

DOKUZ EYLÜL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SiC TANE KATKILI ALUMİNYUM
KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE
ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Ahmet Sunay KALAYCIOĞLU

Temmuz, 2010

İZMİR

**SiC TANE KATKILI ALUMİNYUM
KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE
ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Yüksek Lisans Tezi
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

Ahmet Sunay KALAYCIOĞLU

**Temmuz, 2010
İZMİR**

YÜKSEK LİSANS TEZİ SINAV SONUÇ FORMU

AHMET SUNAY KALAYCIOĞLU tarafından **DOÇENT DR. MUSTAFA TOPARLI** yönetiminde hazırlanan “**SİC TANE KATKILI ALUMİNYUM KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

.....

Doç. Dr. Mustafa TOPARLI

Danışman

.....

Jüri Üyesi

.....

Jüri Üyesi

.....
Prof.Dr. Mustafa SABUNCU

Müdür

Fen Bilimleri Enstitüsü

TEŞEKKÜR

Çalıőmalarım boyunca yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren hocam Doç.Dr. Mustafa TOPARLI'YA ve Doç. Dr. İsmail ÖZDEMİR'e, laboratuvar çalışmalarında desteklerini esirgemeyen Arő.gör. Osman ÇULHA'ya, Araő. Gör. İ. Murat KUŐOĐLU'na, Araő. Gör. Onur ERTUĞRUL'a ve Araő. Gör. Mehtap ÖZDEMİR'e teőekkürlerimi sunarım.

Çalıőmalarımın her aőamasında bana destek olan arkadaşlarım Doç. Dr. őule ERTEN ELA, Emine Binnaz KARAÇELEBİ ve Çağatay ELA'ya teşekkür ederim.

Ayrıca her zaman yanımda olan ve bu günlere gelmemde çok büyük emeği olan, beni daima sabır ve anlayıőla karőılayan aileme desteklerinden dolayı minnettarım.

Ahmet Sunay KALAYCIOĞLU

SiC TANE KATKILI ALUMİNYUM KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

ÖZ

Bilim ve teknoloji alanındaki gelişmeler sonucunda kompozit malzemelerin önemi gittikçe artmaktadır. Artık tek yönlü malzemeler teknolojinin ihtiyacını karşılamamaktadır. Bu nedenle birçok araştırmacı kompozitlerin üretim yöntemleri ve özelliklerinin geliştirilmesi konusunda yoğun çabalar sarf etmektedirler. Kompozit malzemeler geliştirilmeye başladıkları günden itibaren geleneksel malzemelerin yerini almaya başlamışlardır. Özellikle uzay, uçak ve otomotiv sanayi gibi sektörlerde kullanımları oldukça artmaktadır. En çok kullanılan tiplerinden biri metal matrisli kompozitler, yüksek akma mukavemeti, yüksek elastiklik modülü, yüksek basma gerilmesi, yüksek aşınma direnci, düşük termal genleşme katsayısı ve yüksek sıcaklık mukavemeti gibi özelliklere sahip olduklarından oldukça önemlidir.

Bu çalışmada, SiC parçacık takviyeli Al 2017 alüminyum alaşımlı metal matrisli kompozitler toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen kompozitlerde SiC takviye elemanı oranları ağırlıkça %5 ve %15 olarak seçilmiştir. Toz karışımlar 680 MPa ve 780 MPa'da tek yönlü bir kalıpta preslenerek blok numuneler üretilmiştir. Elde edilen bütün numuneler, Kademeli sıcaklık artışıyla; 30 dakika süreyle 300 °C'da yağlayıcı uçurma işleminden sonra 100 dakika 620 °C tüp fırında argon gazı ortamında sinterlenmiştir. Sinterleme sonrası numunelerin mikro yapı incelemeleri, çekme deneyi, sertlik, yoğunluk ve gözenek ölçümleri yapılmıştır. Sonuç olarak, üretilen kompozitlerde; toz tane boyutu küçüldükçe ve presleme basıncının artmasıyla yoğunluğun arttığı, porozitenin azaldığı ve mekanik özelliklerinin iyileştiği, takviye elemanı olarak kullanılan SiC'ün ağırlıkça % miktarı arttıkça üretilen kompozitlerde porozitenin arttığı, yoğunluğunun düştüğü ancak sertliğinin arttığı görülmüştür.

Anahtar kelimeler: Metal matrisli kompozitler, Toz metalürjisi, Sinterleme.

**CHARACTERIZATION AND PRODUCTION OF SiC PARTICLE
REINFORCED ALUMINIUM COMPOSITES
BY POWDER METALLURGY METHOD**

ABSTRACT

The importance of composite materials has been increased in the light of developments observed in science and technology. From now unidirectional materials does not require the needs of the technology . Therefore, researchers try to find new composite production methods to develop more qualified and functional composite materials. Composite materials have started taking traditional materials places since the day they have been producing. Especially, their usage of them in aerospace, aircraft and automotive industries have been increased considerably. MMCs (Metal Matrix Composites) which are mostly used ones, have an important role due to their high yield strength, high young modulus, high compression strength, high wear resistant, low thermal expansion coefficient and high temperature resistant.

In this study, SiC particle reinforced Al 2017 Aluminium alloy based composites were produced by powder metallurgy method (P/M). The weight fractions of SiC particles were varied from 5% and 15% in produced the alloy. Blocked samples were produced at 680 MPa and 780 MPa in the simplex template by pressing of aluminium metal powders. The produced samples were sintered in a tube oven under the nitrogen atmosphere at 620 °C for 100 minutes by graduaging temperature after evaporating lubricater at 300 °C for 30 minutes. Micro structure examination, measurements of hardness, density and porosity were carried out after baking ve sinterization. As a result, It is observed that when powder partical size of produced composite material decreases and press pressure increases, density increases and porosite decreases and mechanical properties improve. It is also observed that by increasing amount weight percent of SiC, porosite of produced composite material increases and density decreases but hardness increases.

Keywords: Metal matrix composites, Powder metallurgy, Sintering.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
YÜKSEK LİSANS TEZ SONUÇ FORMU	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
ÖZ.....	iv
ABSTRACT.....	v
BÖLÜM BİR-GİRİŞ	1
BÖLÜM İKİ-KOMPOZİT MALZEMELER.....	7
2.1 Kompozit Malzemeler	7
2.2 Kompozit Malzemelerin Tarihsel Gelişimine Kısa Bir Bakış	7
2.3 Kompozit Malzemelerin Tanımlanması.....	9
2.4 Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması	11
2.4.1 Matris Malzemesine Göre Kompozit Malzemeler	11
2.4.1.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemeler.....	11
2.4.1.2 Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler	12
2.4.1.3 Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler.....	12
2.4.2 Takviye Çeşidine Göre Kompozit Malzemeler	13
2.4.2.1 Partikül Takviyeli Kompozit Malzemeler.....	13
2.4.2.2 Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler	13
2.4.2.3 Tabakalı Kompozit Malzemeler.....	14
BÖLÜM ÜÇ-METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER.....	16
3.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemeler	16
3.2 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerde Kullanılan Matris Malzemeleri	19
3.2.1 Alüminyum ve Alaşımları.....	20
3.2.2 Magnezyum ve Alaşımları	21
3.2.3 Titanyum ve Alaşımları	22
3.2.4 Bakır ve Alaşımları	22

3.3 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerde Kullanılan Takviye Elemanları	23
3.3.1 Alümina (Al ₂ O ₃)	24
3.3.2 Silisyum Karbür (SiC)	25
3.3.3 Bor	25
3.3.4 Karbon	26
3.3.5 TiC	26
3.4 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri	27
3.4.1 Katı Faz Üretim Yöntemleri	28
3.4.1.1 Toz Metalurjisi Tekniği	28
3.4.1.2 Difüzyon Bağı Yöntemi	31
3.4.2 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri	32
3.4.2.1 Sıvı Metal İnfiltrasyon Yöntemi	32
3.4.2.2 Sıkıştırma Döküm Yöntemi	33
3.4.2.3 Plazma Püskürtme (Metal Püskürtme) Yöntemi	35
3.4.2.4 Sıvı Metal Karıştırma Teknikleri	36
3.4.3 Diğer Yöntemler	37
3.4.3.1 Rheocasting ve Compocasting Döküm Tekniği	37
3.4.3.2 Vidalı Ekstrüzyon	37
3.4.3.3 In-Situ Tekniği	38
3.4.3.4 XD Tekniği	38
3.5 Takviye Elemanı ve Matris Ara Yüzeyi Bağı	38
3.5.1 Takviye Elemanı ve Matris Seçimi	40
3.5.2. Adhezyon veya Yapışma Teorisi	42
3.5.3 Islatma ve Çözünme Bağı	43
BÖLÜM DÖRT-TOZ METALURJİSİ	44
4.1 Toz Metalurjisi	44
4.2 Toz Üretimi	46
4.3 Mekanik Alaşımlama	48
4.3.1 Üretim Ekipmanları	51
4.4 Metal Tozlarının Sıkıştırılması	55

4.4.1 Sıkıştırma teorisi	56
4.4.2 Sıkıştırma yöntemleri.....	57
4.4.2.1 Kalıpta sıkıştırma.....	57
4.4.2.2 İzostatik sıkıştırma.....	58
4.4.2.3 Yüksek enerjili sıkıştırma.....	59
4.4.2.4 Ekstrüzyon yöntemi ile sıkıştırma.....	59
4.4.2.5 Titreşim ile sıkıştırma.....	60
4.5 Sinterleme	60
4.5.1 Sinterleme teorisi	66
4.5.2 Sinterleme Atmosferi ve Etkisi.....	68
BÖLÜM BEŞ-DENEYSEL ÇALIŞMALAR	69
5.1 Giriş	69
5.2 Malzeme.....	69
5.3 Deney Numunelerinin Hazırlanması	70
5.4 Presleme ve Sinterleme	71
5.5 Çekme Deneyi	77
5.6 Yoğunlukların Ölçülmesi	77
5.7 Mikroyapıların İncelenmesi.....	78
5.8 Malzemelerin Sertlik Değerlerinin Belirlenmesi	78
BÖLÜM-ALTI-DENEYSEL BULGU, TARTIŞMA VE SONUÇ	80
6.1 Literatür Araştırması.....	80
6.2 MA Sonrası Elde Edilen Toz Kompozisyonların İncelenmesi	84
6.2.1 MA Sonrası Elde Edilen Toz Komp. Paçacık Boyut Analizi.....	84
6.2.2 MA Sonrası Elde Edilen Toz Kompozisyonların SEM İncelemesi ..	85
6.3 Yoğunluk Ölçümleri ve Porozite Miktarlarının Belirlenmesi.....	90
6.4 Çekme Deneyi Sonuçları.....	93
6.5 Sertlik Deneyi Sonuçları.....	95
6.6 Metalografik İncelemeler	96

6.7 Sonuç	110
KAYNAKLAR.....	113
EKLER.....	125
Kısaltmalar	125
Singeler	126
Şekiller	127
Tablolar	132

BÖLÜM BİR

GİRİŞ

Enerji, iletişim, ulaşım, havacılık, uzay gibi sivil ve askeri amaçlı sektörlerde halen çalışılan veya planlanan sistemlerdeki teknolojik gelişmeler, güvenlik ve ekonomik zorunluluklar ile kısmen de olsa çevresel kaygılarla halen elde edilebilen malzemelerin sınırlarının ötesinde özelliklere sahip yeni malzemelere olan gereksinimi arttırmaktadır. Geleneksel metaller ve alaşımları ile seramik malzemeler doğal özellikleri nedeniyle devam eden araştırma ve gelişmelerle gelecek sistemlerin gereksinimlerini karşılamakta zorlanacaktır.

Endüstride malzemedan istenen en önemli özellikler; dayanım, tokluk, hafiflik ve düşük maliyettir. Geleneksel malzemelerde ısıl işlem yapılarak malzemenin bazı dayanım değerleri arttırılmaktadır. Fakat aşınma dayanımı, darbe dayanımı, kırılma tokluğu ve hafiflik gibi özellikler aynı anda sağlanamamaktadır.

Günümüz metal malzemelerinin birçok özellikleri gelişen teknolojinin ihtiyacına cevap verememesinden dolayı, daha üstün özelliklere sahip kompozit malzemeler üretilmeye başlanmış ve bu konuda hızlı bir gelişme sürecine girilmiştir. Kompozit malzemeler klasik malzemelere göre çok daha hafif ve dayanıklıdır. Yapılan çalışmalar neticesinde, bu malzemelerin mekanik, kimyasal ve elektrik özelliklerinin iyileştirilmesi mümkün olmuştur. Kompozit malzemeler yaygın şekilde havacılık, deniz taşıtları, otomotiv, inşaat, askeri ve uzay teknolojisi alanlarında kullanılmaktadır (Tavman 1997, Ramesh ve diğer., 2005).

Malzeme bilimi alanında, yüksek aşınma direnci, yüksek dayanım, düşük yoğunluk, iyi korozyon dayanımı sergileyen hafif malzemelerin geliştirilmesi için çok sayıda çalışmalar yapılmıştır. Önemli endüstri dallarından olan otomotiv, elektronik, spor, havacılık ve uzay gibi uygulama alanlarında performansın arttırılmasına yönelik bu özellikler önem kazanmaktadır (Çiftçi, 2003).

Teknoloji alanındaki hızlı gelişmeler, geleneksel malzemelere oranla daha üstün özelliklere sahip yeni malzemelerin kullanımını gerekli kılmaktadır. Bu nedenle sürekli olarak gelişen bu teknolojik faaliyetler, beraberinde endüstriyel sanayinin temel maddesi olan malzemelerde de ilerlemeyi gerekli kılmıştır. Bu sebepten dolayı malzeme bilimciler, doğal ve alaşım maddelerinden daha üstün özelliklere sahip yeni malzemeleri araştırmaya yönelmişlerdir. Bu sayede diğer malzemelerden farklı olarak, üstün niteliklere sahip, "Kompozit Malzemeler" adı altında yeni malzemeler üretilmiştir. Geleneksel malzemelere göre birçok üstünlüğü bulunan kompozit malzemelerin en belirgin özelliği, hafif ancak yüksek dayanıma sahip olmasıdır (Acılar, 2002).

Kompozit malzemeler, iki ya da daha fazla sayıdaki aynı veya farklı gruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini, yeni ve tek bir malzemedeki toplamak amacıyla makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemelerdir. Bir kompozit malzeme bünyesinde; çekirdek olarak adlandırılan takviye elemanı ve bunun etrafını çevreleyen matris malzemesi bulunmaktadır. Takviye elemanı olarak değişik morfolojiye sahip kısa ve uzun elyaflar, wiskerler ve parçacıklı seramikler kullanılmaktadır. Bunların temel fonksiyonu gelen yükü taşımak, matrisin rijitlik ve dayanımını arttırmaktır. Buna ilaveten takviye elemanından istenen ve aranan özellikler; kompozitin yoğunluğunu düşürmek ve matrisin yüksek sıcaklık özelliklerini iyileştirmektir. İstenen şartlar yerine getirilir ve uygulanırsa, hafif alaşımlara yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek özellikler kazandırmak, dayanımlarını arttırmak ve yoğunluklarını düşürmek mümkün olmaktadır (Lubin, 1982).

Buradaki mekanik ve fiziksel özellikleri elde etmede uygun matris-takviye elemanı seçimi büyük rol oynar. Yükün, matristen takviye elemanına iletilmesi, ara yüzey bağı 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 çiftinin seçimine bağlıdır (Şahin, 2000).

Metal matrisli kompozitler (MMK) yüksek elastik modülü, yüksek çekme ve basma mukavemeti, 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). MMK malzemelerde matris olarak Al, Mg, Ti, Cu, Co ve Ni gibi metal ve alaşımları kullanılır. Takviye elemanı olarak Al_2O_3 , SiC, TiC, karbon, Si_3N_4 gibi elyaf veya eşeksenli parçacıklar kullanılmaktadır. Sürtünme ile ilgili uygulamalarda ise grafit ve mika gibi yağlayıcı özellik gösteren malzemeler kullanılır (Ögel, 1997).

Parçacık takviyeli MMK malzemelerde, homojen olarak dağılmış sert malzeme, yumuşak ve daha sünek bir matrisle kuşatılmıştır. Matris metal olmakla birlikte takviye elemanı SiC, Al_2O_3 gibi sert takviye parçacıklarıdır. Takviye elemanının boyutları birbirine yaklaşık olarak eşittir. Yapı, iki fazlı dağılım mukavemetlendirilmiş metal alaşımlarına benzemekle birlikte kompozitlerde malzemeler faz dönüşümlerine uğramaz. Parçacık takviyeli kompozit malzemeler genellikle aşınma dayanımı gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadırlar. Parçacıklar, en yaygın ve ucuz takviye malzemesidirler. Yapısal alanlarda kullanım imkânı sağlayan bu parçacıklar MMK malzemelere izotropik özellik kazandırırılar. Başlangıçta, grafit tozu ile takviye edilmiş alüminyum alaşımlarının üretimiyle denemeler yapılmış fakat yalnızca düşük hacimsel miktarlarda (<%10) takviye elemanı kullanılmıştır. Günümüzde daha yüksek hacimsel oranlarda çok çeşitli seramik parçacıklardan takviye elemanları elde edilmektedir (Huda ve diğer., 1993)

Alüminyum dünyada oldukça büyük bir rezerve sahip ve demirden sonra en fazla üretilen ve tüketilen metaldir (Tulgar, 1987). Alüminyumun hafif bir metal olmasının yanında kolayca şekillendirilebilmesi, bu metalin endüstride birçok uygulama alanı bulmasına neden olmuştur. Günümüzde üretimi ve tüketimi, yeni tüketim alanlarının da ortaya çıkmasıyla birlikte artarak devam eden bu metal ve alaşımlarının en önemli problemi, özelliklerini yüksek sıcaklıklarda önemli ölçüde kaybetmeleridir (Ank ve diğer., 2000).

Özellikle alüminyum ve alaşımlarının özellikle yüksek sıcaklık dayanımlarını artırmak için, bu alanda günümüze kadar birçok araştırma yapılmıştır. Bu yönde yapılan çalışmalar, yüksek sıcaklıklarda kararlı yapılarını muhafaza eden Al_2O_3 , ThO_2 , veya Y_2O_3 gibi oksitlerin veya TiC , SiC gibi karbürlerin alüminyum içerisine katılması ile kompozit yapıda parçalar üretilmesi şeklinde olmuştur (İbrahim ve diğer.,1991; Bronsveld ve Bruinsma, 1991).

Alüminyum matrisli kompozit malzeme üretiminde, alüminyum matris içerisine, oksit veya karbür gibi seramik fazların katılmaları, sıvı veya katı olmak üzere bilinen iki yöntemle mümkün olabilir. Sıvı yöntem, ergime dereceleri yüksek olan oksit veya karbürlerin, sıvı haldeki alüminyumun içerisine katılmak suretiyle, homojen bir şekilde alüminyum ile birlikte katılaştığını sağlamak şeklinde olur. Ancak bu yöntem, seramik / metal ara yüzeyindeki tepkimeler, parçacıkların dentritik yapı arasında birikimi, mekanik özelliklerdeki geniş dağılım ve en önemlisi seramik fazın alüminyum matris içerisinde homojen bir şekilde dağılımının sağlanamaması gibi problemleri de beraberinde getirir (Ögel ve Kaya, 1992). Sıvı yöntemde karşılaşılan bu problemler henüz tam olarak giderilememiştir. İkinci bir uygulama ise toz metalurjisinin uygulandığı katı hal metodudur. Bu uygulama da toz haldeki oksit veya karbür, yine toz haldeki alüminyum ile katı halde homojen bir şekilde karıştırılır, preslenir ve sinterlenir. Bu uygulamada ise en önemli problem farklı karakterlerdeki tozların birbirine sinter olmalarındaki yetersizliktir (Yılmaz ve diğer.,1996; Bedir ve Ögel, 2000). Diğer bir metot ise mekanik alaşımlama ile oksit veya karbür tipi yapıların üretim esnasında sentezlenmesidir. Mekanik alaşımlama (MA) Benjamin tarafından 1966 yılında geliştirilmiştir (Suryanarayana, 2001). Bu metotla bilye içeren yüksek enerjili değirmenle kontrollü, hassas, homojen dağılımlı kompozit tozları üretilir (Bostan, 2003). Bu metotla elde edilen kompozit tozlarla üretilen malzemelerde, bilinen döküm veya katı yolla elde edilen metotlarda ortaya çıkan problemler oluşmaz (Tank, 1983). Diğer metotlarla üretimi zor veya imkânsız, çok karmaşık ve oksitlerle güçlendirilmiş alaşımlar üretilebilir (Bostan, 2003).

Mekanik alaşımlama, bu yönde yapılan çalışmalarda basit ve iyi sonuçlar verebilen bir katı hal üretim tekniğidir. Mekanik alaşımlama ile sıvı yöntemde

karşılaşılan, seramik fazın dağılımındaki homojensizlik büyük bir oranda giderilmeye çalışılmıştır.

Mekanik alaşımlama işleminde, iki veya daha fazla elementel toz belirli oranlarda birbiri içerisine katılarak karışım toz elde edilir. Daha sonra bu karışım toz, yüksek enerjili atritör içerisine öğütücü bilyelerle birlikte konularak, mekanik alaşımlama işlemine tabi tutulur. Karışım tozlar arasında meydana gelebilecek sentezleşme, mekanik alaşımlama esnasında meydana gelebilir ya da mekanik alaşımlama işlemi sonrasında yapılan sinterleme esnasında meydana gelir. Sentezleşme ile yapıda oluşan oksit, karbür ya da nitrür karakterdeki ikinci faz, mekanik alaşımlamanın etkisiyle, normal şartlarda oluşabileceği sıcaklıktan daha düşük sıcaklıklarda oluşabilmektedir (Hear, 1999; Şahin, 1999).

Toz metalurjisi (TM) yöntemiyle MMK malzeme üretiminde matris ve takviye elemanlarının tozları öncelikle karıştırılır ve istenen şekli verebilecek bir kalıbın içine boşaltılır. Daha sonra bu karışım tozlarını sıkıştırabilmek amacıyla basınç uygulanır. Toz parçacıkları arasındaki birleşmeyi kolaylaştırmak amacıyla sıkıştırılmış toz karışımı yeterli miktarda katı hal difüzyonu oluşturacak şekilde ergime noktasının altında bir sıcaklıkta sinterlenir (Huda ve diğer., 1993).

Bu aşamada yapılan sinterlemenin pek çok amacı vardır. Taneler arası bağların oluşması, yoğunluğun artması, gözeneklerin azalması ve bazen de ilave olarak kullanılan yağlayıcının bünyeden uzaklaştırılması bunlardan birkaçıdır. Özelliklerin iyileştirilmesi için presleme sonrası sinterleme açık atmosferde yapılabileceği gibi malzemelerin özelliklerine bağlı olarak koruyucu atmosfer de kullanılabilir. Bu işlem için argon, azot, hidrojen ve oksijen gibi farklı gazlar kullanılabilir (Bostan, 2003).

TM yöntemi ile üretilen parçaların genelde sıvı hal üretim yöntemleriyle üretilmiş parçalardan daha iyi mekanik özelliklere sahip oldukları bilinmektedir. Özellikle, parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretiminde bu yöntem tercih sebebidir.

Bu çalışmada, parçacık takviyeli alüminyum alaşımı esaslı metal matrisli kompozitler toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiştir. Takviye elemanı olarak SiC parçacıkları kullanılmıştır. Üretilen kompozitlerde SiC takviye elemanı oranları ağırlıkça %5 ve %15 olarak seçilmiştir. Toz karışımlar 680 MPa ve 780 MPa'da tek yönlü bir kalıpta preslenerek çekme deneyi numuneleri üretilmiştir. Elde edilen bütün numuneler, Kademeli sıcaklık artışıyla; 30 dakika süreyle 300 °C'da yağlayıcı uçurma işleminden sonra 100 dakika 620°C tüp fırında argon gazı ortamında sinterlenmiştir. Sinterleme sonrası numunelerin mikro yapı incelemeleri yapılmış ve matris içindeki SiC parçacıklarının dağılımı incelenmiştir. Kırılma yüzeylerin incelenmesi amacıyla taramalı elektron mikroskobu SEM fotoğrafları çekilmiş ve EDAX analizi yapılmıştır.

BÖLÜM İKİ

KOMPOZİT MALZEMELER

2.1 Kompozit Malzemeler

Kompozit sistemlerin özelliklerini belirleme sorunu, Maxwell ve Einstein gibi büyük bilim insanlarının da ilgisini çekmiş, bilimde ve mühendislikte klasik hale gelmiş bir sorundur (Torquato, 2000). Bu ilgi, geleneksel malzemelerin sunduğu özelliklerle yetinmeyecek noktaya ulaşan teknolojinin yeni talepleriyle birleşince, modern kompozitler üzerine 20.Yüzyıl'ın ilk yarısında başlayan çalışmalar, bugüne değin artarak devam etmiştir ve günümüzde de, teknolojinin yeni taleplerini karşılamak amacıyla büyük bir hızla devam etmektedir.

Kompozit malzemeler, iki veya daha fazla malzemenin kullanım yerindeki aranan özellikleri verebilecek daha uygun bir malzeme için makro seviyede birleştirilmesi sonucu elde edilen malzemelerdir (Hiçyılmaz, 1999).

Makro yapısal düzeyde yapılan tanımlamaya göre kompozit malzemelerin iki temel karakteristiği vardır. Kompozit malzemeyi meydana getiren bileşenlerin her biri kimyasal olarak çoğu zaman farklıdır.

Esas olarak kompozit malzemeleri oluşturan bileşenler birbiri içinde çözülemez. Kompozit malzemeyi oluşturan bileşenler yapı içerisinde kendi özelliklerini korurlar, öyle ki fiziksel olarak belirlenebilir ve bileşenler arasındaki ara yüzey kolaylıkla gözlenebilir (Şahin, 1999).

2.2 Kompozit Malzemelerin Tarihsel Gelişimine Kısa Bir Bakış

Lamelli metal kompozitlerin bilinen ilk kullanımının Gize'deki Büyük Piramit'te 1837'de bulunan lamelli çeliğe dayanarak, M.Ö. 2750 yılına kadar geri götürülebileceği öne sürülmektedir. Bunun dışında da tarihte, Çin, Tayland, Endonezya, Almanya,

İngiltere, Belçika, Fransa ve İran'da bulunan çeşitli kompozit yapıları malzemeler mevcuttur (Wadsworth ve Lesuer, 1999).

Scala, (1996) ABD'de kompozitlerin tarihini incelediği çalışmasında, metalurji öğreniminde, metal fiziğine olan yönelmeye dikkat çeker ve metalurji mühendisliğinin malzeme bilimine doğru kayışını vurgular. Scala, 1950'lerin ortalarında ve 1960'larda, ABD'de kompozit malzemelere olan ilginin başlıca üç nedenini şöyle sıralar; Özellikle havacılık, uzay, elektronik, spor malzemeleri gibi alanlardaki tasarımlarda duyulan hafif ve rijit malzeme ihtiyacı; yüksek mukavemet ve elastiklik modülü ve ABD ekonomisini geliştirmek. Scala'nın ABD için belirttiği bu noktaların, tüm dünyada kompozitlere duyulan ilginin de ana nedenleri olduğu söylenebilir.

1935'lerde cam elyafın ticari malzeme haline gelmesi, 1939'da doymamış polyester reçinenin keşfi, elyaf takviyeli kompozitlerin başlangıcını oluşturmuştur (Ankara, 1995). II. Dünya Savaşı sırasında, havacılıkta kullanılan polimer matrisli kompozitler (PMK), mevcut yapısal malzemelere göre üstün dayanım ve sertlik değerleri göstermekteydi. Buna ek olarak, dönemin mevcut malzemelerinde görülen, korozyon ve yorulma sonucu ortaya çıkan hasarların da önüne geçilmesine olanak tanımaktaydı. Savaşın hemen ardından, camfiber takviyeli plastikler, havacılık uygulamalarında başarıyla kullanılmaya başlanmıştır. Bu malzemeler, 1950'lerde kendilerine daha geniş bir kullanım alanı bulmuş, 1960'larda ise, farklı pazarlarda talep görmeye başlamıştır. Soğuk Savaş'ın körüklediği askeri endüstri ve 1970'lerin enerji krizinin oluşturduğu şartlar içinde, PMK'ler üzerindeki araştırmalar, artarak devam etmiştir.

Metal matrisli kompozitler (MMK) üzerine yapılan çalışmalar ise, 1950'ler ve 1960'ların başlarına dayanmaktadır. 1960'ların sonları ve 1970'lerin başlarında, bor ve silisyum karbür gibi yüksek dayanımlı mono filamanların geliştirilmesiyle, fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin üzerindeki çalışmalar artmıştır. 1970'lerin sonlarında ise çalışmalar, SiC visker (whisker) takviyeler kullanılarak üretilen süreksiz takviyeli MMK'ler üzerinde yoğunlaşmıştır. MMK'lerin üretiminde

1980'lerde büyük bir artış yaşanmıştır. Partikül veya fiber takviyeli alüminyum, magnezyum, demir ve bakır matrisli MMK'ler, otomotiv ve havacılık endüstrileri, ısı yönetimi, triboloji gibi alanlarda en büyük ilgiyi görmüştür. Bu ilgi, bugüne dek artarak sürmüştür. Bugün, MMK'ler, pek çok alanda, kendisinde kullanım alanı bulmuş durumdadır. Daha da yaygınlaşmalarının önündeki en büyük engel ise, birçok uygulamada maliyetlerinin istenilen düzeylere çekilememiş olmasıdır. Seramik matrisli kompozitler (SMK) üzerindeki çalışmaların tarihi, diğerlerine oranla yenidir. Çevreye duyarlı, yüksek dayanımlı ve özellikle, diğer malzemelerle ulaşılmayan yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek SMK'ler üzerine yürütülen çalışmalar, günümüzde olanca hızıyla devam etmektedir (Miracle ve Donaldson, 2001).

2.3 Kompozit Malzemelerin Tanımlanması

Gelişen teknolojinin taleplerinin her geçen gün artması, farklılaşması, çeşitlenmesi ve buna paralel olarak gelişen malzeme bilimi, farklı pek çok malzemeyi kombine etmekte ve istenilen özellikteki yeni malzemeleri üretmektedir. Bu noktada, kompozit malzemeler için başta verilen tanım çok genel kalmaktadır. Bu tanımı biraz da daraltmak gerekirse, bir malzemenin kompozit olarak değerlendirilmesi için, kabaca şu özellikleri taşıması gerekmektedir:

- Kimyasal olarak birbirlerinden farklı en az iki bileşenin kombinasyonu ile üretilmesi,
- Kompozit malzemeyi oluşturan bileşenlerin üç boyutlu olarak birleşmeleri,
- Nihai malzemenin, bileşenlerinin tek başlarına sahip olamayacağı özellikleri göstermeleri.

Bir malzemenin kompozit ya da monolitik malzeme olduğu belirlenirken, atomik, mikroyapısal ve makroyapısal yapı seviyelerini göz önünde bulundurmak gerekmektedir. Atomik seviyede, iki veya daha fazla sayıdaki farklı atomun bir arada bulunması durumunda, malzeme kompozit olarak ifade edilirken, mikroyapısal seviyede, kristal, faz, molekül ve bileşenlerin, iki veya daha fazla sayıdaki kristal, molekül ve faz yapılarından meydana gelmesiyle oluşan yapılar kompozit malzeme

olarak tanımlanabilirler. Ne var ki, geleneksel olarak homojen ve monolitik olarak sınıflandırılan pek çok malzeme bu tanımlama ile kompozit sınıfına girebilmektedir. Buna rağmen, pirinçler, bronzlar gibi tek fazlı alaşımlar, monolitik malzeme olarak ele alınmaktadır. Çok fazlı bir karbon alaşımı olan çelikler ve dökme demirler ise kompozit malzemeler sınıfına girmektedirler.

Bir malzemenin kompozit ya da monolitik malzeme olduğu belirlenirken göz önünde bulundurulması gereken bir diğer seviye ise makroyapısal seviyedir. Makroyapısal seviye ile kabaca, iki bileşenin oluşturduğu yapılar ifade edilir. Makroyapısal seviye tanımı, birçok kompoziti içerirken, genel olarak kompozit olarak bilinen bazı malzemeleri de kapsamamaktadır. Daha kapsayıcı olması bakımından, kompoziti meydana getiren bileşenlerin hemen hemen iki farklı kimyasal yapıya sahip olmaları ve birbiri içinde çözünmemeleri gibi özellikler dikkate alınmaktadır. Bu bilgilerin ışığında, hem yapısal olarak, hem de malzeme bileşenlerinin kompozisyonu açısından, kompozit malzemelerin tanımı şu şekilde yapılmaktadır: “Bir kompozit malzeme, temel olarak birbiri içinde çözünmeyen ve birbirinden farklı şekil ve/veya malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla makrobileşenin karışımından veya birleşmesinden meydana gelen malzeme sistemidir”.

Kompozit malzemeler için verilmiş yukarıda gelişmiş tanım da bazı noktaları aydınlatamamaktadır. Bu tanım, bazı mühendislik dalları için oldukça geniştir; çünkü ön kaplanmış malzemeler, doldurulmuş plastikler, beton ve doldurulmuş seramik ve metaller gibi birçok mühendislik malzemesi, genelde kompozit olarak değerlendirilmemesine rağmen, kompozit olarak işlem görmekte ve kompozit gibi üretilmektedirler. Yukarıdaki tanımın eksik bıraktığı bir diğer nokta da, dispersiyonla sertleştirilmiş alaşımlar ve sermetler gibi partikül takviyeli kompozitlerin, makroskobik seviyede değil de, mikroskobik seviyede bulunmasıdır.

Sonuç olarak, bu tanımın, ‘kompozit yapı’ ve ‘kompozit malzemeler’ arasındaki çizgiyi belirleyemediği görülmektedir ve ‘Beş veya altı tabakadan oluşmuş bir roket nozülü, çok sayıda tabakadan meydana gelen otomobil lastiği veya kumaş

takviyeli matrisler bir yapı olarak mı, yoksa bir kompozit malzeme olarak mı sınıflandırılmalıdır?’ gibi tartışmaları ortaya çıkarmaktadır. Buna karşı, ‘kompozit yapılar’ ve ‘kompozit malzemeler’ arasında bir ayırım kurmayı denemenin yerine, ‘yapısal kompozitler’ ve ‘özel kompozitler’ arasında bir ayırma gitmenin çok daha yararlı olduğu belirtilmektedir (Akbulut, 1994).

2.4 Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Kompozit malzemeler ile ilgili, metal-organik, metal inorganik gibi malzeme kombinasyonları; matris sistemleri, tabaka yapılar gibi bileşen fazların karakteristikleri; sürekli, süreksiz gibi bileşenlerin dağılımları; elektriksel, yapısal gibi fonksiyonlar ve özellikleri göz önünde bulundurularak çeşitli sınıflandırmalar yapılmıştır (Akbulut, 1994; Ögel, 1997).

Kompozit malzemeler, matris malzemesine ve takviye çeşidine göre iki şekilde sınıflandırılabilir.

2.4.1 Matris Malzemesine Göre Kompozit Malzemeler

Kompozit malzemeler üzerinde, kullanılan matris malzemesinin türüne göre sınıflandırmalar yapılmaktadır. Matris malzemesi üzerine yapılan sınıflandırmada kompozitler genel olarak, polimer, seramik ve metal matrisli kompozitler olmak üzere üç ana sınıfta incelenmektedir (Akbulut, 1994; Ögel, 1997).

2.4.1.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemeler

Metal malzemelerin iyi süneklik ve tokluk özelliklerinin, seramik malzemelerin yüksek mukavemet ve yüksek elastiklik modülü özelliklerinin bir araya getirilmesiyle oluşan metal matrisli kompozit malzemeler, yüksek elastiklik modülü ve mukavemet, düşük yoğunluk, yüksek aşınma direnci ve yüksek sıcaklıklarda kullanılabilme gibi önemli özelliklere sahiptirler (Atik ve diğer., 2006).

Metal matrisli kompozitler için matris malzemesi olarak genellikle hafif metaller tercih edilmektedir. MMK malzemelerde matris malzemesi olarak, alüminyum ve alaşımları ilk sırayı almaktadırlar. Bu alaşımların tercih edilmesinin nedeni düşük yoğunluk, düşük ergime sıcaklığına sahip olmaları ve birçok seramik takviye elemanını kolay ıslatabilmeleridir. Metal matrisli kompozit malzemelerde en çok kullanılan takviye elemanları ise Al_2O_3 , SiC, bor, TiC ve karbondur (Hiçyılmaz ve diğer., 1999).

2.4.1.2 Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler

Polimer matrisli kompozit malzemeler üretim yöntemlerinin diğer kompozit malzemelere göre daha ucuz ve basit olması sebebiyle yaygın kullanım alanı bulmuşlardır. Polimer matrisli kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak; epoksi ve polyester gibi termoset plastikler ile termoplastik polyester, poliamid (PA), politetrafloretillen (PTFA), polietilen (PE) gibi termoplastik malzemeler kullanılmaktadır. Takviye elemanı olarak ise cam, aramid, karbon, polietilen, bor, Al_2O_3 ve SiC kullanılmaktadır (Sınmazçelik, 2003; Şahin, 2004).

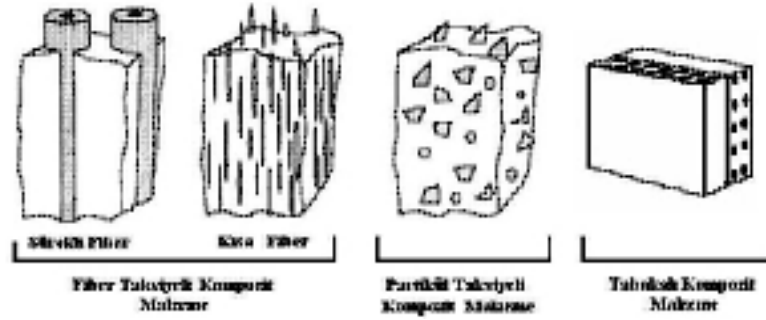
Özellikle cam, aramid ve karbon ile takviye edilmiş polimer kompozitler endüstride geniş uygulama alanına sahiptirler. Bu alanlara örnek olarak uçak ve helikopter parçaları, spor malzemeleri, güçlendirme amaçlı yapı elemanları verilebilir (Ersoy, 2001).

2.4.1.3 Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler

Seramik matrisli kompozit malzemeler genellikle yüksek sıcaklıkta çalışması gereken parçalar için kullanılırlar. Sert ve kırılğan malzemeler olan seramik malzemeler, çok düşük kopma uzaması gösterirler, düşük tokluğa sahiptirler ve termal şoklara karşı dayanıksızdırlar. Buna karşılık çok yüksek elastiklik modülüne, düşük yoğunluğa ve çok yüksek çalışma sıcaklıklarına sahiptirler. Seramik matrisli kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 ve B_4C yaygın olarak kullanılmaktadır. Takviye elemanı olarakta genellikle Al_2O_3 ve SiC seramik malzemeler fiber formuna getirilerek kullanılmaktadır (Smith, 2001).

2.4.2 Takviye Çeşidine Göre Kompozit Malzemeler

Takviye çeşidine göre kompozit malzemeler fiber takviyeli, partikül takviyeli ve tabakalı kompozitler olmak üzere üç grupta incelenebilirler (Şekil 2.1).



Şekil 2.1 Takviye çeşidine göre kompozit malzemeler (Kainer, 2006)

2.4.2.1 Partikül Takviyeli Kompozit Malzemeler

Kompozit malzemelerin üretim süreçlerindeki gelişmeler sonucunda, partikül takviyeli kompozit malzemelerin kullanımı gittikçe artmaktadır. Bu kompozitler özellikle düşük maliyetleri ve iyi performanslarıyla ön plana çıkmaktadırlar. Kompozit malzeme üretimde en çok kullanılan takviye partiküller, Al_2O_3 ve SiC seramik malzemelerdir (Şahin, 2000).

