

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DEĞİŞİK ORANLARDA SİC İÇEREN ALÜMİNYUM
MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN BİRLEŞTİRİLMESİ**

Metalürji ve Malzeme Mühendisi Çisem ENGİN

**FBE Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Ahmet KARAASLAN

İSTANBUL,2007

İÇİNDEKİLER

SİMGE LİSTESİ.....	iv
KISALTMA LİSTESİ.....	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	vii
ÖNSÖZ.....	viii
ÖZET.....	ix
ABSTRACT.....	x
1. GİRİŞ	1
2. KOMPOZİT MALZEMELER	2
2.1 Matris Malzemeleri.....	2
2.2 Takviye Malzemeleri	3
2.2.1 Yapılarına Göre Sınıflandırma	4
2.3 Plastik Matrisli Kompozitler	6
2.4 Seramik Matrisli Kompozitler.....	6
2.5 Metal Matrisli Kompozitler.....	7
2.5.1 Alüminyum Matrisli Kompozitler	9
2.6 Metal Matrisli Kompozitlerin Özellikleri	11
2.7 Metal Matrisli Kompozitlerin Kullanım Yerleri	12
3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ.....	15
3.1 Alüminyum Toz Metalürjisi Alaşımları.....	19
3.2 Sıkıştırma	20
3.3 Sinterleme.....	20
3.4 Sıcak Sinterleme:.....	22
3.5 Yeniden Presleme	23
3.6 Dövme.....	23
3.7 Sinterlenmiş Parçaların Özellikleri.....	24
4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN KAYNAĞI.....	25
4.1 Eritme Kaynak Yöntemleri	28
4.1.1 TIG(Tungsten Asal Gaz) ve MIG(Metal Asal Gaz) Kaynağı	28
4.1.2 Laser Işın Kaynağı	31
4.1.3 Elektron Işın Kaynağı	33
4.1.4 X-Işın Kaynağı	33
4.1.5 Direnç Kaynağı.....	34
4.2 Katı Hal Yöntemleri.....	34

4.2.1	Difüzyon Kaynağı.....	34
4.2.2	Sürtünme Kaynağı	34
4.2.3	Sürtünen Elemanla Kaynak Yönetimi	35
4.2.4	Ultrason Kaynağı.....	35
5.	DENEYSEL ÇALIŞMA	37
5.1	Giriş	37
5.2	Karışımlar Kuralı ile Hesaplama	37
5.2.1	Alüminyum ve SiC Miktarlarının Hesaplanması	38
5.3	Üretim Tekniği	39
5.3.1	Karıştırma.....	39
5.3.2	Presleme	40
5.3.3	Sinterleme.....	40
5.4	Sinterleme Sonrası Karakterizasyon.....	41
5.4.1	Sertliklerin Ölçülmesi	41
5.4.2	Eğme Deneyi	42
5.5	Numunelere TIG Kaynağı.....	49
5.5.1	Kaynak Sonrası Sertlik Ölçümü:.....	51
5.5.2	Kaynak Sonrası Karakterizasyon.....	52
6.	SONUÇ	66
	KAYNAKLAR	67
	ÖZGEÇMİŞ.....	69

SİMGE LİSTESİ

ρ	Yoğunluk
V	Hacim
W	Kalıbın Ağırlığı
b	Uzunluk
h	Yükseklik
a	En
P	Kuvvet
f	Sehim
E	Elastiklik modülü
L	Mesnet merkezleri arasındaki uzaklık
Y	Eğilme miktarı
W	Mukavemet momenti
δ	Eğme Dayanımı

KISALTMA LİSTESİ

AMK	Alüminyum Matrisli Kompozitler
MMK	Metal Matrisli Kompozitler
TIG	Tungsten Inert Gas
MIG	Material Inert Gas
ITAB	Isı Tesiri Altında Kalan Bölge

ŞEKİL LİSTESİ

Sekil 3.1. Toz metalurjisi üretim yöntemi şematik gösterimi a) Harmanlama b) Ön Kalıplama c) Sinterleme/Pişirme.	17
Şekil 3.2. Ergitme ve parçacık ilavelerinin yapıldığı kompozit üretim ünitesinin şematik görünüşü (Kök, 2001).....	19
Şekil 5.1 Kullanılan Kalıbın Şekli	37
Şekil 5.1 SiC yüzdesine göre sertlik değişim grafiği.....	41
Şekil 5.2 Değişik oranlarda SiC içeren sinterlenmiş numunelerin kuvvet-sehim diyagramı ..	44
Şekil 5.3 Değişik oranlarda SiC içeren preslenmiş numunelerin kuvvet-sehim diyagramı.....	45
Şekil 5.4 Değişik yüzdelerde SiC içeren preslenmiş-sinterlenmiş numuneler için elastiklik modülü değişim grafiği	47
Şekil 5.5 Değişik yüzdelerde SiC içeren preslenmiş-sinterlenmiş numunelerin eğme dayanımı değişim grafiği	48
Şekil 5.6 Değişik yüzdelerde SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynaklı bölgelerin sertlik ölçüm grafiği.....	51
Şekil 5.7 Değişik yüzdelerde SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynaklı bölgelerdeki sertlik ölçüm grafiği.....	52
Şekil 5.8 %4 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynaklı bölgelerdeki mikroyapı görüntüleri.....	53
Şekil 5.9 %4 SiC içeren preslenmiş numunelerin kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüsü	54
Şekil 5.10 %4 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana malzeme kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri.....	55
Şekil 5.11 %4 SiC içeren sinterlenmiş numune için kaynak geçiş mikroyapı görüntüsü.....	56
Şekil 5.13 %5 SiC içeren preslenmiş numune için kaynak geçişteki mikroyapı görüntüsü	57
Şekil 5.14 %7 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri.....	58
Şekil 5.15 % 7 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzemedaki mikroyapı görüntüsü	58
Şekil 5.16 %7 SiC içeren preslenmiş numuneler için kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri	59
Şekil 5.17 %7 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri.....	60
Şekil 5.18 %7 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için kaynak geçişteki mikroyapı görüntüsü	60
Şekil 5.19 % 10 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri.....	61
Şekil 5.20 % 10 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri.....	62
Şekil 5.21 % 10 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri	62
Şekil 5.22 % 15 SiC içeren preslenmiş numuneler için kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri	63
Şekil 5.23 % 15 SiC içeren preslenmiş numuneler için kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri	63

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1 Seramik Partikül Karakteristikleri.....	3
Çizelge 2.2 Metal matrisli çeşitli kompozit malzemelerin kullanıldığı yerler (Aran, 1990). ..	14
Çizelge 4.1 Metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemlerin sınıflandırılmasına ilişkin tablo (Durmuş vd., 2003).	25
Çizelge 4.2 Alüminyum matrisli kompozitlerin kaynak edilmesinde kaynak proseslerinin karşılaştırılması [3].....	26
Çizelge 4.3 Alüminyum alaşımlı kompozitlerin şekillerine ve kaynak türlerine göre birleştirilebilme özellikleri	26
Çizelge 4.4 Bağlantı yöntemleri ve özellikleri (Durmuş vd., 2003).....	27
Çizelge 4.5 SiC takviyeli 2014 alaşımı kompozit malzeme için kaynak koşulları (Urena vd., 1999).....	31
Çizelge 5.1 SiC ve Alüminyum Miktarları	39
Çizelge 5.2 Sinterlenmiş Numune Boyutları.....	41
Çizelge 5.3 Preslenmiş Numune Boyutları	41
Çizelge 5.4 Sinterlenmiş ve Preslenmiş Numunelerin Boy ve Yüksekliği.....	42
Çizelge 5.5 Sinterlenmiş Numunelerin Kuvvet- Sehim Değerleri	43
Çizelge 5.6 Preslenmiş Numunelerin Kuvvet- Sehim Değerleri	44
Çizelge 5.7 Preslenmiş Numunelerin Eğme Deneyi Sonundaki Elastik Modül, Mukavemet Momenti ve Eğme Dayanımı Değerleri	46
Çizelge 5.8 Sinterlenmiş Numunelerin Eğme Deneyi Sonundaki Elastik Modül, Mukavemet Momenti ve Eğme Dayanımı Değerleri	47
Çizelge 5.9 Kaynak Edilecek Numuneler	49
Çizelge 5.10 Preslenmiş ve Sinterlenmiş Numunelerin Malzeme ve Kaynak Parametreleri ..	50

ÖNSÖZ

Endüstride her geçen gün artan kalite ve ekonomiklik gibi talepler ve bu taleplere yanıt verebilecek yeni malzeme arayışları, pek çok araştırmanın yapılmasına yol açmaktadır.

Bu çalışmada, özellikle otomotiv sektöründe alternatif malzeme olarak kullanılabilen Al matrisli SiC takviyeli kompozit malzemelerin üretim aşamaları ve daha sonra bunların kaynak kabiliyetleri araştırılmıştır. Farklı SiC içeriği ile kompozitin üretilebilirliğinin ve karakteristiğinin nasıl değiştiği incelenmiş, üretilen kompozitlerin TIG kaynak yöntemi ile birleşme kabiliyetleri araştırılmıştır.

Tezimin her aşamasında yapıcı öneri ve eleştirileriyle yol gösteren tez hocam Sayın Doç. Dr. Ahmet KARASLAN'a, deneysel çalışmalarında yardımcı olan araştırma görevlileri Zekeriya CÖMERT, Tuba KARAHAN, teknisyen Şevki ŞAHİN'e, tez sırasında yoğun desteğini esirgemeyen aileme, kardeşim Çiser ENGİN'e ve arkadaşım Gökay Şefik YILMAZ 'a teşekkürlerimi sunarım.

ÖZET

Bugün geleneksel malzeme kullanarak teknolojinin tüm gereksinimleri karşılanamamaktadır. Bu nedenle, kompozit malzemeler geliştirilmeye başladıkları günden itibaren geleneksel malzemelerin yerini almaktadır. Özellikle uzay, uçak ve otomotiv sanayi gibi sektörlerde bu malzemelerin kullanımı oldukça artmaktadır. Üretim yöntemleri katı ve sıvı hal olmak üzere ikiye ayrılmaktadır; bilinen en eski üretim metodu toz metalurjisi yöntemidir. Katı hal üretiminde seçilen matris ve taşıyıcı malzemeye bağlı olarak toz metalurjik üretim özellikle SiC takviyesi gibi sert yapıların takviyesinde tercih edilmektedir.

Kullanım alanı gittikçe artan kompozit malzemelerin birleştirilmesinde değişik yöntemler kullanılmaya başlanmaktadır. Birleştirme yöntemi, MMK'lerin özelliklerini değiştirebilir bu nedenle uygun birleştirme yöntemleri uygulanmalıdır.

Bu çalışmada, değişik oranlarda SiC içeren alüminyum matrisli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemiyle üretim aşamaları ve üretilen kompozitlerin TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmesi üzerine çalışılmaktadır.

Anahtar Kelimeler: SiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit, Toz Metalurjisi, TIG Kaynağı

ABSTRACT

Today it is not possible to provide technologies all requirements with using traditional materials because of this composite materials take traditional materials places since the day have been producing. They have been developing especially in aerospace, aircraft, and automotive endüstries. Manufacturing methods divide into two groups solid state and liquid state, the oldest method that is known is powder metallurgical method. In this case by solid state manufacturing especially reinforcement as though as like SiC, due to chosen matrix material and reinforcement, powder metallurgical manufacturing is preferred.

Different joining methods have been developed because mmcs have been used in many areas recently.

In this study, we deal with manufacturing processing of aluminium matrix composites with SiC reinforced with powder metallurgy method and joining this composites with TIG welding method.

Keywords: SiC reinforced Aluminium Matrix Composites, Powder Metallurgy, TIG Welding

1. GİRİŞ

Bugün geleneksel malzeme kullanarak teknolojinin tüm gereksinimleri karşılanamamaktadır. Endüstride malzemeden istenen en önemli özellikler; dayanım, tokluk, hafiflik ve düşük maliyettir. Geleneksel malzemelerde ısıtılma işlemi yapılarak malzemenin bazı dayanım değerleri artırılmaktadır. Fakat aşınma dayanımı, darbe dayanımı, kırılma tokluğu, hafiflik gibi özellikler aynı anda sağlanamamaktadır.

Bu amaç ile, iki veya daha fazla malzemenin istenen özelliklerinin tek malzeme elde edilmesi veya yeni bir özellik elde edilmesi ile yeni bir malzeme oluşumu yıllardır araştırılmaktadır. İki veya daha fazla malzemenin aynı veya farklı gruplarda birbirleriyle karma yapı yapacak biçimde oluşturulan malzeme kompozit olarak adlandırılır. Kompozit malzeme kullanımı taş devrinde başlamış, ancak 20. yüzyılda malzemenin mekanik özelliklerinin artırılması ile ilgili çalışmalar önem kazanmıştır.

Metal matrisli kompozitler, yıllardır çok küçük boyutlarda kullanıldığından kaynak işlemi gerekmiyordu. Fakat kullanım alanı gittikçe artan bu malzemelerin birleştirilmesinde değişik yöntemler kullanılmaya başlanmıştır. Metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde kullanılabilecek yöntemler TIG, MIG, ultrasonik kaynak, difüzyon bağlaması, laser, elektron bombardımanıdır

Bu çalışmada; değişik oranlarda SiC içeren alüminyum matrisli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretilmesi ve bu malzemelerin TIG kaynağı yöntemi ile birleştirilmesi üzerinde çalışılmıştır.

2. KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit malzeme, iki veya daha fazla sayıdaki, aynı veya farklı gruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini, yeni ve tek bir malzemedeki toplamak amacıyla, makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemeler olarak adlandırılır (Durmuş H. Meriç C., 2003).

2.1 Matris Malzemeleri

Kompozit malzemenin türüne göre, matrisin; kuvveti takviyeye iletmek, kuvveti taşımak veya yükü takviye ile birlikte taşımak gibi görevleri vardır.

Matris malzemesi genellikle plastik, metal veya seramiktir. *Metal matris malzeme* olarak Al, Ti, Mg, Ni, Cu, Co gibi metal ve alaşımları kullanılır. Bu malzemeler rijit ve yüksek dayanımlıdır. Ancak üretimleri güçtür ve her takviye malzemesi ile kullanılamazlar (Ögel B., 1997).

Matris olarak birçok metal kullanılmaktadır. Bunların en önemlileri; Al, Ti, Mg, Cu alaşımları ve süper alaşımlardır. En önemli metal matrisli kompozit sistemleri:

- Al matris
 - Sürekli fiberler: Boron, SiC, alümina, grafit
 - Süreksiz fiberler: Alümina, alümina-silika
 - Whiskerler: SiC
 - Partiküller: SiC, boron karbür
- Mg matris
 - Sürekli fiberler: Grafit, alümina
 - Whiskerler: SiC
 - Partiküller: SiC, boron karbür
- Ti matris
 - Sürekli fiberler: SiC, kaplanmış boron
 - Partiküller: TiC
- Cu matris
 - Sürekli fiberler: Grafit, SiC
 - Teller: Niyobyum-titanyum, niyobyum-kalay
 - Partiküller: SiC, boron karbür, TiC
- Süper alaşım matrisleri:
 - Teller: Tungsten (Foltz, John V. , Blackmon, Charles M.)

2.2 Takviye Malzemeleri

Günümüzde, kompozit malzemelerde takviye olarak, genellikle elyaf malzeme ya da küçük veya iri parçacıklı değişik türde malzemeler seçilir (Aran A., 1990).

Teknolojide mekanik özellikleri büyük gelişme gösteren ve en çok kullanılan kompozit malzemeler, elyaf takviyeli olanlardır. Elyaf, sürekli veya süreksiz olabilir. Cam, karbon, aramid, bor, SiC, Al₂O₃ ve metal gibi malzemeler elyaf olarak çok kullanılır (Anderson vd.,1990).

MMK üretiminde kullanılan takviye malzemeleri temelde; a) sürekli fiberler, b)süreksiz fiberler, c) whiskerler, d) teller, e) partiküllerdir. Bu malzemeler tipik olarak oksit, nitrit, ve karbürler olarak sınıflandırılabilir. Takviye edilen seramik malzemeler yüksek elastik modüle, düşük yoğunluğa, yüksek ergime sıcaklığına, düşük termal genleşme katsayısına sahip olmalıdır. Ayrıca yüksek termal kararlılık ve matris malzemesi ile uygunluk göstermelidirler (Yılmaz vd.),. Çeşitli seramik partikül karakteristikleri Çizelge 2.1’de verilmiştir.

Çizelge 2.1 Seramik Partikül Karakteristikleri

TİPİ	BİLEŞİMİ	BOYUT (μm)	YOĞUNLUK (g/cm^3)	DAYANIM (Gpa)	E (Gpa)
PARTİKÜL	Grafit	40-250	1.6-2.2	20	910
	SiC	15-340	3.2	3	480
	SiO ₂	53	2.3	4.7	70
	MgO	40	2.7-3.6		
	Si ₃ N ₄	46	3.2	3-6	360
	TiC	46	4.9	0	320
	BN	46	2.25	0.8	100-500
	ZrO ₂	75-180	5.65-6.15	0.14	210
	B ₄ C	40-340	2.5	6.5	480
	TiO ₂	20	3.9-4.3		
	Al ₂ O ₃	40-340	3.97	8	460
	Cam	30-120	2.55	3.5	110

Seramik partikül takviyeli MMK’lerin başarılı sonuçlar vermesi, seramik-matris arasındaki ara yüzey bağ mukavemetinin kuvvetli olmasına bağlıdır. Ara yüzeyde bağ mukavemetini, dolayısıyla sıvı katı ara yüzeyinde ıslanmayı etkileyen temel faktör partikül dağılımıdır. Ara yüzeyde partikül dağılımının homojen olması için, partikül boyutunun, sıvının vizkozitenin ve katılma hızının yüksek olması gerekir (Yılmaz).

Takviye Elemanları

Genel olarak takviye elemanlarında aranan ortak özellikler aşağıda belirtilmiştir:

- Isıl direnç ve kararlılık; işletme şartlarına bağlı olarak, fonksiyonel parçaların herhangi bir nedenle oluşan ısı hareketlerine karşı direnç gösterebilmesi için, yüksek sıcaklıklardaki karakteristiklerinin iyi ve kararlı olması çok önemlidir.
- Kimyasal uygunluk; takviye elemanının matris ile kimyasal bir reaksiyona girmemesi ve ara yüzey bağının iyi teşekkül etmesi gerekir.
- Yoğunluk; ağırlığın önemli olduğu uygulama alanları için (uzay araçları ve hava taşımacılığı) spesifik mukavemet, spesifik modülün yüksek olması istenilen projelerde düşük yoğunluklu ve yüksek mekanik özelliklere sahip takviye elemanları tercih edilir.
- Üretim kolaylığı; yüksek miktarlarda yapılan üretimlerde, parça maliyetini doğrudan ilgilendiren durumlarda önemli bir faktördür. Ancak büyük bir projede imal edilecek az miktardaki parçalar için kabul edilebilir sınırlar içerisinde, üretimin yavaş olması, zor olması ve yüksek maliyetli olması bütün proje kapsamı içerisinde bir engel olarak görülmeyebilir.

Takviye elemanları, yapılarına göre; oksit seramikler ve oksit olmayan (karbürler, nitrürler) seramikler olarak iki başlık altında, şekillerine göre; partiküller, süresiz fiberler ve whiskerler olarak üç başlık altında incelenebilir.

2.2.1 Yapılarına Göre Sınıflandırma

Oksit Seramikler

Yüksek sıcaklık performansları iyi olan metal veya metaloit elementlerin oksijenle oluşturdukları bileşikler olarak tanımlanabilirler. Yüksek elastik modül ve sertlik, buna bağlı olarak gevreklik, düşük ısıl genleşme, korozyon direnci ve iyi refrakter özellikleri seramik oksitlerin belirgin karakteristikleridir. Ancak malzemelerin çeşitli ortamlarda yüksek sıcaklık, oksidasyon, hidrasyon, buharlaşma ve redüklenmeye direnç gösterme kararlılığı üretim imkanlarını kısıtlar ve maliyetleri artırır. Bazı mühendislik uygulamalarda torya ve berilya gibi sınırlı imkanlarla üretilen bazı oksitlerin üstün özellikleri nedeniyle kullanılması kaçınılmazdır. Bu özel durumların dışında silis, alümina, magnezya, kalsiye, mullit gibi kompleks oksitler doğada bol miktarda bulunmaktadır.

Seramik oksitleri sadece bir metal/metaloid içeren tek oksit seramikler olarak da sınıflandırmak mümkündür. Ergime noktası 1728 °C' nin üzerinde basit oksit oluşturan 24 element ve ergime noktası bu sıcaklığın üzerinde birçok karmaşık oksit mevcuttur.

1. Alümina (Al_2O_3); ticari üretimi ve sanayide kullanımı son yarım asırda büyük bir gelişme göstermiştir. Özellikle yüksek sıcaklık fırınlarında, kesici takım, yatak malzemesi, elektronik endüstrisinde, hava taşıtları imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. Düşük sıcaklıklarda kimyasal maddelere ve mekanik zorlamalara karşı en dayanıklı refrakter malzemelerden biri olan alüminanın ergime sıcaklığı 2000°C ($\pm 30^\circ\text{C}$)'dır. Kullanımdaki sınırlama nispeten düşük ergime noktasından kaynaklanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda flor gazı dışındaki bütün gazlara direnç gösterir, oksitleyici ve redükleyici atmosferde 1900°C 'ye kadar kullanılabilir. Saf alümina düşük sıcaklıklarda birkaç formda bulunur, ancak ortam şartları, zaman gibi değişkenlere bağlı olarak $750\text{-}1200^\circ\text{C}$ arasında α -alüminaya dönüşür.
2. Magnezya (MgO); refrakter oksitlerin içinde en bol bulunan MgO 'ın ergime sıcaklığı 2800°C 'dir. Oksitleyici atmosferde, alüminadan daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir. Ortama bağlı olarak yüksek sıcaklıklarda redüklenir ve 2400°C sıcaklıkta buharlaşır.
3. Zirkon (ZrO_2SiO_2); alüminyum gibi bazı ergimiş metaller tarafından ısıtılması güç olduğundan özellikle karıştırılmalı döküm yöntemi ile kompozit üretimi oldukça problemlidir. 2420°C 'de eriyen zirkon, ısıtma direnci nedeniyle alüminyum, platin, nikel ve paslanmaz çeliğin ergitilmesinde, geniş çapta kullanılmaktadır. Isıl genleşmesi çok düşük olduğu için, termal şok direnci fazladır.

Oksit Olmayan Seramikler

Silisyum Karbür

1960'lı yıllarda plastik ve metal matrisli kompozitler için takviye fazı olarak yüksek özgül dayanım ve elastik modülüne sahip malzemeler üzerine oldukça yoğun çalışmalar yapılmıştır. Bunlar arasında boron, silisyum karbür gibi malzemeler yer alır.

SiC 'ün yüzey yapısı oldukça düzgündür. En önemli avantajları, maruz kaldıkları yüksek sıcaklık şartları altında bunların özellikleri ile ilgilidir; çünkü karbon ana malzemesi kimyasal soy gaz olduğu için SiC ile reaksiyona girmez. Dolayısı ile takviye elemanı çekme dayanımı özellikleri yüksek sıcaklık şartları altında da devam eder.

