

**T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAGNEZYUM MATRİSLİ B₄C TAKVİYELİ KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ

ÜMMÜGÜL ÇAVUŞOĞLU

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI**

**DANIŞMAN
YRD. DOÇ. DR. IŞIL KERTİ
EŞ DANIŞMAN: Dr. FATİH TOPTAN**

İSTANBUL, 2013

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAGNEZYUM MATRİSLİ B₄C TAKVİYELİ KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ

Ümmügül Çavuşoğlu tarafından hazırlanan tez çalışması tarihinde aşığıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme mühendisliği Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Yrd. Doç. Dr. Işıl Kerti
Yıldız Teknik Üniversitesi

Eş Danışman

Dr. Fatih Toptan
Minho Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Yrd. Doç. Dr. Işıl Kerti
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Ahmet Karaaslan
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Hüseyin Sönmez
Yıldız Teknik Üniversitesi

ÖNSÖZ

AZ91D-B₄C kompozitlerinin sıvı faz üretim yöntemleriyle üretilmesinin konu edildiği bu tez çalışmasının gerçekleşmesinde pek çok kişinin değerli katkıları bulunmaktadır. Bu çalışmanın başlangıcından bitimine kadar her aşamasını yönlendiren, özverili yardımlarını esirgemeyen, projeyi yöneten değerli hocam Yrd. Doç. Dr. Işıl Kerti'ye ve Minho Üniversitesi'nden eş-danışmanım Dr. Fatih Toptan'a değerli görüş ve yönlendirmeleri için teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans çalışmalarım süresince Kütüphane, Laboratuvar ve Atölye imkanlarından yararlandığım Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalına'na;

Araştırmam süresince bana destek ve yardımcı olan Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü araştırma görevlilerinden Arş. Gör. Zekeriya Yaşar Cömert ve Uzm. Yahya Burak'a çok teşekkür ederim.

Tez çalışmamda önemli bir yer tutan SEM görüntüleri ve EDS analizleri çalışmalarındaki büyük katkılarından dolayı teknisyenler; YTÜ'den Mehmet Çalışkan ve Şaban Ceylan'a; İTÜ'den Hüseyin Sezer ve Talat Tamer Alpak'a şükranlarımı sunarım.

Ayrıca gösterdikleri yardımlardan dolayı RUTAŞ Pres Döküm Ltd. Şti. ve YILDIRIM Döküm ve Anot San. Tic. Ltd. Şti firmalarına teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmakta olduğum ALCE San. Tic. Ltd. Şti. firmasına yüksek lisans öğrenimimi desteklediği için en içten teşekkürlerimi sunarım.

Tez yazımı sürecinde yardımlarını esirgemeyen, verdiği manevi destek ve göstermiş olduğu sabır için canıma Ramadan Vatansever'e çok teşekkür ederim.

Son olarak bu çalışmada en az benim kadar emeği olan, ne zaman ihtiyacım olsa yanımda olacaklarını bildiğim aileme, kız kardeşlerim Nilüfer ve Şirin'e, annem Hazel Çavuşoğlu ve babam Seyfettin Çavuşoğlu'a sonsuz teşekkürler.

Ocak, 2013

Ümmügül ÇAVUŞOĞLU

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	vi
KISALTMA LİSTESİ.....	vii
ŞEKİL LİSTESİ.....	viii
ÇİZELGE LİSTESİ	x
ÖZET	xi
ABSTRACT.....	xiii
BÖLÜM 1	
GİRİŞ.....	1
1.1 Literatür Özeti	2
1.2 Tezin Amacı	6
1.3 Orijinal Katkı.....	6
BÖLÜM 2	
METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER	8
2.1 Giriş	8
2.2 Metal Matris Kompozitlerde (MMK) Matris Malzemeleri	13
2.3 Metal Matris Kompozitlerde (MMK) Takviye Malzemeleri	16
2.4 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri.....	19
2.4.1 Difüzyonla Bağlama	20
2.4.2 Toz Metalurjisi	20
2.4.3 Sıvı-Metal İnfiltasyon.....	21
2.4.4 Püskürtme.....	23
2.4.5 Karıştırmalı Döküm	24
2.4.6 Çökeltme (PVD)	27
2.4.7 Kompo Döküm	27
2.4.8 Reaktif (In-situ) Yöntemi.....	28
2.4.9 Sıkıştırırmalı Döküm.....	29
2.5 Islanabilirlik	30
2.6 Takviye Fazı - Matris Arayüzeyinin Önemi	34
BÖLÜM 3	
MAGNEZYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER	36

3.1	Fiziksel Özellikleri	36	
3.2	Magnezyumun Mekanik Özellikleri	36	
3.3	Reaktivitesi.....	37	
3.3.1	Azot (N).....	38	
3.3.2	Oksijen (O ₂).....	38	
3.3.3	Silisyum Oksit (SiO ₂).....	39	
3.3.4	Su (H ₂ O)	39	
3.3.5	Demir Oksit (Fe ₂ O ₃)	39	
3.4	Magnezyum Alaşımları ve Standartları	39	
3.5	Alaşımların Magnezyum Alaşımlarına Etkisi.....	41	
3.6	Magnezyum-Alüminyum İkili Sistemi	42	
3.7	Magnezyum-Alüminyum-Çinko Alaşımları	43	
3.8	AZ91 Alaşımı.....	45	
3.9	Matris-Takviye Arayüzey Reaksiyonları	47	
3.9.1	Mg-SiC Kompozit Sistemi.....	49	
3.9.2	Mg-Karbon ve Mg-Grafit Kompozit Sistemleri	50	
3.9.3	Mg-TiC Kompozit Sistemi.....	52	
3.9.4	Mg -B ₄ C Kompozit Sistemi	53	
3.9.5	Mg-Al ₂ O ₃ Kompozit Sistemi	57	
3.9.6	Mg-Mg ₂ Si Kompozit Sistemi	58	
3.9.7	Mg- Al ₁₈ B ₄ O ₃₃ Kompozit Sistemi	59	
3.10	Magnezyum Matrisli Kompozitlerin Uygulama Alanları	61	
BÖLÜM 4			
DENEYSEL ÇALIŞMALAR			63
4.1	Malzemeler	63	
4.2	Deneyel Yöntem	65	
4.3	Mikroyapısal Karakterizasyon ve Kimyasal Analiz	68	
4.4	Fiziksel Muayeneler	69	
4.4.1	Hacim Oranı ve Partikül İlave Verimi Tayini	69	
4.4.2	Yoğunluk ve Porozite Tayini.....	69	
4.5	Sertlik Ölçümü.....	70	
4.6	Basma Testi	70	
BÖLÜM 5			
DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA			71
5.1	Mikroyapı	71	
5.2	Matris-Takviye Arayüzeyi.....	74	
5.3	Mekanik Özellikler	81	
BÖLÜM 6			
SONUÇ VE ÖNERİLER			86
KAYNAKLAR			88
ÖZGEÇMİŞ			92

SİMGE LİSTESİ

A	Havadaki ağırlık
B	Sıvıdaki ağırlık
d	Havanın yoğunluğu
d_0	Numunenin çapı
d_{teorik}	Numunenin teorik yoğunluğu
E/ρ	Özgül modül
h_0	Numune yüksekliği
M_{matris}	Matris alaşımının ağırlığı
M_{takviye}	Takviye alaşımının ağırlığı
π_e	Yayılma basıncı
Sc	Yayılma katsayısı
V	Matris ve takviye hacminin toplamı
W_a	Adhezyon tarafından yapılan iş
W_c	Kohezyon tarafından yapılan iş
W_e	Islatma enerjisi
ΔG	Gibbs serbest enerjisindeki değişim
ΔH	Reaksiyon entalpisindeki değişim
Θ	Temas açısı
ρ_0	Sıvının yoğunluğu
$\sigma_{\zeta/\rho}$	Özgül mukavemet
σ_K	Katının vakum altındaki yüzey gerilmesi
σ_{KB}	Katı-buhar arayüzey enerjisi
σ_{KS}	Katı-sıvı arayüzey enerjisi
σ_{SB}	Sıvı-buhar arayüzey enerjisi

KISALTMA LİSTESİ

BKK	Basit kübik kristal
BSE	SEM’de geri saçılan elektron modu
CVD	Kimyasal buhar biriktirme
DMD	Atomize edilmiş sıvı biriktirme
EDS	Enerji dağılımlı X-ışınları analizi
EDX	Enerji dağılımlı spektroskopi analizi
FEG-SEM	Alan emisyon tabancası-Taramalı elektron mikroskobu
HSP	Hegzagonal sıkı paket.
MMK	Metal Matrisli kompozitler
OM	Optik mikroskop
PAN	Poli-akrol-nitril
PMK	Polimer matrisli kompozitler
PVD	Fiziksel Buhar Çökeltme
SE	SEM’de ikincil elektron modu
SEM	Taramalı elektrom mikroskobu
SHS	Yüksek sıcaklıkta kendiliğinden yayımlı kimyasal bileşim
SMK	Seramik matrisli kompozitler
TEM	Taramalı elektron mikroskobu
TM	Toz metalurjisi
XRD	X-ışınları difraktometresi

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2. 1	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 [6].....	12
Şekil 2. 2	Bor-karbon faz diyagramı [21]	18
Şekil 2. 3	Toz metalurjisi yönteminin üretim aşamaları [5]	21
Şekil 2. 4	Basınçlı infiltrasyon yöntemi [5]	22
Şekil 2. 5	Basıncsız infiltrasyon yöntemi [5]	22
Şekil 2. 6	Vakum infiltrasyon yöntemi [5]	23
Şekil 2. 7	Osprey yönteminin şematik görünüşü [5]	24
Şekil 2. 8	Karıştırmalı döküm düzeneği [5].....	26
Şekil 2. 9	Kompo döküm düzeneği [5].....	28
Şekil 2. 10	Sıkıştırmalı dökümün şematik görünüşü [25].....	30
Şekil 2. 11	Katı altık üzerinde duran bir sıvı damlasının katı yüzeyi ile yaptığı temas açısı [17]	30
Şekil 2. 12	Temas açısının; a) Sessile drop, b) Pendant drop, c) Wilhelmy levha yöntemi ve d) Du Noüy yüzük yöntemleri ile ölçümünün gösterilmesi [17]	32
Şekil 3. 1	Mg-Al denge diyagramı [26]	42
Şekil 3. 2	Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi [26].....	43
Şekil 3. 3	Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı [26]	44
Şekil 3. 4	%2 Nital ile dağlanmış AZ91 alaşımın optik mikroskobu	46
Şekil 3. 5	AZ91 alaşımının mikroyapısı [26]	47
Şekil 3. 6	P100S Karbon fiber takviyeli AZ91D alaşımının parlatılıp dağlanarak elde edilmiş SEM görüntüsü [31]	51
Şekil 3. 7	AZ91/ % 10 TiC döküm kompozitin SEM mikroyapısı [25].....	53
Şekil 3. 8	Toz metalurjisiyle üretilen B ₄ C-Mg kompozitlerin SEM mikroyapıları. Hacimce (a) %10 ve (b) %20 B ₄ C ile takviye edilmiş [25]	54
Şekil 3. 9	Mn-C sistemi faz diyagramı [35]	55
Şekil 3. 10	Al-B faz diyagramı [36].....	56
Şekil 3. 11	%20 Al ₂ O ₃ kısa fiber takviyeli sıkıştırmalı döküm ile üretilmiş AZ91-Al ₂ O ₃ kompozitin TEM mikroyapısı [38]	58
Şekil 3. 12	In-situ AZ91/Mg ₂ Si kompozit malzemede Çin harfi şeklindeki Mg ₂ Si fazının optik mikroskop görüntüsü [4]	59

Şekil 3. 13	Sıkıştırılmalı döküm MB15-Al ₁₈ B ₄ O ₃₃ w kompozitin optik mikroskop görüntüsü [4]	60
Şekil 4. 1	AZ91D matris alaşımına ait XRD spektrumu	64
Şekil 4. 2	Ortalama 32 µm boyuta sahip B ₄ C partiküllerine ait XRD spektrumu.....	64
Şekil 4. 3	Ortalama 32 µm boyuta sahip B ₄ C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı	65
Şekil 4. 4	B ₄ C partiküllerine ait SEI modunda alınan SEM görüntüsü	65
Şekil 4. 5	AZ91D-B ₄ C kompozit üretiminin gerçekleştirildiği özel tasarım indüksiyon fırını a) Deney düzeneğinin kapalı görünümü b) Deney düzeneğinin açık görünümü (1. Mekanik karıştırıcı, 2. Karıştırıcı şaft 3. Argon tüpü, 4. Fırın kapağı, 5. BN Kaplı grafit pota, 6. Takviye besleyici 7. Güç Ünitesi, 8. Sıcaklık kontrolü (Termokupl)).....	66
Şekil 4. 6	a) Grafit pota, b) Kokil kalıp	66
Şekil 4. 7	Akım Şeması	68
Şekil 5. 1	Hacimce a) %5 B ₄ C içeren b) %10 B ₄ C içeren kompozitin COMPO modunda alınan SEM görüntüleri	73
Şekil 5. 2	Hacimce %10 B ₄ C içeren kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü a) Topaklaşma b) Porozite içeren hacimce %10 B ₄ C içeren kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü	73
Şekil 5. 3	Hacimce %5 B ₄ C içeren kompozitte matris-takviye arayüzeyinden alınan (a) COMPO ve (b) SE SEM görüntüleri.....	74
Şekil 5. 4	Hacimce %5 B ₄ C içeren kompozitte a) "1" b) "2" c) "3" ile işaretlenen noktalardan alınan EDS analizi	75
Şekil 5. 5	Hacimce %5 B ₄ C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve bu görüntüden alınan B, C, Mg, Mn ve Al elementlerine ait X-ışını haritaları.....	76
Şekil 5. 6	Hacimce %5 B ₄ C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve arayüzey boyunca alınan çizgi analizinde Al, Mn, B, C ve Mg elementlerinin değişimi	77
Şekil 5. 7	Hacimce %10 B ₄ C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve bu görüntüden alınan B, C, Mg, Mn ve Al elementlerine ait X-ışını haritaları.....	78
Şekil 5. 8	Hacimce %10 B ₄ C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve arayüzey boyunca alınan çizgi analizinde Al, B, C, Mg ve Mn elementlerinin değişimi	79
Şekil 5. 9	Mg-Al-Mn-Zn-B-C sistemindeki ikili bileşiklere ait Ellingham diyagramı [47]	80
Şekil 5. 10	AZ91D-B ₄ C kompozit malzemeye ait XRD spektrumu	81

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2. 1	MMK'larda yaygın olarak kullanılan bazı matris alaşımlarının mekanik özellikleri [6]	14
Çizelge 2. 2	MMK malzeme matrisi, takviye elemanı, üretim teknikleri ve uygulama alanları [20]	15
Çizelge 2. 3	Matris-takviye kombinasyonları (NADİBO,1993) [20]	16
Çizelge 2. 4	Kompozit üretiminde kullanılan bazı takviye malzemelerinin ana karakteristikleri [6]	18
Çizelge 3. 1	Mg'un fiziksel özellikleri	36
Çizelge 3. 2	Alaşım elementleri ve kısaltmaları [26]	40
Çizelge 3. 3	Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımları (ASTM B80) [26]	40
Çizelge 3. 4	Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımlarının mekanik özellikleri [26]	41
Çizelge 3. 5	Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri [27]	41
Çizelge 3. 6	Katı fazlar, sembolleri ve ergime dereceleri [26]	45
Çizelge 3. 7	ASTM AZ91 alaşımları ve kompozisyonu [28]	46
Çizelge 3. 8	ASTM AZ91 alaşımlarının mekanik özellikleri [28]	46
Çizelge 3. 9	SiC partikül takviyeli AZ91 alaşımının mekanik özellikleri [30]	50
Çizelge 3. 10	Ortam sıcaklığında, dökülmüş halde ki AZ91 ve AZ91- %10 TiC (ağırlıkça) kompozitin mekanik özellikleri [25]	53
Çizelge 3. 11	25,15°C'de AlB ₂ ve AlB ₁₂ bileşiklerinin termodinamik özellikleri [37]	56
Çizelge 3. 12	%1,1 Al ₂ O ₃ takviyeli Mg-Al ₂ O ₃ kompozitinin mekanik özellikleri [4]	57
Çizelge 3. 13	AZ91 alaşımı ile AZ91-Al ₁₈ B ₄ O ₃₃ kompozitlerin ortalama çekme özellikleri [4]	61
Çizelge 4. 1	Kullanılan matris alaşımının üretici firma tarafından belirlenen kimyasal bileşimi	63
Çizelge 5. 1	AZ91D-B ₄ C numunelere ait hacim oranı ve partikül ilave verimi	82
Çizelge 5. 2	AZ91D-B ₄ C numunelere ait yoğunluk ve porozite değerleri	82
Çizelge 5. 3	Matris ve matris-takviye arayüzeyinden alınan sertlik değerleri	82
Çizelge 5. 4	AZ91D-SiC numunelere ait sertlik değerleri [7]	84
Çizelge 5. 5	AZ91D-B ₄ C ve matris numunelerine ait basma mukavemeti değerleri ...	85

MAGNEZYUM MATRİSLİ B₄C TAKVİYELİ KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ

Ümmügül ÇAVUŞOĞLU

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Yüksek Lisans Tezi

Tez Danışmanı: Yrd. Doc. Dr. Işıl KERTİ

Eş Danışman: Dr. Fatih TOPTAN

Bu çalışmanın amacı AZ91 alaşımı matrisli ve B₄C partikül takviyeli kompozitlerin karıştırmalı döküm yöntemiyle üretimi, üretilen kompozitlerin mekanik özelliklerinin ve mekanik özelliklerin takviye hacim oranı ile değişiminin incelenmesidir. Bu amaç doğrultusunda B₄C partikülleri, 750°C'ta vorteks yardımıyla sıvı metale argon gazı atmosferinde ilave edilerek kompozitler üretilmiş, kompozitlerin mikroyapısal, kimyasal ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Partikül hacim oranının mikroyapı ve özelliklere etkisini incelemek için nominal hacim oranı %5 ve %10 olan kompozitler üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin mikroyapıları ve matris/takviye arayüzeyleri optik mikroskop (OM), enerji dağılımlı spektroskopi analiz ünitesi (EDS) tarama elektron mikroskobu (SEM) ve X-ışınları difraktometresi (XRD) ile karakterize edilmiştir. Kompozit numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla makro ve mikro sertlik testleri ve basma testleri gerçekleştirilmiştir.

DeneySEL çalışmalar sonucu üretilen kompozitlerin, üretim sırasında matris/takviye arayüzeyinde in-situ olarak oluşan ve genel olarak Mn-C bileşikleri ihtiva eden reaksiyon tabakasına bağlı olarak nispeten homojen partikül dağılımı ve nispeten yüksek partikül ilave verimine sahip olduğu görülmüştür. Üretilen kompozit malzemelerin sertliğinin artan takviye oranı ile arttığı gözlemlenmiştir. Basma

mukavemetinde ise %5 takviyeli kompozitte takviyesiz alaşıma göre önemli bir değişiklik görülmezken %10 takviyeli kompozitte takviyesiz alaşıma göre yaklaşık %10'luk bir artış kaydedilmiştir. Mekanik özelliklerdeki artışın, kompozitlerdeki porozite miktarları sebebiyle sınırlı ölçüde gerçekleştiği düşünülmektedir.

Anahtar Kelimeler: Kompozit, Magnezyum, Arayüzey, Bor Karbür, Karıştırmalı Döküm, AZ91.

**PRODUCTION OF B₄C PARTICLE REINFORCED MAGNESIUM MATRIX
COMPOSITES**

Ümmügül ÇAVUŞOĞLU

Department of Metallurgical and Materials Engineering

MSc. Thesis

Advisor: Assist. Prof. Dr. Işıl KERTİ

Co-Advisor: Dr. Fatih TOPTAN

The aim of this study was to produce B₄C particle reinforced AZ91 matrix alloy composites by using stir casting method; and to investigate mechanical properties of produced composites and mechanical properties with varying volume fraction of B₄C reinforcement. For this purpose, composites were produced at 750°C by adding B₄C particles in melt matrix liquid with the help of the vortex under argon gas atmosphere. The microstructural, chemical, and mechanical properties of composites were investigated.

To investigate the effect of the volume ratio of the particle to structure and mechanical properties of the composite, 5% and 10% of the nominal volume of the composites were produced. Microstructure and matrix/reinforcement interfaces of produced composites were have been characterized using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive spectroscopy analysis (EDS) and X-ray diffraction (XRD). In order to determine the mechanical properties of the composite samples, macro and micro-hardness tests and compression tests were performed.

It was found from the experimental studies that as-produced samples presented relatively uniform particle distribution and a relatively higher particle addition yields, mainly due to the formation of a Mn-C rich in-situ reaction layer on the matrix/reinforcement interface. Furthermore, increase in particle volume fraction lead to an increase in hardness in Mg-B₄C composites. On the other hand, no significant difference were found on the compressive strength values between the unreinforced alloy and the 5% B₄C reinforced composites. However, compressive strength was increased approx. 10% on the 10% B₄C reinforced composites. It has been thought that the increase in mechanical properties was limited by the porosity.

Key words: Composite, Magnesium, Interface, Boron Carbide, Stir Casting and AZ91.

GİRİŞ

Günümüz metal malzemelerinin birçok özellikleri gelişen teknolojinin ihtiyacına cevap veremeyince, daha üstün özelliklere sahip kompozit malzemeler üreilmeye başlanmış ve bu konuda hızlı bir gelişme sürecine girilmiştir. Kompozit malzemeler klasik malzemelere göre çok daha hafif olup aynı zamanda yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahiptirler.

Metal matrisli kompozitlerin (MMK) özelliklerini iyileştirmek için metal matris içerisine güçlü seramik takviye elemanları eklenmektedir. En yaygın kullanılan takviye elemanları SiC, Al₂O₃ ve TiC fiberleri ve partikülleridir. Metallerin süneklik ve tokluğu, seramiklerin yüksek mukavemet ve yüksek elastik modüllü özellikleri ile birleştirilmeleri neticesinde son derece önemli mühendislik malzemeleri olan MMK'ler ortaya çıkmaktadır. MMK malzemelerin üretim maliyetlerinin düşmesiyle beraber otomotiv endüstrisi başta olmak üzere çeşitli alanlarda bu malzemelerin kullanımı artmakta ve MMK malzemeler üzerine yürütülen çalışmalar önem kazanmaktadır [1,2].

Magnezyum ve alaşımları günümüzde modern hafif yapılar için önemli bir malzeme olarak görülmekte ve bundan dolayı özellikle otomobil endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahip olmaktadır. Magnezyumun yoğunluğu 1,7 g/cm³ (alüminyumun yoğunluğu=2,7 g/cm³, çeliğin yoğunluğu= 7,8 g/cm³) olmasına rağmen alüminyumla hemen hemen aynı dayanım değerlerine sahiptir. Ağırlık olarak Mg, alüminyumdan (Al) %36, demir (Fe) ve çelikten %78 daha hafiftir [2]. Bu malzeme bir plastik kadar hafif aynı zamanda bir metal kadar da mukavemettir [3]. Bu sebeple MMK malzemeler içerisinde magnezyum matrisli kompozitler (Mg-MMK) düşük yoğunluk, yüksek özgül

sertlik ve yüksek dayanımı sayesinde özellikle ağırlık tasarrufu gerektiren otomotiv ve havacılık uygulamaları için cazip hale gelmektedir [3].

Günümüzde, sağladığı birçok avantaj ile kullanım alanları giderek artan magnezyum esaslı kompozit malzeme ürünleri, ticari saflıktaki magnezyum ve magnezyum alaşımlarından daha yüksek mekanik özelliklere sahiptir ve yüksek sıcaklıklarda ($\sim 200^{\circ}\text{C}$) daha kullanışlıdır [4]. Ne var ki magnezyumun düşük elastite modülü, artan sıcaklıkla azalan dayanımı (yüksek sürünme) ve zayıf deformasyon dayanımı magnezyumun kullanımını sınırlamaktadır. Ancak, Al_2O_3 , B_4C , SiC ya da TiC gibi farklı partiküllerin takviyesi ile bu özellikler iyileştirilebilmektedir. B_4C seramik partikülleri sahip oldukları düşük yoğunluk, yüksek dayanım ve yüksek sertlik sayesinde metal matrisli kompozitler için ideal bir takviye malzemesi olarak değerlendirilmektedir [5].

1.1 Literatür Özeti

Araştırmacılar MMK'lerin sahip oldukları özellikleri iyileştirmek ve üretim safhalarında karşılaşılan problemleri en aza indirmek için çalışmalarına devam etmektedirler. Bu çalışmaların neticesi de yeni bir malzeme gurubunun endüstriyel alanlardaki yerini daha hızlı bir şekilde alması sağlanmaktadır. [1].

Bu çalışmalarda ağırlıklı olarak MMK'lerin mikroyapıları ve mekanik özellikleri incelenmektedir. Ayrıca deneysel çalışmalarda; takviye malzemeleri boyutunun, oranının ve görmüş olduğu ön işlemlerin kompozit malzemenin mekanik özelliklerine olan etkisi araştırılmaktadır. Diğer taraftan kompozitlerde önemli bir yere sahip olan ıslanabilirlik konusu incelenmektedir [5]. Bu çalışmalar ve sonuçları ilerleyen bölümlerde detaylı olarak sunulmuştur.

Bu çalışmalarda MMK'lerin mekanik özellikleri, mikroyapıları gibi özellikleri incelenmekte ve irdelenmektedir. Ayrıca deneysel çalışmalarda; takviye malzemeleri boyutunun, oranın ve görmüş olduğu ön işlemlerin kompozit malzemenin mekanik özelliklerine olan etkisi araştırılmaktadır. Diğer taraftan kompozitlerde önemli bir yere sahip olan ıslanabilirlik konusu incelenmektedir [5]. Bu çalışmalar ve sonuçları aşağıda daha detaylı olarak sunulmuştur.

SiC, Al₂O₃, TiC parçacıkları kullanılarak üretilen MMK malzemelerin fiziksel, mekanik ve tribolojik özellikleri incelenmesine ilişkin çok sayıda çalışma mevcut iken B₄C parçacıkları kullanılarak üretilen kompozitlerin fiziksel, mekanik ve tribolojik özelliklerinin incelendiği çalışma sınırlı sayıdadır [6].

Poddar vd. [7], yaptıkları çalışmada reodöküm metodunu kullanarak 15 µm ve 150 µm tane boyutlarında hacimce %15 α-SiC seramik takviye içeren AZ91D magnezyum esaslı kompozit malzeme üretmişlerdir. Bu çalışmada; farklı tane boyutlarında kompozit elde etmek için önceden 250°C ye kadar ısıtılan SiC partikülleri karıştırılan sıvı matris (AZD91D) ilave edilmiştir. Ergiyik haldeki kompozit 584°C ±2 °C izotermik sıcaklıkta 450 rpm'de paslanmaz çelik pervane yardımıyla 20 dakika karıştırıldıktan sonra çelik kalıba dökülmüştür. Daha sonra elde edilen kompozit parçalara CO₂ koruyucu atmosfer altında 18 saat süreyle çözelti ısıtma işlemi uygulanmıştır. T4 ısıtma işlemi sırasında parçaları 250°C'a ısıtılan fırına şarj edildikten sonra 2°C /dakika ısıtma hızıyla fırın sıcaklığı 415°C'a çıkarılmıştır. Bir sonraki süreçte; kompozit parçalar hızlı bir fan yardımıyla oda sıcaklığına soğutulmuştur. Elde edilen kompozitlerin mikroyapıları incelendiğinde, 150 µm tane boyutuna sahip kompozitte 15 µm'lik tane boyutuna sahip kompozite göre daha iyi partikül dağılımı tespit edilmiştir. Ayrıca, daha küçük taneler içeren kompozitler daha büyük taneli olan kompozitlere göre daha yüksek poroziteye sahip olduğu belirlenmiştir. Porozitenin kaynağının aglomere partiküller arasında kalan boşluklar, karıştırma süresince gazların ergiyik içinde hapsolmesi ve katılaşma büzülmesi olduğu rapor edilmiştir. Bunların yanında, yüksek yüzey gerilmesinden dolayı takviye partikülleri tane sınırlarında topraklandığı ve SiC partiküllerinin sıvı Mg metali tarafından ıslatılmasında tanelerin heterojen çekirdeklenme bölgeleri olarak görev aldığı ifade edilmiştir. T4 ısıtma işleminden sonra matris mikrosertliği, çözelti sertleşmesinden dolayı artmıştır. Küçük taneli takviyelerde kopma mukavemeti ve elastik modülün daha yüksek olduğu saptanmıştır. Öte yandan sünekliliğin kompozitte azaldığı da rapor edilmiştir.

Demir [4], AZ91/Mg₂Si in-situ kompozit malzemedeki Mg₂Si fazının modifikasyonu üzerine kalsiyumun ve farklı üretim şartlarının etkisini araştırmıştır. Düşük yoğunluğa, yüksek sertlik ve elastik modülüne sahip ince ve poligonal Mg₂Si fazının kompozit malzemenin mekanik özelliklerini geliştirildiği rapor edilmiştir. Bu nedenle Mg₂Si fazının

morfolojisi, kalsiyum ilavesi ve/veya katılma davranışlarının kontrolü ile Çin harfi şeklinden küçük poligonal şekle dönüştürülmektedir. In-situ AZ91/Mg₂Si kompozit malzeme sıvı karıştırma yöntemi ile üretilmiştir. Alaşım sıvısı hazırlandıktan sonra kalsiyum ve daha sonra silisyum sıvıya 670°C'ta ilave edilmiş ve 720°C'ta döküm tamamlanmıştır. Numunelerden bazıları, mikroyapı ve Mg₂Si fazının inceltmesi amacıyla farklı şartlarda üretilmiştir. AZ91+1Si+0,3Ca döküm numunesine (1. numune) SFL marka kutu tipi fırında 355°C'de 16 saat ısıl işlem yapılmıştır ve oda sıcaklığına soğutulmuştur. Diğer bir AZ91+1Si+0,3Ca döküm numunesi (2. numune) bu numunenin yeniden ergitilmesiyle elde edilmiştir. Bu parça, sıvı hale gelir gelmez karıştırılarak bir süre beklendikten sonra oda sıcaklığına soğutulmuştur. En son AZ91+1Si+0,3Ca döküm numunesi (3. numune) 20°C sıcaklıktaki su içerisine daldırılarak hızlı soğutma işlemi yapılmıştır. Bu çalışmada, metalik Si tozları sıvıda Mg₂Si fazını oluşturmak için kullanılmıştır. Ca tozları sıvıya Mg₂Si inceltmesinde etkin çekirdekleyici olan CaSi₂ fazını oluşturmak için ilave edilmiştir. Isıl işlem gören AZ91+1Si+0,3Ca numunesinde Mg₂Si fazının boyutunda küçülme olurken uygulanan uzun süreli ısıl işlemin tane boyutunun ilk duruma göre hemen hemen iki kat artmasına neden olduğu açıklanmıştır. AZ91+1Si+0,3Ca döküm parçasının yeniden ergitilmesiyle elde edilen numunelerde Mg₂Si fazlarının kırılarak dağıldığı tespit edilmiştir. Suda soğutulmuş AZ91+1Si+0,3Ca numunesi; Mg₂Si fazı tane sınırlarında oluşmuştur. Hızlı soğuma ile çok sayıda tane oluşmuştur ve oluşan tanelerin etkisiyle Mg₂Si fazının tane sınırına itilmesi söz konusu olmuştur. Bu numune için uygulanan ısıl işlemlerle en küçük ve en homojen bir dağılımın gerçekleştiği ve en iyi mekanik özelliklerin elde edildiği rapor edilmiştir.

