

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

169371
SICAK PRESLEME YÖNTEMİYLE İMAL EDİLMİŞ $AlSiMg-SiC_p$
TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN DİFÜZYON KAYNAĞI İLE
BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Uğur ÇALIGÜLÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI

Danışman :Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN

ELAZIĞ

2005

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SICAK PRESLEME YÖNTEMİYLE İMAL EDİLMİŞ AISiMg-SiC_p
TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN DİFÜZYON KAYNAĞI İLE
BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

Uğur ÇALIGÜLÜ

Yüksek Lisans Tezi
Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı

Bu tez, 26.08.2005 tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği / ~~oyçokluğu~~ ile başarılı / ~~başarısız~~ olarak değerlendirilmiştir.

Danışman : Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN

Üye: Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM

Üye: Yrd. Doç. Dr. Cebeli ÖZEK

Üye:

Üye:

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 09.09.2005 tarih ve 2005/30-4 sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Yüksek Lisans tezimin hazırlanması esnasında, yardım ve desteklerini esirgemeyen Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölüm Başkanı sayın Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi sayın Prof. Dr. Nuri ORHAN'a, danışman hocam Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi sayın Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN'a, Metal Eğitimi Bölümündeki bütün Araştırma Görevlilerine ve Teknisyen Zülfü KARAASLAN'a, Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi sayın Prof. Dr. Adem KURT'a, maddi ve manevi açıdan her zaman varlığını yanımda hissettiğim aileme teşekkürü bir borç telakki bilirim.

Ayrıca tezin meydana gelmesinde maddi imkanı sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (FÜBAP) Birimi ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Arş. Gör. Uğur ÇALIGÜLÜ

İÇİNDEKİLER

Konu	Sayfa No
İÇİNDEKİLER.....	I
ŞEKİLLER LİSTESİ	VI
TABLolar LİSTESİ	IX
ÖZET	X
ABSTRACT	XI
1. GİRİŞ.....	1
2. KOMPOZİT MALZEMELER	4
2.1 Tanım ve Özellikleri.....	4
2.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması	5
2.2.1. Elyafli Kompozitler	6
2.2.2. Parçacıklı Kompozitler	6
2.2.3. Tabakalı Kompozitler	7
2.2.4. Karma (Hibrid) Kompozitler	7
2.3. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler(MMK)	7
2.3.1. Alüminyum ve Alaşımları	8
2.3.2. Magnezyum Alaşımları	9
2.3.3. Titanyum Alaşımları.....	9
2.4. Matris-Takviye Seçimi	10
2.5. Takviye Malzemeleri.....	10
2.5.1 Karbon ve Grafit Pekiştiriciler	13
2.5.2. Bor.....	14
2.5.3. Silisyum Karbür	14
2.5.4. Alümina.....	14
2.5.5. Metalik Teller	15
2.6. Alüminyum Metal Matrisli kompozitler için Kaynak yöntemleri	15
2.6.1. Ark Kaynağı	16
2.6.2. Gaz-Metal Ark Kaynağı	16
2.6.3. Lazer-Işın Kaynağı	16
2.6.4. Elektron Işın Kaynağı.....	17
2.6.4.1. SiC Takviyeli Alüminyum MMK'ların Elektron Işın Kaynağı.....	17
2.6.5. Sıvı Faz Geçişli Birleştirme.....	17

2.6.6. Direnç Kaynağı.....	18
2.6.7. Sürtünme Kaynağı.....	18
2.6.8. Kapasitör Deşarj Kaynağı.....	18
2.6.9. Difüzyon Kaynağı	18
2.7. Viskozitenin Etkisi	19
2.8. Kimyasal Reaksiyonlar.....	19
2.9. Katılaşmanın Etkisi	20
2.10. Metal Matrisli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri.....	20
2.11. Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri.....	22
2.11.1. Sıvı Hal İşlemleri.....	23
2.11.1.1. Sıvı Metal Emdirmesi (İnfiltrasyon).....	24
2.11.1.2. Sıkıştırılmalı veya Sıvı Dövme Döküm Tekniği	27
2.11.1.3. Basıncılı ve Basıncısız İnfiltrasyon	29
2.11.1.4. Sıvı Metal Karıştırma Yöntemi	31
2.11.1.5. Yarı Katı Döküm	33
2.11.1.6. Plazma Püskürtme	33
2.11.2. Katı Hal İşlemleri	34
2.11.2.1. Toz Metalurjisi Tekniği.....	34
2.11.2.2. Difüzyon Bağlama ve Vakumda Presleme.....	37
2.11.2.3. Sıcak (İzostatik) Presleme	38
2.11.3. İn-Situ İşlemleri	39
2.12. Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Kullanıldığı Yerler.....	40
2.13. AlMgSi-SiC MMK Malzemeler ile İlgili Önceki Çalışmalar	41
3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI.....	48
3.1. Dövme Alüminyum Alaşımları (Birincil Ürünler).....	48
3.2. Dövme Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	49
3.2.1 Menevişleme İşaretleri	49
3.2.2. Gerinme Sertleşmesi Alt Bölümleri	49
3.2.3. Isıl İşlem Alt Bölümleri.....	50
3.2.4. Isıl İşlem Uygulanamayan Dövme Alüminyum Alaşımları	50
3.2.5. Isıl İşlem Uygulanabilir, Dövme Alüminyum Alaşımları	51
3.3. Döküm Alüminyum Alaşımları.....	51
3.4. Alüminyum ve Magnezyum Alaşımları	52
3.5. Alüminyum –Magnezyum-Silisyum Alaşımları	54
3.5.1. Yapı	55

3.5.2. Al-Mg-Si Alaşımlarının Genel Özellikleri	56
3.5.3. Al-Mg-Si Alaşımlarının Mekanik Özellikler	56
3.5.4. Al-Mg-Si Alaşımlarının Korozyon Direnci.....	57
3.6. Alüminyum Döküm Alaşımları.....	58
3.6.1. Alüminyum Silisyum Döküm Alaşımları.....	58
3.6.2. Alüminyum-Silisyum-Magnezyum Döküm Alaşımları	59
4. TOZ METALURJİSİ	61
4.1. Toz Üretim Teknikleri.....	62
4.1.1. Mekanik Pulverizasyon Yöntemi	63
4.1.2. Ergimiş Metalin Pulverizasyonu	63
4.1.2.1. Atomizasyon Yöntemi.....	64
4.1.3. Fiziksel ve Kimyasal Yöntemler	66
4.1.3.1. Elektroliz Yöntemi	66
4.1.3.2. İndirgeme Yöntemi.....	66
4.1.3.3. Gaz Fazından İtibaren Hazırlama.....	66
4.1.3.4. Yüksek Sıcaklıkta Metalsel Bileşenlerin Redüklenmesi	66
4.1.4. Metalsel Tozların Fiziko-kimyasal Özellikleri.....	67
4.1.4.1. Fiziksel Özellikler	67
4.1.4.2. Kimyasal Özellikler.....	69
4.1.5. Preslemeden Önce Metalsel tozun Isıl İşlemi.....	69
4.2. Tozların Karıştırılması.....	70
4.2.1. Yağlayıcılar	70
4.3. Tozların Sıkıştırılması	70
4.3.1. Metal Kalıplarda Presleme	71
4.3.2. Ekstrüzyon.....	72
4.3.3. Tozların Haddelenmesi.....	72
4.3.4. İzostatik Presleme.....	72
4.3.4.1. İzostatik Preslemede Yoğunlaştırma	73
4.4. Sinterleme.....	74
4.5. T/M ile Üretilen Malzemelerin Mekanik Özellikleri.....	75
4.6. T/M Üretim Yöntemlerinin Avantajları	76
4.7. T/M Üretim Yöntemlerinin Dezavantajları	76
4.8. Metal Toz Karakteristikleri	76
4.9. Toz Metal Malzemelerin Uygulamaları	77
4.10. Toz Metal Malzemelerin Kaynağı.....	78

5. KATI HAL BİRLEŞTİRME YÖNTEMLERİ	80
5.1. Difüzyon Kaynağı	80
5.1.1. Difüzyon.....	80
5.1.1.1 Difüzyon Kaynağı Mekanizması.....	81
5.1.2. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler.....	84
5.1.2.1. Kaynak Sıcaklığı	84
5.1.2.2. Yüzey Şartları.....	85
5.1.2.3. Kaynak Basıncı.....	88
5.1.2.4. Kaynak Süresi.....	89
5.1.2.5. Kaynak Ortamı	90
5.1.2.6. Birleştirilecek Malzemenin. Mikro Yapıları ve Tane Boyutları.....	90
5.2. Difüzyon Kaynağı Uygulamaları	92
5.3. Alüminyum Alaşımlarının Difüzyon Kaynağı	95
5.4. Difüzyon Kaynağı Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları	95
5.4.1. Yöntemin Avantajları	95
5.4.2. Yöntemin Dezavantajları	96
5.5. Difüzyon Kaynağının Diğer Kaynak Metotlarıyla Karşılaştırılması.....	97
5.6. Difüzyon Kaynağı Teknikleri.....	97
5.7. Difüzyon Kaynağına Uygulanan Muayene ve Testler	99
5.7.1. Tahribatlı Muayeneler	99
5.7.2. Tahribatsız Muayeneler.....	99
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	101
6.1. Çalışmanın Amacı	101
6.2. Deneyde Kullanılan Matris Malzemesi ve Takviye Elemanı.....	102
6.3. Kompozit Malzemenin Üretimi.....	102
6.4. Deney Çalışmalarında Kullanılan Difüzyon Kaynak Makinesi	104
6.5. Numunelerin Hazırlanması ve Difüzyon Kaynağı Yapılması.....	105
6.6. Sertlik Ölçümleri	107
6.7. Kaynak Sonrası Metalografik İncelemeler.....	107
6.8. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri.....	107
7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	108
7.1. 575°C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Mlz. SEM Analiz. İnc.....	108
7.2. 600°C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Mlz. SEM Analiz. İnc.....	111
7.3. 575-600°C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Kompozit Malzemelerin EDS Analizlerinin İncelenmesi.....	115

7.4. Genel Değerlendirme ve Öneriler	133
KAYNAKLAR.....	135
ÖZGEÇMİŞ	145



ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1 Takviye Elemanı Şekline Göre Kompozit Çeşitleri.....	6
Şekil 2.2 MMK Malzemelerin Matris Çeşitleri.....	8
Şekil 2.3 Karıştırılmalı Döküm (Vortex) Yöntemi.....	25
Şekil 2.4 Fp Alüminyum Oksit / Al Esaslı Kompozitlerin Vakumda Sıvı Metal Emdirmesi Tekniğinin Akış Şeması.....	26
Şekil 2.5 Russel ve Arkadaşlarının Düzenledikleri Basıncılı İnfiltrasyon Aparatının Şematik Resmi.....	27
Şekil 2.6 Sıkıştırma Döküm Yöntemi	28
Şekil 2.7 Basıncılı İnfiltrasyon Metodu	29
Şekil 2.8 Basıncsız İnfiltrasyon Metodu	30
Şekil 2.9 Plazma Püskürme Aygıtının Şematik Görünümü	34
Şekil 2.10 Toz Metalurjisi Yönteminin Temel Aşamaları	36
Şekil 2.11 B/Al Kompozit Üretimi	38
Şekil 3.1 Al-Mg-Si Faz Diyagramının İkili Kesiti.....	55
Şekil 3.2 Al-Si Faz Diyagramı	58
Şekil 4.1 Küresel ve Pul Şeklindeki Parçacıklar	67
Şekil 4.2 Üretim Yöntemlerine Göre Toz Şekilleri.....	68
Şekil 4.3 Tozun Sıkıştırılma Kademeleri	71
Şekil 4.4 Metal Kalıplarda Presleme.....	72
Şekil 4.5 İzostatik Presleme Yöntemleri	73
Şekil 4.6 Sinterleme Aşamaları.....	75
Şekil 4.7 Toz Metalurjisinin İmalat Aşamaları	78
Şekil 5.1 Difüzyon Kaynağı Mekanizması.....	84
Şekil 5.2 Sıcaklık ve Uygulanan Basıncın Sürünme Etkisine Tesiri.....	85
Şekil 5.3 Sıcaklığın Birleşebilirlik Üzerindeki Etkisi	85
Şekil 5.4 Yüzey Kusurları	86
Şekil 5.5 Yüzey Deformasyonu ile Pürüzlülük Arasındaki Sıcaklığa Bağlı Değişme.....	87
Şekil 5.6 Bağlantının Kayma Mukavemeti ile Kaynak Süresi Arasındaki İlişki	89
Şekil 5.7 Ara Tabakaların Kaynak Bölgesine Tesiri.....	92
Şekil 6.1 Mekanik Alaşımlama Aparatı	103
Şekil 6.2 Kaynak Edilmiş Numune	103
Şekil 6.3 Toz Presleme Aparatı.....	104

Şekil 6.4 Difüzyon Kaynak Cihazının Kesit Görünümü.....	105
Şekil 6.5 Mikro Sertlik, SEM ve EDS Analizlerinin İnc. için Hazırlanan Numuneler	107
Şekil 7:1 575 °C-20 dk'da Yapılan Dif. Kay. a-% 5-5 SiC, b-% 10-10 SiC, c-% 20-20 SiC.	109
Şekil 7:2 575 °C-20 dak. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Malz.Sertlik Değerleri	109
Şekil 7:3 575 °C-40 dk'da Yapılan Dif. Kay.a-% 5-5 SiC, b-% 10-10 SiC, c-% 20-20 SiC..	110
Şekil 7:4 575 °C-40 dak. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Malz. Sertlik Değerleri	110
Şekil 7:5 575 °C-60 dk'da Yapılan Dif. Kay.a-% 5-5 SiC, b-% 10-10 SiC, c-% 20-20 SiC..	111
Şekil 7:6 575 °C-60 dak. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Malz. Sertlik Değerleri	111
Şekil 7:7 600 °C-20 dk'da Yapılan Dif. Kay.a-% 5-5 SiC, b-% 10-10 SiC, c-% 20-20 SiC..	112
Şekil 7:8 600 °C-20 dak. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Malz. Sertlik Değerleri	112
Şekil 7:9 600 °C-40 dk'da Yapılan Dif. Kay. a-% 5-5 SiC, b-% 10-10 SiC, c-% 20-20 SiC.	113
Şekil 7:10 600 °C-40 dak. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Malz. Sertlik Değerleri	113
Şekil 7:11 600 °C-60 dk'da Yapılan Dif. Kay.a-% 5-5 SiC, b-% 10-10 SiC, c-% 20-20 SiC	114
Şekil 7:12 600 °C-60 dak. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Komp. Malz. Sertlik Değerleri	114
Şekil 7:13 575 °C-20 dak. Dif. Kaynağı Yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malz. SEM Analizi ...	115
Şekil 7:14 1 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	115
Şekil 7:15 575 °C-20 dak. Dif. Kayn.Yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	116
Şekil 7:16 4 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri.....	116
Şekil 7:17 575 °C-20 dak. Dif. Kayn.Yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	117
Şekil 7:18 7 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	117
Şekil 7:19 575 °C-40 dak. Dif. Kaynağı Yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malz. SEM Analizi ...	118
Şekil 7:20 2 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri.....	118
Şekil 7:21 575 °C-40 dak. Dif. Kayn.Yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	119
Şekil 7:22 5 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri.....	119
Şekil 7:23 575 °C-40 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malz. SEM Analizi ...	120
Şekil 7:24 8 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	120
Şekil 7:25 575 °C-60 dak. Dif. Kaynağı Yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malz. SEM Analizi ...	121
Şekil 7:26 3 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri.....	121

Şekil 7:27 575 °C-60 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malz. SEM Analizi ...	122
Şekil 7:28 6 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	122
Şekil 7:29 575 °C-60 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malz. SEM Analizi ...	123
Şekil 7:30 9 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	123
Şekil 7:31 600 °C-20 dak. Dif. Kaynağı Yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	124
Şekil 7:32 10 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	124
Şekil 7:33 600 °C-20 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	125
Şekil 7:34 13 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	125
Şekil 7:35 600 °C-20 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	126
Şekil 7:36 16 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	126
Şekil 7:37 600 °C-40 dak. Dif. Kaynağı Yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	127
Şekil 7:38 11 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri.....	127
Şekil 7:39 600 °C-40 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	128
Şekil 7:40 14 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	128
Şekil 7:41 600 °C-40 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	129
Şekil 7:42 17 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	129
Şekil 7:43 600 °C-60 dak. Dif. Kaynağı Yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	130
Şekil 7:44 12 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri.....	130
Şekil 7:45 600 °C-60 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	131
Şekil 7:46 15 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	131
Şekil 7:47 600 °C-60 dak. Dif. Kayn. Yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malz. SEM Analizi	132
Şekil 7:48 18 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri.....	132

TABLolar LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 1. MMK’larda Kullanılan Bazı Takviye Malzemelerin Özellikleri	11
Tablo 2. Bazı Fiberlerin Tipik Özellikleri	12
Tablo 3. Bazı Süreksiz Fiberlerin Tipik Özellikleri.....	12
Tablo 4. Bazı Whiskerlerin Tipik Özellikleri	12
Tablo 5. Bazı Tane Takviyelerinin Tipik Özellikleri.....	13
Tablo 6.1. MMK’larda En Yaygın Olarak Kullanılan Matris Alaşımlarının Mek.Özell.....	21
Tablo 6.2. Sürekli Fiber Kaplı Bazı MMK’ların Mekanik Özellikleri	21
Tablo 7. Kompozit Malzemelerin Kullanım Alanları.....	41
Tablo 8. Dövme Alüminyum Alaşım Grupları	49
Tablo 9. Dövme Isıl İşlemi Uygulanabilen Mg-Si Alaşımlarının Tipik Mekanik Özell	57
Tablo 10. Demir İmpuritesinin Çil Döküm Al- %10 Si Alaşımının Mek.Özellik.Etkisi.....	59
Tablo 11. Standart Elek Takımı.....	67
Tablo 12. Difüzyon Kaynaklı Birleştirmelerde Birleşebilirlik Oranı	96
Tablo 13. Tozların Ağırlık Oranları.....	102
Tablo 14. Presleme Öncesi ve Sonrası Kompozit Boyutları.....	104
Tablo 15. Bu Çalışmada Kullanılan Kaynak Değerleri.....	106

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

SICAK PRESLEME YÖNTEMİYLE İMAL EDİLMİŞ AISiMg-SiC_p TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Uğur ÇALIGÜLÜ

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2005, Sayfa: 145

Bu çalışmada sıcak presleme yöntemiyle imal edilmiş AlMgSi-SiC_p takviyeli kompozitler difüzyon kaynağı ile birleştirildi. MMK malzeme, AlMgSi alaşımı içerisine ortalama 42 µm boyutlarında SiC tozu ağırlıkça % 5-10-20 oranlarında ilave edilerek üretilmiştir. Araştırmada farklı yüzdelerde hazırlanmış kompozit malzemeler aynı basınçlarda, farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir. Çalışmada özellikle, SiC tozlarının birleşme davranışı ve mikro yapıya olan etkisi incelenmiştir.

Üretilen numuneler difüzyon fırını için uygun boyutlara getirilip, difüzyon kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Difüzyon kaynakları argon koruyucu gaz atmosferinde, 0.26 MPa'lık dinamik yükleme ile, 20, 40 ve 60 dakikalık sürelerde ve 575-600 °C sıcaklıklarda yapıldı. Kaynak işlemlerinden sonra, numuneler kaynak birleşme arayüzeyine dik olarak kesilip, birleşme arayüzeylerinde mikroyapı, SEM, EDS analizi çalışmaları yapılmıştır. Mekanik test olarak mikrosertlik testi yapılmıştır.

Yapılan optik mikroskop çalışmalarında, kompozitin homojen bir karışıma sahip olduğu ve gözenek miktarının düşük olduğu görülmüştür. Mikrosertlik deney sonuçlarında, matris alaşımı ve MMK malzeme arasında kaynaklı birleştirilmiş numuneler de çok az sertlik artışı görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Toz metalurjisi, sıcak presleme, MMK, difüzyon kaynağı, SiC partikül.

ABSTRACT

Master Thesis

THE INVESTIGATION OF JOINABILITY OF WITH HOT PRESSING MANUFACTURED AlSiMg-SiC_p REINFORCED COMPOSITES

Uğur ÇALIGÜLÜ

Fırat University

Graduate School of Naturel and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

2005, Page: 145

In this study, AlSiMg-SiC_p reinforced composites manufactured by hot pressing method which were combined with diffusion welding method. MMC material was produced by adding SiC powder with average 42 µm dimension and 5-10-20 % in weight percent into it. In this study, composite materials prepared in different percents were combined with the diffusion bonding under the same pressure, different temperatures and durations. However, particularly the combination behaviour of SiC powder and its effect on the microstructure were examined.

The manufactured samples were produced in suitable dimensions for the diffusion furnace and they were joined with the diffusion welding method. Diffusion weldings were applied under argon inert gas atmosphere, with a dynamic load of 0.26 MPa, in 20, 40 and 60 minutes and under a 575-600 °C temperature interval. After the welding processes, samples were cut perpendicular to the welding joining surface and the surface microstructure, SEM, EDS analysis studies were realized on the bonded surfaces. Microhardness measurements were applied as characteristic mechanic tests.

The optical microscope studies had been shown that the composite material has a homogen mixture and the hole number very small. As a result of the microhardness experiment, it was observed a low hardness grade between the matrix and the MMC alloys .

Keywords: Powder metallurgy, hot pressing, MMC, diffusion bonding, SiC particle.

1.GİRİŞ

Malzeme bilimciler, günlük yaşantımızı kolaylaştıracak daha üstün özelliklere sahip ve daha ekonomik malzeme üretme arayışı içerisine girmişlerdir. Geleneksel malzemelerden bu özelliklerin birlikte kazanılması oldukça zordur. Belirli bir uygulama için malzemeden beklenen değişik fiziksel, mekaniksel ve kimyasal özellikler bu özelliklere sahip bileşenler tarafından sağlanır. Bu nedenle gelişmiş malzemelere olan gereksinimin artmasıyla, metal matrisli kompozitler daha da önem kazanmaktadır (Akbulut, 1995).

Metal matrisin tipi, matris ile katkı fazının kimyasal uyumluluğu, katkının cinsi, şekli, boyutu ve boyut dağılımı, miktarı, homojen dağılması, matris-katkı fazı arayüzey özellikleri, kompozitin üretim yöntemi ve parametreleri, mikro yapısı ve içinde bulunan fazlar, termomekanik ve ısıtılma tabii tutulması gibi bir çok etken MMK'ların özelliklerinin belirlenmesinde önemli rol oynar (Şahin, 2000).

SiC tozunun toz metalurjisi yöntemi ile kompozit üretiminde kullanılması ve üretilen kompozitin kullanım alanlarının belirlenmesinde birleştirme yöntemlerinin araştırılması oldukça önem arz etmektedir. Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş malzemelerin difüzyon kaynağı yöntemiyle birleştirilmesi, hem TM ile üretilen malzemelerin orijinal yapısının korunması hem de oluşturulacak malzeme çiftinin difüzyon kaynağı davranışlarının anlaşılması açısından önemli ve ilginçtir. Silisyum karbürün oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve rijitliğini koruma özelliği bor flamanlarından daha iyidir. Ergimiş alüminyumun SiC flamanları üzerindeki etkisi de bor flamanlarına göre çok düşüktür. Bu nedenle alüminyum matrislerin pekiştirilmesinde kullanılan bor flamanları SiC ile kaplanırlar. Isıl kararlılık ve ergimiş matris malzemelerinden etkilenmemeleri nedeniyle özel kaplamalara ihtiyaç göstermezler (Aydın, 2003).

SiC fiberlerinin yanı sıra metalik kompozitlerde kullanılan diğer bir pekiştirici SiC whiskerlerdir. SiC whiskerleri ile pekiştirilmiş metallerin önemli bir avantajı; ekstrüzyon, haddeleme, kalıpla dövme ve presleme gibi plastik şekil verme tekniklerinin whiskerlerde mekaniksel bir hasar meydana getirmeden uygulanabilmesidir. SiC whiskerleriyle pekiştirilmiş alüminyumun işlenebilirlik özelliği sürekli SiC, bor ve alümina filamanları ile pekiştirilmiş alüminyumdan daha iyidir.

Alüminyum ve alaşımları; düşük yoğunluğa sahip, dış atmosfere karşı dayanıklı, yüksek korozyon direnci ve iyi işleme kabiliyeti olan, ısıtılma işleminden sonra yüksek çekme mukavemeti, şok direnci, süneklik ve tokluk gibi özellikler gösteren ve piyasada parlak alaşımlar olarak bilinen malzemelerdir. Bu yüzden ticari saflıktaki alüminyum'dan daha

yüksek mukavemet gerektiren pek çok alanda; özellikle uçak, uzay, otomotiv, gemicilik ve denizcilik sektöründe, kimyasal aparat imalatında, düşük ısı uygulamalarında, basınçlı kaplar ve kaynaklı konstrüksiyonlarda, kara taşıtları ve askeri araçlarda başarıyla kullanılmaktadır.

Alüminyum alaşımlarının difüzyon kaynağı, kararlı yüzey oksitleri yüzünden güçleşmektedir. Bununla beraber; birleşme bölgesinde yüksek sıcaklık ve büyük ölçekli deformasyon (örneğin haddeleme ile birleştirme) uygulanmasının, kararlı oksit tabakalarını kırdığı ve yüzey kaplama (iyonik kaplama) ya da ara tabaka kullanılması ile daha düşük basınç altında difüzyon kaynağı yapmanın kolaylaştığı tespit edilmiştir (Cöcen, 1997).

Sıcak presleme yöntemi; Al, Mg ve Ti gibi metal matrisli kompozit panelleri üretmek için başarılı şekilde kullanılır. Flamentler metal matristen oluşmuş ince folyo tabakalar arasına yerleştirilir ve kompoziti yerinde tutmak için bir bağlayıcı ile spreylenecek ve sonra bağlayıcı yakılarak ayrılır. Daha sonra preform kompozit tamburdan çıkarılır, istenilen ölçüde kesilir ve sıcak pres kalıp içine istiflenir. İstiflenmiş kütle üzerine hafif basınç uygulanır ve bağlama sıcaklığına ulaşıldığında gerekli zaman için tam bağ basıncı uygulanır. Daha sonra basınç kaldırılır ve termal uzamalarda uyumsuzluklardan ileri gelen kalıcı gerilmeleri en aza indirmek için parça yavaş şekilde soğumaya bırakılır. Sıcak presleme ile ilgili üretilen kompozitlerin;

- 1) Yüksek dayanım,
- 2) Dayanım/yoğunluk oranı geleneksel malzemelerden 2-4 kat daha yüksek olması,
- 3) Yüksek sıcaklıklarda dayanımın muhafaza etmesi,
- 4) Yorulma dayanımının iyi olması,
- 5) Karışımlar kuralına tam uyum göstermesi gibi avantajlara sahip olur.

Katı hal kaynağı iki benzer ya da farklı malzemenin, malzemelerin ergime sıcaklıkları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde makroskobik plastik deformasyon meydana getirmeyen basınç uygulanarak birleştirilmesidir. Günümüzde, katı hal kaynak yöntemleri, gelişmiş malzemelerin birleştirilmelerinde ve dolayısıyla ileri teknoloji malzemeleri üretiminde büyük imkanlar sunmaları nedeniyle, üzerinde araştırmaların yapılması ve seri üretime elverişli hale getirilmeleri gereken birleştirme yöntemleridir (Xu, 1997).

Difüzyon kaynağı katı hal kaynak yöntemlerinden biri olup; genellikle geleneksel kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi problemli olan malzemelerin, yüksek karbonlu ve alaşımlı çeliklerin, kompozitlerin, demir dışı metal ve alaşımların, seramik ve refrakter malzemelerin birleştirilmelerini mümkün kılmaktadır (Taşkın, 1996).

DeneySEL çalışmaların çoğunluğunu iki grupta toplamak mümkündür. Bunlar; ergitme kaynak yöntemleri ve katı hal kaynak yöntemleridir. Ergitme kaynak yöntemleri ile yapılan birleştirmelerde bazı problemler mevcuttur. Bunlar; yüksek vizkozite, düşük akıcılık, katılaşmanın kontrolsüz gerçekleşmesi ve istenmeyen reaksiyonların oluşmasıdır. Sıvı kaynak

banyosunda, ana metal kendi içerisinde karışırken, takviye metal ergiyik banyosunda ana metalden ayrılarak heterojen bir dağılıma neden olduğundan; kaynak kabiliyetini düşürerek zayıf bağların oluşmasına neden olmaktadır. Bu durum aynı zamanda kaynakta mikro ve makro kusurlara yol açtığından kaynak kalitesinin düşük olmasına neden olmaktadır. Ergitme kaynaklarında yüksek sıcaklık nedeniyle ana malzemenin özellikleri değiştiğinden, bu durum ergimiş matris ile takviye arasındaki zararlı kimyasal reaksiyonların oluşmasına yol açmaktadır (Bututaki, 1999).

Ergitme kaynak yöntemlerinde oluşması muhtemel birleşme problemlerinden dolayı MMK'ları katı hal birleştirme yöntemleri ile birleştirmenin daha avantajlı olduğunu yapılan son araştırmalar ortaya koymuştur (Orhan, 1996). Bir katı hal kaynak yöntemi olan difüzyon kaynağında malzemede istenmeyen faz dönüşümleri meydana gelmemesinden ve kompozit malzemelerin kaynağında ana malzemenin mukavemet değerlerine yaklaşılmamasından dolayı, difüzyon kaynak yönteminin daha cazip hale geldiği görülmüştür. Difüzyon kaynağının avantajları;

- 1) Çok farklı malzemelerde homojen ve gerilmesiz bağlantılar hazırlanmasını mümkün kılar,
- 2) Ergitme kaynağı ile birleştirilemeyen malzemelerin birleştirilmesine imkan verir,
- 3) Herhangi bir özel ihtiyaca cevap vermeyen farklı yüzey geometrilerine sahip parçaların birleştirilmesini mümkün kılar. Bununla beraber basınç uygulanması sınırlayıcı bir faktör olabilir. Malzemeler katı halde birleştirilir,
- 4) Parçalardaki deformasyon çok küçük sınırlar içerisinde tutulabilir. Dolayısıyla pek çok uygulamada ikinci bir işlem gerekmez,
- 5) İşlem tam otomatik hale getirilebilir. Dolayısıyla kalifiye eleman ihtiyacı azalır (Metals Handbook, 1984).

Bu çalışmada sıcak presleme yöntemiyle imal edilmiş AlSiMg-SiC_p takviyeli kompozitlerin difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliği araştırılmıştır. Araştırmada farklı yüzdelerde hazırlanmış kompozit malzemeler aynı basınçlarda, farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir. Çalışmada özellikle, SiC tozlarının birleşme davranışı ve mikro yapıya olan etkisi incelenmiştir.

2. KOMPOZİT MALZEMELER

2. 1. Tanım ve Özellikleri

Günümüzde geleneksel malzemeler¹ kullanarak teknolojinin tüm gereksinimleri karşılanamamaktadır. Endüstride malzemelerden istenen en önemli özellikler, dayanım, tokluk, hafiflik ve düşük maliyettir. Geleneksel malzemelerde ısıtılarak yapılarak malzemelerin bazı dayanım değerleri artırılmaktadır. Fakat aşınma dayanımı, darbe dayanımı, kırılma tokluğu, hafiflik gibi özellikler aynı anda sağlanmamaktadır. Bu amaçla, iki veya daha fazla malzemenin istenen özelliklerinin tek malzemede toplanması veya yeni bir özellik elde edilmesi ile yeni bir malzeme oluşumu yıllardır araştırılmaktadır. Kaba bir tanım ile oluşan bu malzemeye makro düzeyde “Kompozit Malzeme” (KM) adı verilir. Kompozit malzeme üretiminde, matrise (ana yapı) elyaf ya da parçacık şeklinde değişik takviyeler yapılır (Buytoz, 2001).

Bir malzemenin kompozit sayılabilmesi için aşağıdaki özelliklere uygun olması gerekir (Şahin, 2000):

- a. İnsan tarafından üretilmelidir,
- b. Farklı bileşenlerle beraber kimyasal olarak farklı iki veya daha fazla malzemenin kombinasyonundan oluşmalıdır,
- c. Kompozit malzemeyi oluşturan farklı malzemeler üç boyutlu olarak birleşmelidir,
- d. Kompozit kendisini oluşturan bileşenlerin tek başlarına sahip olamayacakları özellikler göstermelidir.

Kompozit malzemelerin üretimiyle, aşağıdaki özelliklerin bir veya birkaçının geliştirilmesi amaçlanır:

- a. Yüksek dayanım,
- b. Yüksek yorulma dayanımı,
- c. Yüksek aşınma direnci,
- d. İyi korozyon direnci,
- e. Yüksek rijitlik,
- f. Yüksek sıcaklık performansı,
- g. İyi ısı iletkenlik,
- h. Akustik iletkenlik,
- i. Fiyat,
- j. Estetik görünüm ve imalat kolaylığı (Donald, 1988).

Bütün bu özellikler aynı anda oluşmaz. Özellikleri bilinen bileşenlerden yararlanılarak kompozit malzemenin bazı özellikleri tespit edilebilir. Kompozit malzemelerin avantajlarının aksine bazı dezavantajları da mevcuttur (Ögel, 1997). Bunlar:

- a. Üretim güçlüğü,
- b. Maliyet yüksekliği,
- c. İşlenmesinin güç oluşu,
- d. Kırılma uzamasının az oluşu,
- e. Diğer malzemeler gibi geri dönüşümünün olmayışdır.

Kompozit malzemelerin mekanik özelliklerini belirleyen dört temel faktör vardır.

Bunlar:

- a. Matris malzemesinin özellikleri,
- b. Takviye malzemesinin özellikleri,
- c. Ara yüzey özellikleri,
- d. Mikro yapı özellikleri (Topçu, 1990).

2. 2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

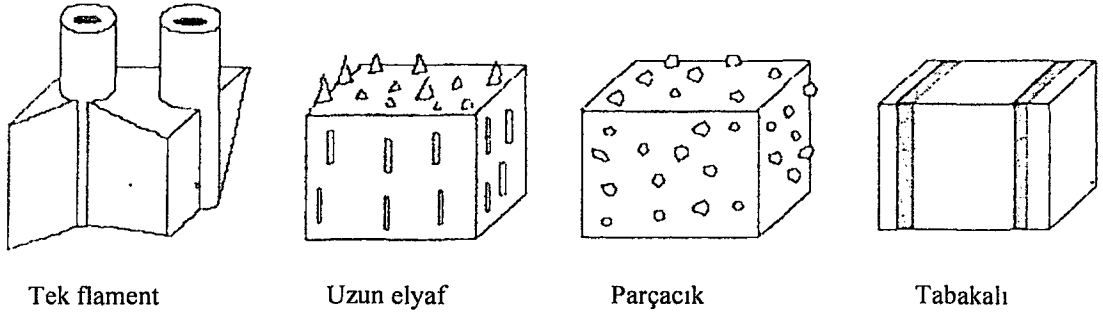
Kompozit malzemelerin sınıflandırması farklı biçimlerde yapılabilmektedir. Fakat en yaygın olanı, matris malzemesi ve takviye elemanlarının şekline ve cinsine göre yapılan sınıflandırmadır.

1. Matris malzemesine göre kompozit malzemeler;

- a. Metal matrisli kompozit malzemeler,
- b. Polimer matrisli kompozit malzemeler,
- c. Seramik matrisli kompozit malzemeler,
- d. C/Grafit matrisli kompozit malzemeler (Kayrak, 1999).

2. Takviye elemanlarının şekline göre kompozit malzemeler;

- a. Elyaf takviyeli kompozit malzemeler,
- b. Parçacık takviyeli kompozit malzemeler,
- c. Tabaka takviyeli kompozit malzemeler,
- d. Karma kompozit malzemeler (Şekil:2.1).



Şekil:2.1 Takviye elemanı şekline göre kompozit çeşitleri (Buytoz, 2001).

2. 2. 1. Elyaflı Kompozitler

Bu kompozit tipi ince elyafların matris yapıda yer almasıyla meydana gelmiştir. Elyafların matris içindeki yerleşimi kompozit yapının mukavemetini etkileyen önemli bir unsurdur. Uzun elyafların matris, içinde birbirine paralel şekilde yerleşmeleri ile elyaflar doğrultusunda yüksek mukavemet sağlanırken, elyaflara dik doğrultuda oldukça düşük mukavemet elde edilir. İki boyutlu yerleştirilmiş elyaf takviyelerle her iki yönde de eşit mukavemet sağlanırken, matris yapısında homojen dağılmış kısa elyaflarla izotrop bir yapı oluşturmak mümkündür (Anık ve diğ., 1997).

Elyafların mukavemeti kompozit yapının mukavemeti açısından çok önemlidir. Ayrıca elyafların uzunluk/çap oranları arttıkça matris tarafından elyaflara iletilen yük miktarı artmaktadır. Elyaf yapının hatasız olması da mukavemet açısından çok önemlidir.

Kompozit yapının mukavemetinde önemli olan diğer bir unsur ise elyaf matris arasındaki bağın yapısıdır. Matris yapıda boşluklar söz konusu ise elyaflarla temas azalacaktır. Nem absorpsiyonu da elyaf ile matris arasındaki bağ bozan olumsuz bir özelliktir (Cöcen ve diğ., 1997).

2. 2. 2. Parçacıklı Kompozitler

Bir matris malzeme içinde başka bir malzemenin parçacıklar halinde bulunması ile elde edilen izotrop yapılardır. Yapının mukavemeti parçacıkların sertliğine bağlıdır. En yaygın tip plastik matris içinde yer alan metal parçacıklardır. Metal parçacıklar ısı ve elektrik iletkenliğini sağlar. Metal matris içinde seramik parçalar içeren yapıların sertlikleri ve sıcaklık dayanımları yüksektir. Uçak motor parçalarının üretiminde tercih edilmektedirler (Ejiofor, 1999).

2. 2. 3. Tabakalı Kompozitler

Tabakalı kompozit yapı, en eski ve en yaygın kullanım alanına sahip olan tiptir. Fakat elyaf yönlenmelerine sahip tabakaların bileşimi ile çok yüksek mukavemet değerleri elde edilir. Isıya ve neme dayanıklı yapılardır. Metallere göre hafif ve aynı zamanda mukavemetli olmaları nedeniyle tercih edilen malzemelerdir (Lee, 1999).

2. 2. 4. Karma (Hibrid) Kompozitler

Aynı kompozit yapıda iki ya da daha fazla elyaf çeşidinin bulunması olasıdır. Bu tip kompozitlere karma kompozitler denir. Örneğin, kevlar ucuz ve tok bir elyafıdır. Ancak basma mukavemeti düşüktür. Grafit ise düşük tokluğa sahip, pahalı; ancak, iyi basma mukavemeti olan bir elyafıdır. Bu iki elyafın kompozit yapısında birarada bulunması ile elde edilen hibrid kompozitin tokluğu grafit kompozitten daha iyi aynı zamanda maliyeti daha düşük ve basma mukavemeti de kevlar elyafı kompozitten, daha yüksek olmaktadır.

Kompozit malzemelerin en büyük avantajı kendini oluşturan malzemelerin istenilen özelliklerini bir araya getirmesidir. Bu tür malzemelerin üretilmesindeki faktörler, dayanım, kırılma tokluğu, ısı iletkenlik, elektriksel iletkenlik, fiyat ve imalat kolaylığıdır.

Kompozit malzeme üretiminde matris malzemesi olarak tüm mühendislik, malzemeleri kullanılmakta olup, metal matris olarak genellikle Al, Ti, Mg, Cu ve Zr kullanılır (Şahin, 1986).

2. 3. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler (MMK)

Metal matrisli kompozit malzeme üretimi diğerlerine göre daha zordur. Bunlar her elyafı iyi ara yüzey bağı oluşturmazlar. Metallerde en kolay bağ oluşturan silisyum karbür'dür. Metal matrisli kompozitlerde yaygın olarak kullanılan matris malzemeleri, düşük yoğunluklu, iyi tokluk ve mekanik özelliklere sahip olan hafif metaller ve alaşımlarıdır. Bu hafif metal alaşımların dayanım ve özgül ağırlık oranlarının iyi olması nedeniyle hafif yapı konstrüksiyonlarda tercih edilirler. Atmosfere karşı korozyon dayanımının da çok yüksek olması diğer karakteristik özelliklerinden biridir (Nagarajan, 1999).

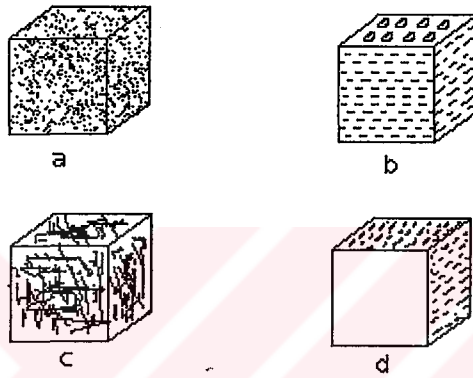
Kompozit malzemelerde metalik matrislerin kullanılmasının sağladığı üstünlükler;

- a. Yüksek mukavemet ve yüksek elastiklik modülü,
- b. Yüksek tokluk ve darbe özellikleri,
- c. Sıcaklık değişimleri veya ısı şoklarına karşı düşük bir duyarlılık,

- d. Yüksek yüzey dayanımı ve yüzey hatalarına karşı düşük duyarlılık,
- e. Yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik,
- f. Değişik tekniklerle şekillendirilebilme ve işlenebilme özellikleri,
- g. Düşük yoğunluk değerleri,
- h. Tekrar üretilebilir mikro yapı özelliklerine sahiptirler.

Metal matrisli kompozit malzemeler, matris seçimine göre dört gruba ayrılır:

- a. Plaka dağılımlı metal matrisli kompozit malzemeler,
- b. Küresel dağılımlı metal matrisli kompozit malzemeler,
- c. Yaprak dağılımlı metal matrisli kompozit malzemeler,
- d. Fiber dağılımlı metal matrisli kompozit malzemeler.



Şekil:2. 2 MMK malzemelerin matris çeşitleri (Şahin, 2000).

Al, Ti, Cu, Mg, Fe, Co, Mo, Ni gibi metal ve alaşımları en çok kullanılan matris çeşitleridir. Matrisin en önemli görevi takviye elemanını bir arada tutmak, malzemeye gelen darbeleri veya yükleri takviye elemanlarına aktarmak, kırılma tokluğunu iyileştirmek, takviye elemanı ile uyum sağlamak, ayrıca takviye elemanlarını aşınmaya ve korozyona karşı korumaktır (Orhan, 2003).

2. 3. 1. Alüminyum ve Alaşımları

Demir içerikli malzemeler dışında Al ve alaşımları, gerek saf gerekse alaşım olarak en sık ve yaygın olarak kullanılan malzeme grubunu teşkil etmektedir.

Bunların etkin kullanılma sebepleri:

- a) Dayanım/Özgül ağırlık oranının yüksek olması,
- b) Elektrik iletkenliği/Özgül ağırlığının yüksek olması,
- c) Atmosfere ve diğer ortamlara karşı yüksek korozyon direncine sahip bulunmasından

kaynaklanmaktadır.

Bunlara ilaveten, şekillendirme ve ince levha haline getirilmesi diğer bir özelliğidir. Ancak saf Al'nin oksijenle olan aşırı birleşme eğiliminden dolayı döküm kabiliyetinin kötü oluşu, daha düşük mekanik özellikler göstermesi, talaşlı imalatla işlenebilirliğinin iyi olmaması ve kaynakla birleştirmenin güçlüğü gibi problemler oluşturmaktadır.

Al'nin özelliklerinde alaşımlama yapılarak gelişmeler sağlanabilmektedir. Diğer taraftan alüminyum belli bir yorulma sınırı göstermediği için, kırılma oldukça düşük gerilmelerde bile gerçekleşir. Düşük ergime sıcaklığı nedeniyle ısıl direnci iyi değildir. Ancak saf alüminyum düşük mekanik dayanımlarına karşılık iyi korozyon dayanımından dolayı kullanılır (Flom, 1995).

Al matrisli kompozitlerin çoğu havacılık uygulamalarında kullanılan malzemeleri kapsamaktadır. Havacılık uygulamalarındaki sürekli fiber takviyeli ve yüksek performanslı kompozitlerin geniş uygulama alanlarının yerini son yıllarda işlenmesi kolay ve daha ucuz olan parçacık takviyeli kompozitler almaktadır.

Al matrisli kompozitler de takviye elemanı olarak SiC, Al₂O₃, B₄C, TiC gibi elemanlar kullanılmaktadır. Al ve alaşımlarına bazen Ti, Mg, Cu, gibi metaller matrise katılarak çeşitli özellikler kazandırılır (Orhan, 2003).

2. 3. 2. Magnezyum Alaşımları

Magnezyum alüminyumdan daha düşük özgül ağırlığa sahip iken Al kadar mukavemetli değil fakat özgül dayanımı, yani dayanım/özgül ağırlık oranı daha iyidir. Bu nedenle uzay araçlarında, yüksek hızlı makine ve nakliye araçlarında kullanılır. Ancak döküm ve talaşlı imalatla:

- a) Oksijene karşı ilgisinin fazla olması,
- b) Düşük elastik modülü ve yorulma direncine sahip olması,
- c) Yüksek sıcaklıkta sürünme ve aşınma özelliklerinin düşük olması vb, nedenlerle daha az tercih edilirler (Cöcen ve diğ., 1997).

2. 3. 3. Titanyum Alaşımları

Kompozitlerde titanyum ve alaşımları da yaygın olarak kullanılmaktadır. Metaller arasında titanyumun ısıl genleşme katsayısı oldukça düşüktür. Titanyum Al'dan daha rijit ve dayanıklıdır. Yüksek sıcaklık uygulamaları için titanyum alaşımları, özellikle kompresör pervanesi ve diskler için çok güven vericidir. Saf titanyum reaktiftir, özellikle ergimiş durumda

işlem esnasında problemler oluşturabilir. Ancak oda sıcaklığında titanyum, ince yapışan bir TiO_2 oksit katmanı oluşturan mükemmel bir korozyon direnci sağlar. Bu özellikler de titanyuma iki temel uygulama alanı sağlar. Saf halde iken Ti; denizcilik vb. korozyona dirençli yerlerde ve 550 °C sıcaklıklara dayanabilen elemanlarda Ti alaşımları olarak kullanılabilir. Özellikle de mükemmel dayanım/ağırlık oranına sahip olduğundan dolayı uçak ve uzay sanayinde faydalanılır.

Ayrıca Ti'nin yayınımlı yoluyla matris ve elyaf ara yüzey bağı saklanmaktadır. Titanyum ile kullanılan bazı alaşım elementleri Al, Mn, Si ve V'dir. Elbette herhangi bir alaşımın plastik matris ile karşılaştırıldığında dezavantajı yoğunluğunun yüksek olmasıdır ki, pek çok uygulamalarda yoğunluğunun çok önemli bir özellik olduğu bilinmektedir (Meahara ve diğ., 1989).

2. 4. Matris - Takviye Seçimi

Matrisler; takviye elemanlarını bir arada tutarak, işlem esnasında malzeme yüzeyini mekanik hasarlardan koruyan bağlayıcı elemanlardır. Matrisler takviye elemanlarına gelen yükü ileterek dağıtırlar. Böylece takviyeler yükün büyük bir kısmını taşırlar. Burada yükün transferi takviye ve matris arasındaki birleşmeye bağlıdır. MMK'de Al, Mg, Ti, Ni gibi metaller ve alaşımları en çok kullanılan matrislerdir. Fakat yoğunluğunun düşük olması, ucuz ve kolay bulunması, ayrıca mekanik özelliklerinin istenilen şekilde olması gibi bir çok avantajlarından dolayı en çok kullanılan matris malzemesi Al'dır. Al'un düşük ergime sıcaklığı (660 °C) bazen istenilmeyen bir özellik olmaktadır. Bu gibi durumlarda yüksek sıcaklıklara uygun Ti ve alaşımları matris malzemesi olarak kullanılmaktadır.

MMK'lerde matris ile takviye arasında kimyasal bir uyum sağlamak oldukça önemlidir. Takviyenin matris içinde kolay ve homojen bir şekilde dağılması için bir ön ısıtma yapılır. Ancak bu ısıtma yüksek bir sıcaklığa denk gelirse matrisle takviyeler arasında, takviyelerin özelliklerini bozacak şekilde bir etkileşim oluşur. Örneğin karbon fiberler Al_4C_3 oluşturacak şekilde Al ile reaksiyona girerler. Bu reaksiyon sonucunda kompozit malzemenin mukavemeti düşer (Bututaki, 1999).

2. 5. Takviye Malzemeleri

Kompozitlerin mukavemet ve tokluğunu etkileyen faktörler; takviye, matris ve matris takviye arasındaki ara yüzeydir. Takviyeler sürekli ve süreksiz olmak üzere iki ana gruba ayrılır. En çok kullanılan süreksiz takviyeler hem partikül hem de whisker şeklindeki TiB_2 , SiC

ve Al_2O_3 'tür. Sürekli takviyelerin çoğu metal değildir. Bununla birlikte, sürekli metal filamentler de kullanılır. En belirgin olanı W'dir. Fakat paslanmaz çelik de bir takviye gibi kullanılmaktadır (Tosun, 2000).

Metal matrisli kompozitlerde kullanılacak takviyelerin belirli özelliklere sahip olması istenilir. Bunlar;

- Yoğunluk: Yüksek performanslı kompozitlerde spesifik mukavemet (mukavemet/yoğunluk) ve spesifik modülün (modül/yoğunluk) yüksek olması istenir.
- Üretim kolaylığı: Yüksek modülü veya yüksek mukavemetli bazı malzemelerin fiber veya whisker şeklinde üretimleri zordur ve özel tekniklerin uygulanmasını gerektirdiğinden pahalıdır.
- Isıl direnç ve kararlılık: Metalik kompozitler genellikle yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilmişlerdir. Bu nedenle yüksek sıcaklıklarda mukavemetlerini koruma özellikleri, oda sıcaklığındaki mekaniksel özelliklerinden çok daha önemlidir.
- Kimyasal Uygunluk: Pekiştirici fiberlerin metalik matris ile iyi bir ara yüzey bağı oluşturması içerisinde çözünmemesi veya reaksiyona girmemesi gerekir. Yani matris malzemesi ile uyumlu olması zorunludur. Metal matrisli kompozitlerde kullanılan bazı takviye malzemelerinin özellikleri Tablo1'de gösterilmektedir.

Tablo:1 Metal matrisli kompozitlerde kullanılan bazı takviye malz. özellikleri (Gu ve diğ., 1998)

Takviye elemanı	Elastiklik modülü(GPa)	Poison oranı	Çekme mukavemeti(GPa)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Ergime sıcaklığı(°C)
Al_2O_3	430	0.24	-	3.8	2040
B_4C	480	-	2.1	2.5	2350
SiC	450	0.17	-	3.2	3200
TiB_2	350-370	0.13-0.19	-	4.5	-
TiC	230-430	0.19	-	4.9	-
WC	530	-	-	15.7	-
W	405	0.29	1.7-3.9	19.3	3387
C	380-690	-	2	2	3677

Bu takviye malzemelerinden bazıları aşağıda açıklanmaktadır. Takviyeleri dört grupta toplamak mümkündür:

- Sürekli fiberler,
- Süreksiz fiberler,
- Whiskerler,
- Taneler.

a. Sürekli Fiberler Takviyeler

Bu fiberler ya tek filamentler (sadece bor) yada çoklu filamentler (C, SiC ve alümina-fiber) şeklinde bulunurlar. Bazı fiberlerin özellikleri Tablo 2’de verilmiştir.

Tablo:2 Bazı fiberlerin tipik özellikleri (Şahin, 2000)

Bileşim	Çap (μm)	Özgül Ağırlık (gr/cm ³)	Elastiklik (GPa)	Sertlik (GPa)
B(SiC)	240	2.4	162	1.66
SiC(C)	140	2.0	140	1.33
Fβ-Al ₂ O ₃	20	3.9	97	>0.36

b. Süreksiz Fiber Takviyeler

Bu fiberler çeşitli boylarda bulunmakta ve çapları 3-5 μm arasında değişmektedir. Bazı süreksiz fiberlerin özellikleri Tablo 3’de verilmiştir.

Tablo:3 Bazı süreksiz Fiberlerin tipik özellikleri

Fiber Çeşidi	Uzunluk (mm)	Çap (μm)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Max.Çek.Ger. (GPa)	E (GPa)
Al ₂ O ₃ -Fiberi	3-6	15-25	3.96	1.7	380
Al ₂ O ₃	0.1-1	1-5	3.30	2	300
SiC	1-10	10-15	2.25	3	195

c. Whiskerler

Whiskerler, merkezi eksen boyunca hareket eden çok az sayıda hataya sahip olan tekli kristal yapı ile karakterize edilirler. Whiskerlerin çapı 1 μm’den az, uzunlukları yük transferini sağlayacak kadar uzundur (1/d = 50-100). SiC whisker takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitler, uzay araçları sektöründe büyük bir kullanım alanına sahiptirler. Bazı whiskerlerin özellikleri Tablo 4’de verilmiştir.

