

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

**SiC/B₄C TAKVİYELİ METAL MATRİKS KOMPOZİT
ÜRETİMİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Uğur SOY

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Adem DEMİR

Nisan 2009

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SiC/B₄C TAKVİYELİ METAL MATRİKS KOMPOZİT
ÜRETİMİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**


DOKTORA TEZİ

Uğur SOY

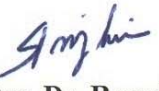
Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Bu tez 10/04/2009 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile kabul edilmiştir.


Prof. Dr. Adem KURT
Jüri Başkanı


Doç. Dr. Adem DEMİR
Danışman


Prof. Dr. Fehim FINDIK
Üye


Doç. Dr. Remzi GÖREN
Üye


Yrd. Dç. Dr. Necat ALTINKÖK
Üye

ÖNSÖZ

Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Enstitü Anabilim Dalında gerçekleştirilen bu çalışmada, SiC/B₄C takviyeli metal matriks kompozit üretimi ve mekanik özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu çalışma süresince değerli fikir ve yönlendirmeleri ile desteğini esirgemeyen doktora tez danışmanım Sayın Doç. Dr. Adem DEMİR'e ve akademik hayatım boyunca desteğini hiçbir zaman esirgemeyen değerli hocam ve Bölüm Başkanım Sayın Prof. Dr. Fehim FINDIK'a içten teşekkürlerimi arz eder, şükranlarımı sunarım. Bu doktora tezi Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu'nun (TÜBİTAK) 104M312 numaralı ve Sakarya Üniversitesi'nin 2007.50.02.001 numaralı araştırma projeleri tarafından desteklenmiştir. Bu vesile ile TÜBİTAK kurumuna ve Sakarya Üniversitesi Rektörlüğü'ne teşekkürü bir borç bilirim. Doktora öğrenimim döneminde beş ay süreyle bana araştırma olanağı sağlayan İngiltere Portsmouth Üniversitesi Teknoloji Fakültesi MMB Araştırma Grubu Başkanı Prof. Dr. Jie TONG'a teşekkür ederim. Tez çalışmalarımı destekleyen BALSAN Otomotiv ve Makine San.'den Hasan BALKANLI'ya, Seçkin Makina'dan Ümit HALİSKÜÇÜK'e, Kayseri Bor Teknolojileri BÜYÜKMIHÇI A.Ş.'ye, ÜROSAN Kimya San. A.Ş.'ye ve SANİFOAM Sünger San. Tic. A.Ş.'ye müteşekkirim. Deneysel çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen; Arş. Gör. Salih Hakan YETGİN'e, Arş. Gör. Mehmet UYSAL'a, Yrd. Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL'a, Arş. Gör. Ferit FIÇICI'ya, tezimde değerli fikirleri ile yol gösteren Doç. Dr. Ramazan KAYIKCI, Yrd. Doç. Dr. Necat ALTINKÖK ve Yrd. Doç. Dr. Mehmet ÇALIŞKAN'a teşekkür ederim.

Son olarak yetişmemde ve bugünlere gelmemde haklarını hiçbir zaman ödeyemeyeceğim aileme ve desteğini hiçbir zaman esirgemeyen değerli eşime teşekkürü bir borç bilirim.

Nisan 2009

Uğur SOY

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	viii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	xi
TABLolar LİSTESİ.....	xviii
ÖZET.....	xx
SUMMARY.....	xxi
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
1.1. Literatür Taraması.....	4
1.2. Çalışmanın Amacı ve Kapsamı.....	13
BÖLÜM 2.	
KOMPOZİT MALZEMELER.....	16
2.1. Giriş.....	16
2.2. Kompozitlerin Sınıflandırılması.....	18
2.3. Kompozitlerin Üretim Yöntemleri.....	22
2.4. Kompozitlerin Kullanım Alanları.....	23
BÖLÜM 3.	
METAL MATRİKS KOMPOZİTLER.....	25
3.1. Giriş.....	25
3.2. Metal Matriks Kompozitlerde Matriks Malzemeleri.....	28
3.2.1. Alüminyum ve alaşımları.....	29
3.2.1.1. Alüminyum ve alaşımlarının özellikleri.....	29

3.2.1.2. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.....	34
3.2.1.3. Alaşım elementlerinin alüminyuma etkisi.....	36
3.3. Metal Matriks Kompozitlerde Takviye Malzemeleri.....	48
3.3.1. Silisyum karbür.....	49
3.3.2. Bor karbür.....	50
3.3.3. Diğer takviye malzemeleri.....	50
3.4. Metal Matriks Kompozitlerin Üretim Yöntemleri.....	52
3.4.1. Vakum infiltrasyon yöntemi.....	53
3.4.2. Gaz basınçlı infiltrasyon yöntemi.....	53
3.4.3. Sıkıştırılmalı döküm infiltrasyon yöntemi.....	54
3.4.4. Basınçlı döküm infiltrasyonu yöntemi.....	55
3.4.5. Karıştırma (vorteks) döküm yöntemi.....	56
3.4.6. Toz metalurjisi yöntemi.....	57
3.4.7. Difüzyonla bağlama yöntemi.....	59
3.4.8. İn-Situ (yerinde oluşan) yöntemi.....	60
3.5. Metal Matriks Kompozitlerin Mekanik ve Fiziksel Özellikleri.....	61
3.5.1. Mukavemet.....	62
3.5.2. Yoğunluk.....	64
3.5.3. Tokluk.....	65
3.5.4. Sertlik.....	66
3.5.5. Takviye fazı hacim oranı.....	67
3.5.6. Aşınma.....	68
3.5.7. Isıl özellikler.....	69
3.5.8. İşlenebilirlik.....	71
3.6. Metal Matriks Kompozitlerin Kullanım Alanları.....	75

BÖLÜM 4.

BASINÇLI İNFİLTRASYON YÖNTEMİ.....	84
4.1. Giriş.....	84
4.2. İnfiltrasyonda Matriks Alaşımları.....	87
4.3. İnfiltrasyonda Seramik Preformlar.....	88
4.4. İnfiltrasyon Süresi.....	89
4.5. İnfiltrasyon Sıcaklığı.....	90

4.6. İnfiltrasyon Basıncı.....	90
4.7. İnfiltrasyonda Islanma ve Islatabilirlik.....	90
4.7.1. Al/B ₄ C infiltrasyonunda ıslatma davranışları.....	93
4.7.2. Al/S _i C infiltrasyonunda ıslatma davranışları.....	94
4.8. Akımsız Kaplama Yöntemleri.....	95
4.8.1. Akımsız nikel kaplama.....	97
4.8.2. Akımsız bakır kaplama.....	99
4.9. Islatma Davranışlarının Sonlu Elemanlar ile Modellenmesi.....	100

BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	103
5.1. Giriş.....	103
5.2. Çalışma Planı.....	104
5.3. Malzeme.....	105
5.3.1. Matriks alaşımı.....	105
5.3.2. Takviye malzemeleri.....	106
5.4. İnfiltrasyonun Sonlu Elemanlar ile Modellenmesi.....	109
5.5. Gözenekli Seramik Preformların Üretilmesi.....	112
5.6. Seramik Preformların Akımsız Yöntem ile Kaplanması.....	119
5.7. Metal Matriks Kompozitlerin Üretilmesi.....	125
5.8. Deneysel Yöntemler.....	127
5.8.1. Vizkozite deneyleri.....	127
5.8.2. Yoğunluk deneyleri.....	130
5.8.3. Basma deneyleri.....	132
5.8.4. Sertlik deneyleri.....	133
5.8.5. Çekme deneyleri.....	134
5.8.6. Eğme deneyleri.....	137
5.8.7. Aşınma deneyleri.....	138
5.8.8. Isıl yayılım ve ısı iletkenlik deneyleri.....	142
5.8.9. Isıl genleşme deneyleri.....	144
5.8.10. İşlenebilirlik testleri ve takım aşınması.....	147
5.9. Mikroyapı İncelemeleri.....	149
5.9.1. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri.....	149

5.9.2. Enerji dağılımlı spektrometre (EDS) analizi.....	150
5.9.3. Optik mikroskop incelemeleri.....	150
5.9.4. Stereo mikroskop incelemeleri.....	150
5.10. X-Işınları Difraksiyon Analizi.....	151

BÖLÜM 6.

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	152
6.1. Giriş.....	152
6.2. SiC, B ₄ C ve Bentonit Partiküllerin Görüntü Analizi.....	153
6.3. Seramik Preform Üretimi Optimizasyon Sonuçları.....	157
6.3.1. Optimum gözenek çapının modelleme ile belirlenmesi.....	157
6.3.2. Seramik çamurun viskozite ölçümü sonuçları	161
6.3.3. SiC preform üretiminin optimizasyonu.....	163
6.3.4. B ₄ C ve SiC/B ₄ C preform üretiminin optimizasyonu.....	168
6.4. Seramik Preform Yapıların Görüntü Analizi.....	172
6.4.1. SiC preform yapıların görüntü analizi.....	172
6.4.2. B ₄ C preform yapıların görüntü analizi	175
6.4.3. SiC/B ₄ C preform yapıların görüntü analizi	176
6.4.4. SiC seramik preformların bakır kaplanması.....	178
6.4.5. SiC seramik preformların nikel kaplanması.....	183
6.5. Alüminyum Matriks Kompozitlerin İnfiltrasyonla Üretimi.....	186
6.5.1. Kompozitlerin optik mikroskop incelemeleri.....	187
6.5.2. Kompozitlerin SEM görüntü analizi.....	191
6.5.3. Kompozitlerin EDS analiz sonuçları.....	195
6.5.4. Kompozitlerin XRD analiz sonuçları.....	197
6.6. Yoğunluk Değerleri.....	200
6.6.1. Seramik preformların teorik yoğunluk değerleri.....	200
6.6.2. Kompozitlerin yoğunluk değerleri	201
6.7. Kompozitlerin Sertlik Değeri Sonuçları.....	203
6.8. Kompozitlerin Çekme Deneyi Sonuçları.....	206
6.8.1. Çekme mukavemeti ve elastik modül değerleri.....	206
6.8.2. Kırık yüzey görüntü analizi.....	215
6.8.3. Kırık yüzey EDS analizi sonuçları.....	220

6.9. Kompozitlerin Eğme Mukavemeti Sonuçları.....	224
6.10. Aşınma Deneyi Sonuçları.....	227
6.10.1. Kompozitlerin aşınma davranışlarının incelenmesi.....	228
6.10.2. Kompozitlerin sürtünme davranışlarının incelenmesi	230
6.11. Kompozitlerin Isıl Analiz Sonuçları.....	233
6.11.1. Isıl yayılım değerleri.....	233
6.11.2. Isıl iletkenlik değerleri.....	235
6.11.3. Isıl genleşme değerleri.....	237
6.12. İşlenebilirlik ve Takım Aşınması Sonuçları.....	241
BÖLÜM 7.	
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	245
7.1. Genel Sonuçlar.....	245
7.2. Öneriler.....	250
EKLER.....	251
KAYNAKLAR.....	258
ÖZGEÇMİŞ.....	274

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

A360	: AlSi10Mg alüminyum döküm alaşımı
AAS	: Atomik absorpsiyon spektroskopu
AISI	: Amerikan demir ve çelik enstitüsü
AlN	: Alüminyum nitrür
Al	: Alüminyum
Al ₂ O ₃	: Alüminyum oksit veya alümina
Al/SiC	: SiC takviyeli alüminyum matriks kompozit
Al/B ₄ C	: B ₄ C takviyeli alüminyum matriks kompozit
Al/SiC/B ₄ C	: SiC ve B ₄ C takviyeli alüminyum matriks kompozit
AN	: Akımsız nikel kaplama
ANSYS	: Sonlu elemanlar tabanlı modelleme yazılım programı
ASTM	: Amerikan malzeme ve test derneği (standart kodu)
B ₄ C	: Bor karbür
BSD(Bhn)	: Brinell sertlik değeri
C ₄ H ₄ O ₆ NaK.4H ₂ O	: Potasyum sodyum tartarat
Cu	: Bakır
CuSO ₄ .5H ₂ O	: Bakır sülfat
CTE	: Isıl genleşme katsayısı
d	: Partikül çapı
<i>d</i>	: Bileşenlerin yoğunluğunu
<i>d_f</i>	: Partikülün yoğunluğu
<i>d_{kt}</i>	: Kompozit malzemenin yoğunluğu
<i>d_p</i>	: Partikülün yoğunluğu
<i>d_m</i>	: Maksimum damla çapı
E	: Elastisite modülü, MPa
E _f	: Fiberin elastisite modülü, MPa

E_k	: Kompozitin elastisite modülü, MPa
E_m	: Matriksin elastisite modülü, MPa
EDS	: Element analizi
ETİAL 171	: AlSi10Mg alüminyum döküm alaşımı
ΔFr	: Reaksiyonun serbest enerjisi
F_L	: Sürtünme kuvveti
F_N	: Normal kuvvet
F_T	: Toplam yük
g	: Yerçekimi ivmesi
H_2HCH_2COOH	: Glycin
HMK	: Hacim merkezli kübik kristal yapı
HMS	: Hegzagonal sıkı paket kristal yapı
HCHO	: Formaldehid
HRc	: Rocwell sertlik değeri
H_v	: Vickers sertlik değeri
IGK	: Isıl genleşme katsayısı
ISO	: Uluslararası standart organizasyonu kurumu
Klc	: Kırılma tokluğu
MMK	: Metal matriks kompozit malzemeler
Mg	: Magnezyum
Na_2HPO_3	: Sodyum fosfit
$NaH_2PO_2 \cdot H_2O$: Sodyum hipofosfit
NaOH	: Sodyum hidroksit
Ni	: Nikel
$NiCl_2$: Nikel klorür
NNO_3	: Nitrik asit
θ	: Temas açısı
ρ	: Yoğunluk
ρ_f	: Fiberin yoğunluğu
ρ_k	: Kompozitin yoğunluğu
ρ_m	: Matriksin yoğunluğu
P	: Fosfor

$Pb(NO_3)_2$: Kurşun nitrat
P_c	: Kapiler basınç
$PdCl_2$: Paladyum klorür
ppi	: Bir inç doğru üzerindeki gözenek sayısı
PVA	: Polivinil alkol
Ra	: Yüzey pürüzlülüğü
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
Si	: Silisyum
Si_3N_4	: Silisyum nitrür
SiC	: Silisyum karbür
SiC _p	: Partikül formunda silisyum karbür
SiC _w	: Visker formunda silisyum karbür
SiC _f	: Fiber formunda silisyum karbür
$SnCl_2$: Kalay klorür
YMK	: Yüzey merkezli kübik kristal yapı
γ_{sv}	: Sıvı-buhar yüzey gerilimi
γ_{sl}	: Sıvı-katı yüzey gerilimi
γ_{lv}	: Sıvı-buhar yüzey gerilimi
TSE	: Türk standartlar enstitüsü
V_f	: Partikülün kompozitteki hacim oranı
V_m	: Matriksin hacim oranı
W	: Bileşenlerin ağırlığı
XRD	: X-ışını difraktometresi
Zamak	: Pres dökümle üretilen çinko alaşımları
σ	: Çekme mukavemeti
σ_f	: Fiberin çekme mukavemeti
σ_k	: Kompozitin çekme mukavemeti
σ_m	: Matriksin çekme mukavemeti

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1.	(a) Sıvı alüminyum ile Al_2O_3 arasındaki ıslatma açısı, (b) Ni kaplanmış Al_2O_3 ıslatma açısı, (c) Al-SiC arayüzeyi, (d) Ni kaplanmış SiC arayüzeyi.....	11
Şekil 2.1.	Kompozit malzemelerin üretildikleri malzeme sınıfları.....	16
Şekil 2.2.	Kompozit malzemelerin takviye elemanının şekline göre sınıflandırılması.....	19
Şekil 2.3.	Kompozit malzemelerin kullanılan matriks malzemesinin cinsine göre sınıflandırılması.....	20
Şekil 2.4.	Kompozit malzemelerin üretim teknikleri.....	23
Şekil 3.1.	Bazı metalik malzemelerin kristal kafes yapıları.....	29
Şekil 3.2.	Alüminyum alaşımlarında yer alan elementler ve etkileri.....	37
Şekil 3.3.	Alüminyum ikili faz diyagramları.....	38
Şekil 3.4.	Alaşım elementlerinin (a) zorlanma (b) çekme mukavemeti eğrileri.	38
Şekil 3.5.	Al-Mg ikili denge diyagramı.....	39
Şekil 3.6.	Al-Cu ikili denge diyagramı.....	40
Şekil 3.7.	Al-Si ikili denge diyagramı.....	41
Şekil 3.8.	Al-Zn ikili denge diyagramı.....	42
Şekil 3.9.	Al-Fe ikili denge diyagramı.....	43
Şekil 3.10.	Al-Mn ikili denge diyagramı.....	44
Şekil 3.11.	Al-Cr ikili denge diyagramı.....	44
Şekil 3.12.	Al-Ti ikili denge diyagramı.....	45
Şekil 3.13.	Al-Ni ikili denge diyagramı.....	46
Şekil 3.14.	Al-B ikili denge diyagramı.....	47
Şekil 3.15.	MMK malzemelerin üretim yöntemleri akış şeması.....	52
Şekil 3.16.	Vakum infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi.....	53
Şekil 3.17.	Gaz basınçlı infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi.....	54
Şekil 3.18.	Sıkıştırılmalı döküm infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi.....	55

Şekil 3.19.	Basınçlı döküm infiltrasyonu yönteminin gösterimi.....	56
Şekil 3.20.	Karıştırmalı (vorteks) döküm yönteminin şematik gösterimi.....	57
Şekil 3.21.	Toz metalurjisi yönteminin şematik gösterimi.....	59
Şekil 3.22.	Difüzyonla bağlama yönteminin şematik gösterimi.....	60
Şekil 3.23.	İn-situ (yerinde oluşan) yöntemi.....	61
Şekil 3.24.	(a) Paralel fiberlerin şekil değiştirmesi, (b) dik fiberlerin şekil değiştirmesi, (c) rasgele dağılmış fiberler için elastik modülün kompozit bileşim oranı.....	62
Şekil 3.25.	Kompozit malzemelerin (a) vikers, (b) brinell sertlik ölçümlerinin gösterimi.....	67
Şekil 3.26.	Disk üstünde pim aşınma mekanizması.....	69
Şekil 3.27.	Isıl iletkenlik deneyinin şematik gösterimi.....	71
Şekil 3.28.	Torna ve freze takım malzemeleri.....	74
Şekil 3.29.	(a) 4 kapılı bir sedan otomobilde kullanılan, gri dökme demirden imal edilen fren diski, (b) aynı otomobil için özel olarak tasarlanan, Al-SiC kompozit malzemeden imal edilen fren diski prototipi.....	77
Şekil 3.30.	Alüminyum MMK'den üretilmiş (a) piston kolu prototipi, (b) fren parçaları, (c) kardan mili.....	78
Şekil 3.31.	Alüminyum MMK'den üretilmiş (a) amortisör parçaları, (b) yağ pompa parçaları, (c) mukavemetli parçalar.....	79
Şekil 3.32.	Alüminyum kompozitden üretilmiş Jaguar XJ modelinin iç ve dış aksamlarından çeşitli görüntüler.....	80
Şekil 3.33.	Otomobilde alüminyum ve kompozitlerinin kullanımı.....	81
Şekil 3.34.	A380 uçağında kullanılan alüminyum ve kompozitlerinin kullanımı	83
Şekil 3.35.	Boeing 878 ve Airbus A350 uçaklarında kullanılan malzemeler ve oranları.....	83
Şekil 4.1.	Basınçlı infiltrasyon işlem adımları.....	86
Şekil 4.2.	(a) Al_2O_3 preform, (b) SiC/ Al_2O_3 preform ve (c) SiC preform mikroyapı görüntüleri.....	89
Şekil 4.3.	Metal-seramik ıslatmasının (a) gerçekleştiği (b) gerçekleşmediği açıları.....	91
Şekil 4.4.	İnfiltrasyonda (a) metal-seramik ıslatması (b) kaplamanın ıslatmaya etkisi.....	96

Şekil 4.5.	Akımsız kaplama yönteminin işlem adımları.....	97
Şekil 4.6.	Akımsız nikel kaplanmış C fazının SEM görüntüsü.....	98
Şekil 4.7.	Akımsız bakır kaplanmış C fazının mikroyapı görüntüsü.....	100
Şekil 5.1.	Kompozit malzemelerin üretimi ile ilgili işlem adımları.....	104
Şekil 5.2.	AlSi10Mg (Etial 171) matris alaşımının kimyasal analiz değerleri..	105
Şekil 5.3.	SiC partiküllerin elek analizi sonuçları.....	107
Şekil 5.4.	B ₄ C partiküllerin elek analizi sonuçları.....	107
Şekil 5.5.	Bentonit partiküllerin elek analizi sonuçları.....	107
Şekil 5.6.	SiC partiküllerine ait partikül boyut dağılımı.....	108
Şekil 5.7.	B ₄ C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı.....	108
Şekil 5.8.	Bentonit partiküllerine ait partikül boyut dağılımı.....	109
Şekil 5.9.	Preform gözenek yapısının (a) sonlu elemanlar ağ modeli, (b) sınır şartları, (c) FLUID 141 elementi geometrik görüntüleri.....	110
Şekil 5.10.	Polyester süngerlerin (a) perspektif (b) geometrik görüntüleri.....	112
Şekil 5.11.	Polyester süngerlerin (a) 45 ppi genel, (b) 45 ppi gözenek, (c) 60 ppi genel, (d) 60 ppi gözenek, (e) 80 ppi genel, (f) 80 ppi gözenek mikroyapı görüntüleri.....	114
Şekil 5.12.	SiC, B ₄ C ve SiC/B ₄ C seramik preformların üretim akış şemaları.....	115
Şekil 5.13.	Seramik çamurun polyester süngere emdirilmesi.....	116
Şekil 5.14.	Protherm marka kamera fırının (a) genel, (b) iç görüntüsü.....	117
Şekil 5.15.	Seramik preformların (a) perspektif (b) üstten (c) gözenek morfolojisini gösteren görüntüler.....	118
Şekil 5.16.	Sıvı alüminyumun metal kaplama uygulanmış ve uygulanmamış seramik katmanı ıslatması.....	119
Şekil 5.17.	Akımsız nikel ve bakır kaplama uygulamalarının işlem basamakları.....	120
Şekil 5.18.	SiC preform yüzeylerinin kaplama aşamaları boyunca geçirdiği evreler.....	122
Şekil 5.19.	Akımsız kaplama deneyi düzeneği.....	123
Şekil 5.20.	Basıncılı döküm ile infiltrasyon uygulamasının şematik gösterimi....	125
Şekil 5.21.	(a) Üretilen kompozitin yatay kesiti, (b) Üretilen kompozitin dikey kesiti, (c) Kompozitin bor yağı ile soğutulmuş tornada işlenmesi, (d) Tornada çekme numunesi boyutlarına getirme.....	127

Şekil 5.22.	(a) Vizkozimetre cihazı (b) vizkozimetre çalışma prensibi.....	129
Şekil 5.23.	(a) Dartec basma cihazı, (b) basma deneyi için numune ölçüleri.....	132
Şekil 5.24.	Brinell sertlik ölçümünün şematik gösterimi.....	134
Şekil 5.25.	(a) Zwick marka çekme cihazı, (b) ekstansometre-uzama ölçerin entegrasyonu, (c) BS 564 standardına göre çekme deneyi için numune ölçüleri.....	135
Şekil 5.26.	Eğme deneyi düzeneği, (b) eğme deneyi için numune ölçüleri.....	138
Şekil 5.27.	Aşınma deneyi mekanizması.....	139
Şekil 5.28.	Aşınma cihazının devre şeması.....	140
Şekil 5.29.	Lazer flash yönteminin şematik gösterimi.....	142
Şekil 5.30.	(a) Termal difüzyon ölçer cihazı (b) ısıl analizi yapılan numune.....	143
Şekil 5.31.	Isıl genleşme deneyinin şematik gösterimi.....	145
Şekil 5.32.	(a) Dilatometre (b) ısıl genleşme analizi uygulanan numuneler.....	146
Şekil 5.33.	(a) Torna tezgahı ve dinamometre (b) kullanılan kesici ucun perpektif görüntüsü ve ölçüleri.....	147
Şekil 5.34.	İşlenebilirlik testi sistem donanımı.....	148
Şekil 6.1.	SiC partiküllerin mikroyapı görüntüleri	153
Şekil 6.2.	SiC partiküllerinin SEM EDS analizi.....	153
Şekil 6.3.	B ₄ C partiküllerin mikroyapı görüntüleri.....	154
Şekil 6.4.	B ₄ C partiküllerinin SEM EDS analizi.	154
Şekil 6.5.	Bentonit partiküllerin mikroyapı görüntüleri.....	155
Şekil 6.6.	Bentonit partiküllerinin SEM EDS analizi.	155
Şekil 6.7.	SiC partiküllerin x-ışınları difraksiyon analizi.	156
Şekil 6.8.	B ₄ C partiküllerin x-ışınları difraksiyon analizi.	156
Şekil 6.9.	Bentonit partiküllerin x-ışınları difraksiyon analizi.....	157
Şekil 6.10.	Gözenekler boyunca sıvı alüminyum akış performansı.....	158
Şekil 6.11.	Sıvı alüminyumun akmakta zorlandığı gözenek kanalları.....	159
Şekil 6.12.	Gözeneklerin orta bölgesindeki sıvı alüminyum akış hızı grafiği için yol belirlenmesi.....	160
Şekil 6.13.	Gözeneklerin orta bölgesindeki sıvı alüminyum akış hızı grafiği.....	160
Şekil 6.14.	Katılan % saf su miktarına bağlı seramik çamurun vizkozite değişimi.....	162
Şekil 6.15.	SiC preformların basma mukavemetine bentonit oranının etkisi.....	164

Şekil 6.16.	SiC preformların basma mukavemetine pişirme sıcaklığının etkisi.....	166
Şekil 6.17.	SiC preformların optimum ısıtma aşamaları.....	167
Şekil 6.18.	B ₄ C preformunun gözenek morfolojisine bentonit oranının etkileri..	169
Şekil 6.19.	B ₄ C preformun (a) 500 °C, (b) 650 °C, (c) 700 °C, (d) 750 °C, (e) 800 °C', (f) 900 °C, (g) 1200 °C ve (h) 1200 °C'de sinterleme sonrası gözenek morfolojisi.....	171
Şekil 6.20.	B ₄ C ve B ₄ C/SiC preformların optimum ısıtma aşamaları.....	172
Şekil 6.21.	SiC preform yapının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.....	173
Şekil 6.22.	SiC preformun SEM EDS analizi.....	174
Şekil 6.23.	B ₄ C preform yapının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.....	175
Şekil 6.24.	B ₄ C preformun SEM EDS analizi.....	176
Şekil 6.25.	SiC/B ₄ C preform yapının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri...	177
Şekil 6.26.	SiC/B ₄ C preformun SEM EDS analizi.....	177
Şekil 6.27.	Cu kaplı SiC preform yapının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.....	179
Şekil 6.28.	Cu kaplı SiC preformun EDS analizi.....	179
Şekil 6.29.	SiC/Cu kaplama katmanı.....	180
Şekil 6.30.	SiC altlığın Cu kaplama kalınlığı.....	180
Şekil 6.31.	SiC/Cu kaplama filmi arayüzeyi.....	181
Şekil 6.32.	Ni kaplı SiC preform yapının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.....	183
Şekil 6.33.	Ni kaplı SiC preformun EDS analizi.....	184
Şekil 6.34.	SiC/Ni kaplama katmanı.....	185
Şekil 6.35.	SiC altlığın Ni kaplama kalınlığı.....	186
Şekil 6.36.	Üretilen (a) ve (b) takviyesiz alaşımın, (c) ve (d) Al/SiC kompozitin, (e) ve (f) Al/SiC/B ₄ C kompozitin, (g) ve (h) Al/B ₄ C farklı büyütmelelerde optik mikroskop görüntü analizi.....	189
Şekil 6.37.	Üretilen (a) ve (b) Al/Cu kaplı SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/Ni kaplı SiC kompozitin farklı büyütmelelerde optik mikroskop görüntü analizi.....	190
Şekil 6.38.	Takviyesiz matriks alaşımının mikroyapısı.....	191

Şekil 6.39.	Üretilen (a) ve (b) Al/SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/SiC/B ₄ C kompozitin, (e) ve (f) Al/B ₄ C farklı büyütme ölçeklerinde SEM görüntüleri.	192
Şekil 6.40.	Üretilen (a) ve (b) Al/Cu kaplı SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/Ni kaplı SiC kompozitin farklı büyütme ölçeklerinde SEM görüntüleri.....	195
Şekil 6.41.	Üretilen (a) Al, (b) Al/SiC, (c) Al/SiC/B ₄ C, (d) Al/B ₄ C, (e) Al/SiC (Cu kaplı), (f) Al/SiC (Ni kaplı) numunelerin EDS analizleri.....	196
Şekil 6.42.	Takviyesiz matris alaşımının XRD analizi.....	198
Şekil 6.43.	Al/SiC kompozitin XRD analizi.....	198
Şekil 6.44.	Al/SiC/B ₄ C kompozitin XRD analizi.....	199
Şekil 6.45.	Al/B ₄ C kompozitin XRD analizi.....	200
Şekil 6.46.	Üretilen seramik preformların yoğunluk değerleri.....	201
Şekil 6.47.	Üretilen kompozitlerin yoğunluk değerleri.....	202
Şekil 6.48.	Kompozitlerin sertlik değerleri grafiği.....	204
Şekil 6.49.	Kompozitlerin çekme mukavemeti değerleri.....	207
Şekil 6.50.	Takviyesiz Al matris alaşım gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi	210
Şekil 6.51.	Al/SiC kompoziti gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi.....	211
Şekil 6.52.	Al/SiC/B ₄ C kompoziti gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi.....	212
Şekil 6.53.	Al/B ₄ C kompoziti gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi.....	213
Şekil 6.54.	Çekme deneyi ile elde edilen elastik modül değerleri.....	213
Şekil 6.55.	Üretilen (a) ve (b) takviyesiz alaşımın, (c) ve (d) Al/SiC kompozitin, (e) ve (f) Al/SiC/B ₄ C kompozitin, (g) ve (h) Al/B ₄ C kompozitlerinin farklı büyütme ölçeklerinde kırık yüzey SEM görüntüleri...	216
Şekil 6.56.	Üretilen (a) ve (b) Al/Cu kaplı SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/Ni kaplı SiC kompozitin farklı büyütme ölçeklerinde kırık yüzey SEM görüntüleri.....	218
Şekil 6.57.	Kırık yüzeylerde takviyesiz alaşımın (a) SEM, (b) EDS analizi, Al/SiC kompozitin (c) SEM, (d) EDS analizi, Al/SiC/B ₄ C kompozitin (e) SEM, (f) EDS analizi, Al/B ₄ C kompozitin (e) SEM, (f) EDS analizi.....	221
Şekil 6.58.	Kırık yüzeylerde Al/Cu kaplı SiC kompozitin (a) SEM, (b) EDS analizi, Al/Ni kaplı SiC kompozitin (c) SEM, (d) EDS analizi.....	222
Şekil 6.59.	Al/Cu kaplı SiC kompoziti arayüzey (a) SEM, (b) EDS analizi, Al/Ni kaplı SiC kompoziti arayüzey (c) SEM, (d) EDS analizi.....	223

Şekil 6.60.	Üretilen kompozitlerin eğme mukavemet değerleri.....	224
Şekil 6.61.	Kompozit malzemelerin eğme deneyi ile elde edilen elastik modül değerleri.....	227
Şekil 6.62.	Kompozitlerin kayma mesafesine karşı ağırlık kaybı değişimi.....	228
Şekil 6.63.	Al/SiC kompozitine kaplamanın ağırlık kaybına etkisi.....	229
Şekil 6.64.	Kompozitlerin kayma mesafesine karşı sürtünme katsayısı değişimi	231
Şekil 6.65.	Al/SiC kompozitine kaplamanın sürtünme katsayısına etkisi.....	232
Şekil 6.66.	Sıcaklığa bağlı ısı yayılım değerlerindeki değişim.....	233
Şekil 6.67.	Sıcaklığa bağlı ısı iletkenlik değerlerindeki değişim.....	235
Şekil 6.68.	Kompozitlerin ve matriks alaşımının sıcaklığa bağlı % genleşme eğrileri.....	238
Şekil 6.69.	Kompozitlerin ve matriks alaşımının sıcaklığa bağlı ısı genleşme katsayısı değişimi.....	240
Şekil 6.70.	Kesme hızı etkisi ile değişen takım aşınması.....	242
Şekil 6.71.	Kesme hızı etkisinde değişen kesme kuvveti.....	243

TABLolar LİSTESİ

Tablo 1.1.	Bazı sıcaklıklarda sıvı alüminyum ile seramiklerin ıslatma açıları.....	11
Tablo 3.1.	Alüminyumun özellikleri.....	30
Tablo 3.2.	Alüminyum döküm alaşımlarının bazı standartlara göre gösterimi.....	32
Tablo 3.3.	Alüminyum döküm alaşımlarının element içerikleri.....	32
Tablo 3.4.	Alüminyum döküm alaşımlarının özellikleri.....	33
Tablo 3.5.	MMK malzemeler için bazı önemli takviye malzemeleri.....	48
Tablo 3.6.	MMK üretiminde kullanılan partikül takviye malzemelerinin özellikleri.....	51
Tablo 3.7.	MMK üretiminde kullanılan fiber ve viskerlerin bazı özellikleri.....	51
Tablo 3.8.	Matriks alaşımları ve metal esaslı kompozitlerin bazı mekanik özellikleri.....	64
Tablo 3.9.	Bazı matriks ve takviye malzemelerinin yoğunluk değerleri.....	65
Tablo 3.10.	Al-Mg-Si alaşımının ve bu alaşım ile üretilmiş kompozit malzemelerin kırılma tokluk değerleri.....	66
Tablo 3.11.	SiC partikül boyutu ve ağırlık oranının alüminyum esaslı kompozit malzemenin sürtünme katsayısına etkisi.....	69
Tablo 3.12.	Metal matriks kompozitlerin otomotivde uygulama örnekleri.	76
Tablo 4.1.	Elektrolitik ve akımsız nikel kaplamaların özelliklerinin karşılaştırılması.....	99
Tablo 5.1.	SiC, B ₄ C ve bentonit partiküllerin kimyasal bileşim değerleri...	106
Tablo 5.2.	Polyester süngerlerin özellikleri.....	113
Tablo 5.3.	Seramik preformların özellikleri, içeriği ve oranları.....	115
Tablo 5.4.	Akımsız nikel kaplama banyosu.....	124

Tablo 5.5.	Akımsız bakır kaplama banyosu.....	124
Tablo 5.6.	Seramik çamurundaki farklı saf su miktarları.....	128
Tablo 5.7.	Kullanılan malzemelerin teorik yoğunluk değerleri.....	131
Tablo 5.7.	Diskin kimyasal bileşimi ve özellikleri.....	141
Tablo 5.8.	İşlenebilirlik testi parametreleri.....	149
Tablo 6.1.	Seramik çamurlarının vizkozite deney sonuçları.....	162
Tablo 6.2.	SiC preformların basma mukavemetine bentonit oranının etkisi.....	164
Tablo 6.3.	Kompozitlerin deneysel ve teorik yoğunlukları ile % porozite miktarları.....	202

ÖZET

Anahtar Kelimeler: metal matriks kompozitler, seramik preform, alüminyum, basınçlı infiltrasyon, silisyum karbür, bor karbür, akımsız kaplama, mekanik ve fiziksel özellikler.

Bu tez çalışmasında, gözenekli preform şeklinde üretilen SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramik yapılara basınçlı döküm infiltrasyon yöntemi uygulanmış, ardından AlSi10Mg alüminyum döküm alaşımı infiltre edilmiş ve nihayetinde metal matriks kompozit malzemeler üretilmiştir. İnfiltrasyon uygulaması öncesinde SiC ve B₄C partiküller replika yöntemi kullanılarak gözenekli seramik preformlara dönüştürülmüştür. Matriks ile takviye elemanı arasındaki arayüzey bağ mukavemetini ve ıslatmayı artırmak için SiC seramik preformlar akımsız kaplama tekniği ile bakır ve nikel kaplanmıştır. İdeal seramik preformların üretilmesi ile ilgili optimizasyon çalışmaları yapılmıştır. Üretilen kompozit malzemelerin çekme, eğme ve sertlik deneyleri ile mekanik özellikleri, ısı yayılımı, ısı iletkenlik ve ısı genleşme deneyleri ile ısı özellikleri, aşınma deneyleri ile tribolojik özellikleri tespit edilmiştir. İşlenebilirlik testi ile kompozit malzemelerin işlenebilirlik performansı incelenmiştir. Üretilen seramik preformların ve kompozitlerin optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopunda (SEM) mikro yapıları incelenmiştir. Kompozitlerin çekme mukavemeti, eğme mukavemeti ve elastik modülü değerleri takviye elemanı gözenek sıklığının artmasıyla artmıştır. Aşınma deneylerinde kompozitlerde kayma mesafesi arttıkça aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değerleri artmıştır. Kompozit malzemelerin ısı genleşme ve ısı genleşme katsayısı değerlerinde takviyesiz matriks alaşımı ile karşılaştırıldığında azalma görülmüştür. İşlenebilirlik testlerinde ise kompozit malzemelerin daha fazla takım aşınmasına sebebiyet verdiği görülmüştür. Seramik preformların infiltrasyon öncesi akımsız bakır ve nikel kaplanmasıyla ıslatabilirlik özellikleri iyileştirilmiş ve daha az boşluklu kompozit malzemeler üretilmiştir. Kaplanmanın bu olumlu etkisiyle tüm mekanik, fiziksel ve tribolojik özelliklerde artış gözlenmiştir.

MANUFACTURING OF SiC/B₄C REINFORCED METAL MATRIX COMPOSITES AND INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES

SUMMARY

Keywords: metal matrix composites, ceramic foam, aluminium, pressure infiltration, silicon carbide, boron carbide, electroless coating, mechanical and physical properties.

In this PhD thesis, pressure infiltration technique was used for production aluminium metal matrix composites. For this purpose, AlSi10Mg aluminium casting alloy were infiltrated into the open pore SiC, B₄C and SiC/B₄C ceramic foams by using pressure die casting method. Before infiltration, SiC, B₄C and bentonite mix slurry were prepared penetrated into reticulated sponge. Ceramic foams were produced after firing of the ceramic penetrated polyester sponge. These foams were also coated by copper and nickel via electroless coating technique which can improve interface bond strength and wetting between matrix and reinforcement material. Optimisation studies were accomplished for manufacturing ideal ceramic foams. Mechanical properties were determined by measuring tensile, bending and hardness; thermal behaviours were investigated by measuring thermal diffusivity, thermal conductivity and thermal expansion; wear behaviours of composite materials were investigated by using pin-on-disk method. Micro structural examination of composites and ceramic foams were carried out using optical and scanning electron microscope (SEM). Increase in pore frequency of reinforcement has increased tensile strength, bending strength and elastic modules of composites. In wear tests, as the sliding distance increases wear lost and friction coefficient have increased for both composite and un-reinforced matrix alloy. Thermal expansion and coefficient of thermal expansion values of composite have decreased for particle reinforced composites by comparison of un-reinforced matrix alloy. It has been clearly shown that from machining tests, ceramic particle reinforced composites have needed more cutting force compared with monolithic Al alloy. Because of that, cutting tools have tremendously worn out during machining composite materials. Electroless copper and nickel coating of ceramic foams has improved wetting properties of the foam surfaces and by means of the coating, less porous composite materials have been produced. With the positive effect of metallic coating, all mechanical and tribological property values of the composites have increased.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Günümüz teknolojisinde geleneksel malzemeler artık tüm gereksinimleri karşılayamamaktadır. Teknolojinin ilerlemesi ve buna paralel malzeme teknolojisindeki gelişmeler üreticileri ve araştırmacıları yeni malzemeler araştırmaya veya mevcut malzemeleri geliştirmeye yöneltmiştir. Uygulamalarda malzemelerden istenilen en önemli özellikler; mukavemet, tokluk, hafiflik ve düşük maliyettir. Özellikle geleneksel malzemelerde aşınma ve mukavemet, kırılma tokluğu ve hafiflik gibi özellikler ihtiyaçlara cevap vermemektedir. Bu amaçla iki veya daha fazla malzemenin istenilen özelliklerin tek bir malzemede elde edilmesi veya yeni bir özellik elde edilmesi ile yeni bir malzeme oluşumu, bugün araştırma konularının büyük bir kısmını oluşturmaktadır. İstenilen özelliklerin pek çoğunu bünyesinde taşıyan bu tür malzemeler kompozit malzemeler olarak adlandırılmaktadır. Özellikle kompozit malzemeler ikinci dünya savaşından günümüze kadar büyük gelişmelere sahne olmuştur (Ersoy, 2001).

En az iki malzemenin kombinasyonu sonucu oluşan kompozit malzemeler, biri takviye elemanı diğeri ise matriks (ana) malzemesinden oluşmaktadır. Kompozit malzemelerde takviye fazı olarak fiber, visker (kılcal kristal) ya da parçacıklar çeşitli yöntemler ile ana malzemenin içine yerleştirilmektedir. Takviye ve matriks fazlar kompozit malzemenin türüne göre metal, seramik veya polimer olabilir. Kompozit malzemeler ileri mühendislik uygulamalarının kullanıldığı günümüzde önemi giderek artmakta ve bu alanda birçok çalışmalar yapılmaktadır (Akbulut, 1995). Kompozit malzemeler; matriks malzemesi cinsine göre polimer, seramik ve metal matriks kompozit malzemeler şeklinde sınıflandırılabilir.

Çok büyük çeşitliliğe sahip matriks alaşımları ve özellikleri sayesinde metal matriks kompozitler takviye fazının tipi, şekli ve oranı ile farklı özellikler de üretilebilir. Metal matriks kompozit malzemeler geleneksel metalik malzemelere göre, yüksek

mukavemet/ağırlık oranına, yüksek aşınma dayanımlarına, yüksek sürünme dayanımlarına, yüksek kırılma tokluğuna ve mükemmel korozyon dayanımlarına sahiptir. Tabakalı metal matriks kompozitler yüksek kırılma toklukları nedeniyle yorulma çatlakları ilerlemesine yüksek derecede direnç gösterirler ve bu yüzden uçak gövde ve kanatlarında kullanılmaktadır (Onaran, 1999).

Düşük ergime sıcaklığı, düşük yoğunluk ve kolay şekillendirilebilme özelliklerinden dolayı alüminyum ve alüminyum alaşımları, metal matriks kompozit malzemeler içerisinde en çok tercih edilen matriks malzemeleridir. Fiber takviyeli alüminyum kompozitler; havacılık, uzay ve otomobil sektöründe geniş kullanım alanı bulmaktadır. Metal matriks kompozitler, cam fiber takviyeli plastik kompozitler ile karşılaştırıldığında yüksek sıcaklıklarda çok daha iyi performans sergilemektedir (Chawla, 2006).

Metal matriks kompozit malzemeler birçok yöntem ile üretilebilir. Bu üretim teknikleri sıvı faz üretim teknikleri, katı hal üretim teknikleri ve in-situ (yerinde oluşan) üretim yöntemleri şeklinde üç ana başlık altında toplanabilir. Sıvı faz üretim tekniklerinde; sıvı infiltrasyon yöntemi, sıkıştırılmalı döküm, karıştırılmalı döküm ve savurma döküm yöntemi gibi uygulamalar mevcuttur (Chawla, 2006).

Toz metalürjisi yöntemi, difüzyon ile bağlama, ekstrüzyon, plazma sprey ve vakumda presleme gibi yöntemler ise metal matriks kompozit malzemelerin katı hal üretim teknikleri olarak sıralanabilir. İn-situ yöntemi ise takviye fazının, sıvı metal içerisinde element veya bileşiklerin ekzotermik reaksiyonları sonucu kendiliğinden oluşturulması esasına dayanır. Metal matriks kompozit malzemelerin üretim yönteminin seçimi; maliyet, takviye fazı-matriks alaşımı cinsi ve özellikleri, istenilen özellikler ve uygulama alanı gibi birçok parametre göz önünde bulundurularak yapılır. Bir sıvı hal üretim tekniği olan sıvı metal infiltrasyon (nüfuziyet) yöntemi, sürekli/sürekli fiber veya partikül takviyeli metal matriks kompozitlerin üretilmesinde yaygın olarak kullanılan bir prosesdir. Bu proses de önce istenilen şekilde uygun bağlayıcı kullanılarak preform (ön şekil) hazırlanır. Hazırlanan preform kalıp içerisine yerleştirilmekte ve preforma ergimiş metal infiltre edilmektedir. İnfiltrasyon işlemi, sıvı dövme döküm tekniğinde olduğu gibi basınçla

gerçekleştirilebilir. Fakat bu işlemin uygulanabildiği takviye fazı-matriks çifti ile sınırlıdır. Sıvı hal üretim yöntemlerinin en büyük dezavantajı, ıslanabilirlik ve oluşan yapısal kusurlardır. Sıvı matriks takviye elemanlarını iyi ıslatmadığı zaman takviye fazı/matriks ara yüzeyinde istenilen kuvvetli bağ oluşamaz. Bunu engellemek için takviye elemanları başka bir malzeme ile kaplanır (Chawla, 2006; Demir,2008).

Sürekli fiberlerle takviye edilmiş metal matriks kompozitler (MMK); yüksek mukavemet, düşük yoğunluk ve darbelere karşı direnç gibi özellikleri bir araya getiren malzemelerdir. B_4C , Al_2O_3 , SiC ve grafit gibi partikül takviyeli Al esaslı MMK'lerin aşınma özellikleri ve dayanımları arttırılmasına karşın süneklik, kopma ve işlenebilme kabiliyetleri özelliklerini kötü yönde etkilenmektedir. MMK malzemelerin akma ve çekme gerilmesi değerlerini etkileyen faktörlerin başında matriks malzemesi gelmektedir. Alaşımlar yüksek akma ve çekme gerilmesi değerleri göstermelerine karşın deformasyon kabiliyetleri düşüktür. Bu durum ısı işlemlerle giderilmektedir. MMK malzemelerde elastik modül takviye fazının ilavesiyle önemli oranda artmaktadır. Buna bağlı olarak elastik modülün değeri ölçüm yöntemine bağlı olarak değişebilir. Dinamik ölçüm, gerilme-genleme eğrisinden elde edilen statik değerden yüksek bir değer verebilir (Chawla, 2006).

Kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan modellerden biri olan karışım kuralı, sürekli fiber takviyeli kompozit malzemeler için iyi sonuçlar vermekte iken, partikül takviyeli kompozit malzemelerde kullanımı pek uygun olmamıştır. Metal matriks kompozitler (MMK) yüksek mukavemet ve elastik modül özelliklerinden dolayı ileri mühendislik uygulamaları için yeni malzemelerin üretimi için umut vericidir. Bundan dolayı metal matriks kompozit malzemelere son zamanlarda büyük ilgi duyulmaktadır. Bu büyük ilginin nedenlerinden birisi de, ekonomik ve yüksek kaliteye sahip malzeme üretim yöntemlerinin geliştirilmesidir. Teknolojik uygulamalarda kullanılan malzemelerde hafif buna karşın mukavemet/yoğunluk (spesifik mukavemet) oranının yüksek olması istenmektedir. Çünkü bu oran, mühendislik malzemelerin elastik modül, mukavemet, korozyon, oksidasyon, ısı kararlılık, sürünme, aşınma ve yorulma uygulamalarında en önemli parametrelerdendir.

MMK üretiminin ana nedeni, kullanılan matriks alaşımının mukavemet ve elastik modülünü arttırmaktır. Ayrıca matriks malzemesi olarak çok farklı alaşımlar kullanılabildiği için, farklı elastik modüle, mukavemete ve ısı genleşme katsayısına sahip kompozit malzemeler üretilmektedir. MMK malzemelerin yüksek aşınma dirençleri ve mekanik özelliklerini yüksek sıcaklıklarda koruyabilme yetenekleri, aşınma ve yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanımlarını yaygınlaştıran önemli etkenlerden bazılarıdır (Chawla, 2006; Demir, 2008).

Metal matriks kompozit malzemelerin en çok kullanıldığı sektörler otomotiv, uzay, uçak ve elektrondur. Metal matriks kompozit malzemeler özellikle otomotiv endüstrisinde önemli bir uygulama alanı bulmaktadır. Yüksek elastik modülleri, yüksek yorulma mukavemetleri, mükemmel aşınma dirençleri ve ısı genleşme gibi özellikleri geliştirilebilen özellikler arasındadır. Otomotiv sektöründe üstün özelliklerinden dolayı fren elemanları, fren disk ve balataları, motor blokları, pistonlar, biyeller, akü plakaları, kavrama kolu, valfler, silindir gömlekleri, gergi kolları, amortisör silindiri, dişliler, pompalar ve kalibre aparatları gibi uygulamaları mevcuttur. Endüstrinin, farklı özellikleri bir arada barındıran MMK malzemelere olan ihtiyacı arttıkça tercih edilebilirlik oranları artacaktır.

1.1. Literatür Taraması

Metal matriks kompozitler ile ilgili son yıllarda birçok çalışma yapılmış ve bu kompozitlerin optimizasyonu ve geliştirilmesine dair çalışmalara halen devam edilmektedir. Bu bölümde tez çalışmasında kullanılan malzemeler, yöntemler, seçilen parametreler ve incelenen özellikler açısından daha önceden literatürde yapılmış çalışmalar hakkında detaylı bilgiler verilmiştir.

SiC partikül takviyeli alüminyum kompozit üretimi ile ilgili yapılan bir çalışmada basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanılmış, infiltre edilmiş preformların gözenek miktarına alaşım elementlerinin etkisi incelenmiştir. Üretilen kompozitlerin incelenmesi sonucu Pb ilavesi ile boşluk miktarı artarken, Cu ve Si ilavesi kompozitin çok fazla etkilenmediği görülmüştür. Matriks alaşımındaki Mg içeriğinin artışı ise boşluk miktarını ciddi oranda düşürmüştür. Çünkü Mg içeriği alüminyumun

ıslatabilirliğini artırmakta ve dolayısı ile boşluklar ve gözenekler az oluşmaktadır (Candan, 2006).

Vakum altında basınçsız infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş SiC takviyeli alüminyum kompozit malzeme ile ilgili yapılan bir incelemede; infiltrasyon uygulamasında sıcaklık değeri 900 °C olarak seçilmiştir. Matriks alaşımı olarak Al-Mg-Si alaşımı kullanılmış ve takviye elemanı SiC akımsız kaplama tekniği ile Ni kaplanmıştır. Matriks alaşımı ile SiC arasında 60 µm kalınlığında bir reaksiyon katmanı tespit edilmiş, bu katmanda Al₃C₄ oluşumu gözlenmiştir (Chen, 2006a).

Gözenekli Al₂O₃ preforma sıvı alüminyum infiltre edilmesi ile ilgili bir makalede, matriks-takviye arasındaki ıslatabilirliğin geliştirilmesi için Al₂O₃ preformlar kimyasal indirgeme yöntemi ile Ni-P ile kaplanmıştır. İnfiltrasyon işlemi 7 MPa basınç altında ve 800 °C sıcaklık değerinde yapılmıştır. İnfiltrasyon sonrasında arayüzeyler incelendiğinde metal ve seramik arasında difüzyonla bağlanmış şekilde AlNi, AlNi₃ ve NiAl₂₆O₄₀ gibi farklı fazlar tespit edilmiştir (Konopka, 2006).

3, 4 ve 20 µm ortalama ölçülerine sahip SiC tozlardan üretilmiş preformlara sıvı halde Al-10,3Mg-12,04Si matriks alaşımı infiltre edilen bir deneysel çalışmada, infiltrasyon uygulama sıcaklığı 1100 °C olarak seçilmiştir. Preformların üretilmesi aşamasında SiC tozları içerisine hacimsel olarak %6 oranında SiO₂ katılmıştır. Üretilen kompozitlerin incelenmesi sonucu SiO₂ ilavesinin olumlu bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. SiC preformundaki SiO₂ ihtivasi, arayüzeylerde problem teşkil eden Al₄C₃ fazının oluşmasını engellemekte veya azaltmaktadır (Reyes, 2006).

0,25 MPa düşük basınç değerinde, SiC preforma uygulanan bir infiltrasyon deneyinde Al-Cu, Al-Si, ve AlMgZn (AZ91) olmak üzere 3 farklı alüminyum alaşımı infiltre edilmiştir. Takviye elemanı olarak 14 µm çapında ve 1 mm uzunluğunda SiC fiberler ve 100 µm çapında SiC partiküller kullanılmıştır. Numune uzunluğu 15 mm çapında ve 20 mm uzunluğundadır. Sonuçlara göre %10 fiber takviyeli SiC/AZ91 kompozitte arayüzeyde bir reaksiyon katmanı oluşmamıştır. SiC/matriks arayüzeyinde Mg₁₇Al₁₂ fazı tarafından, SiC fiberler matriks alaşımına güçlü bir şekilde bağlanmıştır. Vickers sertlik değeri sonuçlarına göre %10 SiC takviyeli AZ91

kompozit malzemesi 84-88 HV, %10 SiC takviyeli Al-Cu kompozitte 57-58 HV ve %10 SiC takviyeli Al-Si kompozitte 55-56 HV sertlik değerleri tespit edilmiştir. Dolayısı ile kullanılan matriks alaşımı da kompozitin sertlik değerini etkilemektedir (Mizumoto, 2005).

Yapılan diğer bir araştırmada, gözenekli Si_3N_4 ve Al_2O_3 preformlar azot atmosferinde 1450 °C'de üretilmişlerdir. Basınçsız infiltrasyon ve reaksiyon metodu ile preformlara 850 ve 950 °C'de ergiyik $\text{Al}_{10}\text{Si}_5\text{Mg}$ alaşımı emdirilmiştir. Sonuç olarak Si_3N_4 , Al ile reaksiyona girerek AlN fazını oluşturmuştur. Akabinde yapılan ışıl işlem sonrası AlN ve Si artırılmıştır. ışıl işlem sonrasında kompozitlerin eğme mukavemeti düşmüş, sertliği ise artış göstermiştir (Zhao, 2006).

Sıkıştırmalı döküm (squeeze casting) yöntemi ile yapılan bir infiltrasyon çalışmasında basınç değeri 1 Mpa ve infiltrasyon sıcaklığı ise 925 °C seçilmiştir. Gözenekli preform 425 °C n ısıtmaya tabi tutulmuştur. İnfiltasyonda, matriks alaşımının katılaşması preform malzeme içerisinde yol aldıkça hızlanmakta ve zamana paralel olarak sıvı sıcaklığı düşmektedir. 0,1 saniyede matriks alaşımı 800 °C'de iken, 0,5 saniye sonra ergiyik matriks alaşımının sıcaklığı 626 °C'ye düştüğü tespit edilmiştir. 5 mm infiltrasyon ilerlemesinde 680 °C'de olan ergiyik matriks alaşımı, başlangıç noktasından 25 mm infiltrasyon ilerlemesinde 620 °C'ye düştüğü görülmüştür (Sampath, 2006).

Hacimsel olarak %14 oranında Saffil fiber takviyeli magnezyum kompozit malzemesinin sıkıştırmalı döküm infiltrasyonu ile üretilmesiyle alakalı bir optimizasyon çalışması yayınlanmıştır. Bu alışmada 250 °C ile 680 °C preform n ısıtma sıcaklıklarında ve 0,1 MPa–120 MPa arasında değişen infiltrasyon basınç değerlerinde deneyler yapılmış ve elde edilen sonuçlar optimize edilmiştir. Deney sonuçlarına göre preform n ısıtma optimum sıcaklığı 600 °C ve ideal infiltrasyon basıncı 80 MPa olarak bulunmuştur. Yapılan çalışmada aynı zamanda kompozit malzemenin çekme mukavemeti katkısız matriks alaşımından %30 oranında artırılarak 259 MPa olarak bulunmuştur (Yong, 2005).

Yapılan bir deneysel çalışmada, SiC sentezlemesi ile gözenekli preformlar üretilmiştir. Çalışma üç aşamada gerçekleştirilmiş, birinci aşamada; 1100 °C'de SiOC oluşumu, ikinci aşamada; SiOC'ye karbonlu ısı indirgeme uygulanmış; üçüncü aşamada ise 1450°C'de C ile tepkimeye girmiştir. 1800-1900 ve 2000 °C'lerde sinterleme ile $Al_2O_3 - Y_2O_3$ kullanılarak sıvı faz sinterlemesi gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak %40 ile %75 arasında gözeneğe sahip preformların üretilmesi sağlanmıştır. Üretilen preformların gözenek miktarı arttıkça ısı iletkenlik ve basma mukavemet değerleri azalmaktadır. Sinterleme sıcaklığı preformun ısı iletkenliğini ve basma mukavemetini artırmaktadır (Eom, 2008).

$B_4C/SiC/Al$ kompozit malzemelerin üretilmesi ile ilgili yapılan bir araştırma çalışmasında basınçsız infiltrasyon yöntemi uygulanmış ve takviye/matriks ıslatma davranışı incelenmiştir. Öncelikle B_4C tozları infiltrasyon öncesi argon gazı atmosferinde serbest karbonun yokluğunda 1370 °C'de 2 saat süresince ısı işleme tabi tutulmuştur. SiC ve ısı işlem görmüş B_4C tozları alkollü bir ortamda bilyeli öğütme yöntemi ile karıştırılarak bir sıvı karışım hazırlanmıştır. Karışmış tozlar kurutulduktan sonra 100 MPa basınç altında bir bağlayıcı olan PEG (polietilen glikol) ile birlikte preslenmiştir. İnfiltrasyon sıcaklığı 935 ile 1420 °C arasında seçilmiştir. B_4C kompozitleri düşük sıcaklıklarda kısmi üretilebildiği, optimum üretim ise için yüksek sıcaklıkların gerektiği belirtilmiştir. B_4C kompozitlerinin infiltrasyonunda, matriks/arayüzey arasında ıslatma sorununu aşmak için en az 1050 °C infiltrasyon sıcaklığı gerekmektedir. Alüminyum, SiC ile reaksiyona girerek Al_4C_3 fazı, B_4C ile reaksiyona girerek Al_3BC fazı oluşmaktadır. Bu reaksiyon katmanları sıvı akışını bloke etmekte ve infiltrasyon oranını önemli ölçüde düşürmektedir (Arslan, 2009).

B_4C takviyeli Al kompozit malzemelerde matriks/takviye arayüzeyinde görülen Al_4C_3 fazı kompozitin mekanik özelliklerini düşürdüğü için istenmeyen bir yapıdır. B_4C takviyeli Al kompozit üretimi ile ilgili bir çalışmada Si ilavesinin etkisi incelenmiştir. Bu incelemede alüminyuma hacimsel olarak ilave edilen %40 oranında Si ilavesinin ıslatabilirliği artırdığı ve nüfuziyeti hızlandırdığı bulunmuştur. Ayrıca alüminyum alaşımlarındaki Si varlığı, B-Si-Al-C sistemlerinde alüminyum karbür fazlarını önlemesi için gereklidir. Üretilmiş Al-Si kompozitlerde ısı işlem uygulaması ise sertlik değerlerinde önemli bir artışa neden olmuştur (Frage, 2003).

Yayınlanan bir makalede, farklı ölçülerde partiküller ile üretilmiş SiC/Al₂O₃ preformlara sıvı metal infiltrasyonu uygulanmıştır. İnfiltrasyonlar 750 °C'de sıvı Al ile, 625 °C'de sıvı Al-12Si ile ve 1000 °C'de sıvı Ag ile azot gazı ortamında gerçekleştirilmiştir. Her üç kompozit içinde infiltrasyon süresine paralel infiltrasyon uzunluğu artmıştır. Isıl genleşme testleri 50 ile 300 °C arasında yapılmıştır. Takviye oranı arttıkça ısıl genleşme katsayısı azalmakta, partikül boyutunun ise ısıl genleşme katsayısını etkilenmediği rapor edilmektedir. Isıl iletkenlik değerleri ise 190 ile 255 W/mk arasında değişmektedir. Mono-kristalin SiC ısıl iletkenlik değeri 500 W/mk iken, sinterlenmiş polikristalin malzemelerde 270 W/mk değerine düşmektedir. Saf alüminyumun ısıl iletkenlik değeri ise 237 W/mk civarındadır, fakat katı çözeltilde elementler tarafından bu değer önemli ölçüde düşmektedir (Molina, 2005).

AlN ve B₄C takviyeli alüminyum kompozitlerin ıslatma davranışlarının incelenmesi konulu bir makalede; AlN ve B₄C tozları sırası ile manyetik karıştırma, ultrasonik karıştırma, kurulama, elekten geçirme, kuru presleme ve soğuk izostatik presleme işlemlerine maruz bırakılmıştır. Hacimsel olarak %1-10 arasında B₄C tozları ve AlN'den oluşan takviye kompaktları azot atmosferinde 1400-1600 °C sıcaklık değerlerinde sinterlenerek preformlar üretilmiştir. Preformlara azot atmosferinde 1250 °C sıcaklık ve 6,5 kPa basınç değerinde sıvı alüminyum infiltre edilmiştir. Deneysel sonuçlar değerlendirildiğinde, preformların sinterleme sıcaklığı arttıkça preformların gözenek çap ölçüleri artmaktadır. Tam infiltrasyon için preformların %4-10 B₄C içeriğine sahip olması ve 1600 °C'de sinterlenmesi gerektiği tespit edilmiştir. Kompozitlerde B₄C içeriğinin artışı ile infiltrasyon artmaktadır. Sinterlenmiş preformlarda AlN sadece faz olarak gözlenmiştir (Çırakoğlu, 1997).

Fiber takviyeli metal matris kompozitlerin sıkıştırılmalı döküm infiltrasyonu ile üretimi ile ilgili bir literatür çalışmasında işlem basamakları, (a) preform hazırlama, (b) kalıp ve preformun ön ısıtılması, (c) preforma sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile sıvı metal infiltrasyonu, (d) kompozit dökümüne fiber ilave edilmesi ve (e) işleme olarak belirlenmiştir. Prosesin başarılı olması için; oksit kalıntıları, boşluk ve gözenekler, kabarcıklar, soğuk katmanlar ve kapalı bölgeler, kalıp yüzeyine kalıbın yapışması gibi parametrelere dikkat edilmesi gerektiği vurgulanmıştır (Vijayaram, 2006).

Bir başka çalışmada, B_4C partiküllerine ısı işlem uygulayarak ve 30 dk. gibi nispeten yüksek karıştırma süreleri kullanılması ile Al- B_4C kompozitlerini karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilmiştir. Aynı yöntemin uygulandığı farklı bir çalışmada Al-SiC ve Al- Al_2O_3 kompozitlerine göre Al- B_4C kompozitleri için daha kuvvetli bir arayüzey elde edildiği ve Al- B_4C yüzeyinde reaksiyon ürünü gözlemlenmediği rapor edilmiştir. Ne var ki, bu çalışmada da B_4C takviye oranı hacimce %13'tedir (Shorowordi, 2003).

Yapılan bir diğer araştırmada çoğu metalin B_4C ile ıslatabilirlik özelliğinin düşük olduğu belirtilmiştir. Matriks alaşımına B_4C ile kimyasal tepkimeye girmeye imkan verecek elementler katılmadıkça ıslatma gerçekleşmez. Bu çalışmada ıslatma davranışı, kimyasal tepkimeye uygun çeşitli elementler ile incelenmiştir. Sonuçlara bakıldığında $B_4C/Cu-Al$ kompoziti için; alüminyuma ilave edilen Cu oranı arttıkça özellikle %20 oranından fazla katıldığında, B_4C ıslatma temas açısı düşmekte ve ıslatma zorlaşmaktadır. %25 Cu ilave edildiğinde ıslatma açısı 90° olarak bulunmuştur. $B_4C/Sn-Al$ kompoziti için; alüminyuma ilave edilen Sn oranı arttıkça özellikle %6 oranından fazla katıldığında, B_4C ıslatma temas açısı düşmekte ve %60 oranında Sn katıldığında ise ıslatma açısı 105° olarak tespit edilmiştir. Alüminyuma %17 oranında ilave edilen Cu ile yapılan kompozit arayüzeyinde $Al_3B_4C_7$ fazı görülmüştür (Aizenshtein, 2008)

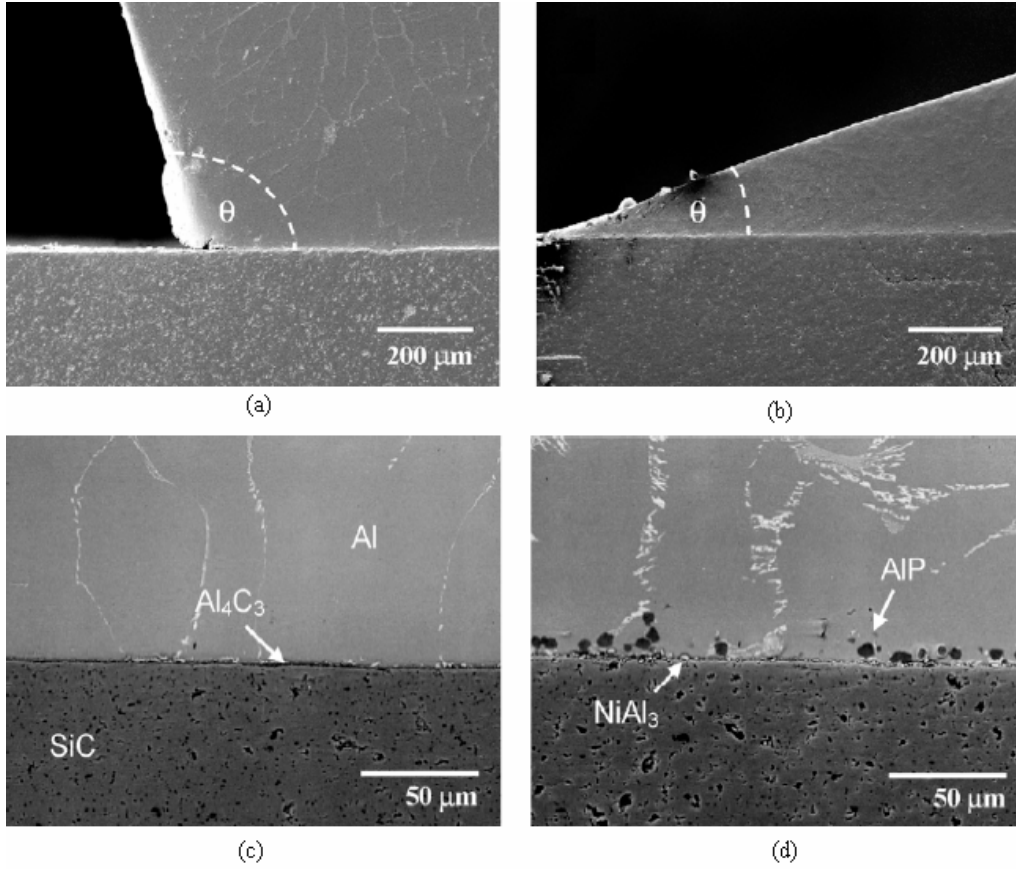
Yayınlanan bir makalede hacimsel olarak %5-15 arasında değişen farklı oranlarda B_4C , döküm yöntemi ile alüminyuma karıştırılmıştır. Farklı boyutlardaki B_4C tozlar, 800 ve 920 °C'de ergimiş alüminyum içerisine katılarak döküm yapılmıştır. Bu çalışmada diğer çalışmalardan farklı olarak K_2TiF_6 flaks (potassium fluotitanate) kullanılması ile B_4C ile alüminyum arayüzeyinde istenmeyen fazların oluşması engellenmiş, ıslatabilirlik artırılmış ve homojen dağılım sağlanmıştır. K_2TiF_6 flaksın sisteme katılma oranı en az kullanılan partikül miktarı kadar olması gerekir. Ayrıca 10 μm 'dan küçük B_4C tozları ile 20 μm ve daha büyük B_4C tozlarını karşılaştırdığımızda, 20 μm ve daha büyük B_4C tozlarının kullanıldığı kompozitlerde daha homojen bir dağılım tespit edilmiştir. İlerleyen çalışmalar sonucunda, %5 ve %10 takviye oranlarında, ıslatma açısından olumlu sonuçlar alındığı, ne var ki %15 takviye oranına çıkıldığında, matriks/takviye arayüzeyinde ıslanmanın yeterli

düzeyle kalmadığı görülmüştür. Hâlbuki aşınma direncinin yüksek olması için, partikül takviye oranının yeterli derecede yüksek olması gerekmektedir (Kerti, 2008; Toptan, 2006; Rogathi, 1992).

Alüminyum matriks kompozit malzemenin karıştırmalı döküm yöntemi ile üretiminde SiC partiküllerin ıslatabilirliği artırmak amacıyla yapılan bir çalışmada A359 matriks alaşımı kullanılmıştır. Karıştırma yapılmadığında ıslatmanın gerçekleşmediği, magnezyum ilaveli sıvı faz karıştırmada %30-40 oranında ıslatmanın arttığı, magnezyum ilaveli ve ısıl işlem görmüş SiC ile yapılan yarı katı faz karıştırmada % 66-95 oranında ıslatmanın arttığı belirlenmiştir. Çalışmada mekanik karıştırmanın gerekliliği, alüminyuma %1 oranında Mg ilavesinin ıslatmayı artırdığı ve SiC'ün hacimsel oranının artması ile ıslatmayı düşürdüğü belirlenmiştir (Hashim, 2001).

Seramiklerin alüminyum ile ıslatmasında nikel kaplamanın etkisi ile ilgili bir araştırma yapılmıştır. Bu çalışmada nikel kaplama uygulanmış ve uygulanmamış Al_2O_3 -SiC plakalara sıvı alüminyum temas ettirilmiştir. Çalışma sonucunda nikel kaplanmış plakalarda arayüzeyde karbür oluşumu gözlenmemiş ve alüminyum SiC ve Al_2O_3 plakalara nüfuz etmemiştir. Şekil 1.1.a'da sıvı alüminyum ile Al_2O_3 arasındaki ıslatma açısı, Şekil 1.1.b'de Ni kaplanmış Al_2O_3 ıslatma açısı, (c) Al-SiC arayüzeyi, (d) Ni kaplanmış SiC arayüzeyi görülmektedir. Al-SiC arayüzeyinde Al_4C_3 fazı, nikel kaplanmış Al/Ni-SiC arayüzeyinde ise $NiAl_3$ fazı tespit edilmiştir. Ni kaplanmış SiC ve Al_2O_3 yüzeylerinin sıvı alüminyumun daha iyi ıslattığı belirlenmiştir (Leon, 2002).

Seramik partiküllerin sıvı alüminyum ile arasında meydana gelen ıslatma açılarının tayini ile ilgili bir çalışmada; %99,7 saflıktaki alüminyum ile seramiklerin arasındaki ıslatma açısı değerleri Tablo 1.1'de görüldüğü gibi tespit edilmiştir (Kennedy, 1999).



Şekil 1.1. (a) Sıvı alüminyum ile Al₂O₃ arasındaki ıslatma açısı, (b) Ni kaplanmış Al₂O₃ ıslatma açısı, (c) Al-SiC arayüzeyi, (d) Ni kaplanmış SiC arayüzeyi (Leon, 2002)

Tablo 1.1. Bazı sıcaklıklarda sıvı alüminyum ile seramiklerin ıslatma açıları (Kennedy, 1999)

Malzeme	Ortalama partikül ölçüsü (μm)	Temas açısı	Sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)
SiC	<37	134°	800 $^{\circ}\text{C}$
B ₄ C	5-20	135°	900 $^{\circ}\text{C}$
Al ₂ O ₃	5-20	150°	700 $^{\circ}\text{C}$
C	uzunluk 100	157°	800 $^{\circ}\text{C}$
SiO ₂	10-20	150°	700 $^{\circ}\text{C}$
Si ₃ N ₄	<45	160°	700 $^{\circ}\text{C}$
ZrC	<5	150°	900 $^{\circ}\text{C}$
VC	<5	130°	700 $^{\circ}\text{C}$
TiC	6-15	118°	700 $^{\circ}\text{C}$
TiB ₂	5-10	98°	900 $^{\circ}\text{C}$
ZrN	<45	167°	900 $^{\circ}\text{C}$
TiN	5-20	135°	900 $^{\circ}\text{C}$

Yoğunluğu $4,53 \text{ g/cm}^3$ ve $11 \mu\text{m}$ çapında metal-seramik karışımı Ti_3SiC_2 tozlarına akımsız bakır kaplama ile ilgili yayınlanan bir çalışmada, kaplama banyosunda; $18 \text{ g/L CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, 13 ml/L HCHO , 7 g/L NaOH , 24 g/L EDTA , $15 \text{ g/L C}_4\text{H}_4\text{KNa} \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ ve $30 \text{ mg/L 2,2-prime-bipyridly}$ kullanılmıştır. Kaplama çözeltisinin pH değeri 13 ve kaplama banyosu sıcaklığı ise $65 \text{ }^\circ\text{C}$ olarak belirlenmiştir. Ti_3SiC_2 tozları başarı ile Cu kaplanmıştır. Kaplama katmanı ile Ti_3SiC_2 -Cu kompozitlerde arayüzey adezyonunun geliştirildiği tespit edilmiştir (Zhang, 2007).

SiC_p/Al kompozitleri yüzeylerini metalize etmek için akımsız nikel kaplama uygulamasına dair bir makalede, kaplama banyosunda; $25 \text{ g/L NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, $20 \text{ g/L NaH}_2\text{PO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$, 25 ml/L , $25 \text{ ml/L C}_3\text{H}_6\text{O}_3$, $20 \text{ g/L H}_3\text{BO}_3$, 1 g/L NaF ve $0,003 \text{ g/L KIO}_3$ kullanılmıştır. Kaplama çözeltisinin pH değeri 4,5 ve kaplama banyosu sıcaklığı ise $90 \text{ }^\circ\text{C}$ olarak belirlenmiştir. Çalışmada Ni kaplama film kalınlığı artıkça lineer olarak mikro sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir (Li, 2006).

Yapılan bir diğer araştırma çalışmasında, basınçlı infiltrasyon tekniği ile üretilen Al-SiC kompozitlerin aşınma davranışları incelenmiştir. Kompozitlerin abrasif aşınma deneyleri 28 N yük altında yapılmıştır. Çalışmada $85, 105, 125, 180$ ve $250 \mu\text{m}$ tane büyüklüğüne sahip beş farklı Al_2O_3 abrasif bant $0,18 \text{ m/s}$ hızında kullanılmıştır. 13 ve $37 \mu\text{m}$ ölçülerine sahip %60 SiC takviyeli Al kompozitlerde yüksek tanecikli abrasif Al_2O_3 bantların kullanılması ile aşınma abrasif aşınma oranı artış göstermiştir. Yüksek tanecikli ($<150 \mu\text{m}$) abrasif Al_2O_3 bantlarda yapılan aşınma süresince kaba taneli ($37 \mu\text{m}$) SiC tanelerin kırılması sonucunda kompozitlerin aşınma dirençlerinde düşüş gözlenmiştir (Candan, 2001).

MMK ile ilgili yapılan bir çalışmada seramik partikül destekli kompozit vorteks (karıştırılmalı döküm) yöntemiyle üretilmiştir. Matriks alaşımı olarak ağırlıkça %12 Si içeren Al-Si-Mg alaşımı ve takviye olarak ortalama $20 \mu\text{m}$ partikül boyutunda SiC tozları ile granül halde bulunan Alüminyum Sülfat ve Amonyum Sülfat tozları kullanılmıştır. Kullanılan takviye elamanları seramik bir pota içerisinde su ile çözüldükten sonra, 1200°C sıcaklığa çıkabilen bir fırında iki saat süre ile bekletilmiştir. Reaksiyon sonucu, su ve sülfat iyonları uçarak yapraksı $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ toz karışım keki elde edilmiştir. Elde edilen seramik kek öğütülmüş ve vorteks

yöntemiyle sıvı alüminyuma ağırlıkça %10 katılarak metal matriks kompozit üretilmiştir. Matriks alaşımına göre kompozit numunelerin çekme dayanımında artış gözlenmiştir. Optik resim ve kırık yüzeylerin SEM görüntülerinde matriks içersinde partikül dağılımının homojen olduğu ve dentrit karıştırma ve partiküllerin yapay çekirdeklenme etkisi ile oldukça incelendiği görülmüştür (Altınkök, 2006).

Ağırlıkça %5, %10 ve %15 oranında SiC partikül takviyeli MMK malzemeler ile ilgili yapılan bir incelemede, sıkıştırma döküm yöntemi kullanılmış ve ekstrüzyon yöntemi kullanılmıştır. Talaşlı şekillenebilirliği belirleyebilmek için uygulanan tornalama işleminde; kesme hızı, ilerleme ve kesme derinliği sabit alınmış, çok tabakalı kaplamalı sert metal takım kullanılarak takım ömrü belirlenmiştir. SiC oranının artmasıyla takım aşınmasının arttığı, buna bağlı olarak takım ömrünün kısaldığı görülmüştür. Ayrıca, %5 ve %10 SiC içeren malzemenin talaşlı şekillendirilmesinde sürekli talaş elde edilirken, %15 SiC içeren malzemenin talaşlarının kırık olduğu gözlenmiştir (Şahin, 2006).

1.2. Çalışmanın Amacı ve Kapsamı

Bu tez çalışmasında SiC, B₄C ve SiC/B₄C takviyeli alüminyum kompozitlerin üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi hedeflenmiştir. Takviye elemanlarının seramik preformlara dönüştürülmesi için replika (kopyalama) yöntemi, kompozit üretim prosesi olarak ise basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanılması planlanmıştır. Çalışmanın kapsamını sıralarsak;

- 1) Optimum seramik preform üretimi için modelleme çalışması yaparak deneylerden önce infiltrasyon için fikir elde etmek,
- 2) Seramik preformların üretim optimizasyonlarını yaparak 45, 60 ve 80 ppi (lineer inç doğru üzerindeki gözenek sayısı) gözenekli SiC, B₄C ve SiC/B₄C preformlar üretmek,
- 3) Üretilen SiC preformların akımsız nikel ve bakır kaplama yöntemi yüzeylerini nikel ve bakır kaplayarak sıvı alüminyuma karşı ıslatabilirliği artırmak,
- 4) Üretilen preformlara basınçlı infiltrasyon yöntemi ile alüminyum alaşımı emdirmek,

- 5) Üretilen kompozitlere mekanik deneyler uygulayarak mekanik özelliklerini tayin etmek (çekme deneyi, eğme deneyi ve sertlik deneyi),
- 6) Kompozitlere aşınma deneyi uygulayarak tribolojik özelliklerini belirlemek,
- 7) Üretilen kompozitlere ısı analizler uygulayarak ısı özelliklerini araştırmak (ısı yayılımı, ısı genleşme, ısı genleşme katsayısı ve ısı iletkenlik),
- 8) Üretilen seramik preform ve kompozitlerin optik, stereo ve SEM mikroyapıları incelemelerini yapmak,
- 9) Üretilen kompozitlerin EDS ve XRD analizlerini yaparak yapıdaki elementleri tayin etmek,
- 10) Üretilen kompozitlerin matriks/takviye elemanı arayüzeyini incelemek,
- 11) Üretilen kompozitlerin işlenebilirliğini ve takım aşınmasını incelemek,
- 12) Son olarak literatürdeki çalışmalar ile elde edilen verileri karşılaştırmaktır.

Bu çalışmada bir sıvı faz üretim tekniği olan infiltrasyon yöntemi kullanılmıştır. Bilindiği üzere sıvı faz üretim tekniklerinde karşılaşılan en büyük sorunlardan biri de ıslatma problemidir. Deneysel çalışmalarda replika yöntemi ile üretilen preformların akımsız Ni ve Cu ile kaplanması, alüminyum matriks malzemesi ile arasındaki ıslatabilirliği artırmaktır. Buradaki kaplamanın hedefi; Ni ya da Cu'dan bir kaplama katmanı ile seramik preformlar ve sıvı alüminyum matriks alaşımı arasındaki teması kesmek ve ıslatma davranışını geliştirmektir.

Çalışmanın amaçlarından biri de açık kanallı ve gözenekli SiC, B₄C ve SiC/B₄C preformları üretmek ve infiltrasyona hazır hale getirmektir. Literatür incelemelerinde B₄C seramik preformların replika metoduyla üretimine dair bir çalışmaya rastlanmamıştır. Dolayısıyla bu seramik preformların üretilebilirliğinin incelenmesi de amaçlanmıştır.

Bu çalışma ayrıca matriks ve takviye elemanı arasındaki ıslatma problemini gidermek ve ıslatmayı iyileştirmeyi hedeflemektedir. Literatürdeki çalışmalarda takviye elemanları toz halinde kaplanmış fakat seramik preform yapısında iken akımsız yöntem ile kaplanması denenmemiştir. Seramik preformların akımsız metal kaplama yöntemi ile bakır ve nikel kaplanması ana hedeflerimizdendir.

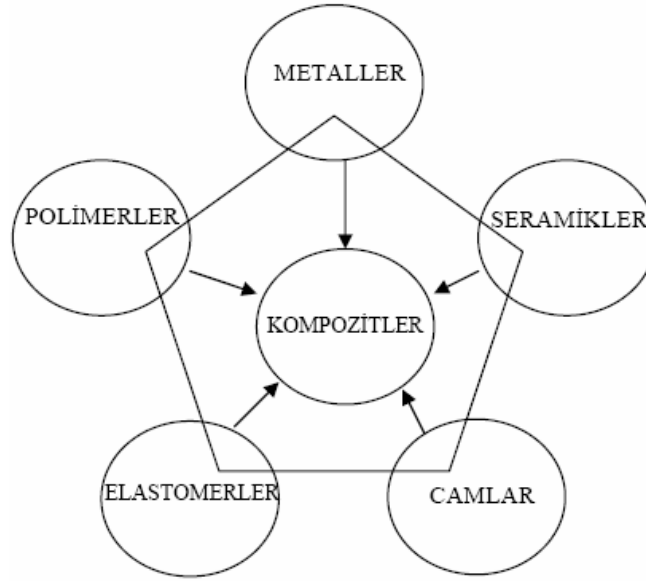
Yapılacak çalışmalar ile üretilecek kompozitler, takviyesiz matriks alaşımının özellikleri ile karşılaştırıldığında; yüksek mukavemet, yüksek elastik modül, daha iyi aşınma direnci, yüksek sertlik, düşük ısıl yayınım, düşük ısıl iletkenlik ve düşük ısıl genişleme değerlerinin elde edilmesi beklenmektedir.

Üretilecek kompozitler, özellikle otomotiv sektöründe kullanılması için tasarlanmıştır. İmal edilecek kompozitlerin; fren diski, fren balatası, fren elemanları, aşınmaya dirençli makine parçaları, sürtünmeye maruz kalan elemanlar, ısının tesiri altında çalışan parçalar, hafif ve mukavemet istenen kompaktlarda kullanılması önerilmektedir.

BÖLÜM 2. KOMPOZİT MALZEMELER

2.1. Giriş

Kullanılabilir cisimler yapmak amacı ile doğal ya da yapay olarak üretilmiş maddelere malzeme denir. Günümüzde birçok malzeme çeşidi bulunmaktadır. Malzemeler cinsine göre; seramik, metalik, polimer, kompozit, elastomer ve cam malzemeler olarak sınıflandırılabilir. Şekil 2.1'de kompozit malzemelerin üretildikleri malzeme sınıfları görülmektedir.



Şekil 2.1. Kompozit malzemelerin üretildikleri malzeme sınıfları (Yılmaz, 2007)

Kompozit aslında karışım anlamına gelmekle birlikte çözünen ve çözen bileşenlerden oluşmaz. Bileşenler arasında atom alışverişi bulunmamaktadır. Geleneksel malzemelerde mevcut olmayan ya da sınırlı olan bazı özellikleri geliştirmek amacıyla birbiri içerisinde çözünmeyen farklı özelliklere sahip en az iki bileşenden oluşan malzemelere kompozit malzemeler denir. Kompozit bileşenleri kimyasal

olarak birbirlerini etkilemezler ve özellikle insan tarafından dizayn edilerek üretilirler. Kompozit bileşenlerinin atom boyutu 300 nano altında ise bu tür kompozitlere nano kompozit denir. Malzemeler birbiri içerisinde çözünürse bu tür malzemeler kompozit değil alaşım olur Kompozit malzemelerde yapıyı oluşturan bileşenler birbiri içinde çözünmeleri istenmez, özellikle metalik sistemlerde bir miktar çözünme bileşenler arasında güçlü bağlanımların oluşmasına katkı sağlar (Akbulut, 2007; Şahin, 2006; Chawla, 2006).

Kompozit malzemelerde çeşitli form ve oranlarda takviye fazı ile bu malzemenin çevresinde hacimsel olarak çoğunluğu oluşturan matriks malzeme bulunmaktadır. Bu iki malzeme grubundan, takviye malzemesi kompozit malzemenin mukavemet ve yük taşıma özelliğini, matriks malzeme ise plastik deformasyona geçişte oluşabilecek çatlak ilerlemelerini önleyici rol oynamakta ve kompozit malzemenin kopmasını geciktirmektedir (Atmaca, 2006).

Matriks olarak kullanılan malzemenin bir amacı da fiber malzemeleri yük altında bir arada tutabilmek ve yükü lifler arasında homojen olarak dağıtmaktır. Böylece fiber malzemelerde plastik deformasyon gerçekleştiğinde ortaya çıkacak çatlak ilerlemesi olayının önüne geçilmiş olur. Kompozit malzemelerin avantajı, bileşenlerinin en iyi özelliklerini bir araya getirmesidir. Kompozit malzemelerin üretimi ile aşağıdaki özelliklerin bir yada birkaçının geliştirilmesi amaçlanır (Buytoz, 1999; Atmaca, 2006).

- 1) Yüksek mukavemet
- 2) Aşınma dayanımı
- 3) Yorulma dayanımı
- 4) Kırılma tokluğu
- 5) Korozyon dayanımı
- 6) Yüksek sıcaklık performansı
- 7) Isıl ve akustik iletkenlik
- 8) Maliyet
- 9) Estetik görünüm
- 10) İmalat kolaylığı

2.2. Kompozitlerin Sınıflandırılması

Kompozit malzemeler kullanılan takviye elemanının şekline göre beş sınıfa ayrılabilir. Bunlar partikül takviyeli, fiber takviyeli, levhasal, tabakalı ve doldurulmuş kompozit malzemelerdir. Şekil 2.2’de kompozit malzemelerin takviye elemanının şekline göre sınıflandırılması örnek mikroyapı resimleri ile birlikte gösterilmiştir.

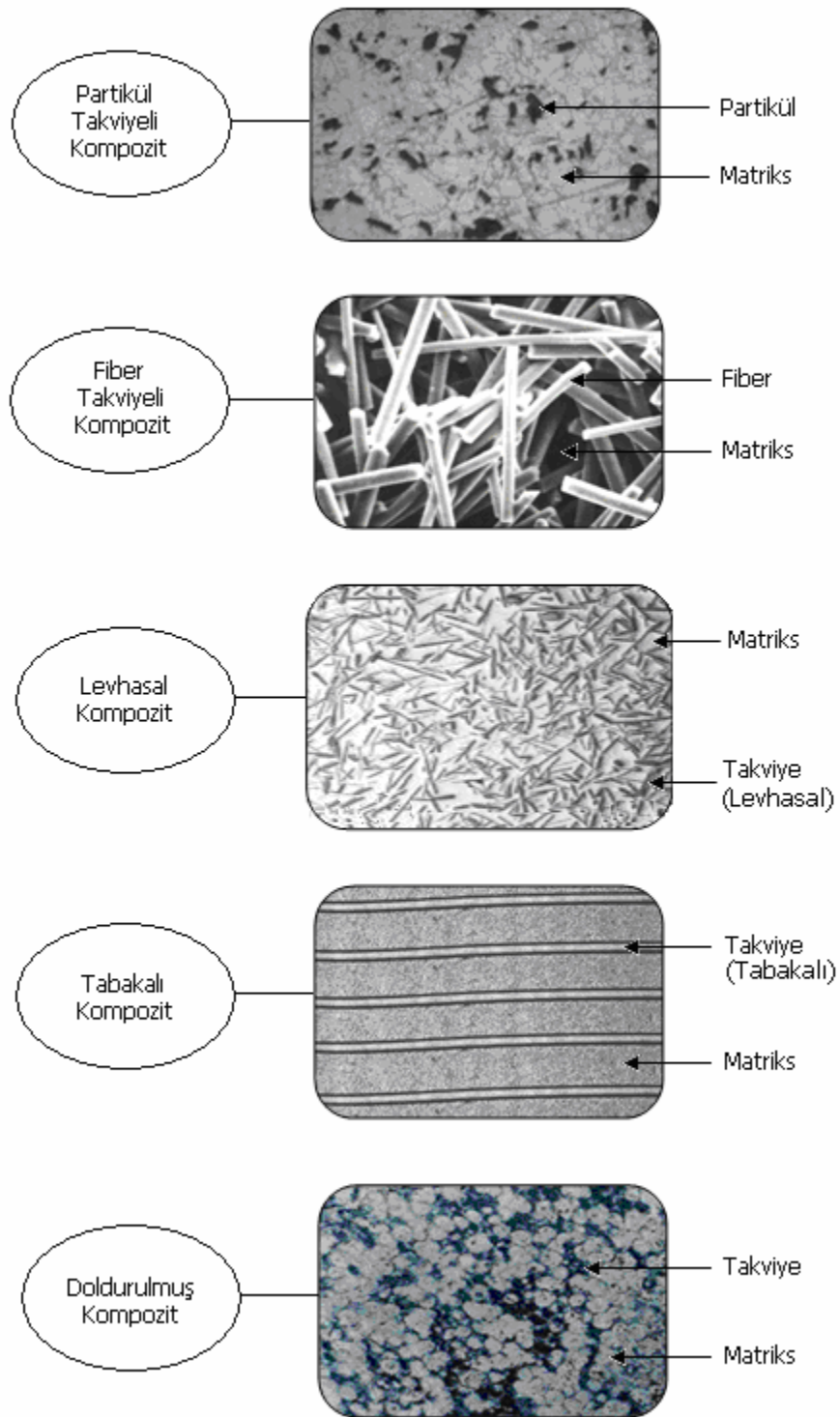
1) Partikül takviyeli kompozitler: Bu tip kompozitler, makroskobik veya mikroskobik partiküllerin matriks ile oluşturdukları malzemelerdir. Ortalama gömülen parçacık boyutu 1 mm’ den büyük ve takviye hacim oranı genelde % 50’den fazla kullanılmamaktadır (Kurnaz, 1993).

2) Fiber takviyeli kompozitler: Bu tür malzemelerde, matriks kompozite gelen yükü fibere iletir, yükün çoğu fiber tarafından taşınır ve özellikleri anizotropiktir. Fiber formları; örgülü, şerit fitil veya tabakalar halinde yönlü olarak kullanılır (Akbulut, 1995).

3) Levhasal kompozitler: Matriks fazı içindeki levha şekilli takviye elemanlarından oluşan kompozitlerdir. Al-grafit sistemi levhalar; pullar, cam, mika ve metal olabilir. En çok bilinen metal levhalar AlB_2 ve Be levhalardır.

4) Tabakalı kompozitler: Bu tür kompozitler farklı bileşenli plakaların sandviç (üst üste) şeklinde birleştirilmesiyle elde edilir. Bu kompozitler, matriks içerisine rasgele yönelmiş, tek yönlü veya çift yönlü fiber takviyeli tabakalardan oluşmaktadır (Şahin, 2006).

5) Doldurulmuş kompozitler: Sürekli bir iskelet yapıya sahip takviye malzemesi formunun matriks bir malzeme ile doldurulmasından üretilen kompozitlerdir. Matriks malzemesinin daha önceden hazırlanmış preform (köpük) yapıya basınçlı, basınçsız ya da döküm yoluyla emdirilmesi ile elde edilir (Akbulut, 1995; Altınkök, 2002).



Şekil 2.2. Kompozit malzemelerin takviye elemanının şekline göre sınıflandırılması (Akbulut, 1995; Altınkök, 2002; Kurnaz, 1993; Şahin, 2002).

Kompozit malzemeler, kullanılan matriks malzemesinin cinsine göre ise beş ana sınıfa ayrılmaktadır. Bunlar polimer matriks, metal matriks, seramik matriks, karbon/karbon ve nano kompozit malzemelerdir.

Şekil 2.3’de kompozit malzemelerin kullanılan matriks malzemesinin cinsine göre sınıflandırılması gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Kompozit malzemelerin kullanılan matriks malzemesinin cinsine göre sınıflandırılması (Akbulut, 1995; Altınkök, 2002; Kurnaz, 1993; Şahin, 2002; Yılmaz, 2007).

1) Metal matriks kompozitler (MMK): Bu malzemeler ana yapıyı matriks metalin oluşturduğu ve takviye elemanı olarak da genellikle seramik bir takviye fazının kullanıldığı kompozitlerdir. Bu malzemelerin seçiminde hemen hemen hiçbir sınırlama yoktur. Deneysel çalışmalara bakıldığında çok farklı türlerin kullanıldığı

göze çarpar. Son 45-50 yıldır MMK'ler ile ilgili pek çok araştırma yapılmış ve literatürde olumlu şekilde yer almıştır. Metal matriks kompozitler geleneksel malzemelere en büyük alternatiftir. Seramiklerin yüksek elastik modülü ile metallerin plastik şekil değiştirme özellikleri birleştirilerek aşınmaya dayanıklı, kırılma tokluğu ve basma gerilmesi yüksek malzemeler elde edilmektedir. Bu kompozitler yaygın olarak otomotiv, havacılık ve savunma sanayinde kullanılmaktadır (Çalın, 2006; Akbulut, 1995; Altınkök, 2002).

2) Seramik matriks kompozitler (SMK): Seramik malzemeler çok sert ve kırılındırlar. Ayrıca yüksek sıcaklık dayanımlarına ve göreceli düşük yoğunluk özelliklere sahiptirler. Seramik malzemeler ısıl şok direnci ve tokluğu düşük malzemelerdir. Bunlar; Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 , B_4C , cBN, TiC, TiB, TiN ve AlN'dir. Bu bileşikler değişik yapılarda olup amaca göre bir ya da bir kaçını beraber kullanılarak seramik matriks kompozitler elde edilir. Sandviç zırhlar, çeşitli askeri amaçlı parçalar imali ile uzay araçları bu ürünlerin başlıca kullanım yerleridir. Seramik matrikse ilave edilen karbon, seramik ve cam fiberler özellikle yüksek sıcaklık uygulamaları gibi özel şartlar için geliştirilmektedir. Seramik malzemelerin seramik fiberler ile takviye edilmesi durumunda, mukavemet yükselmekte ve tokluklar da artmaktadır. Alümina ve zirkonya esaslı seramik kompozitler üzerindeki son yıllardaki çalışmalar, bu malzemelerin sadece roket başlığı, uzay araçları gibi uygulamalarda değil aynı zamanda insan vücudunda da biomalzeme olarak kullanılmaya başlanmasına sebebiyet vermiştir (Ünal, 2005; Akbulut, 1995; Gültekin, 2007).

3) Polimer matriks kompozitler (PMK): Sürekli fiber takviyeli olarak yaygın olarak kullanılan polimer matriksler termoset ve termoplastikler olarak iki gruba ayrılır. Bu kompozitlerin sürekli fiberlerle takviye edilmiş polyester ve epoksi reçine matriksli olanları en önemlileridir. Kullanılan takviye malzemelerinin başlıcaları ise, cam fiber, kevlar fiber, bor fiber ve karbon fiberlerdir. PMK'lerin üretiminde en çok kullanılan yöntemler, elle sıvama, tel sarma, kese kalıplama işlemi, pultrüzyon metodu, sıvı akış tekniği, takviyeli reaksiyon, enjeksiyon kalıplama, ekstrüzyon ve termo oluşum yöntemleridir (Toptan, 2006; Akbulut, 1994). PMK'lerin başlıca kullanım alanları ise, korozyon direnci sebebiyle denizcilik uygulamaları, hafifliği

sebebiyle otomotiv ve diğer taşımacılık endüstrileri ile spor malzemeleri, yanmazlık özelliği istenen otomotiv iç dekorasyonu gibi alanlar olarak gösterilebilir (Ögel, 1997).

4) Karbon-karbon kompozitler (KKK): Karbon - karbon kompozitleri, saf karbon partiküllerinin (primer karbon bileşeni olarak tanımlanır) karbon esaslı bağlayıcı (bu malzeme karbonizasyon işlemi esnasında sekonder karbon bileşenini oluşturur) ile J karışımından elde edilir. Neticede, malzemenin tümü karbon olup karbonlar iki farklı şekilde bulunur. Bunlardan biri, dolgu (primer) diğeri ise bağlayıcı (sekonder) niteliğinde olan karbondur. Matriks malzemesi olarak kullanılan karbonun birim ağırlıktaki ısı kapasitesi oldukça yüksektir. Roket ağızlarında, uzay araçlarında bulunan koruyucu kalkanlarda, debriyaj ve fren balata-disk sistemlerinde kullanılmaktadır. Bu malzemeler yüksek teknoloji gerektiren askeri ve uzay alanlarındaki uygulamalarına nispeten düşük hacim sağlamasına karşın, katma değeri yüksek ve oldukça pahalı malzemelerdir (Gültekin, 2007; www.xengineer.net).

5) Nano Kompozitler (NK): Nano kompozitler mineral nano dolgulu ve %10'dan daha az miktarda nano boyutlu mineral içeren kompozit malzemelerdir. Kullanılan nano boyutlu parçacıkların boy-en oranı ve yüzey alanının çok yüksek olmasından dolayı kompozitlerin mekanik, yanmazlık, ısıl ve bariyer özellikleri çok iyi yönde geliştirilebilmektedir. Bu kompozitlerin üretilmesinde daha çok ergimiş metal karıştırması, toz metalürjisi ve mekanik alaşımlama kullanılır (Şahin, 2006).

2.3. Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Metal, seramik ve polimer gibi geleneksel malzemeler günümüz teknolojisinde ihtiyaçlara cevap vermediği için kompozit malzemelere yönelme söz konusudur. Kompozit malzemelerin geleneksel malzemeler karşısında üstün mekanik özellikler sergilemesi son yıllarda bunların üretim teknikleri üzerinde daha yoğun çalışmalar yapılmasına yol açmıştır. Fakat bu kompozitlerin üretim maliyeti hala yüksek ve üretim aşamalarında bazı problemler ile karşılaşmaktadır.

Kompozit malzemelerin üretim yönteminin seçilmesinde; matriks, takviye elemanı, istenen mekanik ve fiziksel özellikler ile parça şekli göz önünde tutulur. Kompozit malzemelerin üretim yöntemleri sıvı hal üretim teknikleri ve katı hal üretim teknikleri olarak iki ana başlık altında toplanabilir. Şekil 2.4’de metal matriks kompozitlerin üretim teknikleri şematik olarak sıralanmıştır.



Şekil 2.4. Kompozit malzemelerin üretim teknikleri (Buytoz, 1999; Atmaca, 2006; Gültekin, 2007)

2.4. Kompozitlerin Kullanım Alanları

Kompozit malzemelerin kullanım alanı son yıllarda giderek artmaktadır. Hemen hemen her alanda ve her sektörde kompozit malzeme uygulamalarını görmek mümkündür. Günlük hayatta yaygın şekilde cam elyafı, cam, keçe ve cam dokuma ile polyester reçineden yapılan çeşitli ürünler kullanılmaktadır. Cam elyaf oranı % 30– 40 arasındadır. Çay tepsisi, masa–sandalye, depo, küvet, tekne, bot ve otomotiv sanayi bu kompozitlerin uygulama örnekleridir. Ayrıca formika, baskılı devre plakası, elektrikçi fiberleri, spor malzemeleri ve atlama sırtıkları, kaynak takımı, tenis raketi ve yarış kanoları değişik kompozit malzemelerden yapılan ürünlerdir (Ünal, 2005). Kompozit malzemelerin otomotiv, uzay ve havacılık sanayinde kullanımı

başta hafiflik ve sağlamlık nitelikleri sayesinde. Amaç daha az yakıt harcamak, daha yüksek hıza ulaşmak ve verimliliği sağlamaktır. Bu kullanımda sadece maddi kazanç düşünülmeyp stratejik performanslarda dikkate alınmıştır. Özellikle titreşim, yorulma ve ısı dayanımı gibi nitelikler uzay ve havacılık sanayinde kompozit malzemelerin önde gelen avantajlarıdır (Ünal, 2005). Son yıllarda özellikle uzay ve uçak araçlarında kompozit malzemelerin kullanımları yaygınlaşmıştır. Örnek verirse; Boeing 757 ve 767 uçaklarında % 30'dan fazla polimer matriksli kompozitler kullanılmıştır. Douglas AV8B Harrier avcı uçaklarında kanatlar ve gövde karbon fiber takviyeli kompozitlerden üretilmiştir. Voyager uçağı petrol ürünlerine dayanıklı kompozit malzeme kullanmıştır. Corvette, Ferrari, Avanti, Toyota ve Ford otomobil firmaları araç üretimlerinde kompozit malzemeler kullanmaktadır. Amerika uydu ve uydu teçhizatlarında kompozit malzemeler kullanmış, NASA ise araştırmalarında kompozit malzemeleri incelemekte ve geliştirmektedir (Akbulut, 2007). Kompozit malzemeler, değerli niteliklerden dolayı uzay ve havacılık araçlarında gittikçe daha fazla kullanılmaktadır. Bugün bir av bombardıman uçağında kompozit malzeme kullanımı toplam uçak ağırlığının yarısına ulaşmış bulunmaktadır. Bu sayede bor karbür, silisyum karbür, alümina karbon, cam ve kevlar elyafı değişik reçinelerle çeşitli kompozit malzemeler yapımında kullanılmaktadır. Kompozit malzemelerin silah üretiminde kullanımı pek yaygın olmamakla beraber 3000 bara kadar dayanabilen 60 ve 81 mm gibi küçük çaplı havanlar için bazı çalışmalar olmuştur. Bu silahlar hafifliği nedeniyle piyadenin savaş performansını artırıcı niteliktedir. Roket üretiminde kompozit malzemelerin rolü oldukça büyüktür. Örnek olarak M72'de motor lançeri cam elyafı ve epoksiden, apilasta ve diğer tanksavar roketlerde gövde kısmen kevlar ve epoksiden, M77 MLRS'de nozüller karbon kompozit malzemesinden yapılmaktadır. Mühimmat üretiminde de kompozit malzemeler kısmen kullanılmaktadır. M19 A/T mayınında gövde ABS reçine ve cam elyaf parçacıklarından, bu mayına ait küçük ve büyük belleville yayları cam doku ve fenolik reçineden yapılmışlardır. 155 mm'lik ICM mühimmatı gövdelerinde cam elyafı epoksi sargı vardır. Miğfer konusunda ise kevlar ve değişik reçineler kullanılmaktadır. Kurşungeçirmez yeleklerde günümüzde örgülü kevlardan balistik testler için zırh levhaları, cam ve fenolik reçineler imal edilmektedir (Ünal, 2005). Ayrıca DURALCAN firması, SiC takviyeli alüminyum kompozitlerden fren diski üretmiş ve ticari olarak uygulamaya geçirmiştir.

BÖLÜM 3. METAL MATRİKS KOMPOZİTLER

3.1. Giriş

Metal matriks kompozit malzemeler (MMK), kompozit malzemelerin bir grubunu temsil eder. Metal matriks kompozitler, tüm kompozitler gibi kimyasal ve fiziksel olarak farklı olan en az iki fazı içerir. Bu kompozit elde edilebilir tek fazlı malzemelerde olmayan özellikleri ortaya çıkarmayı amaçlar. Genellikle fiber yada partikül fazı olmak üzere iki faz kullanılmaktadır. Genellikle takviye fazları metalik matriks içinde dağıtılarak metal matriks kompozit oluşturulur. Metalik matrikse seramik takviye edilmiş metal matriks kompozitler mükemmel mekanik performans sergilerler. Takviye elemanları kompozitte sürekli veya süreksiz fazlar olmak üzere iki şekilde yer alır (Chawla, 2006).

Metal matriks kompozitlerin matriks malzemesi genelde alüminyum ve alaşımlarıdır. Magnezyum, demir, titanyum ve süper alaşımlar matriks malzemeleri alüminyuma nazaran daha az kullanılmaktadır. Metal matriks kompozitlerin spesifik uygulamalarında bakır, çinko ve kurşun matriks malzemeleri tercih edilmektedir (Clyne, 1993).

Metal matriks kompozit malzemelerde süreksiz takviyeli kompozitlerin üretim maliyeti, sürekli fiber takviyeli metal matriks kompozitlerden genellikle daha azdır. Fakat sürekli takviyeli metal matriks kompozitler bazen düşük mekanik özelliklere sahip olabilmektedir. Sürekli fiber takviyeli metal matriks kompozit malzemeler genellikle mekanik özellik ve ticari potansiyel açısından daha çok kabul görür ve önerilir (www.cmt-ltd.com).

Alüminyum matriks kompozit malzemeler, diğer kompozit malzemeler gibi tekil malzemeler değildir. Takviyeli bu kompozitler; rijitliği, mukavemeti, yoğunluğu, ısı

ve elektriksel özellikleri üretim sonrası uygun hale getirilmiştir. Metal matriks kompozit malzemelerin istenen özellikleri kazanması için, üretim aşamasında matriks alaşımı cinsi, takviye malzemesi, takviyenin hacmi ve şekli, takviyenin dağılımı ve üretim metoduna dikkat edilmesi ve iyi seçilmesi gerekir. Değişken özelliklerine bakılmaksızın alüminyum kompozitlerin düşük maliyet konusunda diğer metal matriks kompozitlere göre önemli avantajı vardır. İlave olarak mükemmel ısı iletkenlik, yüksek mukavemet, mükemmel aşınma direnci, yüksek sıcaklıkta çalışabilme, yanmazlık, yakıt ürünleri ve çözücülere karşı minimum etkilenme ve şekil alabilme kabiliyetleri diğer avantajlı yönleridir (Chawla, 2006).