Kevorkijan ve Škapin [8], basınçsız infiltrasyon metodu ile farklı tane boyutuna ve hacim oranlarına sahip B₄C partikül takviyeli Mg-B₄C kompozitleri başarılı bir şekilde üretmişlerdir. Bu çalışmada, B₄C tozları eşmolar HF ve H₂SO₄ çözeltilisine ilave edilerek 5 dakika ön işleme tabi tutulmuştur. Daha sonra 6 saat oda sıcaklığında hava ortamında kurutulmuştur. Buna ilaveten 150°C'ta 24 saat kurutulmuş ve 400°C'ta 3 saat Ar atmosferinde kalsine edilmiştir. Çeşitli miktarlarda B₄C tozları (A tozu d₅₀=44µm ve B tozu d₅₀=0.8µm) değişen miktarlarda (hacimce %1 veya %5) ıslatıcı maddeler (Si ve Ti) ile katkılanmış ve bilyeli öğütücüde aseton ortamında homojenleştirilmiştir. Daha sonra kurutulmuş ve bağlayıcı kullanmadan isostatik pres ile (20MPa) preslenmiştir. Oksijen

içermeyen azot ortamında infiltrasyon yapılmıştır. Numuneler farklı sıcaklıklara farklı sürelerde azot ortamında ısıtılmıştır. Mg metalinin hacimce %5Ti tozu ve hacimce %30 küçük taneli B₄C takviye (d₅₀=0.8µm) içeren üretimlerde ve ayrıca hacimce %20 büyük taneli B₄C takviye (d₅₀=44µm) ve hacimce %5Ti tozu içeren üretimlerde infiltrasyonun gerçekleştiği görülmüştür. Takviye miktarı arttırıldığında infiltrasyonun olmadığı görülmüştür. Küçük taneli (d₅₀=0.8µm) kompozit üretimlerinde takviye miktarının arttırıldığı durumda; daha yüksek sıcaklıkta (900°C) daha uzun zaman (2 saat) ve daha fazla (hacimce %10Ti tozu) ıslatıcı madde ilave edilmesine rağmen infiltrasyonun başarılı olmadığı rapor edilmiştir. Basıncsız infiltrasyon metodu ile Ti ilave edilerek metalik özelliğe sahip TiC fazı oluşturularak metalin takviyeyi daha iyi ıslatması sağlanmıştır. TiC, B₄C'den daha karardır ve Si Mg içinde borun çözünmesini sağlamıştır ve çözünen bor ergimiş Mg'da MgB₂ fazını oluşturmuştur. ıslatıcı maddeler ergimiş matrisle reaksiyona girerek Mg₂Si ve MgTi intermetaliklerini oluşturmuşlardır ve katılaştan matrisde parlak çökelti (MgO, TiO₂, SiO₂ ve TiC) görünmüştür. Ti'nin ergimiş Mg üzerindeki oksit filmini giderdiği ve matris ile takviye arasındaki oksidi engelleyerek infiltrasyonu artırıcı etkisi olduğu anlaşılmıştır. 750°C sıcaklığın altında infiltrasyonun olmadığı tespit edilmiştir.

Jiang vd. [9], toz metalurjisi yöntemiyle tane boyutları sırasıyla 6µm ve 106µm'den az olan iki farklı B₄C tozunu karıştırmışlardır. Mg tozuna hacimce farklı miktarlarda (%10, 15, 20 ve 30) B₄C tozu ilave edilerek bilyalı değirmende 6 saat karıştırılmış ve daha sonra soğuk olarak silindirik formlarda 25 MPa kuvvet uygulanarak preslenmiştir. Preslenen yaş preformlar 550°C'ta vakumlu fırında ısıtıldıktan sonra Argon atmosferi altında 620°C'a ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 1 saat tutulmuştur. Preformlar 5 MPa basınçta 10 dakika preslenmiş ve 300°C'ın altına soğutulmuştur. Hacimce %10, %15 ve %20 oranında B₄C partikülü içeren kompozitlerin başarılı bir şekilde üretildiği rapor edilmiştir. B₄C partiküllerinin matris içinde gerdanlığa benzer (necklace distribution) bir dağılım gösterdiği görülmüştür. Mikroyapıda MgO ve MgB₂ fazlarının varlığı tespit edilmiştir.

Gui vd. [10] yaptıkları çalışmada vakum ortamında karıştırmalı döküm metoduyla hacimce %15 SiC partikülleri içeren iki farklı AZ91C (Mg-AL9Zn) ve ZK51A (Mg-Zn5Zr) alaşım matrisli kompozit üretmişlerdir. Mg-AL9Zn/15SiC kompozitlerde SiC partikülleri

homojen bir dağılım sergilerken Mg-Zn5Zr/15SiC kompozitlerde SiC partüküllerinin topaklaştığı gözlemlenmiştir. Aynı şartlarda elde edilen iki farklı dökümde SiC partüküllerinin Mg-Al9Zn ergiyik matris içindeki Mg tarafından Mg-Zn5Zr ergiğine kıyasla daha iyi ıslatıldığı rapor edilmiştir. Her iki kompozitin çekme dayanımının ve elastik modülünün arttığı sonucuna varılmıştır.

Zhang vd. [11], magnezyumun değişik malzemeleri ıslatabilirliğinin ölçülmesiyle ilgili çalışmalarında, sıvı Mg'un ıslatma açısı ve yüzey gerilimleri sessile drop metodu ile incelemişlerdir. ıslatabilirlik ölçümleri için B₄C, TiC ve grafit atıklar kullanılmış olup; Ar gazı altında 700–900°C sıcaklık aralığında yapılan işlemlerde en yüksek ıslatma açısı grafit için 142–124° olarak ölçülmüş olup en iyi ıslatma değerleri B₄C ve TiC için rapor edilmiştir. B₄C için ıslatma açısı 95–87°; TiC için ise 74–60° olarak belirlenmiştir. Mg-B₄C ve Mg-TiC sistemlerinde kimyasal bağlanma görünürken Mg-grafit sisteminde fiziksel bağlanma olduğu saptanmıştır. Ayrıca B₄C yüzeyindeki serbest borların sıvı Mg ile kimyasal reaksiyonları artırdığı anlaşılmıştır ve böylece ıslatabilirliği belirli bir ölçüde arttırdığına dair bulgular elde edilmiştir.

1.2 Tezin Amacı

Bu tez çalışmasının amacı, ana hatları ile aşağıdaki gibidir:

- Mg-B₄C kompozitlerinin, magnezyum döküm alaşımı kullanılarak sıvı metalurjik yöntemlerle farklı hacim oranında, homojen partikül dağılımı ve yüksek partikül ilave verimi ile üretilmesi,
- Üretilen kompozit numunelerin mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin incelenmesi.

1.3 Orijinal Katkı

Deneysel çalışmalar sonucu üretilen kompozitlerin, üretim sırasında matris/takviye arayüzeyinde in-situ olarak oluşan ve genel olarak Mn-C bileşikleri ihtiva eden reaksiyon tabakasına bağlı olarak nispeten homojen partikül dağılımı ve nispeten yüksek partikül ilave verimine sahip olduğu görülmüştür. Bilgimiz sınırları içinde Mg-

B₄C sisteminde arayüzeyde böyle bir reaksiyon tabakası oluşumu literatürde ilk kez bu çalışma ile rapor edilmiş olmaktadır.

METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

2.1 Giriş

Metal matrisli kompozitler (MMK) üzerine yapılan çalışmalar ise, 1950'ler ve 1960'ların başlarına dayanmaktadır. 1960'ların sonları ve 1970'lerin başlarında, bor ve silisyum karbür gibi yüksek dayanımlı mono filamanların geliştirilmesiyle, fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin üzerindeki çalışmalar artmıştır. 1970'lerin sonlarında ise çalışmalar, SiC visker (whisker) takviyeler kullanılarak üretilen süreksiz takviyeli MMK'ler üzerinde yoğunlaşmıştır. MMK'lerin üretiminde 1980'lerde büyük bir artış yaşanmıştır. Partikül veya fiber takviyeli alüminyum, magnezyum, demir ve bakır matrisli MMK'ler, otomotiv ve havacılık endüstrileri, ısı yönetimi, triboloji gibi alanlarda en büyük ilgiyi görmüştür. Bu ilgi, bugüne dek artarak sürmüştür. Bugün, MMK'ler, pek çok alanda kullanım alanı bulmuş durumdadır. Daha da yaygınlaşmalarının önündeki en büyük engel ise, birçok uygulamada maliyetlerinin istenilen düzeylere çekilememiş olmasıdır [12].

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

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

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.) ve kimyasal (korozyon direnci, kararlılık v.b.) özellikleridir. Özellikle ağırlığın önemli olduğu hava, kara ve deniz taşıtlarında kullanılan malzemelerde özgül mukavemet (σ/ρ) ve özgül modül (E/ρ) 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 [6].

Bir kompozit malzeme genelde düşük modül ve dayanıma sahip reçine veya metalik matris ana fazı ile bunun içinde dağılmış daha az oranda kullanılan tali fazı olan takviye elemanından oluşmaktadır. Genel olarak kompozit malzemelerde matris sünek, hafif ve düşük dayanımlı, takviye ise rijit, yüksek dayanım ve sertliğe sahip olmaktadır. Matris malzemesi olarak metal, seramik ve polimer, takviye elemanı olarak karbon, cam, elyaf, grafit ve seramik partiküller kullanılmaktadır [13].

Kompozit malzemelerin dezavantajlı yanlarını ortadan kaldırmaya yönelik teorik çalışmalar yapılmakta olup, bu çalışmaların olumlu sonuçlanması halinde kompozit malzemeler metalik malzemelerin yerini alabilecektir [9]. Kompozit malzemelerin avantajları şu şekildedir:

- **Yüksek mukavemet:** Kompozit malzemelerin çekme ve eğme mukavemeti metalik malzemeyle kıyaslandığında daha yüksektir. Kompozitlere istenen yönde ve bölgede gerekli mukavemet verilebilir. Malzemedan tasarruf edilerek, daha hafif ve ucuz malzemeler üretilebilir [14].
- **Elektriksel özellikler:** Çok üstün elektriksel özelliklere sahip kompozit ürünler elde edilebilir. Örneğin; enerji nakil hatlarında kompozitler iyi bir iletken ve gerektiğinde de başka bir yapıda, iyi bir yalıtkan malzemesi olarak kullanılabilirler [14].
- **Korozyona ve kimyasal etkilere karşı mukavemet:** Kompozitler, hava etkilerinden, korozyondan ve çoğu kimyasal etkilerden zarar görmezler. Kompozitler bu özellikleri sayesinde kimyevi madde tankları, boru ve

aspiratörler, tekne ve diğer deniz araçları yapımında güvenle kullanılmaktadır. Özellikle korozyona karşı dirençli olması, endüstride birçok alanda avantaj sağlamaktadır [14].

- **Isıya ve ateşe dayanıklılığı:** Isı iletim katsayısı düşük malzemelerden üretilen kompozitlerin ısıya dayanıklılık özelliği, yüksek ısı altında kullanılabilmesine imkan sağlamaktadır [14].
- **Kalıcı renklendirme:** Kalıplama esnasında reçineye ilave edilen pigmentler ile istenen renk kompozite verilebilir. Bu işlem için ek bir maliyet ve işçilik gerektirmez [14].
- **Titreşim sönümlenme:** Kompozit malzemelerde süneklik nedeniyle doğal bir titreşim sönümlenme ve şok yutabilme özelliği vardır. Bu özellik sayesinde çatlak yürümesi minimize edilmektedir.

Bütün bu olumlu yanların dışında kompozit malzemelerin uygun olmayan yanları da şu şekilde sıralanabilir:

- Aynı kompozit için çekme, basma, kesme ve eğme mukavemet değerleri farklılıklar gösterir.
- Hammadde pahalıdır.
- Lamine edilmiş kompozitlerin özellikleri her zaman ideal değildir, kalınlık yönünde düşük dayanıklılık ve katlar arası düşük kesime dayanıklılık özelliği bulunmaktadır.
- Kompozitlerin kalitesi üretim yöntemlerinin kalitesine bağlıdır, standartlaşmış bir kalite yoktur.
- Kompozitler kırılğan (gevrek) malzeme olduklarından kolaylıkla zarar görürler, onarılmaları yeni problemler yaratabilir.

Kompozit malzemeler kullanılan takviye elemanının şekline göre partikül takviyeli, fiber takviyeli, levhasal, tabakalı ve doldurulmuş kompozitler olarak sınıflandırılabilir. Kompozit malzemeler, kullanılan matris malzemesinin cinsine göre ise beş ana sınıfa

ayrılmaktadır. Bunlar polimer matris, metal matris, seramik matris, karbon/karbon ve nano kompozit malzemelerdir [15].

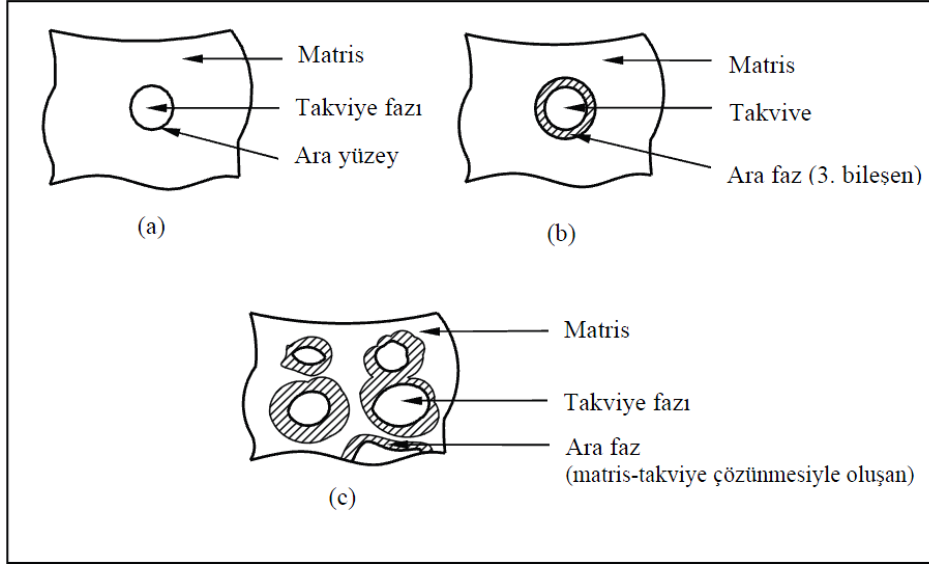
Metal matriksli kompozitler metal veya metal alaşımlarının (alüminyum, magnezyum, titanyum, bakır) bor, karbon veya seramik fiberler gibi takviye elemanlarıyla birleşerek meydana gelirler. Maksimum kullanma sıcaklıkları metal matrislerin erime noktalarıdır [16].

Çok iyi bilindiği üzere, takviye fazı ve matris alaşımı arasındaki arayüzey özellikleri, MMK'lerin mekanik davranışlarında önemli bir etkiye sahiptir. MMK'lerin yüksek elastisite modülü ve dayanıma sahip olması, uygulanan dış kuvvetlerin matris tarafından takviye fazına transferi ve dağılımı ile mümkün olacağından takviye fazı ile matris arasında güçlü bir arayüzey olması bu anlamda çok önemlidir. Metalurjik açıdan ise takviye fazının matris alaşımı tarafından yeterince ıslatılabilmesi, arayüzeyde çok düşük oranlarda ve hızlarda kimyasal reaksiyonların olması, fazlar arasında çok az veya hiç difüzyon olmaması ve dolayısıyla takviye fazının bozunmaması çok önemlidir [17].

Kompozitin tarifine göre matris ve takviye fazı birbiri içinde çözünmemelidir. Ancak çok az miktarda çözünürlük matris-takviye arasında güçlü bir bağın oluşumunu olumlu yönde etkileyebilir (Şekil 2.1-c)).

Bazı durumlarda matrisle takviye arasında doğrudan bağ oluşur (Şekil 2.1-a). Matrisle takviye arasında iyi bir bağ oluşmaması durumunda takviye üzerine matris ile bağ oluşturan bir malzeme kaplanır (Şekil 2.1-b) [4].

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 yönelmesi etkili olmaktadır.



Şekil 2. 1 Kompozit malzemede matris-takviye bağı oluşumunda ara yüzey ve ara fazlar (a) Doğrudan (ara fajsız) birleşme, (b) Kaplanmış takviye kullanımı, (c) Karşılıklı sınırlı oranda çözünmeyle ara faz oluşumu [6]

Parçacık takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler nano/mikron boyutlarındaki küçük parçacıkların, metalik bir matris içerisinde dağılımları ile elde edilen ve yüksek oranda izotropik özellikler gösteren kompozit malzemelerdir. Metalik malzemelerin sertliklerini, aşınma dirençlerini, yüksek sıcaklıklardaki mekanik özelliklerini geliştirmek için değişik türde oksit, karbür veya nitrür parçacıklarından faydalanılır. Bu fazlar metalik matris içerisinde dağıtılır. Parçacık boyutları, hacim oranları, parçacıklar arası mesafe, matris içerisindeki dağılım homojenliği, çözünürlükleri ve ısıl kararlılıkları kompozit malzemelerin özelliklerini belirleyen esas faktörlerdir [18]. Bu üstünlüklerinin yanında değiştirilebilir mikroyapı, üstün mekanik özellikler ve düşük yoğunluk değerleri vermeleri bakımından daha da önem kazanmışlardır.

Kompozit oluşturması esnasında katılan partiküllerin boyutları ve hacim oranları arasındaki fark, mekanik özellikleri de farklı etkilemektedir. Dağılımla sertleştirilmiş alaşımlarda ikinci fazın etkisi dislokasyon hareketlerini engellemesi şeklindedir. Hacimce %3-5 arasında ve angstrom boyuttaki partiküllerin gerilme taşıma özellikleri yoktur. Diğer taraftan daha büyük parçacıklardan oluşturulan kompozitlerde parçacıklar, gerilme taşıyan ve yüksek sertlikleri nedeni ile aşınmaya karşı direnci doğrudan arttıran elemanı oluştururlar.

Kompozit malzemelerde karbürler (SiC, B₄C), nitrürler (SiN₄, AlN), oksitler (Al₂O₃, SiO₂) ve elementel malzemeler (C, Si) takviye elemanları olarak kullanılırlar [17].

Partikül takviyeli MMK üretimi için çok sayıda metot olup, bu metotlardan en kolay ve en ucuz olanı seramik partiküllerin ergimiş sıvı metal içerisinde karıştırılması şeklinde olan "Vorteks" metodudur. Bu metod kompozit üretiminde en yaygın kullanılanlardan biridir. Bu metotta, karıştırılmakta olan sıvı metalde oluşturulan vorteks içerisine takviye elemanı uygun bir debi ile ilave edilip ilave işleminden sonrada homojenliğin sağlanması için karıştırma işlemine devam edilip uygun sıcaklıkta döküm işlemi yapılır. Vorteks metoduyla iyi nitelikli MMK malzeme elde edebilmek için karıştırıcı kabiliyeti, bu kabiliyete uygun karıştırma hızı, karıştırma sıcaklığı ve debi gibi işlem parametrelerinin hassas olarak belirlenmesi gerekmektedir. Bu parametrelerin hassas olarak kontrol edilemediği uygulamalarda, özellikle, düşük partikül boyutlu ve yüksek partikül hacim oranlı kompozit üretimlerinde, özellikle partiküller etrafında porozite oluşumu ve partikül topaklanması görülmektedir [1].

2.2 Metal Matris Kompozitlerde (MMK) 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 sanayisinde alüminyum en çok tercih edilen matris malzemesidir. MMK'lerde yaygın olarak kullanılan matris alaşımları ve mekanik özellikleri Çizelge 2.1'de verilmiştir [19].

Çizelge 2. 1 MMK'larda yaygın olarak kullanılan bazı matris alaşımlarının mekanik özellikleri¹ [6]

Matris alaşımı	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	E (GPa)
6061 (T6)	275	310	20	69
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
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
2024 (T4)	303	476	20	73.1

Aşırı olmayan yükleme veya termal uygulamalarda, parçacık takviyeli MMK, takviye edilmemiş alaşımlara göre daha iyi izotropik özellikler ile daha iyi tokluk, süneklik ve mukavemet özellikleri verirler. Pratikte en çok kullanılan partiküller Al_2O_3 ve SiC'den oluşan seramiklerdir. Bunları en çok uygulama alanları olarak otomotiv sektörü verilebilir. SiC ve Al_2O_3 takviyeli alüminyum kompozitler otomotive havacılık endüstrisinde malzeme aşınma özelliklerinin çok önemli olduğu pistonlar, silindirler, fren kampanaları ve benzeri uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Teknolojik uygulamalardan otomotiv ve havacılık endüstrisinde çalışma ve yakıt masrafını düşürmek için malzeme ağırlığını düşürmesi ve bu yolla mukavemet/yoğunluk oranlarının artırılması önemlidir. MMK malzemelerin uygulama alanları motor parçaları ile sınırlı kalmamış NASA ve Amerikan Hava Kuvvetleri bu amaçla birçok çalışma yapmıştır. MMK malzeme matrisi, takviye elemanı, üretim teknikleri ve uygulama alanları Çizelge 2.2'de görülmektedir [20].

¹ F: Üretildiği gibi, T4: Doğal yaşlandırılmış, T6: Yapay yaşlandırılmış

Çizelge 2. 2 MMK malzeme matrisi, takviye elemanı, üretim teknikleri ve uygulama alanları [20]

Fiberler	Matris	Üretim Metodu	Uygulama Alanı
SiC kaplı Bor	Al	Toz Metalurjisi	Türbin kanatları
C	Mg veya alaşımları, Cu	Sıvı İnfiltrasyon	Türbin fan kanatları, basınç kazanları, zırh malzemesi
SiC	Be, W, Mo, Fe, Co, Ni, Cr, Si, Cu, Mg, Zr, Ti, A	Sıvı İnfiltrasyon, Sıcak Presleme	Havacılık, nükleer endüstrisi, kompresör bıçakları, hava araçlarının yüzeyleri
Karbür kaplı C	Ni alaşımları	Sıvı İnfiltrasyon	Havacılık endüstrisi,
SiCw	Al	Toz Metalurjisi	Aşındırıcılar
Al ₂ O ₃ , SiC Al Oksinitrit	Al-Cu alaşımları	Sıvı Matris İçersine Karıştırma	Uzay yapıları, motor parçaları, havacılık endüstrisi
Al ₂ O ₃	Al-Li alaşımları	İnfiltrasyon ve Reaksiyon Yöntemi	Uzay yapıları, motor bileşenleri
Al ₂ O ₃ -SiO ₂	Al, Al-Zn	Sıvı İnfiltrasyon, Toz Metalurjisi	Havacılık sanayisi

Matris metali, birleştirici özellikte olup, takviyeyi bir arada tutmak ve takviye edilmek suretiyle ulaşılan iyileştirilmiş özellikleri, belirtilmiş bir yönde veya üniform olarak dağıtma görevi görmektedir. Kompozit malzeme üretimi için matris malzemesi seçilirken, öncelikle takviyenin sürekli veya süreksiz olma durumu göz önünde bulundurulmaktadır. Sürekli takviye kullanılan uygulamalarda yükün büyük bir kısmının matris tarafından takviyeye transferi söz konusu olduğundan, sürekli takviyenin dayanımı, üretilecek olan kompozit malzemenin dayanımında belirleyici rol oynamaktadır. Süreksiz takviyeli kompozit malzemelerde ise, matris malzemesinin dayanımı, kompozit malzemenin dayanımını belirlemekte olduğundan, gerekli olan kompozit dayanımını sağlamak için matris malzemesinin dayanım değerleri göz önünde bulundurularak seçim yapılmaktadır. Matris malzemesi seçimi yapılırken, kompozit performansının düşmesine neden olan, takviye-matris arayüzey reaksiyonları da göz önünde bulundurulmaktadır. MMK uygulamalarında pek çok farklı metal ve metal alaşımları matris malzemesi olarak kullanılmaktadır (Çizelge 2.3). Kullanılan matris malzemesinin ergime sıcaklıklarına göre de sınıflandırılabilen MMK'ler, yüksek sıcaklık

ve düşük sıcaklık kompozitleri olarak sınıflandırılabilirler. Mo, Nb ve W matris alaşımları refrakter olarak adlandırılmakta ve yüksek sıcaklıklara dayanım gerektiren uygulamalarda tercih edilmekte, Fe, Ni ve Cu gibi metaller, daha kolay ergidiklerinden nispeten daha düşük sıcaklık gerektiren uygulamalarda, Al ve Mg alaşımları ise düşük sıcaklık kompozitlerinde tercih edilmektedirler [20].

Çizelge 2. 3 Matris-takviye kombinasyonları (NADİBO,1993) [20]

MATRİS	TAKVİYE MALZEMESİ														
	Alümina	Alümina/Silika	Boron	Grafit	Molibden	Niobyum	SiC	Si3C4	Çelik	Titanyum	TiB2	TiC	Tungsten	Yttrium	Zr
Alüminyum	•	•	•	•			•	•				•		•	•
Berilidler		•				•	•	•		•	•	•		•	•
Bakır				•			•				•		•		
Demir									•						
Demir Alüminat						•	•			•	•			•	•
Kurşun	•									•					
Magnezyum	•			•				•							
Nikel Alüminat		•				•	•	•		•	•	•		•	•
Süper Alaşımlar					•	•			•				•		
Titanyum				•			•			•	•	•			
Titanyum Alüminatlar		•				•	•	•		•	•	•		•	•

2.3 Metal Matris Kompozitlerde (MMK) 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 [6].

- Yüksek sıcaklıklara dayanıklılık
- Yüksek kimyasal kararlılık
- Yüksek sertlik
- Düşük yoğunluk

- Ham maddelerinin bol ve genellikle metallere kıyasla ucuz olması
- Erozyon ve aşınmaya karşı dayanıklılık
- Oksitlenme direncinin yüksek olması
- Sürtünme katsayılarının düşük olması
- Yüksek çekme ve basma dayanımı

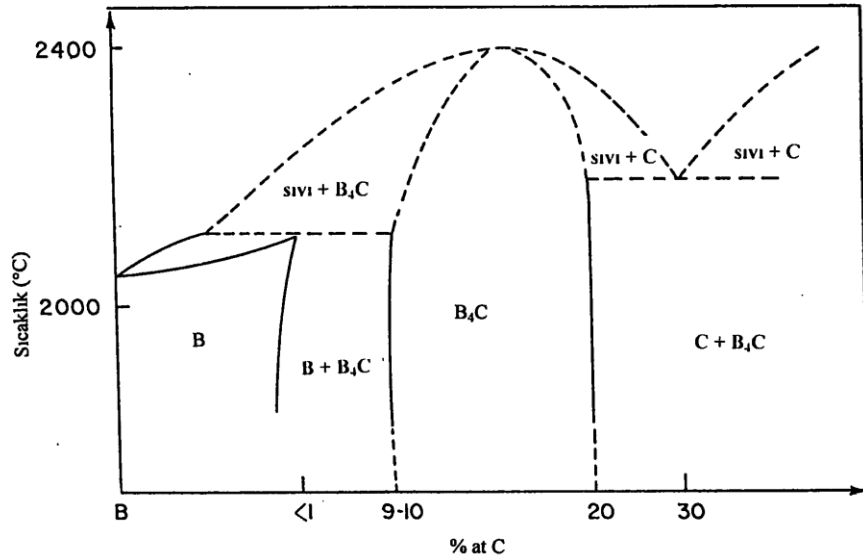
Bütün bu üstünlüklerine rağmen seramik malzemelerin en önemli sakıncaları gevrek karakterde olmaları ve sıvı metaller tarafından ıslatılmalarının kötü olmasıdır. Seramikler kendi aralarında oksit esaslı alümina (Al_2O_3), silisyum oksit (SiO_2), magnezya (MgO), bariya (BaO), berilya (BeO), yitriya (Y_2O_3), 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 Çizelge 2.4 'te 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 [6].

Çizelge 2. 4 Kompozit üretiminde kullanılan bazı takviye malzemelerinin ana karakteristikleri¹ [6]

Takviye malzemesi	Boyut (µm)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Çekme mukavemeti (GPa)	Elastiklik modülü (GPa)
Grafit(p)	40-250	1.6-2.2	20	910
SiC (p)	15-340	3.2	3	480
SiO ₂ (p)	53	2.3	4.7	70
MgO (p)	40	2.7-3.6	-	-
Si ₃ N ₄ (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 ₂ (p)	75-180	5.65-6.15	0.14	210
B ₄ C (p)	40-340	2.5	6.5	480
TiO ₂ (p)	20	3.9-4.3	-	-
Al ₂ O ₃ (p)	40-340	3.97	8	460
Cam (p)	30-120	2.55	3.5	110
Al ₂ O ₃ (w)	-	3.96	20.69	428
BeO (w)	-	2.85	13.103	345
B ₄ C (w)	-	2.52	13.793	482
SiC (w)	-	3.18	20.69	482
Si ₃ N ₄ (w)	-	3.18	13.793	379
Grafit (w)	-	1.66	20.69	703

1955-1960 yılları arasında birbiriyle çelişen çok sayıda B-C diyagramları önerilmiştir. Daha sonra Elliott ve Kieffer B₄C için geniş bir katı çözelti aralığı (atomca %8-20), ve % 26 2400 °C'ta B₄C ile C arasında ötektik varsaymışlardır. Thevenot'un yaptığı çalışmalar da bu bulguları doğrulamaktadır (Şekil 2.2) [21].



Şekil 2. 2 Bor-karbon faz diyagramı [21]

¹ 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'ta başlarken ince tanelilerde bu sıcaklık 600°C'a 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'da oksitlenmeye başladığı ortaya koyulmuştur. Nemli ortamlarda sıcaklık artması ve tane (parçacık) boyutunun azalmasıyla oksitlenme artar.

Asit ve bazlarla etkileşim çok düşüktür. Ancak HF-H₂SO₄, HF-HNO₃ ve H₂SO₄-HF-HNO₃ gibi asit karışımları uzun süreli temas durumunda az oranda çözünme meydana gelir. Partikül boyutu küçüldükçe bu karışımlarla etkileşim artar [6].

2.4 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Farklı matris ve takviye fazlarının kullanılıyor olması MMK'lerin üretiminde farklı tekniklerin geliştirilmesine sebep olmuştur. Üretim sırasında matrisin sıvı, katı veya buhar fazında olmasına göre MMK'lerin üretim yöntemleri şöyledir:

1. Katı-faz üretim yöntemleri

- Difüzyonla bağlama
- Toz metalurjisi (TM)

2. Sıvı-faz üretim yöntemleri:

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

3. Buhar-faz üretim yöntemleri:

- Fiziksel buhar çökeltme (PVD)

2.4.1 Difüzyonla Bağlama

Bu yöntem fiber takviyeli MMK'leri üretmek için kullanılmaktadır. Difüzyonla birleştirme yönteminde, levha veya yaprak şeklindeki matris malzemeler ile levha veya uzun fiber şeklindeki takviye elemanları daha önceden belirlenen yönlerde, açılarda ve istenilen aralıklarda üst üste konularak birlikte ergime sıcaklığının altında bir sıcaklıkta presleme işlemi uygulanarak difüzyon birleşmeleri sağlanmaktadır. Bağlanmanın daha iyi olması açısından fiberler bazen plazma sprey veya iyon kaplama yöntemleri ile kaplanmaktadır. İşlem sırasında uygulanan basınç, sıcaklık ve bekleme süresi kompozit sistemine göre farklılık göstermektedir. Matris ve takviye elemanlarının birleşecek yüzeylerinin düzgün, temiz ve oksitsiz olması difüzyonla birleşme de önemli bir rol oynar. Yöntemin en büyük dezavantajı MMK'lerin üretiminde kullanılan en pahalı yöntem olmasıdır. Ayrıca karmaşık şekilli parçaların üretilmesi de bu yöntemle çok zordur [5].

2.4.2 Toz Metalurjisi

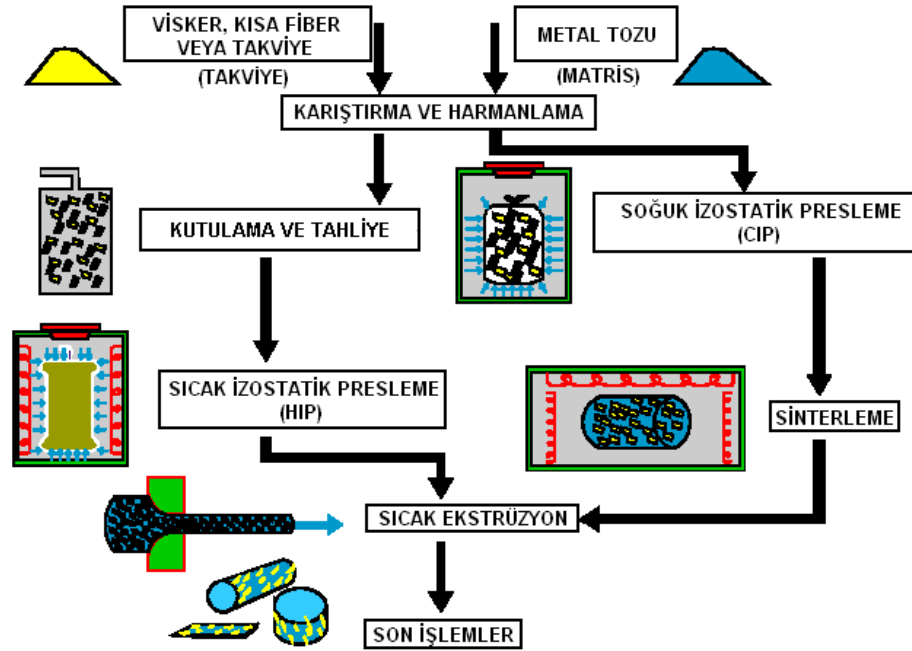
Toz metalurjisi yöntemi süreksiz takviyeli MMK'lerin üretiminde kullanılan en yaygın kompozit malzeme üretim tekniğidir. Bu yöntemle toz halindeki matris ve takviye elemanları birlikte karıştırılarak kalıplanır. Daha sonra tozların bağlanması için pres işlemi uygulanır. Tozların bağlanmasını kolaylaştırmak amacıyla, sıkıştırılmış tozlara ergime sıcaklığının altında ancak katı-faz difüzyonunun gerçekleşmesi için yeterli yüksek sıcaklıkta sinterleme uygulanır. Diğer bir durum ise doğrudan sıcak pres uygulanmasıdır. Son şekil verme için sinterleme sonrasında ekstrüzyon veya haddeleme gibi ikincil işlemler yapılabilir. Ergitme ve döküm gibi maliyet gerektiren işlemler olmadığından diğer üretim yöntemlerine göre daha ucuz bir yöntemdir. Yöntemin uygulanışı şematik olarak aşağıda verilmiştir (Şekil 2.3).

