

154337

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**SİC PARTİKÜL TAKVİYELİ Al METAL MATRİSLİ
KOMPOZİTLERİN DİFÜZYON KAYNAĞI**

Metalurji Mühendisi Hatice MOLLAOĞLU

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

YÜKSEK LİSANS TEZİ

154337

Tez Danışmanı :Prof. Dr. Ahmet TOPUZ (YTÜ)

Doc. Dr. Selahattin YILMURTAÇ

Doc. Dr. Nurihan CANSEVER

İSTANBUL, 2004

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	iv
KISALTMA LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vi
ÇİZELGE LİSTESİ	viii
ÖNSÖZ	ix
ÖZET	x
ABSTRACT.....	xi
1. GİRİŞ	1
2. PARTİKÜL TAKVİYELİ Al METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	3
2.1 Metal Matrisli Kompozitler	3
2.2 Matris/Takviye Arayüzeyi	6
2.3 Partikül Takviyeli Al Metal Matrisli Kompozitler	8
2.3.1 Al Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri.....	12
2.3.1.1 Toz Metalurjisi Yöntemi.....	13
2.3.1.2 Sıvı-Hal Üretim Yöntemleri.....	15
2.3.1.3 Biriktirme Yöntemleri.....	20
2.3.1.4 Gaz Enjeksiyonu (in-situ) Yöntemi	23
2.4 Al MMK'lerin Kullanım Alanları.....	24
3. DİFÜZYON KAYNAĞI	28
3.1 Tanım	28
3.2 Difüzyon Kaynağının Prensibi.....	29
3.3 Katı Hal Birleştirmelerini Açıklayan Hipotezler	31
3.4 Difüzyon Kaynağı Parametreleri	32
3.4.1 Kaynak Sıcaklığı.....	32
3.4.2 Kaynak Basıncı	33
3.4.3 Kaynak Süresi	35
3.4.4 Yüzey Koşulları	36
3.4.5 Kaynak Atmosferi.....	38
3.5 Difüzyon Kaynağı Bağlantı Türleri ve Kaynak Edilebilen Malzemeler.....	39
3.5.1 Aratabaka	41
3.6 Difüzyon Kaynağı Donanımları.....	42
3.7 Difüzyon Kaynağının Avantajları ve Sınırlamaları	46
4. PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN DİFÜZYON KAYNAĞI	47

4.1	Al MMK'lerin Ergitme Kaynağında Karşılaşılan Sorunlar.....	47
4.2	Birleşme Arayüzeyi	48
4.3	Partikül Takviyeli Al MMK'lerin Difüzyon Kaynağı Parametreleri.....	49
4.4	Kaynak Kalitesinin Belirlenmesinde Kullanılan Test ve İncelemeler	58
5.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	59
5.1	Deney Düzenekinin Kurulması.....	59
5.2	Deneylerde Kullanılan Numuneler	62
5.3	Difüzyon Kaynağı İşlemleri.....	66
5.4	Sonuçlar	67
5.4.1	Makroskobik İncelemeler	67
5.4.2	Mikroskobik İncelemeler	69
5.4.3	Mikrosertlik İncelemeleri.....	71
6.	GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	72
	KAYNAKLAR	75
	ÖZGEÇMİŞ	78

SİMGE LİSTESİ

θ	Temas açısı
γ_{sk}	Sıvı-katı arayüzey kuvveti
γ_{sg}	Sıvı-gaz arayüzey kuvveti
γ_{kg}	Katı-gaz arayüzey kuvveti
D	Difüzyon katsayısı
D_0	Difüzyon sabiti
Q	Aktivasyon enerjisi
R	Üniversal gaz sabiti
T	Sıcaklık
X	Difüzyon mesafesi
t	Zaman
E_c	Kompozitin elastiklik modülü
E_m	Matrisin elastiklik modülü
E_f	Takviye elemanının elastiklik modülü
V_c	Kompozitin hacim oranı
V_m	Matrisin hacim oranı
V_f	Takviye elemanının hacim oranı
G_c	Kompozitin kütlesi
G_m	Matrisin kütlesi
G_f	Takviye elemanının kütlesi
ρ_c	Kompozitin yoğunluğu
ρ_m	Matrisin yoğunluğu
ρ_f	Takviye elemanının yoğunluğu

KISALTMA LİSTESİ

MMK Metal Matrisli Kompozit
IIW International Institute of Welding



ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1 Metal matrisli kompozitlerde kullanılan tipik takviye elemanları.....	4
Şekil 2.2 Çeşitli MMK kompozitler. a) Sürekli fiber bor takviyeli Al matrisli kompozit (B_4C kaplı 142 μm çapında bor fiberler, matris 6061 Al alaşımı) b) Kırpık grafit fiberli Al matrisli kompozit (fiber çapı 10 μm , takviye oranı %40, matris 2024 Al alaşımı) c) %40 SiC partikül takviyeli 6061 Al matrisli kompozit d) %20 SiC süreksiz fiber takviyeli Al matrisli kompozit e) %60 Al_2O_3 takviyeli Al matrisli kompozit f) %81 SiC takviyeli Al matrisli kompozit	5
Şekil 2.3 Temas açısını ve arayüzey kuvvetlerini gösteren sıvı damlacığı metoduna göre ıslatma olayının şematik görünüşü.....	7
Şekil 2.4 Takviye oranının çekme dayanımı üzerine etkisi [1]	10
Şekil 2.5 Toz metalurjisi yönteminin şematik gösterimi	14
Şekil 2.6 Vorteks yöntemi ile üretilen 10 μm partikül destekli Al MMK'in optik mikroskop görüntüsü	17
Şekil 2.7 Sıkıştırılmalı döküm tekniğinin şematik görünümü	18
Şekil 2.8 800°C sıcaklıkta 3,5 atm basınçta 2 dakika infiltrasyon sonucunda elde edilen kompozitin mikroyapısı.....	18
Şekil 2.9 Yarı katı döküm tekniği ile kompozit üretim sistemi	19
Şekil 2.10 Biriktirme yöntemlerinin işlem basamakları ile T/M yönteminin karşılaştırılması	20
Şekil 2.11. Osprey yöntemi.....	22
Şekil 2.12 Düşük basınçlı plazma biriktirme yöntemi.....	22
Şekil 2.13. Gaz enjeksiyonu yöntemi	24
Şekil 2.14 %60 SiC takviyeli Al matrisli kompozitten üretilen elektronik paketler	25
Şekil 2.15 Al MMK'den üretilen bir pistonun şematik görünümü.....	27
Şekil 2.16 Al MMK'den üretilen çeşitli otomotiv parçaları a) otomotiv rotları b) yüksek hız trenleri için fren rotorları c) çeşitli fren sistemleri	27
Şekil 3.1 Çeşitli katı hal kaynak tekniklerinin sıcaklık, süre ve deformasyon açısından karşılaştırılması	28
Şekil 3.2 Difüzyon kaynağının mekanik modeli	30
Şekil 3.3 Difüzyon kaynaklı bir parçada arayüzeye olan mesafeye bağlı olarak bölgesel deformasyonun değişimi	34
Şekil 3.4 Difüzyon kaynağında kaynak basıncı, kaynak sıcaklığı ve kaynak süresinin dayanıma etkisi.....	36
Şekil 3.5 Yüzeylerin temasında yüzey pürüzleri nedeni ile oluşan boşluklar	36
Şekil 3.6 Pürüzlülük ve kirlilik mevcut bir metal yüzeyinin karakteristikleri.....	37
Şekil 3.7 Difüzyon kaynağı ile kaynaklanabilen malzeme grupları	41
Şekil 3.8 Difüzyon kaynak cihazı	44
Şekil 3.9 Difüzyon kaynağı donanımlarının çalışma grupları şeması	45
Şekil 4.1 %20SiC/2024 Al kompozit malzemesinin ergitme kaynağında oluşan Al_4C_3 fazı ...	48
Şekil 4.2 Partikül takviyeli MMK'lerin birleşme arayüzeyi.....	49
Şekil 4.3 Al MMK'lerin difüzyon kaynağında a) yetersiz b) ideal c) aşırı kütle transferi sonucunda elde edilen arayüzeyler.....	50
Şekil 4.4 Sıcaklığın kaynak dayanımı üzerine etkisi	51
Şekil 4.5 Kaynak basıncının kaynak dayanımı üzerine etkisi	51
Şekil 4.6 530°C-3 MPa deney şartlarında a) 10 b) 30 c) 60 dakika süre ile kaynak edilen 6061/%10 Al_2O_3 -8090 Al alaşımına ait mikroyapılar.....	53
Şekil 4.7 Takviye oranının kaynağın dayanımı üzerine etkisi.....	53
Şekil 4.8 Partikül takviyeli kompozitlerin aratabaka üzerinden kaynak edilmesi durumunda arayüzeyin görünümü.....	54
Şekil 4.9 Farklı takviye oranına sahip malzemelerin difüzyon kaynağında aratabaka	

kullanımının kaynak dayanımı üzerine etkisi.....	55
Şekil 4.10 Aratabaka kalınlığının kaynak dayanımı üzerine etkisi.....	56
Şekil 4.11 Aratabaka kalınlığının SiC partiküllerinin aglomerasyonuna etkisi a)3 µm b)12 µm.....	56
Şekil 4.12 %5 ve %10 SiC takviyeli 2024 Al malzemelerin saf Cu aratabaka üzerinden kaynağının mikroyapısı	57
Şekil 4.13 Difüzyon kaynaklı parçanın kırılma yüzeyi görüntüleri a)aratabakasız b)aratabakalı	57
Şekil 4.14 Kaynaklı numunenin kesme dayanımını bulmak için kullanılan bir deney düzeneğinin şematik görünümü	58
Şekil 5.1 Deneylerde kullanılan difüzyon kaynak cihazı.....	59
Şekil 5.2 Ölçme saati ve dinamometre ile kuvvet kalibrasyonu.....	60
Şekil 5.3 Deneylerde kullanılan difüzyon kaynak cihazının önden görünüşü.....	61
Şekil 5.4 Numune tutucu ve kuvveti iletmekte kullanılan baskı elemanın teknik resmi	62
Şekil 5.5 T/M yöntemi ile üretilen SiC takviyeli Al matrisli kompozit numunelerinin şematik görünümü	64
Şekil 5.6 Kaynak işlemi için kesilen numunelerin şematik görünümü.....	64
Şekil 5.7 T/M yöntemi ile üretilen kompozit malzemelere ait mikroyapı fotoğrafları.....	65
Şekil 5.8 Kaynak edilen numuneler	67
Şekil 5.9 Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelere ait makro fotoğraflar	68
Şekil 5.10 %5SiC/Al-%5SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri	69
Şekil 5.11 %10SiC/Al-%10SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri	69
Şekil 5.12 %15SiC/Al-%15SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri	70
Şekil 5.13 %10SiC/Al-%5SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri	70

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1 Partikül ya da plaka şekilli seramik takviye elamanları	5
Çizelge 2.2 Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri.....	11
Çizelge 2.3 Farklı üretim yöntemlerinin göreceli olarak karşılaştırılması	14
Çizelge 2.4 Üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması	15
Çizelge 2.5 Osprey Yöntemi ile elde edilen Al MMK'lerin tipik özellikleri	21
Çizelge 2.6 Al MMK'lerin otomobillerdeki uygulama alanları	26
Çizelge 5.1 Numunelerin kaynağında kullanılan deney parametreleri	66
Çizelge 5.2 Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelerde birleşme bölgesi ve ana malzemeye ait mikrosertlik değerleri	71



ÖNSÖZ

Yüksek lisans tez çalışmam boyunca değerli bilgi ve tecrübelerin bana aktaran ve yol gösteren saygıdeğer hocam Prof. Dr. Ahmet TOPUZ’a teşekkürü bir borç bilirim.

“Dispersiyonla Dayanıklaştırılmış Alüminyum Kompozit Malzemelerin Kaynak Kabiliyetinin Araştırılması” konulu projeyi destekleyerek bana bu konuda çalışma fırsatı tanıyan YTÜ Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü’ne teşekkür ederim.

Ayrıca deney numunelerinin kesilmesinde yardımını esirgemeyen Metalurji Müh. M. Barış ULUTAŞ’a, tezimin yazım aşamasında maddi ve manevi desteklerinden ötürü Çağatay GÜLERSOYLULAR’a ve desteklerini her zaman hissettiren sevgili arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Tüm yaşamım boyunca her zaman arkamda olan aileme maddi ve manevi desteklerinden ötürü teşekkür ederim.

Haziran 2004

Hatice Mollaoğlu



ÖZET

Günümüzde metal matrisli kompozitlerin yapı malzemesi olarak kullanımı giderek yaygınlaşmaktadır. Bu malzemelere olan ilgi ikincil proseslerden biri olan birleştirme yöntemlerinin anlaşılmasını ve geliştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde difüzyon kaynağına olan ilgi giderek artmaktadır. Difüzyon kaynağı, sıcaklık ve basıncın etkisi ile birleştirilecek malzemeler arasında difüzyon sonucunda gerçekleşen bir katı hal birleştirme yöntemidir.

Bu çalışmada metal matrisli kompozitler içinde en çok tercih edilen SiC partikül takviyeli Al matrisli kompozitlerin üretimi ve difüzyon kaynağı ile birleştirilmesi amaçlanmıştır. SiC partikül takviyeli Al matrisli kompozitler %5, %10 ve %15 takviye hacim oranlarında geleneksel toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiştir. Üretilen kompozit malzemeler makroskobik ve mikroskobik olarak incelenmiştir. Toz metalurjisi yöntemi ile elde edilen kompozit malzemelerin difüzyon kaynağı ile birleştirilme kabiliyetleri araştırılmıştır. Difüzyon kaynağı işlemleri vakum atmosferde 540°C sıcaklıkta, 3-6 MPa basınç değerinde 1 saat süre ile gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemlerinde farklı takviye hacim oranına sahip kompozit malzemeler kullanılarak takviye oranının birleştirme kabiliyetine etkisi incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Al metal matrisli kompozit, SiC, difüzyon kaynağı, toz metalurjisi.

ABSTRACT

Metal matrix composites are becoming more popular as structural materials, and joining of them is, therefore, of paramount importance. As these new materials become available, it is necessary to define and optimise joining techniques. There has been growing interest in diffusion welding of Al based metal matrix composites as one of these joining techniques. Diffusion welding is a joining technique in which temperature and pressure produce, through diffusion, coalescence of the base metals being bonded.

In this study, it is aimed manufacturing and diffusion welding of SiC particulate reinforced Al metal matrix composites which are the most popular materials in particulate reinforced metal matrix composites. SiC particulate reinforced Al metal matrix composites were produced by conventional powder metallurgy techniques with 5-10-15% volume fractions. Then these composites were observed with macroscopic and microscopic techniques. The joining ability of the composites produced by powder metallurgy was investigated. Diffusion welding processes were realized at 540°C, with 3-6 MPa pressures for 1 hour under vacuum atmosphere. The effect of volume fraction on the joining ability was investigated by using composites reinforced with different volume fractions.

Keywords: Al metal matrix composite, SiC, diffusion welding, powder metallurgy.

1. GİRİŞ

Günümüzde savunma, havacılık ve uzay teknolojilerindeki gelişmeler modern malzemelere ihtiyaç göstermektedir. Modern malzemelerin kullanıma gereksinimi bu malzemelerin üretim prosesleri ile birlikte ikincil proseslerinin (kesme, işleme, şekil verme, birleştirme vs...) gelişimini de zorunlu kılmaktadır.

Metal matrisli kompozitler (MMK) modern malzemelerin içerisinde büyük bir paya sahiptir. MMK'lerde matris malzemesi olarak daha çok Al, Ti ve Mg alaşımları kullanılmaktadır. Matris malzemesi olarak kullanılan bu hafif alaşımlar partikül ya da fiber şeklindeki seramiklerle takviye edilirler. MMK'ler içerisinde Al alaşımları matris malzemesi olarak geniş bir kullanım alanına sahiptir. Al matrisli kompozitlerde takviye elemanı olarak en çok partikül halinde Al_2O_3 ve SiC kullanılmaktadır. Al matrisli kompozitlere duyulan bu ilgi şüphesiz ki bu malzemenin takviyesiz Al alaşımlarına göre üstün özelliklere (rijitlik, dayanım, aşınma) ve göreceli yüksek sıcaklık dayanımına sahip olması nedeniyledir.

Son yıllarda Al matrisli kompozitler, üretim maliyetleri düşürülerek daha ticari hale getirilmiştir. Bu durum ikincil proseslerin gelişimine neden olmuştur. Ticari bir başarı sağlanabilmesi için karmaşık şekilli parçaların üretimi şarttır. Bu noktada birleştirme teknolojilerinden biri olan kaynak gündeme gelmektedir. Al matrisli kompozitlerin üstün mekanik özelliklerine rağmen birleştirilme kabiliyetleri çok iyi değildir. Bu nedenle birleştirme işlemi özel yöntemlerle özel şartlarda gerçekleştirilir.

Al matrisli kompozitlerin kaynağı ana olarak iki gruba ayrılır: Ergitme kaynağı ve katı-hal kaynağı. Ancak ergitme kaynağında bazı problemler ortaya çıkmaktadır. Bu problemlerin başında kaynak havuzunda malzemenin homojenliğinin bozulması gelir. Özel yöntemlerle matris içerisinde homojen bir şekilde dağıtılan partiküller kaynak havuzunda heterojen şekilde dağılır. Ayrıca kaynak bölgesinde soğuma sırasında takviye elemanları nedeniyle alışılmışın dışında bir katılaşma meydana gelir. Kaynak bölgesinde mikro segregasyonlar ve yığılmalar nedeniyle birçok hata oluşur. Ergitme kaynağında karşılaşılan bir diğer sorun ise prosesin doğasından kaynaklanan yüksek sıcaklık nedeniyle takviye elemanı ve matris malzemesi arasında istenmeyen reaksiyonların meydana gelmesidir. Takviye elemanı olarak SiC kullanıldığında yüksek sıcaklık değerlerinde bu istenmeyen reaksiyonlar sonucunda Al_4C_3 'ler oluşmaktadır.

Ergitme kaynağında karşılaşılan bu sorunlar katı hal birleştirme tekniklerinden biri olan difüzyon kaynağına olan ilgiyi arttırmaktadır. Özellikle havacılık sektöründe kullanılan Al

matrisli kompozitlerin birleştirme operasyonlarında difüzyon kaynağının kullanımı giderek artmaktadır. Difüzyon kaynağı, birleştirilecek malzemelerin ergime sıcaklıklarının altında, malzemelerde düşük deformasyona neden olan basınç yardımı ile gerçekteştirilen bir katı hal birleştirme tekniğidir.



2. PARTİKÜL TAKVİYELİ AI METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

2.1 Metal Matrisli Kompozitler

Son yıllarda teknolojik gelişmeler bir çok ihtiyaca cevap verecek yeni malzemelerin geliştirilmesini zorunlu hale getirilmiştir. Bu malzemelerden biri olan metal matrisli kompozitler, temel olarak birbiri içinde çözünmeyen ve birbirinden farklı şekil ve malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla makro bileşenin karışımından oluşmuş yapılardır (Hasçalık, 2003).

Metal matrisli kompozitler (MMK), yüksek dayanım ve elastisite modülleri ve boyutsal kararlılıkları gibi kendilerine özgü özellikleri ile son zamanlarda çok büyük bir ilgi çekmektedir. Özellikle üretim yöntemlerindeki gelişmeler ekonomik olarak çekici ve yüksek mikro yapısal kalitede malzemelerin üretilmesini olanaklı hale getirmiştir. Son yıllarda, düşük maliyetli üretim tekniklerinin uygulanması ile metal matrisli kompozitler geniş ve yaygın bir kullanım alanı kazanmıştır (Karagöz, 1998).

MMK malzemeler, matris alaşımının seramik, karbon veya metalik takviye elemanları ile sistematik karışımından elde edilen malzemeler olup, sürekli ve süreksiz fiberler içerirler ve monolitik malzemelerde elde edilemeyen mükemmel özellikler gösterirler (ASM Handbook, Vol.2, 1990).

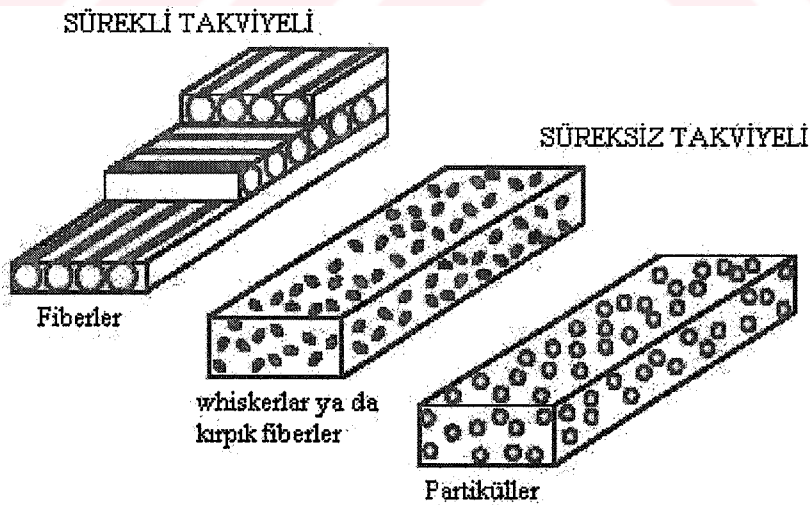
MMK malzemeler;

- Yüksek mukavemet
- Yüksek elastiklik modülü
- Yüksek darbe ve tokluk özellikleri
- Sıcaklık değişimleri veya ısıl şoklara karşı düşük duyarlılık
- Yüksek yüzey dayanımı ve yüzey hatalarına karşı düşük duyarlılık
- Yüksek elektrik ve ısıl iletkenlik
- Boyutsal kararlılık
- Sürünme dayanımı
- Yüksek aşınma direnci

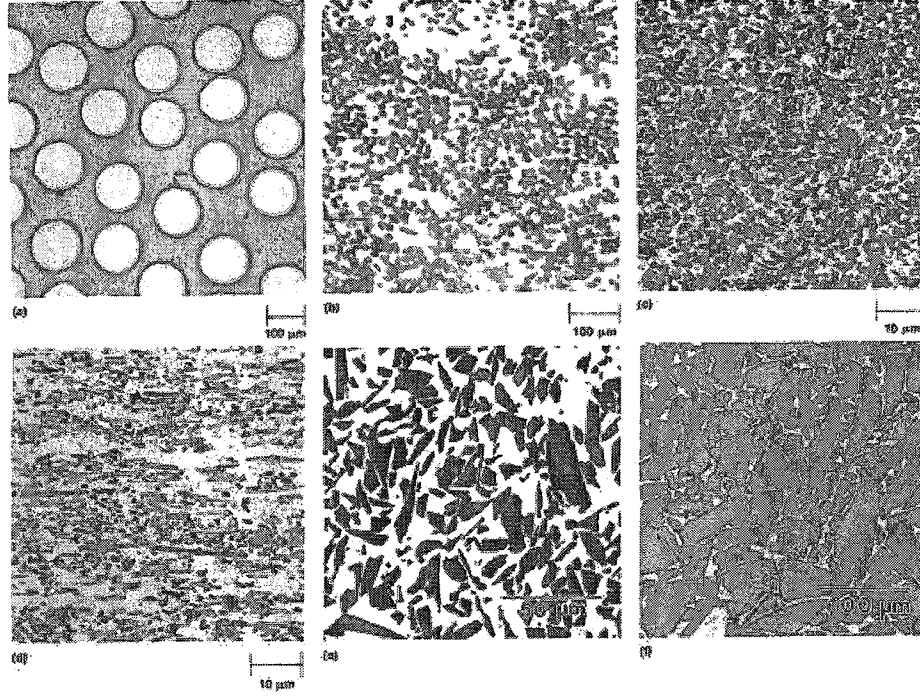
- Özelliklerin tekrar kazanabilme üstünlüğü,
- Dizayn, üretim, şekillendirme, kaynak gibi mükemmel teknolojik özelliklere sahiptirler.

Ayrıca MMK'ler plastik matrisli kompozitler gibi yanıcı değildirler, vakumda gaz çıkışına neden olmazlar (ASM Handbook, Vol.2, 1990).

MMK'lerde matris malzemesi olarak daha çok Ti, Al ve Mg gibi hafif alaşımlar tercih edilir. Bu matris malzemeleri daha çok seramik partikül, sürekli ya da süreksiz (whisker) fiberler ile takviye edilirler. Takviye oranı genelde %10-%60 arasındadır. Sürekli fiber olarak grafit, SiC, bor, Al_2O_3 ya da refrakter metaller kullanılır. Süreksiz takviyeli kompozitlerde ise daha çok partikül ya da whisker formunda SiC, Al_2O_3 ve TiB_2 ve kısa ve kırpık fiber formunda ise Al_2O_3 ve grafit tercih edilir (Ellis, 1996; ASM Handbook, Vol.2, 1990). Çizelge 2.1'de metal matrisli kompozitlerde kullanılabilecek oksit, karbür, nitrür ve borür bileşimleri derlenmiştir (Karagöz, 1998). Bu elemanlar arasında teknik ve ekonomik açıdan Silisyum ve bor karbür, alüminyum oksit, alüminyum ve bor nitrür potansiyel olarak dikkat çekmektedir. Şekil 2.1'de metal matrisli kompozitlerde kullanılan takviye elemanlarının şematik gösterimi verilmiştir [1]. Şekil 2.2'de ise sürekli ve süreksiz takviyeli MMK'lere ait kesit görüntüleri verilmiştir(ASM Handbook, Vol.2, 1990).



Şekil 2.1 Metal matrisli kompozitlerde kullanılan tipik takviye elemanları



Şekil 2.2 Çeşitli MMK kompozitler. a) Sürekli fiber bor takviyeli Al matrisli kompozit (B_4C kaplı 142 μm çapında bor fiberler, matris 6061 Al alaşımı) b) Kırpık grafit fiberli Al matrisli kompozit (fiber çapı 10 μm , takviye oranı %40, matris 2024 Al alaşımı) c) %40 SiC partikül takviyeli 6061Al matrisli kompozit d) %20 SiC süreksiz fiber takviyeli Al matrisli kompozit e) %60 Al_2O_3 takviyeli Al matrisli kompozit f) %81 SiC takviyeli Al matrisli kompozit

Çizelge 2.1 Partikül ya da plaka şekilli seramik takviye elamanları

Karbürler	Nitrürler	Borürler	Oksitler
B_4C	-	-	-
TaC	TaN	TaB	-
ZrC	ZrN	ZrB ₂	ZrO ₂
HfC	HfN	HfB	HfO ₂
-	AlN	-	Al_2O_3
SiC	Si_3N_4	-	-
TiC	TiN	TiB ₂	-
Cr_2C_3	-	CrB ₂	CrO ₂
MoC	-	MoB	-
WC	-	WB	-
ThC ₂	ThN	-	ThO ₂

Mekanik özellikleri en iyi olan MMK grubu sürekli ya da süreksiz fiberlerle takviye edilenlerdir. Ancak bu tür kompozitlerin üretim maliyetleri oldukça yüksektir. Ayrıca anizotropik özellik gösterirler ve ikincil proseslerde (kesme, işleme, kaynak vs...) büyük sorunlara neden olurlar. Partikül takviyeli MMK'ler, mekanik özellikleri diğer gruba göre daha düşük olmasına karşın, genel olarak izotropiktirler. Ayrıca üretimleri daha basit ve ucuzdur. İkincil prosesleri matris malzemesinden daha zor olmasına karşın, sürekli fiberli kompozitlerden daha kolaydır. Bu nedenle partikül takviyeli MMK'ler daha çok uygulama alanı bulmuştur (Ellis,1996).

MMK'ler yüksek spesifik dayanım (dayanım/ağırlık oranı), yüksek rijitlik, ısıl dayanım ve aşınma direnci gibi üstün özellikleri nedeni ile endüstriyel ve akademik araştırmacıların ilgi odağı olmaya devam etmektedir. Giderek geliştirilen üretim teknikleri ile kullanım alanları gelişmektedir. MMK'ler günümüzde havacılık endüstrisinde, otomotiv endüstrisinde (fren rotorları, piston halkası, piston kolu, vites şaftları gibi parçalarda), yatak malzemesi olarak ve spor malzemelerinde kullanılmaktadır (Fang vd.,1999)

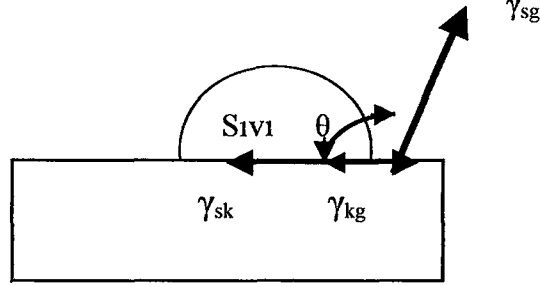
2.2 Matris/Takviye Arayüzeyi

Metal matrisli kompozit malzemelerinin kendisinden beklenen özellikleri karşılayabilmesi için matris takviye arayüzeyinin ıslatabilirliğini arttırmak, kimyasal etkileşimleri kontrol etmek ve oksit oluşumunu minimuma indirmek gerekir.

Arayüzey, element konsantrasyonlarının, kristal yapısının bir taraftan diğerine değiştiği iki boyutlu süreksiz bir alan olarak tanımlanabilir. Atomik düzen ele alındığında uyumlu ve uyumsuz ara yüzeylerin oluşması söz konusudur. Uyumlu bir arayüzey, her iki kristalinde arayüzeyde benzer latisler tarafından paylaşılmasıdır. Bu durum, arayüzeyin her iki tarafında da birbirine karşılık gelen atom gruplarının var olduğunu göstermektedir. Genelde zorlanmamış kristaller arasında kusursuz bir atomik düzen oluşmaz. Bunun yanında arayüzeyde uyumluluk, kristalin elastik deformasyonu ile ilgilidir ve dolayısıyla uyumlu bir arayüzey, uyumsuz bir arayüzeyden daha düşük enerjiye sahiptir. Genellikle matris ve takviye arasında düzgün bir arayüzeyden ziyade düzgün olmayan bir arayüzey ortaya çıkmaktadır. Bu durumda, matris ve takviye arasındaki teması ıslatabilirlik kavramı açısından ele almak gerekir.

Islatabilirlik engeli, kompozit üretmede mutlaka aşılması gereken bir engeldir. Islatmanın meydana gelebilmesi için arayüzey bağ mukavemetinin, sıvının yüzey gerilimden daha büyük olması gerekmektedir. Islatılabilirlik temas açısı θ ölçülerek anlaşılmaktadır. Şekil 2.3'de

seramik bir malzemeye sıvı metalin damlatılması sonucunda bu damlacığın ortaya çıkarmış olduğu geometri ve oluşan arayüzey kuvvetleri verilmektedir. Şekildeki sistemde sıvı-katı (γ_{sk}), sıvı-gaz (γ_{sg}) ve katı-gaz (γ_{kg}) arasında farklı arayüzey kuvvetleri etki etmektedir.



