

T.C.  
PAMUKKALE ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

TM İLE ÜRETİLMİŞ ALUMİN-231 SiC<sub>p</sub> ve B<sub>4</sub>C<sub>p</sub>  
KOMPOZİTLERİN FARKLI ÜRETİM YÖNTEMLERİNİN  
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

DOKTORA TEZİ

Ceren GÖDE

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

2011

**PAMUKKALE ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TM İLE ÜRETİLMİŞ ALUMİN-231 SiC<sub>p</sub> ve B<sub>4</sub>C<sub>p</sub>  
KOMPOZİTLERİN FARKLI ÜRETİM YÖNTEMLERİNİN  
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

**DOKTORA TEZİ**

**Ceren GÖDE**

**Anabilim Dalı: Makine Mühendisliği**

**Tez Danışmanı: Doç. Dr. Hasan ÇALLIOĞLU**

**TEMMUZ 2011**

## DOKTORA TEZ ONAY FORMU

Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü 0716009003 nolu öğrencisi Ceren GÖDE tarafından hazırlanan “**TM İLE ÜRETİLMİŞ ALUMİN-231 SiC<sub>p</sub> ve B<sub>4</sub>C<sub>p</sub> KOMPOZİTLERİN FARKLI ÜRETİM YÖNTEMLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

**Tez Danışmanı:** Doç. Dr. Hasan ÇALLIOĞLU (PAÜ)

(Jüri Başkanı)

**Eş Danışman:** Doç. Dr. İsmail Özdemir (BAÜ)

**Jüri Üyesi:** Prof. Dr. Mehmet TÜRKER (GÜ)

**Jüri Üyesi:** Doç. Dr. Numan Behlül BEKTAŞ (PAÜ)

**Jüri Üyesi:** Yrd. Doç. Dr. Ali Rıza TARAKÇILAR (PAÜ)

Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 17/08/2011 tarih ve 23/16..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

**Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü**

**Prof. Dr. Nuri KOLSUZ**

Bu tezin tasarımı, hazırlanması, yürütülmesi, araştırmalarının yapılması ve bulgularının analizlerinde bilimsel etiğe ve akademik kurallara özenle riayet edildiğini; bu çalışmanın doğrudan birincil ürünü olmayan bulguların, verilerin ve materyallerin bilimsel etiğe uygun olarak kaynak gösterildiğini ve alıntı yapılan çalışmalara atfedildiğine beyan ederim.

İmza

:



Öğrenci Adı Soyadı

Ceren GÖDE

## ÖNSÖZ

Tez çalışmasının oluşmasında katkılarını esirgemeyen danışman hocam Doç. Dr. Hasan ÇALLIOĞLU'na; TİK jürisindeki hocalarım Doç. Dr. Numan Behlül BEKTAŞ'a ve Yrd. Doç. Dr. Ali Rıza TARAĞÇILAR'a teşekkürlerimi sunuyorum.

Bugünlere gelmemde hayatımdaki en anlamlı kişilerden biri olan, her tökezlediğimde hep yanımda olup yol gösteren, bana kendi yolumda yürümeği öğretene değerli hocam Prof. Dr. Muzaffer TOPÇU'ya sevgi ve saygılarımı sunuyorum.

Deneysel çalışmam süresince aydınlık yolum puslandığında ışığım olan, bilgilerini benimle lütüfsuzca paylaşan, benim için büyük bir bilge olan çok saygıdeğer hocam Prof. Dr. Mehmet TÜRKER'e şükranlarımı sunuyorum.

Çalışmalarım süresince engin bilgi birikimi ve teşvikleriyle hep sabır, sevgi ve anlayışla yanımda olan, yardım ve desteklerini esirgemeyen hocalarım Doç. Dr. İsmail ÖZDEMİR ve Prof. Dr. Remzi VAROL'a teşekkürlerimi sunuyorum.

Çalışmamı maddi olarak destekleyen PAÜ Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP) Koordinasyon Birimi'ne; KAYNAK GROUP Yönetim Kurulu Başkanı Sayın Mustafa KAYNAK'a; işyerindeki tüm makine parkını kullanımımıza sunan KONMAK A.Ş Yönetim Kurulu Başkanı Sayın Hilmi KONYALIOĞLU'na; deney numuneleri üretim aşamasında yardımcı olan GÜ Makine Eğitimi elemanlarından Öğr. Gör. Hanifi ÇİNİCİ ve Halil KARAKAÇ'a; mekanik deneylerin yapılmasında ve SEM görüntülerinin alınmasında yardımcı olan DEÜ Metalürji ve Malzeme Mühendisliği bölümü elemanlarından Arş. Gör. Dr. Osman ÇULHA'ya ve Arş. Gör. Onur ERTUĞRUL'a; atölye çalışmalarımada emeği geçen Tekniker İsmail GEZER'e ve bilişim konusunda desteğini esirgemeyen öğrencim Halil DUMAN'a katkıları için teşekkürlerimi sunuyorum.

Ayrıca çalışmamın her aşamasında manevi desteklerini esirgemeyen arkadaşlarım Öğr. Gör. Hatice VAROL, Öğr. Gör. Dr. Ayşegül KOYUNCU ve Gülfadim ARASLI'ya teşekkürlerimi sunuyorum.

Son olarak, her zaman sabır ve anlayışla yanımda olan bakış açısı, bilgisi, yüreğiyle bana yol gösteren, ışığım olan, varlığıyla beni hayata bağlayan sevgili eşim Yrd. Doç. Dr. Osman GÖDE'ye, canım kızım Ceren Rana'ya, biricik oğlum Osman Fahri'ye ve bugünlere gelmemde büyük emeği olan aileme sonsuz sevgi ve teşekkürlerimi sunarım.

Temmuz 2011

Ceren GÖDE

Yüksek Makine Mühendisi

## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

<b>ÖZET</b> .....	<b>xiii</b>
<b>SUMMARY</b> .....	<b>xiv</b>
<b>1. GİRİŞ</b> .....	<b>1</b>
1.1 Tezin Amacı .....	4
1.2 Literatür Özeti .....	5
<b>2. ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER</b> .....	<b>17</b>
2.1 Giriş .....	17
2.2 Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Sınıflandırılması.....	18
2.2.1 Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozitler .....	20
2.3 Matris Malzemeleri ve Özellikleri .....	21
2.3.1 Alüminyum (Al) ve Al alaşımları .....	22
2.4 Takviye Malzemeleri ve Özellikleri.....	24
2.4.1 Silisyum karbür (SiC) .....	27
2.4.2 Bor karbür (B <sub>4</sub> C) .....	27
2.5 Takviye Elemanları/Matris Arayüzey Bağı.....	28
2.6 Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri .....	29
2.6.1 Katı faz üretim yöntemleri .....	30
2.7 İkincil işlemler.....	31
<b>3. TOZ METALURJİSİ</b> .....	<b>33</b>
3.1 Giriş.....	33
3.2 Toz Üretimi .....	37
3.3 Tozların Öğütülmesi ve Karıştırılması .....	38
3.3 Mekanik Alaşımlama .....	40
3.3.1 Atritörler.....	42
3.4 Metal Tozların Sıkıştırılması.....	43
3.4.1 Sıkıştırma teorisi .....	46
3.4.2 Sıkıştırma yöntemleri .....	47
3.4.2.1 Kalıpta sıkıştırma .....	48
3.4.2.2 İzostatik sıkıştırma .....	49
3.4.2.3 Yüksek enerjili sıkıştırma .....	49
3.4.2.4 Titreşim ile sıkıştırma .....	50
3.4.2.5 Ekstrüzyon yöntemi ile sıkıştırma.....	50
3.5 Sinterleme.....	50
3.5.1 Katı – faz sinterleme teorisi .....	52
3.5.2 Sinterleme atmosferleri ve etkileri .....	53
<b>4. EKSTRÜZYON</b> .....	<b>55</b>
4.1 Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Ekstrüzyonu .....	55
4.2 Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Numunelerin Ekstrüzyonu.....	57
4.3 Ekstrüzyonun İşlem Parametreleri .....	58

4.3.1 Mikroyapı özellikleri.....	58
4.3.2 Ekstrüzyon oranı .....	58
4.3.3 Ekstrüzyon sıcaklığı.....	59
4.3.4 Takviye elemanı tane boyutu .....	59
<b>5. YÜKSEK BASINÇLI BURULMA ( HPT-High Pressure Torsion).....</b>	<b>60</b>
<b>6. MATERYAL ve YÖNTEM.....</b>	<b>62</b>
6.1 Giriş.....	62
6.2 Malzeme Temini ve Deney Numunelerinin Üretimi.....	64
6.2.1 Malzeme.....	64
6.2.1.1 Matris malzemesi .....	64
6.2.1.2 MMK üretiminde kullanılan takviye elemanları.....	65
6.3 Deney Numunelerin Hazırlanması .....	66
6.3.1 Tozların karıştırılması.....	66
6.3.1.1 Üç boyutlu karıştırıcı (turbula).....	66
6.3.1.2 Bilyeli atritör ile mekanik alaşımlama .....	67
6.3.2 Tozların preslenmesi.....	67
6.3.3 Numunelerin sinterlenmesi ve ikincil işlemler.....	71
6.3.3.1 SP ve MA numunelerinin sinterlenmesi .....	71
6.3.3.2 EK numunelerinin sinterlenmesi ve ekstrüzyon işlemi.....	73
6.3.3.3 EK ve HPT numunelerinin kesilmesi.....	74
6.3.3.4 HPT işlemi .....	77
6.3.4 Yoğunluk ölçümü .....	81
6.3.5 Mekanik deneyler .....	83
6.3.5.1 Çekme deneyi.....	83
6.3.5.2 Üç nokta eğme deneyi.....	85
6.3.5.3 Çentik darbe deneyi.....	86
6.3.5.4 Sertlik değerlerinin belirlenmesi .....	87
6.3.6 Mikro yapıların incelenmesi.....	88
<b>7. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....</b>	<b>90</b>
7.1 Malzeme Özellikleri.....	90
7.1.1 Matris ve takviye elemanlarının fiziksel özellikleri.....	90
7.1.1.1 Matris malzemesi.....	90
7.1.1.2 Takviye elemanları .....	91
7.1.1.3 MA işlemi sırası ve sonrası elde edilen toz kompozisyonların incelenmesi .....	93
7.2 Yoğunluk ve Gözeneklilik .....	96
7.3 Malzemenin Sertlik Değerlerinin Belirlenmesi.....	99
7.4 Çekme Deneyi Değerlerinin Belirlenmesi.....	103
7.4.1 Farklı şekil değiştirme hızlarında yapılan çekme deneyi değerlerinin belirlenmesi.....	110
7.5 Eğme Deneyi Değerlerinin Belirlenmesi.....	114
7.6 Çentik Darbe Deneyi Değerlerinin Belirlenmesi .....	116
7.7 Mikroyapı İncelemesi .....	117
<b>8. SONUÇLAR .....</b>	<b>144</b>
<b>KAYNAKLAR .....</b>	<b>147</b>

## KISALTMALAR

<b>TM</b>	: Toz Metalurjisi
<b>MMK</b>	: Metal Matrisli Kompozitler
<b>AMK</b>	: Alüminyum Matrisli Kompozitler
<b>SiC<sub>p</sub></b>	: Silisyum Karbür Parçacık
<b>B<sub>4</sub>C<sub>p</sub></b>	: Bor Karbür Parçacık
<b>SP</b>	: Soğuk Presleme
<b>EK</b>	: Ekstrüzyon
<b>MA</b>	: Mekanik Alaşımlama
<b>HPT</b>	: Yüksek Basıncılı Burulma
<b>SEM</b>	: Tarama Elektron Mikroskobu
<b>XRD</b>	: X-Işını Difraksiyon Spektroskopisi
<b>EDS (EDX)</b>	: Enerji Dağılımlı X-ışını Spektrometresi
<b>TEM</b>	: Geçirmeli Elektron Mikroskobu
<b>EBSD</b>	: Electron Backscatter Diffraction



## TABLO LİSTESİ

<b>Tablolar</b>	<b><u>Sayfa</u></b>
2.1 : Saf alüminyumun önemli fiziksel özellikleri (Şahin, 2000).....	23
2.2 : AMK malzemelerde kullanılan başlıca matris malzemelerinin mekanik özellikleri (Akbulut, 1995).....	24
2.3 : AMK'lerde kullanılan başlıca takviye malzemelerinin özellikleri (Toptan, 2006) .....	25
6.1 : Kimyasal bileşim (ağırlıkça %) .....	64
6.2 : Alumix-231'in toz boyutu dağılımı .....	65
6.3 : Deneysel çalışmada kullanılan takviye elemanlarının (SiC ve B <sub>4</sub> C) özellikleri (ASM, 2002; German, 2007) .....	65
6.4 : Numune karışım oranları .....	66
6.5 : Üretilen numune sayıları.....	70
7.1 : Değişik takviye oranlarında yoğunluk değerleri.....	96
7.2 : Takviye oranına göre sertlik değerlerinin değişimi .....	99
7.3 : HPT işleminin sertliğe olan etkisi (Hv0,2) .....	101
7.4 : HPT işleminin çekme gerilmesine olan etkisi .....	109
7.5 : HPT işleminin akma gerilmesine olan etkisi .....	109

## ŞEKİL LİSTESİ

Şekiller	Sayfa
2.1 : Kompozit malzemelerin üretim yöntemleri (Çanakçı, 2006).....	30
3.1 : Toz metalurjisinin üretim akış şemasının gösterimi (Soy, 2009).....	35
3.2 : Toz metalurjisinin üretim yöntemlerinin sınıflandırılması (German, 1994) .....	36
3.3 : Yüksek enerjili atritörün şematik görünümü.....	40
3.4 : Bilyelerin tozlar ile çarpışmasının şematik gösterimi (Bostan, 2003).....	41
3.5 : Mekanik alaşımlama esnasında tozlarda meydana gelen deformasyon (German, 2007).....	41
3.6 : Mekanik alaşımlama prosesinin son kademesinde oluşan yapı (German, 2007).....	42
3.7 : Atritör karıştırıcı.....	43
3.8 : Tozların sıkıştırılmasında işlem sırası (German, 2007).....	44
3.9 : TM parçaların dört sınıfı (yandan görünüşleriyle; enine kesitleri daireseldir) (German, 2007).....	48
3.10 : İzostatik sıkıştırmanın şematik görünümü.....	49
3.11 : Sinterleme esnasında tozlarda meydana gelen boyun oluşumu.....	52
5.1 : Yüksek basınçlı – burulma.....	61
6.1 : Deneysel işlemlere ait akış şeması.....	63
6.2 : Hidrolik pres.....	68
6.3 : Çekme ve eğme deney numunelerinin basıldığı kalıp.....	68
6.4 : Çekme deneyi numune boyutlarının şematik gösterimi.....	69
6.5 : Eğme deneyi numune boyutlarının şematik gösterimi.....	69
6.6 : Hidrolik pres.....	70
6.7 : Ekstrüzyon işlemi öncesi kalıp ve preslenmiş numuneler.....	71
6.8 : Tüp fırın.....	71
6.9 : Tüp fırın düzeneği.....	72
6.10 : SP sinterleme işlemi sonrası çekme deneyi numuneleri.....	72
6.11 : SP sinterleme işlemi sonrası eğme deneyi numuneleri.....	73
6.12 : Hidrolik pres ve ısıtılan kalıp düzeneği.....	73
6.13 : Ekstrüzyon işlemi neticesinde elde edilen blok numuneler.....	74
6.14 : Freze tezgâhı (Konmak A.Ş., Denizli).....	74
6.15 : EK çekme deneyi numunesinin boyutları ve şekli.....	75
6.16 : EK çentikli charpy deneyi numune boyutları.....	75
6.17 : EK çentiksiz charpy deneyi numune boyutları.....	76
6.18 : HPT deneyi numune boyutları ve şekli.....	76
6.19 : HPT çekme deneyi numune boyutları ve şekli.....	76
6.20 : HPT cihazı (Toyohashi Teknoloji Üniversitesi).....	77
6.21 : HPT işlemi kalıpları.....	78
6.22 : HPT işleminin uygulanması.....	78
6.23 : HPT işleminin şematik gösterimi.....	79
6.24 : HPT işlemi sırasındaki verilerin takip edildiği makine ekranı.....	80

6.25 : HPT işlemi sonunda numunenin şekli .....	81
6.26 : Sartorius marka yoğunluk ölçme cihazı.....	82
6.27 : Shimadzu 250 kNG servo-hydraulic çekme cihazı.....	83
6.28 : Üniversal çekme cihazı.....	84
6.29 : Çekme cihazına yerleştirilen çekme aparatı .....	84
6.30 : Eğme cihazı deney aparatının şematik gösterimi .....	85
6.31 : Servo-hydraulic eğme cihazı .....	86
6.32 : Impact charpy deney cihazı .....	87
6.33 : Dijital impact charpy deney cihazı .....	87
7.1 : Alumix-231 tozlarının SEM görüntüsü.....	90
7.2 : Alumix-231'in EDS analiz sonuçları.....	91
7.3 : Alumix-231 Tozlarının Boyut Analizi.....	91
7.4 : a) MA için kullanılan B <sub>4</sub> C b) SP ve EK için kullanılan B <sub>4</sub> C c) MA, SP, EK ve HPT için kullanılan SiC'ün SEM görüntüleri.....	92
7.5 : MA işleminde kullanılan B <sub>4</sub> C'ün boyut analizi .....	92
7.6 : SP ve EK işlemlerinde kullanılan B <sub>4</sub> C'ün boyut analizi.....	93
7.7 : MA, SP, EK ve HPT işlemlerinde kullanılan SiC'ün boyut analizi.....	93
7.8 : 60 dk sonunda %5 B <sub>4</sub> C tane katkılı Alumix-231'in toz tane boyut dağılımı .....	94
7.9 : 240 dk sonunda %5 B <sub>4</sub> C tane katkılı Alumix-231'in toz tane boyut dağılımı .....	94
7.10 : %5 B <sub>4</sub> C takviyeli tozun MA esnasında (a, d) 30 dk., (b, e) 120 dk. ve (c, f) 240 dk sürelerinde tozlar üzerinden alınan örneklerin genel ve kesit görüntüleri.....	95
7.11 : MA numuneleri için gözenek miktarının SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	97
7.12 : SP numuneleri için gözenek miktarının SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	98
7.13 : EK numuneleri için gözenek miktarının SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	98
7.14 : 4 saat süreyle MA numuneleri için sertlik değerinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	100
7.15 : SP numuneleri için sertlik değerinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi .....	100
7.16 : EK numuneleri için sertlik değerinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	101
7.17 : Alumix-231 ve %5 SiC HPT numunelerinin sertlik değerlerinin merkeze olan uzaklığa göre değişimi .....	102
7.18 : Alumix-231 ve %5 SiC HPT numunelerinin sertlik değerlerinin eşdeğer gerinime göre değişimi.....	102
7.19 : Alumix-231 (a, b) ve %5 SiC (c, d) malzemede sertlik alınan bölgenin görünümü .....	103
7.20 : MA numunelerine ait çekme gerilmesinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	104
7.21 : SP numunelerinin çekme gerilmesinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	104
7.22 : SP SiC takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi.....	105
7.23 : SP B <sub>4</sub> C takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi.....	106

7.24 : EK numunelerine çekme gerilmesinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi .....	107
7.25 : EK SiC takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi .....	107
7.26 : EK B <sub>4</sub> C takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi .....	108
7.27 : EK numunelerinin akma gerilmesinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi .....	109
7.28 : MA numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231/SiC’ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi.....	110
7.29 : MA numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231/ B <sub>4</sub> C’ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi.....	111
7.30 : EK numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231/SiC’ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi.....	111
7.31 : EK %10 SiC takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi .....	112
7.32 : EK numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231/ B <sub>4</sub> C’ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi.....	112
7.33 : EK %10 B <sub>4</sub> C takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi .....	113
7.34 : EK numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231’in farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi .....	114
7.35 : EK Alumix–231 numunesinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi .....	114
7.36 : MA numunelerinin eğme gerilmesi SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi .....	115
7.37 : EK numunelerinin eğme gerilmesinin SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi .....	116
7.38 : Kompozit malzemelerin çentik darbe dayanımının SiC ve B <sub>4</sub> C hacim oranı ile değişimi.....	117
7.39 : MA numunelerinin %10 parçacık takviyeli (a) SiC ve (b) B <sub>4</sub> C kompozitin optik mikroskop görüntüleri .....	118
7.40 : SP numunelerinin %10 parçacık takviyeli (a) SiC ve (b) B <sub>4</sub> C kompozitin optik mikroskop görüntüleri.....	118
7.41 : EK numunelerinin %10 parçacık takviyeli (a) SiC ve (b) B <sub>4</sub> C kompozitin optik mikroskop görüntüleri .....	119
7.42 : MA numuneleri için %5 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %5 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri.....	121
7.43 : MA numuneleri için %10 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %10 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri.....	122
7.44 : MA numuneleri için %20 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %20 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri.....	123
7.45 : SP numuneleri için %5 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %5 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri .....	124
7.46 : SP numuneleri için %10 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %10 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri.....	125
7.47 : SP numuneleri için %20 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %20 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri.....	126
7.48 : EK numuneleri için %5 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %5 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri .....	128

<b>7.49</b> : EK numuneleri için %10 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %10 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri.....	129
<b>7.50</b> : EK numuneleri için %20 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %20 B <sub>4</sub> C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri.....	130
<b>7.51</b> : EK numuneleri için Alumix–231 matrisi (a-b) ve %5 SiC parçacık takviyeli (c-d) kompozitlerin SEM görüntüleri .....	131
<b>7.52</b> : Alumix–231 EK numunesine ait parlatılmış yüzey elementel haritalama görüntüleri.....	132
<b>7.53</b> : %5 SiC EK parlatılmış yüzey numunesine ait elementel haritalama görüntüleri.....	133
<b>7.54</b> : Alumix–231 EK kırık yüzey numunesine ait elementel haritalama görüntüleri.....	134
<b>7.55</b> : %5 SiC EK kırık yüzey numunesine ait elementel haritalama görüntüleri.....	135
<b>7.56</b> : Alumix–231 EK ve HPT numunesine ait XRD grafiğinde Si pikleri... 136	
<b>7.57</b> : Si dağılımında kullanılan Alumix–231 EK (a) ve HPT (b) numunelerine ait SEM görüntüleri.....	136
<b>7.58</b> : Alumix–231 için (a) EK ve (b) HPT numunesine ait Si dağılım grafiği.....	137
<b>7.59</b> : HPT işleminde Alumix 231(a) ve %5 SiC parçacık takviyeli (b) numunelere ait TEM görüntü analizi .....	138
<b>7.60</b> : HPT işleminde Alumix–231 numunelerine ait EBSD görüntüleme analizi (a-b) ve renk anahtarı (c).....	139
<b>7.61</b> : %5 parçacık takviyeli numunelerin SiC parçacıkların SEM görüntüleri.....	140
<b>7.62</b> : EK numuneleri için Alumix–231 matrisi (a-c) ve %5 SiC parçacık takviyeli (d-f) kompozitlerin kırık yüzey SEM görüntüleri.....	141
<b>7.63</b> : HPT numuneleri için Alumix–231 matrisi (a-c) ve %5 SiC parçacık takviyeli (d-f) kompozitin kırık yüzey SEM görüntüleri .....	142
<b>7.64</b> : SP (a), EK (b) ve HPT (c) %5 parçacık takviyeli numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri.....	143

## SEMBOL LİSTESİ

R	: Ekstrüzyon Oranı
$\epsilon$	: Eşdeğer Gerilim
$\gamma$	: Asal Gerilim
RD	: Teorik Yoğunluk
Rho	: Suyun Sıcaklık Katsayısı
TRS	: Eğilme Dayanımı

## ÖZET

### TM İLE ÜRETİLMİŞ ALUMIX-231 SiC<sub>p</sub> ve B<sub>4</sub>C<sub>p</sub> KOMPOZİTLERİN FARKLI ÜRETİM YÖNTEMLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Bu çalışmada, Alumix-231 ötektiküstü Al-Si alaşımlı (Al<sub>15</sub>Si<sub>2,5</sub>Cu<sub>0,5</sub>Mg) alüminyum matrisli parçacık takviyeli kompozitler toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen kompozitlerde %5, %10, %20 oranında silisyum karbür (SiC) ve/veya bor karbür (B<sub>4</sub>C) parçacık takviye malzemeleri kullanılmıştır. Mekanik alaşımlama (MA) veya klasik yöntemle (turbula tipi karıştırıcı) karıştırılan tozlar soğuk presleme (SP) yöntemiyle üretilmiştir. Klasik yöntemle üretilen soğuk presleme numunelerine ekstrüzyon (EK) ve yüksek basınçlı burulma (HPT) işlemleride uygulanmıştır. Alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri (yoğunluk, sertlik, çekme, eğme ve darbe dayanımları), mikroyapı ve kırık yüzeyleri incelenmiştir. Kompozitlerde; TM methodu ile üretilen SP numunelerine uygulanan EK ve HPT ikincil işlemlerinin mekanik özellikler üzerindeki etkisi tesbit edilmiştir. MA, EK ve HPT işlemleri uygulandığında numunelerde gözenekliliğin azaldığı gözlemlenmiştir. Gözenekliliğin azalması, mekanik özellikleri daha da iyileştirmiştir. Alumix-231 matris malzemesinin de SP'ye göre EK işlemi çekme mukavemetin %400 artırırken, EK'ya göre HPT işlemi %200 artış sağlamıştır. HPT işleminde Alumix-231 matris malzemesine %5 SiC tozu takviyesi ile çekme mukavemeti azalmış, sertlik değerleri ise bir miktar artış göstermiştir. Ayrıca, MA veya EK işlemleri uygulandığında SiC takviyeli kompozitlerin mekanik özellikleri B<sub>4</sub>C'üne göre daha iyi olduğu belirlenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Toz metalurjisi, Soğuk presleme, Mekanik alaşımlama, Ekstrüzyon, Yüksek basınçlı burulma

## SUMMARY

### THE EFFECTS OF THE DIFFERENT PRODUCTION METHODS OF ALUMIX-231 SiC<sub>p</sub> AND B<sub>4</sub>C<sub>p</sub> COMPOSITES PRODUCED BY PM ON THE MECHANICAL PROPERTIES

In this study, hypereutectic Al-Si alloy namely Alumix-231 (Al15Si2,5Cu0,5Mg) aluminium matrix composites were produced via powder metallurgy route. In these produced composites, 5%, 10 %, 20% silicon carbide (SiC) and/or boron carbide (B<sub>4</sub>C) reinforcing particules were used. The powders mixed with mechanical alloying and classical method-that is spex type mixing- were produced via cold pressing method. Extrusion and high pressure torsion were applied onto the cold pressing specimens that were produced with classical method. The mechanical properties (density, hardness, tensile strenghts at normal and different strain rates, bending and impact strenghts), microstructure and fracture surfaces of produced aluminium matrix composites were examined. When the mechanical alloying, extrusion and high pressure torsion processes were applied on the composites, it was observed that the powder grain size got smaller and porosity decreased. It was found out that as the porosity decreased, the mechanical properties improved. It was also observed that in the produced specimens when the ratio of reinforcement particles increased, porosity also increased. When the mechanical properties were examined, it was identified that the hardness increased but the tensile strength decreased. It was also determined that among the reinforcement materials the mechanical properties of SiC were better than B<sub>4</sub>C.

**Anahtar Kelimeler:** Powder metalurgy, Cold pressing, Mechanical alloying, Extrusion, High pressure torsion



## 1. GİRİŞ

Teknolojideki hızlı değişim ve buna paralel olarak malzeme teknolojisinin sürekli gelişmesi karşısında araştırmacılar yeni malzemeler araştırmaya ve mevcut malzemeleri geliştirmeye yönelmişlerdir. Endüstri sektöründe malzemedan istenen en önemli özellikler; dayanım, tokluk, hafiflik ve düşük maliyet olarak sıralanabilir. Geleneksel malzemelere ısı işlem uygulanarak malzemenin bazı dayanım değerleri artırılabilirken; aşınma direnci, darbe dayanımı, kırılma tokluğu ve hafiflik gibi özellikler aynı anda sağlanamayabilir. (Ramesh, vd., 2005; Tavuman, 1997). Bu durum karşısında istenilen özellikleri elde etmek için; iki ya da daha fazla sayıdaki, aynı veya farklı gruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini, yeni ve tek bir malzemedede birleştirmek amacıyla, makro-düzeyde oluşturulan malzeme sistemine kompozit malzemeler denir (Akbulut, 2000).

Son zamanlardaki gelişmelere bağlı olarak üstün özelliklere sahip kompozit malzemeler ileri mühendislik uygulamalarının kullanıldığı günümüzde önemi giderek artmakta ve bu alanda birçok çalışmalar yapılmaktadır. Kompozit malzemeleri değişik şekillerde sınıflandırmak mümkündür. Kullanılan matris (ana yapı) malzemesine göre; polimer, seramik ve metal matrisli kompozitler olarak üç ana sınıfta incelenmektedir (Akbulut, 1995; Ögel, 1997).

Metal Matrisli Kompozitler (MMK) yüksek elastik modülü, yüksek çekme ve basma gerilmesi, yüksek servis sıcaklığına sahip olmalarının yanında metallerin süneklik ve tokluğunu, seramiklerin yüksek mukavemet ve yüksek elastik modül özelliklerini birleştirmelerinden dolayı son derece önemli mühendislik malzemeleri haline gelmişlerdir (Bolay, 1988; Atik ve ark., 2006).

MMK üretiminde her türlü hafif metaller matris malzemesi olarak kullanılabilirken, Al ve alaşımları, kolay temin edilebilen SiC, B<sub>4</sub>C, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiC ve grafit gibi takviye malzemeleri ile kimyasal ve fiziksel olarak uygunluk gösterdiklerinden ve geniş uygulamalarından dolayı ilk sırayı almaktadırlar. Alüminyum saf olarak matris malzemesi amacıyla kullanıldığı gibi, alaşım olarak da düşünülebilir. Yüksek aşınma dayanımı ve düşük sürtünme için tüm ticari Al-Si alaşımı, düşük yoğunluk ve yüksek

termal iletkenlik için Al-Mg ve Al-Cu alaşımları matris alaşımı olarak değerlendirilmektedir (Hiçyılmaz ve ark., 1999). Matrisin temel görevi, bağlayıcılara yükü aktarmak ve dağıtmaktır. Yükün aktarılması ve taşınması, matris ve bağlayıcılar arasındaki ara yüzey bağına bağlıdır (Şahin, 2000).

MMK takviye elemanının şekline göre, parçacık takviyeli, elyaf takviyeli ve katmanlı MMK olmak üzere üçe ayrılır. Parçacık maliyetinin düşük olması, daha kolay üretilmeleri ve daha izotropik yapıya sahip olmaları parçacık takviyeli MMK malzemelerin diğerlerine göre tercih sebepleridir.

Matris malzemelerine ilave edilen takviye malzemeleri sayesinde kullanılan matrisin mekanik ve fiziksel özellikler üzerinde olumlu etkiler sağlamaktadır. Bu özellikler arasında dayanım, korozyon direnci, aşınma direnci, yoğunluk, yorulma ömrü, ısı ve ses yalıtımı ile termal iletkenlik sayılabilir. Takviye elemanı seçiminde dikkat edilecek özellikler olarak elastisite modülü, çekme dayanımı, yoğunluk, ergime sıcaklığı, termal kararlılık, şekil ve boyut, maliyet ve matris tarafından ıslatılabilirlik söylenebilir (İbrahim ve ark., 1991; Clyne ve Withers, 1993).

Takviye malzemesinin morfolojisi MMK'te önemli bir diğer değişkendir. Üç temel şekilde sınıflandırılabilir. Bunlar sürekli fiber, whisker ve parçacık takviyedir. Tipik olarak takviye malzemesinin seçimi ihtiyaç duyulan özellik/maliyet birleşimi ile tanımlanır. Genellikle sürekli fiber takviyeli MMK'ler fiber düzeninin yönünde en yüksek özellikleri sağlar, fakat en pahalı takviye malzemesidir (Akbulut, 2000). Takviye elemanı olarak  $Al_2O_3$ , SiC,  $B_4C$ , TiC, C gibi elyaf ve eş eksenli parçacıklar kullanılmaktadır. Sürtünme ile ilgili uygulamalarda ise grafit ve mika gibi yağlayıcı özellik gösteren malzemeler kullanılır (Ögel, 1997).

MMK'in yapısal takviye unsurları sayesinde işlevselliğinde önemli kazanımlar elde edilir. Özellikle mekanik ve fiziksel özellikleri elde etmekte uygun matris ve takviye elemanı seçimi önemli rol oynar. Yükün matristen takviye elemanına iletilmesi ara yüzey bağ vasıtasıyla olmaktadır. Bu nedenle matris ile takviye elemanı arasındaki ara yüzey bağının güçlü olması gerekmektedir. Ara yüzey bağının güçlü olması da çiftlerin uyumuna ve matrisin ıslatabilirlik özelliğinin iyi olmasına bağlıdır. Ayrıca takviye elemanının matris içerisine homojen olarak dağılabilmesi, üretim tekniğinin yanında matris/takviye elemanı seçimine bağlıdır (Şahin, 2000).

Toz metalurjisi (TM) yöntemiyle üretilen MMK'in geniş bir kısmını hafif metal

esaslı malzemeler teşkil etmektedir. Hafif metaller yüksek fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı TM endüstrisinde artarak kullanılmaktadır. TM yöntemiyle MMK üretiminde kullanılan en yaygın hafif metaller alüminyum ve alaşımlarının olmasının nedenleri, ağırlık oranına göre yüksek dayanımları, korozyon dirençleri gibi üstün özellikleridir. Bununla birlikte alüminyumun yüzeyinde oluşan ince fakat kararlı oksit tabakasından dolayı bazı sorunlar yaşanmakla birlikte presleme işlemi sayesinde oksit tabakası alüminyum tozunun plastik deformasyonu ile kırılarak, sıvı-faz sinterleme metodu için bile sinterleme işleminde sorun çıkarmayacak uygun bir düzeye indirilebilmektedir (Bolay, 1988).

Parçacık takviyeli MMK malzemelerin üretiminde TM yönteminin bir katı hal üretim yöntemi olmasına rağmen döküm gibi sıvı hal yöntemlerine göre tercih edilmesinin sebeplerinden birisi daha homojen bir yapının kolaylıkla elde edilebilmesidir. Yüksek sıcaklık dayanımı, yapıdaki çökeltiler yerine ince dağılımlı parçacıklarla sağlanmaktadır. Ancak bu yapıyı geleneksel döküm yöntemiyle elde etmek mümkün olmamaktadır. Takviye parçacığının boyu ve hacimsel oranı ile orantılı olan homojen dağılım problemi ile matris-parçacık kimyasal tepkimeleri döküm yerine TM yöntemi ile rahatlıkla aşılabilmektedir (Akorall, 2003).

Kompozit malzemeler içinde MMK'ler önemli bir yer tutmaktadır. Alüminyum, MMK'ler içinde en çok rağbet gören matris malzemesidir. Alüminyum Matrisli Kompozitler (AMK) tedarik kolaylığı gibi üstün özellikleri ile geliştirebilmekte ve bu malzemeler düşük ağırlıkları, yüksek mukavemetleri, üstün aşınma özellikleri ile birçok mühendislik uygulaması için potansiyel bir malzeme haline gelmektedir (Toptan, 2006 ).

Kompozit malzemeler, yaygın olarak otomotiv, uçak ve elektronik sanayilerinde, uzay endüstrisinde ve talaşlı imalat sektöründe aşınma direnci, yüksek sıcaklık özelliği ve hafiflik istenen durumlarda tercih edilmektedir. Uçak sanayiinde grafit elyaf takviyeli Al matrisli kompozitler roket ve helikopter yapılarında, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> elyaf takviyeli Al matrisli kompozitler dişli kutularının imalinde, Bor-SiC karışımı elyaf takviyeli Al matrisli kompozitler jet motoru kanatçıklarında kullanılmaktadır. Özellikle otomotiv endüstrisinde üstün özelliklerinden dolayı fren elemanları, fren disk ve balataları, motor blokları, pistonlar, akü plakaları, valfler, kavrama kolu, silindir gömlekleri, amortisör silindiri, pompalar, dişliler, kalibre aparatları ve gergi kolları gibi önemli bir uygulama alanı bulmaktadırlar. Otomotiv sanayisinde

kullanılan dökme demir fren kampanalarının yerini SiC takviyeli Al matrisli kompozitler almıştır. Günümüzde motor bloklarındaki silindir gömlekleri grafit Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> parçacık takviyeli Al matrisli kompozitlerden üretilmektedir. Uzay mekiği, MMK'lerin bol miktarda kullanıldığı ilk uygulamalardan biridir (Hiçyılmaz ve ark., 1999; Ögel, 1997; Soy, 2009; Torralba ve ark., 2003; Chan, 1993).

## 1.1 Tezin Amacı

Dünyadaki petrol fiyatlarının artması ile daha fazla yakıt ekonomisi yaratmak otomotiv üreticileri üzerinde artan bir baskı yaratmıştır. Araç ağırlığını azaltarak yakıt tüketimini en alt seviyelere indirmek için günümüzde pek çok araştırma yapılmaktadır.

Otomotiv uygulamalarında TM yöntemiyle üretilen yüksek performanslı, düşük yoğunluklu parçaların hazırlanmasında en ideal malzemelerin başında alüminyum gelir. Ancak kalıpta presleme ve sinterleme süreci sonunda %90–95 teorik yoğunlukta numuneler elde edilirken geride kalan gözenek miktarı dikkat çekmektedir. Bu gözenek miktarını düşürmek ve daha mukavemetli parçalar elde etmek için TM yöntemleri dışında numunelere ikincil işlemlerin uygulanması ihtiyacı duyulmuştur. Parçacık takviyeli AMK'de, seramik parçacıklar metalik alaşımın mekanik özelliklerini geliştirmede son zamanlarda çokça kullanılmaktadır.

Bu çalışmada, Alumix–231 yani ötektiküstü alüminyum-silisyum (Al15Si2,5Cu0,5Mg) TM alaşımı üzerine %5, %10, %20 oranında SiC ve/veya B<sub>4</sub>C süreksiz takviye malzemeleri ilave edilerek tozlar, mekanik alaşımlama ve spex tipi karıştırma (klasik yöntem) cihazı kullanılarak yapılan karıştırma sonrası soğuk presleme yapılmıştır. Klasik yöntem ile soğuk presleme yapılan blok numunelere ekstrüzyon ve ekstrüzyon sonrası yüksek basınçlı burulma işlemleri uygulanmıştır. TM yöntemleri ve ikincil işlemler kullanılarak üretilen AMK numuneler üzerindeki mikroyapı ve mekanik özellikleri (yoğunluk, sertlik, çekme, farklı şekil değiştirme hızlarında çekme, eğme ve çapraz kırılma) incelenerek üretici firmalara bilgi desteği sağlamak ve literatüre katkıda bulunmak amaçlanmıştır.

## 1.2 Literatür Özeti

### **Turbula Karıştırıcı (Klasik Yöntem) ve Mekanik Alaşımlama ile ilgili çalışmalar:**

Lu ve ark. (1998), MA tekniği ile Al matris içerisine ağırlıkça % 4,5Cu ve hacimce %10 SiCp ilave ederek kompozit malzeme üretmişlerdir. MA yapılmış tozların ısıl davranışları DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimeri) ve yapısal dönüşümleri XRD (X-Işını Difraksiyon spektroskopisi) analizi ile incelenmiştir. Çalışmada MA süresinin artmasıyla maksimum çekme ve % 0,2 akma gerilmesinin arttığını tespit etmişlerdir. Bu artışın SiC parçacıkların homojen dağılımı, küçülmüş tane boyutlu parçacıklardan ve oksitlerden arındırılması ile ilişkili olduğunu gözlemlemişlerdir.

Türker ve ark. (1999), MA yöntemiyle 0,5; 1; 2,5; 5 ve 10 saat sürelerde 1300 dev/dk'da Al matrisli SiC takviyeli kompozitler üretmişlerdir. Bu işlem ile ince parçacık dağılımlı, küçük taneli ve dayanımı daha yüksek kompozit malzemeler elde etmişlerdir. MA zamanı arttıkça toz boyutunda küçülme ve sertlikte artış olduğunu gözlemlemişlerdir. Elde edilen küçük tane yapısıyla korozyon, sıcaklık, tokluk ve yorulma dayanımında iyileşmeler olduğunu gözlemlemişlerdir.

Eroğlu ve Baykara (2000), tungsten (W) tozu içerikli ağır alaşımların üretilmesinde toz karıştırma tekniğinin etkilerini incelemişlerdir. Tungsten (10,5 ve 3,4  $\mu\text{m}$ ), demir (4,5  $\mu\text{m}$ ) ve nikel (3  $\mu\text{m}$ ) boyutlarındaki tozları kullanarak (92,5W-5,25Ni-2,25Fe) ve (90W-7Ni-3Fe) ağırlık oranı ile iki tür karışımı iki farklı şekilde karıştırma işlemine tabi tutmuşlardır. Karıştırma işlemi; ilk tür üç boyutlu turbula karıştırıcıda 85 dev/dak'da ve ikinci tür mekanik alaşımlama cihazında 1/10 oranında bilya kullanılarak 400 dev/dk'da 3 saat süre ile gerçekleştirilmiştir. Karışım tozlarını 23x100 mm boyutlarındaki kalıp içerisinde 230 MPa basınçlı soğuk olarak presleyip hidrojen atmosferinde 1480°C'de 0,5 saat süreyle sinterleme işlemine tabi tutarak mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Sonuç olarak, tungsten toz boyutunun ve toz karıştırma tekniğinin kullanılan bu ağır alaşımların özelliklerini büyük oranda etkilediği, turbula karıştırıcıda elde edilen numunelere göre mekanik alaşımlama sonucu elde edilen numunelerin çekme özelliklerin de daha iyi sonuçlar verdiğini tespit etmişlerdir.

Özkök (2004), döner silindirde karıştırma ve MA yöntemiyle Al matrisli  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> içeren parçacık takviyeli kompozitler üretmiş ve sinterleme sonrası numunelerin yoğunluk, sertlik ve çapraz kırılma dayanımlarını ölçerek kompozitin mekanik özelliklerini belirlemiştir. Sonuç olarak, klasik karıştırma yöntemine göre MA ile yapılan karışımın Al matris içerisinde parçacıkların dağılımlarının daha iyi olduğunu, sertliğin ve mukavemetin daha yüksek olduğunu tespit etmiştir.

Fogagnolo ve ark. (2004), 6061 Al alaşımının ZrB<sub>2</sub> parçacıklarla takviyeli tozlar ile düşük enerjili karıştırma ve aynı toz karışımının mekanik alaşımından sonra SP ve sıcak ekstrüzyon yoluyla üretilen kompozitlerin karşılaştırılmasını yapmışlardır. MA ile parçacık dağılımı homojen olan kompozitler elde edip, ekstrüzyon işlemi uygulayarak yüksek yoğunlukta kompozit malzemeler üretmişlerdir. Geleneksel TM yöntemiyle malzeme üretimi sonucunda, ZrB<sub>2</sub> parçacıkların birleşime katılmasıyla malzeme sertliğinde küçük bir artış olurken çekme dayanımında küçük bir azalma olmuştur. Fakat MA topaklanan takviye parçacıklarını kırarken parçacıkların yüzeyinde oluşan yırtılmaların çoğunu da ortadan kaldırmıştır. Sonuç olarak, MA dağılımı iyileştirir ve parçacık boyutunu düşürür. Metalurjik açıdan da kompozit yapının pekiştirilmesini gerçekleştirerek çekme dayanımı ve sertlikte yaklaşık olarak %100 iyileşme sağlamıştır. Düşük enerjili karıştırma ile elde edilen kompozitlerde, ZrB<sub>2</sub> parçacıkların eklenmesiyle malzeme sertliğinde küçük bir artış meydana gelirken, çekme dayanımında ise küçük bir azalmaya neden olduğunu bulmuşlardır. Metal matris kompozitlerin TM yöntemi ile tipik döküm işleminde oluşan tortulanma olmadan üretilebileceğini belirtmişlerdir. Matris ve takviye parçacıklarını karıştırmak için MA yöntemini kullanmışlar ve homojenliği artırmışlardır.

Zhao ve ark. (2005), MA yöntemiyle 6061 alüminyum matris içerisine hacimce %8 oranında SiC parçacık takviyesiyle kompozitler üretmişlerdir. 5 saatlik MA süresinde matris içerisindeki takviye elemanlarının homojen bir dağılımda olduğunu tespit etmişlerdir. Fakat MA yönteminin toz ve gaz kirliliği gibi sinterleme işlemini de etkileyen bazı dezavantajlarının olabildiğini ve bir gaz giderme işleminin sinterlemeyi ve sıkıştırılabilirliği geliştireceği sonucuna varmışlardır.

Abenojar ve ark. (2007), homojenliği sağlamak amacıyla 12 saate kadar MA yöntemiyle ürettikleri Al matrisli B<sub>4</sub>C takviyeli kompozit için SEM ile mikroyapı

incelemeleri ve görünür yoğunluk ölçümü yapmışlardır. Çalışmada en iyi sinterleme sıcaklığının yarım saat süreyle 635 °C ve optimum presleme basıncını 700 MPa olarak tespit etmişlerdir.

Özkan (2007), MA yöntemiyle Al matrisli SiC parçacık takviyeli kompozitler üretmiştir. MA süresini 1,5 ve 3,5 saat olarak gerçekleştirmiştir ve kuru aşınma davranışlarını incelemiştir. Parçacık boyutunun artmasıyla yoğunluğun arttığını, takviye oranının artmasıyla da ağırlık kaybında azalma ve sertlik değerinde bir artış olduğunu tespit etmiştir.

Karabulut (2011), karıştırma ve mekanik alaşımlama yöntemiyle parçacık takviyeli kompozit malzemelerin karakteristik, aşınma ve çapraz kırılma dirençlerini incelemiş ve karşılaştırma yapmıştır. Al matrisli, ağırlıkça % 10 oranında ayrı ayrı alümina, borkarbür ve silisyumkarbür takviyeli parçacıkları turbula cihazında bir saat karıştırma ve farklı sürelerde mekanik alaşımlama işlemleri uygulamıştır. Karakterize edilen tozları 700 MPa basınç altında tek yönlü presleyerek 600 °C sıcaklıkta Ar atmosferinde bir saat süreyle sinterlemiştir. Sonuç olarak, mekanik alaşımlama süresi arttıkça toz boyutunda küçülme görülürken, reaktif alaşımlamanın oluşmadığını tespit etmiştir. Mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak kompozitin sertliğinde bir artış, aşınma direncinde önce bir artış, uzun süreler de ise azalma tespit etmiştir. Alümina takviyeli kompozitler en yüksek çapraz kırılma dayanımı gösterirken, borkarbür takviyeli kompozitlerin en yüksek aşınma direncine sahip olduğunu belirlemiştir.

### **Toz Metalurjisi ile ilgili çalışmalar:**

Aydın (1997), TM yöntemi ile üretilen parçacık takviyeli Al esaslı kompozit malzemelerin mekanik özelliklerini incelemiştir. Al tozları titreşimli eleme cihazı ile (-150+106) µm, (-106+63) µm ve (-45) µm olmak üzere üç ayrı toz gurubuna ayrılmıştır. Sınıflandırılmış Al tozları içerisine ağırlıkça % 1 ve % 10 oranlarında SiO<sub>2</sub> (-45) µm, SiC (-75+38) µm ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (-45) µm gibi seramik parçacıkları ayrı ayrı katılarak 21 tip Al toz karışım kompozisyonu elde edilmiştir. Toz karışımları 30 dakika süreyle elle sallanarak ve avuç içinde ovularak hazırlanmış ve rijit kalıp içerisinde 345 MPa basınç altında tek yönlü soğuk olarak preslenip 600 °C'de 30 dakika süreyle katı faz sinterlemesi ile kompozit numuneler elde edilmiştir. Parçaların kolayca kırılıp dağıldığı görüldüğünden ikinci bir presleme işlemi 600

MPa basınç altında yapılmış ve aynı şartlarda tekrar sinterlenerek son kompozit numuneler elde edilmiştir. İkinci sinterlemedeki amacın toz tanecikleri arasında daha güçlü sinter bağları oluşturmak ve kompozit yapının mekanik özelliklerini iyileştirmek olduğu vurgulanmıştır. Kompozit yapıyı oluşturan matris malzemesinin alüminyum toz tane boyutu küçüldükçe kompozit malzemenin mekanik mukavemeti (çekme gerilmesi, darbe enerjisi ve sertlik) yükselmiştir. Kompozit malzeme içerisindeki sert fazın oranı arttıkça sertlik hariç mekanik mukavemeti düşmüştür. Mekanik mukavemeti en yüksek olan malzemeler sırası ile SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> sert faz takviyeli kompozit malzemelerdir.

Hiçyılmaz ve ark. (1999), TM ile üretilmiş alüminyum esaslı kompozitlerin mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Toz tane boyutuna göre sınıflandırılmış alüminyum tozları içerisinde değişik oranlarda SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> seramik parçacıkları ilave edilerek çeşitli alüminyum toz karışım kompozisyonları elde etmiş ve toz metalurjisi tekniklerini kullanarak katı sinterleme ile seramik parçacık takviyeli alüminyum esaslı kompozit malzemeler üretmişlerdir. Elde edilen bu kompozit numunelerin mikroyapı incelemesi sonucunda sert fazların homojen olarak dağılımlarının sağlandığı görülmüştür. Mikroyapı içerisinde sert faz dışında % 10 oranında gözenek olduğu belirlenmiştir. Kompozit parçalar tornalanarak elde edilen mekanik test numunelerine çekme, darbe, sertlik ve aşınma deneyleri uygulanmıştır. Mekanik özelliklerin matrisi oluşturan alüminyum tozunun boyutuna bağlı olduğu ve toz boyutu azaldıkça iyileştiği görülmüştür. Sert fazların ilavesi darbe enerjisini, çekme gerilmesini ve sünekliği azaltırken aşınma direncini artırmıştır. Sert faz miktarı arttıkça kompozitlerin sertliği ve aşınma dayanımı artmıştır.

Hyo ve ark. (2001), otomobillerde kullanılan klima kompresör pistonlarının dayanım ve aşınma direncinin yüksek ve ağırlıkça hafif olmaları gerektiğini tespit etmişlerdir. Bu amaçla, Al-Si alaşım matris malzemesi silisyum karbür parçacıkları (SiC<sub>p</sub>) ile takviye edilerek MMK malzemedeki kompresör pistonlar üretmişlerdir. MMK numuneleri, TM yöntemiyle 30 MPa basınç altında ve vakum ortamında 540–570°C arası yüksek sıcaklığa tabi tutuktan sonra 500°C’de 8:1 oranında ekstrüzyon işlemi uygulayarak üretmişlerdir. Ağırlıkça %10 ve %12 Si içerikli alüminyum alaşımı ve ağırlıkça %5, %10 SiC<sub>p</sub> takviyeli kompozitlerden ürettikleri kompresör pistonlarının, ekstrüzyon ve dövme yöntemleri kullanarak plastik şekillendirilmesiyle dayanım ve sertlik özelliklerinin arttığını belirlemişlerdir. Bunun sebebini, üretim sonrası



şekillendirme işlemleri sırasında kompozit çubuklara uygulanan plastik deformasyon sonucunda, mikroyapının küçülmesi olarak göstermişlerdir. Ayrıca, aşınma dayanımının SiC<sub>p</sub> takviye oranının artmasıyla arttığını tespit etmişlerdir.

Torralba ve ark. (2003), TM yöntemiyle üretilen AMK'in son durumunu araştırmışlardır. Tüm bu MMK'ler arasında Al yüksek katılığı ve düşük yoğunluğu nedeniyle matris olarak en fazla kullanılan metaldir. Bu kompozite uygulanabilen pek çok farklı üretim methodları vardır. Bunların arasında TM methodu diğer alternatif methodlarla karşılaştırıldığında oldukça etkili ve ekonomik olduğu belirtilmiştir.

Akoral (2003), TM yöntemiyle Al matrisli SiC takviyeli metal matrisli kompozit malzeme üretilerek mekanik ve işlenebilirlik özelliklerini araştırmıştır. Bu amaçla, ağırlıkça % 10, 20 ve 30 oranlarında SiC takviyeli tozu bilyalı yatay değirmende karıştırılarak homojen toz karışımı sağlamıştır. Farklı oranlardaki toz karışımları, imal edilen çift tesirli yüzer kalıpta 600 MPa'da preslenerek burç biçimli numuneleri 645 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile Ar atmosferi altında tüp fırında sinterleyerek metal matrisli kompozit (MMK) numuneler üretmiştir. Sonuç olarak, SiC takviye oranındaki artışla; çapraz kırılma dayanımında azalma, sertlikte artış, tornalama kuvvetlerinde ve takım ömründe azalma, yüzey pürüzlülüğünde ise iyileşme görmüştür. Düşük orandaki SiC takviyeli numunelerde yüzey kalitesini etkileyen mekanizmanın işlemeden sonra yüzeyde kalmış yığıntı talaş tepeciklerinin olduğu, yüksek orandaki SiC (% 30) takviyeli numunelerde ise yüzey kalitesini belirleyen etkenin SiC oranı olduğu tespit edilmiştir.

Lin ve ark. (2004), TM yöntemi ile üretilen Cu-Sn/SiC ve 6061/SiC MMK'in tane sınırlarındaki birleşmelerin dayanımına ve matris/takviye parçacık boyutlarının birbirlerine oranlarına bağlı olarak bası gerilmeleri altındaki plastik deformasyon mekanizmaları ve sertlik değerleri incelemişlerdir. Matris/takviye parçacık boyutunun birbirine yakın olması ve takviye parçacıklarının malzeme içerisinde yeralan şeklinde dağılmasıyla malzemenin sertliğinin azaldığı ve ayrıca takviye hacim oranı belli bir noktaya kadar (%5) plastik deformasyon mekanizması matris toz deformasyonu şeklinde olması ile kompozitin sertliği takviyesiz malzemenin sertliğinden daha yüksek olmuştur. Ancak daha yüksek takviye hacim oranlarıyla birlikte takviye parçacıkları temas oranı artmaktadır. Matris/takviye parçacıkları arasındaki birleşme doğal olarak matris tozlarının kendi aralarındaki birleşme kadar

sağlam olamamaktadır. Sinterleme sıcaklıkları matris malzemelerine bağlı olarak seçildiği için bu sıcaklık değerleri takviye parçacıklarının kendi aralarında sinterlenmeleri için yetersiz düzeyde kalabilmektedir. Bu durumda kompozitin plastik deformasyonu malzemenin sertliğinin düşmesine neden olan sınır kayması şeklinde meydana gelmektedir. Kompozitler akma dayanımlarının daha üstüne yüklendiklerinde iri toz boyutlu takviyeli kompozitlerin plastik deformasyon dayanımı küçük boyutlu tozlu olanlara nazaran daha düşüktür. İri boyutlu toz içeren kompozitlerde matris boyunca plastik gerinmenin dağıtılması iki iri toz arasındaki matris alanının daha geniş olmasından dolayı daha zordur. İri tozlara komşu kısımlarda plastik gerinme yığılmasının çok daha yüksek olması kompozitin tümünde akmayla sonuçlanan matris yakınında erken hasara neden olacaktır. Bunun yanında daha büyük boyutlu tozların kırılması daha olasıdır ve şiddetli gerilme ve gerinme yığılımları seramik/metal ara yüzeyinde ayrılmalara neden olmakta ve bu durumda kompozitin dayanımının düşmesine neden olmaktadır.

Kılıç (2007), TM yöntemiyle ağırlıkça %5, 10 ve 15 oranında Al matrisli SiC parçacık takviyeli kompozit malzemeler üretmiştir. Mikroyapı, sertlik, yoğunluk ve gözenek ölçümleri yapılmıştır. Yoğunluk ve sertliğin, parçacık içeriğine bağlı olarak arttığını, parçacık oranı arttıkça aşınma miktarının azaldığını ve parçacık boyutu düştükçe aşınma miktarının arttığını tespit etmiştir.

Heard ve ark. (2009), Alumix-231 (Al-15Si-2,5Cu-0,5Mg) olarak bilinen ötektiküstü alüminyum-silikon alaşımını TM yöntemi kullanılarak preslenmesi ve sinterlenmesi üzerinde detaylı bir değerlendirme yapmıştır. Bu patentli ticari ürün oldukça yeni olduğu için, literatürde bu konuyla ilgili bilimsel bilgi de oldukça sınırlıdır. Sinterlenmiş numunelerin yoğunlukları mikro yapısal özellikler, gerilme özellikleri ve en sonunda da ısıl işleme verdikleri tepki sinterlenmeden önce ve sonra analiz edilmiştir. Alumix-231 için optimum işlem sırasının 600MPa'lık basınçta sıkıştırılıp, 1 saat 560°C' de sinterlenmeden önce 20 dakika 400°C'de yağlayıcı uçurma işlemi uygulamak olduğuna karar verilmiştir. Numuneler, 520 °C'de (optimum sıcaklıkta) 1saat sinterlenip ve ardından suda soğutulup, 160 °C'de 8saat yapay yaşlandırma işlemine tabi tutulmuşlardır. Sistem, teorik olarak %98'lik bir yoğunluğu ve 330MPa'lık UTS'yi elde etmeyi sağlamıştır. DSC, XRD ve EPMA (Electron probe micro-analyzer) analizlerinin birleştirilmesine dayanarak,  $\theta$  türü fazların ısıl işlem esnasında baskın olan çökeltiler olduğu ortaya çıkmıştır.

Kurt (2010), TM yöntemiyle ağırlıkça % 10 oranında Al matrisli  $Al_2O_3$  matrisli kompozit malzemeler üretmiştir. Tozların hazırlanmasında turbola cihazı, döner değirmen ve MA yöntemi kullanmıştır. Karıştırma sürelerini 4 saate sabitleyerek 3 farklı karıştırma tekniği ile malzemenin aşınma özelliklerini araştırmıştır. Karıştırma tekniklerinin tozların boyut ve şeklinde herhangi bir değişiklik oluşturmadığını ve sinterleme sıcaklığındaki artışın yoğunluk ve aşınma davranışlarında iyileşmelere sebep olduğunu tespit etmiştir.

### **Ekstrüzyon işlemi ile ilgili çalışmalar:**

Smagorinski ve ark. (1998), hem ekstrüzyon hemde vakum plazma spreyleme yöntemi ile üretilmiş alüminyum esaslı kompozitlerin mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Çekme gerilmesi ve uzama değerleri, vakum plazma spreyleme yöntemi ile üretilmiş numunelerde %30–75 oranında iyileşirken ekstrüzyon yöntemiyle üretilen numunelerinde takviye oranı arttıkça azalma olduğu görülmüştür.

Amigo ve ark. (2000), 75  $\mu m$  boyutunda 6061 Al alaşımına çok daha küçük boyutta  $Si_3N_4$  takviye parçacıkları ilave ederek 250 MPa basınç altında soğuk sıkıştırma metoduyla sıkıştırmışlar ve sonrasında 25:1 oranında 823K'de sıcak ekstrüzyon işlemine tabi tutmuşlardır. Burada %10–15 takviye hacim oranlarına kadar malzemenin çekme dayanımında artış, daha yüksek takviye hacim oranlarında daha düşük çekme dayanım değerleri elde edilmiştir. Sonuç olarak takviye parçacık boyutunun matris partikül boyutundan daha küçük seçilmesi halinde yüksek parçacık oranlarında homojen parçacık dağılımını elde etmede karıştırma güçlüklerini belirlemişlerdir.