Toz metalurjisi yönteminin en büyük avantajı, geleneksel döküm yöntemlerine göre üretiminin daha kolay olmasıdır. Ayrıca takviye fazı ile matris alaşımının etkileşerek bozunması bu yöntemde en aza indirgenmektedir. Düşük işlem sıcaklığı sebebiyle

arayüzey reaksiyonlarının en aza indirgenerek mekanik özelliklerin artırılması bu yöntemin diğer avantajlarından.

Yöntemin dezavantajları ise toz karıştırma işleminin uzun sürmesi, pahalı ve tehlikeli olmasıdır. Ayrıca kompozit özelliklerinin olumsuz etkilenmemesi için tozların çok temiz olması, takviye fazının homojen dağılması gerekmektedir [5].

Jiang vd. [9] farklı hacim oranlarındaki (%10, %15 ve %20) B₄C partiküllerinin toz metalurjisi metodu ile magnezyum matris alaşımına ilavesiyle başarılı Metal Matrisli Kompozitler elde etmişlerdir.



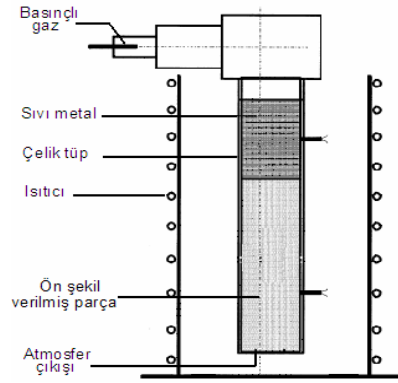
Şekil 2. 3 Toz metalurjisi yönteminin üretim aşamaları [5]

2.4.3 Sıvı-Metal İnfiltrasyon

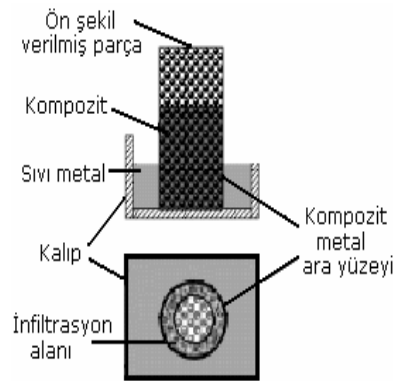
Yöntemde, preform (ön şekil verilmiş) denilen düzenli biçimde dizilmiş kısa fiberlerin arasındaki boşluklara sıvı metalin basınçlı veya basınçsız biçimde enjekte edilmesi esastır. Preform genelde döküm sonrası nihai parçanın şeklini alacak şekilde tasarlanır. Preformlar sıvı süspansiyondan kısa fiberlerin çökmesi ile üretilir. Şekillerini bozmamak için bağlayıcı kullanılır. Katılma sırasında gözeneklerin yüzeyleri

çekirdekleşme bölgeleri olarak davranıp ince tanelerin oluşmasına yardımcı olur. İnfiltrasyon işlemi vakum, atmosferik veya inert gaz ortamlarında yapılabilir. En çok tercih edileni vakumdur. Çünkü vakum altında fiberlerin yüzey aktiviteleri daha iyi olduğundan ıslanabilirlik daha fazladır.

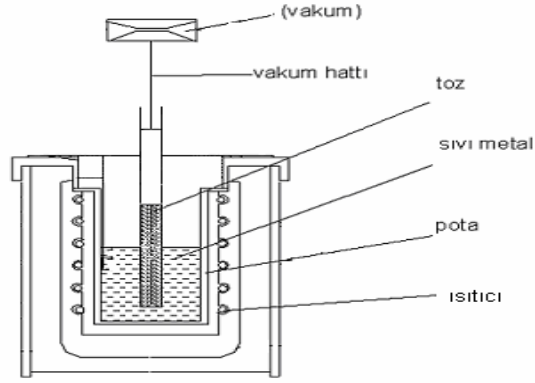
Vakum infiltrasyon yönteminde sıvı matris negatif bir basınç uygulanarak gözenekli takviye içerisine infiltre edilmektedir. Yöntem kolay ve ekonomiktir. Ancak Al alaşımlarında sıvı matrisin yüzeyinde oksit tabakası oluşması, takviyenin ıslatılmasını zorlaştırdığından infiltrasyonu olumsuz etkilemektedir. Bu durum sıvı matrise, takviyeyi ıslatma kabiliyetini arttırıcı elementler ilavesiyle ve seramik takviyenin Cu ve Ni gibi elementlerle kaplanmasıyla aşılmaktadır. Aşağıda değişik infiltrasyon şekilleri verilmektedir (Şekil 2.4, Şekil 2.5 ve Şekil 2.6) [5].



Şekil 2. 4 Basınçlı infiltrasyon yöntemi [5]



Şekil 2. 5 Basınçsız infiltrasyon yöntemi [5]



Şekil 2. 6 Vakum infiltrasyon yöntemi [5]

Kaneda ve Choh [22], farklı boyutlarda (1.2, 2, 3, 4 ve 8 μm) SiC partikül takviyeli magnezyum matrisli kompozitleri sürekli infiltrasyon metoduyla üretmişlerdir. Yaptıkları deneysel çalışmada Mg ergiği; SiO_2 (infiltrasyona yardımcı katkı) ve SiC toz karışımı içine infiltre edilmiştir. 700°C ta argon atmosferi ortamında 2, 3, 4 ve 8 μm SiC partikül takviyeli sistemde kendiliğinden infiltrasyonun olduğu görülmüştür. SiO_2 kullanılmadığında infiltrasyonun gerçekleşmediği ve kendiliğinden infiltrasyonun gerçekleşmesi için gerekli SiO_2 miktarının SiC partikül boyutuna bağlı olarak değiştiği anlaşılmıştır. Minimum SiO_2 miktarı azalan SiC tane boyutuna bağlı olarak artmaktadır. Ergiyik Mg ile SiO_2 arasında gerçekleşen termik reaksiyon sonucunda kompozitte MgO ve Mg_2Si fazları oluşmuştur. Oluşan termik reaksiyon sıcaklık artışına sebep olduğundan Mg ergiği ile SiC takviye arasında ıslatabilirliği artırarak kendiliğinden infiltrasyonun gerçekleşmesinde etkili olmuştur. İnfiltrasyon kendi kendine olduğundan, takviye malzemesinin alaşım tarafından ıslatılması son derece önemli ve sınırlayıcı bir faktördür [12].

2.4.4 Püskürtme

Atomize edilmiş ergimiş metal parçacıklarının takviye elemanları üzerine istenilen kalınlıkta püskürtülmesi işlemidir. Püskürtülen ergiyik metal parçacıkları takviye elemanlarına yapışarak hızla katılaşmaktadır. Bu üretim biçimi ergime sıcaklığı düşük metallerde uygulanmaktadır. Yöntemin avantajlı yönü takviye ile ergiyik arasındaki

Parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerin karıştırmalı döküm yöntemiyle üretiminde; takviye malzemesinin iç yapıda homojen olarak dağılımını sağlama 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 yapılmaz 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 fiberlerin kullanılamaması ve takviye yönlendirmesinin yapılamaması gibi dezavantajlar bulunmaktadır.

Vorteks yönteminde yaygın olarak kullanılan deney düzeneği şematik olarak Şekil 2.8'de verilmiştir. Ergitme işleminin yapıldığı üretim düzeneği pota fırını ile mekanik bir karıştırıcıdan oluşur. Magnezyum ya da magnezyum alaşımı, bir pota içerisinde ergitilerek, parçacık ilave edilmeden önce koruyucu bir gaz ortamında ergitilir.

Mekanik karıştırıcı ve kanatçıkları sıvı metal ile reaksiyona girmeyen malzemedan yapılır. Karıştırıcı, işlem sıcaklığında karıştırıcının sıvı metal içinde çözünmesini önlemek amacıyla karıştırıcı ve kanatçıkları ince bir seramik tabakası ile de 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.

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

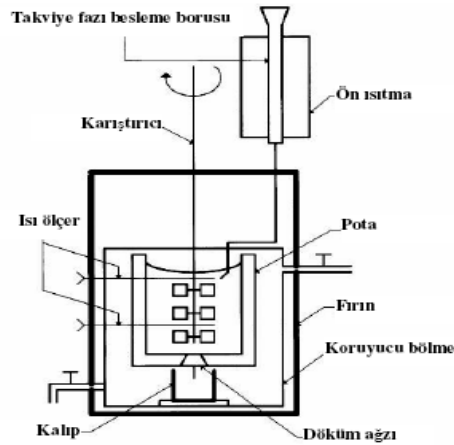
- Sıvı metalin bileşimi ve sıcaklığı
- Karıştırıcının hızı ve derinliği
- Karıştırma süresi
- İlave edilen parçacık miktarı ve ilave hızı
- Parçacıklara uygulanan ön ısıtma sıcaklığı
- Son karıştırma ile döküm arasında geçen süre

- 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. Ancak bazı uygulamalarda ıslatmayı iyileştirmek için daha yüksek sıcaklık seçilebilir.

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

Parçacık ilavesinden sonra yapılan ilave 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. 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 katılaşma hızının yüksek olması istenir. Çünkü katılaşmanın hızlı olması parçacıkların yüzmesi ve/veya dibe çökmesini engeller [6].



Şekil 2. 8 Karıştırmalı döküm düzeneği [5]

Braszczyńska vd. [23] çalışmalarında magnezyum ve magnezyum alaşımlarını ($MgAl_8$, $MgZn_6$ ve $MgRE_3$) kullanarak SiC partikül takviyeli döküm kompozitleri elde etmişlerdir. Yapılan TEM mikroyapı incelemeleri SiC partikülü ile Mg matris arasında oluşan bağların yanı sıra partikülün $MgAl_8$ ve $MgZn_6$ magnezyum alaşımları ile oluşturduğu bağların adhesif karakterde bağlar olduğunu göstermiştir. Öte yandan nadir-toprak elementleri içeren Mg alaşımı ($MgZn_6$) ile SiC partikül arasında Ce_3Si_2 reaksiyon tabakası tanımlanmıştır.

2.4.6 Çökeltme (PVD)

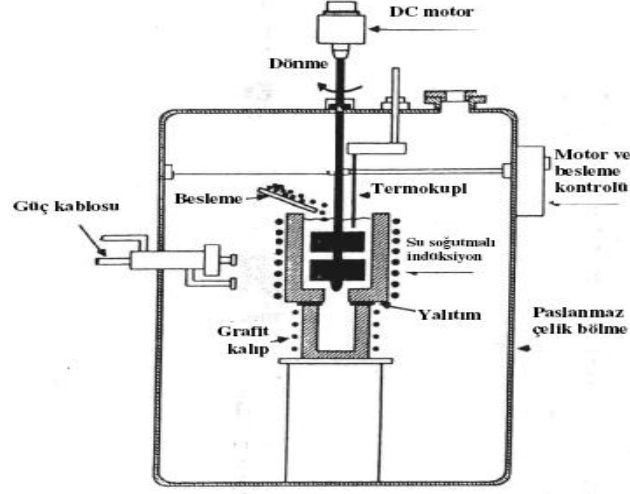
PVD yöntemleri göreceli olarak yavaştır. Bunlar arasında en hızlısı buharlaştırma metodudur. Monofilaman takviyeli titanyum kompozitlerin üretiminde kullanılan bu yöntemde, fiber çöktülecek metalin yüksek buhar basıncında olan bir bölgeden geçirilir ve bu esnada yoğunlaşma ile kalın bir kaplama üretilir. Yüksek güçte ($\sim 10kW$) bir elektron demeti ile buhar elde edilir. Yöntemin başlıca avantajı düşük işlem sıcaklığıdır. Dezavantajı ise maliyetinin yüksek olmasıdır [5].

2.4.7 Kompo Döküm

Bu yöntemde compocasting (Şekil 2.9) de denilmektedir. Karıştırmalı dökümün geliştirilmiş halidir. Partikül, whisker ve süreksiz fiberlerle takviye edilen kompozitlerin üretimindeki ekonomik yöntemdir. Döküm düzeneği indüksiyon güç sağlayıcısı, su soğutmalı vakum bölümü, mekanik ve difüzyon pompaları pota ve karıştırma bölümlerinden meydana gelmektedir. Metal alaşımın potaya konmasından sonra ortamdaki hava boşaltılır ve ergime sıcaklığının üzerine ısıtılır. Karıştırma işlemi ile alaşımın ve sıcaklığın homojen olması sağlanır. Daha sonra, matris alaşımı yarı katı-yarı sıvı fazda olacak şekilde sıcaklık düşürülür ve takviye fazı ilave edilir. Takviye fazı ile matris arasındaki ıslanabilirliği artırmak amacıyla karıştırma işlemine devam edilir. Daha sonra likidüs sıcaklığının üzerine çıkarılır, eriyik kalıba dökülür ve basınç altında katılaşması sağlanır [5].

Kompo döküm, geleneksel döküm uygulamalarına göre daha düşük sıcaklıklarda uygulanabilmektedir. Böylelikle takviye fazı yüzeyinin termokimyasal bozunması önlenmektedir. Yöntemin dezavantajı ise takviye fazları arasındaki artık porozitelerin

tamamıyla giderilememesi ve karıştırma sırasında sürtünme etkisiyle fiberlerde hasar meydana gelmesidir [5].



Şekil 2.9 Kompo döküm düzeneği [5]

2.4.8 Reaktif (In-situ) Yöntemi

Takviye fazın ergiyik malzeme içerisinde çekirdeklendiği yöntemler olarak tanımlanan in-situ üretim yöntemleri, ekonomik ve teknik açıdan önemli avantajlar sağlamaktadır. In-situ üretim yöntemlerinde, partikül miktarının ve şeklinin kontrol edilmesi mümkündür. Bu durum, kompozit malzemenin özelliklerinin iyileşmesine olanak tanır. Diğer üretim yöntemlerinde görülen ıslatılabilirlik problemi ve matris ve takviye faz arasındaki arayüz uyumsuzluğu, bu yöntemde görülmemektedir. Ergiyik bileşimi ve reaksiyon kimyası kontrol edilerek karbürler, nitrürler, oksitler, borürler ve silikatlar oluşturulabilmektedir. Başlangıç fazlarına bağlı olarak reaksiyonlar genellikle gaz-sıvı, sıvı-katı ve sıvı-sıvı olarak kategorize edilebilir. Düşük ve yüksek sıcaklık alaşım sistemlerinde ergiyik faz içinde çekirdeklenecek oluşan takviye fazın bulunması, ana alaşım malzemesinin dayanımını ve elastiklik modülünü olumlu yönde etkilemektedir. Diğer bir faydası da, yüksek sıcaklık performansını artırmasıdır. Ti ve B tozlarının karıştırılarak Al-TiB₂ kompozit malzeme üretimi bu yöntemle örnek olarak verilebilir. Sıvı-gaz reaksiyon metodu ile TiC takviyeli alüminyum bazlı kompozit malzemeler üretilmektedir. Örneğin Al-Ti eriyik içerisine metanol gibi karbon bazlı gaz gönderip yüksek sıcaklıklarda Al-TiC kompozit malzeme üretilmektedir [5].

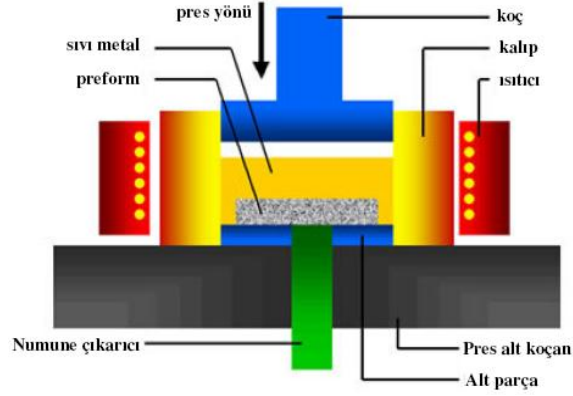
Son zamanlarda, daha düşük tutuşma sıcaklığından dolayı (lower ignited temperature) (yaklaşık 650–800°C) Ti-C-Al sisteminde in- situ tekniği yaygın olarak incelenmektedir. 650–800°C sıcaklık aralığı magnezyum alaşımlarının ergime noktası ile hemen hemen aynı olduğundan in-situ tekniği TiC takviyeli magnezyum kompozitlerin üretilmesi için alternatif bir yöntem olarak düşünülmektedir. Guan vd. [24] bu çalışmalarında, TiC takviyeli AZ91D magnezyum esaslı kompozit malzemeleri in situ tekniği ile yüksek hacim oranında başarılı bir şekilde üretmişlerdir.

2.4.9 Sıkıştırılmalı Döküm

Sıkıştırılmalı dökümün ana prensibini, doğru ölçülmüş hacimdeki sıvı metalin istenilen sıcaklıktaki kalıba konması ve üst kalıbın inerek veya pistonun yukarı çıkarak metalin katılaşması esnasında basınç uygulaması oluşturur (Şekil 2.10). Yöntem iki ana gruba ayrılmıştır, direkt ve dolaylı yöntem. Yöntem basit ve ekonomik bir yöntem olup yüksek üretim oranlarında otomatikleştirilmiş üretim potansiyeline sahiptir. Yüksek boyutsal kararlılık ve düzgün yüzey sayesinde talaşlı işleme ihtiyacı en aza indirir. Diğer döküm yöntemlerine nazaran uygulanan yüksek basınçtan dolayı gözenek oranı azaltılmış ve küçük taneli mikro yapıya sahip parçalar üretilebilir. Günümüzde pistonlar, jantlar, rulman parçaları, bilezikler, bağlantı milleri, varil başlıkları, fren diskleri, dökme demirden bomba kılıfları gibi parçalar bu teknikle üretilmektedir. Sıkıştırma döküm işleminin çeşitli alaşımlarla en kaliteli şekilde gerçekleştirilebilmesi için yöntemdeki değişkenlerin ürün üzerindeki etkilerini tam olarak bilmesi gereklidir. Sıkıştırma döküm işlemine etki eden değişkenler olarak döküm anındaki metal sıcaklığı, sıvı metal kalitesi, kalıp sıcaklığı, basınç uygulanana kadar geçen süre, uygulanan basınç ve bekleme zamanı, kalıp malzemesi ve kalıp tasarımı sayılabilir [5].

Bu yöntemde, konvansiyonel dökümlere nazaran daha fazla basınç gerekmektedir. Seramik takviyeli metal matrisli kompozitler için bu basınç 70–100 MPa arasındadır. Katılaşma sürecince uygulanan basınç, ince taneli mikro yapıya, pürüzsüz yüzeye ve yüksek dayanıma sahip ayrıca porozitesiz malzeme üretimini sağlamaktadır. Genellikle bütün takviye elemanı çeşitlerini kullanarak kompozit üretimi mümkündür. Al_2O_3 -Al, C-Mg, SiC_w (SiC whisker) kompozitler bu metotla kolaylıkla üretilebilir. Yüksek basınç ihtiyacından dolayı istenilen parçanın boyutu sınırlayıcı faktördür. Diğer bir dezavantaj

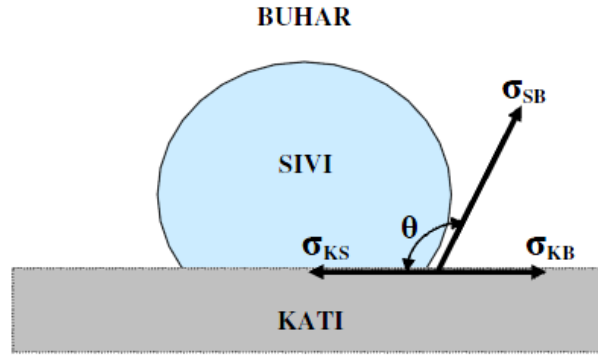
ise takviye malzemesinin basınç esnasında kırılma ihtimalinin daha yüksek olmasıdır [12].



Şekil 2. 10 Sıkıştırılmalı dökümün şematik görünüşü [25]

2.5 İslanabilirlik

İslanabilirlik, bir sıvının katı yüzeyinde yayılabilme yeteneği olarak tanımlanmaktadır. Katı altık üzerinde duran bir sıvı damlasının katı yüzeyi ile yaptığı temas açısı (θ) ıslanabilirliğin fiziksel bir ölçüsüdür (Şekil 2.11).



Şekil 2. 11 Katı altık üzerinde duran bir sıvı damlasının katı yüzeyi ile yaptığı temas açısı [17]

Şekil 2.11'den de anlaşılacağı üzere, ıslanabilirliğin bir ölçüsü olan θ değeri, Young- Dupre eşitliği kullanılarak hesaplanmaktadır:

- $\theta = 0^\circ$ ise mükemmel ıslanabilirlik
- $0 < \theta < 180^\circ$ ise kısmen ıslanabilirlik
- $\theta = 180^\circ$ ise ıslanabilirliğin olmadığını göstermektedir.

Şekil 2.11’de, θ temas açısını, σ_{KB} katı-buhar arayüzey enerjisi, σ_{KS} katı-sıvı arayüzey enerjisi ve σ_{SB} :sıvı-buhar arayüzey enerjisini göstermektedir. *Young-Dupre* denkleminde göre aralarındaki ilişki aşağıdaki eşitlik ile verilmiştir:

$$\sigma_{KB} = \sigma_{KS} + \sigma_{SB} \cdot \cos \theta \quad (2.1)$$

Her üç arayüzey enerjisi, birim alandaki *Helmholtz* serbest enerjisi veya yüzey gerilmesidir. Bir sıvı katı altlık üzerine damlatıldığında, katı-buhar arayüzey enerjisinin bir kısmı sıvı-katı ve sıvı-buhar arayüzey enerjileri ile yer değiştirmektedir. Sıvının yayılması ancak sistemin serbest enerjisinde bir azalma meydana gelirse mümkündür. Bu fazların dengede olduğu kabul edilir. Ancak bu denklem hiçbir zaman deneysel olarak ispatlanamamıştır. Katı-sıvı arasında mevcut olan arayüzey gerilmesinden dolayı katının yüzey gerilmelerini ölçmek çok zordur. Katı yüzeyinde var olabilecek herhangi bir çekme gerilmesi sistemin denge konumunda olmasına engel olmaktadır.

Katı-buhar arayüzey gerilmesi (σ_{KB}) ile katının vakum altındaki yüzey gerilmesi (σ_K) arasında aşağıdaki gibi bir ilişki mevcuttur:

$$\sigma_{KB} = \sigma_K - \pi_e \quad (2.2)$$

Bu denklemde, π_e yayılma basıncını ifade etmektedir. Sonuç olarak Young-Dupre denklemini buna göre yeniden aşağıdaki gibi yazmak mümkündür.

$$\sigma_{KB} = \sigma_{KS} + \sigma_{SB} \cdot \cos \theta + \pi_e \quad (2.3)$$

Çoğu katılarda π_e ihmal edilebilir ve eğer $\theta > 10^\circ$ ise bu denklem (2.1) numaralı denklem halini alır. Temas açısındaki azalma, sıvı damlasının yüzey alanının artmasına ve sonuç olarak sıvının toplam yüzey serbest enerjisinin artmasına neden olur. Böylece katının toplam yüzey serbest enerjisinde bir azalma meydana gelir. Bunların dengede olması halinde, kararlı-hal şartları (temas açısının küçük olduğu) meydana gelir. Bu denge durumu Young’s denklemini (2.1) ile ifade edilir. Bu durumda, ıslanabilirlik için gerekli itici güç ($\sigma_{KB} - \sigma_{KS}$) ile ifade edilmektedir. Herhangi bir dış kuvvetin etkisi olmadan bir katı ile sıvı temas ettiğinde karşımıza dört termodinamiksel büyüklük çıkmaktadır. Bunlar;

$$\text{Kohezyon tarafından yapılan iş: } W_c = 2 \cdot \sigma_{SB} \quad (2.4)$$

$$\text{Adhezyon tarafından yapılan iş: } W_a = \sigma_{KB} - \sigma_{KS} + \sigma_{SB} = \sigma_{SB} (\cos \theta + 1) \quad (2.5)$$

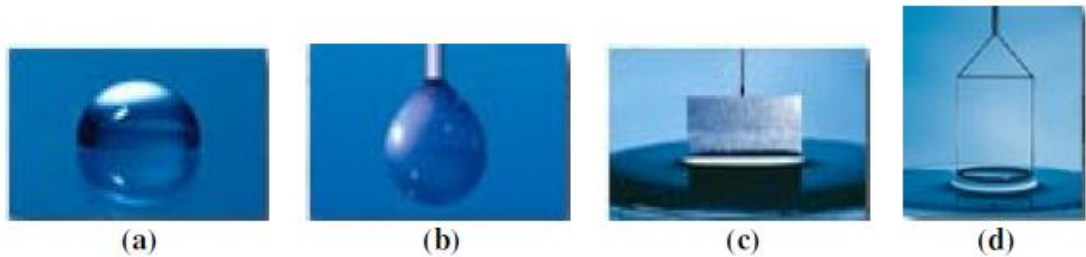
$$\text{Yayıma katsayısı: } S_c = \sigma_{KB} - \sigma_{KS} - \sigma_{SB} = \sigma_{SB} \cdot (\cos\theta - 1) \quad (2.6)$$

$$\text{Islatma enerjisi: } W_e = \sigma_{KB} - \sigma_{KS} = \sigma_{SB} \cdot \cos\theta \quad (2.7)$$

Kohezyon, bir birim sıvı fazın ayrılarak sıvı-buhar olmak üzere iki birim alanın meydana gelmesi olarak tanımlanmaktadır. Benzer şekilde, adhezyon tarafından yapılan iş, moleküler veya atomik olarak birleşmiş iki ayrı fazın ikiye ayrılması şeklinde tanımlanmaktadır. Islatma enerjisi ise, ıslatma gerilmesi, adhezyon gerilmesi veya batmanın özgül serbest enerjisi gibi farklı isimler altında karşımıza çıkmaktadır. Yayıma ıslatmadan oldukça farklı olup, bu oluşum sırasında yeni katı-sıvı ve sıvı-buhar arayüzeyleri oluşmaktadır. Bir sistemin yayılma katsayısı, adhezyon tarafından yapılan iş ile kohezyon arasındaki farktır [17].

Reaktif olmayan metal-seramik sistemlerde genelde ıslanma oldukça azdır ve θ değeri 90° 'den yüksektir. θ değerini, ilave edilecek alaşım elementleri ve dolayısıyla bu elementlerin katı altlık ile yapacağı reaksiyonlar neticesinde arayüzeyde sürekli bir tabaka oluşturarak azaltmak mümkündür.

Porozitesiz katılarda temas açısının ölçülmesinde genelde goniometre (Sessile drop yöntemi, Şekil 2.12-a ve Pendant drop yöntemi, Şekil 2.12-b ve tensiometre (Wilhelmy levha yöntemi, Şekil 2.12-c ve Du Noüy yüzük yöntemi, Şekil 2.12-d olmak üzere farklı yöntemler kullanılmaktadır. Goniometre yönteminde, katı altlık üzerine test sıvısının damlatılması ile ölçüm yapılırken, tensiometre yönteminde katı, test sıvısının içerisine daldırılarak oluşan etkileşim kuvvetlerinin ölçülmesiyle belirlenmektedir [16].



Şekil 2. 12 Temas açısının; a) Sessile drop, b) Pendant drop, c) Wilhelmy levha yöntemi ve d) Du Noüy yüzük yöntemleri ile ölçümünün gösterilmesi [17]

Ergiyik yüzeyinde oluşacak bir oksit tabakası takviye fazlarının ergimiş alaşım tarafından ıslanabilirliğini azaltmaktadır. Bu oksit tabakası, özellikle üstten ilave edilen takviye

partiküllerinin alaşıma karışmasına engel olmaktadır. Alüminyumun ve magnezyum yüksek oksijen afinitesi nedeniyle üretimleri esnasında oksit oluşumuna engel olmak oldukça güçtür. Al-SiC kompozitlerde ıslanabilirliğin zayıf olmasının ana sebebinin seramik partikül yüzeyinde mevcut ince bir gaz tabakasından dolayı olduğu belirtilmiştir. Bu olayı, mevcut gaz tabakasının sıvı alüminyumun SiC partikülleri ile temasını engellediği ve ergiyik içerisindeki partikül konsantrasyonunun belirli bir kritik değeri aştığında gaz tabakasının bir köprü görevi yapıp bütün partiküllerin ergiyikten dışarı atılmasına neden olduğu açıklanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda temas açısının düşmesi, sıvı damla yüzeyindeki metal oksit tabakasının bozunması nedeniyle sıvı metalin seramik üzerinde daha kolay yayılabilmesinden kaynaklanmaktadır. Ancak uygulamada yüksek sıcaklıklara çıkılması takviye fazının bozunmasına neden olabileceğinden ve üretim maliyetini artıracığından ıslanabilirliği artıracak farklı yöntemler araştırılmaktadır [17].

Partikül boyu ıslatmayı etkileyen faktörlerden biridir. Partikül boyutu küçüldükçe ıslanabilirlik azalmaktadır. Bunun sebebi, partiküllerin matris alaşımına ilavesi sırasında, sıvı metal yüzeyinin küçük yarıçaptaki takviye fazı üzerinde yayılabilmesi için gerekli yüzey enerjisindeki artıştan kaynaklanmaktadır. Ayrıca, küçük boyutlu partiküllerin yüksek yüzey alanına sahip olmaları nedeniyle matris alaşımına ilavesi daha zordur.

Partikül yüzey özellikleri ıslatmayı etkileyen bir diğer faktördür. Partikül yüzeyine adsorbe olmuş kirlilikler takviye fazın matris tarafından ıslatılmasını olumsuz yönde etkilemektedir.

Takviye partiküllerinin ergiyik matris tarafından ıslanabilirliğini artırmanın temel prensibi, katının yüzey enerjisini artırmak, sıvı alaşımın yüzey gerilmesini azaltmak veya takviye fazı ile matris arasındaki arayüzey enerjisini azaltmaktır. Sözü edilen yöntemler ise, alaşım elementi ilavesi, seramik takviye fazının kaplanması veya seramik partiküllere uygulanan ısı işlemlerdir [17].

Alaşım elementi ilavesi: Reaktif olmayan metal-seramik sistemlerde ıslanabilirliği artırmanın en kolay yolu metalik fazın kimyasal bileşimini değiştirmektir. Ancak belirli bir modelin olmamasından dolayı alaşım elementlerinin ıslanabilirlik üzerine etkisi sadece deneysel olarak belirlenebilmektedir. Örneğin matris alaşımına magnezyum,

lityum, silisyum, kalsiyum, titanyum veya zirkonyum ilavesinin, eriyik metalin yüzey gerilmesini ve katı-sıvı arayüzey enerjisini azalttığından ıslanabilirliği artırdığı belirlenmiştir.

Takviye ön işlemleri: Seramik takviye fazının matris alaşımına ilavesinden önce ısıtma işlemi ile takviye fazı yüzeyine adsorbe olmuş gazların giderilerek yüzeyin temizlenmesi ıslanabilirlik açısından önem taşımaktadır. SiC partiküllerine 900°C'ta yapılacak bir ön ısıtma işlemi ile yüzey empüritelerinin giderilmesi, gazların desorpsiyonu ve yüzeyde bir SiO₂ tabakasının oluşması sağlanır. Bunun dışında, ultrasonik temizleme, çeşitli dağlama teknikleri ve uygun atmosfer altında ısıtma işlemleri yüzey temizlemede kullanılan tekniklerdir ve ıslatılabilirliği artırmaktadır [17].

Takviye malzemesinin kaplanması: Arayüzey reaksiyonlarını engellemenin ve takviye fazının ıslanabilirliğini artırmanın en etkili yöntemlerinden biridir. Kaplama tabakası sıvı metalin takviye fazına difüzyonunu da engellemektedir. Aynı zamanda takviye fazı ile matris arasında güçlü bir bağ oluşturmaktadır. Ancak, mekanik özellikleri olumsuz etkileyecek arayüzeyde kırılma fazların oluşması istenmeyen bir durumdur. Takviye fazının kaplanmasında, kimyasal buhar çökeltme (CVD), fiziksel buhar çökeltme (PVD), akımla ve akımsız elektrolitik kaplama, plazma sprey ve sol-jel teknikleri kullanılmaktadır. Genelde metal olmayan bir takviye fazının sıvı metal tarafından ıslanabilirliği zordur. Bu durumu iyileştirmenin bir diğer yolu da takviye fazının ıslatılabilir bir metal ile kaplanmasıdır. Çünkü sıvı metaller katı metalleri çoğunlukla ıslatabilir ve metaller arası bileşiklerin oluşması durumunda ıslanabilirlik en yüksek seviyede olur. Nikel ve bakır birçok eriyik alaşım tarafından ıslatılabilmektedir ve kaplama malzemesi olarak kullanılmaktadır. Literatürde gümüş, bakır ve krom da kaplama olarak kullanılan metaller arasındadır [17].

