KMK-7 .....	92-93
Şekil 65.	KMB ve KMK kodlu kompozitlerin aşınma yüzeylerinin aynı bölgesine ait hem normal hem de topografik SEM görüntüleri (a) KMB-7 SEM görüntüsü, (b) KMB-7 topografik SEM görüntüsü, (c) KMK-6 SEM görüntüsü, (d) KMK-6 topografik SEM görüntüsü (P: B <sub>4</sub> C parçacığı) ..	94

## TABLULAR DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. MMK’lerde yaygın olarak kullanılan bazı matris alaşımlarının mekanik özellikleri .....	8
Tablo 2. Kompozit üretiminde kullanılan bazı takviye malzemelerinin ana karakteristikleri .....	10
Tablo 3. Sıvı alüminyumun vakum altında farklı seramik malzemeleri ıslatma açısının sıcaklıkla değişimi .....	19
Tablo 4. Takviye boyutunun, takviye miktarının, üretim türünün ve ısı işlemin MMK’lerin mekanik özelliklerine etkisi .....	29
Tablo 5. Kullanılan bor karbür (B <sub>4</sub> C) tozlarının üretici firma tarafından belirlenen bileşimi .....	35
Tablo 6. Kompozit üretiminde kullanılan AA2024 alaşımının bileşimi.....	52
Tablo 7. Farklı boyuttaki parçacıkların ortalama katılma oranları, ingot içinde alttan yukarı mesafeye göre katılan parçacık hacim oranlarının dağılımı ve katılma verimi .....	58
Tablo 8. Üretilen kompozitlerde ingot içindeki yoğunluk değişimi .....	72
Tablo 9. Üretilen kompozitlerde ortalama deneysel yoğunluk ve gözenek oranları .....	72
Tablo 10. Üretilen kompozitlerin dökülmüş ve yaşlandırılmış durumdaki makro sertlik değerleri .....	74
Tablo 11. Üretilen kompozitlerin dökülmüş ve yaşlandırılmış durumdaki çekme deneyi sonuçları .....	76
Tablo 12. Üretilen kompozitlerin teorik ve deneysel elastiklik modülü değerleri.....	78
Tablo 13. Aşınma deneyi sonuçları .....	85

## 1. GENEL BİLGİLER

### 1.1. Giriş

Tarihin başlangıcından beri malzemeler insanların yaşam standardının ölçüsü olarak alınmış ve tarihte bazı devirler o devirde kullanılan malzemelerle adlandırılmıştır. Yapay kompozit malzemelerin üretimi ve kullanımı çok eski tarihlere dayanır. Örneğin M.Ö. 1500 yıllarında Mısırlılar bugünkü kontraplağa benzer malzeme üreterek kullanmışlardır [1]. Yine geleneksel bir malzeme olan kil çamuruyla saman ve bitkisel liflerin kullanıldığı kerpiç de ilk kompozitlere örnek olarak verilebilir. Modern kompozitler olarak adlandırılabilen günümüzde kullanılan kompozitlerin gelişimi 1930'lu yıllarda cam elyafın reçine ile birlikte kullanılmasıyla başlamıştır.

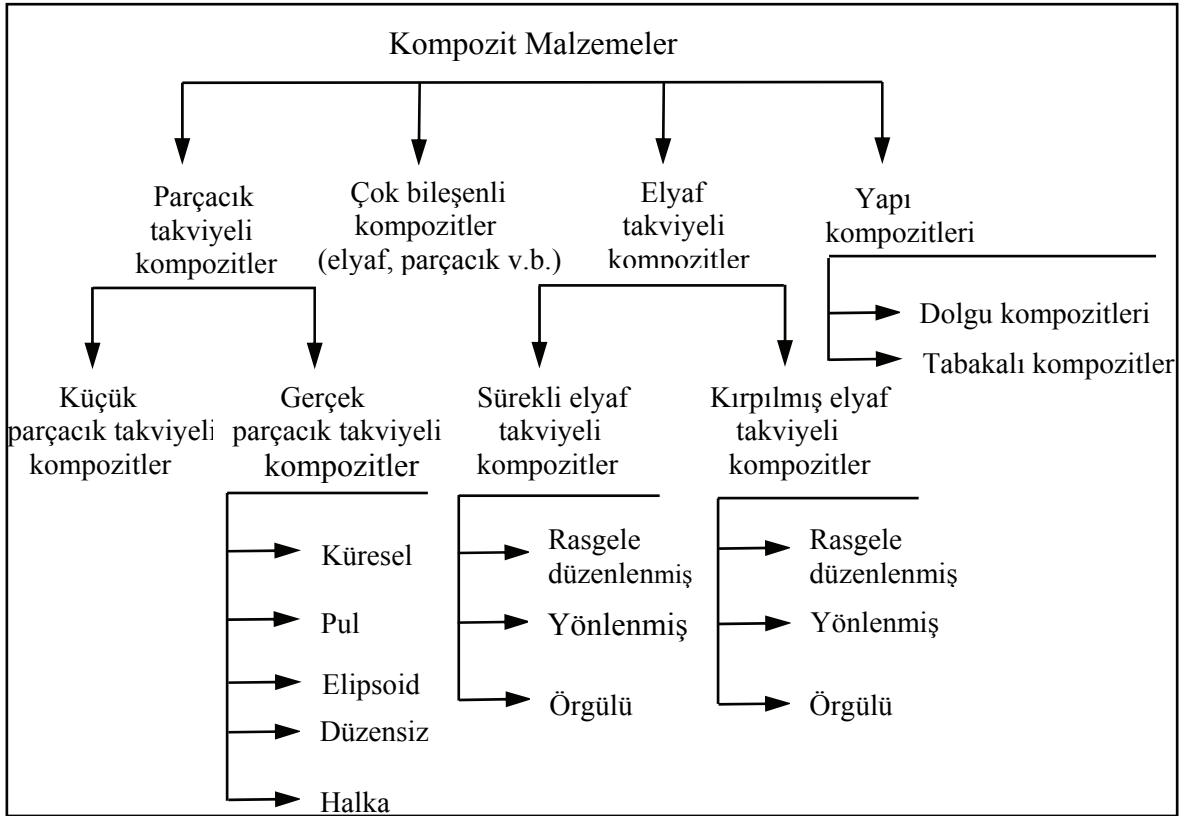
Kompozit malzemelerin değişik tarifleri olmakla birlikte bu konuda çalışan çoğunluk tarafından kabul edilen tarifi ise şöyledir:

Kimyasal bileşimi ve özellikleri farklı olan iki veya daha fazla sayıdaki malzemenin makro düzeyde birleştirilmesiyle elde edilen malzemelere kompozit malzeme adı verilir [1]. Kompoziti oluşturan malzemeler yapı içinde kendi özelliklerini korurlar ve ara yüzeylerle birbirlerinden ayrılırlar. Fakat kompozit malzemenin özellikleri kendisini oluşturan malzemelerin özelliklerinden üstündür [2].

Değişik uygulamalar için malzeme seçimi yapılırken malzemenin farklı özellikleri göz önüne alınır. Bunlar malzemenin mekanik (akma, çekme, basma, eğilme, sürünme, yorulma dayanımı, sertlik, tokluk, rijitlik, aşınma direnci), fiziksel (elektriksel iletkenlik/yalıtkanlık, ısı iletkenlik/yalıtkanlık, yoğunluk, magnetik özellik v.b. ), kimyasal (korozyon direnci, kararlılık v.b.) özelliklerdir. Özellikle ağırlığın önemli olduğu hava, kara ve deniz taşıtlarında kullanılan malzemelerde özgül mukavemet ( $\sigma/\rho$ ) ve özgül modül ( $E/\rho$ ) özellikleri öne çıkar. Kompozit malzemelerin geleneksel malzemelere göre en önemli üstünlüğü bu özellikleridir. Ayrıca malzemenin birim maliyeti, gerekli miktar, talaşlı işlenebilme ve şekillendirilebilme özellikleri de önemli etkenlerdir.

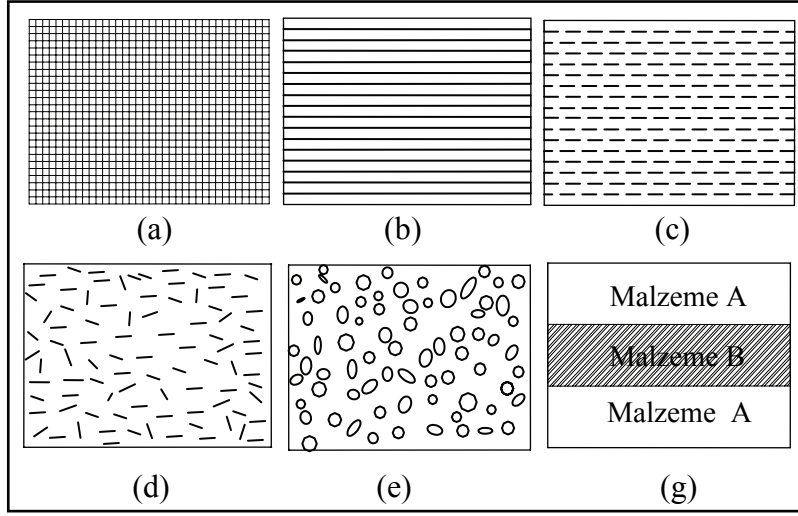
## 1.2. Kompozitlerin Sınıflandırılması

Kompozit malzemeler değişik kriterler esas alınarak sınıflandırılabilir. Doğal veya yapay olmasına göre doğal kompozitler (kemik, kas, deri, ağaç) yapay kompozitler (cam elyaf takviyeli, karbon-karbon, kevlar-epoksi v.b.) olarak sınıflandırılır. Kompozitin ana dokusunu oluşturan matris malzemesine göre yapılan sınıflandırma ise plastik (polimer), metal, seramik matrisli kompozit malzemeler olarak yapılır. Ancak uygulamada en yaygın olarak kullanılan sınıflandırma kompozite mukavemet kazandıran takviye malzemesine göre yapılır. Buna göre yapılan sınıflandırma Şekil 1’de verilmiştir.



Şekil 1. Kompozit malzemelerin takviye malzemesine göre sınıflandırılması [3].

Takviye malzemesine göre yapılan sınıflandırmaya örnek olmak üzere bazı kompozitlerin şematik gösterimi Şekil 2’de verilmiştir.



Şekil 2. Değişik tür takviye içeren kompozitlerin yapılarının şematik gösterimi  
 (a) Örgülü elyaf, (b) Sürekli elyaf, (c) Yönlenmiş süreksiz (kırpılmış)  
 elyaf, (d) Rastgele düzenlenmiş süreksiz elyaf, (e) Parçacıklı,  
 (f) Tabakalı kompozitler [4, 5].

### 1.3. Kompozitlerin Yapısı

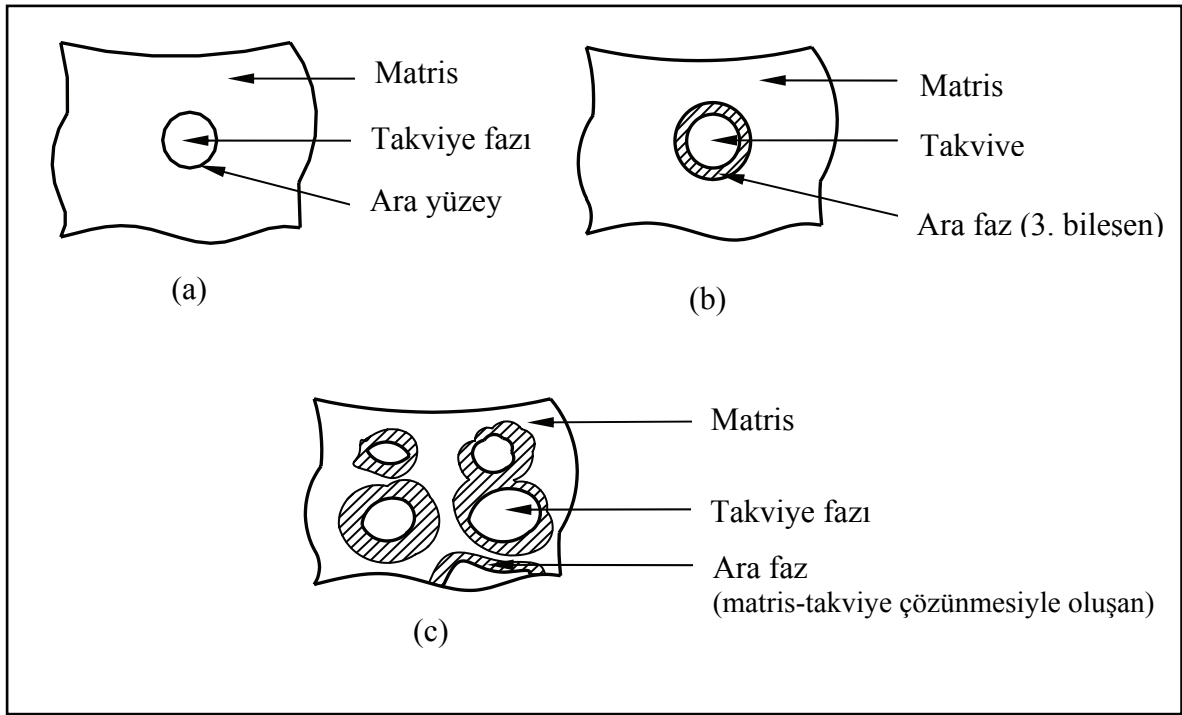
Kompozit malzemeler genellikle; matris ve takviye malzemesi olmak üzere iki kısımdan meydana gelir. Kompozit içinde genellikle daha sert ve daha yüksek dayanıma sahip bileşen kısım takviye olarak adlandırılır. Kompozitin ana yapı malzemesi olarak da tanımlanan, nispeten daha düşük dayanıma sahip olan fakat genellikle sünekliği yüksek olan kısım matris olarak adlandırılır.

Matris malzemesinin kompozit sisteminde kompozit malzemeye gelen yükleri takviye malzemelerine iletme, kompozit malzemenin tokluğunu artırmak, kırılan elyaflardan çatlağın yayılmasını önlemek, kompozit malzemenin mukavemetine katkıda bulunmak, takviye elemanlarını bir arada tutmak (bağlayıcı faz görevi yapmak), takviye malzemelerini ortamın etkilerinden ve darbelerden korumak gibi görevleri vardır.

Kompozit malzemenin mekanik özellikleri üzerinde kompoziti oluşturan matris ve takviye malzemelerinin özellikleri, matris ve takviye malzemelerinin hacim oranları, matris takviye arasındaki bağın özellikleri, takviye malzemesinin şekli, yapısı ve kompozit içerisindeki yönlenmesi etkili olmaktadır.

Kompozitin tarifine göre matris ve takviye fazı birbiri içinde çözünmemelidir. Ancak çok az miktarda çözünürlük matris-takviye arasında güçlü bir bağın oluşumunu olumlu yönde etkiler (Şekil 3 (c)).

Bazı durumlarda matrisle takviye arasında doğrudan bağ oluşur. Matrisle takviye arasında iyi bir bağ oluşmaması durumunda takviye üzerine matris ile bağ oluşturan bir malzeme kaplanır.



Şekil 3. Kompozit malzemede matris-takviye bağı oluşumunda ara yüzey ve ara fazlar  
(a) Doğrudan (ara fazsız) birleşme, (b) Kaplanmış takviye kullanımı, (c) Karşılıklı sınırlı oranda çözünmeyle ara faz oluşumu.

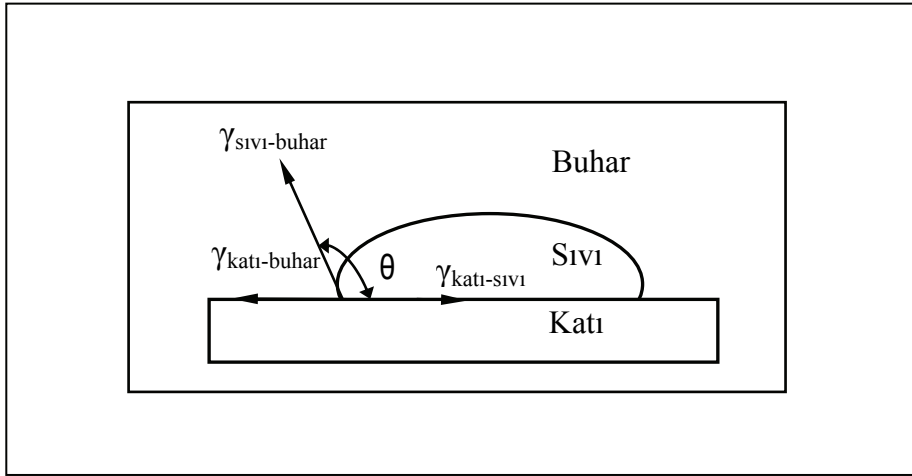
Matris-takviye ara yüzeyinin yapısı ve özellikleri kompozit malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerini büyük ölçüde etkiler. Çünkü, matris üzerine etki eden gerilmelerin takviye elemanına aktarılması ara yüzey aracılığı ile olur [2].

Matris ve takviye arasındaki adhezyon bağı, adhezyon teorisine göre beş ayrı mekanizma ile açıklanır. Matris-takviye bağında bu mekanizmalardan biri veya bir kaç etkin olur.

### 1.3.1. Adsorbsiyon ve Islatma

Elektriksel olarak nötr karakterde olan iki yüzey birbirine yeteri kadar yaklaştığında aralarında bir çekim oluşur. Bu olay sıvıların katı yüzeyleri ıslatması ile açıklanır. İki katı yüzey birbirine temas ettiğinde yüzey pürüzlülüğü bu iki yüzeyin belirli noktalar dışında atomsal veya mikro düzeyde birbirine temas etmesini engeller. Diğer taraftan genellikle yüzeylerde kirlilik de vardır. Yüzeyler temizlense bile temas noktalarında oluşan adhezyon tüm yüzeye oranlandığında zayıf olur. Etkin bir ıslatma için sıvının katı yüzeyindeki bütün girintileri ve çıkıntıları doldurarak arada bulunan havanın yerini alması gerekir.

Islatma, bir katı yüzeyinde bir sıvının yayılma kabiliyeti olarak tanımlanabilir ve katı-sıvı arasındaki yakın ilişkinin (temas) derecesini temsil eder. Şekil 4’de görüldüğü gibi ıslatma katı madde yüzeyine düşen sıvı damlacığı ile katı arasındaki temas açısıyla tanımlanabilir.



Şekil 4. Katı yüzey üzerindeki sıvı damlası, ıslatmanın iyi olmadığı sistemde ıslatma açısı ve yüzey enerjilerinin şematik gösterimi [6].

Yüzey enerjileri ve ıslatma açısı arasındaki temel ilişki aşağıda verilen Young-Dupre eşitliği ile ifade edilir [6, 7, 8].

$$\gamma_{kb} = \gamma_{ks} + \gamma_{sb} \cos \theta \quad (1)$$

Burada  $\gamma_{kb}$  katı-buhar ara yüzey enerjisi,  $\gamma_{ks}$  katı-sıvı ara yüzey enerjisi,  $\gamma_{sb}$  sıvı-buhar ara yüzey enerjisi ve  $\theta$  ıslatma açısıdır. Katının üzerine sıvının yayılması için sistemin serbest enerjisinde azalma olması gerekir. Sıvı ile katı arasındaki bağ kuvveti (yani adhezyon işi) aşağıdaki eşitlikten bulunur:

$$W_a = \gamma_{sb} + \gamma_{kb} - \gamma_{ks} \quad (2)$$

(1) eşitliği ile verilen  $\gamma_{kb}$  değeri yerine konursa;

$$W_a = \gamma_{sb} (1 + \cos\theta) \quad (3)$$

elde edilir.

Bu nedenle sıvı ile katı arasındaki bağ kuvveti temas (ıslatma) açısı ve sıvının yüzey gerilimi ile ifade edilebilir [6].

Islatma açısının büyüklüğü ıslatmayı tanımlar. Buna göre;

$$\begin{aligned} \theta = 0 & \quad \text{mükemmel ıslatma} \\ \theta = 180 & \quad \text{ıslatma yok} \\ 0 < \theta < 180 & \quad \text{kısmi ıslatma gerçekleşir.} \end{aligned}$$

Temas (ıslatma) açısının küçük olması iyi bir ıslatmanın gerçekleştiğini ifade eder.  $\cos\theta > 0$  (veya  $\gamma_{sb} > \gamma_{ks}$ ) olunca ıslatma gerçekleşir. Dellannay'e göre vakum ortamında ıslatma için itici gücü etkileyen iki faktör; sıvının yüzey gerilimi ve sıvı-katı ara yüzeyindeki etkileşim kuvvetidir [9].

Islatmayı etkileyen faktörler ve iyileştirme yöntemleri ilerideki bölümlerde daha ayrıntılı olarak verilmiştir.

Sıvı faz ortamında metal-seramik sistemlerinde ıslatmayı iyileştirmek zordur. Örneğin C, SiC,  $Al_2O_3$  parçacıklarının  $950^\circ C$ ' nin altındaki sıcaklıklarda alüminyum ve alüminyum alaşımları tarafından iyi ıslatılamaz [10].

MMK'lerde ara yüzey bağ mukavemetinin maksimum düzeyde olabilmesi için ıslatmayı iyileştirmek, kimyasal reaksiyonları kontrol etmek ve oksitlerin oluşmasını minimuma indirmek gereklidir [11].



### **1.3.2. Karşılıklı Difüzyon Bağı**

Matris ve takviye malzemelerinin karşılıklı difüzyonu ile aralarında bağ oluşur. Aralarında çok az oranda çözünürlük olması bu bağın oluşmasına yardımcı olur.

### **1.3.3. Elektrostatik Çekim**

Karşılıklı yüzeylerden bir tanesi pozitif değeri ile negatif yük taşırsa aralarında çekme oluşur. Bu mekanizma bağ oluşumuna çok önemli katkıda bulunmamakla birlikte özellikle plastik matrisli kompozitlerde takviyeye uygulanan ön kaplamalarda etkili olur.

### **1.3.4. Kimyasal Bağ Oluşumu**

Özellikle elyaf takviyeli kompozitlerde bu tür bağ oluşumu önemlidir. Elyafa uygulanan ön kaplama ile reçine arasında kimyasal bağ oluşur.

### **1.3.5. Mekanik Bağlanma**

Matris ve takviye yüzeyleri arasında mekanik kenetlenme ile karşılıklı bağ oluşur. Ara yüzey çekme dayanımının büyüklüğü yüzey pürüzlülüğüne ve matris-takviye fazlarının birbiri içine girmesine bağlıdır. Nervürlü çelik çubuk ile beton arasında bu tür bağ oluşur.

Ara yüzey bağ kuvvetini etkileyen diğer bir çok faktör vardır. Örneğin katılma sırasında matriste oluşan çekme veya termal genleşme farklılıkları ara yüzeyde bağ kuvvetini etkileyen çekme, basma veya kesme gerilmeleri oluşturabilir.

## **1.4. Metal Matrisli Kompozitler**

Son zamanlarda metal matrisli kompozit (MMK) malzemeler üzerine yapılan bilimsel çalışmalar, fiziksel ve mekanik özelliklerinin daha iyi anlaşılmasını ve daha yaygın olarak kullanımına sebep olmuştur. MMK'lerin en önemli üstünlüğü mekanik, fiziksel ve termal özelliklerinin endüstriyel uygulamalarda istenen değerlere

ayarlanabilmesidir. Ayrıca yüksek elastisite modülü, yüksek sertlik ve çekme dayanımı, düşük termal iletkenlik, yüksek abrazyon aşınma direnci, yüksek sürünme dayanımı v.b. gibi üstünlükleri de vardır [12].

Geleneksel malzemelere göre üstünlüklerinin yanında sakıncaları da mevcuttur. En önemli sakıncaları tokluk ve sünekliklerinin düşük olmasının yanında üretimlerinin daha zor ve pahalı olmasıdır [13].

#### 1.4.1. Matris Malzemeleri

Alüminyum, titanyum, magnezyum, bakır, nikel, süper alaşımlar (nikel ve demir-nikel esaslı) ve intermetalikler MMK'lerde matris malzemesi olarak kullanılırlar. Alüminyum, titanyum ve magnezyum elementleri uygulamalarda ağır metallere oranla daha çok kullanılır. Özellikle ağırlığın önemli bir faktör olduğu taşıma, savunma ve uzay sanayinde alüminyum en çok tercih edilen matris malzemesidir. MMK'lerde yaygın olarak kullanılan matris alaşımları ve mekanik özellikleri Tablo 1'de verilmiştir.

Tablo 1. MMK'lerde yaygın olarak kullanılan bazı matris alaşımlarının mekanik özellikleri.

Matris alaşımı	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	E (GPa)	Kaynaklar
6061 (T6)	275	310	20	69	[14]
2014 (T6)	476	524	13	73	
2124 (T6)	325	470	12	72	
2618 (T6)	370	470	9	74	
7075 (T6)	505	570	10	72	
8090 (T6)	415	485	7	80	
A356 (T6)	205	280	6	76	
A380 (F)	160	320	3.5	72	
AZ61	157	198	3	38	
AZ91	168	311	21	49	
Ti-6Al-4V	957	988	15	110	
6065	275	310	20	69	[15]
A356	205	280	6	76	
A380	160	320	3.5	72	
2124	325	470	12	72	
8090	415	485	7	80	
7075	505	570	10	72	
2024	373	454	9	61	[16]
2024 (T4)	303	476	20	73,1	[17]

F: Üretildiği gibi, T4: Doğal yaşlandırılmış, T6: Yapay yaşlandırılmış

Alüminyum esaslı metal matrisli kompozitler; yüksek özgül mukavemet, yüksek tokluk/yoğunluk oranları yanında kompozit üretim kolaylığı, yüksek aşınma ve korozyon direnci, yüksek yorulma ömrü, mukavemetlerini nispeten yüksek sıcaklıklarda korumalarından dolayı havacılık, uzay ve otomotiv sektörlerinde geleneksel malzemelere oranla üstünlük sağlamışlardır [14, 18, 19]. Bu özellikleri yanında ısıl genişmesinin düşük ve ısıl iletkenliğin yüksek olması alüminyum matrisli kompozitten üretilmiş malzemelerin kullanımını avantajlı hale getirmiştir. Otomotiv sektöründe Toyoto fiber takviyeli alüminyum matrisli kompozit kullanarak dizel motor pistonunu üretmiştir [14]. Havacılık sektöründe ise % 25 SiC-parçacık takviyeli 6061 alüminyum alaşımı matrisli kompozit kullanılmaktadır [14].

#### 1.4.2. Takviye Malzemeleri

Metal matrisli kompozitlerde takviye fazı olarak da düşük kimyasal reaktiviteleri, yüksek ergime sıcaklıkları ve sertliklerinden dolayı seramik malzemeler (oksit olan ve oksit olmayan seramikler) tercih edilir. Takviye malzemesi olarak seramik malzemelerinin tercih edilmesinin başlıca nedenleri aşağıda verilmiştir [20].

- a) Yüksek sıcaklıklara dayanıklılık
- b) Yüksek kimyasal kararlılık
- c) Yüksek sertlik
- d) Düşük yoğunluk
- e) Ham maddelerinin bol ve genellikle metallere kıyasla ucuz olması
- f) Erozyon ve aşınmaya karşı dayanıklılık
- h) Oksitlenme direncinin yüksek olması
- ı) Sürtünme katsayılarının düşük olması
- j) Yüksek çekme ve basma dayanımı

Bütün bu üstünlüklerine rağmen seramik malzemelerin en önemli sakıncaları gevrek karakterde olmaları ve sıvı metaller tarafından ıslatılmalarının kötü olmasıdır [20].

Seramikler kendi aralarında oksit esaslı alümina ( $Al_2O_3$ ), silisyum oksit ( $SiO_2$ ), magnezya ( $MgO$ ), bariya ( $BaO$ ), berilya ( $BeO$ ), yitriya ( $Y_2O_3$ ), torya ( $ThO_2$ ), zirkonya ( $ZrO_2$ ), v.b. ve oksit olmayan seramikler (nitrür ve karbürler); bor nitrür (BN), alüminyum nitrür (AlN), silisyum nitrür ( $Si_3N_4$ ), v.b., bor karbür ( $B_4C$ ), silisyum karbür (SiC), titanyum karbür (TiC), v.b. olmak üzere sınıflandırılırlar. Bunların yanı sıra bor (B),

karbon (C) ve silisyum (Si) elementel malzemeler de, takviye malzemesi olarak kullanılabilir. Bazı takviye malzemelerinin özellikleri Tablo 2’de verilmiştir.

Bor karbür metalik olmayan sert malzeme grubunun en önemlilerinden biri olup, rombohedral kristal yapısına sahiptir. Bor karbür, elmas ve kübik bor nitrürden sonra bilinen en sert üçüncü malzemedir [20, 21].

Tablo 2. Kompozit üretiminde kullanılan bazı takviye malzemelerinin ana karakteristikleri.

Takviye malzemesi	Boyut (µm)	Yoğunluk (gr/cm <sup>3</sup> )	Çekme mukavemeti (GPa)	Elastiklik modülü (GPa)	Kaynaklar
Grafit(p)	40-250	1.6-2.2	20	910	[22]
SiC (p)	15-340	3.2	3	480	
SiO <sub>2</sub> (p)	53	2.3	4.7	70	
MgO (p)	40	2.7-3.6	-	-	
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (p)	46	3.2	3-6	360	
TiC (p)	46	4.9	-	320	
BN (p)	46	2.25	0.8	100-500	
Mika (p)	180	-	-	170	
ZrO <sub>2</sub> (p)	75-180	5.65-6.15	0.14	210	
B <sub>4</sub> C (p)	40-340	2.5	6.5	480	
TiO <sub>2</sub> (p)	20	3.9-4.3	-	-	
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (p)	40-340	3.97	8	460	
Cam (p)	30-120	2.55	3.5	110	
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (w)	-	3.96	20.69	428	
BeO (w)	-	2.85	13.103	345	
B <sub>4</sub> C (w)	-	2.52	13.793	482	
SiC (w)	-	3.18	20.69	482	
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (w)	-	3.18	13.793	379	
Grafit (w)	-	1.66	20.69	703	

p: Parçacık, w: Whiskers (kılcal kristal)

Bor karbür kimyasal maddelere karşı yüksek korozyon direnci, mükemmel yüksek sıcaklık mukavemeti, düşük yoğunluk, yüksek elastiklik modülü gibi özelliklere sahiptir. Bor karbürlerin oksitlenmede ortamın etkisi ve tane boyutu önemli parametrelerdir. İri tane boyutlu tozlarda oksitlenme yaklaşık olarak 1000 °C’de başlarken ince tanelilerde bu sıcaklık 600 °C’ye kadar düşebilmektedir. Ayrıca bor karbür tozlarının kuru ve yaş hava ile yapılan oksidasyon çalışmalarında su buharı bulunan ortamlarda 250 °C ve kuru ortamlarda ise 450 °C’de oksitlenmeye başladığını ortaya koymuştur [20, 21]. Nemli ortamlarda sıcaklık artması ve tane (parçacık) boyutunun azalmasıyla oksitlenme artar. Asit ve bazlarla etkileşim çok düşüktür. Ancak HF-H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, HF-HNO<sub>3</sub> ve H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> -HF-HNO<sub>3</sub>

gibi asit karışımları uzun süreli temas durumunda az oranda çözünme meydana gelir. Toz boyutu küçüldükçe bu karışımlarla etkileşim artar [20, 21].

### 1.5. Metal Matrisli Kompozitlerin Sınıflandırılması

MMK'ler takviye şekline göre; süreksiz (kısa elyaf, kılcal kristal ve parçacık takviyeli v.b.) veya sürekli elyaf takviyeli metal matrisli kompozitler olarak iki ana gruba ayrılırlar.

Sürekli elyaf takviyeli MMK'ler iyi aşınma direnci, yüksek mukavemet ve rijitlik, düşük ısıl genleşme katsayısı (IGK) ve yüksek ısıl iletkenliğe sahiptirler. Alüminyum ve alaşımlarıyla birlikte genellikle bor, SiC, karbon, alümina gibi elyaflar kullanılmaktadır. Bu tür kompozitlerde kullanılan takviye elemanları sürekli elyaf, fitil veya filament olarak adlandırılır. Bor elyaf hariç çapları 3 µm-10 µm arasında değişir.

Sürekli elyaf takviyeli kompozitler anizotrop özellikte olup elyaf doğrultusunda son derece yüksek rijitlik ve çekme mukavemeti gösterirler. Bu tür MMK'lerin özelliklerinin yaklaşık olarak belirlenmesi için matematiksel modeller geliştirilmiştir. En basit model karışımlar kuralıdır. Bu kuralla MMK'lerin termal genleşme katsayısı, yoğunluğu, çekme mukavemeti, elastiklik modülü ve diğer benzer özellikleri yaklaşık olarak belirlenir. Elyaf paralel doğrultudaki karışımlar kuralının genel ifadesi aşağıda verilmiştir.

$$\alpha_k = \alpha_m V_m + \alpha_t V_t \quad (4)$$

Burada  $\alpha_k$ ; kompozitin hesaplanmak istenen özelliği,  $\alpha_m$ ; matrisin özelliği,  $\alpha_t$ ; takviyenin özelliği,  $V_m$  ve  $V_t$  ise sırasıyla matris ve takviyenin hacim oranlarıdır [23].

Sürekli elyaf takviyeli MMK'ler elyaf doğrultusunda yüksek mukavemet ve rijitlik değerleri göstermelerine rağmen elyafa dik doğrultuda özelliklerinde önemli ölçüde düşme görülür [24]. Elyaf takviyeli MMK'lerin üretimlerinin zor ve pahalı olması (kısa fiberli MMK'lerin 5 katı iken, parçacıklı MMK'lerin 100 katına eşittir.), anizotropik özellik göstermeleri kullanımlarını sınırlandırmıştır. Ancak yüksek elastiklik modülü, yüksek mukavemet ve düşük yoğunluk (hafiflik) istenen uzay ve savunma sanayinde uygulama alanı bulurlar.

Boy/çap oranı 5'in üzerinde olan (çapı 1µm üzerinde bulunan) liflerden oluşan takviye malzemeleri süreksiz veya kısa elyaf olarak adlandırılır [25]. Son yirmi yıl içinde yeni ve geleneksel üretim yöntemleri kullanılarak kompozit malzemelerde çeşitlilik artırılmıştır. Kısa elyaf (whisker) ve parçacık takviyeli MMK'ler mühendislerin ve bilim adamlarının ilgisini çekmiştir. Çünkü süreksiz MMK'lerin makul fiyatları yanında fiziksel ve mekanik özellikleri de iyidir. Süreksiz elyaf takviyeli kompozitlerin tüm doğrultularda izotropiye yakın özellikler göstermesi ve son zamanlarda düşen maliyetlerinden dolayı sürekli elyaf takviyeli kompozitlere göre tercih edilebilirliği arttırmıştır. Bu gruptaki MMK'lerin mekanik özellikleri sürekli elyaf takviyeli ve parçacıklı MMK'lerin arasına düşer [26].

Yüksek sıcaklık mukavemeti (sürünme) ve termal yorulma direncinin önemli kriter olduğu endüstriyel uygulamalarda, basınçlı döküm ve toz metalurjisi yöntemleri kullanılarak üretilen SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kılcal kristal takviyeli alüminyum MMK'leri tercih edilmektedir. Kılcal kristaller (whiskers) genellikle (0.1-2) µm çapında ve (10-20) µm uzunluğundadırlar. Bunlar hemen hemen tek kristalli yapıda olup kristal kafes kusurları yüzeye çıkmış olduğundan mukavemetleri çok yüksektir. Ancak sürekli lif olarak üretilemedikleri ve boyları kritik elyaf boyundan kısa olduğu için mukavemetlerinden tam olarak faydalanılamaz. Parçacık takviyeli MMK'lerle karşılaştırıldıklarında bunların mekanik özellikleri çok daha yüksektir. Bununla birlikte kısa lifli MMK'lerin şekillendirilmesi ve işlenmesi esnasında kısa liflerin kırılması veya hasar görmesi bu tür takviyelerin kullanımını sınırlamaktadır. Kılcal kristallerin kırılmasının yorulma çatlağının ilerleme hızını arttırdığı ve dolayısıyla yorulma ömrünü büyük ölçüde azalttığı görülmüştür [27, 28]. Ayrıca kısa lifler üretim sırasında birbirlerine topaklanmaya (kümelenme) neden olmakta ve homojen bir dağılımın elde edilmesini zorlaştırmaktadır. Ayrıca homojen bir dağılım olsa bile bazı tercihlili yönlenmelerden dolayı anizotropik özellik gösterirler. Parçacık takviyeli MMK'lerle kıyaslandığında kılcal kristal takviyeli MMK'le hem insan sağlığına daha zararlı hem de pahalıdırlar [26].

Kılcal kristal veya parçacık takviyeli metal matrisli kompozitler yüksek akma-çekme dayanımı, yüksek elastiklik modülü ve düşük yoğunluk özellikleri yanında üstün sürtünme ve aşınma davranışlarına sahip olmaları nedeniyle endüstride tercih edilmektedir. Bu nedenle, fren diski, piston, silindir gömleği, şaft ve biyel kolu gibi parçalarla otomobil ve uçak sanayi, uzay antenleri ve teleskopları ile elektrik kontaktörleri gibi aşınma dayanımının önemli olduğu çok geniş bir alanda uygulama olanağı bulmuştur [29]. Ancak

kısa elyaf veya parçacıklı kompozitlerin en büyük sakıncası; takviye malzemelerinin matris malzemesine göre daha az sünek olması ve kırılma tokluğunun düşük olmasıdır [30].

### 1.5.1. Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler

Parçacık takviyeli kompozitlerin üretiminde kabaca eş eksenli (en büyük boyutunun en küçük boyutuna oranı 5'in altında olan) değişik şekilde (küresel, köşeli veya pulsu) boyutu  $1\ \mu\text{m}$  üzerinde olan parçacıklar kullanılır. Eğer parçacık boyutu  $1\ \mu\text{m}$ 'nin altında ise küçük parçacık veya dispersoid olarak adlandırılırlar. Buna göre parçacık takviyeli kompozitler, parçacıkların büyüklüğüne göre iki gruba ayrılır.

- a) Boyutları (0.01-0.25)  $\mu\text{m}$  arasında değişen küçük parçacıklarla dayanımı arttırılmış (dağınımla mukavemeti arttırılmış = dispersion strenghtened) kompozitler
- b) İri parçacık takviyeli veya gerçek parçacıklı kompozitler

Her iki tür kompozitte de yöne bağlı olmaksızın matris malzemesinin mekanik özellikleri geliştirilmektedir. Parçacıklar matris içerisinde tamamen rastgele dağılır ve bu nedenle malzeme izotropik özellik gösterir.

Küçük parçacıklarla takviye edilmiş kompozitler, dispersiyonla veya dağınımla mukavemeti arttırılmış kompozitler olarak da tanımlanırlar. Bunların yapısı, çökme sertleşmesi uygulanmış alaşımlara benzemekle birlikte özellikleri ve davranışları tamamen aynı değildir. Çoklu alaşımlarda parçacık hacim oranı daha düşük, dağılım daha az üniform ve parçacıklar daha iridir. Bu nedenle, oda sıcaklığında alaşımlar daha yüksek dayanıma sahip iken, yüksek sıcaklıklarda kompozit içerisindeki oksit parçacıklarının ısı kararlılıklarının yüksek olması sebebiyle, matris içerisinde çözünmezler, irileşmezler ve mukavemetlerini korurlar. Bu özelliklerinden dolayı, yüksek sıcaklık malzemesi olarak kullanılırlar. Parçacık boyutları  $100\ ^\circ\text{A}$ - $2500\ ^\circ\text{A}$  ( $0,01\ \mu\text{m}$ - $0,25\ \mu\text{m}$ ) arasındadır. Bu tür kompozitlerde yük matris tarafından taşınır, küçük parçacıklar ise dislokasyonların hareketini engelleyerek malzemenin dayanımını artırır [31].

Dispersiyonla mukavemeti arttırılmış alaşımlarla sermet kompozitleri (iri parçacık takviyeli kompozitler) arasındaki fark, parçacıkların boyut ve hacim oranları ile ilgilidir. Dispersiyonla mukavemeti arttırılmış alaşımlarda parçacık boyutu  $1\ \mu\text{m}$ 'nin altında olup, hacim oranları %3-5 seviyesini aşmaz. Parçacıkların boyutu, matris içerisinde dağılım homojenliği, parçacıklar arası mesafe ve matris-parçacık ara yüzey özellikleri kompozitin mukavemetini etkileyen faktörlerdir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için, disperse olan

fazın matris içindeki çözünürlüğünün düşük olması, ergime sıcaklığı ve ısıl kararlılığın yüksek olması istenir [31].

Parçacık takviyeli MMK'leri avantajlı yapan en önemli etkenlerden bir tanesi üretimlerinin geleneksel üretim teknikleriyle kolaylıkla yapılabilmesi ve üretim maliyetlerinin nispeten düşük olmasıdır.

Parçacık takviyeli kompozitlerin mukavemetinin; parçacıkların boyutuna, parçacıklar arası mesafe ve parçacık hacim oranına bağlı olduğu görülmüştür [5].

Seramik parçacık takviyeli kompozitler özellikle otomotiv, uçak, savunma sanayisinde, spor malzemeleri ve elektronik endüstrisinde çekici hale gelmiştir. Yüksek performanslı kompozitlerin oluşturulması doğrultusunda harcanan çabanın çoğunu özellikle matris malzemesi olarak alüminyum, titanyum ve magnezyum elementlerinin kullanılması oluşturmaktadır. Seramik parçacık takviyeli kompozitler özellikle uçak sanayinde kullanılmaktadır.

### **1.5.2. İri Parçacık Takviyeli Kompozitler**

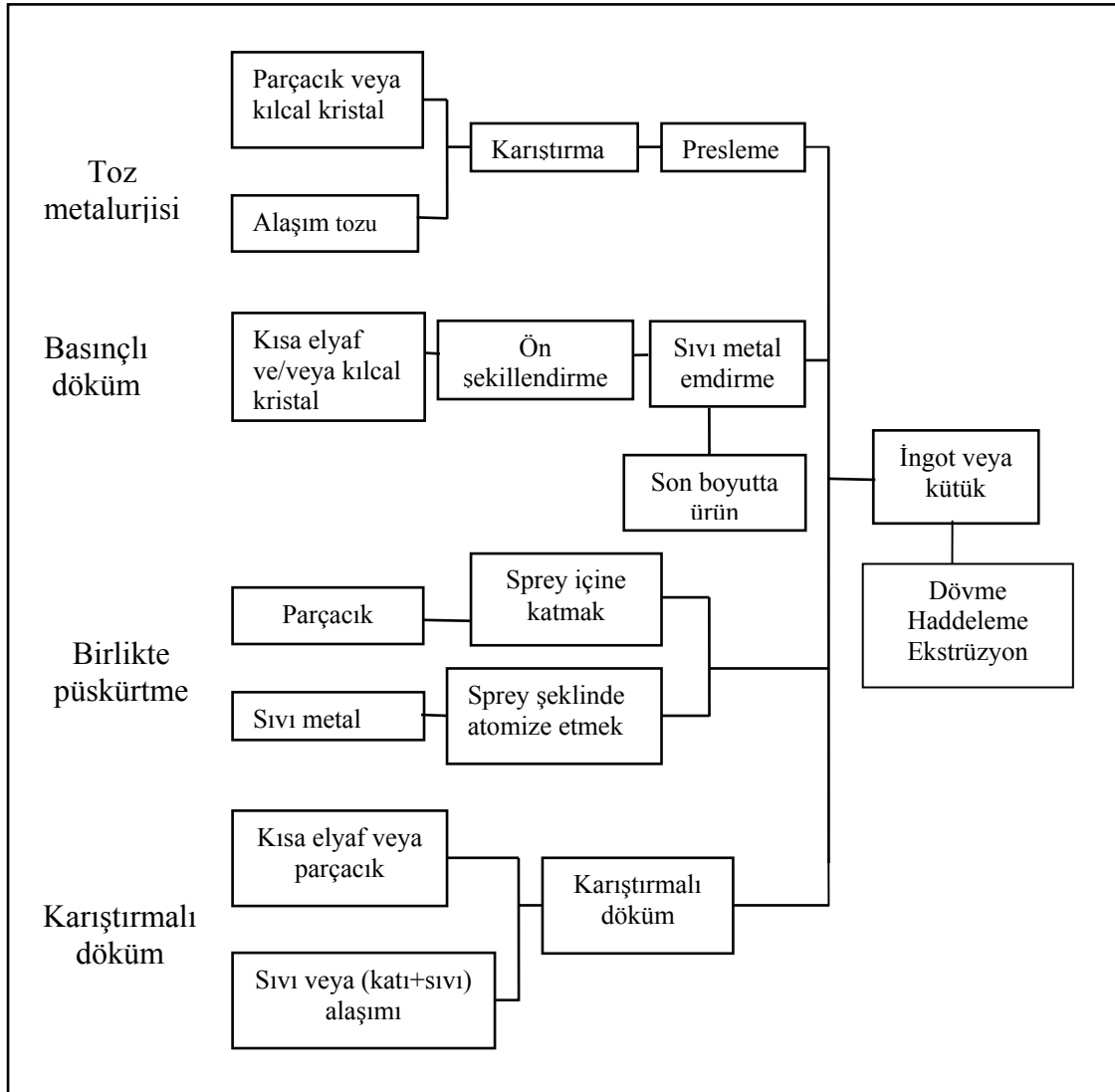
Bu tür kompozitler gerçek parçacık takviyeli kompozitler olarak da adlandırılırlar. Nispeten iri olan parçacıkların kayma olayını engellemesi söz konusu değildir. Bu kompozitler mukavemeti yükseltmekten ziyade, yeni özellikler elde etmek amacıyla üretilirler. İri parçacık takviyeli kompozitlerde yük matris ve parçacık tarafından ortak taşınır. Takviye malzemesinin kompozit malzeme içerisindeki miktarı, dağılımının homojenliği, yoğunluğu ve üretim esnasında meydana gelen hatalar kompozitin mekanik özelliklerini etkiler. Yapılan çalışmalarda, yukarıdaki faktörlerin yanında parçacık boyutları ve parçacıklar arasındaki mesafenin de kompozitin çekme dayanımını etkilediği görülmüştür [26].

İri parçacık takviyeli kompozitlerin (yoğunluk, ısıl ve elektriksel iletkenlik, ısıl genleşme katsayısı gibi) bazı özellikleri bileşenlerinin oranına bağlı olarak karışımlar kuralından belirlenebilir. Kompoziti oluşturan malzemelerin özellikleri kompozitin özelliğine katkıda bulunur. Metal, seramik ve plastik matrisli olarak üretilirler. Sinterlenmiş karbürler, abrazifler, beton, SiC, B<sub>4</sub>C, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, v.b. parçacıklı metal ve alaşımları, metal tozu, kil veya karbon siyahı dolgulu plastikler iri parçacık takviyeli kompozitlere örnek olarak verilebilirler.



### 1.6. Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi

Parçacık, kısa elyaf veya kılcal kristal (whisker) v.b. takviyeli MMK'lerin endüstriyel uygulamasında ilk aşama kompozit malzemenin üretimi, ikinci aşama ise üretilen kompozitin kullanımına göre şekillendirilmesidir (Şekil 5). Üretim sırasında en önemli sorunlardan bir tanesi takviye fazının matris malzemesi içinde homojen bir şekilde dağılmasını sağlamaktır.



Şekil 5. Kısa elyaf, kılcal kristal veya parçacık takviyeli MMK'lerin üretim yöntemleri [32].

Parçacıklı MMK'lerin yapı ve özelliklerini optimize eden çeşitli üretim teknikleri geliştirilmiştir [10, 25, 33]. Parçacıklı MMK'lerin üretimi için kullanılan yöntemler, üretim

esnasında metalik matris malzemesinin durumuna göre; sıvı faz, katı faz, katı+sıvı faz ortamlarında üretim olmak üzere üç ana gruba ayrılabilir.

### 1.6.1. Sıvı Faz Ortamında Üretim

Sıvı faz ortamında üretim yönteminde ergitilerek sıvı hale getirilen metal parçacıklar katılır. Takviye parçacıklarının sıvı metale katılması; havada, koruyucu gaz veya vakum ortamında gerçekleştirilebilir. Parçacıkların sıvı metale katılması için uygulanan yöntemler şunlardır [34].

a) Bir püskürtme tabancası kullanarak parçacıkların taşıyıcı koruyucu gaz yardımıyla sıvı metal içine püskürtülmesi

b) Kalıba doldurulurken parçacıkların sıvı metal akışına bırakılması

c) Mekanik karıştırma ile sıvı metalde oluşturulan vorteks (girdap) içerisine parçacıkların katılması

d) Karıştırma ile sıvı metal içerisine küçük briketlerin (temel alaşım tozu ve katı parçacıkların preslenmiş hali) karıştırılması

e) Merkezkaç kuvveti kullanılarak parçacıkların sıvı metal içine itilmesi

Sıvı faz ortamında üretim yönteminde gelişmeler sağlanmış ve çeşitli alüminyum alaşımı matrislere SiC veya Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviye parçacıkları katılmıştır [35, 26]

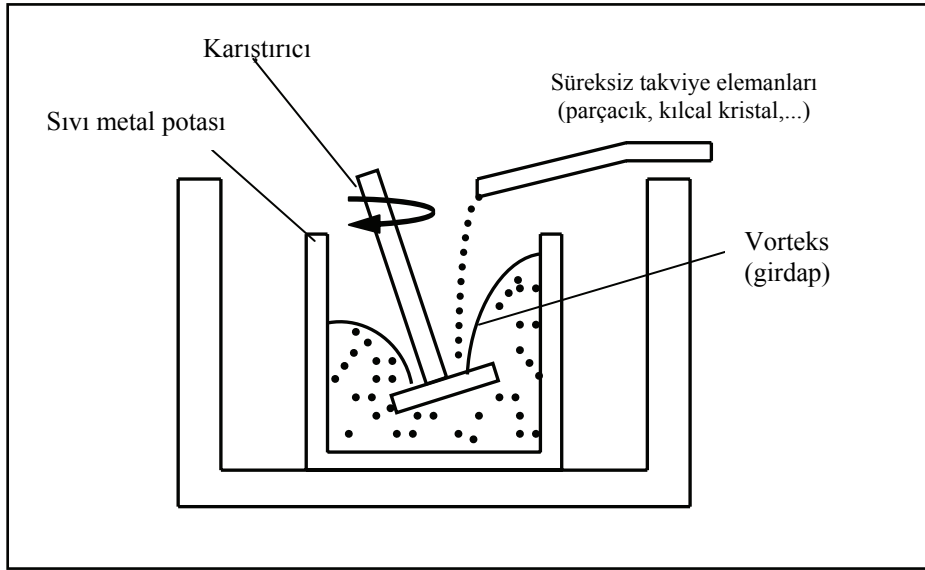
Sıvı faz ortamında üretim yönteminin son adımı; kompozit karışımının kalıba döküldükten sonra dövme, haddeleme ve ekstrüzyon gibi klasik şekil verme teknikleriyle şekillendirilmesidir.

#### 1.6.1.1. Vorteks Yöntemi

Sıvı faz ortamında üretim yönteminin temelini sıvı metalin karıştırılması ve parçacıkların karıştırılan sıvı metal içerisine katılması oluşturur. Karıştırmalı döküm yönteminde genellikle parçacık, kırılmış elyaf veya kılcal kristal şeklinde olan takviye elemanı kullanılır. Karıştırmalı döküm yönteminin en basit şekli vorteks (girdap) yöntemidir [34]. Metal matrisli kompozitte optimum özellikler sağlamak için matris içinde takviye malzemesinin dağılımı üniform olmalı ve matris-parçacık arasındaki bağın (ıslatılma) çok iyi olması gerekir.

Parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerin karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilmesi sırasında; takviye malzemesinin iç yapıda homojen olarak dağılımını sağlamak zorluğu, matris malzemesinin seramik esaslı takviye malzemesini ıslatmasının kötü olması, karıştırma sırasında gaz hapsolmesi ile iç yapıda gözenek (porozite) oluşması, karıştırmanın vakum veya soy gaz ortamında yapılmaması ise iç yapıda oksit inklüzyonlarının oluşması, sıvı metalle takviye parçacıklarının uzun süre temas etmesi nedeniyle istenmeyen kimyasal reaksiyonların oluşması, karıştırma sırasında veya karıştırma sonrası yerel parçacık topaklanmalarının (kümelenme) oluşması, uzun elyafların kullanılmaması ve takviye yönlenmesinin yapılamaması gibi problemlerle karşılaşılır.

Alüminyum-seramik takviyeli kompozit malzemelerinin üretiminde en çok kullanılan ve normal dökümhane şartlarında kullanılmaya en elverişli olan yöntem vorteks yöntemidir. Vorteks yönteminde kullanılan deney düzeneği şematik olarak Şekil 6'da verilmiştir.



Şekil 6. Vorteks yönteminin şematik görünümü [37].

Ergitme işleminin yapıldığı üretim düzeneği pota fırını ile mekanik bir karıştırıcıdan oluşur. Alüminyum ya da alüminyum alaşımı, bir pota içerisinde ergitilerek, parçacık ilave edilmeden önce koruyucu bir gaz ile veya hegzaklor etan gibi katı gaz gidericilerle gaz giderme işlemine tabi tutulur. Mekanik karıştırıcı ve kanatçıkları sıvı metal ile reaksiyona girmeyen malzemeden yapılır. Diğer bir yöntem de işlem sıcaklığında karıştırıcının sıvı

metal içinde çözünmesini önlemek amacıyla karıştırıcı ve kanatçıları ince bir seramik ile kaplanabilir. Karıştırma hızı vorteks oluşturacak düzeyde ayarlanır. Girdap oluştuğunda önceden tartılmış parçacıklar belirli bir besleme hızında girdabın içine katılırlar. Parçacık katma işlemi tamamlandıktan sonra karıştırma işlemine bir süre daha sürdürülür veya hemen döküm yapılır [37].

Bu yöntemde homojen bir dağılım sağlamak için aşağıdaki parametreler kontrol edilmelidir.

- a) Sıvı metalin bileşimi ve sıcaklığı
- b) Karıştırıcının hızı ve derinliği
- c) Karıştırma süresi
- d) İlave edilen parçacık miktarı ve katma hızı
- e) Parçacıklara uygulanan ön ısıtma sıcaklığı
- f) Son karıştırma ile döküm arasında geçen süre
- g) Kalıp malzemesi ve sıcaklığı

Girdap yönteminde, sıvı metal veya alaşımının sıcaklığı çalışılacak koşullara göre ayarlanır. Eğer karıştırma işlemi fırın dışında yapılacaksa sıvı metal veya alaşımının yeterli miktarda aşırı ısıtılması gerekir. Karıştırma işlemi fırın içerisinde yapılacaksa nispeten düşük sıcaklıklarda çalışılabilir. Düşük sıcaklıklarda sıvı metalin viskozitesi yüksek olur. Bu yüzden fırın içerisinde yapılacak karıştırma ve parçacıkların ilavesi işlemi için en uygun sıcaklık alaşımın ergime sıcaklığının yaklaşık 40-50 °C üzeri olarak bulunmuştur [37]. Ancak bazı uygulamalarda ısıtmayı iyileştirmek için daha yüksek sıcaklık seçilebilir.

Pervane kanatçılarının sıvı metale daldırma derinliğinin ve karıştırma hızının girdap oluşturacak şekilde ayarlanması gerekir.

Parçacık ilavesinden sonra yapılan uzun süreli karıştırma parçacık dağılımının homojen olmasını sağlar. Ancak özellikle yüksek sıcaklıklarda uzun süreli karıştırma, karıştırıcının kanatlarının aşınmasına ve sıvı metale aşırı gaz girişine yol açar. Bu yüzden ergimiş metalin miktarına ve cinsine bağlı olarak bir optimum karıştırma süresi tespit edilmelidir [37].

Son karıştırma ile döküm arasında geçen süre mümkün olduğunca kısa olmalıdır. Çünkü sürenin uzun olması parçacıkların çökme ve yüzeye çıkması için yeterli sürenin oluşmasına sebep olur. Diğer taraftan katılma hızının yüksek olması istenir. Çünkü katılmanın hızlı olması parçacıkların yüzmesi ve/veya dibe çökmesini engeller.

### 1.6.1.2. Sıvı Alüminyumun Seramik Parçacıklarını İslatması

İslatma ile ilgili ön bilgiler Bölüm 1.3’de verilmiştir. Ergimiş metal yüzeyinde bulunan oksit filmi takviye parçacıklarının sıvı metal tarafından ıslatılmasını engeller. Oksit tabakası ergimiş sıvı metalin takviye parçacıklarının ıslatılmasına karşı bir direnç oluşturur. Ayrıca alüminyum ve alüminyum alaşımlarının oksitlenme eğilimi yüksektir. Alüminyum alaşımında 400 °C’de 4 saatte 50 nm kalınlığında bir oksit tabakası oluşur [38]. Bu yüzden alüminyum esaslı sistemlerde oksitlerin oluşumundan kaçınmak çok zordur. İslatma genellikle 900 °C altında gerçekleşmez. Eustathopoulos ve arkadaşları ıslatmanın gerçekleşmemesini tamamen alüminyumun oksit tabakasından kaynaklandığını göstermişlerdir [39]. SiC ve B<sub>4</sub>C gibi kovalent bağlı karbürlerin ıslatması karbonun ıslatılmasında olduğu gibi metalin doğal yapısına bağlıdır. Oksitler ve oksit olmayan seramiklerin yapısında genellikle iyonik veya kovalent bağ bulunur. Bu nedenle metalik malzemelerle bağ oluşturamazlar. Hasbin ve arkadaşlarının yaptıkları araştırmalarda sıvı alüminyumun seramik malzemeleri ıslatma açısının artan alüminyum sıcaklığıyla azaldığını tesbit etmişlerdir (Tablo 3) [36].

Tablo 3. Sıvı alüminyumun vakum altında farklı seramik malzemeleri ıslatma açısının sıcaklıkla değişimi [36].

Malzeme	Sıcaklık (°C)	İslatma açısı $\theta$ (°)	Vakum (Torr)
SiC	900	150	$2.7 \times 10^{-4}$
	1100	34	$1.5 \times 10^{-5}$
	1100	42	$2.7 \times 10^{-4}$
B <sub>4</sub> C	900	135	$10^{-5} \times 10^{-6}$
	1100	120	$10^{-5} \times 10^{-6}$
	1100	119	$1.5 \times 10^{-4}$
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	900	90	$2.6 \times 10^{-5}$
	900	120	$10^{-5}$
	1100	70	$2.6 \times 10^{-5}$
	1100	80	$10^{-4}$
	1100	83	$10^{-5}$

Seramik parçacık yüzeyinin bir gaz tabakasıyla kaplı olduğu gözlenmiştir [40]. Bu gaz tabakasının ıslatmanın olumsuz etkilenmesinde ana neden olabileceğini ileri

sürmüşlerdir [41]. Gaz tabakası sıvı metalin parçacık yüzeylerini ıslatmasını engellemekte ve parçacık oranı sıvı metal içerisinde artarak belli bir kritik değere ulaştığında, sıvı metal içerisindeki parçacıkları toplu halde dışarı itilmesine neden olabilmektedir [42]. Bu nedenle parçacıkların yüzeyindeki gaz tabakasının kompozite katılmadan önce emilmesi veya mekanik olarak ortadan kaldırılması gerekmektedir.

Parçacığın yüzey özellikleri de ıslatmayı etkiler. Parçacık yüzeyine adsorbe olmuş kirleticiler ıslatmayı azaltabilir. SiC takviyeli metallerde katı yüzeyinde SiO<sub>2</sub> tabakasının bulunması ıslatmayı engellediği, yetersiz ıslatmadan uygun olan ıslatmaya geçişin belli bir sıcaklıkta ve ani bir şekilde olduğu gözlenmiştir [42]. Bu geçiş sıcaklığı oksit tabakasının difüzyon kinetiğiyle açıklanır.

Parçacık boyutu azaldığında ıslatma da kötüleşmektedir. Parçacık boyutu azaldığında yüzey alanları artacağından ıslatma da zorlaşır. Çünkü küçük parçacıkların sıvı metal içerisine alınmasında metal tarafından ıslatılması için gerekli yüzey enerjisi artar. Parçacık boyutu azaldığında topaklanma eğilimi de artar.

### 1.6.1.3. Islatmayı İyileştirme Yöntemleri

Islatmayı iyileştirme yönteminin esasları; Young-Dupre eşitliğinin incelenmesinden anlaşılır. Bunun için katının (takviye parçacığı) yüzey enerjisini ( $\gamma_{KB}$ ) artırmak, sıvı alaşımının (matris) yüzey gerilimini ( $\gamma_{SB}$ ) azaltmak veya parçacık-matris ara yüzeyinde katı-sıvı ara yüzey enerjisini ( $\gamma_{KS}$ ) azaltmaktır [38].

Uygulamada ıslatmayı iyileştirmek için matris alaşımına alaşım elementlerinin katılması, seramik parçacıklarının yüzeyinin kaplanması, seramik parçacıklara yüzey işlemi uygulanması, parçacık katma sıcaklığının yükseltilmesi ve diğer yöntemler kullanılır.

Matris alaşımına Li, Ca, Ti, Zr, Mg, ve P gibi reaktif elementlerin katılması sıvı metalin yüzey gerilimini azaltarak ıslatmayı iyileştirici etki yapar [38, 43-45]. Bu metallerin katılmasının sıvı alüminyumun yüzeyinde oluşan ve ıslatmayı engelleyen oksit filminin etkisini azalttığı ileri sürülmüştür [46, 47].

Magnezyum etkili bir oksijen süpürücüdür. Magnezyumun parçacık yüzeyindeki oksijen ile reaksiyona girmesiyle parçacık yüzeyindeki gaz tabakası incelir. Bu nedenle ıslatma iyileşir ve topaklanma eğilimi azalır [48].

Alüminyum esaslı kompozitlerin üretilmesinde magnezyumun kullanılması hem matrisin mukavemetinin artırılmasında hem de parçacık yüzeyindeki oksijenin işe yarar hale getirilmesiyle parçacıkların yüzey enerjisinde bir artışa neden olabilir. Diğer taraftan kullanılan magnezyumun fazla olması matris alaşımının ve bileşimini mikro yapısını değiştirerek mekanik özelliklerini kötü yönde etkileyebilir. Bu nedenle magnezyumun kullanımında bu konu dikkate alınmalıdır. Örneğin A356 alaşımına % 3 magnezyum eklendiğinde ergime noktası 450 °C olan  $Mg_5Al_8$  fazının oluşmasının mekanik özellikleri kötü yönde etkilediği görülmüştür [49]. Ayrıca Korolkov [49] sıvı alüminyuma magnezyum ilave edilmesinin döküm akışkanlığını azaltacağını tespit etmiştir. Sukumaran ve arkadaşları [50] A356-SiC parçacıklı kompozitin karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilmesinde magnezyum ilavesinin gerekli olduğu sonucuna varmışlardır. En uygun parçacık dağılımı ve mekanik özelliklerin sağlandığı optimum magnezyum katılma miktarının %1 olduğunu belirlenmiştir. Magnezyum miktarının optimum değerden az olduğunda uniform olmayan parçacık dağılımı ve takviye parçacıklarının topaklanma oluşturduklarını gözlenmiştir [50].

Levi ve arkadaşları [51] alüminyum esaslı sistemlerde takviye parçacıklarının tutulması ve ıslatılmasının ancak sisteme alaşım elementi katılmasıyla başarılacağını ileri sürmüşlerdir. Alaşım elementinin takviye parçacığıyla kimyasal reaksiyon oluşturarak ara yüzeyde ıslatmayı kolaylaştırması yeni bir fazın oluşması ile açıklanmıştır.

Islatmayı iyileştirmenin diğer bir yolu da, metal olmayan parçacıkların sıvı metal matris tarafından kolayca ıslatılabilen bir malzeme ile kaplanmasıdır [11].

Nikel ve bakır birçok alaşım tarafından ıslatıldığı için bu metaller kaplama malzemesi olarak kullanılmışlardır. Bunun yanında gümüş, bakır ve krom kaplamalar da önerilmiştir [6, 41, 52]. Nikel ve bakır alüminyum esaslı kompozitlerde takviye parçacıklarının kaplanması için en çok kullanılan metallerdir [6, 11, 53].

#### **1.6.1.4. Katma Öncesi Parçacıklara Uygulanan İşlemler**

Katma öncesi parçacık yüzeyinde bulunabilecek nemi almak ıslatmayı iyileştirir. Çünkü katılma sırasında sıvı metalin sıcaklığını aşırı olarak düşürmesini ve parçacığa temas eden sıvı metalin hemen katılarak ıslatmayı kötü yönde etkilemesi önlenir. Bunun için takviye ve matris malzemesine bağlı olarak parçacıklara 400-800 °C arasında ön ısıtma uygulanır [36, 38, 44, 45].

Sıvı metale katmadan önce parçacıklara uygulanan ısıtma işlemi parçacıkların yüzeyine emilmiş olan gazların uzaklaştırılmasına da yardımcı olur. Agarwola ve Dixit [54] alüminyum alaşımının grafit parçacıklarıyla takviye edilmesinde ön ısıtma işleminin önemine dikkat çekmişlerdir. Grafit parçacıklarına ön ısıtma işlemi uygulandığında ısıtmanın iyileşerek parçacıkların daha kolay katıldığını görmüşlerdir.

#### 1.6.1.5. Sıvı Matrise Parçacık Katma İşlemi

Seramik esaslı takviye parçacıklarının sıvı metal tarafından ısıtılması iyi olmadığı daha önce açıklanmıştı. Enerji dengesi bulunmadan seramik parçacıklarda parçacık/hava ara yüzeyinin parçacık/sıvı matrisle yer değiştirmesi için elverişli değildir. Takviye parçacığının sıvı metal içerisine alınabilmesi için yüzey geriliminin yenilmesi ve bazı hallerde de metal yüzeyinde oluşan oksit tabakasının kırılması için kuvvet uygulanmasına gerek vardır. Kuvvet uygulanarak karıştırılan sıvıda takviye parçacığına etki eden kuvvetler Ilegbusi ve Szekely tarafından araştırılmış ve aşağıdaki eşitlik geliştirilmiştir [55].

$$\sum F = F_B + F_G + F_H + F_S + F_E \quad (5)$$

Burada;  $F_B$  sıvı metale daldırılan parçacığa etki eden yüzdürme kuvveti,  $F_G$  parçacığın ağırlığı,  $F_H$  temas alanı üzerine etki eden hidrostatik basınç,  $F_S$  katı-sıvı ara yüzeyine etki eden yüzey gerilme kuvvetinin düşey bileşeni,  $F_E$  hareketli sıvı tarafından parçacığa etki eden sürüklenme kuvvetidir.

Bu toplamın cebirsel işareti parçacığın yüzmeye veya batmasını belirler. Bu analizde parçacık şekli, parçacıklararası etki ve yüzeyde oksit tabakasının varlığı göz önüne alınmayarak basitleştirilmiştir. Deneysel bulgular küçük parçacıkların yutulmasının daha zor olduğunu ve sıvının seramiği ısıtmasının kötü olduğu durumlarda pratik olmayan yüksek sıvı hızlarının gerektiğini göstermiştir. Ancak elektromagnetik olarak karıştırılan sıvılar için bu eşitliğin geçerli olduğu görülmüştür.

Skibo ve Schuster sıvı metal ile parçacıklar arasında etkin olan kayma kuvveti yeterli büyüklükte ise parçacıkların ısıtılarak yutulabileceklerini ileri sürmüşlerdir [56]. Kayma kuvveti etkisiyle parçacık-sıvı metal ara yüzeyindeki oksit tabakasının kırılmasıyla sıvı metalin parçacık yüzeyini ısıtarak parçacıkların iç yapıda homojen olarak dağılması



sağlanır. En iyi sonuçlar parçacıklarla birlikte sıvı içerisinde gaz emilmediği durumda yani sıvı yüzeyindeki vorteksin minimum olduğu ve sıvı yüzeyinde vakum olduğu zaman elde edilmiştir.

Mekanik kuvvetler genellikle sıvı metalin yüzey gerilimini yenmek ve ıslatmayı iyileştirmek için kullanılırdı. Ancak Zhou ve Xu [41]'nin deneysel çalışmalarında sıvı matris ortamında mekanik karıştırmanın ıslatmayı iyileştirmeye yetmediğini ortaya koymuşlardır. Diğer taraftan karıştırma işleminin yarı-katı faz ortamında yapılmasının SiC parçacıklarının Al-Si ve Al-Mg alaşımlarıyla ıslatılmasına yardımcı olduğu görülmüştür [36].

MMK'lerin sıvı faz ortamında uygulanan ultrasonik titreşim de  $Al_2O_3$  parçacıklarının alüminyum tarafından ıslatmasını iyileştirdiği görülmüştür [42].

Temiz bir yüzey sıvı metalin parçacık etkileşiminde daha iyi bir fırsat sağlar ve böylece ıslatma iyileştirilir. Ultrasonik tekniklerle, değişik dağlama teknikleri ve uygun atmosferde ısıtma parçacık yüzeyini temizlemek için kullanılabilir [8].

Yüksek sıcaklıklarda ıslatma iyileşir ancak bu uygulamanın aşırı oksitlenme ve takviye-matris reaksiyonuna neden olduğu unutulmamalıdır.

Sıvı metal veya alaşımın takviye parçacığını ıslatmasının iyileştirilmesi için karıştırma öncesi parçacıklara kimyasal yüzey hazırlama işlemleri uygulanır. Bu işlemin amacı parça yüzeyindeki oksit ve kirliliklerin temizlenmesini sağlamak ve yüzeyi aktive etmektir. Li ve arkadaşları ZA27/SiCp kompozitinin üretiminde katma öncesi SiC parçacıklarını 900-950 °C'de 1 saat tavladıktan sonra HF asit+aseton çözeltisinde ve aseton ortamında öğütme ve temizleme işlemleri uygulanmasının matrisin parçacıkları ıslatmasının iyileştirdiğini gözlemişlerdir [45].

#### **1.6.1.6. Parçacık Katma Sonrası Katılaşma**

Parçacık içermeyen sıvı metallerin viskozitesi 0,01 Poise civarında olup, su gibi Newtonumsu sıvılara benzer şekilde davranır. Yani viskoziteleri kayma hızından bağımsız olup, azalan sıcaklıkla azalır. Sıvı metale parçacık ilavesi görünür viskoziteyi artırır. Çünkü parçacıklar matrisle ve birbiriyle etkileşerek kayma gerilmesine karşı daha fazla direnç gösterirler. Bu olay bir çok araştırmacı tarafından yapılan deneysel çalışmalarda da gözlenmiştir [57, 58]. Örneğin % 15 parçacık içeren alüminyum alaşımının viskozitesi 10-20 Poise arasındadır. Buna göre viskozite parçacık hacim oranı, şekli ve boyutuna bağlıdır.

Parçacık hacim oranının artması veya boyutunun küçülmesi ile vizkozite artar. Bunun sonucu olarak parçacıklı kompozitlerde pratik takviye oranı % 30 hacim oranı ile sınırlıdır. Metal sıcaklığı da likidüs-solidüs aralığında dağılımı etkileyen önemli bir faktördür. Likidüs üstünde olsun likidüs-solidüs aralığında olsun metal-parçacık karışımı Newtonumsu olmayan davranış gösterir. Kayma hızı arttıkça vizkositeleri önemli ölçüde azalır. Bunun yanında deneysel sonuçlar göstermiştir ki sıvı matris-parçacık bulamaçları tiksotropik özellik gösterir. Yani kayma (kesme) hızı aniden değişse bile vizkosite aniden değil yavaş yavaş değişerek denge değerine ulaşır [59].

Parçacıklar karıştırıldıktan sonraki bekleme süresince yoğunluk farkından dolayı çökme veya yüzme yapabilir. Yüksek hacim oranlarında parçacıklararası etkileşimler veya boyut dağılımları olayda etkili olur. Katılaşma başladıktan sonra parçacıklar ilerleyen sıvı-katı ara yüzeyi tarafından itilir veya yutulur. Buna parçacık göçü adı verilir. Bunun sonucu olarak parçacıklar en son katılaştıran dentritlerarası bölgelere itilir veya homojen olarak dağılırlar [60, 61].

Parçacıklı kompozitlerde gerek katılaşma ve gerekse sıcak işlem sonrası soğuma sırasında kalıntı iç gerilmeler oluşur. Bu gerilmeler matris ile takviyenin termal genleşme katsayılarının farklı olmalarından kaynaklanır ve aşağıdaki eşitlikle verilir [31].

$$\sigma_k = (\alpha_m - \alpha_p) E \cdot \Delta T \quad (6)$$

Burada  $\sigma_k$  kalıntı gerilme,  $\alpha_m$ ,  $\alpha_p$  sırasıyla matrisin, takviyenin ısıl genleşme katsayıları ve  $\Delta T$  sıcaklık farkını gösterir.

### 1.7. Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Özellikleri

MMK'lerin üretim yöntemi, uygulanan mekanik ve ısıl işlemler, matris alaşımının kimyasal bileşimi, takviye fazının cinsi, şekli, miktarı, boyutu, matris içerisindeki dağılımı, matris/takviye fazı arasındaki bağ kuvvetinin durumu gibi etkenler MMK'lerin fiziksel ve mekanik özelliklerini belirler. Ayrıca üretim sonrası uygulanan termomekanik ve ısıl işlemler de doğal olarak mekanik özellikleri etkiler.

Parçacıklı MMK'ler monolitik alaşımlarda ulaşılamayan fiziksel ve mekanik özelliklerin kombinasyonlarına sahip olan malzemelerin geliştirilmesi için önemli imkanlar sunar.

Parçacıklı MMK'lerin fiziksel özellikleri içerdikleri matris ve takviye bileşenlerinin oranlarına göre değişir. Bileşenlerin özelliklerinden MMK'lerin özelliklerinin tahmini olarak belirlenmesi için matematiksel modeller geliştirilmiştir. En çok kullanılan ve en basit modeli daha önce de belirtildiği gibi “Karışımlar Kuralı”dır. Bu kuralla MMK'lerin; termal genleşme katsayısı, yoğunluğu, çekme mukavemeti, elastiklik modülü gibi özellikleri yaklaşık olarak belirlenebilir.

Parçacık takviyeli MMK'lerin akma ve çekme mukavemetini, elastiklik modülünü, süneklik veya uzamayı etkileyen birçok faktör vardır. Bu faktörler karmaşık ve birbirleriyle ilişkilidir. MMK'lerin mekanik özelliklerini etkileyen faktörlerden biri matris malzemesidir. Takviye malzemelerini bir arada tutmaktan çok daha önemli olarak uygulanan yükleri takviye fazına iletmek görevini üstlenen matrisin mikroyapısı, takviye fazı ile kimyasal uyumluluğu, takviyeyi ıslatma durumu, kendi mekanik ve diğer özellikleri nedeniyle matrisin bileşimi önemlidir [28]. SiC/Al kompozitinde Al-alaşımının MMK'lerin akma ve çekme mukavemetini etkileyen en önemli faktör olduğunu belirlenmiştir. Mc Daniels farklı Al-alaşımları kullanarak ürettiği kompozitlerin diğer özellikleri sabit tutularak gerilme-şekil değiştirme davranışını incelemiştir. Deneyler sonucunda 2000 ve 7000 serisi alüminyum alaşımı matrisli kompozitlerin oldukça yüksek mukavemet özelliklerine rağmen düşük süneklik değerleri sergiledikleri görülmüştür. 6000 serisi Al-alaşımli kompozitlerin mukavemetinin orta düzeyde olmalarına karşılık süneklik değerleri yüksektir. Ayrıca 5000 serisi Al-alaşımı kompozitleri magnezyum ve manganez miktarına bağlı olarak düşük süneklik ve düşük mukavemet göstermişlerdir [62].

Srivatsan ve Mattingly'nin yaptıkları incelemelerde SiC parçacık takviyeli 2124 alüminyum alaşımı matrisli ekstrüzyon (veya haddeleme uygulanmış olan) kompozitlerin elastiklik modülü, akma ve çekme mukavemeti artan parçacık oranı ile arttığı, sünekliğinin ise azaldığı belirlenmiştir [63].

Parçacıklı kompozitlerde elastiklik modülünün hesaplanması için modelleme çalışmalarından çıkarılan ampirik ve yarı ampirik bağıntılar geliştirilmiştir. Hashin ve Strikman tarafından geliştirilen bağıntılar aşağıda verilmiştir [64]. Lineer üst sınır eşitliği ile verilen elastiklik modülü “Karışımlar Kuralı”olarak alınır (Eşitlik 7).

$$\text{Lineer üst sınır değeri} \quad : E_k = E_m \cdot V_m + E_p \cdot V_p \quad (7)$$

Lineer olmayan alt sınır değeri ise yukarıda adı geçen araştırmacılar tarafından küresel parçacıklar içeren kompozitler için geliştirilmiş olup aşağıda verilmiştir (Eşitlik 8).

$$\text{Lineer olmayan alt sınır değeri} : E_k = \frac{E_m}{1 - V_p(1 - E_m/E_p)} \quad (8)$$

Burada  $E$  elastiklik modülü,  $V$  ise hacim oranıdır. İndislerden;  $k$  kompoziti,  $m$  matrisi,  $p$ 'de parçacığı göstermektedir. Bu eşitliklerde poisson oranı 0.2 olarak kabul edilmiştir.

Her iki modelde de SiC hacim oranı arttıkça kompozit malzemenin de elastiklik modülü artar. Yük taşıma kapasitesini etkileyen diğer bir faktörde takviye malzemesinin türüdür. Süreksiz takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin farklı takviye türü (SiC<sub>w</sub> (kılcal kristal) ve SiC<sub>p</sub> (parçacık) için) ile ilgili ortalama elastiklik modülü değerleri belirlenmiştir (Şekil 7) [64].

Parçacıklı kompozitler için karışımlar değiştirilerek Halpin-Tsai tarafından geliştirilen diğer bir eşitlik ise aşağıda verilmiştir [65, 66].

$$E_k = \frac{E_m(1 + 2SqV_p)}{1 - qV_p} \quad (9)$$

Bu eşitlikte  $q$ 'nün değeri;

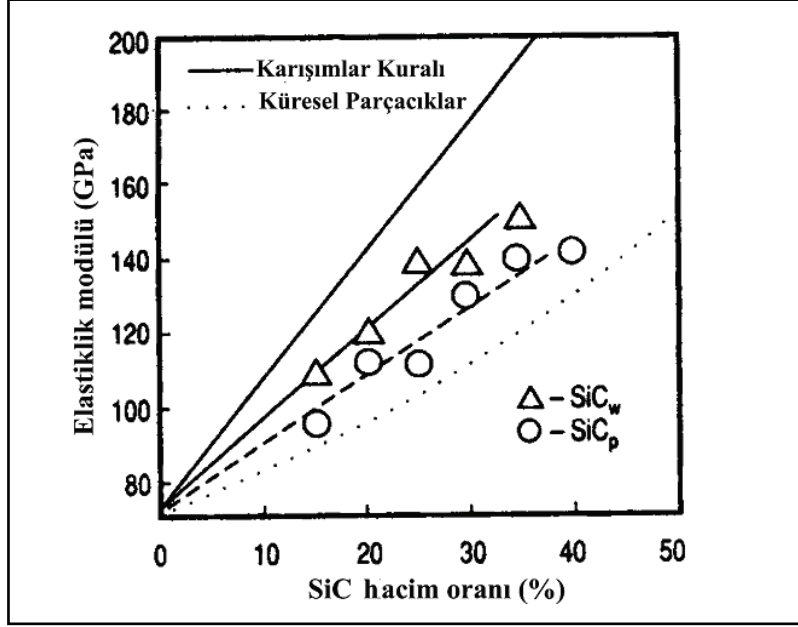
$$q = \frac{E_p/E_m - 1}{E_p/E_m + 2S} \quad (10)$$

eşitliği ile verilmiş olup  $S$  parçacık şekil oranı (boy/çap) olup küresel parçacıklar için değeri 1'dir.

Mital ve arkadaşları tarafından geliştirilen ampirik bağıntı ise aşağıdaki eşitlikte verilmiştir [67] (Eşitlik 11).

$$E_k = \frac{V_p^{0.67} \cdot E_m}{1 - V_p^{0.33} \cdot (1 - \frac{E_m}{E_p})} + (1 - V_p^{0.67}) \cdot E_m \quad (11)$$

Bu eşitlikteki sembollerin anlamı daha önce verilmişti. Değişik araştırmacılar tarafından geliştirilen bu eşitliklerin genel geçerliliği yoktur.



Şekil 7. Kılcal kristal ve parçacık takviyeli haddelenmiş veya ekstrüzyon uygulanmış 2xxx, 6xxx ve 7xxx matrisli kompozitlerin elastiklik modülü ortalamalarının takviye hacim oranıyla değişimi [64, 68].

Parçacıklı kompozitlerde ölçülen diğer bir parametre de parçacıklar arası ortalama serbest mesafe olup aşağıdaki eşitlikle bulunur [69].

$$OSM = \frac{2d_m}{3V_p} (1 - V_p) \quad (12)$$

Burada; OSM ortalama serbest mesafe,  $d_m$  ortalama parçacık çapı,  $V_p$  ise parçacık hacim oranıdır.

Isıl işlem uygulaması malzemenin elastik şekil değişiminden plastik şekil değişimine geçtiği gerilme değerini etkilemektedir. Değişik ısıl işlemlere tabi tutulmuş A356 (Al-Si-Mg)/SiC<sub>p</sub> kompozitinin yapılan çekme deneylerinden; uygulanan ısıl işlemin akma ve çekme mukavemetlerinde önemli etkisi olduğu görülmüştür. Ancak bu değerlerin iyileştirilmesini sağlamak için yapılan işlemler, süneklik özelliğini önemli ölçüde etkileyerek kopma uzamasını % 1,5'ten % 0,85'e düşürmüştür [26]. Ayrıca değişik tipten Al-alaşımı içeren MMK'lerde elastiklik modülüne farklı tipten ısıl işlemin etkisinin önemli olmadığı gözlenmiştir [62]. Matris ve takviye elemanının arasındaki termal genleşme

katsayılarının farklılığından kaynaklanan artık gerilmenin oluşması da kompozit malzemenin özelliklerini etkileyebilmektedir [10].

MMK'lerde çekme özelliklerine etki eden diğer bir faktör ise Tablo 4'de farklı iki alaşım için gösterildiği gibi parçacık boyutudur. 5  $\mu\text{m}$  ve 13  $\mu\text{m}$  boyutundaki SiC takviyeli AA7075 matrisli kompozitlerde akma ve çekme mukavemeti değerlerinde önemli bir farklılıklar görülmemesine rağmen, 60  $\mu\text{m}$  takviye parçacığı içeren kompozitlerin akma, çekme mukavemetleri ile sünekliklerinde azalma olduğu gözlenmiştir. Benzer şekilde toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş Al esaslı-SiC parçacıklı kompozitte artan parçacık boyutuyla akma, çekme mukavemetin ve uzamanın azaldığı ancak elastiklik modülünde önemli değişimin olmadığı görülmüştür (Tablo 4).

Üretim yöntemi de MMK'lerin çekme özelliklerini etkilemektedir. Üretim de karşılaşılan en önemli sorunlardan biri de takviye fazının, matris içerisinde topaklanmadan uniform bir şekilde dağılmasının sağlanmasıdır. Bu sorunla ilgili olarak Davidson [70] bazı metallerarası bileşiklerin ve özellikle takviye fazı SiC'ün dağılımının homojen olmaması, hatta yer yer kümelenmeler olması nedeniyle üzerinde çalıştığı Al-MMK'in akma mukavemetinin (345 MPa), matris alaşımından (415 MPa) daha düşük olduğunu gözlemiştir. Diğer taraftan Wang ve Zang [71] tarafından döküm yöntemiyle üretilen A356-%15 SiCp kompozitin, elastiklik modülün ve akma mukavemeti matris A356 alaşımından daha yüksek olduğunu bulmuşlardır. Al-matrisli kompozitler sıcak izostatik presleme (HIP) veya presleme+ekstrüzyon gibi toz metalurjisi yöntemleri kullanılarak da üretilebilirler. Araştırmalarda sıcak izostatik presleme tekniğinin daha iyi çekme özellikleri sağladığı görülmüştür. Bununla birlikte süneklik değerlerinde bir azalma meydana gelmiştir [26].

Tablo 4. Takviye boyutunun, takviye miktarının, üretim türünün ve ısıtılmanın MMK'lerin mekanik özelliklerine etkisi.

Malzemeler	Isıl işlem	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Elastiklik modülü (GPa)	Kaynaklar
5083-%15 SiCp (1)	T4	240	400	10.5	-	[35, 71]
5083-%15 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> p (1)	T4	235	375	9.3	-	
A356-%15 SiCp (1)	T4	256	280	1	98.4	
2014-%15 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> p (1)	T4	442	456	5.4	96	
6065-%15 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> p (1)	T4	229	330	10.2	89	
6061-%15 SiCp (2)	T6	360	390	4	-	[72]
2618-%15 SiCp (2)	T6	484	503	12.3	94	[26]
2124-% SiCw (2)	T4	407	669	9	97	[73]
2124-%20 SiCp (2)	T4	497	890	3	130	[73]
5456-%8 SiCp (2)	T1	253	459	15	81	[73]
5456-%8 SiCw (2)	T1	275	503	7	88	[73]
7075-%15 SiCp-5µm	T6	499	609	10.5	-	[74]
7075-%15 SiCp-13µm	T6	502	595	6.3	-	
7075-%15 SiCp-60µm	T6	431	453	1.3	-	
1000-%20 SiCp-3µm	SS	110	187	17	-	[75]
1000-%20 SiCp-10µm	SS	98	176	16.8	-	
1000-%20 SiCp-30µm	SS	84	154	16.5	-	
2024	-	373	454	9	61	[16]
2024-SiCp-5µm	-	365	462	5	71	
2024-SiCp-20µm	-	357	479	6	70	
2024-SiCp-60µm	-	356	452	4	72	

(1): Döküm yöntemiyle üretilmiş, (2): Toz metalurji yöntemiyle üretilmiş, SS: Suda soğutulmuş çözündürme uygulanmış, T1: Piyasadan alındığı gibi, T4: Doğal yaşlandırılmış, T6: Yapay yaşlandırılmış

Kırılma yüzeyi fotoğrafları alanında yapılan çalışmalar son birkaç yıl içinde oldukça gelişmiştir [76]. Kırılma yüzeyleri mikro yapının sünekliğe etkileri ve kompozitlerin kırılma özellikleri ilgili çalışmalarda yardımcı olur. Çekme gerilmesi altında kopma gösteren kompozitlerde, kırılma yüzeyleri incelendiğinde parçacıklar arasında küçük çukurcuklar oluştuğu gözlenir. Bu çukurcuklar mikro boyutta sünek bir kırılma mekanizmasının göstergesidir. Küçük parçacıklı kompozitlerde parçacık-matris arasında genellikle ayrılma meydana gelir. Bununla birlikte büyük parçacıklı kompozitlerde parçacıkların kırıldığı da gözlenmiştir. Parçacıkların kırılması parçacık yüzeyinde oluşan üç eksenli gerilmeden dolayı meydana gelir [75]. Sonuç olarak kırılma davranışı, sünek özellikler gösterse de ara yüzey civarlarında oluşan gerilme yığılmalarından etkilenmektedir. Homojen olmayan parçacık dağılımı, ara yüzey bağının bozulması ve parçacıkların kırılması kompozitin kırılma tokluğunu ve çekme mukavemetini olumsuz yönde etkilemektedir [77].

### 1.8. Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışı

Yukarıda açıklanan bazı üstün özelliklerinin yanında süreksiz elyaf, kılcal kristal veya parçacık şeklinde sert seramik takviyeli metal matrisli kompozitler üstün sürtünme ve aşınma davranışları gösterirler. Rohatgi [29] MMK'lerin fren diski, piston, silindir gömleği, şaft ve biyel kolu gibi parçalarla otomobil ve uçak sanayi, uzay antenleri ve teleskopları ile elektrik kontaktörleri gibi aşınma dayanımının önemli olduğu alanlarda uygulama olanağı bulduklarını belirtmiştir [29]. Aşınmanın görüldüğü uygulamalarda, malzemenin adhesif ve abrazif aşınma özellikleri büyük önem taşıdığından sürtünme ve aşınma davranışlarının önceden bilinmesi gerekir. Mekanik özellikleri ve mikroyapılarındaki karmaşıklık nedeniyle MMK'lerin aşınma mekanizmaları henüz çok iyi aydınlatılamamıştır. Nitekim, yapılan bir çok çalışmada MMK'ler, düz bir yüzeye karşı yağlı kayma şartlarında katkısız alaşımlara oranla üstün aşınma direnci gösterdiği belirlenmiştir. Ancak, yağsız kuru sürtünme şartlarında araştırma yapan bir çok araştırmacı karmaşık ve birbirine zıt sonuçlar vermişlerdir [78-82].

Süreksiz takviye içeren kompozitlerin aşınma davranışı takviye elemanlarına bağlı olarak iki gruba ayrılabilir. Bunlardan biri grafit gibi yumuşak takviye içeren kompozitler; diğeri ise SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve B<sub>4</sub>C gibi sert takviye içeren kompozitlerdir. Doğal olarak sert parçacık içeren MMK'lerin aşınma kaybı ana alaşımından daha azdır [83]. Genellikle sert takviye fazının miktarı ve boyutu arttığında aşınma direncinin arttığı görülmüştür [84, 85].

Son yirmi yıl içinde alüminyum ve alaşımlarının grafit , Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, TiC, TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C parçacıklarıyla üretilen kompozitlerin aşınma davranışları üzerine yoğun çalışmalar yapılmıştır. Surappa ve arkadaşları %5 oranında alümina katkısının Al-Si alaşımının aşınma direncini iyileştirdiğini belirlemişlerdir [86]. Yine Roy ve arkadaşları SiC, TiC, TiB<sub>2</sub> ve B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli Al-MMK'lerin kayma aşınma davranışını incelemişler ve takviyesiz alüminyuma göre bu kompozitlerin aşınma oranlarının düşük olduklarını tespit etmişlerdir [79]. Parçacık takviyeli kompozitlerin aşınma davranışında parçacık boyutunun, miktarının ve parçacık/matris arayüzeyindeki bağın etkili olduğu belirlenmiştir.

Roy ve arkadaşları, parçacık takviyeli alüminyumun 80-180 N arasında değişen yükler altında aşınma hızını 3-4 kat ve sürtünme katsayısını %30 oranında azalttığını bulmuşlardır [79].



Rana ve Stefanescu, artan SiC hacim oranı ile sürtünme katsayısında önemli bir azalma olduğu, ancak sabit bir hacim oranında SiC parçacık boyutunun 50  $\mu\text{m}$ 'den 100  $\mu\text{m}$ 'ye çıkarılmasının sürtünme katsayısı üzerinde çok az etkisi olduğunu sonucuna varmışlardır [80]. Ma ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada %15 SiCp takviyeli 2024 alaşımı matrisli kompozitlerin kaymalı ve eroziv aşınma davranışının parçacık boyutundan önemli oranda etkilendiğini ortaya koymuştur. Bu çalışmaya göre, nispeten büyük parçacık içeren kompozit kaymalı aşınma şartlarında ve sabit yük altında mükemmel aşınma direnci gösterirken, eroziv şartlar altında (değişen darbeli yük) küçük boyutlu parçacıkların daha üstün olduğu gözlenmiştir [83].

Hosking ve arkadaşları alüminyum matrisli  $\text{Al}_2\text{O}_3$  veya SiC parçacık takviyeli kompozitlerde parçacık boyutu ve miktarı arttıkça sürtünme ve aşınma özelliklerinin iyileştiğini tesbit etmişlerdir. Bununla birlikte sertliği daha yüksek olan SiC (2600 VSD) takviyeli kompozitler  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (1800 VSD) takviyeli olanlara oranla daha üstün aşınma direnci göstermekte ve kompozitlerin sürtünme katsayısı takviyesiz alüminyumunkinden daha düşük olmaktadır [82, 83].

$\text{Al}_2\text{O}_3$ , illit (kil minerali) ve SiC parçacık takviyeli Al-Si alaşımlarının adhesif aşınma testleri sonucunda,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  takviye miktarı arttıkça Al ve Al-Si alaşımlarının adhesif aşınma direncinin arttığı gözlenmiştir. Aşınma direncinde gözlenen bu gelişme  $\text{Al}_2\text{O}_3$  takviyesine ve sertlik artışına dayandırılarak açıklanmıştır [86].

### **1.9. Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Uygulama Alanları**

MMK'leri uçak, savunma, otomotiv, elektronik, yüksek sıcaklık dayanımı ve aşınma uygulamalarında gelişmiş malzemelerin bir sınıfı olarak ortaya çıkmıştır. MMK'lerin avantajları mekanik, fiziksel ve ısıl özelliklerinin uygulamaların gerektirdiği değerlere uyarlanabilir olmalarıdır. Bunların bazıları düşük yoğunluk, yüksek özgül elastiklik modülü, yüksek özgül mukavemet, düşük ısıl iletkenlik, üstün sürünme dayanımı, thermal genişlemenin kontrol edilebilmesi, yüksek abrazif ve aşınma direncidir. MMK'lerdeki takviye fazının tipinin, miktarının ve dağılımının kontrolüyle matrisin özellikleri iyileştirilebilir. Seramik takviyeli kompozitlerde seramik parçacık oranlarının artırılmasıyla alüminyumun ısıl genişleme katsayısı % 400 kadar düşürülebilmıştır [26]. MMK'lerle üretilen araçların ağırlıklarının % 10 oranında düşürülmesiyle yakıt tüketiminde % 5 tasarruf sağlanmıştır [89]. Silisyum karbür, alümina, bor karbür, titanyum karbür, silisyum

oksit ve diğer parçacık takviyeleri motor parçalarının rijitliğini artırabilir ya da termo fiziksel özelliklerini iyileştirebilir. Bağlantı milleri, fren kampanaları, su soğutmalı fren rotorları, turbo kompresörleri, bisiklet krankları, askeri zırhlar v.b. MMK'lerin mühendislikte kullanılan tipik örnekleridir. MMK'ler genel olarak uçak ve otomotiv endüstrisi ile elektronik ve sportif malzemelerin üretiminde kullanılmaktadırlar.

B<sub>4</sub>C parçacıklı kompozitler zırh malzemesi, nötron absorblayıcı olarak nükleer reaktör malzemesi, abraziv püskürtme lüleri, yüksek abrazif aşınma dayanımı gerektiren uygulamalar ve abrazif kesici disklerin yapımında kullanılır.

### 1.10. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Metal matrisli kompozitlerin endüstriyel uygulamalarda kullanımı gün geçtikçe yaygınlaşmaktadır. Alüminyum ve alaşımlarının matris olarak kullanıldığı kompozitler konusunda yapılan çalışmalarda takviye malzemesi olarak genellikle Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC parçacıklarının kullanıldığı görülmüştür [35, 71]. Bor karbür (B<sub>4</sub>C) takviye parçacıklarıyla ilgili yapılan çalışmaların çok az ve özel içerikli oldukları görülmüştür [88-90]. Bunun nedeni bor karbürün sıvı metal ve alaşımlardan ıslatılmasının kötü olmasıdır. Çünkü bu durum ucuz ve yüksek kapasiteli bir üretim yöntemi olan karıştırılmalı döküm yönteminin B<sub>4</sub>C parçacıklı kompozitlere uygulanmasını sınırlamakta ve bu nedenle toz metalurjisi yöntemi uygulanmaktadır.

Parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretimi sıvı faz ortamında, katı faz ortamında ve katı+sıvı faz ortamında olmak üzere 3 farklı yöntemle yapılır. Bunların içinde parçacıklı kompozitlerin üretiminde en çok kullanılan, normal dökümhane şartlarında kullanılmaya en elverişli ve ekonomik olan sıvı ortamda üretim yöntemidir [36, 38, 51, 91].

Metal matrisli kompozitlerde takviye elemanının görevi, kompozite uygulanan yükün büyük bir bölümünü taşımaktır. Matrisin görevi ise, takviye elemanlarını bir arada tutmak, kompozite gelen yükleri takviye elemanına iletmek ve bu yüklerin taşınmasına az da olsa katkıda bulunmaktır. Yükün takviye elemanlarına aktarılması ve dağıtılmasını sağlayacak düzeyde güçlü bir ara yüzeyin oluşması için iyi bir ıslatmaya ihtiyaç vardır. Fakat sıvı alüminyum ve alaşımlarının seramik malzemelerini ıslatmaları kötüdür. Bunun temel nedeni seramiklerin (oksit olan ve oksit olmayan seramikler) yapısında iyonik veya kovalent bağ bulunmasıdır. Parçacıkların iç yapıya alınması ve iç yapıda tutulması için

kariştirmalı döküm yalnız başına zayıf ıslatmayı yenemez. Özellikle parçacıkların iç yapıda tutulabilmesi için en önemli parametre ıslatmanın iyi olmasıdır. [6]. Bu bağlamda bir çok araştırmacı tarafından  $Al_2O_3$ , SiC ve TiC türü takviye parçacıklarla kompozit üretimi (ıslatmayı iyileştirme çalışmaları) yapılmıştır [6, 38, 45, 51, 92-94].

Metal matrisli bor karbür ( $B_4C$ ) parçacıklı kompozitlerin döküm yöntemiyle üretiminde ıslatmanın iyileştirilmesi konusunda tek çalışma Kennedy ve Brampton tarafından yapılmıştır [95]. Bu çalışmada matris malzemesi olarak ticari saflıkta alüminyum kullanılmış olup bor karbür parçacıkları bileşimi tam olarak açıklanmayan K-Al-Ti-F fluks ile birlikte 800 °C'de ilave edilmiştir. Fluks (curuf yapıcı) içindeki Ti oranının artması ile katılmanın daha başarılı olduğu ileri sürülmüştür. Islatmanın iyileşmesini  $B_4C$ -matris ara yüzeyinde  $TiB_2/TiB/TiC$  oluşumu ile açıklamışlardır. Diğer taraftan ara yüzeyde reaksiyon oluşumu kompozitin özelliklerini kötü yönde etkilediğinden istenmeyen bir olaydır. Adı geçen araştırmacılar üretilen kompozitin mekanik özellikleri hakkında bilgi vermemişlerdir.

SiC,  $Al_2O_3$ , TiC parçacıkları kullanılarak üretilen metal matrisli kompozitlerin fiziksel, mekanik ve tribolojik özellikleri incelenmesine ilişkin çok sayıda çalışma mevcut iken  $B_4C$  parçacıkları kullanılarak üretilen kompozitlerin fiziksel, mekanik ve tribolojik özelliklerinin incelendiği çalışma çok sınırlı sayıdadır. Üretilen kompozitler yüksek maliyetli ve nispeten düşük kapasiteli olan toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiştir [96-98]. Matris malzemesi olarak AA2024 alüminyum alaşımının kullanıldığı kompozitlerde [99-102] genellikle SiC ve  $Al_2O_3$  parçacıkları kullanılmış olup [100-102],  $B_4C$  ile ilgili çalışmaya rastlanmamıştır.

Bilindiği gibi ölkemiz bor cevheri rezervi bakımından dünya ölkeleri arasında ilk sırada yer almaktadır. Bu nedenle bor ürünlerinin üretimi ve kullanımının yaygınlaştırılması büyük önem taşımaktadır. Bor karbür düşük yoğunluk, yüksek sertlik ve elastisite modülü ile nötron absorblama özelliğine sahip bir malzemedir. Bu nedenle  $B_4C$  ile üretilen kompozitler nükleer reaktörlerde, kum veya abrazif püskürtme nozullarında, zırh malzemesi olarak, yüksek sıcaklığa ve aşınmaya dayanıklılık gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadır.

Bu çalışmada endüstride yaygın kullanım alanı, yaşlandırılarak mukavemeti artırılabilirdiği ve zırh malzemesi yapımında kullanılabilirdiği için matris malzemesi olarak AA2024 ticari alüminyum alaşımı seçilmiştir. Ancak  $B_4C$  parçacıklarını içeren AA2024 matrisli kompozitler üzerine yeterli çalışma yapılmadığı gözlenmiştir. Bu nedenle bu

çalışmanın amacı B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli AA2024 matrisli kompozitlerin vorteks yöntemiyle üretilmesi ve üretimi gerçekleştirilen kompozitlerin bazı fiziksel, mekanik ve abrazif aşınma özellikleriyle bu özelliklere parçacık boyutu ve hacim oranının etkilerini araştırmaktır. Ancak sıvı AA2024 alaşımının bor karbür parçacıklarını ıslatması iyi olmadığı bilinmektedir. Bu nedenle bu çalışmada öncelikli olarak ıslatmanın iyileştirilmesiyle ilgili olarak araştırmaların yapılması planlanmıştır.

## 2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 2.1. Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada incelenen numunelerin üretiminde matris malzemesi olarak piyasadan alınan Etial-24 (AA2024) kullanıldı. AA2024 alaşımının yoğunluğu  $2,78 \text{ g.cm}^{-3}$ , haddelenmiş durumda sertliği 120 BSD, çekme dayanımı 483 MPa, akma dayanımı 345 MPa, kopma uzaması %18, elastiklik modülü 73,1 GPa ve termal genleşme katsayısı  $24,7 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$  (20-300  $^{\circ}\text{C}$ )'dir. Alaşımın solidüs sıcaklığı 502  $^{\circ}\text{C}$ , likidüs sıcaklığı ise 638  $^{\circ}\text{C}$ 'dir [16, 103, 104].

Takviye malzemesi olarak Wacker Ceramics firması tarafından üretilen FEPA (Federation of European Producers of Abrasives) standard 42-1984 R 1992'e göre yaklaşık olarak ortalama parçacık boyutu 71  $\mu\text{m}$  ((90-53)  $\mu\text{m}$  (F 180)) ve 29  $\mu\text{m}$  ((49-16.5)  $\mu\text{m}$  (F 320)) olan iki farklı boyuttaki bor karbür ( $\text{B}_4\text{C}$ ) parçacıkları kullanıldı. Bor karbürün yoğunluğu  $2.51 \text{ g.cm}^{-3}$ , ergime noktası 2450  $^{\circ}\text{C}$ , Mohs sertliği 9.5, elastiklik modülü 480 GPa, termal iletkenliği  $35 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  ve ısıl genleşme katsayısı  $5 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$  tir [21]. Üretici firma tarafından verilen bileşimi aşağıdaki Tablo 5'de verilmiştir.

Tablo 5. Kullanılan bor karbür ( $\text{B}_4\text{C}$ ) tozlarının üretici firma tarafından belirlenen bileşimi [21].