Tablo:4 Bazı Whiskerlerin tipik özellikleri

Malzemeler	Yoğunluk (gr/cm ³)	Modül (GPa)	Sertlik (GPa)
SiC	3.2	220	2.20
Si ₃ N ₄	3.18	120	4.0
Alümina	3.96	210	4.4
Bor Karbür	2.52	141	4.70
Grafit	1.66	200	7.1

d. Taneler

En yaygın ve en ucuz takviyeler, tane şeklindeki takviyelerdir. Bu malzemeler, pul ve köşeli şekillerde bulunurlar. Genellikle; zımparalama yoluyla alümina ve SiC'den elde edilirler. Tane takviyeli kompozitler, elektronik endüstrisinde kullanılan sermetleri (seramik-metal) de kapsayacak şekilde uzun zamandan beri endüstride kullanılmakta olup; bu malzemelerin genel özellikleri Tablo 5'de verilmiştir.

Tablo:5 Bazı tane takviyelerinin tipik özellikleri (Şahin, 2000)

Tane	Boyut (μm)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Modül (GPa)	Max. Çek. Ger. (GPa)
SiC	15-34	3.2	480	3
Si ₃ N ₄	46	3.2	360	3-6
Al ₂ O ₃	40-340	3.97	460	8
B ₄ C	40-340	2.5	480	6.5
Grafit	40-250	16-2.2	910	20
MgO	40	2.7-3.6	-	-
SiO ₂	53	2.3	70	4.7

2. 5. 1. Karbon ve Grafit Pekiştiriciler

Karbon grafit fiberler düşük yoğunluklu, yüksek mukavemet ve modüllü, ısıl dirençleri ve kararlılıkları yüksek olan pekiştiricilerdir. Bu özellikleri nedeni ile metal matrisli kompozitlerin yanı sıra, yüksek performanslı reçine kompozitlerinde de kullanılırlar. Üretildikleri kaynaklara göre selüloz ve zift esaslı pekiştiriciler şeklinde de sınıflandırılabilirler. Karbon ve grafit adları, pekiştirici fiberler ve bunlardan elde edilen dokumalar söz konusu olduğunda aynı anlamda birbirinin yerine kullanılabilmeyle birlikte kimyasal bileşimleri arasında bir fark vardır. Karbon esaslı fiberler % 93-95 arasında karbon içerirken, grafit esaslı fiberlerdeki karbon yüzdesi genellikle % 99'un üstündedir.

Reaksiyon sıcaklıklarının kontrolü ile farklı özelliklerde fiberlerin üretilmesi mümkündür. Genellikle modül yükseldiğinde çekme mukavemeti düşer. Karbon ve grafit pekiştiricileri kompozit malzeme teknolojisinde çeşitli şekillerde kullanılırlar. Bunlar;

- *Sürekli iplikler ve flaman demetleri,
- *Öğütülmüş fiberler,
- *Elyaflar (kıyılmış fiberler),
- *Tek yönlü pekiştirilmiş şeritler,
- * Örgü ve dokunmuş kumaşlardır.

2. 5. 2. Bor

Bor flamanları yüksek mukavemet ve modüllü kompozitlerin üretiminde kullanılırlar. Ortalama yoğunlukları 2.5 gr/cm^3 çekme mukavemeti $35 \times 10^7 \text{ (N/cm}^2\text{)}$, young modülü $4.2 \times 10^7 \text{ (N/cm}^2\text{)}$ kadar olup, sert, rijit ve gevrek yapıdırlar. Polimerik ve metalik matrislerin pekiştirilmesinde değişik çap ve formlarda kullanılırlar (Şahin ve Murphy, 1996).

2. 5. 3. Silisyum Karbür

Silisyum karbürün oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve rijitliğini koruma özelliği bor flamanlarından daha iyidir. Ergimiş alüminyumun SiC flamanları üzerindeki etkisi de bor flamanlarına göre çok düşüktür. Bu nedenle alüminyum matrislerin pekiştirilmesinde kullanılan bor flamanları SiC ile kaplanırlar.

Bor fiberlerine benzer şekilde silisyum karbür flamanları da kimyasal buhar kaplama tekniği ile üretilirler. Tungsten tel üzerine kaplama ile üretilen SiC-W filamanlar yüksek sıcaklıklarda mükemmel ısı kararlılığına sahiptirler. SiC-W flamanlarının dezavantajları yoğunluklarının yüksek oluşudur. 0,10 ve 0, 14 mm çapında üretilen flamanlar yüksek sıcaklık uygulamaları için uygun özelliklere sahiptirler. Isıl kararlılık ve ergimiş matris malzemelerinden etkilenmemeleri nedeniyle özel kaplamalara ihtiyaç göstermezler (Zhang ve diğ., 1999).

Karbon flamanı üzerine kaplanmış SiC-C flamanları yakın zamanlarda geliştirilmişlerdir. 0,14 mm çapındaki fiberlerin yüksek sıcaklık kararlılıkları SiC-W fiberlerinden daha yüksek, yoğunlukları ise daha düşüktür. Bu özellikleri nedeniyle, yüksek sıcaklıklarda kullanılacak süper alaşım ve seramik matrisleri için uygun pekiştiricilerdir.

SiC fiberlerinin yanı sıra metalik kompozitlerde kullanılan diğer bir pekiştirici SiC whiskerlerdir. SiC whiskerleri ile pekiştirilmiş metallerin önemli bir avantajı; ekstrüzyon, haddeleme, kalıpla dövme ve presleme gibi plastik şekil verme tekniklerinin whiskerlerde mekaniksel bir hasar meydana getirmeden uygulanabilmesidir. SiC whiskerleriyle pekiştirilmiş alüminyumun işlenebilirlik özelliği sürekli SiC, bor ve alümina flamanları ile pekiştirilmiş alüminyumdan daha iyidir (Tosun, 2000).

2. 5. 4. Alümina

Çok kristalli alümina fiberleri dairesel kesitli, yaklaşık 0,02 mm çapında ve % 99'dan daha yüksek aralıkta üretilirler. Alümina fiberleri silika (SiO_2) ile kaplamak 210 flamandan

oluşan sürekli iplikler şeklindedir. Çekme mukavemetinde sağlanan artış sadece reçine esaslı matrisler için önem taşır. Metalik kompozitlerde kaplamanın esas fonksiyonu; ergimiş metalin fiberleri ıslatmasını sağlamak ve böylece fiber-matris bağına kuvvetlendirmektedir. Alüminyumoksit fiberlerin önemli bir avantajı vakumlu filtrasyon tekniğine olan uygunluğudur. Organik bir bağlayıcı ile bir arada tutturulan paralel iplikler şerit haline getirildikten sonra düküm boşluğuna yerleştirilirler. Daha sonra vakum yapılarak ergimiş metal flamanlar arasına sızdırılır. Sürekli alüminyumoksit tek kristal flamanları kimyasal pasiflik yüksek sıcaklık direnci, mukavemet ve rijitlik özelliklerini birlikte taşırlar. Özellikle yüksek sıcaklık ve korozyon koşullarda kullanılacak metaller için uygundur (Şimşek, 1984).

2. 5. 5. Metalik Teller

Metal matrisli kompozitlerde kullanılan diğer pekiştiriciler arasında metalik teller önemli bir yer tutar. Refrakter karakterli metallere üretilen telleri ağırlık dezavantajının önem taşıdığı sistemlerde kullanılırlar. Yüksek sıcaklıklarda oksidasyon dirençleri zayıf olmakla birlikte pekiştirildikleri matrisin yeterli bir direnç göstermesi durumunda bu dezavantajları kritik olmaktan çıkar. Çok daha ciddi bir problem, metalik matristeki bazı alaşım elementlerinin tellerin gevrekleşmelerine neden olmalarıdır. Mükemmel bir yüksek sıcaklık alaşımı olan nikel esaslı matrislerde bu tür problemlerle karşılaşılır. Difüzyon önleyicilerin kullanılması gevrekleşmeyi önleyebilir. Metalik matrislerin pekiştirilmesinde tungsten, molibden, berilyum, çelik ve nikel esaslı alaşımlardan üretilen teller kullanılmaktadır. En çok kullanılan takviye elemanları fiberlerdir (Tosun, 2000).

2. 6. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler İçin Kaynak Yöntemleri

Alüminyum metal matrisli kompozitler için birkaç değişik kaynak yöntemi uygundur. Bu kompozitler için kullanılan kaynak işlemleri, kaynak sırasında matrisin durumuyla karakterize edilir. Kaynak yöntemleri:

1. Gaz-tungsten ark kaynağı,
2. Gaz-metal ark kaynağı,
3. Lazer-ışın kaynağı,
4. Elektron-ışın kaynağı,
5. Direnç kaynağı,
6. Sürtünme basınç kaynağı,
7. Sıvı faz geçişli birleştirme,
8. Kapasitör deşarj kaynağı ve difüzyon kaynağı (Anık ve diğ., 1993).

2. 6. 1. Ark Kaynağı

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağı diğer malzemelerin kaynağından daha fazla dikkat gerektirir. Donanım ve kullanılan malzemeler bakımından alüminyum metal matrisli kompozitlerin kaynak işlemi alüminyum alaşımlarının kaynak işlemine benzer. Sabit akımlı güç kaynağı birçok kaynak yöntemleri için tavsiye edilir. Genelde koruyucu gaz olarak argon tercih edilmekle birlikte bazı özel durumlarda ya argon-helyum karışımı ya da helyum kullanılır. Dolgu malzemeleri matris alaşımlarına göre seçilir (Anık, 1983).

2. 6. 2. Gaz-Metal Ark Kaynağı

Alüminyum için ideal olan bir asal gaz ark kaynağı işlemidir. Düşük ve kontrollü ısı girdisi, ince kısımlar ve karmaşık şekiller için uygundur. Isı girdisinin kontrolü özellikle SiC takviyeli alaşımların kaynağı için oldukça önemlidir. Gaz-metal ark kaynağı yönteminde alternatif akım kullanılır ve ark dengesi ya temizleme ya da nüfuziyet amacıyla ayarlanır. Arkın temizlenmesi, takviye elemanı ve matris arasındaki reaksiyonların, ısı girdisinin düşürülmesi yoluyla minimuma indirilmesine yardım eder. Bununla birlikte kompozitin kaynak havuzunda seyrelme miktarı azalır. Bu nedenle birçok kaynak homojen yapıya sahip olmaz. Birçok alüminyum metal matrisli kompozitler için ark kaynağı tercih edilir. Çünkü ısı, kaynak havuzuna dolayısıyla birleşme noktalarına itilir. Artan belirgin ısı, dolgu telinin yedirilmesini daha kolay hale getirir ve dikiş profilini birleştirir (Ceyhun ve diğ., 1996).

2. 6. 3. Lazer-Işın Kaynağı

Çok hızlı termal dönüşümleri meydana getiren lazer-ışın kaynağı gibi yöntemlerle, ergime kaynağı sırasında Al_4C_3 karbür oluşumu minimuma indirilmeye çalışılmaktadır. Çatlaksız bir kaynak için sürekli dalgalı (CW) ve darbeli CO_2 lazer ışın kaynağı kullanılır. Bu yöntemlerle takviyelerin üniform dağılımı oldukça iyi tane boyutu sağlanır. Lazer ışın kaynağında Al_4C_3 oluşmaksızın kaynak yapılması imkansızdır. Bunun için lazer ışın kaynak yöntemleri SiC takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde sınırlı potansiyele sahiptir. Al_2O_3 takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerin lazer ışın kaynağını geliştirmek için, takviyenin üniform dağılımıyla plazma malzemesini üfleme için kaynak bölgesine yerleştirilen küçük bir gaz nozuluyla yapılır. Yapılan çalışmalarda, kaynak kalitesinin büyük oranda kaynak yönüne oranla basınçlı gazın yönüne ve nozul pozisyonuna bağlı olduğu anlaşılmıştır (Kuşungöz ve Kuşungöz, 1996).

kalitesinin büyük oranda kaynak yönüne oranla basınçlı gazın yönüne ve nozul pozisyonuna bağlı olduğu anlaşılmıştır (Kurşungöz ve Kurşungöz, 1996).

2. 6. 4. Elektron ışın kaynağı

2. 6. 4. 1. SİC Takviyeli Alüminyum MMK'ların Elektron Işın Kaynağı

Elektron ışın kaynağı yöntemi, SİC takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde nadiren kullanılmaktadır. Lazer ışın kaynağında olduğu gibi elektron ışın kaynağı yönteminde de hızlı termal dönüşümler ortaya çıkar. Lazer ışın kaynağı sırasında ısınma alt tabakadaki fotonların absorbe edilmesi yoluyla ortaya çıkar. Halbuki elektron ışın kaynağı sırasında ısınma alt tabakadaki atomların ışının yüksek enerjiye sahip atomlarla çarpışması sonucu ortaya çıkar kinetik enerji transferi yoluyla meydana gelir.

Elektron ışın kaynağı yöntemi SİC takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerin tamamına başarılı bir şekilde uygulanamamaktadır. Problemi üretim yönteminden mi yoksa malzemeden mi kaynaklandığı bilinmemektedir (Lin ve diğ., 1999).

2. 6. 5. Sıvı Faz Geçişli Birleştirme

Sıvı faz geçişli birleştirme yöntemiyle alüminyum metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde başarılı sonuçlar alınmıştır. Yöntemde bir dolgu malzemesi veya birleştirilecek ara yüzeyde sıvı geçişini sağlamak için ara tabaka kullanılır. Bağlantının katılaşması, difüzyon yoluyla izotermal olarak gerçekleşir. Alüminyum metal matrisli kompozitler de sıvı fazlı birleştirmenin öteki kaynak yöntemlerine göre avantajı daha düşük işlem sıcaklığı gerektirmesidir.

Daha düşük işlem sıcaklığı, bağlantı içerisinde ve bağlantı çevresinde kompozitin özellikleri üzerinde daha az hasara yol açar. Bununla birlikte işlem sırasında ana malzeme olan kompozitin özelliklerinde çok az bir hasar vardır. Çünkü sıvı faz geçişli birleştirme için termal dönüşümler uzun bir süre solidüse yakın sıcaklıklarda tutulur. Sıvı faz geçişli birleştirme yöntemi alüminyum metal matrisli kompozitler için yüzey tamamlama işlem süresi ve sıcaklığı gibi parametrelerce kontrol edilmektedir (Enjo, 1987).

2. 6. 6. Direnç Kaynağı

Direnç kaynağı süreksiz takviyeli alüminyum kompozitlerinin büyük bir çoğunluğuna uygulanabilir. Bu malzemelerin kaynağından ortaya çıkan problemler iki nedenden kaynaklanır. Bunlar; alüminyum metal matrisli kompozitler için uzun süre yüksek sıcaklıklarda çalışılması sonucunda, karbürlerin çözünmesi ve Al_4C_3 gibi zararlı fazların çökmesidir. Hem direnç kaynağı hem de sürtünme kaynağı bu problemleri azaltan hızlı termal dönüşümlere sahiptir.

2. 6.7. Sürtünme Kaynağı

Sürtünme kaynağı bir katı hal kaynağıdır ve ergime gerektirmez. Süreksiz takviyeli alüminyum kompozitler alüminyum alaşımları ile karşılaştırıldığında, kompozitlerde iki kat daha yüksek bir basınç gerektiği görülür. Bunun nedeni takviye parçacıkların kompozitin akma gerilmesi değerini kendiliğinden artırmasıdır (Orhan, 2003).

2. 6. 8. Kapasitör Deşarj Kaynağı

Kapasitör deşarj kaynağı, şarja uğramış kapasitörlerin deşarjı sırasında iş parçasına enerji sağlayan bütün direnç kaynak işlemlerinin genel bir ifadesidir. Kapasitör deşarj kaynağı yöntemi, oldukça hızlı termal dönüşümlerce karakterize edilirler. SiC takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerde kimyasal reaksiyonların bastırılması bakımından kapasitör deşarj kaynağı, büyük ölçüde potansiyel sağlar.

2. 6. 9. Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, birbiriyle temasta olan yüzeyler arasında minimum deformasyon ile belirli bir süre ısı ve basınç uygulayarak kontrollü difüzyon ile oluşturulan katı hal kaynağıdır. Difüzyon kaynağı aynı veya farklı, çoğunlukla metalik malzemelerin birleştirilmelerinde kullanılır. Bu yöntem, uçak ve uzay sanayii ile nükleer teknoloji için geliştirilmiştir. Çünkü bu alanlarda, örneğin kesitlerin ulaşılabilir yerlerde olmaması veya malzemelerin farklı olması gibi nedenlerle alışlagelmiş kaynak yöntemleri kullanılması mümkün değildir. Ayrıca birbirleriyle kırılğan metaller arası faz oluşturan malzemeler, ergime sıcaklıkları ve elastik sınırları çok farklı malzemeler, metal ve metal olmayan malzemeler de bu yöntemlerle birleştirilebilir.

Difüzyon kaynağı pek çok kompozitler için imalat işleminin bir parçasıdır. Titanyum ve alüminyum kompozit matrisleri difüzyon kaynağı ile üretilmiş olan BORSiC (Silisyum karbür ve Bor kaplı fiberler) ile desteklenir. Alüminyum ve alüminyumun diğer metallerle difüzyon kaynağı yalnız vakumda mümkündür. Alüminyumun diğer metallerle bağlantılarında, metaller arası gevrek bağlantı,oluştduğundan, üçüncü metalden bir ara tabaka gereklidir (Koçer, 1999).

2. 7. Viskozitenin Etkisi

Kompozitlerin kaynak havuzu katı faz içerdiğinden, alüminyum metal matrisli kompozitlerin kaynağı, tek fazlı alüminyum alaşımları kaynağından farklılık gösterir. Çünkü kaynak sıcaklıklarında takviye elemanlarının erimesi mümkün değildir. Bu bakımdan kompozitlerin kaynak havuzu, gerçekte, kısmi erimeye uğramış bir depo gibidir. Takviye elemanının en belirgin etkisi, alüminyum metal matrisli kompozitlerin kaynak havuzunda viskoziteyi artırmasıdır. Metal matrisli kompozitlerin kaynak havuzunun viskozitesinden dolayı kütle transferi sınırlıdır. Bu nedenle kaynak havuzunda konveksiyon yoluyla meydana gelen ısı akışının, alüminyum alaşımlarinkinden daha azdır. Bu nedenle, alüminyum matrisindeki kondüktif ısı akışının alüminyum metal matrisli kompozitlerin kaynak havuzu içerisindeki soğuma oranları ve sıcaklık dağılımlarının elde edilmesinde büyük bir etkindir (Sunwoo,1994).

2. 8. Kimyasal Reaksiyonlar

Termodinamik bakımından alüminyum metal matrisli kompozitler, dengede olmayan malzemelerdir. Çünkü matris ile takviye arasında bir kimyasal potansiyel farkı olduğu için, kimyasal reaksiyonlar meydana gelir. Birleştirme sırasında sıvı alüminyum ve takviyeler arasındaki temas, istenmeyen fazların oluşmasına neden olur. Yani, matris ile takviye arasındaki bu reaksiyon, istenmeyen faz dönüşümlerine neden olur. Örneğin, SiC veya grafit takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesi sırasında Al_4C_3 oluşur. Bu durum 2.1 ve 2.2 numaralı denklemlerde görülmektedir.



Denklem 2.1 ve 2.2 termodinamik yönünden incelendiğinde, reaksiyonun standart serbest oluşum enerjisinin (ΔG°) artan sıcaklıkla birlikte ve birleştirme sırasında Al_4C_3 'ün oluşumunu sınırlamaya yardım eden alüminyum alaşımlı matrise silisyum eklenmesiyle birlikte negatif olduğu görülür. Al_4C_3 , alüminyum metal matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerini düşürür. Al_4C_3 'ün mikro yapısının kontrolü ve buna bağlı olarak grafit takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerin veya SiC'in birleştirme özelliklerinin kontrolü, birleştirme işleminin uygun şekilde düzenlenmesiyle olur. Bu çeşit kompozitler için, birleştirme sırasında kompozitin, matrisin sıvılaşma çizgisi (likidüs) üzerindeki bir sıcaklık ve birleşme süresi Al_4C_3 oluşumunu sınırlamak için düşünülür. Buna göre birleştirme, hem katı hal hem de ergitme kaynak yöntemleri kullanılarak gerçekleştirilebilir (German, 1984).

2. 9. Katılaşmanın Etkisi

Matris ile takviye elemanı, alüminyum kompozitlerinin katılaşması sırasında etkileşirler. Belli bir kritik katılaşma aralığında; takviye, katılaşma cephesinin önüne dikilir. Takviye, katılaşacak en son bölge olduğundan malzemenin üniformluğu katılaşma şartlarına bağlı olacaktır. Ara yüzeyde takviye elemanlarının toplanması, ısı akışı ve kütle transferi ile ilişkilidir. Sürekli fiber takviyeli alüminyum metal matrisli kompozitlerde katılaşma, fiberler arasında küçük kılcal damarlar şeklinde meydana geldiği zaman mikro segregasyonda değişme görülür. Mikro segregasyondaki değişime, malzemenin mikro yapısı ve alüminyum metal matrisli kompozitlerin kaynak özellikleri üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir (Yüksel, 2001).

2. 10. Metal Matrisli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri

Metal matrise sürekli katkıların ilave edilmesi halinde; metal matrisin cinsi, katkının türü, şekli, boyutu, boyut dağılımı, miktarı, uniform dağılması, kompozitin üretim yöntemi ve işlem parametreleri, mikro yapı içinde oluşan fazlar, matris ile katkının kimyasal uyumluluğu, ek olarak termomekanik ve ısıl işleme tabi tutulması gibi birçok etken MMK'lerin özelliklerinin belirlenmesinde rol oynar. Metal matrisli kompozitlerin üretiminde en çok kullanılan matris alaşımlarının, sürekli fiber katkılı MMK'lerin ve süreksiz katkılı MMK'lerin bazı mekanik özellikleri genel bir fikir verilmesi bakımından Tablo 6.1 ve Tablo 6.2'de verilmektedir. Bu çizelgelerden de anlaşılacağı gibi tüm MMK'lerde elastisite modülü ile akma ve çekme dayanımları katkısız matrise oranla artmaktadır. Bu artış sürekli fiber katkılı MMK'lerde fiber özellikleri, kompozitin özelliklerini belirleyicidir ve metal matris yükün

fiberlere iletilme görevini yapar. Süreksiz katkılı MMK’lerde de dispersiyonla sertleşmiş gibi bir yapıya sahip matris, kompozitin özelliklerinde önemli oranda belirleyicidir.

Tablo 6.1. MMK’larda en yaygın olarak kullanılan matris alaşım. mek. özel. (Kobayashi ve diğ. 1988).

Matris Alaşımı	$R_{po.2}$ (Mpa)	R_m (Mpa)	ϵ (%)	E (GPa)
6061 (T6)	275	310	20	69
2014 (T6)	476	524	13	73
2124 (T6)	325	470	9	74
2618 (T6)	370	470	10	72
7075 (T6)	505	570	10	72
8090 (T6)	415	485	7	80
A356 (T6)	415	485	7	80
A380 (F)	160	320	3.5	72
AZ61	157	198	3	38
AZ91	168	311	21	49
Ti-6Al-4V	957	988	15	10

Tablo 6. 2. Sürekli fiber kaplı bazı MMK’ların mekanik özellikleri (Kaya ve Bowen, 1997).

Kompozit	K (%)	R_m (Mpa)	ϵ (%)	E (GPa)
Ti-6Al-4V/SiC (SCS-6)	35	1690	0.96	186
6061/SiC(SCS-2)	47	1462	0.89	204
Mg/SiC (SCS-2)	37	1379	0.95	181
2024 (F)/Boron	45	1288	0.78	202
2024 (T6)/Boron	46	1459	0.81	221
6061 (T6)/Boron	51	1417	0.74	232

Metal matrisli kompozitler; yüksek elastisite modülü, yüksek akma ve çekme dayanımları gibi mekanik özellikleri yüksek sıcaklık şartlarında da korunurken, göreceli düşük yoğunluk ve ısı genleşme katsayısı (IGK), yüksek elektrik ve ısı iletimi gibi istenilen şekilde ayarlanabilen fiziksel özelliklerin yanında mükemmel sürtünme davranışı ve aşınma direnci gibi tribolojik özellikleri ile sönümlenme yeteneği ve çevresel etkilere direnç gibi özgün niteliklere sahiptir.

MMK’ların yüksek sıcaklık mukavemeti SiC fiber veya whiskerleri ile veya sürekli borsic (SiC ile kaplı B) veya tungsten (W) fiberleri ile sağlanmaktadır. Karbon/Al alaşımı gibi MMK’larda, yüksek rijitlik ile karbon fiberleri boyunca çok düşük ısı genleşme göstermektedir. Partikül katkılı MMK’larda mekanik özellikler önemli oranda değişmez, fakat elastisite modülü ve tribolojik özellikleri dikkate değer gelişme gösterir. SiC, Al₂O₃, VC, TiC, Zr, SiO₂ ve B₄C gibi sert taneler, örneğin Al alaşımlı matrisin aşınma direncini arttırırken, grafit ve mika gibi katı ve göreceli yumuşak yağlayıcı partiküller de sıvanma (sarma)

özelliklerini iyileştirir. Tane şeklindeki katkılar aynı zamanda matris alaşımının iletkenliğinde ve sönümlleme kabiliyetinde yükselme sağlar.

Katlı olarak kullanılan malzemelerin yoğunlukları genellikle matris alaşımınıninkine yakındır ve içine katılan matris alaşımı MMK'nın yoğunluğunu değiştirmemektedir. Bu ise MMK'ların ayrıcalıklı özelliklerinin katkı içermeyenlere oranla daha üstün olmasını sağlamaktadır (Surappa ve Rogathi, 1981).

MMK'ların çok düşük bir sünekliğe sahip olmalarından dolayı; bu özellik MMK'lara ekstrüzyon, dövme ve haddeleme gibi yaygın yöntemlerle termomekanik işlemlerin uygulanmasını zorlaştırır, hatta olanaksızlaştırır. Bu nedenle MMK parçaların üretiminde bazı güçlüklerle karşılaşılır ve bu gibi durumlarda talaşlı işlemlerle imalat zorunlu olur.

Sert yayılmış partiküllerin varlığı ek bir deformasyon sertleşmesine yol açacaktır. Bu durum matris alaşımından daha düşük bir kayma modülüne sahip yumuşak partiküllü durumlar için pek belirleyici olmayabilir. Bundan dolayı; yumuşak partiküllü kompozitler, örneğin grafit, matris alaşımıyla karşılaşıldığında düşük mukavemete sahip olurlar. Sert partiküller içeren kompozitlerin mukavemeti, kompozit içinde partikülün hacimce yüzdesi arttıkça yükselir. Bununla birlikte, hem yumuşak hem de sert partikül içeren kompozitlerin yumuşaklığının matris alaşımı ile karşılaştırıldığında, düştüğü tespit edilmiştir (Gou, 1985).

Partikül takviyeli kompozitlerin kırılma tokluğu düşüktür. Zayıf bir arayüzey düşük gerilmede çatlaklara yol açar ve düşük kırılma tokluğu değeri, çatlakların kolay ilerlediğini göstermektedir. Aşınma konusunda, bu iki özellik aşınma yığınlarının oluşmasında kritik bir öneme sahiptir. Gözenekler bu anlamda çatlak oluşumunda oynadığı rolle, aşınma hızını yükseltir (Morelli ve diğ., 1998).

2. 11. Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Kompozit malzemelerin mekanik özellikleri matrisle takviye elemanlarının uyumlu ve iyi bir bağ oluşturmalarına bağlıdır. Bu bağların kalitesi, kullanılan malzemelerin üretimi sırasında çıkılan çok yüksek sıcaklık ve takviye malzemesinin yüksek elastik modülünden dolayı kompozitin üretilmesinde iki fazın kimyasal ve mekaniksel birleşebilirliği çok dikkatli şekilde göz önüne alınmalıdır. Kimyasal birleşebilirlik metal matrisli kompozitlerde iki yolla çözülmüştür (Çıtak, 1998).

Bunlar;

- 1) Düşük sıcaklık üretim teknikleri kullanılarak,
- 2) Birbiriyle dengede olan termodinamik olarak kararlı bileşen fazların seçimi ile gerçekleştirilebilir.

Termomekanik birleşebilirlik problemi ya termal dönüşüm sırasında akabilecek küçülebilecek sünek bir metal matris kullanılarak, ya da birbirine yakın termal genleşme katsayısına sahip matris ve takviye elemanı seçimiyle çözülmüştür. Bu bakımdan kompozit üretime işlemi klasik malzemelere nazaran oldukça karmaşık ve masraflıdır. Metal matrisli kompozitler için uygun üretim tekniğinin seçimi çoğunlukla matris ve takviye elemanı malzemesi ile kompozitin kullanılacağı alana bağlıdır. Kompozit malzemeleri üretmek için aşağıdaki faktörlerin yerine gelmesi gerekir;

* Elyafların eşit aralıklı ve homojen bir dağılım göstermesi,

*Yüksek dayanımlı elyaflar mekanik temaslara karşı hassas olduğundan elyafların kırılmasının önlenmesi,

* Elyaf ve matris arasında kuvvetli bir ara yüzey bağının oluşturulmasıdır.

Metal matrisli kompozitleri üretmek için birkaç farklı yol izlenir. Bunları üç ana başlıkta toplamak mümkündür;

1) Sıvı hal işlemleri

- a) Sıvı metal emdirmesi (İnfiltrasyon),
- b) Sıkıştırılmalı veya sıvı dövme döküm tekniği,
- c) Basınçlı ve basınçsız infiltrasyon,
- d) Sıvı metal karıştırma yöntemi,
- e) Yarı katı döküm,
- f) Plazma püskürtme (Şahin, 2000; Çıtak, 1998).

2) Katı hal işlemleri

- a) Toz metalurjisi tekniği,
- b) Difüzyon bağlama ve vakumda presleme,
- c) Sıcak presleme ve izostatik presleme.

3) İn-situ işlemler

- a) Ötektiklerin yönlü katılaşdırılması,
- b) Tercihli yönlendirilmiş metal oksidasyonu,
- c) Ekzotermik reaksiyon işlemidir (McLean ve diğ., 1997).

2. 11.1. Sıvı Hal İşlemleri

Sıvı hal işlemleri, adından da anlaşılacağı gibi matris malzemelerinin ergitilerek takviye elemanları ile herhangi bir şekilde temasa geçirilerek aralarında bağ oluşturma işlemleridir. Sıvı hal işlemleri aşağıdaki gibi açıklanmaktadır (Fitzpatrick, 1988).

2. 11.1.1. Sıvı Metal Emdirmesi (İnfiltrasyon)

Sıvı metal emdirme tekniği, hem kılcal kristalli kısa elyaf ve hem de sürekli elyaf takviyeli metal matrisli kompozitlerin (MMK) üretilmesinde yaygın olarak kullanılan bir metottur. Bu metotta prensip, önce istenilen şekilde uygun bağlayıcı kullanılarak master (ön şekil) hazırlanır. Kompozitte tasarlanan elyaf hacim içeriği ve doğrultuları bu aşamada yapılır. Hazırlanan bu model (preform) kalıp içerisine yerleştirilmekte ve ergimiş metal enjekte edilerek bu masterın ısıtılması sıvı metal emdirerek sağlanır, bu sırada organik bağlar yanar ve katılaşmaya bırakılır. Emdirme işlemi basınçla gerçekleştirilir. Bu sayede bünyedeki gazlarda dışarı atılmış olur, emdirme işlemi vakumda yapılırsa elyaf yüzeyi aktivitesi yüksek olduğundan daha iyi ıslanabilirlik sağlanabilmektedir. Sıvı metalin katılaşması sırasında fiberlerin yüzeyleri çekirdekleşme bölgeleri olarak davranıp ince tanelerin oluşmasına yardımcı olur. Bu işlemlerle özellikle magnezyum-alüminyum alaşımları başarılı bir şekilde üretilmektedirler (Al_2O_3/Al , B/Mg gibi), (Gül ve İnem, 1997).

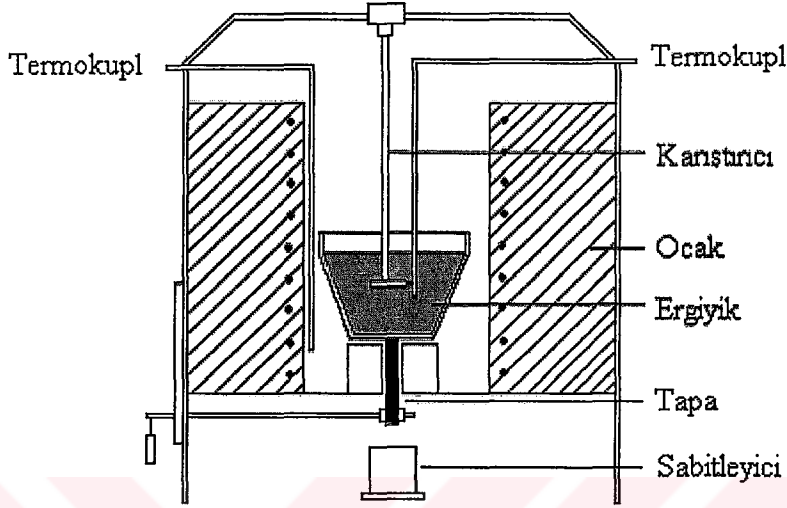
Seramik partiküllerin sıvı alaşıma ilavesi üzerine çok sayıda çalışma yapılmıştır. Bu çalışma ve yöntemlerin en önemlileri aşağıda sıralanmaktadır.

a- Bir enjeksiyon tabancası kullanılarak taşıyıcı soy gaz yardımıyla seramik tozları sıvıya ilavesi: Genel olarak atomizasyon ve gaz enjeksiyonu olarak bilinir. Takviye malzemelerinin, özellikle parçacıkların sıvı matris içerisine N_2 gazı yardımıyla dağıtılması ilkesine dayanmaktadır.

b- Ergimiş metalin karıştırılıp içinde bir girdaplı çalkantı (vortex) oluşturulması ve partiküllerin bu çalkantıya katılması: Bu yöntemde ergitilen matris metalinin içine daldırılan bir karıştırıcı yardımıyla oluşturulan çalkantılı sıvı içine seramik takviye malzemeleri kontrollü olarak verilerek MMK malzemeler elde edilir. Genelde partikül takviyeli MMK malzemelerin üretimi için daha uygun olmasına rağmen, kısa fiber veya whisker takviyeli kompozitlerin üretilmesi mümkündür. Döküm yoluyla üretiminden farkı ise; katkıların daha yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilmesidir. MMK üretim yöntemleri içinde en ucuz ve en kolay yöntem olduğu belirtilmektedir.

Bu teknik kullanılarak % 8'e kadar kaplanmamış grafit partikülleri, % 2-30 Al_2O_3 ve SiC partikülleri, % 15'e kadar SiC fiberleri ve whiskerleri ve % 23'e kadar Al_2O_3 fiberleri matris metaline başarılı bir şekilde verilebilmektedir. Sistemin en önemli dezavantajı ise; sıkıştırma dökümündeki gibi basınç altında katılaşmaya gereksinim duymasıdır. Aksi halde yüksek oranlara varan poroziteli malzemeler elde edilmesi kaçınılmaz hale gelmektedir (Zhuokov, 1998).

Girdaplı çalkantı oluşumlu metot ile tabandan boşaltmalı partikül kompozit hazırlama sisteminin şematik diyagramı Şekil 2.3’de görülmektedir. Etrafı tuğla ile çevrilmiş ve ısıtıcı elektrik direnci tuğladan geçirilmiş fırın içerisinde grafit pota kullanılmıştır. Ergimiş metali karıştırmak için kullanılan karıştırıcı pervane esnek bir mile bağlanmıştır. Şekilde görüldüğü gibi hazırlanan kompozit malzemenin boşaltılması tabandan kalıplara alarak yapılmaktadır.

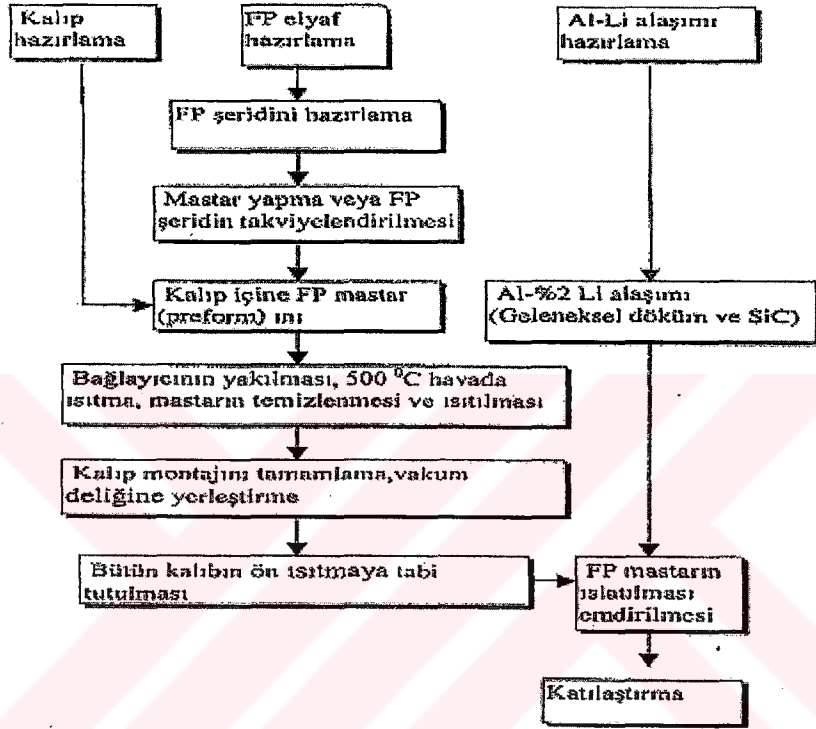


Şekil: 2. 3 Karıştırmalı döküm (vortex) yöntemi (Raynor, 1988)

c- Sıvıya küçük briketlerin ilavesi ve bunu takiben şiddetli karıştırma yapılmasıdır. Yöntem pelet yöntemi olarak da bilinmektedir. Bu yöntemde önceden sıkıştırma döküm gibi herhangi bir yöntemle hazırlanan peletler sıvı metale ilave edilir. Hazırlanan peletler matris metali ile yüksek orandaki (% 50-60) takviye malzemesinden meydana gelmektedir. Peletler hazırlanmadan önce, takviye malzemeleri, genelde Ni ve Cu gibi metallerle kaplanmaktadır. Bu yöntemle kompozitler tekrar tekrar ergitilip dökülebilmektedirler. Yöntem oldukça ucuz ve pratiktir. Tek dezavantajı peletlerin tabakalar halinde oksit içerebilmesidir.

d- Santrifüj ile partiküllerin sıvı alaşıma dispersiyonu: Herhangi simetrik bir parçanın üretilmesi durumunda santrifüj döküm olumlu sonuçlar verebilmektedir. Parçanın dış yüzeyinde mukavemet ve sertliğin artırılması isteniyorsa yoğunluğu matris metalin yoğunluğundan daha yüksek olan partiküller kullanılmaktadır (Al-Al₂O₃ sistemi). İç yüzeyde, özellikle aşınmaya dayanıklı bir tabaka arzu edildiğinde, matrisinkinden düşük yoğunluğa sahip takviye malzemeleri tercih edilmektedir (Al-Grafit). Partiküller sıvıya ya santrifüj öncesi herhangi uygun bir yöntemle verilmeli ya da metalin santrifüj kalıbına aktarılması esnasında metalle beraber kalıba kontrollü bir şekilde enjeksiyon tabancasıyla püskürtülmelidir (Orhan, 2003).

e- Sıvı ultrasonik etki ile titreşirken partiküllerin enjeksiyonu: Ergitilmiş metal, yüzeyi aktif olan partiküllere çok şiddetli titreşim uygulanarak emdirilmeye çalışılmaktadır. Yöntem özellikle Al kaplanmamış grafit partikülleri için uygulanan bir yöntemdir. Grafit parçacıklarının yüzeyleri ultrasonik titreşim banyosunda temizlenmekte ve böylece takviye fazı yüzeyine absorbe olmuş oksit tabakası ve gazlardan arındırılmış olmaktadır. Daha sonra, yerçekimi ve yüksek hızlardaki titreşimlerle metalin grafit partikülüne nüfuz etmesi sağlanmaktadır. Yüksek vibrasyondan dolayı sıvı metal ara yüzeyindeki boşluklar dışarı atılmaktadır (Zhuokov, 1998).



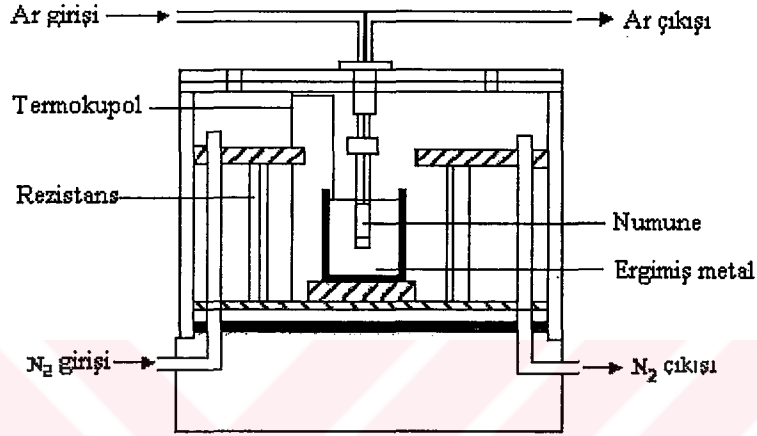
Şekil 2. 4. FP alüminyum oksit/Al esaslı kompozitin vakumda sıvı metal emdirmesi tekniğinin akış şeması (Şahin, 2000).

Şekilde görüldüğü gibi önce FP (Alüminyum oksit elyafın iki allotropundan biri olup Du Pont tarafından üretilen uzun α -alümina elyaf türü) elyafı;

- Organik bağlayıcı ile tutulabilir şerit haline getirilir,
- İstenilen şekil oluşturulur,
- İstenilen yön ve doğrultuda düzenleme yapılır,
- Belli hacim oranında elyaf yerleştirilir,
- Uygun çelik kalıp içersine yerleştirilir.

Bu şekilde hazırlanan model (preform), ergimiş metalin katılaşmasını sağlanmaktadır. Fakat bu işlemin uygulanabildiği elyaf/matris çifti sınırlıdır. Sıvı hal üretiminin en önemli dezavantajı, ıslanabilirlik ve oluşan yapısal kusurlardır. Sıvı matris elyafları iyi ıslatılamadığı

zaman elyaf/matris ara yüzeyinde istenilen kuvvetli bağ oluşamaz. Bunun üstesinden gelmek için başvurulan metotlardan biri de elyaflar başka bir malzeme ile kaplama yapılmasıdır (Yılmaz, 1999). Bunun en güzel örneği de, bor elyafların SiC ile kaplanmasıdır. Ergime sıcaklığı nispeten düşük olan Al, Mg, Ag ve Cu gibi metaller matris malzemesi olarak kullanılabilir. Son yıllarda Al-Li esaslı alümina kompozitlerde de başarılı sonuç alınmıştır. Aşağıda Russell ve arkadaşlarının düzenledikleri basınçlı infiltrasyon aparatının şematik resmi görülmektedir.



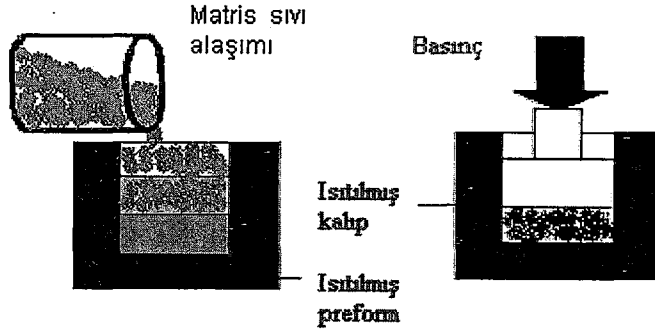
Şekil:2. 5 Russell ve diğ. düzenl. basınçlı infiltrasyon aparatının şematik resmi (Yılmaz'dan, 1999).

Russell ve arkadaşları, (Meijer ve diğ.'den, 2000), Zn-Al alaşımlı ve Zn alaşımlı SiC tane takviyeli kompozit malzemenin ıslatılabilirliğini araştırmak amacıyla, kompoziti sıvı emdirme (infiltrasyon) metoduyla üretmişlerdir. Bu amaçla % 99.99'luk Zn, % 99.99'luk Al, Zn4.5 Al, Zn-11 Al, Zn-27 Al ve Zn-12 Al alaşımları matris olarak, 8 mm'lik SiC malzemesi ise takviye edilerek kullanılmıştır. Bu işlem sonrası malzeme basınçlı infiltrasyon aparatına yerleştirilerek, azot gaz atmosferinde yaklaşık 5 dakika sıvı metale ön ısıtma yapılmıştır. İnfiltrasyon süresince, kompoziti bütünleştirme işlemi argon asal gaz atmosferinde gerçekleştirilmiştir. 5 dakika sonra ergiyik açık havada soğutulmuş ve bu şekilde en uygun infiltrasyon sıcaklığı tespit edilmeye çalışılmıştır. Buna göre, 545 °C'de Zn, Zn-4.5 Al, 645 °C 'de Zn-11-12 Al ve Zn-27 Al için basınç 830 kPa, 545 °C'de Zn-11 Al ile Zn-27 Al'nin infiltrasyon basıncı 1200 kPa olarak tespit edilmiştir (Meijer ve diğ., 2000).

2. 11. 1. 2. Sıkıştırılmalı veya Sıvı Dövme Döküm Tekniği

Bu yöntemde takviyeden oluşturulmuş yatağa şekil 2.6 'da görüldüğü gibi sıvı alaşım hidrolik basınç altında emdirilmektedir. Sıvıyı soğutma etkisinden kaçınmak için kalıp ve

zimba ön ısıtmaya tabi tutulmaktadır. Takviye yatağı içerisindeki hava boşlukları veya kalıp ile takviye arasındaki boşluklara zamansız sıvı penetrasyonu tehlikesini azaltmak için kalıp boşluğu içerisine sızdırmaz şekilde yerleştirilir. Her bir kompozit sistemi için parçacıklar alaşımın sıvı sıcaklığını aşmayacak kritik sıcaklığa ısıtılmaktadır. Şayet ön ısıtma sıcaklığı metalin sıvı sıcaklığını aşacak olursa, sıvı penetrasyonu tamamlanmamış olacaktır. Fakat yüksek basınç altındaki sıvı, kalıp ile zimba arasındaki boşluklardan sızarak dağılma gösterebilecektir.



Şekil:2. 6 Sıkıştırma döküm yöntemi (Zhou ve diğ., 1997).

Silisyum karbür, grafit, alüminyum oksit ve paslanmaz çelik gibi, takviye elemanları ergimiş metal içerisinde gereği gibi ıslanmaz. Bu nedenle sıvı metal emdirme tekniği daha zordur. Fakat sıkıştırırmalı döküm tekniğinde ergimiş metalin elyaf demeti içerisine basınçla emdirme esasına dayandığından mikro boşluklar önlenmekte ve dolayısıyla preform içerisinde atıl gazlar dışarı atılarak daha sağlam ve gözeneksiz bir yapı edilebilmektedir. Şekil 2.6'da sıvı dövme ile metal emdirme tekniğinin şematik resmi ve aşamaları gösterilmiştir. Bu teknikte, önceden ısıtılmış seramik elyafların sıvı metal içerisine veya metal kalıp içine uygun bağlayıcılarla yerleştirilen master elyafların basınç altında sıvı metalle emdirilerek katılaşması kısa sürede gerçekleşmektedir (Doehler, 1974).

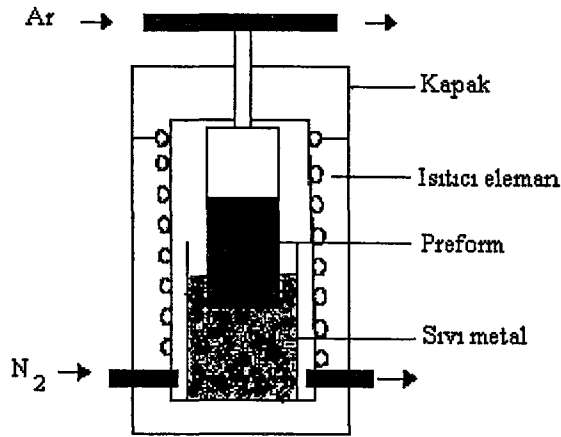
Bu metotta genellikle sıvı metale 70-100 MPa basınç uygulanmakta ve katılaşma zamanı kısa olduğundan elyaf/matris ara yüzeyinde herhangi bir reaksiyon bölgesi oluşmamaktadır. Sıvı dövme döküm ile üretilen bir kompozitte yüksek ısı transferiyle birleşen hızlı soğutma neticesinde ince taneli düzgün bir yapı oluşabilmektedir. Ayrıca yüksek basınç; seramiğin ıslanabilirliğini de arttırabilmektedir. Bu işlemle yüksek verim, iyi ara yüzey bağı ve düşük maliyette parça üretimi gerçekleştirilebilir (Zhou ve diğ., 1997).

2. 11. 1. 3. Basınçlı ve Basınsız İnfiltrasyon

Basınçlı infiltrasyon tekniğinin sıkıştırma dökümden farkı, sıvının preform ve yatak içerisine bir zımba ile değil de, basınçlı soygaz ile itilmesidir. Bu şekildeki sistem Şekil 2.7’de şematik olarak gösterildiği gibi, bir ucu basınç ünitesi içerisine yerleştirilmiş pota içerisindeki sıvı metale daldırılmıştır. Diğer ucu normal atmosfer veya vakuma bağlanmış ve içerisinde takviye malzeme bulunan bir silindirden meydana gelmektedir. Takviye, geçişi engelleyecek şekilde silindir içerisine yerleştirilir. Silindir içerisindeki bu parçacıklar sıvı metale daldırılır veya başka bir yerde ön ısıtmaya tabi tutulur. Bu işlemde proses değişkenleri;

- a) Kalıp ön ısıtma sıcaklığı,
- b) İnfiltrasyon basıncı,
- c) Sıkıştırılmış takviye yoğunluğu,
- d) Takviye parçacık boyutu,
- e) İnfiltrasyon hızı,
- f) Sıvı metal sıcaklığıdır (Yılmaz ve diğ., 1995).

Kapasitans tekniği kullanılarak gerçekleştirilen basınçlı infiltrasyon yönteminde toz numune içeren kuvarz tüp çevresine metal elektrot yerleştirilmiş ve sıvı metalle elektrot arasında bir potansiyel farkı uygulanmıştır. Sıvı metal elektrot seviyesini geçecek şekilde preform içerisine girdiği zaman silindirik bir kapasitör oluşmaktadır. Bu durumda kuvarz tüp dielektrik olarak sıvı metal ise ikinci elektrot olarak görev yapmaktadır. Bu yöntemde yaklaşık % 55 hacimsel yoğunluğa sahip SiC preformun kalay ile infiltrasyonu sağlanabilmektedir.



Şekil:2. 7 Basınçlı infiltrasyon metodu (Yılmaz ve diğ., 1995).

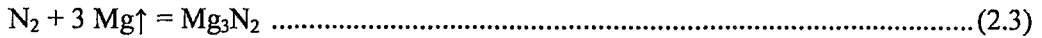
Ultrasonik infiltrasyon yönteminde ise; ultrasonik enerji, ıslatabilirliğin geliştirilmesini ve katı parçacıkların sıvı içerisine dağıtılmasını sağlar. Şayet alüminyum sıvısı içerisine daldırılmış olan parçacık preformu üzerine ultrasonik vibrasyon uygulanacak olursa

infiltrasyon temin edilir. Fakat alüminyum infiltrasyon mesafesi ultrasonik enerji yoğunluğuna bağlıdır. Sıvı emdirme proseslerinin tümünde temel mekanizma gözenekli parçacık yatağı ve preformdaki kanallar vasıtasıyla, sıvı metal veya alaşımların kılcallık etkisi ile akışıdır. Kılcallık kanununa göre sıvı, bir katıyı ıslattığı zaman gözenekli bir ortam içerisine sıvının kendi kendine infiltrasyonu gerçekleşir. Aksi halde minimum bir dış basınç uygulanması gerekmektedir. Kısaca Şekil 2.8’de, basınçsız infiltrasyon olarak adlandırılan sıvı oksidasyon metodu şematik olarak verilmiştir

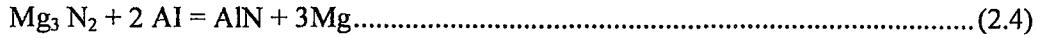


Şekil:2. 8 Basınçsız infiltrasyon metodu (Şahin, 2000)

Basınçsız infiltrasyon metodunda; sıvı metalin takviye parçacık içerisine kendi kendine infiltrasyonunu sağlayan bu yöntemde paketlenmiş seramik toz yatak azot atmosferinde basınç uygulanmaksızın Al-Mg alaşımının infiltrasyonu sağlanabilir. Alaşım-seramik sistemi 800-1000°C' e kadar ısıtılmaktadır. İnfiltrasyonun gelişimini sağlayan reaksiyon denklemi;



İnfiltrasyon sırasındaki reaksiyon denklemi;



şeklinde yazılabilir. İnfiltrasyon sıcaklığına ısıtma sırasında magnezyum buharlaşır. Takviye yüzeyini kaplayan magnezyum nitrür (MgN_2) oluşturmak üzere azot atmosferi ile reaksiyana girer. Magnezyum nitrür basınç veya vakum uygulanmaksızın alaşımın takviye faza infiltrasyonuna imkan sağlayan bir bileşiktir. Bu yöntemin ısıtılmış preformun sıvı içerisine doldurularak kendi kendine infiltrasyonun sağlandığı değişik bir uygulaması da mevcuttur (Razaghian ve Chandra, 1998).