2.6 Takviye Fazı - Matris Arayüzeyinin Önemi

MMK'lerde arayüzey bağ mukavemetinin maksimum düzeyde olabilmesi için ıslatmayı iyileştirmek şarttır. Ancak ıslatmanın yüksek olması, arayüzey bağ kuvvetinin de yüksek olacağı anlamına gelmez [6,24]. Arayüzey yapısı ve arayüzeyde gerçekleşen reaksiyonlar neticesinde oluşan reaksiyon ürünlerinin metal matrisli kompozitlerin özelliklerine etkisi büyüktür. Takviye fazı ile kompozitlerin dayanımının artırılması,

takviye fazı ile matris arasındaki arayüzey bağının dayanımına bağlıdır. Kompozitin sertliği, kırılma tokluğu, yorulma dayanımı, sürünme, termal genleşme katsayısı ve termal iletkenlik gibi özellikleri arayüzey özelliklerine bağlıdır [17]. Arayüzey bağları kimyasal bağ ve mekanik bağ olmak üzere ikiye ayrılmaktadır.

Matris ve takviye yüzeyleri arasında mekanik kenetlenme ile karşılıklı bağ oluşur. Ara yüzey çekme dayanımının büyüklüğü yüzey pürüzlülüğüne ve matris-takviye fazlarının birbirine içine girmesine bağlıdır. Ara yüzey bağ kuvvetini etkileyen diğer birçok faktör vardır. Örneğin katılma sırasında matriste oluşan çekme veya termal genleşme farklılıkları ara yüzeyde bağ kuvvetini etkileyen çekme, basma veya kesme gerilmeleri oluşturabilir [6].

Kimyasal bağ, matris ve takviye fazının doğrudan etkileşimde olduğu ve karşılıklı elektron alışverişi neticesinde meydana gelmektedir. Bu tür kimyasal bağ, metalik, iyonik veya kovalent olabilir. Metalik bağa sahip bir arayüzey diğer bağ türlerine göre daha sünektir ve metal matrisli kompozitlerde tercih edilmektedir [14]. Diğer taraftan oluşabilecek reaksiyonlar kimyasal bağlanmayı sağlayabilceği gibi kompozit mukavemetini olumsuz etkileyebilecek kırılma reaksiyon ürünleri de oluşturabilir. Bu nedenle arayüzey reaksiyonları ve reaksiyon ürünlerinin özelliklerinin iyi anlaşılması gerekmektedir [2,17].

MAGNEZYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER**3.1 Fiziksel Özellikleri**

Magnezyum yapısal uygulamalarda kullanılacak en hafif metaldir. Element ilk olarak Sir Humphrey Davey tarafından 1808 yılında keşfedilmiştir. Yerkabuğunun %2,7 sinde ve okyanusların %0,13'ünde bulunması sebebiyle Mg elementi yer kabuğunda yaygın olarak bulunan, periyodik tabloda IIA grubunda yer alan toprak alkali elementtir. Mg'un fiziksel özellikleri aşağıda verilmiştir [Çizelge 3.1].

Çizelge 3. 1 Mg'un fiziksel özellikleri

Atom ağırlığı	Kaynama noktası	Ergime noktası	Yoğunluğu	Elektron düzeni	Kristal yapısı
24.312 g/mol	1107°C	650°C	1.74 g/cm ³	1s ² 2s ² 2p ⁶ 3s ²	Hekzagonal
Özgül ısısı	Isı iletkenliği	Elektrik iletkenliği	Erime ısısı	Kaynama ısısı	Asit-Baz özelliği
0.25 cal/g °C	0.38 cal/cm ² , s.cm.°C	0.224 mikroohm ⁻¹	2.14 kcal/atomgram	32.517 kcal/atomgram	Baz

3.2 Magnezyumun Mekanik Özellikleri

Saf magnezyum, 45 GPa elastikiyet ve 26 GPa makaslama modülüne, ve Brinell HB = 33 sertliğe sahiptir. Zayıf sürünme direnci ile oda sıcaklığının 150-230°C üstünde ki sıcaklıklarda dayanımını büyük ölçüde kaybetmektedir. Bu nedenle ticari magnezyum alaşımlarının sahip olduğu zayıf sürünme direnci nedeniyle, motor blokları ve otomatik

şanzıman kutusu gibi çoğunlukla güç ileten ya da aktaran parçalarda (işlem sıcaklığının 170°C-250°C olduğu yerlerde) kullanımı sınırlanmıştır.

Son zamanlarda böyle uygulamalar için sürünme direncinin geliştirilmesine yönelik çabalar, deneysel alaşımların artmasına neden olmuştur. Bu alaşımların çoğu Mg-Al-Ca esaslı sistemdir. Yakın zamanda, küçük miktarlarda stronsyum ve/veya silisyum ihtiva eden yeni Mg-Al-Ca alaşımları serisi (ACX alaşımları, alüminyum için A, kalsiyum için C ve stronsyum ya da silisyum için X olarak belirtilmiştir) General Motors Araştırma ve Geliştirme Merkezinde geliştirilmiştir. Üçlü intermetalik faz (Mg,Al)₂Ca, ACX alaşımlarının mikroyapısında gözlemlenmiş ve alaşımların sürünme direncinin gelişmesine neden olmuştur. Yeni ACX alaşımları, mükemmel sürünme direnci (hem çekme hem de basma gerilimi altında) ile otomotiv güç aktarma parçalarında kullanılmakla birlikte düşük maliyetli malzeme gereksinimini de sağlamaktadır.

Magnezyum ve alaşımları tüm yapısal malzemelerden daha yüksek işlenebilirliğe sahiptir. Normalde kuru olarak işlenebilir, fakat çok yüksek kesme hızları gerektirdiğinden yanma meydana gelebilir. Bu gibi durumlarda soğutucu kullanmak gereklidir. Su bazlı soğutucuların reaksiyon oluşturma ihtimali nedeniyle mineral yağlar soğutucu olarak kullanılmalıdır. Magnezyum alaşımları HNO₃ ya da HCl seyreltik çözeltilisinde veya %5'lik H₂SO₄'de dağlanarak kimyasal olarak işlenebilmektedir.

İyi darbe ve çentik direnci ile sonuçlanan elastik enerji soğurma (absorbe) özelliğine sahip magnezyum ve alaşımları, sahip olduğu bu üstün özellikleri nedeni ile hava yastığı sistemleri gibi güvenlik ilişkili otomotiv uygulamalarında, mekanik sarsıntı direnci gerektiren taşınabilir araçlarda ve elektronik paketleme işlemlerinde tercih edilmektedir [4].

3.3 Reaktivitesi

Magnezyum, atmosfer ve diğer bilinen reaktif ürünler ile değişik reaksiyonlara maruz kalmaktadır. Bu reaksiyonlar magnezyum ile elementler ya da bileşikler arasında elde edilir. Bu reaksiyonların bazıları, normal şartlar altında daha fazla reaksiyon oluşumunu engelleyen ürünler üretirler. Magnezyumun bu maddelerle bazı şartlar altında reaksiyona girmesi tehlikeli reaksiyonlarla sonuçlanabilir.

Magnezyum, gümüş renkli, hafif ve parlak bir metaldir. Havada hemen mat renkli ince bir oksit tabakası ile kaplanır. Yaklaşık 500°C'in üzerindeki bir sıcaklığa ısıtıldığında parlak bir alev ile yanarak MgO'ye dönüşür. Kolaylıkla şekil verilip ince plaka haline getirilebilir. Magnezyum elementine, refrakter malzemelerin temel niteliğini kazandıran husus oksijene olan yüksek afinitesi ve oksijen ile meydana getirmiş olduğu MgO'in 2800°C sıcaklıklara kadar ergimeyip katılığını muhafaza edebilmesidir. Oksijen ve tabiattaki en yaygın oksijen bileşiği olan SiO₂ ile daha kolay bileşik meydana getirebilmektedir. Yüksek kimyasal reaksiyon kabiliyetinden dolayı tabiatta saf olarak magnezyuma rastlanmamaktadır.

3.3.1 Azot (N)

Magnezyum, azot ile reaksiyona girdiğinde sarımsı magnezyum nitrür (Mg₃N₂) oluşur. Normal şartlar altında magnezyum, atmosferdeki oksijen ile tercihli olarak reaksiyona girer ve oksidasyon ürününde çok az nitrür bulunur. Eğer yanma meydana gelirse yüksek sıcaklık, yanma bölgelerinde oksit ile birlikte nitrür oluşumuna izin verecektir. Sarımsı Mg₃N₂ magnezyumun yaygın bir bileşenidir ve oldukça sert bir bileşiktir. Bu metalik olmayan bileşik metal içinde mevcut ise işlenebilirlik üzerinde zararlı etkilere yol açabilir. Bu reaksiyon aşağıda verilmektedir.



3.3.2 Oksijen (O₂)

Magnezyumun en çok bilinen reaksiyon ürünü MgO, ergitme ve döküm sırasında karşılaşılan başlıca problemlerden birisidir. 370°C altındaki sıcaklıkta magnezyum yüzeyinde yeni oluşmuş MgO ince filmi henüz koruyucudur. Ancak 370°C üzerinde bu film, geçirgen ve koruyucu olmayan bir büyüme ile kalınlaşmaya başlar ve 425°C civarında magnezyum yanmaya başlar. Reaksiyon aşağıda verilmektedir.



3.3.3 Silisyum Oksit (SiO₂)

Düşük yoğunluklu yüksek SiO₂ içeren refrakter malzemeler, genellikle metal ergitme fırınlarında kullanılır. Bu malzemeler, sıvı magnezyum ile ekzotermik reaksiyona uğrayabilir. Reaksiyon aşağıda verildiği gibidir.



3.3.4 Su (H₂O)

Magnezyum suyla reaksiyona girdiğinde magnezyum hidroksit ve hidrojen gazı oluşur. Reaksiyon ekzotermiktir. Bu reaksiyon aşağıda verilmektedir.



Korozyon ürünü Mg(OH)₂ koruyucudur ve ileri reaksiyonları yavaşlatmaktadır. Ancak sudaki klorür gibi kirlilikler bu koruyucu tabakayı bozabilir. Ayrıca geniş yüzey alanına sahip parçalar ve makinede işleme sırasında oluşan ısı bu reaksiyonu hızlandırmaktadır.

3.3.5 Demir Oksit (Fe₂O₃)

Termit reaksiyonları metal ile metal oksitler arasında elde edilir. Endüstriyel uygulamalara bir örnek olarak çeliğe kaynak (termit kaynağı) yapmak için kullanılan alüminyum ve demir oksit tozları arasında meydana gelen termit reaksiyonları verilebilir. Magnezyum, aşırı ısı ve sıcaklık değişimi durumunda demir oksit ile şiddetli reaksiyona girebilmektedir. Reaksiyon aşağıda verilmektedir.



Magnezyum ergitme işlemlerinde kullanılan çelik ekipmanlarda demir oksit kalıntıları oluşabilmektedir. Üretim sırasında bu sıcak demir kalıntıları ciddi problemlere yol açmaktadır. Özellikle gaz ateşlemeli fırınlarda yanan gazın oluşturduğu türbülans sık sık demir kalıntılarını pota içersine düşürmektedir [4].

3.4 Magnezyum Alaşımları ve Standartları

Mg alaşımları ASTM (A275) standard sistemi tarafından belirlenmiştir. Yöntem iki harfle birlikte iki rakamı kapsamaktadır. İki harf, iki en büyük elemanına verilmiş olan harf

kısaltması ve rakamlar ise bu alaşımların en yakın tam sayıya yuvarlanmış yüzdelerdir. Çizelge 3.2’de yaygın bir şekilde kullanılan alaşım elementleri tek harfle listelenmiş şekilde verilmiştir.

Çizelge 3. 2 Alaşım elementleri ve kısaltmaları [26]

Harf	A	C	E	H	J	K	L	M	Q	S	W	X	Z
Element	Al	Cu	RE	Tr	Sr	Zr	Li	Mn	Ag	Si	Yi	Ca	Zn

Örnek AZ91 alaşımının açıklaması aşağıda verilmektedir.

A→ Al’u yani Mg’dan sonra alaşımdaki en fazla elementi ifade eder.

Z→ Zn’yu yani 2. olarak en fazla kullanılan elementi ifade eder.

9→ Alaşımdaki Al oranının yaklaşık 8,6-9,4 arasında olacağını ifade eder.

1→ Alaşımdaki Zn oranının yaklaşık 0,6-1,2 arasında olacağını ifade eder.

ASTM, EN, DIN, AFNOR standartlarında da havacılık endüstrisi için kullanılan standartlar bulunmasına rağmen son yıllardaki hızlı gelişmeler nedeni ile havacılık endüstrisi üretici firmalarca çeşitli Mg alaşımları geliştirilmiştir. Firmalarca geliştirilen bu alaşımların bileşimleri Çizelge 3.3 ve mekanik özellikleri Çizelge 3.4’te verilmiştir [26].

Çizelge 3. 3 Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımları (ASTM B80) [26]

Alaşım adı	Alaşım elementleri (%)							
	Zn	RE	Y	Zr	Ag	Cu	Ne	Mg
RZ5	3,5-5	0,8-1,7	-	0,4-1	-	-	-	Kalan
WE43	-	2,4-4,4	3,7-4,3	0,4 min.	-	-	-	Kalan
MSR-B	-	2-3	-	0,4-1	2-3	-	-	Kalan
EQ21	-	1,5-3	-	0,4-1	1,3-1,7	0,05-0,1	-	Kalan
WE54	-	1-2	4,75-5,5	4 min.	-	-	1,5-2	Kalan

Çizelge 3. 4 Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımlarının mekanik özellikleri [26]

Alaşım adı	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama % (max.)	Akma gerilmesi (MPa)	(BSD) Sertlik
RZ5	200	3	135	55-70
EQ21	240	2	175	64-98
ZRE1	140	3	95	50-60
MSR-B (Afnor)	240	2	185	64-98
WE43	220	2	172	68-98
WE54	255	2	185	80-90

3.5 Alaşım Elementlerinin Magnezyum Alaşımlarına Etkisi

Magnezyum da diğer metaller gibi nadiren saf halde kullanılır. Malzemenin dayanım özelliklerinde belirli gelişmeler sağlamak için Mg'a alaşım elementleri katılarak döküm veya dövme ürünler elde edilmektedir. Mg HSP yapıya sahiptir ve sahip olduğu tane çapı da çok fazla sayıda elementle katı çözünebilirliğe müsaade eder.

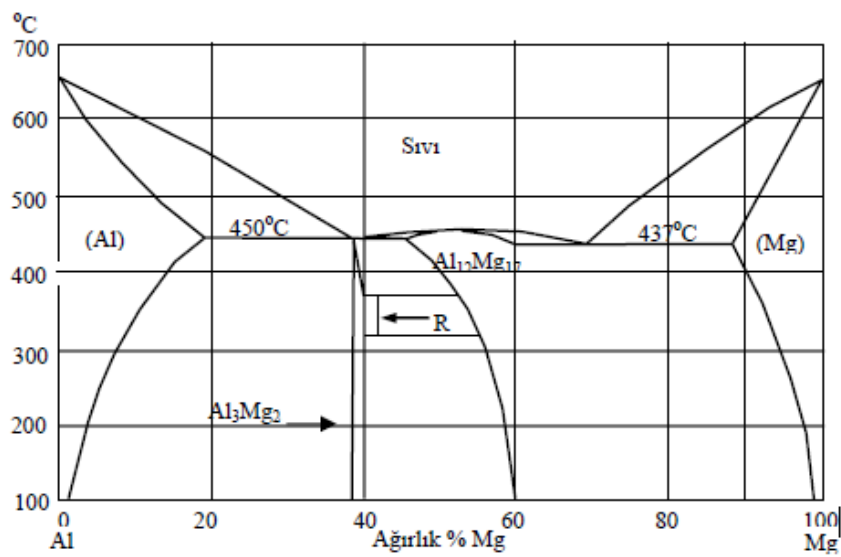
Mg yapısal bir malzeme olarak kullanıldığında Al, Be, Ca, Cu, Fe, Mn, Ni, Si, Ag, Sn, Zn ve Zr gibi ana elementler ile Na, K, Li alkali ve Ce, Ln, Y, Nd gibi toprak elementleri (RE) katılarak alaşımlandırılır. Bu elementlerin biri veya birkaçı ile alaşımlandırıldığı zaman alaşımlar genellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip olur. Mg alaşımları için katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi iki önemli sertleştirme mekanizmalarıdır. Çizelge 3.5'de ikili Mg alaşımlarında oluşan katı intermetalik fazlar ve çözünebilirlik verileri verilmiştir [27].

Çizelge 3. 5 Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri [27]

Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C	Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C
	% ağı.	% at.				% ağı.	% at.		
Mg-Al	12.7	11.6	Mg ₁₇ Al ₁₂	402	Mg-Sm	5.8	0.99	Mg ₆₂ Sm	-
Mg-Ca	0.95	0.58	Mg ₂ Ca	714	Mg-Nd	3.6	0.63	Mg ₄₁ Nd ₅	560
Mg-Sc	25.9	15.9	MgSc	800	Mg-Th	5.0	0.49	Mg ₂₃ Th ₆	772
Mg-Mn	2.2	1.0	Mg ₂ Mn	1245	Mg-Dy	25.8	4.83	Mg ₂₄ Dy ₅	610
Mg-Zn	8.4	3.3	MgZn	347	Mg-Ho	28.0	5.44	Mg ₂₄ Ho ₅	610
Mg-Y	12.0	3.6	Mg ₂₄ Y ₅	620	Mg-Tm	31.8	6.26	Mg ₂₄ Tm ₅	645
Mg-Zr	3.6	0.99	MgZr	1855	Mg-Yb	3.3	0.48	Mg ₂ Yb	718
Mg-Ag	15.5	4.0	Mg ₃ Ag	492	Mg-Lu	41.0	8.80	Mg ₂₄ Lu ₅	-
Mg-Sn	14.85	3.45	Mg ₂ Sn	770	Mg-Tl	60.5	15.4	Mg ₅ Tl ₂	413
Mg-Ce	0.74	0.13	Mg ₁₂ Ce	611	Mg-Pb	41.7	7.75	Mg ₂ Pb	538
Mg-Pr	1.7	0.31	Mg ₁₂ Pr	585	Mg-Bi	8.85	1.12	Mg ₃ Bi ₂	821

3.6 Magnezyum-Alüminyum İkili Sistemi

Mg esaslı alaşımlarda Al, Mg'un katı çökelti dayanımını, ergiğin dökülebilirliğini geliştirir ve döküm alaşımlarının mikro gözeneklerini azaltır. Al katkısı alaşımın sertliğini, dayanımını ve katılaşıma zamanını artırmakta, fakat sünekliğini azaltmaktadır. Katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi ile oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik bileşiği düşük sıcaklıklarda ($\leq 120^\circ C$) oluşarak alaşımın dayanımını geliştirir. Bununla birlikte, fazla miktarda Al içeren alaşımlar mikro gözeneklere karşı eğilimlidirler. Şekil 3.1'de Mg-Al denge diyagramı görülmektedir [26].



Şekil 3. 1 Mg-Al denge diyagramı [26]

Mg-Al ikili sistemi en eski ve en yaygın kullanılan döküm alaşımlarıdır. AZ91, AM50 ve AM60 gibi alaşımlar tüm Mg alaşım dökümünün büyük bir bölümünü kapsamaktadır.

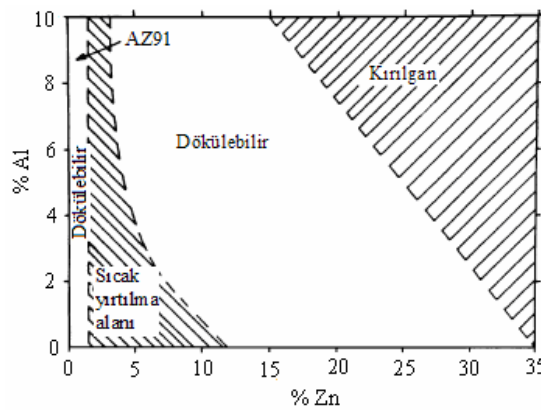
Şekil 3.1'de verilen ikili Mg-Al diyagramı incelendiğinde ötektik reaksiyon, bir başka deyişle $Sıvı \rightarrow Mg_{17}Al_{12} + \alpha (Mg)$ dönüşümü, 437°C gibi düşük bir sıcaklıkta olduğu gözlenmektedir. Bu sıcaklıkta Al'un maksimum çözünübilirliği %12,7 dir. Alaşım %2'den fazla Al içerdiğinde, dökümün mikroyapısında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik bileşiği oluşur. Eğer alaşımdaki Al içeriği %8'in üzerinde olursa $Mg_{17}Al_{12}$ bileşiği tane sınırları boyunca yayılır ve sonuçta şekillenebilirlik hızla azalır. Çözünme işlemi, 420°C civarında $Mg_{17}Al_{12}$ bileşiğinin yayınmasıyla sonuçlanır ve şekillendirebilirlik yükselir. $Mg_{17}Al_{12}$ çökmesi 150°C'ta yaşanmaya neden olur ve bu çöktiller dayanımı geliştirir. Zn, Mn, Si gibi

diğer elementler Mg-Al sistemi içerisinde alaşımlandırılarak alaşımın özelliklerinin gelişimi için kullanılır.

Mg-Al ikili alaşımları oldukça iyi döküm özelliklerine ve iyi mekanik özelliklere sahiptir. Mg-Al alaşımları Mn, Zn, RE ve Si gibi ilave elementlerle üçlü ve dördü alaşımlar oluştururlar. Bu ilave elementler daha önce de belirtilen özellikleri geliştirilerek alaşımların dökümünü daha uygun hale getirirler. Fakat ilave edilen bu elementler alaşımın katılma davranışını zorlaştırırlar. En fazla kullanılan alaşım elementleri Al, Zn, Mn ve Zr dir. RE, Y ve Ca genellikle yüksek sıcaklıklar için kullanılır [26].

3.7 Magnezyum-Alüminyum-Çinko Alaşımları

Mg-Al-Zn alaşım sistemi, Mg döküm alaşımlarında önemli bir yere sahiptir. Şekil 3.2’de Mg-Al-Zn esaslı döküm alaşımlarının dökülebilirlik aralıkları verilmiştir.

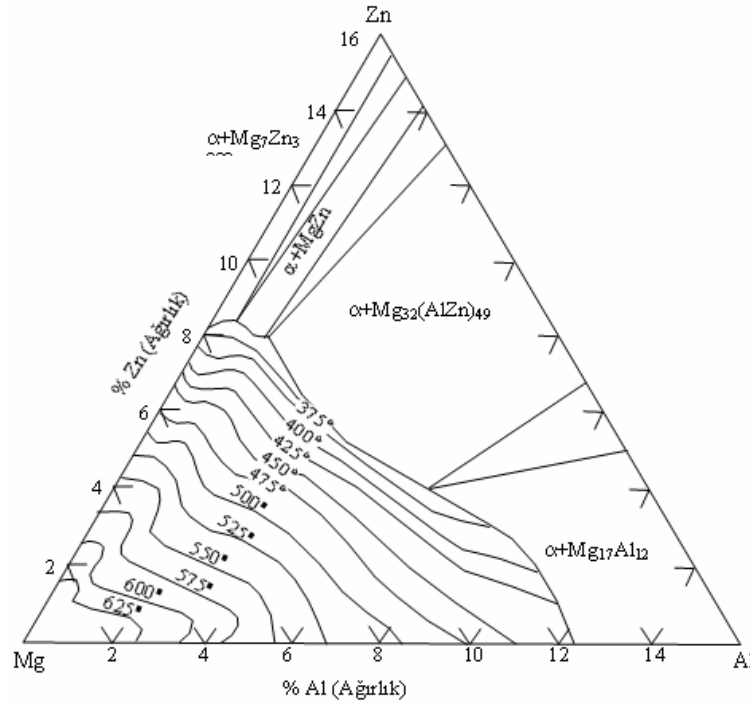


Şekil 3. 2 Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi [26]

Diyagram incelendiği zaman dört bölgeden oluştuğu görülmektedir.

- 1) Düşük Zn’de dökülebilir bölge : α (Mg) ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazları vardır ve AZ alaşımı bu bölgededir.
- 2) Sıcak yırtılma bölgesi
- 3) Yüksek Zn’da dökülebilir bölge: Yüksek Zn’li alaşımın dökülebilirliğini gösterir ve $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ intermetalik bileşiği bu bölgededir.
- 4) Kırılgan bölge

Şekil 3.3'te gösterilen Mg-Al-Zn alaşım sisteminin üçlü faz diyagramında Al'ca zengin bölge incelendiğinde, üç temel metalik faz olduğu görülmektedir. Bunlar; MgZn, $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$, ve $Mg_{17}Al_{12}$ 'dir. Bazı durumlarda $Al_2Mg_5Zn_2$ fazı 393°C'den yüksek sıcaklıklarda ortadan kaybolur. $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ fazının oluşma sıcaklığı 535°C'dir. MgZn ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazlarının ergime sıcaklıkları sırasıyla 347°C ve 460°C'tir [26].



Şekil 3. 3 Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı [26]

Mg-Al-Zn sisteminde sıvı bölgesindeki en yüksek sıcaklık Al'un ergime sıcaklığı olan 650 °C'tir. Üçlü ötektik reaksiyon sıcaklığı olan 338°C en düşük sıcaklık noktasıdır. (sıvı \leftrightarrow ϵ +(Mg)+ τ) Bu üçlü sistemde 12 intermetalik bileşik içeren 14 katı faz ve sembolleri Çizelge 3.6'da verilmiştir. Bu intermetalik fazlar içinde en yüksek çözünme sıcaklığına sahip iki faz τ ve η fazlarıdır ve sıcaklıkları da τ =535°C ve η =590°C'dir. Bu yüzden bu iki faz termal kararlılıkları sayesinde, yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek en umut verici intermetalik bileşiklerdir [26].

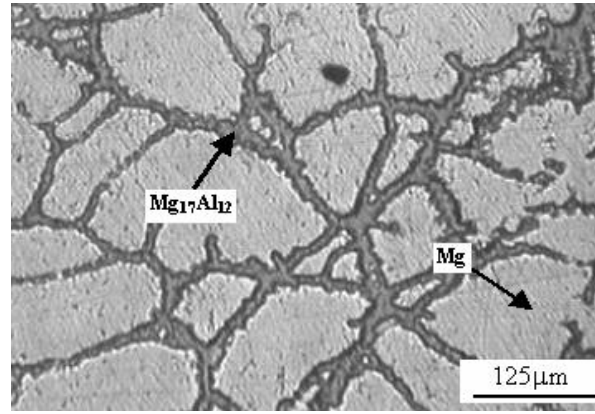
Mg-Al-Mn ya da AZ91(%9 Al, %0,7 Zn, %0,2 Mn) ve AM60 (%6 Al, %0,2 Mn) gibi alaşımlar en sık kullanılan Mg alaşımlarıdır. Bu alaşımlar; iyi dökülebilirliğe, iyi mekanik özelliğe ve korozyon direncine sahiptirler. Ancak, bu alaşımlar 120°C üzerindeki sıcaklıklarda düşük sürünme dirençlerinden dolayı kullanılmazlar [26].

Çizelge 3. 6 Katı fazlar, sembolleri ve ergime dereceleri [26]

Faz	Sembol	Ergime derecesi °C
Al	-	<660,5
Mg	-	<650
Zn	-	<419,6
Mg ₂ Al ₃	β	<453
Mg ₂₃ Al ₃₀	X	450 – 428
Mg ₄₈ Al ₅₂	Y	-
Mg ₁₇ Al ₁₂	γ	<460
Mg ₇ Zn ₃	δ	342 – 325
MgZn	ε	<347
Mg ₃ Zn ₃	ξ	<416
MgZn ₂	η	<590
Mg ₂ Zn ₁₁	θ	<381
Mg ₃₂ (Al,Zn) ₄₉	τ	<535
Al ₁₂ Mg ₅ Zn ₂	φ	393 - 535

3.8 AZ91 Alaşımı

AZ91 alaşımları 1,81 (g/cm³) yoğunluğa, 71 ısı iletkenliğe (W/m K), 0,98 özgül ısısına (J/kg K), 26 (10⁻⁶ /K) termal genişleme katsayısına, 596-568 °C katılaşıma aralığına, iyi mekanik özelliklere ve dökülebilirliğe sahiptir. Ancak Mg-Al alaşımları geniş katılaşıma aralığına sahiptir ve bu nedenle segregasyon, porozite ve sıcak yırtılma gibi döküm hatalarına karşı hassastır. Şu anda bu alaşımlar yüksek sıcaklıklarda (120°C üzerinde) mekanik özelliklerinin düşmesinden dolayı oda sıcaklığı civarında kullanılmaktadır. Şekil 3.4'te tipik AZ91 alaşımının mikroyapısı verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere magnezyum ve alüminyum çoğunlukla tane sınırlarında basit kübik kristal (bkk) Mg₁₇Al₁₂ ötektiğini oluşturur. Bu nedenle alüminyum AZ91 alaşımının mekanik özelliklerini geliştirir. Çizelge 3.7'de AZ91 alaşımlarının kompozisyonu Çizelge 3.8'de ise mekanik özellikleri verilmektedir [4].



Şekil 3. 4 %2 Nital ile dağlanmış AZ91 alaşımın optik mikroskobu

Çizelge 3. 7 ASTM AZ91 alaşımları ve kompozisyonu¹ [28]

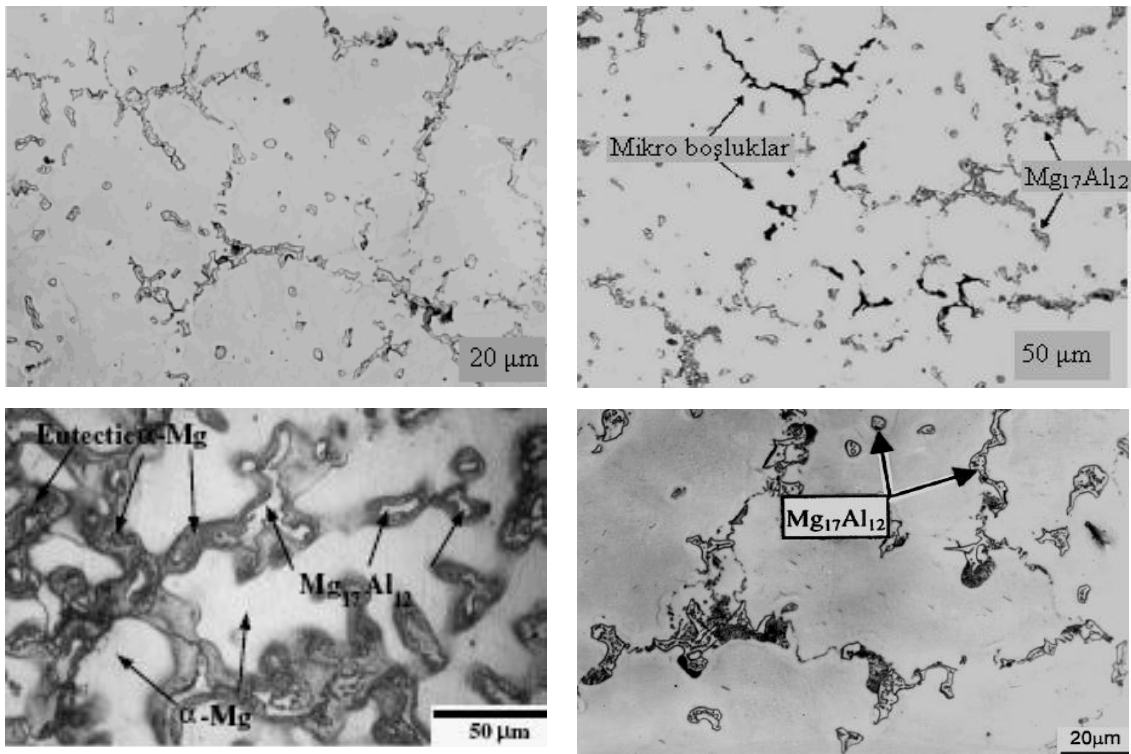
AZ91 alaşımları	Kompozisyon						
	% Al	% Mn	% Zn	% Si	% Cu	% Ni	% Fe
AZ91A-F	8.3-9.7	Min.0.13	0.35-1.0	0.50	0.10	0.03	
AZ91B-F	8.3-9.7	Min.0.13	0.35-1.0	0.50	0.35	0.03	
AZ91C-T6	8.1-9.3	Min.0.13	0.40-1.0	0.30	0.10	0.01	
AZ91D-F	8.3-9.7	Min.0.15	0.35-1.0	0.10	0.030	0.002	Mak.0.005
AZ91E-T6	8.1-9.3	0.17- 0.35	0.4-1.0	0.20	0.015	0.001	Mak.0.005

Çizelge 3. 8 ASTM AZ91 alaşımlarının mekanik özellikleri [28]

AZ91 alaşımları	Yoğunluk	Elastik Modülü	Çekme Mukv.	Akma dayanımı	Uzama	Sertlik	Kesme Mukv.
	(1000 kg/m ³)	(GPa)	(Mpa)	(Mpa)	(%)	(HB5 00)	(Mpa)
AZ91A-F	1.81	44.8	230	150 (165)	3	63	140
İşlem			F	F	F	F	F
AZ91B-F	1.81	44.8	230	150 (165)	3	63	140
İşlem			F	F	F	F	F
AZ91C-T6	1.81	44.8	275	195 (145)	6	66	145
İşlem			T6	T6	T6	T6	T6

¹ F; Die casting (Basıncı metal kalıba döküm), T6; Sand casting and Permanent mold casting (Kuma ve sürekli kalıba döküm)

Mg-Al alaşımlarında Zn/Al oranı 1/3 oranını aştığında mikroyapıda üçlü Mg-Al-Zn fazı görülür. Böylece faz oluşumu ve alaşımın denge katılaşma karakteristikleri ikili Mg-Al faz diyagramı ile anlaşılabilir. AZ91'in dengeli katılaşması, birincil Mg olan α (Mg) katı eriyik çekirdeklenmesi ile yaklaşık 600°C'ta başlar. Bu çekirdekler büyür ve katılaşma 470°C'ta son bulur. α (Mg) ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazından oluşmuş ayrık bir ötektik oluşumu mikroyapıda görülür. Böylece denge dışı AZ91'in mikroyapısı α (Mg) ve bir intermetalik faz olan $Mg_{17}Al_{12}$ 'den oluştuğu anlaşılır. Şekil 3.5'te AZ91'alaşımının mikroyapıları görülmektedir.