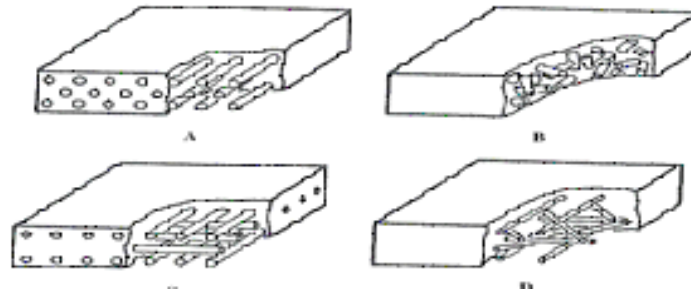
Takviye partiküller; küresel, kübik, tek tip veya farklı tip geometrilere sahip olabilmelerinin yanında kompozit malzeme içerisinde rastgele veya yönlendirilmiş şekilde konumlandırılmaktadır. Yönlendirilmiş partikül takviyesi ile özel zorlamalara karşı belirli yönde güçlendirme yapılabilmektedir (Sınmazçelik,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

2.4.2.2 Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler

Fiber takviyeli kompozit malzemeler, sünek matris malzemesi içerisine, mukavemeti ve elastiklik modülü yüksek fiberlerin ilave edilmesiyle oluşturulurlar. Yük taşıma kapasitesinin önemli olduğu durumlarda sıklıkla kullanılan fiber takviyeli kompozit malzemelerde, matris malzemesi kompozite uygulanan yükü fiberlere

transfer eder. Bu sayede yüksek mukavemete sahip fiber yükün büyük bölümünü taşıyabilmektedir.

Fiberler, kompozit malzeme içerisinde tek yönlü şekilde ya da yönlendirilmiş olarak bulunabilmektedirler. Fiberler genel olarak, malzemeye uygulanacak yüklerin doğrultusunda konumlandırılırlar. Bunların yanı sıra fiberler örgü yapı şeklinde de kullanılmaktadır. Özellikle, uzay ve havacılık sektörlerinde ihtiyaç duyulan yüksek mukavemet, rijitlik ve hafiflik gibi özelliklere sahip fiber takviyeli kompozit malzemeler, bu sektörler için vazgeçilemez bir malzeme grubudur (Sınmazçelik, 2003). Şekil 2.2’de fiber takviyeli kompozit malzemelerin farklı morfolojileri gösterilmiştir.

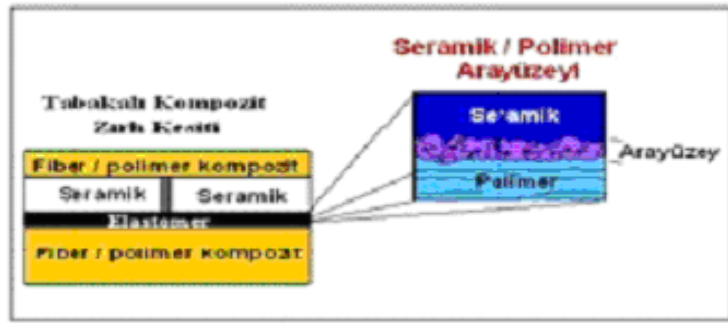


Şekil 2.2 Fiber takviyeli kompozit malzemelerin farklı morfolojileri,
A- Sürekli tek yönlü fiberler, B- Rastgele yerleştirilmiş fiberler,
C- Ortogonal fiberler, D- Açılı yerleştirilmiş fiberler (Askeland, 2004)

2.4.2.3 Tabakalı Kompozit Malzemeler

Farklı özelliklerdeki tabakaların üst üste veya yan yana getirilmesiyle oluşturulan tabakalı kompozit malzemeler, tasarlanan tabakaların yapısına bağlı olarak aşınma direnci, korozyon dayanımı, yük aşınma kapasitesi gibi özelliklerin istendiği alanlarda kullanılabilirler. Tabakalar, farklı malzemelerden oluşabileceği gibi farklı türde ve şekillerde takviye içeren kompozit malzemelerden de oluşabilmektedir.

Kullanım amacına göre değişik şekillerde tasarlanabilen tabakalı kompozit malzemelerin uygulama alanlarına örnek olarak askeri ekipmanlar ve hafif zırhlar verilebilir. Şekil 2.3’te tabakalı kompozit zırha ait şema verilmiştir.



Şekil 2.3 Tabakalı kompozit hafif zırh tasarımı (Tanoğlu ve diğer., 2004)

BÖLÜM ÜÇ

METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

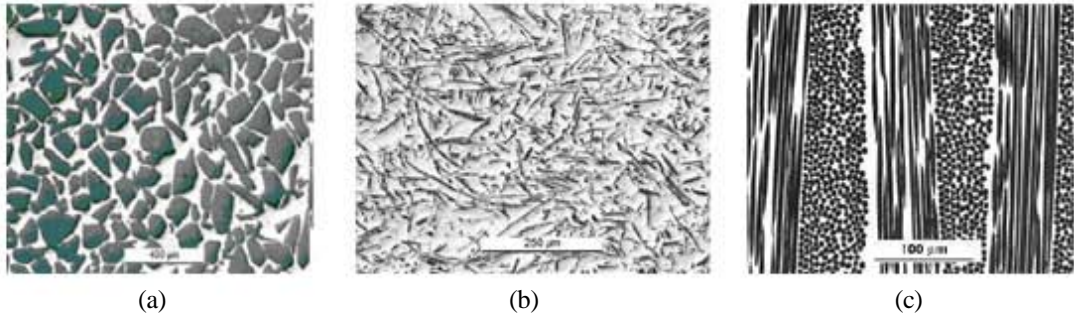
3.1 Metal matrisli kompozit malzemeler

Metal matrisli kompozit (MMK) malzemeler, istenen ve gerekli özellikleri sağlamak üzere en az biri metal olan iki veya daha fazla farklı malzemenin sistematik bileşimiyle elde edilen yeni malzemelerdir. Metal matrisli kompozit malzemeler tek bileşenli alaşımlarla elde edilemeyen özellikleri sağlamak üzere, bir metal matris içinde sürekli veya kısa fiber, whisker veya partikül şeklinde takviye fazı içerir. Günümüz şartlarında üretilen metal matrisli kompozit malzemeler üç gruba ayrılmaktadır (Şekil 3.1).

- Elastiklik modülünün, belli oranda da mukavemetin artmasıyla sonuçlanan, bağlayıcı matris içine partikül şeklindeki takviye malzemelerinin ilavesi ile oluşturulan partikül takviyeli metal matrisli kompozitler,
- Partikül takviyeli metal matrisli kompozitlere göre daha büyük yük iletimi yeteneğine sahip, yüksek dayanımlı whisker veya kısa fiber takviye metal matrisli kompozitler.
- Fiberin yüksek performanslı tüm özelliklerini taşıyan sürekli fiber esaslı metal matrisli kompozitler.

Belirtilen kompozit sistemlerinin her birinin de ayrı ayrı üstünlükleri ve zayıflıkları söz konusudur. Örneğin, partikül esaslı metal matrisli kompozitler düşük maliyetlerinin yanı sıra, rijitlikte dikkate değer gelişme ve hemen hemen izotropik özellikler gösterir. Ancak mukavemetteki gelişme sınırlıdır. Ayrıca kopmadaki şekil değişiminin ve kırılma tokluğunun düşük olması bu kompozitlerin zayıf yönüdür. Whisker veya kısa fiber katkılı metal matrisli kompozitler, partikül esaslılara oranla daha pahalı, fakat daha mukavemettir. Sürekli fiber katkılı metal matrisli kompozitler elastiklik modülü ve mukavemetin en iyi kombinasyonunu vermelerine karşın bu kompozitlerin özellikleri anizotropiktir ve asıl zayıflıkları, kullanılan fiberlerin ve kompozit üretim

maliyetlerinin oldukça yüksek olmasından kaynaklanmaktadır (Cöcen ve Önel, 1996).



Şekil 3.1 Takviye malzemesinin geometrisine göre metal matrisli kompozitler, a- partikül takviyeli, b- kısa fiber takviyeli, c- sürekli fiber takviyeli (Befford, 2002)

Belli bir uygulama alanında kullanılmak üzere en uygun kompoziti elde edebilmek için metal matrisli kompozitin bileşenleri hakkında tam ve ayrıntılı bilgiye sahip olmak gerekmektedir. Takviye elemanının; cinsi, şekli, boyutu, dağılımı, yüzey özellikleri, kimyasal kompozisyonu, dağılım miktarı ve homojenliği gibi özgün ve yapısal özellikleri çok önemlidir. Bunun yanı sıra, metal matrisin de nitelikleri dikkate alınmalıdır. Matris, takviye fazını bir arada tutmaya yarayan bağlayıcı gibi davranır ve asıl işlevi katkı fazına yükü iletmektir. Takviye fazı ile matris alaşımının kimyasal olarak uyumluluğu da önemli bir konudur (Kök, 2001; Akoral ve diğer., 2002).

Sürekli fiberler, metal matrisli kompozitlere yüksek elastiklik modülü ve dayanım kazandırır fakat anizotropik özellik gösterirler. İlk geliştirilen metal matrisli kompozitler, bor fiberleriyle güçlendirilmiş alüminyum alaşımlarıdır. Bu karma malzemelerde kullanılan bor fiberleri, volfram telden altlık üzerine bor kimyasal buharının yığılmasıyla elde edilmektedir. Tablo 3.1, Bor ve SiC takviyelerle güçlendirilmiş bazı alüminyum metal matrisli kompozit malzemelerin mekanik özelliklerini vermektedir. Hacimce %51 bor katmakla, alüminyum alaşımının çekme dayanımı 310 MPa'dan 1417 MPa'a, çekme modülü ise 69 GPa'dan 231 GPa'a yükselmektedir. Al-Bor karma malzemelerinin uygulama alanına örnek olarak uzay mekiğinin gövde yapı elemanlarını verilebilir.

Partiküllerle güçlendirilmiş metal matrisli kompozit malzemeler ise izotropik özellik gösterirler. Örnek olarak, alüminyuma yaklaşık 3 ile 20 µm çapında düzensiz

şekilli alümina ve silisyum karbür partikülleri katılarak üretilen düşük maliyetli alüminyum metal matrisli kompozit malzemeler gösterilebilir. Tablo 3.1'den görülebileceği gibi %20 SiC partikül katmakla alüminyum alaşımının çekme dayanımı 310 MPa'dan 496 MPa'a, çekme modülü ise 69 GPa'dan 103 GPa'a yükseltilebilmektedir. Genellikle toz metalurjisi ve döküm yönetimi ile üretilen bu kompozitler, otomobil parçalarında kullanılmaktadır (Cöcen ve Önel, 1996; Smith, 2001).

Tablo 3.1 Bazı metal matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri (Smith, 2001).

Metal Matrisli Kompozit Malzeme	Çekme Dayanımı (MPa)	Elastiklik Modülü (GPa)	Kopmadaki Uzama Miktarı (%)
<u>Sürekli fiberli (fiber yönünde özellikleri)</u>			
Al 2024-T6 (%45 Bor)	1458	220	0.810
Al 6061-T6 (%51 Bor)	1417	231	0.735
Al 6061-T6 (%47 SiC)	1462	204	0.89
<u>Sürekli fiberli</u>			
Al 2124-T6 (%20 SiC)	650	127	2.4
Al 6061-T6 (%20 SiC)	480	115	5
<u>Partikül Takviyeli</u>			
Al 2124-F (%20 SiC)	552	103	7.0
Al 6061-F (%20 SiC)	496	103	5.5
<u>Güçlendirilmemiş</u>			
Al 2124-F	455	71	9
Al 6061-F	310	68.9	12

Genel olarak bakıldığında metal matrisli kompozitlerin, metallere göre üstün olan özellikleri şunlardır:

- Yüksek mukavemet / yoğunluk oranı, başka bir deyişle spesifik mukavemet
- Yüksek elastiklik modülü / yoğunluk oranı, başka bir deyişle spesifik modül
- Daha iyi yorulma direnci
- Yüksek sıcaklıklarda mukavemetini koruyabilme ve düşük sürünme oranı gibi daha iyi yüksek sıcaklık özellikleri
- Düşük termal genişleme katsayısı
- Daha iyi aşınma direnci

Metal matrisli kompozitlerin dezavantajları olarak ise şu maddeler sayılabilir :

- Sürekli fiber takviyesinin söz konusu olduğu durumlarda zor ve karmaşık üretim prosesleri (döküm yöntemi hariç),
- Metallere göre sünekliğin belli oranda azalması,
- Yüksek maliyetli üretim sistemi ve teçhizat,
- Yeni gelişen bir teknoloji olmasından firmaların ve üreticilerin deneyimsiz oluşu.

Özellikle döküm yönetimi ile üretilen partikül takviyeli MMK malzemeler, sürtünme ve aşınma dayanımının istendiği alanlarda küçümsenmeyecek oranda endüstriyel uygulama alanına sahiplerdir. Örneğin, Al- Grafit ve Al-SiC MMK pistonlar, yüksek aşınma dayanımı sağlamaları ve yakıt tüketimini azaltmalarından dolayı ön plana çıkmaktadırlar. Bu tür kompozitlerin diğer kullanım şekilleri yatak malzemesi, elektrik kontak malzemesi ve silindir gömleği olabilmektedir.

3.2 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerde Kullanılan Matris Malzemeleri

Metal matrisli kompozitler için matris malzemesi olarak genellikle hafif metaller tercih edilmektedir. Matris malzemesi olarak MMK malzemelerde, alüminyum ve alaşımları ilk sırayı almaktadırlar. Bu alaşımların tercih edilmesinin nedeni düşük yoğunluk, düşük ergime sıcaklığına sahip olmaları ve bir çok seramik takviye elemanını kolay ıslatabilmeleridir. Alüminyum saf olarak kullanılabildiği gibi alaşım olarakta 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 alaşımı olarak kullanılabilmektedir (Hiçyılmaz ve diğer., 1999; Şahin, 2000).

Yüksek performanslı kompozit malzeme üretimi için matris malzemesi, takviye fiberleri veya partikülleri iyi ıslatabilmeli, iyi bir ara yüzey bağı oluşturmalı, mümkün olan en düşük basınç ve sıcaklıkta hızlı şekilde katılaşma yapabilmelidir. 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, Co ve Zn gibi metaller ve alaşımları kullanılır. Fakat bunlardan sadece Al, Ti ve Mg alaşımları yaygın olarak kullanılmaktadır (Ünlü ve diğer., 2007).

3.2.1 Alüminyum ve 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 oluşu ve düşük mekanik özellikler göstermesi gibi istenmeyen özellikleri vardır. Alaşımlama yapılarak bu özelliklerde gelişme sağlanabilmektedir. Tablo 3.2’de saf alüminyumun önemli özellikleri gösterilmiştir.

Tablo 3.2 Saf alüminyumun önemli fiziksel özellikleri (Şahin, 2000).

Özgül ağırlığı(gr/cm^3)	2.78
Ergime sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	660
Ergime ısısı (KJ/kg)	-390
Elastik modülü (Gpa)	66
Isıl genleşme katsayısı (1/K)	24.10^{-6}
Isı iletim katsayısı (W/mK)	230
Elektrik iletim kts. ($\text{m}/\Omega\text{mm}^2$)	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).

3.2.2 Magnezyum ve Alaşımları

Birçok endüstriyel uygulamada, hafif mühendislik malzemelerine olan talep sürekli artmaktadır. Hafif metal alaşımlarından olan magnezyum alaşımlarının, endüstriyel uygulamalardaki kullanımlarının gelecekte oldukça yaygınlaşacağı beklenmektedir. Buna bağlı olarak da magnezyum esaslı kompozit malzemelerin kullanımı artacaktır.

Magnezyumun yoğunluğu $1,74 \text{ gr/cm}^3$ olup, yapısal uygulamalarda kullanılan en hafif metaldir. Ağırlığı, alüminyumun üçte ikisi, demirin dörtte biri, bakır ve nikelin ise beşte biri düzeyindedir. Alaşımlandırıldığında, mekanik özelliklerinde iyileşmeler görülür. Magnezyum alaşımları, yüksek özgül dayanıma, iyi dökülebilirlik özelliğine ve yüksek sönümleme kapasitesine sahiptirler. Düşük ergime sıcaklığı ($650 \text{ }^\circ\text{C}$) ve iyi kaynak kabiliyetine sahip olan magnezyum, doğada yaygın olarak bulunabilmektedir (Altun ve diğer., 2006).

Magnezyum, alüminyum kadar mukavemetli değildir, fakat spesifik dayanımı daha iyidir. Uzay araçlarında, yüksek hızlı makine ve nakliye araçlarında kullanılır.

Ancak magnezyum alaşımları;

- Oksijene karşı ilgisinin fazla olması,
- Düşük elastik modülü ve yorulma direncine sahip olması,
- Yüksek sıcaklıkta sürünme dayanımı değerinin düşük olması vb.

nedenlerle daha az tercih edilirler.

En önemli alaşım elementleri alüminyum ve çinko olup, yaklaşık % 2,5-8 alüminyum ve % 0,5-4 çinko ilave edilir. Bu sayede dayanım artırılabilir. Magnezyum alaşımları iyi dökülebilir alaşımlardır, sertleşebilen ve sertleşmeyen türleri mevcuttur.

Aşınma direnci düşük olan Mg ve Al gibi metal matrislere, rijit partikül takviyesi yaparak veya grafit gibi yağlayıcı partiküller katılarak aşınma dirençleri arttırılabilir. (Cöcen ve Önel, 1996; şahin, 2000).

3.2.3 Titanyum ve Alaşımaları

Ti ve alaşımları, metal matrisli kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak yaygın kullanım alanına sahiptir. Titanyumun korozyona karşı dayanımı çok iyidir. Yüzeyinde ince bir TiO₂ tabakası oluşturarak, çok iyi korozyon direnci sağlar. Vücut içine konan parçalarda, proses kazanları vb. yerlerde bu özelliğinden dolayı titanyum ve alaşımları kullanılır. Ayrıca Ti metali, alüminyumdan daha rijit ve dayanıklıdır. Özellikle çok iyi mukavemet / özgül ağırlık oranına sahip olduğundan dolayı uçak ve uzay sanayiinde uygulama alanları bulmuştur. En önemli dezavantajı pahalı olmasıdır. Metaller arasında titanyumun ısıl genleşme katsayısı oldukça düşüktür. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında Ti alaşımları oldukça iyi performans gösterir. Tablo 3.3’de Ti-6Al-4V alaşımının özellikleri, diğer alaşımlarla karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

Tablo 3.3 Ti-6Al-4V alaşımının özelliklerinin diğer alaşımlarla karşılaştırılması (Cöcen ve Önel, 1996)

Malzeme	Çekme Muk. (MPa)	Elastiklik Mod. (GPa)	Yoğunluk (kg/dm ³)
Ti-6Al-4V	988	110	4430
Al-2124 (T6)	470	72	2770
Mg-AZ61	198	40	38

Ti alaşımları matris olarak kullanıldığında, takviye elemanı ile iyi bir yapışma sağlamaktadır. Bu da ara yüzey mukavemetini artırıcı bir rol oynar. Metal matrisli kompozit malzemelerde en yaygın kullanılan titanyum alaşımı matris malzemeleri, Ti-6Al-4V, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al ve Ti-17Mo alaşımlarıdır. Titanyumun matris olarak kullanıldığı kompozit malzemelerde, en yaygın kullanılan takviye elemanları ise TiC ve SiC’ dür (Cöcen ve Önel, 1996; Şahin, 2000).

3.2.4 Bakır ve Alaşımları

Metal matrisli kompozit malzemeler içerisinde bakır ve alaşımlarının kullanımı özellikle elektronik sistemlerde uygulama alanı bulmuştur. Burada bakırın elektriği iyi

iletebilme özelliği ön plana çıkmaktadır. Genellikle bakır matris içerisine grafit partiküller ilave edilerek, düşük termal genleşme katsayısına sahip, iyi iletken malzemeler elde edilebilir. Bu malzemeler elektrik kontaktörleri ve elektronik devre yapımında kullanılırlar. Bakırın en önemli dezavantajı ise, diğer bir iletken malzeme olan alüminyuma göre daha pahalı olmasıdır.

Bakır alaşımı bir matrise, grafit partiküller katılarak sürtünme ve aşınma özellikleri iyileştirilebilir. Katı yağlayıcı olarak grafitin kullanıldığı metal matrisli kompozit malzemelerin, yatak malzemesi olarak kullanımı kurşun kullanımından kaynaklanan zehirleyici etkiyi ortadan kaldırır. Ayrıca Al ve Cu alaşımlarının sönümleme kapasitesi içlerine grafit katıldığında önemli oranda artmaktadır. Japon Hitachi firması tarafından, dökme demirde dahil olmak üzere titreşimi sönümleyen alaşımlardan daha iyi sönümleme yeteneği olan Gradia adı altında Al-grafit veya Cu-grafit metal matrisli kompozit malzemeler üretilmektedir (Cöcen ve Önel, 1996).

3.3 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerde Kullanılan Takviye Elemanları

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 elemanından beklenen temel özellikler şunlardır:

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

Üretilen kompozitin yapısal bir uygulamada kullanımı durumunda düşük yoğunluğa, yüksek modül ve mukavemete sahip takviye elemanına gereksinimi

vardır. Metal matrisli kompozit malzemelerde en çok kullanılan takviye elemanları Al_2O_3 , SiC, Bor, TiC ve karbondur (Şahin, 2000; ASM Composite Handbook, 2002).

Doğada bir çok seramik parçacık halinde bulunduğundan, bunlar partikül takviyeli kompozitler için geniş bir aralıkta takviye potansiyeline sahiptir. Partikül takviyeli kompozitlerin avantajları şunlardır:

- Sürekli veya kısa fiberlilere göre, partikül takviyeli kompozitler daha ucuzdurlar.
- Toz metalurjisi ve döküm gibi üretim teknikleri ve bunu takiben haddeleme, dövme ekstrüzyon gibi geleneksel ikincil işlemler uygulanabilir.
- İzotropik özellikler gösterirler.
- Rijitlikleri ve aşınma dayanımları iyidir.

Uygulamalarda mukavemetin yüksek olması gerektiği durumlarda, kısa fiberler veya whisker katkılı kompozit malzemeler kullanılır. Rijitlik ve mukavemetin en önemli kombinasyonunu ise anizotropik özelliklere ve en önemlisi de yüksek maliyete sahip sürekli fiber katkılı metal matrisli kompozitler verir. Metal matrislerde kullanılan en pahalı takviye elemanı bordur. Ardından sırasıyla SiC, karbon ve Al_2O_3 gelmektedir

3.3.1 Alümina (Al_2O_3)

Metal matrisli kompozitlerde ana hedef, düşük yoğunluklu ve yüksek dayanımlı malzemeler elde etmektir. Bu özellikler genelde yapı içine katılan seramik faz ile sağlanır. Alüminanın sahip olduğu yüksek sıcaklık dayanımı, yüksek modül ve rijitlik, takviye elemanı olarak kullanılmasının en önemli nedenlerindedir.

Alüminanın takviye elemanı olarak en yaygın kullanıldığı matris malzemesi alüminyum ve alaşımlarıdır. Al_2O_3 , SiC ile karşılaştırıldığında daha düşük modül ve dayanıma, daha yüksek yoğunluğa sahiptir. Fakat Al_2O_3 maliyet açısından, SiC'e göre daha avantajlıdır (ASM Composite Handbook, 2002).

3.3.2 Silisyum Karbür (SiC)

Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan diğ er bir seramik takviye elemanı SiC'dür. SiC malzemed e kovalent bağ lar mevcuttur. Bu özellik, SiC fibere yüksek elastiklik modülü değ eri vermektedir. SiC fiberler genel olarak CVD yöntemi ile karbon veya tungsten altlık üzerine, kaplama yolu ile üretilirler. Yaklaş ık 1400 °C civarında maksimum kullanım sıcaklığına sahiptirler.

SiC'ün en önemli avantajı, maruz kaldığı yüksek sıcaklık şartları altında özelliklerini muhafaza edebilmesidir. Bu takviye malzemesinin oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıkta rijitlik ve mukavemet özelliklerini koruması ve ergimiş alüminyum içindeki etkisi bakımından bor fiberlerden daha iyidir. Diğ er bir üstünlüğü de bor fiberden daha ekonomik olmasıdır. Ayrıca SiC fiberlerin termal genleşme katsayısı da alümina ile kıyaslandığında daha düşüktür. SiC'ün partikül ve whisker türleri de üretilmektedir. Partikül 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).

3.3.3 Bor

Bor yeryüzündeki en hafif malzemelerden biridir. Bor fiber, borun genelde CVD yöntemi ile tungsten veya karbon altlık üzerine kaplanması yolu ile üretilir. Kalın bir fiber elde edilir. Oluş an hibrit yapıya, ısıl işlem yapılarak kalıntı gerilmeler azaltılır. Fiberin dayanımını azaltacak aşırı tane büyümesini önlemek için, sıcaklık dikkatlice kontrol edilmelidir. Bor fiberler çok yüksek elastiklik modülü değ erine sahiptir, fakat oldukça pahalıdırlar. Avantajlarına rağmen metal matrisli kompozit üretimi sırasında bor fiberin, Al ve Ti gibi metallerle hızla reaksiyona girmesi, tungsten tel ile bor kaplama sırasında reaksiyon oluşması, difüzyonla tungsten boridiğ e dönüşmesi ve dolayısıyla borun dış yüzeyine yakın yerde eksenine dik şekilde basma gerilmesi oluşturur ve bu da bor fiberi kırılğan yapar. Bunu önlemek için borun üzerine kimyasal buharlaştırma metoduyla SiC veya B₄C kaplanır ve kaplama kalınlığı 25-45 µm kadardır (ASM Composite Handbook, 2002; Sınmazçelik, 2003).

3.3.4 Karbon

1950'lı yılların ikinci yarısından itibaren kullanılmaya başlamış olan karbon fiberlerin yoğunluğu düşük, çekme dayanımı ve elastiklik modülü yüksektir. Bu da spesifik dayanım ve spesifik modül değerlerinin çok yüksek olması anlamına gelir. Yüksek sıcaklıklara dayanabilen karbon fiberlerin özellikleri, üretimindeki son işlemin sıcaklığına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Karbon fiberlerde ham madde olarak poli-akro-nitril (PAN), Selüloz (Rayon) ve Zift (Pitch) kullanılır.

Isıl genleşme katsayısı oldukça düşük olan karbon fiberler, yaklaşık 1500 °C 'ye kadar mekanik özelliklerini korurlar. 2000 °C'den sonra karbon fiberde sürünme başlar. Karbon fiberler azot atmosferinde kararlı olmasına rağmen 450 °C üzerinde havada artan oranda oksitlenirler. Oldukça fazla türde karbon fiber olduğu göz önüne alınırsa, değişik fiber tiplerine bağlı olarak oksidasyona uğrama oranının da farklılık gösterdiği söylenebilir. SiC ve B₄C kaplamalar karbon fiberlerin oksidasyona karşı direncini arttırır (Aran, 1997; Wallenberger, 2000).

3.3.5 TiC

TiC, yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini muhafaza edebilmesi nedeniyle kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak kullanılmaktadır. Yüksek sıcaklık uygulamalarında, yüksek modül, yüksek mukavemet ve iyi sürünme dayanımı gibi özelliklerini koruyan TiC'ün, diğer takviye malzemelerine göre en büyük dezavantajı yoğunluğunun fazla olmasıdır ($\rho = 4,93 \text{ gr/cm}^3$). Bu özelliği, TiC takviye malzemesinin yaygın kullanımını engellemiştir.

Titanyum ve nikel bazlı alaşımlarda, TiC partikül takviyesi yapılması ile kullanım sıcaklığı 1100 °C'nin üzerine kadar çıkarılmıştır. Ayrıca alüminyum matris, TiC partiküller ile takviye edilerek, piston ve biyel kolları imal edilmiştir. Bu şekilde aşınmaya karşı dayanımın arttığı belirlenmiştir (Sınmazçelik, 2003).

3.4 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozit malzemelerin, geleneksel malzemeler karşısında üstün mekanik özellikler sergilemesi, son yıllarda bu malzemelerin üretim teknikleri üzerinde daha yoğun çalışmalar yapılmasına yol açmıştır. Buna rağmen, bu malzemelerin üretim maliyetleri hala yüksek değerlerdedir.

Metal matrisli bir kompozit malzemenin üretim tekniği; üretilecek parçanın şekline, istenilen mekanik ve fiziksel özelliklere, matrise, takviye elemanı şekli ve türüne göre belirlenir. Her üretim yönteminin kendine özgü avantajları ve dezavantajları mevcuttur. Ancak tüm kompozit üretim yöntemleri, geleneksel malzeme üretim yöntemleri ile karşılaştırıldığında, matris ve takviye fazı arasındaki etkileşimler nedeniyle karmaşıklığıyla dikkat çekmektedir. Bu yöntemleri; katı faz üretim yöntemleri, sıvı faz üretim yöntemleri ve diğer yöntemler olarak sınıflandırılabiliriz.

A) Katı Faz Üretim Yöntemleri

- Toz Metalurjisi Teknikleri
- Difüzyon Bağı Yöntemi

B) Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

- Sıvı Metal İnfiltrasyon
- Sıkıştırma Döküm
- Sıvı Metal Karıştırma

-Plazma Püskürtme

C) Diğer Yöntemler

- Rheocasting ve Compcasting Döküm Teknikleri
- Vidalı Ekstrüzyon
- In-Situ Tekniği
- XD Tekniği

Üretim yönteminin seçiminde, üretilecek mamul veya yarı mamülün önceden belirlenen fiziksel ve mekanik özellikler değerlendirilip, şu parametreler dikkate alınarak yöntem belirlenmesi yapılır:

- Çalışma sıcaklığı aralığı
- Takviye malzemesi şekli
- Matris malzemesi ile takviye malzemesinin uyumu
- Matris ve takviye malzemelerinin ek işlem gereksinimi
- Matris malzemesi ile takviye malzemesi arasında oluşabilecek reaksiyonlar
- Elde edilecek üründen istenen boyut tamlığı
- Takviyenin matris malzemesi içerisinde dağılımının homojen olması
- Matris-takviye arayüzey bağının tam olarak sağlanabilmesi (Akdoğan, 2005)

3.4.1 Katı Faz Üretim Yöntemleri

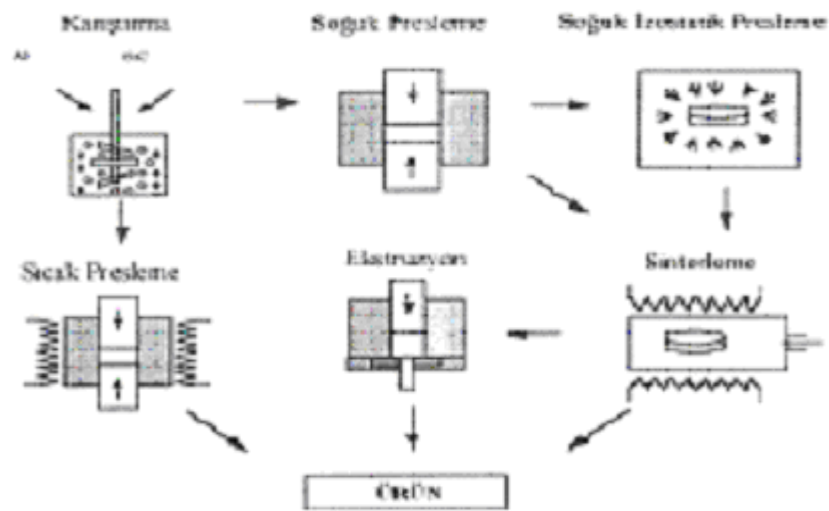
Metal esaslı kompozitlerin yaygın kullanılan döküm, toz metalürjisi ve infiltrasyon gibi üretim yöntemleri vardır. En yaygın ve ucuz olan döküm tekniği ile belirli bir büyüklüğün altındaki seramik parçacıkları homojen olarak matris içinde karıştırılamamaktadır. Ayrıca döküm tekniğinde döküm işleminin gerçekleştirilebilmesi için gerekli olan akışkanlığı sağlayabilmek için karıştırılan takviye malzemesi oranı sınırlı kalmak zorundadır. Takviye malzemesinin matris içinde homojen dağılması ve topaklanmaların parçalanması için, erime sıcaklığının üzerinde bir sıcaklıkta uzun bir süre karıştırma işlemine devam etmek gerekir. Bu da takviye malzemesi ve matris malzemesi arasında istenmeyen reaksiyonların oluşmasına neden olmaktadır. Öte yandan, toz metalürjisi tekniğinin pahalı olmasına karşılık bu yolla istenilen oranda ve istenilen büyüklükte tozların ara yüzeyde reaksiyon oluşturmaksızın karıştırılarak kompozit üretilmesi mümkün olmaktadır. Toz metalürjisi ile kompozit üretimi üzerinde bir çok çalışmalar yapılmış olmasına rağmen henüz geniş ölçüde endüstriyel kullanıma geçmiş değildir (Yılmaz ve diğer., 1996).

3.4.1.1 Toz Metalurjisi Tekniği

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan en yaygın yöntemlerden biri toz metalurjisi tekniğidir. Seramik partiküllerin sıvı metal tarafından ıslatılmasındaki güçlük nedeniyle toz metalurjisi ile kompozit

üretimi ilk geliştirilmiş tekniklerden birisidir. Bu teknikte genel olarak partikül veya whisker formunda takviye elemanları ile toz haldeki metal kullanılarak, metal matrisli kompozit malzeme oluşturulur. Yaygın kullanılan takviye elemanları silisyum karbür, grafit, titanyum karbür, en çok kullanılan matris malzemeleri ise alüminyum, titanyum ve bakırdır (Şahin, 2000).

Metal matrisli kompozit malzemelerin toz metalurjisi ile üretim aşamaları Şekil 3.2’de gösterilmiştir.



Şekil 3.2 Metal matrisli kompozit malzemelerin toz metalurjisi tekniği ile üretim aşamaları (Yılmaz ve diğer., 1996)

Toz metalurjisi yöntemiyle metal matrisli kompozit malzeme üretiminde, matris ve takviye elemanlarının tozları öncelikle karıştırılır ve istenen şekli verebilecek bir kalıbın içine boşaltılır. Daha sonra bu toz karışımını sıkıştırabilmek amacıyla basınç uygulanır. Ardından toz parçacıkları arasındaki birleşmeyi kolaylaştırmak amacıyla sıkıştırılmış toz karışımı yeterli miktarda katı hal difüzyonu oluşturacak şekilde ergime noktasının altında bir sıcaklıkta sinterlenir.

Toz presleme ve sinterlemenin ayrı ayrı yapıldığı bu yöntemde elde edilen malzeme yoğunluğu çok iyi değildir. Bu nedenle günümüzde yaygın olarak sıcak presler (HP) kullanılmaktadır. Bu işlemden önce tozlar karıştırıldıktan sonra, toz sıkıştırma (presleme) ve sinterleme işlemi aynı anda yapılır. Bir başka deyişle, toz karışımı sıcak preslenir. Bu

şekilde yoğunluk artarken, takviye -matris arayüzey bağda önemli ölçüde kuvvetlenir. Sıcak presleme sonucunda üretilen parça ekstrüzyon, haddeleme ve dövme gibi ikincil işlemlerin ardından kullanıma hazır hale gelir. Bir diğer alternatifte izostatik sıcak preslemedir (HIP). Bu yöntem ise son şekle yakın, çok yüksek yoğunluklu malzeme üretimi için daha uygundur ancak oldukça pahalıdır (Akorall ve diğer., 2002).

Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen parçaların genelde sıvı hal üretim yöntemleriyle üretilmiş parçalardan daha iyi mekanik özelliklere sahip oldukları bilinmektedir. Özellikle partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretiminde bu yöntemin tercih edilmesinin nedenleri şu şekilde sıralanabilir;

1- Toz metalurjisi (TM) ile üretilen metal matrisli kompozit malzemelerin üretimi daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilmektedir. Bunun sonucunda matris ve takviye elemanı arasında daha az etkileşim olmaktadır. Böylece mekanik özelliklerin azalmasına neden olan istenmeyen arayüzey reaksiyonları en aza indirgenmiş olmaktadır.

2- Takviye elemanının matris içinde homojen dağılımının sağlanabilmesi ancak TM yöntemiyle gerçekleştirilebilmektedir. Döküm metotlarında tam homojen olmayan parçacık dağılımı elde edildiğinden TM yöntemi tercih edilmektedir. Döküm tekniği yerine TM yöntemi kullanılarak parçacık veya whisker takviyeli kompozit üretimi hem daha kolay olmakta hem de daha homojen yoğunluklu kompozit parça üretilmektedir.

3- TM yöntemiyle partikül takviyeli metal matrisli kompozit üretiminde takviye partiküllerin kontrolü mümkün olduğundan, yapının kontrolü de mümkündür. Çünkü yapı içerisinde dağılmış partikül boyutları ile yapının mekanik özellikleri arasında direkt ilişki vardır .

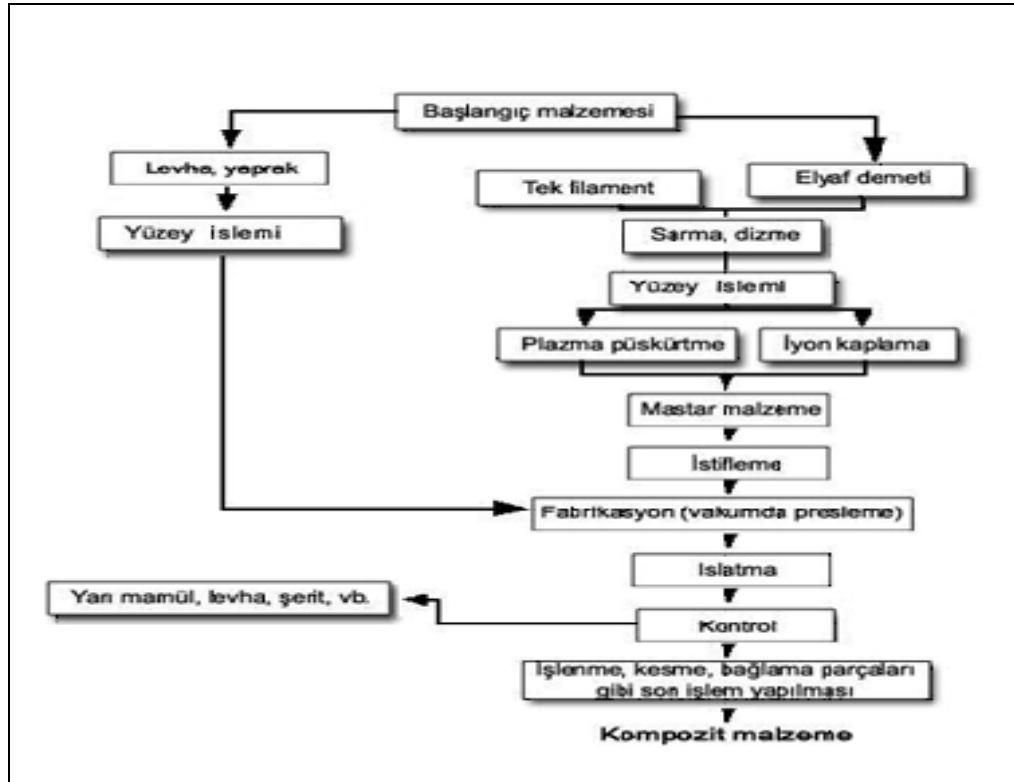
4- Yüksek takviye hacim oranının elde edilmesi mümkün olmaktadır. Bundan dolayı da yüksek modüllü, düşük termal genişleme katsayısına sahip kompozitler üretilmektedir.

