

**T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ALÜMİNYUM MATRİSLİ TİTANYUMDİBORÜR İN SİTU TAKVİYELİ
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

AYŞEGÜL AYÇA KISASÖZ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI**

**DANIŞMAN
DOÇ. DR. KEREM ALTUĞ GÜLER**

İSTANBUL, 2018

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ALÜMİNYUM MATRİSLİ TİTANYUMDİBORÜR İN SİTU TAKVİYELİ
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

Ayşegül Ayça KISASÖZ tarafından hazırlanan tez çalışması 27.12.2018 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN
Yıldız Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Derya DIŞPINAR
İstanbul Üniversitesi



Bu alışma, Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü'nn FYL-2018-3365 numaralı projesi ile desteklenmiştir.

ÖNSÖZ

Yüksek lisans tez çalışmam boyunca ve lisans hayatımda değerli bilgi ve tecrübelerini bana aktaran ve yol gösteren saygıdeğer hocam Doç. Dr. Kerem Altuğ Güler'e teşekkürü bir borç bilirim.

Sadece bu tez aşamasında değil, her zaman yanımda olan, desteğini her zaman hissettiğim hocam ve ağabeyim Metalurji ve Malzeme Mühendisi Dr. Alptekin Kısasöz'e teşekkür ve minnetimi özellikle belirtmek isterim.

Tüm yaşamım boyunca her zaman arkamda olan, maddi ve manevi desteklerini ve sevgilerini her zaman hissettiğim aileme sonsuz teşekkür ederim.

Kasım, 2018

Ayşegül Ayça KISASÖZ

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	vii
KISALTMA LİSTESİ	viii
ŞEKİL LİSTESİ.....	ix
ÇİZELGE LİSTESİ	x
ÖZET.....	xi
ABSTRACT	xii
BÖLÜM 1	
GİRİŞ	1
1.1 Literatür Özeti	1
1.2 Tezin Amacı	2
1.3 Hipotez	3
BÖLÜM 2	
KOMPOZİT MALZEMELER	4
2.1 Kompozit Malzemelerin Özellikleri	4
2.1.1 Kompozit Malzemelerin Avantajları.....	5
2.1.2 Kompozit Malzemelerin Dezavantajları	5
2.2 Kompozit Malzemelerin Takviye Elemanına Göre Sınıflandırılması	6
2.2.1 Elyaf Takviyeli Kompozit Malzemeler	7
2.2.2 Parçacık Takviyeli Kompozit Malzemeler	7
2.2.3 Tabakalı Kompozit Malzemeler	8
2.2.4 Karma Kompozit Malzemeler	9
2.3 Kompozit Malzemelerin Matris Elemanına Göre Sınıflandırılması	9
2.3.1 Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler	10
2.3.2 Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler	11
2.3.3 Metal Matrisli Kompozit Malzemeler	11
2.3.3.1 Alüminyum Alaşımları ve Özellikleri	13

BÖLÜM 3

KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ	18
3.1.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri	18
3.1.2 Katı Faz Üretim Yöntemleri.....	19
3.1.2.1 Toz Metalurjisi Yöntemi	19
3.1.2.2 Difüzyonla Bağlama Yöntemi	22
3.1.3 Katı-Sıvı (Çift) Faz Üretim Yöntemleri	23
3.1.3.1 Sprey Yöntemi	23
3.1.3.2 Yarı Katı Döküm Tekniği	25
3.1.4 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri	28
3.1.4.1 Sıvı Metal Karıştırma	28
3.1.4.2 İnfiltrasyon (Emdirme)	30
3.1.4.3 Basıncılı İnfiltrasyon (Emdirme)	31
3.1.4.4 Vakum İnfiltrasyon.....	32
3.1.4.5 Sıkıştırılmalı Döküm Tekniği.....	34
3.1.4.6 In-situ (Yerinde Üretim) Tekniği	36

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR	50
4.1 Deney Malzemeleri	50
4.2 Kompozit Malzemelerin Üretimi.....	50
4.3 Mikroyapı Özelliklerinin Belirlenmesi	53
4.4 Sertlik, Aşınma ve Korozyon Özelliklerinin Belirlenmesi.....	53

BÖLÜM 5

TARTIŞMA VE SONUÇLAR	55
5.1 Mikroyapı Özellikleri.....	55
5.2 XRD Analizi	65
5.3 Sertlik ve Aşınma Özellikleri.....	67
5.4 Korozyon Özellikleri.....	70

BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR	73
KAYNAKLAR	77
ÖZGEÇMİŞ.....	86

SİMGE LİSTESİ

P	Aşınma testinde deney yükü
R _a	Ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri
L	Aşınma testinde kayma mesafesi
W _r	Aşınma oranı

KISALTMA LİSTESİ

EDS	Elektron Difraksiyon Spektroskopisi
SEM	Tarama Elektron Mikroskopisi
XRD	X-ışını Difraksiyonu

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2. 1	Kompozit malzemelerin sınıflandırılması [11]6
Şekil 2. 2	Elyaf takviyeli kompozit malzeme türleri [14]7
Şekil 2. 3	Al matrisli SiC parçacık takviyeli kompozit malzeme mikroyapısı [17]8
Şekil 3. 1	Toz metalurjisi yönteminin akış şeması [55]20
Şekil 3. 2	Difüzyonla bağlanma yöntemi [55]23
Şekil 3. 3	Sprey yöntemi şematik görünümü [64]24
Şekil 3. 4	Yarı katı döküm tekniği şematik görünümü [73]27
Şekil 3. 5	Vorteks yöntemi [55].....29
Şekil 3. 6	İnfiltrasyon yöntemi şematik görünümü [79].....30
Şekil 3. 7	Basıncı infiltrasyon yöntemi şematik görünümü [86]32
Şekil 3. 8	Vakum infiltrasyon yönteminin şematik görünümü [89]33
Şekil 3. 9	Sıkıştırma döküm tekniği şematik görünümü [94]34
Şekil 3. 10	Sıkıştırma döküm tekniği türleri [91]35
Şekil 3. 11	In-situ tekniği şematik görünümü [99]39
Şekil 4. 1	Döküm prosesi; a) Mekanik karıştırma işlemi, b) Bor nitrür kaplı karıştırıcı 51
Şekil 5. 1	A356 alaşımının mikroyapısı55
Şekil 5. 2	Üretilen kompozit malzemelerin ışık mikroskobu görüntüleri; a) Numune 1, b) Numune 2, c) Numune 3, d) Numune 4, e) Numune 5, f) Numune 6.....56
Şekil 5. 3	1 ve 2 numaralı numunelerin SEM görüntüleri; a) Numune 1, b) Numune 2.....58
Şekil 5. 4	3 ve 4 numaralı numunelerin SEM görüntüleri; a) Numune 3, b) Numune 4.....60
Şekil 5. 5	5 ve 6 numaralı numunelerin SEM görüntüleri; a) Numune 5, b) Numune 6.....62
Şekil 5. 6	XRD analiz sonuçları a) Numune 3, b) Numune 5, c) Numune 666
Şekil 5. 7	A356 alaşımı ve üretilen in-situ kompozit malzemelerin Brinell sertlikleri .67
Şekil 5. 8	A356 alaşımı ve üretilen in-situ kompozit malzemelerin aşınma testi sonuçları69
Şekil 5. 9	Elektrokimyasal korozyon deneyi sonucunda elde edilen polarizasyon eğrileri.....70

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2. 1 Alüminyum dövme alaşımlarının sınıflandırılması [40]	14
Çizelge 2. 2 Alüminyum döküm alaşımlarının sınıflandırılması [44]	15
Çizelge 2. 3 Al-Si alaşımlarının genel özellikleri [48]	16
Çizelge 2. 4 A356 alaşımının kimyasal bileşimi (%ağ.) [45]	17
Çizelge 4. 1 A356 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağ.)	50
Çizelge 4. 2 Üretilen kompozitlerin sınıflandırılması	52
Çizelge 5. 1 Şekil 5.3'teki EDS analiz noktalarının bileşimleri (%ağ.)	59
Çizelge 5. 2 Şekil 5.4'teki EDS analiz noktalarının bileşimleri (%ağ.)	61
Çizelge 5. 3 Şekil 5.5'teki EDS analiz noktalarının bileşimleri (%ağ.)	63
Çizelge 5. 4 Korozyon potansiyeli ve akım yoğunluğu değerleri	71

ALÜMİNYUM MATRİSLİ TİTANYUMDİBORÜR İN SİTU TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Ayşegül Ayça KISASÖZ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Yüksek Lisans Tezi

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Alüminyum matrisli partikül takviyeli kompozitler; yüksek özgül dayanım, sertlik ve aşınma dayanımı gibi özellikleriyle geniş bir kullanım alanına sahiptir. Kompozit malzemenin üretiminde partiküllerin dışarıdan ilave edilmesi sırasında ergiyik metal içine emdirilememe ve homojen dağıtılamama gibi sorunlar ortaya çıkmaktadır. Insitu kompozitlerin üretiminde takviye elemanı ergiyik metal içerisinde çeşitli tepkimeler yardımıyla oluşturulmaktadır. Böylece, hem daha küçük boyutlu partiküllerin elde edilmesi hem de daha homojen bir partikül dağılımının oluşması mümkün olmaktadır. Bu çalışmada, insitu yöntemiyle alüminyum matrisli TiB_2 matrisli kompozitlerin üretimi araştırılmıştır. A356 alaşımı matris malzemesi olarak seçilmiş ve TiB_2 partiküllerin oluşturulması için K_2TiF_6 ile KBF_4 tuzları kullanılmıştır. Bu amaçla $800^\circ C$ ve $850^\circ C$ 'de A356 alaşımı ergitilmiş, %2,5 TiB_2 ve %5 takviye oranını sağlayacak şekilde A356 alaşımı ve K_2TiF_6 ile KBF_4 tuzları karıştırılmıştır. Üretilen numuneler mikroyapı incelemeleri, sertlik, aşınma ve korozyon testleri ile karakterize edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: A356 alüminyum alaşımı, metal matrisli kompozit, in-situ kompozit

ABSTRACT

PRODUCTION AND CHARACTERISATION OF ALUMINIUM MATRIX TITANIUMDIBORIDE REINFORCED IN SITU COMPOSITES

Ayşegül Ayça KISASÖZ

Department of Metallurgical and Materials Engineering

MSc. Thesis

Adviser: Assoc. Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Aluminium matrix composites are widely used owing to its higher mechanical properties as specific strength, hardness and wear resistance. Wetting between matrix and reinforcement and homogenous distribution of particulates in the matrix are the main problems that occur during the fabrication of aluminium matrix composites. Reinforcement particulates are constituted in molten metal by various chemical reactions during the fabrication of in-situ composites. Thus, in-situ composites can be fabricated with both lower particulate dimension and homogenous distribution. In this study, aluminium matrix TiB_2 reinforced in-situ composite fabrication was investigated. For this purpose, A356 aluminium alloy was chosen as matrix material and K_2TiF_6 / KBF_4 salts were used for constitution of TiB_2 particulates in molten metal. A356 alloy was melt at 800°C and 850°C, K_2TiF_6 / KBF_4 salts are mixed in molten metal to obtain 2.5% and 5% reinforcement ratio. Specimens were characterized by microstructural analysis, and also hardness, wear and corrosion tests.

Keywords: A356 aluminium alloy, metal matrix composite, in-situ composite

YILDIZ TECHNICAL UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

1.1 Literatür Özeti

Alüminyum alaşımları hafiflikleri, yüksek şekil alma kabiliyetleri, sünek olmaları ve korozyon dayanımları gibi özellikleri nedeniyle yaygın bir kullanıma sahiptir. Buna karşın alüminyum alaşımlarının mekanik dayanım ve aşınma direnci gibi özellikleri ise düşüktür. Alüminyum alaşımlarının seramik partiküllerle takviye edilmesiyle elde edilen alüminyum matrisli seramik partikül takviyeli kompozitler, alüminyum alaşımlarından istenen sertlik, mekanik dayanım ve aşınma direnci gibi özelliklerin elde edilmesini sağlamaktadır. Bu amaçla döküm ve dövme alüminyum alaşımları SiC, SiO₂, B₄C, Al₂O₃ ve TiB₂ gibi seramik partiküllerle takviye edilerek, alüminyum matrisli seramik partikül takviyeli kompozit malzemeler üretilmektedir.

Bu malzemelerin üretiminde infiltrasyon, sıkıştırılmalı döküm, vorteks ve toz metalurjisi gibi birçok yöntem kullanılmaktadır. Bu yöntemlerde matris malzemesi ve takviye elemanı bir araya getirilerek istenen kompozit malzemenin üretimi sağlanır. Alüminyum matrisli seramik partikül takviyeli kompozit malzemelerin üretiminde karşılaşılan en önemli sorunlar; matris alaşımı ve seramik partikül arasındaki ıslatma kabiliyetinin düşük olması ve seramik partiküllerin yapı içerisinde homojen olarak dağıtılamamasıdır. Kompozit malzemelerin üretiminde yaşanan bu sorunlar nedeniyle in-situ (yerinde üretim) yöntemi geliştirilmiştir. Bu yöntemde istenen takviye elemanı, tuz karışımları kullanılarak ergiyik metal içerisinde oluşturulur. Bu amaçla istenen takviye elemanını oluşturacak olan tuzlar karıştırılır, ergitilen metal içerisine ilave edilir ve ergiyik metalle tuz karışımı arasında takviye elemanını oluşturacak olan

reaksiyonların gerçekleşmesi sağlanır. Böylece matris yapısı içerisinde ince taneli, homojen dağılımlı bir seramik partikül yapısı elde edilir. Proseste, diğer yöntemlerde yaşanan ıslatma sorunu, takviye elemanının ergiyik metal içerisinde kimyasal reaksiyonlar yardımıyla oluşturulması nedeniyle ortadan kaldırılmış olur. In-situ üretim yönteminde uygun tuz karışımının belirlenmesi, döküm sıcaklığının seçilmesi, takviye elemanını oluşturacak olan ergiyik metal/tuz karışımı reaksiyonlarının sağlanabilmesi, döküm işlemi sırasında uygulanan karıştırma ve bekletme işlemlerinin doğru uygulanması gibi birçok değişken bulunmaktadır.

Alüminyum matrisli seramik partikül takviyeli kompozit malzemelerin in-situ yöntemiyle üretiminde en çok kullanılan takviye malzemesi TiB_2 'dir. TiB_2 partikülleri ergiyik metal içerisine K_2TiF_6 ve KBF_4 tuz karışımının ilave edilmesiyle elde edilir. Matris içerisinde oluşturulan partiküller malzemenin mekanik dayanım, sertlik ve aşınma direnci gibi özelliklerinde artış sağlar.

Alüminyum matrisli seramik partikül takviyeli kompozit malzemelerin üretiminde, karakterize edilmesi gereken en önemli parametrelerden biri de korozyon dayanımıdır. Kompozit malzemelerde, seramik partikül varlığı nedeniyle matris malzemesine göre daha düşük bir korozyon dayanımı oluşmaktadır. Bu nedenle seramik takviye elemanlarının korozyon dayanımı üzerindeki etkisi de yaygın olarak incelenmektedir.

1.2 Tezin Amacı

Bu çalışmada, insitu yöntemiyle alüminyum matrisli TiB_2 matrisli kompozitlerin en uygun parametrelerde üretimi ve üretilen kompozit malzemelerin karakterizasyonu amaçlanmıştır. Matris malzemesi olarak A356 alaşımı seçilmiş ve TiB_2 partiküllerin oluşturulması için K_2TiF_6 ile KBF_4 tuzları kullanılmıştır. Bu amaçla 800 °C ve 850 °C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta ve %2,5, %5 ile %10 olmak üzere üç farklı TiB_2 takviye oranını sağlayacak üretimler gerçekleştirilmiştir. Ayrıca istenen malzemenin başarıyla üretilmesi ve döküm sırasında uygulanan karıştırma işleminin etkisinin belirlenebilmesi amacıyla iki farklı karıştırma türü kullanılmıştır.

Üretilen kompozit malzemelere mikroyapı özelliklerini belirlemek amacıyla ışık mikroskobu ve SEM incelemeleriyle, EDS ve XRD analizleri uygulanmıştır. Ayrıca

malzemelerin sertlik ve aşınma özellikleri incelenerek istenen özellikleri belirleyen en uygun döküm ve takviye elemanı parametresi belirlenmiştir.

Üretilen kompozit malzemenin korozyon ortamda kullanılması durumunda, istenen mekanik özellikleri korozyon dayanımındaki en az kayıpla sağlaması gerekmektedir. Bu amaçla istenen mekanik özellikleri sağlayan numunelere elektrokimyasal korozyon deneyleri uygulanmış ve bu numunelerin korozyon davranışları da belirlenmiştir.

1.3 Hipotez

Çalışma kapsamında A356 matrisli TiB_2 seramik partikül takviyeli kompozit malzeme çeşitli TiB_2 oranlarında (%2,5, %5, %10) üretilmiştir. Malzemeler 800 °C ve 850 °C olmak üzere iki ayrı sıcaklıkta ergitilmiştir. Ayrıca üretim işlemi sırasında grafit çubukla ve bor nitrür kaplı paslanmaz çelik kanatlı mekanik karıştırıcı yardımıyla olmak üzere iki farklı karıştırma işlemi uygulanmıştır.

Malzemelerin mikroyapı incelemelerine göre %10 TiB_2 oranıyla başarılı döküm yapısı elde edilmemiştir. Bu nedenle A356 matrisli TiB_2 takviyeli kompozit üretiminde takviye oranının %2,5 ve %5 olacağı tuz karışımlarıyla çalışılmalıdır. Üretilen kompozit malzemelerin sertlik ve aşınma dayanımı özellikleri incelendiğinde, mekanik karıştırıcı yardımıyla gerçekleştirilen dökümlerle üretilen kompozit malzemelerin istenen özellikleri sağladığı görülmüştür. Bu nedenle karıştırma türü olarak yalnızca mekanik karıştırıcı kullanılmalıdır.

850 °C'de, %5 TiB_2 oranına sahip olacak şekilde üretilen kompozit malzemelerden birinde tuzlara, ergiyik metale ilave edilmeden önce ön ısıtma uygulanmıştır. Ön ısıtma işlemi, ergiyik metal ve tuz karışımı arasındaki reaksiyonu arttırmış ve bu nedenle TiB_2 fazıyla birlikte Al_2Ti intermetalik fazı da oluşmuştur. Oluşan bu mikroyapı aşınma dayanımını arttırırken, korozyon dayanımını önemli oranda düşürmüştür. Bu nedenle, kompozit malzemedan kullanım yerinde istenen özelliklere göre ön ısıtma aşaması uygulanmalıdır.

KOMPOZİT MALZEMELER

Malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla iki veya daha fazla malzemenin belirgin bir arayüzey oluşturarak, makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemelere kompozit malzeme denir. Kompozit malzemeler temel olarak birbiri içerisinde çözünmeyen, birbirlerinden farklı şekil ve/veya malzeme kompozisyonuna sahip, iki veya daha fazla bileşenin karışımından veya birleşmesinden oluşan malzeme sistemidir. Gelişen teknolojiyle, birlikte özellikle uzay, havacılık ve otomotiv endüstrilerinde üstün özelliklere sahip malzeme gereksinimi giderek artmaktadır. Kompozit malzemeler bu gereksinimin karşılanmasında önemli bir rol oynamaktadır [1], [2], [3], [4], [5], [6], [7].

2.1 Kompozit Malzemelerin Özellikleri

Bir malzemenin, kompozit malzeme olarak adlandırılabilmesi için matris yapısına ve takviye elemanına sahip olmalıdır. Matris yapısı sürekli bir yapıya sahiptir ve takviye elemanını bir arada tutar. Takviye elemanı ise matris yapısında çözünmez ve matrisin rijitliğini/dayanımını artırır. Ayrıca kompozit malzemeler matris yapısıyla takviye elemanı arasında oluşan belirgin bir arayüze sahip olmalıdır. Bu nedenle, atomal veya moleküler düzeyde birleştirilen malzemeler, homojen bir mikroyapıya sahip olmaları nedeniyle kompozit malzeme olarak adlandırılmazlar. Farklı malzemelerin birleştirilmesinden meydana gelen kompozit malzemeler, kendisini meydana getiren bileşenlerin özelliklerini bir arada bulundurur ve hem matris yapısına hem de takviye elemanına göre daha üstün özelliklere sahip olur [3], [6], [8].

2.1.1 Kompozit Malzemelerin Avantajları

Kompozit malzemelerin avantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Yüksek dayanım,
- Yüksek rijitlik,
- İyi yorulma dayanımı,
- Mükemmel aşınma direnci,
- İyi korozyon direnci,
- İyi termal ve elektriksel iletkenlik,
- Düşük yoğunluk,
- İyi ısı kapasitesi,
- Kalıcı renklendirme,
- İyi titreşim sönümleme kabiliyeti [1], [7], [8].

2.1.2 Kompozit Malzemelerin Dezavantajları

Kompozit malzemelerin dezavantajları ise şu şekilde sıralanabilir;

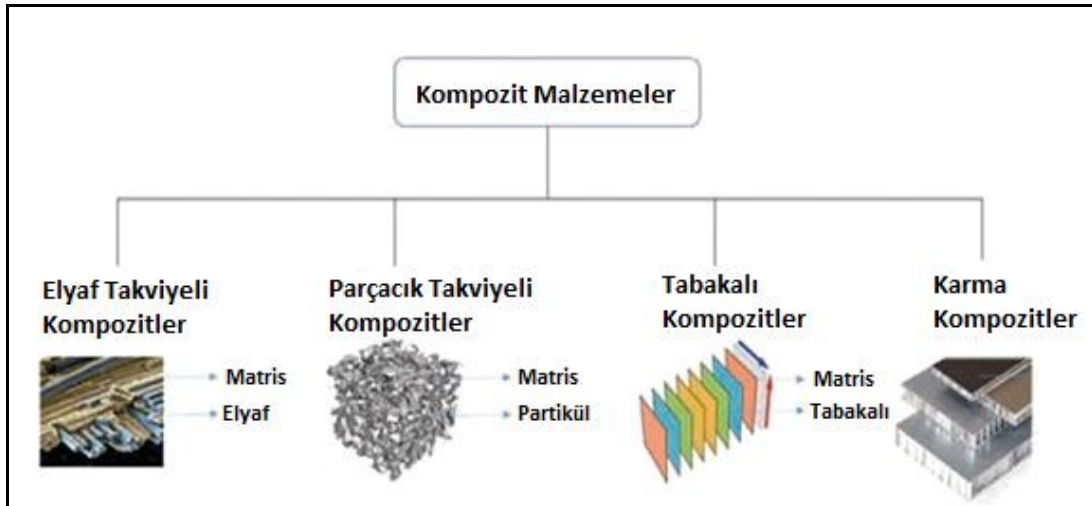
- Yüksek üretim maliyeti,
- Düşük yüzey kalitesi,
- Geri dönüşümlerinin olmaması,
- Düşük süneklik,
- İşleme zorluğu,
- Üretimin güçlüğü [1], [7], [8].

Kompozit malzemelerin üretim yöntemlerine, kullanım yerlerine, mekanik özelliklerine, yapıyı oluşturan malzemelerin türüne ve şekline göre yapılan çeşitli sınıflandırılmaları bulunmaktadır. Bu sınıflandırmalar içinde en yaygın kullanılan, takviye elemanı ve matris malzemesine göre yapılan sınıflandırmadır.

2.2 Kompozit Malzemelerin Takviye Elemanına Göre Sınıflandırılması

Takviye elemanı, matris malzemesinin kullanım yerinde istenen özelliklerini geliştirmek amacıyla kullanılmaktadır. Özellikle, takviye malzemesi kompozit malzemeye dayanım ve yük taşıma özelliği sağlamaktadır. Kompozit malzeme üretiminde hafiflik, mekanik dayanım, yorulma direnci, elektrik/ısı iletkenliği ve ekonomiklik gibi değişkenler dikkate alınarak, istenen özellikleri sağlayacak matris malzemesi, takviye elemanı ve üretim yöntemi seçimi gerçekleştirilmektedir. Metal matrisli ve seramik matrisli kompozit malzemelerin kullanılacağı uygulama alanında, istenen özelliklere bağlı olarak farklı fiziksel özelliklere (şekil, boyut vb.) sahip SiC, Si₃N₄, TiN, B₄C, TiB₂, AlN, B, grafit, Al₂O₃, W ve Mo gibi değişik takviye elemanları kullanılmaktadır. Kompozit malzemelerin takviye elemanına göre sınıflandırılması Şekil 2.1’de görüldüğü gibi 4 gruba ayrılmaktadır:

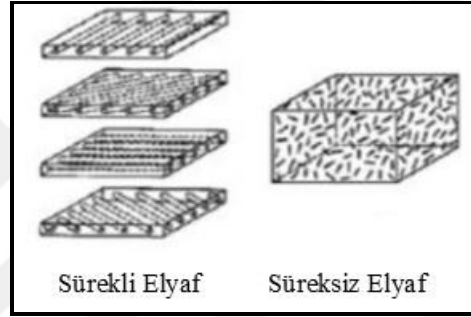
- Elyaf takviyeli,
- Parçacık takviyeli,
- Tabakalı,
- Karma [9], [10].



Şekil 2.1 Kompozit malzemelerin sınıflandırılması [11]

2.2.1 Elyaf Takviyeli Kompozit Malzemeler

Elyaf takviyeli kompozit malzemelerin özelliklerini etkileyen faktörler; matris türü, takviye malzemesi türü, takviye elemanın yapı içerisindeki dağılımı, elyaf hacim oranı, elyaf şekli, elyaf kalınlığı, elyafın matris içerisindeki yönlenmesi ve takviye elemanının matris malzemesine göre sertliği olarak sıralanmaktadır. Elyaf takviye elemanı Şekil 2.2’de görüldüğü gibi sürekli ve süreksiz (kısa) fiberler olmak üzere iki alt grupta incelenmektedir. Elyaf takviyeli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri oldukça yüksektir. Ancak karmaşık üretim prosesleri, takviye elemanı maliyetinin yüksek olması, üretilen kompozit malzemenin anizotropik özellik göstermesi elyaf takviyeli kompozit malzemelerin endüstriyel kullanımını sınırlandırmaktadır [12], [13].