SiC parçacık takviyeli kompozitlerde ikinci bir operasyon ekstrüzyon, haddelenme ve kalıpta dövme ve presleme gibi şekil verme tekniklerinin parçacıklarda mekanik bir hasar oluşturmaksızın uygulanabilmesi önemli bir avantajını oluşturmaktadır. SiC ile güçlendirilen alüminyum kompozitlerin işlenebilirliği diğer takviye elemanlı kompozitlere göre daha iyidir. Bu parçaların elastiklik modülleri ve yüksek sıcaklık özellikleri çok iyi, fakat pahalı olup

metaller, oksitler, karbürler ve organik bileşiklerin de parçacıkları üretilmektedir (Şahin, 2000).

Süreksiz Fiberler

Özellikle küçük çaplı ve düzgün dağılımlı süreksiz fiberler (takviyeler) AMK malzemelerin mekanik özelliklerini artırıcı özellik gösterirler. Ancak değişik yönlere dağılmış karmaşık yapıya sahip fiber takviyeli AMK malzemeler özelliklerine uygun olarak uygulama alanı bulmuşlardır.

Whiskerler

Whiskerler monokristalin, oldukça yüksek dayanımlı kısa fiberleridir. Bu yüksek dayanım, dislokasyon gibi kristal hatalar olmadığından, teorik dayanıma çok yakındır. Tek taneli malzemenin sağladığı belirgin mekanik özellik artışı, whiskerlerin takviye malzemesi olarak kullanımına ilgiyi arttırmıştır. Küçük çapları ve uygun boyutları ($1/d \sim 50-100$) yük transferine imkan sağladığı gibi dispersiyonla kuvvetlendirmeye bağlı takviye mekanizmasını oluşturur.

2.3 Plastik Matrisli Kompozitler

Liflerle pekiştirilmiş polimer kompozitler endüstride çok geniş kullanma alanına sahiptir. Pekiştirici olarak cam, karbon kevlar ve boron lifleri kullanılır.

Polimer kompozitlerde kullanılan en önemli bağlayıcı malzeme polyester ve epoksidir. Pekiştirici liflerin miktarı arttıkça kompozitin mukavemeti yükselir. Polimer kompozitlerin en önemli özellikleri yüksek özgül mukavemet(mukavemet/ özgül ağırlık) ve özgül elastisite modülüdür. Dolayısıyla bu özelliklerden dolayı diğer malzemelere üstün durumundadırlar. Örneğin yüksek mukavemetli çeliklerde özgül mukavemetin 110 Nm / gr olmasına karşın cam lifi – polyesterlerde 620 Nm/gr dır. Diğer taraftan karbon lifi epoksde 700 Nm/gr ve kevlar epoksde 886 Nm/gr dır. Diğer taraftan karbon liflerinin özgül elastisite modülü alüminyumunkinin 5 katı kadardır. Bu üstünlüklerinden dolayı polimer kompozitler uçak ve uzay endüstrisinde alüminyum alaşımlarına tercih edilir [4].

2.4 Seramik Matrisli Kompozitler

Seramik matris kompozitler yüksek sıcaklık ve kritik gerilme uygulamalarının yanısıra kesici takım olarak sert metal alaşımlarının kesilmesinde de kullanılırlar [5].

Seramik matrisli kompozit elde etmek amacıyla yapısal ve fonksiyonel nitelikli yüksek teknoloji seramikleri kullanılmaktadır. Başlıcaları Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 , B₄C, CbN, TiC, TiB,

TiN, AlN' dir. Bu bileşikler değişik yapılarda olup amaca göre bir yada bir kaçı beraber kullanılarak CMC ler elde edilir. Sandviç zırhlar, çeşitli askeri amaçlı parçalar imali ile uzay araçları bu ürünlerin başlıca kullanım yerleridir [4].

2.5 Metal Matrisli Kompozitler

Metal matrisli kompozitler (MMK); yüksek elastik modüle, yüksek çekme basma ve kayma mukavemetine, 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 olmuşlardır. Bu üstünlüklerin yanında tekrar üretilebilir mikroyapı, mekanik özellikler ve düşük yoğunluk değerleri vermeleri açısından daha da önem kazanmışlardır (Yılmaz).

Metal matrisli kompozit malzemeler, düşük yoğunluk ve özel mekanik özellikleri nedeniyle uçak sanayi, otomotiv sektörü ve üretim mühendisliği uygulamaları için cazip bir seçim olarak son yıllarda ilgi çekmişlerdir (örnek olarak elektronik parçalar, bisikletler, golf sopaları vs.). Büyük çoğunluğu Al matrisli kompozitler olduğu halde, gelişmekte olan çoğu uygulamalar için süper alaşım, Ti, Cu, Mg, veya Fe matris özelliklerine ihtiyaç vardır (Schwartz, 1992).

Bu malzemeler yüksek rijitlik, dayanım, korozyon dayanımı, ısıl özellik, aşınma dayanımı ve yorulma dayanımına sahiptirler. Metal matrislerde sürekli elyaf, süreksiz elyaf veya parçacıklar takviye olarak kullanılır.

Metal matrisli kompozit malzemeler uzun yıllardır bilinmelerine rağmen, üretim ve kullanımları son 15-20 yılda yaygınlaşmıştır. MMK malzemelerin özellikle otomobil motorlarında, uzay araçları ve iskeletlerinde ve gaz türbin motorlarında kullanım imkanlarının doğması ile bu malzemelere ilgi giderek yoğunlaşmıştır. MMK malzemelerin yerlerine kullanıldıkları metal ve alaşımlarına göre en önemli üstünlükleri, yüksek özgül mukavemet, yüksek özgül elastik modül, yüksek aşınma dayanımı ve bu özelliklerin yüksek sıcaklıkta bile muhafaza edilmesidir. Al-SiC, Al-Al₂O₃ gibi MMK malzemeler bugün yaygın olarak çok değişik alanlarda başarıyla kullanılmaktadırlar. MMK malzemelerin mekanik özelliklerini etkileyen partikül dağılımı ve partikül/matris arayüzeyi esas olarak üretim prosesinden etkilenmektedir. MMK üretiminde kullanılan matris alaşımları çok çeşitli olabilmektedir. Fakat alüminyum ve alaşımları bu konuda ilk sırayı almaktadır. Bu alaşımların tercih edilmelerinin nedeni, düşük yoğunluk ve ergime derecelerine sahip olmaları ve birçok seramik takviye malzemesini kolay ısıatabilmelerinden dolayıdır. Alüminyum saf olarak

matris malzemesi amacıyla kullanıldığı gibi, alaşım olarak da düşünülebilir. Yüksek aşınma dayanımı ve düşük sürtünme için tüm ticari Al-Si, düşük yoğunluk ve yüksek termal iletkenlik için Al-Mg, ve Al-Cu alaşımları matris alaşımı olarak değerlendirilmektedir. Alüminyumun dışında en fazla kullanılan metal ve alaşımları da şöyle sıralanabilir; Ti, Mg, Cu, Ni, Pb, Ag, Nb, bronz süper alaşımlar (demir esaslı) ve intermetalikler (Yılmaz).

Metal matrisli kompozitlerin önemli ve diğer kompozitlerle de paylaştığı bir özelliği, matris malzemelerinin, takviye elemanlarının ve yönlendirmelerin uygun şekilde seçilmesiyle birlikte belirli bir dizaynın gereksinimlerini karşılamak üzere bileşenin özelliklerini yenilemenin mümkün olmasıdır. Örneğin dayanımı ve sertliği bir yönde, genleşme katsayısını diğer bir yönde belirlemek mümkündür. Bu, tek yapı malzemelerde nadiren mümkündür. Tek yapı metaller izotropik olma eğilimindedirler ve bundan dolayı da bütün yönlerde aynı özellikleri gösterirler. Haddeleme gibi bazı prosesler, anizotropiliği açığa vurabilirler; böylece özellikler yönlenme ile değişiklik gösterir. Tek yapı metallerin gerilme-gerinim davranışı tipik olarak elastik-plastiktir. Çoğu yapısal metallerin belirgin süneklik ve kırık gevreklik özellikleri vardır. Metal matrisli kompozitlerin çoğu uyumsal olarak değişen özelliklere sahiptir. Özelliklerini etkileyen faktörler:

- Takviye özellikleri, şekli ve geometrik düzenlenmesi
- Takviye hacim oranı
- Matris özellikleri (porozite etkileri de dahil)
- Takviye-matris arayüzey özellikleri
- Kompozitin ısı ve mekanik durumundan kaynaklanan artık gerilmeler
- Yüksek sıcaklıklarda kimyasal reaksiyonlardan ve üretim, çarpma gibi etkilerden oluşan mekanik hasardan kaynaklanan takviyenin olası değer kaybı

Partikül takviyeli metal matrisli kompozitler, tek yapı metaller gibi, izotropik eğilimlidirler. Gevrek takviyelerin ve olası metal oksitlerin varlığı bu kompozitlerin sünekliğini ve kırık gevrekliğini düşürme eğilimindedir. Whisker takviyeli malzemelerin özellikleri daha çok yönlendirilmelerine bağlıdır. Rasgele yönlendirilmiş whiskerler izotropik bir malzeme oluştururlar. Ekstrüzyon gibi prosesler, whiskerleri, anizotropik özellikler sağlayacak şekilde yönlendirebilir. Whiskerler aynı zamanda sünekliği ve kırık gevrekliği düşürürler. Düzenli dizilmiş fiber takviyeli metal matrisli kompozitler anizotropik özelliklere sahiptirler. Fiberlerin yönünde onlara dik yönden daha güçlü ve serttirler. Fakat tek yönlü metal matrisli kompozitlerin enine dayanım ve sertliği (tüm fiberleri bir eksene paralel olarak yönelmiş

malzemeler) destek malzemelerinin parçalarında kullanılmak üzere yeterli olmuştur. Bu, metal matrisli kompozitlerin plastik matrislilere göre en büyük avantajlarından biridir (plastik matrisli kompozitler enine takviye olmayınca nadiren kullanılabilirler). Metal matrislerin modülü ve dayanımı çoğu takviye fiberlerinkine göre belirgin olduğu için, kompozitin davranışına katkıları önemlidir. Metal matrisli kompozitlerin gerilme-gerinim eğrileri genellikle matrisin zayıflığından kaynaklanan belirgin olarak doğrusal olmayan durum gösterirler. Fiber takviyeli metallerin davranışı üzerinde belirgin etkisi olan başka bir faktör, iki bileşen arasında genleşme katsayısındaki sık sık görülen büyük farktır. Bu, belirgin sıcaklık değişimlerine tabi tutulduğu zaman, kompozitlerde büyük artık gerilmelere sebep olabilir. Üretim sıcaklıklarından itibaren soğutma sırasında, matris ısı gerilmeler genellikle zayıflığa neden olacak derecede şiddetlidir. Büyük artık gerilmeler mekanik yükleme ile de oluşturulabilir. Fiber takviyeli metal matrisli kompozitler bazı doğrusal olmayan durumları gösteren gerilme-gerinim eğrilerine sahip olabildikleri halde, aslında gevrek malzemelerdir. Gerilme konsantrasyonunu düşüren sünekliğin var olmadığı durumda, birleşik dizayn kritik dizayn etmeni haline gelir. Metalurjik, polimerik bağ yapma ve mekanik bağlama gibi birçok metal matrisli kompozitleri birleştirme yöntemleri geliştirilmektedir (Schwartz, 1992).

2.5.1 Alüminyum Matrisli Kompozitler

Rijitlikteki, dayanımdaki, yorulma ve aşınma direncindeki belirgin artışların izlenmesi, alüminyum matrisli kompozit malzemelerin kullanımını cazip kılmıştır. Ancak özellikle otomotiv sanayinde geniş bir potansiyel alanı mevcut olmasına rağmen, bu malzemelerin gelişmesi beklenen hızda olmamıştır. Fiber takviye üretiminin pahalı olması, yüksek sıcaklık, üretim yöntemlerine bağlı problemler, AMK'lerin gelişmesinde engel olarak görülebilir. AMK gelişmiş mühendislik malzemeleri içinde, konvansiyonel alüminyum alaşımlarına göre eşsiz avantajlar sağlayan özel bir kategori oluşturmaktadır. Yeni şekillendirme yöntemlerinin gelişimi ve düşük maliyetli takviye malzemelerin kullanımı ile AMK'lerin kullanımı, endüstrinin pek çok alanında artmaktadır. AMK'lerde takviye malzemesi olarak genellikle Al_2O_3 , SiC, C kullanılmaktadır. Bunun yanı sıra SiO_2 , B, BN, B_4C , AlN de takviye malzemesi olarak kullanılmaktadır. Matris malzemeleri ise genel olarak Al-Si, Al-Cu, 2XXX ve 6XXX alaşımlarıdır [1].

AMK malzemelerin ilk üretimlerinde, özellikle partikül takviye kompozitlerde, matris seçimi genelde takviye elemanından bağımsız olarak, alüminyum alaşımın özellikleri (haddeleme, dövme, döküm) dikkate alınarak yapıliyordu. Ancak zaman içerisinde matris fiber reaksiyonlarının tanımlanması, içyapı özelliklerinin mekanik değerler üzerindeki etkilerinin

araştırılması, matris fiber kombinasyonları üzerinde etkin rol oynamıştır. Alüminyuma katılan Mg, Cu, Li alaşım elementleri, Al_2O_3 partikül ve fiberlerinin, SiC whiskerlerinin, sıvı alüminyum matrise uygunluğunu artırır. Ayrıca Mg ve Si, takviye elementlerinin sıvı matris içerisindeki dispersiyonunu kolaylaştırır. Aksi halde, alaşım elementlerinin doğru seçilememesi durumunda, takviye elemanları, katılma fazında rol oynayarak erken çekirdek oluşumu, dendrit büyümesinin gecikmesi kompozitin istenilen özelliklerde üretimini zorlaştırabilir.

Matris Malzemeleri

Matris malzemeleri olarak kullanılan alüminyum ve alaşımları, geniş bir özelliklerle nihai kompozit malzemenin özelliklerini direkt olarak etkiler. Alüminyumun en kilit özelliği, düşük yoğunluklu olmasıdır. Alüminyum, manyetik değildir ve kıvılcımlanmaz. Saf alüminyumun, soğukta ve sıcakta şekil değiştirme kabiliyeti çok iyidir. Alüminyumun mukavemeti saflığı ile orantılıdır. %99,996 saflıktaki alüminyumun gerilme mukavemeti yaklaşık 49 MPa'dır ve çeşitli alaşımlama ve ısıtma işlem prosesiyle bu 700 MPa'a kadar çıkarılabilir. Alüminyum ve çoğu alaşımı birçok korozyon türüne karşı oldukça iyi direnç gösterir. Alüminyum, yüzeyinde oluşan doğal oksit tabakası sayesinde havanın, sıcaklığın, nemin ve kimyasal saldırıların etkisinden korunur. Alüminyum elektriği çok iyi iletir, elektrik iletkenliği kimyasal bileşime, ısıtma işlem durumuna göre değişir. Bu özelliği ve diğer kendine özgü özellikleriyle alüminyum, birçok uygulamada bakırın yerini alır. Alüminyumun manyetik ve yanıcı olmaması, onu elektronik ve diğer uç teknolojilerde paha biçilmez bir malzeme haline getirir.

MMK malzemelerin üretiminde kullanılan matris metallerinin bir ayrımını yapmak pek mümkün görünmemektedir. Geleneksel olarak kullanılan tüm metal ve alaşımlarının MMK malzeme üretmek amacıyla matris metali olarak kullanılması mümkündür. Herhangi bir geleneksel alaşımı matris metali olarak kullanmak için ilk şart uygun takviye malzemesinin seçimidir. Matris ile takviye elemanı arasında kimyasal ve fiziksel uyumluluk olduktan sonra kullanım yeri ve amacına bağlı olarak MMK malzemeler üretilebilmektedir. Genelde, matris olarak saf metaller kullanılmamakta, alaşımlar tercih edilmektedir. Alaşım genelde basit bir alaşım iken çok bileşenli bir alaşımda olabilmektedir. Çok değişik sayıdaki ve değişik özellikteki metaller matris alaşımı olarak seçilebilmektedir. (Örn:Al,Cu, Fe,Mg,Ti ve Pb)

Alüminyum Alaşımları

Alüminyuma katılan alaşım elementlerinin en önemli amacı, arı alüminyumun, yüksek uzama kabiliyeti ve korozyon dayanımı gibi aranan özelliklerini fazla değiştirmeden, düşük olan akma sınırını yükseltmektir. Mg, Mn, Si, Zn, Cu alüminyumun başlıca alaşım

elementlerindendir. Bu elementlerin hedef malzeme amacına uygun olarak, düşük miktarlarda bile katılmaları alaşımın özelliklerini etkin olarak değiştirirler. Kübik yüzey merkezli alüminyumun yapısına ancak çok küçük oranlarda bu elementlerden alabilir ve karışım kristali oluşturabilir. Bu yabancı atomlar, kristal kafesi içinde kaymaya karşı direnci arttırdıkları için alaşımın akma sınırını yükseltirler. Bu oluşumdan dolayı şekil değiştirme kabiliyeti fazla etkilenmez. Ancak bu alaşım element oranlarının daha yüksek olması halinde, alüminyum atomlarından ve alaşım elementlerinin çözünmeyen kısımlarından, sert ve kırılgan bir yapı oluşur (intermetalik). Bu durumda alaşımın mukavemet ve sertliği artar, ancak şekil değiştirme kabiliyeti ve kırılganlığı azalır. Dolayısıyla bazı istisnai durumların dışında, hadde alaşımlarında, katılan elementlerin oranı % 8'i geçmez.

Alaşım elementlerinin seçimi ve karışım oranları, alüminyum alaşımın imalat ve şekillendirme yöntemi ile yakından ilgilidir. Üretim yöntemleri baz alınarak hadde ve döküm alaşımları olarak iki ana grupta toplamak mümkündür. Her iki yöntemle üretilen malzemelerin işlenebilirlikleri göz önünde tutularak, sertleşebilir ve sertleşemez alaşımlar olarak da tekrar sınıflandırılabilir. Al-Mg ve Al-Mn alaşımları doğal sertlikleri ile kullanılan ve sertleşmeyen alaşımlara örnek olarak verilebilir. Ancak Al-Mg alaşımına Cu, Si veya Zn katılmasıyla sertleşebilen Al alaşımları üretmek mümkündür.

2.6 Metal Matrisli Kompozitlerin Özellikleri

Metal matrisli kompozitlerin özellikleri:

- Yüksek sertlik/yoğunluk oranları
- Daha iyi yorulma dayanımı
- Daha iyi yükseltilmiş sıcaklık özellikleri
- Daha düşük ısı genleşme katsayıları
- Daha iyi aşınma dayanımı

Polimer matrisli kompozitlere göre metal matrisli kompozitlerin avantajları:

- Daha yüksek sıcaklık kapasitesi
- Yanmaya karşı dayanım
- Daha yüksek enine sertlik ve dayanıklılık
- Nem soğurmama
- Daha yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik

- Daha iyi radyasyon dayanımı
- Gaz çıkarmama
- Geleneksel metal çalışma teçhizatları ile whisker ve partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretilmesi

Polimer matrisli kompozitlerle karşılaştırılınca metal matrisli kompozitlerin bazı dezavantajları:

- Bazı malzeme sistemlerinin fiyatının daha yüksek olması
- Fazla gelişmemiş teknoloji
- Fiber takviyeli sistemler için karmaşık fabrikasyon yöntemleri (döküm dışında)
- Sınırlı servis deneyimi

Takviyesiz malzemelerle karşılaştırılınca metal matrisli kompozitlerin avantajları:

- Daha yüksek dayanım
- Daha yüksek sertlik
- Düşük yoğunluk (ağırlık)
- Daha yüksek sıcaklık özellikleri
- Kontrol edilebilen ısı genleşme katsayısı
- Yükseltmiş elektriksel performans
- Daha iyi aşınma dayanımı
- Kütle kontrolü
- Yüksek sönüm yeteneği

Bu avantajlar yüzde olarak ölçülebilir. Örnek olarak, metal matrisli kompozitler geleneksel Al alaşımları ile karşılaştırıldıkları zaman %60'a kadar potansiyel ağırlık tasarrufu sağlayabilirler, %200'e kadar sertlikte artış gösterebilirler ve dayanımda %100'e kadar artış gösterebilirler.

2.7 Metal Matrisli Kompozitlerin Kullanım Yerleri

Metal matrisli kompozit malzemeler özelliklerinden dolayı birçok yerde kullanılmaktadır. Örneğin, Ti metal matrisli karma malzemeler yüksek dayanım ve rijitlik sağladığından dolayı kritik yapısal uygulamalarda tercih edilir (Kaya vd., 1995). Üstün özelliklere sahip olmasına

rağmen, parçacık takviyeli kompozit malzemelerin üretim güçlüğü ve yüksek maliyetten dolayı kullanım alanı sınırlıdır (Yılmaz vd. , 1995). SiC fiber takviyeli Ti, uzay aracı için yüzey malzemesi olarak gelişme aşamasındadır. TiC partikül takviyeli çelikler, yüksek sıcaklığa ve korozyona dayanıklı parçalar için üretilirler. Grafit/Bakır kompozitler yenilenebilen özelliklere sahiptir, havada yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir, yüksek elektriksel ve ısıl iletkenlik gibi çok iyi mekanik özellikler gösterir. Ti ile karşılaştırıldığında daha kolay üretilme özelliği ve çelik ile karşılaştırıldığında daha düşük yoğunluk gösterirler. Tungsten partikülleri veya alüminyum oksit partikülleri ile takviyelendirilmiş bakır, ısı banyolarında ve elektronik paketlemede kullanılır (Schwartz, 1992). Al_2O_3 parçacık takviyeli 6061 Al alaşımlı kompozit malzeme, uzay ve otomotiv endüstrisinde ve spor malzemelerinde kullanılmaktadır (Meijer vd., 2000). Al matrisli kompozit malzemeler değişik takviyelerle çeşitli alanlarda kullanılırlar. SiC takviyeli Al kompozit; malzeme fren kampanası, grafit- Al_2O_3 parçacık takviyeli Al kompozit; malzeme motor bloğunun silindir gömleği, grafit elyaf takviyeli Al kompozit; malzeme roket ve helikopter yapısı, Al_2O_3 elyaf takviyeli Al kompozit; malzeme helikopter dişli kutusu, Bor-SiC elyaf takviyeli Al kompozit; malzeme jet motoru kanatçığı olarak kullanılmaktadır (Ögel, 1997). Tungsten alaşımlı fiber takviyeli süper alaşım kompozitleri 1830 °C üzerindeki sıcaklıklarda çalışan jet türbinleri içindeki parçalar için geliştirilmektedir. Çizelge 2.2 de metal matrisli çeşitli kompozit malzemelerin kullanıldığı yerler gösterilmektedir (Aran, 1990).

Çizelge 2.2 Metal matrisli çeşitli kompozit malzemelerin kullanıldığı yerler (Aran, 1990).