Bu yöntemde kullanılan basınçlar genellikle 10-15 MPa civarındadır ve söz konusu yöntemle daha büyük parçaların üretimi sağlanmaktadır (Buytoz, 2001).

Kobayashi ve arkadaşları (1988), yaklaşık 0.1-1.0 μm çapında 30-100 μm uzunluğunda % 20 SiC_w whisker takviyesini 1073 K'de ergitilmiş olan saf alüminyuma katarak

3 dakika, 10 MPa'lık basınç altında tutup daha sonra su ile soğutularak kompoziti üretmişler ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir.

Yaptıkları çalışmada, çekme gerilmesi % 0.2 artmış, ancak basınçlı numunelerde kopma uzaması değeri azalmıştır. 9 MPa üzerindeki değerlerde gözenekler tespit edilmiş ve SiC whiskerleri üniform dağılmıştır. Uygulanan basıncın artırılmasıyla matris ile takviye arasında ara yüzey reaksiyonlarından dolayı bağlanma gerilmesinin artmasının sonucu olarak yüksek basınçlarda üretilen kompozitlerde gerilme transferlerinin whiskerlere nazaran daha iyi olduğu sonucuna varılmıştır. Ara yüzey reaksiyonu sonucu X-ray difraksiyonuyla, yapıda Al_4C_3 , Al, Si ve Al_4SiC_4 fazlarının yoğunlukta olduğu ve uygulanan basıncın artmasıyla, metaller arası reaksiyonda fazlaştığı tespit edilmiştir.

Kurtuluş (2001), % 12 hacim oranında $\delta-Al_2O_3$ takviyeli AC8A kompozit malzemesini basınçlı döküm yöntemiyle üretilip, bu kompozitin mikro yapısal gelişimini ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Matris olarak AC8A alüminyum alaşımı, takviye malzemesi olarak da, çapları 1-8 μm arasında değişen ortalama çapı 3 μm ve ortalama uzunluğu 500 μm 'den kısa olan $\delta-Al_2O_3$ fiberleri kullanılmıştır. Üretim sonrası matris malzemesinde ikinci hız olarak küçük Al-parçacıklı ötektik Si fazı, $Al_3(Ni, Cu, Fe, Si, Mg)_2$, Mg_2Si , $Al_4Cu_2Mg_8$ 'siz metaller arası fazlara rastlanılmıştır. Bu yöntemle MMK üretilmesinde karşılaşılan en önemli dezavantajlar;

- a) Birbirine yakın fiberlerden dolayı metalin büyük boşluklara nüfuz edememesi,
- b) Fiber/matris arayüzeyinde metaller arası bileşiklerin oluşması,
- c) Bazı durumlarda fiberlerin matriste dağılımlarının bozulması.

Sıvı metalin fiberler arasındaki kılcal boşluklara doldurulabilmesi, sıvı ve seramik temas açısının büyüklüğüne bağlıdır (Klaphaak, 1987).

2. 11. 1. 4. Sıvı Metal Karıştırma Yöntemi

Bu üretim yönteminin oldukça değişik versiyonu var olmakla beraber takviye malzemenin tamamıyla sıvı haldeki matris içerisine girmesini sağlamak için bazı yaklaşımlar şöyle özetlenebilir:

- a) Bir enjeksiyon tabancası kullanılarak sıvı içerisine taşıyıcı soygaz ile tozların enjeksiyonu,
- b) Kalıp dolarken sıvı içerisine seramik parçacıkların ilavesi,
- c) Mekanik hareket ile oluşturulan girdaplı çalkantı (vortex) içerisinden parçacıkların sıvı metale ilavesi,

d) Sıvı içerisinde, matris alaşımı ve takviye toz karışımından meydana gelen, küçük biriketlenin ilavesi ve ardından karıştırılması,

e) Karşılıklı hareket eden çubuklar kullanılarak parçacıkların sıvı içerisinde itilmesi,

f) Merkezkaç etki ile ince parçacıkların sıvı içerisinde dağıtılması veya ultrasonik ses dalgası etkisi ile sıvı sürekli hareket halinde iken parçacıkların sıvı içerisinde enjeksiyonu,

g) Sıfır yerçekimi prosesidir. Bu proses uzun bir zaman dilimi için çok yüksek vakum ve sıcaklıkların birlikte etkisi kullanılarak gerçekleştirilmektedir (Verhoeven, 1975).

Yukarıdaki işlemlerin hepsinde metal matris ile takviye arasındaki güçlü bağ; yüksek işlem sıcaklığı kullanımı ve yeni faz oluşturulması gereklidir. Bu nedenle de takviye fazı ile matris arasındaki ıslatmayı geliştirmek için takviye ile etkileşim gösteren bir element ile matrisin alaşımlanması halinde başarılı olunmaktadır. Doğal olarak ıslanmayan parçacıklar için ıslatmayı iyileştirici bir alaşım elementinin ilavesi, veya parçacıkların ıslatılabilir bir örtü ile kaplanması gerekmektedir. Fakat bu reaksiyon kompozit üretimi veya kullanımı sırasında takviye elemanın zarar görmesine neden olmaksızın bağ oluşumunu teşvik edecek ve ıslanmayı sağlayacak kadar olmalıdır.

Kılcal kristalli ve kırılmış elyafla takviyeli kompozitlerin üretiminde kullanılan bu metod en uygun ve en ucuz olanıdır. Alüminyum alaşımlarıyla SiC, B₄C ve Al₂O₃ 10-15 mikron boyutunda partiküller geleneksel metotla üretilmektedir. Bu işlem şekilde de görüldüğü gibi karıştırma, kalıplama, sıkıştırma ve kurutma basamaklarından oluşmaktadır. Bu karıştırma ünitesi; indüksiyon ocağı (50 KW, 3000 Hz.), mekanik pompalar ile birleştirilen suyla soğutulan vakum bölümü yanında pota ve kompozit karıştırma işlemi için kullanılan bir karıştırıcıdan oluşmaktadır. Sisteme yerleştirilen metal alaşımı, ergime sıcaklığı üzerine ısıtılarak doğru akım (DC) motor aracılığıyla sıcaklığı homojenleştirmek için karıştırma yapılır. İndüksiyon gücü kademeli olarak % 40-50 katı oluncaya kadar düşürülerek, çamur halinde iken, bu karışıma seramik partiküller ilave edilir. Fakat bu sırada sıcaklık bir miktar yükseltilir. Pervane yukarı çıkartılarak yarı katı haldeki ergimiş metal alaşım dipten dişli kalıp içerisinde gönderilip, üst kızak aracılığıyla basınç uygulanarak kompozit malzeme katılaşmış olur. Yöntemin dezavantajları ise şunlardır:

a) Elyaf arasında kalan boşluklar tamamen yok edilmeyebilir,

b) Yarı katı metalin karıştırılması sırasında; yani çamur halinde elyafların birbirine teması sonucunda üretilecek ürünün özelliğini olumsuz etkilenebilir,

c) Sıvı ve parçacık takviye arasındaki temas zamanı uzun olursa birbirini etkileyebilirler. Bundan dolayı seçilecek takviye elemanları kararlı olmalı veya takviye parçacıklar kaplanmalıdır,

d) Mekanik karıştırma sırasında seramik parçaların tabaklanması veya çökmesi,

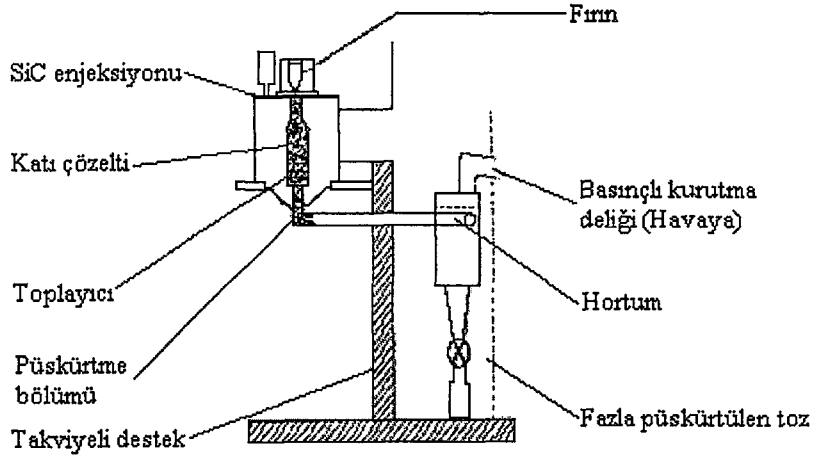
- e) Metal fazda ikincil fazların segregasyonun oluşması,
- f) Aşırı ara yüzey reaksiyonlarının oluşabilmesi,
- g) Mekanik hareketlilik sırasında seramik parçaların kırılması gibi çeşitli zorlukları mevcuttur,
- h) Parçaların dağılımı ve karıştırma işlemi dahil birçok faktöre bağlıdır (Ünlü ve Öveçoğlu, 1995).

2. 11. 1. 5. Yarı Katı Döküm

Bu yöntem bazen "Compocasting" veya "Rheocasting" olarak da anılmaktadır. Bu anılan yöntemde katı (solidüs) ile sıvı (likidüs) arasındaki sıcaklığa sahip yarı katı malzemeyi karıştırmak suretiyle yapılan takviye ilave tekniğidir. Alaşımın sıcaklığı sıvı sıcaklığının 30-50 °C üzerine çıkarılıp şiddetli şekilde karıştırılarak yarı-katı aralığa kadar soğumasına müsaade edilir. Devam eden bu hareketlilik, katılaştan dentritleri kırarak ince küresel parçacıklara dönüştürmekte ve yarı akışkan vizkozitesindeki yükselmeye engel olmaktadır. Karıştırma devam ederken takviye ilavesi gerçekleştirilir. Nispeten düşük vizkoziteye sahip karışım doğrudan basit kütük şeklinde dökülebilir ve bu durumda yöntem ise "Rheocasting" adını alır. Şayet karışım sıvı sıcaklığı üzerine çıkarılıp karıştırılarak yapılırsa bu durumda da işleme "compocasting" adı verilmektedir. Fakat helisel indüksiyon karıştırıcı kullanılarak da kompozit üretim çalışmaları yapılmaktadır. Bu yöntemde öbür tekniklerde görülmesi mümkün parçacıkların yüzme ve çökme gibi problemlerinin en aza indirilmesi mümkündür (Salehi, 1990).

2. 11. 1. 6. Plazma Püskürtme

Silisyum karbür parçacıklı kompozitleri üretmek için geliştirilen bu teknik ilk defa ALCAN şirketi tarafından uygulanmıştır. Alcan püskürtme işlemi aygıtı şematik olarak Şekil 2.9'da gösterilmiştir. Bu teknikte püskürtülecek alaşım, indüksiyon fırınında ergitilir ve potaya basınç uygulanır. Ergimiş alaşım püskürtülürken aynı zamanda parçacıklı elyaflar atomize edilmiş sıvı içerisine enjekte edilerek önceden ısıtılmış alt katman üzerine çökeltir ve toplayıcı üzerinde katı bir çökelti oluşur.



Şekil:2. 9 Plazma püskürtme aygıtının şematik görünümü (Sarıtış, 1992).

Tipik olarak metalin akış miktarı yaklaşık 5 kg/dk ve % 95 yoğunlukta çubuk üretilabilmektedir. Bu metodun faydası;

- Ergimiş metal zerrecikleri ile elyaf arasında temas zamanı çok kısa olduğundan reaksiyon en aza indirilmekte veya oluşmamaktadır,
- Katılaşma oranı oldukça hızlı gerçekleştiğinden düzgün mikro yapı elde edilebilmektedir. Ayrıca parçacıklar arası mesafenin kontrol edilebilmesi ve parçacıkların daha kolay yönlendirilmeleri yöntemin diğer bir üstünlüğüdür.

2. 11. 2. Katı Hal İşlemleri

Katı hal işlemlerinde matris malzemesinin ergime sıcaklığı altındaki bir sıcaklıkta farklı işlemler uygulanarak kompozit üretilir. Katı hal işlemlerinde pek çok değişik işlemler denenmektedir.

Bunların başlıcaları şunlardır;

- Toz metalurjisi,
- Difüzyon bağlama ve vakumda presleme,
- Sıcak presleme ve izostatik presleme (Şahin, 2000; Çıtak, 1998).

2. 11. 2. 1. Toz Metalurjisi Tekniği

Bu teknikte, toz halindeki metal ve seramik malzemeler birleştirilebilir. Genellikle, takviye elemanı partikülleri olarak SiC, grafit, nikel, titanyum ve molibden ile matris malzemesi olarak da metalik bakır, nikel, alüminyum, kobalt ve titanyum esaslı alaşımlarla

Çelikler kullanılmaktadır. Bu metotta tozlar, istenilen şekli oluşturmak için tasarlanan hacim oranlarında karıştırılıp kalıp içerisine konularak preslenir. Presleme işlemi soğuk ya da sıcak olarak yapılabilmekte, fakat ara yüzey bağını iyileştirmek ve partikül kırılmasını azaltmak için sıcak preslemeden daha iyi netice elde edilebilmektedir. Elyafaların yığılmadan homojen bir dağılım sağlanması için metal toz ve seramik partikül boyutu önemli olmaktadır. rnek olarak alüminyum/silisyum karbür kompozit 0.7:1, ve 0.24:1 oranlarında üretilmiş kompozitin tokluğunda ilerlemeler olduğu gözlenmiştir. Ancak çok ince metal tozuyla kılcal kristalli silisyum karbürün yığılmasını önlemek ve üniform dağılımını gerçekleştirmek için sık sık sıvı çamur karışımı kullanılması gerekir. Bu karışım yine ince alüminyum tozlarında ortaya çıkan patlama tehlikesini azaltabilmektedir.

Seramik parçacıkların sıvı metal tarafından ıslatılmasındaki güçlük nedeniyle toz metalurjisi ile kompozit üretimi, ilk geliştirilmiş metotlardan biridir. Toz metalurjisinin temel aşamaları ekil 2.10'da gösterilmiştir. Bunlar kısaca şöyle özetlenebilir:

- a) Hızlı katılaşmış metal veya alaşım tozlarının elenmesi,
- b) Takviye fazı ile metal tozların karıştırılması,
- c) Yaklaşık % 75 yoğunlukta sıkıştırılması,
- d) Gaz giderme ve ekstrüzyon, dövme, haddeleme ve diğer sıcak işlemler ile son birleştirme işleminin uygulanmasıdır (Seçkin, 2003).

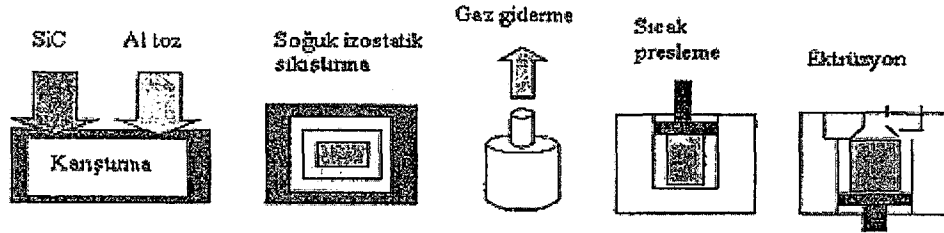
Metal tozları, genellikle, 20-40 m büyüklük aralığında n alaşımlanmış atomize tozlardır. Ancak aynı zamanda elementel tozlar veya hızlı katılaştırılmış doğranmış şerit veya lamellerin karışımı şeklinde olabilmektedir. Kompozitin başlangıçtaki homojenliğini belirlemesi nedeniyle, karıştırma aşaması önemlidir. Metal toz parçacıklarının hidrate olmuş bir oksit filmine sahip olması nedeni ile daha sonraki gaz porozitesinden kaçınılması isteniyorsa su moleküllerinin giderilmesi gerekmektedir. Sıvı faz sinterlemenin yoğunlaştırma kinetiği daha yüksektir. Ancak seramik parçacık ara yüzeyinde arzu edilmeyen metallerarası bileşiklerin oluşması açısından daha kolaylıkla meydana gelen reaksiyon dezavantajına sahiptir (Beddow, 1978).

Sıvı faz sinterleme, hızlı katılaştırılmış olan metal toz parçacıklarının mikro yapısının zarar görmesine neden olur ve ergimiş bölgelerde kaba ötektik intermetalik fazların oluşumuna yol açar. Tamamıyla katı hal sinterleme ise, hızlı katılaştırma atomizasyonu ve şerit döküm prosesleri ile elde edilebilen aşır doymuş yarı kararlı alaşım bileşimleri temin etme avantajına sahiptir. Son dövme ürünü de yaklaşık 20:1 veya daha yüksek oranda ekstrüzyon ile elde edilebilmektedir. Yüksek ekstrüzyon oranı ise;

- a) Metalin metale temasına müsaade etmesi,
- b) Metal partiküller arasında iyi bağ gelişiminin sağlanması,

c) Metal toz partikülleri arasındaki oksit filminin dağıtılması vb. için gereklidir.

Yüksek ekstrüzyon oranı aynı zamanda ekstrüzyon ile birlikte meydana gelen plastik akışın, takviye parçacık topaklarının dağıtılmasına yardımcı olduğundan dağılımı geliştirilmektedir. Bunun yanında hızlı katılaştırılmış tozlar kullanılmış ise, matris ve takviye parçacıkların zarar görmesinden kaçınmak için ekstrüzyon oranı ve sıcaklık dikkatli şekilde kontrol edilmelidir (Şahin, 2000).



Şekil: 2. 10 Toz Metalurji yönteminin temel aşamaları (Şahin, 2000)

Bu yöntemde ilk önce seramik takviye parçacıkları ve matris tozları karıştırılarak kalıp içerisine yerleştirilir. Katı hal difüzyonu için ergime sıcaklığı altındaki sıcaklığa kadar ısıtılarak basınç altında sinterleme sağlanır. Daha yoğun parçalar üretmek için parçacık/matris karışımından sonra doğrudan sıcak presleme yapılabilir. Kuvvetlendirilmiş olan bu mamul ikinci bir işlemde sonra MMK malzeme olarak kullanılır. Bu tekniğin bazı özellikleri şöyle sıralanabilir:

- 1) Kırılmış seramik elyaf ve kılcal kristalli elyafların (whickers) hazırlanması ve TM harmanlama tekniğinin döküm tekniğinden daha kolay olması,
- 2) TM esaslı kompozitlerin hazırlanması daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiğinden elyaf-matris arasında daha az etkileşim olması dolayısıyla ara yüzeyde reaksiyonlar en aza indirilerek üstün mekanik özellik gerçekleştirebilmesi,
- 3) Parçacık takviye elemanı sürekli takviye elemanlarından daha düşük maliyette olduğundan ve bu yöntemde ergime gerekmediğinden daha ekonomik olması,
- 4) Kılcal kristalli seramikler (SiC) katı alüminyum ile oldukça iyi uyum gösterirken sıvı alüminyum ile daha az uyumluluk göstermeleri,
- 5) Matris olarak herhangi bir alaşımın kullanılmasına imkan sağlaması ve hızlı katılaştırılmış malzemeler kullanılarak matris için denge dışı alaşımlar seçilebilmesi, bu da özellikle kompozitin yüksek sıcaklık uygulamaları için kullanıldığı zaman önemli olmaktadır. Dolayısı ile hızlı katılaştırılmış alaşımların geleneksel alaşımlardan daha iyi yüksek sıcaklık mukavemetine sahip olması,
- 6) Yüksek takviye hacim oranının elde edilmesi mümkün olmasıdır. Bundan dolayı da

kompozitin modülü daha yüksek değere sahip olurken, ısı genleşme katsayısı en aza indirilebilmektedir.

Bu yöntem üstünlüklerine rağmen bazı dezavantajlara da sahiptir.

Harmanlama işlemi ve takviyelendirme sırasında elyaf kırılabilen ve son ekstrüzyon ile kılcal kristallerin boy/çap oranı 50-100'den 5-10'a düşebilmektedir. Büyük parçalar için çok yüksek basınç gerektirmesi ve aynı zamanda pahalı ve tehlikeli olabilmektedir. Bunlara ek olarak, tozların kullanımı temizlik gerektirmektedir. Aksi halde yabancı maddeler artıklar, malzeme içine nüfuz ederek; yorulma ve tokluk üzerine olumsuz etki yapabilmekte ve üniform dağılımı sağlamak güçleşmektedir. Son olarak da, geleneksel dövme alüminyum alaşımların ile kıyaslandığı zaman pahalıdır (Aran, 1990).

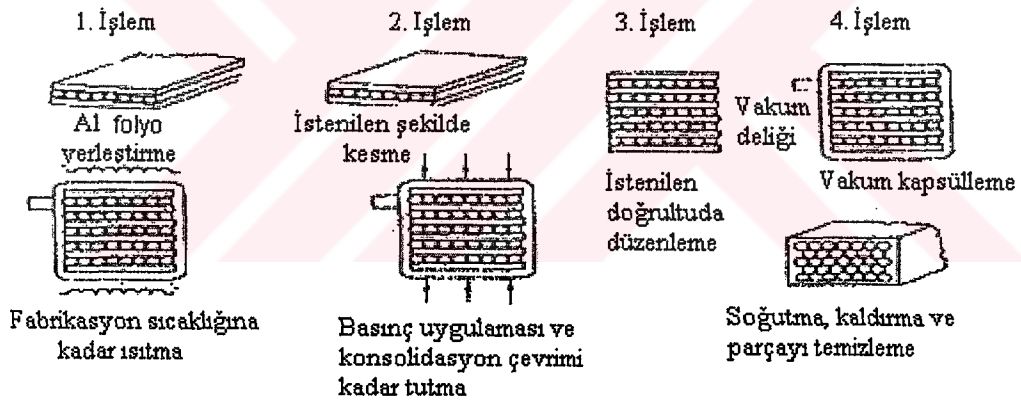
2. 11. 2. 2. Difüzyon Bağlama ve Vakumda Presleme

Bu metotla birleştirme, yüksek basınç ve sıcaklıkta yapılır. Bor, silisyum karbür, alüminyum oksit, karbon gibi tek flamanlı elyaf ya da elyaf demetleri ile alüminyum ve titanyum gibi matris malzemeleri tabakalar halinde kullanılarak takviyeli kompozit malzemeler üretilir. Bu teknikte ilk olarak, levha şeklinde metal veya metal alaşımları ile elyaf şeklinde takviye elemanları dolgun bir yayılma sağlamak için kimyasal yüzeysel işleme tabi tutulmaktadır. Sonra elyaflar önceden belirlenen yönlerde, açılarda ve istenilen aralıklarda metal tabakalar üzerine düzenlenir. Levha halinde hazırlanan bu malzemeler metal bir kaba yerleştirilerek sızdırmazlık sağlanır ve vakuma alınır.

Daha sonra belirli sıcaklıkta, genelde ergime sıcaklığına yakın bir sıcaklıkta, ısıtılarak difüzyon ile birleştirmenin gerçekleşmesi için preslenir veya haddelenir. Ancak bu işlemde metal levhalar ile elyaf yüzeylerinin çok temiz ve oksitsiz olması gerekir. Aksi halde ara yüzeyde arzulanan bir difüzyon bağı oluşturulamaz çünkü kompozitin dayanımı bu oluşacak difüzyon bağına bağlıdır. Aynı işten silindirik parçalar için termal iletkenliği ile iyi olan metal tambur seçilerek üzerine değişik elyaflar sarılabilir. Bu matris veya elyaf üzerine plazma püskürtme veya diğer kaplama yöntemleri uygulanır. Daha sonra da ya sıcak izostatik ya da soğuk izostatik preslemeye uygun sıcaklık veya basınçta birleştirme sağlanabilir. Bu birleştirmeden sonra ikinci bir işlem olarak kesme yapılır. Ancak, vakum altında birleştirmede daha düşük sıcaklık gerektirdiğinden, diğer yöntemlerden vakum yöntemi daha etkili olmaktadır. Fakat bu teknikte uygulanan sıcaklık, basınç ve tutma süresi kompozit sisteme göre değişmekle beraber, etkili bir yayılma için optimize edilmesi gerekir. Bu tekniğin dezavantajı ise pahalı oluşudur (Egan, 1980).

B/AI kompozitini tabakalar şeklinde üretmek için bor flamanlar ve özel olarak

formülize edilmiş reçine ile Al folyoya bağlanmış (preform) bor elyaf tabakasından oluşturulur. Bundan sonraki difüzyon işleminde tutunabilirliği iyileştirmek, özellikle pervane için preform haddelenmeli ve Al folyoları hafifçe deforme edilmeli, reçine ile bağa ilaveten mekanik bir kilitleme sağlanmalıdır. Bu durum, bundan sonraki işlemler için yani kesme, şekil verme ve difüzyon bağı oluşturma sonraki işlemler için, kesme, şekil yerine ye difüzyon bağı oluşturma sırasında flamanları yerinde tutar. Bu işlem SiC ve B₄C elyafları içinde uygundur. Ön ısıtma çevrimi esnasında özel hazırlanmış reçine tam buharlaşması ile yok olacak şekilde formülize edilmektedir. Tabaka ölçüleri 0.9-3 mm'ye kadar tek katlı veya 50-100 katmandan oluşan tabakalar şeklinde üretilebilmektedir. Bu şekilde son kompozit kalınlığı oluşuncaya kadar yönlendirilmiş elyaflar ve matris folyo tabakaları hazırlanır. Daha sonra uygun ısı, basınç vakum zamanı seçilerek elyaflar etrafında matris akması sağlanarak bitişik matris tabakasına bağ yapar ve takviye elemanını kavrar. Bu işlemde uygulanan tipik birleştirme (konsolidasyon) parametreleri; genellikle 480-540 °C sıcaklık, 0.133-0.0133 Pa vakum altında 14-70 MPa basınç ve 1-2 saat tutma zamanı altında yapılır. Bu metot bütün Al alaşımlarında başarıyla uygulanmaktadır. Bir çok MMK parçalar vakumsuz da difüzyon bağı oluşturabilmektedir (Enjo ve Ikguchi, 1987).



Şekil:2. 11 B /Al kompozit üretimi

Yapılan başka bir çalışmada; SiC kaplı bor elyaf takviyeli metal kompozitlerin bu metot ile başarılı şekilde üretildiği, yeterli ara yüzey bağı oluşturduğu, elyafların matris içerisindeki dağılımlarının üniform olduğu taktirde üretilen MMK'ların mekanik ve aşınma özelliklerinde hayli artışlar sağlandığı görülmüştür (Şahin, 2000).

2. 11. 2. 3. Sıcak (izostatik) Presleme

Bu işlem; Al, Mg ve Ti gibi metal matrisli kompozit panelleri üretmek için başarılı

şekilde kullanılır. Flamanlar metal matrizen oluşan ince folyo tabakalar arasına yerleştirilir ve kompoziti yerinde tutmak için bir bağlayıcı ile spreyleneir ve sonra bağlayıcı yakılarak yok edilir. Daha sonra preform kompozit tamburdan çıkarılır, istenilen ölçüde kesilir ve sıcak pres kalıp içine istiflenir. İstiflenmiş kütle üzerine hafif basınç uygulanır ve bağlama sıcaklığına ulaşıldığında gerekli zaman için, tam bağ basıncı uygulanır. Daha sonra basınç kaldırılır ve termal uzamalarda uyumsuzluklardan ileri gelen kalıcı gerilmeleri en aza indirmek için, parça komple yavaş şekilde soğumaya bırakılır. Sıcak presleme ile ilgili üretilen kompozitler;

- 1) Yüksek dayanım göstermesi,
- 2) Dayanım/yoğunluk oranı geleneksel malzemelerden 2-4 kat daha yüksek olması,
- 3) Yüksek sıcaklıklarda dayanımın muhafaza etmesinin mükemmel olması,
- 4) Yorulma dayanımının iyi olması,
- 5) Karışımlar kuralına tam uyum göstermesi gibi avantajlara sahip olur.

Kaplanmış bor ve grafit flamanlara MMK'ların üretiminde en iyi yaklaşım sıcak izostatik presleme tekniği ile gerçekleşir. Flaman aralığı kaplama kalınlığı ile kontrol edilir. Bu teknik sıcak presleme veya sinterleme için uygulama sıcaklıklarından çok düşük olduğundan seçilir. Gaz basıncı parça boyunca yayılır ve bu nedenle de minimum burulma meydana gelir. Bu metot, bor ve titanyumun reaksiyona uğradığı sıcaklığın çok altında (870 °C) B/Ti kompozitin üretimine imkan verir. Bor elyaflar arasında 0.02 mm aralık, elyaflarda aşırı hasar veya boşluğa sebep olmaz. Bu da bu işlem altında ince toz kaplamalar yeterli süneklilikte yoğun yapıların üretimini mümkün kılabilir. Grafit elyafla takviyeli MMK'ler, yine ön işlem görmüş grafit elyaflar üzerine kobalt veya nikel elektroliz kaplama yapılarak üretilmektedir. Dönen kalıp ile elyaf demetlerinin yoğunlaşması, yumuşak çelik tüpler içinde elyaf demetlerinin kaplanması, ve kompozit yapmak için sıcak izostatik presleme işleminin uygulanması gerekir (Xu ve diğ., 1997).

2. 11. 3. İn-Situ İşlemleri

Bu tür kompozit üretim tekniklerinde malzeme içerisinde farklı fazların oluşturulması ve bu fazlardan birinin veya birkaçının matris, diğerinin de takviye elemanı olarak davranması ile kompozit üretimi sağlanır. Bu işlemlerde de birkaç farklı metod kullanılır. Bunlar;

1. Ötektiklerin yönlü katılaştırılması,
2. Tercihli yönlendirilmiş metal oksidasyonu,
3. Ekzotermik reaksiyon işlemidir (Akbulut ve Durman, 1995).

Bunlardan ötektiklerin yönlü katılaştırılmasında, ötektik bileşimde olan bir ergiyik kontrollü olarak katılaştırılırsa, yan yana dizilmiş iki farklı halde katılaşırlar. Eğer fazlardan

birisi yeterli miktarda ise, enerji bakımından fiber oluşturmaya elverişlidirler. Yeterli hacim oranı, ara yüzey enerjisine ve katı difüzyon karakteristiğine bağlıdır. Son yıllarda Lanxide Corporation tarafından geliştirilen tercihli yönlendirilmiş metal oksidasyonu işlemine önemli ölçüde ilgi duyulmaktadır. Bu işlem hakkında detaylı bilgi olmamakla birlikte, yöntem Mg ilave edilmiş Al eriyiğinin yüksek sıcaklığa çıkarılmasıyla alümina kabuğunun kararsız hale geçmesi ve kılcal davranışlarla ergiyik içerisinde seramik parçacıkların oluşması prensibine dayanmaktadır. Oluşan bu seramik malzemeler Al_2O_3 veya $MgAl_2O_4$ (spinel) gibi bileşiklerdir. Ekzotermik reaksiyon işlemi, seçimli metal oksidasyonuna benzer yaklaşımla Martin Marietta Corporation tarafından geliştirilen bir işlemdir. Bu işlemde farklı karışımların kendi kendine yayılan bir reaksiyonun oluşturduğu yüksek bir sıcaklığa ısıtılmasıyla intermetalik bileşikler içerisinde çok ince bir dağılımda seramik parçacıklar elde edilir. Bu işlemde sıcak izostatik presleme gibi ikincil bir işlemle iyi sonuç alınmaktadır (Bututaki, 1999). Bu metotlara ilaveten döküm kaynağı denilen bir metot da bilim adamları tarafından uygulanmaktadır.

2. 12. Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Kullanıldığı Yerler

MMK malzemeler özelliklerinden dolayı bir çok yerde kullanılmaktadır. Örneğin Ti metal matrisli kompozit malzemeler yüksek dayanım ve rijitlik sağladığından, kritik yapısal uygulamalarda tercih edilir (Kaya ve Bowen, 1997). Üstün özelliklere sahip olmasına rağmen, parçacık takviyeli kompozit malzemelerin üretim güçlüğü ve yüksek maliyetten dolayı kullanım alanı sınırlıdır (Yılmaz ve diğ., 1995).

Al_2O_3 parçacık takviyeli 6061 Al alaşımlı kompozit malzeme, uzay ve otomotiv endüstrisinde ve spor malzemelerinde kullanılmaktadır (Meijer ve diğ., 2000). Al matrisli kompozit malzemeler değişik takviyelerle çeşitli alanlarda kullanılırlar. SiC takviyeli Al kompozit malzeme fren kampanası, grafit- Al_2O_3 parçacık takviyeli Al kompozit malzeme motor bloğunun silindir göbeği, grafit elyaf takviyeli Al kompozit malzeme roket ve helikopter yapısı, Al_2O_3 elyaf takviyeli Al kompozit malzeme helikopter dişli kutusu, bor-SiC elyaf takviyeli Al kompozit malzeme jet motoru kanatçığı olarak kullanılmaktadır (Ögel, 1997). Tablo 7’de metal matrisli çeşitli kompozit malzemelerin kullanıldığı yerler gösterilmiştir (Aydın, 1999).

Tablo 7. Kompozit malzemelerin kullanım alanları (Erdoğan, 2001).

Endüstrisi	Uygulama alanları	Kullanılan kompozit malzemeler
Uçak	Uçak kanatları ve gövdesi, helikopter pervaneleri iniş ve çıkış kapıları, payandalar döşeme kirişleri, çerçeveler, vantilatör ve türbin kanatları	B/Al, SiC _w /Al, Gr/Al, cam/epoksi, B/epoksi, Kevlar/epoksi, süper alaşımlar
Helikopter	Transmisyon kutusu, giriş destek yapıtları, itici çubuklar, iniş takımları, rotor kanatları arkası	Al ₂ O ₃ /Mg, Gr/Al, Gr/Mg, B/Al, Al ₂ O ₃ /Al, SiC _w /Al, B/A, SiC/Al
Uzay	Uzay yapıtları, antenleri, robot kolları	B/Al, B/Mg, Gr/Mg
Otomotiv	Gövde parçaları, tampon ve çamurluklar, ön ve arka paneller, aks mili, yaylar, itme çubukları ve piston kolları	Kevlar/epoksi, SiC _p Al, SiC _w /Al, B/Al
Gemi	Gemi teknesi ve güvertesi	Kevlar/epoksi, cam/epoksi
Kimya	Borular, basınçlı kaplar ve tanklar	Cam/epoksi, karbon / epoksi
Spor	Oltalar, golf kulüpleri, yüzme havuzları, tenis racketleri ve oltalar, bisiklet ve motosiklet gövdesi	B/epoksi, C/epoksi, B/Al, Gr/Al, SiC _w Al, SiC/Al
Elektrik	Motor fırçaları kablo ve akü plakaları	Gr/Cu, Gr/Pb, Al ₂ O ₃ /Pb
Tekstil	Mekikler	B/Al, C/Al, SiC/Al
Tıp	Röntgen masaları, protezler ve tekerlekli sandalye	SiC/Al, B/Al
Uçak-Uzay	Uçak frenleri, roket memeleri, türbin pervaneleri, roket çıkış sistemleri	Karbon/Karbon kompozit
Diğer alanlar	Makine yatakları	C/Pb, Al ₂ O ₃ /Pb

2. 13. Al-Mg-Si/SiC MMK Malzemeler İle İlgili Önceki Çalışmalar

Parçacık takviye edilen MMK malzemelerde alüminyum alaşımları en çok tercih edilen alaşımlar olmuştur. Alüminyum alaşımlı MMK malzemelere ekstrüzyon, döküm, haddeleme ve dövme gibi standart şekillendirme işlemleri uygulanabilmektedir. Tenis racketleri, golf sopalarının kafaları Al/SiC_p kompozittir. Piston kolu gibi otomobil parçaları Al/SiC_w kısa fiberlerden üretilmişlerdir.

Alüminyum matrisli SiC parçacık takviyeli MMK malzemeler hakkında birçok çalışmalar yapılmıştır. 16. yy ortalarında nikel kaplanmış grafit tozları sıvı alaşım içerisine argon gazı ile birlikte enjekte edilerek alüminyum ile karışımı sağlanmıştır. 1968 yılında Hindistan Teknoloji Enstitüsü'nden Kang, ergiyik alaşımının bulunduğu pota içerisine alüminayı karıştırma esnasında ilave ederek günümüzde yaygın olarak kullanılan "karıştırma döküm yöntemini" geliştirmiştir. 17. yy'da Massechusetts Teknoloji Enstitüsü'nde katılaşma ve sıvılaşma sıcaklıklarının arasındaki bir sıcaklıkta yarı katı alaşıma parçacık ilavesi yapılmıştır. Daha sonra yapılan çalışmalar sonucu, yeni teknikler ve kompozit kombinasyonları ile daha üstün özelliklere sahip olan daha ekonomik üretim yöntemleri geliştirilmiştir.

Kumar ve arkadaşları (1994), 5024 alüminyum alaşımına ortalama 40 mikron boyutlarında ve hacimce % 18 SiC parçacıkları ilave ederek, vortex yöntemi ile MMK malzemeyi üretmişlerdir. Kompozitin üretimi esnasında, ergiyik sıcaklığı 750-760 °C'ye yükseltilerek bu sıcaklıkta karıştırılıp vortex oluşturarak, SiC tozlarını ilave etmeden önce fırında 750 °C'de 2 saat bekletip takviye elemanını ısıtmışlar, ergiyik ile birlikte SiC parçacıklarını 10 dk. daha karıştırmışlardır. Daha sonra oluşan ürünü 525°C'de ve 15:1 oranlarında ekstrüze etmişlerdir. Bu çalışmalarında karıştırma esnasında SiC ve ergiyik arasında bir reaksiyon oluşmaması için 20 dakikadan az karıştırarak döküm işleminin yapılmasını tavsiye etmişlerdir. Yoğunluk ölçümlerinde SiC hacmi arttıkça gözenekliliğin arttığını belirtmişlerdir. Yaptıkları mikroyapı çalışmalarında kırılmaların intermetalik bileşiklerin bulunduğu bölgelerde meydana geldiğini ortaya koymuşlardır. Sıvı metal karıştırma döküm yöntemi ile homojen bir dağılımın elde edileceğini ve SiC hacim oranı arttıkça gözenekliliğin arttığını gözlemişlerdir.

Razaghian ve arkadaşları (1998), süper plastik özellik gösteren 7075 Al alaşımına 14 mikron boyutlarında hacimce %15 SiC ilave ederek ekstrüzyonla kompozit malzeme üretmişler ve malzemenin kırılma davranışını incelemişlerdir. Sert ve gevrek özellikteki seramik parçacıklar, alüminyum matrisli MMK malzemenin süneklik ve kırılma tokluğunu olumsuz etkilemiştir. Bu alaşım kompozitin ısıtılmasını (T6) yaparak spesifik özelliklerinin geliştirilebildiğini belirtmişlerdir. 7075Al/SiC kompozit oda sıcaklığında alüminyum alaşımı ile karşılaştırıldığında akma ve maksimum gerilmede daha düşük değerler verirken, 250 °C üzerindeki sıcaklıklarda daha iyi mukavemet değerleri verdiğini ispat etmişlerdir. Ayrıca 400 °C üzerindeki sıcaklıklarda daha düşük bir uzama ölçmüşlerdir. Oda sıcaklığındaki kırılmaların büyük parçalar veya bir araya gelip toplanmış olan parçalardan olduğunu gözlemlemişlerdir. AA7475 alüminyum alaşımlarında kesme mukavemeti değeri olarak ortalama 150 MPa elde edilirken, T6 ısıtılma işlemi uygulama ile bu değerler artmıştır. AA7475 alüminyum alaşımının T6 ısıtılma şartlarında 250 MPa değere ulaşıldığı belirtilmiştir. Ancak havacılık endüstrisinde 191-216 MPa değerinin 10-20 MPa altındaki değerler kullanılmaktadır.

Mondolfd (1979), saf alüminyum ve 2024 alaşımına hacimce % 15 oranında ve 60 mikron boyutlarında SiC parçacıkları ilave ederek basınçlı döküm yöntemi ile MMK malzeme üretmiştir. Araştırmacı, SiC parçacıklarını 1100°C'de alümina astarlı elektrikli fırında 10 saat ısıtarak oksitlenmeye maruz bırakmıştır. Saf alüminyum esaslı SiC parçacık takviyeli kompozitlerde SiC parçacıklarının yüzeylerinin oksitlendirilmiş olması, gerilme ve kırılma dayanımını arttırdığını tespit etmişlerdir. Kompozitin üretimi esnasında SiO₂'nin difüzyonu, alüminyum matris ile SiC parçacıkları arasındaki difüzyon bağını güçlendirdiğini belirlemiştir. Bu ise süneklik ve gerilme dayanımında artışa sebep olmaktadır.

Nagarajan ve arkadaşları (1999), alüminyum Si alaşımı olan A356 döküm alaşımını 40 mikron boyutlarında ve % 10-20 oranlarında karıştırmışlar ve karıştırma döküm yöntemi ile kompozit malzemeyi üretmişlerdir. Üretilen A356/%10 SiC ve A356 alaşımına, tane boyutu, dentritlerin durumu, boyut ve morfolojisi ile mikroyapısal değişimini belirlemeye çalışmışlardır. A356 Al-SiC MMK malzemelerde katılaşma esnasında SiC parçacıklarının segregasyona uğradıklarını tespit etmişlerdir.

Zhou ve Xu (1997), A356 ve 6061 alüminyum alaşımlarına hacimce % 10-20 oranlarında 20 mikron boyutlarında SiC parçacıkları ilave ederek serbest döküm yöntemi ile kompoziti üretmişlerdir. SiC parçacıklarını matrise ilave etmeden önce 1100 °C'de ve 1-3 saat arasında ısıtarak yüzeylerini oksitlemişlerdir. Ayrıca alaşım A356 ve 6061 karıştırılmadan önce 3-4 saat bekletilmiştir. Karışım, yarı katı bölge sıcaklığına geldiğinde, mekanik olarak karıştırılmıştır. Alaşım 730 °C'de ve 150-200 devir/dakika da 20 dakika daha karıştırılmıştır. Dökümden sonra SiC parçacıklarının tane sınırlarında daha çok biriktiğini gözlemlemişlerdir. Al/SiC arayüzeyinde $2\text{SiO}_2 + 2\text{Al} + \text{Mg} = \text{MgAl}_2\text{O}_4 + 2\text{Si}$ reaksiyonunun oluştuğunu tespit etmişlerdir. İki aşamalı karıştırmanın, Al-SiC arayüzeyinde ıslatmayı geliştirdiğini bulmuşlardır. SiC parçacıklarının dentritler arası bölgelerde daha fazla toplanmış olduğunu gözlemlemişlerdir.

Surappa ve Rogathi (1981), saf alüminyum, % 3 Cu-% 4 Si içeren alaşımı, % 11.8 Si içeren Al alaşımı ve % 16 Si içeren Al alaşımına, yoğunluğu $2,4 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ olan γ -alümina ve 300 mesh boyutunda, SiC paracıklarını karıştırma ile ergiyik içerisine ilave ederek % 3 takviyeli MMK malzemeler üretmişlerdir. Elde ettikleri bu malzemelerde mikroyapı, aşınma direnci, gerilme testi ve sertlik deneyleri yapmışlardır. Bu kompozitlerin karıştırma döküm yöntemleri ile üretilebileceğini, takviye elemanlarının 900 °C'de 60 dakika ön ısıtma ile ıslatmayı geliştirdiğini, maksimum gerilmeyi 75.50 MNm^{-2} 'den 93.15 MNm^{-2} 'ye ve sertliği de 27 BHN'den 37 BHN değerine yükselttiğini tespit etmişlerdir.

Lloyd ve arkadaşları (1988), Al-Si alaşımı A356'ya hacimce % 15 SiC ilave etmişler ve tekrar ergitme ile farklı soğuma hızı ve sürelerde mikroyapıdaki katılaşma değişimlerini incelemişlerdir. Yüksek sıcaklıklara çıkıldığında istenmeyen Al_4C_3 fazının oluştuğunu belirtmişlerdir. Bu fazın oluşmaması için % Si seviyelerinin 750 °C'de % 6-7 ve 800 °C üzerinde ise % 10-12 olması gerektiğini vurgulamışlardır. Soğutma hızı 75 °C/dak. ve 10 °C/dak. arasındaki mikroyapı değişimlerini incelemişlerdir. Mekanik özelliklerinde döküm A356 alaşımına göre % 15 SiC MMK'da akma dayanımında belirgin bir artış gözlemlemişlerdir.

Akbulut ve Durman (1995), Al-Si matris alaşımına SiC parçacıkları ilave ederek santrifüj döküm tekniği ile kompozit üretmişlerdir. Alaşım % 12 Si, % 1.16 Cu, % 1.25 Mg ve

% 0.9 Ni elementlerinden oluşmaktadır. Matrise 3.2 gr/cm³ yoğunluklu, 3-6-9- mikron boyutlarında % 5-10-15 hacim oranlarında SiC parçacıkları katarak MMK malzemeyi elde etmişlerdir. Döküm işlemini 600 °C'ye kadar ısıtılan sıvı içerisinde SiC partiküllerini ilave ederek elde etmişlerdir. Yarı-katı aralığında bulunan karışım ilaveden sonra 5 dakika karıştırılmış ve sonra sıvı kompozit karışımı 850 °C'ye aşırı ısıtma yapmışlardır. 1600 dev/dak. hızda dönen sistemde santrifüj döküm numuneleri 15 mm kalınlığında ve 100 mm çapta 400 °C ön ısıtmalı kalıba dökerek elde etmişlerdir. Döküm işlemi sonunda SiC parçacıklarının dış tabakada toplandığını ve sertlik artışı gösterdiğini, seramik parçacıkları ile zengin tabakaların sertliklerinin artan parçacık hacim oranı ve azalan parçacık boyutu ile arttığını belirtmişlerdir.

Zhou ve Xu (1997), A356 ve 6061 alüminyum alaşımlarına basınçsız döküm metoduyla, hacimce % 10, % 20 oranlarında SiC parçacıkları ilave ederek kompozit malzeme üretmişlerdir. Parçacıkların dağılımını ve ıslanabilirliklerini arttırmak için modern iki aşamalı karıştırma metodunu kullanmışlardır. SiC parçacıklarının çoğunlukla taneler arası bölgelerde yoğunlaştığını gözlemlemişlerdir.

Şahin ve Murphy (1996), SiC ile kaplı tek yönlü bor fiber ile takviye edilmiş, alüminyum alaşımlı kompozitleri metal infiltrasyon tekniği ile üretmiş ve sürtünme ile aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Matris olarak 2014 alüminyum alaşımı (% 4.5 Cu, % 0.8 Si, % 0.8 Mn, % 0.6 Mg ve dengeleyici Al), takviye elemanı olarak 2.5 µm kalınlığında SiC ile kaplı, 15 µm çapında tungsten flaman içeren, 140 µm çapındaki % 16, % 27 ve % 32 hacim oranlarında sürekli bor fiberleri kullanmışlardır. Sonuçlar, kompozitlerin aşınma hızlarının tüm uygulanan yüklerde alüminyum matris alaşımınınkinden dikkate değer bir şekilde daha az olduğunu göstermiştir. Bununla beraber, kompozitlerin sürtünme katsayılarının matris alaşımınınkinden daha büyük olduğu, matris için ortalama sürtünme katsayısı değeri 0.35 iken, kompozitlerde daha yüksek bir değer ve yaklaşık olarak 0.55 olduğu bulunmuştur.

Gül ve İnem (1997), döküm yoluyla SiC takviyeli kompozitlerin geliştirilmesi çalışmalarında ticari kodu ETIAL-8 ve ETIAL-8+%5Mg olan matris malzemelere sıvı metal karıştırılmalı döküm yöntemiyle % 10-35 hacim oranlarında yaklaşık 16 µm çapında yeşil renkli SiC parçacıkları ilave ederek kompozit malzemeler elde etmişlerdir. Takviye elemanı, yüzeydeki serbest silisyumu oksijenle bağlayarak Al₄C₃ reaksiyonunu azaltmak ve oluşabilecek SiO₂ katmanı ile ıslatabilirliği geliştirebilmek için 1000°C'de 3 saat oksidasyon işlemine tabi tutmuşlardır. Bu çalışmada, 900 dev/dak. karıştırma hızı, 200 °C takviye sıcaklığı, % 5 Mg ilavesi, takviye hacim oranının % 30'dan az olması iyi bir karışım elde edilmesini sağlamıştır. Seyreltme işleminde ise başlangıçta hızlanan mastar kompozitin parçacık dağılımı ve gözeneklilik açısından uygun niteliklerde üretilmesi gerektiği sonucu ortaya çıkmıştır.

Şahin ve Murphy (1996), metal infiltrasyon tekniği ile üretilmiş SiC ile kaplı tek yönlü bor fiber ile takviye edilmiş, alüminyum alaşımlı kompozitlerin aşınma performansını incelemişlerdir. % 16, 27 ve 32 hacim oranlarında yoğunluğu 2600 kg/m^3 , Young modülü 400 GPa ve çekme mukavemeti 3.4 GPa olan bor fiber katılmış kompozitler üzerinde çalışmalar yapılmıştır. Aşınma testleri 12 ile 60 N yükler altında, 1 m/s sabit kayma hızında, 7.2 km toplam kayma mesafesinde, oda sıcaklığında yağ kullanılmaksızın 2 saatte yapılmıştır. Kompozitlerin yoğunluğu, Arşimed metodu ile ölçülmüştür. Kompozitlerin ve matris alaşımının sertlikleri Brinell sertlik yöntemi ile ölçülerek elde edilmiştir.

Cöcen ve arkadaşları (1997), SiC partikülleri ile takviye edilmiş, Al - % 5 Si - % 0.2 Mg matris alaşımlı kompozitlerin mikro yapılarını ve yaşlandırma sertleşmesini incelemişlerdir. SiC partikülleri ile takviye edilmiş Al - % 5 Si - % 0.2 Mg alaşımlı kompozitler yarı-katı metal karıştırmalı döküm yöntemi ile üretilmiştir. Takviye elemanı SiC partiküllerinin boyutları 15 ile 30 μm arasında olup, 2 saat 900 °C'de ön ısıtmaya tabi tutulmuştur. SiC partikülleri matris alaşımı içerisine % 9, 13, 17, 22 ve 26 hacim oranlarında katılmış ve matris alaşımının ve kompozitlerin üretimi argon gazlı koruyucu atmosfer altında gerçekleştirilmiştir. Üretilen bu kompozit külçelerin mikroyapıları ve dendrit kol mesafesi, SiC partiküllerinin dağılımını, boşluk miktarını ve mikro yapıda bulunan fazları belirlemek için incelenmiş, matris ve takviye elemanı dışındaki diğer fazların Mg_2Si , MgAl_2O_4 , ve FeSi_3Al_9 olduğu belirlenmiştir. Ayrıca üretilen kompozitler yaşlandırma ile sertleştirilebilmiştir.

McLean ve arkadaşları (1997), SiC partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit çubukların ve tellerin yeni bir sürekli döküm (Ohno sürekli döküm) tekniği ile üretimini incelemişlerdir. Hacimce % 8-11 SiC içeren Al-Si ve Al-Cu-Si alaşımlarını kullanarak son şekilli MMK kaynak çubukları ve telleri üretmişlerdir. Çubukların ve tellerin her ikisi için de SiC partiküllerinin dağılımı oldukça homojen olmuştur. Bu işlemlerde metalin sıcaklığı 700 °C ve kalıbın sıcaklığı 650 °C'de tutulmuş, ergimiş MMK bir dakika karıştırıldıktan sonra kalıba dökülmüş ve döküm hızı 0.2 ile 1.1 m/dk arasında gerçekleştirilmiştir. Döküm hızı arttıkça, mikroyapının daha düzgün olduğu gözlenmiştir. Döküm ürünündeki partikül dağılımının yalnızca ergimiş metal içindeki partiküllerin homojen dağılımına değil, aynı zamanda soğutma hızı ile ilişkili katılaşma davranışına, sıcaklık ve partiküllerin hacim oranlarına da bağlı olduğu belirtilmiştir.