Bileşenler	Makro tozlar için (F10-F220) (%)	Mikro tozlar için (F240-F1200) (%)
B	76 (min.)	76 (min.)
C	19.5 (min.)	19.5 (min.)
$\text{B}_2\text{O}_3$	0.5 (max.)	0.2 (max.)
Fe	0.15 (max.)	0.2 (max.)
O	1.0 (max.)	1.0 (max.)
N	1.0 (max.)	1.0 (max.)
Si	0.15 (max.)	0.15 (max.)

min.: Minimum, max.: Maksimum, F: Parçacık boyutu aralığı numarası

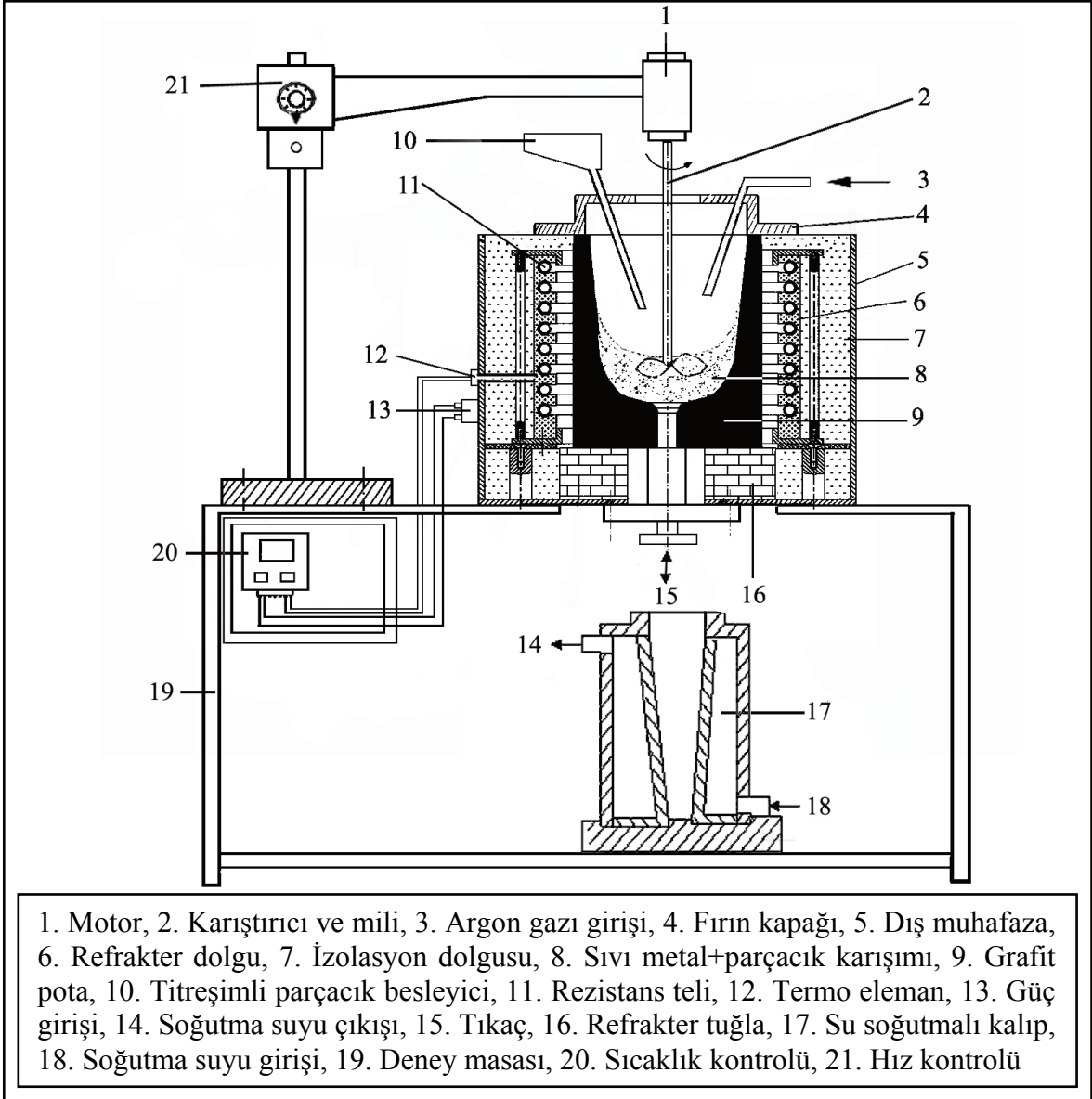
Sıvı matris alaşımına katma öncesi B<sub>4</sub>C parçacıklarına uygulanan yüzey işlemindeki asit karışımını hazırlamak için % 38-40 saflıkta hidroflorik asit, % 95-97 saflıkta sülfürik asit ve B<sub>4</sub>C parçacıklarını yıkamak için % 96-99 saflıkta etil alkol kullanıldı.

Aşınma deneylerinde, aşındırıcı olarak 90 µm (-125 µm+63 µm) ortalama boyutunda SiC tozları kullanıldı. Süspansiyon hazırlamak için Shell firmasından temin edilen Helix 20W50 yağı kullanıldı.

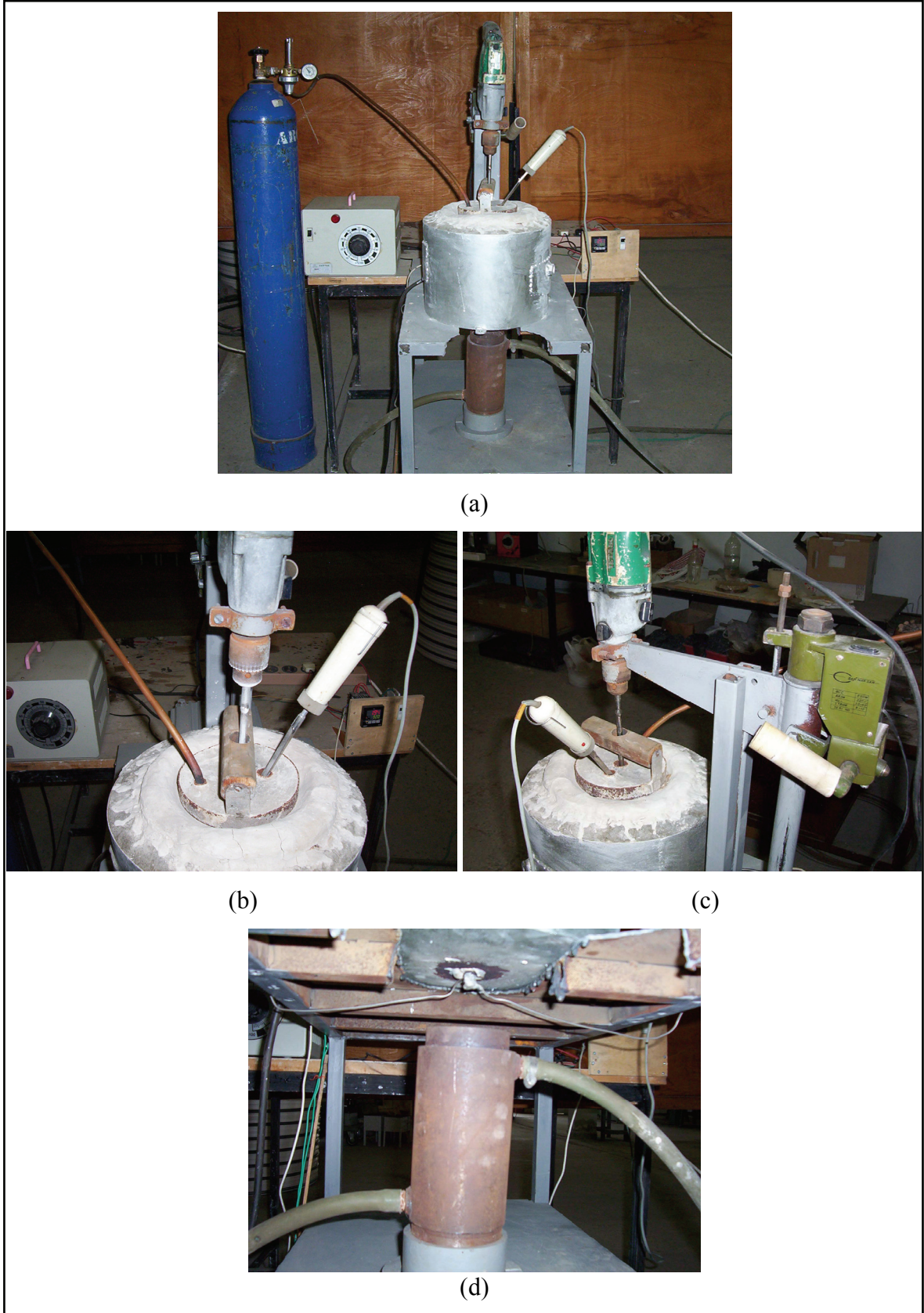
## 2.2. Kompozit Üretimi

Bu çalışma için imal edilen 3 kW gücünde, 1000 °C sıcaklığa kadar çıkabilen ve Şekil 8’de şematik olarak, Şekil 9’da ise genel fotoğrafı verilen elektrikli direnç fırını kullanıldı. Ergitme işlemi grafit pota içerisinde argon gazı altında gerçekleştirilirken, karıştırma işlemi için üç kanatlı ve paslanmaz çelikten imal edilmiş karıştırıcı kullanıldı (Şekil 10).

Karıştırma yapmadan önce 1000 gram Etial-24 matris alaşımının 720 °C’de tamamen ergimesi sağlandıktan sonra sıvı metal sıcaklığı 700 °C’ye düşürüldü. Karıştırıcı sıvı metale daldırılmadan önce sıvı metal sıcaklığını düşürmesini önlemek için grafit pota içerisine alınarak yarım saat ön ısıtmaya tabi tutulduktan sonra sıvı metale daldırıldı ve karıştırıcının hızı vorteksin oluştuğu 450 d/dk’ya çıkarıldı. Karıştırıcı devreye alınmadan önce sıvı metal banyosu üzerindeki curuf alındı. Aşırı karıştırma hızlarında gaz çözündürme oranı arttığından bu çalışmada vorteksin oluştuğu 450 d/dk karıştırma hızı seçildi. Karıştırma sırasında sıvı metalin oksitlenmesini önlemek için sıvı metal yüzeyine sürekli olarak, 14 l/dk’lık debide argon gazı gönderildi. Parçacık katma işlemi sıvı metal sıcaklığı 700 °C iken ve 5-10 g/dk katma hızında yapıldı. Parçacık ilavesi tamamlandıktan sonra, parçacıkların pota yüzeyine çıkmadan sıvı metal içerisinde homojen olarak dağılmasını sağlamak amacıyla karıştırma işlemine karıştırıcı hızı 350 d/dk’ya düşürülerek sıvı metal sıcaklığının 680 °C’ye inmesi için karıştırmaya 5 dakika daha devam edildi. Bu işlemten sonra sıvı metal sıcaklığı 680 °C’de iken karışım 40mm-70mm çap ve 185mm uzunluğundaki konik silindirik şekilli ve su soğutmalı kokil kalıba döküldü (Şekil 11).

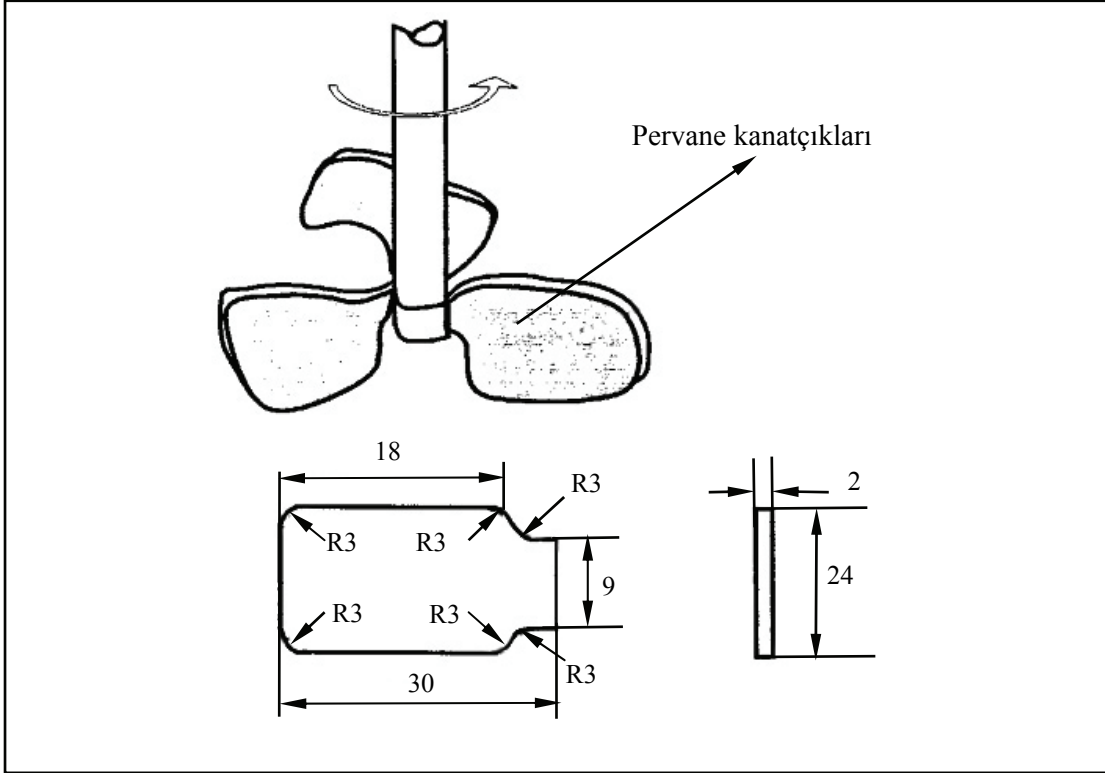


Şekil 8. Deney düzeneği ve su soğutmalı ingot kalıbın şematik görünümü.

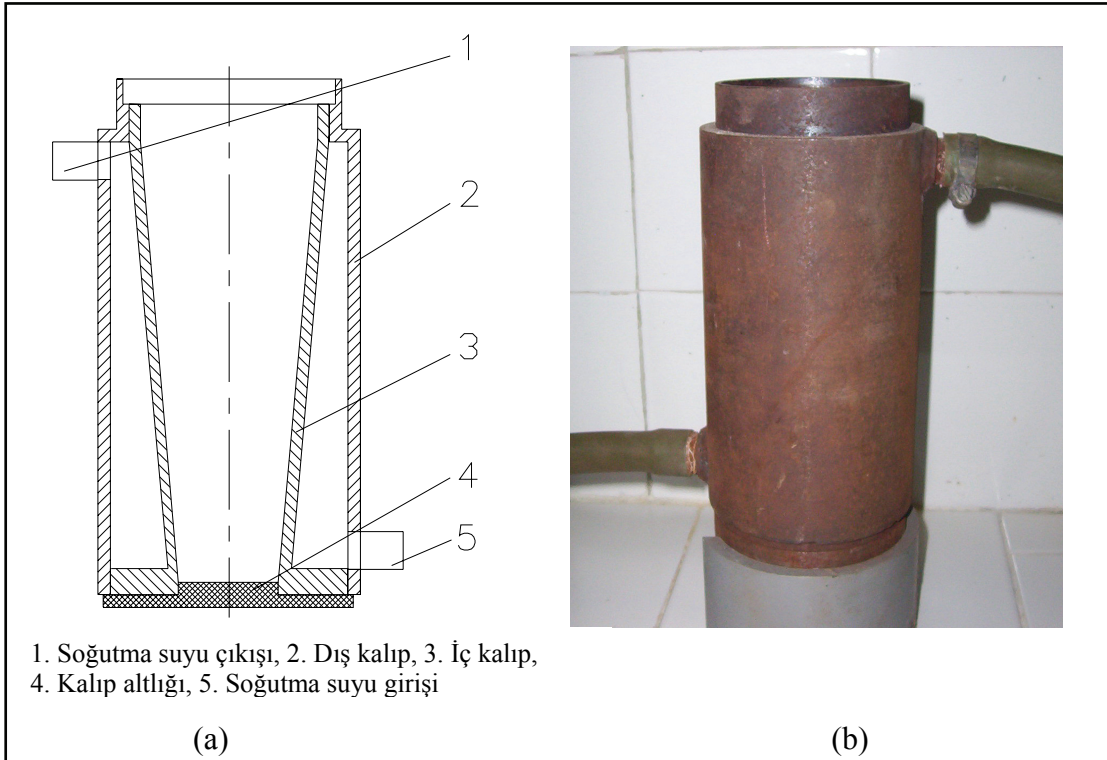


Şekil 9. Deney düzeneğinin genel ve ayrıntılarının fotoğrafları; (a) Deney düzeneğinin genel görünümü, (b) Üst kapak ayrıntısı fotoğrafı, (c) Karıştırıcı kolu, (d) Kokil kalıp ve tıkaç.





Şekil 10. Karıştırıcı ve kanatçıkların yapısı.



Şekil 11. Su soğutmalı (su ceketli) kalıp. (a) Kalıbın şematik resmi, (b) Kalıbın fotoğrafı.

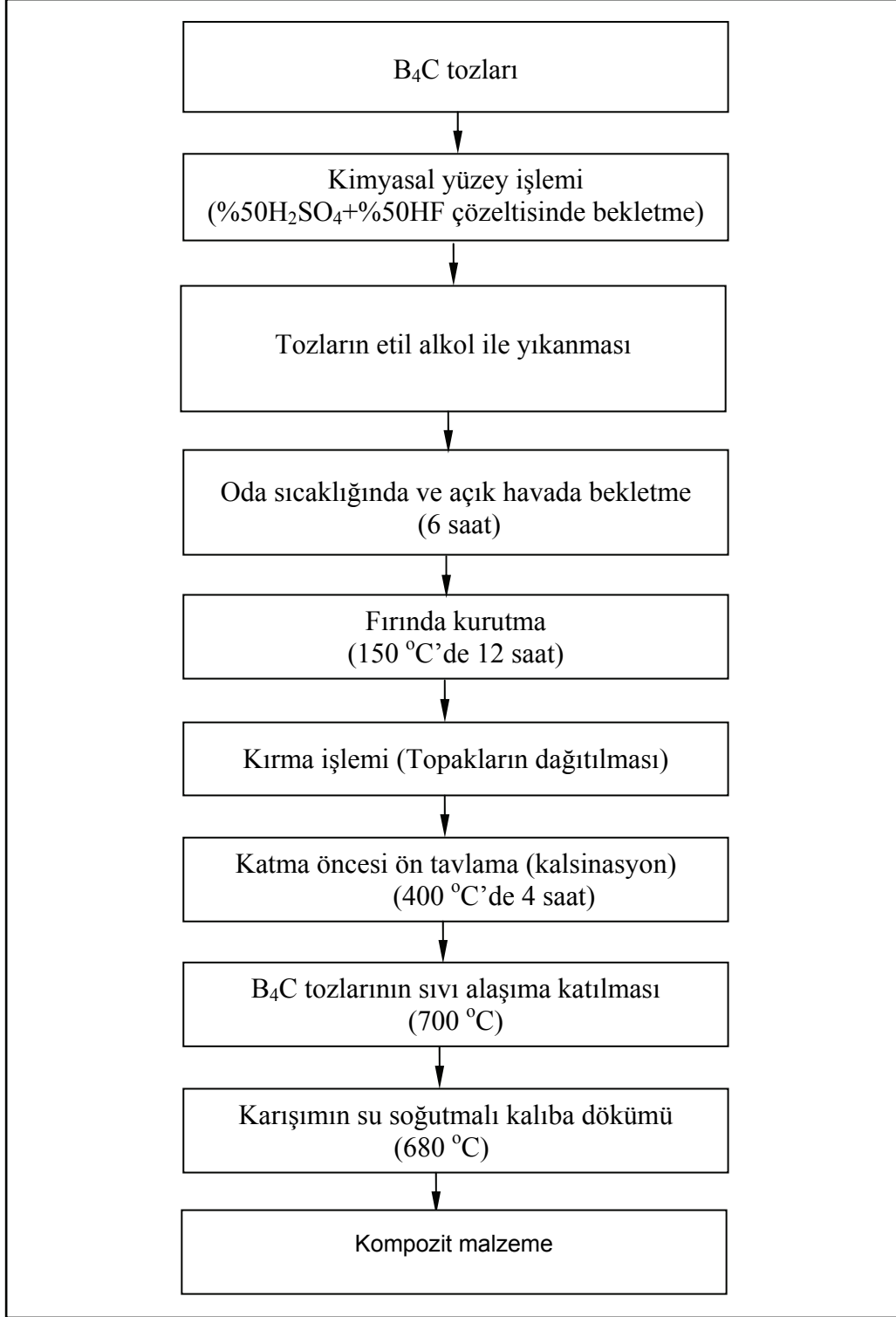
Bor karbür parçacıklarının sıvı metal tarafından ıslatılmasını iyileştirmek için; genellikle uygulanan ıslatmayı iyileştirme yöntemleri denenmiş ve bor karbür parçacıklarının sıvı metal tarafından ıslatmasını iyileştiren yeni kimyasal yüzey işlemi geliştirilmiştir. Uygulanan başlıca yöntemler aşağıda verilmiştir:

I. Parçacık yüzeyindeki nemi alarak ıslatmayı iyileştirmek, sıvı metale katılma sırasında sıvı metalin sıcaklığını aşırı olarak düşürmesini ve parçacığa temas eden sıvı metalin hemen katılarak ıslatmayı kötü yönde etkilemesini önlemek için B<sub>4</sub>C parçacıkları sıvı metale katmadan önce 600 °C'de 8 saat tavlama işlemine tabi tutuldu. Bu sıcaklık ve tutma süresi yapılan araştırmalar ve yapılan denemeler sonucunda belirlenmiştir. Ancak parçacık katma denemesi başarılı olmadığından ıslatmasının iyileşmediği sonucuna varıldı. Bu nedenle matris alaşımına ıslatmayı iyileştirici element katılmasına karar verildi.

II. Matris alaşımı içerisine magnezyum elementi ilave edildi. Matris alaşımının %1 ve %1.5 oranlarında magnezyum elementi katıldı. Yine tozların yüzeyde toplandıkları katmanın başarılı olmadığı görüldü. Ayrıca, magnezyum katkısının karıştırıcı ve kanatçıklarının sıvı metal içinde çözünerek aşınmasına sebep olduğu gözlemlendi.

III. Bu olumsuz sonuçlardan sonra çalışmada parçacık yüzeyine değişik yüzey işlemleri uygulanarak ıslatma iyileştirilmesi araştırıldı. Bu amaçla bor karbür parçacıkları yüzeyinde oluşan oksit tabakasının temizlenmesi ve yüzeyin aktif hale getirilmesi için çeşitli asit karışımı ortamlarında denemeler yapıldı. Sonuçta % 50 HF + % 50 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> karışımında bekletilen parçacıkların iç yapıda kaldığı gözlemlendi. Bu karışımında bekletme parçacık boyutuna göre yapıldı. Buna göre F-180 numaralı iri (B grubu) bor karbür parçacıkları özel karışımında 3 dakika bekletilirken, F-320 numaralı ince (K grubu) bor karbür parçacıkları ise 2 dakika bekletildi. Boyut küçüldüğünde asitlerin toz parçacıkları üzerinde etkinliği artmaktadır. Bu nedenle asit karışımının tozlara zarar verip özelliklerini etkilemesini engellemek için parçacık boyutu küçüldükçe asit karışımında bekletme süresi azaltıldı. Geliştirilen yöntemde parçacıklar asit karışımı ortamında bekletildikten sonra asit karışımı etil alkol ile seyreltilip, süzüldükten sonra B<sub>4</sub>C tozları etil alkol ile iki kez yıkanmıştır. Yıkanan tozlar ilk önce oda sıcaklığında ve açık havada 6 saat bekletildikten sonra etüv fırınında 150 °C'de 12 saat kurutma uygulanıp topaklanan parçacıklar kırma işlemine tabi tutuldu. Bu işlemler uygulandıktan sonra bor karbür parçacıkları sıvı metale ilave edilmeden önce 400 °C sıcaklıkta 4 saat kalsinasyon işlemine tabi tutuldu. Kompozit malzemenin üretim akış diyagramı Şekil 12'de verilmiştir. Ayrıca üretilen kompozitlerin özelliklerinin, matris alaşımının özellikleri ile kıyaslanabilmesi için takviyesiz matris

alaşımı da aynı üretim şartları altında dökülerek hazırlandı. Üretimi yapılan kompozit malzemelerin bileşimleri (hacimsal yüzde oranı) Tablo 6'da verilmiştir.

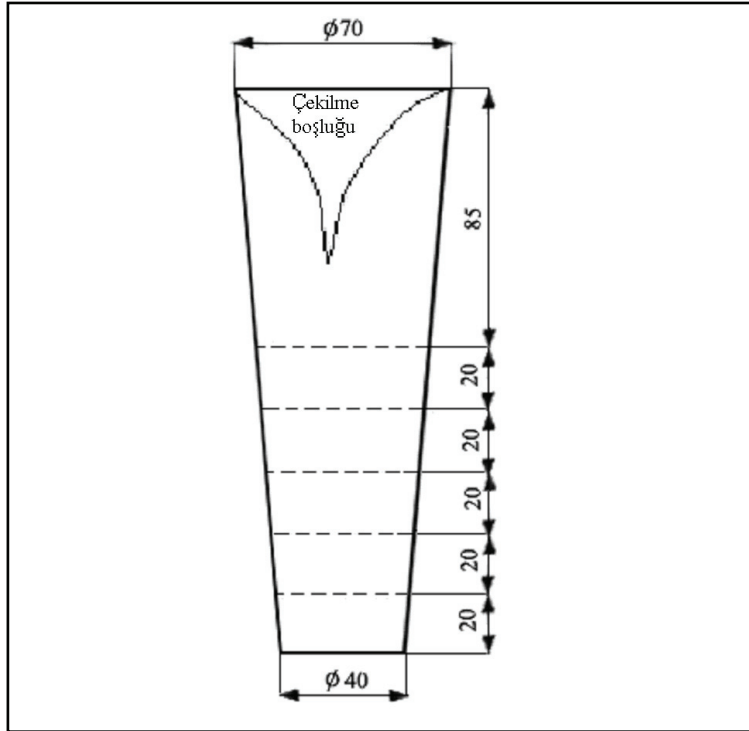


Şekil 12. Kompozit malzeme üretimi akış diyagramı

### 2.3. Ölçümlerin Yapılışı

#### 2.3.1. Numune Alma

Kokil kalıba dökülmüş ingot halindeki kompozit malzemelerde bor karbür parçacıklarının dağılımı, fiziksel ve mekanik özelliklerinin incelenmesi için ingotun her bölgesinden numuneler alınarak incelendi. Çekme boşluğunun bulunduğu üst kısımdan 85 mm'lik bir bölge kesilip çıkarıldıktan sonra ingotun kalan kısmından alt yüzeyinden itibaren 20 mm aralıklarla kesilerek numune alındı (Şekil 13). Kesilen numuneler talaşlı işlenerek incelemeler bu numuneler üzerinde yapıldı.



Şekil 13. İngot üzerinde numune alınan yerler.

#### 2.3.2. Metalografik İncelemeler

Üretilen kompozit malzemelerden kesilerek alınan numunelerin iç yapıları mekanik yöntemlerle ve en son  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$  elmas tozu pastası ile parlatıldıktan sonra farklı parçacık boyutu ve hacim oranlarında taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve ışık mikroskobu

yardımla incelendi. Bazı numuneler parlatıldıktan sonra 2 ml HF, 3 ml HCl, 5ml HNO<sub>3</sub> ve 190 ml saf su bileşimindeki ayıraçla dağlanarak incelendiler.

Üretilen kompozit ingotlardan, yukarıda açıklandığı gibi alınan numunelerin iç yapıları mekanik yöntemlerle parlatıldıktan sonra taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve ışık mikroskobu yardımla incelendi.

Geliştirilen yüzey işleminin ıslatmayı iyileştirme mekanizmasının belirlenmesi için hem normal durumda hem de ön yüzey işlemleri uygulanmış durumdaki bor karbür tozlarının yüzeyleri SEM ile incelendi. Ayrıca çekme deneylerinden sonra numunelerin kırılma yüzeyleri ve aşınma örneklerinin yüzeyleri de SEM yardımla incelendi. Bunlara ek olarak bor karbür parçacıklarının matris alaşımıyla ara faz reaksiyonu oluşturup oluşturmadığını belirlemek için SEM’de geri saçılım görüntüleri alındı. Ayrıca normal SEM ve backscatter görüntülerine ilaveden matris-parçacık ara yüzey energy-dispersif x-ışınları spektrometresi (EDS) ile analiz edildi.

Çekme deneyine tabi tutulan numunelerin kırılma yüzeyleri ile abrazif aşınma deneyi uygulanan numunelerin aşınma yüzeyleri de SEM ile incelendi. Yine aşınma mekanizmalarının incelenmesi için SEM’de aşınma yüzeylerinin tomografik görüntüleri alındı.

### **2.3.3. Parçacık Katılma Oranının İncelenmesi**

Matris malzemesine katılan parçacık hacim oranının belirlenmesinde metalografik nokta sayma yöntemi kullanıldı. Üretilen kompozit ingotun içinde parçacıkların homojen olarak dağılıp dağılmadığını ve katılma oranının ingot boyunca nasıl dağıldığını belirlemek amacıyla yukarıda da belirtildiği gibi farklı yerlerden numune alınarak mekanik parlatma ve dağlama uygulanarak nokta sayma yöntemi ile parçacık hacim oranları belirlendi. Bunun için her numunede 10 farklı bölgeden ölçüm yapılarak ortalaması alındı.

### **2.3.4. Yoğunluk ve Gözenek Oranının İncelenmesi**

Üretilen numunelerin yoğunluklarının belirlenmesi için numune kütleleri 1 mg hassasiyetli bir terazide tartılarak ağırlıkları belirlendi. Talaşlı işlenmiş;  $\phi 40\text{mm} \times 12\text{mm}$  (numune 1),  $\phi 43\text{mm} \times 12\text{mm}$  (numune 2),  $\phi 45\text{mm} \times 12\text{mm}$  (numune 3),  $\phi 50\text{mm} \times 12\text{mm}$

(numune 4),  $\phi 55\text{mm} \times 12\text{mm}$  (numune 5) silindirik numuneleri boyutları  $1\ \mu\text{m}$  hassasiyette mikrometre ile ölçülüp hacimleri belirlenerek yoğunlukları hesaplandı. Üretilen kompozit malzemelerin gözenek oranının belirlenmesi için, kompozitin teorik ve üretilmiş durumdaki yoğunluklarından yararlanıldı. Ayrıca  $\text{B}_4\text{C}$  parçacık hacim oranına bağlı olarak karışımlar kuralına göre, üretilen kompozitin yapısında oluşan gözeneklerin (porozite) oranı aşağıdaki eşitlik kullanılarak hesaplandı.

$$\% \text{ gözenek oranı} = \frac{\rho_t - \rho_d}{\rho_t} \times 100 \quad (13)$$

Burada;  $\rho_t$ : kompozit malzemenin teorik (karışımlar kuralına göre) yoğunluğu,  $\rho_d$ : deneysel olarak ölçülen yoğunluk değerleridir.

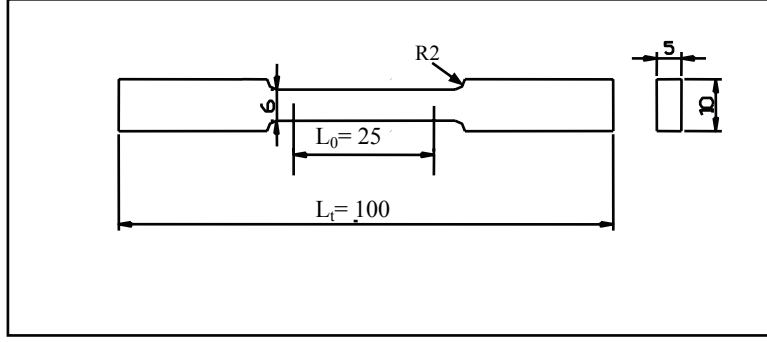
### 2.3.5. Sertlik Ölçümü

Numunelerin sertlik ölçümleri universal sertlik ölçme cihazında Brinell sertlik ölçme yöntemiyle 125 kg yük altında ve 5 mm çapında bilya uç kullanılarak yapıldı. Sertlik ölçümlerinde ingotun her bölgesinden (Şekil 13) alınan numuneler üzerinde 5 ölçüm yapılarak elde edilen değerlerin ortalaması alındı.

Yaşlandırma ısıl işleminde; üretilen kompozit numuneleri ilgili kaynaklarda AA2024 kompoziti için verilen değerlere uygun olarak  $495\ ^\circ\text{C}$  sıcaklıkta 4 saat tavlansak suda soğutulup  $177\ ^\circ\text{C}$  sıcaklıkta 12 saat bekletilerek yapay yaşlandırma sertleştirilmesi uygulandı [105, 106].

### 2.3.6. Çekme Özelliklerinin Belirlenmesi

Çekme deneyleri; ASTM-E8M-91 standartına uygun olarak imal edilmiş çekme numuneleri kullanılarak yapıldı. Çekme deneyi numunesi boyutları Şekil 14'de verilmiştir.



Şekil 14. Deneylerde kullanılan çekme deneyi numunesi boyutları [107].

Çekme deneyleri 3 ton kapasiteli, deneye ilgili bulguları ( $\sigma_{0.2}$ ,  $E$ ,  $\sigma_c$  ve kopma uzaması) hesaplayan ve kaydeden özel software'li bilgisayar bağlantılı Zwick marka bir çekme-basma deney cihazında yapıldı. Çekme deneyleri farklı parçacık boyutları (F-180, F-320) için; hem dökülmüş hem de yaşlandırma sertleştirilmesi uygulanmış durumdaki numunelerden talaşlı imalat yöntemiyle hazırlanan çekme numunelerinin  $0.2 \text{ mm.s}^{-1}$  sabit çene hızında çekilmesiyle gerçekleştirildi. Her deney numunesinden 3 adet çekilerek ortalamaları alındı. Çekme deney aletinin hafızasındaki bilgilerle çizdirilen çekme diyagramı üzerinde de ölçümler yapılarak aletin üzerinden okunan değerlerle karşılaştırıldı. Ayrıca kopma uzaması kopan numunelerin üzerinde alınan ölçümler yapılarak karşılaştırıldı.

### 2.3.7. X-Işınlari Kırınımı (XRD)

Bu çalışmada geliştirilen ıslatmayı iyileştirme mekanizmasının belirlenmesi için yüzeyde oluşması muhtemel bileşikleri belirlemek için hem normal durumda hem de ön yüzey işleme uygulanmış durumdaki bor karbür tozları X-ışınları cihazında incelendi.

Bor karbür parçacıklarının normal ve yüzey işleme uygulanmış durumdaki X-ışınları kırınım desenleri, difraktometrede bakır hedefe 35 kV'luk gerilim ve 25 mA'lik uygulanarak elde edilen  $\text{CuK}_\alpha$  ( $\lambda=1,5418 \text{ \AA}$ ) radyasyonu kullanılarak ölçüldü. Ölçümler oda sıcaklığında  $10^\circ \leq 2\theta \leq 70^\circ$  aralığı boyunca  $10^\circ/\text{dak}$  tarama hızı ve  $0,02^\circ$  örnekleme aralığı seçilerek yapıldı.

### 2.3.8. Tribolojik Özelliklerin İncelenmesi

#### 2.3.8.1. Aşınma Deney Düzenegi

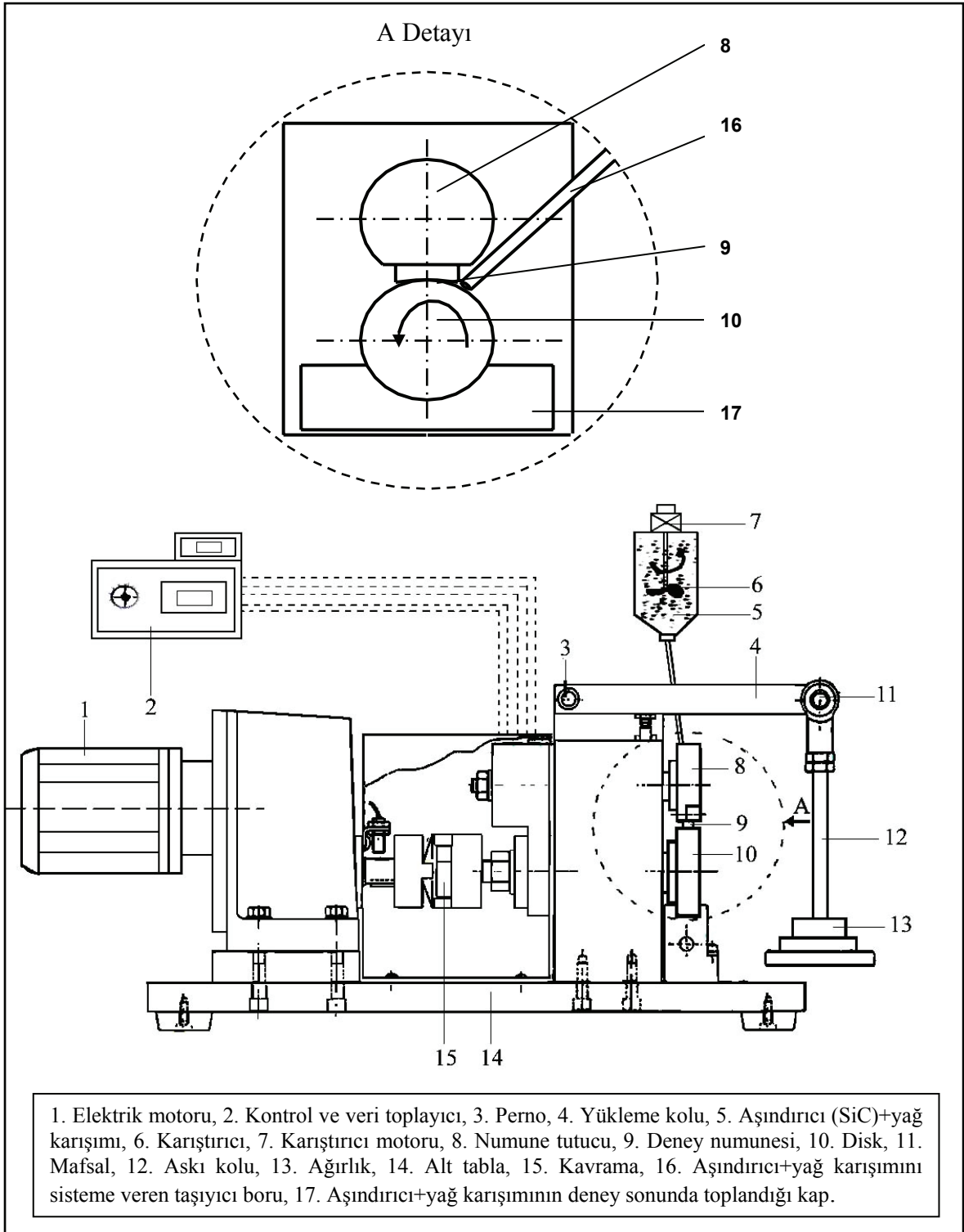
Parçacık takviyeli kompozitlerin tribolojik özelliklerinin incelenmesinde genellikle abrazif aşınma deneyi kullanılır. Bu çalışmada üç-elemanlı abrazif aşınma (three-body abrasion) testi seçildi. Numunelerin sürtünme ve aşınma özelliklerini belirlenmesinde şematik resmi Şekil 15’de, fotoğrafları ise Şekil 16’da verilen blok-disk tipi aşınma deney düzenegi kullanıldı.

Deneylerde Plint & Partners marka ve blok/disk “blok-on-roller” tipi aşınma deney cihazına abrazif süspansiyon besleme sistemi eklenerek kullanıldı. Yük 92 N ve deney süresi 2080 s alındı. Aşındırıcı olarak ortalama tane boyutu 90  $\mu\text{m}$  (-125  $\mu\text{m}$ +63  $\mu\text{m}$ ) olan SiC tozu kullanıldı. SiC tozu Shell Helix 20W50 yağı ile karıştırılarak süspansiyon şeklinde beslendi. Deney düzeneginde karşı yüzey (disk) malzemesi olarak sertleştirilmiş ve menevişlenmiş 4140 çeliği kullanıldı. Diskin yüzey sertliği 60 RSD-C, çapı 60 mm ve kalınlığı 12 mm’dir. Deney düzenegi 3 kW gücünde bir elektrik motoru, bir hız kontrol ünitesi, mil, disk, numune tutucusu, yükleme kolu, yağ + aşındırıcı süspansiyonu karışımı besleme sistemi ve sürtünme kuvveti ölçüm sisteminden oluşmuştur.

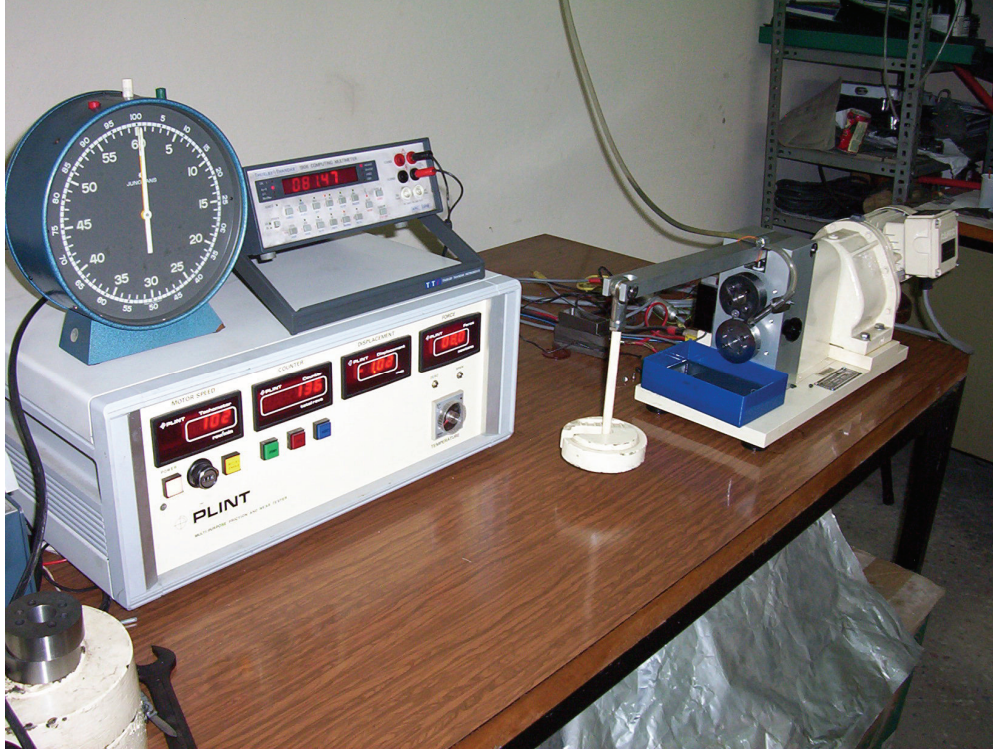
Bu çalışmada üç elemanlı aşındırma testinde, numuneler çelik diske karşı yüklenilirler. Burada çelik disk dönerken aşındırıcı SiC parçacıklar numune yüzeyi ve dönen diskin temas yüzeyi bölgesine bir boru vasıtasıyla bırakıldı. Numune yüzeyine taşınan aşındırıcı SiC parçacıkları numune yüzeyinde hasara neden olur.

Kuvvet dönüştürücüsü yardımıyla programlanabilen bir data (veri) toplayıcı kullanılarak, sürtünme kuvvetinin sürtünme katsayısına çevrilmesi sağlandı ve deney süresince istenen zaman aralıkları seçilerek veriler saklandı. Saklanan veriler deney sonunda data toplayıcıdan alındı. Bu verilerin ortalaması alınarak ortalama sürtünme katsayısı hesaplandı.

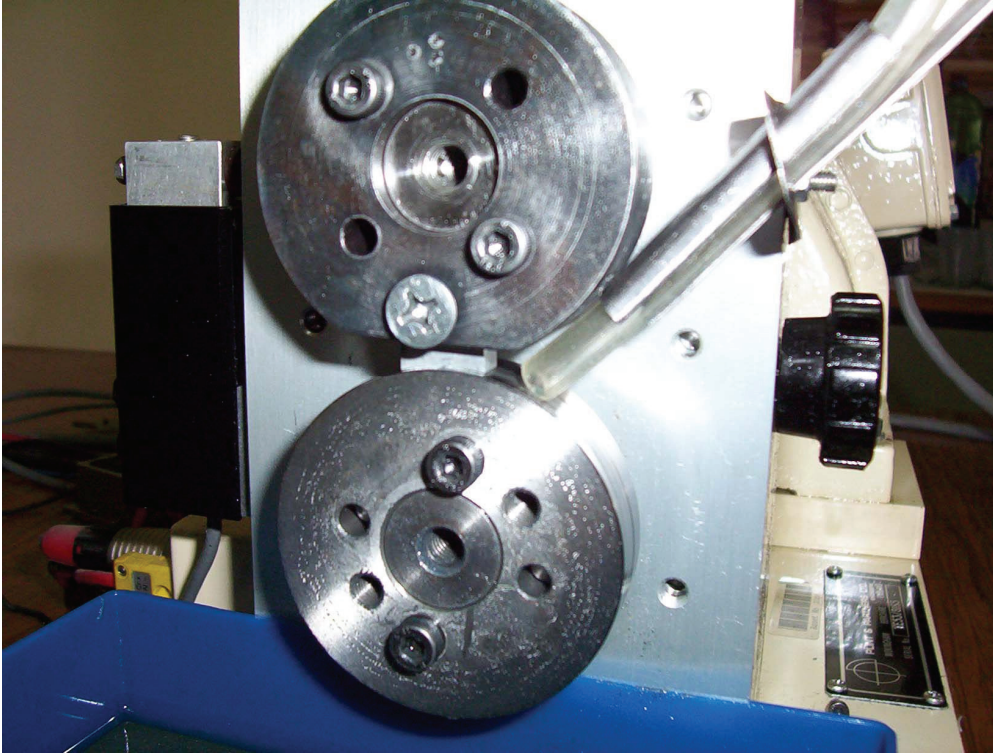




Şekil 15. Blok-disk tipi sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin şematik resmi



(a)



(b)

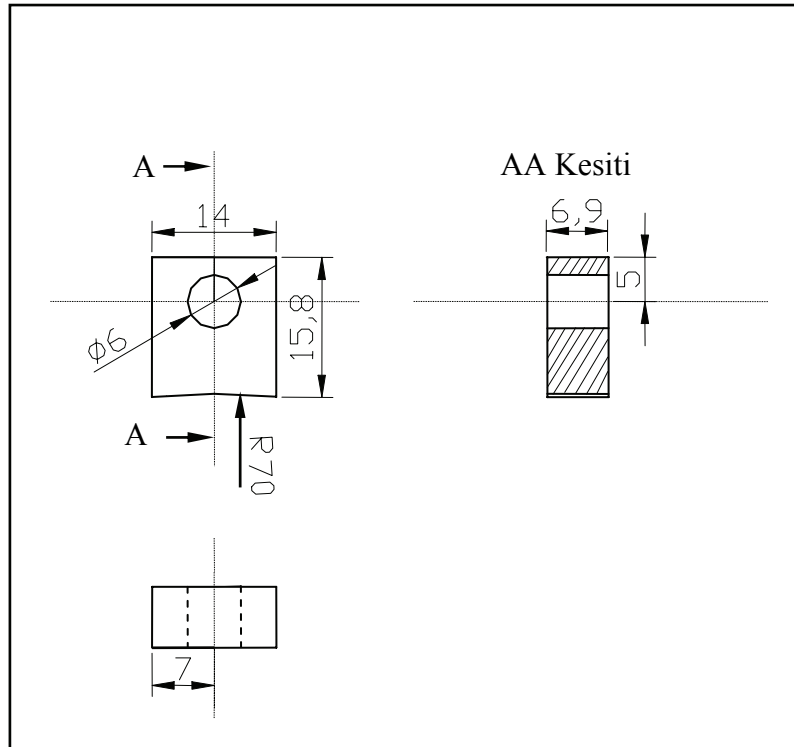
Şekil 16. Aşınma deney düzeneği fotoğrafları (a) Aşınma deney düzeneği genel görünümü, (b) Numune tutucu, deney numunesi ve diskin yakından görünümü.

### 2.3.8.2. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinin Yapılışı

Sürtünme ve aşınma deneylerinde kullanılan numuneler, üretilen kompozitlerden talaşlı imalat yöntemiyle hazırlandı. Deney numunesinin teknik resmi Şekil 17’de verilmiştir.

Deneyler 100 d/dak disk hızında ve 92 N’luk normal yük altında yapıldı. Deneyler sırasında kayma hızı  $0.314 \text{ m.s}^{-1}$  olarak sabit tutuldu. Disk ve numune arasına akıtılan yağ+aşındırıcı (SiC parçacıkları) süspansiyonu % 10 abraziv aşındırıcı içermektedir. Bu karışımın debisi  $0.37 \text{ ml.s}^{-1}$  olarak ayarlandı ve homojenliğin sağlanması için sürekli karıştırıldı. Toplam deney süresi 2080 s (yaklaşık 35 dak.) olarak alındı. Bütün numuneler sürtünme ve aşınma deneylerine başlamadan önce ve deneylerden sonra kimyasal çözücüler (sırasıyla triklor etilen ve aseton) yardımıyla temizlendi. Ağırlıkları ise 0,001 g’lık hassasiyete sahip terazide ölçülerek belirlendi.

Her deneyden önce disk yüzeyi 1000 numaralı zımpara ile zımparalanıp kuru temiz bir bezle silindi.



Şekil 17. Sürtünme-aşınma deney numunesi.

Sürtünme katsayısı,  $\mu = F_n/F_s$  eşitliğinden hesaplandı. Burada  $F_s$  ölçülen sürtünme kuvveti,  $F_n$  ise normal yüküdür.

Malzemelerin aşınması hem hacimsel hem de özgül aşınma miktarı olarak belirlendi. Özgül aşınma miktarı, deney sırasında ağırlık kayıplarının ölçülmesiyle aşağıdaki eşitlikte yerine konularak hesaplandı [108].

$$W = \frac{\Delta m}{\rho \cdot F_n \cdot v \cdot t} = \frac{V}{F_n \cdot v \cdot t} \quad (14)$$

Burada  $W$  özgül aşınma miktarı ( $\text{mm}^3/\text{Nm}$ ),  $\Delta m$  kütle kaybı (g),  $\rho$  yoğunluk ( $\text{g}/\text{mm}^3$ ),  $V$  hacimsel kayıp ( $\text{mm}^3$ ),  $F_n$  normal yük (N),  $v$  kayma hızı (m/s),  $t$  deney süresi (s)'dir.

### 3. BULGULAR

#### 3.1. Çalışmada Kullanılan Matris ve Takviye Parçacıklarıyla İlgili Bulgular

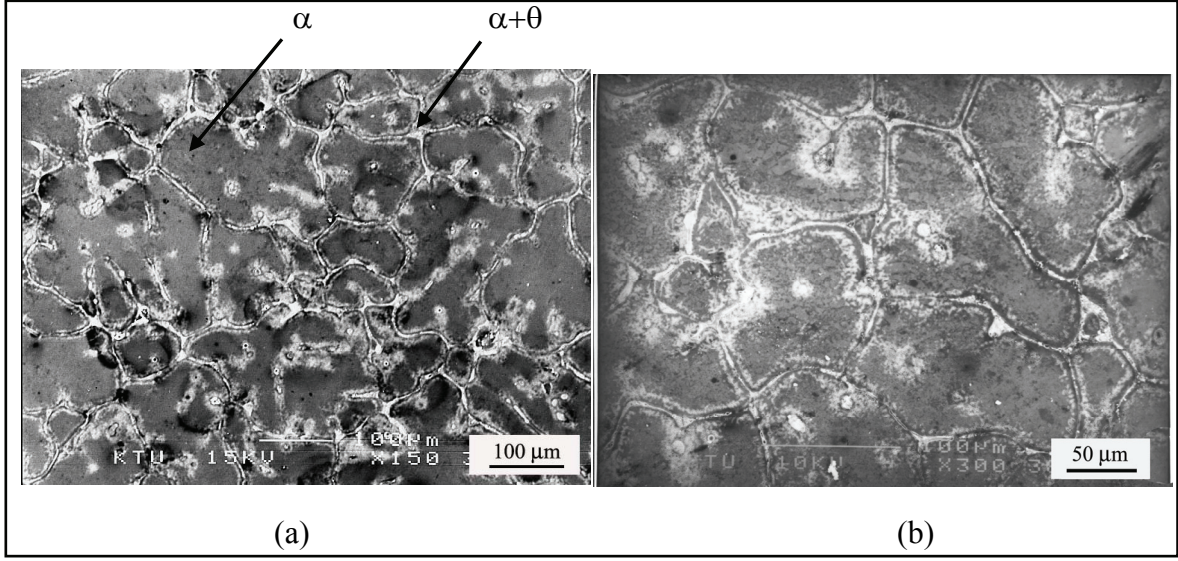
Matris alaşımı olarak kullanılan AA2024 alüminyum alaşımının spektral analizle belirlenen bileşimi Tablo 6’da verilmiştir.