Hu ve ark. (2001), Borolyn tekniği kullanarak üretilen  $B_4C/Al-7093$  kompozitinin mikroyapısını incelemişlerdir. Sonuç olarak,  $B_4C$  parçacıklar alüminyum matris içerisinde homojen olarak dağılmıştır. SEM incelemesinde baskın bir  $B_4C$  parçacık kırılması görülmüştür. Kompozitteki yüksek mekanik özelliklerin ortaya çıkması ile  $B_4C/Al$  arasında güçlü bir ara yüzey bağı oluştuğunu tespit etmişlerdir. TEM ve EDS analizleriyle  $B_4C/Al$  ara yüzeyindeki MgO parçacıkları görülmüştür. MgO oranı matrisin mikroyapısını önemli ölçüde etkilediğini vurgulamışlardır.

Tekmen ve ark. (2003), Al-Si matris alaşımına hacimce %10 ve %20  $SiC_p$  takviyeli

MMK malzemeleri basınçlı döküm yöntemiyle üretilen ekstrüzyon işlemine tabi tutmuşlar ve malzeme içerisinde oluşan gözenek miktarının mekanik özelliklere etkilerini incelemişlerdir. Üretim işlemini Ar atmosferinde, SiC<sub>p</sub>'lar 900°C'de oksit giderme işlemine tabi tutulduktan sonra 600°C'de yarı-katı haldeki matris fazı içerisine eklemişlerdir. Daha sonra karışım, 750°C'ye hızla ısıtılarak, 150°C'deki ön ısıtılmış kalıp içerisinde preslenmiş ve elde edilen kompozit numunelerin son hali sıcak ekstrüzyon işlemiyle verilmişlerdir. Sonuç olarak, sıcak ekstrüzyon işleminin matris tane boyutu ve gözenekliliği azalttığını tespit etmişlerdir. Yapı içerisindeki gözenek miktarının azalmasıyla da malzemelerin kırılma ve çekme dayanımının arttığını vurgulamışlardır.

Zhang ve ark. (2004), İki farklı takviye oranı ve toz boyutu kullanılarak üretilen alüminyum 6092/B<sub>4</sub>C<sub>p</sub> metal matris kompozitler farklı şekil değiştirme hızlarında ( $10^{-4}$ - $10^4$ ) test etmişlerdir. Bu üretimde ekstrüzyon ve HIP (Sıcak izostatik presleme) işlemleri uygulanmıştır. MMK'lerin dayanımı takviye elemanlarının oranının artmasıyla artmıştır. Gerilme sertleşmesi düşük gerilmelerde (<%5) takviye elemanlarının artırılmasıyla artar fakat yüksek gerilmelerde hacim oranına karşı duyarlıdır. Üretim şekli matris malzemenin gerilmesini etkiler ve mikroyapıda kendini belli eder. Extrüzyon ile üretilen kompozitler tüm hacim oranlarında aynı şekil değiştirme oranı gösterirler. HIP prosesiyle üretilen kompozitlerde ise yüksek takviye oranlarıyla yüksek şekil değiştirme oranı elde edilir. Parçacık boyutu ise >5µm için önemli ölçüde etki etmediğini Li-Ramesh modeliyle gösterir.

Slipenyuk ve ark. (2006), 40 µm boyutunda alüminyum esaslı tozlar ile 3 µm boyutunda SiC takviye parçacıkları soğuk sıkıştırma yöntemiyle sıkıştırmışlar ve daha sonrasında ekstrüzyon ve dövme işlemi uygulamışlardır. Takviye parçacık boyutunun matris parçacık boyutundan daha küçük seçilmesi halinde ancak %10-15 takviye hacim oranlarına kadar malzemenin çekme dayanımında artış sağlanabilmiştir. Daha yüksek takviye hacim oranlarında daha düşük çekme dayanım değerleri elde edilmiştir.

Chen ve ark. (2009), AA6xxx ve AA7xxx alüminyum alaşımları ekstrüzyon sonrası T6 ısıtma işlemine tabi tutularak gerilme-gerinme davranışı geniş aralıkta şekil değiştirme hızlarında incelenmiştir. Gerilme testleri, düşükten orta dereceye kadar olan şekil değiştirme hızlarında, standart gerilme test makinalarında

gerçekleştirilirken, yüksek derecedeki germe testlerini gerçekleştirebilmek için ise split hopkinson gerilme çubuğu kullanılmıştır. Ekstrüzyona uğramış alüminyum alaşımlar anizotropik mekanik özelliklere sahiptirler ve bu nedenle testler ekstrüzyon yönüne uygun olarak 3 yönde yapılmıştır. Sonuçta, AA6xxx alaşımları basınç germe davranışında anlamlı bir duyarlılık göstermezken, AA7xxx alaşımlarının makul (orta derecede) duyarlılık gösterdiği bulunmuştur. Şekil değiştirme hızı duyarlılıkları arasında 3 gerilim yönünde anlamlı bir farklılık görülmemektedir. Deneysel veriler, ekstrüzyona uğramış alaşımlar için termo viskoplastik kurma ilişkisinin şekil değiştirme hızı sertleşmesi, termal yumuşama ve plastik anisotropinin etkilerini içeren parametreleri belirlemek için kullanılmıştır.

Wang ve ark. (2010), SiC parçacıkları ile takviye edilmiş Al-Cu alaşım kompozitlerin mekanik özellikleri üzerine ekstrüzyon ve takviye hacim oranının etkilerini araştırmışlardır. Ekstrüzyonun matristeki SiC parçacıkların homojen dağılımını ve bileşiklerin arayüzeyindeki yapışma kuvvetini artıracığı gösterilmiştir. SiC parçacıklarının takviye oranının artırılmasıyla bileşiklerin sertliği artarken, akma ve çekme dayanımı ekstrüzyon esnasındaki parçacık kırılması yüzünden azalmaktadır. Yaşlandırma süresiyle birlikte maksimum değerlere ulaşmaya kadar sertliğin arttığı ve maksimum değerlere ulaştıktan sonra da sertliğin azalmaya başladığı gözlemlenmiştir. Kompozitin kırık yüzey incelemeleri matriste sünek bir kırılma olduğunu, bunun nedeni ekstrüzyon sonrası SiC parçacıklarının kırılması ve ekstrüzyon öncesi matristen parçacıkların ayrılması olarak gösterilebilir.

Song ve He (2010), TM yöntemiyle kalıpta presleme ve ekstrüzyon işlemleri uygulanarak elde edilen %20 SiC parçacık takviyeli Al esaslı kompozit malzemelerde SiC parçacığının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine üretim yöntemlerinin etkilerini araştırmışlardır. Sonuç olarak, deformasyon sırasında mikro çatlak başlangıçlarının sayısının azalması ile hem ekstrüzyon işleminin hem de kalıpta presleme basıncının artırılması gerilme ve sünekliği artırdığını tespit etmişlerdir. Ekstrüzyon ve kalıpta presleme basıncının artırılması, gözeneklerin sayısını düşürür, yoğunluk ve ara yüzey bağlama kuvvetini artırır ve böylece alaşımların mekanik özellikleri gelişir.

### **Yüksek Basınçlı Burulma işlemi ile ilgili çalışmalar:**

Zhilyaev ve ark. (2007), Al-%7 Si alaşımını oda sıcaklığında 6 GPa'lık presleme yükü ve 5 kez tam burulmayla HPT işlemine tabi tutmuşlardır. HPT işleminden sonra numunenin mikroyapısındaki alt mikrometre tanecikleri ve silikon parçacıklarının dağılımını incelemiştir. Sonuç olarak, HPT disklerinin dış kısımlarda kenara yakın bölgelerde küçük Si parçacıklarının çöktüğü, daha büyük Si parçacıklarının geliştiği ve daha büyük partiküllerin etrafındaki partikülsüz bölgelerde taneciklerin oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu etki, burulma işlemi sırasında ortaya çıkan 120~140 K lik sıcaklık artışına bağlanmıştır.

Xu ve ark. (2008), İki farklı basınç altında ve 1–5 devir ile oda sıcaklığında Al 6061 alaşımlı diskler HPT işlemi uygulanmıştır. Her bir diskin eksen boyu Vickers mikrosertliği ölçülmüştür. HPT işleminde ilk dönüşte kenar kısımlarda ölçülen sertliğin merkez kısmından daha yüksek olduğu ve homojen bir dağılım sergilemediği göstermiştir. Bu homojen olmayan merkezdeki bölgenin sertliği; artan devir sayısı ya da artan basınç değeri ile birlikte artar. Bu durum daha önceki saf Al çalışmalarda kaydedilen sonuçlarla çelişir. Fakat saf Al için yüksek yüzey enerjisi ve sonuçta dinamik iyileşmenin hızlı oranı olarak yorumlanmıştır.

Basavakumar ve ark. (2008), Al-7Si ve Al-7Si-2.5Cu dökme alaşımlarının tane inceltmesi ve modifikasyonu gibi işlemlerden sonra mikroyapı ve mekanik özellikleri (Tokluk etkisi, gerilme ve sertlik) üzerine etkileri incelenmiştir. Burada Al-7Si-2.5 Cu alaşımlarının işlem sonrasında interdendritik bölgede eşit olarak dağılmış  $\alpha$ -Al tanelerinin iyi ötektik silikon ve iyi  $\text{CuAl}_2$  parçacıklarının homojen dağılımı ile oluşan mikroyapıları olduğunu gösterir. Bu durum daha iyileşmiş mekanik özellikleri ortaya çıkarmıştır.

Ito ve ark. (2009), %99,99 saflıkta saf Al numunelerine HPT işlemi uygulayarak disk eksen boyu Vickers mikrosertliği ölçmüşlerdir. Tüm bu sertlik değerleri eşdeğer gerilmenin bir fonksiyonu olarak işaretlendiğinde, tek bir çizgi üzerinde üç farklı bölge belirlenmiştir. Sonuç olarak, eşdeğer gerilmenin ~2 olduğu değere kadar birinci bölgede gerilmeyle birlikte sertlik artarken, eşdeğer gerilmenin ~6'ya kadar olduğu ikinci bölgede sertlik azalır ve eşdeğer gerilmenin 6 ve üzeri olduğu üçüncü bölgede ise sertliğin değişmeden devam ettiğini TEM ve EDS analizleri ile mikroyapısal gelişmelere bağlı olarak tespit etmişlerdir.

Arpaçay (2009), yüksek basınçlı burulma (High Pressure Torsion -HPT) işleminin Mg Az80 (7,9Al-0,5Zn-0,2Mn%) alaşımının mikro yapısındaki değişimi, mekanik özelliklerine ve tane küçülmesine olan etkisini incelemiştir. Deneysel verilerin ışığı altında, öncelikle çalışmasında normal şartlar altında elde edilmiş, ortalama tane boyutu 10 mikron olan MgAz80 numunesi ile başlanmıştır. Ardından, normalizasyon işlemi uygulanarak, ortalama tane boyutu 30 mikron olan MgAz80 numunesi ile devam etmiştir. Oda sıcaklığında uygulanan çeşitli varyasyonlardaki HPT işlemleri sonrasında tane yapısındaki küçülme ve mekanik özelliklerin değişimi incelemeye almıştır. Bu çalışmada uyguladığı presleme yükleri 0-5 GPa ve burulma değerleri ise 0-15 kez tam burulmadan ibaret tutmuştur. Sonuç olarak, tane boyutunun, 15 tur burulan numunelerde 100 nm'un da altında olduğu, sertliğinde ortalama 81 HV'den 125 HV'ye kadar arttığını tespit etmiştir.

Song ve ark. (2010), HPT işleminin farklı basınç ve farklı burulma işlemleriyle ticari saf bakırın mekanik özelliklerini ve mikroyapıya etkisini; deformasyon geometrisi, mikrosertlik analizi ve diskin ekseni boyunca alınan EBSD ile incelemiştir. Burulmadan önceki basınç; sertliği ve merkezde hatta orta ve kenar bölgelerde düşük açılı tane sınırı oranını önemli ölçüde artırır. HPT sırasında merkez bölgedeki tane boyutunun ve gerilmenin artmasının sebebi olarak sıkıştırma gerilmesi gösterilmektedir. Bu sonuç ile HPT'de mikroyapı ve homojenlik elde edildiği vurgulanmıştır.

Loucif ve ark. (2010), HPT işlemiyle 6 GPa basınçta 5 burulmada üretilmiş Alüminyum 6061 alaşımının mikroyapısı ve sertliğindeki değişimleri incelemiştir. Sonuçlar HPT işleminin tane boyutuna (numune kenarında ~450nm) önemli ölçüde etki ettiğini göstermektedir. Eşdeğer gerilme ile ilişkili olarak sertlik değerleri ~80 Hv'den ~160 Hv'ye kadar çıktığı gözlemlenmiştir. Bu değerlerle sayısal ölçümlerle tane boyutunun küçüldüğünü ve gerilme artışıyla yüksek açılı tane sınır oranının arttığını tespit etmişlerdir.

Zhang ve ark.(2010), HPT işlemi uygulanmış alaşımların takviyesi üzerindeki etkisini ticari olarak saf Al (Al-1050 alaşımları) ve Al-(1-3) Mg (0-4) Cu alaşımlarını kullanarak incelenmiştir. Al-1050 malzemesi için mikrosertlik değeri, belirli bir zirveye ulaştıktan sonra düşüşe geçerken, Al-Mg-Cu alaşımlarının mikrosertliği eşdeğer gerilme arttıkça sürekli ve kuvvetli biçimde artmaktadır. Bu

sertleşme oranı Mg oranının artırılmasıyla yükselmektedir. Ayrıca Cu ilavesiz ve düşük Cu ilaveli (%0,4) Al-Mg alaşımları ile yüksek Cu içeren Al-Mg alaşımları kıyaslandığında sertleştirme oranları Cu ilavesiz ve düşük Cu ilaveli Al-Mg alaşımlarında daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Numunenin merkezinde küçük tane boyutları gözlemlenmiştir.

Edalati ve ark. (2011), oda sıcaklığında HPT işlemi kullanarak saf Mg (%99,9) işlemleridir. Kabul edilebilen sertlik değeri saf Al (%99,9)'un maksimum sertliğine benzerdir. HPT işlemi sertliği ve çekme dayanımını artırmıştır. Ortalama tane boyutu 1 mikron olan iki modlu (iki fazlı) mikroyapı, bazı tanelerde dislokasyon oluşmadan HPT işlemi ile geliştirilmiştir. 10 burulumdan sonra HPT işlemi ile birlikte % 6,9'luk hidrojen emiliminin sağlandığı tespit edilmiştir.

Cepeda ve ark. (2011), Al-7Si ötektiküstü alüminyum-silikon alaşımından elde edilmiş döküm malzemesine 6 GPa basınç altında 5 devirde HPT işlemi uygulanarak mikroyapısal parametreler ve mikrosertlik değerlendirilmiştir. HPT sonrası 200–400 nm tane ebetlerinde iyi deforme olmuş Si çökeltileri gözlemlenmiştir. İşlenmiş numunelerde sertlik 44HV'den 84 HV'ye yükselmiştir. Sonuç olarak, HPT işlemi ile Al matrisin güçlendirilmesi ve inceltilmesinin işlem esnasındaki mevcut fazla doymuş katı solüsyona bağlı olduğu tespit edilmiştir.



## 2. ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

### 2.1 Giriş

MMK içinde matris malzemesi olarak alüminyum alaşımları; araştırma ve geliştirme ortamlarının yanı sıra, sanayi ve teknoloji uygulamalarında da uzunca bir süredir kullanılmaktadır. Ağırlık bakımından hafif ve iyi mekanik özelliklere sahip malzemeler olan AMK'lerde, matris malzemesi olarak Al alaşımları, takviye malzemesi olarak ise genellikle SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C ve TiC ve grafit kullanılır. Üretilen kompozit malzemenin özellikleri; matris alaşımının türü, takviye malzemesi türü ve oranı, üretim yöntemi gibi faktörlere bağlıdır (Bedir, 2006).

Alüminyum alaşımlarının düşük yoğunlukta olması, maliyetinin diğer düşük yoğunluktaki alaşımlara göre ucuz olması, hafifliği, düşük kompaktlama basıncı, diğerlerine göre daha düşük sıcaklıklarda sinterlenebilmesinden ötürü enerji tasarrufu yaratması pek çok sektör için kullanım önceliği almasına sebep olmuştur. Bu temel bilgiler ışığında; alüminyum alaşımları, düşük yoğunlukları, çökelme sertleşmesi ile dayanımlarını artırabilme kabiliyetleri, yüksek korozyon dayanımları, yüksek ısı ve elektrik iletkenlikleri, kolay işlenebilirlikleri ve tedarik kolaylıkları sebebiyle, rekabet halinde olduğu malzemelere kıyasla avantaj sağlayarak gelişmiş uygulamalarda kullanılır hale gelmiştir (Froyen ve Verlinden, 1994; Cayron, 2000; Torralba ve ark., 2003).

AMK'ler yüksek mukavemet, yüksek elastiklik modülü, düşük yoğunluk, yüksek sıcaklıklarda çalışabilme özelliği, ısıl genleşme katsayısının düşük olması ve iyi aşınma direnci gibi özellikleri nedeniyle oldukça fazla tercih edilirler. Örneğin saf alüminyumun hacimsel olarak %60'a kadar SiC fiber takviyesi ile elastiklik modülü 70 GPa'dan 240 GPa'a kadar çıkartılabilir. Ayrıca saf alüminyuma hacimsel olarak % 60 alümina fiber takviyesi yapılırsa, malzemenin termal genleşme katsayısı 24 ppm/°C'den 7 ppm/°C'ye düşmektedir. Malzemenin termal genleşme katsayısının düşüklüğü nedeniyle günümüzde birçok otomobilde piston ve silindirler AMK'lerden yapılmaktadır. Otomotiv sanayinin yanı sıra uzay ve havacılık sanayisinde de AMK'ler uygulama alanı bulmaktadırlar (Akdoğan, 2005).

Günümüzde endüstride, imalat ve pazarlamada MMK'ler içerisinde en büyük paya AMK sahiptir, fakat toplam Al üretimi ile mukayese edildiğinde ise küçüktür (Eliasson, 1995).

Al alaşımlarına seramik takviyelerinin ilave edilmesi malzemenin tribolojik özelliklerini geliştirmektedir ve ilave edilen takviye miktarı arttıkça da malzemenin aşınma direnci artmaktadır. Sert seramik takviyeli AMK'ler döküm veya TM yöntemiyle üretildiklerinde, TM yönteminden daha iyi sonuçlar elde edilmektedir. Alüminyumun döküm yoluyla üretilmesinde, oksijene olan yüksek ilgisi nedeniyle, mekanik özelliklerinin kötü yönde etkilemesi söz konusudur. Ayrıca, AMK'ler de sıklıkla kullanılan  $B_4C$ ,  $SiC$  ve  $Al_2O_3$  takviye elemanları matrisin ıslatma problemi nedeniyle iyi ara yüzey bağının oluşmasına engel oluşturmaktadır. Bu problem bakır, magnezyum, demir ve çinko içeren Alüminyum alaşımları kullanılarak veya bu alaşımın elementler ile üretimlerinde asil gazlardan (Argon, azot, helyum) oluşan koruyucu atmosferler kullanılarak en aza indirilebilmektedir. Bir başka olumsuzluk ise, döküm yönteminde malzemede boşluk oluşması gibi hatalar meydana gelmektedir. TM yöntemiyle üretilen kompozitlerde ise matris içinde dislokasyon yoğunluğu yüksek olur, tane boyutu küçülür ve rekristalizasyon seramik takviyesiyle engellenebilir. Ayrıca döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerin mukavemeti TM yöntemiyle üretilen kompozitlerden daha küçük olur (Demirel, 2007, Çıtak, 1998).

AMK'de takviye malzemesi olarak  $SiC$  ve  $Al_2O_3$  en yaygın kullanıma sahiptir.  $B_4C$  ise sahip olduğu yüksek sertlik ve dayanım ile düşük yoğunluk özelliklerine rağmen yüksek maliyeti sebebiyle kompozitlerde kullanımı üzerinde fazla çalışılmamıştır. Çok az malzemede bulunan, sıcaklıkla çekme gerilmesinin artması da  $B_4C$ 'yi diğer takviye malzemelerine göre ön plana çıkarmaktadır (Kumdalı, 1998).

Özellikle havacılık ve savunma sanayinde hafif ve buna karşın dayanıklı malzemelere olan ihtiyaç TM ile üretilen AMK'lere olan ilginin son on yılda katlanarak artmasına sebep olmuştur (Sanders et al, 1986).

## **2.2 Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Sınıflandırılması**

Kompoziti oluşturan bileşenler, genelde farklı kimyasal bileşime sahiptirler ve birbirleri içerisinde çözünmezler. Yapısal olarak kompozitlerde tek bileşenli alaşımlarla başarılamayan gerekli özellikleri sağlamak üzere bir metal alaşımlı matris

içinde sürekli veya süreksiz olmak üzere iki ana grupta toplanmaktadır. Şekline göre takviye malzemesi beş alt gruba ayrılmaktadır (Huda, 1995);

- i. Sürekli fiberler
- ii. Süreksiz (Kısa) fiberler
- iii. Wiskers
- iv. Parçacıklar
- v. Teller (Metal)

Kompozit malzemeler, yapısal bileşenlerin sekline ve matris yapısına göre;

- i. Takviye edildikleri yapısal bileşenlerine göre
  - Sürekli fiber takviyeli kompozitler
  - Süreksiz parçacık takviyeli kompozitler
  - Wiskers veya süreksiz fiber takviyeli kompozitler
  - Levhasal kompozitler
  - Doldurulmuş (veya iskelet) kompozitler
- ii. Matris malzemesine göre
  - Seramik matrisli kompozitler (SMK)
  - Polimer matrisli kompozitler (PMK)
  - Metal matrisli kompozitler (MMK)

şeklinde sınıflandırılmaktadır (Ashby, 1993).

Bu açıdan, günümüzde elde edilebilen AMK' ler başlıca üç gruptan birinde yer almaktadır:

- a. Katılığın ve çoğunlukla da mukavemetin artmasıyla sonuçlanan, bir bağlayıcı matris içine tane seklindeki katkı maddelerinin ilavesiyle oluşturulan parçacık esaslı kompozitler,

- b. Yüksek uzunluk/çap (L/D) oranı nedeni ile daha büyük yük iletimi yeteneğine sahip dolayısıyla yüksek dayanımlı whiskers, kısa fiber veya lamel esaslı kompozitler,
- c. Fiberin yüksek yeterlikli tüm özelliklerini taşıyan sürekli fiber esaslı kompozitlerdir (Dörtbölük, 2006).

### **2.2.1 Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozitler**

Düşük maliyetleri, hem geniş hem de etkin kullanım alanlarıyla kullanımları giderek daha da yaygınlaşmaktadır. Özellikleri oldukça izotropiktir. Dayanıklılık iyileştirilmesi dikkate alındığında, matrise göre çekme kabiliyeti ve kırılma tokluğu düşüktür (Özkan, 2007).

Kompozit malzeme üretiminde en çok kullanılan takviye parçacıkları  $Al_2O_3$  ve SiC seramik malzemelerdir (Şahin, 2000).

Parçacık takviyeli AMK'ler genellikle eş eksenli seramik takviyeler içermektedir. Seçilen seramik takviyeler ise genellikle oksitler, karbürler ya da borürlerdir ve yapısal ya da aşınma dayanımı gerektiren uygulamalar için kullanıldıklarında %30'dan az hacim oranındadırlar. Hem katı hem de sıvı durumda prosesleriyle üretilebilmektedirler. Sürekli fiber takviyeli AMK'lere göre daha düşük maliyetlidirler. Mekanik özellikleri whisker kısa fiber ve sürekli fiber takviyeli AMK'lere göre daha düşük olsa da takviyesiz alüminyum alaşımlarının oldukça üzerindedir. İzotropik özelliklerinin yanı sıra, ekstrüzyon, haddeleme, dövme gibi geniş bir çeşitlilikler ki ikincil şekillendirme işlemlerine tabi tutulabilirler (Toptan, 2006).

Takviye parçacıkları; küresel, kübik, tek tip veya farklı tip geometrilere sahip olabilmelerinin yanında kompozit malzeme içerisinde rasgele veya yönlendirilmiş şekilde konumlandırılmaktadır. Yönlendirilmiş parçacık takviyesi ile özel zorlamalara karşı belirli yönde güçlendirme yapılabilmektedir (Sınmazçelik, 2003).

Döküm yoluyla üretilen bu tür kompozitlerde pratikte karşılaşılan bir problem ise, parçacık ilave edildiğinde tozların karıştırma zorluğu ve ergiyik viskozitenin düşmesi veya sıvı metalin seramik parçacıkları ıslatmamasıdır. Islatabilirliğin iyileştirilebilmesi için; katı yüzey enerjisinin artırılması, sıvı metal yüzey geriliminin azaltılması ve katı/sıvı ara yüzey enerjisinin azaltılması gibi parametreler üzerinde durulması gerekir (Acılar, 2002).

Böylelikle parçacık yüzeyine uygulama yapılması gereği doğmaktadır. Sorunun çözümüne yönelik olarak bir kaç uygulama yapılabilir. Bunların arasında ısı işlem uygulaması, parçacık yüzeyini kaplama yapılması, matris bileşiminin yapısal ayarlarının geliştirilmesi gibi etkenler sıralanabilir.

MMK'ler de ıslanabilirliği iyileştirebilmek için genellikle Mg elementi kullanılmaktadır. Bu şekilde kompozitin dayanımı; parçacıkların büyüklüğüne, parçacıklar arası mesafe ve homojen dağılıma, matris özellikleri ve parçacıkların özelliklerine bağlı oran da değişir (Bahçeci, 2006).

SiC takviyeli AMK malzemeler aşınma direnci gerektiren uygulama alanlarında kullanım için büyük bir potansiyele sahiptirler. Parçacık sertlik ve aşınma direncini önemli oranda iyileştirmektedir (Huda ve ark., 1993; Günay, 2009). Örnek vermek gerekirse, sementit karbürler veya sermetler metal matris içerisine dağılmış sert seramik parçacıklar içermektedir. Talaş kaldırma işlemlerinde kesici takım olarak kullanılan tungsten karbür takviyeli kompozitler bu gruba örnektirler. Tungsten karbür (WC) aşırı derecede sert olup su verilmiş ve temperlenmiş çelikleri kesebilmektedir. Ne yazık ki, tungsten karbürden yapılmış takımlar aşırı derecede kırılındır. Tokluğu iyileştirmek için tungsten karbür parçacıkları, kobalt tozları ile karıştırılır (Smith, 2001).

### **2.3 Matris Malzemeleri ve Özellikleri**

Metal matrisli kompozitlerde matris malzemesi olarak genellikle hafif metaller tercih edilmektedir. Matris malzemesi olarak en sık alüminyum ve alaşımları kullanılmaktadır.

MMK malzemeleri, üretimleri ve üretim yöntemlerinin seçiminde ürün kalitesi ve maliyeti esas faktördür. Mekanik özelliklerin geliştirilmesi ve ekonomik bir üretim için etkin üretim yöntemleri geliştirmek bu alanda yapılan çalışmaların önemli bir kısmını teşkil etmektedir (Clyne ve Withers, 1993).

Matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum ve alaşımlarının tercih edilmesinin nedeni düşük yoğunluk, düşük ergime sıcaklığına sahip olmaları ve birçok seramik takviye elemanını kolay ısıtılmalarıdır. Alüminyum saf olarak kullanılabildiği gibi alaşım olarak da kullanılabilmektedir. Yüksek aşınma dayanımı ve düşük sürtünme değerleri için Al-Si alaşımları, düşük yoğunluk ve yüksek termal iletkenlik için Al-

Mg ve Al-Cu alaşımları matris alaşım olarak kullanılabilir (Hiçyılmaz, ve ark., 1999; şahin, 2000) .

MMK'lerin üretiminde kullanılan matris malzemelerinin bir ayrımının yapılmasının mümkün olmadığı geleneksel olarak kullanılan tüm metal ve alaşımlarının MMK üretiminde kullanılabilmesinin mümkün olduğu ifade edilmektedir. MMK'de seçilecek matris malzemeleri; istenilen özelliklere, kullanım yerine ve MMK'de kullanılacak takviye malzemesine göre belirlenmektedir (Akbulut, 1995).

Yüksek performanslı kompozit malzeme üretimi için matris malzemesi, takviye fiberleri veya parçacıkları iyi ıslatabilmeli, iyi bir ara yüzey bağı oluşturulmalı, mümkün olan en düşük basınç ve sıcaklıkta hızlı şekilde katılma yapılabilir. Ayrıca üretim esnasında veya bundan sonraki işlemler esnasında, matris ve takviye elemanı arasında diğer kimyasal etkileşimler olmamalı ve matris kararlı kalmalıdır (şahin, 2000).

Metal matrisli kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak genellikle Al, Ti, Mg, Ni, Cu ve Zn gibi metaller ve alaşımları kullanılır. Fakat bunlardan sadece Al, Ti, Mg alaşımları yaygın olarak kullanılmaktadır (Ünlü ve ark., 2007).

### **2.3.1 Alüminyum (Al) ve Al alaşımları**

Metal malzemeler içinde Al ve alaşımları gerek saf olarak gerekse alaşım olarak en yaygın olarak kullanılan malzeme gruplarından birisidir. Saf alüminyumun oksijene ilgisinden dolayı döküm kabiliyetinin kötü oluğu ve düşük mekanik özellikler göstermesi gibi istenmeyen özellikleri vardır. Alaşımlama yapılarak bu özelliklerde bir gelişme sağlanabilmektedir. Tablo 2.1'de saf alüminyumun önemli özellikleri gösterilmiştir.

Tablo 2.1 : Saf alüminyumun önemli fiziksel özellikleri (Şahin, 2000)

Özgül ağırlığı(g/cm <sup>3</sup> )	2,78
Ergime sıcaklığı (°C)	660
Ergime ısı (kJ/kg)	-390
Elastik modülü (GPa)	66
Isıl genleşme katsayısı (1/K)	24.10 <sup>-6</sup>
Isı iletim katsayısı (W/mK)	230
Elektrik iletim kts. (m/mm <sup>2</sup> )	40

Al alaşımlarının yaygın kullanılmasının sebebi;

- Dayanım / özgül ağırlık oranının yüksek olması,
- Elektrik iletkenliği / özgül ağırlık oranının yüksek olması,
- Atmosfere ve diğer ortamlara karşı korozyon direncinin iyi olması,
- Plastik deformasyon kabiliyetinin iyi olmasından kaynaklanmaktadır.

Alüminyum alaşımları üretim yöntemlerine göre dövme alaşımları ve döküm alaşımları olarak iki ana gruba ayrılırlar. Bu iki grupta kendi içinde sertleştirilebilen ve sertleştirilemeyen alaşımlar olarak gruplandırılabilir (Şahin, 2000).

Matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum ve alaşımları, geniş bir öncelik çeşitliliğine sahiptir ve bu öncelikler nihai kompozit malzemenin özelliklerini direkt olarak etkilemektedir. Alüminyumun en önemli özelliği, düşük yoğunluklu olmasıdır. Alüminyum, manyetik değildir ve kıvılcımlanmaz. Saf alüminyumun, soğukta ve sıcakta şekil değiştirme kabiliyeti çok iyidir. %99,996 saflıktaki alüminyumun çekme gerilmesi yaklaşık 49 MPa iken, çeşitli alaşımlama ve ısıl işlem prosedürüyle 700 MPa'a kadar çıkarılabilmektedir.

Tablo 2.2 : AMK malzemelerde kullanılan başlıca matris malzemelerinin mekanik özellikleri (Akbulut, 1995)

Matris Malzemesi	Akma Dayanımı (MPa)	Maksimum Gerilme (MPa)	Kopmadaki Uzama Miktarı (%)	Elastiklik Modülü (GPa)
Saf Al (Ticari)	30	80	40,0	72
Al-6 Fe	280	350	12,5	82
Al-4,5Cu-T6	107	182	17,0	71
Al-Cu-Mg-T6	319	345	1,20	72
Al 1100-T6	63	99	41,0	-
2014 Al-T6	414	409	10,0	72
2024 Al-T4	268	388	8,20	-
2014 Al-T4	350	479	12,0	-
A 356 Al-T6	200	275	6,00	69
6061 Al-T6	276	326	15,0	68
7010 Al-T6	490	550	10,5	70

Alüminyum ve çoğu alaşımı, birçok korozyon türüne karşı oldukça iyi direnç göstermektedir. Alüminyum, yüzeyinde oluşan doğal oksit tabakası sayesinde havanın, sıcaklığın, nemin ve kimyasal saldırıların etkisinden korunmaktadır. Alüminyum, elektriği çok iyi iletmektedir. Elektrik iletkenliği kimyasal bileşime, ısıl işlem durumuna göre değişmektedir. Bu özelliği ve diğer kendine özgü özellikleriyle alüminyum, birçok uygulamada bakırın yerini alır. Alüminyumun manyetik ve yanıcı olmaması, onu elektronik ve diğer uç teknolojilerde paha biçilemez bir malzeme haline getirmektedir (Url-1, 2011).

#### 2.4 Takviye Malzemeleri ve Özellikleri

Takviye elemanlarının, bir kompozit malzemedeki esas fonksiyonları; yükü taşıyarak matrisin rijitlik ve dayanımını artırmaktır. Teorik alanda malzemelerde aranan



özellikler; yüksek dayanım ve düşük yoğunluk, kovalent veya kovalent-iyonik bağların karışımına sahip yapı olmasıdır (Şahin, 2006).

Metal matrisli kompozit malzemeler üretilirken, takviye elemanının seçimi, üretim tekniği, üretim esnasında takviye elemanının matris tarafından ıslatılabilmesi, takviye elemanlarının yapısal özellikleri, kompozit malzemenin fiziksel ve mekanik özelliklerini belirler. Bu nedenle takviye elemanının doğru seçilmesi ve özelliklerinin iyi bilinmesi gerekir. Kullanım yerine bağlı olmakla birlikte metal matrisli bir kompozitte, genel olarak takviye elemanlarından beklenen bazı temel özellikler vardır (Şahin, 2000; ASM Composite Handbook, 2002).

MMK malzemelerin üretiminde, temin edilebilmelerindeki kolaylık, yanında kullanılacakları matris malzemeleri ile uyumluluk, elastik modülü, çekme dayanımı, yoğunluk, ergime sıcaklığı, ısıl kararlılık, ısıl genleşme katsayısı, boyut ve şekil, kimyasal bileşim, kristal yapı gibi özellikler göz önünde tutularak kimyasal yapılarına göre;

1. Oksitler
2. Karbürler
3. Nitrürler
4. Diğer (paslanmaz çelik, karbon v.s)

olmak üzere dört ana grupta incelenebilecek takviye malzemeleri kullanılmaktadır (Akbulut,1995; Kerti, 1998).

Tablo 2.3 : AMK’lerde kullanılan başlıca takviye malzemelerinin özellikleri (Toptan, 2006)

Takviye Malzemesi	Yoğunluk ( $\times 10^3 \text{ kgm}^{-3}$ )	Isıl Genleşme Katsayısı ( $10^{-6} \text{C}^{-1}$ )	Ergime Sıcaklığı ( $^{\circ}\text{C}$ )	Mukavemet (MPa)	Elastiklik Modülü (GPa)
$\text{Al}_2\text{O}_3$	3,98	7,92	2100	221(1090 $^{\circ}\text{C}$ )	379 (1090 $^{\circ}\text{C}$ )
SiC	3,21	5,40	2750	-	324(1090 $^{\circ}\text{C}$ )
C	2,18	-1,44	-	-	690
$\text{SiO}_2$	2,66	<1,08	1710	-	73
AlN	3,26	4,84	2375	2069 (24 $^{\circ}\text{C}$ )	310 (1090 $^{\circ}\text{C}$ )
$\text{B}_4\text{C}$	2,52	6,08	2420	2759 (24 $^{\circ}\text{C}$ )	448 (24 $^{\circ}\text{C}$ )

Metal matrisli kompozitlerde takviye elemanı olarak kullanılan malzemelerin;

- Düşük yoğunluk,
- Matris ile kimyasal uyumluluk,
- Üretim kolaylığı,
- Yüksek sıcaklıkta dayanımını muhafaza etmesi,
- Ekonomik olması gerekir.
- Yüksek modül ve dayanım,

Metal matrisli kompozit malzemelerde en çok kullanılan takviye elemanları  $Al_2O_3$ , SiC, Bor, TiC ve Karbondur (ASM, 2002).

Ayrıca, literatürde bu malzemelerle birlikte kararlı karbürler, oksitler, nitrürler, silikatlama ve borürler gibi seramik malzemelerde ön plana çıkmaktadır (Toptan, 2006).

Mühendislikte kullanılan takviye elemanlarının pek çoğu elyaf şeklinde üretildiklerinden, dayanımı ve rijitlikleri katı haldeki konumlarından yaklaşık 30–50 kat daha dayanıklı ve 3 kat daha rijit olduklarından kütle halindeki gösterdikleri özelliklerinden daha üstün performans gösterirler. Çapları, genellikle 5–20  $\mu m$  arasındadır. Bunun dışında elyafların şekli, boyu, yönlendirmeleri matrisin mekaniksel özellikleri ile yeterli elyaf/matris ara yüzey boyuna sahip olmaları gerekir (Özkan, 2007).

Mühendisliğin uygulama alanlarında geçiş metallerinin karbürleri, yüksek sertliklerinden dolayı ticari önem taşımaktadır. Mükemmel yüksek sıcaklık dayanımı ve modülleri, bu karbürleri, yüksek sıcaklıkta (250°C ve üzeri) çalışan ve özellikle havacılık ve otomotiv sektöründe kullanılan malzemelerde kullanılır hale gelmesinde etkindir (Cayron, 2000).

1960'lı yıllarda plastik ve metal matrisli kompozitler için takviye fazı olarak yüksek özgül dayanım ve elastik modüllere sahip malzemeler üzerinde oldukça yoğun çalışmalar yapılmıştır. Bunlar arasında boron, SiC ve  $B_4C$  gibi malzemelerde geniş olarak yer almış ve deneysel çalışmaların çoğu boron üzerine odaklanmıştır (Şahin, 2006).

Yüksek dayanım, yüksek modül ve düşük yoğunluğa sahip olan boron elyafın kimyasal buharlaştırma yöntemi ile üretilerek yüksek performanslı kompozitler için geliştirildiği bilinmektedir. Boron elyafların keza reçineli kompozitlerde takviye elemanı olarak kullanılması daha iyi bilinmesine rağmen bu takviye elemanı da MMK'lerin kullanımında ilgi uyandırmıştır. Ancak, yapılan çalışmalarda herhangi bir metal matrisle boron elyafın kullanımı halinde bazı dezavantajlar ortaya çıkmıştır. Bu dezavantajlar, SiC elyafın geliştirilmesine yol açmıştır (Özkan, 2007).

#### **2.4.1 Silisyum karbür (SiC)**

Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan bir tür seramik takviye elemanı SiC'dür. SiC parçacıkları, aşındırıcı özelliğe sahip, sert ve keskin köşelidirler. Bunun yanında aşırı derecede kırılığandırılar. Bir tür seramik takviye elemanı olan SiC, bor karbür ve elmastan sonra en sert takviye elemanıdır. SiC parçacıkları diğer takviye elemanlarına göre daha ekonomiktir ve yüksek oksidasyon direncinin yanında yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve rijitliğini koruma özelliği bulunmaktadır. Parçacık ve whisker tipinde SiC takviyeleri ile üretilen metal matrisli kompozit malzemelere, ekstrüzyon, haddeleme gibi plastik şekil verme işlemleri yapılabilmesi de önemli bir avantaj teşkil eder (Sınmazçelik, 2003; Akoral, 2003).

#### **2.4.2 Bor karbür (B<sub>4</sub>C)**

Bor yeryüzündeki en hafif malzemelerden biridir. Bor fiberler, yaklaşık 15 µm'lik karbon veya tungsten filamanlar üzerine bor tri klorid gazının kimyasal buharlaştırma tekniği ile kaplanmasıyla üretilir (Hughess, 1986). Bu işlem sonucunda, bor fiberler 100–200 µm çapında üretilir ve özellikle basma kuvvetinin yüksek olduğu yerlerde kullanılırlar. Bor yüksek elastiklik modülü değerine sahip olmasına rağmen oldukça pahalıdırılar. Üretim maliyetlerinin yüksek olmasına rağmen halen uzay sanayinde ve savaş uçaklarında bor-alüminyum olarak kullanılmaktadır. AMK'lerin imalatında yüksek sıcaklık kullanıldığında, bor fiber üzerindeki difüzyonu engelleyen tabaka ortadan kalkar. Bor, ticari olarak silisyum karbür (borsik) ve bor karbür (B<sub>4</sub>C) olarak üretilir. (ASM, 2002; Sınmazçelik, 2003).

## 2.5 Takviye Elemanları/Matris Arayüzey Bağı

MMK malzemelerin üretiminde, temin edilebilmelerindeki kolaylık ile kullanılacakları matris malzemeleri ile uyumluluk, elastik modülü, çekme dayanımı, yoğunluk, ergime sıcaklığı, ısıl kararlılık, ısıl genleşme katsayısı, boyut ve şekil, kimyasal bileşim, kristal yapı gibi özellikler göz önünde tutularak kimyasal yapılarına göre oksitler, karbürler, nitrürler ve diğer (paslanmaz çelik, karbon v.s) dört ana grupta takviye malzemeleri kullanılmaktadır (Akbulut, 1995; Kerti,1998).

İki fazın ara yüzey bağı oluşturması, genellikle ara yüzeyin uyumluluğuna, takviye/matris elemanlarının uygun seçimi ve özellikleri dolayısıyla da ara yüzey dayanımının kompozit malzemelerin fiziksel ve mekaniksel özellikleri üzerine rolünün büyük olduğu bilinmektedir. Takviye elemanı ve matrisin elastik özellikleri arasındaki büyük farklar bazen ara yüzeyde yeterli derecede kuvvetli bağ oluşmasını önlemektedir. Bu nedenle, takviye elemanı matris türü üretim metodu ve konsolidasyon şartlarının optimize edilmesi gerekmektedir. Diğer bir deyişle, matris üzerine etkiyen kuvvetler ara yüzey aracılığı ile takviye elemanına nakledilir (Şahin, 2000).

MMK'lerin başarısında alüminyum matris ile takviye arasındaki ara yüzeyin kontrol edilmesi oldukça önem taşımaktadır. Dikkat edilmesi gereken ana noktalar:

- Özellikle düşük basınçta sıvı durum üretim yöntemleri kullanıldığında, üretimi kolaylaştırmak için iyi ıslanma gerekmektedir.
- Matris ve takviye malzemesi arasında takviyenin özelliklerini kaybetmesini ve yeni gevrek fazların oluşumunu önlemek amacıyla gerçekleştirilen ara yüzey reaksiyonları çok sınırlı bir düzeyde olmalıdır.

Doğru bağlama, istenilen özelliklerin dağıtımını açısından önemlidir (Toptan, 2006).

Takviye elemanlarının yüksek dayanım ve elastiklik modülünden faydalanabilmek için, bunlar matrise kuvvetli olarak bağlanmalıdır. Çünkü kompozitlerin mekanik özelliği, esas itibarıyla takviye elemanı olarak elyafın yüksek çekme dayanımı ve modülü matrisin çekme dayanımı, modülü ve kimyasal kararlılığıyla birlikte oluşan ara yüzey bağının kararlılığına bağlıdır. Bu nedenle ara yüzeyin bazı özelliklerini değerlendirmek gerekir. Çünkü ara yüzeyin kompozitlerin kırılma tokluğuna da önemli bir etkisi olmakla bunlar korozyon ve sulu ortamlara karşı da belirginlik

gösterirler. Zayıf ara yüzeye sahip kompozit malzemeler nispeten düşük dayanım ve elastik modüle sahipken, tokluğu yüksektir. Yüksek ara yüzey bağ dayanımına sahip malzemeler ise yüksek dayanım ve rijitliğe sahip olurlar.

Ancak bunlar diğerlerine göre daha çok kırılıgandır. Takviye elemanı olarak elyaf ve matris arasındaki doğal bağın elyafların kimyasal özellikleri, polimer matrisin kimyasal oluşumu, molekül şekli ve elyaf ve matris arasındaki uyuma bağlı olduğundan her matris ve elyaf sistemine özgü ara yüzeyin mevcut olduğu görülmektedir (Kalaycıoğlu, 2010).

Genel bir durum olarak, ara yüzeyin kimya mühendisliği anlamında özellikler bakımından optimize edilmesi ile ilgili verilmiş bir kurallar listesi bulunmamaktadır. Maliyetleri de göz önünde bulundurarak, uygun işlemlerin seçilmesi gerektiği vurgulanmaktadır (Froyen ve Verlinden, 1994).

## **2.6 Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri**

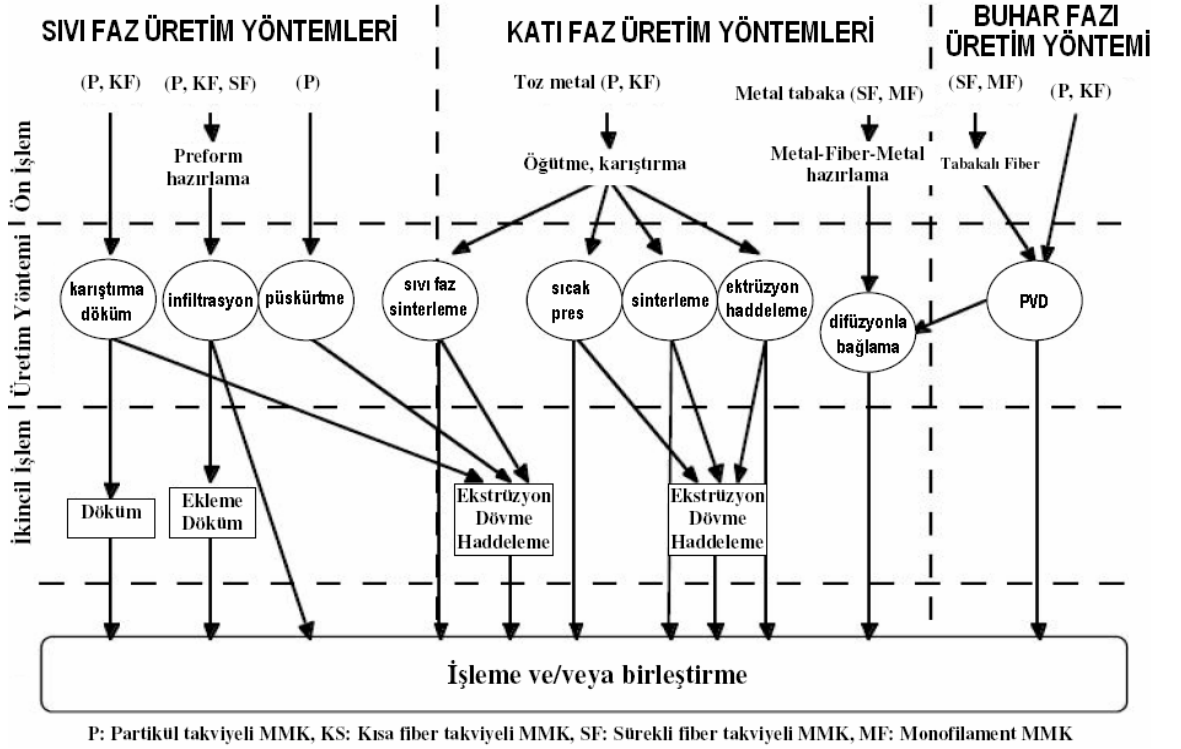
AMK'lere üstün özellikler kazandırabilmenin yolu, üretimleri sırasında metal ve seramikler gibi farklı iki malzeme grubunun en iyi özelliklerini bir arada toplamaktan geçmektedir. Metaller çoğu zaman yüksek sıcaklıklarında dayanım ve tokluk özellikleri iyi fakat eğilip, bükülmeye karşı göstermiş oldukları dayanım özellikleri düşük bir malzeme grubudur. Seramikler ise metallerin aksine eğilip, bükülmeye karşı yüksek direnç gösteren, yüksek aşınma dayanımlı fakat darbe direnci düşük, kırılmaya meyilli bir malzeme grubudur. Metal matrise yüksek dayanımlı ve yüksek elastik modüllü seramik parçacıklar ilave edilerek elde edilen malzemenin özelliklerinin ortalama bileşkesi olarak elde edilebilir (Hashim ve ark., 1999).

AMK'lerin üretim yönteminin seçiminde ürün kalitesi ve maliyeti temel faktördür. Mekanik özelliklerin geliştirilmesi ve ekonomik bir üretim için etkin üretim yöntemleri geliştirmek bu alanda yapılan çalışmaların önemli bir kısmını teşkil etmektedir (Clyne ve Withers, 1993).

Günümüzde değişik ülkelerdeki çok sayıda bilim insanlarının çalışmaları sonucu üretim yöntemlerinde yenilikler ve geliştirmeler olmuştur. AMK'lerin üretilmesi sırasında kullanılan yöntemlerde belirleyici unsur üretim sırasındaki metal matrisin sıcaklığıdır.

Buna göre üretim yöntemleri:

1. Sıvı faz üretim yöntemleri
2. Katı faz üretim yöntemleri
3. Sıvı – katı faz üretim yöntemleri olarak gruplandırılabilir.



Şekil 2.1 : Kompozit malzemelerin üretim yöntemleri (Çanakçı, 2006).

### 2.6.1 Katı faz üretim yöntemleri

AMK'lerin üretiminde kullanılan katı faz üretim yöntemleri içinde en yaygın olarak kullanılan toz metalurjisidir. TM'nde, genellikle yüksek ergime derecesine sahip matrisler ile geniş bir çeşitlikte matris takviye kompozisyonunun üretimi olanaklı kılmaktadır. TM, sıvı durum proseslerinde meydana gelen segresyon etkilerini ve gevrek reaksiyon ürünü oluşumunu engeller (Cayron, 2000; Fogagnolo ve ark., 2004).

Çoğunlukla parçacık takviyeli kompozit malzemelerin TM yoluyla üretilmesinde kullanılan bir yöntemdir. Katı faz üretim yöntemleri matris ve takviye elemanı parçacıkların karıştırılması, preslenmesi ve sinterlenmesi gibi bir takım işlemleri gerektirdiği için maliyeti artırmakla birlikte sıvı faz üretim yöntemiyle

karşılaştırıldığında mekanik özellikleri daha iyi olan kompozit malzemeler üretilebilir (Chawla ve Chawla, 2006).

Düşük sıcaklıklarda işlem yapılabilirdiğinden takviye ve matris malzemesi arasındaki etkileşim azdır ve bu iyi mekanik özelliklerin oluşmasına imkân tanır. Bunların yanında, matris malzemesi olarak herhangi bir alaşımın rahatlıkla kullanılabilmesi ve yüksek hacim oranında takviye kullanımının mümkün olması ki bu kompozitin elastiklik modülünü artırmakta ve ısıl genleşme katsayısını düşürmektedir. Bunlar TM yönteminin avantajı olarak öne çıkmaktadır. Ancak yöntemin maliyeti yüksek olması, bu avantajların karşısındaki en önemli dezavantaj olarak görülmektedir (Froyen ve Verlinden, 1994; Kerti, 1998).

Katı faz üretim yöntemleriyle üretilen kompozit malzemeler mekanik özellikler bakımından kıyaslandığında da sıvı faz üretimlerine göre daha yüksek olmakla birlikte dövme malzemelere nazaran kötü bir dayanıma sahiptirler. Katı faz üretim yöntemleriyle belirli formlarda malzeme üretimine olanak sağlanır (Günay, 2009).

Katı faz üretim yönteminde matris metal tozları ve fiberler beraber karıştırılarak değişik yöntemlerle yoğunlaştırılmakta ve teorik yoğunluğa ulaşmak için sinterlenmektedir (Akbulut, 1994).

Temel proses aşamaları:

- Karıştırma
- Gaz Giderebilme
- Birleştirme

Katı faz üreti yönteminde TM'nin dışında sürekli fiber takviyeli AMK'lerin üretimde kullanılan difüzyonla bağlama, yüksek enerjili şekillendirme gibi çeşitli yöntemler de mevcuttur (Froyen ve Verlinden, 1994).

## **2.7 İkincil işlemler**

Sinterleme işleminden sonra nihai ürün dediğimiz parçaya isteğimiz doğrultusunda bir takım işlemler de yapılabilmektedir. Eğer parçaya yoğunluk kazandırılmak istenirse tekrar sıkıştırma işlemi, yüzey parlatma, birleştirme, yüzey kaplama, yüzey sertleştirme, yağ emdirme, yeniden boyutlandırma vs. işlemleridir. Parçacık, kısa elyaf veya kılcal kristal (whisker) vb. takviyeli MMK'lerin endüstriyel

uygulamasında ilk aşama kompozit malzemenin üretimi, ikinci aşama ise üretilen kompozitin kullanımına göre şekillendirilmesidir (Şekil 2.1). Üretim sırasında en önemli sorunlardan bir tanesi takviye fazının matris malzemesi içinde homojen bir şekilde dağılmasını sağlamaktır.



### 3. TOZ METALURJİSİ

#### 3.1 Giriş

Metal tozlarının tarihte dünya üzerindeki ilk kullanıcıları ve kullanım şekilleri incelendiğinde: İnkalar, altın tozlarını pişirerek mücevher yapmıştır.

Eski Mısırlılar, demir tozlarını M.Ö. 3000 yıllarında kullanmışlardır. Eski Hindistan'da M.S. 300 yıllarında yapılan Delhi sütunudur. Bu yapı yaklaşık 6,5 ton demir tozu kullanılarak yapılmıştır. 1800'lerde TM'nin kullanımı gelişmeye başlamıştır.

Laboratuvar malzemelerine olan ihtiyaçtan dolayı yüksek sıcaklıklara çıkılmadan yapılabilecek üretim yöntemlerinin geliştirilmesinde Platin, yeni bir rotanın çizilmesini sağlamıştır. Benzer çalışmalar İngiltere ve Rusya'da da yapılmış ve tozların sıcak işleme şekillendirilerek yüksek sıcaklıklara gerek duyulmadan üretim yapılması döküm ile üretilebilen parçaların üretiminde alternatif bir yöntem olduğunu ortaya çıkarmıştır. Süreç içinde, madeni paralarda toz halinde bakır, gümüş ve kurşun malzemeleri preslenip sinterlenmesiyle üretilmekteydi. TM'nin altın çağı Edison'un tungsten tozlarından dayanıklı bir lamba filamanı yapmasıyla başlamıştır. 1930'larda sement karbürler, poroz bronz ve bakır grafit elektrik iletkenleri üretilmiştir. 1940'larda tungsten alaşımları, yapısal ferro alaşımlar ve refrakter malzeme üretimi toz metalurjisinde elde edilen gelişmelerin bir sonucudur (German, 1994).

TM yöntemi genelde, takviyelenecek parçacıklara sahip matris alaşımının tozlarının karışımını, preslenmesini ve katı faz sinterlenmesini içerir. Bu takviye ile matris arasındaki az reaksiyonun olduğu, diğer yöntemlerden daha düşük sıcaklıkların kullanılması anlamını taşır. İyi bir mikro yapı elde edebilmek için karışımda bütün parçacıkların homojen dağılması önemlidir (Torralba ve ark., 2003).

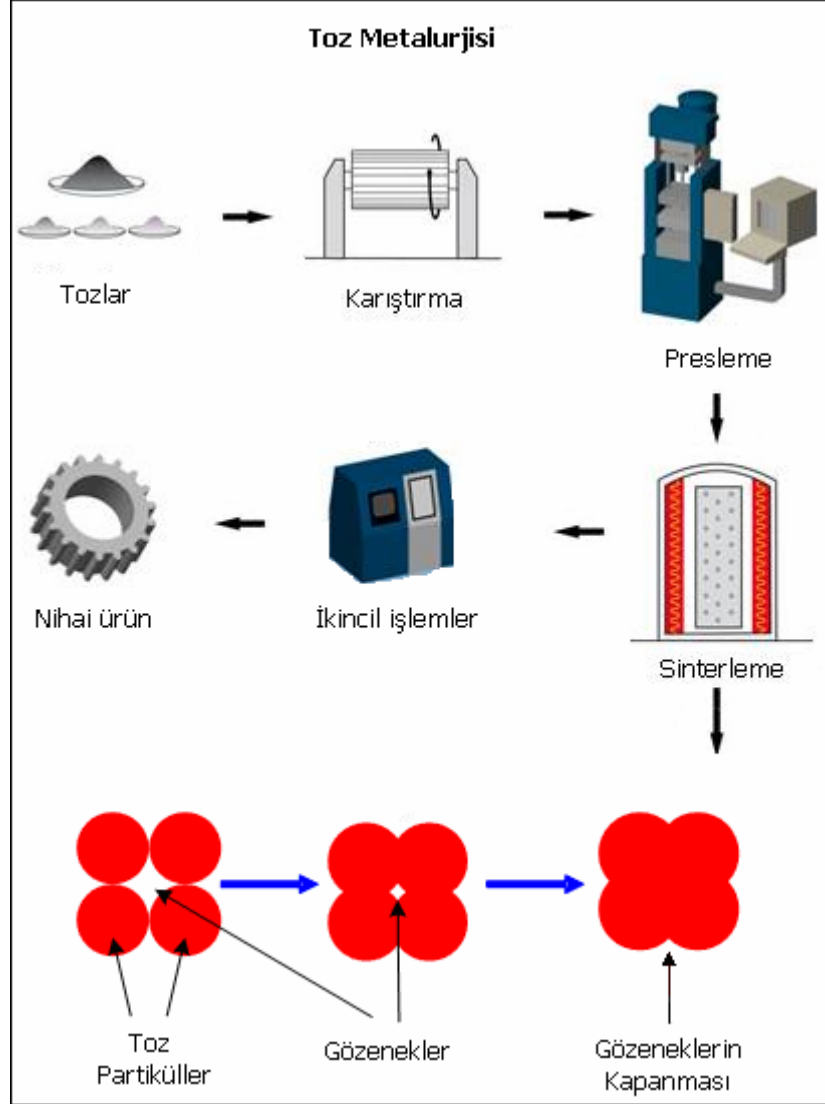
Takviye malzemesinin sıvı alaşım tarafından ıslatılabilirliğinin düşük olması nedeniyle, ilk olarak geliştirilen diğer bir üretim yöntemi olması nedeniyle TM yöntemi ayrıca önemlidir (Huda ve ark., 1995).

TM'ni ilgi çekici yapan özelliklerinden birisi yüksek kalitede, karmaşık şekil ve düşük boyutsal toleranslı parçaların ekonomik alanda üretilebilmesidir. TM'de önemli kademe, tozların preslenmesi ve ardından iyi bir bağlanma sağlanması için sinterlenme işlemidir. Bu yöntem nispeten otomatikleşmiş operasyonları düşük enerji tüketimi, yüksek maliyete kullanım verimi ve düşük toplam maliyetle kullanılır. Bu karakteristik özelliği TM'de; verim, enerji, ham madde konuları dikkate alındığında daha iyi çekici bir pozisyona sokmaktadır.

Toz Metalurjisinin gelişmesiyle ve geleneksel üretim yöntemleri de değiştirmektedir. Böylece daha esnek üretim yapılacak geniş bir alanda yeni malzemelerin geliştirilebilmesi ve üretilebilmesi sağlanabilmektedir (German, 1994).

Seramik parçacıkların sıvı alaşım tarafından ıslatılmasındaki güçlükler nedeniyle geliştirilen ilk kompozit üretim yöntemi olan TM uygulamalarında whisker veya parçacık şeklindeki takviye malzemesi ile metal veya alaşım tozları karıştırılır. Bu karışım daha sonra soğuk ya da sıcak presleme ile kalıplanır. Soğuk preslemeden sonra ürün, parçacık veya matris ara yüzey mukavemetini artırması amacıyla sinterlenir. Sinterleme sonrasında %75–85 yoğunluğa sahip ara ürün elde edilir. Bu ara ürün daha sonra dövülür, haddelenir ya da ekstrüze edilir (Torralba ve ark., 2003).