Urena ve arkadaşları (1999), Al matrisli kompozitlerin TIG kaynağında ara yüzey reaksiyonlarının sürtünme mekanizmasına olan etkisini araştırmışlar, 4 mm kalınlıktaki AA2014/SiC/ X_p alaşım tabakasının ($X = \% 6-13-20$) kaynak banyosu ile transferini gerçekleştirmişlerdir. Yapılan gerilme testlerinde gerilme sertlik değerinin % 50'den daha düşük olması durumunda malzemenin kaynak metali içerisindeki yerleşiminin başarısız olduğu

tespit edilmiştir. Bu başarısızlığa ara yüzeydeki Al_4C_3 'ün şekillenmesinin ve partikül çatlaklarının matris/takviye ara yüzey sertliğinin azalmasının etki ettiği sonucu ileri sürülmüştür. Ayrıca matris alaşımlarının gevrekleşmesinin ve (Si, Al-Fe-Si) intermetalik bileşimlerinde Si fazlarının artmasının da bu duruma etki ettiği tespit edilmiştir. Al-Cu-Mg alaşımı (AA2014) takviyeleri ile SiC partikülleri (% 6-13-20) hacim oranlarında üretilmiş ve bu numunelere 250 TIG Aristo kaynağı yapılmıştır. Kaynak esnasında 9-51/min. argon gazı üflenmiştir. % 6 için 1000 W enerji girişi ve 8 mm kalınlık için 2500 W enerji girdisiyle 10 cm/min. kaynak hızında ark genişliği 5 mm olacak şekilde işlem tamamlanmıştır. İşlem sonrasında ara yüzey reaksiyonunda meydana gelen Al_4C_3 bileşiminin gevrek ve dayanıksız olup genellikle takviye üzerinde meydana geldiği, Al karbürün çevresel şartlar içerisinde stabil olmayıp kompozitin korozyonuna neden olan hızlı hidroliz olayını üstlendiği ve diğer reaksiyonda üretilen Si alaşımlarının genellikle Al /Si ötektiklerinde hem partikül/matris ara yüzeyinde hem de taneli matris bağında kompozitin sünekliliğinin azalmasına neden olduğu sonucuna varmışlardır. Lee ve arkadaşları (1999), Al metal matrisli kompozitlerin vakumlu difüzyon kaynağı için Stimulation (Uyarı, İn-situ) modelini araştırmışlar ve difüzyon kaynağı işleminin katı metallerde konvensiyonel difüzyon işlemi ile benzer olup olmadığını kontrol etmişlerdir. İn-situ işlemi Al-MMK'ler için iyi bir birleştirme yöntemi olup Al alaşımlarında oksit tabakasının kalın ve kararlı olduğu bölgelerde intermetalik şekillendirmelerde meydana gelebilecek problemleri çözebildiği ileri sürülmüştür. Bu çalışmada özellikle Al_2O_3 gibi ergime noktası 3.5 zamandan daha yüksek ve basma gerilmesi Al'den daha yüksek yapılar incelenmiştir. Bu nedenle deneysel şartları ve işlemleri açısından farklı birer model olan Derby ve Hill modelleri kullanılmıştır. Difüzyon kaynağı için nitel olan, nitel olmayan ve nicel olan modellerin denklemleri tespit edilmiş ve bu çalışmada bunların uygunluğu araştırılmıştır. % 20 Al_2O_3 içerikli 6061 Al alaşımı T6 ısıl işlemi altında deneysel olarak incelenmiştir. Takviye partikül çapı 28 μm ve orta takviye partikül çapı 42 μm olarak belirlenmiştir. Test numuneleri 12x20 mm boyutunda olup Al-MMC'lerin 450 °C'deki basma gerilmesi 10.69 MPa olarak tespit edilmiştir. 2 KN bağ basıncında birleşmenin gerçekleşmesi için basma gerilmesinin % 160 civarında olması gerektiği savunulmuştur. Isıl işlem sonrası numuneler oda sıcaklığında soğutulmuştur. Ejiofor ve Reddy (1999), basınç yardımıyla sinterlenmiş Al-Si kompozitlerin karakterizasyonunu incelemişlerdir. Fiber takviyeli MMK'lerin basınç uygulaması işleminde tamamiyle kompozitlerin kritik rol oynadığını ve bu transfer işleminden etkilendiğini ileri sürmüşlerdir. Al-13.5 Si-2.5 Mg alaşım tabakasıyla Al_2O_3 . 4 % SiO_2 kısa fiberlerin imalatında basınç uygulaması yüzünden fiber ayrışmasının etkilerini araştırmışlardır. 400 μm 'den daha az orandaki Al-13.5 Si alaşımı Al_2O_3 - 4 % SiO_2 ara tabakası ile tozların yoğunluğu 3.3-3.5 gr/cm³ olacak şekilde hidrolik prese tabi tutulmuştur. 250 MPa basınç uygulanmış ve numuneler

vakum ortamında % 2.5 Mg ilavesi dikkate alınarak 620 °C'de 25 dk. sinterlenmiştir. Sonuç olarak kısa fiberli alümina-silica üzerindeki düşük basınçlı gerilim uygulaması kompozit partiküllerinin temasını sağlaması sonucu fiber deformasyonunun, kırılma ve kırık fiberlerin kümeleşmesinin meydana geldiği, fiberlerin dağılımında partiküllerin zedelenmesinde artan kırılmalar yüzünden sinterleme işleminde şişme veya çekme görüldüğü, kompozit partiküllerinin gerilme özellikleri üzerinde fiberlerin zararlı etkilerinin elimine edilmesinin fiberlerin sürtünme hacmine ve fiber dağılımına bağlı olduğu ve Al-13.5 Si-2.5 Mg alaşımının lineer ısı genleşme katsayısının azalmasının kesinlikle fiberlerin küçük olmasına ve % 1.2 hacimli kısa fiberlerdeki % 24'lük azalmaya bağlı olduğunu ileri sürülmüştür. Xu ve arkadaşları (1997), SiC_p döküm takviyeli Al esaslı kompozitlerin sıcak izostatik preslenmesini araştırmışlardır. Bu çalışmada iki SiC_p partikül takviyeli kompozit malzeme farklı basınç ve sıcaklıklarda sıcak izostatik presleme işleminden geçirilmiştir. Kompozitlerin mikro yapıları ve gerilme özellikleri davranışlarının etkileri doğrultusunda karakterize edilmiştir. Buna bağlı olarak süneklik oranı artmıştır ve kusurların azaltılmasının da bu oranın düzeltilmesine bağlı olduğu ileri sürülmüştür. T6 ısı işlemi sonrası numunelerde sünekliğin yanı sıra döküm numunelerinden daha iyi bir sertlik değeri tespit edilmiştir. İdeal sıcaklık değeri 450-550 °C, basınç değeri 100-150 MPa olarak belirlenmiş olup sıcaklık artışının gerilme özelliklerini düzelttiği ve basınç artışının da sertlik ve süneklik değerlerini etkilediği ileri sürülmüştür. Ayrıca mekanik özelliklerin düzeltilmesi için kusurların azaltılması gerektiğini öne sürmüşlerdir. Lin ve arkadaşları (1999), bağlantı ve hacim oranının Al/SiC_p kompozitlerin sürtünme kaynağı üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Bu çalışmada 360 Al ile hacimce % 5-10 SiC_p takviyeli kompozitlerin sürtünme kaynağı ile birleşebilirliği, bağlantı uç şeklinin geometrisi ve SiC_p miktarının ITAB'daki sertlik ve mukavemete etkisi incelenmiştir. Önceden var olan % 40 SiC takviyeli 360 Al (% 9.5 Si- % 0.5 Mg- % 90 Al) matrisli ingot şeklindeki hazır kompozit, fırında 690 °C'de ergitilerek sürekli karıştırılıp cürufu alınarak seyreltilmiştir. Daha sonra bu karışım 300 °C'deki metal kalıba dökülerek fırında 4 saat süreyle homojenleştirme tavlmasına tabi tutulmuştur. Bu işlem sonrasında numuneler ebatlara göre hazırlanıp 200 °C'de 2 saat süreyle gerginlik giderme tavına tabi tutulmuşlardır. Bütün bu işlemler yapıldıktan sonra numunelere sürtünme kaynağı yapılmıştır. Kaynak sonrası numunelere metalografik işlemler ve çekme testi uygulanmıştır. SiC parçacıklarının dendritik ötektik yapıda α kristallerinden oluştuğu ve bunun sebebinin de katılaşma esnasında SiC parçacıklarının dendritik bölgelere itilmesinden kaynaklandığını ileri sürmüşlerdir. Ayrıca SiC parçacıklarının dendrit büyümesini sınırlamasının yığılmayı azalttığını ve plastik deformeyi engellediğini tespit etmişlerdir.

3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alaşım elementlerinin ilk görevi, yüksek uzama kabiliyeti ve korozyona dayanıklılık gibi faydalı özellikleri kötü yönde etkilemeden saf alüminyumun, düşük akma sınırını yükseltmektir. Alüminyuma katılan başlıca alaşım elementleri, magnezyum, .manganez, silisyum, bakır, çinko ve bazı hallerde de nikel ve titanyumdur. YMK alüminyum kristal kafesi yapısına, ancak çok küçük oranlarda bu elementlerden alabilir ve katı eriyik teşkil edebilir. Yabancı atomlar, kristal kafesi içerisinde kaymaya karşı direnci arttırırlar; yani akma sınırını yükseltirler ve şekil değiştirme kabiliyetini de fazla etkilemezler. Alaşım elementlerinin miktarlarının artması ile, alüminyum içinde çözünemeyen kırılğan metaller arası bileşikler ve arafazlar oluşur, böylece mukavemet daha da yükselir ama şekil değiştirme yeteneği azalır (Kurtuluş, 2001). Alüminyum kristalleri, yüksek sıcaklıklarda oda sıcaklığına göre daha fazla oranda element çözündürürler. Bu nedenle soğuma sırasında ikincil ayrışmalar ortaya çıkar. Böylece bir çok alüminyum alaşımı sertleşme kabiliyetine sahip olur ve alaşımsız çeliklerin sertliğine erişerek hafif inşaat konstrüksiyonlarında da kullanılabilirler.

3. 1. Dövme Alüminyum Alaşımları (Birincil ürünler)

Levha ve dar ingot şekilleri, çoğunlukla doğrudan soğutmalı döküm yöntemiyle, yarı sürekli olarak dökülür. Levha tomruklarında ingot haddeyle temas edecek yüzeylerinden, haddelenmeden önce 10 mm kadar alınır. Bu işleme tıraşlama denir ve üretilecek levha veya sacın temiz bir yüzeyi olması için uygulanır. Daha sonra ingotlar yüksek bir sıcaklıkta, 10 ile 24 saat ön ısıtılarak veya benzeşikleştirilerek atom yayınının ingotun bileşimini bir biçimli hale getirmesi sağlanır. Ön ısıtma en düşük erime sıcaklığına sahip bileşenin altındaki bir sıcaklıkta yapılmalıdır.

Yeniden ısıtılan ingotlar, dörtlü, ters dönüşlü sıcak haddeleme haddesinde sıcak haddelenir. İngotlar genellikle önce 8 cm' ye kadar inceltilir ve daha sonra yeniden ısıtılarak bir ara haddeleme haddesinde, kalınlıkları 15-20 mm' ye düşürülür. Bundan sonraki inceltmeler çok takımlı sıcak haddeleme haddelerinde yapılarak kalınlık 2 mm'ye kadar indirilir. İnce saclar üretilecekse genellikle birden fazla ara tavlama gerektirir (Şimşek, 1997).

Tablo:8 Dövmeye alüminyum alaşımlarının grupları

Alüminyum en az % 99.00 veya daha fazla	1xxx
Ana alaşım elementlerine göre sınıflanan Al alaşımları	2xxx
Bakır	3xxx
Mangan	4xxx
Silisyum	5xxx
Magnezyum	6xxx
Magnezyum ve Silisyum	7xxx
Çinko	8xxx
Diğer elementler	9xxx
Kullanılmayan dizin	10xxx

3. 2. Dövmeye Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Dövmeye halde üretilen alüminyum alaşımını (yani sac, levha, çubuk, tel) içerdikleri ana alaşım elementlerine göre sınıflanırlar. Dövmeye alüminyum alaşımlarını tanımlamak için dört rakamlı bir işaret kullanılır. İlk rakam belirli alaşım elementlerini içeren alaşım grubunu belirtir. Son iki rakam alüminyum alaşımını tanımlar veya alüminyumun saflığını belirtir. İkinci rakam başlangıçtaki alaşım üzerinde yapılan değişiklikleri veya tane sınırlarını belirtir. Tablo. 8 'de dövmeye alüminyum alaşım gruplarını vermektedir (Ridley, 1987).

3. 2. 1. Menevişleme İşaretleri

- F- Üretildiği gibi. Gerilme sertleşmesinin miktarı üzerinde bir denetim yok;
- O- Tavlanmış ve yeniden kristalleşmiş. En düşük dayanım ve en yüksek süneklik için menevişlenmiş,
- H- Gerilme sertleştirilmesi yapılmış,
- T - F veya O' dan başka kararlı menevişler için ısıtılma işlemi görmüş.

3. 2. 2. Deformasyon Sertleşmesi Alt Bölümleri

HI- Sadece deformasyon sertleştirilmesi uygulanmış. Deformasyon sertleşmesinin derecesi ikinci rakamla belirtilir ve çeyrek sertten (HI2), kesitte yüzde 75 indirimle elde edilen tam sert (HI8) kadar değişir.

H2- Deformasyon sertleştirilmesi uygulanmış ve kısmi tavlanmış. Başlangıçta istenenden fazla

dayanıma sahip, soğuk işlenmiş malzemenin kısmi tavlanmasıyla elde edilen, çeyrek sertten tam serte kadar değişen menevişlemeler. Menevişlemeler H22, H24, H26 ve H28'dir.

H3- Deformasyon sertleştirilmesi uygulanmış ve kararlılaştırılmış.Yaşlanma sertleşmeli alüminyum-magnezyum alaşımına uygulanan ve deformasyon sertleştirilmeli alaşımın düşük bir sıcaklıkta ısıtılma işlemi tabii tutulmasıyla sünekliğinin artırılıp, mekanik özelliklerinin kararlı hale getirildiği menevişlemeler. Menevişlemeler H32, H34, H36 ve H38'dir (Aydın, 1999).

3. 2. 3. Isıl İşlem Alt Bölümleri

T1- Doğal yaşlandırılmış, ürün yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden itibaren soğutulmuş ve esas olarak kararlı bir duruma doğal yaşlandırılmış.

T3- Çözelti ısıtılma işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş ve esas olarak kararlı bir duruma doğal yaşlandırılmış.

T4-Çözelti ısıtılma işlemi uygulanmış ve esas olarak kararlı bir duruma doğal yaşlandırılmış.

T5- Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden ve soğuduktan sonra yapay yaşlandırılmış.

T6- Çözelti ısıtılma işlemi görmüş ve yapay yaşlandırılmış.

T7- Çözelti ısıtılma işlemi görmüş ve kararlılaştırılmış.

T8-Çözelti ısıtılma işlemi görmüş, soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırılmış.

3. 2. 4. Isıl İşlem Uygulanamayan Dövme Alüminyum Alaşımları

Dövme alüminyum alaşımları iki grup altında toplanabilir. Bunlar ısıtılma işlemi uygulanamayan alaşımlar ve ısıtılma işlemi uygulanabilir alaşımlardır.

Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar; çöktürmeyle sertleştirilemez, dayanımlarının artırılabilmesi sadece soğuk işlemeyle mümkündür. Isıl işlem uygulanamayan dövme alüminyum alaşımlarının üç ana grubu bulunmaktadır:

1xxx alaşımları: Bu alaşımlarda alüminyum en az % 99.0 olmaktadır ve demir ile silisyum ana alaşım elementleri katkılarıdır. Yüksek dayanım için buna ek olarak % 0.12 bakır katılır. 1100 alaşımının tavlanmış durumda çekme dayanımı 90 MPa civarındadır ve çoğunlukla şekillendirilen sac olarak kullanılmaktadır.

3xxx alaşımları: Bu grupta mangan ana alaşım elementidir ve alüminyumun dayanımını katı çözelti güçlendirmesiyle artırır. Bu grupta en önemli alaşım 3003'tür ve aslında % 1.25 mangan katılmış bir 1100 alaşımıdır. 3003 alaşımının tavlanmış durumda çekme dayanımı 110 MPa civarında olup iyi şekillendirilebilmenin istendiği yerlerde çok maksatlı bir genel alaşım olarak kullanılır.

5xxx alaşımları: Bu grupta ana alaşım elementi magnezyumdur ve çözeltili sertleşmesi sağlamak için % 5'e kadar katılır. % 2.5 Mg ve % 0.2 Cr içeren 5052 alaşımı, grubun en önemli sanayi alaşımıdır. Tavlınmış durumda 5052'nin çekme dayanımı yaklaşık 193 MPa' dır. Bu alaşım sac halinde, özellikle otobüs, kamyon ve deniz taşıtlarında kullanılır (Hung, 1995).

3. 2. 5. Isıl İşlem Uygulanabilir Dövme Alüminyum Alaşımları

Bazı alüminyum alaşımlarında ısıt işlemlerle çökelme sertleştirmesi elde edilebilir. Isıl işlem uygulanabilir dövme alüminyum alaşımları şunlardır:

2xxx alaşımlar: Bu grubun ana alaşım elementi bakır olmakla birlikte, çoğunda magnezyum da bulunur. Küçük miktarlarda olmak kaydıyla başka bazı elementler de katılır. Bu grupta en önemli alaşımlardan birisi % 4.5 Cu, % 1.5 Mg ve % 0.6 Mn içeren 2024 alaşımıdır. Bu alaşım, birinci derecede katı çözeltili ve çökelme sertleşmesiyle güçlendirilir. Al_2CuMg metaller arası bileşiği ana güçlendirme çökeltisidir. T6 durumundaki 2024 alaşımının çekme dayanımı yaklaşık 442 MPa' dır.

6xxx alaşımlar: Bu grup alaşımların başlıca alaşım elementleri, birleşerek Mg_2Si metaller arası bileşiğini yapan magnezyum ve silisyumdur, Mg_2Si bileşiği çökelti halinde bu alaşım grubunu güçlendirir. Bu grubun en önemli alaşımı olan 6061 alaşımı yaklaşık % 1.0 Mg, % 0.6 Si, % 0.3 Cu ve % 0.2 Cr bileşimindedir. T6 ısıt işlemi gördüğünde bu alaşımın çekme dayanımı 290 MPa olup genel amaçlı yapı elemanı olarak kullanılır.

7xxx alaşımlar: Bu grup alaşımların başlıca alaşım elementleri çinko, magnezyum ve bakırdır. Bu alaşımlar ısıt işlem gördüğünde, çinko ve magnezyum birleşerek güçlendirici temel çökelti olan $MgZn_2$ metaller arası bileşiğini oluşturur. Çinko ve magnezyumun alüminyumdaki nispeten yüksek çözünürlüğü yüksek yoğunlukta çökelti oluşmasına ve bu da çok yüksek dayanımlara ulaşılmasına imkân vermektedir. Yaklaşık bileşimi % 5.6 Zn, % 2.5 Mg, % 1.6 Cu ve % 0.25 Cr olan 7075, bu grubun en önemli alaşımlarından birisidir. 7075 alaşımı T6 menevişleme ısıt işleminden sonra yaklaşık 504 MPa çekme dayanımına sahip olup genellikle uçak parçalarının yapımında kullanılır (Wallach ve Hill, 1989).

3. 3. Döküm Alüminyum Alaşımları

Döküm alüminyum alaşımlarının büyük bir çoğunluğu silisyum içerir; % 1.07 Si içeren alaşım çok üstün döküm özelliklerine sahiptir. Bu alaşımın korozyona karşı direnci ve kaynak kabiliyeti de oldukça iyidir. Döküm alüminyum alaşımlarına bir miktar bakır ilavesi, talaş kaldırma özelliklerini geliştirir, buna karşın korozyon dayanımında azalmaya neden olur.

Döküm alüminyum alaşımlarına silisyumdan başka magnezyum katılarak çökelme yolu ile serleştirilebilen ve deniz suyunun korozif etkilerine dayanıklı alaşımlar elde edilir (Yıldırım ve diğ., 2001).

Alüminyum alaşımları olağan durumlarda üç ana yöntemle dökülür. Bunlar; kum kalıba döküm, kalıcı kalıpta döküm ve basınçlı dökümdür.

Kum kalıba döküm alüminyum alaşımlarının döküm yöntemleri içinde en basiti ve en yaygın olarak kullanılanıdır. Kum kalıpta döküm genellikle:

- * Az sayıdaki döküm parçalarının,
- * Karmaşık maça l arı olan parçaların,
- * Büyük boyuttaki parçaların ve
- * Yapı elemanlarının dökümünde kullanılır.

Kalıcı kalıpta dökümde, ergimiş metal, kalıcı kalıba (genellikle metal bir kalıp) yerçekimi, düşük basınç veya merkezkaç kuvvet etkisiyle doldurulur. Aynı alaşım ve şekildeki parçanın kalıcı kalıba dökümünde, kum kalıba göre daha hızlı olan soğumanın etkisiyle, daha ince bir tane yapısı ve daha yüksek dayanım elde edilir. Kalıcı kalıba dökülen parçalarda, kum kalıba dökülenlere göre büzülme ve gaz gözenekliği daha azdır ve ürün kum kalıptaki gibi kirli değildir. Buna karşılık kalıcı kalıplarda boyut sınırlaması vardır ve karmaşık parçaların bu yöntemle dökülmesi güç, hatta bazen imkansızdır.

Basınçlı döküm, ergimiş metal, yüksek basınç altında metal kalıplara basılarak yüksek üretim hızında uygulanan bir döküm yöntemidir. Yöntemde; iki kalıp yarı, uygulanacak basınca dayanacak şekilde bir arada tutulur. Metal katılaştıktan sonra yanlar birbirinden ayrılır ve sıcak döküm parçası kalıptan itilerek çıkarılır. Daha sonra kalıp yanları tekrar bir araya getirilerek döküm işlemi tekrar edilir. Basınçlı dökümün bazı üstün tarafları şunlardır;

- * Yüksek hızda ve hemen hemen bitmiş durumda parçaların üretilmesi,
- * Parçaların boyutsal özelliklerinin diğer döküm yöntemlerinden daha iyi olması,
- * Düzgün bir yüzey elde edilebilmesi,
- * Hızlı soğumanın ince bir tane yapısı oluşturmaya ve
- * İşlemin kolaylıkla otomatikleştirilebilmesidir.

3. 4. Alüminyum ve Magnezyum Alaşımları

Al ve Mg metallerine dayandırılan hafif alaşımlar değişik teknolojik uygulamalarda geniş bir kullanım alanı bulmaktadır. Hafif alaşımların belirli endüstriyel amaçlar için kullanılmasında çok bileşenli sistemlerin termodinamik özelliklerinin ve faz ilişkilerinin bilinmesi gereklidir. Bu malzemelerin çoğu Cu, Mg, Si, Mn ve toprak alkali elementler gibi

değişik alaşımlama elementleri içeren Al'ye dayandırılmaktadır. Böyle alaşımlarda, Cu-Mg-Si sisteminde oluşan güçlü bileşikler çökeltme sertleştiricileri olarak işlev görmektedir.

Alüminyum ve alaşımları; düşük yoğunluklu olmaları ve dış atmosfere karşı dayanıklılık göstermeleri vb. özelliklerinden dolayı çok önemlidir. Çelik ve bakır alaşımlarına göre yoğunluklarının üç kere daha az olması onu hava ve otomotiv sanayinin ana girdisi yapmıştır. Sıcak-soğuk şekil verilmiş ve dökülmüş parça olarak geniş ölçüde kullanılırlar. Alaşımlama ve ısıtılma işlemi sayesinde, ağırlık/ağırlığa göre alüminyum diğer bir çok malzemeden daha yüksek mukavemetli olmaktadır (Deutchmann ve diğ., 1975).

Al-Mg alaşımları yüksek korozyon direnci, iyi işleme kabiliyetine sahiptirler. Ayrıca kaynak edilebilirler. Anodik oksitlendikleri zaman çok iyi parlaklık ve değişik renk tonları gösterirler. Isıl işleminden sonra yüksek çekme mukavemeti, iyi şok direnci, iyi süneklik ve iyi tokluk özelliğine sahip olurlar. Bu tip alaşımlar piyasada parlak alaşımlar olarak da bilinir (Anık, 1977).

Alüminyum alaşımları içerisinde önemli bir yere sahip olan Al-Mg işlem alaşımları, % 8'e kadar değişen oranlarda magnezyum ihtiva ederler. Mekanik özelliklerinden çok geniş bir aralıkta değişmesi, yumuşak temperlerde çok iyi şekillendirilebilme kabiliyeti, özellikle deniz atmosferinde, genel korozyona karşı yüksek direnç, düşük ve yüksek sıcaklıklara dayanıklılık ve çok iyi kaynak yapabilme gibi pek çok özelliği bünyesinde toplaması, bu alaşımların çok değişik sahaların yaygın olarak kullanılmasına imkan sağlamıştır (Şimşek, 1997).

Alüminyum ve magnezyum ikilisinin meydana getirdiği alaşım, basınçlı dökümde fiziksel özellikleri çok iyi parçalar verir. Alaşımdaki % 8'e kadar magnezyum, korozyona karşı fevkalade direnç verir ve anodik oksidasyona uygun zemin hazırlar. Bu alaşım beyaz ve çok parlak polisaj yapmaya müsaittir. Bununla beraber, alüminyum-magnezyum ikili alaşımın döküm kalitesi düşük, yüksek sıcaklıklarda şekil değiştirme kabiliyeti oldukça az ve soğumadaki çekmesi fazladır. Basit olan parçalar dışındaki dökümü güçtür. Diğer alaşımlara nispetle, ergimiş haldeki metalin taşınması çok dikkat ister. Çünkü gereken şartlar sağlanamazsa magnezyum miktarı oksidasyon yolu ile gittikçe azalır. % 8 magnezyumlu alüminyum alaşımı, alüminyumun magnezyumla yaptığı özel bir ikili alaşımdır. Alaşımın diğer standart alaşımlara nazaran basınçlı dökümü güçtür. Taşıdığı belirgin karakteristikler dolayısı ile zamanla uygulamadaki değerini kaybetmemiştir. Fevkalade korozyon direncinin yanı sıra fiziksel özellikleri ve bilhassa çentik darbe dayanımı iyidir. Beyaz ve yüksek kalitede olup; parlatılabilir, iyi işlenebilir ve anodik oksidasyon ve renklendirilebilir. Bu işlemlere diğer alüminyum alaşımlarından daha yatkındır (Purazrang ve diğ., 1994).

Mg konsantrasyonu % 3 'ün altında olan alaşımlarda, hem mukavemet hem de kaynak kabiliyetinde azalma olmaktadır. Buna karşılık, soğuk haddelenerek sertleştirilmiş bile olsa,

oda sıcaklığı, çalışma sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda malzeme yapısı kararlıdır. Bu yüzden, teknik saf alüminyumdan daha yüksek mukavemetin gerektiği hallerde, geniş çapta kullanılmaktadır. Yüksek mukavemet ve kaynak kabiliyetinin arandığı uygulamalarda ise, % 3,5 'in üzerinde Mg ihtiva eden alaşımlar tercih edilmektedir (Şimşek, 1997).

Al-Mg alaşımları, ısıl işlemle sertleştirilmeyen alüminyum alaşımları içerisinde önemli bir yer tutmaktadır. Magnezyumun katı alüminyum içerisindeki çözünürlüğü oldukça yüksektir. Buna rağmen, % 7' den az Mg içeren alaşımlarda, dikkate değer bir çökelme sertleşmesi eğilimi yoktur. Dört rakamlı kodlandırmada 5000 serisi, Etibank kod sisteminde ise, ETİAL 5X grubunda yer alan Al-Mg alaşımları, genellikle düşük oranlarda yapı kirletici elementler (impurite) içerirken, Mg konsantrasyonu % 7'ye kadar değişmektedir.

Magnezyum konsantrasyonu yüksek olan 5000 grubu alaşımlarda, yüksek sıcaklıklarda çözünen Mg oranı, oda sıcaklığındakinden daha yüksektir. Bu kararsızlık, özellikle fazla soğuk deformasyon uygulanmış malzemelerde, kritik bir duruma yol açar. Bu malzemeler oda sıcaklığında uzun süre bekletildiğinde veya daha yüksek sıcaklıkta tutulduğunda, tane sınırlarında çözeltiler teşekkül eder. Tane sınırlarında oluşan bu çözeltiler de, alaşımın, taneler arası korozyon ve gerilmeli korozyon çatlamasına duyarlı hale gelmesine neden olur.

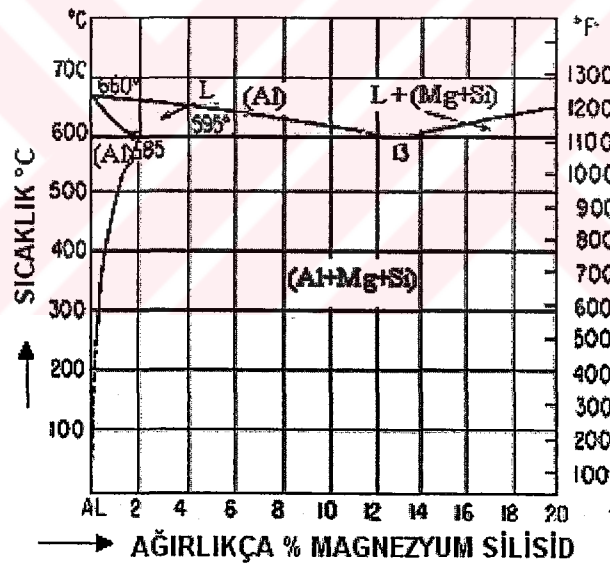
İlk kez 1920 yılında, % 4 Mg ihtiva eden Al-Mg alaşımından, sınırlı miktarda levha üretilmiştir. 1930 yılında, bugün de kullanılmakta olan 5052 ve 5154 alaşımları geliştirilinceye kadar, bu grup alaşımlardan dikkate değer miktarda bir üretim yapılmamıştır. 1930'lu yıllardan itibaren, alaşım sayısı ve kullanım miktarları hızla artmıştır.

Al-Mg alaşımları çok geniş bir mukavemet aralığında üretilebilmektedir. İyi şekillendirilebilirlik ve kaynak kabiliyeti, genel korozyona karşı yüksek direnç gibi aranan bir çok özelliği de bünyesinde taşımaktadır. Bu yüzden, ticari saflıktaki alüminyumdan daha yüksek mukavemet gerektiren pek çok alanda bu alaşımlar yaygın biçimde ve başarı ile kullanılmaktadır. Geniş mukavemet aralığı ve parlak yüzey sağlama kabiliyeti nedeniyle, dekoratif amaçlı uygulamalarda da yer almaktadır. En çok kullanıldığı sahalar, gemicilik ve deniz atmosferinde kullanılan araçlar, kimyasal aparat imalatı, düşük ısı uygulamaları, basınçlı kaplar, kaynaklı konstrüksiyonlar, kara taşıtları araçları ve askeri araçlardır (Cöcen ve diğ., 1997).

3. 5. Alüminyum–Magnezyum-Silisyum Alaşımları

Alüminyumda magnezyum (% 0.6-1.2) ve silisyumun (0.4-1.3) kombinasyonu dövülmüş çökelti sertleştirilebilen Al-Mg-Si alaşımları 6xxx serileri için temel oluşturur. Çoğu durumlarda, magnezyum ve silisyum, kombine olarak metaller arası bileşik Mg_2Si bileşiğinin

kararsız fazlarını oluşturmak için alaşımlarda nominal miktarlarda bulunur. Ancak silisyum, Mg_2Si için gerekli olandan fazla silisyum kullanılabilir. Magnezyum ve krom, çoğu 6xxx serisi alaşımlarına yükseltilmiş dayanım ve tane boyutu kontrolü için ilave edilir. Bakır da bu alaşımın dayanımını yükseltir ancak bakır % 0.5'den fazla bulunursa korozyona direncini azaltır. Mg_2Si ile kararlı hale getirilmiş (dengelenmiş) ilk alüminyum alaşımı 6053 olmuştur. Bu alaşım 1930'da geliştirilmiş ve % 2 Mg_2Si ve % 0.25 Cr içermektedir. Bu alaşımı 6061 takip etmiştir. Bu da % 1.5 Mg_2Si , % 0.25 Cr ve % 27 Cu içeren alaşımla kararlı hale getirilmiştir. Alaşım 6061 orta dayanım genel amaçlı yapısal alaşımdır. Bugün oldukça yaygın olan en önemli alüminyum alaşımıdır. Yüksek silisyum içerikli 6066 ve 6070 gibi yüksek dayanımlı Al-Mg-Si alaşımı 1960'lı yıllarda tanıtılmıştır. Şekiller için kolay ekstrüze edilebilirlik amacıyla hafif daha düşük dayanımlı yaklaşık % 1 Mg_2Si içeren alaşım 6063 geliştirilmiştir. Bu alaşım ekstrüzyon işlemi sırasında prestren dışarı alındığında su verilebilir ve böylece çözündürme ısıl işleminin masrafı önlenebilir. 6063 alaşımının 6463 gibi varyasyonları iyi yüzey kalitesi için geliştirilmiştir. Alaşım 6463'de demir seviyesi, anotlamadan sonra alüminyumun parlaklığını iyileştirebilmek için düşük tutulmaktadır (Maruyama ve diğ., 1993).



Şekil: 3. 1 Al-Mg-Si faz diyagramının ikili kesiti

3. 5. 1. Yapı

Al-Mg-Si sisteminde çökelti sertleşmesi, sıcaklık düştüğünde metaller arası bileşik Mg_2Si 'un katı eriyebilirliğinde azalma ile mümkün hale gelir. Şekil 3.1 Mg_2Si bileşiminde Al-Mg-Si üçlü sisteminin dikine ikili kısmını göstermektedir. Şekil 3.1' de görüldüğü gibi ikili bir ötektik alüminyum katı eriyiği ve Mg_2Si arasında oluşur. Alüminyumda Mg_2Si 'nin eriyebilirliği

ötektik sıcaklıkta % 1.85 'ten oda sıcaklığında yaklaşık % 0.1'e azalır. Yaklaşık % 0.6 veya daha fazla Mg_2Si içeren alaşımlar oldukça önemli çökelti sertleşmesi gösterirler (Porter ve Easterling, 1993).

3. 5. 2. Al-Mg-Si alaşımlarının genel özellikleri

% 1.3 Mg_2Si içeren Al-Mg-Si alaşımı 565 °C'de çözündürülür, su verilir ve 160 °C'de yaşılandırılırsa, matrisin <001> doğrultularında yönelmiş ve iğne şekline sahip bölgelerin oluştuğu sanılmaktadır. 160 °C'de 24 saat yaşlandırma sırasında maksimum dayanıma ulaşıldığında yüksek bir yoğunluğa sahip biraz kısa iğneler olarak gözlenen β çökeltisi oluşur. Tamamen sertleşmiş Al-Mg-Si alaşımını 275 °C'de 15 dakika yeniden ısıtma β iğnelerinin kabalaşmasına neden olur. Al-Mg-Si sisteminde genel çökeltme ardışıklığı bu nedenle aşağıdaki gibi temsil edilir.

Aşırı doymuş katı eriyik → iğneli bölgeler (çekirdekler)

→ β (Mg_2Si) → β (Mg_2Si)

Uyum gerinimleri, iğneli bölgelerde veya β çökeltme geçiş aşamalarında gözlenmediği için Al- Mg_2Si alaşımının dayanımındaki artışın, dislokasyonlar çökeltileri geçerken dislokasyonların magnezyum silisyum bağlarını kırması için gerekli enerjinin artırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Cook ve diğ., 1988).

3. 5. 3. Al-Mg-Si alaşımlarının Mekanik Özellikler

Dövme Al-Mg-Si alaşımları sadece orta dayanıma (T6 temperinde 70-115 N/mm²) sahiptir, çünkü sadece Mg_2Si ' nin (% 1-2) nispeten küçük bir miktarı bu alaşımlarda çökeltme sertleşmesi için alaşımlandırılabilir. Bu sınıfın en yüksek dayanımlı alaşımları 6066 ve 6070'tir. Bunlar % 1-2 Mg_2Si sağlamak için gerekli olanın üzerinde fazla silisyuma sahiptir.

Alaşım 6061 T6 temperinde 70 N/mm² çekme dayanımına sahiptir ve % 1.6 Mg_2Si içerir. Mg_2Si miktarını % 1.1'e düşürmekle alaşım 6063'ün dayanımı T6 temperinde 55 N/mm²'ye düşürülür. Alaşım 6063'ün düşük dayanımı kolay ekstrüzyon işlemi için gereklidir. Al-Mg-Si alaşımlarına genellikle 520 °C'de çözündürme ısı işlemi uygulanır. Çünkü bu sıcaklık bu alaşımlar için ötektik ergime sıcaklığından oldukça aşağıdadır, hafif aşırı ısıtma ile çok az ergime şansı vardır. Alaşım 6061'e 520 °C'den daha yüksek sıcaklarda çözündürme ısı işlemi uygulanabilir. Dayanım biraz yükselir, çünkü bu sıcaklıkta Mg_2Si ' nin hepsi çözünmez.

Al-Cu-Mg alaşımlarının durumunda olduğu gibi maksimum dayanımı elde etmek için

hızlı soğutma gereklidir. Yüksek dayanımların uzun sürelerde (500 saat için 135 °C) elde edildiğine dikkat edilmelidir. Endüstriyel olarak ekonomik amaçlar için bu alaşım 160 °C'de 16-20 saat yaşlandırılır. Al-Mg-Si alaşımlarında en yüksek dayanımlar su vermeden hemen sonra yapay yaşlandırma başladığında elde edilir. Bu alaşımlar oda sıcaklığında 1-7 gün yaşlandırılırsa dayanımda 5-6 N/mm²'lik kayıplar olur. Bir ay veya daha fazla oda sıcaklığında yaşlandırmakla dayanımda geri geliş olmakla beraber, su vermeden hemen sonra yaşlandırmakla elde edilen maksimum dayanıma asla erişilmez (Haufler ve Mayer, 1986).

Tablo: 9 Dövme ısıl işlemi uygulanabilen Mg-Si alaşımlarının tipik mekanik özellikleri

Alaşım	Temper	Çekme dayanımı N/mm ²	Akma dayanımı N/mm ²	50 mm'de uzama	Sertlik Brinell HB	Kayma dayanımı N/mm ²	Yorulma sınırı N/mm ²
6053	O	0,112	0,56	35	26	0,77	0,56
	T6	0,259	0,224	13	80	0,161	0,91
6061	O	0,126	0,56	25	30	0,84	0,63
	T4, T451	0,245	0,147	22	65	0,168	0,91
	T6, T651	0,315	0,280	12	95	0,210	0,98
	T81	0,386	0,365	15		0,224	...
	T91	0,414	0,400	12	...	0,231	0,98
	T913	0,470	0,463	...	...	0,245	...
6066	O	0,154	0,84	18	43	0,98	...
	T4, T451	0,365	0,210	18	90	0,203	...
	T6, T651	0,400	0,365	12	120	0,238	0,112
6070	O	0,147	0,70	20	35	0,98	9,000
	T6	0,400	0,365	12	120	0,238	0,98
6101	T6	0,224	0,196	15	71	0,140	...
6151	T6	0,337	0,301	17	100	0,224	0,84
6201	T81	0,337	...	6	...	...	0,105
6262	T9	0,407	0,386	...	120	0,245	0,91
6351	T4, T451	0,294	0,189	20	60	0,154	0,91
	T6, T651	0,344	0,301	13	95	0,203	0,91
6951	O	0,112	0,42	30	28	0,77	...
	T6	0,273	0,231	13	82	0,182	...

3. 5. 4. Al-Mg-Si alaşımlarının Korozyon Direnci

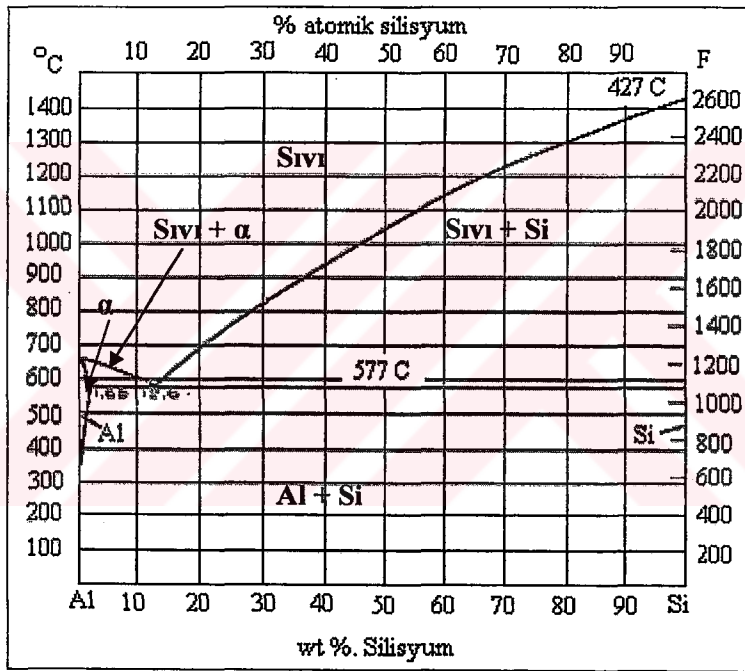
Al-Mg-Si alaşımları bütün doğal atmosfer ortamlarında mükemmel korozyon dirençlerine sahiptirler. Bu alaşımların korozyon dirençleri, hızlı su verilmiş ve çökelme sertleşmesi yapılarak yapay yaşlandırılmış malzemelerde en iyi değerleri alır.

3. 6. Alüminyum Döküm Alaşımları

3. 6. 1. Alüminyum Silisyum Döküm Alaşımları

Ana alaşım elementi olarak, silisyumlu alüminyum döküm alaşımları, üstün döküm özelliklerinden dolayı en önemli ticari döküm alaşımlarıdır. Alüminyum-silisyum alaşımları ergiyik durumda oldukça yüksek akıcılık ve katılaşma sırasında mükemmel akıcılık gösterir, sıcak yırtılmaya meyletmez. Silisyum, saf alüminyumun korozyon direncini azaltmaz ve bazı durumlarda orta asidik ortamlarda korozyon direncini artırır.

İkili Al-Si alaşımlarına ısıtıl işlem uygulanamaz, çünkü oluşan alaşımda en çok % 1.65 gibi çok düşük miktarda silisyum çözünebilir ve silisyum katı eriyikten çökelmez, çok az sertleşmeye neden olur (Phillips, 1998).



Şekil: 3. 2 Al-Si faz diyagramı (Şahin, 2000).

Al-Si sistemi, % 12.6 Si'de ötektik kompozisyonlu basit bir denge tipine sahiptir. En önemli ticari ikili alüminyum silisyum alaşımları % 5.3 Si içeren 443 ve % 12 Si içeren 413'dür. Alaşım 443 esas olarak kum ve kalıcı kalıp döküm için kullanılırken, alaşım 413 esas olarak kalıp döküm için kullanılır. 443 'ün (Al - % 5 Si) katılaşması sırasında hemen hemen saf alüminyumun dendritleri ilk olarak katılaşır. Bu dendritler arasındaki yerler sonra alüminyum silisyum ötektiği ile doldurulur. Ötektik katılaştığında hemen hemen saf alüminyum ve silisyuma ayrışır. Katılaşma hızı artırıldığında, dendrit hücreleri küçülür. Bu ilişki giderek artan hızlarda katılaşmış 443 alaşımı için gösterilmektedir. Kum döküm katılaşma sırasında yavaş

soğumadan kaynaklanan büyük dendritik hücreler üretildiği 443-F alaşımı tarafından gösterilmektedir. Bir kalıcı kalıpta alaşım B 443-F'nin hızlı soğuması küçük bir dendritik hücre boyutu oluşturur. Daha hızlı soğuma hızı sağlayan alaşımın kalıp dökümü, daha küçük dendrit hücre boyutu oluşturur. Kum kalıp döküm Al-Si alaşımının ötektik yapısı, dökümden hemen önce küçük miktarda sodyumun (% 0.025) metalik veya tuz olarak ilavesi ile oldukça inceltilebilir. Al-% 2 Si alaşımında sodyum modifikasyonunun ötektik yapı üzerine etkisini göstermektedir. Kum kalıp dökümde alüminyumun sodyum modifikasyonu yüksek çekme dayanımı sağlar. Yüksek alt soğumalı kristalizasyon üreten hızlı katılaşma hızları da Al-Si alaşımlarında ötektik tanelerin benzer incelmelerine neden olabilir ve yüksek dayanımlar sağlayabilir. Modifiye edilmiş Al-Si ötektik yapısı, bazı araştırmacılar tarafından tarama elektron mikrograflarıyla gösterildiği gibi, düzensiz liflerden oluşmaktadır (Dixon, 1963).

3. 6. 2. Alüminyum-Silisyum-Magnezyum Döküm Alaşımları

Döküm alüminyum-silisyum ikili alaşımlarının dayanım özellikleri, çok küçük miktarda (yaklaşık % 0.35) magnezyum ilavesi ile iyileştirilebilir. Bu tipin en önemli alüminyum döküm alaşımı 356'dır. Bu alaşım dökülebilirlik için % 7 Si ve alaşımı ısıtma işlemi uygulayabilmek için % 0.35 Mg içerir. Alaşımın magnezyum silisid (Mg_2Si) içeriği % 005-006 arasındadır ve çökelti mukavemetlenmesi Mg_2Si 'nin kararlılığına bağlanır. Kum kalıp dökümünün yavaş katılaşma hızı, dendritler arası Al-Si ötektiğinde silisyum parçacıklarının bulunmasına neden olur.

Tablo: 10 Demir impuritesinin, çil döküm Al-% 10 Si alaşımının mekanik özelliklerine etkisi

% Si	% Fe	Çekme dayanımı N/mm ²	50 mm'de % uzama	Sertlik HB
10.8	0.29	0,218	14.0	62
10.8	0.79	0,216	9.8	65
10.3	0.90	0,210	6.0	65
10.1	1.13	0,172	2.5	66
10.4	1.60	0,126	1.5	68
10.2	2.08	0,78	1.0	70

Döküm sonrası bu alaşımın yapay yaşlandırılması optik mikroyapısını değiştirmez, sadece alaşımı mukavemetlendiren kararsız çöktillerin ince bir şekilde dağılımını sağlar. 356 alaşımı ergiyiğe % 0.025 Na ilavesi ile modifiye edilirse, kum döküm ötektik yapısı incilir ve ötektikteki silisyum parçacıkları küçülür ve daha az açılı olur. Bu inceltme, yavaşça soğutulmuş kum dökümünün mekanik özelliklerinde biraz iyileşme sağlar. Ancak ilke olarak kum ve kalıcı kalıp dökümlerinin her ikisinde de beslenme özellikleri iyileşir. Küçük silisyum parçacıklarının katılaşma sırasında sıvı metalin akmasına daha az zarar verdiği görülmektedir. Sonuç olarak, sodyumla modifiye edilmiş alaşımlarda, modifiye edilmemiş alaşımlara göre üstün bir yüzey

kalitesi ve dendritler arasında daha az çekilme oluşturmaktadır. Modifikasyondan sonra kum kalıp döküm alaşım 356 yapısı incelenirse; modifiye edilmiş yapıya çözündürme ısı işlemi uygulandığında, su verildiğinde ve T7 temperleme ile aşırı yaşlandırıldığında, silisyum parçacıkları daha büyük yuvarlak parçacıklar oluşturmak için bir araya geldikleri dikkat çekmektedir (Kang ve SeO, 1996). Al-Fe-Si alaşımının plaka ve iğneciklerinin alüminyum silisyum döküm alaşımlarının mekanik özelliklerini azalttığı önceden bilinmektedir. Kang ve SeO (1996), 356 alaşımının demir seviyesini % 0.1'e azaltmakla bu alaşımın dayanımında oldukça iyi bir iyileşme gerçekleşeceğini belirtmişlerdir.



4. TOZ METALURJİSİ

Toz Metalurjisi; (T/M) metal tozlarının şekillendirilip, sinterlenmesi yöntemi ile metalik parça üretme teknolojisidir. Aynı zamanda bilinen en eski metal şekillendirme yöntemidir. (Metals Handbooks, 1984). Hindistan'da, daha milattan önceki zamanlarda 6 ton ağırlığında demir toz kütle yapıldığı bilinmektedir. Ancak onlar, tozu üretmek yerine hazır tozu sıkıştırarak malzeme elde etmişlerdir. Günümüzde toz metalurjisi ile seramik teknolojisi birleşmiş durumdadır, ikisi de aynı üretim aşamalarını kullanmaktadır. Toz metalurjisine ihtiyaç duyulmasının bir takım nedenleri vardır. Bazı küçük boylu parçaların döküm yolu ile elde edilme imkanı yoktur. Örneğin tungstenin dökümle elde edilmesi imkansızdır, çünkü tungsten 3200 °C gibi teknik açıdan erişilmesi zor, yüksek bir ergime derecesine sahiptir ve ancak toz metalurjisi ile üretilebilir.

Bazı özellikleri sadece toz metal yöntemlerinin vermesi ve yöntemin ekonomik olması diğer bir tercih sebebidir. Kendi kendini yağlayan yataklar ve sert metaller sadece T/M yöntemi ile üretilir. Talaşlı imalatı gerektirmemesi ve işçiliği azaltması ekonomik üstünlükler sağlamaktadır. T/M üretim yöntemleri, diğer metal şekillendirme yöntemlerinden farklıdır ve büyük ölçüde seramik parça üretim teknolojisine benzemektedir (Dixon, 1963).

Her iki halde de tozlar bir kalıp içerisinde sıkıştırılır, elde edilen şekilli parçalar sinterlenerek gerekli mukavemete kavuşturulurlar. Seramik tozların şekillendirilmesi ile metal tozlarının şekillendirilmesi arasındaki en önemli fark metal tozlarından üretilmiş parçaların kuvvet karşısında kolayca plastik şekil değiştirebilmeleridir.

T/M yönteminde modern teknolojik gelişmeler Birinci Dünya Savaşı yıllarında başlamıştır. Gözenekli gereçler, mıknatıslar ve yağ emdirilmiş demir tozu parçalar ilk kez bu yıllarda üretilmiştir. Otomotiv sanayiinde görülen büyük gelişmeler toz metal yöntemlerini de birlikte büyüttü. 1940'lı yıllarda toz metal ürünü olarak en fazla kendi kendini yağlayan yataklar üretilmiştir. 1950'li yıllardan itibaren demir tozu ve çelik tozundan üretilen dişliler, kamlar ve benzeri çeşitli malzemeler piyasaya hakim olmaya başlamış, 1960'larda da tam yoğun toz metal parçalar, takım çelikleri ve izostatik preslenmiş süper alaşımlar üretilmişlerdir.

Dünya toz metal piyasası yıllık % 12 oranında genişlemektedir (Gül ve İnem, 1997). En çok kullanılan metal tozu % 85'e ulaşan oranla demir tozudur. İkinci sırada % 6-7 ile bakır ve bakır alaşımları tozu gelmektedir. Bakırın çeşitli oranlardaki alaşımları yatak imalinde kullanılmaktadır. Genellikle % 90 bakır, % 10 kalay alaşımı bronz tozları kendinden yağlamalı yatak üretiminde başarıyla kullanılmaktadır.

T/M yöntemi ile üretilen gözenekli yataklar genellikle otomotiv endüstrisinde ve çamaşır makinesi, buz dolabı, elektrik süpürgesi gibi ev aletlerinin elektrik motorlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. % 20-25 gibi gözenekliliğe sahip olduklarından ağır yüklerin

uygulandığı yerlerde, gözeneklerin sebep olduğu düşük mukavemet, kullanımlarını sınırlamaktadır. Bununla beraber toz metal malzemelerde gözeneklilik özellikle istenmektedir. Çünkü, bu gözenekler yataklarda yağ deposu görevi yapmaktadır. Çalışma sırasında mil ile yatak arasındaki yağ filminin hidrodinamik basınç değişikliği ve metal ile yağın genleşme katsayısı farkından dolayı yağ gözeneklerden mile doğru emilerek yağlama görevi yapar. Dönme hareketi durduğunda yatak soğur ve kılcallık etkisi ile yağ tekrar gözeneklere absorbe edilir. Kendinden yağlamalı toz metal yataklar genellikle bir çelik tutucu zırhla desteklenmektedir (Yıldırım ve diğ., 2001).

T/M parçalar çoğunlukla küçük ebatlı olduklarından kırılma ve bozulmaları durumunda yenisinin temin edilme kolaylığı bu parçaların kaynaklı birleştirilmelerinde fazla gelişme sağlamamıştır. Ancak 1981'den sonra Rusyada (Malevski ve Nesmikh, 1981), bronz çeliği difüzyon kaynağı ile birleştirirken; Movchan ve arkadaşları (1987) hadde çeliğini ve hadde bronzunu aynı yöntemle birleştirmeyi başarmışlardır.

Difüzyon kaynağı, malzemelerin ergime derecelerinin yaklaşık yarısı kadar bir sıcaklıkta gerçekleştirildiğinden malzemelerde istenmeyen faz dönüşümlerine imkan vermemektedir. Bu da malzemelerin metalurjik ve mekanik özellikleri etkilenmeden birleşmenin gerçekleşmesini sağlamaktadır. Toz metalurjisi teknolojisi dört aşamadan meydana gelmektedir.

Bunlar;

- 4.1. Metal tozu üretim yöntemleri,
- 4.2. Tozların karıştırılması,
- 4.3. Tozların sıkıştırılması (presleme) ve
- 4.3. Sinterleme.

4. 1. Toz Üretim Teknikleri

Metal tozu üretim teknikleri tozlara ait bazı özellikleri de belirlemektedir. Parçacık şekli, parçacık boyutu üretim tekniklerine göre değişiklik göstermektedir. Genellikle toz üretimi şu yöntemlerden birisi veya birkaçı ile yapılmaktadır:

A - Mekanik metotlar

- a. Ani darbe,
- b. Oğuşturma,
- c. Öğütme,
- d. Sıkıştırma.

B - Elektrolitik metod

C - Kimyasal metotlar

- a. İndirgeme yöntemi,
- b. Karbonil yöntemi,
- c. Çökeltme yöntemi.

D - Atomizasyon yöntemi

- a. Su atomizasyonu,
- b. Gaz atomizasyonu,
- c. Döner disk atomizasyonu,
- e. Döner elektrod atomizasyonu.