Kullanım Yeri	Kullanılan Kompozit Malzeme
Uzay Sanayi -Konstrüksiyonlar, anten	B/Al, B/Mg, C/Mg
Uçak Sanayi -Pilon, payanda, kapı, çerçeve, döşeme kirişi, fan ve kompresörler -Türbin kanatları	B/Al, SiC/Al, C/Al Elyaf takviyeli süper alaşımlar İn-sitü kompozitler
Otomotiv Sanayi -Motor gövdesi, piston kolu, yay	SiC/Al
Elektrik Endüstrisi -Elektrik motor fırçası -Akü plakası -Elektrik kablosu	C/Cu Al ₂ O ₃ /Pb, C/Pb, Cam/Pb C/Cu
Tıp -Röntgen masası, protez, tekerlekli sandalye	B/Al, SiC/Al
Spor Malzemesi -Tenis raketi, kayak, golf sopası, bisiklet gövdesi	B/Al, C/Al, SiC/Al
Tekstil -Mekik	B/Al, C/Al, SiC/Al
Diğer -Makina yatağı -Kimyasal gereç	C/Pb Al ₂ O ₃ /Pb

Metal Matrisli Kompozitler çeşitli yapısal ve termal çalışmalar için uygundurlar. Bunlar kendi temel metal bölümlerindekinden daha yüksek sıcaklıklarda çalışmalar için kullanılabilirler. Yüksek dayanım, tokluk, termal iletkenlik, sürtünme dayanımı, boyutsal sabitlik, aşınma dayanımı gibi mekanik özelliklere sahiptirler. Ayrıca yanıcı değildirler, vakumda dışarı gaz vermezler, fuel ve çözücü gibi organik sıvılardan çok az zarar görürler.

3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ

MMK malzemelerin üretimi için değişik yöntemler geliştirilmiş ve geliştirilmektedir. Bu yöntemler, yapıyı oluşturan malzemelerin üretimi ve şekillendirme işlemi olarak ayrılabilir. Ayrıca matrisin, üretimin herhangi bir aşamasında sıvı hale gelip gelmediği konusu baz alınarak da bir sınıflandırma yapılabilir. Her üretim tekniğinin, bileşen yapısı, büyüklüğü ve buna bağlı iç yapı özellikleri ile kendine özgü sınırlamaları vardır.

Metal matrisli kompozitler için üretim yöntemleri birinci ve ikinci bölümler olarak ayrılmıştır. Birinci üretim, kompozitin kendi ham maddelerinden sentezlenmesi işlemidir. Bu, takviyeyi uygun miktarda ve yerde matrise tanıtmayı ve bileşenlere uygun bağ kazandırmayı kapsar. İkinci üretim, ilk kompoziti bitmiş hale getirmek için gereken bütün ek işlemleri kapsar.

Çoğu takviye ve matris malzemeleri uyum içinde değildir ve böyle malzemeler aralarındaki ara yüzey özellikleri değiştirilmeden kompozit haline getirilemezler. Bazı kompozitlerde takviye elemanı ve metal arasındaki birleşme zayıftır ve güçlendirilmelidir. Reaktif bileşenlerden oluşmuş metal matrisli kompozitler için, zorlu ve önemli olan, ara yüzeyde oluşan malzemenin özelliklerini düşüren aşırı kimyasal aktiviteyi önlemektir. Bu problemler, bir yüzey işlemi uygulayarak veya takviyeyi kaplayarak ya da matris alaşımının bileşimini değiştirerek çözülebilir.

Boron, SiC gibi büyük çaplı ince tel fiberler, tek tabaka bir şerit oluşturmak için elyaflar arasına paralel fiberlerden oluşan tabakayı sıcak presleme yaparak metal matrisler içine katılır. Bu yöntemde, metal, fiberler etrafında dolaşır ve difüzyon bağı oluşur. Aynı yöntem, belirli bir dizayn için sertlik ve dayanım gereksinimlerini karşılamak üzere belirli yönlerde yönlenmiş fiber katmanlı ince tabakaların difüzyon bağı ile üst üste gelmesinde kullanılabilir. Bazı durumlarda, ince tabakaların üst üste gelmesi ikincil operasyon denilebilecek tek tabaka şeritlerin sıcak preslenmesi ile oluşturulabilir. Tek tabaka şeritler aynı zamanda fiberler üzerine metal plazma spreyleme ve onu takiben sıcak presleme yöntemi ile de üretilebilir. Yapısal şekiller üst üste gelen ince tabakaların metal kalıp içinde sürünmesi ve süper plastik şekillendirilmesi ile oluşturulabilir. Diğer bir yöntem, fiberleri ve bağ oluşturmamış elyafları metal bir kalıp içine koymak ve bileşimi sıcak preslemektir.

Whisker ve partikül takviyeli metal matrisli kompozitleri üretmek için üç temel yöntem kullanılır. İlkisinde tozlaştırılmış metaller kullanılırken; diğerinde sıvı metal yöntemi kullanılır. İki toz-metal yöntemleri her şeyden önce bileşenlerin karışma yolunda farklılıklar gösterirler. Birinde bilya mil kullanılır, diğerinde karışıma katkı için sıvı kullanılır ve sonradan sıvı uzaklaştırılır. Daha sonra karışımlar kütüklere sıcak preslenir.

Katılaştırma işlemi, katı halde bağ yapma ve matris biriktirme teknikleri metal matrisli kompozit üretmek için kullanılır. Katılaştırma işlemi ekonomik olarak çok çekici olan %100 düzgün yapıya çok yakın bir yapı imal kapasitesi sağlar. Araştırmacılar, takviye olarak ince lifler, parçalara ayrılmış fiberler veya partiküller kullanan çeşitli sıvı metal teknikleri geliştirmişlerdir. Katı durum yöntemlerinde, termodinamik ve kinetik ara yüzeyinin potansiyel olarak daha iyi kontrolle düşük fabrikasyon sıcaklıkları kullanılır. Katı durum fabrikasyonunun iki temel bölümü; ince plaka formunda malzemeler arası difüzyon bağı oluşturma ve toz metalurjisi teknikleridir. Matrisin fiber üzerine biriktirildiği matris biriktirme işlemleri, elektrokimyasal kaplama, plazma püskürtme ve fiziksel buhar biriktirme işlemlerini kapsar. Biriktirme işleminden sonra, difüzyon oluşturma gibi ikincil bir birleştirme yöntemine bir bileşen üretmek için genellikle ihtiyaç duyulur (Foltz, 1996).

Metal matrisli bir kompozit için hangi ikincil üretimlerin uygun olduğu takviyenin sürekli veya süreksiz olmasına bağlıdır. Süreksiz takviyeli metal matrisli kompozitler, ekstrüzyon ve dövme de dahil genel metal şekillendirme işlemlerine uyumludur. Süreksiz metal matrisli kompozitleri takviyelendirmek üzere kullanılan malzemelerin yüksek yüzde oranı sert oksitler ve karbürler olduğu için üretim zor olabilir ve bazen elmas kesme, elektriksel işlem ve aşındırıcı su fışkırtmayla kesme gibi metotlardan yararlanılabilir (Foltz, 1996).

Metal matrisli kompozitlerin özellikleri genelde üretim yöntemi ve takviye yöntemi ile kontrol edilir.

Üretim:

Düşük maliyetli yöntem:

- Erimiş metal külçelerine toz haline getirilmiş seramikler eklenmiştir.
- Ergiyik karıştırılır ve metal matrisli kompozit külçeler üretilir.
- Metal matrisli kompozit külçeleri istenen şekle ve boyutlara göre işlenir.

Toz metalurjisi yöntemi:

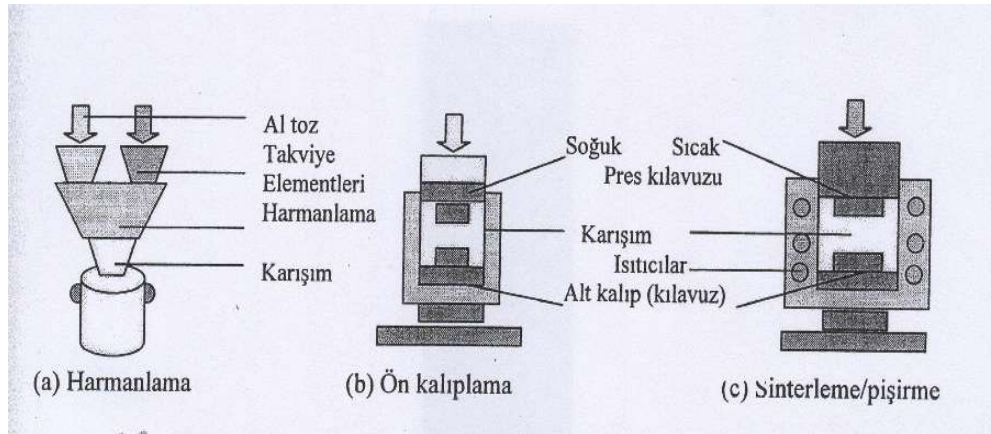
- Toz haline getirilmiş metaller seramiklerle karıştırılır.
- Matris içinde seramiklerin daha iyi dağılmasını sağlar.

Takviye yöntemi:

Metal matrisli kompozitler genel olarak seramik fiberlerle takviyelendirilir. Takviye malzemesinin seçimi ekonomik faktörler, kimyasal sabitlik ve istenen özellikler göz önüne alınarak yapılır. Seramik faz, bağ yapabilmeyi kazanmak için Al ile reaksiyona girmelidir,

fakat fazla reaksiyona girme daha az yararlı özelliklere sahip yeni bileşenlerin oluşumuna sebep olabilir. Takviye için uygun malzemeler silikon, boron, karbon, oksijen içerir.

Metal matrisli kompozit malzemeler çok farklı yöntemlerle üretilebilmektedir. Bu yöntemler birbiri ile karşılaştırıldığında çeşitli avantaj ve dezavantajlar göstermektedir. Kompozit malzemelerin kullanım alanına göre ve buna bağlı olarak mekanik ve fiziksel özelliklere göre her bir üretim prosesinin pazar payı mevcuttur. Bilinen en eski üretim metodu toz metalurjisi yöntemidir. Bu metod yıllardır malzeme bilimcileri ve mühendisleri açısından bilinen bir teknolojidir. Bu yüzden kompozit üretiminde proses parametreleri kolayca kontrol edilebilmektedir. Ancak bu yöntem birçok kademeden oluştuğu için oldukça pahalıdır. Ayrıca boyut ve yoğunluk farklılıklarından kaynaklanan segregasyon oluşması ihtimalinin yüksek olması da bir dezavantaj teşkil etmektedir. Katı haldeki metal tozlarının, takviye partikülleri, süreksiz fiberleri veya whiskerleri ile harmanların karışımın, sıcak preslenmesi toz metalurjisi üretim tekniğinin prensibini oluşturur. Bu yöntemle üretilen MMK malzemelerde, takviye elemanlarının üniform dağıldığı görülmüştür. Ayrıca takviye oranlarında artış sağlama imkanları vermektedir. Üretim aşamasında, ön şekillendirme amacı ile sinterleme öncesi oda sıcaklığında uygulanan presleme işlemi, takviyelerin bozulmasına ve özelliklerini kaybetmesine neden olabilir dolayısıyla ön kalıplama ve şekillendirmede takviye elemanlarının hasar görmemesi için oda sıcaklığında yapılan ön kalıplama sıcaklığı yükseltilebilir buna bağlı olarak sinterleme aşamasında basınçların düşürülmesi imkanı da olabilir.



Sekil 3.1. Toz metalurjisi üretim yöntemi şematik gösterimi a) Harmanlama b) Ön Kalıplama c) Sinterleme/Pişirme.

Toz metalurjisi, emdirme (infiltrasyon) ve püskürterek yığma teknikleri gibi birçok üretim yöntemlerinin arasında döküm tekniği endüstriyel kullanımlar için en kolay yöntemdir. Ancak

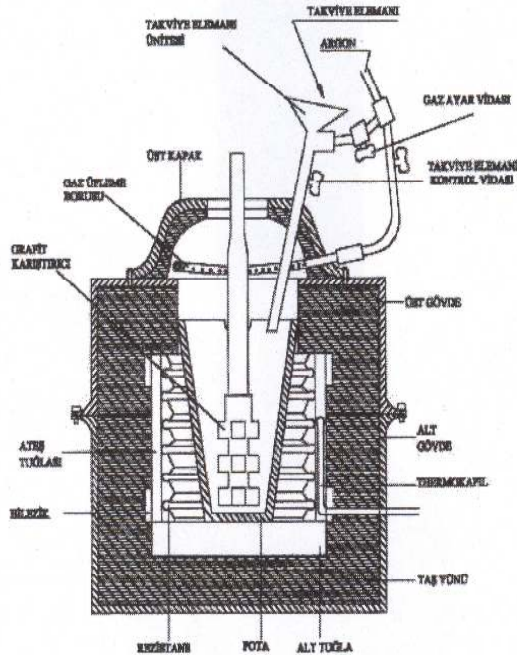
kompozitin bu yöntemle üretimi, yeniden işlenmesi ve geri kazanılması sırasında takviye malzemesi ile matris malzemesinin uzun süre teması söz konusudur. Bu, takviye malzemesi ile matris malzemesi arasında reaksiyon oluşmasına yol açmakta ve ara yüzeyde istenmeyen farklı fazların açığa çıkmasına neden olmaktadır. Al-SiC sistemlerinde SiC ve alüminyumun reaksiyonu sonucu ara yüzeyde Al_4C_3 fazının oluştuğu ve kompozitin mekanik özelliklerinin düştüğü gözlenmiştir. Parçacık takviyeli metal esaslı kompozitlerin üzerinde yapılan termomekanik işlemlerin kompozit özelliklerini iyileştirdiği bilinmektedir. Termomekanik işlem sonucu özelliklerde iyileşmenin bir kaç yolla olduğu düşünülmektedir. Bunlar; parçacıkların matris içerisinde daha homojen bir şekilde dağılması, üretim aşamasında matris içinde kalan boşlukların ortadan kaldırılması, daha ince bir tane yapısının elde edilmesi ve deformasyon sonucunda takviye ile matris malzemesi arasında oluşan yeni yüzeylerin daha iyi bir bağ oluşturmasıdır (Yılmaz, 1995).

Değişik tekniklerin uygulandığı sıvı faz üretim yöntemlerinde matris, seramik takviye ile temas sağladığında, kısmen veya tamamen eriyik durumdadır. Böylece matris veya takviye malzemesi arasında iyi bir temas sağlanacağından, arayüzey bağları kuvvetli olur, ancak sıcaklık, basınç, temas süresi gibi değişkenlerin iyi kontrol edilememesi durumunda, ara yüzey reaksiyonları oluşabileceği için kırılgan bir yapı ile karşılaşılabilir.

MMK malzeme üretiminde diğer bir metod sıvı döküm (metal döküm /katılaşma işlemi) yöntemidir. Bu metodun farklı türleri mevcuttur. Bunlardan en basit olanı, takviye malzemesinin sıvı matris metali içerisinde doğrudan ilave edilerek karıştırılmasıdır. Bu metod oldukça ucuzdur, ancak yüksek sıcaklıkta takviye malzemesi ile matris metalinin uzun süre temasının kompozitin özelliklerini kötü yönde etkilemediği sistemler için uygulanmaktadır.

Diğer bir sıvı yöntemi ise genellikle sürekli veya kısa fiberlerden oluşan ön şekillendirilmiş bir kütle (preform) içerisine sıvı metalin emdirilmesidir ve infiltrasyon tekniği olarak bilinmektedir. İnfiltrasyon işlemi ile mükemmel özelliklere sahip malzemeler üretilebilir fakat en önemli dezavantajı pahalı olmasıdır. Seramik ve organik bağlayıcı malzemeler fiberleri yerlerinde tutmak için sık sık kullanılırlar. İnfiltrasyon vakum, basınç veya her ikisi altında yapılabilir. Basınçlı infiltrasyon fiberlerin matris tarafından ıslatılmasını sağlar ve poroziteyi düşürür. Bu yöntem, genelde sıkıştırılmalı döküm olarak da adlandırılır. Dökümle üretilmiş metal matrisli kompozitler; düzgün yapı, yüksek sertlik ve dayanım, geleneksel imalat yöntemleri ile uyumluluk sağlarlar. Şu sıralar grafit/Al ve grafit/Mg kompozitlerini üretmek için kullanılan en genel yöntem infiltrasyondur. Grafit lifi önce herhangi bir yapışmanın önlenmesi için fırına konur. Sonra CVD prosesi denilen matris tarafından ıslatılmayı sağlayan

Ti ve Bor'un kaplanması uygulanır. Daha sonra hemen “tel” denilen infiltre edilmiş fiber yığını üreten erimiş metal yıkanması uygulanır. Levhalar veya başka yapısal şekiller ikinci operasyonda oluşturulur. Bu, tek ince tellere uygulandığı gibi telleri elyaflar arasına koyarak ve presleyerek olur. “Sabit hava” kaplamaların gelişimi, ilk aşamalardaki “tel” ihtiyacını eleyerek döküm gibi diğer infiltrasyon yöntemlerinin kullanımına izin vermiştir. Diğer uygulamalar gelişme aşamasındadır.



Şekil 3.2. Ergitme ve parçacık ilavelerinin yapıldığı kompozit üretim ünitesinin şematik görünüşü (Kök, 2001).

Kompozit malzeme üretimi için diğer metotlar elektro-biriktirme ve buhar biriktirme işlemleridir fakat uygulama alanları daha çok sınırlıdır ve daha çok kaplama işlemleri için kullanılmaktadır.

3.1 Alüminyum Toz Metalürjisi Alaşımları

Toz metalürjisi tekniğini kullanarak Al matrisli kompozitleri üretmek için birçok çalışmalara başlanmıştır. Bu çalışmalardan çoğu, Al_2O_3 , TiB_2 ve diğer seramiklerle çalışmalar daha çok ilgi gördüğü halde, takviye olarak SiC üzerinde durulmuştur. Toz metalürjisi tekniği, belirli seramik partikülleri kabul edecek şekilde dizayn edilmesi için nadir matris alaşımlarını olanaklı kılar. Toz metalürjisi düzgün oranda seramik ve alaşım toz karışımını sağlar ve matris alaşımının katı durumu ve sıvı durumu arasındaki bir sıcaklıkta birleşmeyi sağlar.

Geleneksel olarak preslenmiş ve sinterlenmiş Al toz metal parçalar uzun yıllar boyunca geleneksel olarak kullanılmıştır. Sinterlenmiş Al toz metalurjisi parçaları çoğu pahalı ve zaman harcayan bitirme işlemleri gereken Al dökümler, ekstrüzyonlarla rekabet halindedir. Sinterlenmiş Al toz metalurjisi parçaları, Alüminyumun bazı çekici fiziksel ve mekanik özelliklerinin kullanılabildiği uygulamalarda, diğer metal toz parçaları ile rekabet halindedir.

3.2 Sıkıştırma

Al toz metalurjisi parçaları düşük basınçta sıkıştırılır ve her tür sıkıştırma teçhizatına uygundur. Basınç / yoğunluk eğrisi Al'un sıkıştırma özelliklerini diğer metal tozlarla karşılaştırır ve Al'un sıkıştırma için daha kolay olduğunu gösterir.

Al için daha düşük sıkıştırma basınçları daha geniş proses kullanımları sağlar. Prese bağlı olarak, maksimum pres gücünden yararlanılarak daha büyük bir parça yapılabilir. Ek olarak, Al sıkıştırmaya daha iyi tepki verdiği ve kalıpta daha kolay ve seri hareket ettiği için daha detaylı karışık şekiller üretilebilir.

3.3 Sinterleme

Al toz metalurjisi parçaları, kontrol edilmiş pasif atmosferde veya vakum içinde sinterlenebilir. Sinterleme sıcaklıkları alaşımın bileşimine bağlıdır ve genelde 595-625 °C arasındadır. Sinterleme zamanı 10-30 dakika arasında değişir. Azot, ayrılmış amonyak, hidrojen, argon ve vakum alüminyumu sinterleme için kullanılmıştır, fakat genelde azot tercih edilir; çünkü sonuçta sinterlenmiş yüksek mekanik özellikler ortaya çıkar. Ayrıca bu işlem hacim miktarlarında ekonomiktir. Mekanik özellikler ısıtma işlemle doğrudan doğruya etkilenmiştir.

Çoğu seramik takviyelerin içinden SiC, Al-matris ile çok iyi uyum gösterir. SiC partiküllerinin Al matris içine katılması kompozitin belirgin özelliklerini yükselterek dayanım ve modülde artışa sebep olur. İnfiltrasyon teknikleri de dahil toz metalurjisi ve geleneksel ingot metalurjisi bu kompozitlerin üretimi için kullanılan iki genel tekniktir. Toz metalurjisi ile, matris içinde takviyenin homojen dağılımını sağlamak mümkündür. Esra Ataş ve Hakan Gür'ün yaptıkları çalışmada, özellikleri kontrol eden temel faktörlerin; üretim yolu, takviye seviyesi, matris alaşımı, takviyenin boyutu ve dağılımı olduğunu düşünmüş, çalışmalarında daha çok SiC takviyeli Al metal matrisli kompozitin özelliklerinin çeşitli üretim parametreleri de dikkate alınarak ultrasonik tekniklerle belirlenmesi üzerinde yoğunlaştırmışlardır ve yaptıkları deneylerde SiC ve Al tozlarının farklı boyut kombinasyonları için çeşitli numuneler hazırlamışlardır. Toz karışımlar, 590-660 °C arasındaki bir sıcaklıkta azot gazı altında tek

bitimli bir dikdörtgensel metal kalıp içinde yaklaşık 40 MPa'lık basınçta sıcak preslemişlerdir. Farklı frekanslar için ultrasonik hızlar ölçülmüştür. Yaptıkları deneyde dört farklı SiC yüzdesi (%0, %5, %10, %20), iki farklı SiC toz boyutu (10 μ m, 40 μ m) ve üç farklı Al toz boyutu (24,5 μ m, 100 μ m, 180 μ m) için çeşitli kombinasyonlarda 24 numune hazırlamışlardır. Hazırlanan Al-SiC toz karışımlarına %5 oranında ve ortalama 50 μ m tane büyüklüğünde Cu tozu ekleyerek toz karışımları isopropil alkol içinde elle karıştırılmıştır.

Hazırlanan toz karışımları, azot atmosferinde 590-600 C° sıcaklık aralığında 40 Mpa'lık basınçla tek taraflı kalıpta preslenmiştir. Numuneler, yüzeyleri düzeltilerek ultrasonik muayene için hazır hale getirilmiştir. Ultrasonik dalgaların numune içinde yayılma hızları, 5 MHz frekanslı 1,5 inç çaplı normal proba ölçerek, her yüzeyde en az altı ayrı ölçüm yapılarak ortalama ve standart sapma değerleri hesaplamışlardır.