Bu gelişimin en etkileyici yanı uygulamalardaki devrim niteliğindeki gelişmelerdir. Toz Metalurjisi kullanımındaki amaç tarihsel süreçte değişmiştir. İlk zamanlarda toz metalurjisi ile üretilen malzemeler düşük maliyetlerinden dolayı tercih edilmekteydiler. Günümüze gelindikçe toz metalurjisi yönteminin tercih edilmesindeki amaç artırılmış kalite, homojenizasyon ve özelliklerin, çekici maliyetler ve üretim kolaylığı ile birleşmesidir. Yüksek sıcaklık Nikel temelli süper alaşımlar, yüksek dayanımlı alüminyum uçak alaşımları, kontrollü termal genişmeli alüminyum kompozitler bu gelişmelerin örnekleridir. Sadece üretim maliyetleri değil kimyasal yapının ve mikro yapının kontrolünde de avantajlar sağlamaktadır. Daha saf ve eşsiz özelliklere sahip malzemeler üretilme ihtiyacı devam ettikçe toz metalurjisi de o alanlara doğru gelişmeye devam edecektir (German, 1994).

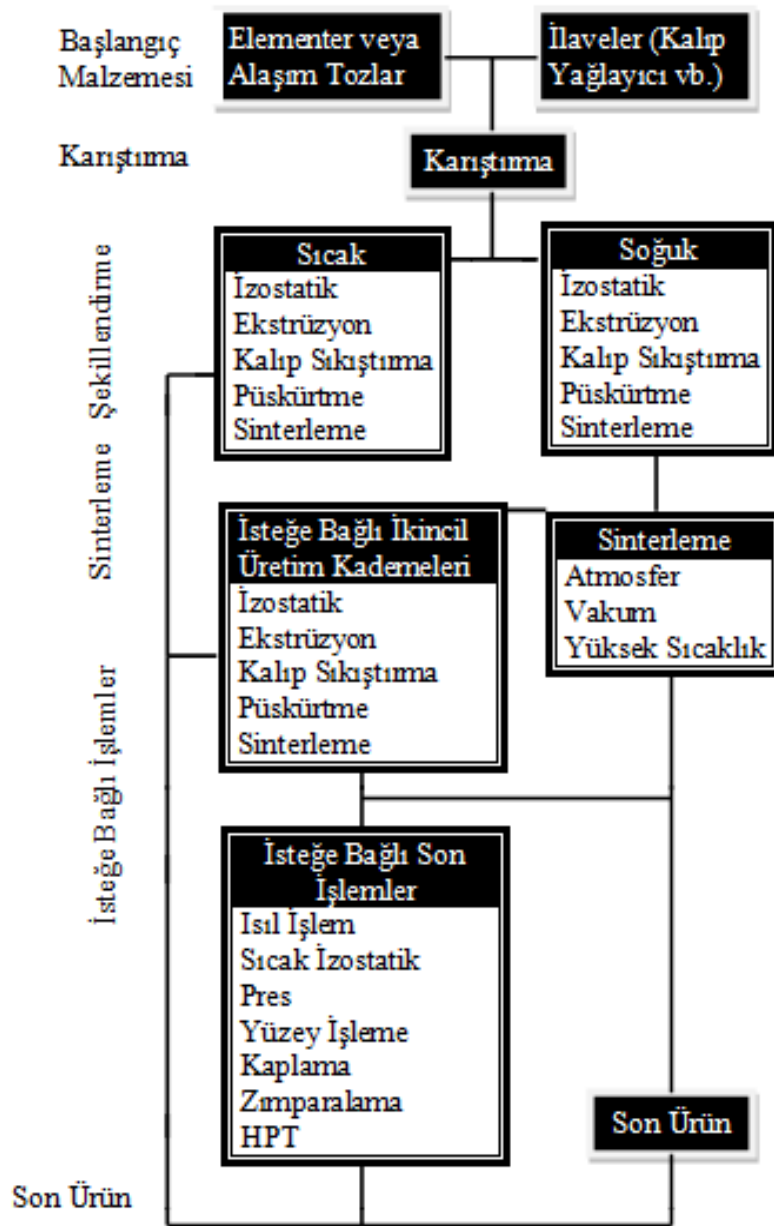


Şekil 3.1 : Toz metalurjisinin üretim akış şemasının gösterimi (Soy, 2009)

TM ile imal edilen parçaların özelliklerini önemli oranda bu parçaların imalında kullanılan tozların sahip olduğu özellikler belirlemektedir. Bu nedenle tozların özellikleri ve aldıkları rolün anlaşılması önemlidir.

Tozların görünür yoğunluğu, yani preslenmemiş ve yerleşmemiş tozların verilen hacminin kütlesi önemli bir parametredir. Görünür yoğunluk tozlarındaki boşluk derecesi ve toz şeklinin fonksiyonudur. Toz şeklinin karmaşılaşması ve gözenekliliğin artması görünür yoğunluğu düşürür. Görünür yoğunluğunun düşmesi ise presleme aşamasında hacim azalmasını artırır ve böylece soğuk kaynak miktarını artırır. Sonuçta, daha yüksek ham mukavemetli parça elde edilmiş olur. Parçanın sinterleme verimi de soğuk kaynak miktarının artmasından dolayı artacaktır. Kalıp içindeki tozların paketlenme verimliliği toz boyut dağılımına geniş

ölçüde bağlıdır. Büyük tozlar arasında oluşan boşluklar küçük boyuttaki tozlarla doldurulabilir. TM sürecinde önemli olan bir diğer husus, saflıktır. Tolerans gösterilip, izin verilecek yabancı madde seviyesi büyük oranda maddelerin tamamının yapı ve durumuna bağlıdır. Pek çok metal tozunun ince bir oksit tabakası ile kaplı olması presleme işlemine fazla etkili olmaz. Çünkü tozlar arası sürtünme ile bu tabaka kolayca yırtılır ve açığa çıkan metal yüzeyler hemen soğuk kaynak olurlar (Sağırılı, 1990).



Şekil 3.2 : Toz metalurjisinin üretim yöntemlerinin sınıflandırılması (German, 1994)

### 3.2 Toz Üretimi

Metal tozların üretiminde dört temel yöntem vardır. Bunlar: mekanik küçültme, kimyasal indirgeme, elektrolitik biriktirme ve sıvı–metal atomizasyonudur (Lee, 1998).

Tüm toz metalurjisi yöntemleri için kullanılacak olan ham madde toz formunda malzemeden üretilir. Toz, ince olarak parçalanmış katılardır. Bunun boyutu 1mm'den daha küçüktür (Demirkesen, 2003).

Sıvı metal atomizasyonda ıslak öğütmenin dezavantajı, tozların kirlenmesindeki artışa neden olmasıdır. Bu nedenle mekanik alaşımlama/öğütme çalışmalarının çoğu bir araştırma konusudur (Dolgin ve ark., 1986).

Toz metalurji teknolojisi, parçaların değişik tozlardan edildiği teknolojik bir süreçtir. Bu süreçte toz metalurjisi işlemleri, toz haldeki metaller, seramikler, parçacık takviyeli kompozitler, hatta plastik kalıplama ve metal dövme gibi birçok tekniğin sentezlenmesine dayalı bir üretim yönteminin temelidir (Groover, 1996).

Temelde her türlü malzeme toz haline getirilebilir. Toz üretim yöntemi üretilen tozun boyutu, şekli, saflığı, mikro yapısı, maliyeti ve diğer özelliklerini belirlemektir. Bir tozun üretim yönteminin seçilmesi, yöntemin anlaşılmasına, ekonomikliğine, elde edilen tozların özelliklerine ve bu özelliklerin kullanım yeri ve ihtiyaçlarını ne ölçüde karşılayabildiğine bağlıdır. Toz üretiminde kullanılan ara yöntemler, mekanik öğütme, kimyasal tepkime, elektrolitik biriktirme, sıvı atomizasyonu ve buharı yoğunlaştırma (German, 2007).

Toz Metalurjisinde kaliteli bir son ürün elde edebilmek için başlangıç malzemeleri çok önemlidir. Tozların kimyasal bileşimi ve saflığının yanında parçacık boyutu, parçacık boyut dağılımı, parçacık şekli ve tozların yüzey yapısı dikkat edilmesi gereken konulardır (Newkirk, 2004).

Toz metalurjisi yönteminde uzun fiber veya parçacık şeklindeki takviye malzemesi ile metal tozlar karıştırılır. Karıştırma; tek tane boyut dağılımlı toz elde etmek, preslemeyi kolaylaştıracak yağlayıcıları ilave etmek amacıyla yapılır. İşlemin temel sebeplerinden biri toz içerisindeki nem ve taşma sırasındaki şartlara bağlı oluşan sekrasyonları ortadan kaldırmaktır. Fazla nem miktarı sonucu oluşabilecek

aglomerasyonu önlemek için karışım öncesinde düşük sıcaklıklarda kurutma yapılabilir (Tan, ve ark., 1998).

Mekanik alaşımlama işlemi için ticari saflıktaki tozlar kullanılmakta ve bu ham maddelerin boyutları 1–200 µm aralığında değişmektedir. Çok kritik olmamakla birlikte toz parçacık boyutlarının, öğütücü bilye boyutlarından daha küçük olması istenir. Bu durumda toz parçacık boyutu birkaç dakikalık öğütmeden sonra artmaya başlar ve daha sonra kırılarak küçük değerlere ulaşır ve zamanla en alt noktalara kadar düşer.

Ham tozlar; saf metaller, master alaşımlar, ön alaşımlanmış tozlar ve refrakter parçacıklar olmak üzere geniş bir kategoride yer almaktadır. Dağılım mukavemetlendirilmiş malzemeler genellikle karbür, nitrür ve oksit ilavelidir.

Son yıllarda tamamen gevrek malzeme karışımları alaşım halinde başarılı bir şekilde öğütülmektedir. Böylece tozların üretilmesi sırasında ihtiyaç duyulan bir sünek metal toza ihtiyaç duyulmamaktadır. Buna göre; sünek-sünek, sünek-gevrek, gevrek-gevrek toz karışımları yeni alaşımlar üretebilmek için beraber öğütülmektedir (Koch, 1991).

### **3.3 Tozların Öğütülmesi ve Karıştırılması**

Toz üretiminde tozların öğütülmesi, aslında karmaşık bir süreçtir. İstenen özelliklerde toz öğütümü için değişkenlerin optimizasyonunun sağlanması gerekir. Önemli olan istenen fazı ve mikro yapıyı belirleyen parametrelerin son safhada bileşim üzerinde olumsuzluk yaratmamasıdır.

Tozlar üretildikten sonra, geleneksel TM süreci üç aşamadan oluşur.

- Tozların öğütülmesi ve karıştırılması
- Sıkıştırma – istenen parça şekline presleme
- Sinterleme – parçacıkların katı hal bağını sağlamak ve parçanın dayanımını artırmak için ergime sıcaklığının altında ısıtma.

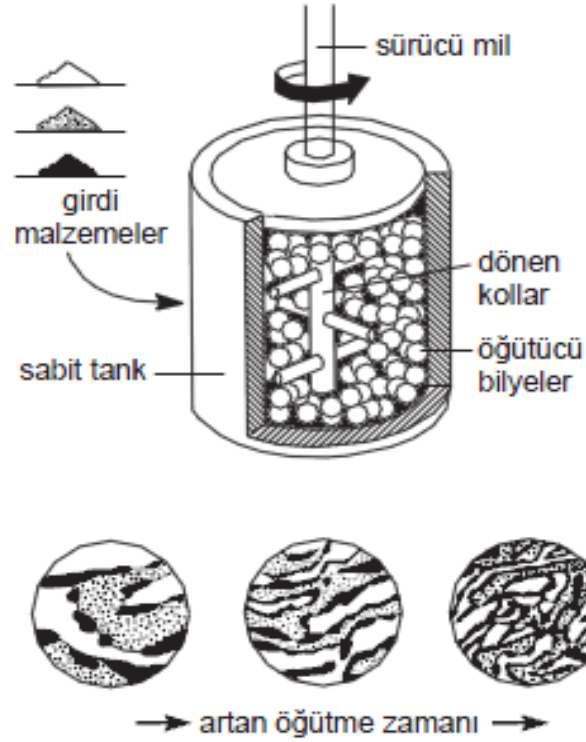
Bunlara ek olarak, bazen boyutsal doğruluğu iyileştirmek, yoğunluğu artırmak ve diğer nedenlerle ikincil işlemler uygulanır. Sıkıştırma ve sinterlemede başarılı

sonuçlar elde etmek için, başlangıç tozları homojen olmalıdır. Bunun için tozlar öğütme ve karıştırma olmak üzere başlıca iki işleme tabi tutulur (Groover, 1996).

**Öğütme:** Aynı kimyasal bileşimde ancak farklı parçacık boyutlarındaki tozlar birbirine benzetilir. Farklı parçacık boyutları çoğu kez gözenekliliği azaltmak için ğütölür. Süreçte ğütme tipi, öğütme kabı, öğütme hızı, öğütme süresi, ğütölöl malzemelerin tipi ve şekli, bilye/toz oranı, kabın doldurulma miktarı, öğütme atmosferi, işlem kontrol kimyasalı, öğütme sıcaklığı gibi bazı parametrelere dikkat edilmesi gerekir (Özkan, 2007).

**Karıştırma:** Farklı kimyasal bileşimdeki tozlar birbiriyle karıştırılır. TM teknolojisi, değişik metallerin, diğer yöntemlerle imal edilmeleri çok zor hatta olanaksız olan alaşımlarla karışmasına imkân sağlar. Seçilen metal tozları, dengeli homojen karışımı verecek şekilde karıştırılmalı ve bu karışım, kalıbın bütün bölgelerine dolacak akıcılıkta olmalıdır. Bunu başarmak için tozlar hassas bir şekilde tartılmalı, grafit gibi metal olmayan malzeme ile birlikte karıştırıcıya konulmalı ve katı yağlayıcı %0,5 ile %1,5 arasındaki bir oranda olmalıdır. Karıştırma zamanı ve hızı, sonradan gelecek işlemlerdeki malzeme davranışlarına ve üretilen parçanın özelliklerine etki eder. Kalıp aşınmasını en aza indirmek ve sıkıştırma basıncını azaltmak için yağlayıcıları bütün tanelerle temasta olabilecek şekilde karıştırılması gerekir. Karıştırmanın amacı, farklı yapıdaki malzemelerden isteğe ve ihtiyaca bağlı yeni bir karışım elde edilmesidir (German, 2007).

Karıştırmanın bir başka amacı, esasında kuru ve katı haldeki tozların birbirine periyodik olarak kaynaklanması ve tekrar bu büyüyen malzemelerin kırılarak daha ince ve daha homojen bir mikroyapı elde edilmesini sağlayarak, dayanımı yüksek olan kompozit malzemelerin üretilmesini gerçekleştirmektir (ifti, 2003).



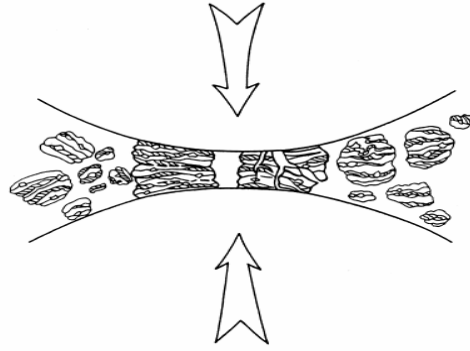
Şekil 3.3 : Yüksek enerjili atritörün şematik görünümü

### 3.3 Mekanik Alaşımlama

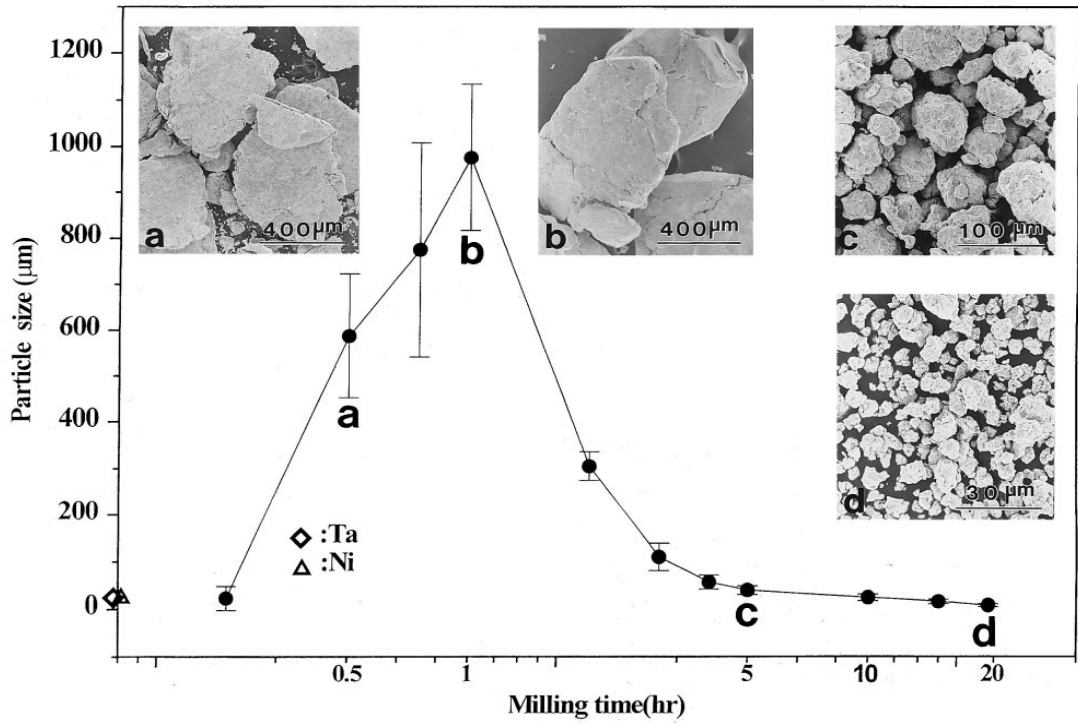
Toz parçacıklarının yüksek enerjili öğütülmesi sırasında sürekli olarak ezilme, soğuk kaynak, kırılma ve yeniden kaynaklanma meydana gelir. İki çelik bilyenin çarpışmasıyla, bilyeler arasında kalan tozlar ezilir. Tipik olarak her çarpışma sırasında yaklaşık 0,2 mg'lık bir yığınla 1000 kadar toz tanesi ezilir. Darbenin etkisiyle toz parçacıklarında plastik deformasyon, çalışma sertleşmesi ve kırılma şeklinde devam eder. Toz taneciklerinin birbirlerine kaynaklanmasıyla yeni yüzeyler oluşur ve bu süreklilik tanecik boyutunda artışa neden olur. Çünkü öğütmenin başında toz yumuşaktır. Birbiriyle kaynaklanma ve büyük tanecik oluşturma eğilimi yüksektir. Toz tanecik boyutları başlangıç tozlarının yaklaşık üç katı kadar artar. Bu aşamada kompozit tozlar başlangıç bileşiminin değişik kombinasyonlarını içeren karakteristik bir yapıya sahip olur. Devam eden deformasyonla kolay kırılabilen incelmış tozlar parçalanır veya bir yorulma bozunmasıyla çalışma sertleşmesine ve kırılmaya uğrar. Bu aşamada kırılma eğilimi soğuk kaynaktan daha yüksektir. Öğütücü bilyelerin devam eden darbe etkisiyle toz tane yapısı yavaş yavaş inceler. Buna rağmen parçacıkların boyutu aynı kalmaya devam eder. Sonuçta tabakalar arası boşluk azalır ve parçacık tabakaları artar. Bununla beraber parçacık boyut düşürme



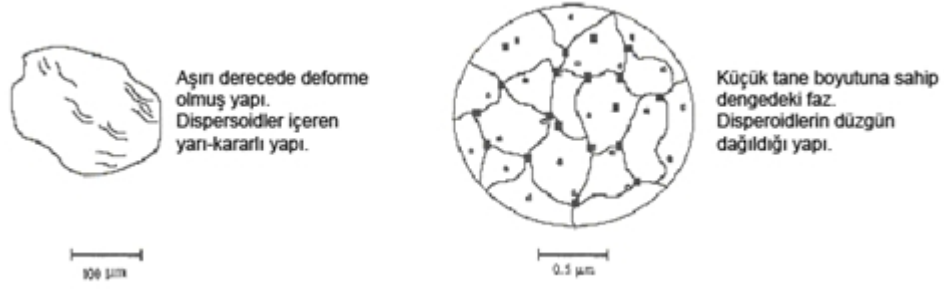
verimi oldukça düşüktür. Geleneksel bilyeli öğütücülerde bu %0,1 civarındadır. Yüksek enerjili bilyeli öğütme işlemlerinde verim bir şekilde yüksektir ama bu oran hala % 1'in altındadır. Kalan enerji genellikle ısı şeklinde kaybolur. Fakat küçük bir miktarı toz parçacıklarının elastik ve plastik deformasyonunda kullanılır (Suryanarayana, 2001).



Şekil 3.4 : Bilyelerin tozlar ile çarpışmasının şematik gösterimi (Bostan, 2003)



Şekil 3.5 : Mekanik alaşımlama esnasında tozlarda meydana gelen deformasyon (German, 2007)



Şekil 3.6 : Mekanik alaşımlama prosesinin son kademesinde oluşan yapı (German, 2007)

Mekanik alaşımlama teknik üstünlüklerinden dolayı oldukça verimli bir tekniktir. En önemli avantajlarından birisi yeni alaşımların sentezlenebilmesi veya normal yöntemlerle alaşımlanamayacak elementlerin alaşımlanabilmesidir. Bunun sebebi mekanik alaşımlama tamamıyla katı halde meydana gelen bir işlemdir ve faz diyagramlarında belirtilen sınırlamalar mekanik alaşımlama işleminde geçerli değildir (Suryanarayana, 2001).

Mekanik alaşımlama sırasında parçacıklarda oldukça ağır deformasyonlar oluşur. Bu tane sınırları miktarındaki artış; dislokasyon, boşluklar, dislokasyonların birbirini bloke etmesi gibi birçok kristal etkilerin oluşumuyla görülür. Bu etki matriste çözünen elementlerin difüze olmasını artırır. Daha ileri inceltilmiş mikro yapı özellikleri, difüzyon mesafesini düşürür.

Polonun yanı sıra öğütme sırasındaki sıcaklığın hafifçe yükselmesi difüzyon davranışlarına yardım eder. Bunun sonucunda ise, bileşimi oluşturan elementler arasında gerçek bir alaşımlama ortaya çıkar. Oda sıcaklığında bu alaşımlama ortaya çıkarken bazen de alaşımlamanın yüksek sıcaklıklarında elde edilebilmesi için alaşım tozunun tavllanması gerekir (Kaya, 2003).

### 3.3.1 Atritörler

Farklı çeşitlerde yüksek enerjili bilyeli öğütücüler mekanik alaşımlama işlemlerinde kullanılmaktadır. Bunlar; spex öğütücüler, gezegen tipi öğütücüler ve çeşitli atritörlerdir. Hepsinin farklı kapasiteleri, öğütme verimleri ya da ısıtma, soğutma amaçlı düzenlemeleri vardır (Suryanarayana, 2001).

Atritör tipi öğütücülerde oldukça yüksek miktarlarda toz öğütülebilmektedir (0,5 – 40 kg). Dikey bir şaftın ve karıştırıcıların sistemde bulunan tankın içinde 200 devir/dakika hızda dönmesi ile öğütme işlemi gerçekleşir (Suryanarayana, 2001).



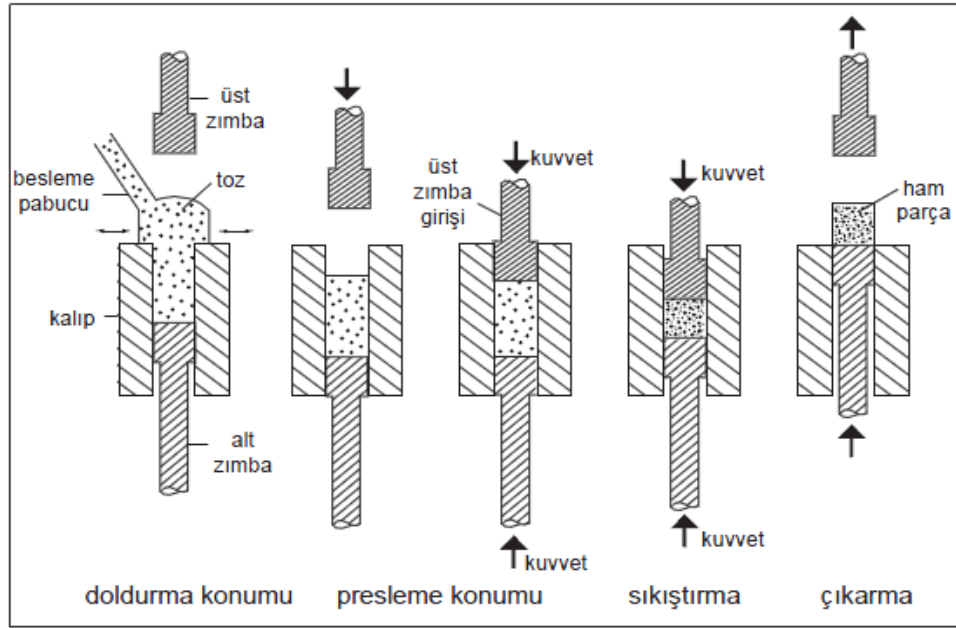
Şekil 3.7 : Atritör karıştırıcı

Öğütücülerin endüstriyel tipte olanları yukarıda bahsedilen öğütücülere oranla çok daha büyük hacimlere sahiptir. Mekanik alaşımlama için endüstriyel bir üretim 1250 kg kapasiteli bilyeli öğütücülerle yapılmaktadır. Artan enerji ile öğütme süresi azalmaktadır. Buna göre spex tipi bir öğütücüde birkaç dakika sürecek bir öğütme işlemi atritör bir öğütücüde saatlerce sürerken endüstri tipi bir öğütücüde bu süre günler seviyesindedir. Öğütücünün cinsine göre, mekanik alaşımlama prosesi etkileyen çeşitli parametreler vardır. Bunlar; öğütücü haznesinin malzemesi ve öğütme ortamının cinsi, bilye-toz oranı, öğütme atmosferi, öğütme süresi ve kullanılan bağlayıcı cinsidir (Suryanarayana, 2001).

### 3.4 Metal Tozların Sıkıştırılması

Tozların en yaygın şekillendirme ve yoğunluk kazandırma şeklidir. İstenilen parçanın geometrisine göre yapılmış kalıp içerisinde basınç uygulamak olarak tanımlanıp açıklanabilir. Tozlara basınç uygulandığında başlangıçta parçacıklar birbiri üzerinden kayarak her bir parçacık 4–6 komşu ile temas edecek biçimde kalıp içinde yerleşir. Basınç uygulandıkça kalıp içindeki temas eden parçacık sayısında artış görülür. Parçacıkların sertliklerinde de orantısız olarak şekil değiştirerek bağ

oluşturur. Sonuç olarak çoğu zaman tek yönde bir kalıp içerisinde sıkıştırılan toz, taşınabilecek mukavemeti olan bir kütleye dönüşmüş olur.



Şekil 3.8 : Tozların sıkıştırılmasında işlem sırası (German, 2007)

Sıkıştırılmış toza ham parça denilir. Preslemeden sonra yoğunluk, ham yoğunluk presleme sonrası mukavemet ise, ham mukavemet olarak adlandırılır. Presleme sonrası ham parça kalıbın içinde mekaniksel olarak kilitlemiş durumdadır. Parçayı kalıptan çıkartacak kuvvete çıkartma kuvveti denir. Sıkıştırma basıncı arttıkça buna bağlı olarak parçanın da kalıptan çıkartılması zorlaşır. Bu durumda hem çıkartmayı kolaylaştırmak hem de kalıp aşınmasını azaltmak için yağlayıcı kullanılmalıdır (German, 2007).

Sıkıştırmadan daha etkili sonuçlar alabilmek ve sorunlar yaşamamak ya da sorunları azaltabilmek için, sıkıştırma öncesi tozların homojen dağılımlarını elde etmek amacıyla tozlar yağlayıcılarla birlikte belli bir süre karıştırılır. Yağlayıcı eklemekteki amaç; tozların şekillendirilmesi sırasında toz kütlelerinin kalıp iç duvarlarını daha az aşındırması, kalıptan daha kolay çıkartılması ve toz taneleri arasındaki sürtünmeleri azaltarak tozların akışını kolaylaştırmak, ortaya çıkacak enerji kayıplarını en alt seviyeye çekmektir. Yağlayıcılar, düşük yoğunlukta olduklarından çok az miktarda toza ilave edildiğinde çok büyük bir hacmi işgal edebilir. Grafit tozu, metal tozlara % 1 – 1,5 oranında ilave edilebilir.

Tozlarının preslenmesinde temel unsur, ham yoğunluk ve dayanımın elde edilmesidir. Sıkıştırma, bir yük altında serbest yapıdaki toz parçacıkların istenilen şekle ve forma dönüştürülmesi için yoğunluk kazandırma işlemidir. En yaygın sıkıştırma yolu, bir çelik veya sert bir metal kalıp içerisinde 300 – 800 MPa basınç altında aksel preslemedir. Presleme sonrası parça kalıptan çıkarılabilecek yeterli mukavemete sahiptir. TM üretim yöntemi ile elde edilen malzemenin dayanımı presleme ve sinterleme sonrası yoğunluğu ile doğrudan ilgilidir (Palacı, 2001; Sağırılı, 1990).

Tozların sıkıştırılması sırasında, kalıpla preslemede karşılaşılan en önemli zorluklardan birisi, kalıp yüzeyinde oluşan sürtünmedir. Kalıbın iç yüzeyinde oluşan sürtünme, diğer bütün kuvvetlerinden büyüktür. Bu kuvvet kalıbın merkezine doğru azalır. Bu sırada basınçtan dolayı, toz parçacıklarının yer değiştirmesi sırasında toz parçacıkları üzerinden basıncın etkisi ile direncin az olduğu yöne yani daha az yoğun bölgelere kaçma eğilimi gösterir. Böylece, kısmen yanlara doğru fakat daha çok kalıp merkezine doğru bir toz akışının olduğu anlaşılmaktadır (Akoral, 2003).

Metal sıkıştırılması ve şekillendirilmesi sonrası parçanın kalıptan çıkartılması için gerekli ve yardımcı unsurdan yağlama işlemi, sıyırma basıncını düşürüyorsa iyi bir yağlayıcıdır. Yağlayıcı ve toz optimum bir sürede karıştırılmalıdır. Fazla karıştırma düşük ergime derecesine sahip yağlayıcının ısınarak yapışkan bir hal almasına sebep olabileceği gibi, az karıştırma ise, yağlayıcıdan beklenen özelliği karışıma yansıtamaz.

Bazı yağlayıcılar yapıştırıcı görevi görüp mukavemet artışına sebep olabilirler, bazıları da sinterleme sırasında yanarak gözenek artışına sebep olur ve buna bağlı olarak sinterleme ile artması gereken yoğunluk düşebilir (Akbulut ve Durman, 1995; Mabuchi ve Higoshi, 2001).

Tozların preslenmesi sürecinde gözlenen bir diğer önemli sonuç; belirli bir basınç uygulamasından sonra toz parçacıkları önce elastik, sonra plastik şekil değişikliğine uğrarlar. Şekil değiştirme özelliği olmayan metal tozları ise kırılırlar. Toz taneciklerinin yüzeylerindeki kayma deformasyonu sonucu meydana gelen bu şekil değişiklikleri toz parçacıklarına etki eden simetrik ve asimetrik kuvvetler sonucudur. Bu deformasyonlar sonucu toz parçacıkları birbirlerine kenetlenerek kümeler

oluştururlar. Bir yandan da oksit tabakaları kırılır. Bu safhaya “elastik ve plastik şekil değiştirme safhası” adı verilir.

Mekanik kenetleme olayı sırasında şekil değiştirmiş olan toz parçacıklarının birbirlerine değme alanları artmıştır. Sıkıştırma sonucu parçacıklar arası adhezyon kuvveti artar ve şekil değiştirme yeteneği kalmayan tozlar soğuk kaynak olur ve sıkıştırma işlemi tamamlanmış olur (Palacı, 2001; Sağırılı, 1990).

Deformasyon sırasında meydana gelen soğuk kaynak, sıkıştırma sonrası ham mukavemet artışına bağlı olarak artan basınçla birlikte gözeneklilik azalır ve temas sayısında artış olur. Böylece, bütün toz taneleri soğuk deformasyon sertleşmesine uğrar (Kurt,1992).

Preslenmiş bir parçanın yoğunluğunda istenmeyen farklılıklar görülebilir. Bunun nedeni parça boyu ile ilişkilidir. Buna ek olarak, basınç kaldırıldığı zaman preslenmiş parça genişler ve bu olay geri yaylanma olarak bilinir. Parçanın genişmesi, çıkartma işleminden sonra kalıbın içine tekrar girmesinden anlaşılmaktadır. Geri yaylanma sıkıştırma basıncının karesiyle orantılı olup tipik olarak % 0,2–0,4 arasındadır. Sinterlemeden sonra beklenen ölçülerin elde edilebilmesi için, bu boyutsal değişim kalıp tasarımında göz önüne alınmalıdır (German, 2007).

Kalıp tasarımındaki parametre ve kriterler belirleyici olduğundan, sıkıştırma mekanizmasının iyi bilinmesi gerekir (Akoral, 2003).

### **3.4.1 Sıkıştırma teorisi**

Sıkıştırma sırasında plastik deformasyonla birlikte tozlaşmadaki gözenek miktarı azalır ve yoğunluk artışı gözlenir. Artan presleme kuvvetine bağlı olarak, presleme sonrası toz örneklerinin mikro sertliklerinde gözlenen artış plastik deformasyon sertleşmesinin bir sonucudur. Yoğunluk artışı, kütle içerisinde hava boşluklarının yerini toz tanelerinin almasıyla gerçekleşir. Artan basınç ile birlikte havanın bir bölümü yapıyı terk etmeyerek gözenekler içerisinde kalır ve iç cephe hasarlarına neden olarak, yüksek basınçlarda artması gereken mukavemetin düşmesine neden olur (Davidson, 1996; Göktaş, 1995).

Presleme sırasında, görünür yoğunluğun hava yoğunluğuna dönüşmesi sıkıştırılabilirlik olarak tanımlanmaktadır. Parçacık boyutu sıkıştırılabilirliğin önemli bir faktörüdür. Küçük parçacıkların görünür yoğunluğu düşüktür, genellikle serttirler

ve sıkıştırma sırasında hızlı pekleşmeye maruz kalırlar. Bu sebeplerden dolayı preslemeleri zor olur. Ayrıca, küçük tozlar ve sünger tozlar kalıptan çıkarılma sırasında daha fazla geri esneme yapacağından çatlak oluşma ihtimali yüksektir. Kalıpta presleme ile yüksek ham yoğunluğa sıkıştırılabilecek şekilde tasarlanmış tozlar genellikle yumuşak ve büyüktür. Yüksek sertlik tüm sıkıştırma basınçlarında ham yoğunluğu düşürmektedir. Kuvvetli ve sert olan alaşımlı tozlar, paslanmaz çelikler, manyetik alaşımlar, takım çelikleri ve kompozitlerin preslenmesi için yüksek basınçlar gereklidir (German, 2007).

Sıkıştırma karşılaşılan önemli bir sorun toz ile kalıp duvarlar arasındaki sürtünmedir. Sıkıştırma sürecinde tozun kalıp içerisindeki derinliği artarken, toz ile kalıp arasındaki de artar ve buna paralel olarak sürtünme kuvveti de artış gösterir. Böylece uygulanan basınç ile toz üzerine iletilen basınç, sürtünme kuvvetinden dolayı farklı olacaktır. Sıkıştırılmadan kaynaklanan ve ortaya çıkan toz tanecikleri arasındaki bağlanma ham mukavemeti sağlar (Sur, 2002; Acılar, 2002; Kurt, 1992).

Düşük sıkıştırma basınçlarında, yağlayıcı sürtünmeyi azaltır ve yoğunlaşmayı iyileştirir. Buna karşılık, yağ parçacıkları da hacim işgal ettiklerinden, yüksek basınçlarda yoğunlaşmayı düşürür. Yağlayıcı, parçacıklar arasında iyi bağ oluşmasını engelliyorsa böyle genleşmeler çatlak oluşumuna neden olur. Pratikte özellikle düşük miktarlarda kullanıldığı zaman yüksek viskoziteli yağlayıcılar tercih edilir (German, 2007).

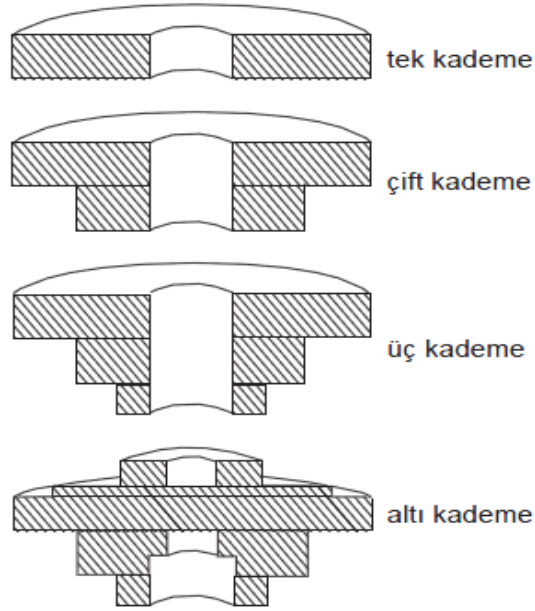
En çok kullanılan yağlayıcılar çinko sitrat, sitrik asit ve asetondur. Kalıp duvarlarının tozlardan çizilmemesi ve aşınmaması için çok sert olması gerekir. Bu nedenle, genellikle çok sert metal kalıplar kullanılır (Ekşi ve Kurt, 1999).

### **3.4.2 Sıkıştırma yöntemleri**

Tozların sıkıştırılmasında, kalıpta sıkıştırma, izostatik sıkıştırma, yüksek enerjili sıkıştırma, titreşimle sıkıştırma, ekstrüzyon yöntemi ile sıkıştırma gibi değişik yöntemler kullanılır (Ferg ve ark., 2003).

TM ile üretilen makine parçalarının şekil ve boyu üzerindeki kısıtlamalar, sıkıştırma işlemleri ile iyidir. Metal tozlarını preslemek için birçok uygun yöntem vardır. Fakat bunların çok azı homojen dağılım sağlayabilir. Özellikle karmaşık parçalarda bu daha zordur (Akorat, 2003).

Presleme zorluğunu belirlemenin yollarından biri parçanın sahip olduğu kademe sayısını bilmektir. Kademe sayısı arttıkça kalıbın karmaşıklığı da artar. Metal tozları endüstrileri federasyonu (MPIF), toz metalurjisi parça tasarımı için geleneksel preslemedeki zorluk seviyesine göre dört sınıf tanımlamaktadır (German, 2007).



Şekil 3.9 : TM parçaların dört sınıfı (yandan görünüşleriyle; enine kesitleri daireseldir) (German, 2007)

- Tek hareketli sıkıştırma
- Çift hareketli sıkıştırma
- Soğuk izostatik sıkıştırma
- İzostatik presleme

#### 3.4.2.1 Kalıpta sıkıştırma

Basıncın tek veya çift yönlü olarak uygulandığı sıkıştırma en yaygın olarak kullanılan toz şekillendirme yöntemidir.

- Tek yönlü sıkırtmada: toz, üst zımbanın hareketi ile sabit olan alt zimbaya doğru sıkıştırılır. Bu yöntemle tozlar arası ve toz ile kalıp duvarı arasındaki sürtünme düzensiz bir basınç dağılımına neden olacağından, sıkıştırılan parçadaki yoğunluk homojen bir dağılım göstermez (Hanumanth ve Irons, 1993; Cöcen ve ark.,1997).

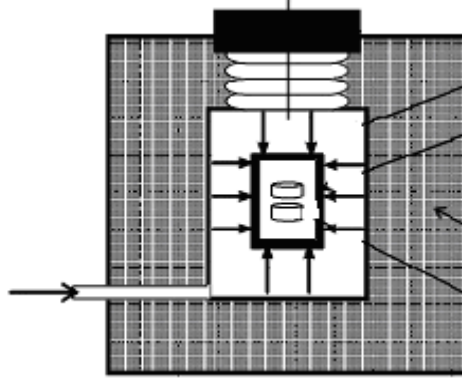


- Çift yönlü sıkıştırma yönteminde; toz, alt ve üst zımbaların birbirine doğru hareketi ile sıkıştırılır. Bu yöntemde sıkıştırılan parçadaki yoğunluk dağılımı, tek yönlü sıkıştırma ile elde edilen parçaların yoğunluk dağılımından daha homojendir (Sur, 2002; Hanyaoğlu, 1999).

### 3.4.2.2 İzostatik sıkıştırma

Bu yöntemde sıkıştırma basıncı bir gaz ya da sıvı yardımıyla parçaya her yönden ve eşit olarak uygulanır. Bütün yönlerde eşit yoğunluk, eşit büzülme ve eşit mukavemet sağlanır (Sağırılı, 1990; Akın, 2006).

Toz metal parçalarda daha homojen bir yoğunluk dağılımı elde edebilmek için uygulanan bir yöntemdir. Bilindiği gibi akışkanlarda, bir noktaya etki eden basınç bütün yönlerde aynı değerde iletilir. Bu noktadan hareketle, izostatik sıkıştırmada, sıkıştırma basıncı, bir sıvı veya gaz yardımı ile parçaya her yönden eşit olarak iletilir ve daha homojen bir yoğunluk dağılımı elde edilir. Bu yöntemde metal tozları kalıp görevi yapan elastik bir kaba doldurulur ve ağzı kapatılır. Kalıp Şekil 3.10'da görüldüğü gibi basınç hücresinin içerisine konarak gerekli basınç uygulanır ve daha sonra basınç düşürülerek kalıp hücreden çıkartılır. Sıkışan toz, metal parça üzerinden elastik kalıp sıyrılarak alınır. Böylece, daha homojen bir yoğunluk dağılımına sahip toz metal parça elde edilmiş olur (Kurt, 1992; Önel, 1995).



Şekil 3.10 : İzostatik sıkıştırmanın şematik görünümü

### 3.4.2.3 Yüksek enerjili sıkıştırma

Bu yöntemde sıkıştırma, pnömatik, mekanik ve patlayıcı gibi basınç uygulama teknikleri kullanılarak çok yüksek bir basıncın 50 Ms ile 50 Ms gibi kısa bir sürede uygulaması ile yapılır (Önel, 1995).

#### **3.4.2.4 Titreşim ile sıkıştırma**

Titreşim ile sıkıştırmada amaç, daha az bir basınçla, kalıpta şekillendirmeye eşdeğer bir yoğunluk elde etmektir. Bu yöntem ile sert bir kalıp içerisindeki toza basınç uygulanırken aynı zamanda belli reaksiyonlarda bir titreşim uygulanarak toz metal parça elde edilir. Burada uygulanan basınca göre uygun frekanslarda titreşim seçilmelidir (Hanyaoğlu, 1999).

#### **3.4.2.5 Ekstrüzyon yöntemi ile sıkıştırma**

Metal tozlarının şekillendirilmesinde nadir olarak kullanılan bu yöntemde, tozlar kapalı bir kap içerisine doldurulur ve kabın havası alınır, kap içerisindeki tozlar ısıtılarak ekstrüzyon yoluyla parça üretimi gerçekleştirilir. Bu yöntemde üretilen parçaların yoğunluğu yüksektir. Ekstrüzyon öncesi tozlar ısıtılmış ise sinterlemeye gerek duyulmaz.

Ekstrüzyon genellikle daha önce izostatik presleme ile yoğunlaştırılan toz metal parçalara uygulanır. Bu yöntem en çok takım çelikleri üretiminde kullanılır (Ögel ve Kaya, 1992; Önel, 1995; Sümer, 2003).

### **3.5 Sinterleme**

Sinterleme işlemi preslenmiş T/M parçalarına çalışma şartlarına dayanabilecek özelliklere getirmek amacıyla ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta uygulanan bir ısıl işlemdir. Tek bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı genellikle metalin ergime sıcaklığının 2/3 veya 4/5 alınarak tespit edilirken, birden fazla bileşenli sistemlerde ise sinterleme sıcaklığı, ergime sıcaklığı düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üzerinde, ergime sıcaklığı yüksek olan bileşenin ergime sıcaklığının altında seçilir. Sinterleme süresi kullanılan malzemeye göre değişir. Sinterleme süresi ile sinterleme sıcaklığı arasında ters orantılı bir ilişki vardır. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme süresi kısalmır (Akoral, 2003).

Sinterleme, metal tozlar arasında yayılım ve benzeri atom hareketleri ile bağ oluşturarak mukavemeti artıran bir ısıl işlemdir. Bu tanımlamanın açıklanmasında dikkatimizi çeken önemli hususlar vardır: Sinterleme sırasında parçadaki geometrik değişimler, atomların hareketini sağlayan ısıtmadan kaynaklanır. Yüksek sıcaklıklarda, çok sayıda atom komşuları ile bağlarını koparacak ve yeni yerlere gidecek düzeyde enerjiye sahip olacaktır. Atomların hareket edebilmesi için gerekli

olan bu enerjiye “aktivasyon enerjisi” denir. Aktivasyon enerjisi malzemeye ve atomlararası bağ kuvvetine bağlıdır. Bu nedenle sinterleme sıcaklıkları, malzemelerin ergime sıcaklıkları ile ölçülendirilir (German, 2007).

Sinterleme sürecinde ön şekil verilmiş tozların belli bir sıcaklık ve sürede birbirlerine bağlanması, koherant bir kütleye dönüşmesi sağlanır. Ön şekillendirilmiş toz kütlelerine en az iki fazlı bir malzeme diye, yani katı ve gözenek diye yaklaşım yapılabilir. Bunların her biri kendi morfolojisine, boyut dağılımına, şekil ve miktarlarına sahiptir.

Sinterleme, gözenekli yapıda bir şekil kazandırılmış tozların spesifik yüzey alanının küçülmesi, parçacık temas noktalarının büyümesi ve buna bağlı olarak gözenek şeklinin değişmesine ve gözenek hacminin küçülmesine neden olan ısıl olarak takviye edilmiş malzeme taşınımı olayı olarak da tanımlanmıştır.

Sinterleme ile parçacık temas noktaları artmakta ve atomlar ile iyonlar arasında fiziksel bir bağ oluşmaktadır. Bu tür bağ oluşumu, kristal kafes sistemi içerisindeki yüksek dayanımlı atomsal bağlanma ile benzeşir (Palacı, 2001).

Sinterleme sıcaklığı ergime noktasına yaklaştıkça, hareket eden atomların sayısı arttığından sinterleme hızı artar. Sinterleme süresi 10 dakikadan birkaç saate kadar çıkabilir. Sinterleme sürecinde yaşanan önemli bir diğer durum; sinterleme işlemi sırasında, nokta teması ile başlayan, ara parçacık bağının gelişmesi ile devam eden mekanizmaya çift küre sinterleme modeli denilmektedir. Bu modelde, parçacık temasının sonucunda oluşan boyun büyümesiyle yeni bir tane sınırı oluşur ve iki parçacık ilk çapın 1,26 katı olan bir son çapla tek bir parçacık oluşturacak biçimde birleşir (German, 1994).

Sinterleme sürecinde, polimer yakılması parçacıklar arası bağlanma, boyut değişimi ve mikro yapının önemli miktarda irileşmesi gibi birçok olay gerçekleşir. Sinterleme öncesi bağlayıcı veya yağlayıcı olarak kullanılan polimerlerin uzaklaştırılması sinterlenmiş parçanın yoğunluğunu doğrudan etkiler. Sinterleme sonrası ham parçada yoğunluk, mukavemet, sertlik, elektrik ve ısıl iletkenlik, elastik modülü gibi özellik değişimleri meydana gelir (Carter ve Norton, 2007).

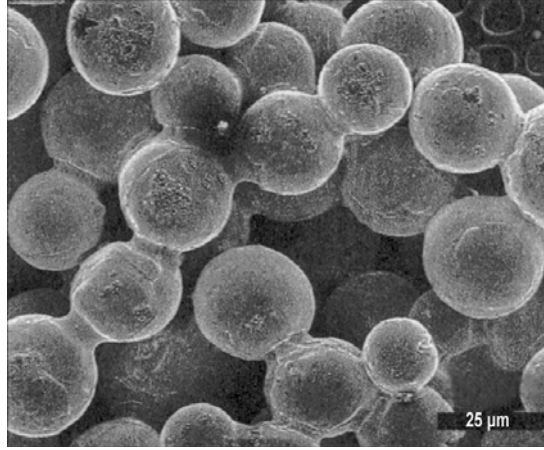
Sinterleme işleminden önce toz kütlelerinin özelliklerinin bilinmesi önemlidir. Şekillendirme sırasında tozlar deforme olmamışsa Van Der Waals bağlarının bir sonucu olarak tanecikler arasında zayıf bağlar oluşur. Preslenmiş parçalarda ise bu

durum farklıdır. Özellikle temas bölgelerinde uygulanan basınç, yüzey filmlerinin düzeninin bozulmasına sebep olur. Böylece sinterlemeden önce, uygulanan basıncın etkisiyle toz parçacıklarının temas ettiği küçük alanlarda oluşan sıkışmaların sonucunda yapışmalar meydana gelir (Özkan, 2007).

Sinterleme süreci sonunda, yapıda oluşan porların doldurulması, yağ emdirme, tekrar presleme ve/veya tekrar sinterleme, yüzey sertleştirme, yüzey kaplaması, talaş kaldırma, montaj, ısıl işlemler yapılabilir (Akın, 2006).

### 3.5.1 Katı – faz sinterleme teorisi

Katı faz sinterlemesi toz kompaktın uygulanan sinterleme sıcaklığında katı haldeyken yoğunlaşmasıdır. Sinterleme sıcaklığı malzemenin ergime sıcaklığının altında seçilirse, katı faz sinterlemesi adını alır (Kumdalı, 2008).



Şekil 3.11 : Sinterleme esnasında tozlarda meydana gelen boyun oluşumu

Sinterleme sırasında atom hareketleri görülmez, ancak hacim değişimleri meydana geldiğinden işlem genelde bu değişimler ile izlenir. Sinterleme işlemi genelde bu değişimler ile izlenir. Sinterlemenin temel ölçülerinden biri olan boyun büyümesi bunlardan bir tanesidir. Şekil 3.11’de iki küresel parçacığın sinterleme profili verilmiş olup burada boyun büyüklük oranı “ $X/D$ ”, boyun çapının parçacık çapına oranıdır. Sinterleme işlemi sırasında temas eden parçacıklar arasındaki bağlar kuvvetlenir ve kaynaklanmalar oluşur (Carter ve Norton, 2007).

Sinterleme işlemi; başlangıç, ilk aşama, ara aşama ve son aşama olmak üzere dört zamanda tamamlanır (German, 2007).

Pek çok sinterlenmiş malzemede erişilebilecek bir üst yoğunluk sınırı vardır. Bu değer, % 100 teorik yoğunluğun altındadır. Sinterleme işlemi vakumda yapıldığı takdirde, gözeneklerde gaz kalmadığından tam yoğunluğa erişilebilir (German, 2007).

Katı hal sinterleme süreci içinde yaşanan mekanizmalar; malzemeye, tane boyutuna, sinterleme devresine, sıcaklığa ve diğer bazı parametrelerine bağlıdır (German, 1994).

### **3.5.2 Sinterleme atmosferleri ve etkileri**

Sinterleme için gerekli atmosfer; prensip olarak parçaların ve fırının oksitlenmesini önlemek, yüzey oksitlerini indirgemek, fırında buharlaşan yağlayıcı gazları dışarı atmak ve demir-karbon alaşımlarında olduğu gibi blok parçanın bileşimini kontrol etmek için kullanılır. Atmosfer seçimi, sinterlenecek malzemeye göre yapılır. En iyi şartları sağlayacak atmosfer seçilirken; ekonomiklik ve güvenilirlik gibi diğer faktörlerde hesaba katılır. Endüstride genellikle oksitlenmeyi minimuma indirmek için; Ar, H veya N gazı kullanılır (Özkan, 2007).

Sinterleme atmosferlerinin en önemli görevi yüksek sıcaklıktaki kimyasal tepkimeleri kontrol etmektir.

Sinterleme atmosferinde önemli olan, atmosferdeki safsızlık derecesidir. Bu özellik sinterleme sırasında kimyasal tepkimelerin kontrolü için çok önemlidir. Sıklıkla kullanılan atmosfer koşulları şunlardır:

- Oksitleyici ( Karbondioksit, su veya oksijen)
- Nötr (Argon, helyum veya vakum)
- İndirgeyici (Hidrojen veya karbon monoksit)
- Hidritleyici (Hidrojen veya amonyak)
- Hidrit giderici (Vakum veya argon)
- Nitrürleyici (Azot veya amonyak)
- Karbürleyici (Metan veya Propan)
- Karbon giderici (Karbondioksit, su veya oksijen) (German, 2007).

Her malzemenin üretiminde, sinterlenmesinde kullanılacak süper bir gaz yoktur. Bu nedenle, atmosfer seçimi basit gaz sistemlerinden karmaşık gaz sistemlerine kadar çok değişiklikler gösterir. Atmosferin seçimi, sinterlenecek malzemeye göre tespit edilir. Endüstride kullanılan gazlar şu şekilde sınıflandırılabilir:

1. Yerinde Üretim: Bu yöntemde fırının yanına yerleştirilen düzenek yardımıyla atmosfer üretilir. Bu metot, ekzotermik ve kırılmış amonyak atmosferlerin üretimi için kullanılır.
2. Sentetik Atmosferler: Genellikle fırının dış kısmında depo edilmiş kütle gazlar gereken kompozisyonu gerçekleştirecek karıştırma ünitesine bağlanır. Bu metot genellikle azot ve hidrojen gazları için kullanılır. Elde edilen atmosfer karıştırma ünitesinden fırına gönderilir.
3. Dupleks (Çift Fazlı) Sistemler: Sentetik atmosfere çok benzer. Tüpte depo edilmiş azot gazı bir veya daha fazla gazla istenen atmosfer bileşimini verecek şekilde karıştırılır. Bu sınıftaki iki temel atmosfer kırılmış amonyakla, azot ve endotermik azot gazıdır (Günay, 2009).

Sinterlemede kullanılan atmosferler, parçaları oksitlenmekten koruduğu gibi, mevcut oksitleri de indirger ve atmosferin bileşimine göre karbürizasyon veya dekarbürizasyon meydana gelir. Sıcaklık ve son karbon konsantrasyonu karbürizasyon uygulamaları için bilinmesi gereken parametrelerdir. Eğer karbon miktarı kontrol edilmezse fazla karbon atmosferde reaksiyona girerek kaybedilir veya fazla karbürizasyon meydana gelir. Karbon miktarı, su buharı – hidrojen, karbondioksit – karbon monoksit ve metan – hidrojen oranları ile belirlenir. Uzun sinterleme zamanlarına ve yüksek sinterleme sıcaklıklarına izin verilmezse denge oranları daha iyi olan atmosferler gerekir (ASM, 1998).

## 4. EKSTRÜZYON

### 4.1 Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Ekstrüzyonu

Ekstrüzyon, istenilen şekli elde etmek için özel olarak hazırlanmış bir kalıbın içerisinden kontrollü olarak ısıtılmış malzemenin basınç yardımıyla geçirilmesi suretiyle malzemelerin şekillendirilmesi yöntemidir. Şekillendirme metodunun seçimi; üretilecek parçanın şekline ve varsa takviye elemanı boyutuna, türüne, şekline, hacim oranına, kompozit malzemenin uygulama alanına ve maliyetine bağlı olarak belirlenir. Örneğin: ince taneli ( $<20\mu\text{m}$ ) takviye elemanlarının yüksek hacim oranlarında ( $>30\%$ ) kullanıldığı kompozitler toz metalurjisi (TM) tekniği ile şekillendirilirler. Ayrıca bu teknikle üretilmiş yarı mamul blok numuneler; geleneksel sıcak ve soğuk şekillendirme yöntemleri ile tekrar şekillendirilebilirler. Sıcak ekstrüzyon gibi ikincil şekillendirme işlemleri TM gibi birincil işlemle üretilmiş metal matrisli kompozitlerin (MMK) mekanik özelliklerini artırmanın yanında daha homojen bir parçacık dağılımını da sağlar (Nair, 2005; Das ve ark., 2001; Carvalho ve ark.,1992).

Alüminyum Matrisli Kompozitlerin (AMK) ekstrüzyon gibi geleneksel bir yöntemle üretilebilmesi onların üretim maliyetini diğer kompozit türlerine göre önemli ölçüde azaltır ve rekabet şansını artırır. Ancak AMK'lerin takviye edilmemiş geleneksel matriks malzemesine göre şekillendirilmeleri daha zordur ve bu nedenle üretim maliyetleri onlara göre yüksektir. Ayrıca, AMK'lerin ekstrüzyonunun geniş kapasiteli presler gerektirmesi yanında, kalıp ve takımların şiddetli aşınmasına yol açması yine onların üretim maliyetini artırır (Turenne ve ark., 1999; Chen ve ark., 1996).

Ekstrüzyon işleminde ısıtılmış katı yarı mamul metal bir blok numune bir kovan (alıcı) içerisine yerleştirilerek bir zımba (ıstamp) vasıtasıyla sıkıştırılmak suretiyle istenilen kesite sahip bir kalıp (matriks) deliğinden akmaya zorlanır. Ekstrüzyonun direk, indirek, darbeli ve hidrostatik olmak üzere dört temel tipi vardır. Bu yöntemler arasında en çok bilinen ve kullanılanı zımbanın bir kovan içerisinde blok numuneyi

sıkıştırarak kalıp deliğinden akmaya zorladığı direk ekstrüzyon tekniğidir. Kovan içerisindeki blok numune zımba tarafından itilerek diğer uçtaki kalıp deliğinden akmaya zorlanır. Malzeme akış yönü ve zorlama yönü aynıdır. Metal içinde oluşan gerilme üç boyutlu basmadır (Mooi ve ark., 1999, Sönmez, 1989).

Bir ekstrüzyon ünitesi çok sayıda takımdan oluşur. Ekstrüzyon takımları yardımcı takımlar ve şekil değiştirme takımları olmak üzere temel iki ana kısma ayrılabilir. Bunlardan; kovan, zımba ve özellikle ekstrüzyon presinin elemanları yardımcı takımlar grubuna girerken, kalıp ve kalıp destek elemanları şekil değiştirme takımları olup yüksek aşınmaya ve deformasyona tabi olduklarından sık sık değiştirilme zorunlulukları vardır (Sönmez, 1989).

Ekstrüzyon işlemi gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda düşey tipte hidrolik pres gerekli olan diğer ekstrüzyon takımları ilave edilerek ekstrüzyon ünitesine dönüştürülmüştür. Çeşitli ekstrüzyon parametrelerinin ölçülmesi ve kontrol edilmesi için bu presler üzerinde var olan ölçme ve kontrol ünitelerine ilaveten ihtiyaç duyulan ölçme ve kontrol üniteleri yerleştirilmektedir (Goswami ve ark.,1999).

AMK'lerin ekstrüzyonunda maliyeti artıran iki önemli neden vardır. Ürün yüzeyinde meydana gelen kayma yırtılması hasarı ve alüminyum matriks içerisine gömülü sert parçacıkların abrazif etkiyle kalıp yüzeyini aşındırmasıdır. AMK ekstrüzyonunda kalıplar sıklıkla değiştirmek yada temizleme yapmak için zaman kaybı yaşanır. Bu her iki sorunun temel sebepleri; kalıp malzemesi, kalıp yüzey özellikleri ve de kalıp akış özellikleridir. Bu nedenle matris malzemelerinin ekstrüze edildiği geleneksel ekstrüzyon kalıp tasarımları karmaşık deformasyon davranışı gösteren AMK'lerin ekstrüzyonu için genellikle kullanılmazlar (Goswami ve ark.,1999; Zhou ve ark., 1988).