Bu metodun üstünlüklerine rağmen bazı dezavantajları da mevcuttur. Toz karıştırma işlemi sırasında, kısa fiber takviyesinin yapıldığı uygulamalarda kısa fiberler kırılabilir. Büyük parçalar için çok yüksek basınç gerektirmesi maliyeti arttırır. Sıcak presleme sonrası genelde parçaya son şeklini vermek için ekstrüzyon, haddelme veya dövme gibi ikincil işlem yapmak gereklidir. Bunlara ek olarak, toz kullanımını temizlik gerektirir. Aksi halde yabancı maddeler, artıklar vb., malzeme içine nüfuz ederek mekanik özellikler üzerine olumsuz etki yapabilmektedir (Şahin 2000, Akoral ve diğer., 2002).

3.4.1.2 Difüzyon Bağı Yöntemi

Difüzyon bağı oluşturma işlemi, katı halde kompozit malzeme üretim tekniklerinden en pratik olanlarından birisidir. Bu yöntem vakumda presleme yöntemi olarak isimlendirilmektedir. Yöntemde, matris malzemesi metal folyo veya levha şeklinde kullanılmaktadır.

Difüzyon bağı yönteminde, takviye elemanları metal folyolar üzerine istenilen açıda ve miktarda yerleştirilebilmekte ve bu işlemler tamamlandıktan sonra ergime sıcaklığına yakın bir sıcaklık altında basılarak veya haddelenerek matris ile takviye arasında bir bağ oluşturulmak suretiyle kompozit malzeme üretilmektedir. Üretilen kompozit malzemenin dayanımı difüzyon bağına bağlıdır. Bu işlemde difüzyon bağı oluşumu için matris malzemesi ve takviye yüzeylerinin çok temiz ve oksitsiz olması gerektiğinden kimyasal olarak temizleme işlemleri yapılmaktadır. Şekil 3.3'te difüzyon bağı yönteminin aşamaları gösterilmektedir.



Şekil 3.3 Difüzyon bağı (vakumda presleme) yöntemi ile kompozit malzeme üretimi (Şahin, 2000)

Difüzyon bağı oluşturma işleminde sıvı halde üretim tekniğinde karşılaşılan problemlerden birisi olan takviye malzemelerinin bozulma veya ayrışmasına pek rastlanmamaktadır. Bunun sebebi, işlemlerin sıvı halde üretim tekniğine göre daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesidir. Vakum altında yapılan haddelenerek difüzyon bağı oluşturma işlemi, gaz altında veya atmosfer basıncında yapılan işlemlerden daha verimli ve başarılıdır. Bu yöntem oldukça pahalı olup sınırlı malzeme formu ve çeşidi ile gerçekleştirilmektedir. Difüzyon bağı yönteminde matris malzemesi olarak Al ve Ti alaşımları, takviye malzemesi olarak da SiC, Al₂O₃, B ile C gibi tek fiber ya da fiber demetleri kullanılmaktadır (Şahin, 2004; Akdoğan, 2005).

3.4.2 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

3.4.2.1 Sıvı Metal İnfiltrasyon Yöntemi

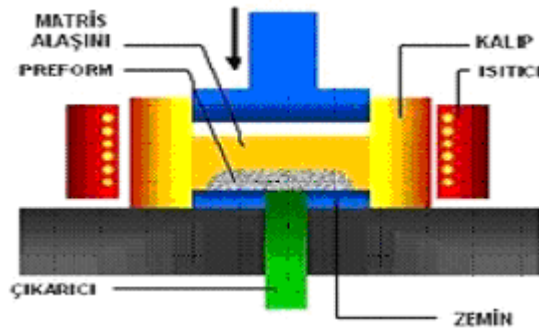
Metal matrisli kompozitlerin üretim metotları arasında yaygın olarak kullanılan bir tekniktir. Bu işlemde esas prensip, bir kap veya tüp içerisine yerleştirilmiş

fiberler arasına sıvı halindeki metal matrisin emdirilmesidir. İlk işlem olarak istenilen profilde ön şekillendirme yapılmakta, fiberlerin yönlendirilmesi ve hacimsel oranı bu aşamada ayarlanmaktadır. Ön şekiller kalıba bir bağlayıcı ile tutturulduktan sonra kalıp içerisine ergimiş metal emdirilmekte ve katılaşmaya bırakılmaktadır. Ergimiş metalin emdirilmesi fiber hacim oranının yüksek olduğu durumlarda biraz daha zordur. Fiberler arası mesafenin az olduğu bu gibi durumlarda ergimiş metal ya basınç altında veya vakumla emdirilmektedir. Böylece matrisin, fiberlerin arasına girmesiyle açığa çıkacak atıl gazlar da yapı içerisinde sıkışmayarak dışarı atılmaktadır. Genel olarak hızlı ve yüksek üretim kapasitesine sahip olması ve son ürün şekline yakın üretim imkanı sağlaması gibi avantajları nedeniyle bu teknik, metal matrisli kompozit malzeme üretiminde önemli bir yer edinmiştir.

Sıvı metal infiltrasyon işlemi; atmosfer basıncında, yüksek basınç altında, koruyucu gaz atmosferi altında ya da vakum şartlarında yapılabilir. İşlemlerin vakum altında yapılması fiberlerin yüzey aktivitesini arttırdığından dolayı ergimiş metalin ıslatma kabiliyeti artmakta ve kompozitin kalitesini olumlu yönde arttırmaktadır. Uygulamada karşılaşılan bazı problemler bu yönetime sınırlamalar getirmektedir (Ahlatçı ve diğer., 2003; Akgün ve diğer., 2004).

3.4.2.2 Sıkıştırma Döküm Yöntemi

Sıkıştırma döküm yöntemi; metal bir kalıp içerisine yerleştirilen, ön ısıtma yapılmış, seramik fiber veya başka bir takviye malzemesinden oluşmuş ön şekle, kuvvet yardımıyla ergiyik metalin emdirilmesi ve böylece sıkıştırılan ergiyik metale yüksek basınç uygulanarak katılaştırılması işlemidir. Bu fikir başlangıçta 1878'de Chernov tarafından, katılaşmakta olan ergiyik malzemeye, buhar basıncı uygulanması şeklinde önerilmiştir. Ancak, yöntemin ticari hale getirilmesi son yıllarda olmuştur ve esas olarak Avrupa ve Japonya'da bu konuda yoğunlaşmıştır. Bu yöntem, takviyeli ve takviyesiz, yüksek hassasiyetli mühendislik parçalarının üretilmesinde kullanılmaktadır. Şekil 3.4'te sıkıştırma döküm yöntemi gösterilmiştir.



Şekil 3.4 Sıkıştırma döküm yöntemi (Wallenberg, 2000)

C, SiC, Al₂O₃ ve paslanmaz çelik fiber gibi çoğu takviye malzemesi, ergiyik metalle uygun bir şekilde ıslanmadıkları için, infiltrasyon yöntemiyle kompozit malzeme üretimi zordur. Buna karşılık, sıkıştırma döküm tekniğinde ergiyik metal, fiber demetlerinden oluşan ön şekil içerisine kuvvet yardımıyla emdirilir; bu arada absorbe olmuş ve sıkışmış gazlar da atılır (Ghomaschi ve Vikhrov, 2000; Şahin, 2004).

Ayrıca, whisker veya partiküller ergiyik metalle, sıkıştırma döküm öncesinde karıştırılabilir; SiC, Al₂O₃ partikülleri ve Si₃N₄ whiskerleri içeren Al alaşımı matrisli kompozit malzemeler bu şekilde üretilebilmektedir. Sıkıştırma döküm yöntemiyle üretilen kompozit malzemelerin kalitesini etkileyen işlem değişkenleri; kalıp ön ısıtma sıcaklığı ve uygulanan basınç miktarıdır.

Ayrıca, sıkıştırma hızı ve takviyeler arası boşluk da işlemi etkileyen faktörlerdir. 70-100 MPa'lık basınçların uygulanmasıyla, katılma süresinin çok kısa tutulması nedeniyle, matris ile takviye malzemesi ara yüzeyinde reaksiyon meydana gelmemesi, boşluksuz ve yüksek dayanımlı kompozit malzemelerin elde edilmesini sağlar. Bu da birçok türde takviye ile kompozit malzeme üretimine olanak sağlar. Al₂O₃/Al, C/Mg, SiC_w/Al, Si₃N_{4w}/Al kompozit malzemeleri, bu yöntemle kolaylıkla üretilebilirler. Otomotiv, havacılık, spor ve diğer alanlarda MMK'lerin kullanımındaki yıllık %12-15'lik artış oranı, sıkıştırma döküm gibi üretim yöntemlerinin kullanımının faydasını açık bir şekilde ortaya koymaktadır.

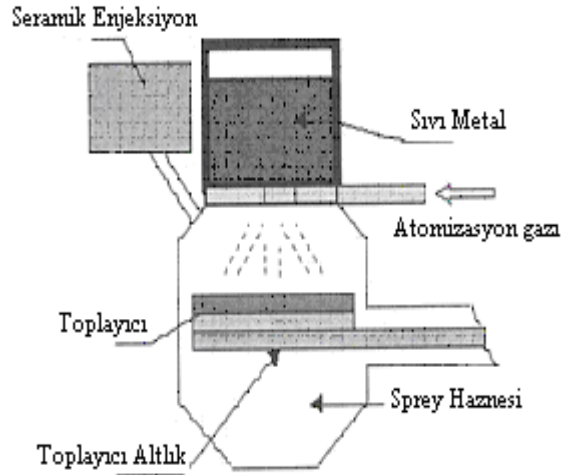
Yüksek basınç gerektirmesi ve parça boyutunda sınırlamalara neden olması bu yöntemin en büyük dezavantajı olmakla birlikte, pratik kullanımda sıkıştırma döküm yöntemi, kısa zamanda, karmaşık şekilli MMK parça üretimi için en verimli yöntemdir (Şahin, 2004).

3.4.2.3 Plazma Püskürtme (Metal Püskürtme) Yöntemi

Özellikle parçacık takviyeli MMK malzemelerin üretiminde kabul görmüş bir yöntemdir. Plazma püskürtme, atomize edilmiş ergimiş metal parçacıklarının takviye elemanları üzerine istenilen kalınlıkta püskürtülmesi işlemidir. Püskürtülen ergiyik metal parçacıkları, takviye elemanlarına yapışmakta ve hızla katılaşmaya başlamaktadır. Bu tip üretim yöntemi alüminyum gibi ergime sıcaklığı düşük olan metallerde uygulanır. Bu üretim metoduyla matris malzemesi takviye elmanı üzerine istenilen kalınlığı verecek şekilde püskürtülerek karmaşık şekilli parçalar üretilebilir. Bu yöntem takviyeler arası mesafenin kontrolü ve takviyelerin daha rahat yönlendirilebilmesi gibi avantajlara sahiptir.

Üretim esnasında ergimiş metal zerrecikleri takviye elemanına temas eder etmez katılaştığından sıvı halde üretim tekniğinin dezavantajlarından olan takviye-matris arasında oluşan ara yüzey reaksiyon problemleri en aza indirgenir. Bu yöntemle en çok alüminyum bor kompozitleri üretilmektedir. Bunun yanında Al-SiC partikül takviyeli kompozitlerde üretilmektedir.

Koruyucu gaz jeti ile birlikte ergimiş veya toz halindeki matris malzemesine yine toz haldeki takviye malzemesinin katılıp beraberce bir katman üzerine püskürtülmesi yöntemi "Osprey yöntemi" olarak adlandırılmıştır. Katman kalınlığı ve işlem süresi kontrol edilebilen yöntemle düşük porozite değerleri elde edilebilmekte ve bu yöntem özellikle SiC partikül takviyeli kompozit üretiminde sıklıkla tercih edilmektedir. (Şahin, 2000; Ürkmez, 2004). Şekil 3.5'te Osprey yöntemi gösterilmiştir.



Şekil 3.5 Osprey yöntemi (Şahin, 2000)

3.4.2.4 Sıvı Metal Karıştırma Teknikleri

Sıvı metal karıştırma tekniklerinde, ön ısıtma yapılmış veya ön işlemlerden geçerek hazırlanmış takviye malzemeleri, sürekli karıştırılan ergimiş metal içerisine değişik yöntemlerle katılmakta ve daha sonra döküm işlemi yapılmaktadır. Takviye malzemesini sıvı metal içine karıştırmak için geliştirilen yöntemlerden bazıları aşağıdaki gibidir:

- Bir enjeksiyon tabancası kullanarak takviyenin ergimiş metal içerisine enjeksiyonu,
- Ergimiş metal kalıba dökülürken takviye ilavesi,
- Mekanik bir karıştırıcı ile ergimiş metal içerisinde vorteks oluşturma ve takviyenin vorteks içine verilerek karışımın sağlanması,
- Karşılıklı hareket eden çubuklar kullanılarak parçacıkların sıvı metal içine atılması,
- Merkezkaç etki ile ince parçaların sıvı metal içerisine dağıtılması,
- Ultrasonik etki ile sıvı titreştirilirken takviyenin ilavesi,
- Çok yüksek vakum altında uzun süre de sıfır yerçekimi etkisi ile karışım sağlanması.

Karıştırma işleminin atmosfere açık olarak yapılması ergimiş metalin atmosferden gaz alması problemini oluşturduğundan dolayı işlemin koruyucu gaz veya vakum

altında yapılması önerilmektedir. Yöntem kolay ve ucuz bir yöntem olmasına rağmen literatürde, çökme, topaklanma, segregasyon oluşumu, istenmeyen ara yüzey reaksiyonlarının oluşumu, takviye malzemesinin karıştırma esnasında hasar görmesi gibi sorunların oluştuğu da belirtilmektedir (Ürkmez, 2004; Akdoğan, 2005).

3.4.3 Diğer Yöntemler

3.4.3.1 Rheocasting ve Compocasting Döküm Tekniği

Rheocasting ve Compocasting olarak bilinen döküm yöntemleri kısa fiber veya partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler için uygulanan yöntemlerin en ekonomiklerinden biridir. Matris malzemesi, karıştırma üniteli bir ergitme fırınının içine yerleştirilip ergime sıcaklığının 40-50 °C üzerinde ısıtılmakta, sıcaklık homojenize edilmekte ve sıvı metal sıcaklığı kontrollü olarak düşürülmektedir. Alaşım %40-50 katı hale geldiğinde matris malzemesinin içine takviye malzemesi eklenmeye başlamaktadır. Takviyenin ilavesi esnasında sıcaklık yükseltilmeye başlamakta ve takviyenin tamamı iyi şekilde ıslatılınca kadar sıcaklık arttırılarak karıştırma işlemi devam etmektedir. Nispeten düşük viskoziteye sahip karışım doğrudan basit kütük şeklinedökülebilir, bu durumda yöntem "Rheocasting" adını almakta eğer karışım ergime sıcaklığı üzerinde karıştırılarak döküm gerçekleştirilirse "Compocasting" adı verilmektedir (Akdoğan, 2005).

3.4.3.2 Vidalı Ekstrüzyon

Polimer ürünlerin işlemleri için geliştirilen ve kullanılan vidalı ekstrüzyon yöntemi Dow laboratuvarları tarafından Mg alaşımı esaslı kompozit malzeme üretimi için kullanılmıştır. Yöntemde matris malzemesini oluşturacak olan Mg, küçük parçacıklar halinde takviye partiküller ile birlikte bir haznenin içine doldurulur. Haznenin ağzı, hazırlanan karışımın, vidalı ekstrüzyon sisteminin içerisine kolayca doldurulabilmesi için uygun bir geometride yapılmıştır. Hazneden beraberce ilerleyen matris ve takviye malzemesi aynı anda hem ısıtılıp hem de karıştırılmaktadır. İlerleme esnasında matris malzemesi ergime

sıcaklığı civarına geldiğinde yarı katı yarı sıvı haldeki karışım sistemin sonundaki kalıp içine beslenir. Bu yöntemle sürekli formda kompozit malzeme üretimi yapılabilmektedir (Şahin, 2004; Ürkmez, 2004).

3.4.3.3 In-Situ Tekniği

In-Situ tekniğinde, bir ötektiğin yönlendirilmiş olarak katılaştırılması ile iki fazlı bir yapı ortaya çıkmaktadır. Fazlardan biri matris diğeri ise matris içine dağıtılmış lamel, plaka veya fiber şeklinde fazdır. Uygulamaların çoğu alüminyum, nikel ve kobalt esaslı alaşımlar kullanılarak yapılmaktadır. Tek işleme elde edilirler ve iç yapıları oldukça kararlıdır (Akdoğan, 2005).

3.4.3.4 XD Tekniği

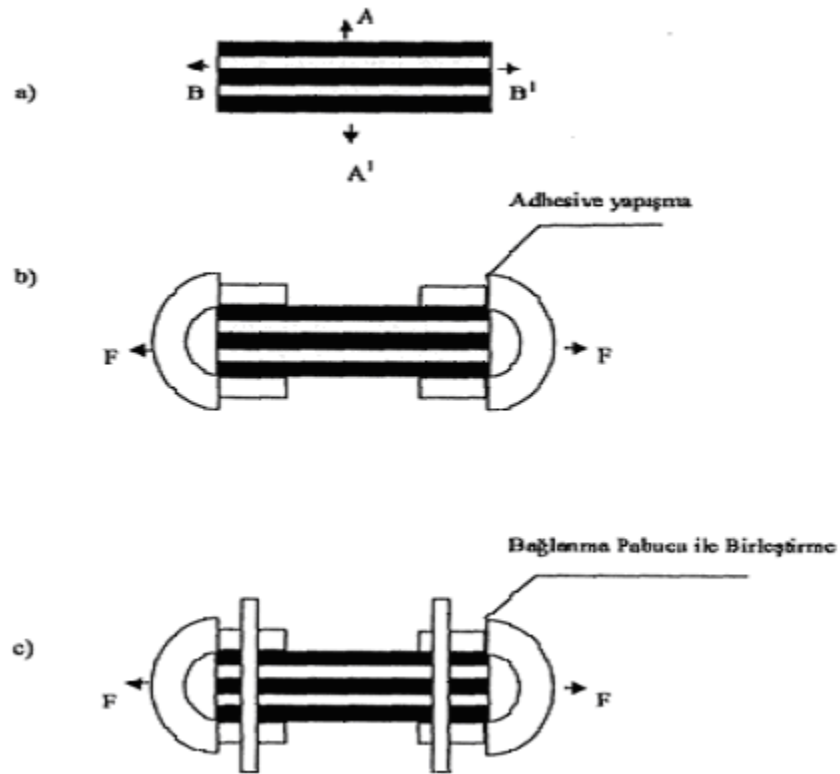
Martin Marietta tarafından geliştirilen yöntem, takviye fazın sıvı metal içerisinde bir bileşik ilavesi ile oluşturulması prensibine dayanmaktadır. Bu yöntem ile sıvı metal fazı içerisinde pek çok seramik bileşik oluşturulabilmektedir. Partiküller sıvı metalin içinde oluşturulduğundan tek kristalli ve oksitlenmemiş ara yüzeylere sahiptir. Oluşan parçacık boyutları, proses parametrelerinin etkisiyle 0,2-10 µm arasında değişmektedir (Akdoğan, 2005).

3.5 Takviye Elemanı ve Matris Ara Yüzeyi Bağı

İki fazın ara yüzey bağı oluşturması, genellikle, ara yüzeyin uyumluluğuna, takviye elemanı - matriks elemanlarının uygun seçimi ve özelliklerine dolayısıyla da ara yüzey dayanımının kompozit malzemelerin fiziksel ve mekaniksel özellikleri üzerine rolünün büyük olduğu bilinmektedir. Takviye elemanı ve matriksin elastik özellikleri arasındaki büyük farklar bazen ara yüzeyde yeterli derecede kuvvetli bağ oluşmasını önlemektedir. Bu nedenle, takviye elemanı matriks türü üretim metodu ve konsolidasyon şartlarının optimize edilmesi gerekmektedir. Diğer bir deyişle, matriks üzerine etkiyen kuvvetler ara yüzey aracılığı ile takviye elemanına nakledilir (Şahin, 2000). Farklı elastiklik modüle sahip levha şeklinde tabakalardan meydana gelen basit

bir kompozit numune Şekil 3.6 de gösterilmiştir. Tabakalar arasında fiziksel, mekanik ve kimyasal bağ yoksa tabaka doğrultusuna dik AA¹ boyunca çekme dayanımı da yoktur. Tabakalara paralel BB¹ doğrultusunda çekme dayanımı ve modül ise parçanın tutunma, kavranma durumuna bağlıdır. Eğer hiç tutunma yoksa veya basit bir yapışma veya kavrama dış tabakalarda meydana gelmişse Şekil 3.6 b' de olduğu gibi uygulanan yük bu dış tabakalarla gerçekleştirdiği için dayanım sınırlıdır. Diğer örnekte ise tabakalar hep birlikte bağlama pabucuyla bağlanmışsa (Şekil 3.6 c) bütün tabakalar yükü taşıdığı için kompozit daha dayanıklı ve rijit olacaktır. Buradan anlaşılacağı gibi takviye elemanlarının yüksek dayanım ve elastiklik modülünden faydalanabilmek için bunlar matrikse kuvvetli olarak bağlanmalıdır. Çünkü kompozitlerin mekanik özelliği; esas itibariyle takviye elemanı olarak elyafın yüksek çekme dayanımı ve modülü, matriksin 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 olmakta 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 kırılındırlar. Takviye elemanı olarak elyaf ve matriks arasındaki doğal bağın;

- Elyafların kimyasal özellikleri,
- Polimer matriksin kimyasal oluşumu,
- Molekül şekli,
- Elyaf ve matriks arasındaki uyuma bağlı olduğundan her matriks ve elyaf sistemine özgü ara yüzeyin mevcut olduğu görülmektedir.



Şekil 3.6 Kompozit tabakada ara yüzey bağının önemini belirten şematik gösterimi

3.5.1 Takviye Elemanı ve Matriks Seçimi

Belirli uygulama alanı için matriks seçimi; yoğunluk, çekme dayanımı, yüksek sıcaklık özelliği ve süneklik gibi faktörler yanında üretim metodu ve bunlar arasındaki uyuma da bağlıdır. Fakat genelde düşük yoğunluğa sahip Al, Mg ve Ti gibi matrikslerde en iyi özellikler elde edilebilmektedir. Çünkü karbon elyaf hariç diğer elyafların yoğunluğu 3000 kg/m^3 ' ün üstünde olup bunlar yüksek yoğunluklu metaller içerisine katılırsa ağırlık problemi ortaya çıkmaktadır. Bugüne kadar çoğu kompozitler Al, Ti ve son yıllarda da Mg' a ilgi yoğunlaşmaktadır. Elyaf seçimi de şu faktörlere bağlıdır;

- Elyaf şekli, mikro yapısı, mekanik ve fiziksel özellikleri,
- Elyaf maliyeti,
- Elyaf ile matriks arasında uyumluluk,
- Elyaf matriks arasında ara yüzey dayanımı vb. dir.

Uygulama en yüksek dayanımı gerektiriyorsa, sürekli elyaf veya whiskerler gerekli olup fakat bu durumda maliyet artacaktır. Eğer parçayı şekillendirmek için ekstrüzyon, haddeleme, dövme vb. ikinci bir metot uygulanacaksa whiskerler veya parçacıklar tercih edilmelidir. Çünkü şekil verme işlemi esnasında bunlar daha az hasara sebep olurlar. Uygulamada düşük maliyet amaçlanıyorsa parçacık takviye elemanları en ucuz olanıdır. Dolayısıyla bu tür kompozit yapımı için tasarım yapılmalıdır.

Ara yüzey arasında bağ oluşması, takviye elemanı ve matriks arasında uyumluluğu sağlamak ise en zor olan parametredir. Kompozitin ilk fabrikasyonu sırasında uyumluluk, matriksin bütün elyaf yüzeylerine kolaylıkla yayılması gerekir. Bu durumda da elyaflar iyi ıslanır ve boşluksuz bir kompozit elde edilir. Ancak, genelde, seramiklerin ıslanma işlemi karmaşık olduğundan, metaller tarafından kolaylıkla ıslatılamaz. Bu nedenle, ıslatılabilirliği iyileştirmek ve dolayısıyla ara yüzey bağını gerçekleştirmek için matriks içine katılmadan önce sıkça elyaflar yüzey muamelesine tabi tutulur. Alüminyum karbon elyaflarla takviyelendirildiğinde kimyasal buhar birikimi metodu ile elyaflar önce titanyum diboride ile kaplanır. Bu kaplama kalınlığı yaklaşık 200Å^0 olup karbon elyaf yüzeyin enerjisini değiştirir. Böylece yapılan bu kaplama ile Al matriks ile daha kolay bağ yapılabilir. Titanyum diboride elyafı aynı zamanda reaksiyondan korur. Kompozit üretim işlemi esnasında elyaflar yüksek sıcaklığa maruz kalır ve elyaf matriks arasında etkileşim meydana gelebilir. Bunun sonucunda da intermetalik bileşikler oluşur ve bu da elyafların dayanımını azaltır. Örneğin karbon elyaflar alüminyumun ergime noktasının hayli altındaki sıcaklıklarda alüminyum ile reaksiyona girerek alüminyum karbürü (Al_4C_3) oluşturmaktadırlar. Bu reaksiyon dayanımda oldukça düşüşlere sebep olur. Reaksiyon bölgesi kalınlığı ergime sıcaklığı arttıkça artar ve 530°C de $4\ \mu\text{m}$ kalınlığında iken sıcaklık 640°C ye çıktığında ise kalınlık $14\ \mu\text{m}$ 'e ulaşır. Benzer şekilde boron elyaflar Ti ile reaksiyona uğrayarak titanyum borid (TiB_2) oluşturur. Fakat bu reaksiyon SiC kaplı boron elyaflar kullanılarak engellenebilir. Özellikle, alüminyum matriks ile iyi ara yüzey uyumluluğu elde etmek güçtür. Çünkü alüminyum çoğu seramikler ile kolaylıkla etkileşimlere girerek intermetalik oluşturur ve iyi bir ara yüzey bağını gerçekleştirmesini zorlaştırır. Silisyum karbür temel olarak alüminyumun ergime noktası altında kararlıdır fakat sıvı eğrisi üzerindeki sıcaklıklarda çoğu alaşımlar ile

reaksiyona uğrar. Bu reaksiyon, alüminyum karbür meydana getirir ki takviye elemanı ve silisyum matriksin bileşimini değiştirir. Yani, matriks silisyum içeriğini değiştirmekte, daha doğrusu silisyum içeriğini arttırmaktadır. Ergimiş alüminyum 800°C de silisyum karbür ile reaksiyona girerek Al_4C_3 oluşturur. Bunun anlamı, silisyum karbür / alüminyum kompozit aşırı sıvı fazı işlemi gerektiriyorsa silisyum karbür korunabilir veya matriks olarak yüksek silisyum içerikli alaşım kullanılır. İslanabilirlik davranışlarını özetlemek gerekirse bunlar şöyle sıralanabilir;

- Elyaf ve ana malzeme özelliklerine,
- Kristal yapıya ve bileşime,
- Ara yüzeyde oluşan reaksiyonlara,
- Saf veya alaşım elementlerine,
- Ergimiş metalin ergime sıcaklığı,
- Elyafın kaplanmış veya kaplanmamış olması vb. şartlara bağlı olarak özetlenebilir.

3.5.2 Adhezyon veya Yapışma Teorisi

Basit bir sistemde ara yüzey bağı; matriks ve elyaf arasındaki yapışma nedeniyle çekme sonucu meydana gelir. Kararlı bir ara yüzey faz oluşumu için ilk gereksinim ise matriksin elyafı ıslatmasıdır. Bu konuda gerek plastik gerekse metal esaslı kompozitler üzerine çeşitli araştırmalar yapılmış ve bu çalışmalar yüzeyin tamamen ıslatılmasının çeşitli faktörlere bağlı olduğunu göstermiştir. Bağlayıcı matriksin düşük viskozitede ve takviye elemanının kritik yüzey geriliminden daha düşük olması gerekmektedir. Ancak seramikler ve oksit-nitrürlü takviye elemanları çok yüksek yüzey gerilimine sahiptirler. Organik polimerlerle inorganik takviye elemanları birbirine bağlamada silan yüzey gerilimi ayarlayıcı rolünü oynar. Bu silanlar suda çözüldükten sonra ya reçineye karıştırılır takviye elemanları üzerine sürülür. Bunlar günümüzde ticari olarak temin edilmekte fakat iyi bir ara yüzey bağı oluşturmak için elyaflar çoğu zaman bir malzeme katmanıyla kaplanır. Metal esaslı kompozitlerde ara yüzey tipleri; reaktif olmayan çözünmez fazlar, çözünebilen fazlar veya reaksiyona girerek ara yüzey bileşik fazları oluşturanlar olmak üzere gruplandırılabilirler.

Oluşan ara yüzey mekanizmaları da şöyle sıralanabilir;

- Islatma bağı veya çözünme,
- Mekanik bağ,
- Difüzyon bağı,
- Elektrostatik çekim,
- Kimyasal bağ vb.

3.5.3 Islatma ve Çözünme Bağı

Islatma özelliği, elyaf ve matriksin oluşturduğu serbest enerji değişimine bağlıdır. İki elektriksel yüzey birbirlerine yeteri kadar yaklaştığı zaman fiziksel çekim kuvveti mevcut olur ki bu, katı bir yüzeyin sıvı ile ıslatılması halinde daha iyi anlaşılır. İki yüzey fiziksel temas halinde olduğu zaman gerçek molekül temas toplam yüzeyin sadece küçük bir kısmında meydana gelir. Bu çok hassas parlatılmış yüzeyler de bile atomik ölçekte kabadır. Ayrıca, genelde yüzeyler kirlilik, oksit ve diğer artık maddeler de içerirler. Bu maddeler kaldırılrsa ve temas noktalarında kuvvetli yapışma olsa bile bütün yüzeye göre ortalama yapışma olsa bile bütün yüzeye göre ortalama yapışma zayıf olmaktadır.

BÖLÜM DÖRT

TOZ METALURJİSİ

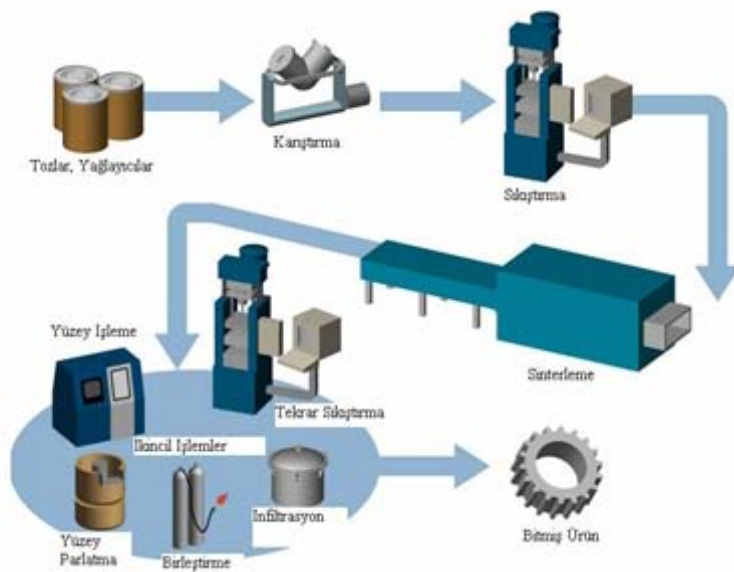
4.1 Toz Metalurjisi

Birçok metal işleme yöntemleri içerisinde toz metalurjisi çok farklı bir yere sahiptir. Toz metalurjisini ilgi çekici yapan özelliklerinden birisi yüksek kalitede, karmaşık şekilli ve düşük boyutsal toleranslara sahip parçaların ekonomik olarak üretilmesidir. Toz metalurjisinde önemli kademe tozların preslenmesi ve ardından iyi bir bağlanma sağlanması için sinterleme işlemidir. Bu yöntem nispeten otomatikleşmiş operasyonları düşük enerji tüketimi, yüksek malzeme kullanım verimi ve düşük toplam maliyetle kullanır. Bu karakteristiği toz metalurjisini verim, enerji ve ham madde konuları göze alındığında daha ilgi çekici bir pozisyona sokmaktadır. Toz metalurjisi gelişmekte ve geleneksel üretim yöntemlerini değiştirmektedir. Böylece daha esnek üretim sağlayarak geniş bir alanda yeni malzemelerin geliştirilmesi ve üretilmesi sağlanabilmektedir (German, 1994).

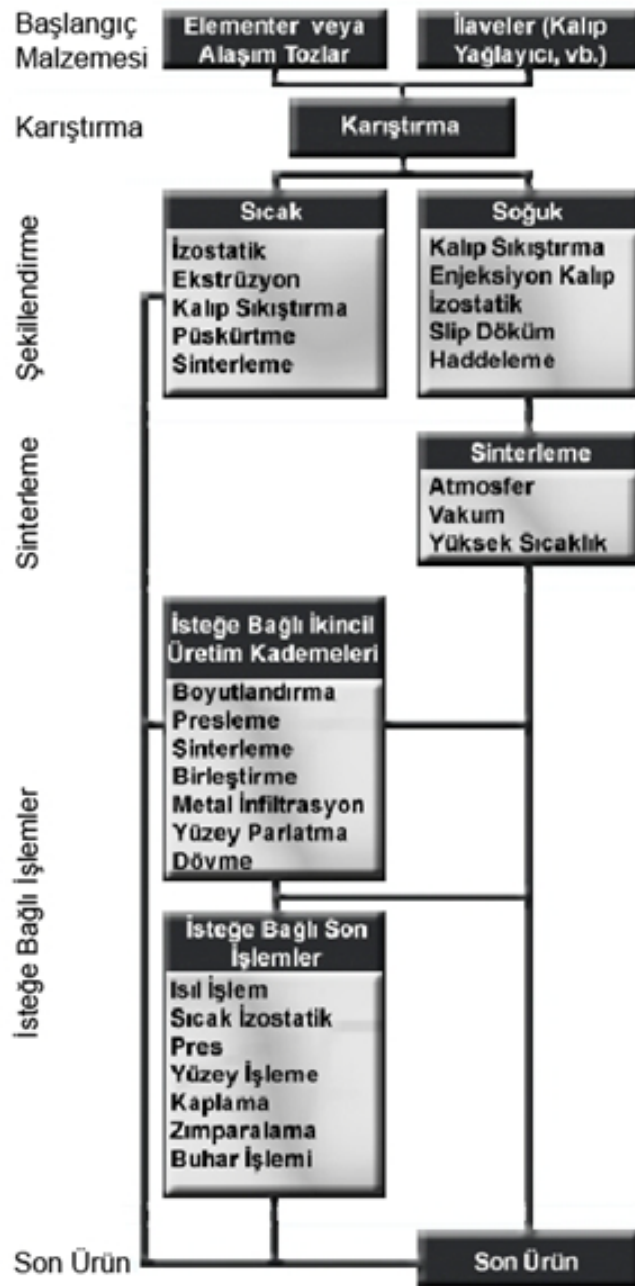
Toz metalürjisinin tarihçesi metal ve seramiklerin sinterlenmeye başlanması ile eş zamanlıdır. Sinterleme sert metal ya da seramik parçaların tozlardan başlanarak üretilmesini içermektedir (Kainer, 2006). Metal tozlarının tarihte dünya üzerindeki ilk kullanımları incelendiğinde; İknalar altın tozlarını pişirerek mücevher yapmışlardır, Mısırlılar demir tozlarını milattan önce 3000 yıllarında kullanmışlardır. Bir başka örnek milattan sonra 300 yıllarında yapılan Hindistan'daki Delhi sütunudur. Bu yapı yaklaşık olarak 6,5 ton demir tozu kullanılarak yapılmıştır. 1800'lerde toz metalürjisinin kullanımı gelişmeye başlamıştır. Platin laboratuvar malzemelerine olan ihtiyaçtan dolayı yüksek sıcaklıklara çıkılmadan yapılabilinecek üretim yöntemlerinin geliştirilmesi bu konuda 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 üretilen parçaların üretiminde alternatif bir yöntem olduğunu da ortaya çıkarmıştır. Aynı zamanlarda paralar da toz halinde bakır, gümüş ve kurşun malzemelerin preslenip

sinterlenmesi ile üretilmekteydi. Toz metalürjisinin modern çağı Edison'un tungsten tozlarından dayanıklı bir lamba filamanı yapması ile başlamıştır. 1930'larda semente karbürler, poroz bronz ve bakır-grafit elektrik iletkenleri üretilmiştir. 1940'larda toz metalürjisi tungsten alaşımları, yapısal ferro alaşımlar ve refrakter malzemelerin üretimini de içermeye başladı. En genel yapısal toz metalürjisi parçaları demir tabanlıdır. Ayrıca nükleer, uçak, uzay sanayi, elektrik ve manyetik uygulamalar için de toz metalürjisi kullanılmaktadır (German, 1994).

Bu gelişimin en etkileyici yanı uygulamalardaki devrimsel gelişmedir. Toz metalürjisi kullanılmasındaki amaç tarihsel süreçte değişmiştir. İlk zamanlarda toz metalürjisi ile üretilen malzemeler düşük maliyetlerinden dolayı tercih edilmekteydiler. Günümüze gelindikçe toz metalürjisi yönteminin tercih edilmesindeki amaç arttırılmış kalite, homojenizasyon ve özelliklerin çekici maliyetler ve üretim kolaylığı ile birleşmesidir. Yüksek sıcaklık nikel temelli süper alaşımlar, yüksek dayanımlı alüminyum uçak alaşımları, kontrollü termal genişlemeli alüminyum kompozitler bu gelişmenin örnekleridir. Sadece üretim maliyetleri konusunda toz metalürjisi avantaj sağlamamakta bunun yanında kimyasal yapının ve mikroyapının kontrolünü de sağlamaktadır. Daha saf ve eşsiz özelliklere sahip malzemeler üretilme ihtiyacı devam ettikçe toz metalürjisi de o alanlara doğru genişlemeye devam edecektir (German, 1994). Toz metalürjisinin üretim akış şeması şekil 4.1'de gösterilmektedir.



Şekil 4.1 Toz metalürjisinin üretim akış şemasının gösterimi



Şekil 4.2 Toz Metalürjisi üretim yöntemlerinin sınıflandırılması

4.2 Toz Üretimi

Toz metalürjisinde başarılı bir son ürün elde edebilmek için başlangıç malzemeleri çok önemlidir. Tozların kimyasal bileşimi ve saflığının yanında partikül boyutu, partikül boyut dağılımı, partikül şekli ve tozların yüzey yapısında dikkat edilmesi

gereken konulardır (Newkirk, 2004). Tüm toz metalürjisi yöntemleri hangi tip parça üretilecek olursa olsun ham madde olarak toz formunda malzemedan başlamaktadır. Toz ince olarak parçalanmış katılardır. Bu boyut genel olarak 1 mm'den daha küçük boyutludur (Demirkesen, 2003). Metal tozlarının üretiminde 4 temel yöntem vardır. Bunlar mekanik küçültme, kimyasal indirgeme, elektrolitik biriktirme ve sıvı metal atomizasyonudur (Lee, 1998). Metal tozları üretim yöntemine göre şekilleri küresel den karmaşık yapıya kadar değişebilir. Partikül toz yüzeyini, tozun akış özelliklerini, yüzey alanını ve presleme sonrası yoğunluğunu etkileyen bir parametredir. Kimyasal bileşim ve saflıkta tozların preslenmesini etkileyen faktörlerdir (Demirkesen, 2003).