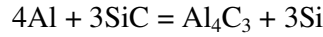
Elde edilen sonuçları daha iyi yorumlayabilmek için metalografik incelemeler yapılmıştır. İri Al taneleri çevresinde daha az SiC bulunmaktadır. SiC miktarı azaldıkça ses hızı azaldığından matris tane boyutu arttıkça ses hızı azalmaktadır. Ana yapıyı oluşturan Al tozların boyutu arttıkça elle karıştırma işleminin etkinliği azalmaktadır. Tozlar yeterli homojenlikte karışmadıklarından ve dolayısıyla sıcak presleme esnasında yapışamadıklarından 180 μ m'lik Al tozu ile hazırlanan numunelerin ses hızı değerlerinde düzensizlikler görülmektedir.

Sonuçta toz karışımındaki %SiC miktarı attıkça ses hızı artmaktadır. Ana yapıyı oluşturan Al tozlarının boyutları arttırıldığında ses yayılma hızı azalmaktadır. SiC parçacık boyutu arttıkça 24,5 μ m Al ve 100 μ m Al matrisine ait ses hızlarında artış görülürken 180 μ m Al matrisine ait ses hızında azalma görülmektedir. Bu düzensiz ilişkinin açıklanabilmesi için ek ölçümlere ihtiyaç vardır şeklinde yargılara varmışlardır. (Ataş vd,).

Davidson ve Regener (1999), SiC partikül kaplanmış ve kaplanmamış halde takviyeli 6061 Al alaşım matrislerinin performansı ve düşük maliyetli üretimi üzerinde çalışmışlardır ve çalışmalar, ağırlıkça %10 SiCp/6061 Al kompozitleri ile yapılmıştır. Kullandıkları üretim yolu, 5 dak. 385 MPa basınç ile çift taraflı soğuk sıkıştırma, 5 saat 610 °C'de basınçsız sinterleme, 1 saat 530 °C'de çözeltiye alma, soğuk suda soğutma, ve 175 C°'de 8 saat yaşlandırma şeklindedir. Süreksiz takviyeli metal matrisli kompozitler, üretim için oldukça pahalı olduğu halde, tek yapılı alaşımlara göre önemli ölçüde yüksek dayanımları, sertlikleri, aşınma dayançları nedeniyle, uçak, otomotiv ve serbest sanayide önemli yapısal malzemelerdir.

İyi yoğunlaştırma elde etmedeki zorluklar nedeniyle çoğu partiküllü kompozitler öncelikle sıcak presleme yöntemiyle hazırlanır. Fakat, bu maliyeti yükseltir ve bu teknikle üretilebilen ürünlerin yapısıyla ilgili sınırlamalar getirilir. Davidson ve Regener'in amaçları düşük maliyetle ve basınçsız sinterleme prosesi ile üretilen metal matrisli kompozitlerin performansını denetlemek şeklinde açıklanmaktadır.

Metal matrisli kompozit üretiminde ikinci önemli husus matris ve takviye elemanı arasındaki arayüzeysel bağ yapısıdır. Bu genellikle üretim yoluna bağlıdır ve belirli bir sıcaklıkta gerçekleştiği için mekanik olmasından çok kimyasaldır. Böyle kimyasal etkileşimlere bağlı problemlerden biri, metal matrisli kompozit gerinime tabi tutulduğu zaman arayüzey üzerinde zararlı çekirdeklenme siteleri gibi davranabilecek artık ürünlerin oluşabilmesidir. Böyle bir etkileşim Al karbür oluşmasıdır:



Fakat bu 650 °C üzerinde bir sıcaklıkta gerçekleştiği için kullanılan basınçsız sinterleme prosesinin çekiciliği sinterleme sıcaklıklarının bu durumun altında olmasındandır.

Kompozit üretiminde takviye elemanının homojen şekilde dağılımının kazanılması ve sinterlemeyi zorlaştıracak partikül toplanması önlenmesi önemlidir (Davidson vd., 1999).

3.4 Sıcak Presleme

Toz metalurjisi metotları içinde sıcak preslemenin birçok avantajı vardır. Sıcak presleme sinterlemenin yerine geçmek üzeredir ve böylece ham yoğunluk çatlamasına bağlı olan kayıplar minimuma düşürülecektir. Gaz dönüşümü veya büzülme güçleri sebebiyle oluşan hacimsel değişimler sıcak pres kalıbında meydana geldiği için, yakın boyut kontrolü mümkündür. Böylece sonradan ortaya çıkan boyut değiştirme ve basma işlemleri süper akıcı hale gelir. Yeniden presleme veya sonraki işlemler olmadan istenen yüksek ağırlıklar veya yüksek yoğunluklar sıcak presleme ile sağlanabilir.

Yoğun metal toz kontrollü mikro yapılarla basıncın ve sıcaklığın ardı ardına değil de aynı anda uygulandığı sıcak birleştirme ile üretilebilirler. Basınç, ısıtılmış toza tek bir eksen boyunca karşı yönlerde veya tüm yönlerden statik ve dinamik olarak uygulanır. Basıncın, parçaları doğru şekillere kalıplarken güçlü parça-kontak bağları oluşturarak bu şekli uygun hale getirme fonksiyonu vardır. Isının, oluşturulan şekli korumak için ortalama koşullarda olması istenirken aynı şekilde önemli birleştirme fonksiyonu vardır. Yani aglomer partiküllerinin orijinal yapısını yeniden kristalleşmiş düzenli tane yapısına dönüştürmek için yeterli atomik hareket ve yer değiştirmeye izin vererek yapıyı homojen hale getirir. Sıcak

tozları veya önceden preslenmiş kompaktları hava ile oluşan oksidasyon veya nitritasyondan korumak için kontrollü bir atmosfer gereklidir.

Eğer sıcaklık ve basınç yeterli derecede yüksekse ve hareketleri için yeterli süre tanınıyorsa, toz partiküllerinin yükselmiş plastik deformasyonu yapıları yeniden kristalleşmiş yapıda tamamen birleştirilmiş kompaktları meydana getirir ve aynı zamanlı veya artarda tavlama işlemi ile gerilme engellenebilir. Böyle kompaktların özellikleri, kompaktın tabi tutulduğu plastik deformasyon miktarındaki gibi karşı partikül bağlantılarının alanına ve sayısına bağlı olan difüzyon miktarı ve hızına bağlıdır. Sıcaklığı ve zamanı arttırma, güçlü basınç altındaki sıcaklıkta, yukarıdaki etkileri toplam olarak yükselteceği her etkiyi tek tek yükseltebilir.

Eğer, örneğin yapı boşluksuz olması gerekiyorsa, belirli bir zaman düşük sıcaklıklarda yüksek basınçlar veya çok yüksek sıcaklıklarda daha kısa bir zaman için düşük basınçlar gibi uyumlu değerlerin dikkatlice seçilmesi ile bu sağlanabilir. En iyi kombinasyon metalin plastikliğine, kalıp malzeme ile alaşımlama için kapasitesine, istenen tane yapısına veya kalıp malzemelerine veya yağlayıcılara bağlı olabilir. Oldukça yüksek basınç sıcaklıklarındaki kullanım ile kontrollü porozite kazandırılabilir (Ataş vd.,)

3.5 Yeniden Presleme

Sinterlenmiş sıkıştırılmış parçaların yoğunlukları yeniden presleme ile yükseltilebilir. Parçanın boyutsal doğruluğunu yükseltmek için yeniden presleme uygulandığı zaman, “boyut değiştirme” olarak şeklini düzeltmek için uygulandığı zaman “kabartma” olarak adlandırılır. Yeniden preslemedeki soğuk çalışmaya bağlı olarak oluşan gerilmeyi azaltan ve sıkıştırılmış yapıyı sağlamlaştıran yeniden sinterleme işlemi yeniden presleme işlemini takiben uygulanabilir. Sadece %80 den yüksek parçaları presleyerek ve sinterleyerek teorik yoğunluk oluşturulabilir. %90 lık parçalar yeniden presleme ile teorik yoğunluk ve daha fazlası oluşturulabilir. Elde edilen yoğunluk sıkı parçanın boyutu ve şekli ile sınırlandırılır.

3.6 Dövme

Al preformları dövmede sinterlenmiş Al parça uygun metal akışına izin vermek için grafit yağlayıcı ile kaplanır. Parça sıcak veya soğuk dövülür. Kritik kalıp dolumu isteyen parçalar için 300-450 °C de sıcak dövme önerilir. Dövme basıncı genelde 345 MPa’ı geçmez. Dövme genelde kapalı bir metal kalıp içinde uygulanır. Dövülmüş toz metalurjisi parçaları teorik yoğunluğun %99,5’den fazla yoğunluklara sahiptirler. Dayanımlar, dövülmemiş toz metalurjisi parçalarına göre saha yüksektir. Yorulma dayanımı sınırı dövülmemiş parçaların

iki katı olur. Dövmeye sırasında şekillendirme basıncı ve indirgenme yüzdesi sonuçtaki mekanik ve fiziksel özellikleri etkiler.

3.7 Sinterlenmiş Parçaların Özellikleri

Mekanik Özellikler: Dayanımları demir veya bakır toz metalurjisi parçalarınıninkine eşit veya daha yüksektir. Uzama dayanımları, bileşime, yoğunluğa, sinterleme pratiğine, ısıtılma ve yeniden presleme işlemlerine bağlı olarak 110-345 MPa arasında değişiklik gösterir. Preslenmiş ve sinterlenmiş toz metalurjisi parçalarının yorulma dayanımları dövülmüş alaşımların yaklaşık yarısıdır. Alüminyumun yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik özelliği vardır. Talaşlı işleme gibi ikincil bitirme işlemleri Al toz metalurjisi parçalarına kolaylıkla uygulanabilir. Bu alaşımlar çok iyi çentik özelliğine sahiptirler, böylece daha kolay kırılabilirler. Bu da gelişmiş alet çalışma ömrü ve yüksek işlenebilirlik hızları ile sonuçlanır.

Sinterlenen Parçalar İçin Uygulamalar: Otomotiv parçaları, uçak sanayi parçaları, güç teçhizatları. Mekanik ve fiziksel özelliklerine bağlı olarak Al toz metalurjisi alaşımları motorlar için dizaynda ve malzeme seçiminde rahatlık sağlar. Bu özellikler ekonomik avantajlarla da birleşince Al toz metalurjisi parçalarının kullanımı giderek yaygınlaşmaktadır (Metal's Handbook).

4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN KAYNAĞI

Metal matrisli kompozitler yıllardır çok küçük boyutlarda kullanıldığından kaynak işlemi gerekmiyordu. Fakat kullanım alanı gittikçe artan bu malzemelerin birleştirilmesinde değişik yöntemler kullanılmaya başlanmıştır. Birleştirme yöntemi, MMK'lerin özelliklerini değiştirebilir bu nedenle uygun birleştirme yöntemleri uygulanmalıdır (Durmuş vd., 2003). Metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesi katı hal ve ergitilerek birleştirme olarak ana gruplarda toplanabilir. Katı hal uygulamalarında ergime sıcaklığının altında birleştirme işlemi yapılır. Ergitilerek birleştirmede ise ana metal malzemenin ergitilmesi ve karışım halinde soğumasına izin verilmesi ile yapılır. Metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde kullanılabilecek yöntemler TIG, MIG, ultrasonik kaynak, difüzyon bağlaması, laser, elektron bombardımanıdır [3].

Çizelge 4.1 Metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemlerin sınıflandırılmasına ilişkin tablo (Durmuş vd., 2003).

Eritme Kaynak Yöntemleri	Katı Hal Kaynak Yöntemleri	Diğer Yöntemler
MIG Kaynağı	Atalet Sürtünme Kaynağı	Geçici Sıvı Faz Kaynağı
TIG Kaynağı	Sürtünme Hareket Kaynağı	Pirinç Kaynağı
Laser Işın Kaynağı	Ultrasonik Kaynağı	Lehimleme
Elektron Işın Kaynağı	Difüzyon Kaynağı	Yapıştırma
X-Işın Kaynağı		Mekanik Sıkma
Kondensatör Deşarj Kaynağı		Hızlı Kızılötesi Birleştirme
Direnç Nokta Kaynağı		

Çizelge 4.2 Alüminyum matrisli kompozitlerin kaynak edilmesinde kaynak proseslerinin karşılaştırılması [3].

METAL MATRİS ŞEKLİ			
İşlem	Levha	Ekstrüzyon	Döküm
TIG	İyi	İyi	İyi
MIG	İyi	İyi	İyi
Difüzyon Bağı	Ortalama	Ortalama	Ortalama
Lazer	Zayıf	Zayıf	Zayıf
Elektron			
Bombardımanı	Zayıf	Zayıf	Zayıf

Çizelge 4.3 Alüminyum alaşımlı kompozitlerin şekillerine ve kaynak türlerine göre birleştirilebilme özellikleri

Proses	Avantaj	Dezavantaj
TIG	İlave tel malzeme seçimi ile kaynak işleminde Al_4C_3 'ün indirgenmesi	Al/SiC MMK'de Al_4C_3 reaksiyon oluşabilmesi. İlave malzeme ile kaynak metalinde düşük çekme dayanımı
MIG	İlave tel malzeme seçimi ile kaynak işleminde Al_4C_3 'ün indirgenmesi	Al/SiC MMK'de Al_4C_3 reaksiyon oluşabilmesi. İlave malzeme ile kaynak metalinde düşük çekme dayanımı
Elektron Işın Kaynağı	Yüksek kaynak hızı	Karbür oluşumu ve vakum ihtiyacı
Lazer Işını Kaynağı	Vakum ihtiyacı yok Yüksek kaynak hızı	Karbür oluşumu ve Koruyucu gaz ihtiyacı
Direnç Kaynağı	Vakum ihtiyacı yok Yüksek kaynak hızı	Kompozit partiküllerin segregasyon oluşturma olasılığı ve sınırlı geometri ile çalışma imkanı

Çizelge 4.4 Bağlantı yöntemleri ve özellikleri (Durmuş vd., 2003).

Bağlantı Yöntemleri	Dayanıklılık	Sertlik	Yüksek Sıcaklık	Isıl İletkenlik	Elektrik İletkenliği	Boyut Kararlılığı	Karmaşık Şekil	Farklı Malzemeler	MMK'lere
Sürtünme Kaynağı	Y	Y	Y	Y	Y	O	D	O	Y
Sürtünen Elemanla Kaynak	Y	Y	Y	Y	Y	Y	O	O	Y
Ultrasonik Kaynak	Y	Y	Y	Y	Y	Y	D	O	Y
Difüzyon Kaynağı	O	Y	Y	Y	Y	Y	Y	O	O
Lazer Işın Kaynağı	Y	Y	Y	Y	Y	O	O	D	D
Elektron Işın Kaynağı	Y	Y	Y	Y	Y	O	O	D	D
MIG Kaynağı	Y	Y	Y	Y	Y	O	Y	D	D
TIG Kaynağı	Y	Y	Y	Y	Y	O	Y	D	D
Direnç Nokta Kaynağı	Y	Y	Y	Y	Y	O	O	D	D
Kond. Deşarj Kaynağı	Y	Y	Y	Y	Y	O	O	D	O
Lehimleme	O	Y	O	Y	Y	O	Y	O	O
Yapıştırma Bağlantısı	O	O	D	D	D	Y	Y	Y	Y
Mekanik Bağlama	Y	O	Y	O	Y	O	Y	Y	Y
Dökümle Birleştirme	Y	O	Y	O	Y	O	O	Y	Y

Y: Yüksek O:Orta D:Düşük

4.1 Eritme Kaynak Yöntemleri

Eritme kaynağını başarılı bir şekilde gerçekleştirmek için temel şart yerel erime oluşturabilecek bir ısı membına sahip olmaktır. Erime bağlantı çizgisinde sınırlı kalmalı ve birleşme elde etmek için gerekli olandan fazla olmamalıdır. Eğer kaynak banyosu çok büyük hale gelirse bunun kontrolü çok güçtür ve başarısız bir kaynak elde edilir.

MMK'ların ergitme kaynağı ile birleştirilmeleri oldukça zor yapılmaktadır. Bu zorluklar;

- Erime noktası üzerinde eriyiğin yüksek viskoziteli olması
- Eriyik tekrar katılaştığı zaman segregasyonun oluşması
- Takviye matris arasındaki etkileşim
- Gaz çıkışının olmasıdır.

Yüksek viskoziteli erimiş metale ve karışımına bağlıdır. Problem yüksek oranda Si içeren bir matris alaşımı kullanılarak çözülebilir. SiC takviyeli alüminyum MMK'lerin erime kaynağı sırasında oluşabilir. Bu yüzden takviyesiz bölgelerin şekillenmesine neden olabilir. Sıcaklığın yükseltilmesiyle eriyik viskozitesini düşürmeye çalışmak, takviye matris etkileşmesiyle var olan potansiyel problemlerin daha da büyümesine yol açar. Takviye elemanlarının yapısı değişir ve sonuçta oldukça kırılgan bir yapı oluşur. Örneğin Al-SiC kaynağında, Al_4C_3 yapısı ve Silisyum blokları oluşabilir. Oluşan mikro yapı oldukça kırılgan bir yapıdır ve suyun varlığı ile birlikte korozyon meydana gelebilmektedir. Bu yapı, çoğunlukla sıcak kaynak havuzları oluşturmaya eğilimli elektron ve lazer ışın kaynağı yöntemlerinde ortaya çıkmaktadır. Al_4C_3 yapısının oluşumunu engellemek için kaynak parametrelerini çok dikkatli bir şekilde seçmek gerekir.

MMK malzemesi toz metalurjisi yöntemiyle üretilmişse ergitme kaynağı sırasında gaz oluşumu bir problem ortaya çıkarabilir. Gaz oluşumu sırasında özellikle hidrojen meydana gelir. Toplanmış gaz miktarı yüksekse, ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge)'de çatlamaya neden olur. Bu problem toza uygun olan gaz giderme tekniğinin uygulanmasıyla çözülebilir.

4.1.1 TIG(Tungsten Asal Gaz) ve MIG(Metal Asal Gaz) Kaynağı

TIG kaynağı, kaynak için gerekli ısının, tükenmeyen bir elektrot (tungsten elektrot) ile iş parçası arasında oluşan ark sayesinde ortaya çıktığı bir ark kaynak yöntemidir. Elektrot, kaynak banyosu, ark ve iş parçasının kaynağa yakın bölgeleri, atmosferin zararlı etkilerinden kaynak torcundan gelen gaz veya karışım gazlar tarafından korunur. Gaz, kaynak bölgesini

tam olarak koruyabilmelidir, aksi taktirde çok küçük bir hava girişı dahi kaynak metalinde hataya neden olur.

Avantajları :

1. TIG kaynağı, sürekli bir kaynak dikişı yapmak, aralıklarla kaynak yapmak ve punto kaynağı yapmak için hem elle, hem de otomatik kaynak sistemleri ile uygulanabilir.
2. Elektrod tükenmediğı için ana metalin ergitilmesiyle veya ilave bir kaynak metali kullanarak kaynak yapılır.
3. Her pozisyonda kaynak yapılabilir ve özellikle ince malzemelerin kaynağına çok uygundur.
4. Kök paso kaynaklarında yüksek nüfuziyetli ve gözeneksiz kaynaklar verir.
5. Isı girdisi kaynak bölgesine konsantre olduğu için iş parçasında deformasyon düşük olur.
6. Düzgün kaynak dikişı verir ve kaynak dikişini temizlemeye gerek yoktur.

Dezavantajları :

1. TIG kaynağının metal yığıma hızı diğer ark kaynak yöntemlerine göre düşüktür.
2. Kalın kesitli malzemelerin kaynağında ekonomik bir yöntem değildir.

TIG kaynağı, adi örtülü elektrot kaynağı gibi en eski yöntemlerden biridir. Tungsten elektrot içerisinden inert gaz akışına imkan veren özel bir tutucuya bağlanır. İnert gaz, elektrodun ve ergiyik havuzcuğunun etrafında bir örtü teşekkül ettirir. Kaynak ve ark bölgesini atmosferden izole etmek için argon, helyum ve bunların karışımı kullanılabilir.

İnert atmosfer altında ark sıcaklığında tungsten elektrot tüketilmez. Ark boyu sabittir ve kararlı bir şekilde korunması kolaydır. Akım taşıma kabiliyetini ve elektron emisyon (dışarı verme) karakteristiklerini geliştirmek için zaman zaman toryum ve zirkonyum ile muamele edilirler. Ark oluşturmak için AC veya DC akım kaynağı, yüksek frekans ve yüksek voltajla çalışır.

Sıkı birleştirme uygulamalarında ilave metale ihtiyaç duyulmaz. İlave metal seçimi kaynak parçasının kompozisyonuna uyumlu olacak şekilde yapılmalıdır. Daha yüksek doldurma hızı istendiğinde, ilave metali ısıtmak için ayrı bir elektrik devresi oluşturulur. Sıcak tel prosesi bakır ve alüminyum kaynağı için ilave metalin düşük direncinden dolayı uygun değildir.

Her iki yöntemle de kaynak işlemi iş parçası ile elektrot arasında gerçekleşir. Sıcak ve erimiş olan metal elektrot, etrafındaki asal gaz tarafından korunur. TIG kaynağında dolgu metali arkın içine önceden yerleştirilir. TIG yöntemi çoğunlukla alüminyum 6XXX(AlMgSi) alaşımlarında MMK'lerin kaynağında kullanılır. Düşük ısı girişi ve yüksek silisyumlu dolgu teli üretilmektedir. Al_2O_3 partikül takviyeli MMK'lerin kaynağında magnezyum oranı yüksek teller ağır ağır ilerleme ile kullanılmalıdır.

Sürekli Al(6061)-B MMK'leri dolgu teli olmadan TIG kaynağı yapıldığında bor filamentler aşırı ısınmaktadır. Bundan dolayı yapı kırılganlaşır. Bu problem silisyumca zengin dolgu teli kullanımıyla yok edilebilir.

MIG(Metal Asal Gaz) Kaynağı'nda kaynak sonucu gözeneklilik TIG'a göre daha fazla ve ITAB daha geniştir. Al/SiC ikilisi vakum altında iyi kaynak edilebilmektedir.

MMK'lerin kaynağında MIG kaynağının TIG kaynağına göre çok daha uygun olduğu bulunmuştur. Örnek olarak B_4C partiküllü 6061 Alüminyum matris kompozitin kaynağında dolgu metal eklenmesiyle bu iki işlem kullanıldığında MIG kaynağının çok daha iyi sonuç verdiği görülmüştür. MIG yönteminin MMK'ler için uygun bağlantı tekniği olduğu düşünülmektedir.

TIG Kaynağı

Süreksiz takviyeli alüminyum matrisli kompozitler yapısal uygulamalarda ki buralarda yüksek mukavemet ve sertlik değerleri beklenir, yüksek potansiyelli gelişmiş malzemeler olarak tanımlanırlar. TIG kaynağı, takviyesiz alüminyum alaşımlarının kaynağında en hızlı yöntem olmamasına rağmen genişçe kullanılır. SiC takviyeli alüminyum matris kompozitler daha uygun fabrika maliyet değerlerine ve iyi mekanik özelliklerine rağmen sıvı faz uygulamasında fazlar arasındaki yüksek reaktiviteden dolayı en problemli yapılarıdır. Sıvı alüminyum matrisin işlem sırasında silisyum karbür fazla temasa geçmesi aralarında olabilecek reaksiyonlar sonucu alüminyum karbid ve serbest silikon oluşturabilirler. Bu reaksiyon, kompozitin mekanik ve kimyasal özelliklerini olumsuz etkiler. Ara yüzey reaksiyonu sonucu ortaya çıkan Al_4C_3 gevrek ve zayıftır. Hızlı şekilde hidroliz olması ve kararsız yapısı kompozitin korozyonuna sebep olur. Diğer reaksiyon ürünü silisyum matris ve

takviye yüzeyinde ötektik Al-Si fazını oluşturabilir ki bu faz şekil alma kabiliyetini düşürecek etki yapmaktadır.