İkincil şekillendirme işlemi uygulanacak olan AMK'ler birincil işlem olarak blok numune şeklinde üretilir. Bu kompozitler haddeleme, dövme, ekstrüzyon gibi geleneksel şekillendirme işlemlerine uyumludur. Ekstrüzyon blok numunelerin üretiminde en çok karıştırmalı döküm ve toz metalurjisi tekniği kullanılmaktadır (Goswami ve ark.,1999; 32, Sauerborn ve ark., 1998).



## 4.2 Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Numunelerin Ekstrüzyonu

TM ile üretilen blok numuneler, homojen bir parçacık dağılımına sahiptir. Bu durum ürün özelliklerini önemli ölçüde iyileştirirken karıştırılmalı döküm ile karıştırıldığında daha pahalı olduğu belirlenmiştir. Bu nedenle blok numune üretim tekniğinin seçimi son üründen beklenen performansa ve birim maliyete bağlıdır. TM ile AMK blok numunelerin üretilmesinde seçilen matris alaşımının belirli tane boyutundaki ( $\approx 4-80\mu\text{m}$ ) tozları, belirli tane boyutundaki ( $\approx 3-40\mu\text{m}$ ) takviye elemanı ( $\text{SiC}_p$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{SiC}_w$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) tozları ile karıştırılarak elenir, sıcak vakumda gazı alınır ve soğuk izostatik presleme yapılarak AMK blok numune elde edilir (Goswami ve ark., 1999; Carvalho ve ark.,1992; Borrego ve ark., 2002).

Ayrıca TM ile silindirik şeklinde üretilmiş farklı karışım oranlarındaki tabakalar işlem özellikleri bakımından önemli olan gaz giderme süreci vakum altında tamamlandıktan sonra üst üste konularak ekstrüze edilebilmektedir (Chen ve ark., 1992; Morsi ve ark.,2000).

TM ile üretilen blok numuneler aynı ekstrüzyon şartlarında karıştırılmalı döküm yöntemiyle üretilen blok numunelere nazaran daha düşük ekstrüzyon kuvvetlerinde ekstrüze edilebilmekte ve daha iyi yüzey kalitesine sahip ürün elde edilebilmektedir (Nair, 2005).

TM ile üretilmiş blok numunelerde yapılan ekstrüzyon uygulamalarında ürün yüzeyinde çatlak oluşmadığı belirtilmektedir. Bunun temel sebebi olarak toz metalurjisi ile üretilen blok numunelerin karıştırılmalı döküm tekniği ile üretilenlere nazaran çok daha homojen parçacık dağılımına sahip olmasıdır. Ayrıca, blok numune üretiminde kullanılan SiC tane boyutu karıştırılmalı döküme nazaran toz metalurjisinde çok daha küçüktür. Tane boyutunun belli bir boyuta kadar küçülmesi ürün kalitesini artırmaktadır. Yine blok numunelerde takviye elemanının yapı içerisinde dağılımı kolaylıkla sağlanabilmekte ve ara yüzey reaksiyonları kolaylıkla kontrol edilebilmektedir (Goswami ve ark., 1999; Chen ve ark., 1992; Tsipas ve ark., 1996).

AMK'lerin ekstrüzyonunda en önemli zorluklardan birisi de farklı akış ve deformasyon özelliklerine sahip iki malzemeyi birlikte şekil değiştirmeye zorlamaktır. AMK'lerde sıcak şekil değiştirmede akma gerilmesi farklı bölgelerde

farklı dağılım gösterir ve gerilme dağılımı parçacık göçüne sebebiyet verir (Nair, 2005).

Daha önceki araştırmalar, TM ile üretilmiş blok numunelerde ekstrüzyon işlemi sonrasında ürün ve artık ürün üzerinde yapılan incelemelerde hacim oranının her yerde sabit kaldığı parçacık göçüne rastlanmadığı fakat karıştırmalı döküm yöntemiyle üretilen blok numunelerde ise ekstrüzyon sonrası önemli ölçüde parçacık göçüne rastlandığı belirtilmektedir. Bu iki durum arasındaki farklılık SiC'ün yüksek hacim oranları için (%10, 15, 20) geliştirilen modelin, düşük hacim oranları için (% 2,5) geçerli olmaması ile açıklanmaktadır (Goswami ve ark., 1999).

### **4.3 Ekstrüzyonun İşlem Parametreleri**

- Mikroyapı özellikleri
- Ekstrüzyon oranı
- Ekstrüzyon sıcaklığı
- Takviye elemanı ve tane boyutu

#### **4.3.1 Mikroyapı özellikleri**

Ekstrüzyon parametrelerinin mikroyapıya etkisinin belirlenmesi önemlidir. Çünkü son ürünün özellikleri ekstrüzyon ürününün mikroyapısıyla yakından ilgilidir. MMK'lerin mikroyapı özelliklerini belirleyen faktörler:

- Takviye elemanı tane boyutu, şekli, hacim oranı ve dağılımı
- Matriksin tane boyutu, şekli ve tanelerin deformasyon özellikleridir.

#### **4.3.2 Ekstrüzyon oranı**

Ekstrüzyon oranı blok numune kesit alanının ürün kesit alanına oranı olarak tanımlanır. Ekstrüzyon oranı (R) sert malzemelerde 20'den küçük, çeliklerde  $\approx 40$ , kurşun ve alüminyum gibi yumuşak metallere ise 400 e kadar çıkabilmektedir. Bu oranın artması gerek şekil değiştirme kuvvetini gerekse sürtünme kuvvetini artırmaktadır. Özellikle oranın büyümesi ölü bölgenin büyümesine yol açtığından sürtünme kuvveti önemli derecede artar (Nair, 2005).

### **4.3.3 Ekstrüzyon sıcaklığı**

Kalıp çıkışındaki ürün sıcaklığı önemli ekstrüzyon parametrelerinden biridir. Çünkü ürün sıcaklığı ürünün yüzey özelliklerini, mikroyapı özelliklerini ve mekanik özelliklerini belirler ve çoğu ekstrüzyon kusurları hem mekanik hem de termal esastır.

Deformasyon için verilen enerji ısı enerjisine dönüştüğünden, kalıp girişinde blok numune sıcaklığı yükselir. Sıcaklıktaki bu artış; deformasyon hızına, ekstrüzyon oranına, blok numune ısıtma sıcaklığına ve işlem sırasındaki sürtünmeye bağlıdır. İstenilen özelliklerde bir ürün elde edebilmek için blok numune ısıtma sıcaklığı bu faktörler dikkate alınarak belirlenmelidir (Sauerborn ve ark., 1998).

Genel olarak, ekstrüzyon ürünü yüzeyindeki radyal çatlaklar, kalıpla ürün arasındaki yetersiz yağlamadan, kalıp yüzeyindeki aşırı sıcaklık artışından ve kalıp duvarındaki yüksek sürtünme gerilmesinden kaynaklanır (Lieblish ve ark., 1997; Zhou ve ark., 1988).

### **4.3.4 Takviye elemanı tane boyutu**

TM'de takviye elemanı tane boyutundaki küçülme takviye elemanının öğütme sırasında topaklanmaya neden olur ve küçülen tane boyutuyla tanelerin homojen dağılımı zorlaşır. Ekstrüzyon sırasında iri taneli takviye elemanı yüksek ekstrüzyon oranlarında parçalanır ve tane boyutu küçülür. Böylelikle ürünün tane boyut dağılımı değişir. Bu durumun üretim kusuru olması yanında tane boyutunun küçültülerek küçük taneli takviye elemanlarının homojen dağılımını sağlaması bakımından farklı bir yöntem olarak da geliştirilebilir (Tham ve ark., 2002).

## 5. YÜKSEK BASINÇLI BURULMA ( HPT-High Pressure Torsion)

HPT işlemi, karşılıklı olan iki kalıbın arasına yerleştirilen disk şeklindeki numuneye, basınçla beraber dönme hareketi uygulanarak şeklinde önemli bir değişikliğe sebep olmadan numuneye basınç altında yüksek kayma gerilmesi uygulayarak tane boyutunu küçültmeyi amaçlayan Aşırı Plastik Deformasyon (SPD) metodu olarak bilinmektedir. HPT işleminde kullanılan pürüzlendirilmiş kalıplarda biri, presi ve dönme hareketini numune üzerine etki ettirirken, diğeri ise sabit kalarak işlem sırasında numunenin akışını engellemeye çalışmaktadır. Bu sayede, numune içerisindeki kesme gerinimi disk şeklindeki malzemenin merkezinden kenarlara doğru artmaktadır. Bu şekilde de kesme dayanımının yoğunluğu kenarlarda daha yüksektir. Tane küçülmesinin mekanizması çok detaylı bilinmemesine rağmen, kesme gerinimi ile taneler parçalanmakta ve eş zamanlı olarak dislokasyon yoğunluğu artmaktadır. Daha sonra dislokasyonlar deformasyonun devamlılığı ile yönlenmekte ve gruplaşarak birlikte yeni tane sınırlarını oluşturmaktadır. Bu işlem kenar kısımlarında gerinimin yüksek olması ile daha önce gerçekleşmektedir. Kalıplar arasında işlem gören numuneden dışarı doğru bir malzeme kaybı olmadan numune kalınlığı sabit kalır ise, asal gerilim şu şekilde hesaplanır:

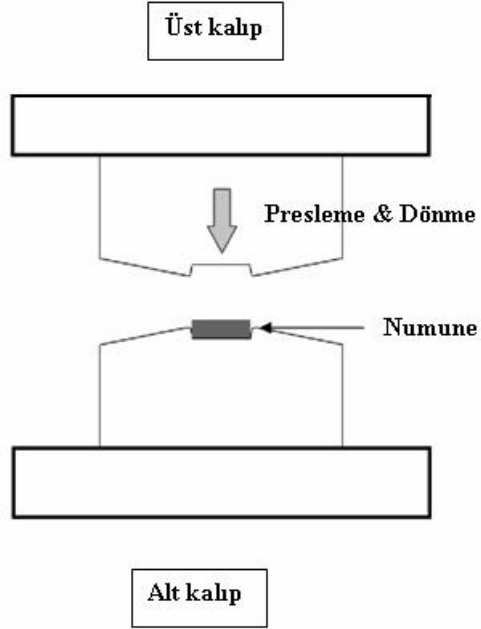
$$\gamma = (r/h)\theta \quad (5.1)$$

Burada  $\gamma$  asal gerilimi,  $\theta$  burulma açısını,  $r$  diskin merkezi ile kenar kısmı arasındaki mesafeyi,  $h$  ise numunenin kalınlığını vermektedir. Eğer, iki kalıp arasındaki malzemeden kayıp ve numunenin kalınlığında bir değişiklik olduğunu düşünürsek, alternatif bir bağlantıdan söz etmek mümkündür. Diğer SPD metotlarıyla kıyaslandığında eşdeğer gerilim  $\varepsilon$  şu şekilde hesaplanabilir:

$$\varepsilon = (1/a) \quad (5.2)$$

Buradaki  $a$  katsayıdır ve farklı iki teoriye göre bu değer 2 (Tresca teorisi) veya  $\sqrt{3}$  (Mises teorisi) olarak değişir. Bu işlemde kullanılan presleme oranları, genelde 0,5 GPa ile 8 GPa arasında değişirken dönme oranları makinenin kapasitesine bağlı olarak maksimum 15 tam tur olarak belirlenebilir. Burada kullanılacak disk

şeklindeki numunenin kalınlığı 0,8 mm ile 3 mm arasında değişmektedir. Yine aynı numunenin çapı ise 10 mm ile 20 mm arasında seçilebilir (Zhou, 2006; Arpaçay, 2009, Edalati ve Horita, 2010).



Şekil 5.1 : Yüksek basınçlı – burulma

## 6. MATERYAL ve YÖNTEM

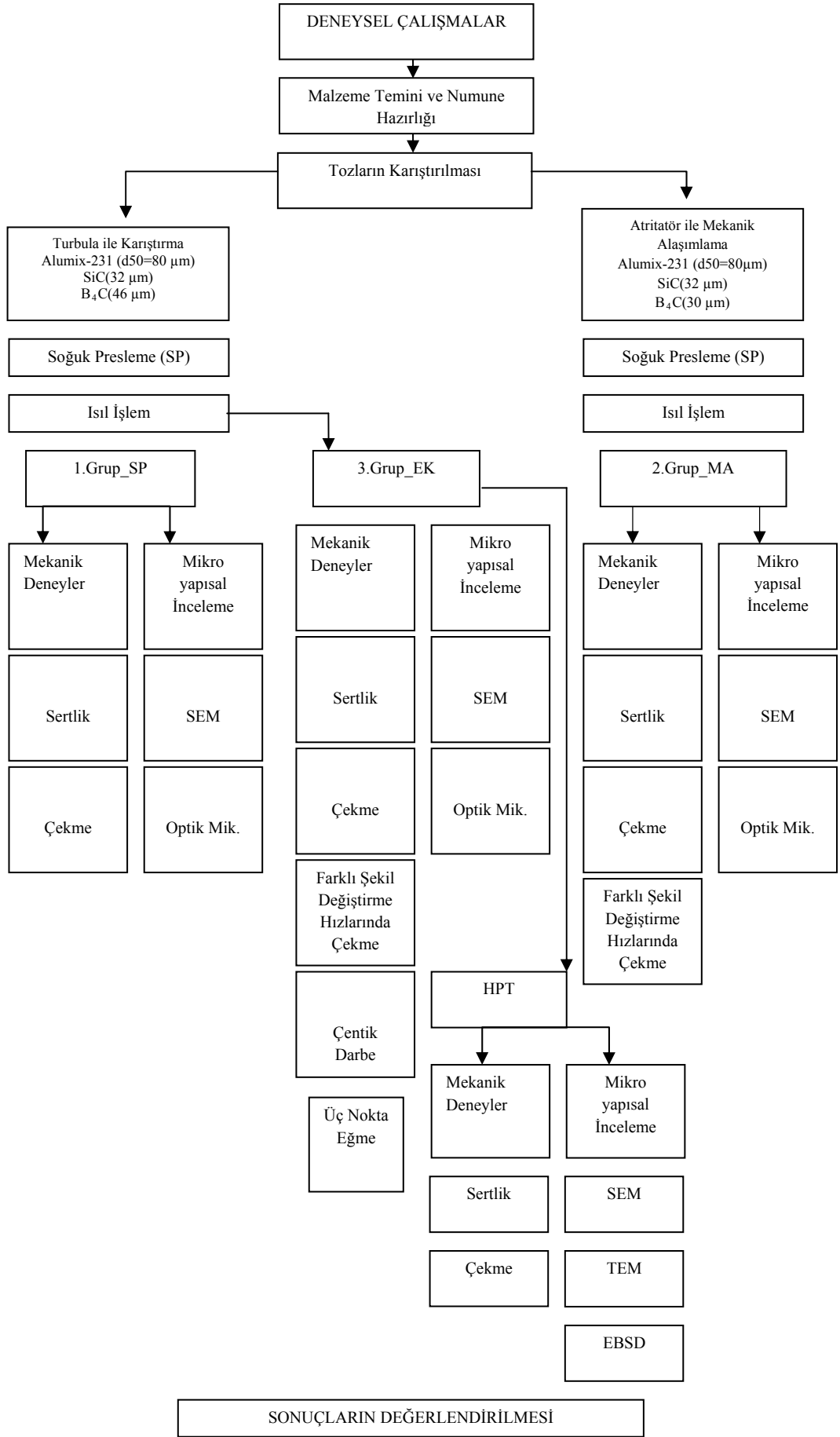
### 6.1 Giriş

Çalışmada; TM yöntemi kullanılarak ağırlıkça %5, %10 ve %20 oranlarında SiC ile aynı oranlarda B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozitler üretilmiştir. Üretilen numunelerin bir bölümüne yüksek basınçlı burulma uygulanmıştır. SiC ve B<sub>4</sub>C takviye oranlarına bağlı olarak elde edilen sonuçlar karşılaştırılmıştır.

DeneySEL çalışmaların ilk aşamasını toz metalurjisi yöntemiyle kompozit üretimi oluşturmaktadır. Alüminyum matris malzeme seçiminde takviye elemanı olarak SiC ve B<sub>4</sub>C'nin oluşturacağı sertlik ve bağlanma zorluğu dikkate alındığından yapısında bakır içeren Al-Si (Alumix-231) alaşımı kullanılmıştır.

Toz metalurjisi ile kompozit üretiminde 3 farklı tip numune hazırlanmıştır. İlk grup tozlar üç boyutlu karıştırıcı turbula ile karıştırılarak hazırlanıp üretilen soğuk presleme (SP) numuneleridir. İkinci grup numuneler atritörde mekanik alaşımlama yapılarak üretilmiş mekanik alaşımlama (MA) numuneleridir. Üçüncü grup numuneler ise ekstrüzyon (EK) yöntemiyle üretilen numunelerdir. Ayrıca EK numunelerine yüksek basınçlı burulma (HPT) işlemi uygulanarak bir alt grup oluşturulmuştur.

İmal edilen bu numunelerin üretim şekilleri ve uygulanan ikincil işlemlere bağlı olarak SiC ve B<sub>4</sub>C takviye elemanlarının mekanik özelliklere etkisi ve mikro yapıda meydana getirdiği değişiklikler değerlendirilerek sonuçlar elde edilmiştir. Çalışmanın deneysel aşamasını içeren akış şeması Şekil 6.1'de verildiği gibidir.



Şekil 6.1 : Deneysel işlemlere ait akış şeması

## 6.2 Malzeme Temini ve Deney Numunelerinin Üretimi

### 6.2.1 Malzeme

#### 6.2.1.1 Matris malzemesi

Alüminyum matrisli kompozit numunelerin üretiminde matris malzemesi, ECKA Granulate Velden GmbH, Germany firmasının ön alaşımlama yapılmış Alumix–231 ( $Al_{15}Si_{2,5}Cu_{0,5}Mg$ ) tozu seçilmiştir. Alumix–231 tozu gaz atomizasyon tekniği ile üretilmiş bir malzeme olup, doğrudan presleme ve ardından sinterleme işlemi uygulanabilir özelliğe sahiptir. Toz içerisinde %1,5 oranında Amide-wax (Ethyle bisstearamide) yağlayıcı mevcuttur. Firma katalogunda Alumix–231 tozuna ait fiziksel özellikler; doğrudan presleme sonucunda ham yoğunluğu  $2,56 \text{ g/cm}^3$  ve teorik yoğunluğu %93,6 olarak verilmiştir. Azot gazı ortamında  $420^\circ\text{C}$  'de 60 dakika yağlayıcı uçurma ve  $565^\circ\text{C}$  'de 60 dakika sinterleme işlemi yapıldığında sinterleme işlemi sonucunda teorik yoğunluk  $2,67 \text{ g/cm}^3$ , BHN sertlik değeri 100 ve %1 uzama değerleri olarak verilmektedir. Matris malzemenin bileşimi %14–16 Si içermektedir. Matris malzemedeki bulunan Si miktarı Alumix–231 tozunun ötektiküstü alüminyum–silisyum alaşımları içinde değerlendirilmesinde önemli parametredir. Matris malzemesinin kimyasal özellikleri Tablo 6.1'de ve toz dağılımı Tablo 6.2'de gösterilmektedir (ECKA, 1998).

Matris malzemesinin yapısı Instrument JSM–6060 SEM (Scanning Electron Microscope) cihazında incelenmiş ve EDS (Enerji Dağılımlı X-ışını Spektrometresi) analizleri yapılmıştır.

Tablo 6.1 : Kimyasal bileşim (ağırlıkça %)

Alumix -231	Al	Si	Cu	Mg	Fe
Katalog Değerleri	Kalan	14–16	2,4–2,8	0,5–0,8	N/A
Ölçülen Değerler	81,97	14,69	2,76	0,58	0,134



Tablo 6.2 : Alumix–231’in toz boyutu dağılımı

Boyut ( $\mu\text{m}$ )	%
<45	35,6
45–63	24,9
63–100	25,3
100–160	12,0
160–200	1,7
200–250	0,5

### 6.2.1.2 MMK üretiminde kullanılan takviye elemanları

Çalışmada kompozit malzemenin üretiminde, takviye elemanı olarak SiC ve B<sub>4</sub>C parçacıkları kullanılmıştır. Çalışmada kullanılan takviye malzemelerinin bazı mekanik ve fiziksel özellikleri Tablo 6.3’te gösterilmektedir.

Tablo 6.3 : Deneysel çalışmada kullanılan takviye elemanlarının (SiC ve B<sub>4</sub>C) özellikleri (ASM, 2002; German, 2007)

Fiziksel Özellikler	SiC	B <sub>4</sub> C
Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	3,21	2,52
Ergime sıcaklığı (°C)	2750	2420
Isıl genleşme katsayısı (10 <sup>-6</sup> / K)	3,4	5,0
Isıl İletkenlik (W/m.K)	132	29
Elastikiyet modülü (10 <sup>3</sup> MPa/GPa)	430	450
Knoop Sertlik Değeri	2480	2800
Basma mukavemeti (MPa)	2800	3000
Kırılma Tokluğu (MPa/m <sup>1/2</sup> )	4	3
Poisson’s Oranı	0,20	0,21
Özgül ısı (W m <sup>2</sup> /kg.K )	41,1	11,5

### 6.2.1.2.1 Takviye elemanlarının incelemesi

Kompozit malzemelerin mekanik özelliklerini belirleyen önemli etkenlerden birisi takviye elemanın yapısıdır. Takviye elemanının yapısal incelemeleri Instrument JSM-6060 Scanning Electron Microscope (SEM) cihazında gerçekleştirilmiştir.

Parçacık boyut analizleri Malvern MASTERSIZER/E Laserle parçacık boyut analiz cihazıyla kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan takviye elemanının parçacık boyut analizi yapılmıştır.

## 6.3 Deney Numunelerin Hazırlanması

### 6.3.1 Tozların karıştırılması

Çalışmada numune üretiminde kullanılacak tozları oluşturan matris ve takviye elemanları Tablo 6.4'te verilen ağırlık oranlarına göre Sartorius marka 0,1 mg hassasiyetindeki terazide tartılarak karıştırmaya hazır hale getirilmiştir. Tartılarak hazırlanan tozlara 2 farklı karıştırma işlemi uygulanmıştır.

Tablo 6.4 : Numune karışım oranları

	Alumix-231 (Ağırlıkça, %)	Takviye Malzemesi (Ağırlıkça, %)	Alumix-231 (g)	Takviye Malzemesi (Ağırlıkça, g)
%5 SiC	95	5	47,5	2,5
%10 SiC	90	10	45	5
%20 SiC	80	20	40	10
%5 B <sub>4</sub> C	95	5	47,5	2,5
%10 B <sub>4</sub> C	90	10	45	5
%20 B <sub>4</sub> C	80	20	40	10

### 6.3.1.1 Üç boyutlu karıştırıcı (turbula)

Çalışmada SP ve EK numunelerini hazırlamak için Turbula-Model T2F marka karıştırıcı cihaz kullanılmıştır. Cihaz 2 litre hacimde karıştırma tankına sahip olup her türlü metal ve metal olmayan tozu dönme, öteleme ve ters dönme hareketlerini

aynı anda yaparak matris malzemesi ile takviye elemanlarının homojen bir şekilde karışmasını sağlamaktadır. Turbula 3 boyutlu karıştırıcı ile her bir takviye oranı için gerekli olan toplam 2 kg toz karıştırılmıştır. Karıştırma işlemi karıştırıcı tank içerisine 100 g karışım toz yüklenerek 60 dev/dk' da 30 dakika sürede gerçekleşmiştir.

### **6.3.1.2 Bilyeli atritör ile mekanik alaşımlama**

Çalışmada MA numunelerini hazırlamak için Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında bulunan Union Process marka düşey tip (Szegvari) atritör (yüksek enerjili değirmen) cihaz kullanılmıştır. Atritör (argon gaz ortamında), darbe ve kesme kuvvetleriyle tane boyutunda azalma, tank duvarları üzerine küçük bir etki ile beraber matris malzemesi ile takviye elemanlarının homojen bir tane dağılımı yapacak şekilde karışmasını sağlamaktadır. Etkili bir homojen öğütme sağlamak için, hem kesme kuvveti hem de darbe etkisi bir arada olmalıdır. Atritörde öğütme bilyelerinin (elemental ve alaşımlanmış) rastgele hareketleri nedeni ile değişik yörüngelere sıçrayarak birbirine yakın tozlara kesme kuvveti uygular ve bilyelerin birbirine çarpmasıyla darbe etkisi oluşur. Atritörde her bir takviye oranı için gerekli olan 200 g tozu karıştırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Yüklenen toz 350 dev/dk hızlarında 10:1 bilye/toz oranı kullanılarak 240 dakika tutulmuştur. Alüminyum tozların bilyelere ve karıştırma tankının yan yüzeylerine sıvanmasını önlemek için yağlayıcı olarak % 1,5 oranında çinko stearat kullanılmıştır. Karıştırma işleminde Ø10 mm çapında 350 g paslanmaz çelik bilyeler kullanılmıştır. Karıştırma işlemi yüklenen toz ve öğütücü bilyelerle birlikte yerleştirilmesi ve toz şarjı döner bir merkezi shaft kolu ile aşındırması şeklinde gerçekleşir. Karıştırma işlemi sırasında bilyelerin, birbirleri ile ve tank yüzeyi ile çarpmalarından oluşan sürtünmeden dolayı ısı açığa çıktığından sistem sürekli su ile soğutulmuştur.

### **6.3.2 Tozların preslenmesi**

SP ve MA numunelerinin preslenmesi işlemi 110 ton basma kapasiteli Hidrobarsan hidrolik pres kullanılarak tek yönlü presleme kalıbında gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.2).



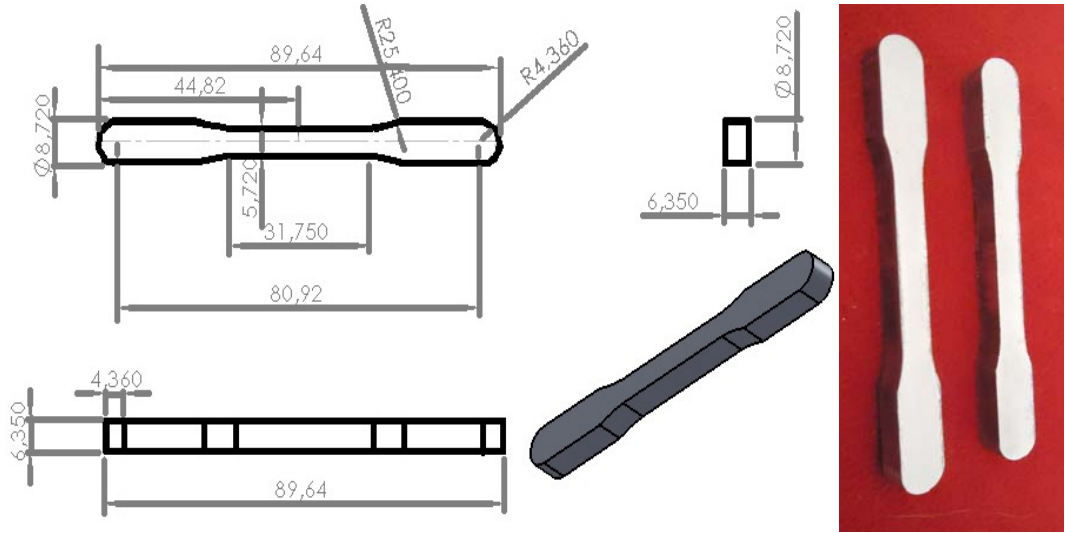
Şekil 6.2 : Hidrolik pres

Presleme işlemi ile çekme ve eğme numuneleri hazırlanmıştır. Çalışmada kullanılan bütün karışımlar kalıp içerisinde, oda sıcaklığında, 600 MPa basınç altında 1 dakika süren baskı işlemi ile hazırlanmıştır. Numune üretimi için kullanılan kalıp Şekil 6.3'te verilmiştir.

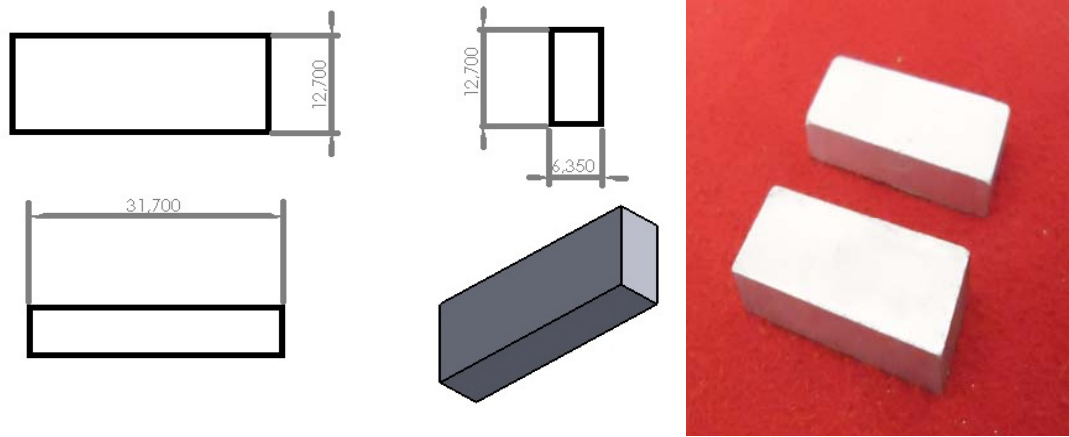


Şekil 6.3 : Çekme ve eğme deney numunelerinin basıldığı kalıp

Çekme (MPFI-10, 1998) ve eğme numuneleri (MPFI-41,1998) Metal Powder Industries Federation Standart Test Methods For Metal Powders And Powder Metallurgy Products standartlarına uygun olarak hazırlanmıştır (Şekil 6.4-6.5).



Şekil 6.4 : Çekme deneyi numune boyutlarının şematik gösterimi



Şekil 6.5 : Eğme deneyi numune boyutlarının şematik gösterimi

Çalışmada presleme için kullanılacak toz miktarı (W) 6.1 eşitliğinde verildiği gibidir.

$$\rho = W/V \quad (6.1)$$

Burada;  $\rho$  yoğunluğu ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ), V üretilecek numunenin hacmini ( $\text{cm}^3$ ) ve W kullanılacak toz miktarını (g) ifade etmektedir. Eşitlikten görüldüğü üzere kullanılacak toz miktarı, karışım yoğunluğu ve üretilecek parça boyutuna bağlıdır.

Numunelerin kalıptan daha kolay çıkarılmasını sağlamak, sıvanma ve katmanlaşma problemini giderebilmek için, karışım toz kalıp içerisine şarj edilmeden önce kalıp iç yüzeyleri ile zımba dış yüzeylerine bir miktar alkol-çinko stearat karışımı sürülmüştür. Presleme basıncı altında gerekli numune boyutlarını elde edebilmek için, kalıp içerisine bütün uygulamalarda çekme numuneleri için 10 g ve eğme

numuneleri için 7 g karışım toz şarj edilmiştir. Bu toz miktarlarının ölçümünde Sartorius marka 0,0001 g hassasiyetinde dijital terazi kullanılmıştır.

Tablo 6.5 : Üretilen numune sayıları

Numune	Saf	%5	% 10	%20	%5	%10	%20	
	Alumix-231	SiC	SiC	SiC	B <sub>4</sub> C	B <sub>4</sub> C	B <sub>4</sub> C	
1. Grup Çekme (SP)	3	3	3	3	3	3	3	
1. Grup Eğme (SP)	3	3	3	3	3	3	3	
2. Grup Çekme (MA)	-	3	3	3	3	3	3	
2. Grup Eğme (MA)	-	3	3	3	3	3	3	
Toplam Numune Sayısı	6	12	12	12	12	12	12	78

Tablo 6.5'te her gruptan oluşturulan numune grupları ve sayıları verilmektedir.

EK numunelerinin presleme işlemi 200 ton çekme / basma kapasiteli DARTEC marka hidrolik preste (Şekil 6.6) 100 mm çapındaki silindir kalıplarda 200 MPa'lık basınçta ve oda sıcaklığında yapılmıştır. Hazırlanan numune resimleri Şekil 6.7'de verildiği gibidir. Bu numuneler kalıba 1500 g toz şarj edilerek preslenmiştir.



Şekil 6.6 : Hidrolik pres



Şekil 6.7 : Ekstrüzyon işlemi öncesi kalıp ve preslenmiş numuneler

### 6.3.3 Numunelerin sinterlenmesi ve ikincil işlemler

#### 6.3.3.1 SP ve MA numunelerinin sinterlenmesi

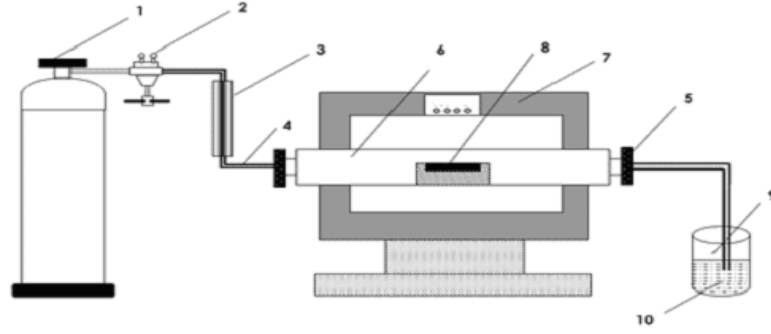
SP ve MA toz metal parçalarının üretiminde dördüncü ve son aşama, sinterleme işlemidir. Presleme sonrası elde edilen numunelerin difüzyon yolu ile kimyasal olarak bağlanmalarını sağlayarak gözenek miktarını düşürmek ve mukavemet artışını sağlamak amacı ile kalıpta sıkıştırılmış toz kütleleri sinterlenir. Sinterleme işlemi ergime sıcaklığının altında ısıtılarak, argon atmosferinde (50 ml/dk) önceden vakumlanmış PROTHERM marka 1200°C atmosfer kontrollü tüp fırında gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.8).



Şekil 6.8 : Tüp fırın

Numuneler, fırın oda sıcaklığında iken fırın içindeki seramik tüpün merkezine yerleştirilmiştir. Argon kontrollü tüp fırında sıcaklık dakikada 10°C artırılarak 410°C ye çıkarılmış, 410°C 'de 50 dakikada yağlayıcı uçurma işlemi yapılmış, 410°C 'den

20 dakikada 565°C çıkması beklenmiş ve sinterleme işlemi 565°C 'de 90 dakikada gerçekleşikten sonra numune oda sıcaklığına soğutulmuştur. Numunelerin sinterleme anında oksitlenmesini önlemek için ortamdan sürekli olarak argon gazı geçirilerek koruyucu ortamda Şekil 6.9'de gösterilen düzeneğe göre sinterleme yapılmıştır.



Şekil 6.9 : Tüp fırın düzeneği

- |                           |                           |
|---------------------------|---------------------------|
| 1) Argon tüpü             | 6) Seramik tüp            |
| 2) Manometre              | 7) Fırın gövdesi          |
| 3) Akış ölçer             | 8) Numune                 |
| 4) Gaz taşıyıcı hortumlar | 9) Gaz çıkış kontrol kabı |
| 5) Kapaklar               | 10) Su                    |

Sinterleme işlemi sonrası meydana gelen numuneler Şekil 6.10 ve 6.11'de verilmektedir.



Şekil 6.10 : SP sinterleme işlemi sonrası çekme deneyi numuneleri





Şekil 6.11 : SP sinterleme işlemi sonrası eğme deneyi numuneleri

### 6.3.3.2 EK numunelerinin sinterlenmesi ve ekstrüzyon işlemi

Ekstrüzyon (EK) numunelerinin üretiminde dördüncü aşama, sinterleme ve ekstrüzyon işlemleridir. Sinterleme işlemi ergime sıcaklığının altında ısıtılarak, PROTHERM marka 1200°C dikey fırında gerçekleştirilmiştir.

Numuneler oda sıcaklığında iken fırın merkezine yerleştirilmiştir. Sinterleme işlemi SP ve MA numuneleri ile aynı şartlarda, dakikada 10°C artırılarak 410°C'ye ulaşması beklenmiştir, 50 dakika 410°C'de yağlayıcı uçurma işlemi yapılmıştır, 410°C'den 20 dakikada 565°C çıkması beklenmiştir, 90 dakika 565°C 'de gerçekleştirilmiştir. Toz kütleleri oda sıcaklığında soğuma işlemi yapılmadan 565°C'ye ısıtılan kalıp içerisinde 4:1 ekstrüzyon oranı ile hız kontrol ünitesi 200 ton basma kapasiteli hidrolik preste ekstrüze edilmiştir. Ayrıca kalıp ekstrüze işlemi başlamadan önce ısıtılıp; Molykote G-N Plus Paste ile yağlanmıştır. Isıtılan kalıp düzeneği ve ekstrüzyon işlemi için kullanılan hidrolik pres şekli Şekil 6.12'de verilmiştir.



Şekil 6.12 : Hidrolik pres ve ısıtılan kalıp düzeneği

Ekstrüzyon işleminin sonrası blok numuneler Şekil 6.13'te verilmektedir. Numune boyutları 90x250x20 mm olup; numuneler oda sıcaklığında soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 6.13 : Ekstrüzyon işlemi neticesinde elde edilen blok numuneler

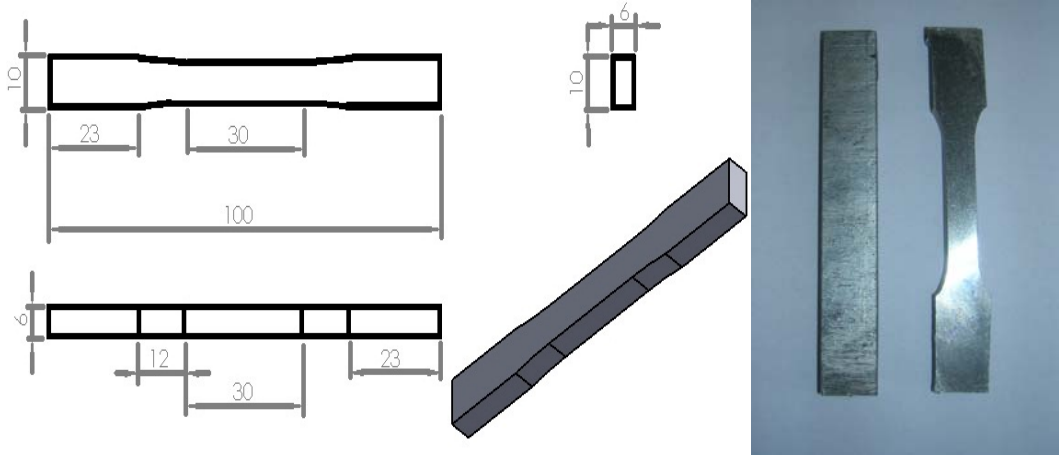
### 6.3.3.3 EK ve HPT numunelerinin kesilmesi

Ekstrüzyon numunelerinin üretiminde beşinci ve son aşama numunelerin istenilen boyutlara getirilmesidir. Mekanik işlemleri gerçekleştirebilmek için; 3. Grup EK numuneleri çekme, eğme ve çentik darbe numune boyutlarına getirilmiştir. Bunun için 90x250x20 mm blok numuneler öncelikle Drop-Rein Marka Freze Tezgâhında 90 mm eninde, 100 mm boyunda, 6 ve 14 mm kalınlığında, dikdörtgen prizma şeklinde kesilmiştir (Şekil 6.14).



Şekil 6.14 : Freze tezgâhı (Konmak A.Ş., Denizli)

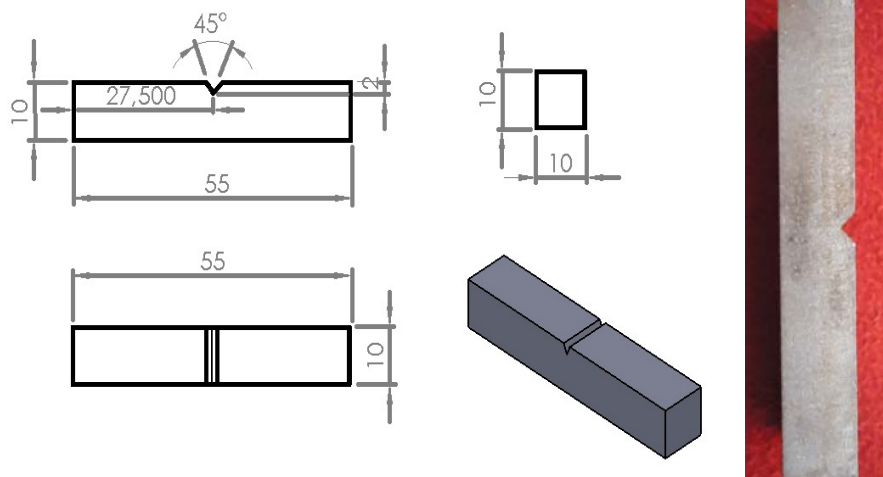
Çekme numuneleri 6x90x100 mm boyutlarında hazırlanan blok numuneler kullanılarak Tecnocut Marka Su Jeti (Zümrüt Cam, Denizli) makinesinde hazırlanmıştır. Çekme deney numune boyutları Şekil 6.15'te verildiği gibidir.



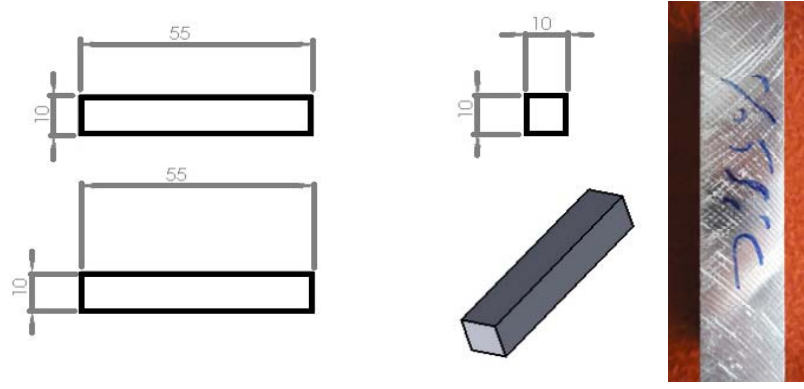
Şekil 6.15 : EK çekme deneyi numunesinin boyutları ve şekli

14x90x100 mm boyutlarındaki blok numunelerin eğme, çentik darbe ve HPT numunesi şeklinde hazırlanmasında Mitsubishi Marka CNC Tel Erozyon Makinesi (Örnek Makine, İzmir) kullanılmıştır.

Çalışmada eğme deneyleri için 31,7x12,7x6,35mm boyutlarında numuneler hazırlanmıştır (Şekil 6.5). V- çentik Charpy deneyleri için 55x10x10mm ölçüleri için çentikli ve çentiksiz numuneler hazırlanmıştır (Şekil 6.16 ve 6.17).

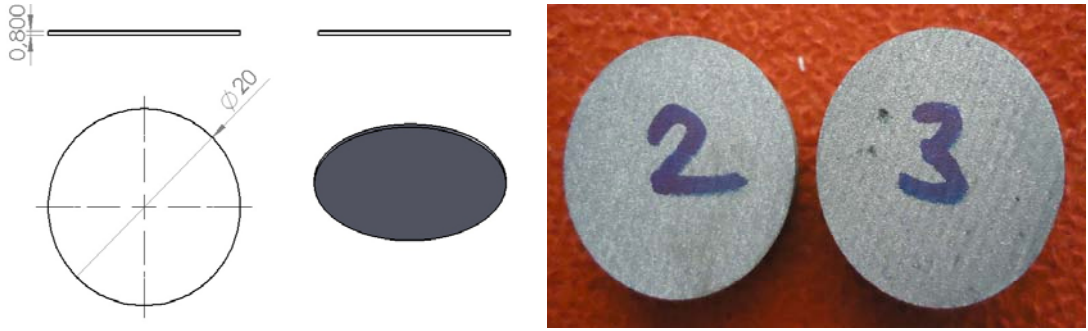


Şekil 6.16 : EK çentikli charpy deneyi numune boyutları



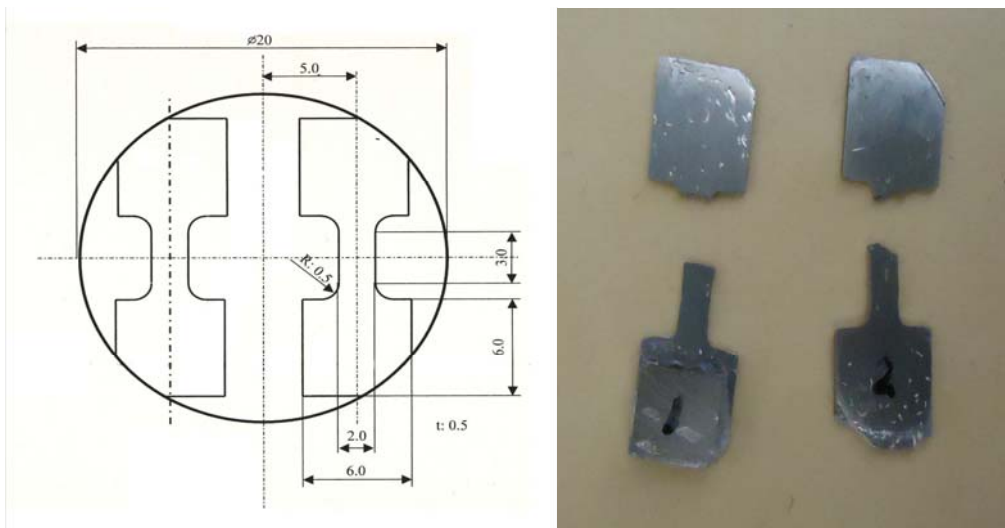
Şekil 6.17 : EK çentiksiz charpy deneyi numune boyutları

HPT işlemi için  $\phi 20 \times 0,80$  mm boyutlarında numuneler hazırlanmıştır ( Şekil 6.18).



Şekil 6.18 : HPT deneyi numune boyutları ve şekli

HPT işlemi gerçekleştirildikten sonra Şekil 6.19'da verilen boyutlarda numuneler hazırlanmıştır.



Şekil 6.19 : HPT çekme deneyi numune boyutları ve şekli

#### 6.3.3.4 HPT işlemi

EK sonucu elde edilen ve tel erozyon makinesinde hazırlanan numunelere HPT işlemi uygulanmıştır. İşlem parametreleri, uygulanan basınç, burulma sayısı ve burulma sırasındaki kalıbın dönüş hızı olarak belirlenmiştir. Buradaki basınç, yani presleme miktarı (GPa), burulma işlemi (dev/dk), dönüş hızı ise derece / saniye ( $^{\circ}/s$ ) olarak belirlenmiştir.

HPT işlemi Japonya'nın Toyohashi Teknoloji Üniversitesi, Doç. Dr. Yoshikazu Todaka laboratuvarında bulunan 200 ton kuvvet kapasiteli HPT cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.20).



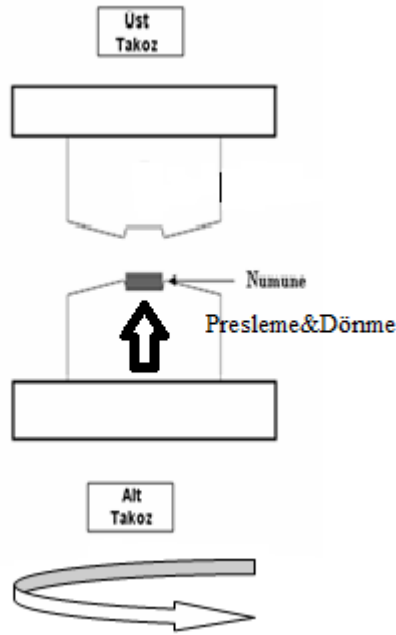
Şekil 6.20 : HPT cihazı (Toyohashi Teknoloji Üniversitesi)

HPT cihazına yüksek basınç altında malzemeye burma işlemini gerçekleştirmek amacıyla alt ve üst kalıplar takılır (Şekil 6.21). Bu kalıpların malzeme ile temas halindeki yüzeyleri pürüzlendirilmiştir.



Şekil 6.21 : HPT işleminin kalıpları

Burulma işleminde ise makinelerin özelliklerine göre farklılık görülebilmektedir. Kullanılan makine, burulma işleminin yine presleme işleminin uygulandığı alt takoz vasıtasıyla gerçekleştirilmektedir. Bazı makinelerde bu işlem, üst takoz tarafından uygulanmaktadır (Şekil 6.22).

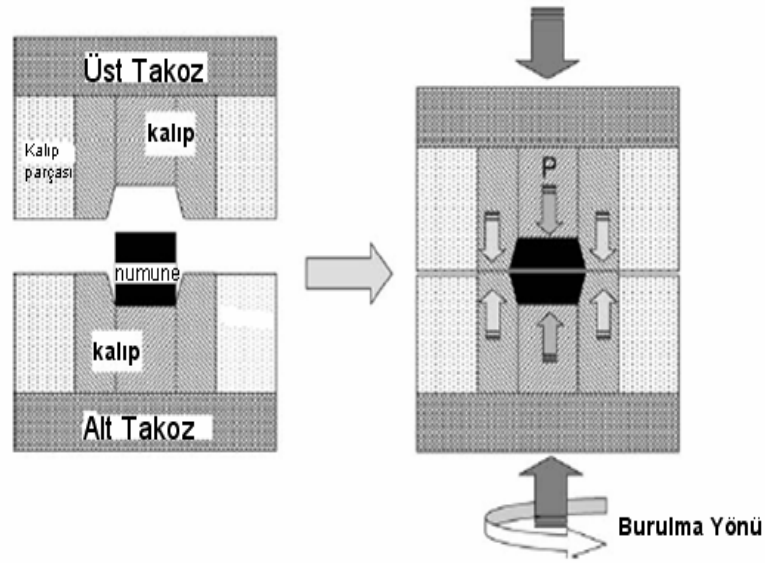


Şekil 6.22 : HPT işleminin uygulanması

Kullanılan makinedeki burulma işleminde, para şeklindeki malzeme alt kalıptaki yerine yerleştirildikten sonra kalıbın dış kısmına karbon yağlayıcı sürülür. Yağlayıcının işlem sırasında numuneye temas etmeyecek şekilde sürülmesine dikkat

edilir. Daha sonra alt takoz tarafından, kapalı sistem içerisindeki iki kalıp arasında bulunan numuneye yüksek basınç altında burulma işlemi (HPT) uygulanır. Burulma işlemi Şekil 6.22’de verildiği gibi alt takoz vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir.

HPT numunesinin şematik resmi Şekil 6.23’te verilmiştir. Çalışmada kullanılan numunenin dış çapı 20 mm ve kalınlığı 0,80 mm olarak alınmıştır. Bu ölçülerin seçilmesinde HPT için tasarlanan alt ve üst kalıpların boyutsal ölçülerinin önemi vardır. Ayrıca numune ölçüleri HPT işlemi sırasında hem de sonrasında yapılacak test ve analizler göz önüne alınarak belirlenmiştir.



Şekil 6.23 : HPT işleminin şematik gösterimi

Numuneler, HPT işlemi için hazırlandıktan sonra, kalıplarda makineye monte edilmekte, deney öncesinde gerekli deneysel bilgiler cihaza tanıtılmaktadır. Bu bilgiler, toplam presleme oranı, toplam dönme derecesi ve üst kalıbın saniyede dönme hızıdır. Burada hesaplanması gereken sadece yük presleme oranıdır. Çünkü GPa biriminde verilen ve sürekli bahsi geçecek olan 5 GPa değerleri işlem sırasındaki presleme oranıdır. Bu birim kN cinsinden yüke çevrilmelidir. Bu işlem normal gerilme formülünden hesaplanabilir. Numunenin 5 GPa'lık bir presleme ile şekillendirilebilmesi için gerekli yük miktarı

$$\sigma = P/A \quad (6.2)$$

Denklemini kullanarak, P= 1570 kN olarak hesaplanılabilir.

Gerekli bütün bilgiler cihaza tanıtılarak deney başlatılır. HPT cihazıyla burulma işlemi, bir panel yardımıyla uygulanacak basınç ve burulma hızı kontrol edilerek gerçekleştirilmektedir. Bu uygulanan basınç, presleme işlemiyle malzemenin burulma sırasında ayrılmasını önlemek amacı ile alt ve üst olmak üzere iki takoz arasında kuvvet uygulanarak yapılmıştır. Cihaza ait ekran Şekil 6.24’te görülmektedir.



Sekil 6.24 : HPT işlemi sırasındaki verilerin takip edildiği makine ekranı

Ekrandaki bu veriler, deney esnasında oluşan ilerlemeyi belirtir. Deney esnasında elde edilen burulma ve presleme değerleri hakkında bilgi Tablo 6.5 ’te verilmektedir.

Tablo 6.5 : Deney aşamasındaki veriler

Numune	Başlangıç Presleme Değeri (GPa)	Burulma Hızı (dev/dk, Derece)	Burulma Değeri
Alumix-231	5	0,5/180	5 tam tur
%5 SiC	5	0,2/72	5 tam tur





Şekil 6.25 : HPT işlemi sonunda numunenin şekli

#### 6.3.4 Yoğunluk ölçümü

Kompozitin yapısı hakkında fikir verecek olan yoğunluk oranını hesaplayabilmek için teorik ve gerçek yoğunlukların tam olarak tespit edilmesi gerekmektedir. Gerçek yoğunluğun kompozitin teorik yoğunluğuna bölünmesi ile toz karışımının teorik yoğunluğu (%), diğer bir ifade ile relativ yoğunluğu (RD) bulunur. Elde edilen RD verileri, üretilen parça kalitesinin tayininde karar vermek açısından önemlidir. RD relativ yoğunluk (6.3)'deki eşitlikle elde edilmiştir.

$$\rho_{Kar(\%)} = \left[ (\rho_{gerçek} \div \rho_{teorik}) \times 100 \right] \quad (6.3)$$

Toz karışımının teorik yoğunluğu (6.4)'te verilen eşitlik ile hesaplanmıştır. Karışımın teorik yoğunluğu karışımı oluşturan her bir tozun yoğunluğu ile ağırlıkça yüzdeleri çarpılarak bulunan değerlerin toplamına eşittir (Bolay, 1988).

$$\rho_{Kar.} = [(\%W)_1 \times \rho_1] + [(\%W)_2 \times \rho_2] + \dots + [(\%W)_n \times \rho_n] \quad (6.4)$$

$\rho_{Kar}$  : Toz karışımının teorik yoğunluğu ( $g/cm^3$ ),

$(\%W)_n$  : Her bir bileşenin karışım içindeki ağırlık yüzdesi (g),

$\rho_n$  : Her bir bileşenin yoğunluğudur.

Toz karışımının gerçek (deneysel) yoğunluğu SP ve MA numunelerinin Sartorius marka 1/10000 g hassasiyetinde dijital terazide ağırlıkları tartılmış ve boyutları hassas olarak dijital kumpas kullanılarak ölçülüp, (6.1) formülü ile hacimleri hesaplanarak gerçek yoğunluk değerleri bulunmuştur. EK numunelerinin gerçek yoğunluk değerleri aynı dijital terazi ve yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak Arshimet prensibine göre yapılmıştır (Şekil 6.26).



Şekil 6.26 : Sartorius marka yoğunluk ölçme cihazı

Yoğunluk ölçüm kitinin matematiksel ifadesi (6.5)'te verilen eşitliğe bağlı olarak katı malzemelerin yoğunluk değerlerinin elde edilmesini sağlamaktadır. İşlem basamakları maddeler halinde aşağıda sıralanmıştır. Arshimet prensibine göre yoğunluk ölçüm kitinde numunenin gerçek yoğunluğu bulunurken,

1. Üst kefedeki numunenin havadaki ağırlığı ölçülür (W);
2. Numune kaldırılmadan darasına bakılır;
3. Su içindeki alt kefedeki numune tartılır (G);
4. Havadaki ağırlık değeri sudaki ağırlık değerine bölünür ve suyun sıcaklığına göre katalogdan bakılan suyun sıcaklık katsayısı  $\rho$  (Rho) ile çarpılarak bulunur. Genel olarak oda sıcaklığındaki su için  $\rho=1$  alınır.

$$\rho_{gerçek} = \frac{W}{G} \times Rho(g / cm^3) \quad (6.5)$$

Sinterleme öncesi (ham yoğunluk) ve tüp fırında argon gazı ortamında sinterlenmiş numunenin sinterleme sonrası yoğunlukları aynı usul ile ve ayrı ayrı ölçülmüştür.

Her bir kompozit için teorik ve deneysel (gerçek) yoğunluk arasındaki farklar alınarak gözenek miktarları (6.6)'da verilen eşitlikle hesaplanmıştır.

$$Gözenek(\%) = \frac{\rho_{Teorik} - \rho_{Deneysel}}{\rho_{Teorik}} \times 100 \quad (6.6)$$

### 6.3.5 Mekanik deneyler

#### 6.3.5.1 Çekme deneyi

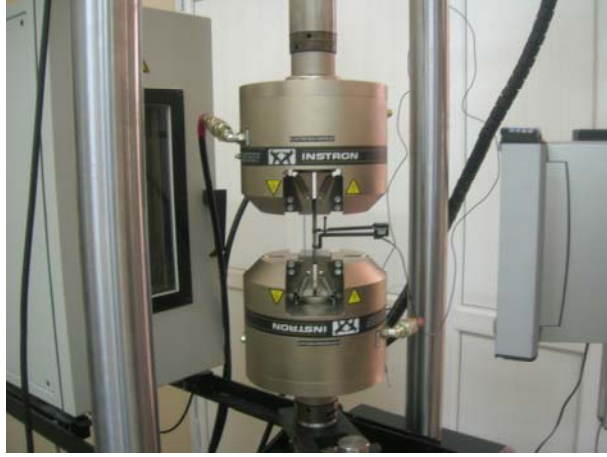
Çekme deneyi iki bölümde gerçekleştirilmiştir. Birinci bölümünde normal çekme hızındaki akma ve kopma dayanımları, ikinci bölümde ise farklı şekil değiştirme hızlarındaki akma ve kopma dayanımları incelenmiştir.

Çekme deneylerinin birinci bölümünde SP ve EK numunelerinin çekme deneyleri Video extensometerli AUTOGRAPH-Shimadzu 250kNG marka servo-hydraulic çekme testi cihazında yapılmıştır (Şekil 6.27). Akma ve kopma dayanımı değerleri cihazdan alınmış olup numunelerin uzama değerleri video extensomeresi sayesinde cihazdan elde edilmiştir. Bu deney grubu için 3'er adet numune çekilmiştir. Çekme deneyleri oda sıcaklığında ve 0,5 mm/dk çekme hızında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.27 : Shimadzu 250 kNG servo-hydraulic çekme cihazı

İkinci bölümünde MA numunelerinin çekme deneyleri INSTRON marka 8801 model 50 kN kapasiteli universal çekme cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.28). Akma ve kopma dayanımı değerleri cihazdan alınmış olup, numunelerin uzama değerleri numuneler üzerinden ölçülmüştür. Bu deney grubu için 3'er adet numune çekilmiştir. Çekme deneyleri oda sıcaklığında ve 0,5 mm/dk çekme hızında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.28 : Üniversal çekme cihazı

Çekme deneylerinin son bölümü olan HPT numunelerinin çekme deneyleri Japonya Toyohashi Teknoloji Üniversitesi, Prof. Mitsuo Niinomi laboratuvarında bulunan Instron 50 kN kapasiteli üniversal çekme cihazına Şekil 6.29’da gösterilen küçük numuneler için hazırlanmış olan aparat takılarak gerçekleştirilmiştir. Akma ve kopma dayanımı değerleri cihazdan alınmıştır. Bu deney grubu için 2’şer adet numune çekilmiştir.