Alüminyum metal matriks kompozit malzemeler döküm, toz metalürjisi, infiltrasyon, karıştırma (vorteks) döküm ve in-situ gibi teknikler ile üretilebilmektedir. Mütemediyen yüksek kalitedeki ürünler bol miktarda mevcut değildir. Üreticiler proses ve ürünleri geliştirmede, buna ilaveten maliyeti azaltmada büyük çaba sarf etmektedirler. Özellikle fren motorları, pistonlar ve diğer otomotiv parçaları için bu uğraş halen günümüzde devam etmektedir.

Golf ürünleri, bisikletler, makine parçaları, elektronik alt katmanlar, uzay ve havacılık malzemeleri, ekstrüzyon edilmiş köşebentler ve kanallar ile yapısal ve elektronik gibi uygulamalarda ürün geliştirme çalışmaları sürdürülmektedir. Fiber takviyeli ve tungstenli süper alaşım kompozitleri, 1550 °C ortam sıcaklığında çalışan jet türbin motorlarında kullanılması ve geliştirilmesi ile ilgili çalışmalar devam etmektedir (www.composites-by-design.com).

Metal matriks kompozitlerin diğer uygulamalarına örnek verecek olursak, güç aktarım hatlarında Al_2O_3 fiber takviyeli alüminyum matriks kompozitleri, süper iletken manyetik sistemlerde Nb-Ti filamentli bakır matriks kompozitleri, kesme takımları ve yağ kanalı dişlerinde tungsten karbür (WC)/kobalt (Co) partikül takviyeli kompozitler, havacılık, otomotiv ve termal kontrol mekanizmalarında SiC partikül takviyeli alüminyum matriks kompozitler kullanılır (Chawla, 2006; www.composites-by-design.com).

Yüksek elektriksel özellik, ısı iletkenlik ve mükemmel mekanik özelliklere sahip grafit/bakır kompozitleri değişken özelliklere sahiptir ve yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir. Bu kompozitler çelikler ve düşük yoğunluklu titanyum ile karşılaştırıldığında üretilebilirliği ve işlenebilirliği daha kolaydır. Sünek süperiletkenler bakır matriks ve niobyum/titanyum süper iletken filamentleri ile üretilmektedir. Alümina veya tungsten partikül takviyeli bakır matriks kompozitler elektronik paketleme ve soğutucularda kullanılır (Clyne, 1993).

SiC takviyeli titanyum matriks kompozit malzemeler uzay araçları için zırh malzemesi olarak kullanılır. Paslanmaz çelik, takım çelikleri ve paslanmaz çeliğe benzeyen (ısıyla sertleştirilemeyen krom demir alaşımı gibi) malzemeler TiC parçacıkları ile takviye edilerek kompozit haline dönüştürülebilir.

MMK malzemeler monolitik (tekil) metaller ile karşılaştırıldığında;

- Yüksek mukavemet/yoğunluk oranı,
- Yüksek rijitlik/yoğunluk oranı,
- Daha iyi yorulma direnci,
- Daha iyi ve yükseltilmiş ısı özellikler,
 - Yüksek mukavemet ve düşük sürünme oranı,
- Düşük ısı genişleme katsayısı,
- Daha iyi aşınma direnci, açısından avantajlıdır.

MMK malzemeler polimer matriks kompozitler ile karşılaştırıldığında;

- Yüksek sıcaklıkta kullanma özelliği,
- Yanmaya dayanıklılık,
- Yüksek rijitlik ve mukavemet,
- Su emme özelliği,
- Yüksek elektrik ve termal iletkenliği,
- Daha iyi radyasyon direnci,
- Gaz gidermeme,
- Visker (kılcal kristal) ve partikül takviyeli metal matriks kompozitlerin metal işleme yöntemleri ile işlenebilirliğinin olması özelliklerden dolayı göze çarpar.

MMK malzemelerin, monolitik (tekil) metaller ve polimer matriks kompozitler ile karşılaştırıldığında bazı dezavantajları şunlardır;

- Bazı malzeme sistemlerinin yüksek maliyeti,
- Nispeten gelişmemiş teknolojiye ihtiyaç duyması,
- Fiber takviyeli sistemler için (döküm vs.) kompleks üretim yöntemleri,
- Sınırlı servis (tamir-bakım-geri kazanım).

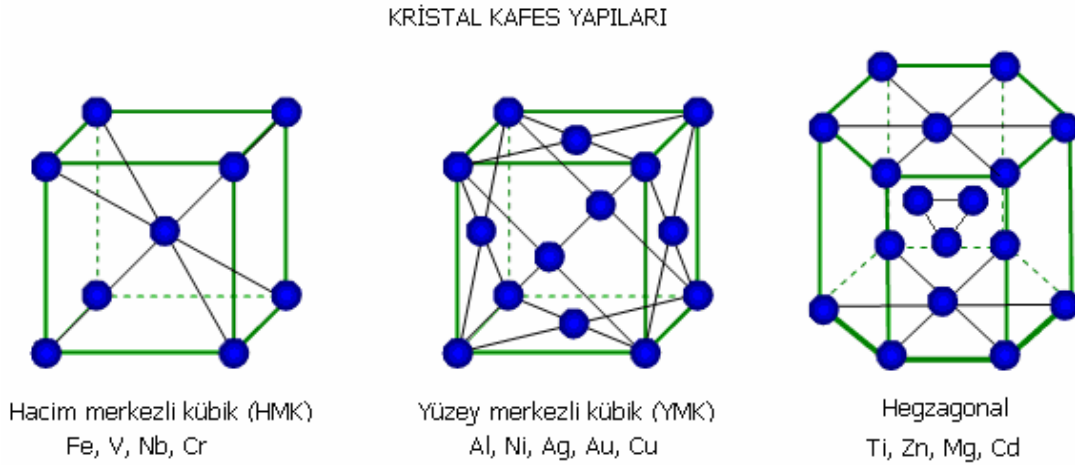
1950 yılından beri sayısız matriks ve takviye elemanı kombinasyonları denenmiştir (www.composites-by-design.com). Bununla birlikte metal matriks kompozit teknolojisi hala ilk evrelerinde olup gelişim sürecindedir. Hiç kuşku yok ki önümüzdeki yıllarda önemli sistemler ortaya çıkacaktır.

3.2. Metal Matriks Kompozitlerde Matriks Malzemeleri

Metal matriks kompozit malzemelerin üretilmesinde çok sayıda metal ve alaşımları matriks malzemesi olarak kullanılabilir. Metal matriks kompozitler tek bileşenli alaşımlarla başılamayan gerekli özellikleri elde etmek amacıyla bir metal alaşımlı matriks içinde sürekli veya süreksiz (kısa) fiber, visker veya partikül şeklinde takviye fazı içerir. Bu amaçla kullanılan metal matriks malzemeleri yüksek rijitlik, dayanım, iyi korozyon dayanımı, ısıl özellik, aşınma dayanımı ve yorulma dayanımına sahiptir. Hafif metaller, kompozitler için matris malzemesi olarak çok cazip olmaktadır. Mukavemet/yoğunluk oranının iyi olması amacıyla düşük yoğunluk, ağırlıkça hafif, yüksek mekanik özelliklere sahip olan metaller veya alaşımları metal matriks kompozitlerde matriks malzemesi olarak kullanılmaktadır (Chawla, 2006; Şen, 2005).

Malzemenin kullanılacak olduğu ortam şartları ve bu ortamda malzemedan beklenen işlevler göz önüne alınarak matriks malzemesi olarak hangi malzemenin kullanılacağı, saf mı yoksa alaşımlı olarak mı kullanılacağına karar verilir. Metal matriks malzeme olarak genellikle Al, Ti, Mg, Ni, Cu, Co ve Zn gibi metal ve alaşımları kullanılır. Fakat bunlardan sadece Al ve alaşımları, Ti ve Mg yaygın olarak kullanılmaktadır (Ögel, 1997).

Metal matriks kompozit malzemelerin üretilmesinde matriks malzemesi seçimi çok önemlidir. Bu seçimde matriks malzemesinin kristal yapısından, ısıl, mekanik ve fiziksel özelliklerine kadar birçok karakteristiğın göz önünde bulundurulması gerekir. Matriks malzemesinin takviye elemanı ile uyumluluğu, üretilebilirliği ve üretim yöntemi de diğer dikkat edilmesi gereken parametrelerden bazılarıdır. Metal matriks kompozitlerde kullanılan Al, Ni, Ag, Au ve Cu yüzey merkezli kübik, Fe, V, Nb ve Cr hacim merkezli kübik, Ti, Zn, Mg ve Cd ise hegzagonal kristal yapıya sahiptir. Metal matriks kompozit malzemelerde kullanılan bazı metalik malzemelerin kristal yapıları Şekil 3.1'de gösterilmektedir. Sık kullanılan matriks malzemelerinin diğer özellikleri sonraki bölümlerde verilmiştir (Kopeliovich, 2008).



Şekil 3.1. Bazı metalik malzemelerin kristal kafes yapıları (Kopeliovich, 2008)

3.2.1. Alüminyum ve alaşımları

3.2.1.1. Alüminyum ve alaşımlarının özellikleri

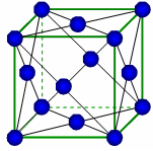
Alüminyum (Al), yumuşak ve hafif bir metal olup mat gümüşümsü renkte sünek bir metaldir. Bu renk, havaya maruz kaldığında üzerinde oluşan ince oksit tabakasından ileri gelir. Alüminyum, zehirleyici ve manyetik olmayıp kıvılcım çıkarmaz. Atom numarası 13 olup, doğada genellikle boksit cevheri halinde bulunur ve oksidasyona karşı üstün direnci ile tanınır. Alüminyum diğer metaller ile birleşmiş olarak yer kabuğunun %8'ini oluşturmaktadır (Serfiçeli, 2000).

Endüstri için önemli bir malzeme özelliğine sahip alüminyum artan üretim ve tüketimle bu önemini ilerleyen yıllarda da koruyacağını göstermektedir. Tüketiminde lineer olarak artış olsa dahi alüminyumun üretilmesinde kullanılan boksit rezervlerin miktarı önümüzdeki 2000 yılı karşılayacak nitelikte olduğu tahmin edilmektedir. Alüminyumun üretilmesinde boksit yerine kaolinit de kullanılmaktadır (Chawla, 2006; Serfiçeli, 2000).

Alüminyum alaşımları düşük yoğunluk, yüksek mukavemet, tokluk ve iyi korozyon direnci özelliklerinden dolayı otomotiv ve havacılık sektöründe yüksek oranda tercih edilmektedir. Spesifik olarak Al-Cu-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu alaşımları çok iyi çökelme sertleşmesine uygun sahip alaşımlardır. Endüstrinin pek çok kolunda binlerce farklı ürünün yapımında kullanılmakta olup dünya ekonomisi içinde çok önemli bir yeri vardır. Alüminyumdan üretilmiş yapısal bileşenler uzay ve havacılık sanayi için vazgeçilmezdir. Bu malzemeler hafiflik ve yüksek dayanım özellikleri gerektiren taşımacılık ve inşaat sanayinde de geniş kullanım alanı bulur (Mazzolani, 1994; Chawla, 2006; Yılmaz, 1996).

%99,996 saflıktaki alüminyumun çekme mukavemeti yaklaşık 49 MPa iken alaşımlandırıldığında veya ısıl işlem yöntemi uygulaması sonucu bu değer 220 MPa'a kadar çıkabilmektedir (Toptan, 2006). Yoğunluğu, çeliğin veya bakırın yaklaşık üçte biri kadardır. Kolaylıkla dövülebilir, makinede işlenebilir ve dökülebilir. Çok üstün korozyon özelliklerine sahip olması, üzerinde oluşan oksit tabakasının koruyucu olmasındandır (Onaran, 1997). Tablo 3.1'de saf alüminyumun özellikleri verilmiştir.

Tablo 3.1. Alüminyumun özellikleri (Chawla 2006; Yılmaz, 1996; www.webelements.com; www.wikipedia.com)

Sembölü (Al)		Sınıfı	Metalik
		Yoğunluğu	2,70 g/cm ³
Malzeme adı	Alüminyum	Sıvı yoğunluğu	2,375 g/cm ³
		Ergime sıcaklığı	660,32 °C
Atom numarası	13	Kaynama sıcaklığı	2519 °C
Kristal yapısı	Yüzey merkezli kübik	Elastik modülü	70 GPa
Madde hali	Katı	Poisson oranı	0,35
Rengi	Mat gümüşümsü	Mohs sertliği	2,75
		Termal iletkenliği	235 W m ⁻¹ K ⁻¹
		Termal genleşme katsayısı	23,1x10 ⁻⁶ K ⁻¹

Metal matriks kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan bu denli çeşitliğe sahip olan matriks malzemeleri içerisinde bazı üstün özelliklerinden dolayı alüminyum ve alaşımları tercih sırasında ilk sırayı almaktadır (Chawla, 2006; Yılmaz, 1996).

Bu üstün özellikler;

- Yüksek ısı iletkenlik,
- Yüksek mukavemet/özgül ağırlık,
- Yüksek elektrik iletkenliği/ özgül ağırlık,
- Düşük ergime derecesi,
- Yüzey işleme yöntemlerinin çeşitliliği,
- Yüksek atmosferik korozyon direnci,
- Kolay şekil verilebilmedir.

Alüminyumun uygulamada saf halde fazla kullanılmamaktadır. Alüminyum alaşımlandırılarak dökülebilirlik ve işlenebilirlik gibi bazı özellikleri geliştirilebilir. Genel anlamda saf alüminyum, alüminyum alaşımları ile karşılaştırıldığında daha çok tercih edilmesindeki sebep belli oranlarda alaşım elemanlarının ilavesi ile özelliklerinin geliştirilebilmesidir (Acun, 2007).

Tablo 3.2’de sık kullanılan alüminyum döküm alaşımlarının uluslararası standartları, Tablo 3.3’de alüminyum döküm alaşımlarının element içerikleri ve Tablo 3.4’de ise alüminyum döküm alaşımlarının özellikleri verilmiştir.

Tablo 3.2. Alüminyum döküm alaşımlarının bazı standartlara göre gösterimi (www.etimaden.gov.tr)

ETİNORM (Türkiye)	ISO (Uluslararası)	AA (ABD)	U.K. (İngiltere)	DIN (Almanya)	Fransa (NF)	İtalya (UNI)
Etial - 110	-	319	LM4	-	AS5U3	-
	AlSi5Cu1	355.1	LM16	-	-	3600
Etial - 120	AlSi5	B443/4043	LM18	AlSi5	-	-
Etial - 140	AlSi12	A413.2	LM6	AlSi12	AS13	4514
	AlSi12CuFe	A413.1	LM2	AlSi12CuFe	AS12U	5079
Etial - 141	AlSi12Fe	413	LM20	GD-AlSi12	AS12	-
Etial - 145	-	-	LM13	-	AS12UN	-
Etial - 150	GAlSi12Cu	-	-	-	-	5076
Etial - 160	AlSi8Cu3Fe	B380.1	LM24	AlSi8Cu3	AS9U3	5075
Etial - 171	AlSi10Mg	A360.2	-	AlSi10Mg	AS10G	3051
Etial - 175	-	F332	LM26	-	-	-
Etial - 180	-	-	LM2	-	-	-
Etial - 220	AlCu4Si	-	L91	AlCu4.5	-	-
Etial - 221	AlCu4Ti	-	LM11	AlCu4Ti	A-U5GT	-
	AlSi5Cu3	308.1	LM21	-	-	7369/4

Tablo 3.3. Alüminyum döküm alaşımlarının element içerikleri (www.etimaden.gov.tr)

ETİNORM	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	Pb	Sn
Etial-110	0,70	4,00-6,00	2,00-4,00	0,20-0,60	0,15	0,20	0,30	0,20	0,10	0,05
Etial-120	0,50	4,50-6,00	0,10	0,20	0,10	0,10	0,10	0,20	0,10	0,10
Etial-140	0,60	11,50-13,50	0,10	0,40	0,10	0,10	0,10	0,15	0,10	0,05
Etial-141	1,00	11,50-13,50	0,20	0,30	0,20	0,10	0,10	0,15	0,10	0,05
Etial-145	0,60	11,00-13,00	0,80-1,50	0,20	0,80-1,40	0,20	0,10	0,10	0,10	0,05
Etial-147	0,25	8,70-9,10	3,40-3,70	0,20	0,40-0,80	0,20	0,20	0,10	0,10	0,05
Etial-150	1,00	11,00-13,00	1,75-2,50	0,50	0,40	0,70	0,30	0,15	0,10	0,10
Etial-160	1,00	7,50-9,00	3,00-4,00	0,50	0,30	1,00	0,20	0,20	0,10	0,10
Etial-171	0,50	9,00-10,00	0,10	0,40-0,60	0,30-0,45	0,10	0,10	0,15	0,05	0,05
Etial-175	0,60	9,00-10,50	2,50-3,50	0,30	0,70-1,20	0,50	0,30	0,15	0,10	0,05
Etial-177	0,20	6,60-7,40	0,02	0,03	0,30-0,45	0,04	0,02	0,10	0,05	0,05
Etial-178	0,40	5,00-5,50	2,80-3,20	0,10-0,20	0,15-0,25	0,50	0,30	0,15	0,10	0,05
Etial-180	1,00	9,00-11,50	0,70-2,50	0,50	0,30	2,00	0,50	0,20	0,10	0,20
Etial-195	0,60	17,00-19,00	0,80-1,50	0,20	0,80-1,30	0,20	0,10	0,10	0,10	0,05
Etial-220	0,30	0,35	4,00-5,00	0,10	0,10	0,10	0,10	0,05	0,05	0,05
Etial-221	0,30	0,30	4,00-5,00	0,10	0,05	0,10	0,10	0,15	0,05	0,05
Etial-509	0,60	1,00	0,05	0,2-0,5	7-10	0,10	-	0,15	-	-

Tablo 3.4. Alüminyum döküm alaşımlarının özellikleri (www.etimaden.gov.tr)

ETİNORM	Özgül Ağırlık gr / cm ³	Ergime Aralığı °C	Isısal İletkenlik cal / cm.s°C	Korozyon Dayanımı	Dökülebilirlik	İşlenebilme	Anodik Aksidasyon	Diğer Özellikler ve Kullanım Yerleri
Etial - 110	2.76	525-625	0.32	+	+++	++	Sadece Yüzey Korumada	İyi döküm, Kaynaklanabilme Karakteristiği, Silindir Başları, Yanmalı Motorların Krank Kapakları
Etial - 120	2.68	575-630	0.35	+++	++++	+	Sadece Yüzey Korumada	Mutfak eşyaları, Yiyecek taşıma ekipmanları, Deniz fitingleri, Muhtelif ince kesitli dökümler
Etial - 140	2.66	575-585	0.37	+++	++++	+	Sadece Yüzey Korumada	İnce kesit ve karışık dökümler, Motor kutular, Ölçme kutuları, Pompa parçaları, Deniz atmosferi
Etial - 141	2.66	575-585	0.29	+++	++++	+	Sadece Yüzey Korumada	Karışık ve ince cidarlı dökümler
Etial - 145	2.69	535-590	0.21	++	++	++	Sadece Yüzey Korumada	Kum ve kokil kalıba dökümler, Pistonlar ve diğer motor parçaları
Etial - 147	2.76	520-580	0.25	+	++	++	Sadece Yüzey Korumada	Kokil dökümler ütü tabanı
Etial - 150	2.67	525-580	-	+	++++	++	Sadece Yüzey Korumada	Yüksek mukavemet basıncı dökümlerde kullanılır
Etial - 160	2.76	540-595	0.23	+	++	++	Sadece Yüzey Korumada	İyi yüzey gerektiren basıncı dökümlerde kullanılır
Etial - 171	2.64	575-595	0.27	+++	++++	+	Sadece Yüzey Korumada	Mukavemet dökülebilme özelliği, korozyona dayanımı, basınçta sızdırmazlık
Etial - 175	2.76	520-580	0.25	+	++	++	Sadece Yüzey Korumada	Sıcak çatlamaya dirençlidir, Akışkanlığı çok iyidir, İçten yanmalı motorların pistonlarında kullanılır
Etial - 177	2.68	-	0.38	++	++	+	Sadece Yüzey Korumada	Otomotiv sanayinde basıncı sızdırmazlık jant yapımında kullanılır
Etial - 180	2.74	570-525	0.24	++	++	+	Sadece Yüzey Korumada	Geniş Kullanım alanı olan genel amaçlı bir alaşımdır, Basıncı dökümlerde kullanılır
Etial - 195	-	-	-	++	++	++	Sadece Yüzey Korumada	Piston imalinde, İçten yanmalı motorların silindir bloklarında kullanılır
Etial - 220	-	-	-	-	-	+++	Sadece Yüzey Korumada	Kum ve kokil dökümlerde, Dişli kutularında kullanılır
Etial - 221	2.77	541-647	0.35	-	-	+++	Sadece Yüzey Korumada	Kum ve kokil kalıba yapılan dökümlerde genel mühendislik uygulamalarında, uçaklarda kullanılır
Etial - 509	2.6	520-620	0.24	++++	++	+++	Sadece Yüzey Korumada	Korozyona mukavim döküm mutfak ve büro makine gövdeleri, optik aletler, dekoratif döküm parçaları ve pres döküm

- (zayıf), + (orta), ++ (iyi), +++ (çok iyi), ++++ (mükemmel)

3.2.1.2. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları, şekil verme işlemine bağlı olarak döküm ve dövme (işlem) alüminyum alaşımları olarak başlıca iki ana gruba ayrılırlar. Bir çok ülke bu iki ana gruba sadık kalmak kaydı ile kendi sınıflandırma sistemlerini kurmuşlardır. Türkiye; Seydişehir alüminyum işletmesinin ve Türk Standartlar enstitüsünün (TSE) sistematik hale getirdiği iki sınıflandırma kullanmaktadır. TSE, ISO (International organization for standartization) gösterimini de uygulamaktadır. Amerikan Standartlar Birliği tarafından hazırlanan ve dünya çapında yaygın olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının sayısal sınıflandırılmasında, döküm ve dövme (işlem) alaşımları olarak iki grup belirtilmekte ve her bir alaşım dört rakamla karakterize edilmektedir. Türkiye ETİ Maden İşletmeleri Genel Müdürlüğü tarafından alüminyum alaşımları, ETİAL-xx veya ETİAL-xxx şeklinde sınıflandırılmıştır (Yılmaz, 1996; Mazzolani, 1994; Onaran, 1999; Acun, 2007).

Döküm alaşımları, plastik deformasyon ile şekillendirilen dövme alaşımlarından farklı kompozisyon ve mikroyapı özelliğine sahiptir. Döküm ve dövme alaşımları kendi içinde ısıtılabilir ve yapılamayan alaşımlar olmak üzere iki alt gruba ayrılırlar. Isıtılabilir yapılamayan alaşımlar ile katı eriyik sertleşmesi ve pekleşme uygulamaları ile mukavemet artışı sağlanırken, ısıtılabilir yapılabilen alüminyum alaşımlarında yaşlandırma işlemi uygulanır. Alüminyum alaşımlarını genel olarak sınıflandırırsak;

- Döküm alaşımları
- Dövme alaşımları (İşlem alaşımları)

Döküm alüminyum alaşımlarının çoğu, %5 ve 12 arasında değişen oranlarda alaşıma katılan ve ötektik reaksiyona neden olan Si içerir. Alüminyum döküm alaşımındaki Si belirtilen oranlarda katıldığında alaşımın akıcılık özelliği artarak dökülebilirlikte iyileştirme sağlanır. Alüminyum döküm alaşımları hem Si ve hem de Mg ihtiva ettiğinde mukavemet artışı görülür. Al-Si-Mg alaşımları kokil metal kalıba dökülmek sureti ile üretilebilir. Alüminyum döküm alaşımlarında Cu ihtivasını çökeltme sertleşmesi yeteneğini veya elektrik iletkenliği özelliği artırmaktadır (Acun, 1997).

%1-4 oranlarında Cu ilavesi yüksek sıcaklıklarda mukavemet artışına sebep olur. Bazı alaşımlara Br ve Ti ilavesi ile mikroyapı optimizasyonu yapılır ve bunun sonucunda dağılım mukavemetleşmesi düzeyi artırılarak tane incelmeye gerçekleştirilir. Na ve Sr kullanılarak ötektik yapıda değişiklikler yapılabilir. %0,3-1,0 Mg ihtivasi çökelti sertleşmesine bağlı mukavemet artışına neden olur (Mazzolani, 1994; Onaran, 1999).

Döküm alüminyum alaşımlarının sayısal sınıflandırılması (Mazzolani, 1994; www.aluminium.matter.org.uk);

- 1xxx : Al (%99'dan büyük saf alüminyum)
- 2xxx : Cu (bakır)
- 3xxx : Si + Cu (silisyum +bakır) yada Si + Mg (silisyum +magnezyum)
- 4xxx : Si (silisyum)
- 5xxx : Mg (magnezyum)
- 6xxx : Yaygın kullanılmayan seri
- 7xxx : Zn (çinko)
- 8xxx : Sn (kalay)
- 9xxx : Diğer elementler

Dövme alüminyum alaşımları, ısıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan alaşımlar olarak ikiye ayrılırlar. Dövme alüminyumun alaşımlarının sınıflandırılmasında, uluslararası arenada en yaygın şekilde kullanılan ve Amerikan Standartlar Birliği tarafından belirlenen bir sistem kullanılır. Bu sistemde alüminyum alaşımları dört rakamlı bir sistem ile gösterilir. İlk rakam, hangi temel alaşım elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu, diğer basamaklardaki rakamlar ise alaşımda bulunan alaşım elementlerinin yüzde oranlarını temsil eder. Genelde üçüncü rakamdan sonra bir nokta kullanılmaktadır. İlk rakam ana alaşım elementini, son rakam döküm parçasını veya dökümhanede kullanılan ingotu, ikinci ve üçüncü rakam ise alüminyumun saflığını göstermektedir. Noktadan sonra; dökümü "0", ingotu "1" ve modifiye edilmiş ingotu "2" şeklinde ifade edilir. Alüminyum döküm alaşımlarının sayısal sınıflandırılması aşağıdaki şekildedir (Yılmaz, 1996; Mazzolani, 1994; Onaran, 1999; Acun, 2007).

Dövme (işlem) alüminyum alaşımlarının sayısal sınıflandırılması (www.aluminium.matter.org.uk; Mazzolani, 1994);

1xx.x : Al (%99'dan büyük saf alüminyum)

2xx.x : Cu (bakır)

3xx.x : Mn (mangan)

4xx.x : Si (silisyum)

5xx.x : Mg (magnezyum)

6xx.x : Mg ve Si (magnezyum ve silisyum)

7xx.x : Zn (çinko)

8xx.x : Diğer elementler

9xx.x : Yaygın kullanılmayan seri

Dört rakamlı kodlamadan sonra bir tire (-) çekilerek ifade edilen harfler ısıtma işlem kodudur. Alaşıma farklı temper işlemleri uygulanmışsa, tireden sonra sıra ile yapılan ısıtma işlem de kodlanır. F, O, H, W ve T ısıtma işlemi temsil eden harflerdir (Yılmaz, 1996). Harflerin anlamları aşağıdaki şekildedir;

F: İşlem yapılmamış döküm ve dövme alaşımlarını ifade eder.

O: Isıtma işlem görmüş alaşımı ifade eder.

W: Çözeltiyeye alma ısıtma işlemi uygulanmışlığı temsil eder.

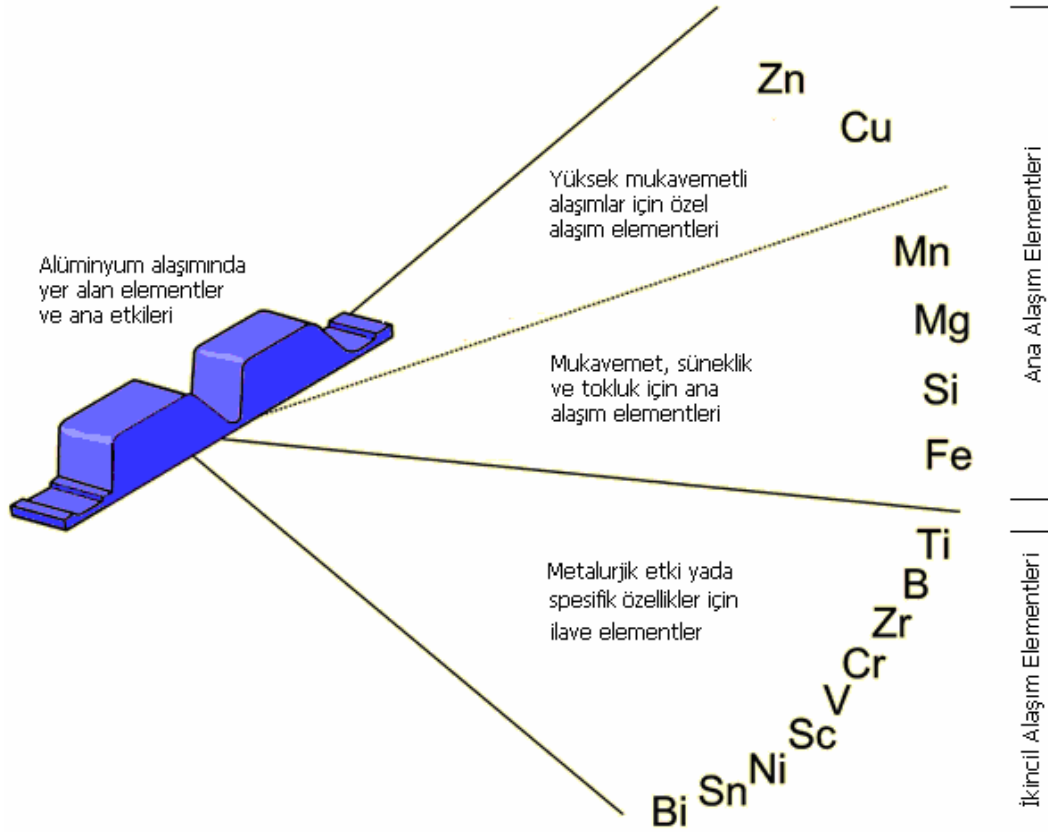
T: Temperleme işleminin uygulandığını temsil eder.

H: Deformasyonla sertleştirilmiş alaşımı ifade eder.

3.2.1.3. Alaşım elementlerinin alüminyuma etkisi

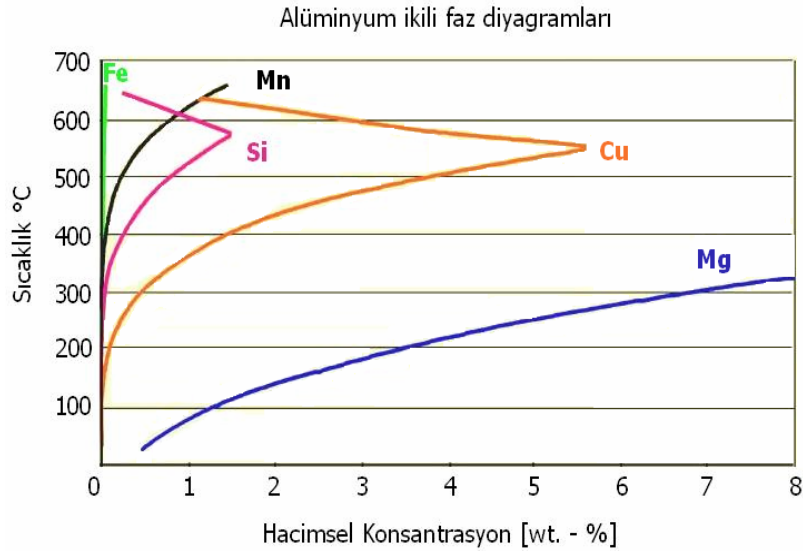
Alüminyum elementinin elektriksel uygulamalar hariç saf olarak kullanımı oldukça sınırlı ve yaygın değildir. Mekanik özellikleri ve dökülebilirliği geliştirmek için saf alüminyum çeşitli elementler ile alaşımlandırılır. Alüminyum alaşımlarında kullanılan alaşım elementlerinden bazıları magnezyum, bakır, silisyum, çinko, mangan, krom, kalay, nikel, demir, titanyum, zirkonyum, lityum, fosfor ve sodyumdur (Yılmaz, 1996; Mazzolani, 1994; Acun, 2007).

Şekil 3.2’de görüldüğü gibi Zn ve Cu yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında kullanılan, Mn, Mg, Si ve Fe ise mukavemet, süneklik ve tokluk için kullanılan ana alaşım elementleridir. Alüminyum alaşımlarında az oranda kullanılan Ti, B, Zr, Cr, V, Sc, Ni, Sn ve Bi metalürjik etki yada spesifik özelliklerin oluşturulmasında kullanılan ikincil alaşım elementlerdir (www.xwomm.com).



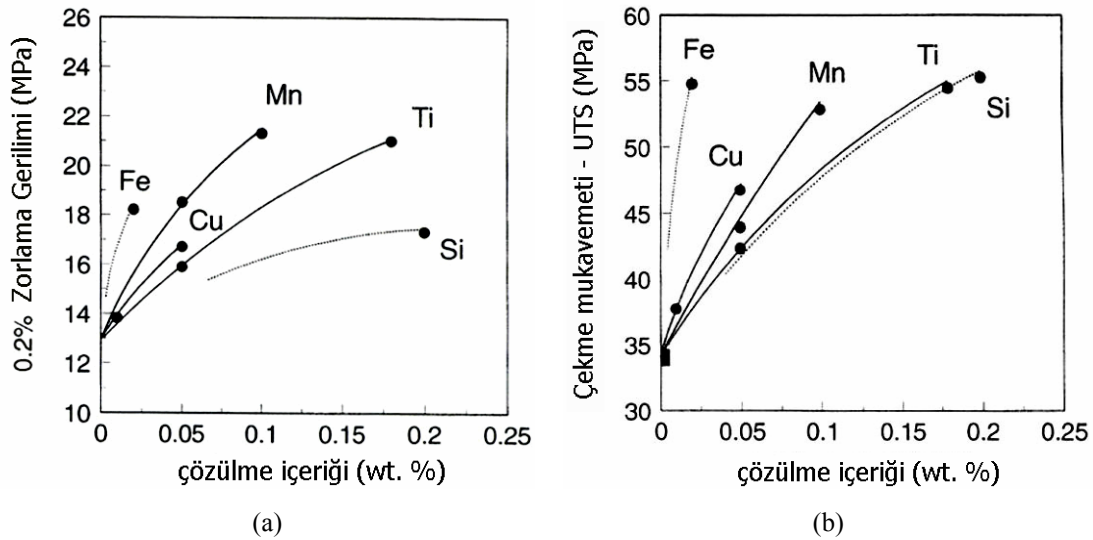
Şekil 3.2. Alüminyum alaşımlarında yer alan elementler ve etkileri (www.xwomm.com)

Şekil 3.3’de alüminyum içerisine alaşımlandırılarak katılan elementlerin sıcaklığa bağlı olarak denge diyagramı verilmiştir. Bu diyagramda ana alaşım elementi olarak kullanılan Fe, Mn, Si, Cu ve Mg elementlerinin ikili faz diyagramları görülmektedir. Diyagram incelendiğinde Fe, Mn ve Si elementlerinin düşük oranlarda, Cu ve Mg ise diğerlerine nazaran daha fazla ilave edilebildiği başka bir deyişle alüminyum içerisinde sıcaklığa bağlı olarak çözülebildiği görülmektedir.



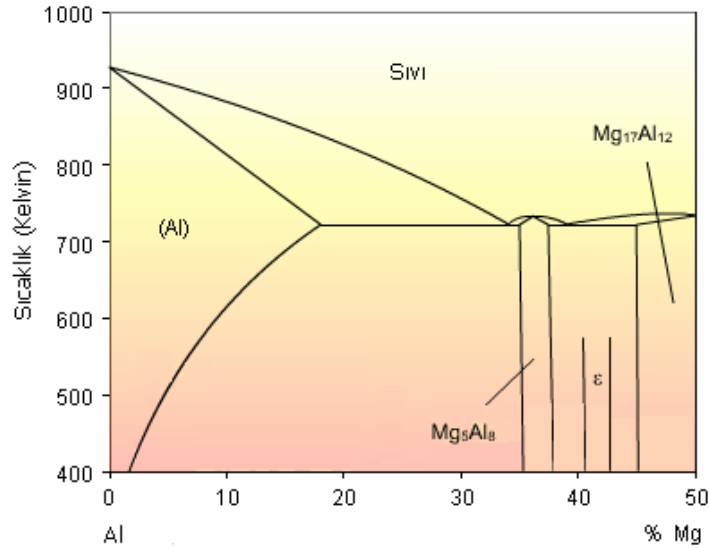
Şekil 3.3. Alüminyum ikili faz diyagramları (www.xwomm.com)

Şekil 3.4.a'da alaşım elementlerinin alüminyum içerisindeki ihtiva oranına bağlı olarak zorlanma gerilimi, Şekil 3.4.b'de ise ihtiva oranına bağlı olarak çekme mukavemetine etkisi görülmektedir. Her iki diyagramda incelendiğinde %0,2 civarında Ti ve Si'un gerek zorlanma gerekse de çekme mukavemeti değerlerinde artış gözlenmektedir. Fe'nin ise az oranda katılabildiğini görülmekte ve Fe elementi fazla katıldığında alüminyum alaşımının sertliğini artırmaktadır.



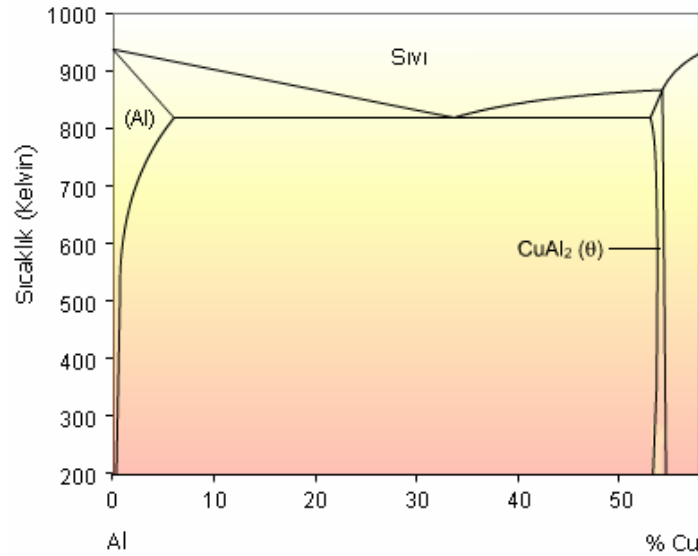
Şekil 3.4. Alaşım elementlerinin (a) zorlanma (b) çekme mukavemeti eğrileri (www.xwomm.com)

Magnezyum (Mg); alüminyuma yüksek mukavemet, korozyon direnci, süneklik ve kaynak kabiliyeti kazandırır. Magnezyum alüminyum içerisinde %1,9 çözünebilmektedir. Ötektik reaksiyon sıcaklığında ise % 17,4 oranında çözülebilir. Alüminyum – magnezyum ikili denge diyagramı Şekil 3.5’de gösterilmiştir. Alüminyum-magnezyum alaşımlarına alkali elementler kötü yönde tesir eder. Magnezyum %2’den fazla ilave edildiğinde gevreklik problemi ortaya çıkmaktadır. %6’dan fazla Mg içeren alaşımlarda çökelme sertleşmesi olur, dökümleri zordur. Bu alaşımlar döküm alaşımı olarak tanınırlar ve özellikle korozyon dirençlerinin yüksekliği otomotiv ve uçak üretiminde kullanılmalarına imkan sağlar (Yılmaz, 1996; Acun 2007; Davis, 1993; Mazzolani, 1994).



Şekil 3.5. Al-Mg ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

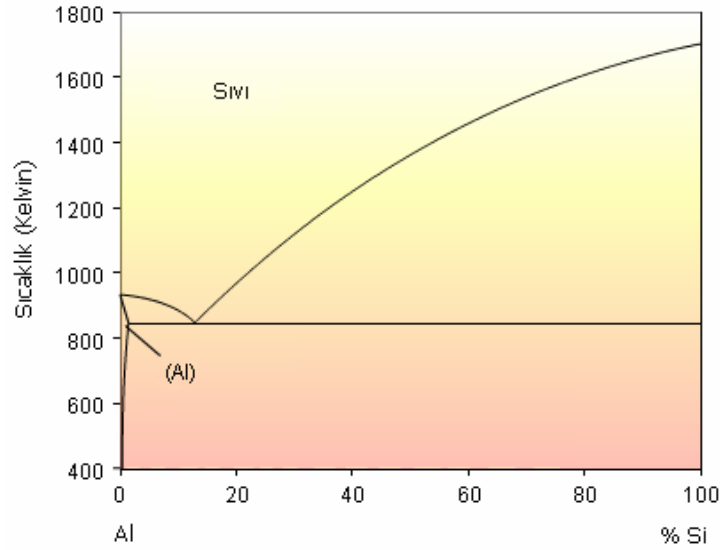
Bakır (Cu); alüminyuma % 12 oranına kadar katıldığında mukavemeti arttırır, daha fazlası gevrekliğe sebebiyet verir. Alüminyum-bakır alaşımının kaynak kabiliyeti sınırlı olup, korozyona direnci diğer alaşımlardan düşüktür. En çok kullanılan türü Duralüminyum olarak adlandırılan ve %2-6 oranında bakır içeren alüminyum-bakır alaşımıdır. Genellikle yüksek sıcaklık özellikleriyle işlenebilirliği arttırır. % 4 – 6 arasında katıldığında yaşlandırılabilir alaşımlar oluşturur. Dökümü zorlaştırır ve gerilme gidermesi kabiliyetini azaltır. Şekil 3.6’da alüminyum-bakır ikili denge diyagramı gösterilmektedir (Acun, 2007; Davis, 1993; Mazzolani, 1994).



Şekil 3.6. Al-Cu ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

Silisyum (Si); alüminyuma katıldığında sıcak çatlama eğilimini azaltırken, akışkanlığı ise artırmaktadır. % 13'den fazla silisyum içeren alaşımların işlenmesi oldukça zordur. Alüminyum alaşımlarına akışkanlık, mukavemet ve kaynak kabiliyeti kazandırır. Bazı alüminyum alaşımlarına katıldığında yaşlandırma özelliği ile etkili olur. Alüminyum-silisyum alaşımlarında, demir ve magnezyumun varlığı mekanik özelliklerde bir miktar düşüşe sebep olabilmektedir. Al-Si alaşımlarında korozyon dirençleri genelde yüksektir. Tuzlu ortamlarda oluşan korozyona karşı yüksek dayanımları sebebi ile deniz ulaşımında kullanılan taşıtların yapımında alüminyum-silisyum alaşımları tercih edilen malzemeler arasındadır.

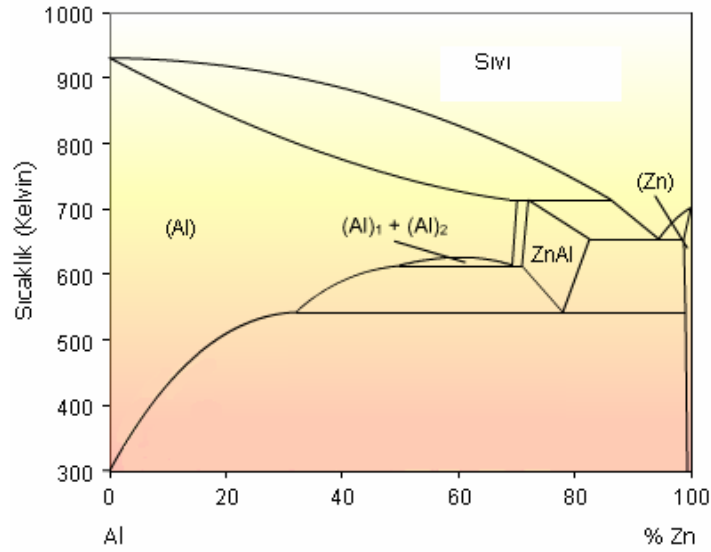
Şekil 3.7'de alüminyum-silisyum ikili denge diyagramı gösterilmektedir. Burada silisyum, alüminyum içerisinde çok az çözünmektedir. Genelde ötektik üstü alüminyum-silisyum alaşımları, sıcaklık uygulamaları ve aşınma direncinin yüksek olması istenen uygulamalarda kullanılmaktadır (Serfiçeli, 2000; Yılmaz, 1996; Acun 2007; Davis, 1993; Mazzolani, 1994).



Şekil 3.7. Al-Si ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

Çinko (Zn); alüminyum ve çinko alaşımları çok yüksek mukavemet özelliğine sahip alaşımlardır. Yüksek çinkolu alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma çekmesi gösterir. Çinko diğer alaşım elementleriyle birlikte dayanımı çok artırır, genellikle magnezyum elementi ile birlikte kullanılır. Çinko diğer elementler ile birlikte alüminyum içerisinde kullanıldığında alüminyum alaşımın dökülebilirliği kötü yönde etkilenir. % 3 çinkodan daha az çinko içeren ikili alüminyum alaşımlarında etkili bir tesiri görülmemektedir (Davis,1993).

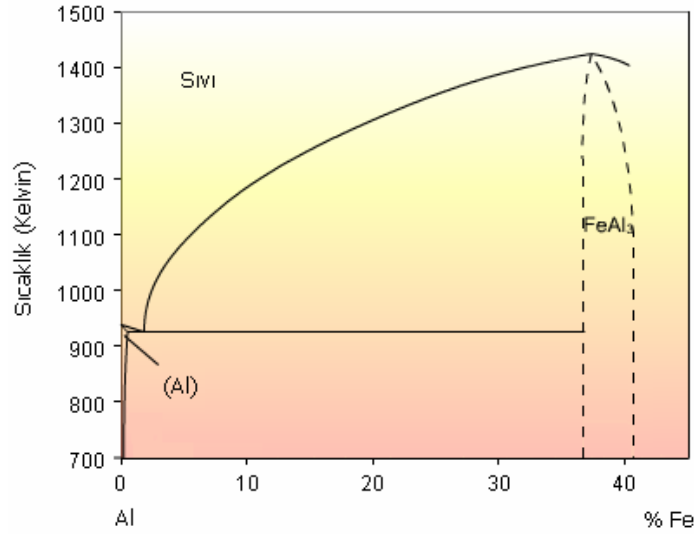
Şekil 3.8’de alüminyum-çinko ikili denge diyagramı gösterilmektedir. %70 Zn + %30Al bileşiminde $Sıvı+Al > Al+ZnAl$ peritektik reaksiyonu, %94,9 Zn bileşimde ise $sıvı > Al+ZnAl$ ötektik reaksiyonu oluşmaktadır. Çinko elementi alüminyumun işlenme kabiliyetini artırmaktadır. Çinko elementi, magnezyum ile birlikte alüminyumun içerisinde var olduğunda bu alaşımlar daha çok uçak endüstrisinde ve uzay sektöründe tercih edilmektedir (Serfiçeli, 2000; Yılmaz, 1996; Acun 2007; Davis, 1993; Mazzolani, 1994).



Şekil 3.8. Al-Zn ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

Demir (Fe); alüminyuma katıldığında alaşımanın sertliğini yükseltir ve çok fazla istenmeyen bir elementtir. Alüminyumun yada alüminyum alaşımasının ergitme işlemi ile üretilmesinde kullanılan alet ve teçhizatlardan az oranda da olsa alaşıma karışma ihtimali vardır. Bazı durumlarda empürite olarak görülür ve bu istenmeyen bir karakterdir.

Demir, genelde alüminyum alaşımlarına çok fazla avantaj sağlamaz. Fakat alüminyum-bakır-nikel alaşımlarına yüksek sıcaklıklarda mukavemet arttırıcı etkisi vardır korozyon direncini artırma özelliğine sahiptir. Düşük oranlarda bazı alaşımların sertliği ve mukavemetini arttırır, dökümlerin sıcak çatlama eğilimlerini azaltır. Fakat meydana getirdiği gevreklik sebebiyle alüminyum alaşımlarında kullanımı tercih edilmez. Bazı alüminyum- magnezyum alaşımlarında tane küçültücü etkisi vardır (Serfiçeli, 2000; Yılmaz, 1996; Acun 2007; Davis, 1993; Mazzolani, 1994). Şekil 3.9’da alüminyum-demir ikili denge diyagramı gösterilmektedir.

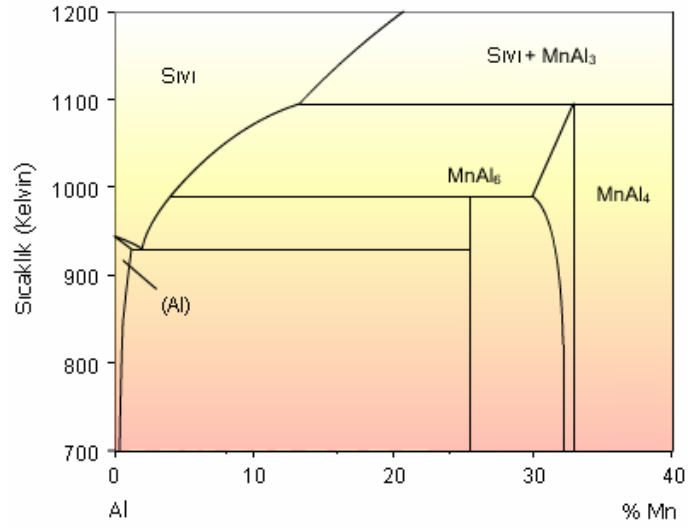


Şekil 3.9. Al-Fe ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

Mangan (Mn): genelde işlem alaşımlarında tercih edilen bir elementtir. Dökülebilirliği arttırmak için demir ile birlikte kullanılır ve demirin kötü etkisini minimize etmeye çalışır. Mangan, alüminyum döküm alaşımlarında az kullanılmaktadır. Metaller arası bileşiklerin özelliğini değiştirir, soğuma sırasındaki çekmeyi azaltır, alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini artırır (Acun, 2007).

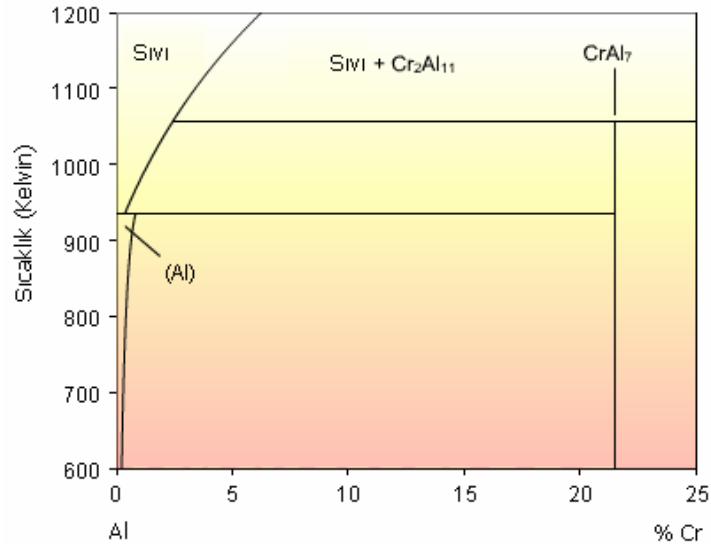
Şekil 3.10'da alüminyum-mangan ikili denge diyagramı gösterilmektedir. Alüminyum-mangan ikili denge diyagramına bakıldığında mangan elementi daha çok MnAl₆ bileşiği şeklinde çöker. Diğer yandan mikroyapıda ince ve homojen olarak dağılması sonucunda deformasyon kabiliyetinde değişiklik söz konusu değildir (Davis, 1993; Mazzolani, 1994).

Alüminyum-mangan alaşımları 657 °C'de ve %1,8 Mn bileşiminde maksimum seviyede birincil katı çözelti yapar ve %1,9 Mn bileşiminde ötektik reaksiyon içerir. Mangan ilavesi mekanik özellikleri artırır, korozyon direnci değişmez, %0,75'e kadar katıldığında sertliği artırır ve akabinde süneklik az oranda düşer (Serfiçeli, 2000; Yılmaz, 1996; Acun, 2007).



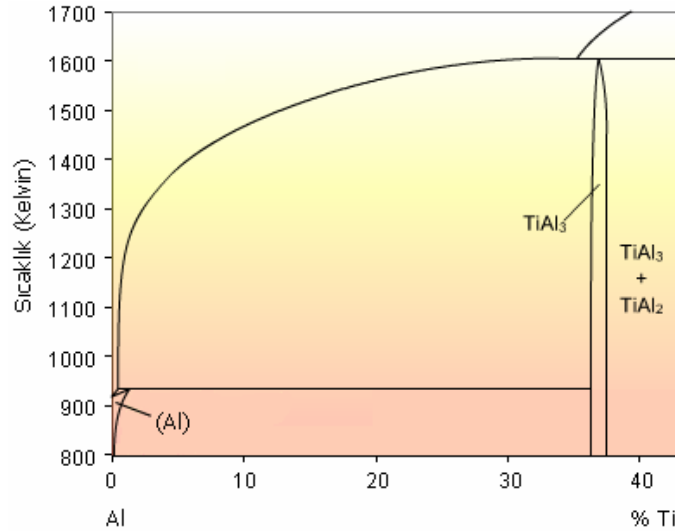
Şekil 3.10. Al-Mn ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

Krom (Cr); Şekil 3.11’de görüldüğü gibi $CrAl_7$ tipinde metaller arası bileşik oluşturur. Titanyum, demir ve mangan ilavesi ile $CrAl_7$ kaba metallerarası bileşiği inceltiler. Tane küçültücü etkisi vardır. Bu elementin alüminyum içerisindeki çözünürlüğü sınırlıdır. Krom elementi, alüminyum anodizasyonunda altın sarısı renk özelliği katar (Yılmaz, 1996; Acun, 2007).



Şekil 3.11. Al-Cr ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

Titanyum (Ti): bu element özellikle döküm alaşımlarında kullanılan bir alaşım elementidir. Döküm alaşımlarında tane küçültücü özelliğinden dolayı tercih edilir. Bor ile birlikte tane küçültücü etkisi vardır ve çekme mukavemetini artırır. Titanyum, alüminyumun primer ekstraksiyonunda cevherden de gelmektedir. Şekil 3.12’de alüminyum-titanyum ikili denge diyagramı gösterilmektedir.



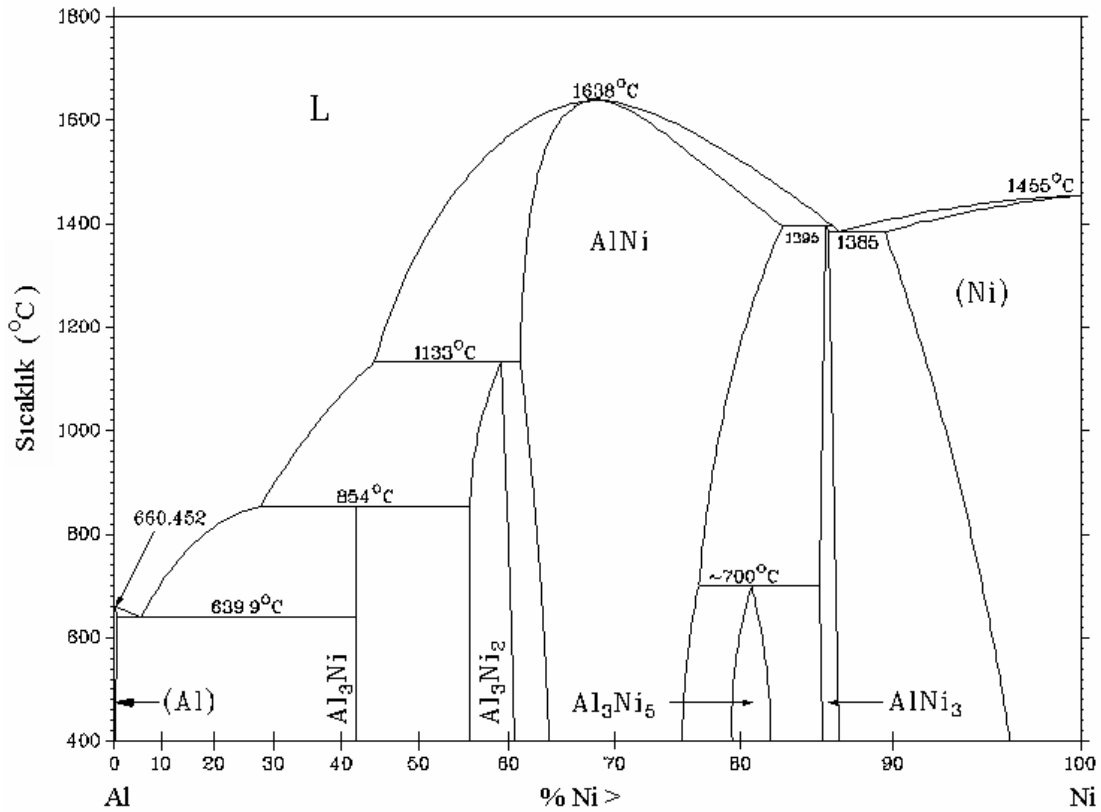
Şekil 3.12. Al-Ti ikili denge diyagramı (www.aluminium.matter.org.uk)

Nikel (Ni): yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımını artırır ve yüksek sıcaklıklarda malzemeye mukavemet kazandırmak amacı ile ilave edilir. Nikel ihtiva eden alüminyum alaşımlarında ısıl genleşme katsayısı düşük görülmektedir. Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemelerin yüksek oksitlenme, sürünme direnci ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmaları arzu edilir. Bu özelliklerin mükemmel bir kombinasyonuna sahip Al-Ni intermetalikleri (özellikle NiAl ve Ni₃Al), yüksek sıcaklık uygulamaları ve kaplama işlemleri için umut vaat eden malzemelerdir; fakat şekillendirilmeleri, gevrekliklerinden dolayı, oldukça zordur (Yılmaz, 1996; Özdemir, 2004).

Son yıllarda yapılan araştırmalarda, aluminidlerin alaşımlama ve üretim işlemleri kontrol altında tutularak kristal yapıları, mikroyapılar, tane yapıları ve kompozisyonları incelenerek gevreklik problemleri giderilmeye çalışılmaktadır. Ayrıca, bu malzemeler koruyucu kompakt ince film halinde alüminyum oksit (Al₂O₃)

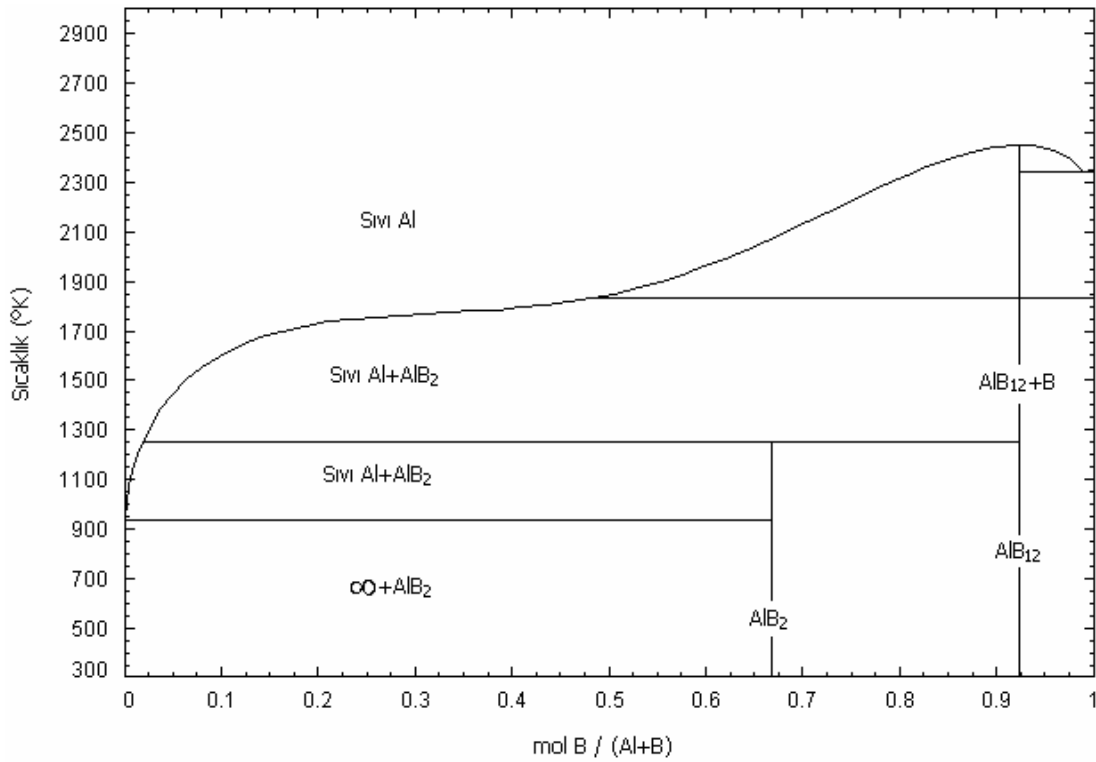
oluşturmaya yetecek kadar alüminyum içerdikleri için, oksitleyici ortamda da kullanım imkanı bulmaktadır. Fiziksel ve mekanik özellikleri iyileştirilmiş aluminidler (Al-Ni intermetalikleri), ticari süper alaşımlardan daha hafif ve daha mukavemetli olup, ticari olarak üretilme safhasındadır (Özdemir, 2004).

Şekil 3.13’de gösterildiği gibi Al-Ni ikili denge diyagramında Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_3Ni_5 , $NiAl$, Ni_3Al metallerearası bileşikler mevcuttur. Bu metallerearası bileşiklerden nikelce zengin $NiAl$ ve Ni_3Al yüksek sıcaklık uygulamalarına ve kaplama işlemlerine aday malzemelerdir. Bunlar Al-Ni sisteminde en kararlı yapılar ayrıca en yüksek ergime noktasına, oldukça düşük yoğunluğa, iyi mukavemet özelliklerine ve yüksek sıcaklıklarda korozyon ve oksidasyon direncine sahiptirler. Ni_3Al bileşiği yüzey merkezli kübik (YMK) yapının bir türevi olan $L1_2$ kristal yapıya, $NiAl$ ise hacim merkezli kübik (HMK) yapının bir türevi olan B2 yapısına sahiptir (Özdemir, 2004).



Şekil 3.13. Al-Ni ikili denge diyagramı (<http://tptc.iit.edu>)

Bor (B): Bor, alüminyuma küçük miktarlarda katılmaktadır. Bu değer en fazla %1'dir. Alüminyum alaşımlarına katılma durumunda ya tane boyutunu düzenler yada çöktürücü titanyum veya vanadyum ile birlikte elektrik iletkenliğini artırmak için kullanılır. %0,022 oranında bor ilavesi ile alüminyum ile ötektik yapar. Şekil 3.14'de görüldüğü gibi 1253 °K'de peritektik reaksiyon ile AlB_2 meydana gelir (Hatch, 1984).



Şekil 3.14. Al-B ikili denge diyagramı (www.factsage.cn/fact/documentation/SGTE/SGTE_list.htm)

Fosfor (P); ötektik altı Al – Si alaşımlarında ötektik silisyum parçacıklarını irileştirir, ötektik üstü alaşımlarda ise küçültür. Zirkonyum (Zr); yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımını artırır. Korozyon direncini artırıcı ve döküm alaşımlarında tane küçültücü özelliği vardır. Sodyum (Na); modifikasyon işlemi için tercih edilen bir elementtir. Süneklik ve darbe mukavemeti artırır, sertlik değerinin düşmesini yada yükselmesine bir etkisi görülmez. Bu element alüminyum alaşımlarına katıldığında korozyon direncini düşürmektedir. Kalay (Sn); yatak ve kovan yapımında kullanılan bir elementtir. Alüminyum alaşımlarına katıldığında korozyon direncini düşürür. Ayrıca bu element sıcak yırtılmaya neden olabilmektedir.

3.3. Metal Matriks Kompozitlerde Takviye Malzemeleri

Metal matriks kompozit malzemelerde takviye malzemeleri genelde daha sert, daha mukavemetli ve aşınma dayanımı daha yüksek seramik karakterli malzemelerdir. Metal matriks malzemelerde takviye malzemesi olarak en çok arı bileşiklerinden oluşan ileri teknoloji seramikleri kullanılır. İleri teknoloji seramikleri oksitler, karbürler ve nitrürler olarak üç gruba ayrılırlar. Metal matriks kompozit üretiminde takviye malzemeleri çoğunlukla sürekli fiber, kısa fiber, visker yada partikül formlarında kullanılır. Takviye malzemelerinin en-boy oranı bize bu formları sınıflandırmamızı sağlar. Tablo 3.5’de bazı önemli takviye malzemeleri gruplar halinde listelenmiştir. Metal matriks kompozit malzemelerde takviye malzemesi olarak sürekli fiber formunda Al_2O_3 , $Al_2O_3+SiO_2$, B, C, SiC, Si_3N_4 , Nb-Ti ve Nb_3Sn , whicker süreksiz fiber formunda SiC, TiB_2 ve Al_2O_3 , süreksiz kısa fiber formunda Al_2O_3 , SiC, $Al_2O_3+SiO_2$ ve karbon fiberler, partikül formunda SiC, Al_2O_3 , TiC, B_4C ve WC kullanılır. Seramik takviye malzemeler yüksek sıcaklık yeteneği ile yüksek mukavemet ve elastik modül kombine edilmiştir. Sürekli seramik fiberler, seramik partikül takviye malzemelerden daha maliyetlidir (Onaran, 1997; www.wikipedia.com; Chawla, 2006).

Tablo 3.5. MMK malzemeler için bazı önemli takviye malzemeleri (Chawla, 2000)

Sürekli Fiberler	Al_2O_3 , $Al_2O_3+SiO_2$, B, C, SiC, Si_3N_4 , Nb-Ti, Nb_3Sn
Süreksiz Fiberler	
(a) Viskerler	SiC, TiB_2 , Al_2O_3
(b) Kısa Fiberler	Al_2O_3 , SiC, $Al_2O_3+SiO_2$, Karbon fiberler
Partiküller	SiC, Al_2O_3 , TiC, B_4C , WC

3.3.1. Silisyum karbür

Silisyum karbür; simgesi SiC, yoğunluğu $3,22 \text{ g/cm}^3$, ergime noktası $2730 \text{ }^\circ\text{C}$, oda sıcaklığında katı, koyu gri renkte, silisyum ve karbürün karışımı olan seramik formunda bir malzemedir. Doğada meteor kaynaklı demirde bulunmuştur. 70'e yakın kristal formu vardır ve en çok kullanılan olanı α -SiC, $2000 \text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerindeki bir sıcaklıkta şekil verilir. β -SiC ise çinko sülfür kristal yapısı ile elmasa benzer şekildedir. β -SiC'da $2000 \text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerindeki bir sıcaklıkta şekil verilir. Aşınma dayanımının yüksek, elde edilebilirliği kolay ve maliyeti düşüktür (Clyne, 1993).

Metal matriks kompozit malzeme üretiminde matriks içine sürekli fiber, kısa fiber, visker ve partikül formlarında katılabilir. Silisyum karbür, metal matriks kompozitin aşınma dayanımını ve mukavemetini önemli ölçüde artmasına neden olur. Silisyum karbür (SiC) kuvvetli kovalent bağ yapısında yapay bir malzeme olup, Acheson tarafından 1891'de tesadüfen sentezlenmiştir.

Al_2O_3 'den daha sert ve ısıya daha dayanıklıdır. Ayrıca korozyona karşı yüksek dayanım gösterir. Bu yüzden yaygın olarak hem aşındırıcı hem de refrakter olarak kullanılır. Demir-çelik yapımında metalürjik katkı olarak da kullanılır, elektriksel özellikleri nedeniyle ısıtıcı elementlerde ve elektrik devrelerinde kullanılırlar (Rawson, 1984).

SiC temel yapısı tetrahedraldır. SiC'ün farklı formları, SiC tetrahedralarının birbirlerinin üzerine yığılmaları ile oluşan tabakalar ve tekrarlayan SiC birimlerinin oluşturduğu bu tabakaların sayısı ile temsil edilir. Acheson firmında sentezlenen SiC kristallerinde, 4H, 6H, 15R veya 3C formları yaygın olarak görülür. Bunların dağılımı hammaddenin kalitesine ve üretim koşullarına göre değişir; H, R, C sırasıyla hegzagonal, rombohedralve kübik yapıları, rakamlar ise tabaka sayılarını göstermektedir. β -SiC'e ait olan 3C dışında diğer formların tamamı α -SiC'e aittir. En sık karşılaşılan 3C, 4H, 15R ve 6H tipleri X-ışınları difraksiyon teknikleri ile saptanabilirler (Toplan, 2008; Bengisu, 2006; Borsoum, 2003).

3.3.2. Bor karbür

Bor karbür, simgesi B_4C , yoğunluğu $2,52 \text{ g/cm}^3$, ergime noktası $2350 \text{ }^\circ\text{C}$, oda sıcaklığında katı, siyah renkte ve rombohedral kristal yapısına sahip bir malzemedir. Bor karbür, metal olmayan en önemli gruba ait olup, elmastan sonra en sert malzemedir. Mükemmel özellikleri arasında ekstrem sertliğidir. Elmas ve kübik Bor Nitrür (cBN)'den sonra en sert malzeme diyebiliriz. Birçok kimyasal reaksiyonlara karşı dayanımı çok yüksektir. Diğer mükemmel özelliği ise düşük yoğunluğu ile ısı dayanımıdır.

İçerik bakımından yaklaşık % 80 bor ihtiva etmesi, bileşiğinin yüksek ergime noktası ve iyi kimyasal ve fiziksel kararlılığından dolayı nötronların absorbe edilmesinde bor karbür daha etkin ve daha ekonomiktir. İçeriğinde yüksek bor ihtiva etmesi, bor karbürü diğer bor bileşikleri üretmede önemli bir kaynak kılmaktadır. Bor karbür $2500 \text{ }^\circ\text{C}$ de, bor oksit bileşimi ve karbondan elde edilmektedir. Bileşimdeki sınır aralıkları (bor oranları) nispeten muhtelifdir. Bor/karbon oranı 3,8 den 10,4'e kadar; teknik bor karbür için aşağı yukarı değer aralıkları ise 3,9 den 4,3'e kadar değişmektedir (Richerson 2005; Borsoum, 2003).

Yüksek ergime sıcaklığı, yüksek sertlik, düşük yoğunluk, kimyasal maddelere-karşı üstün direnç, yüksek nötron absorblama özelliğine sahip olma ve üstün mekanik özellikleri nedeniyle bor karbür, günümüzde ileri teknolojinin önemli bir malzemesidir. Bor karbür özellikle, nükleer reaktörlerde, hafif zırh üretiminde ve yüksek sıcaklık malzemesi olarak kullanılmaktadır (Bengisu, 2006; Rawson, 1984; Richerson, 2005; Borsoum, 2003).

3.3.3. Diğer takviye malzemeleri

SiC ve B_4C 'ün yanı sıra bir çok seramik malzeme metal ve alaşımları ile takviyelendirilerek kompozit malzemeler üretilebilir. En çok kullanılan takviye elemanları; silisyum karbür, bor karbür, titanyum karbür tungsten karbür, alümina, zirkonya, magnezya, silisyum oksit, bor oksit, silisyum nitrür, alüminyum nitrür, bor nitrür, bor, karbon ve karbon fiberlerdir. Metal matriks kompozit malzeme

üretiminde takviye malzemesinin seçilmesinde, takviye elemanın elde edilebilirliği, matriks malzemesi ile uyumluluğu ve kazandıracığı özellikler dikkate alınmalıdır. Tablo 3.6’da metal matriks kompozit üretiminde kullanılan bazı önemli partiküllerin özellikleri, Tablo 3.7’de ise sık kullanılan fiber ve visker özellikleri verilmiştir.

Tablo 3.6. MMK üretiminde kullanılan partikül takviye malzemelerinin özellikleri (Akbulut, 1995)

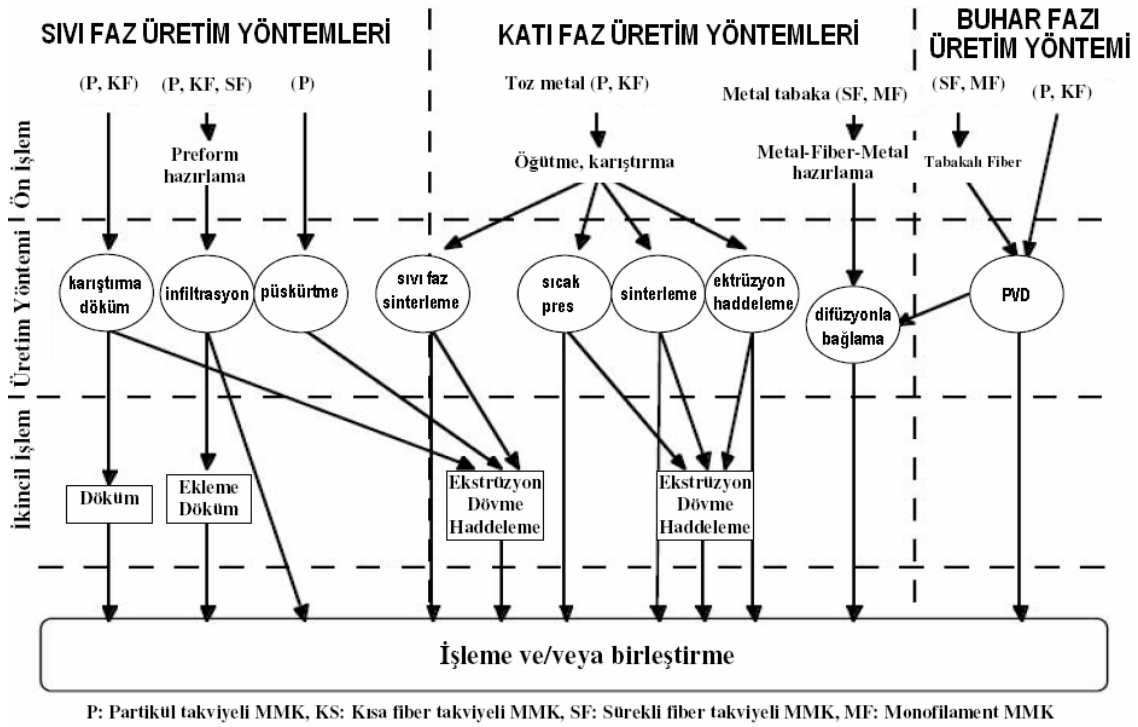
Partikül Takviye Malzemeleri	Yoğunluk (g/cm ³)	Mukavemet (Mpa)	Elastik Modül (GPa)
Karbür partiküller			
SiC	3,22	3100	324
B ₄ C	2,52	2579	448
TiC	4,93	55	269
ZrC	6,73	90	359
Oksit partiküller			
Al ₂ O ₃	3,98	221	379
MgO	3,58	4100	417
ZrO ₂	5,89	83	132
CeO ₂	6,9	600	200
ThO ₂	9,86	193	200
Nitrür partiküller			
AlN	3,26	2069	310
Si ₃ N ₄	3,18	4100	250

Tablo 3.7. MMK üretiminde kullanılan fiber ve viskerlerin bazı özellikleri (Akbulut, 1995)

	Fiber Çapı (mm)	Yoğunluk (g/cm ³)	Mukavemet (Mpa)	Elastik Modül (GPa)
Fiber				
SiC	10-15	2,55	2760	200
SiC kaplı B	120	2,6	3000	400
W çekirdekli B	100	2,6	3800	400
C çekirdekli B	100	2,3	3300	370
Al ₂ O ₃	20	3,9	1500	380
Cf(PAN)	8	1,8	4000	300
E-Camı	11	2,55	1750	76
Paslanmaz çelik	100	7,8	4250	210
Visker				
a-SiC	visker	3,15	20000	485
Al ₂ O ₃	visker	3,9	16000	550
AlN	visker	3,3	14000	335
BeO	visker	1,8	14000	700
B ₂ O ₃	visker	2,5	7000	450
MgO	visker	3,6	10000	310
Si ₃ N ₄	visker	3,2	8000	380
Grafit	visker	2,25	21000	450

3.4. Metal Matriks Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

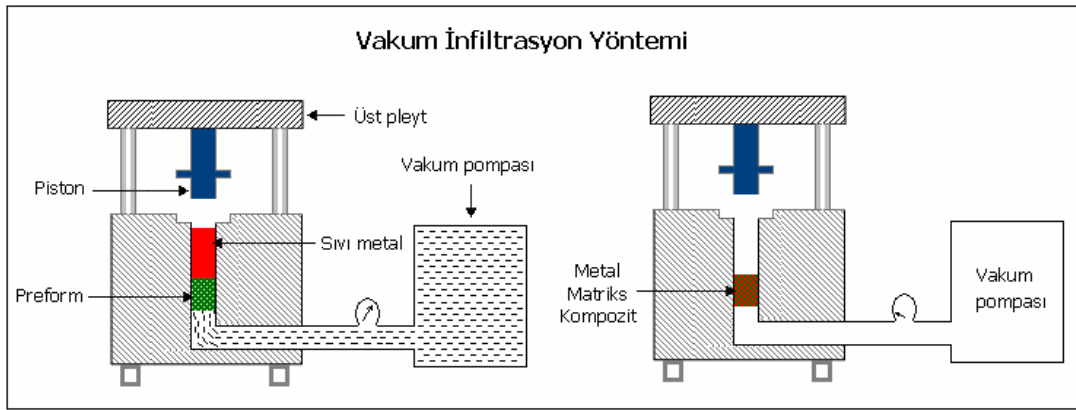
Metal matriksli kompozit malzemeler birçok teknikle üretilmektedir. Uygun yöntemin seçiminde metal matriks kompozit malzemeden istenen özellikler, sınıf, maliyet, ürün sayısı, takviye elamanının dağılımı (partikül yada fiber), matriks alaşımı ve uygulama alanı dikkate alınır. Metal matriks kompozit malzemenin üretim yöntemi seçilmesinde işleme adımı da diğer göz önüne alınması gereken bir özelliktir. Metal matriks kompozitlerin üretilmesini sıvı faz üretim teknikleri, katı hal üretim teknikleri ve buhar fazı üretim tekniği olarak üç ana gruba ayırmak mümkündür. Vakum infiltrasyonu, gaz basınçlı infiltrasyon, mekanik basınçlı metal enjeksiyon infiltrasyonu, sıkıştırılmalı döküm infiltrasyonu ve karıştırmalı döküm sıvı hal üretim tekniklerine örnek gösterilebilir (Mortzen ve diğ., 2000). Katı hal üretim teknikleri ise toz metalürjisi, difüzyonla bağlama, sıcak presleme, sıcak izostatik presleme ve ekstrüzyondur. Şekil 3.15’de metal matriks kompozit malzemelerin üretim yöntemleri ile ilgili akış şeması verilmiştir (Kainer, 2006; Kopeliovich, 2008; Mortzen ve diğ., 2000).



Şekil 3.15. MMK malzemelerin üretim yöntemleri akış şeması (Mortzen, 2000)

3.4.1. Vakum infiltrasyon yöntemi

Vakum infiltrasyon yöntemi, metal matriks kompozitlerin üretilmesinde kullanılan infiltrasyon türüdür. Bu yöntemde sıvı metal oksidasyonunu ve gaz boşluğu olasılığını indirmek için vakum kuvveti uygulanmaktadır. Şekil 3.16'da görüldüğü gibi kalıp boşluğuna seramik karakterli gözenekli preform yerleştirilir. Sıvı metal matriks alaşımı vakum etkisi ile gözenekli seramik preform içine emdirilir. Gözenekli seramik preforma sıvı matriks alaşımı tamamen emdirildikten sonra nihai ürün yani kompozit malzeme kalıptan çıkarılır. Vakum infiltrasyon yöntemi çok düşük infiltrasyon direnci olan metal matriks kompozitler için kullanılır. Bu yöntem bazen basınçlı gaz yada sıkıştırılmalı döküm ile kombine şeklinde kullanılır (Altınkök, 2002; Kopeliovich, 2008).

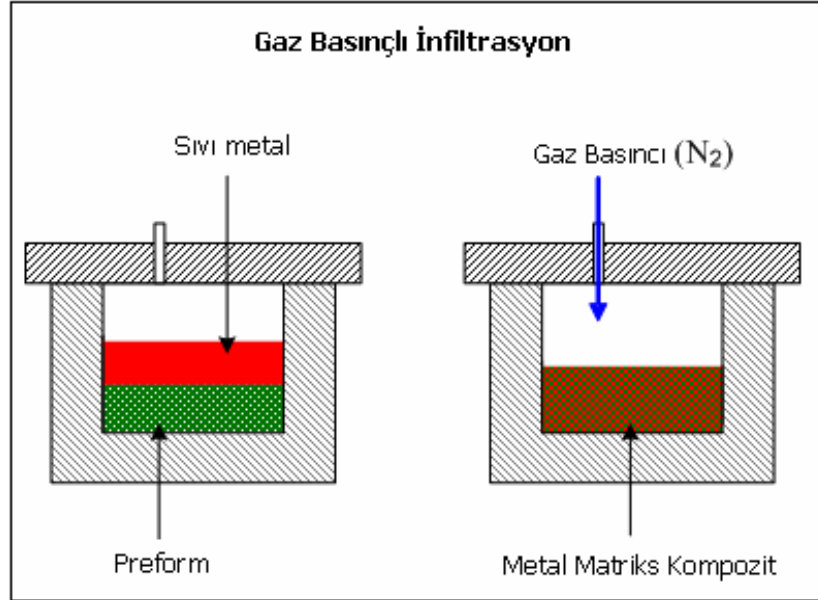


Şekil 3.16. Vakum infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi (Kopeliovich, 2008)

3.4.2. Gaz basınçlı infiltrasyon yöntemi

Gaz basınçlı infiltrasyon yönteminde genelde azot gazı kullanılır. Şekil 3.17'de görüldüğü gibi gözenekli seramik preform alt kısma, sıvı metalde üst kısma gelecek şekilde kalıba yerleştirilir. Sıvı metal yüzeyine azot gazı (N_2) belirli basınçla uygulanır, bu gaz basıncı itici etkisi ile sıvı metali, gözenekli seramik preform içerisine doğru infiltrate etmeye zorlar. Sıvı metal gözenekli seramik preforma emdirildikten sonra numune soğumaya bırakılır ve daha sonra kalıptan çıkarılır.

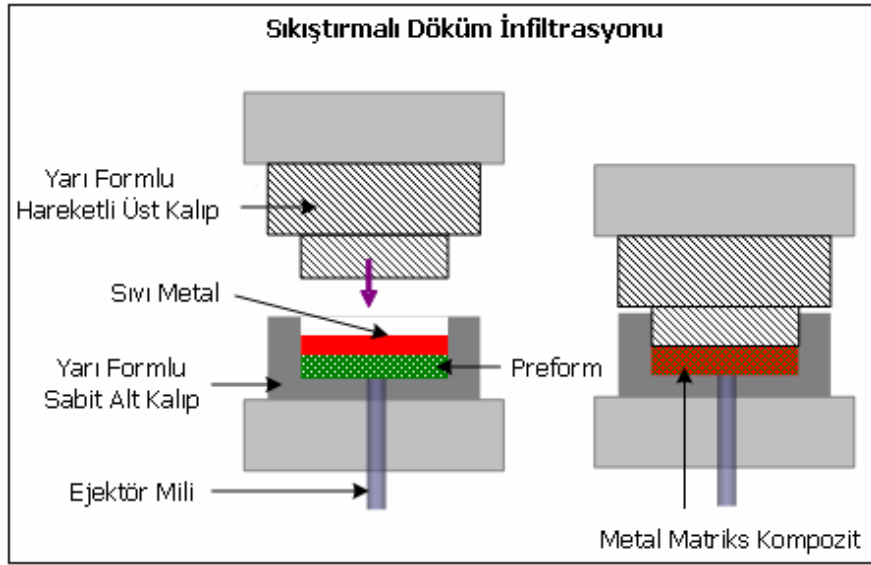
Böylece metal matriks kompozit malzeme üretilmiş olur (Kainer, 2006; Kopeliovich, 2008; Mortenzen ve diğ., 2000).



Şekil 3.17. Gaz basınçlı infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi (Kopeliovich, 2008)

3.4.3. Sıkıştırılmalı döküm infiltrasyon yöntemi

Sıkıştırılmalı döküm infiltrasyonunda gözenekli seramik preform kalıba yerleştirilir. Şekil 3.18’de görüldüğü gibi sıkıştırılmalı döküm infiltrasyon sisteminde alt kalıp ve hareketli üst kalıp bulunmaktadır. Üst kalıp sıvı metale mekanik basınç uygulayarak sıvı metalin gözenekli seramik preformun içersine doğru nüfuz etmesini sağlar. İnfiltrasyon işlemi tamamlandığında numune soğutulur ve kalıptan çıkarılarak metal matriks kompozit malzeme üretilmiş olur (Kainer, 2006).

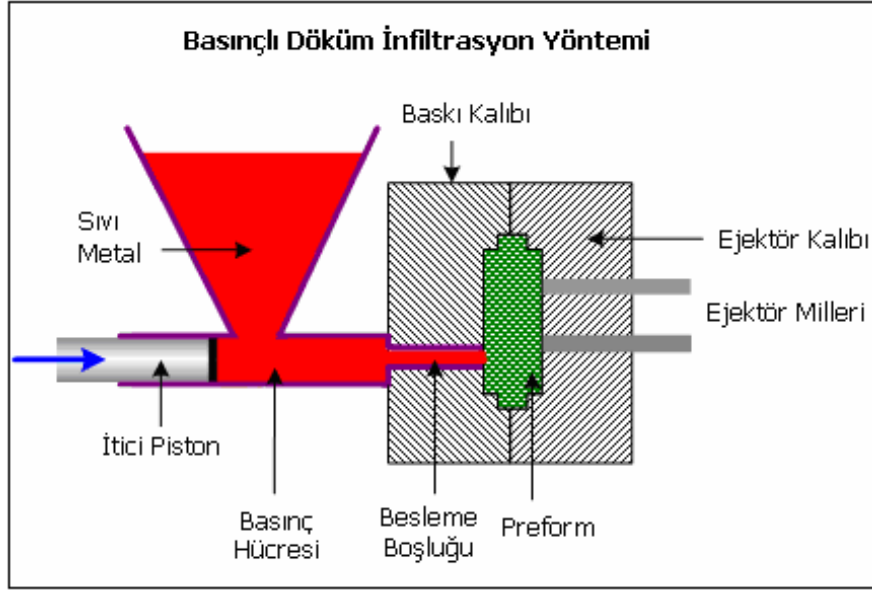


Şekil 3.18. Sıkıştırılmalı döküm infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi (Kopeliovich, 2008)

3.4.4. Basınçlı döküm infiltrasyon yöntemi

Basınçlı döküm infiltrasyon yöntemi; basınçlı döküm ve infiltrasyon yöntemlerinin kombine şeklidir. Bu yöntemde, gözenekli seramik preform basınçlı döküm cihazı içerisindeki kalıba yerleştirilir. Haricen ocakta eritilen sıvı alüminyum Şekil 3.19'da görüldüğü gibi konik pota içerisinde dökülür, daha sonra yüksek mekanik basınç altında sıvı alüminyum besleme boşluğundan geçerek gözenekli seramik preforma enjekte edilir.

Bu yöntem diğer yöntemlerden farklı olarak itici piston yardımı ile sıvı metale yüksek mekanik basınç uygular. Bu yöntem sıkıştırılmalı döküm infiltrasyonuna benzemekte, farklı olarak basınç değeri ve sıvı metal ilerleme hızı yüksektir. İnfiltrasyon uygulaması 1-2 saniye gibi kısa sürelerde gerçekleştirilir. Seri üretime uygun olan bu yöntem özellikle otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılır (Kopeliovich, 2008).

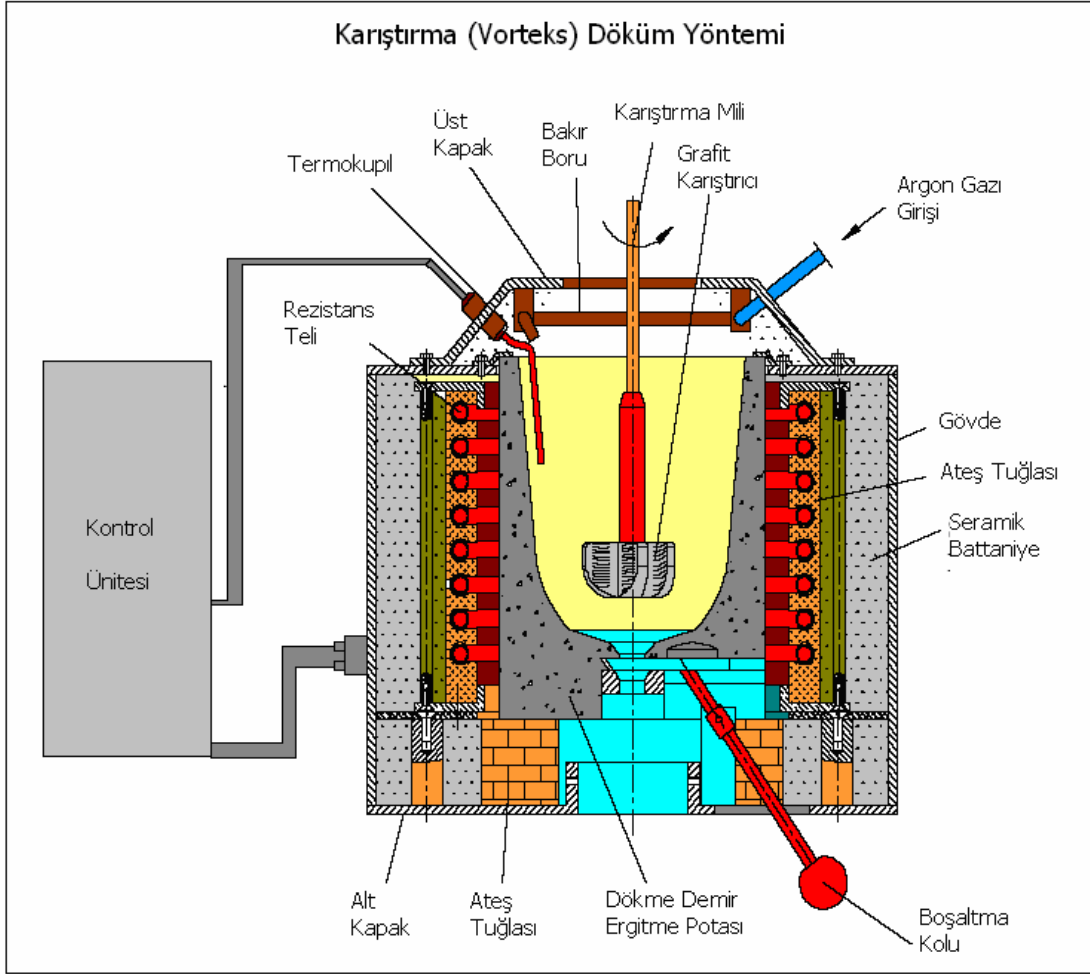


Şekil 3.19. Basıncılı döküm infiltrasyonu yönteminin gösterimi (Kopeliovich, 2008)

3.4.5. Karıştırmalı (vorteks) döküm yöntemi

Karıştırma (vorteks) döküm yönteminde, matriks alaşımı sıvı-katı aralığına getirilir. Şekil 3.20’de görüldüğü gibi bir sistemde partikül takviye elamanı bir karıştırıcı yardımı ile sıvı metal matriks alaşımına karıştırılır. Bu karışım homojen olana kadar devam eder ve daha sonra karışım kalıba dökülür (Kainer, 2006).

Döküm esnasında takviye fazının yer çekimi etkisi ile çökmesini önlemek amacı ile sıvı metal yerine daha çok yarı katı metal tercih edilmektedir. Kalıpta soğumaya bırakılan numune, soğuma işlemi tamamlandıktan sonra çıkarılır ve metal matriks kompozit üretilmiş olur (Kopeliovich, 2008; Mortenzen, 2000).



Şekil 3.20. Karıştırmalı (vorteks) döküm yönteminin şematik gösterimi (Sur, 2005)

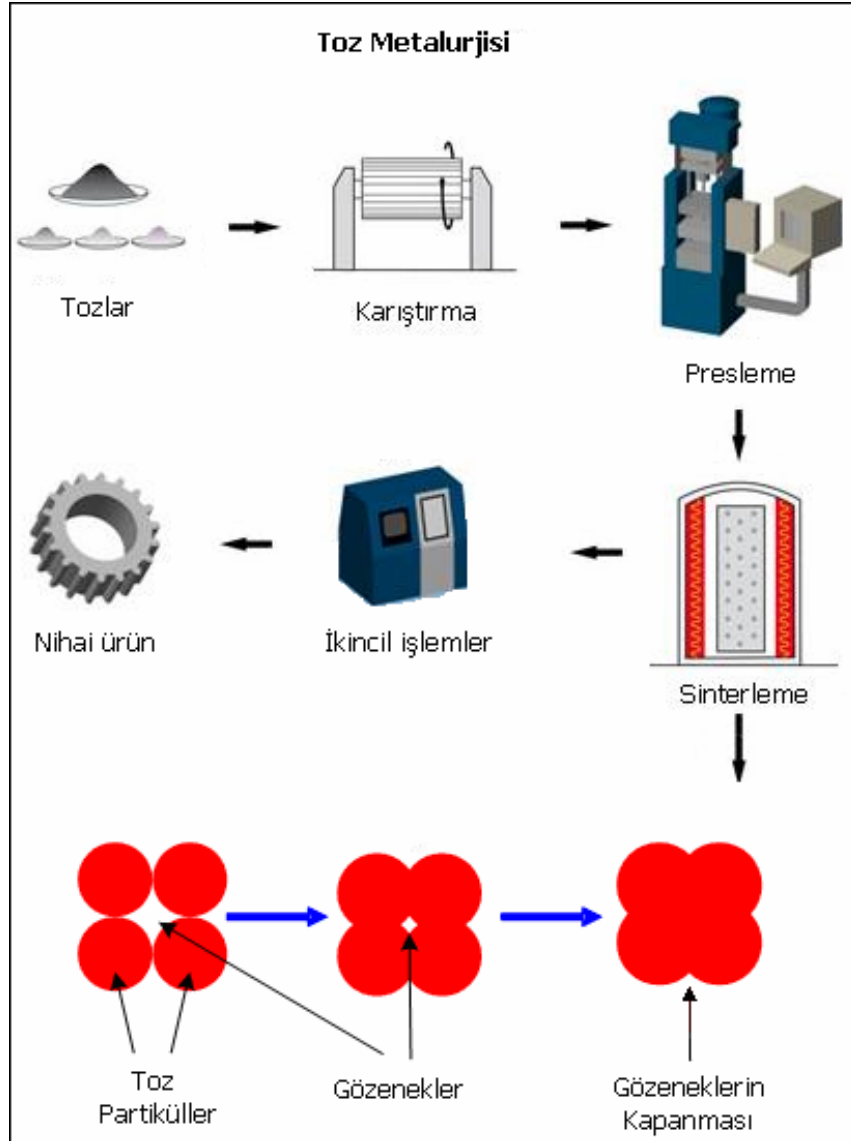
3.4.6. Toz metalürjisi yöntemi

Toz metalürjisi (TM) üretim yöntemi metal tozlarının üretimi ve üretilen bu tozların imalatı istenilen parçaların şekline dönüştürülmesi işlemidir. Bu yöntem toz üretimi, üretilen tozların karıştırılması, tozların preslenmesi, sinterleme ve isteğe bağlı işlemler (infiltrasyon, yağ emdirme, çapak alma, vb..) olmak üzere belirli aşamalardan oluşur. Bu yönteme ait imalat basamakları Şekil 3.21’de gösterilmiştir. Toz, boyutu 1 mm’den daha küçük, ince olarak bölünmüş katı parçacıklardır. Tozlar genel olarak metaliktir. Genellikle, takviye elemanı partikülleri olarak silisyum karbür, bor karbür, alüminyum oksit, grafit, nikel, titanyum ve molibden tercih edilirken, matriks malzemesi olarak alüminyum, bakır, nikel, kobalt ve titanyum esaslı alaşımlar ve çelikler kullanılmaktadır (Ramakrishnan, 2007).

Toz metalürjisi yönteminde tozların sıkıştırılması sonrası, kalıptan çıkartılan parçaların mukavemet değerlerini artırmak için parçalara sinterleme işlemi uygulanır. Sinterleme genellikle atomik ölçekte gerçekleşen, kütle taşınımı yoluyla katı parçacıkları birbirine yoğun bir yapı oluşturacak şekilde bağlayan ısı işlem veya süreçtir. Sinterlenecek malzeme tek çeşit saf metal veya seramik gibi bir malzemedir oluşuyorsa tek bileşenli sistem, birden çok malzemedir oluşuyorsa çok bileşenli sistem adını alır.

Tek bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı malzemenin ergime sıcaklığının 0,8 katıdır. Çok bileşenli sistemlerde ise sinterleme sıcaklığı bileşimde en düşük ergime sıcaklığına sahip malzemenin ergime sıcaklığın hemen altındadır. Ergime sıcaklığının altında yapılan sinterlemeye katı faz sinterlemesi, çok bileşenli sistemlerde ise bileşenlerden en az birinin ergime sıcaklığının üzerinde yapılan sinterlemeye ise sıvı faz sinterlemesi denir (Altinkök, 2002).

Sinterleme sonrasında parçalar isteğe bağlı olarak bazı işlemlerden geçerek (infiltrasyon, birleştirme ve tekrar sıkıştırma gibi) kullanıma hazır hale getirilirler. Toz metalürjisi yöntemi otomotiv, havacılık, elektrik-elektronik ve savunma sanayi gibi birçok alanda kullanılmaktadır (Ramakrishnan, 2007; Ünal, 2008).

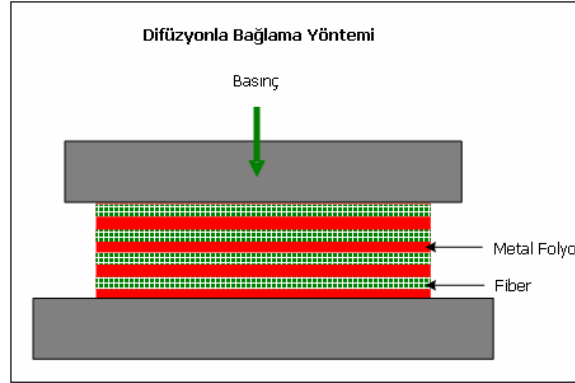


Şekil 3.21. Toz metalürjisi yönteminin şematik gösterimi (Kopeliovich, 2008)

3.4.7. Difüzyonla bağlama yöntemi

Difüzyon ile bağlama yönteminde birleştirme işlemi yüksek basınç ve sıcaklıkta yapılır. Bor karbür, silisyum karbür, karbon ve alüminyum oksit gibi tek tabakalı fiber yada fiber demetleri ile titanyum veya alüminyum gibi matriks malzemeleri tabakalar halinde yüksek basınç ve sıcaklıkta bağlanması ile kompozit malzemeler oluşturulur. Bu yöntemde matriks alaşımları ile fiber formundaki takviye fazına etkili difüzyon için kimyasal yüzey işleme uygulanmaktadır. İstenen özellikler göz önünde bulundurularak fiber yönü, açıları ve aralık ölçüleri belirlenerek fiberler metal

tabakalar üzerine yerleştirilir. Tabakalardan oluşan yapı, matriks alaşımının ergime sıcaklığına yakın bir sıcaklıkta ısıtılarak difüzyon ile bağlanmanın gerçekleşmesi için preslenir veya haddelenir. Şekil 3.22’de difüzyonla bağlama yöntemi şematik olarak gösterilmiştir (Kopeliovich, 2008).

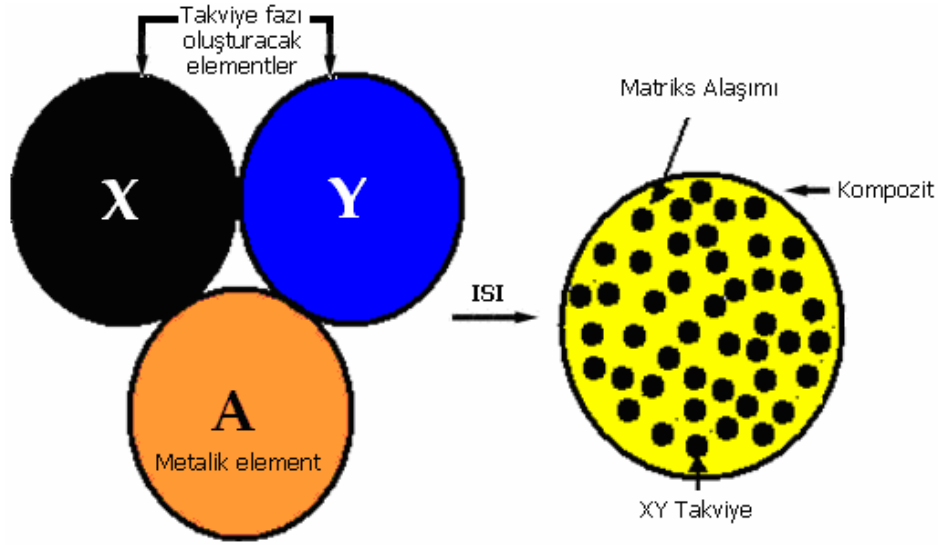


Şekil 3.22. Difüzyonla bağlama yönteminin şematik gösterimi (Kopeliovich, 2008)

3.4.8. İn-situ (yerinde oluşan) yöntemi

Metal matrisli kompozitler üretim yöntemleri bakımından in-situ (yerinde oluşan) ve ex-situ (ilave edilerek oluşan) olarak iki ayırmak da mümkündür. Ex-situ kompozitler; önceden hazırlanmış olan seramik güçlendiricilerin sıvı metale ilave edilmesi veya önceden hazırlanmış seramik preforma sıvı metalin emdirilmesi esasına dayanmaktadır (Tjong, 2000).

İN-situ kompozitler ise; Şekil 3.23’de sembolik olarak gösterildiği gibi takviye fazının, sıvı metal içerisinde element veya bileşiklerin ekzotermik reaksiyonları sonucu kendiliğinden oluşturulması esasına dayanır. İn-situ MMK’ler, takviye ile matriks ara yüzeyi temizliği, takviye elemanının matris içerisinde homojen dağılım, matris içerisinde takviye elemanı termodinamik olarak stabil olması, ucuz ve tek adımda üretilebilmesi gibi ex-situ MMK’lere göre üstün özellikler sergilemektedir (Daniel, 1997; Peng, 2002).



Şekil 3.23. İn-situ (yerinde oluşan) yöntemi

3.5. Metal Matriks Kompozitlerin Mekanik ve Fiziksel Özellikleri

Metal matriks kompozit malzemeler, yüksek elastik modül ve yüksek mukavemet gibi ideal mekanik özelliklere sahip olmaları ve farklı ortamlarda kullanılabilme özelliklerinden dolayı özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında, havacılık ve otomotiv sektöründe tercih edilmektedir. Metal matriks kompozit malzemeler, mekanik özellikler açısından metal ve alaşımları ile kıyaslandığında üstünlükleri göze çarpmaktadır. Metal matriks malzemelerin korozyon gibi bazı özellikleri mekanik özellikleri kadar dikkat çekmemektedir (Chawla, 2006). Metal matriks kompozit malzemeler yüksek sıcaklık şartlarında; yüksek elastisite modülü, yüksek akma ve çekme mukavemeti gibi mekanik özelliklerini muhafaza etmektedir. Ayrıca metal matriks kompozit malzemelerin mükemmel sürtünme davranışı ve mükemmel aşınma direnci gibi tribolojik özellikleri de mevcuttur. Bu kompozitlerin şekillendirilebilmelerinin zorluğu, işlenebilirliklerin güçlüğü, düşük yorulma mukavemeti, üretim prosesinin güçlüğü ve maliyetli olması dezavantajları olarak söylenebilir (Kopeliovich, 2008). Takviye fazı dağılımı, cinsi, boyutu ve oranı, tercih edilen üretim prosesi, kullanılan matriks alaşımı ve özellikleri, takviye fazı ile matriks alaşımı uyumluluğu (ıslatabilirliği gibi), nihai ürünlerdeki porozitelerin varlığı ve oranı gibi birçok özellik metal matriks kompozit malzemelerin mekanik özelliklerine etki etmektedir.

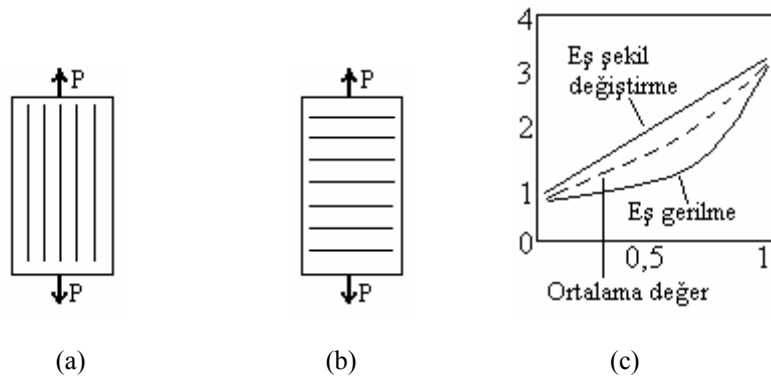
3.5.1. Mukavemet

Mekanik özelliklerin incelenmesinde, partikül takviyeli metal matriks kompozit malzemeler izotropik özellik gösterirken, fiber takviyeli metal matriks kompozit malzemeler heterojen ve anizotropik özellik gösterirler. Dolayısıyla partikül takviyeli kompozit malzemelerin özelliklerini belirlemek, fiber takviyeli kompozitlere nazaran daha kolaydır. Metal matriks kompozit malzemelerde takviye malzemesi olarak kullanılan fiberler kuvvet yönüne paralel ya da dik yönde veya rasgele dağılmış durumda bulunurlar (Şahin, 2006).