Şekil 2.3 Temas açısını ve arayüzey kuvvetlerini gösteren sıvı damlacığı metoduna göre ıslatma olayının şematik görünüşü

İdeal bir ıslatma için, temas açısının (θ) sıfır olması, yani yüzeyi tamamen kaplaması gerekmektedir. Etkin ıslatma için ise katı-sıvı arayüzey enerjisinin düşük olması, sıvı metal yüzey geriliminin düşmesi ve temas açısının 90° 'den düşük olması gerekmektedir. Şekil 2.2'deki denge şartlarında Thomas-Young eşitliği kullanılmaktadır.

$$\gamma_{kg} = \gamma_{sk} + \gamma_{sg} \cos \theta \quad (2.1)$$

ve ya

$$\theta = \cos^{-1} \frac{\gamma_{kg} - \gamma_{sk}}{\gamma_{sg}} \quad (2.2)$$

Eşitlikten de anlaşılabacağı gibi temas açısı θ 'nın 90° 'den düşük olmasını sağlamak için $\gamma_{kg} - \gamma_{ks}$ değeri pozitif olmalıdır. Gaz fazı içinde katının yüzey geriliminin ölçülmesi çok zor olduğundan, bir katının herhangi bir sıvı ile adezyonu işi Dupre tarafından aşağıdaki eşitlikle verilmektedir;

$$W_{ks} = \gamma_{kg} + \gamma_{sg} - \gamma_{sk} \quad (2.3)$$

Kararlı bir katı-sıvı ara yüzeyi için W_{ks} , değerinin karakteristik olarak yüksek olması gerektiği belirtilmektedir.

Kompozit malzemelerin özellikleri, katı-sıvı-gaz arasındaki enerji dengelerine ve dolayısıyla ıslatma açısına bağımlı olduğundan, ıslatma açısının düşürülmesi için çeşitli ön işlemler yapılmaktadır. Ana amaç arayüzey bağ mukavemetini arttırmaktadır ve bu aşağıda verilen

faktörlere bağlıdır;

- i. Fiber veya takviye elementi,
- ii. Matris,
- iii. Matris-takviye arayüzeyinin özellikleri ve arayüzeyin karakteristiği, sıcaklık, difüzyon, kalıntı gerilmeler gibi etkenlerin, arayüzeyi ne derecede etkilediği de göz önüne alınmalıdır (Karagöz 1998).

2.3 Partikül Takviyeli Al Metal Matrisli Kompozitler

MMK'ler üzerindeki ticari çalışmaların çoğu matris metali olarak alüminyumun üzerinde odaklanmaktadır. Düşük yoğunluğu, kullanışlı mekanik özellikleri ve çevre dayanımı özellikleri nedeni ile alüminyum alaşımları titanyum ve magnezyuma oranla daha çok kullanılmaktadır. (Ellis, 1996; ASM Handbook Vol.2, 1990). Diğer yandan alüminyum, diğer düşük yoğunluklu metallerden daha ucuzdur. Alüminyum alaşımları havacılık ve otomotiv endüstrisi gibi birçok endüstride oldukça iyi tanınan alaşımlardır. Bir çok bakımdan mükemmel özelliklere sahip olan alüminyum alaşımları farklı uygulamalara cevap verecek şekilde modifiye edilebilmektedir (Torralba ve Costa, 2003). Alüminyumun ergime noktası çoğu uygulamanın gerektirdiği sıcaklık değerini karşılayacak kadar yüksek ve aynı zamanda kompozit üretim işlemlerini mümkün kılacak kadar düşüktür. Ayrıca alüminyum, sürekli bor fiberler, Al_2O_3 , SiC ve grafit fiberler, seramik partiküller, kısa fiberler ve süreksiz fiberler gibi bir çok değişik takviye elemanı ile başarılı bir şekilde kullanılabilir (ASM Handbook, Vol.2, 1990).

Matris malzemesi olarak alüminyum kullanımının bir diğer avantajı da alüminyumun ısı ile işlenebilirlik özelliğidir. Bu nedenle metal matrisli kompozit malzeme üretiminde, tüm alüminyum alaşımları içerisinde özellikle yaşlanabilir olan Al alaşımları (Al-Cu-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu) tavsiye edilmektedir. Günümüzde yaşlanabilir Al alaşımlarından olan Al-Li alaşımları da bu gruba dahil edilmektedir. Li ilavesi alaşımın Young's modülünü yükseltirken, yoğunluğunu düşürmektedir. Bu durum özellikle uzay endüstrisi için cazicedir (Torralba ve Costa, 2003).

Bilindiği üzere MMK'ler, sürekli fiber takviyeli, süreksiz fiber takviyeli ve partikül takviyeli olmak üzere 3 grup altında toplanmaktadır. Bu 3 grup içerisinde mekanik özellikler bakımından en üstün durumda olan sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerdir. Ancak bu kompozitlerin maliyetinin yüksek ve üretimin zor olması, kritik olmayan

uygulamalar için daha düşük maliyetli kompozit malzeme arayışlarına yol açmıştır (Hong vd., 2003). Bu üç tür MMK malzeme içerisinde partikül takviyeli kompozitler, düşük maliyetleri, konvansiyonel yöntemler ile üretilebilmeleri ve izotropik özellikleri nedeni ile gelecek vaad etmektedir (Ataş ve Gür, 2000).

Al matrisli MMK üretiminde, Al alaşımlarının takviye edilmesinde SiC, Al_2O_3 , B_4C , TiC, ZrO_2 gibi seramik partiküller kullanılmaktadır (Kolukisa ve Topuz, 2000).

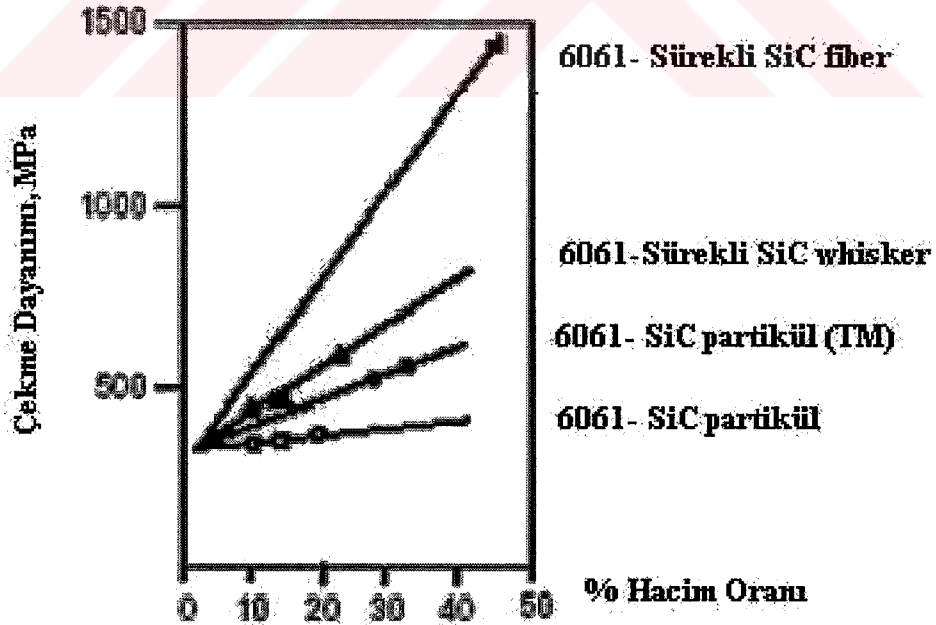
Yoğunluğunu Al'dan biraz daha yüksek olmasının yanı sıra, düşük maliyeti ve her boyutta kolaylıkla bulunabilmesi bakımından SiC en çok kullanılan takviye elemanıdır. SiC takviyesi kompozitin Young's modülünü ve çekme dayanımını arttırmaktadır. SiC takviye elemanının bir diğer avantajı da kompozitin aşınma dayanımını arttırmasıdır. İkinci olarak en çok kullanılan takviye elemanı Al_2O_3 'dür. Al_2O_3 , SiC ile karşılaştırıldığında daha kararlı ve inerttir, daha iyi korozyon dayancına sahiptir ve yüksek sıcaklığa daha dayanıklıdır. Ancak Al_2O_3 'ün matris ile reaksiyona girmesi güçtür. Bu nedenle matris ile bağ oluşturma problemi vardır. Bu problem, matrisin alaşımlandırılması ya da takviye elemanının kaplanması ile çözülebilmektedir.

Son yıllarda istenilen sonuçlara ulaşmak için intermetalikler yeni bir partikül takviye elemanı grubu olarak kullanılmaya başlanmıştır. En çok kullanılan intermetalik sistemler Ni-Al ve Fe-Al'dur. Al-Nb gibi diğer intermetalik sistemler de kompozitin birçok özelliğini geliştirmektedir. İntermetalikler genel olarak, kompozitin aşınma, korozyon direnci ve mekanik özellikleri üzerine etki etmektedir. Ancak matrisin intermetalikler ile takviyelendirilmesinde, intermetaliklerin matrise olan yüksek ilgisine dikkat edilmelidir. Bu durum özellikle yaşlandırma sertleştirmesinde problem oluşturmaktadır (Torralba ve Costa, 2003).

Alüminyum matrisli partikül takviyeli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri, matris alaşımına, takviye elemanı tipi ve şekline, dağılımına ve takviye oranına ve malzemenin geçirmiş olduğu termomekaniksel işlemlere bağlı olarak değişir (Chawla vd., 2000). Genel olarak tüm partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerde Çizelge 2.2'de görüldüğü gibi, çekme dayanımı ve akma sınırı ile elastiklik modülü partikül takviyesi ile artarken; kırılma uzaması ve kırılma tokluğu değerlerinde düşüş gözlenir (Karagöz, 1998). Bu kompozitlerin yapı malzemelerinin dizaynı açısından oldukça önemli olan kırılma tokluğu ve kırılma gerinimi değerlerinin düşük olması daha geniş bir alanda kullanımlarını kısıtlamaktadır. Bu nedenle partikül takviyeli Al MMK'ler üzerinde yapılan çalışmaların çoğu

takviye elemanın kırılma mekanizmaları ve tokluğu üzerindeki etkisi ile ilgilidir (Hong vd., 2003).

Al MMK'ler üzerinde yapılan çalışmalar, takviye elemanı ilavesinin matrisin mikroyapısını önemli derecede etkilediğini göstermiştir. Takviye elemanı ilavesi ile tane boyutu küçülür, yaşlanma hızlanır, çökelti boyutu ve dağılımı değişir. Ayrıca matris/takviye elemanı arayüzeyinde termal genleşme katsayıları nedeni ile dislokasyon yoğunluğu artar. Dislokasyon yoğunluğunun artmasının nedeni matrisin (Al) takviye elemanından (SiC) daha yüksek termal genleşme katsayısına sahip olması nedeni ile soğuma esnasında matriste meydana gelen homojen olmayan plastik deformasyonlardır. Yüksek sıcaklıklardan soğuma esnasında partikül çevrelerinde çekme gerinimleri oluşur ve de bu da dislokasyon yoğunluğunu artırır. Homojen olmayan dislokasyon yoğunlukları, sonradan kompozitin yaşlanması sırasında çökme kinetiklerini, plastik akma, akma dayanımı gibi davranışlarını etkiler. Matris alaşımına takviye elemanlarının ilavesi ile gerçekleşen direkt kuvvetlendirmenin yanı sıra matris/takviye elemanı arayüzeyi çevresinde artan dislokasyon yoğunlukları sebebi ile indirekt kuvvetlendirme de meydana gelir (Chawla vd., 2000; Williams vd., 2002).



Şekil 2.4 Takviye oranının çekme dayanımı üzerine etkisi [1]

Çizelge 2.2 Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri

Malzeme	Akma Sınırı [MPa]	Çekme Mukavemeti [MPa]	Kopma Uzunluğu(%)	Elastiklik Modülü [GPa]	Kırılma Tokluğu [MPa m ^{-1/2}]	Isıl Genleşme Katsayısı 10 ⁶ K ⁻¹
ERGİYİK METALURJİK ALAŞIMLAR						
6061 - T6 (1)	276	310	20.0	69.0	29.7	25.4
1+ 10% Al ₂ O ₃	296	338	7.6	81.4	24.1	22.0
1+ 15% Al ₂ O ₃	317	359	5.7	86.9	22.0	19.6
1+ 20% Al ₂ O ₃	352	372	4.0	97.2	21.5	-
2014 - T6 (2)	476	524	13.0	73.1	25.3	23.0
2+ 10% Al ₂ O ₃	496	531	3.0	84.1	18.0	20.9
2+ 15% Al ₂ O ₃	476	503	2.2	90.3	18.8	19.3
2+ 20% Al ₂ O ₃	503	517	1.0	101.0	-	-
A356 - T6 (3)	200	255	4.0	75.2	-	-
3+ 20% SiC	297	317	0.6	84.8	-	-
SPREY ÇÖKTÜRME						
2618 - T6 (4)	320	400	-	75.0	-	23.0
4+ 13% SiC	333	450	-	89.0	-	19.0
8090 - T6 (5)	480	550	-	79.5	-	22.9
5+ 12% SiC	486	529	-	100.1	-	19.3
TOZ METALURJİK ALAŞIMLAR						
1	276	310	15.0	69.0	-	23.0
1+ 20% SiC	397	448	4.1	103.4	-	15.3
1+ 30% SiC	407	496	3.0	120.7	-	13.8
1+ 40% SiC	431	538	1.9	137.9	-	11.1
2	345	462	8.0	71.0	-	-
2+ 20% SiC	379	517	5.3	105.0	-	-
2+30%SiC	434	621	2.8	121.0	-	-
2+40%SiC	414	586	1.5	134.0	-	-
7090-T6 (6)	586	627	10.0	73.8	-	-
6+20%SiC	621	690	2.5	106.9	-	-

2.3.1 Al Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozitler içerisinde en çok ticari uygulama imkanı bulan kompozitler, partikül takviyeli alüminyum MMK'lerdir. Ticari amaçlı kompozit üretiminde süreksiz fiber takviyelere ilginin büyük olmasının başlıca nedeni, klasik yöntemlerle, ekonomik üretim imkanlarının olmasıdır (Cöcen ve Önel, 2002). Ancak bu hiçbir zaman bu kompozitlerin üretiminin problemsiz ve kolay olduğu anlamına gelmemelidir. Matrisin takviye elemanlarını ıslatmaması, homojen dağılımın sağlanması, porozitelerin önlenmesi, dökümde akıcılığın sağlanması, ara yüzey reaksiyonlarının engellenmesi gibi bir çok problemlerle karşılaşılabilir. İşte bu anlamda yapılan deneysel ve teorik çalışmalar, bulguların hızlı ve yaygın iletişimi, bu problemlerin giderilmesinde veya aşılmasında etkin rol oynamıştır. Ancak maliyetlerin düşürülmesi, seri ve kaliteli kompozit üretiminin cesaretlendirilmesine yönelik, yapılması gerekli daha bir çok çalışma ve araştırma potansiyeli mevcuttur (Kolukısa, 1999).

Partikül takviyeli alüminyum MMK'lerin ticari olarak üretilmeye başlanmaları yaklaşık 30 yıl öncesine dayanmaktadır. Ancak o yıllarda üretim miktarı çok düşük ve sınırlı, üretim maliyetleri çok yüksekti. 1987'de Alcan Alüminyum Duralcan USA ile bu malzemelerin geniş bir ölçekte üretilmelerine karar vermiştir. Günümüzde Al MMK'lerin kullanım alanlarına bağlı olarak üretim ölçekleri giderek artmakta ve geliştirilen ya da iyileştirilen yeni üretim teknikleri ile üretim maliyetleri düşürülmektedir (Klimowicz, 1994).

Partikül takviyeli Al MMK'lerin üretiminde en çok kullanılan iki yöntem toz metalurjisi ve konvansiyonel döküm yöntemleri olmakla beraber döküm yöntemlerinin altında basınçlı ya da basınçsız metal infiltrasyonu, vorteks yöntemi, yarı- katı döküm tekniği gibi yöntemler de kullanılmaktadır (Ataş ve Gür , 2000).

Partikül takviyeli Al MMK'lerin üretim yöntemlerini başlıca 4 grup altında toplayabiliriz:

- Katı-hal üretim yöntemleri
- Sıvı-hal üretim yöntemleri
- Biriktirme yöntemleri
- İn-situ yöntemi (gaz enjeksiyonu yöntemi)

Katı-hal içerisinde toz metalurjisi yöntemi en çok kullanılan yöntemdir. Bu yöntem daha çok yüksek ergime sıcaklığına sahip matris malzemelerin kullanıldığı kompozitlerin üretimi için kullanılır. Yöntem, çok yüksek sıcaklıklar gerektirmediğinden, sıvı-hal yöntemlerinde oluşması muhtemel kırılğan fazların oluşma tehlikesi yoktur. Bu yöntem ile yüksek mekanik

özelliklere sahip partikül takviyeli Al MMK üretimi mümkündür.

Sıvı hal yöntemleri, ergiyik matris alaşımına takviye elemanlarının ilavesi ya da takviye elemanlarından oluşmuş gözenekli preformlar içerisine matris alaşımının infiltrasyonundan ibarettir. İnfiltrasyon yöntemlerini de basınçlı ve basınçsız olmak üzere iki gruba ayırmak mümkündür.

Biriktirme yöntemi soğutulan altlık malzemesi üzerine püskürtülen ergiyik matris alaşımı damlacıkları içerisine takviye elemanlarının pulvarize edilmesidir. Bu yöntemin başlıca avantajı, ince taneli bir mikro yapı elde edilmesi ve segregasyonun düşük olmasıdır. Ancak yöntem oldukça pahalıdır ve sadece basit şekli parçaların üretiminde kullanılabilmektedir [1].

2.3.1.1 Toz Metalurjisi Yöntemi

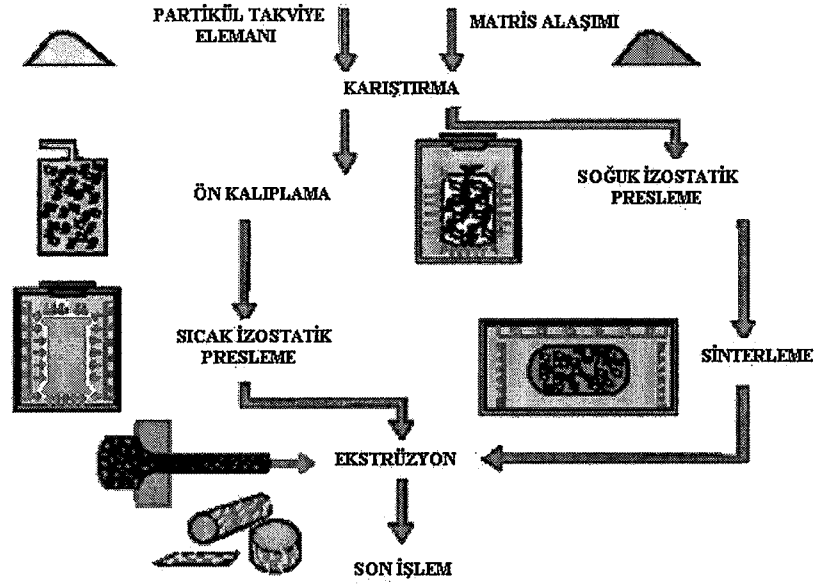
Toz metalurjisi yöntemi, matris alaşımı ve takviye elemanı tozlarının bir karıştırıcı yardımı ile karıştırılmasını, karıştırılan tozların preslenmesini ve sinterlenmesini içermektedir.

Bu yöntem tamamen katı halde gerçekleştiğinden, gerekli sıcaklık diğer yöntemlerden daha düşüktür. Dolayısıyla matris alaşımı ile takviye elemanı arasında daha az etkileşim söz konusudur. Yöntemin avantajlarının başında kuvvetli arayüzey reaksiyonlarının oluşmaması ve matris-takviye elemanı arasında istenmeyen reaksiyonların minimize edilmesi açısından son derece önemli olan düşük işlem sıcaklığı gelmektedir. Ayrıca diğer yöntemlerle üretilemeyen bazı kompozitlerin eldesi (SiC takviyeli Ti alaşımları gibi) ancak toz metalurjisi ile mümkün olabilmektedir. Partikül ya da süreksiz fiber takviyeli kompozitler, toz metalurjisi yöntemi ile diğer alternatif yöntemlere göre daha kolaylıkla üretilebilmektedir. Bu yöntemin bir diğer avantajı da takviye elemanlarının homojen dağılımıdır. Bu özellik sadece yapısal özellikleri değil, yeniden üretilebilirlik özelliklerini de arttırmaktadır (Torralba ve Costa, 2003).

Şekil 2.5’de toz metalurjisi yönteminin şematik gösterimi verilmiştir. Homojen bir şekilde karıştırılan tozların preslenmesinde, mekanik ya da hidrolik tek etkili presler kullanılabildiği gibi, sıcak ya da soğuk izostatik presleme de kullanılmaktadır. İzostatik presleme öncesinde tozlara ön şekil verilir ve presleme işlemi bir zarf içerisinde gerçekleştirilir.

Sıcak presleme yöntemlerinde presleme ve sinterleme işlemleri aynı anda gerçekleşir. Boyut kontrolü daha kolaydır. Sıcaklık ve basıncın aynı anda uygulanması ile yüksek yoğunlukta, ve istenilen mikro yapısal özellikte parçalar edilir. Partikül takviyeli Al MMK’lerin sıcak presleme ile üretiminde, Al’un oksidasyona uğramaması için, işlemin mutlaka kontrollü bir

atmosferde gerçekleştirilmesi gerekmektedir (Ataş ve Gür, 2000).



Şekil 2.5 Toz metalurjisi yönteminin şematik gösterimi

Sinterleme işleminden sonra elde edilen kompozitin özelliklerini arttırmak ve için plastik şekil verme ya da talaşlı işlemler uygulanabilir. Ekstrüzyon, haddeleme gibi işlemler ile istenilen yoğunluğa ulaşılmaktadır. Plastik şekil verme oranı 20:1 ya da daha yüksektir (Lyold, 1994). Çizelge 2.3’de toz metalurjisi yönteminin diğer bazı yöntemler ile çeşitli özellikler bakımından karşılaştırılması, Çizelge 2.4’de ise üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması verilmiştir (Torralba ve Costa, 2003).

Çizelge 2.3 Farklı üretim yöntemlerinin göreceli olarak karşılaştırılması

Özellik	Proses			
	Toz Metalurjisi	CoSpray	Yarı-katı Döküm	Sıvı infiltrasyonu
Mikroyapısal Özellikler	1	2	2	2
İkincil prosesler	3	1	1	4
Düşük maliyet	4	2	1	2
Endüstriyel olgunluk	1	2	2	4
1= en iyi				

Çizelge 2.4 Üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması

Proses	Maliyet	Takviye elemanı
Difüzyon kaynağı	↑	Monofilamanlar
Toz metalurjisi		Süreksiz fiberler
Spray yöntemleri		Kısa fiberler
Ergitme prosesleri		Partiküller

Toz metalurjisi yönteminin avantajları ve dezavantajları özetle aşağıdaki gibidir:

Avantajları

- Düşük işlem sıcaklığı nedeni ile istenmeyen fazların oluşmaması
- Herhangi bir takviye elemanının kullanılabilmesi
- Bazı kompozitlerin sadece bu yöntem ile üretilmesi
- Takviye elemanın homojen dağılımı
- Yüksek hacim oranına sahip kompozitlerin üretiminin mümkün olması

Dezavantajları

- Ürün formu ve boyutunun kısıtlı olması
- Yöntemin kompleks olması
- Pahalı olması
- Reaktif tozların kullanılması durumunda patlama tehlikesinin olması

2.3.1.2 Sıvı-Hal Üretim Yöntemleri

Sıvı-hal üretim yöntemleri, takviye elemanlarının sıvı alüminyum içerisine ilave edilmesini ya da takviye elemanlarından hazırlanan preform içerisine matris alaşımının infiltrasyonunu kapsar. Genel olarak sıvı-hal yöntemleri ucuz, basit, uygulanabilirliği kolay, ve karmaşık şekilli parçaların üretiminin mümkün olması nedeni ile ilgi çekicidir. Klasik döküm teknikleri partikül takviyeli Al MMK'lerin sıvı-hal yöntemleri ile üretimi için kolaylıkla adapte edilebilmektedir. Sıvı-hal yöntemlerinde karşılaşılan başlıca sorunlar, matris alaşımının takviye partiküllerini ıslatmaması, yüksek işlem sıcaklıkları nedeni ile istenmeyen fazların

(Al₄C₃) oluşması tehlikesi, çekme ve gaz boşluklarının oluşmasıdır.

Başlıca sıvı-hal üretim yöntemleri, karıştırma metodu, basınçlı ve basınçsız infiltrasyon metotları, yarı-katı döküm tekniği ve sıkıştırmalı döküm tekniğidir. Bu yöntemlerin temel özellikleri aşağıda verilmiştir.

Karıştırma Yöntemi: Bu yöntem; ergitilmiş matris malzemesi içerisine takviye malzemesinin ilavesi esasına dayanır. Karıştırma işlemi mekanik, elektromanyetik olarak ya da gaz enjeksiyonu ile gerçekleştirilebilir. Karıştırma yöntemlerinin tercih edilmesinin başlıca sebebi, bu yöntemlerle partikül takviyeli kompozitlerin üretiminin diğer yöntemlere oranla çok daha kolay olmasıdır. Yöntemde karşılaşılan başlıca sorunlar, takviye partiküllerinin aglomerasyonu, topaklanması, gaz boşluklarının oluşması ve matris alaşımının takviye partiküllerini ıslatmamasıdır. Bu sorunlar aşağıdaki teknikler ile giderilmeye çalışılmaktadır:

- vorteks yöntemi ile karıştırma
- yeterli ıslatmanın sağlanabilmesi için takviye partiküllerinin kaplanması ya da matrisin alaşımlandırılması
- takviye partiküllerinin ön ısıtılması
- ultrasonik ya da elektromanyetik titreşimlerin kullanılması
- takviye partiküllerinin biriketler ya da peletler halinde ilave edilmesi

Bu yöntemle üretilen kompozitlerin tipik takviye oranı %25 civarındadır. Takviye oranının artması durumunda gaz boşlukları ve dolayısıyla porozite miktarı artmaktadır [3].

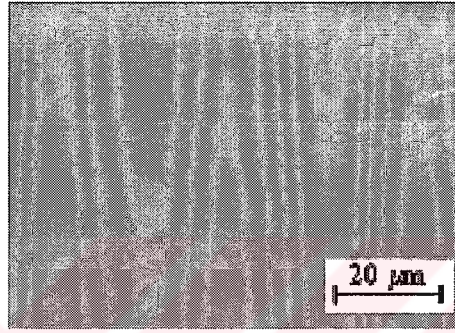
Metal matrisli kompozitlerin vorteks yönteminde yeterli özelliklerle donatılmış bir üretiminin gerçekleştirilmesi için karıştırma hızı, karıştırıcı çap ve pozisyonu, karıştırma sıcaklığı gibi işlem parametrelerinin kontrol edilmesi gereklidir. Özellikle takviye elamanlarının düşük partikül boyutlarında ama yüksek hacim oranlarında seçildiği durumlarda elde edilen kompozit malzemelerin %30'a varan poroziteye sahip olduğu gözlenmiştir.

Bu üretim yönteminde yapılan araştırmalarda karıştırma hızının oldukça önemli bir sistem parametresi olduğunu ortaya koymuştur. Takviye elemanları ve ergiyik matris teması için karıştırıcı pervanesi tarafından üretilen kayma kuvvetleri, parçacıkların birleşmesini (topaklanma, aglomerasyon) sağlamaya çalışan arayüzey kuvvetlerini engellemeye çalışır.

Karıştırma hızı arttıkça ergiyik içersindeki kayma gerilmeleri de artar. Bu da parçacık hacim

oranının artmasını gerektirir. Fakat artan karıştırma hızı ergiyik içerisine gaz girişine neden olur ve ergiyik içine dağıtmaya çalışılan SiC parçacıkları flotasyonda olduğu gibi gaz kabarcıklarına saldırırlar ve artan köpük miktarı ile daha fazla miktardaki SiC parçacıkları ergiyik içersine girmeden kalır.

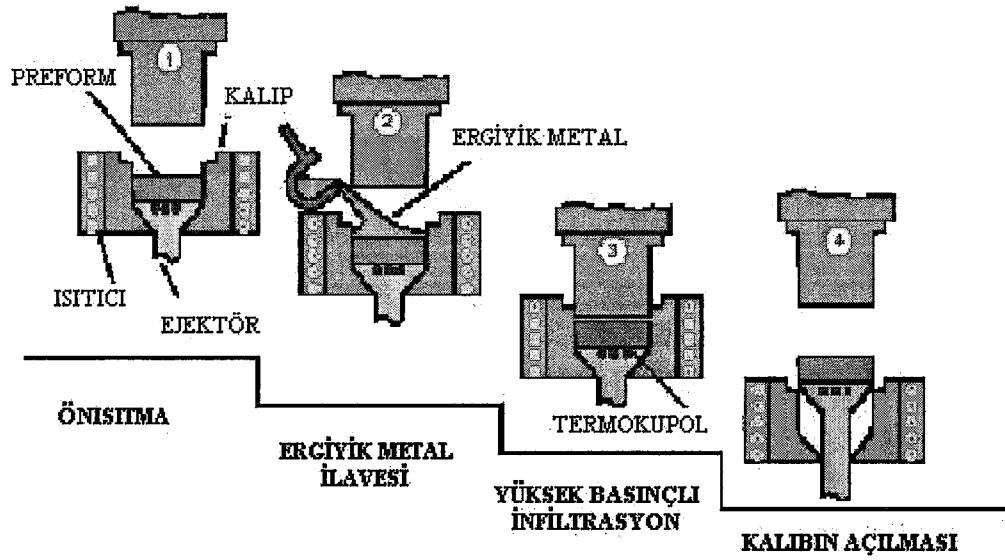
Bu iki karşılıklı etken sonucunda optimum karıştırma hızı ortaya çıkar. Farklı deney düzeneklerinde, farklı akışkan sistemlerinde bu hız değişik değerlerde ortaya çıkmakla beraber literatürlerde 500-1000 devir/dak'lık aralığa sahip olduğu görülmüştür. Şekil 2.6'da vorteks yöntemi ile üretilen bir Al MMK'in mikroyapısı görülmektedir (Karagöz, 1998).



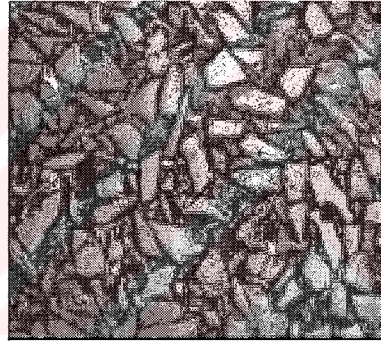
Şekil 2.6 Vorteks yöntemi ile üretilen 10 µm partikül destekli Al MMK'in optik mikroskop görüntüsü

Sıkıştırılmalı Döküm Tekniği: Sıkıştırılmalı döküm tekniği, Al matrisli kompozitlerin üretiminde oldukça popüler bir yöntemdir. Yöntem takviye elemanlarından oluşmuş preform içerisine tek eksenli basınç yardımı ile ergiyik haldeki matris alaşımının infiltrasyonundan ibarettir. Basınç değeri genellikle 70-150 MPa arasındadır. Bu yöntemle elde edilen kompozitlerin mikroyapısı eşyönlü, ince tanelerden oluşur, boşluksuz parçalar elde edilir. İnfiltrasyon hızı, ergiyik metalin viskozitesi, uygulanan basınç, preformun geçirgenliği ve kalıp sıcaklığı gibi faktörlere bağlıdır. Sıkıştırılmalı döküm, düzgün yüzeylerin elde edildiği oldukça hızlı bir prosestir [1].

Bu yöntemin en büyük avantajı %50 gibi yüksek takviye oranına sahip MMK eldesinin mümkün olmasıdır (Karagöz, 1998). Ancak yöntemin maliyeti yüksektir. Şekil 2.7'de sıkıştırılmalı döküm tekniğinin işlem basamakları, Şekil 2.8'de ise bu yöntemle üretilen kompozit malzemeler görülmektedir (Acılar ve Gül, 2002).