Urena A. ve arkadaşlarının yaptıkları deneyde, 3.1 mm kalınlığında 2080/SiC ve 2mm kalınlığında 7475/SiC alaşımlarına ek metal kullanılmadan kaynak yapılmıştır. Takviyesiz alüminyum alaşımı için beklenen yapıdan daha pürüzlü bir görüntü oluşturacak şekilde ergiyik her iki alaşım boyunca hareket etmiştir. Görsel olarak kötü olmasına karşın birikintilerin kalitesi makro alanda iyi olmuştur. Herhangi bir çatlak, porozite yada segregasyon izine rastlamamışlardır.

Araştırmaların daha sonraki ayağında ergimiş alüminyum matris ile SiC arasında herhangi bir reaksiyon olup olmadığı üzerine olmuştur. SEM görüntüsü alınmış Al_4C_3 oluştuğuna dair bir kanıt bulunamamıştır.

Urena A. ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada, 2014 alüminyum alaşımı hacimce % 6,13,20 lik SiC ile takviye edilip toz metalürjik olarak üretilmiş, mikroyapı fotoğrafları alınmış, daha sonra numuneler Aristo 250 TIG kaynak makinesinde saf argon atmosferinde 9.5 l/dak hızında gaz üflenerek kaynak yapılmış. Kaynak hızı 10 cm/dak ve ark uzunluğu 5 mm olarak çalışılmış.

Çizelge 4.5 SiC takviyeli 2014 alaşımı kompozit malzeme için kaynak koşulları (Urena vd., 1999).

SiC takviyeli 2014 alaşımı kompozit malzeme için kaynak koşulları				
Numune No	%Partikül	Akım (A)	Voltaj(V)	Güç(W)
1	6	37	15	555
2	6	56	14	784
3	13	60	14.5	870
4	13	57	15.8	900
5	20	50	16.4	820

4.1.2 Laser Işın Kaynağı

Bu yöntemde laser ışını malzeme üzerine optik mercekler odaklanarak kullanılmaktadır. Laser kaynağı çok yüksek güç yoğunluğu (10^6 W/cm²) içermektedir. Yüksek güç yoğunluğu malzemeyle birbirini etkilemek için gerekmektedir. Bu olaya da ışın birleştirmesi adı verilir.

Laser ışın kaynağı alüminyum alaşımlarına kıyasla Alüminyum MMK'lerinde 4 kat daha iyi sonuçlar vermektedir. Sonuç olarak laser kaynağı derinlere kadar inebilen ve az ısıyla az kaynak bölgeleri oluşturan bir yöntemdir. Laser ışının sıcaklığından dolayı SiC partikülleri ile alüminyumun etkileşimi Al_4C_3 yapısını taşıyan kaynak bölgelerinin oluşmasına neden olmaktadır. Enerji girişinin şekli ve miktarının kontrolü ile bu reaksiyonun yayılması

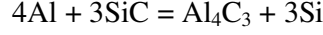
sınırlandırılabilir. Bu problemin oluşumunun bir nedeni olarak Ti dolgu telinin kullanımı ile Ti elementi gibi güçlü bir karpitin kaynak sırasında erimiş metale karışmasıdır veya iki MMK arasında Ti yapraklı yapıların yer almasıyla kötü bir bağlantı oluşabilir. Diğer takviye elemanlarında (Al_2O_3 ve B_4C gibi) bu tür problemler ortaya çıkmaz (Persson , 2001).

Metal matrisli kompozitler otomotiv üretimi gibi çok çeşitli uygulamalarda kullanılırlar. Yüksek dayanıklılığa ve düşük ağırlığa ilaveten boyutsal kararlılığa sahiptirler. Kompozitlerin birleştirilmesi gereklidir ancak bu, takviye fazı ile matris alaşımı arasındaki reaksiyona karşılık, ısıya dayanan gevrek fazları oluşturmaya eğilimleri karşısında itici bir görevdir. Bu fazlardaki çatlak oluşumu gevrek kırılma ve zayıf kaynak dayanımı ile sonuçlanmaktadır.

Laser ışınlamıyla mümkün olan ısıtma ve soğutma oranları üstünde olan kontrol, çeşitli MMK malzemeleriyle kaynak denemelerine yol açar. CO_2 ve Nd:YAG laser kaynakları sürekli dalga ve çarpma modu kullanılırlar. Uygun koşullar altında güzel sonuçlar elde edilir ancak henüz laser kaynağının bu tür malzemelerin birleştirilmesinde güvenilir bir metot olduğu kanıtlanmamıştır.

Dahotre ve Mccay yaptığı deneysel çalışmalar, MMK malzemelerin laser kaynağı ile birleştirilmesi deneysel çalışmaları SiC ve Al kompozit ile uygulanmaktadır. Örnek bileşimler %10-20 SiC partikülleri A356 Al alaşımıdır. Bu alaşım %7 Si, % 0,35 Mg ,<0,11 % Zn, %<0,2 Fe, %<0,2 Cu içerir. SiC, Al bölgeleri içerisinde ~10 μm partiküller halinde yer almaktadır.

Laser ısıtmanın, kompozisyon ve bu malzemenin heterojen yapısına bağlı olarak değişik etkileri bulunmaktadır. Çünkü SiC partikülleri CO_2 ve Nd:YAG dalga boyunda emicidir (absorbanttır) ve gelen laser ışınlamaya direkt maruz kalmaktadır örneğin duvarlardaki anahtar deliği gibi, bu SiC'ün tüm silisyum ve karbonun plazma ve kaynak havuzuna serbest bırakılmasıyla sonuçlanan buharlaşmasıyla sonuçlanmaktadır. Geri kalan SiC partiküllerinin laser ışınlamaya maruz kaldıktan sonra ortalama boyutu azalacaktır ve morfolojileri ve bileşimleri değişecektir. Aşağıdaki önemli reaksiyon Al_4C_3 gibi karbitlerin oluşumunu göstermektedir. Laser ergitmeden önce ve sonraki SiC /A356-Al MMC yapısı mikroyapısı şekilde gösterilmektedir. Merkezi erime bölgesi gereksiz Al_4C_3 tabakasını dentritik matriks içermektedir. Merkezi erime bölgesi etrafındaki köşeleri erimiş ve laser ışınlamaya maruz kalmış yüzey değişimlerine sahip ve dağıtılmış SiC partiküllerini göstermektedir. Bölgesel olarak eritilmiş bölge dentritik yapıyı içermektedir. Bu değişik bölgelerde ve kaynamış bölgenin yanında yayılma, SiC konsantrasyonuna değişken kaynak hızındaki laser gücüne bağlı olarak bulunmuştur



MMK bağıını kuvvetlendirmek için laserle aktifleştirilmiş dolgu malzemesi kullanımı araştırılmaktadır. Bu teknik, Ti ve Ti alaşımını Al ve SiC'nün reaksiyonuyla oluşan Al_4C_3 yanında TiC oluşturmak için reaktif dolgu olarak kullanılır. Bu, Al_4C_3 yapısının oluşumunu engellemek için kullanılır. Bu bağlama tekniğindeki laserin etkisi SiC-Al tabakaları arasındaki yüzeye uygulanan Ti tozunun reaksiyonuna neden olur ve temel malzemenin termal dayanımını azaltmak amacıyla ısıtmak için kullanılır

4.1.3 Elektron Işın Kaynağı

Elektron ışın kaynağında elektrotların bir ışını elektrik alan içinde hızlandırır ve kaynak bölgesinde manyetik mercekle odaklandırılır. Elektronlar gaz molekülleriyle temas geçtiklerinden işlem vakumda gerçekleştirilir. Işın kaynak bölgesinde iken ısı oluşur. Çok yüksek güç yoğunluğu ile (10^6 W/cm^2 üzerinde) kaynak oluşur. Kaynak hızı yüksektir ve vakuma ihtiyaç vardır. Laser kaynağı ile karşılaştırıldığında elektron ışın kaynağında istenmeyen Al-SiC reaksiyonunun çok az olduğu görülmektedir. Yüksek hız ve sıcaklık kontrolü kaynak otomasyonunun kullanımı kaynak kalitesini iyileştirebilir.

4.1.4 X-Işın Kaynağı

Günümüzde en çok kullanılan kaynak yöntemleri MIG, MAG, Elektron ışın ve laser ışın kaynaklarıdır. Bu yöntemler pek çok malzemeye, doğru ve sağlam bir şekilde uygulanabilmektedir. Ama yine de malzeme yüzeyinde erimiş malzeme birikintileri oluşur. Bu da MMK'lerde istenmeyen bir durumdur. 3-200keV oranında enerjiye sahip X ışınları ile 0.001-50 mm arasındaki çeşitli malzemelere kaynak yapılabilir.

Richard A. Rosenbergh ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada X-Işını Kaynağı MMK'lere uygulandığında iyi sonuç verdiği açıklanmıştır. Çalışmalarında 6061 alüminyum alaşımını matris malzemesi olarak kullanmışlar ve %20 Al_2O_3 ile takviyelendirip MMK'i oluşturmuşlardır. Deneyleri 1-1D X ışınları ile gerçekleştirmişlerdir. İlk enerji 3.2 keV'den 12 keV'ye kadar yükseltilmiştir. Sonuçta matris malzemesinde biraz buharlaşma olmasına malzemenin çoğu hala sağlam ve partiküllerin yayılımının düzenli olduğunu söylemişlerdir. Erime ITAB'da olmasına rağmen takviye partikülleri yerinde durduğunu tespit etmişlerdir. Bu elektron ışın ve lazer ışın kaynaklarının yaptığı etkinin tam tersidir. Bu yöntemlerde partiküller parçalanır. Parçalanma erimeden çok kesilme şeklindedir (Richard vd., 1997).

4.1.5 Direnç Kaynağı

Bu yöntem düşük voltajın kısa sürede akışıyla gerçekleşir. Isıtılmış her iki parçaya dıştan bir kuvvet uygulanır. MMK'lerin direnç nokta kaynağı metalik olmayan takviyelerle düşük elektrik direncindeki yükselme yüzünden takviye olmayan metallerden daha düşük elektrik akımı gerektirir. Çünkü ısı girdisi belli bir yerde sınırlanmıştır. Direnç nokta kaynağı istenmeyen reaksiyonları en aza indirmektedir. Sürekli takviyeli MMK'ler için, baskı basınçları kaynak malzemesinde takviye fiberlerinin yok olmasına neden olabilir. Ancak, fiber hareketi önceden bilinemez ve karmaşık direnç yayılmalarına sebep olabilir. Kaynak kırılmalarının kontrolü için önemli direnç nokta kaynağı koşulları akım yoğunluğu, sıkıştırma gücü, iki parça arasındaki temas süresi ve dövme geçiş devridir.

4.2 Katı Hal Yöntemleri

4.2.1 Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı ile iki metalik malzemenin kaynak edildiğinde iki parçanın birbirine atlaması sağlanır ve difüzyonla şekillendirilmiş metalürjik bağ zamanının yeterli uzunluğu için çok yüksek sıcaklıklarda basınç altında gerçekleştirilir. Alüminyum esaslı malzemeler için sıcaklık aralığı 325-520 °C' dir; zaman sıcaklığa ve malzemenin bağlanmış olmasına bağlıdır.

Al alaşımları difüzyon bağlantısı için özellikle çok uygun değildir. Çünkü çok kuvvetli ve sağlam yüzey oksidi doğal olarak oluşmaktadır. Takviye partiküllerinin olması işlem değişkenlerindeki kısıtlamalardan etkilenir. Pratik denemeler sonucunda difüzyon kaynağının iyi bir yöntem olmadığı ortaya çıkmıştır. Kütle kaybının miktarı uygun bir işlem kontrolü ile gerçekleştirilmelidir. Difüzyon kaynağı ısı boruları, radyatör ve ısı değiştiricileri gibi ısı iletim aktarım uygulamaları için tercih edilen bir yöntemdir.

4.2.2 Sürtünme Kaynağı

Sürtünme kaynağında ısı gereksinimi kaynak edilecek iki parça arasındaki sürtünme ile sağlanır. Sürtünme kaynağının bir alt grubu olan atalet sürtünme kaynağı, parçaların birbirine göre simetrik olarak dönmesiyle olur. Bu parça, hızla dönen volana sabitlenmiş basınç altındaki diğer parçayla kontak oluşturur. Normal olarak bu bağlantı tabakası basınç altında oluşturulur. Bağlantının şekillenmesi ara yüzeyden dövülmesi ve ekstrüzyonu içerir. MMK'lerde yüksek eksenel güç malzemeler kaynaklandığı zamankinden daha çok uygulanmalıdır. Çünkü akma dayanımı takviye elemanlarıyla yükselir.

4.2.3 Sürtünen Elemanla Kaynak Yönetimi

Metalik malzemelerin kaynağı için nispeten yeni bir yöntemdir. Sürtünme hareket kaynağı MMK'lerin kaynağı için gelecek öngören bir yöntemdir. Ticari sürtünme kaynağından ayırt etmek için bağlanmış parçalar birbirine göre hareket etmez. Daha doğrusu, parçalar arka arkaya bağlanır. Çünkü kuvvetlerin farklı gelmemesi gerekmektedir. Silindirik dönen mekanizma bağlantı çizgisi boyunca hareket ettirilir. Plastikleşen malzeme parçanın önünden arkasına hareketle kuvvet uygulanır. Bu yüzden birleştirmede kaynak şekillenir. Bu katı hal işlemi matristeki takviye partiküllerinin üniform yayılması ve kimyasal içeriğe imkan vermektedir. Takviye ve matrisin kimyasal reaksiyon riski düşük kaynak sıcaklığı ile azaltılır.

Şimdiye kadar sürtünme kaynağının kullanışlılığı düz levhaların kaynağında kanıtlanmıştır. SiC takviyeli MMK'lerde %25 takviyelilerde kullanılmaktadır. Tek problem SiC partiküllerinin parça aşınmasının olmasıdır. Sürtünme hareket kaynağı ticari sürtünme kaynağının özel bir tipidir.

Kaynak edilecek parçalar öncelikle sabit bir yüzey üzerine yerleştirilir. Yöntemin uygulama aşaması iki farklı şekilde olabilir. Parçaların hareketi söz konusu olabileceği gibi, takımın dönme ve ilerleme hareketi de mümkün olmaktadır. Prim, malzemelere temas ettiğinde sürtünme kaynağındaki duruma benzer bir durum oluşarak temas noktasında ısı, sürtünmenin de etkisiyle hızla artar ve malzemelerin plastik değişimine neden olur. Bu değişim malzemelerin akışını sağlar ve birleşme olayı gerçekleşir. Sürtünen eleman ile kaynak yönteminde pahalı ekipmana, ilave tel kullanımına, koruyucu gaze ihtiyaç duyulmaması, temiz ve çevreci bir kaynak yöntemi olması yöntemin uygulama alanını genişletmektedir. İşlem radyasyon, zararlı gazlar gibi olumsuz sonuçlar yaratmamaktadır.

- Sürtünme hareket kaynağı enerji tesirlidir.
- Kaynak bölgesi ve ITAB da arzu edilen mikro yapıyı oluşturur.
- Gürültü, gaz veya kıvılcım çıkarmaz. Çevreyle dosttur.
- Eritme kaynak yöntemiyle kaynak edilmeyen malzemeler bu yöntem ile başarılı bir şekilde kaynak edilebilir.
- Bu yöntemle eritmek kaynak yöntemlerine göre daha az çarpılma meydana gelir.

4.2.4 Ultrason Kaynağı

Ultrason kaynağı yüksek frekanslı titreşim uygulanmasıyla bir birleşme oluşturulur. Ana malzemelerde erime olmadan yüksek basınç kuvvetiyle gerçekleştirilir. Kaynak arayüzeyinde bölgesel yüksek deformasyon oluşturan sürtünme kaynağının tersine ultrason kaynağında

MMK'ların kaynağı için yeterli olacak plastik deformasyon ile birleşme sağlanır. Isıl enerji daha düşüktür. Böylece istenmeyen kimyasal reaksiyonlar oluşmaz. Bazı sürekli takviye elemanlı MMK'lerde sıkıştırma basınçları fiber kırılmasına ve tabakalaşmaya neden olabilir. Diğer taraftan bu hasarın oluşmaması için sıkıştırma basıncının düşürülmesi ile de kaynak oluşturulamaz. Genel olarak ultrason kaynak yönetimi MMK'lerin birleştirilmesi için sınırlı uygulamalara sahip olan düşük sıcaklık kaynak yöntemidir (Persson, 2001).

5. DENEYSEL ÇALIŞMA

5.1 Giriş

Bu çalışmada ticari saf Al tozları ile SiC tozları mekanik alaşımlama işlemine tabi tutulmuş ve toz metalurjisi yöntemi ile Al matrisli SiC takviyeli kompozit malzemeler üretilmiştir. Farklı oranlarda SiC takviye elemanı içeren kompozit malzemeler farklı amper ve volt değerleri ile TIG kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilmişlerdir.

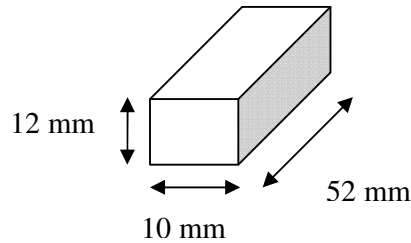
Çalışmanın birinci bölümünde SiC oranının kompozit malzemeye etkisi araştırılmış, ikinci bölümde ise üretilmiş olan kompozit malzemelerin kaynak kabiliyetleri karakteristik olarak incelenmiştir.

5.2 Karışımlar Kuralı ile Hesaplama

Ağırlıkça %4, %5, %7, %10 ve %15 olarak alınması tasarlanan SiC tozlarının miktarları kalıp hacmine ve malzemenin yoğunluklarına bağlı olarak tespit edilmiştir. Aşağıdaki eşitliklerde karışımlar kuralına göre ve Al ve SiC tozlarının belirlenmiş oranlarına göre nasıl hesaplandıkları gösterilmiştir. Kullanılan kalıbın boyutlarına ve Al ile SiC'nin yoğunluklarına göre hesaplamalar aşağıdaki gibi yapılmıştır.

Kalıp:

En	:10	mm
Yükseklik	:12	mm
Uzunluk	:52	mm



Şekil 5.1 Kullanılan Kalıbın Şekli

Kalıbın Hacmi:

$$(V_{\text{kalıp}}): 10 \cdot 12 \cdot 52 : 6240 \text{ mm}^3$$

5.2.1 Alüminyum ve SiC Miktarlarının Hesaplanması

%4 SiC için:

Ağırlıkça %4 SiC içeren kompozit malzeme elde etmek için gerekli olan alüminyum ve SiC miktarının hesaplanması aşağıdaki şekilde gerçekleştirilmiştir:

Kompozitin Yoğunluğunun Bulunması

$$\rho_{\text{Al}} = 2,7 \text{ g/cm}^3 \quad \rho_{\text{SiC}} = 3,2 \text{ g/cm}^3$$

V_m : Matris hacmi V_f : Takviye hacmi

Karışım Hesabı:

$$\rho_k = \rho_f V_f + \rho_m V_m \quad (5.1)$$

$$\rho_{\text{kompozit}} = \rho_{\text{SiC}} V_{\text{SiC}} + \rho_{\text{Al}} V_{\text{Al}} \quad (5.2)$$

$$\rho_{\text{kompozit}} = 3,2 \cdot 0,04 + 2,7 \cdot 0,96$$

$$\rho_{\text{kompozit}} = 0,128 + 2,592 = 2,72 \text{ g/cm}^3$$

Kalıbın Ağırlığının Hesaplanması

$$\rho = \frac{w}{V} \rightarrow V = \frac{w}{\rho} \quad (5.3)$$

$$2,72 = W/6,24 \quad W = 16,97 \text{ gr (Kalıbın Ağırlığı)}$$

SiC ve Al Ağırlıkça Yüzdelерinin Hesaplanması

$$V_m + V_f = 1 \quad (5.4)$$

$$V_{f1} = \frac{V_{f1}}{V_{f1} + V_{f2} + V_{f3} \dots} \quad V_{f2} = \frac{V_{f2}}{V_{f1} + V_{f2} + V_{f3} \dots} \quad (5.5)$$

$$V_{f1} = \frac{\frac{w_{f1}}{\rho_{f1}}}{\frac{w_{f1}}{\rho_{f1}} + \frac{w_{f2}}{\rho_{f2}} + \frac{w_{f3}}{\rho_{f3}} \dots} \quad (5.6)$$

$$V_{SiC} = \frac{V_{SiC}}{V_{SiC} + V_{Al}} \quad V_{SiC} = \frac{W_{SiC}/3.2}{W_{SiC}/3.2 + W_{Al}/2.7}$$

$$\frac{2.7W_{SiC}}{3.2 - 0.5W_{SiC}} = 0.04$$

$$W_{Al} = 1 - W_{SiC} \quad (5.7)$$

Ağırlıkça % SiC:4.7
Ağırlıkça % Al :95,3

$$\begin{array}{rcl} 100 \text{ gr'da} & 4,7 \text{ SiC} & \\ 16,97 \text{ gr'da} & x & \\ \hline & x : 0,797 \text{ gr SiC} & \end{array}$$

$$Al = 16,97 - 0,797$$

$$Al = 16,173 \text{ g}$$

Hesaplamalar sonunda 5 numune için de SiC ağırlıkça yüzdeleri ve kalıpta kaç gram kullanılacağı aşağıdaki gibi bulunmuştur:

Çizelge 5.1 SiC ve Alüminyum Miktarları

	SiC (gr)	Al (gr)
% 4 SiC	0,797	16,173
% 5 SiC	0,998	16,006
% 7 SiC	1,397	15,669
% 10 SiC	1,99	15,17
% 15 SiC	2,99	14,326

5.3 Üretim Tekniği

5.3.1 Karıştırma

Parçayı oluşturan tozlar homojen bir karışım elde edilinceye kadar karıştırılır. Kalıp hacmine ve malzemenin yoğunluklarına bağlı olarak tespit edilen Al ve SiC toz miktarları, hassas terazi ile tartılıp; bu ağırlıklarda numune şişelerine konularak homojen bir karışım elde etmek için, yaklaşık 30 dakika süre ile karıştırılmıştır.

5.3.2 Presleme

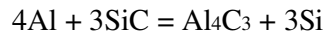
En yaygın sıkıştırma yolu, bir çelik veya sert metal kalıp içerisinde 300–800 MPa basınç altında eksenel preslemedir. Tek bir operasyonla karmaşık parçaları yüksek üretim hızıyla üretmek mümkündür. Presleme sonrası parça kalıptan çıkarılabilecek yeterli mukavemete sahiptir.