Şekil 6.29 : Çekme cihazına yerleştirilen çekme aparatı

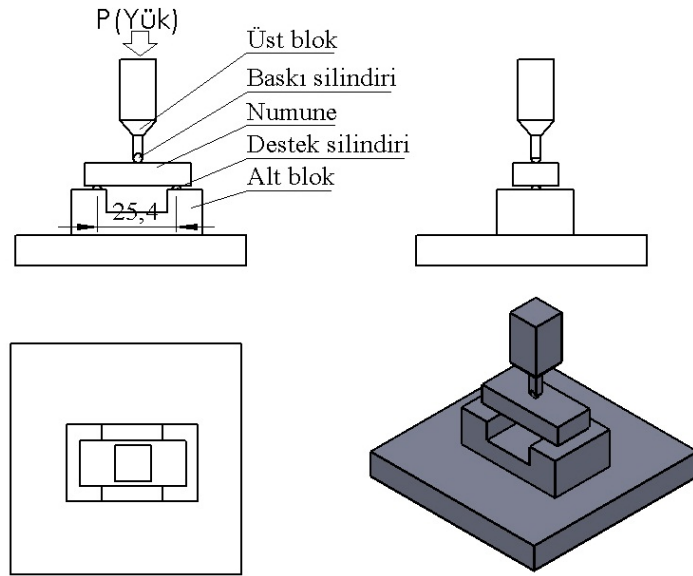
**Farklı Şekil Değiştirme Hızları:** Çekme deneylerinin ikinci bölümünde SP ve EK numuneleri Video extensometerli Shimadzu 250 kNG marka servo-hydraulic çekme testi cihazı ile oda sıcaklığında, 20 mm/dk ( $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) ve 50 mm/dk ( $2,62 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ )’de farklı şekil değiştirme hızlarında gerçekleştirilmiştir. Burada çekme hızları ( $10^{-3}$  ve  $10^0$ ) aralığında ise yüksek çekme hızları olarak kabul edilmektedir. Çekme deneylerinde 0,5 mm/dk ( $2,62 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) normal çekme hızının değeridir. Bu deney grubu için 2’er adet numune çekilmiştir.

MA numunelerinin çekme deneyleri Instron marka 8801 model 50 kN kapasiteli üniversal çekme cihazı ile TS 138'e uygun olarak oda sıcaklığında, 2,5 mm/dk ( $1,31 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) ve 5 mm/dk ( $2,62 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )'da farklı şekil değiştirme hızlarında gerçekleştirilmiştir. Bu deney grubu için 2'şer adet numune çekilmiştir.

### 6.3.5.2 Üç nokta eğme deneyi

Çalışmada MA numunelerine uygulanan üç nokta eğme deneyleri INSTRON marka 8801 üniversal çekme cihazında özel olarak hazırlanan eğme deneyi aparatı (mandrel) kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.30).

EK numuneleri SHIMADZU 50kNG marka servo-hydraulic eğme testi cihazında yapılmıştır (Şekil 6.31). Cihaz üzerinde bulunan orjinal eğme deneyi aparatına numuneler yerleştirilerek deneyler yapılmıştır. Sonuçlar cihazdan alınmış olup numunelerin eğme dayanımları bulunmuştur. Bu deney grubu için 3'er adet numune kullanılmıştır. Eğme deneyleri oda sıcaklığında ve makine basma hızı 2,4 mm/dk hızda gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.30 : Eğme cihazı deney aparatının şematik gösterimi



Şekil 6.31 : Servo-hydraulic eğme cihazı

Deney sonunda elde edilen yük değerine P'ye göre numunelerin eğilme dayanımları (MEIF\_41) standardından alınan (6.7) eşitliğine göre hesaplanmıştır.

$$TRS = \frac{3PL}{2t^2w} \quad (6.7)$$

Burada;

TRS: Eğilme Dayanımı (veya kırılma modülü) (MPa);

P: Kırılma anında numuneye uygulanan kuvvet (N);

L: Mesnet merkezleri arası mesafe (25,4 mm);

t: Numunenin kalınlığı (6,35 mm);

w: Numunenin genişliği (12,70 mm)'dir.

### 6.3.5.3 Çentik darbe deneyi

EK numunelerinin darbe dayanımlarını belirlemek amacı ile çentikli ve çentiksiz olmak üzere iki tip deney numunesi hazırlanmıştır. Çentikli darbe deneyleri PENDULUM Impact Charpy deney cihazı kullanılarak yapılmıştır (Şekil 6.32). Çentiksiz darbe deneyleri ise diğer bir CHALER Impact Charpy deney cihazı kullanılarak yapılmıştır (Şekil 6.33). Cihazın maksimum kırma enerjisi kapasitesi 300 J'dür. Deneyler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Her bir takviye oranı için çentikli ve çentiksiz olmak üzere 2 tip deney için 2'şer adet numune kullanılmıştır.



Şekil 6.32 : Impact charpy deney cihazı



Şekil 6.33 : Dijital impact charpy deney cihazı

#### **6.3.5.4 Sertlik değerlerinin belirlenmesi**

Sertlik, malzeme yüzeyinin kalıcı şekil değiştirmeye veya çizilmeye karşı gösterdiği dirençtir. Sertlik ölçme yöntemi numune üzerinde elde edilen kalıcı izlerin ölçülmesi esasına dayanır. Vickers sertlik deneyi çok yumuşak ve çok sert tabakalar için uygundur. Deneyde yük düşük olduğu için genellikle ince parçalarda ve sadece yüzeyi sert olan özel işlem görmüş malzemelerde tercih edilir. Malzemeler üzerinde yapılan en genel deney, sertliğinin ölçülmesidir. Bunun sebebi deneyin basit olmasının yanı sıra malzemenin mekanik özellikleriyle sertliğinin arasında paralel bir ilişkin bulunmasıdır. SP, MA ve EK numunelerine ait sertlik ölçümü için özel sertlik numuneleri hazırlanmamış olup çekme deney numunelerinin baş kısımlarından ve çentik darbe deneyi numunelerinden yararlanılmıştır. Numuneler sırası ile 400, 600, 800 ve 1200 numaraya kadar yüzeylerinde herhangi bir çentik, çizik vb. kusurların

kalmamasına dikkat edilerek zımparalanmış ve parlatma keçesi ile 3 µm elmas pasta kullanılarak yüzeyleri parlatılmıştır. Parlatma işlemi tamamlandıktan sonra üç farklı noktada sertlik ölçümleri Dokuz Eylül Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında bulunan Mikro Vikers SHIMADZU HSV-3 Sertlik test cihazı ile yapılmıştır. Sertlik 136 °C 'lik piramit uç kullanılarak ve 5 kg yük, 10 saniye süre uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

HPT numunelerinin sertlik ölçümü Japonya Toyohashi Teknoloji Üniversitesi, Doç. Dr. Yoshikazu Todaka laboratuvarında bulunan SHIMADZU HMV-2TADW-XY test cihazı ile yapılmıştır. Sertlik 0,2 kg yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Numunelerin sertlik değerleri yüzeyleri zımpara ile gerekli yüzey kalitesinde parlatma işlemi tamamlandıktan sonra on farklı noktadan 20 mm çapın bir ucundan başlayarak 5 mm aralıklarla alınmıştır.

### **6.3.6 Mikro yapıların incelenmesi**

Mekanik deneyler sonucunda bulunan değerlerin doğruluğunu belirlemek, çentik darbe direnci ve eğme deneyin nasıl etkilediğini belgelemek ve ısıtma işlemlerin içyapıya etkisini incelemek amacı ile numunelerin içyapı ve kırık yüzey incelemeleri yapılmıştır. Numunelerin mikro yapı incelemeleri için zımparalama disklerine sırası ile 100-400-600-800-1200'lük zımpara kâğıtları yerleştirilerek zımparalama işlemleri yapılmıştır. Zımparalama işlemi tamamlanan numuneler disk üzerine yerleştirilen yine dairesel şekle sahip parlatma keçesi üzerine 6 µm boyutunda elmas pasta süspansiyonu dökülerek hassas bir şekilde parlatma işlemleri tamamlanmıştır. Parlatma işlemleri tamamlanan numunelerin mikro yapısı Dokuz Eylül Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında bulunan Nikon ELIPSE ME600D marka optik mikroskopta çeşitli büyütmelerde değişik bölgeleri incelenmiştir.

MA, SP ve EK numunelerinin çekme deneyi sonrasında kırık yüzeylerin ve kesit alınan ara yüzeylerin incelemesi JSM-6060 JEOL marka taramalı elektron mikroskopunda (SEM) çeşitli büyütmelerde değişik bölgelerinden incelenmiştir. İncelenen numuneler Şekil 6.34'de gösterilmiştir.

HPT numunelerinin çekme deneyi sonrasında kırık yüzeylerin ve kesit alınan ara yüzeylerin incelemesi Japonya Toyohashi Teknoloji Üniversitesi, Doç. Dr. Yoshikazu Todaka laboratuvarında bulunan JSM-7500F JEOL marka taramalı



elektron mikroskobunda çeşitli büyütmelelerde değişik bölgelerinden incelenmiştir. Bu tür inceleme kırılmanın tipini, sünek ve gevrek veya hangi oranda sünek kırılmanın ortaya çıktığını belirlemek amacı ile gerçekleştirilmiştir.

HPT ve EK numuneleri için ikinci faz olan Si partiküllerinin boyut ölçümlerinde Phillips X'Pert Pro marka X-Işını Difraksiyon Spektroskopisi (XRD) kullanılmıştır. Yine HPT numunelerinin görüntülenmesinde Jeol JEM 2100F marka Transmission Elektron Mikroskop (TEM) ve A Hitachi 4300 marka Electron Backscatter Diffraction (EBSD) cihazlarından yararlanılmıştır.

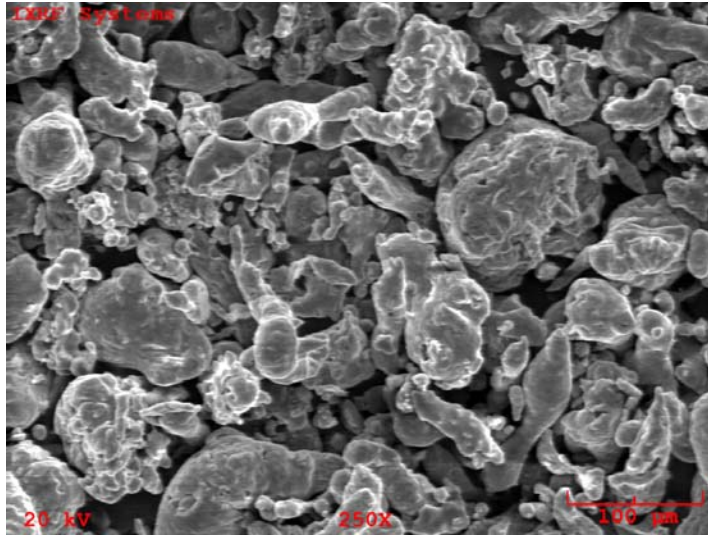
## 7. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

### 7.1 Malzeme Özellikleri

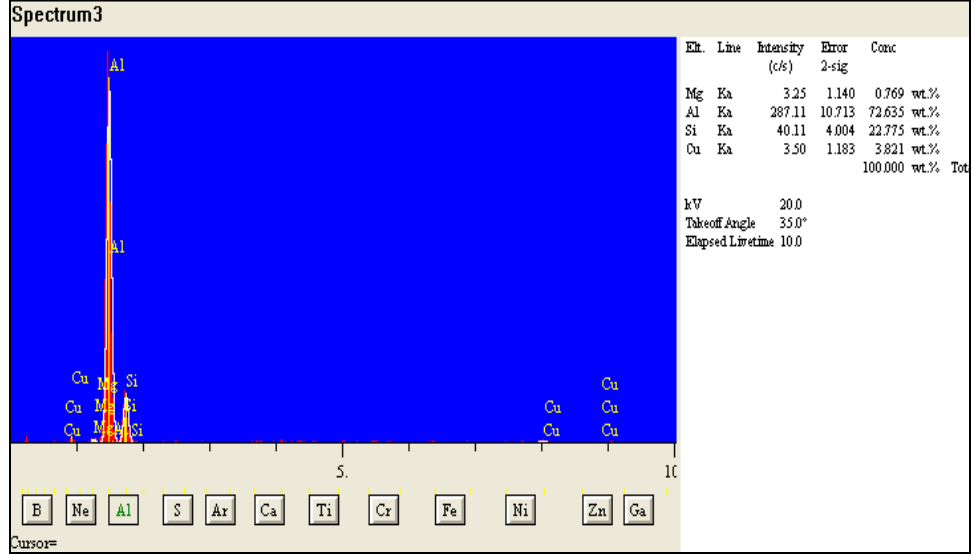
#### 7.1.1 Matris ve takviye elemanlarının fiziksel özellikleri

##### 7.1.1.1 Matris malzemesi

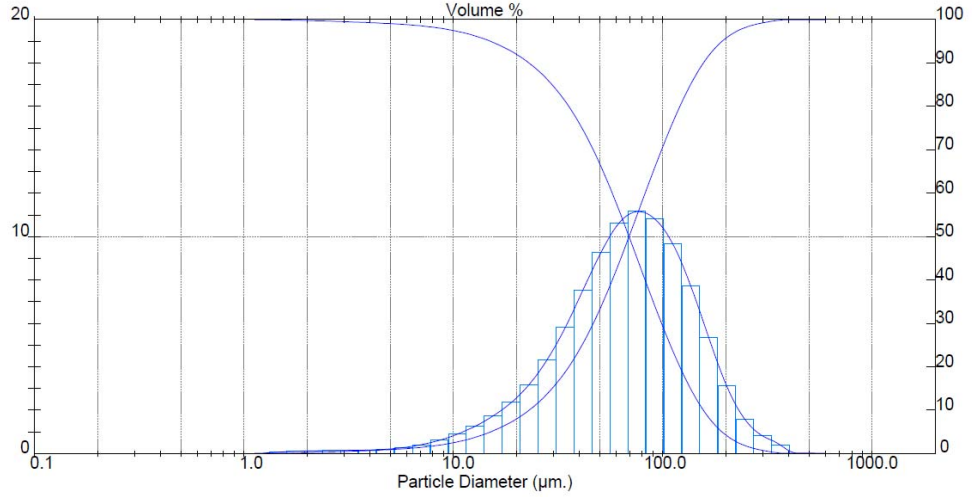
Al-Si alaşımlar yüksek çekme dayanımı, iyi ısı direnci, yüksek aşınma dayanımı ve düşük ısıl genleşme özellikleri gibi üstün özelliklere sahiptir. Bu üstün özelliklerin oluşmasında en önemli rolü matris ve takviye fazını oluşturan malzemeler oynamaktadır. Bu nedenle çalışmada, kullanılan matris malzeme ve takviye elemanlarının biçim ve boyutu öncelikle incelenmiştir. Çalışmada kullanılan Alumix-231 matris malzemesinin SEM görüntüsü Şekil 7.1’de, EDS analizi Şekil 7.2’de ve parçacık boyut analizi Şekil 7.3’te verilmektedir.



Şekil 7.1 : Alumix-231 tozlarının SEM görüntüsü



Şekil 7.2 : Alumix-231'in EDS analiz sonuçları

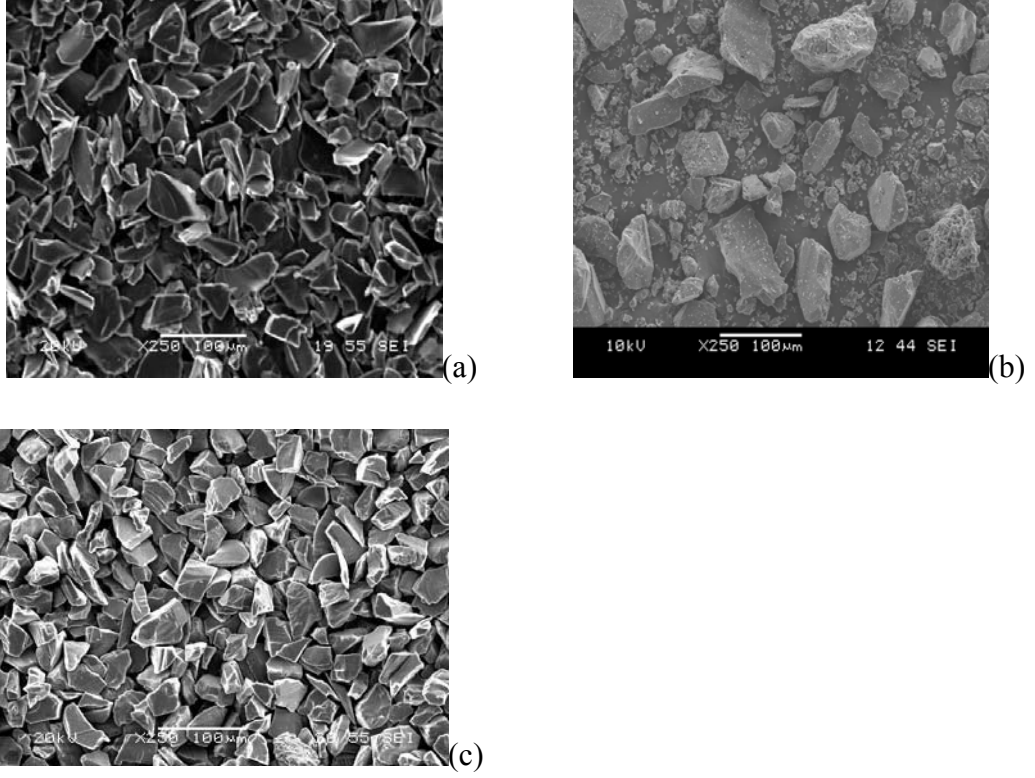


Şekil 7.3 : Alumix-231 Tozlarının Boyut Analizi

Şekil 7.3'ten de görüldüğü üzere gaz atomizasyon yöntemi ile üretilmiş olan Alumix-231 tozunun parçacık boyutu  $D(0,5)=69,12 \mu\text{m}$  ve  $D(0,9)=156,70 \mu\text{m}$  aralığındadır. 80–150  $\mu\text{m}$  aralığındaki tozlar genellikle düzensiz şekilli ve 5-20  $\mu\text{m}$  aralığındaki tozlar ise daha küresel yapıdadır. Zaman zaman ince uzun ligament şeklinde tozlara da rastlanmaktadır (Şekil 7.1).

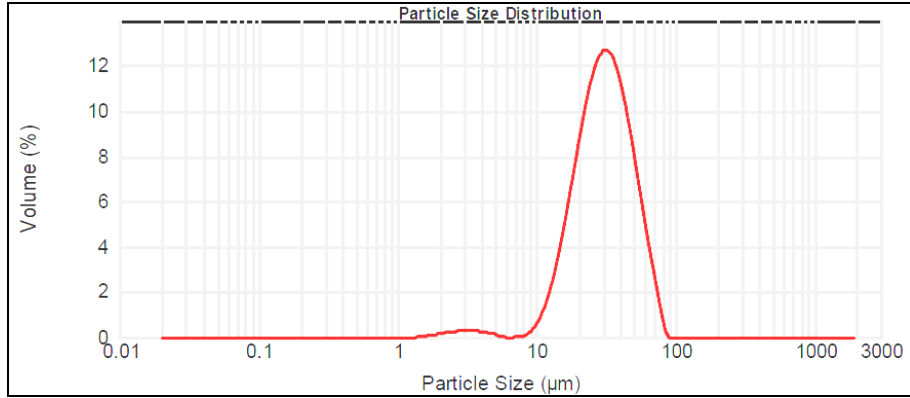
#### 7.1.1.2 Takviye elemanları

Çalışmada kullanılan takviye elemanları  $\text{B}_4\text{C}$  ve  $\text{SiC}$ 'e ait SEM görüntüleri Şekil 7.4'te verilmektedir.



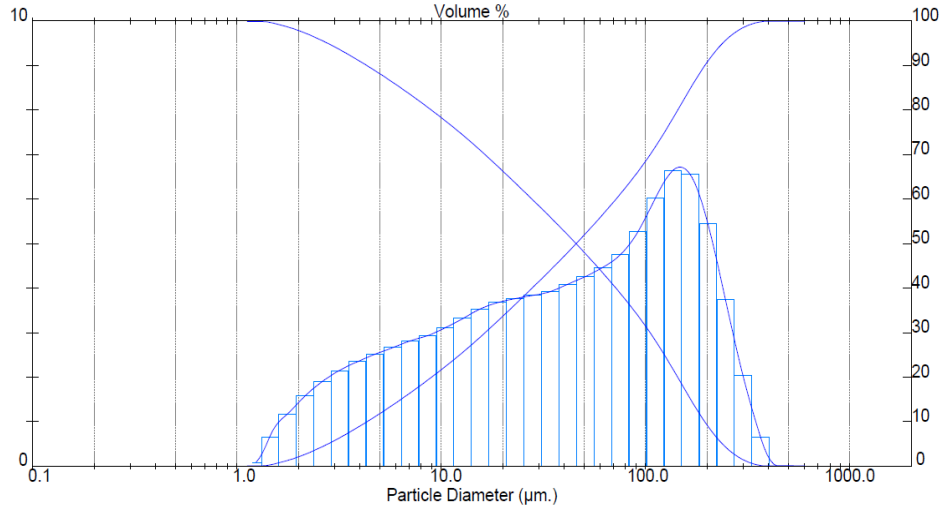
Şekil 7.4 : a) MA için kullanılan  $B_4C$  b) SP ve EK için kullanılan  $B_4C$  c) MA, SP, EK ve HPT için kullanılan  $SiC$ 'ün SEM görüntüleri

Takviye elemanlarına ait toz boyut analizleri Şekil 7.5–7.7’de gösterildiği gibidir.



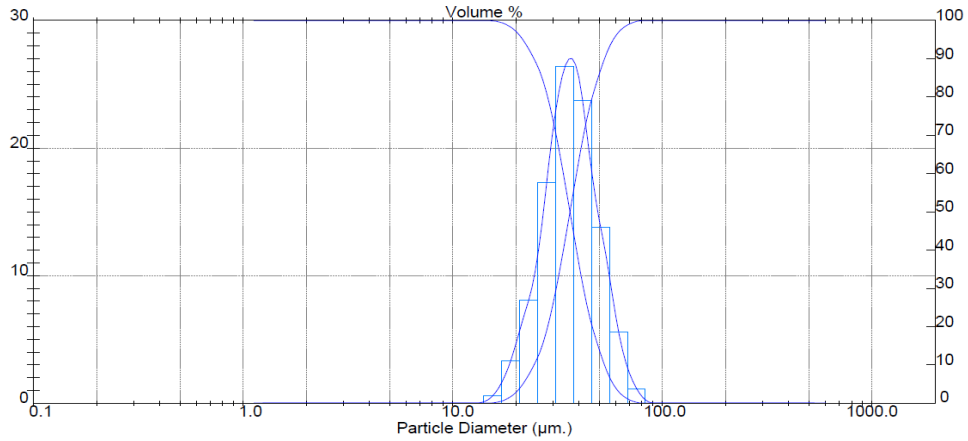
Şekil 7.5 : MA işleminde kullanılan  $B_4C$ 'ün boyut analizi

Şekil 7.5'ten de görüldüğü üzere MA'da kullanılan  $B_4C$  tozunun parçacık boyutu  $D(0,5)=30,090 \mu m$  ve  $D(0,9)=53,226 \mu m$  aralığındadır. Tozlar, keskin köşeli ve düzgün yüzeylere sahiptir. (Şekil 7.4-a).



Şekil 7.6 : SP ve EK işlemlerinde kullanılan B<sub>4</sub>C'ün boyut analizi

Şekil 7.6'dan da görüldüğü üzere SP ve EK'da kullanılan B<sub>4</sub>C tozunun parçacık boyutu D(0,5)=45,78 µm ve D(0,9)=196,36 µm aralığındadır. Tozlar, çok geniş boyut aralığında, keskin köşeli ve düzgün olmayan yüzeylere sahiptir (Şekil 7.4-b).

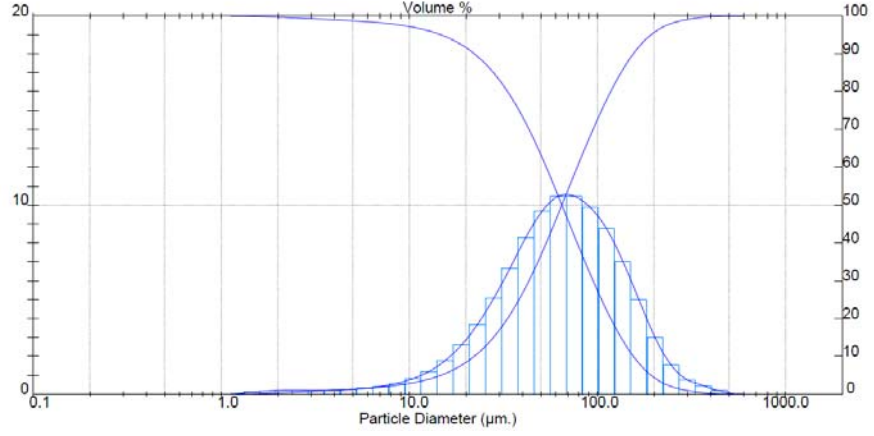


Şekil 7.7 : MA, SP, EK ve HPT işlemlerinde kullanılan SiC'ün boyut analizi

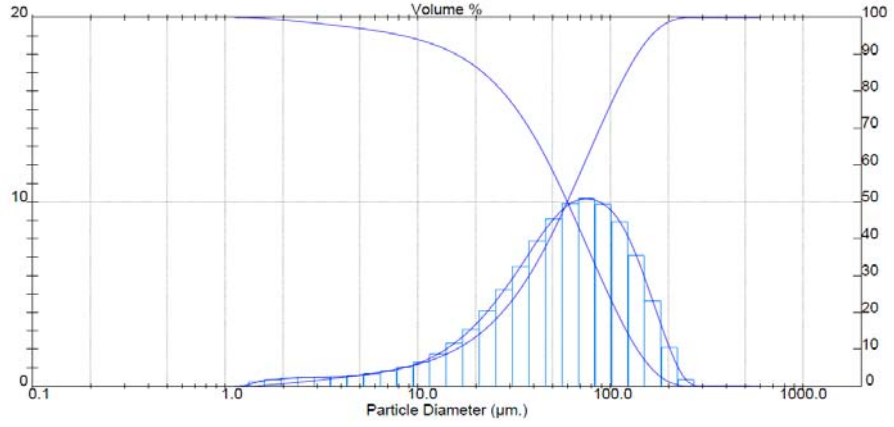
Şekil 7.7'den de görüldüğü üzere MA, SP, EK ve HPT'da kullanılan SiC tozunun parçacık boyutu D(0,5)=36,27 µm ve D(0,9)=53,02 µm aralığındadır. Tozlar, düzgün yüzeyli ve keskin köşeli parçacıklar halindedir (Şekil 7.4-c).

### 7.1.1.3 MA işlemi sonrası elde edilen toz kompozisyonlarının incelenmesi

MA için atritörde öğütme yapılan toz kompozisyonların toz boyutundaki değişimini görebilmek için tane boyut analizleri yapılmıştır. Çalışmada 60 dakika ve 240 dakika sonunda alınan numune örnekleri ile yapılan parçacık boyut analiz sonuçları sırasıyla Şekil 7.8 ve Şekil 7.9'da verilmiştir.



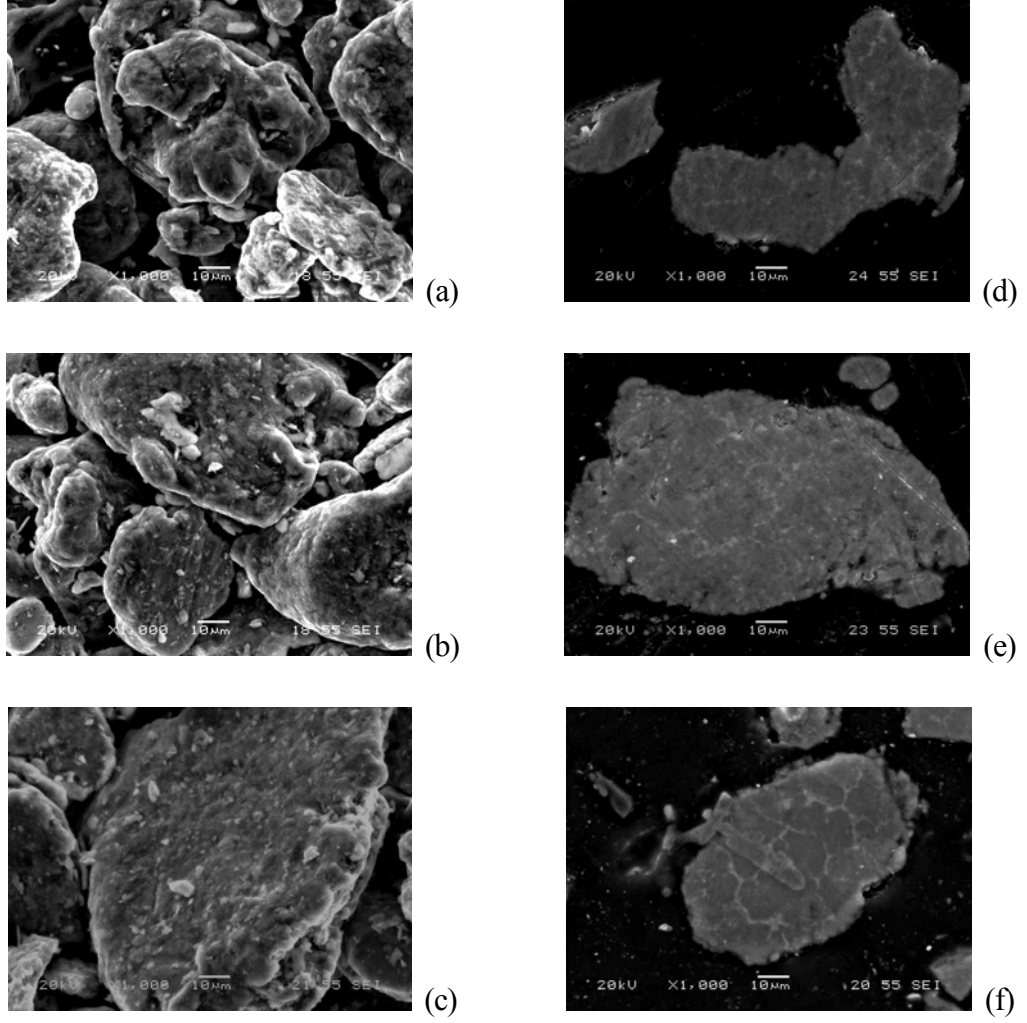
Şekil 7.8 : 60 dk sonunda %5 B<sub>4</sub>C tane katkılı Alumix-231'in toz tane boyut dağılımı



Şekil 7.9 : 240 dk sonunda %5 B<sub>4</sub>C tane katkılı Alumix-231'in toz tane boyut dağılımı

Çalışmada toz tane boyutu 60 dakika sonunda  $D(0,5)= 64,70\mu\text{m}$  ve  $D(0,9)=155,42\mu\text{m}$  aralığına inmiştir. MA sonunda ise toz tane boyutu  $D(0,5)= 59,72\mu\text{m}$  ve  $D(0,9)=137,75\mu\text{m}$  aralığındadır.

Şekil 7.10'da gösterildiği gibi %5 B<sub>4</sub>C karışımı için 60, 120 ve 240 dakikalarda alınan toz örnekleri karbon bant üzerine yapıştırılarak Şekil 7.10 (a, b, c)'de ve bakalite alınarak Şekil 7.10 (d, e, f)'de SEM cihazıyla mikro yapıları incelenmiştir.



Şekil 7.10 : %5 B<sub>4</sub>C takviyeli tozun MA esnasında (a, d) 30 dk., (b, e) 120 dk. ve (c, f) 240 dk sürelerinde tozlar üzerinden alınan örneklerin genel ve kesit görüntüleri

Şekil 7.10 incelendiğinde, MA'nın etkisiyle toz parçacıklarının keskin köşelerinin kırılarak küresel yapıya sahip oldukları ve diğer yandan kaynaklaşmalar olduğu görülmüştür. MA mantığına uygun olarak tozlar önce kaynaklaşma etkisi ile büyüyor ve ardından kırılma ile küçülüyor. Tozların çarpışan bilyelerin ve bilye-tank arasında defalarca kaldığı ve birbirlerine kaynaklanarak katmanlı bir yapı oluşturarak birbirine geçtiği görülmektedir. Ayrıca toz parçacıklarında oksitlenmelerin olduğu ve kirlenmenin meydana geldiği bilinmektedir (German, 2007). MA tabii tutulan tozların mikroyapıları incelendiğinde MA süresindeki artışa paralel olarak tozlarda meydana gelen kaynaklaşma ve parçacık sınırları net olarak görülmektedir (Şekil 7.10-f). Buna bağlı olarak oluşan katmanlaşmanın morfolojisinde azalma oluşmaktadır. Bu katmanlar MA süresi arttıkça görülmemektedir.

## 7.2 Yoğunluk ve Gözeneklilik

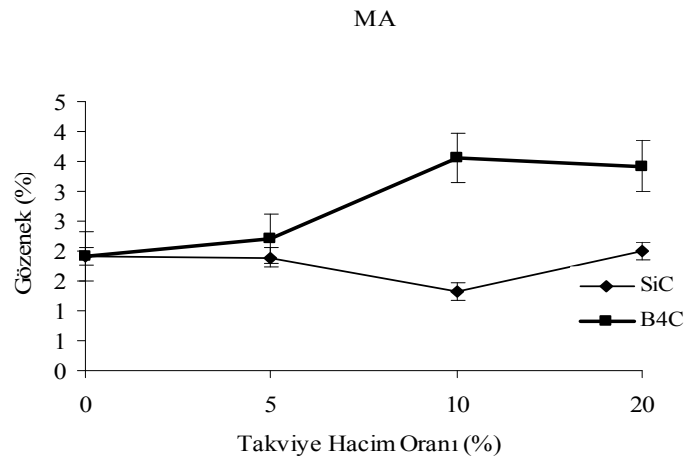
Alumix-231 ile %5, %10 ve %20 oranlarında SiC ve B<sub>4</sub>C takviye elemanı kullanılarak kompozit malzeme üretimi sağlanmıştır. Numunelerin içerdikleri SiC ve B<sub>4</sub>C takviye oranlarına göre teorik yoğunluk değerleri karışım kuralına göre hesaplanmıştır. Sinterleme öncesi ham yoğunluk ve sinterleme sonrası deneysel yoğunluk değerleri ise Arşimet prensibi uygulanarak ölçülmüştür. Her bir kompozit teorik yoğunluk oranı ve içerdikleri gözenek miktarı Tablo 7.1’de verilmektedir.

Tablo 7.1 : Değişik takviye oranlarında yoğunluk değerleri

Numune	Takviye Miktarı	RD %	Gözenek (%)
MA	0%	98,09	1,91
MA	5% SiC	98,11	1,89
MA	10% SiC	98,67	1,33
MA	20% SiC	97,26	2,00
MA	5% B <sub>4</sub> C	97,80	2,20
MA	10% B <sub>4</sub> C	96,44	3,56
MA	20% B <sub>4</sub> C	96,59	3,42
SP	0%	96,07	3,93
SP	5% SiC	95,69	4,31
SP	10% SiC	94,67	5,33
SP	20% SiC	94,42	5,58
SP	5% B <sub>4</sub> C	95,39	4,61
SP	10% B <sub>4</sub> C	96,00	4,00
SP	20% B <sub>4</sub> C	95,14	4,86
EK	0%	99,41	0,59
EK	5% SiC	99,18	0,67
EK	10% SiC	96,75	0,83
EK	20% SiC	95,99	0,86
EK	5% B <sub>4</sub> C	99,19	0,89
EK	10% B <sub>4</sub> C	99,25	0,90
EK	20%B <sub>4</sub> C	99,27	1,04
HPT	0%	99,57	0,43
HPT	5% SiC	99,42	0,58



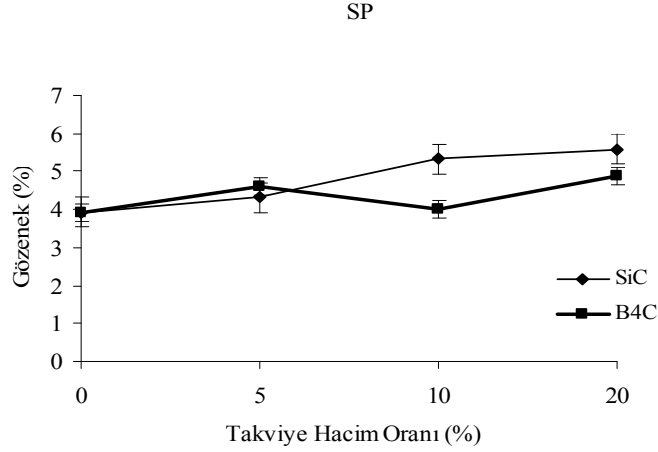
Tablo 7.1 incelendiğinde en yüksek teorik yoğunluk oranı Alumix–231 matris malzemesinden üretilen numunelerde gözlemlenmiştir. MA numunelerinde SP numunesine göre toz boyutlarının küçük olması en yüksek teorik yoğunluk oranının artmasına sebep olmuştur. Genel olarak takviye hacim oranındaki artışla birlikte hem gözenekliliğin artması hem de preslenebilirliğin kötüleşmesi, ölçülen sinterlenmiş yoğunlukta azalmaya neden olmuştur. Bu sonuçlar SiC ve B<sub>4</sub>C parçacıklarının sertliğinin yüksek olmasından dolayı tozun karışmaya, mekanik olarak toz tanelerinin kilitlememesine, parçacık ana metal arasında yeni arayüzeyler oluştuğu için buna bağlı olarak gözenek miktarıda artmaktadır. MA, SP ve EK yöntemleri ile üretilmiş numunelere ait takviye elemanlarının hacim oranları ile gözenek arasındaki ilişki Şekil 7.11–7.13’de verildiği gibidir. Burada SiC matris arayüzeyi daha iyi olduğu için gözeneklilik düşüktür. Şekil 7.11’de görüldüğü üzere MA numunelerinin gözenek miktarı takviye oranı arttıkça artmıştır.



Şekil 7.11 : MA numuneleri için gözenek miktarının SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

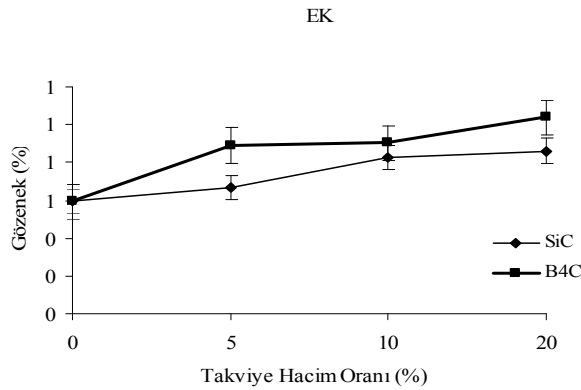
Şekil 7.12’de görüldüğü üzere SP numunelerinin gözenek miktarı takviye oranı arttıkça artmıştır. En fazla gözenek oranı SP numunelerinde, %SiC takviyelilerin arasında %20 SiC ve %B<sub>4</sub>C takviyelilerin arasında da %20 B<sub>4</sub>C numunelerine aittir. Bu ise diğer numunelere göre katkı oranlarının yükselmesi ile açıklanabilir. Alumix–231 numunesine bakıldığında SP numunesinde gözenek miktarı MA numunesindekilere göre 2 kat artış göstermiştir. Bunun nedeni SiC ve B<sub>4</sub>C parçacık yoğunluğunun Alumix–231 tozun yoğunluğundan yüksek olmasıdır. SiC ve B<sub>4</sub>C

parçacıklarının sertliğinden dolayı karışım tozun preslenmeye karşı daha dirençli hale gelmesiyle preslenebilirliğin kötüleşmesi, parçacık takviye miktarının artmasına paralel olarak artan matris/takviye arayüzey alanının artması ve bunun da gözenekliliği arttırması gösterilebilir (German, 2007).



Şekil 7.12 : SP numuneleri için gözenek miktarının SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

Şekil 7.13 incelendiğinde numunelerde ulaşılan en düşük gözenek miktarı %0,59 ile EK numunelerine aittir. Tozlara uygulanan SP yönteminin numunelerdeki gözenekliliğe etkisi incelenmiştir. Bu kısımda SP numunelerine ikincil işlem olarak uygulanan EK işlemi gözenekliliği en alt düzeye indirerek mekanik özellikler açısından önemli bir avantaj sağlamıştır.



Şekil 7.13 : EK numuneleri için gözenek miktarının SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

### 7.3 Malzemenin Sertlik Değerlerinin Belirlenmesi

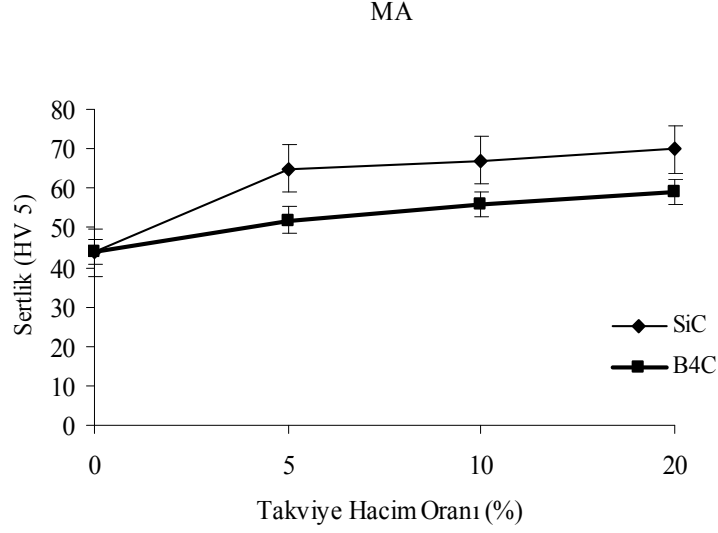
Çalışmada değişik takviye oranlarında üretilen numunelere ait sertlik değerleri Tablo 7.2 ve 7.3'te verildiği gibidir.

Tablo 7.2 : Takviye oranına göre sertlik değerlerinin değişimi

Takviye Oranı	HV5 Sertlik EK	HV5 Sertlik SP	HV5 Sertlik MA
0%	92	41	44
5% SiC	96	46	65
10% SiC	113	50	67
20% SiC	150	55	70
5% B <sub>4</sub> C	127	42	52
10% B <sub>4</sub> C	130	44	56
20% B <sub>4</sub> C	134	45	59

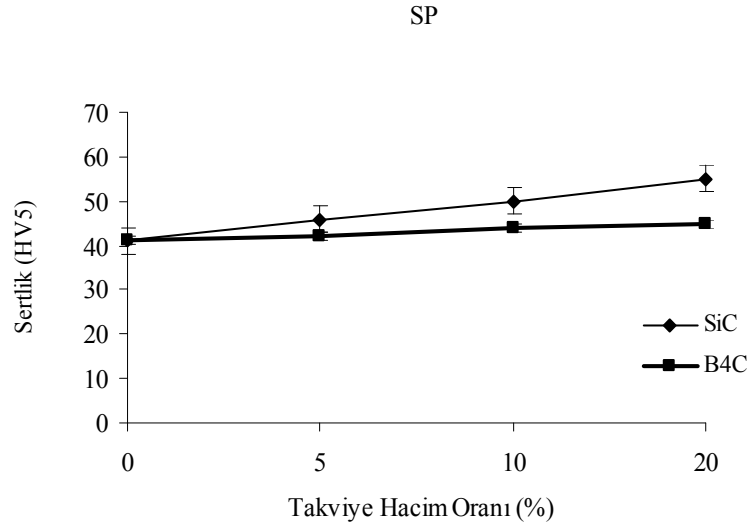
Tablo 7.2 incelendiğinde matris takviye elemanı ilave edilmesi ile sertlik değerlerinde artış belirlenmiştir. Ayrıca takviye elemanları kendi aralarında incelendiğinde SiC ilave edilmiş numunelerin sertlik değerleri B<sub>4</sub>C ilave edilen numunelere göre daha yüksektir. SiC tozlarının Vickers setliğinin 32 ve B<sub>4</sub>C tozunun ise 24 olması bu sonucu desteklemektedir. En yüksek sertlik değerleri EK işlemi için %20 SiC takviye edilmiş numunelerde elde edilmiştir. Sertlik artışındaki etken mekanizma dağılım mukavemetlenmesidir. Sertlik değeri yüksek olan SiC takviye oranındaki artış da sertliği artırmıştır.

Ayrıca Şekil 7.14–7.16'da B<sub>4</sub>C ve SiC oranlarına bağlı olarak her bir işlem için (MA, SP ve EK) sertlikte meydana gelen değişim verilmektedir. Bu Şekillerde de %20 SiC takviye edilmiş numunelerdeki sertlik değerlerinin en yüksek değerler olduğu rahatlıkla gözlemlenebilmektedir.



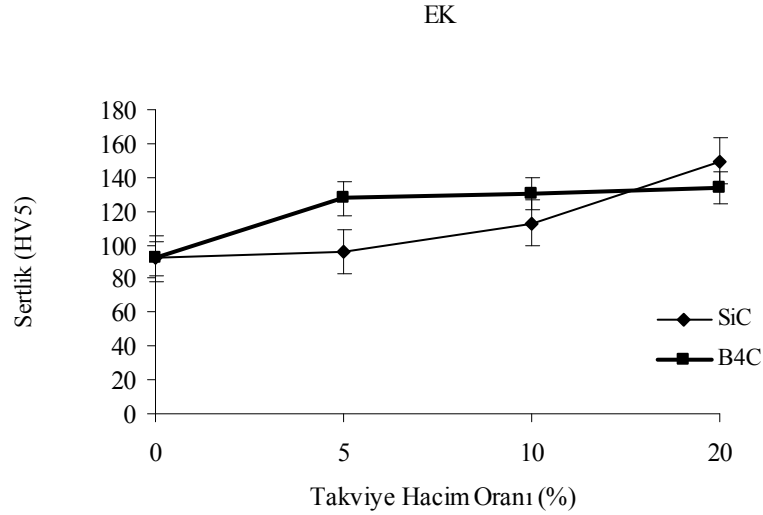
Şekil 7.14 : 4 saat süreyle MA numuneleri için sertlik değerinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

Şekil 7.15'te SP numunelerinde de SiC sertlik oranı B<sub>4</sub>C'nin sertlik oranından yüksektir ve takviye oranı arttıkça sertlikte artmaktadır. Bu da SiC'nin sertlik değerinin yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. B<sub>4</sub>C'nin parçacık boyutunun SiC'ünkünden büyük olmasının kompozit malzeme sertliklerinde pek bir etkisi görülmemiştir.



Şekil 7.15 : SP numuneleri için sertlik değerinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

Şekil 7.16'da EK numunelerinde de SiC sertlik oranı B<sub>4</sub>C'nin sertlik oranından yüksektir ve takviye oranı arttıkça sertlikte artmaktadır. Bu da SiC'nin sertlik değerinin yüksek olmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 7.16 : EK numuneleri için sertlik değerinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

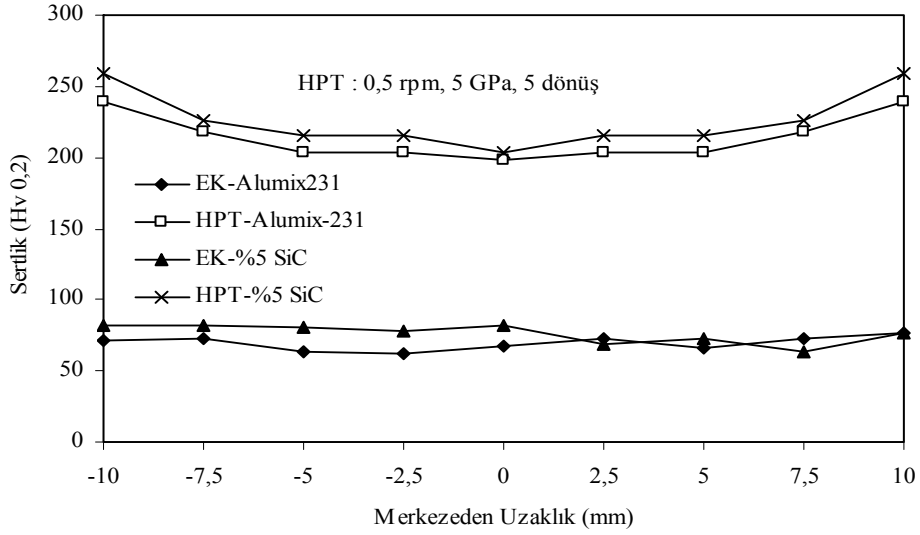
Tablo 7.3'de HPT uygulanmış numunelerdeki sertlik değişimi verilmektedir. HPT işlemi sertliği artırıcı yönde etki etmektedir. Bunun nedeni HPT işleminin parçacıkların küçülmesi ve Si dağılımının artmasıyla tane sınırlarının çoğalması olarak gösterilebilir. Bu durum Tablo 7.3'te açıkça gözlemlenebilmektedir.

Tablo 7.3 : HPT işleminin sertliğe olan etkisi (Hv0,2)

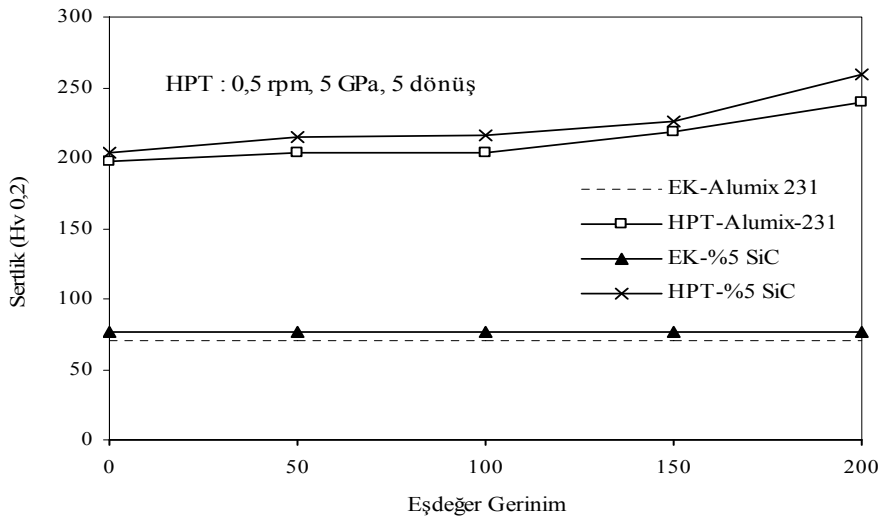
Sertlik	EK	HPT
Alumix 231	76	239
%5 SiC	77	258

Bunun yanı sıra HPT işlemi görmüş malzeme yüzeyinde homojen bir sertlik dağılımı olmamasının nedeni yüksek gerilme uygulamasından dolayı malzeme tane yapısı daha iyi olduğundan merkezden kenarlara doğru lineer artış gözlenmektedir (Şekil 7.17). Bu durum kenar bölgelerde gerilim artışından dolayı tane küçülmesinin daha fazla yaşanmasıyla açıklanabilir. Tane küçülmesine sebep olan gerilme, çalışma sertleşmesine, hızıda sertlik artışına sebep olmaktadır. Yani işlemin etkisi merkezden

uzaklaştıkça daha fazladır. Dikkat edilirse %5 SiC ilavesi sertlikte ciddi artış oluşturmamıştır ve sertlik değişimi merkezden uzaklaştıkça değişimi ilavesiz matris malzemeye paralel gitmektedir bu durum uygulanan HPT nin etkisinin merkezden kenara doğru etkisinin değiştiğini de göstermektedir. Bunun sebebi deformasyon miktarının kenarlarda fazla olması ve bunun neticesinde kenarlarda çalışma sertleşmesinin fazla olmasından dolayıdır.

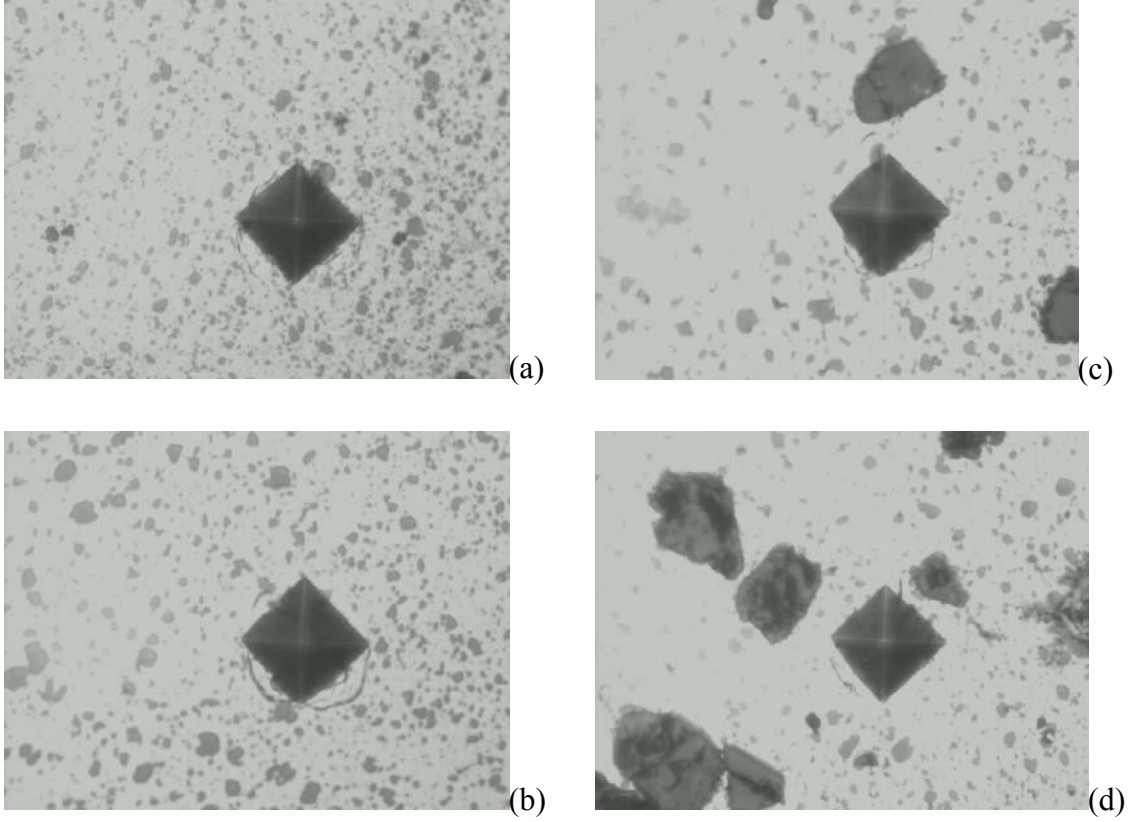


Şekil 7.17 : Aluix–231 ve %5 SiC HPT numunelerinin sertlik değerlerinin merkeze olan uzaklığa göre değişimi



Şekil 7.18 : Aluix–231 ve %5 SiC HPT numunelerinin sertlik değerlerinin eşdeğer gerinime göre değişimi

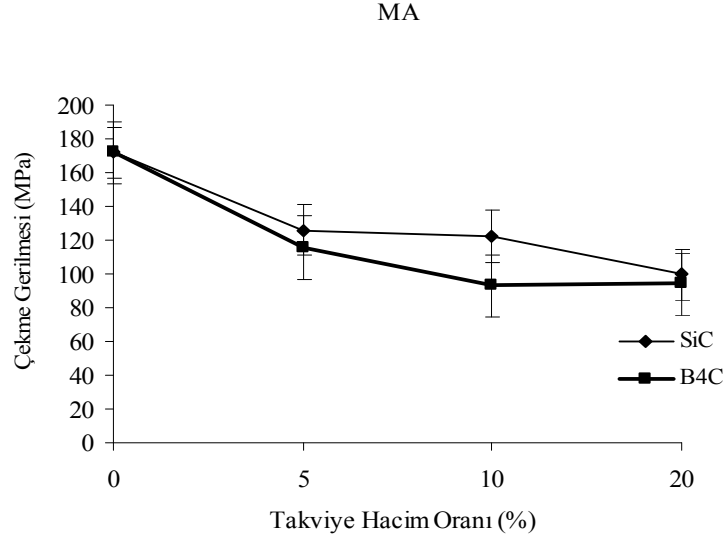
HPT numunelerinin optik mikroskop ile sertlik izi görüntüsü Şekil 7.19’da verilmiştir.



Şekil 7.19 : Aluminix–231 (a, b) ve %5 SiC (c, d) malzemede sertlik alınan bölgenin görünümü

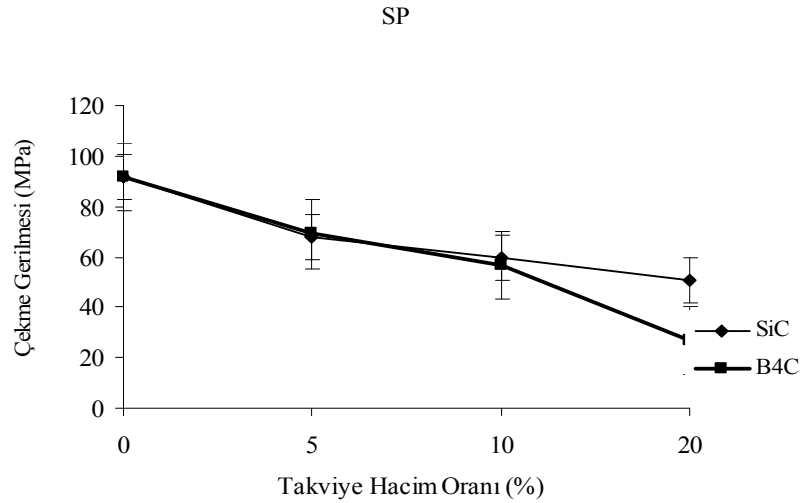
#### 7.4 Çekme Deneyi Değerlerinin Belirlenmesi

Çalışmada farklı oranlarda SiC ve B<sub>4</sub>C takviye edilmiş numunelere MA, SP ve EK işlemleri uygulanarak çekme deneyleri yapılmıştır. Bu deneylere ait sonuçlar Şekil 7.20–7.27’de verildiği gibidir. Şekil 7.20’de MA numunelerine ait çekme gerilmesinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi verilmiştir. Burada MA’da verilen Aluminix-231’in çekme gerilmesinin SP grafiğinde verilen değerden yüksek olduğu görülmektedir. MA numunelerine uygulanan sinterleme sıcaklıkları farklıdır. Ayrıca MA sonrası toz boyutunda düşme yaşanmıştır. Bu fark çekme gerilmesinin artmasını sağlamıştır. MA numunelerinin kendi içerisinde yapılan değerlendirmede SiC ve B<sub>4</sub>C’nin çekme dayanımı değerleri fazla değişmemektedir. Buradanda bu işlemde ilave katkı malzeme cinsi önemli bir değişim yaratmadığı görülmüştür.