Şekil 2.7 Sıkıştırılmalı döküm tekniğinin şematik görünümü

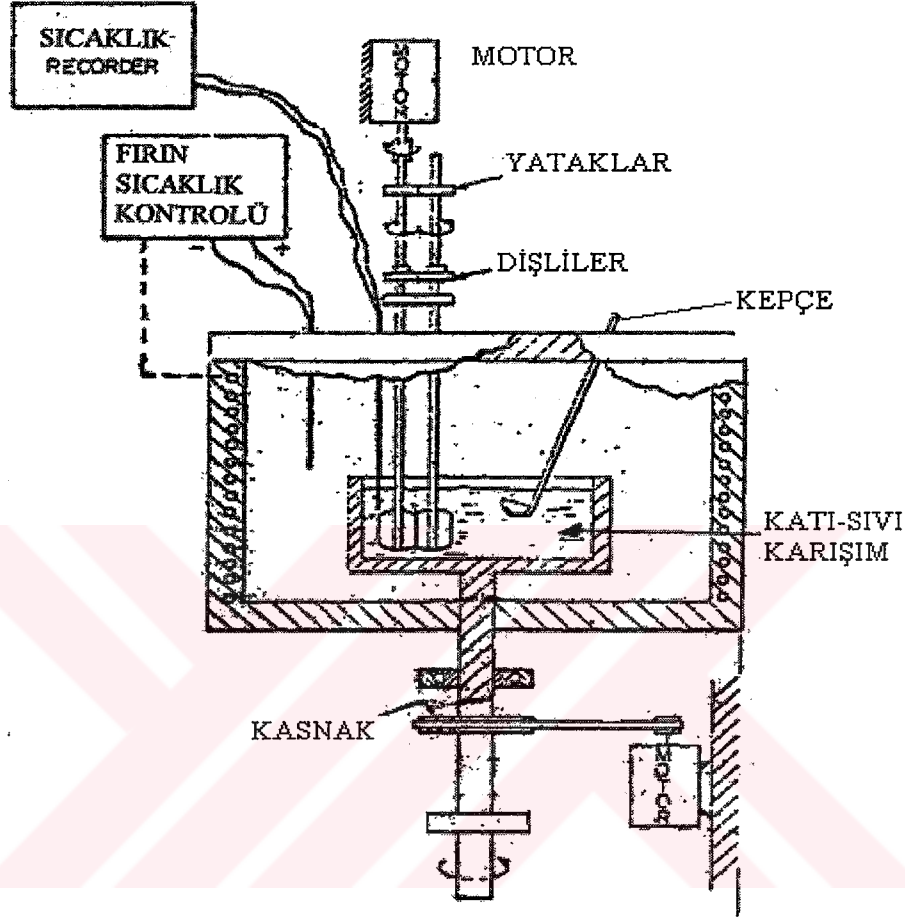


Şekil 2.8 800°C sıcaklıkta 3,5 atm basınçta 2 dakika infiltrasyon sonucunda elde edilen kompozitin mikroyapısı

Yarı Katı Döküm Tekniği: Takviyelerin kümeleşmeden, matris içinde yüksek oranlarda katılımı yarı döküm (harç döküm) tekniğinin geliştirilmesiyle mümkün olmuştur. Bu yöntemde yarı-katı fazda, akıcı özelliğe sahip, dendrit ihtiva etmeyen karışım ikinci kademe üretim yöntemleriyle şekillendirilir. Şekil 2.9 'da şematik gösterimi sunulan bu yöntem, aşağıda belirtilen işlem akışına uygun olarak tatbik edilir.

- Gerekli iyileştirmelerin, katkıların yapılabilmesi amacıyla Al alaşımı yaklaşık 750° C kadar ısıtılır.
- Alaşım sıcaklığı yarı-katı faz teşekkül sıcaklığına kadar düşürülür. Bu esnada akıcılığın sağlanması ve dendrit teşekkülünün önlenmesi amacıyla karışım sürekli olarak karıştırılır.

- İşte bu aşamada takviye elemanları oluşan vortekse aktarılacak dağılımı sağlanır. Karışım viskozitesinin yeterli olması toparlanmaları önleyeceği gibi dağılımın düzgün olmasına yardımcı olur (Mehriban, vd., 1974).



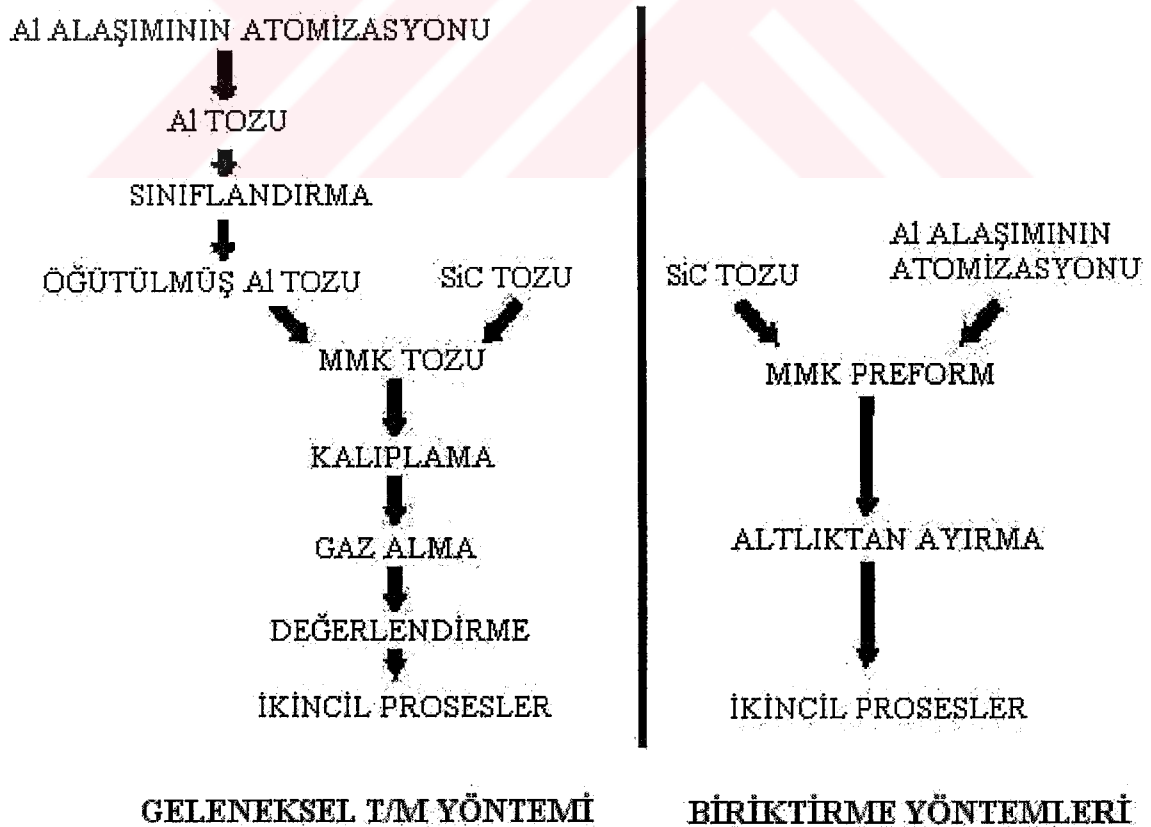
Şekil 2.9 Yarı katı döküm tekniği ile kompozit üretim sistemi

Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi: Yöntemin esası, gözenekli bir takviyeden oluşan preform veya kompakt içerisine, ıslatmayan sıvı metali basınç uygulanmadan infiltre etmeye dayanır. Sıvı metale dışarıdan basınç uygulamaksızın gözenekli tabletin infiltrasyonunu sağlamak ön sinterleme işlemi gibi pahalı ve sanayi uygulamalarına yatkın olmayan bir ara basamağı ortadan kaldırır. Dolayısıyla üretim maliyeti düşer ve parçanın endüstriyel uygulama alanı genişler. Basıncsız infiltrasyon yöntemi sırasında ergimiş metal, seramik malzemedeki gözenekleri kapiler kuvvetler etkisi ile doldurur. Sıvı faz sinterlemesinden farklı olarak, infiltrasyonda sıvı haldeki metal ile gözenekli seramik malzemenin teması dış yüzeyden başlayarak gözenekli yapı içerisine doğru yayılır. Bu yöntemle karmaşık şekilli veya büyük boyutlu ürünler istenen nihai şekle çok yakın olarak üretilebilir. Ayrıca ilave işlemlere gerek kalmadan yüksek teorik yoğunluklar elde edilir.

Başarılı bir infiltrasyon için sıvı metal ile seramik malzeme arasındaki temas açısının küçük olması dışında diğer koşullar da sağlanmalıdır. Seramik malzeme kapiler kuvvetle infiltrasyonu sağlayacak şekilde por boyutu ve dağılımına sahip olmalıdır. Metalin sıvı halde akışkanlığı yüksek olmalı ve seramik malzemenin metal içindeki çözünürlüğü az olmalıdır.. İnfiltrasyon sistemine vakum uygulaması kapiler etki ile infiltrasyonu artırır (Çırakoğlu vd., 1999).

2.3.1.3 Biriktirme Yöntemleri

Biriktirme yöntemlerinin esası, ergiyik haldeki matris alaşımı damlacıkları ve takviye elemanlarından oluşan karışımının çıkarılabilir bir altlık üzerine püskürtülerek biriktirilmesine dayanır. Bu yöntemde katılma oldukça hızlı gerçekleştiğinden, elde edilen kompozitin dayanımı yüksek olur ve ayrıca hızlı katılma ile matris/takviye elemanı arasındaki etkileşim en aza indirilir. Ayrıca bu yöntemde toz metalurjisi yönteminde mutlaka uygulanması gereken matris tozları ve takviye elemanlarının karıştırılması ve gaz alma işlemlerine gerek yoktur. Şekil 2.10’da biriktirme yöntemlerinin işlem basamakları toz metalurjisi yöntemi ile karşılaştırılmaktadır [1].

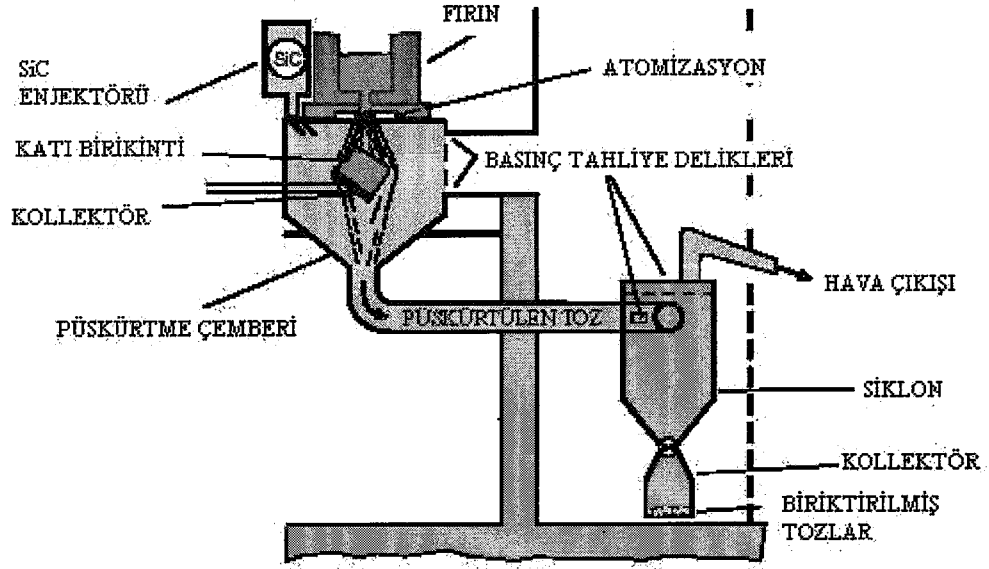


Şekil 2.10 Biriktirme yöntemlerinin işlem basamakları ile T/M yönteminin karşılaştırılması

Osprey Metodu: Partikül takviyeli Al MMK'lerin üretiminde kullanılan biriktirme yöntemlerinden biri olan bu yöntem, Osprey Metals Ltd. UK şirketi tarafından geliştirilmiştir. Yöntem inert gaz atomizasyonu ile atomize edilen matris damlacıklarının soğutulan altlık üzerine püskürtülmesi esasına dayanır. Takviye elemanı partikülleri direkt olarak atomize edilmiş matris damlacıklarına enjekte edilir. Kullanılan altlığın şekline bağlı olarak levha halinde kompozit üretmek mümkündür. İşlem sonucunda elde edilen yapının ortalama tane büyüklüğü 15 μm ve yoğunluğu %95-98 arasındadır. Yöntem birçok matris alaşımı ile 100 kg.lık veya daha büyük ingotların üretimine uygundur. Ayrıca elde edilen kompozitler daha sonra sıcak işlenebilir. Ancak yöntem oldukça pahalıdır. Osprey yöntemi ile elde edilen kompozit malzemelerin tipik özellikleri Çizelge 2.5'de, yöntemin şematik gösterimi ise Şekil 2.11'de verilmiştir [1].

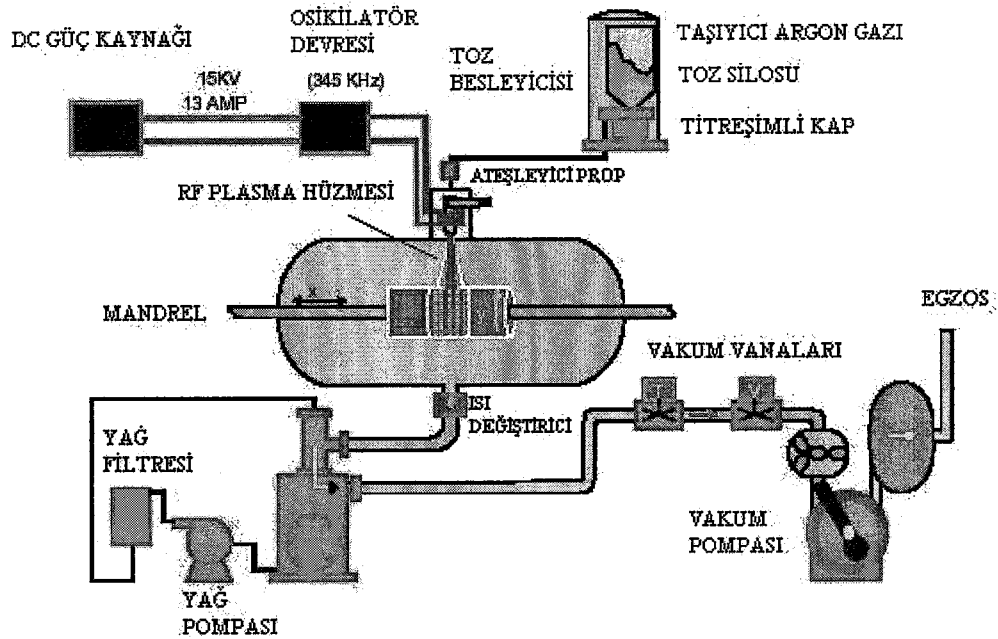
Çizelge 2.5 Osprey Yöntemi ile elde edilen Al MMK'lerin tipik özellikleri

<i>Matris Alaşıımı</i>	<i>Isıl İşlem</i>	<i>%SiC</i>	<i>Kopma Mukavemeti (MPa)</i>	<i>Akma Dayanımı (MPa)</i>	<i>Uzama % (%)</i>	<i>Elastiklik Modülü (GPa)</i>	<i>Yoğunluk g/cc</i>
AA2124	T4	17	610	400	7	100	2,85
	T351	17	610	500	6	100	2,85
	T4	25	700	500	4	115	2,88
AA8090	T6	17	540	450	4	103	2,66
AA6013	T6	20	520	450	5	104	2,82



Şekil 2.11. Osprey yöntemi

Düşük Basıncılı Plazma Biriktirme: Bu yöntemde matris alaşımı tozları ve takviye partiküller düşük basınçlı plazma içerisine beslenir. Plazma içinde matris alaşımı ergime sıcaklığının üzerine ısıtılır ve plazma gazları ile hızlandırılır. Daha sonra takviye elemanı ve matris damlacıkları altlık üzerine püskürtülür. Düşük güç ayarı ile çalışıldığından takviye elemanı partikülleri işlem boyunca katı halde kalır. Yöntemin şematik gösterimi Şekil 2.12’de görülmektedir.



Şekil 2.12 Düşük basınçlı plazma biriktirme yöntemi

2.3.1.4 Gaz Enjeksiyonu (in-situ) Yöntemi

Al MMK'lerin üretiminde toz metalurjisi, sıvı hal üretim yöntemleri ve biriktirme yöntemlerine ek olarak gaz enjeksiyonu diğer adıyla in-situ yöntemi de kullanılabilir. Yerinde üretim metodu da denilen bu yöntem, takviye partiküllerinin ergiyik metal içinde reaksiyonlar sonucunda tabii olarak üretimine dayanır.

Ergiyik matris alaşımı içerisinde takviye partiküllerin oluşması için ergiyik içerisine, istenilen takviye seramik fazı oluşturacak bileşikler ilave edilir ya da matris alaşımı içerisinde C taşıyıcı gaz enjekte edilir. Matris ile ilave edilen gaz ya da bileşikler arasındaki reaksiyonların sonucunda takviye elemanı yerinde oluşturulur. En çok üretilen takviye elemanı TiC ve TiB₂'dir.

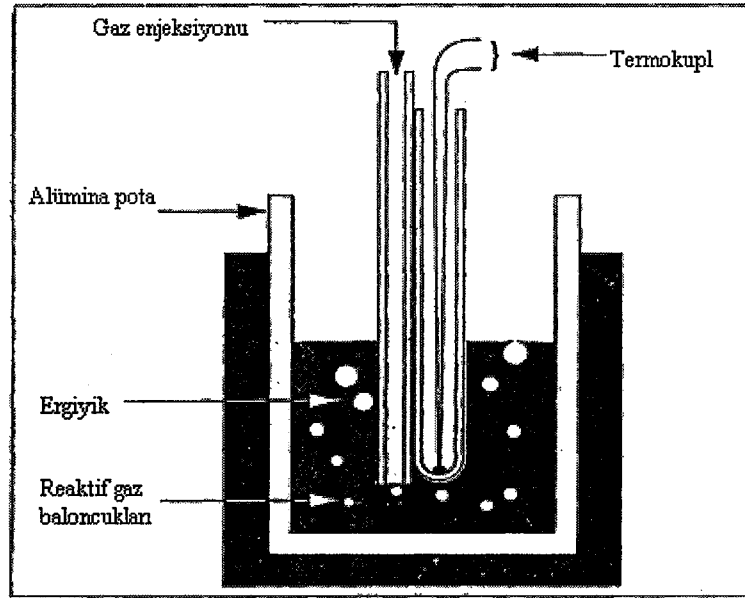


Yöntemin en büyük avantajı, matris/takviye elemanı arayüzeyin çok temiz olmasıdır. Arayüzey doğal olarak olduğundan, bu yöntemle elde edilen kompozitlerin arayüzey dayanımı daha yüksektir.

Lanxide Corporation tarafından geliştirilen Lanxide yöntemi ile ergiyik haldeki alüminyum alaşımın oksidasyonu ya da nitrasyonu sonucunda Al-Al₂O₃ ve Al-AlN kombinasyonları elde edilmektedir.

Martin Marietta Corporation tarafından patenti alınan XD-prosesinde ise Al matris tozu ve ergiyik haldeki Al içinde egzotermik reaksiyonlar sonucunda seramik takviye fazını oluşturacak bileşiklerden oluşan karışım ergime sıcaklığının üzerine ısıtılır [1].

Şekil 2.13'de gaz enjeksiyonu ile kompozit üretim metodunun şematik gösterimi görülmektedir (Deniz, 2000).



Şekil 2.13. Gaz enjeksiyonu yöntemi

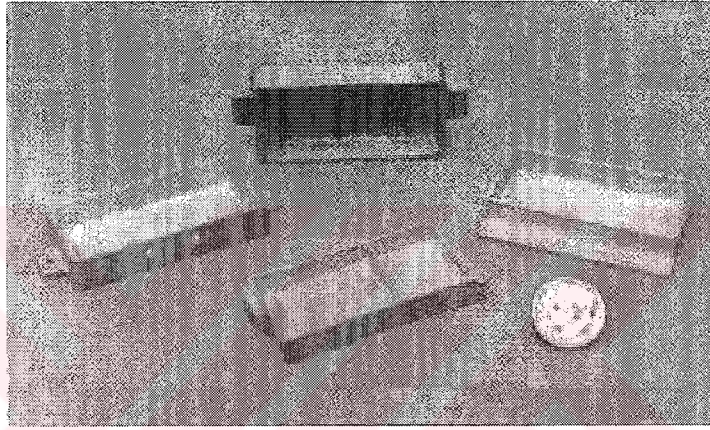
2.4 Al MMK'lerin Kullanım Alanları

Al MMK'ler, matrisin yüksek tokluk ve yumuşaklık özelliklerinin, takviye elemanının yüksek dayanım, sertlik ve elastiklik modülü özellikleri ile kombinasyonu sonucunda, yüksek tokluk, spesifik dayanım, rijitlik ve yüksek aşınma dayanımına sahip olur. Ayrıca Al MMK'lerin düşük ısı ve elektrik geçirgenliğine ve sıcaklık farklılıklarına karşı düşük hassasiyete sahiptirler (Ataş ve Gür, 2000).

Yukarıda sayılan özellikleri dolayısıyla Al MMK'lere olan ilgi her geçen gün artmaktadır. Al MMK'lerin kullanımının giderek arttığı sektörlerin başında otomotiv ve havacılık endüstrisi gelmektedir. Ayrıca Al MMK'lerden çeşitli spor malzemeleri de yapılmaktadır. Al MMK'lerden imal edilen spor malzemelerine örnek olarak, oltalar, tenis ve squash racketleri ve bisiklet iskeletleri verilebilir [1;2]. Al MMK'ler yatak malzemesi olarak da başarı ile kullanılabilir. Ayrıca Al MMK'lerin kullanıldığı bir başka alanda savunma sanayi için tank yapımıdır. Tanklarda tekerlek, hız freni ve fren pabuçları gibi parçalar Al MMK'lerden üretilmektedir (Fang vd., 1999).

Elektronik ve haberleşme endüstrisinde kullanılan yeni nesil entegre devreler, eski devrelere oranla daha çok ısı üretmektedir. Bu nedenle bu tür devrelerde ısı dağılımı ana etken durumuna gelmiştir. Bu devrelerde kullanılan silisyum altlık ve molibden soğutucu blok arasındaki ısıl genleşme farkı nedeni ile termal yorulma meydana gelmektedir. Bu problem,

ısı genleşme katsayılarının daha iyi eşleştiği Al MMK'lerin (bor ya da grafit fiber takviyeli Al MMK, SiC partikül takviyeli Al MMK) kullanımı ile çözülmektedir. Elektronik sanayiinde Al MMK'ler, düşük ısı genleşme ve yüksek ısı kararlılıklarının yanında düşük yoğunluk ve yüksek elastiklik modülleri ile de dikkat çekicidir. Elektronik devreleri nem ve çevresel etkilerden korumak için hermetik (hava sızdırmaz) paket malzemeler kullanılmaktadır. Bu malzemelerde aranan en önemli özellik ayarlanabilir ısı genleşme katsayısıdır. Al MMK'ler takviye oranına bağlı olarak ısı genleşme katsayılarının değişebilmesi nedeni ile bu özelliği sağlamaktadır [1]. Şekil 2.14'de SiC takviyeli Al matrisli kompozitten üretilmiş hibrit elektronik paketler görülmektedir (ASM Handbook, Vol.2,1990).



Şekil 2.14 %60 SiC takviyeli Al matrisli kompozitten üretilen elektronik paketler

Al MMK'lerin en çok kullanıldığı sektörlerin başında gelen otomotiv sektörü ileri teknoloji gerektiren büyük bir markettir. Günümüzde otomobillerde kullanılan parçalardan istenilen birçok özelliğin başında spesifik dayanım ve hafiflik gelmektedir. Hafif alüminyum MMK malzemeler aşağıdaki özellikleri nedeni ile otomotiv endüstrisinde birçok parçanın yapımında kullanılmaktadır.

- Motor parçalarında hafiflik
- Motor parçalarında daha yüksek işlem sıcaklığı
- Spesifik dayanım ve rijitlik
- Hareketli ve temas parçalarında yüksek tribolojik özellikler (aşınma dayanımı vs)
- Uyumlu ısı genleşme miktarı (özellikle çelik ya da dökme demir ile alüminyum parçaların arasında geçiş parçası olarak kullanımında)

- Klasik üretim yöntemleri ile üretilbilme (özellikle partikül takviyeli Al MMK)

Çizelge 2.6'da çeşitli Al MMK malzemelerin otomobillerdeki uygulama alanları görülmektedir [1].

Çizelge 2.6 Al MMK'lerin otomobillerdeki uygulama alanları

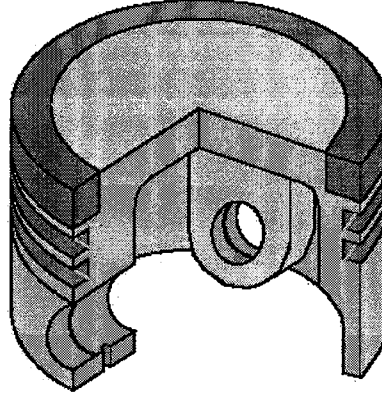
<i>MALZEME</i>	<i>KULLANIM YERİ</i>	<i>İYİLEŞTİRİLEN ÖZELLİKLER</i>	<i>GENEL ÖZELLİK</i>	<i>KULLANAN FİRMA</i>
Al/ kısa fiber	Piston halkası	Abrasyon direnci Performans Düşük maliyet	Yüksek sıcaklık dayanımı (motor)	Toyota
Al/ kısa fiber	Piston yanma odaları	Yüksek sıcaklık performansı	Artan dayanım	Consortium
Al/ kısa fiber	Motor monoblok	Yüksek sıcaklık performansı	Artan dayanım	Peugot
Al/ kısa fiber	Silindir gömleği	Rijitlik Yüksek tolerans Daha iyi ısı davranış	Artan dayanım	Honda
Al/ SiC partikül	Piston kolu	Spesifik dayanım Spesifik rijitlik	Yüksek performans	DWA Duralcan Nissan
Al/Al ₂ O ₃ fiber	Piston kolu	Spesifik dayanım Spesifik rijitlik	Yüksek performans	Dupont Crysler

Otomotiv sektörü için son derece önemli olan konulardan biri de geri kazanımdır. Toz metalurjisi yada döküm yöntemi ile üretilen Al MMK'ler hem kompozit formunda hem de matris alaşımı ve takviye elemanı olarak ayrı ayrı geri kazanılabilmektedir.

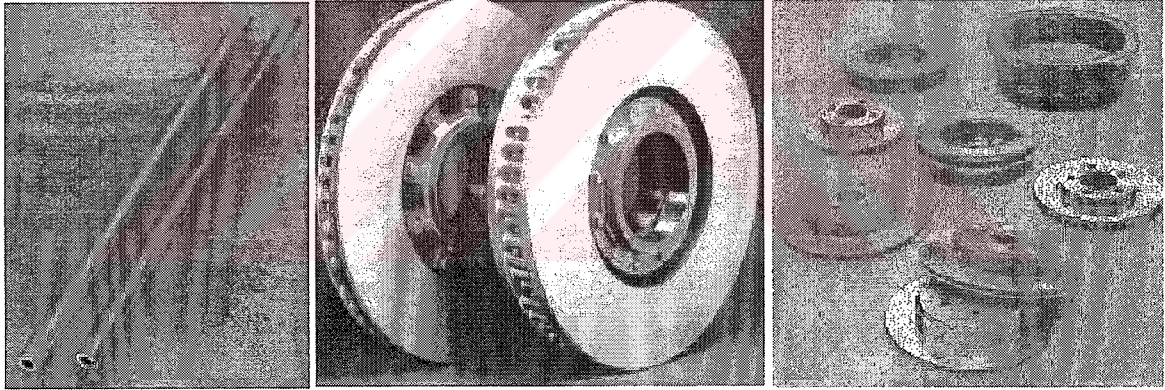
Otomotiv endüstrisinde aktarma şaftları, fren diskleri (hafiflik nedeni ile ivmenin artması sonucunda fren mesafesi kısalmır), motor monoblok ve silindir gömlekleri, biyel kolu ve pistonlar, vites şaftları gibi bir çok parça Al MMK'lerden üretilmektedir (Kolukısa, 2000). Örneğin Toyota firması dizel motor pistonlarını Al MMK'den üretmektedir. Bu malzeme çelik ile aynı aşınma dayanımına sahip, daha hafif ve takviyesiz Al alaşımlarından daha düşük ısı geçirgenliğe sahiptir. Çelik yerine Al MMK kullanımı ile piston ağırlığı azaltılmakta, parçanın ısıl kararlılık özelliği artırılmaktadır. Rolls-Royce firması ise hava soğutmalı

motorların işlem sıcaklığının 150°C'yi aşmadığı kısımlarında Al MMK malzemeleri tercih etmektedir (Hooker ve Doorbar, 2000).

Şekil 2.15 ve Şekil 2.16'da otomotiv sektöründe Al MMK'den üretilen parçalara örnekler görülmektedir [3].



Şekil 2.15 Al MMK'den üretilen bir pistonun şematik görünümü



Şekil 2.16 Al MMK'den üretilen çeşitli otomotiv parçaları a) otomotiv rotları b) yüksek hız trenleri için fren rotorları c) çeşitli fren sistemleri

3. DİFÜZYON KAYNAĞI

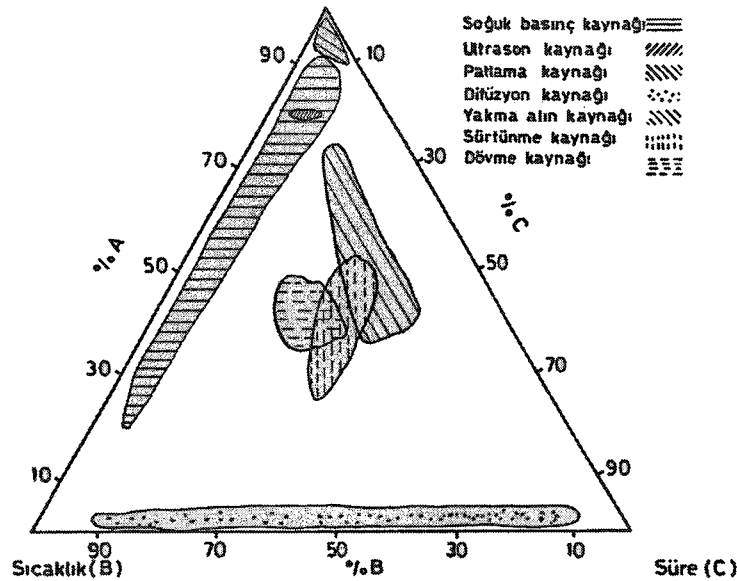
3.1 Tanım

Basınç altında ergime olmaksızın, atomlar arasında bağ oluşumu ile elde edilen katı hal kaynak tekniklerinden biri de difüzyon kaynağıdır. Difüzyon kaynağı için yapılmış çeşitli tanımlar vardır.

Uluslararası Kaynak Enstitüsü (IIW) tarafından kabul edilen tanıma göre difüzyon kaynağı, birleştirilecek parçaların arayüzey tabakalarında difüzyonu sağlayacak kadar yüksek sıcaklıklarda, aradaki boşlukların plastik deformasyonla kaplanması ile atomik seviyede bağların olduğu bir katı hal tekniğidir.

BS 499'a göre ise difüzyon kaynağı, birleştirilmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya yol açmayan bir basınçta, katı hal difüzyon yoluyla malzemeler arasında metalurjik bir bağ oluşuncaya kadar, malzeme özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan bir kaynak yöntemidir. Difüzyon kaynağı basınç ve ek ısı ile çalışan diğer kaynak yöntemlerinden uzun kaynak süresi, çok düşük deformasyon derecesi ve düşük kaynak sıcaklığı ile ayrılır.