Temelde her türlü malzeme toz haline getirilebilir. Bu işlem 3 farklı yol ile gerçekleştirilir: atomizasyon, kimyasal ve elektrolitik. Bunların içinde en genel olarak kullanılan atomizasyon yöntemidir. Atomizasyon ergimiş metalin spreyle aniden soğutulmasıyla toz haline getirilmesidir. Bunun için çeşitli yöntemler vardır. Birisi ergimiş metal akarken su püskürtülerek ani soğutma ile küçük partiküller elde edilmesidir. Su atomizasyonu metali çok hızlı soğutur bu sebeple daha düzensiz şekilli parçalar elde edilir. Su aynı zamanda bazı metalleri oksitler. Daha uygun bir atomizasyon yöntemi ergimiş metale inert bir gaz püskürtülmesidir. Bu yöntemle malzeme daha yavaş soğutulur böylece daha yuvarlak şekilli tozlar elde edilebilir. Bir başka yöntem de ergimiş metali dönen bir disk üzerine dökülmesi ile yapılır. Bu şekilde malzeme dönen diskten fırlayarak kabın duvarlarına yapışır ve toz elde edilir (Clyne, 2001).

Kimyasal indirgeme metal tozları üretimi için bir başka yöntemdir. Farklı kimyasal reaksiyonlar içeren bu yöntemle metalin elementel toz haline indirgenmesidir. Elektroliz de bir başka toz üretim tekniğidir. Bu yöntem elektriği kullanarak metali çözüp çok ince toz haline getirme işlemidir. Oldukça saf tozlar elde edilebilir bu yöntemle. Sistemde anot toz elde edilmek istenen malzemedan üretilir. Elektrik malzemeyi anottan katoda taşır ve kolayca yıkanabilen bir film üstüne yapıştırır. Bu filmler temizlenip kurutulur istenilen toz elde edilmiş olunur (Newkirk, 2004).

4.3 Mekanik Alaşım

Uygun malzeme seçiminin ardından gelen kademe, tozların karıştırılmasıdır. Prosesin bundan sonraki aşamalarında istenilen özellikte parçalar elde edilmesi için tozlar iyi bir şekilde karıştırılıp öğütülmelidir. Öğütme aynı kimyasal bileşime sahip tozların partikül boyutlarının küçültülmesidir. Karıştırma ise farklı kimyasal bileşime sahip tozların karıştırılarak alaşımlanması işlemidir (Newkirk, 2004).

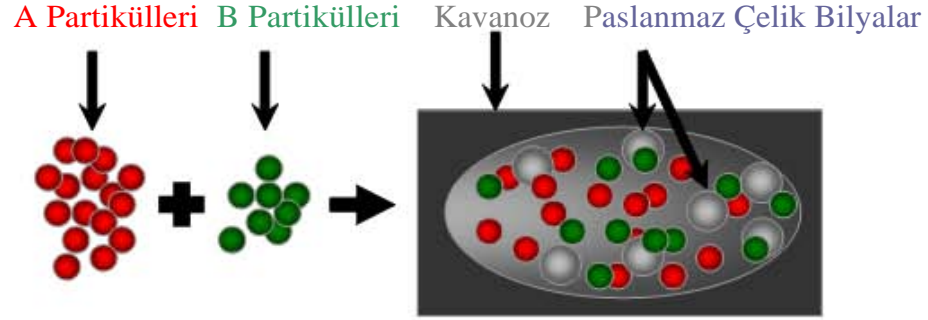
Mekanik alaşımlama öğütme işlemleri arasında en başarılı yöntemlerden birisidir. Bilyalar ile atritor etkisi yaparak alaşımlanmış bir kompozit üretme tekniğidir. İşlem bir miktar bilya ve elementel tozun karıştırıcı içerisinde karıştırılmasıdır. Bu karışıma esnasında mikroskopik boyutta tekrarlanan çarpışma, soğuk kaynama ve kırılma işlemleri istenilen kompozit tozunun üretilmesini sağlar. Şekil 4.3'te karıştırıcının şematik bir gösterimi verilmiştir. Bu şekilde altta mikroskopik boyutta meydana gelen homojenizasyon gösterilmektedir. Resimde görüldüğü üzere başlangıç tozları lamine hale gelerek pekiştirici faz ana matris fazı içerisinde homojen bir şekilde dağılmıştır.



Şekil 4.3 Karıştırıcıların şematik gösterimi (German, 1994)

Diğer alaşımlama tekniklerinde olduğu gibi mekanik alaşımlamada da kirlenme bir sorundur. Bu sorun aynı malzemedeki bilyalar karıştırıcı ve tank kullanılarak

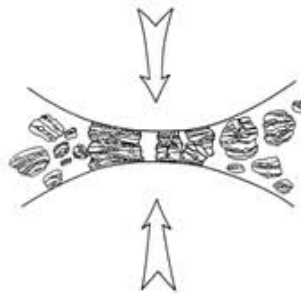
azaltılabilir. Mekanik alaşımlama esnasında organik bir sıvı ortamı kullanmak öğütme ve kaynama işlemleri arasındaki dengeyi kurmak için önemlidir. Buna ek olarak tozlar yüksek oranda deformasyon sertleşmesine maruz kalmaktadır (German, 1994). Mekanik alaşımlamada kullanılan kavanoz sisteminin şematik gösterimi Şekil 4.4'te verilmiştir.



Şekil 4.4 Mekanik alaşımlamada kullanılan kavanoz sisteminin şematik gösterimi

Mekanik alaşımlama esnasında olan fiziksel değişimi anlamak amacıyla bu alaşımlama prosesini üç veya dört aşamada incelemek uygun olacaktır (Keçeli, 2007).

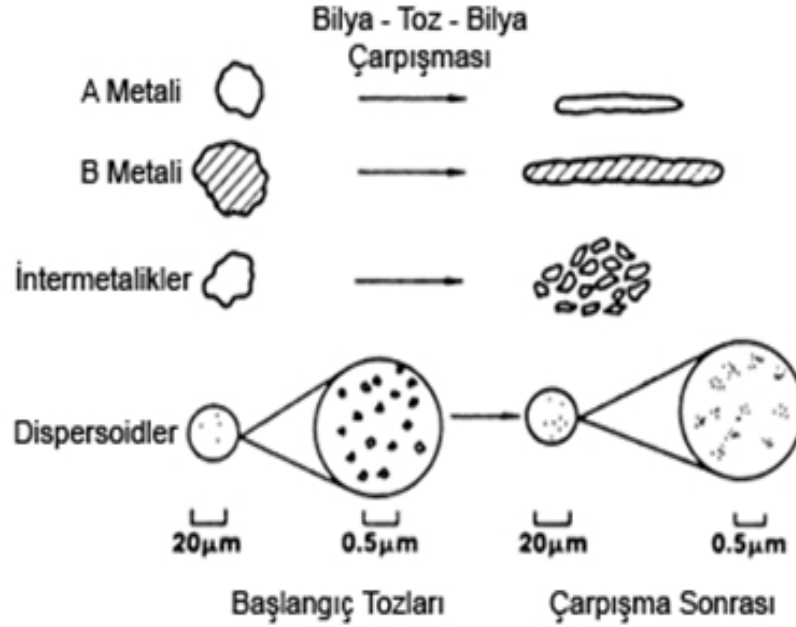
Başlangıç kademelerinde tozlar daha yumuşaktır ve birbiri ile kaynarak daha büyük boyutlu parçalar oluşturma eğilimleri daha yüksektir. Bu aşamada başlangıç tozlarına oranla üç kat daha büyük boyutlu parçalar meydana gelebilir. Kompozit partiküllerinin bu aşamada karakteristik olan katmanlı görüntüsü oluşur. Şekil 4.5'de bilyaların tozlar ile çarpışma şekli şematik olarak gösterilmiştir (Suryanarayana, 2001).



Şekil 4.5 Bilyaların tozlar ile Çarpışmasının şematik gösterimi

Metalik faz bu çarpışmalar esnasında düzleşip üst üste bindikçe atomik düzeyde temiz yüzeyler birbiri ile temas eder ve birbirine soğuk şekilde kaynar. Aynı aşamada kırılgen fazlar bu kaynayan yüzeyler arasında sıkışarak kaplanır ve yapıya karışır. Şekil

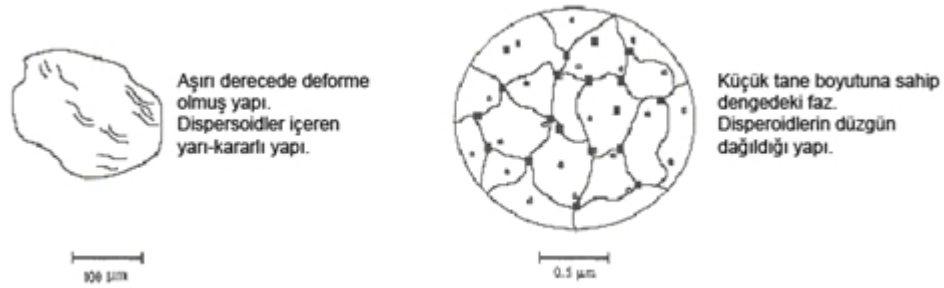
4.6’da başlangıç tozlarının mekanik alaşımlama esnasında uğradıkları deformasyon gösterilmektedir (Suryanarayana, 2001).



Şekil 4.6 Mekanik alaşımlama esnasında tozlarda meydana gelen deformasyon

Orta kademedeki devamlı olan kırılma ve kaynama aşamalı sonucu tozlar deformasyon sertleşmesine maruz kalmış ve pekiştirici fazlar sürekli bir hal almıştır. Partikül boyutunda meydana gelen azalma mikroyapıdaki karışmayı hızlandırır. Mekanik alaşımlamada bilyalar tarafından absorblanan kinetik enerjinin etkisi ve ısı artışı ile metalik matriste çözünme meydana gelir. Bu kademedeki atomik düzeyde difüzyonun artması sonucu yeni fazlar meydana gelebilmektedir (Keçeli, 2007).

Son kademe düzenli yapı elde edilmiş ve partikül boyutunun yükselmesine sebep olan kaynama seviyesi ile partikül boyutunu düşürücü etkiye sahip kırılma mekanizmaları arasında dengeye ulaşılmıştır. Sonuçta küçük partiküller ile büyük boyutlu partiküller birbiri ile karışarak boyutsal olarak homojenleşmiş bir yapıyı oluştururlar (Suryanarayana, 2001). Şekil 4.7’de mekanik alaşımlama prosesinin son kademesinde oluşan yapı gösterilmektedir (Keçeli, 2007).



Şekil 4.7 Mekanik alaşımlama prosesinin son kademesinde oluşan yapı (Keçeli, 2007)

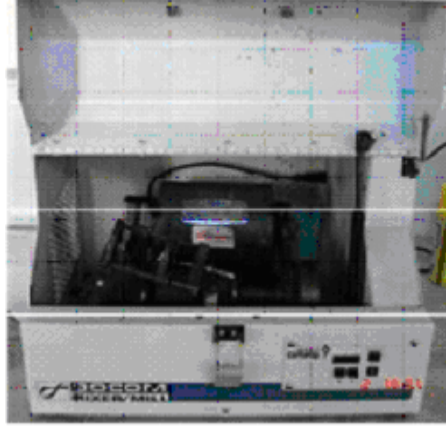
Bu kademedan sonra elde edilen yapı başlangıç bileşimi ile aynıdır. İlk kademelerde oluşan lamelli yapı artık görülmemektedir. Bu aşamadan sonra daha fazla alaşımlamanın dispersoidlerin daha homojen dağılmasına etkisi olmayacaktır (Keçeli, 2007). Partikül boyut dağılımı aralığı daralmıştır. Büyük partiküller ortalama boyuta indirgenmiş, küçük boyutlu partiküller de aglomere olarak bu seviyeye yükselmiştir (Suryanarayana, 2001).

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).

4.3.1 Üretim Ekipmanları

Farklı çeşitlerde yüksek enerjili bilyalı 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). Spex öğütücüler laboratuvar tipi olarak en genel kullanılan öğütücü tüpleridir. Yaklaşık olarak 10 -20 g toz öğütebilme kapasitesine sahiptirler. Bu tip öğütücüler malzemenin ve bilyaların içine konacağı kavanozdan, kilit mekanizması ve dakikada 1200 devir ile sarsıntı üreten karıştırma cihazından meydana gelmektedir. Ayrıca kullanılabilinecek sertleştirilmiş çelik,

alümina, tungsten karbür, zirkonya, paslanmaz çelik, silikon nitrat, agat, plastik gibi farklı tip kavanozlar mevcuttur. Şekil 4.8’de bu tip öğütücülere bir örnek görülmektedir.



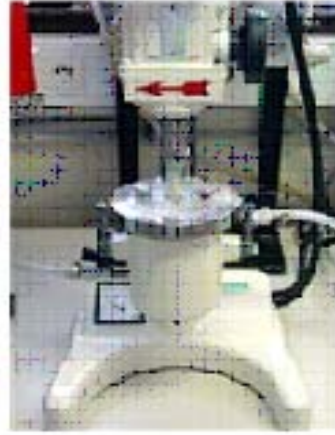
Şekil 4.8 Mekanik alaşımlamada kullanılan yüksek enerjili bilyalı öğütücünün gösterimi

Bunun dışında kullanılan bir diğer öğütücü cihaz gezegen tipi değirmendir. Bu tip öğütücülerde birkaç yüz gram toz öğütülebilmektedir. Ancak bu tip öğütücüler spex tipi yüksek enerjili bilyalı öğütücülerle karşılaştırıldığında düşük enerjili öğütücü olarak adlandırılmaktadır. Şekil 4.9’da gezegen tipi öğütücü gösterilmektedir (Suryanarayana, 2001).



Şekil 4.9 Gezegen tipi öğütücü

Bir diğer öğütücü tüpü atrütörlerdir. Bu tüp öğütücülerde oldukça yüksek miktarlarda toz öğütülebilmektedir (0,5 - 40 kg). Dikey bir şaftın ve karıştırıcıların sistemde bulunan tankın içinde 250 devir/dakika hızda dönmesi ile öğütme işlemi gerçekleşir (Suryanarayana, 2001). Şekil 4.10’da atritör tipi öğütücülere bir örnek gösterilmiştir.



Şekil 4.10 Atritör karıştırıcı

Öğütücülerin endüstriyel tipte olanları yukarıda bahsedilen öğütücülere oranla çok daha büyük hacimlere sahiptir. Mekanik alaşımlama için endüstriyel bir üretim 1250 kg kapasiteli bilyalı öğütücülerle yapılmaktadır (Suryanarayana, 2001). Artan enerji ile öğütme süresi azalmaktadır. Buna göre spex tipi bir öğütücüde birkaç dakika sürecek bir öğütme işlemi atritör tipi bir öğütücüde saatler sürebilirken 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, bilya-toz oranı, öğütme atmosferi, öğütme süresi ve kullanılan bağlayıcı cinsidir (Suryanarayana, 2001).

Kullanılan öğütücü kabın malzemesinin önemi büyüktür. Bunun sebebi öğütme esnasında kabın iç duvarlarında az miktarda olsa aşınma meydana gelebilmektedir. Bu aşınma sonucunda kopan parçalar üretilmekte olan tozu kirletmekte ve kimyasal bileşimini değiştirebilmektedir. Eğer kullanılan öğütücü ile öğütülen malzeme çok farklıysa üretilen tozlar içerisinde bu kap malzemesi çözünebilir. Eğer aynı tip malzemeler seçilirse bu çözünme meydana gelse bile sistemi çok fazla etkilemeyecektir (Suryanarayana, 2001). Bu sebeple üretilecek malzemeye uygun bir öğütme sistemi seçilmelidir. Buna ek olarak öğütme işleminde seçilen malzeme öğütmenin gerçekleşebilmesi için gerekli etkiyi gösterecek kadar da yoğun bir malzeme olmalıdır (Suryanarayana, 2001).

Bir diğerk önemli parametre bilya-toz oranıdır. Bu oran 1:1 den 22:1 e kadar değışen oranlarda kullanılabilir. Genel olarak spex tipi düşük malzeme kapasiteli bir öğütücüde kullanılan oran 10:1'dir. Bilya toz oranı istenilen sürede istenilen düzeyde bir öğütmenin meydana gelebilmesinin sağlanması açısından önemli bir parametredir (Suryanarayana, 2001).

Öğütme atmosferi de öğütme prosesi için önemli bir parametredir. Öğütme atmosferinin en önemli etkisi kirlenmedir. Bu sebeple tozlar genellikle vakum ya da inert gazlar olan argon veya helyum atmosferinde yapılmaktadır. Yüksek saflıkta argon oksidasyonu ve kirlenmeyi önlemeye yönelik en genel kullanılan gazdır. Öğütme kabında bulunan oksijen malzemede öğütme esnasında oksit ya da nitrit oluşumuna sebep olabilir. Bu sebeple tozların öğütücüye konulması ve öğütücüden alınması koruyucu bir gaz atmosferinde yapılmalıdır (Suryanarayana, 2001).

Öğütme süresi en önemli parametredir. En genel olarak iç yapıda meydana gelen düzen (partikül boyutu, kristal boyutu gibi) mekanik alaşımlama süresine bağlıdır ve başlangıç tozlarının boyutu önemini kaybetmektedir. Normalde tozların kırılma ve kaynama sonucunda kararlı fazın oluşturması için yeterli miktarda süre öğütme işlemi yapılır. Ancak bu süre kullanılan öğütücü cinsine, bilya-toz oranına, öğütme verimine ve öğütme sıcaklığına bağlı olarak değışmektedir. Bu süre tüm bu parametreler göz önüne alınarak belirlenmelidir. Buna ek olarak uzun süren mekanik alaşımlama süreleri sonunda kirlenme seviyesi artabilir ve istenmeyen fazlar sistemde oluşabilir. Bu nedenle üretilmek istenen toz gerektiğı kadar bir süre öğütülmelidir (Suryanarayana, 2001).

Bağlayıcı benzeri kontrol ajanlarının kullanımı mekanik alaşımlamada bir diğerk parametredir. Genel olarak sünek malzemeler oluşan yüksek miktardaki plastik deformasyonun etkisi ile birbirine soğuk kaynarlar. Ancak uygun alaşımlama soğuk kaynama ve kırılma arasındaki denge sağlandığında gerçekleşir. Bu nedenle proses kontrol ajanlarının ilavesi ile soğuk kaynama miktarı azaltılmaktadır. Bunlar katılar, sıvılar ya da gazlar olabilir. Genellikle aktif organik bileşikler malzeme yüzeyini kaplayarak toz partikülleri arasındaki soğuk kaynamayı azaltmakta ayrıca

aglomerasyonu da engellemektedir (Suryanarayana, 2001).

4.4 Metal Tozlarının Sıkıştırılması

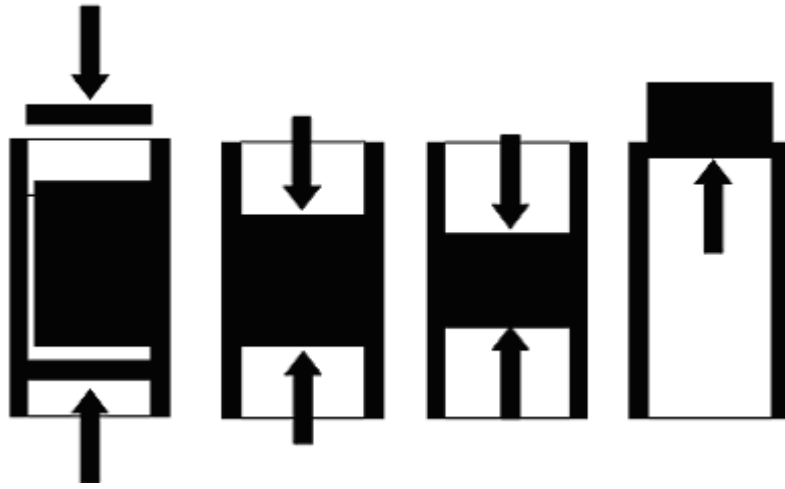
Bir toz kütledeki, toz tanelerinin hepsi aynı boyutta ve şekilde değildir. Dolayısıyla sıkıştırma öncesi tozların homojen dağılımlarını elde etmek amacıyla tozlar yağlayıcılarla birlikte belli bir süre karıştırılırlar. Yağlayıcı kullanmanın amacı, tozların şekillendirilmesi sırasında toz kütlelerinin kalıp duvarlarını daha az aşındırması, kalıptan daha kolay çıkartılması ve toz taneleri arasındaki sürtünmeleri azaltmak suretiyle tozların akışını kolaylaştırmak, meydana gelecek enerji kayıplarını azaltmaktır. Yağlayıcılar düşük yoğunlukta olduklarından çok az miktarda toza ilave edildiğinde çok büyük bir hacmi işgal edebilir. Grafit tozu, metal tozlara yağlayıcı % 1-1,5 oranında ilave edilebilir (Kuşkonmaz ve diğer., 1993; Ünal ve Kainer, 1999).

Şekillendirme sonrası parçanın kalıptan çıkartılması için gerekli olan sıyırma basıncını düşük tutan yağlayıcı 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 yansıtmaz. Bazı yağlayıcılar yapıştırıcı görevi görüp mukavemet artışına sebep olduğu gibi bazıları ise sinterleme esnasında yanarak gözenek artışına sebep olur ve buna bağlı olarak sinterleme ile artması gereken yoğunluk düşebilir (Akbulut ve Durman, 1995; Mabuchi ve Higashi, 2001)

Yağlayıcı ile karıştırılan metal tozları, üretilecek parçanın sinterleme öncesi son şeklini vermek ve istenen oranda gözeneklilik sağlamak amacıyla üretilecek parça şekline göre hazırlanmış kalıplar içerisinde presle sıkıştırılırlar. Sıkıştırımda kullanılan kalıp ve maça pimleri tungsten karbürden, alt ve üst zımbalar yüksek kaliteli takım çeliğinden yapılmalıdır (Hanyaloğlu ve Colm, 1999; Arık ve Bağcı, 2003)

Şekillendirme başlangıcında tozların yoğunluğu yaklaşık görünür yoğunluğa eşittir. Uygulanan basıncın artmasıyla tanecikler arası nokta teması bozulur ve gözeneklilik azalır. Başlangıç olarak temas sayıları, taneciklerin yeniden düzenlenip kayma

meydana gelince artar. Artan basınçlarda plastik deformasyon ile birlikte temas yüzeylerinin artmasıyla yoğunluk artar. Böylece basınç temas yüzeylerinde bölgesel deformasyona sebep olur. Deformasyon sırasında meydana gelen soğuk kaynak, sıkıştırma sonrası ham mukavemet artışına sebep olur. Artan basınç ile birlikte gözeneklilik azalır ve temas sayısı artar, böylece bütün toz taneleri soğuk deformasyon sertleşmesine uğrar. Şekil 4.11'de sıkıştırma işlemi kademeli olarak gösterilmektedir (Kurt, 1992).



Şekil 4.11 Tozların sıkıştırılmasında işlem sırası kademeli olarak gösterilmektedir.

4.4.1 Sıkıştırma teorisi

Sıkıştırma sırasında tozların kalıp içerisinde bir kütle hareketi meydana gelir. Sıkışma, genellikle presleme kuvveti doğrultusunda ve kalıp yan yüzeylerine doğru meydana gelir. Düşük yoğunluklu tozlarda temas yüzeyi az olduğundan, toz kütle hareketi daha kolay olacaktır. Sıkıştırma esnasında plastik deformasyonla birlikte tozlardaki gözenek miktarı azalır ve yoğunluk artışı gözlenir. Artan presleme kuvvetine bağlı olarak, presleme sonrası toz numunelerin mikro sertliklerinde gözlenen artış, plastik deformasyon sertleşmesinin bir sonucudur. Yoğunluk artışı, kütle içerisinde hava boşluklarının yerini toz tanelerinin alması ile gerçekleşir. Artan basınç ile birlikte havanın bir kısmı yapıyı terk etmeyerek gözenekler içerisinde kalır ve iç cephe hasarlarına neden olarak, yüksek basınçlarda artması gereken mukavemetin düşmesine neden olur (Davidson, 1996; Gökteş, 1995).

Sıkıştırımda önemli bir problem ise toz ile kalıp duvarları arasındaki sürtünmedir. Tozun kalıp içerisindeki derinliği artarken, toz ile kalıp arasındaki sürtünme yüzeyi artar ve buna paralel olarak sürtünme kuvveti de artacaktır. Böylece uygulanan basınç ile toz üzerine iletilen basınç, sürtünme kuvvetinden dolayı farklı olacaktır.

Kalıp duvarlarının yağlanması sürtünme kuvvetini düşürerek sıkıştırmaya yardımcı olacaktır. Sıkıştırmadan dolayı meydana gelen toz tanecikleri arasındaki bağlanma ham mukavemeti sağlar (Sur, 2002; Acılar, 2002; Kurt, 1992).

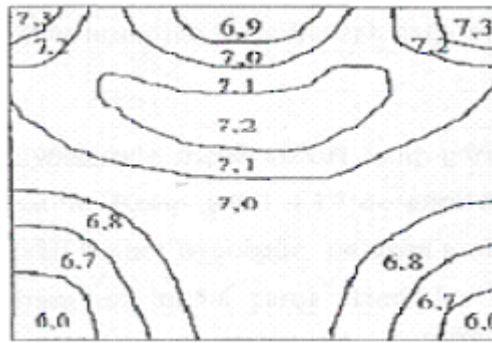
4.4.2 Sıkıştırma yöntemleri

Tozların sıkıştırılmasında, kalıpta sıkıştırma, izostatik sıkıştırma, yüksek enerjili sıkıştırma, ekstrüzyon ile sıkıştırma ve titreşim ile sıkıştırma gibi değişik yöntemler kullanılır (Feng ve diğer., 2003).

4.4.2.1 Kalıpta sıkıştırma

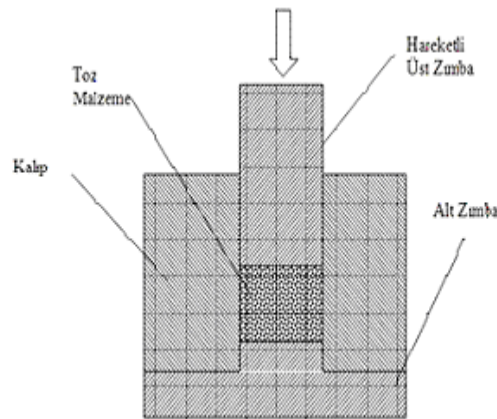
Basıncın tek veya çift yönlü olarak uygulandığı kalıpta sıkıştırma, en yaygın olarak kullanılan toz şekillendirme yöntemidir.

Tek yönlü sıkıştırmada, toz üst zımbanın hareketi ile sabit olan alt zımbaya doğru sıkıştırılır. Bu yöntemde tozlar arası ve toz ile kalıp duvarı arasındaki sürtünme düzensiz bir basınç dağılımına neden olacağından, sıkıştırılan parçadaki yoğunluk homojen bir dağılım göstermez. Yoğunluk Şekil 4.12'de görüldüğü gibi hareketli zımba tarafında daha fazla ancak sabit zımbaya doğru gidildikçe azalmaktadır (Hanumanth ve Irons, 1993; Cöcen ve diğer., 1997).



Şekil 4.12 Tek yönlü sıkıştırma yönteminde yoğunluk dağılımı

Tek yönlü sıkıştırma yönteminde, toz üst zımbanın hareketi ile sabit olan alt zımbaya doğru sıkıştırılır (Şekil 4.13.).



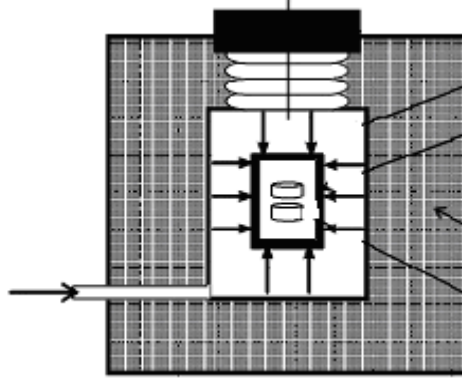
Şekil 4.13 Tek yönlü kalıbın şematik gösterimi

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

4.2.2.2 İzostatik sıkıştırma

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 sıkıştırma, 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 4.14 'de 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 edilir (Kurt, 1992; Önel, 1995).



4.14 İzostatik sıkıştırmanın şematik görünümü

4.4.2.3 Yüksek enerjili sıkıştırma

Bu yöntemde sıkıştırma, pnomatik, mekanik ve patlayıcı gibi basınç uygulama teknikleri kullanılarak çok yüksek bir basıncın, 50 μ s ile 50 μ s gibi kısa bir sürede uygulanması ile yapılır (Önel, 1995).

4.4.2.4 Ekstrüzyon yöntemi ile sıkıştırma

Metal tozlarının şekillendirilmesinde nadir olarak kullanılan bu yöntemde, tozlar kapalı bir kap içerisine doldurulur ve kabın havası alınır. Kap içerisinde tozlar ısıtılarak ekstrüzyon yoluyla parça üretimi gerçekleşir. 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).

4.4.2.5 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 frekanslarda bir titreşim uygulanarak toz metal parça elde edilir. Burada uygulanan basınca göre uygun frekanslarda titreşim seçilmelidir (Hanyaloğlu, 1999).

4.5 Sinterleme

Sinterleme, ısı enerjisi uygulayarak metal ya da seramik tozlarından oluşan bileşimlerden yoğun malzemeler elde etme tekniğidir. Son yıllardaki malzeme gelişimi, malzeme sentezinin ve üretim süreçlerinin önemini arttırdıkça malzeme üretiminde sinterlemenin önemi artmıştır (Kang, 2005).

Sinterleme insan tarihindeki en eski teknolojilerden birisidir ve çanak, çömlek pişirilmesi ile başlamaktadır. Ayrıca sünger demirden yapılan aletler de sinterleme sayesinde üretilebilmiştir. Ancak 1940'lardan sonra sinterleme temel ve bilimsel olarak araştırma konusu olmaya başlamıştır. Bu tarihten itibaren sinterleme teknolojisinde dikkate değer ilerlemeler olmuştur. Modern endüstride sinterlemenin en önemli ve yararlı kullanım alanları toz metalurjisi ya da seramik içerikli her türlü sinterlenmiş parçanın üretimine imkan vermesidir (Kang, 2005).

Sinterlemenin temel amacı kompakt malzemedeki porozitelerin azaltılmasıdır (Upadhyaya, 2000). Sinterleme, genel olarak $T > 0,5T_m$ (K) olacak sıcaklıklarda toz kompaktlara ısı işlem uygulanmasına denir. Uygulanan sıcaklıklarda difüzyon kontrollü kütle taşınımının meydana gelmelidir. Ancak sinterleme bölgesel olarak sadece tanelerin temas eden yüzeylerinde meydana gelmektedir (Chen, 2000).

Sinterleme süreçleri malzemelerde bazı istenen ya da istenmeyen gelişmelerle birlikte oluşmaktadır. En büyük değişimler:

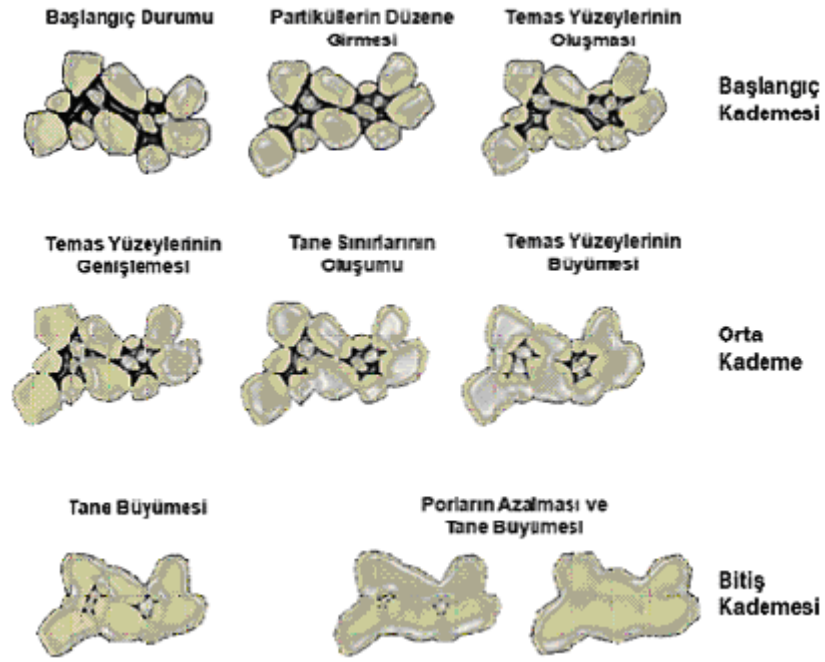
- Dayanım, elastik modül,

- Sertlik, kırılma tokluğu,
- Elektrik ve termal iletkenlik,
- Sıvı ve gaz geçirgenliği,
- Ortalama tane sayısı, boyutu ve şekli,
- Tane sınırlarının ve şeklinin dağılımı,
- Ortalama por boyutu ve şekli,
- Por boyutu ve şeklinin dağılımı,
- Kimyasal bileşim ve kristal yapı.

Sinterleme çok genel olarak kullanılmasına rağmen oldukça karmaşık bir mekanizmadır. Sinterlemenin temel mekanizması günümüzde halen bir tartışma konusu olmaya devam etmektedir. Şekil 4.15’de sinterleme kademeleri şekilsel olarak gösterilmektedir. Sinterleme esnasında malzemede bulunan por miktarındaki ve geometrisindeki değişim çeşitli tekniklerle kontrol ve karakterize edilebilir.

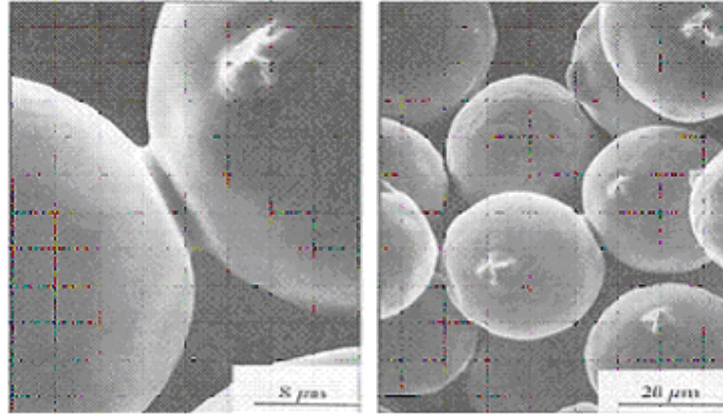
Bunlar:

- Dilatometre çalışmaları,
- Gaz absorpsiyonu,
- Porozimetre,
- Endirekt metodlar (Sertlik vb.),
- Mikroskopi.



Şekil 4.15 Sinterlemenin farklı kademelerinin şekilsel gösterimi (Kang, 2005)

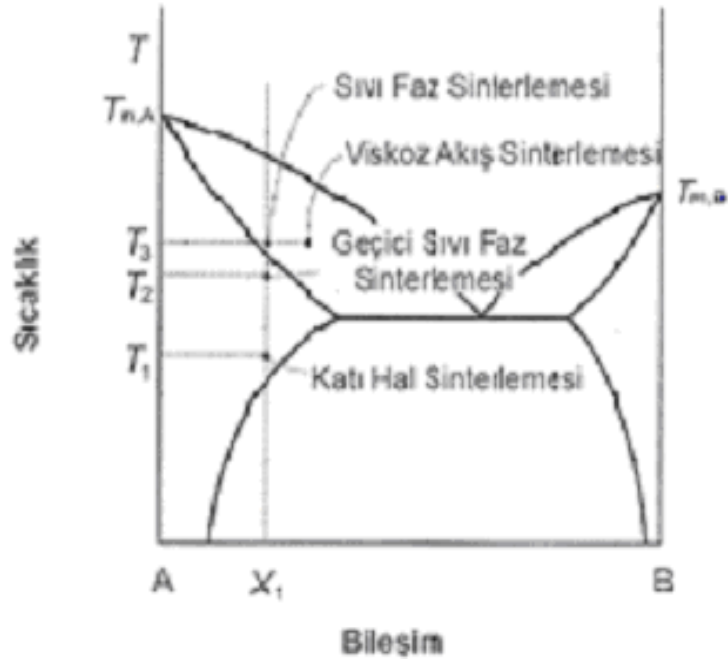
Şekil 4.16 da sinterleme esnasında partiküller arasında meydana gelen boyun oluşumunu gösteren taramalı elektron mikroskobu resimleri verilmiştir (German,1994).



Şekil 4.16 Sinterleme esnasında tozlarda meydana gelen boyun oluşumu

Temel olarak sinterleme prosesi iki gruba ayrılabilir. Bunlar katı hal sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesidir. Katı hal sinterlemesi toz kompaktın uygulanan sinterleme sıcaklığında katı haldeyken yoğunlaşmasıdır, sıvı faz sinterlemesinde ise sinterleme esnasında toz kompaktta sıvı fazın oluşması durumudur. Katı hal sinterlemesi ve sıvı

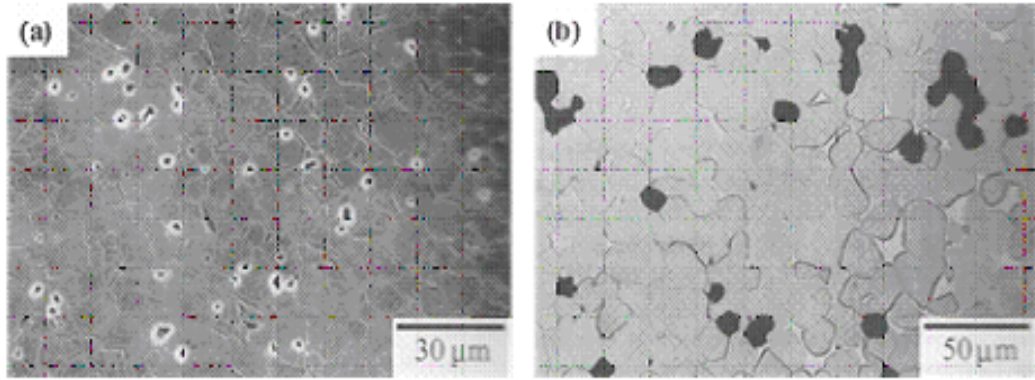
faz sinterlemesinin yanında viskoz akış sinterlemesi ve geçici sıvı faz sinterlemesi gibi yöntemlerde uygulanabilmektedir. Şekil 4.17’de değişik sinterleme mekanizmalarının faz diyagramı üzerinde örneklenmiştir.



Şekil 4.17 Farklı sinterleme mekanizmalarının örneklerinin gösterimi

Bu şekilde T_1 sıcaklığında ve X_1 bileşiminde A ve B malzemeleri arasında katı hal sinterlemesi meydana gelmektedir. T_3 sıcaklığında ise aynı bileşimdeki malzemede sıvı faz sinterlemesi meydana gelmektedir (Kang, 2005).

Şekil 4.18’te katı hal sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesinde elde edilen mikroyapılar görülmektedir (Kang, 2005).



Şekil 4.18 a- Kattı hal sinterlemesi b- sıvı faz sinterlemesi sonrası elde edilen mikroyapının görünümü

Sinterleme kinetiği genel olarak bazı parametreler ile belirlenmektedir. Bunlar preslenmiş yoğunluk, malzeme, partikül boyutu, sinterleme atmosferi ve sinterleme sıcaklığıdır. Çalışma büyük oranda koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirilmektedir. Metal ve alaşımların ergime sıcaklığının %60 - %90 düzeyi bir sıcaklıkta sinterleme işlemi yapılmaktadır. Ancak düşük ergime sıcaklığına sahip malzemelerde bu sinterleme sıcaklığı ergime sıcaklığından daha yüksek seçilebilmektedir. Buna bağlı olarak sıvı faz sinterlemesi uygulanmış olmaktadır ancak malzeme şeklini bozmamak amacıyla da oluşacak sıvı faz miktarında kontrol edilmelidir. Doğru sinterleme sıcaklığının seçilmesi de malzemeye yoğunluk kazandırmada önemli bir parametredir. Yüksek sıcaklıklar daha hızlı yoğunlaşmayı sağlarken bozulma miktarını da arttırmaktadır. Bu bozulma miktarı arttıkça aşırı tane büyümesi ve buna bağlı olarak büyük tanelerin arasına sıkışmış porlar oluşabilmektedir. Bu prosesi hızlı olmasından dolayı sinter sonrası ulaşılabilecek yoğunluk sınırlanmış olabilir (Upadhyaya, 2000).