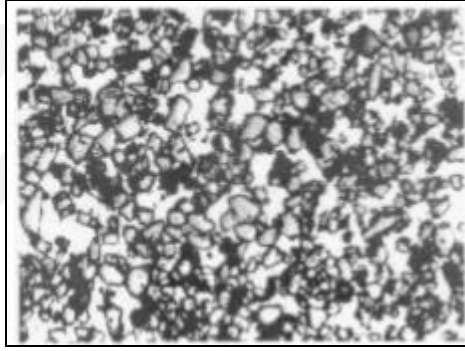


Şekil 2.2 Elyaf takviyeli kompozit malzeme türleri [14]

2.2.2 Parçacık Takviyeli Kompozit Malzemeler

Parçacık takviyeli kompozit malzemeler elyaf takviyeli olanlara göre daha kolay üretilir, daha ekonomiktir ve izotropik özelliklere sahiptir. Bu nedenle parçacık takviyeli kompozit malzemelerin kullanımı, elyaf takviyeli kompozit malzemelerin kullanımından daha yaygındır. Ayrıca parçacık takviyeli kompozit malzemelerin ekstrüzyon, haddeleme ve dövme gibi ikincil işlemlere olan yatkınlığı kullanımlarını arttırmaktadır. Parçacık şeklindeki takviye elemanları içinde bulundukları matris malzemesine göre çok daha yüksek sertlik değerlerine sahiptir. Bu nedenle parçacık takviyeli kompozit malzemelerin aşınma dayanımları oldukça yüksektir. Bunun yanında malzemenin mekanik ve korozyon özellikleri de oldukça yüksektir. Parçacık takviyeli kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan takviye elemanları Al_2O_3 , SiC ve TiB_2 gibi seramik esaslı malzemelerdir ve takviye elemanı, matris yapısında homojen olarak dağılır (Şekil 2.3). Bu tür kompozit malzemelerde sertlik artırıcı mekanizma, parçacıkların hacimsel

olarak viskoziteyi arttırması şeklinde ortaya çıkar. Parçacık çapı ortalama 10^{-5} cm'dir ve parçacıklar yapı içinde %20-40 hacim oranında bulunur. Boyutu 5-10 Å° olan parçacıkları içeren kompozit malzemeler dağılma ile dayancı arttırılmış kompozit malzemeler olarak tanımlanır. Bu malzemelerde sertliği arttırıcı mekanizma, dağılmış parçacıkların dislokasyon hareketini engellemesi ile gerçekleşir. Bu sistemlerde, üretilen malzeme yüksek sıcaklıklarda da bozulmadan özelliklerini koruyabilmektedir. Bunun temel sebebi, takviye elamanının ana matris malzemesiyle soy (inert) davranış gösterip reaksiyona girmemesi ve böylece oluşturulan yapının bozunmamasıdır. Bu kompozit malzemelerin üretiminde genellikle yarı-katı veya in-situ üretim tekniği kullanılmaktadır. Parçacık takviyeli kompozit malzemelerin dayanımını etkileyen değişkenler; parçacık takviyesinin çapı, parçacıklar arası boşluk, takviye hacim oranı ve arayüzey durumudur [1], [2], [4], [5], [15], [16], [17].



Şekil 2.3 Al matrisli SiC parçacık takviyeli kompozit malzeme mikroyapısı [17]

2.2.3 Tabakalı Kompozit Malzemeler

Tabakalı kompozit malzemeler, kullanımı en eski ve en yaygın olan kompozit malzeme türünü oluşturmaktadır. Bu malzemeler birçok mühendislik alanında kullanılmaktadır. Temel malzeme eksenleri doğrultusunda, değişik yönlerdeki tabaka ve katmanların üst üste konularak bir araya getirilmesiyle elde edilir. Isıya ve neme dayanıklıdır. Kullanım sırasında yabancı cisimler tarafından darbeye maruz kalabilir. Darbeden kaynaklanan hasar üretim, bakım ve servis işlemleri sırasında ortaya çıkabilir. Tabakalı kompozit malzemeler, benzer metalik yapılara göre darbe hasarına daha duyarlıdır. Sandviç yapılar bu gruba örnek olarak gösterilebilir. Yük taşımayan, sadece izolasyon özelliğine sahip olan düşük yoğunluklu bir çekirdek malzemenin alt ve üst yüzeylerine; dayanımı

yüksek levhaların yapıştırılmasıyla elde edilen kompozit malzemeler de bu grubun içinde yer alır [18], [19].

2.2.4 Karma Kompozit Malzemeler

Aynı kompozit yapıda iki ya da daha fazla takviye elemanını içeren kompozit malzemelerdir. Bu tip kompozitlere melez (hibrid) kompozit malzemeler de denmektedir. Tek bileşenli kompozit malzemelere göre daha üstün özellik gösterir. Bu malzeme grubu, yeni tip kompozit malzemelerin geliştirilmesine uygun bir gruptur. Karma kompozit malzemelerin en bilinen örneği, karbon ve cam elyaf takviyeli polimer esaslı kompozittir. Örneğin kevlar görece ucuz bir elyaftır, ancak basma dayanımı düşüktür. Grafit ise düşük tokluğa sahip, pahalı ancak iyi basma dayanımı olan bir malzemedir. Bu iki elyaf kullanılarak tasarlanan melez kompozit malzemenin tokluğu; grafitten yüksek, maliyeti düşük ve basma dayanımı da kevlar elyafı kompozit malzemeden daha yüksektir [11].

Genel olarak takviye elemanının seçimini etkileyen değişkenler aşağıdaki gibi sıralanmaktadır:

- Elastisite modülü,
- Çekme mukavemeti,
- Yoğunluk,
- Isıl kararlılık,
- Isıl genleşme katsayısı,
- Kimyasal kararlılık,
- Maliyettir [5], [16].

2.3 Kompozit Malzemelerin Matris Elemanına Göre Sınıflandırılması

Matris yapısı, uygulanan bir kuvveti arayüzey bağı vasıtasıyla takviye elemanına iletir ve dağıtır. Böylece plastik deformasyona geçişte oluşabilecek çatlak ilerlemelerini önleyici rol oynar ve kompozit malzemenin hasara uğramasını geciktirir. Ayrıca matris, takviye elemanını bir arada tutar ve kompozit malzemenin bütünlüğünü sağlar. Bunun yanında

malzemenin oksidasyon ve korozyon gibi çevresel faktörlerden etkilenmesine de engel olur. Matris malzemesine göre kompozitler;

- Polimer matrisli,
- Seramik matrisli ve
- Metal matrisli olmak üzere üç gruba ayrılır [9], [11], [21].

2.3.1 Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler

Polimerler, metal ve seramiklere göre çok daha karmaşık malzemelerdir. Kompozit üretiminde matris malzemesi olarak kullanılan polimerler; korozyona dirençli, uzun süreli kullanıma uygun, şekillendirilebilen, birim kütle başına yük kapasitesi yüksek, darbe özellikleri ve aşınma dayanımı iyi malzemelerdir. Bununla birlikte düşük elastiklik modülüne ve düşük kullanım sıcaklığına sahiptir. Geniş kullanım alanına sahip olmasına rağmen, anizotropik yapısından dolayı talaşlı imalat açısından sorunludur. Bu durum da kullanım alanını kısıtlamaktadır. Polimer matrisli kompozitlerde kullanılan takviye malzemelerinden en önemli olanları; cam fiber, aramid (kevlar), bor fiber ve karbon fiberlerdir. Polimer matrisli kompozitler, termoset ve termoplastik matrisli kompozitler olmak üzere ikiye ayrılırlar. Polimer matrisli kompozit malzemelerin üretiminde, takviye elemanı genel olarak sürekli fiberlerdir [11], [20], [21], [22].

Termoset matrisler; lif takviyeli kompozit yapımında daha fazla kullanılır ve sıvı halde bulunurlar. Bu malzemeler katılaştırıcı ilavesi ile önce jel haline gelir ve sonra da katılaşır. Yüksek sıcaklıklarda dahi yumuşamazlar. Termosetlerin geri dönüşümü mümkün değildir. Termoset reçineler izotropiktir, kimyasal etkiler altında çözünmez ve uzun ömürlüdür. Otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılır. Kompozit üretiminde kullanılan termoset matris malzemelerine epoksi, polyester, vinilester ve fenolik reçine örnek verilebilir [11], [21], [22].

Termoplastik matrislere; yüksek sıcaklıklarda ergitilerek şekil verilir, daha sonra malzeme soğutularak katı hale getirilir. Ancak ergiyik halde bile viskozitesi çok yüksek olduğundan, elyafı karıştırılması çok zordur. Bu da üretim sırasında zorluklara neden olur. Viskozitesini düşürmek için malzemenin daha yüksek sıcaklıklara çıkarılması durumunda ise polimerin bozunması gerçekleşir. Genellikle sünektir ve tekrar şekil

verdirilebilme kabiliyetine sahiptir. Termoplastikler amorf veya yarı kristalin yapıda olabilir. Üretimdeki zorluk ve maliyetlerinin yüksek olmasından dolayı matris malzemesi olarak çok fazla tercih edilmemektedir [11], [21], [22].

2.3.2 Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler

Seramik malzemeler yüksek yoğunluğa sahip metallere alternatif olarak kullanılmaktadır. Seramik malzemeler düşük yoğunlukları nedeniyle daha hafiftir ve yüksek oksidasyon dirençlerine bağlı olarak yüksek sıcaklık uygulamalarına elverişlidir. Seramik malzemelerin en önemli dezavantajı düşük kırılma tokluğu değerleridir. Seramiklerin bu kırılgan yapısı yüksek sıcaklık mukavemeti, düşük yoğunluk, kimyasal kararlılık ve aşınma direnci gibi pek çok önemli özelliğinin göz ardı edilmesine neden olmaktadır. Ayrıca, ergime noktalarının yüksek olması ve sert olmalarından dolayı şekillenme kabiliyetleri düşüktür. Bu özellikleri, savunma sanayi ve havacılık uygulamaları gibi alanlarda kullanılmalarını sınırlamaktadır. Seramik malzemelerin var olan dezavantajlarını iyileştirmek ve istenilen özellikleri sağlamak amacıyla seramik matrisli kompozitler geliştirilmiştir. Seramik matrisli kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak genellikle Al_2O_3 , SiC ve Si_3N_4 kullanılmaktadır. Seramik matrisli kompozitlerin üretiminde karşılaşılan bazı zorluklar bulunmaktadır. Bu zorlukların en önemlisi; üretim sırasında ortaya çıkan yüksek sıcaklıklar nedeniyle matris malzemesi ve takviye elemanı arasında ortaya çıkması muhtemel reaksiyonlardır. Seramik malzemelerin viskoziteleri yüksektir ve ısı genleşme farkı nedeniyle soğuma sırasında matriste çatlak oluşma riski bulunmaktadır. Bu nedenlerden ötürü, üretim metodu ve süreci kompozit malzemenin mikroyapısı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir [23], [24], [25].

2.3.3 Metal Matrisli Kompozit Malzemeler

Metallik malzemelerin kullanım sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda kullanılabilecek ve metallere göre daha yüksek özgül dayanım özelliğine sahip malzemelere duyulan ihtiyaç nedeniyle 1960'lı yılların başında metal matrisli kompozit malzemeler geliştirilmiştir. Metal matrisli kompozitler; çeşitli metal ve alaşımların matris malzemesi

olarak kullanıldığı, seramik veya organik bir malzemenin takviye elemanını oluşturduğu malzemelerdir [1], [3], [4], [10].

1960'lı ve 70'li yıllarda yüksek dayanımlı B ve SiC filamentlerin geliştirilmesiyle, fiber takviyeli kompozit malzemelerin özelliklerinde önemli gelişmeler sağlanmıştır. Fiber hasarı ve fiber matris arayüzey reaksiyonu gibi sorunların çözülmeye başlanması, pahalı ve tekrar üretilebilirliği zor olmasına rağmen fiber takviyeli kompozitlerin uzay araçlarında kullanılmaya başlanmasına yol açmıştır. 1970'lerin sonuna doğru, SiC fiber takviyeli kompozit malzemeler üzerine yoğunlaşmıştır. Fakat bu malzemelerin pahalı olması ve birleştirme sırasında hasar oluşması, partikül takviyeli kompozit malzemelerin üretilmesine yol açmıştır. Sinterlenmiş alüminyum tozları bu kompozitlerin temelini oluşturmuştur. Böylece daha ucuza, aynı dayanım ve sertlikte kompozit malzemeler üretilmiştir. 1990'ların başından itibaren ise bu malzemeler havacılık ve uzay sanayinde geniş kullanım alanına sahip olmuştur [26], [27].

Metal matrisli kompozitler yüksek dayanım, düşük yoğunluk, yüksek aşınma direnci, düşük ısı genleşme katsayısı ve yüksek sıcaklık dayanımı gibi karakteristik özelliklere sahiptir. Bu nedenle metal matrisli kompozit malzemelerin geniş bir kullanım alanı vardır. Bu özellikleri nedeniyle, uzun süreli uygulamalarda polimer matrisli kompozitlere göre daha avantajlıdır [1], [3], [4], [28], [29].

Metal matrisli kompozit malzemeler; karıştırmalı döküm, basınçlı döküm, toz metalurjisi, basınçlı sıvı metal emdirme (infiltrasyon) tekniği, derin çekme, haddeleme ve sıcak ekstrüzyon gibi çeşitli üretim yöntemleri kullanılarak üretilmektedir. Bu üretim teknikleri katı fazda, sıvı fazda ve katı-sıvı (yarı katı) fazda üretim yöntemleri olarak sınıflandırılabilir. Metal matrisli kompozitlerin talaşlı imalatla üretimi ise sert takviye elemanlarının işlenmesinin yüksek maliyeti ve takviye elemanının işlenme sırasında hasara uğrama olasılığı nedeniyle oldukça sınırlıdır [30].

Al, Ti, Mg, Cu, Fe, Co, Mo ve Ni gibi metaller ve alaşımları, metal matrisli kompozitlerde matris malzeme olarak kullanılabilir. Yaygın olarak kullanılan parçacık takviye elemanları ise Al_2O_3 , SiC, B_4C , TiB_2 , TiC, WC, W, MgO ve karbon esaslı malzemelerdir. Metal matris alaşımları ergime derecesine göre gruplandırılabilir. Yüksek ergime sıcaklığı bulunan Mo, Nb, W refrakter metaller olarak bilinir. Fe, Cu, Ni gibi metaller ise

görece daha düşük ergime sıcaklığına sahip olanlardır. Al ve Mg ise diğer metallere göre daha düşük sıcaklıkta ergir. Ti, Fe, Co, Cu, Ag, Be matrisli kompozitler genellikle ısı özelliklerinin gerekli olduğu uygulamalarda kullanılmaktadır [26], [28].

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde en sık tercih edilen matris malzemesi alüminyumdur. Alüminyum alaşımları; hafiflik, iyi şekil alma kabiliyeti, düşük yoğunluk, yüksek korozyon dayanımı, alaşımlarının çeşitliliği, süneklik, ısı ve elektriksel iletkenlik gibi birçok özelliği bir arada bulundurduğu için geniş bir kullanım alanına sahiptir. Özellikle yüksek korozyon dayanımı, iyi mekanik özellikleri ve düşük yoğunlukları nedeniyle kimya, otomotiv, gıda, havacılık ve denizcilik endüstrilerinde geniş bir kullanıma sahiptir [1], [2], [3], [30], [31], [32], [33].

2.3.3.1 Alüminyum Alaşımları ve Özellikleri

Alüminyum saf haldeki yoğunluğu $2,7 \text{ gr/cm}^3$ ve ergime derecesi 660°C 'dir. Birçok alüminyum alaşımının yoğunluğu da bu değere yakındır. Alüminyumun sahip olduğu düşük yoğunluk; yüksek özgül dayanım ve birim ağırlık başına düşen yüksek iletkenlik gibi özelliklerin oluşmasını sağlar. Alüminyum kübik yüzey merkezli (KYM) kafes yapısına sahiptir ve bu kafes yapısı nedeniyle plastik şekil değiştirme kabiliyeti oldukça yüksektir. Bunların dışında özellikleri aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Düşük ısı genleşme katsayısı,
- Yüksek ısı iletkenliği,
- Atmosfere karşı yüksek korozyon direncine ve yüzeyinde koruyucu oksit tabakasının oluşması,
- Manyetik özellik göstermemesi [17], [34], [35].

Alüminyum alaşımları son ürüne şekil verme yöntemine göre dövme alaşımları ve döküm alaşımları olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Bu iki grup içerisindeki alaşımlar ısı işlem uygulanabilen ve ısı işlem uygulanamayan alaşımlar şeklinde alt gruplarda da incelenebilir. Isıl işlem uygulanabilen alaşımlara çökelme sertleşmesi ısıl işlemi uygulanır. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlarda ise soğuk deformasyon yardımıyla mekanik özellikleri iyileştirilir [35], [36], [37].

Dövme alüminyum alaşımları havacılık ve otomotiv sektöründe kullanımı oldukça yaygındır. Dövme alüminyum alaşımları dövme, haddeleme ve ekstrüzyon gibi plastik şekillendirme yöntemleriyle basit geometrili parçaların üretilmesinde kullanılır. Talaşlı imalat yöntemleri ise üretim maliyetini önemli derecede artırmakta ve parça üretimini geometrik açıdan sınırlandırmaktadır [38].

Çizelge 2.1 Alüminyum dövme alaşımlarının sınıflandırılması [40]

1xxx	Saf Al
2xxx	Al-Cu-Mg
3xxx	Al-Mn
4xxx	Al-Si
5xxx	Al-Mg
6xxx	Al-Mg-Si
7xxx	Al-Zn

Dövme alüminyum alaşımları 4 basamaklı (xxxx) bir numaralandırma sistemi yardımıyla kodlanır. İlk basamak ana alaşım elementine göre yapılan gruplandırmayı gösterir. İkinci basamak ise orijinal alaşıma yapılan modifikasyonu gösterir. Bu basamak genelde alaşımın orijinal halinde herhangi bir değişim meydana gelmediğini gösteren 0 rakamı ile ifade edilir. Simgedeki son iki basamak ise malzemenin ana alaşım grubundaki sırasını ve sahip olduğu bileşimi belirtir. Örneğin 7075 alaşımı 7 serisi ana alaşım grubunun 75. alaşımıdır. Çizelge 2.1’de alaşım serilerinin hangi elementleri içerdiği belirtilmiştir [39], [40].

Alüminyuma alaşım ilavesi ile döküme elverişsiz özellikleri düzeltilebilmekte ve döküm sırasında yaşanan sorunlar giderilebilmektedir. Alüminyumun özellikle silisyum ile alaşımlandırılmasıyla akışkanlığı yüksek bir ergiyik elde edilir. Silisyum oranının artırılmasıyla ötektik bileşime yaklaşılr ve döküme oldukça elverişli bir alaşım ortaya çıkar. Alüminyum döküm alaşımları düşük özgül ağırlıkları ile tanımlanmaktadır. Bunun yanında düşük ergime sıcaklığı, düşük gaz çözünürlüğü (hidrojen haricinde), mükemmel

dökülebilirlik özelliği (özellikle ~%12,5 civarında ötektik kompozisyonlarda), iyi işlenebilirlik, iyi yüzey kalitesi, iyi korozyon dayanımı, iyi termal ve elektrik iletim katsayıları alüminyum döküm alaşımlarının genel karakteristiğini yansıtmaktadır. Ancak katılaşma sırasında %3,5 ila %8,5 arasında oluşan hacimsel çekme, alüminyum döküm alaşımlarının başlıca sıkıntısıdır. Dolayısıyla döküm sırasında meydana gelecek olan çekme; boyutsal doğruluğun sağlanabilmesi, sıcak yırtılmaların önlenmesi ve çekme porozitelerinin oluşmaması için kalıp tasarımı sırasında göz önünde bulundurulmalıdır [36], [41], [42], [43].

Çizelge 2.2 Alüminyum döküm alaşımlarının sınıflandırılması [44]

1xx.x	Saf Al
2xx.x	Al-Cu
3xx.x	Al-Mg-Si-Cu
4xx.x	Al-Si
5xx.x	Al-Mg
6xx.x	Kullanılmıyor
7xx.x	Al-Zn
8xx.x	Al-Sn

Döküm alaşımlarının sınıflandırılması ve isimlendirilmesi kimyasal kompozisyonlarına göre yapılmaktadır. Alüminyum döküm alaşımlarının adlandırılması, üç basamaklı bir sistemle yapılmaktadır. Ayrıca üçlü basamaktan nokta ile ayrılan bir rakam daha bulunmaktadır. Böylece alüminyum döküm alaşımı için dört basamaklı bir sistem kullanılmış olur. Buna göre ilk rakam grup içerisindeki ana alaşım elementini ifade etmektedir. Diğer iki basamak ise alaşımın bileşimini gösterir. Nokta ile ayrılan son basamak ise ürünün döküm ya da ingot olduğunu belirtir. Örneğin; 190.x dizilimi %99.90 saflığındaki alüminyumu ifade etmektedir. Aynı grupta noktadan sonraki hane

ürün şeklini nitelendirmektedir. Çizelge 2.2’de alaşım serilerinin hangi elementleri içerdiği belirtilmiştir [36], [41], [42], [43], [44].

Çizelge 2.3 Al-Si alaşımlarının genel özellikleri [48]

(Değerlendirme : 1=en iyi ; 5=en kötü) (K: Kum Döküm, M: Metal Kalıba Döküm, Y: Yüksek Basıncılı Döküm)

Alaşım	Döküm yöntemi	Basıncı dayanımı	Akışkanlık	Korozyon direnci	İşlenebilirlik
319.0	K,M	2	2	3	3
332.0	M	2	1	3	4
355.0	K,M	1	1	3	3
356.0	K,M	1	1	2	3
380.0	Y	1	2	5	3
390.0	Y	2	2	2	4

Alüminyum döküm alaşımları arasında 3xx.x grubu en yaygın kullanıma sahip olan gruptur. Bu grupta yer alan birkaç alaşımın genel özellikleri Çizelge 2.3’te verilmiştir. Bu grup içinde A356 alaşımı en çok tercih edilen alaşımdır. A356 alaşımının kimyasal bileşimi Çizelge 2.4’te görülmektedir. Al-Si alaşımlarında dayanım artışı bakır, magnezyum veya nikel gibi alaşım elementlerinin ilavesiyle sağlanmaktadır. Alaşım elementleri içerisinde silisyum akışkanlığı artırarak döküm kabiliyetini geliştirirken, magnezyum akma ve kopma dayanımları üzerinde rol oynamaktadır. Alaşım bileşimi ötektik noktaya yakın olduğu için çok iyi akışkanlık ve dökülebilirliğe sahiptir. Yüksek dayanım, yüksek korozyon direnci, yüksek ısıl iletkenlik ve düşük yoğunluk gibi özelliklerinden dolayı başta otomotiv sektörü olmak üzere birçok endüstriyel uygulamada kullanılmaktadır [45], [46], [47].

Alüminyum matrisli partikül takviyeli kompozitler, ticari alüminyum alaşımlarıyla kıyaslandığında daha yüksek sertlik, dayanım, aşınma direnci, ısıl ve elektriksel özelliklere sahiptir. Ayrıca alüminyum matrisli kompozitlerin titreşim sönümleme

kabiliyeti de bulunmaktadır. Elde edilen bu özellik değişimleri nedeniyle alüminyum matrisli kompozit malzemeler önem kazanmıştır [30], [49].

Çizelge 2.4 A356 alaşımının kimyasal bileşimi (%ağ.) [45]

Si	Mg	Fe	Zn	Mn
7,288	0,354	0,144	0,008	0,028
Cu	Cr	Ni	Ti	Al
0,011	0,003	0,0031	0,123	Kalan

Özellikle alüminyum alaşımlarının, seramik takviye elemanlarıyla güçlendirilmesiyle mekanik dayanımı ve aşınma direnci yüksek olan malzemeler elde edilmiştir. Metalin süneklik ve tokluk gibi özellikleriyle, seramik takviye elemanının yüksek sertlik ve dayanım özelliği birleştirilerek daha güçlü bir malzeme elde edilir [1], [2], [3], [31], [32], [33].

Alüminyum matrisli seramik takviyeli kompozitlerin üretiminde genel olarak SiC, B₄C, Al₂O₃, TiC, TiB₂ gibi seramik parçacıklar takviye elemanı olarak kullanılmaktadır. Bunların içinde TiB₂ ön plana çıkmaktadır. TiB₂'nin takviye elemanı olarak kullanılmasıyla, matris ve takviye elemanı arayüzeyinde reaksiyon ürünü oluşumu engellenmiş olur. TiB₂'nin ergime noktası yüksektir ve yüksek dayanıma, sertliğe aşınma dayanımına, korozyon direncine sahiptir. TiC ile benzer özelliklere sahip olmakla beraber, mekanik dayanımı daha iyidir. Ayrıca kimyasal karalılığı WC ve Si₃N₄'ten daha iyidir [3], [50], [51], [52], [53], [54].

Isıl iletkenlik, özgül dayanım, aşınma dayanımı ve ısıl genleşme katsayısı gibi özelliklerde, alüminyum matrisli kompozit malzemelerin üretilmesiyle önemli gelişmeler elde edilmiştir. Bu nedenle, alüminyum matrisli seramik parçacık takviyeli kompozit malzemeler üzerindeki çalışmalar oldukça yaygındır [50], [51], [52], [53].

KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

İstenilen özellikte kompozit malzeme üretimi için birçok yöntem bulunmaktadır. Üretilcek parçanın kalitesine, istenilen özelliklere, miktarına ve maliyetine göre uygun yöntem seçilebilir. Yüksek performanslı malzeme üretimi için:

- Matris malzemesi takviye elemanı arasına iyi emdirilmeli,
- Matris malzemesi kuvvetli bağ oluşturmali,
- Matris malzemesi mümkün olan en düşük basınç ve sıcaklıkta hızlı şekilde katılaşabilmeli,
- Matris kararlılığını sürdürebilmelidir [19].

Kompozit malzemelerin üretimini polimer matrisli kompozitlerin ve metal matrisli kompozitlerin üretimi olmak üzere iki ana başlık altında toplanmaktadır.

3.1.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretimi için yöntem seçiminde, üretilcek malzemeden istenen mekanik, fiziksel ve tribolojik özellikler ile maliyet, üretilcek parçanın şekli, takviye elemanının dağılımı (partikül yada fiber), şekli, türü ve matris malzemesi/takviye elemanı uyumu dikkate alınır. Bu kompozitlerde matris malzemesi olarak kullanılan metal alaşımları arasında alüminyum, titanyum, magnezyum ve bakır sıralanabilir. En yaygın kullanılan takviye elemanları ise silisyum karbür, bor karbür, alümina, titanyum borür, bor ve grafittir [15], [17], [55], [56].

Ancak bu kompozitlerin üretiminde; matrisin takviye elemanını ıslatmaması, homojen dağılımın sağlanmaması, gözeneklerin önlenememesi, dökümde akıcılığın sağlanamaması ve arayüzey reaksiyonlarının oluşması gibi birçok sorunla karşılaşılabilir [26].

Metal matrisli kompozit malzemeleri üretmek için kullanılan yöntemler, üretim süresince metal matrisin sıcaklığına bağlı olarak üç grupta sınıflandırılmaktadır:

- Katı faz üretim yöntemleri,
- Katı-sıvı (çift) faz üretim yöntemleri,
- Sıvı faz üretim yöntemleri [5], [15], [17].

3.1.2 Katı Faz Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozit malzemelerin katı hal üretim yöntemleri toz metalurjisi ve difüzyon bağlanma yöntemleridir.