Difüzyon kaynağının diğer katı hal kaynak tekniklerinin arasındaki konumu Şekil 3.1'de görülmektedir.



Şekil 3.1 Çeşitli katı hal kaynak tekniklerinin sıcaklık, süre ve deformasyon açısından karşılaştırılması

3.2 Difüzyon Kaynağının Prensibi

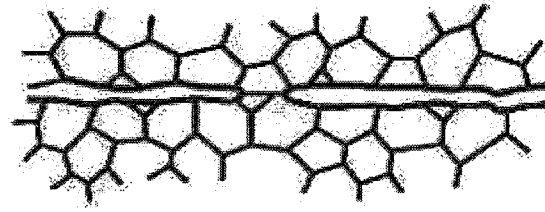
Teoride iyice temizlenmiş iki metal yüzeyi birbirine atomsal mertebede yakınlaşacak kadar bastırılırlarsa oda sıcaklığında dahi birleşirler. Temas halindeki iki yüzey ideal olarak düzgün, paralel ve yeterince temiz ise arada metalsel bir bağ oluşumu için yeterli şartlar mevcuttur. Eğer temas yüzeyleri her türlü yüzey kirliliğinden ve pürüzlülüğünden muaf ise kaynak için itici kuvvetler yüzey enerjisini düşürür. Ancak bu pratikte mümkün değildir. Çünkü gerçekleştirilen yüzey temizliği hiçbir zaman yeterli değildir. Yüzeyler üzerinde daima bir oksit filmi ve adsorbe edilmiş yağlar ya da gazlar kalır. Temas edecek yüzeyler ne kadar itina ile hazırlanırsa hazırlansın gerçekte girintili çıkıntılı bir topografya gösterirler, temas yüzeyleri üzerinde gözle göremediğimiz pürüzlülükler kalır. Bu pürüzler ve ayrıca yüzeyler üzerindeki oksit filmleri ya da yağ gibi kirlilikler birleşmeye engel olurlar. Bu tür yüzeyler karşılıklı olarak birbirine dokunduğunda çıkıntıların bazıları ancak uç noktalarından oldukça sınırlı bir alanda temas ederler.

Parçaların birleşmesi yüzeyler arasında atomik seviyede bir bağ oluşumu, dolayısıyla plastik deformasyonla mümkündür. Bu bağın kuvvetlendirmesi ısıtma ve bu yolla interdifüzyonun artırılması ile sağlanır. Difüzyonun sıcaklıkla artması atomların titreşim genliklerinin ve kafesteki boşlukların sıcaklıkla büyümesi ile açıklanmaktadır.

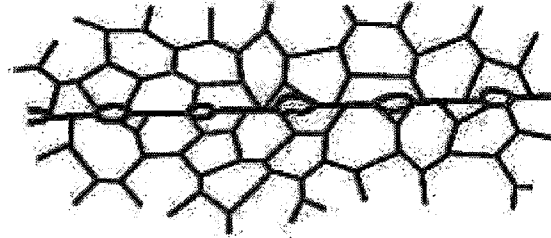
Yukarıdaki açıklamalardan da anlaşılacağı üzere, difüzyon kaynağında birleştirilecek parçaların yüzeylerinin birbirine temas etmesi şarttır. Bu nedenle birleştirilecek yüzeylerdeki mikroskobik çıkıntıların belirli bölgelerde karşılıklı olarak birbirine temas etmeleri gerekir. Yüzeyler arasındaki ilk temas pürüzler arasında meydana gelir. Uygulanan basınç ve sıcaklığın etkisi ile uç noktalarda akma ve sürünme oluşur. Bu işlem yüzeylerin harekete başladıkları noktada oksit ve kir tabakalarının parçalanması ile başlar, birleştirilecek parçaların yüzeylerinin birbirine tamamen temas etmesi ile sonuçlanır. Difüzyon kaynağının mekanizması şu şekildedir:

- a) Yüzeylerin yalnız pürüzlü noktalarda temas etmesi
- b) Deformasyon ve sınır tabakasının oluşması
- c) Tane sınırlarının hareketi ve boşlukların yok oluşu
- d) Hacimsel difüzyon ve boşlukların yok oluşu

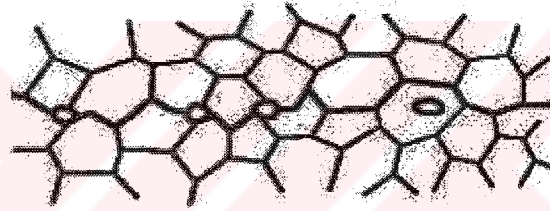
Difüzyon kaynağının mekanizmasına ait şematik gösterim Şekil 3.2’de verilmiştir (ASM Handbook, Vol.6, 1989).



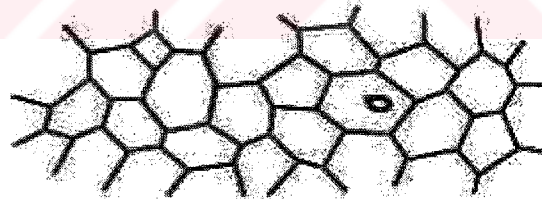
(a) İlk düzensiz temas



(b) İlk aşama deformasyonu ve arayüzey sınır deformasyonu



(c) İkinci aşamada tane sınır göçü ve gözenek elemesi



(d) Üçüncü aşama hacim difüzyonu gözenek elemesi

Şekil 3.2 Difüzyon kaynağının mekanik modeli

Birinci aşamada; birleşme yüzeylerinde etkileşim alanını artırmak için çökme ve sürtünmeyle temas yüzeylerinin deformasyonu sağlanır. Bu aşamanın sonunda; birleştirme yüzeyleri bu alanlar arasındaki boşluklarla temas alanlarındaki tanecik sınıridir. İkinci aşama sırasında, difüzyon deformasyondan daha önemli bir hale gelir ve boşluklar atomların tane sınırının devamı olarak gözükürler. Aynı esnada, ara yüzey tane sınırları asıl kaynak yüzeyinden denge halindeki yapıya doğru göç ederler. Üçüncü aşamada ise, arta kalan boşluklar atomların hacimsel difüzyonuyla boşluk yüzeylerine doğru yok edilirler. Yani boşluklardan dolayı

boşlukların difüzyonu dengelenmiş olur. Birinci ve ikinci aşamada sınırlı miktarda deformasyon etkilidir. Daha sonraki aşamalarda difüzyon mekanizması etkili olmaya başlar (O' Brien, 1991; Lancaster, 1993).

3.3 Katı Hal Birleştirmelerini Açıklayan Hipotezler

Metalsel malzemelerde katı halde birleşmenin oluşumunu açıklayan çeşitli hipotezler mevcuttur. Bu hipotezler, film hipotezi, rekristalizasyon hipotezi, enerji hipotezi, dislokasyon hipotezi, elektron hipotezi ve difüzyon hipotezidir.

Film Hipotezi: Bu hipoteze göre temiz yüzeylere sahip bütün metaller ve alaşımlar birleştirilebilmektedir. Yüzeyler arasında birleşme olabilmesi için yüzeylerin, atomlar arası kuvvetlerin etki alanına girmesi gerekir. Ancak gerçek uygulamalarda birleştirme kalitesinde farklılıklar gözlenebilir. Bunun nedeni yüzey filmlerindeki farklılıklardan ileri gelmektedir. Yüzeyler soğuk zorlandığında, sert ve kırılgan filmler kırılırlar ve altlarındaki temiz yüzeyler açığa çıkar. Bu durumda meydana gelen bağlantı sağlamdır. Eğer yüzeydeki film plastik ise, film yüzeye yayılır ve bağ oluşmaz.

Enerji hipotezi: Hipoteze göre birleştirilecek parçalar, arayüzeyde adezyon meydana gelebilmesi için gerekli enerji eşik değerine yükseltilmelidir. Bu eşik enerji seviyesinde atomik bağın oryantasyonu artık bir faktör değildir. Yüzeylerde atomlar arasında metalik bağ oluşur ve arayüzey kaybolur. Atomların enerjisi arttıkça adezyon için gerekli plastik deformasyon ihtiyacı azalır. A.P. Semanov'a göre metallerin adezyonu difüzyonsuz bir süreçtir; ancak yüksek sıcaklıkların söz konusu olduğu uygulamalarda difüzyon süreci ilave bir katkı sağlayabilir. Bu hipotezin zayıf tarafı, aradaki adezyonun derecesinin malzemenin hangi özellikleri tarafından belirlendiğinin açıklanamamasıdır.

Rekristalizasyon hipotezi: Deformasyonun ardından gerinim sertleşmesi oluşumu ve ilave olarak yüksek sıcaklığa maruz kalma, malzeme kafesindeki atomların diğer yerlere hareketine yol açar. Böylelikle birleşmekte olan parçaların arayüzeyinde her iki parçanın da sahip olduğu ortak yeni taneler şekillenirler. Ancak bu hipotezi her zaman doğrulamak mümkün olmamıştır.

Elektron hipotezi: Hipotezi geliştiren G.V. Samsonov'a göre yüzeylerin adezyonu, temas halindeki metal atomları ile ilgili durağan elektron dizisinin oluşumu ile sağlanır. Metallerdeki ve kimyasal bileşiklerdeki element atomlarının elektron dizileri, kaynak edilebilirlik, yüzeylerdeki ıslatabilirlik ve difüzyon süreçleri hakkında önemli bilgiler verir.

Dislokasyon hipotezi: Freidel ve Astrov'a göre arayüzeydeki plastik deformasyon dislokasyonların yüzeye hareketine yol açar. Dislokasyonların bu hareketi sonucunda yüzeyde, her biri bir atom yüksekliğine sahip basamaklı bir yapı oluşur ve koruyucu oksit film kırılır. Bu konuda iki ayrı görüş mevcuttur. Bunlardan ilkinde göre, temas yüzeyinde dislokasyonların doğuşu plastik deformasyona olan direnci azaltarak birleşime yardımcı olur. Diğer görüşe göre ise, dislokasyonların doğuşu temas yüzeylerindeki girinti-çıkıntı sayısını arttırarak daha büyük bir plastik deformasyona yol açar. Dislokasyon hipotezine göre adezyonun yolu ile bağ oluşumu temas bölgesinde malzemenin plastik akışı ile sağlanmaktadır. Adezyonun ardından bir difüzyon sürecinin de etkili olabileceği kabul edilmektedir.

Difüzyon hipotezi: Difüzyon hipotezine göre temas halindeki yüzeyler arasında sağlam bir bağ oluşumu malzeme atomları arasındaki difüzyona bağlıdır. Metal yüzeylerindeki atomlar açık bağlara sahiptir. Bu nedenle bu atomlar, atomlar arası kuvvetlerin etkili olduğu mesafe içinde herhangi bir atomu tutabilirler. Serbest bir atom daha fazla enerjiye sahiptir. Atomun herhangi bir yere tutunması ile bu enerji serbest kalır.

Bu hipotezler, birbirleri ile çelişen kısımlarına karşın ortak bir görüşe sahiptir: Basınç kaynağında oluşan bağ metalik bağdır. Frenkel'e göre bir metal, ideal olarak kafesinde bulunan pozitif yüklü iyonlar ile bu iyonlarla etkileşimde bulunan çok sayıda elektronların bir koleksiyonudur. Bu elektron bulutunun iyonlarla etkileşimi metal parçaları bir arada tutar. Dolayısıyla, atomlar arası kuvvetlerin etki alanına girildiğinde parçalar birleşir (Tuncel, 1988; Dağlılar, 1994).

3.4 Difüzyon Kaynağı Parametreleri

Difüzyon kaynağında etkili olan temel parametreler; kaynak sıcaklığı, kaynak basıncı, kaynak süresi, yüzey koşulları ve kaynak atmosferidir. Ayrıca aratabaka kullanımı da kaynağın kalitesini etkileyen bir diğer parametredir.

3.4.1 Kaynak Sıcaklığı

Difüzyon kaynağında etkin olan mekanizma difüzyon olduğundan sıcaklık çok önemli bir etkidir. Difüzyon olayı;

$$D=D_0 \cdot e^{-Q/RT} \quad (3.1)$$

formülü ile bağıntılıdır. Bu formülden de anlaşılacağı üzere difüzyon kontrollü bir aktivite,

sıcaklıkla eksponansiyel olarak değişir. (Formülde, D_0 difüzyon sabitini, Q aktivasyon enerjisini, R üniversal gaz sabitini ve T Kelvin cinsinden sıcaklığı göstermektedir.)

Difüzyon kaynağının gerçekleştirildiği sıcaklık, yöntem bir katı-hal kaynağı olduğundan birleştirilecek malzeme çiftlerinin ergime sıcaklıklarının altında olmalıdır. Sıcaklık, seçilen yüzey basıncında olabildiğince kısa sürede yüzey pürüzlüğünün yeteri kadar birbirine geçmesini sağlayacak malzeme temasını sağlarken, malzemede herhangi bir biçim değişimi yaratmamalı, öngörülen süre içinde yeterli difüzyonu sağlayacak kadar yüksek olmalıdır. Uygulanacak sıcaklık, yüzeyler arasında atomların transferini mümkün kılacak yani atomlar arası etkileşim kuvvetlerini arttıracak derecede olmalıdır (Metals Handbook, Vol.6,1983).

Kaynak sıcaklığının belirlenmesinde, birleştirilecek malzeme çiftlerinin metalurjik özellikleri, ergime sıcaklıkları, difüzyon katsayıları ve akma davranışları göz önünde bulundurulmalıdır.

Difüzyon kaynağında sıcaklık artışı, malzeme içindeki difüzyonu hızlandırması bakımından önemlidir. Difüzyonun hızlanması kaynak için gerekli olan süreyi azaltmakla beraber malzemede deformasyon artışına ve yapısal dönüşümlere yol açabilir.

Karışık kristal oluşturan malzeme çiftlerinde sıcaklık artışı dayanımı arttırmaktadır. Kaynak dayanımını arttırmak için sıcaklığın yükseltilmesi ancak belli bir değere kadar olabilir. Bu değer üzerinde sıcaklığın yükseltilmesi sadece kaynak basıncının ve sürenin azaltılmasına yöneliktir.

Kaynak sıcaklığı, malzemenin ergime sıcaklığına ya da birleştirilecek malzeme çiftlerinden düşük ergime sıcaklığına sahip olana göre genellikle $0,5-0,7 T_m$ aralığında seçilir.

Difüzyon kaynağında sıcaklık kadar ısıtma ve soğutma hızları da önemlidir endüstriyel uygulamalar için $50\text{ }^{\circ}\text{C/dakikalık}$ ısıtma hızı olumlu sonuçlar vermiştir. Farklı metallerin kaynağında ise farklı ısıl genleşmelerden dolayı herhangi bir çatlama ya da deformasyona yol açmamak için $15\text{ }^{\circ}\text{C/dakikalık}$ maksimum ısıtma hızı önerilmektedir.

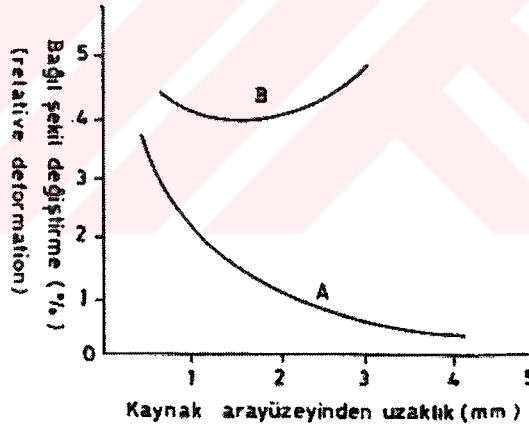
3.4.2 Kaynak Basıncı

Difüzyon kaynağında, birleştirilmek istenen yüzeylerin birbirine atomlar arası etkileşim kuvvetlerinin etkili olabileceği kadar yakın olması gerekmektedir. Ancak gerçekte tamamen giderilemeyen yüzey pürüzlülükleri ya da adsorbe olmuş gaz, yağ ya da oksit tabakaları nedeni ile yüzeyler birbirine sadece belli noktalardan temas eder. Difüzyon kaynağında büyük bir plastik deformasyona ihtiyaç duyulmamaktadır. Ancak, kaynak arayüzeyine dik olan kuvvetler temas yüzeylerinin birbirine sıkı bir şekilde geçmesini sağlayacak düzeyde

olmalıdır (Metals Handbook, Vol.6,1983). Yüzeylerin birbirine etkili bir şekilde oturması için deformasyon gereklidir.

Basınç ile malzemedeki deformasyon oranı kontrol edilir. Basınç arttıkça rekristalizasyon sıcaklığı düşer ve rekristalizasyon hızlanır. Basıncın uygulanması ile yüzeydeki oksit film kırılır, ardından yüzeydeki pürüzlülüklerde plastik deformasyon başlar. Bu plastik deformasyon yüzeydeki çıkıntılar arasında uyum sağlanana dek devam eder. Basıncın düşük olduğu durumlarda bu süreç daha yavaş ilerler. Birleştirilecek parçalardaki deformasyon oranı üzerinde sıcaklığın etkisi daha belirgindir. Örneğin 0.5 C çeliğinde 900°C sıcaklıkta deformasyon %1 iken, aynı basınçta 1000°C sıcaklıkta deformasyon %3'e çıkmaktadır.

Difüzyon kaynağında uygulanan basıncın etkisi ile makro oranda bir deformasyonun olmadığı tespit edilmiştir. Ancak yüksek sıcaklıkların bölgesel olarak uygulanmasıyla deformasyon oranı %4-5'e çıkabilmektedir. Örneğin Şekil 3.3'de %0,12 C, %1 Cr, %1 Mo, %1 V içeren çeliğin 1100 °C'de 10 dakika süre ile gerçekleştirilen difüzyon kaynaklarında 4,8 MPa (A) ve 9,5 MPa (B) basınçlara karşılık gelen bölgesel deformasyon oranları görülmektedir.



Şekil 3.3 Difüzyon kaynaklı bir parçada arayüzeye olan mesafeye bağlı olarak bölgesel deformasyonun değişimi

Kaynak basıncının yüksekliği, uygulanacak kaynak sıcaklığında birleştirilecek malzemelerin mekanik özelliklerine bağlıdır. Difüzyon kaynağı uygulamalarında genellikle basınç üst sınırı olarak malzemenin kaynak sıcaklığındaki akma dayanımı alınmaktadır.

Pratikte uygulanabilecek kaynak basıncının büyüklüğü kaynak teçhizatı ve eklem geometrisi tarafından sınırlıdır. Basınç mümkün olduğunca uniform bir şekilde uygulanmalıdır. Aksi takdirde, basınç tepe etkisi nedeni ile özellikle kaynak edilecek parçaların köşelerinde yüzey birbirine sıkı bir şekilde geçmez. İyi bir kaynak için gerekli olan basınç sıcaklık ve zamanla

yakından ilgilidir. İyi bir kaynak için gerekli olan basıncın belli sınırları vardır. Ekonomik açıdan düşük basınç tercih edilir. Yüksek basınç kullanımı maliyeti arttırmanın yanı sıra daha iyi bir kontrol ve dolayısıyla daha karmaşık yöntemlere ihtiyaç duyar (Metals Handbook, Vol.6,1983).

3.4.3 Kaynak Süresi

Difüzyon kontrollü reaksiyonlarda süre önemli bir değişkendir. Herhangi bir atom tarafından difüzyon sırasında kat edilen ortalama mesafe x ile ifade edildiğinde aşağıdaki formül difüzyon mesafesini verir.

$$X=C.(D*t)^{1/2} \quad (3.2)$$

X: difüzyon mesafesi

D: difüzyon katsayısı (cm^2/sn)

t: zaman (sn)

C: sabit

Difüzyon reaksiyonları zamanın karekökü ile orantılı olduğundan, belirli bir değerin üzerinde sürenin etkisi azalır. Difüzyon kaynağında zaman sayısal olarak basit bir değişken değildir. Bir atomun kat ettiği mesafeyi gösteren ilişki, difüzyon kaynağında meydana gelen daha karmaşık değişiklikleri anlamamıza yardımcı olamaz. Yapılan deneyler hem sıcaklık hem de basıncın birleştirme kuvvetini ancak belli bir noktaya kadar arttırdığını göstermiştir. Bu noktadan sonra kaynak süresi ne kadar arttırılırsa arttırılsın herhangi bir kazanç sağlamaz.

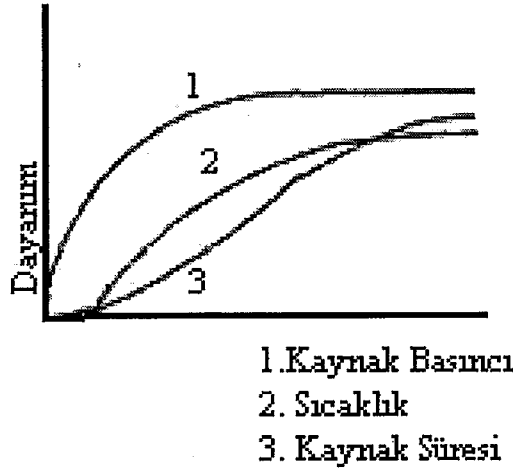
Difüzyon kaynağında geçen süre iki evre olarak tanımlanmaktadır. Bir olgunlaşma süreci olan birinci evrede yüzeyler arasındaki temas alanı artmakta ve aşırı deformasyon bölgeleri oluşmaktadır. İkinci evrede ise kayma ve tane sınırı göçünün görüldüğü yoğun sürünme ile birlikte yeniden kristalleşme olayları hakimdir.

Difüzyon kaynağında kaynak sıcaklığı ve birleştirme türüne göre bağlı olarak her malzeme ve ya malzeme çifti için gerekli olan süre bir-iki dakika ile saatler arasında değişmektedir.

Sürenin yüksek olması ekonomik nedenlerden dolayı istenmeyen bir durumdur. Ayrıca uzun süreler malzemelerde boşluk oluşumuna yol açtığı gibi kimyasal bileşim değişimlerine ve kırılma metallerarası bileşiklerin oluşumuna da neden olabilmektedir.

Yöntem parametreleri, sıcaklık, süre ve basınç birbirinden bağımsız değildir ve bunlar

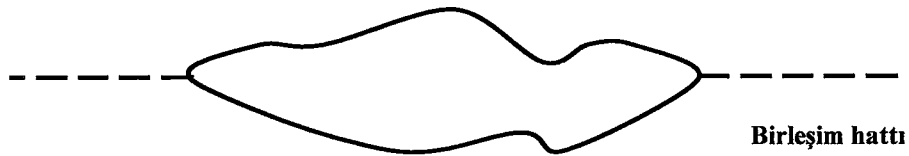
üzerinde tam bir genel sonuç söylemek mümkün değildir. Şekil 3.4’de sıcaklık, süre ve basıncın dayanım üzerindeki etkisi görülmektedir.



Şekil 3.4 Difüzyon kaynağında kaynak basıncı, kaynak sıcaklığı ve kaynak süresinin dayanıma etkisi

3.4.4 Yüzey Koşulları

Difüzyon kaynağında yüzeyler arasında atomik kuvvetlerin etkili olabilmesi için, birleştirilecek yüzeylerin birbirine olabildiğince yakın olması gerekir. Bu nedenle birleştirilecek yüzeylerin makro ve mikro boyutta olabildiğince düzgün olmasının yanı sıra her türlü kirlilikten temizlenmiş olması istenir. Difüzyon kaynağında birleştirilecek parçaların yüzeylerinin birbirine tam olarak oturması için öncelikle makro boyutta düzgün, yani birbirine paralel olmaları gerekir. Ancak yüzeylerin makro boyutta düzgün olması yüzeyler arasında birleşmeyi sağlayacak bağ oluşumu için yetersizdir. Difüzyon kaynağı esnasında karşılıklı yüzeyler arasında gerçekleşen temasta yüzey pürüzleri nedeni ile Şekil 3.5’ deki gibi boşluklar açığa çıkacak ve etkili bir birleşme sağlanamayacaktır.

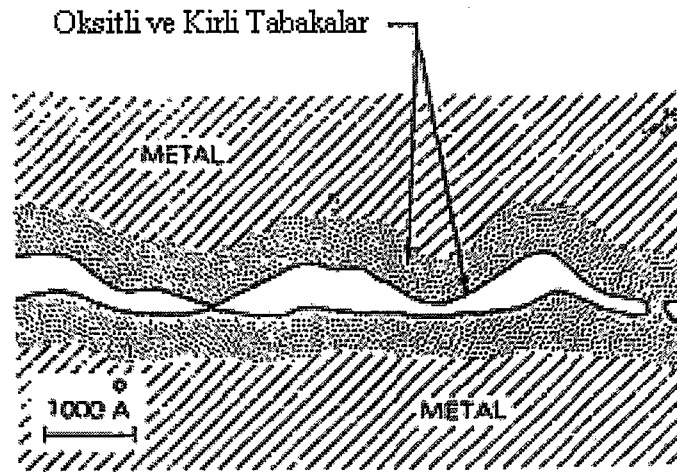


Şekil 3.5 Yüzeylerin temasında yüzey pürüzleri nedeni ile oluşan boşluklar

Yüzeyler arasında birleşmeyi sağlayacak bağ oluşumu için yüzeydeki metal atomlarının birbirine birkaç atom mesafesi kadar yaklaşması gerekir. Gerçekte yüzeyler en hassas yüzey işlemlerinden geçirilseler dahi, yüzey pürüzlülük değerlerinin sıfıra indirilmesi mümkün değildir. Bu yaklaşmayı sağlamak için makro boyutta düzgün hale getirilen yüzeylerin ortalama pürüzlülük değerleri, zımparalama işlemi yardımı ile en aza indirilmelidir. Bu sayede arayüzeyde pürüzler nedeni ile kalan boşlukların hacmi en aza indirilmiş olacaktır. Kaynak olayı esnasında birleştirilecek parçaların hazırlanmış yüzeyleri, seçilen sıcaklıkta basınç ile bastırılır. Böylelikle birleştirilecek parçaların yüzeylerinde sürünme prosesi ile giderek artan bir yaklaşma sağlanır.

Makro ve mikro boyutta olabildiğince düzgün hale getirilen yüzeyler üzerindeki her türlü kirlilik de yüzeylerin temasına engel olur. Temas yüzeyleri üzerindeki yabancı madde kalınlığı 1 nm'yi geçerse adezyonu sağlamak için gerekli çekim kuvvetleri yeterli seviyeye ulaşamaz. Temiz bir temas yüzeyine sahip bir malzemede, yüzey atomları doymamış (açık) bağları nedeni ile elektronlarını diğer atomlarla paylaşmak ister. Buna karşın yüzeyler kirliliğe geldiğinde, yüzey kirliliği elektronlarını metalin atomlarıyla paylaşarak doygunlaşırlar. Sonuçta yüzeydeki çekme kuvvetleri azalmış olur.

Gerçekte malzeme yüzeyleri üzerinde farklı kirlilikler mevcuttur ve kaynağın gerçekleşmesi için gerekli olan mekanizmalar, ancak bu kirliliklerin temas yüzeylerinden uzaklaşması ya da yüzeyler üzerinde sınırlı bölgelerde toplanması durumunda varolabilir. Şekil 3.6'de gerçek bir metal yüzeyi karakteristiği gösterilmektedir (O'Brien, 1991).



Şekil 3.6 Pürüzlülük ve kirlilik mevcut bir metal yüzeyinin karakteristikleri

Yüzeyler üzerinde birleşmeye engel olan kirlilikler organik ya da inorganik filmler

şeklindedir. Atmosferden absorbe edilen uçucu moleküller ya da temas ile oluşan yağ, gres ya da mum benzeri organik kirler yüzeyler üzerinden solvent temizleme yöntemi ile temizlenebilirler. Solvent temizleme sonucunda yüzeyler üzerinde az miktarda da olsa kalan organik kirleri kaldırmakta kullanılan en yaygın yöntem ise yüzeylerin paslanmaz çelik tel fırça ile fırçalanmasıdır.

Metal yüzeylerindeki oksitler inorganik yüzey kirliliklerini oluştururlar. İnorganik oksit filmleri kaynak basıncının etkisi ile mekanik olarak kırıldıkları için genelde kaynak işlemine engel olmazlar. Ancak bu oksit filmlerinin kırılma biçimleri kaynağın gerçekleşmesi için gerekli olan yüzey alanına etki eder. Ti, Cu, Zr, Nb gibi oksijen çözünürlüğü yüksek elementler için oksit filmler çok tehlikeli değildir. Bu tür metallerde oksijen, hacim difüzyonu yolu ile metal içersine asimile olduğundan temas yüzeyleri üzerinde engel teşkil etmez. Bu nedenle Ti, Cu, Zr, Nb ve Ta en kolay kaynak edilebilen grubu oluşturmaktadır. Buna karşılık oksijen gibi arayüzeyde kirlilik oluşturan elementleri çözündürebilirliği az olan metaller, örneğin Al, Al alaşımları, çelik ya da Al, Ti, Cr içeren kobalt bazlı alaşımlar ise çözünmeyen oksit tabakası oluşturmaları nedeniyle difüzyon kaynağı ile birleştirilmeleri en zor grubu oluştururlar. Oksijen çözündürebilirliği yüksek olan metallerin kaynağında yüzey üzerindeki oksit filmin kalkması için basınç ve sıcaklığın etkisi ile difüzyon yeterlidir. Ancak oksijen çözündürebilirliği az olan metallerde oksit filmin giderilmesi için ek faktörler gerekmektedir. Bu faktörler, kaynak işlemi öncesinde itinalı bir yüzey işlenirliği ve temizliği ile kaynak esnasında atmosferin redükleyici özelliğinin kontrolüdür.

Gerçekleştirilecek uygulamalarda etkili bir kaynak için, birleştirilecek yüzeyler istenen boyutlarda makrogeometrik olarak düzgün bir şekilde şekillendirildikten sonra zımparalama işlemi ile yüzey pürüzlülüğü en aza indirilmelidir. Yüzeyler üzerinde kalan tozlar basınçlı hava yardımı ile giderilmeli ve bu işlemin ardından yüzeyler kimyasal ya da ultrasonik temizlemeye tabi tutulmalıdır. Kurutulan malzeme yüzeyleri derhal kaynak odasına alınmalı ve kaynak işlemine tabi tutulmalıdır.

3.4.5 Kaynak Atmosferi

Difüzyon kaynağında, kaynak bölgesinde atmosfer açısından en uygun ortam sağlanmalıdır. Yüksek sıcaklıkta altın dışındaki metaller hızla oksidasyona uğramaktadır. Oksidasyon sonucunda metal yüzeyleri oksit filmleri ile kaplanmaktadır. Oksit filmler difüzyon kaynağında temas yüzey alanını azaltmakta ve ayrıca yüzeylerin birbirine atomlar arası etkileşim kuvvetlerinin etkili olabileceği kadar yakın olmasına engel olmaktadır. Bu nedenle

difüzyon kaynağında kaynak atmosferi oksidasyona yol açmayacak özellikte olmalıdır.

Difüzyon kaynağı genellikle vakum ortamında gerçekleştirilir. Uygulanan vakumun değeri kaynak edilecek malzemenin oksidasyon tutumuna göre değişmektedir. Örneğin Al gibi hızla oksitlenen ve oksijen çözünürlüğü olmayan malzemelerin kaynağında vakum değeri 10^{-5} Pa gibi oldukça yüksektir. Kaynak atmosferi olarak vakum yerine argon ya da azot gibi inert gazlar da kullanılabilir. İnert gaz atmosferinde gerçekleştirilecek uygulamalarda kaynak odası önce kısmi vakuma alınmalıdır. Ancak vakum ortamında yapılan kaynaklar, vakum çok yüksek olmasa bile yeterince saf olmayan inert gazlarla yapılanlardan daha iyi dayanım sağlamaktadır.