Fiberler yönlendirilmiş durumda iken kompozit büyük ölçüde anizotrop, fiberler rasgele dağıtılmış ise düzlemsel boyutta izotrop olurlar. Fiberlerle kuvvet birbirine paralel ise fiberlerle matriks aynı miktarda şekil değiştirir. Buna eş şekil değiştirme hali denir. Matriksin elastisite modülü E_m , fiberlerin elastisite modülü E_f ve fiberlerin hacimsel oranı V_f ise kompozitin paralel doğrultudaki bileşke elastisite modülü formül (3.1)'deki gibi olur (Onaran, 1999).

$$E_k = E_f * V_f + V_f(I - E_m) \quad (3.1)$$

Şekil 3.24.a'da paralel fiberler için eş şekil değiştirme hali, Şekil 3.24.b'de dik fiberler için eş şekil değiştirme durumu, Şekil 3.24.c'de rasgele dağılmış fiberler için elastisite modülün kompozit bileşim oranı ile değişimi göstermektedir.



Şekil 3.24. (a) Paralel fiberlerin şekil değiştirmesi, (b) dik fiberlerin şekil değiştirmesi, (c) rasgele dağılmış fiberler için elastik modülün kompozit bileşim oranı (Onaran, 1997).

Metal matriks kompozit malzemelerin çekme mukavemetleri fiberlerin kopmasıyla sona ermektedir. En uygun kompozit yapısında fiberler kuvvet doğrultusunda paraleldir. Fiberlerin kuvvet yönüne dik olduğu durumlarda matriks ile fiberler aynı yükü taşır (Onaran, 1999). Eş gerilme hali bilinen bu yükleme karşısında kompozitin elastisite modülü formül (3.2)'de verilmiştir.

$$E_k = \frac{E_m E_f}{E_m V_f + (1 - V_f) E_f} \quad (3.2)$$

Fiber takviyeli kompozit malzemenin çekme mukavemeti için formül (3.3)'de; σ_k kompozitin çekme mukavemeti, σ_f fiberlerin çekme mukavemeti, σ_m fiberlerin koptuğu andaki şekil değiştirme için matriksteki gerilme ve V_f fiberlerin hacimsel oranını göstermektedir.

$$\sigma_k = \sigma_f V_f + (1 - V_f) \sigma_m \quad (3.3)$$

Partikül takviyeli kompozit malzemelerde matriksin çekme mukavemeti ortalama %60 oranında artırılabilirken, fiber takviyeli kompozit malzemelerde mukavemet fiber hacim oranının yüksek olduğu kompozit malzemelerde %100'ün üzerinde artırılabilir (Akbulut, 1995).

Partikül takviyeli kompozit malzemenin mukavemetinin hesaplanması için formül (3.4) kullanılır. Bu formülde; s partikül boy/çap oranı veya partikül uzunluk/genişlik oranı, σ_k kompozitin mukavemeti, V_p partikül hacim oranı ve V_m matriks hacim oranını göstermektedir.

$$\sigma_k = (V_p \sigma_{ym}^{s/4}) + V_p \sigma_{ym} \quad (3.4)$$

Fiber takviyeli metal esaslı kompozit malzemelerin elastisite modülleri, partikül takviyeli kompozitlere göre farklılık gösterir. Partikül takviyeli kompozit malzemelerin üretim prosesi, partikülün cinsi, ölçüleri, şekli ve matriks içindeki dağılımı elastik modülü gibi birçok mekanik özelliğini etkilemektedir.

Tablo 3.8’de bazı matriks alaşımları ve metal esaslı kompozitlerin mekanik özellikleri karşılaştırmalı olarak verilmiştir (Akbulut, 1995).

Tablo 3.8. Matriks alaşımları ve metal esaslı kompozitlerin bazı mekanik özellikleri (Altınkök, 2003; Gupta, 1993; Dautre, 1993)

Takviye Şekli	Matriks Alaşımı	Kompozit	R _m (MPa)	ε (%)	E (GPa)
takviyesiz	A356 (T6)	-	280	6	76
takviyesiz	A360 (T6)	-	320	3,5	71
takviyesiz	A380 (F)	-	320	3,5	72
takviyesiz	2014 (T6)	-	524	13	73
takviyesiz	2124 (T6)	-	470	12	72
takviyesiz	6061 (T6)	-	310	20	69
takviyesiz	7075	-	570	10	72
takviyesiz	8090 (T6)	-	485	7	80
partikül	Al-Mg-Si	6061/Al ₂ O ₃ /15 _p (T6)	359	5,4	87
partikül	Al-Mg-Si	6061/SiC/15 _p (T6)	364	3,2	91
partikül	Al-Cu	2014/Al ₂ O ₃ /15 _p (T6)	503	2,3	92
partikül	Al-Cu	2014/SiC/15 _p (T6)	493	2,0	100
partikül	Al-Zn-Mg	7075/SiC/15 _p (T651)	601	3,0	95
partikül	Al-Li	8090/SiC/13 _p (T6)	547	3,0	101
partikül	Al-Si	356/SiC/15 _p (T61)	336	0,3	91
partikül	Al-Si	380/SiC/20 _p (F)	356	0,4	114
fiber	Al-Cu	2024/Boron/(T6)	1268	0,78	202
fiber	Al-Mg-Si	6061/SiC (SCS-2)	1462	0,89	166
fiber	Mg	Mg/SiC (SCS-2)	1379	0,95	181
fiber	Ti	Ti-6Al	1890	0,96	166

3.5.2. Yoğunluk

Metal matriks kompozit malzemelerde, matriks alaşımının ve takviye elemanlarının yoğunlukları bilindiği takdirde kompozit malzemenin yoğunluğu formül (3.5)’de gösterildiği gibi karışım kuralı ile hesaplanabilir. Bu eşitlikte; “ ρ_k ” kompozit malzemenin yoğunluğu, “ ρ_f ” fiber ve “ ρ_m ” matriksin yoğunluklarını göstermektedir. Kompozit malzemenin yoğunluğu, matriks alaşımı ve takviye fazının yoğunlukları ile oranlarına bağlıdır. Karışım kuralı ile parçacık takviyeli kompozitin teorik yoğunluğu kolaylıkla hesaplanabilir (Şahin, 2006).

$$\rho_k = \rho_f \cdot V_f + \rho_m \cdot V_m \quad (3.5)$$

Metal matriks malzemelerde çoğunlukla matriks malzemesi, metal veya alaşımlarından, takviye malzemesi ise genelde seramik malzemelerden seçilir. Farklı gruplarda yer alan metal ve seramik malzemelerin yoğunlukları farklıdır. Tablo 3.9'da matriks malzemesi olarak kullanılabilen metal ve alaşımları ile takviye malzemesi olarak tercih edilen seramik malzemelerin yoğunluk değerleri verilmiştir.

Tablo 3.9. Bazı matriks ve takviye malzemelerinin yoğunluk değerleri (Chawla, 2006; Yılmaz, 1996; www.webelements.com; www.wikipedia.com)

	Malzeme	Yoğunluk Değeri
Matriks Malzemeleri	Al	2,70 g/cm ³
	Mg	1,738 g/cm ³
	Cu	8,96 g/cm ³
	Zn	7,14 g/cm ³
	Ti	4,506 g/cm ³
Takviye Malzemeleri	SiC	3,22 g/cm ³
	B ₄ C	2,52 g/cm ³
	TiC	4,93 g/cm ³
	WC	15,8 g/cm ³
	Al ₂ O ₃	3,97 g/cm ³
	ZrO ₂	5,89 g/cm ³
	MgO	3,58 g/cm ³
	SiO ₂	2,2 g/cm ³
	B ₂ O ₃	1,85 g/cm ³ (cam iken) 2,46 g/cm ³ (sıvı iken)
	Si ₃ N ₄	3,44 g/cm ³
	AlN	3,26 g/cm ³
	BN	2,18 g/cm ³
	B	2,34 g/cm ³
	C	1,93-2,3 g/cm ³

3.5.3. Tokluk

Tokluk, bir malzemenin kırılmaya karşı gösterilen direnç veya enerji emme yeteneğinin bir ölçüsü olarak ifade edilir. Kompozit malzemelerde, farklı kırılma mekanizmaları ile karşılaşmaktadır. Çatlak bükülmesi, çatlak yayılması, ayrılma, fiber çekilmesi ve fiberlerin köprü oluşturması gibi durumlar kırılmayı tetikler. Kompozit malzemelerin barındırdığı mikro çatlaklar bir çatlağın etkileşimli olarak büyümesi ile kırılma tokluğu iyileştirilir ve yer değiştirmeye sebep olarak çatlağın körelmesine yol açar. Kompozit malzemelerde kırılacak olan fiber fazı direnci çatlak ilerlemesini engeller. Fiber çatlak önünde lineer olmayan şekilde bükülür (Fındık, 2008a; Şahin, 2006; Onaran, 1999).

Bükülmeler takviye elemanı üzerinde gerilme şiddetinde bir artış sağlarken matriks üzerindeki gerilme şiddeti azalır. Yay uzunluğu arttıkça kırılma tokluk fazı üzerinde gerilme şiddeti de kırılma oluncaya kadar artar ve çatlak ilerler.

Metal matriks kompozit malzemelerde tokluk; takviye fazının özellikleri, yönü, ölçüsü ve tipi, matriks alaşımının özellikleri, üretim yöntemi ve dağılım oranı, poroziteler ve mikro yapısal değişimlerin etkisinde kalmakta ve buna paralel değeri de değişmektedir. Karbon fiber takviyeli hafif alaşımların tokluğu, SiC ve Al₂O₃ takviyeli kompozitlerden daha düşüktür. Bu gibi farklılıklar temelde matriks ve takviye arasındaki arayüzey bağ dayanımı, uyumluluk ve değişkenlerden kaynaklanmaktadır. Tablo 3.10'da 6061 Al-Mg-Si alaşımının ve bu alaşım ile üretilmiş kompozit malzemelerin kırılma tokluk değerleri verilmiştir.

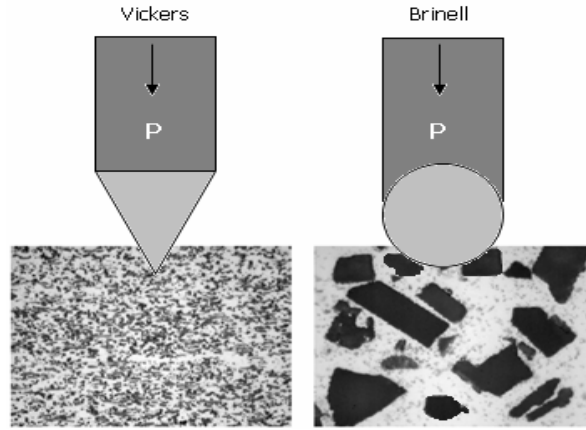
Tablo 3.10. 6061 Al-Mg-Si alaşımının ve bu alaşım ile üretilmiş kompozit malzemelerin kırılma tokluk değerleri (Şahin, 2006)

Malzeme	Kırılma Tokluğu K _{1c} (MN m ^{-3/2})
6061(T6)	37
Al ₂ O ₃ /Al 6061	15
SiC /Al 6061	7-18

3.5.4. Sertlik

Sertlik, malzeme yüzeyinin kalıcı şekil değiştirmeye gösterdiği direnç olarak tanımlanabilir. Sertlik ölçme işlemi, genellikle test edilecek malzemeden daha sert, konik veya küresel standart bir ucun malzeme yüzeyine batırılmasına sonrasında malzemenin gösterdiği direnci ölçmekten ibarettir. Sertlik; brinell, rockwell veya vikers sertlik yöntemlerinden biri ile ölçülmektedir (Norton, 2000; Fındık, 2008b). Metal matriks kompozit malzemelerin sertlik ölçümlerinde kompozit içerisindeki takviyenin oranı, dağılımı, şekli ve boyutları sertliği etkilemektedir. Genelde Vickers ve Brinell sertlik yöntemi kullanılır. Şekil 3.23.'de iki farklı sertlik ölçümü şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 3.25.a'da SiC takviyeli Al 2024 kompozit malzemesi, Şekil 3.25.b'de ise SiC takviyeli Al 6061 kompozit malzemesi mikroyapı görüntüleri

görülmektedir. (a) şeklinde takviye fazının ölçüleri küçük ve homojen olduğu için bu kompozitin sertliği Vickers sertlik yöntemi ile ölçülebilir. (b) şeklinde ise takviye fazı ölçüleri büyük ve tam homojen bir dağılım olmadığı için Brinell sertlik ölçme yönteminin kullanılması daha uygun olur. Çünkü Brinell yönteminde kullanılan uç küresel olduğu için sertlik ölçmede uç, hem matriks alaşımını hem de takviye fazına temas ederek genel bir ölçüm yapabilecektir. Dolayısı ile bu durum kompozitin sertliğini temsil edebilir. Partikül takviyeli kompozit malzemelerde bu durum dikkate alınmalıdır. Örneğin takviye ölçülerinin küçük ve homojen olduğu partikül takviyeli alüminyum matriks kompozit malzemelerin sertliği vickers ile ölçülmesi daha uygundur (Storjohann, 2005).



Şekil 3.25. Kompozit malzemelerin (a) vickers, (b) brinell sertlik ölçümlerinin gösterimi

3.5.5. Takviye fazı hacim oranı

Takviye hacim oranı, metal matriks kompozit malzemelerin kesitlerinde takviye fazının işgal ettiği veya kapladığı alandır. Pratikte, takviye hacim oranları ve bileşenlerin ağırlıklarından, ağırlık oranları veya ağırlık yüzdeleri (%w) veya birim yüzey alanındaki ağırlık, yada ağırlık olarak ölçülen veya varsayılan, bilinen veya kimyasal analiz yöntemi ile hesaplanabilir (Şahin, 2006). Kompozitteki matriks alaşımı ve takviye fazının yoğunlukları ile ağırlıkları bilindiğinde, birbirine göre hacimleri ve hacim içerikleri formül (3.6)'deki gibi hesaplanır. Bu formülde V_f bileşenlerin hacmi, W bileşenlerin ağırlığı ve ρ bileşenlerin yoğunluğunu göstermektedir.

$$V_{f1} = W_1 / \rho_1 \text{ ve } V_{f2} = W_2 / \rho_2 \quad (3.6)$$

3.5.6. Aşınma

Katı cisimlerin yüzeylerinden sürtünme gibi çeşitli etkenler ile sürekli malzeme kayıplarının ortaya çıkmasına aşınma olarak tanımlayabiliriz. Başka bir deyişle, kullanılan malzemelerin başka malzemeler ile teması sonrası mekanik etkenlerle yüzeyden küçük parçacıkların ayrılması sonucu meydana gelen ve istenmeyen yüzey bozulması şeklinde tanımlanmaktadır (Altınkök, 2002; Akbulut, 1995; Fındık, 2008).

Aşınma mekanizmaları şunlardır;

- Adhesiv aşınma,
- Abrasiv aşınma,
- Ergime ile aşınma,
- Oksidasyon aşınması,
- Plastisite aşınması.

Malzemelerin aşınma özellikleri; aşındırıcın pozisyonu, boyutu, şekli, sertliği, uygulanan yük ve aşındırma hızı gibi farklı çalışma parametrelerden etkilenmektedir. Bu bağlamda malzemelere farklı aşınma türleri uygulanabilir (Akbulut, 1995). Aşınma türleri ise şunlardır;

- Disk üstünde pim,
- Hareketli çember üzerinde blok,
- Yatay plaka üstünde pim,
- Birbirine çapraz dönen silindirlerdir.

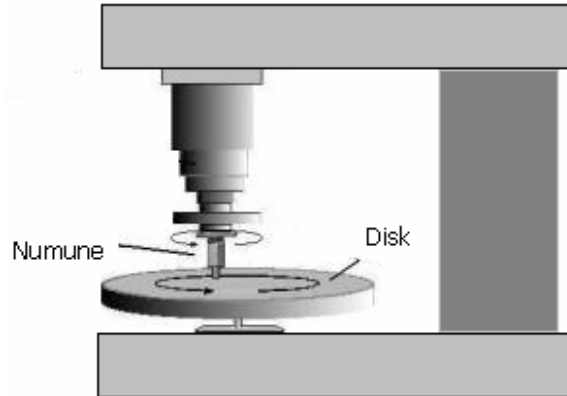
Alüminyum, magnezyum ve birçok metal matriks kompozit malzemelerdeki aşınma davranışları ile ilgili yapılan çalışmalarda seramik partiküllerin metallerin aşınma davranışlarına etkileri incelenmiştir. Genellikle aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı malzemesi sertleştirilmiş çelik olarak seçilir. Partikül takviyeli metal matriks kompozit malzemelerin sürtünme davranışları hakkında birçok araştırma

yapılmıştır. Motor pistonlarında ve balatalarda, sürtünme katsayısının yüksek olmasının yakıt tüketimini artırdığı bilinmektedir. Metallere katılan seramik partiküllerin kompozitin sürtünme katsayısını genelde önemli ölçüde arttırmaktadır (Akbulut, 2005). Tablo 3.11’de SiC partikül boyutu ve ağırlık oranının alüminyum esaslı kompozit malzemenin sürtünme katsayısına etkisi gösterilmektedir.

Tablo 3.11. SiC partikül boyutu ve ağırlık oranının alüminyum esaslı kompozit malzemenin sürtünme katsayısına etkisi (Akbulut, 1995)

Matriks alaşımı	Takviye Fazı	Takviye Oranı (%ağırlık)	Partikül Boyutu (μm)	Sürtünme Katsayısı (μ)
Al-%1,5Mg	-	-	-	0,63
Al-%1,5Mg	SiC _p	12,5	50	0,44
Al-%1,5Mg	SiC _p	12,5	100	0,47
Al-%1,5Mg	SiC _p	15	50	0,24
Al-%1,5Mg	SiC _p	15	100	0,28

Disk üstünde pim (pin-on-disk) aşınma mekanizması sık kullanılan bir aşınma türüdür. Burada aşınma davranışı incelenecek numune, belirli bir hızda dönen bir disk üzerinde belirli yük altında aşındırılır. Disk üstünde pim aşınma mekanizmasının şematik gösterimi Şekil 3.26’da gösterilmiştir.



Şekil 3.26. Disk üstünde pim aşınma mekanizması

3.5.7. Isıl özellikler

Isıl genişleme katsayısı (IGK), metal matriks kompozit malzemelerde önemli bir özelliktir. Metal matriks kompozit malzemeler farklı sıcaklıklarda kullanılabilir.

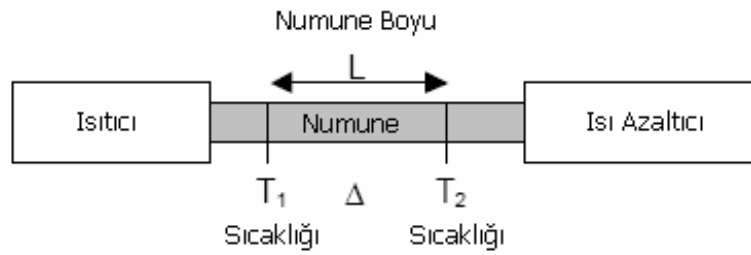
ve kullanım sıcaklığındaki ısı davranışlarının bilinmesi önem arz etmektedir. Isıl genleşme katsayısı değerleri, sıcaklık şartlarına bağlı olarak birkaç yöntem ile ölçülebilir. Bunlardan biri de dilatometre yöntemidir (Turcotte, 2002).

Dilatometre ölçüm tekniği, malzemelerin ısınması sırasında sıcaklığa bağlı olarak boyutsal değişmelerin saptanmasında kullanılan bir çeşit ısı analiz yöntemidir. Dilatometre ölçüm tekniğinin çalışma prensibi Bölüm 5’de detaylı olarak verilmiştir.

Metal matriks kompozit malzemelerde, matriks olarak kullanılan hafif metal alaşımlarını, seramik fiber yada partiküller ile takviyelendirmek, kompozitin ısı genleşme katsayısı değerini düşürmektedir.

Isıl genleşme katsayısı, ürünün özelliği ve uygulama aşamasında gösterdiği ısı özellik açısından önemli bir karakterdir. Metal matriks kompozit malzemenin ısı genleşme katsayısını, matriks alaşımı ile takviye fazının ısı genleşme katsayıları ve poisson oranları etkilemektedir (Kainer, 2006).

Isıl iletkenlik, fizik'te malzemenin ısı iletim kabiliyetini anlatan bir özelliktir. Metal matriks kompozitlerin, metallerin ve alaşımların ısı iletkenlik değerleri 0,2 ile 100 W/Mk arasında değişir. Malzemelerin ısı iletkenlik ölçümleri oda sıcaklığından yaklaşık 1000 °C'ye kadar farklı sıcaklıklarda yapılabilir. Isıl iletkenlik ölçüm değerleri karşılaştırmalı olarak standart referans malzemelerin ısı özelliklerinin bilinmesine bağlıdır. Isıl özelliği test edilecek malzeme, iki adet birbirinin aynı ve tabakalı formda referans numuneler arasına konulur. Isıl iletkenlik deneyinde bu istif, farklı sıcaklıklarda iki ısıtma elementi arasında kontrollü bir şekilde yerleştirilir. Mekanizmanın işlemesi ile ısı iletkenlik değerleri tespit edilir. Deney sonuçlarında $\pm\%10$ tolerans bulunmaktadır. Isıl iletkenliği ölçülecek numuneler silindirik kesilmiş, çapı 25-50 mm, yüksekliği 2-40 mm arasında değişmektedir. Şekil 3.27’de ısı iletkenlik deneyinin şematik gösterimi verilmiştir (William, 2003; Korb, 2001, Hilton, 2008).



Şekil 3.27. Isıl iletkenlik deneyinin şematik gösterimi (Korb, 2001)

Isı transferi analizlerinde ısı yayılımı, hacimsel ısı kapasitesinin ısı iletkenliğe oranıdır. SI birim sisteminde m^2/s ile ifade edilir. Metal matriks kompozit malzemelerin ısı yayılımı (Laser Flash), spesifik sıcaklığı (DSC) ve yoğunluğu (Arşimet) biliniyorsa ısı iletkenlik hesaplanabilir. Metal matriks kompozitlerin ısı yayılımı ise lazer flash yöntemi ile hesaplanabilir. Bu yöntemde malzemenin ön yüzüne lazer ateşlenirken, arka yüzeyinden çıkan sıcaklık ise kızıl-ötesi dedektör tarafından ölçülür. Bilgisayar programına bağlı cihazlarda yapılan bu deneylerde literatür tabanlı analizler ile deneysel eğriler karşılaştırılır. Isı yayılımı değeri, seçilmiş teorik eğriye bağlı olarak bir yayılım değeri elde edilir. (Holman, 2002; Korb, 2001).

3.5.8. İşlenebilirlik

Metal matriks kompozitler, üstün fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı özellikle otomotiv ve uzay sanayinde kullanılmaktadır. Fakat bu kompozitlerin maliyetinin yüksek olması, üretim prosesindeki zorluklar ve işlenebilirliğinin güç olması tercih edilebilirliğini kısıtlamaktadır. Metal matriks kompozit malzemelerde sık kullanılan takviye elamanı SiC partikülleri, abrasiv özelliğinden dolayı hızlı takım aşınmasına neden olabilmektedir (Şahin, 2006).

Partikül takviyeli metal matriks kompozit malzemelerin işlenebilirliğinin kötü olmasından dolayı yaygın olarak kullanılmamakta, spesifik ve gerekli durumlarda tercih edilmektedir. Malzemelerin işleme yöntemlerini temelde geleneksel ve geleneksel olmayan işleme yöntemleri olarak iki gruba ayırmak mümkündür (Şahin, 2006). Bu yöntemler;

Geleneksel işleme yöntemleri;

- Tornalama,
- Frezeleme,
- Delme ve raybalama,
- Testere ile kesme.

Geleneksel olmayan işleme yöntemleri;

- Tel erozyon ile işleme,
- Elektro-erozyon,
- Abrasiv su jeti ile kesme,
- Kimyasal frezeleme.

Metal matriks kompozit malzemenin kesme özelliklerini; takım malzemeleri, kesici plakets geometrileri, kesme hızları ve ilerleme miktarları belirlemekte ve etkilemektedir. Geleneksel işleme yöntemi fiber takviyeli metal matriks kompozit malzemenin işlenmesinde toz ve aşırı gürültü karşılaşılan problemler arasındadır. Takımın işlenecek kompozit ile teması esnasında, kompozit içerisinde gerilmeler meydana gelir. Abrasif su jeti ve lazer kesme gibi geleneksel olmayan işleme yöntemleri metal matriks kompozit malzemelerin işlenmesinde kullanılabilir. Fakat su jeti tekniği ile kesme işleminde kesme kuvveti oluşmakta ve akabinde seramik fiber içeren kompozitlerin işlenmesinde delaminasyon başlamaktadır. Yüksek basınçlı su seramik takviye fazı ile matriks alaşımı ara yüzeyine nüfuz ederek ayrılmalara neden olabilir. Metal matriks kompozit malzemelerin işlenmesi ile ilgili birçok araştırma yapılmıştır. İşlenebilirlik ile ilgili bu çalışmalarda matriks alaşımı olarak Al, Cu, Ti, Mg ve çelik seçilirken, takviye elemanı olarak ise B, SiC, Al₂O₃, grafit ve W tercih edilmiştir (Altınkök, 2002).

Al/B kompozitleri hem geleneksel (kesme, frezeleme, tornalama, delme) yöntemler ile, hem de geleneksel olmayan işleme yöntemleri (lazer kesme gibi) ile işlenebilmektedir. Al/SiC kompozitlerin işleme uygulamaları, Al-390 alüminyum döküm malzemenin işlenebilirliğine benzerdir. Kompleks parçalar oldukça yakın toleransta çok kristalli elmas takımlar kullanılarak mükemmel bitirme yüzeyi elde edilebilir. Standart talaş kaldırmada ise hafif adaptasyonlar ve abrasiv malzemeler

için bitirme teknikleri geliştirilmektedir. Karbür takviye elamanları aşırı sert karbür ve abrasivdir. İş parçası ve yüksek sıcaklıklar hızlı takım aşınmasına yol açmaktadır (Akkurt, 1999; Altınkök, 2002; Koplev, 1983). Metal matriks kompozitlerin işlenebilirliğini birçok parametre etkilemektedir. Bu özellikleri aşağıdaki gibi sıralayabiliriz.

- Matriks alaşımı ve takviye fazının cinsi,
- Matriks alaşımı ve takviye fazı arayüzeyi,
- Matriks alaşımı ve takviye fazının sertliği,
- Kompozit malzemenin sertliği,
- Takviye fazı hacim oranı ve dağılımı,
- Porozite ve boşluklar,
- Kompozit malzemenin üretim yöntemi,
- Matriks alaşımının ısı özellikleri (ısı genleşme, iletkenlik ve yayılma),
- Takviye malzemesinin ısı özellikleri (ısı genleşme, iletkenlik ve yayılma),
- Takım aşınması,
- Yüzey pürüzlülüğü,
- Takım malzemesi cinsi.

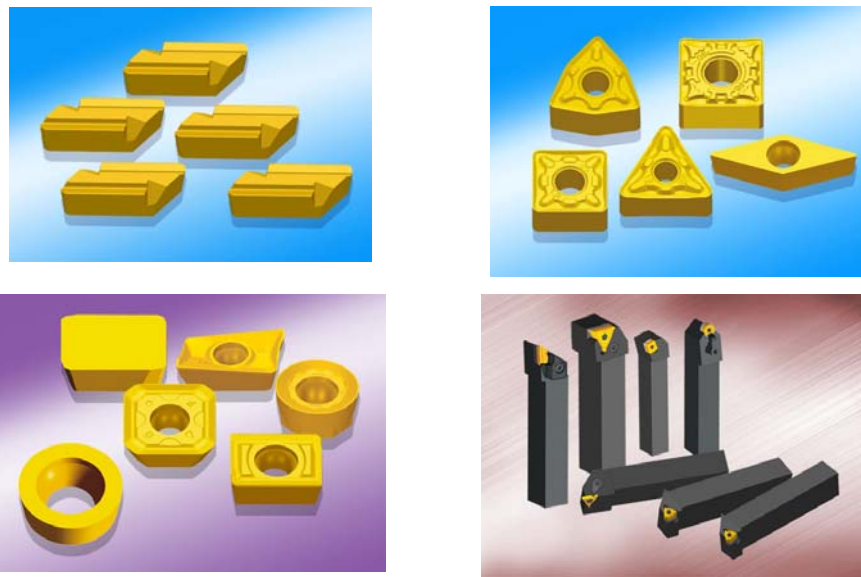
Sanayide çoğu metal ve alaşımlarını işlemek için yüzeyleri yüksek aşınma direnci özelliğine sahip Al_2O_3 , TiN, TiC veya TiCN kaplı tungsten karbür takım malzemeleri kullanılır. Kaplama kalınlığı genelde 2 ile 10 mikron arasında değişir. Kaplama rengi hafif sarıya dönük renktedir. SiC, B_4C ve Al_2O_3 takviyeli metal matriks malzemelerin bu takım malzemeleri ile işlenmesi zordur. İşleme esnasında takım malzemeleri aşınır (Koplev, 1983; ZhuZhou, 2008).

Kompozit ile takım malzemesi temas bölgesinde, takım malzemesi keskin köşeliğini kaybeder. Metal matriks kompozit malzemelerin bu takım malzemeleri ile işlenmesinde takım aşınması açısından güç olmasına karşın soğutma sıvısı (bor yağı gibi) kullanılması ve hassas işlemeye dikkat edilmesi durumunda işleme gerçekleştirilebilir, fakat zaman alır. Belli aralıklar ile takım malzemenin taşlanması ve kesici takım açısının düzeltilmesi gerekir. Soğutma sıvısının işlenecek malzemenin ısınmasını azaltacağı için takım aşınması yavaş ilerler (Wolframcarb, 2008;

ZhuZhou, 2008). Metal matriks kompozit malzemelerin işlenmesinde daha yüksek aşınma direncine sahip elmas, Sialon, BN ve Al_2O_3 gibi takım malzemeleri daha çok tavsiye edilir. Elmas takımlar yüksek silisyumlu dökme alüminyum alaşımları, bakır ve alaşımları, sinterlenmiş sementite tungsten karbürler, silika cam ile doyurulmuş kauçuk, cam-fiber/plastik ve karbon/plastik kompozitler ve yüksek alüminalı seramiklerin işlenmesinde kullanılmaktadır (Koplev, 1983; ZhuZhou, 2008).

Ferro malzemeler ile reaksiyon direnci ve mükemmel abrasif direnci ile kombine edilen kübik bor nitrid (BN), diğer takım malzemelerden daha yüksek sıcaklıklarda ve daha yüksek hızlarda sert malzemelerin işlenmesinde kullanılmaktadır.

Sialon (Si-Al-O-N) bir silisyum-alüminyum oksinitrid tipi seramik malzeme olup, sinterlenebilen silisyum nitridin (Si_3N_4) bir türevidir. Silisyum nitridin kırılma tokluğu alüminanın yaklaşık iki katıdır ve daha yüksek bağ mukavemetine sahiptir. Sialonun kırılma tokluğu ve enine kopma mukavemeti alüminadan daha yüksek, fakat Al_2O_3/SiC visker seramiklerden daha düşüktür. Sialon kesici takımlar özellikle dökme demir ve süper alaşımların (Ni esaslı gaz türbin diskleri) işlenmesinde kullanılır. Şekil 3.28'de bazı torna ve freze takım malzemelerinin görüntüleri verilmiştir.



Şekil 3.28. Torna ve freze takım malzemeleri (ZhuZhou, 2008)

3.6. Metal Matriks Kompozitlerin Kullanım Alanları

Günümüzde Metal matriks kompozit (MMK) malzemeler yüksek sıcaklıklara karşı direnci, yüksek aşınma ve yorulma dayanımı ile düşük yoğunluk gibi özellikleri nedeniyle diğer malzemelere göre daha fazla tercih edilmektedir. Metal matriks kompozit malzemeler; otomotiv, uçak ve uzay, elektrik-elektronik, tıp, spor malzemeleri, denizcilik ve makina elemanları gibi birçok alanda kullanılabilir. Metal matriks kompozit malzemelerin otomotiv sektöründeki uygulamaları ise çok geniştir (Eker, 2008). Metal matriks kompozit malzemeler otomotiv sektöründe; motor blokları, pistonlar, fren balataları, biyeler, akü plakaları, kavrama kolu, valfler, silindir gömlekleri, gergi kolları, amortisör silindiri, dişliler, pompalar ve kalibre aparatlarının üretimlerinde tercih edilmektedir. Uzay ve havacılık alanında; uzay yapıları, antenler, gövde ve iç donanım parçaları, kompresör kanatları, türbin kanatları, helikopter parçaları, dişli kutuları, uzay ve uydu yapı tüpleri, zemin giriş saplamaları, helikopter kanat kovani ve füze mekanizmalarının üretiminde kullanılmaktadır (Böge, 2004).

Elektrik-elektronik endüstrisinde; motor fırçaları, kablo ve elektrik kontakları, ev aletleri akü plakaları, multi-çip modüllerde, ısıl genişleme ara destek elemanlarında, soğutma plakalarında ve bilgisayar parçalarında uygulama alanı bulmaktadır. Protez ve tekerlekli sandalye üretimi gibi tıbbi uygulamalarda, tenis raketleri, kayak sopaları, kayalar, oltalar, golf sopaları ve bisiklet iskeletleri gibi sportif alanlarda da kullanılmaktadır (Eker, 2008; Böge, 2004).

Metal matriksli kompozit malzemeler otomotiv endüstrisinde önemli bir uygulama alanı bulmaktadır. Yüksek elastik modülleri, yüksek yorulma mukavemetleri, aşınma dirençleri ve ısı genişleme gibi özellikleri geliştirilebilen özellikler arasındadır. Metal matriks kompozit malzemelerin önemli bir özelliği ise hafif malzemeler oluşlarıdır. Örneğin otomobil ağırlığındaki %10'luk azalmaya ve yakıt tüketiminde %5,5'lik tasarrufa neden olabilmektedir. Bu özellikleri nedeni ile metal matriks kompozit malzemelerin son yıllarda tercih edilebilirliklerini artırmaktadır. Tablo 3.12'de metal matriks kompozitlerin otomotiv sektöründeki uygulama örnekleri listelenmiştir. Otomotiv endüstrisinde sürekli veya süreksiz fiber, visker veya

partikül takviyeli metal matriks kompozit malzemelerde, uygun özellikleri nedeni ile yaygın olarak alüminyum gibi hafif alaşımlar kullanılmaktadır. Mesela gri dökme demirden bir fren diski 8,44 kg iken, sürekli katkılı kompozit malzemeden yapılmış bir fren diskinin ağırlığı sadece 3,32 kg'dır. Dolayısıyla 5,12 kg'lık kütle azalması ile birlikte atalet kuvvetlerinin de azalması büyük oranda etkin kütle azalmasına neden olur ve yakıt verimliliğini artırır. Buna ilaveten ivmeleme artışı ve fren mesafesinin azalmasının yanında dökme demirden yapılmış olanlara oranla fren gürültüsünü azaltırken, daha homojen sürtünmeye sahiptir ve daha az aşınmaktadır. Fren diskin ulaştığı sıcaklık önemli bir ısıl parametredir. En çok karşılaşılan sıcaklıklar 300 °C ve altındaki sıcaklıklardır. Bu sıcaklıklarda önemli miktarda ısıl yaşlanma, gerilme gevşemesi veya ısı kaynaklı süper plastisite oluşabilir (Allison, 1993).

Tablo 3.12. Metal matriksli kompozitlerin otomotivde uygulama örnekleri (Hunt, 1989; Lapin, 1999; Gupta, 1993; Dautre, 1993; Korb, 2001; Patent, 2008)

Takviye Malzemesi	Matriks	Uygulama Alanı	Özellikleri
SiC	Al	Fren disk rotoru	Aşınma direnci, ağırlığın azalması
SiC	Al	Dişliler	Aşınma direnci, ağırlığın azalması
SiC	Al	Pompalar	Aşınma direnci, ağırlığın azalması
SiC	Al	Kalibre	Aşınma direnci, ağırlığın azalması
SiC	Al	Gergi kolu	Sönümleme özelliği
SiC	Al	Amortisör silindiri	Aşınma direnci, ağırlıkta azalma, ısıl yayılım
SiC	Al	Kavrama kolu	Ağırlığın azalması, yüksek rijitlik ve yüksek aşınma direnci
SiC _p	Mg	Dişli çark, makara ve zırh	Ağırlık azalması, yüksek mukavemet ve rijitlik
SiC _p	Al	Piston fren diski, çap mastarı, silindir gömleği, pervane mili	Ağırlığın azalması, yüksek dayanım aşınma direnci, yüksek özgül rijitlik
SiC _w	Al	Piston başı	Yüksek sıcaklıkta çekme direnci ve yorulma direnci
SiC _w	Al	Bağlantı milleti, hareket iletim milleri	Etkileşimli hafiflik, yüksek özgül dayanım, rijitlik, düşük ısıl genleşme katsayısı
B ₄ C	Al	Tahrik mili borusu	Ağırlığın azalması, yüksek aşınma direnci, ısıl kararlılık
B ₄ C	Al	Fren diski	Ağırlığın azalması, yüksek aşınma direnci, ısıl kararlılık
B ₄ C	Al	Fren balatası	Ağırlığın azalması, yüksek aşınma direnci, ısıl kararlılık
Al ₂ O ₃	Al	Piston segman yuvası	Yüksek aşınma direnci
Al ₂ O ₃	Al	Tahrik mili	Artan rijitlik, yorulma
Al ₂ O ₃	Al	Piston segmanı	Yüksek aşınma direnci, yüksek sıcaklıkta çalışma
Al ₂ O ₃	Al	Motor bloğu	Düşük ağırlık, geliştirilmiş mukavemet, yüksek aşınma direnci
Al ₂ O ₃ +C	Al	Silindir gömleği	Aşınma direnci, plastik akma direnci, ağırlığın azalması
Al ₂ O ₃ veya C	Al	Valfler	Yüksek sıcaklık, yorulma, sürtünme ve aşınma direnci

Otomotiv uygulamaları ile ilgili olarak, Şekil 3.29.a'da 4 kapılı bir sedan otomobilde kullanılan gri dökme demirden imal edilmiş 8,44 kg. ağırlığında bir fren diski, Şekil 3.29.b'de ise aynı otomobil için özel olarak tasarlanmış MMK kompozitten yapılmış 3,32 kg. ağırlığındaki fren diski görünmektedir (Allison ve diğ., 1993; www.eere.energy.gov).



Şekil 3.29. (a) 4 kapılı bir sedan otomobilde kullanılan, gri dökme demirden imal edilen fren diski, (b) aynı otomobil için özel olarak tasarlanan, Al-SiC kompozit malzemeden imal edilen fren diski prototipi (www.eere.energy.gov)

Otomotiv sektöründe kullanılan metal matriks kompozit malzemelerde en yaygın olarak kullanılan matriks malzemesi alüminyum ve alaşımlarıdır. Alüminyum ve alüminyum esaslı kompozitler yıllara paralel şekilde artan bir trend ile kullanımı yaygınlaşmaktadır. Alüminyum ve alüminyum esaslı kompozitler; otomotiv, uçak ve helikopter yapımı başta olmak üzere tüm havacılık sistemlerinde, uzay sektöründe, ambalaj ve paketleme endüstrisinde, konstrüksiyonda, makine elemanları, deniz araçları ve spor araçları imalatında sıkça kullanılır. En çok kullanım alanı otomotiv ve havacılık endüstrisidir. Otomobil endüstrisinde hafif metal ve alaşımlarının kullanımının artması ile birlikte alüminyum esaslı kompozitlerde otomotiv endüstrisine girmiştir. Son yıllardaki teknolojik gelişmelerin akabinde günümüzde ortalama bir arabada çok çeşitli alüminyum ve alüminyum esaslı kompozitler parçalar kullanılır hale gelmiştir. Örneğin döküm yöntemiyle alüminyumdan veya alüminyum esaslı kompozit malzemeden imal edilmiş silindir kafaları, dişli kutusu gövdeleri, jantlar, ekstrüzyon yöntemiyle alüminyumdan imal edilmiş radyatörler, koltuk kızıkları, darbe çubukları alüminyum ve alaşımlarından ya da

kompozitlerinden üretilmektedir. Alüminyum ve alüminyum esaslı kompozitlerden imal edilmiş parçalar, aracın toplam ağırlığının yaklaşık %6'sini teşkil eder hale gelmiştir. Otomobilin birçok bölümünde metal matriks kompozit malzemeler kullanılmaktadır. Şekil 3.30'da alüminyum matriks kompozit malzemeden imal edilmiş ve otomobillerde kullanılan piston kolu, fren diski ve kardan mili gösterilmiştir (Hunt, 2001).



(a)



(b)



(c)

Şekil 3.30. Alüminyum MMK'den üretilmiş (a) piston kolu prototipi, (b) fren parçaları, (c) kardan mili (Hunt, 2001)

Alüminyum uygulamaları ile ilgili Şekil 3.31’de alüminyum matriks kompozit malzemeden imal edilmiş ve otomobillerde kullanılan (a) amortisör parçaları, (b) yağ pompa parçaları, (c) mukavemetli parçalar gösterilmektedir (Soy, 2005b).

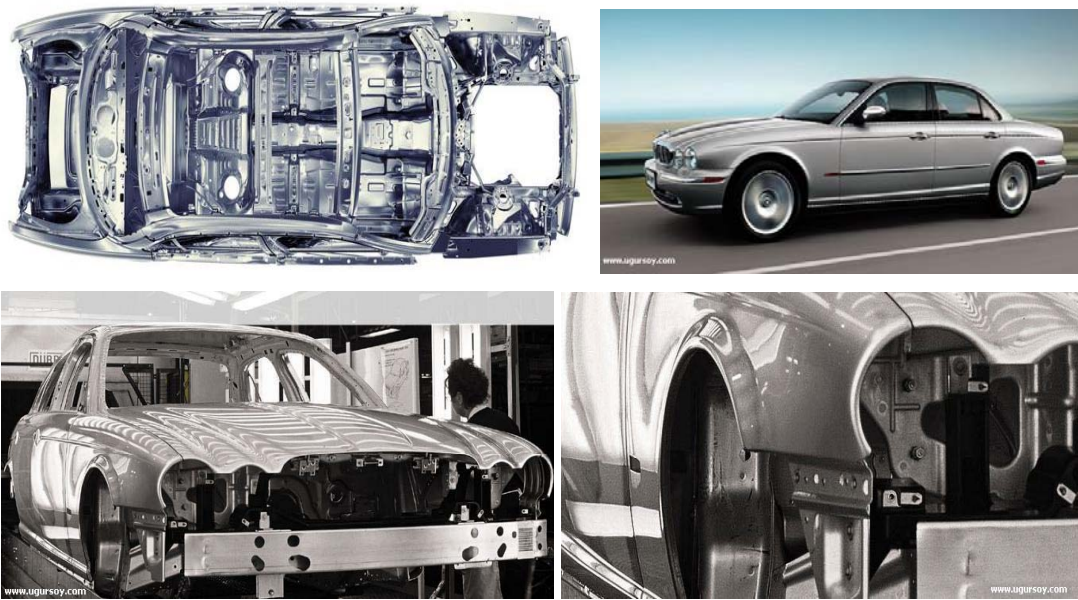


Şekil 3.31. Alüminyum MMK’den üretilmiş (a) amortisör parçaları, (b) yağ pompa parçaları, (c) mukavemetli parçalar (Soy, 2005b)

Japon otomotiv sektörü MMK’ler konusunda diğer ülkeleri geride bırakmıştır. Otomotiv endüstrisinde MMK’lerin üretiminde ve uygulanmasında öncü olan Japon Toyota firması alümina fiber takviyeli dizel motor pistonlarını 1980 yılından beri üretmektedir (Lapin, 1999). Bu uygulamada, hafiflik, özgül katılık, mukavemet ve yorulma özellikleriyle birlikte adhesiv aşınma direnci ile önemli malzeme özellikleri elde edilmiştir. Bu alandaki bir yeni teknik gelişme de, alümina fiber preformlarına nikelin uygulanmasıdır. Preforma sıvı metalin emdirilmesi sırasında nikel, alüminyum ile etkileşerek pistonun katkılı bölgesinde adhesiv aşınma direncini arttıran Al_3Ni ’yi oluşturmaktadır. Honda firmasının MMK’ler konusunda yarısı tam zamanlı olmak üzere 30 araştırmacı çalışmaktadır. Honda aynı zamanda çok önemli MMK uygulamalarından birine sahiptir (Soy, 2005; Lapin, 1999; Doutre, 1993).

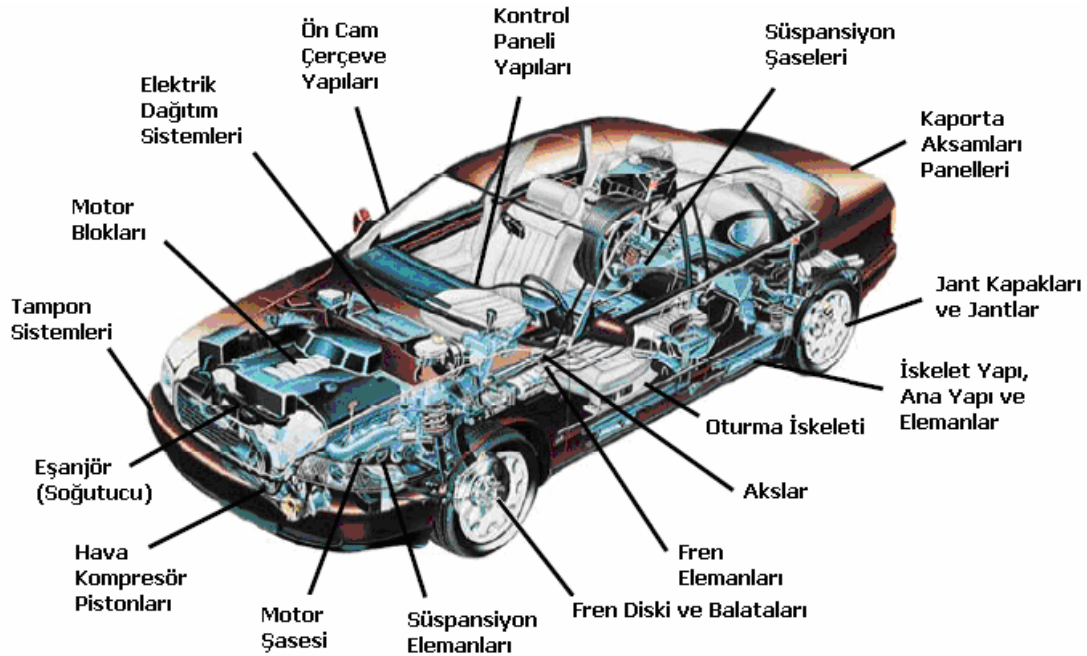
Honda Prelude modeli için 1990' dan beri alümina ve karbon kısa fiber takviyeli alüminyum silindir gömleklerinin üretimini gerçekleştirmektedir. Diğer yandan, Honda fiber takviyeli alüminyum silindir bloklarının yanında paslanmaz çelik, tel takviyeli biyel kolu ve alümina-zirkon-silika takviyeli hızlı katılaştırılmış alüminyumdan üretilmiş valf yayları için tespit halkası olmak üzere üç MMK uygulamasını üretime sokmuştur. Ancak, şirket bu son iki uygulamayı bir süre sonra ekonomik nedenlerle üretimden kaldırılmıştır (Lapin, 1999; Hunt, 1989).

Jaguar otomobil firması, araçlarında daha az yakıt tüketimi sağlamak amacıyla daha hafiflik sağlayacak malzemelere yönelmiştir. Jaguar XJ modelinde otomobil kaportalarında, iç aksamlarında ve parçalarında alüminyum matriks kompozit malzeme kullanmıştır (Soy, 2005b). Jaguar firması MMK uygulamaları sonucunda %40 oranında daha hafif bir otomobil üretmişlerdir. Bağlantılarda ise kaynaklı birleştirmelerden kaçınılmış daha çok civatalı ve yapıştırırmalı birleştirme teknikleri kullanılmıştır (www.novelis.com). Şekil 3.32'de alüminyum kompozitten üretilmiş Jaguar XJ modelinin iç ve dış aksamlarından çeşitli görüntüler gösterilmektedir.



Şekil 3.32. Alüminyum kompozitten üretilmiş Jaguar XJ modelinin iç ve dış aksamlarından çeşitli görüntüler (www.novelis.com/internet/movies/automotive.html)

Şekil 3.33’de otomobilde kullanılan alüminyum ve alüminyum esaslı kompozit malzemelerin konumu görülmektedir. Bunlar; tampon sistemleri, motor blokları, elektrik dağıtım sistemleri, ön cam çerçeve yapıları, kontrol paneli yapıları, süspansiyon şaseleri, kaporta aksamları ve panelleri, jant kapakları ve jant gövdeleri, iskelet yapı ve elemanları, oturma iskeletleri, akslar, fren elemanları, fren balataları, kapı kolları, süspansiyon elemanları, motor şasesi, hava kompresör pistonları ve eşanjörlerdir. Otomotiv endüstrisindeki alüminyum ve kompozitlerinin uygulamaları ile ilgili yapılan yeni çalışmalara göre bu sektörün en hızlı büyüdüğü yer Avrupa’dır. Asıl büyümenin ise otomotiv gövde panellerinde olacağı öngörülmektedir. 100.000 araç tamamıyla alüminyum gövdeye sahip olacak, milyonlarca araç, 200 kg ‘dan fazla alüminyum ve alüminyum kompozit parça içerecektir. Günümüzde artan küresel rekabet ve çevre duyarlılığı otomobil üreticilerini yeni arayışlara itmiştir. Üretimde verimliliği korurken işletme maliyetlerini düşürmeye çalışan bir üretim anlayışı ile çevreyi daha az kirleten, malzeme geri dönüşümünün çok daha kolay olduğu, emniyet ve konforu bir arada bulunduran otomobiller üretilmeye başlanmıştır (Soy, 2005b; EAA, 2007).



Şekil 3.33. Otomobilde alüminyum ve kompozitlerinin kullanımı (EAA European Aluminium Association, 2007)

Otomobilden azaltılan her 100 kg. ağırlık yakıt tüketiminde 0,6 litre/100 km yakıt tasarrufu sağlamaktadır. Dolayısıyla çıkan egzost gazının ve maliyet kalemlerinin daha aşağıya çekilmesi sağlanmaktadır. Bu durum, otomobil kullanıcılarını doğrudan etkileyen önemli bir bulgudur. Zira kullandıkları otomobil yakıtı için ayırdıkları bütçeden tasarruf sağlamaktadırlar (EAA European Aluminium Association, 2007).

Hava araçlarının gövde yapılarının büyük bir kısmı alüminyum ve alüminyum esaslı kompozitler kullanılarak imal edilmektedir. Alüminyum ve alüminyum esaslı kompozitler pek çok uygulama için uygun ve ekonomik kılan özelliklerin başında; görünümü, hafifliği, işlenebilirliği, fiziksel ve mekanik özellikleri ile yüksek korozyon dayanımı gelir.

Bazı alüminyum alaşımlarının kopma mukavemeti 600 MPa mertebelerine kadar çıkar. Genel olarak yüksek sıcaklıklar için çok uygun olmayan bazı alüminyum alaşımları 300 °C'ye varan sıcaklıklara kadar rahatlıkla kullanılabilir.

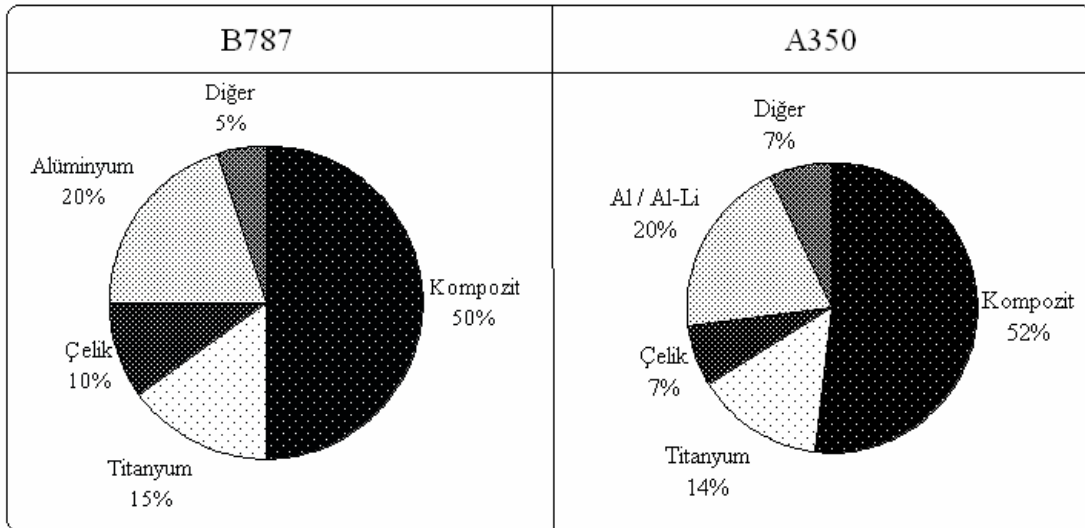
Alüminyumun; hava, su, tuzlu su ve petrokimyasallar da dahil olmak üzere pek çok kimyasal madde ortamında yüksek korozyon dayanımı vardır. Düşük sıcaklıklarda mekanik özelliklerini koruması alüminyumun bir başka üstün özelliğidir. Genel olarak yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının kaynak özellikleri iyi değildir. Bu nedenle hava araçları daha çok perçinli birleşimler kullanılarak üretilir. Ancak az sayıda da olsa kaynak yapılabilen yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı bulunmaktadır (Yurdakul, 2002).

Şekil 3.34'de 554 yolcu taşıma kapasiteli ve 11 milyar Avro'ya mal olan dünyanın en büyük uçağı Airbus A380 uçağının alüminyum ve alüminyum kompozitlerin kullanım konumları gösterilmektedir (www.alcoa.com; Soy, 2005b; EAA European Aluminium Association, 2007; www.airbus.com).



Şekil 3.34. A380 uçağında kullanılan alüminyum ve kompozitlerinin kullanımı (www.alcoa.com)

Şekil 3.35’de ise Boeing B787 ve Airbus A350 uçakların yapımında kullanılan malzemeler ve oranları verilmiştir (www.boeing.com; www.airbus.com).



Şekil 3.35. Boeing 787 ve Airbus A350 uçaklarında kullanılan malzemeler ve oranları (www.boeing.com; www.airbus.com)

BÖLÜM 4. BASINÇLI İNFİLTRASYON YÖNTEMİ

4.1. Giriş

Metal matriks kompozit malzemelerde infiltrasyon işlemi, ön şekillendirilmiş seramik fazlı gözenekli preform içerisine sıvı halde metal ya da alaşımların emdirilmesi işlemi olarak tanımlanabilir. Gözeneklere sıvı metalin emdirilmesi, basınçlı yada basınçsız olarak gerçekleştirilebilmektedir. Basınçsız infiltrasyon, vakum infiltrasyon, gaz basınçlı infiltrasyon, basınçlı döküm infiltrasyon ve sıkıştırılmalı döküm infiltrasyon şeklinde çeşitli yöntemler kullanılmaktadır.

Gaz basınçlı infiltrasyon yönteminde azot gibi bir gaz ile sıvı alüminyum ön şekillendirilmiş gözenekli seramik bünyeye (preforma) emdirilir. Bu yöntem vakumlama ile kombine şekilde de uygulanabilir.

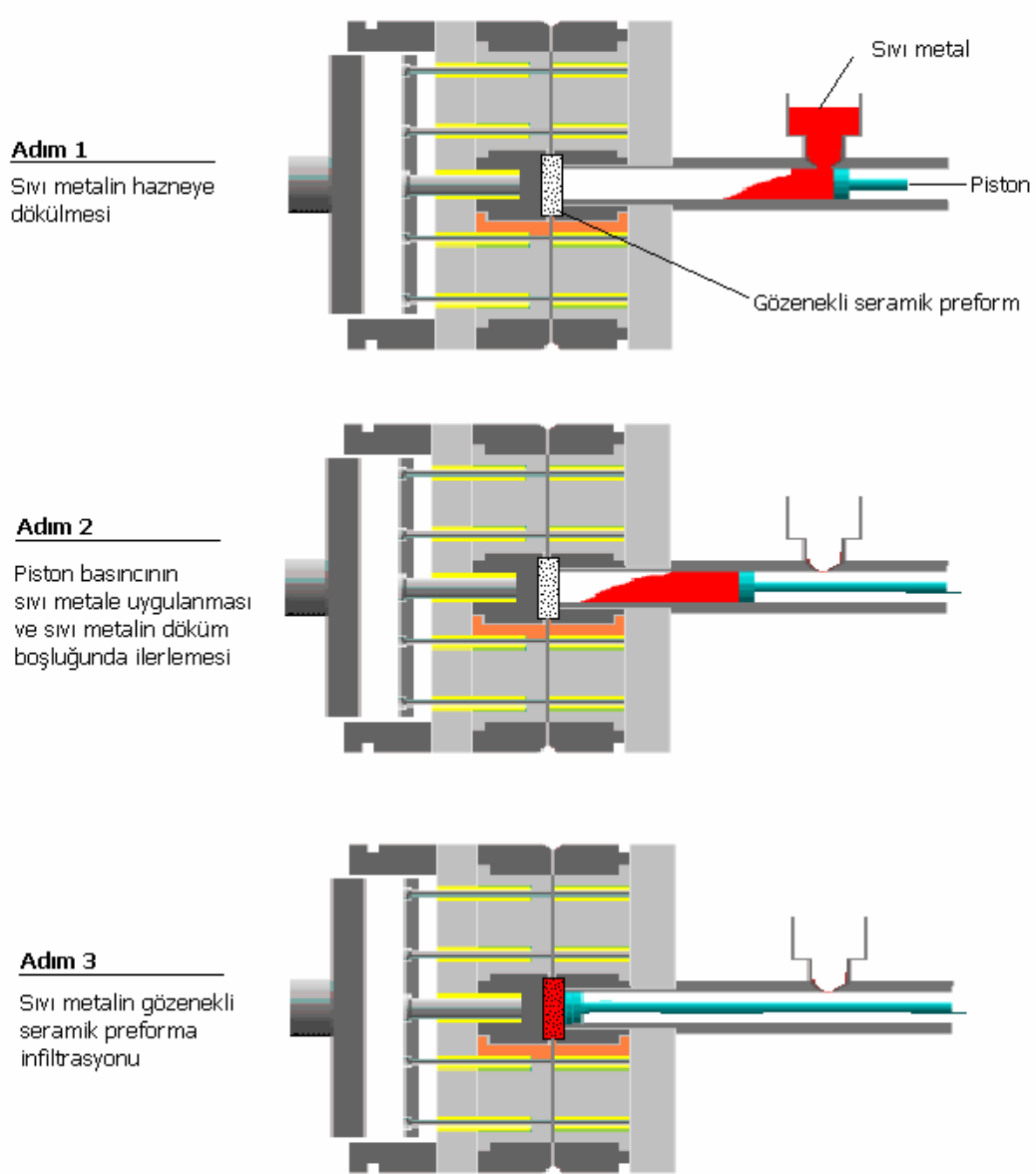
Basınçlı döküm infiltrasyonu ile sıkıştırılmalı döküm infiltrasyon uygulaması birbirine benzer infiltrasyon uygulamalarıdır. Mekanik bir piston yardımı ile ön şekillendirilmiş gözenekli seramik bünyeye sıvı metalin emdirilmesi ile gerçekleşir. Her iki yöntemde de uygulanan basınç mekanik bir basınçtır. Basınçlı döküm infiltrasyonu, sıkıştırılmalı döküm infiltrasyonuna nazaran daha yüksek bir basınç uygulanır. Basınçlı döküm infiltrasyonunda basınç yüksek ve infiltrasyon süresi hızlı gerçekleşir.

Basınçlı döküm infiltrasyonu uygulaması, daha önceden hazırlanmış gözenekli preform yapıların kalıba yerleştirilerek sıvı metalin bu gözenekli yapıya yüksek basınçta emdirilmesinden ibarettir. Basınçlı döküm infiltrasyonu, metal matriks kompozitlerin üretilmesinde tercih edilen yöntemlerden biridir.

Basınçlı döküm yöntemi, ergimiş alüminyum hammaddenin çok yüksek basınç altında metalden yapılmış bir kalıba doldurulması esasına dayanır. Basınçlı döküm ve infiltrasyon metodunu komplike olarak uygulamak mümkündür. Şöyle ki; basınçlı döküm makinesindeki kalıba ön şekillendirilmiş gözenekli seramik preform yerleştirilir ve ardından yüksek basınçta metal yada alaşımı infiltre edilir. Basınçlı döküm yönteminde uygulanan yüksek basınç sayesinde fazla miktarda alüminyumun kalıba çok hızlı bir şekilde doldurulması sağlanır. Katılaşma tamamlanincaya kadar yüksek basınç uygulanmaya devam edilir ve ardından kalıp açılarak itici çubuklar yardımıyla parça kalıptan çıkarılarak işlem tamamlanır. Basınçlı döküm yöntemi sayesinde çok karışık şekilli parçaların dökümü mümkün olur. Genellikle basınçlı döküm yöntemi ile dökülecek malzemelerin ergime sıcaklığı 800°C'nin altındadır. İşlemler tamamıyla makinalar tarafından gerçekleştirildiği için yüksek üretim hızlarına erişilebilir (30-60 adet/saat). Kullanılan basınç 10–80 atmosfer basıncı arasında değişir. Basınçlı döküm sonucu elde edilen parçalara genellikle talaşlı işlemeye lüzum kalmaz. Ayrıca parçaların yüzeyleri hızlı soğuma sonucunda ince taneli ve mukavemetli olurlar (Çavuşoğlu, 1981).

Basınçlı döküm kalıpları pahalı olduğundan dolayı bu yöntem genellikle 5000 parçanın üstünde üretim yapılacaksa uygundur. Kalıp malzemesi olarak dökme demir, karbonlu çelik, alaşımlı çelik ve bazen de demir dışı malzemeler kullanılabilir. Dökülen metalin ergime sıcaklığı yüksek ise alaşımlı çelik kalıplar, düşük ise karbonlu çelik kalıplar kullanılır. Basınçlı dökümde alüminyumun yanı sıra kurşun, kalay, çinko ve magnezyum alaşımları kullanılabilir. Basınçlı döküm kalıpları genellikle çift parçalıdır ve üzerlerinde parçaları çıkarabilmek için itici çubuklar vardır. Kalıpların sıcaklığının sabit kalması için genellikle su ile soğutulur. Hem kalıp ömrü artar hem de katılaşma esnasında hızlı soğuma sağlanır (Doehler, 1974).

Silisyum karbür, alümina veya bor karbür gibi seramik fazlı malzemeler gözenekli preform olarak üretilir. Basınçlı döküm infiltrasyonunda, gözenekli seramik preformlara alüminyum gibi düşük ergime sıcaklığına sahip metaller eritilerek yüksek basınç altında infiltrasyon uygulanır. Basınçlı döküm infiltrasyonunun şematik gösterimi Şekil 4.1'de verilmiştir (Çiğdemoğlu, 1972).



Şekil 4.1. Basıncılı infiltrasyon işlem adımları

Yöntemin üstünlükleri;

- Karmaşık biçimli küçük parçaların dökümüne uygundur.
- İnce cidarlı parçalarda kalıbın tam olarak dolması sağlanır.
- Üretim hızı yüksektir.
- Yüzey kalitesi ve boyut hassasiyeti çok yüksek olduğundan ek bitirme işlemlerine genellikle gerek kalmaz.
- Hızlı soğuma sonucu oluşan ince taneli içyapının mekanik özellikleri iyidir.

Yöntemin sınırlılıkları;

- Sadece küçük/orta büyüklükteki parçaların üretimi mümkündür.
- Kalıplarının tasarımı güçtür.
- Döküm makinası için yüksek bir ön yatırım gereklidir.
- Dökümde kullanılacak kalıp masrafı nedeniyle ancak seri üretimde ve çok sayıda parça için ekonomiktir.
- Bu döküm yöntemi ile çok yüksek sıcaklıkta eriyen malzemelerin dökümü yapılamaz.

Yüksek sıcaklıkta eriyen ve makinanın çalışan parçaları ile sürekli temas halinde bulunması sakıncalı olan alaşımlarda (bakır, alüminyum ve magnezyum alaşımları) soğuk hazneli basınçlı döküm yöntemi kullanılır. Bu yöntemde ocakta eritilen metal bir kepçe yardımıyla istenilen miktarda alınarak hazneye konulur. Sonra piston bu erimiş metali sıkıştırarak kalıba doldurur ve katılaşma işleminin sonuna kadar basınç uygulanmaya devam eder. Ardından sıcak haznelide olduğu gibi kalıp ayrılır, iticiler yardımıyla parça çıkarılır ve işlem devam eder.

4.2. İnfiltrasyonda Matriks Alaşımları

Basınçlı döküm infiltrasyonu uygulamasında genellikle alüminyum bakır, çinko, magnezyum, kalay ve kurşun gibi ergime sıcaklığı düşük alaşımlar matriks malzemesi olarak kullanılır. Metal matriks kompozit malzemelerde takviye elemanı ile matriks alaşımı arasındaki uyumluluk kompozit malzemelerin mekanik ve fiziksel özelliklerini etkilemektedir. Sıvı matriks alaşımının, gözenekli seramik preforma karşı ıslatma kabiliyeti infiltrasyon mesafesine önemli ölçüde tesir etmektedir.

Alüminyumun düşük ergime sıcaklığı, hafifliği, işleme kolaylığı, korozyon direnci ve takviye elemanı ile uyumluluğu özelliklerinden dolayı en yaygın kullanılan matriks malzemesi olarak tercih edilmektedir. Birçok araştırmada, alüminyum matriks kompozit malzemelerin infiltrasyon uygulamalarında, alüminyumun Mg ihtivasi ve oranının infiltrasyonu artırıcı bir rol oynadığı bilinmektedir. Metal matriks kompozitlerin infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde tercih edilen alaşım grubu alüminyum döküm alaşımlarıdır. Bu alaşım grubunda yer alan Al-Si-Mg alaşımları

ıslatma özelliklerinin iyi olmasından dolayı en çok tercih edilen matriks alaşımlarıdır. Uygulama açısından ise alüminyumun düşük ergime sıcaklığı yüksek sıcaklıklarda kullanımını sınırlandırmaktadır (Demir, 2008; Çalın, 2006).

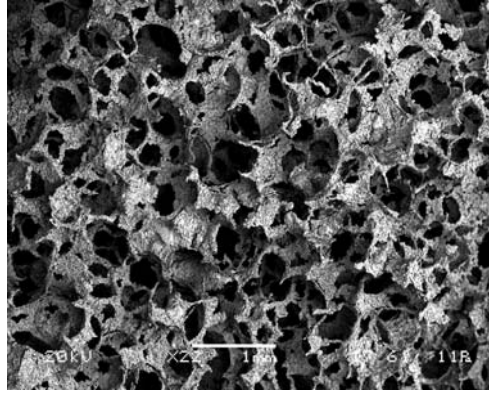
4.3. İnfiltrasyonda Seramik Preformlar

Takviye malzemeleri olarak Al_2O_3 , $Al_2O_3+SiO_2$, B, C, SiC, Si_3N_4 , Nb-Ti, Nb_3Sn , TiB_2 , TiC, B_4C ve WC yaygın kullanılmaktadır. Bu malzemelerin infiltrasyonda kullanılması için gözenekli üretilmesi gerekmektedir. Bu üretimin gerçekleşmesi seramik malzemenin cinsine ve gözenek özelliklerine göre değişmektedir. Gözeneklerin büyük ve kanalların açık olması infiltrasyonu kolaylaştırmaktadır. Gözenek dağılımının homojen olması ise istenen mekanik özellikler açısından önemlidir.

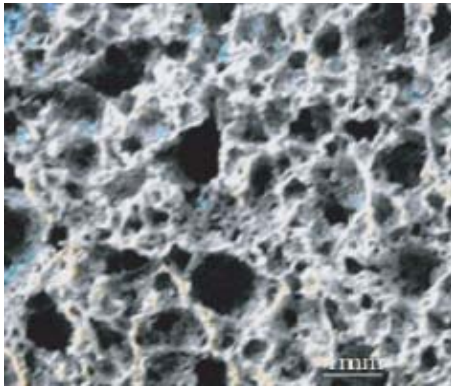
Gözenekli seramik preformlar temelde üç farklı yöntem ile üretilebilir (Eom, 2008). Bunlar;

- Replika (kopyalama) yöntemi,
- Kurban fazı yok etme yöntemi,
- Reaksiyon yöntemi,
 - Silisli bileşim yöntemi,
 - Oksidasyon ile bağlama yöntemi,
 - Karbotermal reaksiyon yöntemi.

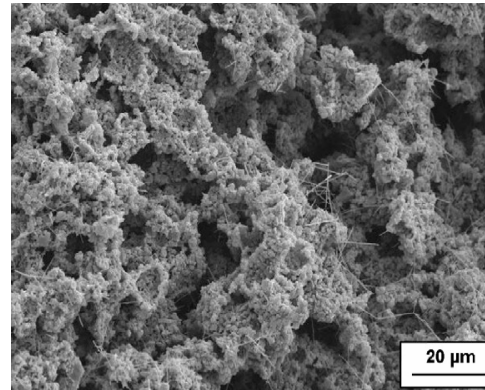
Şekil 4.2.a'da replika tekniği ile üretilen Al_2O_3 preformun, Şekil 4.2.b'de kimyasal reaksiyon ile üretilen SiC/ Al_2O_3 preformun, Şekil 4.2.c'de ise karbotermal reaksiyon yöntemi ile üretilmiş gözenekli SiC preformun mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.2. (a) Al_2O_3 preform (Demir, 2008), (b) $\text{SiC}/\text{Al}_2\text{O}_3$ preform (Altınkök, 2007), (c) SiC preform mikroyapı görüntüleri (Eom, 2008)

4.4. İnfiltrasyon Süresi

İnfiltrasyon süresi infiltrasyon süreçlerine göre değişmektedir. Basınçlı döküm infiltrasyonunda, sıkıştırırmalı döküm infiltrasyonuna nazaran infiltrasyon daha hızlı gerçekleşir. İnfiltrasyon mesafesi, infiltrasyon süresi ve sıcaklığına bağlı olarak lineer artmaktadır (Kevorkijian, 1999; Rordrigez-Reyes, 2003).

Vakum infiltrasyon sürelerinde ortalama 120-180 saniye infiltrasyon süresi kullanılabilir. İnfiltrasyon süresi, infiltrasyon sıcaklığının yanı sıra metal-seramik ıslatma davranışına göre değişebilmektedir. İnfiltrasyon basıncı artıkça infiltrasyon süresi azalmaktadır. Basınçlı döküm infiltrasyonunda, infiltrasyon süresi ortalama 5-10 saniye süreleri arasındadır (Lianxi, 1999; Morelli, 1998).

4.5. İnfiltrasyon Sıcaklığı

İnfiltrasyon sıcaklığı, infiltrasyon uygulamasının başarılı olması için önemli parametrelerden biridir. İnfiltrasyon sıcaklığı arttıkça, matriks olarak kullanılan sıvı metalin, seramik preformun gözeneklerine infiltre edilmesi kolaylaşmaktadır. İnfiltrasyon sıcaklığı infiltre edilecek gözenekli seramik malzemenin cinsine göre değişmektedir (Chong, 1993; Acılar, 2004a; Acılar, 2002). Mesela sıvı alüminyum gözenekli SiC preforma infiltre edilmesinde en az 800-900°C gerekli iken (Chen, 2006), gözenekli B₄C preform için en az 1050°C'ye ihtiyaç duyulmaktadır (Arslan, 2009). Genel anlamda infiltrasyon sıcaklığı arttıkça metal-seramik arasındaki ıslatabilirlik artmaktadır.

4.6. İnfiltrasyon Basıncı

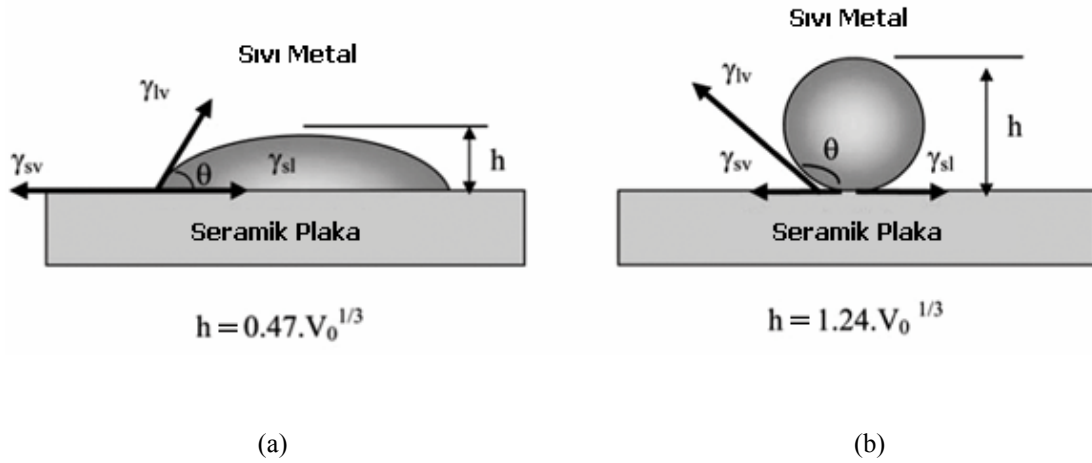
Basınç miktarı temelde infiltrasyon yöntemlerini sınıflandırmaktadır. Basıncsız, basınçlı ve yüksek basınçlı gibi infiltrasyon uygulamaları bulunmaktadır. Seramik preformların mikron ya da nano gibi çok küçük ölçülerdeki gözeneklerinden sıvı metalin infiltre edilmesi basınç uygulaması ile doğrusal orantılıdır. İnfiltrasyon uygulaması sıvı metalin, seramik gözenek ve kanallarından ilerlemesi ile gerçekleşir. Basınçlı infiltrasyon uygulamalarında bu ilerlemenin sağlanması için yeterli seviyede basıncın uygulanması gerekir. İnfiltrasyon basıncını; matriks alaşımı-takviye elemanı uyumu, preformun gözenek morfolojisi ve uygulanan yöntem etkilemektedir (Candan, 2000).

Metal matriks kompozitlerin basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde, ideal basıncın uygulanması için optimizasyon denemelerinin yapılması ve akabinde seri üretime geçilmesi gerekmektedir. İnfiltrasyon basıncı arttıkça buna karşın infiltrasyon süresi azalmaktadır (Asthana, 1991; Candan, 2000).

4.7. İnfiltrasyonda Islanma ve Islatabilirlik

Islatabilirlik; bir sıvının katı bir yüzey üzerinde yayılabilme kabiliyeti olarak tanımlanabilir. Sıvının katı yüzeyi ıslatma kabiliyeti temas açısı (θ) ile belirlenir. Bu

açı $\theta = 90^\circ$ veya $\theta < 90^\circ$ ise ıslatma meydana gelir. Temas açısı $\theta > 90^\circ$ ise ıslatma gerçekleşmez. Şekil 4.3’de ıslatmanın gerçekleştiği ve gerçekleşmediği durumlardaki θ açısı şematize edilmiştir (Altınkök, 2002). Young eşitliği denklem (4.1)’de verilmiştir.



Şekil 4.3. Metal-seramik ıslatmasının (a) gerçekleştiği (b) gerçekleşmediği açıları (www.scielo.br)

$$\cos \theta = (\gamma_{sv} - \gamma_{sl}) / \gamma_{lv} \quad (4.1)$$

Islatma ölçümleri düz katı yüzey üzerine sıvı damlanın kararlı bir şekilde düşmesi ile elde edilir. Şekil 4.3.’de metal matriks kompozit malzemelerde karşılaşılan metal-seramik ıslatmasının şematik gösterimi görülmektedir. Islatma ölçümü denklem (4.2)’deki gibi hesaplanır. Burada temas açısının (θ) büyüklüğü ve sıvı gaz yüzeyinin gerilimi önem taşımaktadır. Denklemde; g yerçekimi ivmesini, ρ sıvının yoğunluğu, f geometrik, d_m maksimum damla çapı, γ_{sv} katı-buhar yüzey gerilimini ifade etmektedir.

$$\gamma_{sv} = \frac{[\rho d (2/m)]}{4} \cdot \left[\frac{0.052}{f} - 0.127 + 0.04481f \right] \quad (4.2)$$

Damlayan sıvının katı yüzeye temas açısının dar veya geniş olması önemlidir. Sıvı tarafından katı yüzeyinin ıslatılması, katı-sıvı ara yüzey arasındaki kimyasal reaksiyonunun ısı ile harekete geçirilmesi sonucunda artırılabilir. Islatma işlemine

bu reaksiyonun katkısı matematiksel olarak denklem (4.3)'de verilmiştir. Bu denklemde ΔFr reaksiyonunun serbest enerjisi görülmektedir (Chawla, 2006).

$$\gamma_{sv} \cos\theta = \gamma_{sv} - (\gamma_{ks} + \Delta Fr) \quad (4.3)$$

Islatma olayı, gözenekteki sıvının yüksekliği, gözenek çapı, ıslatma açısı ve sistemin serbest yüzey enerjisine bağlıdır. Sıvı alüminyum/seramik sistemlerin çoğu 800-900 °C altında ıslatmama veya istenilen oranda ıslatmama durumunu gösterirler. Seramik preform yapılar içerisine sıvı metali infiltre edebilmek için, sıvı metale menisküs eğrisi nedeniyle kapiler basıncı yenebilmek için belirli bir basınç uygulanmalıdır. Yükselen sıvı dengesi dikkate alındığında, kapiler basınç (P_c) aşağıdaki (4.4) denklem ile hesaplanabilir (Tekmen, 2006).

$$P_c = \frac{2 \gamma_{sl} \cos\theta}{r} \quad (4.4)$$

Bu denklemde; γ_{sl} katı-sıvı yüzey enerjisini ifade etmektedir. Üniform küresel partiküller için 2 sabiti yerine 6 kullanılır. Bununla birlikte düzensiz partiküller için, partikül ve kapiler kanal geometrisine bağlı bir geometrik faktör $\lambda(>1)$ kullanılmaktadır (Altınkök, 2002).

Minimum penetrasyon için sıvıya uygulanan başlangıç basıncı P olarak adlandırılır ve P_c 'ye eşittir. Böylece denklem (4.5), düzensiz partiküller için aşağıdaki gibi yazılır. Denklemde; V_p partikül hacim oranı, d partikül çapı, P_c basınç, $\cos\theta$ temas açısını ve 6 ise uniform küresel partiküller için sabit sayıyı ifade etmektedir.

$$P_c = \frac{6 \gamma_{sv} \cos\theta V_p}{(1-V_p)d} \quad (4.5)$$

Ergiyik metalin gözenekli preform içerisine infiltre edilmesi için gerekli olan bu basınca; sıvı metalin kimyasal bileşimi, preform morfolojisi ve sıcaklığı, kalıp sıcaklığı, sıvı metalin sıcaklığı, hacim oranı ve uygulanan infiltrasyon basıncı etki eder. Islatma kabiliyetini arttıran yöntemlerden biri takviye malzemesine ısıl işlem

uygulanmasıdır. Uygulanan ısı işlem ile takviye işlemi öncesinde, takviye elemanı yüzeyinde absorbe edilmiş gazların ergiyik içine karışması engellenir. Ayrıca, takviye elemanı üzerinde oksit tabakası oluşturularak, takviye ile matris malzemesi arasında ıslatmanın iyileştirilebileceği temiz bir yüzey elde edilebilir. Bu yüzey ergiyik halindeki metalin, takviye malzemesi ile daha iyi bir şekilde temasına izin verir. Yüzeyleri temizlemek için ultrasonik teknikler veya uygun bir fırın atmosferi içinde ısıtma yöntemleri kullanılabilir. Ancak her tür takviye malzemesine ısı işlem uygulanamaz. Mesela grafit parçacıklara ısı işlem uygulanarak ıslanma kabiliyeti arttırılamaz. Genellikle metal olmayan takviye elemanlarının, sıvı metal ile ıslatılabilmesi zordur. Metal olmayan takviyelerin, matriks tarafından ıslatılabilmesi için metal ile kaplama yöntemi kullanılabilir. Takviye malzemesinin üzerine çeşitli yöntemlerle kaplama yapılabilir. CVD, PVD, elektro kaplama, akımsız kaplama, sementasyon, plazma spray ve sol-jel işlemleri bilinen en önemli kaplama yöntemleridir (Eker, 2008).

Nikel ve bakır, pek çok alaşım tarafından çok iyi ıslatılabilmektedir. Bu nedenle de, genellikle kaplama malzemesi olarak kullanılırlar. Gümüş ve krom kaplamanın da kullanıldığı görülmektedir. Alüminyum bazlı kompozitlerde, özellikle nikel kaplama tercih edilmektedir (Eker, 2008).

Mekanik kuvvet uygulayarak, karıştırma ile ıslatılabilirliğin arttırılması mümkün olup, daha çok yarı-katı haldeki karışımlar için önerilmektedir.

4.7.1. Al/B₄C infiltrasyonunda ıslatma davranışları

Alüminyum metal matriks kompozitlerin düşük sıcaklıklarda infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde ıslatılabilirlik engeli bulunmaktadır. 1000°C'nin altındaki sıcaklıklarda, alüminyumun B₄C üzerindeki ıslatılabilirliği düşük seviyelerdedir (Arslan, 2009). Birçok alüminyum matriks kompozit malzemelerde olduğu gibi Al-B₄C kompozit malzemelerin üretilmesinde de, karşılaşılan temel sorun, özellikle %10'un üzerindeki takviye oranları ile 1000°C ve altı gibi düşük sıcaklıklar için alüminyum metalinin takviye malzemesi olan bor karbür yüzeyini, etkili bağlanmayı

sağlayabilecek ve bunun sonucunda kompozitin istenilen mekanik özelliklere sahip olmasını sağlayacak şekilde ıslatamamasıdır.

Yapılan bir deneysel çalışmada sıvı alüminyum, B_4C 'ü $900\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 135° temas açısı ile ıslattığı belirlenmiştir. Yükselen sıcaklıklar, ıslanmaya olumlu etkide bulunsa da, işlem maliyetlerini yükseltmektedir. Buna karşılık, 1000°C 'nin altındaki sıcaklıklarda Al ile B_4C arasındaki düşük ıslanma sebebiyle, bu sıcaklıklarda Al- B_4C kompozitleri, parçacıkları sıvı faz içinde karıştırma yöntemiyle üretimi zordur. Bu zorluğu aşmak; partiküllerin ıslatabilirliğini artırmak ve alüminyum ile birleşebilirliğini kuvvetlendirmek için genellikle partiküllerin ısıl işleme tabi tutulması veya kaplanması gibi yöntemlere başvurulmaktadır. Örneğin, B_4C partiküllerinin titanyum tozu ile kaplanması ve reaksiyona sokulması, kompleks titanyum borür ve titanyum karbür yüzey tabakalarının oluşmasıyla sonuçlanır. Bu reaksiyon ürünleri, bağlardaki metalik karakteri artırarak bağlanmayı kuvvetlendirir (Lee, 2001; Toptan, 2007; Kennedy, 1999).

4.7.2. Al/SiC infiltrasyonunda ıslatma davranışları

SiC takviyeli alüminyum matriks kompozitlerin üretilmesinde karşılaşılan en büyük sorunlardan biri yüksek sıcaklıklarda SiC takviye fazının sıvı alüminyum ile reaksiyona girmesi ve düşük sıcaklıklarda ise SiC takviye fazının ıslanabilirliğinin az olmasıdır. SiC takviye fazının alüminyum ile reaksiyona girmesi sonucu matriks/takviye fazı arayüzeyinde kompozit özelliklerini olumsuz etkileyen Al_4C_3 reaksiyon ürünü meydana gelmektedir (Reyes , 2006).

SiC takviyeli alüminyum kompozit malzemelerin infiltrasyonunda ıslanabilirliği etkileyen bir başka faktör ise partikül boyutu ve gözenek morfolojisidir. Partikül boyutu, gözenek kanalları ve gözenek çapı küçüldükçe ıslanabilirlik azalmaktadır. Bunun sebebi, gözenekli seramik preforma sıvı alüminyum infiltre edilmesi sırasında, sıvı metal yüzeyinin küçük yarıçaptaki takviye fazı üzerinde yayılabilmesi için gerekli yüzey enerjisindeki artıştan kaynaklanmaktadır (Kennedy, 1999).

Al-SiC kompozitlerle ilgili yapılan deneysel çalışmalarda, matriks alaşımına magnezyum, lityum, silisyum, kalsiyum, titanyum veya zirkonyum ilavesinin, eriyik katı-sıvı arayüzey enerjisini azalttığından ıslanabilirliği artırdığı belirlenmiştir. Alüminyum esaslı kompozitlerde magnezyumun (Mg), takviye fazının matriks alaşımına ilavesi ve takviye fazlarının dağılımında diğer elementlere göre daha fazla etkili olduğu ve özellikleri iyileştirdiği bilinmektedir. Magnezyumun alüminyum alaşımına ilavesi takviye fazının ıslanabilirliğini artırmaktadır, çünkü magnezyumun yüzey gerilmesi ($0,599 \text{ 1/N}^m$) alüminyumun yüzey gerilmesinden ($0,760 \text{ 1/N}^m$) daha düşüktür. Al-SiC kompozitlerin infiltrasyonunda ıslanabilirliği arttırmanın diğer yolları ise gözenekli seramik preformun ısıl işlemidir. Yapılan bir deneysel çalışmada ise sıvı alüminyum, SiC'ü $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 134° temas açısı ile ıslattığı belirlenmiştir. Islanabilirliği arttırmanın bir yöntemi ise gözenekli seramik preformun akımsız metal veya sol-jel gibi süreçlerle kaplanmasıdır (Kennedy ve diğ., 1999; Saiz, 2001; Pech-Canul, 2000; Tekmen, 2006; Kobashi, 1993).

4.8. Akımsız Kaplama Yöntemleri

Kaplama teknolojisi malzemelerin özelliklerine kazandırdığı fonksiyonel özelliklerden dolayı son yıllarda artan bir gelişme göstermiştir. Ortam şartlarına göre malzemelerin nihai ürün öncesi kaplanmasında maliyet her ne kadar artsa da malzemelerin kaplama ile performansı artmaktadır.

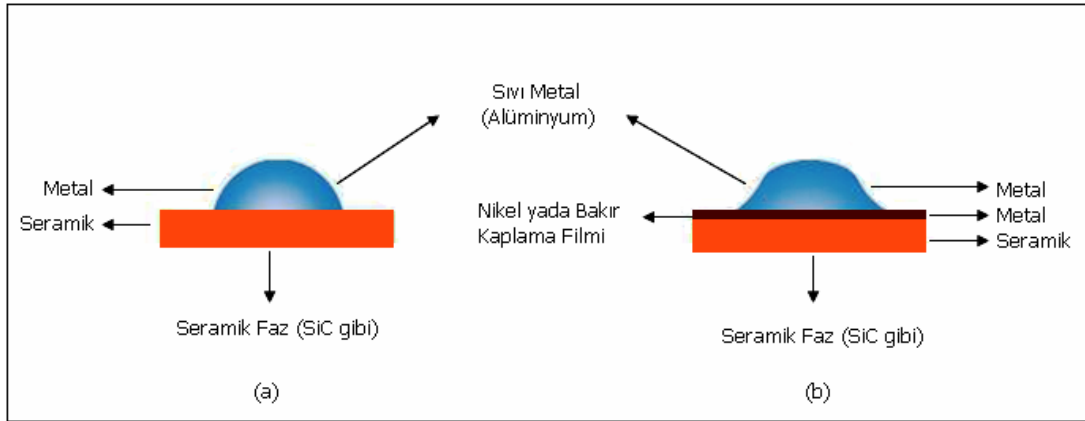
Metal matriks kompozit malzemelerin infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde takviye fazının (preformun) ıslanabilirliğini artırmanın ve takviye fazı ile matriks alaşımı arasındaki arayüzey reaksiyonlarını engellemenin en etkili yöntemlerinden biri takviye fazının kaplanmasıdır. Kaplama işlemi sonucunda sıvı metal ile takviye elemanı arasındaki temas ve akabinde difüzyon engellenmektedir. Kaplama yönteminin avantajlarından bir diğeri ise matriks alaşımı ve takviye fazı arasında kaplama tabakası ile birlikte güçlü bir bağ oluşmasına olanak sağlamaktadır.

Takviye fazının kaplanmasında, kimyasal buhar çökeltme (CVD), fiziksel buhar çökeltme (PVD), akımla ve akımsız elektrolitik kaplama, plazma sprey ve sol-jel teknikleri kullanılmaktadır. Metal matriks kompozitlerde en çok kullanılan takviye

fazı olan seramiklerin sıvı metal tarafından ıslanabilirliği zordur. Bu problem takviye fazının ıslatılabilir bir metal ile kaplanması ile aşılabılır. Çünkü sıvı metaller katı metalleri çoğunlukla ıslatabilir ve metaller arası bileşiklerin oluşması durumunda ıslanabilirlik en yüksek seviyede olur.

Nikel ve bakır birçok alaşım tarafından ıslatılabilmektedir ve kaplama malzemesi olarak kullanılmaktadır. Bunların yanı sıra, gümüş ve krom da literatürde kaplama olarak kullanılan metaller arasındadır. Alüminyum bazlı kompozitlerde ise en sık kullanılan metal olarak nikel karşımıza çıkmaktadır (Yonar, 1979; Tekmen, 2006; Matik, 2005).

Metal matris kompozitlerin infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde metal ve takviye fazının birbirini ıslatabilirliği önem arz etmektedir. İslatmayı artırmak için seramik takviye fazı akımsız yöntem ile bakır yada nikel ile kaplanabilir. Şekil 4.4.a'da metal-seramik ıslatmasının düşük olduğu, Şekil 4.4.b'de ise ara katmandaki kaplama filminin ıslatmayı arttırdığı görülmektedir.

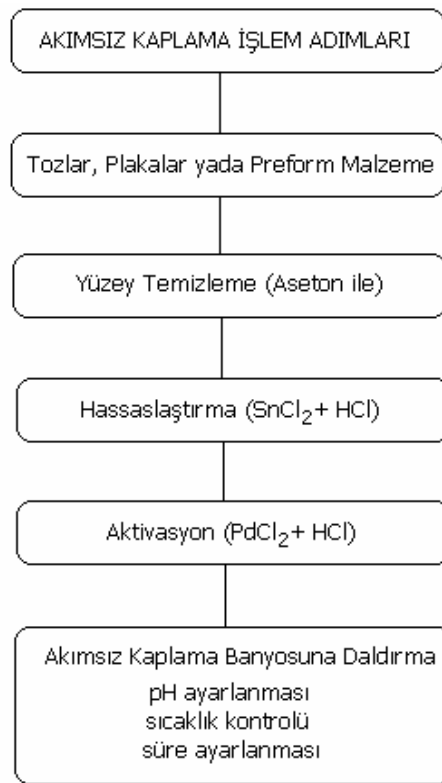


Şekil 4.4. İnfiltasyonda (a) metal-seramik ıslatması (b) kaplamanın ıslatmaya etkisi

En çok rastlanan akımsız kaplama uygulamaları, akımsız nikel ve akımsız bakır kaplamalardır. Bu yöntemde kaplanacak toz, plaka ya da preformlar yüzey temizlenme için aseton ile doldurulmuş haznede 15 dk bekletilir. Daha sonra $\text{SnCl}_2 + \text{HCl}$ ihtiva eden bir solüsyonda kaplanacak malzemelerin yüzeyleri hassaslaştırılır.

PdCl_2+HCl içeren bir solüsyonda ise numunelerin yüzeyleri aktifleştirilir ve kaplama uygulamasına hazır hale getirilir. Bu aşamadan sonra kaplama banyosu hazırlanır. Yeterli sıcaklık ve pH yaraları yapıldıktan sonra numuneler solüsyon içine daldırılır. Aktifleştirilen numune yüzeyleri reaksiyona girerek kaplama gerçekleşir.

Kaplama esnasında kaplama banyosunun karıştırılması, kaplama süresinin, kaplama banyosunun sıcaklığı ve süresinin optimum ayarlanması gereklidir. Şekil 4.5’de akımsız kaplama yönteminin işlem basamakları sembolize edilmiştir (Chang, 1999).



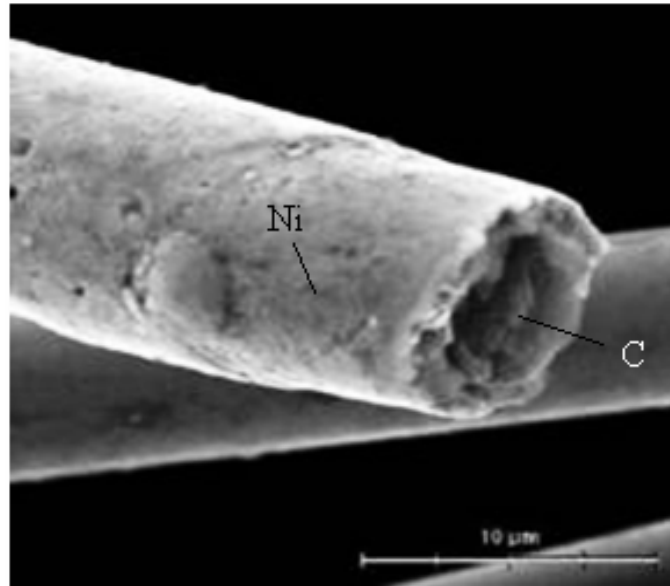
Şekil 4.5. Akımsız kaplama yönteminin işlem adımları (Chang, 1999)

4.8.1. Akımsız nikel kaplama

Akımsız nikel kaplama; nikel iyonlarının otokatalitik veya kimyasal indirgeme yöntemi ile elde edilen nikel iyonların malzeme üzerine kaplanması işlemidir. Akımsız nikel kaplama yöntemi mükemmel korozyon ve aşınma direncinin yanı sıra parçanın şekline bağlı olmaksızın her yerde homojen kaplama kalınlığı sağlayan kaplama yöntemidir. Bu özellikleri nedeniyle akımsız nikel kaplamalar, petrol,

kimya, plastik, optik, madencilik, uçak ve uzay, nükleer, otomotiv, elektronik, tekstil, mutfak ve gıda endüstrisi gibi birçok sanayi kolunda uygulanmaktadır (Matik, 2005).

Akımsız nikel kaplama işleminde kimyasal indirgeme reaksiyonu, indirgeyicinin oksitlenmesi ve Ni^{2+} iyonlarının yüzeye indirgenmesi ile gerçekleşir. Birincil nikel tabakasının meydana gelmesinden sonra bu tabaka katalizör olarak çalışır ve kaplama işlemi herhangi bir elektrik akımı gerektirmeksizin hızla gerçekleşir. Genelde indirgeyici olarak sodyum hipofosfit ($NaH_2PO_2 \cdot H_2O$) kullanılır. Akımsız nikel kaplama yöntemi ile C fazının elektron mikroskobunda çekilmiş görüntüsü Şekil 4.6'da gösterilmiştir (Matik, 2005; Tekmen, 2006).



Şekil 4.6. Akımsız nikel kaplanmış C fazının SEM görüntüsü (www.umms.sav.sk).

Akımsız olarak elde edilen kaplamalar saf nikel olmayıp, daha çok nikel fosfor veya nikel bor alaşımlarıdır. Nikel kaplamalar nikel tuzlar içeren bir çözeltiye daldırılmış ve yüzeyi iletken veya katalitik bir malzeme üzerinde redükleyicinin etkisi ile nikel iyonlarının nikel metaline dönüşmesi sonucu elde edilir. Bu sırada açığa çıkan fosfor veya bor ile birleşen nikel intermetalik bir alaşım oluşturur.

Tablo 4.1'de akımsız nikel-fosfor kaplama ile elektrolitik nikel kaplamaların özellikleri karşılaştırılmıştır (Çakır, 1997).

Tablo 4.1. Elektrolitik ve akımsız nikel kaplamaların özelliklerinin karşılaştırılması (Çakır, 1997; Balıkcı, 2000)

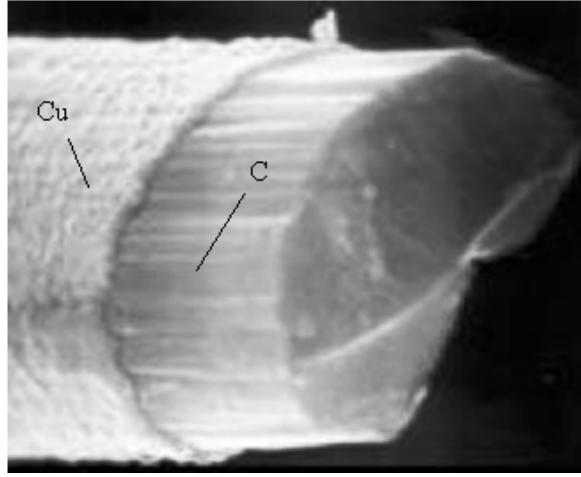
Kaplamanın Özelliği	Elektrolitik	Akımsız Nikel Kaplama (Ni-P alaşımı)
Bileşimi	%99 + Nikel	ortalama %2-15 P ve %98-85 Ni
Görünüşü	mattan parlağa	yarı parlak
Yapısı	kristal	amorfl
Yoğunluk	8.9 gr/cm ³	ortalama 7.9 gr/cm ³
Kalınlık Dağılımı	değişken	10%
Ergime Noktası	1455° C	890° C (yaklaşık)
Sertlik	40-150 VSD	500-600 VSD
Isıl İşlem Sonrası Sertlik	etkisiz	1000 VSD
Aşınma Direnci	orta	çok iyi
Korozyon Direnci	iyi(gözenekli)	çok iyi
Rölatif Manyetik Duyarlılık	36%	4%
Elektriksel Direnç	7 microohm/cm	60-100 microohm/cm
Isıl İletkenlik	0.16 cal/cm.s.°C	0.01-0.02
% Uzama	6-30	2

4.8.2. Akımsız bakır kaplama

Akımsız bakır kaplama; bakır iyonlarının otokatalitik veya kimyasal indirgeme yöntemi ile elde edilerek malzeme üzerine kaplama tekniğidir. Akımsız bakır kaplaması genel olarak, kaplanacak toz ya da yapının temizlenmesi, yüzeyinin hassaslaştırılması, aktivasyonu, kurutulması ve kaplama çözeltisinde belirli sıcaklık, süre ve karıştırma ile bekletilmesiyle gerçekleşir (Demir, 2008).

Bakır birçok değişik çözeltilerden kaplanabilir. Bu çözeltiler iki ana gruba ayrılır. pH'ı 7'nin altında olan asidik tip banyolar, pH'ı 7'nin üzerinde olan alkalik tip banyolardır. En sık kullanılan asitli bakır banyosu "bakır sülfat banyosu" olarak bilinmektedir. Bunun pek çok değişik türleri bulunmakla birlikte, temel içeriği; bakır sülfat (mavi vitriol) ve sülfürik asittir. Bu çözelti şu şekilde hazırlanır: Bakır sülfat kristalleri yarım (1/2) hacim su içinde çözülür (kristalin bir kısmı çözünmez). Daha sonra sülfürik asit dikkatlice eklenir ve oluşan çözeltiliye alüminyum sülfat koyulup karıştırılır ve çözelti bir litreye tamamlayana kadar su ilave edilir.

Asitli bakır sülfat banyosu 22 – 49 °C arası çalışılabileceği gibi, ihtiyaç halinde daha yüksek sıcaklıkta da çalışabilir. Akımsız bakır kaplama yöntemi ile bakır kaplanmış C fazının mikroyapı görüntüsü örnek olarak Şekil 4.7’de gösterilmiştir.



Şekil 4.7. Akımsız bakır kaplanmış C fazının mikroyapı görüntüsü (www.umms.sav.sk).

4.9. Islatma Davranışlarının Sonlu Elemanlar ile Modellenmesi

Sonlu elemanlar yöntemi, kısmi diferansiyel denklemlerle ifade edilen veya fonksiyonel minimizasyonu olarak formüle edilebilen problemleri çözmek için kullanılan nümerik bir tekniktir. İlgilenilen domain “Finite Element” topluluğu olarak gösterilmektedir. Sonlu elemanlardaki yaklaşık fonksiyonlar, araştırılan fiziksel alanın nodal değer terimlerinde belirlenmektedir. Sürekli fiziksel problem, bilinmeyen nodal değerli kesikli sonlu eleman problemine dönüştürülmektedir. Bu yöntemin uygulanması için basit yaklaşım fonksiyonları oluşturulmalıdır. Sonlu elemanlar yöntemi, katı mekaniği, sıvı mekaniği, akustik, elektromanyetizma, biyomekanik ve ısı transferi gibi alanlarda karşıya çıkan; karmaşık sınır koşullarına sahip sistemlere, düzgün olmayan geometriye sahip sistemlere, kararlı hal-zamana bağlı ve özdeğer problemlerine, lineer ve lineer olmayan problemlere uygulanabilir (Ece, 2003; Şengül, 1992; Çalışkan, 2002).

Sonlu elemanlar yönteminde, sınır şartları belirlenerek problem geometrisi sonlu sayıda elemana bölünür. Elemanlar, sınır üzerinde bulunan belirli sayıda düğüm

noktasında temas halindedir. Elemanlar üzerinde ve bu birleşim noktalarında olmak üzere iki tür çözüm gerçekleştirilebilir. Eleman ağ noktalarındaki yer değiştirmelerin süperpoze edilmesiyle sistemin genel yer değiştirmesi bulunur. Sonlu elemanlar yöntemi yaklaşık çözüm veren sayısal bir yöntemdir. Gerçek çözüme, seçilen eleman sayısı arttıkça yaklaşılır. Değişik sınır koşullarının katı cisim üzerinden belirtilmesi ve değişik geometriye karmaşık şekillerin ağ sistemiyle tanımlanabilmesi nedeniyle birçok araştırmacı tarafından uygulanmaktadır. Günümüzde, analitik çalışmaların sonuçları ya deneysel ya da sayısal sonuçlarla karşılaştırıldığı için sonlu elemanlar yönteminin kullanılabilirliği çok fazladır. Lokal ve global matris tanımlamaları (4.6) bağıntıdan hesaplanır (Soy, 2005a; Çalışkan, 2002).

$$F = K \cdot x \quad (4.6)$$

Burada, F kuvvet vektörü, K katılık matrisi, x yer değişimi vektörleridir. Hem her eleman için hem de genel yapı için bu matrisler oluşturularak sayısal metotlarla (Gauss Eliminasyonu) bilinmeyenler x veya F içerisinde belirlenerek çözülür. Daha sonra gerilme ve genleme matris tanımlamaları ile (4.7) sistem üzerinde oluşan bu dağılımlar bulunur (Ece, 2003). Burada K , u , f , Q katılık matrisi, yer değiştirme vektörü, uygulanan yük vektörü ve cisme ait yük vektörüne karşılık gelmektedir. f , Q problemin sınır şartlarını içermekte olup, yalnızca yükleri temsil ederler. u vektörü de yer değiştirme sınır şartlarını gösterir (Soy, 2005a).

$$K^e u^e = f^e + Q^e \quad (4.7)$$

Katılar mekaniğinde denklem (4.8), eleman katılık matrisine karşılık gelmektedir. Bu denklemde, K^e , A , t , B^e , D eleman katılık matrisi, eleman alanı, kalınlığı, şekil fonksiyonlarının türevlerini içeren matris, elastik. sabitler matrisini tanımlamaktadır.

$$K^e = A t B^e D B^{eT} \quad (4.8)$$

Endüstride ve araştırma-geliştirme çalışmalarında kullanılan birçok sonlu elemanlar paket programı mevcuttur. Hesaplamalı akışkanlar mekaniği konusunda modelleme, simülasyon ve analiz yapmak için kullanılan programlar arasında sonlu elemanlar

tabanlı çalışan ANSYS FLOTRAN CFD, CFX ve FLUENT paket programları en çok tercih edilen programlar arasındadır. Örnek olarak dünyanın en büyük şirketlerinden biri olan ALCOA firması Ar-Ge çalışmalarında ANSYS CFX programını kullanmaktadır. Metal matriks kompozitlerin üretilmesinde birçok sıvı faz üretim tekniği mevcuttur. Bu yöntemlerin gerek prosesi, gerekse sıvı metal-seramik fazı arasındaki ıslatma davranışı hesaplamalı akışkanlar yöntemi ile modellenebilir. Metal matriks kompozitlerde bir sıvı faz üretim tekniği olan infiltrasyonda karşılaşılan en büyük problem sıvı metal ile takviye fazı arasındaki ıslatma problemidir. Bu problem ve ıslatma davranışı hesaplamalı akışkanlar dinamiği paket programı ile incelenebilir (Çalışkan, 2002; Soy, 2005a; www.ansys.com).