Sinterleme çalışması birçok değişkenin göz önünde bulundurularak belirlenmesi gereken bir yöntemdir (Kang, 2005).

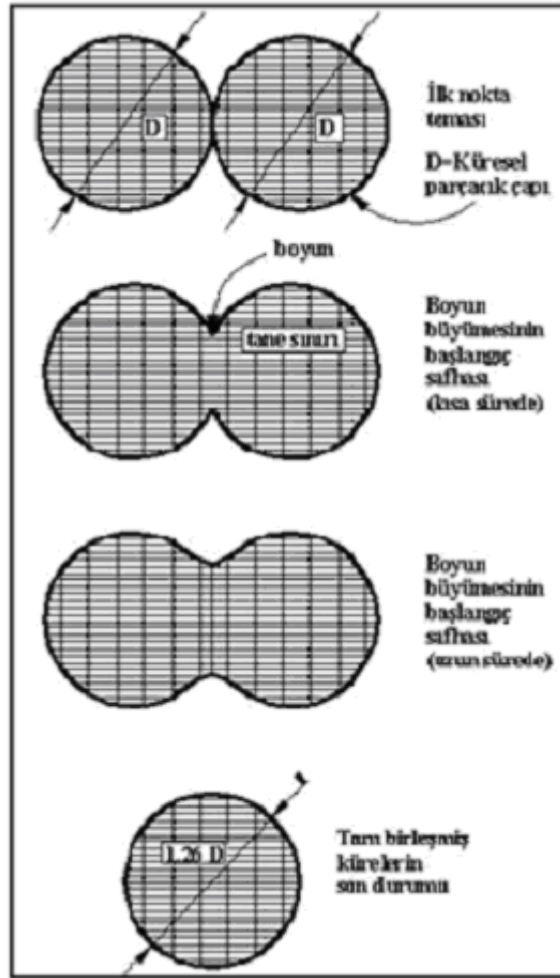
Sinterlemede ısıtma rejiminin, sıcaklığın, sürenin ve atmosferin kontrolü tekrarlanabilir sonuçlar almak açısından önemlidir (German, 1994).

Sinterleme işlemi, preslenmiş TM parçalarına çalışma şartlarına dayanabilecek özellikleri kazandırmak amacıyla ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta uygulanan ısıtma işlemidir. 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 (Akorall, 2003).

Sinterleme işleminde, toz tanecikleri boyutsal değişimler sonucunda toz özelliklerinde de değişimler oluşur. Preslenmiş toz parçacıklar sinterlendiğinde yüksek mukavemet kazanırlar. Mukavemette ve diğer özelliklerde sinterleme sıcaklığının artmasıyla iyileşmeler görülür.

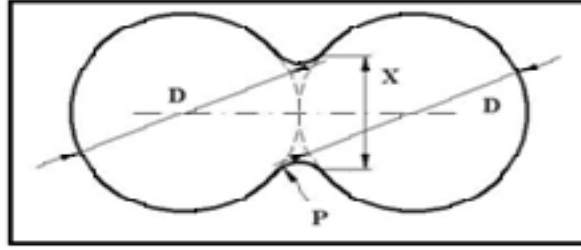
Sinterleme işleminde, yüksek sıcaklıklarda parçacıklar birbirine kaynaşır. Katı hal atomik geçiş olaylarının görüldüğü sinterleme işlemi, ergime noktasının altındaki sıcaklıklarda uygulanmasına rağmen birçok durumda sıvı-faz oluşumu gerçekleşir. Mikroyapı boyutundaki kaynaşma, parçacıkların birbirine değdiği temas noktalarında yapışma boyunlarının büyümesi şeklinde oluşur. Bu şekildeki boyun büyümesi toz özelliklerinin değişmesine de neden olur. Sinterleme işlemi sırasında, nokta teması ile başlayan, ara parçacık bağının gelişmesi ile devam eden mekanizmaya çift-küre sinterleme modeli denilmektedir (Şekil 4.19). 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 şekilde birleşir.



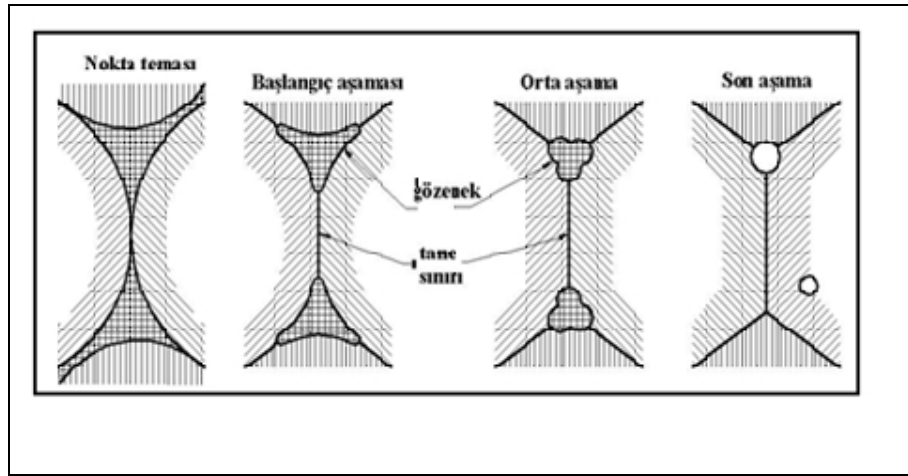
Şekil 4.19 Çift-küre sinterleme modeli(German, 1994)

4.5.1 Sinterleme teorisi

Presleme işleminden sonra, küresel şekilli toz parçacıkları noktasal olarak temas halindedirler. Şekil 4.20’de iki küresel parçacığın sinterleme profili verilmiştir. Sinterleme işlemi sırasında, temas eden parçacıklar arasındaki bağlar kuvvetlenir ve kaynaklaşmalar oluşur. Sinterleme işleminde, parçacıklarda önce bir boyun büyümesi ve ilerleyen sinterleme zamanı ile gözeneklerde büzülme oluşur. Daha sonra, gözenek kanalları kapanarak kapalı gözenek şekline dönüşürler. Şekil 4.21’de sinterleme işlemi sırasında parçacıklar arasındaki bağlarda ve gözeneklerdeki değişimler şematik olarak gösterilmiştir (Akor, 2003).



Şekil 4.20 İki küresel parçacığın sinterleme profiline bakış
(X=boyun çapı, D=küre/parçacık çapı, P=boyun yarıçapı)



Şekil 4.21 Sinterleme basamaklarına göre gözenek yapısındaki değişimin şekli

Toz kütlelerinde, sahip oldukları büyük yüzeylerden dolayı yüzey enerjisi bulunur. Bununla birlikte, bu enerji çok fazla değildir. Sinterleme sırasında tozların birbiriyle bağlanması ve toz yüzeylerinin düzelmesiyle yüzey alanları azalır ve böylece yüzey enerjisi de azalır.

Sinterlemenin oluşabilmesi için atomların yeterli akıcılığa sahip olması gerekir. Atomik akıcılık sıcaklığın bir fonksiyonu olduğundan, sinterleme önemli derecede sıcaklığa bağlıdır. Sinterleme işlemi, yüzey enerjisi ile alakalı olduğundan ince ve düzensiz tozlar için kaba küresel tozlara göre daha çok enerji harcanır.

Sinterlemeden 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 parçacıkların temas ettiği küçük alanlarda oluşan sıkışmaların sonucunda yapışmalar meydana gelir.

4.5.2 Sinterleme Atmosferi ve Etkisi

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 (Okura ve diğer., 1990).

BÖLÜM BEŞ

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Giriş

Bu çalışmada SiC seramik tozları, alüminyum alaşımı tozları içerisine çeşitli oranlarda katılarak mekanik alaşımlama ile üretilmiş tozlardan, toz metalurjisi yöntemi kullanılarak SiC takviyeli, alüminyum alaşımı esaslı kompozit malzemeler elde edilerek, bu malzemelerin karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır.

5.2 Malzeme

Kullanılan tozlar; Almanya'da TU Chemnitz Institute of Composite Materials laboratuvarlarında Simoloyer CM08 (Zoz GmbH) markalı yüksek enerjili bilyalı karıştırma ünitesinde, metal matris olarak gaz atomizasyonu yöntemiyle $\leq 100\mu\text{m}$ mesh boyutu kullanılarak üretilen Al-3,9Cu-0,6Mn-0,7Mg (EN AW 2017) kimyasal bileşimindeki alüminyum alaşımı ile 55 μm boyutunda %5 ve %15 SiC takviyeli tozların, yüksek enerjili çelik bilyalı, Toz-bilya oranı 1:10'da, 600-800 devir/dak hızında, argon gazı altında, 3 saat karıştırılarak mekanik alaşımlama yoluyla üretilmiş tozlardır (Özdemir, ve diğer., 2008). Takviye malzemesi olarak kullanılan SiC tozunun özellikleri Tablo 5.1.'de verilmiştir. Al 2017'nin yoğunluğu $2,71\text{g/cm}^3$ alınmıştır. (Matbase, b.t.).

Tablo 5.1 Matris malzemesinin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)

Kimyasal Kompozisyon (ağırlıkça %)				
Al 2017	Al	Cu	Mg	Mn
	94,8	3,9	0,7	0,6

Tablo 5.2 Deneysel çalışmada kullanılan SiC tozunun özellikleri

Malzeme	Yoğunluk (g/cm ³)	Ergime sıcaklığı (°C)	Isıl genleşme katsayısı (10 ⁻⁶ /°C)	Basma mukavemeti (MPa)	Sertlik (HV)	Elastikiyet modülü (10 ³ MPa)
SiC	3,2	2500	5	2000	3000	414

5.3 Deney Numunelerinin Hazırlanması

Her bir üretilecek parça için preslemeden önce kalıba konulacak toz miktarı (W), toz karışım yoğunluğuna ve üretilecek parçanın boyutlarına bağlıdır. Buna göre;

$$\rho = W/V \quad (5.1)$$

$$W = \rho \cdot V \quad (5.2)$$

Üretilecek her bir parça için ve her presleme işleminden önce kalıba konulacak toz ağırlığı (5.2) formülünden hesaplanabilir. Burada;

ρ : yoğunluk, (g/cm³).

V : üretilecek parça hacmi, (cm³)

W : toz ağırlığı, (g).

Yoğunluk hesaplamalarında teorik ve gerçek yoğunlukların belirlenmesi gerekir. Buradan elde edilen değerlerle kompozit yapı hakkında fikir verecek olan yoğunluk oranı hesaplanır.

Toz karışımı teorik yoğunluğu, karışımı oluşturan her bir tozun yoğunluğu ile ağırlıkça yüzdeleri çarpılarak bulunan değerlerin toplamına eşittir. Bu hesap, kalıbın içine konulacak toz miktarlarının belirlenmesinde gereklidir.

Karışım teorik yoğunluğu aşağıdaki formülle bulunur (Bolay, 1988);

$$\rho_{kar} = [(\%W)_1 \cdot \rho_1] + [(\%W)_2 \cdot \rho_2] + \dots + [(\%W)_n \cdot \rho_n] \quad (5.3)$$

Burada;

ρ_{kar} : toz karışımın teorik yoğunluğu,

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

ρ_n : her bir bileşenin yoğunluğudur.

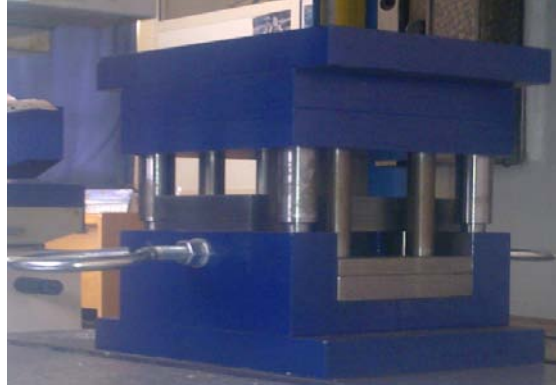
Yoğunluk verilerinin elde edilmesinde, (5.3) nolu formülden her bir kombinasyonun kompozit parça yoğunluğu hesaplanmıştır. Sinterleme işlemi sonunda her bir numune 0.05 mm hassasiyette kumpasla ölçülerek boyutları ve 0.1 mg hassasiyetindeki Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan AND GR200 marka dijital terazide tartılarak ağırlıkları belirlenmiştir. Parça hacmi ve ağırlığından her bir kompozit numune için gerçek parça yoğunluğu bulunmuştur. Gerçek yoğunluğun kompozit parça yoğunluğuna bölünmesiyle RT teorik yoğunluk (%) her bir kombinasyon için belirlenmiştir. Elde edilen RD teorik yoğunluk verileri, üretilen parça kalitesinin tayininde karar vermek açısından önemlidir.

5.4 Presleme ve Sinterleme

Elde edilen toz karışımların preslenmesi, Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan ve Şekil 5.1’de gösterilen 100 tonluk Dirinler marka CDHH 1000-400 H tipi pres ile yapılmıştır.

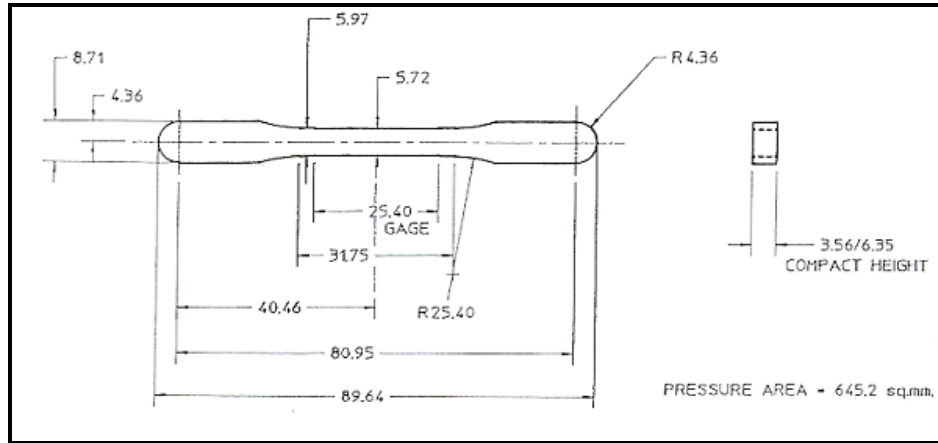


Şekil 5.1 Hidrolik pres resmi



Şekil 5.2 kompozit deney numunelerinin basıldığı kalıp

Sıkıştırma kalıp içerisinde, tek yönlü presleme ile iki ayrı basınçta 680 ve 780 MPa basınç altında 1 dakika süren baskıyla, Şekil 5.2'deki kalıpta basılarak, Şekil 5.3'de verilen boyutlarda numuneler elde edilmiştir. (Metal Powder Industries Federation [MPFI], 1998).



Şekil 5.3 Kompozit malzemedan üretilen çekme deneyi numunelerinin ölçülendirilmiş resmi

Presleme basıncı altında gerekli numune boyutlarını elde edebilmek için, kalıp içerisine bütün uygulamalarda 10 gr karışım toz şarj edilmiştir. Presleme esnasında; karışım toz, kalıp içerisine şarj edilmeden önce kalıp iç yüzeyleri ile zımba dış yüzeylerine etil alkolçinko stearat karışımı sürülerek numunelerin kalıptan daha kolay çıkması sağlanmış ve katmanlaşma problemi giderilmiştir.

Deneyisel çalışmada kullanılan bütün karışımlar aynı şartlar altında preslenmiştir. Tablo 5.3 de belirtildiği gibi her guptan 3 adet olmak üzere toplam 18 adet numune elde

edilmiştir.

Tablo 5.3 Deney numunelerinin özellikleri

Numune Sıra	% SiC miktarı	Tane boyutu (μm)	Presleme basıncı ve (MPa)	Presleme koşulları
1	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	680	1 dakika
2	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	680	1 dakika
3	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	680	1 dakika
4	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	780	1 dakika
5	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	780	1 dakika
6	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	780	1 dakika
7	%15	0,2-2 μm	680	1 dakika
8	%15	0,2-2 μm	680	1 dakika
9	%15	0,2-2 μm	680	1 dakika
10	%15	0,2-2 μm	780	1 dakika
11	%15	0,2-2 μm	780	1 dakika
12	%15	0,2-2 μm	780	1 dakika
13	%5	0,2-2 μm	680	1 dakika
14	%5	0,2-2 μm	680	1 dakika
15	%5	0,2-2 μm	680	1 dakika
16	%5	0,2-2 μm	780	1 dakika
17	%5	0,2-2 μm	780	1 dakika
18	%5	0,2-2 μm	780	1 dakika

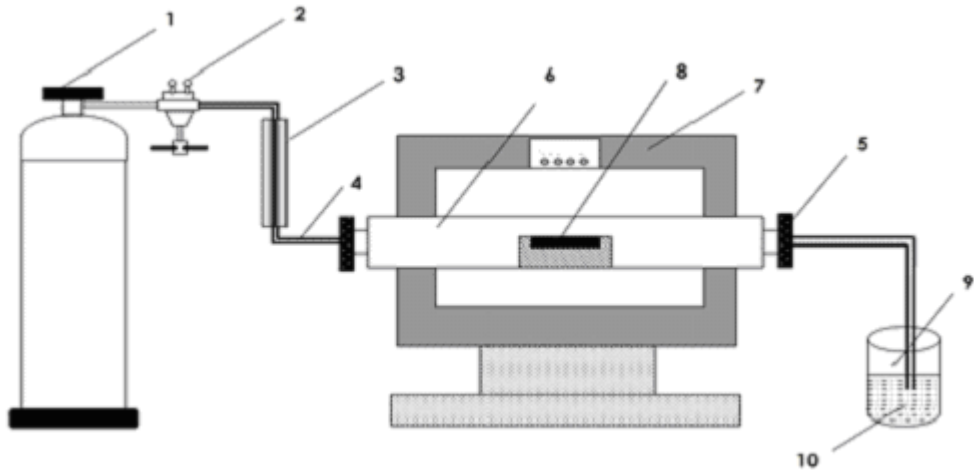
Presleme sonrası farklı oranlarda SiC içeren preslenmiş 18 tip numunenin aynı usul ile ayrı ayrı ham yoğunlukları hesaplanmıştır. Ham yoğunluk ölçümleri ile özellikle farklı presleme basıncının ham yoğunluk üzerine etkisi ortaya konmuştur. Ham yoğunluk hesaplamalarında presleme sonrası elde edilen blok parçanın ağırlığının hacmine oranı numunenin ham yoğunluğunu vermiştir. Presleme öncesi kalıba doldurulan karışım tozun ve presleme sonrası elde edilen blok parçanın ağırlık ölçümleri, hassasiyeti 0,0001 g olan tartı cihazında yapılmıştır. Numunelerin yoğunluk ölçümleri de aynı şekilde yapılmıştır.

Presleme sonrası elde edilen numunelerden temel olarak gerekli mukavemet artışını sağlamak amacıyla kalıpta sıkıştırılmış toz kütleleri ergime sıcaklığının altında ısıtılarak, difüzyon yolu ile kimyasal olarak bağlanmalarını sağlamak ve böylece gözenek miktarını düşürmek için Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve

Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan Şekil 5.4'te gösterilen PROTHERM marka atmosfer kontrollü tüp fırında numuneler; sırasıyla deneme amaçlı olarak 560°C, 590 °C, 600°C ve 620°C sıcaklıklarda sinterleme işlemi, çekme deneyi ve metalografik incelemeleri yapıldıktan sonra ve sinterleme sıcaklığı 620 °C olarak belirlenmiştir. Numuneler fırın oda sıcaklığında iken merkezine yerleştirilmiştir. Argon kontrollü tüp fırında 20 dakikada 300 °C'ye ulaşması beklendi, 30 dakika 300 °C'da yağlayıcı uçurma işlemi yapıldı, 300 °C'den 30 dakikada 620 °C çıkması beklendi,100 dakika 620°C'de beklendi, 50 dakikada 20°C'ye inmesi beklendi. Numunelerin sinterleme anında oksitlenmesini önlemek için ortamdan sürekli olarak argon gazı geçirilerek koruyucu ortamda Şekil 5.5.'te gösterilen düzeneğe göre sinterleme yapılmıştır. Sinter sonrası Şekil 5.7'da görünen numunelerde gözle görülür boyutsal değişim meydana gelmemiştir.



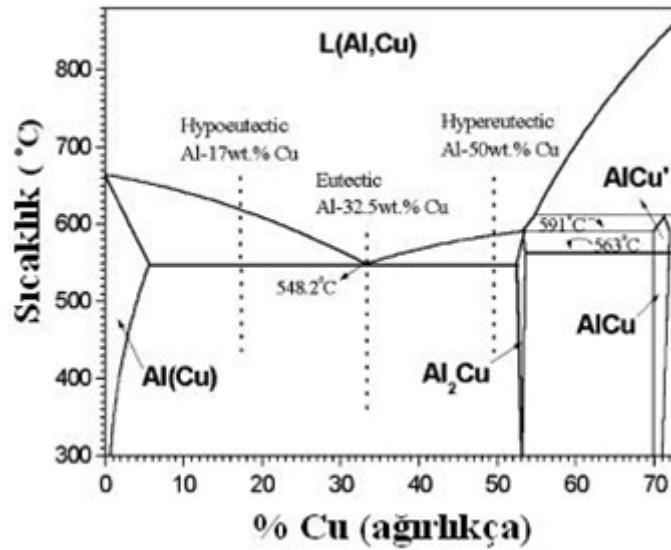
Şekil 5.4 Kullanılan tüp fırın düzeneğinin görünümü



Şekil.5.5 1) Argon tüpü 2) Manometre 3) Akış ölçer 4) Gaz taşıyıcı hortumlar 5) Kapaklar 6) Seramik tüp 7) Fırın gövdesi 8) Numune 9) Gaz çıkış kontrol kabı 10) Su

Şekil 5.6`da verilen Al-Cu ikili faz diyagramı incelenecek olursa; ağırlıkça % 3,9 Cu içeren Al-Cu alaşımının solidus eğrisini kestiği sıcaklığın yaklaşık olarak 505 °C, solvus eğrisini kestiği sıcaklığın ise yaklaşık 570 °C ve sıvı hale geçtiği sıcaklığın yaklaşık 650 °C olduğu görülmektedir.

505 °C - 570 °C sıcaklık değerleri arasında yapılacak sinterleme işleminin katı faz sinterleme ve 570°C ve üzeri sıcaklıklarda yapılacak sinterlemenin ise sıvı faz sinterleme işlemi olacağı görülmüştür.



Şekil 5.6 Al-Cu faz diyagramı (Aluminium Learning, 2007)

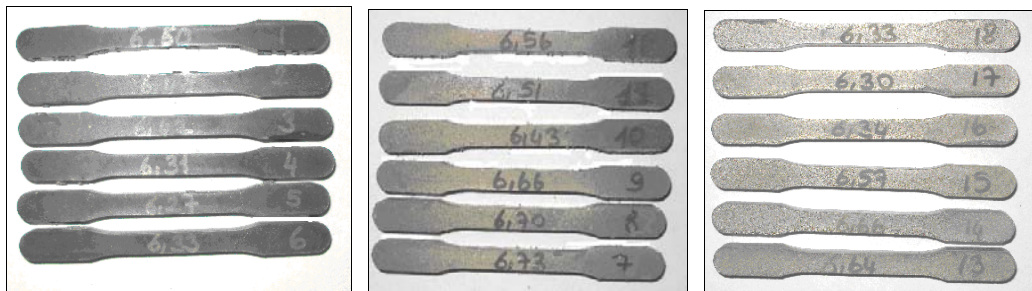
Literatürde alüminyum, bakır ve magnezyum üçlü sisteminde oluşan çökeltiler üzerine çeşitli çalışmalar mevcuttur. Al, Cu ve Mg karışımlarının sinterlenmesi esnasında Al₂Cu ve Al₂CuMg çözeltileri oluşmaktadır. Al esaslı toz metalurjisi çalışmalarında bakırın büyük oranda kullanılmasının sebebi Al içindeki yüksek çözünebilirliğidir. Böylelikle Al-matris yapı içerisinde mevcut Al-Cu katı çözeltileri, saf alüminyumlu sistemlere göre daha tok hale getirmektedir (Kloc.L,ve diğer.,1997).

Şekil 5.6`da Al-Cu faz diyagramı incelendiğinde 620 °C`nin Al+Sıvı bölgesinde kaldığı görülmektedir. Dolayısıyla bu sıcaklıkta Al 2017 alaşımlarında gerçekleşen sinterleme mekanizması sıvı faz sinterlemedir. Al-Cu faz diyagramında ağırlıkça % 3,9 bakır bölgesinde ve 620 °C sıcaklıkta manivela kuralı uygulandığında alaşımın

% 13'nün sıvı olduğu tespit edilmiştir. Oluşan sıvı fazın kapiler etki ile taneler arasındaki gözenekleri doldurması beklenmektedir. Oluşan ötekiğin taneleri ıslatma kabiliyetinden dolayı taneler arası bağı kuvvetlendireceğinden, üretilen TM malzemelerin dayanımının artması beklenmektedir.

Alüminyum tozlarının katı faz sinterlenmesinde en büyük engel alüminyum taneleri yüzeyinde bulunan oksit tabakasıdır. Alüminyum tozları yüzeyinde bulunan oksit tabakasının sinter için gereken koşulları belirlemek için göz önünde bulundurulması zorunludur. Bu oksit tabakasının üretim süreçlerinde sinterlemede ve nihai ürünün mekanik özellikleri üzerinde büyük etkilere sahip olduğu bilinmektedir. Özellikle katı faz sinterlemede oksit tabakası sinter süresinin uzamasına sebep olur. Sinter süresinin az olması katı faz sinterlemede taneler arasında boyunların oluşmasını engeller ve sinterleme tam olarak gerçekleşmez, sürenin fazla olması durumunda ise tane büyümesi gerçekleşir. Tane üzerindeki oksit film tabakası sinterleme sonrası mikroyapıda tane sınırlarında kalarak malzemelerin mekanik mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır.

Bununla beraber, oksit tabakasının presleme esnasında oluşan mekanik kuvvetle kırılması ve sinterlemede kırılan ve taneler arasında temas eden yüzeylerde soğuk kaynak oluşması mümkün olabilmektedir. Flumerfelt yaptığı çalışmada (Flumerfelt J.F, 1998), oksit tabakası kalınlığının 27 \AA 'a kadar olması durumunda, alüminyum katyonlarının difüzyonuna imkan vermesinden dolayı tozların temas noktalarında boyun oluşumunun mümkün olduğunu ortaya çıkarmıştır.



Şekil 5.7 Sinterleme işlemi sonrası her bir deney numunesinin numaralandırılmış görüntüleri

5.5 Çekme Deneyi

Alüminyum metal matriksli, %5, %10, oranlarında SiC takviyeli kompozit malzemelerin çekme deneyi; standart numune ölçülerine uygun olarak hazırlanan numunelerle, Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan Şekil 5.8. de görünen Shimadzu 5KN Tensile Test Machine marka çekme cihazında yapılmıştır. Numuneler bütün deneylerde 0,5 mm/dakika sabit çekme hızında çekilmişlerdir. Çekme deneylerinin yapıldığı standart numune ve ölçüleri yukarıda Şekil 5.3. 'te verilmiştir.



Şekil 5.8 Çekme cihazının görünümü

5.6 Yoğunlukların Ölçülmesi

Tüp fırında argon gazı ortamında sinterlenmiş 18 tip numunenin, sinterleme sonrası yoğunlukları aynı usul ile ve ayrı ayrı ölçülmüştür. Sinterleme sonrası yoğunluk hesaplamalarında sinterlenmiş numunelerin ağırlığının hacmine oranı numunenin sinterleme sonrası yoğunluğunu vermiştir. Kompozitlerin teorik ve deneysel yoğunlukları hesaplanmıştır. Deneysel yoğunluğun teorik yoğunluğa bölünmesi ile relatif yoğunluğu (RD) bulunmuştur. Her bir kompozit için teorik ve deneysel yoğunluk arasındaki farklar alınarak porozite miktarları;

$$\text{Porosity (\%)} = \frac{\rho_T - \rho_E}{\rho_T} \times 100 \quad (5.4)$$

ρ_T : Teorik yoğunluk (g/cm³)

ρ_E : Deneysel yoğunluk (g/cm³)

Formülüyle hesaplanmıştır.

5.7 Mikroyapıların İncelenmesi

Numuneler optik ve taramalı elektron mikroskobu incelemeleri öncesinde bakalit içerisine gömülmüştür. Elde edilen numunelerin mikroyapı incelemeleri için zımparalama disklerine sırasıyla 80-400-800-1200 tane büyüklüğüne sahip dairesel zımpara kâğıtları yerleştirilerek parlatma işlemleri yapılmıştır. Zımparalama ile parlatma işlemi tamamlanan numuneler disk üzerine yerleştirilen yine dairesel şekle sahip parlatma keçesi üzerine 3 ve 6 µm boyutunda elmas pasta süspansiyonu dökülerek hassas bir şekilde parlatılma işlemleri tamamlanmıştır. Numuneler Keller çözeltisi (1 ml HF, 1.5 ml HCl, 2.5ml HNO₃, 95 ml H₂O) ile dağlanmıştır. Parlatma işlemleri tamamlanan numunelerin mikro yapısı optik mikroskopta incelenmiş ve çeşitli büyütmelerde dağlama öncesi ve sonrasında değişik bölgelerinden fotoğrafları çekilmiştir. Çekme deneyi sonrasında kırık yüzeylerin SEM incelenmesi yapılmış çeşitli büyütme oranlarında fotoğrafları çekilmiştir.

Optik mikroyapı incelemelerinde Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan Nikon ECLIPSE ME 600 marka optik mikroskobu kullanılmıştır. SEM incelemeleri JEOL JSM -6060 marka taramalı elektron mikroskobunda yapılmıştır. EDX incelemelerinde IXRF System Inc. marka analiz cihazı kullanılmıştır.

5.8 Malzemelerin Sertlik Değerlerinin Belirlenmesi

Malzemeler üzerinde yapılan en genel deney, sertliğinin ölçülmesidir. Bunun sebebi deneyin basit olmasının yanı sıra malzemenin mekanik özellikleriyle sertliğinin

arasında paralel bir ilişkin bulunmasıdır. Sertlik izafi bir ölçü olup sürtünmeye, çizmeye, kesmeğe ve plastik deformasyona karşı direnç olarak tarif edilir.

Sinterleme sonrası numunelerin yüzeyleri 1200'lük zımpara ile gerekli yüzey kalitesinde zımparalanarak, yüzeylerdeki özellikle sinterleme sonrasında oluşabilen oksit tabakası temizlenmiştir. Her gruptan en iyi çekme sonucunu veren toplam altı numunenin yüzeylerinin 5 farklı noktasından Vickers sertlik ölçme yöntemi ile sertlik ölçümü yapılmıştır. Bu ölçümlerin ortalaması numunenin sertliği olarak kabul edilmiştir. Sertlik ölçümleri Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan Mikro Vickers Shimadzu HSV-3 Sertlik test cihazı ile yapılmıştır. Sertlik 136° lik piramit uç kullanılarak ve 1 kg yük, 10 saniye süre uygulanarak yapılmıştır.

BÖLÜM ALTI

DENEYSEL BULGULAR, TARTIŞMA VE SONUÇ

6.1 Literatür Araştırması

Hailong ve ark. (2006), SiC partikülleri ile desteklenmiş Al kompozitler, toz metalurjisi metodu ve geleneksel atmosferik sinterleme ile hazırlanmıştır (Hailong ve diğer., 2006). Sinterlenmiş kompozitleri sınıflandırmak için Elektron mikroskopu ile (SEM) taranarak, X-ray sapma (XRD) teknikleri kullanılmıştır. Yoğunluk üzerindeki ısının etkisi, sertliği, uzaması ve kompozitlerin mikro yapısı araştırılmıştır. Detaylı hata davranışı incelenmiştir. 80 Mpa altındaki en yüksek mikro sertliği 700 °C de oluşmuştur. Dayanım Al₂Cu'nun yapısından dolayı, yükselen sıcaklıkla birlikte artış eğilimi göstermiştir. Hem sünek hem de gevrek kırılma özellikleri gözlemlenmiştir.

Kim (2006), SiC partiküllü alüminyum metal matris kompozit malzemelerin geliştirilmesi için toz metalurjisi ve sıcak vakum presleme metodu kullanılmıştır (Kim ve diğer., 2006). Birleştirme üzerindeki işlem şartlarının etkisi mikroyapı ile bir arada bulunan nispi yoğunluk değişimi araştırılmıştır. Sıcaklığın ya da basıncın artması ile yoğunluk oranları artmaya başlamıştır. Basınç uygulandığında da malzemeler için yoğunluk zamanı çok kuvvetli bir şekilde etkilenmiştir. Geliştirilen ürünlerin mekaniksel özellikleri ile birlikte konsolidasyon seviyeleri partikül takviyelerinin hacim kırılmasına da bağlıdır. Model, sonlu eleman yazılımında gerçekleştirilmiş böylece proses simülasyonları gerçekleştirilebilir ve nispi yoğunluk önceden tahmin edilerek deneysel gözlemlerle kıyaslanabilmektedir.

Kyung ve ark. (2007), 7xxx serisi Al kompozitlerin sinterlenmiş yapıları ve mekaniksel özelliklerini araştırmıştır (Kyung ve diğer., 2007). AMB7775 (Al-7.0Zn-2.5Mg-1.0Cu) başlangıç malzemesi olarak kullanılmış ve kompozit malzemelerde Al matrisler üzerinde seramik partiküllerin etkilerini teyit etmek için AMB7775 matrise dağıtılmış partikül olarak SiC eklenmiştir. SiC destekli AMB7775 kompozit, 100 °C/dak sıcaklık oranı ile 60 dakika da 620 °C de sinterlenmiş parçanın yoğunluğu % 95,4'e kadar çıkmıştır. Yaşlandırma davranışından sonra SiC takviyeli AMB7775

kompozitdeki Al matrisin mikrosertliği AMB7775'den daha düşük oluşmuştur. Çökeltme sertleştirme davranışı Al ve SiC'ün termal genişleme katsayılarındaki farktan dolayı gerilimlerden etkilendiği rapor edilmiştir. SiC partiküllerinden kaynaklanan, sertleşme dağılımından dolayı, SiC takviyeli AMB7775 kompozit malzemenin makrosertliği ve basma dayanımı iyileştirilmiştir.

Özdin (2006), basınçlı vorteks metodu ile farklı boyut ve hacim oranlarında SiC partikülleri ile takviye edilmiş Al esaslı MMK malzemeler üretilmiş ve aşınma özellikleri incelenmiştir (Özdin ve diğer., 2006). Ayrıca, yoğunluk ölçümleri, gözeneklerin çok düşük olduğunu, partikül oranının artması ve boyutunun düşmesi ile gözenek oranının arttığını göstermiştir. Kompozitler ve alaşımın, pim disk tipi aşınma deney düzeneği ile hem sulu hem de rulman çelik düzeneğine karşı kuru ortamda aşınma davranışları araştırılmıştır. Her iki aşınma testinde de kompozitin aşınma direncinin Al alaşımına göre çok daha yüksek olduğu ve bunun partikül yüzdesi ve partikül boyutu ile arttığı tespit edilmiştir.

Hiçyılmaz (1999), toz tane boyutuna göre sınıflandırılmış alüminyum tozları içerisine değişik oranlarda seramik tanecikleri katılarak çeşitli alüminyum toz karışım kompozisyonları elde edilmiş ve toz metalurjisi teknikleri kullanılarak katı sinterleme ile seramik tanecik destekleyicili alüminyum esaslı kompozit malzemeler üretilmiştir (Hiçyılmaz, 1999). Elde edilen kompozit malzemelerin aşınma özelliklerinin içerisindeki sert fazın oranı arttıkça aşınma mukavemeti artmış ve sertlik hariç mekanik mukavemeti düşmüştür. Yağ içinde yapılan aşınma deneyinde aşınma yok denecek kadar azdır. Seramik olarak SiC 30 µm ve Al₂O₃ 40 µm toz kullanılmış, ortalama 150 µm boyutunda alüminyum matris malzemesi olarak kullanılmıştır.

Aydın (1997), alüminyum tozları, titreşimli eleme cihazı ile 106, 63 ve 45 µm olmak üzere üç ayrı toz grubuna ayrılmıştır (Aydın, 1997). Sınıflandırılmış alüminyum tozları içerisine ağırlıkça %1 ve %10 oranlarında SiO₂ 45 µm ve SiC 38 µm ve Al₂O₃ 45 µm gibi seramik tanecikleri ayrı ayrı katılarak 21 tip numune elde edilmiştir. Daha sonra TM yöntemleri kullanılarak kompozitler elde edilerek,

malzemenin yük altındaki mekanik özellikleri belirlenmiştir. Ana malzemenin toz tane boyutu küçüldükçe kompozit malzemenin mekanik mukavemeti artmış, içerisindeki seramik tanecik destekleyici oranı arttıkça mekanik mukavemeti düşmüştür.

Akbulut ve ark. (1993), farklı boyut (75, 63 ve 36 μm) ve hacim oranlarındaki (% 5-20) SiC partiküllerinin Vorteks metodu ile LM13 alaşımına ilavesiyle Metal Matrisli Kompozitler elde etmişlerdir (Akbulut ve diğer., 1993). Kompozitlere ısıtma işlemi uygulanmış, döküm halinde ve ısıtma işlemi görmüş malzemelerdeki sertliğin, artan SiC hacim oranıyla ve azalan partikül boyutuyla yaklaşık doğrusal bir şekilde arttığı görülmüştür. Fakat artış hızı, ısıtma işlemi görmüş malzemelerde daha yavaş olarak gerçekleşmiştir. Metalografik incelemeler, SiC partikül boyutunun artması ile homojen bir dağılım sağlandığını göstermiş ayrıca düşük boyuta sahip partiküllerin partikül topraklanmasına ve gözenek oluşumuna yol açtıklarını ortaya çıkarmıştır. Matrisde SiC hacim oranının artmasının mikroyapıyı modifiye ettiği ve ayrıca %15-20 SiC hacim oranlarında primer Si kristallerinin oluşumuna sebebiyet verdiği gözlemlenmiştir.

Türker ve ark. (1999), Al ve SiC tozlardan mekanik alaşımlama tekniği ile daha küçük tane yapılı ve daha dayanıklı kompozit malzeme üretimini araştırmışlardır. Tozlar 1300 dev/dak da açık atmosferli ve su soğutmalı olarak 0.5, 1, 2.5, 5 ve 10 saat MA işlemine tabi tutulmuştur. Alaşımlama zamanı arttıkça toz boyutu küçülmüş ve sertlik artmıştır. Son olarak sertlik 62 HVN olmuştur. MA tekniği ile daha küçük tane yapılı, ince parçacık dağılımlı ve daha dayanıklı kompozit malzeme üretimi gerçekleştirilmiştir. İnce dağılımlı parçacıklarla kontrol edilen küçük tane yapısı yardımıyla sıcaklık dayanımında, toklukta, korozyon ve yorulma dayanımında iyileşmeler görülmüştür (Türker ve diğer., 1999).