Malafa üstüne yağlayıcı etki yapması amacıyla grafit tozu sürülmüştür. Yağlayıcı kullanmanın ana amacı, toz kütleleri ile takım yüzeyleri ve kalıp duvarları arasındaki sürtünmeyi azaltmak, tozların sıkıştırma esnasında kaymalarını sağlamaktır. Bunlar parçanın tabanından tavanına kadar düzgün bir yoğunluğun oluşmasına yardımcı olur. Sürtünmenin azalması parçaların kalıptan kolayca çıkmasını da sağlar.

Universal mekanik test cihazı kullanarak tozlar soğuk şekilde preslenmiştir. Toz karışımının hacmine uyması için 365 MPa (23) ton 5 dakika yükleme yapılmıştır. Sıkıştırma işleminin sağlıklı olabilmesi için bekleme, farklı kuvvetlerde yapılmıştır.

5.3.3 Sinterleme

Metal matrisli kompozit üretiminde önemli bir konu matris ve takviye elemanı arasındaki ara yüzey bağ yapısıdır. Bu genellikle üretim şekline bağlıdır ve belirli bir sıcaklıkta gerçekleştiği için mekanik olmasından çok, kimyasaldır. Böyle kimyasal etkileşimlere bağlı sorunlardan biri de, metal matrisli kompozitin gerinime tabi tutulması ile, ara yüzey üzerinde, zararlı çekirdeklenme bölgeleri gibi davranabilecek artık ürünlerin oluşabilmesidir. SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerin sinterleme işleminde seçilecek sıcaklık büyük önem taşımaktadır. Çünkü 650 °C üzerinde bir sıcaklıkta sinterleme gerçekleştiği zaman Al_4C_3 yapısı oluşmaktadır. Böyle bir oluşum da alüminyum karbür ortaya çıkmasıdır:



Ara yüzey reaksiyonu sonucu ortaya çıkan Al_4C_3 gevrek ve zayıf olduğu için bu reaksiyon, kompozitin mekanik ve kimyasal özelliklerini olumsuz etkilemektedir.

Preslenmiş olan numuneler akışkan yataklı bir fırında N_2 atmosferi altında 590 °C sıcaklığında ve 5 saat boyunca sinterleme işlemine tabi tutulmuşlardır.

Sinterlemenin ilk aşamasında fırın atmosferi hava ile şarj edilip daha sonra N_2 gazı ile sinterleme işlemine başlanmıştır. Sinterlenmiş olan numunelerin oksitlenmesini önlemek amacı ile, işlem sonrası numuneler N_2 atmosferi altında fırın sıcaklığı 100 °C'ye düşene kadar fırında bekletilerek numunelerin soğumasında kontrollü atmosfer kullanılmıştır.

5.4 Sinterleme Sonrası Karakterizasyon

Üretilen numunelerin boyutları aşağıdaki gibi tespit edilmiştir:

Çizelge 5.2 Sinterlenmiş Numune Boyutları

4%	5%	7%	10%	15%
b= 52,96 mm	b=52,97 mm	b= 52,84 mm	b= 52,85 mm	b=52,97 mm
a= 12,36 mm	a= 12,35 mm	a= 12,37 mm	a= 12,40 mm	a=12,42 mm
h= 9,38 mm	h= 9,52 mm	h= 9,60 mm	h= 9,80 mm	h=9,84 mm

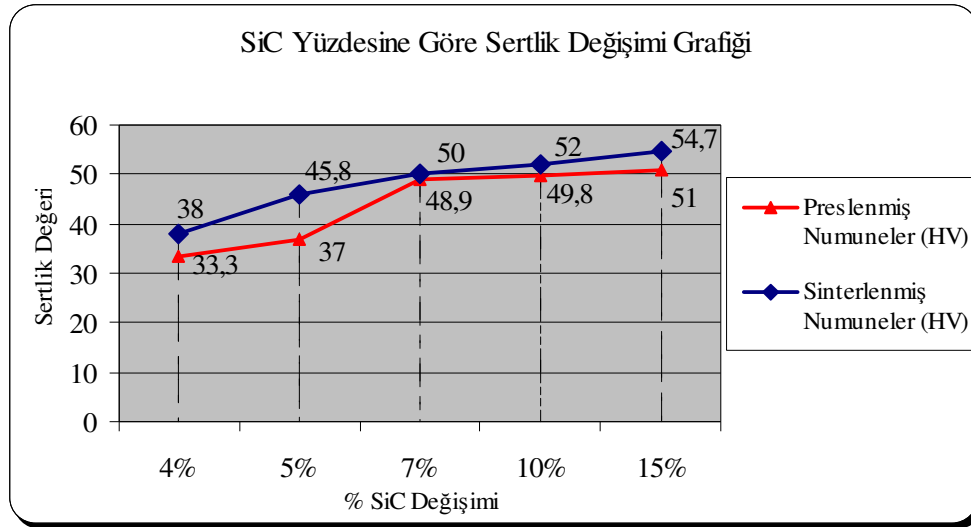
Preslenmiş numuneler içinse elde edilen boyutlar aşağıda verildiği gibidir:

Çizelge 5.3 Preslenmiş Numune Boyutları

4%	5%	7%	10%	15%
b= 52,99mm	b=52,97 mm	b= 53,10 mm	b=52,99 mm	b= 53,03 mm
a= 12,44mm	a= 12,35 mm	a=12,38 mm	a= 12,34 mm	a= 12,33 mm
h= 9,66 mm	h= 9,52 mm	h= 9,60 mm	h=9,69mm	h= 9,81 mm

5.4.1 Sertliklerin Ölçülmesi

Dört kenarı düzgün, karşılıklı yüzeyler arasındaki tepe açısı 136 olan elmas piramidin, sertliği ölçülecek numune yüzeyine batırılması ve oluşan izin ölçülmesi ile “Vickers Sertlik Değeri” bulunur. Numune 15 saniye içinde yüklenmeli ve 30 saniye süre ile yükün etkilemesi beklenmelidir.



Şekil 5.1 SiC yüzdesine göre sertlik değişim grafiği

Elde edilen numunelerin sertlikleri Şekil 5.1’de gösterilmektedir. Sonuçlara göre Al matrisli kompozite SiC oranı arttıkça kompozitin sertliği artmaktadır. Sinterlenmiş numunelerin sertliklerinin preslenmiş numunelerin sertliklerine göre daha fazla olduğu gözlemlenmiştir. Numuneler sinterleme işlemine tabi tutuldukları zaman mekanik özellikleri iyileşmekte; dayanımları ve sertlikleri artmaktadır.

5.4.2 Eğme Deneyi

Bu deney sırasında numunelere eğme uygulanarak eğme dayanımları ve kırılma toklukları bulunmuştur.

Eğme deneyinde sehimi ve elastiklik modülünü bulmak için numunenin boyutlarını bilinmesi gerekmektedir.

(b) = numunenin boyu

(h) = numunenin yüksekliği

Çizelge 5.4 Sinterlenmiş ve Preslenmiş Numunelerin Boy ve Yüksekliği

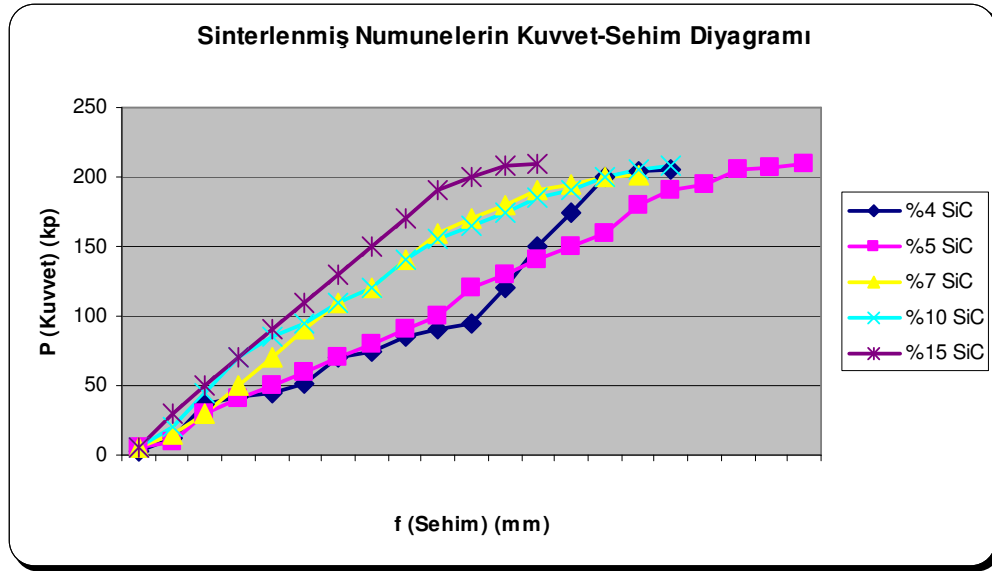
Sinterlenmiş	%4 SiC		%5 SiC		%7 SiC		%10 SiC		%15 SiC	
	b	H	b	h	b	h	b	h	b	h
	52,96	9,38	52,97	9,5	52,84	9,6	52,85	9,8	52,97	9,84
Preslenmiş	%4 SiC		%5 SiC		%7 SiC		%10 SiC		%15 SiC	
	b	H	b	h	b	h	b	h	b	h
	52,99	9,66	52,97	9,63	52,99	9,6	53,10	9,69	53,03	9,81

Eğme iki desteğe serbest olarak oturtulan daire veya dikdörtgen kesitli düz bir deney parçasının, yön değiştirmeksizin ortasına bir eğme kuvveti uygulandığında oluşan şekil değişimidir. Deneyde mesnetler arası uzaklık 40 mm olarak seçilmiştir. Deney sonunda malzemenin eğilmeye karşı gösterdiği dayanım, eğilme momenti, elastiklik modülü ve sehimi gibi standartlarda istenen değerler elde edilmektedir. Bulunan değerler:

Sinterlenmiş Numuneler

Çizelge 5.5 Sinterlenmiş Numunelerin Kuvvet- Sehim Değerleri

%4 SiC		%5 SiC		%7SiC		%10 SiC		%15SiC	
P (kuvvet) (kp)	f (sehim) (mm)	P	f	P	f	P	f	P	f
3	5	5	8	5	7	5	10	5	10
12	9	10	17	15	20	20	15	30	18
36	14	30	22	30	27	45	17	50	21
42	25	40	26	50	32	70	20	70	26
45	30	50	28	70	37	85	22	90	32
52	36	60	32	90	41	95	26	110	39
70	40	70	36	110	48	110	31	130	50
75	42	80	39	120	53	120	35	150	59
85	48	90	43	140	72	140	51	170	85
90	61	100	45	160	90	155	66	190	108
95	68	120	53	170	100	165	74	200	125
120	75	130	56	180	109	175	80	208	200
150	79	140	61	190	126	185	89	209	230
175	84	150	70	195	140	190	93		
200	90	160	80	200	180	200	127		
204	170	180	96	201	240	205	150		
205	185	190	105			208	181		
		195	138				kırıl madı		
		205	173						
		207	183						
		210	kırılmadı						



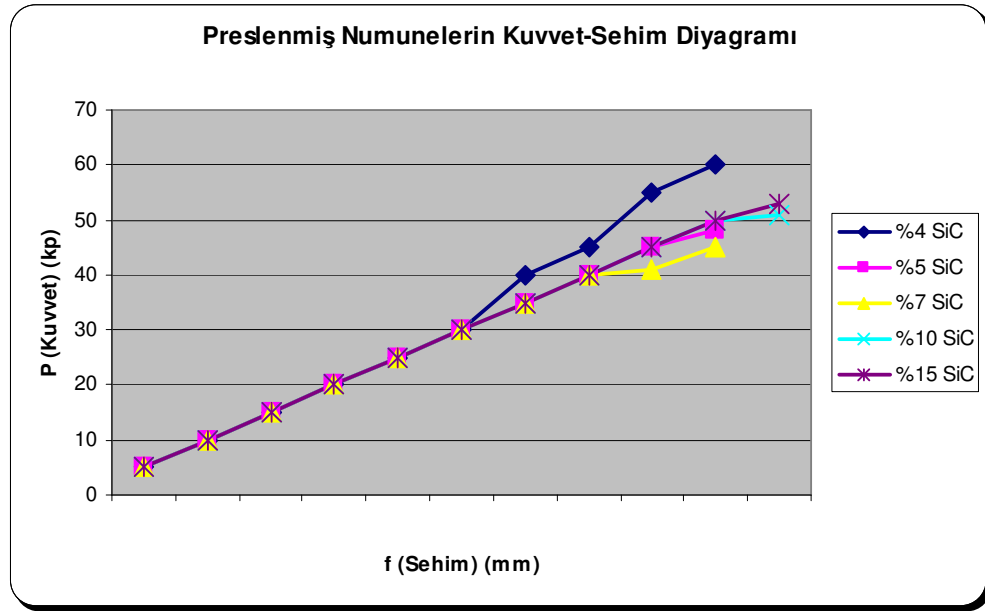
Şekil 5.2 Değişik oranlarda SiC içeren sinterlenmiş numunelerin kuvvet-sehim diyagramı

Sinterlenmiş numunelerin kuvvet-sehim diyagramları Şekil 5.2’de gösterilmektedir. Numunelere uygulanan eğme testlerinden sonra kuvvet- sehim diyagramlarından da anlaşılacağı gibi yüksek kuvvetlerde dahi sinterlenmiş numuneler küçük boyutlarda eğilmiş ve hatta bazıları kırılmamıştır. Alüminyum matrisli kompozitte SiC oranı arttıkça kompozitin, kırılmaya karşı direnci artmaktadır.

Preslenmiş Numuneler

Çizelge 5.6 Preslenmiş Numunelerin Kuvvet- Sehim Değerleri

%4 SiC		%5 SiC		%7SiC		%10 SiC		%15SiC	
P (kuvvet) (kp)	f (sehim) (mm)	P	f	P	f	P	f	P	f
5	2	5	10	5	7	5	5	5	2
10	4	10	20	10	8	10	5	10	3
15	5	15	24	15	9	15	6	15	3
20	7	20	25	20	10	20	7	20	4
25	8	25	27	25	10	25	8	25	6
30	10	30	28	30	11	30	9	30	8
40	11	35	29	35	12	35	10	35	10
45	12	40	30	40	16	40	10	40	12
55	13	45	31	41	20	45	11	45	13
60	14	48	35	45		50	12	50	13
						51	15	53	



Şekil 5.3 Değişik oranlarda SiC içeren preslenmiş numunelerin kuvvet-sehim diyagramı

Şekil 5.3'te preslenmiş numunelerin kuvvet-sehim diyagramı gösterilmektedir. Preslenmiş numunelerin sinterlenmiş numunelere nazaran daha az kuvvet değerleri uygulandığında eğilme miktarlarının yükseldiği ve kırıldıkları görülmektedir. Düşük kuvvetlerde kırılmaların gerçekleştiği, dayanımlarının düşük olduğu gözlemlenmiştir. Kompozitteki SiC miktarı arttıkça dayanım artmakta, en yüksek SiC hacim içeriğine sahip kompozit aynı kuvvetlerde daha geç kırılmaktadır.

Hesaplamalar

Dikdörtgen kesitli malzeme için:

$$E = \frac{PL^3}{4Ybh^3} \quad (5.8)$$

E = Elastiklik Modülü

L = Mesnet Merkezleri Arasındaki Uzaklık

Y = Eğilme Miktarı

$$W = \frac{bh^2}{6} \quad (5.9)$$

W = Mukavemet Momenti

$$\delta = \frac{PL}{bh^2} \quad (5.10)$$

δ = Eğme Dayanımı

Bu formüllerden sonuçlar aşağıdaki şekilde bulunmaktadır:

Preslenen %4 SiC için:

$$W = 52,99 * (9,66)^2 / 6 = 824.13 \text{ mm}^2$$

$$\delta = \frac{(9.81 * 60 * 40) \div 4}{824.13} = 7.14 \text{ N/mm}^2$$

$$\delta_{\text{ort}} = 3.63 \text{ N/mm}^2$$

$$E = \frac{(9.81 * 60 * 40^3)}{(4 * 0.014 * 52.99 * (9.66)^3) / 1000} = 14,083 \text{ GPa}$$

$$E_{\text{ort}} = 10.806 \text{ Gpa}$$

Preslenen %5 SiC için:

$$W = 52.97 * (9,63)^2 / 6 = 818.71 \text{ mm}^3$$

$$\delta = \frac{(470.88 * 40) \div 4}{818.71} = 5,75 \text{ N/mm}^2$$

$$\delta_{\text{ort}} = 3.27 \text{ N/mm}^2$$

$$E = \frac{(470.88 * 40^3)}{(4 * 0.035 * 52.97 * (9.63)^3) / 1000} = \frac{30136320}{6622727.258} = 4,55 \text{ Gpa}$$

$$E_{\text{ort}} = 3.247 \text{ Gpa}$$

Preslenen Numuneler

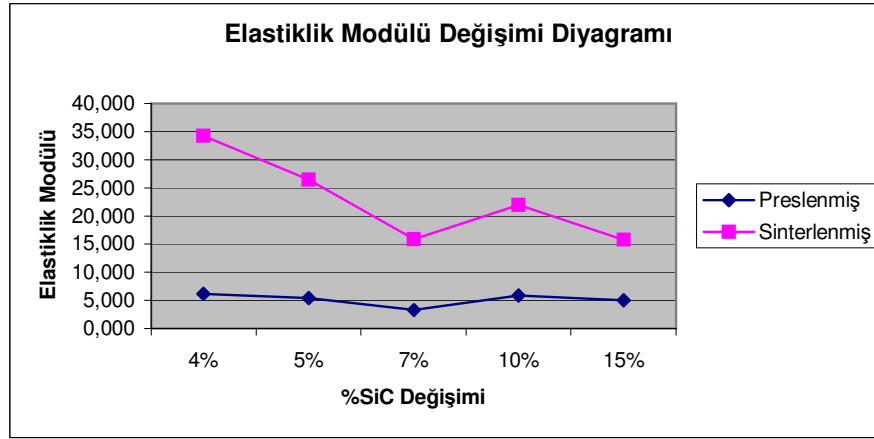
Çizelge 5.7 Preslenmiş Numunelerin Eğme Deneyi Sonundaki Elastik Modül, Mukavemet Momenti ve Eğme Dayanımı Değerleri

%7 için :	%10 için:	%15 için:
W = 813.92 mm ²	W = 830.98 mm ²	W = 850.56 mm ²
$\delta_{\text{ort}} = 2.96 \text{ N/mm}^2$	$\delta_{\text{ort}} = 3.5 \text{ N/mm}^2$	$\delta_{\text{ort}} = 3.17 \text{ N/mm}^2$
E _{ort} = 6.817 Gpa	E _{ort} = 10.034 Gpa	E _{ort} = 11.879 Gpa

Sinterlenmiş Numuneler

Çizelge 5.8 Sinterlenmiş Numunelerin Eğme Deneyi Sonundaki Elastiklik Modül, Mukavemet Momenti ve Eğme Dayanımı Değerleri

%4 için :	%5 için:	%7 için:	%10 için:	%15 için:
$W = 776.6098 \text{ mm}^2$	$W = 796.75 \text{ mm}^2$	$W = 190.16 \text{ mm}^2$	$W = 193,11 \text{ mm}^2$	$W = 197,76 \text{ mm}^2$
$\delta_{\text{ort}} = 12.32 \text{ N/mm}^2$	$\delta_{\text{ort}} = 3.61 \text{ N/mm}^2$	$\delta_{\text{ort}} = 14.54 \text{ N/mm}^2$	$\delta_{\text{ort}} = 14.82 \text{ N/mm}^2$	$\delta_{\text{ort}} = 14.23 \text{ N/mm}^2$
$E_{\text{ort}} = 5,792 \text{ Gpa}$	$E_{\text{ort}} = 5.96 \text{ Gpa}$	$E_{\text{ort}} = 5.184 \text{ Gpa}$	$E_{\text{ort}} = 7.461 \text{ Gpa}$	$E_{\text{ort}} = 6.058 \text{ Gpa}$



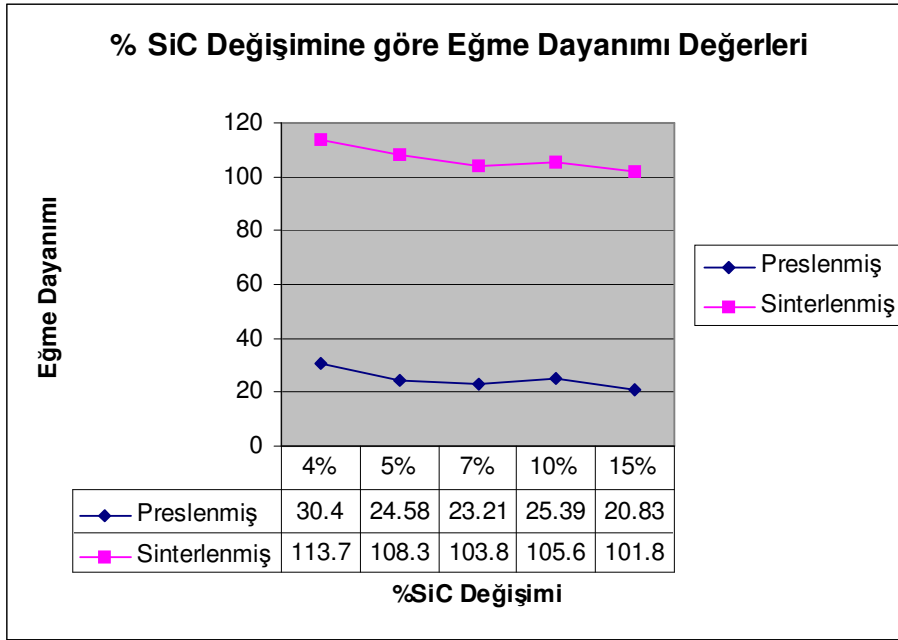
Şekil 5.4 Değişik yüzdelerde SiC içeren preslenmiş-sinterlenmiş numuneler için elastiklik modülü değişim grafiği

SiC partiküllerinin alüminyum matris içerisine katılması kompozitin belirgin özelliklerini yükselterek dayanım ve modülde artışa sebep olur. Sinterleme sonucu numunelerin mekanik özellikleri artmaktadır.

Kompozit malzemelerden en fazla beklenen özellikler termal dayanım, mekanik dayanım (çekme dayanımı, eğme dayanımı, basma dayanımı), hafiflik ve yüksek elastiklik modüldür. Kompozit malzemede matris malzeme içerisinde bulunan takviye elemanının ana görevi rijitliği ve yüksek dayanım sağlamaktır. Elastiklik modülü malzemenin şekil değiştirmeye karşı direncidir. Elastiklik modülü yüksek ise dayanç da yüksek demektir. Kompozitlerde

matris yapı her zaman için elastikliği sağlayabilmek için takviye elemanlarından daha yumuşaktır. Takviye malzemesi arttığında mukavemet de artar.