Tablo 6. Kompozit üretiminde kullanılan AA2024 alaşımının bileşimi.

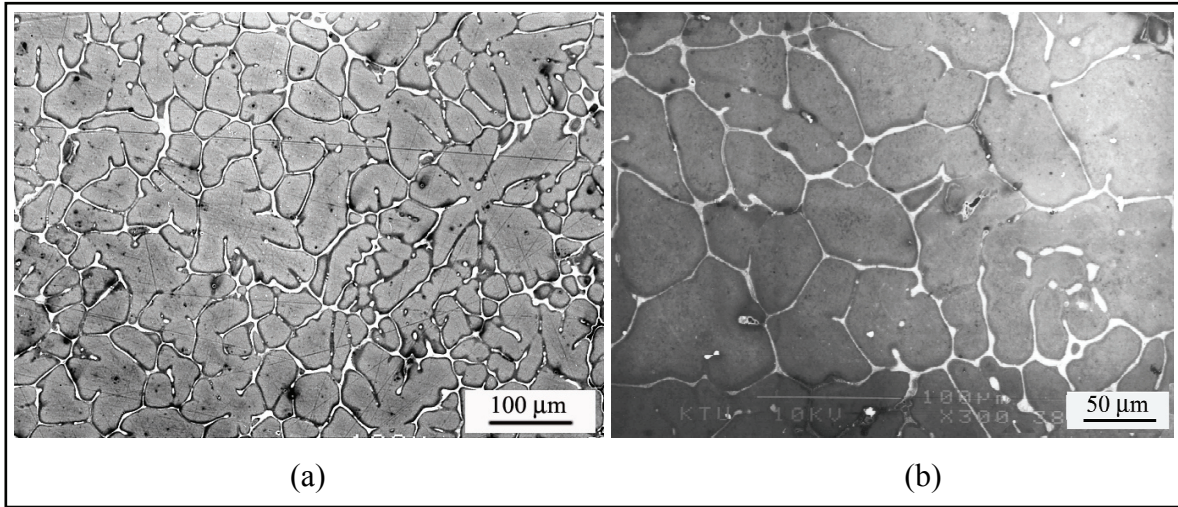
Al (%)	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Zn (%)	Ti (%)	Cr (%)
92.617	0.110	0.254	4.850	0.667	1.310	0.079	0.008	0.033

Çalışmada matris malzemesi olarak kullanılan AA2024 alüminyum alaşımının farklı üretim durumlarındaki iç yapıları SEM ile incelenerek bu yapılara ait fotoğraflar Şekil 18-21’de verilmiştir. Görüldüğü gibi ana yapıyı oluşturan alüminyumca zengin  $\alpha$  fazı tane (hücre) sınırlarında bakırca zengin faz  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) ile alüminyum katı eriyiğinin oluşturduğu ( $\alpha+\theta$ ) ötektik karışım bulunmaktadır. AA2024 alüminyum alaşımının normal kokil döküm uygulanmış ve karıştırmalı döküm uygulanarak hızlı katılaştırılmış (su soğutmalı kalıba dökülmüş) durumdaki tane (dendritik hücre) yapıları (yaklaşık ASTM tane büyüklüğü No: 5) karşılaştırıldığında normal dökülmüş durumda tane (hücre) yapısının daha iri (yaklaşık ASTM tane büyüklüğü No: 3) olduğu görülmüştür (Şekil 18 ve Şekil 19). Tane boyutunun küçük olmasının üretilen kompozitlerin mekanik özelliklerini iyi yönde etkilemesi beklenir. Hem normal dökülmüş hem de karıştırmalı döküm uygulanarak nispeten hızlı katılaştırılmış durumdaki yaşlandırma uygulanmış AA2024 matris alaşımının iç yapıları Şekil 20 ve Şekil 21’de verilmiştir.



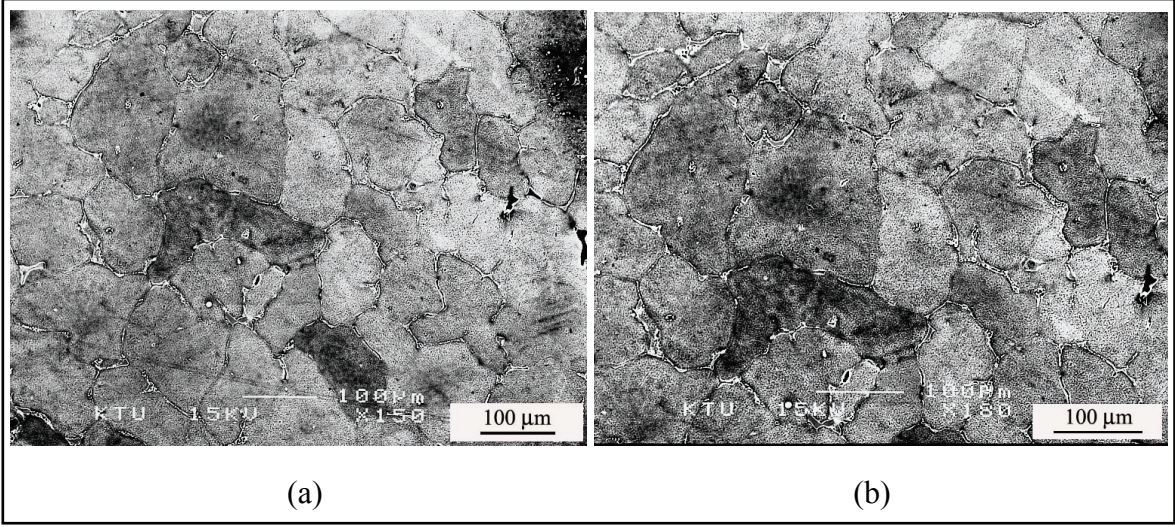


Şekil 18. Geleneksel kokil döküm yöntemiyle üretilen matris alaşımının (AA2024) farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri.

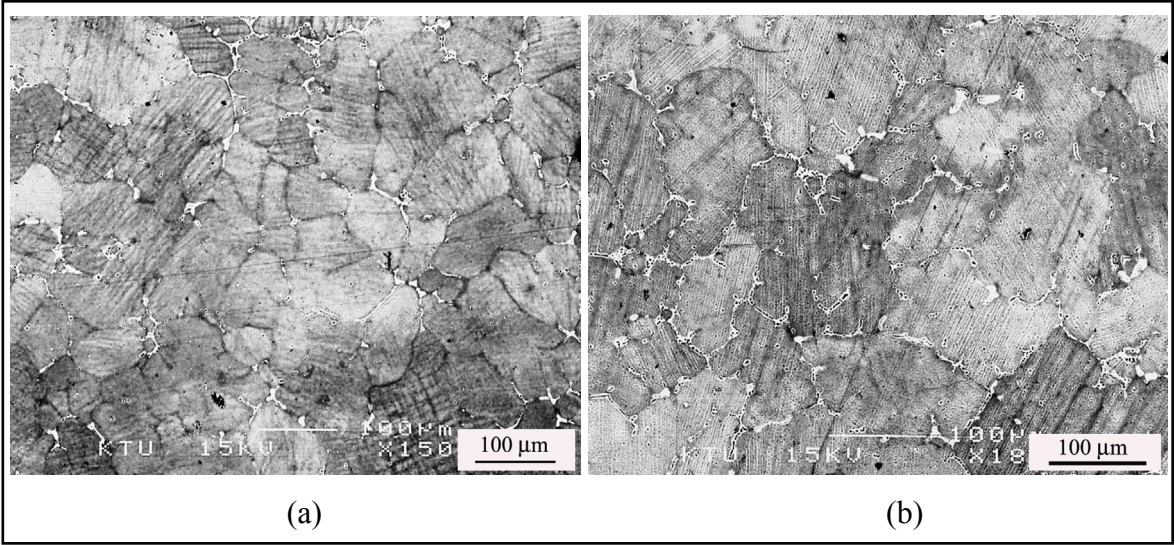


Şekil 19. Karıştırmalı döküm uygulanarak su soğutmalı kalıba dökülmüş AA2024 matris alaşımının farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri.





Şekil 20. Geleneksel kokil döküm yöntemiyle üretilerek yaşlandırılan matris alaşımının (AA2024) farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri.

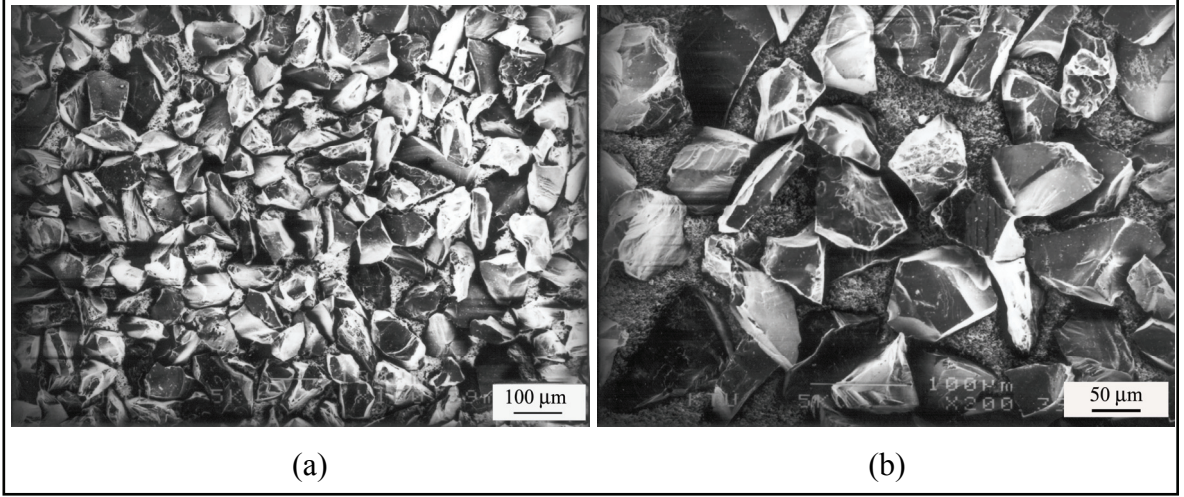


Şekil 21. Karıştırmalı döküm uygulanarak nispeten hızlı katılaştırılan ve yaşlandırma uygulanan matris alaşımının (AA2024) farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri

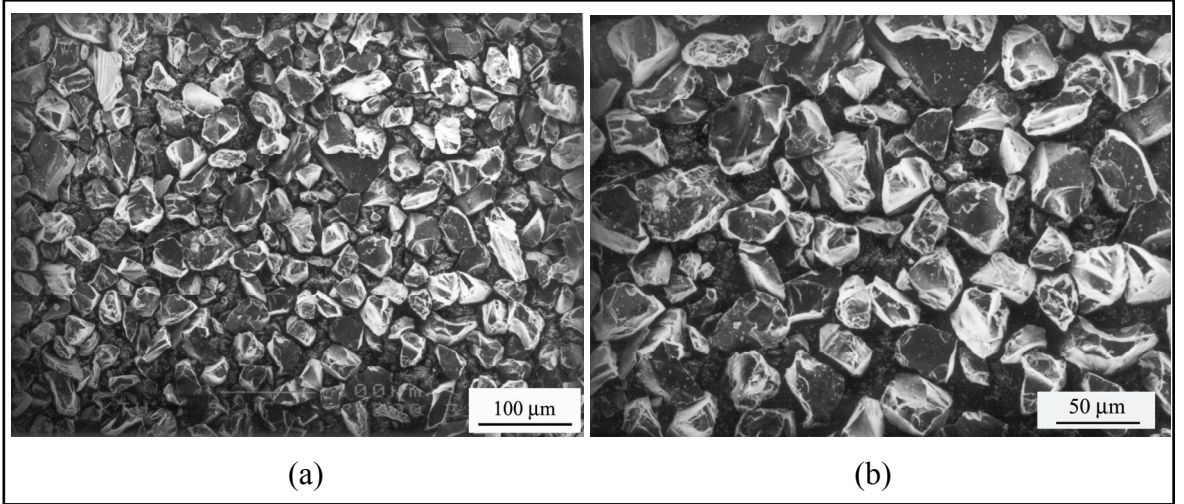
Kompozit üretiminde kullanılan iki farklı boyuttaki (F-180 ve F-320) bor karbür parçacıklarının SEM görüntüleri Şekil 22 ve Şekil 23’de verilmiştir. Yapılan incelemelerde bor karbür tozlarının yaklaşık eş eksenli ve köşeli olup parçacık boyutlarının verilen aralığa (F180 (90-53)  $\mu\text{m}$  ve F320 (46-16.5)  $\mu\text{m}$ ) uygun oldukları görüldü (Şekil 22 ve Şekil 23). Bundan sonra bu çalışmada bor karbür parçacıkları; F180 (90-53)  $\mu\text{m}$  boyut aralığındakiler (ortalama toz boyutu  $\text{dm}$ : 71  $\mu\text{m}$ ) B (büyük) grubu, F320 (46-16.5)  $\mu\text{m}$



boyut aralığındakiler (ortalama tane boyutu  $dm: 29 \mu m$ ) K (küçük) grubu olarak anıldı. B grubu parçacıkların nispeten daha keskin köşeli oldukları görülmüştür.



Şekil 22. Çalışmada kullanılan B grubu ( $90-53 \mu m$ ) bor karbür parçacıklarının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.

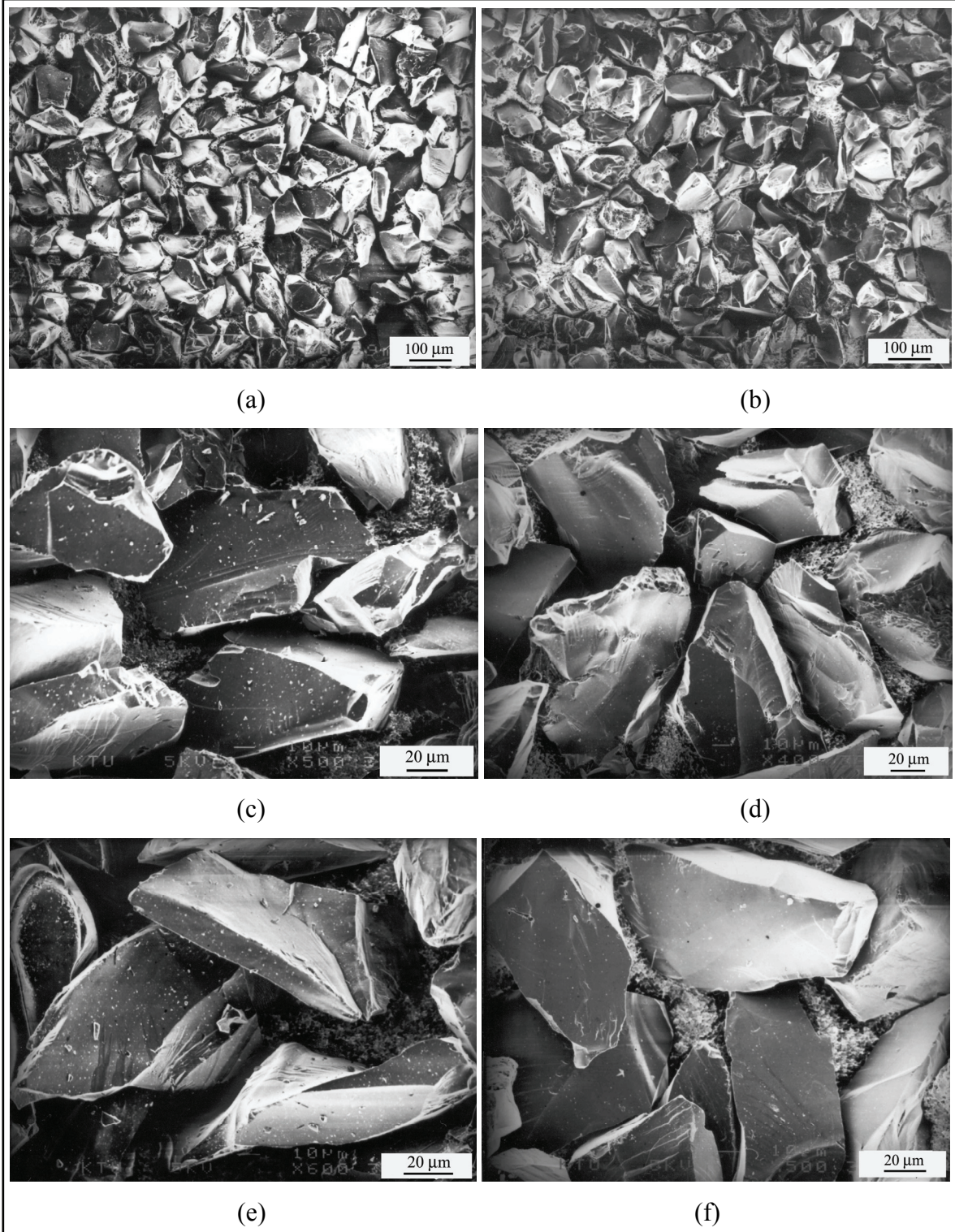


Şekil 23. Çalışmada kullanılan K grubu ( $46-16.5 \mu m$ ) bor karbür parçacıklarının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.

Yeni geliştirilen yüzey işleminde ıslatmayı iyileştiren nedenlerin araştırılması ve etkin mekanizmanın belirlenmesi için yüzey işlemi uygulanmış ve uygulanmamış  $B_4C$  parçacık yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 24'de verilmiştir. Kimyasal yüzey işlemi uygulanmış parçacık yüzeylerinin daha temiz olduğu gözlemlendi.

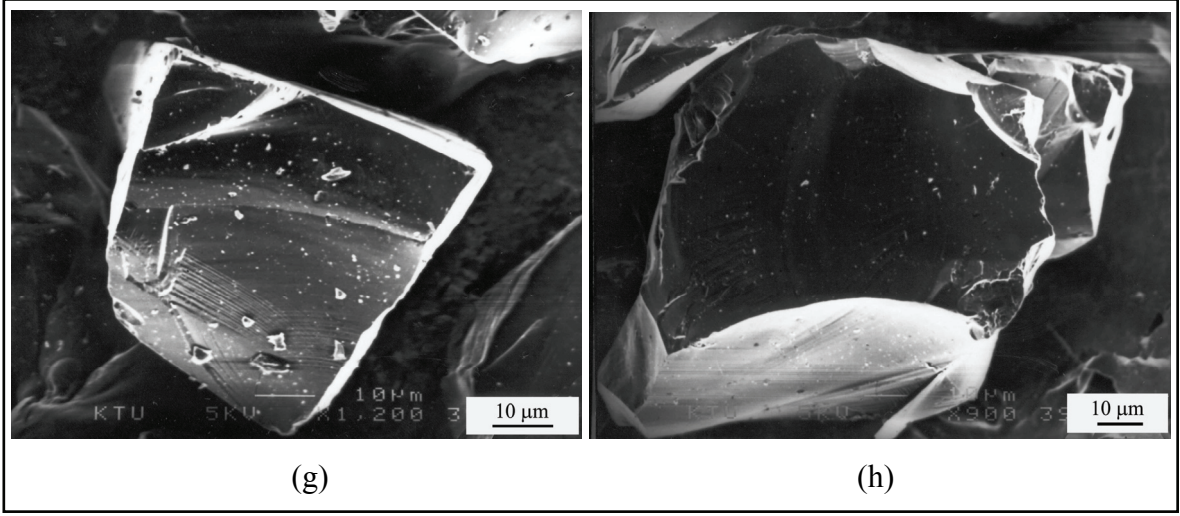


Parçacık yapıları dikkatle incelendiğinde keskin köşelerin yüzey işleminde asit karışımından etkilenmediği görülmüştür (Şekil 24).



Şekil 24. Bor karbür toz yüzeyi SEM görüntüleri ((a), (c), (e)) işlem görmemiş, ((b), (d), (f)) işlem görmüş.

“Şekil 24’ün devamı”

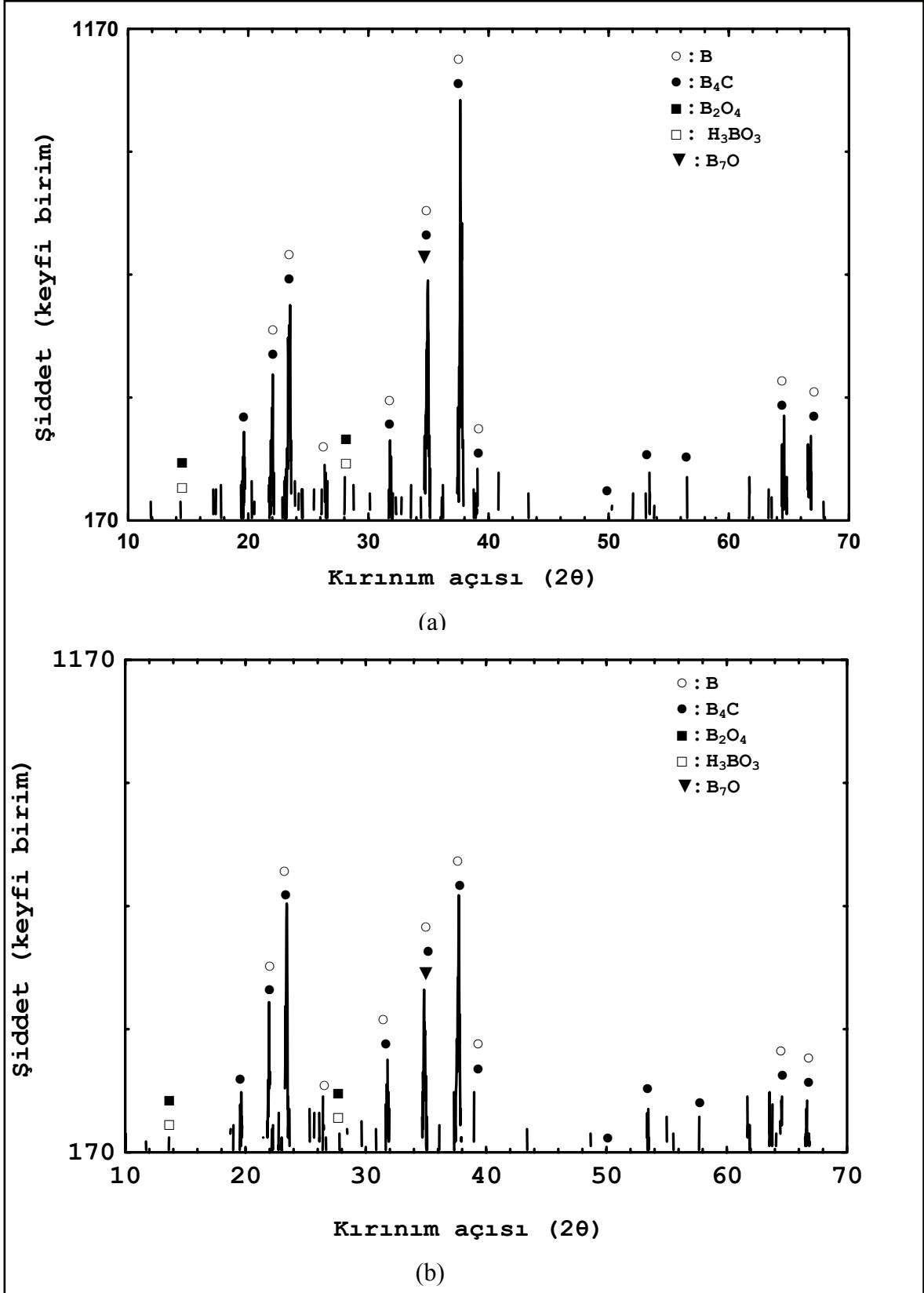


Şekil 24. Bor karbür toz yüzeyi SEM görüntüleri ((g)) işlem görmemiş, ((h)) işlem görmüş.

Kimyasal yüzey işlemi uygulandıktan sonra yapılan yüzey incelemelerinde işlem görmemiş  $B_4C$  parçacık yüzeylerinde boyutu 1 µm altında olan parçacıkların bulunduğu görülmüştür (Şekil 24 (a, c, e, g)). Şekil 24 (b, d, f, h)’den görüldüğü üzere yüzey işlemi uygulanan  $B_4C$  tozlarının yüzeylerinde mikron altı boyutta toz taneciklerinin bulunmayıp yüzeylerin daha temiz olduğu izlenmiştir.

### 3.2. X-Işınları Kırınımı (XRD) Bulguları

Geliştirilen ıslatmayı iyileştirme yönteminde etkin mekanizmasının belirlenebilmesi için hem yüzey işlemi uygulanmamış durumda hem de işlemi uygulanmış durumdaki bor karbür tozlarının X-ışınları difraksiyonu (kırınımı) alınmıştır.  $B_4C$  parçacıklarının ön işlem öncesi ve ön işlem sonrası X-ışınları difraksiyon pikleri (tepe) büyük ölçüde benzerlik göstermektedir (Şekil 25).



Şekil 25.  $B_4C$  parçacıklarının X-ışınları (XRD) kırınımı desenleri (a) Yüzey işlemi uygulanmamış  $B_4C$  parçacıkları, (b) Yüzey işlemi uygulanmış  $B_4C$  parçacıkları.

Burada B<sub>4</sub>C parçacıklarının kırınım desenlerinde karakteristik difraksiyon (B, B<sub>4</sub>C, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> ve B<sub>7</sub>O) pikleri mevcuttur. Yüzey işlemi görmemiş parçacıkların difraksiyon pikleri içindeki oksitlerin piklerinin şiddeti yüzey işlemi görmüş parçacıklarınkine göre daha yüksektir (Şekil 25).

### 3.3. Kompozitteki Parçacık Oranının Sıvı Matrise Katılan Parçacık Oranı ile Değişimi

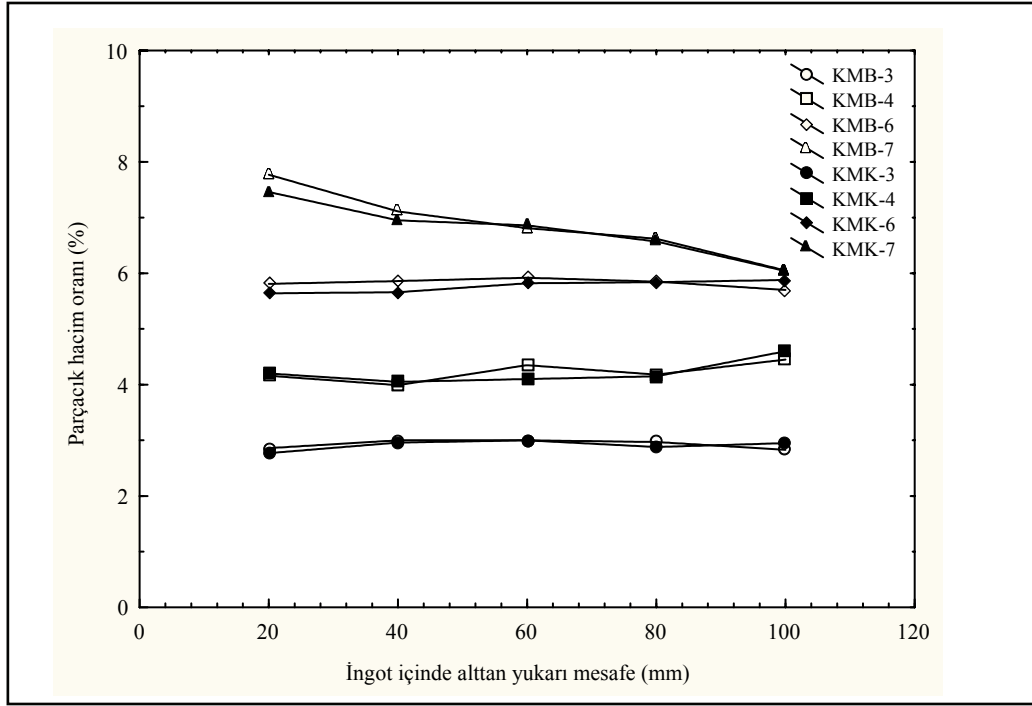
Vorteks yöntemiyle (sıvı ortamda) parçacıklı kompozit malzeme üretiminde parçacıkların katılma oranı (bu çalışmada bütün oranlar hacimsel oran olarak alınmıştır.) ve ingot içinde homojen olarak dağılımı çok önemlidir. Bu nedenle katılma oranını ve ingot içindeki dağılımını incelemek amacıyla katma işleminden sonra Bölüm 2’de belirtilen katılan parçacık oranları belirlenerek sonuçlar Tablo 7, Şekil 26 ve Şekil 27’de verilmiştir.

Tablo 7. Farklı boyuttaki parçacıkların ortalama katılma oranları, ingot içinde alttan yukarıya doğru olan mesafeye göre katılan parçacık hacim oranlarının dağılımı ve katılma verimi.

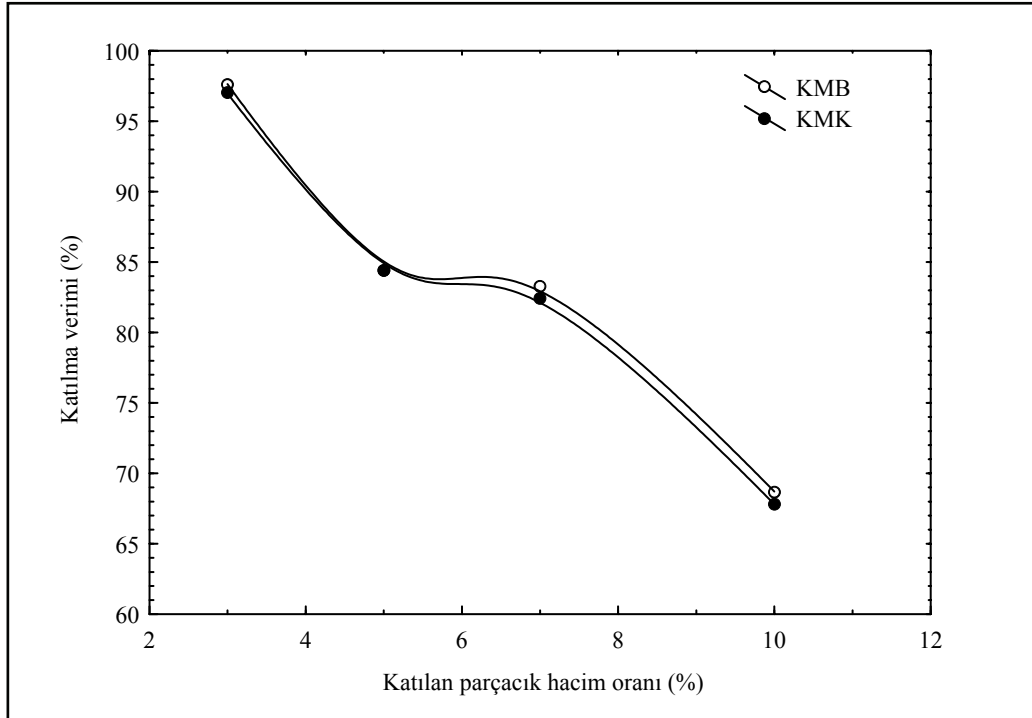
Parçacık boyutu (90-53µm) (B grubu)								
Kompozit malzemeler		İngot alt yüzeyinden mesafe (mm)					Kompozitteki ortalama parçacık oranı (%)	Katılma verimi (%)
Numune kodu	Katılan parçacık oranı (%)	20	40	60	80	100		
		Ölçülen parçacık oranı (%)						
KMB-3	3	2.86	3.00	3.00	2.97	2.83	2.93 (3)*	97.67
KMB-4	5	4.16	3.99	4.35	4.18	4.45	4.23 (4)*	84.46
KMB-6	7	5.81	5.86	5.92	5.85	5.70	5.83 (6)*	83.28
KMB-7	10	7.77	7.11	6.81	6.62	6.05	6.87 (7)*	68.70
Parçacık boyutu (49-16,5µm) (K grubu)								
Kompozit malzemeler		İngot alt yüzeyinden mesafe (mm)					Kompozitteki ortalama parçacık oranı (%)	Katılma verimi (%)
Numune kodu	Katılan parçacık hacim oranı (%)	20	40	60	80	100		
		Ölçülen Parçacık hacim oranı (%)						
KMK-3	3	2.77	2.96	3.00	2.88	2.95	2.91 (3)*	97.00
KMK-4	5	4.20	4.05	4.10	4.15	4.60	4.22 (4)*	84.40
KMK-6	7	5.64	5.66	5.82	5.84	5.88	5.77 (6)*	82.43
KMK-7	10	7.46	6.95	6.86	6.57	6.04	6.78 (7)*	67.80

\*: Kodlama için kullanılan yuvarlatılmış parçacık oranları





Şekil 26. Üretilen kompozitlerdeki parçacık oranının ingot içinde alttan yukarıya doğru değişimi.



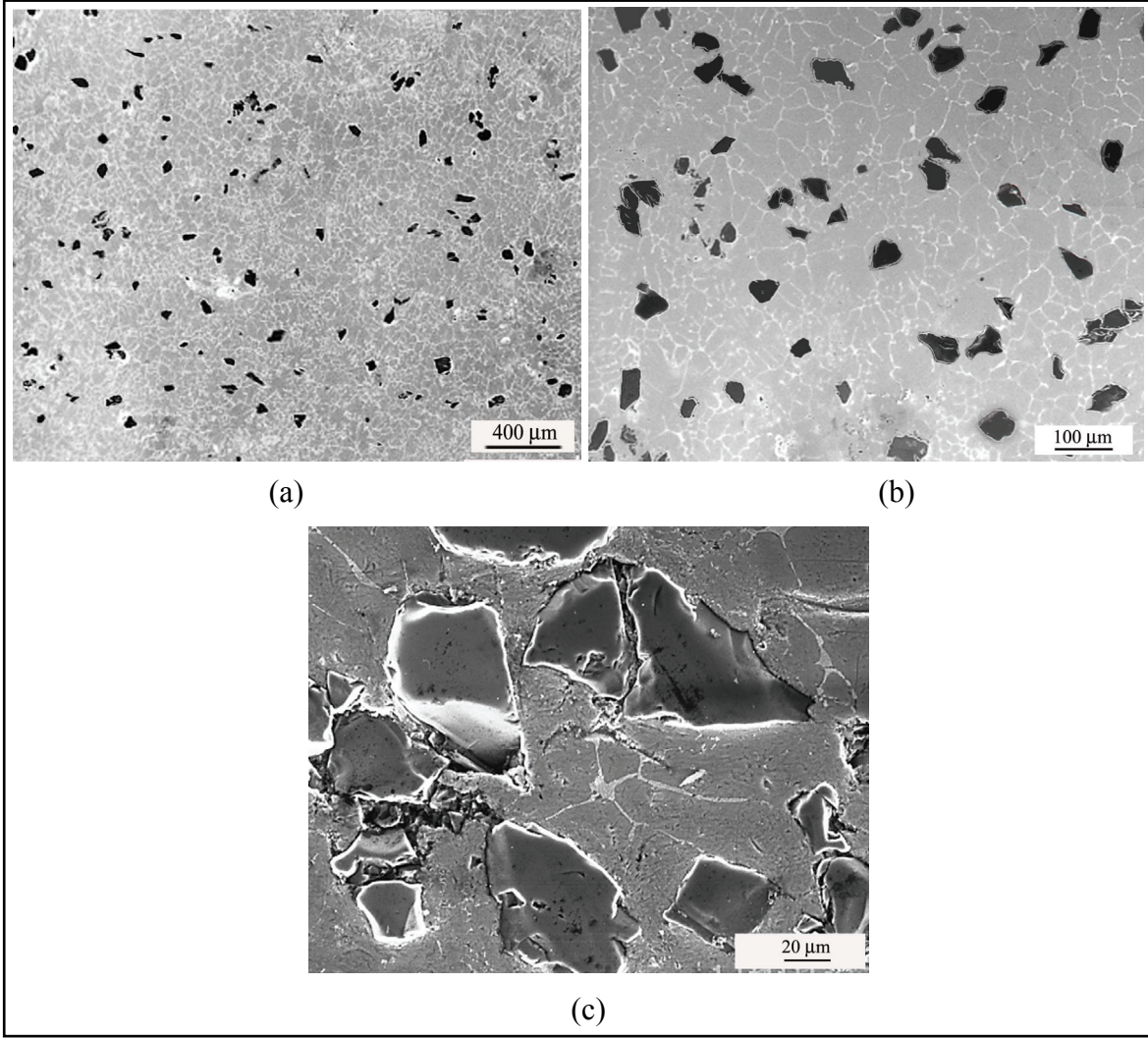
Şekil 27. Ortalama parçacık katılma veriminin parçacık boyutu ve parçacık hacim oranı ile değişimi.

Parçacıklı kompozitlerin üretiminde katılan parçacıkların ingot içerisindeki dağılımı ve katılma veriminin bilinmesi çok önemlidir. Yapılan incelemelerde; iki farklı boyut aralığındaki bor karbür parçacıklarıyla üretilen ingotlardan %6 parçacık katma oranına kadar katılan parçacıkların iç yapıda yaklaşık olarak homojen dağıldıkları görülmüştür (Tablo 7, Şekil 26). Daha yüksek parçacık hacim oranlarında ingotun alt kısmındaki parçacık oranının her iki grup parçacıklılarla üretilen kompozitlerde de yaklaşık %1.5 oranında daha yüksek olduğu görülmüştür. Her iki parçacık grubu için de parçacık hacim oranı arttıkça ortalama parçacık katılma verimi yaklaşık aynı oranda azalmakta olup katılan parçacık hacim oranının %3 olması durumunda %97 iken, katılan parçacık hacim oranının %10 olması durumunda bu verimin %68 olduğu görülmüştür (Şekil 27).

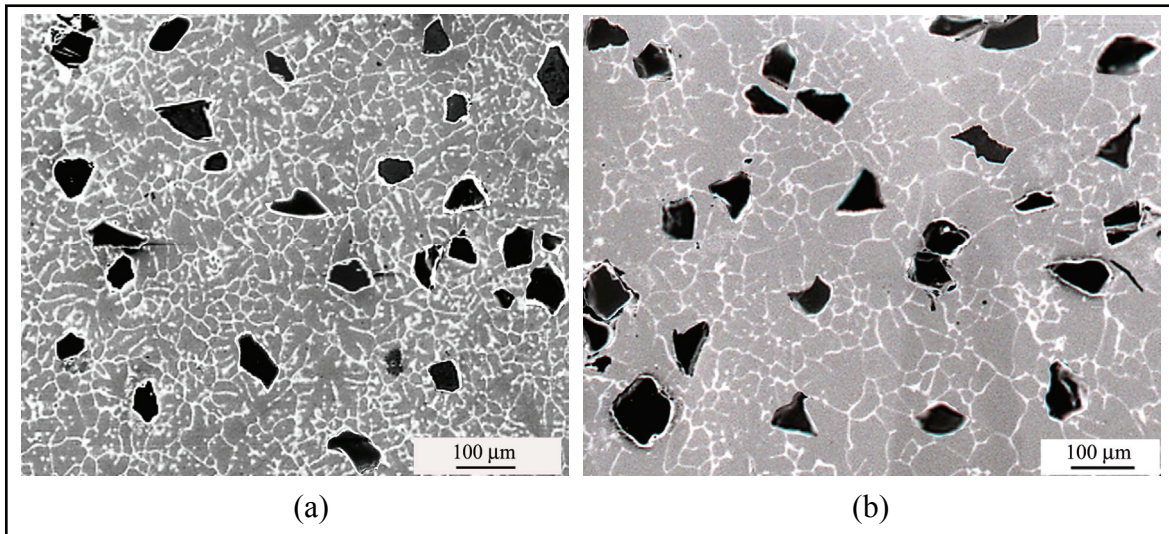
### 3.4. Üretilen Kompozit Malzemelerle İlgili Metalografik Bulgular

Yukarıda açıklanan ve başarılı olmayan yöntemlerle yapılan denemelerden sonra yapılan incelemelerde katılan bor karbür tozlarının tamamına yakınının ingotun üst yüzeyinde toplandığı görülmüştür. Magnezyum katılan numunelerde çok az oranda iyileşme belirtileri görülmekle birlikte yine tozların yüzeyde toplandıkları tesbit edildi. Ayrıca magnezyum karıştırıcı ve kanatçıklarında aşınmaya (erozyona) sebep olduğu görüldü. Bu durum başka araştırmacılar tarafından da gözlenmiştir [109].

B<sub>4</sub>C parçacıklarına geliştirilen yüzey işlemi uygulanarak vorteks yöntemiyle üretilen kompozitlerden alınan numuneler üzerinde yapılan SEM incelemelerinde alınan mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir (Şekil 28-Şekil 35). B grubu parçacıklarla (90-53 µm) üretilen kompozitlerde parçacık topaklanmalarının çok az olduğu genelde homojen olarak dağıldığı, K grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerde (46-16.5 µm) ise özellikle %4 parçacık oranı ve üzerinde B<sub>4</sub>C parçacıklarının yer yer parçacık-parçacık ve parçacık-gözenek topaklanması (clustering) sergilediği gözlenmiştir (Şekil 28, Şekil 29, Şekil 32, Şekil 33, Şekil 34). Diğer bir ifadeyle parçacık oranı arttıkça ve parçacık boyutu azaldıkça bazı bor karbür parçacıklarının yer yer bir araya gelerek topaklanma oluşturdıkları gözlemlendi (Şekil 36, Şekil 37). Ayrıca K grubu kompozitlerde parçacıkların tane sınırlarında yer aldığı tespit edilmiştir. B grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerden daha belirgin olmak üzere parlatma ve alkolle temizleme sırasında tane yapısının ortaya çıktığı ve parçacık kenarlarında boşluklar aşırı dağlanmış izlenimini veren boşluklar olduğu görülmüştür (Şekil 28, Şekil 30 ve Şekil 31).

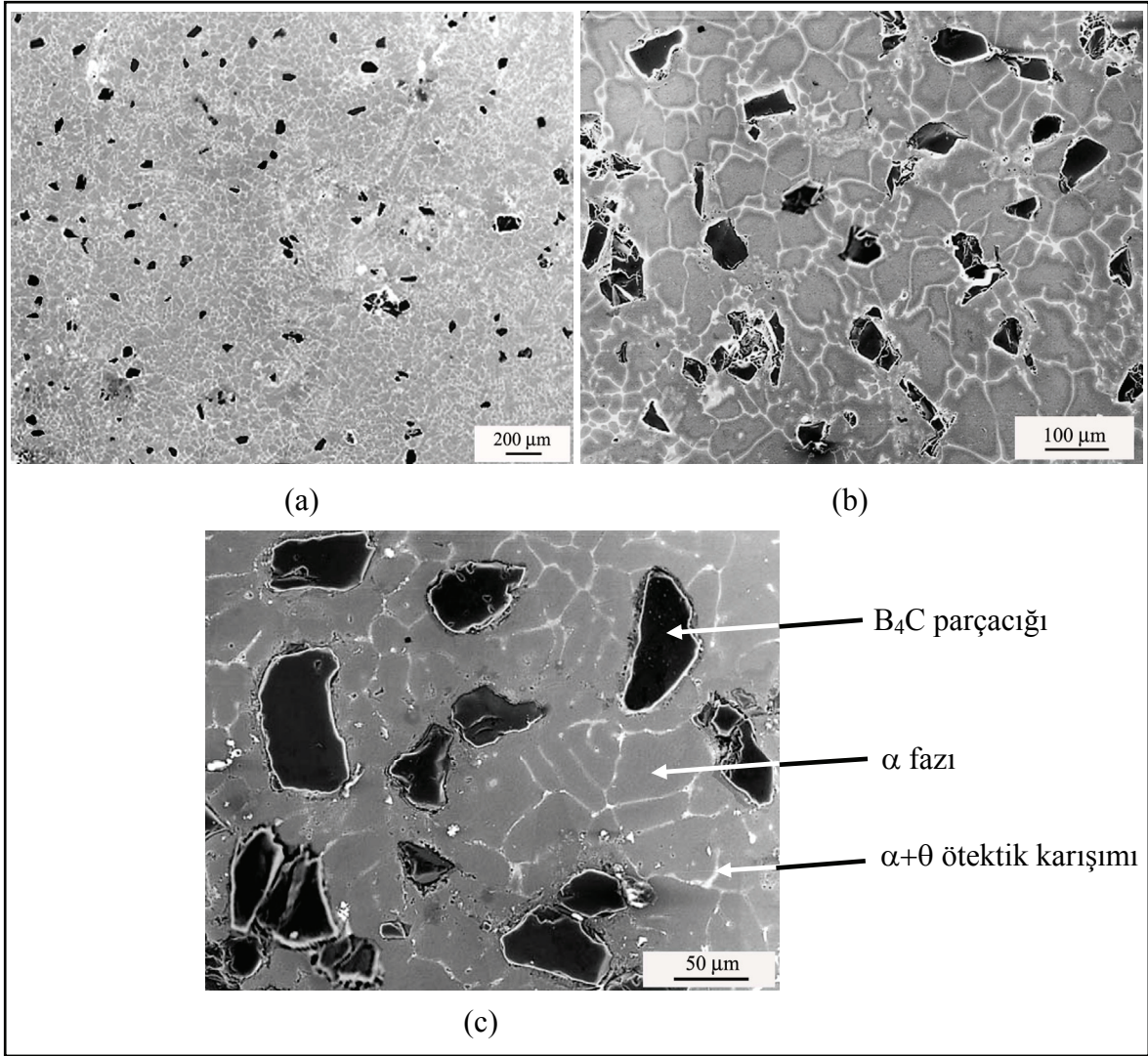


Şekil 28. B grubu parçacıklarla üretilen KMB-7 kodlu kompozitlerin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmamış).



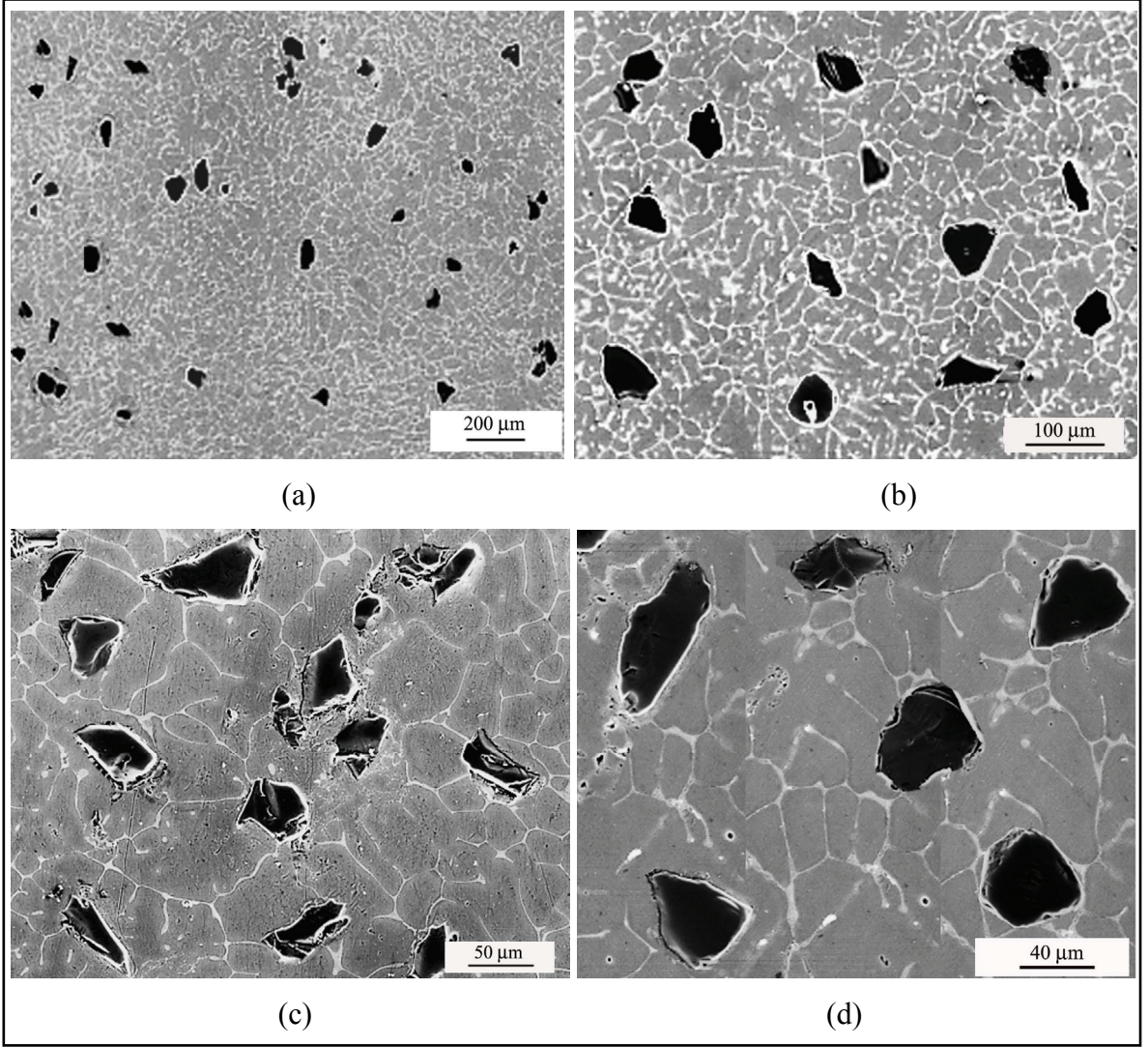
Şekil 29. B grubu parçacıklarla üretilen KMB-6 kodlu kompozitler için farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmış).





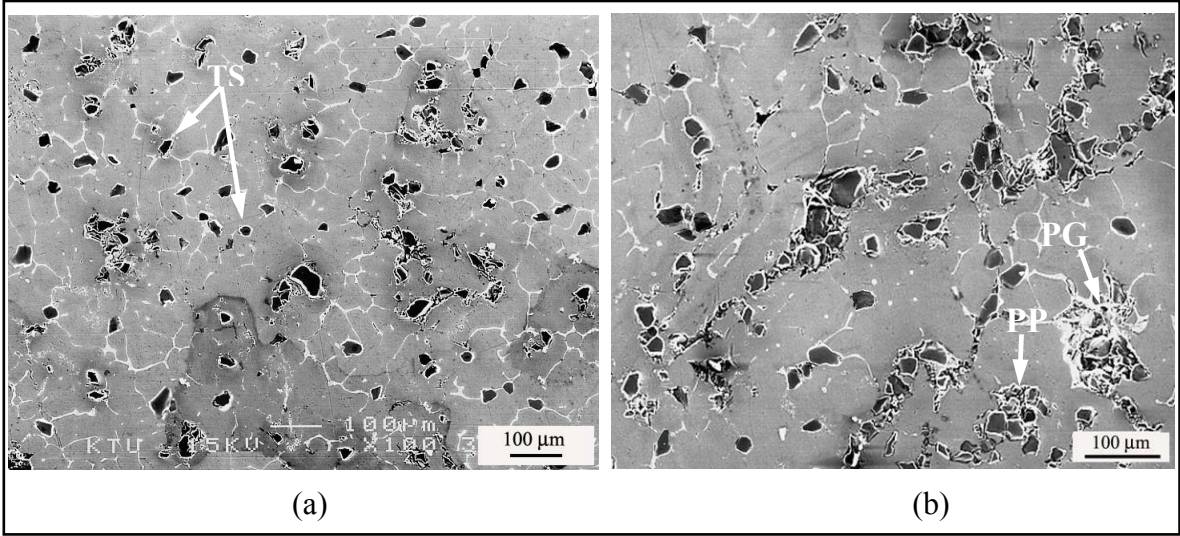
Şekil 30. B grubu parçacıklarla üretilen KMB-4 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmamış).