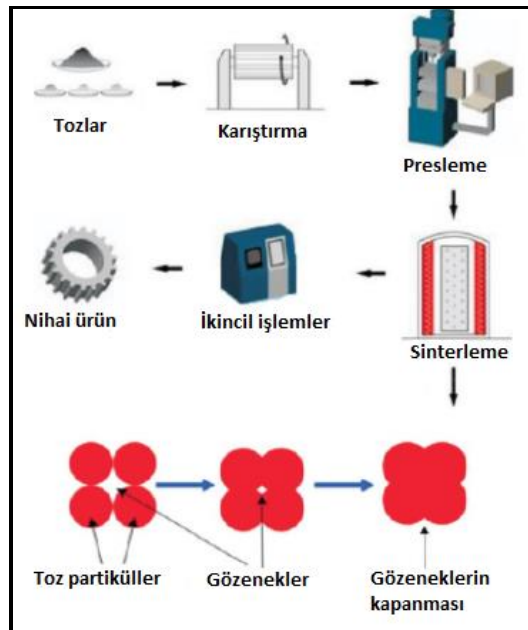
3.1.2.1 Toz Metalurjisi Yöntemi

Toz metalürjisi yönteminde, karıştırılmış metal tozlarını oda sıcaklığında veya yüksek sıcaklıklarda, üretilcek parça şekli ve boyutlarına sahip kalıp içinde preslenerek şekillendirilir. Preslenen yapı belirli bir sıcaklıkta istenen özelliklerin elde edilebilmesi için sinterlenir. Bu yöntem, tozların mekanik olarak karıştırılması, karıştırılan tozların preslenmesi, sinterleme ve isteğe bağlı işlemler (haddeleme, ekstrüzyon, yağ emdirme, çapak alma, vb.) aşamalarından oluşur. Bu yöntemle ait imalat basamakları Şekil 3.1’de gösterilmiştir [30], [55].

Karıştırma işlemi, matris içerisindeki partikül dağılımını etkilediği için önemli bir aşamadır. Metal toz partikülleri yüzeylerinde sulu oksit filmlerine sahip olabilirler ve bu oksit tabakası gözenek oluşumuna neden olur. Eğer üretim sonrasında, gaz sıkışmasından dolayı oluşan gözenekleri uzaklaştırma işlemi yapılmayacaksa, presleme işleminden sonra bu su moleküllerinin uzaklaştırılması gerekmektedir [5], [30], [57].

Karıştırma işleminden sonra soğuk presleme (oda sıcaklığında) ya da sıcak presleme (yüksek sıcaklık ve basınç altında) işlemi uygulanır. Sıcak izostatik presleme

yönteminde, soğuk preslemeye göre daha yüksek yoğunluğa sahip kompozit malzemeler üretilir. Toz metalurjisi yönteminde tozların soğuk şekillendirilmesi ve kalıptan çıkarılması sırasında, metal tozları ile kalıp yüzeyi arasındaki sürtünmeyi azaltarak kalıp ömrünü artırmak amacıyla yağlayıcılar kullanılır. Malzemeye uygun yağlayıcılar ağırlıkça % 0,5-2 oranlarında ilave edilerek karıştırılır. Tozların sıkıştırılması sonrası, kalıptan çıkartılan parçaların dayanım değerleri düşüktür. Bu dayanım değerine ham (yaş) dayanım (green strength) denir. Ham dayanım değeri, parçanın ancak şeklini korumasını sağlayacak kadardır. Yani, parçanın kalıptan çıkartılıp sinterleme ortamına yerleştirilmesine olanak verecek değerdedir. Fakat bu dayanım değeri, parça üzerine uygulanacak yüksek değerdeki kuvvetleri taşımak için yeterli değildir. Kalıptan çıkartılan parçaların dayanım değerlerini artırmak için parçalara sinterleme işlemi uygulanır. Sinterleme; atomik ölçekte gerçekleşen, kütle taşınımları yoluyla katı parçacıkları, yoğun bir yapı oluşturacak şekilde bağlayan ısı işlemi veya süreçtir. Tek bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı malzemenin ergime sıcaklığının 0,8 katıdır. Çok bileşenli sistemlerde ise sinterleme sıcaklığı bileşimde en düşük ergime sıcaklığına sahip malzemenin ergime sıcaklığının hemen altındadır. Sinterleme ile %80-90 oranında teorik yoğunluğa ulaşılır. Sinterleme sonrasında parçalar isteğe bağlı olarak haddeleme, ekstrüzyon ve tekrar sıkıştırma gibi bazı işlemlerden geçerek, kullanıma hazır hale getirilir [5], [30], [56], [58].



Şekil 3.1 Toz metalurjisi yönteminin akış şeması [55]

Kullanılan matris alaşımı tozlarının boyutu 1 mm'den daha küçük, ince olarak bölünmüş katı parçacıklardır. Matris malzemesi olarak alüminyum, bakır, nikel, kobalt ve titanyum esaslı alaşımlar ve çelikler kullanılmaktadır. Takviye elemanı olarak ise; silisyum karbür, bor karbür, alüminyum oksit, grafit, nikel, titanyum ve molibden tozları tercih edilir [30], [55].

Toz metalurjisi ile üretilmiş partikül takviyeli kompozit malzemelerde takviye fazının dağılımı; karıştırma prosesine, presleme işlemine, matris ve takviye elemanının boyutuna, karıştırma sonrası uygulanan soğuk veya sıcak preslemeye ve son ürüne uygulanan ekstrüzyon oranına bağlıdır. Karıştırma aşamasında matris toz boyutu, takviye partiküllerinin boyutuna oranla büyükse, takviye partiküller kaba tozların aralarında topaklanma eğilimi gösterir. Topaklanma sonrası takviye elemanı, matris fazı içinde heterojen bir dağılım gösterir [5], [59].

Toz metal parçalar, haddeleme ve döküm gibi geleneksel imalat yöntemleri ile üretilen malzemelere göre ekonomikliğin yanında bazı avantajlı özelliklere sahiptir. Bu avantajlar şu şekilde sıralanabilir:

- Yüksek hacim oranlarına sahip kompozit malzemelerin üretimini sağlayarak, yüksek dayanımlı ve düşük ısı genleşme katsayısına sahip kompozit elde etmek,
- Hızlı katılaştırılmış alaşımlar ile yüksek sıcaklık dayanımı sağlamak,
- retimi zor olan alaşımları daha kolay üretme, karmaşık şekilli parçaların imalat kolaylığını sağlamak,
- Yoğunluk kontrolünü sağlamak [5], [60].

Bunun yanında yöntemin dezavantajları da bulunmaktadır. Orhan vd. [30] tarafından gerçekleştirilen çalışmada, matris ve takviye malzemeleri arasında etkili bir bağlanmanın elde edilememesinin, kompozit malzeme üretimde en önemli sorun olduğu belirtilmiştir. Toz metalurjisi yöntemiyle bu duruma nispeten bir çözüm bulunabildiğine, fakat net bir iyileştirme olmadığına değinmişlerdir. Akın [59] ise takviye elemanın yüzdesine bağlı olarak, toz metalurjisi yöntemiyle üretilen kompozit malzemede gözeneklerin oluştuğu belirtilmiştir.

Abdizadeh vd. [58] ise Al-MgO nano kompozit malzeme üretilmiş, böylece toz metalurjisi ve karıştırma döküm yöntemlerini kıyaslamıştır. Yapılan çalışma sonucunda karıştırma dökümün daha verimli, ekonomik ve etkili bir yöntem olduğu görülmüştür.

3.1.2.2 Difüzyonla Bağlama Yöntemi

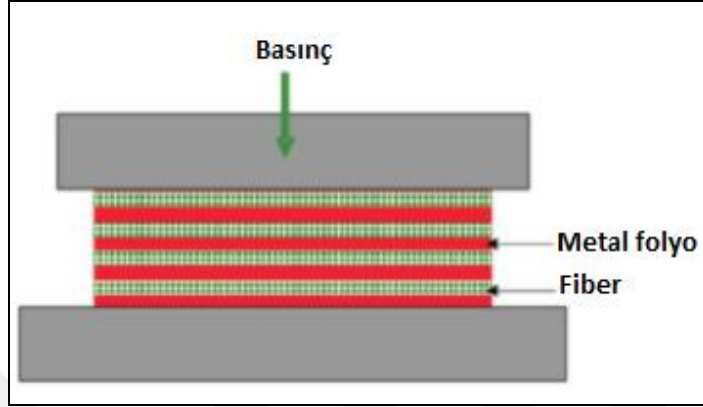
Difüzyonla bağlama yönteminde, kompozit fazları arasındaki birleştirme işlemi yüksek basınç ve sıcaklık altında, ergime olayı gerçekleşmeden yapılmaktadır. Bu işlem atomlar arasında bağ oluşumu ile gerçekleşmektedir. Karbon, bor, silisyum karbür ve alüminyum oksit gibi tek tabakalı fiber ya da fiber demetlerinin, titanyum veya alüminyum gibi matris malzemeleri ile tabakalar halinde yüksek sıcaklık ve basınç altında bağlanmasıyla kompozit malzemeler üretilir. Şekil 3.2’de bu yöntem şematik olarak gösterilmektedir. Bunların yanında metal-metal kompozit malzemelerin kaynakla birleştirilmesi de bu yöntemle gerçekleşmektedir [61], [62], [63].

Bu yöntemde etkili bir üretim, yüksek sıcaklık ve basınç altında gerçekleşen takviye elemanı ve matris malzemesi bağlanmasıyla, takviye elemanı tipi ve dizilişine bağlıdır. Bunun yanında üretim sıcaklığı, basıncı ve tutma süresi prosesin önemli değişkenlerindendir. İstenen özellikler göz önünde bulundurularak fiber yönü, açıları ve aralık ölçüleri belirlenerek fiberler metal tabakalar üzerine yerleştirilir [61], [62], [63].

Tek bir parça kompozit malzeme oluşturmak için yaklaşık 100 tabaka üst üste konulabilir. Tabakalardan oluşan yapı, havası alınarak kapanır; matris alaşımının ergime sıcaklığına yakın bir sıcaklığa ısıtılarak difüzyon ile bağlanmanın gerçekleşmesi için preslenir veya haddelenir. Bağ mukavemetini arttırmak için fiberler iyon kaplama veya plazma spreyleme ile kaplanmaktadır. Matris alaşımları ile fiber formundaki takviye elemanına, etkili difüzyon için ultrasonik temizleme gibi kimyasal yüzey işlemi de uygulanabilmektedir [61], [62], [63].

Mahendran vd. [62] tarafından yapılan çalışmada, Mg ve Al alaşımlarını difüzyonla birleştirme işlemi uygulanmıştır. Çalışmada sıcaklığın önemli bir parametre olduğu, düşük sıcaklıkta bağlanmanın gerçekleşmediği, yüksek sıcaklıkta ise basınç değerlerinin kontrol edilmesi gerektiği; aksi takdirde ergimenin meydana gelebileceği görülmüştür. Benzer şekilde basıncın da 5 MPa altında olduğu durumda bağlanma gerçekleşmemiş,

20 MPa üzerinde ise plastik deformasyonun olduğu belirlenmiştir. Sıcaklık ve basınç yanında dikkat edilmesi gereken bir değer parametre ise süredir. Bu işlemde etkili bir üretimin gerçekleşmesi için parametre değerlerinin çok iyi ayarlanması ve kontrol edilmesi gerektiği görülmüştür.



Şekil 3.2 Difüzyonla bağlanma yöntemi [55]

3.1.3 Katı-Sıvı (Çift) Faz Üretim Yöntemleri

Çift faz üretim yöntemleri, matris alaşımının denge diyagramına bağlı olarak alaşımın hem katı hem de sıvı fazları içerdiği sıcaklıkta, takviye elemanının matris alaşımına eklenmesidir. Metal matrisli kompozit malzemelerin çift faz üretim yöntemleri spre ve yarı katı döküm yöntemleridir.

3.1.3.1 Spre Yöntemi

Bir ergiyiğin atomize edilerek bir altlık üzerinde yarı katı damlacıklar halinde biriktirilmesini ve hızlı katılaştırılmasını kapsar [64].

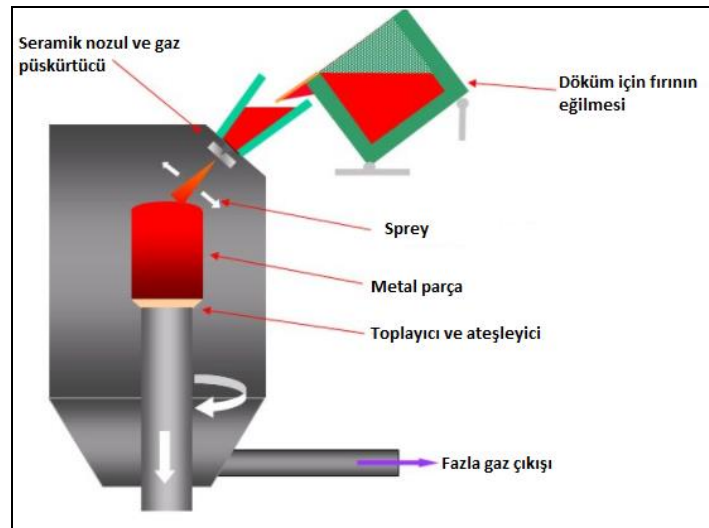
Metal matrisli kompozit malzemelerin bu yöntemle üretilmesinde, koruyucu gaz altında kompozit malzemeyi meydana getirecek olan matris alaşımı, spre tabancası boyunca koruyucu gaz jeti ile atomize edilir ve sıvı metal damlacık haline dönüştürülür. Sıvı metal damlacıkları içine takviye elemanı enjekte edilir ve matris malzemesi ile takviye elemanının birlikte katılaşacağı, ön ısıtılmış metal bir altlık üzerine püskürtülür. Alternatif olarak, takviye elemanı altlık üzerine yerleştirilir ve üzerine matrisi oluşturacak ergiyik metal püskürtülür. Prosesin şematik görünümü Şekil 3.3'te verilmiştir. Son ürünün şekli; altlığın şekline ve hareketine bağlı olarak değişir. Yöntem

ile boru, t p, yuvarlak kütük ya da plaka şeklinde ürünler elde etmek mümkündür [64], [65], [66].

Bu prosesin önemli parametreleri; metal damlacıklarının başlangıç sıcaklığı, boyut dağılımı, takviye elemanının sıcaklığı, beslenme oranı ve altlık metalinin yerleşimi, yapısı ve ilk sıcaklığıdır. Metal parçacıklarının boyutu 20-40  m kadardır ve partiküllerin metal matrise ilave edilme oranı sınırlıdır [64], [65], [66].

Bu  retim yönteminin avantajı, sıvı fazdaki matris ve takviye elemanı arasında geçen kısa temas süresinden dolayı elde edilen sınırlı etkileşim ve dolayısıyla arayüzeyde sınırlı reaksiyon meydana gelmesidir. Bu durum üretilen kompozit malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirmektedir. Diğer avantajları ise, matris yapısının oldukça ince taneli olması, segregasyon içermemesi ve üretim hızının yüksek oluşudur. Yöntem, toz metalurjisi yöntemine göre daha ekonomiktir. Ayrıca bu yöntemde toz metalurjisi yönteminde mutlaka uygulanması gereken matris tozları ve takviye elemanlarının karıştırılması ve gaz alma işlemlerine gerek yoktur [64], [66], [67].

Yöntemin dezavantajı, elde edilen kompozitin yoğunluğu matris alaşımının %95 ile %98'i arasındadır. Bu nedenle elde edilen ürünler dövme, ekstrüzyon gibi ikincil bir işleme tabi tutularak nihai yo unlu a ula ılırlar. Ayrıca  retim esnasında gözenek oluşumu gerçekleşmektedir [64], [65], [66].



Şekil 3.3 Sprey yöntemi şematik görünümü [64]

Laha vd. [67] tarafından yapılan çalışmada karbon nanotüp takviyeli alüminyum kompozit malzeme üretimini spreyci yöntemi ile gerçekleştirmişlerdir. Sonuçlar incelendiğinde sentezleme işleminin gerçekleştiği ve üretilen malzemenin kimyasal kararlılık gösterdiği görülmüştür. Ancak yapı içinde Al_2O_3 oluşumu gerçekleşmiş ve bu nedenle yüksek yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Ayrıca SEM görüntüleri incelendiğinde, mikroyapıda aglomerasyon ve gözenek oluşumu gözlemlenmiştir.

3.1.3.2 Yarı Katı Döküm Tekniği

Yarı katı metal şekillendirme yöntemi ilk olarak 1970’li yıllarda Flemings ve arkadaşları tarafından keşfedilen ve üzerinde çalışmaya başlanılan bir tekniktir. Geleneksel plastik şekil verme ve döküm teknolojilerinin avantajlarını bir arada sunan bu yöntem, alüminyum alaşımlı parçaların üstün özelliklerde, daha basit proseslerle, son şekle sahip şekilde üretilebileceği en uygun yöntemdir. Yöntem endüstride “Rheocasting” ya da “Compocasting” isimleriyle tanınmaktadır [46], [68], [69].

Yarı katı metal şekillendirme yöntemi, karıştırma ile çamurumsu kıvamı oluşturma ve elde edilen karışımın solidüs-likidüs sıcaklıkları arasında belirli bir kuvvet yardımıyla şekillendirilmesinden oluşmaktadır. Bu yöntem temelde karıştırmalı döküm tekniği ile aynıdır. Ancak yarı katı metal şekillendirme yönteminde takviye partikülleri tamamen ergiyik haldeki matris alaşımı yerine, yarı katı haldeki alaşıma ilave edilir. Yarı katı şekillendirme prosesi ile şekillendirilecek parçanın mikroyapısı, tekrar ısıtıldığında sıvı matris içinde dağılmış küresel primer katı fazdan oluşacak şekilde hazırlanmalı üretim sırasında düşük ergime noktalı fazın eriyerek tane sınırlarına dağılması sağlanmalıdır [5], [46], [65].

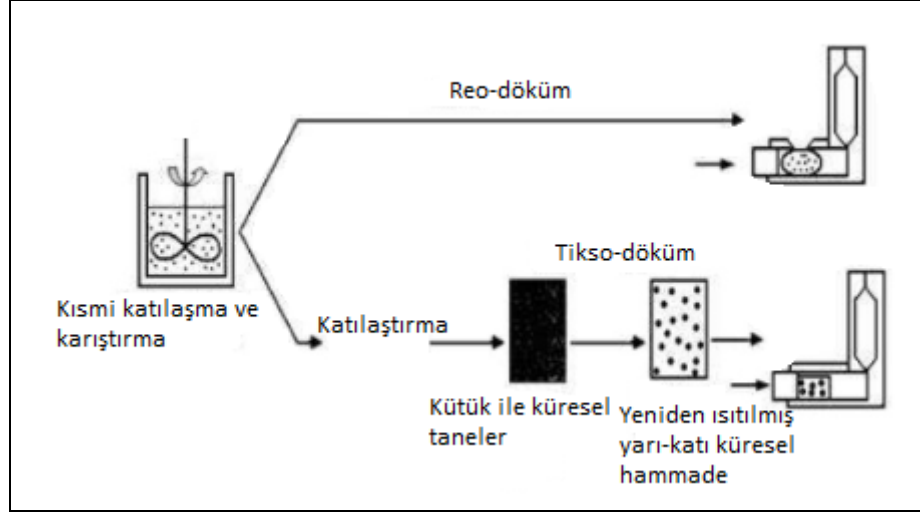
Yarı katı metal şekillendirme yöntemleri temelde iki gruba ayrılabilir. Alaşımların katılaşma esnasında karıştırılmasıyla küresel şekilli mikroyapıya sahip hamurumsu halde malzeme üretilmesi ve bu malzemenin sıvı metal gibi doğrudan bir kalıba enjekte edilmesi “*reo-döküm*” olarak adlandırılmaktadır. Diğer yöntemde ise yarı katı bölgeye ısıtılarak bu sıcaklıkta küresel mikroyapı sergileyen besleme stokları bir kalıba enjekte edilmektedir. Bu yöntem de “*tikso-döküm*” olarak adlandırılmaktadır. Şekil 3.4’te her iki yöntem de şematik olarak gösterilmektedir [68], [69], [70].

Yarı katı şekillendirme işleminin gerçekleşmesi için ön malzemenin yarı katı sıcaklıkta dendritik olmayan, tiksotropik özelliğe sahip olması gerekmektedir. Yani katılaşma sırasında dendritik yapının bozulması gerekmektedir. Ön malzeme mikroyapısında bulunan birincil fazın şekli, boyutu ve hacim oranı akış özelliklerini etkileyen en önemli parametrelerdir. Yarı katı metalin viskozitesi, ön malzemedeki katı faz hacim oranının artması ile artmaktadır. Birincil faz tane boyutunun azalması ve küreselleşme derecesinin artmasıyla ise azalmaktadır. Küresel şekilli mikroyapı, yarı katı halde tiksotropik davranış gösterir. Bu nedenle küresel şekilli mikroyapıya sahip ön malzeme hazırlığı, tikso-döküm ve reo-döküm yöntemlerinin kullanımında zorunludur. [68], [69], [71].

Tiksotropik özelliğe sahip malzeme üretmek için birçok yöntem bulunmaktadır. Bu yöntemler; manyetik karıştırma, elektromanyetik karıştırma, eğimli soğutma plakasından döküm olarak sıralanabilir. Bu yöntemler arasında en etkili elektromanyetik karıştırma tekniğidir [46], [68].

Yarı katı aralığında bulunan matris alaşımının karıştırılması dendritlerin kırılmasına ve sıvı faz içerisinde küresel tanelerin oluşmasına neden olmaktadır. Alaşımların ilk katılaşma esnasında oluşan dendritik örgünün kırılmasının, döküm mikroyapısına ve özelliklerine olumlu etkileri bulunmaktadır. Geleneksel metal döküm yöntemlerinde, sıvı metalin kalıbı doldurması sırasında türbülanslı sıvı akışından dolayı gaz boşlukları, çekme boşlukları ve segregasyon gibi döküm hataları oluşur. Bu hatalar mekanik özellikleri önemli derecede düşürür. Yarı katı metal şekillendirme yönteminde ise dendritik yapının bozulmasıyla, mekanik özellikler iyileşmektedir [46], [69], [71].

Yarı katı metal şekillendirme yöntemi genellikle A356 gibi döküm alaşımlarına uygulanır. Bu tip alaşımlar yüksek miktarda Al-Si ötektik fazı içerdikleri için çok iyi akışkanlık ve dökülebilirliğe sahiptir. Yarı-katı şekil verme prosesleri iyi yüzey kalitesi, iyi mekanik özellikler, düşük enerji tüketimi ve düşük maliyet gibi özellikleriyle diğer üretim teknikleri arasında öne çıkmaktadır [46], [72].



Şekil 3.4 Yarı katı döküm tekniği şematik görünümü [73]

Döküm alaşımları yanında dövme alaşımlarına da yarı-katı şekillendirme yöntemleri uygulanabilmektedir. Ezgi vd. [15] arkadaşlarının yaptıkları çalışmada yarı katı döküm yöntemlerinden biri olan SIMA yöntemiyle SiC takviyeli A380 ve 6063 kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir. SIMA yönteminde, alaşım " α -sıvı" yarı katı sıcaklığına çıkartılır ve bir süre bekletildikten sonra pres altında şekil verilir. Bu yöntem, kristalleşme sıcaklığının üstünde sıcak şekillendirmeden sonra soğuk deformasyon ve sonrasında tekrar ısıtma işlemlerini kapsamaktadır.

Bu çalışmada, yarı katı sıcaklığı ve fırında tutma süreleri birbirlerinden farklı olan, 6063 alaşımından 5 adet ve A380 alaşımından 2 adet olmak üzere toplamda 7 adet kompozit parça üretilmiştir. Sadece 6063 alaşımının bir tanesinde SiC'ler ön ısıtma işlemine tabii tutulmuştur. Yapılan incelemeler sonucunda, ön ısıtma işleminin, ön ısıtmaya tabii tutulmuş numunelerde ıslatma kabiliyetinin artmasından dolayı, kompozit üretimine olumlu etkisi olduğu görülmüştür. Ön ısıtma uygulanmadığında büyük partiküllü kısımlarda ıslatmada sorunlar yaşanmış, küçük partiküllerde de ıslatmanın yeterli olmadığı görülmüştür [15].

A380 döküm alaşımında SiC ilaveli kompozit üretiminde, yarı katı halde şekil verilerek yapılan çalışmalarda ıslatma probleminden dolayı arzu edilen yapılar elde edilememiştir. Alaşım elementi olarak dövme alaşımı yerine döküm alaşımı kullanılması daha başarılı olmuştur. Buna rağmen, A6063 dövme alaşımında ön ısıtma olmadığında MMK üretimi gerçekleşmesine rağmen ıslatma yetersiz gelmiş, takviye elemanı

homojen olarak dağılmamıştır. Bunun yanında, SiC partiküllerine ön ısıtma uygulandığında ısıtma sağlanarak SIMA yöntemi ile MMK üretimi gerçekleştirilebilmiştir. Bu teknikte matrisin takviye elemanını ısıtabilmesi önemli bir sorun olarak karşımıza çıkmaktadır [15].

3.1.4 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

Sıvı faz üretim yönteminde matris malzemesinin ergitilerek, takviye elemanı ile birleştirilmesi sağlanır. Sıvı faz yöntemleri ucuz, basit, uygulanabilirliği kolay ve karmaşık şekilli parçaların üretiminin mümkün olması nedeniyle yaygın kullanıma sahiptir. Geleneksel döküm teknikleri, metal matrisli partikül takviyeli kompozit malzemelerin sıvı faz üretim yöntemleriyle üretimine, kolaylıkla adapte edilebilmektedir. Sıvı faz üretim yöntemlerinde karşılaşılan başlıca sorunlar; matris alaşımının takviye partiküllerini ısıtmaması, yüksek işlem sıcaklıkları nedeni ile istenmeyen fazların oluşma tehlikesi, çekme ve gaz boşluklarının oluşmasıdır [65].

3.1.4.1 Sıvı Metal Karıştırma

Bu yöntem; ergitilmiş matris malzemesi içerisine takviye malzemesinin ilavesi esasına dayanır. Partikül şeklindeki takviye elemanlarının matris alaşımı içerisinde homojen bir şekilde dağılmasını sağlamak için, ergiyik haldeki alaşım karıştırılır. Karıştırma işlemi ergiyik yarı katı hale gelene kadar devam eder. Daha sonra soğuma ve katılaşma gerçekleşir ve bu aşamalarda karıştırma yapılmaz. Karıştırma işlemi mekanik, elektromanyetik ya da gaz enjeksiyonu ile gerçekleştirilebilir [65], [71].