Şekil 7.20 : MA numunelerine ait çekme gerilmesinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

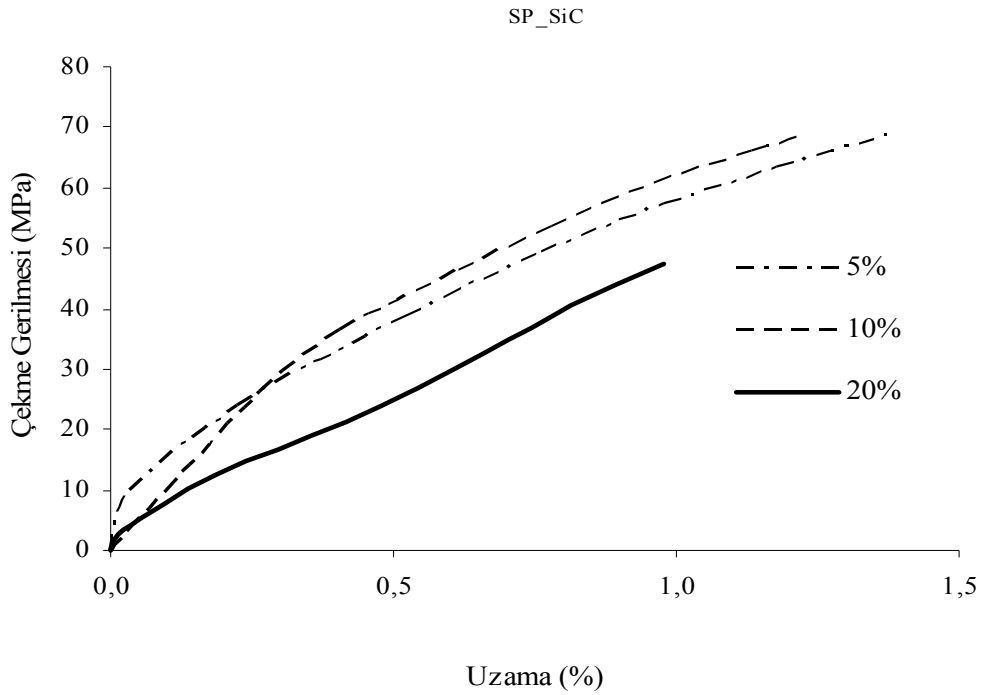
Şekil 7.21’de SP numunelerine ait çekme gerilmesinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi verilmiştir. SP numunelerinin kendi içerisinde yapılan değerlendirmede SiC ve B<sub>4</sub>C’nin çekme dayanımı değerleri fazla değişmemektedir. Yine takviye hacim oranının artması çekme gerilmesi sonuçlarının düşmesine sebep olmaktadır. Bunun nedeni artan arayüzey alanının kopmayı kolaylaştırmasıdır. Özellikle B<sub>4</sub>C takviyeli malzemelerde arayüzey daha zayıf olduğu için kopma daha kolay gerçekleşir.



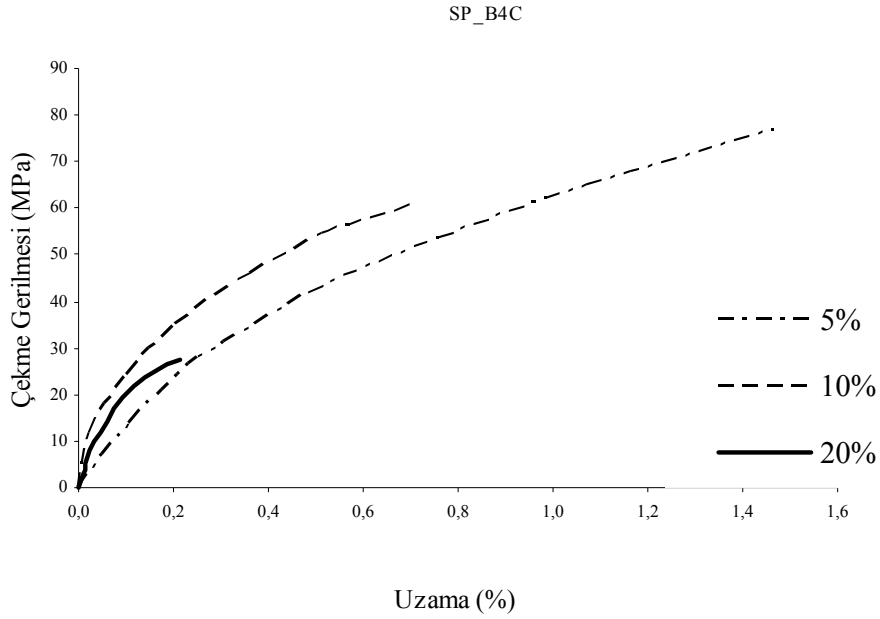
Şekil 7.21 : SP numunelerinin çekme gerilmesinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi



Şekil 7.22 ve 7.23’de SiC ve B<sub>4</sub>C takviye hacim oranının artması % uzama değerini düşürmekte ve dolayısıyla malzemenin sünekliği ve tokluğu azalmaktadır. % uzama değerleri oldukça düşüktür. İlave katkı malzeme miktarı değiştikçe elastisite modülü değişmektedir. Bu durum kompozitlerde bariz bir şekilde görülür. %20 takviye hacim oranında elastisite modülü düştüğü gibi dayanım ve % uzama değerleri de düşmektedir. Yani takviye hacim oranının artması artan arayüzey alanının artmasıyla dayanımı ve % uzamayı azaltır. Burada da özellikle B<sub>4</sub>C takviyeli malzemelerde gözenek miktarının fazla olması ve daha zayıf arayüzey olduğu için kopma daha kolay gerçekleşir. Zayıf ara yüzey bağlarında kompozit malzemenin dayanımı ve rijidliği düşük fakat kırılma direnci yüksektir. Kuvvetli ara yüzey bağlarında ise kompozit malzemenin dayanımı ve rijidliği yüksek ancak kırılma direnci düşüktür (Tekmen, 2006).



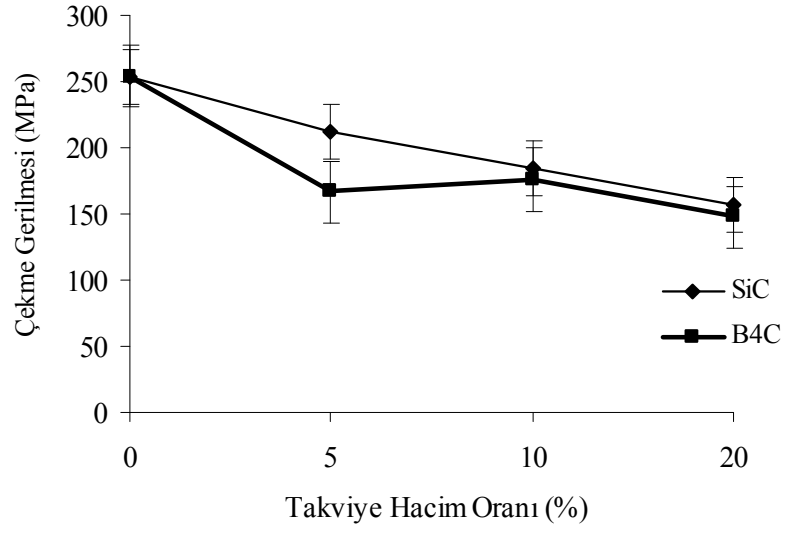
Şekil 7.22 : SP SiC takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi



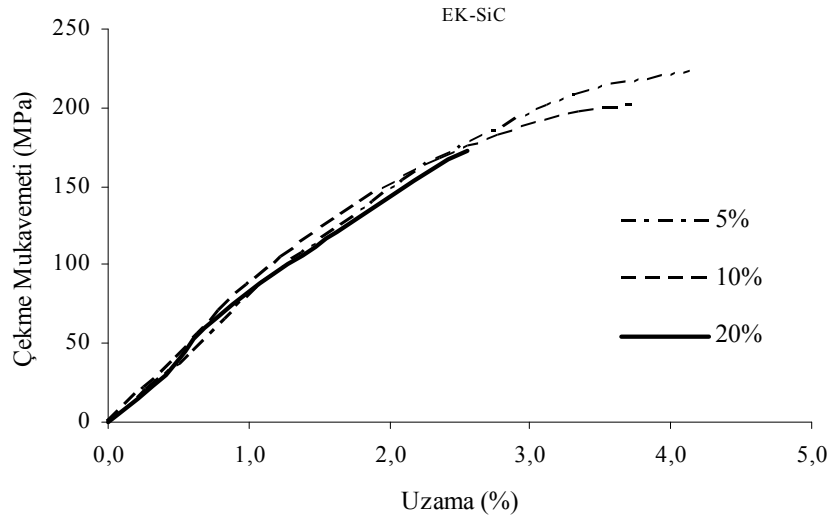
Şekil 7.23 : SP B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi

Şekil 7.24–7.26’de SiC ve B<sub>4</sub>C takviye hacim oranının artması % uzama EK işlemi ile elde edilen numunelerde takviye SiC miktarının etkisi ortadan kalkmakta ve çekme diyagramlarının eğimleri hemen hemen aynı olmaktadır. Takviye edilen toz tanelerinin kırılarak matris malzeme içine homojen dağılması malzemenin hem dayanımını artırmakta (MA ve SP ye göre) hem de daha tok ve sünek hale getirmektedir. Ayrıca % uzama değeri de artmaktadır. Ancak katkı maddesi ilave miktarı arttıkça % uzama değeri düşmekte ve çekme dayanımı daha düşük değerde kalmaktadır. Bu durum EK işlemi de uygulansa takviye maddesi miktarındaki artış matris katkı maddesi toz arayüzey etkileşimin yetersiz kalmasına ve arayüzeylerden ayrılma kırılmasının gelişmesine ve hızla enine kesitte ilerleyerek erken kopmaya neden olmaktadır.

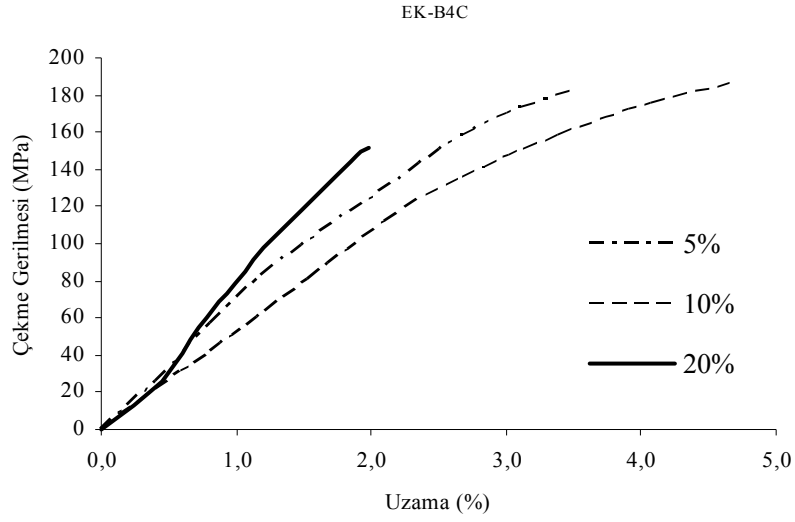
EK



Şekil 7.24 : EK numunelerine çekme gerilmesinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

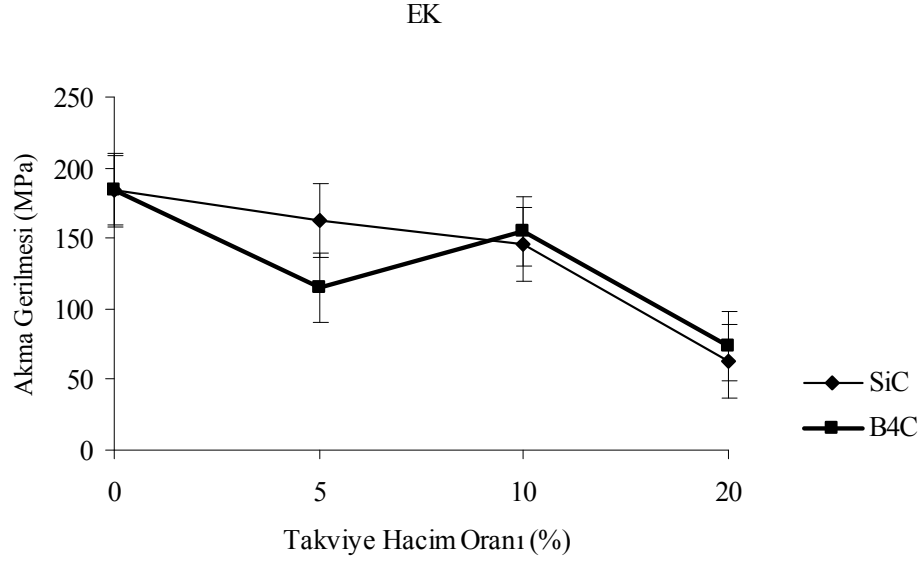


Şekil 7.25 : EK SiC takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi



Şekil 7.26 : EK B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi

Saf halde Alumix-231 tozu kullanılarak üretilen numunelerde sertliğin yanında çekme gerilmesi de artmıştır. Ancak değişik oranlarda SiC ve B<sub>4</sub>C ilave edilen numunelerde sertlikte artış gözlemlenirken çekme dayanımında düşüşler gözlemlenmiştir. Düşüşün sebebi, takviye hacim oranı artışı ile matris/arayüzey bağı iyi olmadığı durumda arayüzey alanı artışına bağlı olarak çekme dayanımı düşer. Bu durum EK işlemi uygulanan numunelerin akma gerilmesinde görülmüştür. Yine aynı şekilde EK işlemi de uygulansa takviye maddesi miktarındaki artış matris katkı maddesi toz arayüzey etkileşimin yetersiz kalmasına ve arayüzeylerden ayrılma kırılmasının gelişmesine ve hızla enine kesitte ilerleyerek erken kopmaya neden olmaktadır.



Şekil 7.27 : EK numunelerinin akma gerilmesinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

HPT tekniğinin temeli; malzemenin işlem sırasında hacmi değişmeden malzemeye deforme etme amacına dayanır. Bu şekilde malzeme de tane yapısı küçülme elde edilir (Şekil 7.58–7.60). Üretilen malzemeler mikron seviyedeki aynı malzemeye göre daha iyi özellikler gösterir. Tablo 7.4 ve Tablo 7.5’de görüldüğü gibi numunelerin çekme ve akma gerilmeleri yaklaşık 2 katı kadar artış göstermiştir. Bu da bu işlemin malzeme dayanımını olumlu yönde etkilediğini göstermektedir.

Tablo 7.4 : HPT işleminin çekme gerilmesine olan etkisi

Çekme Gerilmesi (MPa)	EK	HPT
Alumix 231	253	537
%5 SiC	212	418

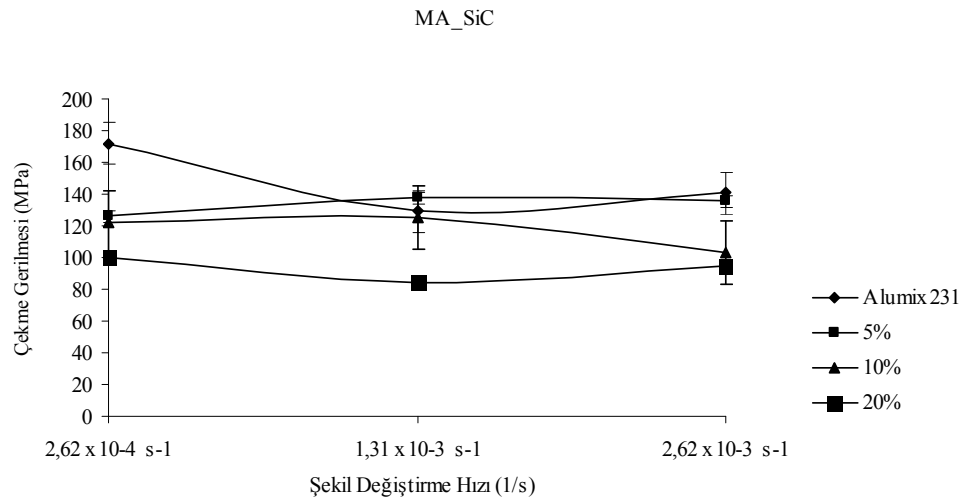
Tablo 7.5 : HPT işleminin akma gerilmesine olan etkisi

Akma Gerilmesi (MPa)	EK	HPT
Alumix 231	184	363
%5 SiC	162	345

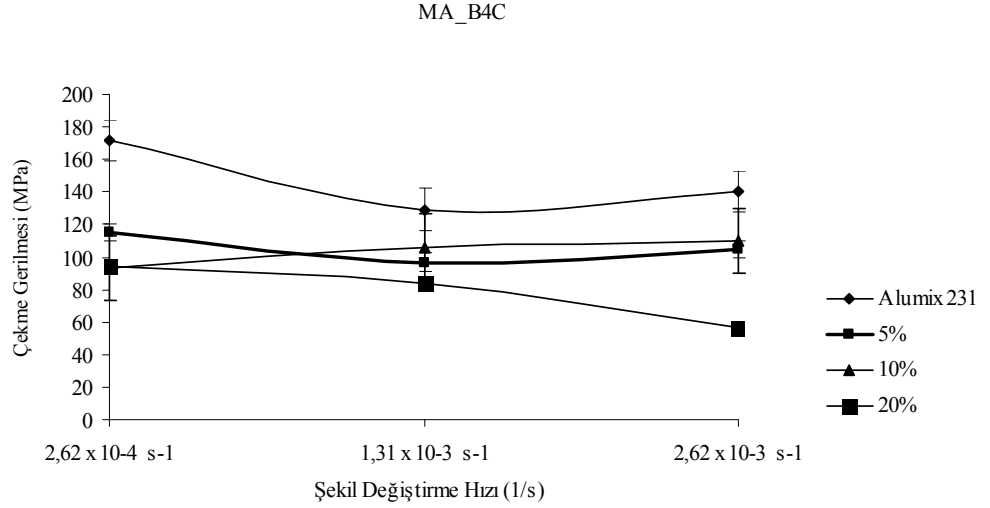
#### 7.4.1 Farklı şekil değiştirme hızlarında yapılan çekme deneyi değerlerinin belirlenmesi

Çalışmada, matris malzeme içinde 14-16Si mevcut iken ilave olarak SiC ve B<sub>4</sub>C parçacıkları ile takviyelendirilmesi matris malzemeyi daha gevrek hale getirerek % uzama değerlerinin düşmesine neden olmuştur (Callioglu, 2011). Çekme sonuçlarında parçacık takviyeli malzemede ilave takviye oranı ile çekme dayanımını düşmesi ve gevrek malzemelere farklı çekme hızları uygulanmasının uygun olmadığı çekme gerilmesi-uzama grafiklerinden gözlenmektedir. Çok gevrek davranış gösterdiği çekme deneyleri ile belirlenen SP numunelerine farklı şekil değiştirme hızlarda çekme uygulaması anlamlı olmayacağı düşünüldüğü için yapılmamıştır. Ancak, gevrekliği bilinsede MA ve EK numunelerine farklı hızlarda çekme uygulanması yapılmıştır (Chen ve ark., 2009).

Şekil 7.28 ve 7.29’da elde edilen sonuçlar incelendiğinde genel olarak şekil değiştirme hızı arttığında çekme gerilmesinin düştüğü açıkça gözlemlenmektedir. Bunun nedeni EK numunelerinin SP ve MA numunelerine göre dayanımı en yüksek malzeme olmasıdır. Metal malzemelerden soğuk çekilmesi halinde şekil değiştirme hızı arttıkça dayanım artar ve süneklik düşer. Bunun nedeni deformasyon sertleşmesidir (Zhang ve ark., 2004).

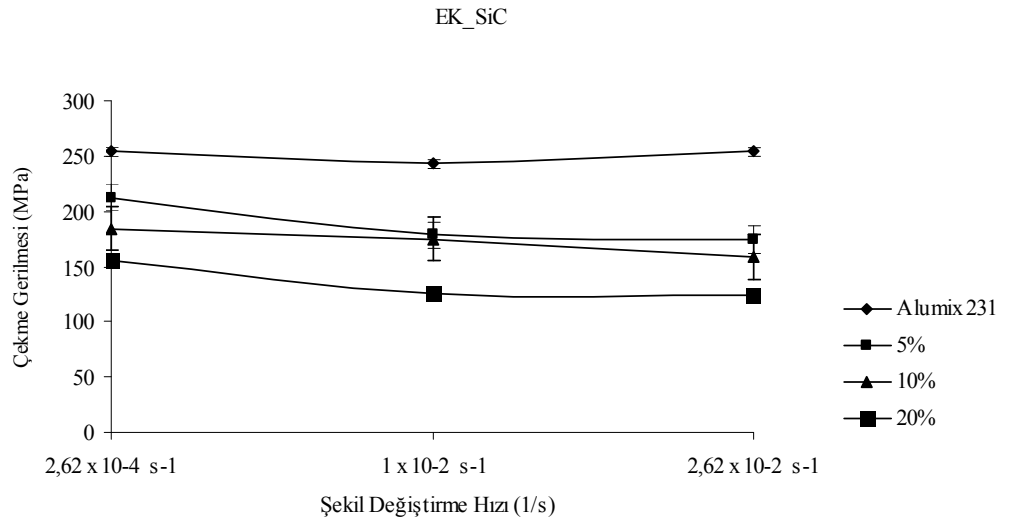


Şekil 7.28 : MA numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231/SiC’ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi

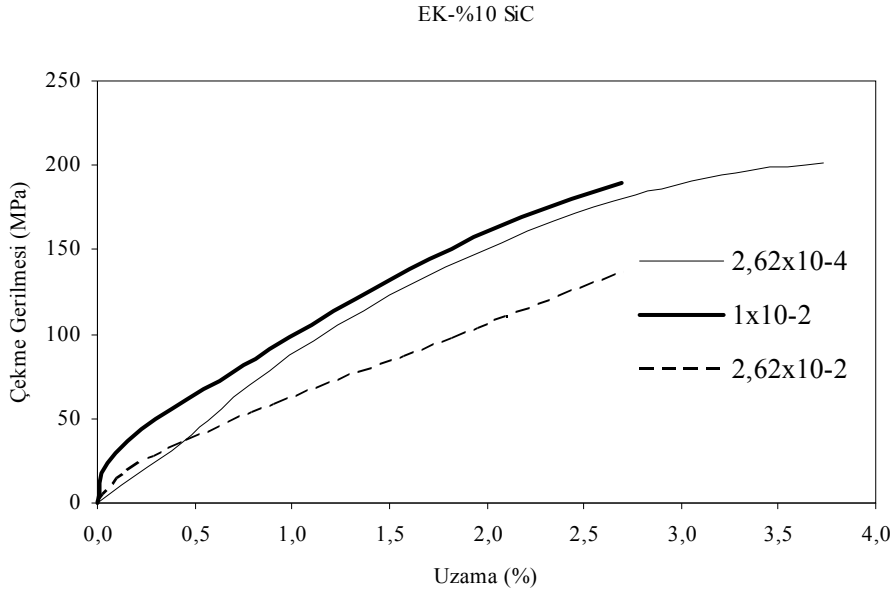


Şekil 7.29 : MA numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231/ B<sub>4</sub>C’ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi

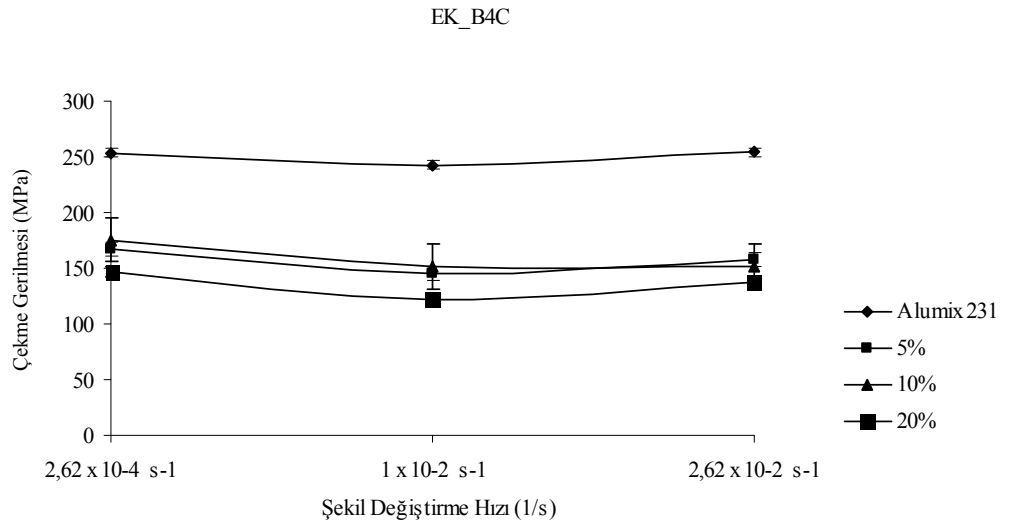
Şekil 7.30 ve Şekil 7.32’de Alumix-231 için bu durum çok belirgin olmamakla beraber, takviye malzemesi cinsinden bağımsız olarak ilave yapıldıkça dayanımı düşmektedir. Bu durum parçacık takviyeli kompozitin gevrekleştiği ve yüksek hızda şekillendirmeye uygun olmadığı sonucunu vermektedir. Şekil 7.31 ve Şekil 7.33’de hızın süneklığe etkisi ve dayanımı nasıl değiştirdiği görülmektedir.



Şekil 7.30 : EK numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231/SiC’ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değiştirme hızlarına göre değişimi

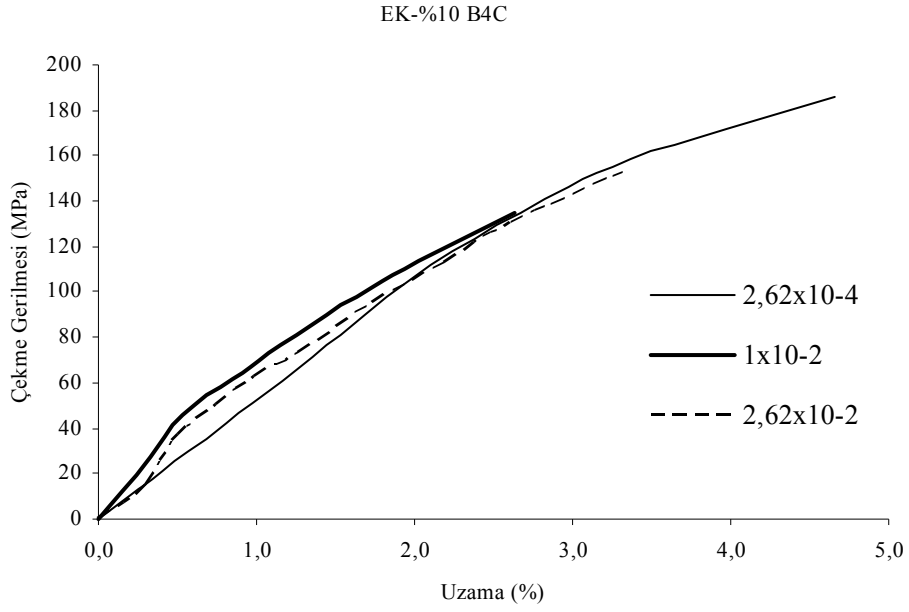


Şekil 7.31 : EK %10 SiC takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi



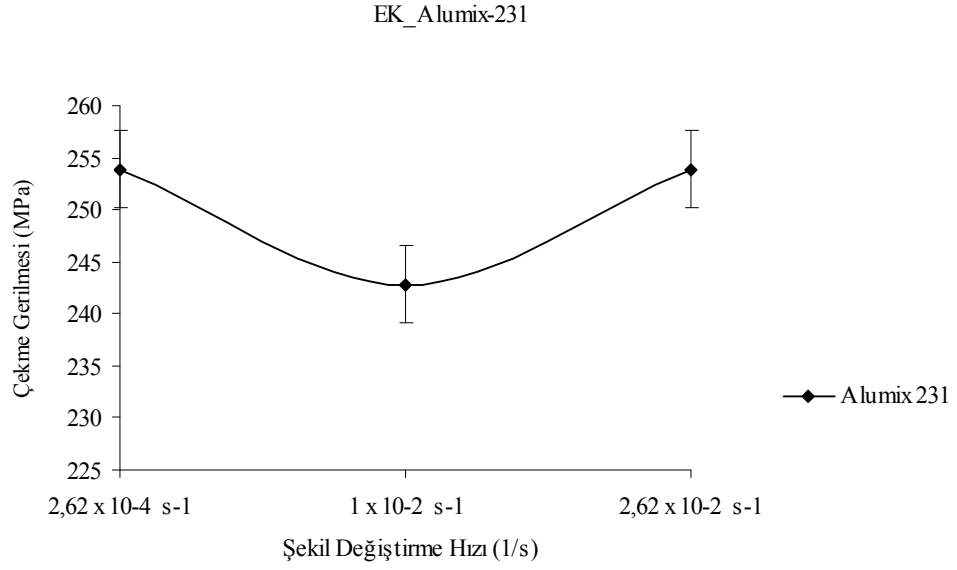
Şekil 7.32 : EK numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix-231/ B<sub>4</sub>C'ün farklı hacim oranlarında farklı şekil değişirme hızlarına göre değişimi



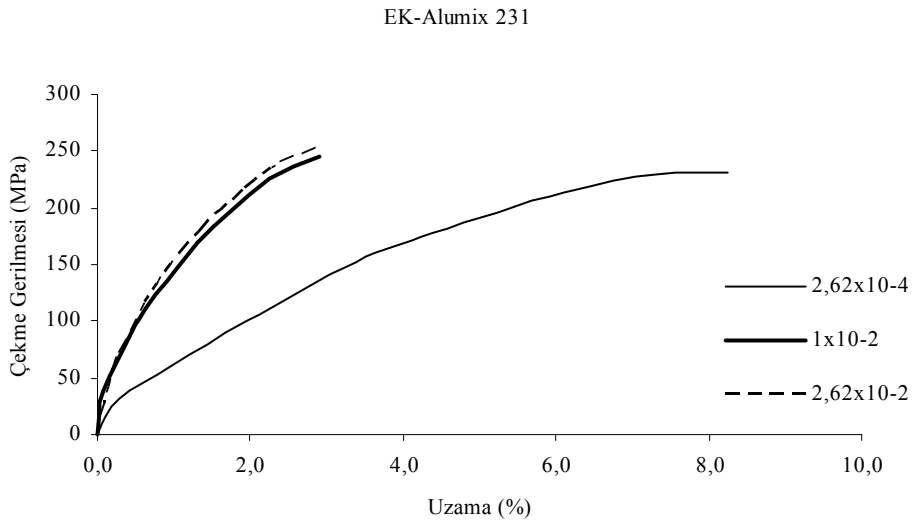


Şekil 7.33 : EK %10 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi

Şekil 7.34 ve Şekil 7.35’de “Metal malzemelerin soğuk çekme işlemi esnasında şekil değiştirme hızı artıkça dayanım artar ve süneklik düşer yani deformasyon sertleşmesi meydana gelir” ifadesi burada daha belirgin olarak görülmektedir. Bunun nedeni EK numunelerinin SP ve MA numunelerine göre çekme gerilmesi en yüksek malzeme olmasıdır.



Şekil 7.34 : EK numunelerinin çekme gerilmesinin Alumix–231’in farklı şekil değişirme hızlarına göre değişimi



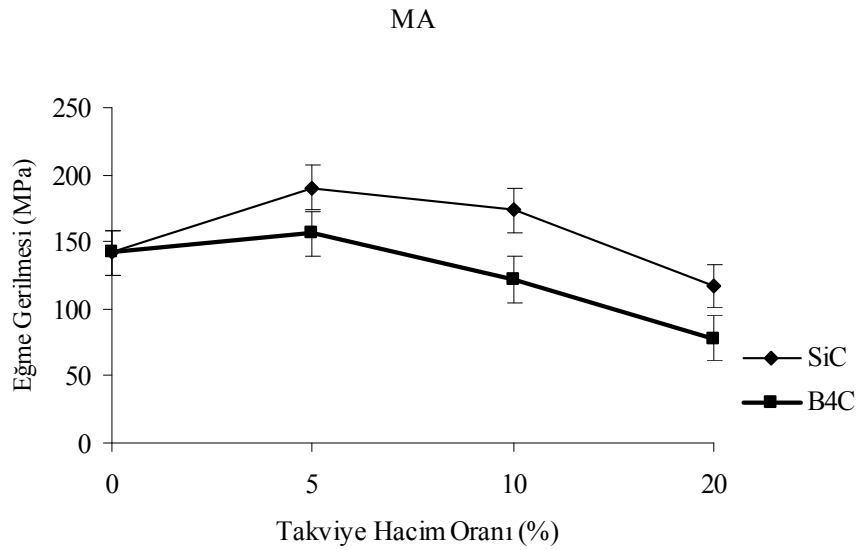
Şekil 7.35 : EK Alumix–231 numunesinin çekme gerilmesinin uzama oranı ile değişimi

### 7.5 Eğme Deneyi Değerlerinin Belirlenmesi

Çalışmada ayrıca değişik takviye oranlarında üretilmiş numunelere üç-nokta eğme deneyi uygulanmıştır. Değişik SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranlarında elde edilen eğme

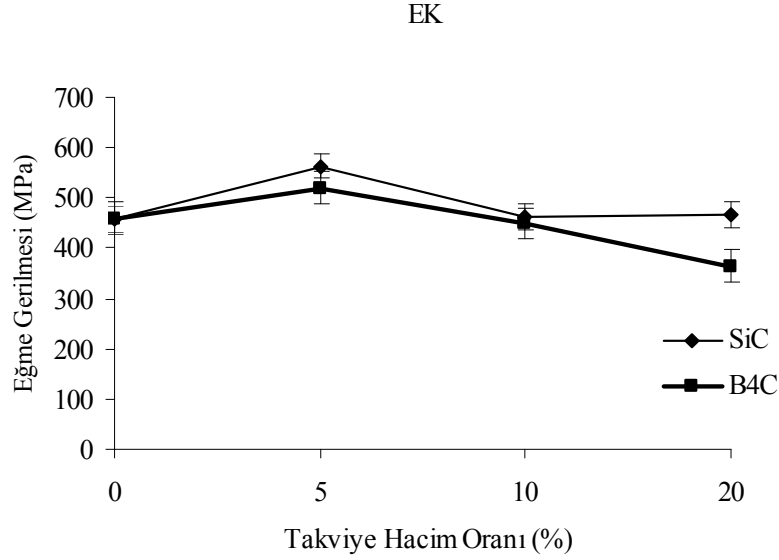
dayanım değerleri Şekil 7.36 ve 7.37’de verilmektedir. Eğme deneyleri gevrek malzemelerde Şekil değiştirilebilirliği aÇıklamakta daha anlamlı olmaktadır. Bu nedenle bu tőr deneylere ihtiyaÇ duyulmuŐ ve uygulanmıştır.

Őekil 7.36’da Alumix-231’in eęme dayanımına göre ilave SiC katkı malzemesi eęme dayanımını artırmıŐtır. %20 SiC takviyeli numunede değer Alumix–231 mertebesindedir. Takviye elemanı miktarının kritik bir değeri geŐmesi halinde eęme dayanımı gōreceli olarak dūŐmektedir. %5 B4C takviyeli numunede iyi sonuŐ verirken (bir yandan sertlik artmakta) daha yōksek ilaveler yarar yerine zarar vermektedir.



Şekil 7.36 : MA numunelerinin eğme gerilmesi SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

Őekil 7.37’de gōrōlen SiC ve B4C oranındaki artıŐ ise tam tersi bir etki yapmıŐ ve eęme dayanımını dūŐürmüŐtőr. En yōksek eęme dayanımı olan % 5 SiC ve % 5 B4C takviyeli kompozit numunelerde elde edilmiŐtir. Őekiller incelendiğinde eęme sonuŐlarının Őekme dayanım sonuŐlarına paralel gittiği gōzlemlenmektedir. SiC ve B4C miktarındaki artıŐla artan matris-parŐacık ara yōzeyinin kırılma deneyi sırasında Őatlak oluŐturma etkisini artırarak kırılma dayanımını dūŐürdōęü sōylenebilir.

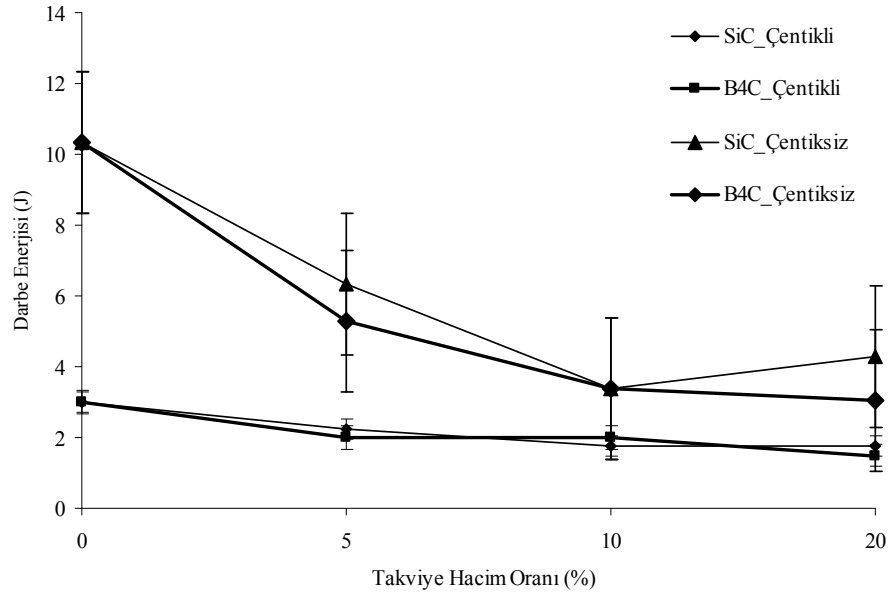


Şekil 7.37 : EK numunelerinin eğme gerilmesinin SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

EK numunelerde eğme dayanımı MA'ya göre daha yüksektir. Bu durum işlemin avantajı olarak açıklanabilir. SiC ilavesi miktarı artsa bile eğme dayanımı düşmemektedir. Kısmen artış elde edilmiştir. B<sub>4</sub>C ilavesinde kritik değer %5 dir. Daha yüksek ilave miktarları eğme dayanımını artırmamaktadır. Bu tür malzemelerin eğme esnasında çekme ve basma gerilmeleri oluşur. Yüksek sertlik değeri elde edilmesinden dolayı aşınmanın önemli olduğu hallerde bu malzeme tercih edilmelidir (Acun, 2007).

## 7.6 Çentik Darbe Deneyi Değerlerinin Belirlenmesi

Uygulamalarda üretilen numunenin üzerine herhangi bir vurma ve çarpma gibi darbe geldiğinde yani numune yüksek hızlı ani yüklemeye maruz kaldığında ortaya çıkan darbe davranışını irdelemek için Charpy tipi darbe deneyi uygulanılmaktadır. Bu çalışmada Al numunelerinde literatürde pek darbe deneyi uygulanmamasına karşın, değişik takviye oranlarında üretilmiş numunelere darbe deneyi uygulaması denenmiştir. Değişik SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranlarında elde edilen darbe direnci değerleri Şekil 7.38 ve 7.39'da verilmektedir.



Şekil 7.38 : Kompozit malzemelerin çentik darbe dayanımının SiC ve B<sub>4</sub>C hacim oranı ile değişimi

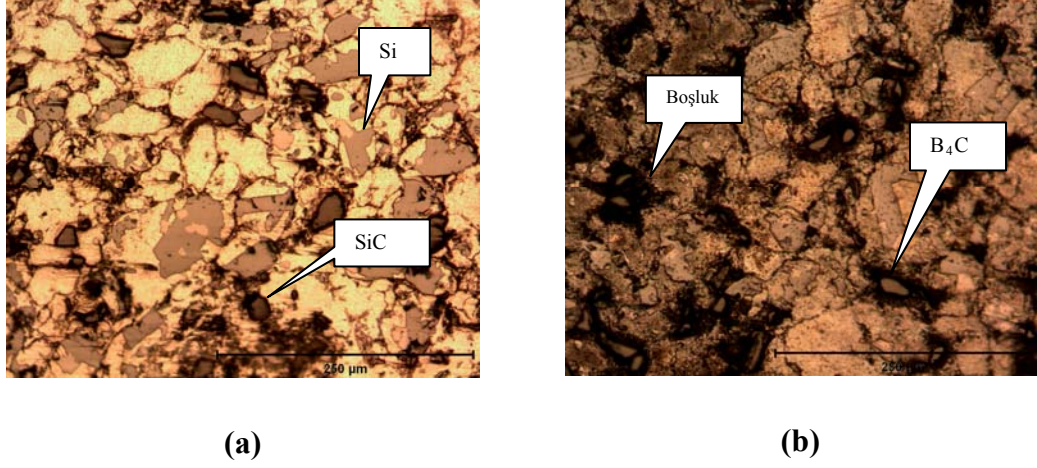
Burada çentikli ve çentiksiz darbe testleri uygulanmıştır. Çentikli numunelerde darbe direnci 6 j'ün altında kaldığı için numunelere çentik açılmadan deney tekrarı yapılmıştır. Her iki grafik de açıkça görüldüğü üzere gevrek SiC takviye parçacıkların arayüzey ve iyi olmayan ıslatma ile yapıya ilavesinin kompozitleri gevrekleştirdiği ve darbe direncini düşürdüğü görülmektedir. Ayrıca kompozit malzeme içerisindeki matris/takviye arayüzeylerinin zayıf bağ oluşturması darbe direncinin düşmesinde önemli etkenler olduğu görülmüştür.

### 7.7 Mikroyapı İncelemesi

Numunelerin mikro yapı incelemelerinde MA, SP ve EK numuneleri için SiC ve B<sub>4</sub>C parçacık dağılımı ve gözenek morfolojisi araştırılmıştır.

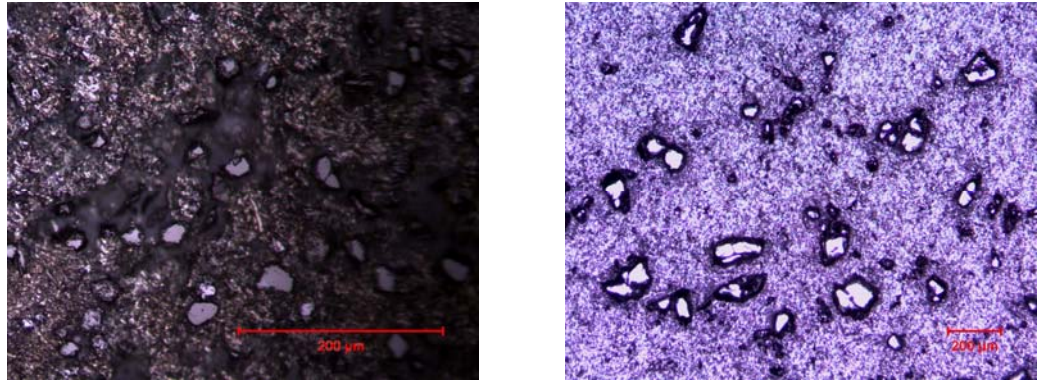
Şekil 7.39'da verilmiş olan MA numunelerine ait optik mikroskop görüntüsünde SiC parçacıklarının B<sub>4</sub>C parçacıklarına göre ara yüzeyindeki boşluklarının daha az olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca parçacık dağılımının SP numunelerine göre daha homojen olduğu söylenebilir. Bununla birlikte, matris-takviye elemanları ara yüzeylerindeki boşlukların B<sub>4</sub>C'ye göre daha az olması SiC parçacıklarının Alumix-231 matrisi ile yaptığı ara yüzey bağının B<sub>4</sub>C'den daha iyi olduğunu gösterir. Bu

Tablo 7.1’de de verilmiştir.



Şekil 7.39 : MA numunelerinin %10 parçacık takviyeli (a) SiC ve (b) B<sub>4</sub>C kompozitin optik mikroskop görüntüleri

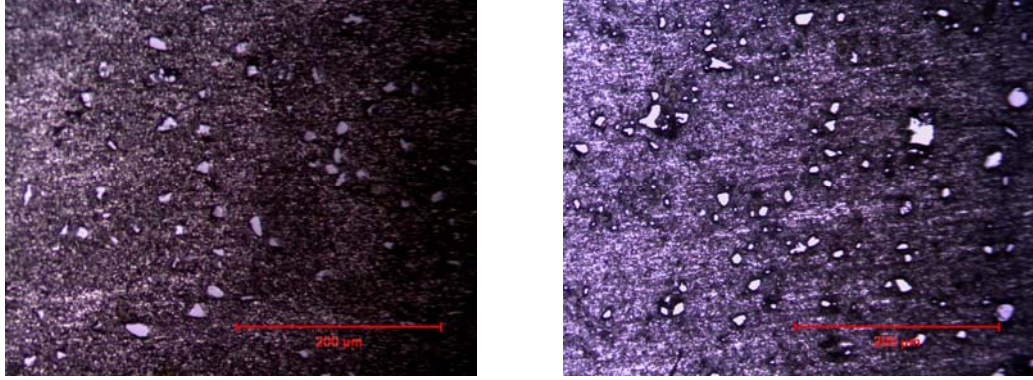
Şekil 7.40’de verilmiş olan SP numunelerine ait optik mikroskop görüntüsünde SiC parçacıklarının B<sub>4</sub>C parçacıklarına göre dağılımı daha homojendir. Bu B<sub>4</sub>C parçacıklarının Şekil 7.5–7.7’de görüldüğü üzere toz boyutunun büyük ve aralığının da geniş olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Burada yer yer topaklanmalar meydana gelmiştir. B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin mekanik özelliklerinin SiC kompozitlerine göre daha düşük olduğunu gösterir.



Şekil 7.40 : SP numunelerinin %10 parçacık takviyeli (a) SiC ve (b) B<sub>4</sub>C kompozitin optik mikroskop görüntüleri

Şekil 7.41’de verilmiş olan EK numunelerine ait optik mikroskop görüntüsünde SiC ve B<sub>4</sub>C parçacıklarının boyutları daha küçüktür. Bu EK sırasında parçacıklarının kırılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Burada EK numunelerinin mekanik özellikleri SP numunelerine göre artış göstermesine rağmen B<sub>4</sub>C takviyeli

kompozitlerin SiC takviyeli kompozitlere göre daha düşük mekanik özellikler taşımasını engelleyememiştir.



Şekil 7.41 : EK numunelerinin %10 parçacık takviyeli (a) SiC ve (b) B<sub>4</sub>C kompozitin optik mikroskop görüntüleri

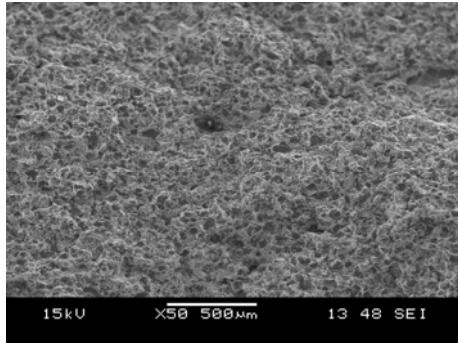
Optik mikroskopla incelenen yapılardan da anlaşıldığı üzere üretim şekli olarak sıralanan EK, MA ve SP numunelerinin mekanik özellikleri sırasıyla iyiden kötüye doğrudur.

MA, SP ve EK işlemleri uygulanmış Alumix-231 matris alaşımı ile SiC ve B<sub>4</sub>C seramik parçacıkları ile takviyelendirilerek hazırlanmış tozlardan elde edilen numunelerin, çekme deneyinden sonra kompozit malzemelerin kırılma türünü belirlemek amacıyla kırılan yüzeyinden alınan tüm numune grupları için SEM görüntüleri alınmıştır.

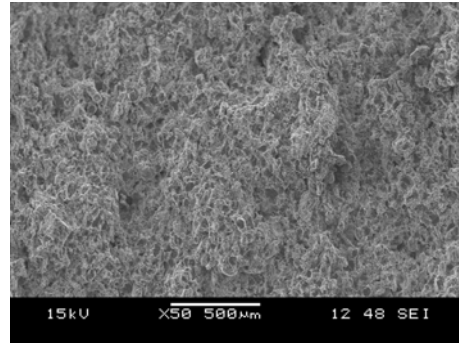
MMK'lerde kırılma üç ana mekanizma ile kontrol edilir. Bunlar ara yüzey yapışmaması, takviye edilmiş parçacıklarının kırılması, boşluk çekmesi ve büyümesi gibi sıralanabilir (Wang ve ark., 2008). Takviye parçacıklarının kırılması parçacıktaki bölgesel gerilmeye bağlıdır. Ayrıca parçacığın matrise iyi bağlandığını gösterir. Takviye parçacıkları ile metal matrisin elastik modülleri arasındaki çok büyük uyumsuzluk matriste yoğunlaşmış bir deformasyon üretir. Bu gerilmeler matris ve ara yüzey yapışmasının kırılması, parçacıkların çatlamasıyla açıklanabilir (Ceschini, 2006).

MA numunelerinin kırılma yüzeyleri Şekil 7.42–7.44 incelendiğinde sünek kırılmanın yaşandığı açıkça görülmektedir. Parçacık ihtiva eden malzemelerin kırık yüzeylerinde parçacıkların ayrışmaması (veya düşmemesi) ara yüzey bağının iyi olduğunu anlamına gelmektedir. Eğer ara yüzey bağı iyi değilse parçacıklar ayrılır veya düşer, geriye boşluk kalır. Kırık yüzeylerde görünen küçük çukurcuklar sünek

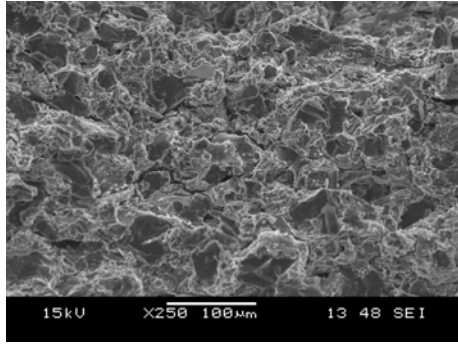
kırılmanın göstergesidir. Burada SiC ve B<sub>4</sub>C oranı arttıkça matris/takviye ara yüzey bağı hataları ve ara yüzey boyunca çatlak oluşumu da artmaktadır. Bu çatlakların ve ayrışmaların olmasına rağmen genel olarak kırılmaların parçacıklardan olmaması nedeniyle iyi bir parçacık/matris arayüzeyi olduğu söylenebilir. SiC ve B<sub>4</sub>C oranı ile birlikte ara yüzey bağı hatalarının artması numunelerin mekanik özelliklerinin düşmesine sebep olmuştur. Çalışmada numune yoğunluklarının yüksek olması sinterleme süresi ve sıcaklığının yeterli olduğu sonucunu vermiştir. MA işleminde SiC ve B<sub>4</sub>C tane boyutunun 30–53 µm arasında kullanılması ve öğütme işlemi sonrası parçacık boyutunun düşmesi ile homojen bir dağılım gerçekleşmiştir.



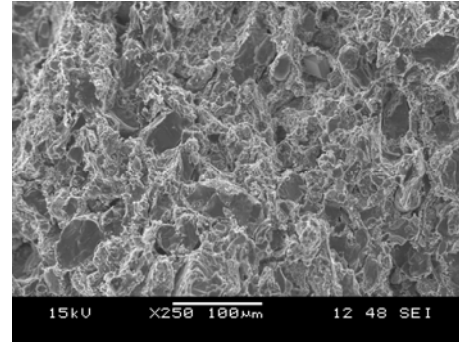
(a)



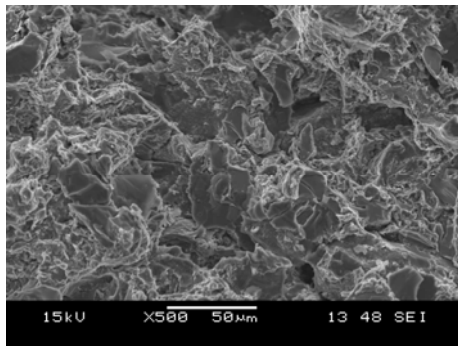
(e)



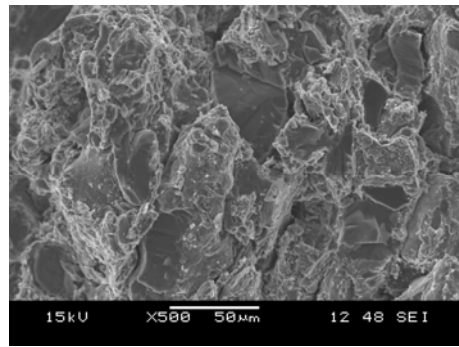
(b)



(f)

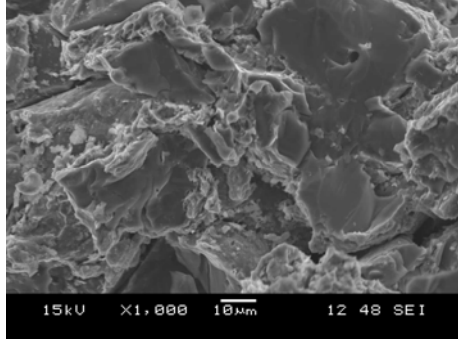


(c)

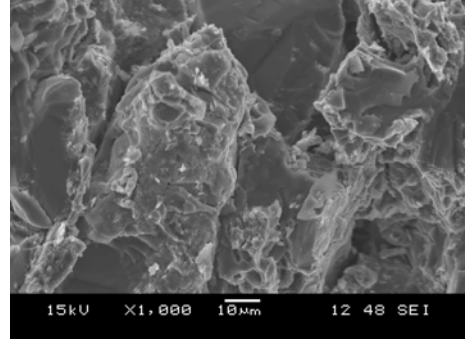


(g)



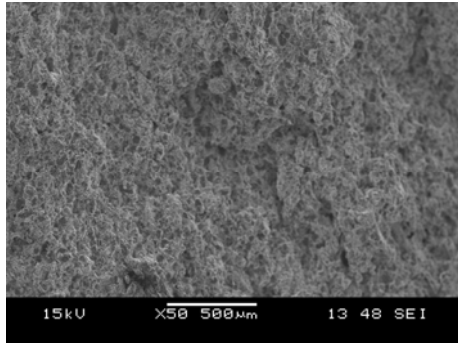


(d)

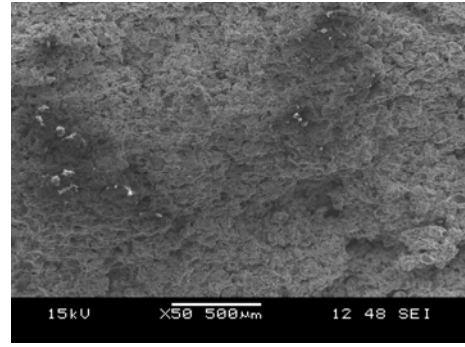


(h)

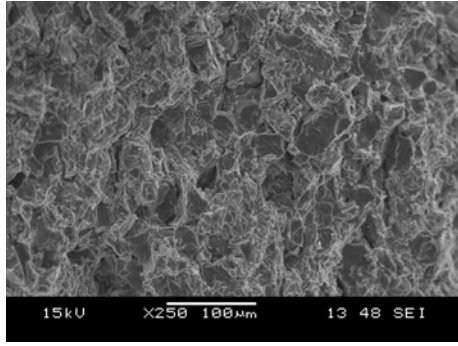
Şekil 7.42 : MA numuneleri için %5 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %5 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri



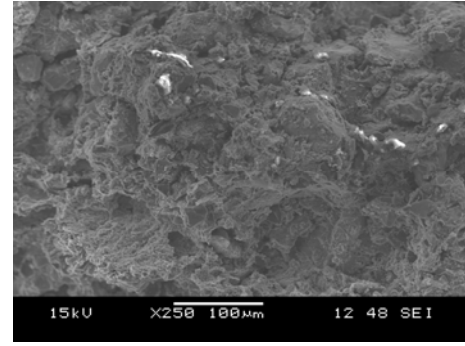
(a)



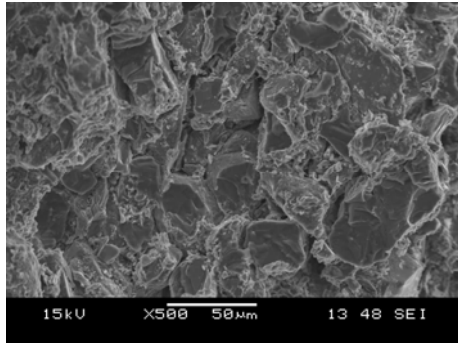
(e)



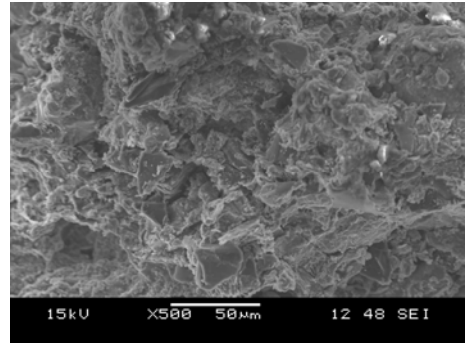
(b)



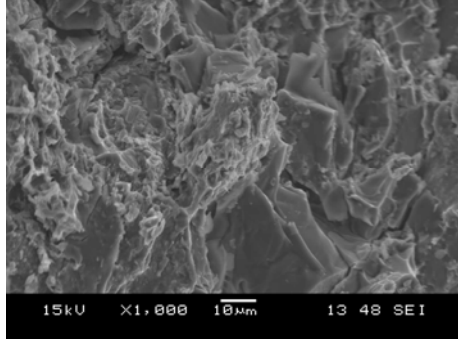
(f)



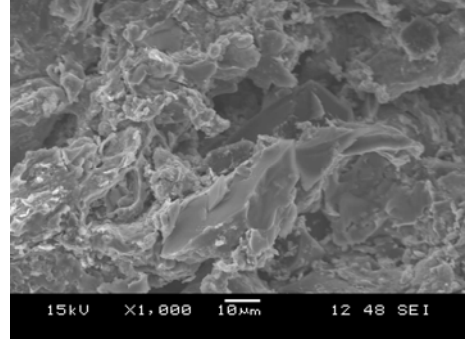
(c)



(g)

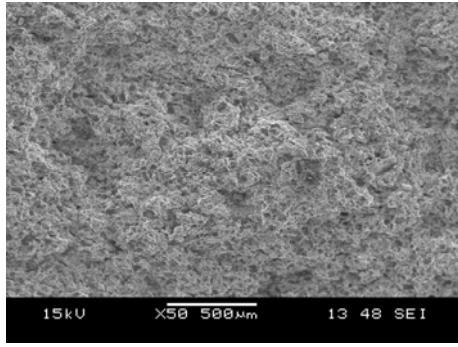


(d)

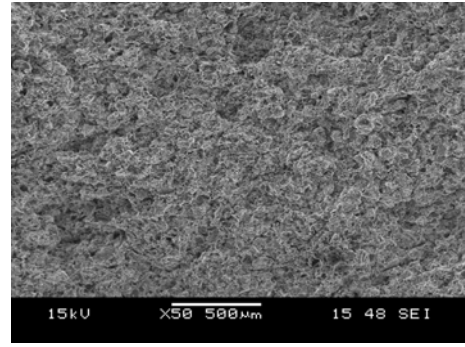


(h)

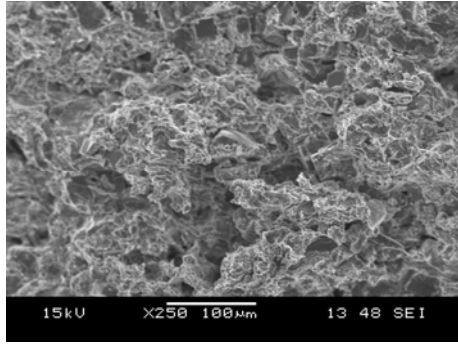
Şekil 7.43 : MA numuneleri için %10 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %10 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri



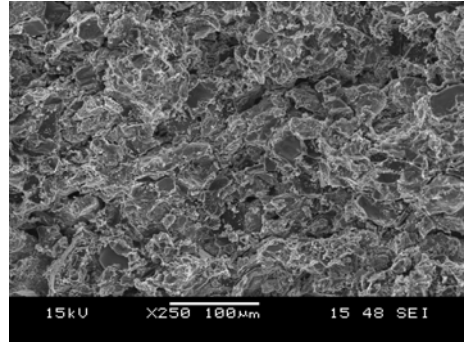
(a)



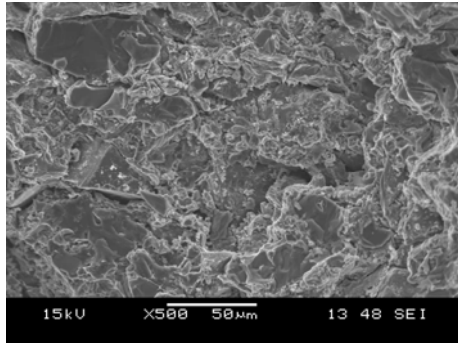
(e)