Bağcı (2002), Mekanik alaşımlama ile üretilen Al-Al₄C₃ kompozit malzemede presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığının mekanik özellikler üzerine etkisini incelemiştir. Bu çalışmada, %2-4 oranlarında karbon arası ve alüminyum toz karışımı yüksek enerjili atriötör içerisinde 20 saat süreyle mekanik alaşımlama işlemine tabi tutulmuştur. MA sonrası

elde edilen tozlar farklı presleme basınçlarında preslenerek blok numuneler haline getirilmiştir. Daha sonra bütün numuneler 5 saat süreyle değişik sıcaklıklarda tüp fırında argon gazı ortamında sinterlenmiştir. Sinterleme sonrası numunelerin XRD analizleri yapılarak Al_4C_3 dönüşümü, SEM çalışmaları ile numunelerin sinterlenebilme durumu, yapılan çapraz kırılma testi ve sertlik ölçümleri ile de numunelerin mekanik özellikleri belirlenmiştir. Elde edilen mekanik özelliklere göre optimum presleme basıncı 600 MPa ve sinterleme sıcaklığı ise 650 °C olarak belirlenmiştir (Bağcı, 2002).

Özkök (2004), α - Si_3N_4 içeren alüminyum matrisli kompozit malzeme üretimi ve özelliklerini incelemiştir. Yapılan bu çalışmada toz metalürjisi üretim yöntemi kullanılarak, değişik oranlarda α - Si_3N_4 içeren alüminyum matrisli toz-metal kompozit malzeme üretilmiştir. Karışım tozların hazırlanmasında döner silindirde karıştırma ve yüksek enerjili atritörde alaşımlama şeklinde 2 farklı yöntem kullanılmıştır. Elde edilen karışım tozlardan 1000 MPa presleme basıncı altında standart çapraz kırılma numuneleri üretilmiştir. Presleme sonrası numuneler değişik sıcaklıklarda iki saat süre ile argon gazı ortamında tüp fırında sinterlenmiştir. Elde edilen sonuçlar; klasik karıştırma yöntemine göre, yüksek enerjili atritörde yapılan karıştırmayla, α - Si_3N_4 partiküllerin Al matris içerisinde dağılımının daha iyi sağlandığını göstermiştir. Sonuç olarak bu numunelerde daha yüksek sertlik ve mukavemet değerleri elde edilmiştir (Özkök, 2004).

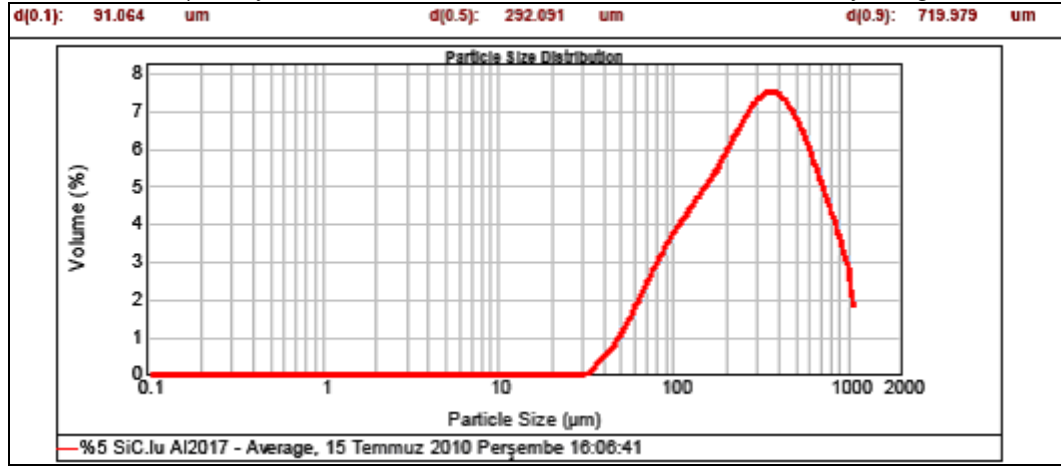
Şahin ve ark. (2002), Toz metalürjisi yöntemi ile SiCp takviyeli Al esaslı kompozitler üretmişlerdir. Üretilen kompozitlerde SiCp takviye oranları ağırlıkça %5, %10, %15, %20 olarak seçilmiştir. Bu karışımlar, 500 MPa ve 350 MPa basınçlarda preslenerek ve argon gazı atmosferinde 600 °C 30 dakika sinterleme işlemi uygulanarak kompozit numuneler üretilmiştir. Elde edilen kompozitlerin yoğunluk ve sertlik ölçümleri yapılmış, aşınma davranışları incelenmiştir. Aşınma testleri pim-on-disk düzeneğinde yapılmış, karşı aşındırıcı olarak 600 nolu SiC zımpara seçilmiştir. Aşınma tesleri sonucunda presleme basıncı ve takviye oranının artışı kompozitlerin aşınma direncini iyileştirdiği gözlenmiştir (Şahin ve diğer., 2002)

6.2 MA Sonrası Elde Edilen Toz Kompozisyonların İncelenmesi

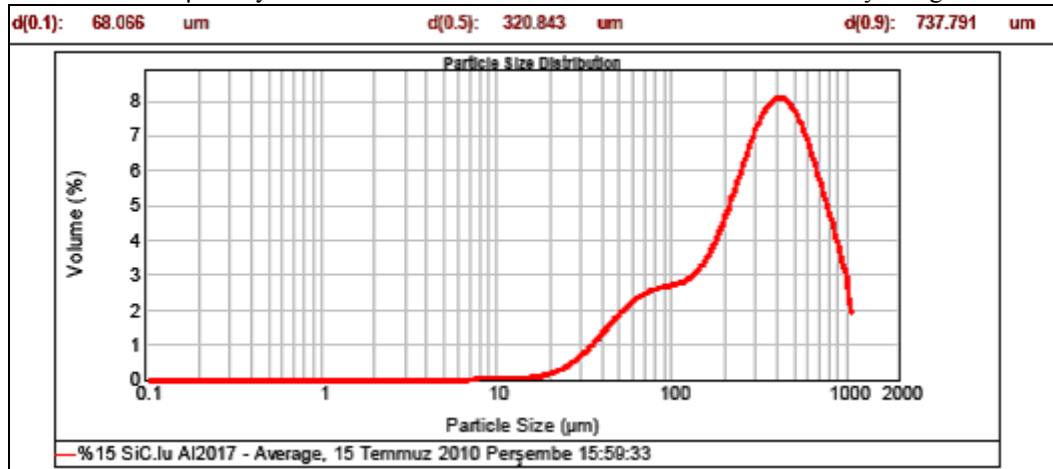
6.2.1 MA Sonrası Elde Edilen Toz Kompozisyonların Paçacık Boyut Analizi

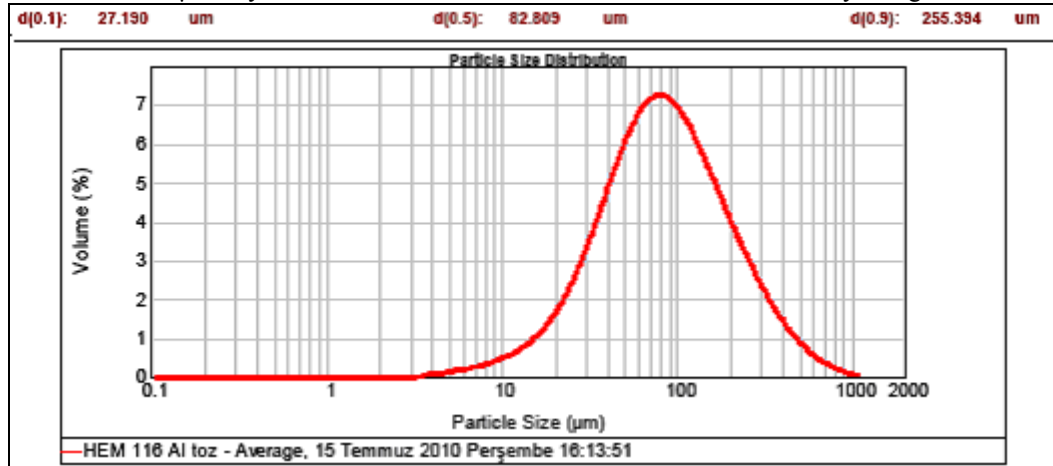
Tedarik edilen kompozit tozlar İzmir-Kemalpaşa'da bulunan Sentez-Bir firması laboratuvarlarında Malvern Mastersizer 2000 Ver.5.54E marka toz boyut analiz cihazında MA alaşımlama yapılmış toz kompozisyonların tane boyutu analizleri yapılmıştır. Yapılan toz tane boyutu analizlerinde elde sonuçlar sırasıyla Tablo 6.1, Tablo 6.2, Tablo 6.3'de verilmiştir.

Tablo 6.1 0.2 -2 μ m boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin toz tane boyut dağılımı.



Tablo 6.2 0.2 -2 μ m boyutundaki %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin toz tane boyut dağılımı.

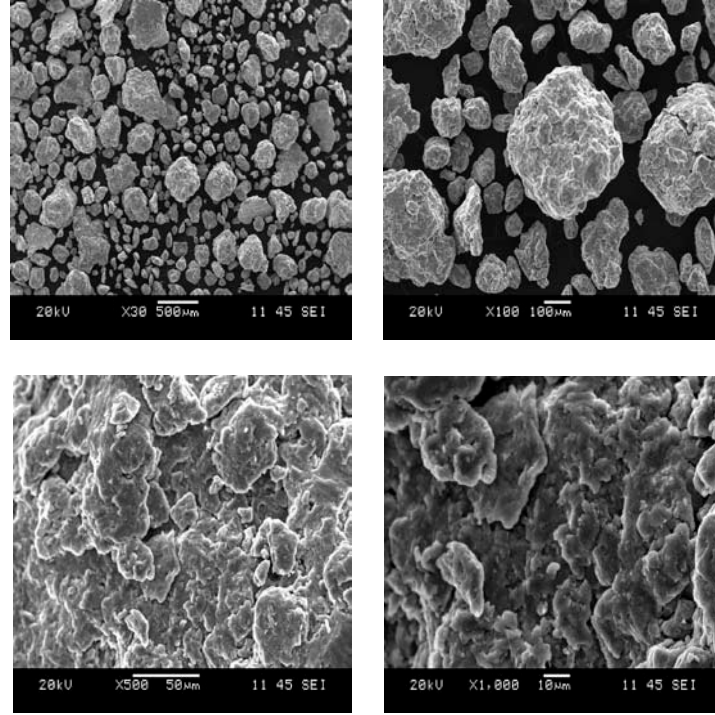


Tablo 6.3 $\leq 0.2 \mu\text{m}$ boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin toz tane boyut dağılımı.

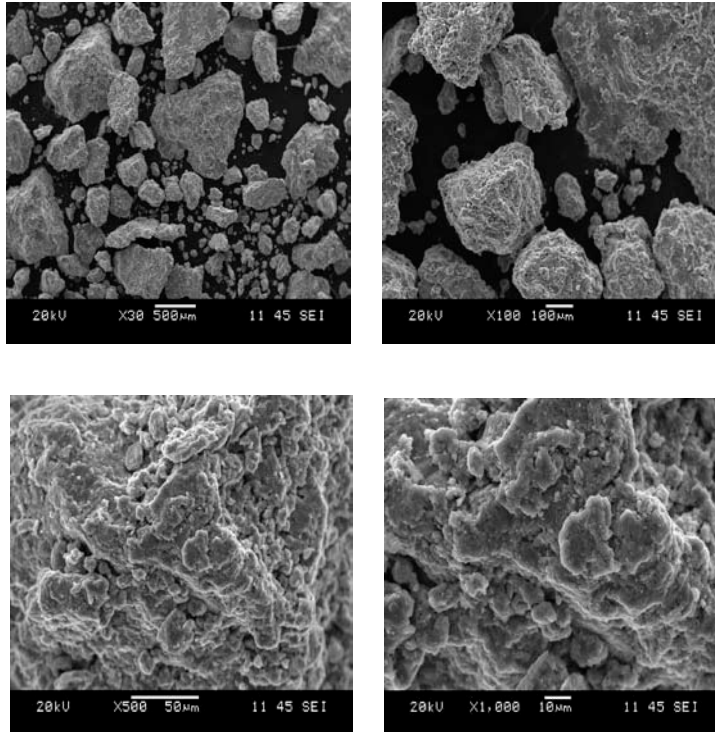
6.2.2 MA Sonrası Elde Edilen Toz Kompozisyonların SEM İncelemesi

Kullanılan malzemenin fiziksel özelliklerinin araştırılması amacıyla tedarik edilen mekanik alaşımlanmış tozlar taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile morfolojik incelemeye tabi tutulmuştur. Şekil 6.1, Şekil 6.2, Şekil 6.3'de tozlara ait çeşitli büyütme oranlarında SEM görüntüleri verilmektedir. Resimler incelendiğinde alaşım tozlarının tane boyutunun değişkenlik gösterdiği ancak toz boyut analizi tablolarında belirtilen Tablo 6.1, Tablo 6.2, Tablo 6.3'de belirtilen değerlerde olduğu ayrıca görülmüştür.

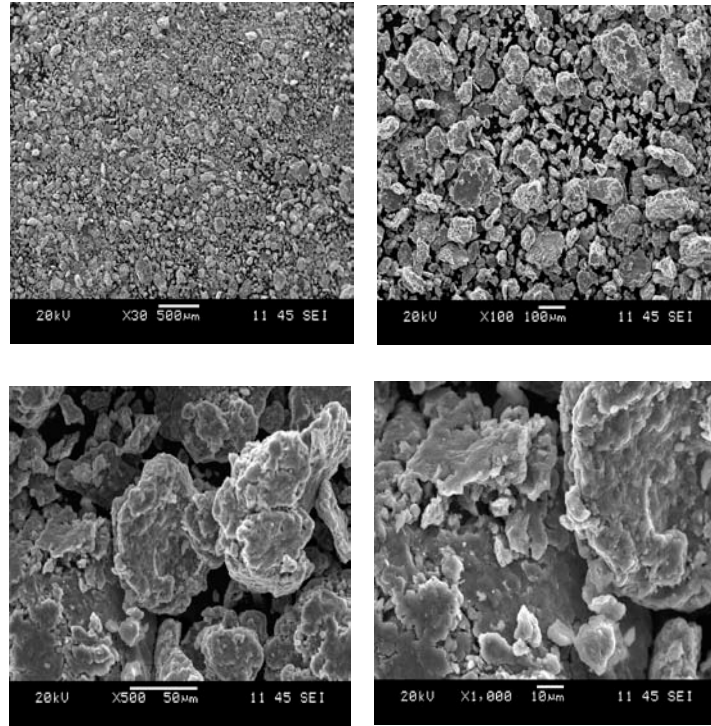
Şekiller incelendiğinde, yuvarlak ve düzensiz şekilli tozlar olduğu mekanik alaşımlamanın etkisiyle tanelerin farklı şekil ve boyutlara sahip olduğu görülmektedir. Bazı bölgelerde ise birbirine kaynamış tozlardan oluşan iri partiküller bulunmaktadır. Bu tozların yüksek büyütme ile elde görüntülerinde tozların çarpışan bilyaların arasında defalarca kaldığını ve birbirlerine kaynaklanarak katmanlı bir yapı oluşturarak birbirine geçtiği görülmektedir.



Şekil 6.1 0.2-2µm boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin çeşitli büyütme oranlarındaki SEM görüntüleri



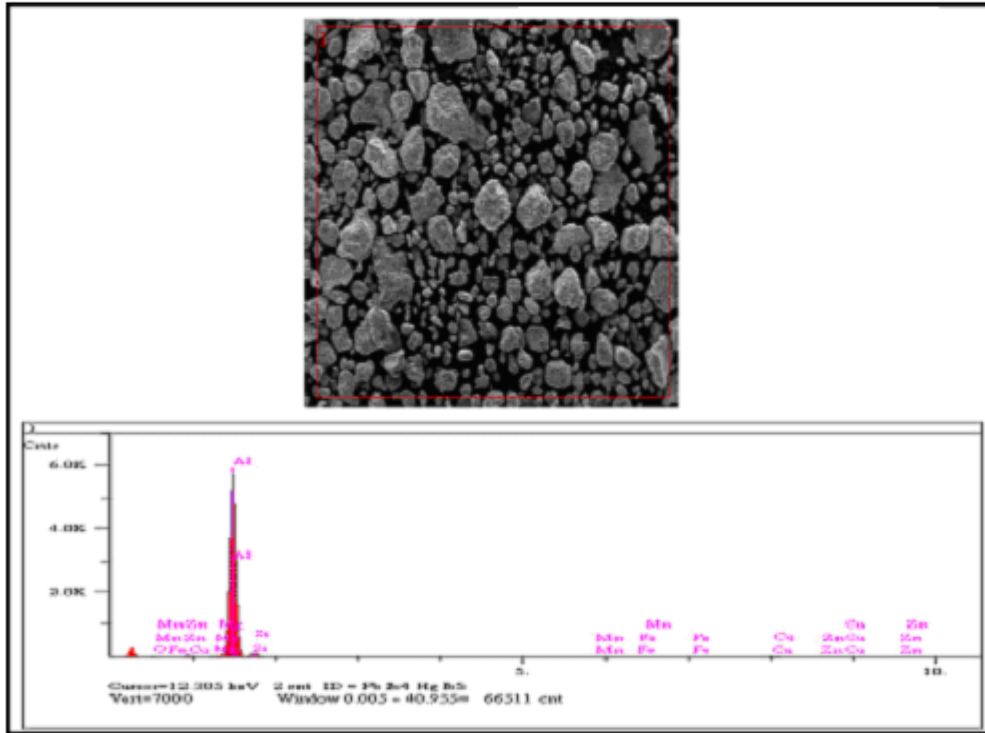
Şekil 6.2 0.2-2µm boyutundaki %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin çeşitli büyütme oranlarındaki SEM görüntüleri



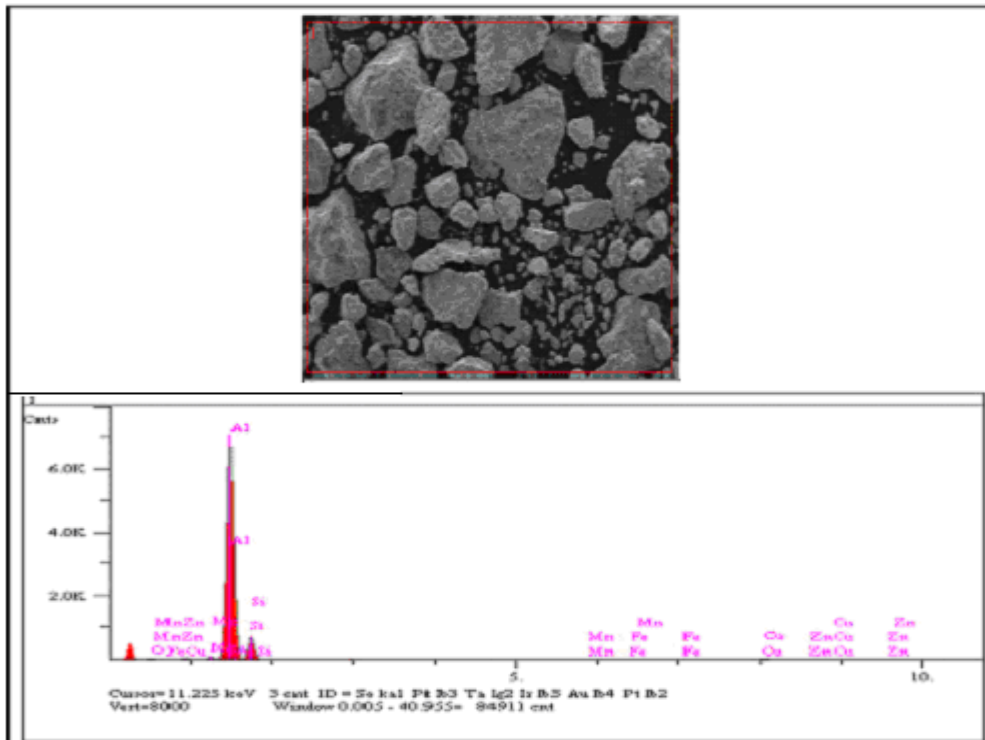
Şekil 6.3 $\leq 0.2\mu\text{m}$ boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017' nin çeşitli büyütme oranlarındaki SEM görüntüleri

Mekanik alaşımlanma yapılmış tozların mikro yapıları SEM'de incelenmiş ve gerekli yerlerinden EDS analizleri alınmıştır. Kaynaklaşma işlemi yüksek hızda dönen değirmende karıştırıcı kollardan hız alan bilyalar arasında kalan tozların ezilmesinden kaynaklanmaktadır. Bu tozlar bazen oldukça büyük tek bir toz görünümü vermektedir. Bilyalar arasında defalarca kalarak ezilen tozların olduğu SEM çalışmalarında katmanlı yapı olarak tespit edilmiştir. Tozların birbirine mekanik olarak kaynaklandığı EDAX analizleri ile desteklenmekle beraber mekanik alaşımlama esnasında olası bir kirlilikten dolayı ağırlık yüzdelerinde farklılığın olduğu düşünülmektedir.

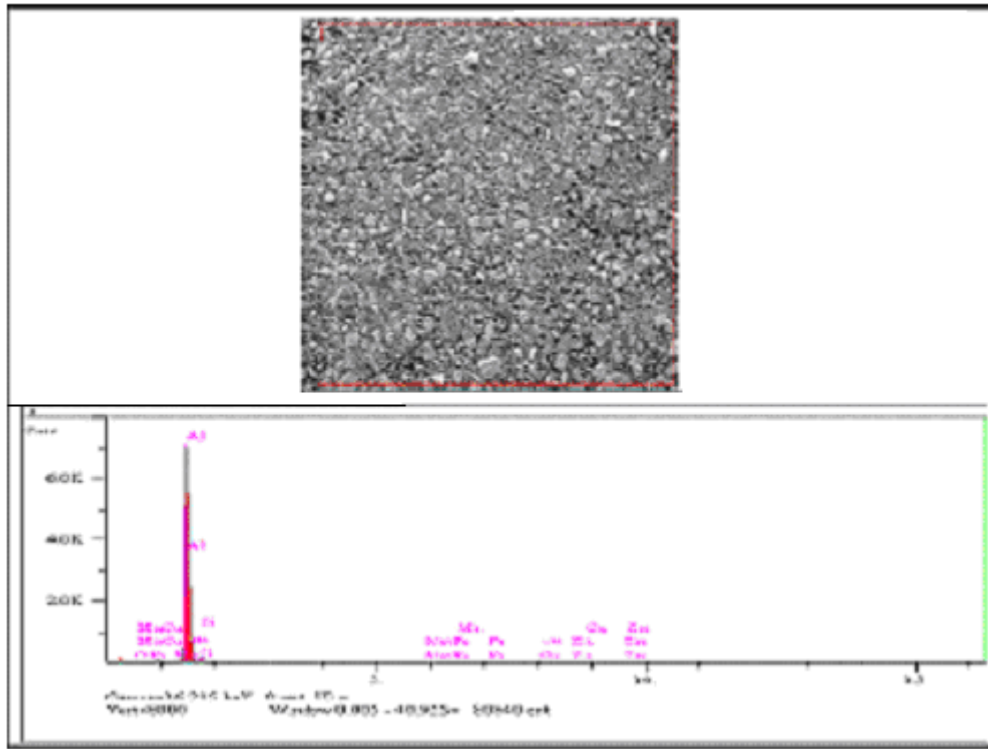
EDAX analiz sonuçları aşağıda Şekil 6.4, Şekil 6.5, Şekil 6.6 'da verilmiştir.



Şekil 6.4 0.2 -2 μ m boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin EDAX analiz sonuçları

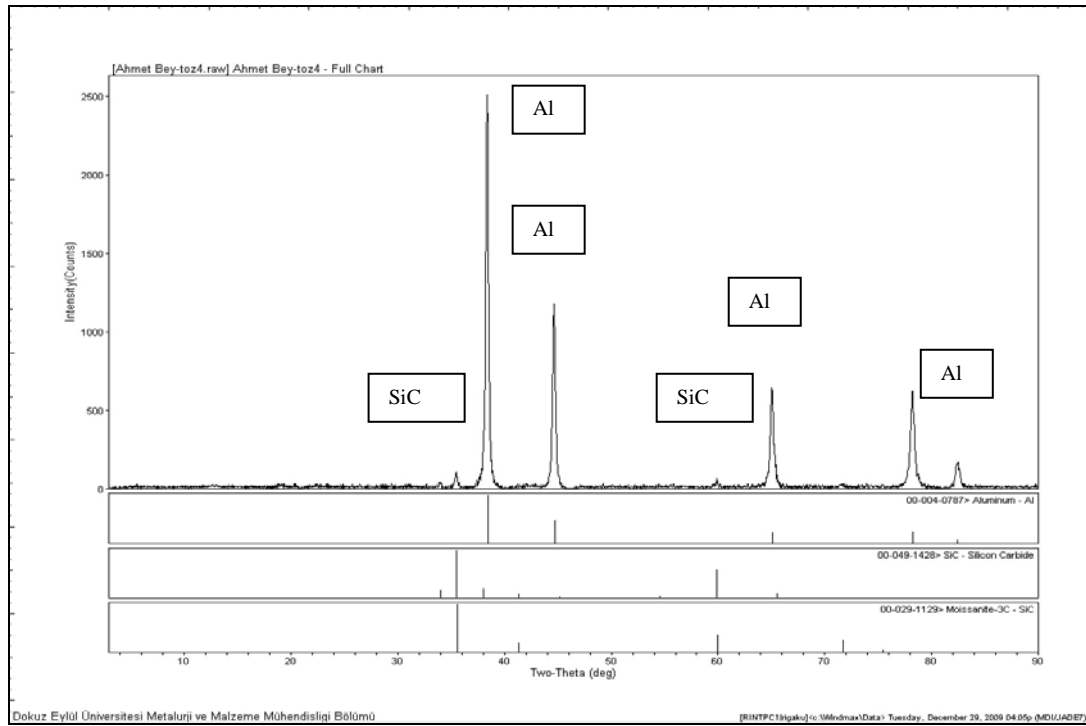


Şekil 6.5 0.2- 2 μ m boyutundaki %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin EDAX analiz sonuçları

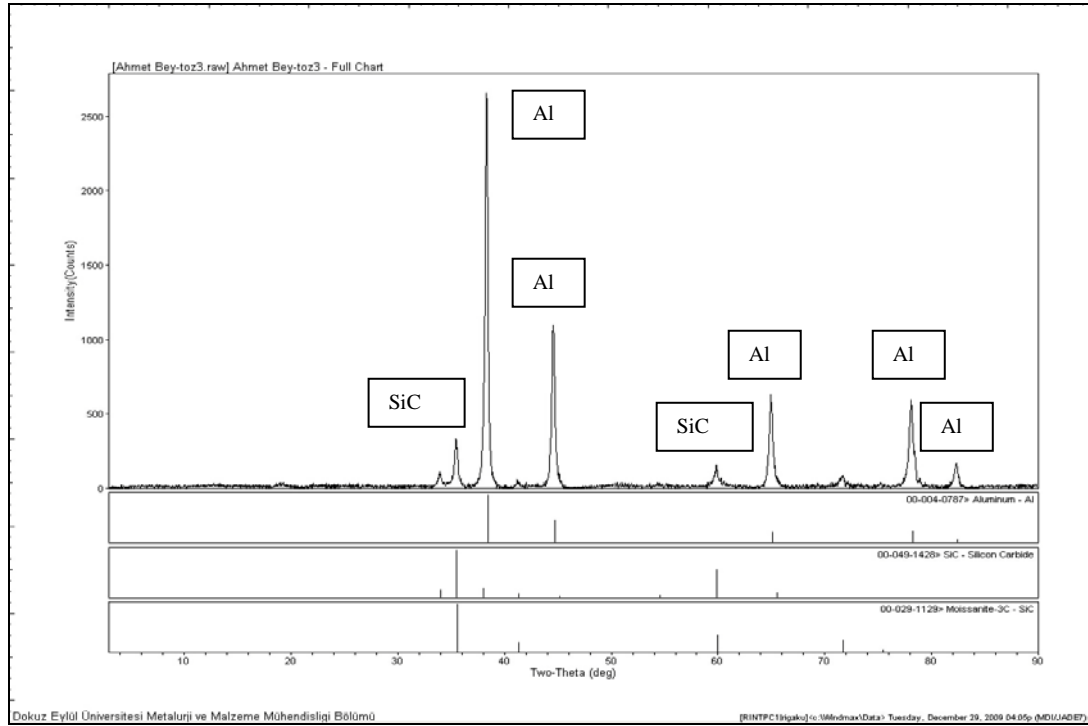


Şekil 6.6 $\leq 0.2 \mu\text{m}$ boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin EDAX analiz sonuçları

Kompozit tozlarının X ışını difraktometre analiz sonuçları olan Şekil 6.7 ve Şekil 6.8 de görüldüğü gibi pik şiddetlerine bakılınca Alüminyumun, SiC'den daha fazla olduğu belli olmaktadır.



Şekil 6.7 0.2- $2\mu\text{m}$ boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017 kompozit malzemenin Xray toz analizi



Şekil 6.8 0.2-2µm boyutundaki % 15 SiC tane katkılı Al 2017 kompozit malzemenin Xray toz analizi

6.3 Yoğunluk Ölçümleri ve Porozite Miktarlarının Belirlenmesi

Kompozit malzemeler ile aynı şartlarda üretilen Al 2017 alaşımının ölçülen yoğunluğu esas alınarak ve üretilen 18 adet ayrı kompozitin içerdikleri SiC parçacık ağırlıklık oranına bağlı olarak karışım kuralına göre kompozitlerin hesaplanan teorik ve deneysel yoğunlukları ve sinterleme öncesi ham yoğunluğu Tablo 6.4'de verilmiştir. Her bir kompozit için teorik ve deneysel yoğunluk farkından hesaplanan, içerdikleri porozite oranları da aynı tabloda verilmiştir.

Malzemelerin teorik yoğunluk değerlerinin karışım kuralından bekleneceği gibi ideal bir şekilde doğrusal olarak arttığı görülmektedir. SiC parçacıklarının % oranının artması porozite oranlarının arttığı görülmektedir.

Tablo 6.4'e bakıldığında seramiğin tane boyutu küçüldükçe ham yoğunlukların arttığı görülmüştür. Toz tane boyutunun küçülmesi tozların daha iyi sıkıştırılabilmesini ve dolayısıyla ham yoğunluğun artmasını sağlamıştır.

Numunelerin sinterleme sonrası yoğunlukları ölçüldüğünde ham yoğunluklarına göre yoğunluklarının arttığı görülmüştür. Matris içerisindeki seramik tane boyutu büyüdükçe yoğunluğun azaldığı belirlenmiştir.

Tablo 6.4'de görüldüğü gibi sıkıştırma basıncı artışı Al kompozitlerin yoğunluklarını yükseltmektedir. Relatif yoğunluklar incelendiğinde ise % 83 - 92 arasında değişen yoğunluk dağılımı elde edilmiştir. Takviye elemanı oranının düşük olduğu numunelerde nispeten yüksek bir % RD, Takviye elemanının oranının yüksek olduğu numunelerde daha düşük % RD yoğunluk elde edilmiştir. Bu durum sisteme girene partiküllerin alüminyum tozlarının sıkıştırma ve sinterlemesini engelleyerek azaltmasından kaynaklanmaktadır.

Tablo 6.4 Al 2017 kompozit malzemenin yoğunluk ölçümleri ve porozite miktarları

Numune sıra	% SiC miktarı	Tane boyutu (μm)	Presleme basıncı ve (MPa)	Sinterleme öncesi ham yoğunluk (gr/cm^3)	Teorik yoğunluk (gr/cm^3)	Deneyisel yoğunluk (gr/cm^3)	RD %	Porozite (%)
1	%5	$\leq 0,2$	680	2,376	2,735	2,438	89	10,8312
2*	%5	$\leq 0,2$	680	2,381	2,735	2,418	88	11,562
3	%5	$\leq 0,2$	680	2,398	2,735	2,423	89	11,400
4*	%5	$\leq 0,2$	780	2,444	2,735	2,480	91	9,312
5	%5	$\leq 0,2$	780	2,457	2,735	2,524	92	7,681
6	%5	$\leq 0,2$	780	2,433	2,735	2,537	91	8,852
7	%15	0,2-2	680	2,296	2,784	2,314	83	16,867
8*	%15	0,2-2	680	2,310	2,784	2,344	84	15,806
9	%15	0,2-2	680	2,322	2,784	2,341	84	15,914
10	%15	0,2-2	780	2,406	2,784	2,424	87	12,911
11*	%15	0,2-2	780	2,379	2,784	2,389	86	14,166
12	%15	0,2-2	780	2,359	2,784	2,366	87	13,484
13*	%5	0,2-2	680	2,328	2,735	2,361	86	13,656
14	%5	0,2-2	680	2,315	2,735	2,344	86	14,289
15	%5	0,2-2	680	2,356	2,735	2,379	87	12,992
16	%5	0,2-2	780	2,435	2,735	2,437	89	10,869
17	%5	0,2-2	780	2,452	2,735	2,493	91	8,816
18*	%5	0,2-2	780	2,443	2,735	2,471	90	9,630

Sistemdeki partikül artışının relatif yoğunlukları düşürmesi partikül teması ile açıklanabilir. İdeal olan katılan partiküllerin hiç birbirine değmemesi hep aralında matriks metalini bulundurmalarıdır. Partiküllerin birbirlerine temas ihtimalleri katılan takviye malzemesi oranına ve partikül metal toz tane boyutu oranına bağlıdır. Yüksek partikül oranı partikül temas ihtimalini artırırken büyük partikül boyutları partikül teması azaltır. Bu durum hangi tanelerin hangi tanenin yüzeyini çevrelediği ile ilişkilidir. Dolayısıyla yumuşak metal tanelerinin sert partikülleri çevrelemesi her

zaman TM kompozitlerde istenen bir durumdur. Bu da ancak küçük metal toz taneleri ve az partikül oranı ile sağlanabilir. Partiküller sıkıştırma sırasında plastik deformasyon göstermeyeceklerinden partikül-partikül temas artışı hem kalıntı gözenek oranını artıracak hem de sıkıştırma yükünün matriks metaline transferini önleyecektir. Bir başka deyişle uygulanan yüke birbirleriyle bir ağ şeklinde temas halinde bulunan sert partiküller karşılık vererek ve Al metal tozlarının plastik deformasyonunu azalttığından gözeneklerin yeterince kapanmasını önlemektedirler.

Tablo 6.4' de belirtildiği gibi artan partikül oranı ile Al kompozitlerinin yoğunluk değerleri düşmektedir. Partikül oranı artıkça relatif yoğunluk düşmekte ve dolayısı ile gözeneklilik artmaktadır. SiC parçacıklarının oranının artması ile porozite oranlarının arttığı görülmektedir tüm numuneler için yoğunluk artışının sıkıştırma basıncı artışı ile yükseldiği açıkça görülmektedir. Basınç miktarının artması ve tane boyutunun küçülmesi ile porozite oranları azalmaktadır.

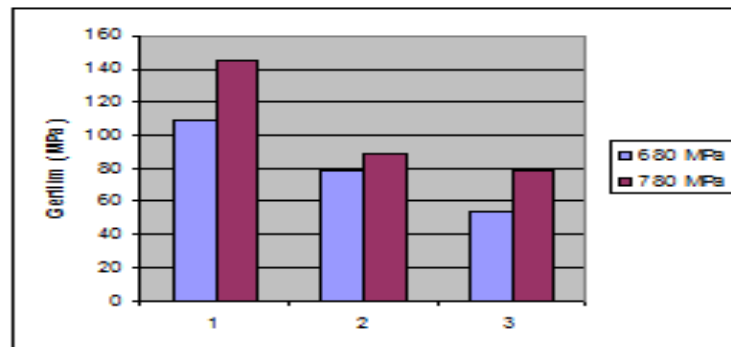
6.4 Çekme Deneyi Sonuçları

Al 2017 ve farklı tane boyut, oranda SiC tane katkılı alüminyum metal matriksli kompozit malzemelerle çekme cihazıyla yapılan çekme deneylerine ait deney sonuçları Tablo 6.5'de verilmiştir. Çekme deneyinde her gruptan en iyi değerleri veren 6 deney numunesinin artan presleme basıncı ile çekme gerilimi arasındaki karşılaştırmalı grafiksel dökümü Şekil 6.9'da, tane boyutu ve takviye elemanı miktarının değişimi ile çekme gerilimi – uzama arasındaki ilişkiyi ortaya koyan grafik ise Şekil 6.10'da verilmiştir.

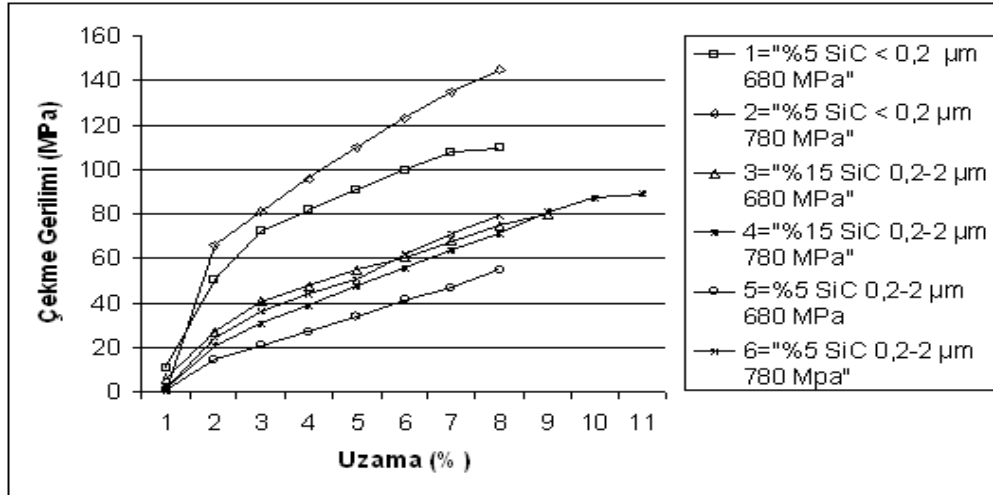
Deney numunelerinin üretiminde Şekil 6.9'da görüldüğü gibi uygulanan basınç artıkça, RD rölatif yoğunluğu artmakta, gözeneklilik azalmakta, mukavemet değerleri artmaktadır. Şekil 6.10'da kompozit malzemenin tane boyutu küçüldükçe, RD rölatif yoğunluğu artmakta, gözeneklilik azalmakta, mukavemet değerleri artmaktadır. Takviye elemanı miktarı artıkça, mukavemet değerleri artmaktadır.