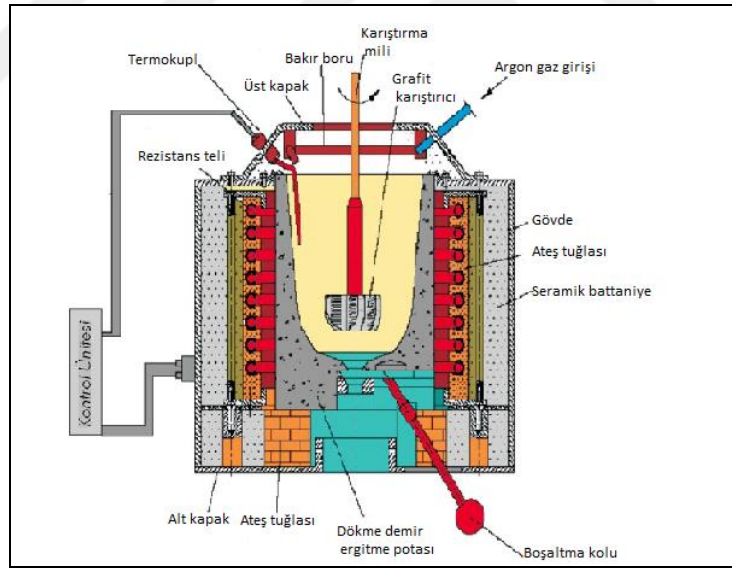
Partikül şeklindeki takviye malzemesinin ergiyik matris alaşımına ilavesi ve matris içerisinde homojen olarak dağılmış takviye elemanı eldesi için birçok yöntem kullanılmaktadır.

Bu yöntemler:

- Enjeksiyon tabancası yardımıyla soygaz ile tozların sıvı metale enjeksiyonu,
- Vorteks ile parçacıkların sıvı metale ilavesi,
- Kalıp dolarken sıvı içerisine parçacık ilavesi,

- Matris içine alaşım ve takviye tozlarının ilavesinden sonra karıştırılması,
- Karşılıklı hareket eden çubuklar yardımıyla parçacıkların sıvıya itilmesi,
- Merkezkaç kuvvetiyle parçacıkların sıvı içinde dağıtılması,
- Sıvı metal ultrasonik dalgalar yardımıyla titreşirken, seramik partiküllerin sıvı metal içerisine ilave edilmesidir [1], [5], [75].

Kullanımı en elverişli ve en ekonomik olan yöntem, “vorteks” yöntemidir. Bu yöntem, bir mekanik karıştırıcı (pervane) ve bir bekletme fırınından oluşur. Yöntemin uygulandığı fırının şematik görünümü Şekil 3.5’te yer almaktadır. Matris alaşımı bir pota içerisinde ergitilir. Mekanik karıştırma işlemi, özel olarak tasarlanmış (düşeyle 30-35° açı yapan) bir pervane yardımıyla yapılır. İstenilen vorteks elde edildiğinde, partikül şeklindeki takviye malzemesi vorteksin tam ortasına belli bir beslenme hızıyla ilave edilir ve mekanik olarak karıştırılır. Böylece takviye elemanın matris homojen olarak dağılması sağlanır [75], [76].



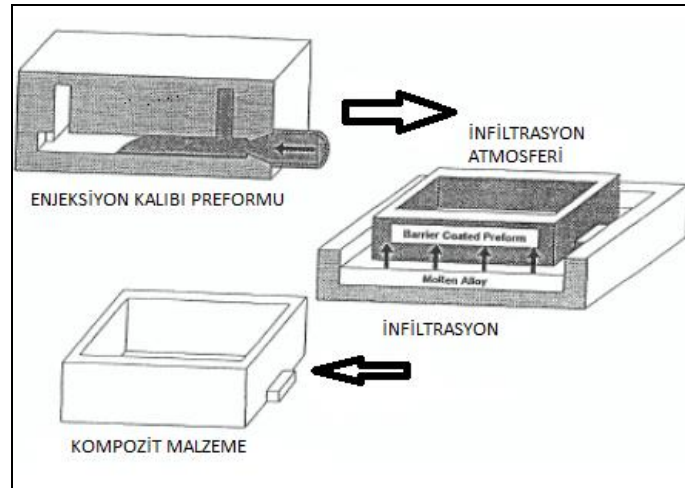
Şekil 3.5 Vorteks yöntemi [55]

Bu üretim yöntemden dikkat edilmesi gereken birçok parametre bulunmaktadır. Bunlar; karıştırıcı hızı, karıştırıcı ucun boyutları, karıştırıcı ucun ergiyik içindeki konumu, takviye fazın boyutu, hacmi, karıştırma süresi, sıvının bileşimi, sıcaklığı ve kalıp malzemesinin özellikleridir [74].

Üretimde meydana gelen hatalardan dolayı, gözenekli yapı, topaklanma ve çökeltme meydana gelebilmektedir. Bu yöntemin en önemli dezavantajı, üretilen malzemenin gözenekli bir yapıya sahip olmasıdır [74], [76].

3.1.4.2 İnfiltrasyon (Emdirme)

Sıvı metalin, takviye içeren ön şekle (preform) kendiliğinden infiltre olduğu patentli yöntem Lanxide tarafından geliştirilmiştir. Yöntemin esası, gözenekli bir takviyeden oluşan önşekil içerisine, ergiyik metali basınç uygulanmadan infiltre etmeye dayanır. Ergiyik metale dışarıdan basınç uygulamaksızın gözenekli ön şeklin infiltrasyonunu sağlamak, mekanik dayanıma sahip ön şekil üretim gerekliliğini ortadan kaldırır. Dolayısıyla üretim maliyeti düşer ve parçanın endüstriyel uygulama alanı genişler. Basıncsız infiltrasyon yöntemi sırasında ergimiş metal, seramik malzemedeki gözenekleri kapiler kuvvetler etkisi ile doldurur. Bu yöntemin kullanılabilmesi için takviye malzemesinin, matris malzemesi tarafından ıslatılabilirliğin iyi olması ve herhangi bir basınç olmadan infiltre olması gerekmektedir. Bu prosesle ön şekle istenen şekil verilerek son şekle sahip parça üretilebilir. Şekil 3.6'da üretim şeması verilmiştir [77], [78], [79].



Şekil 3.6 İnfiltrasyon yöntemi şematik görünümü [79]

Bu proseste işlem değişkenleri; infiltrasyon sıcaklığı, partikül boyutu, dağılımı, işlem süresi, atmosfer tipi, malzeme türü ve alaşım bileşimi gibi değişkenlerdir. Buna karşın infiltrasyon kendiliğinden gerçekleştiği için takviye malzemesinin alaşım tarafından ıslatılması son derece önemli ve sınırlayıcı bir faktördür [65], [77], [78].

Başarılı bir infiltrasyon için sıvı metal ile seramik malzeme arasındaki temas açısının küçük olması dışında diğer koşullar da sağlanmalıdır. Seramik malzeme, kapiler kuvvetle infiltrasyonu sağlayacak gözenek boyutu ve dağılımına sahip olmalıdır. Metalin sıvı halde akışkanlığı yüksek olmalı ve seramik malzemenin metal içindeki çözünürlüğü az olmalıdır [65], [78].

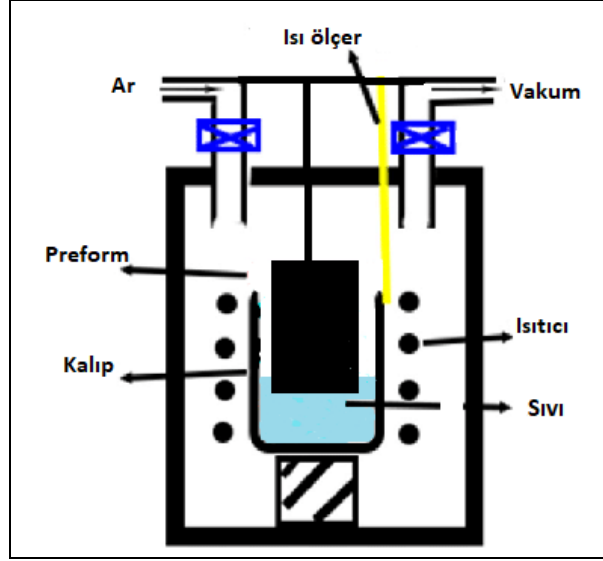
Basıncsız infiltrasyon üretim yönteminin önemli bir dezavantajı uzun üretim süresi ve reaktif takviye-matris liflerinde takviye ve matris arasındaki ara yüzey reaksiyonun oluşmasıdır [79].

3.1.4.3 Basıncılı İnfiltrasyon (Emdirme)

Metal matrisli kompozit üretim yöntemlerinden biri olan basıncılı infiltrasyon yöntemi, ön şekil verilmiş gözenekli takviye elemanına ergiyik metalin koruyucu bir gaz yardımıyla infiltre edildiği yöntemdir (Şekil 3.7). Basıncılı infiltrasyon yönteminde basınç, ergiyik metal yüzeyine uygulanır. Bu nedenle uygulanması kolay bir yöntemdir. Basıncılı infiltrasyon tekniğinin sıkıştırma dökümden farkı, sıvının preform veya kalıp içerisine bir piston yardımı ile değil de basıncılı soygaz ile itilmesidir. Yapılan çalışmalar incelendiğinde; uygulanan basıncın atmosfer basıncından büyük, kritik basınç değerinden ise küçük olması gerektiği ve sıcaklık ile basınç arasında ters orantı olduğu tespit edilmiştir [80], [81], [82], [83].

Basıncılı infiltrasyon tekniğinde; ergiyik metal sıcaklığı, takviye elemanının tane büyüklüğü, infiltrasyon süresi ve basıncı en önemli infiltrasyon parametrelerini oluşturur. Ergiyik metal sıcaklığı bu parametrelerin en önemlilerinden birisidir [81], [83].

Basıncılı infiltrasyonun önemli bir dezavantajı uzun üretim süresinden dolayı, özellikle kimyasal açıdan aktif matris malzemesi ve takviye elemanı arasında arayüzey reaksiyonunun oluşumudur. Diğer dezavantajlar ise büyük tane boyutlarıyla sonuçlanan düşük soğutma hızı ve koruyucu gaz kullanımından kaynaklı olarak prosesin pahalı olmasıdır [1], [84], [85].

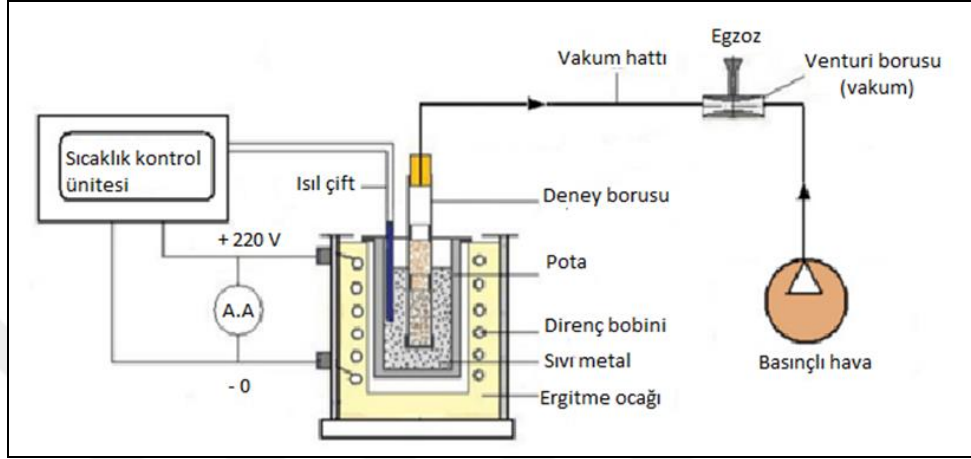


Şekil 3.7 Basıncılı infiltrasyon yöntemi şematik görünümü [86]

3.1.4.4 Vakum infiltrasyon

Vakum infiltrasyon ile metal matrisli kompozit malzemelerin üretimi, emdirmenin yapılabilmesi için, yeterli gözenekliliğe sahip seramik esaslı ön şekillerin üretimiyle başlar. Sıvı metalin gözenekli seramik malzemeye infiltrasyonu için ıslatmanın iyi bir şekilde sağlanması gerekmektedir. Bu yöntemde üretilen ön şekillere döküm öncesi Arşimet yoğunluk testi uygulanarak yaklaşık boşluk oranları hesaplanmaktadır. Ölçülen yoğunluk ve teorik yoğunluğa göre gözeneklilik değerleri belirlenmektedir. ıslatma basit bir şekilde bir sıvının katı bir yüzey üzerinde kolayca yayılması olarak açıklanabilmektedir. Seramik ve metal matrisli kompozitlerin infiltrasyon süreçleriyle üretilbilmesi için sıvı metalin seramik fazı ıslatması gerekmektedir. Mükemmel ıslatma için temas açısının 0° olması gerekir, ıslatma açısı 180° olduğunda ise sistem tamamen ıslatmaz hale gelmektedir. Metal oksitler ile metal arasındaki temas açısı 90° 'den büyük oluşu için, katı yüzeyde bulunan boşluklara ve pürüzlü yüzeylere sıvı metal infiltrasyonunu sağlamak üzere bir dış basınç uygulanması gerekmektedir. Basınç uygulama işlemi bir gaz yardımıyla ya da mekanik olarak uygulanabilmektedir. Şekil 3.8'de yöntemin şematik görünümü yer almaktadır. Takviye hacim oranı, parçacık boyutu, vakum değeri, infiltrasyon sıcaklığı, infiltrasyon süresi infiltrasyonda önemli parametrelerdir [87],[88],[89].

İnfiltrasyon sürecinde vakum altında çalışılmasının eriyik metalin seramik pelete infiltrasyonuna yardımcı olduğu bilinmektedir. Ayrıca vakum ortamında infiltrasyon sürecinde sıvı metalin oksitlenmesinin engellendiği ve üretilecek kompozit yapıda gaz veya hava kalması sebebiyle gözeneklerin oluşmasının önlenildiği bildirilmektedir [88], [89].



Şekil 3.8 Vakum infiltrasyon yönteminin şematik görünümü [89]

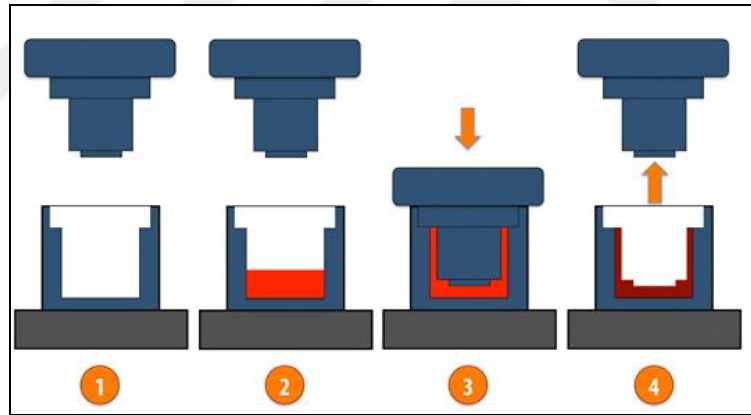
Pul vd. [87] yaptıkları çalışmada Al matrisli MgO parçacık takviyeli kompozit malzemenin vakumlu infiltrasyon yöntemi ile üretimi gerçekleştirilmiş ve bu yöntemle takviye hacim oranının etkileri araştırılmıştır. Takviye hacim oranının, infiltrasyon mesafesi, kompozitin gözenekliliği ve kırılma dayanımı üzerindeki etkileri gözlemlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, artan takviye-hacim oranlarında infiltrasyon zorlaşırken düşük takviye-hacim oranında infiltrasyonun daha kolay olduğu tespit edilmiştir. İnfiltrasyon sıcaklıklarının artması infiltrasyon mesafesini artırmaktadır. Kompozitlerin gözenek miktarlarının artan takviye-hacim oranlarında arttığı, artan infiltrasyon sıcaklıklarında azaldığı tespit edilmiştir. Kompozitlerin kırılma dayanımları, artan takviye-hacim oranlarıyla azalmıştır.

Kısaöz vd. [88] yaptıkları çalışmada, Silisyum karbür (SiC), alümina (Al_2O_3) ve bor karbür (B_4C) seramik takviyeler ile A6063 ve A413 alüminyum alaşımlarını kullanarak vakum infiltrasyonla dereceli hassas döküm kalıplarında üretimi incelenmiştir. Vakum infiltrasyon yönteminin gerçekleşmesi için yeterli gözenekliliğe sahip seramik malzemeler gerektiği için, seramik tozlar yüksek oranda gözenekliliğe sahip olacak şekilde ön şekil üretilmiş ve hassas döküm kalıbı içerisinde sıvı metal infiltre

ettirilmiştir. Döküm sırasında geçirgen sıcak kalıba vakum uygulanarak işlem başarılı şekilde gerçekleştirilmiştir. Vakum desteği ile sıvı metal ön şekil boşluklarına doğru çekilmekte, bu sırada kalıbın ve kalıp ile birlikte pişen ön şeklin sıcak olması alüminyum alaşımlarının uzun süre sıvı kalmasını sağlayarak infiltrasyona destek olmaktadır. İncemeler sonucunda vakum infiltrasyonun başarılı olduğu, gözenek ağının doldurulduğu gözlemlenmiştir. A6063 – SiC kompozitinde en yüksek doldurma oranı gerçekleşmiştir. Dökülen alaşımın cinsi, döküm sıcaklığı, kalıp sıcaklığı ve ön şeklin gözenek yapısı metal infiltrasyonunu etkilemektedir. Bu nedenlerden dolayı konunun araştırılmaya açık olduğu, geliştirilmesi gereken yönlerin olduğu belirtilmiştir.

3.1.4.5 Sıkıştırırmalı Döküm Tekniği

Sıkıştırırmalı döküm, basınçlı döküm ve kapalı kalıpta dövmenin bir bileşimidir. Döküm işlemindeki sıvı metalin kalıbı doldurması ve dövme işlemindeki dikey pres hareketinin bir araya gelmesiyle oluşmuş melez bir yöntemdir [90], [91].

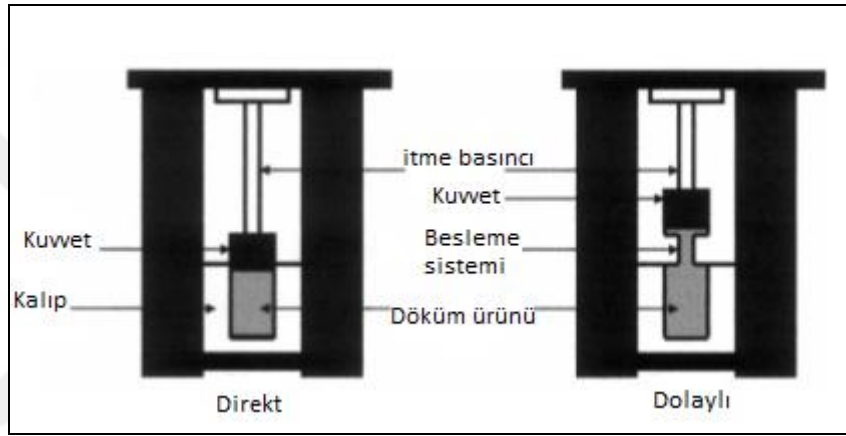


Şekil 3.9 Sıkıştırma döküm tekniği şematik görünümü [94]

Temel prensip kapalı bir kalıpta sıvı metali yüksek basınç altında (70-150 MPa) hızlı bir şekilde katılaştırmaktır. Şekil 3.9’da yöntemin şematik görünümü yer almaktadır. Hızlı katılaştırmaya ek olarak yüksek hidrostatik basınç etkisi altında gözenek miktarının azalmasıyla döküm kalitesi iyileşmektedir. Metal matris kompozit üretiminde sıkıştırırmalı döküm; bir bağlayıcı ile partikül ya da elyaf şeklindeki takviye elemanını içeren gözenekli ön şeklin (*preform*) üretilmesini ve gözenekli ön şekle mekanik etkiyle ergiyik metalin infiltrasyonunu içerir. Ön şekil bir kalıba yerleştirilir ve ergiyik metal kalıba dökülmeden önce kalıpla birlikte ısıtılır ve basınç uygulanır. Ergiyik metalin

katılaşmasını engellemek için kalıp, ön şekil ve zimba ısıtılır. Takviye partiküllerden oluşan ön şekil, matris alaşımının ergime sıcaklığını aşmayacak sıcaklığa ısıtılır. Daha sonra döküm işleri gerçekleştirilerek ön şeklin ergiyik metal tarafından infiltre edilmesi sağlanır [1], [78], [92]. Yöntem dolaylı ve direkt olmak üzere iki ana gruba ayrılmaktadır. Şekil 3.10’da iki yöntemin de şematik görünümü yer almaktadır.

Sıkıştırma dökümle üretilen kompozitlerin kalitesini etkileyen önemli üretim yöntemi değişkenleri; kalıp ön ısıtma sıcaklığı, takviye fazın sıcaklığı, ergiyik sıcaklığı, ergiyik metal kalitesi, basınç uygulanana kadar geçen süre, kalıp tasarımı, kalıp malzemesi, uygulanan basınç, ve ön şeklin yoğunluğudur [1], [78], [90], [92].



Şekil 3.10 Sıkıştırma döküm tekniği türleri [91]

Öte yandan penetrasyon hızı ve partiküller arası boşluk da kompozitin kalitesini etkileyen faktörlerdir. Fiber takviyeli kompozitlerde, zımbanın çok hızlı hareket etmesi ön şeklin hasara uğramasına ve fiberler arasında zayıf infiltrasyonun oluşmasına neden olmaktadır. Bu yöntemde, ön şekle tam sıvı akışını sağlamak için kritik bir basınca gereksinim duyulmaktadır. Uygulanan yüksek basınç, sıvı metalin takviye elemanını ıslatmasını sağlamakta ve arayüzey reaksiyon oluşumunu engellemektedir. Ergiyik metalin, ön şekli içine akarak gözenek oluşumuna izin vermeden tam olarak doldurması için ergiyik metale kuvvet uygulamaktadır. Böylece malzemenin dayanımı daha yüksek olmaktadır. Bu yöntemin en büyük dezavantajı üretilen para boyutudur. Üretilen parça boyutuyla arttıkça, ıslatılabilirlik sorunu da ön plana çıkmaktadır [1], [5], [93].

3.1.4.6 In-situ (Yerinde Üretim) Tekniği

Bu bölüme kadar anlatılan bütün teknikler ergiyik ya da toz haldeki matris malzemesi içine takviye elemanın dışarıdan ilavesini kapsamaktadır. Bu nedenle takviye edilen malzemenin boyutu sınırlıdır. Bu yöntemler için aşılması gereken önemli sorunlar takviye elemanı ve matris malzemesi arayüzeyinde meydana gelen reaksiyonlar ve takviye elemanının yüzeyinde meydana gelen kirlenme nedeniyle takviye ve matris elemanı arasında zayıf ıslatılabilirlik olarak sıralanabilir. Mekanik özelliklerinin en uygun düzeyde elde edilmesi için de takviye elemanın, matris fazı içinde homojen olarak dağıtılması gerekmektedir [95], [96], [97].

Günümüzde yaygın olarak kullanılmakta olan ve takviye elemanı olan partiküllerin dışarıdan matris içerisine katılması ilkesine dayanan metal matrisli kompozit üretiminde en büyük sorun, kuvvetlendirici fazın sıvı metal tarafından tam olarak ıslatılamaması sonucu ortaya çıkan arayüzey problemleridir. Metalurjik olarak; arayüzeyde oluşabilecek eksik ıslanmalar bir takım kimyasal reaksiyonlara ve gözeneklere sebep olabilmekte, katılma esnasında ise matris dendritleri bu partikülleri dışarı doğru itip matris fazı içerisinde topaklanmalarına neden olmaktadır. Bu nedenle heterojen bir mikroyapı oluşmaktadır. Yapılan deneysel ve teorik çalışmalar, bu problemlerin metal matrisli kompozitlerin mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerini olumsuz yönde etkilediğini göstermektedir. Metal matrisli kompozit malzemelerin arayüzey özelliklerinin iyileştirilmesinde kullanılan en etkili yöntem, kuvvetlendirici partiküllerin ergiyik metale sonradan ilavesi yerine, ergiyik içerisinde yerinde (in-situ) reaksiyonlarla oluşturulmasıdır [95], [96], [97], [98], [99].

Yüksek kaliteli metal matrisli kompozit üretiminde, matris ve takviye elemanı arasında iyi bir arayüzey oluşumunun engellenmesi ve matris ve takviye elemanı arasındaki reaksiyonlar gibi zorluklar karşımıza çıkmaktadır. Bu sorunlar in-situ kompozit üretimiyle çözümlenmektedir.

Bu yöntemde takviye elemanı doğrudan matris içinde sentezlenmektedir. Reaksiyon boyunca matrisin içinde takviye elemanının olmasından kaynaklı prosesin birçok avantajı bulunmaktadır.

Bu avantajlar aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Takviye elemanı-matris arayüzeyi temizdir. Buna bağlı olarak güçlü bir arayüzey bağı oluşumu ve böylece daha yüksek arayüzey dayanımı elde edilmektedir.
- Arayüzeyde daha iyi bir birleşmenin olması nedeniyle kompozit malzemenin mekanik özellikleri iyileşmektedir.
- Daha ince boyutlu takviye elemanı elde edilmektedir.
- Yüksek sıcaklıklarda kararlı ve ıslanma kabiliyeti yüksek olan partikül elde edilmektedir.
- Matris içinde takviye elemanın homojen dağılımı sağlanmaktadır.
- İlave işlemler gerekli olmadığından proses ekonomiktir[50], [53], [95], [96], [97], [98], [100], [101], [102].

In-situ kompozit malzemelerin üretimindeki bu gelişmeden dolayı mükemmel performansa, yüksek mekanik özelliklere ve yüksek özgül dayanıma ulaşılmaktadır. Bu özellikleri etkileyen diğer bir parametre ise ısıtma işlemi, yaşlandırma gibi ısıtma proseslerdir [103].

In-situ tekniği 1990'larda geliştirilmeye başlanmış, o tarihten itibaren araştırma konularında yerini almıştır. In-situ tekniği matris malzemesi içinde takviye parçacıklarının üretimini kapsamaktadır. İki veya daha fazla bileşen ergiyik içerisinde reaksiyona girerek, matris içerisinde takviye parçacıklarını oluşturur ve kompozit malzeme elde edilmiş olur. Bu yöntemle matris içinde homojen dağılımlı ince takviye elemanı eldesi, matris ve takviye elemanı arasında iyi bir bağ oluşması sağlanır. Böylece daha küçük boyutlu takviye elemanına sahip kompozit malzemeler üretilmiş olur [3], [4], [45], [46], [47], [53], [59], [97], [100], [102], [103].

Prosesin temeli gerekli takviye elemanı partiküllerini oluşturmak için ekzotermik reaksiyona girecek bileşiklerin ergiyik metale ilave edilmesidir. Bu üretim yönteminde kompozit malzemeye ilave edilen takviye elemanı partikülleri, ergiyik matris alaşımı içerisinde gelişen reaksiyonlar sonucu elde edilmektedir.

Yöntemin kullanılmasıyla çeşitli partiküller ergiyik metal içerisinde elde edilebilir. Bu yöntemle takviye partiküllerinden en çok üretilenleri TiB_2 , TiC , Mg_2Si 'dir.

Sıvı metal içerisindeki bu partiküllerin oluşumu Eşitlik (3.1) ve (3.2)'de gösterilmektedir. TiB_2 yüksek dayanıma, ergime sıcaklığına, sertliğe ve aşınma dayanımına sahiptir. TiB_2 ve TiC birbirine benzerdir. Ancak TiB_2 'nin özellikleri TiC 'ye göre daha üstündür. TiB_2 'nin kimyasal kararlılığı da göz ardı edilmemelidir [3], [96], [99].