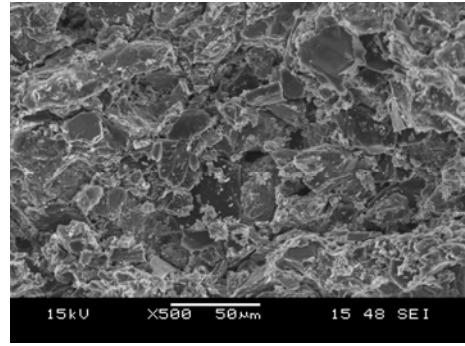
(b)



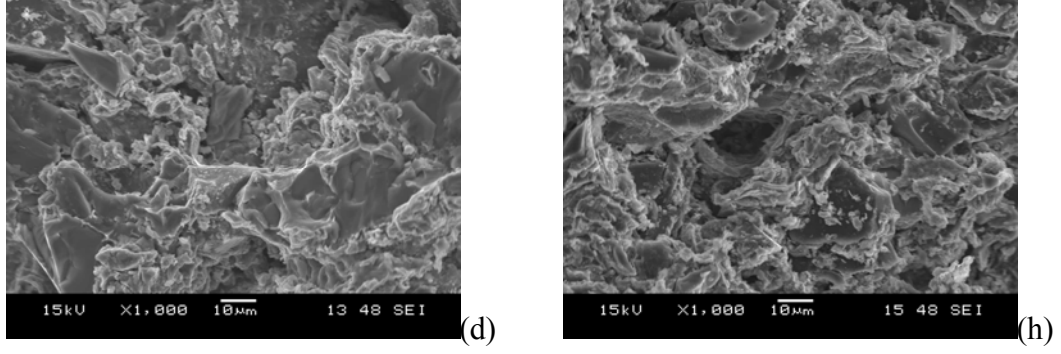
(f)



(c)

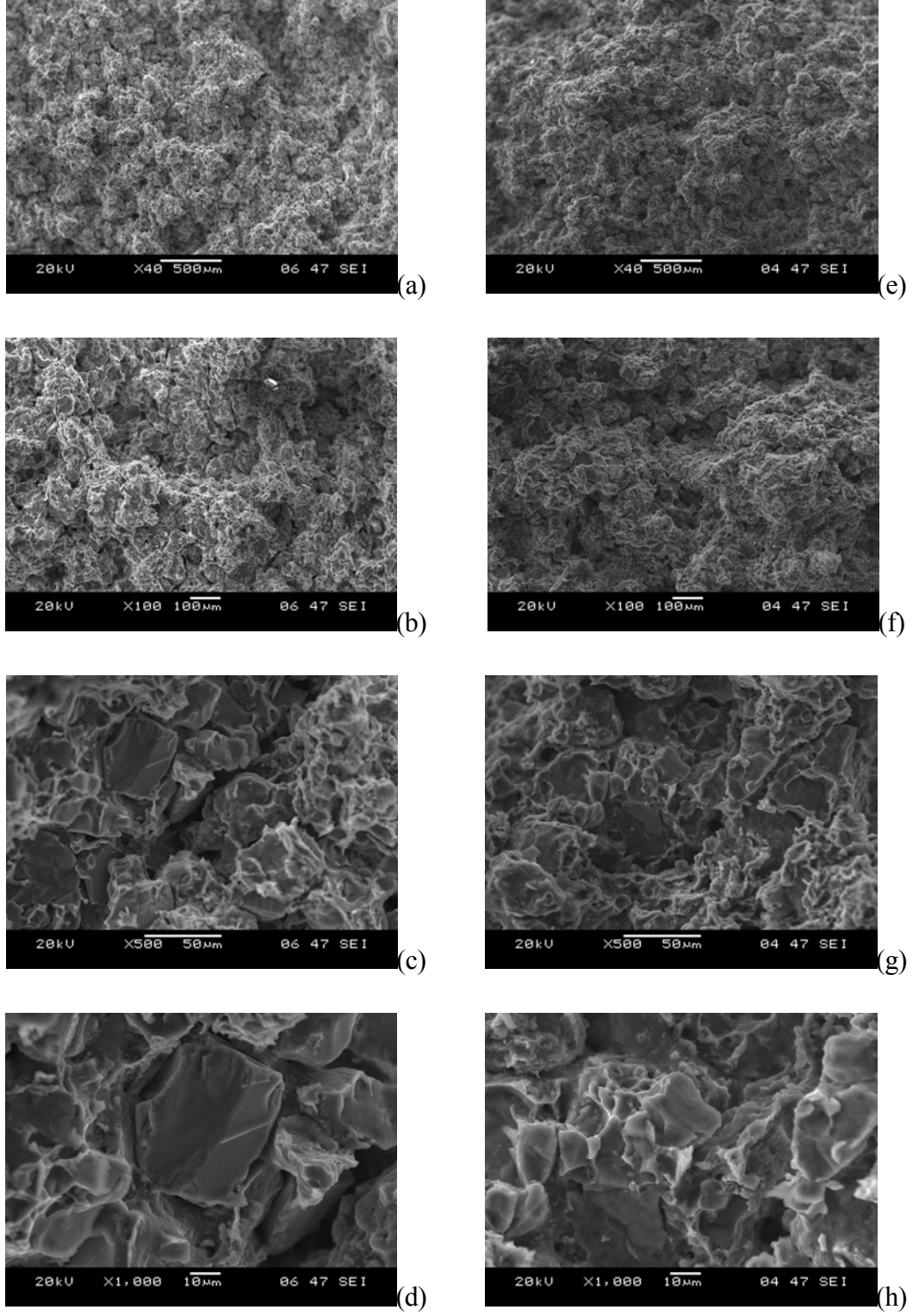


(g)



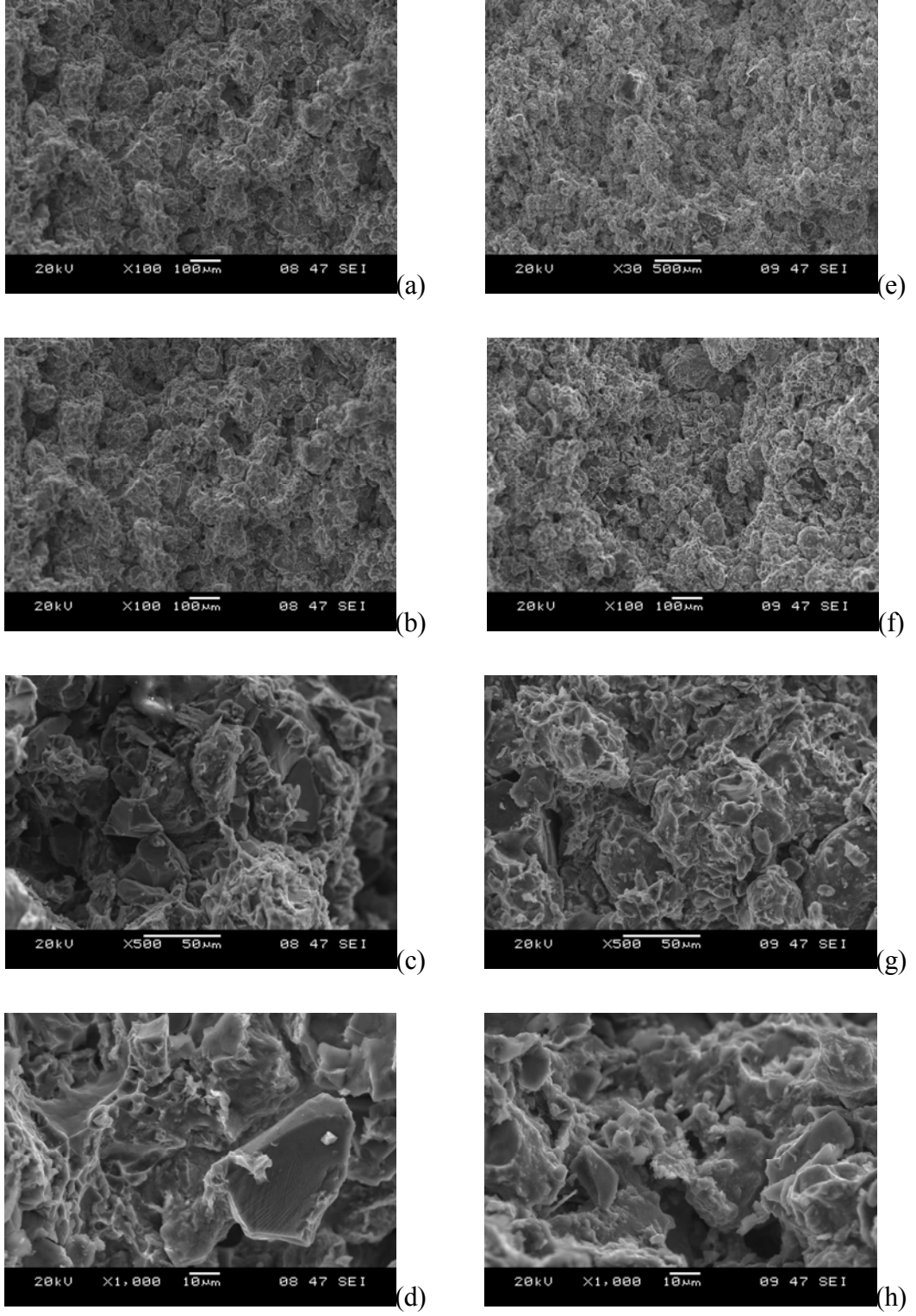
Şekil 7.44 : MA numuneleri için %20 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %20 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri

SP numunelerinin kırılma yüzeyleri Şekil 7.45–7.47 incelendiğinde gevrek/sünek kırılmanın yaşandığı fakat parçacık ihtiva eden malzemelerin kırık yüzeylerinde parçacıkların ayrışması (veya düşmesi) meydana gelmiştir. Kompozit malzemelerin mekanik deneylerinde en büyük sıkıntı matris/takviye ara yüzeyinde yaşandığı bilinmektedir. SiC ve B<sub>4</sub>C umunelerinde matris/takviye ara yüzey hacim oranının artmasıyla yapının matris-parçacık ara yüzey bağı hataları daha da artmaktadır. SiC oranı ile birlikte gözeneklerin ve matris/takviye ara yüzey bağı hatalarının artması kompozit numunelerin daha düşük yükler altında kırılmalarını sağlamıştır. Daha yüksek takviye hacim oranlarıyla birlikte takviye parçacıkları temas oranı artmaktadır. Matris ve takviye parçacıkları arasındaki birleşme doğal olarak matris tozlarının kendi aralarındaki birleşme kadar sağlam olamamaktadır. Sinterleme sıcaklıkları matris malzemelerine bağlı olarak seçildiği için bu sıcaklık değerleri takviye partiküllerinin kendi aralarında sinterlenmeleri için yetersiz düzeyde kalabilmektedir (Lin ve ark., 2004). Ayrıca küçük parçacık takviyeli kompozitlerde parçacık topaklanmaları vardır. B<sub>4</sub>C oranı arttıkça matris/parçacık ara yüzey bağının oluşmadığı ve ara yüzeydeki mikro boşluklar açıkça gözlemlenmektedir. Ara yüzeydeki bu mikro boşluklar ve zayıf bağlar çekme gerilmesinin düşmesine sebep olmaktadır. Ayrıca B<sub>4</sub>C parçacıklarının boyutunun büyük ve geniş aralıkta olması tam homojen dağılımın yakalanmamasını da etkilemektedir.

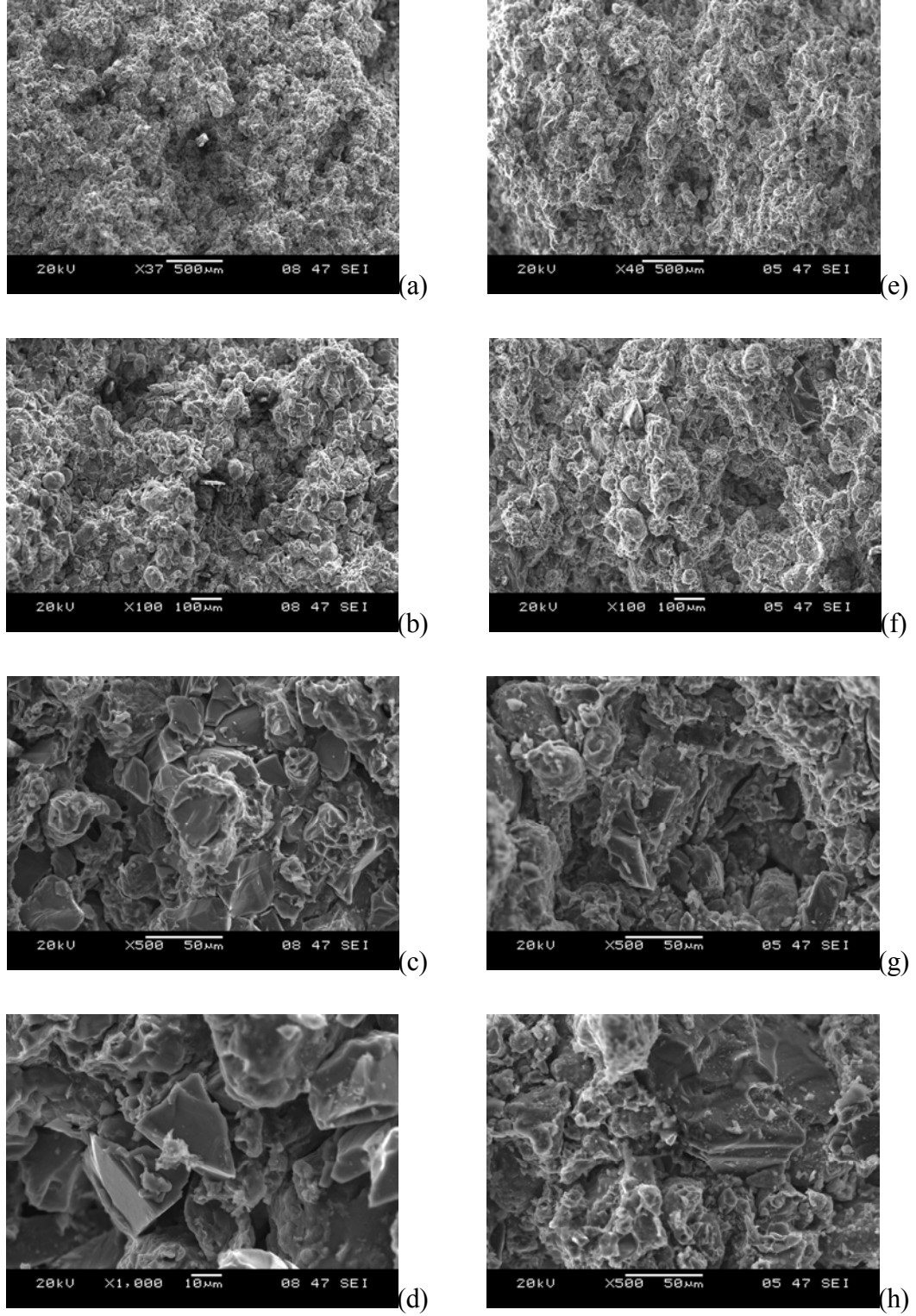


Şekil 7.45 : SP numuneleri için %5 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %5 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri

Şekil 7.45 (d-h)'de yüksek büyütmede parçacık matris arayüzeyindeki ayrışma açık olarak



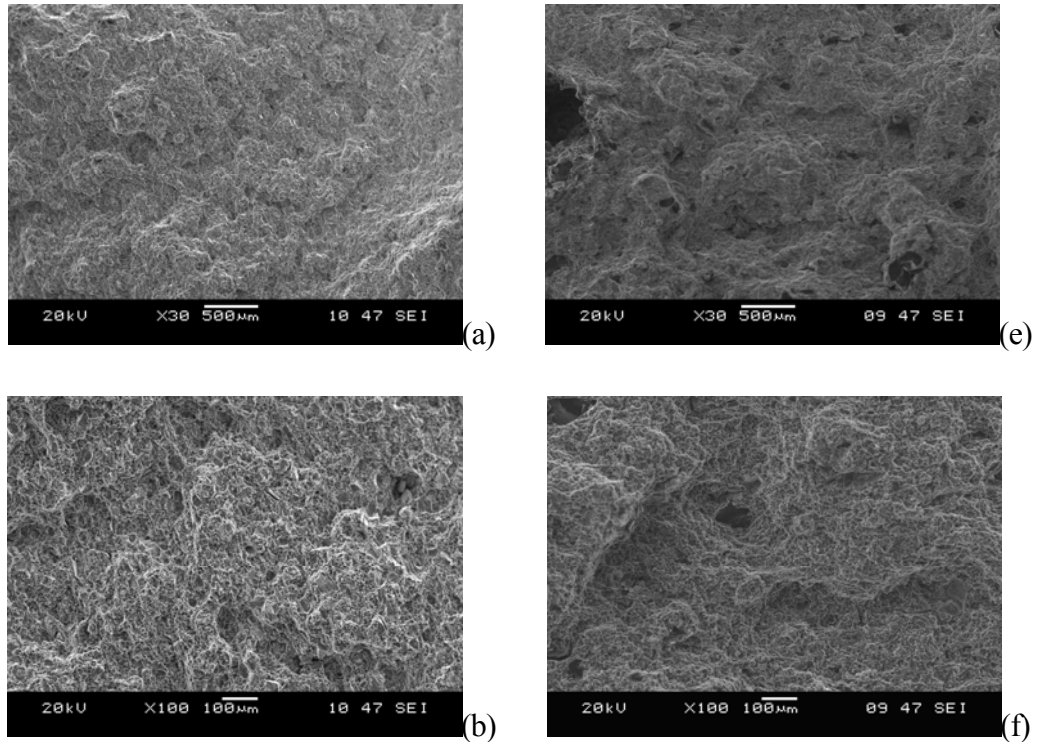
Şekil 7.46 : SP numuneleri için %10 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %10 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri

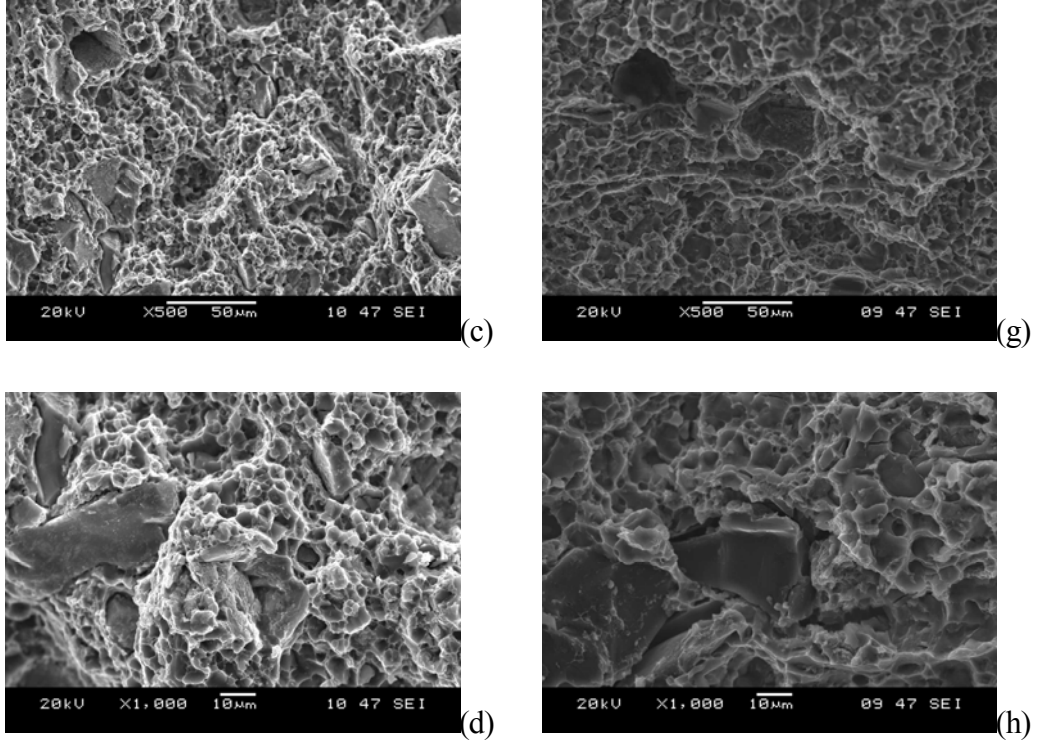


Şekil 7.47 : SP numuneleri için %20 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %20 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri

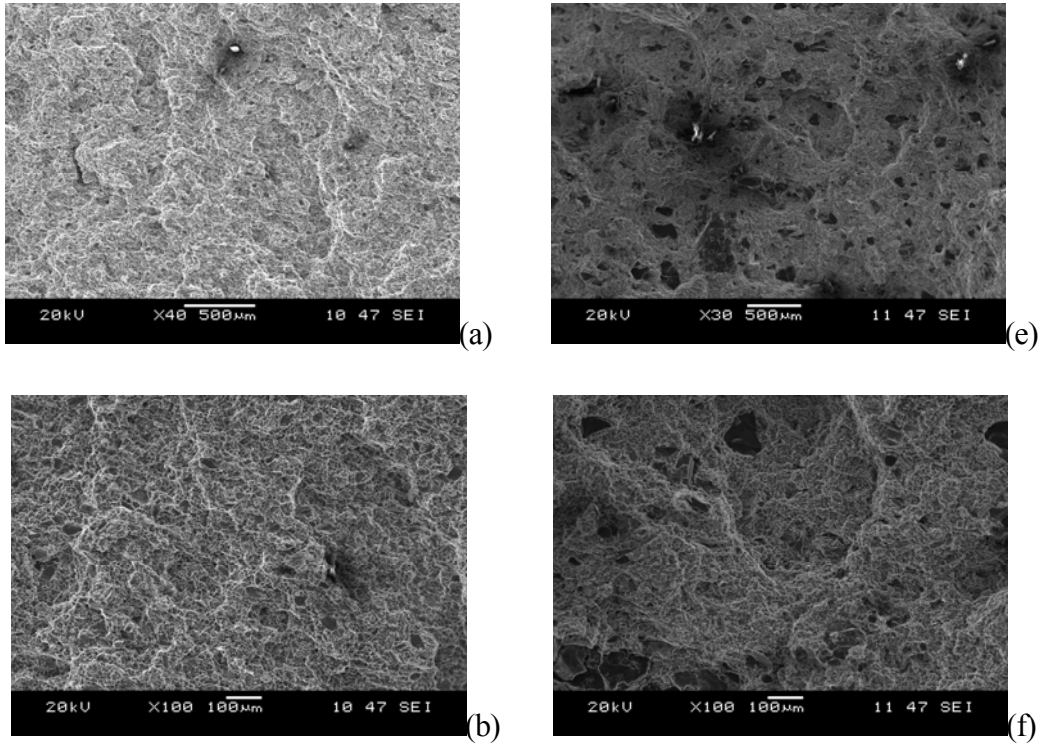
Şekil 7.47 (d-h)'de yüksek büyütmede parçacık matris arayüzeyinde görüldüğü üzere sinterlemenin tam gerçekleşmediği görülmektedir.

Şekil 7.48–7.50 incelendiğinde EK numunelerinin kırılma yüzeyleri incelendiğinde kırık yüzeylerinin SEM fotoğraflarında Alumix–231 matris malzemesindeki peteksi doku görüntüsüyle sünek kırılmanın gerçekleştiği açıkça görülmektedir. SiC ve B4C parçacıklarının çevresinde, ana yapı plastik deformasyona uğramıştır. Kompozit malzemelerin mekanik deneylerinde en büyük sıkıntı matris/takviye ara yüzeyinde olmaktadır. SiC ve B4C numunelerinde matris/takviye ara yüzeyinde ayrışmaya rastlanmamıştır. Burada SiC ve B4C'e ait parçacıkları kırık yüzeyde net bir şekilde görülmektedir. SiC ve B4C parçacıklarının çevresindeki Si bölgeleri yapışmayı ve ara yüzey bağları güçlendirdiği için kırılmayı güçleştirerek kompozitlerin dayanımını SP numunelerine göre oldukça artırmıştır. Bu artışın sebebi ise EK üretimi esnasında alaşım içerisindeki Si ve Mg elementlerinin yüzey gerilme değerleri düşük ve ıslatmayı artırıcı rol üstlenmesi, bu bağların zayıf olmasını bir derece engellemiştir. SiC ve B4C oranı arttıkça kompozit yapının süneklik özelliği azalmakta ve çekme gerilmesinde düşme göstermektedir. B4C takviyeli numunelerinde matris/parçacık ara yüzey mikro boşluklar görülmektedir. Ara yüzeydeki bu mikro boşluklar ve zayıf bağlar SiC takviyeli kompozitlere oranla daha düşük çekme gerilmesine sebep olmaktadır. Ayrıca B4C parçacıklarının boyutunun büyük ve geniş aralıkta olması ve parçacıkların kırılarak tam homojen dağılımın yakalanmaması da etkilidir.

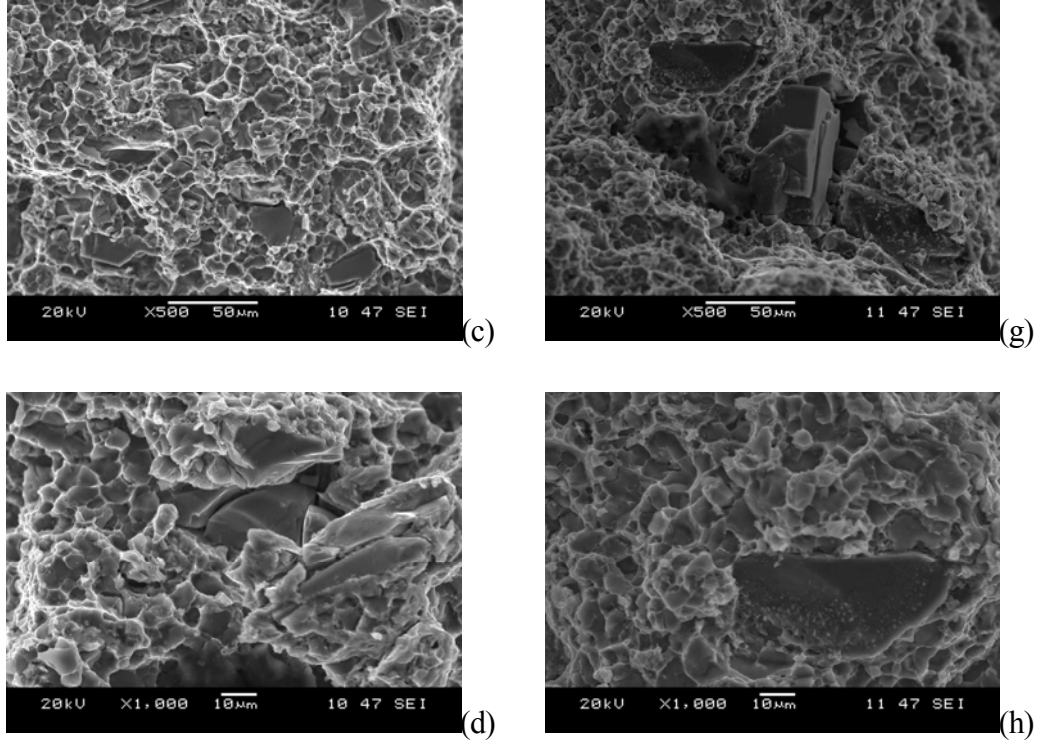




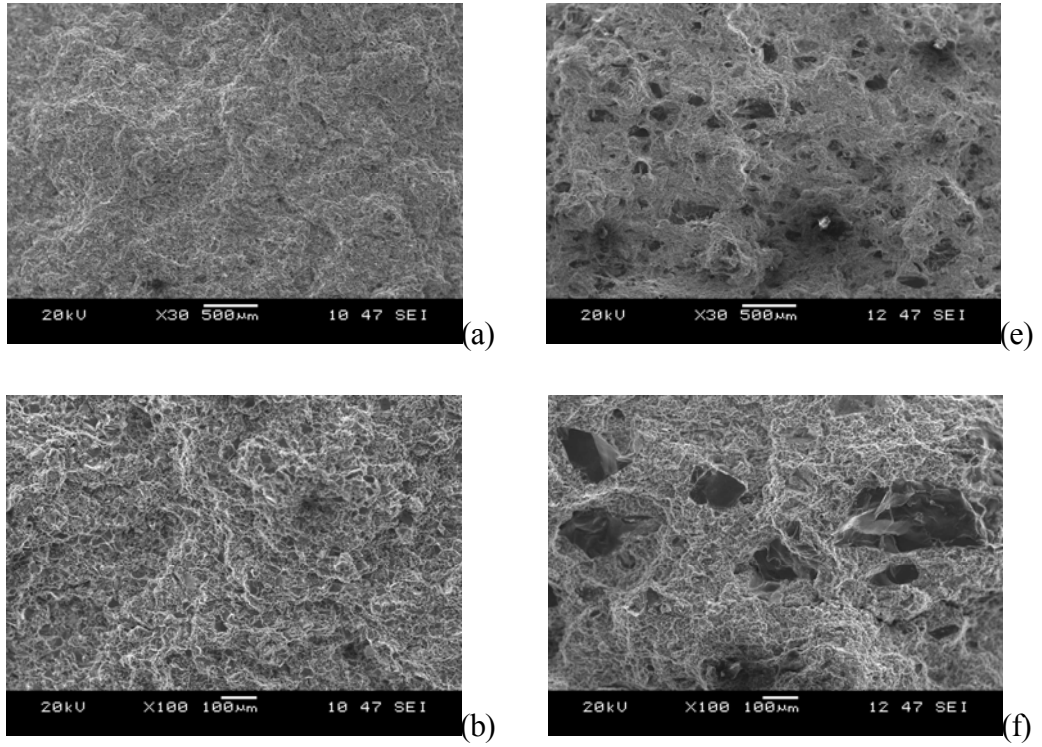
Şekil 7.48 : EK numuneleri için %5 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %5 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri

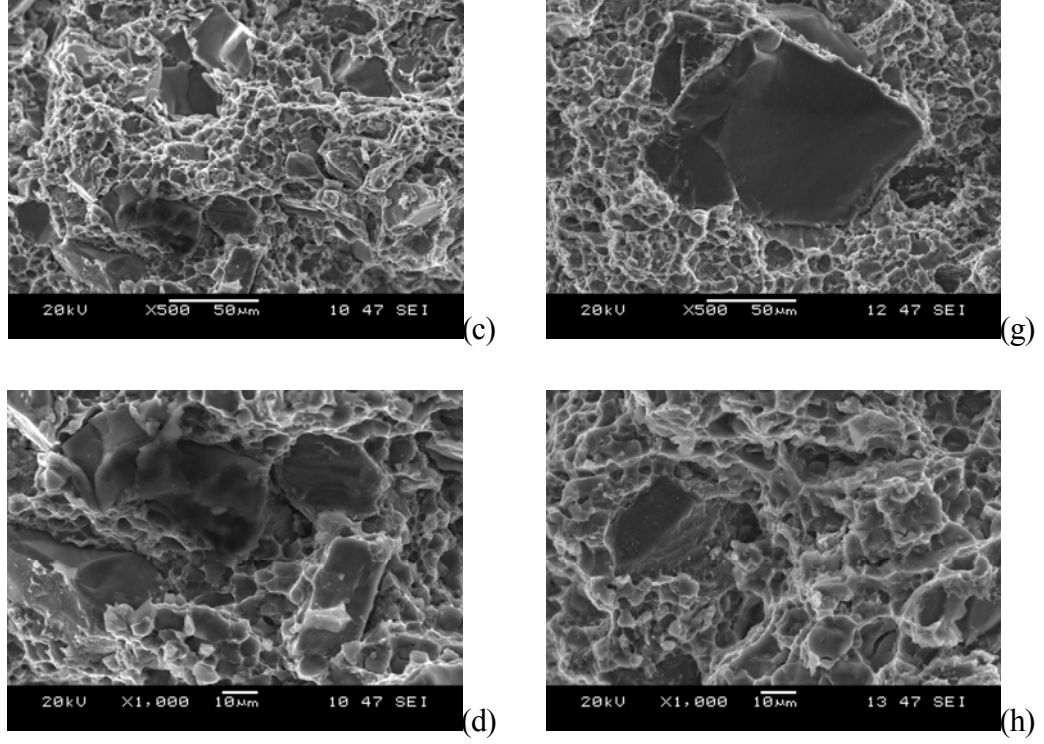






Şekil 7.49 : EK numuneleri için %10 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %10 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri

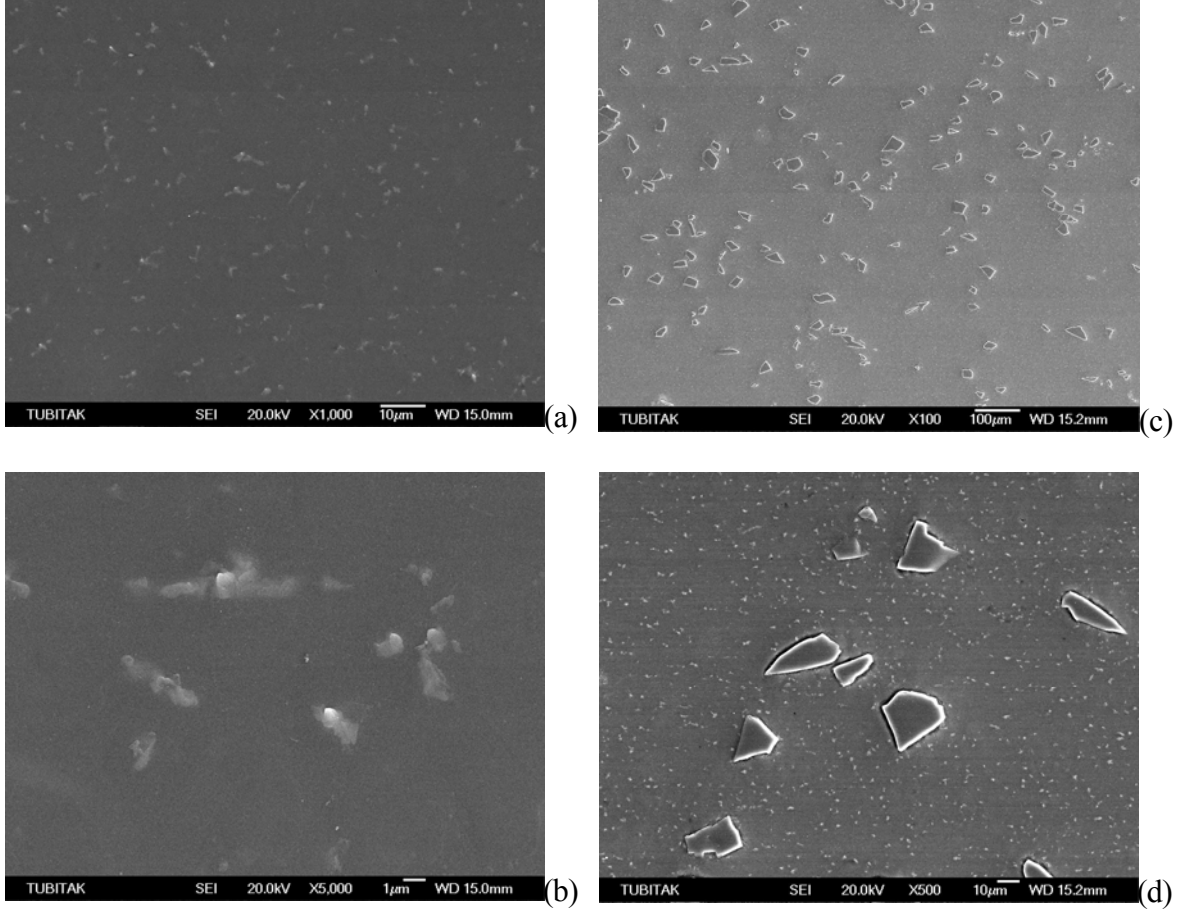




Şekil 7.50 : EK numuneleri için %20 SiC parçacık takviyeli (a-d) ve %20 B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli (e-h) kompozitlerin SEM görüntüleri

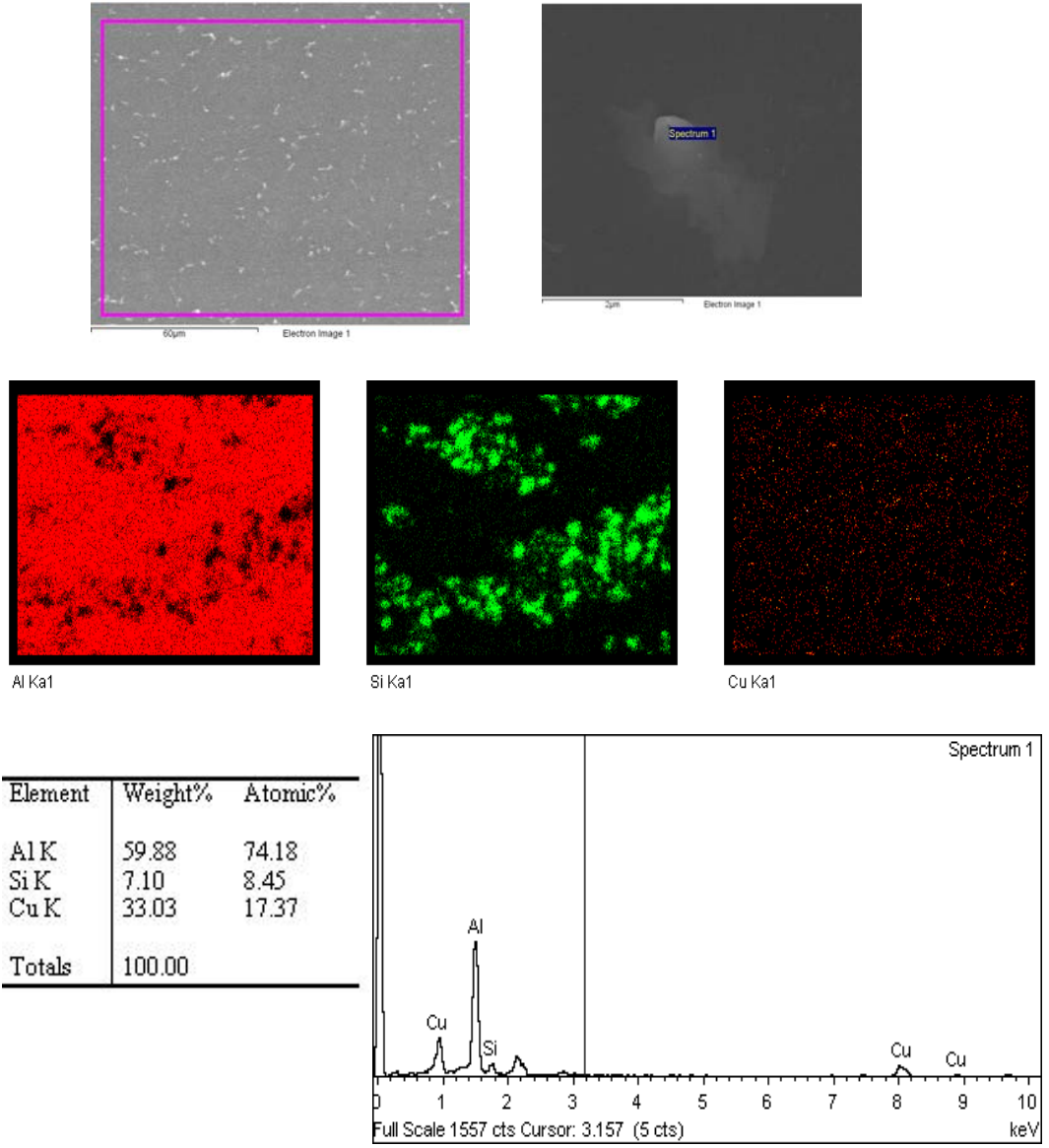
EK işlemi sonrasında elementlerin mikro yapıda dağılımlarını tespit etmek için parlatılmış Alumix-231 ve %5 SiC parçacık takviyeli numunelerin üzerinde SEM mikro yapı görüntüsü ile analiz gerçekleştirilmiştir.

Şekil 7.51 (a-b)'de EK Alumix-231 numunesinin parlatılmış yüzeyinde Si dağılımı ve (c-d)'de ise %5 SiC parçacık takviyeli numunenin parlatılmış yüzeyinde SiC dağılımı görüntülenmiştir. %5 SiC numunesinde homojen dağılım açıkça görülmektedir.

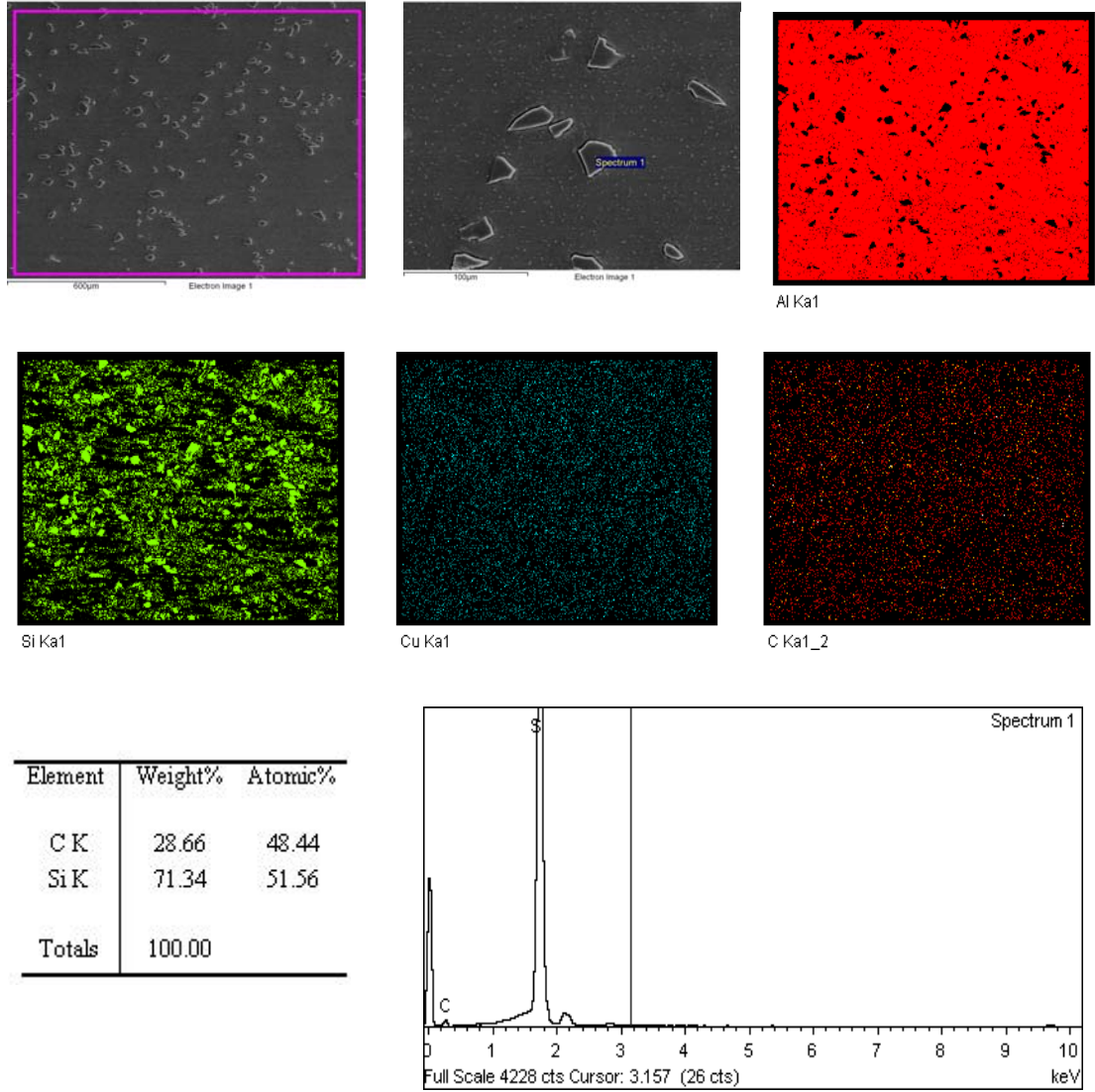


Şekil 7.51 : EK numuneleri için Aluminix–231 matrisi (a-b) ve %5 SiC parçacık takviyeli (c-d) kompozitlerin SEM görüntüleri

Şekil 7.52–7.53’te Aluminix–231 ve %5 SiC parçacık takviyeli EK numunesine ait parlatılmış yüzey elementel haritalama görüntüleri verilmektedir. Elementel haritalama görüntülerine göre bakırın özellikle tane sınırlarında ve tane sınırına yakın bölgelerde olmak üzere yapının genelinde homojen olarak dağıldığı tespit edilmiştir. Bakırın çözeltiliye girerek veya elementel olarak mikroyapıda dağıldığı ve belli oranda tane içerisine difüz ettiği söylenebilir.

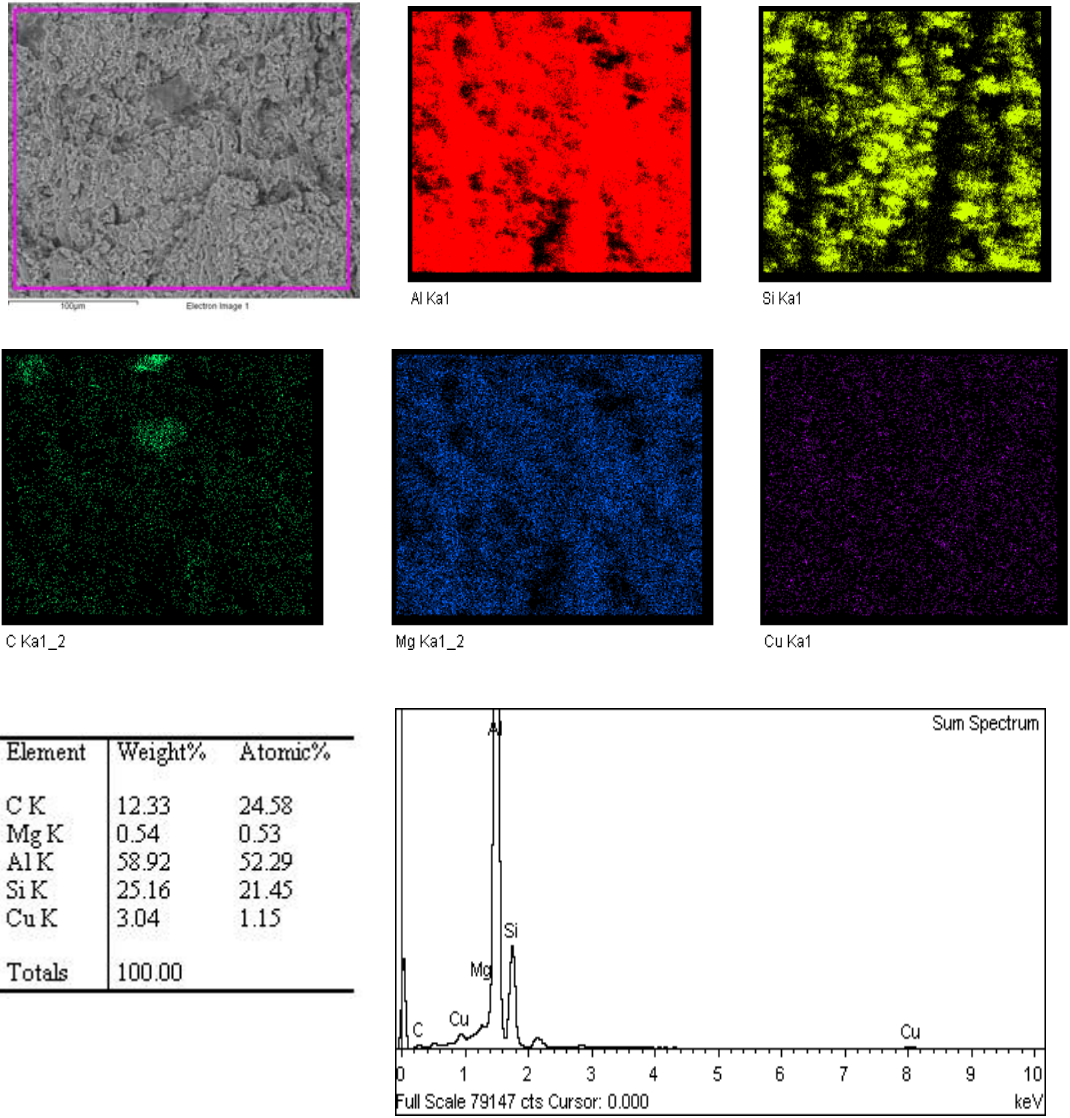


Şekil 7.52 : Alumix–231 EK numunesine ait parlatılmış yüzey elemental haritalama görüntüleri

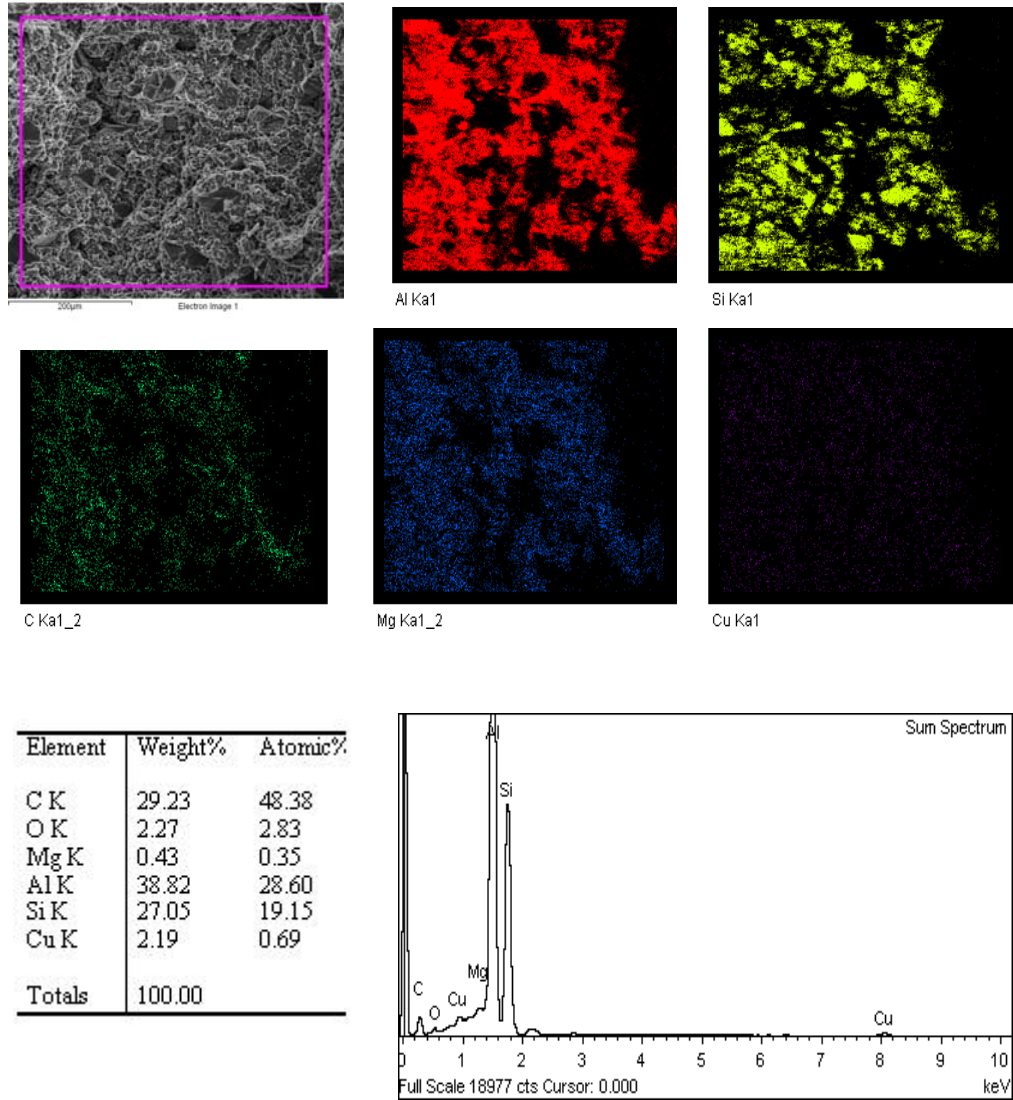


Şekil 7.53 : %5 SiC EK parlatılmış yüzey numunesine ait elementel haritalama görüntüleri

Şekil 7.54–7.55’te Alumix–231 ve %5 SiC parçacık takviyeli EK numunesine ait kırık yüzey elementel haritalama görüntüleri verilmektedir. Yine mikroyapıda özellikle tane sınırlarında yoğun olmak üzere mikroyapının bütün bölgelerinde magnezyuma rastlanmış olması magnezyumun çözelti halinde veya elementel olarak alüminyum taneleri içine yayındığını göstermektedir. Ayrıca magnezyumun çökeltinin büyümesini engelleyerek çözeltinin büyümeden mikroyapı içinde ince kalmasını da sağladığı söylenebilir. Magnezyumun alüminyum içinde yeralan atomu şeklinde bulunmakta, kristal kafeste hataya yol açarak dayanım artışını sağlayacağı da düşünülmektedir.

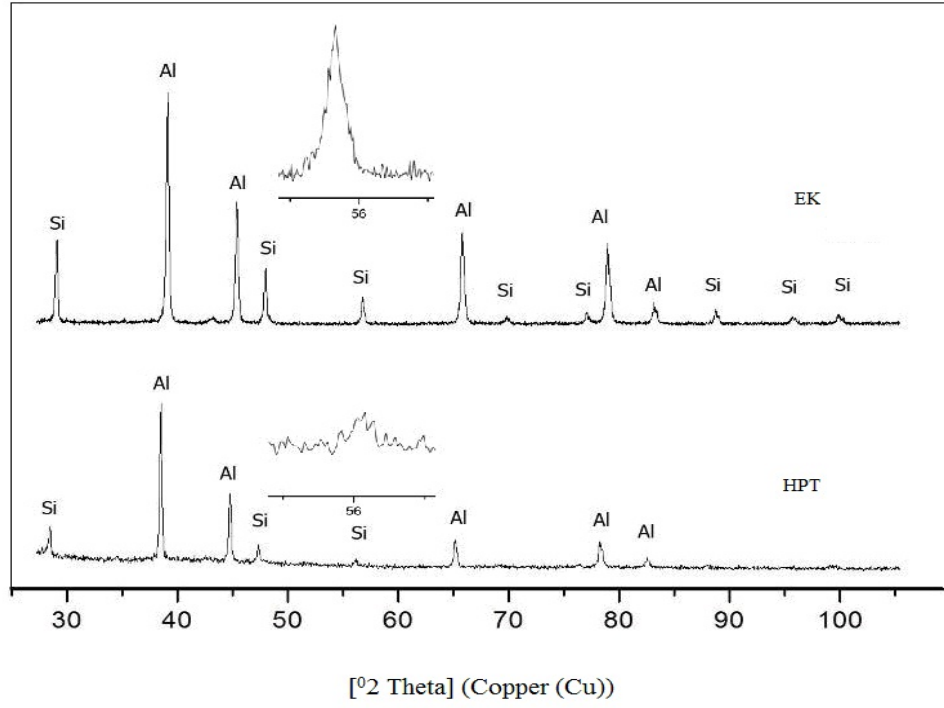


Şekil 7.54 : Alumix-231 EK kırık yüzey numunesine ait elementel haritalama görüntüleri



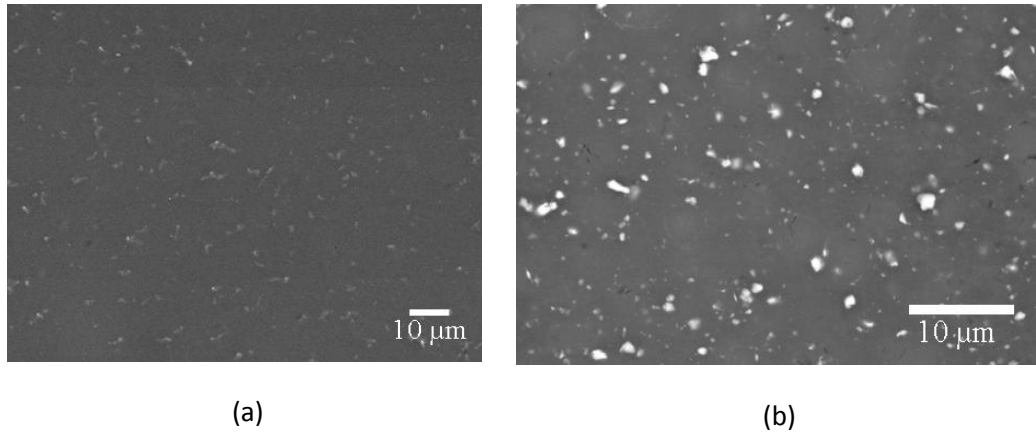
Şekil 7.55 : %5 SiC EK kırık yüzey numunesine ait elementel haritalama görüntüleri

Şekil 7.56'da Alumix-231 EK ve HPT numunesine ait XRD grafiğinde Si pikleri verilmektedir. Burada sinter sonrası yapıda var olduğu öngörülen element ve çökeltilerin varlığının ve miktarlarının belirlenebilmesi için X-Işını Difraksiyon Spektroskopisi (XRD) yapılmış olup elde edilen XRD eğrileri ve tespit edilen fazlar Şekil 7.56'da verilmiştir. Grafikten de görüldüğü gibi 56. pikte Si parçacıklarının HPT sonrası küçüldüğü hatta bazı piklerde kaybolduğu tespit edilmiştir.



Şekil 7.56 : Aluminix–231 EK ve HPT numunesine ait XRD grafiğinde Si pikleri

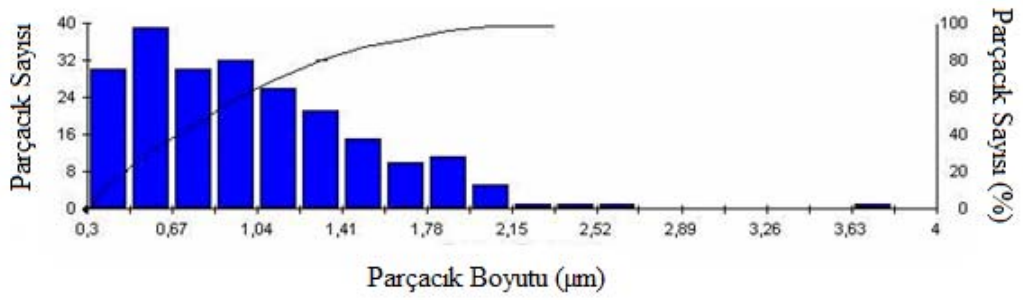
Şekil 7.57’de Aluminix–231 alaşımının EK ve HPT (P=5 GPa ve N=5) numunelerine ait SEM görüntüleri verilmiştir. Toz halindeki işlem görmemiş Aluminix–231 matriste ötektik altı ikincil silikon fazları ~20–30 µm boyutlarındadır (Heard ve ark., 2009). Alaşım, EK alaşıma göre HPT sonrası daha modüller ve küçük ötektik silisyum fazları bulunmaktadır. Ayrıca silisyum fazları HPT sonrası Al metal matris içerisine daha homojen dağılıma göstermektedir.