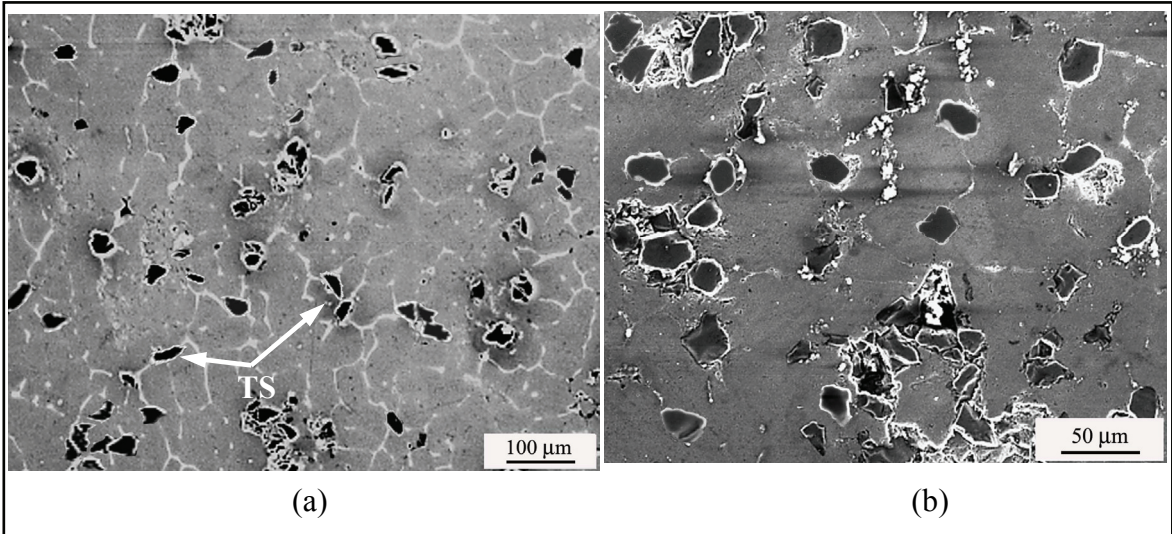


Şekil 31. B grubu parçacıklarla üretilen KMB-3 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmış).



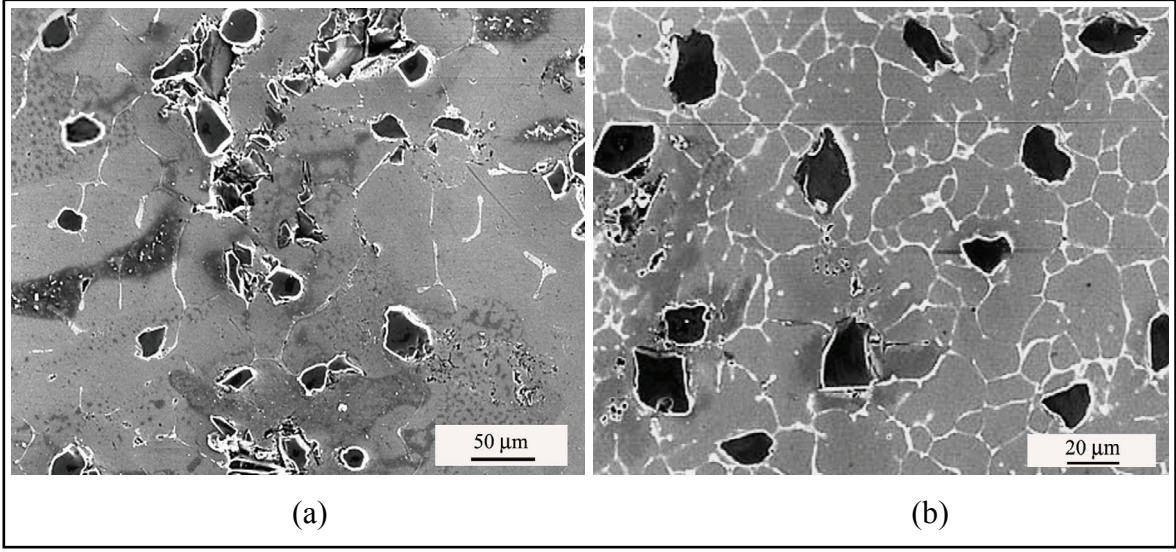


Şekil 32. K grubu parçacıklarla üretilen KMK-7 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (PP: parçacık-parçacık topaklanması, PG: parçacık-gözenek topaklanması, TS: tane sınırlarında yer alan  $B_4C$  parçacıkları) (Dağlanmamış).

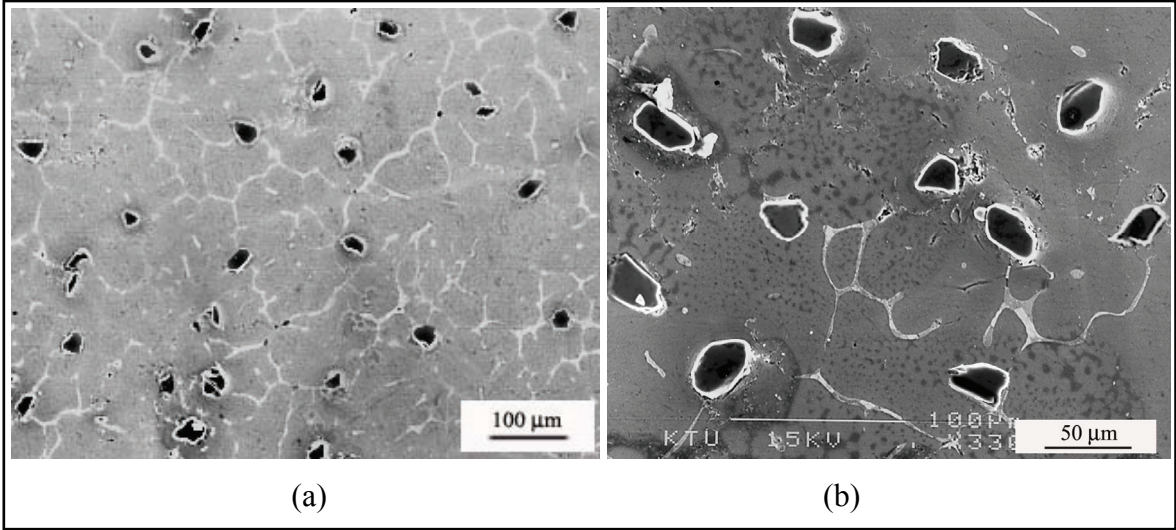


Şekil 33. K grubu parçacıklarla üretilen KMK-6 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (TS: tane sınırlarında yer alan parçacıklar) (Dağlanmamış).



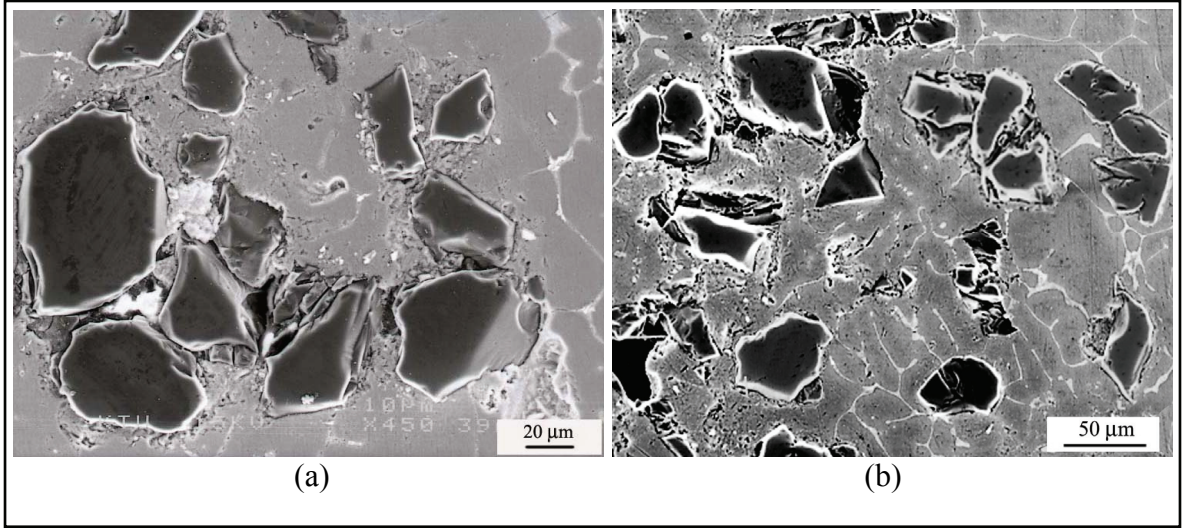


Şekil 34. K grubu parçacıklarla üretilen KMK-4 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri.

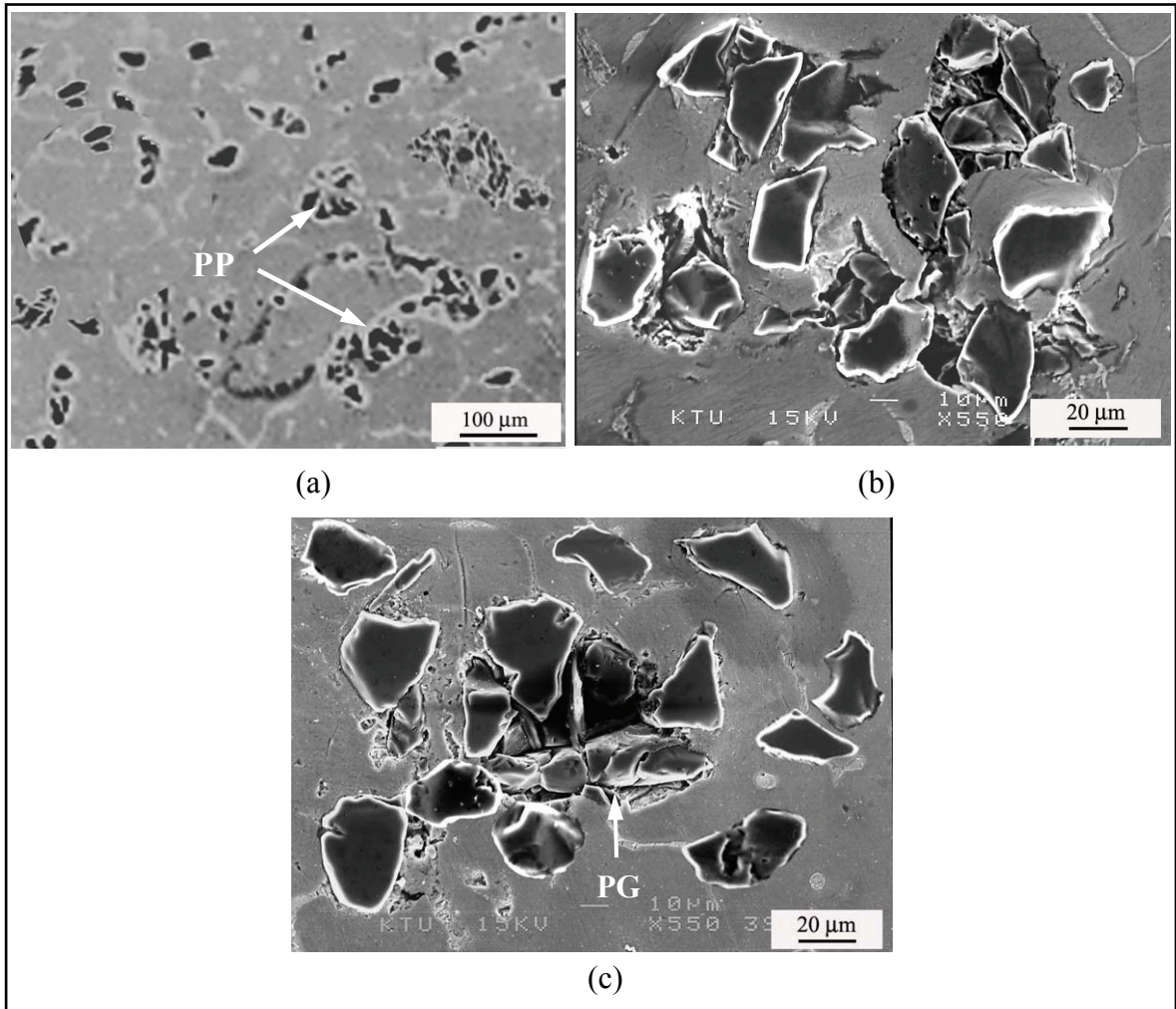


Şekil 35. K grubu parçacıklarla üretilen KMK-3 kodlu kompozitler için farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri (Dağlanmamış).



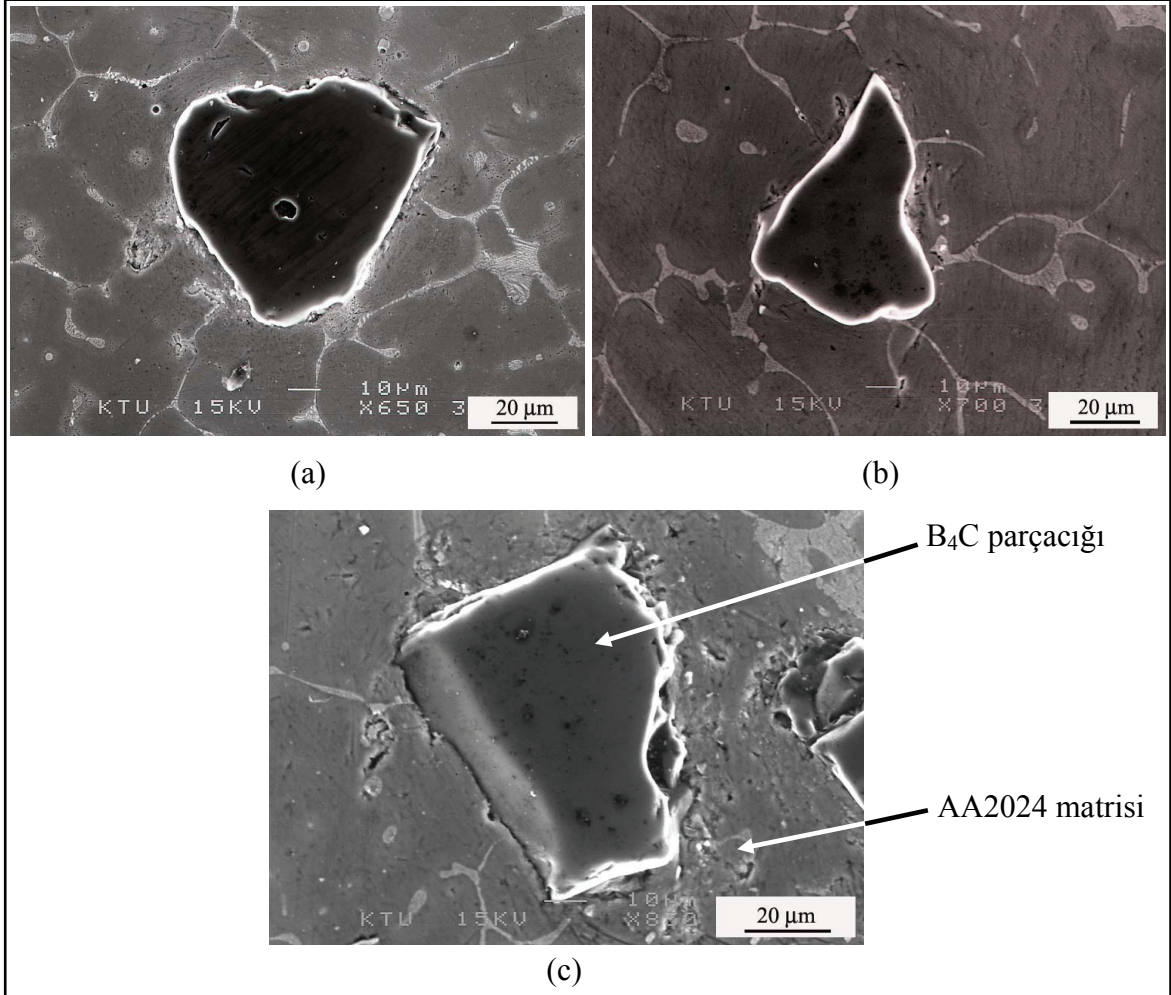


Şekil 36. B grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerde oluşan topaklanma örnekleri  
(a) KMB-7, (b) KMB-6 (Dağlanmamış).



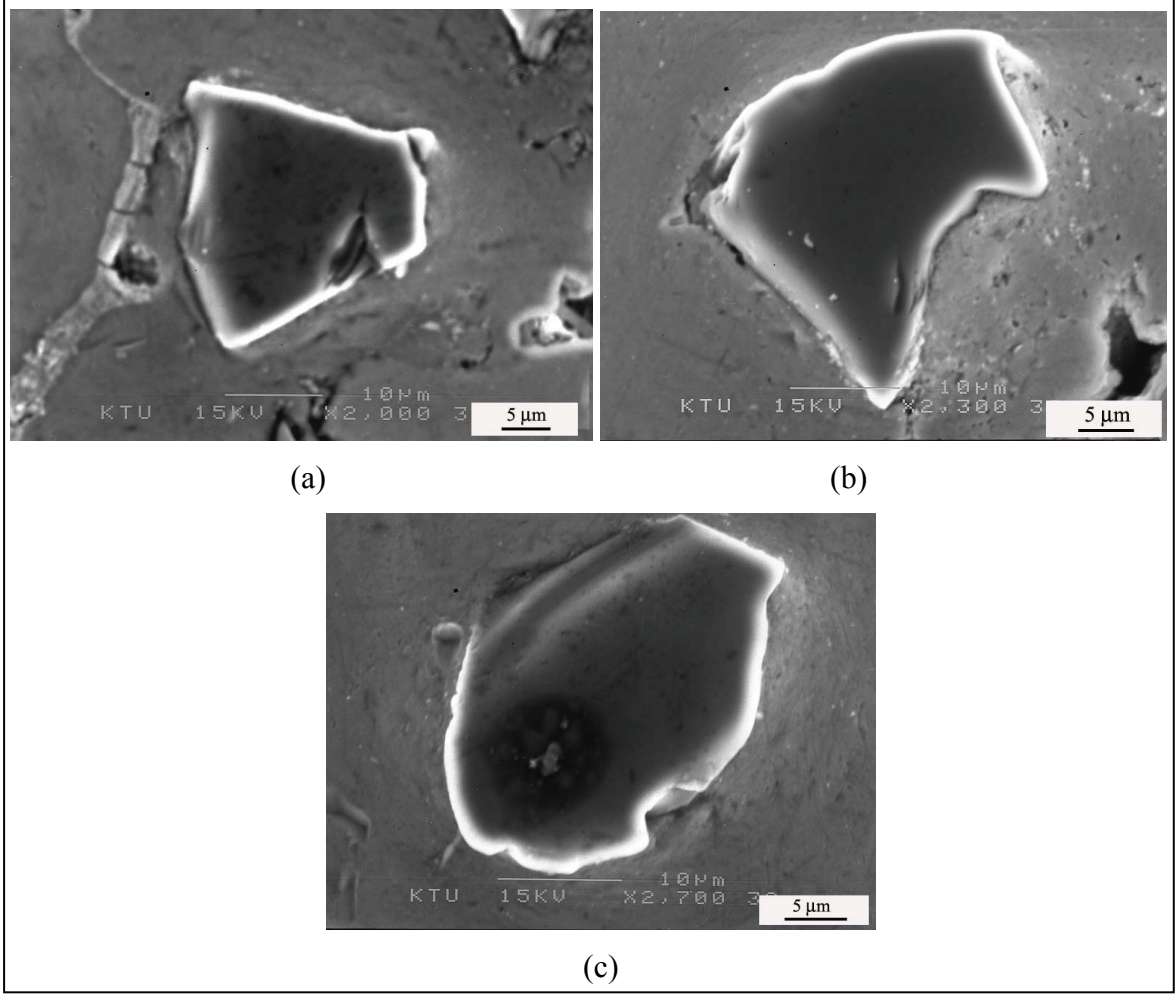
Şekil 37. K grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerde oluşan topaklanma örnekleri  
(a) KMK-7, (b) KMK-6, (c) KMK-4 (Dağlanmamış).

Farklı parçacık boyutu için parçacık-matris ara yüzeyi taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri Şekil 38 ve Şekil 39’da verilmiştir. Yapılan ara yüzey incelemelerinde matrisle-parçacık arasında çözünme ve reaksiyonların oluşmadığı görülmektedir.



Şekil 38. KMB kodlu kompozitlerin parçacık-matris ara yüzeylerinin SEM görüntüleri.



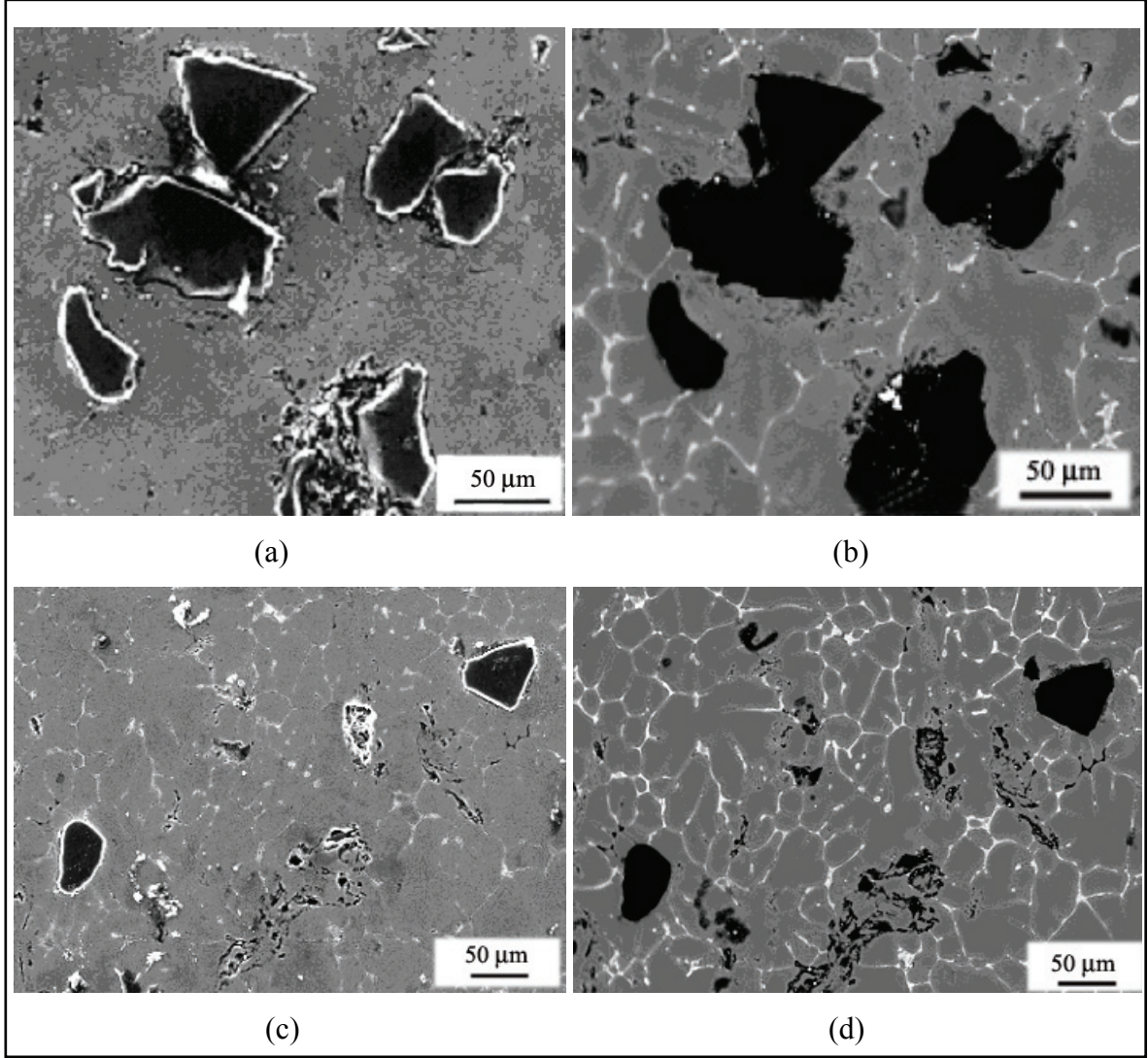


Şekil 39. KMK kodlu kompozitlerin parçacık-matris ara yüzeylerinin SEM görüntüleri.

Parçacık-matris yüzeyleri incelemelerinde parçacık ve matris ara yüzeyinde iki malzemenin genişleme katsayısı farklılığından ( $IGK_{B4C}$ :  $5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ,  $IGK_{AA2024}$ :  $24.7 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ) kaynaklanan düzensizliklerin mevcut olduğu görüldü (Şekil 38 ve Şekil 39).

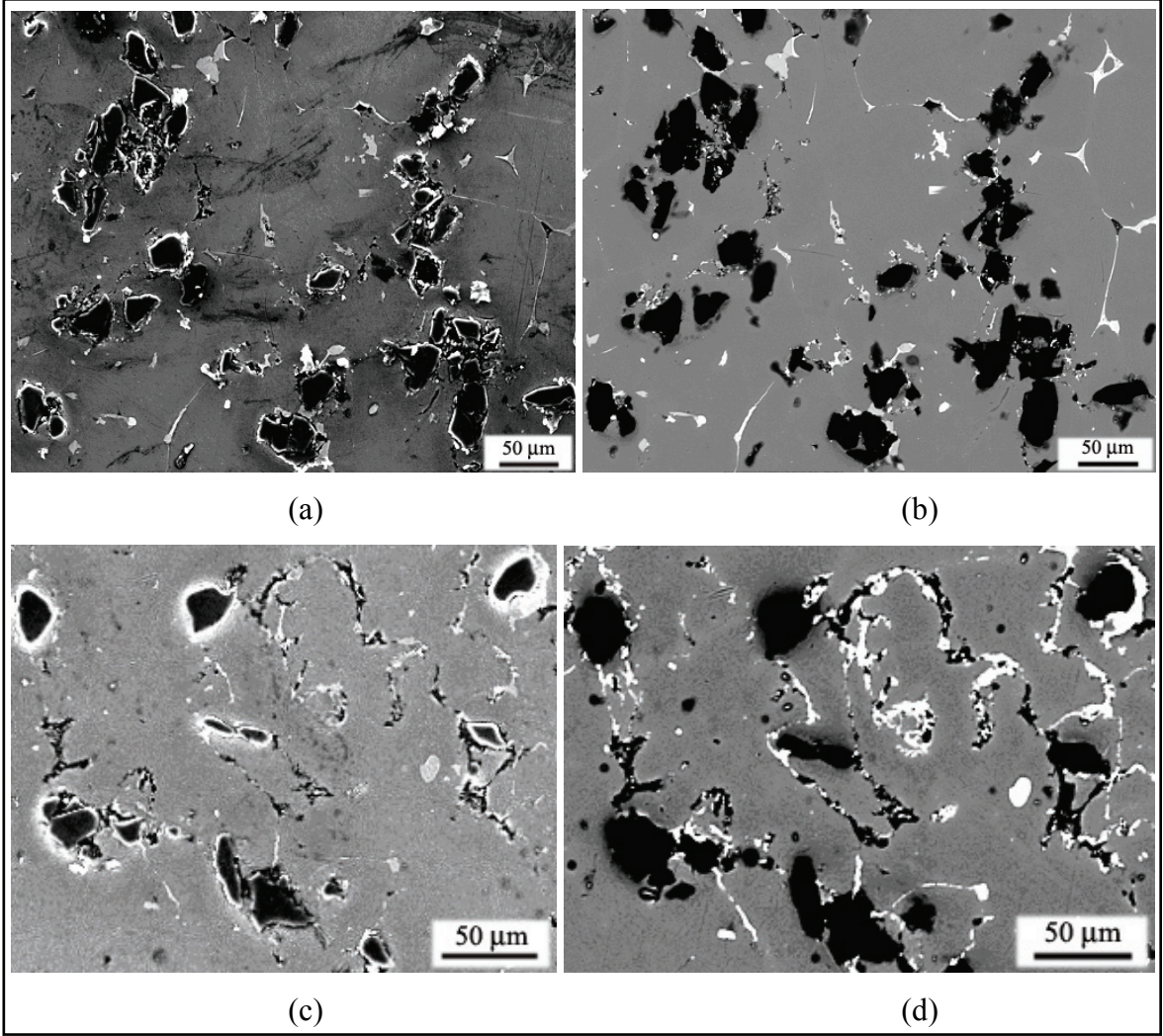
Taramalı elektron mikroskopunda yapılan geri saçılan elektronlar yöntemiyle elde edilen görüntülerde de matrisle parçacıklar arasındaki etkileşimden kaynaklanan yeni bir fazın oluşmadığı gözlenmektedir. Hücresel katılaşmada hücre sınırlarını belirleyen açık renkteki bölgelerde bakırca zengin  $\theta$  ile  $\alpha$  fazının oluşturduğu ötektik karışımı ( $\alpha+\theta$ ) göze çarpmaktadır (Şekil 40, Şekil 41). K grubu kompozitlerde parçacıkların bakırca zengin faz içeren tane sınırlarında yer aldığı görülmüştür (Şekil 41 (d)). İkincil ve geri saçılan elektron görüntülerine ilaveden matris-parçacık ara yüzey energy-dispersif X-ışınları spektrometresi (EDS) ile analiz edildi (Şekil 42). EDS yönteminde atom ağırlığı 12 olan karbon ile atom ağırlığı 10.82 olan bor analiz edilemediğinden spektrum üzerinde bu

elementler görülmemiştir. Yani ara yüzeyde hem B hem de C elementinin olması gerekirken analiz sonucunda yer almamaktadır.



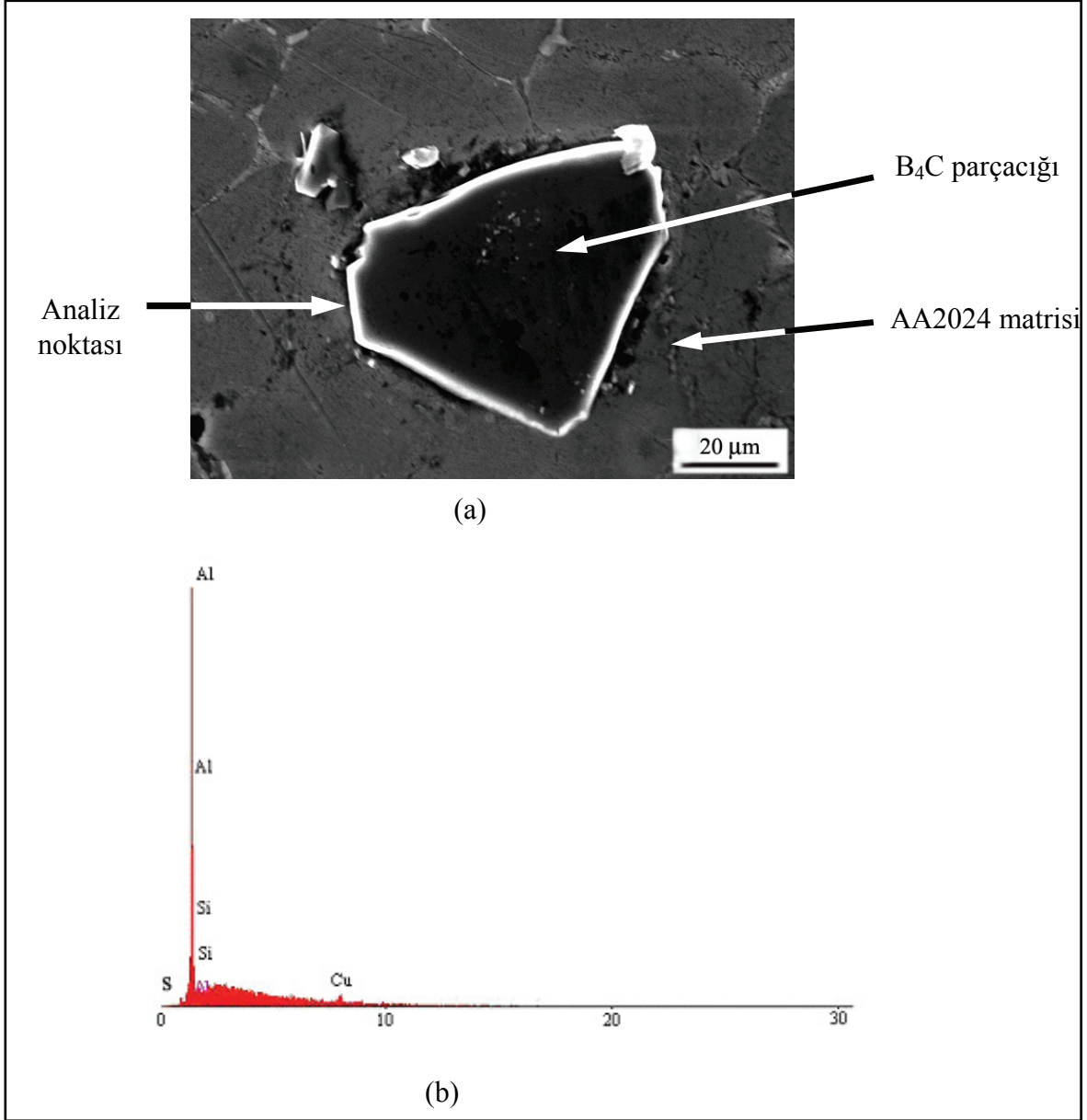
Şekil 40. B grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerde parçacık-matris ara yüzeylerinin SEM görüntüleri (a) KMB-4 SEM görüntüsü, (b) KMB-4 SEM geri saçılan elektron görüntüsü, (c) KMB-3 SEM görüntüsü, (d) KMB-3 SEM geri saçılan görüntüsü.





Şekil 41. K grubu parçacıklarla üretilen kompozitlerin parçacık-matris ara yüzelerinin SEM görüntüleri (a) KMK-7 SEM görüntüsü, (b) KMK-7 SEM geri saçılan elektron görüntüsü,(c) KMK-3 SEM görüntüsü, (d) KMK-3 SEM geri saçılan elektron görüntüsü.





Şekil 42. Matris-parçacık ara yüzeyi analizi EDS spektrumu (a) Ara yüzey analizi alınan numune (b) EDS analiz spektrumu.

### 3.5. Kompozitlerin Fiziksel ve Mekanik Özellikleri İle İlgili Bulgular

#### 3.5.1. Fiziksel Bulgular

##### 3.5.1.1. Yoğunluk ve Gözenek Oranı

Üretilen kompozitlerin teorik ve deneysel yoğunluklarının parçacık oranı ile değişimi Tablo 8 ve Şekil 43, gözenek oranı ise Tablo 9 ve Şekil 44'de verilmiştir. Şekillerden

görüldüğü gibi parçacık hacim oranı arttıkça her iki parçacık boyut grubunda da gözenek oranı artmakta ve bunun sonucu olarak yoğunluk azalmaktadır. Ancak parçacık boyutu küçük olan kompozitlerde gözenek oranı nispeten daha yüksektir.

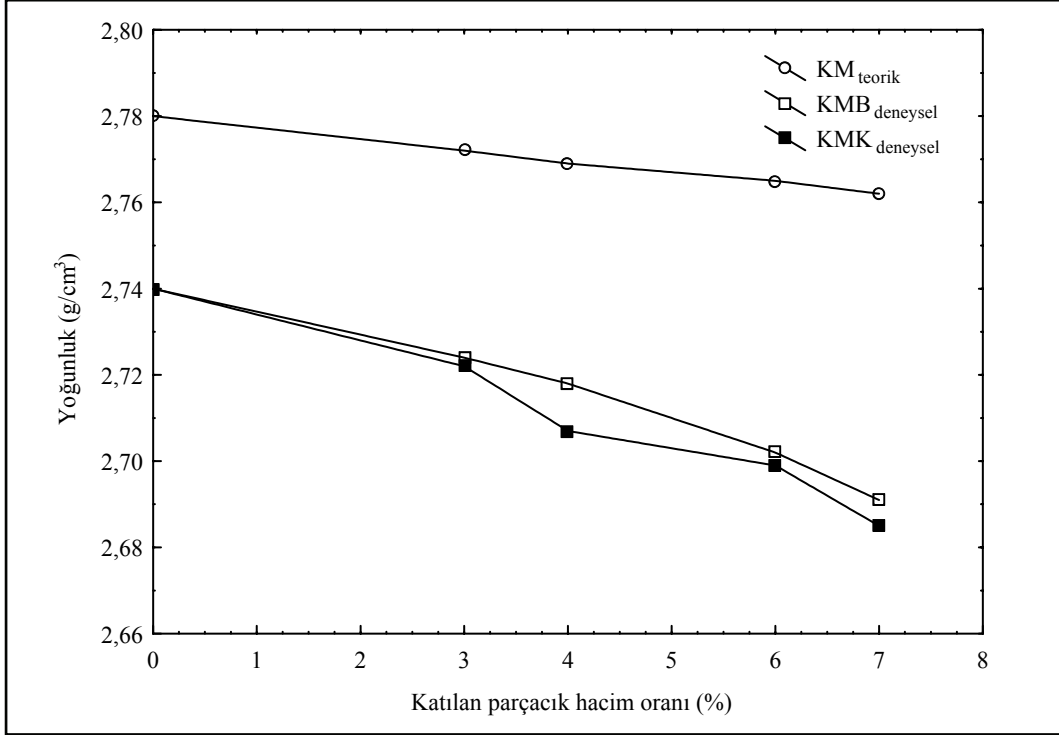
Tablo.8. Üretilen kompozitlerde ingot içindeki yoğunluk değişimleri.

Parçacık boyutu (90-53 $\mu$ m)								
Kompozit malzemeler		İngot alt yüzeyinden mesafe (mm)					Ortalama deneysel yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Teorik yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )
Numune kodu	Katılan parçacık oranı (%)	20	40	60	80	100		
		Ölçülen yoğunluklar (g/cm <sup>3</sup> )						
AA2024*	0	2.767	2.759	2.757	2.740	2.724	2.749	2.780
AA2024	0	2.756	2.747	2.720	2.734	2.744	2.740	2.780
KMB-3	2.93 (3)	2.732	2.723	2.735	2.714	2.718	2.724	2.772
KMB-4	4.27 (4)	2.727	2.735	2.729	2.702	2.699	2.718	2.769
KMB-6	5.83 (6)	2.703	2.717	2.720	2.683	2.686	2.702	2.765
KMB-7	6.87 (7)	2.700	2.690	2.682	2.690	2.693	2.691	2.7662
Parçacık boyutu (49-16,5 $\mu$ m)								
Kompozit malzemeler		İngot alt yüzeyinden mesafe (mm)					Ortalama deneysel yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Teorik yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )
Numune kodu	Parçacık hacim oranı (%)	20	40	60	80)	100		
		Ölçülen yoğunluklar (g/cm <sup>3</sup> )						
KMK-3	2.91 (3)	2.734	2.727	2.717	2.711	2.722	2.722	2.772
KMK-4	4.22 (4)	2.729	2.716	2.724	2.686	2.683	2.707	2.769
KMK-6	5.77 (6)	2.708	2.698	2.696	2.689	2.703	2.699	2.765
KMK-7	6.78 (7)	2.707	2.706	2.687	2.678	2.661	2.685	2.762

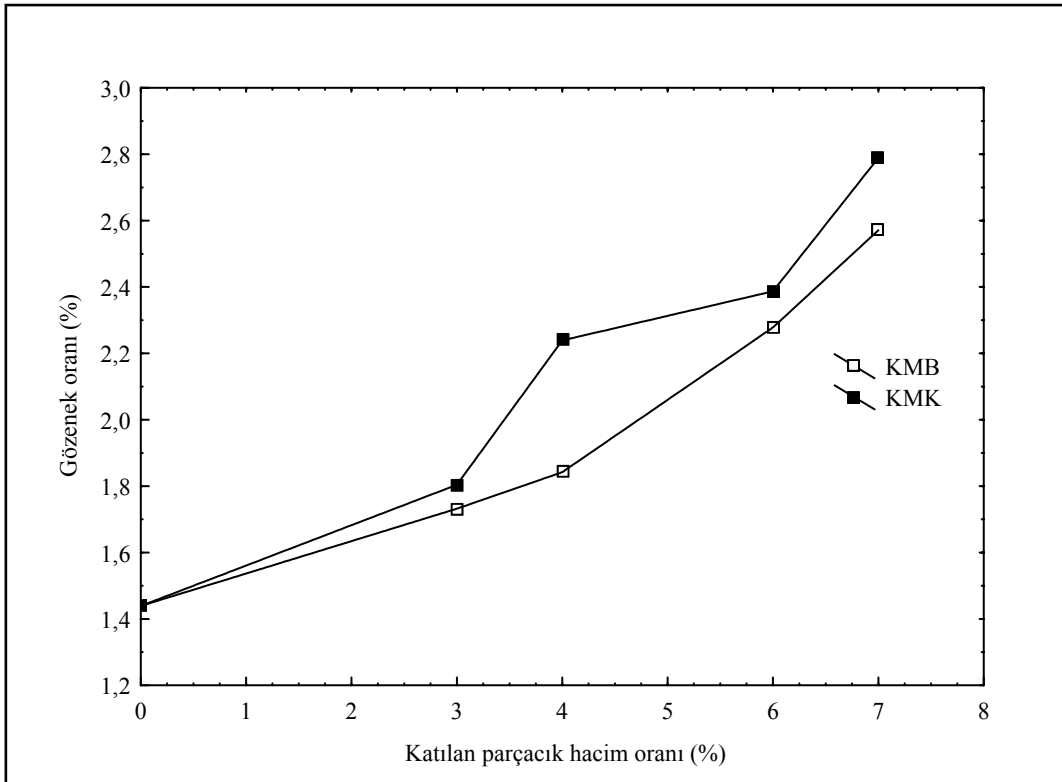
AA2024\*: Normal dökülmüş AA2024 matris alaşımı, AA2024: Karıştırmalı döküm uygulanıp su soğutmalı kalıba dökülmüş AA2024 matris alaşımı

Tablo 9. Üretilen kompozitlerde ortalama deneysel yoğunluk ve gözenek oranları.

Numune kodu	Katılan parçacık hacim oranı (%)	Teorik yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Ölçülen yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Gözenek oranı (%)
AA2024*	0	2.780	2.749	1.115
AA2024	0	2.780	2.740	1.439
KMB-3	2.93 (3)	2.772	2.724	1.732
KMB-4	4.27 (4)	2.769	2.718	1.842
KMB-6	5.83 (6)	2.765	2.702	2.278
KMB-7	6.87 (7)	2.762	2.691	2.571
KMK-3	2.91 (3)	2.772	2.722	1.804
KMK-4	4.22 (4)	2.769	2.707	2.239
KMK-6	5.77 (6)	2.765	2.699	2.387
KMK-7	6.78 (7)	2.762	2.685	2.789



Şekil 43. KMB ve KMK kodlu kompozitlerde teorik ve deneysel yoğunlukların  $B_4C$  parçacık hacim oranı ile değişimi.



Şekil 44. KMB ve KMK kodlu kompozitlerde gözenek oranının  $B_4C$  parçacık hacim oranı ile değişimi.

### 3.5.2. Mekanik Özellikler İle İlgili Bulgular

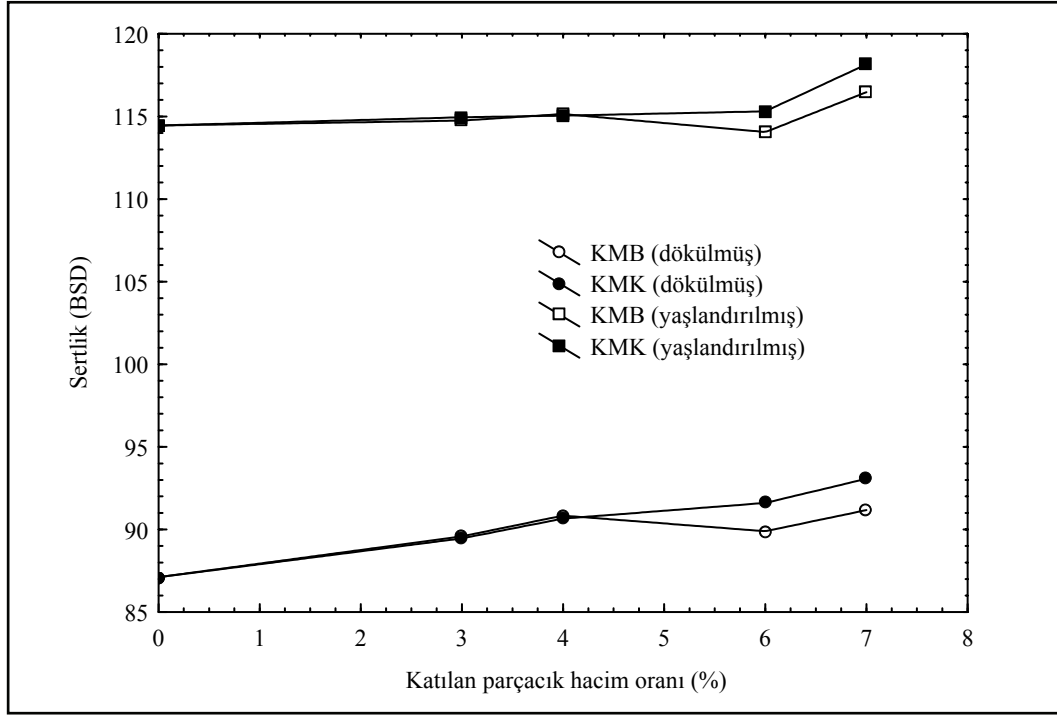
#### 3.5.2.1. Sertlik Değerleri

Bu çalışmada, dökülmüş ve yaşlandırılmış durumdaki kompozitlerde farklı parçacık boyutu ve hacim oranı için makro sertlik değerleri bölüm 2.4.5’de açıklandığı gibi ölçüldü. Bulunan değerler Tablo 10 ve Şekil 45’de verildi. Parçacık oranı arttıkça makro sertlik değerlerindeki artışı görüldü. Ayrıca KMK grubu kompozitlerde parçacık oranı ile sertlik artışı daha belirgindir.

Tablo 10. Üretilen kompozitlerin dökülmüş ve yaşlandırılmış durumdaki makro sertlik değerleri.

Numune kodu	Parçacık hacim oranı (%)	Sertlik (Dökülmüş) (BSD)	Sertlik (Yaşlandırılmış) (BSD)	Gözenek (%)
AA2024*	0	88.625	111.963	1.115
AA2024	0	87.114	114.452	1.439
KMB-3	2.93 (3)	89.584	114.750	1.732
KMB-4	4.27 (4)	90.840	115.149	1.842
KMB-6	5.83 (6)	89.895	114.057	2.278
KMB-7	6.87 (7)	91.173	116.470	2.571
KMK-3	2.91 (3)	89.462	114.950	1.804
KMK-4	4.22 (4)	90.660	115.049	2.239
KMK-6	5.77 (6)	91.608	115.310	2.387
KMK-7	6.78 (7)	93.070	118.156	2.789

AA2024\*: Normal dökülmüş AA2024 matris alaşımı



Şekil 45. KMB ve KMK kodlu kompozitlerde dökülmüş ve yaşlandırılmış durumdaki sertlik değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi.

### 3.5.2.2. Üretilen Kompozitlerin Çekme Özellikleri ve Kırılma Yüzeyleri İle İlgili Bulgular

#### 3.5.2.2.1. Çekme Özelliklerinin Parçacık Boyutu ve Hacim Oranı ile Değişimi

Çekme deneyleri farklı parçacık boyut aralığı için; hem dökülmüş hem de yaşlandırma sertleştirilmesi uygulanmış durumdaki numuneler üzerinde gerçekleştirildi.

Yaşlandırma sertleştirilmesi uygulanmış kompozitler için çekme deneyinden elde edilen sonuçlar Tablo 11 ve Şekil 46-49'da verildi.

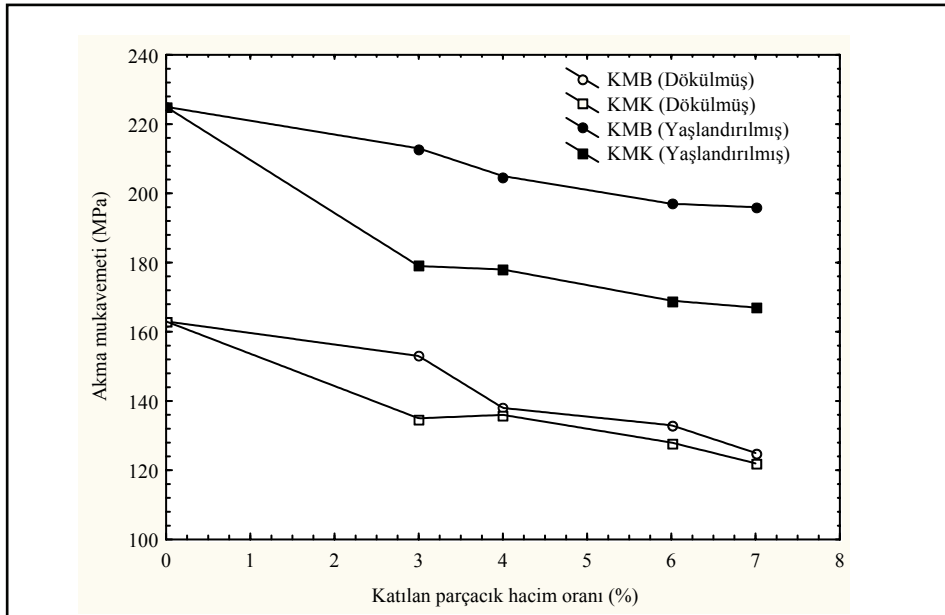
Parçacık boyutu küçüldükçe ve parçacık miktarı artıkça üretilen kompozitlerin ingot ve yaşlandırılmış durumlar için çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve kopma uzaması değerleri azalmaktadır (Tablo 11, Şekil 46, Şekil 47 ve Şekil 48). Ancak elastiklik modülünün artan parçacık hacim oranı ile arttığı belirlendi. (Şekil 49).

Tablo 11. Üretilen kompozitlerin dökülmüş ve yaşlandırılmış durumdaki çekme deneyi sonuçları.