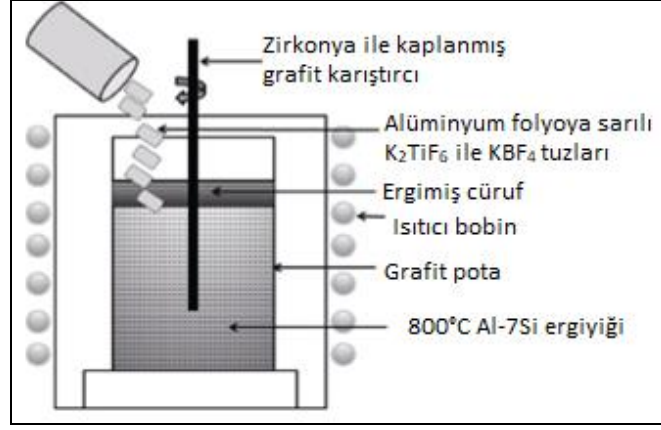
TiC partikülleri, sıvı haldeki Al-Ti alaşımı içerisinde TiC partiküllerini oluşturacak kadar yeterli sıcaklığa sahip karbon enjekte ederek oluşturulmaktadır. Böylece sıvı alaşım içerisinde TiC partikülleri gözlemlenmektedir.

TiB_2 partikülleri ise ön ısıtılmış tuzların ergiyik Al veya Al alaşımlarına ilave edilmesiyle üretilmektedir. Tuz ve Al arasındaki reaksiyonla takviye elemanı elde edilmektedir.

En sık uygulanan yöntem K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzlarının kullanıldığı yöntemdir. Tuzlar stokiometrik olarak karıştırılır ve matris içerisinde reaksiyona girerek TiB_2 intermetalik fazını oluşturur. TiB_2 oluşumu aşağıdaki sırayla gerçekleşir;

- Al_3Ti partiküllerine doğru bor atomunun hareketi,
- TiB_2 oluşturmak için, Al_3Ti yüzeyinden Ti ve B reaksiyonu,
- Küçük boyutundan dolayı TiB_2 partiküllerine doğru B atomunun difüzyonu,
- Al_3Ti partikülleri üzerinde doğal kırılmalar, Al_3Ti parçalanması, Al_3Ti partiküllerinin parçalanmasının artmasıyla TiB_2 oluşumunun da artması,
- Halkaya benzeyen TiB_2 partikül oluşumu [3], [50], [95].

Bu oluşum basamaklarının yanında, Eşitlik (3.3), (3.4), (3.5), (3.6) ve (3.7) yardımıyla K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzlarından TiB_2 eldesi de görülmektedir. Şekil 3.11'de K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzları kullanılarak gerçekleştirilen in-situ tekniği şematik olarak gösterilmektedir [3], [50], [95].



Şekil 3.11 In-situ tekniği şematik görünümü [99]



veya



Sasikumar vd. [3] K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzlarını kullanarak ergiyik alüminyum içinde TiB_2 takviye elemanını oluşturmuştur. Matris malzemesi olarak AA7075 seçilmiştir. %3'lük takviye elemanı oluşturacak şekilde tuz karışımı hazırlanmış ve alaşım 790°C'de ergitilmiştir.

Üretilen numuneye mekanik testler uygulanmıştır. Sertlik, Rockwell yöntemiyle belirlenmiştir. AA7075 alaşımının sertliğiyle kıyaslandığında, in-situ yöntemiyle üretilen kompozit malzemedede 2,5 katlık sertlik artışı elde edilmiştir. Sertlikteki artış, matris içinde TiB_2 partiküllerin oluşumuyla sağlanmıştır. Uygulanan çentik darbe testiyle de in-situ kompozitte, absorblanan enerjinin daha yüksek olduğu görülmüştür. Talaş morfolojisi incelendiğinde ise besleme hızının yüksek olduğu çalışmalarda, takım aşınmasının arttığı belirlenmiş, daha fazla kesme kuvvetinin bitirme yüzeyinin zayıflamasına ve takım ömrünün azalmasına sebep olduğu gözlemlenmiştir.

Lawrance vd. [95] ise K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzlarını AA6061 alaşımına ilave etmiştir. Alaşım $850^{\circ}C'$ de elektrik dirençli fırında ergitilmiştir. K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzları, atomik orana bağlı olarak 1:2 oranında kullanılmıştır. Karıştırıcı olarak zirkonyum kaplı çelik karıştırıcı kullanılmıştır. Tepkime süresi, tepkime derecesinin TiB_2 parçacıklarının büyümesindeki etkisini görebilmek için 20-50 dakika arasında 10'ar dakikalık aralıklarla değiştirilmiştir. Deney sonucunda AA6061 içinde, TiB_2 parçacıkları başarılı bir şekilde oluşturulmuştur. Tutma süresi arttıkça oluşan cüruf miktarının arttığı tespit edilmiştir. Cürufun ağırlığına bağlı olarak TiB_2 ağırlık yüzdesinde de değişim görülmüştür.

Butu vd. [101] tarafından yapılan çalışmada K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzları ile AA6060, AA6063 alaşımları kullanılmıştır. Ergiyik alaşım içerisine, nemi gidermek için $300^{\circ}C'$ de 2 saat ön ısıtılmış tuzlar ilave edilmiştir. Reaksiyon sıcaklığı $750^{\circ}C$ - $950^{\circ}C$ arasındadır. Oluşan reaksiyon sonucu TiB_2 parçacıklarının olduğu gözlemlenmiştir. Reaksiyon sırasında oluşan alüminyum oksidi gidermek için Na_3AlF_6 ilave edilmiştir. Na_3AlF_6 'ın bir diğer görevi ise, aktive edici özelliğiyle, aktivasyon enerjisini azaltmak ve reaksiyonu hızlandırmaktır. Yapılan mikroskobik incelemeler sonucunda, tane sınırlarında TiB_2 oluşumu görülmüş ve XRD sonuçlarıyla da TiB_2 varlığını kanıtlamıştır.

Rajaravi vd. [4] ise döküm sıcaklığının in-situ kompozit üretim tekniğini doğrudan olmasa da etkilediğini vurgulamıştır. Döküm sıcaklığındaki değişimle sertliğin de doğru orantılı olarak değiştiğini göstermiştir. Bunun yanında karıştırma ve tutma sürelerinin de önemli olduğunu vurgulamıştır. Yapılan çalışmada karıştırma süresini sabit tutulmuş, döküm sıcaklığı değiştirilmiştir. En fazla %6'lık TiB_2 oluşturulmuştur. Çalışmada, K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzlarını takviye elemanını oluşturmak için kullanılmış, A356 alüminyum alaşımını ise matris malzemesi olarak seçilmiştir. Döküm sıcaklıkları $780^{\circ}C$, $790^{\circ}C$, $800^{\circ}C$, $810^{\circ}C$, ve $820^{\circ}C$ olarak belirlenmiş, tuz karışımı üretim işlemi öncesinde $250^{\circ}C'$ de 30 dakikalık ön ısıtılmıştır. Karıştırma süresi 30 dakikadır. Oluşan ekzotermik reaksiyon sonucunda Al_3Ti ve AlB_2 gibi istenmeyen bileşenler de ortaya çıkmıştır. Al_3Ti gevrektiler ve kompozitin mekanik özelliklerini düşürmektedir. Al_3Ti miktarı, $700^{\circ}C$ - $800^{\circ}C$ sıcaklık aralığındaki üretim işleminde, tutma ve reaksiyon süresinin artırılmasıyla azaltılmıştır. Kokil kalıba dökülen numunelerin SEM görüntüleri alınmış ve yapılan analizler sonucunda, TiB_2 partiküllerinin homojen dağıldığı, matris ve takviye elemanı arasında iyi bir bağ oluştuğunu belirlenmiştir. Farklı sıcaklık uygulamaları

karşılaştırıldığında en iyi sonuç 820°C'de gerçekleştirilen üretim işlemiyle elde edilmiş ve gözenek ve topaklanma gibi hataların daha az olduğu tespit edilmiştir. Sertlik ölçümü sonucunda reaksiyon sıcaklığı arttıkça, sertliğin de arttığı gözlemlenmiştir. Sertlik değeri özellikle 800°C ve üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleştirilen üretim işlemleri sonucunda belirgin bir artış göstermiştir.

Kumar vd. [99] tarafından yapılan çalışmada da A356 alüminyum alaşımıyla birlikte K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzları kullanılmıştır. A356; döküm ve kaynak kabiliyetinin yüksek olması yanında istenen korozyon özelliklerini sağlaması nedeniyle tercih edilmiştir. Bu çalışmada ağırlıkça % 2,5 ve 5'lik TiB_2 takviye oranı elde edilmiştir. Üretim sıcaklığı 800°C, süresi ise bir saattir. Tuzlar ergiyik içine atılmış ve her on dakikada bir karıştırılmıştır. Bu çalışmada ergiyik metal içerisine Al-20Mg master alaşımı da ilave edilmiştir. Ortaya çıkan nihai kompozit bileşimi, Al-7Si-0.3Mg-5 TiB_2 şeklinde olmuştur. XRD analizi sonucunda TiB_2 partikülleri görülmüş, ancak Al_3Ti ve AlB_2 'ye rastlanmamıştır. Numunelere DTA testi uygulanmış ve DTA testi sonuçlarına göre ergime ve katılma eğrilerinde ötelenmeler görülmüştür. Üretilen kompozit malzemede % 2,5 oranındaki takviye elemanı, A356 alaşımına göre ergime eğrisi 2°C, katılma eğrisi ise 3°C azalmıştır. Takviye oranının %5 oranında olmasıyla birlikte A356 alaşımına göre ergime eğrisi 3°C, katılma eğrisi ise 5°C azalmıştır.

Marcu vd. [104] ise, AA7050, 7075 ve KBF_4 , K_2TiF_6 ve Na_3AlF_6 tuzlarını kullanılmıştır. Deneysel çalışmalarda her bir döküm işlemi için 200 g alüminyum eritilmiştir. %2,5, %5 ve %7,5'lik TiB_2 oluşturacak şekilde de tuz ilavesi yapılmıştır. Tuz karışımına 250°C'de 3 saat ön ısıtma uygulanmıştır. Reaksiyon sıcaklık aralığı 750-950°C olarak belirlenmiştir. Tuz karışımı ergiyik içine atılmış ve grafit çubukla karıştırılmıştır. Döküm işlemi önceden ısıtılmış kalıba gerçekleştirilmiştir. Ardından numune hazırlama işlemleri uygulanmış ve numuneler 10 ml HNO_3 , 1 ml HF, 89 ml H_2O ve 0,1 ml $CuSO_4.5H_2O$ bileşimi ile dağlanmış. Reaksiyon sonucunda takviye elemanı olarak TiB_2 elde edilmiş ve üretilen kompozit malzemeler mikroskopta incelenmiştir. EDS analizleri sonucunda, TiB_2 partikül şeklinin hekzagonal ve küresel boyutlarının ise 155 nm ile 1.15 μm arasında olduğu gözlemlenmiştir. Elde edilen kompozit malzemelerin tane sınırlarında Al-Cu-Mg-Zn esaslı bileşenler gözlemlenmiştir. AA7050 ile oluşan kompozitte homojen dağılım gözlemlenirken, AA7075'te tane sınırında segregasyon

meydana gelmiştir. Reaksiyon süresinin 60 dakikadan 120 dakikaya çıkması kümelenmelerin başlamasında etkili olmuştur. Bunun yanında eklenen tuz miktarlarındaki artış, $TiAl_3$ miktarını arttırmakta ve TiB_2 dönüşümüne engel olmaktadır. Çalışmada TiB_2 miktarı arttıkça tane boyutunun da küçüldüğü görülmüş ve reaksiyon sonunda matris morfolojisi dendritik yapıdan eş eksenliye yapıya dönüşmüştür. Sonuç olarak, TiB_2 dışında Al_3Ti oluştuğu da gözlemlenmiş ve en iyi sonucun 60 dakika süren reaksiyon ile alındığı tespit edilmiştir.

Gao vd. [105] tarafından gerçekleştirilen çalışmada 7075 alüminyum alaşımıyla birlikte KBF_4 , ve K_2TiF_6 tuzları kullanılmıştır. %4,5 ve %9 TiB_2 oluşturacak şekilde tuz ilavesi yapılmıştır. Elde edilen ağırlık farkının akışkanlık ve mikroyapıya etkisi incelenmiştir. Metal $850^{\circ}C$ 'de ergitilmiş, reaksiyon sırasında sıcaklık $720^{\circ}C$ 'ye düşmüştür. C_2Cl_6 ilavesiyle sıyırma ve gaz giderme işlemleri gerçekleştirilmiştir. XRD analizi sonucunda yapıda TiB_2 ve $MgZn_2$ oluşumu gözlemlenmiştir. Bunların dışında oluşan bileşim yoktur. SEM analizleri sonucunda TiB_2 partiküllerinin tane sınırında biriktiği, dörtgen şeklinde oldukları ve boyutlarının yaklaşık 700 nm olduğu belirlenmiştir. Saf AA7075 mikroyapısı kaba taneli, dendritik bir yapıdadır. TiB_2 oluşumunun en çok tane sınırlarını etkilediği vurgulanmış, bunun nedeni olarak da $\alpha-Al$ fazının büyümesinin engellenmiş olması belirtilmiştir. %4,5 TiB_2 içeren kompozit malzemede en düşük akışkanlık değeri ölçülmüş, %9 TiB_2 içeren kompozit malzemenin akışkanlık değerinin de AA7075 alaşımından düşük çıktığı tespit edilmiştir. TiB_2 oluşumu yapıdaki akışkanlığı düşürmüştür. Bu durum %4,5 TiB_2 içeren kompozit malzemede en düşük gözenekliliğin elde edilmesine yol açmıştır. Mikroyapı incelemesi sonucunda kompozit malzemenin daha ince taneli, küresel bir mikroyapıya sahip olduğu ve dendrit kollarının kırıldığı belirlenmiştir. Özellikle %4,5 TiB_2 içeren kompozit malzemede bu değişim daha etkili olmuştur. Kesme işlemi boyunca TiB_2 partiküllerinde sürtünme etkisinin olmasının, mikroyapıda da değişime yol açtığı düşünülmüştür. Buna bağlı olarak, dökümden sonra uygulanan kesme işleminin mikroyapıyı etkilediği vurgulanmıştır. Kesme oranı arttıkça $\alpha-Al$ fazının tane boyutunun azaldığı, dendritik yapının zarar gördüğü ve küresel forma dönüştüğü gözlemlenmiştir. İncelemeler sonucunda akışkanlık ve mikroyapı gelişimi arasında ters orantılı bir bağıntının olduğu belirlenmiş ve kesme oranındaki artışın viskoziteyi azalttığı görülmüştür.

Mallikarjuna vd. [52] 2014 alüminyum alaşımı ile KBF_4 ve K_2TiF_6 tuzları kullanarak in-situ kompozit malzeme üretmiştir. Alüminyum 850°C 'de ergitilmiş, daha sonra tuz karışımı Ti/2B oranını sağlayacak şekilde hazırlanıp ilave edilmiştir. Karıştırma işlemi zirkon ile kaplı yumuşak çelik bir karıştırıcıyla yapılmıştır. Kimyasal reaksiyon süresi sırasıyla 15, 30, 45 dakikadır. Döküm işleminin ardından numuneler incelenmiştir. XRD sonucunda TiB_2 partiküllerinin yapıda olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca Al piki yanında başka bir pikin olduğu ve oluşan pikin TiAl_3 intermetalik fazına ait olduğu belirtilmiştir.

Yapılan incelemeler sonucunda, tutma süresi arttıkça tane boyutunun azaldığı gözlemlenmiştir. Bu durum partikül boyutuyla, TiB_2 'nin ağırlık yüzdesinin etkisi olarak yorumlanmıştır. Üretim aşaması sırasında tutma süresindeki artışın TiB_2 'nin ağırlık yüzdesini artırdığı, aynı zamanda partikül tane boyutunu ise düşürdüğü belirlenmiştir.

Tutma süresi 15 dakika olduğunda TiB_2 partiküllerinin şekli hekzagoneldir. Bu tutma süresi için reaksiyon tamamlanamamış, dökümden sonra artık tuzlar yapıda görülmüştür. Süre arttıkça hekzagonal TiB_2 'lerin sayısı da artmıştır. TiB_2 yapıda homojen dağılmış, yüzeyinde oksit tabakasına rastlanmamış, topaklanma ya da gözenek oluşumu görülmemiştir.

Aşınma testi 10, 20, 30 ve 40 N'luk deney yükleriyle uygulanmış ve etkileri incelenmiştir. Test hem alüminyum alaşımına hem de in-situ kompozite uygulanmıştır. Alüminyumda yükleme arttıkça, özellikle 20N'dan sonra, tane sınırlarının hareketinden dolayı aşınma da artmıştır. Fakat kompozit malzemede tutma süresi arttıkça, tane boyutundaki azalmaya bağlı olarak aşınma davranışı azalmaktadır. Bu durum tane sınırlarının proses boyunca olan hareketinden kaynaklı olabilmektedir. Böylece in-situ kompozit üretimi ile malzemelerdeki aşınma özelliği iyileştirilerek, bu problemin önüne geçilmesi sağlanabilmektedir.

Wang vd. [53] ise A356 alaşımını matris malzemesi olarak kullanmış ve TiB_2 takviye elemanını KBF_4 ve K_2TiF_6 tuz karışımını kullanarak elde etmiştir. Alüminyum 850°C 'de ergitilmiş, daha sonra tuz karışımı hacimce %2,12, %4,66 ve %8,37 oranını sağlayacak şekilde hazırlanıp ilave edilmiştir. Karıştırma işlemi 30 dakika sürmüştür. İki deney numunesi dökülmüş, numunelerden birine dökümün ardından T6 ısıtma işlemi

uygulanmıştır. Çözeltiye alma işlemi 550°C’de 12 saat olarak seçilmiş ve numunelere çözeltiye alma işlemi sonrası su verilmiştir. Yaşlandırma işlemi ise 150°C’de 8 saat olarak uygulanmıştır.

XRD sonucunda istenmeyen fazlara rastlanmamıştır. TiB₂ varlığı analizler sonucunda tespit edilmiştir. TiB₂ partiküllerinin yapı içinde bir araya geldiği ve belli bölgelerde toplandığı gözlemlenmiştir. Bu durum; artık tuzdan gelen reaktif elementlerin yüzey aktif maddeler olmasına ve TiB₂ partiküllerinin tane sınırlarında ötektik Si ile bir arada bulunmasına bağlanmaktadır. Mikroyapı incelemelerinde TiB₂ miktarı arttıkça, tanelerin eş eksenli olduğu ve ortalama tane boyutunun azaldığı görülmüştür. TiB₂ boyutu ortalama 30-500 nm’dir ve partiküller kübik ya da küresele yakın şekle sahip olduğu belirtilmiştir. Isıl işlem sonucunda elde edilen tane boyutu ve dağılımının döküm yapısıyla oldukça benzer olduğu vurgulanmıştır.

Çekme dayanımı, akma dayanımı ve elastiklik modülü TiB₂ partikül oranının artışıyla artmıştır. Uzama ise TiB₂ partiküllerinin artışıyla birlikte azalmıştır. Deney numunelerine uygulanan ısıl işlem, mekanik özelliklerinin önemli oranlarda artışına neden olmuştur.

Mandal vd. [51] tarafından gerçekleştirilen çalışmada Al-4Cu matris malzemesi olarak seçilmiş ve TiB₂ takviye elemanını oluşturmak için de KBF₄ ile K₂TiF₆ tuzları kullanılmıştır. Döküm işlemi 800°C’de gerçekleştirilmiş, ve reaksiyon süresi 60 dakika olarak belirlenmiştir. TiB₂ partikülleri oranı ağırlıkça %2,5-5-7,5 ve 10 olacak şekilde numuneler hazırlanmıştır. Ergiyik alüminyum içine ilave edilen tuz karışımları 10’ar dakikalık aralarla düzenli olarak karıştırılmıştır. Matris, NaOH çözeltisi içinde çözündürülmüş, böylece TiB₂’nin XRD analizinde belirlenmesi daha kolay hale gelmiştir. Numunelere yaşlandırma işlemi uygulanmış ve çözeltiye alma koşulları 540°C’de 2 saat olarak seçilmiştir. İşlemler sonucunda üretilen numunelerin sertlikleri Vickers yöntemiyle belirlenmiştir. XRD analizi sonucunda TiB₂ partiküllerinin olduğu, Al₃Ti gibi sert ve kırılgan intermetalik fazların ise yapıda bulunmadığı gözlemlenmiştir. Uygun reaksiyon sıcaklığı ve süresinin seçimiyle birlikte ergiyik metale uygulanan düzenli karıştırma işleminin TiB₂ oluşumunu sağladığı, intermetalik faz oluşumunu ise engellediği belirtilmiştir. TiB₂ oranı ile sertlik ve yaşlandırma süreleri kıyaslandığında,

TiB₂ oranı arttıkça yaşlandırma süresinin kısaldığı, sertliğin en yüksek seviyeye ulaşma süresinde ise azalma olduğu görülmüştür. TiB₂ partiküllerinin varlığı ile Al₂Cu çökeltilerin çekirdeklenmesi teşvik edilmiş ve böylece yaşlandırma kinetiği arttırılmıştır. Ayrıca Al ve TiB₂ arasındaki ısıl genleşme katsayısı farkı nedeniyle matris/takviye elemanı arasındaki gerilim artmış ve daha yüksek bir dislokasyon yoğunluğu elde edilmiştir. Tane boyutunun küçülmesi ve daha ince dağılımlı TiB₂ partiküllerinin eldesiyle malzeme sertliği artmıştır. Kompozit malzemenin bazı bölgelerinde TiB₂'nin kümelendiği tespit edilmiş ve mikroyapıdaki düzensizlik nedeniyle mekanik özelliklerin olumsuz yönde değiştiği görülmüştür. Genel olarak akma dayanımı ve çekme dayanımı gibi özellikler Al alaşımdan daha yüksek değerlerde elde edilmiştir. Tane boyutunun en az olduğu malzeme %10 TiB₂ ilavesinin olduğu kompozit malzemedir ve tane boyutu 22 µm olarak ölçülmüştür. Buna bağlı olarak en iyi mekanik özellikler %10'luk TiB₂ oranına sahip olan kompozit malzemede elde edilmiştir.

In-situ üretim yönteminde TiB₂ ve TiC partikül eldesi için kullanılan diğer yöntemler aşağıda irdelenmiştir.

Al-Ti ve Al-B master alaşımlarının kullanılması birçok çalışmanın konusu olmuştur. Ramesh vd. [50] in-situ alüminyum-TiB₂ eldesi için birçok yöntem olduğunu fakat en uygun ve ekonomik yöntemin sıvı metalurji tekniği olduğunu belirtmiş, Al-Ti ve Al-B master alaşımlarını kullanarak in-situ kompozit malzeme elde etmiştir 6063 alüminyum alaşımı ve Al-%10Ti, Al-%3B master alaşımı kullanılmıştır. Matris alaşımı ve master alaşımları elektrik dirençli fırında stokiometrik oran (Ti:2, B:1) olacak şekilde ergitilmiştir. Ergime derecesi 800 °C, reaksiyon süresi 30 dakikadır. Reaksiyon sırasında gaz giderme işlemi için klor içerikli tabletler kullanılmıştır. Numunelere mikro sertlik ve çekme testleri uygulanmış, insitu kompozit malzemenin özellikleri 6063'e göre daha yüksek çıktığı görülmüştür. Sertlik ölçümünde, parlatılmış numuneler üzerine 100 g yük, 10 sn olarak uygulanmış, Vickers sertliği alınmıştır. Yapılan XRD analizi sonucunda TiB₂ yanında Al₃Ti olduğu da gözlemlenmiştir. Reaksiyon başladıktan sonra, Al₃Ti partiküllerinin yüzeyinin dışından boşluk ve çatlak oluşumunun ilerlediği, çatlakların hacim içerisinde büyüdüğü görülmüştür. Bu bölgelerin sayısı reaksiyona bağlı olarak artan TiB₂ oluşumu ile artmaktadır. TiB₂ şeklinin genel olarak kübik ya da küresel, boyutunun ise 0,2-2 µm arasında olduğu gözlemlenmiştir. Kompozit malzemenin

ortalama tane boyutu incelendiğinde, 6063'e göre tanelerin küçüldüğü görülmüştür. 6063'in tane boyutu 45 μm , insitu kompozit malzemenin ortalama tane boyutu ise 34 μm 'dur. Bu azalma ince taneli TiB_2 partiküllerine ve dolayısıyla çözünen bor atomunun iyi bir tane inceltici özelliğinin olmasına bağlanmıştır.

Sertlik, maksimum çekme dayanımı, elastik modülü, süneklik gibi özelliklerinin iyileşmiş olması ise sert takviye elemanın ilavesine bağlanmıştır. Bunun yanında çekme testi sonuçları değerlendirildiğinde, kompozit malzeme yük altında kaldığında dislokasyonlar ve TiB_2 partikülleri arasındaki etkileşim artmış, ayrıca matris ve TiB_2 arasındaki termal genleşme katsayısındaki farklılığa bağlı olarak TiB_2 partikülleri etrafındaki ilave dislokasyonların sayısı mekanik özelliklerin yükselmesine neden olmuştur.

In-situ kompozit malzemeye ve 6063 alaşımına kırılma testi de uygulanmış ve sonuçları değerlendirilmiştir. 6063'te uniform ve geniş sünek kırılma boşluklarının olduğu, kompozit malzemede ise daha küçük kırılmaların olduğu gözlemlenmiştir.

Keshavamurthy vd. [100] tarafından yapılan çalışmada matris malzemesi olarak alüminyum 7075 alaşımı ve takviye elemanı olan TiB_2 'yi oluşturmak için Al-10%Ti ve Al-3%B master alaşımı kullanılmıştır. Elektrik dirençli fırında 810 °C'de master alaşımı ve alüminyum alaşımı ergitilmiş, 20 dakika boyunca 200 rpm hızla karıştırılmıştır. XRD sonucunda TiB_2 oluşumu ve bunun yanında gevrek malzeme olan AlTi_3 oluşumu da gözlenmiştir. Ağırlıkça %8,5 oranında TiB_2 elde edildiği hesaplanmıştır. Numunelere metalografik işlemler uygulanmış, Keller çözeltisiyle (5ml HNO_3 , 3ml HCl , 2ml HF ve 190ml H_2O) dağlanmıştır. Yapılan testler sonucunda çekme dayanımı, akma dayanımı, elastiklik modülü, sertlik gibi özelliklerin tane küçülmesine bağlı olarak arttığı gözlemlenmiştir. Süneklik ise tane küçülmesine rağmen sert TiB_2 partiküllerinin oluşumu nedeniyle azalmıştır.