Difüzyon kaynağında diğer bir yöntemde ısıtmanın sıvı ortamda yapılmasıdır. Sıvı ortam olarak birleştirme sıcaklığına uygun tuz banyoları kullanılır. Banyonun oksitleyici olmamasına dikkat edilmelidir. Paslanmaz çeliklerin titanyum alaşımlarına kaynağında bu yöntemle başarılı sonuçlar elde edilmiştir. Bu yöntemin başlıca avantajı maliyetinin düşük olmasıdır. Ayrıca ısı iletim katsayısı nedeniyle ısıtma hızı 3-5 kat artmaktadır (Tuncel, 1988).

3.5 Difüzyon Kaynağı Bağlantı Türleri ve Kaynak Edilebilen Malzemeler

Difüzyon kaynağı eş ya da farklı malzemelerin direkt ya da aratabaka üzerinden kaynağına imkan veren bir yöntemdir. Difüzyon kaynağı ile çok çeşitli malzemeler birleştirilebilmektedir. Bu malzemelere örnek olarak Al ve alaşımları, Ti ve alaşımları, Cu ve alaşımları, Cr, Ni alaşımları, çelik alaşımları, Al veya Ti matrisli kompozitler ve refrakter metaller (Zr, Nb, W, Mo...) verilebilir.

Difüzyon kaynağı ile gerçekleştirilebilecek bağlantı türleri aşağıdaki şekilde gruplanabilir:

a) Eş metalsel çiftlerin ara tabakasız kaynaklanması

Aynı tür malzemelerin direkt olarak birleştirilmesidir. Yöntem parametrelerini, kaynak edilecek malzemenin mekanik ve metalurjik özellikleri ve geometrik veriler belirlemektedir.

b) Farklı metallerin aratabakasız kaynaklanması

Birbiri ile uyumlu, intermetalik faz oluşturmeyen farklı metallerin direkt olarak kaynağı bu gruba girmektedir. Yöntem parametrelerini birleştirilecek malzeme çiftlerinin özellikleri belirler. Örneğin kaynak sıcaklığı, ergime sıcaklığı düşük olan metale göre seçilmelidir. Aynı şekilde kaynak esnasında uygulanacak basınç ve bunun sonunda ortaya çıkan deformasyon miktarı da malzeme çiftinden yumuşak olan malzemeye göre belirlenmelidir.

Seçilen kaynak parametreleri, metal çifti arasında intermetalik bir tabaka oluşmasına neden olmayacak ya da oluşacak tabaka kalınlığını $20\text{ }\mu\text{m}$ 'nin altında sınırlayacak şekilde olmalıdır.

c) Eş metalsel çiftlerin aratabaka üzerinden kaynaklanması

Bazı durumlarda kaynak işlemini kolaylaştırmak için eş metalsel malzemelerin kaynağında kaplama ya da ince folyo şeklindeki aratabakalar kullanılır. Kaynak işlemi, birleştirilecek yüzeyler arasına konulan ya da kaplanan bu tabaka üzerinden gerçekleştirilir. Yöntem parametrelerini aratabaka malzemesinin özellikleri belirler.

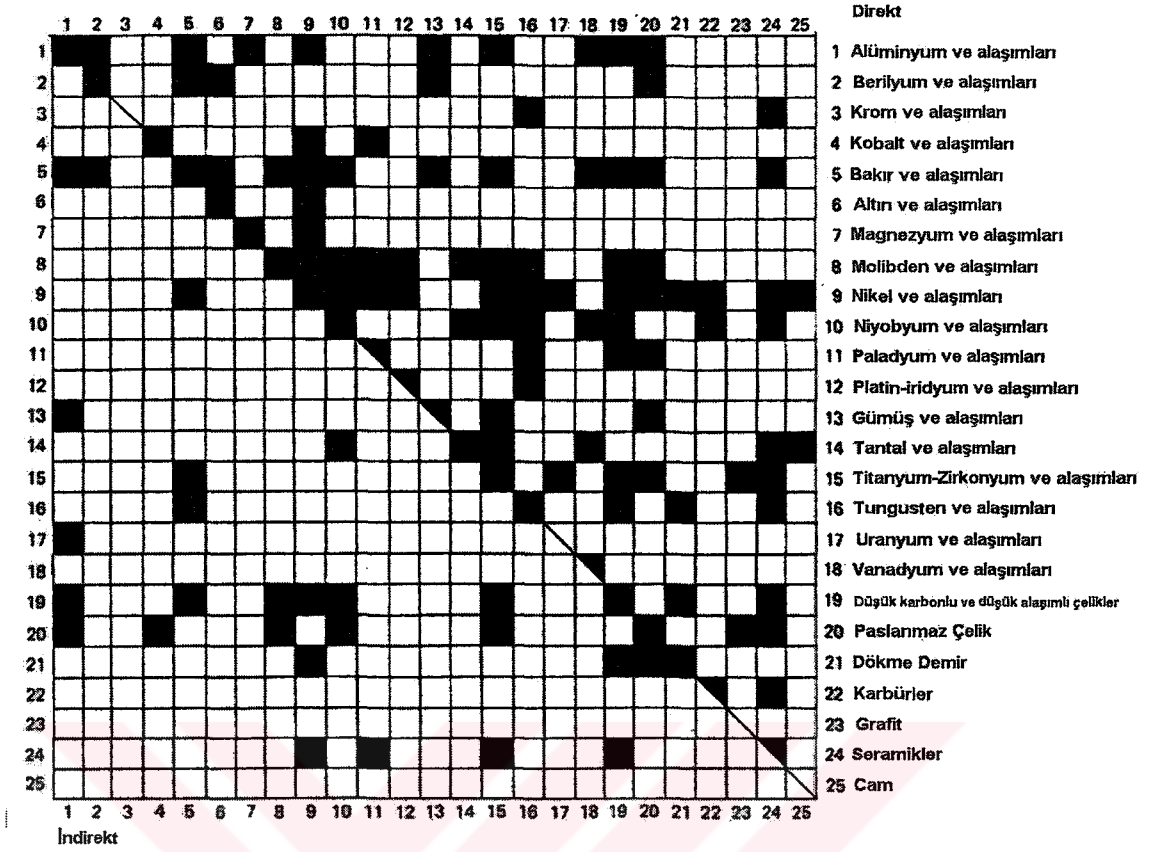
d) Farklı metallerin aratabaka üzerinden kaynaklanması

Özellikle birbiri ile intermetalik faz oluşturan farklı metallerin kaynağında, kaynak işlemini kolaylaştırmak için bu yöntem kullanılır. Aratabaka olarak kullanılacak malzemenin her iki malzeme ile de uyumlu olmasına dikkat edilmelidir.

e) Metallerle ametallerin aratabakalı ya da aratabakasız kaynaklanması

Farklı fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip malzemelerin aratabakalı ya da aratabakasız birleştirilmesinde elverişli yöntem parametrelerinin azlığına rağmen difüzyon kaynağında örneğin metal-seramik bağlantıları gerçekleştirilebilmektedir. Ancak gerçekleştirilmesi için farklı ısı genleşmelerin dengelenmesi gerekmektedir.

Şekil 3.7'de difüzyon kaynağı ile direkt ya da aratabaka üzerinden kaynaklanabilen malzemeler görülmektedir (Metals Handbook, Vol.6,1983).



Şekil 3.7 Difüzyon kaynağı ile kaynaklanabilen malzeme grupları

3.5.1 Aratabaka

Farklı metallerin birleştirilmesinde ortaya çıkan sorunların başında intermetalik çiftler gelmektedir. İntermetalik oluşturan çiftlerin ergitme kaynak yöntemleri ile etkili bir şekilde birleştirilmeleri hemen hemen imkansızdır. Difüzyon ve deformasyon kaynağı gibi katı hal kaynak yöntemlerinde kaynak sıcaklığı arayüzeyde sürekli bir intermetalik filmin oluşmasına neden olacak kadar yüksek değildir. Bu tür malzeme çiftlerinin kaynağında intermetalik fazların oluşumunu minimize etmek için alınan önlemlerden biri de aratabaka kullanımıdır.

Kaynak işlemini kolaylaştırmak için temas yüzeyleri arasında ince folyo ya da kaplama şeklinde aratabakalar kullanılmaktadır. Aratabaka kullanımının başlıca nedenleri şunlardır:

1. Kaynak sıcaklığını azaltmak
2. Arayüzeyde oluşacak deformasyon bölgesini sınırlamak
3. İntermetalik oluşumunu en aza indirmek
4. Yüzey temasını arttırmak

5. İnterdifüzyon nedeni ile oluşabilecek poroziteleri minimuma indirmek
6. Oksidasyonu azaltmak

Aratabaka seçiminde dikkat edilmesi gereken en önemli unsur amacına uygun bir aratabaka malzemesi seçmektir. Kullanılacak aratabaka malzemesi, kaynak edilecek malzeme ya da malzemelere uyumlu, yakın dayanım değerine sahip, arayüzeyde ana metalden difüze olan safsızlıklar nedeni ile düşük tokluğa sahip bir bölge oluşturmayacak özellikte ve kaynak edilecek malzemelerle uyumlu ısı genleşme katsayısına sahip olmalıdır. Aratabaka olarak kullanılan malzeme kaynak bölgesinde uygun bir mikroyapı oluşturmalıdır Aratabaka olarak daha çok gümüş, bakır, altın, ya da saf alüminyum gibi düşük ergime derecesine sahip ince metal filmler tercih edilmektedir. Ara tabaka malzemeleri galvanik olarak bağlantı yüzeylerine kaplanabildiği gibi, mikron ile ifade edilen kalınlıklarda plaka şeklinde iki yüzey arasına yerleştirilebilir. Ayrıca PVD ya da CVD ile kaplama teknikleri de kullanılabilir.

Aratabaka olarak kullanılan malzeme ana metal ile bir ötektik oluşturuyorsa ve seçilen kaynak sıcaklığı bu ötektik sıcaklığından daha düşük ise arayüzeyde sıvı bir film oluşur. Bu durumda difüzyon kaynağı “geçici sıvı faz difüzyon kaynağı” adını alır. Ancak günümüzde geçici sıvı faz difüzyon kaynağı hakkında net bilgiler yoktur, konu hakkında ayrıntılı çalışmalar devam etmektedir (Metals Handbook, Vol.6,1983).

3.6 Difüzyon Kaynağı Donanımları

Difüzyon kaynağı ısı ve basınç gerektiren bir kaynak türü yöntemi olduğundan kaynak işlemi, kaynak edilecek parçaların şekil ve boyutlarına, işlemin gerektirdiği atmosfer ve sıcaklığa uygun olarak dizayn edilmiş özel ekipmanlara ihtiyaç duymaktadır. Çoğu durumda kaynak cihazı kullanıcı tarafından ya da kullanıcının gereksinimlerine cevap verecek şekilde tasarlanır. Kaynak işlemi mutlaka vakum, inert gaz ya da redükleyici bir atmosfer gerektirir (Metals Handbook, Vol.6,1983; ASM Handbook, Vol.6,1989).

Kaynak sıcaklığının eldesinde ısıtma işlemi için elektrik enerjisi kullanılır. Çoğu durumda kaynak haznesinin ısıtılmasında dirençlere elektrik enerjisi verilir. Kaynak işlemi fırın yerine bir hazne içerisinde gerçekleştiriliyorsa, ısıtma işlemi bu haznenin çevresine sarılan rezistanslar yardımı ile sağlanır.

Bir diğer ısıtma yöntemini de indüksiyondur. İndüksiyon kullanımının en büyük avantajı, farklı malzemelerin kaynak edildiği durumlarda her parça için farklı sarım sayısında bobin kullanılabilmesidir (Tuncel, 1988).

Difüzyon kaynağında sıcaklığın elde edilmesi kadar önemli olan bir husus da sıcaklığın kontrol edilmesidir. Diğer yöntemlere göre daha uzun zaman gerektiren difüzyon kaynağı yönteminde işlem süresi boyunca sıcaklığın sabit olması gerekmektedir. Bu yüzden kaynak cihazı sıcaklığı uzun sürelerde sabit tutacak şekilde tasarlanmalıdır.

Kaynak basıncını oluşturmak için gerekli olan kuvvetin uygulanmasında çeşitli sistemler kullanılabilmektedir. Bu sistemlerin başında mekanik, hidrolik ya da izostatik sistemler gelmektedir. Mekanik ve hidrolik sistemler daha çok küçük parçaların kaynağında kullanılmaktadır. Ancak daha büyük ve karmaşık şekilli parçaların kaynağında kaynak yüzeyi boyunca eş basınç dağılımını sağlamak oldukça güçtür. Bu nedenle, bu tür durumlarda izostatik gaz basıncı kullanılmaktadır. İzostatik sistemlerde kaynak işlemi önceden havası boşaltılmış bir ortamda ya da koruyucu bir zarf içerisinde gerçekleştirilir. Bu yöntem, kolay kırılabilen metallerin kaynak işlemlerinde, ya da metallerden seramik ve sermetlere yapılan kaynak işlemleri için çok uygundur, çünkü izostatik basınç, malzemede basma gerilmelerini ortadan kaldırmaktadır (Atabay, 1999).

Mekanik ve hidrolik sistemlerde uygun presler kullanılır. Bu presler, yeterli yük kapasitesine ve boyutlara sahip olmalı, ısıtılmalı ve basıncı belli bir süre boyunca sabit tutabilmelidir. Pres sisteminin en önemli avantajı sağladığı kullanım kolaylığıdır ve üretimin bu sistemle mükemmel bir şekilde kontrol edilebilmesidir. Pres boyutlarındaki pratik sınırlamalardan dolayı büyük elemanların fabrikasyonuna elverişli değildir. Bu yöntem yüksek üretim hızlarında kullanıma ve seri üretime uygun değildir. Basınç ile birlikte kaynak işlemi için gerekli sıcaklığın elde edilebilmesi için ısıtılmış kalıplar kullanılır. Kuvvetin preslerle uygulandığı sistemlerde pres kalıpları sıcaklık ve basınca dayanıklı olmalıdır ve kaynaklanacak metalle uyumlu olmalıdır. Kalıp ve parça arasındaki etkileşim geciktirici maddelerle ve bazen de kalıp yüzeyinin oksitlenmesiyle kontrol edilebilir.

Metal levhalar arasında küçük yuvarlak noktalar halinde difüzyon kaynağı yapmak için dirençli kaynak teçhizatı kullanılır. Başarılı bir difüzyon kaynağı yapmak için genellikle standart teçhizatın değiştirilmesi gerekmez. Bu teçhizatla arayüzey basınç altında dirençlerle ısıtılır. Döngü ara yüzeydeki metalin erimesini engelleyecek şekilde ayarlanır. Kaynak süresi genellikle 1 saniyeden azdır. Bu tür teçhizatın bir avantajı çok hızlı olarak difüzyon kaynağı yapabilmesidir. Her bir kaynak çok kısa sürede yapılır. Fakat her bir döngüde sadece küçük bir alan kaynaklanabilir ve büyük bir alanı biri girebilmek için birden fazla kaynak yapılması gerekir.

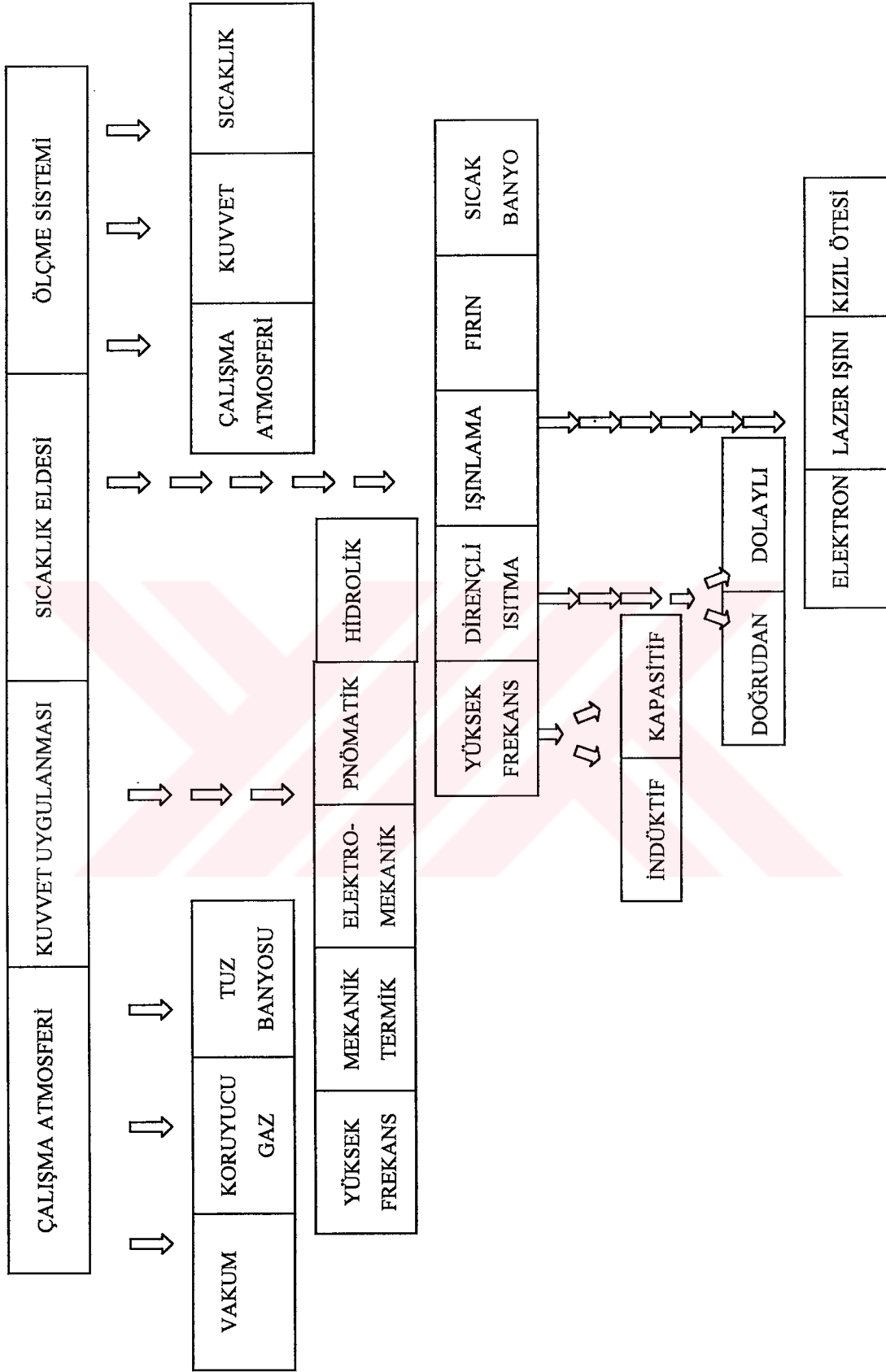
Difüzyon kaynağı işlemi kontrollü bir atmosfer gerektirdiğinden, kaynağın gerçekleştiği hazne ya da fırın vakuma alınabilmeli ya da koruyucu bir gaz ile kontrol edilmeye elverişli olmalıdır.

Kaynak cihazında basınç, sıcaklık ve koruyucu atmosfer sağlayıcı ana kısımların dışında bu parametreleri kontrol etmeye ve ölçmeye yarayan ek donanımlara ihtiyaç duyulmaktadır.

Şekil 3.8' de örnek bir difüzyon kaynak cihazı görülmektedir. Şekil 3.9'da difüzyon kaynak cihazında ana parametreleri sağlamak için bulunması gereken donanımlar ve bunların elde edilme olasılıkları verilmektedir (Dağlılar, 1994).



Şekil 3.8 Difüzyon kaynak cihazı



Şekil 3.9 Difüzyon kaynağı donanımlarının çalışma grupları şeması

3.7 Difüzyon Kaynağının Avantajları ve Sınırlamaları

Difüzyon kaynağının genelde uygulanan birçok kaynak işleminin sağladığı bir çok avantajdan daha fazla avantajı vardır:

1. Birleştirme, ana metalin kendisinin mikro yapısına ve özelliklerine çok benzer gerçekleşir. Bu özellikle hafif sanayide çok önemlidir.
2. Birleştirilen parçalar, minimum distorsiyon ve sonradan işleme ve düzeltme gerektirmeksizin birleştirilebilirler.
3. Füzyon işlemi veya eksenel simetri gerektiren (sürtünme kaynağı gibi) işlemlerle kaynak edilemeyen farklı alaşımlar birleştirilebilir.
4. Bir grup parçanın çok sayıdaki birleştirmesi aynı anda yapılabilir.
5. Sınırlı kenarlı parçalar birleştirilebilir.
6. Füzyon kaynağı için kapsamlı bir ön ısıtma gerektiren büyük birleştirme parçaları kolayca birleştirilebilirler.
7. Füzyon kaynağı ile birleştirilmiş hatalar normalde saptanmaz.

Önemli bazı işlem sınırlamaları şunlardır:

1. Isıl çevrim geleneksel kaynak işlemlerinkinden daha uzundur.
2. Kaynak ekipmanlarının maliyeti genelde fazladır. Bu ekonomik olarak üretilen maksimum parça boyutunu sınırlandırır.
3. İşlem büyük üretim miktarlarına uygulanmaz. Buna rağmen, belirli sayıdaki bir grup aynı anda birleştirilebilirler.
4. Kalite kontrol için, uygun tahrip etmeyen denetim yöntemleri kullanışlı değildir.
5. Birleştirme yüzeyleri ve birleştirme parçalarının dolgusu, geleneksel sıcak basınç kaynağına göre daha fazla yüzey hazırlama özeni ister.
6. Vakum veya koruyucu atmosferin sınırlayıcı ortamında, ısı ve yüksek sıkıştırma kuvvetinin aynı anda uygulanmasının gerekliliği, difüzyon kaynağında en temel ekipman problemidir (Atabay, 1999).

4. PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN DİFÜZYON KAYNAĞI

Son yıllarda özellikle havacılık ve otomotiv endüstrilerinde kullanımı giderek artmaya devam eden Al MMK malzemeler üzerindeki araştırmaların çoğu, bu malzemelerin üretim yöntemleri üzerine olduğu kadar ikincil proseslerinin (kesme, birleştirme, yüzey işleme vs...) üzerinde de yoğunlaşmaktadır. Yakın gelecekte özellikle partikül takviyeli Al MMK'lerin başarılı mühendislik uygulamaları için anahtar nokta bu malzemelerin birleştirme teknolojileri olacaktır (Zhang vd., 1999).

Al MMK'lerin birleştirilmesinde, TIG, MIG , lazer ve elektron demeti kaynağı gibi yöntemleri içeren ergitme kaynak yöntemleri ve difüzyon ve sürtünme kaynağı gibi yöntemleri içeren katı-hal kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Ancak, özellikle SiC takviyeli AL MMK'lerin kaynağında katı-hal kaynak yöntemleri ile ergitme kaynak yöntemlerine göre çok daha iyi sonuçlar elde edilmektedir (Midling ve Grong, 1995).

4.1 Al MMK'lerin Ergitme Kaynağında Karşılaşılan Sorunlar

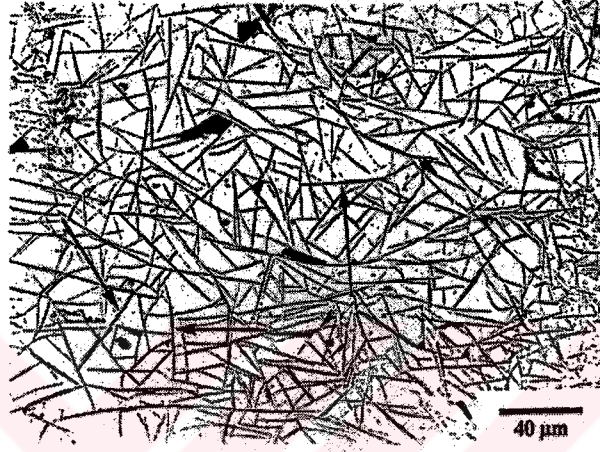
Seramik partikül takviyeli Al matrisli kompozitlerin ergitme kaynağı ile birleştirilmesinde çeşitli sorunlar ile karşılaşmaktadır.

Ergitme safhasında, takviye elemanlarının viskoziteyi artırması sonucunda dolgu maddeleri ile kompozitin karışımı güçleşir. Bu durum kaynağın oluşumunu zorlaştırır ve bağlantının kalitesini düşürür. Ayrıca ergimiş metal havuzunun katılaşması sırasında takviye partikülleri katılaşma cephesinin önüne itilir ve kaynak havuzunun normal katılaşma süreci bozulur. Bu durum mikro segregasyonlara ve homojen olmayan bir dağılıma yol açarak kaynakta bir çok mikro ve makro hatanın oluşmasına neden olur. Sonuç olarak elde edilen kaynağın çoğu özelliği çok kötüdür (Zhang vd., 1999).

Al MMK'lerin ergitme kaynağında karşılaşılan en büyük problemlerden biri de işlemin doğasından kaynaklanan yüksek sıcaklıktır. Matris alaşımının ergime sıcaklığının üzerindeki sıcaklık değerleri özellikle SiC takviye partiküllerinin kullanıldığı Al MMK'lerde büyük bir sorun yaratmaktadır. Sıcaklık 650°C'nin üzerine çıktığında SiC ve matris alaşımı arasında istenmeyen reaksiyonlar sonucunda oldukça kırılgan ve havada dağılma özelliğine sahip Al_4C_3 fazı oluşur.



Al_4C_3 fazı mikro yapıda şeritler halinde görülürken, Si'lar bloklar halinde görülmektedir. Al_4C_3 oluşumunun istenmemesinin başlıca iki nedeni vardır. Bunlardan ilki Al_4C_3 'lerin oldukça kırılgan olması nedeniyle kırılma tokluğunu düşürmesidir. Diğer neden ise Al_4C_3 'lerin atmosferik koşullarda kaynak ömrünü birkaç gün gibi kısa bir süreye indirmesidir. Çünkü Al_4C_3 'ler nem etkisi ile kaynağın aşınmasına neden olurlar. Şekil 4.1'de %20 SiC takviyeli 2024 Al matrisli kompozitin ergitme kaynağı sonucunda oluşan mikro yapısı görülmektedir (Ellis, 1996).



Şekil 4.1 %20SiC/2024 Al kompozit malzemesinin ergitme kaynağında oluşan Al_4C_3 fazı

Al matrisli kompozitlerin kaynağındaki bu sorunların giderilmesi için daha çok katı-hal kaynak yöntemleri tercih edilmektedir. En çok kullanılan katı-hal kaynak yöntemlerinin başında difüzyon kaynağı gelmektedir. Difüzyon kaynağında kaynak sıcaklığı bu tür sorunlara neden olacak kadar yüksek değildir.

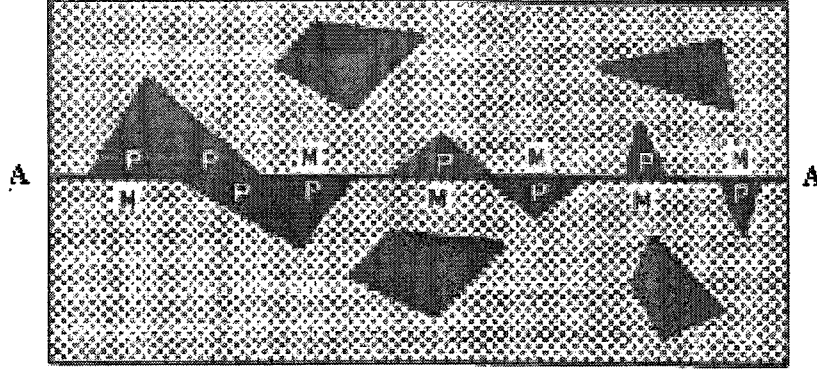
4.2 Birleşme Arayüzeyi

Seramik partikül takviyeli Al matrisli kompozitlerin difüzyon kaynağının daha iyi bir şekilde anlaşılabilmesi için birleşme bölgesindeki mikro birleşmelerin iyi bir şekilde anlaşılması gerekir. Bu kompozit malzemelerin kaynağında mikro boyutta üç farklı birleşme arayüzeyi mevcuttur:

- Matris/Matris (M/M),
- Matris/ Takviye elemanı (M/T),
- Takviye elemanı/ Takviye elemanı (T/T).

Kaynak arayüzeyinin şematik görünümü Şekil 4.2'de verilmiştir (Ellis, 1996). Şekilde, P

partikül halindeki takviye elemanlarını, M ise matrisi simgelemektedir.



Şekil 4.2 Partikül takviyeli MMK'lerin birleşme arayüzeyi

Arayüzeyde gerçek birleşme sadece M/M arayüzeyinde meydana gelir. M/T ve T/T arayüzeyleri etkili bir birleşme dayanımına engel olur. Takviye elemanı olarak kullanılan seramik partiküller birleşme arayüzeyinde difüzyona engel olur. Bu nedenle difüzyon kaynağında kaynak dayanımı açısından birleşme arayüzeyinde partikül sayısının az olması istenmektedir (Liming vd., 2001).

4.3 Partikül Takviyeli Al MMK'lerin Difüzyon Kaynağı Parametreleri

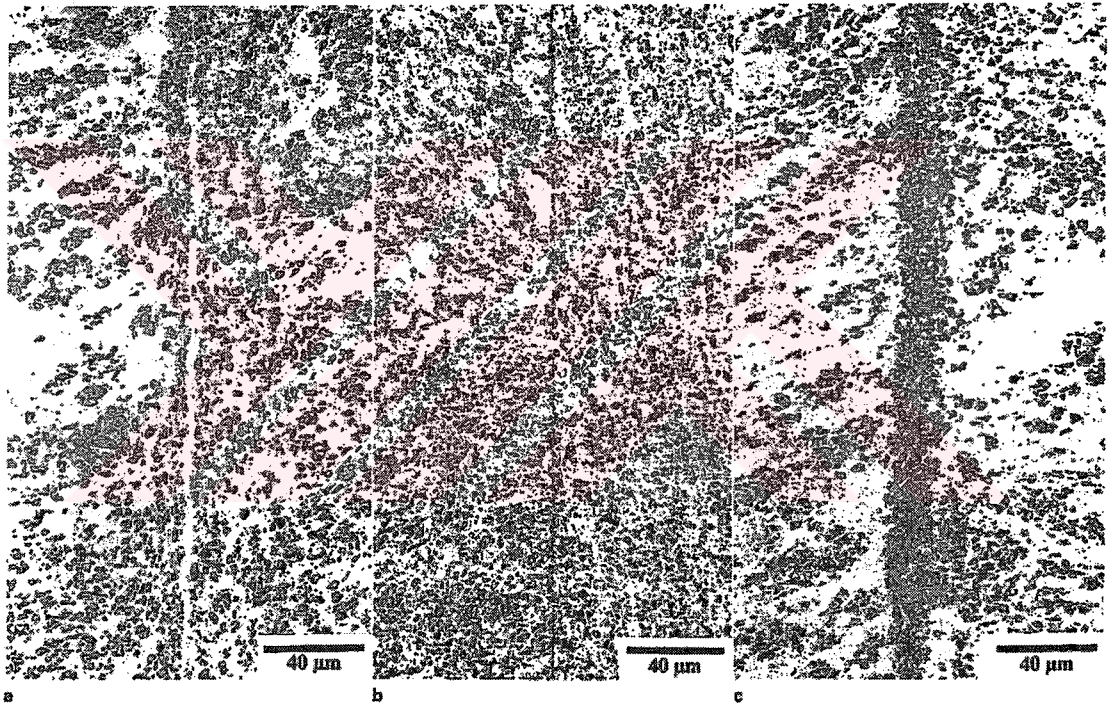
Seramik partikül takviyeli Al matrisli kompozitlerin difüzyon kaynağında yüksek dayanıma sahip bir kaynak elde edebilmek için kaynak sıcaklığı, kaynak basıncı, kaynak süresi, takviye oranı, aratabaka kullanımı ve yüzey koşulları gibi parametreler üzerinde araştırmalar devam etmektedir.