ANSYS CFD programında, gözenekli seramik preform ile sıvı bir metalin infiltrasyonunda meydana gelen ıslatma davranışı sırasıyla aşağıdaki işlem basamaklarının uygulanması ile modellenebilir (Soy, 2008; Çalışkan, 2002);

- Geometrik modelin paket programında çizilmesi,
- Element seçimi (metal-seramik ıslatmasında için multi-faz),
- Malzeme özelliklerin tanımlanması;
 - Hava yada gaz gibi ortamların tanımlanması,
 - Sıvı metalin sıcaklığı, yoğunluğu, viskozitesi, yüzey gerilimi, termal iletkenlik ve spesifik sıcaklığı tanımlanır.
 - Seramik duvar sıcaklığının tanımlanması
- Sınır şartlarının belirlenmesi; sıvı akış hızı ya da basıncın tanımlanması,
- Analiz ve değerlendirme.

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

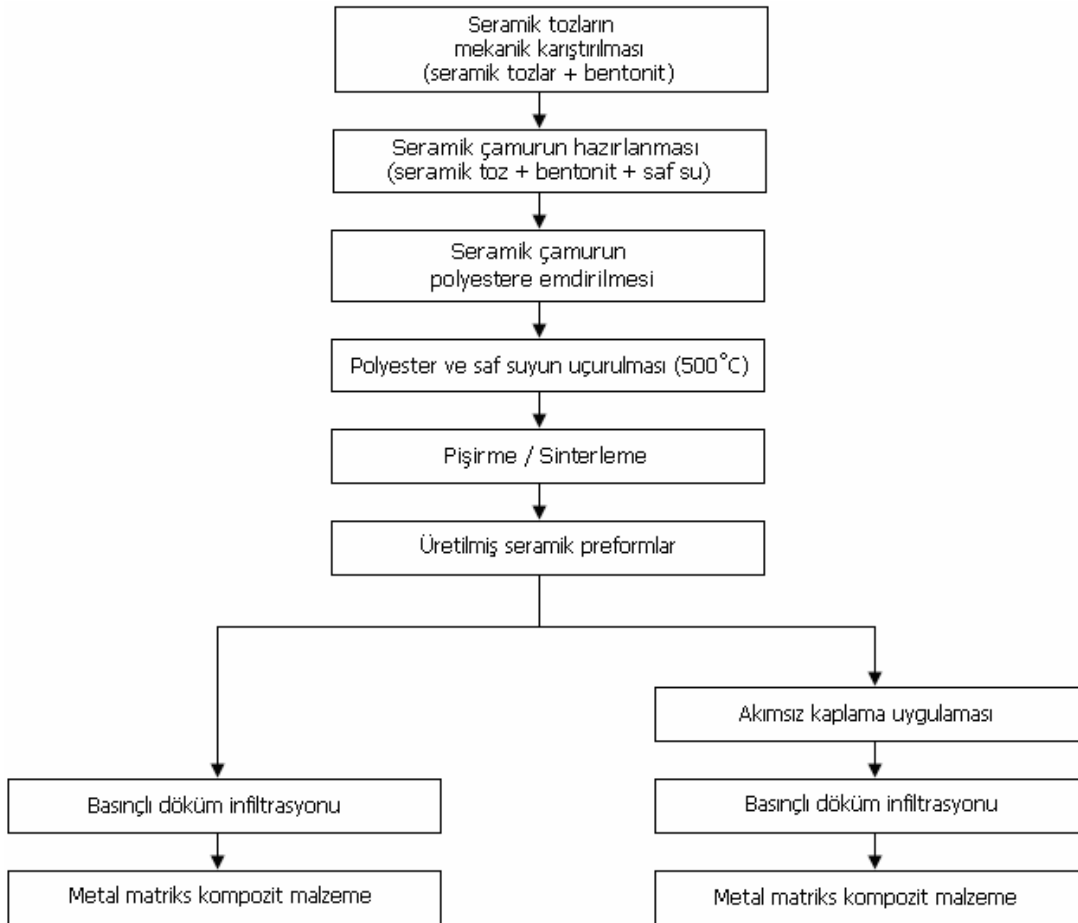
5.1. Giriş

Bu çalışmada; düşük ergime sıcaklığı, düşük yoğunluk, kolay şekillendirilebilirlik, temin edilebilirlik, sıvı faz üretim tekniğine uygun ve otomotiv sektöründe tercih edilen AlSi10Mg (Etial 171) alüminyum döküm alaşımı, SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramik partiküller ile takviye edilerek metal matriks kompozit malzemeler üretilmiştir.

Matriks alaşımı olarak AlSi10Mg alaşımının seçilmesinin nedenleri arasında ihtiva ettiği Si ve Mg elementlerinin varlığıdır. Alüminyum alaşımlarındaki Si, alaşımın akışkanlığını, Mg ise ıslatabilirliğini artırmaktadır. Alüminyum esaslı kompozitlerde özellikle magnezyumun matriks alaşımına ilavesi ile takviye fazlarını ıslatabilirlik konusunda diğer elementlere göre daha etkili olduğu ve özellikleri iyileştirdiği bilinmektedir (Candan, 2006). Magnezyumun alüminyum alaşımlarında ıslatmayı artırmasının sebebi, magnezyum yüzey gerilmesinin alüminyumun yüzey gerilmesinden daha düşük olmasıdır. Takviye elemanı olarak SiC ve B₄C seramik malzemelerin seçilmesindeki sebep, bu seramikler alüminyum matriks kompozitlere katıldığında yüksek aşınma direnci, yüksek elastik modülü ve mukavemeti ile yüksek sıcaklıklarda statik ve dinamik yüklere karşı çalışma şartlarını iyileştirmesidir. Bu özellikler otomotiv sektöründe kullanılan motor pistonları ve fren diskleri gibi yüksek mukavemet ve aşınma direnci istenen parçalarda istenen özelliklerdir. Alüminyum matriks kompozitler yoğunluklarının oldukça düşük olmasından dolayı otomobilde kullanıldığında ağırlık kazancı ve buna karşın yakıt tasarrufu elde edilmektedir (Hunt, 2001).

5.2. Çalışma Programı

Deneysel çalışmada; SiC, B₄C ve SiC/B₄C takviyeli kompozit malzemelerin üretimi için basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanılmıştır. İnfiltrasyon öncesi replika (kopyalama) yöntemi kullanılarak SiC, B₄C ve SiC/B₄C malzemelerinden gözenekli seramik preformlar üretilmiştir. İnfiltrasyonda ıslatmayı geliştirmek için, üretilen preformların bir kısmına akımsız kaplama prosesi ile nikel ve bakır kaplanmıştır. Kaplama uygulanmış ve uygulanmamış preformlara basınçlı infiltrasyon yöntemi ile AlSi10Mg alaşımı infiltre edilmiştir. Üretilen kompozitlerin mekanik özellikleri (çekme, eğme, sertlik, aşınma ve işlenebilirlik) ve fiziksel özellikleri (yoğunluk ve ısı özellikleri) incelenmiştir. Metalografik incelemelerde ise stereo, optik ve taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Şekil 5.1’de kompozit malzemelerin üretimi ile ilgili işlem adımları sırası ile gösterilmektedir.



Şekil 5.1. Kompozit malzemelerin üretimi ile ilgili işlem adımları

5.3. Malzeme

5.3.1. Matriks alaşımı

Metal matriks kompozitlerin üretimi için matriks malzemesi olarak AlSi10Mg alüminyum döküm alaşımı seçilmiştir. Bu alaşımın seçiminde; hafiflik, maliyetinin düşük olması, Si ve Mg elementlerinden kaynaklanan akışkanlık, infiltrasyon yöntemine uygunluk ve otomotiv sektöründe tercih edilebilir olması göz önünde bulundurulmuştur.

Seydişehir Alüminyum'dan temin edilen primer-AlSi10Mg (Etial 171/A360) alüminyum döküm alaşımına ait atomik absorpsiyon spektroskop (AAS)'sinde tespit edilen kimyasal element içerikleri ve % ağırlık oranları Şekil 5.2'de verilmiştir. Kimyasal analiz değerlerine bakıldığında, Si ve Mg elementlerinin % ağırlık olarak en fazla bulunan elementler olduğu görülmektedir. Bu elementler sıvı haldeki alüminyumun akışkanlığını ve ıslatabilirliğini artırmaktadır. AlSi10Mg döküm alaşımı, sıvı faz üretim tekniği olan ve kompozit üretiminde kullanılan basınçlı infiltrasyon yöntemine uygundur.

Program: AL-01		AL-117250		11/01/2008 02:31:59 PM				
Comment: Al-alloys global				Elements: Concentration				
Average (n=1)								
URETİM NO:		KARDOKSAN:						
MALZEME CINSİ:								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr
	%	%	%	%	%	%	%	%
-	10.793	0.3001	0.1030	0.4904	0.55	0.0105	0.0104	0.0023
x								
	Pb	Sn	Ti	Ag	B	Be	Bi	Ca
	%	%	%	%	%	%	%	%
-	0.0095	0.0083	0.0092	0.0007	0.0030	0.0001	0.0093	0.0165
x								
	Cd	Na	Sr	Li	Zr	Co	V	Ga
	%	%	%	%	%	%	%	%
-	<0.0003	0.0013	0.0005	0.0002	0.0019	<0.0011	0.0135	0.0120
x								
	Al							
	%							
-	<87.657							
x								

Şekil 5.2. AlSi10Mg (Etial 171) matriks alaşımının kimyasal analiz değerleri (% ağırlık)

5.3.2. Takviye malzemeleri

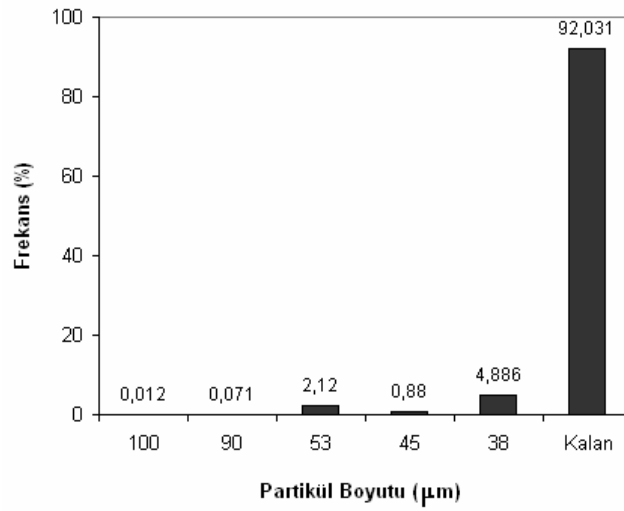
İnfiltrasyon uygulaması öncesinde gözenekli seramik preform üretimi için takviye elemanı olarak SiC ve B₄C, bağlayıcı olarak ise bentonit partiküller kullanılmıştır. SiC partikülleri Eczacıbaşı-Essan A.Ş.'den, B₄C partikülleri Büyühmıhçı Bor Teknolojileri A.Ş.'den, bentonit partikülleri ise Karakaya Bentonit A.Ş.'den temin edilmiştir. SiC, B₄C ve bentonit partiküller ile ilgili kimyasal bileşim değerleri Tablo 5.1'de verilmiştir.

Tablo 5.1. SiC, B₄C ve bentonit partiküllerin kimyasal bileşim değerleri

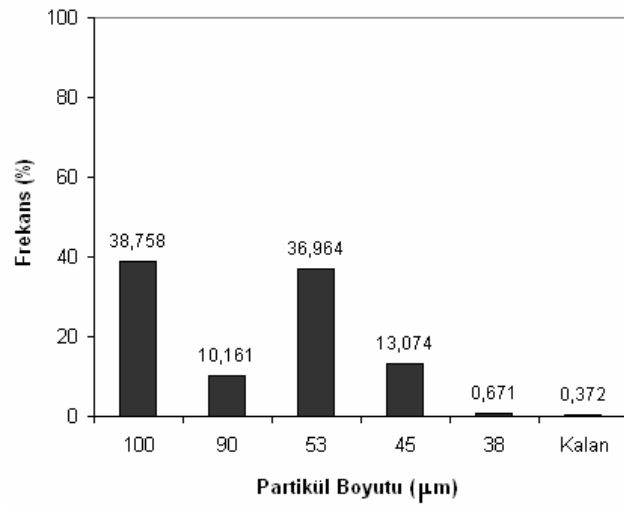
Kimyasal Bileşim Değerleri							
SiC	% SiC	% Serbest C		% Fe		d ₅₀ (µm)	
	≥ 97,5	≤ 0,25		≤ 0,1		12 ± 0,5	
B ₄ C	% B	% C		% Fe		d ₅₀ (µm)	
	≥ 77,6	≤ 22,5		≤ 0,1		12,8 ± 0,5	
Bentonit	% SiO ₂	% Na ₂ O	% MgO	% Al ₂ O ₃	% K ₂ O	% Fe ₂ O ₃	% CaO
	60-62	2,5-3	1,8-2	17-18	0,9-9,5	3-3,5	3,5-4

SiC, B₄C ve bağlayıcı olarak kullanılan bentonit partikül boyutlarını tespit etmek amacı ile 38, 45, 53, 90 ve 100 µm gözeneklere sahip elekler kullanılarak ultrasonik titreşimli bir düzenekte elek analizleri ve ilaveten partikül boyut analizleri yapılmıştır.

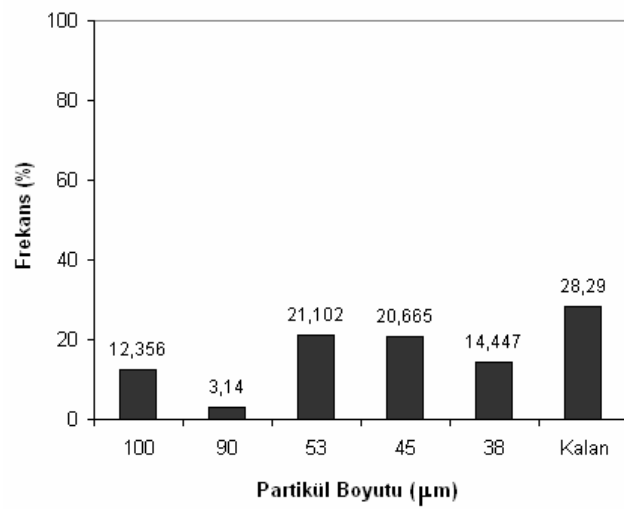
Şekil 5.3'de SiC partiküllerine, Şekil 5.4'de B₄C partiküllerine, Şekil 5.5'de ise bentonit partiküllerine ait elek analizi sonuçları verilmiştir. Grafikler incelendiğinde SiC partiküllerin %92'den fazlasının 38 µm'nin altında olduğu, B₄C partiküllerin %98'den fazlasının 45-100 µm arasında olduğu, bentonit partiküllerin ise %28'inin 38 µm'nin altında, %71'inin 38-100 µm arasında olduğu görülmektedir.



Şekil 5.3. SiC partiküllerin elek analizi sonuçları

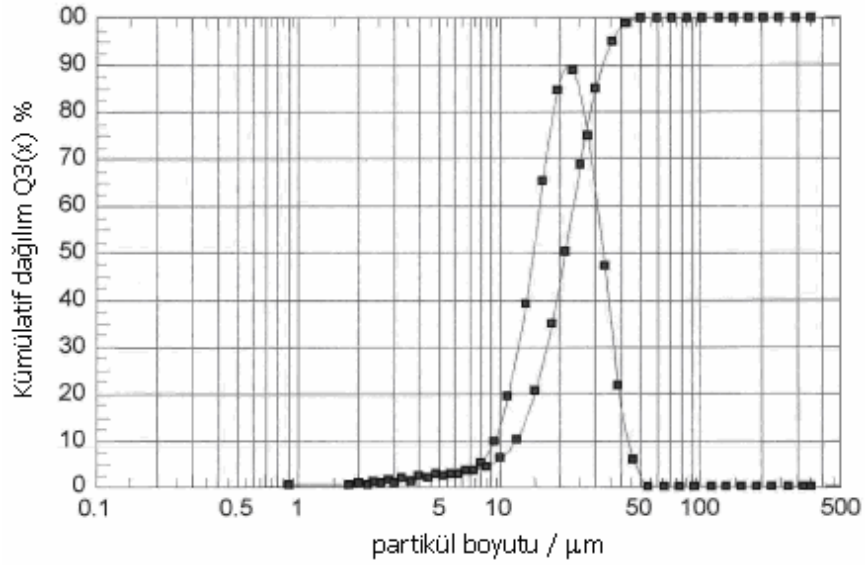


Şekil 5.4. B₄C partiküllerin elek analizi sonuçları

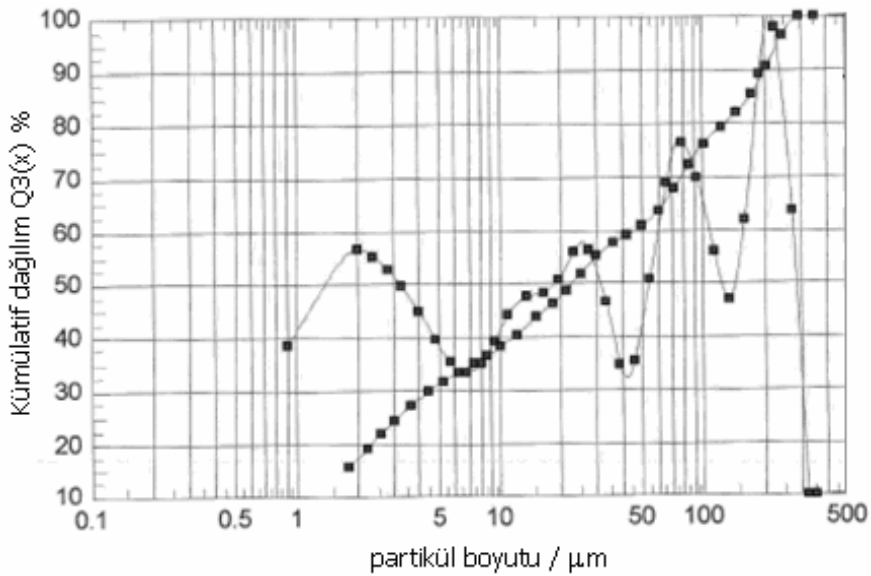


Şekil 5.5. Bentonit partiküllerin elek analizi sonuçları

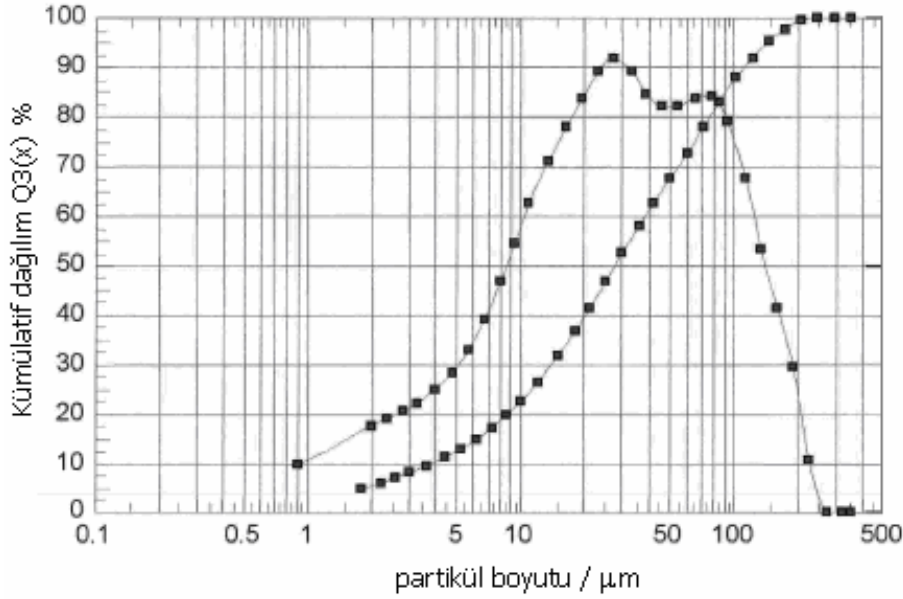
Şekil 5.6’da SiC partiküllerine, Şekil 5.7’de B₄C partiküllerine, Şekil 5.8’de ise bentonit partiküllerine ait partikül boyut dağılımı sonuçları verilmiştir. Grafikler incelendiğinde; SiC partikül dağılımının çan eğrisi verdiği ve ortalama boyutunun 25 µm olduğu, B₄C partikül boyutunun 1-500 µm arasında değişkenlik gösterdiği, bentonit partiküllerinin ise boyutunun 50-100 µm arasında yoğunlaştığı tespit edilmiştir.



Şekil 5.6. SiC partiküllerine ait partikül boyut dağılımı



Şekil 5.7. B₄C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı



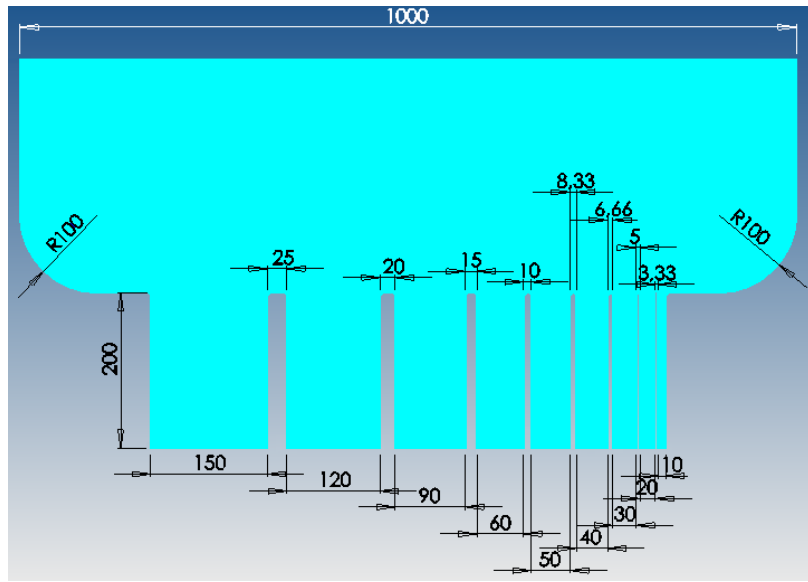
Şekil 5.8. Bentonit partiküllerine ait partikül boyut dağılımı

5.4. İnfiltrasyonun Sonlu Elemanlar ile Modellemesi

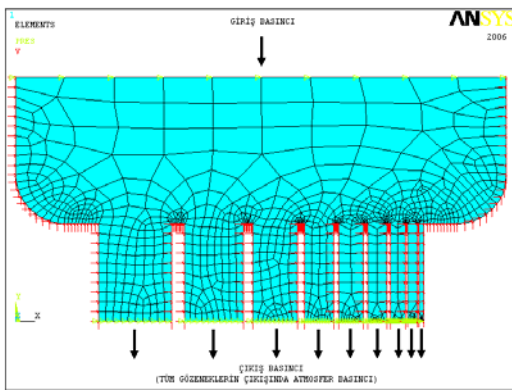
ANSYS FLOTRAN CFD (Computational Fluid Dynamics) hesaplamalı akışkanlar dinamiği programı, ANSYS programında 2 ve 3 boyutlu akış hareketleri için tercih edilen sonlu elemanlar tabanlı bir akışkan analiz modülüdür. Sonlu elemanlar yöntemine ait teorik bilgiler Bölüm 4.9’da ayrıntılı olarak verilmişti. Sonlu elemanlar tabanlı çalışan ANSYS FLOTRAN CFD programında sıvı akışkan analizleri analizleri yapılabilmektedir (Lawrence, 2005).

Bu aşamada; üretilecek seramik preformların gözenekleri ve infiltrasyon uygulaması ANSYS FLOTRAN CFD programı yardımıyla bilgisayar destekli sonlu elemanlar yöntemi ile 2 boyutlu modellenmiştir. Bu çalışma ile sıvı alüminyumun SiC seramik preform gözeneklerinden infiltre edilebilmesi için optimum preform gözenek boyutlarının tespiti amaçlanmıştır. Optimum gözenek çapının belirlenmesi için öncelikle farklı gözenek çapları belirlenmiştir. Geometrik modelin belirlenmesinde infiltrasyon uygulaması için üretilecek preformun 1x0.5 mm kesiti alınmıştır. 1 mm genişliğine ve 0,5 mm yüksekliğine sahip kesitte 10 ila 150 µm arasında olabileceği kabul edilerek farklı gözenek çapları tasarlanmıştır.

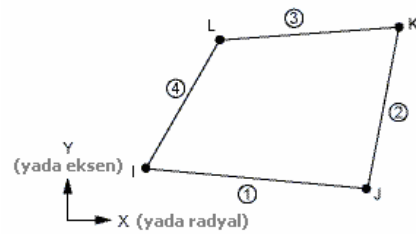
Geometrik modelde gözenek çapları 10, 20, 30, 40, 50, 60, 90, 120 ve 150 μm boyutlarındadır. Gözenek boyutlarındaki seramik preforma ait yan duvarların oranı; sıvı alüminyum (gözenekli bölgelerin) %85 ve yan duvarlar %15 olarak ayarlanmıştır. Gözenek ve seramik duvarların tümünü göz önünde bulundurduğumuzda orantılı bir biçimde olduğu için bu oran değişmez. Yani hedeflenen %85 matriks elemanı ve %15 takviye oranı geometrik olarak modellenmiştir. Tüm gözenekler için yükseklik 200 μm olarak girilmiştir. Sonlu elemanlar analizinde kullanılacak modelin geometrik modeli ve ölçüleri Şekil 5.9.a'da, sonlu elemanlar ağ modeli, sınır şartları ise Şekil 5.9.b'de gösterilmiştir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.9. Preform gözenek yapısının (a) sonlu elemanlar ağ modeli, (b) sınır şartları, (c) FLUID 141 elementi geometrik görüntüleri

Modellemede sıvı alüminyum ve seramik gözenek duvarları olmak üzere iki tip malzeme modeli kullanılmıştır. Sıvı alüminyumun vizkozitesi, yoğunluğu, spesifik sıcaklığı, yüzey gerilimi, ısı iletkenliği ve sıvı haldeki sıcaklığı programa tanımlanmıştır. Ayrıca sıvı alüminyum ve seramik arasındaki ıslatma açısı ile seramik duvarların sıcaklığı (preform sıcaklığı) bilgisayara girilmiştir. Böylece her iki malzemenin özelliklerinin programa girilmesi ile sonlu elemanlar modeli oluşturulmuştur. Programda gözenek yapısının geometrik modeli oluşturulduktan sonra modelleme için sonlu elemanlar ağı (mesh) adımına geçilmiştir. Sonlu elemanlar ağının oluşturulmasında bu tür analizlere uygun olan FLUID 141 elementi seçilmiştir. FLUID141 elementi, sıvı ve/veya sıvı olmayan bölgeleri içeren sürekli veya süreksiz sıvı/termal sistemlerinin modellenmesinde kullanılmaktadır. Viskoz sıvı akışı ve enerjisi için enerji denklemi yalnızca sıvı olmayan bölgede çözülürken korunum denklemleri, sıvı bölgede çözülür. Bir bölge içinde sıcaklık ve akış dağılımlarını çözmek için FLUID elementleri kullanılır. FLUID141, aynı zamanda sıvı katı etkileşim analizlerinde de kullanılır (Lawrence, 2005). FLUID141 elementinin geometrik yapısı Şekil 5.9.c'de gösterilmektedir.

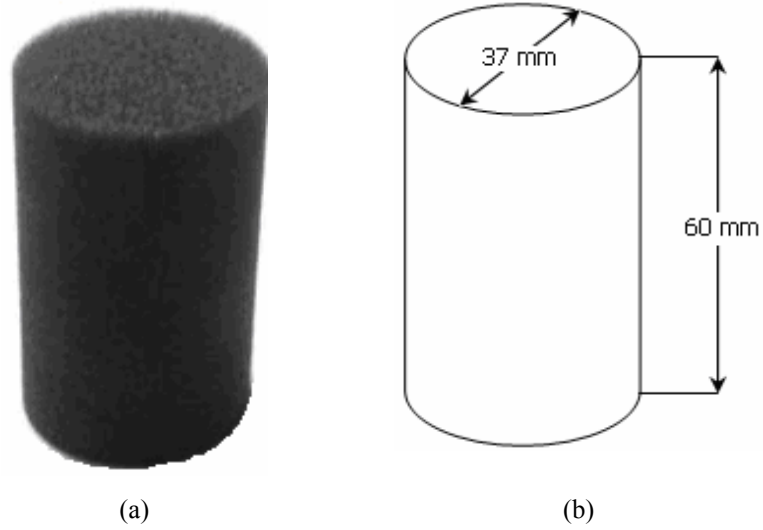
Sonlu elemanlar modelindeki dar gözeneklerde ağ bölüntüsü daha sıktır çünkü program matematiksel algoritmaları bu bölgelerdeki düğümlerde daha fazla ve detaylı hesaplamaktadır. Daha çok gözenek ve gözenek kanalları inceleneceğinden bu bölgelerdeki sık ağlar yapılması uygun görülmüştür. Sonlu elemanlar ağında tüm kenarlar 10 eşit parçaya bölünmüştür. Ağ bölüntüsü sonucunda 1276 adet düğüm noktası, 1069 adet element ve 54 adet anahtar nokta oluşmuştur. Sonlu elemanlar modeli (ağı) oluşturulduktan sonra sınır şartları ve yükler tanımlanmıştır. Sonlu elemanlar modelinin üst kenarına giriş basıncı (8 atmosfer basıncı) uygulanmıştır. Gözeneklerin çıkış kenarlarına da 101350 Pa (1 atmosfer basıncı) çıkış basıncı uygulanmıştır. Böylece yüksek basınçtan alçak basınca vakum etkisi modellenmiştir. Dolayısıyla model içinde tanımlanan sıvı alüminyum basınç altında çıkış bölgesine doğru yönlenecektir. Sonlu elemanlar ağı oluşturulması, sonrasında sınır şartlarının girilmesi ve sıvı alüminyum malzemenin tanımlanması ile modelleme tamamlanmış ve akışkan analizi yapılmıştır.

5.5. Gözenekli Seramik Preformların Üretilmesi

Bu aşamada; SiC ve B₄C partiküller çeşitli oranlarda karıştırılarak replika (kopyalama) yöntemi ile gözenekli preform yapıya dönüştürülmüştür.

Replika uygulaması için 45, 60 ve 80 ppi özelliğine sahip retiküle edilmiş termoplastik polyester (polietilen tereftalat) süngerler kullanılmıştır. 45 ve 60 ppi süngerler Ürosan Kimya Sanayi A.Ş.'den, 80 ppi süngerler ise Sanifoam Sünger A.Ş.'den temin edilmiştir.

CNC makinasında silindirik olarak kestirilmiş 37 mm çap ve 60 mm yüksekliğinde süngerlerin perpesktif ve geometrik görüntüleri Şekil 5.10'da gösterilmektedir.



Şekil 5.10. Polyester süngerlerin (a) perspektif (b) geometrik görüntüleri

Replika uygulamasında Tablo 5.2’de özellikleri verilen farklı özelliklere sahip polyester süngerler seramik preform üretimi için şablon olarak kullanılmıştır.

Tablo 5.2. Polyester süngerlerin özellikleri

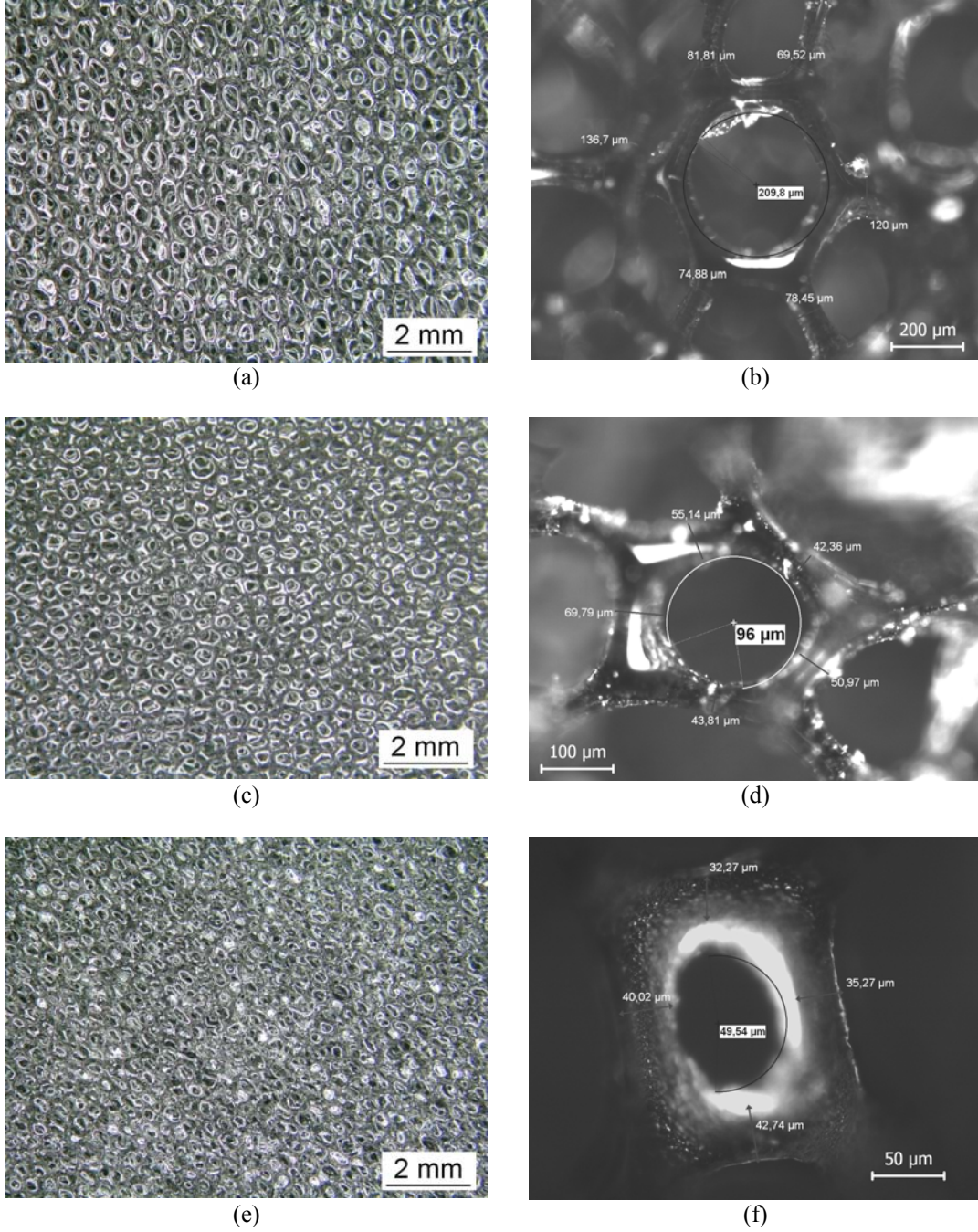
Özellikler	Birim	45 ppi	60 ppi	80 ppi	Standart
Renk	-	Siyah	Siyah	Beyaz	-
Gözenek sayısı	adet / inç	40-50	55-65	75-90	REGI RPA-1007
Yoğunluk	kg / m ³	30 ± 1	30 ± 1	30 ± 1	ISO 845
Sertlik	N	160 ± %15	160 ± %15	160 ± %15	ISO 2439
Çekme muk.	Kpa	≥ 110	≥ 130	> 250	ISO 1798
Kopma uzaması	%	≥ 150	≥ 200	≥ 250	ISO 1798
Yırtılma kuvveti	N / cm	≥ 6	≥ 6	≥ 6	ASTM. D 3574
Yanma hızı	cm / dak	≤ 16	≤ 14	≤ 12	MVSS 302
Hava geçirgenliği	dm ³ / sn	≥ 2,0	≥ 1,3	≥ 1,0	ISO 7231
Basınç düşmesi	cm H ₂ O	≤ 1,5	≤ 2,0	≤ 2,5	ISO 7231
Ergime sıcaklığı	°C	270	270	270	T _e
Camsı geçiş sic.	°C	68-80	68-80	68-80	T _g

Şekil 5.11’de 45, 60 ve 80 ppi polyester süngerlerin makro ve mikroyapı görüntüleri ile gözenek ölçüleri verilmiştir.

45 ppi süngerde gözenek çapının ortalama 200 µm, 60 ppi süngerde gözenek çapının ortalama 100 µm ve 80 ppi süngerde gözenek çapının ortalama 50 µm ölçüsünde olduğu görülmektedir.

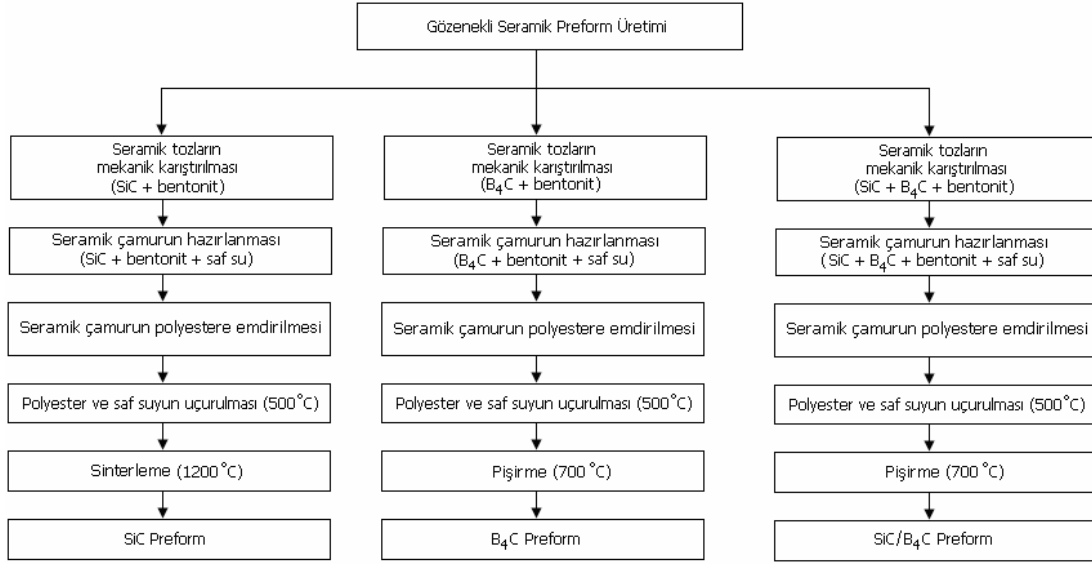
Bir süngerin bir inç doğru üzerindeki gözenek sayısı yani “ppi” değeri fazla ise gözenekler birbirine yakın ve gözenek sayısı fazla demektir.

45 ppi süngerde 1 inch doğru üzerinde 40-50 adet gözenek, 60 ppi süngerde 1 inch doğru üzerinde 55-65 adet gözenek ve 80 ppi süngerde 1 inch doğru üzerinde 75-85 adet arasında gözenek bulunmaktadır.



Şekil 5.11. Polyester süngerlerin (a) 45 ppi genel, (b) 45 ppi gözenek, (c) 60 ppi genel, (d) 60 ppi gözenek, (e) 80 ppi genel, (f) 80 ppi gözenek mikroyapı görüntüleri

SiC, B₄C ve SiC/B₄C olmak üzere 3 farklı tip seramik preformun üretim akış şeması Şekil 5.12’de gösterilmektedir. Akış şeması incelendiğinde preform üretim yöntemleri; partikül cinsi ve pişirme/sinterleme sıcaklıkları bakımından farklılık gösterir.



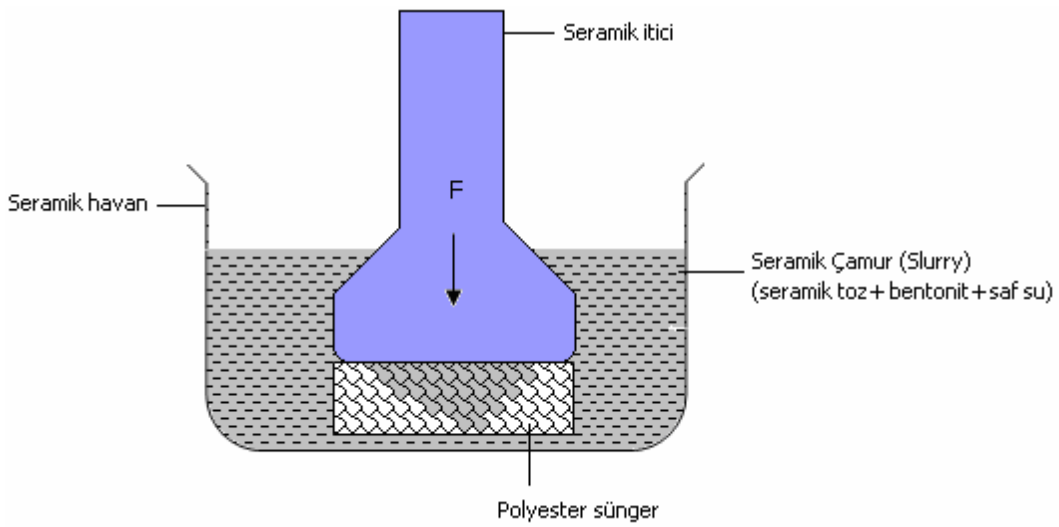
Şekil 5.12. SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramik preformların üretim akış şemaları

Tablo 5.3’de seramik preformların üretimi için karışım oranları verilmiştir. Burada SiC, Ni kaplı SiC, Cu kaplı SiC, B₄C ve SiC/B₄C olmak üzere beş farklı tip seramik preform için karışımlar hazırlanmıştır. Her bir kompozisyondan beşer adet seramik preform üretilmiştir. Seramik takviye partiküllerine %7,5 ve %10 oranlarında bağlayıcı olarak bentonit partikülleri katılmıştır.

Tablo 5.3. Seramik preformların özellikleri, içeriği ve oranları

Preform cinsi	Gözenek (ppi)	Preform içeriği ve oranları
SiC preform	45	% 90 SiC + % 10 Bentonit
	60	% 90 SiC + % 10 Bentonit
	80	% 90 SiC + % 10 Bentonit
B ₄ C preform	45	% 92,5 B ₄ C + % 7,5 Bentonit
	60	% 92,5 B ₄ C + % 7,5 Bentonit
	80	% 92,5 B ₄ C + % 7,5 Bentonit
SiC/B ₄ C preform	45	% 80 SiC + % 12,5 B ₄ C + % 7,5 Bentonit
	60	% 80 SiC + % 12,5 B ₄ C + % 7,5 Bentonit
	80	% 80 SiC + % 12,5 B ₄ C + % 7,5 Bentonit
SiC preform (Ni kaplı)	45	% 90 SiC + % 10 Bentonit
	60	% 90 SiC + % 10 Bentonit
	80	% 90 SiC + % 10 Bentonit
SiC preform (Cu kaplı)	45	% 90 SiC + % 10 Bentonit
	60	% 90 SiC + % 10 Bentonit
	80	% 90 SiC + % 10 Bentonit

Replika tekniğinin uygulanmasında polyester sünger malzemeler kopyalama aracı olarak kullanılmıştır. Bunun için öncelikle bilyalı öğütme (ball-milling) yöntemi yardımıyla seramik partiküller ile bağlayıcı görevi yapan bentonit partikülleri mekanik olarak karıştırılmıştır. Daha sonra partiküller saf su ile karıştırılarak bir seramik çamur (slurry) hazırlanmıştır. Seramik çamur, seramik havan içerisinde yeterli viskoziteye ulaşıncaya kadar su ilavesi yapılmış ve karıştırılmıştır. Seramik çamurun polyester süngere emdirme işlemi için Şekil 5.13’de şematik olarak gösterildiği gibi düzenek hazırlanmıştır.



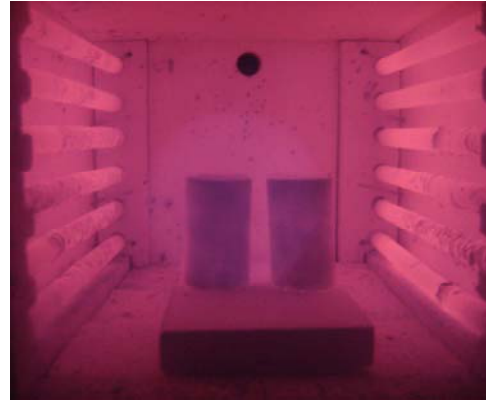
Şekil 5.13. Seramik çamurun polyester süngere emdirilmesi

Bu işlemde polyester süngerler hazırlanan seramik çamur içerisine yerleştirilmiş ve seramik iticiyle bir kuvvet uygulanmasıyla emdirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Emdirme işleminde seramik çamurun (seramik+bentonit +saf su) polyester süngere tüm yönlerden infiltre edilmesiyle homojen bir emdirme işlemi sağlanmıştır. Seramik çamurun polyesterin iç bölgelerine yeterince nüfuz etmesi seramik preformun fiziksel ve mekaniksel özelliklerine etki eden önemli parametrelerden biri olduğu için emdirilme sırasında bu hususa özellikle dikkat edilmiştir. Şekil 5.3’de verilen ölçülerdeki polyester süngere yetecek seramik çamur miktarı yapılan deneyler sonucunda 35 gr. seramik ile bentonit karışımı ve 23,3 gr. saf su olarak tespit edilmiştir.

Seramik çamurunun 45, 60 ve 80 ppi polyester süngerlere emdirilmesi ile seramik partiküller; bağlayıcı (bentonit) ve saf suyun yardımı ile polyester süngerlerin gözenek kanallarına homojen bir dağılım ile yapışmıştır. Başka bir ifade ile şablon olarak kullanılan polyester süngerin yapı ve morfolojisi seramik yapıya aynı şekilde yansımıştır. Polyester şablon, seramik partiküller, bentonit ve saf su içeren yapının gözenekli seramik preform haline dönüşebilmesi için bir ön fırınlama işlemine daha sonrada pişirme işlemine tabi tutulması gerekmektedir. Ön fırınlama işlemi ile polyester şablon ve saf su yapıdan uzaklaştırılmakta ve ayrıca kısmi bir pişirme işlemi gerçekleştirilmektedir. Seramik partikül emdirilmiş polyester yapılar Şekil 5.14.a ve Şekil 5.14.b'de gösterilen Protherm marka PLF 130/9 model fırına yerleştirilmiş ve 500 °C'de 30 dakika bekletilmek suretiyle yapı içerisindeki polyester sünger ve saf su uzaklaştırılmıştır. Ergime sıcaklığı 270 °C olan polyester ile birlikte saf su 500 °C'de buharlaşarak yapıdan tamamen arındırılmıştır. Yapının dağılmaması ve pişirilmesi için SiC preform için 1200 °C, B₄C ve SiC/B₄C preform için 700 °C'de 2 saat bekletilerek ısıtma işlemi yapılmıştır. Daha sonra seramik preformlar fırın içerisinde yavaş soğumaya bırakılmıştır. Ön fırınlama ve pişirme/sinterleme işlemleri atmosferli ortamda gerçekleştirilmiştir.



(a)



(b)

Şekil 5.14. Protherm marka kamera fırının (a) genel, (b) iç görüntüsü

Şekil 5.15.a'da oda sıcaklığına kadar yavaş bir soğumayla oluşan seramik preformların perspektif görüntüleri, Şekil 5.15.b'de üstten görüntüsü, Şekil 5.15.c'de ise gözenek dağılımı görülmektedir. Görüldüğü gibi üniform gözenek dağılımının elde edildiği açık bir şekilde gözlenmektedir. Replika yöntemi ile polyester sünger

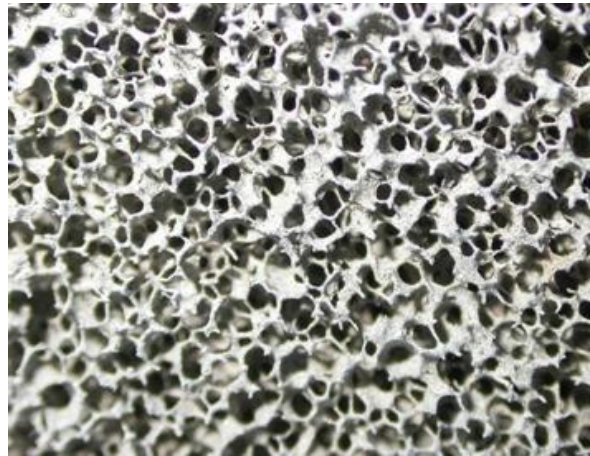
yapısı kopyalanmış ve polyesterin gözenek yapısına sahip seramik preformlar elde edilmiştir. Üretilen seramik preformların optimizasyon sonuçları Bölüm 6'da ayrıntılı olarak verilmiştir.



(a)



(b)



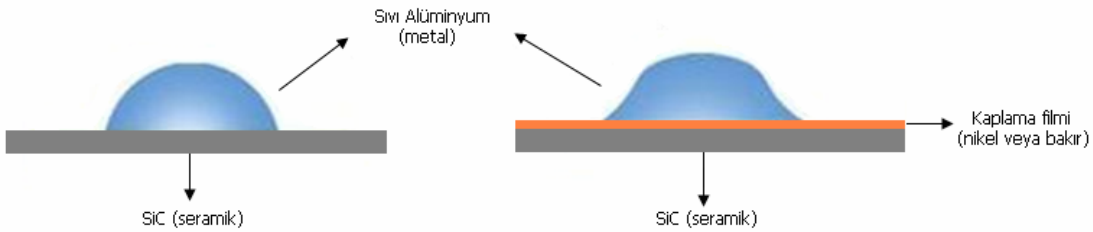
(c)

Şekil 5.15. Seramik preformların (a) perspektif (b) üstten (c) gözenek dağılımını gösteren görüntüler

5.6. Seramik Preformların Akımsız Yöntem ile Kaplanması

Kompozit malzemelerin basınçlı infiltrasyon uygulamasında, alüminyumun seramik preformlara karşı ıslatabilirlik özelliğini artırmak için gözenekli SiC preformlar akımsız kaplama tekniği kullanarak nikel ve bakır kaplanmıştır. B₄C ve SiC/B₄C preformlara da akımsız kaplama denenmiş, fakat B₄C asitik çözeltiler ile reaksiyona girdiği için B₄C içerikli preformlar dağılmıştır. SiC preformlar ise akımsız kaplamada kullanılan asitik çözeltilere karşı kararlı bir davranış göstermiş, akımsız bakır ve nikel kaplama başarı ile yapılmıştır. Kaplama yönteminin belirlenmesi aşamasında seramik preformlara elektrolitik kaplama yöntemi de uygulanmış, ancak preformun ihtiva ettiği bentonit elektrik iletkenliğini kestiği için bu yöntem uygulanamamıştır.

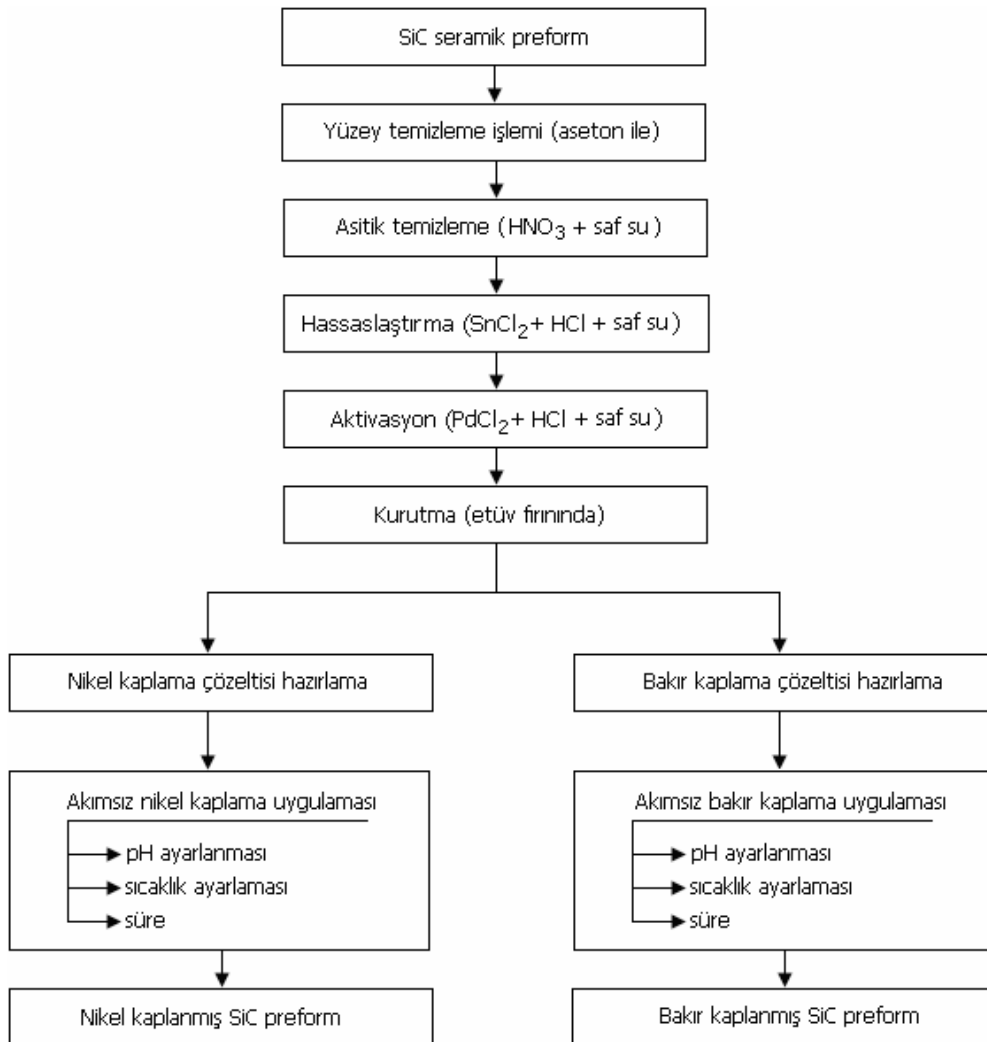
Şekil 5.16'da SiC/Al (seramik/metal) ve SiC/Ni/Al (seramik/metal/metal) sistemlerine ait ıslatma davranışları şematik olarak verilmiştir. Burada seramik malzemenin metal kaplanmasıyla alüminyum ile arasındaki ıslatmanın geliştirildiği ve ıslatma açısının azaldığı şematize edilmiştir. Sıvı alüminyum damlası kaplama uygulanmış seramik altlık üzerinde ıslatma açısının düşmesiyle daha fazla yayvanlaşmıştır. Sıvı alüminyum, SiC yüzeyindeki kaplama tabakasına temas ettiğinden ıslatma mekanizması, Al ve metalik kaplama arasında meydana gelmektedir. Alüminyum; nikel ve bakır katmanlarını seramiklere nazaran daha iyi ıslatmaktadır. Çünkü nikel ve bakır, alüminyum ile alaşım yapabilmekte ve seramikler ile karşılaştırıldığında yüzey enerjileri daha düşüktür.



Şekil 5.16. Seramiklerin metalik kaplanması ile sıvı Al ıslatma davranışlarındaki değişimin şematik gösterimi

Seramiklerin preformların akımsız nikel ve bakır kaplanması birbirini takip eden işlemler ile gerçekleştirilmiştir. Bu işlemler sırası ile seramik preformların aseton ve HNO_3 ile yüzeylerinin temizlenmesi, $\text{SnCl}_2 + \text{HCl}$ ile hassaslaştırılması, $\text{PdCl}_2 + \text{HCl}$ ile yüzeylerin aktif hale getirilmesi, etüv fırınında kurutulması ve kaplama banyosuna daldırılarak kaplama şeklinde uygulanmıştır.

Akımsız nikel ve bakır kaplama uygulamaları birbirine benzer işlem sırası ile tatbik edilmiştir. Kaplama deneyinde bu iki yöntem arasındaki fark sadece kaplama çözeltisi ve kaplama banyosudur. Şekil 5.17’de SiC preformların akımsız nikel ve bakır kaplama uygulamaları ile ilgili işlem basamakları sırası ile gösterilmektedir.



Şekil 5.17. Akımsız nikel ve bakır kaplama uygulamalarının işlem basamakları

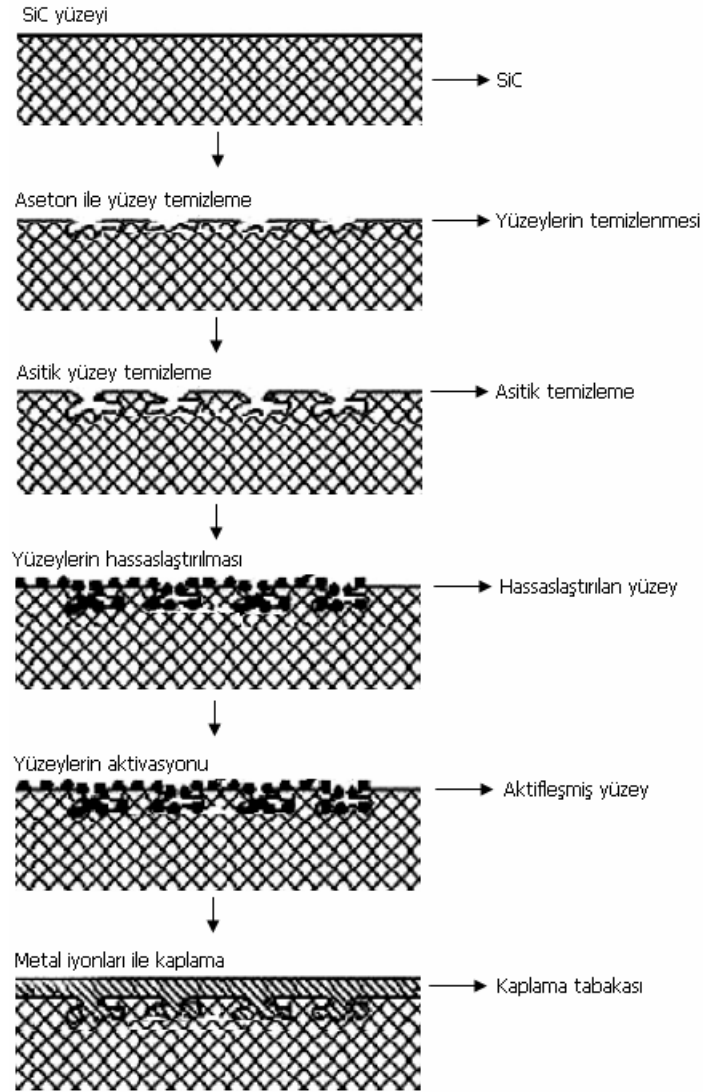
Yüzey temizleme işleminin uygulanmasında, seramik preform, içinde aseton olan cam bir behere konmuştur. İçerisine seramik preform yerleştirilen beher, oda sıcaklığında, Octagan marka 200 Test Sieve Shaker tip ultrasonik titreşimli bir cihazda 15 dakika süresince ultrasonik titreşime maruz bırakılmıştır. Aseton ile temizlemeden sonra numuneler saf su ile yıkanmıştır. Asitik temizleme işleminde; numuneler, 120 ml saf su ve 330 ml HNO₃'den (nitrikasit) oluşan çözeltide 15 dakika bekletilir.

Hassaslaştırma uygulamasında; numuneler, 200 ml saf su içine, toz halinde 3 gr SnCl₂ (kalay klorür) ve 6 ml HCl (hidroklorik asit) eklenen bir çözeltiye yerleştirilmiş ve ardından çözelti karıştırılmıştır. Bu adımda seramik preformların nötürleşme özelliği olan SnCl₂ etkisi ile hassaslaştırılması sağlanmıştır.

Aktivasyon sağlanması aşamasında ise, seramik preform PdCl₂ (paladyum klorür) çözeltisinde 15 dk bekletilmiştir. Çözeltide 100 ml saf su içerisinde 0,25 ml HCl ve toz halinde 0,025 gr PdCl₂ bulunmaktadır. Çözelti 10 dk süresince karıştırılmış ve bu süre içinde PdCl₂, çözelti içerisindeki HCl ve saf suyun etkisi ile çözünmesi sağlanmıştır. Karıştırma sonunda çözeltinin rengi açık sarı rengi almıştır. Seramik preformlar çözelti içerisine daldırıldığında çözeltinin rengi koyu kahverengiye dönüşmüştür. Bu renk değişiminden anlaşıldığı üzere seramik preform yüzeyleri ile paladyum klorür çözeltisi arasında reaksiyon olduğu gözlenmiş ve aktivasyon sağlanmıştır. Kurutma işleminde, aktivasyon işlemi ile yüzeyleri aktif hale getirilmiş seramik preformlar 12 saat boyunca etüv fırınında bekletilmiştir.

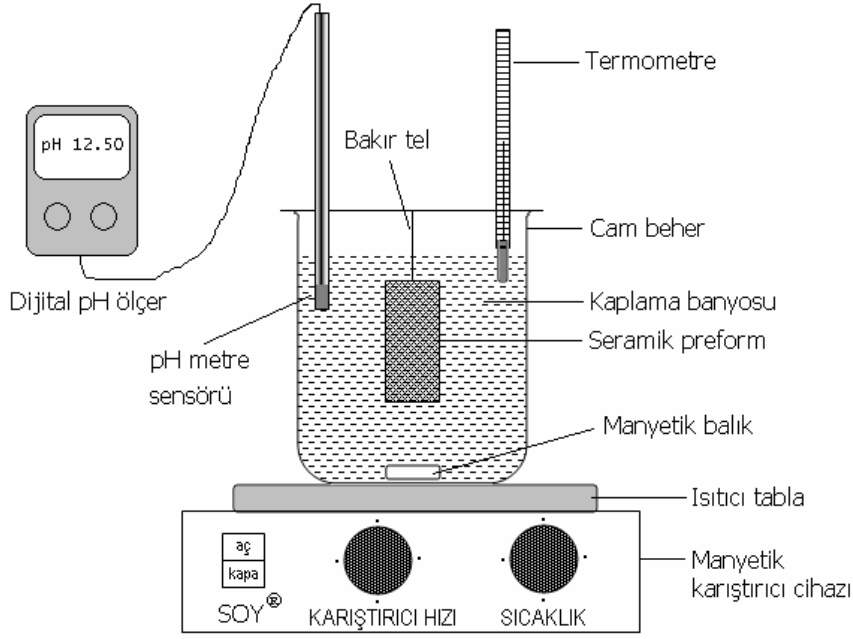
Şekil 5.18'de SiC preform yüzeylerinin kaplama aşamaları boyunca geçirdiği evreler görülmektedir. Aseton ile temizleme evresinde sonradan yüzeye yapışmış toz ve partiküller arındırılır (Zhao, 2008). Asitik temizleme aşamasında bir asit olan nitrikasit (HNO₃) ile yüzeyler temizlenir, nitrikasitin etkisi ile tane sınırındaki camsı fazlar ve düzensizlikler kolay çözünerek yüzey pürüzlü hale gelir. Daha sonraki aşamada yüzeyler kalay klorür ve hidroklorik asit kullanılarak hassaslaştırılır. Yüzeydeki mikro boşluklara kalay klorür kısmi olarak çökelir. Aktivasyon evresinde preform yüzeyi, paladyum klorür ile aktif hale getirilir. Seramik preform paladyum klorürün içerisine konduğunda hızlı bir reaksiyon oluşur. Açık sarı renge sahip

aktivasyon çözeltisi bu reaksiyon etkisi ile rengi koyu kahverengiye dönüşür. Artık preformların yüzeyleri aktifleşmiş ve kaplama evresinde metal iyonların çökmesine imkan tanınmış olur (Zhao, 2008).



Şekil 5.18. SiC preform yüzeylerinin kaplama aşamaları boyunca geçirdiği evreler (Zhao, 2008).

Genel olarak sırası ile uygulanan yüzey temizleme, asitik temizleme, hassaslaştırma, aktivasyon ve kurutma işlemlerinden sonra sıra kaplama çözeltisine gelmiştir. Akımsız nikel ve akımsız bakır kaplama için işlem adımları bu aşamaya kadar aynı şekilde uygulanmış, kaplama çözeltisi uygulaması olarak farklı çözeltiler hazırlanmıştır. Şekil 5.19'da deneyde kullanılan akımsız kaplama düzeneğinin şematik görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.19. Akımsız kaplama deneyi düzeneği

Akımsız kaplama deneyinde, sıcaklık kontrollü manyetik karıştırıcı bir cihaz kullanılmıştır. Hazırlanan kaplama çözeltisi cam beher içerisine konmuş, ardından sıcaklık ve karıştırıcı hızı artırılmıştır. Manyetik balık yardımı ile kaplama banyosunun girdap şeklinde hareket ettirilerek karıştırılması sağlanmıştır. Yapılan ön denemeler sonucunda kaplama çözeltisinin banyo sıcaklığı ve pH değeri kalibre edilmiştir. Daha sonra bakır tel yardımı ile asılı olan seramik preform kaplama banyosunun içerisine daldırılmıştır. Kaplama banyosu içerisindeki metal iyonları seramik preform yüzeylerine çökerek reaksiyona girmiş ve ardından kaplama gerçekleşmiştir. Kaplama tamamlandıktan sonra seramik preform beherden çıkartılarak saf su ile yıkanmıştır.

Akımsız nikel kaplama çözeltisinde; 1 litre saf su içinde, 30 gr NiCl_2 (nikel klorür), 20 gr indirgeyici özelliğine sahip Na_2HPO_3 (sodyum fosfit), 10 g $\text{H}_2\text{NCH}_2\text{COOH}$ (glycin) ve 2 mgr $\text{Pb}(\text{NO}_3)_2$ (kurşun nitrat) ve 10 gr sodyum süksinat ($\text{Na}_2\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) kullanılmıştır. Akımsız nikel kaplama banyosunun sıcaklığı 90°C , pH ise 6 olarak ayarlanmıştır. Nikel kaplanacak aktifleşmiş seramik preformlar kaplama banyosu içerisine konmuş, takiben 10 dk. süre ile karıştırma işlemi devam etmiştir.

Tablo 5.4’de akımsız nikel kaplama banyosuna ait içerik, oran ve özellikler verilmiştir. Kaplama tamamlandıktan sonra bölgesel oluşan metalik tortuları gidermek için SiC preformlar saf su ile yıkanmış ve havada kurutulmuştur. Gri renkte olan SiC preform numuneler, kaplama sonrası renk değiştirmiş, koyulaşarak koyu gri renge dönüştüğü gözlenmiştir.

Tablo 5.4. Akımsız nikel kaplama banyosu (Leon, 2000)

Banyo solüsyonu	Formül	Katkı oranı
Nikel klorür	NiCl_2	30 gr/l
Sodyum fosfit	Na_2HPO_3	20 gr/l
Glycin	$\text{H}_2\text{NCH}_2\text{COOH}$	10 gr/l
Sodyum süksinat, heksahidrat	$\text{Na}_2\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$	10 gr/l
Kurşun nitrat	$\text{Pb}(\text{NO}_3)_2$	2 mgr/l
Banyo sıcaklığı	90 °C	
pH	6,0	

Akımsız bakır kaplama çözeltisinde; 1 litre saf su içinde, 18 gr $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ (bakır sülfat), 48 gr $\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_6\text{NaK} \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ (potasyum sodyum tartarat), 20 ml HCHO (formaldehid) ve 20 gr NaOH (sodyum hidroksit) kullanılmıştır. Akımsız bakır kaplama banyosunun sıcaklığı 75 °C, pH ise 12,5 olarak ayarlanmıştır. Bakır kaplanacak seramik preform numuneler kaplama banyosu içerisine konmuş ve 10 dk süre ile karıştırma işlemine devam edilmiştir. Tablo 5.5’de akımsız bakır kaplama banyosuna ait içerik, oran ve özellikler verilmiştir.

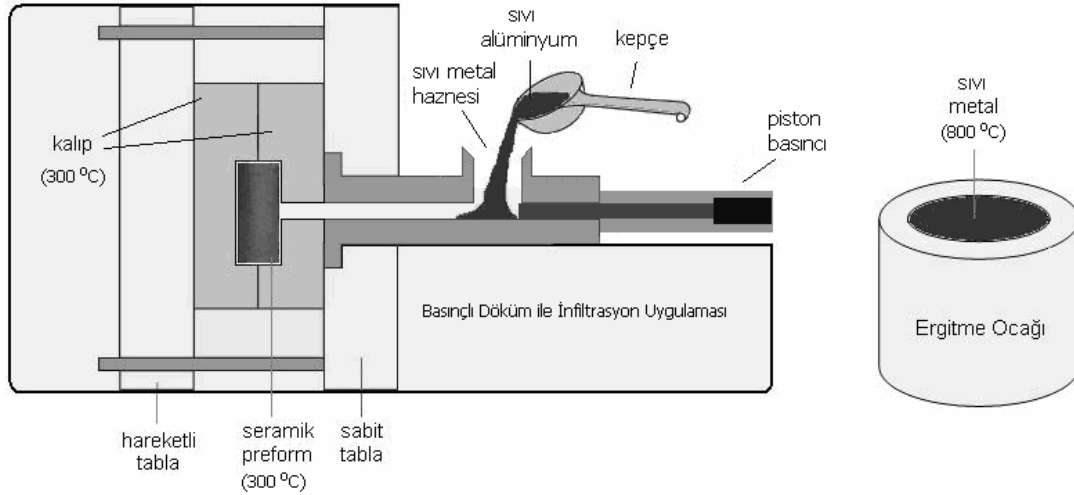
Tablo 5.5. Akımsız bakır kaplama banyosu (Zhang, 2007).

Banyo solüsyonu	Formül	Katkı oranı
Bakır sülfat	$\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$	18 gr/l
Potasyum sodyum tartarat	$\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_6\text{NaK} \cdot 4\text{H}_2\text{O}$	48 gr/l
Formaldehid	HCHO	20 ml/l
Sodyum hidroksit	NaOH	20 gr/l
Banyo sıcaklığı	75 °C	
pH	12,5	

5.7. Metal Matriks Kompozitlerin Üretilmesi

İnfiltrasyon uygulamasında basınçlı döküm yöntemi kullanılmıştır. Hazırlanmış seramik preformlar yaptırılan kalıba yerleştirilerek sıvı haldeki AlSi10Mg matriks alaşımı infitre edilmiştir. Basınçlı döküm infiltrasyon uygulamasında SiC, B₄C ve SiC/B₄C takviyeli alüminyum kompozitler ile nikel kaplanmış SiC ve bakır kaplanmış SiC takviyeli alüminyum kompozitler üretilmiştir. Matriks alaşımı olarak AlSi10Mg alüminyum döküm alaşımı, infiltrasyon sıcaklığı olarak 800 °C, kalıp ve preform sıcaklığı olarak ise 300 °C seçilmiştir.

Basınçlı döküm infiltrasyon uygulaması Şekil 5.20’de şematik olarak gösterilmektedir. Bu uygulamada 37 mm çap ve 60 mm yüksekliğinde preformların yerleştirilebileceği bir şekilde 4140 takım çeliğinden kalıp yaptırılmış ve basınçlı döküm makinasına bağlanmıştır.



Şekil 5.20. Basınçlı döküm ile infiltrasyon uygulamasının şematik gösterimi

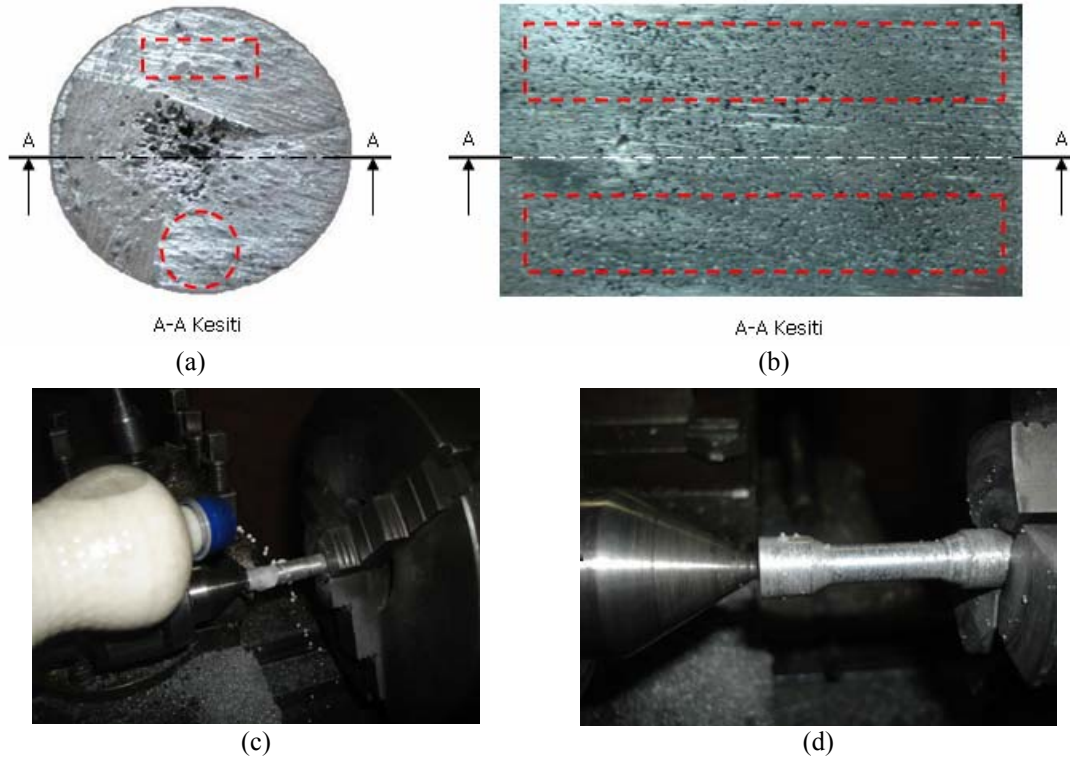
Sistemin çalışma prensibi ve alüminyum matriks kompozit malzemelerin üretilmesinde takip edilen yol şöyle özetlenebilir. Ergitme ocağına külçe alüminyum parçaları yerleştirilmiş ve ergitilmiştir. Sıvı alüminyumun sıcaklığı 800 °C’ye kadar yükseltilmiştir. Sıvı alüminyumun sıcaklığı belli aralıklarla dijital termokupul yardımı ile ölçülmüş ve sıvı alüminyumun 800 °C’de sabit sıcaklıkta kalması sağlanmıştır. Bir oksijen tüpü yardımı ile üfleçten sağlanan yüksek alev etkisi ile

kalıplar 1 saat süre boyunca ısıtılmıştır. Kalıplar lazerli ısı ölçme tabancası ile kontrol edilerek kalıp sıcaklığının 300°C'ye ulaşması sağlanmıştır. Alüminyum külçelerin eritilmesi ve kalıpların ısıtılması esnasında eş zamanlı olarak seramik preformlar atmosfer ortamlı fırında 300°C'ye kadar ısıtılmıştır. Isıtılmış kalıba seramik preform yerleştirilmiş ve kalıp kapatılmıştır. Kepçe yardımı ile ergitme ocağından alınan ergimiş alüminyum basınçlı döküm makinasının sıvı metal haznesine dökülmüştür. Ergimiş alüminyum yüksek bir piston basıncı ile (8 Atm) kalıp boşluğuna doğru itilmiştir. Ergimiş alüminyum yüksek basınç etkisi ile seramik preformun gözenek ve kanallarına infiltre edilmesi sağlanmıştır. İnfiltrasyon 2 saniye gibi kısa bir sürede gerçekleşmiştir. Ergimiş alüminyum hızlı bir şekilde katılaşıp infiltrasyon uygulamasından 10 saniye sonra kalıptan çıkartılmıştır.

Üretilen kompozitler mekanik, fiziksel ve tribolojik deneylerde kullanılacak numuneleri ortaya çıkarmak için tornada işlenmişlerdir. Üretilen kompozitlerden deneyler için numune çıkarırken Şekil 5.21.a ve Şekil 5.21.b'de görüldüğü gibi özellikle orta bölgelerde oluşan ve katılma çekmesinden kaynaklanan boşluklardan kaçınılmıştır.

Kompozitler öncelikle Şekil 5.21.b görüldüğü gibi orta kısmından Sawrex marka SR-M42 R8-3000 mm tipi şerit testere ile kesilmiştir. Daha sonra numuneler Tezsan marka SN50C tip torna tezgâhında Şekil 5.21.c'de görüldüğü gibi bor yağı ile soğutularak işlenmiştir.

İşleme sonunda Şekil 5.21.d'de görüldüğü gibi kompozitlerin ölçüleri çekme numunesi boyutlarına ve freze tezgâhında ise eğme numunesi boyutlarına getirilmiştir.



Şekil 5.21. (a) üretilen kompozitin yatay kesiti, (b) üretilen kompozitin dikey kesiti, (c) kompozitin bor yağı ile soğutulularak tornada işlenmesi, (d) tornada çekme numunesi boyutlarına getirme

5.8. Deneysel Yöntemler

5.8.1. Vizkozite deneyleri

Viskozite ya da akmaçlık bir akışkanın, yüzey gerilimi altında deforme olmaya karşı gösterdiği direncin ölçüsüdür. Akışkanın akmaya karşı gösterdiği iç direnç olarak da tanımlanabilir. Süper akışkanlar hariç tüm gerçek akışkanlar yüzey gerilimine karşı direnç gösterirler. Öte yandan, yüzey gerilimine hiç direnç göstermeyen bir akışkan "ideal akışkan" olarak adlandırılır (Lide, 1998).

Gözenekli preform (takviye fazı) üretmek için seramik partiküllerden seramik çamur (slurry) hazırlanarak polyester süngerlere emdirilmiş ve daha sonrada polyester şablon uçurularak gözenekli seramik preformlar üretilmiştir. Seramik çamurun vizkositesi üretilcek seramik preformun morfolojisini ve mukavemetini etkileyen önemli özelliklerden biridir. Seramik preformun polyester süngere emdirilmesi işleminde seramik çamurun optimum vizkoziteye sahip olması gerekmektedir.

Optimum vizkozite değeri bize seramik çamurun gerekli akıcılığı ve polyestere emdirilme performansı hakkında kayda değer bilgi vermektedir. Seramik çamurun vizkozite değeri ihtiva ettiği su oranına göre değişmektedir. Seramik çamurun akıcılığını optimize etmek için vizkozite deneyleri yapılmıştır. Bunun için Tablo 5.6'da görüldüğü gibi oda sıcaklığında farklı su oranlarına sahip seramik çamurlar hazırlanmış ve vizkozite değerleri tespit edilmiştir.

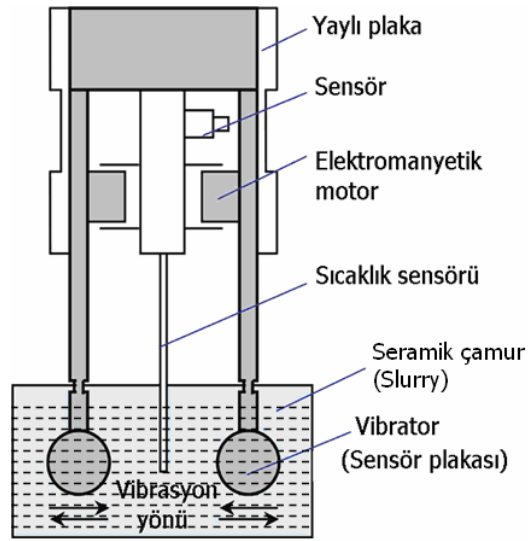
Tablo 5.6. Seramik çamurundaki farklı saf su miktarları

Sıcaklık (°C)	Seramik çamurundaki saf su miktarı (%)
20 °C	33
20 °C	40
20 °C	45
20 °C	50
20 °C	54
20 °C	57
20 °C	60
20 °C	63

Seramik çamurun akıcılığını optimize etmek için vizkozite deneyleri Şekil 5.22.a'da görülen Tuning Fork titreşim metodu ile ölçüm yapan AND marka SV-10 tipi vizkozimetre cihazında yapılmıştır. Şekil 5.22.b'de çalışma prensibi verilen vizkozimetre cihazında görüldüğü gibi seramik çamur içerisine iki adet ince sensör plakası daldırılmaktadır. Yaylı plakalar belirli bir frekansda titreştirildiğinde (vibrasyon) plakalar ile seramik çamurun viskozitesine bağlı olarak bir sürtünme kuvveti oluşur. Vibro viskozimetre vibrasyon halindeki sensör plakalarının belirli ve sabit bir frekansta hareket etmesi için gerekli elektrik miktarını kontrol etmektedir. Seramik çamurun sürtünme kuvveti doğrudan seramik çamurun viskozitesi ile oransal olduğundan sensör plakalarını sabit bir frekansta hareket ettirmek için gerekli olan elektriksel güç miktarı da her seramik çamurun viskozitesi ile oransaldır. Vibro viskozimetre sensör plakalarının sabit bir frekansta titreştirilmesi için gerekli olan elektriksel güç miktarını ölçerek viskozite ile elektriksel güç arasındaki pozitif korelasyonu kullanarak ölçüm yapmaktadır. 30 Hz'lik bir frekansta titreştirilen sensör plakalarının yardımı ile dinamik bir ölçüm aralığında ve yüksek doğrulukta/tekrarlanabilirlikte sürekli ölçüm yapmak mümkündür (Sentez, 2008).



(a)



(b)

Şekil 5.22. (a) Vizkozimetre cihazı (b) vizkozimetre çalışma prensibi

Malzemelerin dinamik vizkozite değerleri denklem (5.1) ile de hesaplanabilir. Burada, " μ " T sıcaklığındaki viskozite değeri (Pa/s), " μ_0 " T_0 sıcaklığındaki referans viskozite değeri (Pa/s), "T" sıcaklık (K), " T_0 " referans sıcaklığı (K) ve "C" Sutherland sabitidir (Lide, 1998).

$$\mu = \mu_o \frac{T_o + C}{T + C} \left(\frac{T}{T_o} \right)^{3/2} \quad (5.1)$$

Dinamik viskozitenin SI birimi (Yunan sembol: μ) pascal-saniye (Pa·s) olup $1 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$ ye eşdeğerdir. Dinamik viskozitenin cgs birimi, Jean Louis Marie Poiseuille adına ithafen “poise” (P) dır. Genellikle yüzde birlik miktarı olan “centipoise” (cP) kullanılır. Örneğin suyun viskozitesi 20°C 'de 1,0020 cP dir. Viskozitenin tersi akışkanlık tır ve genellikle ϕ ($= 1/\mu$) veya F ($= 1/\eta$) ile gösterilir. Birimi poise'in tersi olup ($\text{cm}\cdot\text{s}\cdot\text{g}^{-1}$), “rhe” olarak okunur. Mühendislik uygulamalarında nadiren kullanılır (Lide, 1998)

5.8.2. Yoğunluk Deneyleri

Basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilen kompozitlerin deneysel ve teorik yoğunlukları ile % porozite miktarları tespit edilmiştir. Ayrıca seramik preformların teorik yoğunlukları da hesaplanmıştır. Deneysel yoğunluk deneylerinde Arşimet prensibi kullanılmıştır. Yoğunluk deneylerinde 0,1 mg hassasiyetli ve 220 g kapasiteli PRECISA XB 220A marka dijital bir teraziden yararlanılmış ve numunelerin ağırlıkları kaydedilmiştir. Ağırlık ölçümleri yapılan numuneler, terazide beher ve içindeki saf su ile beraber önce darası alınmıştır. Numunelerin yüzeylerindeki porozitelere su girmemesi için numune yüzeyleri cilalanmıştır. Numuneler terazideki beher içerisine daldırıldığında ölçülen değer, hacmi (suyun kaldırma kuvveti/suyun yoğunluğu) esas ile elde edilmiştir. Saf suyun yoğunluk değeri $1 \text{ g}/\text{cm}^3$ olarak kabul edildiğinden, numuneler su içerisine daldırıldığında numunenin sahip olduğu hacim kadar saf suyun beher içine ilave edildiğini düşünmek yanlış olmamaktadır. Dolayısıyla teraziden ölçülen ağırlık farkı, numunenin hacmine eşit olmaktadır. Yoğunluk formülünde ise (5.2) d_k kompozitlerin deneysel yoğunlukları, m_k numunelerin 0,1 mg hassasiyetinde terazideki ağırlıkları ve V_k ise numunelerin saf suya daldırıldıktan sora numunenin hacmi kadar olduğu kabul edilen saf suyun ağırlığı ve dolayısıyla kompozit numunenin hacmidir.

$$d_k = m_k / V_k \quad (5.2)$$

Alüminyum matriks kompozit malzemelerin üretilmesinde hazırlanan SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramik preformlar homojen bir yapıya ve morfolojiye sahiptir. Bu özellikler şablon olarak kullanılan polyester süngerlerin yapı ve morfolojisinden kaynaklanmaktadır. Başka bir ifade ile alüminyum matriks içerisindeki SiC, B₄C ve SiC/B₄C takviyeler homojen bir şekilde karışımın içindedir. Kompoziti oluşturan bileşenlerin yoğunlukları bilindiği takdirde kompozit malzemenin yoğunluğu (d_k), karışımlar kuralı yardımı ile denklem (5.3)'deki gibi hesaplanabilir (Altınkök, 2002).

$$d_k = d_t V_t + d_m V_m \quad (5.3)$$

Yukarıdaki denklemde; d_t partikülün yoğunluğu, V_t partikülün kompozitteki hacim oranı, d_m matriksin yoğunluğu ve V_m matriksin hacim oranıdır. Denklem (5.4)'den ise kompozit malzemeleri oluşturan bileşenler hacim oranı hesaplanmıştır. Bileşenlerin yoğunlukları ve ağırlıkları bilindiğinde, birbirine göre hacimleri ve hacim içerikleri hesaplanabilir. Yoğunlukların hesaplanmasında Tablo 5.7'de verilen değerler kullanılmıştır. Denklem (5.4)'deki V_f bileşenlerin hacmi, W bileşenlerin ağırlığı ve d ise bileşenlerin yoğunluğunu göstermektedir (Akbulut, 2007). Ayrıca denklem (5.5)'den numunelerin % porozite miktarları hesaplanmıştır. Burada; d_{kt} kompozitin teorik yoğunluğu, d_{kd} ise deneysel ölçülen yoğunluk değeridir.

$$V_{f1} = (W_1/d_1) / [(W_2/d_2) + (W_3/d_3) \dots + (W_n/d_n)] \quad (5.4)$$

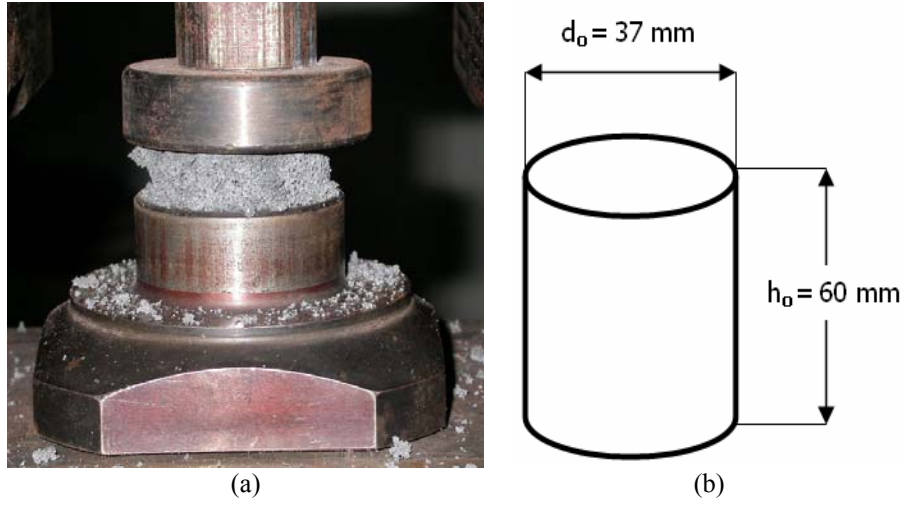
$$\%P = [(d_{kt} - d_{kd}) / d_{kd}] \cdot 100 \quad (5.5)$$

Tablo 5.7. Kullanılan malzemelerin teorik yoğunluk değerleri

Malzeme cinsi	Teorik yoğunluk (g/cm ³) (%100)
AlSi10Mg	2,68
toz halde SiC	3,22
toz halde B ₄ C	2,52
toz halde Bentonit	2,60

5.8.3. Basma deneyleri

80 ppi gözenek morfolojisine sahip SiC seramik preform numunelere basma deneyleri ASTM-E9-89a standardına (ASTM, 2000) göre ($1,5 \leq h_0/d_0 \leq 10$) yapılmıştır. Şekil 5.23.a'da basma çeneleri gösterilen bilgisayar kontrollü 250 kN kapasiteli Dartec marka RK tipi cihaz ve Şekil 5.23.b'de ise basma deneyi uygulanan seramik preformların ölçüleri görülmektedir.



Şekil 5.23. (a) Dartec basma cihazı, (b) basma deneyi için numune ölçüleri

Basma mukavemet değerleri denklem (5.6)'den hesaplanır. Burada “ σ_b ” basma mukavemeti, “ F_b ” kuvvet, “ A ” ise kesit alanıdır. Basma mukavemetinin belirlenmesinde cihaza bağlı yazılım programı, (5.6), (5.7) ve (5.8) denklemlerini kullanarak hesaplamalar yapmış ve numunenin basma mukavemet değerini belirlemiştir. “ A_0 ” ilk kesit alanını, “ A_1 ” deney tatbiki sonrası kesit alanını, “ h_0 ” ilk yükseklik ve “ A_1 ” deney tatbiki sonrası yüksekliği simgeler (Mollaoğlu, 2007).

$$\sigma_b = F_b / A \quad (5.6)$$

$$\% \epsilon_b = [(h_1 - h_0) / h_0] \cdot 100 \quad (5.7)$$

$$\% \text{ kesit değişimi} = [(A_1 - A_0) / A_0] \cdot 100 \quad (5.8)$$

5.8.4. Sertlik deneyleri

Basınçlı infiltrasyon ile üretilen kompozit malzemelerin sertlik deneylerinde Brinell sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Şekil 5.24’de gösterildiği gibi bu yöntemde bilyeli batıcı uç, belirli bir yük altında numuneye batırıldıktan belirli bir süre sonra yük kaldırılıp, bilyeli ucun malzeme üzerinde yapmış olduğu küresel iz çapının ölçülmesi şeklinde uygulanır. Brinell sertlik değeri (HB) numuneye uygulanan yük değerinin oluşan izin yüzey alanına bölünmesi ile elde edilir. Bu bağlamda Brinell sertlik değerinin hesaplanmasında kullanılan denklem (5.9)’da verilmiştir. Burada “F” uygulanan kuvvet (N) ve “A” bilye izinin alanı (mm²)’dir. Bilye izinin alanı denklem (5.10) faydalanılarak hesaplanmıştır. Burada “D” bilye çapı (mm) ve “d” ortalama bilye iz çapı (mm)’dir. Ortalama bilye iz çapı denklem (5.11) kullanılarak tespit edilmiştir. Burada “d₁” yatay iz çapı ve “d₂” dikey iz çapı (90⁰ döndürülerek tespit edilen)’dir (Fındık, 2008).

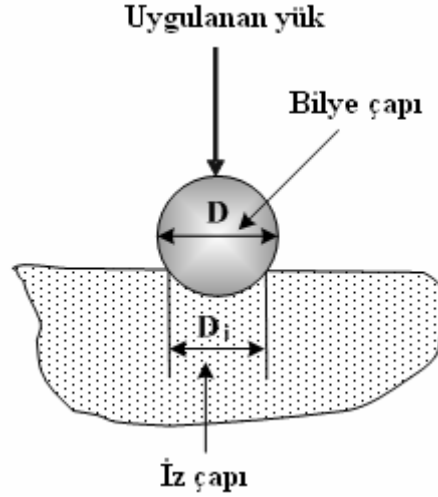
$$HB = 0,102 \cdot F / A \quad (5.9)$$

$$A = [\pi D [D - (D^2 - d^2)^{1/2}]] \quad (5.10)$$

$$d = (d_1 + d_2) / 2 \quad (5.11)$$

Deneyin uygulanışı şu şekilde özetlenebilir; öncelikle numune yüzeyleri ince zımpara ile işlenmiş, sonra alt ve üst yüzeyleri paralel olacak şekilde Brinell sertlik deney cihazına konumlandırılmıştır. Ölçümler BMS marka 200 RB tipi cihaz kullanılarak, 62,5 kg yükte ve 2,5 mm çapındaki çelik bilye yardımıyla 30 sn yük uygulanarak yapılmıştır. Yükleme sonrasında yük, cihazın yan tarafında bulunan kol vasıtasıyla kaldırılmış ve batma ucunun oluşturduğu iz üzerine otomatik olarak gelen mikroskop objektifi aracılığı ile iz çapı “d₁” mm hassasiyetinde ölçülmüş, 90⁰ döndürülerek “d₂” de ölçülmüş ve denklem (5.3) hesaplanarak ortalama bilye iz çapı bulunmuştur. Gerekli hesaplamalar yapılmış, elde edilen sonuçlar standart tablolar ile karşılaştırılarak sertlik değerleri tespit edilmiştir. Sertlik değerlerinin bulunmasında her bir numuneden en az beş alandan ölçüm yapılmış ve bu ölçüm değerlerinin

ortalamları hesaplanarak sertlik değerleri belirlenmiştir. Ölçümler sırasında iki iz arasında en az “6d” kadar bir mesafe bırakılmasına özen gösterilmiştir.



Şekil 5.24. Brinell sertlik ölçümünün şematik gösterimi

5.8.5. Çekme deneyleri

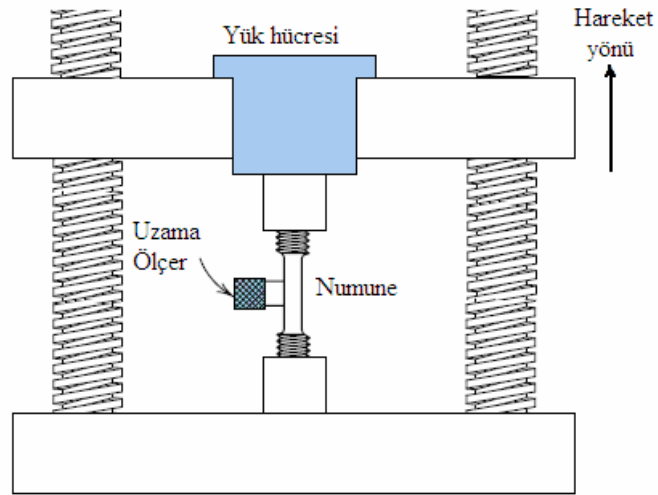
Üretilen kompozitlerin mekanik özelliklerini incelemek amacıyla çekme deneyleri yapılmıştır. Çekme deneyleri TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi Malzeme Enstitüsü Mekanik Deneyler Laboratuvarında gerçekleştirilmiştir.

Üretilen alüminyum kompozit malzemelerin çekme deneyleri Şekil 5.25.a ve b’de gösterilen 250 ton kapasiteli Zwick marka Z 250 SN5A tipi cihaz ve BS 564 standardına göre (Kamat, 1993) Şekil 5.25.c’de gösterilen ölçülerde hazırlanan numuneler ile yapılmıştır.

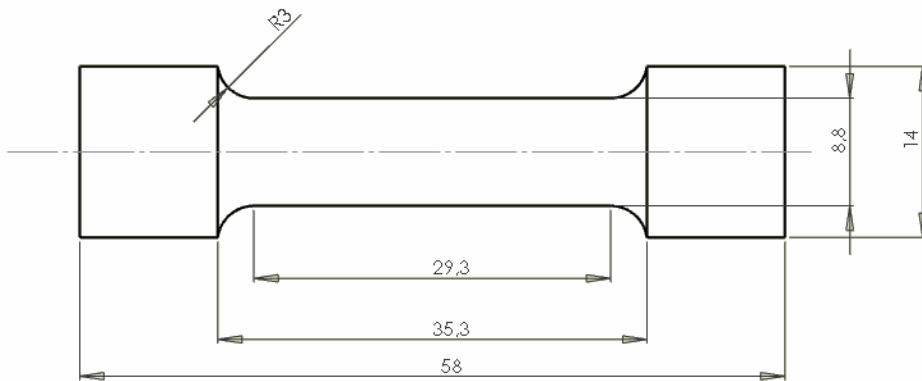
Çekme deneylerinde yuvarlak kesitli numuneler kullanılmıştır. Çekme deneylerinde numunelerin çekme mukavemeti değerlerinin yanı sıra elastik modülleride ölçülmüştür. Numunelerin elastik modülü değerleri çekme cihazına bağlı yine Zwick marka uzama ölçer (ekstansometre) ile tespit edilmiştir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.25. (a) Zwick marka çekme cihazı, (b) ekstansometre-uzama ölçerin entegrasyonu, (c) BS 564 standardına göre çekme deneyi için numune ölçüleri

Çekme deneylerinin tatbikinde elde edilen çekme mukavemet ve elastik modülü değerleri, çekme cihazına bağlı bir bilgisayar aracılığı ile hesaplanmıştır. Bu bilgisayarda deney esnasında elde edilen verileri değerlendiren, gerekli hesaplamaları yapan ve Zwick firması tarafından geliştirilen yazılım programı mevcuttur. Çekme deneyi ile eş zamanlı olarak cihaza entegre edilmiş Zwick marka ekstansometre cihazı ile elastik modül değerleri tespit edilmiştir. Ekstansometre cihazının markası da yine Zwick olup, yukarıda adı geçen yazılıma bağlantılıdır. Yazılım programı çekme mukavemet değerlerini hesaplarken temelde denklem (5.12)'yi kullanmaktadır. Burada “ σ_c ” numunenin çekme mukavemet değeri (MPa), “ N_m ” numunenin taşıyabileceği maksimum kuvvet ve “ A_0 ” numunenin ilk kesit ölçüsüdür (Onaran, 1997; Findik, 2008).

$$\sigma_c = N_m / A_0 \quad (5.12)$$

Malzemeler düşük gerilmeler altında çoğunlukla lineer elastik davranış gösterirler. Lineer elastik davranışta gerilmelerle şekil değiştirmeler doğru orantılıdır ve şekil değiştirmeler tersinirdir. Bu durum denklem (5.13)'deki “Hooke Kuralı” ile ifade edilir. Burada “E” elastik modül, “ σ ” gerilmenin birimi (N/mm²) ve “ ε ” şekil değiştirme oranı (N/mm²)’dır. Elastik bölgede malzemeler yay gibi davranır. Elastik modülü malzemenin elastik şekil değiştirmeye karşı gösterdiği direnç veya rijitlik anlamına gelmektedir.

$$\sigma = \varepsilon \cdot E \quad (5.13)$$

Gerilme etkisinde malzemelerin boyutları değişir, çekme halinde malzemelerin boyu uzamakta, eni ise daralmaktadır. Çekme etkisinde şekil değiştirme aksel ve yanal olmak üzere iki şekilde hesaplanır. Boyutlardaki değişme, şekil değiştirme oranı ile belirtilmektedir. Aksel şekil değiştirmenin hesaplanmasında; “l” son boydan “ l_0 ” ilk boy çıkartılır ve ilk boya bölünür, sonuçlar % olarak belirtilir. Yanal şekil değiştirmenin hesaplanmasında; “d” son çap değerinden “ d_0 ” ilk çap değeri çıkartılır ve ilk çap değerine bölünür, sonuçlar yine % olarak belirtilir. “ ε_a ” aksel şekil değiştirme oranının belirlenmesinde denklem (5.14) ve “ ε_y ” yanal şekil değiştirme oranının belirlenmesinde ise denklem (5.15) kullanılır.

$$\varepsilon_a = (l - l_0) / l_0 = \Delta l / l_0 \quad (5.14)$$

$$\varepsilon_y = (d - d_0) / d_0 = \Delta d / d_0 \quad (5.15)$$

5.8.6. Eğme deneyleri

Eğme deneylerinde genelde iki ucundan mesnetlenmiş dikdörtgen plakalar veya dairesel kesitli çubuklar kullanılır. Kompozitlerin eğme deneylerinde numuneler dikdörtgen plakalar şeklinde hazırlanmıştır. Şekil 5.26.a'da görüldüğü gibi tek noktadan etkili ve orta noktada düşey doğrultuda etkiyen P kuvvetinin oluşturduğu eğme momenti numune kesitinde yayılı normal gerilmeler oluşturur. Başlangıçta düşük yükler altında oluşan gerilmeler lineerdir. Numunenin en alt bölgesinde “ $+\sigma_m$ ” en yüksek çekme gerilmesi, üst bölgesinde “ $-\sigma_m$ ” en yüksek basma gerilmesi etkir. Ortada ise tarafsız eksen üzerinde gerilme sıfırda en yüksek σ_m gerilmelerinin değeri denklem (5.16)'da verilen bağıntı yardımı ile hesaplanır. Burada “P” yük, “l” mesnetler arası mesafe, “b” numunenin eni ve “h” numunenin yüksekliğidir (Onaran, 1997).

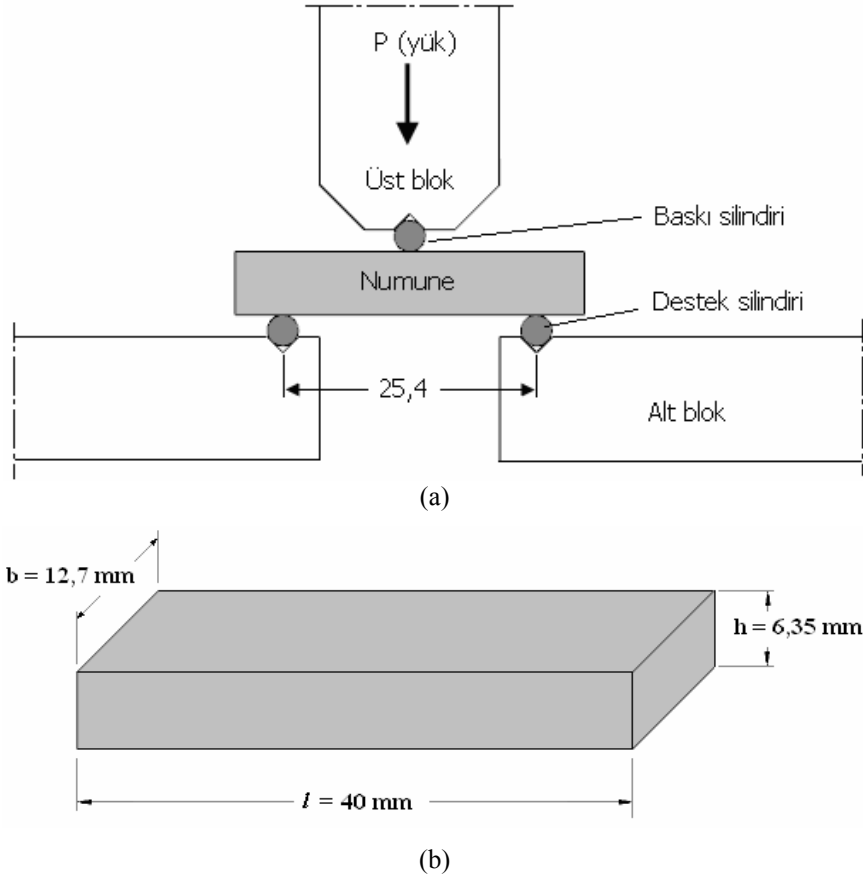
$$\sigma_m = (3Pl / 2bh^2) \quad (5.16)$$

Seramikler ve bazı kompozitler gibi gevrek malzemeler, genellikle kırılma oluncaya kadar lineer elastik davranış gösterirler. Bu durumda numuneyi kırmak için uygulanan “ P_k ” kırılma kuvveti ölçülür ve denklem (5.16) yerine koyarak kırmayı oluşturan maksimum gerilme elde edilir. Elde edilen değer, numunenin eğme mukavemeti olarak tanımlanır.

Kompozitlerin eğme mukavemet değerleri, 3 ton kapasiteli Instron marka 3367 tipi cihaz kullanılarak ASTM B312 standardına göre (ASTM, 1996) üç nokta eğme deneyleri ile belirlenmiştir. Eğme deneyi öncesi alüminyum kompozit malzemelerin yüzeyleri, çentik etkisi olmaması için sırasıyla 220 mesh ve 1200 mesh'lik zımparalar ile parlatılmıştır. Deney tatbiki öncesi numune ölçüleri ve mesnetler arası mesafe değerleri, eğme deneyinde kullanılacak çekme cihazına bağlı bilgisayara

girilmiştir. Bilgisayara yüklü program aracılığı ile yukarıdaki denklem kullanılarak numunelerin eğme mukavemet değerleri belirlenmiştir.

Şekil 5.26.a'da eğme deneyi düzeneği, Şekil 5.26.b'de ise eğme deneyi için numunelerin geometrik ölçüleri verilmiştir.