Al-Ti-C tozlarının karışımı ile de TiC elde edilmektedir. Bu üretimde sıklıkla karşılaşılan durum, çok düşük sıcaklıklarda Al_4C_3 'ün oluşmasıdır. Bu nedenle, bu üretim yöntemiyle TiC elde etmek için üretim sıcaklığının 900 °C'nin üzerinde olması gerektiği belirtilmiştir. Bunun sebebi, 900 °C'nin altındaki sıcaklıklarda alüminyumun grafitte olan afinitesi nedeniyle Al_4C_3 oluşumunun gerçekleşmesidir. 900 °C'nin üzerinde ise TiC oluşumu için Al_4C_3 ile Al_3Ti reaksiyona girerek istenmeyen Al_4C_3 oluşumu engellenir.

900 °C'nin üzerinde gerçekleşen reaksiyon (3.8) eşitliği ile gösterilmiştir. Al_4C_3 'ün in-situ kompozitlerin içinde istenmemesinin nedeni, kırılkan olması, kompozit malzemenin mekanik özelliklerini kötü yönde etkilemesi ve korozyona karşı direnci azaltmasıdır [106], [107].



TiC oluşumunda bilinmesi gereken diğer bir parametre ise, TiC oluşumunun, Ti'nin difüzyon kabiliyetinin C'den daha düşük olduğu için Ti'ye göre belirlenmesi gerektiğidir. Bunun yanında, C ile sıvı-Al arasında çok kötü bir ıslanabilirlik vardır ve karbon sıvı alüminyum içerisinde çözünmemektedir ya da çok az çözünmektedir. Buna bağlı olarak çalışmalarda yüksek sıcaklıkların seçilmesinin bir diğer nedeni de, grafitin Al-Ti alaşımı tarafından ıslanabilirliğini artırmak ve Al_3Ti parçacıkların çözünmesini sağlamaktır [108].

Song vd. [109] tarafından yapılan çalışmada reaktiflik sorununun önüne geçmek için karbon lifleri kullanmıştır. Fakat Al-TiC in-situ kompozit malzemede Ti_3AlC_2 fazının stabil olduğu sıcaklık 1300 °C – 1500 °C arasındadır, daha yüksek sıcaklıklarda ise çözünmektedir. Bununla birlikte daha net oluşum bilgileri için, araştırmaların devam edilmesi gerektiği belirtilmektedir. Oluşum reaksiyonları ise eşitlik (3.9), (3.10), (3.11)'de verilmektedir.



Cu bazlı kompozitlerde TiC veya TiB_2 takviye partikülleri oluşturmak için çalışmalarda, B_2O_3 ve C'nin toz karışımları ve C tozları, 1673 K - 1873 K arasındaki sıcaklıklara sahip Cu-Ti alaşımı ergiyiğine eklenmiştir. TiC oluşumu için C tozları, TiB_2 oluşumu için de B_2O_3 ve C toz karışımları kullanılmıştır. Eşitlik (3.12) ve (3.13)'te verilen reaksiyonların ergiyik içinde meydana geldiği belirtilmiştir [96].



TiC/Cu kompozitinde, in-situ TiC partikülleri 1 ila 10 µm arasındaki boyutlarda elde edilmiş ve takviye oranı ağırlıkça %55 değerine kadar yükselmiştir. TiB₂/Cu kompozitinde in-situ TiB₂ partiküllerinin 3 ila 5 µm boyutunda bulunduğu ve takviye oranının ağırlıkça %18 olduğu görülmüştür.

B₄C, TiO₂ ve grafit tozları ile TiB₂ elde edilebilmektedir. B₄C seramikleri yüksek sertlik, aşınma direnci, yüksek kimyasal kararlılık gibi özelliklerinden dolayı çok geniş kullanım alanına sahiptir. Fakat B₄C'lerin düşük kırılma tokluğu kullanım alanlarını sınırlamaktadır. Wang vd. [110] B₄C'nin bu özelliğini iyileştirmek amacıyla TiO₂ ve grafit tozları da kullanarak in-situ TiB₂ eldesi sağlamıştır. Reaksiyon denklemi eşitlik (3.14)'te verilmiştir. B₄C tozu, yüksek saflıktaki (% 99.9) TiO₂ ve grafit tozları, alkol kullanılarak 12 saat boyunca bilyalı değirmende öğütülerek karıştırılmıştır. %10, %20, %30 ve %40 TiB₂ eldesi için stokiometrik orana göre TiO₂ ve C miktarları ayarlanmıştır. Harmanlanmış tozlar 20 saat boyunca 75°C'de kurutulmuştur. Tüm numuneler 1850 °C'de yarım saat sinterlenmiş ve 35 MPa basınç altında 2050 °C'de 1 saat sıcak preslenmiştir.



XRD analizinde, tüm numunelerde B₄C ve TiB₂ fazları görülmüş, TiO₂ ve C tespit edilmemiştir. Az miktarda oksijen ve karbon varlığı da belirtilmiştir. TiB₂'ler B₄C matrisin de homojen olarak dağılmıştır. TiB₂ hacim oranı arttıkça B₄C tane boyutunun azaldığı tespit edilmiştir. Mekanik özellikler incelendiğinde ise B₄C seramiklerinin kırılma tokluğunu iyileştirmek amacıyla üretilen in-situ kompozit malzemede en iyi sonucun %40 TiB₂ oranında elde edildiğini tespit etmiştir.

Bauri vd. [97] de verilen çalışmada, K₂TiF₆ ve grafit tozları alüminyum ergiyik içerisine ilave edilerek Al-%5TiC in-situ kompozit malzeme elde edilmiştir. Bu amaçla, in-situ üretimiyle sürtünme karıştırma tekniği kullanılarak üretim gerçekleştirilmiştir. Böylece, kompozit malzeme içerisinde takviye elemanını homojen olarak dağıtılması amaçlanmıştır. Ortalama toz boyutu 5 µm'dur. Tozlar stokiometriye göre 1:3 oranında ilave edilmiştir. Alüminyum ergiyik 1200 °C'ye geldiğinde K₂TiF₆ ve grafit tozları karışımı ilave edilmiştir. Reaksiyon süresi toplam 1 saattir. Ergiyik, partiküllerin dağılması için, aralıklı olarak manuel karıştırılmıştır. Tozlar ilave edilmeden önce ön ısıtmaya tabii

tutulmuşlardır. Al-TiC in-situ kompozit içinde, proses kontrollü yapıldığı için Al_3Ti gibi istenmeyen fazlar görülmemiştir.

Deney sonunda incelenen mikroyapı görüntülerinde, tane sınırında birikmelerin devam ettiği fakat daha homojen bir dağılım olduğu görülmektedir. Ayrıca bazı döküm hataları da mikroyapıda yer almıştır. Karıştırma işleminin bir kez yapılması tane sınırındaki segregasyonların kırılması ve dağılımın geliştirilmesi için yeterli olmuştur. Bunun yanında yapılan 2. karıştırma ise homojenizasyonun tam olarak sağlanmasına ve döküm hatalarının yok edilmesine katkı sağlamıştır. Tane sınırı ikinci karıştırma sonrası incelenmiştir. Buna bağlı olarak mekanik özellikler iyileşmiştir. Vickers sertlik ölçümlerinde, sertlik değerlerinde artış görülmüştür. Sertlik artışı, partiküllerin homojen dağılımına, tane boyutunun küçülmesine ve dislokasyon yoğunluğunun artmasına bağlanmıştır. Bu özellikler ve bunların yanında döküm hatalarının da ortadan kalkması çekme dayanımının da artmasına neden olmuştur.

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneyisel çalışmalar istenen takviye elemanı oranına sahip kompozit malzemelerin üretilmesi ve karakterizasyonu amacıyla gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla aşağıda belirtilen çalışmalar yürütülmüştür.

4.1 Deney Malzemeleri

Deneyisel çalışmalarda A356 alaşımı ve K_2TiF_6 ile KBF_4 tuzları kullanılmıştır. Çizelge 4.1’de A356 alaşımının kimyasal bileşimi verilmiştir. K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzları istenen TiB_2 oranını sağlayacak şekilde sitokiyometrik oranlarda karıştırılmış ve üretim işlemi sırasında ergiyik metale ilave dılmıştır.

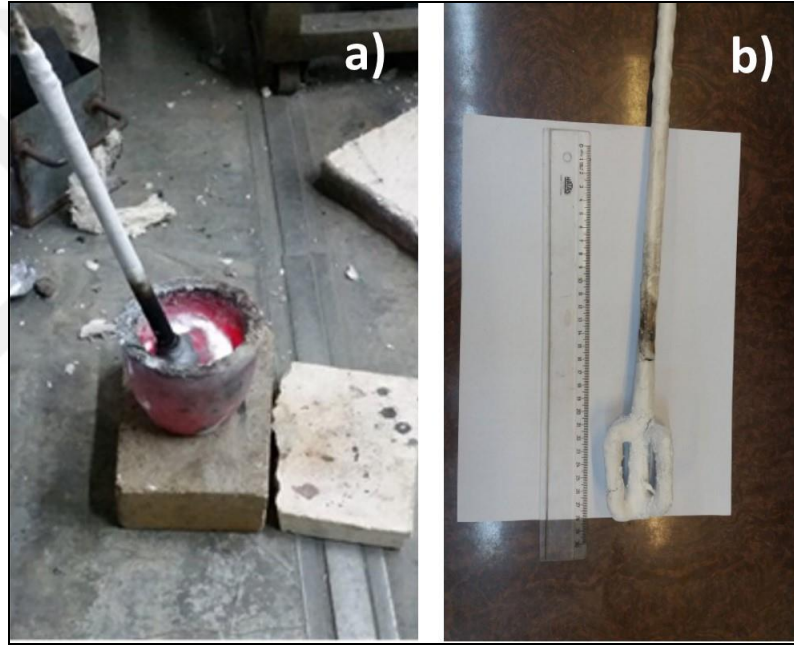
Çizelge 4.1 A356 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlık)

Si	Mg	Fe	Zn	Mn
7,288	0,354	0,144	0,008	0,028
Cu	Cr	Ni	Ti	Al
0,011	0,003	0,003	0,123	Kalan

4.2 Kompozit Malzemelerin Üretimi

Alüminyum matrisli TiB_2 takviyeli in-situ kompozit malzemenin üretimi $800^{\circ}C$ ve $850^{\circ}C$ olmak üzere iki ayrı sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Her bir döküm işleminde 500g A356

alaşımı bir A3 kil/grafit pota içerisinde ergitilmiştir. A356 alaşımının belirtilen sıcaklıklarda ergitilmesinden sonra, ergiyik içine ağırlıkça %2,5, %5 ve %10 TiB₂ takviye oranını sağlayacak şekilde K₂TiF₆ ile KBF₄ tuzları ilave edilmiştir. Her bir üretim işleminde; ergiyik metal 15 dakikada bir işlem sıcaklığındaki fırın içerisinden alınmış, 150 saniye karıştırılmış ve 1 saatlik proses sonucunda, toplamda 4 karıştırma işleminin ardından döküm gerçekleştirilmiştir. Karıştırma işlemi grafit çubuk yardımıyla elle ve bor nitrür kaplı paslanmaz çelik kanatlı karıştırıcıyla mekanik olmak üzere iki farklı şekilde uygulanmıştır. Karıştırıcı hızı rpm olacak şekilde ayarlanmıştır. Dökümlerin tamamı kokil kalıba gerçekleştirilmiştir. Mekanik karıştırma işlemi ve bor nitrür kaplı paslanmaz çelik kanatlı karıştırıcı Şekil 4.1’de görülmektedir.



Şekil 4.1 Döküm prosesi; a) Mekanik karıştırma işlemi, b) Bor nitrür kaplı paslanmaz çelik kanatlı karıştırıcı

Çalışma sürecince farklı döküm koşullarına ve TiB₂ oranına sahip 6 numune üretilmiştir. Deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen numunelerin sınıflandırılması Çizelge 4.2’de verilmiştir.

İlk numunede A356 alaşımı 800°C’de ergitilmiş ve TiB₂ takviye oranı %10 olacak şekilde tuz karışımı eklenmiştir. Karıştırma işlemi grafit çubuk ile gerçekleştirilmiştir. İkinci numunede de A356 alaşımı 800°C’de ergitilmiştir. Ergiyi metale, TiB₂ takviye oranı %5 olacak şekilde tuz karışımı eklenmiş ve karışım grafit çubuk ile sağlanmıştır. Üçüncü

numunede, A356 alaşıımı 800°C’de ergitilmiş ve TiB₂ takviye oranı %2,5 olacak şekilde tuz karışımı eklenmiştir. Birinci ve ikinci numuneden farklı olarak bor nitrür kaplı paslanmaz çelik kanatlı karıştırıcı ile mekanik karıştırma uygulanmıştır. Dördüncü numunede ise A356 alaşıımı 800°C’de ergitilmiş, TiB₂ takviye oranı %2,5 olacak şekilde tuz karışımı eklenmiş ve grafit çubuk ile karıştırılmıştır. Beşinci numunede A356 alaşıımı 850°C’de ergitilmiş, TiB₂ takviye oranı %2,5 olacak şekilde tuz karışımı eklenmiş ve mekanik karıştırma uygulanmıştır. Son numunede ise A356 alaşıımı 850°C’de ergitilmiş, takviye oranı %5 olacak şekilde tuz karışımı eklenmiş ve mekanik karıştırma uygulanmıştır. Bu numunede tuz karışımları ergiyik içine ilave edilmeden önce 250°C’de ön ısıtılmıştır.

Çizelge 4.2 Üretilen kompozitlerin sınıflandırılması

Numune Numarası	İşlem Sıcaklığı	Karıştırma	Takviye Oranı
1	800°C	Grafit çubukla karıştırma	%10
2	800°C	Grafit çubukla karıştırma	%5
3	800°C	Mekanik karıştırma	%2,5
4	800 °C	Grafit çubukla karıştırma	%2,5
5	850 °C	Mekanik karıştırma	%2,5
6 ¹	850 °C	Mekanik karıştırma	%5

¹Dipnot Açıklaması:250°C’de ön ısıtılmıştır.

4.3 Mikroyapı Özelliklerinin Belirlenmesi

Mikroyapı incelemeleri öncesinde, üretilen numunelere standart numune hazırlama işlemleri uygulanmıştır. Numuneler 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2000 mesh zımparalarla zımparalanmış ve 1 µm elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler Keller çözeltisi (1 ml HF, 1,5 ml HCl, 2,5ml HNO₃, 95 ml H₂O) ile kimyasal olarak dağlanmıştır.

Malzemelerin mikroyapı özellikleri ışık mikroskobu ve tarama elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Işık mikroskobu görüntüleri Nikon Eclipse MA100 marka ters metal mikroskobu ile alınmış ve görüntü analizi çalışmaları Nikon Nis-Elements yazılımıyla gerçekleştirilmiştir. SEM ve EDS analizlerinde ise Jeol JSM 5410 LV marka tarama elektron mikroskobu kullanılmıştır. Ayrıca belirlenen numunelere Philips PW 3710 marka cihazla XRD analizleri uygulanmıştır. XRD analizleri CuKα 2θ'da, 20°-90° arasında 1°/dk hızda gerçekleştirilmiştir.

4.4 Sertlik, Aşınma ve Korozyon Özelliklerinin Belirlenmesi

Numunelerin sertlik özellikleri ise Brinell sertlik testiyle belirlenmiştir. Sertlik testleri, 62,5 kg deney yükü ve 2,5 mm çapında çelik bilye kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Malzemelerin aşınma dayanımları ASTM G99-17 standardına göre belirlenmiştir. Aşınma testi 6 mm çapa sahip Al₂O₃ topla, 10 N yükle, 100 m kayma mesafesinde, 0,1 m/s hızla gerçekleştirilmiştir. Deney sırasında ortam sıcaklığı 24 °C ve ortamdaki nem oranı %40'tır. Test sırasında numune yüzeyleri R_a=0,45 µm değerine sahiptir. Numunelerin aşınma oranı, ilgili standarda göre kütle kayıplarının, kompozit malzeme yoğunluğuna bölünmesiyle hesaplanmıştır. Aşınma oranının belirlenmesinde Eşitlik 4.1 kullanılmıştır.

$$\text{Aşınma Oranı } (W_r) = V/LP \quad (4.1)$$

Bu eşitlikte W_r değeri aşınma oranını, L değeri kayma mesafesini ve P değeri ise test yükünü temsil eder.

Kompozit malzemelerin korozyon özellikleri oda sıcaklığında, ağırlıkça %3,5 NaCl içeren çözeltide belirlenmiştir. Korozyon testleri Ivium Compactstat potansiyostat cihazında, 1

mV/sn tarama hızında uygulanmıştır. Korozyon testi öncesinde numuneler zımparalanmış, parlatılmış ve parlatılan yüzeyler asetonla temizlenmiştir. Elektrokimyasal hücre; çalışma elektrotundan (üretilen kompozit malzemeler), referans elektrottan (Ag/AgCl elektrot) ve karşıit elektrottan (platin) oluşturulmuştur. Çalışma elektrotunun yüzeyi 1 cm² olarak belirlenmiş ve karşıit elektrot yüzey alanı 4 cm² olacak şekilde ayarlanarak, “*karşıit elektrot yüzey alanı/çalışma elektrotu yüzey alanı*” değerinin 4 olması sağlanmıştır. Elektrokimyasal devrenin kurulmasının ardından 15 dakika beklenerek elektriksel dengenin oluşması sağlanmış ve korozyon testine başlanmıştır. Elektrokimyasal korozyon deneyinde malzemelerin korozyon (E_{corr}) potansiyelleri ve korozyon akım (i_{corr}) değerleri belirlenmiştir.

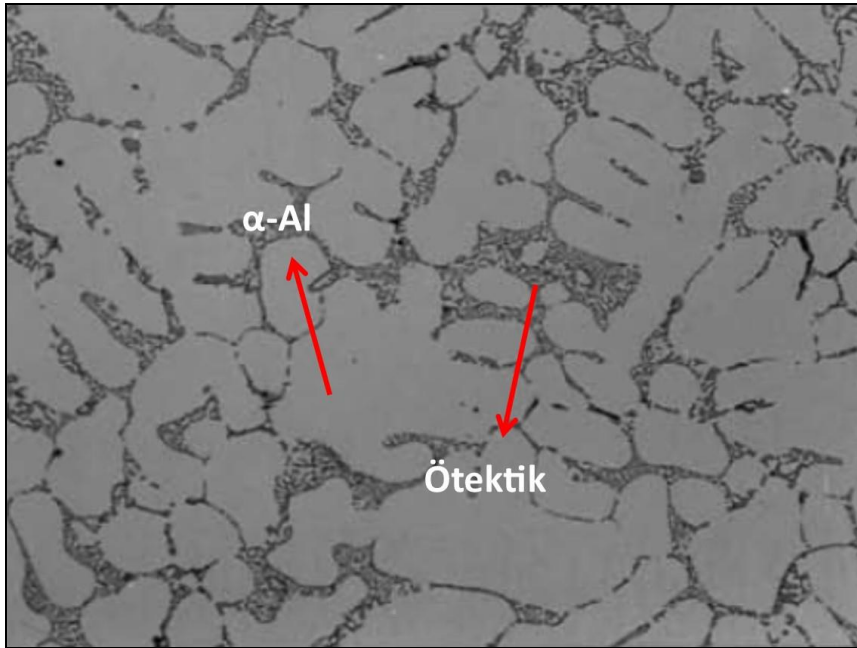


TARTIŞMA VE SONUÇLAR

Deneysel çalışmalar kapsamında gerçekleştirilen işlemler sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıdaki başlıklar altında irdelenmiştir.

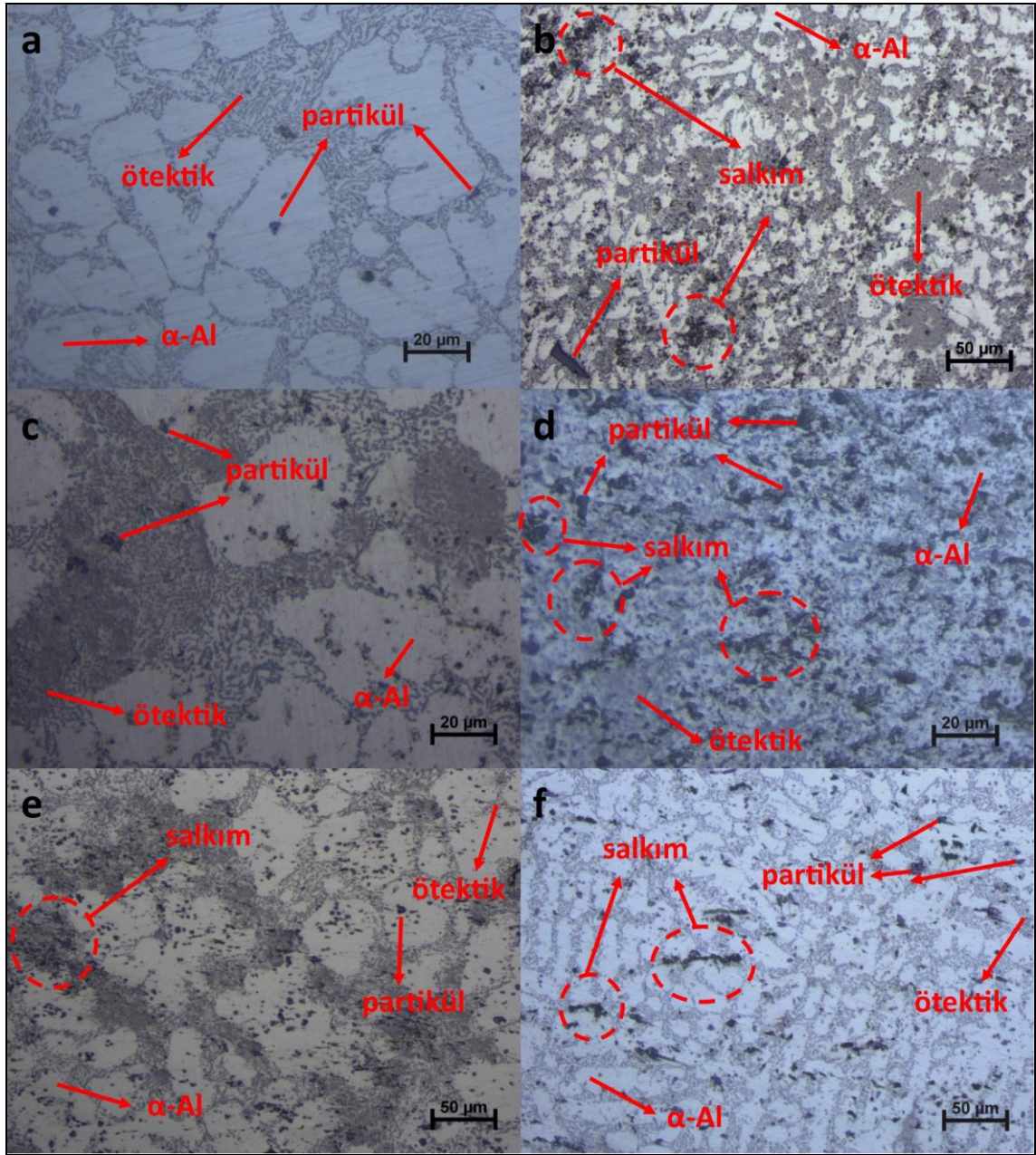
5.1 Mikroyapı Özellikleri

Deneysel çalışmalarda A356 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. A356 alaşımında alüminyumla birlikte bulunan en temel alaşım elementi silisyumdur. Alüminyum ve silisyumdan oluşan ikili faz sistemi ötektik yapı içerir ve tam ötektik katılma %12,6 silisyum bileşiminde 577°C’de gerçekleşir.



Şekil 5.1 A356 alaşımının mikroyapısı

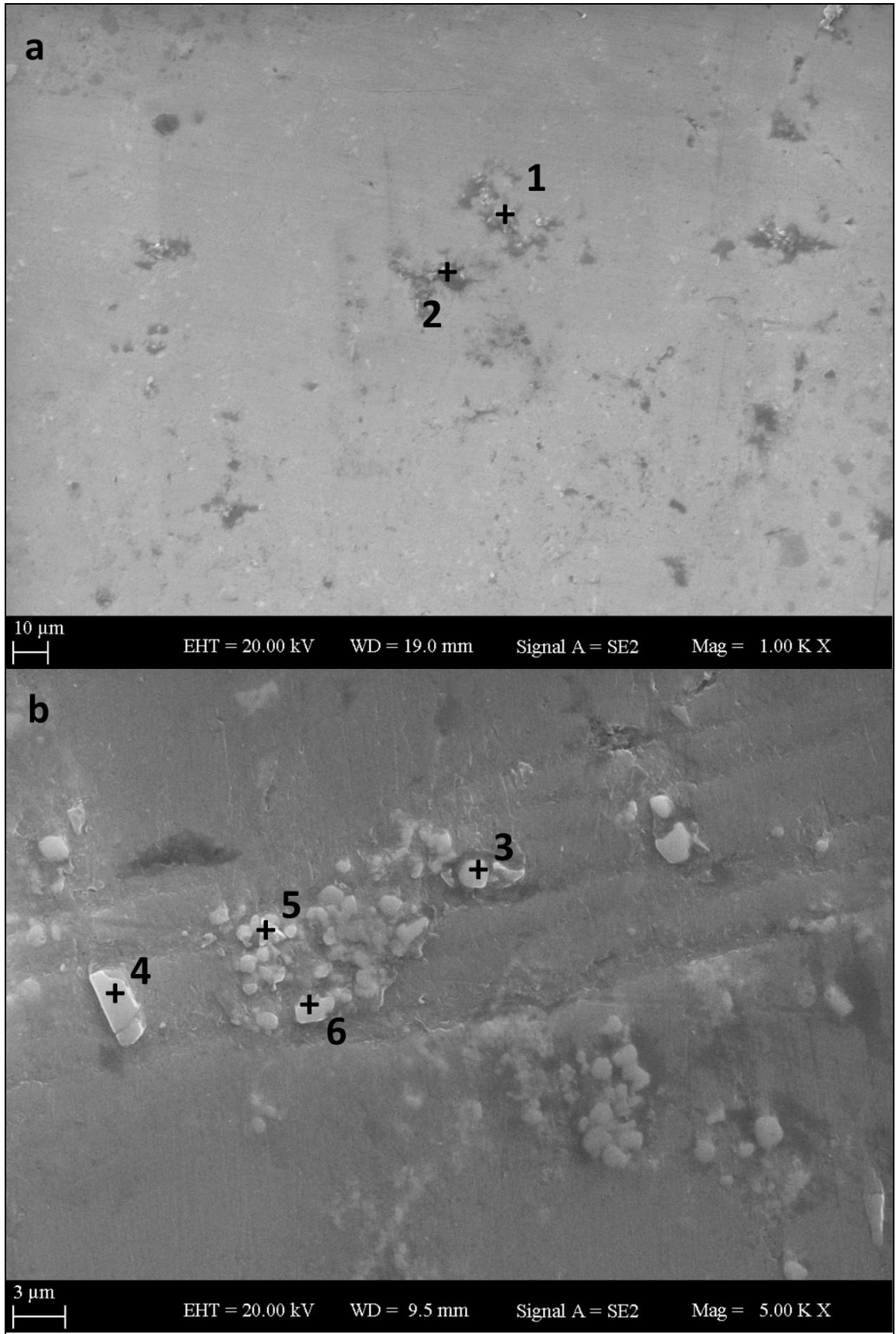
A356 alaşımı izelge 4.1’de verildiği gibi %7,288 oranında silisyum içermektedir ve alüminyum silisyum faz diyagramına göre tam ötektik yapıya yakın bir bileşime sahiptir. Bu nedenle şekil 5.1’de verildiği gibi A356 alaşımının mikroyapısı, ilk katılaşan α -Al fazından (beyaz yapılar) ve Al-Si ötektiğinden (gri yapılar) oluşmaktadır. Alaşımın ötektik bileşime yakın bir bileşime sahip olması dökülebilirliğini artırırken, mikroyapıda bulunan Al-Si ötektiği alüminyum dövme alaşımlarına göre daha yüksek bir sertliğin oluşmasını sağlamaktadır.