Şekil 5.4’da sinterlenmiş- preslenmiş numunelerin elastiklik modülü değişim grafiği gösterilmektedir. Sinterleme işlemine tabi tutulmuş kompozit malzemelerin elastiklik modülü değerleri preslenmiş numunelerden daha fazladır. Kompozitte SiC oranı arttıkça elastiklik modülünün arttığı görülmüştür.



Şekil 5.5 Değişik yüzdelerde SiC içeren preslenmiş-sinterlenmiş numunelerin eğme dayanımı değişim grafiği

Sinterlenmiş numunelerin preslenmiş numunelere göre eğme dayanımları daha fazladır. Sinterlenmiş numunelerin sinterleme işleminden dolayı dayanımları ve kırılmaya karşı dirençleri artmaktadır. Numunelere uygulanan eğme testlerinden sonra kuvvet- sehim diyagramlarından da anlaşılabileceği gibi yüksek kuvvetlerde dahi sinterlenmiş numuneler küçük boyularda eğilmiş ve hatta bazıları kırılmamıştır. Kırılma olayı elyafların hacim oranına bağlıdır. SiC hacim oranı arttıkça eğme dayanım değerlerinin arttığı ancak değişim oranlarının çok fazla miktarda olmadığı görülmüştür. Sinterlenmiş ve preslenmiş numunelerin eğme dayanımları arasındaki farkın fazla miktarda olduğu gözlemlenmiştir.

5.5 Numunelere TIG Kaynağı

TIG kaynağı, kaynak için gerekli ısıyı, tükenmeyen bir elektrod (tungsten elektrod) ile iş parçası arasında oluşan ark sayesinde ortaya çıktığı bir ark kaynak yöntemidir. Elektrod, kaynak banyosu, ark ve iş parçasının kaynağa yakın bölgeleri, atmosferin zararlı etkilerinden kaynak torcundan gelen gaz veya karışım gazlar tarafından korunur. Gaz, kaynak bölgesini tam olarak koruyabilmelidir, aksi takdirde çok küçük bir hava girişi dahi kaynak metalinde hataya neden olur.

Preslenmiş 5 adet numune ve sinterlenmiş 5 adet numune, eğme testi uygulandıktan sonra 2 parçaya bölünmüş, böylece numune sayısı 20 adete çıkmıştır. Her bir orandan (%4, %5, %7, %10, %15) içeren 4 adet numune elde edilmiştir. Değişik oranlardaki numuneler TIG kaynağı yöntemi kullanılarak birleştirilmiştir.

Çizelge 5.9 Kaynak Edilecek Numuneler

590 °C derecede
% 4 SiC Preslenmiş Numunesiyle - % 4 SiC Preslenmiş Numunesi
% 5 SiC Preslenmiş Numunesiyle - % 5 SiC Preslenmiş Numunesi
% 7 SiC Preslenmiş Numunesiyle - % 7 SiC Preslenmiş Numunesi
%10 SiC Preslenmiş Numunesiyle - %10 SiC Preslenmiş Numunesi
%15 SiC Preslenmiş Numunesiyle - %15 SiC Preslenmiş Numunesi
% 4 SiC Sinterlenmiş Numunesiyle - % 4 SiC Sinterlenmiş Numunesi
% 5 SiC Sinterlenmiş Numunesiyle - % 5 SiC Sinterlenmiş Numunesi
% 7 SiC Sinterlenmiş Numunesiyle - % 7 SiC Sinterlenmiş Numunesi
%10 SiC Sinterlenmiş Numunesiyle - %10 SiC Sinterlenmiş Numunesi
%15 SiC Sinterlenmiş Numunesiyle - %15 SiC Sinterlenmiş Numunesi

Sinterlenmiş ve preslenmiş 10 adet numune Square Wave TIG kaynak makinesi ile kaynak edilmiştir. AC alternatif akım ayarlanarak kaynak işlemine başlanmıştır. Kaynak sırasında saf argon kullanılmakta ve 205 bar basınç değerleri ayarlanmaktadır.

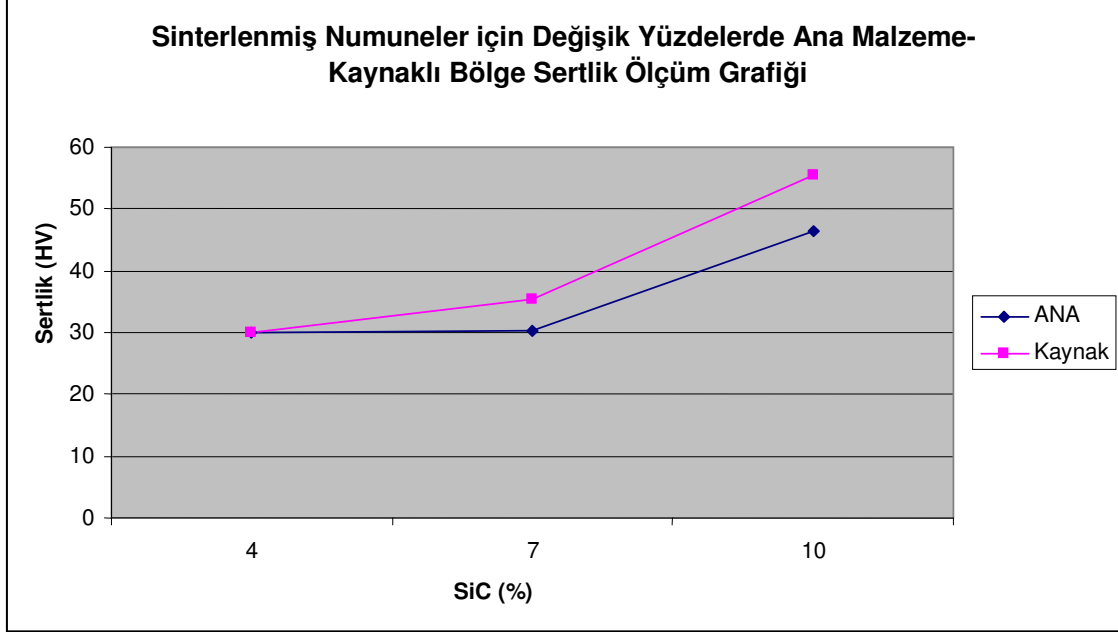
Çizelge 5.10 Preslenmiş ve Sinterlenmiş Numunelerin Malzeme ve Kaynak Parametreleri

	Malzeme	Voltaj (V)	Amper(A)	İlave Malz. Durumu
Preslenmiş	(Al+% 4 SiC)	15	46	
	(Al+% 5 SiC)	16	100	
	(Al+% 7 SiC)	16	100	
	(Al+%10 SiC)	15	45	
	(Al+%15 SiC)	16	56	%99.5 Al ilave tel
Sinterlenmiş	(Al+% 4 SiC)	24	100	
	(Al+% 5 SiC)	24	100	
	(Al+% 7 SiC)	15	53	
	(Al+%10 SiC)	16	48	
	(Al+%15 SiC)	16	56	%99.5 Al ilave tel

5.5.1 Kaynak Sonrası Sertlik Ölçümü:

Sinterlenmiş Numuneler

TIG yöntemi ile birleştirilmiş olan malzemelerin mekanik özellikleri sertlik yöntemi ile belirlenmiştir. Sertlik ölçümü vickers yöntemi ile gerçekleştirilmiş olup sertlik değerleri bütün numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesinden tespit edilmiştir.

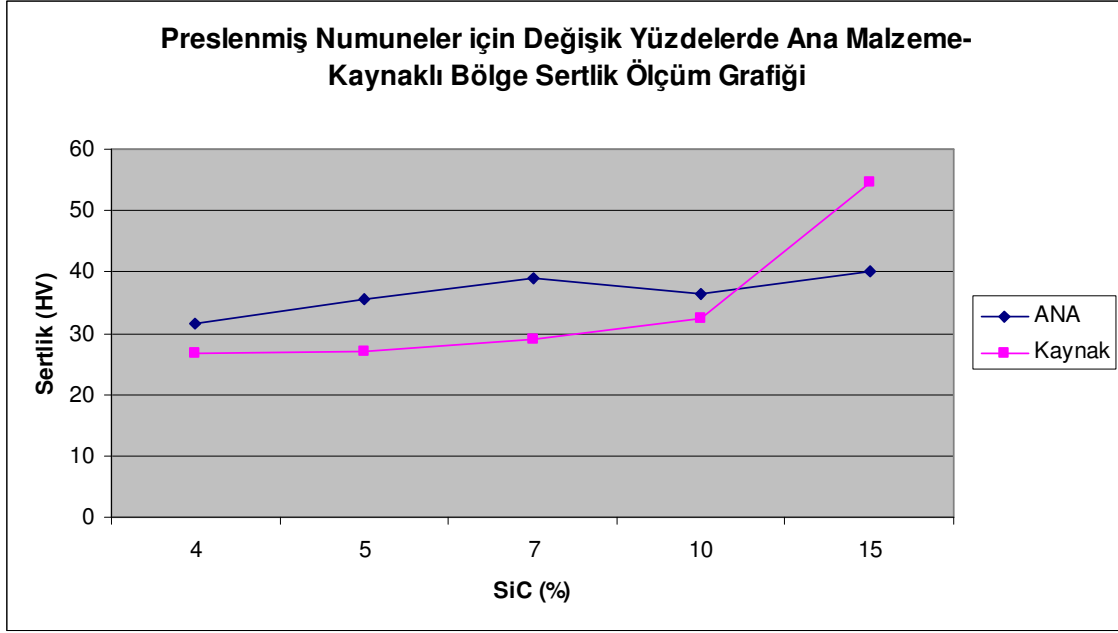


Şekil 5.6 Değişik yüzdelerde SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynaklı bölgelerin sertlik ölçüm grafiği

Elde edilen numunelerin sertlikleri Şekil 5.6'da gösterilmektedir. Sonuçlara göre Al matrisli kompozite SiC oranı arttıkça kompozitin ve kaynak dikişinin sertliği artmaktadır. Kaynak sonrası ana malzeme sertlikleri ile kaynak bölgesinin sertliğinde çok büyük farklılıklar gözlemlenmemiştir.

Böylesi bir sonuç, TIG ile birleştirme sırasında kaynak banyosunda ergiyik Al içine SiC partikülleri homojen dağılmış ve kaynak öncesinde elde edilen kompozitteki dağılım elde edilebilmiştir. Kaynak dikişindeki böyle bir dağılımla ve sonuçta ana malzemenin sertliğine yakın elde edilmiş sertlik değeri ile, kompozitin mekanik özelliklerinin sürekli olduğu tespit edilmiştir.

Preslenmiş Numuneler

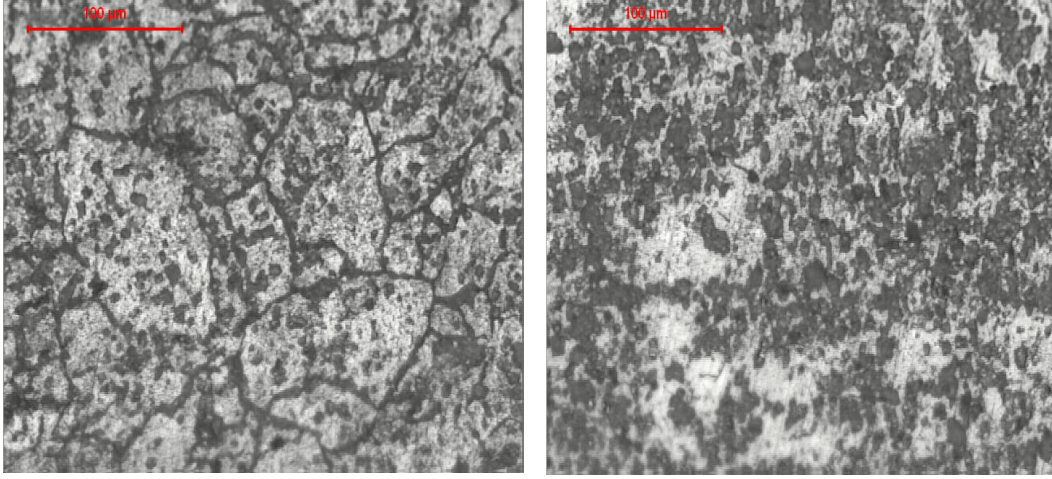


Şekil 5.7 Değişik yüzdelerde SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynaklı bölgelerdeki sertlik ölçüm grafiği

%7 SiC içeren numunelerde sertlik değerinin 40 HV değerine kadar çıktığı görülmektedir.

5.5.2 Kaynak Sonrası Karakterizasyon

Aşağıda preslenmiş ve sinterlenmiş malzemelerin kaynak sonrasında ana malzeme, kaynak bölgesi ve kaynak geçiş bölgesinden 200 büyütmede alınan mikroyapıları görülmektedir.

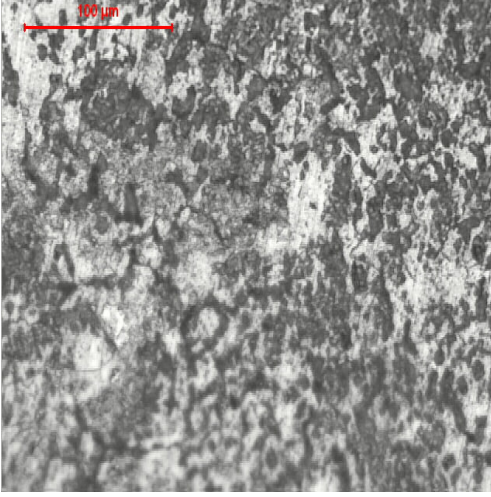


4 Preslenmiş Ana Malzeme

4 Preslenmiş Kaynak

Şekil 5.8 %4 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynaklı bölgelerdeki mikroyapı görüntüleri

İçeriğindeki SiC hacim içeriği en az olan (%4 SiC) kompozit malzemenin kaynak işlemine tabi tutulduktan sonra ana malzemedan alınan görüntüsü yukarıda görülmektedir. Kompozit malzemenin tane sınırlarının çok belirgin olduğu görülmektedir.

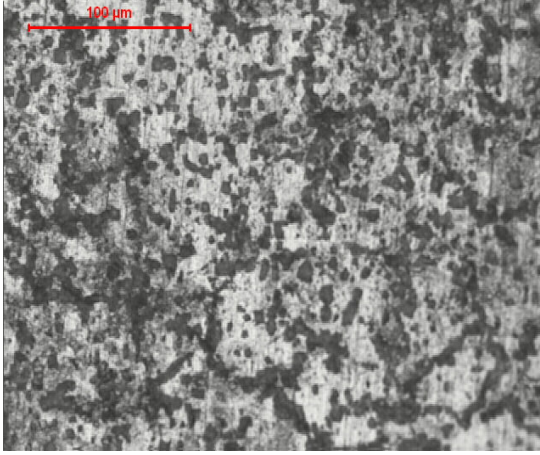


4 Preslenmiş Kaynak Geçiş

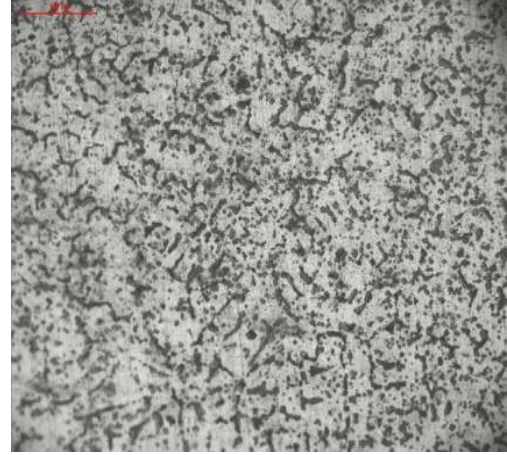
Şekil 5.9 %4 SiC içeren preslenmiş numunelerin kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüsü

Kaynak geçiş bölgesinde ana malzeme ve kaynak bölgesindeki yapıya benzer bir yapı elde edilmiştir. Yapıda kaynak işlemi sonrasında ısı tesiri altında kalan bölge olduğu için bazı düzensizlikler gözlemlenmektedir.

TIG kaynak yönteminde ana malzeme ile kaynak metali geçiş bölgesi bir çizgi şeklinde değil homojen bir şekilde karışmış bir geçiş bölgesi olarak karşımıza çıkmaktadır.



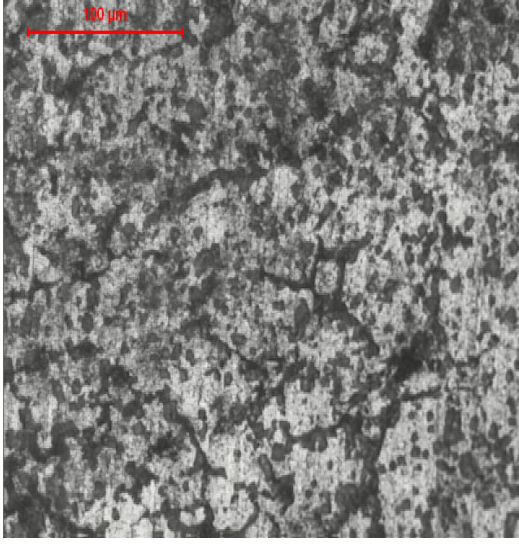
4 Sinterlenmiş Ana Malzeme



4 Sinterlenmiş Kaynak

Şekil 5.10 %4 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana mlzeme kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri

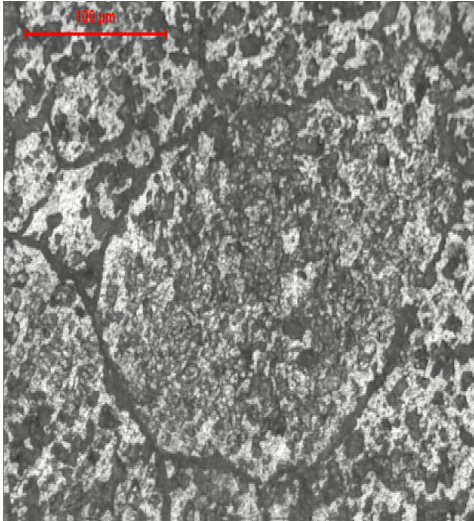
Şekil 5.10'da görünen sinterlenmiş ana malzeme ile Şekil 5.8'deki preslenmiş ana malzeme karşılaştırıldığında mikroyapıda çok büyük farklılıklar gözlenmemektedir. Preslenmiş ana malzemede tane sınırları daha belirgindir ve büyüktür. Sinterlenmiş malzemelerin tane büyüklükleri daha küçük ve düzenlidir çünkü sinterleme işlemine tabi tutulmuş kompozitlerde sertlikleri ve dayanımları artış göstermiş; yüksek sıcaklıkta sinterleme işlemi gerçekleştirildiği için daha sıkı ve düzenli bir yapı elde edilmiştir.



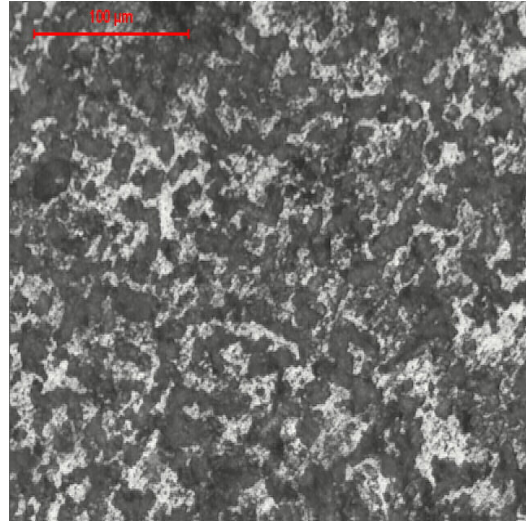
4 Sinterlenmiş Kaynak Geçiş

Şekil 5.11 %4 SiC içeren sinterlenmiş numune için kaynak geçiş mikroyapı görüntüsü

Kaynak geçiş bölgesi preslenmiş kompozitlerle karşılaştırıldığında daha düzenli bir yapı görülmektedir. Kaynak geçiş bölgesinde ana malzeme ve kaynak bölgesindeki yapıya benzer bir yapı elde edilmiştir.



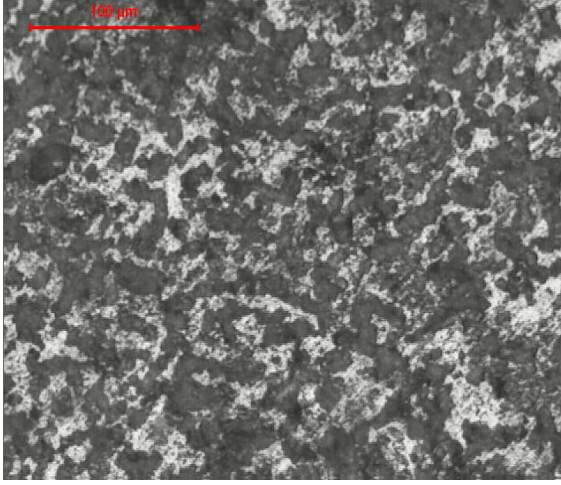
5 Preslenmiş Ana Malzeme



5 Preslenmiş Kaynak

Şekil 5.12 %5 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri

İçeriğindeki SiC oranı daha fazla olan preslenmiş ana malzemede Şekil 5.8 ile karşılaştırıldığında yapının tane boyutlarının daha büyük olduğu ve daha düzensiz bir yapı oluşturduğu görülmektedir.

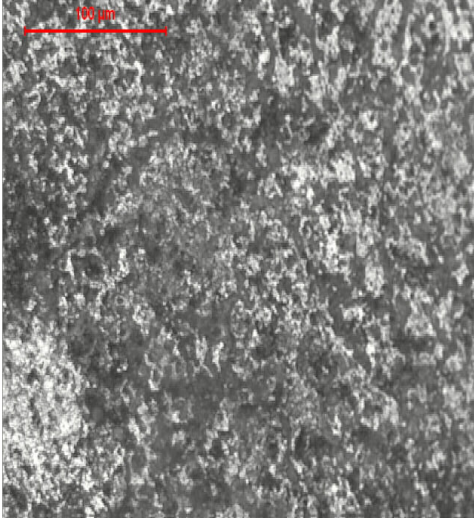


5 Preslenmiş Kaynak Geçiş

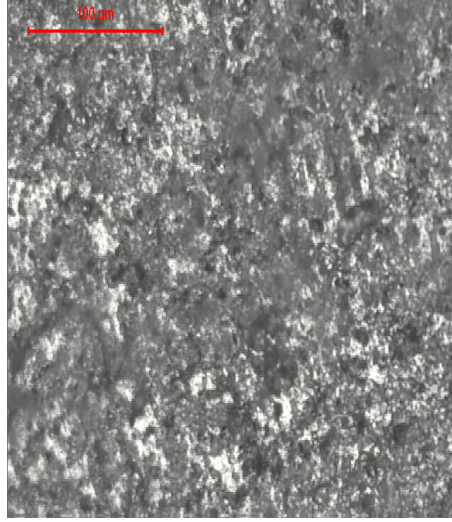
Şekil 5.13 %5 SiC içeren preslenmiş numune için kaynak geçişteki mikroyapı görüntüsü

Preslenmiş kaynak ve kaynak geçiş bölgelerinde yapısal farklılıklar görülmemektedir. Kaynak dikişindeki böyle bir dağılımla ve sonuçta ana malzeme ile benzer bir yapı ile özelliklerde farklılık olmadığı tespit edilmiştir.