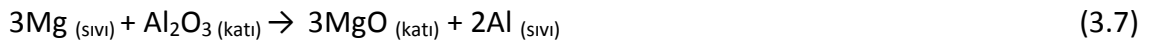
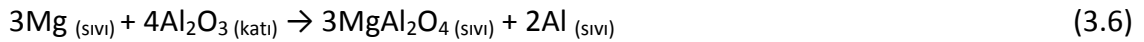
Şekil 3. 5 AZ91 alaşımının mikroyapısı [26]

3.9 Matris-Takviye Arayüzey Reaksiyonları

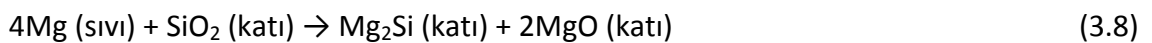
MMK'lerin katılaşması süresince mikroyapının oluşumu çoğunlukla dört faktörden etkilenir: takviyelerde çekirdeklenme, katılaşmayla takviye malzemesinin öne doğru itilmesi, sıvıda takviye çökelmesi ve takviyeler ile matris arasında kimyasal reaksiyon. Bugüne kadar MMK'ler üzerinde yapılan çalışmaların çoğu takviye ve matris arayüzey reaksiyonu ile ilgili olmuştur [4].

Magnezyum esaslı MMK'ler de magnezyum ve takviye arasındaki yüksek kimyasal ilgi, alüminyum esaslı MMK'lere göre iyi arayüzey bağı ile sonuçlanmaktadır. Bazı magnezyum matrisleri ile takviye elemanları birbirine olan kimyasal ilgiye bağlı olarak daha iyi bir arayüzey bağı oluşturur. Ancak bu kimyasal ilgi, eritme ve döküm işlemlerinde yüksek sıcaklık nedeniyle şiddetli reaksiyonlar oluşturduğu için üretimde bazı sınırlamalara neden olmaktadır [29].

Magnezyum matrisli kompozitlerde reaksiyon ürünleri, takviye ile matris arasında meydana gelen Mg_2Si , MgO ya da $MgAl_2O_4$ spineli gibi ara fazlardır. Alüminyum matrisli kompozitlerden farklı olarak SiC ve karbon takviyesi içeren magnezyum kompozitte kararlı bir karbür oluşmadığı için takviye kaybı problemi görülmediği rapor edilmiştir. Al_2O_3 takviyeli magnezyum matrisli kompozitte reaksiyonlar spinel ya da oksit şeklinde elde edilir. Bu reaksiyonlar (3.6 ve 3.7) verilmektedir [4].



Bu reaksiyonlar sırasıyla $727^\circ C$ 'ta $\Delta G = -215 kJ/mol$ ve $-117,4 kJ/mol$ serbest enerjiye sahiptir ve her ikisi de kararlı oksitlerdir. Chua vd. [29], Mg-SiC kompozit sisteminde arayüzeyde Mg_2Si fazının oluştuğunu rapor etmişlerdir. Bu SiC takviye malzemesinde serbest silisyum ve SiO_2 bulunması nedeniyledir. Mümkün iki tip reaksiyon mevcuttur; ancak, bu reaksiyonların hızı kompozit üretim yöntemine bağlıdır.



Örneğin sıkıştırılmalı döküm (squeeze casting) ve vakumlu emdirme yöntemlerinde sıvı magnezyum ön şekil verilmiş fiberler içersine emdirilir. Sıvı ile fiberlerin temas zamanı sıkıştırılmalı dökümde, vakumlu emdirme yönteminden daha kısadır. Bu yüzden ilk durumda arayüzey reaksiyonuna eğilim nispeten düşüktür. Ticari saf magnezyumda katılaşma hemen hemen tek bir zamanda gerçekleşip, alaşımlardan daha dar katılaşma aralığı ve kısa temas zamanı gösterirken geniş katılaşma aralığına sahip alaşımlarda katılaşma daha uzun olacak ve bu nedenle sıvı-takviye temas zamanı da uzun olacaktır. Bu nedenle, bu gibi durumlar, arayüzeyde oluşacak olan reaksiyonun miktarını

belirlerler. Ancak parçacık karıştırmalı magnezyum döküm kompozitlerde işlem en az bir saat sürer. Bu durumda SiC parçacıkların kimyasına bağlı olarak büyük reaksiyon bölgeleri oluşabilir.

SiO₂ kaplanmış karbon fiber takviyeli döküm magnezyum kompozit malzemede magnezyum ve karbon fiberlerin yüzey kaplaması arasında kimyasal reaksiyon nedeniyle Mg₂Si ve MgO oluşmuştur. Mg-%9Al-B₄C kompozit arayüzeyinde karbonca zengin bir tabaka meydana geldiği görülmüştür. Alüminyum içeren karbon takviyeli magnezyum alaşımlarında Al₄C₃ fazı oluşumuyla karbon fiberlerin bir miktar çözünmesine neden olduğu da aynı zamanda tespit edilmiştir [4].

3.9.1 Mg-SiC Kompozit Sistemi

Bu kompozitler ile ilgili geçmişte sınırlı çalışmalar yapılmıştır. Ancak yapısal uygulamalarda düşük yoğunluklu magnezyum matrisli kompozitlere duyulan ihtiyaç son zamanlarda bu araştırmaları hızlandırmıştır. SiC takviyeli magnezyum esaslı kompozitlerde takviye fiber, whisker ve parçacık şeklinde kullanılmaktadır. Bu kompozitler sıvı emdirme, sıkıştırılmalı döküm, toz metalurjisi ve karıştırmalı döküm yöntemleri ile üretilmektedir. Ancak maliyet nedeniyle son zamanlarda çalışmalar, SiC parçacık ile karıştırmalı döküm yöntemine odaklanmıştır.

Magnezyum ana malzemeye SiC takviye ilavesi ile malzemenin özellikle elastik modülünde ve çekme dayanımında artış elde edilmektedir [4].

SiC whisker takviyeli magnezyum kompozit malzemenin dayanım değerleri, SiC parçacık takviyeli magnezyumdan daha yüksektir. Ancak whiskerslerin ana malzemede homojen dağılımı zordur. SiC whisker'den hazırlanan önşekilde (preform) sıvı metal emdirme yönteminin kullanılması, whiskerlerin belirli bölgelere yığılması (kümeleşme) problemine neden olmuştur. Toz metalurjisi yönteminde ise uygulanan ekstrüzyon sırasında SiC fiberlerin kırıldığı görülmüştür. Bu etkilerin her ikisi de mekanik özelliklerin düşmesine neden olmuştur [29].

SiC parçacıkları ve magnezyum ana malzeme arayüzeyinde oluşan reaksiyon ürünlerine dikkat edilmesi gerekmektedir. Magnezyumun yüksek kimyasal ilgisi nedeniyle SiC parçacıkları, üretim şartlarına bağlı olarak nano kristalli arayüzeyel filmi MgO

parçacıklarıyla (10-70 nm çapında) ana malzemeden ayrılmaktadır. Bu filmler 500 nm üzerinde kalınlığa ulaşır ve arayüzeyde çatlama ihtimalini artırır. MgO, Al₂O₃'ün oksit indirgemeden oluşabildiği gibi üretim işlemi sırasında sıcaklığın bir sonucu olarak SiC yüzeyinde oksit oluşumundan ortaya çıkabilir. Oksit filmine ek olarak kompozitte ikincil faz Mg₂Si ve Mg₁₇Al₁₂ fazı gözlemlenmiştir. İnce parçacıklar şeklindeki Mg₂Si, magnezyum matrisi ve SiC yüzeyindeki SiO₂ arasında meydana gelen reaksiyondan kaynaklandığı tespit edilmiştir [30]. Çizelge 3.9'da toz metalurjisi ile üretilmiş farklı

Çizelge 3.9 SiC partikül takviyeli AZ91 alaşımının mekanik özellikleri [30]

SiC boyutu (µm)	%0,2 Deneme dayanımı (MPa)	Elastik modulus (GPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama (%)
AZ91	150	42	190	1,15
15	120	44,5	135	0,47
20	117	45,1	120	0,24
25	117,5	42,15	127,5	0,33
38	110	42	120	0,45
50	105	49,8	110	0,23

boyutlarda %10 SiC_p takviye içeren AZ91 matris alaşımlı kompozitte elde edilen mekanik özellikler verilmektedir [4].

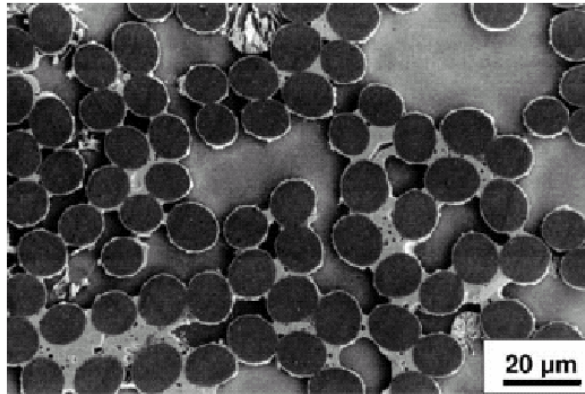
SiC partikül takviyeli magnezyum kompozitlerde bileşenler arasındaki bağlanmanın adhesif karaktere sahip olduğu saptanmıştır. Bu tür arayüzey bağlanma tipi, sıvı magnezyum tarafından SiC'ün yüksek ıslatalabilirliği ve sıvı magnezyumda SiC'in yüksek kararlılığı ile ilgilidir. Ancak alaşım elementlerinin hazırlanmasında ve üretim sırasında işlem parametrelerinin yanlış seçilmesi magnezyum ve SiC parçacıkları arasında adhesif bağlanmayı olumsuz yönde etkileyebilmektedir [4].

3.9.2 Mg-Karbon ve Mg-Grafit Kompozit Sistemleri

Karbon ve grafit fiber takviyeli magnezyum esaslı kompozitler yüksek özgül dayanıma, rijitliğe ve düşük yoğunluğa sahip malzemelerdir. Birçok avantaja sahip bu kompozit malzemelerde karbon ve grafit fiber takviyeler iyi elektriksel ve ısı iletkenlik ve düşük termal genleşme katsayısı ile yüksek fiziksel özelliklere sahiptir. Sıvı üretim metotları nispeten kolaylık ve düşük maliyet sağlamaktadır. Çoğunlukla bu kompozitler basınçlı

emdirme yöntemi ile üretilmektedir. Şekil 3.6'da döküm metodu ile üretilmiş %50 süreksiz P100S karbon fiber takviye içeren AZ91D magnezyum matris alaşımlı kompozitin SEM mikroyapısı verilmektedir [31].

MMK'ler de karbon takviyenin kullanılması ile karbon ve matris arasında reaksiyon oluşumu ve galvanik korozyon problemi mevcuttur. Arayüzeyde kimyasal reaksiyon, alüminyum, titanyum ve demir alaşımları gibi malzemeler için şiddetlidir. Bu nedenle karbon takviye bu ana malzemeler için çok kullanışlı değildir. Örneğin karbon takviyeli alüminyum matrislerde Al_3C_4 reaksiyon ürünü higroskopiktir (suya ilgi duyan) ve sulu ortamlarda hızla korozyon oluşmaktadır. Ancak alüminyum ihtiva eden magnezyum alaşımlarında da çok fazla olmamakla birlikte aynı fazın oluştuğu ve oluşan bu ürünün magnezyum kompozitin mekanik özellikleri üstünde çok fazla bir etkisinin olmadığı tespit edilmiştir. Diğer taraftan karbon takviyeli magnezyum esaslı kompozitlerde magnezyum karbür oluşturmaz. Bu durum, karbon takviyeli magnezyuma olan ilgiyi artırmaktadır [4].



Şekil 3. 6 P100S Karbon fiber takviyeli AZ91D alaşımının parlatılıp dağlanarak elde edilmiş SEM görüntüsü [31]

Mg-Grafit kompozitlerin üretiminde en önemli zorluk magnezyumun ıslatabilirliğinin zayıf olmasıdır. Bu problemin üstesinden gelmek için fiberlerin kaplanması çalışılmıştır. Kaplama sağlanmasıyla sıvı metalin fiberleri ıslattığını ve aynı zamanda fiberlerin üretim sırasında kimyasal reaksiyonla kayba uğramasının engellendiği gözlemlenmiştir. Grafit fiberlerin kaplanması için kimyasal buhar biriktirme (CVD) ile TiB_2 ve SiO_2 kaplamalar çalışılmıştır. Bu çalışmalarla iyi ıslatma ve bağlanma ile sonuçlanan oksitlenmemiş SiO_2 kaplayıcı elde edilirken T300 (PAN; Poli-Akrol-Nitril) fiber yüzeyinin kaplanması ile iyi sonuç elde edilmemiştir. TiB_2 kaplı P100 grafit fiberle takviye edilmiş

difüzyon bağlama AZ91 ve AZ31 kompozitlerde üretim ve ısıl işlem sırasında arayüzey reaksiyon bileşikleri oluşmamıştır. EDX analiz sonuçları her iki kompozitte ara fiber boşluklarında çözünen zayıf bölgeler ve arayüzey yakınında katı alüminyumca zengin bölgeleri tespit etmiştir. Bu durum arayüzeylerde alüminyumun tüketiminin meydana geldiğini göstermektedir. TEM inceleme sonuçları fiber-matris arayüzeyi yakınında yoğun dislokasyon altyapısını ortaya çıkarmıştır. SiO₂ ve TiB₂ kaplı grafit fiber takviyeli bu kompozitlerin analiz özelliklerinde yüksek çekme dayanıma sahip olduğu sonucuna varılmıştır. Yüzey kaplama yerine sıkıştırılmalı döküm yöntemi kullanıldığında Mg-grafit fiber kompozitte büyük arayüzey reaksiyonunun oluşmadığı ve belirlenemeyen ancak muhtemelen Al₃C₄ olduğu tahmin edilen bir bileşiğin olduğu tespit edilmiştir [4].

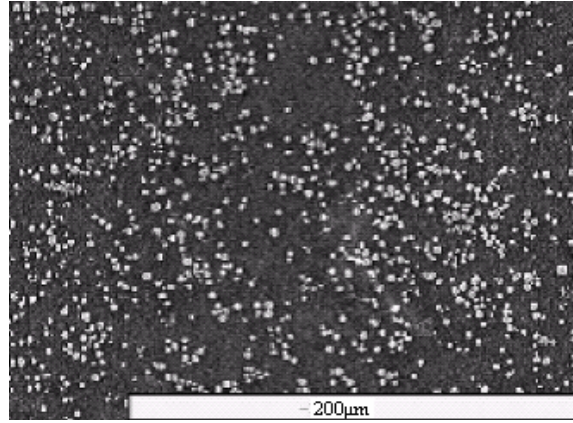
3.9.3 Mg-TiC Kompozit Sistemi

Mg-TiC genelde sıvı emdirme yöntemiyle, titanyum ve karbon tozlarının karıştırılıp daha sonra sıvı magnezyumun bu takviye üzerine (basıncsız infiltrasyon) ya da sıvı içersine takviyenin basınçla emdirilmesi ile (basıncılı infiltrasyon) üretilmektedir. Basıncsız infiltrasyon yöntemiyle önceden kararlaştırılmış Ti ve C partikülleri potanın dip kısmına yerleştirilir. Toz karışımının üzerine ise magnezyum matris malzemesi ingot halinde yerleştirilir ve daha sonra tozlar koruyucu atmosfer altında (argon, azot gibi) ısı verilerek sıvı metalin kendi kendine bu takviye parçacıklarına infiltrasyonu sağlanır [25].

Son yıllarda SHS (Self-propagating High-temperature Synthesis, yüksek sıcaklıkta kendiliğinden yayılmalı kimyasal bileşim) yöntemiyle TiC üretimi çalışılmaktadır. Aynı zamanda yakma sentezi olarak ta bilinen SHS, yüksek saflıkta ürün, düşük işlem maliyeti, enerji ve zamanda tasarruf ve verimlilik gibi avantajlara sahiptir. Islatabilirliği geliştirmek için toz karışımlarına alüminyum tozu da eklenmektedir. SHS yönteminde TiC partikülleri alüminyum içersinde reaksiyon yoluyla (in-situ) oluşmuştur. Bu yöntem ile magnezyum kompozitlerde alüminyumla kaplanmış TiC parçacıkları yüzey özelliklerini iyileştirerek ıslatabilirliği önemli derecede geliştirmektedir.

SHS yönteminde TiC-Al master alaşımını elde etmek için parçacık şeklinde titanyum, alüminyum ve karbon tozları kullanılır. Bilyalı öğütme yöntemiyle hazırlanan toz karışımına basınç altında soğuk izoztatik sıkıştırma yapılmaktadır. Daha sonra elektrikli

direnç fırınında vakum altında ısıtılmaktadır. Bu şekilde alüminyum içerisinde in-situ TiC partikülleri elde edilmiştir. Şekil 3.7’de SHS yöntemi ile üretilmiş TiC takviyeli AZ91-TiC döküm kompozitin SEM görüntüsü, Çizelge 3.10’da ise yine bu kompozitten elde edilen mekanik sonuçlar verilmektedir. Sonuç olarak bu yöntemle daha küçük takviye partikülleri, iyi ıslatabilirlik ve alaşımsız magnezyuma göre daha iyi sertlik, aşınma direnci ve çekme dayanımı sağlanır [32].



Şekil 3. 7 AZ91/ % 10 TiC döküm kompozitin SEM mikroyapısı [25]

Çizelge 3. 10 Ortam sıcaklığında, dökülmüş halde ki AZ91 ve AZ91- %10 TiC (ağırlıkça) kompozitin mekanik özellikleri [25]

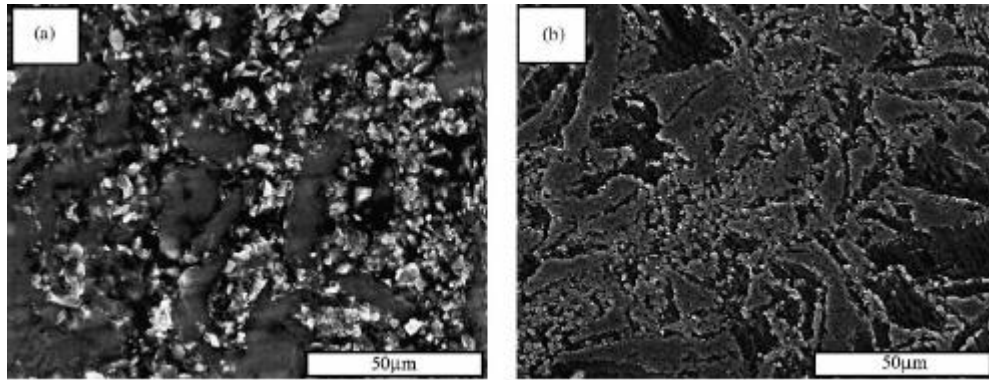
Malzeme	Sertlik (HB)	Çekme Dayanımı (Mpa)	Uzama (%)
AZ91	60	160	9
AZ91- % 10 TiC	83	214	4

3.9.4 Mg -B₄C Kompozit Sistemi

Magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini geliştirmek için kullanılan takviye elemanlarından birisi de B₄C’dir. B₄C partikül takviyeli magnezyum kompozitler düşük yoğunluğa sahip sert, dayanıklı ve rijit malzemelerdir. B₄C hem bulunduğu ana malzemede hem de diğer takviyeler için kaplama olarak kullanıldığında ıslatabilirliği önemli ölçüde geliştirmektedir ve ısıtma işlemi süresince ana malzeme-takviye arayüzey reaksiyonunu azaltmaktadır. Ayrıca Mg-Al sisteminde çekirdeklenmeyi artırarak heterojen Mg₁₇Al₁₂ çökeltisi sağlar. Mg-B₄C kompozitler çoğunlukla plazma biriktirme,

difüzyon bağlama ve toz metalurjisi ile üretilmektedir. Toz metalürjisi yöntemi 500 °C üstündeki sıcaklıklarda borun aktifliği nedeniyle tercih edilmektedir [33].

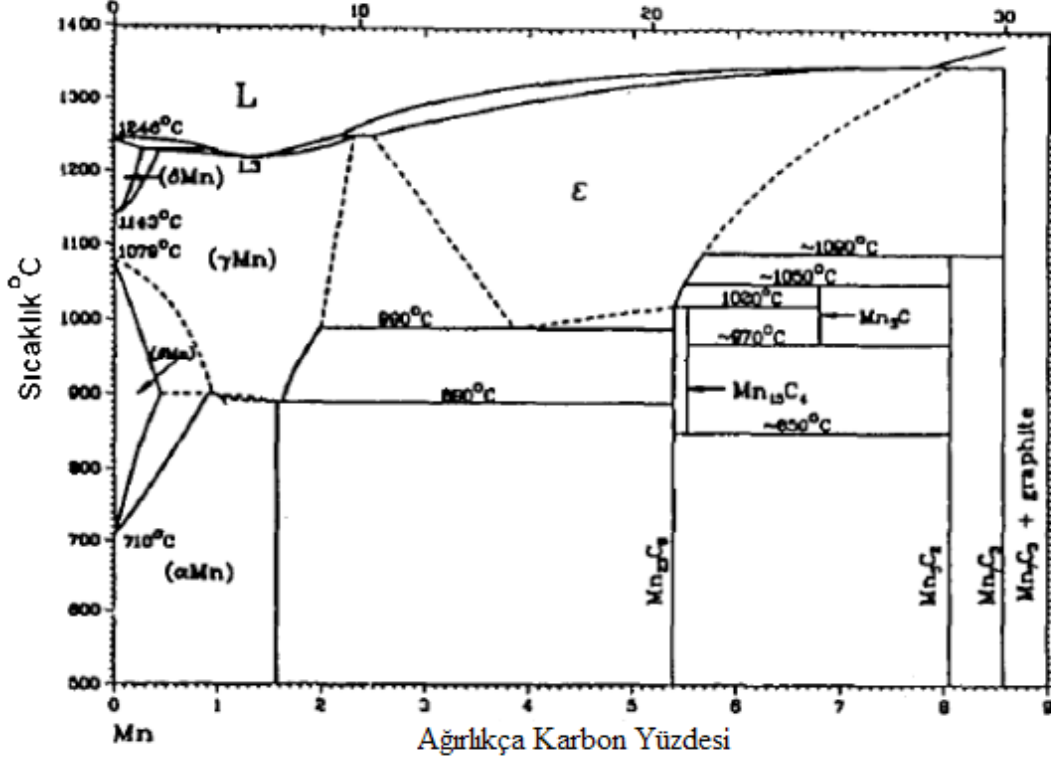
Şekil 3.8’de hacimce % 10 ve % 20 B₄C takviyeli toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş Mg-B₄C kompozitin tipik mikroyapıları görülmektedir. Takviye ile ana malzeme tozlarının farklı boyutlarda olması homojen olmayan bir yapı meydana getirebilmektedir. Bu durum saf magnezyum ile B₄C tozlarındaki büyük boyut farklılıklarına yorumlanmaktadır. Bu kompozitte magnezyum döküm ingotuna göre minimum mikro-gözenek, daha yüksek sertlik ve aşınma direnci elde edilmiştir. Brinell (HB) sertlik değeri saf magnezyum döküm için 32,3 iken Mg-%10B₄C’de 44,0 ve Mg-%20B₄C’de ise 133,3 olarak elde edilmiştir. Ayrıca yapılan X-ışınları analizlerinde Mg-B₄C kompozitte MgO ve MgB₂ fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir [25].



Şekil 3. 8 Toz metalürjisiyle üretilen B₄C-Mg kompozitlerin SEM mikroyapıları. Hacimce (a) %10 ve (b) %20 B₄C ile takviye edilmiş [25]

Literatürde Mn-C sistemiyle ilgili çalışmalar incelendiğinde; Sichen vd. [34] 909K -1247 K sıcaklık aralığında yaptıkları ölçümlerde Mn₇C₃, Mn₅C₂, Mn₁₅C₄ ve Mn₂₃C₆ mangan karbürlerin standart Gibbs Serbest Enerjilerini emf ölçümleriyle belirlemişlerdir. Bu çalışmada literatürde [35] yer alan faz diyagramına yer verilmiştir (Şekil 3.9).

Atomik Karbon Yüzdesi



Şekil 3. 9 Mn-C sistemi faz diyagramı [35]

Mn-C sistemi için bu çalışmada rapor edilen reaksiyonlar aşağıdaki gibidir:



Mn-C sisteminde oluşan karbürlere ait Gibbs Serbest Enerjileri ve sıcaklık aralığı aşağıda verilmiştir [34].

$$\Delta G^\circ Mn_7C_3 = -94813(\pm 757) - 0.19(\pm 0.70)T \quad J \quad (909-1181 K) \quad (3.13)$$

$$\Delta G^\circ Mn_5C_2 = -65516(\pm 541) - 0.333(\pm 0.5)T \quad J \quad (935 - 1247 K) \quad (3.14)$$

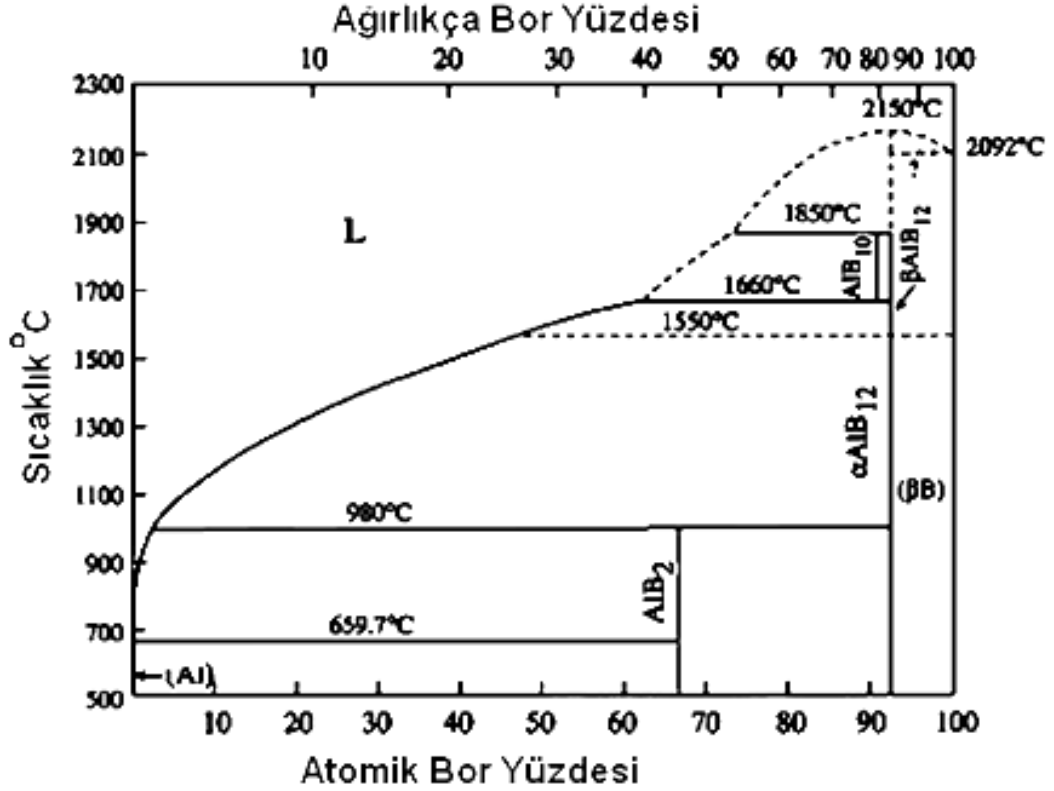
$$\Delta G^\circ Mn_{23}C_6 = -325333(\pm 3630) + 76.20(\pm 3.0)T \quad J \quad (916 - 1137 K) \quad (3.15)$$

$$\Delta G^\circ Mn_{15}C_4 = -179765(\pm 1854) + 19.60(\pm 1.68)T \quad J \quad (1133 - 1213 K) \quad (3.16)$$

Şekil 3.10'da verilen Al-B faz diyagramından görüldüğü gibi alüminyum-bor sisteminde 1000°C civarında peritektik reaksiyon (3.17) meydana gelmektedir.



Peritektik reaksiyon sıcaklığının üzerinde sıvı metal içerisinde bor kararsız ve kırılğan AlB_{12} borürleri meydana getirirken, peritektik sıcaklığın altında termodinamik olarak kararlı AlB_2 borürlerine dönüşmektedir [36].



Şekil 3. 10 Al-B faz diyagramı [36]

Mirkovic vd. [37] Al-B sisteminin termodinamiğiyle ilgili yaptıkları çalışmada; AlB_2 ve AlB_{12} bileşiklerinin Gibbs Serbest Enerjilerini (ΔG°) ve reaksiyon entalpilerini rapor etmişlerdir (Çizelge 3.11).

Çizelge 3. 11 25,15°C'de AlB_2 ve AlB_{12} bileşiklerinin termodinamik özellikleri [37]

Bileşik	$\Delta_f G^\circ$ (J/mol atoms)	$\Delta_f H^\circ$ (J/mol atoms)	$\Delta_f S^\circ$ (J/mol atoms K)
AlB_2	-7,970	-7,667	1.017
AlB_{12}	-11,384	-11,517	-0.445

Tüm reaksiyonlar termodinamik olarak mümkündür ($\Delta G < 0$). AZ91D-B₄C sisteminin termodinamik verilerine göre, arayüzeyde genel olarak Mn-C bileşikleri ve AlB₁₂ bileşiği beklenmektedir.

3.9.5 Mg-Al₂O₃ Kompozit Sistemi

Al₂O₃ parçacık ve fiber takviyeli magnezyum MMK'ler için birçok çalışma yapılmaktadır. Literatürde Al-Al₂O₃ kompozitler ile ilgili yapılan çalışmalar Mg-Al₂O₃ kompozit malzemelere yol göstermiştir. Alüminyum matrislere göre magnezyum ve alaşımları Al₂O₃ takviyesi ile daha iyi ıslatabilirliğe sahiptir. Termodinamik olarak Al₂O₃, magnezyum ile MgAl₂O₄ spineli ya da MgO oluşumu ile sonuçlanan kimyasal reaksiyona karşı kararlı değildir. Magnezyum kompozit üretiminde ticari Al₂O₃ fiber önşekiller ile inorganik bağlayıcı olarak müllit (3Al₂O₃.2SiO₂) kullanıldığında magnezyum, silika ile daha güçlü reaksiyon göstermektedir.

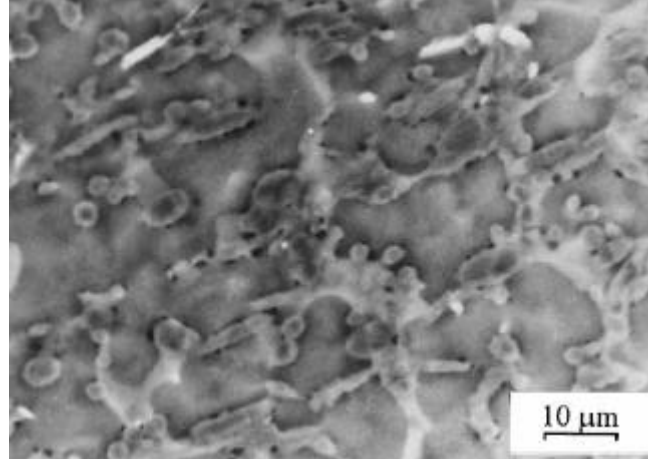
Şekil 3.11'de sıkıştırılmalı döküm ile üretilmiş %20 Al₂O₃ kısa fiber takviyeli AZ91-Al₂O₃ kompozitin TEM mikroyapısı verilmektedir. Çizelge 3.12'de ise DMD (Disintegrated Melt Deposition; atomize edilmiş sıvı biriktirme) yöntemi ile üretilen farklı partikül boyutlarında %1,1 Al₂O₃ takviyeli Mg-Al₂O₃ kompozitinin mekanik özellikleri verilmektedir. Bu yöntem ile yüksek mekanik özellikler elde edilmiştir.