Tablo 6.5 Al 2017'nin farklı SiC oranı, tane boyutu ve presleme basıncına göre; çekme deneyi gerilim değerinin, yoğunluk ve porozite miktarlarıyla karşılaştırılması

Numune sıra	% SiC miktarı	Tane boyutu (μm)	Presleme basıncı ve (MPa)	Maksimum Gerilim (MPa)	Maksimum Uzama (%)	RD %	Porozite (%)
1	%5	$\leq 0,2$	680	105,833	0,35839	89	10,8312
2*	%5	$\leq 0,2$	680	109,453	0,50835	88	11,562
3	%5	$\leq 0,2$	680	107,086	0,51867	89	11,400
4*	%5	$\leq 0,2$	780	145,325	1,13117	91	9,312
5	%5	$\leq 0,2$	780	125,103	0,85723	92	7,681
6	%5	$\leq 0,2$	780	141,823	1,20432	91	8,852
7	%15	0,2-2	680	69,6288	0,30910	83	16,867
8*	%15	0,2-2	680	79,5040	0,44881	84	15,806
9	%15	0,2-2	680	73,4046	0,14677	84	15,914
10	%15	0,2-2	780	85,5151	0,21937	87	12,911
11*	%15	0,2-2	780	89,0713	0,32313	86	14,166
12	%15	0,2-2	780	76,4894	0,21054	87	13,484
13*	%5	0,2-2	680	54,8819	0,28611	86	13,656
14	%5	0,2-2	680	54,5041	0,21893	86	14,289
15	%5	0,2-2	680	42,8929	0,45864	87	12,992
16	%5	0,2-2	780	69,8031	0,40761	89	10,869
17	%5	0,2-2	780	78,3069	0,56960	91	8,816
18*	%5	0,2-2	780	78,8648	0,67298	90	9,630



Şekil 6.9 Artan presleme basıncına göre çekme gerilimindeki değişim



Şekil 6.10 Kompozit numunelerin çekme gerilimi-uzama (%) grafiklerinin karşılaştırılması

Farklı oran ve tane boyutunda SiC bulunan numunelerdeki yoğunluk farklılığının, aynı zamanda çekme mukavemetinin yoğunluklar ile yakından ilgili olduğu göstermektedir. Kompozit malzemenin yoğunluğundaki artış numunelerin çekme mukavemetlerinde artışa neden olmuştur. Tane boyutu $\leq 0,2 \mu\text{m}$, %5 SiC oranındaki kompozitlerin aynı basınçlarda üretilmiş tane boyutu $0,2-2\mu\text{m}$, %5 ve %15 SiC oranlarına sahip kompozitlere göre yoğunluğu yüksek çıkmıştır.

Takviye elemanının boyutlarındaki küçülmeye beraber alaşımlamanın etkisiyle de oluşan homojen dağılım yanında matris-takviye elemanı ara yüzeyinin iyi olmasına ve mekanik özellikleri olumlu etkilediği düşünülmektedir. Bunun sonucu olarak çekme mukavemet değerleri artmıştır.

Çekme grafiklerinde hiç plastik bölge göstermemiş olup % kopma uzamaları 0,20-1,20 arasındadır. Yüzde uzama değeri takviye elemanı oranının artmasıyla hızlı bir şekilde azalmakta ve sünekliliği düşürmektedir. Birim şekil değiştirme oranlarına bakılınca tüm numuneler gevrek kırılmıştır diyebiliriz.

6.5 Sertlik Deneyi Sonuçları

Deneylerde üretilen numunelerin sertlik ölçüm sonuçları aşağıda Tablo 6.6.'da verilmiştir. Parçacık ilavesi nedeni ile matrisin plastik deformasyon yeteneği azaldığı için, takviye oranı arttıkça, matriste bir sertlik artışı tespit edilmiştir. Yumuşak bir

matrisle çevrili olan seramik parçacıklarının yüksek sertliği yüzünden, kompozit malzemelerin sertliğinin Al matristen daha yüksek olduğu görülmüştür.

Metal matrisli kompozit malzemelerde güçlendirici takviye elemanı olarak kullanılan seramik fazın boyutu ne kadar küçük ve dağılımı ne kadar homojen ise kompozit malzemede mukavemet artışı o derece fazla olmaktadır (Kayalı ve diğer.,1985). Sertlik sonuçlarında görüldüğü gibi $0,2 \mu\text{m}$ tane boyutuna sahip numunelerin $0,2-2 \mu\text{m}$ tane boyutuna sahip numunelere göre daha fazla sertlik sağlaması, bunun parçacık alanına bağlı olduğunu gösterir. Takviye elemanının boyutlarındaki küçülmeye beraber alaşımlamanın etkisiyle de oluşan homojen dağılımın yanında matris-takviye elemanı ara yüzeyinin de iyi olması mekanik özellikleri olumlu yönde etkilemiştir. Basıncın artmasıyla birlikte sertlik artmış 780 MPa 'a kadar görülen sertlik artışı, plastik deformasyondan kaynaklanmaktadır.

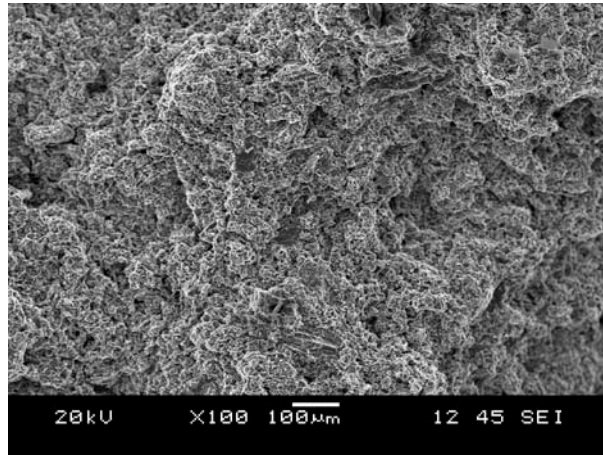
Tablo 6.6. Üretim koşullarına karşılık gelen sertlik değerleri

Grup	Numune	% SiC miktarı	Tane boyutu (μm)	Presleme basıncı (MPa)	Presleme koşulları	Sertlik (HV)
1	2 nolu numune	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	680	1 dakika	56,08
2	4 nolu numune	%5	$\leq 0,2\mu\text{m}$	780	1 dakika	58,84
3	8 nolu numune	%15	$0,2-2\mu\text{m}$	680	1 dakika	65,88
4	11 nolu numune	%15	$0,2-2\mu\text{m}$	780	1 dakika	73,44
5	13 nolu numune	%5	$0,2-2\mu\text{m}$	680	1 dakika	46,86
6	18 nolu numune	%5	$0,2-2\mu\text{m}$	780	1 dakika	47,04

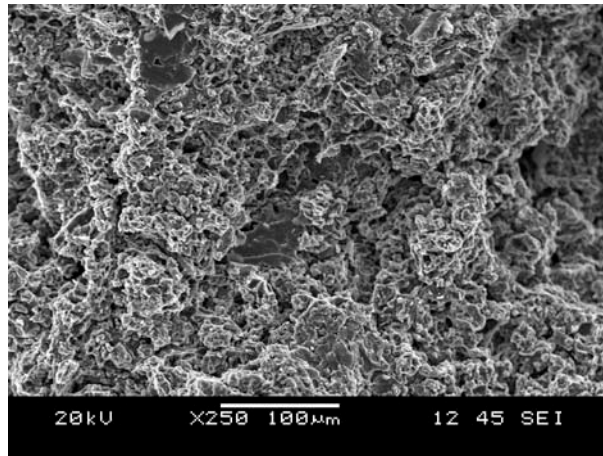
6.6 Metalografik İncelemeler

Mekanik alaşımlanmış 2017 Al matris alaşımı ve SiC seramik partikülleri ile takviyelendirilerek hazırlanmış tozlardan elde edilen numunelerin, çekme deneyinden sonra her gruptan en iyi çekme mukavemet değeri veren kompozit malzemelerin kırılan yüzeyinden kırılma türünü belirlemek amacıyla SEM görüntüleri alınmıştır.

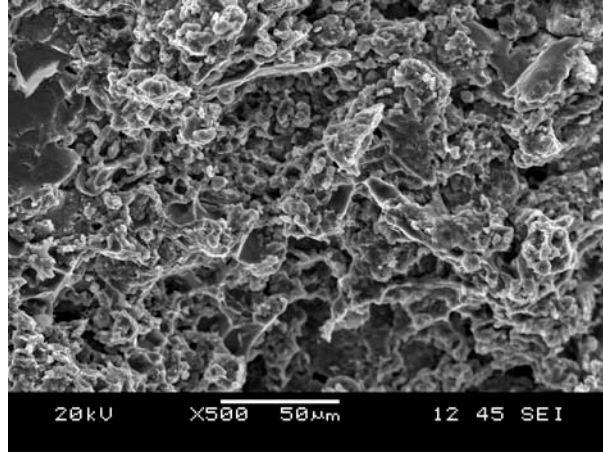
Şekil 6.11 - Şekil 6.15 arasındaki resimler 680MPa'da preslenmiş, $\leq 0.2\mu\text{m}$ boyutunda, %5 SiC tane katkı, Al 2017'nin x100, x250, x500, x1000 büyütme oranlarında kırılma yüzeyinden alınan SEM görüntüleridir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde genelde boyun bölgelerinden kırılmaların yoğun olduğu ve tane içi kırılmaların pek görülmediği için diğer guruplarda yer alan malzemelerin kırılmalarına göre daha sünek bir kırılmadan söz edilebilir. Bu kompozitin tane boyutunun ($\leq 0.2\mu\text{m}$) diğer gurupların tane boyutundan (0,2-2 μm) küçük olmasından, alaşım elemanlarının yapıda daha homojen bir şekilde dağılım göstermesinden, sinter boyun oluşumu ve gözeneklerin nispeten küreselleşmesi sinterlemenin elverişli olduğunu düşündürmektedir.



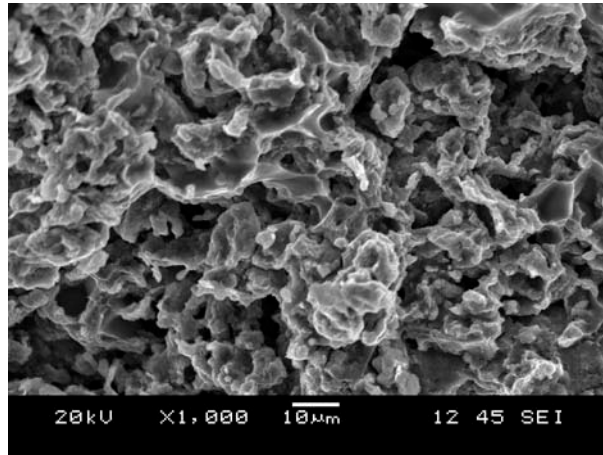
Şekil 6.11 680MPa 'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri



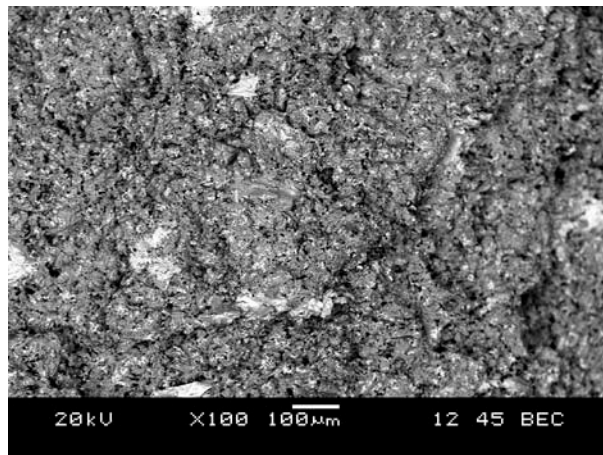
Şekil 6.12 680MPa 'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri



Şekil 6.13 680MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

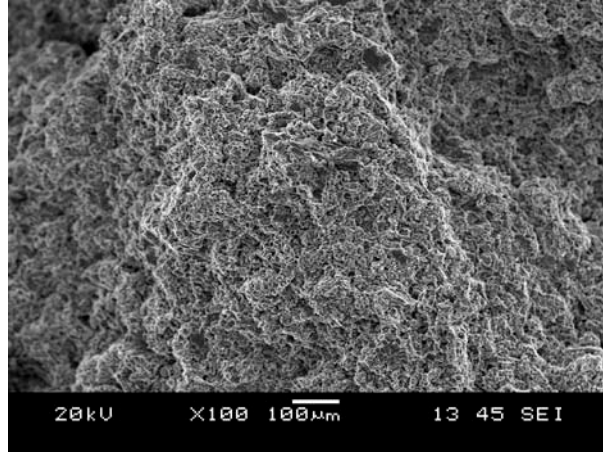


Şekil 6.14 680MPa 'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

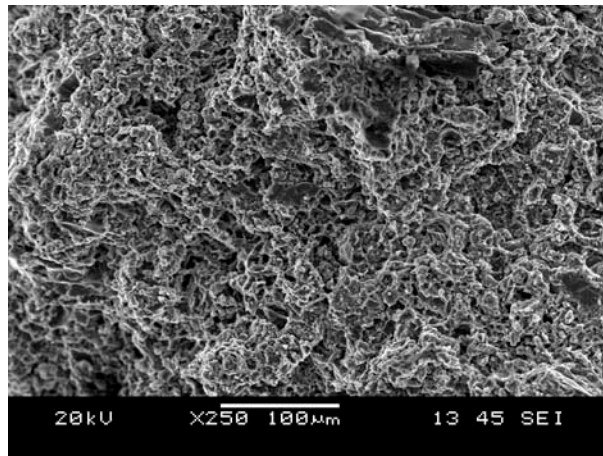


Şekil 6.15 680MPa 'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

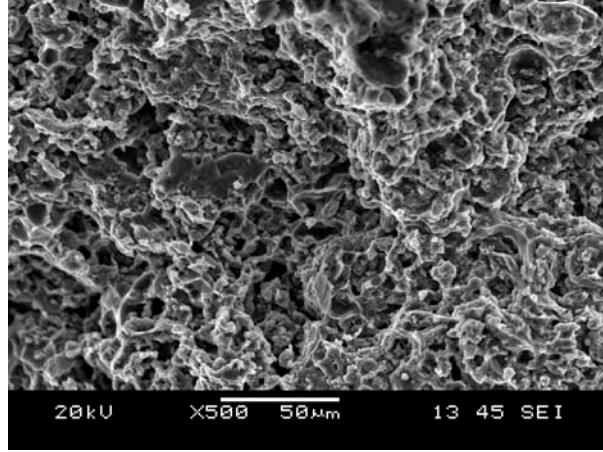
Şekil 6.16 - Şekil 6.20 arasındaki resimler 780MPa'da preslenmiş, $\leq 0.2\mu\text{m}$ boyutunda, %5 SiC tane katkı, Al 2017'nin x100, x250, x500, x1000 büyütme oranlarında SEM görüntüleridir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde genelde boyun bölgelerinden kırılmaların yoğun olduğu ve tane içi kırılmaların pek görülmediği için diğer guruplarda yer alan malzemelerin kırılmalarına göre daha sünek bir kırılmadan söz edilebilir. Bu kompozitin tane boyutunun ($\leq 0.2\mu\text{m}$) diğer gurupların tane boyutundan (0,2-2 μm) küçük olmasından, alaşım elemanlarının yapıda daha homojen bir şekilde dağılım göstermesinden, sinter boyun oluşumu ve gözeneklerin nispeten küreselleşmesi sinterlemenin elverişli olduğunu düşündürmektedir. Bu grup kompozit 780 MPa'da basılmış olup, aynı grubun 680 MPa'da basılmış olanına ve diğer guruplara göre en iyi çekme mukavemet değerleri sağlanmıştır.



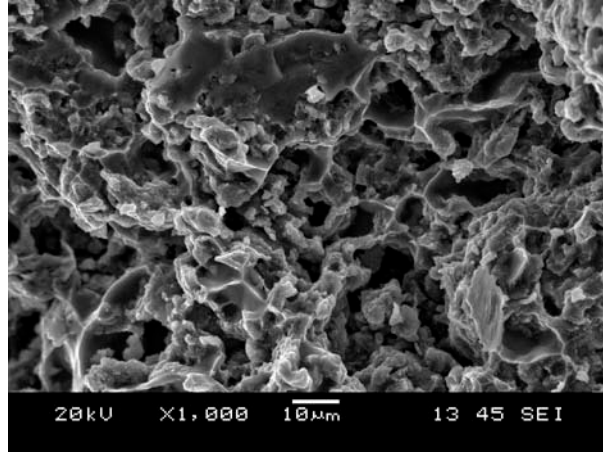
Şekil 6.16 780MPa 'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri



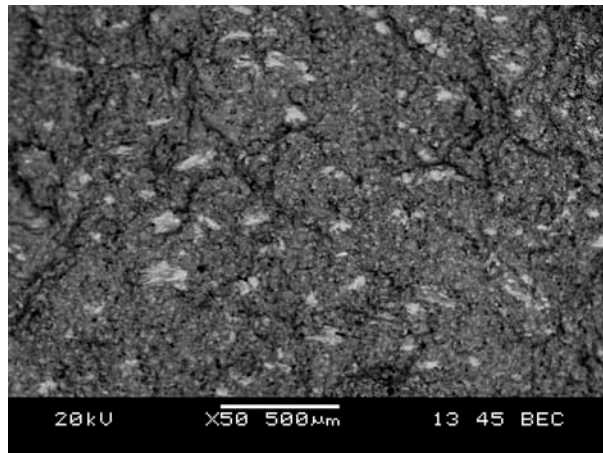
Şekil 6.17 780MPa 'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri



Şekil 6.18 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin oranında SEM görüntüleri

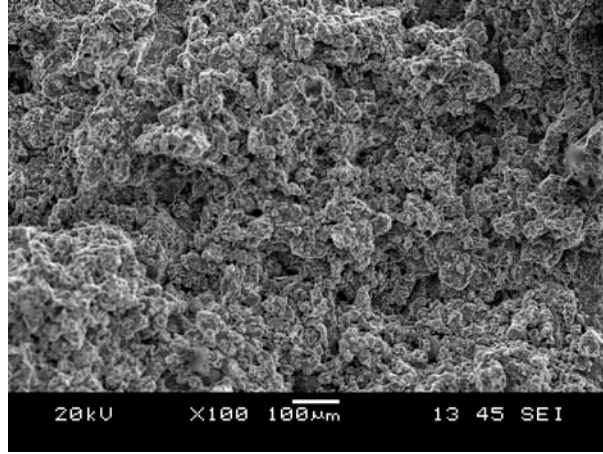


Şekil 6.19 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

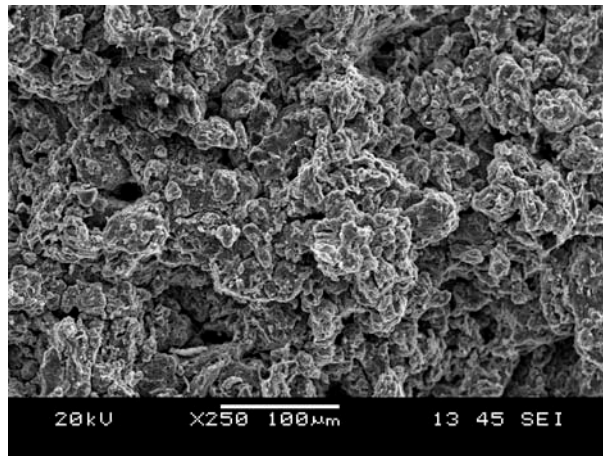


Şekil 6.20 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

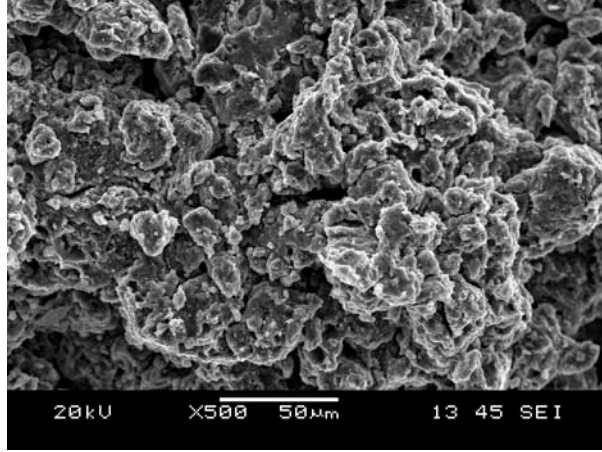
Şekil 6.21 - Şekil 6.25 arasındaki resimler 680MPa'da preslenmiş, 0.2-2µm boyutunda, %15 SiC tane katkılı, Al 2017'nin x100, x250, x500, x1000 büyütme oranlarında kırılma yüzeyinden alınan SEM görüntüleridir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde az sayıda karmaşık şekilli gözenek oluşumu, düşük boyun oluşumundan dolayı sinterlemenin elverişsiz olduğunu düşündürmektedir. Bu kompozitte sıklıkla tane kırılmalarının yanı sıra az miktarda boyun kopmalarının olduğu tespit edilmiştir. Kırılmanın gevrek kırılma tipinde olduğu belirlenmiştir. % SiC oranının fazla olmasından dolayı % 5 SiC orana sahip gruba göre daha fazla mukavemet değeri göstermiş mukavemet artarken sünekliliğin azaldığı tane içi kırılmaların yoğun bir şekilde oluşması ile tespit edilmiştir.



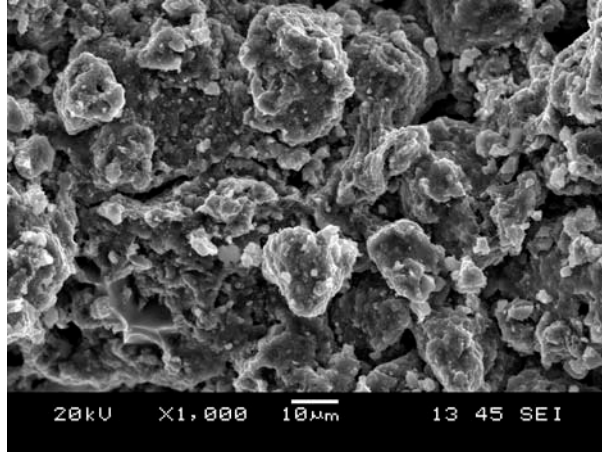
Şekil 6.21 680MPa'da 0.2-2µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri



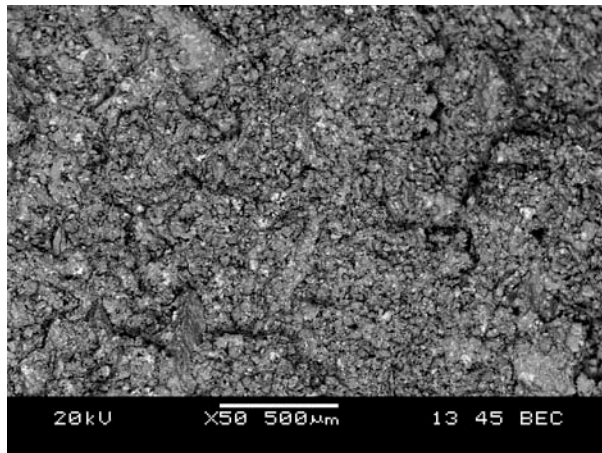
Şekil 6.22 680MPa'da 0.2-2µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri



Şekil 6.23 680MPa'da 0.2-2µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

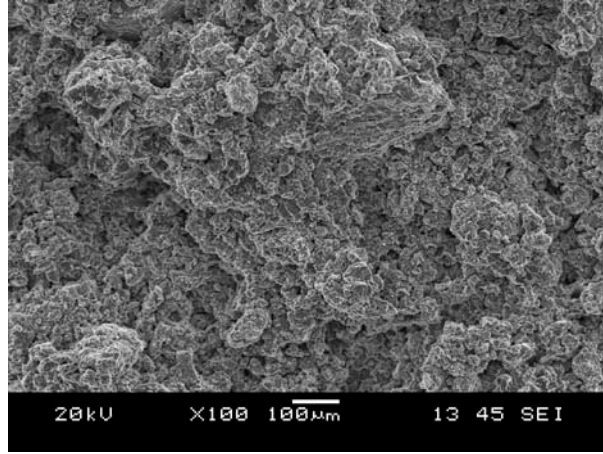


Şekil 6.24 680MPa'da 0.2-2µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

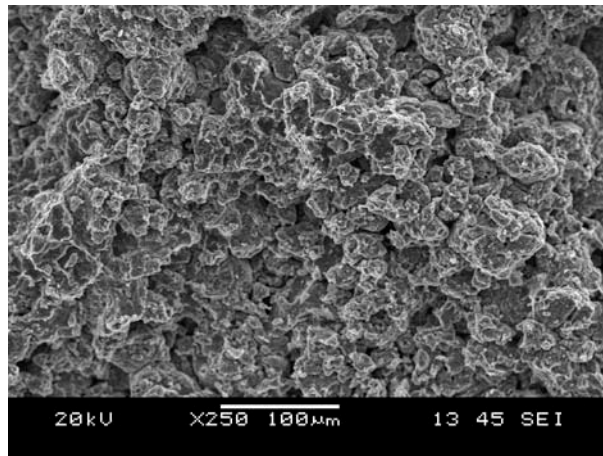


Şekil 6.25 680MPa'da 0.2-2µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri

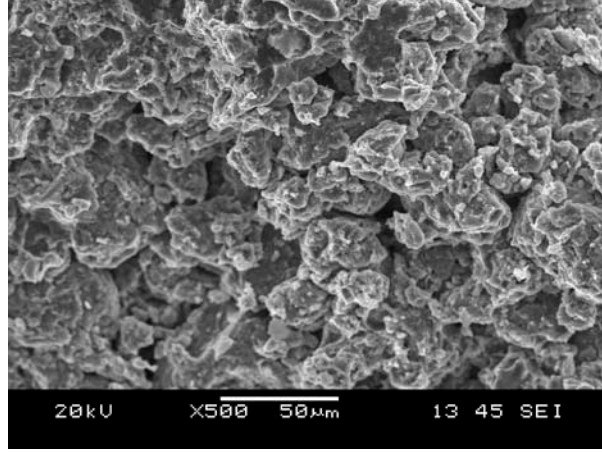
Şekil 6.26 - Şekil 6.30 arasındaki resimler 780MPa'da preslenmiş, 0.2-2µm boyutunda, %15 SiC tane katkı, Al 2017'nin x100, x250, x500, x1000 büyütme oranlarında SEM görüntüleridir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde az sayıda karmaşık şekilli gözenek oluşumu, düşük boyun oluşumundan dolayı sinterlemenin elverişsiz olduğunu düşündürmektedir. Bu kompozitte sıklıkla tane kırılmalarının yanı sıra az miktarda boyun kopmalarının olduğu tespit edilmiştir. Kırılmanın gevrek kırılma tipinde olduğu belirlenmiştir. % SiC oranının fazla olmasından dolayı % 5 SiC orana sahip guruba göre daha fazla mukavemet değeri göstermiş mukavemet artarken sünekliliğin azaldığı tane içi kırılmaların yoğun bir şekilde oluşması ile tespit edilmiştir. Bu grup kompozit 780 MPa'da basılmış olup, aynı grubun 680 MPa'da basılmış olanına göre daha iyi çekme mukavemet değerleri sağlanmıştır.



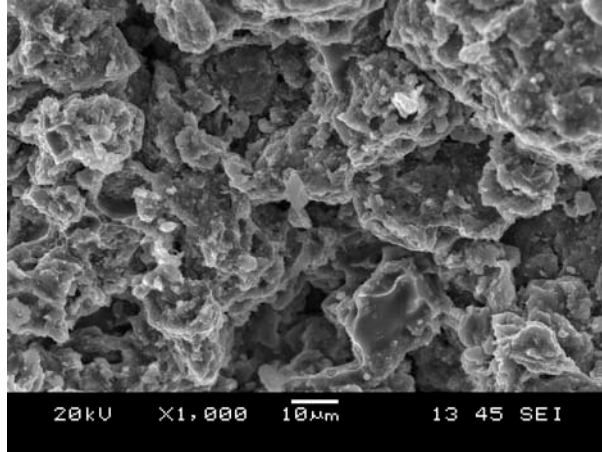
Şekil 6.26 780MPa'da 0.2-2µm boy. %15 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri



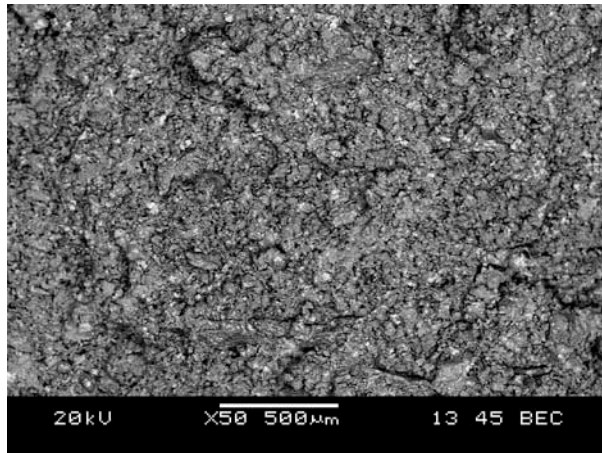
Şekil 6.27 780MPa'da 0.2-2µm boy. %15 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri



Şekil 6.28 780MPa'da 0.2-2µm boy. % 15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

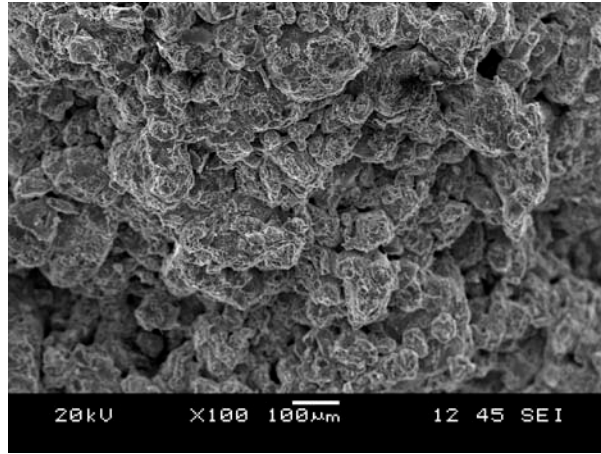


Şekil 6.29 780MPa'da 0.2-2µm boy. % 15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

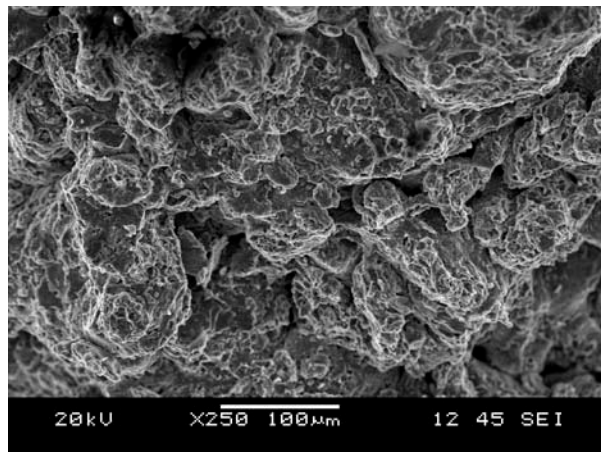


Şekil 6.30 780MPa'da 0.2-2µm boy. % 15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

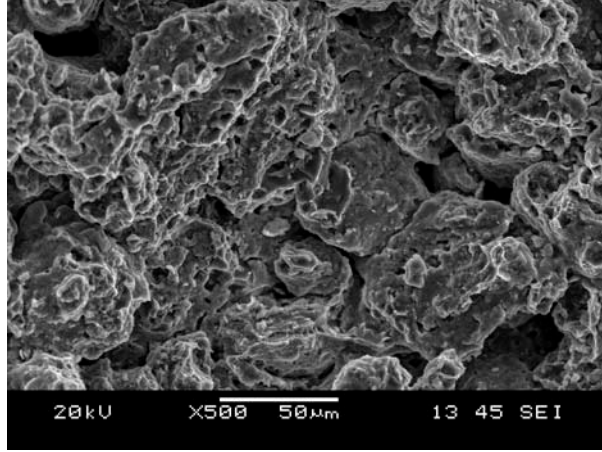
Şekil 6.31 - Şekil 6.35 arasındaki resimler 680MPa'da preslenmiş, 0.2-2µm boyutunda, %5 SiC tane katkı, Al 2017'nin x100, x250, x500, x1000 büyütme oranlarında kırılma yüzeyinden alınan SEM görüntüleridir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde az sayıda karmaşık şekilli gözenek oluşumu, düşük kütle ve tane sınır difüzyonu ile boyun oluşumundan dolayı sinterlemenin elverişsiz olduğunu düşündürmektedir. Bu kompozitte sıklıkla boyun kopmalarının yanı sıra tane kırılmalarının olduğu tespit edilmiştir. Kırılmanın gevrek kırılma tipinde olduğu belirlenmiştir. Tüm guruplarda en kötü çekme mukavemet değerleri bu grupta elde edilmiştir.



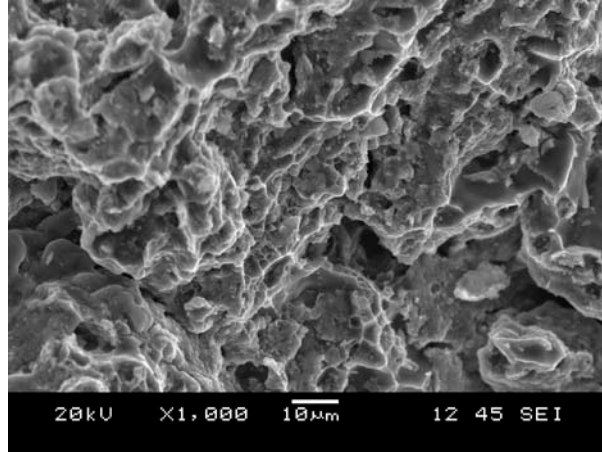
Şekil 6.31 680MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri.



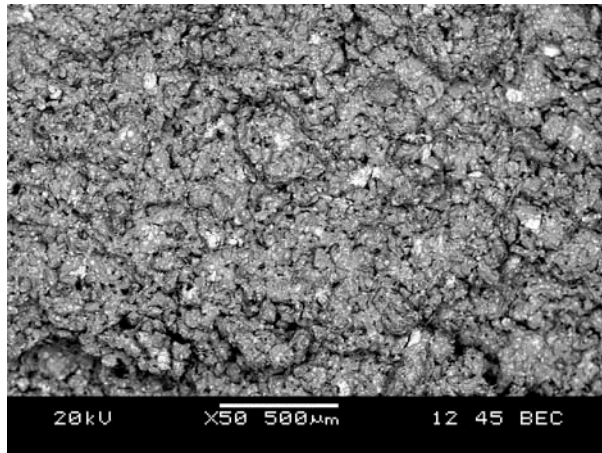
Şekil 6.32 680MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri.



Şekil 6.33 680MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

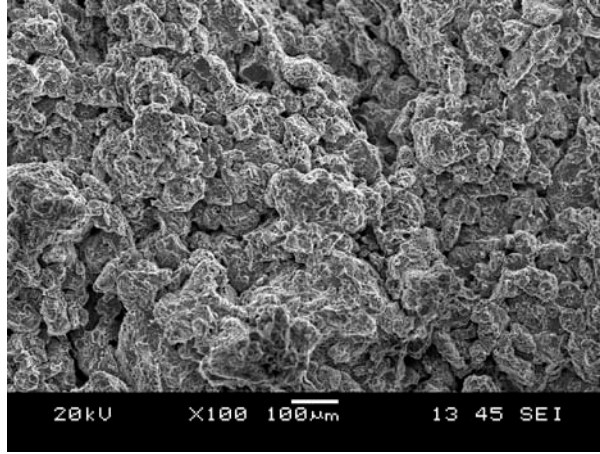


Şekil 6.34 680MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

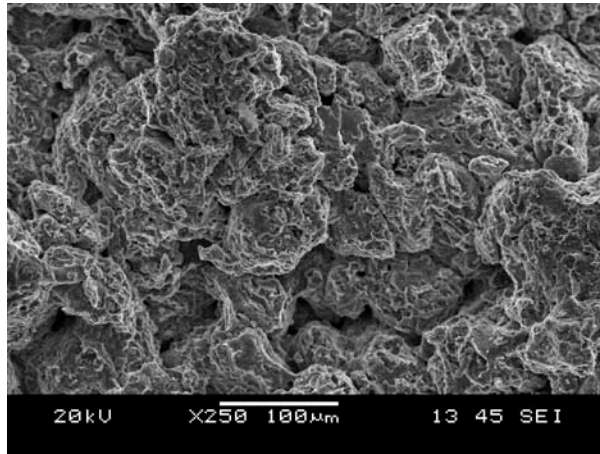


Şekil 6.35 680MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

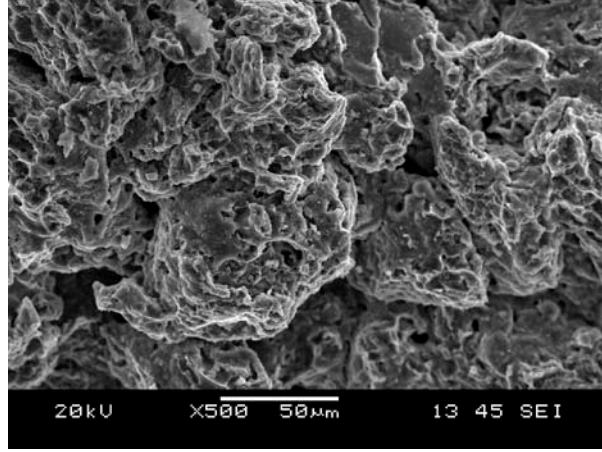
Şekil 6.36 - Şekil 6.40 arasındaki resimler 780MPa'da preslenmiş, 0.2-2µm boyutunda, %5 SiC tane katkı, Al 2017'nin x100, x250, x500, x1000 büyütme oranlarında kırılma yüzeyinden alınan SEM görüntüleridir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde az sayıda karmaşık şekilli gözenek oluşumu, düşük kütle ve tane sınır difüzyonu ile boyun oluşumundan dolayı sinterlemenin elverişsiz olduğunu düşündürmektedir. Bu kompozitte sıklıkla boyun kopmalarının yanı sıra tane kırılmalarının olduğu tespit edilmiştir. Kırılmanın gevrek kırılma tipinde olduğu belirlenmiştir. Bu grup kompozit 780 MPa'da basılmış olup, nispeten artan basınç ve yoğunluk değerinden dolayı; aynı grubun 680 MPa'da basılmış olanına göre daha iyi çekme mukavemet değerleri sağlanmıştır.



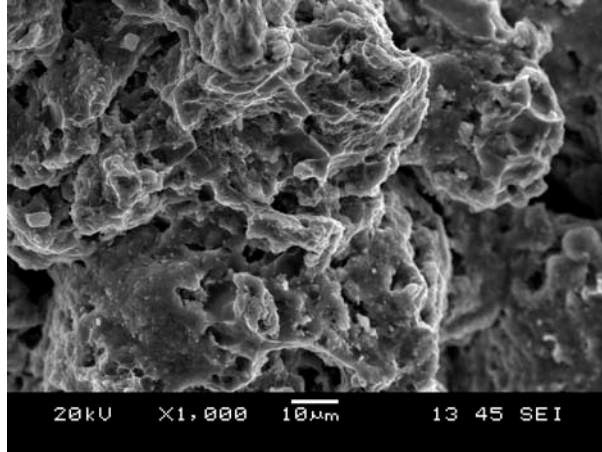
Şekil 6.36 780MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri.



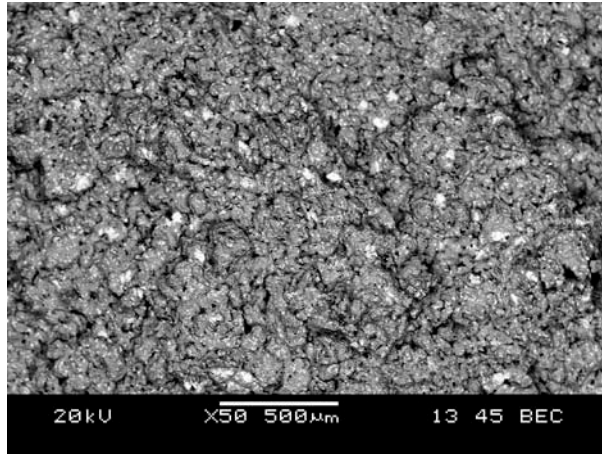
Şekil 6.37 780MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkı Al 2017'nin SEM görüntüleri.