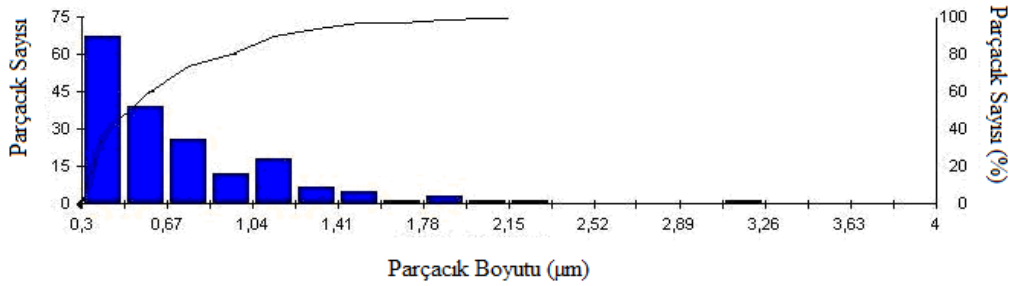
Şekil 7.57 : Si dağılımında kullanılan Aluminix–231 EK (a) ve HPT (b) numunelerine ait SEM görüntüleri



Şekil 7.57'deki SEM fotoğraflarından ölçülerek (Clemex image analysis) belirlenen silisyum fazların boyut dağılımı Şekil 7.58'de gösterilmektedir. Hem EK hem de HPT sonraki alaşım,  $\sim 0,3-3,8 \mu\text{m}$  arasında değişen silisyum fazların boyut dağılımına sahiptir. Fakat EK sonrası alaşım farklı boyut gruplarında faz dağılımı gösterirken, HPT sonrasında daha homojen ve küçük boyutta silisyum faz dağılımı göstermektedir. Bir mikron altında ( $\sim 1,0 \mu\text{m}$ ) silikon faz oranı HPT sonrası %89,5 iken EK sonrası 70,4 %'tir. Yine 0,5 mikron altında ( $\sim 0,5$ ) silikon faz 58,6 % iken EK sonraki 30,9 % oranındadır.



(a)

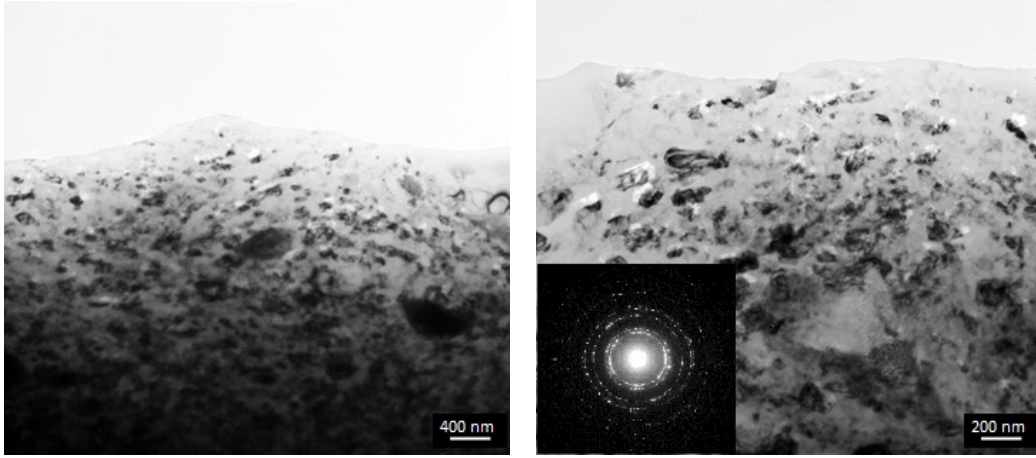


(b)

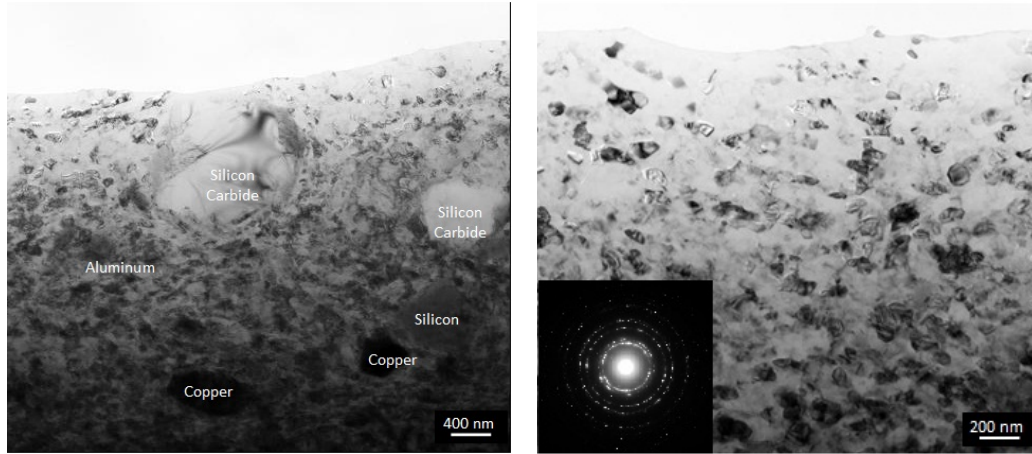
Şekil 7.58 : Alumix–231 için (a) EK ve (b) HPT numunesine ait Si dağılım grafiği

Şekil 7.59'da HPT işleminde Alumix–231 numunesine ait TEM görüntü analizi verilmiştir. Saf Al, Al-Si alaşımlarının üzerinde yapılan HPT çalışmalarına göre HPT ile deforme edilmiş alaşımın mikro yapısında birkaç yüz nanometre civarında homojen dağılmış tane yapısına sahip olduğu verilmektedir. Malzemenin başlangıç mikroyapısının Al-Si alaşımının HPT süresindeki homojen bir mikro yapıya sahip olmasında güçlü etkiye sahiptir (Cepeda ve ark., 2011). TEM resmi göstermektedirki HPT sonrası mikroyapısındaki tane sınırlarını ayırt etmek oldukça güçtür. Çünkü HPT sonrası alaşım yüksek orandaki dislokasyondan dolayı tane sınırında açıkça görülmemektedir. Şekil 7.59 (b)'nin alt kısmında görülen Debye halka şeritlerinde

yine geniş açılı yönelim bozukluğu sahip alt taneleri göstermektedir. (Zhilyaev, 2008).



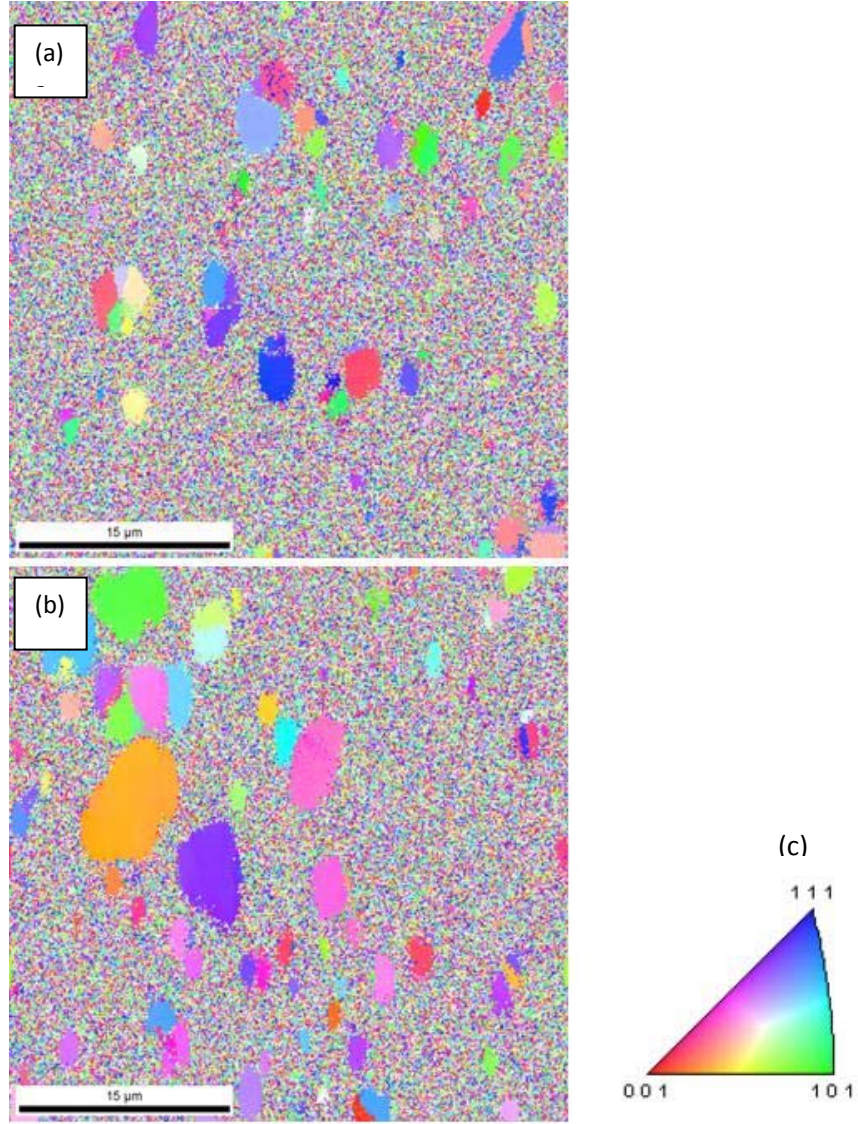
a) Alumix-231 numune



b) %5 SiC parçacık takviyeli numune

Şekil 7.59 : HPT işleminde Alumix 231(a) ve %5 SiC parçacık takviyeli (b) numunelere ait TEM görüntü analizi

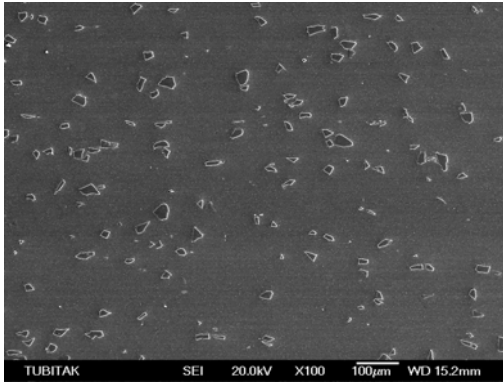
Şekil 7.60'da Alumix-231 numunesine HPT sonrası alaşımın malzemenin yüzeyinin merkezden yarıçap mesafesinden çekilen EBSD fotoğraflarına ait görüntüleme analizi ve renk anahtarı verilmiştir. Bunun yanı sıra, gösterilmektedir. Silisyum tane boyutu Şekil 7.60 (a)'daki resimde  $\sim 0,4-3,6$   $\mu\text{m}$  arasında değişim gösterirken Şekil 7.60 (b)deki resimde  $\sim 0,4-7,5$   $\mu\text{m}$  arasında değişen boyutlara sahiptir. Açık şekilde görülmektedir ki 1 mikron altındaki tane boyutuna sahip silisyum fazların oranı çok yüksektir. Bu sonuçlara göre HTP işlemi sonrasında, alaşımın mikro yapısı daha iyileşmiş olup ve daha homojen dağılmış daha nodüler silisyum faz yapısına sahiptir (Basavakumar 2008).



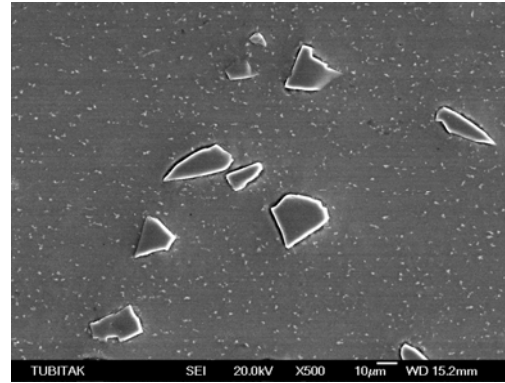
Şekil 7.60 : HPT işleminde Alumix–231 numunelerine ait EBSD görüntüleme analizi (a-b) ve renk anahtarı (c)

Şekil 7.61’de %5 parçacık takviyeli numunelerin SiC parçacıklarının SEM görüntüleri verilmiştir. HPT işleminde takviye fazı üzerinde çok fazla küçülerek EK işlemindeki gibi matris içerisinde dağılımında farklılık sağlanmamıştır. Ayrıca, parçacık bazında Şekil 7. 61 (d)’de görüldüğü gibi parçacık çevresinde az miktarda kırılmalara sebep olsa da SiC’ün matris malzemeden sert olması nedeniyle takviye elemanın küçülmesi ve daha homojen dağılımı söz konusu olmamıştır. Bu durum farklı çalışmalarla da desteklenmektedir (Sabirov,2005). Burada Şekil 7.61 (b) ve (d) incelendiğinde ikincil faz olan Si parçacıkları

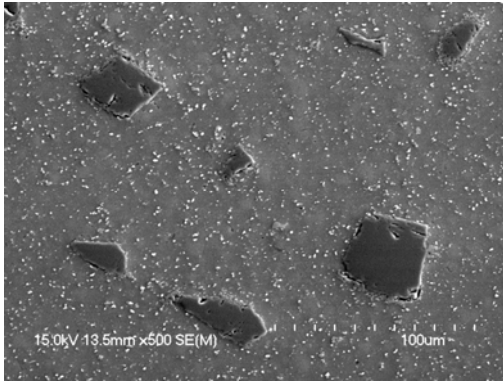
HPT öncesinde uzun ve yaygın iken sonrasında daha yuvarlak ve düzgün hale gelmiştir (Edalati, 2010).



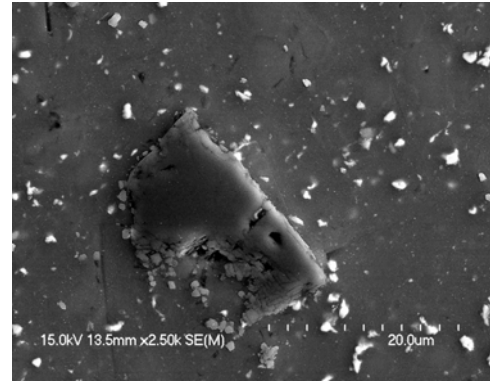
(a) EK işlemi sonrası %5 SiC dağılımı



(b) EK işlemi sonrası %5 SiC parçacıkları



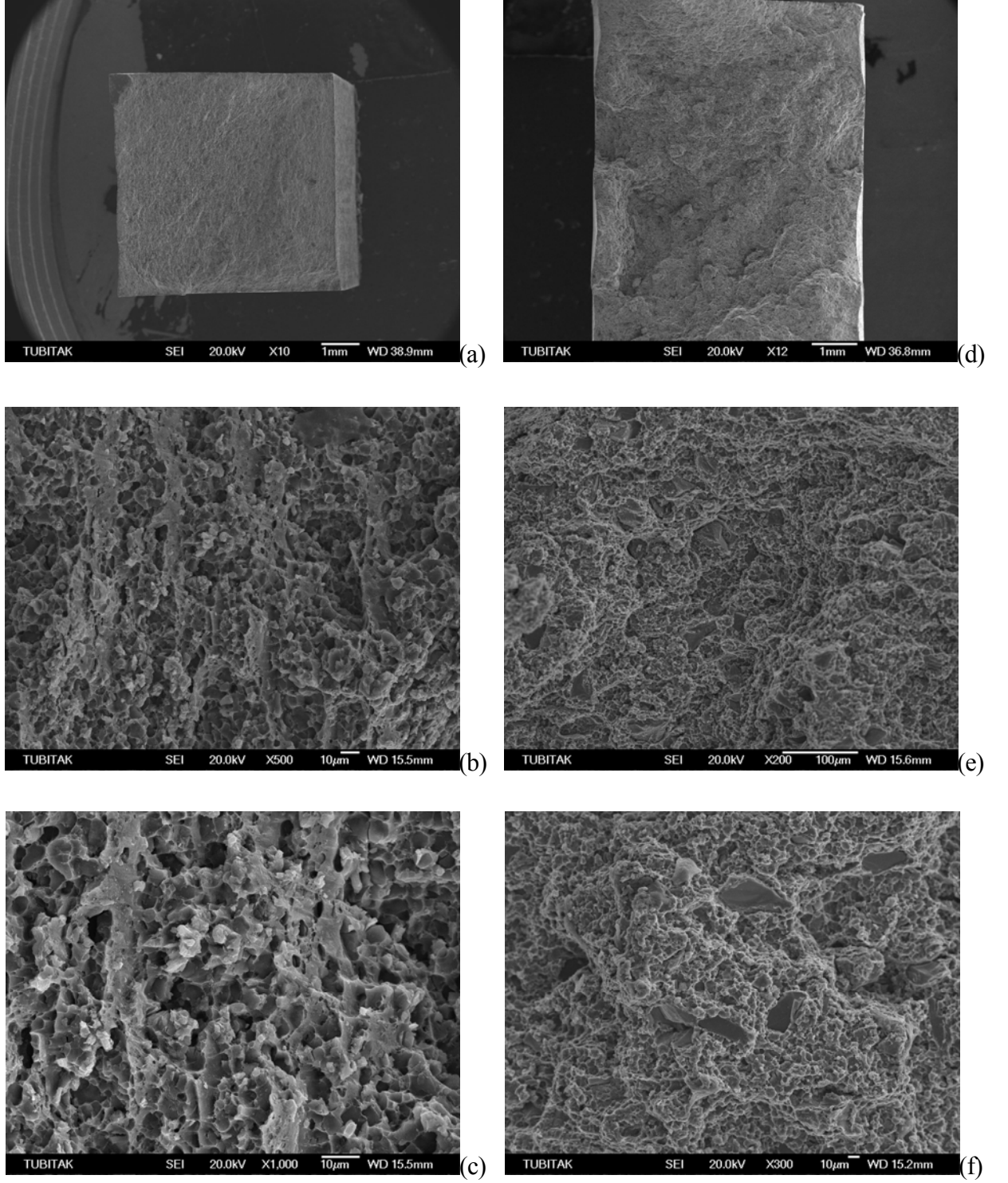
(c) HPT işlemi sonrası %5 SiC parçacıkları



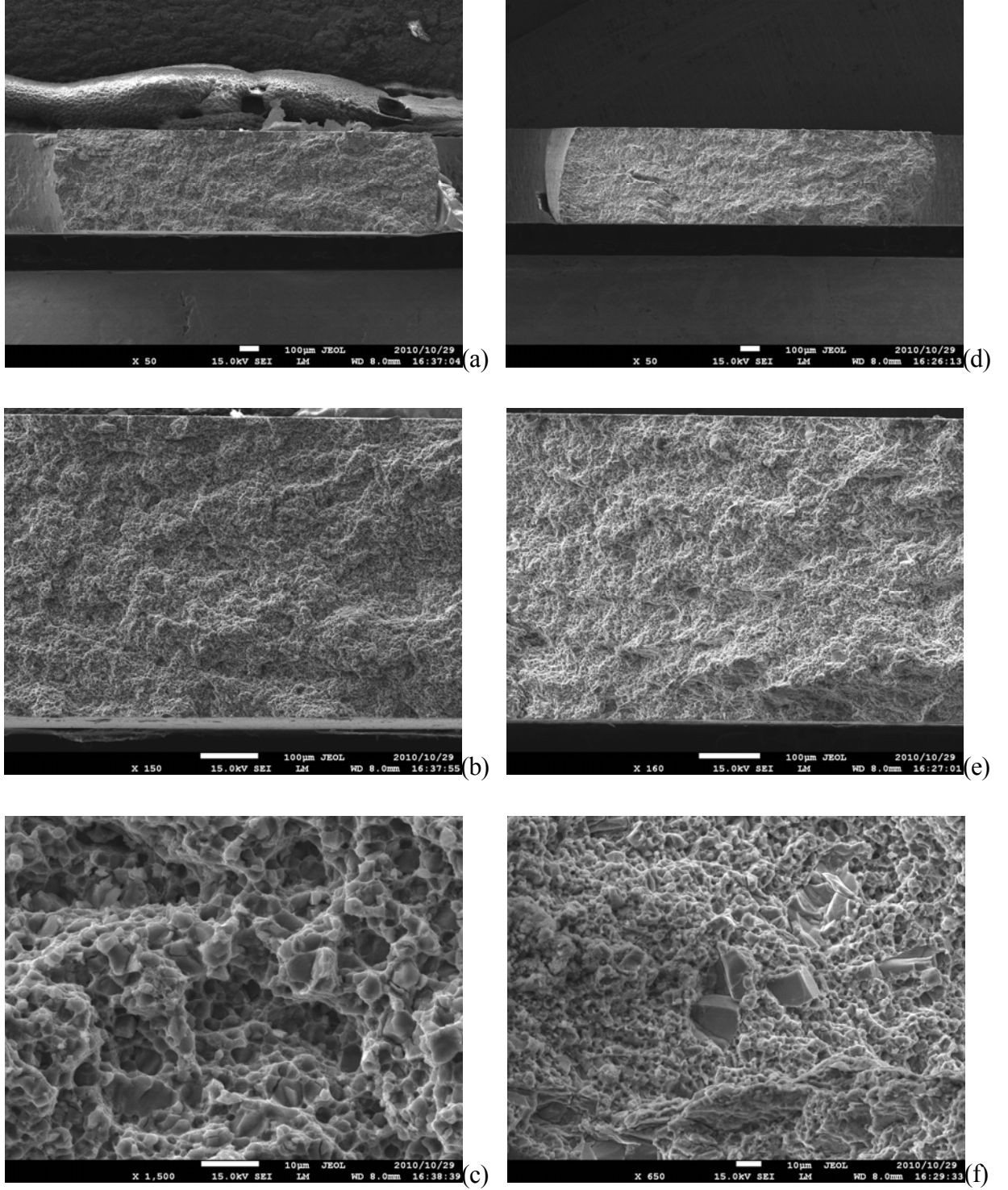
(d) HPT işlemi sonrası %5 SiC parçacığı

Şekil 7.61 : %5 parçacık takviyeli numunelerin SiC parçacıklarının SEM görüntüleri

Şekil 7.62–7.63’de görüldüğü üzere EK ve HPT numunelerinin Alumix–231 ve %5 SiC numunelerine ait SEM görüntüleri verilmiştir. Burada da sünek kırılma gözlenmiştir. Mekanik özelliklere bakıldığında HPT numunelerinin çekme gerilmesinin oldukça yükseldiği görülmektedir. Tahmin edildiği gibi uygulanan burulma işleminin, numunelerin mekanik özelliklerini iyileştirdiği yönünde bilgi vermektedir.

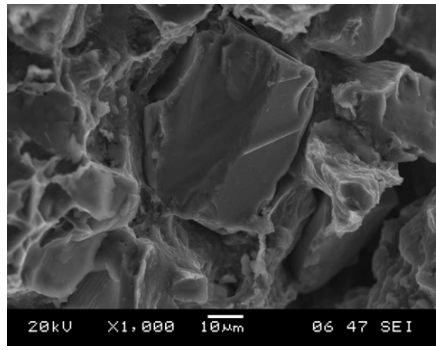


Şekil 7.62 : EK numuneleri için Alu-mix-231 matrisi (a-c) ve %5 SiC parçacık takiyeli (d-f) kompozitlerin kırık yüzey SEM görüntüleri

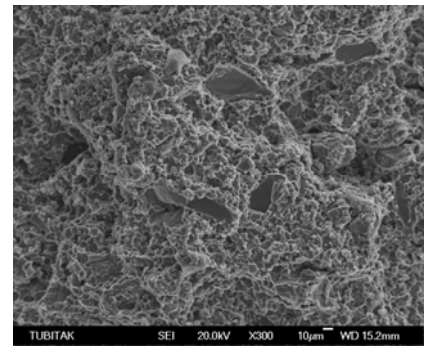


Şekil 7.63 : HPT numuneleri için AluMox-231 matrisi (a-c) ve %5 SiC parçacık takviyeli (d-f) kompozitin kırık yüzey SEM görüntüleri

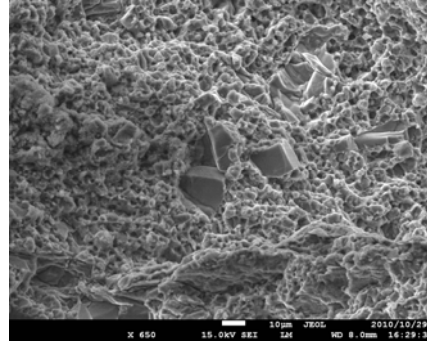
Çekme deneyi sonrası kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri Şekil 7'de verilmiştir. Kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri incelendiğinde, SiC ile ana malzeme arasında SP numunelerinde yeterli ıslatma gerçekleşmediği görülmektedir. Buna bağlı olarak matris takviye malzemesi arasında oluşan birleşmenin yeterli olmadığı ve kırılmanın daha düşük kuvvetlerle gerçekleştiği düşünülmektedir. EK ve HPT numunelerinin Alumix 231 ve %5 SiC parçacık numunelerinde sünek kırılma gözlenmiştir. Mekanik özelliklere bakıldığında HPT numunelerinin çekme gerilmesinin oldukça yükseldiği görülmektedir. Tahmin edildiği gibi uygulanan burulma işleminin, numunelerin mekanik özelliklerini iyileştirdiği yönünde bilgi vermektedir (Cepeda,2011).



a) SP %5 SiC takviyeli numune



b) EK %5 SiC takviyeli numune



c) HPT %5 SiC takviyeli numune

Şekil 7.64 : SP (a), EK (b) ve HPT (c) %5 parçacık takviyeli numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri

Bu çalışmada, SP numunelerine direk HPT işlemi yapıldığında başarısız olunmuştur. SP numuneleri HPT işlemi başlangıcında gerekli sünekliği taşımadığı için uygulama başlangıcında numuneler kırılmıştır. Dolayısıyla SP numunelerinde direk HPT yerine EK sonrası HPT uygulaması gerçekleştirilmiştir.

## 8. SONUÇLAR

Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen Alumix–231 ötektiküstü Al-Si alaşımlı ( $Al_{15}Si_{2,5}Cu_{0,5}Mg$ ) SiC ve  $B_4C$  takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin MA, SP, EK ve HPT işlemlerinden sonra mikroyapı ve bazı mekanik özellikleri incelendiğinde elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

1. Geleneksel TM yöntemiyle takviyesiz Alumix–231 matris alaşımı ve ağırlıkça %5, %10, %20 SiC ve  $B_4C$  takviyeli kompozit numunelerin MA, SP, EK ve HPT olarak üretimi başarıyla gerçekleştirilmiştir.
2. Mekanik alaşımlama işleminde tozların tane boyutu ortalama  $d(0,5)=69,12$   $\mu m$ 'den 4 saat sonunda ortama  $d(0,5)=59,72$   $\mu m$ 'ye indiği, küresel ve katmanlı bir yapıya sahip olduğu görülmüştür.
3. Numunelerin üretimi sonrasında tüm numunelerde gözeneklilik meydana gelmiş olup en az Alumix–231 matris malzemesi ile %0,59 EK ve %0,42 HPT numunelerine aittir. En fazla gözenek oranı SP numunelerinde, SiC takviyelilerin arasında %20 SiC ve  $B_4C$  takviyelilerin arasında da %20  $B_4C$  numunelerine aittir. SP numunelerinin gözeneklilik miktarı MA numunelerinin yaklaşık 2 katı kadardır.
4. Numuneler arasında en yüksek sertlik değeri HPT ile üretilmiş %5 SiC takviyeli kompozit malzemede 239 VH0,2 olarak elde edilmiştir. Bu sonuç, numune içerisindeki SiC takviye oranının daha fazla olması, HPT işlemiyle ikinci fazdaki Si parçacıkların küçülmesi ve mikroyapıda oluşan bu fazın tane sınırlarının çoğalması olarak gösterilebilir. Takviye edilmemiş Alumix–231 malzemesi ile üretilen EK numuneleri SP numunelerine göre %140 artış gösterirken HPT numunelerinde %200 artış sağlanmıştır. Bunun nedeni, HPT diskinde ikinci faz oluşturan Si parçacıkları bikaçyüz nanometreye kadar değişen taneciklerle homojen bir mikroyapıya sahip olmasındandır. HPT işleminde şiddetli burulmadan dolayı tanecik sınırlarını ayırt etmek güçtür. EK numunelerinde parçacıklar uzun ve yassı iken HPT disklerinde daha küçük ve yaygın hale gelmiştir.



5. Çekme dayanımı değerlerine bakıldığında HPT numunelerine ait sonuçların oldukça yükseldiği görülmektedir. Buradan da tahmin edildiği gibi uygulanan burulma işleminin, numunelerin mekanik özelliklerini olumlu yönde etkilediği konusunda bilgi vermektedir. Çekme dayanımı EK ya göre HPT diskinde daha yüksektir. Kırık yüzey incelemesi yapıldığında HPT diskte daha derin çukurlar varken EK'da daha sığ çukurlar mevcuttur. Buda HPT'nin dayanımının yüksek olduğunu kırılırken daha derin çukurlar oluşturduğunu göstermektedir. Ayrıca EK sırasında, SiC ve B<sub>4</sub>C parçacıklarının takviye oranının artışı ile sertlik artarken akma ve çekme dayanımı azalmıştır. EK sırasında, matris malzemedeki kırılma mekanizmasının sünek olması, matrise ilave edilen SiC ve B<sub>4</sub>C parçacık yüzeylerinin oldukça kötü olması ve arayüzey bağının iyi kurulamaması sebep olmaktadır.
6. Farklı şekil değiştirme hızlarında yapılan deneylerde, matris malzeme içinde yüksek Si bulunurken ilave malzeme olarak yine SiC ve B<sub>4</sub>C eklenmesi matris malzemeyi iyice gevrek hale getirerek % uzama değerlerinin düşmesine neden olmuştur. Çok gevrek davranış gösterdiği çekme deneyleri ile belirlenen SP numunelerine farklı şekil değiştirme hızlarda çekme uygulaması anlamlı olmayacağı düşünüldüğü için yapılmamıştır. Ancak, gevrekliği bilirse de MA ve EK numunelere farklı şekil değiştirme hızlarda çekme uygulanması yapılmıştır. Şekil değiştirme hızı  $2,62 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  den  $2,62 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 'e çıkıldığında çekme dayanımında azda olsa bir artış meydana gelmiştir. Böylelikle "Metal malzemelerin soğuk çekme işlemi esnasında şekil değiştirme hızı arttıkça dayanım artar ve süneklik düşer yani deformasyon sertleşmesi meydana gelir" ifadesi EK numunelerinde daha belirgin olarak görülmüştür. Bunun nedeni EK numunelerinin SP ve MA numunelerine göre çekme dayanımı ve sünekliği en yüksek malzeme olmasıdır. Yinede gevrek malzemelere farklı çekme hızları uygulanmasının uygun olmadığı çekme gerilmesi-uzama grafiklerinden rahatlıkla anlaşılabilmektedir.
7. Eğme deneyleri gevrek malzemelerde şekil değiştirilebilirliği açıklamakta daha anlamlı olmaktadır. Alumix-231'in eğme dayanımına göre ilave SiC katkı malzemesi eğme dayanımını artırmıştır. %20 SiC takviyeli numunede değer Alumix-231 mertebesindedir. İlave miktarının kritik bir değeri geçmesi halinde eğme dayanımı göreceli olarak düşmektedir. %5 B<sub>4</sub>C ve SiC takviyeli numunede iyi sonuç verirken daha yüksek ilaveler yarar yerine zarar vermektedir. Şekiller incelendiğinde eğme sonuçlarının çekme dayanım sonuçlarına paralel gittiği

gözlemlenmektedir. SiC ve B<sub>4</sub>C miktarındaki artışla artan matris-parçacık ara yüzeyinin kırılma deneyi sırasında çatlak oluşturma etkisini artırarak kırılma dayanımının düşürdüğü söylenebilir. EK numunelerde eğme dayanımı MA'ya göre daha yüksektir. Bu durum işlemin avantajı olarak açıklanabilir. SiC ilavesi miktarı artsa bile eğme dayanımı düşmemektedir. Kısmen artış elde edilmiştir. B<sub>4</sub>C ve SiC ilavesinde kritik değer %5'tir. Daha yüksek ilave miktarları eğme dayanımını artırmamaktadır. Sertlikte düşünüldüğünde ilave, anlamlı olmaktadır. Bu tür malzemelerin eğme esnasında çeki ve bası gerilmeleri oluşur. Yüksek sertlik değeri elde edilmesinden dolayı aşınmanın önemli olduğu hallerde bu malzeme tercih edilmelidir.

8. Darbe deneyi değişik takviye oranlarında üretilmiş numunelere çentikli ve çentiksiz darbe testleri uygulanmıştır. Çentikli numunelerde darbe direnci 6J'ün altında kaldığı için numunelere çentik açılmadan deney tekrarı yapılmıştır. Gevrek SiC ve B<sub>4</sub>C takviye parçacıkların yapıya ilavesinin kompozitleri gevrekleştirdiği ve darbe direncini düşürdüğü görülmüştür. Matris malzemesince çentiksiz darbe dayanımı 10J iken %5 SiC'de 6J'e ve %5 B<sub>4</sub>C'de 5J seviyelerindedir. Ayrıca kompozit malzeme içerisindeki matris/takviye arayüzeylerinin zayıf bağ oluşturması darbe direncinin düşmesinde önemli etkenler olduğu görülmüştür.
9. SP numunelerine direk HPT işlemi yapıldığında başarısız olunmuştur. SP numuneleri HPT işlemi başlangıcında gerekli sünekliği taşımadığı için uygulama başlangıcında numuneler kırılmıştır. Dolayısıyla SP numunelerinde direk HPT yerine EK sonrası HPT uygulaması gerçekleştirilmiştir.
10. Bu çalışmada bulunan en genel sonuç; TM methodu ile üretilen SP numunelerine uygulanan EK ve HPT ikincil işlemlerinin mekanik özellikler üzerindeki olumlu etkisidir. Alumix-231 matris malzemesinde SP'ye göre EK işlemi çekme gerilmesini %400 artırırken, EK'ya göre HPT işlemi %200 artış sağlamıştır. HPT işleminde Alumix-231 matris malzemesine %5 SiCp tozu takviyesi ile çekme gerilmesi azalmış, sertlik değerleri ise bir miktar artış göstermiştir. Ayrıca, SP, MA ve EK işlemlerinde SiC'ün B<sub>4</sub>C'e göre mekanik özelliklerinin daha iyi olduğu ve arayüzey bağının daha kuvvetli olduğu tespit edilmiştir.

## KAYNAKLAR

- Abenojar, J., Velasco, F. and Martinez, M.A.,** 2007: Optimization of Processing Parameters for the Al/10% B<sub>4</sub>C System Obtained by Mechanical Alloying, Journal of Materials Processing Technology, 184: 441-446.
- Acılar, M.,** 2002: Al/ SiC Kompozitlerin Vakum İnfiltrasyon Yöntemi ile Üretimi ve Aşınma Davranışlarının Araştırılması, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Acun, S.,** 2007: SiC Partikül Takviyeli Alüminyum Alaşım Matrisli Kompozit Malzemelerde Yaşlandırma İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Ege Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- Akbulut, H.,** 1995: Alümina Fiber Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik İlişkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü (yayımlanmamış), İstanbul.
- Akbulut, H.,** 2000: Kompozit Malzemeler Ders Notları, Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Sakarya.
- Akbulut, H. ve Durman, M.,** 1995: SiC Partikül Takviyeli Al-Si Metal Matrisli Kompozitlerin Santrifüj Dökümü, 8.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, Cilt I: 687-692.
- Akdoğan, A.,** 2005: Makine Malzemelerinde Korozyon ve Yüzeysel Koruma Yüksek Lisans Ders Notu, Yıldız Teknik Ü., İstanbul.
- Akın, G.,** 2006: Toz Metalurjisi Yöntemiyle Alüminyum Matrisli Bor Karbür Takviyeli Kompozitlerin Üretilmesi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Akoral, E.,** 2003: Toz Metalurjisi Yöntemi ile Al-SiC Kompozit Malzeme Üretimi ve İşlenebilirliğinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa.
- Amigo, V., Ortiz J.L. and Salvador, M.D.,** 2000: Microstructure and Mechanical Behavior of 6061 Al Reinforced with Silicon Nitride Particles

Processed by Powder Metallurgy, Scripta Materialia, 42:383–388.

- Arpaçay D.**, 2009: Magnezyum AZ80 Alaşımında Yüksek Basınç Burulma İşleminin Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Ashby, M.F.** 1993: Criteria for Selection the Components of Composites, Acta Metal Mater, USA, 41:1313–1335.
- ASM International Handbook Committee** 2002: Composites, ASM Handbook Vol.21.
- Atik, E., Ünlü, S.B., Şen, O. ve Çavdar, U.**, 2006: Partikül Takviyeli AlSi12CuNiMg Kompozitinin Aşınma Dayanımı ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, C.B.Ü. Fen Bilimleri Dergisi, 2: 75-87.
- Aydın, Ş.**, 1997: Toz Metalurjisi Yöntemleri ile Elde Edilen Seramik Tanecik Destekli Alüminyum Esaslı Kompozit Malzemelerin Mekanik Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Bahçeci, E.**, 2006: Al Matrisli  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Takviyeli Kompozit Malzeme Üretimi ve İşlenebilirliğinin Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Basavakumar, K.G, Mukunda, P.G., Chakraborty, M.**, 2008: Influence of Grain Refinement and Modification on Microstructure and Mechanical Properties of Al–7Si and Al–7Si–2.5Cu Cast Alloys, Materials Characterization,59: 283-289.
- Bedir, F.**, 2006: “Alüminyum Kompozitlerin Üretimi, Karakteristik Özellikleri ve Endüstriyel Uygulamaları”, Mühendis ve Makine Dergisi, MMO Yayınları, 47, 554-556
- Bolay, K.**, 1988: A Microstructural Study of Hot Pressed PM Aluminum-Copper and Aluminum-Copper-Siliconcarbide Composites, M.Sc.Thesis, METU Institute of Natural Science and Technology.
- Borrego, A., Fernandez, R., Cristina, M.C., Ibanez, J. and Gonzalez-donce, G.**, 2002: Influence of Extrusion Temperature on The Microstructure and the Texture of 6061Al-15 vol.% SiCw PM composites Composites Science and Technology, 62:731-742.
- Callioglu H., Ozdemir I. and Gode C.**, 2011: Effects of cold pressing and extrusion on the microstructures and mechanical properties of SiC and B4C reinforced Alumix-231 alloys, Scientific Research and Essays, 6:1371-1379.

- Carter, C.B. and Norton, M.G.**, 2007: Ceramic Materials: Science and Engineering. Springer.
- Carvalho, M.H., Marcelo, T., Carvalhinhos, H. And Sellars, C.**, 1992: Extrusion and mechanical properties of mixed powder and spray co-deposited Al 2014/SiC metal matrix composite, Journal of Materials Science, 27:2101-2109.
- Cayron, C.**, 2000: TEM Study of Interfacial Reactions and Precipitation Mechanisms in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Short Fiber or High Volume Fraction SiC Particle Reinforced Al-4Cu-1Mg-0.5Ag Squeeze-Cast Composites, Doktora Tezi, Ecole Polytechnique Federale de Lausanne.
- Cepeda-Jiménez, C.M., García-Infanta, J.M., Zhilyaev, A.P., Ruano, O.A., Carreño, F.**, 2011: Influence of the Thermal Treatment on the Deformation-induced Precipitation of a Hypoeutectic Al-7 wt% Si Casting Alloy Deformed by High-pressure torsion, Journal of Alloys and Compounds, 509:636-643.
- Ceschini L., Minak G. and Morri A.**, 2006: Tensile and Fatigue Properties of the AA6061/20%Vol. Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> and AA7005/10%Vol. Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> Composites, Composites Science and Technology, 66: 333-342.
- Chan, R.W., Haasen, P. and Kramer, E.J.**, 1993: Structure and Properties of Composites, Materials Science and Technology, 18: 244-284.
- Chawla, N. and Chawla, K.K.**, 2006: Metal matrix composites, Springer Science Business Media, Inc., Boston.
- Chen W.C., Davies, C.H.J., Samarasekera, I.V., Brimacombe, J.K. and Hawbolt, E.B.**, 1996: Mathematical modelling of the extrusion of 6061/al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/20p composites, Metallurgical and Materials Transactions A, 27:4095-4110.
- Chen, Y., Clausen, A.H., Hopperstad, O.S., Langseth, M.**, 2009: Stress-strain Behaviour of Aluminium Alloys at a Wide range of strain rates, International Journal of Solids and Structures, 46:3825-3835.
- Clyne, T. and Withers, P.**, 1993: An Introduction To Metal Matrix Composites, Cambridge University Pres, Cambridge, U.K.
- Cöcen, Ü. ve Önel, K.**, 1996: Metal Matrisli Kompozitler: Özellikleri ve Uygulamaları, Metalurji Dergisi, 20, 104:18-31.
- Çanakçı, A.**, 2006: AA2024 Matrisli B<sub>4</sub>C Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Vorteks Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, KTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon.
- Çıtak, R.**, 1998: Metalik Baryum-Alüminyum Başlangıç Tozlarının Düşük Sıcaklıkta Oksidasyonu ile Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi

Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

- Çiftçi, İ.**, 2003: Alüminyum Esaslı Kompozitlerde Takviye Oranı ve Boyutunun Mekanik Özellikler ve İşlenebilirlik Üzerine Etkisinin Araştırılması, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Das, S., Montal, D.P. and Yegneswaran, A.H.**, 2001: Effect of particle reinforcement on the upsetting and cold indirect extrusion behaviour of 2014 Al-alloy, Advances in production and processing of Aluminium (APPA 2001), Proceedings of International Conference, 12-15, Bahrain.
- Davidson, J.E.**, 1996 Compressibility of Metal Powders, Quebec Metal Powders Ltd., London.
- Demirel, M.**, 2007: Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Metal Matrisli Kompozitlerde Ni<sub>3</sub>Al Metaller arası Bileşik Takviyesinin Aşınma Davranışına Etkilerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Demirkesen, E.**, 2003: Kompozit Malzemeler Ders Notları, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul.
- Dolgin, B. P., Vanek, M. A., McGory, T. and Ham, D.J.**, 1986: Solids, Non-Cryst Solids, 87: 281 -289.
- Dörtbölük C.** 2006: Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemelerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilmesi ve Karakterizasyonu, Karaelmas Üniversitesi Fen bilimleri enstitüsü
- ECKA Granules GmbH & Co. KG**, 2008: Metal Powder Technologies: Technical Product Data Sheets, Austria.
- Edalati, K. and Horita, Z.**, 2010: Application of high-pressure torsion for consolidation of ceramic powders, Scripta Materialia, 63: 174-177.
- Edalati, K., Yamamoto, A., Horita, Z. and Ishihara, T.**, 2011: High-pressure torsion of pure magnesium: Evolution of mechanical properties, microstructures and hydrogen storage capacity with equivalent strain, , Scripta Materialia, xx: xxx-xxx.
- Ekşi, A. ve Kurt, A.O.**, 1999: Metal ve Seramik Tozlarının Bilgisayar Kontrollü Tek Eksenli Kalıpta Preslenmesi, II.Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, Ankara ODTÜ, 557-565.
- Eliasson. J. and Sandström. R.** 1995: "Metal Matrix Composites". Key Engineering Materials Vols. 104–107. Trans Tech Pub. pp. 3-36. Switzerland

- Eroğlu, S. and Baykara, T.**, 2000: Effects of Powder Mixing Technique and Tungsten Powder Size on The Properties of Tungsten Heavy Alloys, Journal of Materials Processing Technology, 103: 288-292.
- Fogagnolo, J.B., Robert, M.H., Ruiz-Navas, E.M. and Torralba, J.M.**, 2004: 6061 Al Reinforced With Zirconium Diboride Particles Processed by Conventional Powder Metallurgy and Mechanical Alloying, Journal of Materials Science, 39: 127-132.
- Froyen, L. and Verlinden, B.**, 1994: Aluminium Matrix Composites Materials, Talat Lecture 1402, By European Aluminium Association.
- German, R. M.**, 1994: Powder Metallurgy Science, 2<sup>nd</sup> Edition, Metal Powder Industries Federation, U.S.A.
- German, R.M.**, 2007: Powder Metallurgy&Particulate Materials Processing, Çeviri Editörleri: Sarıtaş, S., Türker, M., Durlu, N., MPIF.
- Günay, R.M.**, 2009: Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş Al-Si/SiC<sub>p</sub> Kompozitlerin Mekanik ve İşlenebilirlik Özelliklerinin Araştırılması, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Goswami, R.K., Sikand, R., Dhar, A., Grover, O.P., Jindal, U.C. and Gupta. A.K.**, 1999: Extrusion characteristics of aluminium alloy /SiC<sub>p</sub> metal matrix composites, Materials Science Technology, 15:443-449.
- Göktaş, A.A.**, 1995: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-B<sub>4</sub>C Kompozit Seramiklerin Sinterlenmesi ve Karakterizasyonu, 8.Uluslar arası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul.
- Groover, M.P.**, 1996: Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes and Systems, Prentice-Hall Inc., New Jersey, USA.
- Gupta, M., Surappa M. K., and Qin S.**, 1997: Effect of interfacial characteristics on the failure-mechanism mode of a SiC reinforced Al based metal-matrix composite Journal of Materials Processing Technology, 67:94-99.
- Hanyaloğlu, S.C. and M Colm, I.J.**, 1999: Alüminyum Nitrür/Nikel-Alüminyum Kompozitlerin Toz Metalurjisi Metoduyla Üretimi, Uluslararası Katılımlı 2. Toz Metalurjisi Konferansı, ODTÜ, Ankara, 635-659.
- Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J.**, 1999: Metal Matrix Composites: Production by Stir Casting Method, Journal of Materials Processing Technology, 92-93:1-7.
- Heard, D.W., Donaldson, I.W. and Bishop, D.P.**, 2009: Metallurgical Assessment of A Hypereutectic Aluminum-Silicon P/M Alloy, Journal of Materials Processing Technology, 209: 5902-5911.
- Hiçyılmaz, N., Aydın, Ş. ve Sarıtaş, S.**, 1999: Toz Metalurjisi ile Üretilmiş

Alüminyum Esaslı Tanecikli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri, Uluslararası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 621-629, ODTÜ, Ankara.

- Hu, H.M., Lavernia, E.J., Harrigan, W.C., Kajuch, J. and Nutt, S.R., 2001:** Microstructural Investigation on B<sub>4</sub>C/Al-7093 composite, *Materials Science and Engineering A*, 297: 94–104.
- Huda, M.D., El Baradie, M.A. and Hashmi, M.S.J., 1993:** Metal Matrix Composites: Materials Aspects. Part II, *Journal of Materials Processing Technology*, 37: 529–541.
- Huda, M.D. and Hashmi, M.S.J., 1995:** MMC's Materials, Manufacturing and Mechanical Properties, *Metal Matrix Composites Part I: Application and Processing*, Hobbs The Printers Ltd.
- Hyo, S.L., Jae, S.Y., Soon, H.H., Duk, J.Y. and Kyung, H.N., 2001:** The Fabrication Process and Mechanical Properties of SiC<sub>p</sub>/Al-Si Metal Matix Composites for Automobile Air-conditioner Compressor Pistons, *Journal of Materials Processing Technology*, 113: 202-208.
- Ibrahim, I.A., Mohamed, F.A. and Lavernia, E.J., 1991:** Particulate Reinforced Metal Matrix Composites-a review, *Journal of Materials Science*, 26: 1137-1156.
- Ito, Y. and Horita, Z., 2009:** Microstructural Evolution İn Pure Aluminum Processed By High-Pressure Torsion, *Materials Science and Engineering A*, 503: 32–36.
- Kalaycıoğlu A.S., 2010:** SiC Tane Katkılı Alüminyum Kompozitlerin Toz Metalurjisi İle Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- Karabulut, H., 2011:** Toz Metalurjisi Yöntemiyle Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC ve B<sub>4</sub>C Takviyeli Al Matrisli Kompozit Üretiminde Mekanik Alaşım Süresinin Kompozit Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Kaya, H., 2003:** Spex Tipi Mekanik Alaşım Cihazının Tasarımı, İmalatı ve Alüminyum Bazlı Kompozit Tozların Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak.
- Kerti, I.Ç., 1998:** Gaz Enjeksiyon ve Elementel Karbon İlavesi Yöntemleri ile TiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü (yayımlanmamış), İstanbul.
- Kılıç, E.F., 2007:** Alüminyum Alaşım SiC Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi Ve Aşınma Davranışlarının



İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

- Koch, C.C.**, 1991: Processing of Metals and Alloys, Materials Science and Technology-A Comprehensive Treatment, VCH Verlagsgesellschaft mbH, ed.Cahn. R. W, Germany.
- Kumdalı F.**, 2008: Alüminyum Matrisli B<sub>4</sub>C Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Kurt, A.**, 1992: Toz Metal Bronz Yatak Malzemelerin Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Kurt, H.**, 2010: Alüminyum Alümina Kompozit Malzeme Üretiminde Karıştırma Tekniğinin Kompozitin Aşınma Davranışı Üzerine Etkilerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Lee, P.W.**, 1998: ASM Handbook: Powder Metallurgy Technologies and Applications, Volume 7, ASM International.
- Lieblish, M., Gonzalez-Doncen, G., Aveda, P., Ibanez, J., Torrabla, M. and Caruana G.**, 1997: Extrudability of PM 2124/SiCp aluminium matrix composite, Journal of Materials Science Letters, 16:726-728.
- Lin, Y.C., Li, H.C., Liou, S.S., Shie, M.T.**, 2004: Mechanism of Plastic Deformation of Powder Metallurgy Metal Matrix Composites of Cu-Sn/SiC and 6061/SiC under Compressive Stress, Materials Science and Engineering, A 373:363-369.
- Lu, M.O., Lai, C.W. Ng**, 1998: Enhanced Mechanical Properties of an Al Based Metal Matrix Composite Prepared Using Mechanical Alloying, Materials Science and Engineering A252: 203–211.
- Loucif, A., Figueiredo, R. B., Baudin, T., Brisset, F. and Langdon, T.G.**, 2010: Microstructural Evolution In An Al-6061 Alloy Processed By High-Pressure Torsion, Materials Science and Engineering A, 527: 4864-4869.
- Mabuchi, M. and Higashi, K.**, 2001: An Experimental Investigation of a Superplastic Constitutive Equation in Al-Mg-Si Alloy Composites Reinforced with Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> whiskers, International Journal of Plasticity, 17: 399-407.
- Metal Powder Industries Federation** 1998: Standart Test Methods For Metal Powders and Powder Metallurgy Products, Vol.10, Newjersey USA.
- Metal Powder Industries Federation** 1998: Standart Test Methods For Metal Powders and Powder Metallurgy Products, Vol.41, Newjersey USA.

- Mooi, H. G., Koenis, P. T. G and Huétink, J.,** 1999: An Effective Split of Flow and Die Deformation Calculations of Aluminium Extrusion, Journal of Materials Processing Technology, 88:67-76.
- Morsi, K., McShane, H.B. and McLean, M.,** 2000: Effect of Particle Size and Volume Fraction on Hot Extrusion Reaction Synthesis of SiC Particle Reinforced NiAl, Metallurgical and Materials Transactions A, 31:1163-1670.
- Nair, F.,** 2005: Al/SiCp Kompozitlerin Ekstrüzyonunda Kalıp Sürtünme-Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi ve Değerlendirilmesi, Doktora Tezi, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
- Newkirk, J.W. and Kosher, R.A.,** 2004: Designing with Powder Metallurgy Alloys, in Handbook of Mechanical Alloy Design, Eds. Totten, G.E., Xie, L. and Funatani, K.M., Dekker, New York.
- Ögel, B., ve Kaya G.,** 1992: Alüminyum-SiC Kompozitlerin Konvansiyonel Sıcak Presleme Yöntemi İle Üretimi, 2.National PM Conference, Ankara, 631-635.
- Ögel, B.** 1997: Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler ve İleriye Dönük Beklentiler, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, 33: 639–650.
- Önel, K.,** 1995: Süreksiz SiC Katkılı Alüminyum Matrisli Kompozitler (1 Bölüm), Metalurji Dergisi, Ankara,46-53.
- Özkan, S.,** 2007: Alüminyum Matrisli SiC Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Mekanik Alaşımlama Yöntemiyle Üretimi ve Kuru Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Özkök, Ö.,** 2004:  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> İçeren Alüminyum Matrisli Kompozit Malzeme Üretimi ve Özelliklerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Palacı, Y.,** 2001: Alüminanın Özelliklerine, Şekillendirme Yönteminin, Katkıların ve Sinterleme Sıcaklığının Etkisi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Ramesh, C.S., Anwar Khan, A.R., Rvikumar, N. and Savanprabhu, P.,** 2005: Prediction of Wear Coefficient of Al6061-TiO<sub>2</sub> Composites, Wear, 259: 602-608.
- Sabirov, I., Kolednik, O. and Pippan, R.,** 2005: Homogenization of Metal Matrix Composites by High-Pressure Torsion, Metallurgical and Materials Transactions A, 36:2005-2861.

- Sağırlı, A.**, 1990: Mekanik Eksantrik Toz Metal Presi ve Toz Metal Teknolojisi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Sanders, T. H. and Starke, E. A.** 1986: Overview of the Physical Metallurgy In The Al-Li-X Systems Proc. Of The 3 rd. Int. Conf. On Al-Li Alloys, The Inst. Of Metals, pp 1-12.
- Sauerborn, M. and McQueen, H.J.**, 1998: Modelling extrusion of 2618 aluminium alloy and 2618-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and 2618-20% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites, Materials Science and Technology, 14:1029-1038.
- Sımmazçelik, T.**, 2003: Kompozit Malzemeler Ders Notları, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli.
- Smagorinski, M.E., Tsantrizos, P.G., Grenier, S., Cavasin, A., Brzezinski, T., Kim, G.**, 1998: The Properties and Microstructure of Al-based Composites Reinforced with Ceramic Particles, Materials Science and Engineering, A244, 86-90.
- Smith, W.F.**, 2001: Structure and Properties of Engineering Alloys, Cilt 2, Çeviri Editörü: Erdoğan, M., McGrawhill Inc., New York.
- Soy, U.** 2009: Metal Matriks Kompozit Malzemeler, Ders Notları, Sakarya.
- Song, M.**, 2009: Effects of volume fraction of SiC particles on mechanical properties of SiC/Al composites, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 19: 1400-1404.
- Song, M., and He Y.**, 2010: Effects Of Die-Pressing Pressure And Extrusion On The Microstructures And Mechanical of SiC Reinforced Pure Aluminum Composites, Materials and Design, 31: 985-989.
- Sönmez, H.** 1989: Metal Extrüzyonu, Eğitim Yayınları, İstanbul.
- Sur, G.**, 2002: Alüminyum Esaslı Kompozitlerin Üretimi Ve İşlenebilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Suryanarayana, C.**, 2001: Mechanical alloying and milling, Progress in Materials Science, 46: 1-184.
- Sümer, M.**, 2003: Mekanik Alaşım ile Üretilen Fe-Fe<sub>3</sub>C Kompozit Malzemede Mekanik Özelliklerin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Şahin, Y.**, 2000: Kompozit Malzemelere Giriş 1, Gazi Kitapevi, Ankara, 91-134.
- Şahin, Y.**, 2006: Kompozit Malzemelere Giriş, Kompozitler-Nanokompozitler, Genişletilmiş 2.Baskı, Seçkin Dağıtım, Ankara.

- Tan, M.J. and Zhang, X.**, 1998: Powder Metal Matrix Composites: Selection and Processing, *Materials Science & Engineering A*, 244: 80-85.
- Tavuman, D.H.**, 1997: Kompozit Malzemelerin Savunma Sanayinde Kullanımı, Savunma Sanayindeki Teknolojik Gelişmeler Sempozyumu, Ankara.
- Tekmen, C., Ozdemir, I., Cocen, U. and Onel, K.**, 2003: The Mechanical Response Of Al-/Si-/Mg/SiC<sub>p</sub> Composite: Influence of Porosity, *Materials Science and Engineering A*, 360: 365-371.
- Tekmen, Ç.**, 2006: Metal Matriksli Kompozitlerin Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi ile Üretimi, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- Tham, L. M., Gupta, M. and Cheng, L.**, 2002: Effect of Reinforcement Volume Fraction on The Evolution of Reinforcement Size During The Extrusion of Al-SiC Composites, *Materials Science And Engineering A*, 326:355-363.
- Turenne, S., Legros, N., Laplante, S. and Ajersch, F.**, 1999: Mechanical Behaviour of Aluminium Matrix Composite During Extrusion in the Semisolid State, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30:1137-1442.
- Türker, M., Özdemir, T., Ögel, B., ve Yavuz, A.**, 1999: Al-SiC Tozlarının Mekanik Alaşımlama Değirmeninde Öğütme Zamanının Kompozit Toz Yapısına Etkisinin Araştırılması, Uluslar arası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 425-430, Ankara.
- Toptan, F.**, 2006: Alüminyum Matrisli B<sub>4</sub>C Takviyeli Kompozitlerin Döküm Yöntemiyle Üretilmesi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Torralba, J.M., Costa, C.E. and Velasco, F.**, 2003: P/M Aluminum Matrix Composites: An Overview, *Journal of Materials Processing Technology*, 133: 203-206.
- Tsipas, D.N. and Kariofillis, G.K.**, 1996: Erosions and Wear Properties of Boride, Nitride and Electroless Nicel Coatings on H13 AISI steel, Balkantrib'96 The 2th International Conference of Tribology, 385-392, Greece.
- Url-1 < <http://www.world.aluminium.org> > 06.01.2011
- Ünlü, S.B., Durmuş, H. ve Meriç, C.**, 2007: Metal Matrisli Kompozit Malzemeler ve Uygulamaları, *Metalurji-Malzeme Dergisi*, 9: 106-113.
- Xu, C., Horita, Z., Langdon, T.G.**, 2008; Evaluating the Influence of Pressure and Torsional Strain on Processing by High-pressure torsion, *Journal of Materials Science*, 43:7286–7292.

- Wang, H., Zhang, R., Hua, X., Wang, C.A., Huangb, Y.,** 2008: Characterization of a Powder Metallurgy SiC/Cu–Al Composite, *Journal of Materials Processing Technology I*, 97:43-48.
- Wang, Z., Song, M., Sun, C., Xiao, D. and He, Y.,** 2010: Effect of Extrusion and Particle Volume Fraction on The Mechanical Properties of SiC Reinforced Al–Cu Alloy Composites, *Materials Science and Engineering A*, 527: 6537-6547.
- Zhao, N., Nash, P. and Yang, X.,** 2005: The Effect Of Mechanical Alloying on SiC Distribution and The Properties of 6061 Aluminum Composite, *Journal of Materials Processing Technology*, 170: 586-592.
- Zhang, H., Ramesh, K.T. and Chin, E.S.C.,** 2004: High Strain Rate Response of Aluminum 6092/B<sub>4</sub>C Composites, *Materials Science and Engineering A*, 384: 26-34.
- Zhang, J., Gao, N. and Starink, M.J.,** 2010: Al–Mg–Cu Based Alloys and Pure Al Processed by High Pressure Torsion: the Influence of Alloying Additions on Strengthening, *Materials Science and Engineering A*, 527: 3472-3479.
- Zhilyaev, A.P., Garcia-Infanta, J.M., Correno, T.G., and Ruano, O.A.,** 2007: Particle And Grain Growth in an Al-Si Alloy During High-Pressure Torsion, *Scripta Materialia*, 57: 763-765.
- Zhilyaev, A.P. and Langdon, T.G.,** 2008: Using High-pressure torsion for Metal Processing: Fundamentals and Applications, *Progress in Materials Science*, 53 (893-979).
- Zhou, J. and Duszcyk, J.,** 1988: Prevention of Stick-Slip Tearing of a Duralcan AA 6061–Matris Composite During Extrusion, *Journal of Materials Science Letters*, 17:1617-1619.
- Zhou, W. and Xu, Z.M.,** 1997: Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites, *Journal of Materials and Processing Technology*, 63: 358-363.

## ÖZGEÇMİŞ



**Ad Soyad:** Ceren GÖDE

**Doğum Yeri ve Tarihi:** Dörtyol/HATAY 16/11/1975

**Adres:** PAÜ Denizli Meslek Yüksekokulu/DENİZLİ

**Lisans Üniversitesi:** Pamukkale Üniversitesi

### Yayın Listesi:

- Calliöglu H., Ozdemir I. and **Gode C.**, 2011: Effects of cold pressing and extrusion on the microstructures and mechanical properties of SiC and B4C reinforced Alumix-231 alloys, *Scientific Research and Essays*, vol. 6 (6), pp. 1371-1379.
- Semiz S., Gölcü M. and **Göde C.**, 2008; Using of Advanced Technologies in Turkish Automotive Industry, "Technology Management for Sustainable Economy" *PICMET'08 Conference*, 736-741, July 27-31, Cape Town, South Africa.