Dünyada üretilen tozların % 80 den fazlası atomizasyon yöntemi ile üretilmektedir. Bu yöntem ergitilebilen tüm metallerden ve alaşımlardan toz üretmekte kullanılabilen bir yöntemdir (Beddow, 1978). Yine atomizasyon yöntemi ile üretilen tozların % 80 'i de su atomizasyonu ile üretilmektedir. Metal tozları, element halindeki metallerin veya alaşımların 01-1000 mikrometre tane boyutu içinde olan farklı parçacıklar olarak tanımlanır. Parçacıklar gözenekli metal filtrelerde kullanıldığı gibi küçük küreler şeklinde veya boya pigmentlerinde kullanıldığı gibi küçük tabakalar şeklinde de olabilir. Ayrıca T/M parçacıkların sinterlenmesi ve kompaktlanmasında kullanıldığı gibi, parçacıklar düzensiz şekilli olabilir. Bu parçacıklar genellikle dendritler veya lifler (fiberler) şeklindedir. Sıcak izostatik presleme tekniklerinin kullanılmasıyla; parçacıklar tam olarak yoğun yapı formunda birleşirler.

Toz metalurjisinde toz hazırlama; hazırlanacak tozun bileşenine, şekline ve uygulama alanına göre farklılık gösterir. Yapılması istenen makine elemanının, uygulama alanına hizmet etmesi açısından, tozun üretim yöntemi çok önemlidir. Bu açıdan toz üretim yöntemleri; Mekanik pulverizasyon yöntemi, ergimiş metalin pulverizasyonu ve fiziksel ve kimyasal yöntemler olmak üzere 3 grupta incelenir.

4. 1. 1. Mekanik Pulverizasyon Yöntemi

Katı ham malzemeye öğütme uygulanarak toz oluşturur. Bu yöntem; kırıcı, girdaplı, taraklı ve bilyalı değirmenler ile yapılır. Ham madde kafi derecede kırılğan ise, kaba bir öğütmeden sonra ince bir öğütme gerçekleştirilir. Yöntemin avantajları; basitlikleri ve ucuz olmaları; dezavantajları ise elde edilen tozlarda, öğütülen maddeden ileri gelen yapı kirletici elemanların bulunmalarıdır.

4. 1. 2. Ergimiş Metalin Pulverizasyonu

Tozların hazırlanmasında kolay tatbik edilen ve çok ucuz bir yoldur. Granülasyon; suda granülasyon ve ergimiş metalin katılaşması esnasında karıştırılarak elde edilen granülasyon diye ikiye ayrılır. Suda granülasyon; ergimiş metalin su içine dökülmesiyle elde edilmektedir.

Diğer yöntemde ise; suyla çevrelenmiş ince bir metal hüzmesi yüksek hızla dönen ve kanatlara haiz bir disk vasıtasıyla santrifüj kuvvetten faydalanarak ince partiküllere ayrılır (Johnson, 1985).

4. 1. 2. 1. Atomizasyon Yöntemi

Tozlar, ergimiş metalin yüksek basınca sahip bir akışkanın çapraz jetine maruz bırakılmasıyla elde edilir. Diğer bir anlamda atomizasyon; eriyik metalin gaz ya da sıvı bir ortam yardımıyla 250 mikrometreden daha küçük damlacıklara parçalanması ve küçük parçacık halinde katılaşmasıdır. Atomizasyon işlemi; metal eriyiğın parçalanması, uygun bir ortamda soğutulması ve damlacıkların katılaşması olmak üzere üç aşamadan meydana gelmektedir. Atomizasyon işleminde hava veya su sadece birkaç alaşım için uygun olduğundan, çoğu durumda metal eriyiğı ile istenmeyen reaksiyonlardan kaçınmak için koruyucu pasif (inert) gazlar kullanılır. Atomizasyon yöntemlerini şu şekilde sıralayabiliriz:

Bunlar;

- | | |
|--|---|
| a- Su ve gaz atomizasyonu, | e- Plazma ergitmeli gaz atomizasyonu, |
| b- Santrifüj atomizasyonu, | f- Plazma spreyi atomizasyonu, |
| c- Vakum ya da çözünebilir gaz atomizasyonu, | g- Sprey atomizasyonu, |
| d- Ultrasonik atomizasyon, | h- Soygaz ortamında su atomizasyonudur. |

a- Gaz ve Su Atomizasyonu

Her iki atomizasyon yönteminde de işlem metalin ergimesi ile başlar. Bu ergime işleminde, en avantajlı fırınlar olarak kabul edilen vakum indüksiyon fırınları kullanılmaktadır. Ergimiş metal tandış adı verilen hazneye dökülür. Bu sayede ergiyiğın üniform ve kontrollü olarak nozul içerisine akması sağlanır. Nozuldan akan yüksek hızlı sıvı metal kütlesi, atomizasyon ortamı ile karşılaşınca ısı enerjisini vererek soğurken, kinetik enerjisini vererek de damlacıklara parçalanır ve atomizasyon ürünleri tankın dibinde toplanır.

b- Santrifüj Atomizasyon Yöntemi

Santrifüj atomizasyonunun temel prensibi hızla dönen bir kap veya disk üzerine sıvı metal enjekte edilmesidir. Bu yöntemde parçalama görevini yüksek hızla dönen disk veya kanatçıklar yapar. Parçalanmış metal zerreleri çeşitli usullerle karıştırılırlar. Soğutma ortamına göre tozun şekli ve kalitesi değişir.

c- Vakumlu Atomizasyon

Basınç altında, gazı aşırı doyurulmuş ergiyik bir metale aniden vakum uygulanırsa metal içindeki gaz genişler ve çözeltinin dışına çıkarken sıvı metalin atomize olmasına yol açar. Nikel, bakır, kobalt, demir ve alüminyum esaslı alaşımların tozları hidrojen kullanılarak atomize edilebilirler. Bu yöntemle üretilen tozlar küre şekilli, temiz ve diğer yöntemlere göre daha saftır (Somunkıran, 1999).

d- Ultrasonik Atomizasyon Metodu

Son yıllarda toz üretim endüstrisine girmiş ve yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu yöntemde ince sıvı metal jeti, akış istikameti doğrultusunda çarpma yüzeyine sahip ultrasonik frekansta belli bir eğimde titreşen, konik yüzeyin, akış istikametine dik gel-git hareketi ile ince zerrelili metal tozları yüzeyi terk ederek saçılırlar. Saçılma bölgesinin soğutulmasıyla oluşan sıvı zerreler kürecikler halinde katılaşırlar. Yöntem 1000 °C'nin altındaki sıcaklıklarda ekonomik olarak kullanılır.

e- Plazma Ergitmeli Gaz Atomizasyonu

Bu yöntemle hızlı katılan Nb₃Al tozları üretilmiştir. Ergitme bir plazma arkında oluşturulmakta ve ergiyik metal gaz ortamına gönderilmektedir.

f- Plazma Spreyi Atomizasyonu

İnce seramik partiküllerin sahip olduğu metal matrisli bir kompozit, plazma spreyi atomizasyonu ile üretilebilmektedir. Bu yöntemde metal matrisle seramik aynı anda, yüksek sıcaklıkta bir plazma alevinde ergitilmekte ve ergiyik malzeme seramik ve metalden oluşan bir kompozit halinde basınçlı gaz ortamına gönderilmektedir. Böylece her bir toz parçacığı kompozit toz parçacığı olarak elde edilmektedir.

g- Sprey Atomizasyonu

Metal matrisli kompozitlerin üretimde Lavarnia ve Liang (Orhan'dan, 1996) sprej atomizasyonu yöntemini kullanmışlardır. Bu yöntemle matris ve takviye elemanı dengede olmayan şartlarda ergitilerek, sprej şeklinde karıştırılmaktadır.

h- Soygaz Ortamında Su Atomizasyonu

Atomizasyon işlemi bir soygaz atmosferinde gerçekleşmektedir. Ergiyik metal, soygaz atmosferinde basınçlı suya maruz bırakılır. Bu şekilde yüzey oksitlerinin daha az olduğu ve dolayısıyla sinterlemeye daha elverişli metal tozları elde edilir (Aydın, 1999).

4. 1. 3. Fiziksel ve kimyasal yöntemler

4. 1. 3. 1. Elektroliz Yöntemi

Elektroliz, elektrolitten geçen elektrik akımı etkisiyle elektrotlarda kimyasal değişimler meydana gelmesi olayıdır. Elektroliz ile toz üretimi, Cu ve Fe tozu üretimi ile büyük önem kazanmıştır. Bu yöntemin en büyük avantajı oluşuma bağlı olarak dendritik ve boğumlu dendritik toz elde edilme olanağı sağlamasıdır. Toz haline getirilecek metal, anot olarak kullanılarak parçalanması sağlanır. Elektroliz ile sinteraktif ince toz elde edilebilir, ancak temizleme işlemi pahalıdır. Elektroliz ile toz üretim yöntemleri şu şekilde sıralanabilir:

- Sıvı elektrolitten toz üretimi,
- Sıvı katotta çökeltme ile toz üretimi,
- Çözelti elektrolizi.

4. 1. 3. 2. İndirgeme Yöntemi

Bu yöntemle metal tozları yüksek sıcaklıkta tuz çözeltisinden indirgeme yöntemi ile metalik bileşiklerden kimyasal olarak üretilir. Söz konusu yöntemle; demir, bakır, tungsten, molibden, nikel ve kobalt'ın oksitlerinden tozlarının üretilmesi iyi bilinen endüstriyel yöntemdir.

4. 1. 3. 3. Gaz fazından itibaren hazırlama

Genellikle kaynama sıcaklıkları düşük olan metal tozlarının hazırlanmasında kullanılan bu yöntem, önce metali buharlaştırmak ve bu buharı yoğunlaştırmaktan ibarettir. Çinko tozu bu yöntemle hazırlanır.

4. 1. 3. 4. Yüksek sıcaklıkta metalsel bileşenlerin redüklenmesi

Bu yöntemde tozlar; oksitlerin hidrojenle redüklenmesiyle elde edilirler. Redükleme sıcaklığı metalin veya metalik terkinin ergime sıcaklığının altında olmalıdır. Bu yöntemle hazırlanan molibden ve metal tozları, elektrik ampulleri ve vakumlu tüplerin imalinde; kobalt tozu ise sert alaşımların elde edilmesinde kullanılır. Genellikle en ince tozlar alçak sıcaklıkta redükleme ile elde edilir (Hamill, 1993).

4. 1. 4. Metalsel tozların fiziko-kimyasal özellikleri

4. 1. 4. 1. Fiziksel özellikler

En önemli fiziksel özellikler; yığılmadan önceki ve sonraki hacim, tanelerin şekli, tanelerin büyüklüğü ve tozların sıkıştırılabilirliğidir. Presleme ve sinterleme, fiziksel özelliklerle yakından ilgilidir.

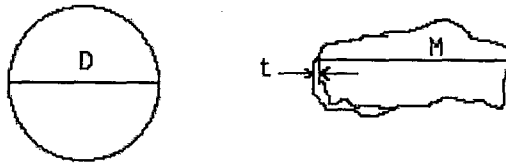
a- Toz Boyutu

Metal toz boyunun tespiti genellikle elek analizi ile yapılmaktadır. 1970’de ASTM tarafından kabul edilen standart elek takımı Tablo 11’de verilmiştir.

Tablo: 11 Standart elek takımı (Saritaş, 1994)

Elek No (Mesh)	Delik Çapı (μm)
30	600
40	425
50	300
60	250
80	180
100	150
140	106
200	75
230	63
325	45

45 μm ’nin altındaki tane boyutu için elek metodu iyi sonuç vermez. Çok ince tozlar için sedimentasyon, ışık dağılması, Fisher-elek altı metotları kullanılır. Küresel tozlarda sadece çapın bilinmesi yeterli iken pul şeklindeki toz parçacıklarının pul kalınlığı ve düzlem yönündeki boyutun ölçülmesi gerekir (Şekil 4.1).



Şekil: 4. 1 Küresel ve pul şeklindeki parçacıklar

Elek hiçbir zaman tozun gerçek boyutunu ölçmez. Sadece belirli bir değerden büyüktür veya küçüktür denilebilir. Elek altındaki veya üstündeki tozların hepsi de aynı boydadır denilemez. Ancak ortalama tane boyutundan söz edilebilir.

b- Toz Tane Şekli

Metal tozlarının en önemli iki özelliği toz tane şekli ve toz tane büyüklüğüdür. Tozların tane şeklinin tayini ışık ve elektron mikroskobu ile yapılmaktadır. Tanelerin şekli tozların akış hızı, görünür yoğunluğu, sıkıştırılabilirliği ve ham mukavemeti gibi özelliklerini etkiler. Toz tane şekli tozların üretim metoduna göre değişik şekillerde olur. Genelde küresel toz taneleri gaz atomizasyonu ile elde edilirken, hızlı soğutucu su atomizasyonunda karmaşık tane yapılı toz elde edilir. Şekil 4.2’de üretim metotlarına göre toz tane şekilleri verilmiştir.



Şekil: 4. 2. Üretim yöntemlerine göre toz şekilleri

c- Görünür Yoğunluk

Belirli bir hacimdeki, sıkıştırılmamış toz kütlelerinin gr/cm^3 olarak ifade edilmesine denir. Görünür yoğunluk toz şekline, toz büyüklüğüne ve metalin yoğunluğuna bağlıdır. Küçük taneli ve karmaşık taneli tozlar görünür yoğunluğu azaltır.

d- Akış Hızı

Akış hızı 50 gr kuru tozun Hall hunisinden aktığı zamandır. Akış hızı seri parça imalatında kalıbın doldurulma zamanı ile doğrudan ilgilidir. En iyi akış özelliğini küresel tozlar verir. Pul şeklindeki tozlar kolay akmazlar ve kalıpları bu tür tozlarla doldurmak zordur. Toz taneciklerinin şekli, büyüklüğü, dağılımı, üretim metodu, tozun nemli veya kuru olması ve toz yüzeyindeki oksitler akma özelliğini büyük ölçüde etkiler. Örneğin toz yüzeyindeki alüminyum oksit kaydırıcı etki yaparken magnezyum oksit tutucu etki yapar. Tozun akıcılık özelliğini arttırmak için toza yağlayıcılar ilave edilir. Tozun akma özelliği şev açısından faydalanılarak tayin edilebilir. Şev açısı; tozun belirli şartlar altında yatay yüzey üzerine bir huniden serbestçe döküldüğünde oluşan yığının taban açısıdır.

e-Sıkıştırılabilirlik

Belirli bir metal toz kütlelerinin basınç altında yoğunlaşma kabiliyetine denir. Sıkıştırılabilirlik tozun şekillendirilme esnasındaki davranışını belirler. Tozun sıkıştırılabilirliği

tozun sertliğine, şekline, tane büyüklüğüne, dağılımına ve kullanılan yağlayıcılara bağlıdır. Sıkıştırılabilirlik yoğunluk parametresi ile belirlenebilir (Orhan, 2003).

$$\text{Yoğunluk Parametresi} = (\text{Ham yoğ.} - \text{Görünür yoğ.}) / (\text{Teorik yoğ.} - \text{Görünür yoğ.})$$

Yukarıdaki formüle göre ham yoğunluk teorik yoğunluğa yaklaşıncaya bir, görünür yoğunluğa yaklaşıncaya sıfır olur.

f- Ham Mukavemet

Sıkıştırılmış toz kütlelerinin sinterlenmeden önceki mukavemetidir. Ham mukavemet, sıkıştırıldıktan sonra toz kütlelerinin boyutlarını koruyabilmeleri ve taşınabilmeleri için oldukça önemlidir.

4. 1. 4. 2. Kimyasal özellikler

Metalsel tozların en önemli kimyasal özellikleri saflıklarıdır. Elektroliz, granülasyon veya pülverizasyonla elde edilen tozlardan oksijen genellikle oksit kalıntıları halinde bulunur. Karbon ise serbest karbon (grafit), karbür veya katı solüsyon hallerinde bulunur. Mekanik olarak hazırlanmış metelsel tozlar öğütücü organlarından ileri gelen gayri safiyetler ihtiva ederler. Birçok hallerde tozlarda bazı gayri safiyetlerin bulunmasına müsaade edildiği gibi, sinterlenen malzemenin tozlarına bilhassa yabancı maddeler katılır.

Yukarıda bahsi geçen bütün kimyasal özelliklerin; metelsel tozların sinterlenmesinde büyük tesirleri vardır.

4. 1. 5. Preslemeden Önce Metelsel Tozun Isıl İşlemi

Birçok hallerde, metalik tozun preslenmesinden evvel, 400-800 °C arasında bir ön redükleme işlemi gerekir. Böylece oksitler rutubet, absorbe edilmiş gazlar, karbon, kükürt ve fosfor mümkün mertebe elimine edilmiş olur. Yapı kirleticilerinin kısmen veya tamamen elimine edilmesinden farklı olarak, ısıl işlem, mekanik usullerle hazırlanmış metalik tozların sertliklerinin azalmasını da sağlar. Böylece tozun sıkıştırılabilme imkanı da artar. Havadaki oksijen, su buharı vs. gibi yeni saflığı bozan madde ve elementlerden sakınmak için tozun bu ısıl işleminden hemen sonra işlenmesi gerekir. Metelsel tozlara uygulanan ön ısıl işlemlerinin hedefi tozun saflaştırılması ve sıkıştırılabilme özelliğinin iyileştirilmesidir. Tozun sıkıştırılabilme özelliği yetersiz ise sentetik reçineler, kolofan, aseton, eter-parafin çözeltileri gibi organik bileşikler ilave edilir (Kurt, 1996).

4. 2. Tozların Karıştırılması

Tozların karıştırılması çift konili karıştırıcılarda yapılmaktadır. Karıştırma üniform bir toz elde etmek amacı ile belli sürede tane boyutu ve şekline göre birikimleri önlemek amacı ile yapılmaktadır. Karıştırma süresinin uzun tutulması; . toz, taneciklerinin kırılarak küreselleşmesine neden olabileceğinden sıkıştırma özelliğini azaltacaktır.

4. 2. 1. Yağlayıcılar

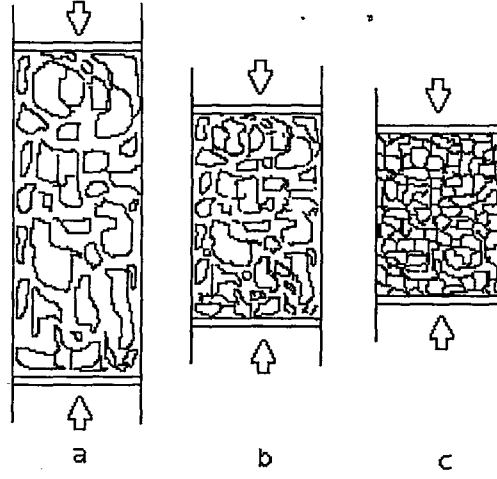
Şekillendirmede meydana gelen enerji kayıplarını gidermek veya azaltmak amacı ile tozlara belli yüzdelerde yağlayıcılar ilave edilmektedir. Tozlara yağlayıcı olarak toz grafit, MoS_2 , çinko stearat, stearik asit, lityum stearat vekatılır. Yağlayıcıların yoğunlukları düşük olduğundan ve ağırlıkça az miktarda ilave edildiklerinden hacim olarak büyük yer işgal ederler. Şekillendirme basıncı ve buna bağlı olarak yoğunluk arttıkça sıyırma basıncı da o oranda artar. Sıyırma basıncı; şekillendirilmiş parçanın kalıptan çıkarılmasını sağlayan basınç olup, bu basınç yağlayıcının özelliğine bağlıdır. Sıyırma basıncını düşük tutan yağlayıcı iyi bir yağlayıcıdır. Kalıp malzemesinin bileşimi, sertliği ve yüzey özellikleri de sıyırma basıncını olumlu veya olumsuz yönde etkileyebilir (Bututaki, 1999).

4. 3. Tozların Sıkıştırılması

Metal tozlarından parça üretmek için tozları, üretimi istenen parçanın şekline biçimlendirmek, tozlar arasında bağ oluşturmak ve istenen oranda gözeneklilik sağlamak amacıyla tozlar sıkıştırılırlar. Sıkıştırma (briketleme) ile parçaya sadece şekil verilmiş olur. Gerekli mukavemet ancak sinterlemeden sonra elde edilir. Tozların şekillendirilmesinde pek çok yöntem vardır. Ancak genelde yöntemler, basınçsız yöntemler ve basınçlı yöntemler diye ikiye ayrılabilir. Basınçsız yöntemlerde ya toz bir kalıp içine doldurulur gevşek halde doğrudan sinterlenir veya çok ince küresel tozlar bir akışkan taşıyıcı ile karıştırılıp döküm yoluyla şekillendirilir. Ancak bu metodun bugün ticari kullanım alanı yok denecek kadar azdır. Basınçlı yöntemler soğuk veya sıcak olarak gerçekleştirilebilir.

Kalıp ve maça pimi tungsten karbürden, alt ve üst zimbalar yüksek kaliteli takım çeliğinden yapılmalıdır. Genellikle toz sıkıştırma, Şekil 4.3'te görülen safhalarda sert kalıp içerisinde yapılır. Çoğu zaman sıkıştırma, hem üst, hem de alt zimbalar kullanılarak yapılır. Üst zimba, tozu doldurma esnasında geri çekilir. Toz girişi sırasında alt zimba pozisyonuna dolu pozisyon denir. Bu önceden belirlenmiş toz miktarının dolmasına müsaade eder. Toz kalıp

içerisinde bir besleme ile titreştirilerek akıtılır. Doldurmadan sonra alt zimba presleme pozisyonuna düşer ve üst zimba kalıp içine gömülür. Her iki zimba arasında toz sıkıştırılır. İstenen basınç uygulandıktan sonra üst zimba kaldırılır ve alt zimba sıkıştırılmış parçayı çıkartmak için yukarı hareket eder. İşlem böylece tekrarlanarak devam eder.



Şekil: 4. 3 Tozun sıkıştırılma kademeleri (Orhan, 2003).

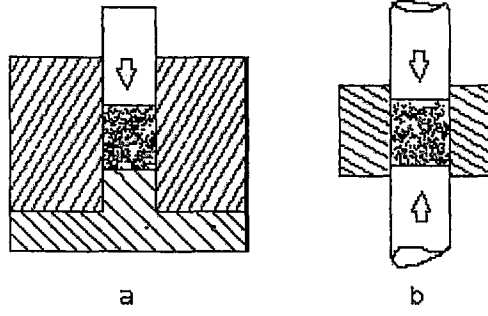
Tozların sıkıştırılmasında uygulanan şekillendirme metotları şu şekilde sınıflandırılabilir:

- a. Metal kalıplarda presleme,
- b. İzostatik presleme,
- c. Yüksek enerjili sıkıştırma,
- d. Ekstrüzyonla sıkıştırma,
- e. Titreşimle sıkıştırma.

4. 3. 1. Metal Kalıplarda Presleme

Kalıpta şekillendirme en çok kullanılan bir şekillendirme metodudur. Bu şekillendirmede basınç olarak 10 MPa ile 30 MPa arasında basınç kullanılır. Tespit edilen basınç kalıp içindeki toz kütlesinin tek ve çift tarafından dikey doğrultuda uygulanır.

- Tek hareketli zımbalarda presleme,
- Çift hareketli zımbalarda presleme.



Şekil: 4. 4 Metal kalıplarda presleme a. Tek hareketli b. Çift hareketli

4. 3. 2. Ekstrüzyon

Metal tozlarının bu yöntemle şekillendirilme uygulamaları oldukça sınırlıdır. Bu yöntemde tozlar kapalı bir kap içine doldurulur. Kabin içindeki hava vakumla alınır ve kap içindeki tozlar ısıtılarak ekstrüzyon yoluyla parça üretimi gerçekleştirilir. Ekstrüzyon sıcak ve soğuk olarak iki şekilde yapılır.

Soğuk ekstrüzyon oda sıcaklığında tozlara basınç uygulanarak ekstrüze edilirken, tozlar arasında mekanik bağlar oluşturularak, sinterleme işlemi yapılır. Sinterlenen parçada geniş miktarda büzülme olduğundan parçanın boyutsal kontrolü zorlaşır.

Sıcak ekstrüzyon metal tozlarını yüksek sıcaklıkta uygun yoğunluğa başarıyla ulaştırır. Önceden alaşımlanmış tozlar sıcak ekstrüzyonla üretilirler. Bu yöntemle üretilmiş parçaları ayrıca sinterlemeye gerek yoktur (Calvo, 1988).

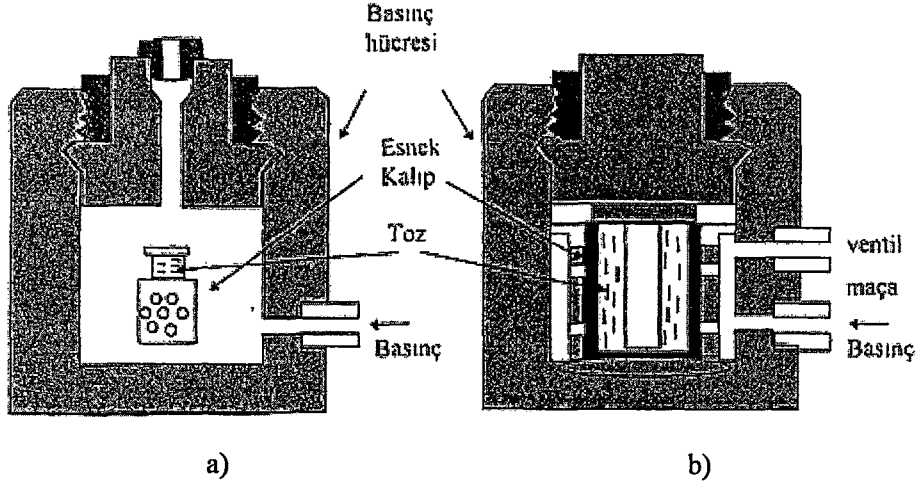
4. 3. 3. Tozların haddelenmesi

Tozlar bir besleyiciden haddelerin arasına akıtılarak sıkıştırılabilirler ve böylece sürekli biçimlendirme gerçekleştirilebilir. Haddelme işleminden sonra yerleştirilecek bir fırınla sürekli pişirme ve onu takiben sıcak haddelme işlemleri kullanılarak sac malzeme üretilebilir.

4. 3. 4. İzostatik Presleme

İzostatik presleme, tozların bir akışkan basıncıyla preslenmesidir. Presleme genellikle bir yağ ya da su içinde ve oda sıcaklığında yapılır. Parçanın şekline uygun bir kalıp hazırlanır ve içi tozla doldurulur. İçindeki hava boşaltılır ve gerekli sızdırmazlık sağlandıktan sonra basınç kazanına atılır. İzostatik preslemede kalıp sürtünmeleri olmadığından ve basınç her yönde eşit olduğundan yoğunluk dağılımı ve mekanik özellikler izotropiktir. Yöntemin

dezavantajları; hassas boyutsal tolerans elde edilememesi ve yavaş olmasıdır. Bununla birlikte 700 MPa'ya kadar olan basınçlarda ve 1200 °C'ye kadar sıcaklıklarda (HP) izostatik presleme ile her türlü refrakter metal ve seramik biçimlendirilebilir. Süper alaşım uçak türbini diskleri ve takım çeliği kütükleri izostatik presleme ile yapılan üretime başlıca örnekleridir (Xu ve diğ., 1997).



Şekil: 4.5 İzostatik presleme yöntemleri a) Islak b) Kuru

İzostatik presleme basıncın uygulandığı ortam, çevre veya oda sıcaklığında olduğunda “soğuk izostatik presleme” olarak ve ortamın yüksek sıcaklıklarda olmasında ise “sıcak izostatik presleme” olarak ikiye ayrılır. Soğuk izostatik presleme ile yapılan yoğunlaştırma işleminden sonra sinterleme işlemi yapılır. Ancak sıcak izostatik preslemede yoğunlaştırma ve sinterleme birlikte olur (Ünlü, 1995).

Soğuk izostatik preslemede (SİP) tozlar iki farklı şekilde sıkıştırılabilirler. Islak kalıp olarak bilinen yöntemde tozlar bir esnek kalıba doldurulur ve basınç ortamının içine atılır. Kuru kalıp yönteminde ise tozlar sabit bir esnek kalıbın içine doldurulur ve dıştan basınç uygulanır. Islak kalıp yöntemi kolay olup deneysel araştırmalar için uygundur, ancak yavaştır. Kuru kalıp yöntemi ise bu yöntemin aksine hızlıdır.

4. 3. 4. 1. İzostatik Preslemede Yoğunlaştırma

İzostatik presleme, basıncın toz kütlesine bütün yönlerde dik olarak uygulanması itibarıyla diğer presleme yöntemlerine benzememekte ve daha yüksek ham yoğunluk oluşmaktadır. Daha da önemlisi yoğunluk, sıkıştırılan toz kütlesinin boyutu ve biçimi etkili olmaksızın bütün yönlerde daha homojendir. Preslemede meydana gelen yoğunlaştırma

safhaları izostatik presleme içinde geçerlidir. Bu safhalar düşük basınç için 2. aşama, yüksek basınç için 3. aşama olarak bilinir (Sarıtaş, 1992).

1. Aşama : Yoğunlaştırma miktarı biçim, yüzey alanı ve oksit gibi dış geometrik karakteristiklere bağlıdır. Basınç 0.03 MPa'yı geçmez. Taneciklerin yeniden düzenlenmesi ile tozlar daha yoğun bir hal alır. Bu aşama ile başlayan yoğunlaşma, düzgün şekilli taneciklerin kolayca düzenlenmesi ile, % 10 civarında artar. Buna paralel olarak temas sayılarını bir arttırmış olur. Düşük yoğunluklu toz kütlelerinde tanecikler arası temas azdır. Bu nedenle taneciklerin hareket edecekleri hacim fazla olmayacağından toz kütle hareketi daha kolay olur. Bu aşama küresel tozların yoğunlaşmasında önemli bir katkıda bulunmaz.

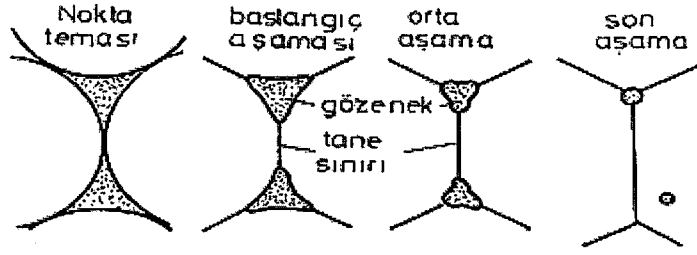
2. Aşama : Orta basınçlarda, tanecikler arası temasta daha fazla elastik-plastik deformasyon olur. Taneciklerin soğuk kaynaşması veya birbirine mekanik olarak kenetlenmesi, ham mukavemete katkı yapar. Taneciklerin plastik deformasyona uğraması ile parçadaki gözenek sayısı; kütle akışı ile azalır, yoğunlukla artar. Temas büyümeleri ile beraber iş sertleşmesi olur. Plastik deformasyonun ne kadar olduğu, metallerin şekillendirilebilme kabiliyetine bağlıdır.

3. Aşama : Sıkıştırma basıncı arttıkça artan temaslar daha fazla sertleşmeye ve sonuçta kırılmaya sebep olabilirler. Soğuk izostatik preslemede, plastik deformasyon sonucu gözenekliliğin yok edilmesi ile küresel tozlar son biçim olarak 12 yüzlü çokgen şekline ulaşırlar (Kurt, 1996).

4. 4. Sinterleme

Sıkıştırma ile şekillendirilen parçalar toz şekline göre, küresel olmayan tozlarda mekanik kilitlenme ile mukavemet kazanır. İkinci olarak toz yüzeylerinde sürtünmeden dolayı soğuk kaynak oluşur. Ham mukavemetteki amaç parçanın bozulmadan kalıptan çıkmasını sağlamaktır. Kullanıldığı yerdeki gerekli mukavemeti sinterleme ile sağlanır. Ham mukavemet ile sinterlenmiş mukavemet arasında 100 katın üzerinde fark vardır. Sinterleme ile toz taneleri arasında metalurjik bağ oluşur (Somunkıran, 1999).

Sinterleme; sıkıştırılarak geometrik şekli verilmiş parçaya malzemenin ergime sıcaklığının altında ısıtılarak mukavemet kazandırma işlemidir. Genelde bu sıcaklık malzemenin ergime sıcaklığının 2/3 veya 4/5 'i alınarak tespit edilir. Demir ve çelik malzemeler için 1100-1250 °C de, bronz için 800 °C ideal sinterleme sıcaklıklarıdır (Kurt, 1996). Sinterleme süresi ile sinterleme sıcaklığı arasında yakın bir ilişki vardır. Süre kısa tutulursa sıcaklık fazla alınır, sıcaklık az alınırsa süre fazla tutulmalıdır.



Şekil: 4. 6 Sinterleme aşamaları (German, 1984)

Sinterleme başlayınca Şekil 4.6'da görüldüğü gibi taneciklerin nokta teması halinde oldukları kabul edilerek, sinterleme zamanı ile malzemede; başlangıç, orta ve son aşama olmak üzere üç aşamada sinterlemenin gerçekleştiği kabul edilir.

Başlangıç aşamasında temas noktalarında boyun büyümesi oluşur. Bu kademede boyun büyüme ve büzülme oranı azdır. Orta aşamada ilerleyen sinterleme zamanı ile gözeneklerde büzülme olur, gözenekler pürüzsüzdür, fakat birbirleri arasında hala tam bağ mevcuttur. Son aşamada gözenekler küreselleşir ve kapanarak birbirinden bağımsız hale gelirler. Gözenekler içindeki hapsedilen gazlar son yoğunlaşma kademesinin miktarını sınırlarlar. Son aşamada % 92'yi geçen teorik yoğunluk elde edilir. Sinterleme sırasında koruyucu atmosfer kullanılmalıdır. Sinterleme atmosferi olarak indirgeyici gazlar kullanılmakta ve böylece toz yüzeylerinde önceden oluşmuş oksitler sinterleme sırasında indirgenmektedir. En iyi indirgeyici gaz hidrojen olmakla beraber pahalı ve sorunludur. Bunun yerine parçalanmış amonyak gazı kullanılmaktadır. Kırılmış amonyakta % 25 azot, % 75 indirgeyici hidrojen gazı vardır. Sinterleme esnasında;

- Tozlar arasında metalurjik bağ oluşur.
- Toz yüzeylerindeki oksitler indirgenir.
- Yağlayıcı olarak eklenen madde malzeme içerisine yayılır ve
- Kısmi yoğunlaşma olur.

Sinterlenmiş malzemelere, iki işlem daha uygulanabilir. Bunlardan birincisi; pişirme sırasında oluşan boyut değişimini düzeltmeye yarayan ütüleme işlemi ve diğeri de, malzemenin tam yoğunlukta olması istenildiği zaman yapılan dövme işlemidir. Ütüleme işleminde parça çok az şekil değiştirerek istenilen toleranslara getirilir. Dövme işleminde ise parçanın dövülerek tam yoğunluğa kavuşturulması ve parçanın istenen son şekli alması sağlanır.

4. 5. T/M İle Üretilen Malzemelerin Mekanik Özellikleri

T/M parçalarında sertlik ölçüleri genellikle Brinell sertlik ölçme metodu ile yapılır. Parçaların sertlik değeri parçanın sıkıştırma basıncına göre değişir. T/M parçalarının gözenekli

yapıya sahip olmaları bu parçaların çekme mukavemetini olumsuz yönde etkiler. Çekme deneyi sırasında parçada önemli bir uzama olmadan kopma meydana gelir. Bu özelliklerin iyileştirilmesinde sıcak dövme yoluyla dökme işlemi yapılabilmektedir. T/M parçaların mekanik özelliklerine kalıcı gözeneklerden başka oksijen miktarının da etkisi vardır. Süneklik ve darbe mukavemeti oksijen miktarı ile önemli oranda değişmektedir. Çatlak genellikle kalıcı gözenekleri ve toz yüzeyindeki oksitleri takip etmektedir (Bututaki, 1999).

4. 6. T/M Üretim Yöntemlerinin Avantajları

- a. Malzeme kullanımında tasarruf sağlar,
- b. İşçilikten tasarruf sağlar,
- c. Seri üretime uygundur,
- d. Malzemenin bileşim kontrolü mümkündür,
- e. İmalatı mümkün olmayan malzemelerin üretimini sağlar,
- f. Malzemenin hammaddesi ucuzdur.

4.7. T/M Üretim Yöntemlerinin Dezavantajları

- a. Kalıplar pahalıdır,
- b. Malzeme üretiminde güçlü presler gereklidir,
- c. Malzemenin fiziki özellikleri düşüktür,
- d. Metal tozlarının üretimi pahalıdır,
- e. Üretim sınırlıdır (Aydın, 1999).

4. 8. Metal Toz Karakteristikleri

1. Tanecik şekli: Üretim yöntemine bağlı olarak toz partikülünün şekli küresel, oval, yaprağımsı, lifli, düz ve dendritik (dallı) olabilir.

2. Tanecik büyüklüğü: Bu oran, bir numunenin standart elek serisinden geçirilmesiyle elde edilen gözenek boyutudur.

3. Tanecik büyüklüğü dağılımı: Bu dağılım tozdaki her standart taneciğin miktarına bağlıdır. Tanecik büyüklüğü dağılımı ürünün son halde gözeneklilik durumuna etki eder.

4. Akıcılık: Tozun kalıp boşluğunu doldurabilmesi için rahatça akabilmesi gerekir.

5. Görünen yoğunluk: Basılmamış tozun yoğunluğudur.

6. Sıkışabilirlik: Basılan ürünün yoğunluğunun, metalin teorik yoğunluğuna oranı olup, tozun sıkışabilirliği için bir ölçüdür.

7. Ham mukavemet: Sinterlenmemiş bir toz metalin mukavemeti olup, basılmış parçanın sinterleme fırınına taşınması esnasında önemlidir.

8. Kimyasal bileşim: Kimyasal analiz, tozun saflığını, müsaade edilen oksitlerin miktarını ve içindeki diğer elementlerin oranını belirlemek amacı ile yapılır.

9. Sinterleme yeteneği: Sinterleme için çok dar bir sıcaklık aralığı gerekmektedir. Bu aralığın 50 dereceden az olmaması işlemin kolaylığı açısından önemlidir.

4. 9. Toz Metal Malzemelerin Uygulamaları

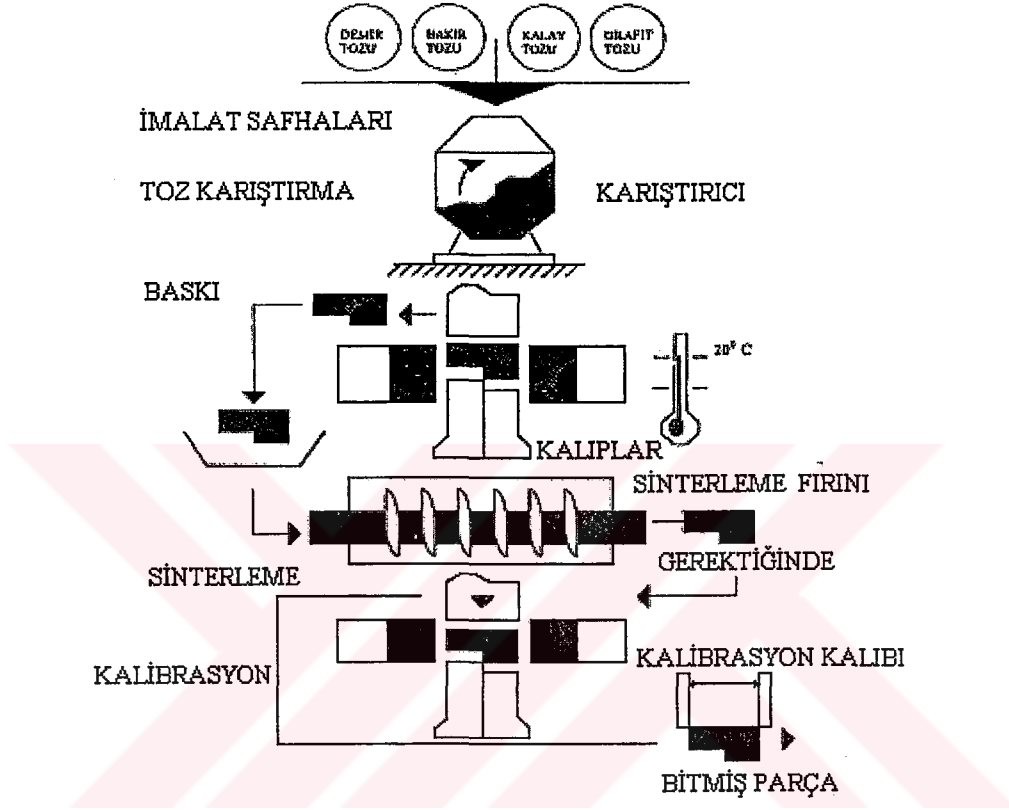
Toz metal malzemeler günümüzde pek çok malzeme ile başa baş mücadele etmektedir. Toz metal parçaların sayıları artık binlerle ifade edilmektedir. Uygulama alanları;

- 1- Talaşlı imalat gerektirmeyen makine parçaları,
- 2- Takım çelikleri,
- 3- Sert metaller,
- 4- Sermetler,
- 5- Kaymalı yataklar,
- 6- Gözenekli metaller,
- 7- Sürtünme elemanları,
- 8- Elektrik ve manyetik malzemeler.

Çeşitli yakıt ve patlayıcı sistemlerinde Al, Zr, Mg ve Ti gibi yüksek yanma sıcaklıkları olan metallerin tozları kullanılmaktadır. Metal tozları patlayıcılarda gaz oluşmasını engelleyici, roket yakıtlarında şiddetli enerji verici ve işaret fişeklerinde ışık oluşturucu olarak kullanılırlar. Demir tozu gıda sanayiinde de gıda zenginleştirici olarak kullanılmaktadır. Demir eksikliğinin kansızlığa yol açtığı bilinmektedir. Demir sülfat, saf demir ve çeşitli demir tozları doğrudan gıda zenginleştirici olarak kullanılmaktadır. ABD 'de yılda 500 ton demir tozunun gıda zenginleştirici olarak kullanıldığı belirtilmektedir (Kurt, 1996).

Diş dolgu amalgamlarının önemli bileşimi gümüş esaslı metal tozlarıdır. Toz sıvı civa ile karıştırıldığında gümüş ve kalay civa içinde çözülür, ancak çözünürlük sınırlı olduğundan tekrar çökelme ile metaller arası bileşik oluşturarak ayrışırlar. Çeşitli metalik boyalar ve yıldızlarının üretiminde de metal tozları kullanılmaktadır. Halen bronz, bakır, alüminyum, nikel, çinko, gümüş ve paslanmaz çelik tozları çeşitli metalik boyaların esasını teşkil etmektedir. Çeşitli ferro alaşımlar ve metal tozları kaynak elektrodu örtüsü olarak kullanılmaktadır. Krom, manganez ve vanadyumun ferro alaşımlarının ve nikel-manganez,

krom ve demir metallerinin tozları elektrod örtüsünde kullanılmaktadır. Bu amaçla kullanılan demir tozlarının miktarı toplam demir tozu tüketiminin % 10'unu oluşturur. Sert yüzey kaplamalarda, aşınmaya dayanıklı alaşımların tozları kullanılmaktadır. Bu kaplamalar alaşım tellerinden de yapılmaktadır, ancak toz kullanılması yapıyı homojenleştirmektedir (Taşkın, 1996).



Şekil: 4. 7 Toz metalurjisinin imalat aşamaları (Ünlü, 1995).

4. 10. Toz Metal Malzemelerin Kaynağı

T/M parçaların kullanım alanları her geçen gün genişlemekte, hadde veya döküm yoluyla imal edilen makine parçalarına karşı belirgin bir avantaj sağlamaktadır. Buna rağmen T/M malzemelerin gerek birbirleri ile gerekse diğer yöntemlerle imal edilmiş parçalar ile zaman zaman birleştirilmeleri gerektiği halde bu parçaların birleştirilmesi veya kaynağı fazla anlaşılmamıştır. Hadde yoluyla üretilmiş malzemelerin birleştirilmesi veya kaynağı ile ilgili pek çok teknikler mevcuttur (Linnert, 1967).

T/M parçaların kaynaklanabilirliğini bir çok fiziksel özellik belirlemekle beraber en önemli özellik bu parçaların gözenekliliğidir. Gözenek miktarı ısı transferini etkiler ve dolayısıyla kaynak parametrelerini değiştirebilir. Kaynak esnasında, eriyik ilave metalin

gözeneklere filtrasyonu sonucu gözeneklilik oranı düşer ve ITAB' da çekme ve büzülmelerin artmasına sebep olur, bu da geçiş bölgesindeki çatlak riskini artırır. Gözeneklerin ısı yalıtkanlık yapmaları, T/M parçaların kaynağında iletkenliği düşürerek soğumayı yavaşlatır. Kaynak bölgesinde artan yoğunluk sertleşebilirliği artırır ve geçiş bölgesinde çatlaklara sebebiyet verir.

T/M metodu ile üretilen parçaların kaynağında, kaynak bölgesinde bulunan gözenek içerisinde kalma ihtimali olan bazı elementlerin ve partiküllerin elimine edilmesi için tedbir alınmalıdır. Bu partiküller; yağlayıcı kalıntıları, soğutma sıvısı veya kalıcı kütleler olabilir.

Ergitmeli ve katı hal kaynak yöntemleri toz metal parçaların kaynağında da başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Yoğunlukları 6.5 gr/cm^3 'e kadar olan parçalar genellikle katı hal birleştirme yöntemleri ile, 6.9 gr/cm^3 yoğunluktaki parçalar hem ergitmeli hem de katı hal kaynak yöntemleri ile birleştirilebilmektedir. Yüksek yoğunluktaki ($>7.0 \text{ gr/cm}^3$) parçalar ise TİG ve MAG gibi ergitmeli yöntemler ile başarılı bir şekilde kaynatılabilmektedir. Katı hal kaynak yöntemleri; difüzyon kaynağı, sürtünme kaynağı, basınç kaynağı ve lehimleme gibi malzemelerin ergime derecelerinin altında bir sıcaklıkta yapılan birleştirme yöntemleridir.

T/M parçaların ergitmeli yöntemlerden MAG kaynağı ile kaynaklanabilirliği araştırılmış, mekanik özellikler ve metalurjik açıdan uyumsuzluk görülmemiştir. Çekme testinde kopma toz metal tarafında olmuştur. Toz metal parçada ısının tesiri altındaki bölgede (ITAB) gözenek miktarında ve boyutunda azalma gözlenmiştir. Kaynak metali ince dendritik yapıdan oluşmuştur (Kurt, 1996). Bu yapı hadde malzemelerin kaynak bölgesi mikro yapısı ile benzerlik göstermektedir (Gülenç, 1995).

5. KATI HAL BİRLEŞTİRME YÖNTEMLERİ

Günümüze kadar farklı birçok kaynak metodu geliştirilmiştir. Bunlar:

1. Ergitme kaynağı,
2. Lehimleme,
3. Katı hal kaynağı olmak üzere üç ana grupta toplanabilir (Meahara,1986).

Katı hal kaynağı, aynı ya da farklı iki malzemenin, malzemeler ergitilmeksizin; eğer ergime olmuş ise, ergimiş metalin püskürerek ilerlediği ve nihai birleştirmenin iki katı yüzey arasında meydana geldiği bir kaynak usulüdür.

Katı hal kaynağını yapmak için iki malzemenin temiz yüzeylerini, aralarında bir bağ oluşacak kadar birbirlerine yaklaştırmak gerekir. Bunu sağlamak üzere birçok teknik uygulanmakta ise de, bütün işlemlerde esas olan, üzerinde bir tabaka bırakmayacak şekilde iki yüzeyi deforme edecek bir basınç uygulamaktır (Lancaster, 1987). Birleştirme işlemine tesir eden diğer faktörler daha sonra izah edilecektir. Başlıca katı hal kaynak işlemleri şu şekilde gruplandırılabilir:

1. Yüksek sıcaklıkta basınç kaynağı,
2. Soğuk basınç kaynağı,
3. Sürtünme kaynağı,
4. Patlama kaynağı,
5. Ultrasonik kaynak ve difüzyon kaynağı.

Bu kaynak türlerinden ilk dördü plastik deformasyon kaynağı adı altında da gruplandırılmaktadır (Malevsky ve Nesmikh, 1981).

5. 1. Difüzyon Kaynağı

5. 1. 1. Difüzyon

Difüzyon, bir çok faz dönüşümlü olayın oluşum hızını kontrol eden temel proseslerden biridir. Difüzyonun oluşum sebebi, daima 'Gibbs' serbest enerjisinin düşürülmesi içindir. Difüzyon, tüm atomların kimyasal potansiyellerinin her yerde aynı olması ve sistemin dengeye ulaşmasıyla son bulur. Konsantrasyon farkının ölçümünün kimyasal potansiyel farkından daha basit olması nedeniyle, difüzyonu belirtmede konsantrasyon gradyanti kullanılır.

Katı bir malzemede, atomların difüzyonu iki mekanizma ile olur. Bunlar yeralan atom ve ara yer atom difüzyonudur. İlk mekanizma, difüze olan atomun kristal kafesteki yerine bağlıdır. Yeralan atomlar genellikle boşluk mekanizması ile yayınırken, arayer atomları daha

büyük atomlar arasından sıçrayarak hareket ederler. Normalde bir kafesteki yeralan atom kendisini çevreleyen en yakın benzer komşuları ile titreşim içerisinde. Her atomun sahip olduğu titreşim enerjisi " $3kT$ " olup, bu enerji sıcaklık ile doğru orantılı olarak artar (Porter ve Easterling, 1993). Titreşimin frekansı yaklaşık olarak sabit olduğundan titreşim enerjisi, titreşimin genişliğinin artışı ile artırılır. Normalde bir yeralan atomun hareketi, komşuları tarafından engellenir ve atom diğer bir mevkiye hareket edemez. Fakat bir atom boşluğu mevcut ise, atomik bir salınım ile atom bu boşluğa sıçrar. Bir atomun hareketi için bazı atomların hareket edip, yol alarak açık diğer atomların hareketine ve yer değiştirmelerine izin vermeleri gerekir. Bu nedenle bir atomun boş bir atomik mevkiye sıçrayabilme olasılığı, o atomun yeteri kadar titreşim enerjisine sahip olma olasılığına bağlıdır. Bir atomun katı içerisinde göç edebilme oranı, boşluk konsantrasyonu ile ilgilidir. Sıçrama olasılığı ve boşluk konsantrasyonu sıcaklığa karşı oldukça hassastır (Shewmon, 1989). Çözünen atom (solute), çözen (solvent) atomdan çok küçük olduğu zaman kendisine bir ara yer bulabilir. Genellikle ara yer atomlarının konsantrasyonları oldukça düşük olduğundan, sadece küçük bir oranda müsait yerlerde mevcut olabilirler. Yani; her bir ara yer atomu daima boşluklar ile çevrilidir ve atomun eğer termal enerjisi gerilme enerji engelini aşabilecek kadar yeterliyse atom sıçrama yapabilir (Porter ve Easterling, 1993).

5. 1. 1. 1. Difüzyon kaynağı mekanizması

Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasında bir çekim kuvveti mevcuttur. Normal olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu bir pozisyonu işgal eder. Ne var ki, katı malzeme harici kuvvetlerin etkisiyle gerildiği zaman; atomlar denge pozisyonlarını terk ederler ve kristalin içinde, dış kuvvet tarafından dengelenen bir gerilme meydana gelir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar, bir maksimumdan geçer ve sonra azalır (Verhoeven, 1975).

Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim, adhezyon olarak adlandırılır. Aynı ya da farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken; aynı cins katı yüzeyleri arasında kohezyon kuvvetlerinden dolayı kohezyon, farklı cins yüzeyler arasında da adhezyon kuvvetlerinden dolayı adhezyon işi yapılmış olur. Kohezyon ve adhezyon işi, yüzeyin serbest enerjisinin fonksiyonudur. Ayrıca, iki gevrek malzeme, ya da bir gevrek, bir sünek malzemeden oluşan bir bağlantı için (örneğin; metal-seramik) çifti adhezyon işi, bağlantı mukavemetinin bir ölçüsüdür (Lancaster, 1987).

Adhezyon ve kohezyon kuvvetlerinin teşekkülü, yani malzeme yüzeyleri arasında birleşmenin sağlanması için, malzeme yüzeylerinin, atomlar arası bağın oluşabileceği

yakınlıkta temas haline getirilmeleri gerekir. İki malzemenin difüzyonla birleştirilmesinde, birleştirmenin davranışını önemli ölçüde etkileyen bir diğer kuvvet de, malzemelerin kimyasal yapısına bağlı olmaksızın, moleküller arasında etki eden Van der Waals kuvvetleridir. Van der Waals kuvvetleri; gres, su buharı, gaz gibi metal yüzeyindeki yabancı moleküllerin absorpsiyonunun başlıca sebebidir (Lancaster, 1987). Öte yandan metalik malzemelerin yüzeyleri temas ettirildiğinde Van der Waals kuvvetleri, birleşmeyi sağlayan önemli unsurlardan birisi olmaktadır (Gou, 1985).