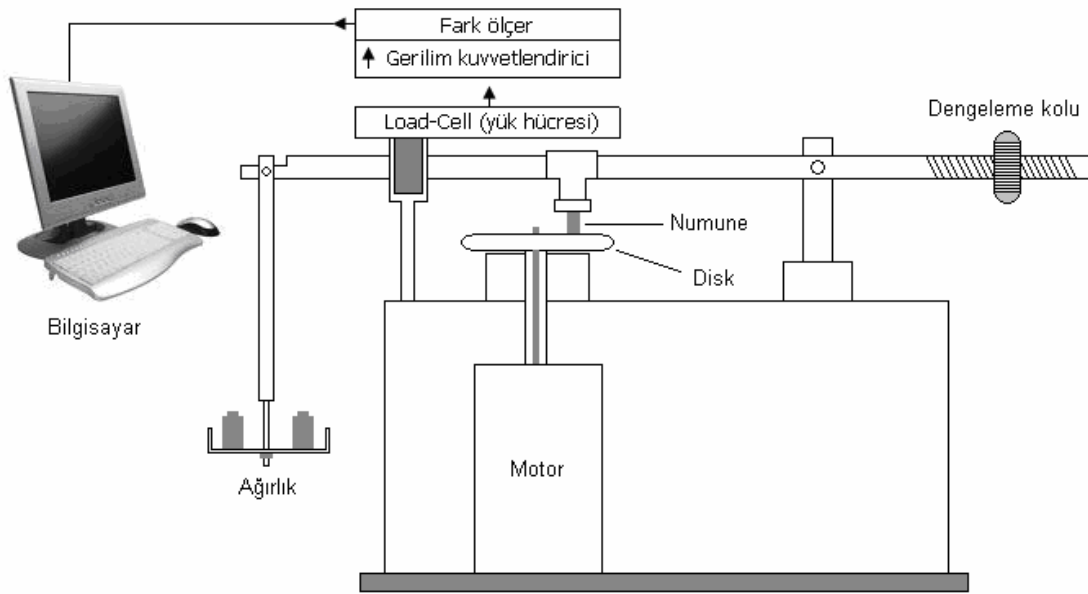


Şekil 5.26. (a) Eğme deneyi düzeneği, (b) eğme deneyi için numune ölçüleri

5.8.7. Aşınma deneyleri

Aşınma deneyleri, Şekil 5.27'de gösterilen DIN 50324 standardına göre (Koç, 2007) dizayn edilmiş pin-on-disk (disk üstünde silindirik numune) prensibine göre çalışan aşınma cihazında yapılmıştır. Bu yöntemde, sabit duran ve yüklemenin üzerinden yapıldığı bir pim ve bunun karşısında dönerik kayan bir disk bulunmaktadır. Bu işlem, birçok hareketli makina elemanı ve yatak uygulamaları ile büyük ölçüde benzeştigiinden tercih edilmiştir. Disk hareketi, dikey olarak yerleştirilen bir doğru

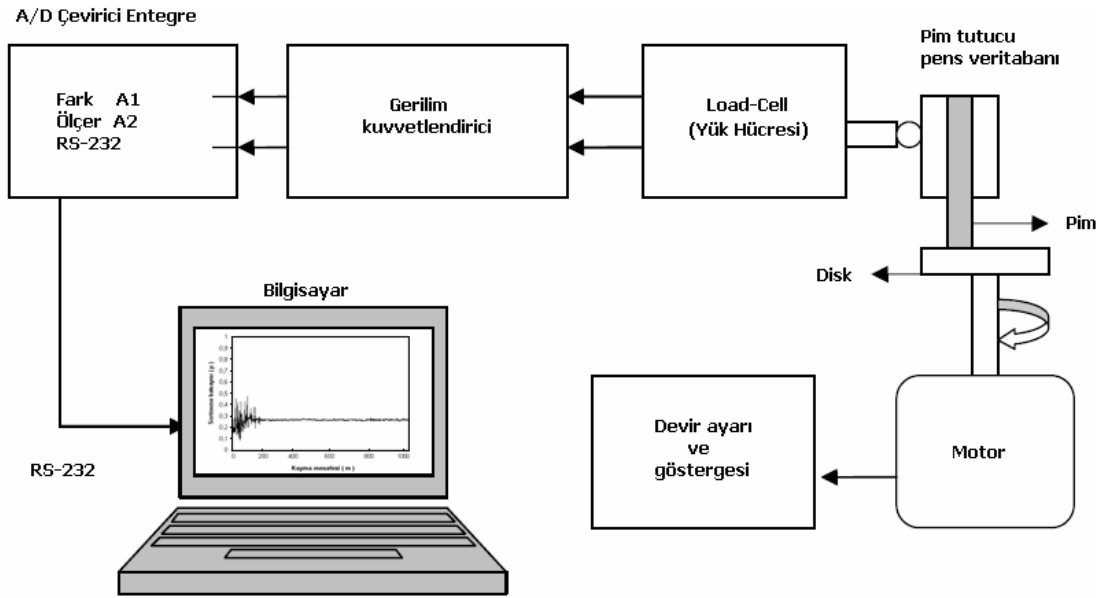
akım motoru ile sağlanmıştır. Motora bağlanan kontrol ünitesi ile disk hızı 0'dan 500 dev/dak'ya kadar ayarlanabilmektedir. Disk tutucu doğrudan motor miline bağlanmıştır. Yüklemeler pim üzerinden ve mekanik olarak yapılmaktadır. Pimin bağlandığı ve yüklemenin üzerinden yapıldığı kol, ölü ağırlığı dengelemek için ortadan hareketli olarak yataklanmıştır. Sürtünmeleri azaltmak ve boşluğu en aza indirmek için, iğneli rulmanlar kullanılmıştır.



Şekil 5.27. Aşınma deneyi mekanizması

Şekil 28'de gösterilen aşınma cihazının devre şeması gösterilmektedir. Devre şemasında düzenekte pim-disk aşınma cihazı, hız göstergesi, yük hücresi, gerilim kuvvetlendirici, analog/dijital(A/D) çevirici entegre, monitör ve kasadan oluşan bilgisayar bağlantısı bulunmaktadır. Aşınma deneylerinde kullanılan çelik diskler aşınma deney cihazına uygun şekilde bağlanarak yüzeyleri asetonla temizlenmiştir. Aseton ile temizleme pim numunelerin alın yüzeyleri için de uygulanmış olup, temizlemenin amacı yüzeylerde gözle görülmeyen toz, yağ, kir ve lekelerinin ortamdaki uzaklaştırılmasını sağlamaktır. Deneyde kullanılacak pim numunelerinin ilk ağırlıkları ve aşınma sonrası ağırlıkları ölçülmüştür. Ölçümler kapalı ortamda yapılmış ve en az üç kez ölçüm alınıp doğruluğu saptanarak kaydedilmiştir. Pim numunelerin pens tertibatlı yuvasına bağlanarak disk ile pim yüzeylerinin birbirine paralel bir şekilde temas etmesi sağlanmıştır. Aşınma cihazı hesaplanan devirde

çalıştırılıp ve pimin bağlı olduğu kol, diskin üzerine yavaşça bırakılmış, sürtünme kuvveti verilerinin gerilim cinsinden alımı için aşınma programı çalıştırılmıştır. Pim numunesinin disk malzemeye temas ettirilmesiyle birlikte pimin bağlı olduğu kol, diskin dönüş yönüne göre hareket etmek istemekte ve bu hareket yük hücreğine iletilmiştir. Yük hücresi bu salınım hareketini bağlı bulunduğu kablolarla önce gerilim kuvvetlendirici cihaza, sonra A/D çevirici entegreye, burada gerilim farkı ölçülerek bilgisayara iletilmiştir.



Şekil 5.28. Aşınma cihazının devre şeması

Deneyler süresince her 2 saniyede bir veri alınmış ve bilgisayara kurulan program (kalibrasyonu ve gerekli ayarları yapılmış) vasıtasıyla gerilim değerleri olarak kayıt edilmiştir. Bilgisayarda elde edilen gerilim değerlerinden sürtünme kuvvetinin belirlenmesi için deneylerden önce bir dinamometre kullanılmış ve bir fonksiyon grafiği çıkartılmıştır. Bu fonksiyon grafiği ile sürtünme kuvveti değerleri bulunmuştur. Sürtünme katsayısı (5.17) nolu formül kullanılarak sonuçlar kaydedilmiştir. Aşınma sırasında kompozit numunelerin sürtünme katsayısı (μ) değerlerinin, sürtünmede oluşan sürtünme kuvvetinin (F_s), uygulanan normal yüke oranına (F_N) göre değişmektedir.

$$\mu = F_s / F_N \quad (5.17)$$

Aşınma deneylerinde, 4140 ıslah çeliği diskler kullanılmıştır. Islah çelikleri, kimyasal bileşimleri özellikle karbon miktarı bakımından, sertleştirilmeye elverişli olan ve ıslah işlemi sonunda belirli bir çekme dayanımında yüksek tokluk özelliği gösteren, alaşımlı ve alaşımsız makine imalat çeliğidir. Yüksek direnç gerektiren makine ve otomotiv parçalarında, aks, dişli ve mil yapımında, fren elemanlarında, iş makinası paletlerinde, yüksek basınca dayanıklı ekipman yapımında kullanılır. Tablo 5.8’de aşınma deneylerinde kullanılan diskin kimyasal bileşimi ve özellikleri verilmiştir.

Tablo 5.8. Diskin kimyasal bileşimi ve özellikleri

Diskin Kimyasal Bileşimi (%)											
C	Mn	Fe	P	S	Si	Cr	Mo	Cu	Ni	W	Al
0,369	0,634	96,91	0,029	0,005	0,257	0,990	0,184	0,451	0,143	0,0028	0,024
Diskin Diğer Özellikleri											
Çap (mm)				Kalınlık (mm)				Sertlik (HRC)			
100				10				56,3			

Aşındırıcı olarak kullanılan disk, 100 mm çapında, 10 mm kalınlığında ve 56,3 HRC sertliğinde 4140 ıslah çeliğidir. 80 ppi takviye elemanı gözenek sıklığına sahip kompozit numunelerin aşınma deneyine başlamadan önce, diskler gibi numuneler hassas olarak işlenmiş ve taşlanmıştır. Daha sonra disk ve 8,8 mm çapına sahip pim numune yüzeyleri birbirine paralel olacak şekilde sisteme yerleştirilmiştir.

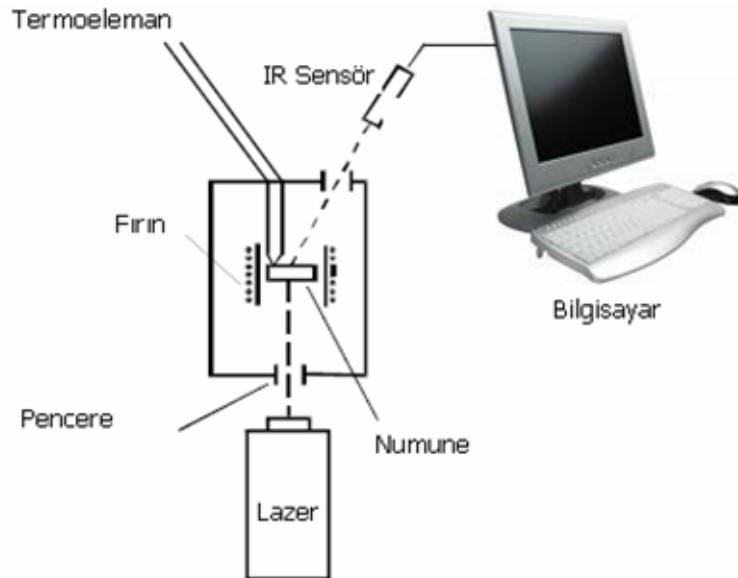
Aşınma deneylerinde 20 N yük ve 1 m/s kayma hızı sabit tutulmuş, numunelerin 0-10 km kayma mesafesinde aşınma kaybı ve sürtünme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Aşınma deneyleri tüm numunelere iki defa uygulanarak ortalama değerler alınmıştır. Aşınma deneylerinde numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları 0,1 mg hassasiyetli ve 220 g kapasiteli PRECISA XB 220A marka yüksek hassasiyetli dijital bir terazide ölçülmüştür.

Aşınma deneyi öncesinde ve sonrasında numunelerin ağırlıkları ölçülmüş ve aşınma sonucunda meydana gelen ağırlık kayıpları denklem (5.18)'den yararlanılarak hesaplanmıştır.

$$\Delta_m = m_1 - m_2 \quad (5.18)$$

5.8.8. Isıl yayınım ve ısı iletkenlik deneyleri

Isıl iletkenlik ve ısı ı yayınım değeri, kompozitlerin ve diğeri malzemelerin çalışma şartlarına bağı olarak sıcaklık karşısında fiziksel özellikleri hakkında bilgi verir. Metal matris kompozitlerin ısı ı yayınım değeri lazer flash yöntemi ile tespit edilebilir. Bu yöntemde malzemenin ön yüzeyine lazer ateşlenirken, arka yüzeyinden çıkan sıcaklık ise kızıl-ötesi dedektör tarafından ölçülür. Bilgisayar programına bağı cihazlarda yapılan bu deneylerde literatür tabanlı analizler ile deneysel eğriler karşılaştırılır. Isıl yayınım değeri, seçilmiş teorik yöntemle bağı olarak bir yayınım değeri elde edilir. Isıl yayınım değeri elde edilmesinde "Radiation-Pulse" yöntemi kullanılmıştır. (Holman, 2002; Korb, 2001). Şekil 5.29'da deneyde kullanılan lazer flash yöntemi ile ısı ı analizinin şematik gösterimi verilmiştir.

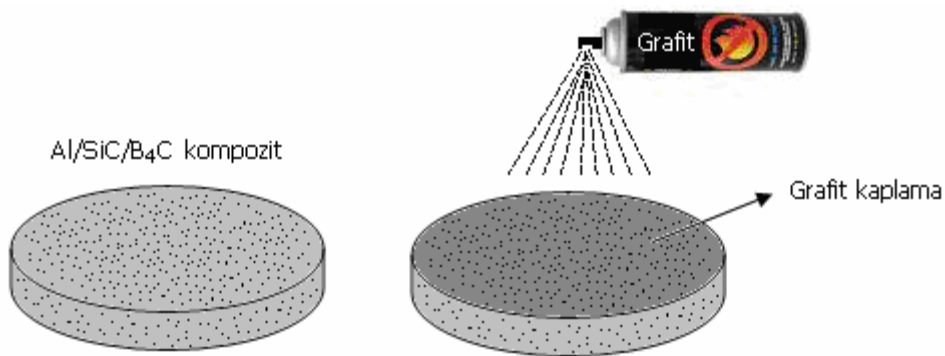


Şekil 5.29. Lazer flash yönteminin şematik gösterimi (Korb, 2001)

Isıl yayılım ve ısı iletkenlik ölçümleri 300 °C kapasiteli termal difüzyon ölçer cihazında yapılmıştır. 25,4 mm çap ve 2 mm yükseklik ölçülerinde, %17 takviye hacim oranına ve 80 ppi gözenek sıklığına sahip Al/SiC/B₄C kompozit numunenin deneyden önce yüzeyleri grafit kaplanmıştır. Daha sonra cihaza yerleştirilen numunenin 50, 100, 150, 200 ve 250 °C’lerde ısı yayılımı ve ısı iletkenlik değerleri tespit edilmiştir. Isıl yayılım ve ısı iletkenlik ölçümlerinin bilgisayara aktarılması ile hesaplamalar bilgisayar tarafından “Radiation-Pulse” modeline göre yapılmıştır. Şekil 5.30.a’da ısı difüzyon ölçer cihazı, Şekil 5.30.b’de ise ısı analiz uygulanan numunenin şematik görüntüsü görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 5.30. (a) Termal difüzyon ölçer cihazı (b) ısı analizi yapılan numune

Isıl iletkenlik değeri “k” harfi ile ifade edilir. Isı miktarı “Q” ile tanımlandığında, malzemenin kalınlığı “L” ve birim zaman “t”, ısı geçişinin olduğu yüzey alanı “A” ve ısı geçişine sebep olan sıcaklık farkı “ΔT” ile ifade edilirse, sürekli rejim şartları altında ve ısı transferi sadece sıcaklık gradyanına bağlı olduğunda denklem (5.19)’daki bağıntı ile ifade edilir. Başka bir yöntem ise malzemelerin ısıl yayınımlı değeri, spesifik sıcaklığı ve yoğunluğu biliniyorsa ısıl iletkenlik hesaplanabilir (Holman, 2002; Korb , 2001).

$$k = \frac{Q}{t} \times \frac{L}{A \times \Delta T} \quad (5.19)$$

Isıl yayınımlı değeri, denklem (5.20)’de görüldüğü gibi hacimsel ısı kapasitesinin ısıl iletkenliğe oranıdır. SI birim sisteminde m²/s ile ifade edilir. Burada; “k” ısıl iletkenlik (SI units: W/(m·K)), “ρ” yoğunluk (kg/m³) ve “c_p” spesifik sıcaklığı (J/(kg·K)) göstermektedir (Holman, 2002).

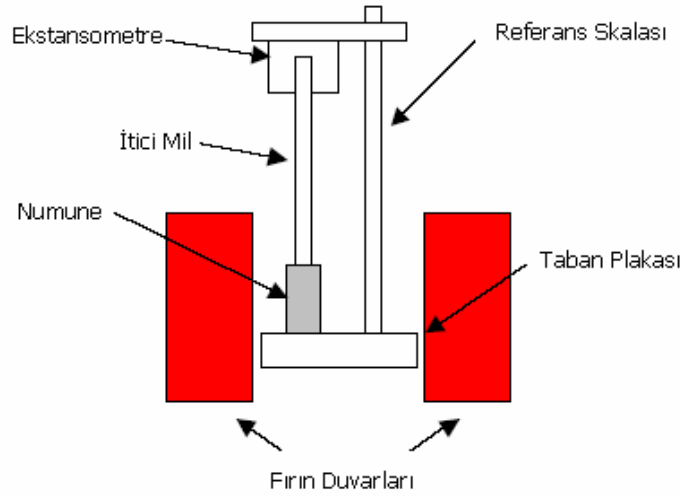
$$\alpha = \frac{k}{\rho c_p} \quad (5.20)$$

5.8.9. Isıl genleşme deneyleri

Malzemelerin % ısıl genleşme ve ısıl genleşme katsayısı değerleri, sıcaklık şartlarına bağlı olarak birkaç yöntem ile ölçülebilir. Bunlardan bir tanesi de dilatometre yöntemidir (Turcotte, 2002). Isıl genleşme deneylerinde kullanılan dilatometre ölçüm tekniği, malzemelerin ısınması sırasında sıcaklığa bağlı olarak boyutsal değişimlerin saptanmasında kullanılan bir çeşit ısıl analiz yöntemidir. İncelenen numunelerde boyutsal değişimin saptanması çeşitli aygıtlarda farklı yöntemlerle yapılmakla beraber prensipte boyutsal değişim elektronik veya optik olarak bir kaydedici ortama iletilir. Bu kaydediciden elde edilen eğriler sıcaklığa göre gerçek boyutsal değişim hesaplanarak bulunur. Bu değişimi gösteren eğrilere dilatasyon eğrileri denir (Turcotte, 2002).

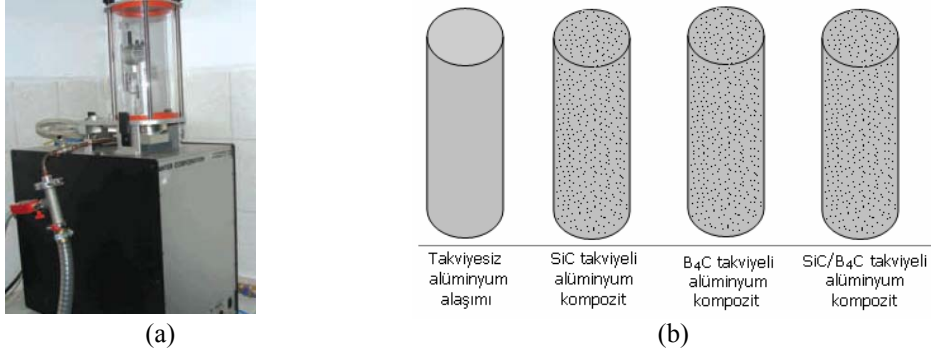
Dilatometreyle ölçüm tekniği, sıcaklığı düzenli bir şekilde artırılan malzemelerin sıcaklığa bağlı olarak boyutsal değişimlerini incelemekte kullanılır. Dilatometre ölçümü ile malzemenin ısıl genleşme katsayısı; hava, inert gaz veya vakum gibi çeşitli şartlar altında, $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'den $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'lere kadar ortalama %3-5 hata oranı ile ölçülebilir (Korb, 2001).

Şekil 5.31'de ısıl genleşme deneyinin şematik gösterimi yani dilatometre sistemi gösterilmiştir.



Şekil 5.31. Isıl genleşme deneyinin şematik gösterimi (Korb, 2001)

Isıl genleşme deneyleri Unitherm marka 1161 V tipi dilatometre cihazında yapılmıştır. Takviyesiz alüminyum matriks alaşımının, takviye gözenek sıklığı 80 ppi olan SiC takviyeli, B₄C takviyeli ve SiC/B₄C takviyeli kompozitlerin $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ çıkış hızında oda sıcaklığından $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar ısıl genleşme ve ısıl genleşme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Numuneler 50 mm boy ve 5 mm çap ölçülerine sahip olarak işlenmiş ve deney tatbik edilmiştir. Şekil 5.32.a'da dilatometre cihazı, Şekil 5.32.b'de ise ısıl genleşme testi uygulanan numunelerin şematik görüntüleri görülmektedir.



Şekil 5.32. (a) Dilatometre (b) ısı genleşme analizi uygulanan numuneler

Malzemelerin ısı genleşme değerleri; boyca genleşme, yüzeyce genleşme ve hacimce genişleme olarak üç şekilde hesaplanabilir. Üretilen kompozitlerin ısı genleşme değerlerinin tespitinde boyca genleşme davranışı incelenmiştir. Isıl genleşme değerlerinin tespitinde kullanılan dilatometre cihazının hesaplama prensibi şu şekilde özetlenebilir, silindirik çubuk şeklindeki numunenin ilk boyu, “ l_0 ” olsun. Bu çubuğu ısıttığımızda boyu uzayarak son boyu “ l ” olur. Boyca uzama miktarı “ Δl ” denklem (5.21) gibi bağıntı kullanılarak hesaplanır. Burada; “ l_0 ” numunenin ilk boyu, “ λ ” numunenin boyca genleşme katsayısı ve “ Δt ” numunenin ısıtılmadan önceki sıcaklığı ile ısıtıldıktan sonraki sıcaklığının farkıdır. Gerekli hesaplamaların ardından dilatometre aracılığı ile ölçülen ısı genleşme değerleri cihaza bağlı bilgisayar yardımı ile grafik haline döndürülmüştür. Isıl genleşme katsayısı bir malzemenin termodinamik özelliğidir. Sıcaklık değişimlerine bağlı olarak malzemenin lineer ölçüleri ile ilişkilidir. Sıcaklık değişimlerinin her bir derecesinde uzunluğun oransal değişimi ile belirlenir. Isıl genleşme katsayısı değeri denklem (5.22) ve (5.23)’den faydalanılarak hesaplanır. Burada; “ α ” ısı genleşme katsayısını, “ l_0 ” ilk boyu, “ l ” son boyu ve “ T ” sıcaklığı ifade eder (Turcotte, 2002).

$$\Delta l = l - l_0 = l_0 \cdot \lambda \cdot \Delta t \quad (5.21)$$

$$\alpha = \frac{1}{L_0} \frac{\partial L}{\partial T} \quad (5.22)$$

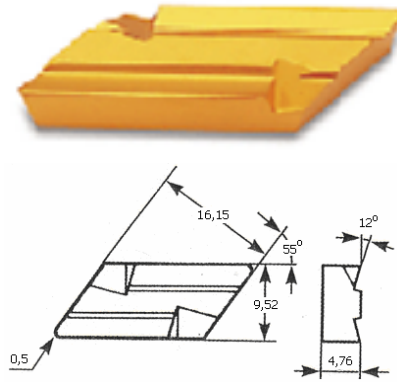
$$dL = L_0 \times (\alpha \times dT) \quad (5.23)$$

5.8.10. İşlenebilirlik testleri ve takım aşınması

Bu aşamada üretilen takviyesiz alüminyum alaşımı ve 45 ppi takviye sıklığına sahip SiC takviyeli alüminyum kompozitin işlenebilirlik davranışı incelenmiştir. İşlenebilirlik testleri Tezsan marka ve SN 50C tip torna tezgahında yapılmıştır. Torna tezgahı veri transfer düzeneği ile bilgisayara bağlanmış ve SAÜ-Makine Eğitimi Bölümü tarafından geliştirilen HT işlenebilirlik yazılım programı kullanılmıştır. Kesici uç olarak Wolframcarb marka KNUX 160405R11 tip, yüzeyi 6 mikron yüksekliğinde karbonitrür (CN) ve titanyum karbür (TiC) kaplı olan baklava modeli tungsten karbür (WC) kullanılmıştır. Şekil 5.33.a'da işlenebilirlik testleri yapılan torna tezgahı, Şekil 5.33.b'de ise kullanılan kesici ucun perspektif görüntüsü ve ölçüleri görülmektedir. Numunelerin yüzeyleri aşırı pürüzlü olduğu için yüzey pürüzlülüğü ölçümleri yapılamamıştır.



(a)

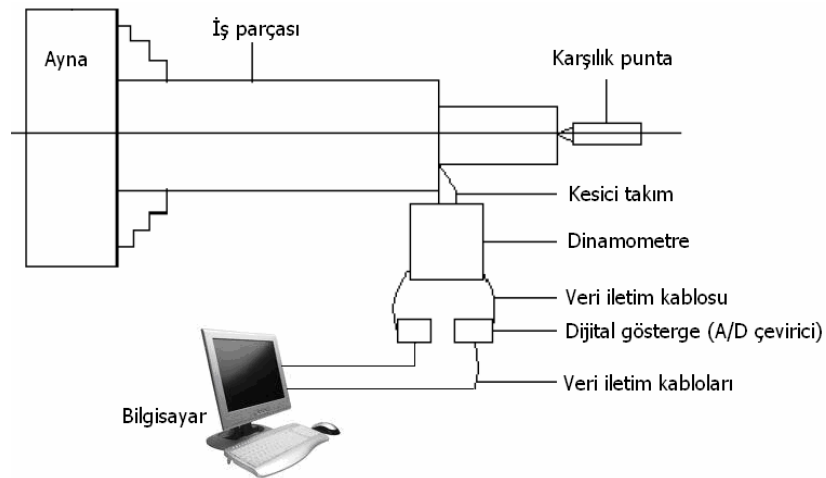


(b)

Şekil 5.33. (a) Torna tezgahı ve dinamometre (b) kullanılan kesici ucun perpektif görüntüsü ve ölçüleri

İşlenebilirlik testlerinde kullanılan tornalama işleminde kesici takım üzerine gelen kesme kuvveti (F_c) ve ilerleme kuvvetini (F_v) ölçmek için kullanılan Dinamometre ve diğer donanımlar Şekil 5.33.a'da görülmektedir. Kesme anında oluşan titreşimleri minimum seviyeye indirmek için civata ve somunla sabitlemeler yapılmıştır. Dinamometrede kesme ve ilerleme kuvvetlerini ölçmek için iki adet basma tipi yük hücresi kullanılmıştır. Kesici takımın bağlandığı katerin arka kısmına hareketli bir mafsal takılarak sürtünmenin en aza indirilmesi sağlanmıştır.

Tornalama işlemi sırasında kesici takım üzerine gelen kesme kuvvetlerinin kayıt altına alınması ve kuvvet değişimlerinin anında görülmesi amacıyla bir bilgisayar ve özel olarak hazırlanmış bir yazılımdan yararlanılmıştır. Dijital göstergeler ile bilgisayar arasında bağlantı yapılarak sinyaller bilgisayara aktarılmış ve oluşturulan yazılımla veriler kayıt altına alınmıştır. Yazılım; kuvvet değişimlerini grafiksel olarak görmek için C # adlı yazılım dilinde hazırlanmıştır. C#; C ve C++ dillerinin evrimleşmiş halidir ve Microsoft tarafından özellikle NET ortamında çalışması için oluşturulmuştur. Yazılım ile kesme kuvveti (F_c) ve ilerleme kuvveti (F_v) grafiksel olarak aynı anda tespit edilmiştir. Hazırlanan yazılımla kilogram olarak gelen kuvvetler Newton'a dönüştürülebilmektedir. Kullanıcı isteklerine bağlı olarak zaman aralıkları, kuvvet dönüşümleri, veri alma sıklığı ve moment hesapları hazırlanan bir arayüzle ayarlanabilmektedir. Ayrıca gelen kuvvetler ayrı ayrı listelenerek dosyalanmaktadır. Deneylere başlamadan önce yük hücreleri ve dinamometre kalibre edilmiştir. Yük hücrelerinin kalibrasyonu için bilinen ağırlıklar metodu kullanılmıştır. Kalibrasyonda kullanılacak ağırlıklar elektronik terazide tartılarak büyüklükleri tespit edilmiştir. Dengeli bir şekilde yük hücrelerinin üzerlerine yerleştirilen bu ağırlıklar ile yük hücrelerinin okuduğu değerler mukayese edilerek göstergeler üzerinden kalibrasyonları yapılmıştır. Çeviricilerin ayarları, firmadan temin edilen katalog yardımıyla yapılmış ve okuma hassasiyeti artırılmıştır. Şekil 5.34'de işlenebilirlik testi sistem donanımının şematik görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.34. İşlenebilirlik testi sistem donanımı

İşleme öncesi 37 mm çap ve 60 mm uzunluğundaki numunelerin çapı 35 mm'ye getirilmiştir. Daha sonra torna tezgahına bağlanan numune 25 mm işleme boyu, 0,08 mm ilerleme hızı ve 0,5 mm paso değerleri sabit tutularak işlenmiştir. İşlemede devir değeri olarak 180, 250, 355, 500, 710 ve 1000 dev/dak kullanılmış, her devir için ayrı test yapılmıştır. Her bir test için yeni bir kesici uç torna tezgahına bağlanmıştır.

Tablo 5.9'da işleme testi deney parametreleri görülmektedir. İşlenebilirlik testlerine eş zamanlı olarak işleme esnasında oluşan kesme kuvveti değerleri bilgisayara aktarılmıştır. Her bir test sonrası kullanılan kesici ucun aşınması 0,001 hassasiyet ile Nikon marka SMZ 800 tip stereo mikroskopunda ölçülmüştür.

Tablo 5.9. İşlenebilirlik testi parametreleri

Parametre	Değer	Birim
Devir	180, 250, 355, 500, 710, 1000	dev/dk
Numune toplam boy	60	mm
İşlenecek numune boyu	25	mm
Numune ilk çap	35	mm
İlerleme hızı	0,08	mm/sn
Paso	0,5	mm

Kesme hızının hesaplanmasında denklem (5.24) kullanılmıştır. Burada; “V” kesme hızı (m/dak), “d” numune çapı ve “n” devir sayısını (dev/dak) temsil etmektedir.

$$V = (\pi \cdot d \cdot n) / 1000 \quad (5.24)$$

5.9. Mikroyapı İncelemeleri

5.9.1. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile mikroyapı incelemelerinde topografik, kompozisyon ve gölgeleme görüntüleme sistemine sahip ve 8X ile 300.000X arası 146 adımlı büyütme yapabilen JEOL JSM marka 6060LV tip cihaz kullanılmıştır.

EDS analizleri ise, 10 mm² aktif kristal yüzeyli, C (6) elementi dahil U (92) elementine kadar olan elementlerin analizlerini yapabilen IXRF systems Inc. 500 Processing cihazında yapılmıştır.

Seramik preform numunelerin yüzeylerinin incelenmesinde Agar Sputter Coater marka altın kaplama cihazında 0,08 bar basınç altında 200 A'lık altın tabakası ile kaplanmış ve iletkenliği sağlanan yüzeyler altın kaplandıktan sonra SEM incelemeleri yapılmıştır. Alüminyum kompozit malzemelerin kırılmış ve parlatılmış yüzeylerinin SEM incelemelerinde matriks iletken olduğu için herhangi bir kaplama uygulanmamıştır.

5.9.2. Enerji dağılımlı spektrometre (EDS) analizi

Enerji dağılımlı spektrometre cihazında kullanılan tozların, üretilen seramik preformların ve alüminyum kompozitlerin elementel analizi yapılmıştır. Bileşik haldeki yapıların elementleri ve pik şiddetleri tespit edilmiştir.

5.9.3. Optik mikroskop incelemeleri

Deneysel çalışmalarda üretilen kompozitlerin optik mikroskop incelemeleri, yüksek çalışma mesafesi ile 50 kereden 1000 kereye kadar kuru objektif ile büyütme, 22 mm geniş görüş alanı, ince odaklamada, 0,1mm ile 1µm hassasiyet özelliklerine sahip Nikon marka Eclipse L 150 A tip mikroskopda gerçekleştirilmiştir. Üretilen seramik preformların gözenek boyutları, nikel ve bakır kaplama kalınlıkları ile kompozitlerin makro ve mikroyapı incelenmiştir.

5.9.4. Stereo mikroskop incelemeleri

Stereo mikroskop incelemeleri, çeşitli aydınlatma ve flaryo seçeneği, 63 kereye kadar (1X - 6.3 X) büyütme opsiyonu ve kamera takılabilirlik özelliklerine sahip Nikon marka SMZ 800 tip cihazda yapılmıştır. Şablon olarak kullanılan polyester

süngerlerin gözenek morfolojileri ile üretilen seramik preformların gözenek dağılımları bu mikroskopta incelenmiştir.

5.10. X-Işınlari Difraksiyon Analizi

Kullanılan seramik partiküller ve üretilen kompozitlere ait fazların belirlenmesi için Rigaku marka XRD D/MAX/2200/PC tip cihaz kullanılarak X-ışınları analizleri yapılmıştır. Bu cihaz, 200 VAC, 3-faz, 50/60 Hz güç kapasitesine ve Cu kaynaklı X ışını tüpü ve tüpün ani sıcaklık değişimlerini kontrol eden su soğutucusuna (Thermo NESLAB marka M 100 tip) sahiptir. Cihazda monokromatize x-ışını elde edilmesini sağlayan grafit monokromatör kullanılmaktadır. X-ışını toz difraktometre dedektörünün 0-20 ve 20-0 taramaları sonucu kırınım deseni elde edilmektedir. Maddenin X-ışını kırınım deseni verilerinin Jade 7 yazılım programında bulunan, PDF kart numaralarına sahip yaklaşık 120.000 civarında madde ile karşılaştırılması sonucu mineral analizleri gerçekleştirilmiştir. XRD incelemelerine ait analiz kartları Ek'ler bölümünde verilmiştir.

BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Giriş

Bu çalışmada AlSi10Mg (Etial 171) alüminyum döküm alaşımı, SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramik partiküller ile takviye edilerek metal matriks kompozit malzemeler üretilmiştir. Kompozit üretimi öncesinde, replika (kopyalama) yöntemi kullanılarak SiC, B₄C ve SiC/B₄C gözenekli seramik preform takviye yapıları üretilmiştir.

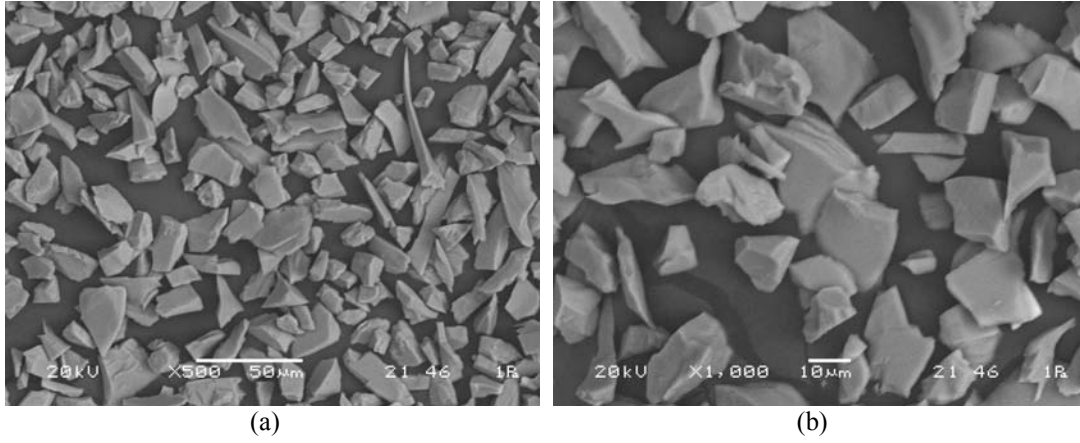
Kompozitlerin üretilmesinde basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanılmış ve üretilen seramik preformlara sıvı AlSi10Mg matriks alaşımı infiltre edilmiştir. İnfiltrasyon uygulamasında sıvı alüminyum ve takviye elamanı arasındaki ıslatabilirliği ve arayüzey bağ mukavemetini artırmak için SiC seramik preformlar akımsız kaplama prosesi ile nikel ve bakır kaplanmıştır.

Bu bölümde seramik preformların üretilmesinde optimizasyon sonuçları ve ideal üretim şartları detaylandırılmıştır. Üretilen kompozit malzemelerin çekme, eğme ve sertlik deneyleri ile mekanik özellikleri, ısıl yayılım, ısıl iletkenlik ve ısıl genleşme deneyleri ile ısıl özellikleri, aşınma deneyleri ile tribolojik özellikleri tespit edilmiştir. İşlenebilirlik testi ile kompozit malzemelerin işlenebilirlik performansı incelenmiştir. Üretilen seramik preformların ve kompozitlerin optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopunda (SEM) mikroyapıları incelenmiştir. Ayrıca kompozitlerin EDS ve XRD analizleri yapılmıştır.

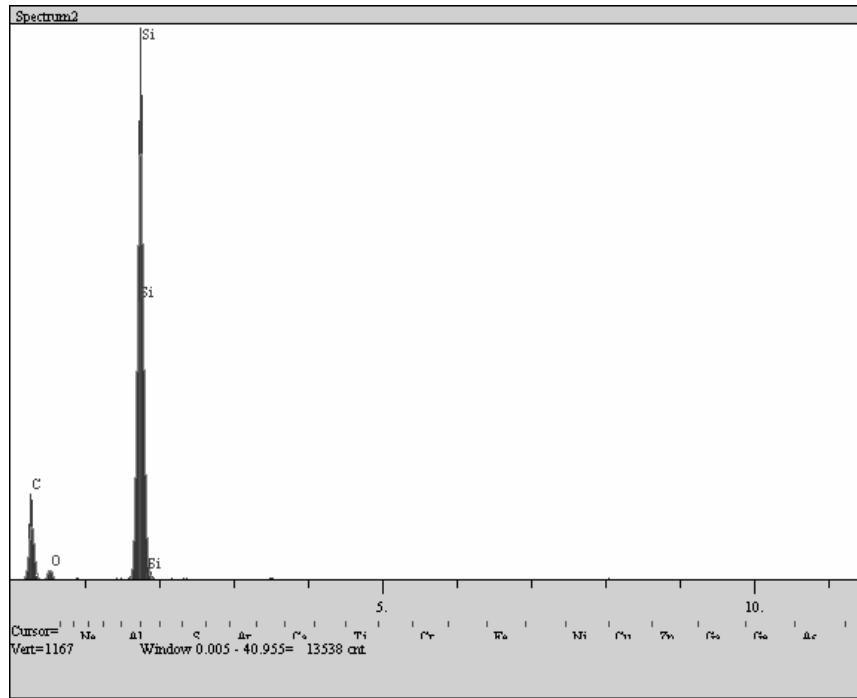
Kompozit malzemeler ve gözenekli seramik preformlarla ilgili elde edilen tüm sonuçlar gerek kendi aralarında gerekse de literatürdeki çalışmalar ile karşılaştırılmış, uyum ve uyumsuzluk durumları sebepleri ile açıklanmıştır.

6.2. SiC, B₄C ve Bentonit Partiküllerin Görüntü Analizi

Şekil 6.1.a ve b'de SiC partiküllerin keskin köşeli yapısının açıkça görüldüğü mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Burada SiC partiküllerin EDS analizi ise Şekil 6.2'de verilmiştir. Burada SiC'ün ihtiva ettiği Si ve C pikleri açıkça görülmektedir. O piki ise SiC partikül yüzeylerin oksitlenmesinden kaynaklanmaktadır.

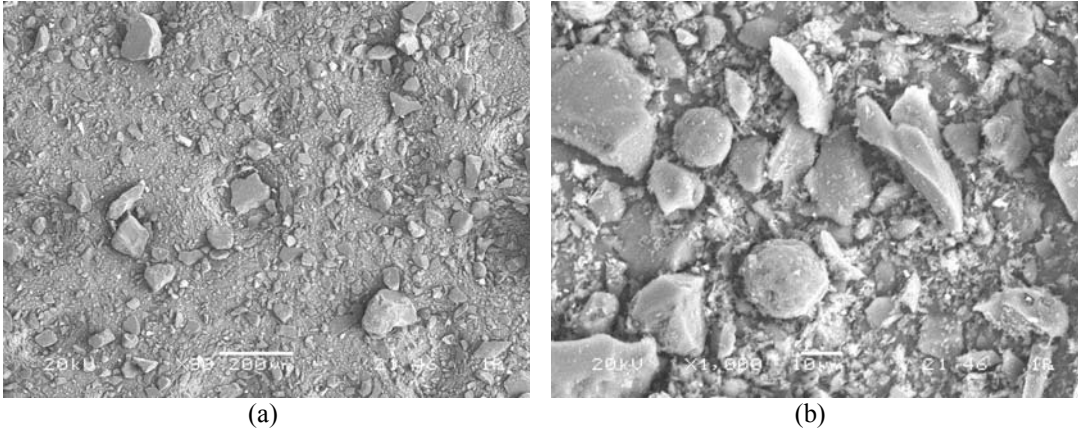


Şekil 6.1. SiC partiküllerin mikroyapı görüntüleri

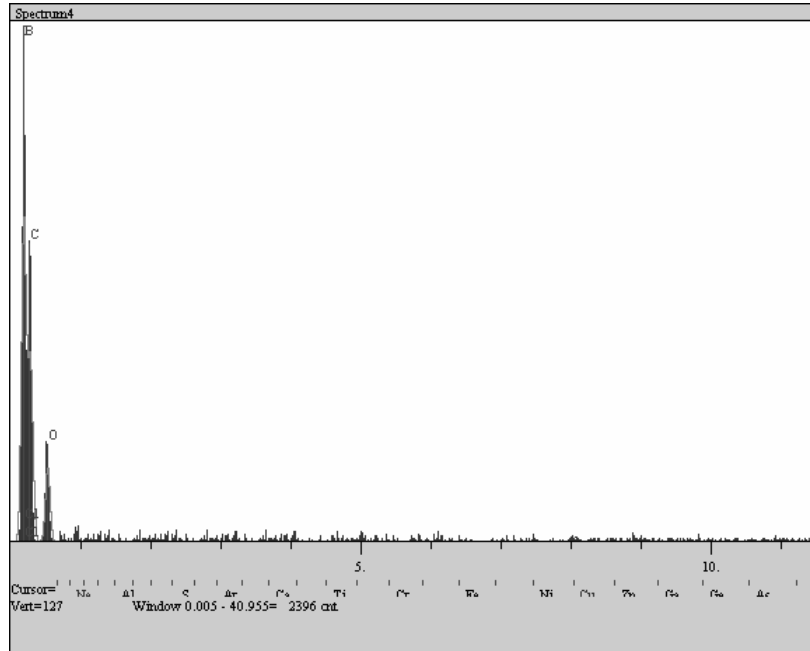


Şekil 6.2. SiC partiküllerinin SEM EDS analizi

Şekil 6.3.a ve b’de B_4C partiküllerin mikroyapı görüntüleri görülmektedir. Burada B_4C yapısının bir kısmının oval ve bir kısmının ise keskin köşeli partiküllerden oluştuğu tespit edilmiştir. B_4C partiküllerin EDS analizi ise Şekil 6.4’de verilmiştir. Burada B_4C ’ün ihtiva ettiği B ve C pikleri atom numaralarının düşük olmasına rağmen gözlenmiştir. O piki ise bor karbür yüzeyindeki ince oksit tabakasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

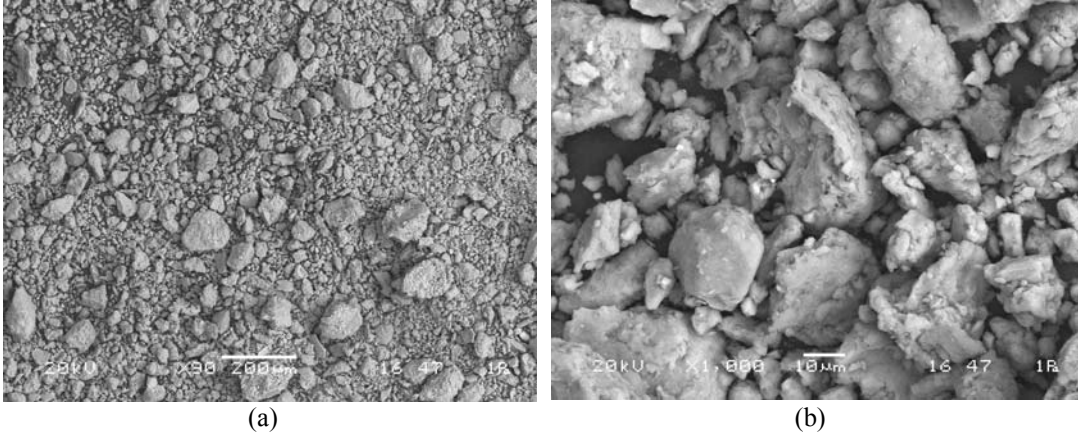


Şekil 6.3. B_4C partiküllerin mikroyapı görüntüleri

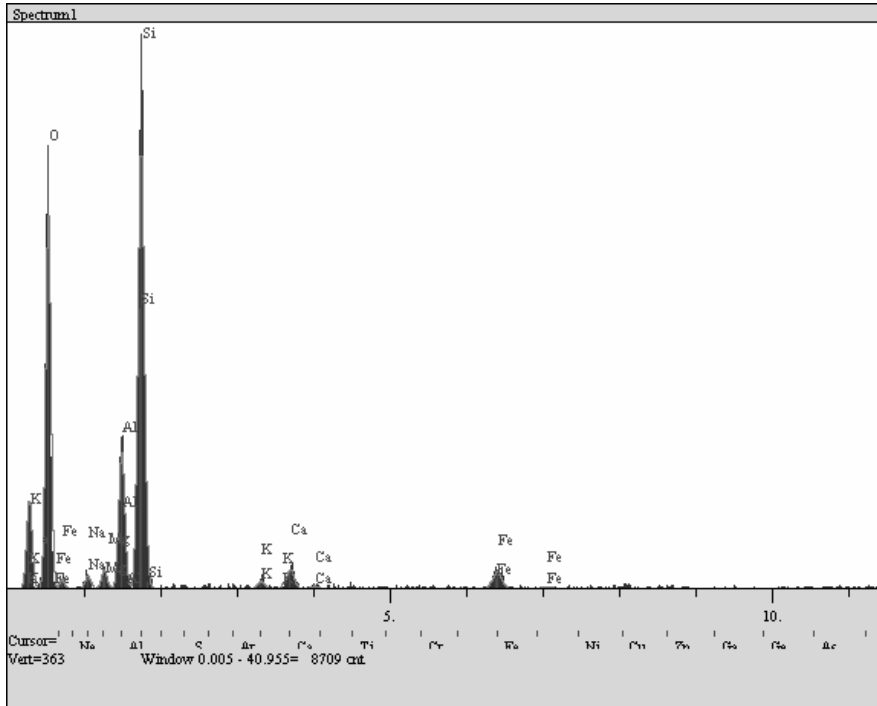


Şekil 6.4. B_4C partiküllerinin SEM EDS analizi.

Şekil 6.5.a ve b'de bentonit partiküllerinin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Bentonit partikül yapısının oval olduğu tespit gözlenmiştir. Bentonit partiküllerinin EDS analizi ise Şekil 6.6'da verilmiştir. Bentonitin ihtiva ettiği Si, Al, O, Ca, Na, K ve Fe pikleri açıkça görülmektedir. Bentonitin kimyasal bileşim değerleri Bölüm 5.3.2'de verilmişti.

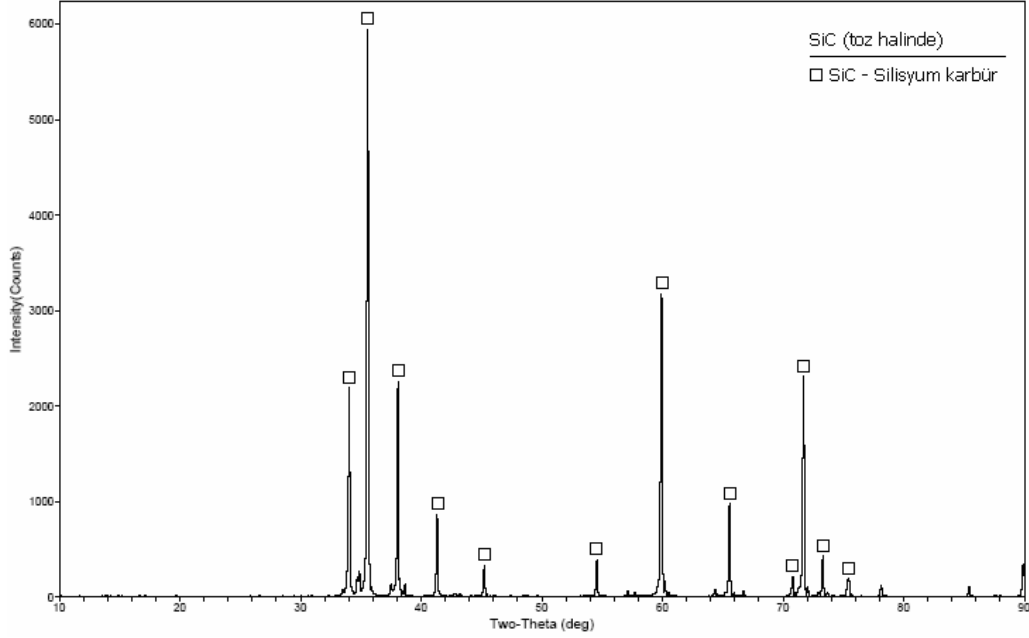


Şekil 6.5. Bentonit partiküllerin mikroyapı görüntüleri

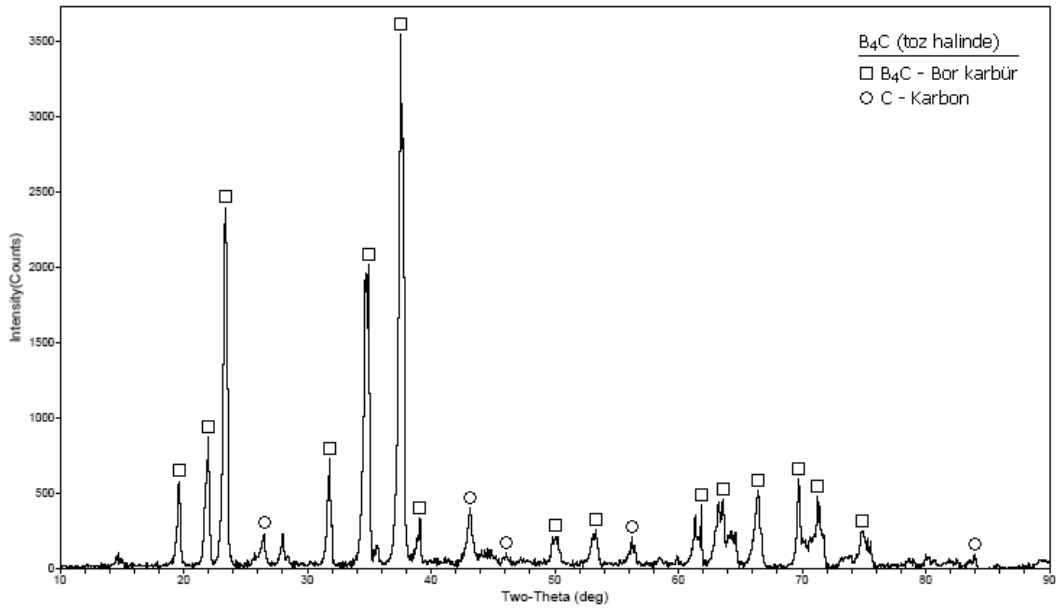


Şekil 6.6. Bentonit partiküllerinin SEM EDS analizi

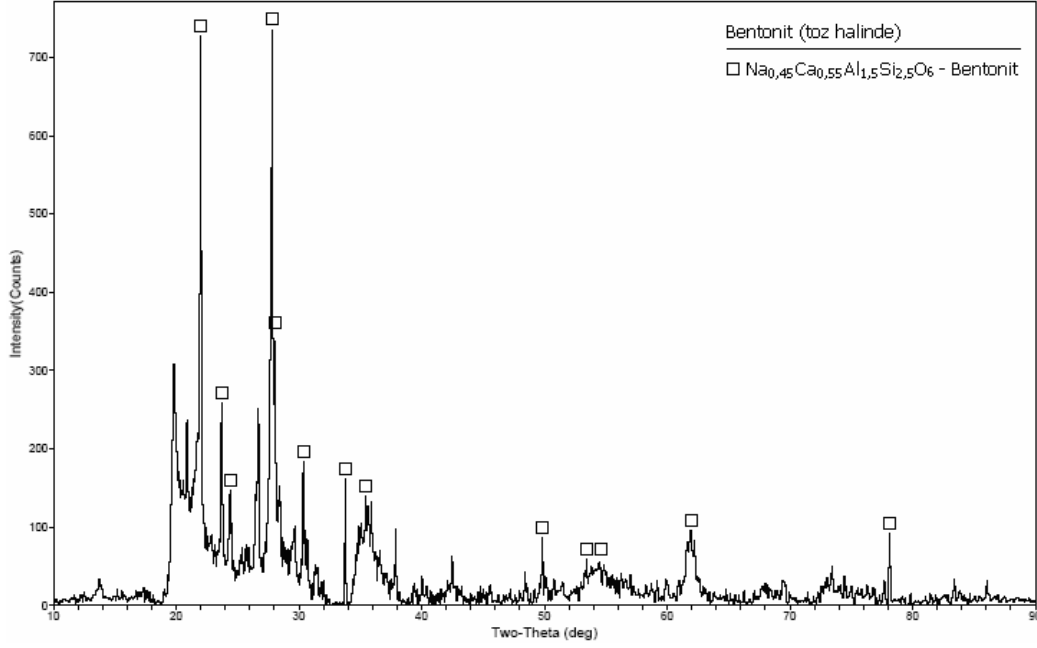
Şekil 6.7’de SiC partiküllerin, Şekil 6.8’de B₄C partiküllerin, Şekil 6.9’da ise bentonit partiküllerin XRD (x-ışınları difraksiyon analizi) grafikleri verilmiştir.



Şekil 6.7. SiC partiküllerin x-ışınları difraksiyon analizi.



Şekil 6.8. B₄C partiküllerin x-ışınları difraksiyon analizi.



Şekil 6.9. Bentonit partiküllerin x-ışınları difraksiyon analizi

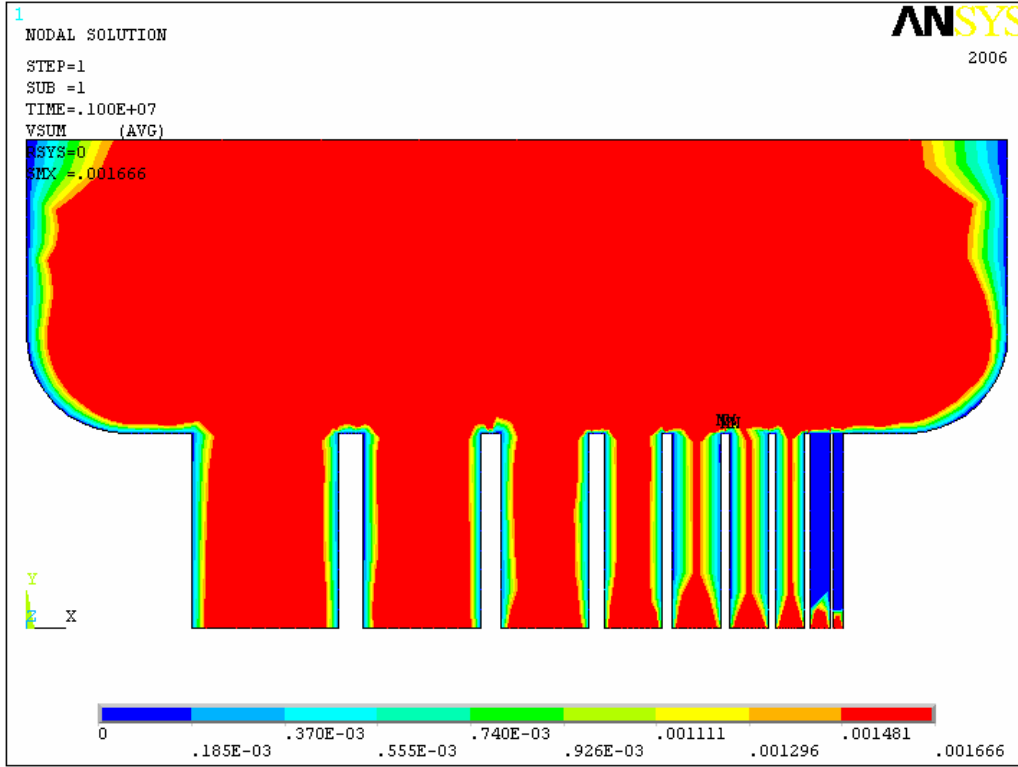
6.3. Seramik Preform Üretimi Optimizasyon Sonuçları

Bu aşamada SiC, B₄C ve SiC/B₄C olmak üzere üç farklı tip seramik preformun infiltrasyon uygulaması öncesi en ideal şekilde üretilmesi ile ilgili optimizasyon sonuçları verilmiştir.

6.3.1. Optimum gözenek çapının modelleme ile belirlenmesi

ANSYS Flotran programına sıvı alüminyumun ve seramik preformun özellikleri ile sonlu elemanlar modeli oluşturulduktan sonra sıvı akışkan analizi yapılmıştır. Şekil 6.10'da model ve gözenekler boyunca sıvı akış hızı ve dağılımı gösterilmektedir. Buradaki akışkan analizi tek faz yani sıvı fazda gerçekleşmiştir. Alüminyum sıvının farklı gözenek boyutlarından geçebilirlik performansı ve ideal gözenek boyutunun belirlenmesi amaçlanmıştır. Akışkan analizi sonucunda en sağda bulunan 10 ve 20 µm çapındaki dar gözeneklerden alüminyum akışı gerçekleşmemiş olup tıkanma gözlenmiştir. 30, 40 ve 50 µm çaplı gözeneklerden ise kısmi akış gerçekleşmiştir. 60, 90, 120 ve 150 µm çaplı gözeneklerden sıvı akışı sağlanmış, infiltrasyonun başarıyla olabileceği kanısına varılmıştır. Dolayısıyla 60 µm ve üstü gözeneklere sahip

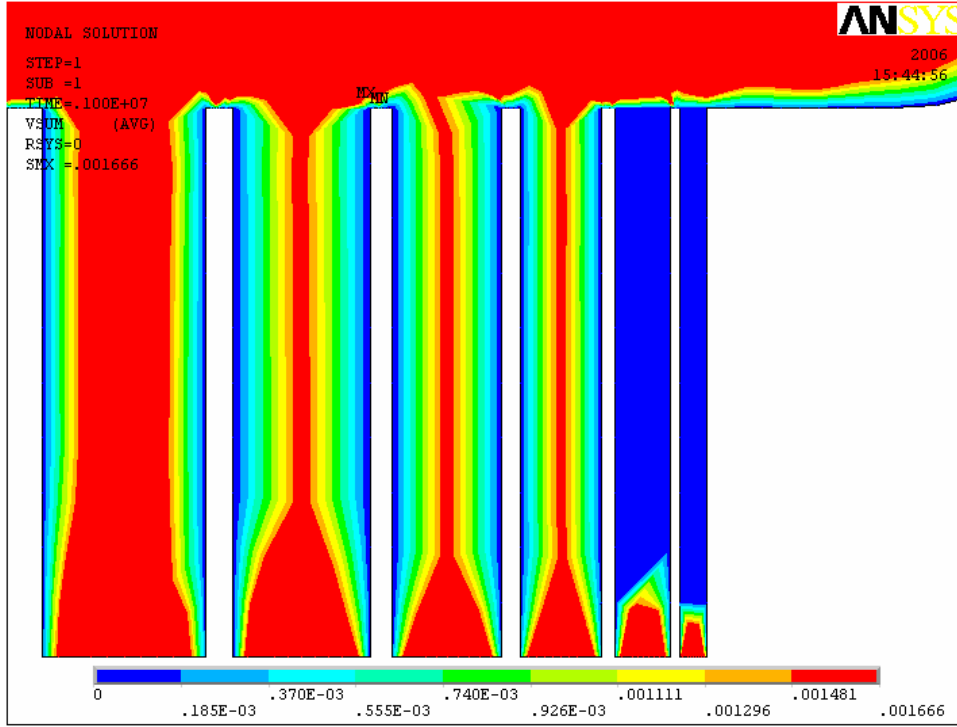
preformların infiltrasyonun tam başarılı olacağı, 30 μm ile 60 μm arasında ise kısmi başarılı olacağı düşünülmektedir. Takviye elemanı gözenek çapı küçük çaplarda isteniyorsa gözenekli seramik preform içerisinde gözenek çapı minimum 30 μm olmalıdır. Bu değer altındaki gözenek çap ölçülerinde infiltrasyonun başarısız olması muhtemeldir.



Şekil 6.10. Gözenekler boyunca sıvı alüminyum akış performansı

Şekil 6.11'de sıvının akmakta zorlandığı ve tıkanıdığı preform gözenekleri gösterilmektedir. 10 ve 20 μm gözenek boyutuna sahip sağdaki ilk iki gözenekten alüminyum infiltre edilememiştir. 10 ve 20 μm gözenek boyutlarında alüminyum akışı hiç yoktur ve infiltrasyon başarısız olacağı tahmin edilmektedir. Sıvı alüminyum 30, 40 ve 50 μm çaplı gözeneklerden (sırasıyla sağdan 3., 4. ve 5. gözenek) kısmi olarak akabilmiştir. Orta bölgelerde alüminyum maksimum akış hızı seviyesine çıksa da sıvı alüminyum gözeneği istenilen oranda dolduramamıştır. Burada asıl olan ideal gözenek çapı için sıvının gözenek boyunca akabilmesi

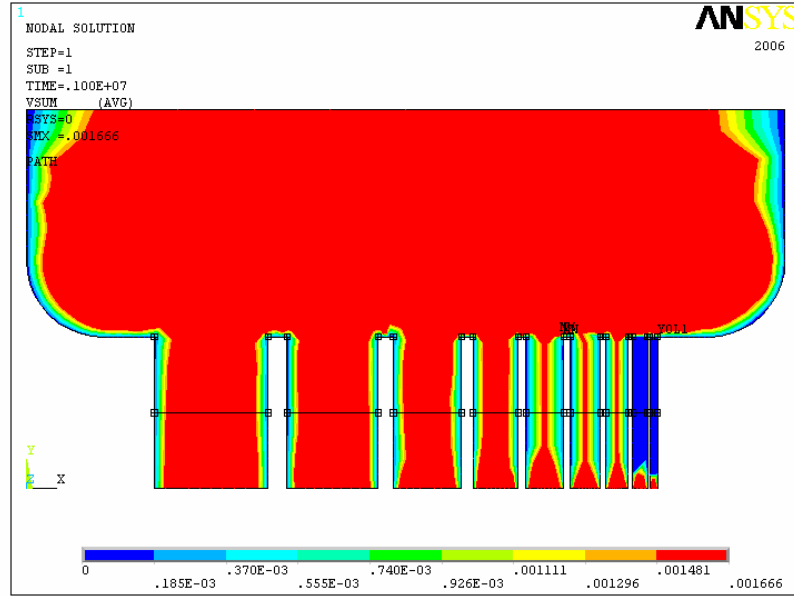
gerekmektedir. Dolayısıyla sıvı 30, 40 ve 50 μm çaplı gözeneklerden yeterli oranda akamadığı için infiltrasyon uygulaması kısmen gerçekleştirilebilir.



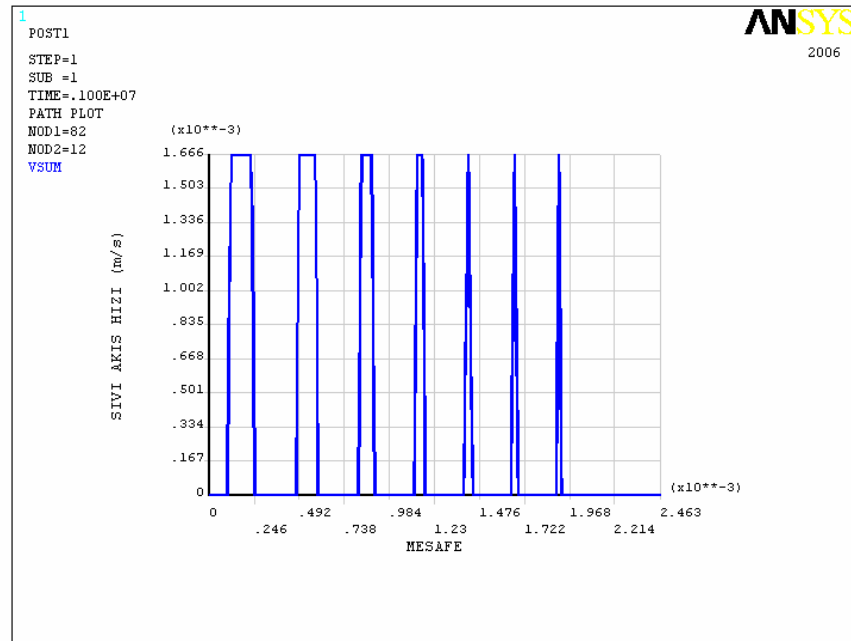
Şekil 6.11. Sıvı alüminyumun akmakta zorlandığı gözenek kanalları

Şekil 6.12’de görüldüğü gibi tüm gözeneklerin orta bölgesinden geçecek şekilde düğümler aracılığıyla bir yol çizilmiştir. Buradaki “YOL1” diye gösterilen hat 150 μm olan en büyük gözenekten başlayıp “U” lar çizerek en küçük gözenek olan 10 μm ’ye kadar devam etmiştir. YOL1 boyunca toplam 9 adet gözenek vardır. Şekil 6.13’de düğümler aracılığıyla belirlenen hat boyunca sıvı akış grafiği verilmiştir. Grafiğe bakıldığında toplam 9 adet gözenek olmasına rağmen 7 adet pik görülmektedir. Bunun sebebi, sıvı alüminyum akış hızı 10 ve 20 μm ’de “0” olduğu için pik vermemiştir. Yani, sıvı alüminyum akışı 10 ve 20 μm ’de gerçekleşmemiştir. Grafikte soldaki 4 pik, 150, 120, 90 ve 60 μm sıvı akış piklerini göstermektedir. Bu piklerin maksimum sıvı alüminyum akış hızlarında gözenek boyunca sabit olduğu gözlenmektedir. Yani bu gözeneklerin orta bölgesinde yüksek oranda bir genişlikte sıvı alüminyum akışı maksimumdur. Bu gözeneklerden sıvı alüminyum akış performansı yeterli seviyededir. Ardından 50, 30 ve 20 mikron çaplarından 3 adet

sivri pik vermiştir. Burada maksimum sıvı alüminyum akışının sadece gözeneğin ortasında olduğu görülmektedir. Bu piklerde hızlar seramik preform duvarlara yaklaştıkça kademeli olarak değişmektedir.



Şekil 6.12. Gözeneklerin orta bölgesindeki sıvı alüminyum akış hızı grafiği için yol belirlenmesi



Şekil 6.13. Gözeneklerin orta bölgesindeki sıvı alüminyum akış hızı grafiği

Sonuç olarak modelleme ve analiz sonuçları değerlendirildiğinde; 10 ve 20 μm çapındaki dar gözeneklerden sıvı alüminyum akışı gerçekleşmemiş olup tıkanma gözlenmiştir. 30, 40 ve 50 μm çaplı gözeneklerden ise kısmi akış gerçekleşmiştir. 60, 90, 120 ve 150 μm çaplı gözeneklerden tam sıvı alüminyum akışı sağlanmış, infiltrasyonun başarıyla olabileceği düşünülmektedir. Modelleme çalışmaları sonucunda sıvı alüminyum için ideal gözenek boyutunun 60 μm ve minimum gözenek boyutunun 30 μm olarak tespit edilmiştir. Alüminyum sıvınının tam akabileceği en ideal gözenek boyutunun 60 μm olduğu tespit edilmiştir. 60 μm gözenek boyutlu SiC preform yapısına sıvı alüminyum emdirilerek infiltrasyon yapılabileceği belirlenmiştir. Seramik preformlarının gözeneklerinin iki kategoride değerlendirilebilir. Bunlar; ana gözenekler ve bu gözenekleri birbirine bağlayan tali gözeneklerdir. Dolayısıyla üretilen preformların ana gözeneklerinin 60 μm 'dan, tali gözeneklerinde 30 μm 'den küçük olmaması hedeflenmiştir. Bu modelleme ve analiz sonuçları seramik preform üretim çalışmalarına geçmeden önce bize fikir vermiştir. İnfiltrasyon uygulamasında sıvı alüminyumun gözenekli seramik preform gözeneklerinden geçişi ile ilgili tahminler edinilmiştir. Elde edilen genel sonuç ise belirlediğimiz şartlar çerçevesinde sıvı alüminyumun 30 μm altı gözeneklerden infiltre edilmesinde sorunlar yaşanacağı, üreteceğimiz seramik preformların makro gözenek çaplarının 60 μm ve üstü olması gerektiği sonucuna varılmıştır.

6.3.2. Seramik çamurun viskozite ölçümü sonuçları

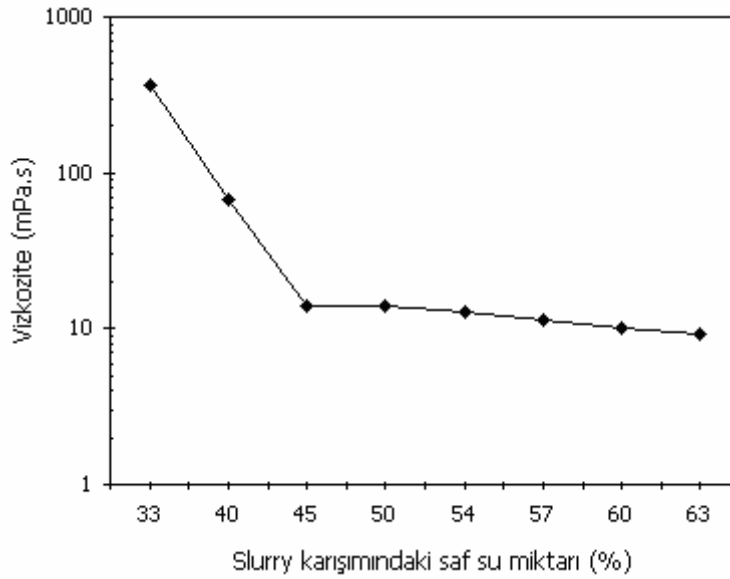
Seramik preformların üretimi için önce seramik çamur hazırlanmıştır. Seramik partikül, bentonit ile saf sudan oluşan ve farklı saf su oranlarına sahip seramik çamurların polyeştere emdirilme davranışını incelemek amacı ile seramik çamurların vizkozite değerleri tespit edilmiştir. Bunun için % 33, 40, 45, 50, 54, 57, 60 ve 63 saf su oranlarına sahip seramik çamurlar hazırlanmış ve seramik çamurlara vizkozite deneyi yapılmıştır.

Tablo 6.1'de % saf su miktarına bağlı olarak hazırlanan seramik çamurların vizkozite değerleri verilmiştir.

Tablo 6.1. Seramik çamurlarının vizkozite deney sonuçları

Sıcaklık (°C)	Seramik çamurundaki saf su miktarı (%)	Vizkozite (mPa.s)
20 °C	33	370,00
20 °C	40	67,54
20 °C	45	14,20
20 °C	50	13,90
20 °C	54	12,85
20 °C	57	11,43
20 °C	60	10,25
20 °C	63	9,11

Şekil 6.14’de katılan saf su miktarına bağlı olarak seramik çamurunun vizkozite değerinin değişimi görülmektedir. % 33 oranında saf su katılarak oluşturulan seramik çamurun vizkozite değeri 370 mPa.s olarak bulunmuş, bu çamur birbirini bir arada tutan ve akmayan bir davranış göstermiştir.



Şekil 6.14. Katılan % saf su miktarına bağlı seramik çamurun vizkozite değişimi.

370 mPa.s vizkozite değerine sahip seramik çamurun polyestere tatbikinde emdirme işlemi başarısız olmuştur. % 40 oranında saf su katılarak oluşturulan seramik çamurun vizkozite değeri ise 67,54 mPa.s olarak bulunmuş, bu çamur ise düşük akıcılığa sahip bir davranış göstermiştir. % 45 ile 63 arasındaki oranlarda saf su katılarak oluşturulan seramik çamurun vizkozite değerleri 14,20 mPa.s ve 9,11 mPa.s arasında kademeli olarak düşmektedir. Bu değerlerdeki seramik çamurlar gözle

görülen bir akıcılığa sahip olduğu tespit edilmiştir. Vizkozite değeri tespit edilen seramik çamurların polyestere emdirilmesi uygulamasında % 45 oranına saf su katılarak oluşturulan seramik çamurun polyester tarafından tamamen emildiği görülmüştür. % 50 ile 63 arasındaki oranlarda saf su katılarak oluşturulan seramik çamurların polyestere emdirilmesinde seramik çamur içerisindeki saf su kısmi olarak yapıdan dışarı akmaktadır.

Eğer bir maddenin vizkozite değeri (mPa.s) yüksek ise akmaya karşı direnç gösteriyor ve akıcılığı düşük demektir. Saf suyun oda sıcaklığında (20 °C) vizkozite değeri 1,0020 mPa.s'dir. % 45 oranında saf suya sahip seramik çamurun vizkozite değeri (14,20 mPa.s) ile saf suyun vizkozite değeri (1,0020 mPa.s) karşılaştırıldığında seramik çamur içerisindeki seramik ve bentonit partiküllerinin çamurun vizkozite değerini artırdığı ve akıcılığını düşürdüğü görülmektedir. Sonuçlar değerlendirildiğinde deneyde kullanılan seramik çamurdaki ideal saf su oranının % 45 olduğu tespit edilmiştir.

6.3.3. SiC preform üretiminin optimizasyonu

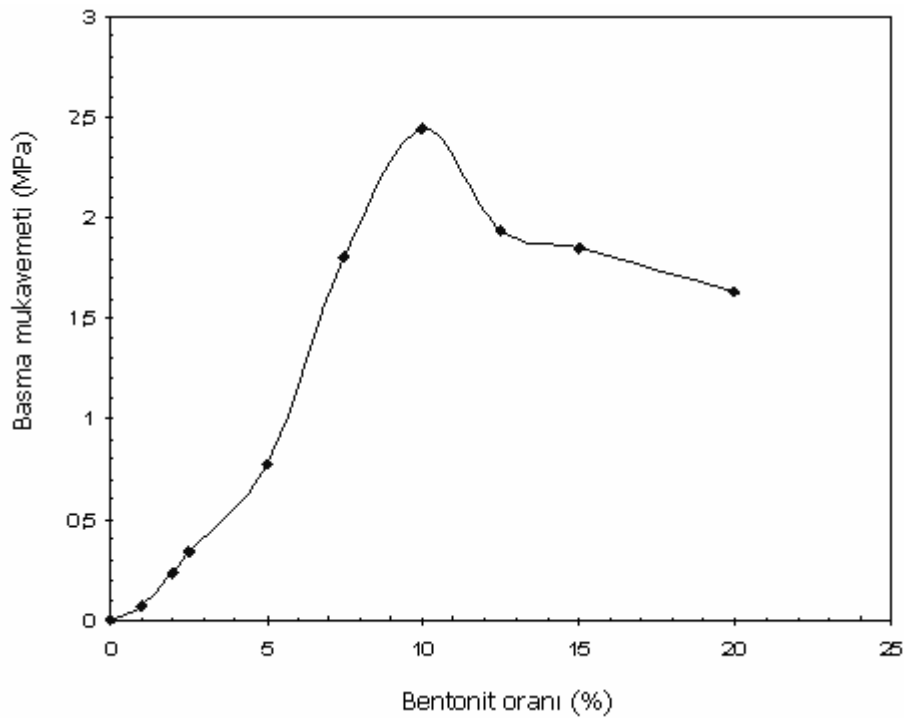
Gözenekli SiC seramik preformlara, optimum bağlayıcı (bentonit) oranı ve optimum pişirme/sinterleme sıcaklığının belirlenmesi için basma deneyleri yapılmıştır. Preformların üretilmesi aşamasında SiC partiküllerin içerisine %1-20 arasında çeşitli oranlarda bentonit (bağlayıcı) katılmıştır.

Tablo 6.2'de SiC preformların basma mukavemetine bentonit oranının etkisi görülmektedir. SiC'e katılan bentonit oranı değiştikçe preformun basma mukavemet değerlerinde değişimler görülmektedir. Preformların gözeneklilik miktarı %83 oranındadır. Başka bir ifade ile, üretilen preformlara alüminyum tam infiltre edilmesi durumunda takviye hacim oranı %17, matriks alaşımının %83 oranında olacaktır.

Tablo 6.2. SiC preformların basma mukavemetine bentonit oranının etkisi

Bentonit oranı (%)	Gözeneklilik Miktarı (%)	Basma mukavemeti (MPa)
1	83	0,066
2	83	0,238
2,5	83	0,337
5	83	0,776
7,5	83	1,808
10	83	2,446
12,5	83	1,939
15	83	1,851
20	83	1,631

Şekil 6.15’de gözenekli SiC preformların mukavemetine bentonit oranının etkisi grafiksel olarak görülmektedir. Grafikte görüldüğü gibi bağlayıcı olarak kullanılan bentonitin preform içerisindeki oranı arttıkça basma mukavemet değerleri artmaktadır. Preforma katılan %10 oranında bentonit ilavesi durumunda mukavemet değeri maksimum seviyeye çıkmaktadır. Fakat bu orandan fazla bentonit ilavesi mukavemet değerlerini kademeli olarak düşürmektedir. SiC seramik preforma bağlayıcı olarak katılabilecek optimum bentonit oranının %10 olduğu söylenebilir.



Şekil 6.15. SiC preformların basma mukavemetine bentonit oranının etkisi

Basma mukavemeti preformlar için önemlidir. Çünkü preformların içerisindeki seramik partiküller ile çimento gibi bağlayıcı görevi olan bentonitin, partikülleri bir arada tutması ve mukavemetli olması gerekmektedir. Preformların dayanıklı olması daha sonra maruz kalacağı yüklere karşı gözenek morfolojisini korumasını sağlar. Basınçlı infiltrasyon uygulamasında preformları kalıba yerleştirirken veya düşük orandaki darbelere karşı, preformların kırılmaması, dağılmaması ve gözenek morfolojisinin bozulmaması gerekir. Seramik preform üretimi ile ilgili yayınlanan birçok çalışmada preformların basma mukavemeti değerleri incelenmiştir (Altınkök, 2007; Nor, 2008; Zhang, 2006).

Optimum bağlayıcı oranı %10 bentonit ve %90 SiC karışımından üretilen seramik preformların farklı pişirme sıcaklıklarında basma mukavemet değerleri incelenmiştir. SiC preformların pişirmede 600 °C - 1300 °C arasında sıcaklıklar kullanılmıştır.

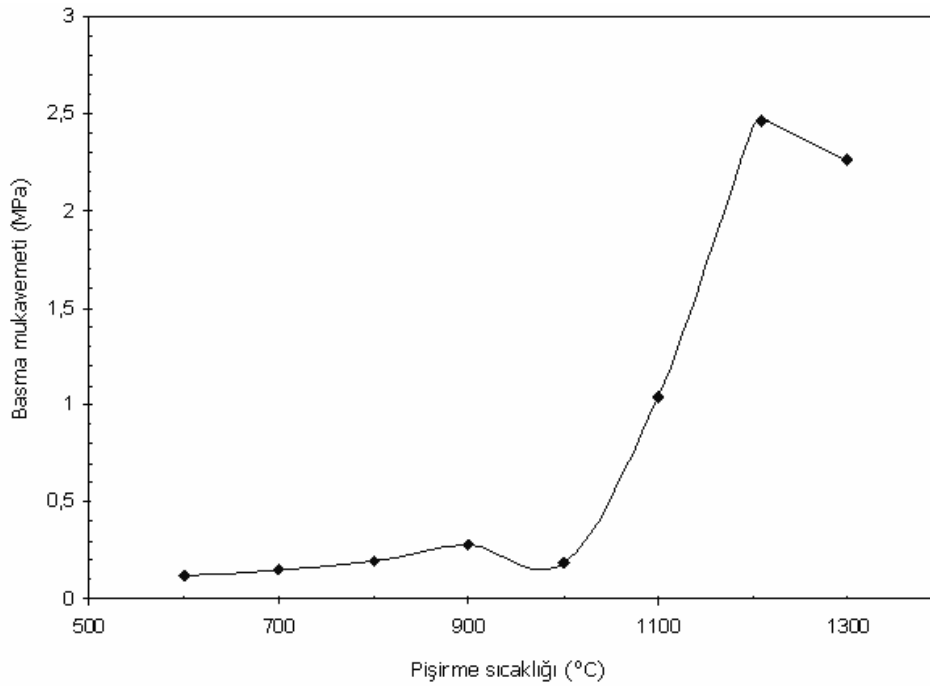
Preform üretiminde, 500 °C'de saf suyun buharlaştırılması ve polyster şablonun yakılarak uçurulması ile bu sıcaklıkta 30 dk. süresince bir ısıtma yapılmıştır (Nor, 2008; Azumi, 1993). Bentonitin ergime sıcaklığı bileşen oranlarına göre 1300-1400 °C arasında değişmektedir (Sundberg, 2007). Dolayısıyla bentonitin sinterlenmesi için 500 °C'den daha yüksek bir sıcaklığa ihtiyaç vardır. Bu nedenle 600 °C - 1300 °C arasında seramik preformların pişirilmeleri/sinterlenmeleri ardından basma deneyleri uygulanmıştır.

Pişirme esnasında yapıda, suyunu atan bentonit çamuru, çamurken aldığı şekli muhafaza edebilmektedir. Bu aşamada polyster şablonun uçmasına rağmen sinterleme sıcaklığına gelinceye kadar bentonit bu özelliği ile SiC partikülleri bir arada tutar. Bentonit sinterleme öncesi seramik partikülleri bir arada zayıf bir şekilde tutarken bentonitin sinterlenmesiyle bu bağlar daha da güçlenerek preformlarda mukavemet artışı sağlanır.

Sıvı faz sinterlemesi gösteren bentonit, sinterlenirken oluşan sıvı, sıvılaşmayan SiC partikülleri ıslatmakta ve partiküller arasındaki ince kanallarda yüksek basınç meydana gelmektedir. Küçük partikül boyutlarında, kapiler basınç miktarı daha fazla olup sinterlenme kolaylaşmaktadır. Gerekli sinterleme sıcaklığında, sıvı fazın

oluşumu ile ani bir büzülme meydana gelir. Bu esnada, katı partiküller, sıvı faz içerisinde yeni bir düzene girer. SiC partiküllerinin %3,5 oranında yüzeyleri SiO₂ ile kaplı olduğundan bentonitin sinterlenmesi sırasında bu yüzey silikası bentonitle birlikte sıvı faz oluşturarak SiC bentonit ara yüzeyinin sıkı bağlanmasını sağlar. Sıvı-faz sinterlemesinde sıvı fazın miktarı %20'yi geçmez.

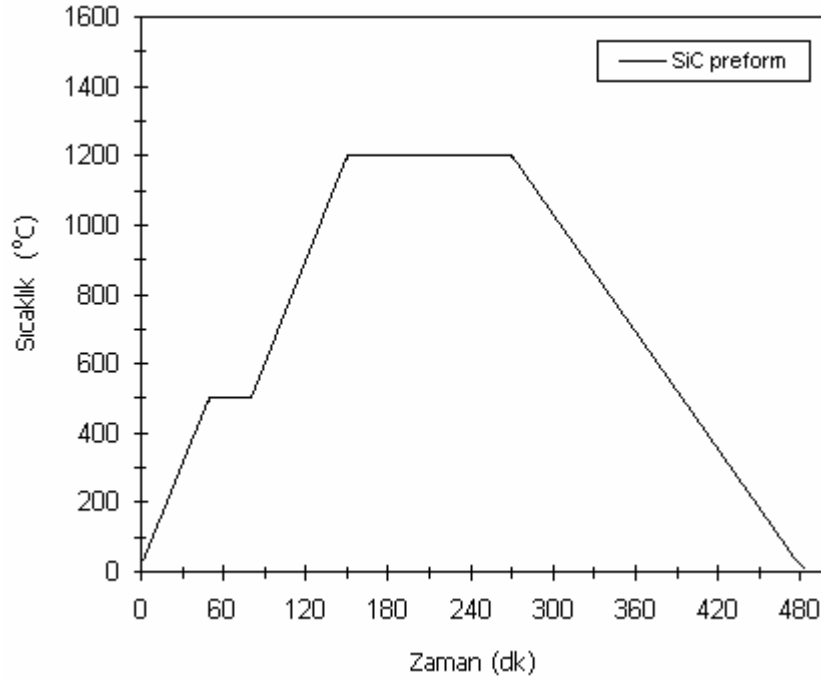
Şekil 6.16'da %10 bentonit ve %90 SiC karışımından üretilen seramik preformların farklı pişirme sıcaklıklarında basma mukavemet değerleri görülmektedir. Grafik incelendiğinde 600-900 °C arasında pişirilen SiC preformların basma mukavemetinde düşük oranlarda kademeli artış görülmüştür. 1100 °C ve sonrası seramik preformun basma mukavemetinin hızlı bir şekilde arttığı grafikten açıkça görülmektedir. Basma mukavemeti 1200 °C'de maksimum seviyeye ulaşmıştır. Bentonit partikülleri bu sıcaklıkta yüzeyleri SiO₂ kaplı SiC partikülleri ile sıvı faz sinterlenmiş ve arayüzey bağlanmıştır. 1200 °C ve sonrası basma mukavemetinde düşüş gözlenmiştir. Bentonitin bu sıcaklık üzerinde ergime yönünde davranış göstererek sinterleme özelliğini kaybetmiştir. Sonuç olarak SiC preform için tavsiye edilen optimum sinterleme sıcaklığı 1200 °C olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.16. SiC preformların basma mukavemetine pişirme sıcaklığının etkisi

SiC seramik preformların üretiminin optimizasyon sonuçlarına göre; optimum bentonit oranının %10 ve sinterleme sıcaklığının ise 1200 °C olduğu belirlenmiştir. Optimum sinterleme sıcaklığının tespit edilmesi ile SiC preform üretiminde kullanılan ısıtma aşamaları son halini almıştır.

Çift kademeli ısıtmanın nedeni, birinci kademede saf su ve polyesterin uçurulması için pişirme gerçekleşmiştir. Gözenek morfolojisinin ve yapı boyutlarının bozulmaması için ikinci kademe ısıtma, birinci kademe ısıtmayı takiben uygulanmıştır. Şekil 6.17’de SiC preformların optimum ısıtma aşamaları görülmektedir.



Şekil 6.17. SiC preformların optimum ısıtma aşamaları

Yapılan benzer bir çalışmada farklı sinterleme sıcaklarında SiC/Al₂O₃ gözenekli seramik preformlar üretilmiş ve basma mukavemet değerleri tespit edilmiştir. Çalışmanın sonuçları değerlendirildiğinde yaptığımız çalışma ile benzer şekilde sinterleme sıcaklığına paralel olarak seramik preformların basma mukavemet değerlerinin arttığı tespit edilmiştir (Altunkök, 2007). Çalışmada SiC/Al₂O₃ seramik preformun 1550 °C sinterleme sonrası basma mukavemet değeri maksimum 1,6 MPa olarak tespit edilmiştir. Deneysel çalışmada ise 1200 °C sinterleme sıcaklığında

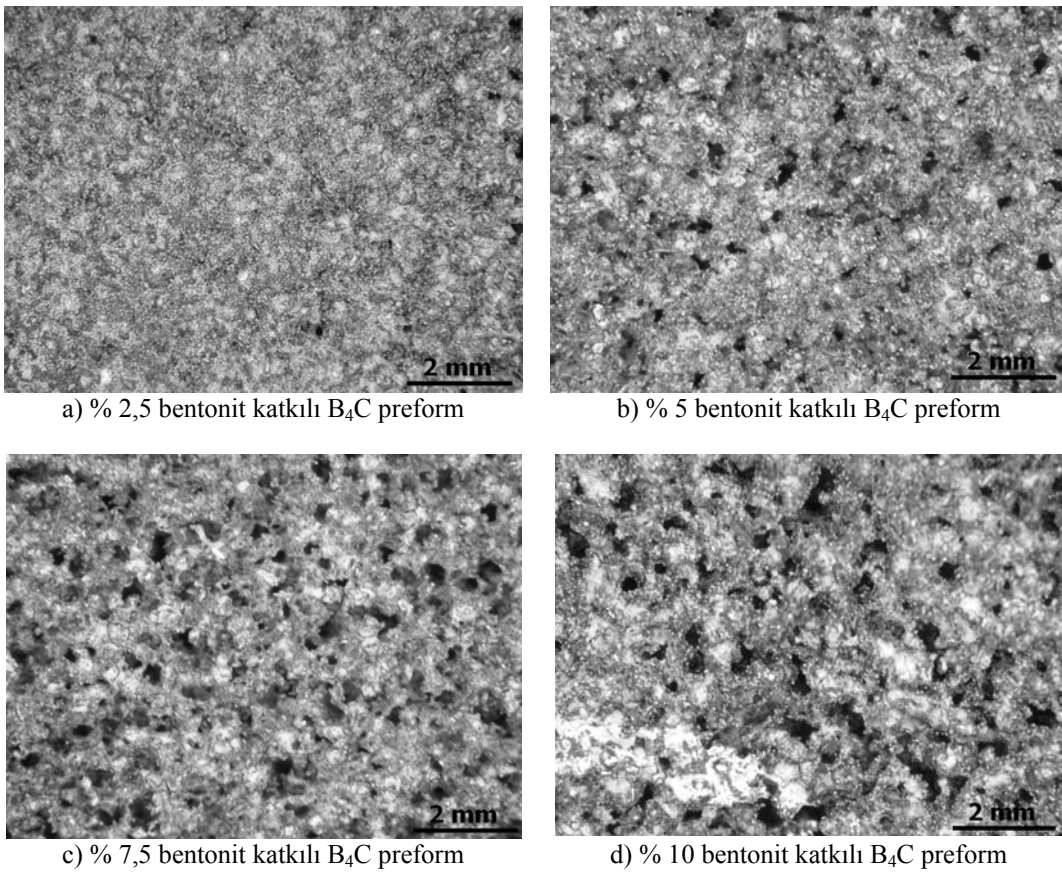
üretmiş SiC seramik preformun maksimum basma mukavemeti 2,47 MPa değerinde bulunmuştur.

Seramik preform üretimi ile ilgili diğer çalışmada, yoğunluğu $1,1876 \text{ g/cm}^3$ sahip seramik çamur, replika tekniği kullanılarak polimerik bir süngere emdirilmiş ve gaz kontrollü fırında $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 2 saat bekletilerek seramik preform üretilmiştir. Üretilen preforma basma deneyi uygulanmış ve basma mukavemeti değeri 2,6 MPa olarak tespit edilmiştir (Nor, 2008). Bulunan bu değer çalışmamızda elde edilen 2,47 MPa maksimum basma mukavemeti değerine çok yakındır. Polimerik replika tekniği kullanılarak üretilen seramik preformların basma mukavemetinin incelenmesi ile ilgili yayınlanan bir raporda basma mukavemet değerleri 0,1 ile 3 MPa arasında değiştiği tespit edilmiştir (Zhang, 2006). 10 ppi ve 25 ppi gözenek yapısında üretilen gözenekli SiC yapılarla ilgili bir makalede ise basma mukavemet değerleri sırasıyla 0,32 ve 0,79 MPa olarak tespit edilmiştir. Seramik preformların basma mukavemeti ile ilgili literatürdeki çalışmaları genel olarak değerlendirdiğimizde basma mukavemeti değerlerinin düşük oranlarda (0,1-3 MPa) olduğu göze çarpmaktadır. Seramik preformlar aşırı gözenekli oldukları için basma mukavemeti değerlerinin yüksek çıkması beklenemez. Fakat kompozit üretimi için infiltrasyonda kullanılacak seramik preformların az da olsa bir basma mukavemet değerine sahip olmaları gerekmektedir. Seramik preformların gözenek morfolojilerinin bozulmaması, ergimmiş metal infiltre edilmesi esnasında gözenek kanallarının tahrip olmaması ve dağılmaması için mukavemetli olması gerekmektedir.

6.3.4. B₄C ve SiC/B₄C preform üretiminin optimizasyonu

Gözenekli B₄C ve B₄C/SiC seramik preformlara, optimum bağlayıcı (bentonit) oranı ve optimum pişirme sıcaklığının belirlenmesi için üretilen preformların gözenek morfolojisi incelenmiştir. B₄C preformların üretilmesi aşamasında B₄C partiküllerinin içerisine % 2.5, % 5, % 7.5 ve %10 oranlarında bağlayıcı görevi yapan bentonit katılmış ve $700 \text{ }^\circ\text{C}$ de pişirmek suretiyle üretilen preformların gözenek morfolojisi analiz edilmiştir.

Şekil 6.18’de görüldüğü gibi, % 2,5 oranında bentonit katılarak üretilen B₄C seramik preformların gözenekleri kapanmış, % 5 oranında bentonit katılarak üretilen B₄C preformların gözenekleri yetersiz seviyede açık, % 7,5 oranında bentonit katılarak üretilen B₄C preformların gözenekleri istenen seviyede ve açıktır. % 10 oranında bentonit katılarak üretilen B₄C preformların gözenekleri bir kısım bölgelerde açık diğer kısımlarda ise kapalı olarak tespit edilmiştir. Sonuç olarak, gözenek morfolojileri gösterilen mikroyapılar incelendiğinde ideal bentonit oranının %,7,5 olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.18. B₄C preformunun gözenek morfolojisine bentonit oranının etkileri

Şekil 6.19.a’da 500 °C’de pişirme ile üretilen B₄C preformun gözenek morfolojisi görülmektedir. Burada gözenekler büyük ölçüde kapanmış ve çok az bir oranda açık gözenekler görülmektedir. Bu gözenek morfolojisi infiltrasyon uygulaması için yetersiz bir gözenek dağılımı şeklindedir.

Şekil 6.19.b'de 650 °C'de pişirme ile üretilen B₄C preformun gözenek morfolojisi görülmektedir. Burada gözenekler 500 °C'de pişirme ile üretilen preformlara nazaran daha büyük oranda kapanmıştır. Kapalı gözeneklerden ergimiş alüminyum ilerleyemeyeceği için infiltrasyon uygulaması yapmak mümkün değildir.

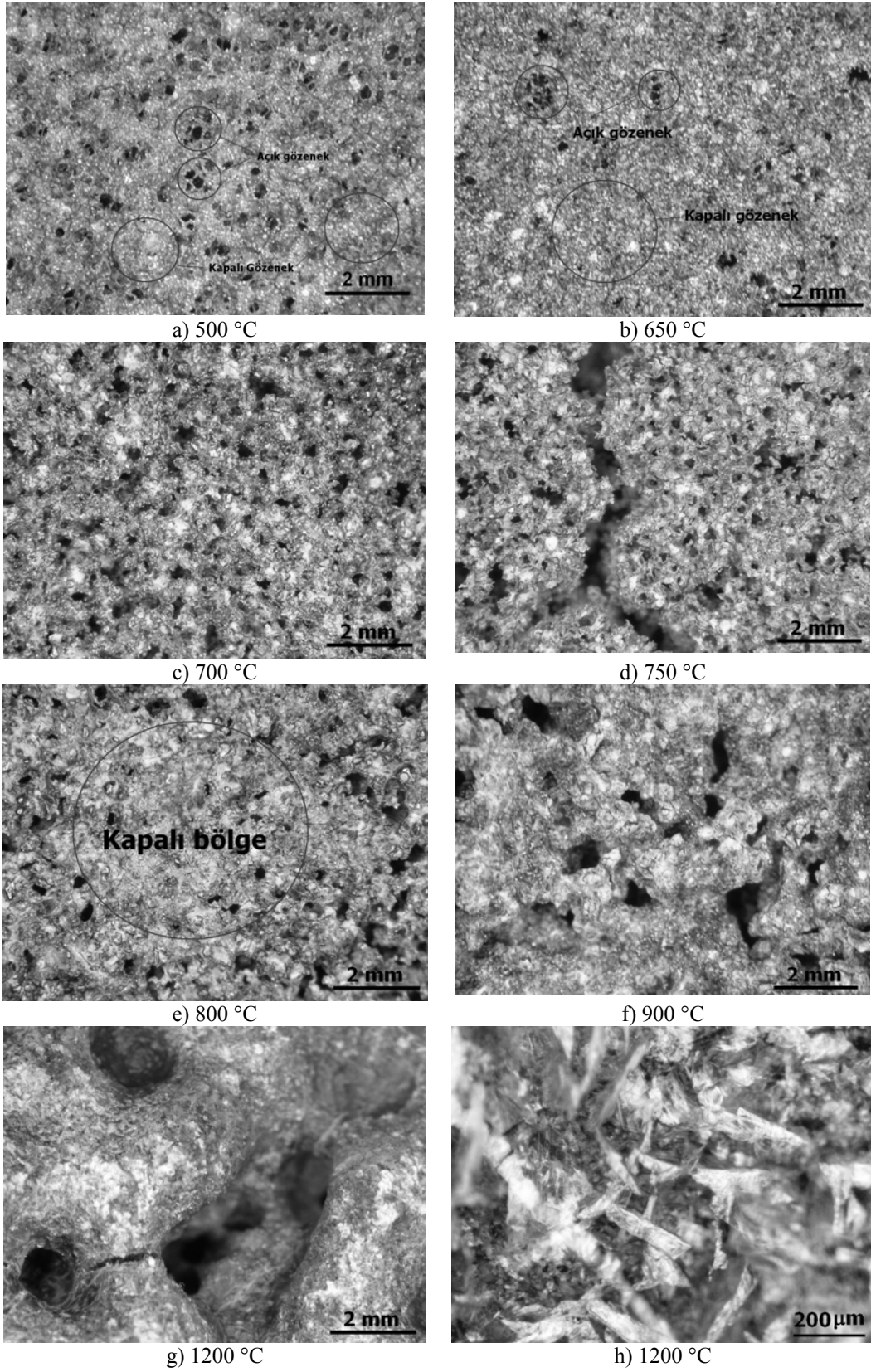
Şekil 6.19.c'de 700 °C'de pişirme ile üretilen B₄C preformun gözenek morfolojisi görülmektedir. Burada gözenekler açık ve morfoloji büyük oranda homojen bir dağılıma sahiptir. İnfiltrasyon için uygun bir preform olduğu düşünülmektedir.

Şekil 6.19.d'de 750 °C'de pişirme ile üretilen B₄C preformun gözenek morfolojisi görülmektedir. Burada gözenekler açık ve morfoloji yüzeyinde çatlaklar oluşmuştur. Bu durumda üretilen kompozit malzemenin mekanik özelliklerini menfi yönde etkileyeceği düşünülmektedir.

Şekil 6.19.e'de 800 °C'de pişirme ile üretilen B₄C preformun gözenek morfolojisi görülmektedir. Burada gözenekler büyük oranda kapalı olup homojen olmayan yapı görüntüsüne sahiptir. Şekil 6.19.f'de 900 °C'de pişirme ile üretilen B₄C preformun gözenek morfolojisi görülmektedir. Burada yakın gözenekler birleşerek kapalı bölgeler oluşturmuş, zayıf gözeneklerde uzaklaşarak büyük gözenekler oluşturmuştur. Başlangıçta kullanılan polyester süngerin morfolojisi bu sıcaklıkta pişirme ile tamamen bozulmuştur.

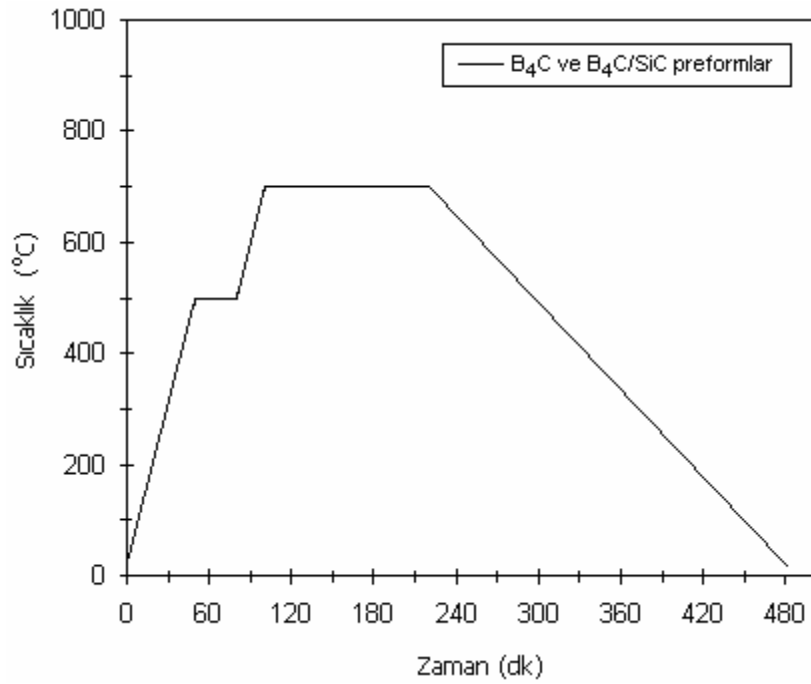
Şekil 6.19.g ve Şekil 6.19.h'de 1200 °C'de pişirme ile üretilen B₄C preformun gözenek morfolojileri görülmektedir. Burada yakın gözenekler birleşerek kalın kapalı bölgeler oluşturmuş, gözenek kanallarında ise çatlaklar görülmüştür.

Sonuç olarak farklı bentonit oranlarında ve farklı pişirme sıcaklıklarda üretilen B₄C seramik preformlar değerlendirildiğinde % 7,5 bentonit oranı ve 700 °C pişirme sıcaklığı optimum değerler olarak söylenebilir. B₄C partikülleri, SiC partiküllerden gözenek yapısı açısından farklı davranış gösterdiği için SiC/B₄C preformların üretilmesinde B₄C seramik preformlar için tespit edilen optimum değerler kullanılmıştır. SiC/B₄C preformların üretilmesinde de % 7,5 bentonit oranı ve 700 °C pişirme sıcaklığı kullanılmıştır.



Şekil 6.19. B₄C preformun (a) 500 °C, (b) 650 °C, (c) 700 °C, (d) 750 °C, (e) 800 °C, (f) 900 °C, (g) 1200 °C ve (h) 1200 °C'de pişirme sonrası makro yapıları

B_4C ve B_4C/SiC seramik preformların üretilmesinde önerilen optimum değerler ışığında optimum pişirme aşamaları ortaya çıkmıştır. B_4C ve B_4C/SiC preform üretiminin optimizasyon sonuçlarına göre; optimum bentonit oranının %7,5 ve pişirme sıcaklığının ise $700\text{ }^{\circ}C$ olduğu belirlenmiştir. Buna göre saf su yardımı ile polyester süngere emdirilen B_4C /bentonit veya B_4C/SiC /bentonit sistemleri, öncelikle polyester ve suyun uçurulması için $500\text{ }^{\circ}C$ 'de 30 dakika ve pişirme için $700\text{ }^{\circ}C$ 'de iki saat süresi ile bekletilmesi gerektiği kanısına varılmıştır. Şekil 6.20'de B_4C ve B_4C/SiC preformların optimum ısıtma aşamaları görülmektedir.



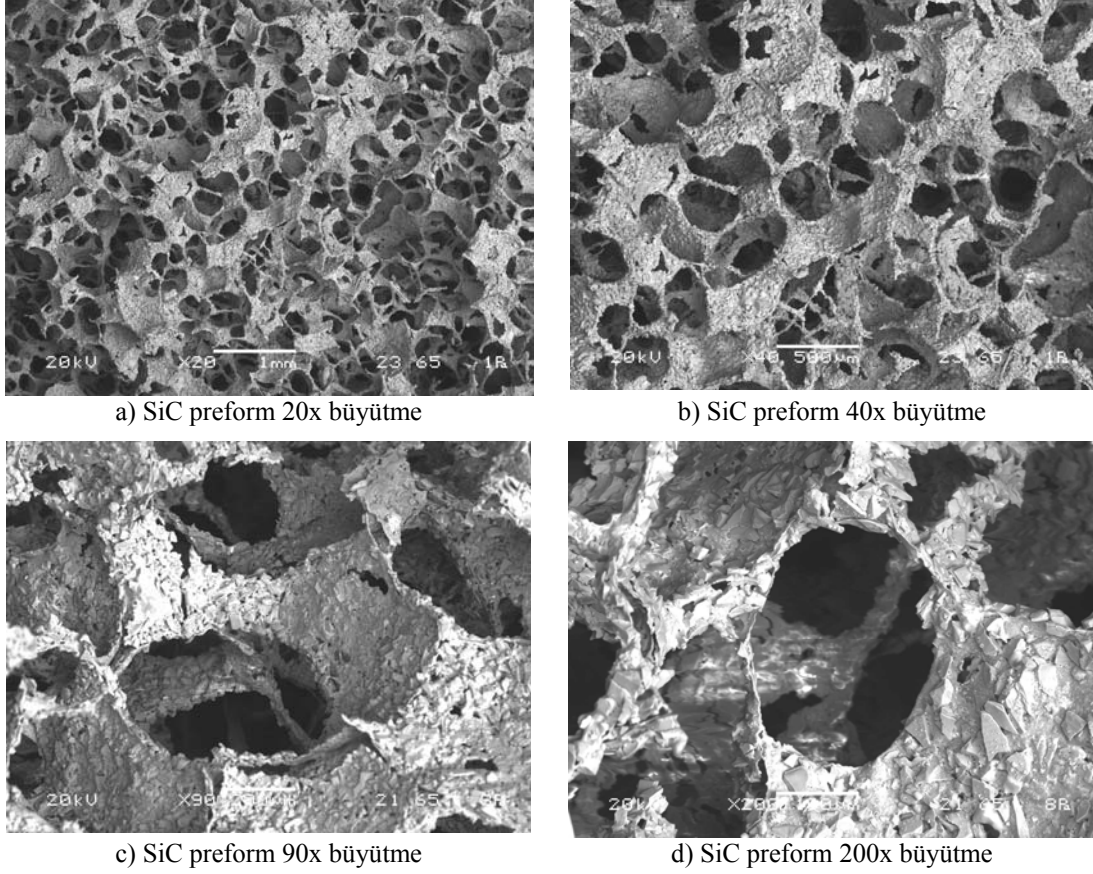
Şekil 6.20. B_4C ve B_4C/SiC preformların optimum ısıtma aşamaları

6.4. Seramik Preform Yapıların Görüntü Analizi

6.4.1. SiC preform yapıların görüntü analizi

Şekil 6.21'de %10 bentonit ilave edilerek $1200\text{ }^{\circ}C$ sinterleme sıcaklığında üretilen SiC gözenekli preform yapının farklı büyütmelelerdeki görüntüleri verilmiştir.