Kaynak metali ile esas metal birbirinden rahatlıkla ayırt edilebilir bir görüntü göstermemektedir.



7 Preslenmiş Ana Malzeme



7 Preslenmiş Kaynak

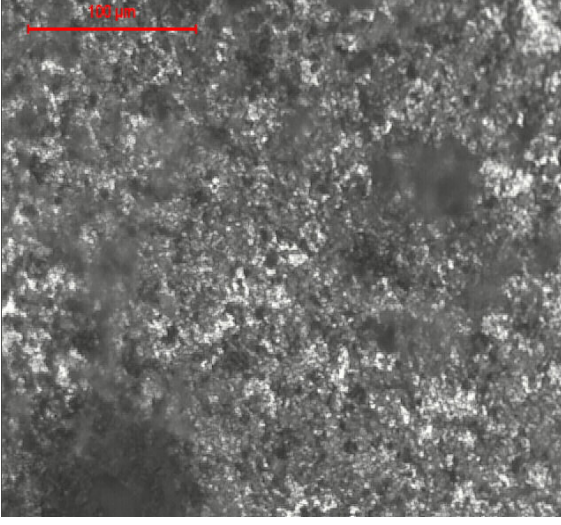
Şekil 5.14 %7 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri

İçeriğindeki SiC oranı arttıkça daha küçük tane boyutlu bir mikroyapı elde edilmektedir. %7 SiC içeren preslenmiş malzemenin ana malzeme ve kaynak bölgesinden alınan görüntülerde gözle görülen büyük bir farklılık olmadığı gözlenmiştir.



7 Preslenmiş Ana Malzeme

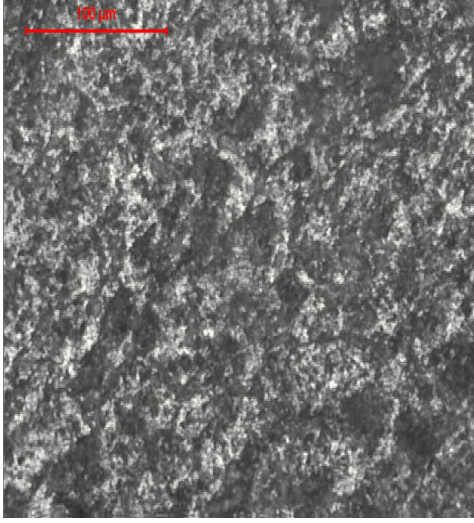
Şekil 5.15 % 7 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzemedaki mikroyapı görüntüsü



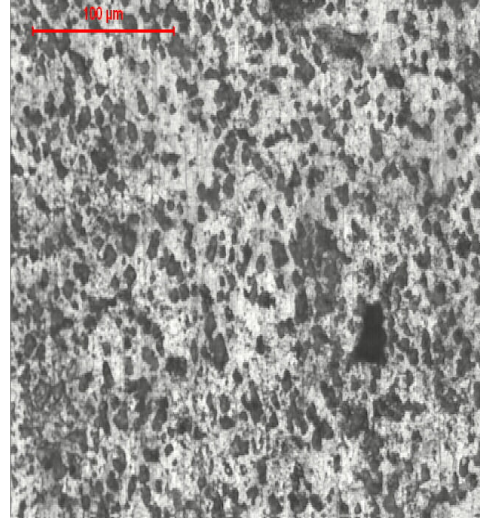
7 Preslenmiş Kaynak Geçiş

Şekil 5.16 %7 SiC içeren preslenmiş numuneler için kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri

Kompozitin içeriğindeki SiC oranı arttıkça daha ince taneli bir mikroyapı elde edilmektedir. Sıkıştırma miktarı fazla olduğu için gözeneklilik hiç görülmemektedir.



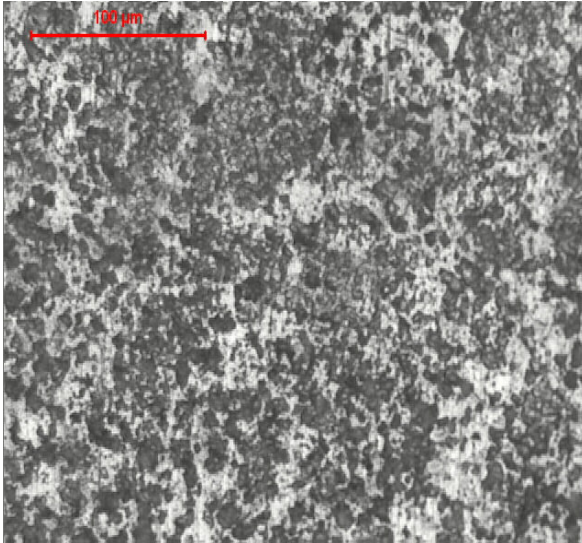
7 Sinterlenmiş Ana Malzeme



7 Sinterlenmiş Kaynak

Şekil 5.17 %7 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri

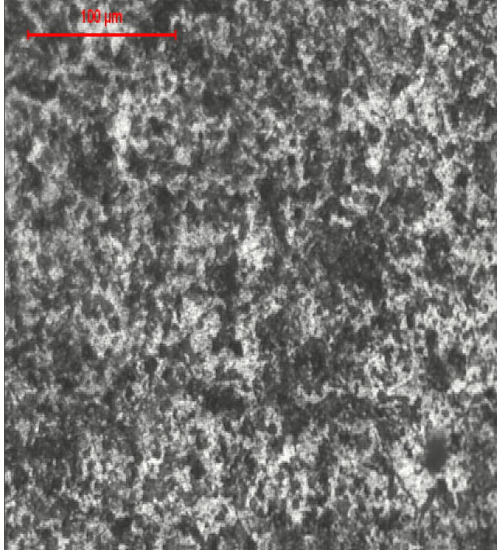
Sinterlenmiş malzemelerin ana malzemede düzenli ve küçük taneli bir yapı görünmektedir ancak kaynak bölgesinde ısı etkisi altında kaldığı için taneler ve yapı daha düzensizdir.



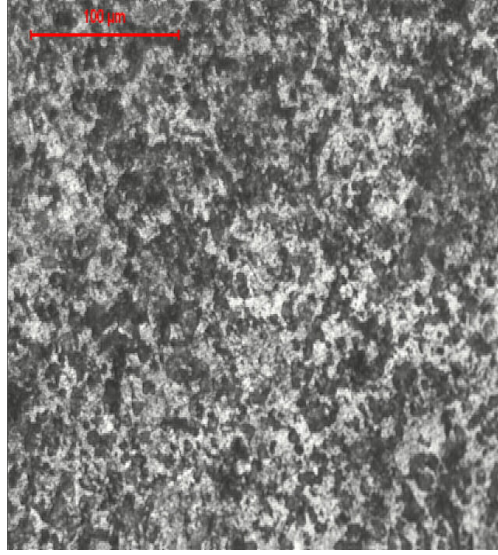
7 Sinterlenmiş Kaynak Geçiş

Şekil 5.18 %7 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için kaynak geçişteki mikroyapı görüntüsü

Kaynak geçiş bölgesinde ana malzeme ve kaynak malzemesi arasında çok büyük oranlarda bir farklılık görülmemektedir ve içerikteki SiC yüzdesi arttıkça yapı daha düzenli bir hal almıştır. Sinterlenme işlemine tabi tutulduğu için şekil 5. 12'deki %5 preslenmiş kaynak geçiş ile karşılaştırıldığında çatlak, segregasyon ve tane dağılımı bakımından daha iyi sonuçlar elde edilmiştir.

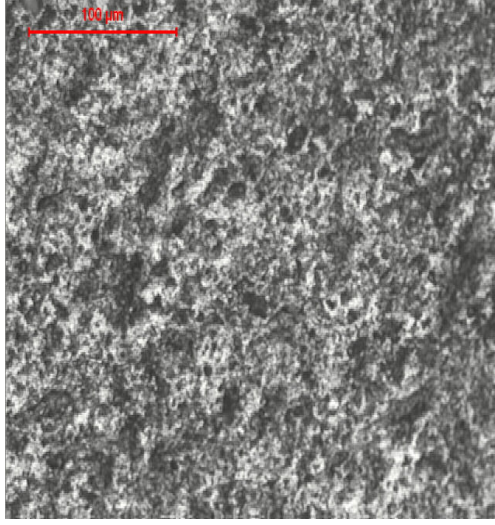


10 Preslenmiş Ana Malzeme

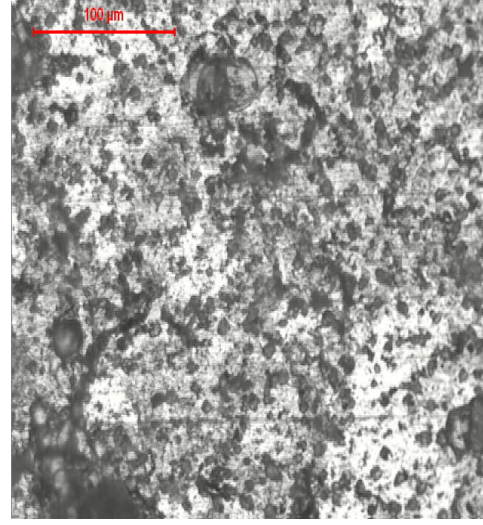


10 Preslenmiş Kaynak Geçiş

şekil 5.19 % 10 SiC içeren preslenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri

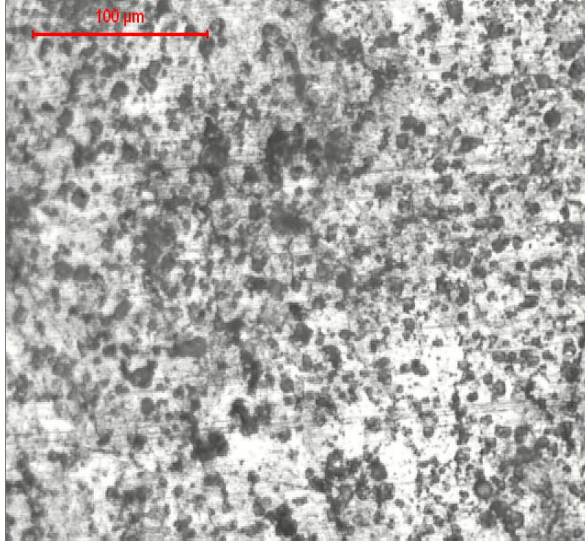


10 Sinterlenmiş Ana Malzeme



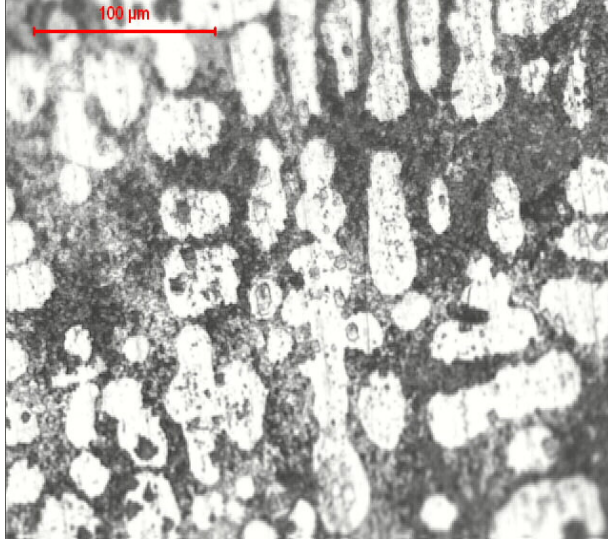
10 Sinterlenmiş Kaynak

Şekil 5.20 % 10 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için ana malzeme ve kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri



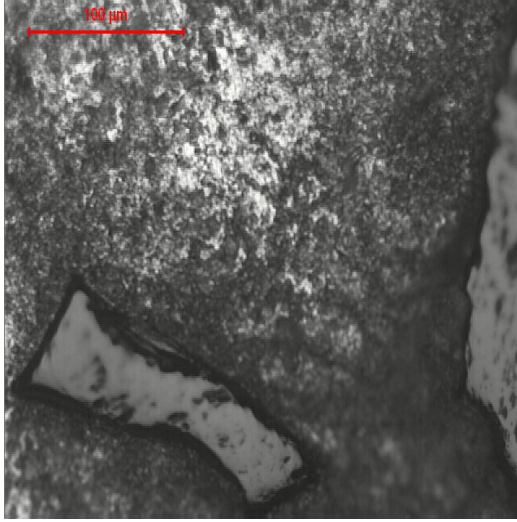
10 Sinterlenmiş Kaynak Geçiş

Şekil 5.21 % 10 SiC içeren sinterlenmiş numuneler için kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri



15 Preslenmiş Kaynak

Şekil 5.22 % 15 SiC içeren preslenmiş numuneler için kaynak bölgesindeki mikroyapı görüntüleri



15 Preslenmiş Kaynak Geçiş

Şekil 5.23 % 15 SiC içeren preslenmiş numuneler için kaynak geçiş bölgesindeki mikroyapı görüntüleri

Şekil 5.21' de en fazla SiC içeren ve %99.5 Al ilave tel kullanılan kompozit malzemenin kaynak bölgesinden alınan görüntüsü görülmektedir. Diğer numunelerden farklı olarak bu kompozitin kaynak işlemi sırasında ilave tel kullanılmıştır. İlave malzeme kullanımı mikroyapıda değişikliklere neden olmaktadır ve kaynak işlemi sırasında yapıdaki boşlukların doldurulması ve dayanıklı bir yapı elde edilmesini sağlamıştır.

Farklı SiC içeriği ile üretilen kompozitlerin TIG kaynak yöntemi ile birleşme kabiliyetleri araştırılmıştır. Ağırlıkça %4, %5, %7, %10, %15 SiC içeren numunelerin ana malzeme, kaynak ve kaynak geçiş bölgelerinden mikroyapı görüntüleri alınmıştır. İncelemeler sonucunda kaynak bölgesi, ana malzeme ve kaynak geçiş bölgeleri birbirinden ayırt edilebilir bir hal almadıkları ve benzer yapıda oldukları görülmektedir. Sinterlenmiş numunelere kaynak sırasında uygulanan ısı girdisi içeriğindeki SiC miktarı arttıkça artmaktadır ve preslenmiş numunelerle karşılaştırıldığında daha fazladır.

Alüminyum ve alaşımlarının ısı genleşme katsayılarının büyük olması, kaynak bölgesinde ısınma ve soğuma sonucu oluşan sıcaklık farkları şiddetli gerilmeler ve büyük çaplı çarpılmaların olmasına neden olabilmektedir.

İncelemeler sonucunda takviyesiz alüminyum SiC kompoziti için beklenen yapıdan daha pürüzlü bir görüntü oluşturacak şekilde ergiyik her iki alaşım boyunca hareket etmiştir. Görsel olarak kötü olmasına rağmen birikintilerin kalitesi makro alanda iyi olmuştur. Herhangi bir çatlak , porozite ya da segregasyon izine rastlanmamıştır.

Ergimiş alüminyum matris ile SiC arasında herhangi bir reaksiyon olup olmadığı üzerinde durulmuş ve alınan mikroyapı görüntüleri sonucunda Al_4C_3 oluştuğuna dair bir kanıt bulunamamıştır.

Toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş parçaların kaynağında diğer yöntemlerle üretilmiş malzemelerin kaynağından bazı farklılıklar gösterir. Bu malzemelerin birleştirilme işleminde farklılığa neden en önemli özellik gözenekliliktir. Gözeneklilik malzemenin, ısı iletkenlik ve sertleşebilirlik özelliğini değiştirmekte, yapı içerisinde kalan oksit ve impüritelerden dolayı kaynak işlemini ve karakteristiğini etkilemektedir. Gözenek miktarının değişmesi ile malzemede ısı transferi de değişmektedir. Isı transferinin değişimi doğal olarak kaynak parametrelerini ve özelliğini etkilemektedir. Gözenekler ısı transferini de yavaşlatmaktadır.

Elde edilen dokulara göre, alüminyum matris içinde farklı oranlarda ilave edilen SiC partiküllerinin boyutlarının eş dağılımlı olmaması nedeni ile, matris içinde homojen bir

dağılım sağlanamamıştır. Özellikle kaynak sırasında ergiyen bölgelerde SiC partiküllerinin yer almaması, dağılımın heterojen olmasından kaynaklanmaktadır. Bu olumsuzluklara karşın, TIG ile birleştirmelerin hiçbirinde, eksik kaynama, gözenek ve çatlak tespit edilmemiştir. Kaynakta ortaya çıkan tek sorun, SiC partiküllerinin kaynak dikişinde istenildiği şekilde yer almamalarıdır.

Partikül boyutlarının daha küçük seçilmesi ve mekanik alaşımlama parametrelerinin değiştirilmesi ile elde edilecek Al matrisli SiC takviyeli kompozit malzemelerin TIG yöntemi kaynak kabiliyetinin yüksek olduğu söylenebilir.

6. SONUÇ

Bu çalışmada, özellikle otomotiv sektöründe alternatif malzeme olarak kullanılabilecek Al matrisli SiC takviyeli kompozit malzemelerin üretim aşamaları ve daha sonra bunların kaynak kabiliyetleri araştırılmıştır. Farklı SiC içeriği ile kompozitin üretilebilirliğinin ve karakteristiğinin nasıl değiştiği incelenmiş, üretilen kompozitlerin TIG kaynak yöntemi ile birleşme kabiliyetleri araştırılmıştır.

Sonuçta, kompozitin içeriğindeki SiC oranı fazla olan malzemelerin mekanik özelliklerinin iyi olduğu görülmektedir.

TIG ile birleştirme sırasında kaynak öncesinde elde edilen kompozitteki dağılım elde edilebilmiştir. Kaynak dikişindeki böyle bir dağılımla ve sonuçta ana malzemenin sertliğine yakın elde edilmiş sertlik değeri ile, kompozitin mekanik özelliklerinin sürekli olduğu tespit edilmiştir.

Aluminyum matris içinde farklı oranlarda ilave edilen SiC partiküllerinin boyutlarının eş dağılımlı olmaması nedeni ile, matris içinde homojen bir dağılım sağlanamamıştır. Özellikle kaynak sırasında ergiyen bölgelerde SiC partiküllerinin yer almaması, dağılımın heterojen olmasından kaynaklanmaktadır. Bu olumsuzluklara karşın, TIG ile birleştirmelerin hiçbirinde, eksik kaynama, gözenek ve çatlak tespit edilmemiştir. Kaynakta ortaya çıkan tek sorun, SiC partiküllerinin kaynak dikişinde istenildiği şekilde yer almamalarıdır.

Ara yüzey reaksiyonu sonucu ortaya çıkan Al_4C_3 gevrek ve zayıf olduğu için, kompozitin mekanik ve kimyasal özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Ergimiş alüminyum matris ile SiC arasında herhangi bir reaksiyon olup olmadığı üzerinde durulmuş ve alınan mikroyapı görüntüleri sonucunda Al_4C_3 oluştuğuna dair bir kanıt bulunamamıştır.

KAYNAKLAR

Atas, C. ve Sayman, O., (2000), "Elastic-Plastic Stress Analysis And Expantion Of Plastic Zone In Clamped And Simply Supported Aluminum Metal-Matrix Laminated Plates", Composite Structures, 49, , 9-19.

Aran A., (1990) , Elyaf Takviyeli Karma Malzemeler, İ.T.Ü. Rektörlük Ofset Atölyesi, İstanbul.

Anderson, J.C., Leaver, K.D., Rawlings, R.D. ve Alexander, J.M., (1990), Materials Science, Chapman and Hall, 4.edition, London,.

Ataş E., Gür H. "Determination of Properties of SiC Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites by Ultrasonic Techniques"

Davidson A.M.ve Regener D. ,(1999), "A Comparison of Aluminium-based Metal Matrix Composites Reinforced With Coated and Uncoated Particulate Silicon Carbide", Composites Science and Technology, 60: 865-869)

Durmuş H. ve Meriç C., (2003), "Metal Matriksli Kompozitlerin Birleştirme Yöntemleri", Metal Dünyası Sayı 120

Foltz, John V., Blackmon, Charles M., Metal-Matrix Composites, Metals Handbook.

Kaya, F. ve Bowen, P., (1995), "Tensile and Fatigue Properties Of Ti/SCS 6 Fiber Crossply Laminates", 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, C1, TMMOB, Yayın no. 33, 663-668, İstanbul.

Kök M., (2001), "Al₂O₃ partikül takviyeli 2024 alüminyum metal matriksli kompozitleri üretimi" Fen ve Mühendislik dergisi, Cilt 4 Sayı 2

Meijer, G., Ellyin, F. ve Xia, Z., (2000), "Aspects Of Residual Thermal Stress/Strain In Particle Reinforced Metal Matrix Composites", B 31, 29-37.

Metal's Handbook

Metal, Carbon/Graphite, and Ceramic Matrix Composites, Volume 1 of the Engineered Materials Handbook, published by ASM International

Ögel B., (1997) , "Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler Ve İleriye Dönük Beklentiler", 9. Uluslararası Metalurji Ve Malzeme Kongresi, C1, TMMOB, Yayın no. 33, 639-650, İstanbul.

Richard A. Rosenberg, Quing Ma, William Farrell, Mark Kefe, Derrick C. Mancini, (1997) "Ray Welding of Metal Matrix Composites, Review Of Scientific Instruments", 68(6):2550-2553 Jun.

Schwartz, M.M., (1992) , Composite Materials Handbook, McGraw-Hill Book Company, New York,.

Urena A., Escalera M.D. ve Gil L., (1999), "Influence of Interface Reactions on Fracture Mechanisms in TIG Arc Welded Alumium Matrix Composites", Composite Science and Technology, Vol 60 Issue 4:823-827

Yılmaz F., Doç. Dr. M. Durman, Ar.G. H. Akbulut, "SiC Seramik partikül takviyeli Al-Si Metal Esaslı Kompozitlerin Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi", Uluslararası Metalurji Ve Malzeme Kongresi.

Yılmaz, Durlu M. , N., Mısırlı, Z. ve Altıntaş, S., (1995) , Alüminyum Esaslı SiC Takviyeli Kompozitte Arayüzey Reaksiyonu, 8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, C2, TMMOB, Yayın no. 32, 1323-1334, İstanbul.

INTERNET KAYNAKLARI

- [1] http://mmcassess.tuwien.ac.at/public/v8_joining.pdf Persson H., MMC-Assess Thematic Network
- [2] <http://cimewww.epfl.ch/people/caylon/Fichiers/thesebook-chap2.pdf>, Aluminum Matrix Composites: Processing and Properties)
- [3] Joining Alumium Based MMC's <http://www.azom.com/details/Article>
- [4] www.teknolojikarastirmalar.com/e-egitim
- [5]<http://www.etu.edu.tr/~onderefe/courses>

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 06.08.1981

Doğum yeri Kırklareli

Lise 1992-1999 Kırklareli Anadolu Lisesi

Lisans 1999-2003 Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fak.
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü

Çalıştığı kurum(lar)

2003-2006 GLOBALSOFT

2006-Devam Ediyor JD TÜRKİYE