Al MMK'lerin difüzyon kaynağı, yapışkan ve kararlı oksit tabakaları nedeni ile oldukça zordur. Bu nedenle kaynak işlemi öncesinde kaynak yüzeyleri itina ile hazırlanmalıdır. Kaynak edilecek yüzeylerin pürüzlülüğü $0,4 \mu\text{m}$ 'den daha az olmalıdır. Bunun için yüzeyler genellikle 1200 no'lu zımpara kağıtları ile zımparalanır. İtina ile hazırlanan yüzeyler, üzerindeki kirliliklerin giderilmesi için alkol ile çalkalanmalı, gerekiyorsa aseton içerisinde ultrasonik temizlemeye tabi tutulmalıdır. Yüzey pürüzlülüğü en aza indirilmiş ve oksitlerden temizlenmiş malzemeler derhal kaynak odasına alınmalıdır. Kaynak işlemi mutlaka koruyucu atmosfer ya da vakum altında gerçekleştirilmelidir. Bugüne kadar yapılan çalışmaların çoğunda kaynak atmosferi olarak vakum tercih edilmiştir.

Partikül takviyeli Al matrisli kompozitlerin difüzyon kaynağı üzerine gerçekleştirilen

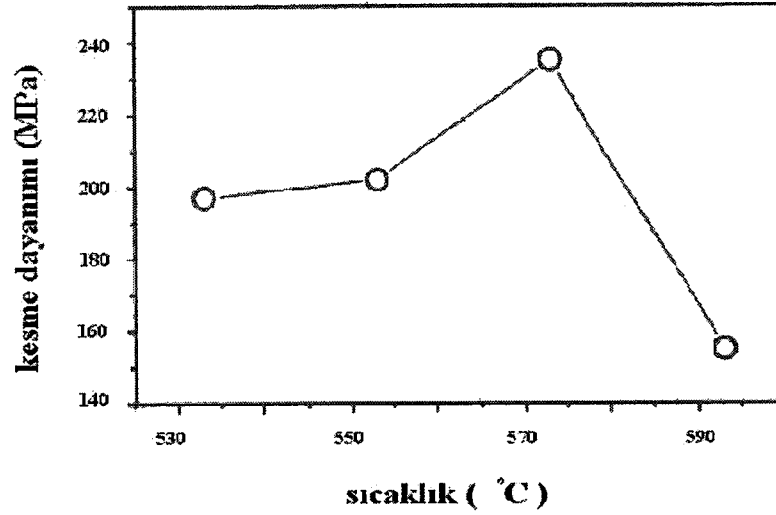
deneysel çalışmalarda matris malzemesi olarak daha çok 2XXX ve 6XXX serisi alaşımlar kullanılırken takviye elemanı olarak daha çok Al_2O_3 ve SiC kullanılmıştır. SiC takviye elemanı, difüzyon kaynağında Al_4C_3 fazının oluşmaması nedeni ile araştırmacıların daha çok dikkatini çekmektedir.

Difüzyon kaynağı ile birleştirilen Al MMK'ler üzerinde yapılan metalografik incelemeler arayüzeyde, partikülce zengin ya da partikülsüz zonların oluşabildiğini göstermiştir. Kaynak arayüzeyinde bu tür oluşumlar kaynak dayanımını düşürür. Bu nedenle bu tür oluşumların meydana gelmemesi için proses değişkenlerinin kesin ve doğru bir şekilde seçilmesi gerekmektedir. Şekil 4.3'de çeşitli Al MMK'lerin difüzyon kaynağında kütle transferinin yetersiz, ideal ve aşırı olduğu 3 farklı durum görülmektedir (Ellis, 1996).



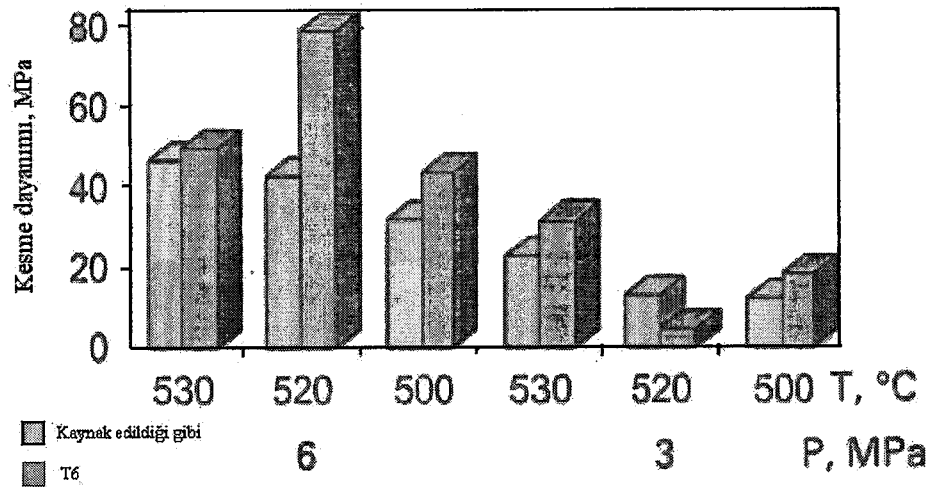
Şekil 4.3 Al MMK'lerin difüzyon kaynağında a) yetersiz b) ideal c) aşırı kütle transferi sonucunda elde edilen arayüzeyler

Bugüne kadar yapılan deneysel çalışmaların hemen hepsinde kaynak sıcaklığı değişken olarak alınmıştır. Kaynak sıcaklığı kullanılan matris malzemesinin ergime sıcaklığının altındadır. Seçilen kaynak sıcaklığı bu malzemeler için genellikle 500-550°C arasındadır. Yapılan çalışmalar kaynak sıcaklığının artmasının kaynak dayanımını arttırdığını göstermiştir. Zhao yaptığı çalışmada 2024 Al/%15 SiC için sıcaklığın 570 °C'ye kadar yükselmesi ile dayanımın yükseldiğini, ancak bu sıcaklıktan sonra sıcaklığın yükselmesinin kaynak dayanımını düşürdüğünü ortaya koymuştur (Zhao vd., 1999).



Şekil 4.4 Sıcaklığın kaynak dayanımı üzerine etkisi

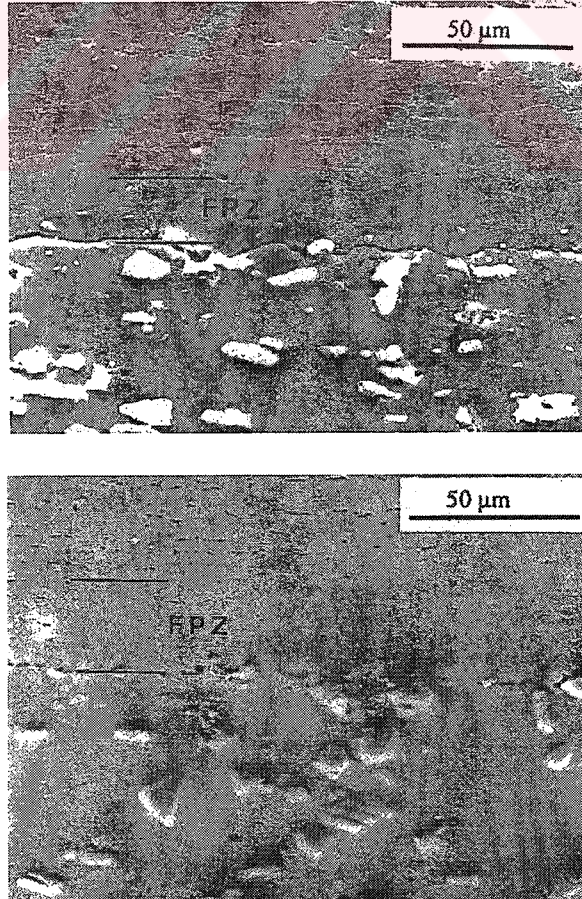
Al matrisli kompozitlerin difüzyon kaynağında basınç değeri olarak, malzemede yüksek deformasyona neden olmayacak değerler seçilir. Bugüne kadar yapılan deneysel çalışmalarda deney şartlarına bağlı olarak farklı kaynak basıncı değerleri kullanılmıştır. Örneğin Urena 6061Al/%10-20Al₂O₃ malzemesi için 3-6 MPa basınç değeri ile çalışırken, Zhang 2024Al/SiC için 0,08-0,09 MPa ve Zhao 2024 Al/%15 SiC için 16 MPa ile çalışmıştır. Seçilen basınç değeri kaynak sıcaklığında malzemede makro oranda herhangi bir deformasyona neden olmamalıdır. Genellikle deformasyon miktarının %2'yi geçmemesi istenmemektedir. Araştırmalar genel olarak aynı sıcaklık değerinde basıncın artmasının kaynak dayanımını arttırdığını göstermiştir (Zhang vd., 1999; Urena vd., 2000).

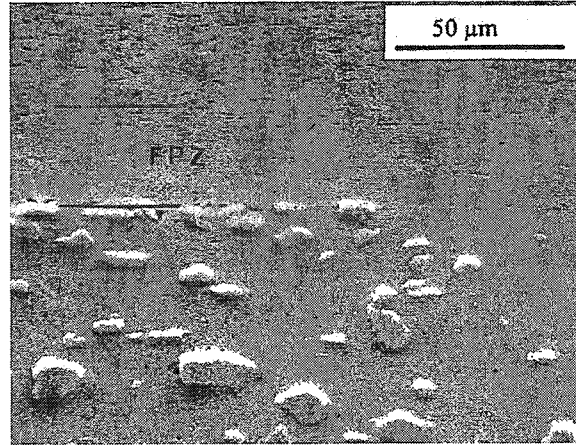


Şekil 4.5 Kaynak basıncının kaynak dayanımı üzerine etkisi

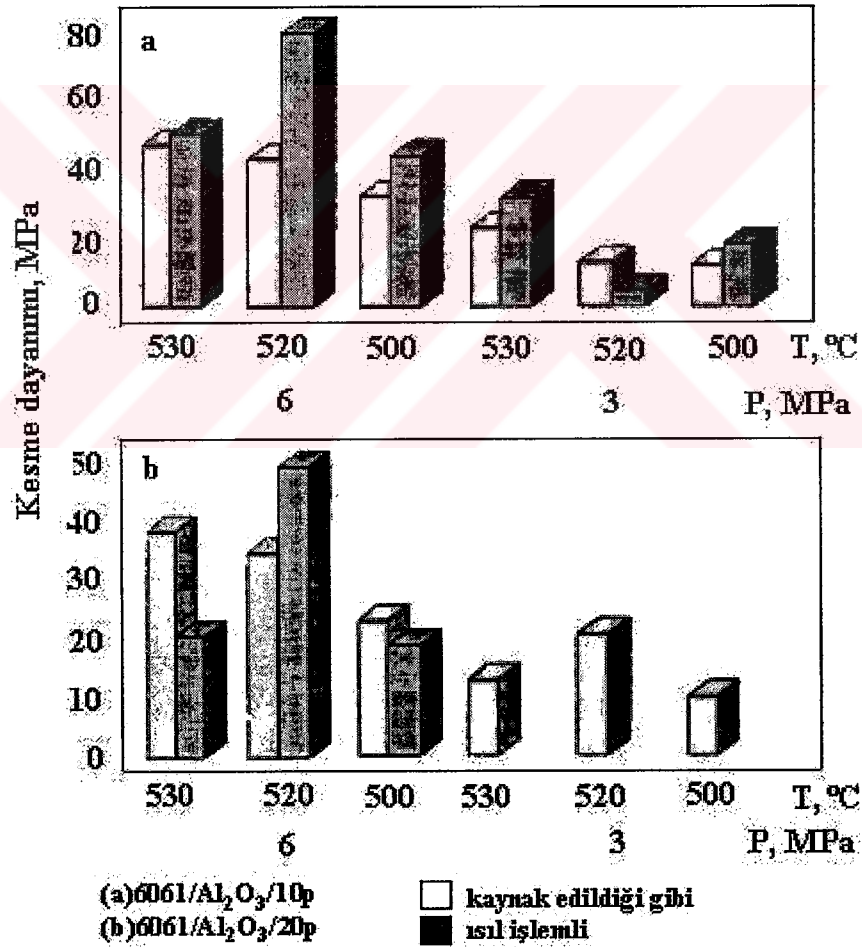
Şekil 4.5’de kaynak basıncının kaynak dayanımı üzerinde etkisi görülmektedir. Şekilden de görüldüğü üzere aynı malzeme, aynı kaynak sıcaklığı ve süresinde 3 ve 6 MPa ile kaynak edildiğinde kaynak basıncının artması ile kaynağın kesme dayanımı da artmıştır.

Araştırmacıların değişken olarak seçtiği bir diğer parametre de kaynak süresidir. Partikül takviyeli Al MMK’lerin difüzyon kaynağı üzerine yapılan çalışmaların çoğunda kaynak süresi 15-60 dakika arasındadır. Kaynak süresi, arayüzeyde birleşme mekanizmasının tüm basamaklarının oluşumuna yetecek kadar uzun, boşluk oluşumuna neden olmayacak kadar kısa olmalıdır. Urena ve arkadaşları kaynak süresinin etkisini belirlemek için 6061/%10Al₂O₃ ve 8090 alaşımını aynı deney şartlarında (530°C ve 3 MPa kaynak basıncı) 10, 30 ve 60 dakika süre ile difüzyon kaynağına tabi tutmuşlardır. Yaptıkları incelemeler sonucunda, 10 dakika kaynak süresi sonunda arayüzeyde çok fazla miktarda porozite ve hata tespit etmişlerdir. Bu durum difüzyon kaynağı prosesinin henüz ilk basamağının tamamlanmamış olduğunu gösterir. 30 dakika kaynak edilen numunelerde ise arayüzey hattı kaybolmaya başlamıştır. Ancak arayüzeyde hala kusurlar mevcuttur. En etkili birleşme 60 dakika sonunda gerçekleşmiştir. Şekil 4.6’da Urena ve arkadaşlarının tespit ettiği bulgulara ait mikrograflar görülmektedir (Urena vd., 2000).





Şekil 4.6 530°C-3 MPa deney şartlarında a) 10 b) 30 c) 60 dakika süre ile kaynak edilen 6061/%10Al₂O₃-8090 Al alaşımına ait mikroyapılar

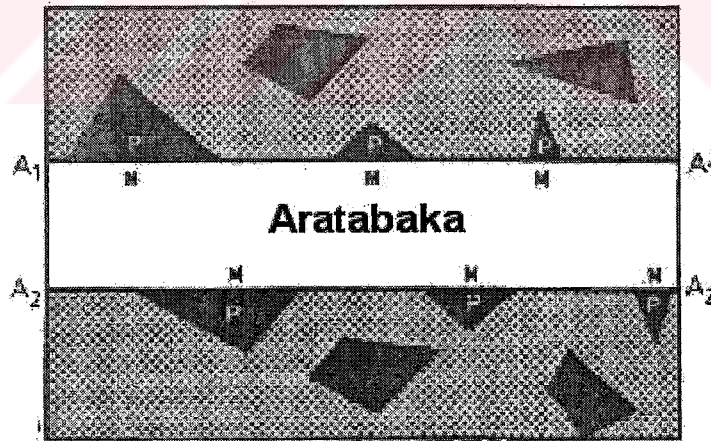


Şekil 4.7 Takviye oranının kaynağın dayanımı üzerine etkisi

Daha öncede bahsedildiği üzere takviye elamanları birleştirme arayüzeyinde difüzyona engel olduğundan kaynak dayanımını kötü yönde etkilemektedir. Yapılan deneyler genel olarak

kompozitin takviye oranı arttıkça kaynak dayanımının azaldığını göstermektedir. Urena yaptığı deneysel çalışmalarda $\%10\text{Al}_2\text{O}_3$ -6061 malzemesinin kaynak dayanımının $\%20\text{Al}_2\text{O}_3$ -6061'den daha yüksek olduğunu tespit etmiştir. Şekil 4.7'de de görüldüğü üzere 520°C 'de 6 MPa basınç değerinde kaynak edilen $\%10$ takviyeli kompozitin kesme dayanımı 80 MPa iken, aynı şartlarda kaynak edilen $\%20$ takviye oranına sahip kompozitin kesme dayanımı 50 MPa olarak tespit edilmiştir. (Urena vd., 2000). Zhang da hem aynı tür hem de farklı tür kompozitlerin difüzyon kaynağı ile birleştirilmelerinde SiC takviye oranının artmasının kesme dayanımını düşürdüğünü ortaya çıkarmıştır (Zhang vd., 1999).

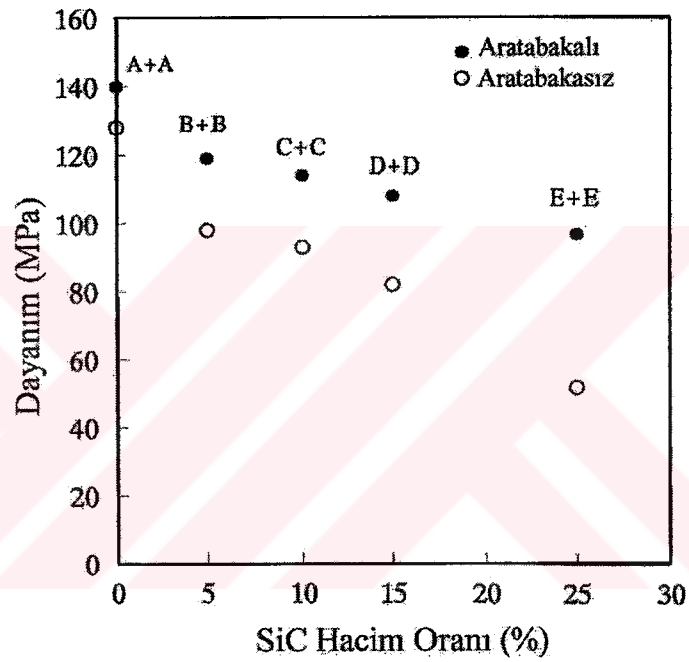
Kaynak kalitesini, kaynak dayanımını arttırmak için bazı durumlarda ince aratabakalar kullanılmaktadır. Aratabaka kullanımı, birleştirme arayüzeyinde T/T ve M/T temasına engel olarak daha iyi bir birleşmeye neden olmaktadır (Şekil 4.8). Aratabaka olarak kullanılan malzemenin kaynak edilecek kompozitin matrisi ile uyumlu olması şarttır. Aratabaka malzemesi matris ile zararlı reaksiyona girmemelidir. Daha iyi bir birleştirme için kullanılan aratabaka malzemelerinin ergime sıcaklığı kaynak edilecek malzemenin ergime sıcaklığından daha düşüktür. Aratabaka olarak genellikle plastiklik özelliği iyi olan malzemeler tercih edilmektedir. Al matrisli kompozitlerin difüzyon kaynağında aratabaka malzemesi olarak daha çok saf Al, Al alaşımları ya da Cu kullanılmaktadır.



Şekil 4.8 Partikül takviyeli kompozitlerin aratabaka üzerinden kaynak edilmesi durumunda arayüzeyin görünümü

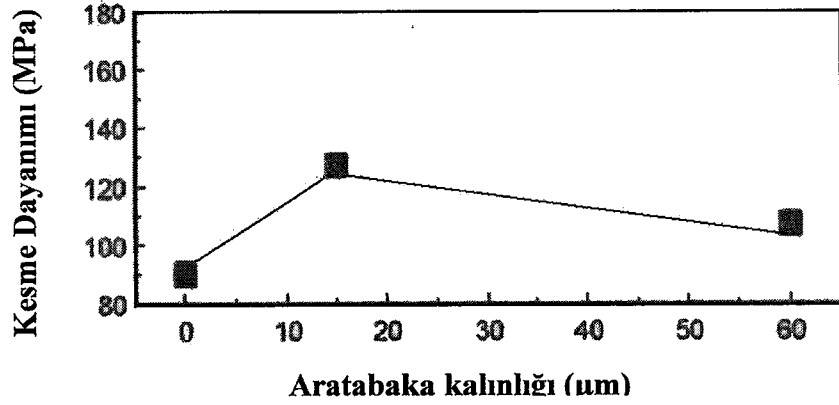
Bugüne dek yapılan çalışmalar, aratabakalı birleştirmelerin aratabakasız olanlara göre daha iyi sonuç verdiğini göstermektedir. Şekil 4.9'da 6061Al-SiC malzemesinde aratabaka kullanımının kaynağın kesme dayanımı üzerine etkisi görülmektedir. Aratabaka malzemesi olarak Al-Si-Mg alaşımı kullanılmıştır ($T_m=552^\circ\text{C}$). Şekilden de görüldüğü üzere aratabaka

kullanıldığında malzemenin kesme dayanımı artmıştır. Aratabaka kullanımı T/T temasını azalttığından, daha yüksek takviye oranına sahip malzemede aratabaka kullanımı sonucunda ulaşılan kesme dayanımı değeri, daha düşük takviye oranına sahip aratabakasız birleştirmelere göre daha yüksektir. Zhang bunun nedenini, yumuşak arayüzey tabakasının yüzey temas oranını arttırmasına ve aratabaka kullanımının arayüzey bölgesinde meydana gelen kusurları kapatmasına bağlamaktadır. Aratabaka kullanımı sonucunda birleşme arayüzeyinde SiC partiküllerinin sayısı azalmaktadır. Ayrıca difüzyon kaynağı ile birleştirilen parçalarda yük altında arayüzeyde meydana gelen gerilim dağılımını kullanılan arayüzey tabakası düzenler (Zhang vd., 1999).



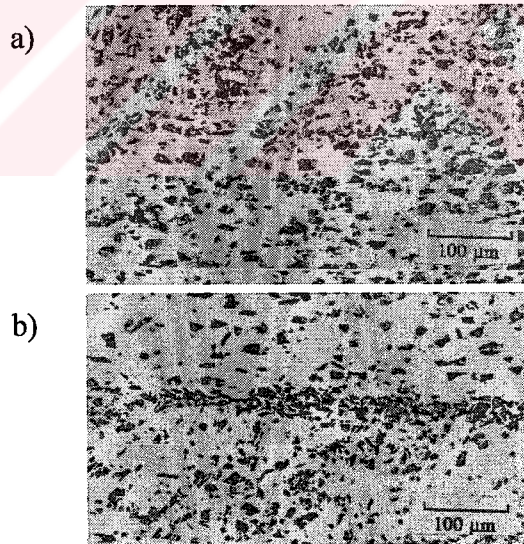
Şekil 4.9 Farklı takviye oranına sahip malzemelerin difüzyon kaynağında aratabaka kullanımının kaynak dayanımı üzerine etkisi

Difüzyon kaynağında kullanılan aratabakanın kalınlığının etkisi de çok önemlidir. Tercih edilen aratabaka kalınlığı genellikle birkaç mikron kadardır. Etkili bir birleştirme için aratabaka kalınlığının yeterli olması gerekmektedir. Tabaka kalınlığı arttıkça kaynak dayanımı artmaktadır. Ancak tabaka kalınlığının belli bir değere ulaştığında kalınlık arttıkça dayanım düşmektedir. Çünkü aratabakanın çok kalın olması kaynakta daha geniş bir partikülsüz bölgeye yol açar. Bu durum malzemenin dayanım değerlerini değiştirir (Zhao vd., 1999).



Şekil 4.10 Aratabaka kalınlığının kaynak dayanımı üzerine etkisi

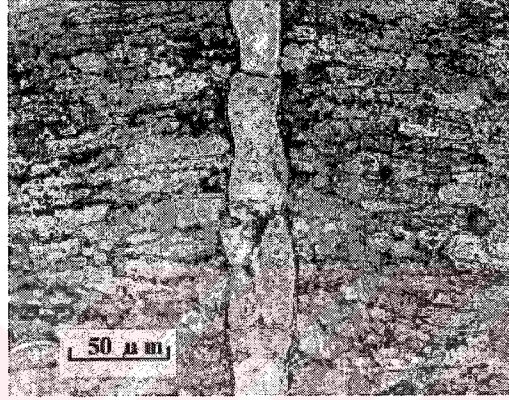
Shizardi ve Wallach'da yaptıkları çalışmada 8090Al-SiC malzemesi için 1 μm, 3 μm ve 12,5 μm kalınlığında saf bakır folyo kullanmışlar ve 1 μm'lik aratabaka kullanımının belirgin bir etkiye yol açmadığını görmüşlerdir. 3 μm'lik aratabaka kullanımı sonucunda birleşme çizgisi kaybolur. Ancak aratabaka kalınlığının 12 μm olması arayüzeyde beklenmeyen kütle transferi sonucu SiC partiküllerinin aglomerasyonuna neden olmuştur. Bu durum Şekil 4.11'de görülmektedir (Shirzadi ve Wallach, 1997). Bu nedenle kullanılacak aratabakanın kalınlığı her alışıma göre mutlaka optimize edilmelidir.



Şekil 4.11 Aratabaka kalınlığının SiC partiküllerinin aglomerasyonuna etkisi
a)3 μm b)12 μm

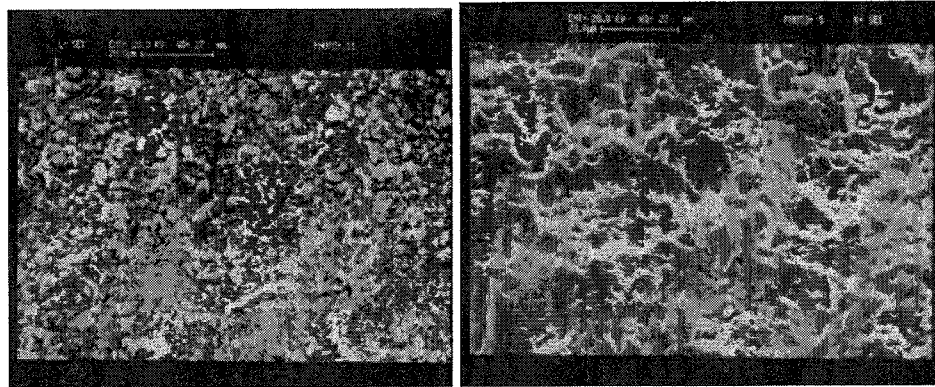
Difüzyon kaynağı, kullanılan aratabakanın ergime sıcaklığının kaynak sıcaklığından düşük olması durumunda “geçici sıvı faz difüzyon kaynağı” adını alır. Geçici sıvı faz difüzyon kaynağında gerekli olan basınç genellikle katı hal difüzyon kaynağından daha düşüktür ve işlem sıcaklığı olarak ötektik sıcaklığın üstündeki sıcaklıklar tercih edilir. Geçici sıvı faz

difüzyon kaynağına örnek olarak Zhang'ın yaptığı çalışma verilebilir. Zhang 2024Al-SiC malzemesinde aratabaka olarak saf bakır kullanmıştır. Saf bakır, aratabaka olarak kullanıldığında Al-Cu ikili denge diyagramı gereği 480 °C'nin altında Al-Cu ötektiği oluşur. Bu ötektik film birleştirilecek yüzeylerin ıslanmasını sağlayarak, atomların difüzyonunu kolaylaştırır ve sonuç olarak kaynak kalitesini artırır. Cu aratabaka üzerinden kaynak edilen SiC takviyeli 2024 Al alaşımlarının kaynak arayüzeyinin mikroyapısı Şekil 4.12'de görülmektedir (Zhang vd., 1999). Ancak geçici sıvı faz difüzyon kaynağı üzerinde daha detaylı incelemeler yapmak gereklidir



Şekil 4.12 %5 ve %10 SiC takviyeli 2024 Al malzemelerin saf Cu aratabaka üzerinden kaynağının mikroyapısı

Aratabakanın kullanımının kırılma yüzeyleri üzerine etkisi de önemli bir husustur. Zhao, SiC takviyeli 2024 Al alaşımlarının difüzyon kaynağı üzerine yaptığı çalışmada aratabaka kullanılmadığında kırılmanın gevrek olduğunu görmüştür. Oysa aratabaka kullanımı sonucunda yumuşak kırılma meydana gelmiştir. Bu duruma ait fraktograflar Şekil 4.13'de verilmiştir (Zhao vd.,1999).



a

b

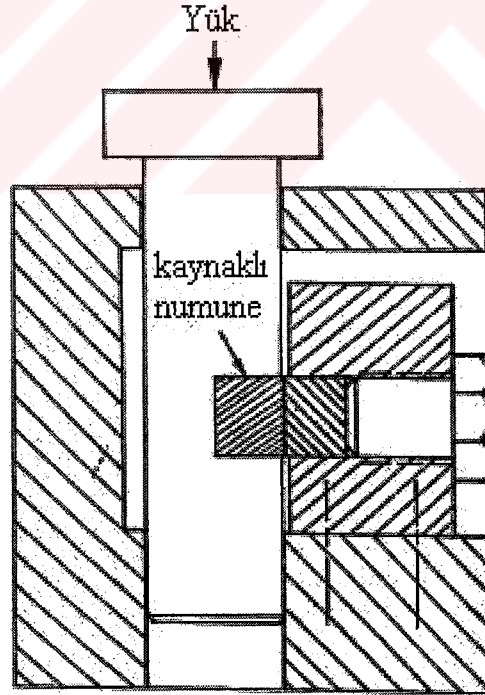
Şekil 4.13 Difüzyon kaynaklı parçanın kırılma yüzeyi görüntüleri
a)aratabakasız b)aratabakalı

4.4 Kaynak Kalitesinin Belirlenmesinde Kullanılan Test ve İncelemeler

Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelerin mikroskobik incelemeleri için genellikle ışıık metal mikroskobu ve SEM kullanılmaktadır.

Kaynak arayüzeyinde, özellikle farklı malzemeleri kaynak edildiğı durumlarda, yüzeyler arasındaki difüzyonu belirlemek için EDX analizleri yapılmalı, kaynak sonrasında malzemelerde meydana gelebilecek sertlik değişimini belirlemek için mikrosertlik ölçüm yöntemi kullanılmalıdır.

Kaynaklı parçaların mekanik testlerinde çekme testi kullanılabileceğı gibi genellikle kesme testi tercih edilmektedir. Birleştirme şekline uygun olan kesme yöntemi seçilerek kaynaklı parçanın kesme dayanımı belirlenmektedir. Bu değ er ana malzemenin kesme dayanımı değ eri ile karşılaştırılarak sonuca gidilmektedir. Yapılan çalışmalarda difüzyon kaynaklı parçaların kesme dayanımı yöntem parametrelerine bağı lı olarak genellikle ana malzemenin kesme dayanımının %65 ile %92'si arasında bulunmuştur. Araştırmacılar kaynak dayanımının ana malzemenin dayanımının %75-80'ini geçtiğı durumlarda kaynağı başarılı olarak nitelendirmektedirler.