Şekil 6.21.a-b incelendiğinde SiC preformun gözeneklerinin homojen bir dağılım içerisinde olduğu görülmektedir. Şekil 6.21.c-d incelendiğinde SiC seramik preformun gözenek yapısı açıkça görülmektedir.



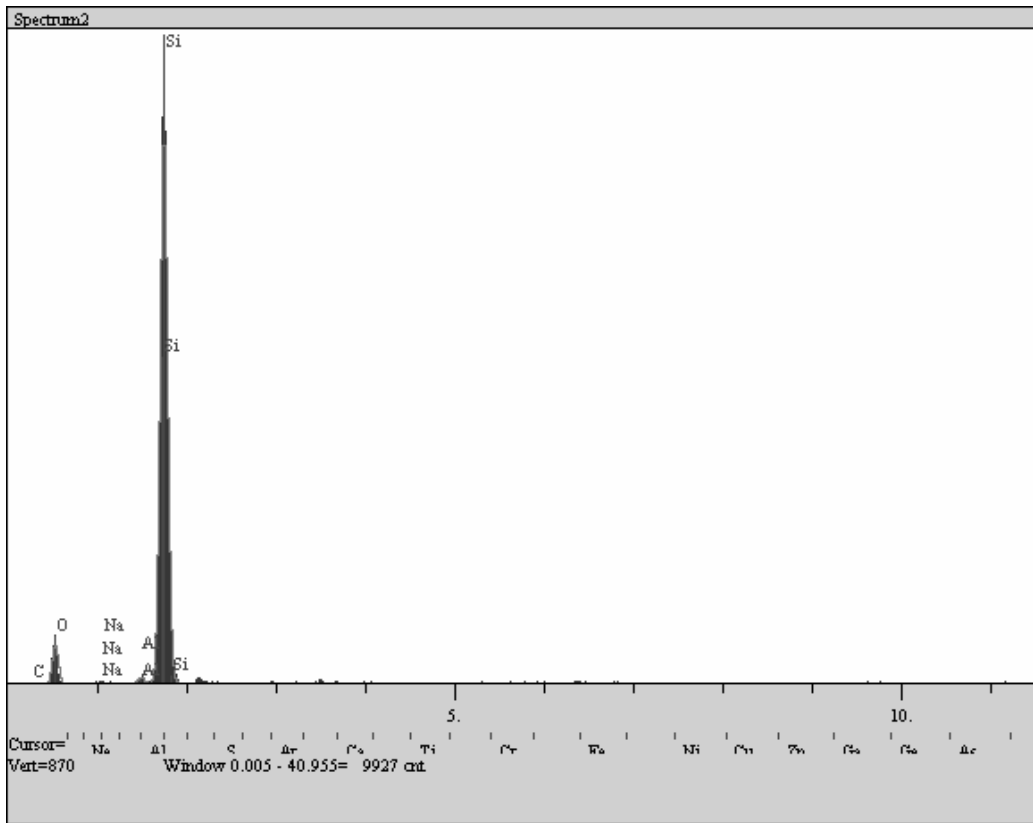
Şekil 6.21. SiC preform yapının farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri

Gözeneği oluşturan kanallarda bulunan SiC partiküller bağlayıcı rolü bulunan bentonit partiküller ile birbirine bağlandığı tespit edilmiştir. Burada bentonitin gözenek morfolojisinin bozulmaması ile ilgili ciddi bir görevi olduğu görülmektedir. Bentonitin hem polyesterin morfolojisini kopyalamada yardımcı olduğu hem de SiC partikülleri bir arada tutarak gözenekli yapıyı oluşturduğu göze çarpmaktadır.

SiC preformun mikroyapı görüntülerinden de anlaşılacağı gibi homojen bir gözenek dağılımı sağlanabilmiştir. Bununla birlikte, gözenekler arasındaki kanalların bir birleriyle bağlantılı olduğu yani açık gözenekler olduğu görülmektedir ki bu husus infiltrasyon işlemi için oldukça önemlidir. Aksi takdirde, eğer yapı gözenekli fakat

gözeneklerin birbirleriyle yeterince bağlantıları yoksa sıvı metal seramik preformun iç kısımlarına kadar ilerleyemeyecek veya yeterince bir nüfuziyet sağlanamayacaktır. Sıvı metalin doldurmadığı kısımlar boşluk olarak kalacak ve bu boşluklar mekanik özellikleri oldukça aşağıya çekecektir.

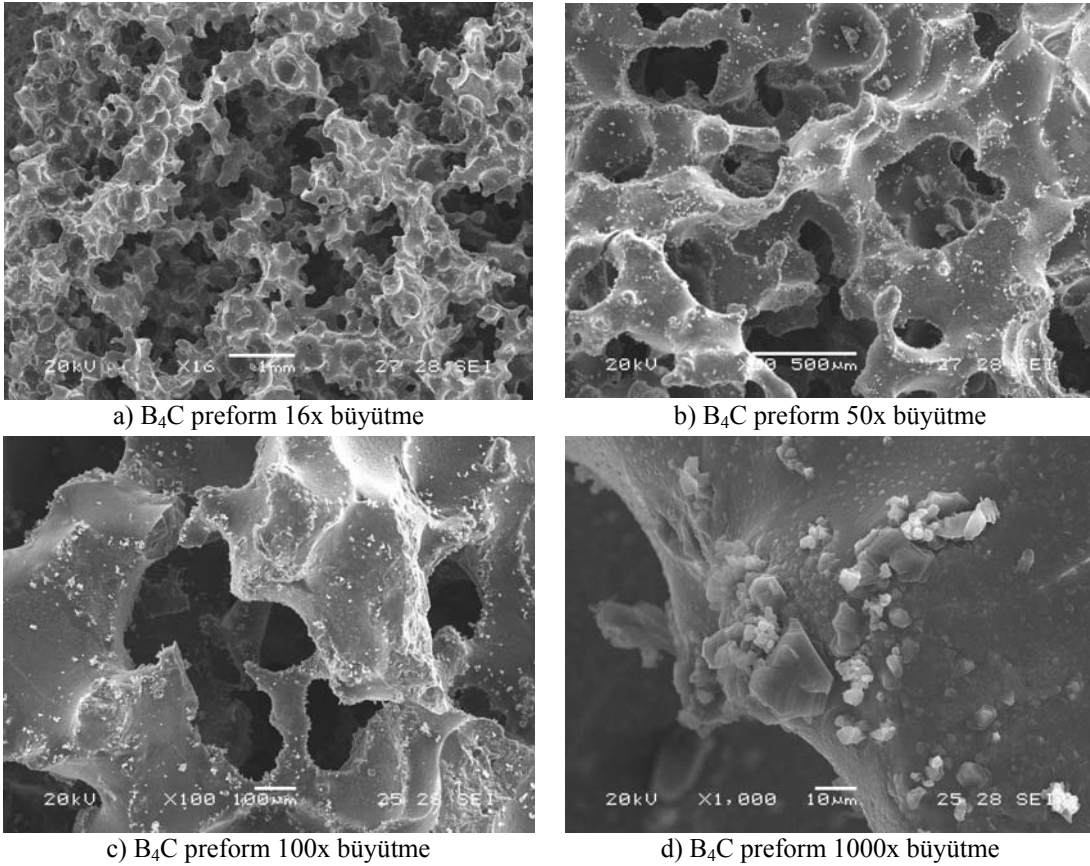
Şekil 6.22’de gözenekli SiC preformun EDS analizi Şekil 6.21.b’de görüntüsü verilen bölgeden genel olarak alınmıştır. SiC preformun EDS analizinde görülen Si ve C elementleri, takviye malzemesi olan SiC partiküllerinden ileri gelmektedir. C’un atom numarası küçük olduğundan dolayı EDS analizinde pik şiddeti de düşük çıkmaktadır. Yapıda görülen diğer elementler olan Al ve Na ise bağlayıcı olarak ilave edilen bentonitin ihtiva ettiği elementlerden gelmektedir.



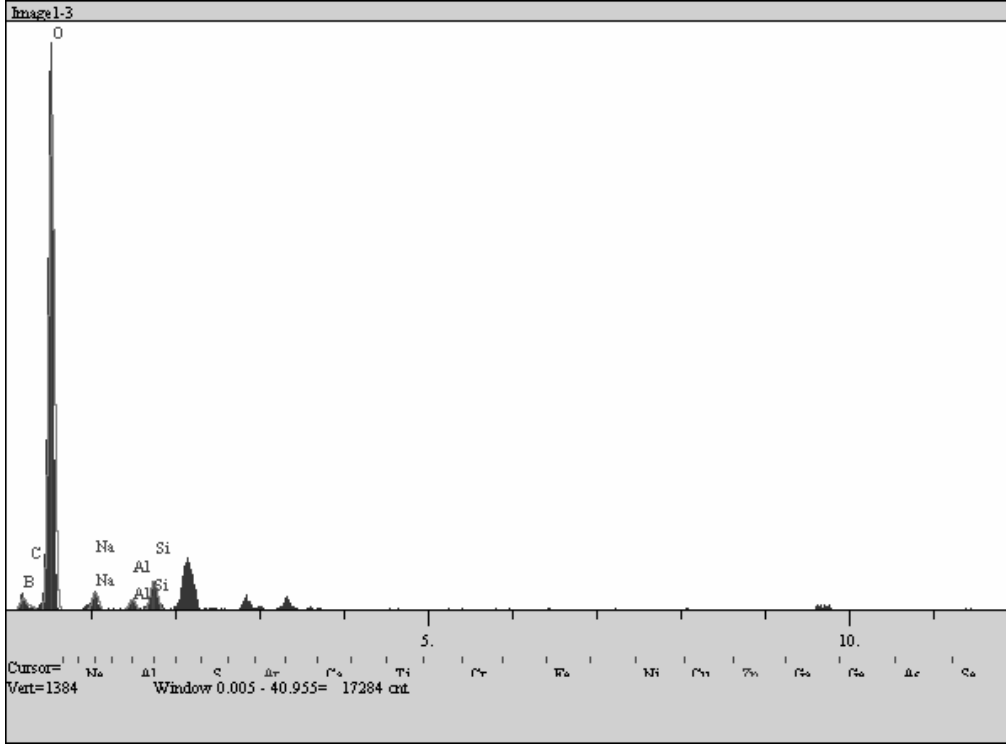
Şekil 6.22. SiC preformun SEM EDS analizi

6.4.2. B₄C preformun yapıların görüntü analizi

Şekil 6.23'de 700°C'de sinterlenerek üretilen B₄C seramik preform yapının farklı büyütmelerdeki görüntüleri verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde B₄C partiküllerinin bentonit ile bağlanmış ve homojen bir dağılıma sahip gözenek morfolojisini ortaya çıkarmıştır. %7,5 oranında ilave edilen bentonitin bağlayıcı olarak görevini yaptığı ve B₄C ile kısmi reaksiyona girerek ikinci bir bağlayıcı kademe oluşturduğu gözlenmiştir. Sonuç olarak, B₄C seramik preformun arzu edildiği gibi kanalları açık ve homojen gözenek dağılımına sahip bir morfoloji sağlanmıştır. Şekil 6.24'de verilen B₄C preformun EDS analizi Şekil 6.23.b'de görüntüsü verilen bölgeden genel olarak alınmıştır. EDS analizleri incelendiğinde, bentonitin içinde var olan Na, Al ve Si elementleri görülmektedir. Bor pikleri ise analizde açıkça görülmektedir. Bor karbürü oluşturan elementler B ve C'nin atom numarası küçük olduğundan dolayı (bor: 5, karbon: 6) analizde oranı düşük çıkmaktadır.



Şekil 6.23. B₄C preform yapının farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri

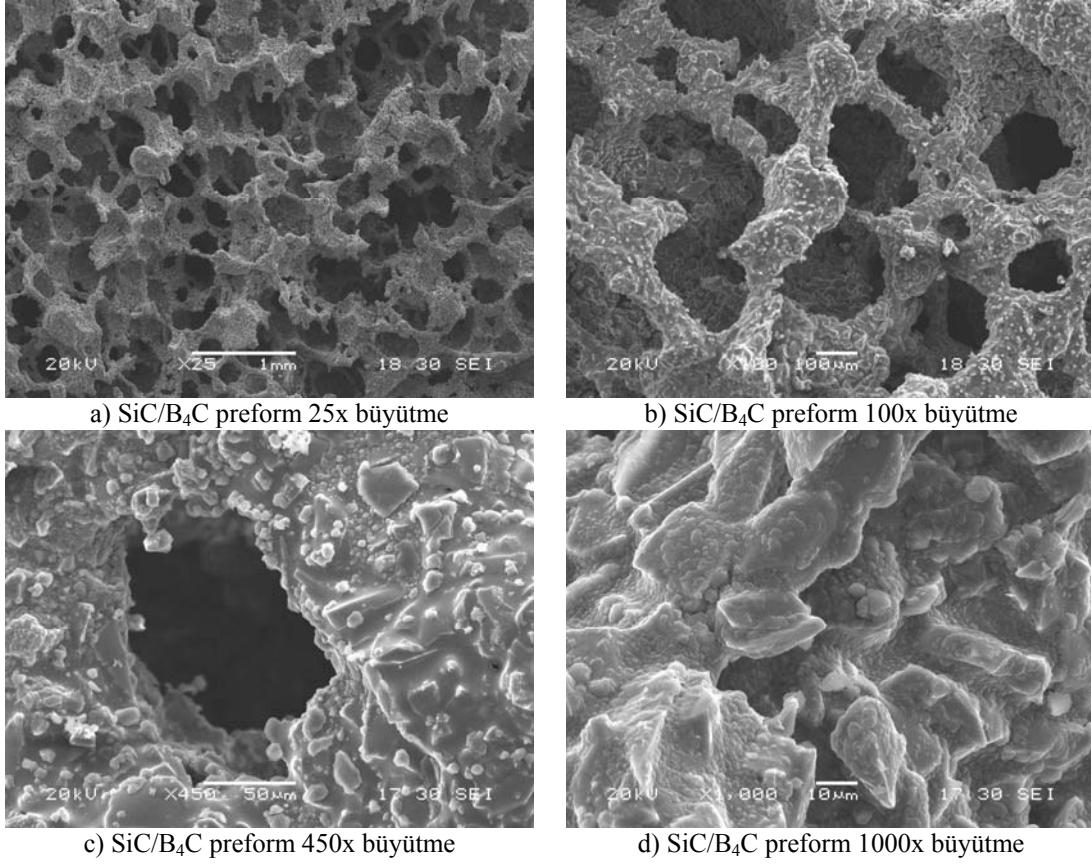


Şekil 6.24. B₄C preformun SEM EDS analizi

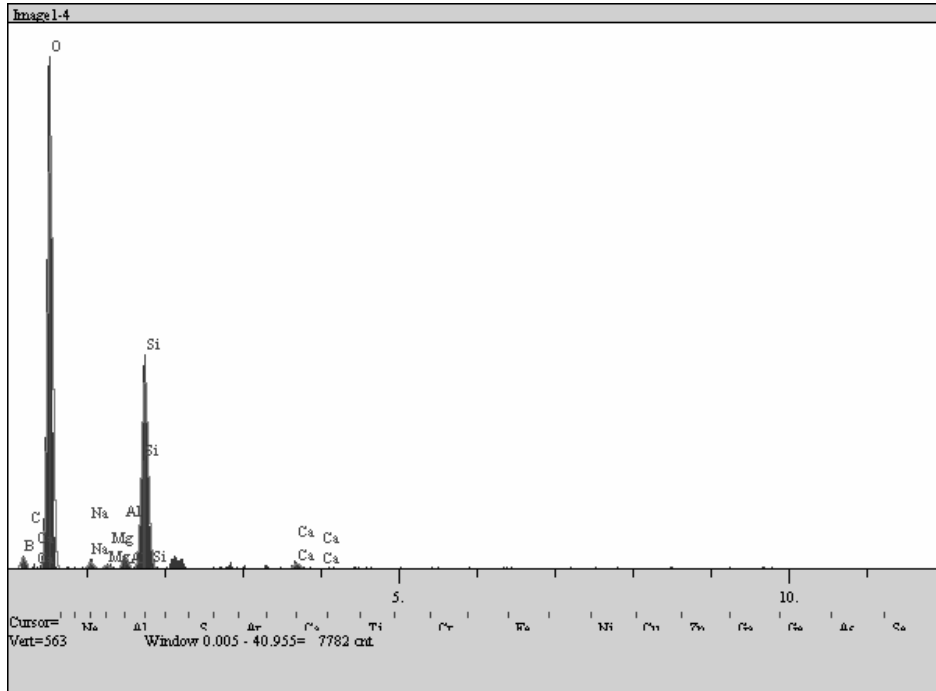
6.4.3. SiC/B₄C preform yapıların görüntü analizi

Şekil 6.25’de 700°C’de sinterlenerek üretilen SiC/B₄C seramik preform yapının farklı büyütmelelerdeki görüntüleri verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde SiC ve B₄C partiküllerinin %7,5 oranında ilave edilen ve bağlayıcı olarak kullanılan bentonit ile bağlandığını görülmektedir. Ortaya çıkan gözenek morfolojisinin dağılımı ise uniform olarak tespit edilmiştir. Sonuç olarak SiC/B₄C seramik preformun istenildiği gibi gibi gözenek kanalları açık ve homojen bir gözenek dağılımı sağlanmıştır.

Şekil 6.26’da verilen SiC/B₄C preformun EDS analizi Şekil 6.25.b’de görüntüsü verilen bölgeden genel olarak alınmıştır. EDS analizi, incelendiğinde takviye elemanlarını oluşturan elementler Si, B ve C pikleri göze çarpmaktadır. Tespit edilen diğer elementler Na, Mg, Al ve Ca bentoniti oluşturan elementlerden kaynaklanmakta olup pik şiddetleri çok düşüktür. O piki ise yüzeylerde bulunan oksit tabakasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 6.25. SiC/B₄C preform yapının farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri



Şekil 6.26. SiC/B₄C preformun SEM EDS analizi

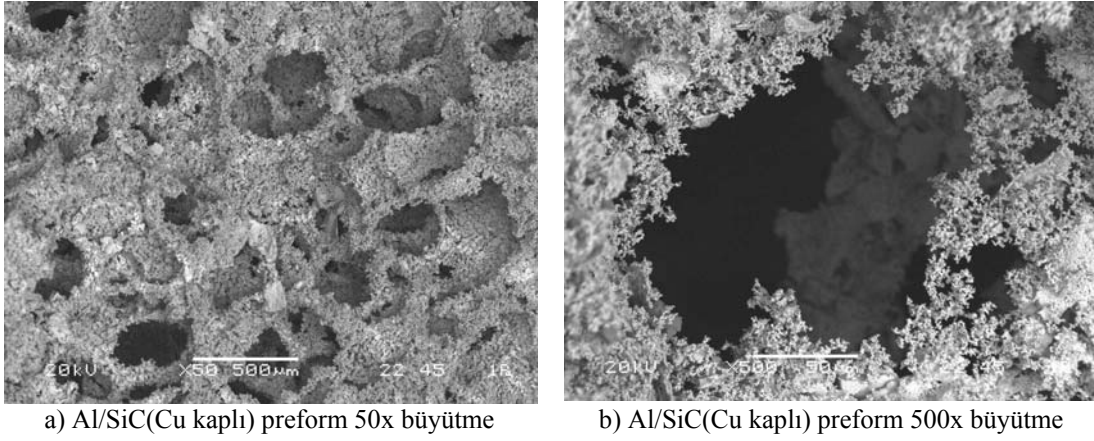
SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramik preformların mikroyapı görüntüleri incelendiğinde optimizasyon sonuçlarının ardından gözeneklerin homojen dağıldığı görülmüştür. Replika tekniği ile üretilen gözenekli seramik preformların gözenek dağılımı ile ilgili bir çok çalışmada homojen gözenek dağılımı elde edilmiştir (Fu, 2008; Chen, 2006; Dominguez, 2006; Oliveria, 2006; Zhu, 2001; Montanaro, 1998). Üretilen seramik preformların gözeneklerinin açık ve gözenek dağılımının homojen olması üretilen kompozitin mekanik özelliklerini, izotropik mekanik ve fiziksel davranışların sağlanması açısından önemlidir.

6.4.4. SiC seramik preformların bakır kaplanması

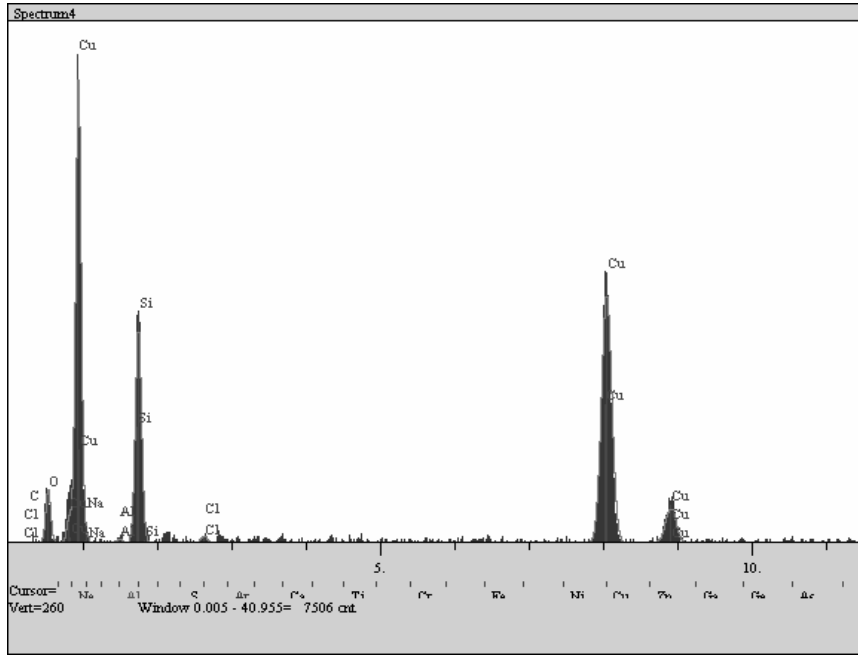
SiC seramik preformların yüzeyleri alüminyumla ıslatabilirlik özelliklerinin iyileştirilebilmesi için alüminyumla kısmi olarak da olsa çözünebilen bakır ile kaplanması düşünülmüştür. Bu amaçla, seramik preformlar akımsız kaplama metodu ile ön hazırlık aşamalarının ardından bakır sülfat, potasyum sodyum tartarat, formaldehid ve sodyum hidroksitten oluşan çözelti içerisinde 75 °C sıcaklıkta ve 12,5 pH değerinde başarıyla kaplanmıştır. Kaplanan seramik preformların hem yatay hem de dikey orta bölgelerinden kesilerek yüzeylerin kaplanıp kaplanmadığı incelenmiştir. Seramik preformların sadece dış yüzeylerinin değil aynı zamanda iç kesimlerinin de kaplandığı görülmüştür.

Kaplama öncesi ve kaplama sırasında kullanılan asitik solüsyonlardan dolayı Şekil 6.27.b'de açıkça görüldüğü gibi takviye fazının yüzey pürüzlülüğü artmıştır. Bu durum hem kaplama için hem de infiltrasyon için avantajdır. Asitik etki, gözenek duvarları arasında kapalı kalabilecek gözeneklerin açılmasına ve akımsız kaplama sırasında çökelen bakır iyonlarının yüzeyde kolay tutulmasını imkan verir. Şekil 6.27'de Cu kaplı SiC gözenekli preform yapının farklı büyütmelelerdeki görüntüleri verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde SiC'ün yüzeyinin Cu ile kaplandığı görülmektedir. Kaplama öncesi Bölüm 5.6'da bahsedildiği gibi preform yüzeylerin asitik temizlenmesi, hassaslaştırılması ve aktifleştirilmesi aşamasında çözeltilerde bulunan asitik kimyasalların Şekil 6.27.b'de görüldüğü gibi takviye fazının morfolojisini etkilediği gözlenmiştir. Şekil 6.27.a'da gösterilen görüntüsünden genel olarak tespit edilen ve Şekil 6.28'de verilen Cu kaplı SiC gözenekli preformun EDS

analizinde, takviye elemanını oluşturan elementlere ait Si ve C pikleri, bakır kaplama katmanını oluşturan elemente ait Cu piki tespit edilmiştir. SiC preform yüzeyindeki bakır kaplama filminin varlığı EDS element analizi ile doğrulanmıştır.



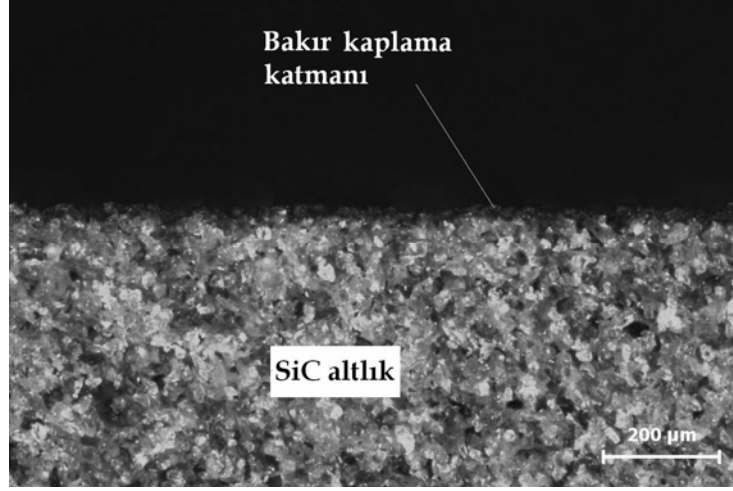
Şekil 6.27. Cu kaplı SiC preform yapının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri



Şekil 6.28. Cu kaplı SiC preformun EDS analizi

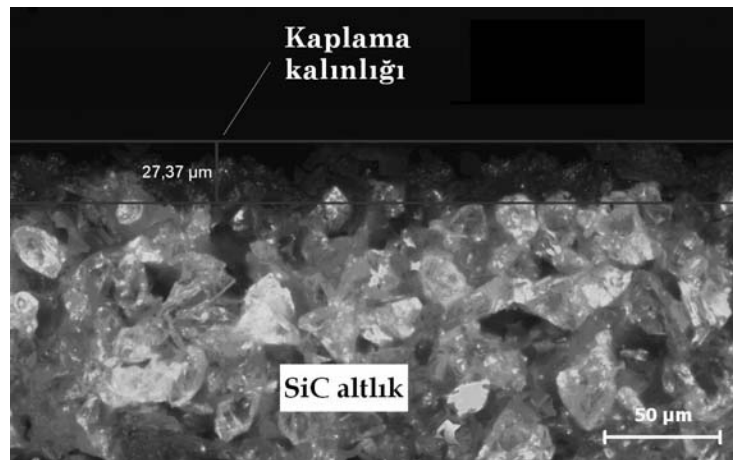
Bakır kaplama katmanının yüksekliğini tespit etmek için %10 bentonit, %33 saf su oranına ve 370 mPa.s vizkozite değerine sahip seramik çamur bir kalıpta şekillendirilerek 1200 °C'de sinterlenmiş ve SiC'den katı bir kompakt oluşturulmuştur. Bu kompakt, preformlara uygulanan akımsız bakır kaplama tekniği

ile bakır kaplanmıştır. Bakır kaplama kalınlığını ölçmek için optik mikroskop ve bu mikroskoba entegre bir bilgisayar/yazılım programı kullanılmıştır. Şekil 6.29'da optik mikroskopta çekilmiş mikroyapı resminde görüldüğü gibi %10 bentonit (bağlayıcı) katkılı SiC altlık ve yüzeyine kaplanan bakır kaplama katmanı görülmektedir.



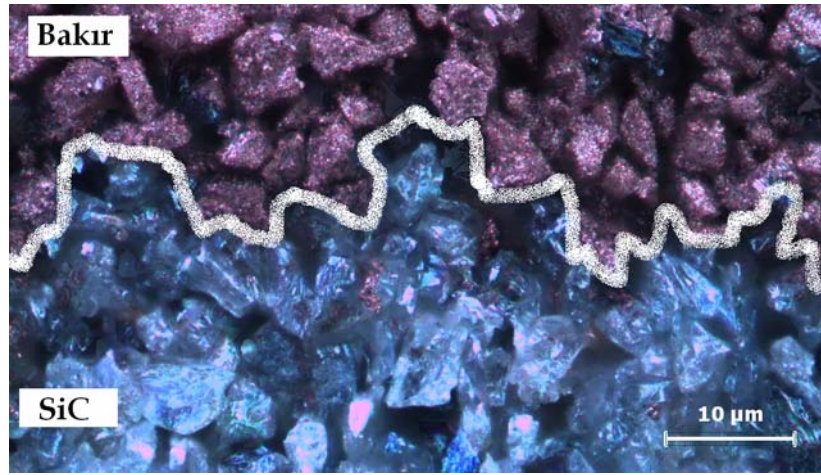
Şekil 6.30. SiC/Cu kaplama katmanı

Şekil 6.30'da yüzeyi bakır kaplanmış SiC altlığın yakınlştırılmış mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Bilgisayar kontrollü optik mikroskopta kaplama kalınlığı 27,37 μm olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.30. SiC altlığın Cu kaplama kalınlığı

Şekil 6.31’de bakır katmanı ve SiC altık arasında oluşan arayüzey mikroyapısı görülmektedir. Ara yüzeyde oluşan girintili çıkıntılı yapıyı daha da ortaya çıkarmak için bakır katmanı ve SiC temas hattı bir resim programı yardımı ile belirginleştirilmiştir. Burada görüldüğü gibi SiC ve bakır katmanı arayüzeyi birbirini adeta kilitlemiştir. SiC altlık da var olan girintili çıkıntılı yapı, kaplama öncesi ön hazırlık aşamaları olan asetonlu ve asitik temizleme uygulamalarından oluşmuştur. Bu aşamalar kaplamanın meydana gelmesini kolaylaştırmaktadır. Kaplama banyosu içerisindeki bakır iyonları bu girinti ve çıkıntılı bölgelere çökelmekte ve sonrasında kaplama katmanını oluşturmaktadır.



Şekil 6.31. SiC/Cu kaplama filmi arayüzeyi

Akımsız bakır kaplama uygulamasında aseton ve asitik temizleme kademelerinin ardından SiC preform yüzeyleri SnCl_2 ve HCl çözeltisi ile hassaslaştırılmıştır. Bu aşamada SnCl_2 , SiC preform yüzeylerine depolanmıştır. Daha sonra SnCl_2 ile hassaslaştırılan yüzeyler PdCl_2 çözeltisi ile aktif hale getirilmiştir.

SnCl_2 tarafından PdCl_2 'in indirgenmesi sonucunda Pd partiküller SiC yüzeylere depolanarak yüzeylerin aktifleştirilmesi sağlanmıştır. Bu aşamada Pd partiküllerin boyutları SiC preformu oluşturan partiküllerden daha küçüktür ve SiC preform yüzeylerini düzleştirmektedir. Kaplama uygulamasında ana çözelti olarak bakır sülfat ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) kullanılmıştır.

Kaplama çözeltisi içerisine eklenen formaldehid (HCHO) tarafından Cu^{2+} iyonlarının indirgenmesi ile oluşan Cu atomları SiC preform yüzeylere çökerek kaplama gerçekleşir. İndirgeme işlemi Pd tarafından desteklenir ve aktifleştirilir. Sonuç olarak, bakır çökmesi yüzeyde oluşan kimyasal reaksiyon ile gerçekleşir (Guangjun, 2008).

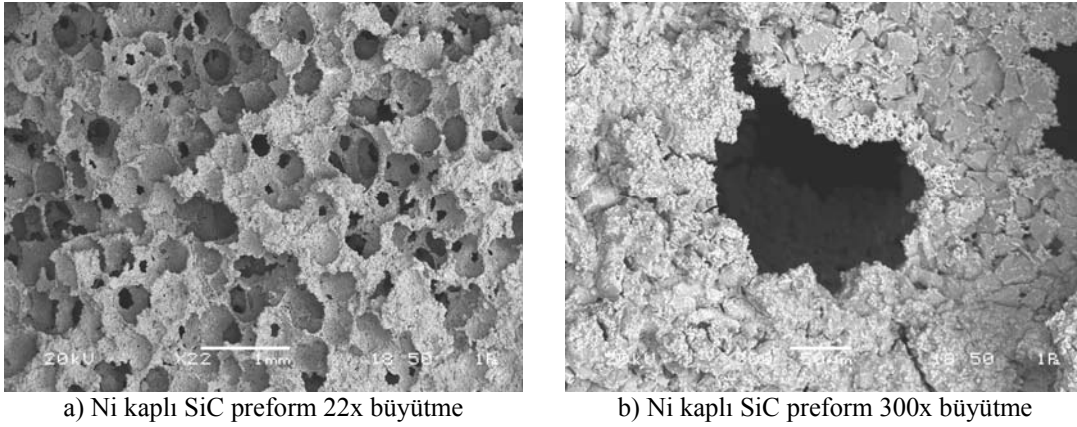
Kompozit sistemlerde takviye elemanlarının akımsız kaplama yöntemiyle bakır kaplanması, akımsız nikel kaplamada da olduğu gibi ıslatabilirliği ve matriks-takviye arayüzeyinde yapışmayı artırması, kompozitlerin mekanik ve fiziksel özelliklerini geliştirmesi son yıllardaki bir çok araştırmaya konu olmuştur (Silvain, 2002; Urena, 2007; Guangjun, 2008; Mandal, 2008; Gao, 2008)

Benzer bir çalışmada, seramik viskerler (kılcal kristal) akımsız yöntem ile bakır kaplanmış, gözenekli seramik preform yapıya alüminyum infiltre edilmiş ve üretilen alüminyum kompozit malzemenin mikroyapısı ve mekanik özelliklerine bakır kaplamanın etkisi araştırılmıştır (Gao, 2008). Bakır kaplı seramik takviyeli alüminyum kompozitte arayüzey katmanı ve reaksiyonu bakır kaplama tabakası ile alüminyum matriks arasında oluşturulmuştur. Bakır kaplamanın etkisi ile kompozit malzemelerin çekme mukavemeti değerlerinde büyük bir artış gözlenmiştir.

Farklı bir çalışmada ise çelik kısa fiberleri akımsız kaplama prosesi ile bakır ve nikel kaplanmış, kompozitlerin arayüzey tabakaları ve mukavemet davranışları incelenmiştir (Mandal, 2008). Çalışma sonucunda kaplama yapılmış fiberlerden oluşan kompozitlerin mukavemeti kaplama yapılmamış kompozitlerin mukavemetinden daha yüksek bulunmuştur. Ayrıca, arayüzey bağlantılarının kuvvetli olduğu tespit edilmiştir. Deneysel çalışmamızda da benzer şekilde SiC preform akımsız kaplama yöntemi kullanılarak bakır kaplanmış, kompozitlerin arayüzey bağ mukavemeti ve matriks ile takviye arasındaki ıslatabilirlik geliştirilmiştir.

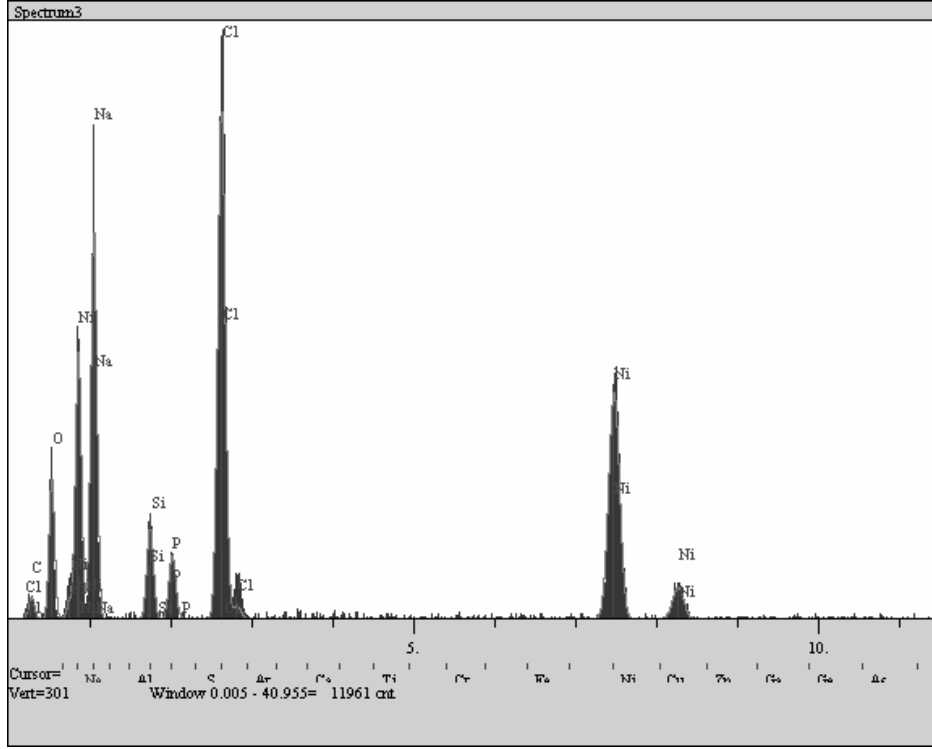
6.4.5. SiC seramik preformların nikel kaplanması

Şekil 6.32’de Ni kaplı SiC gözenekli preform yapının farklı büyütmelelerdeki görüntüleri verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde SiC’ün yüzeyinin Ni ile başarılı bir şekilde kaplandığı görülmektedir. Akımsız olarak elde edilen kaplama saf nikel katmanı olmayıp Ni-P alaşımıdır. Kaplama esnasında açığa çıkan fosfor ile birleşen nikel intermetalik bir alaşım oluşturmaktadır.



Şekil 6.32. Ni kaplı SiC preform yapının farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri

Takviye elemanlarının akımsız nikel kaplama ile yüzeylerinin kaplanması kompozit üretim sistemlerinde ıslanabilirliği veya yapışmayı artırmaktadır (Hojo, 1989). Nikel kaplama işlemi, kaplama çözeltisi içerisindeki nikel iyonlarının yüzeyi hazırlanmış takviye elemanı ile reaksiyona girmesi sonucu gerçekleşir. Bu kaplamaların en önemli avantajı kaplanacak takviye elemanı veya kompaktının yüzey şekli ve formu ne olursa olsun homojen bir tabaka oluşacak şekilde kaplama işleminin gerçekleşmesidir (Leon, 2000). Şekil 6.32.a’da gösterilen görüntüden genel olarak tespit edilen ve Şekil 6.33’de verilen Ni kaplı SiC preformun EDS analizinde, takviye elemanını oluşturan elementlere ait Si ve C pikleri, nikel kaplama katmanını oluşturan elementlere ait Ni ve P pikleri tespit edilmiştir. SiC preform yüzeyindeki nikel kaplama filminin varlığı element analizi ile doğrulanmıştır. Analizde tespit edilen Cl piki ise, kaplama öncesi hazırlık aşamasında uygulanan SnCl_2 ve PdCl_2 çözeltilerinden kaldığı düşünülmektedir.



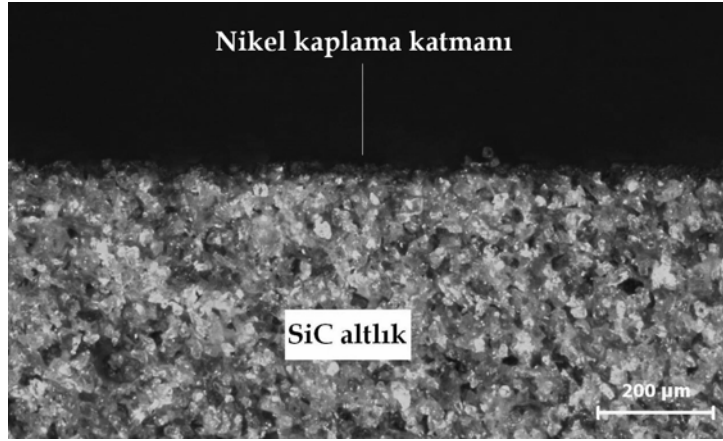
Şekil 6.33. Ni kaplı SiC preformun EDS analizi

Seramik takviye elemanlarının akımsız kaplama yöntemi ile nikel kaplanması kompozit sistemlerinde ıslatabilirliği ve infiltrasyon başarısını artırdığı birçok deneysel çalışma ile ispatlanmıştır (Babu, 2007; Leon, 2000; Hojo, 1989; Balaraju, 2003; Panagopoulos, 1999). Yapılan bu çalışmada da infiltrasyon öncesi SiC preformlar akımsız yöntem ile kaplanarak ıslatabilirlik ve dolayısıyla nüfuziyet özellikleri geliştirilmiştir.

Yapılan benzer bir çalışmada SiC partikülleri akımsız kaplama yöntemi ile nikel kaplanmıştır (Leon, 2000). SiC partiküllerinin yüzeyleri benzer şekilde aseton ve HNO₃ ile temizlenmiş, SnCl₂ ve HCl ile yüzeyleri hassaslaştırılmış ve son olarak da PdCl₂ ile yüzeyleri aktif hale getirilmiştir. Kaplama sonrası seramik yüzeylerinde Ni-P elementleri tespit edilmiş ve kompozit fazlarındaki arayüzey bağlarının geliştirildiği vurgulanmıştır.

Farklı bir çalışmada ise grafit partiküller akımsız kaplama tekniği kullanılarak Ni-P ve saf Ni ile kaplanmıştır. Kaplama uygulamaları sonrası karşılaştırmalı olarak yüzey morfolojileri incelenmiştir (Babu, 2007). Akımsız kaplama yöntemi kullanılarak Ni-P kaplanan grafit partiküller, saf Ni kaplanan grafit partiküllerden daha fazla katalize (kolay ve hızlı tepkimeye giren) olmuştur. Ni-P kaplama ayrıca kompozitin yüzey alanını geliştirmeye yardımcı olmuştur. Ni-P'ye ait elektro-katalitik (tepkime) verimlilik saf Ni ile karşılaştırıldığında üç kat daha verimli olduğu tespit edilmiştir. Tarafımızdan yapılan çalışmada ise SiC seramik preformlar akımsız kaplama yöntemi ile başarılı bir şekilde Ni-P kaplanmıştır. Ni kaplanmış SiC seramik preform yüzeylerinden alınan EDS analizlerinde Ni ve P elementleri tespit edilmiş, kaplama katmanına ait Ni ve P fazları doğrulanmıştır.

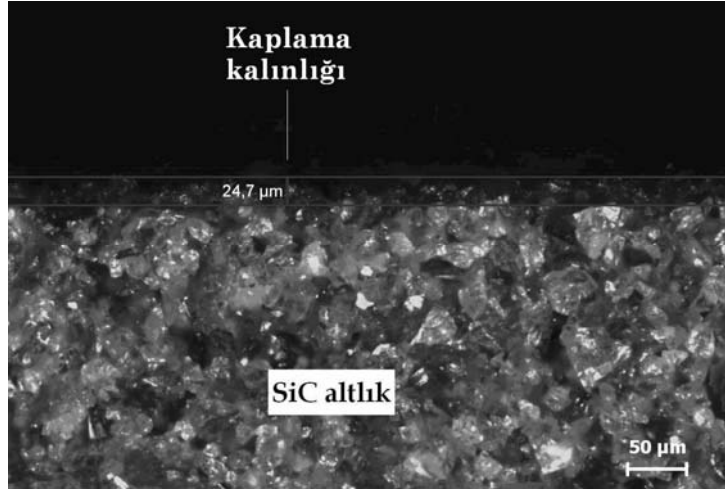
Nikel kaplama katmanının kalınlığını tespit etmek için 370 mPa.s vizkozite değerine sahip seramik çamur 1200 °C'de sinterlenerek SiC'den katı bir kompakt oluşturulmuş ve akımsız nikel kaplama tekniği ile bakır kaplanmıştır. Şekil 6.34'de SiC altlık ve yüzeyine kaplanan nikel kaplama katmanı görülmektedir.



Şekil 6.34. SiC/Ni kaplama katmanı

Şekil 6.35'de ise 24,7 μm olarak tespit edilen kaplama yüksekliği gösterilmektedir. Bu değer kaplama uygulamasındaki en yüksek kaplama kalınlığıdır. Seramik preformun iç bölgelerine doğru kaplama kalınlığı kademeli olarak 3-4 μm ölçülerine kadar düştüğü tahmin edilmektedir. Seramik preformun en dış bölgesindeki nikel kaplama kalınlığı 24-25 μm olmasının bir avantajı infiltrasyon başlangıcında sıvı

alüminyum öncelikle bu kaplama katmanı ile temas etmesi, dolayısıyla nikel katmanın bir bölümünün alüminyuma karışarak infiltrasyonu kolaylaştırması beklenmektedir.



Şekil 6.35. SiC altlığın Ni kaplama kalınlığı

Yapılan benzer bir çalışmada SiC altlık akımsız kaplama yöntemi ile nikel kaplanmıştır. Kaplamalı ve kaplamasız SiC ile sıvı Al-Si-Mg alüminyum alaşımı arasındaki temas açıları ölçülmüştür. Kaplama öncesi SiC altık ile sıvı alüminyum alaşımı arasındaki temas açısı 1000 °C’de 150° tespit edilmiştir. Kaplama sonrası temas açısı 700 °C ’de <30°, 850 °C ’de <5°, 1000 °C ’de <2° seviyelerine düşürülmüştür (Tekmen, 2006).

6.5. Alüminyum Matriks Kompozitlerin İnfiltrasyonla Üretimi

Alüminyum matriks kompozitlerin üretimi için öncelikle polyester süngerden replika tekniği ile seramik preformlar üretilmiş, bu preformların bir kısmı ıslatma özelliklerinin iyileştirilmesi için bakır ve nikel kaplanmış, diğer preformlar ise olduğu gibi kullanılmıştır. Üretilen seramik preformlar bir basınçlı döküm ünitesinde mekanik deneyler için hazırlanmış kalıp içerisinde yerleştirilmiş, yüksek piston basıncı ve hızıyla ergiyik alüminyum alaşımı infiltre edilmiştir. Elde edilen kompozit numunelerden hem çekme-eğme numuneleri çıkarılmış hem de yüzeyleri parlatılarak optik ve taramalı elektron mikroskopunda mikroyapı incelemeleri yapılmıştır.

Kompozitlerin üretimi ile ilgili plot denemelerde, düşük sıcaklıklarda (700°C) alüminyum infiltrasyonu yetersiz olmuş, yüksek sıcaklıklardaki (900-1000°C) infiltrasyon uygulamalarında ise kompozit malzemede aşırı çekme ve gaz boşlukları olduğu gözlenmiştir. Bu nedenle infiltrasyon sıcaklığı olarak 800 °C olarak belirlenmiştir.

İlk infiltrasyon denemelerinde ayrıca düşük ve yüksek basınçlarda infiltrasyon denenmiş, düşük sıcaklıklarda alüminyumun kısmi infiltre edilmiş, yüksek basınç infiltrasyonda ise kalıbı içindeki preform tahrip olarak homojenliğini kaybetmiştir. Bu nedenle kompozitlerin üretimi öncesinde yapılan denemeler sonucunda 8 Atm basınç kullanılması uygun görülmüştür. Bu basınç değerinde infiltrasyon başarılı olmuş, sıvı alüminyum seramik preformların gözeneklerini doldurarak infiltre olabilmektedir.

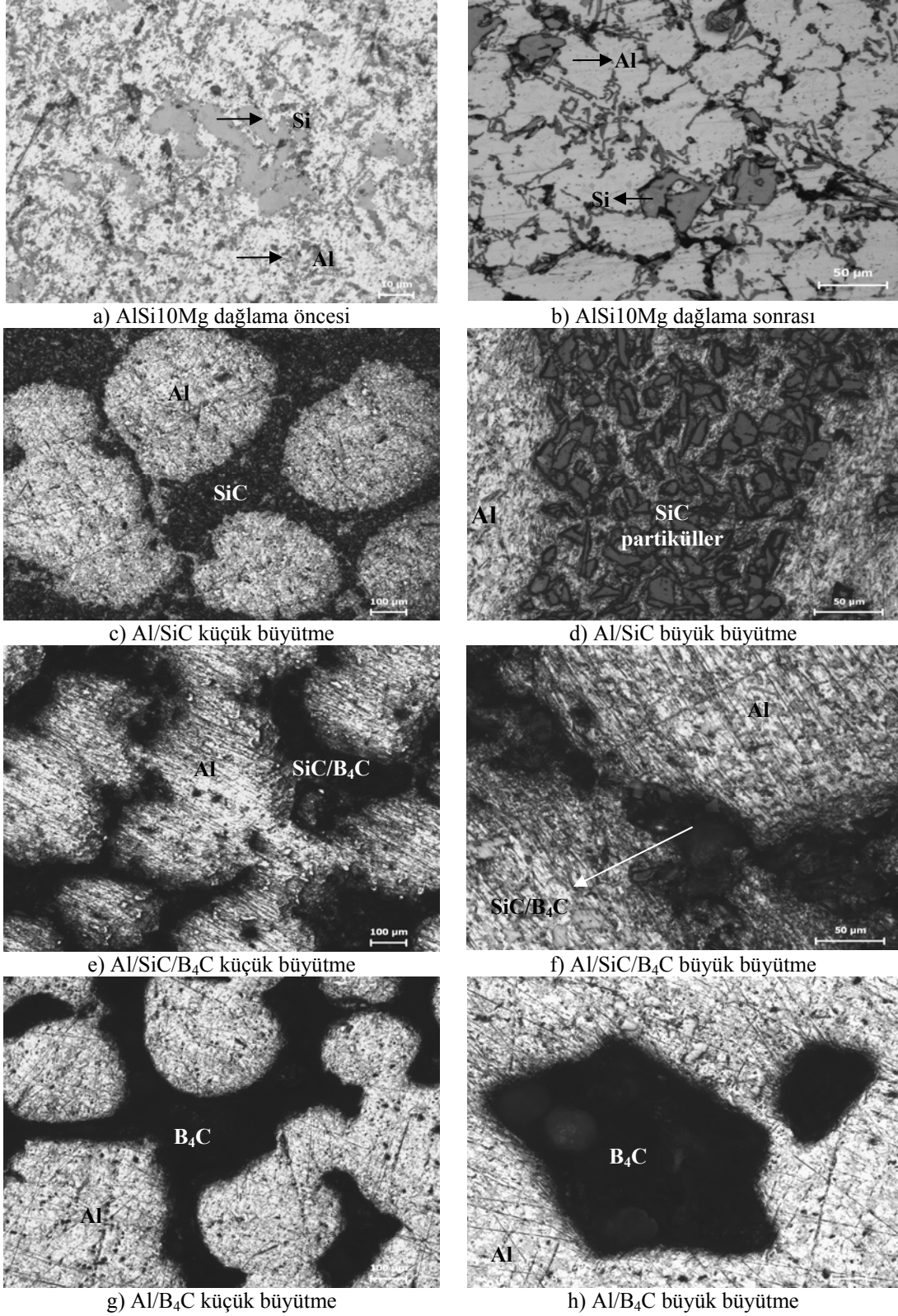
Üretim ile ilgili optimizasyon çalışmalarının ardından, kalıp ve seramik preformların sıcaklığı 300 °C, infiltrasyon sıcaklığı 800 °C, piston basıncı 8 Atm ve infiltrasyon süresi 2 saniye olarak kullanılmıştır. Ayrıca; kalıp, yolluklar ve piston yolunun gerek ısınması gerekse de basınçlı döküm cihazının devir alması için seramik preform kullanmaksızın kalıba 10 defa alüminyum basılmıştır.

Seramik preformların önceden hazırlanması halinde, basınçlı döküm ile infiltrasyon yöntemi seri üretime uygun bir proses olduğu gözlenmiştir. Seramik preformun kalıba yerleştirilmesi, sıvı alüminyumun ergitme ocağından alınarak sıvı metal haznesine yerleştirilmesi, piston basıncının uygulanması ve kompozitin kalıptan çıkarılması dahil üretim süresi toplam 30 saniyede gerçekleşmiştir. Dolayısıyla bu proses ile 65 cm³ hacime sahip kompozit parçalar saatte 80-100 adet üretmek mümkündür.

6.5.1. Kompozitlerin optik mikroskop incelemeleri

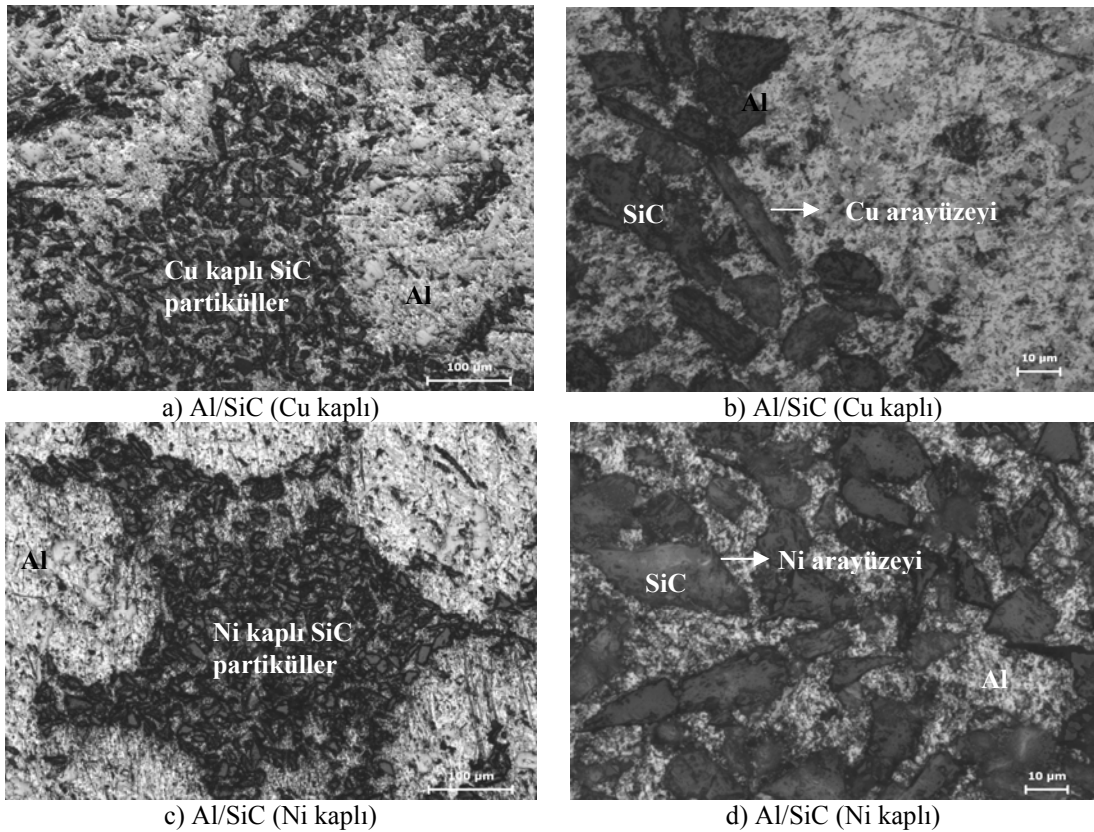
Üretilen kompozit malzemelerin gözenek yapısını, takviye fazı ve matriks arasındaki bağlantı bölgelerini incelemek için optik mikroskopta mikroyapı görüntüleri elde edilmiştir. Şekil 6.36.a'da takviyesiz alüminyum alaşımının dağlama öncesi ve Şekil

6.36.b'de ise dağlama sonrası mikroyapısı görülmektedir. Alüminyum alaşımına Si ilavesi, alüminyum dökümlerde sıvının akıcılığını artırmakta ve kompozit üretimi sırasında da karbür seramik takviyelerin stabilitesini artırarak istemeyen intermetalik Al_4C_3 fazının oluşumunu engellemektedir. Dolayısıyla matriks alaşımındaki Si ilavesi alüminyum kompozit malzeme için önem arz etmektedir. Takviyesiz matriks alaşımının mikroyapı görüntüsü incelendiğinde % 10,79 oranında alaşımda mevcut olan alaşım elementi Si bölgeleri açıkça görülmektedir. Alüminyum alaşımına magnezyumun ağırlıkça %1'e kadar ilavesi halinde yüzey gerilmesindeki azalma çok fazla iken bu orandan sonra etkisi azalmaktadır. Bunun yanı sıra, magnezyum aynı zamanda çok etkili bir yüzey aktif maddesidir. Dolayısıyla infiltrasyon uygulamasında sıvı alüminyum alaşımının yüzey gerilmesini azaltmaktadır. Magnezyum aynı zamanda katkı fazı yüzeyindeki oksijen ile reaksiyona girerek katkı fazının yüzey enerjisini artırır (Pai, 1995). Bunun yanı sıra, arayüzeyde yeni bileşikler oluşturarak katı-sıvı arayüzey enerjisini azaltır. Şekil 6.36.c-d'de Al/SiC kompozitinin mikroyapıları verilmiştir. Şekil 6.36.c'de SiC partiküllerinden oluşan preform gözenekleri ve bu gözeneklere infiltre edilmiş Al alaşımı bölgeleri görülmektedir. Şekil 6.36.d'de infiltrasyon uygulaması ile alüminyumun SiC partiküllerini iyi bir şekilde ıslattığı, hatta alüminyumun SiC partiküllerin aralarına sızması ile matriks ve takviye fazı bağına güçlendirdiği görülmektedir. Şekil 6.36.e-f'de Al/SiC/B₄C kompozitinin mikroyapıları görülmektedir. Şekil 6.36.e'de SiC ve B₄C partiküllerinden oluşan preform gözenekleri ve bu gözeneklere infiltre edilmiş Al alaşımı bölgeleri belirtilmiştir. Şekil 6.36.f'de infiltrasyon uygulaması ile alüminyumun SiC ve B₄C partiküllerinden oluşan makro gözenekleri doldurduğu, SiC partikülleri arasında bulunan B₄C'ün ıslatma özelliği kötü olduğundan sıvı alüminyum partikülleri ıslatmasını önleyerek gözenek duvarlarındaki mikro gözeneklerin oluşmasına neden olduğu görülmektedir. Şekil 6.36.g-h'de Al/ B₄C kompozitinin mikroyapıları görülmektedir. Şekil 6.36.g'de B₄C partiküllerinden oluşan preform gözenekleri ve bu gözeneklerin alüminyum ile infiltre edilmiş bölgeleri belirtilmiştir. Şekil 6.36.h'de B₄C partiküllerinden oluşan gözeneklerin zımparalama esnasında matriks arasından koparak dışarıya çıktığı ve mikroyapıda boşluk görüntüsü verdiği tespit edilmiştir. B₄C partiküllerin alüminyumu iyi ıslatmadığı bu nedenle matriks-takviye fazı arasında istenen seviyede bir bağ oluşturmasını engellediği kanısına varılmıştır.



Şekil 6.36. 6retilen (a) ve (b) takviyesiz alaşımın, (c) ve (d) Al/SiC kompozitin, (e) ve (f) Al/SiC/B₄C kompozitin, (g) ve (h) Al/B₄C farklı b6y6tmelerde optik mikroskop g6r6nt6 analizi

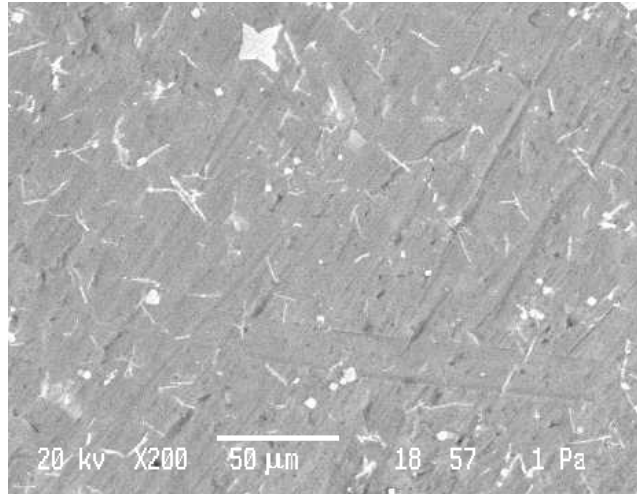
Şekil 6.37.a-b'de bakır kaplı SiC takviyeli Al kompozitin mikroyapıları görülmektedir. Şekil 6.37.a'da Cu kaplı SiC partiküllerinden oluşan preform gözenekleri ve bu gözeneklere infiltre edilmiş Al alaşımı bölgeleri belirtilmiştir. Şekil 6.37.b'de ise SiC bakır kaplanmasının infiltrasyona ve mikroyapıya etkisi anlaşılmaktadır. Bakır kaplama uygulamasının infiltrasyonda ıslatmayı artırdığı, alüminyumun SiC partiküllerini başarılı bir şekilde ıslattığı ve ıslatma özelliğinin geliştirilmesiyle alüminyumun SiC preformun gözeneklerine ve SiC partiküllerinin arasına emdirildiği görülmektedir. Şekil 6.37.c-d'de akımsız yöntem ile nikel kaplanmış SiC preform yapıya AlSi10Mg matriks alaşımı infiltre edilmesi ile oluşan kompozitin mikroyapıları görülmektedir. Nikel kaplanmış SiC partiküllerden oluşan makro gözenekleri alüminyumun tamamıyla doldurmasıyla Şekil 6.37.c'de ki ağ şeklinde bir mikro yapı elde edilmiştir. Şekil 6.37.d'de ise partiküllere arasındaki mikro gözeneklere yüzeylerin Ni kaplanmasıyla Al her noktaya infiltre olmuş ve güçlü bir ara yüzey bağı elde edilmiştir. Arayüzeyin etkin bir şekilde bağ oluşturduğu partiküllerin etrafındaki koyu gri renge sahip hatlardan anlaşılmaktadır.



Şekil 6.37. Üretilen (a) ve (b) Al/Cu kaplı SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/Ni kaplı SiC kompozitin farklı büyütmelerde optik mikroskop görüntü analizi

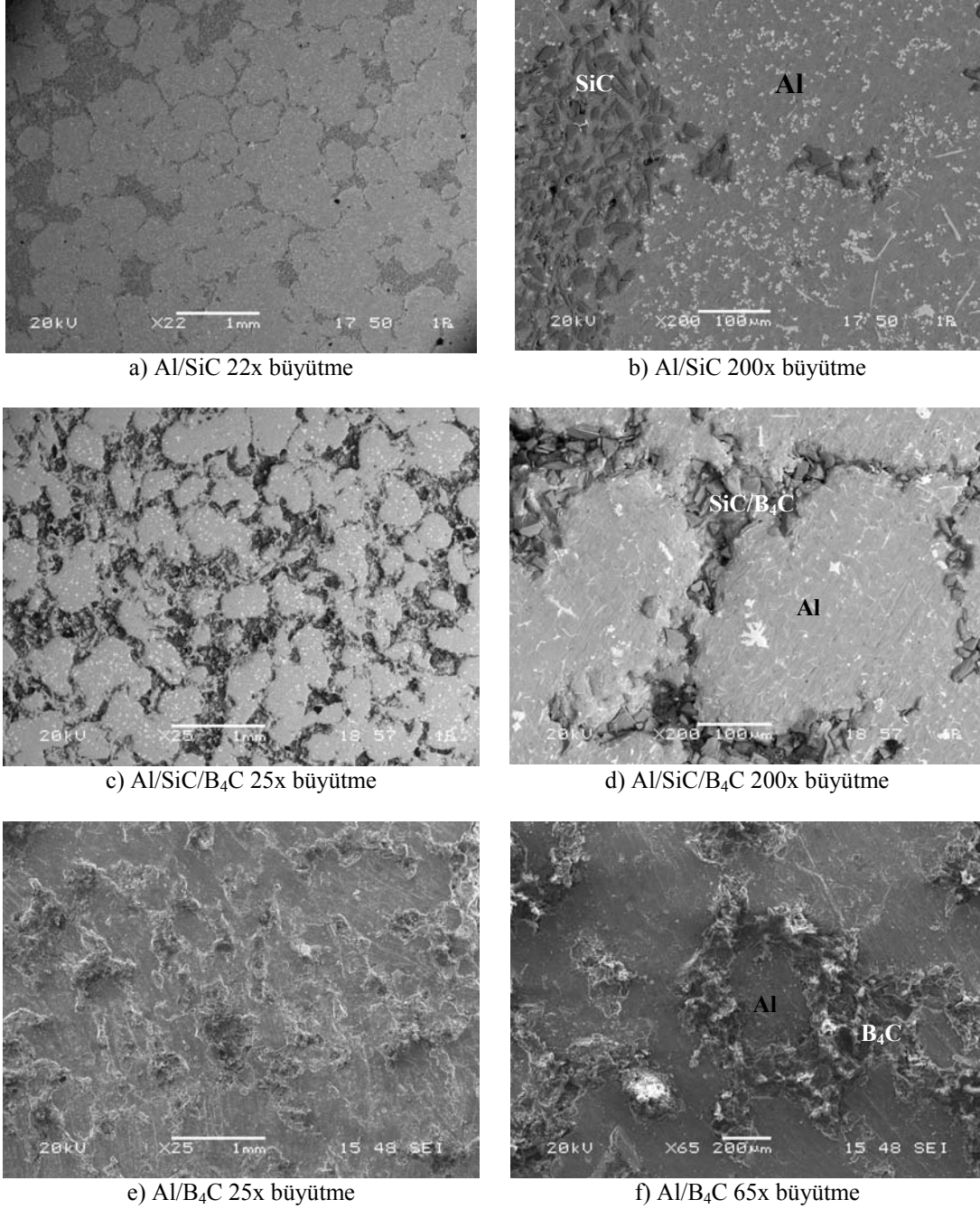
6.5.2. Kompozitlerin SEM görüntü analizi

Bu bölümde üretilen kompozit malzemelerin ve takviyesiz matriks alaşımının mikroyapıları incelenmiştir. Şekil 6.38’de takviyesiz alüminyum alaşımının (AlSi10Mg) mikroyapısı görülmektedir. Burada alüminyum ve alüminyum içerisinde homojen bir şekilde dağılmış halde bulunan Si bölgeleri görülmektedir. Matriks alaşımı olarak AlSi10Mg alaşımının seçilmesinin nedeni alaşım elementleri içerisinde bulunan Si ve Mg elementlerinin varlığı ve oranlarıdır. Bu alaşım elementleri içeren alüminyum alaşımlarının ıslatabilirlik özellikleri diğer alaşımlara nazaran daha yüksek olup, Si ve Mg elementleri, alaşımların akışkanlığını ve ıslatmasını artırmaktadır. Takviyesiz alüminyum matriks alaşımının mikroyapısında Si elementine ait bölgeler daha çok tane sınırlarında gözlenmektedir.



Şekil 6.38. Takviyesiz matriks alaşımının mikroyapısı (200x büyütme)

Şekil 6.39’da ise üretilen alüminyum matriks kompozit malzemelerin farklı büyütme ölçeklerinde SEM mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Al/SiC kompozitine ait 22x büyütme mikroyapı resminde SiC takviye elemanının alüminyum matriks içerisinde homojen bir şekilde dağıldığı ve gözenek morfolojisinin nasıl oluştuğu açık bir şekilde gözlenmektedir. Burada takviye elemanı gözenek yapısını 3 boyutlu düşünmek gerekir. Çünkü infiltrasyondan önce üretilen açık kanallı ve gözenekli SiC preformun yapısı 3 boyutludur. Gözenekler ve gözenek kanalları farklı açılarla birbirlerine ağ şeklinde bağlıdır (açık-gözeneklilik).



Şekil 6.39. Üretilen (a) ve (b) Al/SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/SiC/B₄C kompozitin, (e) ve (f) Al/B₄C farklı büyütmelerde SEM görüntüleri

Mikroyapı incelemeleri için kesiti alınan ve parlatılan kompozit malzemelerin yüzeyindeki takviye elemanları 2 boyutlu olduğu için gözenek morfolojisi net anlaşılammaktadır. Takviye elemanlarının mikroyapıda oransal olarak az görülen bölgelerde takviye elemanlarından oluşan gözenek ve gözenek kanalları birbirine yukarıdan veya aşağıdan açılı bir şekilde bağlanmış olabilir. Takviye elemanı bölgelerinin yoğun olduğu bölgelerde ise gözenek duvarlarının ortasından kesit

alınmış olabilir. Dolayısıyla bu hususlar göz önüne alındığında gözenek morfolojisinin homojen olduğu ve alüminyumun bu gözeneklere infiltre olarak kompoziti ortaya çıkardığı açık bir şekilde tespit edilmektedir. Al/SiC kompozitine ait 200x büyütülmüş görüntüsünde alüminyum matriks alaşımının SiC partiküllerin arasına sızarak ıslatmanın başarılı olduğu görülmektedir. Bu ıslatma olayını alüminyumu 800 °C gibi ergime derecesinden yüksek bir sıcaklıkta infiltre edilmesi, kalıbın ve seramik preformun 300°C’de ön ısıtmaya tabi tutulmasının olumlu yönde etkilediği düşünülmektedir.

Al/SiC/B₄C kompozitine ait 25x büyütülmüş görüntüsünde alüminyum matriks alaşımının SiC ve B₄C partiküllerinden oluşan gözeneklere infiltre edilerek bu gözenekleri doldurduğu görülmektedir. Fakat bu kompozitin 200x büyütülmüş görüntüsünde görüldüğü gibi takviye elemanı ve matriks alaşımı arasında ıslatmanın çok iyi olduğu söylenemez. Takviye elemanlarının bir kısmını oluşturan B₄C partiküllerinin alüminyumu kötü ıslatma özelliğinden dolayı takviye fazı ve matriks alaşımı arasındaki ıslatmayı menfi yönde etkilemiştir. SiC ve B₄C partikülleri birbiriyle temas halinde bulunduğu bölgelerde ve partiküllerin üst üste binmesi durumlarında alüminyum bu partiküllerin arasına sızamamış, dolayısıyla takviye fazı ve matriks alaşımı arasındaki arayüzey bağ mukavemeti istenilen seviyeye ulaşamamıştır. Fakat bu kompozitte Al/SiC kompoziti kadar iyi ıslatma gözükmesi de alüminyum SiC ve B₄C partiküllerinden oluşan makro gözenekleri doldurabilmiştir. Burada bazı bölgelerde seramik partiküllerinin kümeleniği görülmektedir. Bunun nedeni, yetersiz soğuma hızı nedeniyle katılaşma sırasında alüminyum dentritlerinin seramik partiküllerini dentritler arası bölgelere itmesidir (Skibo, 1988). Diğer bir neden ise infiltrasyon basıncının makro gözenek kanallarına yeterli bir etki oluşturarak infiltreyi sağlamış, fakat partiküllerin arasındaki mikro gözeneklere girerken yüzey gerilimleri baskın faktör olduğundan basınç etkisini azaltarak mikro gözeneklere neden olduğu düşünülebilir.

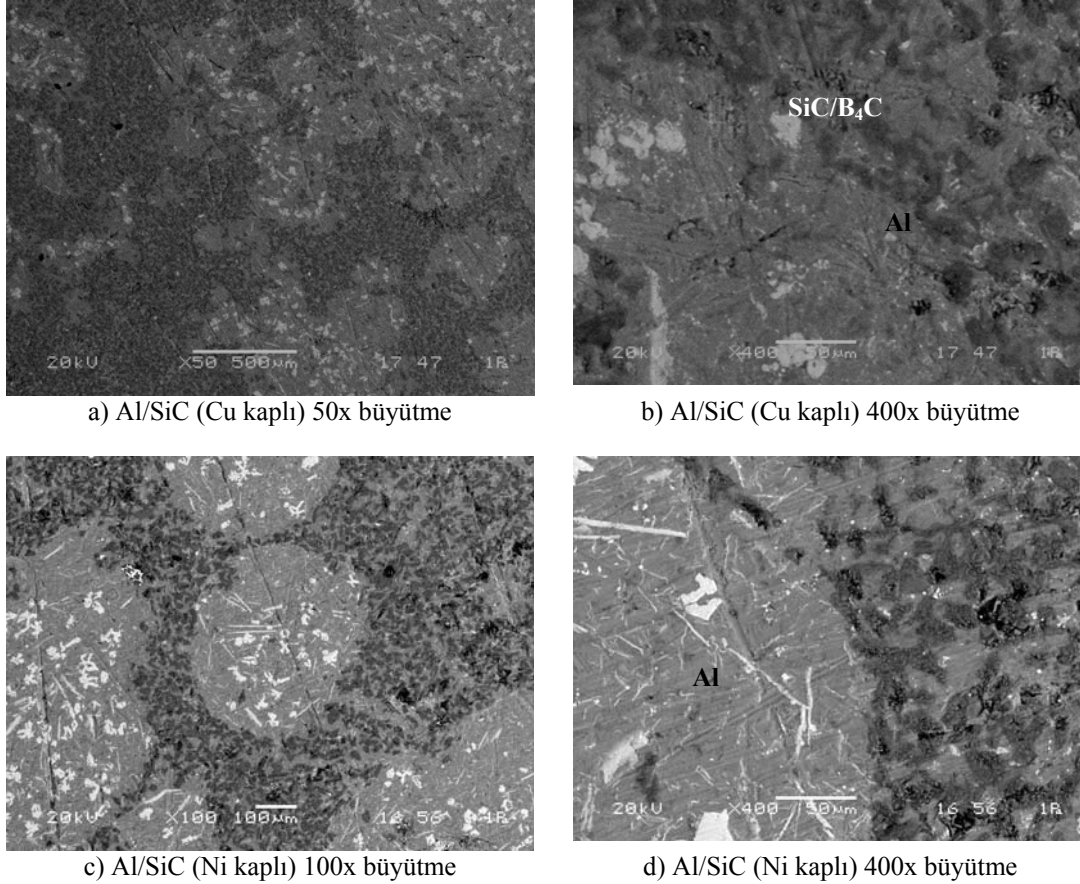
Al/B₄C kompozitine ait mikroyapı görüntülerinde görüldüğü üzere ıslatmanın kötü olduğu kompozit malzeme bu kompozitlerdir. Bilindiği üzere %10 üzerinde takviye oranı ve 1100 °C’nin altındaki sıcaklıklarda Al ile B₄C arasındaki düşük seviyelerde ıslatma problemi bulunmaktadır (Toptan, 2007). Bunun nedeni Al-B₄C ara yüzeyinde

oluşan yeni fazlar ile yüzey gerilimleri arasındaki seviyelerdir. Dolayısıyla ıslatma problemi çalışmamızda da gözlenmiştir. B_4C partiküllerinden oluşan makro gözeneklere alüminyum başarılı bir şekilde infiltre edilmiş, ancak mikro gözeneklerin infiltre edilmesi ve arayüzey ıslatması arzu edilen ölçülerde sağlanamamıştır.

Islatmayı artırmak için infiltrasyon uygulaması öncesi B_4C preformlarına akımsız metal kaplama yöntemleri uygulanmış, fakat B_4C seramik preformlar kaplama öncesi asitik hazırlık aşamalarında dağılmıştır. Asitik çözeltilere dayanıksız olduğu için akımsız kaplamaya, B_4C preform içerisinde elektrik iletkenliği olmayan ve bağlayıcı görevi olan bentonitten dolayı ise elektrolitik kaplama yöntemleri ile kaplanamamıştır. Ancak bu kompozitin gerek preform üretimi aşamaları gerekse preformların makro gözeneklerine alüminyumun infiltre edilmesi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. Alüminyum ve B_4C takviye elemanları arasındaki arayüzey bağ mukavemetleri düşük olsa bile B_4C partikülleri, SiC partikülleri gibi üstün tribolojik özelliklerinden dolayı aşınmaya maruz kalan makine parçalarında ve balistik alanlarda kullanılması düşünülebilir.

SiC takviye elemanı ve matriks alaşımı arasında ıslatmayı ve dolayısıyla arayüzey bağ mukavemetini artırmak için takviye elemanı olan seramik preformlara akımsız kaplama uygulanarak alüminyum infiltre edilmiş kompozitlere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 6.40.a-d'de verilmiştir. Metalik bakır ve nikel kaplamalar, akımsız kaplama tekniği kullanılarak seramik preformlara, infiltrasyondan önce uygulanmıştır. Al/SiC(Cu kaplı) kompozitin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde matriks alaşımı olan alüminyumun SiC partiküllerini daha iyi ıslattığı görülmektedir. Al/SiC(Ni kaplı) kompozitte ise benzer şekilde ıslatmanın artırıldığı alüminyumun SiC partikülleri aralarına girerek takviye fazı ve matriks alaşımı arasında ıslatmanın geliştirildiği doğrulanmıştır. Her iki kaplama uygulamasından geçmiş kompozit malzeme de ıslatmanın artırıldığı kanıtlanmıştır. Matriks alaşımı ve takviye fazının arayüzey bağ mukavemetinin ve ıslatmasının geliştirildiği mekanik ve tribolojik deneyler ile daha detaylı bir şekilde incelenecektir. Seramik preformlar ile ilgili yapılan başarılı optimizasyon çalışmaları neticesinde üretilen kompozitlerin takviye fazı gözenek morfolojisinden de anlaşılacağı gibi gözenek kanalları infiltrasyon

basıncı esnasında zarar görmemiş, takviye fazı gözenek dağılımı ve morfolojisi tüm kompozitlerde üretildiği gibi tespit edilmiştir. Ayrıca kompozitlerin kırık yüzey mikroyapı ve EDS incelemelerinde takviye fazı ve matriks arayüzey performansı daha detaylı verilmiştir.

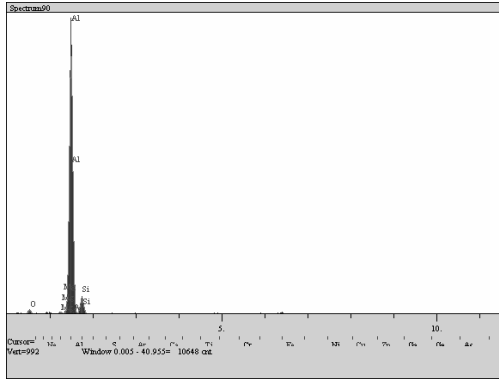


Şekil 6.40. Üretilen (a) ve (b) Al/Cu kaplı SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/Ni kaplı SiC kompozitin farklı büyütmelerde SEM görüntüleri

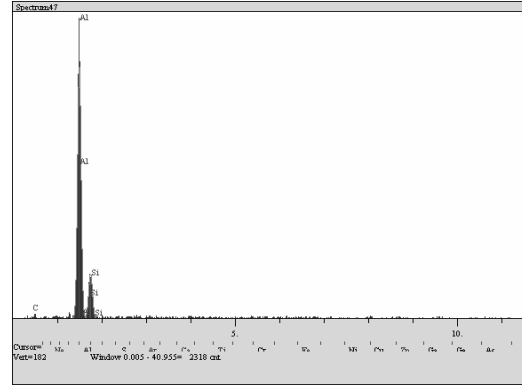
6.5.3. Kompozitlerin EDS analiz sonuçları

Şekil 6.41’de üretilen kompozitlerin ve takviyesiz alüminyum matriks alaşımının EDS analiz sonuçları verilmiştir. EDS analizleri incelendiğinde takviyesiz alüminyum matriks alaşımında Al, Si ve Mg pikleri tespit edilmiş, alaşımın AlSi10Mg alaşımı olduğu doğrulanmıştır. Al/SiC kompozitine ait EDS analizinde Al, Si ve C pikleri tespit edilmiştir. Bu kompozitte takviyesiz matriks alaşımından farklı olarak Si pikinin yüksek oluşu SiC takviye fazını oluşturan Si elementinden kaynaklanmaktadır.

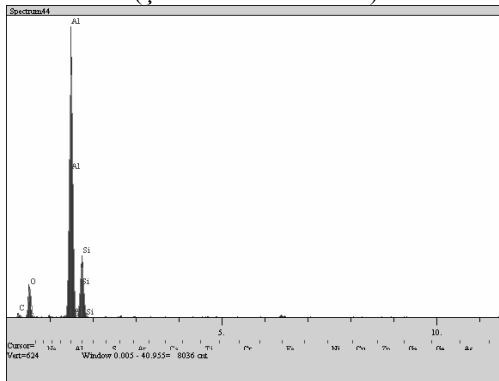
Al/SiC/B₄C ve Al/B₄C kompozitlerinde de benzer şekilde Al, Si ve C pikleri tespit edilmiştir. Bu kompozitlerde takviye elemanı olarak var olan B₄C'ü oluşturan B ve C pikleri atom numaraları düşük olduğundan, B için pik tespit edilememiş, C için ise düşük şiddetli pik tespit edilmiştir.



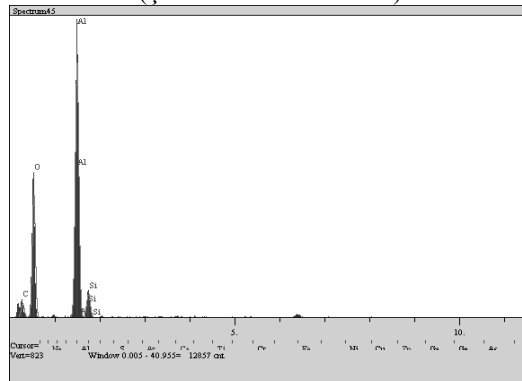
a) Al - EDS analizi
(Şekil 6.38'den alınan)



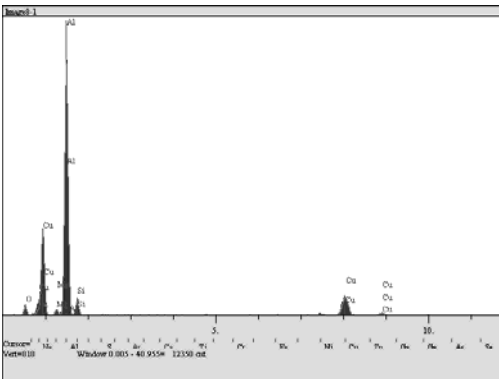
b) Al/SiC – EDS analizi
(Şekil 6.39.a'dan alınan)



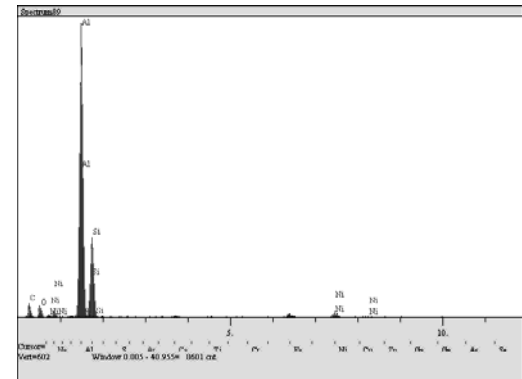
c) Al/SiC/B₄C – EDS analizi
(Şekil 6.39.c'den alınan)



d) Al/B₄C – EDS analizi
(Şekil 6.39.e'den alınan)



e) Al/SiC (Cu kaplı) – EDS analizi
(Şekil 6.40.a'dan alınan)



f) Al/SiC (Ni kaplı) – EDS analizi
(Şekil 6.40.c'den alınan)

Şekil 6.41. Üretilen (a) Al, (b) Al/SiC, (c) Al/SiC/B₄C, (d) Al/B₄C, (e) Al/SiC (Cu kaplı), (f) Al/SiC (Ni kaplı) numunelerin EDS analizleri

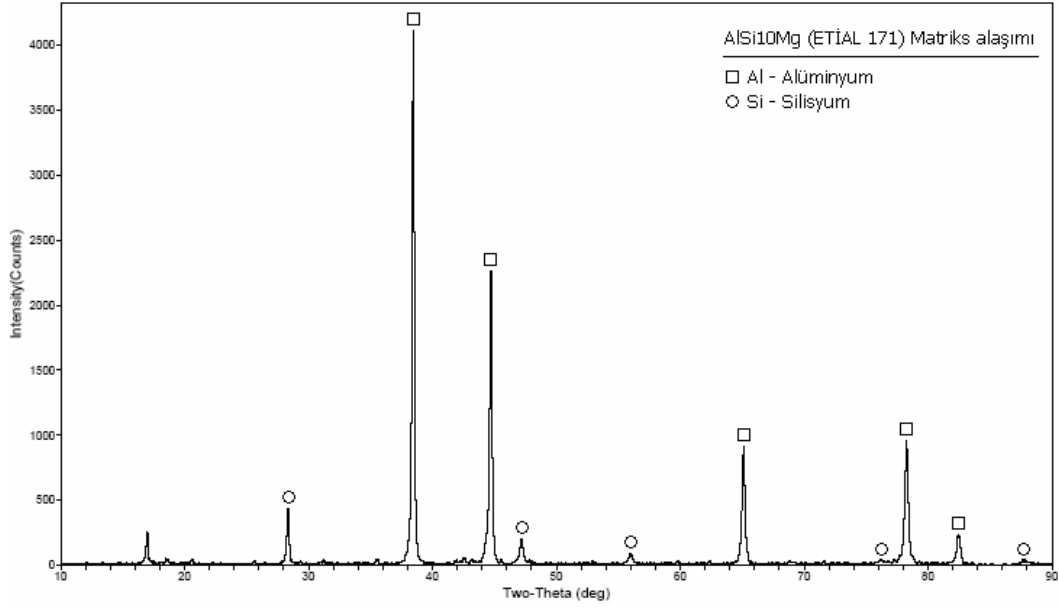
Al/SiC(Cu kaplı) kompozitin EDS analizinde Al, Si ve Mg pikleri ile kaplama uygulamasını doğrulayan Cu pikleri tespit edilmiştir. Al/SiC(Ni kaplı) kompozitin EDS analizinde ise Al, Si ve C pikleri ile kaplama uygulamasını doğrulayan Ni pikleri tespit edilmiştir.

Kompozitlerde SiC takviye elamanını Si ve C oluşturmakta, B₄C takviye elamanını ise B ve C pikleri oluşturmaktadır. EDS analizinde C ve B'nin atom numaraları düşük olması sebebi ile bu elementlere ait pik değerleri ya tespit edilememiş ya da çok az pik değerleri gözlenmiştir. Dolayısıyla bu kompozitlerin takviye fazlarını daha emin bir şekilde doğrulamak için XRD analizleri yapılmıştır.

Tüm kompozitlerin ve takviyesiz matriks alaşımının EDS analizleri değerlendirildiğinde kompoziti oluşturan ana elementler ve takviye elemanlarını oluşturan elementler açısından fikir vermiş, kompozit malzemeler doğrulanmıştır. Özellikle takviye elemanlarına kaplama uygulanmış Al/SiC(Cu kaplı) ve Al/SiC(Ni kaplı) kompozitlerine ait kaplama metalinin varlığı EDS analizi ile ispatlanmıştır.

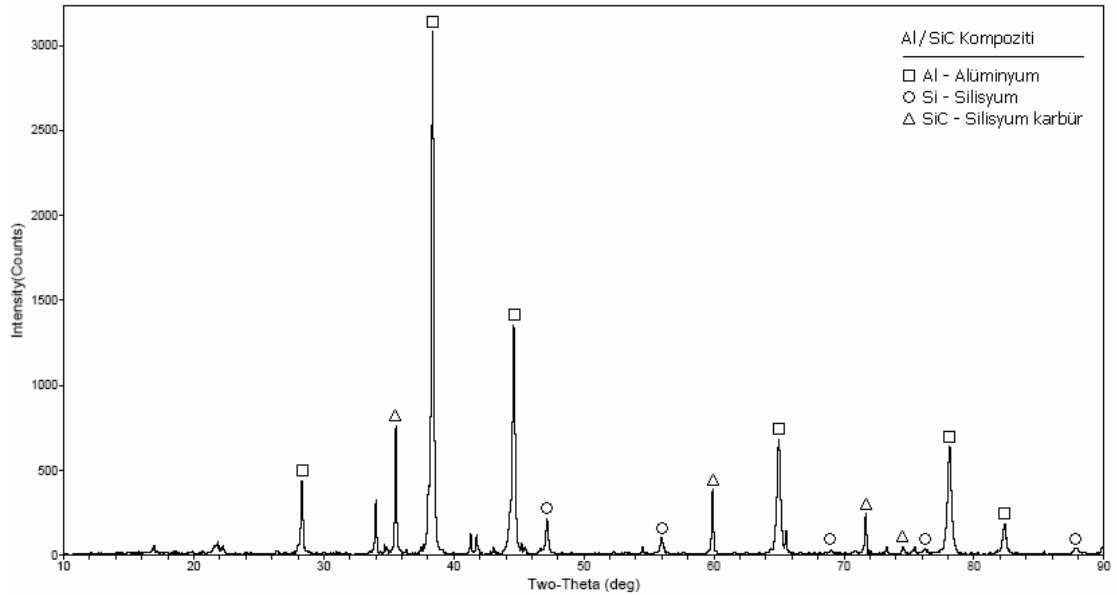
6.5.4. Kompozitlerin XRD analiz sonuçları

Şekil 6.42'de basınçlı döküm infiltrasyonu yöntemi ile üretilen takviyesiz matriks alaşımının XRD analizi görülmektedir. Analizde matriks alaşımının alüminyum (Al) ve silisyum (Si) ihtiva ettiği açıkça görülmektedir. X-ışınları difraksiyon analizinde cihaza bağlı bir şekilde kullanılan Jade 7 yazılımı programı ağırlıkça %5'in altındaki elementleri tespit edemediği için bu diyagramda diğer alaşım elementleri görülememektedir. Sonuç olarak x-ışınları difraksiyon analizi ile Al ve Si varlığı tespit edilmiş ve alaşımın Al-Si alaşımı olduğu doğrulanmıştır.



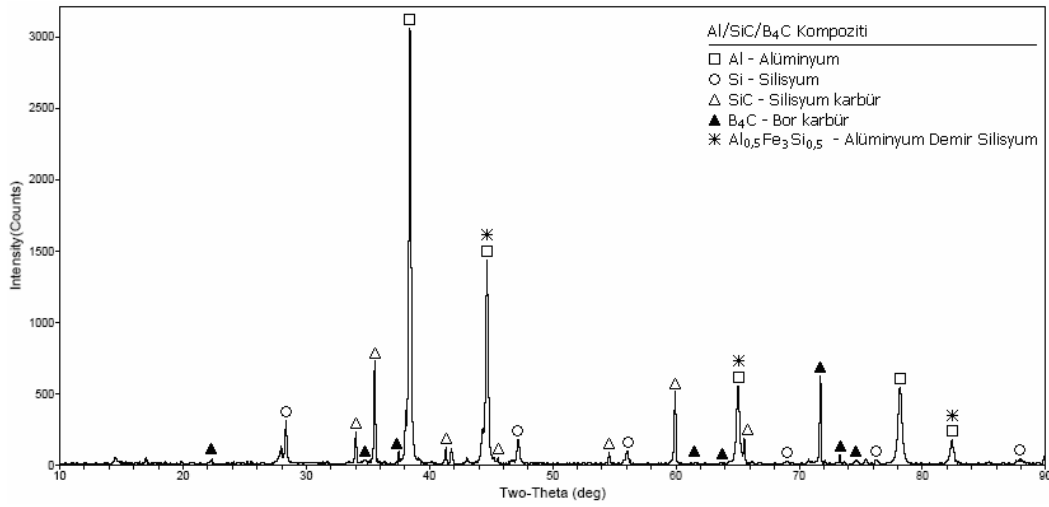
Şekil 6.42. Takviyesiz matriks alaşımının XRD analizi.

Şekil 6.43'de ise basınçlı döküm infiltrasyonu yöntemi ile üretilen Al/SiC kompozitine ait x-ışınları difraksiyon analizinden elde edilen grafik görülmektedir. Burada matriks alaşımına ait Al ve Si metalleri ile takviye elemanına ait SiC seramiği tespit edilmiş ve kompozit malzemenin içeriği doğrulanmıştır.



Şekil 6.43. Al/SiC kompozitin XRD analizi.

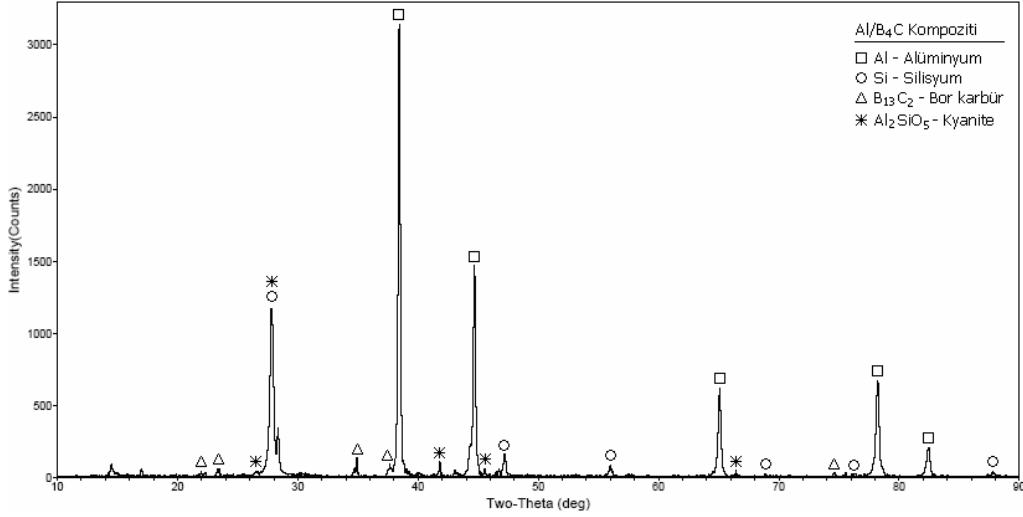
Şekil 6.44’de Al/SiC/B₄C kompozitine ait x-ışınları difraksiyon analizinden elde edilen grafik görülmektedir. Burada matriks alaşımına ait Al ve Si ile takviye elemanına ait silisyum karbür ve bor karbür tespit edilmiştir. Ayrıca Al-Fe-Si metallerearası bileşiği belirlenmiştir. İnfiltrasyon için kullanılan külçe alüminyum, primer alüminyum olup içindeki Fe demir spektro analiz cihazında standart değerlerde ölçülmüştür. Ancak kompozit üretim aşamalarında Fe kontaminasyonu alüminyum matriks alaşımındaki demir oranını artırmış ve Al_{0,5}Fe₃Si_{0,5} intermetaliği meydana getirmiştir.



Şekil 6.44. Al/SiC/B₄C kompozitin XRD analizi.

Şekil 6.45’de Al//B₄C kompozitine ait XRD analizinde ise matriks alaşımına ait Al ve Si metalleri ile takviye elemanına ait bor karbür seramiği tespit edilmiş ve kompozit malzemenin içeriği doğrulanmıştır. Yapıda ayrıca Al₂SiO₅ fazına gözlenmiştir. Düşük pike sahip bu faz, bir miktar sinterlenmeyen benonitte bulunan % 62 oranında SiO₂ ile Al arasında meydana geldiği düşünülmektedir. Ayrıca B₄C üzerindeki ince oksit tabakasının da bu fazın oluşumunda rol oynadığı tahmin edilmektedir.

Kompozit malzeme üretiminde katılan fazların fazlaca reaksiyona girmeden aynı fazları kompozit üretiminden sonra da beklemek gerekir. Elde edilen XRD grafikleri incelendiğinde çok önemli reaksiyonlar olmadan matriks ve takviye fazları korunmuştur.



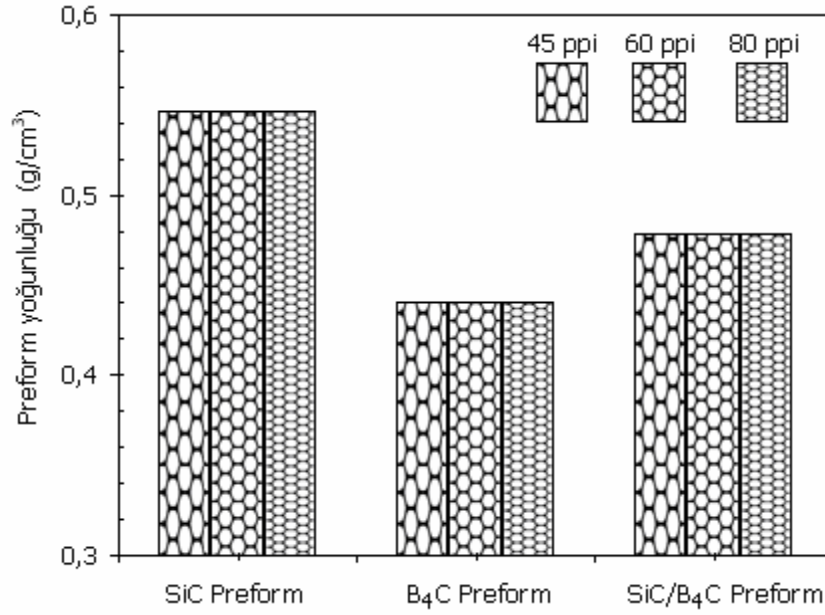
Şekil 6.45. Al/B₄C kompozitin XRD analizi.

6.6. Yoğunluk Değerleri

6.6.1. Seramik preformların teorik yoğunluk değerleri

Teorik yoğunluk değerleri hem üretilen seramik preformlar hem de kompozit malzemeler için belirlenmiştir. Matriks alaşımı AlSi10Mg'nin teorik yoğunluğu 2,68 g/cm³, SiC'ün teorik yoğunluğu 3,22 g/cm³, B₄C'ün teorik yoğunluğu 2,52 g/cm³ ve bentonitin teorik yoğunluk değeri 2,6 g/cm³ 'dir. Bu değerler ışığında seramik preformların teorik yoğunluk değerleri hesaplamaları yapılmıştır. Üretilen seramik preformların gözenekliliği %83 olup kalan kısım %17'dir. Çünkü seramik preformların üretilmesinde kullanılan partikül miktarları aynıdır. Her bir seramik preformda 45, 60 ve 80 ppi olmak üzere farklı gözenek boyutlarında üretilmiştir. Şekil 6.46'da farklı gözenek boyutlarına sahip seramik preformların hesaplanan yoğunluk değerleri verilmiştir.

Bu değerler, yukarıda verilen teorik yoğunluklar kullanılarak % 83 boşlukta dikkate alınarak karışım kuralına göre hesaplanmıştır. SiC preformun yoğunluk değeri 0,54 g/cm³, B₄C preformun yoğunluk değeri 0,44 g/cm³ ve SiC/B₄C preformun yoğunluk değeri ise 0,47 g/cm³ olarak bulunmuştur. Seramik preformlarda kullanılan seramik partikül miktarı ve preform hacim oranı aynı olduğundan gözenek büyüklüğü yoğunluk değerlerini etkilememiştir.



Şekil 6.46. Üretilen seramik preformların teorik yoğunluk değerleri

6.6.2. Kompozitlerin yoğunluk değerleri

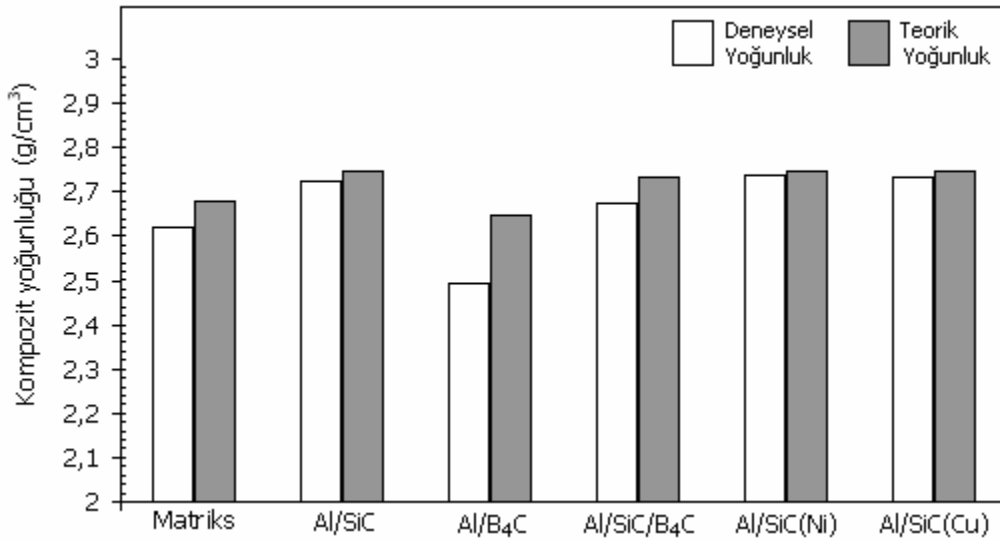
Basıncılı infiltrasyon yöntemi ile seramik preformlara alüminyum alaşımı infiltre edilerek üretilen kompozit malzemelerin Arşimet prensibine göre (bkz. Bölüm 5.8.2) yoğunluk değerleri ölçülmüştür. Ayrıca kompozitlerin teorik yoğunluk değerleri de hesaplanarak % porozite miktarları belirlenmiştir. Buradaki porozite, alüminyumun seramik preformlara infiltre edilmesi sonrasında, matriks alaşımının katılma çekmesinden kaynaklanan boşluklar ve matriks/takviye arayüzeyindeki mikro boşlukları temsil etmektedir.

Tablo 6.3’de kompozitlerin deneysel ve teorik yoğunlukları ile % porozite miktarları verilmiştir. Takviye hacim oranı tüm kompozitlerde %17, matriks hacim oranı ise %83’dür.

Tablo 6.3. Kompozitlerin deneysel ve teorik yoğunlukları ile % porozite miktarları

Kompozit	Kompozitin gözenek sıklığı (ppi)	Deneysel yoğunluk (g/cm ³)	Teorik yoğunluk (g/cm ³)	Porozite (%)
AlSi10Mg matriks	-	2,6200	2,680	2,23
Al/SiC	45	2,7123	2,745	1,19
	60	2,7336	2,745	0,41
	80	2,7245	2,745	0,74
Al/B ₄ C	45	2,4341	2,648	8,07
	60	2,4423	2,648	7,76
	80	2,4921	2,648	5,88
Al/SiC/B ₄ C	45	2,6371	2,735	3,57
	60	2,6164	2,735	4,33
	80	2,6730	2,735	2,26
Al/SiC (Ni kaplı)	45	2,7412	2,745	0,13
	60	2,7341	2,745	0,39
	80	2,7380	2,745	0,25
Al/SiC (Cu kaplı)	45	2,7388	2,745	0,22
	60	2,7376	2,745	0,26
	80	2,7343	2,745	0,38

Takviye gözenek sıklığı 80 ppi olan kompozit malzemelerin deneysel ve teorik yoğunluk değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 6.47’de grafikte gösterilmektedir.



Şekil 6.47. Üretilen kompozitlerin yoğunluk değerleri

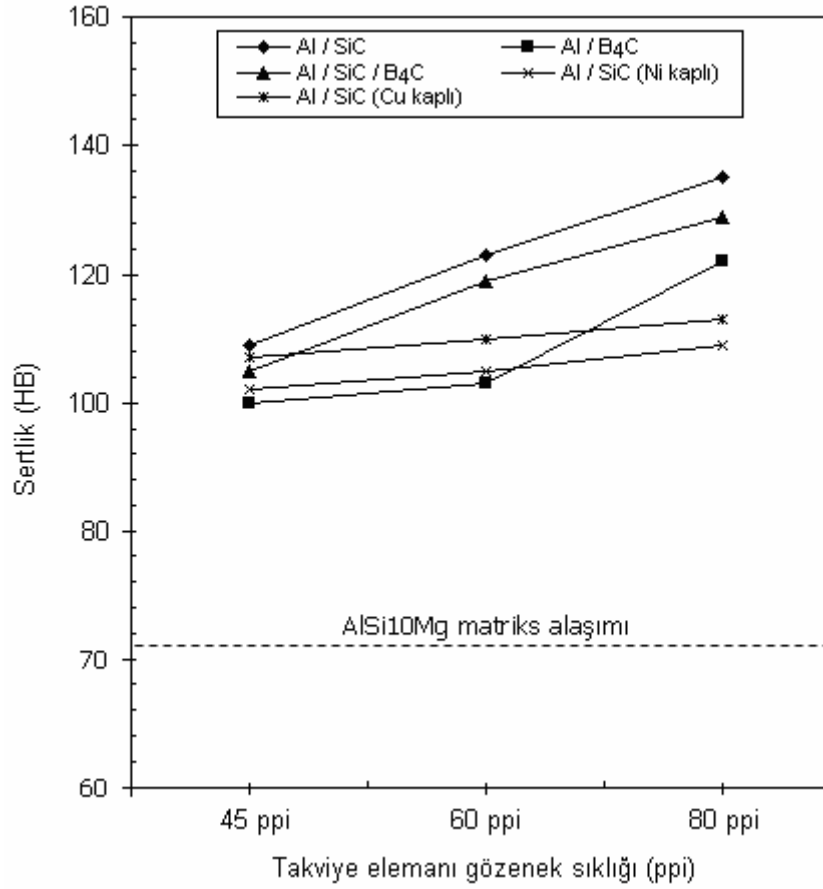
Grafikte açıkça görüldüğü gibi yapılan deneysel ölçümler ışığında teorik yoğunluğa en yakın değerler Al/SiC, Al/SiC (Ni kaplı) ve Al/SiC (Cu kaplı) kompozit malzemelerde belirlenmiştir. Cu ve Ni kaplama etkisi ile bu kompozitlerde matriks-

takviye fazı arayüzeyindeki mikro boşluklar minimize edilmiş ve bunun sonucunda teorik yoğunluk değerlerine yakın sonuçlar elde edilebilmiştir. İçerisinde B₄C takviye elemanı içeren Al/B₄C ve Al/SiC/B₄C kompozitlerde porozite miktarı daha yüksek bir oranda tespit edilmiştir. Bunun sebebi olarak sıvı Al alaşımı B₄C'ü iyi ıslatamaması ve bunun sonucunda arayüzeyde mikro porozitelerin artması şeklinde izah edilebilir. Matriks malzemesi AlSi10Mg alaşımını numunenin ise porozite miktarı % 2,23 olarak belirlenmiştir. Bu porozitenin takviyesiz matriks alaşımının katılma esnasında oluşan katılma çekmesinden kaynaklanan boşluklardan ileri geldiği düşünülmektedir. Kaplamalı ve kaplamasız SiC partikül takviyeli kompozitlerde aynı oranda katılma çekmesi görülmemiştir. Partiküller heterojen çekirdeklenmeye sebep olup, hem tane inceltmesini sağlamış hem de katılma çekmesini azaltmıştır. Sonuç olarak arayüzey boşluklarından dolayı kompozit numunelerde matriks alaşımına göre teorik yoğunluklarından daha düşük yoğunluklar beklenirken bu çalışmada şaşırtıcı bir şekilde bazı kompozit numunelerde teorik yoğunluğa çok yakın deneysel yoğunluk değerleri elde edilmiştir.