Çizelge 3. 12 %1,1 Al₂O₃ takviyeli Mg-Al₂O₃ kompozitinin mekanik özellikleri [4]

Malzeme	Sertlik		%0,2 Deneme dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)
	Makro (15HRT)	Mikro (HV)		
Mg/0,00 Al ₂ O ₃	37,1 ± 0,7	40 ± 0,2	97 ± 2	173 ± 1
Mg/Al ₂ O ₃ (50nm)	64,6 ± 0,8	65,9 ± 0,9	175 ± 3	246 ± 3
Mg/Al ₂ O ₃ (0,3 µm)	59,4 ± 0,6	52 ± 0,8	200 ± 1	256 ± 1
Mg/Al ₂ O ₃ (1,0 µm)	63,8 ± 0,5	58,8 ± 0,5	209 ± 1	242 ± 3

İntermetalik faz çökeltileri fiberler ve/veya inorganik bağlayıcı üzerinde çekirdeklenmeye eğilim gösterir. Mg-Al₂O₃ kompozitlerin üretiminde (örneğin; sıkıştırılmalı döküm) sıvı magnezyum ile fiberlerin kısa süreli teması gereklidir. Bu durum çalışma sıcaklığının oldukça sınırlamaktadır. Fiber-matris reaksiyon düzeyi çalışma

sıcaklığına bağlıdır. Alumosilikat fiberler (%50 Al_2O_3 , %50 SiO_2) magnezyum ile tamamen reaksiyona girer. Örneğin ana malzemede kimyasal reaktivitesi yüksek alaşım elementlerinden nadir toprak elementleri ya da zirkonyum kullanıldığı takdirde takviye-matris arayüzeyinde segregasyon oluşmaktadır.



Şekil 3. 11 %20 Al_2O_3 kısa fiber takviyeli sıkıştırılmış döküm ile üretilmiş AZ91- Al_2O_3 kompozitin TEM mikroyapısı [38]

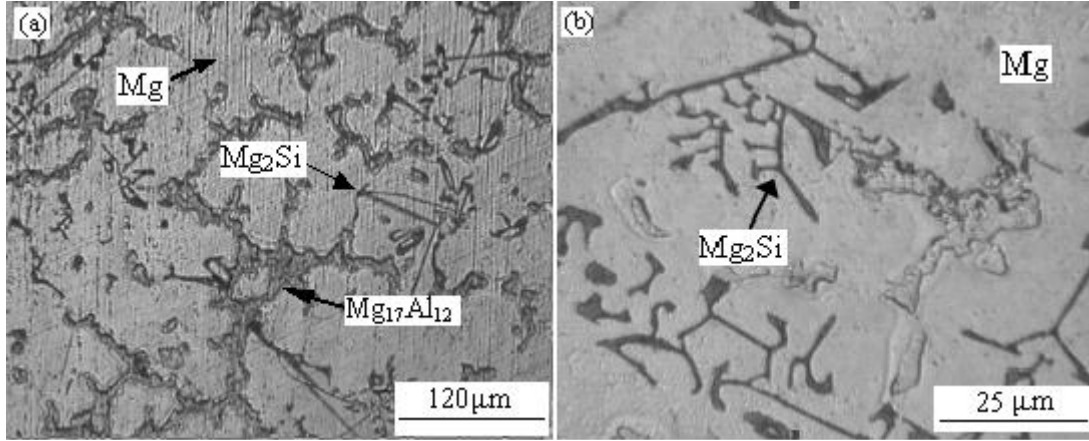
3.9.6 Mg-Mg₂Si Kompozit Sistemi

Günümüzde düşük yoğunluk, yüksek sertlik ve dayanım özelliklerine sahip Mg₂Si (magnezyum silisit) takviyeli magnezyum esaslı kompozit malzemelere ilgi artmaktadır. Takviye elemanı ilavesi genellikle parçacık şeklinde olup, bu tür kompozitin üretiminde sıvı karıştırma, toz metalurjisi ve mekanik alaşımlama teknikleri kullanılır.

Mekanik alaşımlama yönteminde üretilen Mg₂Si takviyeli magnezyum kompozitin üretimi sırasında karıştırma süresinin ve yapı içerisindeki Mg₂Si oranının artması ile akma dayanımında büyük bir oranda artış elde edilmektedir. Ayrıca Mg₂Si fazı bu üretim yöntemi ile çok ince tane yapısı oluşturmaktadır. Tane boyutu, mukavemet sağlamakta ve magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri etkilemektedir. Ancak magnezyumun yüksek aktifliği nedeniyle magnezyum alaşımlarının mekanik alaşımlama üzerine araştırılması sınırlanmıştır. Mg₂Si takviye elemanının reaksiyon yoluyla elde edildiği (in-situ) Mg-Mg₂Si esaslı kompozit malzemelerde, Mg₂Si takviye elemanı yüksek çalışma sıcaklıklarında az bozunduğundan dolayı termodinamik olarak daha karardır. Ayrıca ana malzemede Mg₂Si dağılımı uniform'dur ve ana malzeme-

takviye arayüzeyi uygun olduğu için arayüzey bağı daha güçlüdür. Bu sayede bu yöntemle yüksek mekanik özelliklere sahip kompozitler elde edilebilmektedir.

Mg₂Si takviyeli kompozitlerin üretiminde genellikle Mg-Al alaşım grubu ana malzeme olarak tercih edilmektedir. Ancak Mg₂Si fazı, yapısı nedeniyle (boyut, şekil ve dağılım) ana malzemede sık sık zayıf mekanik özelliklere neden olabilmektedir. Bu nedenle Mg₂Si boyut ve şekli üzerine çeşitli çalışmalar yapılmaktadır. Bu çalışmalarla fazın yapısı istenen şekle getirildiğinde ana malzemede oldukça yararlı intermetalik bileşik olarak katkıda bulunmaktadır. Şekil 3.12’de in-situ AZ91-Mg₂Si kompozitte Çin harfi şeklindeki Mg₂Si fazının farklı büyütmelelerdeki optik görüntüleri verilmektedir. Alaşımdaki reaksiyona göre katılma süresince sıvıdada Mg₂Si fazı oluşur [4].



Şekil 3. 12 In-situ AZ91/Mg₂Si kompozit malzemede Çin harfi şeklindeki Mg₂Si fazının optik mikroskop görüntüsü [4]

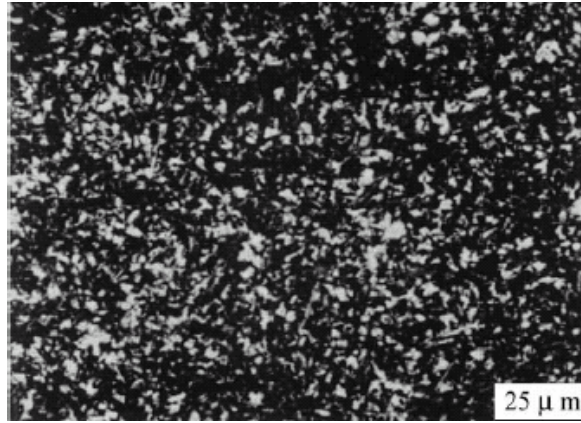
3.9.7 Mg- Al₁₈B₄O₃₃ Kompozit Sistemi

Son on yıla kadar alüminyum borat (Al₁₈B₄O₃₃) whisker ile takviye edilmiş alüminyum matrisli kompozitler kapsamlı olarak çalışılmış ve bazı Al-Al₁₈B₄O₃₃ kompozit parçaları otomobil motorlarında kullanılmıştır. Ancak, Al₁₈B₄O₃₃ ile takviyeli magnezyum kompozitler ile ilgili çok az çalışma yapılmıştır.

Al₁₈B₄O₃₃ whisker, yüksek dayanım, elastik modülü ve düşük termal genleşme katsayısına sahiptir ve SiC takviye elemanı ile mukayese edilecek özelliklere sahiptir. Belki de en önemlisi SiC'ün maliyeti karşısında kullanımı sınırlanırken, Al₁₈B₄O₃₃ daha ucuz olması bu tür takviyenin tercih nedeni olarak söylenebilir.

$Al_{18}B_4O_{33}$ takviyeli alüminyum kompozitler için yapılan geçmişteki araştırmalar, üretim ve ısıtım işlem süresince $Al_{18}B_4O_{33}$ whiskerlerin ana malzeme ile kolayca tepkimeye girdiğini göstermiştir. Örneğin, $Al_{18}B_4O_{33}$ whisker magnezyum ihtiva eden alüminyum alaşımlarında $520^{\circ}C$ 'ta ve alüminyum ile $730^{\circ}C$ 'ta tepkimeye girer. Bu reaksiyon, whisker kaybına neden olur ve takviye verimliliğini nispeten azalır. Bu yüzden $Al_{18}B_4O_{33}$ whisker takviyeli magnezyum kompozitin geliştirilmesinde karşılaşılan problem, üretim ya da sonraki servis işlemleri sırasında arayüzey reaksiyonu olmaktadır. Ancak $Al_{18}B_4O_{33}$ whisker takviyeli magnezyum kompozitlerin arayüzey davranışlarına ilişkin literatürde çok sınırlı miktarda bilgi bulunmaktadır.

Şekil 3.13'te sıkıştırılmalı döküm ile üretilmiş MB15(Mg-Zn-Zr)/ $Al_{18}B_4O_{33}$ kompozitin optik mikroskop görüntüsü verilmiştir. Ana malzeme ve takviye arasında arayüzey reaksiyonu sonucu sürekli üniform ve kararlı MgO tabakası oluşmuştur. Oluşan bu tabaka sonraki arayüzey reaksiyonlarının ilerlemesini önlemektedir. Ayrıca MgO, whisker yüzeyinde kaplanması düzenli ve dar olan bir tabakadır. Bu kompozitte düşük arayüzey reaksiyon hızı, üniform ve yoğun MgO reaksiyon katmanında sınırlı difüzyon kanallarının bulunmasında kaynaklanmaktadır [4].



Şekil 3. 13 Sıkıştırılmalı döküm MB15- $Al_{18}B_4O_{33}w$ kompozitin optik mikroskop görüntüsü [4]

Çizelge 3.13'te AZ91 alaşımı ile birlikte %30 $Al_{18}B_4O_{33}$ whisker takviyeli *as-cast* AZ91- $Al_{18}B_4O_{33}$ kompoziti ile ısıtım işlem görmüş iki AZ91- $Al_{18}B_4O_{33}$ kompozitinin çekme testi sonuçları verilmektedir.

Çizelge 3. 13 AZ91 alaşımı ile AZ91-Al₁₈B₄O₃₃ kompozitlerin ortalama çekme özellikleri [4]

Malzeme	Durumlar	% 0,2 Akma dayanımı ($\sigma_{0,2}$, MPa)	Çekme dayanımı (σ_b , MPa)	% Uzama (ϵ , %)	Elastik modülüs
AZ91	Döküm	90 (2)	188 (3)	11,72 (0,05)	45 (1)
AZ91/Al ₁₈ B ₄ O ₃₃	Döküm	266 (13)	352 (5)	0,97 (0,07)	67 (2)
AZ91/Al ₁₈ B ₄ O ₃₃	250 °C/100 saat	270 (11)	368 (6)	0,96 (0,05)	71 (4)
AZ91/Al ₁₈ B ₄ O ₃₃	400 °C/50 saat	261 (10)	353 (9)	0,96 (0,02)	65 (3)

3.10 Magnezyum Matrisli Kompozitlerin Uygulama Alanları

Otomotiv alanında yapılan araştırma ve geliştirme çalışmalarında, taşıtlardan daha yüksek yakıt verimliliğinin elde edilmesi, enerji tüketiminin azaltılması ve hava kirliliğinin önlenmesi konularındaki çalışmalar ağırlık kazanmıştır. Bunları elde etmenin yollarından biri de araçların ağırlığının azaltılmasıdır. Araçların ağırlığının azaltılması için hafif malzeme kullanımı önemli bir yer tutmaktadır. Magnezyum alaşımlarının otomotiv üretiminde kullanılan malzemeler içindeki ağırlıkları önemi artarak devam etmektedir.

Çevreyi kirletmeden korumanın en etkili yollarından biri kara ve demiryolu taşımacılığında CO₂ emisyonunun azaltılmasıdır. Avrupa ve Kuzey Amerika’ da otomobil üreticileri aldıkları bir kararla 2010 yılı itibariyle yakıt tüketimini %25 azaltmayı öngörmüşlerdir. Böylece CO₂ emisyonunda % 30’luk bir azalma elde edilecektir [39].

Avrupa’da bir firma magnezyum alaşımlarının motorlu taşıt tasarımında stratejik öneminin farkına varmış, II. Dünya savaşı sonrasında başlattığı ilk magnezyum çağından sonra, birkaç yıl önce tekrar ikinci magnezyum çağını başlatmış ve magnezyum ve alaşımlarının motorlu araç tasarımındaki özel talepleri karşılamak için bir araştırma enstitüsü kurmuştur [40].

Magnezyumun temel karakteristiği alüminyumdan %35 daha hafif olmasıdır. Ağırlığın azalması sonucu yakıt tüketiminde ve CO₂ emisyonunda azalma elde edilecektir. Yakın gelecekte standartlar ve çevre ile ilgili yasalar araba üreticilerini 40-100 kg Mg alaşımını kullanmaya zorlayacaktır [39].

Bazı motor parçalarında çelik ve alüminyum alaşımlarının yerine Mg alaşımlarının kullanılmasıyla çeliğe göre 48.5 kg ve alüminyuma göre 19.5 kg ağırlık azalacaktır. Böylece, her 100 km'de çeliğe göre 0.25 litre alüminyuma göre 0.1 litre yakıt tasarrufu elde edilecektir [39,40].

Dahili parçalar olarak direksiyon, teker göbeği, koltuk parçaları, gösterge panosu, fren ve debriyaj pedal dirseği, hava yastığı tutucusu vb parçaların üretiminde kullanılır. Şase elemanları olarak tekerlek jantları, süspansiyon parçaları, motor oturma kazağı vb. gibi emniyet gerektiren parçaların üretimi konusunda magnezyumun kullanılması konusunda çalışmalar devam etmektedir. Araçların şase elemanları, iç parçalar ve kaporta elemanları gibi yapısal parçalarda magnezyum alaşımları mukavemet, süneklik, yorulma ve darbe dirençlerinin yeterli olmaları nedeniyle öncelikle tercih edilmektedirler [31,42,43].

Uçaklarda ise magnezyum motor parçalarında ve uçak gövdesinde kullanılır. Daire ve zincir testere gövdesi, havalı çivileyiciler, bagaj, dizüstü bilgisayarlar, hücreli telefonlar, spor araçları ve kameralar da magnezyumun diğer kullanım alanlarıdır [44,45].

BÖLÜM 4

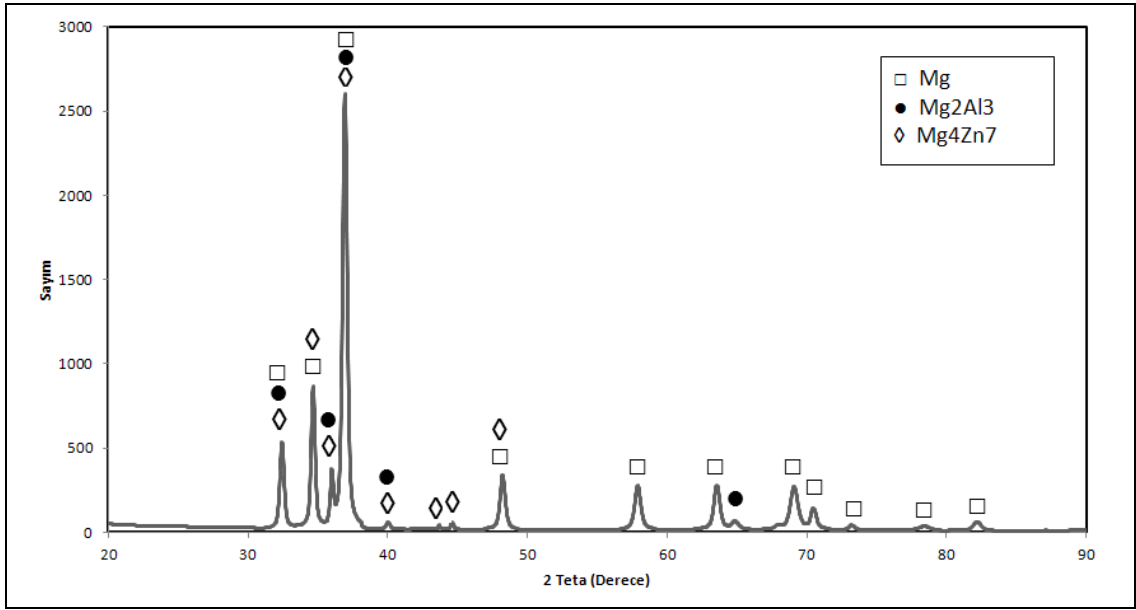
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Malzemeler

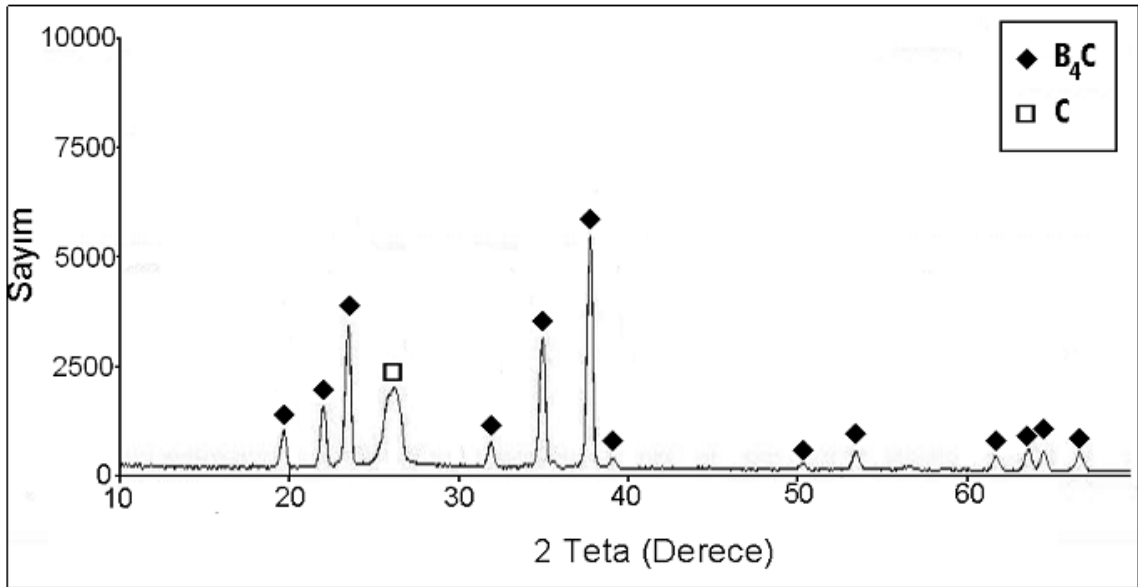
Deneylerde matris malzemesi olarak AZ91D magnezyum döküm alaşımı (Rutaş Pres Döküm, Ankara) kullanılmıştır. Alaşımın kimyasal bileşimi Çizelge 4.1’de, XRD spektrumu Şekil 4.1’de verilmiştir. Takviye malzemesi olarak ise, ortalama partikül boyutu 32 μm ve spesifik yüzey alanı 0,253 m^2/g olan B_4C partikülleri kullanılmıştır. Kullanılan B_4C partiküllerine ait XRD spektrumu Şekil 4.2’de, partikül boyut dağılımı Şekil 4.3’te ve partiküllerin SEM görüntüsü Şekil 4.4’te verilmiştir.

Çizelge 4. 1 Kullanılan matris alaşımının üretici firma tarafından belirlenen kimyasal bileşimi

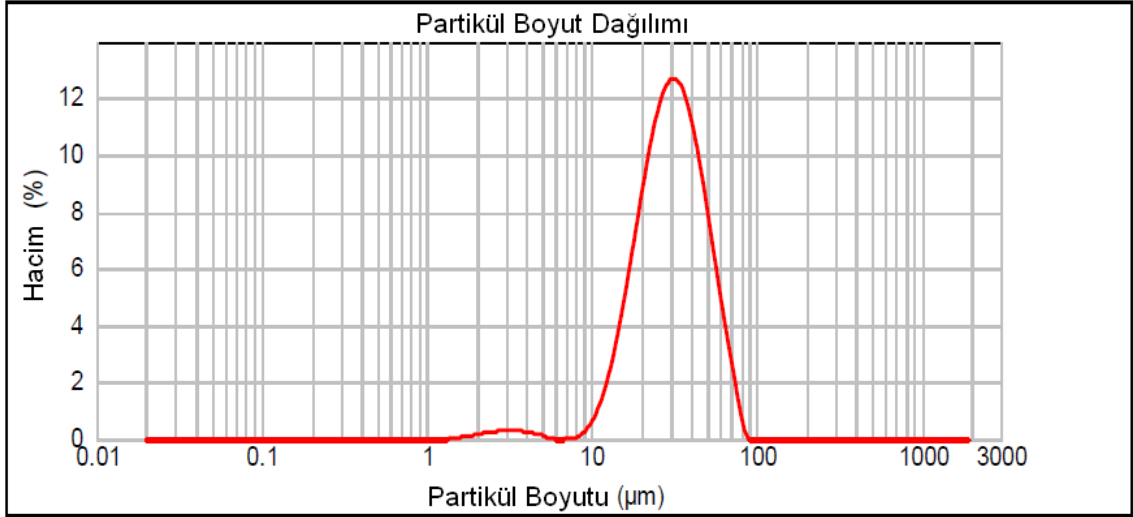
Alaşım	AL	Mn	Zn	Si	Cu	Ni	Fe	Be
AZ91D	8.5-9.5	0.2-0.3	0.45-0.90	0.05	0.025	0.01	0.04	0.0015



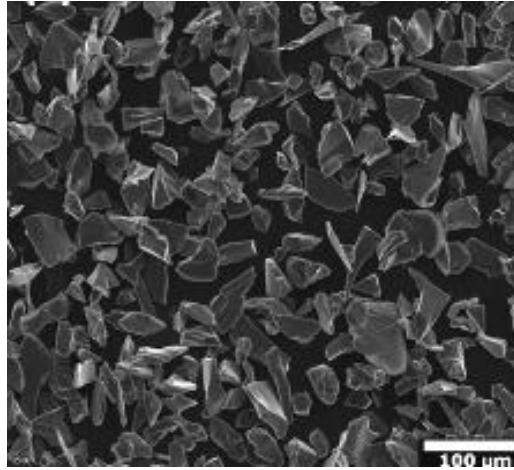
Şekil 4. 1 AZ91D matris alaşımına ait XRD spektrumu



Şekil 4. 2 Ortalama 32 µm boyuta sahip B₄C partiküllerine ait XRD spektrumu



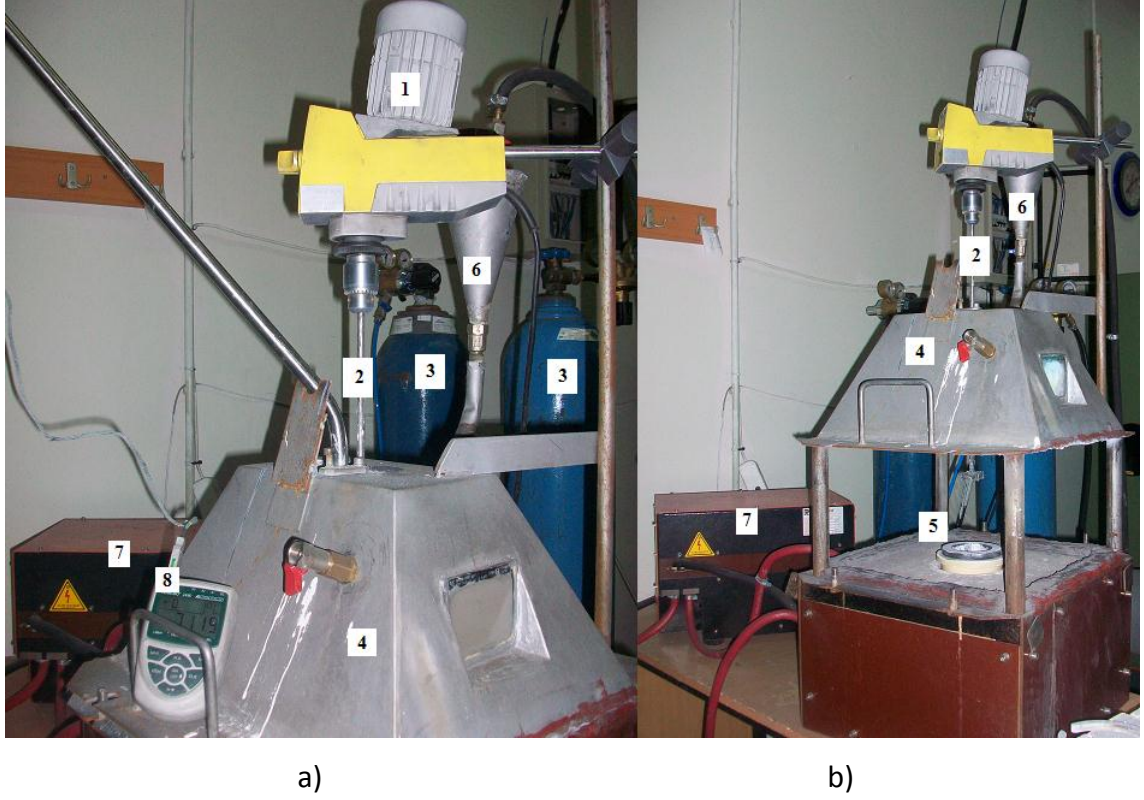
Şekil 4. 3 Ortalama 32 µm boyuta sahip B₄C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı



Şekil 4. 4 B₄C partiküllerine ait SEI modunda alınan SEM görüntüsü

4.2 Deneysel Yöntem

MMK üretimi vorteks yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Bu çalışma için Şekil 4.5'te gösterilen özel olarak tasarlanmış koruyucu atmosferli indüksiyon ergitme fırını kullanılmıştır. Döküm deneyleri sırasında kontaminasyonun engellenmesi amacıyla grafit pota ve karıştırıcılar bor nitrür ile kaplanmıştır. Bor nitrür ile kaplanmış grafit pota Şekil 4.6-a 'da görülmektedir. Ergitme işlemi argon gazı altında gerçekleştirilirken, karıştırma işlemi için dört kanatlı ve paslanmaz çelikten imal edilmiş karıştırıcı kullanılmıştır.



Şekil 4. 5 AZ91D-B₄C kompozit üretiminin gerçekleştirildiği özel tasarım indüksiyon fırını a) Deney düzeneğinin kapalı görünümü b) Deney düzeneğinin açık görünümü (1. Mekanik karıştırıcı, 2. Karıştırıcı şaft 3. Argon tüpü, 4. Fırın kapağı, 5. BN Kaplı grafit pota, 6. Takviye besleyici 7. Güç Ünitesi, 8. Sıcaklık kontrolü (Termokupl))



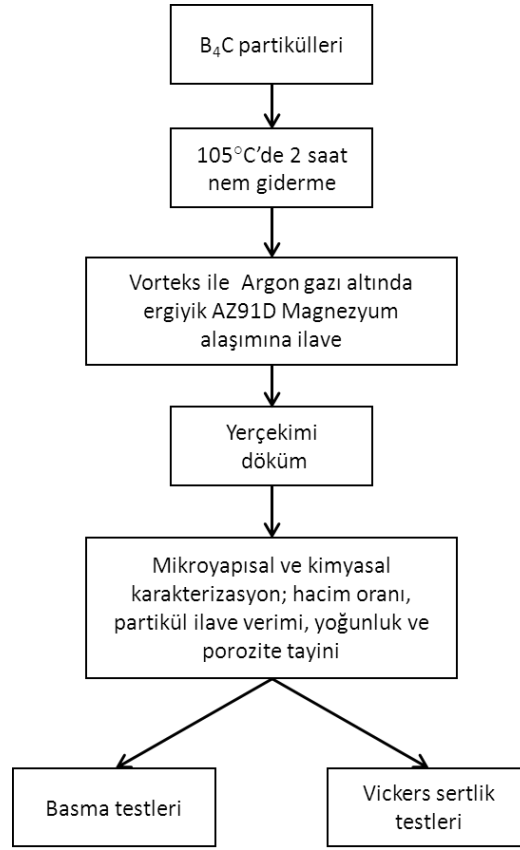
Şekil 4. 6 a) Grafit pota, b) Kokil kalıp

Yapılan tüm dökümlerde, matris malzemesi olarak 450 gram magnezyum döküm alaşımı AZ91D kullanılmıştır. Dökümler için 32 µm tane boyutlarındaki B₄C tozlarından hacimce %5 ve %10 oranlarında hazırlanmıştır. Kompozit bileşiminin ayarlanması aşamasında, matris alaşımı ve karbon tozu ağırlığının ölçümünde 0,0001 gr. hassasiyetle ölçüm yapan AND marka terazi kullanılmıştır. B₄C tozları ilave edilmeden

önce, yüzeylerindeki kirliliğin giderilmesi, absorbe olmuş gazların ayrılması ve nemin giderilmesi için 105°C'ta 2 saat etüvde ısıtılmıştır.

Karıştırma işlemi yapmadan önce 450 gram matris alaşımının 770°C'ta tamamen ergimesi sağlanmıştır ve sonrasında sıvı metal sıcaklığı 750°C'a düşürülmüştür. Yüksek karıştırma hızlarında gaz çözündürme oranı arttığından bu çalışmada vorteksin olduğu 500 rpm karıştırma hızı seçilmiştir. Sıvı metalin oksitlenmesini önlemek için tüm proses (ergitme ve partikül ilavesi) argon gazı altında yapılmıştır. Partikül ilavesi 750°C'ta; hacimce % 5 ve %10 oranlarında, sırasıyla 5 ve 8 dakikada yapılmıştır. Toz ilavesi tamamlandıktan sonra, tozların pota yüzeyine çıkmadan sıvı metal içerisinde homojen olarak dağılmasını sağlamak amacıyla karıştırıcı hızı 350 rpm'e düşürülmüş, sıvı metal sıcaklığı 700°C'a indirilmiş karıştırmaya 5 dakika daha devam edilmiştir. Bu işlemden sonra ergiyik haldeki kompozit üzerindeki cüruf uzaklaştırılmıştır. Ergiyik kompozit sıcaklığı 700°C'ta iken silindirik şekilli önceden 105°C sıcaklıkta 2 saat ısıtılmış kokil kalıba dökülmüştür (Şekil 4.6-b). Deneysel çalışmalara ait akım şeması Şekil 4.7'de verilmiştir.

Literatürde benzer bir çalışma Gui vd. [10] tarafından Mg-SiC kompozitleri için gerçekleştirilmiştir. Araştırmacılar, vakum ortamında karıştırılmalı döküm metodu ile hacimce %15 SiC takviye partikülleri içeren Mg-Al9Zn ve Mg-Zn5Zr magnezyum matrisli kompozitleri ürettikleri çalışmalarında, Mg alaşımlarına 400°C'ta elektrikli fırında ön ısıtma yapılmıştır. Mg ergiyiğinin oksijenle reaksiyona girmesini önlemek için ergiyik yüzeyi flaks ile örtülmüştür. Yine bu çalışmada, Mg-Al9Zn alaşımı 720°C'ta ve Mg-Zn5Zr 740°C'ta karıştırıcı şaft aşağı yukarı hareket ettirilerek 6-8 dk ergiyik karıştırılmıştır ve sıcaklık daha sonra 700°C'a düşürülmüştür. Yüzey temizliğinden sonra, önceden ısıtılan SiC partükülleri ergiyik içine ilave edilmiştir. Fırın basıncı karıştırma öncesi 2-4 kPa seviyesine getirilmiş ve karıştırma işlemi başlar başlamaz fırın sıcaklığı 600°C'a ayarlanmıştır. 25 dk süren karıştırmanın sonunda sıcaklığı 590-600°C olan kompozit yarı katı durumdadır. Ergiyik tekrar 700°C'a ısıtılarak kalıba dökülmüştür.



Şekil 4. 7 Akım Şeması

4.3 Mikroyapısal Karakterizasyon ve Kimyasal Analiz

Takviye partiküllerinin boyut ve yüzey alanı ölçümleri Quantha Chrome 2200e marka ve model BET cihazında yapılmıştır. Üretilen kompozit numuneler, metalografik incelemeler için elmas disk ile kesilmiş; Struers'den temin edilen zımpara ve solüsyonlar kullanılmıştır. Zımparalama işlemleri sırasıyla 120, 180, 320 SiC zımparalar ve MD- Piano 120, MD- Piano 220 ve MD- Piano 600 kullanılarak yapılmıştır. Parlatma işleminde ise sırasıyla; elmas çuha ile 1 mikron'luk elmas pasta, MD-Dac çuha ile DP Suspension ve MD- Chem ile OP-U Suspensiyon (0,04µm) kullanılmıştır. Numuneler, Leica ICM 1000 optik mikroskop, EDS donanımlı JEOL JSM-5410 LV SEM ve JEOL JSM 7000F FEG-SEM ile mikroyapısal olarak incelenmiştir. Faz analizleri Philips Panalytical X'Pert Pro ve Rigaku MiniFlex XRD cihazlarında CuKα radyasyonu kullanılarak yapılmıştır.