şekil 5.2 Üretilen kompozit malzemelerin ışık mikroskobu görüntüleri; a) Numune 1, b) Numune 2, c) Numune 3, d) Numune 4, e) Numune 5, f) Numune 6

Şekil 5.2’de üretilen in-situ kompozit malzemelerin ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Işık mikroskobu görüntüleri genel olarak incelendiğinde, üretilen kompozit malzemelerin tamamında matris yapısı içerisinde dağılmış partiküllerin elde edildiği görülmektedir. 1 numaralı numunede (Şekil 5.2a) partikül oluşumu oldukça düşük miktarda gerçekleşmekle birlikte, ötektik yapı ve birincil alüminyum (α -Al) taneleri içerisinde partiküller oluşmuştur. Döküm işlemi 800°C’de gerçekleştirilen ve grafit çubukla karıştırma uygulanan 2 (Şekil 5.2b) ve 4 numaralı (Şekil 5.2d) numunelerde, partikül oluşumuyla birlikte takviye elemanının kümелendiği ve salkım yapısını oluşturduğu tespit edilmiştir. Bu numunelerde salkım yapısının oluşumu baskındır ve mikroyapının genelinde matris yapısı içerisinde dağılmış salkım yapıları görülmektedir. Üretim işleminin 800°C’de mekanik karıştırma ile gerçekleştirildiği 3 numaralı numunede (Şekil 5.2c) ise salkım yapısı yerine, yapı içerisinde dağılmış partiküller elde edilmiştir. 850°C’de, farklı takviye oranlarıyla ve mekanik karıştırma ile üretilen 5 (Şekil 5.2e) ve 6 numaralı (Şekil 5.2f) numunelerde partikül ve salkım yapılarının birlikte olduğu görülmüştür. Bu numunelerde takviye elemanı olarak katılan bileşenlerin salkım yapısını genel olarak Al-Si ötektiği içerisinde oluşturduğu, partiküllerin ise hem ötektik hem de α -Al taneleri içerisinde yer aldığı belirlenmiştir. 3 ve 5 numaralı numunelerin mikroyapıları karşılaştırıldığında, döküm sıcaklığının arttırılmasıyla daha yoğun bir partikül oluşumunun gerçekleştiği görülmüştür. 5 numaralı numuneye göre daha yüksek takviye oranı içeren ve döküm işlemi öncesinde tuzların ön ısıtıldığı 6 numaralı numunede partikül boyutu belirgin şekilde artış göstermiştir. Ayrıca, mekanik karıştırma uygulanan 3, 5 ve 6 numaralı numunelerde, mekanik karıştırma etkisiyle α -Al tanelerinde belirgin bir küreselleşmenin meydana geldiği tespit edilmiştir.

1 ve 2 numaralı numunelere ait olan SEM görüntüleri Şekil 5.3’te verilmiştir. Işık mikroskobu görüntülerinde elde edilen sonuçlarla uyumlu bir şekilde, 1 (Şekil 5.3a) ve 2 numaralı (Şekil 5.3b) numunelerin SEM görüntülerinde de matris yapısı içerisinde homojen olarak dağılmış partiküller görülmüştür. Bu partiküllerin bileşimini belirlemek için belirtilen noktalardan EDS analizi yapılmış ve sonuçlar Çizelge 5.1’de verilmiştir.



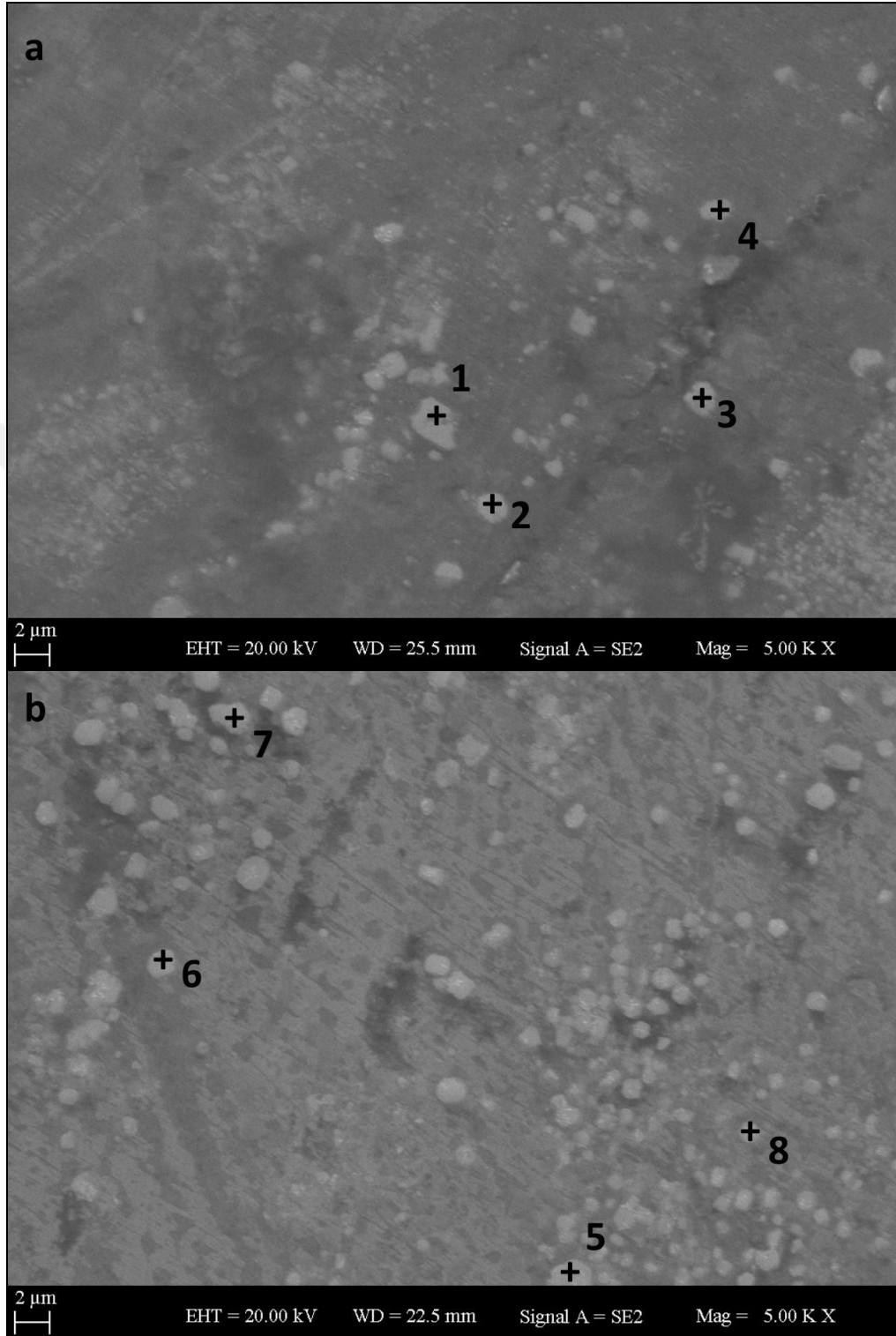
Şekil 5.3 1 ve 2 numaralı numunelerin SEM görüntüleri; a) Numune 1, b) Numune 2

Çizelge 5.1 Şekil 5.3'teki EDS analiz noktalarının bileşimleri (%ağ.)

Numune	EDS Noktası	B	Al	Si	Ti	O
1	1	68,9	27,2	3,6	0,3	-
	2	78,5	10,8	1,3	0,2	9,2
2	3	30,8	45,2	1,4	22,6	-
	4	14,8	32,2	52,5	0,5	-
	5	22,5	36,1	6,6	34,8	-
	6	0,4	67,2	25,1	7,3	-

Çizelge 5.1'de 1 ve 2 olarak belirtilen EDS analizleri 1 numaralı numuneye, 3, 4, 5 ve 6 olarak belirtilen EDS analizleri ise 2 numaralı numuneye aittir. 1 numaralı numunede elde edilen partiküller yüksek oranda B ile Al ve eser miktarda Ti içermektedir. 800°C'de, %10 takviye oluşturacak şekilde gerçekleştirilen üretimde, matris içerisinde TiB_2 partikülleri oluşturulamamıştır. Üretim sırasında takviye elemanını oluşturacak tuzların ergiyik metal içerisindeki reaksiyonu gerçekleşmiş, ancak B bakımından zengin partiküller oluşmuştur. 800 °C'de, %10 oranında takviye elemanı oluşturacak şekilde tuz ilave edilen ve üretim sırasında grafik çubukla karıştırma uygulanan (1 numaralı numune) numunede istenen başarı elde edilememiştir. Bunun en önemli nedeni, numunenin üretiminde ilave edilen tuzun önemli bir miktarının cüruf olarak alınması ve TiB_2 oluşturacak miktar ve oranda tuzun ergiyik metal içerisinde çözündürülememesidir. Ergitilen metal miktarının ve işlem potasının hacminin yeterli gelmediği düşünülmektedir. Bu nedenle sonraki numunelerin üretiminde %2,5 ve %5 oranında TiB_2 oluşturacak miktar ve oranlarda K_2TiF_6/KBF_4 tuz karışımı kullanılmıştır. 2 numaralı numunede 3 ve 5 noktalarına ait EDS analizleri incelediğinde; partiküllerin B ve Ti bakımından zengin bir bileşime sahip olduğu görülmüştür. 2 numaralı numunede, TiB_2 bileşimine daha yakın partikül bileşimlerinin elde edildiği ve üretim işleminin 1 numaralı numuneye göre daha başarılı olduğu belirlenmiştir. 800 °C'de, grafit çubukla

karıştırma uygulanarak üretilen kompozitlerde, %5 takviye elemanı oluşturacak tuz miktarıyla çalışmanın daha başarılı sonuçlar verdiği görülmüştür.



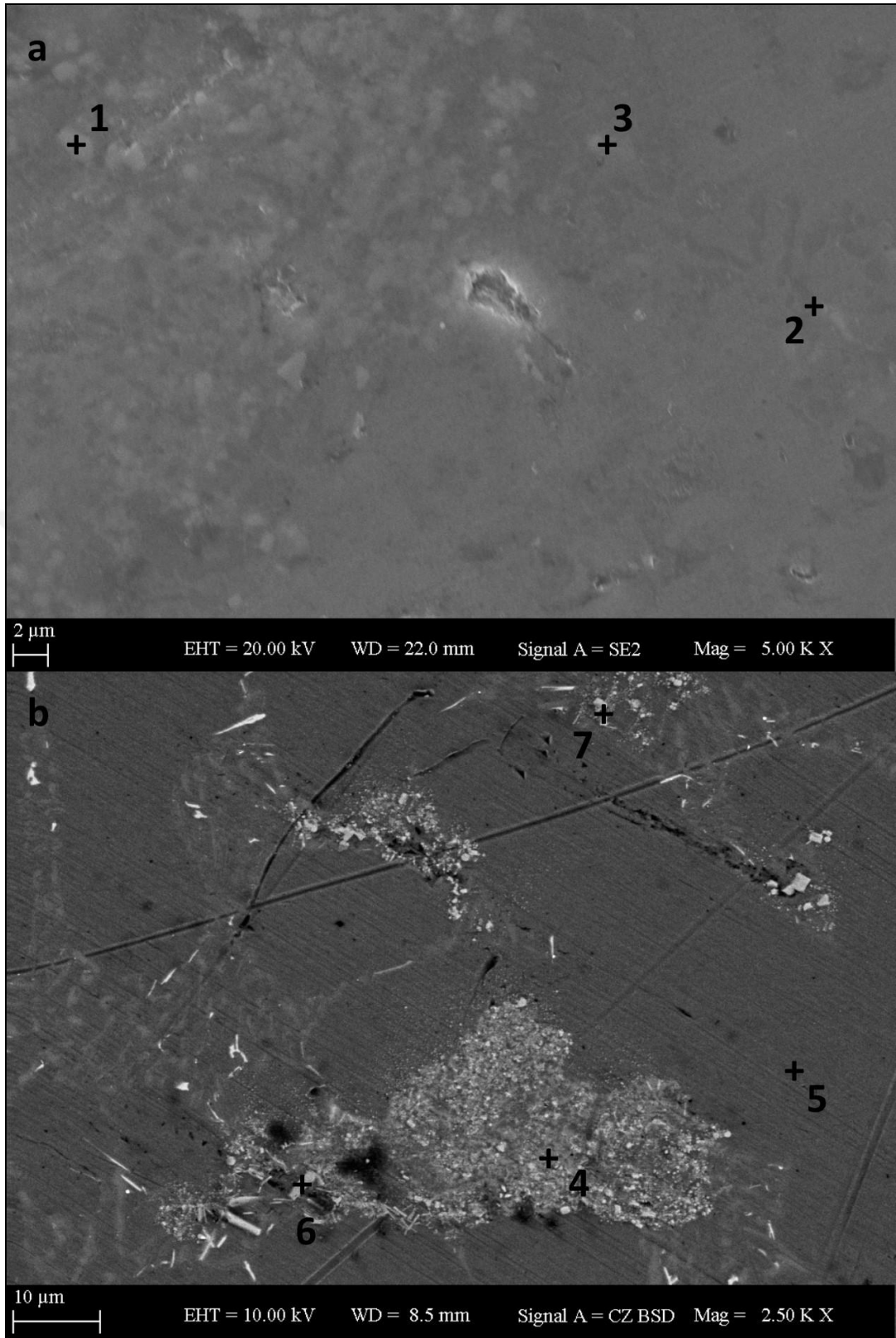
Şekil 5.4 3 ve 4 numaralı numunelerin SEM görüntüleri; a) Numune 3, b) Numune 4

Çizelge 5.2 Şekil 5.4'teki EDS analiz noktalarının bileşimleri (%ağ.)

Numune	EDS Noktası	B	Al	Si	Ti
3	1	16,1	32,5	2,5	48,9
	2	1,4	76,4	16,8	5,4
	3	14,6	66,6	15,2	3,6
	4	0,8	95,9	1,9	1,4
4	5	33,6	23,9	5,2	37,3
	6	18,6	64,6	9,9	6,9
	7	18,4	63,2	6,2	12,2
	8	21,8	71,4	6,1	0,7

3 ve 4 numaralı numunelere ait olan SEM görüntüleri Şekil 5.4'te verilmiştir. Bu numuneler için de ışık mikroskobu görüntüleriyle uyumlu SEM görüntüleri elde edilmiştir. Her iki numunede de matris yapısı içerisinde dağılmış partikül yapısı görülmüştür. 4 numaralı numunede (Şekil 5.4b), 3 numaralı numuneye (Şekil 5.4a) göre kümelenmiş bir partikül yapısı ortaya çıkmıştır. 3 ve 4 numaralı numunelerin her ikisi de 800 °C'de üretilmiş ve %2,5 takviye elemanı oluşturacak tuz miktarıyla çalışılmıştır. 3 numaralı numunede bor nitrür kaplı karıştırıcı (mekanik karıştırma) kullanılırken, 4 numaralı numunede karıştırma için grafit çubukla karıştırma yapılmıştır. Mekanik karıştırma partiküllerin yapı içerisinde homojen dağılmasını sağlamış ve kümelenmiş partikül yapısının oluşumuna engel olmuştur.

Şekil 5.4'teki noktaların EDS analizleri Çizelge 5.2'de verilmiştir. Bu analizlerden 1, 2, 3 ve 4 olarak belirtilen EDS analizleri 3 numaralı numuneye, 5, 6, 7 ve 8 olarak belirtilen EDS analizleri ise 4 numaralı numuneye aittir.



Şekil 5.5 5 ve 6 numaralı numunelerin SEM görüntüleri; a) Numune 5, b) Numune 6

Çizelge 5.3 Şekil 5.5'teki EDS analiz noktalarının bileşimleri (%ağ.)

Numune	EDS Noktası	B	Al	Si	Ti	O
5	1	44,6	33,5	8,6	13,3	-
	2	0,8	87,7	10,4	1,1	-
	3	0,7	83,6	11,5	4,2	-
6	4	13,9	41,2	7,4	37,5	-
	5	-	97,8	1,9	-	0,3
	6	9,3	6,4	0,4	83,9	-
	7	12,2	1,9	0,4	85,5	-

Çizelge 5.2'deki analizler incelendiğinde 3 ve 4 numaralı numunelerin her ikisinde de TiB_2 bileşimine yakın bileşime sahip olan partiküllerin elde edildiği belirlenmiştir. Her iki numunede de 1 numaralı numuneye göre hem partikül yapısı ve dağılımı hem de partikül bileşimi açısından daha iyi sonuçlar elde edilmiştir. 3 numaralı numunede 1 noktası, 4 numaralı numunede ise 5 noktası TiB_2 bileşimine yakın bileşimlerdedir. Bununla birlikte diğer EDS analizleri incelendiğinde Al ve B esaslı partiküllerin olduğu görülmektedir. Bu da istenen takviye elemanının oluşturulmasında tam olarak bir başarı elde edilemediğini göstermiştir. Bu nedenle görece iyi sonuçların elde edildiği %2,5 ve %5 takviye oranları esas alınarak; daha iyi bir ergiyik metal tuz reaksiyonu elde etmek ve takviye elemanı dağılımının homojenliğini arttırmak amacıyla, mekanik karıştırmayla birlikte, daha yüksek döküm sıcaklığının kullanılmasına karar verilmiştir.

Şekil 5.5'te 5 (Şekil 5.5a) ve 6 numaralı (Şekil 5.5b) numunelere ait olan SEM görüntüleri verilmiştir. Bu numunelerin her ikisi de mekanik karıştırma kullanılarak 850 °C'de dökülmüştür. 5 numaralı numune %2,5, 6 numaralı numune ise %5 takviye oranına sahip olacak şekilde üretilmiştir. Ayrıca 6 numaralı numunenin üretiminde kullanılan tuzlara, ergiyik metale ilave edilmeden önce ön ısıtma uygulanmıştır. Her iki numunede de partikül halinde yapı içine dağılmış takviye elemanı elde edilmiş, ayrıca

diğer numunelerden farklı olarak yapı içinde dağılmış, partiküllerin kümelenmesiyle oluşan, literatürdeki çalışmalarla uyumlu yapılar görülmüştür. Mekanik karıştırma ile birlikte döküm sıcaklığının artırılması partikül dağılımı ve oluşumu açısından oldukça başarılı sonuçlar elde edilmesini sağlamıştır.

Çizelge 5.3'te ise Şekil 5.5'te yer alan noktaların EDS analiz sonuçları verilmiştir. Çizelgede yer alan 1, 2 ve 3 analizleri 5 numaralı numuneye, 4, 5, 6 ve 7 analizleri ise 6 numaralı numuneye aittir. 5 numaralı numuneye ait olan 1 noktasında B ve Ti bakımından zengin bir partikülün olduğu tespit edilmiştir. 2 ve 3 nokta analizlerinde ise eser miktarda Ti ve B içeren, genel olarak matris bileşimiyle uyumlu sonuçlar elde edilmiştir. 6 numaralı numuneye ait olan 4 analizi Al, Ti ve B içeren bir partiküldür. 5 analizi ise tamamen matris fazıyla uyumlu bir bileşime sahiptir. 6 ve 7 analizleri ise diğer 5 numunede elde edilen analizlerden oldukça farklıdır. Bu analizlerin alındığı partiküller yüksek oranda Ti ile birlikte B içermekte; literatürde verilmiş olan TiB_2 kimyasal analiz değerleriyle büyük bir uyum göstermektedir. Döküm sıcaklığının artırıldığı, mekanik karıştırmanın kullanıldığı ve tuzlara ön ısıtmanın uygulandığı işlem parametrelerinde istenen sonuçlar tam anlamıyla elde edilmiştir.

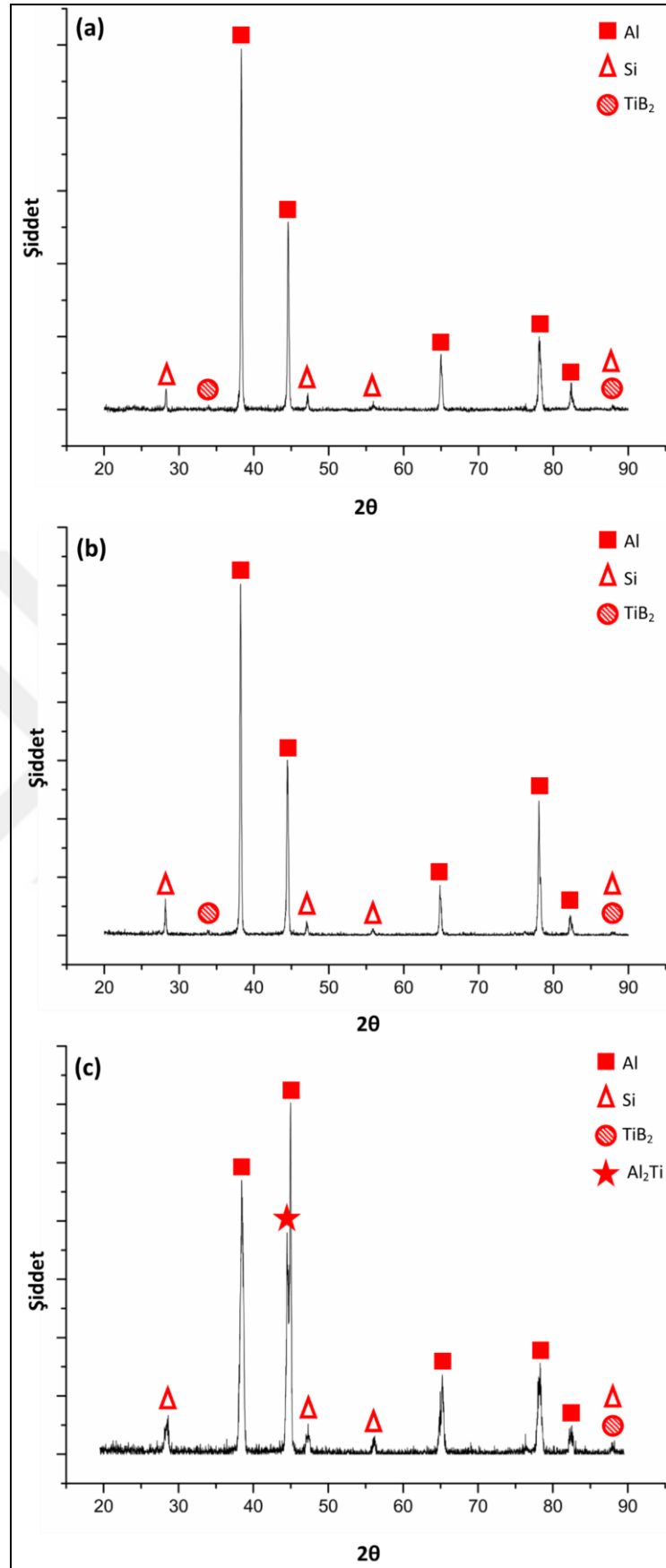
Mandal vd. [51] tarafından yapılan çalışmada takviye oranını artıracak tuz karışımıyla çalışmanın daha iyi sonuçlar doğurduğu belirtilmiştir. Marcu vd. [104] ise %2,5 ve %7,5'lik takviye oranlarıyla çalışmış; takviye oranındaki artışın $TiAl_3$ miktarını arttırdığını ve TiB_2 dönüşümüne engel olduğunu tespit etmiştir. Bu nedenle %2,5'lik takviye oranının daha etkili olduğunu vurgulamıştır. Yapılan deneysel çalışmalarda Marcu vd. tarafından ortaya konan verilere uyumlu sonuçlar elde edilmiş, %2,5 ve %5 takviye oranı, %10 takviye oranından daha iyi sonuçların elde edilmesini sağlamıştır.

Sasikumar vd. [3] ve Rajaravi vd. [4] tarafından yapılan çalışmalarda ise 800°C'de gerçekleştirilen üretimin, in-situ kompozit oluşumunda daha etkili olduğu belirtilmiştir. Deneysel çalışmalarda 850°C'de gerçekleştirilen döküm öncesinde, takviye elemanını oluşturacak olan tuzların ön ısıtılması, Sasikumar vd. ve Rajaravi vd.'den farklı bir sonucun elde edilmesini sağlamıştır. Ön ısıtma işlemi yüksek sıcaklıklarda da başarılı dökümlerin gerçekleştirilmesini olanak tanımıştır. Mikroyapı özellikleri açısından

istenen özellikler; 3, 5 ve 6 numaralı numunelerin üretilmesinde kullanılan deney parametreleriyle sağlanmıştır.