Kısaca ifade etmek gerekirse; difüzyon kontrollü birleşme işlemini başlatabilmek için, iki yüzeyin, artıklardan ve makro pürüzlülüklerden arındırılmış bir şekilde, temas haline getirilmeleri gereklidir. Bu temas, atomlar arasında bağ oluşumuna imkan verecek bir yakınlıkta olmalıdır. İlk bağ oluşuktan sonra, sıcaklık yardımıyla difüzyon başlar ve yüzeylerin ara kesitindeki boşluklar doldurulur. Difüzyon kaynağı mekanizması ile ilgili günümüze kadar birbirinden farklı birçok model sunulmuştur. Çünkü, sınırlı bir süre için basınç ve ısı birliktte uygulanmasıyla bağ oluşturma mekanizmaları oldukça karmaşıktır (Egan, 1980).

Bu konudaki ilk teorik yaklaşım Kinzel (1944) tarafından sunulmuştur. Daha sonra Gerken ve Owczarski (1965) üç safhalı bir mekanizma ileri sürmüşlerdir. Sonraki yıllarda Shwartz, King ve Owczarski (Egan'dan, 1980) birbirlerinininkiyle aynı olan bir model sunarak, kendi modellerinin son safhalarıyla, Gerken ve Owczarski modelinin ilk safhasını birleştirmişlerdir. Bu modele göre ilk safhayı, birleştirilecek yüzeylerin basınç altında ilk teması ve sürünme meydana getirmektir. Bağlantı arakesiti de esas itibarıyla, tane sınırı olarak tanımlanmıştır. İkinci safhada, birinci safhada yok edilemeyen arakesit boşlukları difüzyon yoluyla yok edilmekte ve arakesit tane sınırları daha düşük bir enerji seviyesine, yani arakesit düzlemi dışına geçmektedirler. Buradaki hakim mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Son safha ise tane içindeki boşlukların hacim difüzyonu ile doldurulmasıdır.

Johnson (1985), bu mekanizmaya, başlangıçtaki temasa ulaşmak için uzaklaştırılması gereken oksit filmleri ve diğer yüzey tabakaları açısından yaklaşmıştır. Bartle, Hrivnak ve Hauser (Johnson'dan, 1985), ilk safhada birleşmeye yardım eden başlıca faktörün deformasyon mekanizması olduğunu ileri süren bir model kurmuşlardır. Büyük varolduğu yerde, birleşme Hauser, deformasyonların mekanizmasını bir enerji engeli teorisinin izah etmesi gerektiğini düşünmüştür. Artan sıcaklık, basınç ve başlangıçtaki soğuk şekillendirme bu enerji engelini aşmaya yardım etmektedir. Daha sonraki safhalarda difüzyon işlemleri, yani sürünme ve boşlukların doldurulması, hakim faktörler olmaktadır.

Egan, (1980); saf titanyum ve bakır üzerinde tabii difüzyon kaynağını incelemiş ve 6 safhalı bir mekanizma sunmuştur. Bu mekanizmaya göre; 1. safhada, sıcaklık altında ve yüzey pürüzlerinin teması esnasında metal oksitler çözünmekte ve arakesitin her iki tarafında yeniden

kristalleşmiş ince bir tabaka meydana gelmektedir. Enerji engelini kıran bu tabakadır. 2. safhada daha kalın bir tabaka yeniden kristalleşmektedir. 3. safhada, ana metal yeniden kristalleşirken, daha alt tabaka kristalleri yok edilir. 4. safhada, arakesitteki daha önceki kristalleşen taneler yok olurken, küçük fakat görülebilen boşluklar oluşur. 5. safhada arakesitteki boşlukların sayıları azalırken, boyutları büyür. 6. safhada orijinal arakesit düzleminde tane sınırı göçü ve tane büyümesi başlar.

Derby ve Wilach, (1982); difüzyon kaynağını, basınç altında sinterlemeye benzer bir işlem olarak incelemişlerdir. Buna bağlı olarak da şu mekanizmaları sunmuşlardır:

1. Yüzeyden kaynaklanan mekanizmalar: Arakesitteki boşluk yüzeyinden, boşluk uzunluğu boyunca yüzey ve hacim difüzyonunun gerçekleşmesi. Burada önemli faktör, bir ara yüzey boşluğunun yüzey pürüzlülük oranıdır.

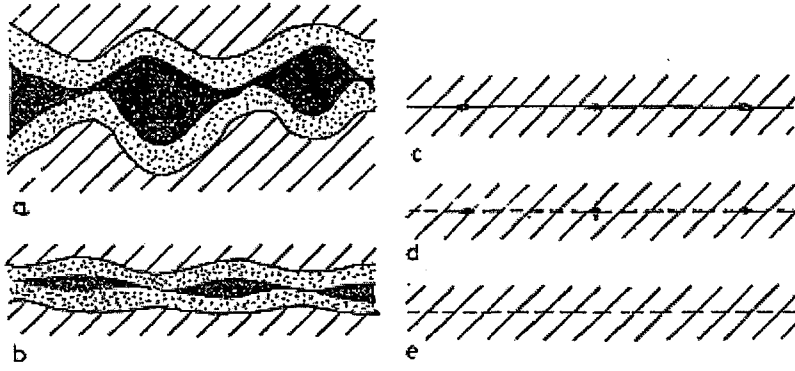
2. Arakesitteki yüzeylerden kaynaklanan mekanizmalar: Birleşme hattı boyunca kimyasal konsantrasyon farkının etkin olduğu, tane sınırı ve hacim difüzyonu.

3. Uygulanan basınçtan kaynaklanan akma ve sürünmenin yol açtığı plastik deformasyon.

4. Sıvı faz kütle transferi: "Gibbs-Thomson" etkisi, yani yüzey pürüzlülüğü nedeniyle bölgesel farklardan doğan basınç farkı.

Yazarlar, başlangıç safhasının plastik deformasyonla, birleşecek yüzeylerin büyük bir kısmı temas ettiği zaman ise yüzeyin ve ara yüzey mekanizmalarının etkili olduğu konusunda hemfikirdirler. Sıvı faz kütle transferi, ancak yüksek sıcaklıklarda çalışıldığı zaman söz konusu olmaktadır. Difüzyon kaynağının modellenmesi konusunda King ve Owczarski, Garmon ve arkadaşları (Gou'dan, 1985), Derby ve Wilach (1982), Pilling ve Ridley (Partridge'den, 1989), Meahara ve arkadaşları (1989), gibi araştırmacılar çalışmalar yapmış ve sonuçlarını yayınlamışlardır. Kurulan modeller, pratik çalışmalarla büyük bir uyum göstermiştir. Söz konusu mekanizma ve modellerdeki ilişkiler her bir mekanizmanın boşluğun doldurulmasına farklı bir şekilde tesir ettiği farz edilerek geliştirilmiştir. Bu yaklaşım, mekanizmaların karşılıklı tesirlerini ihmal eder durumda olup, bağ oluşumu üzerinde bazı mekanizmaların tesirlerinin abartılı tarzda tahminine yol açabilmektedir.

Yukarıda açıklanan hususlar göz önünde bulundurulmak şartıyla; yapılan çalışmaların ışığında, difüzyon kaynağı mekanizması şu şekilde genelleştirilebilir; yük altında plastik deformasyon, sürünme deformasyonu, difüzyon, yeniden kristalleşme ve tane sınırı göçü (Taşkın, 1996). Metal folyo veya kaplama şeklindeki ara tabakalar kullanılarak, kaynak için gerekli sıcaklık, basınç ve zaman değerlerini azaltmak mümkün olmaktadır (Partridge, 1989). Son yıllarda araştırmacılar, difüzyon mesafesi ve süperplastiklik gibi hususları da dikkate alan araştırmalar yapmışlardır (Gou, 1985; Salehi, 1990).



Şekil: 5. 1 Difüzyon kaynağı mekanizması: a- İlk nokta teması ve oksit tabakası; b- Plastik deformasyon ve sürünme sonrası, daha ince bir oksit tabakası ve geniş boşluklar; c- Nihai sürünme ve akma sonrası; d- Yüzey ve hacim difüzyonu ile boşlukların doldurulması; e- Tamamlanmış kaynak (Spanswick, 1989).

5. 1. 2. Difüzyon kaynağına tesir eden faktörler

Difüzyon kaynağı aşağıdaki faktörlerin tesiri altındadır;

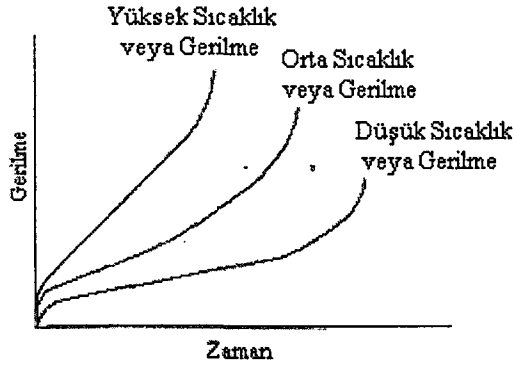
- Kaynak şartları: Sıcaklık, zaman, basınç, yüzey pürüzlülüğü ve çalışma ortamı.
- Birleştirilecek malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikleri: Mekanik özellikler, kristal yapıları, tane boyutu, atom yarıçapı, yeniden kristalleşme sıcaklıkları ve yüzey enerjileri.
- Metalurjik özellikler: Farklı metal yada malzeme çiftlerinin karşılıklı çözünürlüğü ve metaller arası bileşik teşekkülü (Gou,1985; Lancaster, 1987; Salehi, 1990).

5. 1. 2. 1. Kaynak sıcaklığı

Difüzyon kaynağında sıcaklık, deformasyon, oksit çözünürlüğü, allotropik dönüşüm, yeniden kristalleşme, sürünme, difüzyon en önemli kaynak parametreleridir. Aynı cins metallerin birleştirilmesinde işlem sıcaklığı T_k ve metalin ergime sıcaklığı T_m olarak adlandırılırsa;

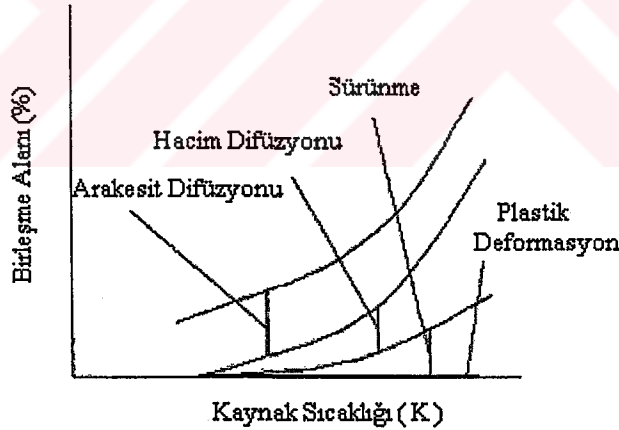
$$T_k - (0.5-0.7)T_m \dots \dots \dots (5.1) \text{ alınır .}$$

Difüzyon yönteminde sıcaklık kadar ısıtma ve soğutma hızları da önemlidir. Endüstriyel çalışmalar için $50 \text{ }^\circ\text{C/dak'lık}$ ısıtma hızı olumlu sonuçlar verirken, farklı metallerin birleştirilmesinde doğrusal ısı genleşme katsayılarına bağlı olarak $15 \text{ }^\circ\text{C/dak'lık}$ bir maksimum ısıtma hızı önerilmektedir (Orhan, 1996). Sıcaklık arttıkça ana malzemelerin akma gerilmeleri azalır, böylece hem ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlerinin şekil değiştirmesi kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanını elde etme süresi kısalmır. Şekil 5.2.'de uygulanan basınç ve sıcaklığın sürünme eğrisine tesiri görülmektedir.



Şekil: 5.2 Sıcaklık ve uygulanan basıncın sürünme eğrisine tesiri (Askeland, 1989).

Diğer yandan $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ denkleminde yayınabilirliğin, sıcaklıkla logaritmik olarak değiştiği görülmektedir (D : T sıcaklığında difüzyon katsayısı; D_0 : Atomik titreşim frekans faktörü ya da difüzyon sabiti; Q : Aktivasyon enerjisi ($Jmol^{-1}$); R : Gaz sabiti ($8.314 Jmol^{-1}K^{-1}$) (Askeland, 1989; Salehi, 1990). Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri, malzemenin mutlak ergime sıcaklığından daha küçük olan sıcaklık değeridir (Partridge, 1989). Bu sıcaklığın, mümkün olduğu kadar yüksek, sabit ve homojen olarak uygulanması gerekir (Salehi, 1990). Sıcaklığın birleşen alan üzerindeki etkisi Şekil 5.3'te görülmektedir.



Şekil: 5.3 Sıcaklığın birleşebilirlik üzerindeki etkisi (Partridge, 1989)

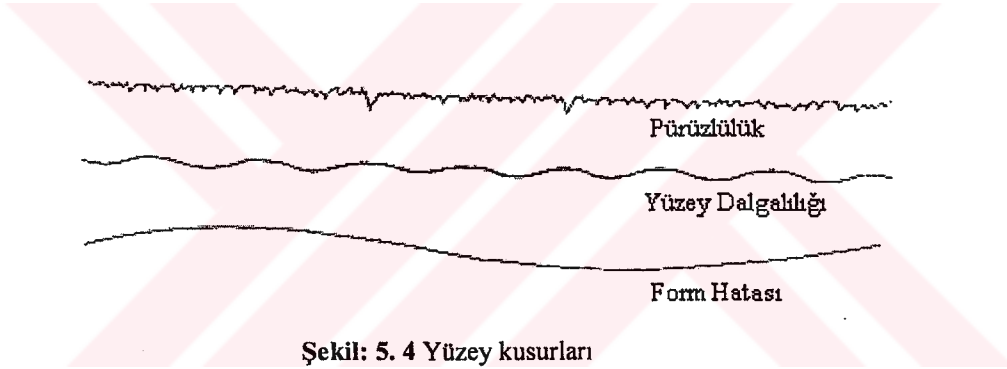
5. 1. 2. 2. Yüzey şartları

Bir metal yüzeyi, özenli bir çalışma ile hazırlanmış olsa da, üzerinde çeşitli yabancı maddeler bulunabilir. Kaynak yapılacak metallerin bağlantı yüzeylerinin yeteri kadar kir ve oksit artıklarından temizlenmesi gerekir. Birleşme yüzeylerinde oksit oluşumunu sağlayan

gazlar giderilmelidir. Bu nedenle kaynak işlemi vakum ya da koruyucu gaz altında yapılmalıdır. Oksitler gibi organik filmler, mekanik olarak kırıldıkları için genelde kaynak işlemine engel olmazlar. Hareketli organik yüzey kirleride yine kaynak işlemine büyük engel oluşturmurlar (Shewmon, 1989).

Pürüzlülük, yüzeyler arasında tam temasa ulaşmak için gereken süreyi etkiler. Pratikte, bir metal, yükseklik ve dalga boyu küçük olan bir yüzey pürüzlülüğüne sahiptir; yani yüzey dalgalılığı hakim özelliştir. Difüzyon kaynağında ise, özellikle, uzun dalga boyuna sahip olan pürüzler önemlidir. Çünkü, difüzyon kaynağının kendisi sıcaklık ve mesafeye bağlı olduğundan, boşlukların yok edilmesi için hem çok yönlü basınç uygulanması hem de uzun zamana gerek duyulmaktadır (Salehi, 1990; Gou, 1987). Haddelenmiş halde, bilhassa ince levhalar, iyi bir yüzeye sahip olma açısından avantajlıdır (Partridge, 1989).

Yüzey pürüzleri kalıntı gözeneklerin başlıca sebebidir. Pürüzlülük sıcaklık ve deformasyonla artar. Süperplastik deformasyon esnasında, yüzey pürüzlülüğü artarak, tane sınırı hareketine katılır. Şekil 5.4 ve Şekil 5.5, sırasıyla, yüzey kusurlarını ve pürüzlülüğün sıcaklıkla değişimini göstermektedir.



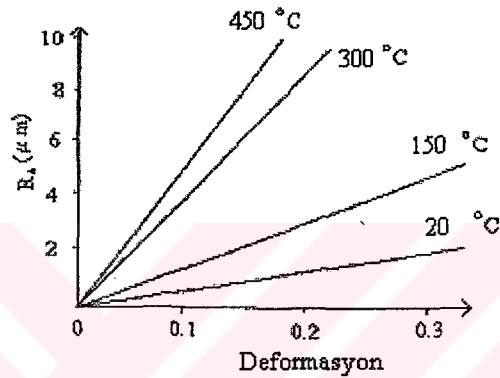
Klaphaak yüzey pürüzlülüğünün matematik modellemesini yapmış ve işleme izlerinin periyodik ve tekrarlı bir sinüs dalgası şeklinde olduğunu göstermiştir (Klaphaak, 1987). Yüzey artıkları, hemen hemen bütün yüzeylerde, bazı şekillerde mevcuttur. Bunlar iki gruba ayrılabilir:

1. Normalde oldukça kırılgan olan oksit filmleri,
2. Yağ, gres, toz gibi organik ya da inorganik tabakalar.

Oksit filmleri, yaklaşık 10 -20 atom mertebesinde bir derinliğe nüfuz eden tabakalardır. Bütün sıcaklık değerlerinde H_2O , CO_2 ve SO_2 gibi gazlar, oksit film kalınlığını artırmaktadır. Oksit tabakaları birleşecek yüzeylerin temasını önleyip, birleşme esnasında difüzyon yoluyla sinterlenmeye yol açarak, bağ teşekkülünü geciktirir ve arakesitte tane sınırı difüzyonunu engelleyerek, boşluk kalmasına sebep olur (Gou, 1985). Oluşması muhtemel, makro, mikro ve başlangıç teması boşluklarından sonuncusunun sebebi oksit filmleridir (Partridge, 1989).

Yüksek sıcaklıklarda $< 0.5 T_m$, (T_m : Mutlak ergime sıcaklığıdır) birçok metal oksidi (Cu, Ti, Zr, Nb, Ta ve Mo gibi elementlerin oksitleri), ana metal içinde çözünür ya da dağılır (Ag_2O gibi). Dolayısıyla bağlantıya zarar vermez. Al_2O_3 gibi oksitlerle, nitrür ve karbür filmleri ise metaller arası bağ oluşmasına engel olurlar (Salehi, 1990).

(Partridge, 1989), metal oksitlerinin meydana getirdiği oksit filmlerini, difüzyon kaynağı üzerindeki etkilerine göre, metalde oksijenin çözünürlüğü ve standart oksit oluşum enerjisi (ΔG^0)'nın bir fonksiyonu olarak sınıflandırmıştır. Buna göre, 350 kcal/mol'den daha düşük bir standart serbest oksit oluşum enerjisine sahip olan (oksijen çözünürlüğü az) metallerin difüzyon kaynağı zordur.



Şekil: 5. 5 Yüzey deformasyonu ile pürüzlülük arasında sıcaklığa bağlı değişme (Partridge, 1989).

Alüminyum alaşımlarının difüzyon kaynağında vakum altında bile alüminyum oksidi çözmek mümkün olmamaktadır. Yalnız, alüminyum ve lityum alaşımlarının difüzyon kaynağında oksit tabakası yerine Al-Li spinelleri oluştuğu tespit edilmiştir (Sunwoo, 1994). Bakır ile demirin difüzyon kaynağında difüzyon bölgesi oluşumunun bakırdaki oksitten fazla etkilenmediği ileri sürülmektedir. Oksijenin demire olan ilgisinin daha yüksek olması sebebiyle, bilhassa düşük sıcaklıklarda, demirin bakırdaki çözünürlüğünün azalması ile demir oksit oluşumu artmaktadır (Calvo, 1988). Yağ, gres, toz, hatta parmak izi gibi artıklar, aşağı yukarı oksit filmleriyle aynı etkiye sahiptirler. Dolayısıyla, kaynaktan önce yüzeyden uzaklaştırılmaları gerekir. Oksit filmlerinin kaldırılması için, kimyasal dağlama ve asitle temizleme yöntemleri kullanılır. Diğer artıklar, yıkama ve 300 °C'ye kadar sıcaklıkta kurutma ile uzaklaştırılabilir.

5. 1. 2. 3. Kaynak basıncı

Difüzyon kaynağında basınç, iki yüzey arasında ilk teması gerçekleştirmek ve difüzyon işlemini başlatmak üzere kimyasal bir potansiyel farkı üretmek için gerekli olmaktadır. Daha önce belirtildiği gibi, yüzey oksitleri kırılmadan teması başlatmak mümkün değildir. Basınç değeri, uygulanacak kaynak sıcaklığında, birleştirilecek malzemelerin mekanik özelliklerine ve gerekli olan biçimlendirme derecesine bağlıdır. Kaynak esnasında uygulanması gereken basınç, difüzyon kaynağına şu şekilde tesir eder;

1. Yüzey pürüzlerinin plastik şekil değiştirmesine yardım eder,
2. Çözülmesi mümkün olmayan yüzey oksitlerini metalin metalle temasını sağlamak için kırar ve temas alanını artırır,
3. Birleşecek yüzeyleri birbirlerine atomlar arası mesafede yaklaştırarak, atomlar arası çekim kuvvetlerinin faaliyete geçmesini temin eder,
4. Difüzyon için kimyasal potansiyel farkı meydana getirir.

Uygulanan basıncın olumsuz tesirlere sebep olmaması için aşağıdaki hususlara da dikkat edilmelidir:

a. Uygulanacak basınç, yüzey pürüzlerinin sürünme hızı ve plastik deformasyonunu artıracak kadar büyük; kaynak edilecek parçaların mikroskobik deformasyonuna yol açmayacak kadar küçük seçilir (Lancaster, 1987; Gou, 1985; Egan, 1980; Partridge, 1989 ve Salehi, 1990).

b. Kaynak basıncı, birleştirilecek parçaların plastik hacim deformasyonunu en aza indirmek için, akma gerilmesinin belirgin şekilde altında tutulur.

c. Uygulanacak basınç izostatiktir. Basıncın uygulanma hızının, kaynak deformasyonu veya mukavemeti üzerinde önemli herhangi bir etkisi yoktur (Salehi, 1990).

Dubrovsy (1986), temas alanındaki deformasyon miktarı arttıkça difüzyon hızının arttığını belirtmektedir. Aynı araştırmacı bakır ve demirin difüzyon kaynağı üzerinde yaptığı çalışmada basıncın difüzyon kaynağı üzerindeki etkisini efektif difüzyon katsayısı ile tanımlamıştır. Buna göre: $EDK = (DLDK-DDK) / DDK$ 'dir. EDK = Efektif difüzyon katsayısı. $DLDK$ = Deformasyonlu difüzyon katsayısı. DDK = Deformasyonsuz difüzyon katsayısı.

Uygulanan basınç, malzemede kusurlar ve arakesit bölgesinde nispeten daha küçük bir tane yapısı meydana getirerek kısa devre difüzyon yollarını da indükleyebilmektedir (Haufler ve Mayer, 1986).

Uygulanan basıncın allotropik dönüşüm gösteren Fe gibi metallerde, allotropik dönüşüm sıcaklıklarında yavaşlayan difüzyonu hızlandırdığı da söylenebilir. Kaynak basıncının artması, yüzeydeki oksit tabakasını kırması yanında, yapıda arakesite yakın sert oluşumların kopması ya da kırılması ve böylece kaynak süresinin kısılmasına yol açmaktadır (Derby ve Wilach, 1982).

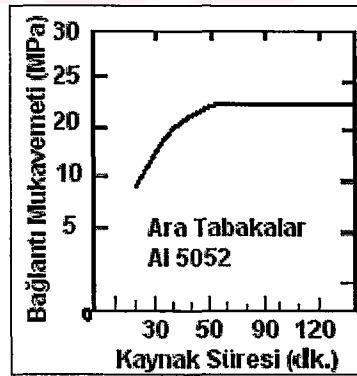
Uygulamalarda genellikle basınç üst sınırı olarak malzemenin kaynak sıcaklığındaki akma dayanımı alınmaktadır. Yapılan araştırmalarda 0.007-400 MPa arasında değişen basınçlarla başarılı denemeler yapılmakla birlikte, tatminkar sonuçlar 15-300 Mpa arasında alınmaktadır (Orhan, 1996).

Salehi (1990), günümüze kadar difüzyon kaynağında çeşitli malzemeler için uygulanan basınç değerlerinin 41 KPa ile 27 MPa arasında olduğunu söylemekte ise de, Walsh ve Balaguer (Orhan'dan 1996) yaptıkları çalışmalarda 32 MPa ve 50 MPa'lık kaynak basınçları kullanmışlardır.

5. 1. 2. 4. Kaynak süresi

Kaynak süresi bağımlı bir işlem parametresi olup; sıcaklık, basınç ve birleşme türü ile ilişkilidir. Her malzeme yada malzeme çifti için gerekli süre birkaç saniyeden, birkaç saate kadar değişebilir (Kurşungöz ve Kurşungöz, 1996). Sıcaklık ve basınç artırılarak kaynak süresi kısaltılabilmektedir. Kirli yüzeylerle ve düşük sıcaklıklarla çalışılması halinde süre uzamaktadır. Sabit basınç ve sıcaklıkta birleştirme süresini uzatmanın, bağlantı mukavemetini bir noktaya kadar artabileceği belirlenmiştir (Salehi, 1990). Bu durum şekil 5.6'da görülmektedir.

Bağlantı mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki, aslında bu kadar basit değildir. Süre uzadıkça metaller arası bileşiklerin meydana gelmesi, tane büyümesi; süper plastik şekillenme performansı ve bağlantı mukavemeti, olumsuz bir şekilde gelişmektedir.



Şekil: 5. 6 Bağlantının kayma mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki

Metalurjik tesirlerin birleşme süresi üzerinde fazla etkili olmadığı tespit edilmiştir. Endüstriyel uygulamalarda birleşme süresini kısa tutmak, ekonomiklik açısından önemlidir. Kaynak süresinin uzun olması kaynak ekonomisi açısından bir dezavantaj oluştururken, boşlukların oluşumunu, bileşimin değişimini ve kırılğan metaller arası bileşiklerin oluşumunu

teşvik etmesi gibi bağlantının mekanik özelliklerini bozan olumsuzluklara da neden olabilmektedir (Dubrovsky, 1986).

Difüzyon kaynağında geçen süre iki evre olarak tanımlanmaktadır. Birinci evre bir olgunlaşma (kuluçka) sürecidir. Burada yüzeyler arasında 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.

5. 1. 2. 5. Kaynak ortamı

Difüzyon kaynağında, parça yüzeyleri ve arakesitte oksitlenmeden sakınmak için koruyucu bir atmosfer kullanılır. Bu amaçla, ya vakum altında, ya da bir soygaz atmosferinde çalışılır. Kararsız ya da oksijen çözünürlüğü yüksek oksitlere sahip metallerle, normal atmosferde de tatminkar bir bağlantı elde edilebilmektedir.

Soygaz olarak argon, helyum ve azot kullanılabilir. Oksijen miktarını en aza indirmeye yardım eden hidrojen de redükleyici bir atmosfer olarak düşünülmektedir. Ancak, hidrojenin, titanyum, zirkonyum, hafniyum ve kolombiyum ile tantal alaşımlarında hidrat oluşturması, dikkat edilmesi gereken bir husustur.

Soygazlar atmosferik oksijenin tesirini ancak belli bir dereceye kadar azalttığından, kararlı oksitlere sahip metallerde vakum kullanılmaktadır. 1.3×10^{-3} Pa'dan daha fazla bir vakum oksit filmlerinin çözünmesini sağlayabilmekte ise de, uygulamada 1.3×10^{-2} ile 1.3×10^{-5} Pa'lık basınçlar kullanılmaktadır (Calvo, 1988). Vakum sırasında parçanın birleştirilecek ara yüzeyi oksitlenmeden korunduğu gibi, yüzeydeki yabancı maddelerin süblimasyonu da sağlanmaktadır. Vakum ortamında yapılan kaynaklı birleştirmeler, vakum çok yüksek olmasa bile, yeterince saf olmayan asal gazların koruyuculuğu altında yapılan birleştirmelerden daha iyi dayanım sağlamaktadır.

5. 1. 2. 6. Birleştirilecek malzemelerin mikro yapıları ve tane boyutları

Difüzyon kaynağında etkili olan metalurjik faktörler; mikro yapı, tane boyutu, ara tabaka kullanılması olarak gruplandırılabilir. Titanyum alaşımları üzerindeki araştırmalar, farklı mikro yapıların farklı sürünme hızına sahip olduğunu göstermiştir.

Mikro yapılar üç gruba ayrılmıştır: İnce taneli küresel ve lamelli tabaka tipi. Kararlı sürünme kanunu bağıntısına göre, alaşımların sürünme hızları efektif aktivasyon enerjisi ile birlikte başlangıçtaki yapıya göre değişmektedir (Gou, 1985).

Difüzyon kaynağı için en uygun yapının ince taneli yapı olduğu bulunmuştur. Bu yapı süper plastik alaşımlarda mevcuttur. Tabaka şeklindeki taneler arttıkça, sürünme hızı azalır ve sonuçta arakesitte boşluklar kalır. Lamelli yapı (alfa bölgesinde), diğer iki yapı ile karşılaştırıldığında daha düşük sürünme hızına sahiptir. İki fazlı alaşımlar için, iki fazın oranı difüze olabilme ve sertlik üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Yüksek difüzyon hızına sahip fazın, düşük difüzyon hızına sahip faza oranı, sıcaklığın tesiriyle arttıkça; bağ oluşumu olumlu yönde etkilenmektedir (Gou, 1985; Salehi, 1990).

Katı halde, birbiri içinde tamamen çözünmeyen alüminyum ve bakır metalleri, (Calvo, 1989) tarafından metaller arası bileşiklerin ve ara fazların oluşması açısından incelemiştir. Mikro yapının, istenmeyen yapıların meydana gelmesinde etkili olduğunu, tane boyutunun hem kaynak esnasında, hem de kaynak sonrasında, bağlantının mukavemeti açısından büyük önem arz ettiğini göstermiştir.

Kaynağın ilk safhalarında boşluklar daha fazla sayıda tane sınırıyla kesişir. Dolayısıyla, boşluğu kapatmak için birden çok tane sınırı etki eder (Gou, 1985; Ridley, 1987). Atomlar, bu tane sınırlarında boşluğa difüze olarak, onu küçültürler. Burada, tane sınırı difüzyonu için kimyasal potansiyel farkını doğuran tahrik kuvveti; kısmen, uygulanan basınç ile tane sınırı arasındaki açığa bağlıdır. Bu açı 90° olduğu zaman, kimyasal potansiyel farkı tahrik kuvveti en yüksek, 0° (paralel) olduğu zaman ise en az olmaktadır (Wallach ve Hill, 1989).

Tane boyutunun küçülüp, tane sayısının artmasıyla, boşlukların difüzyonla doldurulmasının kolaylaştığı ve ara kesitte boşluk kalması ihtimalinin azaldığı görülmektedir.

Difüzyon kaynağında, birleşme işlemini hızlandırmak, bağlantının mekanik özelliklerini geliştirmek veya birbirinden farklı metal-metal olmayan (seramik, cam, kompozitler gibi) malzemelerin kaynağında karşılıklı difüzyon çifti oluşturmak için ara tabakalar kullanılmaktadır (Lancaster, 1987). Örneğin, kompozit malzemelerin difüzyon kaynağında, ara tabaka kullanılması halinde basınç ve sıcaklığın ancak sınırlı ve dar bir bölgede uygulanabileceği tespit etmişlerdir (Enjo ve İkguchi, 1987).

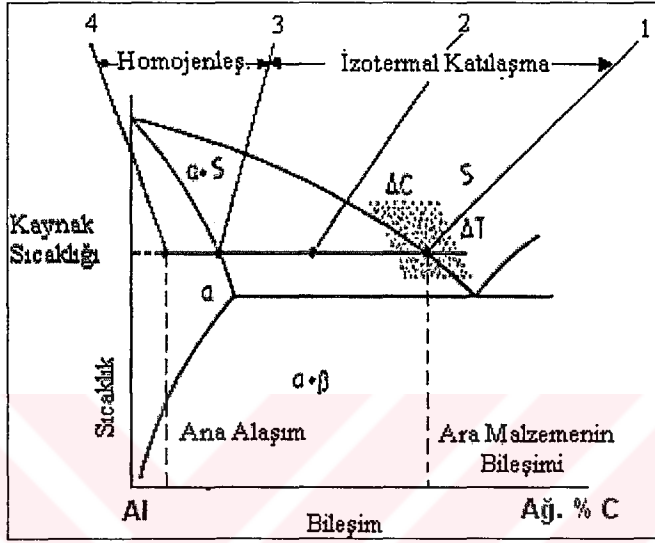
Ara tabaka malzemesinin fonksiyonlarını şöyle özetleyebiliriz:

- 1- Metalik bir bağ oluşturmak için ana metalde çözünmek,
- 2- Birbirinden farklı malzemelerin birleştirilmesi halinde intermetalik fazların oluşumunu engellemek,
- 3- Ön ısıtma esnasında, yüksek sıcaklıklarda, birleştirilecek yüzeyleri oksitlenmeye karşı korumak,
- 4- Elektro-kaplama, buharlaşma veya iyon kaplama ile malzemelerin difüzyon özelliğini geliştirmek,
- 5- Düşük akma gerilmeli malzeme ya da sıvılar ihtiva eden bölgeler oluşturarak, oksit

filmlerinin bozulmasını sağlamak,

6- Arakesit boşluklarında, geçici sıvı fazlar oluşturarak, yüzey pürüzlerinin olumsuz tesirlerini en aza indirmek.

Ara tabaka kullanmanın şekli denge diyagramı üzerinde, Şekil 5.7' de belirtilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi, kullanılacak ara tabakanın erime sıcaklığının ana metale göre daha düşük olması ve ana metalde çözünebilir olması istenir.



Şekil: 5. 7 Ara tabakanın kaynak bölgesine tesiri (Zhang, 1987).

5. 2. Difüzyon kaynağı uygulamaları

Difüzyon kaynağının uygulama alanlarını şöyle sıralayabiliriz:

- 1- Havacılık ve uzay sanayi,
- 2- Nükleer sanayi,
- 3- Elektronik sanayi,
- 4- Savunma sanayi,
- 5- Genel mühendislik.

Genel mühendislik alanında difüzyon kaynağı, kaynak çatlaması, gevrek metaller arası yapıların oluşması tehlikesinin bulunduğu durumlarda kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının özel avantajlar sunduğu bağlantı türleri:

- 1- Yüzey kaplama,
- 2- Difüzyon kaynağıyla bir defada birleştirilmesi mümkün karmaşık şekilli ve içi boş yapı elemanları,
- 3- Döküm ve dövme parçalarda difüzyon kaynağı; dökümlerde karmaşık maçalardan,

dövmeye girinti açılarından doğan problemlerin üstesinden gelmede kullanılabilir.

Difüzyon kaynağı, havacılık sanayinde daha ucuz, daha verimli, daha hafif ve dizaynı kolay parçaların üretimini mümkün kılarak, adeta bir çığır açmıştır. Havacılık sanayii, difüzyon kaynağını, yüzey-yüzeye, ya da kenar-kenara temas eden bağlantıların üretiminde, genellikle dövme ve geleneksel kaynak usullerinin yerine kullanmaktadır (Orhan, 1996). Havacılık sanayinde difüzyon kaynağı uygulamalarına ait örnekler şunlardır:

Amerika'da aralarında Northrop, Rockwell, Douglas Aircraft gibi şirketlerin bulunduğu 12 firma, 1000 ile 5000 tonluk presler kullanarak difüzyon kaynağı ve süper plastik şekillendirme ile Ti alaşımlarından F 15 füze yuvası, B1 bombardıman uçağı için patlama lülesi, T38 uçağı için ana iniş arka kapısı, rüzgar kanatçıkları imal etmişler ve maliyette düşüş sağlamışlardır (Willamson, 1986).

Rhor şirketi (California), petek şeklinde dizayn edilmiş olan bir hava kanalını, difüzyon kaynağı ile, tek aşamalı bir üretimde başarmıştır (Gou, 1985).

İngiltere'de Rolls Royce şirketi, uçak türbin kanatlarını (Ti-alaşımı), "uyarılmış difüzyon kaynağı" adını verdiği; C ve Ni den mamul ara tabakaları, iki panel arasına mikro işlemci kontrollü bir elektrokaplama metoduyla yerleştirip, basınç altında ve vakumda, yine mikro işlemci kontrollü bir ısıtma işlemiyle birleştirmişlerdir (Fitzpatrick, 1988).

Difüzyon kaynağı ile piston, silindir blokları gibi hidrolik elemanlar da üretilmiştir. Burada esas gaye kütlenin tamamının bronzdan yapılması yerine gövdenin çelikten yapılması, yüzeyinin bronz (% 80 Cu - % 10 Sn - % 10 Pb) ile kaplanması ve böylece ağırlıktan tasarruf sağlanmasıdır. Difüzyon kaynağının silah sanayinde uygulamalarında amaç; diğer tekniklerle daha ekonomik ve entegre olarak üretilemeyen yapı ve elemanları üretmektir. Mesela, hidrojen mevcudiyetinin bir problem olduğu, martenzitik yapıdaki kaynaklı bağlantılarda, geleneksel kaynak usulleri yerine difüzyon kaynağı uygulanmaktadır. Yine planör tipi uçakların üretiminde kullanılan, çelik ve alüminyumun difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi, büyük kolaylıklar sağlamaktadır (Gou, 1985).

Nükleer endüstride difüzyon kaynağı çok yaygın olarak kullanılmakla birlikte; Battelle, "sıcak-izostatik difüzyon kaynağının küçük UO_2 levhacıklarıyla düz plaka tipi yakıt elemanları üretiminde kullanmıştır. Bu elemanlar da Westinghouse Bettis basınçlı su reaktörlerinde ikinci çekirdek yüklemesi için kullanılmışlardır. İkinci bir uygulama, Amerikan ordusu için seyyar güç reaktörlerinin, tüp şeklindeki paslanmaz çelik ve UO_2 den oluşan yakıt elemanlarının üretiminde kullanılmasıdır (Ostyn, 1987).

Sıcak izostatik difüzyon kaynağı ile alüminyum kaplanmış tüp şeklindeki uranyum alaşımı yakıt elemanları da üretilmiştir (Salehi, 1990, Gou, 1985). Bunların dışında bir başka reaktör için tek parça termoelektrik bir pompa elemanları difüzyon kaynağı ile birleştirilmek

suretiyle imal edilmiştir. Nükleer güç reaktörlerinde yaşanan tip Al (SAP 895) alaşımı ile 300 serisinden paslanmaz çelikler arasındaki birleştirme difüzyon kaynağı ile yapılmış, Fe-Al metaller arası bileşiklerin oluşmasını önlemek için kaynak bölgesinde, tungsten bir difüzyon engeli kullanılmıştır (Gou, 1985).

Elektronik devre üreticileri, silikon bir parçadan entegre devre üretildikten sonra, çipin bir alt tabakaya bağlanması, çip ve devrelerin elektriki iletken malzemelerle bağlanması gibi işlerde birçok birleşme tekniği kullanılmaktadırlar. Mikro elektronik sanayinde, silikon çiplerin bakır veya Ni-Fe esaslı kurşun çerçeveye bağlanmasında ara tabaka olarak devre paketlerinin imalinde kullanılan usullerden biri de difüzyon kaynağıdır (Riches, 1989).

Difüzyon kaynağı, plastik sanayinde, ekstrüzyon hatlarında kullanılan basınca dayanıklı ve tam sızdırmaz, enjektörlerin üretiminde de kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının uygulama alanlarına, referans ve kalibrasyon bloklarının üretimi de girmiştir. Özellikle, hassasiyetin ve mukavemetin sağlanması amacıyla, farklı malzemeler birleştirilerek imal edilen, bileşik malzemeler, bu konuda difüzyon kaynağını avantajlı kılmaktadır.

Elektrik alanında, esnek durumdaki iletken uçlar (bunlar çok sayıda levhacığın birleşmesinden meydana gelmişlerdir) difüzyon kaynağı ile birleştirmeye üretilmiştir. Bu konuda diğer potansiyel uygulamaları ısı değiştiricilerinin kaplanması ile gelişmiş malzemelerin metal matrisli kompozit ve seramiklerle birleştirilmesidir (Spanswick, 1989). Difüzyon kaynağının diğer bir potansiyel uygulama alanı biyo-medikal mühendislik dalıdır. Özellikle, çeşitli metal protezlerin, seramiklerle kaynağı veya kaplanması bu konuda yenidir.

Günümüzde difüzyon kaynağı çok sayıda ve değişik malzemelere farklı alanlarda ve farklı amaçlarla geniş bir şekilde uygulanmaktadır. Birbirinin aynı ya da farklı birçok malzeme bu kaynak yöntemiyle birleştirilebilmektedir. En başarılı ve yaygın uygulama titanyum alaşımlarından uçak parçalarının yapımında görülmektedir (Mutoh ve diğ., 1989). Son zamanlarda Ti-alüminidleri, yüksek mukavemetli Al-alaşımları (Al ve Li gibi), Ni-esaslı alaşımlar, metal-matrisli kompozitler difüzyon kaynağıyla birleştirilmiştir (Ostyn, 1987). Titanyumun difüzyon kaynağına elverişli olmasının sebebi kendi oksidi de dahil olmak üzere, yüzey atıklarını, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulandığı zaman çözeltiye alabilme kabiliyetidir. Titanyumu difüzyon kaynağı açısından kaynağa elverişli kılan bir diğer husus da yüzeyinin temizlemeye ihtiyaç göstermemesidir. Titanyumun ergime kaynağına uygun olmaması da, bu metalin difüzyon kaynağı ile birleştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Süperplastik titanyum alaşımları 880 °C ile 940 °C sıcaklıklarda 0,6 ile 2 MPa basınç altında 3 saat süre içinde kolayca birleştirilebilmektedir (Partridge, 1989). Ti alaşımlarının difüzyon kaynağında kullanılan ara tabakalar, saf titanyumdan oluşmaktadır. Ti alaşımından mamul fan kanatçıklarının difüzyon ile lehimlenmesinde ise Cu ve Ni ara tabakalar kullanılmaktadır. Ti

alaşımları ile, paslanmaz çelik arasında yüksek mukavemetli katı hal difüzyon kaynağı gerçekleştirilmiştir. Ancak TiFe, TiFe₂, TiCr₂, Ti₂Ni gibi bileşiklerle ana metaller arasında intermetalik fazların oluşması sebebiyle bağlantının mukavemeti azalmaktadır (Williamson, 1986). Ayrıca son yıllarda difüzyon kaynağının uygulama alanlarına, referans ve kalibrasyon bloklarının üretimi de girmiştir. Özellikle hassasiyetin ve mukavemetin sağlanması amacıyla, farklı malzemeler birleştirilerek imal edilen, bileşik malzemeler, bu konularda difüzyon kaynağını üstün kılmaktadır. Kısa veya uzun fiberli, MMK'ların seramiğin seramikle ve metallerin seramikle difüzyon kaynağında büyük ilerlemeler sağlanmıştır. Seramiklerin mükemmel korozyon ve aşınma dirençleri sebebiyle birçok ülkede çalışılmasının yanı sıra, süneklik yetersizliği, kusur hassasiyeti ve çok değişken olmaları gibi olumsuz özelliklerinden dolayı difüzyon kaynağı çıkar yol olarak görülmektedir (Partridge, 1989).

Yüksek karbonlu düşük alaşımlı çeliklerin süperplastik halde difüzyon kaynağı, düşük sıcaklıkta (650 °C) malzemenin iç enerjisinden faydalanarak gerçekleştirilmiştir. Ancak düşük alaşım oranlarında ya da yüksek sıcaklıklarda süperplastik özelliğin kaybolduğu tespit edilmiştir (Taşkın, 2000).

5. 3. Alüminyum alaşımlarının Difüzyon Kaynağı

Bu alaşımların difüzyon kaynağı, kararlı yüzey oksitleri yüzünden güçleşmektedir. Bununla beraber; birleşme bölgesinde yüksek sıcaklık ve büyük ölçekli deformasyon (örneğin haddeleme ile birleştirme) uygulanmasının, kararlı oksit tabakalarını kırdığı ve yüzey kaplama (iyonik kaplama) ya da ara tabaka kullanılması ile daha düşük basınç altında difüzyon kaynağı yapmanın kolaylaştığı Salehi (1990) ve Partridge (1989), tarafından tespit edilmiştir. Öte yandan, süper plastik Al-alaşımlarının ve Al-metal matrisli kompozitlerin geliştirilmesi, yüksek mukavemetli difüzyon kaynağı ihtiyacını artırmaktadır.

Alüminyum ile metalurjik olarak uyum göstermeyen bakır arasında da difüzyon kaynağı uygulanmıştır. Al ile Cu' ın difüzyon kaynağı 520 °C'lik sabit sıcaklık, 15 dakikalık süre ve 0,25 ila 1,60 MPa'lık basınçlarda yapılarak, en büyük problemin metaller arası bileşik ve ara fazlar olduğu tespit edilmiştir (Calvo, 1988).

5. 4. Difüzyon Kaynağı Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları

5. 4. 1.Yöntemin avantajları;

- 1) Çok farklı malzemelerde, homojen ve gerilmesiz bağlantılar hazırlanmasını

mümkün kılar,

- 2) Ergitme kaynağı ile birleştirilemeyen malzemelerin birleştirilmesine imkan verir,
- 3) Herhangi bir özel ihtiyaca cevap vermeyen farklı yüzey geometrilerine sahip parçaların birleştirilmesini mümkün kılar. Bununla beraber basınç uygulanması sınırlayıcı bir faktör olabilir. Malzemeler katı halde birleştirilir.. Metalurjik şartlar genellikle uygun ve kolayca etkilenebilir durumdadır. Çünkü çekme az, gerilmeler küçüktür,
- 4) Parçalardaki deformasyon çok küçük sınırlar içerisinde tutulabilir. Dolayısıyla pek çok uygulamada ikinci bir işlem gerekmez,
- 5) İşlem tam otomatik hale getirilebilir. Dolayısıyla kalifiye elaman ihtiyacı azalır.

5. 4. 2. Yöntemin dezavantajları;

- 1) Yüksek donanım maliyeti,
- 2) Çok temiz ve hassas yüzey hazırlama ihtiyacı ve koruyucu gaz atmosfer gereği,
- 3) Bazen çok uzun sürelerin gerekmesi,
- 4) Özel bir kaynak hücresi gerektirdiği için parça boyutları büyüdükçe maliyetin artması.

Bu eksiklikler, işlemin klasik kaynak yöntemlerinin yerini almasına engeldir. Fakat özel kaynak problemlerini çözmede bu yöntemi kullanmak gerçekten etkileyicidir (Koçer, 1999).

Tablo12' de bazı metal çiftlerinde uygulanan basınç miktarları ve çekme testi sonucu birleşebilirlik verim oranı verilmiştir.

Tablo 12. Difüzyon kaynaklı birleştirmelerde birleşebilirlik oranı (Orhan, 1996).

Malzeme kombinasyonu	Birleşme mukavemeti (MPa)	Çekme testi ile birleşebilirlik verim oranı (%)
Yumuşak Çelik / Yumuşak Çelik	465	100
HSS Çeliği / HSS Çeliği	1160	90
Yumuşak Çelik / Dökme Demir	430	100
Paslanmaz Çelik / Dökme Demir	525	100
Dökme Demir / Alüminyum	865	100
Yumuşak Çelik / Alüminyum	155	50
Alüminyum / Alüminyum	155	50
Alüminyum / Bakır	140	70
Bakır / Nikel	215	100
Bakır / Bakır	215	100
Nimonik /Nimonik	910	90
Stellite / Stellite	925	90
Titanyum / Titanyum	1065	100

Seramiklerdeki en etkin gelişmelerden birisi, stabilize edilmiş zirkonyum ve Al_2O_3 kompozitlerinin süper plastik hale getirilebilmesidir. Bunun difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliği için doğrudan bazı göstergeler mevcuttur. Çünkü, süper plastik şartlar altında gayet iyi ara yüzey temasına ulaşılmaktadır. Mutoh, $BaCO_3$, Y_2O_3 ve CuO 'un uygun oranlarda karıştırılıp havada 12 saat süreyle $930\text{ }^{\circ}C$ 'de, kalsine edilmesiyle elde edilen $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ seramiğinin difüzyon kaynağını incelemiş ve ara tabaka kullanmadan 900 ila $950\text{ }^{\circ}C$ 'de 4 saatten uzun kaynak süresiyle birleştirmeyi başarmıştır.

5. 5. Difüzyon kaynağının diğer kaynak metotlarıyla karşılaştırılması

1. Difüzyon kaynağı, esas itibarıyla difüzyon kontrollü bir tekniktir,
2. Ergitme kaynağında görülen deformasyonlar, ön ve son tavlama ihtiyaçları, bu teknikte gerekmez,
3. Bu teknikle, metalurjik açıdan uyumsuz, birbirinden tamamen farklı iki metal veya metal bir malzeme, metal olmayan başka bir malzeme ile birleştirilebilir,
4. Birleşme süresi, bağlantı alanından bağımsızdır. Dolayısıyla, bir defada geniş alanlı ya da karmaşık şekilli bağlantılar birleştirilebilmektedir,
5. Uzun ortamında birleştirmeye imkan sağlamaktadır,
6. Birleştirme esnasında, ana malzemelerde istenmeyen metalurjik yapıların oluşma ihtimali düşüktür,
7. Seramiklerin kaynaklarında en önemli faktör, malzemelerin gevrekliğidir. Bu ise, kaynak edilmesi gereken bölgenin deforme olmaması anlamına gelir. Dolayısıyla, bu metal seramik ve kompozitlerin, metal ve diğer malzemelerle birleştirilmesinde günümüzde en verimli ve etkili bir metottur,

Difüzyon kaynağının bazı dezavantajları da vardır. Özellikle uygulama ortamının bazı özellikler gerektirmesi ve pahalı bir teknik olması önemli dezavantajlar olarak gösterilebilir (Taşkın, 1996).

5. 6. Difüzyon kaynağı teknikleri

Difüzyon kaynağı, günümüzde iki maksatla yapılmaktadır:

- a. Bilimsel çalışmalar için araştırma gayesiyle,
- b. Bu tekniği kullanarak, bir parçayı üretmek için. Bunlardan birincisi ile teste tabi tutulabilecek difüzyon kaynağı tipleri geliştirilirken; ikincisi ile istenen elemanı elde etmek mümkün olur.

Birleştirilen malzemeler arasında ilave bir malzeme (levha) kullanılıp kullanılmamasına

göre difüzyon kaynağı üçe ayrılabilir;

1. Difüzyon lehimleme (ara tabaka kullanılan),
 - a- Tek ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme,
 - b- Birden çok ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme,
2. Ani sıvı faz kaynağı,
3. Direkt difüzyon kaynağı (Zhang, 1987).

Difüzyonla lehimlemede, birleştirilecek yüzeyler arasına, ergime sıcaklığı ana malzemelerinkinden daha düşük, levha şeklinde bir ilave malzeme yerleştirilir. Çok katlı ara tabakalar, hem termal gerilmeyi, hem de diğer gerilmeleri giderici ek bir etkiye de sahiptir (Zhang 1987). Ani sıvı faz kaynağı, ilk safhasında hızlı ısıtma ile, yüzeylerden biri ya da her ikisinin basınç altında, çok kısa bir süre için ergitilip hızla soğutulduğu bir difüzyon kaynağı olarak tanımlanmaktadır. Hem difüzyonla lehimleme, hem de difüzyon kaynağında, yüzeylerin çok hassas bir şekilde işlenmiş olmaları gerekirken, ani sıvı faz kaynağında 80 numara zımpara ya da hassas tornalama ile işlenmesinin yeterli olduğu bildirilmektedir. Difüzyonla lehimlemede ara tabaka olarak, herhangi bir kaplama (iyonik-elektro v.s.) da kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağı, uygulanma ortamına göre;

1. Koruyucu gaz atmosferinde difüzyon kaynağı,
2. Vakum altında difüzyon kaynağı, olarak ikiye ayrılabilir.

Endüstriyel maksatlarla uygulanan difüzyon kaynağı, büyük kütleli parçalara uygulanan difüzyon kaynağı ve ince parçalara uygulanan difüzyon kaynağı olarak ikiye ayrılır. Büyük kütleli difüzyon kaynağı, kalın kesitli işlenmiş parçaların, mekanik olarak uygulanan, nispeten büyük (14 MPa) basınç altında birleştirilmesini ihtiva etmektedir. Ti-6Al-4V alaşımından birçok uçak parçası 10^{-3} Pa vakum altında, 900 °C sıcaklıkta, 2,94 MPa bir basınç uygulayarak 2 saatte kaynak edilebilmiştir (Sunwoo, 1994). Difüzyon kaynağı ile üretilen ağır parçalar, malzeme kullanım ve masrafını azaltmak üzere, karmaşık şekilli, işlenmiş ya da dövülmüş parçaların yerini almaktadırlar (Partridge, 1989). İnce Ti-6Al-4V alaşımlı levhalara da 2 MPa'lık gaz basıncı ile difüzyon kaynağı uygulanabilmektedir. Özetle, difüzyon kaynağı teknikleri aşağıdaki faktörlere göre uygulanmaktadır (Salehi, 1990):

- a. Kaynak atmosferi; hava, soygaz veya vakumdur,
- b. Kaynak basıncı; mekanik, hidrolik, sabit yüklemeli ve diferansiyel termal genleşme şeklinde uygulanabilmektedir,
- c. Isıtma; dirençle ısıtma, ya da endüksiyonla ısıtma şeklinde yapılabilir.

5. 7. Difüzyon kaynağına uygulanan muayene ve testler

Difüzyon kaynağında, bağlantının kalitesini tespit için iki türlü test kullanılmaktadır.