Şekil 4.14 Kaynaklı numunenin kesme dayanımını bulmak için kullanılan bir deney düzeneğinin şematik görünümü

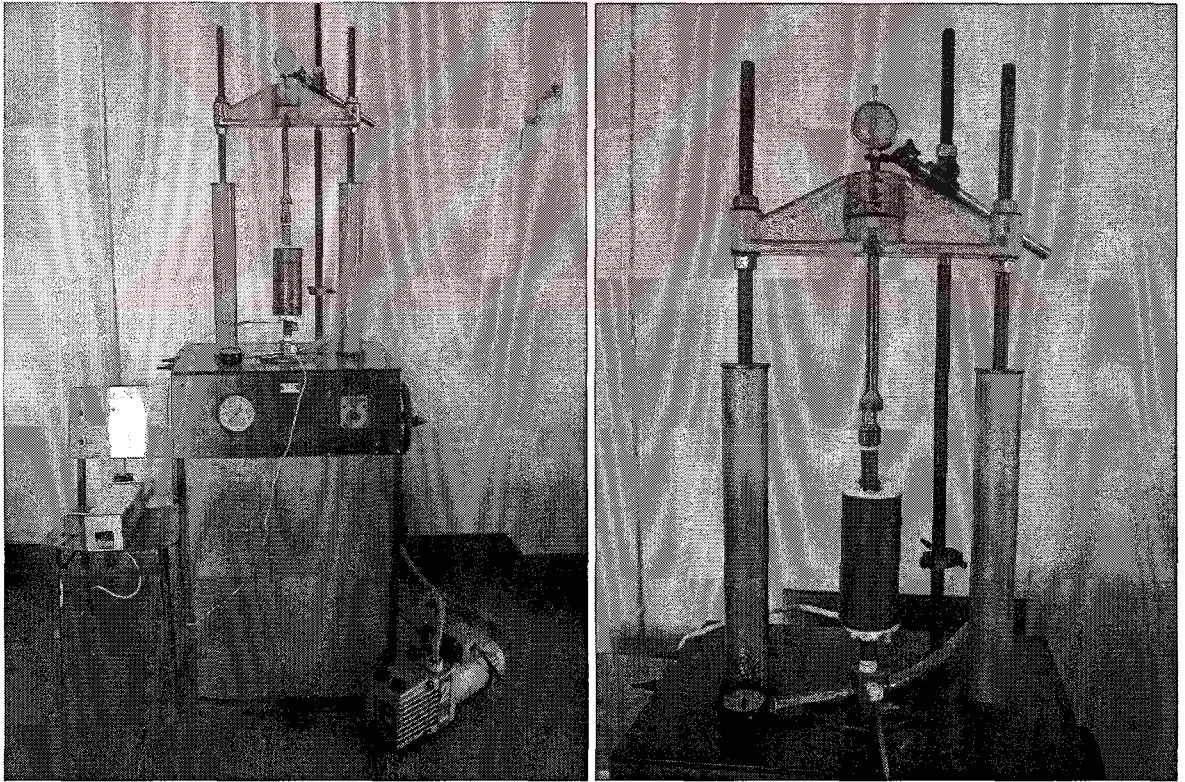
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalarda %5-10-15 SiC takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerin difüzyon kaynağı gerçekleştirilmiştir. Kaynak edilen numuneler üzerinde gerekli incelemeler yapılarak kaynak kalitesini etkileyen parametreler belirlenmiştir.

5.1 Deney Düzenəğinin Kurulması

Difüzyon kaynağı genellikle, kaynak edilecek parçaların şekli ve büyüklüğüne uygun olarak dizayn edilen kaynak cihazları ile gerçekleştirildiğinden deneysel çalışmaların ilk basamağı deney düzenəğinin hazırlanması olmuştur.

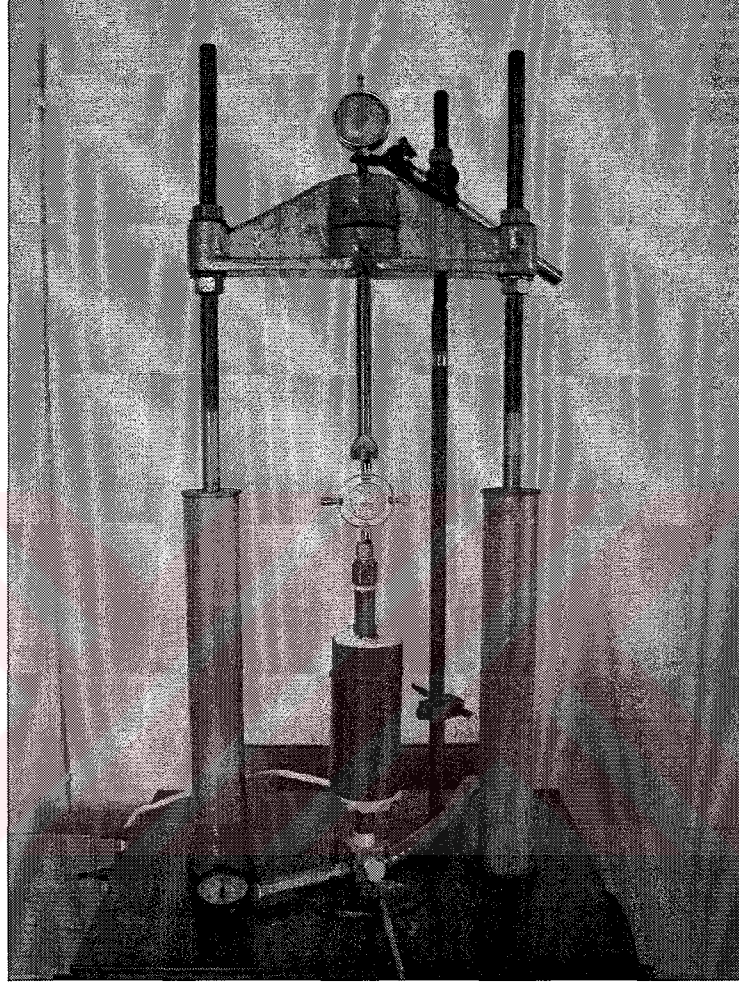
Deneysel çalışmaları gerçekleştirebilmek için difüzyon kaynak yönteminin ana parametreleri olan sıcaklık, basınç ve koruyucu atmosferi sağlayabilen bir düzenəğe ihtiyaç duyulmuştur. Deneysel çalışmalarda daha önce de difüzyon kaynağı için kullanılan bir cihaz, kullanılacak numune şekli ve boyutlarına ve işlem parametrelerine uygun olarak yenilenmiştir.



Şekil 5.1 Deneylerde kullanılan difüzyon kaynak cihazı

Birleştirilecek parçalara uygulanan basınç elle ayarlanabilen sonsuz vida mekanizması ile sağlanmaktadır. Deneylerde kullanılan basınç değeri ölçme saatinin yardımı ile kontrol edilmektedir. Deneyler öncesinde cihaza bir dinamometre bağlanmış ve dinamometre ve

ölçme saati ile çeşitli kuvvet değerlerine karşılık gelen ölçme saati taksimat sayısı belirlenmiştir. Böylece ölçme saatine göre kuvvet cinsinden uygulanan basınç miktarı kalibre edilmiştir. Daha sonra deneyler esnasında gerekli basıncı sağlayacak olan kuvvet miktarı ölçme saati taksimatları yardımı ile ayarlanmıştır.

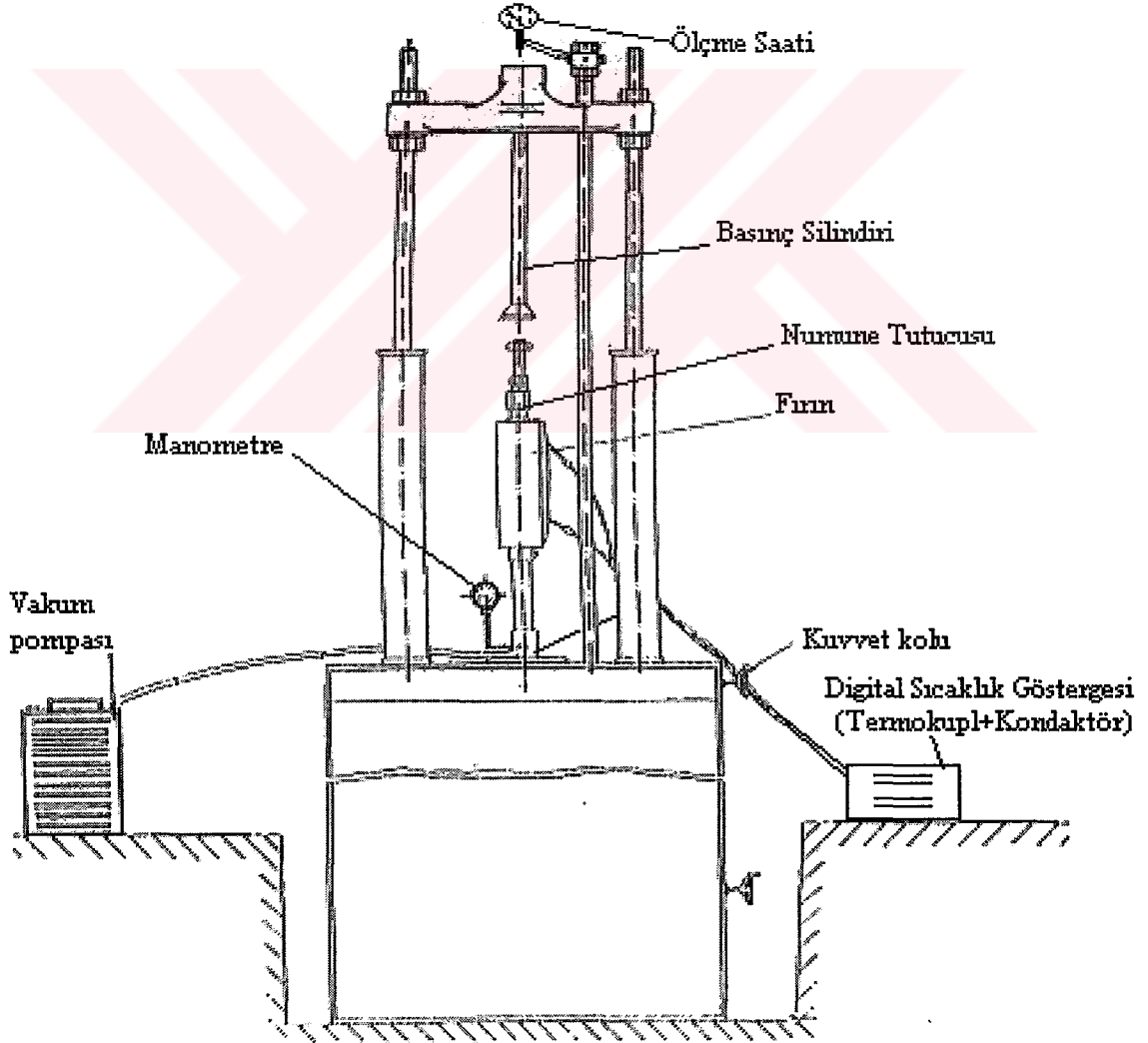


Şekil 5.2 Ölçme saati ve dinamometre ile kuvvet kalibrasyonu

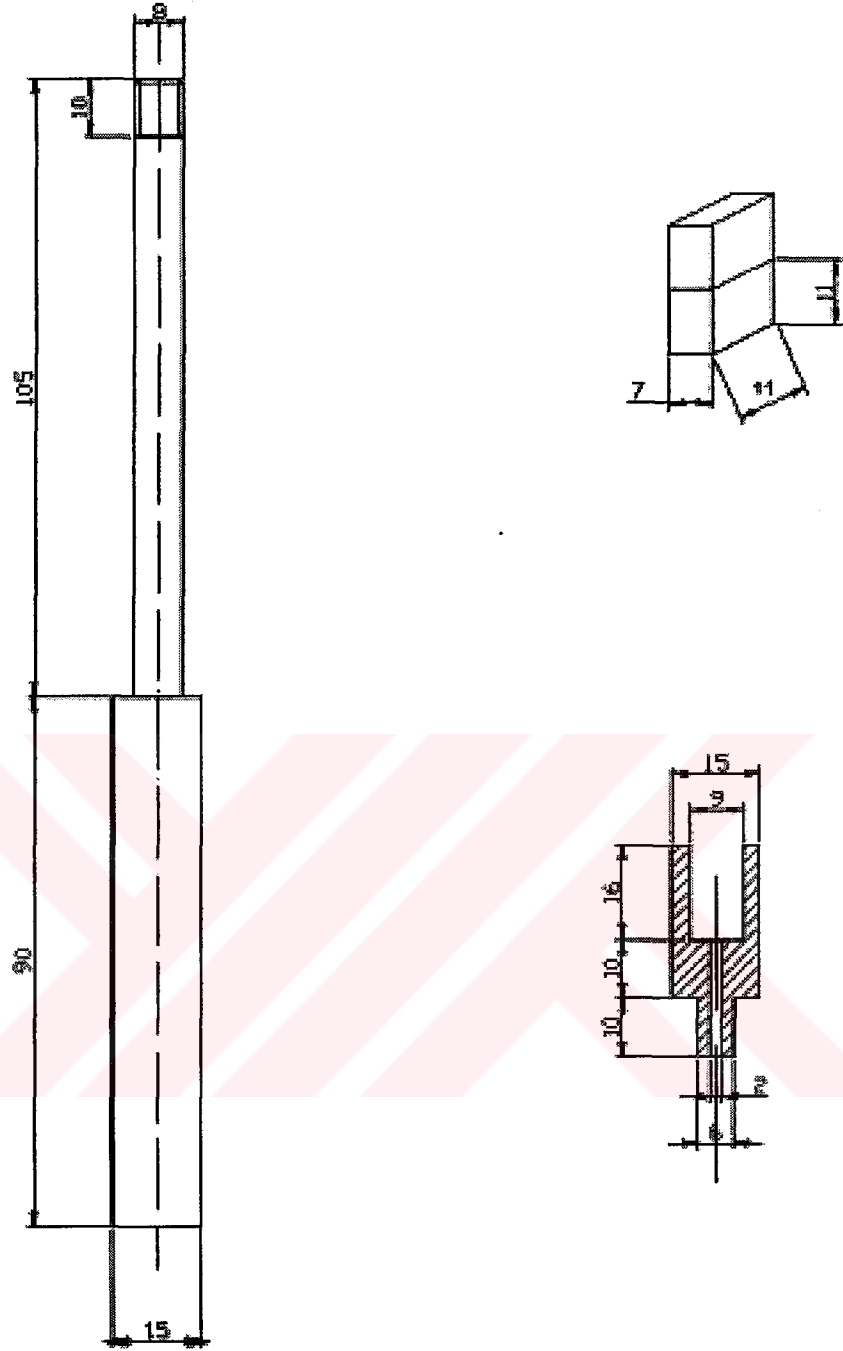
Isıtma için alümina tüp üzerine sarılmış elektrik dirençli bir fırın kullanılmıştır. Fırının üzeri uygun bir izolasyon malzemesi ile sarılarak ısı kayıpları minimuma indirilmiştir. Deney sıcaklığının ayarlanan değerde sabit tutulabilmesi için fırın ve sıcaklığı ölçmekte kullanılan termokupol Jumo Itrom 16 marka PID kontrollü sıcaklık ölçer ve kontaktörden oluşan bir sisteme bağlanmıştır. Ortam sıcaklığının deneylerde kullanılan sıcaklık değerine çıkması yaklaşık 30 dakika sürmektedir. Ortam sıcaklığı kaynak edilmek üzere üst üste yerleştirilen numunelerden altta olanın alt kısmından 1 mm kalınlığında mineral izoleli NiCr-Ni termokupol ile ölçülmüştür.

Birleştirilecek parçaları oksitlenmeden koruyabilmek için numuneler paslanmaz çelikten yapılmış bir boru içine yerleştirilmiştir. Baskı kuvveti bu boru üzerine sızdırmazlığı sağlayacak biçimde yerleştirilen, daha önce açıklandığı biçimde elle ayarlanabilen hareketli bir piston ve baskı plakası yardımı ile numuneler üzerine iletilmektedir. Paslanmaz çelikten yapılan bu boru, pirinçten yapılmış bir hücre üzerine oturmaktadır. Hücre üzerinde ayrıca vakum, manometre ve termokupol girişleri vardır. Numuneler paslanmaz çelik boru içerisinde hücre üzerine oturan numune tutucu üzerine yerleştirilmektedir.

Kaynak haznesi olarak kullanılan paslanmaz çelik boru koruyucu bir ortamın sağlanabilmesi için Edwards High Vacuum Pump Stage II ile vakuma alınmıştır. Ortamın vakum değeri 5.10^{-3} mbar'dır. Ulaşılan vakum değerleri Pakkens marka vakum manometresi ile kontrol edilmiştir.



Şekil 5.3 Deneylerde kullanılan difüzyon kaynak cihazının önden görünüşü



Şekil 5.4 Numune tutucu ve kuvveti iletmekte kullanılan baskı elemanın teknik resmi

5.2 Deneylerde Kullanılan Numuneler

Deneylerde kullanılacak kompozit malzemeler geleneksel toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiştir. Matris malzemesi olarak ticari saflıkta alüminyum tozları kullanılırken, takviye elemanı olarak SiC kullanılmıştır. SiC tozlarının boyutu ortalama $23 \mu\text{m}$ 'dir. Al tozlarının ortalama tane büyüklüğü ise sıra elekler kullanılarak $75 \mu\text{m}$ 'nin altına indirilmiştir.

Farklı takviye oranının malzemenin birleştirilme kabiliyeti üzerine etkisini belirleyebilmek için %5-10-15 olmak üzere 3 farklı takviye oranına sahip kompozit malzeme üretilmiştir. %5-10-15 hacim oranına sahip kompozit malzemeyi üretmek için gerekli olan SiC ve Al tozlarının miktarı karışımlar kanunundan gidilerek hesaplanılmıştır:

$$E_c = E_m V_m + E_f V_f \quad (5.1)$$

Eşitlikte, E_c , E_m ve E_f sırasıyla kompozitin, matris alaşımının ve takviye elemanının elastiklik modülünü simgelemektedir. V_m ve V_f ise matrisin ve takviye elemanının hacim oranlarını ifade etmektedir.

$$V_c = \frac{V_f}{V_f + V_m} \quad (5.2)$$

(5.2) hacim oranları eşitliğinden faydalanılarak (5.3) denklemi elde edilebilir:

$$\frac{G_c}{\rho_c} = \frac{\frac{G_f}{\rho_f}}{\frac{G_f}{\rho_f} + \frac{G_m}{\rho_m}} \Rightarrow \frac{G_c}{\rho_c} = \frac{\frac{G_f}{\rho_f}}{\frac{G_f}{\rho_f} + \frac{(1-G_f)}{\rho_m}} \quad (5.3)$$

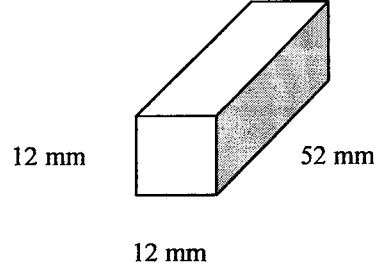
(5.3) denkleminde G_c , G_f ve G_m sırası ile kompozitin, takviye elemanının ve matrisin kütlelerini, ρ_c , ρ_f ve ρ_m ise sırasıyla kompozitin, takviye elemanının ve matrisin yoğunluklarını ifade etmektedir. Kompozit malzemenin üretimi için gerekli matris ve takviye elemanı tozlarının gerekli miktarları (5.3) eşitliğinden yararlanılarak hesaplanmıştır.

Gerekli miktarlarda tartılan SiC ve Al tozları kapalı plastik kaplar içerisinde seramik bilyalar yardımı ile ortalama 20 saat süre ile mekanik karıştırıcı yardımıyla karıştırılmıştır. Homojen bir şekilde karıştırılan tozların sıkıştırılması 12x12x52 mm boyutlarında bir kalıp içerisinde 30 tonluk universal bir makinada 365 MPa basınç altında 5 dakika süre sonunda gerçekleştirilmiştir. Sıkıştırılan preformların kalıptan daha kolay bir şekilde çıkmasını sağlamak için kalıbın iç yüzeyleri tozlar konulmadan önce grafit ile yağlanmıştır. Sıkıştırma esnasında basıncı sağlayan kuvvet değeri 5000 kp iken sıkıştırma 1 dakikalığına durdurulmuş ve tekrar sıkıştırma işlemine devam edilmiştir. Sıkıştırmanın kademeli yapılmasının nedeni kalıp içerisindeki tozların daha iyi bir şekilde sıkışmasını sağlamak ve gözenekliliği en aza indirmektir.

Kompoziti oluşturacak toz karışımının 365 MPa basınç altında tek etkili pres yardımı ile

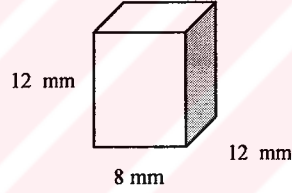
sıkıştırılması ile elde edilen preformların sinterleme işlemleri argon atmosferli akışkan yataklı fırın içerisinde 5 saat süre ile 610°C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir.

Toz metalurjisi yöntemi ile elde edilen numunelerin şematik görünümü Şekil 5.5'deki gibidir.



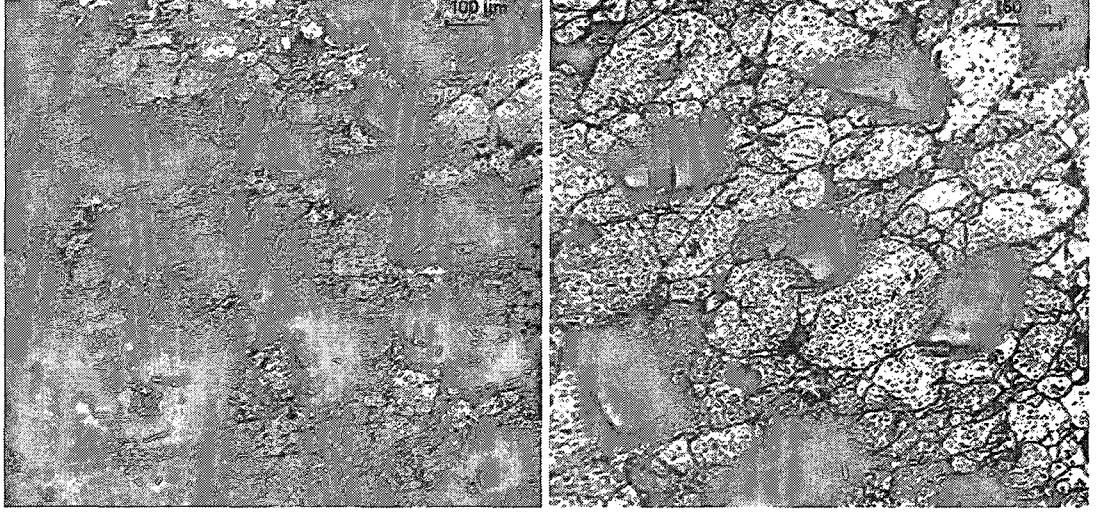
Şekil 5.5 T/M yöntemi ile üretilen SiC takviyeli Al matrisli kompozit numunelerinin şematik görünümü

52 mm boyundaki numuneler kaynak işleminin yapılabilmesi için 8 mm kalınlığında parçalara ayrılmıştır. Numunelerin kesilmesinde metal bağlı elmas kesme diski kullanılmıştır. Numunelerin kesme işlemi sonrasındaki şekli Şekil 5.6'da şematik olarak gösterilmektedir.

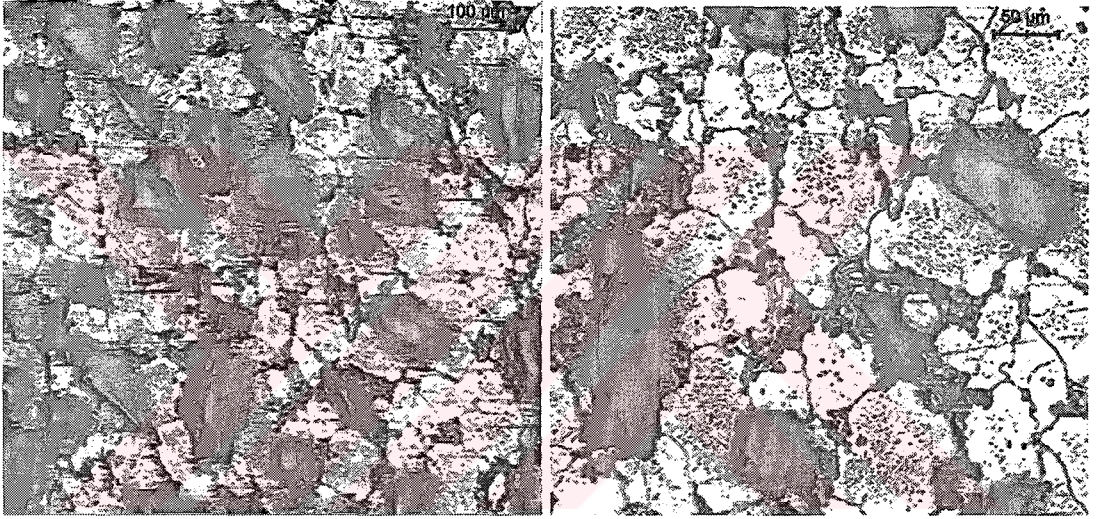


Şekil 5.6 Kaynak işlemi için kesilen numunelerin şematik görünümü

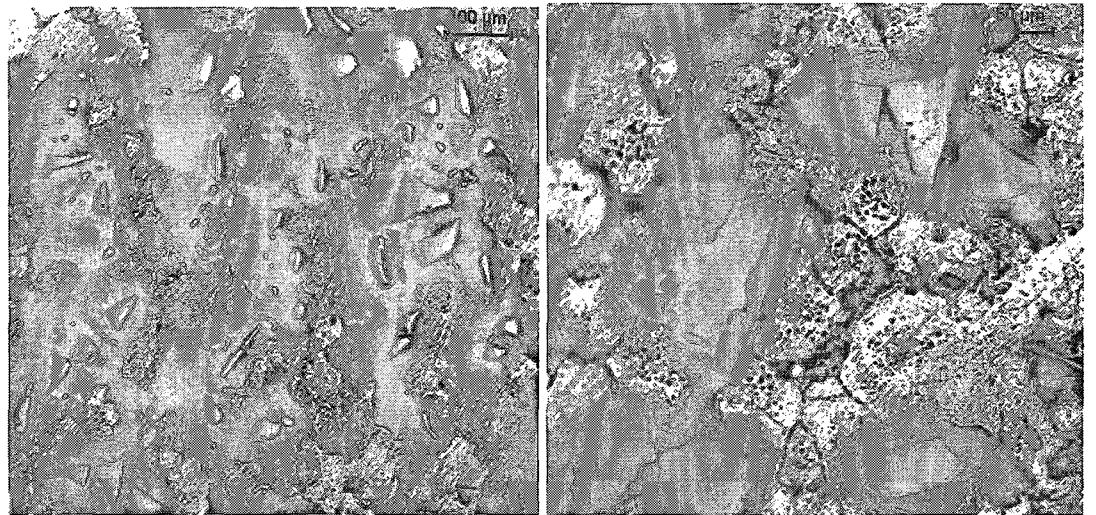
Kesilen numuneler kaynak işlemi öncesinde mikroyapı incelemeleri için metalografik hazırlama işlemine tabi tutulmuştur. Numuneler döner disklerde su ile 1200 gradelik zımparaya kadar kabadan inceye doğru zımparalanmıştır. Parlatma işleminde 1 µm'lik elmas pasta kullanılmıştır. Yüzeyleri parlatılan numuneler %5'lik HF ile 5-10 saniye süre ile dağlanmıştır. Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen SiC takviyeli Al matrisli numunelerin metalografik incelemeleri ışık metal mikroskobu ile gerçekleştirilmiştir. İncelemeler sonunda elde edilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 5. 7'de görülmektedir. Şekilden de görüldüğü üzere toz metalurjisi ile üretilen numunelerde SiC partiküllerinin dağılımı homojendir.



a) %5SiC/Al



b) %10SiC/Al



c) %15SiC/Al

Şekil 5.7 T/M yöntemi ile üretilen kompozit malzemelere ait mikroyapı fotoğrafları

5.3 Difüzyon Kaynağı İşlemleri

Difüzyon kaynağında kaynak edilecek yüzeylerin birbirine atomik kuvvetlerin etki edebileceği kadar yakın olması ve her türlü kirlilikten ve oksit tabakasından muaf olması gerektiğinden kaynak işlemi öncesinde numunelerin yüzeyleri itina ile hazırlanmıştır.

Kaynak işlemi öncesinde numuneler, yüzey pürüzlülüğünün en aza indirilmesi ve yüzeylerin birbiri üzerinde iyi bir şekilde oturmasını sağlamak amacı ile döner disklerde 1200 gradelik zımparaya kadar zımparalanmıştır. Kaynak işlemine kadar numuneler oksitlenmeye karşı desikatörde muhafaza edilmiştir. Kaynak işleminin hemen öncesinde numunelerin birbiri üzerinde en iyi oturan yüzeyleri seçilerek, bu yüzeyler elmas pasta ile kısa bir süre parlatılmıştır. Parlatılan yüzeyler bol su ile yıkanıp kurutulmuş ve aseton içerisinde 1 saat süre ile ultrasonik temizlemeye tabi tutulmuştur.

%5, %10 ve %15 SiC takviyeli numunelerin difüzyon kaynağı ile birleştirilmesinde kaynak sıcaklığının seçimi için bugüne kadar konu üzerinde yapılan çalışmalar incelenmiş ve kaynak sıcaklığı olarak 540°C seçilmiştir. Kaynak işlemi vakum atmosferde 1 saat süre ile 3 ve 6 MPa basınç değerlerinde gerçekleştirilmiştir. Deney parametreleri Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1 Numunelerin kaynağında kullanılan deney parametreleri

Malzeme Çifti	Sıcaklık (°C)	Basınç (MPa)	Süre (saat)	Ortam
%5SiC/Al-%5SiC/Al	540	3	1	Vakum 5.10 ⁻³ mbar
%10SiC/Al-%10SiC/Al	540	3	1	Vakum 5.10 ⁻³ mbar
%15SiC/Al-%15SiC/Al	540	6	1	Vakum 5.10 ⁻³ mbar
%5SiC/Al-%10SiC/Al	540	3	1	Vakum 5.10 ⁻³ mbar

İtina ile hazırlanıp ultrasonik olarak temizlenen numuneler derhal numune tutucusuna yerleştirilerek vakuma alınmıştır. Kaynak basıncına karşılık gelen kuvvet değeri ayarlanarak kaynak haznesi kaynak sıcaklığına ayarlı fırın ile ısıtılmıştır. Kaynak süresi olarak seçilen 1 saat cihaz kaynak sıcaklığına geldikten sonra tutulmuştur. Sürenin dolması ile ısıtıcılar devreden çıkarılmış ve sıcaklık değeri oda sıcaklığına düşene kadar numunelere basınç

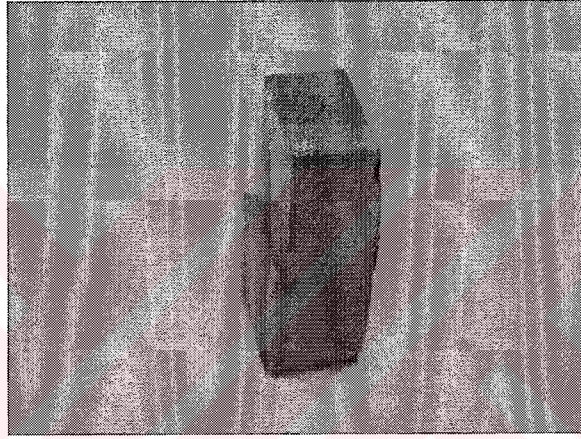
uygulanmasına devam edilmiştir. Soğuma esnasında vakum atmosfer de muhafaza edilmiştir.

5.4 Sonuçlar

5.4.1 Makroskobik İncelemeler

Yapılan ilk inceleme kaynak edilen numunelerin gözle kontrolüdür. Gözle muayene ile kaynak işlemi sonrasında numunelerde makro boyutta herhangi bir deformasyonun meydana gelip gelmediği saptanmıştır.