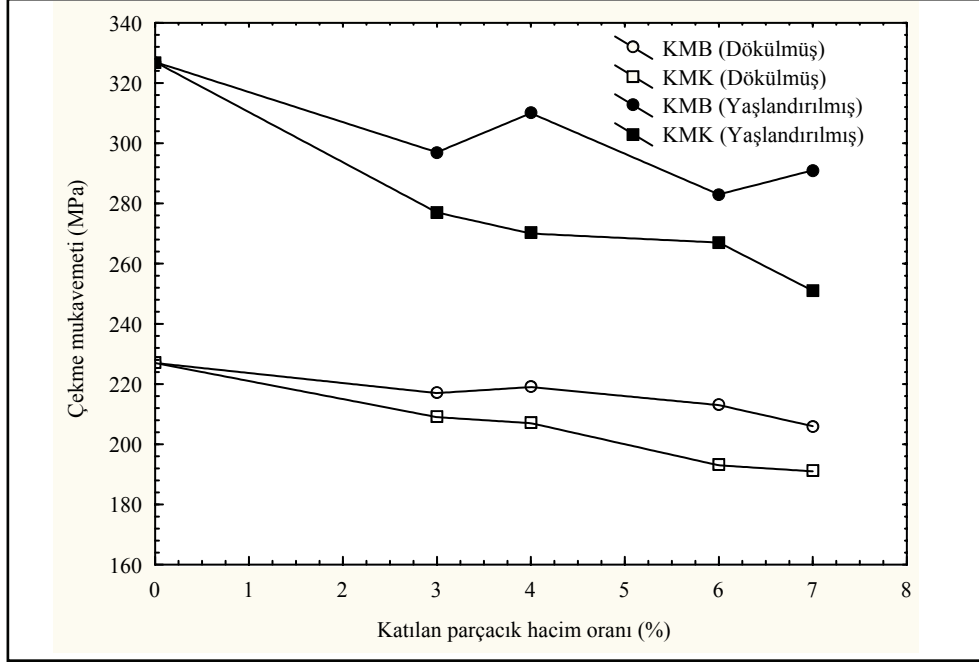
Çekme Özellikleri									
Numune kodu	Parçacık hac. ora. (%)	Dökülmüş				Yaşlandırılmış			
		Akma muk. (MPa)	Çekme muk. (MPa)	Kopma uzaması (%)	Elastik. modülü (GPa)	Akma muk. (MPa)	Çekme muk. (MPa)	Kopma uzaması (%)	Elastik. modülü (GPa)
AA2024*	0	-	148	3.77	-		274	4.00	71.85
AA2024	0	163	227	4.40	72.15	225	327	4.00	74.35
KMB-3	3	153	217	3.32	80.50	213	297	3.17	83.32
KMB-4	4	138	219	2.64	86.14	205	310	2.61	92.70
KMB-6	6	133	213	2.66	89.10	197	283	2.48	97.95
KMB-7	7	125	206	2.16	94.15	196	291	2.06	102.33
KMK-3	3	135	209	2.88	88.25	179	277	2.56	92.15
KMK-4	4	136	207	2.40	93.52	178	270	2.08	98.05
KMK-6	6	128	193	1.96	98.17	169	267	1.84	101.43
KMK-7	7	122	191	1.56	103.95	167	251	1.2	108.23

AA2024\*: Normal dökülmüş AA2024 matris alaşımı

Dökülmüş ve yaşlandırılmış kompozitlerin çekme mukavemetleri parçacık oranı ile azalmış olup yaşlandırılmış olanların parçacık oranına daha duyarlı olduğu görülmüştür. Özellikle KMK grubu kompozitlerde yaşlandırılmış durumdaki çekme dayanımı parçacık oranı ile daha fazla düşme göstermiştir. KMB grubu kompozitlerin çekme dayanımı değerlerine nispeten daha yüksektir.

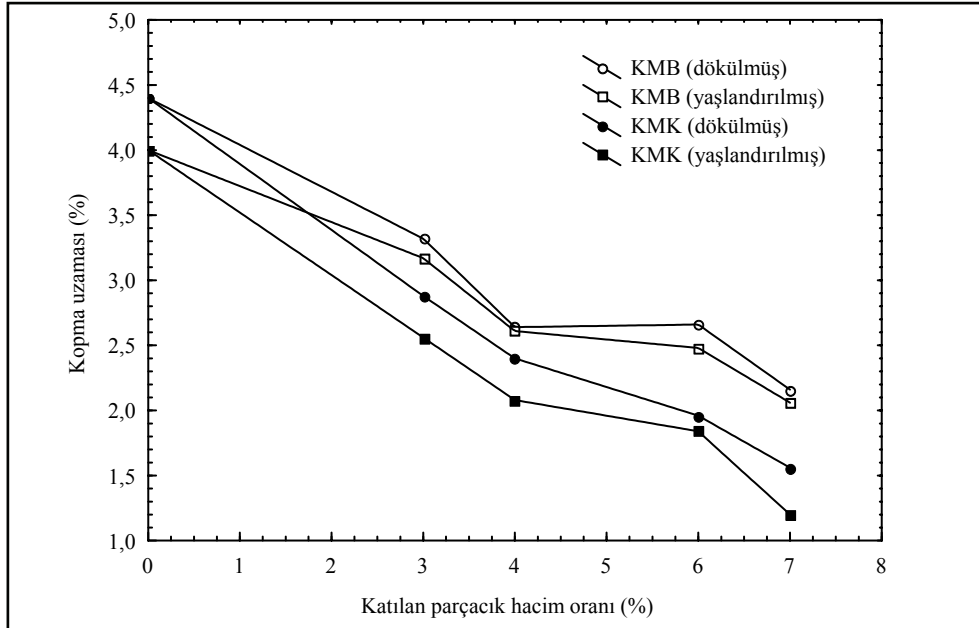


Şekil 46. KMB ve KMK kodlu kompozitlerin akma mukavemeti değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi.



Şekil 47. KMB ve KMK kodlu kompozitlerin çekme mukavemeti değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi.

Parçacık boyutunun daha küçük olduğu KMK grubu kompozitlerde kopma uzaması değerleri daha düşüktür. Diğer taraftan yaşlandırılmış kompozitlerde de bir miktar düşme gözlenmiştir (Şekil 48).



Şekil 48. KMB ve KMK kodlu kompozitlerin kopma uzaması değerlerinin katılan parçacık hacim oranı ile değişimi.

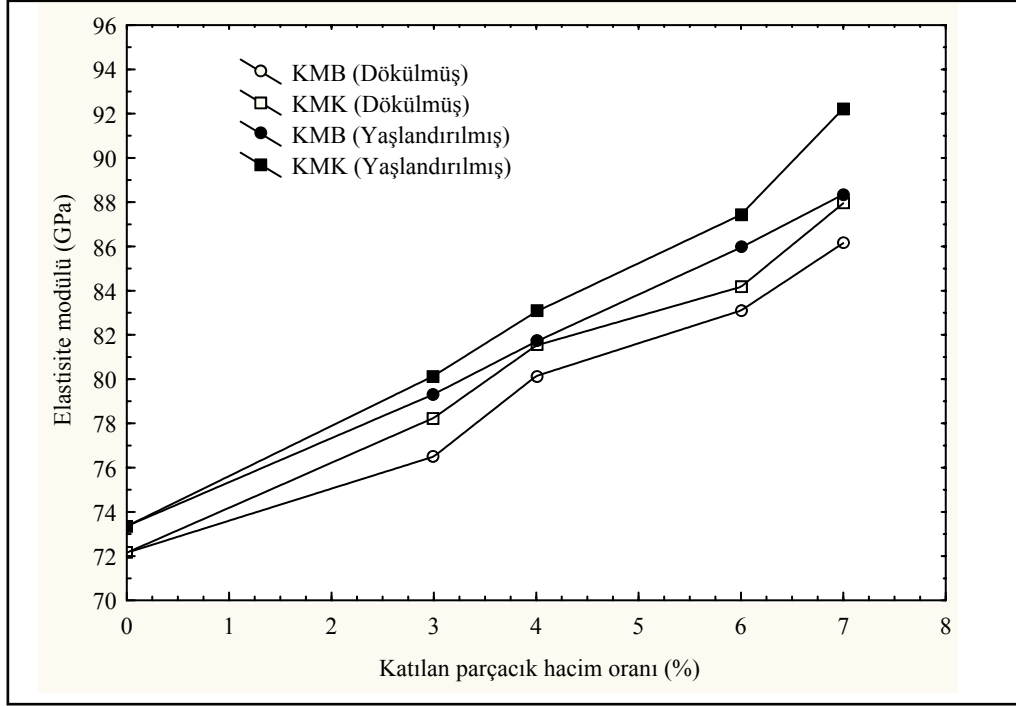
Üretilen kompozitlerin deneysel olarak ölçülen elastisite modülü değerleri Tablo11’de ve Şekil 49’da verilmiştir. Her iki tür kompozitte de elastiklik modülü değerleri artan parçacık oranı ile artmıştır. KMK grubu kompozitlerde nispeten yüksek parçacık oranlarında elastisite modülü değerleri daha yüksek bulunmuştur. Parçacıklı kompozitlerde elastiklik modülünün yaklaşık olarak hesaplanması için Hashin ve Shtrikman [65] tarafından önerilen ampirik bağıntılar (Bölüm 1.7’de Eşitlik 6 ve 7) kullanılarak bulunan sonuçlarda Tablo 12’de ve Şekil 50’de verilmiştir. Hesaplamalarda  $E_{B4C}$ : 480 GPa [22],  $E_{AA2024}$ : 73.1 GPa [17] alınmıştır.

Tablo 12. Üretilen kompozitlerin teorik ve deneysel elastisite modülü değerleri.

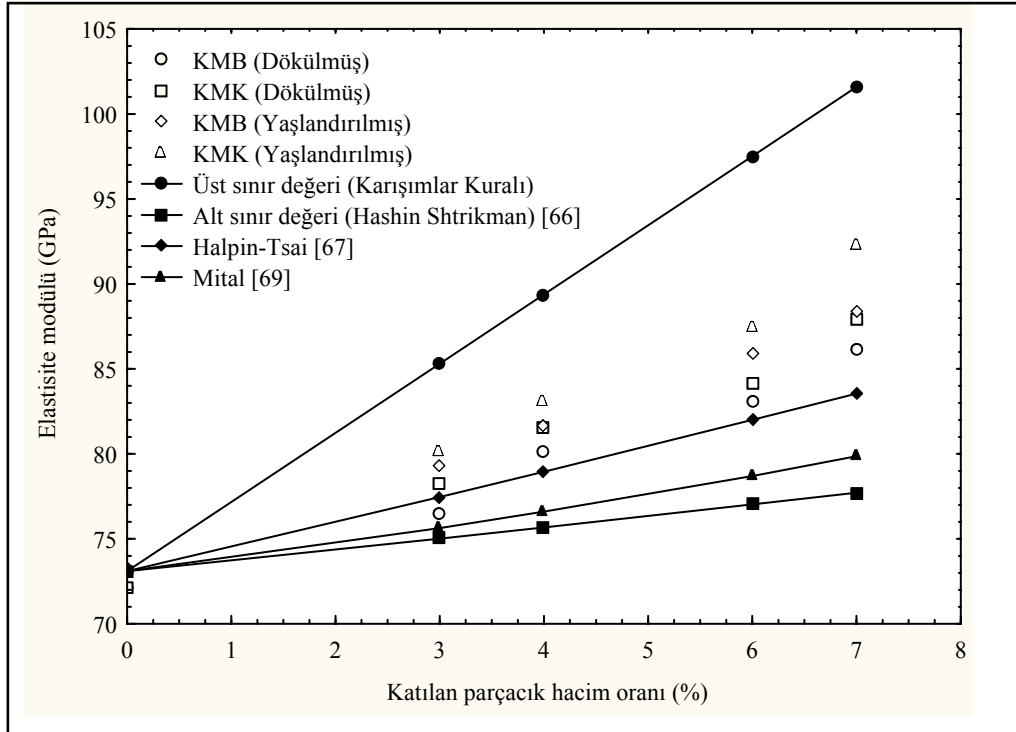
KMB grubu kompozitler							
Kompozit malzemeler		Teorik $E_k$ değerleri				Deneysel $E_k$ değerleri	
Numune kodu	Parçacık oranı (%)	Alt sınır değeri (Hashin Shtrikman) (GPa)	Üst sınır değeri (Karışımlar kuralı) (GPa)	Halpin-Tsai (GPa)	Mital (GPa)	$E_k$ (dökülmüş) (GPa)	$E_k$ (yaşlandırılmış) (GPa)
AA2024*	0	73.10	73.10	73.10	73.10	-	71.15
AA2024	0	73.10	73.10	73.10	73.10	72.15	73.35
KMB-3	3	75.01	85.31	77.46	75.64	76.50	79.32
KMB-4	4	75.67	89.38	78.95	76.60	80.14	81.70
KMB-6	6	77.03	97.51	82.00	78.70	83.10	85.95
KMB-7	7	77.72	101.58	83.55	79.86	86.15	88.35
KMK grubu kompozitler							
Kompozit malzemeler		Teorik $E_k$ değerleri				Deneysel $E_k$ değerleri	
Numune kodu	Parçacık oranı (%)	Alt sınır değeri (Hashin Shtrikman) (GPa)	Üst sınır değeri (Karışımlar kuralı) (GPa)	Halpin-Tsai (GPa)	N Mital (GPa)	$E_k$ (dökülmüş) (GPa)	$E_k$ (yaşlandırılmış) (GPa)
KMK-3	3	75.01	85.31	77.46	75.68	78.25	80.15
KMK-4	4	75.67	89.38	78.95	76.68	81.52	83.05
KMK-6	6	77.03	97.51	82.00	78.81	84.17	87.43
KMK-7	7	77.72	101.58	83.55	79.95	87.95	92.23

AA2024\*: Normal dökülmüş AA2024 matris alaşımı





Şekil 49. Üretilen kompozitlerin elastisite modülü değerlerinin parçacık hacim oranı ile değişimi.

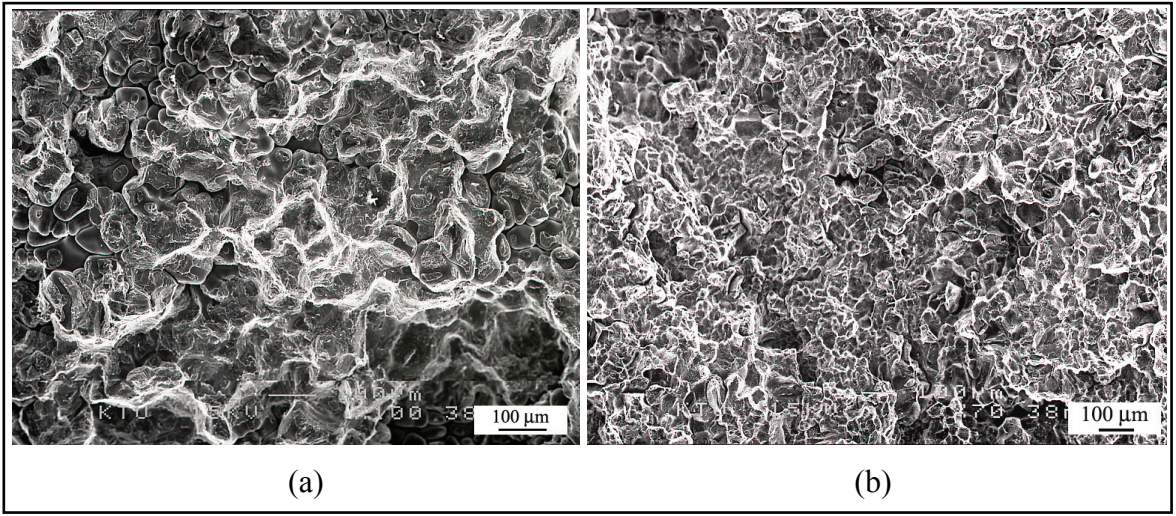


Şekil 50. Üretilen kompozitlerin deneysel elastisite modülü değerlerinin teorik değerlerle karşılaştırılması.

### 3.5.2.2.2. Üretilen Kompozitlerin Kırılma Davranışının İncelenmesi

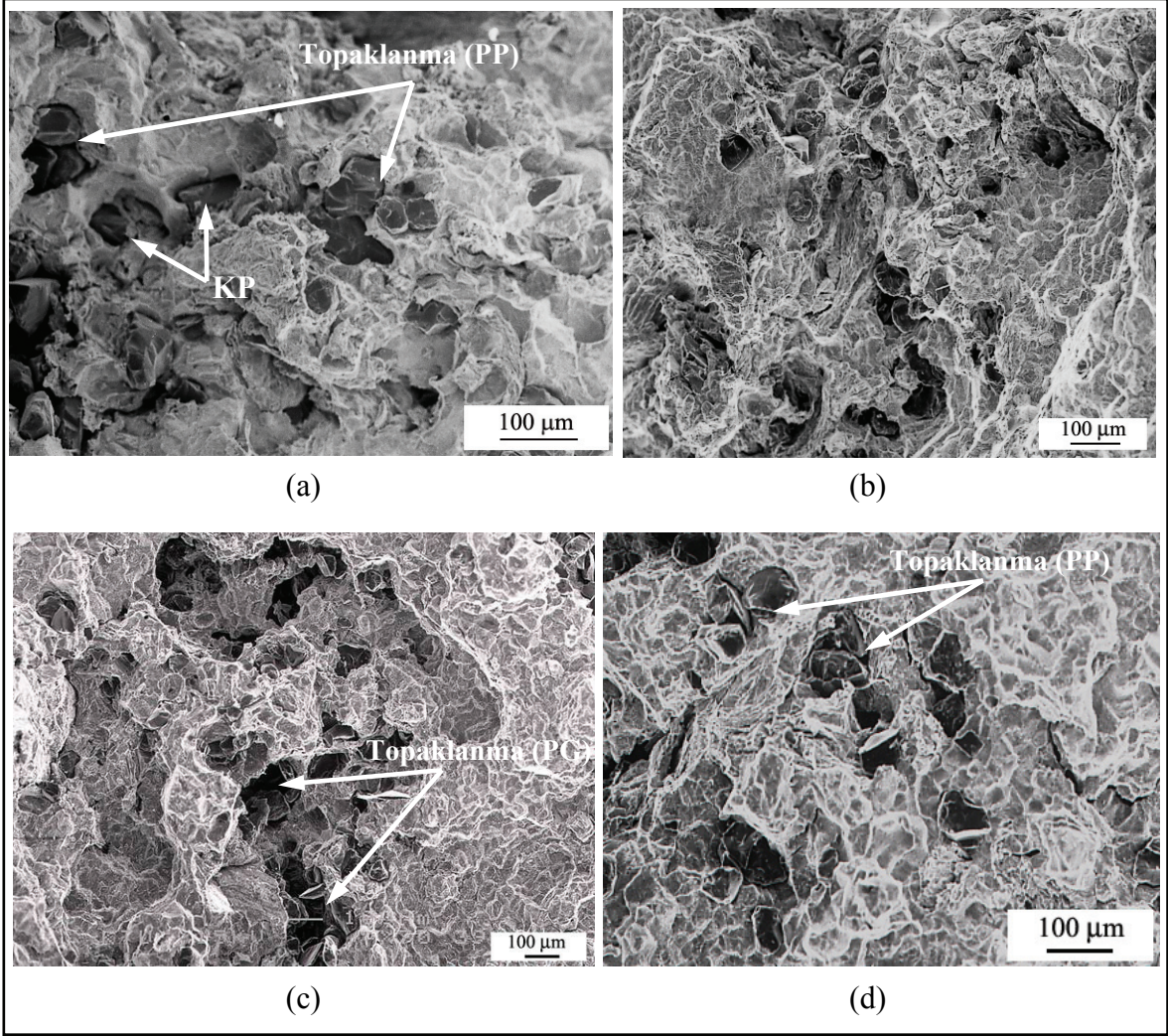
Kompozit malzemenin yapısının karmaşıklığı nedeniyle kırılma mekanizması ve kırılmada farklı kırılma mekanizmalarının yaptığı katkıların tanımlanması çok zordur.

Çekme deneyine tabi tutulan kompozitlerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 51-54'de verilmiştir. Parçacık içermeyen matris alaşımının kırılma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde tanelerarası (dendritik hücrelerarası) kırılma sergilediği görülmüştür (Şekil 51).



Şekil 51. AA2024 matris alaşımının kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) Normal dökülmüş, (b) Karıştırmalı döküm+hızlı katılaştırma uygulanmış.





Şekil 52. Farklı boyutta ve farklı oranda parçacık içeren kompozitlerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntülerinin karşılaştırılması. (a) KMB-7, (b) KMB-4, (c) KMK-7, (d) KMK-4 (PP: parçacık-parçacık topaklanması, PG: parçacık-gözenek topaklanması, KP: kırılmış B<sub>4</sub>C parçacıkları).

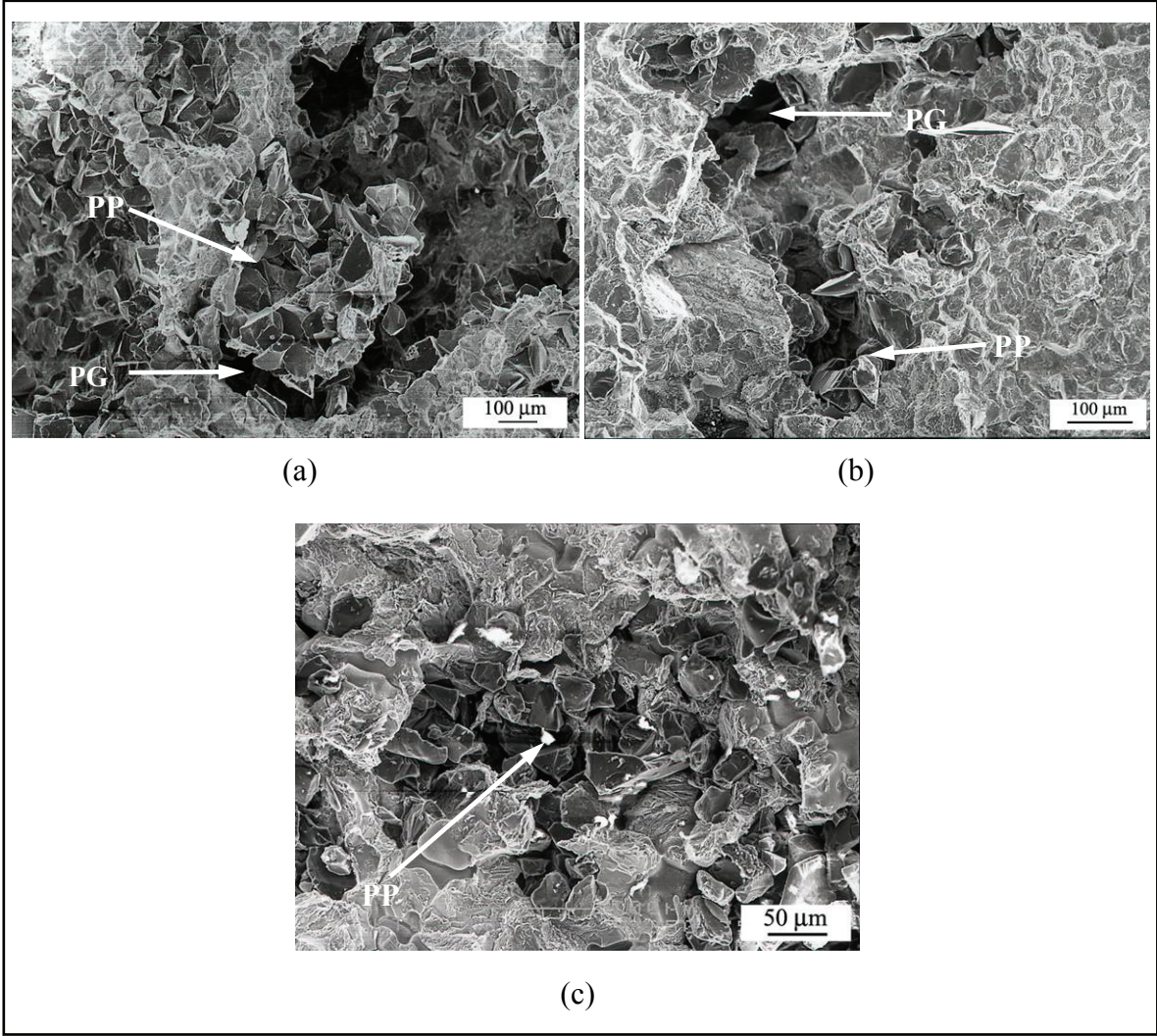
Bor karbür parçacık takviyeli kompozitlerde iri parçacıklı kompozitlerde gerçekleşen kırılma tipi matris deformasyonu ve parçacık kırılması şeklinde olmaktadır (Şekil 52 (a)). Kırılma yüzeyinde kırılğan parçacıkların matrisden ayrılmasıyla oluşan büyük çukurcuklar vardır (Şekil 52 (a), Şekil 54 (c)). Parçacık hacim oranının artması ile oluşan topaklanmaların dolayı parçacıklararası bölgelerden oluşan ayrılma ile gevrek kırılma (süneklik azalmakta) oluşmaktadır.

Bor karbür takviyeli kompozitlerin kırılma davranışını AA2024 matris alaşımıyla karşılaştırdığımızda büyük farklılıkların olduğu SEM fotoğraflarında açıkça görülmektedir (Şekil 51, Şekil 52). Matris alaşımı kırılma yüzeylerinde küçük ve uniform çukurcuklar ile sünek kırılma oluşurken, kompozitlerde ise parçacık-matris ayrılması ile oluşan büyük ve

uniform olmayan çukurcuklar olduğu görülmüştür (Şekil 51, Şekil 52). Ayrıca matris alaşımının kırılma yüzeyleri incelendiğinde tane yapısının uygulanan üretim yöntemiyle değiştiği görüldü ve bunun da malzemenin süneklik değerlerini etkilediği gözlemlendi (Tablo 10). Normal dökümle üretilmiş matris alaşımının tane yapısının karıştırmalı döküm uygulanarak hızlı katılaştırılmış matris alaşımından daha iri olduğu hem kırılma yüzeyleri hem de metalografik incelemeler görülmüştür (Şekil 18, Şekil 19 ve Şekil 51).

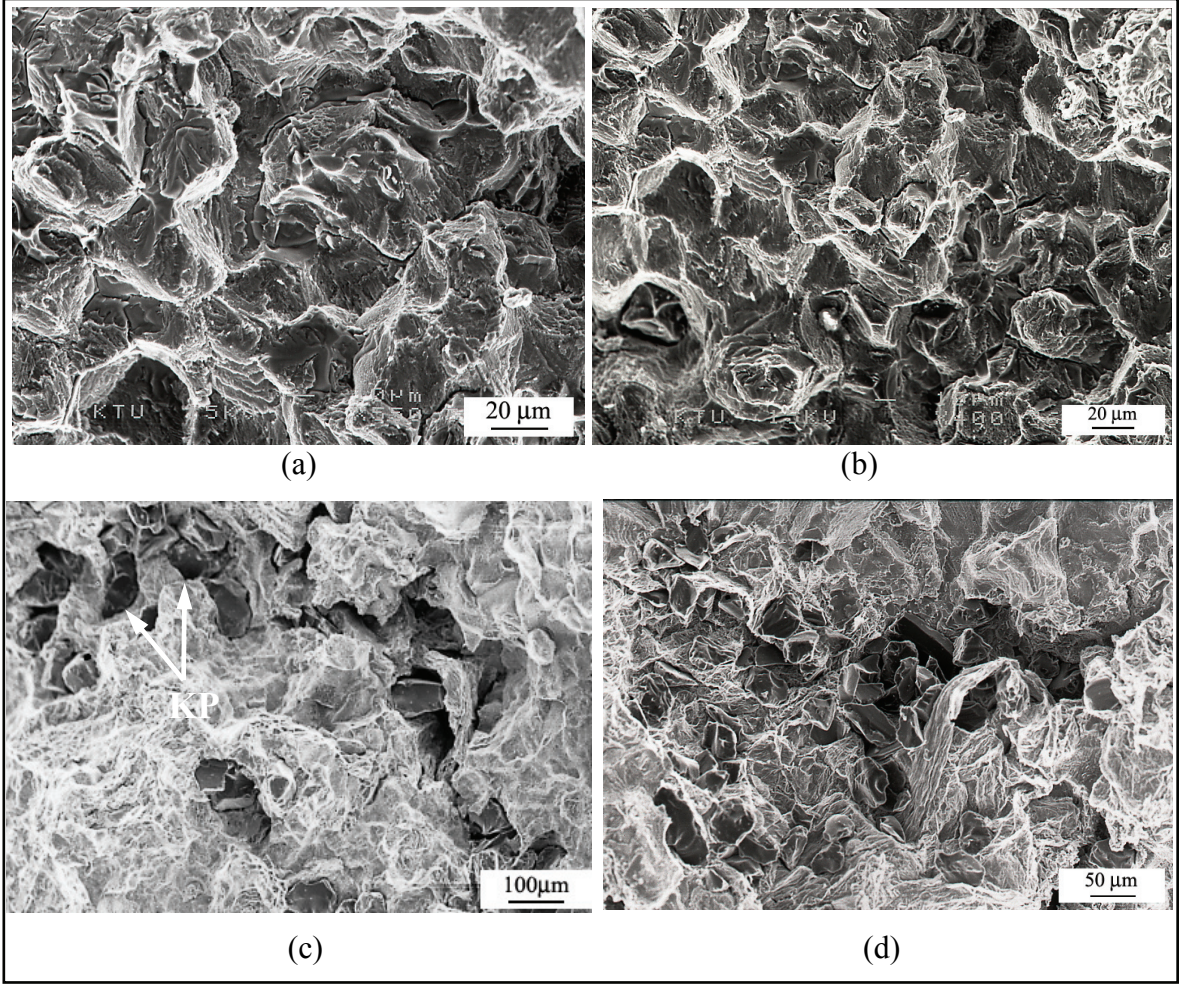
Kompozit malzemenin farklı yerlerinde bor karbür parçacıkları biraraya gelerek parçacık-parçacık ve parçacık-gözenek topaklanmalarını oluşturmakta ve kompozit malzemede çatlak oluşma eğilimini artırmaktadır (Şekil 53). Ayrıca matris alaşımında meydana gelen kırılma çatlaklarının tane sınırlarında başladığı ve ilerlediği görülürken, kompozitlerde parçacık hacim oranı artıkça bu tane sınırlarında başlayan kırılma mekanizmasının yerini parçacıkların topaklandığı ve hataların olduğu bölgelerden kırılmaya bıraktığı görüldü (Şekil 54). Çünkü bu bölgeler yük taşımadığı ve kesiti küçülttüğü için bu bölgelerde gerilme yığılmaları oluşmaktadır.





Şekil 53. Topaklanma örnekleri (a) KMB-7, (b) KMK-6, (c) KMK-7  
(PP: parçacık-parçacık topaklanması, PG: parçacık-gözenek topaklanması).





Şekil 54. Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) Karıştırmalı döküm uygulanarak hızlı katılaştırılmış (su soğutmalı kalıba dökülmüş) AA2024 alaşımı, (b) KMK-3 (c) KMB-6, (d) KMK-7 (KP: kırılmış B<sub>4</sub>C parçacıkları).

### 3.5.2.2.3. Aşınma Davranışının İncelenmesi

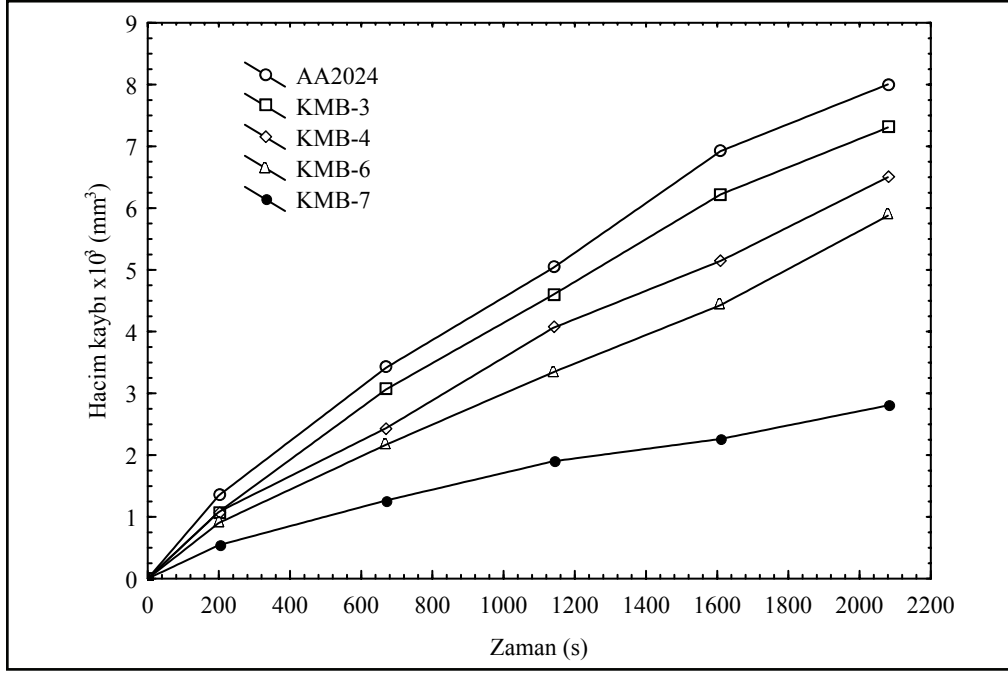
Abrazif aşınma deneylerinde takviyesiz matris alaşımı ve üretilen iki farklı boyuttaki kompozitlerin 92 N'luk sabit yük altında kütle kaybı, sürtünme katsayısı, özgül aşınma ve yüzey pürüzlülüğü değerleri 200-2080 s zaman aralığında kayma zamanının bir fonksiyonu olarak belirlendi (Tablo 13). Toplam aşınma süresi 2080 s olup, ilk ölçüm 200 s'de sonraki ölçümler ise 470 s'de bir tekrarlandı.

Takviyesiz matris alaşımı ve üretilen tüm kompozit malzemelerde hacim kaybı, artan kayma zamanı ile kararlı bir şekilde doğrusal olarak artmaktadır. Ancak parçacık hacim oranı ve boyutu arttıkça bu kayıp azalmaktadır (Şekil 55 ve Şekil 56). Bor karbür (B<sub>4</sub>C) parçacıkları ile takviye edilen daha yumuşak AA2024 alaşımının yük taşıma kapasitesini artırdığı ve aşınma miktarını azalttığı gözlemlendi.

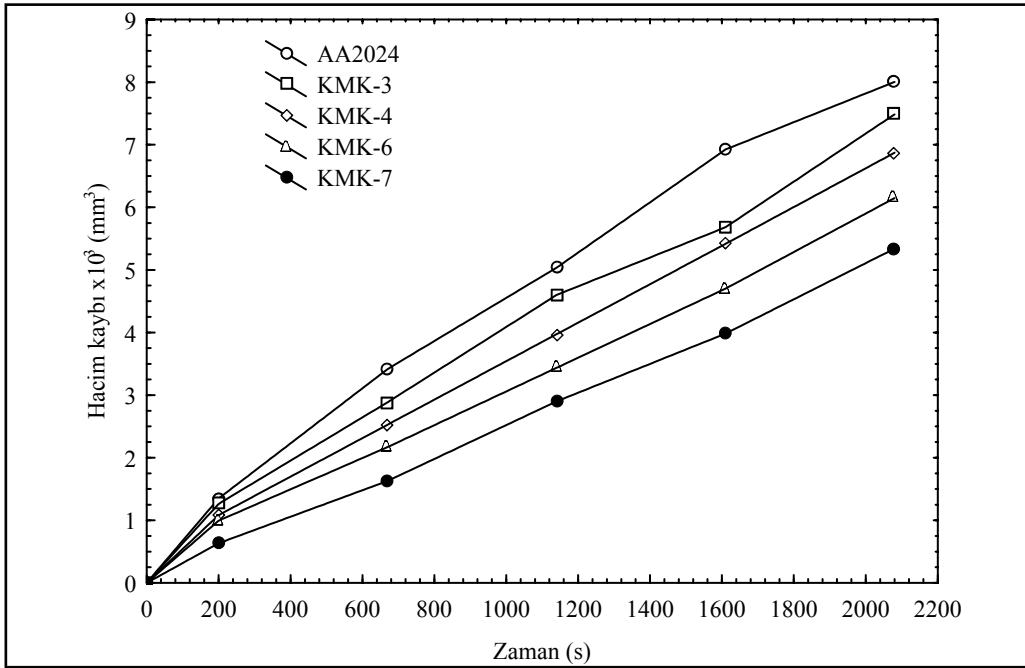
Tablo 13. Aşınma deneyi sonuçları.

Numune Kodu						
AA2024						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	1.349	3.417	5.036	6.924	8.004
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.233	0.177	0.153	0.149	0.133
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.111	0.143	0.101	0.067	0.073
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	1.714	4.699	5.992	6.193	6.299	6.669
KMB-3						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	1.082	3.066	4.600	6.223	7.305
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.187	0.158	0.140	0.134	0.122
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.078	0.103	0.095	0.051	0.092
Yüzey pürüzlülüğü, Ra (mikron)	1.606	4.275	5.354	5.363	5.478	5.618
KMB-4						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	1.083	2.438	4.063	5.146	6.501
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.187	0.126	0.123	0.111	0.108
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.084	0.101	0.088	0.079	0.060
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	1.902	4.248	5.939	5.952	5.960	5.517
KMB-6						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	0.904	2.170	3.345	4.430	5.877
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.156	0.112	0.102	0.095	0.098
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.100	0.118	0.127	0.077	0.090
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	1.999	3.742	3.795	4.226	3.719	4.202
KMB-7						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	0.543	1.267	1.901	2.263	2.806
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.094	0.065	0.058	0.047	0.047
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.085	0.073	0.095	0.092	0.079
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	2.316	3.344	3.878	5.393	5.651	5.051
KMK-3						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	1.263	2.886	4.600	5.682	7.486
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.219	0.149	0.140	0.122	0.124
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.088	0.071	0.078	0.078	0.105
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	1.739	3.985	4.736	5.087	5.312	6.042
KMK-4						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	1.083	2.528	3.973	5.417	6.872
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.188	0.131	0.121	0.116	0.114
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.085	0.113	0.108	0.029	0.091
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	1.901	3.929	4.465	4.958	4.947	5.154
KMK-6						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	0.995	2.170	3.436	4.702	6.148
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.172	0.112	0.104	0.101	0.102
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.093	0.089	0.101	0.071	0.078
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	1.579	4.236	5.395	5.934	5.758	5.419
KMK-7						
Zaman (s)	0	200	670	1140	1610	2080
Hacim kaybı $\times 10^3$ (mm <sup>3</sup> )	0	0.634	1.629	2.900	3.983	5.340
Özgül aşınma (mm <sup>3</sup> /Nm)	0	0.110	0.084	0.088	0.086	0.089
Ortalama sürtünme katsayısı, $\mu$	0	0.083	0.104	0.106	0.089	0.050
Yüzey pürüzlülüğü, Ra ( $\mu$ m)	1.746	4.277	5.141	5.362	4.960	4.511





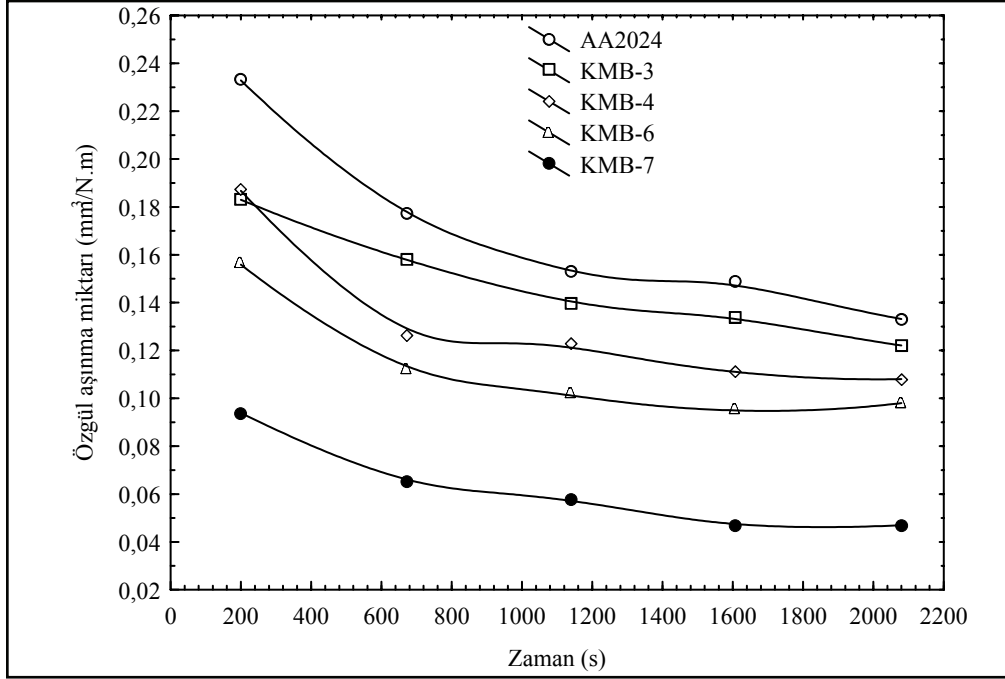
Şekil 55. KMB kodlu kompozitlerin hacim kaybının kayma zamanı ile değişimi.



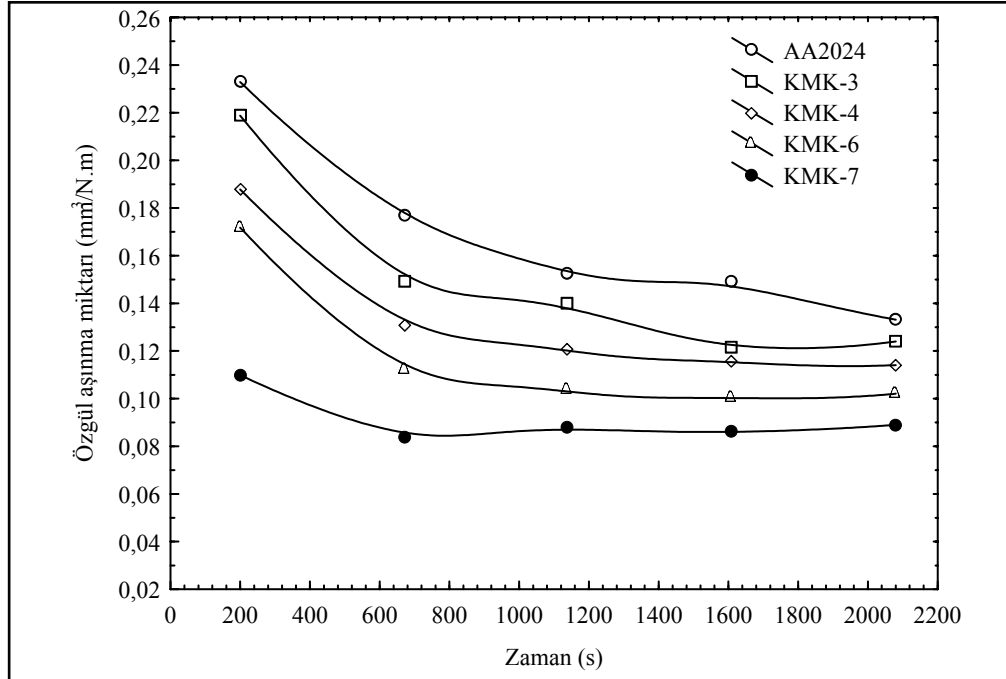
Şekil 56. KMK kodlu kompozitlerin hacim kaybının kayma zamanı ile değişimi.

Farklı bileşim ve parçacık boyutu için üretilen kompozitlerin özgül aşınma miktarları kayma zamanına göre belirlenerek sonuçlar Şekil 57 ve 58'de verilmiştir. Sürekli bir aşınma rejimi oluşuncaya kadar artan aşındırma zamanıyla başlangıçta ilk 670 s'de özgül aşınma miktarlarının hızla azaldığı gözlenmiştir (Şekil 57-58). Özgül aşınma oranındaki

düşme bu noktadan sonra yavaşlamış yüksek oranda parçacık içeren kompozitlerde hemen hemen sabit kalmıştır.



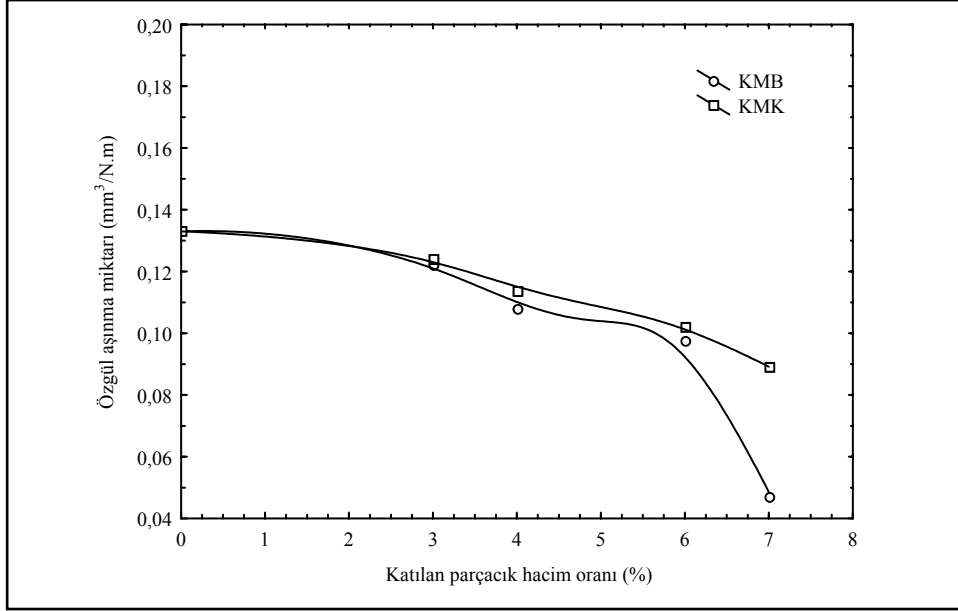
Şekil 57. KMB kodlu kompozitlerin özgül aşınma miktarının kayma zamanı ile değişimi.



Şekil 58. KMK kodlu kompozitlerin özgül aşınma miktarının kayma zamanı ile değişimi

Parçacık boyutu ve parçacık oranı artıkça özgül aşınma miktarı azalmıştır (Şekil 57-58).

Üretilen KMK ve KMB grubu kompozitlerin özgül aşınma miktarlarının parçacık oranı ile değişimi Şekil 59'da verilmiştir.



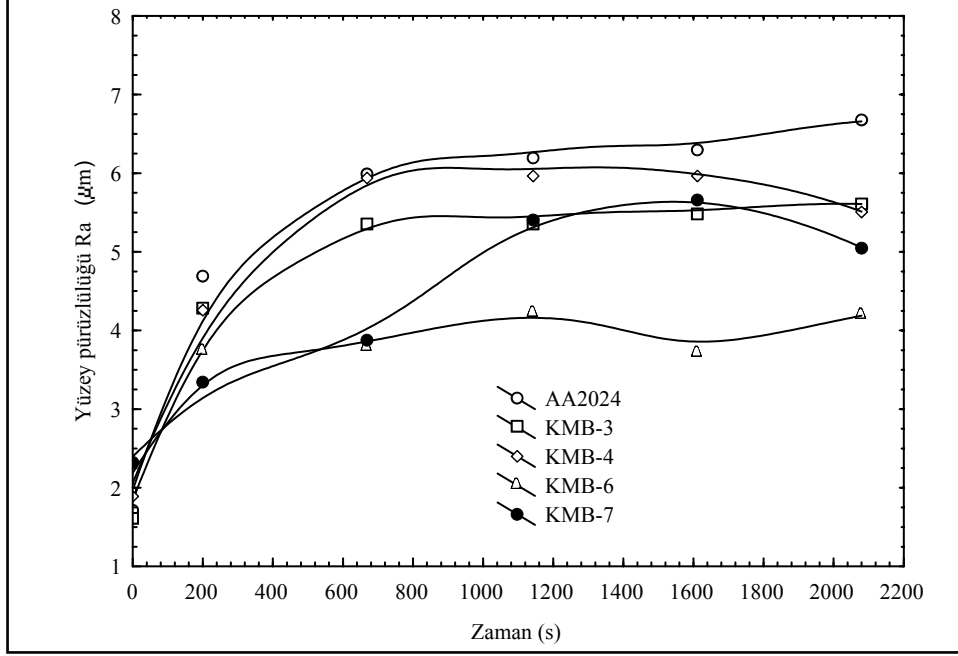
Şekil 59. KMK ve KMB kodlu kompozitlerin özgül aşınma miktarının parçacık oranı ile değişimi (2080 s).

Şekil 59'da da görüldüğü üzere KMB grubu kompozitlerin özgül aşınma miktarı özellikle yüksek parçacık oranlarında KMK grubu kompozitlere oranla daha az olmuştur.

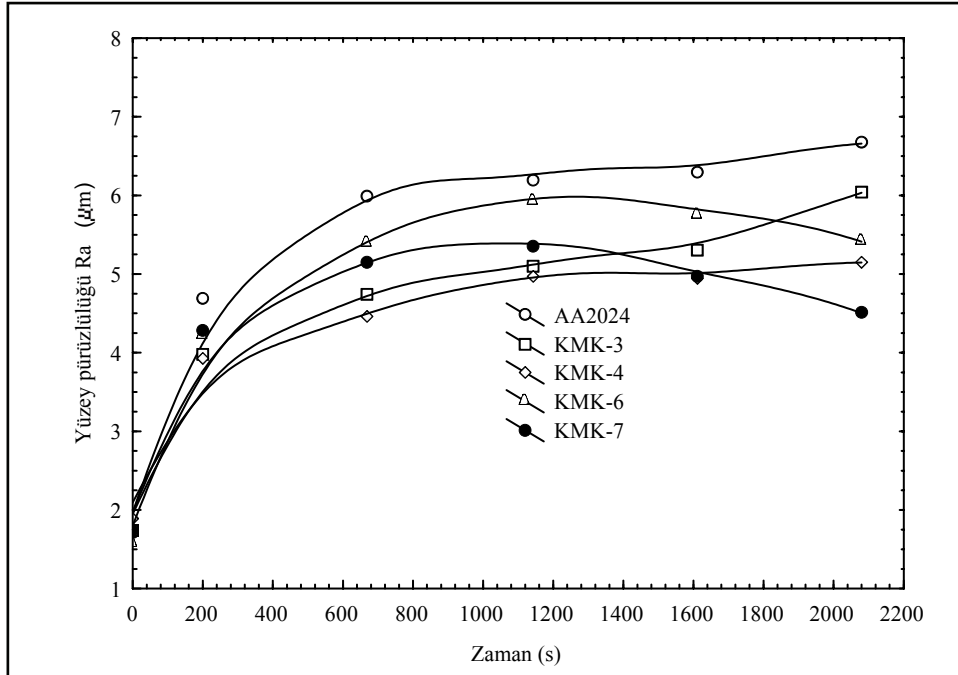
Abrazif aşınma deneylerinde ölçülmemekle birlikte bu çalışmada kullanılan cihazda ölçme kolaylığı olduğu için sürtünme katsayıları da ölçülmüştür. Üretilen kompozitlerin sürtünme katsayıları kayma zamanına bağlı olarak kararlı bir rejim göstermeyip geniş bir aralıkta dağılım göstermektedir. Her iki tür kompozitte de yaklaşık ilk 700 s'de artış meydana gelmekte daha sonra düşme görülmektedir. Ölçülen sürtünme katsayılarının 0.143 ile 0.06 arasında değiştiği görülmüştür.

Yüzey pürüzlülüğü değerleri ölçümünde numunelerin başlangıçtaki pürüzlülük değerlerinin birbirine yakın olması için deneyden numuneler 800 nolu zımpara ile zımparalandı. Yapılan deneyler sonucunda, yüzey pürüzlülüğü değerleri ilk 670 s'ye kadar artan çalışma zamanıyla artış gösterdi. Bu sürenin üzerinde ise bu artışın durarak ve hemen hemen sabit konuma geldiği gözlenmiştir (Şekil 60-61). Ancak her iki şekil dikkatle incelendiğinde parçacık oranı nispeten yüksek olan kompozitlerde yüzey pürüzlülüğünün

1610 s'nin üzerinde azalma eğilimine girdiği görülmüştür (Şekil 61). Bu nedenle daha uzun süreli deneylerde yüzey pürüzlülüğünün parçacık oranı ile azalması beklenir.