Yayınlanan bir makalede SiC preformların alüminyum alaşımları ile infiltrasyonunda optimum şartlar incelenmiş ve %3,9 poroziteye sahip Al/SiC kompozitin yoğunluk değeri 2,75 g/cm³ olarak tespit edilmiştir (Pech-Canul, 2000). Tarafımızdan yapılan çalışmada ise Al/SiC kompozitin yoğunluk değerleri yakın bir değer olarak 2,745 olarak belirlenmiştir.

6.7. Kompozitlerin Sertlik Değeri Sonuçları

Üretilen kompozit malzemelerin ve takviyesiz matriks alaşımının Brinell sertlik değerleri, 62,5 kg yük ve 2,5 mm çapında çelik bilye kullanılarak 30 sn süreyle tespit edilmiştir. Kompozit malzemelerin Brinell sertlik değeri sonuçları Şekil 6.48'de grafik halinde gösterilmektedir. Takviyesiz matriks alaşımının sertlik değeri 71 HB olarak bulunmuştur. Grafik incelendiğinde ise takviye fazının nihai ürün olan kompozit malzemelerin sertlik değerlerinde artışa neden olduğu görülmektedir. Ayrıca kompozit malzemelerin barındırdığı takviye fazının sıklığı (ppi), arttıkça sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir.



Şekil 6.48. Kompozitlerin sertlik değerleri grafiği

Takviye fazının gözenek sıklığı arttıkça (ppi) matris ve takviye fazı lineer doğru üzerinde daha sık şekilde dizilmektedir. Bu durum şu şekilde açıklanabilir; 45 ppi takviye elemanı gözenek sıklığına sahip preformdan elde edilen kompozitte 45 adet makro gözenek ve bu gözenekleri dolduran matris alaşımı bulunmaktadır. Takviye elemanının gözenek sıklığı arttıkça matris ve takviye fazı daha sık bir şekilde dizilmekte, bu durumda kompozitin sertliğinin artmasına neden olmaktadır.

Grafikten görüleceği gibi Al/SiC kompozitler 109-135 HB ile en yüksek sertliğe sahip olan kompozit türünü oluşturmaktadır. Bunu 104-128 HB ile Al/SiC/B₄C takip etmektedir. Al/B₄C kompozit türü gözenek sıklığındaki artışa bağlı olarak sertliğide önemli ölçüde artış göstermiştir (45 ppi: 100 HB, 60 ppi: 103 HB ve 80 ppi:123 HB).

SiC takviye elemanlarına Cu ve Ni kaplama uygulanarak üretilen kompozitlerde sertlik değerleri 102 ile 117 HB arasında değişmekte, kaplama uygulamasının

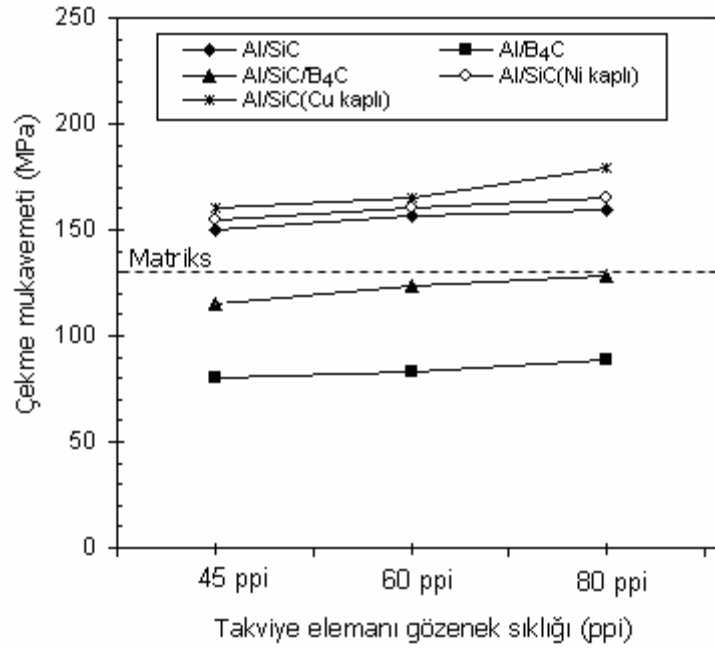
partiküllerin kompozit içerisinde homojen bir şekilde dağılmış olmasından dolayı, bu özelliklerini katkı oranlarına paralel olarak kompozitin mekanik özelliklerine yansıtmasıyla sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur. Sonuç olarak tüm kompozitlerin sertlik değerleri 102-135 HB arasında değiştiği, takviyesiz matriks alaşımının 71 HB sertlik değeri ile karşılaştırıldığında, takviye elemanlarının kompozitlerin sertliğini ciddi oranda artırdığı görülmüştür.

Benzer bir çalışmada takviyesiz matriks alaşımının sertlik değeri 91 HB iken, karbür seramikler ile takviyendirilerek bu değer 118 HB değerine kadar çıkartılmıştır (Altınkök, 2002). Diğer bir çalışmada ise takviyesiz Al-Si-Cu matriks alaşımının sertlik değeri 90 HB tespit edilmiş, %15 oranında seramik takviyesi ile 119 HB, %30 oranında seramik takviyesi ile 156 HB sertlik değerine ulaşılmıştır (Akbulut, 1995). Benzer çalışmalarda da takviye elemanı ilavesi ile kompozitlerin sertlik değerleri, takviyesiz matriks alaşımından artırılabilirdiği gözlenmiştir. Yapılan çalışmada da tüm kompozitlerin sertlik değerleri takviyesiz matriks alaşımdan yaklaşık % 43 ile 90 arasında artırıldığı tespit edilmiştir. Bu durum da takviye elemanının sertlik değerlerinin artışı neden olduğunu göstermektedir.

6.8. Kompozitlerin Çekme Deneyi Sonuçları

6.8.1. Çekme mukavemeti ve elastik modülü değerleri

Üretilen takviyesiz alaşımı numunenin ve kompozitlerin çekme mukavemet değerlerini tespit etmek amacıyla numuneler çekme deneyine tabi tutulmuşlardır. Numunelere ait elde edilen çekme mukavemet değerleri Şekil 6.49'da grafik şeklinde verilmiştir. Grafik incelendiğinde en yüksek mukavemetli kompozitlerin takviye elemanı Ni ve Cu kaplanmış SiC takviyeli kompozitler olduğu görülmektedir. SiC seramik preformların akımsız kaplama yöntemi ile Cu ve Ni kaplanması kompozit üretimi esnasında matriks ve takviye fazı arasındaki ıslatma özelliğini geliştirmek ve buna paralel matriks ve takviye fazı arasındaki bağları güçlendirmek içindi. Çekme mukavemet değerlerine bakıldığında ıslatma özelliğinin artırıldığı ve bağların güçlendiği, dolayısıyla bu durumlarında mukavemete etkisinin gerçekleştiği anlaşılmaktadır.



Şekil 6.49. Kompozitlerin çekme mukavemeti değerleri

Üretilen tüm kompozitlerin takviye elemanı gözenek sıklığı arttıkça çekme mukavemeti değerlerinde artış gözlenmiştir. Takviye elemanı gözenek sıklığı artması lineer doğru üzerindeki takviye fazı gözenek sayısının ve bu gözeneklere infiltre edilen matriks alaşımı bölgelerinin sıklaşması anlamına gelmektedir. Başka bir ifade ile takviye fazının matriks alaşımı içerisindeki gözenek morfolojisinin dairesel olarak, daha sık ve küçük aralıklar ile dizildiği anlamına gelir. Bu durum, döküm alaşımlarında tane inceltme çalışmaları ile gerçekleştirilen mukavemet artışı ile benzeşmektedir. Kompozit malzemelerde daha sıkı partikül dokusu çatlak oluşumu ve ilerlemesini güçleştirmektedir.

Tespit edilen mukavemet değerleri incelendiğinde takviye elemanı gözenek sıklığının 45 ppi, 60 ppi ve 80 ppi olarak artması ile çekme mukavemet değerleri artmıştır. Aynı şartlarda üretilen takviyesiz matriks alaşımı numunenin çekme mukavemeti değeri 130 MPa olarak belirlenmiştir. Al/SiC, Al/SiC(Cu kaplı) ve Al/SiC(Ni kaplı) kompozitlerin çekme mukavemeti değerleri takviyesiz matriks alaşımından yüksek bulunmuştur. Bu kompozitlerde takviye fazının mukavemeti artırdığı görülmektedir. En yüksek çekme mukavemet değerleri 80 ppi takviye elemanı gözenek sıklığına sahip kompozitlerde elde edilmiştir.

Tüm kompozitler içerisinde en yüksek çekme mukavemet değerleri 179 MPa çekme mukavemet değeri ile Al/SiC(Cu kaplı) kompozitte ve 165 MPa çekme mukavemet değeri ile Al/SiC(Ni kaplı) kompozitte tespit edilmiştir.

Al/SiC/B₄C ve Al/B₄C kompozit malzemelerin çekme mukavemet değerleri takviyesiz matriks alaşımı numunenin çekme mukavemet değerinden düşük çıkmıştır. Sıvı matriks alaşımı B₄C partikülleri, SiC partikülleri ıslattığı gibi iyi ıslatamamaktadır. Dolayısıyla B₄C ihtiva eden kompozitlerde çekme mukavemet değerleri düşük çıkmıştır. B₄C partiküller ile alüminyum matriks alaşımı arasında iyi bir bağ sağlanamadığı için arayüzeyde mikro porozitelerin varlığı düşünülmektedir.

Genel olarak çekme mukavemeti sonuçlarını değerlendirirsek, Al/SiC kompozitlerin çekme mukavemet değerlerinde artış sağlanmıştır. Takviye fazı ve matriks alaşımı arasındaki ıslatma ve arayüzey bağları geliştirmek için takviye fazına uygulanan akımsız Ni ve Cu kaplama uygulamaları çekme mukavemet değerlerinde etkisini göstermiş, en yüksek mukavemet değerleri Al/SiC(Cu kaplı) ve Al/SiC(Ni kaplı) kompozitlerde elde edilmiştir.

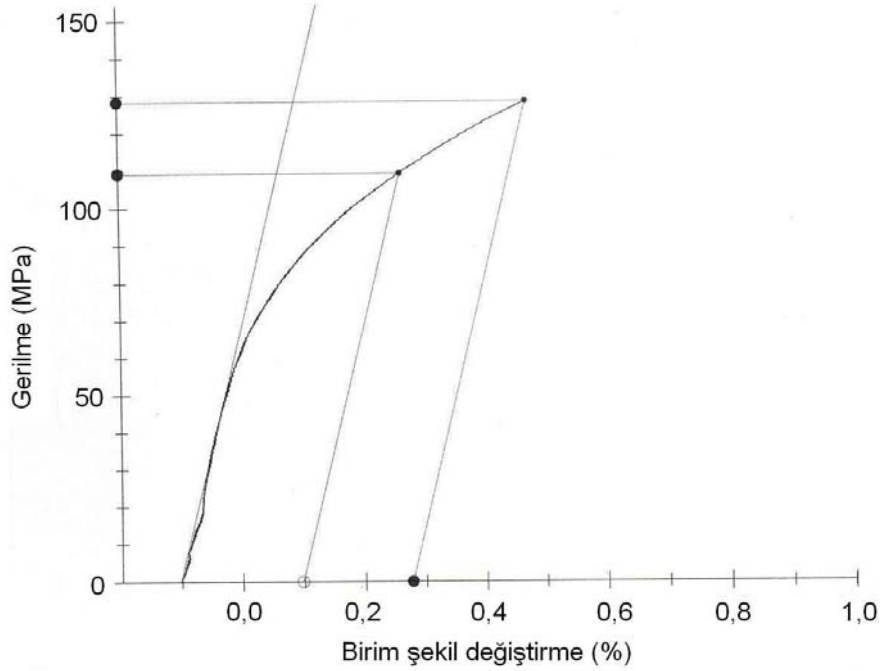
Mukavemet genel anlamda bir malzemeyi koparmak için birim alana uygulanan kuvvet olarak bilinir. Aslında mukavemetin temelini atomlar arası bağ kuvvetleri oluşturur. İki atom arasındaki bağı koparmak için bir kohezif kuvvet gereklidir. Atomlar arası kohezif kuvvet büyüdükçe enerji çukurunun derinliği, dolayısıyla bağ enerjisi artar ve mukavemet yükselir.

Deneyde kullanılan SiC ve B₄C'ün atomik bağları kovalent ve enerji çukuru derin olduğu için, bu bağları koparmak için yüksek bir kuvvet gereklidir. Takviyesiz matriks alaşımı olan alüminyum atomları metalik bağlar ile bağlı olup, bağ enerji çukuru derinliği seramiklere nazaran daha düşüktür. Bu yüzden bu malzemelerin bir kuvvet karşısında şekil değiştirmesi daha kolaydır. Üretilen kompozitlerde ise çekme deneyi esnasında gelen yükü matriks alaşımı, bağ kuvveti daha yüksek olan SiC ve B₄C'lere aktarır. Yapı içerisinde homojen dağılıma sahip SiC ve B₄C takviye elemanları yükü taşıyarak kompozitin şekil değiştirmesini zorlaştırır. Ayrıca matriks alaşımı plastik şekil değiştirebilirken takviye elemanları bu yüklerde plastik

deformasyon göstermezler. İyi bir arayüzey bağı oluşturulabilirse katılan sert takviye elemanları matriksin de plastik deformasyonunu önleyerek kompozitin mukavemetini artırır. Yapılan deneysel çalışmalarımızda genelde bu davranış gözlenmiş olup, kompozit malzemelerin çekme mukavemeti değerleri, takviyesiz matriks alaşımından daha yüksek tespit edilmiştir.

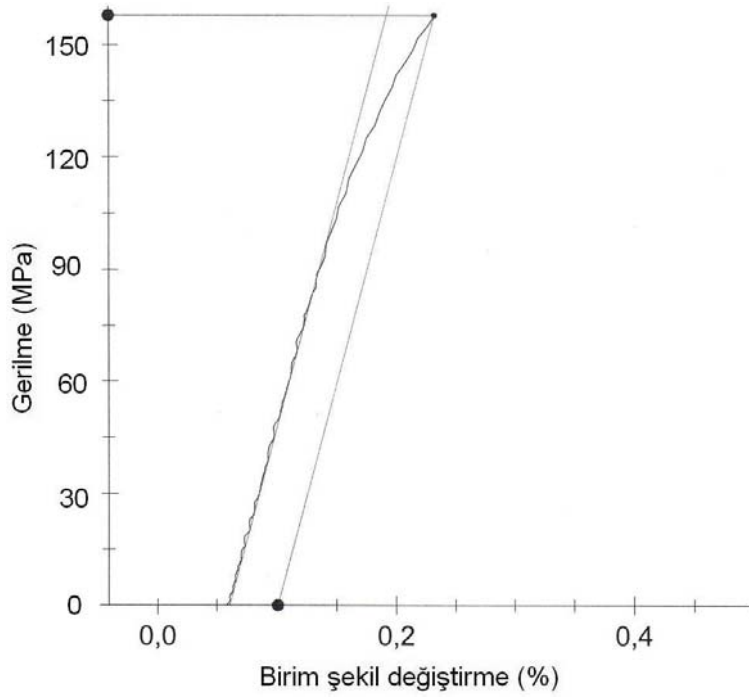
Benzer bir çalışmada Al-%7Si-%0.7Mg matriks alaşımı %18 oranında SiC takviye edilerek üretilen kompozit malzemenin çekme mukavemet değeri 161 MPa olarak tespit edilmiştir (Tekmen, 2006). Diğer bir çalışmada ise infiltrasyon yöntemi kullanılarak Al-Zn alaşımı %10 oranında Saffil fiber ile takviyelendirilmiş ve çekme mukavemet değeri 200 MPa olarak tespit edilmiştir (Kurnaz, 1993).

Şekil 6.50'de partikül ilavesi yapmadan basınçlı döküm makinasında kompozit üretimiyle aynı şartlarda üretilen AlSi10Mg matriks alaşımının çekme deneyi sonucu elde edilen gerilme-uzama (% birim şekil değiştirme) grafiği görülmektedir. Elde edilen çekme numunesi tipik bir Al döküm alaşımı eğrisi göstermiştir. 50 MPa yüklere kadar elastik davranış göstermiş ve bu noktadan sonra akma göstererek plastik deformasyon başlamış ve yaklaşık % 0.4 uzama göstererek 130 MPa'da kopmuştur. Elastik bölgesi plastik bölgesinden kısa ve eğimi büyüktür. Bu nedenle de elastik modülü değeri (68 GPa) aşağıda açıklanacak kompozitlerin elastik modülü değerlerinden düşüktür.



Şekil 6.50. Takviyesiz Al matriks alaşımı gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi

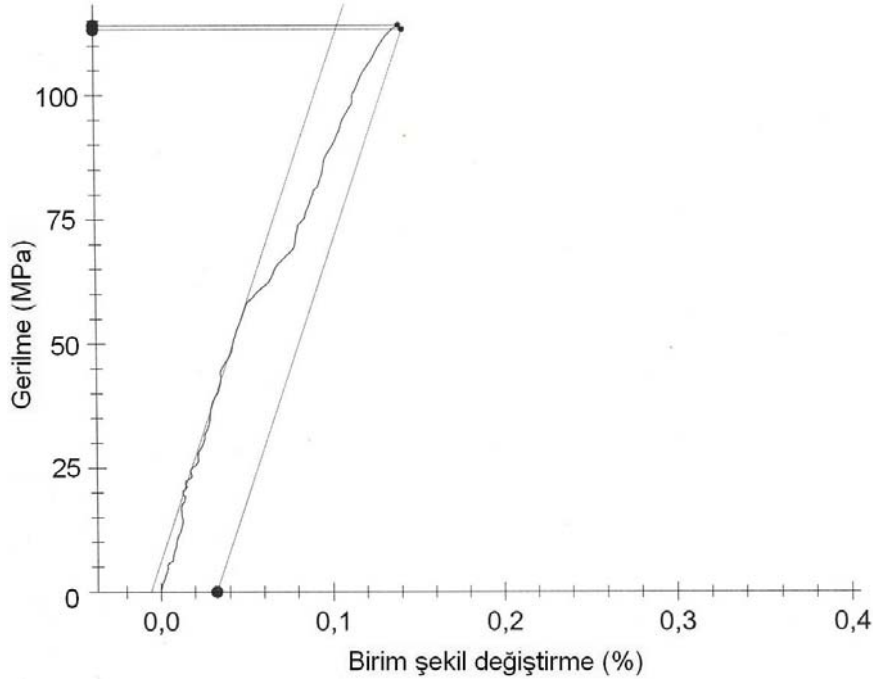
Şekil 6.51’de % 17 SiC takviyeli Al matriks kompozitin çekme deneyi sonucu ekstansometre yardımıyla elde edilen gerilme-uzama eğrisi görülmektedir. Partikül ilavesi ile Al alaşımının kırılma davranışı değişmiştir. Takviyesiz alaşıma göre iki kat büyük gerilmede (100 MPa) akma davranışı göstermeye başlamış fakat bu noktadan sonrada aynı oranda plastik deformasyon göstermemiştir. Matriks alaşımı % 0.4 uzama göstererek koparken SiC takviyeli kompozit yalnızca % 0.04 uzama göstererek 160 MPa da kopmuş ve 115 GPa elastik modülü elde edilmiştir. Partikül ilavesiyle gerilme-birim şekil değiştirme grafiğinde elastik bölge artmış plastik bölge azalmıştır. Yani kompozitlerin karışım kuralı ilkesine göre, özellikle fiber takviyeli kompozitler için teorik olarak hesaplanabilen elastik modülünün ortalamasının bulunması burada partikül ilavesiyle de olabileceği deneysel olarak ispat edilmiştir.



Şekil 6.51. Al/SiC kompoziti gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi

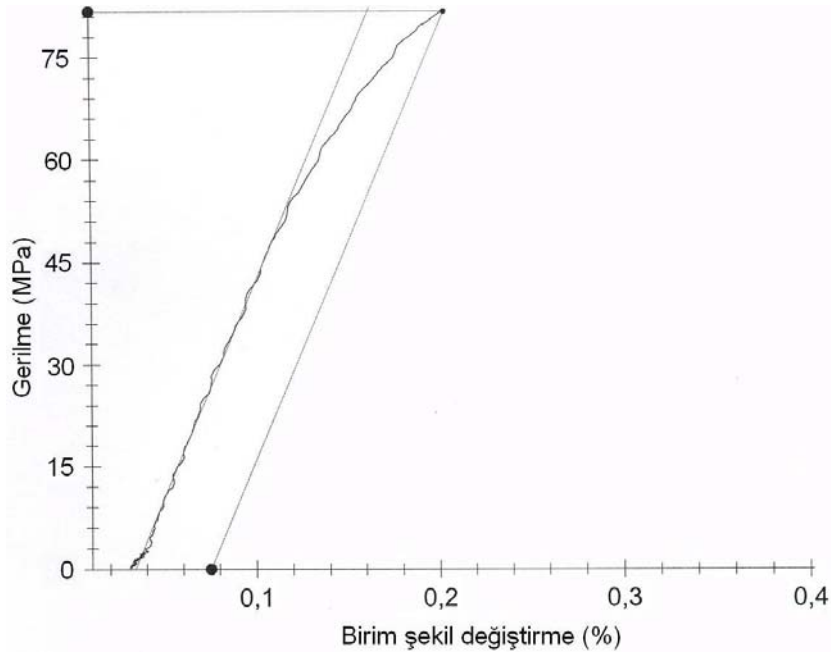
Çekme eğrisi takviyesiz alaşımda çok düz elde edilirken, kompozitlerde pürüzlü bir eğri elde edilmiştir. Bunun sebebi oluşan çatlakın ilerlerlerken partikülün çatlak köprülemesi mekanizmasıyla karşılaşmasıyla uzamanın azalıp gerilmenin kısa süreli artmasıyla açıklanabilir. Ayrıca modül transferi denilen bir mekanizma kompozitlerin kırılmasında gözlenmiştir. Yeterli düzeyde partikül/matriks ara yüzey bağı yapan numunelerde plastik deformasyona zorlanan numuneler buna fırsat bulamadan kendisine gelen yükü kendisinden daha rijit olan partiküle transfer ederek mukavetlendirme sağlanır.

Şekil 6.52’de Al/SiC/B₄C kompozitin gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi görülmektedir. Bu numune de SiC takviyeli kompozite benzer davranış göstermiş ve % 0.04 uzama göstererek 120 MPa da kopmuştur. B₄C katılan numunelerde partikülden çok sinterlenmiş seramiğe geçiş olduğundan istenen düzeyde takviyelendirme yapılamadığı için beklenen mukavemet artışı görülemedi ancak uzama az olduğu için yüksek elastik modülü (110 GPa) elde edilmiştir.



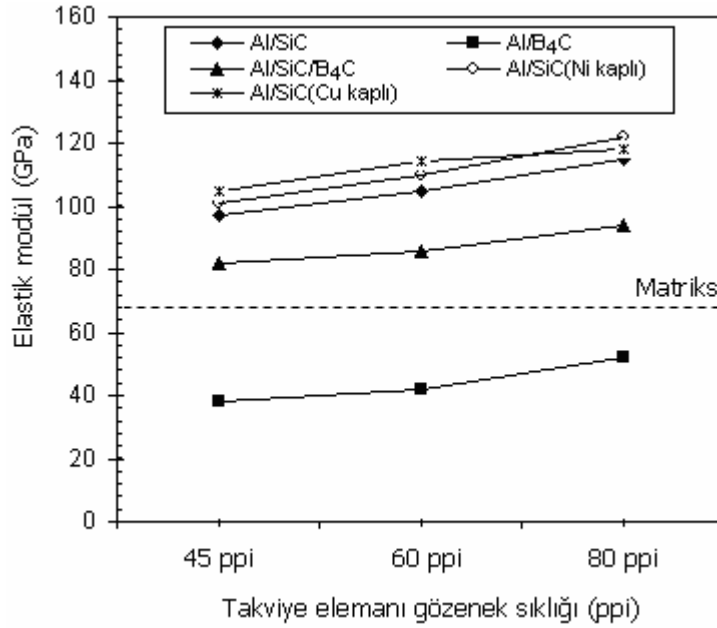
Şekil 6.52. Al/SiC/B₄C kompoziti gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi

Şekil 6.53’de B₄C takviyeli Al matriks kompozitin gerilme-uzama eğrisi görülmektedir. Bu kompozit takviyesiz alaşım gibi 45-50 MPa civarında çok belirgin olmayan bir akma sınırı göstermiştir. Mikroyapı incelemelerinde bahsedildiği üzere infiltrasyon sırasında B₄C ile Al matriks arasında ıslatabilirlik düşük olmuş ve arayüzeyde ciddi oranda boşluklar kalmıştır. Bu durum arayüzey bağ mukavemetini düşürmüştür ve takviyenin kırılma sırasında yukarıda bahsedilen yük matriksten takviyeye yük transferini istenen düzeyde gerçekleştirememiştir. Bu nedenle mukavemet düşük olmuştur. Yine rijit iskelet gibi duran takviye fazından dolayı uzama az olmuş fakat elastik bölgenin eğimi yataya doğru eğildiğinden elastik modülü düşük çıkmıştır.



Şekil 6.53. Al/B₄C kompoziti gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi

Çekme deneyi esnasında çekme cihazına dahili bir şekilde bağlı ekstansometre aracılığı ile üretilen kompozitlerin elastik modülleri tespit edilmiştir. Kompozit numunelere ait elastik modülü değerleri Şekil 6.54’de grafik şeklinde verilmiştir.



Şekil 6.54. Çekme deneyi ile elde edilen elastik modülü değerleri

Üretilen tüm kompozitler daha çok elastik şekil değiştirmiş ve plastik deformasyonu takviyesiz alaşıma göre daha az göstererek kırılmışlardır. Kuvvet karşısında yükleri birbirine transfer eden ve taşıyan takviye elemanları kompozitin süneklikten gevrekliğe doğru davranış değişikliği göstermiştir.

Takviyesiz matriks alaşımı numunenin ise elastik modülü değeri 68 GPa olarak tespit edilmiştir. Grafik incelendiğinde 115 GPa ile Al/SiC, 118 GPa ile Al/SiC(Cu kaplı) ve 122 GPa ile Al/SiC(Ni kaplı) kompozitlerin elastik modül değerleri yüksek tespit edilen kompozitler olduğu görülmektedir. Ayrıca tüm kompozitler için en yüksek elastik modül değerleri 80 ppi takviye elemanı gözenek sıklığına sahip numunelerde tespit edilmiştir. Bunun sebebi sıkı bir şekilde dizilmiş takviye fazı-matriks alanları yükü daha fazla taşıma eğilimi göstermiş ve gevrek kırılmaya neden olmuştur.

Al/B₄C kompozit malzemelerin elastik modül değerleri takviyesiz matriks alaşımı numunenin elastik modülü değerinden düşük çıkmıştır. Bunun nedeni B₄C partikülleri ile matriks alaşımı arasında zayıf ıslatma özelliğinden dolayı arayüzeyde sağlam bağlar oluşmadığı için arayüzeydeki mikro boşluklar kırılmanın erken gerçekleşmesine dolayısı ile elastik modülün düşük çıkmasına neden olmuştur.

Elastik modülü bir malzemedden bir birim şekil değiştirme için uygulanacak gerilme olarak tanımlanır. Atomlar arası toplam kuvvet eğrisinin sıfır olduğu noktadaki eğimi, malzemenin elastisite modülünü verir. Toplam kuvvet eğrisi ile bağ enerjisi arasında da ilişki söz konusudur. Bağ enerji çukurunun derinliği arttıkça, eğrinin eğimi de o oranda artmaktadır. Dolayısıyla malzemenin elastik modülü de artacaktır (Uzun, 2003).

Deneysel çalışmada AlSi10Mg alüminyum döküm alaşımı SiC, B₄C ve SiC/B₄C takviyendirildiğinde, kompozitin bağ enerji çukurunun derinliğinin Al alaşımına göre artmasına ve buna paralel olarak gerilme-uzama eğrisinin eğiminin azalmasına neden olmaktadır. Bunun sonucu olarak elastik modül değerleri artmıştır.

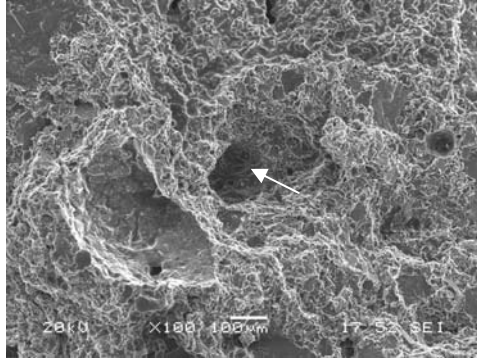
Benzer bir çalışmada ise basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanılarak alüminyum matriks kompozitler üretilmiş ve kompozitlerin elastik modül değerleri tespit edilmiştir. Adı geçen çalışmada takviyesiz matriks alaşımın elastik modül değeri 66 GPa, %15 seramik takviyeli kompozitin elastik modülü 92 GPa ve %30 takviyeli alüminyum kompozitin elastik modülü 103 GPa olarak tespit edilmiştir (Akbulut, 1995).

Yayınlanan diğer bir makalede ise basınçsız infiltrasyon yöntemi ile Al/SiC kompoziti üretilmiş ve bu kompozitin elastik modül değeri 140 GPa bulunmuştur (Liu, 2008). Yapılan deneysel çalışmada benzer şekilde burada da görüldüğü gibi seramik takviye ilavesi ile alüminyum kompozit malzemelerin elastik modülleri artırılabilir. Elastik modül değerlerindeki artış ve değişimler takviye elemanı ve matriks alaşımı cinsi, oranları, takviye ölçüleri ve üretim yöntemlerine göre değişkenlik gösterebilir.

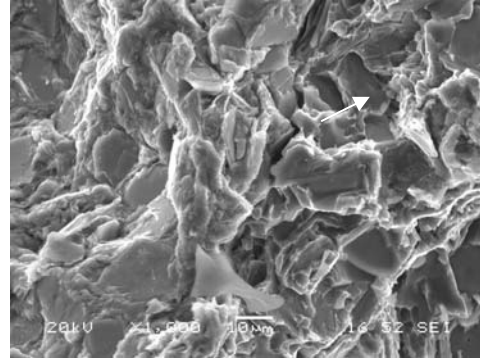
6.8.2. Kırık yüzey görüntü analizi

Çekme deneyi sırasında oluşan kırık yüzeylerin mikroyapı incelemeleri yapılmış ve elde edilen görüntüler Şekil 6.55'de gösterilmektedir. Matriks alaşımı ve takviye fazları arasındaki arayüzey ve kırılma yüzeylerinin tarama elektron mikroskobu altında incelenmesi sonucu belirlenmiştir.

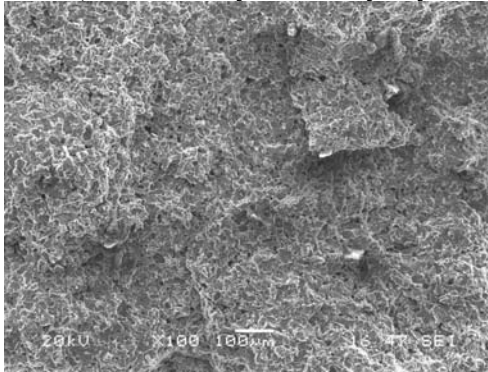
Şekil 6.55.a-b'de takviyesiz matriks alaşımının çekme deneyi sonrası kırık yüzeyde oluşan farklı büyütmelemlerde elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Bu görüntülerde alüminyum matriks alaşımındaki Si kristalinin kırılma esnasında koparak kırılmış alanlar oluşturduğu görülmektedir.



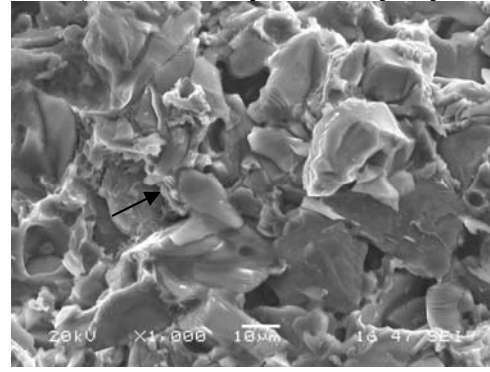
a) Al – 100x büyütme kırık yüzey



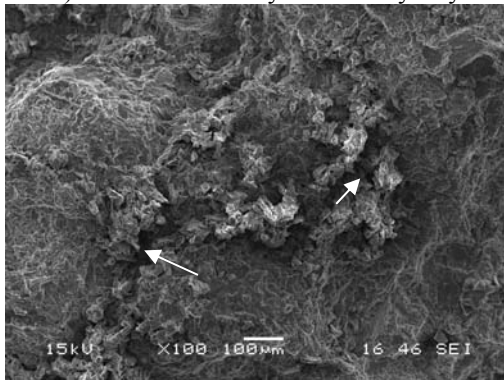
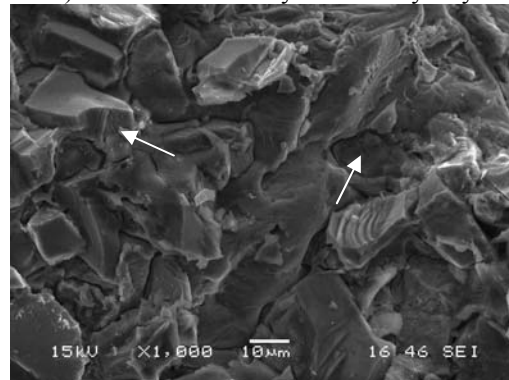
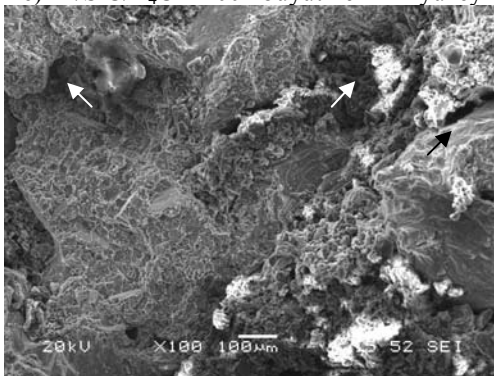
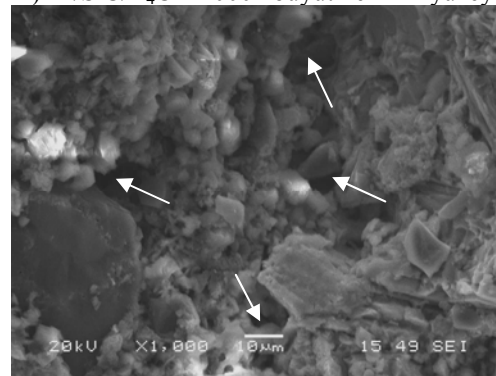
b) Al – 1000x büyütme kırık yüzey



c) Al/SiC – 100x büyütme kırık yüzey



d) Al/SiC – 1000x büyütme kırık yüzey

e) Al/SiC/B₄C – 100x büyütme kırık yüzeyf) Al/SiC/B₄C – 1000x büyütme kırık yüzeyg) Al/B₄C – 100x büyütme kırık yüzeyh) Al/B₄C – 1000x büyütme kırık yüzey

Şekil 6.55. Üretilen (a) ve (b) takviyesiz alaşımın, (c) ve (d) Al/SiC kompozitinin, (e) ve (f) Al/SiC/B₄C kompozitinin, (g) ve (h) Al/B₄C kompozitlerinin farklı büyütmelerde kırık yüzey SEM görüntüleri

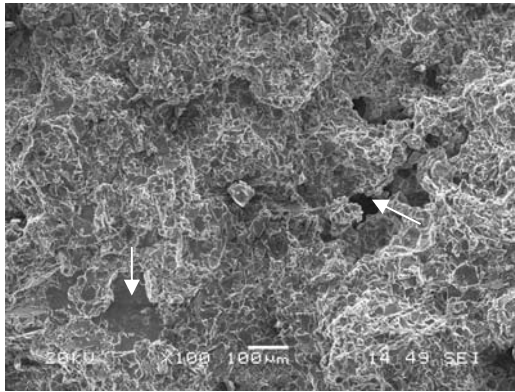
Şekil 6.55.c-d'de Al/SiC kompozitinin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyde oluşan farklı büyütmelerde elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Burada SiC'e ait partikülleri kırık yüzeyde net bir şekilde görülmektedir. SiC partiküllerin çevresindeki Si bölgeleri yapışmayı ve arayüzey bağları güçlendirdiği için kırılmayı güçleştirerek kompozitin mukavemetini artırmıştır. Al/SiC kompozitine ait kırık yüzeyler incelendiğinde SiC partikülleri ve matriks alaşımı arasındaki arayüzey bağlarının güçlü olduğu, bunun sebebinin matriks alaşımı olarak seçilen AlSi10Mg alaşımının ihtiva ettiği Si ve Mg elementleri ıslatma kabiliyetini artırdığı için arayüzeyde yapışmayı ve bağları güçlendirdiği düşünülmektedir. İnfiltrasyon uygulaması esnasında Al-Si alaşımı katı SiC partikülleri ile teması sonrası hızlı bir katılaşma gerçekleşmektedir. Katılaşma esnasında sıvı alüminyum matriks alaşımının SiC partikülleri yeterince ıslatamadığı bölgelerde zayıf bağların oluşma olasılığı yüksektir. Fakat alüminyum alaşımı yüzey gerilme değerleri düşük ve ıslatmayı artırıcı rol üstlenen Si ve Mg elementleri içerdiği için bu bağların zayıf olmasını bir nebze engellemiştir. Bu durum Al/SiC kompozitine ait kırık yüzey mikroyapı görüntüsünde açıkça görülmektedir. Aksi takdirde arayüzeyde mikro boşluklar gözlenebilmesi muhtemeldi. Arayüzeydeki bağları ve ıslatmayı daha da güçlendirmek amacıyla seramik preformlar infiltrasyon öncesi akımsız yöntemle bakır ve nikel kaplanmıştır.

Şekil 6.55.e-f'de Al/SiC/B₄C kompozitinin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyde oluşan farklı büyütmelerde elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Burada SiC ve B₄C takviyeli alüminyum matriks kompozitlerin kırılmaları ve arayüzey kopmaları görülmektedir. SiC ve B₄C partiküllerin matriks alaşımı ile arayüzey bağlanmasında ıslatma davranışı kötü olduğundan dolayı B₄C partiküllerin kompozitin arayüzey bağ mukavemetini düşürdüğü ve resimlerde görüldüğü gibi takviye partikülleri ile matriks alaşımının iyi bağlanamadığı belirlenmiştir. Ayrıca bazı bölgelerde SiC ve B₄C partikülleri üst üste kontak teması kurarak, başka bir ifade ile bazı bölgelerde kümeleşerek mikro porozite oluşumunu artırmış ve kırılmayı kolaylaştırmıştır.

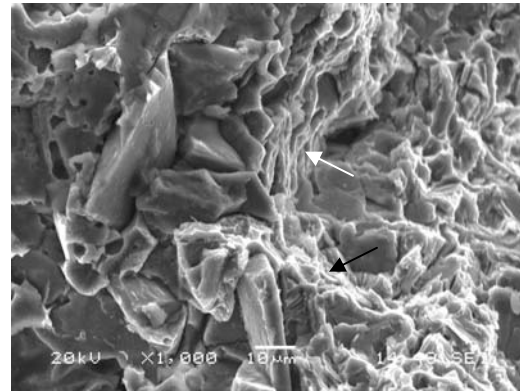
Şekil 6.55.g-h'de Al/B₄C kompozitinin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyde oluşan farklı büyütmelerde elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Elde edilen

görüntülerde B_4C takviyeli alüminyum kompozitin kırılmaları ve arayüzey kopmaları görülmektedir. Kırılma yüzeyinde görülen B_4C partikülleri ile matriks alaşımı ikilisinin zayıf ıslatma özelliğinden dolayı B_4C partikülleri ile matriks alaşımı arasında bulunan arayüzeyde güçlü bağlar oluşmadığı için arayüzeydeki mikro boşluklar görülmektedir. Arayüzeydeki bu mikro boşluklar ve zayıf bağlar Al/ B_4C kompozitinin çekme mukavemeti ve elastik modülü değerlerinde düşük değerlerin tespit edilmesine neden olmaktadır.

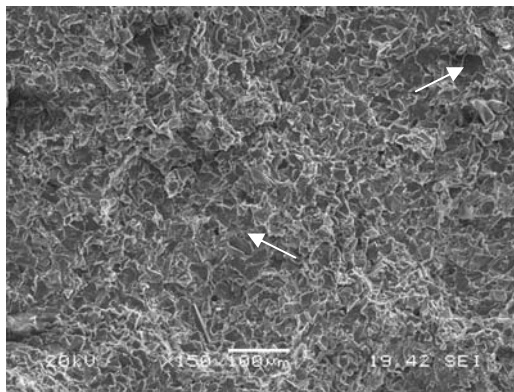
Şekil 6.56.a-b'de Al/SiC (Cu kaplı) kompozitin ve Şekil 6.56.c-d'de Al/SiC (Ni kaplı) kompozitin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyde oluşan farklı büyütmelerde elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmektedir.



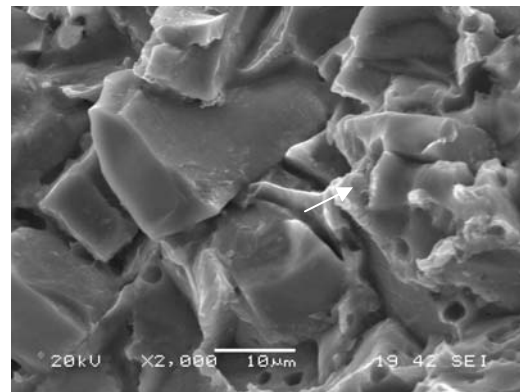
a) Al/SiC (Cu kaplı)
100x büyütme kırık yüzey



b) Al/SiC (Cu kaplı)
1000x büyütme kırık yüzey



c) Al/SiC (Ni kaplı)
150x büyütme kırık yüzey



d) Al/SiC (Ni kaplı)
2000x büyütme kırık yüzey

Şekil 6.56. Üretilen (a) ve (b) Al/Cu kaplı SiC kompozitin, (c) ve (d) Al/Ni kaplı SiC kompozitin farklı büyütmelerde kırık yüzey SEM görüntüleri

Şekil 6.56.a-b'de takviye fazı ile matriks alaşımı arasındaki ıslatma özelliğini arttırmak ve arayüzey bağlarını güçlendirmek için akımsız kaplama yöntemi ile takviye fazı Cu ile kaplanan Al/SiC (Cu kaplı) kompozitinin kırılma yüzeyi görülmektedir. Birbirlerine güçlü arayüzey bağları ile bağlanan takviye fazı ve matriks alaşımı kırılma sırasında nasıl davrandığı mikroyapı görüntülerinde görülebilmektedir. Takviye fazlarının çatlağın ilerlemesine engel olduğu ve partiküle rastlayan çatlağın yön değiştirdiği ve bu sayede kırılma enerjisini absorbe ettiği çıkıntı olarak görülen partiküllerden anlaşılmaktadır. Bunun sonucu olarak, kompozit şekil değiştirmeye direnç göstererek mukavemet ve elastik modül değerlerinin artmasına neden olmaktadır. Kompozitlerde en önemli özelliklerden bir tanesi matriks alaşımı ve takviye fazının arayüzeydeki bağlarının performansıdır. Arayüzey bağı kuvvetli olursa kompozitin çekme mukavemeti ve elastik modülü değerleri yüksek olur. Al/SiC (Cu kaplı) kompozitin kırılma yüzeyinde Cu kaplama uygulaması infiltrasyon sırasında seramik yüzeydeki ıslatmayı iyileştirerek etkisini göstermiş ve kırık yüzeylerde görülen arayüzey bağlarının kopması güçlükle gerçekleşmiştir.

Şekil 6.56.c-d'de ise aynı şekilde takviye fazı ile matriks alaşımı arasındaki ıslatma özelliğini arttırmak ve arayüzey bağlarını güçlendirmek için akımsız kaplama yöntemi ile takviye fazı Ni ile kaplanan Al/SiC (Ni kaplı) kompozitinin kırılma yüzeyi görülmektedir. SiC takviye elemanlarına Ni kaplama uygulanması ile matriks alaşımı ile arayüzeydeki bağlar güçlendirilmiştir. Al/SiC (Cu kaplı) kompozitine benzer şekilde Al/SiC (Ni kaplı) kompozitinin çekme mukavemeti ve elastik modülü değerlerinin yüksek elde edilmesi arayüzey bağlarının ve ıslatmanın geliştirilmesinin bir kanıtıdır. Bu durum kırık yüzey mikroyapılarında da açıkça görülmektedir. Mikroyapılarda takviye fazı yüzeyine ince zar şeklinde kaplanan Ni kaplama katmanı sayesinde artık Al/SiC ıslatma mekanizması geçerli değil Al/Ni ıslatma mekanizması geçerlidir.

Metaller arasında yüzey gerilimleri daha düşük olduğu için sıvı alüminyum, bakır ve nikeli seramiklere nazaran daha düşük ıslatma açısı ile ıslatmaktadır. İnfiltrasyondan sonra iyi ıslatarak katılaştıran matriks partiküle arayüzeyde boşluk kalmadan tutunabilmektedir. Bu güçlü arayüzey etkisiyle üretilen kompozitlerin mekanik özelliklerinde artış gözlenmiştir.

6.8.3. Kırık yüzey EDS analizi sonuçları

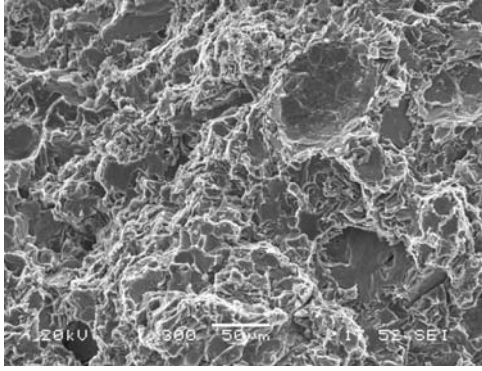
Şekil 6.57'de üretilen matriks alaşımı numunenin ve kompozitlerin çekme deneyi sonrasında elde edilen kırık yüzeylere ait SEM mikroyapı ve EDS element analizleri verilmiştir. Bu analizlerde kırık yüzey bölgelerden alınan element içerikleri ve kaplama uygulamasının etkisi incelenmiştir.

Takviyesiz matriks alaşımına ait Şekil 6.57.a'dan alınan EDS analizi Şekil 6.57.b'de verilmiştir. EDS analizinde görülen Al ve Si pikleri matriks alaşımın Al-Si alaşımının olduğunu doğrulamaktadır.

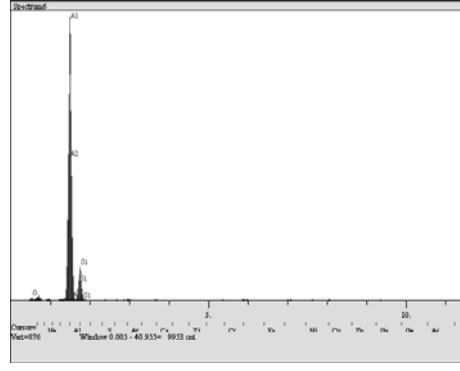
Al/SiC kompozitine ait Şekil 6.57.c'dan alınan EDS analizi Şekil 6.57.d'de verilmiştir. EDS analizinde görülen Al ve Si pikleri Al/SiC kompozitini doğrulamakta, Si elementine ait şiddetli pikin SiC'den kaynaklanmaktadır.

Al/SiC/B₄C kompozitine ait Şekil 6.57.e'den alınan EDS analizi Şekil 6.57.f'de verilmiştir. EDS analizinde görülen Al ve Si pikleri Al/SiC/B₄C kompozitini doğrulamakta, Si elementine ait şiddetli pikin SiC'den kaynaklandığı düşünülmekte, O pikinin ise yüzeyde bulunan oksit tabakasından kaynaklanmaktadır. B₄C'yi oluşturan B ve C elementlerinin pik vermemesi atom numaralarını düşük olmasından kaynaklanmaktadır.

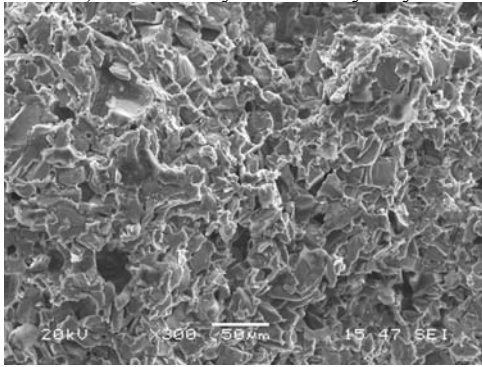
Al/B₄C kompozitine ait Şekil 6.57.g'den alınan EDS analizi Şekil 6.57.h'de verilmiştir. EDS analizinde görülen Al ve Si pikleri matriks alaşımından kaynaklanmaktadır.



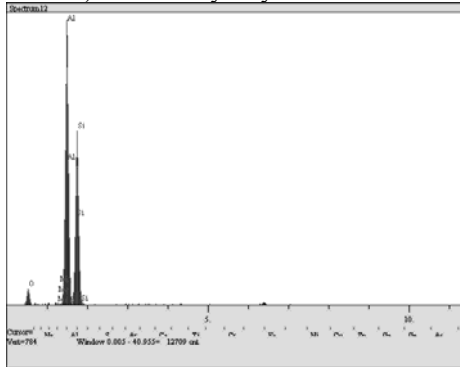
a) Al 300x büyütme kırık yüzey



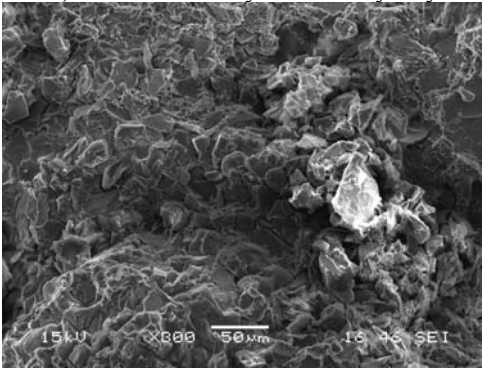
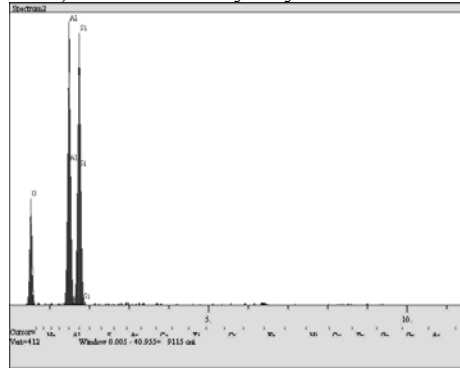
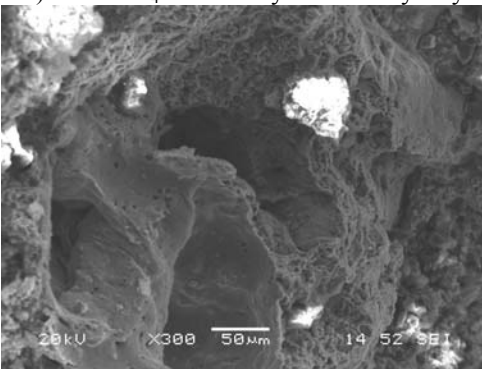
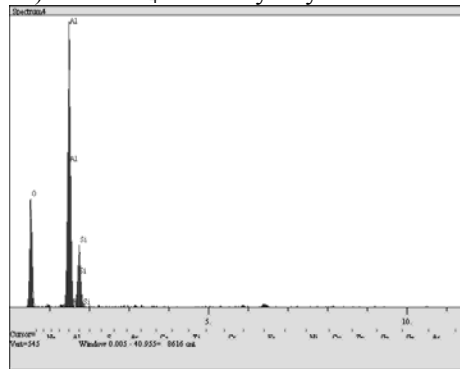
b) Al – kırık yüzey EDS analizi



c) Al/SiC 300x büyütme kırık yüzey

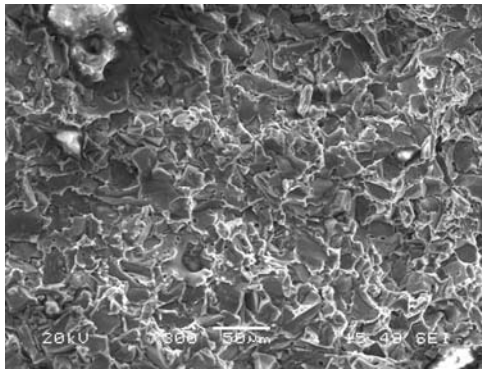


d) Al/SiC – kırık yüzey EDS analizi

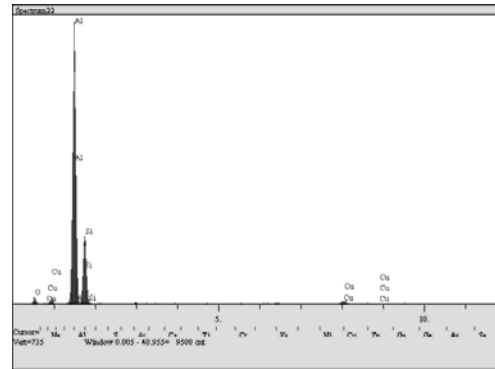
e) Al/SiC/B₄C 300x büyütme kırık yüzeyf) Al/SiC/B₄C - kırık yüzey EDS analizig) Al/B₄C 300x büyütme kırık yüzeyh) Al/B₄C - kırık yüzey EDS analizi

Şekil 6.57. Kırık yüzeylerde takviyesiz alaşımın (a) SEM, (b) EDS analizi, Al/SiC kompozitin (c) SEM, (d) EDS analizi, Al/SiC/B₄C kompozitin (e) SEM, (f) EDS analizi, Al/B₄C kompozitin (e) SEM, (f) EDS analizi

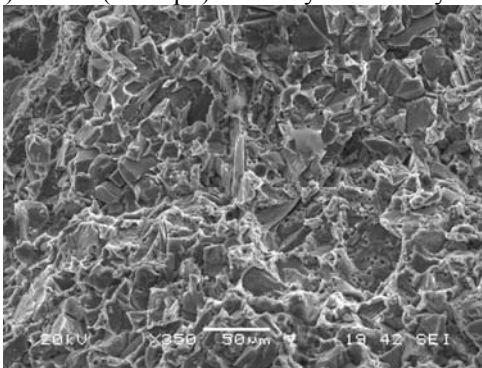
Al/SiC (Cu kaplı) kompozitine ait Şekil 6.58.a'dan alınan genel EDS analizi Şekil 6.58.b'de verilmiştir. EDS analizinde görülen Al piki matriks alaşımından, Si piki ise matriks alaşımındaki Si elementi ve SiC takviye elemanından kaynaklanmaktadır. Elde edilen Cu pikleri ise Cu kaplama tabakalarından ileri gelmektedir. Burada kaplamanın başarılı olduğu kompozit içerisindeki varlığı ile kanıtlanmaktadır. Al/SiC (Ni kaplı) kompozitine ait Şekil 6.58.c'den alınan genel EDS analizi Şekil 6.58.d'de verilmiştir. EDS analizinde görülen Al piki matriks alaşımından, Si piki ise matriks alaşımındaki Si elementi ve SiC takviye elemanından, Ni piki kaplama uygulamasından, Sn piki kaplama öncesi hassaslaştırma aşamasındaki çözeltide bulunan SnCl_2 den, Cl pikleri kaplama çözeltisindeki NiCl_2 den ve Cu ise matriks alaşımında bulunan Cu elementinden kaynaklanmaktadır. Elde edilen Ni pikleri ise Ni kaplama tabakalarından varlığını doğrulamaktadır. Buda kaplamanın başarılı olduğunu göstermektedir. Genel bir değerlendirme yapılırsa kırık yüzey EDS analizleri ile element içeriklerinin belirlenmesi kompozitlerin içerdikleri elementleri ve kaplamayı doğrulamıştır.



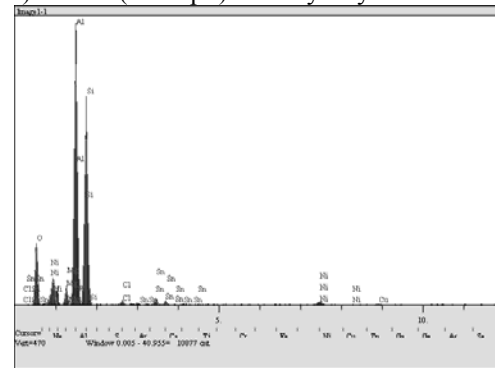
a) Al/SiC (Cu kaplı) 300x büyütme kırık yüzey



b) Al/SiC (Cu kaplı) - kırık yüzey EDS analizi



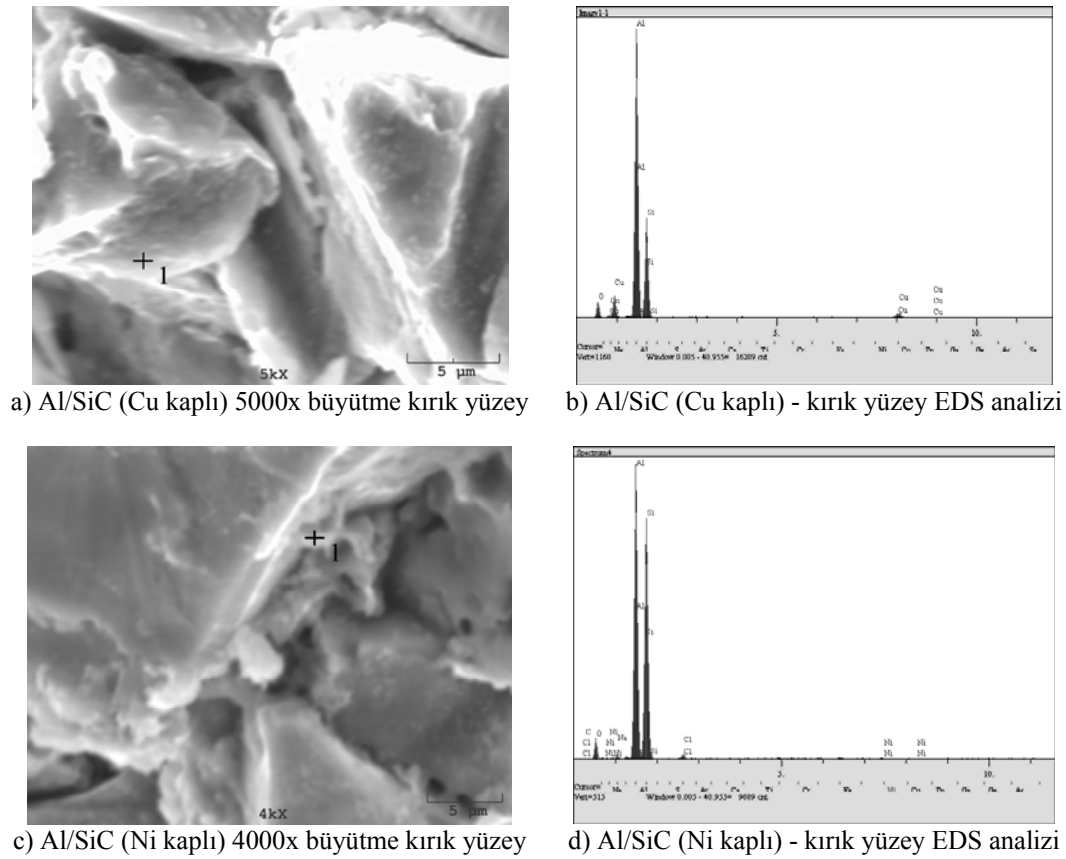
c) Al/SiC (Ni kaplı) 350x büyütme kırık yüzey



d) Al/SiC (Ni kaplı) - kırık yüzey EDS analizi

Şekil 6.58. Kırık yüzeylerde Al/Cu kaplı SiC kompozitin (a) SEM, (b) EDS analizi, Al/Ni kaplı SiC kompozitin (c) SEM, (d) EDS analizi

Kaplamaların başarılı olup olmadığını daha yakından incelemek amacı ile kırık yüzeylerden yakınlştırılmış görüntüler elde edilmiş ve arayüzeye yakın partiküllerin üzerinden EDS analizleri alınmıştır. Kaplamalarda arayüzeye yakın partiküllerin yüzeylerinin ince bir zar şeklinde Cu ve Ni kaplayarak alüminyumun SiC temasını minimize ederek ıslatmayı arttırmak kaplama uygulanmasının amacıydı. Dolayısıyla Şekil 6.59.a'da görüldüğü gibi Al/SiC (Cu kaplı) kompozitinin kırık yüzeyindeki SiC partikül yüzeyine ait EDS analizi Şekil 6.59.b'de verilmiştir. Burada partikül yüzeyinden alınan EDS analizinde Cu varlığı kaplamanın gerçekleştiğini kanıtlamaktadır.



Şekil 6.59. Al/Cu kaplı SiC kompoziti arayüzeyi (a) SEM, (b) EDS analizi, Al/Ni kaplı SiC kompoziti arayüzeyi (c) SEM, (d) EDS analizi

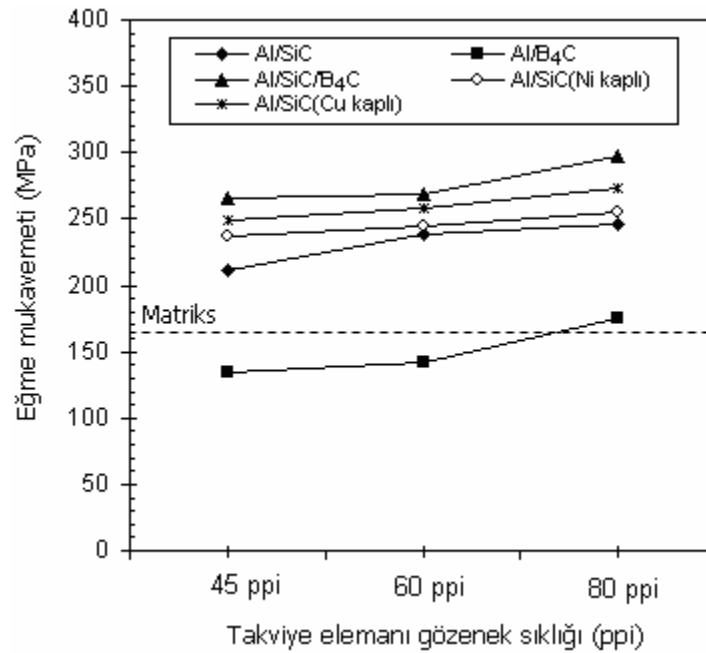
Benzer şekilde Şekil 6.59.c'de Al/SiC (Cu kaplı) kompozitinin kırık yüzeyindeki SiC partikül yüzeyine ait EDS analizi Şekil 6.59.d'de verilmiştir. Bu analizde de kaplama elementi olan Ni tespit edilmiştir. EDS analizlerinden de anlaşılacağı gibi arayüzeye

yakın partikül yüzeylerinde kaplama elementi olan Cu ve Ni tespit edilmiştir. Partikül yüzeyleri sıvı alüminyumla ıslatılıp kaplama tabakalarının alüminyumla alaşım yapmasına rağmen arayüzeylerde bakır ve nikelce zengin tabaklar tespit edilmiştir.

Basınçlı döküm yöntemiyle infiltrasyon çok kısa sürelerde gerçekleştiğinden yüzeydeki kaplama metallerinin hepsinin matriks alaşımı tarafından çözünmesine yeterli zaman kalmamıştır. Bu nedenle EDS analizlerinde arayüzeydeki hem partikül yüzeyinde hem de matriks içinde kaplama metaline rastlanmıştır. Sonuç olarak seramik preformların metalik kaplamaları başarı ile gerçekleştirilmiş ve bu kaplamalar infiltrasyon sırasında kendilerinde beklenen ıslatma açısını düşürerek alüminyumun seramik preformun her noktasına ilerlemesine imkan sağlamışlardır.

6.9. Kompozitlerin Eğme Mukavemeti Sonuçları

Şekil 6.60'da üretilen kompozit malzemelerin eğme mukavemeti değerleri verilmiştir. Eğme mukavemeti değerleri incelendiğinde tüm kompozitlerin takviye elemanı gözenek sıklığı arttıkça eğme mukavemet değerlerinde artış gözlenmiştir.



Şekil 6.60. Üretilen kompozitlerin eğme mukavemet değerleri

Takviyesiz matriks alaşımının eğme mukavemet değeri 165 MPa olarak tespit edilmiştir. Eğme mukavemeti değerlerinde yüksek değerler sırasıyla; Al/SiC (Cu kaplı), Al/SiC (Ni kaplı), Al/SiC ve Al/SiC/B₄C kompozitlerde elde edilmiştir. Al/B₄C kompozit malzemelerde ise diğer kompozitlere nazaran eğme mukavemet değerleri düşük çıkmıştır. SiC kompozit ihtiva eden tüm kompozitlerde eğme mukavemeti yüksek çıkmıştır. Çünkü SiC ve alüminyum matriks alaşımı arasındaki ıslatma özelliği iyi ve arayüzey bağları kuvvetlidir. SiC preforma katılan B₄C, preformun ıslatma özelliğini düşürmesine rağmen eğmeye karşı daha dayanıklı hale getirmiş ve en yüksek eğme mukavemet değeri Al/SiC/B₄C kompozitinde bulunmasını sağlamıştır. Al/B₄C kompozitlerinde ise çekme mukavemetine benzer şekilde eğme mukavemet değerleri de tüm kompozitlerden düşük çıkmıştır. Bunun sebebi ise Al ve B₄C arasındaki kısmi ıslatma davranışı, dolayısıyla bu durumdan kaynaklanan arayüzeyde mikro porozite oluşumu ve çatlak ilerlemesinin hızlanarak erken kırılma ve buna paralel mukavemet değerlerinde düşüşe neden olmasıdır. Üretilen kompozitlerin eğme mukavemet değerleri takviyesiz matriks alaşımı numune ile karşılaştırıldığında yüksek çıkmıştır. Sadece Al/B₄C kompozitlerinde yukarıda belirtilen nedenden ötürü düşük değerler tespit edilmiştir.

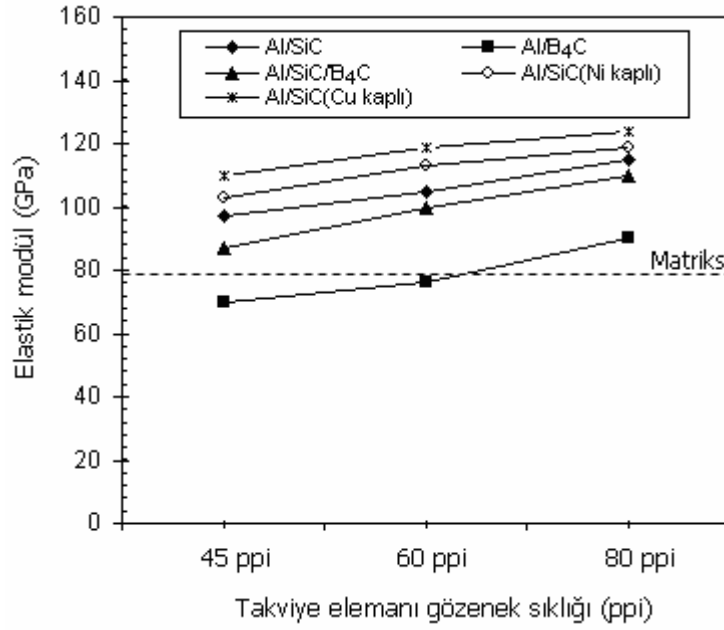
Eğme deneyi esnasında kompozitte oluşan yük transferi şu şekilde özetlenebilir; yüzeyine eğme yükü uygulanan kompozit malzeme, matriks alaşımı aracılığı ile gelen yükleri takviye elemanlarına transfer eder. Burada yük transferini matriks alaşımı, yükün taşınmasını ise takviye elemanları üstlenir. Matriks ve takviye elemanı arasındaki arayüzey ıslatması başarılı ve bağ mukavemeti yüksek ise bu yük transferi daha başarılı olur. Fakat ıslatma zayıf ve arayüzey bağ mukavemeti düşük ise arayüzeydeki mikro boşlukların etkisi ile boşluk etrafından iletilen yk boşluk kenarlarında gerilme yoğunlaşmasına neden olmakta bu durumda mukavemetin düşmesine sebebiyet vermektedir.

Üretilen kompozit malzemelerin eğme mukavemet değerleri incelendiğinde, arayüzey bağ mukavemeti ve ıslatma özelliği zayıf Al/B₄C dışındaki tüm kompozit malzemelerin eğme mukavemet değerleri, takviyesiz matriks alaşımdan daha yüksek tespit edilmiştir. Akımsız metal kaplama tekniği ile matriks alaşımı ve takviye

elemanı arasındaki ıslatabilirlik özelliği geliştirilen Al/SiC(Ni kaplı) ve Al/SiC(Cu kaplı) kompozitlerin eğme mukavemet değerleri, kaplama uygulanmamış Al/SiC kompozit malzemeye kıyasla daha yüksek çıkmıştır. Bu artış, matriks alaşımı ve takviye elemanı arasındaki ıslatabilirlik özelliğinin geliştirilmesinin bir göstergesidir.

Yapılan benzer bir çalışmada infiltrasyon yöntemi kullanılarak SiC gözenekli seramik preformlara AlSi7Mg alüminyum alaşımı infiltre edilmiş ve üretilen kompozitlere üç nokta eğme testleri uygulanmıştır. Kompozitlerin eğme mukavemet değerleri %39 SiC/Al kompozitte 374 MPa, %52 SiC/Al kompozitte 381 MPa ve %62SiC/Al kompozitte ise 266 MPa olarak tespit edilmiştir (Liu, 2008). Yaptığımız çalışmada ise eğme mukavemet değerleri 80 ppi takviye sıklığına sahip %17 SiC/Al kompozitte 246 MPa, Cu kaplama ile arayüzey bağı ve ıslatması geliştirilmiş %17 SiC/Al(Cu kaplı) kompozitte 274 MPa olarak tespit edilmiştir. Sonuçlar karşılaştırıldığında takviye oranı %17 olmasına rağmen ürettiğimiz kompozitlerin eğme mukavemet değerleri yeterli seviyede olduğu görülmektedir.

Eğme deneyi sırasında tüm kompozit malzemelerin elastik modülleri ölçülmüştür. Deneylerde elde edilen elastik modül değerleri ekstansometre olmadığından düşük çıkmıştır. Ancak çekme deneyleri ekstansometre yardımıyla yapıldığından bulunan değerler doğru kabul edilmiş ve bu değerler, eğme deneyinde çıkan elastiklik modülü değerlerini kalibre etmek için kullanılmıştır. Bunun için çekme deneylerinde elde edilen elastik modül değerleri katsayı uygulanması sonucu hesaplanmış ve Şekil 6.61'deki grafik çizilmiştir. Şekil 6.61'de görüldüğü gibi kompozit malzemelerin elastik modülü değerleri incelendiğinde en yüksek elastik modülü değerleri Al/SiC, Al/SiC(Cu kaplı) ve Al/SiC(Ni kaplı) kompozit malzemelerde görülmüştür. Başka bir ifade ile bu kompozit malzemeler de eğme esnasında çok az değerde uzama yaparak kırılma gerçekleşmiştir. Takviyesiz matriks alaşımı numunenin elastik modülü değeri 79 GPa olarak tespit edilmiştir. Takviyesiz matriks alaşımı numune kompozit malzemelerden daha farklı bir davranış göstermiş yük karşısında daha fazla uzayarak sünek kırılmıştır. Bu da elastik modülü değerinin kompozit malzemelerden daha düşük çıkmasına sebebiyet vermiştir.



Şekil 6.61. Kompozit malzemelerin eğme deneyi ile elde edilen elastik modül değerleri

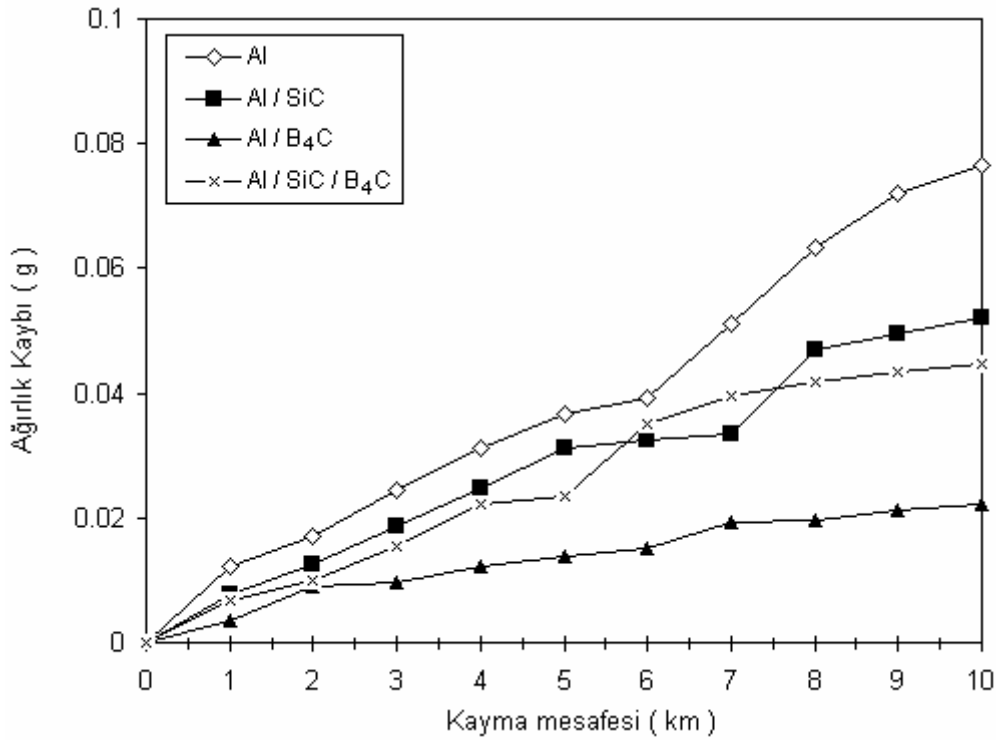
Tüm kompozit malzemelerin elastik modül değerleri benzer şekilde takviye elemanı gözenek sıklığı arttıkça yükselmiştir. Kompozit malzemelerin takviye elemanı gözenek sıklığı arttıkça uzamaya karşı direnç gözlenmiş bunun sonucunda da elastik modülü değerleri artmıştır. Al/SiC/B₄C kompozitinin elastik modül değerleri diğer Al/SiC kompozit malzemeler kadar olmasa da takviyesiz matriks alaşımından yüksek çıkmıştır. Diğer kompozit malzemelerden farklı olarak Al/B₄C kompozitinin elastik modülü değerleri düşük çıkmıştır. Bunun sebebi arayüzeyde bağ mukavemeti ve ıslatması güçlü olmayan Al ile B₄C ikilisi barındırdığı gözenek miktarından dolayı erken kırılma göstermiş, B₄C partiküller ve bu partiküllerden oluşan takviye elemanı gözenek kanalları yükü taşıyamamış dolayısıyla daha az yüklemelerde kırılmışlardır.

6.10. Aşınma Deneyi Sonuçları

Basınçlı infiltrasyon yöntemiyle üretilen 80 ppi gözenek sıklığına sahip alüminyum kompozitlere ve takviyesiz matriks alaşımı numunelere 20 N yük, 1 m/s kayma hızı ve 0-10 km kayma mesafelerinde aşınma deneyleri uygulanmıştır. Deneyler sonucunda kompozitlerin kayma mesafesine karşı aşınma miktarları ile sürtünme katsayısı değerleri tespit edilmiştir.

6.10.1. Kompozitlerin aşınma davranışlarının incelenmesi

Takviyesiz matris alaşımı ve üretilen kompozit numunelerin kayma mesafesine karşı ağırlık kayıpları Şekil 6.62’de grafik halinde verilmiştir. Grafik incelendiğinde tüm numuneler için eğriler başlangıç rejiminde birbirlerine yakın ağırlık kayıpları bulunmuş, kayma mesafesinin artmasıyla aşınma ve ağırlık kaybı farkları artmıştır.



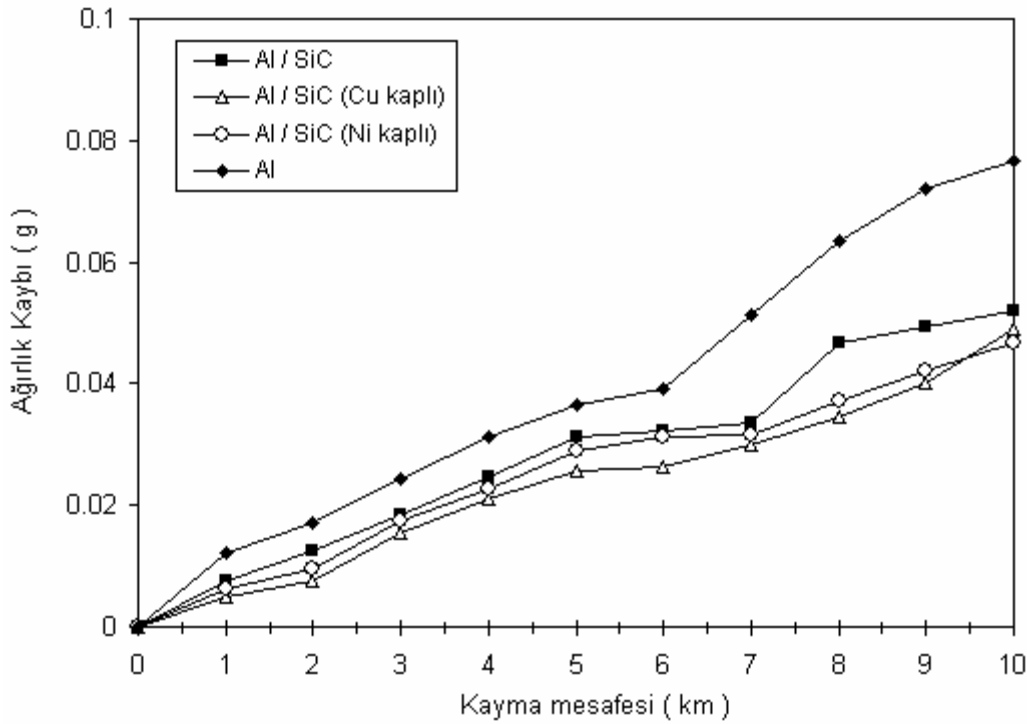
Şekil 6.62. Kompozitlerin kayma mesafesine karşı ağırlık kaybı değişimi

Tüm numuneler içerisinde en az fazla aşınma takviyesiz matris alaşımında, en az aşınma ise Al/B₄C kompozitinde meydana gelmiştir. B₄C ihtiva eden Al/B₄C ve Al/SiCB₄C kompozitlerinde aşınma diğer numunelere göre daha az görülmüştür. B₄C takviye elamanı en sert seramiklerden biri olup aşınması diğer seramiklere göre daha zordur. B₄C’ün sertlik özelliği kompozit malzemelerde etkisini göstermiş, dolayısıyla B₄C içeren kompozitlerde aşınma kayıpları daha az gözlenmiştir. Al/SiC kompoziti 5 km kayma mesafesine kadar sürekli artan bir aşınma eğimi verirken, 5-7 km kayma mesafelerinde denge konumunda kalmıştır. 7 km üstü kayma mesafesinden sonra, Al/SiC kompozitin ısınması ile birlikte aşınma artış göstermiştir. Benzer davranış

Al/SiC/B₄C kompoziti için 5 km sonrasında görülmüştür. Grafikte görülen her üç kompozitte takviyesiz matriks alaşımından daha az aşınmıştır. Dolayısıyla matriks alaşımı takviyelendirilerek aşınma direnci artırılmıştır.

Benzer bir çalışmada infiltrasyon yöntemi kullanılarak Al-10Si alüminyum alaşımı %10 ve 30 SiC oranı ile takviye edilerek kompozitler üretilmiş ve kompozitlerin kayma mesafesine karşı aşınma kayıpları incelenmiştir (Acılar, 2004b). Çalışma sonucunda benzer şekilde kayma mesafesinin artmasıyla kompozitlerin aşınma kaybı artmıştır.

Şekil 6.63'de takviye-matriks arasındaki ıslatma özelliği geliştirilmiş bakır ve nikel kaplı Al/SiC kompozitleri ile kaplama uygulanmadan üretilen Al/SiC kompozitin karşılaştırmalı olarak kayma mesafesine karşı sürtünme katsayısı grafiği verilmiştir.



Şekil 6.63. Al/SiC kompozitine kaplamanın ağırlık kaybına etkisi

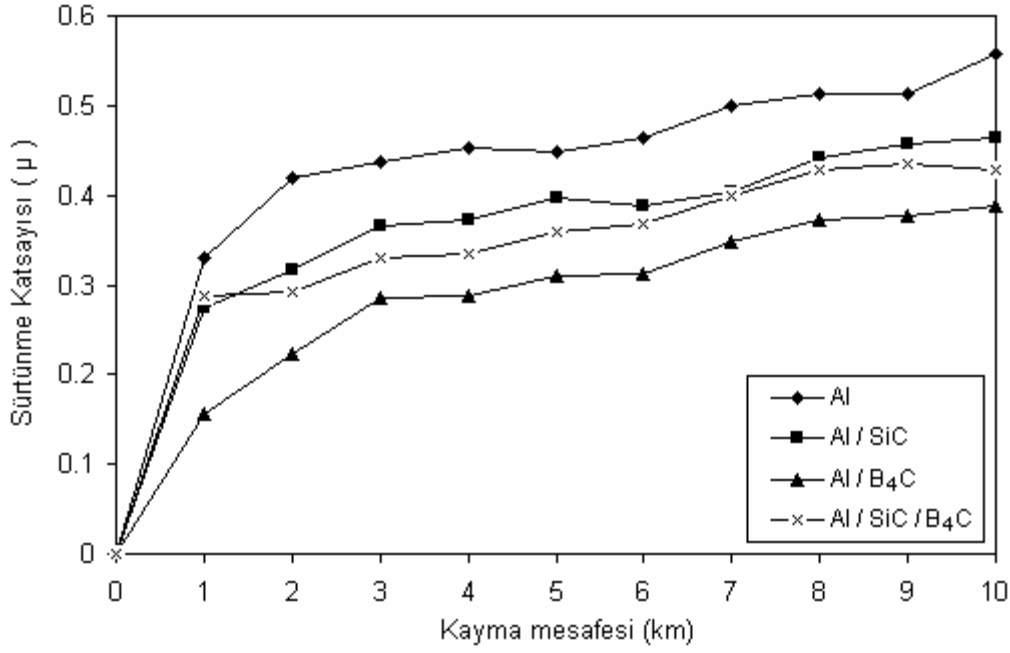
Grafik incelendiğinde kompozit üretimi öncesi takviye elemanına bakır ve nikel kaplama uygulanmış Al/SiC kompozitleri, kaplama uygulanmamış Al/SiC kompozitlerden daha az aşınmıştır. Bakır ve nikel kaplaması SiC partikülleri ile alüminyum matriks alaşımı arasında arayüzey bağlarını ve ıslatmayı iyileştirmiştir.

Bu nedenle kayma mesafesinin artması ile birlikte SiC partikülleri matriks içersinden koparken direnç göstermiş, arayüzey özelliğinin etkisi ile matrikse tutunmaya çalışmıştır. Dolayısıyla kaplama uygulamasından geçmiş Al/SiC (Cu kaplı) ve Al/SiC(Ni kaplı) kompozitler, kaplama uygulanmamış Al/SiC kompozitinden daha az aşınmıştır. Kayma mesafesine karşı ağırlık kayıplarından da görüldüğü gibi kaplama uygulaması kompozit malzemelerin aşınma direnci artırmıştır. Al/SiC kompozitlerin tümü 7 km kayma mesafesine kadar denge konumunda artış gösterirken, bu mesafeden sonra sıcaklığın etkisiyle matriks-takviye arasındaki bağlar zayıflamış ve aşınma bu kademedен sonra daha fazla artış göstermiştir.

6.10.2. Kompozitlerin sürtünme davranışlarının incelenmesi

Aşınma deneyleri ile kompozitlerin kayma mesafesine karşı sürtünme katsayısı değerleri de tespit edilmiştir. Şekil 6.64'de üretilen kompozit malzemeler ile takviyesiz matriks alaşımının karşılaştırmalı olarak kayma mesafesine karşı sürtünme katsayısı eğrileri verilmiştir. Kompozit malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri 5 km kayma mesafesinden sonra kayma mesafesinin artmasıyla 0,309 ile 0,465 μ arasında değişkenlik gösterirken, takviyesiz matriks alaşımında ise 0,466'dan 0,557 μ 'ye kadar artmıştır. Kompozit malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri tüm kayma mesafesi noktalarında, takviyesiz matriks alaşımından düşük çıkmıştır. Genel olarak tüm numunelerin sürtünme katsayısı değerleri kayma mesafesinin artması ile artmıştır. Sadece Al/SiC kompoziti 6 km kayma mesafesinde az bir oranda düşüş gösterse de sürtünme katsayısı değeri bu mesafeden sonra tekrar çıkışa geçmiştir.

Kompozitlerde takviye elemanının cinsine göre, sürtünme katsayısı değerleri değişkenlik göstermiştir. Al/B₄C kompozit malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri Al/SiC ve Al/SiC/B₄C kompozitinden düşük çıkmıştır. Al/B₄C kompozit pim yüzeydeki alüminyumun aşınmasından sonra sürtünme B₄C partikülleri ile disk arasında oluşmuş ve bu aşamada sürtünme katsayısının düşmesine sebebiyet vermiştir (Tang, 2008).

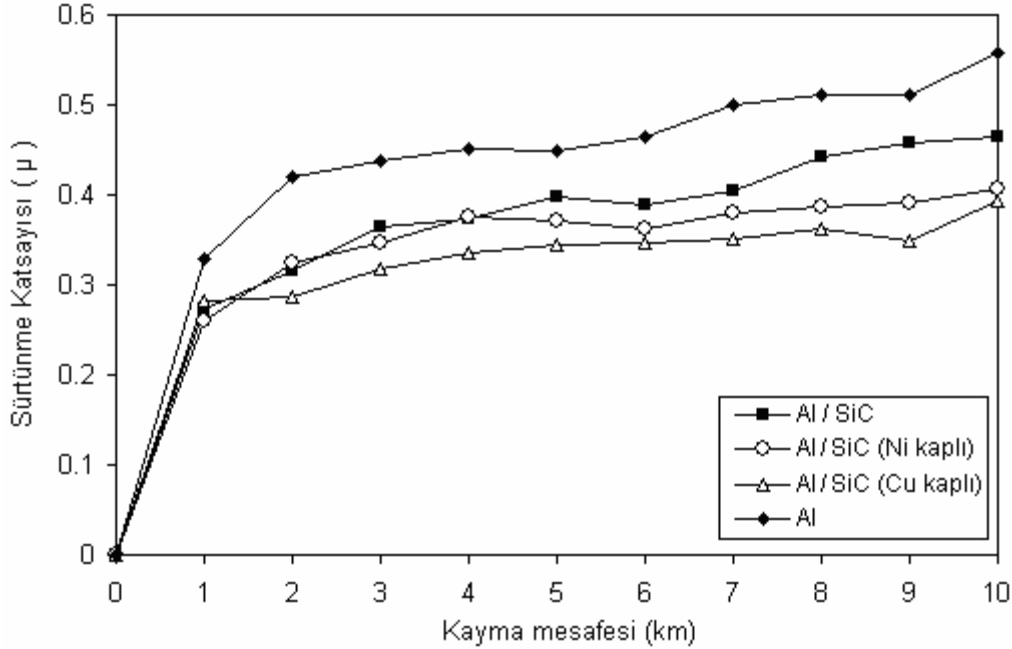


Şekil 6.64. Kompozitlerin kayma mesafesine karşı sürtünme katsayısı değişimi

Al/SiC kompozitin sürtünme katsayısı eğrisi incelendiğinde, başlangıçta aşınmada ani artış olduğu (0-3 km) görülmektedir. Bunun nedeni, başlangıçta numune yüzeyinde matriks alaşımının bulunmasıdır. Ardından temas yüzeyindeki matriks alaşımının aşınması ile disk yüzeyi takviye malzemesi olan sert partiküller ile karşılaştığından bu artış normal yüzeyde devam etmiştir. Fakat numunenin ısınmasının da etkisiyle 7 km kayma mesafesinden sonra sürtünme katsayısında yükseliş devam etmiştir. Genel bir değerlendirme yaparsak, kompozit malzemelerin hem aşınması hem de sürtünme katsayısı değerleri matriks alaşımından düşük çıkmıştır. Bu durumda kompozit malzemelerin takviye elemanının etkisiyle aşınma direncinin artırıldığı gözlenmiştir.

Benzer bir çalışmada Al/SiC ve Al/B₄C kompozitlerinin aşınma davranışları 0-6 km kayma mesafesi arasında incelenmiştir (Shorowordi, 2006). Al/SiC kompozitin sürtünme katsayısı 0,37-0,44 μ, Al/B₄C kompozitin sürtünme katsayısı 0,34-0,39 μ aralığında tespit edilmiştir. Bu değerler çalışmamızda tespit edilen sürtünme katsayısı aralığına yakın değerlerdir.

Şekil 6.65’de Al/SiC kompozitinde kaplamanın sürtünme katsayısına etkisi görülmektedir. Kaplama uygulanmış ve uygulanmamış Al/SiC kompozitlerin sürtünme katsayısı değerleri takviyesiz matriks alaşımı numuneden düşük çıkmıştır.



Şekil 6.65. Al/SiC kompozitine kaplamanın sürtünme katsayısına etkisi

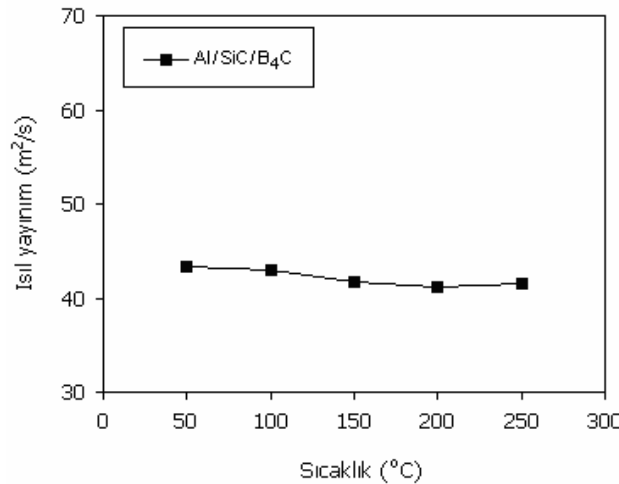
Takviye elemanlarına kaplama uygulanmış Al/SiC(Cu kaplı) ve Al/SiC(Ni kaplı) kompozitlerde sürtünme katsayısı değerleri Al/SiC kompozitine göre daha düşük tespit edilmiştir. Takviye elemanı ve matriks alaşımı arasındaki ıslatma ve arayüzey bağ mukavemeti daha güçlü olan bu kompozitler aşınmaya karşı direnç gösterirken SiC partikülleri matrikse daha güçlü bağlar ile tutulmuştur. Kaplama uygulamaları ile SiC partiküllerinin matriksten kopması güçleştirilmiş, partiküllerin pim ve disk arasına girerek sürtünme katsayısı değerlerini artırması engellenmiştir. Dolayısıyla bu kompozit malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri düşük çıkmış ve aşınma direnci artırılmıştır. Sonuç olarak infiltrasyonun etkinliği tüm mekanik deneylerde olduğu gibi aşınma deneylerinde de önem arz etmiştir. Etkin bir infiltrasyon yapmak için bu çalışmada farklı ıslatma özelliklerine sahip partiküller kullanmakla birlikte ıslatma özelliğini geliştirmek için kullanılan bakır ve nikel metalik kaplamalar kullanılmıştır. Bu çalışmaların neticesinde teorik yoğunluğa çok yakın yoğunluklar elde edilmiş ve bunun olumlu etkisi tüm mekanik deneylerde gözlemlendiği gibi aşınma deneylerinde de görülmüştür.

6.11. Kompozitlerin Isıl Analiz Sonuçları

Üretilen kompozit malzemelerin ısıl davranışını incelemek amacıyla ısıl analizler yapılmıştır. Isıl analizlerde ısıl yayılım, ısıl iletkenlik, ısıl genleşme ve ısıl genleşme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Deneysel çalışmalarda üretilen kompozit malzemelerin kullanım alanı olarak sürtünme elemanı örnek olarak gösterilebilir. Bu uygulamalarda mekanik zorlanma, sürtünme ve aşınma gibi durumlarda en çok karşılaşılan sıcaklıklar 300 °C ve altındaki sıcaklıklardır (Allison, 1993; Altinkök, 2002). Bu nedenle ısıl analizler oda sıcaklığından 250-300 °C'ye kadar yapılmış ve numunelerin bu aralıktaki ısıl davranışları incelenmiştir.

6.11.1. Isıl yayılım değerleri

Isıl yayılım deneyleri termal difüzyon cihazında, 2 mm yüksekliğinde ve 25,4 mm çapındaki disk şeklinde işlenen %17 hacim oranına sahip Al/SiC/B₄C kompozit numuneye uygulanmıştır. Isıl analize tabi olan numunenin 50, 100, 150, 200 ve 250 °C'lerde ısıl yayılımı değerleri tespit edilmiştir. Şekil 6.66'da Al/SiC/B₄C kompozit numuneye ait ısıl yayılım değerleri grafik halinde verilmiştir. Al/SiC/B₄C kompozitin ısıl yayılım değerleri sıcaklık artışı ile kademeli düşmüştür. Al/SiC/B₄C kompozitin ısıl yayılımı tüm sıcaklık noktalarında sıcaklık artışı ile kademeli olarak düşük çıkmıştır.



Şekil 6.66. Sıcaklığa bağlı ısıl yayılım değerlerindeki değişim

Isıl yayılım, hacimsel ısı kapasitesinin ısı iletkenliğe oranıdır. Isıl yayılım malzemelerin sıcaklık etkisi ile serbest elektron hareketleri ve atomların titreşiminden sağlanır (Karagöz, 2005).

Matriks alaşımı olarak kullanılan alüminyumda, serbest halde bulunan valans elektronları yüksek ısı yayılımının gerçekleşmesine olanak verir. Fakat kompozitte, takviye fazı olarak kullanılan ve kovalent bağ yapısına sahip SiC ve B₄C'de serbest elektron bulunmadığından dolayı ısı iletimi ve kompozit içerisinde ısının yayılımı zayıflar. Kompozit içerisindeki SiC ve B₄C'ün atomsal yapılarından kaynaklanan özelliklerinden dolayı ısı yayılımının düşmesi beklenmekteydi. Deneysel çalışmada ise bu düşüş sağlanmış olup, kompozit malzemenin ısı yayılımı sıcaklık artışı ile düşmüştür.

Alüminyum ve alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda sınırlı kullanıma sahip olmalarından dolayı, alüminyum kompozit malzemeler sahip oldukları üstün özelliklerinden dolayı yüksek sıcaklık uygulamaları için alternatif malzemeler olarak üretilebilmektedir. Alüminyum kompozit malzemelerin yüksek sıcaklıklarda ısı davranışını inceleyen benzer bir çalışmada %18 takviyeli AlSi9Mg0,6 kompozit malzemenin sıcaklık artışı ile ısı yayılımı değerlerinde düşüş gözlenmiştir (Hecht, 1999).

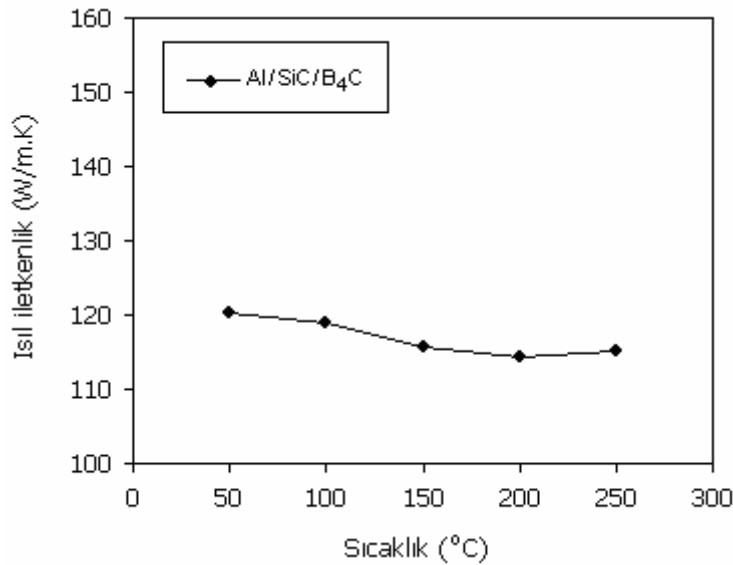
Kompozit malzemelerinin ısı yayılımı değerleri bir araştırmacı tarafından (Taylor, 1983) detaylı bir şekilde incelenmiş olup, bu değerler önemli ölçüde sıcaklığa bağlı olarak değişmekte aynı zamanda ısı geçiş zamanı ve numune kalınlıklarına bağlı farklılık gösterdiği belirtilmiştir (Yılmaz, 2004).

Konu ile ilgili yayınlanan bir makale %10, 15 ve 20 SiC takviyeli kompozit malzemelerin ve takviye edilmemiş matriks alaşımının sıcaklığa bağlı ısı yayılımı değerleri araştırılmıştır (Rudajevova, 1999). SiC takviyeli kompozit malzemelerin ısı yayılımı değerleri çalışmamıza benzer şekilde sıcaklık artışı ile azalmıştır.

6.11.2. Isıl iletkenlik değerleri

Bu aşamada malzemelerin ısı iletim kabiliyetini olan ısı iletkenlik değerleri tespit edilmiştir. Isıl iletkenlik deneyi Al/SiC/B₄C kompozit numuneye uygulanmıştır. Numunenin 50, 100, 150, 200 ve 250 °C’lerde ısı iletkenlik değerleri tespit edilmiştir. şekil 6.67’de Al/SiC/B₄C kompozit numuneye ait ısı iletkenlik değerleri grafik halinde verilmiştir.

Al/SiC/B₄C kompozitin ısı iletkenlik değerleri sıcaklık artışı ile kademeli olarak dūřmektedir. Burada takviye elemanlarının ısı transfer katsayısı matriksten dūřük olduğu için kompozit malzemenin ısı iletim kabiliyetini dūřürmekte olduğu sonucuna varılmıştır.



şekil 6.67. Sıcaklığa bağlı ısı iletkenlik değerlerindeki değişim

Isıl enerji, malzemelerde serbest elektron hareketi ve atomların ısı titreşimleri ile iletilir. Serbest elektronlar ısı titreşimlere göre 10-100 kat daha fazla ısı enerji iletirler, dolayısıyla matriks alaşımı olarak kullanılan alūminyum döküm alaşımı gibi metalik malzemelerin ısı iletkenliği yüksektir (Karagöz, 2005). Alūminyumun atomları metalik bağlar ile bağlıdır. Alūminyum atomlarının dış kabuklarındaki elektronları, i kabuklardaki elektronlara göre, atom çekirdeğine daha zayıf bağlıdır. Bu yüzden dış kabuktaki bu valans elektronlar, kolaylıkla atomdan ayrılarak serbest

kalabilirler. Diğer elektronlar atom çekirdeğine sıkıca bağlı olup, serbest kalan elektronlar ise, bir elektron bulutu meydana getirirler. Dış kabuğundaki elektronları bırakan atom, pozitif yüklü iyon haline geçer. Serbest kalan negatif yüklü elektronlar, bu iyonlar arasında bir elektron bulutu oluşturacak şekilde hareket ederler. Pozitif yüklü iyonlarla negatif yüklü elektronlar birbirlerini çekerek kuvvetli bir metalik bağ oluşturur. Serbest haldeki elektronlar rahatça hareket edebildikleri için alüminyumun ısı iletkenliği ve ısı yayımı yüksektir (Uzun, 2003).

Seramik malzemelerin atomları genelde kovalent veya iyonik bağlıdır. Kovalent ve iyonik bağ türleri kuvvetli bağ sınıfına girer. Ayrıca atom yörüngelerinde serbest atom bulunmadıklarından dolayı ısı iletkenliği ve ısı yayımı düşüktür. (Aldrich, 2004). Alüminyum atomları 4 kcal/mol bağ enerjisi ile metalik, SiC atomları 238 kcal/mol bağ enerjisi ile kovalent, B₄C atomları ise 398 kcal/mol bağ enerjisi ile kovalent bağ yapısına sahiptir (Karagöz, 2005; Clark, 2002). Dolayısıyla mekanik veya ısı etki ile SiC ve B₄C atomlarını birbirinden koparmak için alüminyuma kıyasla daha fazla enerji gerekmektedir.

SiC ve B₄C atomları yüksek bağ enerjisine ve güçlü atomsal bağlara sahip, alüminyum ise düşük bağ enerjisi ve dış kabuklarından serbest elektronlara sahiptir. Kompozit malzemeye ısı verildiğinde alüminyum matriks alaşımı, ısıyı takviye elemanlarına iletmekte, ancak düşük ısı iletkenliğe sahip SiC ve B₄C takviye fazları aynı oranda ısıyı iletmediği için, kompozitin ısı iletkenliğini düşürmektedir. Elde edilen sonuçlar yukarıda bahsedilen teorik bilgileri doğrulamıştır.

Benzer bir çalışmada AlSi12 matriks alaşımı SiC preforma infiltre edilerek Al/SiC kompozit malzeme üretilmiş ve ısı iletkenlik değerleri incelenmiştir (Ren, 2007). İnceleme sonucunda Al/SiC kompozit malzemenin ısı iletkenlik değerleri SiC oranına bağlı olarak 100-123 W/mK arasında değiştiği tespit edilmiştir. Deneysel çalışmada ise Al/SiC/B₄C kompozit malzemenin ısı iletkenlik değeri 115-120 W/mK arasında sıcaklığa bağlı olarak değişkenlik gösterdiği görülmüştür.

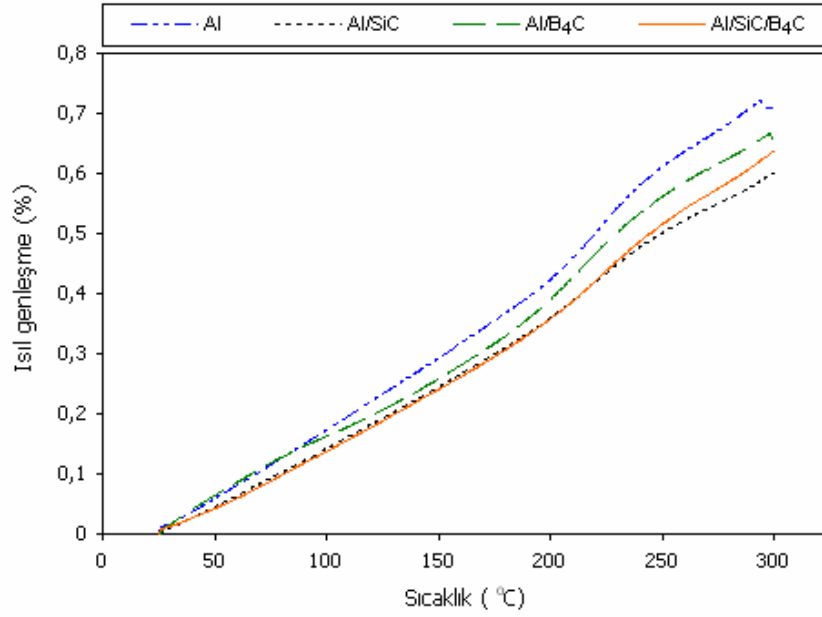
6.11.3. Isıl genleşme değerleri

Genleşme, genişleme anlamından gelmektedir. Burada sıcaklığı artırılan kompozit malzemelerin boyca genleşmesi incelenmiştir. Öncelikle ısıl genleşmenin temelini açıklamakta fayda vardır. Dışarıdan ısıtılan kompozit malzemenin partiküllerin ve matriks alaşımının kinetik enerjisi, titreşim hızı artar. Partiküller birbirinden uzaklaşmaya başlar. Bu olaya genleşme adı verilir. Tersine olarak madde dışarıya ısı verdiği (madde soğutulduğunda) maddenin partiküllerin kinetik enerjilerinin azalmasına neden olur.