Şekil 6.38 780MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

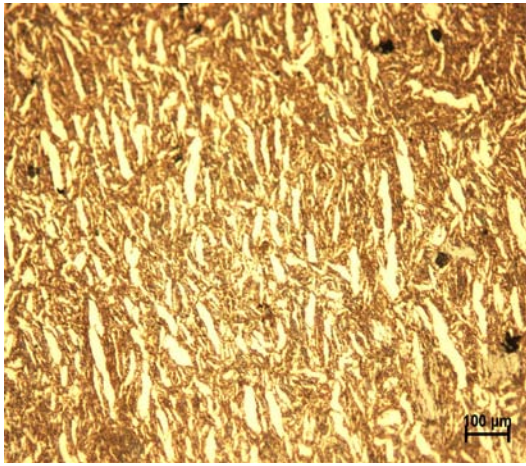


Şekil 6.39 780MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

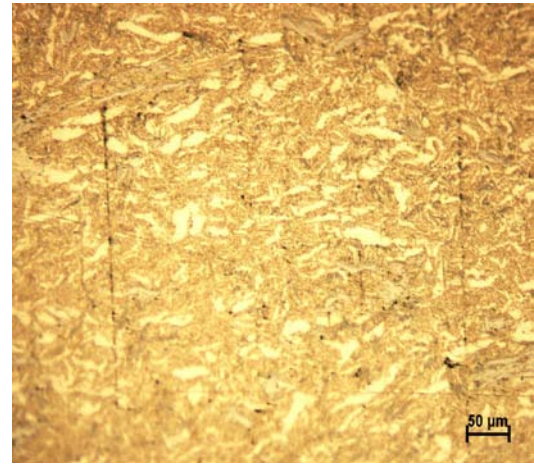


Şekil 6.40 780MPa'da 0.2-2µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri.

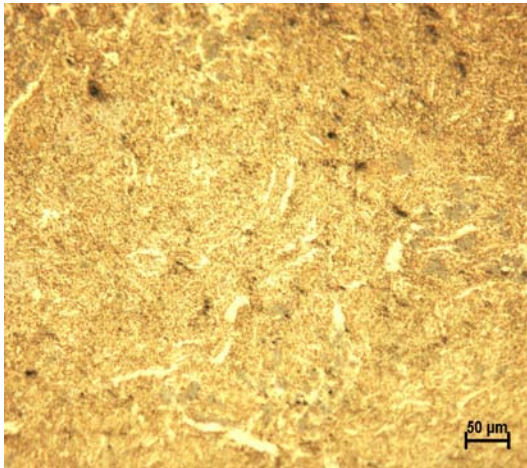
Mekanik alaşımlanmış 2017 Al matris alaşımı ve SiC seramik partikülleri ile takviyelendirilerek hazırlanmış tozlardan elde edilen numunelerin, seramik dağılımlarının homojenliğini ve gözeneklerin durumunun incelenmesi amacıyla metalografik incelemeler yapılmıştır. Yapılan incelemede numunelere ait sinter sonrası optik mikroskopla tespit edilmiş mikroyapı görüntüleri Şekil 6.41 - Şekil 6.46'da verilmiştir. Her grup kompozit malzemede artan presleme basıncı ile birlikte porozitenin azaldığı net bir şekilde görülmektedir. Artan % takviye oranı ve tane boyunda porozitenin arttığı tesbit edilmiştir.



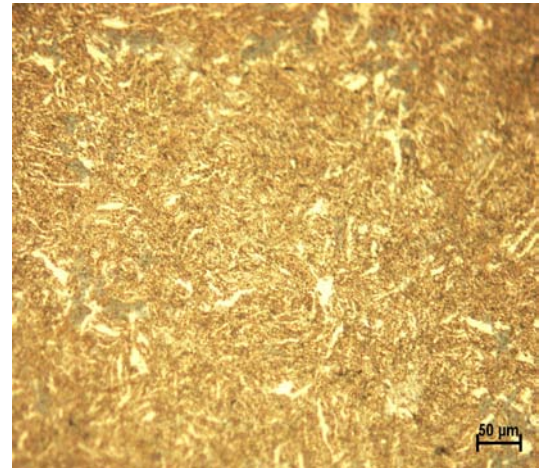
Şekil 6.41 680MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x10 Optik görüntüleri



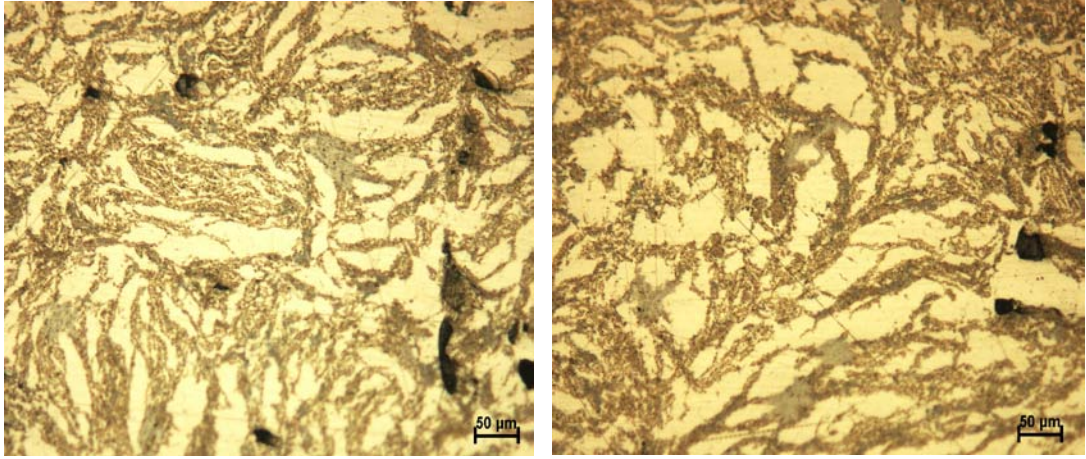
Şekil 6.42 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x10 Optik görüntüleri



Şekil 6.43 680MPa'da 0.2-2 μm boy.% 15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x20 Optik görüntüleri



Şekil 6.44 780MPa'da 0.2-2 μm boy.% 15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x20 Optik görüntüleri



Şekil 6.45 680MPa'da 0.2-2µm boy.%5 SiC tane katkı Al 2017'nin x20 Optik görüntüleri

Şekil 6.46 780MPa'da 0.2-2µm boy.%5 SiC tane katkı Al 2017'nin x20 Optik görüntüleri

6.7 Sonuç

Bu çalışmada; Al 2017 alaşım tozuna ağırlıkça % 5 ve %15 SiC oranlarında, ortalama tane boyutu 0,2-2 µm toz ile % 5 SiC oranında, ortalama tane boyutu $\leq 0,2$ µm toz konarak mekanik alaşımlama yöntemi uygulanarak üretilmiş tozlardan 680 MPa ve 780 MPa basınçlarda tek yönlü etkili presde kalıp içerisinde basılarak üretilmiş ham numuneler 620 °C'de argon gazı altında sinterleme yapılarak kompozit numuneler üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin; yoğunluk, porozite, çekme deneyi ve sertlik ölçümleri, mikroyapı çalışmaları, mikroyapı incelemeleri SEM ve EDAX analizleri yapılmıştır. Yapılan çalışma sonucunda aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. Takviye elemanı olarak katılan sert SiC taneciklerin ağırlıkça % miktarı arttıkça elde edilen kompozitlerin yoğunluğu düşmüştür. Seramik taneciklerin basma yükleri altında şekil değiştirmeye karşı gösterdikleri direnç son derece büyüktür. Presleme esnasında uygulanan sıkıştırma basıncı çalışmada kullanılan seramik taneciklerin önemli büyüklükte elastik deformasyona uğramasına sebep olacak büyüklükte değildir. Presleme sırasında yoğunlaşma, toz taneciklerinin plastik deformasyona uğrayarak boşluklara yanal olarak akması sonucu gözenekleri doldurup kapatması ile sağlanır. Toz karışımı içerisindeki sert fazın miktarı arttıkça seramik tanecikleri arasında kapanmayan gözeneklerin sayısı artacaktır. Ayrıca alüminyum toz tane sınırlarını çevreleyen seramik tanecikleri, alüminyum tanecikleri içerisine kısmi oranlarda girerek, mekanik kilitlenmeye ve ara yüzeylerinde meydana

getirdiği düzgün olmayan yüzeyler sonucu tanecikler arası sürtünme kuvvetinin etkisini artırarak alüminyum taneciklerin plastik deformasyon ile akışını engelleyici etki gösterirler. Numunelerin içlerindeki % SiC oranı arttıkça; kompozit numunelerin sertliğinin arttığı, yoğunluklarının düştüğü ve porozitenin arttığı görülmüştür.

2. Takviye elemanı tane boyutu küçüldükçe ham yoğunlukların arttığı görülmüştür. Toz tane boyutunun küçülmesi tozların daha iyi sıkıştırılabilmesini ve dolayısıyla ham yoğunluğun artmasını sağlamıştır.

3. Numunelerin sinterleme sonrası yoğunlukları ölçüldüğünde ham yoğunluklarına göre yoğunluklarının arttığı görülmüştür. Matris içerisindeki seramik tane boyutu küçüldükçe yoğunluğun arttığı ve porozitenin azaldığı, tane boyutu büyüdükçe yoğunluğun azaldığı ve porozitenin arttığı belirlenmiştir. Takviye elemanın boyutlarındaki küçülmeye beraber matris- takviye elemanı ara yüzeyinin de iyi olması mekanik özellikleri olumlu etkilemiştir.

4. Presleme basıncının artırılması ile birlikte, alüminyum tanecikleri, temas noktalarında daha yüksek plastik deformasyona maruz kalmışlardır. Bunun sonucunda karşılıklı temas yüzey alanları büyümüş, karşılıklı yaklaşma sonucu yeni temas yüzeyleri oluşmuş ve daha yoğun bir yapı meydana gelmiştir. Sıkıştırma esnasında plastik deformasyon taneciklerin atomik düzeyde temasını daha iyi sağlamıştır. Bu olumlu durumlar 780 MPa'da preslenen numunelerin sinterlenmesinde atomik taşınım mekanizmalarının daha etkili bir biçimde kurulmasını sağlayarak tanecikler arası güçlü sinter bağlarının oluşumuna katkıda bulunmuştur. Böylece presleme basıncının artırılması ile 780 MPa'da 680 MPa'a üretilen numunelere göre daha yoğun ve mukavim parçalar elde edilmiştir.

Öneriler;

1. Gerçekleştirilen bu çalışmalar rehberliğinde, Al 2017 alaşımının içerisine farklı elementel tozların mikro düzeyde ilavesi ile farklı kompozisyonlara sahip

alüminyum alaşımları üretilerek daha üstün mekanik özelliklere sahip olan malzemeler geliştirilebilir.

2. Sinterleme, toz işleminde temel bir basamaktır. Sinterlenmemiş üründen, sinterlenmiş ürüne geçişte mikro yapıda meydana gelen değişime etkiyen en önemli parametrelerden biri sinterleme sıcaklığı ve süresidir. Söz konusu faktörler endüstriyel yaklaşım içerisinde işletme maliyetleriyle doğrudan ilişkilidir. Sinterleme işlemini, mikrodalga ile çalışan fırınlarda gerçekleştirerek zaman ve enerjiden tasarrufla işletme maliyetleri aşağıya çekilebilir.

3. Farklı tane büyüklükleri ve takviye oranlarında kompozitler üretilebilir ve aşınma davranışları incelenebilir.

4. Kompozit malzemenin yoğunluğunun doğrudan malzemenin mekanik özellikler ile ilgili olmasından dolayı; yoğunluğa etki eden parametreler ve tam yoğunlukla ilgili çalışmalar yapılabilir.

5. Aynı oranlarda ve boyutlarda tozlar kullanılarak farklı kompozit üretim teknikleri (vorteks, infiltrasyon, ultrasonik) ile MMK'ler üretilebilir ve aşınma davranışları karşılaştırılabilir.

KAYNAKLAR

- Acılar, M. (2002). *Al/SiC kompozitlerin vakum infiltrasyon yöntemi ile üretimi ve aşınma davranışlarının araştırılması*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 44-62
- Ahlatçı, H., Candan, E., Çimenoğlu, H. (2003). % 60 SiC-Al Kompozitlerin Aşınma Davranışına SiC Partikül Boyutunun Etkisi, *İTÜ Dergisi-D*, 2, 2-3.
- Akbulut, H. (1994). *Alümina Fiber Takviyeli Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik ilişkilerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü (yayımlanmamış).
- Akbulut, H., Durman, M. (1995). *SiC partikül takviyeli Al-Si metal matrisli kompozitlerin santrifüj dökümü*, 8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, 687-692
- Akbulut, H., Durman, M., Yılmaz, F., (1993). *SiC seramik partikül takviyeli alüminyum-silisyum metal esaslı kompozitlerin üretimi ve özelliklerinin incelenmesi*, 7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Ankara, 1183-1194
- Akdoğan, A. (2005) *Makine Malzemelerinde Korozyon ve Yüzeysel Koruma*, Yüksek Lisans Ders Notu, Yıldız Teknik Ü., İstanbul
- Akdoğan, A. (2005). *İmalatta Kompozit Malzemeler*, Lisans Ders Notu, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul
- Akgün, S., Şahin, S., Ukzut, M., Köksal, S. (2004). *T/M Yöntemi ile Üretilmiş Al Esaslı SiC, Al₂O₃, SiC+Al₂O₃ Takviyeli Kompozitlerin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi*, 10. Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 443-444.
- Akoral, E., Türker, M., Özçatalbaş, Y. (2002). *Al Matrisli SiC Parçacık*

Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretimi, 3.Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı Bildiriler CD'si, 942-950

Akoral, E., Türker, M., Özçatalbaş, Y. (2002). *Al Matrisli SiC Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretimi*, 3.Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı Bildiriler CD'si, 942-950

Akoral, E. (2003). *Toz Metalürjisi Yöntemi ile Al-SiC Kompozit Malzeme Üretimi ve İşlenebilirliğinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa, 42-46, 56-57

Aluminium Learning, (b.t). 16 Temmuz 2010,

http://www.aluminiumlearning.com/html/images/phase/Al_Cu.gif

Altun, H., Şen, S. (2006). *PVD Tekniğiyle Yapılan Kaplamaların Magnezyum Alaşımlarının Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisi*, 11.Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 1002.

Ankara, A. (1995). *İleri Teknoloji Kompozit Malzemeler*, 8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 6-9 Haz. 1995, İstanbul, 665-672.

Aran, A. (1997). *Metal Matrisli Kompozit Malzemeler Alanında Yeni Gelişmeler*.

Arık, H. Bağcı, C. (2003). *Investigation of influences of pressing pressure and sintering temperature on the mechanical properties of Al-Al₄C₃ composite materials*, *Turkish Journal of Engineering Environmental Sciences*, TÜBİTAK, Ankara, 27:53-58 27.

Arık, H., Türker, M., Sarıtaş, S. (2000). *Investigation of the mechanical properties of in'situ Al₄C₃ reinforced aluminium based composites by mechanical alloying technique*, Powder Metalurgy World Congress and Exhibition, Kyoto/ Tokyo 543-549

- Askeland, D.R. (2004). *Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri*, Çeviren: Erdoğan M., Nobel Yayın Dağıtım, Ankara
- ASM International Handbook Committee (2002). *Composites*, ASM Handbook Vol.21
- Atik, E., Ünlü, S.B., Şen, O., 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) *TM yöntemleri ile elde edilen seramik tanecik destekli alüminyum esaslı kompozit malzemelerin mekanik özellikleri*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2-3
- Bağcı, C. (2002). *Mekanik Alaşımlama İle Üretilen Al-Al₄C₃ kompozit Malzemede Presleme Basını Ve Sinterleme Sıcaklığının Mekanik Özellikler Üzerine Etkisinin Araştırılması*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1-3
- Bedir, F., Ogel, B. (2000). *TiC ve SiC katkılı alüminyum kompozitlerin azot atmosferi altında sıcak preslenmesi*, 10. International Metallurgy and Materials congress, İstanbul, Turkey. 1713-1719
- Beffort, O. (2002). *Metal Matrix Composites: Properties, Applications*
- 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 , 13-14
- Bostan, B. (2003). *Alüminyum-Karbon Tozlarından Mekanik Alaşımlama ve Sonrası İşlemlerle Al₄C₃ Sentezlenmesi*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1-10

- Bostan, B. (2003). *Alüminyum-Karbon Tozlarından Mekanik Alaşım ve Sonrası İşlemlerle Al_4C_3 Sentezlenmesi*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1-35
- Chen, I.W. (2000). *Low Temperature Processing and Kinetics of Ceramics and Ceramic Matrix Composites with Large Interfacial Areas*. Department of Energy, *Basic Energy Sciences*, Final Technical Report, Philadelphia, USA.
- Clyne, T.W. (2001). *Metal Matrix Composites: Matrices and Processing*, in *Encyclopaedia of Materials: Science and Technology*, Ed. Mortensen, A., Elsevier.
- Cöcen, Ü. ve Önel, K. (1996). Metal Matrisli Kompozitler: Özellikleri ve Uygulamaları, *Metalurji Dergisi*, 20, 104:18-31
- Cöcen, Ü., Önel, K. and Özdemir, İ. (1997). Microstructures and age hardenability of Al-5%Si - 0-2%Mg based composites reinforced with particulate SiC, *Composites Science and Technology*, 139-147
- Çiftçi, İ. (2003) *Alüminyum Esaslı Kompozitlerde Takviye Oranı ve Boyutunun Mekanik Özellikler ve İşlenebilirlik Üzerine Etkisinin Araştırılması*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Eğitimi Anabilim Dalı, Ankara, 129 s
- Davidson, J.E. (1996). Compressibility of Metal Powders, *Quebec Metal Powders Ltd.*, London, 286-287
- Demirkesen, E. (2003). *Kompozit Malzemeler Ders Notları*, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- Ersoy, H.Y. (2001). *Kompozit Malzeme*, Literatür Yayıncılık, İstanbul.
- Feng, A.H., Geng, L., Zhang, J., Yao, C.K. (2003). Hot compressive deformation

behaviour of eutectic Al-Si alloy based composite reinforced with α -Si₃N₄ whiskers, *Materials chemistry and physics, Chiana*, 82:618-621

Flumerfelt J.F. (1998). *Aluminum Powder Metallurgy Processing*, PhD Thesis, Iowa State University, Iowa, USA,

German, R. M. (1994). Powder Metallurgy Science, 2nd edition, *Metal Powder Industries Federation*, U.S.A., 58-64

German, R.M. (1994). *Powder Metallurgy Science*, Princeton, New Jersey.

Ghomaschi, M.R. ve Vikhrov, A. (2000) Squeeze Casting: an Overview, *Journal of Material Processing Technology*, 1-3

Göktaş, A.A. (1995). *Al₂O₃-B₄C kompozit seramiklerin sinterlenmesi ve karakterizasyonu*, 8. Uluslar arası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, 1317-1321

Haar, J.H., Duszczyk, J. (1999). Metal Trans, *Materials Science and Engineering*, A135, 65-72

Hailong, W., Rui, Z., Xing, H., Chang, W., Yong, H., (2006). *Characterization of a powder metallurgy SiC/Cu-Al composite*, Laboratory of Material Physics of the Ministry of the Education of China Zhengzhou Universty, 371-376

Hanumanth, G.S., Irons, G.A. (1993). Partide incorporation by molt stirring for the production of metal-matrix kompozites, *Journal of Metarial Science*, 2459-2465

Hanyaloğlu, S.C., Colm, I.J. (1999). *Alüminyum Nitriür/Nikel-Alüminyum kompozitlerin toz metalurjisi metoduyla üretimi*, Uluslararası Katılımlı Toz Metalurjisi Konferansı, ODTÜ, Ankara, 653-659

Hiçyılmaz, N. (1999). *Toz metalurjisi yöntemleri ile elde edilen seramik tanecik destekli*

alüminyum esaslı kompozit malzemelerin aşınma özellikleri, Yüksek lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2 -4,134.

Hiçyılmaz, N., Aydın, Ş., Sarıtaş, S. (1999). *Toz Metalürjisi İle Üretilmiş Alüminyum Esaslı Tanecikli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri*, 2.Uluslararası Katılımlı Toz Metalürjisi Konferansı Bildiriler Kitabı, 621-629.

Hiçyılmaz, N., (1999). *TM yöntemleri ile elde edilen seramik tanecik destekli alüminyum esaslı kompozit malzemelerin aşınma özellikleri*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1-2

Huda, D., El Baradie, M. A., Hashmi, M.S.J. (1993). *Metal Matrix Composites: Materials Aspects-Part II*, *Journal of Materials Processing Technology*, 37:529-541

Huda, D., El Baradie, M. A., Hashmi, M.S.J. (1993). *Metal Matrix Composites: Materials Aspects-Part I*, *Journal of Materials Processing Technology*, 37: 513-528

I.A. Ibrahim., F.A. Mohamed., E.J. Lavernia. (1991). *Metal Injection Molding of Mechanically Alloyed Advanced Materials*, *Journal of Materials Science*, 26: 1137-1156

Kainer, K.U. (2006). *Metal Matrix Composites-Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*, WILEY Publishing, Weinheim

Kang, S.J.L. (2005). *Sintering: Densification, Grain Growth, and Microstructure*, Elsevier, Butterworth-Heinemann, Amsterdam.

Kayalı, E.S., Ensari, C. (1985). *Mukavemet Artırıcı İşlemler*, Metallerle Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları, İTÜ, 83-148

Keçeli, Z. (2007). *Characterization investigations of powder and sintered Al-SiC and*

Al-B4C composites developed via mechanical alloying, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Kim, T.W., (2007). *Determination of densification behavior of Al- SiC metal matrix composites during consolidation processes*, School of Mechanical Engineering, Hanyang University, 133-791

Kloc, L., Spigarelli, S., Cerrri, E., Evangelista, E., Langdon, T.G., (1997) *Creep Behavior of An Aluminium 2024 Alloy Produced by Powder Metallurgy*, Acta Mater. Vol. 45. No. 2, pp. 529-540.

Kök, M. (2001). Al₂O₃ Partikül Takviyeli 2024 Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi, *Kahramanmaraş Sütçü İmam Ü., Fen ve Mühendislik Dergisi*, 20, 2:131-142

Kurt, A. (1992). *Toz metal bronz yatak malzemelerin özellikleri*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 8-35

Kuşkonmaz, N., Toy, Ç., Apdemir, O., Tekin, A. (1993). *Si₃N₄'ün karbo termal sentezi sırasında oluşan visker morfolojisinin incelenmesi*, 7.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Ankara, 625-634

Kyung, H.M., Baek-Hee, L., Si-Young, C., Young, D.K. (2007). *Mechanical properties of sintered 7xxx series Al/SiC composites*, Division of Materials Science and Engineering, Hanyang University, Seoul, 61: 2544-2546

Lee, P.W. (1998). *ASM Handbook: Powder Metallurgy Technologies and Applications*, Volume 7, ASM International.

Lubin, G. (1982). *Handbook of Composites*, Van Nostrand Reinhold Co., 196

Mabuchi, M., Higashi, K. (2001). An experimental investigation of a superplastic constitute

equation in Al-Mg-Si alloy composites reinforced with Si_3N_4 whiskers, *International Journal of Plasticity, Japan*, 17:399-407

MAMKON 97, (1997). 1.Makine Mühendisliği Kongresi Bildiriler Kitabı, 368-372.

Matbase, (b.t). 21 Temmuz 2010, <http://www.matbase.com/material/non-ferrous-metals/wrought-aluminium/alcumg1-2017/properties>

Metal Powder Industries Federation, (1998). Standart Test Methods For Metal Powders And Powder Metallurgy Products, Vol.10, Newjersey USA

Miracle, D.B. ve Donaldson, S.L. (2001). *ASM Handbook, Volume 21, Composites*, ASM International.

Newkirk, J.W. ve 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.

Okura, T., Nomura, S., Shikakura, S. (1990). Solid state powder processing, *The Minerals, Metal and Materials Society*, ed. Clouer, A. H., De Barbadillo, J.J.,

Ögel, B., Kaya, G. (1992). *Alüminyum-SiC kompozitlerin konvensiyonel sıcak presleme yöntemi ile üretimi*, 2.National PM Conference Ankara, Turkey, 631-635.

Ögel, B. (1997). *Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler ve İleriye Dönük Beklentiler*, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 11-15. Haz. 1997, İstanbul, 639-649.

Önel, K. (1995). Süreksiz SiC katkılı alüminyum matrisli kompozitler (1 bölüm), *Metalurji Dergisi*, Ankara,46-53

- Özdemir, I., Ahrens, S., & Mücklich, S. (2008). *Nanocrystalline Al-Al₂O₃p and SiCp composites produced by high-energy ball milling*, *Practical Metallography*, 45 (3), 136-149
- Özdin, K. (2006). *Alüminyum esaslı SiC takviyeli kompozitlerin üretimi ve aşınma özelliklerinin araştırılması*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 3-4
- Özkök, Ö. (2004). *α - Si₃N₄ İçeren Alüminyum Matrisli Kompozit Malzeme Üretimi ve Özelliklerinin Araştırılması*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1-6
- Bronsveld, P.M., Bruinsma, P., J.Th. De. (1991). Hosson., *Mechanical Alloying Materials Science and Engineering*, A135, 77-81
- Ramesh, C.S., Anwar Khan, A.R., Rvikumar, N. ve Savanprabhu, P. (2005) Prediction of Wear Coefficient of Al6061-TiO₂ Composites, *Wear*, 259: 602-608.
- Scala, E.P. (1996). A Brief History of Composites in the U.S. -The Dream and the Succes, *JOM*, 48(2):45-48.
- Sınmazçelik, T. (2003). *Kompozit Malzemeler Ders Notları*, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli.
- Smith, W.F. (2001). *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği*, Çeviren: Kınıkoğlu, N., Literatür Yayıncılık, İstanbul
- Sur, G. (2002). *Alüminyum esaslı kompozitlerin üretimi ve işlenebilirliğinin incelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 3-42
- Suryanarayana, C. (2001). Mechanical alloying and milling, *Progress in Materials Science*, 46: 1-184

- Suryanarayana, C., Ivanov, E., Boldyrev, V.V. (2001). *The Science and Technology of Mechanical Alloying, Materials Science and Engineering A*, 304-306: 151-158. 78.
- Sümer, M. (2003). *Mekanik alaşımlama ile üretilen Fe-Fe₃C kompozit malzemede mekanik özelliklerin araştırılması*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 13-21
- Şahin Y., (2006) *Kompozit Malzemelere Girişi*, Gazi Üniversitesi, İstanbul, 153-157
- Şahin, Y. (2000). *Kompozit Malzemelere Giriş*, 1, Gazi Kitabevi, Ankara, 3, 52
- Şahin, Y. (1999). *Kompozit Malzemelere Giriş*, Gazi Kitabevi, Ankara, 43-55
- Şahin, Y., (2004). *Silisyum Karbür Takviyeli Al-Si Matrisli Kompozit Malzemelerin Mikro yapılarının ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi*, Y.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü- Doktora Tezi (Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ayşegül Akdoğan) , 35-47.
- Şahin, S., Özdemir, İ. ve Ünlü, B. S. (2002). *T/M Yöntemi İle Üretilmiş Al-SiCp Kompozitlerde Üretim Parametrelerinin Aşınma Davranışına Etkisi*, 3rd International Powder Metallurgy Conference, Gazi Üniversitesi, Ankara, 951-957
- Tank, E. (1983). Inco Alloy Internationa, *Proc.Conf. On Frontiries of High Temperature Materials II*, 22-25, 251
- Tanoğlu, M., Seyhan, A.T., Ünaler, E. (2004). Çok Fonksiyonlu/Çok Tabakalı Kompozit Hafif Zırh Malzemelerinin Proses Ve Karakterizasyonu, *Savunma Teknolojileri Kongresi Bildiriler Kitabı*.
- Tavman, D.H. (1997). *Kompozit Malzemelerin Savunma Sanayinde Kullanımı*, Savunma Sanayindeki Teknolojik Gelismeler Sempozyumu, Ankara, 5-6.

- Torquato, S. (2000). Modeling of Physical Properties of Composite Materials, *International Journal of Solids and Structures*, (37), 411-422.
- Tulgar, E., (1987). *Demirdışı Metaller Metalurjisi*, İstanbul Teknik Üniversitesi Yayını, 352
- Türker, M., Özdemir, A. T., Ögel, B. ve Yavuz, A. (1999). *Alüminyum-SiC Tozlarının Mekanik Alaşımlama Değirmeninde Öğütme Zamanının Kompozit Toz Yapısına Etkisinin Araştırılması*, Uluslar Arası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, Ankara, 425-431
- Upadhyaya, G.S. (2000). *Sintered Metallic and Ceramic Materials: Preparation, Properties, and Applications*, Wiley, New York
- Ünal, R., Kainer, K.U. (1999). *Toz metalurjisi yöntemi ile Al-Sc alaşımı üretilmesi ve mekanik özellikleri*, Uluslar arası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, ODTÜ, Ankara, 579-584
- Ünlü, S.B., Durmuş, H., Meriç, C. (2007). Metal Matrisli Kompozit Malzemeler ve Uygulamaları, *Metalurji- Malzeme Dergisi*, 9, 106-113
- Ürkmez, N. (2004). *AlMg₃ / SiCp Kompozitlerinin Üretimi ve Mekanik Özelliklerindeki Değişimlerin İncelenmesi*, Y.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü - Doktora Tezi (Tez Danışmanı: Prof. Mehmet Emin Yurci), 21-31.
- Wadsworth, J., Lesuer, D.R. (1999). *Ancient and Modern Laminated Composites - From the Great Pyramid of Gizeh to Y2K*, International Metallographic Society 1999 Conference, Cincinnati, October 21 - November 3, 1999.
- Wallenberger, F.T. (2000). *Advanced Inorganic Fibers*, Kluwer Academic Publishers
http://www.azom.com/work/hnR9EnuU1on9AOq8IO7a_files/image001.jpg

Yılmaz, M., Durlu, N., Altıntaş, S. (1996). *Al-SiC Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yoluyla Üretilmesi*, 1.Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı Bildiriler Kitabı, 277-285

EKLER**KISALTMALAR**

MMK	Metal Matrisli Kompozit
PMK	Polimer Matrisli Kompozit
SMK	Seramik Matrisli Kompozit
HV	Vickers Sertliği
HB	Brinell Sertlik Değeri
DSC	Diferensiyet Taramalı Kalorimetri
MA	Mekanik Alaşımlama
MMC	Metal Matris Kompozit
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
TG	Termogravimetrik Analiz
TM	Toz Metalurjisi
XRD	X-Işınları Difraktometresi
OM	Optik Mikroskop
PA	Poliamid
TFA	Politetrafloretilen
PE	Polietilen
HP	Sıcak presler
HIP	İzostatik sıcak presleme

SİMGELER

Al	Alüminyum
Ti	Titanyum
Mg	Magnezyum
Ni	Nikel
Cu	Bakır
Zn	Çinko
Ni	Nikel
Cr	Krom
Mn	Mangan
Fe	Demir
Ti	Titanyum
Si	Silisyum
SiC	Silisyum Karbür
SiC _p	Silisyum karbür parçacık
SiC _w	Silisyum karbür whisker
SiO ₂	Silisyumdioksit
Al ₂ O ₃	Alüminyum oksit
Si ₃ N ₄	Silisyum nitrür
WC	Volfram karbürlü kesici takım
Mg ₂ Si	Magnezyum silisyum bileşiği
π	Pi Sayısı
μ	Mikron
μm	Mikrometre (Mikron)
nm	Nanometre
T	Sıcaklık
T _m	Ergime sıcaklığı
K	Kelvin
°C	Celsius

ŞEKİLLER	Sayfa
Şekil 2.1 Takviye çeşidine göre kompozit malzemeler.....	13
Şekil 2.2 Fiber takviyeli kompozit malzemelerin farklı morfolojileri,.....	14
Şekil 2.3 Tabakalı kompozit hafif zırh tasarımı (Tanoğlu vd,2004).....	15
Şekil 3.1 Takviye malzemesinin geometrisine göre metal matrisli kompozitler, a-partikül takviyeli, b-kısa fiber takviyeli, c-sürekli fiber takviyeli	17
Şekil 3.2 Metal matrisli kompozit malzemelerin toz metalürjisi tekniği ile üretim aşamaları	29
Şekil 3.3 Difüzyon bağı (vakumda presleme) yöntemi ile kompozit malzeme Üretimi.....	32
Şekil 3.4 Sıkıştırma döküm yöntemi.....	34
Şekil 3.5 Osprey yöntemi.....	36
Şekil 3.6 Kompozit tabakada ara yüzey bağının önemini belirten şematik gösterimi....	40
Şekil 4.1 Toz metalürjisi akım şeması.....	45
Şekil 4.2 Toz Metalürjisi üretim yöntemlerinin sınıflandırılması.....	46
Şekil 4.3 Karıştırıcıların şematik gösterimi.....	48
Şekil 4.4 Mekanik alaşımlamada kullanılan kavanoz sistemi.....	49
Şekil 4.5 Bilyaların tozlar ile çarpışmasının şematik gösterimi.....	49
Şekil 4.6 Mekanik alaşımlama esnasında tozlarda meydana gelen deformasyon.....	50
Şekil 4.7 Mekanik alaşımlama prosesinin son kademesinde oluşan yapı.....	51
Şekil 4.8 Mekanik alaşımlamada kullanılan yüksek enerjili bilyalı öğütücü.....	52
Şekil 4.9 Gezegen tipi öğütücü.....	52
Şekil 4.10 Atritör karıştırıcı.....	53
Şekil 4.11 Tozların sıkıştırılmasında işlem sırası.....	56
Şekil 4.12 Tek yönlü sıkıştırmada yoğunluk dağılımı.....	58
Şekil 4.13 Tek yönlü kalıbın şematik gösterimi.....	58
Şekil 4.14 İzostatik sıkıştırmanın şematik görünümü.....	59
Şekil 4.15 Sinterlemenin farklı kademelerinin şekilsel gösterimi.....	62
Şekil 4.16 Sinterleme esnasında tozlarda meydana gelen boyun oluşumu.....	62
Şekil 4.17 Farklı sinterleme mekanizmalarının örnekleri.....	63
Şekil 4.18 (a) Katı hal sinterlemesi (b) sıvı faz sinterlemesi sonrası elde edilen mikroyapı.....	64

Şekil 4.19 Çift-küre sinterleme modeli (German, 1994).....	66
Şekil 4.20 İki küresel parçacığın sinterleme profili.....	67
Şekil 4.21 Sinterleme basamaklarına göre gözenek yapısındaki değişim.....	67
Şekil 5.1. Hidrolik pres resmi.....	71
Şekil 5.2 Kompozit deney numunelerinin basıldığı kalıp.....	72
Şekil 5.3. Kompozit malzemedden üretilen çekme deneyi numunelerinin ölçülendirilmiş resmi.....	72
Şekil 5.4. Kullanılan tüp fırın düzeneğinin görünümü.....	74
Şekil.5.5 1) Argon tüpü 2) Manometre 3) Akış ölçer 4) Gaz taşıyıcı hortumlar 5) Kapaklar 6) Seramik tüp 7) Fırın gövdesi 8) Numune 9) Gaz çıkış kontrol kabı 10) Su.....	74
Şekil 5.6 Al-Cu faz diyagramı (Aluminium Learning,2007).....	75
Şekil 5.7 Sinterleme işlemi sonrası her bir deney numunesinin numaralandırılmış görüntüleri.....	76
Şekil 5.8. Çekme cihazının görünümü.....	77
Şekil 6.1.2 -2µm boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri..	86
Şekil 6.2.2-2µm boyutundaki %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri.	86
Şekil 6.3 ≤ 2µm boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin SEM görüntüleri...87	
Şekil 6.4 0.2-2µm boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin EDAX analiz sonuçları.....	88
Şekil 6.5 0.2 -2µm boyutundaki %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin EDAX analiz sonuçları.....	88
Şekil 6.6 ≤ 0.2 boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin EDAX analiz sonuçları.....	89
Şekil 6.7 0.2- 2µm boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017 kompozit malzemenin Xray toz analizi.....	89
Şekil 6.8 0.2- 2µm boyutundaki %15 SiC tane katkılı Al 2017 kompozit malzemenin Xray toz analizi.....	90
Şekil 6.9 Artan presleme basıncına göre çekme gerilmesindeki değişim.....	94
Şekil 6.10 Kompozit numunelerin çekme gerilimi-uzama % grafiklerin	

karşılaştırılması öre çekme gerilmesindeki değişme.....	95
Şekil 6.11 680MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x100 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	97
Şekil 6.12 680MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x250 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	97
Şekil 6.13 680MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x500 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	98
Şekil 6.14 680MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x1000 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	98
Şekil 6.15 680MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x100 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	98
Şekil 6.16 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x100 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	99
Şekil 6.17 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x250 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	99
Şekil 6.18 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x500 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	100
Şekil 6.19 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x1000 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	100
Şekil 6.20 780MPa'da $\leq 0.2\mu\text{m}$ boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x50 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	100
Şekil 6.21 680MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x100 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	101
Şekil 6.22 680MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x250 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	101
Şekil 6.23 680MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x500 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	102
Şekil 6.24 680MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x1000 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	102
Şekil 6.25 680MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x50 büyütme oranında SEM görüntüleri.....	102
Şekil 6.26 780MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x100	

büyütme oranında SEM görüntüleri.....	103
Şekil 6.27 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x250	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	103
Şekil 6.28 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x500	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	104
Şekil 6.29 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x1000	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	104
Şekil 6.30 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x50	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	104
Şekil 6.31 680MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x100	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	105
Şekil 6.32 680MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x250	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	105
Şekil 6.33 680MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x500	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	106
Şekil 6.34 680MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x1000	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	106
Şekil 6.35 680MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x50	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	106
Şekil 6.36 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x100	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	107
Şekil 6.37 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x250	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	107
Şekil 6.38 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x500	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	108
Şekil 6.39 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x1000	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	108
Şekil 6.40 780MPa'da 0.2-2 µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x50	
büyütme oranında SEM görüntüleri.....	108
Şekil 6.41 680MPa'da ≤0.2µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x10	
Optik görüntüleri	109
Şekil 6.42 780MPa'da ≤0.2µm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x10	

Optik görüntüleri	109
Şekil 6.43 680MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x20	
Optik görüntüleri	109
Şekil 6.44 780MPa'da 0.2-2 μm boy. %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin x20	
Optik görüntüleri	109
Şekil 6.45 680MPa'da 0.2-2 μm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x20	
Optik görüntüleri	110
Şekil 6.46 780MPa'da 0.2-2 μm boy. %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin x20	
Optik görüntüleri	110

TABLOLAR	Sayfa
Tablo 3.1 Bazı metal matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri.....	18
Tablo 3.2 Saf alüminyumun önemli fiziksel özellikleri.....	20
Tablo 3.3 Ti-6Al-4V alaşımının özelliklerinin diğer alaşımlarla karşılaştırılması.....	22
Tablo 5.1 Matris malzemesinin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)......	69
Tablo 5.2 Deneysel çalışmada kullanılan SiC tozunun özellikleri.....	70
Tablo 5.3 Deney numunelerinin özellikleri.....	73
Tablo 6.1 0.2 -2 µm boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin toz tane boyut dağılımı.....	84
Tablo 6.2 0.2 -2 µm boyutundaki %15 SiC tane katkılı Al 2017'nin toz tane boyut dağılımı.....	84
Tablo 6.3 ≤ 0.2 µm boyutundaki %5 SiC tane katkılı Al 2017'nin toz tane boyut dağılımı.....	85
Tablo 6.4 Al 2017 kompozit malzemenin yoğunluk ölçümleri ve porozite Miktarları.....	92
Tablo 6.5 Al 2017'nin farklı SiC oranı, tane boyutu ve presleme basıncına göre ; çekme deneyi gerilim değerinin , yoğunluk ve porozite miktarlarıyla karşılaştırılması.....	94
Tablo 6.6 Üretim koşullarına karşılık gelen sertlik değerleri.....	96