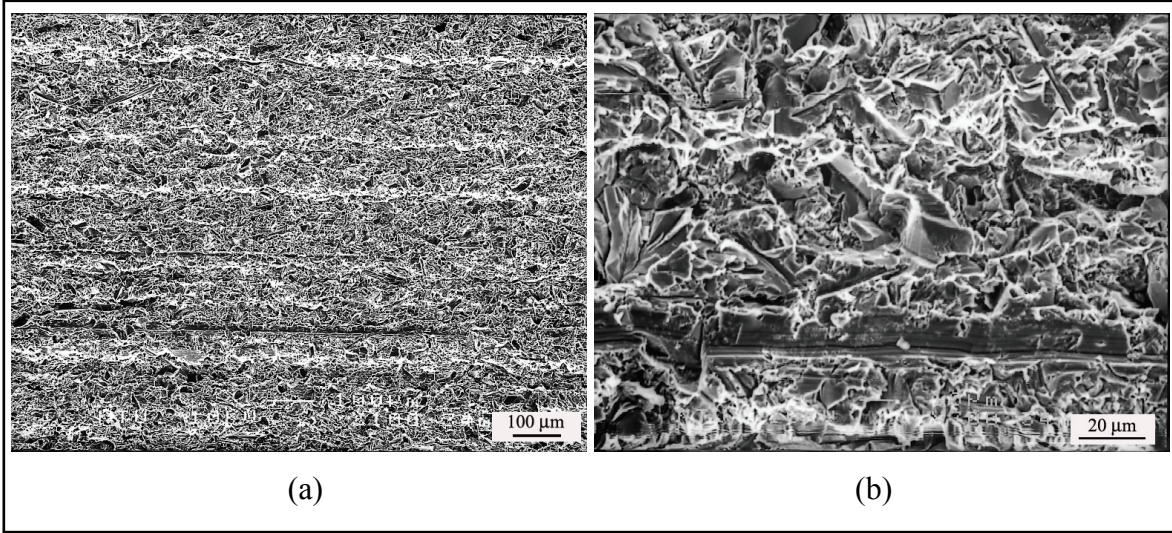
Şekil 60. KMB kodlu kompozitlerin yüzey pürüzlülüğünün kayma zamanı ile değişimini.



Şekil 61. KMK kodlu kompozitlerin yüzey pürüzlülüğünün kayma zamanı ile değişimini gösteren eğriler.

#### 3.5.2.2.4. Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi

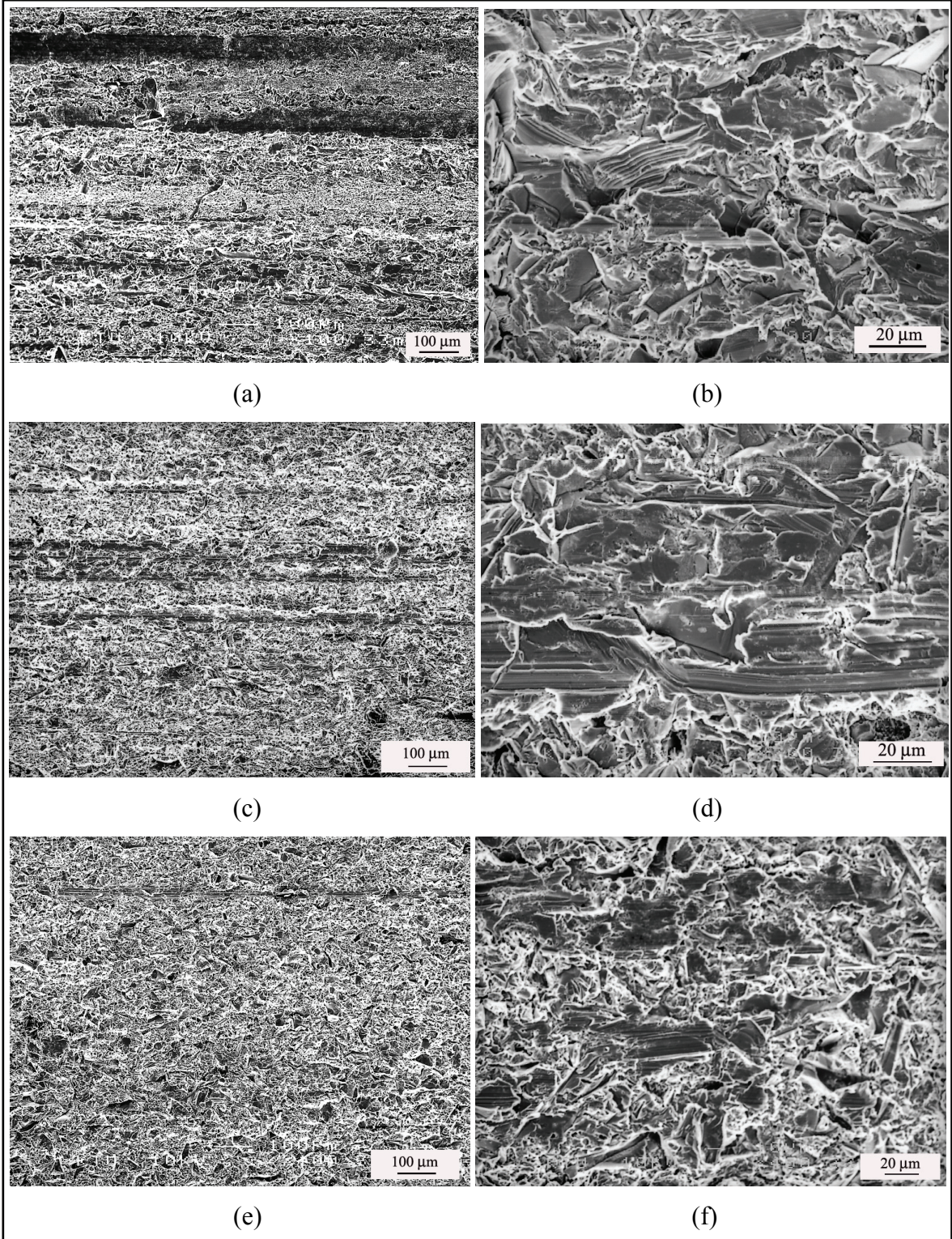
Numunelerin aşınma yüzeylerinden elde edilen SEM görüntüleri Şekil 62-65'de verilmiştir. Aşınmış yüzeylerden alınan SEM görüntülerinden çizik ve oyuk şeklindeki abrazif aşınma izleri vardır. SiC parçacıkları kullanılarak yapılan abrazif aşınma deneyleri sonucunda tane boyutu daha küçük olan KMK kodlu kompozitlerin yüzeylerinde oluşan oyuk ve çiziklerin tane boyutu daha büyük olan KMB numune kodlu kompozitlere göre daha derin ve daha dar aralıklı oldukları görüldü (Şekil 63, Şekil 64). Ayrıca parçacık oranı arttığında aşınma direncinin de arttığı gözlemlendi.



Şekil 62. Aşınma deneyine tabi tutulan AA2024 matris alaşımının farklı büyütmelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri.

AA2024 matris aşınma yüzeyleri incelendiğinde abrazif aşınma izlerinin (çizik veya oyukların) çok geniş ve sürekli bantlar şeklinde oldukları görülmektedir.

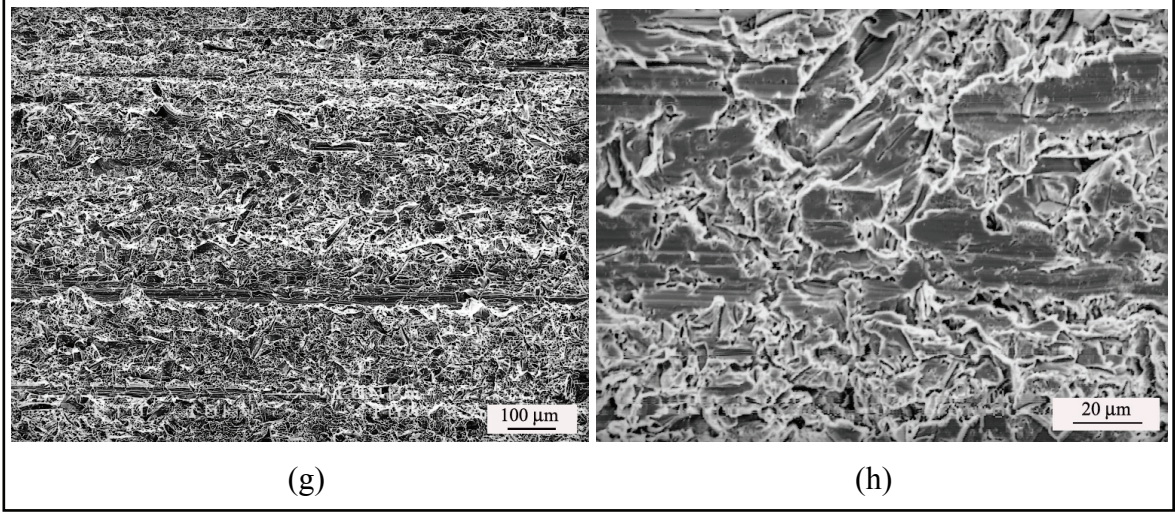




Şekil 63. Üretilen KMB kodlu kompozitlerin farklı büyütmelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri (a,b) KMB-3, (c,d) KMB-4, (e,f) KMB-6.

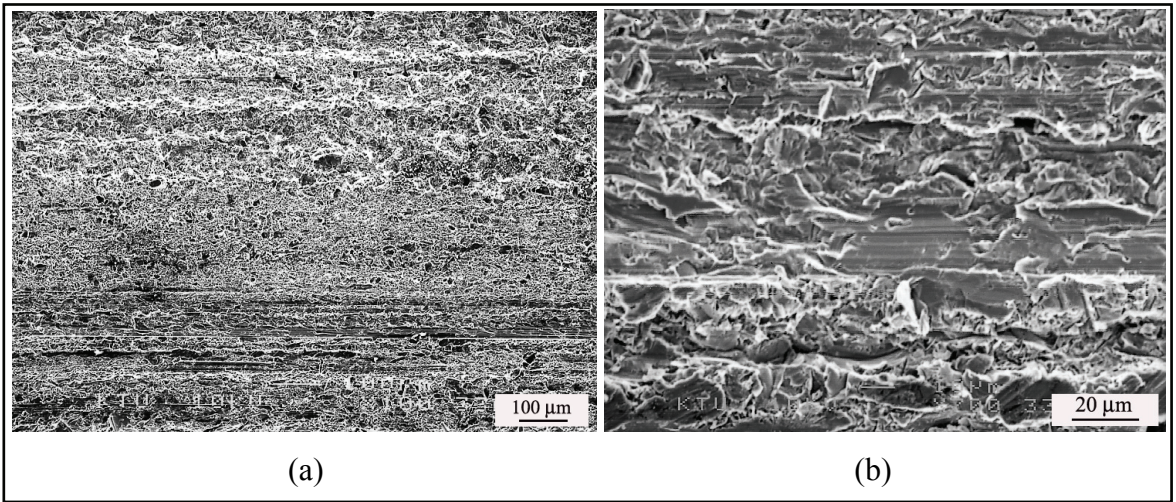


“Şekil 63’ün devamı”



Şekil 63. Üretilen KMB kodlu kompozitlerin farklı büyütmelelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri (g,h) KMB-7.

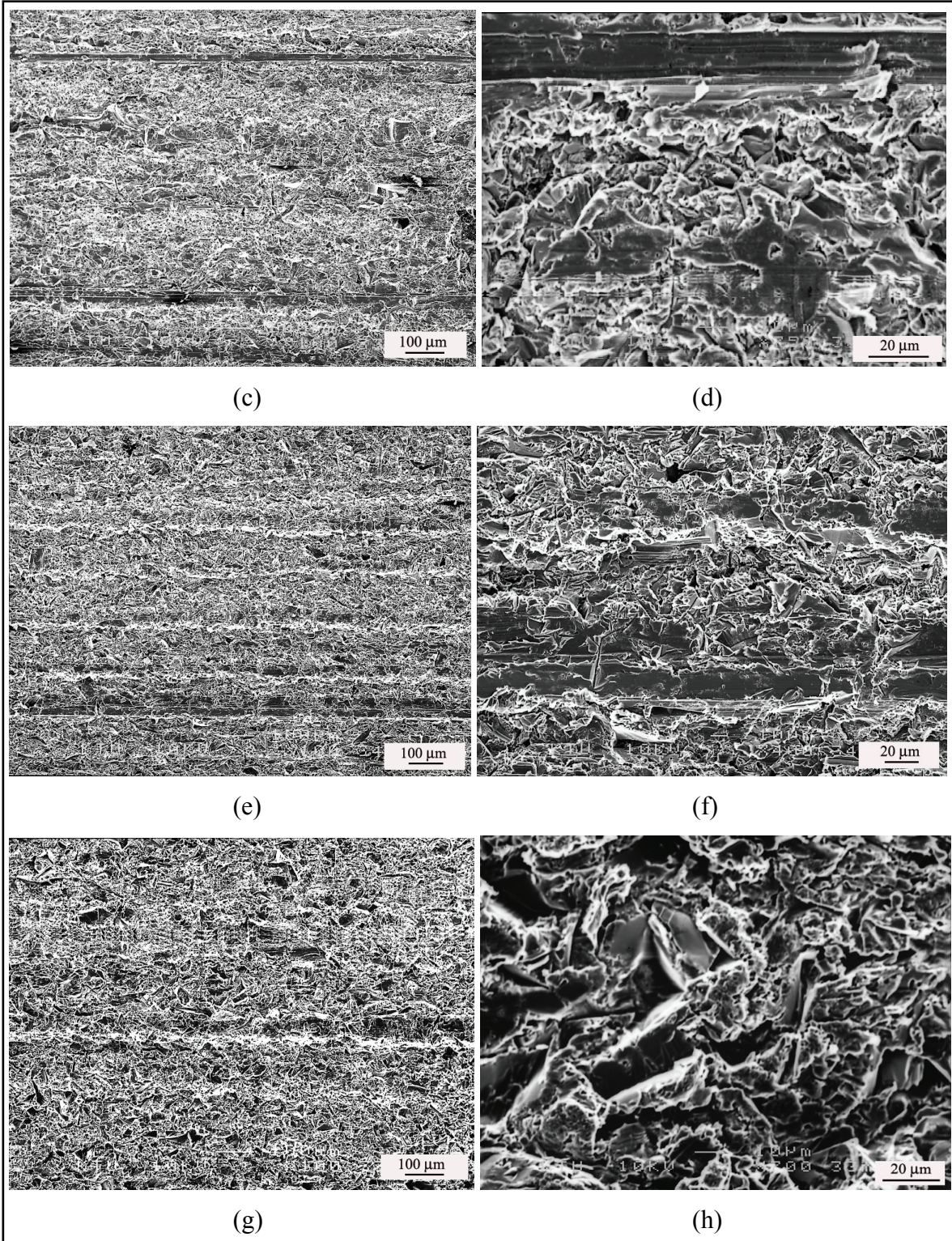
Şekil 63’de görüldüğü gibi KMB kodlu kompozitlerde parçacık hacim oranı arttıkça oluşan oyuk veya çizik derinliği ve genişliklerinin azaldığı ve sürekliliklerinin kaybolduğu görülmüştür. KMB-7 kodlu kompozitin aşınma yüzeyinden alınan aynı bölgeye ait SEM görüntüleri Şekil 65 (a,b)’de verilmiştir



Şekil 64. Üretilen KMK kodlu kompozitlerin farklı büyütmelelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri, (a,b) KMK-3.



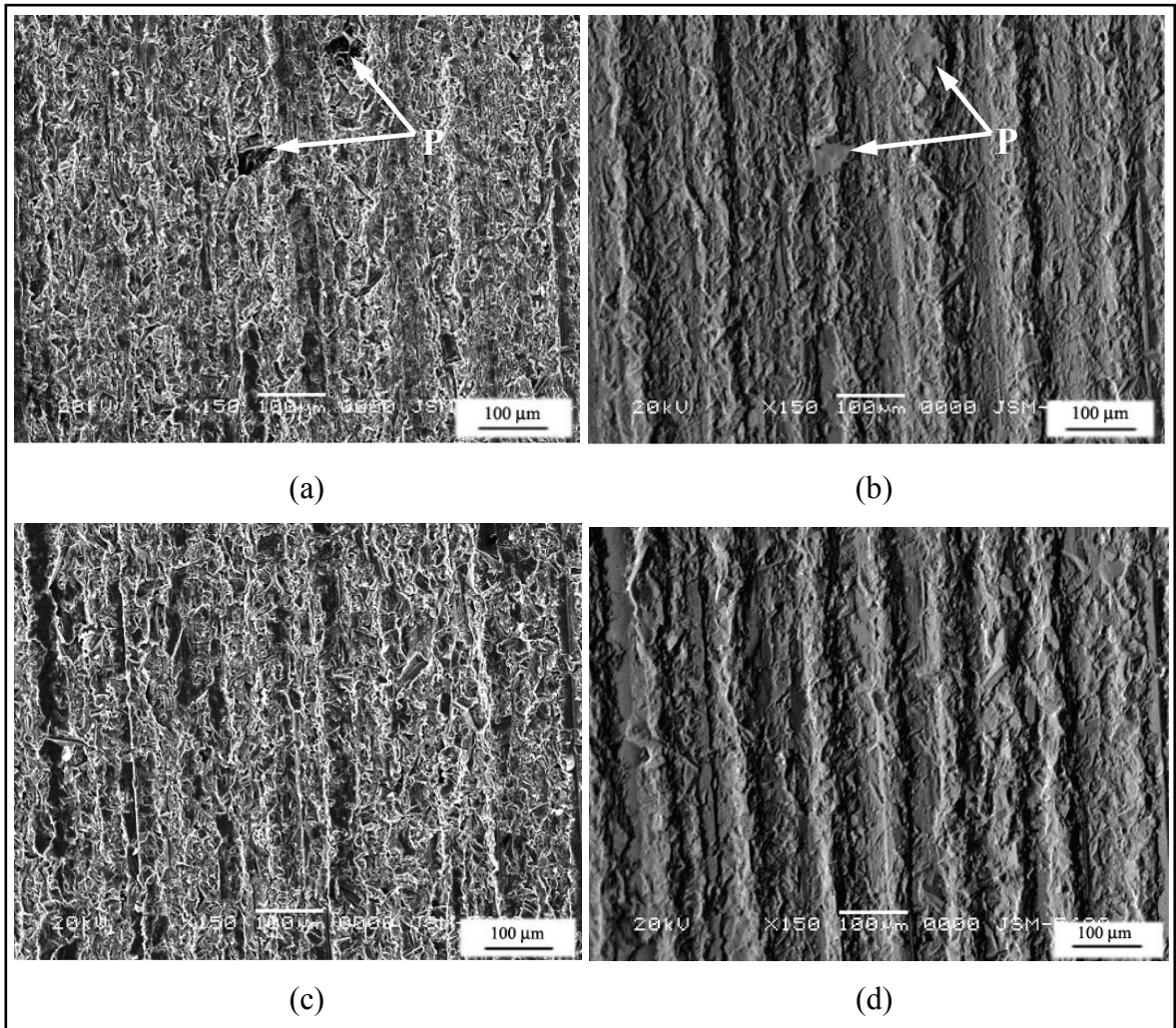
“Şekil 64’ün devamı”



Şekil 64. Üretilen KMK kodlu kompozitlerin farklı büyütmelelerdeki aşınma yüzeyi SEM görüntüleri, (c,d) KMK-4, (e,f) KMK-6, (g,h) KMK-7.



Şekil 64’de görüldüğü gibi KMK grubu kompozitlerde de parçacık hacim oranı artıkça yüzeyde oluşan çizik veya oyuk şeklindeki abrazif aşınma izleri azalmıştır. Parçacık hacim oranındaki artış ile birlikte çizik veya oyuk derinliklerinin, genişliklerinin azaldığı gözlenmiştir (Şekil 64). KMB grubu ile karşılaştırıldığında KMK grubu kompozitlerin aşınma yüzeylerinde abrazif aşınma izlerinin daha derin, daha sık olduğu ve süreklilik gösterdiği gözlenmiştir (Şekil 64, Şekil 65 (c,d)). KMK kompozitlerde görülmemekle birlikte KMB grubu kompozitlerde abrazif aşınma izlerini kesen parçacıklara rastlanmıştır (Şekil 65 (b)).



Şekil 65. KMB ve KMK kodlu kompozitlerin aşınma yüzeylerinin aynı bölgesine ait hem normal hem de topografik SEM görüntüleri (a) KMB-7 SEM görüntüsü, (b) KMB-7 topografik SEM görüntüsü, (c) KMK-6 SEM görüntüsü, (d) KMK-6 topografik SEM görüntüsü (P: B<sub>4</sub>C parçacığı).

#### 4. İRDELEME

Karıştırma uygulandıktan sonra su soğutmalı kalıba dökülen matris alaşımı eş eksenli hücresel yapıda katılmış ve normal kokil kalıba göre tane yapısında küçülme görülmüştür (Şekil 18, Şekil 19). Tane küçülmesi su soğutmalı kalıpta soğuma hızının artmasının aşırı soğuma miktarını ve çekirdeklenmeyi hızlandırması ile açıklanabilir. Karıştırmalı dökümden sonra kompozitin hızlı katılması parçacıkların iç yapıda tutulmasına yardımcı olur [110]. Bu nedenle çalışmada da soğuma hızını arttırmak için döküm işlemi su soğutmalı kalıba yapılmıştır (Şekil 11).

Normal döküm ve karıştırmalı döküm yöntemleriyle üretilen matris malzemelerinin yaşlandırılmış durumdaki iç yapılarında tane sınırlarında bir miktar (muhtemelen çözündürme işlemi sırasında çözünmemiş olan)  $\theta+\alpha$  fazı bulunduğu (Şekil 20, Şekil 21) görülmektedir.

Kompozit üretiminde kullanılan parçacıkların SEM görüntüleri incelendiğinde B grubu parçacıkların daha köşeli ve keskin kenarlı olduğu görülmüştür (Şekil 22). Nispeten daha küçük olan K grubu parçacıkların keskin köşelerinin tane küçültme için daha uzun süren öğütme sırasında kırılması beklenen bir olaydır (Şekil 23).

MMK'lerde ıslatma çok önemlidir. Çünkü MMK'lerde matris takviye elemanlarını bir arada tutar, onları ortamın dış etkilerinden korur ve kompozit malzemeye gelen yükleri takviye elemanlarına iletir. MMK'lerin üretiminde ergimiş sıvı metalin (matris) takviye elemanlarını ıslatması kompozite gelen yükün takviye elemanlarına iletilmesi ve taşınmasını sağlayacak bir etkinliğin sağlanması için güçlü bir ara yüzeyin oluşması önemlidir [38]. Ancak sıvı alüminyum alaşımlarının seramik parçacıklarını ıslatması genellikle zayıftır. Bu nedenle sıvı matris içerisinde takviye elemanlarının homojen bir şekilde dağıtılması çok zordur. Literatürde ıslatmayı iyileştirmek için sıvı metal sıcaklığının artırılması [111], takviye parçacıklarına ön ısıtma uygulanması [11, 109, 112], seramik parçacıkların kaplanması veya oksitlenmesi [51, 52, 113] ve magnezyum, lityum gibi yüzeyi aktifleştiren elementlerinin katılması [9, 114-116] gibi işlemler önerilmiştir.

Parçacıkların yüzeyinin kaplanması durumunda yüzeyi kaplanan parçacıklar matris bileşimini değiştirmekte ve bu durum bazı uygulamalar için sakıncalar oluşturmaktadır.

Ayrıca parçacıkların yüzeyinin kaplanması ek maliyet getirmektedir [43]. Bu nedenlerden dolayı bu yöntem bu çalışmada denenmemiştir.

Takviye parçacıklarına katma öncesi ısıtma işlemi uygulanarak sıvı metal içerisine katılması denenmiş, fakat tek başına bu işlem başarılı olmamıştır. Parçacıkların tamamına yakınının yüzerek kalıbın üst tarafında toplandığı görülmüştür. Benzer sonuç A359-SiC parçacık takviyeli kompozitlerin üretiminde başka araştırmacılar tarafından da gözlenmiştir [38]. Bu durum uygulanan işlemin ıslatmaya iyileştirememesinden kaynaklanabilir.

Islatma ile ilgili olarak yapılan çalışmalarda parçacık takviyeli alüminyum sistemlerinde en iyi yüzey aktifleştirici elementin magnezyum olduğu belirtilmektedir [113, 119]. Magnezyum ilavesinin sıvı metal yüzey enerjisini düşürmesiyle [38, 117] ve sıvı-metal ara yüzeyindeki reaksiyonları artırmasıyla [11, 38, 118, 119] ıslatmayı iyileştirdiği bildirilmektedir. Sukumaran ve arkadaşları [120] magnezyum ilavesini %1'in üzerine çıkardıklarında A359 matris alaşımının viskozitesinde önemli bir artış oluşturduğunu ve bu artışın SiC parçacıklarının uniform bir şekilde dağılmasını da zorlaştırdığını görmüşlerdir. Bu sonucu başka araştırmacılar da ortaya koymuştur [48]. Moldolfo Al-Si alaşımına %3 magnezyum kattığında ergime noktası düşük ve MMK'in mekanik özelliklerini kötüleştiren  $Mg_5Al_8$  fazının oluştuğunu tesbit etmiştir [48]. Bunları gözönüne alarak yapılan çalışmada; ön ısıtmayla birlikte matris alaşımına %1-1.5 oranında magnezyum ilave edilmiştir. Yukarıda bahsedildiği gibi beklenen iyi ıslatmanın bor karbür parçacık takviyeli AA2024 matrisli kompozitlerde gerçekleşmediği görülmüştür. Ayrıca magnezyum; paslanmaz çelikten yapılmış olan karıştırıcı mili ve kanatçıklarında aşınmaya (erozyona) sebep olmuştur. Bu durumla başka araştırmacılar da karşılaşmıştır [109]. Bu olumsuzluklardan dolayı magnezyum ilave etme işleminden de vazgeçilmiştir.

Önceden de belirtildiği gibi parçacık yüzey özellikleri ıslatmayı etkilediği ve parçacık yüzeyine adsorbe edilmiş kirleticiler ıslatmayı kötüleştirmektedir [38, 42]. İlgili kaynaklarda bor karbürün bazı asit karışımlarında uzun sürede çok az oranda çözünme göstermesi [20, 21] düşüncesinden hareket edilerek katma öncesi parçacıkların yüzeyini temizlemek ve yüzeyi aktif hale getirmek amacıyla çeşitli asit karışımları denenmiştir. Yapılan çok sayıda deneylerden sonra optimum çözümü sağlayan asit karışımının % 50  $H_2SO_4$  + % 50 HF olduğu belirlenmiştir. Bu yöntemde B grubu parçacıklar asit karışımı ortamında 3 dakika, K grubu parçacıklar 2 dakika bekletildikten sonra asit karışımı etil alkol ile seyreltilip süzülerek etil alkolde iki defa yıkanmıştır. Boyut küçüldüğünde yüzey alanı arttığından asitlerin toz parçacıkları üzerine etkinliği

artmaktadır. Bu nedenle asit karışımın tozlara zarar verip özelliklerini etkilemesini engellemek için parçacık boyutu küçüldükçe asit karışımında bekletme süresi azaltılmıştır. Ayrıca parçacıklar 6 saat havada, 12 saatte 150°C’de fırında kurutulup kırma işleminden sonra katma öncesi fırında 400°C’de 4 saat ön ısıtmaya tabi tutulmuştur. Geliştirilen bu yüzey işlemi uygulandıktan sonra B<sub>4</sub>C parçacıklarının AA2024 matris alaşımı içerisinde tutularak homojen bir şekilde dağılması ıslatmanın iyileştiğinin göstergesidir. Bor karbür parçacıklarına uygulanan bu yüzey işlemi kullanılarak kompozit üretimiyle ilgili çalışma kaynaklarda yoktur. Ancak Li ve arkadaşları ZA27/SiCp kompozitinin üretiminde sıvı metale katma öncesi SiC parçacıklarını 990-950 °C’de fırında tavladıktan sonra HF+aseton çözeltisinde ve aseton ortamında öğütme ve temizleme uygulamasının matrisin parçacıkları ıslatmasının iyileştiğini gözlemişlerdir [45].

Kimyasal yüzey işlemi uygulanmış olan parçacıkların yüzeylerinin temiz olduğu SEM incelemeleriyle anlaşılmıştır (Şekil 24). Bor karbür yüzeyinde bulunan kirlilikler, gazlar, oksitler, v.b. yabancı maddeler bor karbür parçacıklarına sıvı metalin nüfuz ederek onu içerisine almasını engelleyen süreksizliklerdir. Yeni geliştirilen kimyasal yüzey işlemi sonucunda yüzeyin temizlenmesiyle yeni oluşan düzgün ve temiz tabakanın daha kolay ıslatılacağı beklenir. Çünkü temiz yüzeyler sıvı metal-parçacık arasındaki etkileşimin daha iyi olmasını sağlar ve böylece ıslatma iyileşir [38]. Parçacıklara sıvı metale katılmadan önce yüzey işlemi ve ön ısıtma uygulanması yüzeydeki kirliliklerin temizlenmesine, gazların kaldırılmasına yardımcı olmakta ve parçacık yüzey kompozisyonunu değiştirmektedir [38]. Diğer taraftan yüzey işlemi uygulanmamış olan parçacıkların yüzeyinde mikron altı boyutlarda toz parçacıkları vardır (Şekil 24 (a), (c), (e), (g)). Bor karbür parçacıklarının yüzeylerinin mikron altı boyuttaki tozlarla kaplı olması nedeniyle bor karbür (B<sub>4</sub>C) parçacık yüzeyinde muhtemelen doymamış B<sup>+3</sup> iyonları, oksijen (O<sub>2</sub>), azot (N<sub>2</sub>) ve buhar ile kolaylıkla birleşir. Bu tozlar ve B<sup>+3</sup> iyonları muhtemelen B<sub>4</sub>C parçacık yüzeylerine fiziksel ve kimyasal olarak gaz emilmesini kolaylaştırır ve bu gazların yüzeyden kaldırılmasını zorlaştırarak B<sub>4</sub>C parçacıklarının ıslatmasını kötüleştirir.

Her iki tür parçacığın X-ışınları kırınımı desenleri Şekil 25’de verilmiştir. X-ışınları difraksiyon pikleri incelemelerinden kimyasal işlem öncesi ve işlem sonrası difraksiyon piklerinin büyük ölçüde benzerlik gösterdiği görülmüştür. Belirlenen karakteristik piklerin; B, B<sub>4</sub>C, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> ve B<sub>7</sub>O<sub>3</sub> olduğu görülmüştür. Ayrıca yüzey işlemi görmemiş B<sub>4</sub>C parçacıklarının difraksiyon pikleri şiddetinin yüzey işlemi görmüş B<sub>4</sub>C parçacıklarından



daha yüksek olduğu gözlenmiştir (Şekil 25). Bu durum ön yüzey işlemi uygulanan B<sub>4</sub>C parçacıklarının yüzeyindeki oksit miktarının nispeten azaldığını gösterir.

Üretilen kompozitlerde parçacık oranının ingot içindeki dağılımı Tablo 7 ve Şekil 26'de verilmiştir. Farklı boyut aralığındaki parçacıklarla üretilen ingotlarda % 6 parçacık hacim oranına kadar parçacıkların yaklaşık olarak homojen dağıldıkları söylenebilir. Daha yüksek parçacık oranlarında ise ingotun alt kısmında parçacık oranının yaklaşık %1 oranında daha yüksek olduğu görülmüştür. Bu durum artan parçacık oranı ile birlikte karışımın viskozitesinin artması ile açıklanabilir. Çünkü viskozitenin artması parçacıkların hareketini sınırlar [49]. Ayrıca konik olan kalıpta ingotun alt kısmının nispeten hızlı soğuması B<sub>4</sub>C parçacıklarının iç yapıda kalmasına yardımcı olur.

Her iki parçacık boyutu için de parçacık oranı arttıkça ortalama parçacık katılma verimi azalmaktadır (Tablo 7). Katılma verimi %3 parçacık oranı için % 97 iken % 10 parçacık oranı için % 68 olmuştur (Şekil 27). Bu durum karışımda parçacık oranı arttıkça viskozitenin artmasından kaynaklanır. Çünkü viskozitenin artması parçacıkların sisteme girmesini zorlaştırır. Başka araştırmacılar tarafından Al matrisli kompozitlerle ilgili olarak yapılan çalışmalarda parçacık boyutu, şekli, katma oranı ve katma hızının katılma verimini etkilediği görülmüştür [121]. Hashim ve arkadaşları alüminyum matrisli kompozitlerin döküm yöntemiyle üretiminde SiC parçacık oranının artmasıyla katılma veriminin düştüğünü tespit etmişlerdir [38]. Bunu SiC<sub>p</sub> oranı arttıkça viskozitenin artması ile açıklamışlardır. Viskozite takviye hacim oranının yanında parçacık şekli, büyüklüğü ve sıvı metal sıcaklığına da bağlıdır [58]. Sıcaklığın yükselmesi viskoziteyi azaltmakla birlikte sıcaklığın aşırı yükseltilmesi parçacık-metal reaksiyonlarını ve sıvı metalde gaz çözünürlüğünü arttırmaktadır.

Üretilen kompozitlere ait numunelerden alınan SEM fotoğraflarında düşük parçacık oranlarında parçacıkların iç yapıda homojen bir şekilde dağıldıkları görüldü (Şekil 28-35). Parçacık hacim oranı arttıkça ve parçacık boyutu azaldıkça bazı bor karbür parçacıklarının yer yer bir araya gelerek topaklanma (kümelenme) oluşturdukları gözlemlendi (Şekil 28, Şekil 29, Şekil 32, Şekil 33 ve Şekil 34). Nispeten iri bor karbür (dm=71 µm) parçacıklarının kullanıldığı B grubu kompozitlerde topaklanmaların nispeten daha az olduğu tesbit edildi (Şekil 28-31). K grubu kompozitlerde (dm=29 µm) özellikle %4 parçacık hacim oranı ve üzerinde parçacık-parçacık ve parçacık-gözenek topaklanmaların arttığı gözlemlendi (Şekil 32-35). Bu gruptaki kompozitlerde artan parçacık hacim oranı ile gözenek oranı da arttığından yüksek oranda parçacık içeren kompozitlerde parçacık-gözenek tipi topaklanmalar da

artmaktadır (Şekil 36 ve Şekil 37). Topaklanmaların nedeni; kompozitin katılaşması sırasında parçacıkların büyüyen dendritler tarafından katı-sıvı ara yüzeyine doğru itilmeleri ve parçacıkların dendritler arasına sıkışarak bir araya toplanmalarıdır. Bu olay küçük boyutlu parçacıklarda daha kolay meydana gelir [36, 122, 123]. Ayrıca iç yapıda çözünmüş haldeki gazlar parçacıklar üzerinde çekirdeklenmektedir [40].

Döküm esnasında takviye elemanın ilavesinden sonra bekletme süresinin az olması ve katılaştırma hızının yüksek olması parçacıkların homojen şekilde dağılmasına yardımcı olmaktadır [124]. Bu çalışmada da parçacık katma işlemi tamamlandıktan sonra 5 dakika daha karıştırma yapılarak karışım su soğutmalı kalıba dökülmüştür.

Farklı boyutta parçacık içeren kompozitlerde elektron mikroskobu ile yapılan parçacık-matris ara yüzeyi incelemeleri matrisle parçacık arasında çözünme ve reaksiyonların oluşmadığını göstermiştir (Şekil 38 ve Şekil 39). Mikrograflar dikkatle incelendiğinde parçacık-matris ara yüzeyinde ve parçacıkların yakın çevresinde farklı bir faz görülmemektedir. Özellikle B grubu parçacıklarda numune hazırlanması sırasında alkolle yıkamadan (dağlamaksızın) parçacıkların çevresinde oyulmalar göze çarpmaktadır. Bunun nedeni matrisle parçacığın termal genleşme katsayılarının çok farklı (yaklaşık 4-5 kat) olmasıdır. Çünkü katılma sırasında matris-parçacık ara yüzeyinde önemli ölçüde kalıntı gerilmelerin meydana geldiği yüksek enerjili bölgeler oluşmaktadır. Anot pozisyonunda olan bu matris-parçacık temas yerleri parlatma şartlarında tercihli olarak çözünmektedir (Şekil 38). SEM geri saçılan elektron görüntüleri incelendiğinde parçacık-matris arasında bir reaksiyonun gerçekleşmediğini ve yeni faz oluşmadığını göstermiştir (Şekil 40, Şekil 41). K grubu kompozitlerin SEM görüntüleri incelendiğinde ise parçacıkların çevresinde bakırca zengin fazlar görülmüştür. Bu durum bu tür parçacıkların tane sınırlarında yer almasından kaynaklanmaktadır (Şekil 41). Energy dispersif x-ışınları spektrometresi (EDS) ile parçacık-matris ara yüzeyinde yapılan analizde alaşımın bulunan elementlerin alaşımın bileşimindeki elementlerin pikleri çıkmıştır (Şekil 42). Fakat bor karbürü oluşturan C ve B'un elementlerin pikleri yoktur. Çünkü bu elementlerin atom ağırlıkları düşüktür.

Literatürde  $B_4C$ -Al kompozit sistemleriyle ilgili olarak yapılan ara yüzey incelemelerinde ara yüzey reaksiyonlarının genellikle yüksek sıcaklıklarda ( $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'in üzerinde) gerçekleştiği ifade edilmiştir [125, 126]. Bu nedenle yapılan çalışmada üretim düşük sıcaklıkta ( $680\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de) gerçekleştirildiği için bir ara yüzey reaksiyonu gerçekleşmemiştir. Ayrıca Gürsoy ve arkadaşları [126]  $B_4C$ -Al kompozitlerinin reaksiyon

ürünlerinin belirlenmesiyle ilgili yaptıkları çalışmada, reaksiyonun yüksek sıcaklıklarda (985°C ve üzerinde) oluştuğunu ortaya koymuşlardır.

AA2024-B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli kompozitler için farklı boyut ve hacim oranları için teorik, deneysel yoğunluklar, teorik ve deneysel yoğunluk farklarından hesaplanan gözenek oranları Tablo 8, Tablo 9, Şekil 43 ve Şekil 44’de verilmiştir. Teorik ile deneysel yoğunluk değerlerinin parçacık hacim oranının artmasıyla oluşturdukları azalış hızları arasında bir paralellik olmakla birlikte aralarında belirgin bir fark vardır (Şekil 43). Bu fark gözenekten kaynaklanmakta olup parçacık boyutu azaldıkça bu fark artmaktadır (Şekil 44): Parçacık boyutunun azalmasıyla hava ile temas eden yüzey alanının artmasından dolayı gözenek miktarı da artmaktadır. Bu sonuç daha önceki çalışmalarda da gözlenmiştir [102, 127-129]. Mikroyapı analizlerinde gözenek tipleri; parçacıkların bireysel oluşturdukları gözenekler, parçacıkların bir araya toplanmasıyla oluşan gözenekler, matris malzemesindeki mikro gözenekler, gaz gözenekleri şeklinde ifade edilirler [130, 131]. B<sub>4</sub>C parçacıklarının hacim oranlarının artması ve parçacık boyutunun azalmasıyla MMK malzemelerdeki gözenek oranlarının arttığı gözlenmiştir (Şekil 44). Bunun nedeni; bor karbür parçacıklarının oluşturdukları gözenekler [130, 131], parçacık hacim oranı artması ve parçacık boyutu azalmasıyla artan topaklanmanı oluşturduğu gözenekler olabilir [130, 131]. Matris alaşımı olarak kullanılan AA2024 alüminyum alaşımının katılaşma aralığının geniş olması nedeniyle katılaşma çekmesinden kaynaklanan gözenek oluşumuna yatkındır [104]. Ayrıca genel olarak sıvı metal ortamında hidrojen çözünmesiyle matris metali içerisinde gözenek oluşabileceği bilinmektedir [132]. Farklı parçacık türleri için yapılan çalışmalarda, parçacık hacim oranı artmasıyla ve parçacık boyutu küçülmesiyle gözenek oranının arttığı bir çok araştırmacı tarafından da ifade edilmektedir [102, 127-129]. Gözeneklerin MMK’lerin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi bazı araştırmacılar tarafından incelenmiştir [133, 134]. Bu konu ile ilgili Tekmen ve arkadaşları da bir çalışma yapmışlardır [135]. Bu konuda yazarların görüşü küçülen parçacık boyutu ile birlikte iç yapıda çözülmüş olan gazların çekirdeklenerek ayrışacağı çekirdek sayısının artmasının gözenek oranını arttırdığı yönündedir.

Tablo 10 ve Şekil 45’de görüldüğü gibi kompozit malzemenin Brinell sertlik değerleri dökülmüş ve yaşlandırılmış durumda; artan parçacık hacim oranı ve azalan parçacık boyutuyla artmaktadır. Başka araştırmacıların yaptığı çalışmalarda da benzer sonuçlar elde edilmiştir [102, 129, 136, 137]. Burada makro sertlik değerlerindeki %6 üzerinde hızlanmaktadır. K grubu kompozitlerde parçacıklararası ortalama serbest mesafe

nispeten daha az olduğundan ( $OSM_{KMB-7} = 629 \mu m$ ,  $OSM_{KMK-7} = 256 \mu m$ ) sertlik değerleri daha yüksektir. Diğer taraftan iç yapıda gözenek oranının artması sertlikteki artış oranını azaltabilir. Sevik ve Kurnaz'ın çalışmasında parçacık hacim oranının artması ve parçacık boyutunun azalmasıyla sertliğin arttığı tesbit edilmiştir [136].

Karıştırmalı döküm yöntemi ile üretilen 2024 alüminyum alaşımı matrisli B<sub>4</sub>C parçacıklı kompozitlerin her iki grubunda da parçacık hacim oranı arttıkça kompozit malzemenin akma ve çekme mukavemetleri düşmektedir (Tablo 11, Şekil 46, Şekil 47). B grubu kompozitlerin mukavemeti K grubuna göre nispeten yüksek bulunmuştur. Bunun nedenleri küçük parçacıklı kompozitlerde topaklanma ve gaz boşluğu oranının daha yüksek olması ve kırılmanın parçacık-matris ara yüzeyinden olmasıdır. B grubu kompozitlerde nispeten büyük olan parçacık boyutu nedeniyle matrise gelen yüklerin takviye parçacıklarına aktarılması ve ortaklaşa taşınması mekanizması daha etkindir. Çünkü B grubu kompozitlerde topaklanma ve gözenek hataları daha az olduğu görülmüştür (Şekil 28-31, Şekil 44). Nitekim B grubu kompozitlerin kırılma yüzeyi incelendiğinde parçacık kırılmaları gözlenmektedir (Şekil 52, Şekil 54).

Akma dayanımları da benzer davranış göstermekle birlikte parçacık oranı ile düşme miktarları daha azdır. Yaşlandırılmış kompozitlerde hem çekme hem de akma dayanımları parçacık oranına daha duyarlıdır. Bu durum yaşlandırılmış kompozitlerin sünekliğinin azalması ile açıklanabilir. Şöyleki, dökülmüş durumda nispeten sünek olan matris gevrek özellikteki parçacıkların kompozitin toplam sünekliğine olan etkisini azaltmaktadır.

Parçacık oranından en fazla etkilenen özellik kopma uzamasıdır (Şekil 48). Çünkü parçacık-matris ve parçacık-parçacık ara yüzeyleri çentik etkisi yaparak sünekliği azaltmaktadır. Aynı durum benzer şartlarda araştırma yapan araştırmacılar tarafından da gözlenmiştir [136]. Tekmen ve arkadaşlarının Al alaşımın matrisli SiCp parçacık takviyeli kompozitlerin mekanik özelliklerine gözeneğin etkisinin incelenmesiyle ilgili çalışmalarında, gözeneğin kompozit malzemenin mekanik özelliklerini kötü yönde etkilediğini ve ürettiği numunelerle yaptığı deneylerde gözenek miktarının artmasıyla hem akma mukavemeti hem de çekme mukavemeti değerlerinin azalttığını bildirmektedir [135]. Park ve arkadaşlarının ekstrüzyon uygulanmış Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al metal matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerini belirlenmesiyle ilgili yaptıkları çalışmada, artan parçacık hacim oranıyla; çekme ve akma mukavemetlerinin azalttığını gözlemişlerdir [138]. Mukavemet değerlerindeki azalmanın sebebini, kompozit malzemede oluşan gözenek ve parçacık topaklanması olarak açıklamışlardır. Hong ve arkadaşlarının [139] yapmış olduğu, SiCp

parçacık takviyeli 2024 alüminyum alaşımı MMK'lerin mekanik özelliklerine topaklanmanın etkisinin incelendiği çalışmada topaklanmanın mekanik özellikleri kötüleştirdiğini ortaya koymuşlardır. Çalışmalarında parçacık hacim oranının artmasıyla artan topaklanmanın üretilen kompozit malzemenin akma mukavemetinin, çekme mukavemetinin, kopma uzamasının ve kırılma tokluğunun azalttığı sonuçlarına ulaşmışlardır [139]. Ayrıca takviye parçacıklarının tipi ve tane boyutundan dolayı kompozit malzeme içerisinde yabancı bir madde gibi davranarak kompozit malzemenin mukavemet özelliklerini azaltabilir. Başka bir deyişle takviye parçacıkları kompozit yapı içerisinde çentik etkisi oluşturarak kompozit malzemenin mukavemet özelliklerini düşürebilir. Bununla ilgili olarak Sevik ve Kurnaz'ın çalışmalarında;  $Al_2O_3$  parçacıklarının keskin köşeli olması kompozit malzeme içerisinde çentik etkisi yaparak çekme mukavemetinin düşmesini neden olduğunu bulmuşlardır [136]. Loyd [140] yaptığı incelemelerinde takviye parçacığı ilavesiyle kopma uzamasının azaldığını bildirmiştir. Bunun oluşma sebebinin kompozit malzemelerin yapısındaki iri parçacıkların kırılması küçüklerin ise topaklanması ile oluşan boşluklar olduğunu ifade etmişlerdir. Park ve arkadaşları da hem ekstrüzyon uygulanmış hem de T6 ısıtım işlemi uygulanmış metal matrisli kompozitler ilgili yaptıkları çalışmada yine artan parçacık oranı ile kopma uzaması değerlerinin lineer olarak azaldığını gözlemişlerdir [138]. Başka bir çok araştırmacı da aynı sonucu bulmuştur [137, 141].

Üretilen kompozit malzemede parçacık hacim oranı arttıkça elastiklik modülü de artmıştır (Tablo 12, Şekil 49). Yapılan incelemelerde dökülmüş ve yaşlandırılmış alaşımların elastiklik modülleri az da olsa farklı bulunmuştur. Aynı durum bu konuda araştırma yapan hemen bütün araştırmacılar tarafından da gözlenmiştir [142]. Başka araştırmacılar da artan parçacık hacim oranıyla elastiklik modülünün arttığını bildirmektedirler [134, 135, 143]. Bor karbürün elastiklik modülü yüksek olduğundan kompozitlerin modülünün parçacık oranı ile artması beklenen bir durumdur. Nispeten iri parçacıklarla üretilen B grubu kompozitlerin elastiklik modülü değerleri bir miktar yüksek bulunmuştur. Bunun nedeni iri parçacıklarda matristen takviyeye kuvvet aktarımının daha iyi olmasıdır. Literatürde yine 2024 alüminyum alaşımının SiC parçacıklarıyla takviye edilmesinde farklı parçacık boyutları için benzer sonuçlar bulunmuştur [16]. Bulunan elastiklik modüllerinin literatürde mevcut teorik bağıntılarla karşılaştırılmasında deneysel değerler literatürde verilen üst sınır değeri (Karışımlar Kuralı) ve alt sınır değeri (Hashin-Shtrikman) arasında kalmıştır (Şekil 50). Bor karbürün elastisite modülü ile ilgili



kaynaklarda farklı değerler (480 GPa [22] ve 540 GPa [144]) verilmiştir. Bu alışmada 480 GPa değeri alınmıştır. Bu nedenle sonuçların teorik olarak verilen alt sınır değerinin bir miktar üzerinde çıkması beklenebilir.

Kırılma yüzeyleri üzerinde yapılan SEM incelemelerinde parçacık içermeyen matris alaşımının tanelerarası kırılma gösterdiği görülmüştür (Şekil 51). B grubu kompozitlerin kırılma yüzeylerinde kırılan B<sub>4</sub>C parçacıkları vardır (Şekil 52 (a), Şekil 54 (c)). Kompozitin matris bölümünde ise sünek-kırılma olduğunu gösteren küçük çukurcuklar mevcuttur (Şekil 52, Şekil 53). Nispeten küçük parçacıklarla üretilmiş olan K grubu kompozitlerde ise kırılma yüzeyinde parçacık topaklanmalarıyla derin boşluklar (gözenek yerleri) göze çarpmaktadır (Şekil 52 (c)). Benzer sonuçlar daha önceki araştırmacılar tarafından da rapor edilmiştir [139, 145-147]. Nispeten iri parçacıklarda parçacık kırılması gözlendiği, küçük parçacıklarda ise parçacık-matris ara yüzeyi ve parçacık-parçacık topaklanma ara yüzeyinde oluştuğu başka araştırmacılar tarafından da bildirilmiştir [139, 140]. Bu bulgular kopma uzaması değerleri ile uyum içindedir (Şekil 48).

Tablo 9’da üretilen kompozitlerin makro boyutta gevrek davranış sergilemelerine rağmen mikro boyutta SEM görüntülerine bakıldığında bölgesel de olsa sünek davranış gösterdiği bölgelerin olduğu görülmektedir (Şekil 52). Literatürde kompozit malzemelerin kırılma davranışıyla ilgili olarak iki tip kırılma söz konusudur [135, 139-141, 148, 149]. Birincisi düşük gözenek ve büyük tane boyutlu parçacıklarla takviye edilen kompozitlerde oluşan parçacık kırılmasıdır. İkincisi ise yüksek gözenek ve küçük tane boyutlu parçacıklarla takviye edilen kompozitlerde oluşan matris-parçacık ara yüzeyindeki bağlanmalarda meydana gelen kırılmalarıdır. İkinci kırılma tipinde topaklanmayla oluşan boşluklar ve hatalarda ara yüzey bağlanmalarını etkilemekte ve kırılmaya sebebiyet vermektedir. Honk ve arkadaşlarının [139] AA2024-SiCp parçacık takviyeli kompozitlerinin mekanik özelliklere topaklanmanın etkisini incelediği çalışmalarında kırılma yüzeyi incelemelerinde SiC parçacıklarının biraraya gelerek oluşturdukları topaklanmanın kırılmanın daha kolay oluşmasını sağladığını görmüşlerdir. Ayrıca Lloyd’da yaptığı çalışmalarında kompozit malzemelerde kırılmayı; parçacık kırılması ve daha küçük paracıklılarda ise matris içerisinde topaklanmaları sonucunda oluşan boşlukların oluşturduğu kırılma Şeklinde tanımlamıştır [140]. Kompozit malzemeye gerilme uygulandığında, büyük parçacıklar yüksek seviyede yük altında kaldıklarında beklenen parçacık kırılması olur ve kırılmanın başlamasında hataların kritik boyuta erişmesi için daha uygun olur. Daha küçük parçacıkların topaklanmalarıyla oluşturacağı

kırılma topaklanma bölgesinde daha yüksek gerilme oluşmasıyla açıklanabilir. Kompozit malzemelerde kırılmanın açıklanması için yapılan çalışmalarda [150, 151] kompozitlerin kırılmasını parçacık boyutunun, şeklinin, parçacıkların dağılımının, ara yüzey mukavemetinin ve matrisin sünekliliğinin etkilediğini sonucuna varmışlardır. Bu faktörlerin kompozitlerde hasar yapmasına rağmen deneysel çalışmalar kompozitlerde kırılmanın direkt olarak büyük parçacıkların kırılmasıyla ve ara yüzey hasarıyla ilişkili olduğunu göstermiştir [150-161]. Varma ve arkadaşları toz metalurjisi yöntemiyle üretmiş oldukları (Al-Cu-Mg)/SiCp kompozitlerinde parçacık boyutuyla ilgili yaptıkları kırılma yüzeyi incelemelerinde büyük tane boyutlu (63  $\mu\text{m}$ ) SiCp parçacık takviyeli kompozitlerde genellikle SiCp parçacıklarının kırıldığını ancak küçük tane boyutlu (16  $\mu\text{m}$ ) parçacık takviyeli kompozitlerde ise ara yüzey kırılmalarının daha etkin olduğunu görmüşlerdir [149].