3 MPa basınç altında kaynak edilen numunelerin gözle kontrolünde herhangi bir deformasyon saptanmamıştır. Şekil 5.8’de kaynak edilen numunelerin fotoğrafı görülmektedir

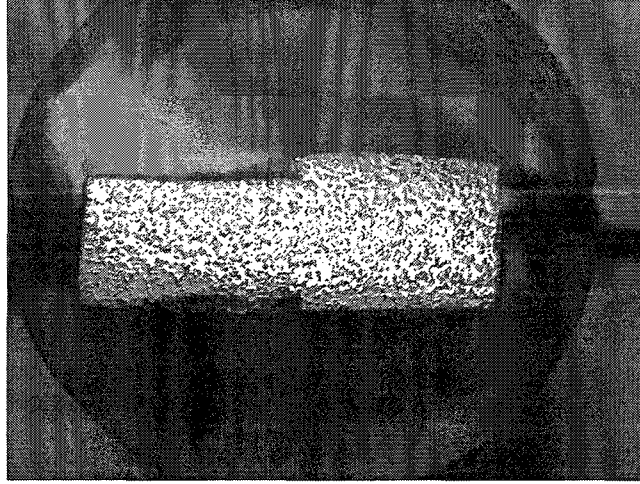


Şekil 5.8 Kaynak edilen numuneler

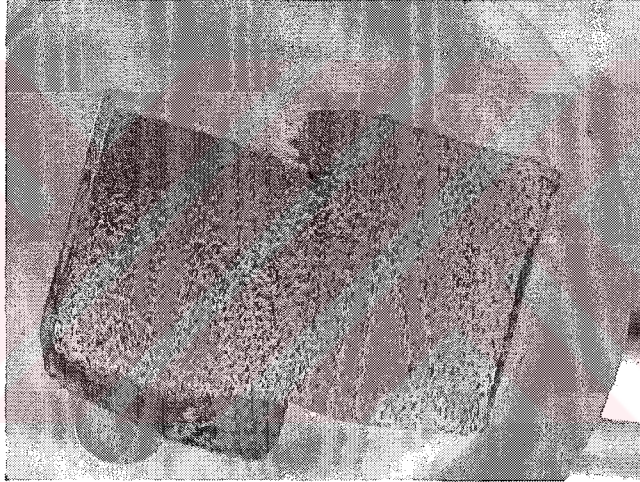
Makroskobik incelemeler sonucunda 6 MPa basınç ile kaynak edilen %15SiC/Al-%15SiC/Al numunesinde basıncın etkisi ile bir miktar şişme meydana geldiği saptanmıştır. 6 MPa basınç en yüksek takviye oranına sahip %15SiC/Al-%15SiC/Al malzeme çiftinde bir miktar deformasyona neden olmuştur. Üst üste kaynak edilen numunelerden üstte kalan aşırı yük nedeni ile alttaki numuneyi çökmeye zorlamıştır.

Gözle yapılan kontrollerin ardından makro ve mikro incelemeler için numuneler soğuk olarak monte edilmiştir. Monteye alınan numuneler döner diskte 1200 gradelik zımparaya kadar zımparalanmış, ardından 1 µm’lik elmas pasta ile parlatılmıştır. Numunelerin dağlama işleminde %5’lik HF çözeltisi kullanılmıştır. Daha sonra dağlanan numunelerin makro fotoğrafları çekilmiştir.

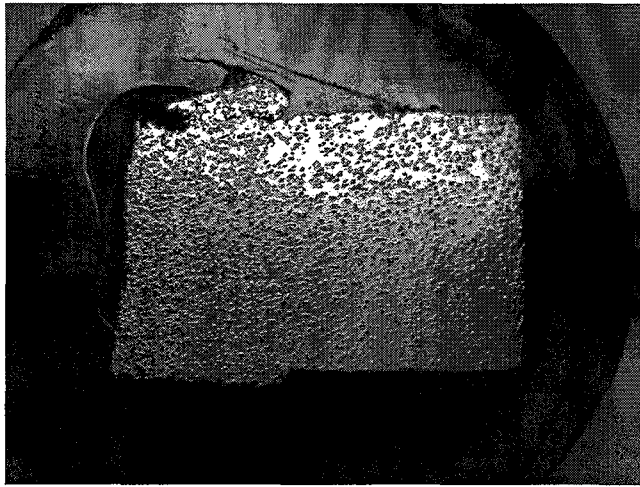
Difüzyon kaynağı ile birleştirilen kompozitlerin makro fotoğrafları Şekil 5.9’da verilmiştir.



a) %10SiC/Al-%10SiC/Al



b) %15SiC/Al-%15SiC/Al

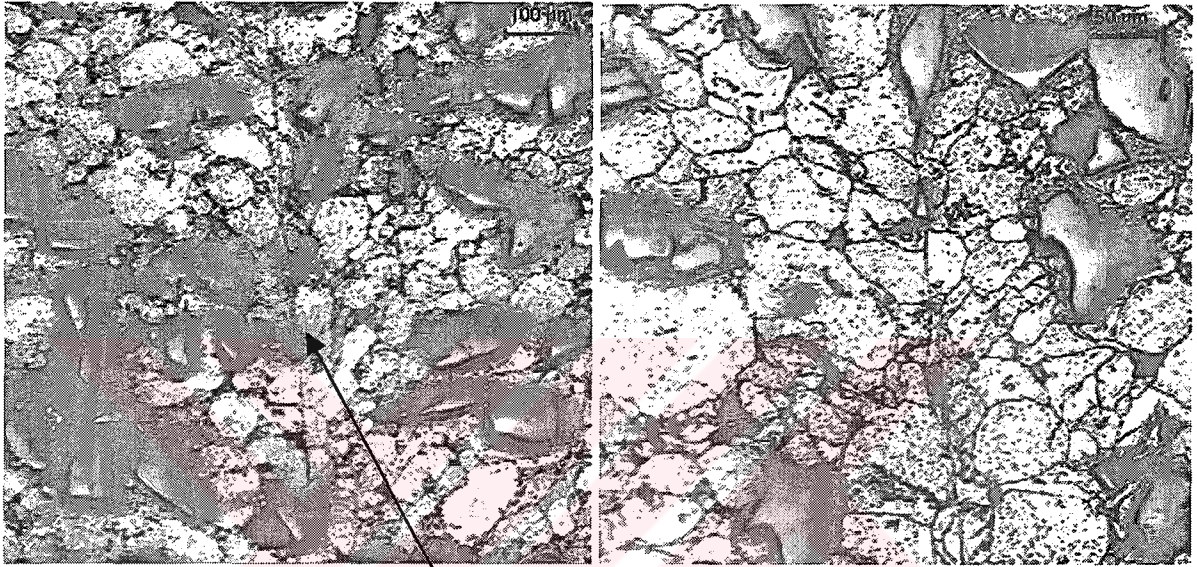


c) %5SiC/Al-%10SiC/Al

Şekil 5.9 Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelere ait makro fotoğraflar

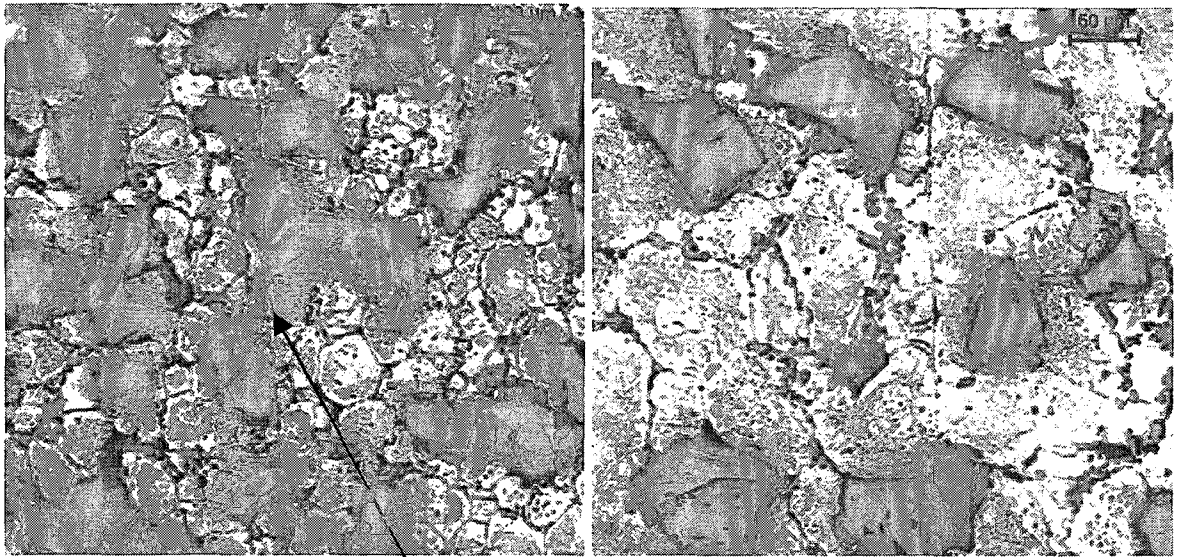
5.4.2 Mikroskobik İncelemeler

Metalografik olarak hazırlanan kaynaklı numuneler makro incelemelerin ardından mikroskobik incelemeye tabi tutulmuştur. Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelerin birleşme hattı Lecia marka Image Analyse cihazı ile incelenmiş, etkili bir birleşmenin meydana gelip gelmediği, yüzeylerarası birleşme bölgesinde SiC partiküllerinin aglomerasyona uğrayıp uğramadığı saptanmıştır. Birleştirilen kompozit numunelere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 5.10-5.13’de görülmektedir.



Birleşme çizgisi

Şekil 5.10 %5SiC/Al-%5SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri

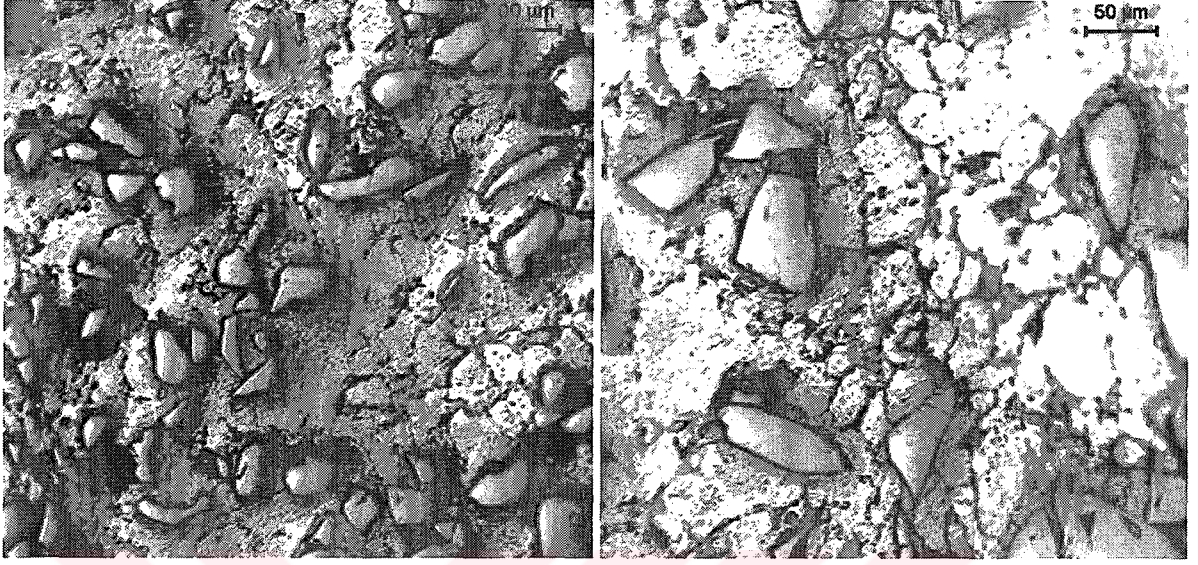


Birleşme çizgisi

Şekil 5.11 %10SiC/Al-%10SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri

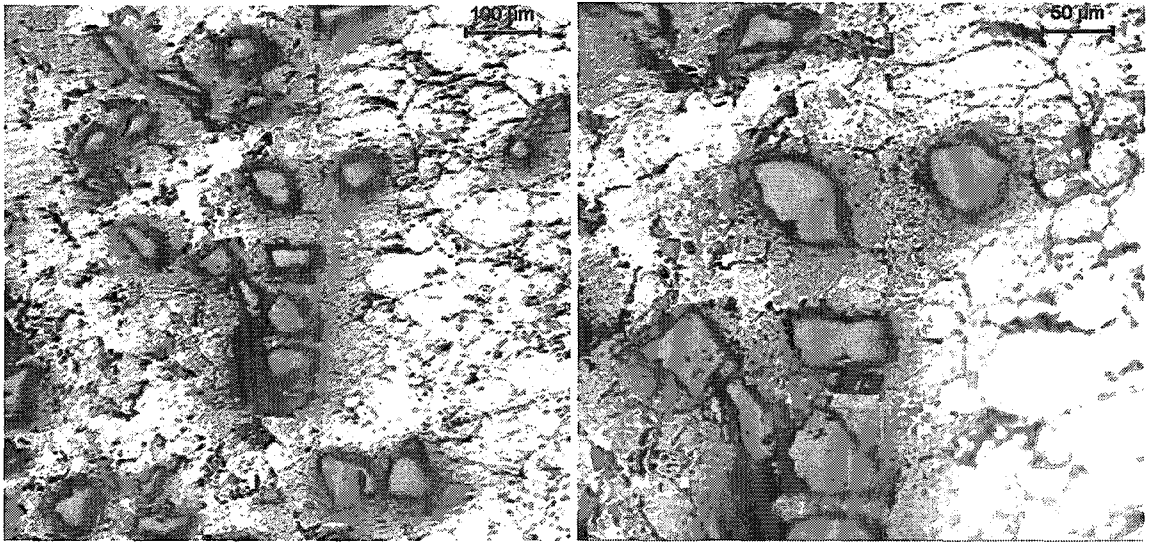
Şekil 5.10 ve 5.11’den görüldüğü üzere 540°C’de 3 MPa basınç ile kaynak edilen %5 ve %10

SiC takviyeli numunelerde kaynak işlemi sonrasında birleşme çizgisi mevcudiyetini korumaktadır. Ancak birleşme hattı boyunca yapılan incelemelerde, arayüzeyde takviye partiküllerinin aglomerasyonuna ya da partikülsüz bir bölgeye rastlanmamıştır.



Şekil 5.12 %15SiC/Al-%15SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri

540°C'de 6 MPa basınç ile kaynak edilen %15SiC/Al-%15SiC/Al numunesinde yapılan mikroskobik incelemelerde birleşme çizgisinin kaybolduğu saptanmıştır. Bu difüzyon kaynağı açısından ideal olan durumdur. Birleşme çizgisine sadece numune kenarlarında çok kısa bir alanda rastlanmıştır. Bu durumun numunenin 6 MPa'lık basınç nedeni ile uğradığı deformasyon sonucunda numune kenarlarındaki dengesiz yük dağılımından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 5.13 %10SiC/Al-%5SiC/Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri

540°C’de 3 MPa basınç ile kaynak edilen farklı takviye oranına sahip %10SiC/Al-%5SiC/Al malzeme çiftinde de kaynak sonarsında yapılan mikroskobik incelemelerde arayüzeyde kaynak çizgisinin belli belirsiz olduğu saptanmıştır. Bu durum farklı takviye oranlarına sahip kompozit malzemelerin de difüzyon kaynağı ile başarılı bir şekilde birleştirilebileceğini göstermiştir.

5.4.3 Mikrosertlik İncelemeleri

Makroskobik ve mikroskobik incelemelerin ardından difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelerde arayüzey ve ana malzeme arasında sertlik farkı olup olmadığının belirlenebilmesi için mikrosertlik yöntemi ile sertlik değerleri tespit edilmiştir.

Mikrosertlik değerleri 200 gr yük kullanılarak ölçülmüştür. Kaynak edilen numunelerde birleşme hattından ve birleşme hattına oldukça uzak bölgelerden ayrı ayrı en az 3’er iz alınmıştır.

Çizelge 5.2 Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelerde birleşme bölgesi ve ana malzemeye ait mikrosertlik değerleri

	%10SiC/Al-%10SiC/Al	%15SiC/Al-%15SiC/Al
	HV0,2	HV0,2
Ana malzeme	88	82,6
Arayüzey	89,4	89,6

Çizelge 5.2’den görüldüğü üzere difüzyon kaynağı sonrasında ana malzeme ve birleşme bölgesi arasında kayda değer bir değişiklik meydana gelmemiştir.

6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Al MMK'lerin difüzyon kaynak kabiliyetini belirleyebilmek için toz metalurjisi yöntemi ile %5, %10 ve %15 olmak üzere 3 farklı takviye hacim oranına sahip SiC partikül takviyeli Al matrisli kompozit üretilmiştir. Takviye elemanı olarak SiC seramik partiküllerinin seçilmesinin nedeni, SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerin yüksek sıcaklık gerektiren ergitme kaynağı işlemlerinde karşılaşılan sorunlardır. Kaynak esnasında sıcaklığın 650°C'nin üzerine çıkması durumunda SiC dağılarak matris ile reaksiyona girmekte ve oldukça kırılgan olan Al_4C_3 fazını oluşturmaktadır. Bu nedenle SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerin katı hal kaynak yöntemleri ile birleştirme kabiliyetlerinin araştırılması üzerine olan ilgi giderek artmaktadır. Çalışmanın ana amacı olan Al matrisli kompozitlerin difüzyon kaynak kabiliyetinin belirlenmesi için kullanılacak kompozit malzemelerde bu nedenle takviye elemanı olarak özellikle SiC seçilmiştir.

20 saat süre ile mekanik olarak karıştırılan SiC ve Al tozları 365 MPa basınç ile soğuk olarak preslenmiş ve argon atmosferli akışkan yataklı fırın içerisinde 610°C'de 5 saat süre ile sinterlenmiştir. Üretilen kompozitlerde yapılan mikroskobik incelemelerde takviye elemanlarının yapı içersinde homojen olarak dağıldığı saptanmıştır. SiC takviyeli Al metal matrisli kompozit numunelerin üretiminde geleneksel toz metalurjisi yöntemi başarı ile uygulanmıştır. Bu yöntem ile homojen dağılıma sahip kompozitler özel ekipmanlara ihtiyaç duyulmadan kolaylıkla üretilebilmektedir. Ancak sinterleme işleminde, matris alaşımının Al olması nedeni ile oksidasyon meydana gelmemesi için mutlaka koruyucu bir atmosfere ihtiyaç duyulmaktadır.

Difüzyon kaynağı işlemlerinde aynı takviye oranlarına sahip %5SiC/Al-%5SiC/Al, %10SiC/Al-%10SiC/Al ve %15SiC/Al-%15SiC/Al malzeme çiftleri ile farklı takviye oranına sahip %5SiC/Al-%10SiC/Al malzeme çiftleri kullanılmıştır. Kaynak işlemlerinin hepsi vakum ortamda 540°C sıcaklıkta 1 saat süre ile gerçekleştirilmiştir. 2 farklı kaynak basıncı değeri ile çalışılarak basıncın etkisi araştırılmıştır. %5SiC/Al-%5SiC/Al, %10SiC/Al-%10SiC/Al ve %5SiC/Al-%10SiC/Al malzeme çiftlerinin kaynağında 3 MPa basınç kullanılmıştır. %15SiC/Al-%15SiC/Al malzeme çifti ise 6 MPa basınç ile kaynak edilmiştir. En yüksek takviye oranına sahip %15SiC/Al-%15SiC/Al malzeme çiftinde kaynak basıncı olarak 6 MPa'nın kullanılmasının nedeni kullanılan malzeme çiftleri için deformasyon meydana getirmeyecek en yüksek basınç sınır değerini saptamaktır. Difüzyon kaynağı işlemleri sonucunda tüm malzeme çiftlerinde birleşme meydana gelmiştir. Ayrıca yapılan

mikroskopik incelemeler, kaynak arayüzeyinde SiC partiküllerinin aglomerasyona ve distorsiyona uğramadığını göstermiştir.

3 MPa basınç ile kaynak edilen malzeme çiftleri, kaynak işlemi nedeni ile herhangi bir deformasyona uğramazken, 6 MPa basınç ile kaynak edilen %15SiC/Al-%15SiC/Al malzeme çifti basıncın etkisi ile önemli bir miktarda deformasyona uğramıştır. Difüzyon kaynağını diğer katı-hal kaynak yöntemlerinden ayıran en önemli farklardan biri deformasyonun çok düşük olmasıdır. Bu nedenle bu deneylerde kullanılan malzemeler için 6 MPa kaynak değeri difüzyon kaynağı için istenmeyen deformasyona neden olduğundan uygun değildir.

Difüzyon kaynağı işlemleri öncesinde numune yüzeyleri büyük bir titizlikle hazırlanmış ve ultrasonik temizlemeye tabi tutulmuştur. Yüzeylerin başarılı bir şekilde kaynak edilmesi açısından yüzey hazırlığı son derece önemlidir. Bu nedenle difüzyon kaynağı öncesinde birleştirilecek numune yüzeyleri itina ile hazırlanarak her türlü oksit ve kirlilik giderilmelidir.

Al MMK'lerin kaynağında karşılaşılan en büyük sorunlardan biri de sıcaklık nedeni ile yüzeylerin oksitlenerek etkili bir birleşmenin meydana gelmemesidir. Bu nedenle kaynak işlemleri mutlaka koruyucu bir atmosferde, tercihen vakum ortamda gerçekleştirilmelidir. Deney parametrelerini belirlemek ve cihazı test etmek için yapılan pilot kaynak işlemlerinde ilk önce vakum ortam bir Stage I mekanik pompa ile sağlanmıştır. Ancak kaynak işlemi esnasında numunelerin oksitlendiği ve birleşmediği görülmüştür. Bu nedenle daha kuvvetli bir vakum pompasına ihtiyaç duyulmuş ve daha yüksek vakum değerlerinin elde edildiği Stage II pompa kullanılmıştır. Ulaşılan vakum değeri ile numuneler oksitlenmemiş ve birleşme gerçekleşmiştir. Pilot kaynak işlemleri Al MMK'lerin difüzyon kaynağında ortamın büyük bir etkisi olduğunu ispatlamıştır. Bu malzemelerin difüzyon kaynağında mutlaka etkili bir vakum ortam gereklidir.

Kaynak işlemleri sonrasında yapılan mikrosertlik incelemelerinde birleşme arayüzeyi ve ana malzemeler arasında sertlik açısından bir fark olmadığı saptanmıştır. Bu beklenen bir durumdur.

Al MMK'lerin difüzyon kaynağı, ülkemiz için yeni bir konudur. Bu tez çalışması, ülkemiz içinde bu konuda yapılan ilk çalışmalardan biri olması nedeni ile dar bir alanda seçilen kaynak parametreleri ile gerçekleştirilmiştir. Amaç literatür bilgileri taranarak seçilen optimum kaynak sıcaklığı değerinde birleşmenin meydana gelip gelmediğinin bulunmasıdır. Bu nedenle tüm deneyler birleşmenin meydana geldiğinin saptandığı tek bir sıcaklık ve süre değerinde gerçekleştirilmiştir. Basıncın etkisini belirleyebilmek için iki farklı basınç değeri ile

alışılmıştır. Ancak ileriki çalışmalarda kaynak parametrelerinin etkisinin belirlenebilmesi için farklı deney parametreleri ile çalışılmasının faydalı olacağı dışınılmaktadır. Ayrıca bu çalışmada kaynak edilen parçalar mekanik olarak test edilemediğinden kaynak dayanımları belirlenememiştir. Kaynak parametrelerinin etkisini belirleyebilmek için birleştirilen parçaların kesme dayanımlarının mutlaka bulunması gerekmektedir. Bu nedenle ilerideki çalışmalarda kesme testlerinin gerçekleştirileceği uygun bir düzeneğin kurulması ve parçaların mekanik olarak test edilmesi dışınılmaktadır.

Al MMK'ler üzerine olan ilgi özellikle havacılık ve otomotiv sanayilerinde giderek artmaktadır. Tüm dünyada kullanımı giderek artan bu malzemelerin ülkemizde de başarılı bir şekilde kullanılabilmesi için hem üretim hem de kaynak gibi ikincil proseslerinin hızla araştırılıp geliştirilmesi gerekmektedir.



KAYNAKLAR

- Acılar, M. ve Gül, F., (2002), “Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi İle Al-SiC_p Kompozitlerin Üretimi ve Geliştirilmesi”, 11. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 5-8 Haziran 2002, İstanbul, 219-227.
- ASM Handbook, (1989), ASM Committee, ASM International, Metals Park, OH.USA, Volume 6: 673-691
- ASM Handbook, (1990), ASM Committee, ASM International, Metals Park, OH.USA, Volume 2: 903-907
- Atabay, M., (1999), “Alüminyum Alaşımlarının Difüzyon Kaynağı”, Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- Ataş, E. ve Gür, C.H. (2000), “Determination of Properties of SiC Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites By Ultrasonic Techniques”, 15th World Conference on NDT, 15-21 October 2000, Roma.
- Chawla, N., Hubel, U., Shen, Y.L., Andres, C., Jones, J.W. ve Allison, J.E. (2000), “The Effect of Matrix Microstructure on the Tensile and Fatigue Behavior of SiC-Reinforced 2080 Al Matrix Composites”, Metallurgical and Materials Transactions A, 31A:531-539.
- Cöcen, Ü ve Önel, K. (2002), “Ductility and Strength of Extruded SiC_p/Aluminium-Alloy Composites”, Composites Science and Technology, 62:275-282.
- Çırakoğlu, M., Toy, Ç., Tekin, A. ve Scott, D., (1999) “AlN-B₄C Kompozitlerinin Basınçsız İnfiltrasyon Yöntemiyle Üretim Şartlarının İncelenmesi”, 8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Cilt 2:1307-1315
- Dağlılar, S., (1994), “AISI 304 Tipi Paslanmaz Çelik İle 6101 No.lu Alüminyum Alaşımının Katı Hal Difüzyon Kaynağıyla Birleştirilmesi” Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Deniz, S., (2000), “Al₂O₃ Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi, Mekanik ve Fiziksel Özellikleri İle Mikroyapı Karakterizasyonu”, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Ellis, M.B.D. (1996), “Joining of Aluminium Based Metal Matrix Composites”, International Materials Reviews, 41:42-57.
- Fang, C.K., Huang C.C. ve Chuang, T.H. (1999), “Synergistic Effects of Wear and Corrosion for Al₂O₃ Particulate-Reinforced 6061 Aluminum Composites”, Metallurgical and Materials Transactions A, 30A:643-650.
- Hasçalık, A. (2003), “Al₂O₃ Oranının Al/Al₂O₃ Kompoziti ile AISI 1020 Çeliğinin Sürtünme Kaynağına Etkisi”, F.Ü. Fen ve Mühendislik Bilimleri Dergisi, 15(2):245-254.
- Hong, S.J., Kim, H.M., Huh, D., Suryanarayana, C. Ve Chun, R.S. (2003), “ Effect of Clustering On The Mechanical Properties of SiC Particulate-Reinforced Aluminum Alloy 2024 Metal Matrix Composites”, Materials Science and Engineering A, 347:198-204.
- Hooker, J.A. ve Doorbar P.J. (2000), “Metal Matrix Composites for Aeroengines”, Materials Science and Technology, 16: 725-731.
- Karagöz, E.,(1998), “Vorteks Yöntemleriyle Üretilen Partikül Takviyeli Alüminyum

Matriksli Kompozit Malzemenin Mikroyapısal Karakterizasyonu ve Isıl İşlemleri”, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji Mühendisliği Bölümü.

Klimowicz, T.F. (1994), “The Large-Scale Commercialization of Aluminium-Matrix Composites”, JOM, A Publication of the Minerals, Metals & Materials Society, 49-53.

Kolukısa, S. ve Topuz, A.(2000), “Uçucu Kül İçeren Alüminyum Matrisli Kompozit Malzeme Üretimi Ve Özellikleri”, 10. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Haziran 2001, 1815-1822.

Kolukısa, S., (1999), “Uçucu Kül İçeren Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi, Özellikleri ve Mikroyapı Karakterizasyonu” Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji Mühendisliği Bölümü.

Lancaster, J.A., (1993), Metallurgy of Welding, Chapman&Hall, 27-29

Liming, L., Meili, Z., Longxiu, P. ve Lin, W. (2001), “Studying of Micro-Bonding In Diffusion Welding for Composite”, Materials Science and Engineering A, 315:103-107.

Lyold D.J., (1994), “Particle Reinforced Al- and Mg-Matrix Composites” International Materials Reviews, 39:1-23.

Mehriban, R., Riek, R.G. ve Flewings, M.C., (1974), “Preparation and Casting of Metal Particulate Non-Metal Composites”, Metal. Transc., 5:1899-1905.

Metals Handbok. (1983), ASM Committee, ASM International, Metals Park, OH.USA, Volume 6: 672-691.

Midling, O.T. ve Grong, Ø. (1995), “Joining of Particle Reinforced Al-SiC MMcs”, Metal Matrix Composites, 355-372.

O’ Brien, R.L., (1991), “Diffusion Welding and Brazing”, Welding Handbook, American Welding Society, Eighth Edition, Volume 2: 814-837.

Özdemir, İ., Cöcen, Ü ve Önel, K. (1999), “The Effect of Forging On The Properties of SiC-Reinforced Aluminium-Alloy Composites”, Composites Science and Technology, 60:411-419.

Shakeri, H.R. ve Wang Z. (2002), “Effect of Alternative Aging Process On The Fracture and International Properties of Particulate Al₂O₃-Reinforced Al (6061) Metal Matrix Composites”, Metallurgical and Materials Transactions A, 33A:1699-1712.

Shirzadi, A.A. ve Wallach, E.R. (1997), “New Approaches for Transient Liquid Phase Diffusion Bonding of Aluminium Based Metal Matrix Composites”, Materials Science and Technology, 13:135-142.

Torralba, J.M., Costa, C.E. ve Velasco, F. (2003), “P/M Aluminum Matrix Composites: an Overview”, Journal of Materials Processing Technology, 133:203-206.

Tuncel, S., (1988), “DIN X210Cr12 Takım Çeliği ile DIN 25MoCr4 Az Alışmlı Çeliğin Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi”, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

Urena, A., Gomez, Salazar, J.M., Escalera, M.D. ve Hanson, W.B. (2000), “Diffusion Bonding of Alumina Reinforced 6061 Alloy Metal Matrix Composites Using Al-Li Interlayer”, Materials Science and Technology, 16:103-109.

Williams, J.J., Piotrowski, G., Saha, R ve Chawla, N. (2002), "Effect of Overaging and Particle Size On Tensile Deformation and Fracture of Particle-Reinforced Aluminum Matrix Composites", Metallurgical and Materials Transactions A, 33A:3862-3865.

Zhang, X.P., Ye, L., Mai, Y.W., Quan, G.F. ve Wei, W., (1999), "Investigation On Diffusion Bonding Characteristics of SiC Particulate-Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites (Al/SiC_p-MMC)", Composites:Part A:1415-1421.

Zhao, M., Chen, L. ve Bi, J., (1999), "Effect Of Interlayer On Properties Of Diffusion Bonded Joints Of Silicon Carbide Particulate-Reinforced Aluminum Composites", Journal Of Materials Science Letters, 18:2005-2006.

İNTERNET KAYNAKLARI

[1]<http://www.eaa.net/education/TALAT/lectures/1402.pdf>

[2]<http://www.vacets.org/vtic97/ttnguyen.htm>

[3]<http://cimewww.epfl.ch/people/cayron/Fichiers/thesebook-chap2.pdf>



ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 09.07.1979

Doğum yeri Bursa

Lise 1993-1997 Bursa Erkek Lisesi

Lisans 1997-2001 Yıldız Üniversitesi Kimya-Metalurji Fak.
Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümü

Yüksek Lisans 2001-2004 Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Müh. Anabilim Dalı
Malzeme Programı

Çalıştığı kurum(lar)

2001-Devam ediyor YTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Araştırma görevlisi