Kompoziti oluşturan atomlar, ortalama konumları çevresinde sürekli çalkalanma ve titreşim halindedirler. Kompozit malzemeye ısı biçiminde enerji verildiğinde, bu enerji kinetik enerjiye dönüşür; dolayısıyla, kinetik enerjisi artan partiküllerin titreşim şiddeti artar ve daha geniş alana yayılmaya çalışırlar; yani sıcaklığı yükselen numune aynı zamanda genişler. Isıtılmış metal yada kompozit, ışımasını başka bir maddeye gönderirse o maddenin kapladığı alan (hacmi) genişler ve yayılır.

Sürtünme, aşınma ve mekanik zorlanmalar ya da sıcaklık tesirinde kalan otomotiv sektöründe kullanılan alüminyum ve alaşımları ile diğer metalik malzemelerin genleşmesi ya da tersine büzülmesi sırasında büyük kuvvetlerin ortaya çıkması otomotiv parçalarında hasarlara neden olabilmektedir. Dolayısıyla takviyelendirilerek üretilen alüminyum kompozitlerin ısıl genleşme değerlerinin azaltılması amaçlanarak bu hasarların minimize edilip kompozit malzemelerin ısıl davranışlarını geliştirmek esastır.

Takviyesiz alüminyum matriks alaşımının, SiC takviyeli kompozitin, B₄C takviyeli kompozitin ve SiC/B₄C takviyeli kompozitin 25 °C sıcaklıktan 300 °C'ye kadar ısıl genleşme ve ısıl genleşme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Şekil 6.68'de görüldüğü gibi üretilen kompozitlerin ve takviyesiz matriks alaşımının sıcaklığa bağlı % genleşme değerleri grafik halinde verilmiştir. Grafik incelendiğinde % olarak en fazla ısıl genleşme takviyesiz alüminyum alaşımında görülmüş sıcaklık artışı ile değerlerin yükseldiği tespit edilmiştir.



Şekil 6.68. Kompozitlerin ve matrisin alaşımının sıcaklığa bağlı % genleşme eğrileri

Üretilen Al/SiC, Al/B₄C ve Al/SiC/B₄C kompozitlerin ısı genleşme değerleri takviyesiz alüminyum alaşım ile karşılaştırıldığında değerlerde azalma görülmüştür. Sıcaklığa bağlı olarak artan sıcaklıkla ısı genleşmede artış meydana gelmiştir. Al/SiC kompozit malzemenin ısı genleşmesi Al/B₄C ve Al/SiC/B₄C kompozitlerden daha az oranda tespit edilmiştir. Tespit edilen değerlerden de anlaşıldığı gibi alüminyum takviyenlendirildiğinde ortaya çıkan kompozit malzemenin ısı genleşme değerlerinde azalma olduğu görülmüştür. Başka bir ifade ile takviye elemanları malzemenin ısı genleşmesini engelleme eğilimi göstermiştir. 300 °C’de takviyesiz alüminyum % 0,70 ısı genleşme, Al/SiC kompozitte %0,59 ısı genleşme, Al/B₄C kompozitte %0,65 ısı genleşme ve Al/SiC/B₄C kompozitte %0,63 ısı genleşme değerleri bulunmuştur. Burada en az genleşen numune Al/SiC kompozit malzeme olmuştur.

Malzemelerin ısı genleşme özelliği, ergime sıcaklığı ile ters orantılıdır. Seramikler gibi ergime sıcaklığı yüksek malzemelerde bağ enerjisi daha büyük, potansiyel enerji çukuru daha derindir. Başka bir ifade ile ergime sıcaklığı yüksek olan malzemelerin ısı genleşmeleri daha düşüktür. Sıcaklık yükselirken atomlar arası ortalama uzaklık minimumdan geçen düşeye göre daha az satar, bu nedenle ısı genleşme daha küçük olur. Kompozit üretiminde takviye elemanı olarak kullanılan ve yüksek ergime

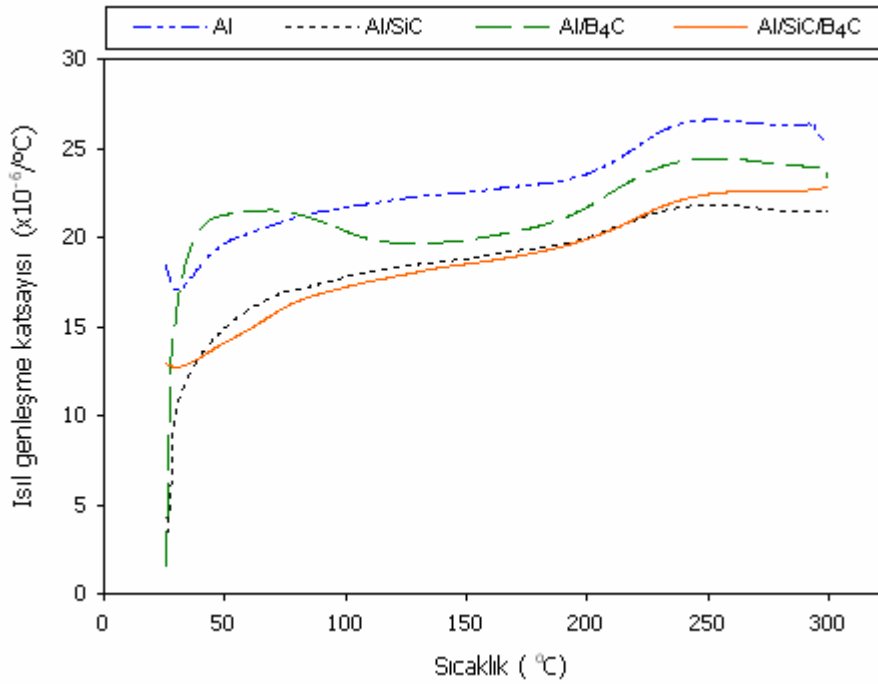
sıcaklığına sahip SiC ve B₄C seramiklerinin sıcaklık arttıkça atomlar arası mesafe daha yavaş büyür. Dolayısıyla bu takviye elemanların ısı genleşmeleri düşüktür. Matriks alaşımı olarak kullanılan ve ergime sıcaklığı düşük alüminyum döküm alaşımında ise, atomlar arası mesafe daha hızlı büyüdüğü için ısı genleşmeleri daha yüksektir (Uzun, 2003; Karagöz, 2005). Dolayısıyla ısı genleşme değerleri incelendiğinde, takviye elemanlarının kompozitin ısı genleşme değerlerini düşürdüğü tespit edilmiştir. SiC ve B₄C takviye elemanlarının yüksek ergime sıcaklığı ve düşük ısı genleşme özelliklerinden dolayı, bu malzemeler alüminyum alaşımı ile takviyelendirildiğinde ısı genleşme değerleri, takviyesiz matriks alaşımına nazaran daha düşük çıkmasına neden olmuştur.

Yapılan benzer bir çalışmada AlSi10Mg alüminyum alaşımı SiC ile takviyelendirilerek kompozit malzemeler üretilmiş ve üretilen kompozitlerin ısı genleşme davranışları incelenmiştir (Huber, 2007). Adı geçen çalışmada üretilen Al/SiC kompozitin ısı genleşme davranışı ile ürettiğimiz Al/SiC kompozitin ısı genleşme davranışı karşılaştırıldığında kompozitlerin benzer davranış gösterdiği görülmüştür. Her iki çalışmada da sıcaklığın artması ile ısı genleşme değeri artarken, 300 °C’de ısı genleşme değeri aynı değerde bulunmuştur (%0,59).

Isı genleşme katsayısı ise, bir maddenin ısı etkisiyle genleştiği miktarın belirlenmesi için kullanılan katsayıdır. Birim hacimdeki bir maddenin birim sıcaklık değişiminde hacmindeki değişim miktarı olarak tanımlanır. Isı değişikliği etkisi altında kalan bir malzemeyi oluşturan atomların, enerji düzeylerinin değişmesi ile moleküler bağ uzunlukları değişir. Dolayısıyla atomlar arası mesafelerin değişmesi maddenin hacmini de değiştirir. Metallerin, seramiklerin, kompozitlerin ve diğer tüm malzemelerin farklı bir genleşme katsayısı vardır.

Şekil 6.69’da üretilen kompozitlerin ve matriks alaşımının sıcaklığa bağlı ısı genleşme katsayısı değişimleri verilmiştir. Bu grafikte takviyesiz alüminyum matriks alaşımının, SiC takviyeli kompozitin, B₄C takviyeli kompozitin ve SiC/B₄C takviyeli kompozitin 25 °C sıcaklıktan 300 °C’ye kadar ısı genleşme katsayısı değerlerini görmek mümkündür. Isı genleşme katsayısı verileri, % ısı genleşme değerlerine paralel şekilde bulunmuştur. Çünkü ısı genleşme katsayısı numunelerin ısı etkisiyle

genleştiği miktarın belirlenmesi için kullanılan katsayı değeri olup numunelerin ısı genleşme değerleri ile ilişkilidir. Grafik incelendiğinde ısı genleşme eğrilerine benzer şekilde en yüksek ısı genleşme katsayısı değeri takviyesiz alüminyum alaşımında görülmüş sıcaklık artışı ile değerlerin yükseldiği saptanmıştır. Üretilen kompozitlerin ısı genleşme katsayısı değerleri takviyesiz alüminyum ile karşılaştırıldığında değerlerde azalma görülmüş olup sıcaklığa bağlı olarak ise benzer şekilde artış meydana gelmiştir.



Şekil 6.69. Kompozitlerin ve matris alaşımının sıcaklığa bağlı ısı genleşme katsayısı değişimi

Al/B₄C kompozit malzemenin ısı genleşme katsayısı değerleri 70 °C ile 190 °C arasında bir düşüş eğrisi vermiştir. Grafiğin tüm sıcaklıklardaki değerleri ve eğriler genel olarak değerlendirilirse kompozitlerde ve takviyesiz alüminyumda sıcaklığa bağlı olarak devamlı yükselen ısı genleşme katsayısı değerleri ile karşılaşılmıştır. Tüm numunelerde benzer şekilde 250 °C sonrası ise ısı genleşme katsayısı değerlerinde kısmi bir düşüş eğilimi tespit edilmiştir.

Benzer bir çalışmada Al/SiC kompozitlerin 75-275°C sıcaklık değerleri arasında ısı genleşme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Sıcaklığın artmasıyla kompozit

malzemelerin ısı genleşme katsayısı değerlerinde tarafımızdan elde edilen sonuçlara benzer şekilde artış gözlenmiştir (Arpon, 2003).

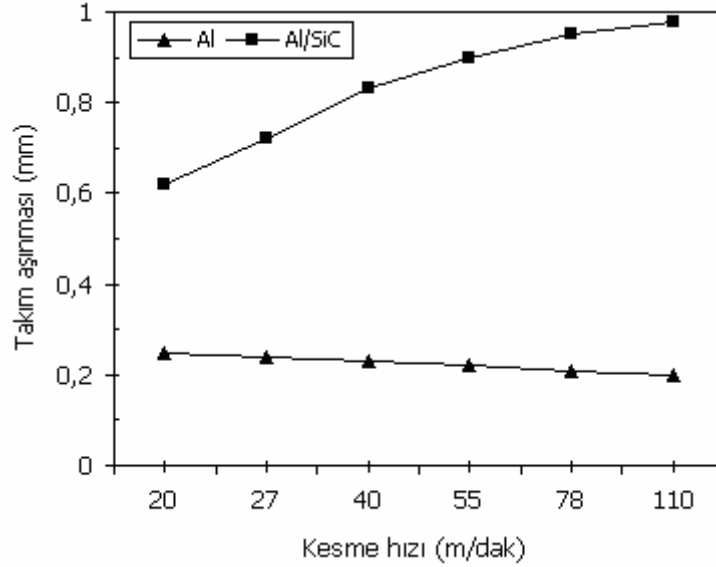
Isıl genleşme katsayısı (α) özellikle elektronik paketleme ve elektronik parçalarda (plakalar gibi) önem arz etmektedir. Düşük ısı genleşme katsayısı özellikli üretilebilen alüminyum kompozitleri elektronik paketleme ve elektronik parçalarının imalatında kullanılabilen ideal malzemelerdir. Dolayısıyla bu özelliklere sahip kompozit malzemelerin takviye oranlarının ve sıcaklığın artması ile ısı genleşme değerlerinde düşüşler gözlenmektedir (Zhao, 2007). Tarafımızdan yapılan çalışmada matriks alaşımı SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramikleri ile takviyelendirilerek ısı genleşme katsayısı değerleri düşürülebilmektedir.

6.12. İşlenebilirlik ve Takım Aşınması Sonuçları

İşlenebilirlik testlerinde üretilen takviyesiz alüminyum alaşımı ile Al/SiC kompozit malzemenin talaş kaldırmada oluşan takım aşınması ve kesme kuvvetleri incelenmiştir. Testler 180, 250, 355, 500, 710 ve 1000 dev/dak olmak üzere farklı kesme hızlarında yapılmıştır. Oluşan kesme kuvvetleri bilgisayar kontrollü torna tezgahından ölçülmüştür. Kullanılan kesici ucun aşınması ise stereo mikroskop ile gerçekleştirilmiştir. Kesici takım olarak Wolframcarb marka KNUX 160405R11 tip, yüzeyi 6 mikron kalınlığında karbonitrür (CN) ve titanyum karbür (TiC) kaplı olan baklava modeli tungsten karbür (WC) kullanılmıştır.

Farklı kesme hızlarında tornada işlenen numunelere ait takım aşınması değerleri Şekil 6.70'de gösterilmektedir. Al/SiC kompozitte kesme hızının artmasıyla takım aşınması kademeli olarak artarken, takviyesiz alüminyum alaşımında ise kısmi azalma görülmüş ve işlenen alüminyumun bir kısmı takım üzerine sıvanmıştır. Mekanik deneyler sonucunda elde edilen verilere göre takviyeli alüminyum kompozitlerin sertliği ve mukavemeti takviyesiz alüminyum alaşımından daha yüksek bulunmuştur. Bu durum işlenebilirlik testlerinde ve takım aşınmasında da etkisini göstermektedir. Sertlik değeri ve mukavemet değeri yüksek kompozit malzemede takım aşınması, takviyesiz alaşımdan daha fazla olmuştur. İşlenebilirlik testleri soğutma sıvısı kullanılmadan gerçekleştirilmiştir. Bu durumu da göz önünde

bulundurursak numune ile takım arasında oluşan yüksek sıcaklıklar ve sert SiC partiküller hızlı takım aşınmasına yol açmaktadır (Şahin, 2002).

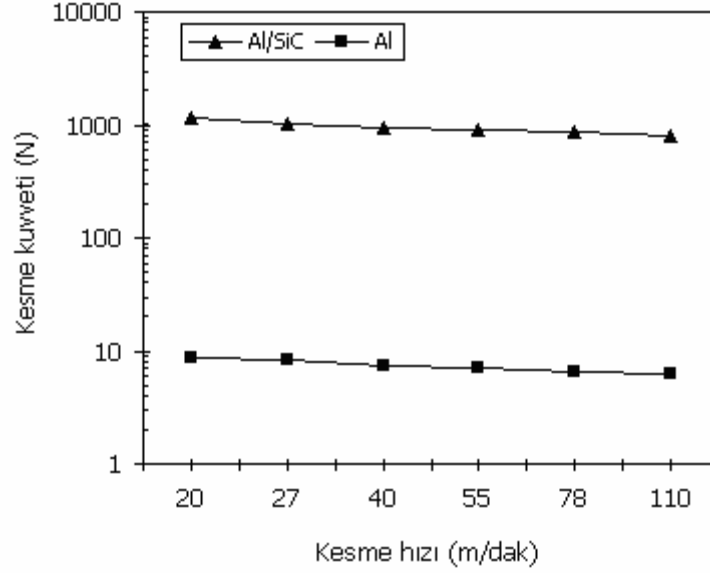


Şekil 6.70. Kesme hızı etkisi ile değişen takım aşınması

Kesme hızındaki artışla kesme sıcaklığı artmakta dolayısıyla Al matriks alaşımı yumuşamakta ve SiC partiküllerle alüminyum arasındaki arayüzey bağların zayıflamasına yol açmaktadır. Kullanılan kesici takım sert olduğu için takviye elemanları ile temas ettiğinde SiC partikülleri kırmakta veya öteleme hareketi yaparak takım üzerinde abrasiv etkisi meydana getirmektedir. Takımın bu öteleme hareketine sert SiC partikülleri dayanım göstermekte ve dolayısıyla takımda aşınmalar meydana gelmektedir.

Sonuç olarak numunelerin takım aşınma davranışlarını değerlendirirsek takviyeli kompozit ile takviyesiz alüminyum arasında takım aşınması açısından büyük bir fark olduğu görülmektedir. Takviyesiz alüminyum yumuşak bir yapıya sahip olduğu için önemli ölçüde takımı aşındırmamıştır. Takviyeli kompozitte ise ciddi oranda takım aşınması tespit edilmiştir. Bunun sebebi olarak kompozit içerisindeki SiC seramik malzemenin sertlik değeri yüksek olduğu için kompozitin işlenmesini güçleştirmiş ve takım aşınmasına yol açmıştır.

Numunelerin işleme esnasında kesme hızının artmasıyla değişkenlik gösteren kesme kuvveti değerleri Şekil 6.71’de verilmiştir.



Şekil 6.71. Kesme hızı etkisinde değişen kesme kuvveti

Kompozit malzemenin işleme sırasında elde edilen kesme kuvveti değerleri, takviyesiz matris alaşımından çok daha yüksek değerlerde tespit edilmiştir. Bu durum, bu numunelerin aşınma ve sertlik deneylerinde elde edilen yüksek değerler göz önüne alındığında kolayca anlaşılabilir. Kompozitte bulunan partiküllere rastlayan kesici uç, partikülü kesmekte zorlandığı için yüksek bir kuvvet oluşur ve kuvvet yükseldikten sonra partikülü ya ötelir ya da kendisi aşınır. Takviyesiz alüminyum alaşımında ve kompozitte kesme hızının artmasıyla kesme kuvvetlerinde lineer olarak azalma görülmüştür.

Takviyesiz alüminyum alaşımı yumuşak bir malzeme olduğu için kesme hızının artmasıyla numune daha kolay ve verimli bir şekilde işlenebilmekte dolayısıyla kesme kuvvetleri azalmaktadır. Kompozitteki kesme kuvvetlerindeki düşüşün nedeni, takviye elemanının talaş/takım yapışmasını azaltması ve dolayısı ile ara yüzeydeki kaymaların azalması olarak söylenebilir.

Takım aşınması ve kesme kuvveti değerlerini genel olarak değerlendirdiğimizde üretilen kompozit malzemenin işlenebilirlik davranışı takviyesiz alüminyum alaşımından tamamen farklılık göstermiştir.

Yapılan benzer bir çalışmada, kompozit malzemelerin (A356/SiC_p) , kesme hızı karşısında ortaya çıkan kesme kuvveti değerleri, Al-5Mg ile karşılaştırılmıştır. Sonuçlar incelendiğinde, A356/SiC_p kompozitte oluşan kesme kuvvetleri Al-5Mg'de oluşan kesme kuvvetlerinden daha yüksek olduğu belirlenmiştir (Chambers, 1991). Bu sonuçlar tarafımızdan elde edilen sonuçlara paralellik göstermiş, Al/SiC kompozit malzeme de kesme kuvveti değerleri matris alaşımına nazaran daha yüksek tespit edilmiştir.

SiC gibi sert seramikler ile takviyelendirilerek üretilen alüminyum kompozit malzemelerin bir bölümü otomotiv sektöründe fren diski ve fren balatası gibi aşınmaya maruz kalan alanlarda kullanılmaktadır. Kompozit malzemenin aşınmaması ve işleme testinde kesici takımı aşındırması aşınma direncinin yüksek olduğu anlamına gelmektedir. Bununla birlikte, bu tür kompozitlerin işlenerek şekillendirilebilmesi için daha sert kesici uçlar kullanılmasının uygun olacağı düşünülmektedir.

BÖLÜM 7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Yüksek mukavemet, yüksek elastik modülü, mükemmel aşınma direnci, iyi ısıl özellikler ve dökülebilirlik özelliklerinden dolayı metal matriks kompozit malzemeler otomotiv, uçak, uzay, elektronik ve makine endüstrisinde kullanılmaktadır. Gelişen teknolojiye paralel olarak metal matriks kompozitlerin geliştirilebilir olması son yıllarda araştırmacı ve sanayicilerin AR-GE çalışmalarına konu olmuştur.

Bu çalışmada matriks alaşımı olarak AlSi10Mg alaşımı seçilmiştir. Bu alaşım SiC, B₄C ve SiC/B₄C seramikler ile takviye edilerek metal matriks kompozitler üretilmiştir. Bu çalışmada sıvı faz üretim tekniklerinde karşılaşılan matriks alaşımı ve takviye elemanları arasındaki ıslatma özelliği ve arayüzey bağı problemlerini, takviye elemanlarının akımsız kaplama tekniği ile metalik kaplanması ile giderilmeye çalışılmıştır. Kompozitlerin üretilmesinde basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanılmıştır. İnfiltrasyon öncesi üretilen gözenekli seramik preformların ve nihai ürün kompozitlerin mekanik ve fiziksel özellikleri ile mikroyapıları incelenmiştir.

7.1. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda sırası ile özetlenmiştir;

1) İnfiltrasyon uygulamasına geçmeden önce sıvı alüminyumun infiltre edilebileceği optimum gözenek çapı bilgisayar destekli modelleme çalışmaları ile belirlenmiştir. Modelleme ve analiz sonuçlarına göre; 10 ve 20 µm çapındaki dar gözeneklerden sıvı alüminyum akışı gerçekleşmemiş olup tıkanma gözlenmiştir. 30, 40 ve 50 µm çaplı

gözeneklerden ise kısmi akış gerçekleşmiştir. 60-150 μm çaplı gözeneklerden tam sıvı akışı sağlanmış, infiltrasyonun başarıyla olabileceği düşünülmektedir.

2) Modelleme sonuçları ışığında seramik preform üretimlerinin optimizasyonları yapılmıştır. Seramik preformların üretilmesinde kullanılan seramik çamurun (slurry) ideal sıvı-katı oranı vizkozite deneyleri ile tespit edilmiş, %45 saf su oranına ve 14,20 mPa.s vizkozite değerine sahip seramik çamurların 45, 60 ve 80 ppi polyester süngerlere tamamıyla emdirildiği saptanmıştır.

3) SiC seramik preformların en yüksek basma mukavemet değerleri %10 bentonit katılması ve 1200 °C'de sinterleme yapılması durumunda elde edilmiştir. SiC seramik preformların üretilmesinde %10 bentonit (bağlayıcı) kullanılması, ardından karışım çamurunun polyestere emdirildikten sonra 500 °C'de 30 dakika pişirilmesi ve 1200 °C'de 2 saat süresince sinterlenmesi gerektiği kanısına varılmıştır.

4) B₄C ve SiC/B₄C seramik preformların üretilmesinde seramik çamur emdirilen polyesterli yapının 500 °C'de 30 dakika ve 700 °C'de 2 saat süresince pişirilmesi durumunda açık gözenekli ve ideal gözenek morfolojisi sağlanmıştır. Bu preformlar içinde ideal bentonit oranı %7,5 olarak saptanmıştır.

5) Seramik preformların mikroyapıları incelendiğinde açık gözenekli, birbirine ağ şeklinde bağlı ve infiltrasyona hazır gözenek morfolojileri elde edilmiştir.

6) Matriks alaşımı ve takviye elemanları arasındaki ıslatmayı iyileştirmek ve arayüzey bağlarını güçlendirmek için SiC preformlar akımsız metal kaplama yöntemi ile bakır ve nikel kaplanmıştır. En dış yüzeyde bakır kaplama kalınlığı 27,37 μm , nikel kaplama kalınlığı ise 24,7 μm olarak tespit edilmiştir.

7) Kompozitlerin basınçlı infiltrasyon ile üretilmesinde; kalıp ve seramik preformların sıcaklığı 300 °C, infiltrasyon sıcaklığı 800 °C, piston basıncı 8 Atm ve infiltrasyon süresi 2 saniye olarak optimize edilmiştir.

8) Kompozitlerin mikroyapı incelemelerinde en iyi ıslatma kaplama uygulanmış Al/SiC (Cu kaplı) ve Al/SiC (Ni kaplı) kompozitlerde gözlenmiştir. B₄C içeren Al/B₄C ve Al/SiC/B₄C kompozitlerde matris ve takviye arasındaki ıslatmanın kötü olduğu görülmüştür. Ayrıca kompozitlerin EDS analizi ile element içerikleri belirlenmiş takviye elemanı kaplanmış kompozitlerde kaplama metali (Cu ve Ni) tespit edilmiştir.

9) XRD analizleri ile matris alaşımı ve kompozitlerin element içerikleri belirlenmiştir. Elde edilen XRD grafikleri incelendiğinde çok önemli reaksiyonlar olmadan matris ve takviye fazları korunmuştur.

10) Seramik preformların teorik yoğunluk değerleri incelendiğinde; SiC preformun yoğunluk değeri 0,54 g/cm³, B₄C preformun yoğunluk değeri 0,44 g/cm³ ve SiC/B₄C preformun yoğunluk değeri ise 0,47 g/cm³ olarak tespit edilmiştir.

11) Kompozitlere uygulanan yoğunluk deneyleri ışığında; teorik yoğunluğa en yakın yoğunluk değerleri Al/SiC, Al/SiC (Ni kaplı) ve Al/SiC (Cu kaplı) kompozit malzemelerde belirlenmiştir. Cu ve Ni kaplama etkisi ile bu kompozitlerde matris-takviye fazı arayüzeyindeki mikro boşluklar minimize edilmiş ve bunun sonucunda teorik yoğunluk değerlerine yakın sonuçlar elde edilebilmiştir. İçerisinde ıslatması zayıf B₄C takviye elemanı içeren Al/B₄C ve Al/SiC/B₄C kompozitlerde arayüzeydeki mikro porozitelerden kaynaklanması muhtemel olarak % porozite miktarı daha yüksek bir oranda tespit edilmiştir.

12) Tüm kompozitlerin sertlik değerleri 102-135 HB arasında değiştiği, takviyesiz matris alaşımının 71 HB sertlik değeri ile karşılaştırıldığında, takviye elemanlarının kompozitlerin sertliğini ciddi oranda artırdığı görülmüştür.

13) Al/SiC, Al/SiC(Cu kaplı) ve Al/SiC(Ni kaplı) kompozitlerin çekme mukavemeti ve elastik modülü değerleri diğer kompozitlerden ve takviyesiz matriks alaşımından yüksek tespit edilmiştir. Özellikle takviye elemanları bakır ve nikel kaplı kompozitlerde mukavemet ve elastik modül artışı sağlanmıştır. Takviyesiz matriks alaşımı 50 MPa yüklere kadar elastik davranış göstermiş ve bu noktadan sonra akma göstererek plastik deformasyon başlamış ve yaklaşık % 0,4 uzama göstererek 130 MPa'da kopmuştur. Matriks alaşımı % 0,4 uzama göstererek koparken, Al/SiC kompozit yalnızca % 0.04 uzama göstererek 160 MPa da kopmuş ve 115 GPa elastik modülü elde edilmiştir. Al/SiC/B₄C kompozit, Al/SiC kompozitine benzer şekilde % 0,04 uzama göstererek 120 MPa da kopmuştur. Al/B₄C kompoziti ise takviyesiz alaşım gibi 45 -50 MPa civarında çok belirgin olmayan bir akma sınırı göstermiştir.

14) Kompozitlerin ve kaplama uygulamalarının başarılı olup olmadığını daha yakından incelemek amacı ile kırık yüzeylerden SEM mikroyapı görüntüleri elde edilmiş ve arayüze yakın partiküllerin üzerinden EDS analizleri alınmıştır. Kaplamalarda arayüze yakın partiküllerin yüzeylerinde Cu ve Ni elementleri bulunmuş ve kaplamanın başarılı bir şekilde uygulandığı doğrulanmıştır.

15) Eğme mukavemeti değerlerinde yüksek değerler Al/SiC (Cu kaplı), Al/SiC (Ni kaplı), Al/SiC ve Al/SiC/B₄C kompozitlerde elde edilmiştir. Al/B₄C kompozit malzemelerde ise diğer kompozitlere nazaran eğme mukavemet değerleri düşük çıkmıştır. Al/B₄C kompoziti dışında diğer tüm kompozitlerin eğme mukavemet değerleri matriks alaşımına kıyasla gözle görülür bir artış sağlanmıştır.

16) Aşınma deneylerinde; üretilen alüminyum kompozitlerin takviyesiz matriks alaşımından daha az aşındığı ve takviyenin kompozitin aşınma direncini artırdığı görülmüştür. Bakır ve nikel kaplama uygulamalarının SiC partikülleri ile alüminyum matriks alaşımı arasında arayüzey bağlarını ve ıslatmayı iyileştirdiği aşınma deneylerinde de göze çarpmıştır. Takviye elemanı Cu ve Ni kaplanmış Al/SiC kompozitlerde diğer kompozitlerden daha az aşınmıştır. Kompozitlerde takviye elemanının cinsine göre, sürtünme katsayısı değerleri değişkenlik göstermiştir.

Al/B₄C kompozit malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri Al/SiC ve Al/SiC/B₄C kompozitinden düşük çıkmıştır. Kaplama uygulamaları ile SiC partiküllerinin matriksten kopması güçleştirilmiş ve sürtünme katsayıları bu kompozitlerde kaplama uygulanmamış Al/SiC kompozitten daha düşük çıkmıştır.

17) Al/SiC/B₄C kompozit numunenin ısı yayılım ve ısı iletkenlik değerleri sıcaklık artışı ile azalmıştır. Üretilen Al/SiC, Al/B₄C ve Al/SiC/B₄C kompozitlerin ısı genleşme ve ısı genleşme katsayısı değerleri takviyesiz alüminyum alaşım ile karşılaştırıldığında daha düşük çıkmıştır. Sıcaklığa bağlı olarak tüm numunelerde ısı genleşme değerleri artmıştır.

18) Al/SiC kompozit ile takviyesiz alüminyum arasında takım aşınması açısından büyük bir fark olduğu gözlenmiştir. Takviyesiz alüminyum yumuşak bir yapıya sahip olduğu için takım aşınması az görülmüştür. Takviyeli kompozitte ise ciddi oranda takım aşınması saptanmıştır.

İşlenebilirlik testlerinde, numunelerde kesme hızının artmasıyla kesme kuvvetlerinde azalma görülmüştür. Kompozitleri işlemek için gerekli kesme kuvveti takviyesiz matriks alaşımını işlemek için gereken kuvvetten oldukça yüksek bulunmuştur.

19) Bu çalışmada üretilen alüminyum matriks kompozitlerin mekanik ve fiziksel özellikleri alüminyum döküm alaşımlarından yüksek olduğundan oldukça geniş uygulama alanlarında kullanılabilirler. Bu kompozitlerin çekme ve eğme mukavemeti değerlerinin yüksek olması otomotiv parçaları ve buna benzer döküm parçaların yerini alabileceğini dayanım açısından göstermektedir.

7.2. Öneriler

- 1) Sıvı faz kompozit üretim yöntemlerinde önem arz eden magnezyum, farklı oranlarda alüminyum alaşımına katılarak matriks alaşımı olarak kullanılabilir. Magnezyumun infiltrasyon ve ıslatma davranışına etkisi incelenebilir.
- 2) Oksit veya nitrür seramik takviye elemanlarıyla alüminyum kompozitler üretilip mekanik ve fiziksel özellikleri açısından karşılaştırılabilir. Üretilen seramik preformlar farklı reaksiyon teknikleri ile üretilebilir ve gözenek morfolojileri replikasyon yöntemi ile üretilen preformlar ile karşılaştırılabilir.
- 3) Üretilen kompozit malzemeler farklı prosesler ile (döküm, toz metalürjisi, karıştırmalı döküm, sıkıştırırmalı döküm vs.) üretilebilir. Üretim yöntemlerinin kompozitlerin mekanik, fiziksel ve tribolojik özelliklerine etkisi incelenebilir.
- 4) Seramik partiküller, toz halinde kaplanarak matriks ve takviye arasındaki ıslatma özellikleri geliştirilmesiyle karıştırma döküm yöntemi kullanılarak kompozitler üretilebilir.
- 5) B_4C ile alüminyum alaşımları arasındaki ıslatma özelliğinin artırılması yönünde çalışmalar yapılabilir. B_4C seramik partiküllerin diğer yöntemler ile metal kaplanabilirliği araştırılabilir.
- 6) Üretilen seramik preformlara, ergime sıcaklığı metallere göre daha düşük olan polimer malzemeler infiltrat edilerek, seramik takviyeli polimer matriks kompozitler üretilebilir.
- 7) Üretilen seramik preformların su, hava ve yağ filtresi olarak kullanılabilirliği araştırılabilir.

EKLER

Ek A. XRD analiz kartları

Tablo A.1. Silisyum karbür tozunun XRD analiz kartı

Silisyum Karbür (Toz Halinde)											Peak ID Report
SCAN: 10.0/90.0/0.02/0.6(sec), Cu(40kV,30mA), I(max)=5941, 09/15/08 09:49p											
PEAK: 15-pts/Parabolic Filter, Threshold=3.0, Cutoff=0.1%, BG=3/1.0, Peak-Top=Summit											
NOTE: Intensity = Counts, 2T(0)=0.0(deg), Wavelength to Compute d-Spacing = 1.54059Å (Cu/K-alpha1)											
#	2-Theta	d(Å)	Height	Height%	Phase ID	d(Å)	I%	(hkl)	2-Theta	Delta	
1	33.522	2.6711	75	1.3							
2	34.040	2.6316	2181	36.8	SiC	2.6348	33.3	(1,0,16)	33.998	-0.042	
3	34.720	2.5816	158	2.7	SiC	2.5857	1.5	(0,1,26)	34.663	-0.057	
4	34.895	2.5691	202	3.4	SiC	2.5725	2.1	(1,0,28)	34.847	-0.048	
5	35.579	2.5212	5926	100.0	SiC	2.5205	99.8	(0,1,35)	35.589	0.010	
6	37.520	2.3952	128	2.2	SiC	2.3960	1.4	(1,0,49)	37.506	-0.014	
7	38.080	2.3612	2240	37.8	SiC	2.3570	32.1	(0,1,53)	38.151	0.071	
8	38.680	2.3260	131	2.2	SiC	2.3270	1.2	(0,1,56)	38.662	-0.017	
9	41.338	2.1823	849	14.3	SiC	2.1829	11.3	(1,0,70)	41.327	-0.012	
10	42.819	2.1102	24	0.4	SiC	2.1103	0.3	(0,1,77)	42.818	-0.001	
11	43.261	2.0897	22	0.4	SiC	2.0897	0.1	(1,0,79)	43.261	0.001	
12	45.239	2.0028	327	5.5	SiC	1.9981	4.0	(1,0,88)	45.351	0.112	
13	46.061	1.9689	17	0.3	SiC	1.9682	0.1	(1,0,91)	46.079	0.018	
14	54.579	1.6801	382	6.4	SiC	1.6844	4.0	(0,1,122)	54.428	-0.151	
15	57.158	1.6103	49	0.8	SiC	1.6116	0.0	(0,1,131)	57.104	-0.054	
16	57.720	1.5959	37	0.6	SiC	1.5961	0.3	(0,1,133)	57.713	-0.007	
17	59.281	1.5576	27	0.5	SiC	1.5507	9.0	(1,0,139)	59.570	0.289	
18	59.938	1.5420	3159	53.3	SiC	1.5413	50.8	(110)	59.968	0.030	
19	60.199	1.5360	154	2.6	SiC	1.5376	26.7	(1,1,12)	60.130	-0.069	
20	60.525	1.5285	38	0.6	SiC	1.5287	2.5	(1,1,21)	60.516	-0.009	
21	64.397	1.4456	65	1.1	SiC	1.4454	0.0	(0,1,183)	64.409	0.012	
22	65.578	1.4224	965	16.3	SiC	1.4234	5.0	(0,1,186)	65.527	-0.051	
23	65.956	1.4152	32	0.5	SiC	1.4192	9.0	(0,1,158)	65.746	-0.210	
24	66.720	1.4008	61	1.0	SiC	1.4000	0.0	(0,1,189)	66.763	0.043	
25	70.817	1.3295	209	3.5	SiC	1.3296	2.0	(0,2,16)	70.810	-0.007	
26	71.382	1.3203	98	1.6							
27	71.701	1.3152	2307	38.9	SiC	1.3147	36.0	(0,1,105)	71.732	0.031	
28	72.009	1.3104	100	1.7	SiC	1.3103	20.5	(2,0,38)	72.014	0.006	
29	72.921	1.2962	24	0.4	SiC	1.2954	0.3	(0,2,49)	72.971	0.050	
30	73.300	1.2904	412	7.0	SiC	1.2908	3.0	(0,2,52)	73.279	-0.021	
31	73.681	1.2847	45	0.8	SiC	1.2859	1.9	(0,2,55)	73.604	-0.077	
32	75.461	1.2588	188	3.2	SiC	1.2583	2.2	(0,2,70)	75.495	0.034	
33	78.139	1.2222	118	2.0							
33	78.139	1.2222	118	2.0							
34	85.439	1.1354	101	1.7							

Tablo A.2. Bor karbür tozunun XRD analiz kartı

Bor Karbür (Toz Halinde)										Peak ID Report
SCAN: 10.0/90.0/0.02/0.6(sec), Cu(40kV,30mA), I(max)=3549, 09/15/08 11:20p										
PEAK: 31-pts/Parabolic Filter, Threshold=3.0, Cutoff=0.1%, BG=3/1.0, Peak-Top=Summit										
NOTE: Intensity = Counts, 2T(0)=0.0(deg), Wavelength to Compute d-Spacing = 1.54059Å (Cu/K-alpha1)										
#	2-Theta	d(Å)	Height	Height%	Phase ID	d(Å)	I%	(hkl)	2-Theta	Delta
1	14.736	6.0067	84	2.4						
2	19.620	4.5210	547	15.7	B ₂ C	4.5222	14.0	(101)	19.615	-0.005
3	21.980	4.0406	842	24.1	B ₂ C	4.0512	21.0	(003)	21.922	-0.058
4	23.400	3.7986	2359	67.6	B ₂ C	3.7987	49.0	(012)	23.399	-0.001
5	25.619	3.4743	37	1.1						
6	26.517	3.3587	204	5.9	C	3.3619	100.0	(111)	26.491	-0.026
7	28.018	3.1820	205	5.9						
8	28.420	3.1379	69	2.0						
9	29.059	3.0704	25	0.7						
10	30.219	2.9551	27	0.8						
11	31.800	2.8117	705	20.2	B ₂ C	2.8117	11.0	(110)	31.800	0.000
12	34.921	2.5673	1936	55.5	B ₂ C	2.5718	64.0	(104)	34.857	-0.064
13	35.562	2.5224	128	3.7						
14	37.560	2.3927	3491	100.0	B ₂ C	2.3830	100.0	(021)	37.719	0.159
15	39.121	2.3008	289	8.3	B ₂ C	2.3057	4.0	(113)	39.033	-0.088
16	43.160	2.0943	363	10.4	C	2.0863	11.3	(100)	43.334	0.174
17	44.584	2.0307	103	3.0						
18	44.846	2.0194	83	2.4						
19	44.935	2.0156	62	1.8						
20	46.062	1.9689	66	1.9	C	1.9633	7.2	(110)	46.201	0.139
21	47.261	1.9217	39	1.1						
22	50.297	1.8126	182	5.2	B ₂ C	1.8161	4.0	(211)	50.193	-0.104
23	53.240	1.7191	210	6.0	B ₂ C	1.7150	11.0	(205)	53.380	0.140
24	56.275	1.6334	174	5.0	B ₂ C	1.6287	2.0	(107)	56.451	0.175
25	57.401	1.6040	25	0.7						
26	58.480	1.5770	53	1.5	B ₂ C	1.5698	1.0	(214)	58.772	0.291
27	59.900	1.5429	67	1.9						
28	61.379	1.5092	328	9.4						
29	61.858	1.4987	380	10.9	B ₂ C	1.5026	9.0	(303)	61.682	-0.177
30	63.582	1.4622	397	11.4	B ₂ C	1.4626	13.0	(125)	63.562	-0.019
31	64.618	1.4412	220	6.3	B ₂ C	1.4443	10.0	(018)	64.463	-0.155
32	66.459	1.4057	501	14.4	B ₂ C	1.4014	12.0	(220)	66.689	0.230
33	69.739	1.3473	582	16.7						
34	70.319	1.3377	134	3.8	B ₂ C	1.3386	8.0	(131)	70.263	-0.056
35	71.260	1.3223	478	13.7	B ₂ C	1.3244	7.0	(223)	71.130	-0.129
36	71.538	1.3178	248	7.1	B ₂ C	1.3144	8.0	(312)	71.754	0.216
37	73.243	1.2913	66	1.9						
38	73.960	1.2805	45	1.3	B ₂ C	1.2835	2.0	(208)	73.763	-0.197
39	74.840	1.2677	228	6.5						
40	75.561	1.2573	156	4.5	B ₂ C	1.2585	6.0	(217)	75.477	-0.084
41	78.696	1.2149	56	1.6						
42	79.004	1.2110	51	1.5	B ₂ C	1.2125	1.0	(119)	78.886	-0.117
43	80.179	1.1961	62	1.8						
44	80.757	1.1890	40	1.1	B ₂ C	1.1900	4.0	(042)	80.682	-0.076
45	81.876	1.1756	48	1.4						
46	82.482	1.1685	39	1.1						
47	83.479	1.1570	50	1.4	C	1.1542	4.9	(210)	83.729	0.250
48	84.000	1.1512	89	2.5						
49	85.861	1.1309	22	0.6						
50	89.240	1.0967	37	1.1						

Tablo A.3. Bentonit tozunun XRD analiz kartı

Bentonit (Toz Halinde)										Peak ID Report
SCAN: 10.0/90.0/0.02/0.6(sec), Cu(40kV,30mA), I(max)=734, 09/16/08 12:32a										
PEAK: 23-pts/Parabolic Filter, Threshold=3.0, Cutoff=0.1%, BG=3/1.0, Peak-Top=Summit										
NOTE: Intensity = Counts, 2T(0)=0.0(deg), Wavelength to Compute d-Spacing = 1.54059Å (Cu/K-alpha1)										
#	2-Theta	d(Å)	Height	Height%	Phase ID	d(Å)	I%	(hkl)	2-Theta	Delta
1	10.219	8.6492	5	0.8						
2	13.776	6.4231	22	3.3	Labradorite	6.4162	4.1	($\bar{1}$ 10)	13.791	0.015
3	15.199	5.8245	15	2.2	Labradorite	5.8266	1.2	($\bar{1}$ $\bar{1}$ 1)	15.194	-0.005
4	17.375	5.0999	17	2.5						
5	19.820	4.4757	305	45.2						
6	20.581	4.3120	40	6.0	Labradorite	4.3609	0.1	(021)	20.348	-0.233
7	20.899	4.2471	101	15.0						
8	21.999	4.0371	627	93.0	Labradorite	4.0342	50.5	($\bar{2}$ 01)	22.016	0.016
9	23.720	3.7480	202	29.9	Labradorite	3.7527	18.5	(111)	23.690	-0.030
10	24.401	3.6450	99	14.7	Labradorite	3.6439	20.1	(130)	24.408	0.007
11	25.739	3.4584	27	4.0	Labradorite	3.4709	9.9	($\bar{1}$ $\bar{1}$ 2)	25.645	-0.094
12	26.700	3.3361	201	29.8	Labradorite	3.3604	16.1	($\bar{1}$ 12)	26.503	-0.197
13	27.821	3.2042	674	100.0	Labradorite	3.2015	100.0	(040)	27.844	0.024
14	28.058	3.1776	287	42.5	Labradorite	3.1751	64.0	(002)	28.080	0.022
15	28.419	3.1381	83	12.4	Labradorite	3.1386	28.1	(220)	28.414	-0.005
16	29.679	3.0077	60	8.9	Labradorite	3.0062	15.5	(1 $\bar{3}$ 1)	29.693	0.015
17	30.377	2.9401	170	25.1	Labradorite	2.9421	14.3	(0 $\bar{4}$ 1)	30.356	-0.021
18	30.716	2.9084	67	10.0	Labradorite	2.9172	12.2	($\bar{2}$ $\bar{2}$ 2)	30.621	-0.095
19	31.501	2.8377	36	5.3	Labradorite	2.8376	13.8	(131)	31.502	0.001
20	31.896	2.8035	23	3.4	Labradorite	2.8158	4.9	($\bar{1}$ $\bar{3}$ 2)	31.753	-0.143
21	33.796	2.6501	148	22.0	Labradorite	2.6466	8.7	($\bar{1}$ $\bar{3}$ 2)	33.841	0.045
22	35.061	2.5573	102	15.2						
23	35.602	2.5197	82	12.1	Labradorite	2.5218	12.7	($\bar{3}$ $\bar{1}$ 2)	35.571	-0.031
24	35.901	2.4994	101	15.0	Labradorite	2.4935	12.7	($\bar{3}$ 12)	35.989	0.088
25	36.600	2.4532	55	8.2	Labradorite	2.4541	0.7	(112)	36.587	-0.013
26	37.160	2.4175	31	4.5	Labradorite	2.4177	3.2	($\bar{1}$ 51)	37.157	-0.003
27	37.519	2.3953	19	2.9	Labradorite	2.3988	1.6	(150)	37.461	-0.058
28	37.896	2.3722	86	12.8	Labradorite	2.3782	3.0	(240)	37.798	-0.098
29	39.414	2.2843	19	2.7	Labradorite	2.2901	6.3	($\bar{3}$ 31)	39.310	-0.103
30	40.040	2.2501	32	4.8	Labradorite	2.2419	1.0	(1 $\bar{3}$ 2)	40.192	0.152
31	40.439	2.2288	21	3.1	Labradorite	2.2374	0.7	($\bar{2}$ 23)	40.276	-0.163
32	42.102	2.1445	24	3.6	Labradorite	2.1424	1.7	($\bar{3}$ 30)	42.145	0.042
32	42.102	2.1445	24	3.6	Labradorite	2.1424	1.7	(330)	42.145	0.042
33	42.481	2.1262	57	8.5	Labradorite	2.1364	6.0	(060)	42.269	-0.212
34	43.277	2.0889	18	2.7	Labradorite	2.0912	1.6	(330)	43.228	-0.049
35	45.577	1.9887	20	3.0	Labradorite	1.9902	2.3	($\bar{1}$ 33)	45.541	-0.036
36	47.240	1.9225	16	2.4	Labradorite	1.9185	5.5	(422)	47.346	0.106
37	47.981	1.8945	14	2.1	Labradorite	1.8991	0.3	($\bar{2}$ 61)	47.858	-0.123
38	48.422	1.8783	38	5.6	Labradorite	1.8780	4.8	(222)	48.430	0.008
39	49.202	1.8503	14	2.1	Labradorite	1.8482	6.9	($\bar{4}$ 03)	49.263	0.060
40	49.840	1.8281	79	11.8	Labradorite	1.8290	10.1	(400)	49.815	-0.026
41	50.101	1.8192	28	4.1	Labradorite	1.8158	2.0	($\bar{2}$ 62)	50.203	0.102
42	50.821	1.7951	23	3.4	Labradorite	1.7945	5.1	(113)	50.840	0.019
43	51.517	1.7725	21	3.1	Labradorite	1.7726	12.4	($\bar{2}$ 04)	51.514	-0.003
44	52.679	1.7361	16	2.3	Labradorite	1.7369	3.5	($\bar{2}$ $\bar{2}$ 4)	52.654	-0.025
45	52.964	1.7275	22	3.2	Labradorite	1.7233	1.4	($\bar{3}$ 14)	53.102	0.138
46	53.425	1.7136	45	6.6	Labradorite	1.7141	3.9	($\bar{2}$ 61)	53.407	-0.018
47	53.821	1.7019	41	6.0	Labradorite	1.7029	0.9	(171)	53.787	-0.034
48	54.479	1.6829	24	3.6	Labradorite	1.6816	2.4	($\bar{2}$ 24)	54.527	0.048
49	54.877	1.6717	23	3.3	Labradorite	1.6708	0.4	($\bar{1}$ 72)	54.907	0.031
50	56.243	1.6343	25	3.7	Labradorite	1.6333	1.1	($\bar{1}$ 34)	56.281	0.038
51	56.621	1.6243	19	2.8	Labradorite	1.6240	0.4	($\bar{2}$ 63)	56.630	0.010
52	57.021	1.6138	25	3.8	Labradorite	1.6114	1.0	(351)	57.114	0.092
53	58.298	1.5814	16	2.4	Labradorite	1.5799	1.8	(081)	58.362	0.063
54	58.721	1.5711	20	3.0	Labradorite	1.5710	1.5	($\bar{4}$ 24)	58.725	0.004
55	59.198	1.5595	23	3.5	Labradorite	1.5587	0.9	(134)	59.234	0.036
56	59.900	1.5429	26	3.9	Labradorite	1.5444	1.9	(351)	59.836	-0.064
57	60.977	1.5182	18	2.6	Labradorite	1.5182	1.0	(024)	60.980	0.003
58	61.660	1.5030	73	10.9	Labradorite	1.5042	0.8	($\bar{2}$ 62)	61.606	-0.053
59	61.920	1.4973	80	11.9	Labradorite	1.4967	2.7	($\bar{2}$ 81)	61.951	0.031
60	62.240	1.4904	71	10.6	Labradorite	1.4928	1.8	(223)	62.128	-0.112
61	62.621	1.4823	29	4.3	Labradorite	1.4830	4.4	($\bar{5}$ 31)	62.586	-0.035
62	66.262	1.4094	15	2.3	Labradorite	1.4080	2.9	(114)	66.337	0.075

Tablo A.4. AlSi10Mg takviyesiz matrisi alaşımlı XRD analiz kartı

AlSi10Mg (Takviyesiz Matrisi Alaşımı)										Peak ID Report
SCAN: 10.0/90.0/0.02/0.6(sec), Cu(40kV,30mA), I(max)=4119, 09/16/08 01:24a										
PEAK: 21-pts/Parabolic Filter, Threshold=3.0, Cutoff=0.1%, BG=3/1.0, Peak-Top=Summit										
NOTE: Intensity = Counts, 2T(0)=0.0(deg), Wavelength to Compute d-Spacing = 1.54059Å (Cu/K-alpha1)										
#	2-Theta	d(Å)	Height	Height%	Phase ID	d(Å)	I% (hkl)	2-Theta	Delta	
1	16.999	5.2116	244	5.9						
2	18.517	4.7878	39	0.9						
3	20.642	4.2994	30	0.7						
4	25.661	3.4687	19	0.5						
5	28.360	3.1445	418	10.2	Silicon	3.1419	100.0 (111)	28.384	0.024	
6	31.198	2.8646	33	0.8						
7	33.996	2.6350	19	0.5						
8	35.485	2.5277	31	0.8						
9	38.479	2.3377	4105	100.0	Aluminum	2.3380	100.0 (111)	38.472	-0.007	
10	41.225	2.1881	16	0.4						
11	41.962	2.1513	27	0.7						
12	42.642	2.1186	35	0.9						
13	43.241	2.0906	23	0.6						
14	44.739	2.0240	2240	54.6	Aluminum	2.0248	45.5 (200)	44.720	-0.019	
15	45.560	1.9894	28	0.7						
16	47.219	1.9233	187	4.6	Silicon	1.9223	55.3 (220)	47.245	0.027	
17	47.841	1.8998	43	1.0						
18	51.462	1.7743	17	0.4						
19	51.853	1.7618	14	0.3						
20	52.242	1.7496	21	0.5						
21	52.606	1.7383	13	0.3						
22	52.936	1.7283	21	0.5						
23	55.979	1.6413	82	2.0	Silicon	1.6390	30.0 (311)	56.065	0.087	
24	56.962	1.6153	15	0.4						
25	58.772	1.5698	18	0.4	Silicon	1.5691	0.1 (222)	58.800	0.027	
26	59.799	1.5453	26	0.6						
27	62.398	1.4870	20	0.5						
28	63.758	1.4585	14	0.4						
29	65.139	1.4309	897	21.9	Aluminum	1.4318	23.0 (220)	65.096	-0.043	
30	68.860	1.3624	22	0.5	Silicon	1.3587	6.9 (400)	69.074	0.214	
31	69.340	1.3541	15	0.4						
32	71.659	1.3159	23	0.6						
33	74.762	1.2688	21	0.5						
34	75.399	1.2596	13	0.3						
35	75.760	1.2545	18	0.4						
36	76.262	1.2475	34	0.8	Silicon	1.2467	9.6 (331)	76.320	0.058	
37	77.278	1.2336	20	0.5						
38	78.261	1.2206	948	23.1	Aluminum	1.2210	22.8 (311)	78.228	-0.033	
39	78.736	1.2144	64	1.6						
40	79.282	1.2074	26	0.6						
41	82.421	1.1692	221	5.4	Aluminum	1.1690	6.2 (222)	82.435	0.014	
42	87.763	1.1113	31	0.7	Silicon	1.1091	11.5 (422)	87.975	0.212	
43	88.871	1.1003	14	0.3						
44	89.361	1.0955	5	0.1						

Tablo A.5. Al/SiC kompoziti XRD analiz kartı

Alüminyum / Silisyum Karbür Kompozit										Peak ID Report
SCAN: 10.0/90.0/0.02/0.6(sec), Cu(40kV,30mA), I(max)=3080, 03/05/09 11:41a										
PEAK: 19-pts/Parabolic Filter, Threshold=3.0, Cutoff=0.1%, BG=3/1.0, Peak-Top=Summit										
NOTE: Intensity = Counts, 2T(0)=0.0(deg), Wavelength to Compute d-Spacing = 1.54059Å (Cu/K-alpha1)										
#	2-Theta	d(Å)	Height	Height%	Phase ID	d(Å)	I%	(hkl)	2-Theta	Delta
1	16.959	5.2240	45	1.5						
2	19.844	4.4705	17	0.6						
3	20.660	4.2957	18	0.6						
4	21.599	4.1110	51	1.7						
5	21.779	4.0775	58	1.9						
6	22.243	3.9934	48	1.6						
7	24.380	3.6480	13	0.4						
8	26.383	3.3754	19	0.6						
9	28.320	3.1488	425	13.9	Silicon	3.1348	100.0	(111)	28.449	0.129
10	33.559	2.6682	19	0.6						
11	34.001	2.6346	317	10.3						
12	34.844	2.5727	27	0.9						
13	35.540	2.5239	754	24.6	Moissanite	2.5163	100.0	(111)	35.651	0.110
14	36.341	2.4701	23	0.7						
15	37.500	2.3964	40	1.3						
16	38.379	2.3435	3067	100.0	Aluminum	2.3379	100.0	(111)	38.474	0.095
17	39.080	2.3031	29	0.9						
18	41.302	2.1841	121	4.0	Moissanite	2.1792	17.4	(200)	41.400	0.098
19	41.759	2.1613	116	3.8						
20	43.042	2.0998	41	1.3						
21	44.601	2.0300	1345	43.8	Aluminum	2.0247	45.5	(200)	44.723	0.122
22	45.219	2.0036	63	2.0						
23	45.517	1.9912	42	1.4						
24	46.678	1.9444	31	1.0						
25	47.161	1.9255	210	6.9	Silicon	1.9197	54.7	(220)	47.314	0.153
26	49.040	1.8561	15	0.5						
27	52.272	1.7487	17	0.6						
28	54.540	1.6812	45	1.5						
29	55.960	1.6419	100	3.3	Silicon	1.6371	29.8	(311)	56.136	0.176
30	59.901	1.5429	379	12.4	Moissanite	1.5409	35.3	(220)	59.985	0.084
31	61.561	1.5052	14	0.5						
32	62.540	1.4840	12	0.4						
33	64.360	1.4463	34	1.1						
34	65.000	1.4336	670	21.8	Aluminum	1.4317	23.3	(220)	65.100	0.100
35	65.560	1.4228	138	4.5						
36	67.775	1.3815	13	0.4						
37	69.019	1.3596	24	0.8	Silicon	1.3574	6.9	(400)	69.147	0.129
38	71.681	1.3156	232	7.6	Moissanite	1.3141	23.6	(311)	71.771	0.090
39	73.281	1.2907	45	1.5						
40	74.597	1.2712	44	1.4						
41	75.459	1.2588	42	1.4	Moissanite	1.2582	3.3	(222)	75.502	0.043
42	76.258	1.2476	35	1.2	Silicon	1.2457	9.5	(331)	76.396	0.138
43	78.140	1.2222	635	20.7	Aluminum	1.2209	22.8	(311)	78.234	0.093
44	79.801	1.2009	15	0.5						
45	81.843	1.1760	29	0.9						
46	82.380	1.1697	176	5.7	Aluminum	1.1690	6.3	(222)	82.441	0.061
47	82.824	1.1645	21	0.7						
48	85.400	1.1359	19	0.6						
49	87.880	1.1101	35	1.1	Silicon	1.1083	11.4	(422)	88.055	0.175

Tablo A.6. Al/B₄C kompoziti XRD analiz kartı

Alüminyum / Bor Karbür Kompozit											Peak ID Report
SCAN: 10.0/90.0/0.02/0.6(sec), Cu(40kV,30mA), I(max)=3141, 03/05/09 12:37p											
PEAK: 21-pts/Parabolic Filter, Threshold=3.0, Cutoff=0.1%, BG=3/1.0, Peak-Top=Summit											
NOTE: Intensity = Counts, 2T(0)=0.0(deg), Wavelength to Compute d-Spacing = 1.54059Å (Cu/K-alpha1)											
#	2-Theta	d(Å)	Height	Height%	Phase ID	d(Å)	I%	(hkl)	2-Theta	Delta	
1	14.517	6.0968	77	2.5							
2	17.000	5.2115	46	1.5							
3	19.898	4.4584	18	0.6	Kyanite	4.4347	1.0	(110)	20.006	0.107	
4	21.945	4.0470	30	1.0	B ₁₃ C ₂	4.0520	29.0	(003)	21.918	-0.027	
5	22.340	3.9764	31	1.0							
6	23.422	3.7949	53	1.7	B ₁₃ C ₂	3.8050	64.0	(012)	23.360	-0.063	
7	24.144	3.6832	15	0.5							
8	27.800	3.2065	1143	36.6	Kyanite	3.1831	100.0	($\bar{1}$ 21)	28.009	0.209	
9	28.378	3.1425	316	10.1	Silicon	3.1354	100.0	(111)	28.443	0.065	
10	34.703	2.5829	54	1.7	B ₁₃ C ₂	2.5800	62.0	(104)	34.743	0.040	
11	34.917	2.5675	134	4.3							
12	36.319	2.4716	16	0.5	Kyanite	2.4659	8.7	(121)	36.405	0.086	
13	37.659	2.3866	91	2.9	B ₁₃ C ₂	2.3920	100.0	(021)	37.571	-0.088	
14	38.440	2.3399	3125	100.0	Aluminum	2.3380	100.0	(111)	38.473	0.033	
15	39.069	2.3037	36	1.2	Kyanite	2.3074	0.8	($\bar{3}$ 11)	39.003	-0.066	
16	40.101	2.2468	29	0.9	Kyanite	2.2362	4.4	(300)	40.299	0.198	
17	41.283	2.1851	22	0.7	Kyanite	2.1820	7.0	($\bar{2}$ $\bar{2}$ 1)	41.346	0.062	
18	41.802	2.1592	104	3.3	Kyanite	2.1563	13.1	($\bar{1}$ $\bar{2}$ $\bar{2}$)	41.861	0.059	
19	43.081	2.0980	41	1.3	Kyanite	2.0952	1.4	(2 $\bar{3}$ 1)	43.141	0.061	
20	44.341	2.0413	213	6.8							
21	44.699	2.0257	1455	46.6	Aluminum	2.0240	47.0	(200)	44.739	0.040	
22	45.558	1.9895	63	2.0							
23	46.738	1.9420	51	1.6	Kyanite	1.9457	5.9	(221)	46.645	-0.094	
24	47.199	1.9241	153	4.9	Silicon	1.9201	55.2	(220)	47.305	0.105	
25	49.103	1.8538	17	0.5	Kyanite	1.8495	3.2	($\bar{1}$ $\bar{4}$ 1)	49.225	0.122	
26	49.602	1.8364	16	0.5							
27	52.464	1.7427	15	0.5	Kyanite	1.7453	2.1	($\bar{2}$ 13)	52.380	-0.084	
28	54.457	1.6836	20	0.7	Kyanite	1.6783	7.2	(0 $\bar{2}$ 3)	54.640	0.183	
29	54.840	1.6727	13	0.4	Kyanite	1.6758	5.9	($\bar{2}$ $\bar{1}$ 3)	54.732	-0.108	
30	56.017	1.6403	82	2.6	Silicon	1.6374	29.9	(311)	56.125	0.108	
30	56.017	1.6403	82	2.6	Silicon	1.6374	29.9	(311)	56.125	0.108	
31	61.221	1.5128	16	0.5	Kyanite	1.5093	5.2	($\bar{3}$ 42)	61.378	0.157	
32	63.579	1.4622	17	0.5	Kyanite	1.4665	2.3	(123)	63.371	-0.209	
33	64.480	1.4439	42	1.3							
34	65.080	1.4321	616	19.7	Aluminum	1.4310	22.0	(220)	65.135	0.055	
35	69.000	1.3600	16	0.5	Kyanite	1.3582	0.8	(0 $\bar{1}$ 4)	69.101	0.102	
36	70.176	1.3400	13	0.4	Kyanite	1.3417	21.8	(500)	70.076	-0.100	
37	72.345	1.3051	11	0.4	Kyanite	1.3041	2.2	($\bar{1}$ 60)	72.409	0.063	
38	74.659	1.2703	33	1.1	B ₁₃ C ₂	1.2685	5.0	(036)	74.782	0.122	
39	75.583	1.2570	31	1.0							
40	76.377	1.2459	17	0.5	Silicon	1.2459	9.6	(331)	76.380	0.002	
41	78.220	1.2211	657	21.0	Aluminum	1.2210	24.0	(311)	78.229	0.009	
42	79.617	1.2032	15	0.5							
43	82.479	1.1685	197	6.3	Aluminum	1.1690	7.0	(222)	82.437	-0.042	
44	87.838	1.1105	38	1.2	Silicon	1.1085	11.5	(422)	88.034	0.196	

Tablo A.7. Al/SiC/B₄C kompoziti XRD analiz kartı

Alüminyum / Silisyum Karbür / Bor Karbür Kompozit											Peak ID Report
SCAN: 10.0/90.0/0.02/0.6(sec), Cu(40kV,30mA), I(max)=3063, 03/05/09 01:19p											
PEAK: 19-pts/Parabolic Filter, Threshold=3.0, Cutoff=0.1%, BG=3/1.0, Peak-Top=Summit											
NOTE: Intensity = Counts, 2T(0)=0.0(deg), Wavelength to Compute d-Spacing = 1.54059Å (Cu/K-alpha1)											
#	2-Theta	d(Å)	Height	Height%	Phase ID	d(Å)	I%	(hkl)	2-Theta	Delta	
1	14.538	6.0878	44	1.4							
2	16.979	5.2177	39	1.3							
3	19.859	4.4671	18	0.6	B ₁₃ C ₂	4.5300	9.0	(101)	19.581	-0.279	
4	22.317	3.9804	22	0.7							
5	27.980	3.1863	121	4.0							
6	28.360	3.1444	296	9.7	Silicon	3.1354	100.0	(111)	28.444	0.083	
7	31.360	2.8502	15	0.5	Al _{0.5} Fe ₃ Si _{0.5}	2.8610	3.0	(200)	31.238	-0.122	
8	31.705	2.8199	21	0.7	B ₁₃ C ₂	2.8150	11.0	(110)	31.762	0.057	
9	34.021	2.6331	221	7.2	SiC	2.6280	16.5	(101)	34.089	0.068	
10	34.799	2.5760	19	0.6	B ₁₃ C ₂	2.5800	62.0	(104)	34.743	-0.056	
11	35.560	2.5225	714	23.5	SiC	2.5180	100.0	(006)	35.626	0.066	
12	36.336	2.4704	22	0.7							
13	37.518	2.3953	96	3.2	B ₁₃ C ₂	2.3920	100.0	(021)	37.571	0.054	
14	38.062	2.3623	373	12.3	SiC	2.3580	20.0	(103)	38.134	0.072	
15	38.420	2.3411	3044	100.0	Aluminum	2.3379	100.0	(111)	38.474	0.054	
16	39.101	2.3019	32	1.0	B ₁₃ C ₂	2.3130	5.0	(113)	38.905	-0.196	
17	40.140	2.2446	21	0.7							
18	41.339	2.1823	114	3.8	SiC	2.1800	8.5	(104)	41.384	0.046	
19	41.763	2.1611	109	3.6							
20	43.042	2.0998	40	1.3							
21	44.321	2.0421	247	8.1							
22	44.661	2.0274	1423	46.7	Aluminum	2.0247	45.5	(200)	44.723	0.062	
23	45.559	1.9895	44	1.4	SiC	2.0008	3.0	(105)	45.287	-0.273	
24	46.641	1.9458	30	1.0							
25	47.202	1.9240	175	5.7	Silicon	1.9200	64.5	(220)	47.305	0.103	
26	48.999	1.8575	15	0.5							
27	54.579	1.6801	72	2.4	SiC	1.6788	4.0	(107)	54.624	0.045	
28	56.001	1.6407	89	2.9	Silicon	1.6374	37.5	(311)	56.125	0.123	
29	59.957	1.5416	512	16.8	SiC	1.5411	58.0	(108)	59.978	0.021	
30	64.341	1.4467	20	0.6	B ₁₃ C ₂	1.4516	15.0	(018)	64.099	-0.242	
31	65.059	1.4325	541	17.8	Aluminum	1.4317	23.3	(220)	65.100	0.041	
32	65.562	1.4227	164	5.4	SiC	1.4217	9.0	(109)	65.614	0.053	
33	66.199	1.4106	16	0.5	B ₁₃ C ₂	1.4083	14.0	(220)	66.318	0.120	
34	69.099	1.3583	16	0.5	Silicon	1.3577	9.7	(400)	69.133	0.034	
35	70.762	1.3304	30	1.0	B ₁₃ C ₂	1.3301	10.0	(223)	70.778	0.017	
36	71.738	1.3146	607	19.9	Al _{0.5} Fe ₃ Si _{0.5}	1.3125	1.0	(331)	71.873	0.135	
37	73.304	1.2904	70	2.3	B ₁₃ C ₂	1.2904	4.0	(208)	73.303	-0.001	
38	73.646	1.2852	16	0.5							
39	74.601	1.2711	29	0.9	B ₁₃ C ₂	1.2685	5.0	(036)	74.782	0.181	
40	75.440	1.2591	39	1.3							
41	76.219	1.2481	28	0.9	Silicon	1.2459	14.3	(331)	76.380	0.160	
42	78.180	1.2216	535	17.6	Aluminum	1.2209	22.8	(311)	78.234	0.053	
43	82.401	1.1694	167	5.5	Aluminum	1.1690	6.3	(222)	82.441	0.040	
44	85.438	1.1354	23	0.7							
45	87.981	1.1091	35	1.2	Silicon	1.1085	19.8	(422)	88.035	0.053	

KAYNAKLAR

- [1] ACILAR, M., GUL, F., “Abrasive wear behaviour of Al-10Si/30-55vol%SiCp composites produced by vacuum infiltration technique”, *Materials and Design*, 20 : 1-10, 2004a.
- [2] ACILAR, M., GUL, F., “Vakum infiltrasyon yöntemi ile Al-10Si/SiC_p kompozitlerin üretimi ve geliştirilmesi”, *Politeknik Dergisi*, 4: Özel Sayı 21-27, 2002.
- [3] ACILAR, M., GUL, F., Effect of the applied load, sliding distance and oxidation on the dry sliding wear behaviour of Al-10Si/SiC_p composites produced by vacuum infiltration technique, *Materials and Design* 25, 209–217, 2004b
- [4] ACUN, S., SiC partikül takviyeli alüminyum alaşım matrisli kompozit malzemelerde yaşlandırma işleminin mekanik özelliklere etkisi, Ege Üni., FBE, Mak. Müh. Böl., Yüksek lisans tezi, İzmir, 2007.
- [5] AIZENSHTEIN, M., FROUMIN, N., DARIEL, M.P., FRAGE, N., Wetting and interface interactions in the B₄C/Al–Me (Me Cu, Sn) systems, *Materials Science and Engineering A* 474, 214–217, 2008.
- [6] AKBULUT, H., Alümina Fiber Takviyeli Al-Si Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı - Özellik ilişkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Sakarya, 1995.
- [7] AKBULUT, H., Kompozit Malzemeler Ders Notları, Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Sakarya, 2007.
- [8] AKKURT, M., Takım Tezgahları ve Talaş Kaldırma Problemleri, Birsen Yayınları, İstanbul, 1999.
- [9] AL-QUTUB, A.M., ALLAM, I.M., QURESHI, T.W., Effect of sub-micron Al₂O₃ concentration on dry wear properties of 6061 aluminum based composite, *Journal of Materials Processing Technology* 172, 327–331, 2006.
- [10] ALLISON, J.E., COLE, G.S., Metal Matrix Composites in the Automotive Industry, Opportunities and Challenges, *JOM*, pp 19-24, Jan, 1993.

- [11] ALTINKÖK, N., Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Al_2O_3/SiC Partikül Destekli Metal Matriks Kompozit Üretimi ve Mekanik Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, Sakarya, 2002.
- [12] ALTINKOK, N., DEMİR, A., OZSERT, I., FINDIK, F., Compressive Behavior of Al_2O_3-SiC Ceramic Composite Foams Fabricated by Decomposition of Aluminum Sulfate Aqueous Solution, *Journal of Composite Materials*, 41; 1361, 2007.
- [13] ALTINKÖK, N., Compressive Behavior of Al_2O_3-SiC Ceramic Composite Foams Fabricated by Decomposition of Aluminum Sulfate Aqueous Solution, *Journal of Composite Materials*, 41; 1361, 2007.
- [14] ALTINKÖK, N., DEMİR, A., ÖZSERT, İ., FINDIK, F., SOY, U., Al_2O_3/SiC_p –Al metal matriks kompozit üretimi ve mekanik davranışının incelenmesi, *Proceedings of 11th International Materials Symposium*, April 19-21, s: 399-401, Denizli, Türkiye, 2006.
- [15] ARPON, R., MOLINA, J.M, SARAVANAN, R.A., CORDOVILLA, C.G., LOUIS, E., Thermal expansion behaviour of aluminium/SiC composites with bimodal particle distributions, *Acta Materialia* 51,3145–3156, 2003.
- [16] ARSLAN, G., KALEMTAS, A., Processing of silicon carbide-boron carbide-aluminium composites, *Journal of the European Ceramic Society* 29, 473–480, 2009.
- [17] ASTHANA, R., and ROTAGHI, P. K., “Solidification synthesis of pressure-infiltrated Al alloy 2104-SiC platelet composites”, *Mat. Sci. and Eng., A*, 144 : 169-178, 1991.
- [18] ASTM, B-312, Standard Test Method for Green Strength for Compacted Metal Powder Specimens, *Annual Book of ASTM*, 02.05, 1996.
- [19] ASTM, E9 - 89a, Standard Test Methods of Compression Testing of Materials at Room Temperature, 2000.
- [20] ATMACA, A., Çelik Fiber Takviyeli Alüminyum Metal Matriksli Kompozit Plakaların Elastik-Plastik Gerilme Analizi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara, 2006.
- [21] AZUMI, S., Ceramic foam filters, US Patent 5, 190, 897, 2 March, 1993.
- [22] BABU, G.V., PALANIAPPA, M., JAYALAKSHMI, M., BALASUBRAMANIAN, K., Electroless Ni-P coated on graphite as catalyst for the electro-oxidation of dextrose in alkali solution, *J Solid State Electrochem*, v11, p1705-1712, 2007.

- [23] BALARAJU, J.N., NARAYANAN, T.S.N.S., SESHADRI, S.K., Electroless Ni-P composite coatings, Journal of Applied Electrochemistry, v33, p807-816, 2003.
- [24] BALIKÇI, M., Akımsız Nikel Kaplamalar, İTÜ Kimya Metalurji Fakültesi, Ağustos 2000.
- [25] BARSOUM, M.W., Fundamentals of Ceramics, CRC Press, 2003.
- [26] BENGİSU, M., Seramik Bilimi ve Mühendisliği, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara, 2006.
- [27] BÖGE, A., DURMUŞ, H.K., MERİÇ, C., Metal Matriksli Kompozitlerin Kullanım Alanları, Metal Dünyası Dergisi, Temmuz Sayısı, 2004.
- [28] BUYTOZ, S., Alüminyum Matriksli Al₂O₃ Takviyeli Kompozit Malzemelerin Katı Hal Birleştirme Teknikleri ile Kaynak Edilebilirliğinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ, 1999.
- [29] CANDAN, E., ATKINSON, H. V. and JONES, H., “Effect of ceramic particle size, and applied pressure on time to complete infiltration of liquid aluminium into SiC powder compacts”, Mat. Sci and Eng., 35 : 4955-4960, 2000.
- [30] CANDAN, E., AHLATCI, H., ÇİMENOĞLU, H., Abrasive wear behaviour of Al-SiC composites produced by pressure infiltration technique, Wear, Volume 247, Issue 2, February, Pages 133-138, 2001.
- [31] CANDAN, E., Effect of alloying additions on the porosity of SiCp preforms infiltrated by aluminium, Materials Letters 60, 1204-1208, 2006.
- [32] CHAMBERS, A.R., STEPHENS, S.E., Machining of Al-5Mg reinforced with 5 vol.% Saffil and 15 vol.% SiC”, Materials Science and Engineering, Material science and engineering, A135, 287, 1991.
- [33] CAHN, R.W., SWAIN, M.V., HAASEN, P., KRAMER, E.J., Materials Science and Technology, Structure and Properties of Ceramics, Michigan University, 1994.
- [34] CHANG, S.Y., LIN, J.H., LIN, S.J., KATTAMIS, T.Z., Processing Copper and Silver Matrix Composites by Electroless Plating and Hot Pressing, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol 30A, April, 1119, 1999.
- [35] CHAWLA, N., Metal Matrix Composites, Birkhäuser, Springer, 2006.

- [36] CHEN, J., CHUANYONG, H., ZHANG, J., Farbrication of 3D-SiC network reinforced aluminum- matrix composites bu pressureless infiltration, *Materials Letters* 60, 2489-2492, 2006a.
- [37] CHEN, Q.Z., THOMPSON, I.D., BOCCACCINI, A.R., 45S5 Bioglass® - derived glass -ceramic scaffolds for bone tissue engineering, *Biomaterials*, Volume 27, Issue 11, Pages 2414-2425, April, 2006b
- [38] CHONG, S. Y., ATKINSON, H. V. and JONES, H., “Effect of ceramic particle size, melt superheat, impurites and alloy conditions on threshold pressure for infiltration on SiC powder compacts by aluminium-based melts”, *Mat. Sci and Eng.*, 173 : 233-237, 1993.
- [39] CLARK, H.K., HOARD, J.L., The Crystal Structure of Boron Carbide, *J. Am. Chem. Soc.*, 1943, 65 (11), 2115-2119, Publication Date (Web): 01 May, 2002
- [40] CLYNE, T.W., WITHERS, P.J., An Introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge University Press, 1993.
- [41] ÇAKIR, A.F., Akımsız Nikel Kaplamalar ve Uygulamaları, *Yüzey İşlemler Dergisi*, Sayı:2, S.76-83, 1997.
- [42] ÇALIN, R., Magnezya Parçacık Takviyeli Al Matrisli Kompozitin Vakum İnfiltrasyon Yöntemi ile Üretilmesi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, 2006.
- [43] ÇALIŞKAN, M., Modern K/M Obüs Kulesinde Zırh Kalınlığının Bilgisayar Destekli Optimizasyonu, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, 2002.
- [44] ÇAVUŞOĞLU, N., Basınçlı Döküm Teknolojisi, İstanbul Teknik Üniversitesi Matbaası, 1981.
- [45] ÇIRAKOĞLU, M., TOY, C., TEKIN, A., SCOTT, W.D., The Formation of Aluminium NitrideBoron Carbide-Aluminium Composites by Wetting Assisted Infiltration, Elsevier, *Ceramics International* 23, 115-118, 1997.
- [46] ÇİĞDEMOĞLU, M, Basınçlı Döküm, Makine Mühendisleri Odası, Ankara, 1972.
- [47] DANIEL, B.S.S., MURTHY, V.S.R., MURTY, G.S., Metal-ceramic composites via in-situ methods, *Journal of Materials Processing Technology*, 68, 132-155, 1997.
- [48] DAVIS, J.R., Aluminum and Aluminum Alloys: Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International Handbook, 1993.

- [49] DEMİR, A., ALTINKÖK, N., ÇALIŞKAN, M., TATLI, Z., SOY., U., Kompozit Malzeme Üretimi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi ve Simülasyonu, TÜBİTAK 104M312, Araştırma Projesi Final Raporu, 2008.
- [50] DEUIS, R.L., SUBRAMANIAN, C., YELLUP, J.M., Abrasive Wear of Aluminium Composites A Review, *Wear*, Vol.201, pp.132-144, 1996.
- [51] DOEHLER, H., BAYVAS, M, Basınçlı Döküm, Ankara Erkek Teknik Yüksek Öğretmen Okulu Matbaası, Ankara, 1974.
- [52] DOMINGUEZ, M.I., SANCHEZ, M., CENTENO, M.A., MONTES, M., ODRIOZOLA, J.A., CO oxidation over gold-supported catalysts-coated ceramic foams prepared from stainless steel wastes, *Applied Catalysis A: General*, Volume 302, Issue 1, Pages 96-103, 21 March 2006
- [53] DOUTRE, D., ENRIGHT, P.G., WALES, P., The Interrupted Pour Gating Sytem fort he Casting of Metal Matrix Composite, Proc. 26th Int. Symp. On Automotive Technology, pp 539-544, Aachen, Germany, 1993.
- [54] EAA, European Aluminium Association, www.eaa.net, 2007.
- [55] ECE, Z., Fiber Kompozit Malzemelerde Fiber-Matris Etkileşimlerinin Analitik ve Sonlu Elemanlar Yöntemi İle Analizi, Gazi Üniversitesi FBE, Mak Müh. Programı, MSc Thesis, Ankara, 2003.
- [56] EKER, A. A., Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri, Ders Notları, Yıldız Teknik Üniversitesi, 2008.
- [57] EOM, J.H., KIM, Y.W., SONG, I.H., KIM, H.D., Processing and properties of polysiloxane-derived porous silicon carbide ceramics using hollow microspheres as templates, *Journal of the European Ceramic Society* 28, 1029–1035, 2008.
- [58] ERSOY, H., Y., Kompozit Malzeme, Literatür Yayınları, İstanbul, 2001.
- [59] EVANS, A., MARCHI, C.S., MORTENSEN, A., Metal Matric Composites in Industry: An Introduction and a Survey, Springer, 2003.
- [60] FINDIK, F., Malzeme Seçimi ve Uygulamaları, Sakarya Yayıncılık, Sakarya, 2008a.
- [61] FINDIK, F., KURŞUN, T., Malzeme Teknolojisi, Lisans Yayıncılık, İstanbul, 2008b.

- [62] FRAGE, N., LEVIN, L., FRUMIN, N., GELBTEIN, M., DARIEL, M.P., Manufacturing $B_4C-(Al,Si)$ composite materials by metal alloy infiltration, *Journal of Materials Processing Technology* 143–144, 486–490, 2003.
- [63] FU, QIANG, RAHAMAN, M.N., BAL, B.S., BROWN, R.F., DAY, D.E., Mechanical and in vitro performance of 13–93 bioactive glass scaffolds prepared by a polymer foam replication technique, *Acta Biomaterialia*, Volume 4, Issue 6, Pages 1854-1864, November 2008
- [64] GAO, H.Q., WANG, L.D., FEI, W.D., Interfacial reaction and tensile strength of copper-coated Al18B4O33 whisker reinforced 6061Al composite, *Materials Science and Engineering A* 479, p261–268, 2008
- [65] GUANGJUN, W., DEZHI, W., Preparation and characterization of molybdenum powders with copper coating by the electroless plating technique, *RARE METALS*, Vol. 27, No. 4, p. 434, Aug 2008
- [66] GUPTA, M., SRIVATSAN, T.S., MOHAMED, F.A., Lavernia, E.J., Micro Structural Evolution and Mechanical Properties of S_iC/Al_2O_3 Particulate Reinforced Spray-Deposited Metal Matrix Composites, *J. Mat. Sci.*, Vol 28, pp 2245-2259, 1993.
- [67] GÜLTEKİN, D., Metal Matriksli Kompozit Fren Diski, Balatası Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Sakarya, 2007.
- [68] HATCH, J.E., *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*, Edition:2, American Society for Metals, ASM International, 1984.
- [69] HASHIM, J., LOONEY, L., HASHMI, M.S.J., The enhancement of wettability of S_iC particle in cast aluminium matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology* 119, 329-335, 2001.
- [70] HECHT, R.L., DINWIDDIE, R.B., PORTER, W.D., Predicted Influence of Materials, Thermal Properties on Disc Brake Roughness Due to Thermoelastic Instability, *Proc. of TMS Fall Meeting*, 1999.
- [71] HILTON, P.A., "Thermal Conductivity of Liquids and Gases Unit., (www.p-a-hilton.co.uk/H471.pdf), 2008.
- [72] HOLMAN, J.P., *Heat Transfer*, 9th Ed., McGraw-Hill, 2002.
- [73] HOJO, J., SAGAWA, O., KIMURA, H., KATO, A., *J. Japan Soc. Powder and Powder Met.* v36, p77, 1989.

- [74] HUBER, T., DEGISCHER, H.P.,LEFRANC, G., SCHMITT, T., Thermal expansion studies on aluminium-matrix composites with different reinforcement architecture of SiC particles, *Composites Science and Technology* 66, 2206–2217, 2006.
- [75] HUNT, W.H., MIRACLE, D.B., *Automotive Applications of Metal-Matrix Composites*, *Composites*, Volume 21, ASM Handbook , Edited by D.B. Miracle and S.L. Donaldson, p 1029-1032, 2001.
- [76] HUNT, M., *Automotive Development in Composite Materials Handbook*, MC, Graw-Hill, Newyork, 1992.
- [77] QIAN, J., WANG, J., JIN, Z. and QIAO, G., Preparation of macroporous SiC from Si and wood powder using infiltration-reaction process. *Mater. Sci. Eng. A*, 358, 304–309, 2003.
- [78] JOHNSON, W.S., *Metal Matrix Composites: Testing, Analysis, and Failure Modes*, ASTM International, 1989.
- [79] KAINER, K.U., *Metal Matrix Composites*, Wiley-VCH, 2006.
- [80] KAMAT, S.V., MANOHARAN, M., Work hardening behaviour of alumina particulate reinforced 2024 aluminium alloys matrix composites, *J. Comp. Mater.*, vol 27, pp. 1714-1721, 1993.
- [81] KARAGÖZ, Ş., *Malzeme Bilimi I*, Kocaeli Üniversitesi Yayınları, Yayın No: 113, Kocaeli, 2005
- [82] KENNEDY, J.M., MOELLER, H.H., JOHNSON, W.S., *Thermal and Mechanical Behavior of Metal Matrix and Ceramic Matrix Composites*, ASTM International, 1990.
- [83] KENNEDY, A.R., KARANTZALIS, A.E., The incorporation of ceramic particles in molten aluminium and the relationship to contact angle data, *Materials Science and Engineering A264*, 122–129, 1999.
- [84] KERTİ, I., TOPTAN, F., Microstructural variations in cast B₄C-reinforced aluminium matrix composites (AMCs), *Materials Letters* 62, 1215–1218, 2008.
- [85] KEVORKIJAN, V. M., “The reactive infiltration of porous ceramic media by a molten aluminium alloy”, *Composites Science and Technology*, 59 : 683-686, 1999.
- [86] KOBASHI, M. ve CHOH, T., The wettability and the reaction for SiC particle/Al alloy system. *Journal of Materials Science* 28 (3) 684 – 690, 1993.

- [87] KOÇ, R., ÜNAL, H., ELDOĞAN, O., Poli-oksi-metilen ve kompozitlerinin sürtünme ve aşınma davranışlarının incelenmesi, *Teknoloji*, Cilt 10, Sayı 3, 143-152, 2007.
- [88] KONOPKA, K., SZAFRAN, M., Fabrication of Al₂O₃-Al composites by infiltration method and their characteristic, *Journal of Materials Processing Technology* 175, 266-270, 2006.
- [89] KOPELIOVICH, D., Materials Engineering, www.substech.com, Substances & Technologies, 2007.
- [90] KOPLEV, A., LYSTRUP, A., VORM, T., The Cutting Process, Chips and Cutting Forces in Machining CFRP, *Composites*, Vol 14, pp. 371-376, 1983.
- [91] KORB, G., NEUBAUER, E., Thermophysical Properties of Metal Matrix Composites, Volume 7, MMC-Assess Consortium, 2001.
- [92] KURNAZ, S.C., δ-Alümina (Saffil) Takviyeli ZA 12 Esaslı Kompozit Malzemelerin İnfiltrasyon Yöntemi ile Üretim ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Sakarya, 1993.
- [93] LAPIN, J., and PELACHOVA, T., Microstructure and Mechanical Properties of Wrought Aluminium Alloy Prepared by Recycling of Aluminium Matrix Composites, *Mater. Sci. And Eng.* , Vol. A271, pp 266-274, 1999.
- [94] LEE, B.-S., KANG, S., Low-temperature processing of B₄C-Al composites via infiltration technique, *Materials Chemistry and Physics* 67, 249-255, 2001.
- [95] LEON, C.A., DREW, R.A.L., Preparation of nickel-coated powders as precursors to reinforce MMCs, *Journal of Materials Science*, v35, p4763-4768, 2000.
- [96] LEON, C.A., DREW, R.A.L., The influence of nickel coating on the wettability of aluminum on ceramics, *Composites: Part A* 33, 1429-1432, 2002.
- [97] LI, L., AN, M., WU, G., A new electroless nickel deposition technique to metallise SiC_p/Al composites, *Surface&Coatings Technology* 200, 5102-5112, 2006.
- [98] LIANXI, H., YIWEN, Y., SHOUJING, L., XU, X., “Investigating on the kinetics infiltration of liquid aluminium into an alumina fibrous preform”, *J. Of Materials Processing Technology*, Elsevier, 94 : 227-230, 1999.

- [99] LIDE, D.R., CRC Handbook of Chemistry and Physics, 73. Basım, 1997-1998
- [100] LIU, J., ZHENG, Z., WANG, J., WU, Y., TANG, W., LU, J., Pressureless infiltration of liquid aluminum alloy into SiC preforms to form near-net-shape SiC/Al composites, *Journal of Alloys and Compounds* 465, 239–243, 2008.
- [101] MANDAL, D., DUTTA, B.K., PANIGRAHI, S.C., Effect of copper and nickel coating on short steel fiber reinforcement on microstructure and mechanical properties of aluminium matrix composites, *Materials Science and Engineering A* 492, p346–352, 2008
- [102] SUNDBERG, M., PETERSON, H., Method of Making a Heating Element of Molybdenum Silicide Type and Heating Element, United States Patent, 7166823, 2007.
- [103] MATİK, U., CITAK, R. "Toz Metalurjisi İle Üretilmiş Demir Esaslı Parçaların Akımsız Nikel Kaplanması ve Bazı Çözeltilerin Kaplama Miktarına Etkisi", *Teknoloji*, Cilt 8, Sayı 1, 51-56, 2005.
- [104] MAZZOLANI, F.M., *Aluminium Alloy Structures*, Taylor & Francis, 1994.
- [105] MIZUMOTO, M., OHGAI, T., KAGAWA, A., Characterization of fiber-reinforced metal matrix composites fabricated by low-pressure infiltration process, *Materials Science and Engineering A* 413–414, 521–526, 2005.
- [106] MOLINA, J.M., PINERO, E., NARCISO, J., CORDOVILLA, C.G., LOUIS, E., Liquid metal infiltration into ceramic particle preforms with bimodal size distributions, *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 9, 202–210, 2005.
- [107] MOLLAOĞLU, H., *Malzeme Bilgisi Ders Notları*, Yıldız Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 2007.
- [108] MONTANARO, L., JORAND, Y., FANTOZZI, G., NEGRO, A., Ceramic foams by powder processing, *Journal of the European Ceramic Society*, Volume 18, Issue 9, Pages 1339-1350, 1998
- [109] MORELLI, E. C., "Processing characterization of aluminium based MMCs produced by gas pressure infiltration", *Mat. Sci and Eng., A* 251 : 48-57, 1998.
- [110] MURATOĞLU, M., AKSOY, M., The Effect of Temperature on Wear Behaviours of Al-Cu Alloy and Al-Cu/SiC Composite, *Mater. Sci.*, Vol.A282, pp.91-99, 2000.

- [111] NOR, M.A.A.M., HONGB, L. C., AHMADB, Z.A., AKILB, H.M., Preparation and characterization of ceramic foam produced via polymeric foam replication method, *Journal of materials processing technology* 207, 235–239, 2008
- [112] NORTON, R., *Machine Design*, USA, pp. 46-52., 2000
- [113] OLIVEIRA, F.A., DIAS, S., VAZ, M.F., FERNANDES, J.C., Behaviour of open-cell cordierite foams under compression, *Journal of the European Ceramic Society*, Volume 26, Issues 1-2, Pages 179-186, 2006
- [114] ONARAN, K., *Malzeme Bilimi*, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul, 1997 ve 1999.
- [115] ÖGEL, B., “Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler ve İleriye Dönük Beklentiler”, 9. Uluslararası Metalürji ve Malzeme Kongresi, C1, TMMOB, 33, 639-650, İstanbul, 1997.
- [116] ÖZDEMİR, Ö., Ni-Al İntermetalik Malzemeler, TMMOB Metalürji Dergisi, Sayı 137, Sayfa 57-63, Nisan, 2004
- [117] PAI, B. C., RAMANI, G., PILLAI, R. M. ve SATYANARAYANA, K. G., Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites. *Journal of Materials Science*, 30, 1903-1911, 1995.
- [118] PANAGOPOULOS, C.N., PAPACHRISTOS, V.D., SIGALAS, C., Tensile behaviour of as deposited and heat-treated electroless Ni-P deposits, *Journal of Materials Science*, v34, p2687-2600, 1999.
- [119] PATENT, Boron Carbide Aluminum Driveshaft Tube, United States Patent 6554714, 2003.
- [120] PECH-CANUL, M.I., KATZ, R.N., MAKHLOUF, M.M., Optimum conditions for pressureless infiltration of SiCp preforms by aluminum alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, v108, p68-77, 2000.
- [121] PECH-CANUL, M. I. ve MAKHLOUF, M. M., Processing of Al–SiCp metal matrix composites by pressureless infiltration of SiCp preforms. *Journal of Materials Synthesis and Processing* 8 (1) 35-53, 2000.
- [122] PENG, H.X. FAN, Z., MUDHER, D.S., EVANS, J.R.G., Microstructures and mechanical properties of engineered short fibre reinforced aluminium matrix composites, *Materials Science and Engineering*, A335, 207–216, 2002.
- [123] RABINOWICZ, E., *Friction and Wear of Materials*, 2nd Edition, Wiley, NewYork, pp. 36, 1985.

- [124] RAMAKRISHNAN, P., Powder Metallurgy, New Age Publishers, 2007.
- [125] RAWSON, P.S., Ceramics, 1984.
- [126] REYES, R.G., CANUL, M.I.P, ANGELES, J.C., Limiting the development of Al₄C₃ to prevent degradation of Al/SiC_p composites processed by pressureless infiltration, Composites Science and Technology 66, 1056–1062, 2006.
- [127] REN, S., HE, X., QU, X., HUMAIL, I.S., LI, Y., Effect of Si addition to Al–8Mg alloy on the microstructure and thermo-physical properties of SiC_p/Al composites prepared by pressureless infiltration, Materials Science and Engineering B, v138, p263–270, 2007.
- [128] RICHERSON, D.W., Modern Ceramic Engineering: Properties, Processing, and Use in Design, CRC, Press, 2005.
- [129] ROHATGI, P.K., LIU, Y., RAY, S., Friction and Wear of Metal-Matrix Composites, Volume 18, ASM Handbook, Edited by S.D. Henry, p. 801-811, 1992.
- [130] RORDRIGEZ-REYES, M., PECH-CANUL, M. I., PARRAS-MEDECIGO, E. E., GOROKHOVSKY, A., “Effect of Mg loss the kinetics of pressureless infiltration in the processing Al-Si-Mg/SiC_p composites”, Materials Letters 57 : 2081-2089, 2003.
- [131] RUDAJEVOVA, A., LUKAC, P., Thermal conductivity of SiC reinforced magnesium matrix composites, Metal matrix composites and Metallic foams, EUROMAT 99, v5, p179-187, 1999.
- [132] SAIZ, E., CANNON, R. M. ve TOMSIA, A. P., Reactive spreading in ceramic/metal systems. Oil & Gas Science and Technology-Rev. IFP 56 (1) 89–96, 2001.
- [133] SAMPATH, V., RAMANAN, N., PALANINATHAN, R., Modeling of liquid metal infiltration of porous fiber preform during squeeze casting, Materials and Manufacturing Processes, 21: 495-505, 2006.
- [134] SARAVANAN, R.A., SURAPPA, B.N., PRAMILA BAI, B, N, Erosion of A356 Al-SiC_p Composites due to Multiple Particle Impact, Wear, Vol 202, pp.154-164, 1997.
- [135] SAVAŞKAN, T., Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, 4. Baskı, ISBN 978-9944-0068-0-4, Trabzon, 2007
- [136] SERFİÇELİ, Y.S., Malzeme Bilgisi, Ankara, Form Ofset, 2000
- [137] SEM Kataloğu, İstanbul Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği, 2008.

- [138] SENTEZ OPTİK, Elektronik ve Endüstriyel Cihazlar Ürün Kataloğu, 2008.
- [139] SHOROWORDI, K. M., LAOUÏ, T., HASEEB, A. S. M. A., CELİS, J. P., FROYEN, L., Microstructure and interface characteristics of B₄C, SiC and Al₂O₃ reinforced Al matrix composites: a comparative study, *Journal of Materials Processing Technology* 142, 738–743, 2003.
- [140] SHOROWORDI, K.M., HASEEB, A.S.M.A., CELİS J.P., Tribo-surface characteristics of Al/B₄C and Al–SiC composites worn under different contact pressures, *Wear* 261, 634–641, 2006.
- [141] SILVAIN, J.F., BOBET, J.L., HEINTZ, J.M., Electroless deposition of copper onto alumina sub-micronic powders and sintering, *Composites: Part A* 33, p1387–1390, 2002.
- [142] SKIBO, M., MORRIS, P.L. ve LLYOD, D.J., Structure and properties of liquid metal processed SiC reinforced aluminium. *Proceedings of the International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metal Composites*, 257-261, 1988.
- [143] STORJOHANN, D., BARABASH, O.M., DAVID, S.A., SKLAD, P.S., BLOOM, E.E., BABU, S.S., Fusion and friction stir welding of aluminum-metal-matrix composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 36, Number 11 / November, 2005
- [144] SOY, U. , DEMİR, A., ÇALIŞKAN, M., İnfiltrasyon uygulamasında sıvı alüminyumun ıslatma davranışının modellenmesi, 13th Computer aided engineering and system modelling with exhibition, Swisotel, Troy Salonu, Ankara, Turkey, November 06-07, 2008.
- [145] SOY, U., Bilgisayar destekli modelleme yardımıyla Al 2024-T3 alaşımli plakanın kompozit yama ile yapıştırılmalı tamiri, Sakarya Üniversitesi, FBE, Metal EABD, Yüksek lisans tezi, 2005a.
- [146] SOY, U., MMK Malzemelerin Otomotiv Endüstrisinde Uygulamaları, Metal Matriks Kompozit Malzemeler Dersi Dönem Ödevi, Sakarya Üniversitesi, 26 Aralık, 2005b.
- [147] SUR, G., ŞAHİN, Y., GÖKKAYA, H., Ergimiş metal karıştırma ve basınçlı döküm yöntemi ile alüminyum esaslı tanecik takviyeli kompozitlerin üretimi, *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.*, Cilt 20, No 2, 233-238, 2005
- [148] ŞAHİN, İ., AKDOĞAN, A., SiC partikül takviyeli AlSi₇Mg₂ matriksli kompozit malzemelerin talaşlı şekillendirilmesinde takım aşınması ve talaş oluşumunun incelenmesi, *Proceedings of 11th International Materials Symposium*, April 19-21, s: 169-173, Denizli, Türkiye, 2006.

- [149] ŞAHİN, Y., Wear of planar-random oriented metal matrix composites, *Wear*, 216, 212, 1998.
- [150] ŞAHİN, Y., *Kompozit Malzemelere Giriş*, Seçkin Yayıncılık, Ankara, 2006.
- [151] ŞEN, O., TiO₂ Partikül Takviyeli Alüminyum Matriksli Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Celal Bayar Üniversitesi, 2005.
- [152] ŞENGÜL, M.S., İzotropik Yapıya Sahip Kademeli Millerde Burulma Momenti Etkisinde Oluşan Gerilme Dağılımının Sonlu Elemanlar Metoduyla Analizi, Gazi Üniversitesi, FBE, Yüksek Lisans Tezi, 1992.
- [153] TANG, F., WU, X., GE, S., ZHU, H., HAGIWARA, M., SCHOENUNG, J.M., Dry sliding friction and wear properties of B₄C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites, *Wear* 264, 555–561, 2008.
- [154] TAYLOR, R.E., Thermal Diffusivity of Composites”, *High Temp. High Press*, v15, p299-309, 1983.
- [155] TEKMEK, Ç., Metal Matriks Kompozitlerin Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi ile Üretimi, Dokuz Eylül Üniv., Doktora Tezi, 2006.
- [156] TJONG, S.C., MAL, Z.Y., Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites, *Materials Science and Engineering*, 29, 49-113, 2000.
- [157] TOPLAN, H.O., Seramik malzemeler -1 ders notları, Sakarya Üni., Müh. Fak., Metalurji ve Malzeme Müh., www.toplano.sakarya.edu.tr, 2008.
- [158] TOPTAN, F., Alüminyum Matrisli B₄C Takviyeli Kompozitlerin Döküm Yöntemi ile Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, 2006.
- [159] TOPTAN, F., KUMDALI, F., KERTİ, I., Al-B₄C Kompozitlerinin Fren Diski Olarak Kullanılabilirliğine Genel Bir Bakış, *Metalurji Dergisi*, Sayı 145, 2007.
- [160] TURCOTTE, D. L., SCHUBERT, G., *Geodynamics* (2nd Edition ed.), Cambridge, 2002.
- [161] URENA, A., UTRILLA, M.V., RAMS, J., RODRIGO, P., FERRER, M., Electroless multilayer coatings on aluminium–silicon carbide composites for electronics packaging, *Journal of the European Ceramic Society* 27 p3983–3986, 2007.
- [162] UZUN, H., FINDIK, F., SALMAN, S., *Malzeme Biliminin Temelleri*, Değişim Yayınları, 2003.

- [163] ÜNAL, R., Toz Metalurjisi Ders Notları, Dumlupınar Üniversitesi, 2008.
- [164] ÜNAL, O., Kompozit Malzemeler, Yapı Malzemesi Ders Notları, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Yapı Eğitimi Bölümü, Afyon, 2005.
- [165] VIJAYARAM, T.R., SULAIMAN, S., HAMOUDA, A.M.S., AHMAD, M.H.M., Fabrication of fiber reinforced metal matrix composites by squeeze casting technology, Journal of Materials Processing Technology 178, 34–38, 2006.
- [166] WILLIAM, C., Materials Science and Engineering - An Introduction, Appendix B, John Wiley & Sons, INC. pp. 757, 2003.
- [167] WOLFRAMCARB, S.p.A, Product Cataloge, www.wolframcarb.com, Italy, 2008.
- [168] www.airbus.com, Ekim, 2009
- [169] www.alcoa.com, Ekim, 2009
- [170] www.aluminium.matter.org.uk, Ekim, 2009
- [171] www.alumatter.info, Kasım, 2009
- [172] www.ansys.com, Kasım, 2009
- [173] www.boeing.com, Şubat, 2009
- [174] www.cmt-ltd.com, Aralık, 2009
- [175] www.composites-by-design.com/metal-matrix.htm, Ocak, 2009
- [176] www.etimaden.gov.tr, Ocak, 2009
- [177] www.eere.energy.gov, Ocak, 2009
- [178] www.factsage.cn/fact/documentation/SGTE/SGTE_list.htm, Mart, 2009
- [179] www.novelis.com/internet/movies/automotive.html, Ocak, 2009
- [180] www.scielo.br, Ocak, 2009
- [181] www.umms.sav.sk, Ocak, 2009
- [182] www.xengineer.net, Ocak, 2009
- [183] www.xwomm.com, Ocak, 2009

- [184] www.webelements.com, Ocak, 2009
- [185] www.wikipedia.com, Şubat, 2009
- [186] www.wikipedia.org, Şubat, 2009
- [187] YAVUZ, C.T., X-Işını Difraksiyonu, Endüstrimental Kimya, 2003.
- [188] YILMAZ, R., Cam seramik matrisli kompozitlerde numune kalınlıklarının ısı yayımına etkisi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Sigma, Mühendislik ve Fen Bilimleri Dergisi, sayı 2004/1, sayfa 73-81, 2004.
- [189] YILMAZ, F., ŞEN, U., Alaşımın Yapı ve Özellikleri, Sakarya Üniversitesi Yayın No: 18, Sakarya, 1996.
- [190] YILMAZ, H., Alüminyum Esaslı SiC_p takviyeli Metal Matrisli Kompozit Malzemeler, Erciyes Üniversitesi, Tez, Haziran 2007
- [191] YONG, M.S., CLEGG, A.J., Process optimisation for a squeeze cast magnesium alloy metal matrix composite, Journal of Materials Processing Technology 168, 262-269, 2005.
- [192] YONAR, İ.K., Gavano Teknik, Milli Eğitim Basımevi, İstanbul, 1979.
- [193] YURDAKUL, M., ÖZBAY, O., İÇ, Y.T., Havacılık alanında kullanılan alüminyum alaşımlarının seçimi, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., Cilt 17, No:2, 1-23, 2002.
- [194] ZHANG, J., FU, Y., ZENG, X., Compressive properties of open-cell ceramic foams, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Volume 16, Supplement 2, Pages s453-s456, 2006.
- [195] ZHANG, Z., XU, S., Copper-Ti₃SiC₂ composite powder prepared by electroless plating under ultrasonic environment, Rare Metals, Vol. 26, No. 4, p. 359-364, Aug, 2007.
- [196] ZHAO, H., HUANG, Z., CUI, J., Electroless plating of copper on AZ31 magnesium alloy substrates, Microelectronic Engineering 85, 253-258, 2008
- [197] ZHAO, L.Z., ZHAO, M.J., CAO, X.M., TIAN, C., HU, W.P., ZHANG, J.S., Thermal expansion of a novel hybrid SiC foam-SiC particle-Al composites, Composite Science and Technology 67, 3404-3408, 2007.
- [198] ZHAO, J., GAO, J., JIN, Z., Preparation of AlN matrix composites using an infiltration and reaction approach, Materials Chemistry and Physics, 97, 506-510, 2006.

- [199] ZHU, X., JIANG, D., TAN, S., Reaction bonding of open cell SiC-Al₂O₃ composites, Materials Research Bulletin, Volume 36, Issue 11, Pages 2003-2015, 15 September, 2001
- [200] ZHUZHOU, Cemented Carbide Cutting Tools Co., Ltd-Market, Product Catalogue, 2008.
- [201] ZOLOTOREVSKY, V., BELOV, N.A., GLAZOFF, M.V., Casting aluminum alloys, Elsevier, 2007.

ÖZGEÇMİŞ

1979 Sakarya doğumlu olan Uğur SOY, ilk, orta ve lise eğitimini Sakarya'da tamamladı. 1997 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünde lisans öğrenimine başladı ve bu bölümden 2001 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2005 yılında Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim dalında yüksek lisans derecesini almış ve aynı yıl doktora öğrenimine başlamıştır.

2005-2008 yılları arasında yürütülen Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu'nun (TÜBİTAK) 104M312 numaralı araştırma projesinde araştırmacı olarak görev aldı. 2006 yılının yaz döneminde Almanya'nın Ludwigshafen kentinde bulunan HWK-Handwerkskammer Centrum'da kaynak teknolojisi ile ilgili mesleki eğitim gördü ve Alman DVS-Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren tarafından yapılan teorik ve uygulamalı sınavları kazanarak iki adet uluslararası kaynak sertifikası aldı.

2007 yılında beş ay süre boyunca İngiltere'nin Portsmouth Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Makina ve Tasarım Mühendisliği bölümünde misafir öğretim elemanı olarak görev yaptı. Ayrıca bu üniversitede eş zamanlı olarak MBM Araştırma Grubunda kompozit malzemeler ve biomalzemeler konusunda araştırmalara katıldı. 2001 yılının kasım ayından itibaren Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Malzeme Bilimi Eğitimi Anabilim dalında araştırma görevlisi olarak görev yapmaktadır. İyi derecede İngilizce bilmektedir.