Matris alaşımında meydana gelen kırılma çatlaklarının tane sınırlarında başladığı ve ilerlediği görülürken, kompozitlerde ise parçacık hacim oranı arttıkça bu tane sınırlarında başlayan kırılma mekanizmasının yerini parçacıkların topaklandığı ve hataların olduğu bölgelerden kırılmaya bıraktığı görüldü (Şekil 54). Ayrıca parçacık hacim miktarı artmasıyla ve parçacık boyutu azalmasıyla gözenek ve topaklanma miktarının artması kırılma mekanizmasını etkilemektedir. Çünkü topaklanma, gözenek ve hataların artması kırılmanın bu bölgelerden başlamasına sebep olmaktadır. Bununla ilgili olarak Tekmen ve arkadaşları yaptıkları çalışmada SiCp parçacıklarının oranı % 10 olduğunda gözenek miktarının düşük olduğu ve kırılmanın parçacıkların kırılması ve ara yüzeylerde başladığını gözlemişlerdir. Ancak parçacık oranının % 20'ye çıkması durumunda gözenek miktarının arttığı ve bu büyük boyutlu gözeneklerin kırılmaya sebep oldukları görülmüştür. Yaptıkları kırılma yüzeyi incelemelerinde büyük boyutta gözeneklerin olduğunu görmüşlerdir [135]. Nitekim bu durum bu çalışmada da gözlenmiştir (Şekil 53, Şekil 54).

Parçacık boyutu ve oranı arttıkça aşınma direnci arttığı gözlemlendi. Bunun sebeplerinden bir tanesi, aşındırıcıların kesme etkinliğinin azaltılmış olmasıdır. Numune yüzeyinde bulunan sert takviye fazları gerekli direnci gösterirlerse, aşındırıcı parçacıkların körelmelerini, kırılmalarını ve tamamen etkilerinin ortadan kalkmalarını sağlayabilir [162]. Kompozit malzemelerin özellikle abrazyon aşınma direncinin matris alaşımından daha büyük olduğunu bir çok araştırmacı tarafından bildirmektedir [163].

Bu çalışmada takviye parçacığı olarak kullanılan B<sub>4</sub>C elmas ve bor nitrürden sonra en sert malzemedir. Bölüm 2.4.8'de açıklanan aşındırıcı olarak ortalama tane boyutu 90  $\mu\text{m}$

olan SiC kullanılmıştır. Abraziv aşınmada mikro kesme ve kazıma (yol açma) şeklinde aşındırıcı toz parçacıklarının malzeme kaybına sebep olduğu iki çeşit hasar şekli meydana gelir. Yapılan aşınma yüzeyi incelemelerinde her iki tür aşınma mekanizmasının da etkili olduğu görülmüştür (Şekil 63, Şekil 65, Şekil 66, Şekil 67 ve Şekil 68). Yapılan deneylerde ilk 200 s'den sonra hacim kaybı deney süresi ile hemen hemen doğrusal olarak artmaktadır. Ancak parçacık hacim oranı arttıkça üretilen kompozitlerin aşınma miktarı azalmaktadır (Şekil 55 ve Şekil 56). Nispeten iri parçacıklarla üretilmiş olan B grubu kompozitlerin aşınma miktarı K grubuna göre daha düşüktür (Şekil 55-58). Özellikle parçacık oranı yüksek olan KMB-7 kodlu kompozitte daha belirgin bir düşme vardır. Bu durum Şekil 59'da açık bir şekilde görülmektedir. Aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeyleri incelendiğinde abrazif aşınma izlerinin takviyesiz matris alaşımında daha derin ve sürekli olduğu görülmektedir (Şekil 62). Parçacık oranı arttıkça her iki grup kompozitte de abrazif aşınma (kazıma) izlerinin giderek azaldığı tespit edilmiştir (Şekil 63-65). Bu durum KMB grubu kompozitlerde daha belirgindir (Şekil 63). Aşınma yüzeylerinin topografik görüntüleri incelendiğinde KMK grubu kompozitlerde abrazif aşınma izleri daha sık ve daha derin olduğu gözlenmiştir (Şekil 65). KMB grubu kompozitte aşınma yüzeyinde abrazif aşınma izlerinin sürekliliğini bozan nispeten iri B<sub>4</sub>C parçacıklarıdır. Ancak KMK grubu kompozitlerde bu olmadığı için bu aşınma izleri daha derin ve daha iri olan aşındırıcı SiC parçacıklarının kesme derinliğinin B<sub>4</sub>C parçacıklarından daha fazla olmasından kaynaklanır. KMB grubu kompozitlerdeki B<sub>4</sub>C parçacıkları nispeten daha iri olduğundan matrise daha sıkı tutunmakta ve SiC parçacıkları tarafından yerinden sökülememektedir (Şekil 65). Bu sonuç önceki çalışmalarda da elde edilmiştir [79, 82-85, 164-171]. Bazı araştırmacılar bu durumu malzeme sertliğinin artmasından kaynaklandığı ileri sürmektedirler [164, 166, 172-174]. Tjong ve Lau'nin [167] çalışmalarında aşınma miktarının azalma sebebi olarak takviye edilmemiş saf bakır matris malzemesinden abraziv aşındırıcıların kayma sırasında sünek bakıra girerek ondan malzeme koparmasının kolay olduğu için matris alaşımının aşınma miktarının daha yüksek olduğu, ancak kompozit içerisinde bulunan SiC takviye parçacıklarının aşındırıcıların mikro kesme reaksiyonuna karşı direnç gösterebilmeleri nedeniyle malzeme koparmasını (aşındırması) önemli derecede azalttığını ileri sürmüşlerdir [164]. Akhlaghi ve arkadaşları Al/SiC parçacık takviyeli kompozitleri %10 parçacık hacim oranında üç farklı parçacık boyutu için aşınma deneyine tabi tutmuşlar. Deney sonuçlarından nispeten iri parçacık takviyeli kompozitlerin (KMB grubu) aşınma direncinin daha yüksek olduğu ve aşınma

miktarının en az KMB grubu kompozitlerde gerçekleştiğini görmüşlerdir [166]. Bu sonuçlar başka araştırmacılar tarafından da desteklenmektedir [82, 165, 167, 175]. Desai ve arkadaşları [172, 176] abraziv aşınma altında büyük karbür parçacıklarıyla takviye edilen kompozitlerin aşınma miktarının azalttığını göstermişlerdir. Benzer sonuçlar alüminyum esaslı kompozitler için Bhansali ve Mehrabian [171] ve Tawarada ve arkadaşları [172, 177] tarafından bildirilmektedir. Farklı parçacık boyutu için özgül aşınma miktarı kayma zamanı arttıkça azalmakta ve belli bir kayma süresinden sonra hemen hemen sabit kalmaktadır (Şekil 57 ve Şekil 58). Bu durum Kassim ve arkadaşları [179] sürekli aşınma rejimi ve Modi ve arkadaşları [180] kararlı durum değeri olarak değerlendirilmektedir. Çalışmada KMB numune kodlu kompozitlerde sürekli rejime 935 s ve KMK numune kodlu kompozitlerde ise 800 s'de kayma zamanında ulaşıldığı görülmüştür (Şekil 57 ve Şekil 58).

Bu çalışmada yapılan incelemelerde yüzey pürüzlülük değerleri (Ra) iki farklı parçacık boyutu için farklı kayma zamanlarına kadar artmakta ve bundan sonra pürüzlülük değerleri yaklaşık olarak sabit kalmaktadır (Şekil 61 ve Şekil 62). KMB numune kodlu kompozitlerde pürüzlülük değerleri yaklaşık olarak 670 s kayma süresine kadar artmakta ve bu değer üzerinde sabit kalmaktadır. Ancak KMB-7 numune kodlu kompozit malzemesi olağandışı davranış göstermiştir (Şekil 61). Bu durum parçacık hacim oranının artmasıyla aşınmanın daha yavaşlamasından kaynaklanmış olabilir. Genel olarak parçacık oranı arttıkça pürüzlülük azalmaktadır. Lee ve arkadaşları da ürettiği alüminyum esaslı  $\text{SiC}_p$  parçacık takviyeli kompozitlerinde  $\text{SiC}_p$  parçacıklarının hacim oranlarının artmasıyla yüzey pürüzlülüğü (Ra) değerlerinin azaldığını görmüşlerdir [170]. Ayrıca bu kompozitlerde yüzey pürüzlülüğü değerleri 1600 s üzerinde azalma eğilimine girdiği gözlenmektedir (Şekil 60-61). Bunun nedeni uzun sürede  $\text{B}_4\text{C}$  parçacıkları yüzeye çıkarak mikro kesme derinliğini azaltmasıdır.

## 5. SONUÇLAR

Bu çalışmada yapılan deneylerden elde edilen bulguların değerlendirilmesinden çıkarılan sonuçlar aşağıda verilmiştir:

1. B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli AA2024 alaşımı matrisli kompozitlerin vorteks yöntemiyle üretiminde matrisin takviye elemanını ıslatmasının iyileştirilmesi için yeni bir yüzey işlemi geliştirilmiştir. Bu işlemde karıştırma öncesi parçacıklar; %50HF+%50H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> asit karışımında 2-3 dakika bekletilerek etil alkolde yıkanıp kurutulduktan sonra 400°C sıcaklıkta ısıtılarak sıvı alaşıma katıldığında matris içinde kalarak iç yapıda homojen bir şekilde dağılmıştır. Bu durum ıslatmanın iyileştiğini göstermektedir.
2. Yüzey işlemi uygulanmamış olan B<sub>4</sub>C parçacıklarının yüzeylerinde görülen mikronaltı boyutundaki parçacıklar yüzey işlemi uygulandıktan sonra kaybolmuştur. X-ışınları kırınımı incelemeleri de parçacıkların bileşimindeki B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>, B<sub>7</sub>O gibi oksitlerin oranının bu işlemden sonra azaldığını göstermiştir.
3. İlave edilen parçacıkların kompozit içine katılan miktarı (verimi); % 3 parçacık hacim oranında % 97 iken % 10 parçacık hacim oranında yaklaşık % 68'e düştüğü gözlemlendi.
4. Ortalama boyutu 71 µm olan B grubu parçacıklar, ortalama boyutu 29 µm olan K grubu parçacıklara göre iç yapıda daha homojen olarak dağılmıştır. K grubu parçacık içeren kompozitlerde % 4 hacim oranının üzerinde parçacık-parçacık ve parçacık-gözenek topaklanmaları artmıştır.
5. K grubu parçacıkların iç yapıda genellikle tane sınırlarında yer aldığı B grubu parçacıkların ise rastgele dağıldığı gözlenmiştir. Bu durum nispeten küçük boyutlu olan bu parçacıkların katılma sırasında katı-sıvı ara yüzeyi tarafından itilmesinden kaynaklanmaktadır.
6. Üretilen kompozitlerde yapılan SEM ve EDS incelemeleri geliştirilen yöntemde uygulanan düşük katma ve döküm sıcaklığı nedeniyle parçacıklar ile matris ara yüzeyinde herhangi bir reaksiyon oluşmadığını göstermiştir.

7. Üretilen kompozitlerde parçacık oranı arttıkça her iki parçacık boyut grubunda da gözenek oranı artmakta ve bunun sonucu olarak yoğunluk azalmaktadır. K grubu kompozitlerde gözenek oranı B grubu kompozitlerden nispeten daha yüksektir.
8. Katılan parçacık oranı arttıkça hem dökülmüş hem de yaşlandırılmış kompozitlerin sertlik değerleri artmıştır. Bu artış K grubu kompozitlerde nispeten daha fazla olmuştur.
9. Karıştırmalı döküm yöntemi ile üretilen AA2024 alaşımı matrisli B<sub>4</sub>C parçacıklı kompozitlerin her iki grubunda da parçacık hacim oranı arttıkça kompozit malzemenin akma ve çekme mukavemetleri düşmektedir. B grubu kompozitlerde nispeten büyük olan parçacık boyutu nedeniyle matristen parçacığa yük aktarımı mekanizması daha etkin olduğu için B grubu kompozitlerin mukavemeti K grubuna göre daha yüksek bulunmuştur. Ayrıca yaşlandırma işlemi uygulanmış kompozitlerin çekme ve akma dayanımları, dökülmüş durumdaki kompozitlerinkine göre parçacık hacim oranına daha duyarlıdır.
10. Artan parçacık hacim oranı ve azalan parçacık boyutuyla kompozit malzemelerin kopma uzaması değerleri azalmıştır. Çünkü parçacık-matris ve parçacık-parçacık ara yüzeyleri çentik etkisi yaparak sünekliği azaltmıştır. Ayrıca yaşlandırılmış kompozitlerde kopma uzamasında bir miktar düşme gözlenmiştir.
11. Üretilen kompozitlerin deneysel olarak ölçülen elastiklik modülü değerleri farklı iki boyut için de artan parçacık oranı ile artmıştır. Yapılan incelemelerde dökülmüş ve yaşlandırılmış alaşımların elastiklik modülleri az da olsa farklı bulunmuştur. Bulunan elastik modülü değerlerinin literatürde verilen ampirik bağıntılarla bulunan değerlerle karşılaştırılmasında, üst sınır değeri (Karışımlar Kuralı) ile alt sınır değeri (Hashin-Shtrikman) arasında dağılım gösterdiği gözlenmiştir.
12. Matris alaşımının kırılma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde tanelerarası (dendritik hücrelerarası) kırılma sergilediği gözlenmiştir. Nispeten küçük parçacıklı olan K grubu kompozitlerde ise kırılma yüzeyinde, parçacık topaklanmalarıyla derin boşluklar (gözenek yerleri) göze çarpmaktadır. Bu durum bu grup kompozitlerde kırılmanın; parçacık-parçacık ve parçacık-gözenek topaklanma ara yüzeyinden başlayarak oluştuğunu gösterir. B grubu kompozitlerde ise kırılma; parçacık kırılması ve matris deformasyonu ile oluşmuştur.



13. Abrazif aşınma deneyleri kompozit malzemelerde aşınma ile meydana gelen hacim kaybının artan kayma zamanı ile arttığını göstermiştir. Her iki kompozitte de parçacık hacim oranı arttıkça aşınma miktarı (hacim kaybı) azalmıştır. Ancak B grubu kompozitlerin aşınma direncinin daha yüksek olduğu gözlenmiştir.
14. Sürekli bir aşınma rejimi oluşuncaya kadar artan aşındırma zamanıyla başlangıçta ilk 670 s'de özgül aşınma miktarlarının hızla azaldığı gözlenmiştir. Özgül aşınma oranındaki düşme bu noktadan sonra yavaşlamış yüksek oranda parçacık içeren kompozitlerde hemen hemen sabit kalmıştır.
15. Aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeylerindeki abrazif aşınma izlerinin takviyesiz matris alaşımında daha derin ve sürekli olduğu görülmüştür. Parçacık oranı arttıkça her iki grup kompozitte de abrazif aşınma (kazıma) izlerinin giderek azaldığı tespit edilmiştir. Bu durum B grubu kompozitlerde daha belirgin olarak kendini göstermiştir.
16. Aşınma numunelerinin yüzey pürüzlülük değerleri (Ra) iki farklı parçacık boyutu için farklı kayma zamanlarına kadar arttıktan sonra yaklaşık olarak sabit değerlere ulaşmıştır. Genel olarak her iki tür kompozitte parçacık oranı arttıkça pürüzlülük değerleri azalmış ve özellikle artan kayma süreleri ile düşme eğilimi göstermiştir.

## 6. ÖNERİLER

1. Karıştırmalı dökümle üretilen kompozitler, daha sonra ekstrüzyon, haddeleme veya dövme gibi işlemler uygulanarak özellikleri incelenebilir.
2. Bu çalışmada geliştirilen kimyasal yüzey işlemi uygulanan B<sub>4</sub>C parçacıklarının yüzeyini ıslatma ve ıslatma açıları deneysel olarak belirlenebilir.
3. SiC ve B<sub>4</sub>C parçacıkları birlikte kullanılıp kompozit üretilerek özellikleri incelenebilir.
4. Bu çalışmada geliştirilen yüzey işlemi uygulanan parçacıklar kullanılarak infiltrasyon yöntemi ile kompozit üretilerek özellikleri incelenebilir.
5. Toz metalurjisi yöntemiyle parçacık oranı daha yüksek olan kompozitler üretilerek özellikleri incelenebilir.
6. Farklı parçacık boyutu ve miktarda parçacık içeren kompozitlerin balistik incelemeleri yapılarak balistik özellikler belirlenebilir.

## 7. KAYNAKLAR

1. Kaw, A.K., Mechanics of Composite Materials, Crc Press, Washington, 1997.
2. Hull, D. ve Clyne, T.W., An Introduction to Composite Materials, 2nd Edition, Cambridge University Press, Cambridge, 1996.
3. Callister, W.D., Materials Science and Engineering, Second Edition, John Wiley & Sons Inc., Singapore, 1990.
4. Askeland, D.R., The Science and Engineering of Materials, Composites Materials, SI Edition, University of Missouri, Rolla, 1988.
5. Trumper, R.L., Metal Matrix Composites-Applications and Prospect, Metals and Materials, 3 (1987) 662-667.
6. Oh, S.Y., Cornie, J.A. ve Russell, K.C., Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminum Alloys: Part II. Study of Wettability, Metall. Trans. A, 20 (1989) 533-541.
7. Dupre, A., Theorie Mecanique de la Chaleur, Gauthier-Villars, Paris, 1869.
8. Young, T., An Essay on the Cohesion of Fluids. Philos., Trans. Roy. Soc. A, 95 (1805) 65-87.
9. Delannay, F., Froyen, L., Deruyttere, A., The Wetting of Solids by Molten Metals and Its Relation to The Preparation of Metal-Matrix Composites, J. Mater. Sci., 22, 1 (1987) 1-16.
10. Ibrahim, I.A., Mohamed, F.A.ve Lavernia, E.J., Particulate Reinforced Metal Matrix Composites: A Review, Journal of Materials Science, 26 (1991) 1137-1156.
11. Rohatgi, P.K., Asthana, R. ve Das, S., Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particles Composites, International Metals Reviews, 31, 3 (1986) 115-139.
12. Boutman, L.J. ve Krack, R.H., Composite Materials, Vol. 4, Academic Pres. Inc. Ltd., London, 1974.
13. Terry, B. ve Jones, G., Metal Matrix Composites, Elsevier, Oxford, 1990.
14. Cöcen, Ü. ve Önel, K., Metal Matrisli Kompozitler, Metalurji Dergisi, 20, 104 (1996) 18-31.
15. Hahn, T.H., Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties, Academic Press, Boston, 1990.

16. Joseph, R.D., Kliman, V. ve Jelemenska, J., Aluminum and Aluminum Alloys, ASM Specialty Handbook, London, 1993.
17. Dowling, N.E., Mechanical Behavior of Materials Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue, Second Edition, Engineering Science and Mechanics Department, and Materials Science and Engineering Department Virginia Polytechnic Institute and State University Blacksburg, Virginia, New Jersey, 1999.
18. Demirci, H. ve Atik, E., Alüminyum Alaşımı-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Kompozitlerinde Partikül Oranının Mekanik Özelliklere Etkisi, 6. Denizli Malzeme Sempozyumu 12-13-14 Nisan 1995, Denizli, Bildiri Kitabı, 146-156.
19. Kayılı, M., The Production of Glass Particle Reinforced Aluminium Composites by Vortex Method, Yüksek Lisans Tezi, ODTÜ Metalurji Mühendisliği Bölümü, Ankara, 1996.
20. Geçkinli, A.E., İleri Teknoloji Malzemeleri, İleri-Teknoloji Seramikleri, İTÜ, İstanbul, 1992.
21. Catalog, Tetrabor Boron Carbide Grains and Powders, Wacker Ceramics Wacker-Chemie GmbH Kempten Plant, Kempten, 2000.
22. Girot, F.A., Quenisset, J.M. ve Naslah, R., Discontinuously Reinforced Aluminum Matrix Composites, Composites Science and Technology, 30 (1987) 155-184.
23. Ashby, M.F., Selecting the Components of Composites, Journal De Physique IV: Supplement to Journal de Physique III, 3 (1993) 1595-1599.
24. Matthews, F.L. A. ve Rawlings, R.D., Composite Materials: Engineering and Science, Chapman & Hall Print, London, 1994.
25. Mortensen, A., Cornie, J.A. ve Fleming, M.J.C., Columnar Dendritic Solidification in a Metal Matrix Composite, Metall. Trans. A, 19A (1988) 709-721.
26. Uygur, I., Environmentally Assisted Fatigue Response of Al-Cu-Mg-Mn with SiC Particulate Metal Matrix Composites, Ph. D. Thesis, University of Wales , Swansea, 1999.
27. Masuda, C. ve Tanaka, Y., Fatigue Properties and Fatigue Fracture Mechanisms of SiC Whiskers or SiC Particulate-Reinforced Aluminium Composites, J. Mater. Sci., 27 (1992) 413-422.
28. Lee, S., Kim, T.H. ve Kwon, D., Microstructural Analysis of Fracture Toughness Variation in 2XXX Aluminun Composites Reinforced with SiC Whiskers, Metall. Trans. A, 25 (1994) 2213-2223.
29. Rohatgi, P., Cast Aluminium-Matrix Composites for Automotive Applications, JOM, (1991) 10-15.

30. Srivatsan, T.S. ve Auradkar, R., Effect of Silicon Carbide Particulate on Cyclic Plastic Strain Response Characteristics and Fracture of Aluminium Alloy Composites", International Journal of Fatigue, 14, 6 (1992) 355-366.
31. Demirkesen, E., Kompozit Malzemeler, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, 1.Baskı, İstanbul, 1991.
32. Schwartz, M.M., Composite Materials, Processing Fabrication and Applications, Volume II, Prentice Hall PTR, 1997.
33. Lucas, K.A. ve Clarke, H., Corrosion of Al-based MMCs, Research Studies Press Ltd. Somerset, UK, 1993.
34. Rohatgi, P.K., Asthana, R. ve Das, S., Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites, International Metals Reviews, 31 (1986) 115-139.
35. Poza, P. ve LLorca, J., Mechanical Behaviour and Failure Micromechanisms of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites under Cyclic Deformation, Metall. Trans. A, 26A (1995) 3131-3141.
36. Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J., Metal Matrix Composites: Production by the Stir Casting Method, Journal of Materials Processing Technology, (1999) 1-7.
37. Clegg, A.J., Cast Metal Matrix Composites, Metals Engineering, The Foundryman August/September, (1991) 312-319.
38. Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J., The Wettability of SiC Particles by Molten Aluminium Alloy, J. Mater. Process. Tech., 119 (2001) 324-328.
39. Eustathopoulos, N., Joud, J.C., Desre, P. ve Hicter, J.M., J. Mater. Sci. 9 (1974) 1233-42.
40. Ray, S., Casting of Composite Components, Proceedings of the 1995 Conference on Inorganic Matrix Composites, 1996, Bangalore, India, 69-89.
41. Zhou, W. ve Xu, Z.M., Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites J. Mater. Process. Technol. 63 (1997) 358-363.
42. Warren, R. ve Anderson, C.H., Silicon Carbide Fibers and Their Potential for Use in Composite Materials: Part II, Composites, April (1984) 101-111.
43. Surappa, M.K. ve Rohatgi, P.K., Preparation and Properties of Cast Aluminium-Ceramics Particle Composites, Journal of Materials Science, 16 (1981) 983-993.

44. Manumanth, G.S. ve Iron, G. A., Particle Incorporation by Melt Stirring for The Production of Metal Matrix Composites, Journal of Materials Science, (1993) 2459-2465.
45. Li, Z.Q., Wu, B.Y. ve Zhang, S.Y., Pretreatment Process of SiC Particles and Fabrication Technology of SiC Particulate Reinforced Zn-Al Alloy Matrix Composites, Materials Science and Technology, 17 (2001) 954-960.
46. Coundurier, L., Adorian, J., Pigue, D. ve N. Eustathopoulos, Rev. Int. Des Hautes Temp. Et Refract, Refract. Mater., 21 (1984) 81-90.
47. Mori, N., Sorano, H. ve A. Kitahara et al., J. Jap. Inst. Met., 47 (1983) 1132-1139.
48. Mondolfo, L.F., Aluminium Alloys, Structures and Properties, Butterworth, 1<sup>st</sup> Edition, London, 1976.
49. Korolkov, A.M., Casting Properties of Metal and Alloys, New York, 1963.
50. Sukumaran, K., Pillai, S.G.K., Kelukutty, V.S., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. ve Ravikumar, K.K., J. Mater. Sci., 30 (1995) 1469-1472.
51. Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J, The Enhancement of Wettability of SiC Particles in Cast Aluminium Matrix Composites, J. Mater. Process. Tech., 119 (2001) 329-335.
52. Pai, B.C. ve Rohatgi, P.K., Copper Coating on Graphite Particles, Mat. Sci. and Eng., 21 (1975) 161-170.
53. Aggour, L. Fitzer, E., ve Heym, M., Thin Solid Films, Journal de Physique III., 40 (1977) 97-102.
54. Agarwala, V. ve Dixit, D., Trans. Jpn. Inst. Met., 22 (1981) 521-526.
55. Illegbusi, O.J. ve Szekely, J., The Engulfment of Particles by an Electromagnetically-Stirred Melt, J. Colloids and Interface Sciences, 125, 2 (1988) 567-574.
56. Suresh, S., Mortensen, A. ve Needleman, A., Liquid-State Processing, Fundamentals of MMCs, Butterworth-Heineman, Chapter 1, Stoneham, USA, 1993.
57. Cornie, J.A., Moon, H.K. ve Fleming, M.C., Fabrication of Particulate Reinforced Metal Composites, Materials Park, 1990, USA, 203-209.
58. Fleming, M.C., Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State, Metallurgical Trans. A, 22A (1991) 957-980.
59. Moon, H.K., Cornie, J.A. and Flemings, M.C., Mater. Sci. & Eng. A, 144 (1991) 253-265.
60. Mortensen, A. ve Jin, I., Solidification Processing of Metal Matrix Composite, Inter. Mater. Rev., 37, 3 (1992) 101-128.



61. Rohatgi, P.K., Asthana, R. ve Yarandi, F., Solidification of Metal Matrix Composites, Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1990b, 51-75.
62. McDanel, D. L., Analysis of Stress Strain, Fracture and Ductility Behavior of Aluminium Matrix Composites Containing Discontinuous Silicon Carbide Reinforcement, Metall Trans A, 16A (1985), 1105-1115.
63. Srivatsan, T.S. ve Mattingly, J., Influence of Heat Treatment on The Tensile Properties and Fracture Behaviour of An Aluminium Alloy-Ceramic Particle Composite, J. Mater. Sci., 28, 3 (1993) 611-620.
64. Hashin, J. ve Shtrikman, S., A Variational Approach to The Theory of Elastic Behaviour of Multi Phase Materials, J. Mech. Phys. Solids, 11(1963) 140-172.
65. Halpin, J.C., Kardos, J. L., The Halpin-Tsai Equations: A review, Polymer Engineering and Science, 16 (5) (1976), 344-352.
66. Lagace, H. ve Lloyd, D.J., Microstructural Analysis of Al-SiC Composites, Canadian Metallurgical Quarterly, 28, 2 (1989) 145-152.
67. Mital, S.K., Murthy, P.L.N. ve Goldberg, P.K., Micromechanics for Particulate Reinforced Composites, Journal of Mechanics of Composites Materials and Structures, 4, 3 (1997) 251-266.
68. Geiger, A.I. ve Walker, J.A, The Processing and Properties of Discontinuously Reinforced Aluminum Composites, JOM, 43 , 8 (1991) 8-15.
69. Edelson, B.I. ve Baldwin, W.M., The Effect of Second Phases on the Mechanical Properties of Alloys, Trans. ASME, New York, USA, 1962.
70. Davidson, D.L., The Effect of Particulate SiC on Fatigue Crack Growth in a Cast-Extruded Aluminum Alloy Composite, Metall. Trans. A, 22, 1 (1991) 97-112.
71. Wang, Z. ve Zhang, R.J. , Mechanical Behaviour of Cast Particulate SiC/Al (A356) Metal Matrix Composites, Metall. Trans. A, 22, 7 (1991) 1585-1593.
72. Kumai, S., King, J.E. ve Knott, J.F., Short and Long Fatigue Crack Growth in a SiC Reinforced Aluminium Alloy, Fatigue Fract. Engineering Mater. Struct., 13, 5 (1990) 511-524.
73. Papazian, J. M. ve Adler, P. N., Tensile Properties of Short-Fiber Reinforced SiC/Al Composites, Part I: Effect of Matrix Precipitates, Part II: Finite-Element Analysis, Metall. Mater. Trans. A, 21 (1990) 401-420.
74. Doel, T.J.A. ve Bowen, P., Tensile properties of particulate reinforced metal matrix composites, Composites, 27A (1996) 655-665.

75. Mummery, P. ve Derby, B., The Influence of Microstructure on The Fracture Behaviour of Particulate Metal Matrix Composites, Mater. Sci. & Eng., A135 (1991) 221-224.
76. Roebuck B., Fractography of a SiC Particulate Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites, J. Mater. Sci. Let., 6 (1987) 1138-1140.
77. Suresh, S., Mortensen, A. ve Needleman, A., Fracture Behavior, Fundamentals of MMCs, Butterworth-Heineman, Chapter 14, Stoneham, USA, 1993, 251-268.
78. Alpas, A.T. ve Embury, J.D., Sliding and Abrasive Wear Behaviour of an Aluminum (2014)-SiC Particle Reinforced Composite, Scripta Metallurgica et Materialia, 24 (1990) 931-935.
79. Roy, M., Venkataraman, B., Bhanuprasad, V.V., Mahajan, Y.R. ve Sundararajan, G., The Effect of Particulate Reinforced on the Sliding Wear Behavior of Aluminum Matrix Composites, Metal. Trans. A, 23 (1992) 2833-2846.
80. Rana, F. ve Stefanescu, D.M., Friction Properties of Al-1.5pctMg/SiC Particulate Metal-Matrix Composites, Metallurgical Transactions A, 20 (1989) 1564-1566.
81. Ma, Z.Y. ve Yao, C.K., Microstructure and Properties of SiC<sub>w</sub>/6061Al Composite, Materials Chemistry and Physics, 25 (1990) 463-474.
82. Hosking, F.M., Portillo, F.F., Wunderlin, R. ve Mehrabian, R., Composites of Aluminium Alloys: Fabrication and Wear Behaviour, J. Mater. Sci., 17 (1982) 477-498.
83. Bhanuprasad, V.V., Staley, M.A., Ramakrishnan, P. ve Mahajan, Y.R., Metal Matrix Composites, in: Newaz, G.M., Neber-Aeschbacher, H., Wohlbier, F.H. (Eds.), Key Engineering Materials, vol. 104-107, Transtech Publication Inc., Switzerland, 1995, 495 pgs.
84. Stephens, J.J., Lucas, J.P., Hoskins, F.M., Cast Al-7Si-SiC Reinforced Composites Effect of Type and Size on Mechanical Properties, Scr. Metal., 22 (1988) 1307-1312.
85. Bonnen, J.J., Allison, J.E. ve Jones, J.W., Fatigue Behavior of a 2xxx Series Aluminum Alloy Reinforced with 15 vol pct SiCp, Metall. Trans. A, 22 (1991) 1007-1019.
86. Prasad, S.V. ve Asthana, R., Aluminum Metal-Matrix Composites for Automotive Applications: Tribological Considerations, Tribology Letters, 17, 3 (2004) 445-453.
87. Allison, J.E.; Cole, G.S. Metal-Matrix Composites in the Automotive Industry: Opportunities and Challenges, JOM, 45, 1 (1993) 19-25.

88. Kouzeli, M., Marchi, C.S. ve Montensen, A., Effect of Reaction on the Tensile Behavior of Infiltrated Boron Carbide-Aluminum Composites, Materials Science and Engineering A, 337 (2002) 264-273.
89. Lee, K.B., Sim, H.S., Cho, S.Y. ve Kwon, H., Tensile Properties of 5052 Al Matrix Composites Reinforced with B<sub>4</sub>C Particles, Metalurgical and Materials Transactions A, 32 (2001) 4142-4147.
90. İpek, R., Adhesive Wear Behaviour of B<sub>4</sub>C and SiC Reinforced 4147 Al Matrix Composites (Al/B<sub>4</sub>C-Al/SiC), Journal of Materials Processing Technology, 162-163 (2005) 71-75.
91. Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J., Particle Distribution in Cast Metal Matrix Composites, J. Mater. Process. Tech. 123 (2002) 251-257.
92. Candan, E., Effect of Alloying Elements to Aluminium on the Wettability of Al/SiC System, Turkish J. Env. Sci., 26 (2002) 1-5.
93. Contreras, A., Leon, C.A., Drew, R.A.L. ve Bedolla, E., Wettability and Spreading Kinetics of Al and Mg on TiC, Scripta Mater., 48 (2003) 1625-1630.
94. Aguilar, E.A., Leon, C.A., Contreras, A., Lopez, V.H., Drew, R.A.L. ve Bedolla, E., Wettability and phase formation in TiC/Al-alloys assemblies, Composites, Part A, 33 (2002) 1425-1428.
95. Kennedy, A.R. ve Brampton, B., The Reactive Wetting and Incorporation of B<sub>4</sub>C Particles into Molten Aluminium, Scripta Mater., 44 (2001) 1077-1082.
96. Hu, H.M., Lavernia, E.J., Harrigan, W.C., Kajunch, J. ve Nutt, S.R., Microstructural Investigation on B<sub>4</sub>C/Al-7093 Composite, Materials Science and Engineering A, 297 (2001) 94-104.
97. Shorowordi, K.M., Laoui, T., Haseeb, A.S.M., Celis, J.P. ve Froyen, L., Microstructure and Interface Characteristics of B<sub>4</sub>C, SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Reinforced Al Matrix Composites: a Comparative Study, Journal of Materials Processing Technology, 142 (2003) 738-743.
98. Jiang, Q.C., Wang, H.Y., Ma, B.X., Wang, Y., Zhao, F., Fabrication of B<sub>4</sub>C Particulate Reinforced Magnesium Matrix Composite by Powder Metallurgy, Journal of Alloys and Compounds, 386, 1-2 (2005) 177-181.
99. Korkut, M.H., Microstructure and Wear Behavior of Al2024/SiFe and Al2024/SiFe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites, Tribology International, 36 (2003) 169-180.
100. Hong, S.-J., Kim, H.-M., Huh, D., Suryanarayana, C., ve Chun, B.S., Effect of Clustering on The Mechanical Properties of SiC Particulate-Reinforced Aluminum Alloy 2024 Metal Matrix Composites, Materials Science and Engineering A, 347 (2003) 198-204.

101. Lee, J.-C., Byun, J.-Y., Oh, C.-S., Seok, H.-K. ve Lee, H.-I., Effect of Various Processing Methods on the Interfacial Reactions in SiCp/2024 Al Composites, Acta Mater., 45, 12 (1997) 5303-5315.
102. Kok, M., Production and Mechanical Properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particle-Reinforced 2024 Aluminium Alloy Composites, Journal of Materials Processing Technology, 161, 3 (2005) 381-387.
103. Bauccio, M.L. (edited by), ASM Metals Reference Book, 3rd Edition, ASTM International, Metals Park, OH, 1993, 614 pgs.
104. Holt, J.M., Structural Alloys Handbook, 1996 edition, Technical Ed; C. Y. Ho, Ed., Cindas/Purdue University, West Lafayette, 1996.
105. Kiourtsidis, G.E., Skolianos, S.M. ve Litsardakis, G.A., Aging Response of Aluminium Alloy AA2024/Silicon Carbide Particles (SiC<sub>p</sub>) Composites, Materials Science and Engineering A, 382 (2004) 351-361.
106. Bekheet, N.E., Gadelrab, R.M., Salah, M.F. ve Abd El-Azim, A.N., The Effect of Aging on the Hardness and Fatigue Behavior of 2024 Al Alloy/SiC Composites, Materials and Design, 23 (2002) 153-159.
107. Rodriguez-Castro, R., Wetherhold, R.C. ve Kelestemur, M.H., Microstructure and Mechanical Behavior of Functionally Graded Al A359/SiCp Composites, Materials Science and Engineering A, 323 (2002) 445-456.
108. Braza, J.F., Cheng, H.S. ve Fine, M.E., Silicon Nitride Wear Mechanisms: Rolling and Sliding Contact, Tribol. Trans. 32, 4 (1989) 439-446.
109. Krishnan, B.P., Surappa, M.K., Rohatgi, P.K., The Upal Process: A direct Method of Preparing Cast Aluminium Alloy-Graphite Particle Composites, Journal of Materials Science, 16 (1981) 1209-1216.
110. Loue, W.R. ve Kool, W.H., Effect of Rapid Solidification on Microstructure and Properties of Cast SiCp/Al Metal Matrix Composites, Cast Reinforced Metal Composites, Proceedings of the International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metal Composites, Held in conjunction with the 1988 World Materials Congress, Chicago, Illinois, USA, 24-30 September 1988, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, 327-333.
111. Levi, C. G., Abbaschian C. J. ve Mehrabian, R., Interface Interactions During Fabrication of Al Alloy/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Fiber Composites. Metall.Trans.A, 9 (1978) 697-711.
112. Banerjee, A., Rohatgi, P.K. ve Reif, W., Role of Wettability in the Preparation. of Metal-Matrix Composites (a Review), Metallurgy, 38 (1984) 656-561.
113. Rocher, J.P., Girot, F., Quinisset, J.M. ve Naslain, R., Proceedings of the ECCM-1, Bordeaux, France, September 1985.

114. Champion, A.R., Krueger, W.H., Hartman, H.S. ve Dhingra, A.K., Proceedings of The ICCM-2, AIME, 1978.
115. Hunt, W.H., Proceedings of the Conference on Interfaces in MMCs, TMS-AIME, New Orleans, 1986, 3-25.
116. Kimura, Y., Mishima, Y., Umekawa, S. ve Suzuki, T., Compatibility Between Carbon Fibre and Binary Aluminium Alloys, J. Mater. Sci., 19 (1984) 3107-3114.
117. Kobashi, M. ve Choh, T., The Wettability and the Reaction for SiC Particle/Al Alloy System, J. Mater. Sci., (1993) 684-690.
118. Han, N., Pollard, G., Stevens, R., Interfacial Structure and Fracture Toughness Metal Matrix Composite, Mater. Sci. Technol., 8 (1992) 184-187.
119. Salvo, L., Esperance, G.L., Suery, M. ve Legoux, J.G., Interfacial Reactions and Age Hardening in Al-Mg-Si Metal Matrix Composites Reinforced with SiC Particles Mater. Sci. Eng. A, 177 (1994) 173-183.
120. Sukumaran, K., Pillai, P.G.K., Pillai, R.M., Kelukutty, V.S., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. ve Ravikumar, K.K., The effects of Magnesium Additions on The Structure and Properties of Al-7 Si-10 SiC<sub>p</sub> Composites, J. Mater. Sci., 30 (1995) 1469-1472.
121. Surappa, M.K. ve Rohatgi, P.K., Preparation and Properties of Cast Aluminium-Ceramic Particle Composites, Journal of Materials Science, 16 (1981) 983-993.
122. McCoy, O.W. ve Franklin, E.W., Dendritic Segregation in Particle-Reinforced Cast Aluminium Composites, Fishman, S.G., Dhingra (Eds.), Cast Reinforced Metal Composites, Chicago, USA, 1988, 77-80.
123. Surappa, M.K., Microstructure Evolution During Solidification of DRMMCs (Discontinuously Reinforced Metal Matrix Composites): State of Art, Journal of Materials Processing Technology, 63 (1997) 325-333.
124. Lloyd, D.J. ve Chamberlain, B., Cast Reinforced Metal Composites, Proc. Int. Symp., Ed. S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM Int., 1988, 263.
125. Pyzik, A.J. ve Beam, D.R., Al-B-C Phase Development and Effect on Mechanical Properties of B<sub>4</sub>C/Al-Derived Composites, J. Am. Ceram. Soc., 78 (1995) 305.
126. Arslan, G., Kara, F. ve Turan, S., Quantitative X-ray Diffraction Analysis of Reactive Infiltrated Boron Carbide-Aluminium Composites, Journal of European Ceramic Society, 23 (2003) 1243-1255.
127. Ghost, P.K. ve Ray, S., Influence of Process Parameters on the Porosity Content in Al (Mg)-Alumina Cast Particulate Composite Produced by Vortex Method, AFS Trans., 775-782 (1988) 88-214.

128. Zamzam, M., Ros, D., ve Grosch, J., Fabrication of P/M in Situ Fibre Composite Materials Part I : Formation of Fibrous Structure, Key Eng. Mater., 79-80 (1993) 235-246.
129. Şahin, Y., Preparation and Some Properties of SiC Particle Reinforced Aluminium Alloy Composites, Materials and Design, 24 (2003) 671-679.
130. Nai, S.M.L. ve Gupta, M., Influence of Stirring Speed on the Synthesis of Al/SiC Based Functionally Gradient Materials, Compos. Struc., 57 (2002) 227-233.
131. Pradu, S.B., Karunamoorthy, L., Kathiresan, S., ve Mohan, B., Influence of Stirring Speed and Stirring Time on Distribution of Particles in Cast Metal Matrix Composites, J. of Materials Processing Technology, 171 (2006) 268–273.
132. Asthana, R., Review, Reinforced Cast Metals, Part I, Solidification Microstructure, J. of Materials Science, 33 (1998) 1679-1698.
133. Ray, S., Synthesis of Cast Metal Matrix Particulate Composites, J. Mater. Sci., 28 (1993) 5397-5413.
134. Molliex, L., Facre, J.P., Vassel, A. ve Rabinovitch, M., Interface Contribution to the SiC-Titanium and SiC-Aluminium Tensile Strength Prediction Part I Interface Characterization by Fragmentation Tests, J. Mater. Sci., 29 (1994) 6033-6040.
135. Tekmen, C., Ozdemir, I., Cocen, U., ve Onel, K., The Mechanical Response of Al-Si-Mg/SiCp Composites: Influence of Porosity, Materials Science And Engineering A, 360 (2003) 365-371.
136. Sevik, H., ve Kurnaz, S.C., Properties of Alumina Particulate Reinforced Aluminum Alloy Produced by Pressure Die Casting, Materials and Design, 27, 8 (2005) 676-683.
137. Sharma, S.C., Girish, B.M., Somashekar, D.R., Kamath, R., ve Satish, B.M., Mechanical Properties and Fractography of Zircon-Particle-Reinforced ZA-27 Alloy Composites Materials, Composites Science and Technology, 59 (1999) 1805-1812.
138. Park, B.G., Crosky, A.G., ve Hellier, A.K., Material Characterisation and Mechanical Properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al Metal Matrix Composites, Journal of Materials Science, 36 (2001) 2417-2426.
139. Hong, S.-J., Kim, H.-M., Huh, D., Suryanarayana, C., ve Chun, B.S., Effect of Clustering on the Mechanical Properties of SiC Particulate-Reinforced Aluminum Alloy 2024 Metal Matrix Composites, Materials Science and Engineering A, 347 (2003) 198-204.
140. Lloyd, D.J., Particle Reinforced Aluminium and Magnesium Matrix Composites. Int. Mater. Rev., (1994) 39:1-23.



141. Cöcen Ü. ve Önel K., Ductility and Strength of Extruded SiCp/Aluminium-Alloy Composites, Composites Sciences and Technology, 62 (2002) 275-282.
142. Papazian, J. M., ve Adler, P. N., Tensile Properties of Short-Fiber Reinforced SiC/Al Composites, Part I: Effect of Matrix Precipitates, Part II: Finite-Element Analysis, Metall. Mater. Trans. A, 21 (1990) 401-420.
143. Hunt, WH., Richmond, D. ve Young, RD., In : Mathews FL., Proc. 6th International Conference On Composite Materials, London: Elsevier Applied Science, London, 1987, 2209-2218.
144. Hemanth, J., Tribological Behavior of Cryogenically Treated B<sub>4</sub>Cp/Al-12%Si Composites, Wear, 258 (2005) 1732-1744.
145. Kamat, S.V. , Hirth, J.P. ve Mehrabian, R., Mechanical Properties of Particulate-Reinforced Aluminum-Matrix Composites, Acta Metall. 37, 9 (1989) 2395-2402.
146. Wu, B.Y. ve Lavernia, E.J., Strengthening Behaviour of Particulate Reinforced MMCs, Scripta Metallur. Et Material, 127 (1992) 173-178.
147. Manoharan, M. Ve Lewandowski, J.J., Effect of Reinforcement Size and Matrix Microstructure on the Fracture Properties of an Aluminum Metal-Matrix Composite, Mater. Sci. Eng. A, 150 (1992) 179-186.
148. Seshan, S., Jayamathy, M., Kailas, S.V. ve Srivatsan, T.S., The Tensile Behavior of Two Magnesium Alloys Reinforced with Silicon Carbide Particulates, Materials Science and Engineering A, 363 (2003) 345-351.
149. Varma, V.K. Kamat, S.V. ve Kutumbarao, V.V., Tensile Behaviour of Powder Metallurgy Processed (Al-Cu-Mg)/SiCp Composites, Materials Science and Technology, 17 (2000) 93-101.
150. Thomason, P.F., Ductile Fracture of Metals, Oxford: Pergamon Pres, 1990.
151. Argon, S.S., Im, J. ve Safoğlu, R., Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture, Metal. Trans. A, 6 (1975) 825-837.
152. Lloyd, D.J., Aspects of Fracture in Particulate Reinforced Metal Matrix Composites, Acta. Metal. Mater., 39 (1991) 59-71.
153. Flom Y. Ve Arsenault R.J., Effect of Particle Size on Fracture Toughness of SiC/Al Composite Mterial, Acta Metal, 37 (1989) 2413-2423.
154. Lloyd, D.J, Lagace, H., McLeod, A. ve Morris, P.L., Controled Interfaces in Composite Materials Containing Discontinuous Reinforcement, Mater. Sci. and Eng. A, 107 (1989) 73-80.
155. You, C.P., Thompson, A.W. ve Bernstein, I.M., Propoesd Failure Mechanism in a Discontinuously Reinforced Aluminium, Scripta Metal. Mater., 21 (1987) 181-185.

156. Arsenault, R.J. ve Shi, N., Dislocation Generation Due to Differences in Coefficients of Thermal Expansion, Mater. Sci. and Eng., 81 (1986) 175-187.
157. Hahn, G.T. ve Rosenfield, A.R., Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminium Alloys, Metal. Trans. A, 6 (1975) 653-668.
158. Kim, Y.-H., Lee, S. ve Kim, N.J., Fracture Mechanisms of a 2124 Aluminium Matrix Composites Reinforced with SiC Whiskers, Metal. Trans. A, 23 (1992) 2589-2596.
159. Nutt, S.R. ve Duya, J.M., Failure Mechanisms in Al-SiC Composites, Scripta Metal., 20 (1986) 1055-1058.
160. Nutt, S.R. ve Needleman, A., Void Nucleation at Fiber Ends in Al-SiC Composites, Scripta Metal., 21 (1987) 705-710.
161. Wilner, B., Stres Analysis of Particles in Metals, J. Mech. Phys. Solids, 36 (1988) 141-165.
162. Prasad, B.K., Das, S., Jha, A.K., Modi, O.P. ve Yegneswaran, A.H., Abrasive Wear Characteristics of Zn-37.2Al-2.5Cu-0.2Mg Alloy Dispersed with Silicon Carbide Composites, Mater. Trans., 36, 8 (1995) 1048-1057.
163. Shyu, R.F., Weng, F.T. ve Ho, C.T., In Situ Reacted Titanium Nitride-Reinforced Aluminum Alloy Composite, Journal of Materials Processing Technology, 122 (2002) 301-304.
164. Tjong, S.C. ve Lau, K.C., Tribological Behaviour of SiC Particle-Reinforced Copper Matrix Composites, Materials Letters, 43 (2000) 274-280.
165. Bindumadhavan, P.N., Chia, T.K., Chandrasekaran, M., Wah, H.K., Lam, L.N. ve Prabhakar, O., Effect of Particle-Porosity Clusters on Tribological Behavior of Cast Aluminum Alloy A356-SiCp Metal Matrix Composites, Materials Science and Engineering A, 315 (2001) 217-226.
166. Akhlaghi, F., Lajevardi, A. ve Maghanaki, H.M., Effect of Casting Temperature on the Microstructure and Wear Resistance of Compcast A356/SiCp Composites: a Comparison between SS and SL Routes, J. of Materials Processing Technology 155-156 (2004) 1874-1880.
167. Cung, S. ve Hwang, B.H., A Microstructural Study of the Wear Behaviour of SiCp/Al Composites, Tribology Int., 27, 5 (1994) 307-314.
168. Skolianos, S. ve Katamis, T.Z., Tribological properties of SiC-Reinforced Al-4.5% Cu-1.5%Mg Alloy Composites, Mater. Sci. Eng. A, 163 (1993) 107-113.
169. Deuis, R.L., Subramanian, C. ve Yellup, J.M., Dry Sliding Wear of Aluminium Composites-a Review, Compos. Sci., Technol., 57 (1997) 415-453.

170. Lee, H.-L., Lu, W.-H. ve Chan, S.L.-I., Abrasive Wear of Powder Metallurgy Al-Alloy 6061-SiC Particle Composites, Wear, 159 (1992) 223-231.
171. Bhansali, K.J. ve Mehrabian, R., Abrasive Wear of Aluminium-Matrix Composites, J. Met., 34, 9 (1982) 30-34.
172. Yılmaz, O. ve Buytoz, S., Abrasive Wear of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Reinforced Aluminium-Based MMCs, Composites Science and Technology, 61 (2001) 2381-2392.
173. Zum Gahr K.H., How Microstructure Affects Abrasive Wear Resistance, Met. Prog., 116, 4 (1979) 46-52.
174. Rabinowicz, E., Friction and Wear of Materials, Wiley, New York, 1965, pp. 168-169.
175. Kwok, J.K.M. ve Lim, S.C., High-Speed Tribological Properties of Some Al/SiC Composites, I. Frictional and Wear Rate Characteristics, Compos. Sci. Technol. 59, (1999) 55-63.
176. Desai, V. M., Rao, C.M, Kosel, T.H. ve Fiore, N.F., Wear, 94 (1984) 89-101.
177. Tawarda, T., Okinawa, S. ve Nagahashi, K., US Patent No. 3877884, 1975.
178. Al-Rubaie, K.S., Yoshimura, H.N. ve Mello, J. D.B., Two-Body Abrasive Wear of Al-SiC Composites, Wear, 233-235(1999) 444-454.
179. Modi, O.P., Yadav, R.P., Prasad, B.K., Jha, A.K., Das, S. ve Yegneswaran, A.H., Three-Body Abrasion of a Cast Zinc-Aluminium Alloy: Influence of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Dispersed and Abrasive Medium, Wear, 249 (2001) 792-799.

## ÖZGEÇMİŞ

Aykut ÇANAKÇI, 28.05.1971'de Trabzon'da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Akçaabat ilçesinin Salacık Köyü'nde tamamladıktan sonra, Akçaabat Lisesi'nden 1988 yılında mezun oldu. 1990 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümünü kazandı. 1994 yılında Makina Mühendisi olarak mezun oldu. Aynı yıl K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü'nün açmış olduğu yüksek lisans programını kazandı. 17.01.1996 tarihinde K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü'nün Makina Mühendisliği Anabilim Dalı'nın Malzeme Bilimleri Kürsüsü'ne 50/d kadrosuna Araştırma Görevlisi olarak atandı. 15.08.1998 tarihinde K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisansını tamamlayarak Makina Yüksek Mühendisi ünvanını aldı. Aynı yıl da K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Anabilim Dalında doktora programına başladı. 31.12.1998 tarihinde Abant İzzet Baysal Üniversitesi Düzce Orman Fakültesi Orman Endüstri Mühendisliği Bölümü Endüstri Makinaları ve İşletme Anabilim Dalı'na Araştırma Görevlisi olarak atandı. 2000 yılında YÖK tarafından Yüksek Öğrenim Kanununun 35. maddesi uyarınca K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü'ne doktora süresince görevlendirildi. Halen K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak görevini sürdürmektedir. Evli ve bir çocuk babası olup, İngilizce bilmektedir.