4.4 Fiziksel Muayeneler

4.4.1 Hacim Oranı ve Partikül İlave Verimi Tayini

Yapılan döküm numunelerinden alınan parçalar metalografik olarak hazırlanmıştır. Hacim oranı ölçümlerinde Leica ICM 1000 optik mikroskobu kullanılmıştır. Hacim oranı hesaplanırken numunenin mikroyapısı görüntü analiz programına aktarılmış, “gri seviyesi” B₄C partiküllerini doğru bir şekilde saptayacak biçimde ayarlanmış, saptanan partiküllerin “alan oranı” program tarafından otomatik olarak hesaplanmış ve buradan hacim oranına geçilmiştir. Hacim oranı ölçümlerinde her bir numune için en az 50 ölçüm yapılmıştır. Kompozit numunelerin hacim oranlarının belirlenmesinin ardından, ilave edilen nominal hacim oranları ile kıyaslanarak partikül ilave verimleri hesaplanmıştır.

4.4.2 Yoğunluk ve Porozite Tayini

Numunelerin yoğunluklarını belirlemek amacıyla Arşimet Yöntemi kullanılmıştır. Öncelikle her bir döküm numunesinin farklı bölgelerinden alınan en az 7 parçadan ölçümler alınarak yoğunluklar belirlenmiştir. Yoğunluk değerleri:

$$d_{deneyse} = \frac{A}{A-B} \times (\rho_0 - d) + d \quad (4.1)$$

eşitliğine göre hesaplanmıştır. Burada; $d_{deneyse}$ numunenin yoğunluğu (g/cm^3), A havadaki ağırlık (g), B sıvıdaki ağırlık (g/cm^3), ρ_0 sıvının yoğunluğu (g/cm^3) ve d havanın yoğunluğudur (g/cm^3).

Belirlenen yoğunluklar, numunelerin teorik yoğunlukları ile kıyaslanarak yüzde porozite değerleri belirlenmiştir. Karışımlar kuralına göre (6.2) teorik yoğunluk değerleri bulunmuş ve porozite oranları denklem (6.3)'teki formüle göre hesaplanmıştır [14,42].

$$d_{teorik} = \frac{M_{takviye} + M_{matris}}{V} = \frac{M_{takviye}}{V} + \frac{M_{matris}}{V} \quad (4.2)$$

Burada d_{teorik} numunenin teorik yoğunluğu (g/cm^3), $M_{takviye}$ ve M_{matris} takviye ve matris alaşımının ağırlığıdır (g), V matris ve takviye hacminin toplamıdır (cm^3).

$$\% \text{ Porozite} = \frac{d_{\text{teorik}} - d_{\text{deneysel}}}{d_{\text{teorik}}} \times 100 \quad (4.3)$$

4.5 Sertlik Ölçümü

Numunelerin sertlik ölçümleri sertlik ölçme cihazında Vickers sertlik ölçme yöntemiyle 500 ve 1000 gram yük altında sırasıyla sadece matris ve matris+takviye içerecek şekilde açısı 136° olan standartlaştırılmış piramit şeklinde bir elmas uç kullanılarak yapılmıştır. Sertlik ölçümlerinde döküm parçasından rastgele alınan numune üzerinde 10 ölçüm yapılarak elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır.

4.6 Basma Testi

Basma deneyinde homojen bir gerilim dağılımı sağlamak amacıyla yuvarlak kesitli numuneler tercih edilmiştir. Basma deneyi numunelerinde, numune yüksekliği (h_0) ile çapı (d_0) arasındaki h_0/d_0 oranı oldukça önemlidir. Numunenin h_0/d_0 oranının çok büyük olması, deney sırasında numunenin bükülmesine ve homojen olmayan gerilim dağılımına sebep olur. Bu oran küçüldükçe numune ile basma plakaları arasında meydana gelen sürtünme deney sonuçlarını çok fazla etkilemektedir. Bu sebeple numunenin h_0/d_0 oranının $1.5 \leq h_0/d_0 \leq 10$ aralığında olması önerilir. Basma testi için 15×25 mm boyutlarında silindirik numuneler hazırlanıp, Mohrfederhaff Universal 100 kN çekme-basma cihazında basma testi yapılmıştır.

DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

Mg matrisli B_4C takviyeli kompozit malzemelerin karıştırmalı döküm yoluyla üretimi, indüksiyon ocağı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. MMK'lerin üretiminde matris malzemesi olarak AZ91D magnezyum döküm alaşımı kullanılmıştır ve hacimce iki farklı hacim oranına sahip MMK malzemeler elde edilmiştir. Üretilen bu MMK malzemeler, nominal hacim oranı %5 ile %10 olan B_4C partikül takviyeli kompozitlerdir.

Üretilen MMK'lerin karakterize edilebilmesi için mikroyapı, arayüzey, yoğunluk, gözenek, sertlik ve basma testi incelemeleri yapılmıştır.

5.1 Mikroyapı

Üretimleri gerçekleştirilen AZ91D- B_4C kompozitlerinin partikül dağılımının ve topaklanmaların olup olmadığının araştırılması için optik ve SEM mikroskopunda mikroyapı incelemeleri yapılmıştır.

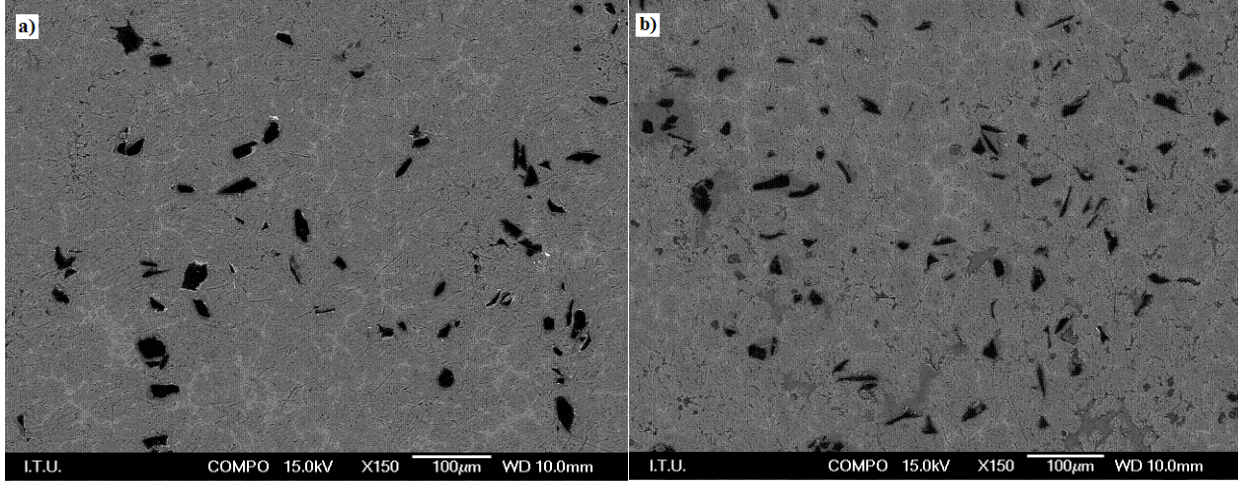
Şekil 5.1'de görüldüğü gibi AZ91D matris içinde takviye durumundaki B_4C partiküllerinin genel olarak homojen bir şekilde dağılım gösterdiği izlenmiştir, ancak az da olsa yer yer topaklanmaların ve porozitelerin olduğu görülmüştür (Şekil 7.2).

Literatürde; SiC, Al_2O_3 , TiC parçacıkları kullanılarak üretilen alüminyum metal matrisli kompozitlere ilişkin çeşitli çalışmalar mevcut iken B_4C parçacıkları kullanılarak üretilen Mg- B_4C kompozitlere ait çalışmalar çok sınırlı sayıdadır. AZ91 matrisli B_4C partikül takviyeli döküm metoduyla üretilmiş kompozitlere ilişkin bir çalışmaya ise rastlanmamıştır. Literatürde, Mg- B_4C kompozit malzemelerin çoğunlukla plazma

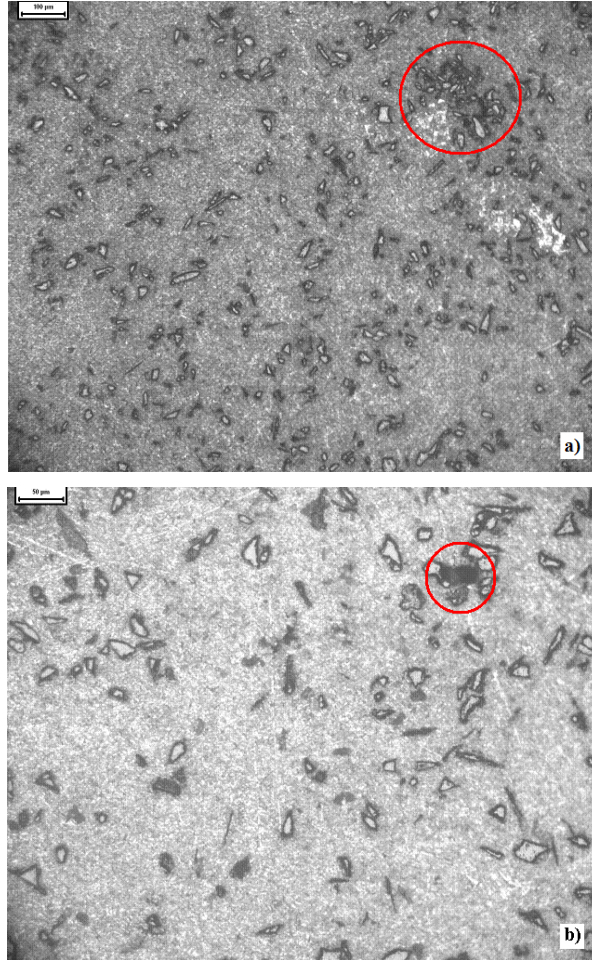
biriktirme, difüzyon bağlama ve toz metalurjisi yöntemiyle üretildiği görülmektedir [6]. Bu sebeple literatürde döküm yöntemiyle gerçekleştirilen MMK'lerde mikroyapıyla ilgili araştırmalar incelendiğinde;

Sur vd. [46] 2014 alüminyum matrisli SiC partikül takviyeli kompozitleri vorteks yöntemi ile başarılı şekilde üretmişlerdir ve en iyi homojen partikül dağılımının 110 µm boyutlu SiC takviyeli MMK'lerde olduğu görülmüştür. 29 µm ve 45 µm boyutlu partiküllerle takviye edilmiş MMK'lerde ise homojen dağılımın yeterince sağlandığı fakat çok azda olsa partikül topaklanmasının meydana geldiği rapor edilmiştir. Bu partikül yığılmasının nedeni MMK'lerin katılaşması sırasında takviye partiküllerinin büyüyen dentritler tarafından katı-sıvı ara yüzeyine doğru itilmelerine ve partiküllerin dentritler arasına sıkışarak bir araya toplanmalarına bağlanmıştır. Yine aynı çalışmada, takviye yüzde ağırlık oranının artması ile de partikül topaklanmalarının arttığı gözlenmiştir. Gui vd. [10] yaptıkları çalışmada; vakum ortamında karıştırmalı döküm metodu ile hacimce %15 SiCp takviye içeren Mg-Al9Zn ve Mg-Zn5Zr magnezyum matrisli kompozitler üretmişlerdir. Üretilen Mg-Al9Zn/15SiCp kompozit mikroyapıda SiC partiküllerinin Mg matris içinde homojen dağılım sergilediği ve Mg ile iyi bağ yaptığı tespit edilmiştir. Diğer taraftan, incelenen Mg-Zn5Zr/15SiCp kompozit mikroyapısında küçük topaklanmaların ve porların varlığı tespit edilmiştir. Bu durum, aynı şartlarda gerçekleştirilen iki farklı matris ergiyiğinde, SiC partiküllerinin Mg-Zn5Zr ergiyiği içinde ıslanabilirliğinin Mg-Al9Zn alaşımı içindeki ıslanabilirliğinden daha kötü olduğunu göstermiştir. Mg-Al9Zn matris alaşımı içinde var olan alüminyum alaşım elementi belirli arayüzey reaksiyonları gerçekleştirerek ıslatabilirliği daha çok artırdığı kanıtlanmıştır. Ayrıca oluşan topaklanmaların karıştırma prosesi parametrelerini, karıştırma sıcaklığını ve süresini, iyileştirerek engellemenin mümkün olabileceğini vurgulamışlardır [10].

Karıştırmalı dökümün başarılı olabilmesi için ıslanabilirliğin iyi olması gerekmektedir. Artan viskozite nedeniyle partiküllerin ergiyik içerisine ilavesinde bazı zorluklar ortaya çıkmaktadır. Partikül topaklanması veya dağılımının homojen olmaması gibi bazı mikroyapısal homojensizlikler oluşabilmektedir. Karıştırma hızı, karıştırıcı şekli, boyutu ve ergiyik içerisindeki konumu gibi çeşitli etkenler MMK'lerin mekanik özelliklerini belirlemektedir.



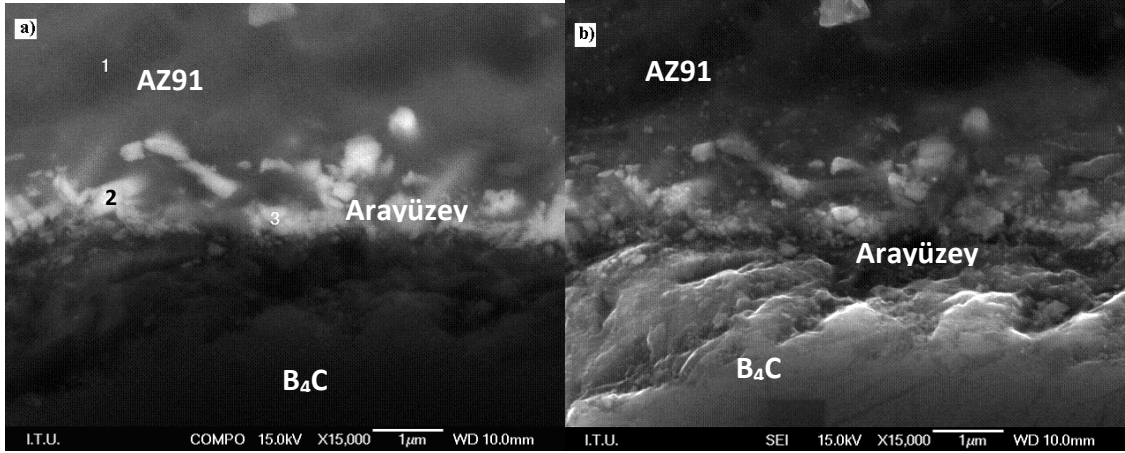
Şekil 5. 1 Hacimce a) %5 B₄C içeren b) %10 B₄C içeren kompozitin COMPO modunda alınan SEM görüntüleri



Şekil 5. 2 Hacimce %10 B₄C içeren kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü a) Topaklaşma b) Porozite içeren hacimce %10 B₄C içeren kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü

5.2 Matris-Takviye Arayüzeyi

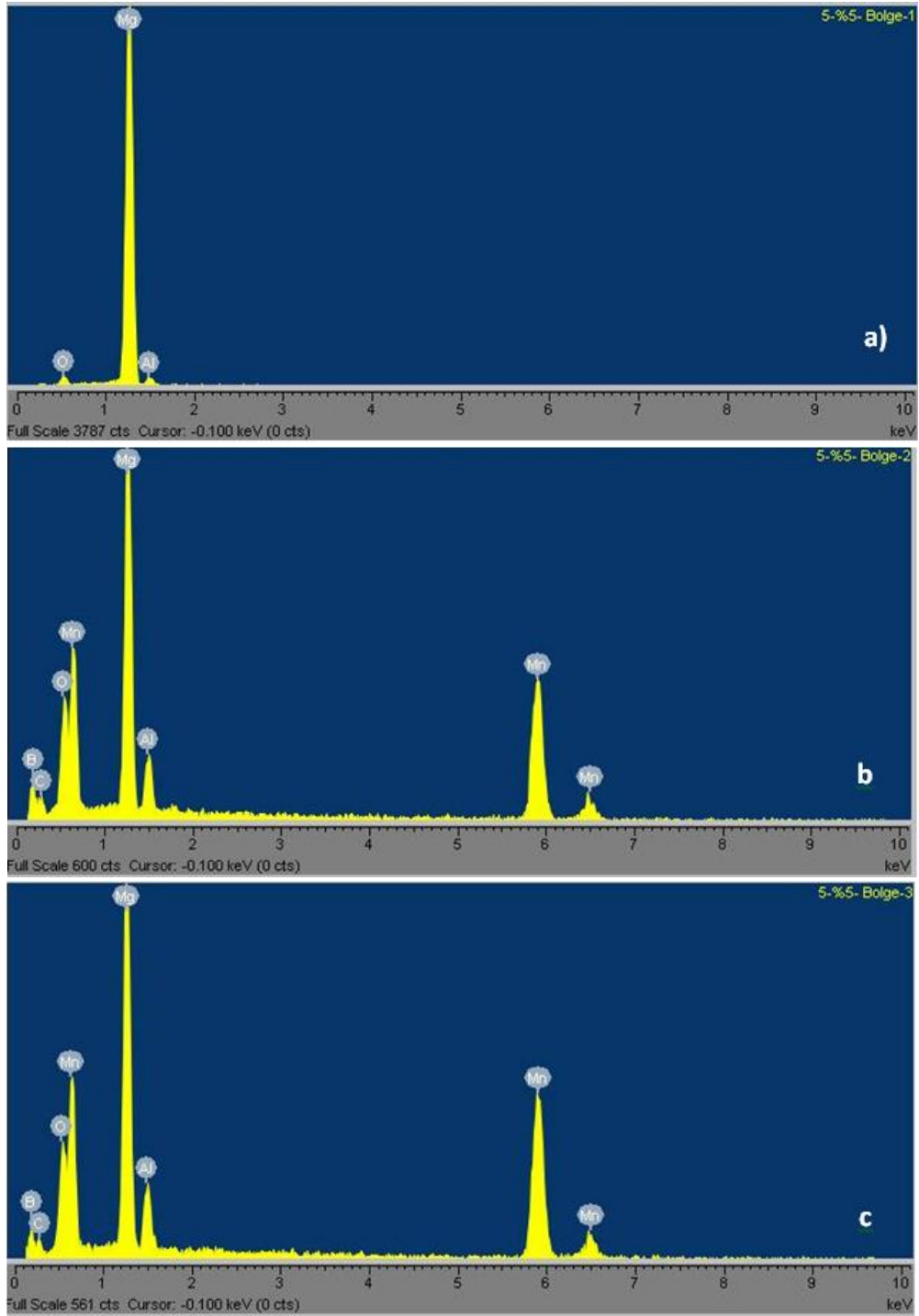
Yapılan arayüzey incelemelerinde matris-takviye arayüzeyinde çözünme ve reaksiyonların oluşup oluşmadığı araştırılmıştır. Şekil 5.3'te hacimce %5 B₄C partiküllerinin ilavesi ile üretilen kompozitte matris-takviye arayüzeyinden yüksek büyütmede alınan SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5. 3 Hacimce %5 B₄C içeren kompozitte matris-takviye arayüzeyinden alınan (a) COMPO ve (b) SE SEM görüntüleri

Hacimce %5 B₄C içeren kompozit numunelerde 3 farklı noktadan alınan EDS analizi sonuçları Şekil 5.4'te verilmiştir. Şekil 5.3-a'da "1" işaretli bölgeden alınan noktasal EDS analizinde Mg ve Al alaşım elementinin varlığı tespit edilmiştir ve bu bölgenin matris alaşımına ait olduğunu doğrulamaktadır. "2" ve "3" işaretli bölgelerden alınan EDS analizinde Mg, Al, Mn, C, B ve Oksijen elementlerinin varlığı tespit edilmiştir (Şekil 5.4-b). Mg, Al ve Mn elementlerinin kaynağı matris alaşımıdır. Zn elementinin matris alaşımı içinde ağırlıkça %0,45-0,90 gibi çok az miktarda bulunması EDS sonuçlarında Zn elementinin bulunmamasının nedeni olarak düşünülebilir. Mg'un oksijene olan yüksek afinitesinden dolayı yapılan EDS analizinde oksijenin tespit edilmesi beklenen bir durumdur. Magnezyumun en çok bilinen reaksiyon ürünü MgO, ergitme ve döküm sırasında karşılaşılan başlıca problemlerden birisidir. 370°C altındaki sıcaklıkta magnezyum yüzeyinde yeni oluşmuş MgO ince filmi henüz koruyucudur. Ancak 370°C'in üzerinde bu film, geçirgen ve koruyucu olmayan bir büyüme ile kalınlaşmaya başlar ve 425°C civarında magnezyum yanmaya başlar [19]. Yanmayı önlemek için Mg kompozitlerin ergitilmesinde özel olarak dizayn edilip hazırlanmış ergitme ocakları

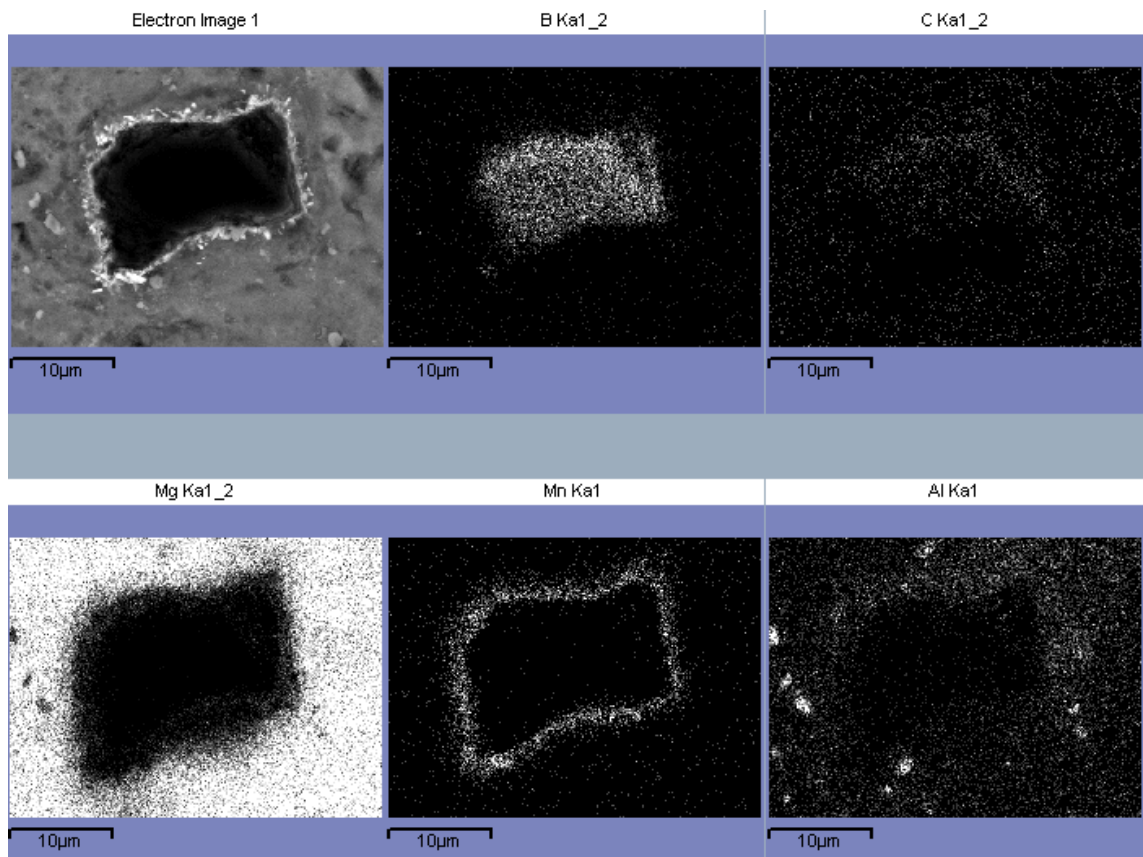
kullanılmaktadır. Bu ocaklarda Mg alaşımları atmosfer ortamından tamamen uzak ve koruyucu gaz altında ergitmeler yapılmıştır.



Şekil 5. 4 Hacimce %5 B₄C içeren kompozitte a) "1" b) "2" c) "3" ile işaretlenen noktalardan alınan EDS analizi

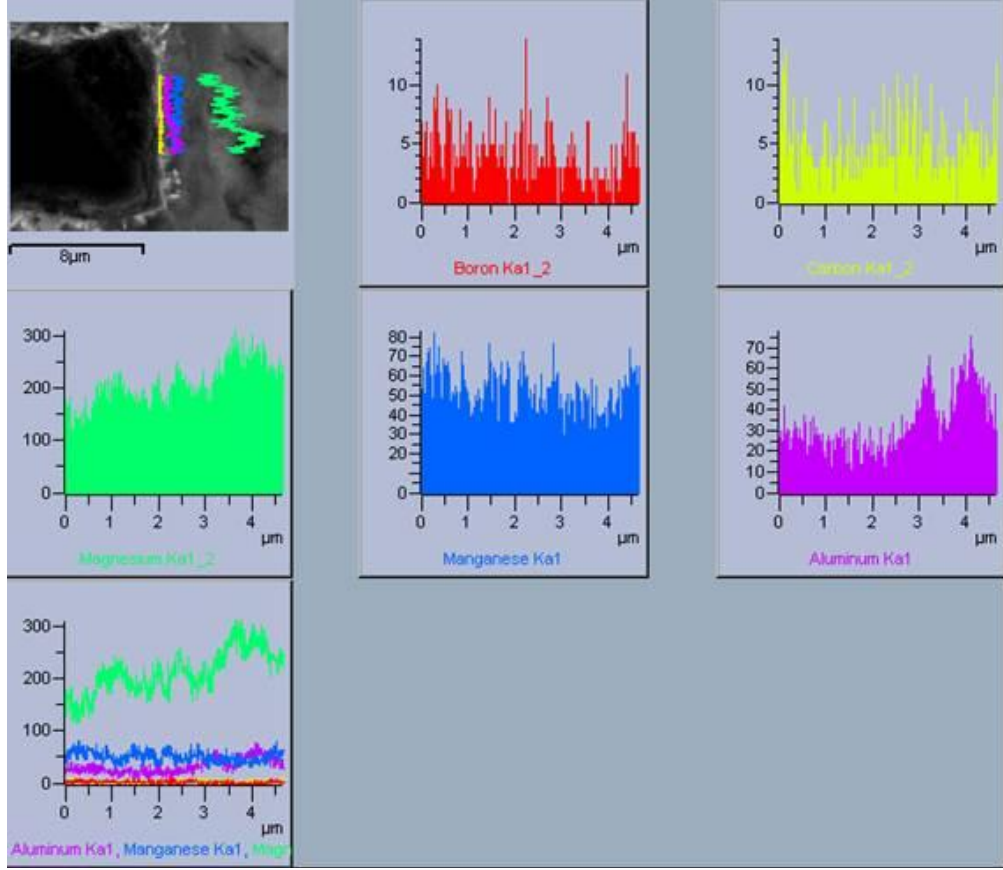
Hacimce %10 B₄C içeren kompozitte farklı noktalardan alınan EDS analizleri sonuçları incelendiğinde hacimce %5 B₄C içeren kompozitten elde edilen verilerle benzer olduğu görülmüştür.

Şekil 5.5'te, hacimce %5 B₄C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait tek bir B₄C partikülünden alınan FEG-SEM görüntüsü ve bu görüntüye ait X-ışını haritaları verilmiştir. Şekildeki Mn elementine ait X-ışını haritasından görülebileceği gibi, partikül arayüzeyinde manganca zengin bir tabakanın sürekli bir şekilde yer aldığı tespit edilmiştir.



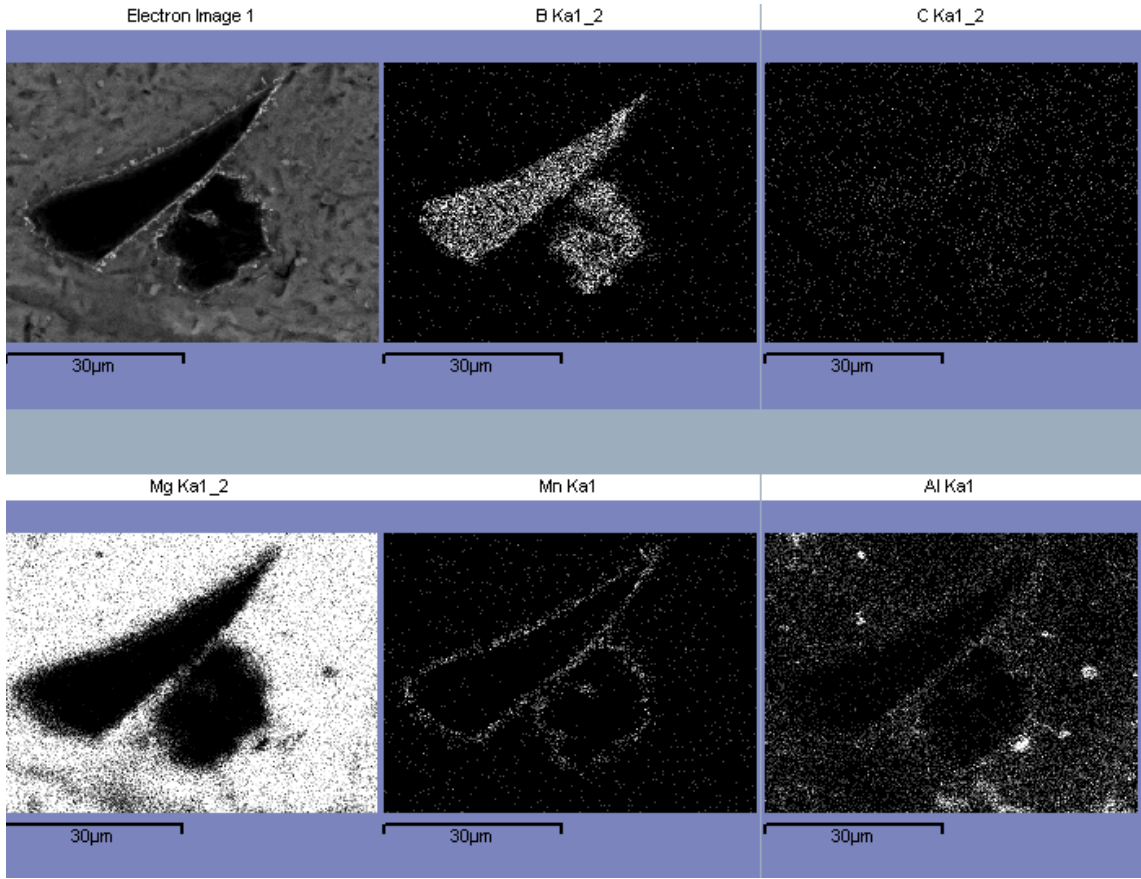
Şekil 5. 5 Hacimce %5 B₄C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve bu görüntüden alınan B, C, Mg, Mn ve Al elementlerine ait X-ışını haritaları

Şekil 5.6'da arayüzey boyunca alınan çizgi analizi verilmiştir. Çizgi boyunca Al, B, C, Mg ve Mn elementlerinin mevcudiyetleri analizde görülmektedir.