Bunlar:

1. Tahribatlı muayeneler,
2. Tahribatsız muayeneleridir.

5.7. 1. Tahribatlı muayeneler

Çekme testi, bindirme-kayma testi, darbe testi, eğme testidir. Çekme testi, çekme numunesi yapılabilecek uzunluktaki difüzyon kaynaklı malzemeler için uygulanmaktadır. Bindirme-kayma testi, levha şeklindeki malzemelerin bağlantı mukavemetini tespit etmek için kullanılmaktadır. Numuneler, bağlantının mukavemeti ana metalinkinden daha düşük olduğu zaman bile, çentikten kırılmaktadırlar. Bindirme alanı, genellikle, test esnasında eğilmektedir. Bu sebeple, kırılma yükünden doğrudan doğruya hesaplanan kayma mukavemeti, bağlantının mukavemetini vermekten uzaktır (Riches, 1989).

Darbe testi birçok araştırmacı tarafından kullanılmış olmasına rağmen, çentiği birleşme hattına yerleştirme güçlüğü vardır. Bu test daha çok çelikler için kullanışlıdır. Bağlantının darbe mukavemeti, arakesitteki mikro boşluklar yüzünden, birçok halde, ana metalinkinden düşüktür.

Eğme testi, genellikle, numune yuvarlak bir parça tarafından U şeklinde eğilerek uygulanmaktadır. Eğme anında, numunelerin çatlama durumlarına göre, bağlantı kalitesi tayin edilir.

5.7. 2 Tahribatsız muayeneler

Bu muayeneler, metalografi, potansiyel düşmesi (elektrik direnç değişmesi), transmisyon akustik mikroskopi, elektron mikroskobisi, fotoemisyonlu elektron mikroskobisi diye sınıflandırılabilir. Metalografi, difüzyon kaynaklı bağlantıların mikro yapılarının muayenesinde esas metot olmasına rağmen; küçük boşlukların optik mikroskopla tayin güçlüğü, bağlantı kalitesini anlamada etkili bir yol olmasını engellemektedir. Potansiyel düşmesi metodu (verilen akımdaki değişme), daha çok yorulma çatlağı büyümesini tespit için kullanılır. Boşluk tespitinde kullanıldığı zaman ise, ancak büyük boşluklarda iyi sonuç vermektedir.

Geleneksel X ışını ve ultrasonik muayeneler, difüzyon kaynağının iç kesitini

muayenede, mevcut kusurların tespitinde, oldukça faydalıdır. Elektron mikroskobisi, bağlantıdaki ara tabakaların kalınlıklarının tespitinde faydalı olurken, bağlantı mukavemeti hakkında fikir vermektedir. Fotoemisyonsuz elektron mikroskobisi, yüksek sıcaklıklarda, dinamik metalurjik gözlem yapılmasını ve difüzyon kaynağının safha safha izlenmesini mümkün kılmaktadır.



6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. Çalışmanın Amacı

Çağımızda teknolojinin hızla gelişmesi, sanayinin temel girdisi olan malzeme ve malzeme bilimindeki gelişmeleri de beraberinde getirmiştir. Yeryüzündeki hammadde kaynaklarının sınırlı olması ve bu malzemelerin fiziksel ve kimyasal açılardan yetersizliği, malzeme bilimcilerini yeni malzemeler geliştirme arayışlarına sürüklemektedir. SiC tozunun toz metalurjisi yöntemi ile kompozit üretiminde kullanılması da bu arayışların bir sonucudur. Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş malzemelerin difüzyon kaynağı yöntemiyle birleştirilmesi, hem TM ile üretilen malzemelerin orijinal yapısının korunması hem de oluşturulacak malzeme çiftinin difüzyon kaynağı davranışlarının anlaşılması açısından önemlidir.

Kompozitlerin birleştirilmesiyle ilgili deneysel çalışmaları çoğunlukla iki grupta toplamak mümkündür. Bunlar; ergitme kaynak yöntemleri ve katı hal kaynak yöntemleridir. Ergitme kaynak yöntemleri ile yapılan birleştirmelerde bazı problemler mevcuttur. Bunlar; yüksek vizkozite, düşük akıcılık, katılaşmanın kontrolsüz gerçekleşmesi ve istenmeyen reaksiyonların oluşmasıdır. Sıvı kaynak banyosunda, ana metal kendi içerisinde karışırken, takviye metal ergiyik banyosunda ana metalden ayrılarak heterojen bir dağılıma neden olduğundan kaynak kabiliyetini düşürerek zayıf bağların oluşmasına neden olmaktadır. Bu durum aynı zamanda kaynakta mikro ve makro kusurlara yol açtığından kaynak kabiliyetinin düşük olmasına neden olmaktadır. Ergitme kaynaklarında yüksek sıcaklık nedeniyle ana malzemenin özellikleri değiştiğinden, bu durum ergimiş matris ile takviye arasındaki zararlı kimyasal reaksiyonların oluşmasına neden olmaktadır.

Ergitme kaynak yöntemlerinde oluşması muhtemel birleşme problemlerinden dolayı MMK'ları katı hal birleştirme yöntemleri ile birleştirmenin daha avantajlı olduğunu yapılan son araştırmalar ortaya koymuştur. Bir katı hal kaynak yöntemi olan difüzyon kaynağında malzemede istenmeyen mikro ve makro dönüşümler meydana gelmesinden ve kompozit malzemelerin kaynağında ana malzemenin mukavemet değerlerine yaklaşılmışından dolayı, difüzyon kaynak yönteminin daha cazip hale geldiği görülmüştür.

Bu çalışmada sıcak presleme yöntemiyle imal edilmiş AlSiMg-SiC_p takviyeli kompozitlerin difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliği araştırılmıştır. Araştırmada farklı yüzdelerde hazırlanmış kompozit malzemeler aynı basınçlarda, farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir. Çalışmada özellikle, SiC tozlarının birleşme davranışı ve mikro yapıya olan etkisi incelenmiştir.

6.2. Deneyde Kullanılan Matris Malzemesi ve Takviye Elemanı

Bu çalışmada sıcak presleme yöntemiyle imal edilmiş AlSiMg-SiC_p takviyeli kompozitlerin difüzyon kaynak yöntemi ile birleştirilebilirliği araştırılmıştır. Kompozit malzemenin üretiminde matris malzemesi olarak Al-Mg-Si alaşımı seçilmiştir. Takviye elemanı olarak, yoğunluğu 2.3 gr/cm³ ve tane büyüklüğü ortalama 42 µm olan SiC parçacıkları kullanılmıştır. Matris alaşımı içerisine ağırlıkça % 5-10-20 oranlarında SiC takviyesi ilave edilmiştir.

6.3. Kompozit Malzemenin Üretimi

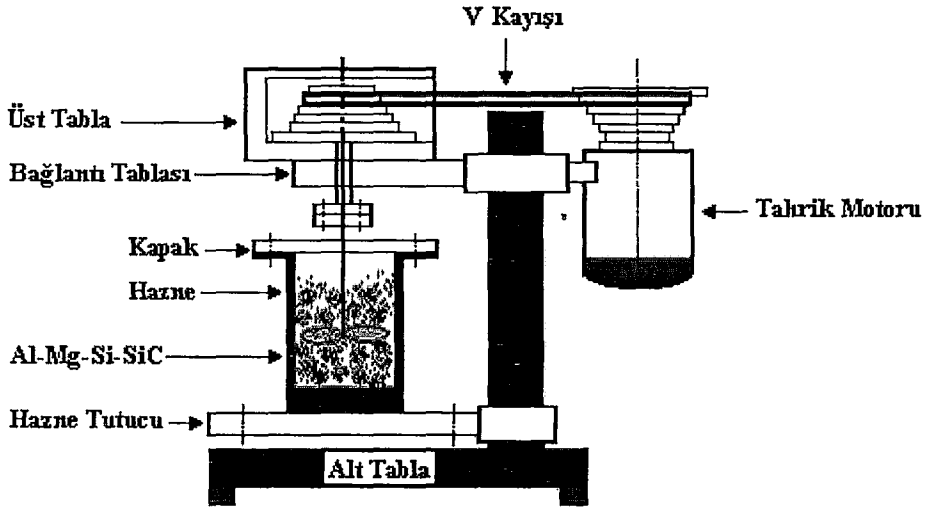
Çalışmada kullanılan MMK malzemenin üretimi, 800 °C sıcaklığa kadar ısıya dayanıklı özel olarak hazırlanmış toz presleme aparatında gerçekleştirilmiştir (Şekil: 6.3). Bu çalışmada kullanılan Al-Mg-Si-SiC MMK malzemenin üretiminde aşağıdaki üretim aşamaları izlenmiştir:

1- % 99 saflıkta alüminyum tozuna (42 µm) ağırlıkça, % 1 Mg , % 3 Si ve % 5-10-20 oranlarında SiC (42 µm) tozları ayrı ayrı Tablo 13' de verilen oranlarda katıldı.

Tablo 13. Tozların ağırlık oranları

Element (% Ağırl.)	Al (gr)	Mg (gr)	Si (gr)	SiC (gr)	Komp.Yoğ. (gr/cm ³)
1	91	1	3	5	2.69
2	86	1	3	10	2.72
3	76	1	3	20	2.76

2- Tozlar, homojen bir dağılım elde etmek için Şekil: 6.1'de görülen mekanik bir karıştırıcıda 10 dk. süre ile karıştırıldı.

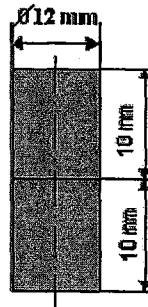


Şekil: 6.1. Mekanik alaşımlama aparatı

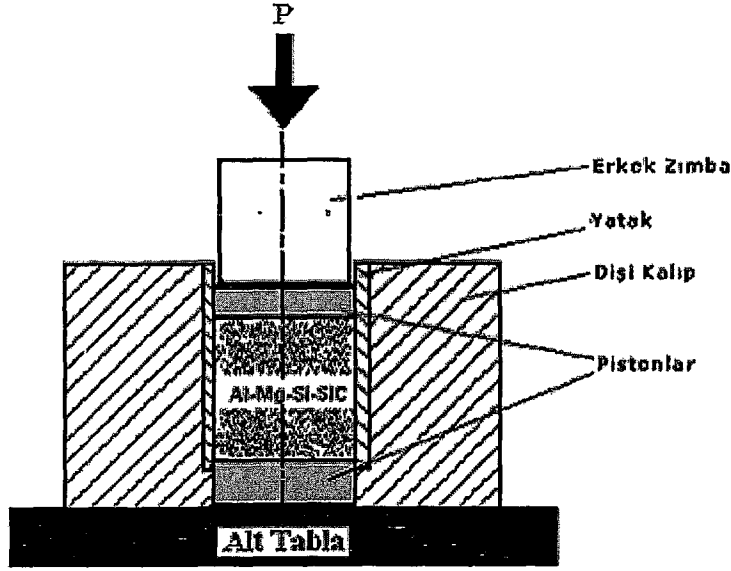
3- Presleme öncesi kalıp içerisindeki toz miktarı hassas terazide tartıldıktan (10^{-4} hassasiyette) sonra, karışım Şekil: 6.3'de görülen toz presleme aparatında 377 MPa'lık yük altında $\phi 12 \times 60$ mm boylarında preslendi.

4- Preslenen numuneler argon atmosferli bir sinterleme fırınında 620 °C sıcaklıkta, 30 dk. süre ile sinterlendi. Sinterlenen numuneler 377 MPa'lık basınç altında 620 °C'de ekstrüze edilerek 12x10 mm ebatlarında difüzyon kaynak numuneleri hazırlandı (Şekil: 6.2).

5- Sinterlenmiş numuneler Şekil: 6.4'de görülmekte olan difüzyon kaynağı aparatı kullanılarak birleştirildi.



Şekil: 6.2. Kaynak edilmiş numune



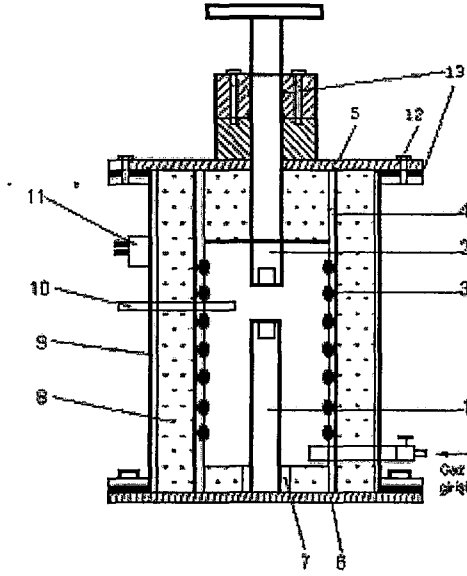
Şekil: 6. 3. Toz presleme aparatı

Tablo:14 Presleme öncesi ve sonrası kompozit boyutları

SiC _p Ağırlıkça (%)	Presleme Öncesi Kalıptaki Toplam Toz Boyut (mm)	Soğuk Presleme Sonrası Kompozit Boyut (mm)	Sıcak Presleme Sonrası Kompozit Boyut (mm)	Sıcak Presleme Sonrası Kompozit Çapı (mm)
5	60	39	34	12
10	60	44	40	12
20	60	49	46	12

6.4. Deney Çalışmalarında Kullanılan Difüzyon Kaynak Makinesi

Difüzyon kaynak işlemi ile parçalar birleştirilmeye başlandığı tarihten itibaren bir çok cihaz geliştirilmiş ve başarıyla kullanılmıştır. Bir çok durumda da difüzyon kaynak işlemi için ısıtma işlemi fırınları kullanılmıştır. Ancak difüzyon kaynağını etkileyen faktörlerin hepsinin birlikte kontrolünü sağlamak oldukça zor olmuştur. Bu sebeplerden dolayı yukarıda bahsedilen parametrelerin hepsinin kontrolünü sağlayabilmek amacıyla difüzyon kaynak işlemleri TR 2002 02710 U sicil numarası ile patent sicili tescil edilmiş olan fırında yapılmıştır.



Şekil: 6.4. Difüzyon kaynak cihazının kesit görünümü

- | | |
|---|-----------------------------------|
| 1. Alt numune tutucu | 8. Alümina yalıtım malzemesi |
| 2. Üst numune tutucu ve yük uygulama kolu | 9. Çelik dış kazan |
| 3. Isıtıcı dirençler | 10. Termokupol |
| 4. Direnç tuğlaları | 11. Elektrik girişi |
| 5. Üst kapak | 12. Üst kapak bağlantı cıvataları |
| 6. Alt kapak | 13. Sızdırmaz üst conta |
| 7. Alt numune tutucu yatağı | |

6.5. Numunelerin Hazırlanması ve Difüzyon Kaynağı Yapılması

Difüzyon kaynak fırını, laboratuvar şartlarına uygun imal edildiği için numunelerin boyutları da difüzyon fırınına uygun olarak, $\phi 12 \times 10$ mm boyutlarında hazırlanmıştır (Şekil: 6.2). Difüzyon fırını içerisi öncelikle iki kez vakum yapılmış, daha sonra ortam argon gazı ile doldurulmuştur. Numunelere 0.07 MPa uygulandığında kaynakta yeterli birleşme sağlanamaz iken, 0.37 MPa ve üzerinde uygulanan basınçlarda malzemenin birleşme arayüzeyinde deformasyon ve çatlaklara rastlanmıştır. Bu nedenle en uygun basınç değeri olarak 0.26 MPa seçilmiştir. Bu basınç değerinde numunelere uygulanacak sıcaklığın tespit edilmesi amacıyla da sırası ile 500, 550, 575, 600 ve 625 °C sıcaklıklarda kaynak işlemi yapılmıştır. 500 ve 550 °C sıcaklıklarda yapılan kaynak işlemlerinde, arayüzeyde yeterli bir birleşme sağlanmadığı görülmüş, 625 °C sıcaklıkta yapılan deneylerde, artan sıcaklıkla birlikte makro düzeyde deformasyon gözlenmiştir. Bu çalışmalardan sonra en az deformasyonun görüldüğü ve en iyi birleşmenin sağlandığı 0.26 MPa yük, 575-600 °C sıcaklıklar ve 20-40-60 dakikalık süreler pilot

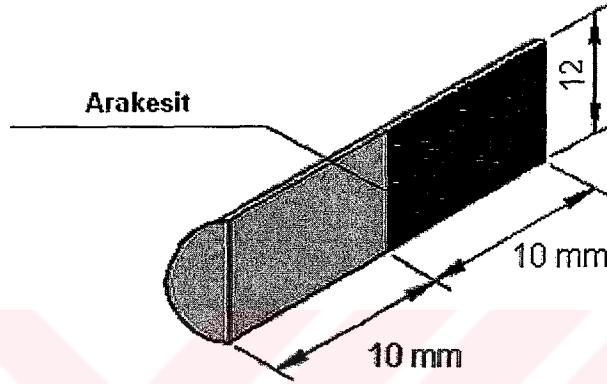
Çalışmalardan tespit edilmiştir. Deney alışmaları da bu değerler dikkate alınarak gerçekleştirilmiştir. Soğuma, 350  C'ye kadar fırında, daha sonra açık havada serbest soğumaya bırakılarak yapılmıştır. Tespit edilen parametreler dikkate alınarak difüzyon kaynakları yapılmıştır. Bu çalışmada kullanılan kaynak değerleri Tablo 15'de görülmektedir.

Tablo:15 çalışmada kullanılan kaynak değerleri

Numune No	Malzeme ifti	Kaynak Basıncı(MPa)	Koruyucu Gaz Atm.	Sıcaklık (�C)	Süre (Dk.)
1	% 5-5 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	20
2	% 5-5 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	40
3	% 5-5 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	60
4	% 10-10 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	20
5	% 10-10 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	40
6	% 10-10 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	60
7	% 20-20 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	20
8	% 20-20 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	40
9	% 20-20 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	575	60
10	% 5-5 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	20
11	% 5-5 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	40
12	% 5-5 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	60
13	% 10-10SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	20
14	% 10-10 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	40
15	% 10-10 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	60
16	% 20-20 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	20
17	% 20-20 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	40
18	% 20-20 SiC Komp. Mlz.	0,26	Argon	600	60

6.6. Sertlik Ölçümleri

Difüzyon kaynak cihazında birleştirilmiş numuneler, Şekil: 6.5’de görüldüğü gibi kesilerek, gerekli yüzey hazırlıkları yapıldıktan sonra mikro sertlik ölçümleri Leica MHF-10 marka test cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümleri Hv sertlik skalası ile 10 gr’lık yük altında gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri kaynak birleşme ara yüzeyinden her iki tarafa doğru 3 adet ve birleşme ara yüzeyinden de 1 adet olmak üzere her numuneden ortalama 7 adet ölçüm yapılmıştır.



Şekil: 6. 5. Mikro sertlik, SEM ve EDS analizlerinin incelenmesi için hazırlanan numuneler

6.7. Kaynak Sonrası Metalografik İncelemeler

Difüzyon kaynağıyla birleştirilen numunelerin, birleşme kalitesini tespit etmek amacıyla, numuneler birleşme bölgesine dik doğrultuda kesildi. MMK malzemelerin mikroyapı karakterizasyonu için numuneler 400, 600, 800, 1000 zımparalar ile zımparalanıp daha sonra alkolle temizlenip 3 mikron elmas pasta ile parlatılmıştır. Keller (190 ml saf su, 2 ml HF, 3 ml HCl, 6 ml HNO₃) dağlayıcısı ile dağlanmıştır. Bu işlemler; Tablo 15’de ki numune çiftlerine ayrı ayrı uygulanmıştır. Bu işlemlerden sonra optik mikroyapılar Nikon EPIPHOT 200 marka metal optik mikroskobu ile çekilmiştir.

6.8. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

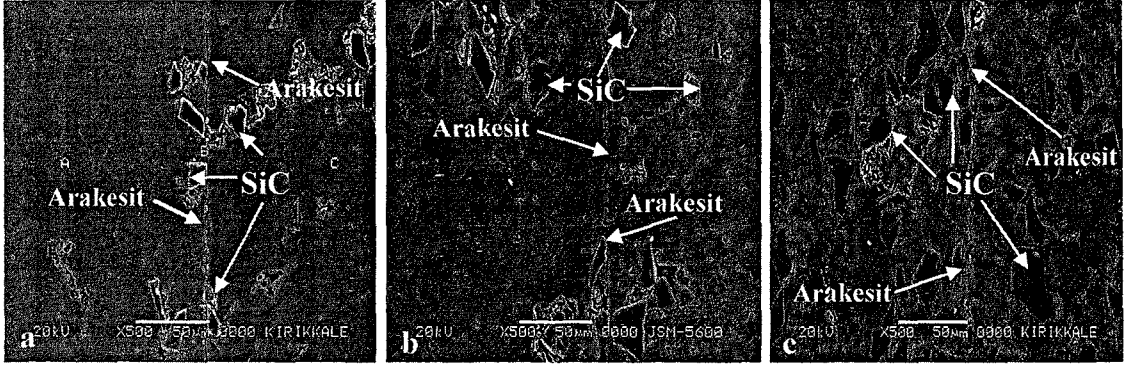
Difüzyon kaynak yöntemiyle birleştirilen numunelerin mikroyapıları JEOL JSM 5600 SEM cihazında incelenmiştir. Aynı cihaz ile numuneler üzerinden farklı bölgelerden EDS analizleri alınmıştır.

7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

7.1. 575 °C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Kompozit Malzemenin SEM Analizlerinin İncelenmesi

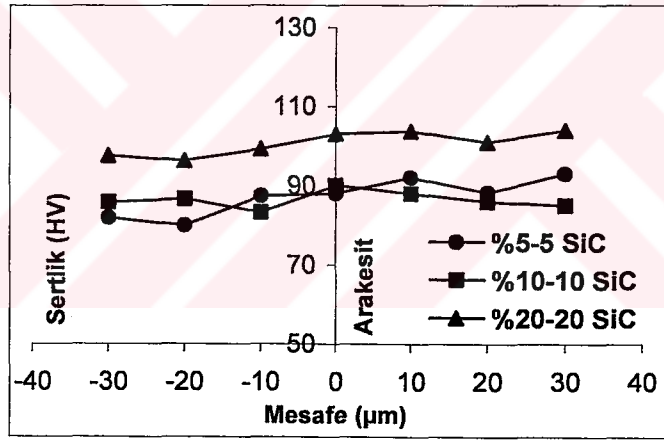
Düşük sıcaklıklarda katı hal kaynak yöntemi ile alüminyum alaşımlarının kaynağı, kararlı oksit tabakası yüzünden zor olmaktadır. Temas eden yüzeylerin oksit tabakası ile kaplanmış olmasından dolayı, arayüzeyin metal-metal teması engellenmektedir. Yüzeylerin parlatılmış ve hassas hazırlanması durumunda düzgün bir oksit tabakası oluşmaktadır. Uygulanan düşük orandaki basınçlarda, basıncın oksit tabakasını parçalayacak değerde olmaması durumunda oksit tabakası kırılmayıp difüzyonu engellediği ve basıncın oksit tabakasını parçalayacak değerde olması durumunda, oksit tabakasının parçalandığı tespit edilmiştir.

575 °C sıcaklıkta ve 20 dakika sürede yapılan % 5-5 SiC içeren kompozit malzemenin difüzyon kaynağında, arakesit bölgesinde yer yer boşlukların meydana geldiği Şekil:7.1-a'da görülmektedir. Kullanılan takviye elemanının (SiC) oranı düşük olduğu için parçacıkların birbiri ile temas ettiği alan çok az olmakta ve dolayısı ile metal-metal teması daha fazla olmasından dolayı daha iyi bir birleşme sağlanmaktadır. 575 °C sıcaklıkta ve 20 dakika sürede yapılan % 10-10 SiC içeren kompozit malzemenin difüzyon kaynağında arakesit bölgesindeki boşlukların % 5-5 SiC içeren numuneye göre daha arttığı Şekil:7.1-b'de görülmektedir. 575 °C sıcaklıkta ve 20 dakika sürede yapılan % 20-20 SiC içeren kompozit malzemenin difüzyon kaynağında arakesit bölgesindeki boşlukların daha yoğun olduğu ve bu boşlukların birleşmeyi engellediği Şekil:7.1-c'de görülmektedir. Bunun nedeni; numunelerde iyi bir birleşmenin sağlanması için burada kullanılan sürenin az olmasıdır. SiC oranındaki artışla birlikte temas daha çok SiC-metal ya da SiC-SiC şeklinde olmakta ve bu da birleşme kalitesini olumsuz yönde etkilemektedir.



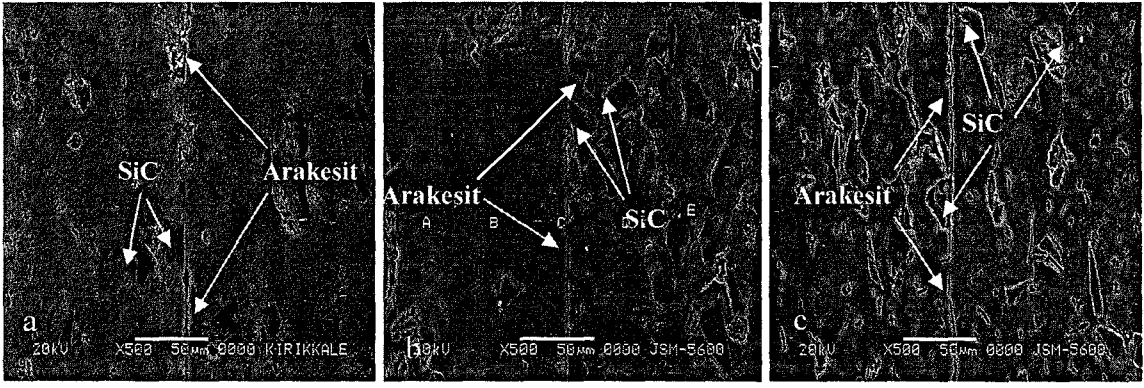
Şekil:7.1 575 °C’de 20 dk’da yapılan difüzyon kayn. a- % 5-5 SiC, b- % 10-10 SiC, c- % 20-20 SiC

20 dakika süre ve 575 °C’de yapılan birleştirmelerin sertlik değerleri Şekil:7.2’de verilmiştir. Arakesit bölgesinde sertlik değerlerin az miktarda arttığı görülmektedir. Arakesite 10 µm mesafeden itibaren sertliğin arakesite doğru çok az miktarda arttığı görülmektedir, bu artışın sebebi arakesite doğru SiC parçacıklarının difüzyonuna bağlanabilir.



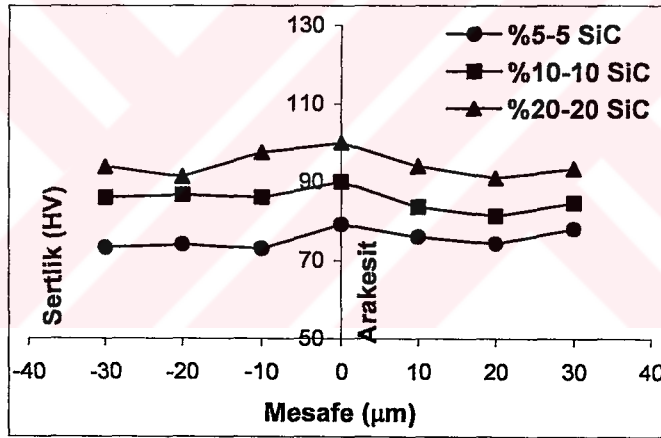
Şekil:7.2 575 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış kompozit malzemelerin sertlik değerleri

575 °C ve 40 dk’da yapılan birleştirmelerde AlSiMg numunelerinde arakesit çizgisi tamamen kaybolmamıştır (Şekil:7.3). Arakesit çizgisi, kaynağın kalitesini belirleyen önemli faktörlerden biri olduğu için, 575 °C ve 40 dk’da yapılan birleştirmelerin metalurjik açıdan yeterli olmadığı söylenebilir. Ancak bu sıcaklık ve sürede yapılan birleştirmeler içinde metalurjik açıdan en iyi birleştirme % 10 SiC içeren numunede elde edilmiştir. % 20 SiC içeren numunede ise SiC parçacıkları arakesite yönelmiş ve arakesitte yığılmıştır (Şekil:7.3-c). Arakesite yığılan SiC parçacıkları kaynağı olumsuz yönde etkilemiş ve kaynak kalitesini düşürmüştür.



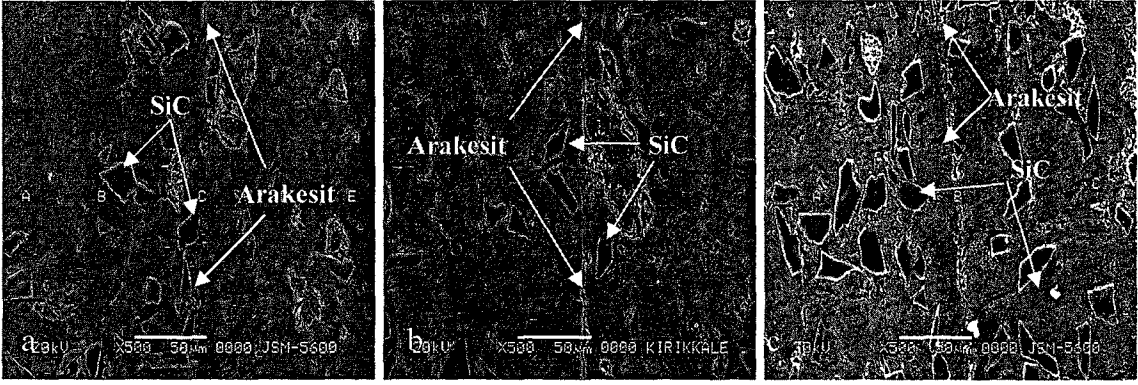
Şekil:7.3 575 °C’de 40 dk’da yapılan difüzyon kayn. a- % 5-5 SiC, b- % 10-10 SiC, c- % 20-20 SiC

40 dakika süre ve 575 °C’de yapılan birleştirmelerin sertlik değerleri Şekil:7.4’de verilmiştir. Sertlik değerlerinde önemli bir fark görülmemektedir, ancak arakesite çok az da olsa sertlikte bir miktar artış vardır. Sertlik değerleri arakesitten 20 μm mesafeden itibaren arakesite doğru artmıştır.



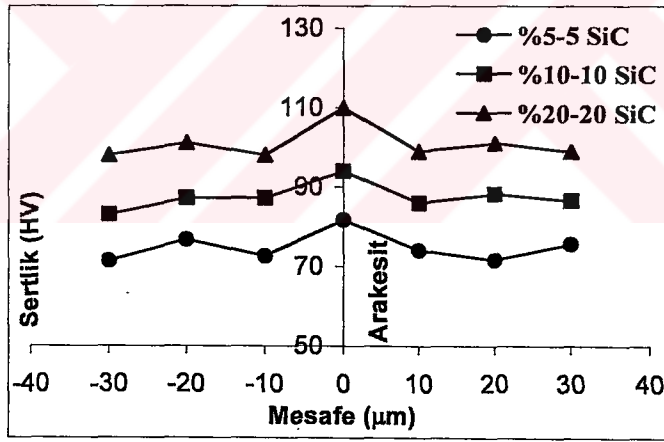
Şekil:7.4 575 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış kompozit malzemelerin sertlik değerleri

575 °C sıcaklıkta ve 60 dakika sürede yapılan % 5-5 SiC kompozit malzemenin difüzyon kaynaklarında, 20 ve 40 dk’da yapılan kaynaklara göre arakesit çizgisinin daha az belirgin olduğu görülmektedir. SiC parçacıkları tüm numunelerde, özellikle de % 20 SiC içeren numunede arakesit bölgesine yığılmıştır.



Şekil:7.5 575 °C’de 60 dk’da yapılan difüzyon kayn. a- % 5-5 SiC, b- % 10-10 SiC, c- % 20-20 SiC

60 dakika süre ve 575 °C’de yapılan birleştirmelerin sertlik değerleri Şekil:7.6’da verilmiştir. Arakesit bölgesinde sertlik değerlerinin 20 dk’da yapılan birleştirmeye göre daha belirgin olarak arttığı görülmektedir. En yüksek sertlik artışı % 20 SiC içeren numunede görülmektedir, bu da % 20 SiC içeren numunede SiC’lerin arakesite daha fazla yığılmasına bağlanabilir.



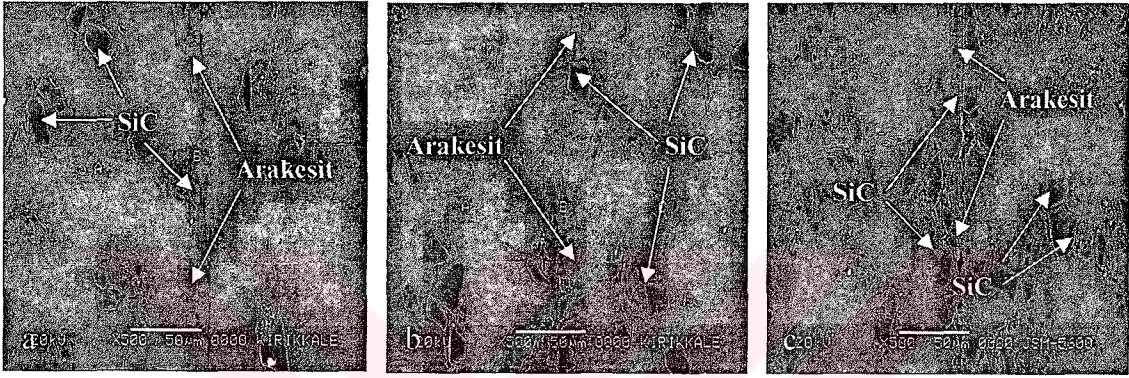
Şekil:7.6 575 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış kompozit malzemelerin sertlik değerleri

7.2. 600 °C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Kompozit Malzemenin SEM Analizlerinin İncelenmesi

Difüzyon kontrollü işlemlerde sıcaklıklardaki değişiklikler, işlemin kinetiğinde önemli değişmeye neden olur. Sıcaklığın artmasıyla birlikte, birleşme ara yüzeyinde atomların hareketi hızlanmakta ve yüzey deformasyonu için kompozit malzeme yumuşamaktadır. Bu sayede yüzeyler, birleşme ara yüzeyinde daha iyi bir temas sağlayarak, daha iyi atom taşınımını sağlar.

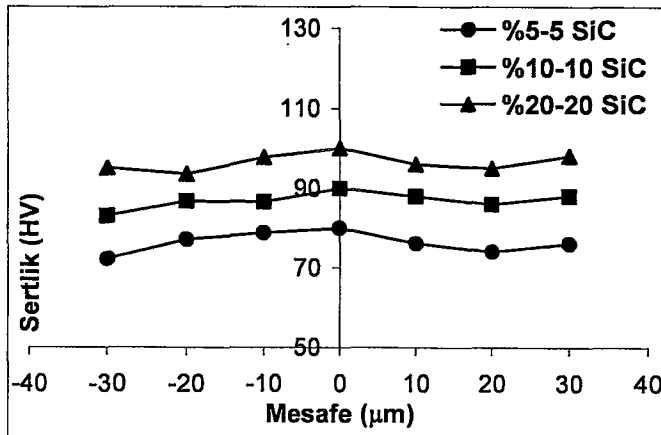
Sıcaklık arttıkça ana malzemenin akma gerilmeleri azalır. Böylece hem ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlülüğünün şekil değiştirmesi kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanı elde etme süresi kısalmıştır.

600 °C sıcaklık 20 dakikada yapılan birleştirmelerde arakesit çizgisinin tamamen kaybolmadığı Şekil:7.7’de görülmektedir. % 5 SiC içeren (Şekil:7.7-a) numunede iyi bir birleşme sağlanmış gibi gözükse de yer yer boşluklar mevcuttur. Metal – metal teması en fazla bu numunede olmasından dolayı en iyi birleşme % 5 SiC içeren numunede gerçekleşmiştir. Özellikle % 20 SiC içeren numunede SiC parçacıkları arakesite yayılmış ve iyi bir birleşmenin gerçekleşmesini engellemiştir.



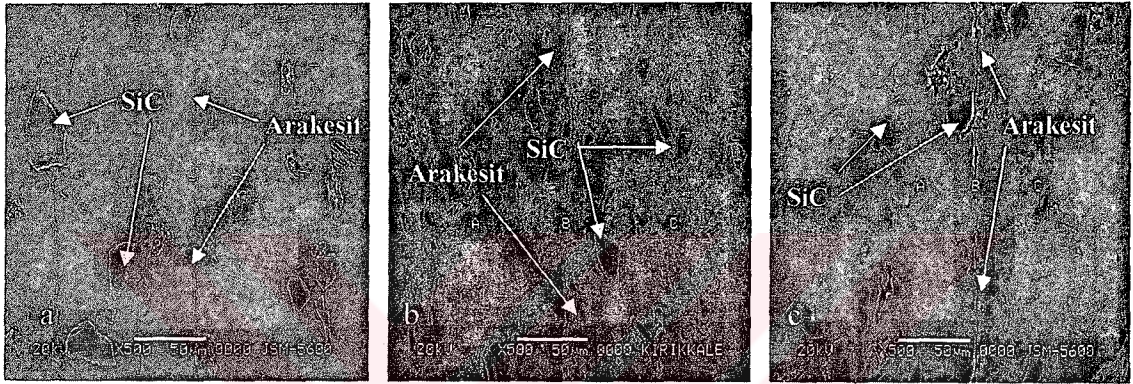
Şekil:7.7 600 °C’de 20 dk’da yapılan difüzyon kayn. a- % 5-5 SiC, b- % 10-10 SiC, c- % 20-20 SiC

20 dakika süre ve 600 °C’de yapılan birleştirmelerin sertlik değerleri Şekil:7.8’de verilmiştir. Arakesit bölgesinde sertlik değerlerin az miktarda arttığı görülmektedir. Arakesite 10 µm mesafeden itibaren sertliğin arakesite doğru çok az miktarda arttığı dikkat çekmektedir. Bu artışın sebebi arakesite doğru SiC parçacıklarının difüzyonuna bağlanabilir.



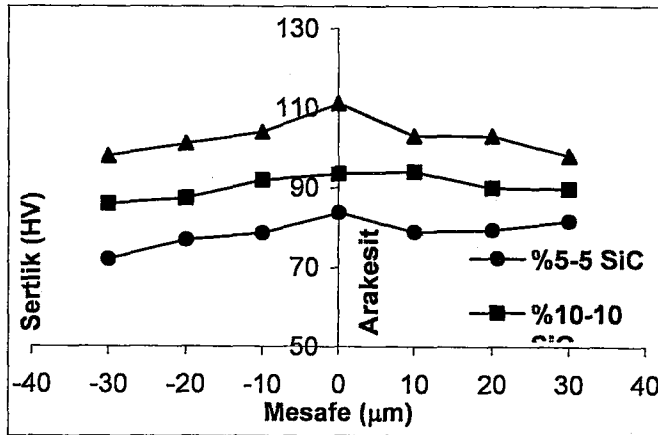
Şekil:7.8 600 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış kompozit malzemelerin sertlik değerleri

600 °C sıcaklıkta ve 40 dakika sürede yapılan % 5-5 SiC içeren kompozit malzemenin difüzyon kaynağında, arakesit bölgesinde boşlukların azaldığı ve 575 °C sıcaklıkta yapılan kaynaklara göre artan sıcaklıkla birlikte metalurjik açıdan daha iyi bir birleşmenin sağlandığı görülmektedir (Şekil:7.9). Düşük SiC içeren numunelerde parçacıkların birbiri ile temas ettiği alan çok az olmakta ve dolayısı ile daha iyi bir birleşme sağlanmaktadır. 600 °C sıcaklıkta ve 40 dakika sürede yapılan % 10 ve 20 SiC içeren kompozit malzemenin difüzyon kaynağında arakesit bölgesindeki boşlukların 575 °C sıcaklıkta yapılan kaynaklara göre biraz daha azaldığı Şekil:7.9-b’de görülmektedir. Bunun nedeni; numunelerde iyi bir birleşmenin sağlanması için burada kullanılan sıcaklığın yeterli olmasıdır.



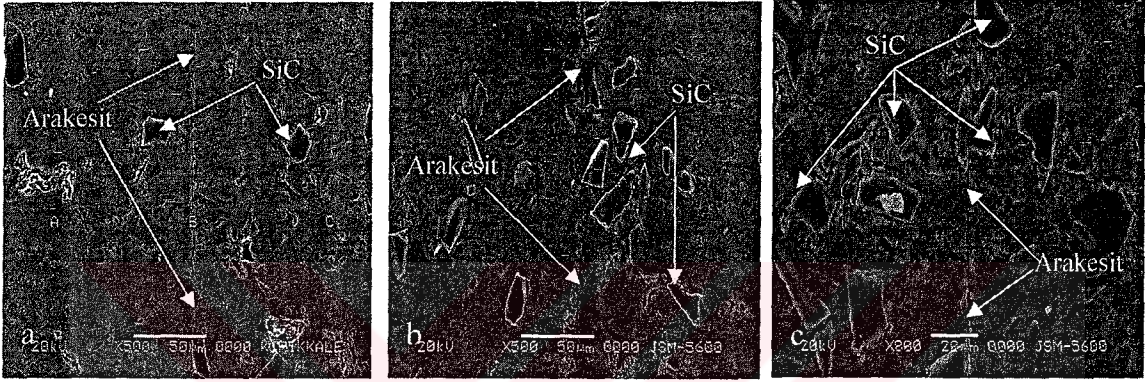
Şekil:7.9 600 °C’de 40 dk’da yapılan difüzyon kayn.a- % 5-5 SiC, b- % 10-10 SiC, c- % 20-20 SiC

40 dakika süre ve 600 °C’de yapılan birleştirmelerin sertlik değerleri Şekil:7.10’da verilmiştir. Arakesit bölgesinde sertlik değerlerin az miktarda arttığı görülmektedir. Arakesite 30 µm mesafeden itibaren sertliğin arakesite doğru çok az miktarda arttığı görülmektedir.



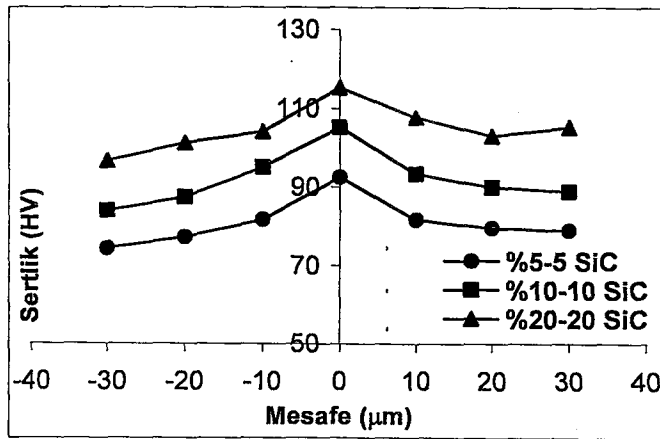
Şekil:7.10 600 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış kompozit malzemelerin sertlik değerleri

600 °C sıcaklıkta ve 60 dakika sürede yapılan % 5-5 SiC kompozit malzemenin difüzyon kaynağında, arakesit çizgisinin tamamen kapanmadığı görülmektedir. 600 °C sıcaklıkta ve 60 dakika sürede yapılan % 10 ve 20 SiC içeren kompozit malzemenin difüzyon kaynağında arakesit bölgesindeki boşlukların diğer birleştirmelere göre azaldığı, özellikle % 10 SiC içeren numunede boşlukların tamamen giderildiği tespit edilmiştir (Şekil:7.11-b). Metalurjik açıdan % 10 ve 20 SiC içeren numunelerde iyi bir birleşme sağlanmış olsa da SiC parçacıklarının 600 °C sıcaklık ve 60 dk. sürede yapılan kaynaktaki arakesitte daha belirgin şekilde yığıldığı görülmektedir. Bunun da kaynak bağıni azaltacağı ve kaynak mukavemetini olumsuz etkileyeceği düşünülmektedir.



Şekil: 7.11 600 °C'de 60 dk'da yapılan difüzyon kayn. a- % 5-5 SiC, b- % 10-10 SiC, c- %20-20 SiC

60 dakika süre ve 600 °C'de yapılan birleştirmelerin sertlik değerleri Şekil:7.12'de verilmiştir. Tüm birleştirmelerde olduğu gibi arakesit bölgesinde sertlikte artış görülmektedir. Sertlik artışı arakesite 30 µm mesafeden itibaren arakesite doğru daha belirgin bir şekilde gerçekleşmiştir.



Şekil:7.12 600 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış kompozit malzemelerin sertlik değerleri

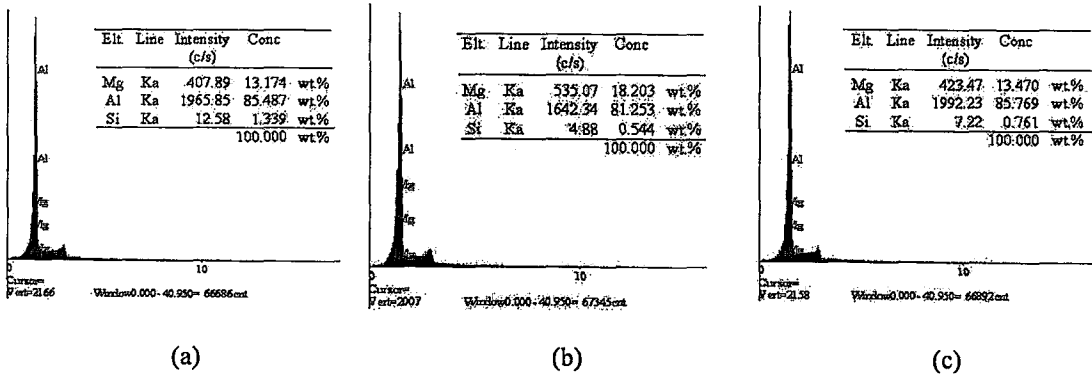
7.3. 575-600 °C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Kompozit Malzemelerin EDS Analizlerinin İncelenmesi

% 5 SiC içeren numunelerin difüzyon kaynaklarında Mg oranı sıcaklık artışıyla ters orantılı olarak değişmektedir. 575 °C’de yapılan birleştirmelerde arakesite Mg’un daha fazla difüze ettiği, 600 °C’de yapılan birleştirmelerde ise Mg difüzyonunun azaldığı görülmektedir. Numunelerdeki SiC artışıyla birlikte arakesit bölgesinde de Si oranı artmış ve bu artışla orantılı olarak ta arakesit bölgesinde Mg oranı düşmüştür.

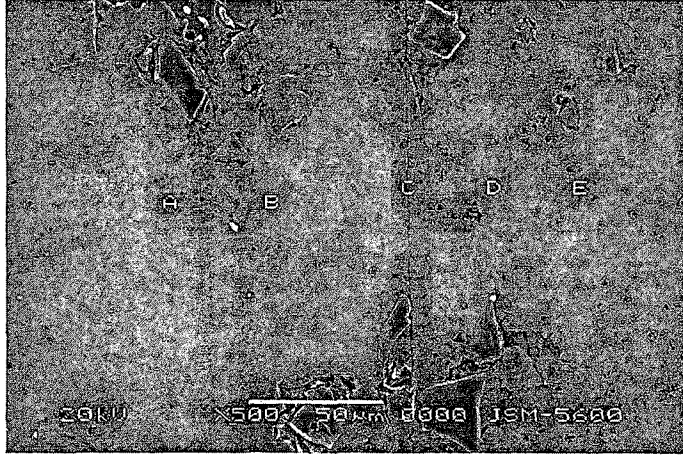
Özellikle % 20 Mg içeren numunelerin 575 °C sıcaklık ve 60 dk. sürede yapılan birleştirmelerinde ve 600 °C’de yapılan birleştirmelerin tamamında Mg oranının belirgin bir şekilde düştüğü tespit edilmiştir. Birleştirmelerin tamamında Al oranında ise belirgin bir fark gözlenmemiştir.



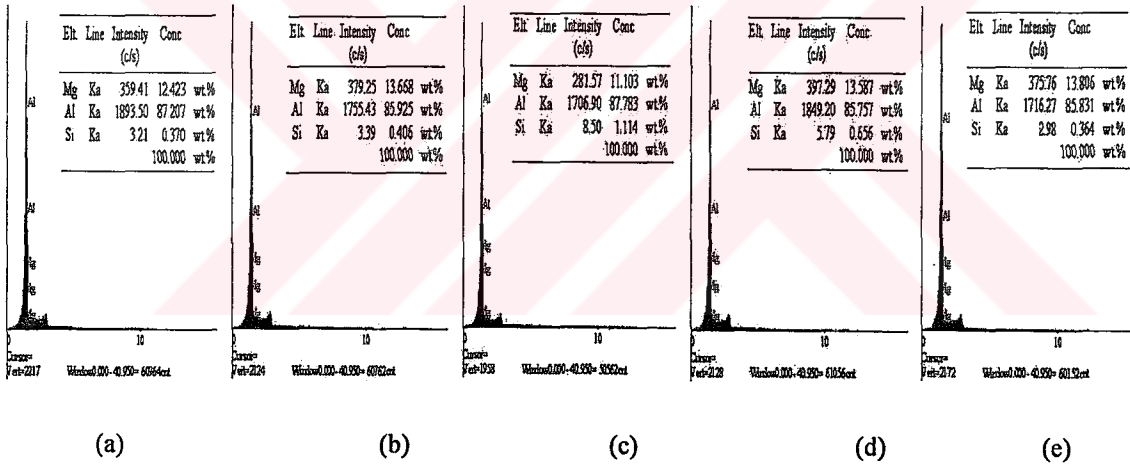
Şekil:7.13 575 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 5-5 SiC Kompozit Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.14 1 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



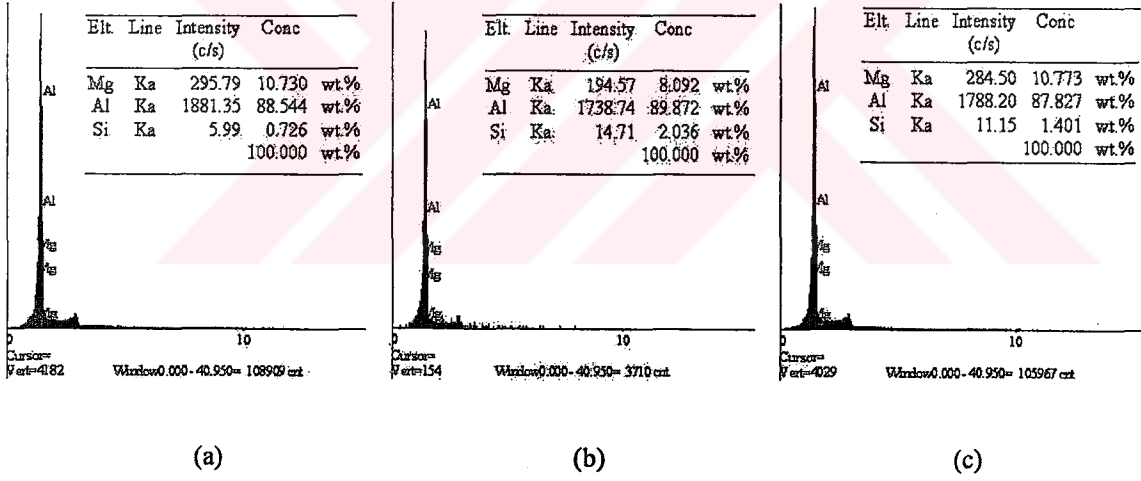
Şekil:7.15 575 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



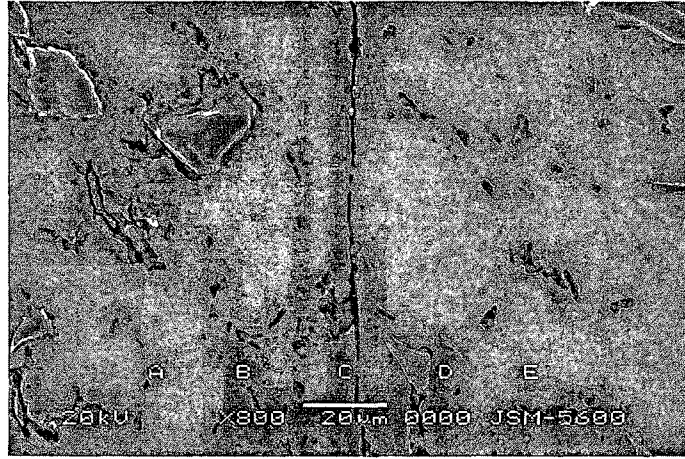
Şekil:7.16 4 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri



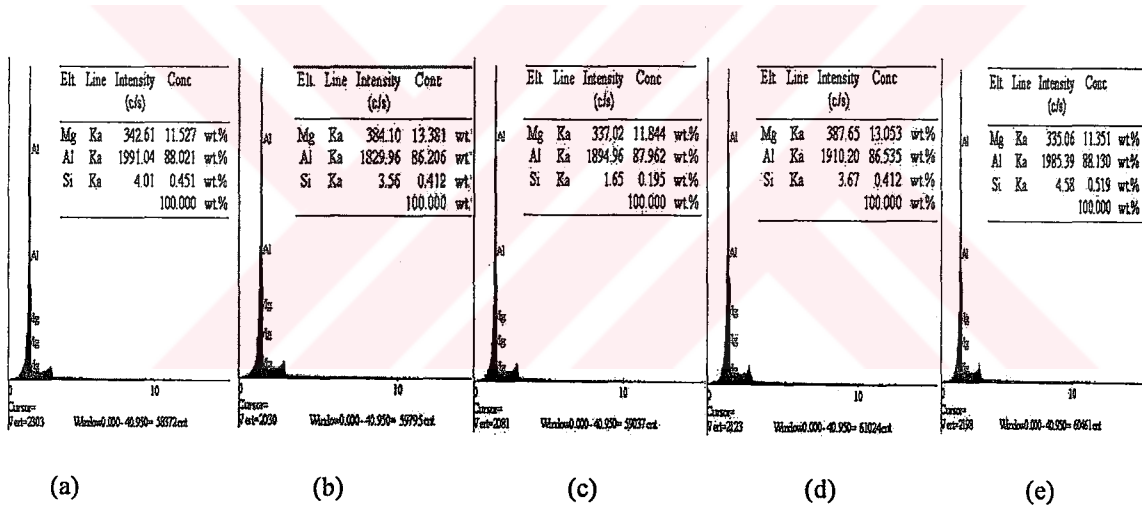
Şekil:7.17 575 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



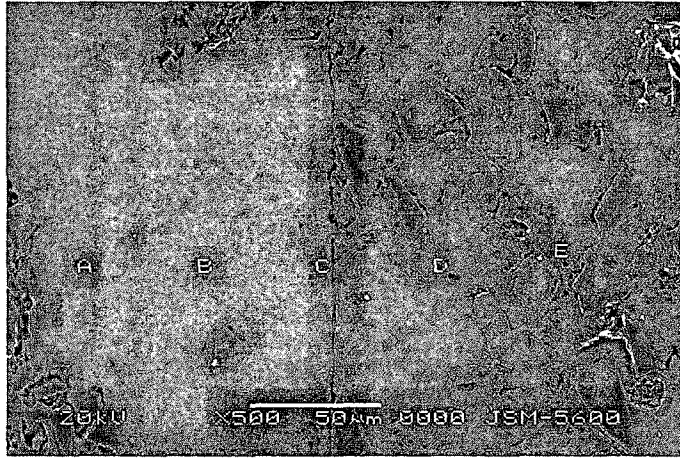
Şekil:7.18 7 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



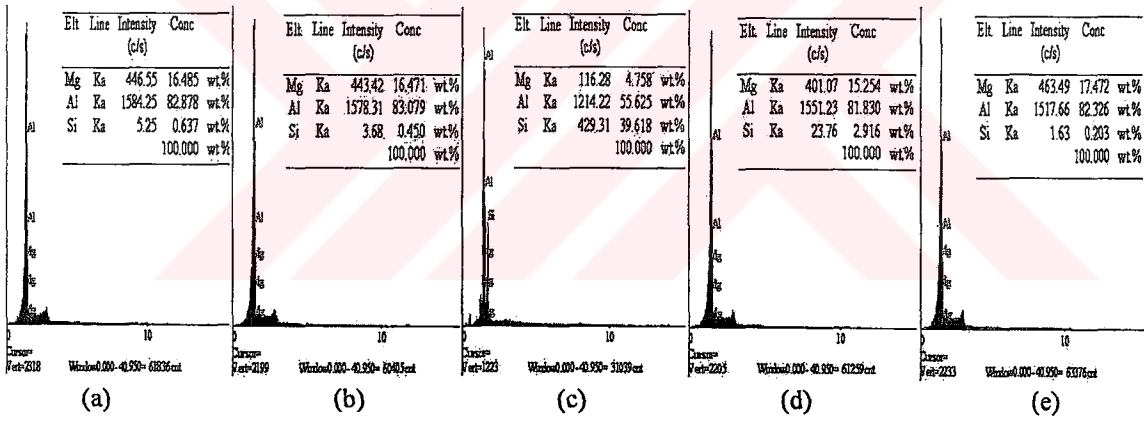
Şekil:7.19 575 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.20 2 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri



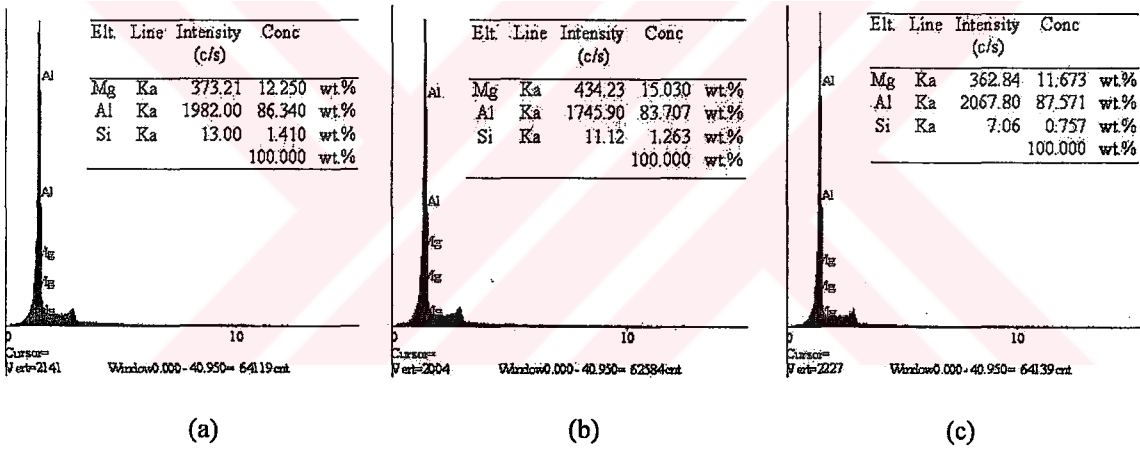
Şekil:7.21 575 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



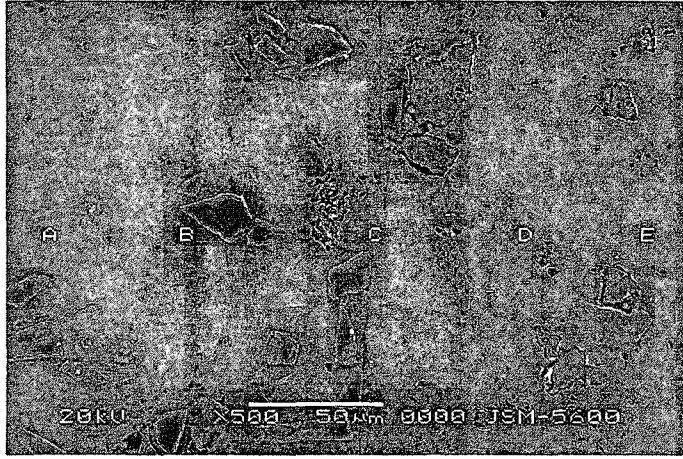
Şekil:7.22 5 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri



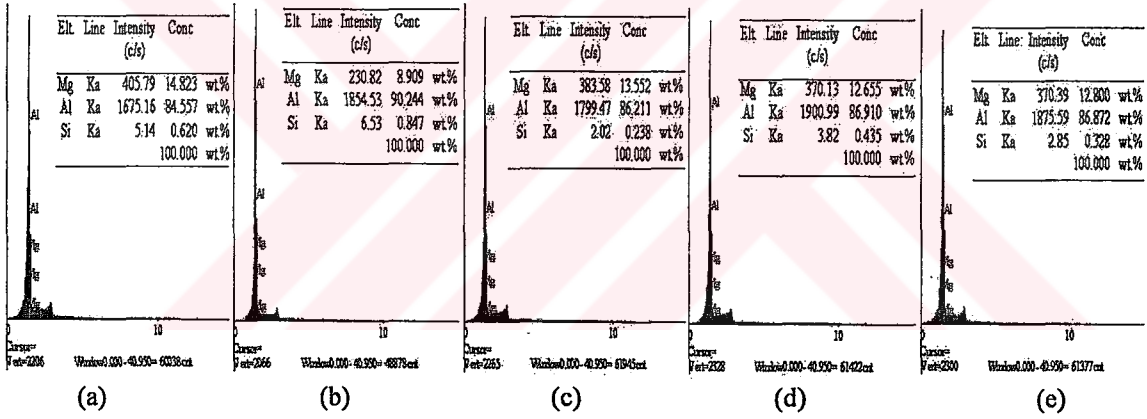
Şekil:7.23 575 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



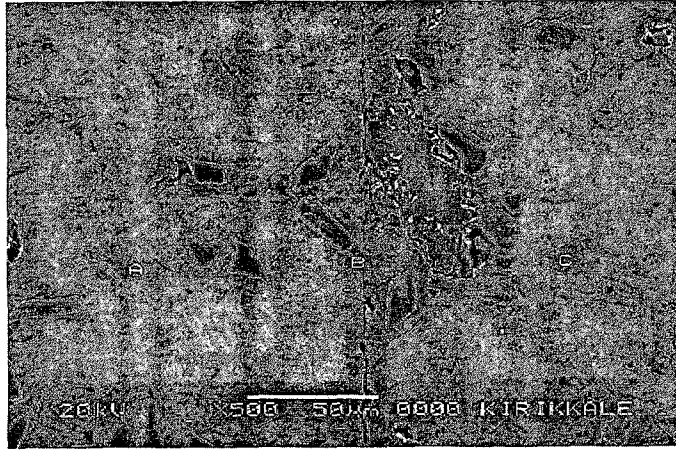
Şekil:7.24 8 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



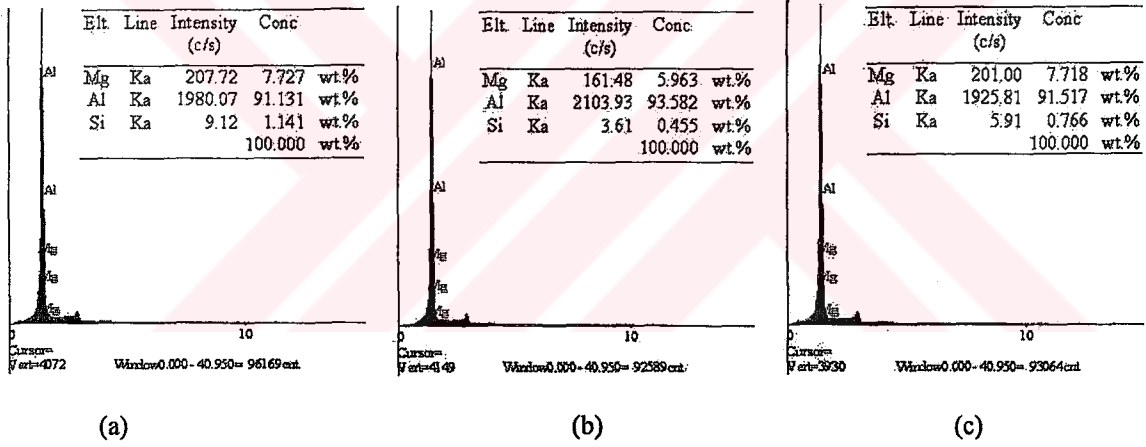
Şekil:7.25 575 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 5-SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.26 3 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri



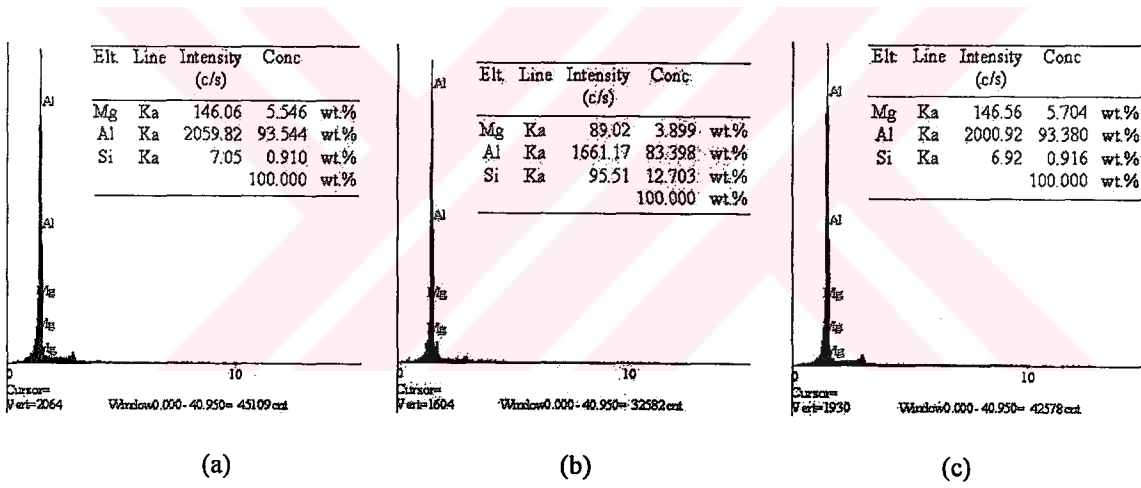
Şekil:7.27 575 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.28 6 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



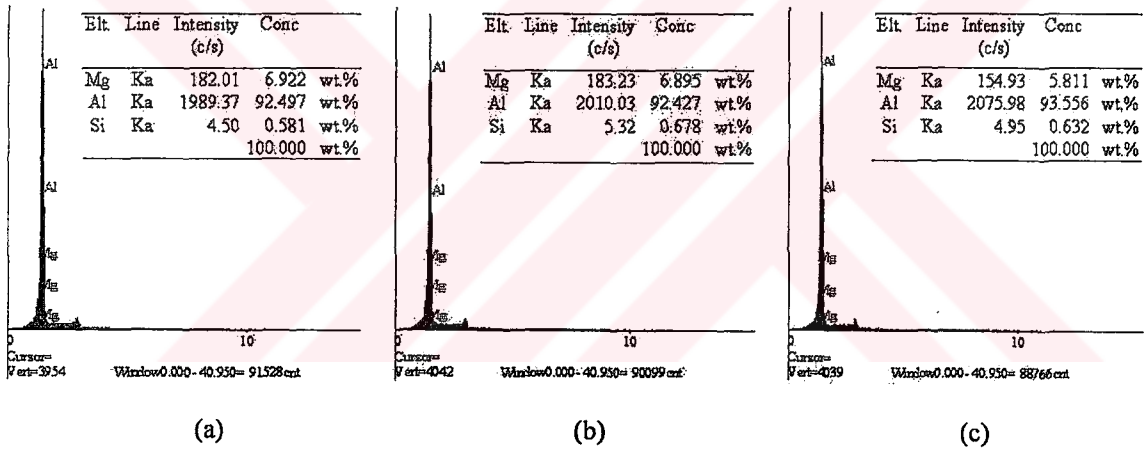
Şekil:7.29 575 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.30 9 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



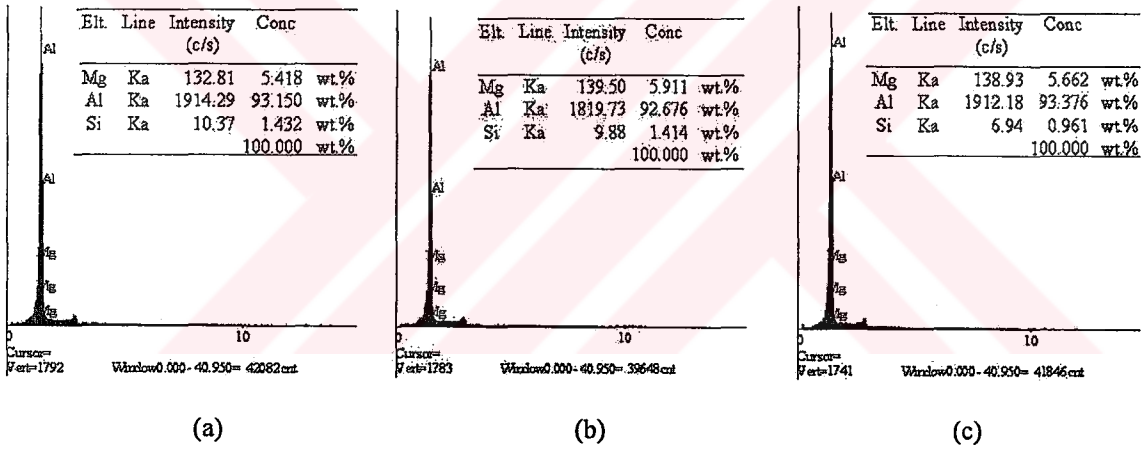
Şekil:7.31 600 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.32 10 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



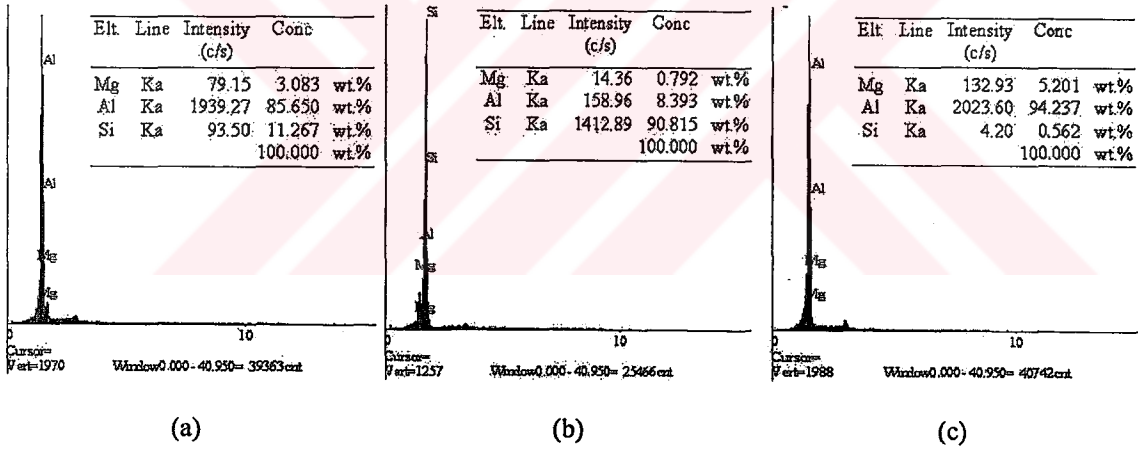
Şekil:7.33 600 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.34 13 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



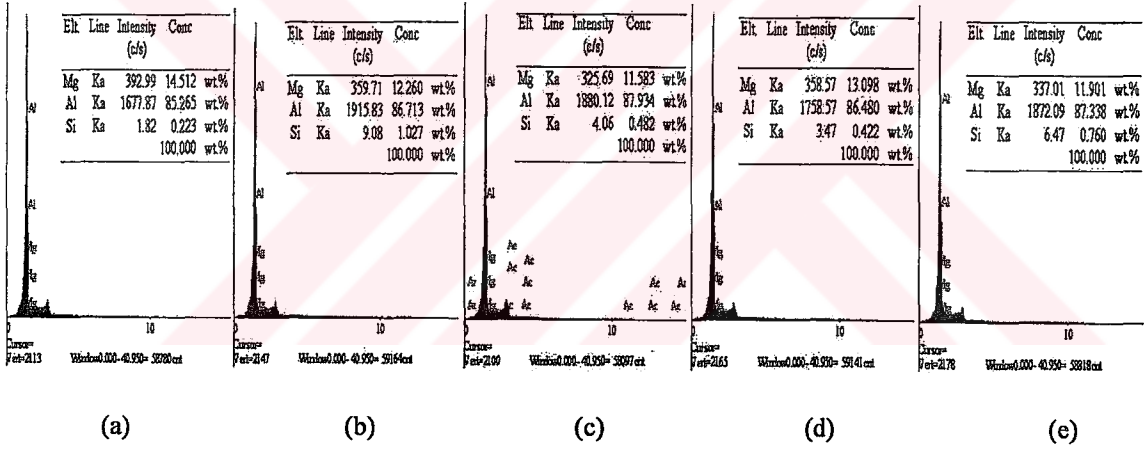
Şekil:7.35 600 °C-20 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.36 16 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



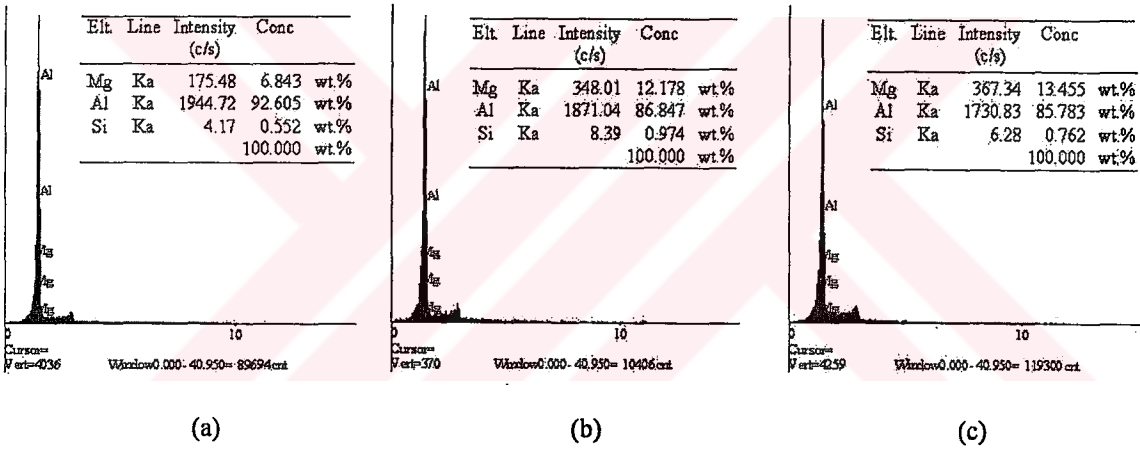
Şekil:7.37 600 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.38 11 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri



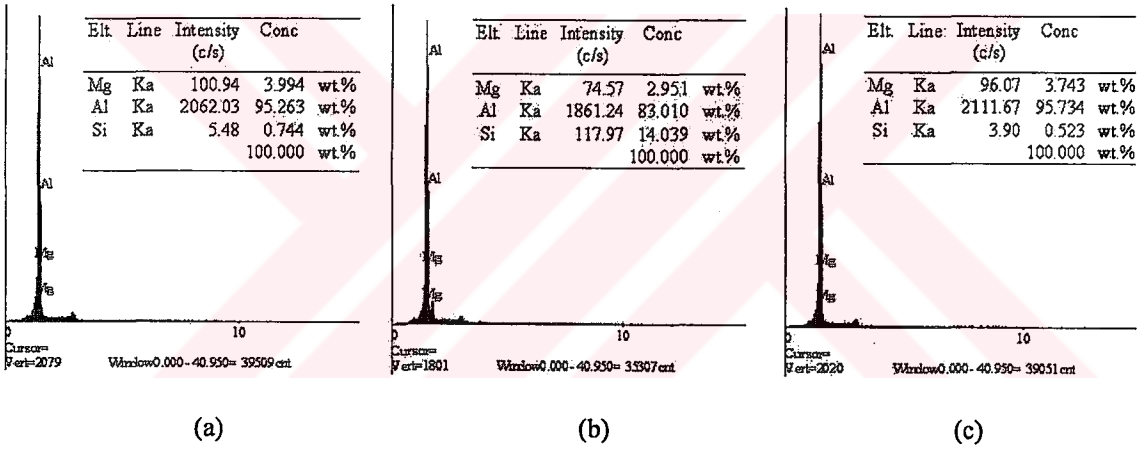
Şekil:7.39 600 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



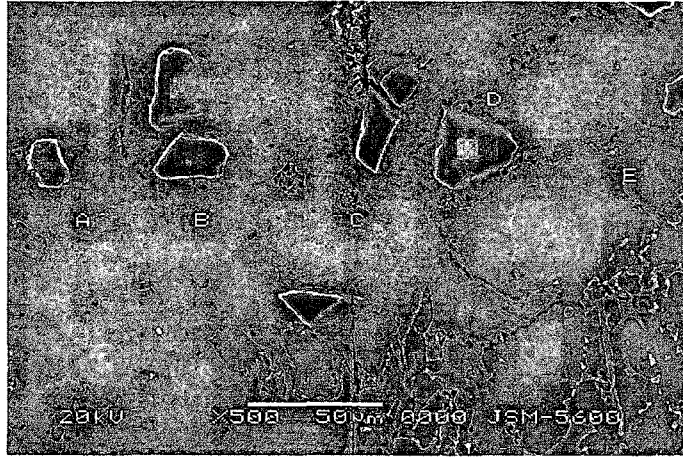
Şekil:7.40 14 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



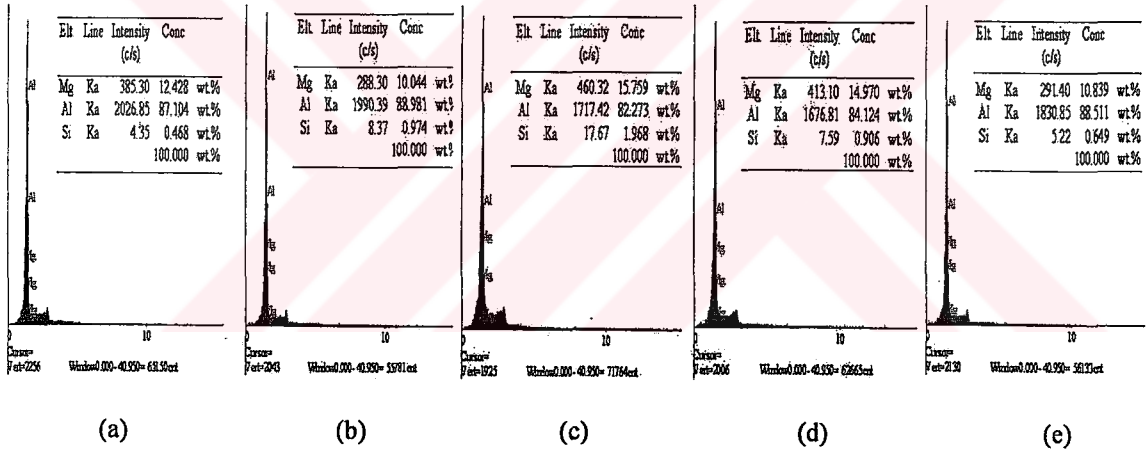
Şekil:7.41 600 °C-40 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.42 17 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



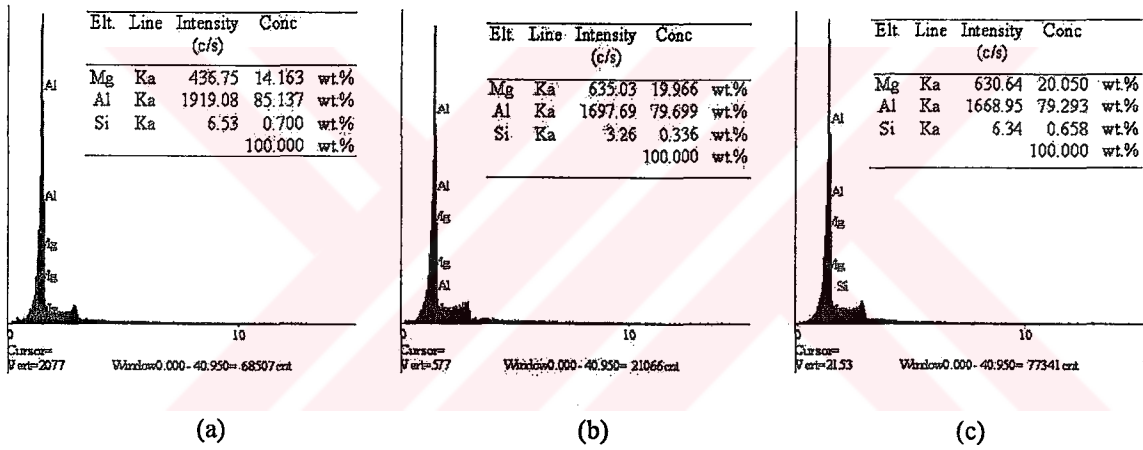
Şekil:7.43 600 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 5-5 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



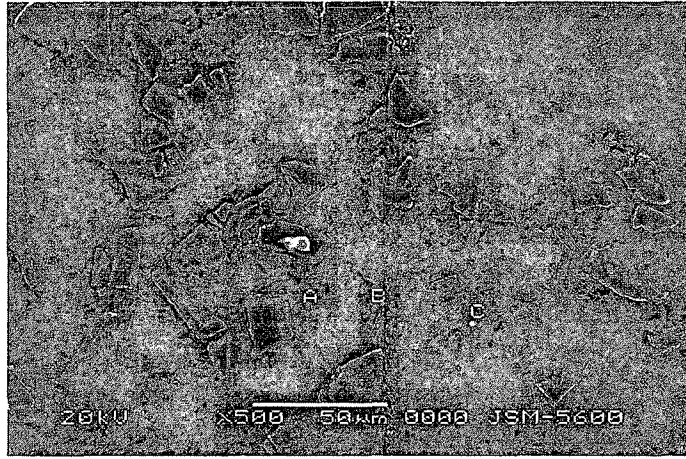
Şekil:7.44 12 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından e) E noktasından alınan EDS analizleri



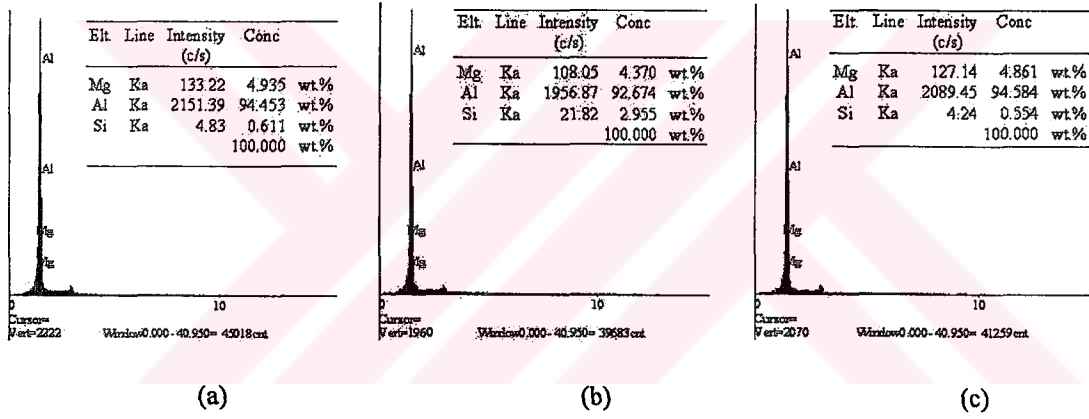
Şekil:7.45 600 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 10-10 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.46 15 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri



Şekil:7.47 600 °C-60 dak. difüzyon kaynağı yapılmış % 20-20 SiC Komp. Malzemenin SEM Analizi



Şekil:7.48 18 nolu numunenin a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri

7.4. Genel Değerlendirme ve Öneriler:

1. Bu çalışmada, ağırlıkça % 5-10 ve 20 SiC_p takviye içeren Al-Mg-Si matrisli kompozitlerin 575-600 °C sıcaklıklarda, 0.26 Mpa basınçta kullanılarak 20-40-60 dakika sürelerde, koruyucu argon gazı atmosferinde difüzyon kaynağı tekniği kullanılarak birleştirilebilirliği araştırıldı ve numunelerin endüstriyel şartlarda birleştirilebildiği tespit edildi.
2. Soğuk presleme sonrası; % 5 SiC içeren kompozitin boyu 39 mm, % 10 SiC içeren kompozitin boyu 44 mm ve % 20 SiC içeren kompozitin boyu 49 mm iken, sıcak presleme sonrası; % 5 SiC içeren kompozitin boyu 34 mm'ye, % 10 SiC içeren kompozitin boyu 40 mm'ye ve % 20 SiC içeren kompozitin boyuda 46 mm'ye düşmüş, dolayısıyla numunelerin boyu % olarak küçülmüştür.
3. % 5-5 SiC içeren numunelerin difüzyon kaynaklarında boşluklar olmasına rağmen tüm sıcaklıklarda birleşme sağlanmış, ancak iyi birleşme 575 °C'de 60 dk'da yapılan kaynakta elde edilmiştir.
4. % 10-10 SiC içeren numunelerde en iyi birleşme 600 °C'de 60 dk'da yapılan kaynakta elde edilmiştir.
5. % 20-20 SiC içeren numunelerde en iyi birleşme 575 °C'de 40 dk'da yapılan kaynakta elde edilmiştir.
6. Numunelerde SiC oranındaki artışla birlikte arakesitteki SiC oranı da artmış ve arakesite yığılan SiC parçacıkları birleşmeyi olumsuz yönde etkilemiştir. Aynı şekilde arakesitte SiC parçacıklarının artışı sıcaklık ve sürenin artışıyla da artmıştır. Arakesitte en fazla SiC yığılması 600 °C'de 60 dk'da yapılan numunede tespit edilmiştir.
7. Tüm numunelerde arakesit bölgesinde sertlikte artış tespit edilmiş, sertlik artışı SiC_p zaman artışıyla paralel olarak artmıştır. Sertlikte bu artış difüzyon için gerekli süre ve sıcaklığın oluşması neticesinde arakesite olan SiC difüzyonunun artmasına bağlanabilir.
8. SiC oranının düşük olduğu numunelerde arakesitte Mg oranı fazla iken SiC oranındaki artışla paralel olarak arakesitte SiC oranı da artmış ve buna bağlı olarak Mg oranı da düşmüştür. Mg'un sıcaklık ve süreyle de ters orantılı olarak arakesitte azaldığı tespit edilmiştir. Mg ve SiC oranları aynı olmasına rağmen 60 dk'lık sürelerde yapılan birleştirmelerde genel olarak arakesitte Mg'un azaldığı tespit edilmiştir.
9. Difüzyon kontrollü işlemlerde sıcaklıklardaki değişiklikler, işlemin kinetiğinde önemli değişmeye neden olmaktadır. Sıcaklığın artmasıyla birlikte, birleşme ara yüzeyinde atomların hareketi hızlanmakta ve yüzey deformasyonu için kompozit malzeme yumuşamaktadır. Bu sayede yüzeyler, birleşme ara yüzeyinde daha iyi bir temas

sağlayarak, daha iyi atom hareketini sağlamaktadır. Sıcaklık arttıkça ana malzemenin akma gerilmeleri azalır. Böylece hem ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlülüğünün şekil değiştirmesi kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanı elde etme süresinin kısaldığı tespit edilmiştir.

Bu sonuçlara göre;

1. Üretilen bu kompozit malzemede ara tabaka kullanılarak difüzyon kaynağı yapılabiliirliğinin araştırılması,
2. SiC_p'lerin sıcaklık, süre ve basınca bağı olarak arakesite difüzyonunun incelenmesi önerilebilir.



KAYNAKLAR

- Akbulut, H., Durman, M., (1995), “SiC Partikül Takviyeli Al-Si Metal Matrisli Kompozitlerin Santrifüj Dökümü”, 8th International Metallurgy and Materials Congress, Vol. 1,1687-1692, 6-9 July, İstanbul.
- Anık, S., Anık, E.S., Vural, M., (1993), “1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı”, 225-226-227 , İ.T.Ü, İstanbul.
- Anık, S ., Anık, E.S.,Vural, M., (1997) , “İmal Usulleri ”, 90-91, İ.T.Ü, İstanbul.
- Anık, S., Anık, E.S., (1997), “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, Birsen Yayınevi, İstanbul, 336.
- Anık, S., (1983), “Kaynak Teknolojisi El Kitabı”, Ergür Matbaası, 1. Baskı, İstanbul.
- Aran, A., (1990), “Elyaf Takviyeli Kompozit Malzemeler”, İ.T.Ü., İstanbul.
- Askeland, D.R., (1989), “The Science and Engineering of Materials”, Van Nostrand, Reinhold Co. Ltd.2. Ed., Hong Kong.
- Aydın, R., (1999), “T/M Çelik Parçalarda Isıl İşlemlerin Mekanik Özelliklere Etkisi”, S.D.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü , Yüksek Lisans Tezi , Isparta, 1-67.
- Beddow, J.K., (1978), The Production of Metal Powders by Atomization, Heiden Ltd, London.
- Buytoz, S., (2001), “Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü , Doktora Semineri , Elazığ.
- Bututaki, T., (1999), “Toz Metalurjisi ile Üretilen Çelik Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Etki Eden Faktörler”, S.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü , Yüksek Lisans Tezi , Isparta, 1-64.
- Calvo, F.A., (1988), Special Features of The Formation of The Diffusion Bonded Joints Between Copper and Aluminum, Journal of Material Science 28, (1998), 2273-2280.

Ceyhun, V., Uzkut, M., Şahin, S., (1996), Difüzyon Kaynağı ve Uygulamaları, “Uluslar Arası Kaynak Teknolojisi 96 Sempozyumu”, Gedik Eğitimi Vakfı Yayını, 178-186.

Cook, C.R., Yun, D.I., Hunt, W.H., (1988), “System Optimization for Squeeze Cast Composites”, Cast Reinforced Metal Composites Proceedings of the International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metals Composites, ASM International Chicago, USA, 195-204.

Çıtak, R., (1998), “Metalik Baryum-Alüminyum Başlangıç Tozlarının Düşük Sıcaklıkta Oksidasyonu ile Alüminyum Kompozit Üretimi”, G.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Ankara.

Cöcen Ü., Önel, K., (2002), “Ductility and Strength of Extruded SiC_p/Aluminium Alloy Composites”, Composites Science and Technology, 62, (2002) 2, 275-282.

Cöcen, Ü., Önel, K. and Özdemir, İ., “Microstructures and Age Hardanability of Al-5 % Si-0.2 % Mg Based Composites Reinforced With Particulate SiC”, Composites Science and Technology, 57, (1997) 7, 801-808.

Deeutchman, A.D., Michels, W.J., Wilson, C.E., (1975), “Machine Desing–Theory and Practise”, Macmillan Publishing Co., Inc., New York, 920.

Derby, B., Wallach, E. R., Diffusion Bonding, Metal Science, 16, (1982), 49-53.

Dixon, R.H.T., (1963), “Powder Metallurgy For Engineers”, The Machinery Publishing Co.

Doehler, H.H., (1974), “Basıncılı Döküm Yöntemleri”, Erkek Teknik Yüksek Öğretmen Matbaası, Ankara.

Donald, R.A., (1988), “Composite Materials”, The Science and Engineering of Materials. SI Edition, Van Nostrand Reinhold. Co. Ltd., 507-546.

Dubrovsky, R., (1986), Solit State Bonding of Copper – Iron Alloys Under Deformation, Advances in Welding Sci. And Tech. TWR 86, Proceed, of an int. Conf, on Trends in Welding in Welding Research.

Egan, P.W., (1980), Diffusion Bonding of Mild Steel, PhD Thesis, University of Belfast, Belfast.

Ejiofor, J.U. and Reddy, R.G., “Characterization Of Pressure-Assisted Sintered Al-Si Composites”, Journal of Materials, 259, (1999) 2, 314-323.

Enjo, I., Ikguchi, M., “Diffusion Bonding of Al-Mg-Si Series 6063 Alloy Reinforced with Alumina Short Fibers”, Trans. of Japanese Welding Research Inst, 16, (1987) 2, 57-64.

Erdoğan, M., (2001), “Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri–Demir Dışı Alaşımlar”, Cilt 2 , Nobel Yayınları, Ankara, 366-386.

ETİBANK AL Tesisleri, (1984), “II. Ulusal Alüminyum Sanayi Kongresi”, Bildiri Kitabı, 385-394, Seydişehir.

Flom, Y., Arsenault, R. J. (1986), “Interfacial Bond Strenght in Aluminium Alloy 6061 SiC Composite Materials”, Science and Engineering, 77, (1986), 191-197.

Fitzpatrick, G.A., “Diffusion Bonding of Aeroengine Components”, Defence Science Journal. 38, (1988), 477-485.

German, M.R., (1984), “Powder metallurgy Science”, MPIF, ABD.

Gou, ZX., (1985), Diffusion Bonding of Superplastic Materials, PhD Thesis, UMIST, Manchester.

Gu, M., Jin, Y., Moi, Z. and Wu, R., “Effect of Reinforcement Oxidation on The Mechanical Properties of SiC Particulate Reinforced Aluminium Composites”, Materials Science and Engineering A, 252, (1998), 188-198.

Gülenç, B., (1995), MIG-MAG Kaynağında Koruyucu Gaz Karışımının Mekanik Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

Gül, F. ve İnem, B., (1997), “Döküm Yoluyla SiC Takviyeli Kompozitlerin Geliştirilmesi”, Savunma Sanayindeki Teknolojik Gelişmeler Sempozyumu, 5-6 Haziran Kara Harp Okulu, Ankara, 999-1005.

Hamill, J.A., (1993), What Are The Joining Proseses, Materials and Tecniques, for Powder Metal Parts, Welding Journal February.

Haufler, G., Mayer, H., (1986), Diffusion Bonding of Cast Iron and EB. Welding Proceed of A Conf, High Temp Alloys for Gas Turbines and Other Applications, 801-810.

Horn, R. Van, (1967), “Aluminium”, 53-325, U.S.A.

Hung, (1995), “Grain Microsturcture Evolution Of Mg(AM50A)SiC_p Metal Matrix Composites”, Sciripta Materialia, Vol. 39, No.8, p.1015-1022.

Johnson, (1985), Contact Mechanics, Birinci Baskı, Cambridge Üniversitesi Yayını, Cambridge.

Kang ve Seo., (1996), “Aluminium Composite”, 57-72.

Kayrak, M.A., (1999), “Havacılık Kompozitleri ve Mukavemet Maliyet Analizleri”, A.Ü. Yayınları, Eskişehir.

Kaya, F., Bowen, P., (1997), “Tensile And Fating and Properties of Ti/SC56 Fibre Crossply Laminates”, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Cilt 1, TMMMOB, İstanbul.

Klaphaak, D. J., (1987), Coated Tools For Machining Aerospace Materials, Carbide and Tool Journal, 19:5:14-16.

Kobayashi, T., Yosino, M., Iwanari, H., Niinomi, M., Yamamoto, K., (1988), “Cast Reinforced Metal Composites Proceedings of The International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metals Composites”, Chicago, USA, 205-210.

Koçer, S., (1999), “Katı Hal Kaynak Yöntemleri”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Semineri, 1-25, Elazığ.

Kurşungöz, N., Kurşungöz, H., (1996), Difüzyon Kaynağı, “Uluslararası Kaynak Teknolojisi 96 Sempozyumu”, Gedik Eğitim Vakfı Yayını, Manisa, 203–211.

Kurt, A., (1996), “Toz Metalden Üretilen Bronz Yatağın Düşük Karbonlu Çeliğe Difüzyon Kaynağı İle Birleştirilmesi”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ.

Kurtuluş, O., (2001), “Alüminyum Alaşımlarının Kaynaklanabilirliği ve Değişik Parametrelerin Mekanik Özellikleri ile Mikroyapısı Üzerine Etkisi”, G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Ankara.

Lancaster, J. F., (1987), Metalurgy of Welding, Allen and Unwin Ltd, London.

Lee, C.S., Li, H. and Chandel, R.S., “Stimulation Model for The Vacuum- Free Diffusion Bonding of Aluminium Metal-Matrix Composite”, Journal of Materials Processing Technology, 89-90, (1999), 344-349.

Lin, B.Y., C. B., Mu, C.K, Wu, W. W. and Hung, C. H., (1999), “The Effect Of Joint Desing And Volume Fraction on Friction Welding Properties of A360/Sic_p Composites”, 100-108.

Linnert, G.E., (1967), Welding Metallurgy, Vol. 1-2, American Welding Society, Miami.

Lloyd, D. J. and Chamberlain, B., (1988), “Properties of Shape Cast Al-SiC Metal Matrix Composites”, Cast Reinforced Metal Composites Edited by Fishman S. G., A. K Dhingra, ASM, Conference Proceedings, 263-269.

Malevsky, Y.B., Nesmikh, V.S., (1981), “Pressure Welding of Bronze to Steel”, Metallurgia, Moscow.

Maruyama, T., Yanigihara, K., Nagata, K., (1993), “High Temperature Oxydation of Intermetallic Compounds of Mo (Si_{1-x}Al_x)₂”, Corrosion Science, 55, (1993), 2-3, 1214-1220.

McLean, A., Soda, H., Xia, Q., Pramanick, A. K., Ohno, A., Motoyasu, G., Shimizu, T., Gedeon, S. A. and North, T., “SiC Particulate-Reinforced, Aluminium-Matrix Composite Rods and Wires Produced by A New Continuous Casting Route”, Composites Part A, 28, (1997) 2, 153-162.

Meahara, Y., Komizo, Y., Langdon, T. G., “Principles of Superplastic Diffusion Bonding”, Materials Science and Technology, 669, (1989) 4, 669-674.

Meijer, G., Ellyin, F., Xia, Z., “Aspects of Residual Thermal Stress / Strain in Particle Reinforced Metal Matrix Composites” Composites Part B: Engineering, 31, (2000) 1, 29-37.

Metals Handbook, (1983), AWS, Cilt 7, ABD.

Metals Handbook, (1984), Welding and Brazing, ASM, HİO.

Metals Handbook, (1992), AWS, Desk Edition, ABD

Mondolf, L.F., (1979), “Aluminum Alloys Structure and Properties”, London, 25-40

Morelli, E.C., Cutard, T., Schaller, R., Bonjour, C., “Processing and characterization of Aluminium-Based MMCs Produced By Gas Pressure İnfiltrasyon”, Materials Science and Engineering, A 251, (1998), 48-57.

Movchan, V.I., Pedan, L.G., Gaidamakin, V.S., “Structural Features of The Transsition Layer Formed in Diffusion Welding of Bronze To Steel”, Metal Science Treatment V. 29, (1991), (553-555).

Mutoh, Y., Ebihara, T., Aizawa, T., (1989), “Japanese Journal of Applied Physics”, 28, 2 (1989) 6, 959-961.

Nagarajan, S., Dutta, B. and Surappa, M. K., “The Effect of Sic Particles on The Size and Morphology of Eutectic Silicon in Cast A356/Sic_p Composites”, Composites Science and Technology, 59, (1999), 897-902.

Orhan, N., (1996), “Difüzyon Kaynağı için Yeni Bir Model ve Dublex Alaşımlara Uygulanması”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ .

Orhan, A., (2003), “Al Matrisli Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Sürtünme Kaynak Yöntemiyle Kaynak Edilebilirliğinin Araştırılması”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Elazığ.

Ostyn, K.M., (1987). Diffusion Bonding Proceed or International Coference. SİS., Symposium Book, Cranfield, UK, 183.

Ögel, B., (1997), “Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler ve İleriye Dönük Beklentiler”, 9 Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Cilt 1, TMMOB, İST, 35-54.

Partridge, PG., (1989). “Diffusion Bonding of Metals”. Agard 168, Published by NATO, Essex/USA.

Phillips, L.N., (1998), “Desing with Advanced Composite Materials”, London, UK, 50-72.

Porter, D.A., Easterling, K.E., (1993), “Phase Transformation in Metals and Alloys”, 2.Ed., Chapmen and Hall Co. London, UK.

Purazrang , K., Abachi, P., Kainer, K. U., “Investigation of the Mechanical Behaviour of Magnesium Composites”, Composites 25, (1994), 296-302.

Ravi Kumar, Dwarakasada, N. V., (1994), “Fracture behaviour of Al-Zn-Mg-/SiC_p Composites”, Journal of Materials Science, 29, (1994), 1533-1539.

Raynor, G.V., (1988), “Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys” The Institue of Metals, London, UK.

Razaghian, A., Yu, D. And Chandra, T., (1998), “Fracture Behaviour of A SiC Particle Reinforced Al Alloy at High Temperature”, Composites Science and Technology, 58, (1998), 293-298.

Riches, S.T., (1989), “Microjoining for Elektroniks ”, Production Engineer, 46.

Ridley, n., Salehi, M. T., Pilling, J. Hamilton, D. L., (1992), Materials Science and Engineering A, 150, (1992) 1, 1-6.

Salehi, M.T., (1990), “Isostatic Diffusion of Some Superplastic Alloys” PhD Thesis, UMIST, Manchester, UK.

Sarıtaş, S., (1992), Toz Üretim Teknikleri, Yüksek Lisans Ders Notları, G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

Shewmon, P.G., (1989), Diffusion in Solids, Mc Graw Hill, Co., New York, USA.

Somunkıran, İlyas., (1999), “Demir Esaslı Mo-Ni-Cu Katkılı Toz Metal Alaşımının Mekanik Özelliklerine Cu Oranının Etkisi”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Elazığ.

Spanswick, O.S., (1989). “Diffusion Bonding–Engineering Application”, Production Engineer, 68.

Sunwoo, A., (1994), “Diffusion Bonding of Al Alloy 8090”, Scripta Metallurgica, 31, (1994) 4, 407 -412.

Surappa, M. K., Rogathi, P. K., (1981), “Preparation and Properties of Cast Alüminium-Ceramic Particle Composites”, Journal of Materials Science, 16, (1981), 983-993.

Şahin, Y., (2000), “Kompozit Malzemelere Giriş”, 1-77, Gazi Üniversitesi, Ankara.

Şahin, Y. and Murphy, S., (1986), “Friction and Wear Behaviour of Unidirectional Borsic Fibre-Reinforced Aluminium Alloy”, 7th International Machine Desing and Production Conference, METU, Symposium Book, 333-342, Ankara.

Şahin, Y., Murphy, S., (1996), “Wear Performance of Aluminium Alloy Composites Containing Unidirectionally-Oriented Silicon Carbide Coated Boron Fibers”, Wear, 197, (1996) 1-2, 248-254.

Şimşek, A., (1997), “5083 Al-Mg Alaşımının Gerilmeli Korozyonu”, S.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Konya.

Şimşek, T., (1984), “II. Ulusal Alüminyum Sanayi Kongresi”, 385-394, Etibank Alüminyum Tesisleri, Seydişehir.

Seçkin, N., (2003), “Al-Mg Alaşımında Mg oranının Mekanik Özelliklere Etkisi”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Elazığ,

Taşkın, M., (1996), “Küre Grafitli Dökme Demir İle Düşük Karbonlu Çeliğin Difüzyon Kaynağı”, Yüksek Lisans Tezi, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Tosun, G., (2000), “Metal matrisli Kompozitlerin Sürünme Özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Topçu, M., Tarakçılar, A.R., Taşgetiren, S., “Kompozit Malzemelerle Konstrüksiyon-1”, Mühendislik ve Makina, 36, (1990) 420, 23-25.

Urena, A., Escalera, M.D., Gil, L., (1999), “Influence of Interface Reactions on Fracture Mechanisms in TIG Arc-Welded Aluminium Matrix Composites”, Composites Science and Technology, 60, (2000) 4, 613-622.

Ünlü, N., Öveçoğlu, L., (1995), “Toz Metalurjisinin Yaygın Kullanım Alanları”, Metal Dünyası, Teknik Yazı, 12-13, İstanbul.

Verhoeven, J.D., (1975), Fundamentals of Physical Metallurgy, John Willey & Sons Inc, USA.

Wallach, E.R., Hill, A., (1989), “Modeling Solit State Diffusion Bondin ”, Acta Metallurgica, 37, (1989) 9, 2425-2437.

Willamson, J.R., (1986), “Superplastic Forming Diffusion Bonding of Titanium”, Proceed The First Int. Conf. Materials in Aerospace, 2. Conf. No: 10817, 373-394.

Yıldırım, M. M., Doğanatan., Z.F., Çakan, A., Pakdil, M., (2001), “Mühendislik Malzemeleri”, Cilt 3, M.K.Ü. yayınları, İskenderun, 78-86.

Yılmaz, M., Durlu, N., Mısırlı, Z., Altıntaş, S., (1995), “Alüminyum Esaslı SiC Takviyeli Kompozitte Ara Yüzey Reaksiyonu”, 8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Cilt 2, TMMOB, Ankara, 60-84.

Yılmaz, O., (1999), “Ostenitik Paslanmaz Çelik ve Cu Çiftinin Difüzyon Kaynağı İle Birleştirilmesinde Kaynak Parametrelerinin Birleşmeye Etkisi”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ.

Yüksel, M., (2001), “Malzeme Bilgisi”, TMMOB, Makine Mühendisleri Odası, Denizli Şubesi, Yayın No:1, Denizli, 287-288.

Zhang, X.-P., Ye, L., Mai, Y.-W., Duan, G.-F., We:, W., “Investigation on Diffusion Bonding Characteristics of SiC Particulate Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites (Al/ SiC_p-MMC)”, Composites Part A:Applied Science and Manufacturing 30, (1999) 12, 1415-1421.

Xu, Z. M., Loh, N.L, Zhou, W., “Hot Isostatic Pressing of Cast SiC_p Reinforced Aluminium-Based Composites”, Journal of Materials Processing Technology, 67, (1997) 1-3, 131-136.

Zhang, Y.C., Hakagawa, H., Proposal of New Bonding Technique Instantaneous Liquid Phase Bonding, Trans of JWR. I. 16 (1), (1987), 17-29.

Zhuokov, V.P., “Study of the Energy Band Structure and Chemical Bond by the LMTO-ASA Method”, 22, (1998) 10, 1665-1671.

Zhou, W., Xu, Z. M., “Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites”, Journal of Materials Processing Technology, 63, (1997) 1, 358-363.

ÖZGEÇMİŞ

1979 yılında Elazığ'da doğan Uğur ÇALIGÜLÜ, ilköğrenimini Elazığ'da tamamladı. 1997 yılında Elazığ Fatih Lisesi'nden mezun oldu. 1998 yılında Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Metal Öğretmenliği Programı'nı kazandı ve 2002 yılında bu programdan mezun oldu. 2002 yılında Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi ABD'yi kazanarak, yüksek lisans eğitimine başladı. Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümünde açılmış olan araştırma görevlisi sınavını kazanan Uğur ÇALIGÜLÜ, halen Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümünde araştırma görevlisi olarak görev yapmaktadır.