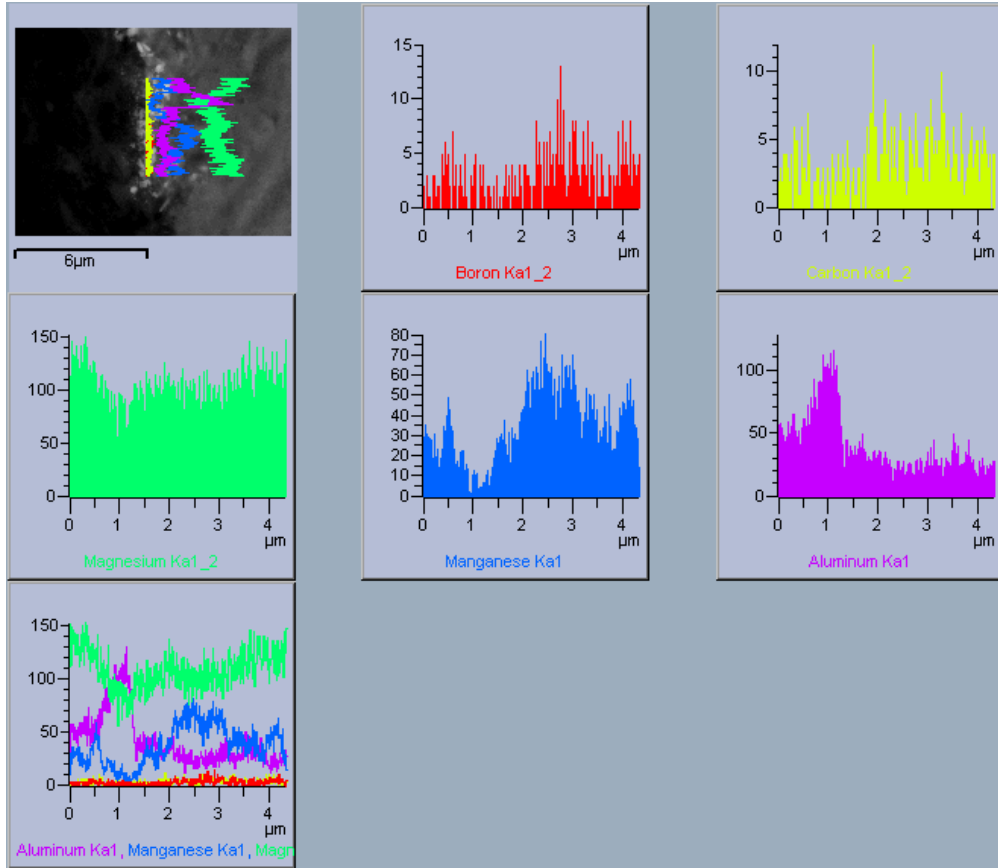


Şekil 5. 6 Hacimce %5 B₄C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve arayüzey boyunca alınan çizgi analizinde Al, Mn, B, C ve Mg elementlerinin değişimi

Şekil 5.7’de, hacimce %10 B₄C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait iki B₄C partikülünden alınan FEG-SEM görüntüsü ve bu görüntüye ait X-ışını haritaları verilmiştir. Şekildeki Mn elementine ait X-ışını haritasından görülebileceği gibi, B₄C partikülleri etrafında manganazce zengin bir tabakanın oluşumu %10 takviyeli kompozitte de gerçekleşmiştir. Arayüzeyde bulunan elementlerin arayüzey kesiti boyunca değişimi Şekil 5.8’de arayüzey boyunca alınan çizgi analizinde verilmiştir.

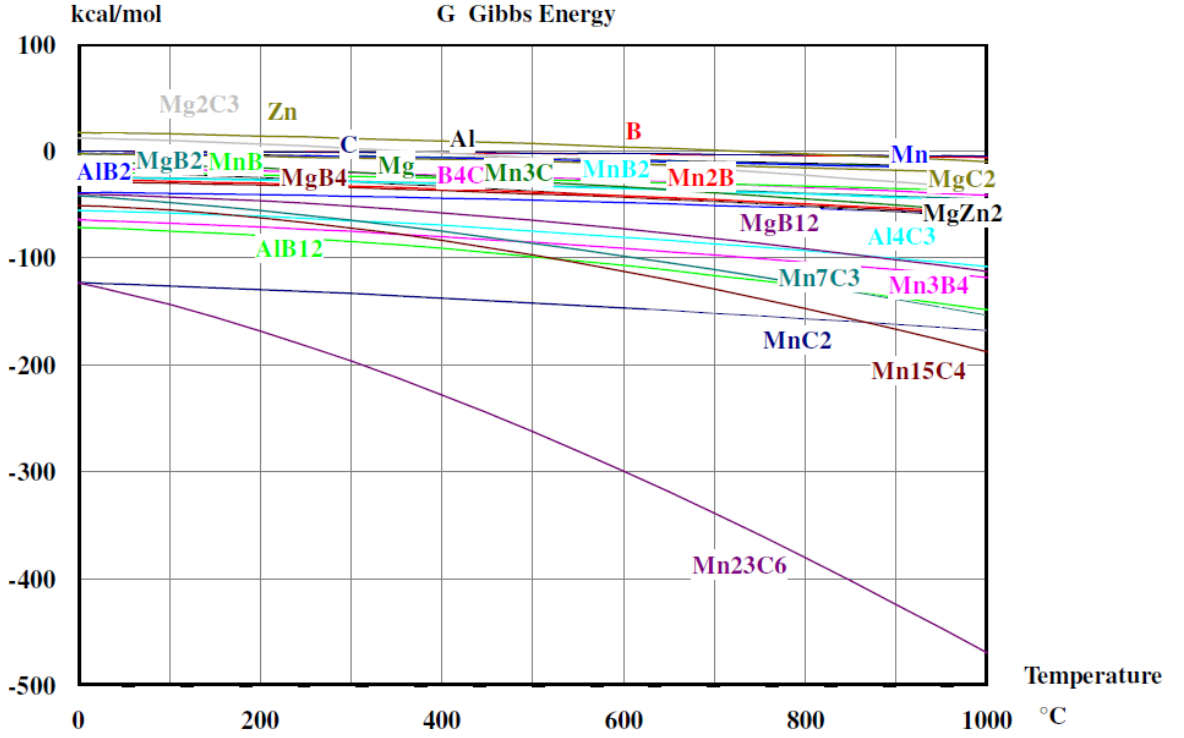


Şekil 5. 7 Hacimce %10 B₄C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve bu görüntüden alınan B, C, Mg, Mn ve Al elementlerine ait X-ışını haritaları



Şekil 5. 8 Hacimce %10 B₄C ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve arayüzey boyunca alınan çizgi analizinde Al, B, C, Mg ve Mn elementlerinin değişimi

Mg-Al-Mn-Zn-B-C sisteminde yapılan taramalarda üçlü veya dörtlü bir bileşiğe rastlanmazken, sistemde olması muhtemel ikili bileşikler şunlardır: AlB₂, AlB₁₂, Al₄C₃, B₄C, MgB₂, MgB₄, MgB₁₂, MgC₂, Mg₂C₃, MgZn₂, Mn, MnB, MnB₂, Mn₂B, Mn₃B₄, MnC₂, Mn₃C, Mn₇C₃, Mn₁₅C₄ ve Mn₂₃C₆ [47]. Bu bileşikler ile HSC Chemistry programı kullanılarak oluşturulan Ellingham diyagramı Şekil 5.9'da verilmiştir.

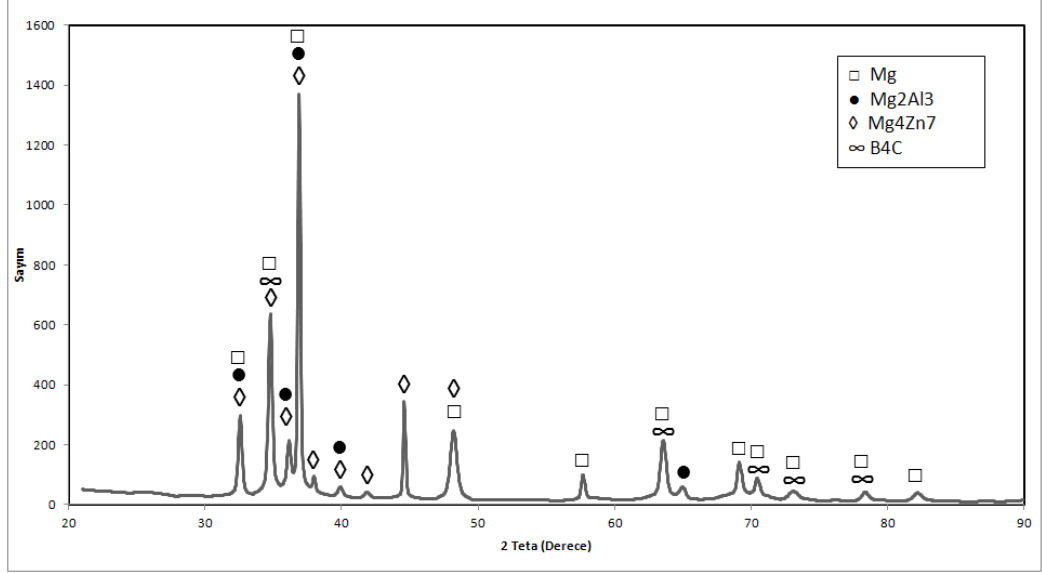


Şekil 5. 9 Mg-Al-Mn-Zn-B-C sistemindeki ikili bileşiklere ait Ellingham diyagramı [47]

Şekil 5.9'da sistemde en düşük Gibbs serbest enerjisine (ΔG) sahip bileşiklerin Mn-C bileşikleri olduğu görülmektedir. Buna ilaveten, AlB_{12} bileşiği de nispeten düşük serbest enerjiye sahiptir. Şekil 5.4-5.8'de verilen EDS analizleri incelendiğinde, alaşımdaki miktarı oldukça düşük olmasına rağmen (%0,2-03) arayüzeyde yüksek miktarda Mn'a rastlandığı, bunun yanında arayüzeydeki Al miktarının matris bölgesinden alınan analizlere göre bir miktar yüksek olduğu görülmektedir. Dolayısıyla, bu termodinamik öngörülere ve EDS analizlerine istinaden arayüzeyin genel olarak Mn-C fazlarından oluştuğu, bunun yanında bir miktar AlB_{12} fazını da içerdiği düşünülmektedir.

Bir sıvı metal sisteminde geçiş metallerinin karbürlerinin, borürlerinin ve nitrürlerinin ıslatılabilirlikleri, kovalent ve iyonik bağlı seramiklere göre daha yüksek olduğu bilinmektedir [48]. Böylece, bu çalışmada üretilen Mg- B_4C kompozitlerinde, arayüzeyde üretim sırasında in-situ olarak oluşan Mn-C reaksiyon tabakasının magnezyumun bor karbür üzerindeki ıslatılabilirliğini artırdığı ve bu sayede kompozitlerin nispeten yüksek partikül ilave verimi ile (yaklaşık %85) üretilebildiği sonucuna varılmıştır.

AZ91D-B₄C XRD spektrumu Şekil 5.10'da verilmiştir. XRD analizlerinde, Mg₂Al₃, Mg₄Zn₇, B₄C ve Mg fazlarının varlığı tespit edilmiştir. Yapılan XRD analizlerinde Mn içeren fazlara rastlanmamıştır. Mn elementin matris alaşımı içinde ağırlıkça %0,2 gibi çok az miktarda bulunması XRD sonuçlarında Mn fazının bulunmamasının nedeni olarak düşünülebilir.



Şekil 5. 10 AZ91D-B₄C kompozit malzemeye ait XRD spektrumu

5.3 Mekanik Özellikler

AZ91D-B₄C numunelere ait hacim oranı (nominal ve deneysel), partikül ilave verimi ve sertlik değerleri çizelge 7.1'de verilmiştir. Deneysel hacim oranları, metalografik görüntü analizi yöntemi ile ölçülmüştür. Bu yöntem, hızlı ve kolay uygulanabilir bir yöntemdir ancak standart sapma değerleri nispeten yüksektir [48]. Çizelge 5.1'de görülebileceği gibi, nominal hacim oranı %5 ve %10 B₄C içeren kompozitler sırasıyla % 84,07 ve % 85.8 partikül ilave verimi ile üretilmiştir. Yoğunluk ve porozite değerleri Çizelge 5.2'de verilmiştir. Sertlik değerleri, takviye ilavesinin matrisin sertliğine etkisini incelemek ve kompozitin genel sertlik değerlerini saptamak amacıyla sırasıyla 500 ve 1000 gr kuvvet uygulanarak, sadece matris üzerinden ve matris+takviye içeren alandan alınmıştır ve bulunan değerler Çizelge 5.3'te verilmiştir.

Çizelge 5. 1 AZ91D-B₄C numunelere ait hacim oranı ve partikül ilave verimi

Numune	Nominal Hacim Oranı (%)	Deneysel Hacim Oranı (%)	Partikül İlave Verimi
AZ91D-%5B ₄ C	5	4,20±0,70	84,07±14,07
AZ91D-%10B ₄ C	10	8,58± 0,53	85.8±4,93

Çizelge 5. 2 AZ91D-B₄C numunelere ait yoğunluk ve porozite değerleri

Numune	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Deneysel Yoğunluk (g/cm ³)	% Porozite
AZ91D-%5B ₄ C	1.845	1.78± 0,01	3.5
AZ91D-%10B ₄ C	1,881	1.82± 0,0059	3.2

Çizelge 5. 3 Matris ve matris-takviye arayüzeyinden alınan sertlik değerleri

Numune	Sertlik 500gr (HV) Matristen	Sertlik 1000 gr (HV) Matris-takviye
AZ91D	70	-
AZ91D-%5B ₄ C	70,60 ±0,48	76.21±0,14
AZ91D-%10B ₄ C	75,60±1,94	82.80±2,22

Partiküllerin matris içerisinde homojen dağıtılma güçlükleri, takviyelerin yeterince iyi ıslatılmaması, arayüzey mukavemetinin çok düşük seviyelerde olma ihtimali ve porozite miktarının fazla oluşu gibi nedenler kompozit malzeme için çok önemlidir ve mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir [12,49].

Bu çalışmada ortaya çıkan sonuçlardan biri takviye hacim oranı arttıkça sertliğin arttığıdır. Partikül takviyeli bir MMK malzemelerin mukavemeti veya sertliği doğrudan olarak takviye fazının mukavemeti, sertliği ve hacim oranı ile doğru orantılıdır. Yapı içerisindeki sert fazın miktarının artması malzemenin bileşke sertliğinin takviyeninkine biraz daha yaklaşmasına sebep olmuştur.

Literatürde, döküm yöntemi ile üretilen AZ91D-B₄C kompozitlerinde partikül ilave verimi üzerine çalışma bulunmamaktadır. Mg-B₄C kompozitlerine ait çok sınırlı sayıda bilgi bulunmaktadır. Poddar vd. [7] hacimce %15 SiC partikül takviye içeren AZ91D

matrisli kompozitleri *rheocasting* yöntemi ile üretmişlerdir ve bu çalışmalarında partikül boyutları 15µm ve 150µm olan iki farklı kompozit elde etmişlerdir. 15 µm tane boyutuna sahip kompozitte, porozite oranı % 1,16 olduğu, ancak 150 µm tane boyutuna sahip malzemede ise porozite oranının % 0,92 olduğu rapor edilmiştir. Ayrıca takviyesiz *rheocasting* döküm yöntemiyle elde edilen numunede porozite oranının (%0,12) takviye ilave edilenlerle kıyaslandığında daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Küçük partikül boyutuna sahip kompozitin büyük partikül boyutuna sahip kompozite kıyaslandığında daha yüksek porozite oranına sahip olduğu belirlenmiştir. Bunun nedeni olarak topaklanan yapı içindeki arayer boşlukları, katılma büzülmesi ve karıştırma esnasında gazın ergiyik içine hapsolmesi gösterilmiştir. Üretilen her iki kompozitte SiC deneysel hacim oranının üretilen kompozite ilave edilen hacim oranına yakın olduğu rapor edilmiştir. Bu durum Poddar vd. seçtikleri proses sıcaklığının her iki kompozitin üretilmesi için uygun sıcaklık olduğunu göstermektedir [7]. Sözü edilen çalışmada elde edilen her iki kompozitin deneysel yoğunluğu teorik yoğunluğuna yakındır, 150µm partikül boyutuna sahip kompozitte deneysel yoğunluk 1,994 g/cm³ olarak belirlenirken teorik yoğunluk 2,017 g/cm³ olarak belirlenmiştir. 150 µm partikül boyutuna ait kompozitse ise deneysel ve teorik yoğunluk 2.002 ve 2.021 g/cm³ olarak rapor edilmiştir. Ayrıca üretilen kompozitlerin sertliklik değerlerinin matris alaşımının sertlik değerine göre oldukça yüksek olduğu tespit edilmiştir. SiC partiküllerinin sert yapısının malzemenin yük taşıma kapasitesini desteklediği ve ayrıca dislokasyon hareketlerini engelleyerek matris deformasyonunu sınırlandırdığı yorumlanmaktadır. 15 µm tane boyutuna sahip kompozitin 150 µm tane boyutuna sahip kompozitten daha yüksek matris sertliğine sahip olduğu belirlenmiştir. Takviye-matris arayüzey bölgesinde mikrosertliğin matrisin iç bölgesinden alınan sertliklerle kıyaslandığında her durumda daha yüksek sertlik değerine sahip olduğu rapor edilmiştir. Küçük taneli kompozitte porozite oranı daha yüksek olmasına rağmen büyük taneli kompozite göre daha yüksek makrosertliğe sahip olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni olarak küçük partiküllerin partiküller arası mesafeyi azaltarak dislokasyon hareketlerini sınırlandırması ve sonuç olarak kompozitin sertliğini artırması olarak gösterilmiştir. Çizelge 5.4'te sözü edilen çalışmada elde edilen sertlik değerleri verilmiştir [7].

Çizelge 5. 4 AZ91D-SiC numunelere ait sertlik değerleri [7]

Kompozit	Matris (0,5 N) (±1 HV)	SiC/ matris (0,5 N) ayayüzey (±3 HV)	Makrosertlik HV (25 N) (±2 HV)
15 µm SiC	78	106	90
150 µm SiC	75	118	82

Jiang vd. [9] çalışmalarında, Mg matrisli hacimce % 10, % 15 ve % 20 B₄C takviyeli kompozitleri toz metalurjisi yöntemi ile başarılı bir şekilde üretmişlerdir. Çalışmada kullanılan B₄C ve Mg tozlarının ortalama boyutları sırasıyla 6 ve 106 µm'den daha azdır. Takviye ile matris malzemesi tozlarının farklı boyutlarda olması homojen olmayan bir yapının meydana gelmesine neden olmuştur. Bu durum saf magnezyum ile B₄C tozlarındaki büyük boyut farklılıklarına yorumlanmaktadır. Bu kompozitte magnezyum döküm ingotuna göre minimum mikro-gözenek, daha yüksek sertlik ve aşınma direnci elde edilmiştir. Saf magnezyum döküm için Brinell (HB) sertlik değeri 32,3 iken Mg-%10 B₄C'de 44,0 ve Mg-%20B₄C'de ise 133,3 olarak elde edilmiştir. Ayrıca yapılan X- ışınları analizlerinde Mg-B₄C kompozitte MgO ve MgB₂ fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir.

Bu yüksek lisans çalışmasında üretilen kompozitler literatür verileri ile karşılaştırıldığında sertlik değerlerinin nispeten düşük olduğu görülmektedir. Bu durumun başlıca nedeni nispeten yüksek porosite miktarları olarak gösterilebilir (%3.2 ve 3.5). Ancak bununla birlikte, yukarıda da ifade edildiği gibi partikül ilavesi ile birlikte partiküllerin direkt yük taşıma özelliklerine bağlı olarak kompozitin sertliği artırılmış (direkt sertleştirme), bunun yanında, matris sertliğinde %5 takviyeli kompozit için önemli bir değişim kaydedilmezken, %10 takviyeli kompozit matrisinde bir miktar artış saptanmıştır (indirekt sertleştirme).

Basma deneyleri matris alaşımı ve hacimce %5 ve %10 takviye içeren kompozitler için gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 5. 5 AZ91D-B₄C ve matris numunelerine ait basma mukavemeti değerleri

Numune	Basma Mukavemeti (MPa)
AZ91D	287,02
AZ91D-%5B ₄ C	286.65±14,78
AZ91D-%10B ₄ C	304.61±15,42

Çizelgede görülebileceği gibi %5 partikül ilavesi sonucu basma dayanımında ortalama değerlerinde önemli bir değişiklik görülmezken, %10 takviyeli numunede değerlerin yaklaşık %10 oranında arttığı görülmüştür. Ancak, elde edilen değerler beklenen değerlerin altındadır. Kompozit numunelerdeki porozitenin sertlik değerlerini olduğu gibi basma dayanımı değerlerini de etkilediği düşünülmektedir. %5 ve %10 takviyeli kompozitler arasındaki mukavemet farkı, takviye partiküllerinin yük taşıma kapasitesini artırdığını göstermektedir. Buna istinaden, Mg-B₄C kompozitlerinin düşük porozite ile üretimi sonucunda basma mukavemeti değerlerinin de artırılacağı öngörülmektedir.

SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, AZ91D magnezyum döküm alaşım matrisli B₄C partikül takviyeli kompozitler sıvı faz üretim yöntemleriyle üretilmiştir. Mg matrisli kompozitlerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Yapılan deneylerden elde edilen bulguların değerlendirilmesinden çıkarılan sonuçlar aşağıda verilmiştir:

1. Nominal hacim oranı %5 ve %10 olan B₄C partikül takviyeli Mg matrisli kompozitler kompozitler sırasıyla %4,2 ve %8,58 deneysel hacim oranı ve %84,07 ve %85,08 partikül ilave verimi ile üretilmiştir.
2. Mikroyapı incelemelerinde B₄C partiküllerinin matris içerisinde nispeten homojen bir şekilde dağılım gösterdiği izlenmiştir.
3. Uygulanan döküm yöntemine bağlı olarak nominal hacim oranı %5 ve %10 B₄C olan kompozitlerde sırasıyla %3,5 ve %3,2 porozite miktarları saptanmıştır.
4. Mg-Al-Mn-Zn-B-C sisteminde yapılan termodinamik taramalar ve matris/takviye arayüzeyinde gerçekleştirilen EDS analizlerine dayanarak üretim sırasında arayüzeyde Mn-C bileşiklerince zengin bir reaksiyon tabakası oluştuğu sonucuna varılmıştır. Bu reaksiyon tabakasının ıslatılabilirliği artırdığı ve kompozitlerin nispeten yüksek partikül ilave verimi ile üretilebilmesine olanak tanıdığı düşünülmektedir.
5. Üretilen kompozit malzemelerin sertliğinin artan takviye oranı ile arttığı gözlemlenmiştir. Basma mukavemetinde ise %5 takviyeli kompozitte takviyesiz alaşıma göre önemli bir değişiklik görülmezken %10 takviyeli kompozitte takviyesiz alaşıma göre yaklaşık %10'luk bir artış kaydedilmiştir. Mekanik özelliklerdeki artışın,

kompozitlerdeki porozite miktarları sebebiyle sınırlı ölçüde gerçekleştiği düşünülmektedir.

6. Deneysel çalışmalarda alınan sonuçlar incelendiğinde, üretilen kompozitlerde arayüzey özelliklerinin iyileştirildiği, ancak nispeten yüksek porozite miktarlarına bağlı olarak arayüzey özelliklerindeki bu iyileşmenin mekanik özelliklere yeterince aktarılamadığı düşünülmektedir. Dolayısıyla, takip eden çalışmalarda üretim yönteminin poroziteyi azaltma doğrultusunda revize edilmesi önerilmektedir. Bu doğrultuda, partikül ilavesinin koruyucu atmosferin yanı sıra vakum altında uygulanmasına olanak tanıyan bir sistem geliştirilmesi, döküm yöntemi olarak da yerçekimi döküm yöntemi yerine sıkıştırma döküm kullanılması önerilmektedir.

KAYNAKLAR

- [1] Özdin, K., (2006). Alüminyum Esaslı SiC Takviyeli Kompozitlerin Üretimi ve Aşınma Özelliklerinin Araştırılması, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [2] Toptan, F., (2011). Alüminyum Matrisli B4C Partikül Takviyeli Aşınma Direnci Yüksek Kompozit Malzeme Üretimi, Doktora Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [3] Atalay O., (2006). Magnezyum ve Alaşımlarının Konstrüksiyon Malzemesi Olarak Otomotivde Kullanımı, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [4] Demir, A., (2006). Metaller Arası Bileşik Mg₂Si Takviyeli AZ91/Mg₂Si Kompozit Malzemelerin Geliştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [5] Akınay, Y., Aygöl, O., Akın, E., Akyıl, H., Çakı, A. ve Yıldız, B., (2009). Magnezyum Matrisli Kompozit Üretimi Proses Tasarımı, Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [6] Çanakçı, A., (2006). AA2024 Matrisli B4C Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Vorteks Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon.
- [7] Poddar, P., Mukherjee, S. ve Sahoo, K.L., (2008). "The Microstructure and Mechanical Properties of SiC Reinforced Magnesium Based Composites By Rheocasting Process", Journal of Materials Engineering and Performance, 18:849–855.
- [8] Kevorkijan, V. ve Škapin S.D., (2008). "Fabrication and Characterisation of Mg-B4C Composites", Association of Metallurgical Engineers of Serbia, 669.721.5.018.
- [9] Jiang, Q.C, Wang, H.Y., Ma, B.X., Wang, Y. ve Zhao, F., (2005). "Fabrication of B4C Particulate Reinforced Magnesium Matrix Composite by Powder Metallurgy", Journal of Alloys and Compounds, 386:177-181.

- [10] Gui, M., Han, J. ve Li, P., (2002). "Fabrication and Characterization of Cast Magnesium Matrix Composites by Vacuum Stir Casting Process", ASM International, 12:128-134.
- [11] Zhang, D., Shen, P., Shi, L. ve Jiang. Q., (2011). "Wetting of B4C, TiC and Graphite Substrates by Molten Mg", Materials Chemistry and Physics, 130: 665– 671.
- [12] Toptan, F., (2006). Alüminyum Matrisli B4C Takviyeli Kompozitlerin Döküm Yöntemiyle Üretilmesi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [13] Yılmaz, H., (2007). Alüminyum Esaslı SiCP Partikül Takviye Metal Matrisli Kompozit Malzemeler, Uçak Gövde-Motor Bölümü Bitirme Ödevi, Erciyes Üniversitesi Sivil Havacılık Yüksekokulu, Erciyes.
- [14] Kılıç. C., (2008). Sıkıştırma Döküm Yöntemi ile Üretilmiş ve Soğuk Haddelenmiş AlMg3/SiCp Kompozitinin Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Trakya.
- [15] Akbulut, H., "Kompozit Malzemeler Ders Notları" Sakarya Üniversitesi Şubat 2007 s:1-14.
- [16] Günal, H., (2007). Kompozit Çerçevelerin Doğal Frekanslarının Yapı Boyutlarına ve Fiber Açıklarına Göre Değişiminin İncelenmesi, Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- [17] Tekmen, Ç., (2006). Metal Matrisli Kompozitlerin Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi ile Üretilmesi, Doktora Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- [18] Aydın, M., (2003). SiC Parçacık Takviyeli 7075 Alüminyum Alaşım Matrisli Kompozit Malzemelerin Difüzyon Kaynağı" Doktora Tezi,
- [19] Erçayhan, Y. ve Saklakoğlu, N., (2011). "AZ91 Magnezyum Alaşımının Metallografik ve Mekanik Özelliklerine İndinyum Elementinin Etkisi", CBÜ Soma Meslek Yüksekokulu Teknik Bilimler Dergisi,1:15.
- [20] Alp, E., (2008). AlMg3/SiCp Kompozitlerinin Kaynak Edilebilirliğinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne.
- [21] Arslan, G., (2001). Bor Karbür Alüminyum Kompozitlerinin Üretimi ve Karakterizasyonu, Doktora Tezi, Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- [22] Kaneda, H. ve Choh, T., (1997). "Fabrication of Particulate Reinforced Magnesium Composites by Applying a Spontaneous Infiltration Phenomenon", Journal of Materials Science, 32: 47-56
- [23] Braszczyńska, K.N., Lityńska, L., Zyska, A. ve Baliga W., (2003) "TEM Analysis of the Interfaces Between the Components in Magnesium Matrix Composites Reinforced with SiC Particles", Materials Chemistry and Physics, 81: 326–328.
- [24] Guan, Q.F., Wang, H.Y., LI, X. L. ve Jiang, Q. C., (2004). "Effect of Compact Density on the Fabrication of in Situ Mg–TiC Composites", Journal of Materials Science 39: 5569–5572.

- [25] Dong, Q., Chen, L.Q., Zhao, M.J. ve Bi, J., (2004). "Synthesis of TiCP Reinforced Magnesium Matrix Composites by in Situ Reactive Infiltration Process", *Materials Letters*, 58: 920–926.
- [26] Ünal, M., (2008). *Magnezyum Alaşımlarının Döküm Özelliklerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [27] Koç, E., (2008). *Alaşım Elementlerinin Magnezyum Döküm Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi*, Bilim Uzmanlığı Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.
- [28] Efunda Engineering Fundamentals, Magnesium Alloy, [www.efunda.com/materials/alloys/magnesium/list_magnesium.cfm?m=cas&Page Title=Magnesium%20Alloys%20for%20Castings&C=magnesium&P=casting](http://www.efunda.com/materials/alloys/magnesium/list_magnesium.cfm?m=cas&Page_Title=Magnesium%20Alloys%20for%20Castings&C=magnesium&P=casting), 2004.
- [29] Cahn, R.W., Haasen, P. ve Kramer, E. J., (1996). "Structure and Properties of Nonferrous Alloys", *Materials Science and Technology*, 8: 117-206.
- [30] Chua, B.W., Lu, L. ve Lai, M.O., (1999). "Influence of SiC Particles on Mechanical Properties of Mg Based Composite", *Composite Structures*, 47: 595-601.
- [31] Wu, F. ve Zhu, J., (1997). "Morphology of Second-Phase Precipitates in Carbon Fiber and Graphit Fiber Reinforced Magnesium Based Metal Matrix Composites", *Composites Science and Technology*, 57:661-667.
- [32] Jiang, Q.C., Li, X.L. ve Wang, H.Y., (2003). "Fabrication of TiC Particulate Reinforced Magnesium Matrix Composites", *Scripta Materialia*, 48:713–717.
- [33] Jiang, Q.C., Wang, H.Y., Ma, B.X., Wang, Y. ve Zhao, F., (2004). "Fabrication of B4C Particulate Reinforced Magnesium Matrix Composite by Powder Metallurgy", *Journal of Alloys and Compounds*, (baskıda).
- [34] Sichen, Du., Seetharaman, S. ve Staffansson, L.I., (1988) "Standard Gibbs Energies of Formation of the Carbides of Manganese by Emf Measurements", *Metallurgical Transactions B*, 951-956.
- [35] ASM, (1986). *Binary Alloy Phase Diagrams*, I. Baskı, p. 575.
- [36] Kayıkçı, R., Savaş, Ö. ve Kurtuluş, O., (2009). "Bor Oksit İlavesi ile AlB₂/Al Kompozitlerin Üretiminin İncelenmesi", *Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu*, 13-15 Mayıs 2009, Karabük.
- [37] Mirkovic, D., Gröbner, J., Schmid-Fetzer, R., Fabrichnaya, O. ve Lukas, H.L., (2004). "Experimental Study and Thermodynamic Re-assessment of the Al–B System", *Journal of Alloys and Compounds*, 384:168–174.
- [38] Svoboda, M., Pahutova, M., Kucharova, K., Sklenicka, V. ve Langdon, T.G., (2002) "The Role of Matrix Microstructure in the Creep Behaviour of Discontinuous Fiber Reinforced AZ91 Magnesium Alloy", *Materials Science and Engineering*, A324:151–156.
- [39] Aghion, E., Bronfin, B. ve Eliezer, D., (2001). "The Role of Magnesium Industry in Protecting the Environment", *Journal of Materials Processing Technology*, 117:381-385.

- [40] Friedrich, H. ve Schumann, S., (2001). "Research For a "New Age of Magnesium" in the Automotive Industry", Journal of Materials Processing Technology, 117:276-281.
- [41] Koç, E., (2008). Alaşım Elementlerinin Magnezyum Döküm Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.
- [42] Das, S., (2003). "Magnesium for Automotive Applications: Primary Production Cost Assesment", Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 55: 22-26.
- [43] Mert, F., Özdemir, A. ve Karataş, Ç., (2010). "Magnezyum Alaşımlarının Basınçlı Döküm Yöntemiyle Kalıplanabilirliğinin Değerlendirilmesi", Politeknik Dergisi, 13:165-176.
- [44] Willman Industries Inc., Properties of Magnesium, http://www.castingsource.com/AdRedir.asp?url=http://www.willmanind.com/&image=images/ads/willman_banner.gif, 8 Ekim 2004.
- [45] ISBN 1-876536-79-9, (2000). Synthetic Use in Non-Montreal Industries; Metals Processing - Magnesium and Alloys, Australian Greenhouse Office, Avustralya, 7-9.
- [46] Sur, G., Şahin, Y. ve Gökkaya, H., (2005). "Ergimiş Metal Karıştırma ve Basınçlı Döküm Yöntemi ile Alüminyum Esaslı Tanecik Takviyeli Kompozitlerin Üretimi", Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Dergisi, 20:233-238.
- [47] Roine, A., (2002). "Outokumpu HSC Chemistry for Windows", Ver. 5.1, 1999, Outokumpu Research Oy: Pori, Finland.
- [48] Fang, C.K., Fang, R.L., Weng, W.P. ve Chuang, T.H., (1999). "Applicability of Ultrasonic Testing for the Determination of Volume Fraction of Particulates in Alumina-Reinforced Aluminum Matrix Composites", Materials Characterization, 43:217-226.
- [49] Kennedy, A.R. ve Karantzalis, A.E., (1999). "The Incorporation of Ceramic Particles in Molten Aluminium and the Relationship to Contact Angle Data", Materials Science and Engineering, A264:122-129

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Ümmügül ÇAVUŞOĞLU
Doğum Tarihi ve Yeri : 1982, Bulgaristan
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : ucavusoglu1982@hotmail.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Lisans	Malzeme Bilimi ve Mühendisliği	Anadolu Üniversitesi	2008
Lise		Şehremini Anadolu Lisesi	2002

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2012-.....	ALCE Elektrik San. ve Tic. Ltd. Şti.	Satınalma Uzmanı
2009-2012	Silverline Ev Gereçleri Satış ve Pazarlama A.Ş	Ürün Tedarik ve Yönetimi Dış Ticaret Uzmanı