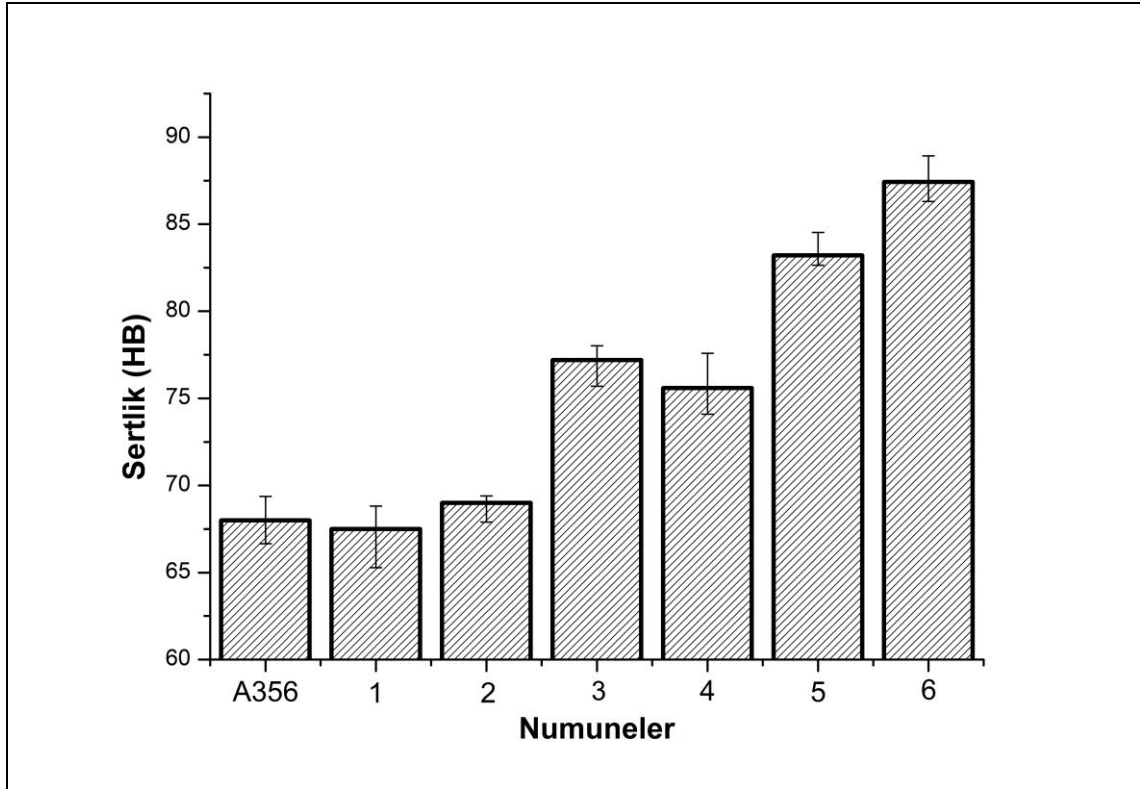
5.2 XRD Analizi

Mekanik karıştırma işlemi uygulanan numunelerin ışık mikroskobu ve SEM görüntüleriyle birlikte EDS analizleri incelendiğinde, hem partikül boyutu ve dağılımı hem de elde edilen partiküllerin elementel analizleri açısından hedeflenen sonuçların elde edildiği belirlenmiştir. Bu nedenle, mekanik karıştırma uygulanan 3, 5 ve 6 numaralı numunelere XRD analizi uygulanmıştır. Bu numunelere uygulanan XRD analizi sonuçları Şekil 5.6'da verilmiştir. Her üç numunenin XRD analizinde de Al, Si ve TiB_2 tespit edilmiştir. 800 °C ve 850 °C'de %2,5 TiB_2 oluşumunu sağlayacak tuz karışımı kullanılarak, mekanik karıştırma yardımıyla üretilen numunelerde hedeflenen mikroyapı elde edilmiştir (3 ve 5 numaralı numuneler). Özellikle düşük oranda takviye elemanı oranı sağlayacak tuz karışımının kullanımı cürufa geçen tuz miktarını azaltmış ve in-situ reaksiyonlarının daha verimli şekilde gerçekleşmesini sağlamıştır. Ayrıca bor nitrür kaplı karıştırıcı istenen karıştırma verimini sağlayarak, hedeflenen mikroyapının elde edilmesinde önemli rol oynamıştır. 6 numaralı numunenin üretiminde %5 TiB_2 oluşumunu sağlayacak tuz karışımı kullanılmış ve karışım ergiyik metale ilave edilmeden önce 250 °C'de ön ısıtılmıştır. 6 numaralı numunenin üretiminde de bor nitrür kaplı karıştırıcı yardımıyla mekanik karıştırma uygulanmıştır. Bu numunenin XRD analiz sonuçları incelendiğinde; diğer numunelerde görülen Al, Si ve TiB_2 yanında Al_3Ti fazının da oluştuğu tespit edilmiştir. 6 numaralı numunenin üretiminde, 3 ve 5 numaralı numunelerin üretiminde kullanılan daha yüksek oranda tuz karışımı kullanılmıştır. Ayrıca, 6 numaralı numunenin üretiminde kullanılan tuz karışımına uygulanan ön ısıtma ile ergiyik metal ve tuz arasındaki reaksiyon süresi artırılmıştır. 6 numaralı numunenin üretiminde kullanılan farklı iki parametre nedeniyle intermetalik faz oluşumu teşvik edilmiş ve TiB_2 partikülleriyle birlikte Al_3Ti fazının da oluştuğu belirlenmiştir.



Şekil 5.6 XRD analiz sonuçları a) Numune 3, b) Numune 5, c) Numune 6

XRD analiz sonuçları, EDS analizleriyle uyumlu olmakla birlikte; 6 numaralı numunede oluşan Al_3Ti fazı, ön ısıtma işleminin üretim aşamasındaki ergiyik metal ve tuz arasındaki reaksiyon süresini etkilediğini göstermiştir.



Şekil 5.7 A356 alaşımı ve üretilen in-situ kompozit malzemelerin Brinell sertlikleri

5.3 Sertlik ve Aşınma Özellikleri

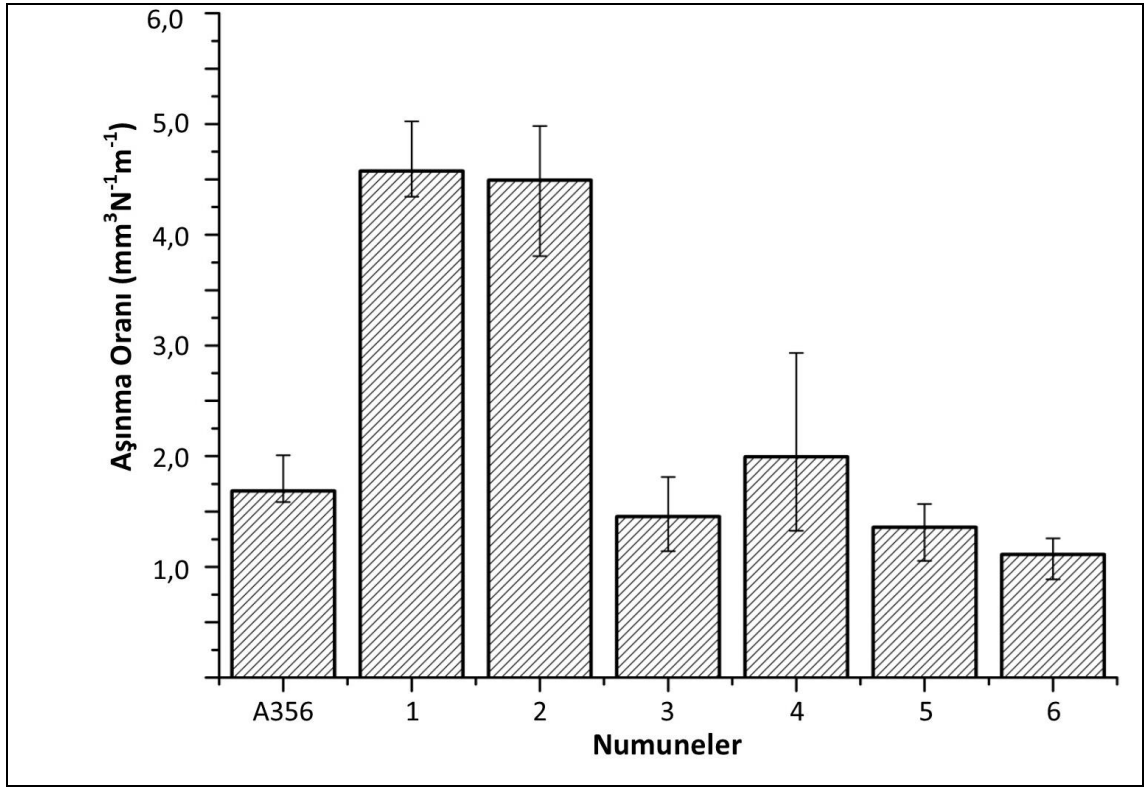
Matris malzemesi olan A356 alaşımının ve üretilen in-situ kompozit malzemelerin Brinell sertlik değerleri Şekil 5.7’de verilmiştir. A356 alaşımının sertliği ortalama 68 HB olarak belirlenmiştir. 800°C’de sırasıyla %10 ve %5 takviye elemanına sahip olacak şekilde, grafit çubukla karıştırma yardımıyla üretilen kompozit malzemelerin sertlik değerleri, matris alaşımıyla karşılaştırıldığında belirgin bir değişim tespit edilememiştir. 1 numaralı numune mikroyapısı, matris alaşımının mikroyapısına oldukça yakındır. Sertlik değerlerinin de benzer değerlerde olması, mikroyapı özellikleriyle örtüşmektedir. 2 numaralı numune incelendiğinde ise sertlikte bir miktar artışın gerçekleştiği, ancak bu artışın anlamlı bir artış olmadığı görülmüştür. 2 numaralı numunenin ışık mikroskobu ve SEM görüntülerinde, matris yapısı içerisinde partiküllerin olduğu belirlenmiştir. Bu partiküllerin EDS analizleri incelendiğinde ise

bor içeriği yüksek olan partiküllerin olduğu görülmüştür. Oluşan partiküller, sertlik değerleri üzerinde belirgin bir etki yaratmamıştır. 4 numaralı numunede %2,5 TiB₂ oluşturacak tuz karışımıyla çalışılmış olmasına rağmen, A356 alaşımına göre önemli bir sertlik artışı sağlanmış ve aynı zamanda 1 ve 2 numaralı numunelere göre daha yüksek sertlik değeri elde edilmiştir. Mekanik karıştırıcı kullanılarak üretilen 3, 5 ve 6 numaralı numunelerde sertlik artışı gerçekleşmiş, özellikle 6 numaralı numunede oldukça yüksek bir oranda sertlik artışı elde edilmiştir. Bu üç numunenin hem ışık mikroskobu hem de SEM görüntülerinde partiküllerin bulunduğu ve bu partiküllerin Ti ve B içeriğine sahip olduğu görülmüştür. Ayrıca XRD analizlerinde, her üç numune için de TiB₂ fazı tespit edilmiş, 6 numaralı numunede ise TiB₂ fazıyla birlikte sertliği ve gevrekliği yüksek olan Al₃Ti fazının bulunduğu belirlenmiştir. Bu oluşumlara bağlı olarak, TiB₂ fazının oluşumu üretilen malzemelerde sertlik artışını sağlamış, 6 numaralı numunede ise TiB₂ fazıyla birlikte oluşan Al₃Ti fazı en yüksek sertlik değerinin oluşumuna neden olmuştur.

Sertlik değerleri genel olarak incelendiğinde %10 ve %5 takviye oranına sahip olacak şekilde üretilen kompozit malzemeler, %2,5 takviye oranına sahip olacak şekilde üretilen kompozit malzemelere göre daha düşük mekanik özelliklere sahiptir. Yüksek oranda takviye elemanına sahip kompozit malzeme üretebilmek için ergiyik metale ilave edilen tuz miktarı arttırılmıştır. Tuz miktarındaki artış; ergiyik metal içinde tuzun çözündürülmesinde, ergiyik metal/tuz ikilisinin karıştırılmasında ve in-situ kompoziti oluşturacak olan reaksiyonların gerçekleşmesinde sorunlara neden olmuştur. Bu nedenle, düşük takviye elemanına sahip olan numunelerde daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.

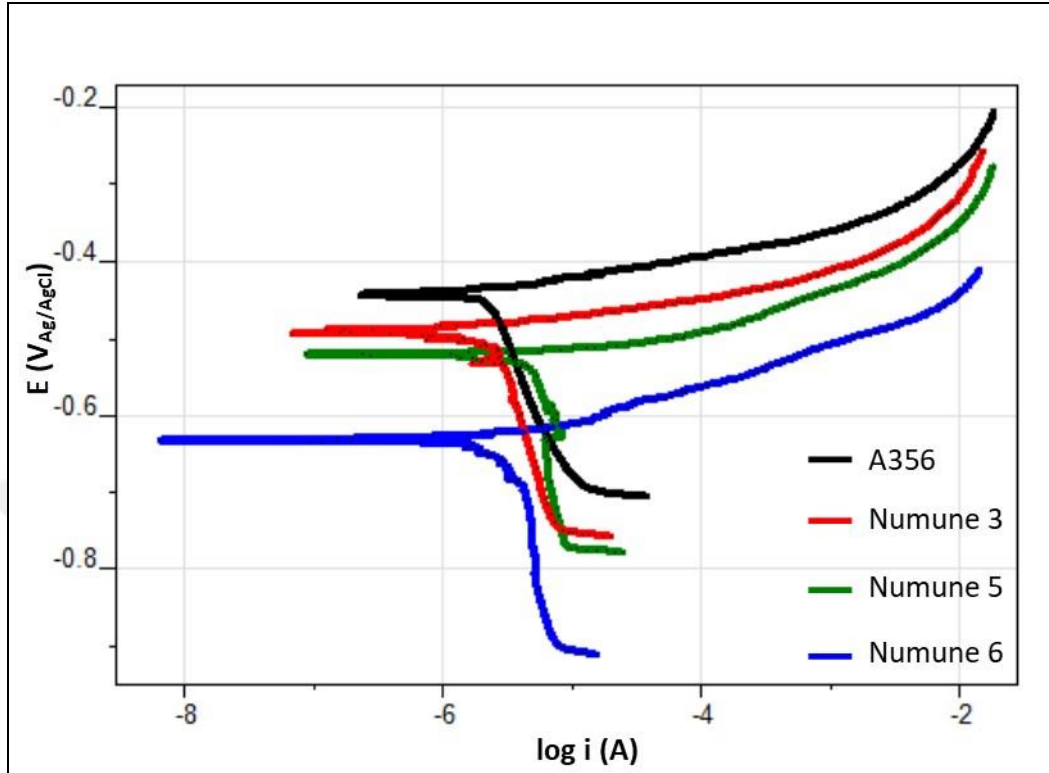
Matris malzemesi olan A356 alaşımının ve üretilen in-situ kompozit malzemelerin aşınma oranları Şekil 5.8'de verilmiştir. 1 ve 2 numaralı numunelerde, A356 alaşımına göre çok daha yüksek bir aşınma oranı elde edilmiş ve üretilen malzemelerin aşınma dayanımı oldukça düşük değerlere sahiptir. 1 ve 2 numaralı numunelerin mikroyapıları incelendiğinde, matris yapısı içerisinde partiküllerin olduğu görülmüştür. Bu partiküllerden alınan EDS analizlerinde ise TiB₂ bileşimine benzer bir kompozisyon görülmemiştir. Sonuç olarak malzeme üretiminde ergiyik metal/tuz reaksiyonu istenen şekilde sağlanamamış ve öngörülen mikroyapı elde edilememiştir. Aşınma testi sonucunda malzeme yapısında bulunan bu partiküller, aşınma prosesine dahil olmuş ve

kompozit malzemede meydana gelen aşınmayı artırıcı etki yaratmıştır. 4 numaralı numune, 1 ve 2 numaralı numunelerden daha iyi bir aşınma davranışı sergilemesine rağmen, matris malzemesinden daha düşük bir aşınma dayanımına sahiptir. Bu numunenin mikroyapı ve EDS analiz sonuçları incelendiğinde; 1 ve 2 numaralı numunelere göre daha iyi bir mikroyapıya sahip olduğu ve matris içerisinde oluşturulan partiküllerin TiB_2 bileşimine yakın bir bileşime sahip olduğu görülmüştür.



Şekil 5.8 A356 alaşımı ve üretilen in-situ kompozit malzemelerin aşınma testi sonuçları. Ancak, 1 ve 2 numaralı numunelerde olduğu gibi, 4 numaralı numunenin üretiminde de grafit çubukla karıştırma uygulanmış ve karıştırma işlemi matris ile takviye elemanı arasında istenen bağın kurulması için yeterli olmamıştır. Bu nedenle aşınma testi sonucunda, malzeme yapısında bulunan partiküller aşınmayı artırıcı etki yaratmıştır. 3, 5 ve 6 numaralı numunelerde (üretim işlemi sırasında mekanik karıştırıcı yardımıyla ergiyik metal/tuz karışımı arasında istenen reaksiyonun sağlandığı numuneler) matris malzemesine göre daha yüksek bir aşınma dayanımı elde edilmiştir. Aşınma dayanımının artış gösterdiği 3, 5 ve 6 numaralı numunelerin tamamında, elde edilen artış TiB_2 oluşumuna bağlı olarak gerçekleşmiştir. 6 numaralı numunede TiB_2 ile birlikte

intermetalik Al_3Ti fazının oluşması nedeniyle en yüksek aşınma dayanımı elde edilmiştir.



Şekil 5.9 Elektrokimyasal korozyon deneyi sonucunda elde edilen polarizasyon eğrileri

5.4 Korozyon Özellikleri

Işık mikroskobu ve SEM analizleri sonucunda istenen mikroyapıyı sağlayan ve XRD deneyleriyle de TiB_2 fazını içerdiği belirlenen 3, 5, 6 numaralı numunelerle, A356 alaşımına elektrokimyasal korozyon deneyi uygulanmıştır. Polarizasyon eğrileri incelendiğinde matris alaşımıyla birlikte üretilen in-situ kompozit malzemelerin pasifleşme göstermediği ve korozyon deneyi uygulanan numunelerin tamamında aktif bir çözünmenin gerçekleştiği belirlenmiştir. Tüm numunelerde anodik bölgede akım değerinde hızlı bir değişim görülmektedir. Bu oluşum, numunelerde oyuklanma korozyonunun oluştuğunu ve korozyon potansiyeline yakın değerlerde yoğun bir oyuklanmanın meydana geldiğini gösterir. Katodik bölgede ise akım değeri neredeyse sabittir. Katodik bölgede akım değerinin düşük miktarda değişimi, meydana gelen korozyonun katodik kontrollü olduğunu ve korozyon reaksiyonlarının O_2 difüzyonuna bağlı olarak geliştiğini gösterir.

Alümiyum alaşımlarının klor iyonlarını içeren çözeltiler içerisindeki korozyon dayanımlarının düşük olduğu ve korozyon hasarının oyuklanma korozyonu yoluyla gerçekleştiği bilinmektedir. Ayrıca, alümiyum matrisli seramik partikül takviyeli kompozit malzemelerin korozyon dayanımı, partiküllerin metal yüzeyini saran Al_2O_3 tabakasının sürekliliğini bozması nedeniyle matris alaşımdan daha düşüktür. Alümiyumun seramik parçacıklarla takviyelendirilmesi mekanik özelliklerde önemli artışlar sağlarken, korozyon dayanımını düşürmektedir. Bu nedenle TiB_2 içeren, mekanik özellikler ve aşınma dayanımı açısından olumlu sonuçlar elde edilen 3, 5 ve 6 numaralı numunelere elektrokimyasal korozyon deneyi uygulanmıştır. Böylece mekanik özelliklerin artışıyla birlikte, korozyon dayanımındaki değişim de belirlenmiştir. Korozyon deneyi sonucunda elde edilen korozyon potansiyeli ve akım yoğunluğu değerleri Çizelge 5.4'te verilmiştir.

Çizelge 5.4 Korozyon potansiyeli ve akım yoğunluğu değerleri

Numune	E_{corr} (V)	i_{corr} ($10^{-6} \times A/cm^2$)
A356	-0,4388	0,8492
Numune 3	-0,4914	1,5380
Numune 5	-0,5223	4,1390
Numune 6	-0,6329	5,1810

Korozyon potansiyeli (E_{corr}) değeri malzemenin korozyon dayanımını temsil ederken, akım yoğunluğu (i_{corr}) değeri malzemede başlayan korozyonun kinetiğini temsil eder. Matris malzemesi olan A356 alaşımı üretilen kompozit malzemelere göre hem daha yüksek bir korozyon dayanımına sahiptir hem de malzemede meydana gelen korozyon daha yavaş ilerler. 3 ve 5 numaralı numuneler birbirine yakın korozyon potansiyeli ve akım yoğunluğu değerlerine sahiptir. Bu malzemelerin mikroyapısında oluşan TiB_2 fazı, malzeme yüzeyindeki oksit tabakasının homojenliğini bozarak korozyon dayanımını düşürmüştür. 6 numaralı numune ise üretilen diğer iki kompozit malzemeden de çok daha kötü korozyon özelliklerine sahiptir. Bu numunede, XRD analizlerinde değinildiği gibi TiB_2 fazıyla birlikte Al_3Ti fazı oluşmuştur. Bu fazlar malzemenin mekanik özellikleri

ve aşınma dayanımını arttırmış, korozyon özelliklerinin ise kötü yönde etkilenmesine neden olmuştur. 6 numaralı numunenin korozyon dayanımı diğer numunelere göre belirgin şekilde azalmış ve malzemede oluşan korozyon hızlı bir şekilde ilerleyerek hasara neden olma eğilimi göstermiştir. Bu nedenle mekanik özelliklerle birlikte korozyon dayanımının da istendiği uygulamalarda, 6 numaralı numune yerine 3 ya da 5 numaralı numunenin üretim rotası tercih edilmelidir.



GENEL SONUÇLAR

Alüminyum matrisli seramik partikül takviyeli kompozit malzemeler, geleneksel alüminyum alaşımlarına göre daha iyi mekanik dayanım, sertlik, aşınma direnci gibi özelliklere sahiptir. Bu nedenle alüminyum alaşımlarının istenen özellikleri karşılayamadığı uygulamalarda, alüminyum matrisli seramik takviyeli kompozit malzemeler yaygın bir kullanıma sahiptir.

Bu nedenle söz konusu malzemelerin üretimi ve üretilen malzemelerin sağladığı özelliklerin araştırılması yaygın bir etkiye sahiptir. Alüminyum matrisli seramik takviyeli kompozit malzemelerin üretiminde sıkıştırılmalı döküm (infiltrasyon), vorteks (karıştırmalı döküm), toz metalürjisi gibi birçok yöntem kullanılmaktadır. Bu yöntemlerde matris malzemesini oluşturan alüminyum alaşımı ve takviye elemanını oluşturan seramik partiküller bir araya getirilerek kompozit malzemeler üretilmektedir. Bu yöntemlerin kullanılmasıyla üretilen kompozit malzemelerin en büyük dezavantajları matris alaşımı ve seramik partiküller arasındaki ıslatma sorunu ile seramik partiküllerin matris yapısı içerisinde homojen dağıtılamamasıdır. Karşılaşılan bu sorunlar nedeniyle var olan yöntemler revize edilmiş ya da yeni yöntemler geliştirilmiştir. In-situ kompozit üretimi geliştirilen yöntemlerden biridir. Bu yöntemde matris malzemesini oluşturacak ergiyik metale, istenen takviye elemanını oluşturacak tuz karışımları ilave edilir. İlave edilen tuzlar ergiyik metal içerisinde reaksiyon meydana getirir ve kompozit malzemeyi oluşturacak olan takviye elemanı, üretim işlemi sırasında ergiyik metal içerisinde oluşturulur. Böylece hem seramik partiküllerin ergiyik metal tarafından ıslatılması sorunu ortadan kaldırılır hem de homojen dağılımlı bir takviye elemanı elde edilir.

Bu çalışmada A356 matrisli TiB_2 takviyeli kompozit malzemelerin üretimi ve üretilen numunelerin karakterizasyonu çalışılmıştır. A356 alaşımı, akışkanlığının yüksek olması nedeniyle seçilmiştir. TiB_2 partikülleri ise KBF_4 ve K_2TiF_6 tuzlarının sitokiyometrik oranda karıştırılması ve ergiyik metale ilave edilmesiyle üretilmiştir. İşlem sıcaklığı olarak 800 °C ve 850 °C olmak üzere iki ayrı sıcaklık seçilmiş ve %10, %5 ve %2,5 TiB_2 oranı sağlayacak tuz karışımlarıyla çalışılmıştır. In-situ kompozit oluşturma işlemi belirlenen sıcaklıkta 1 saat süresince gerçekleştirilmiş ve 15 dakikada bir, 150 saniye boyunca karıştırma işlemi uygulanmıştır. Karıştırma işlemi, grafit çubuk veya mekanik karıştırıcı kullanılarak iki farklı şekilde yapılmıştır. Ayrıca, 850 °C'de %5 takviye elemanı içeren numunenin üretiminde, tuz karışımına ergiyik metale ilave edilmeden önce 250 °C'de ön ısıtma uygulanmıştır.

Üretilen kompozit malzemelerin karakterizasyonu; ışık mikroskobu, SEM, EDS ve XRD analizleriyle birlikte sertlik, aşınma ve elektrokimyasal korozyon deneyleriyle gerçekleştirilmiştir.

%10 TiB_2 oranına sahip olacak malzemenin üretiminde önemli sorunlar ortaya çıkmıştır. Tuz karışımı ergiyik metale ilave edildikten sonra viskozitesi yüksek bir yapı elde edilmiş ve karıştırma işlemi verimli şekilde yapılamamıştır. Ayrıca, üretim işlemi sırasında ilave edilen tuzun yüksek oranda cürufa karıştığı görülmüştür. Bu numunenin ışık mikroskobu, SEM ve EDS analizleri incelendiğinde de başarılı bir üretimin gerçekleştirilemediği belirlenmiştir. %5 TiB_2 oranına sahip olacak malzemenin, 800 °C'de gerçekleştirilen üretiminde de kısmen benzer sorunlarla karşılaşmış ve mikroyapı incelemelerinde de istenen kompozit malzemenin üretilmediği görülmüştür. Bu nedenle %5 TiB_2 oranına sahip olacak malzemenin üretiminde, işlem sıcaklığı 850 °C'ye yükseltilmiş ve ergiyik metal/tuz reaksiyonunu arttırmak amacıyla tuz karışımına 250 °C'de ön ısıtma uygulanmıştır. Döküm sıcaklığının yükseltilmesi ve tuz karışımına ön ısıtma uygulanması, %5 TiB_2 oranına sahip kompozit malzemenin üretilmesini sağlamıştır. %2,5 TiB_2 oranına sahip kompozit malzemeler ise hem 800 °C'de hem de 850 °C'de başarılı bir şekilde üretilmiştir. Takviye elemanı oranı yanında kompozit malzeme üretiminde kullanılan karıştırma şeklinin de oldukça önemli olduğu tespit edilmiştir. Grafit çubukla karıştırma uygulanan numunelerde istenen mikroyapı özellikleri elde edilememişken, üretim sırasında mekanik karıştırıcı yardımıyla

kariştırma uygulanan numunelerin tamamında TiB_2 oluşumu XRD analizleriyle tespit edilmiştir.

Üretilen kompozit malzemelerin sertlik değerleri, mikroyapı içerisinde partikül oluşumuna bağlı olarak, A356 alaşımının sertlik değerlerine göre artış göstermiştir. Özellikle TiB_2 fazının oluştuğu numunelerde, A356 alaşımına göre oldukça yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. %5 oranında TiB_2 ile birlikte Al_3Ti fazını da içeren, 850 °C’de dökülen numunede, intermetalik faz oluşumuna bağlı olarak deney numuneleri arasındaki en yüksek sertlik değerine ulaşılmıştır.

Üretilen kompozit malzemelerin sertlikleriyle birlikte aşınma dayanımları da araştırılmıştır. Grafit çubukla kariştırılarak üretilen numunelerin aşınma dayanımları A356 alaşımından daha düşük olarak belirlenmiştir. Bu numunelerin mikroyapıları incelendiğinde partiküllerin varlığı belirlenmiş, partiküllerin hem bileşim hem de partikül ve matris arasındaki bağ açısından istenen özellikleri sağlayamadığı görölmüştür. Bu numunelerde, matris yapısı içindeki partiküller aşınma prosesine dahil olmuş ve malzemenin aşınma dayanımı düşmüştür. Mekanik kariştırıcı kullanılarak üretilen kompozit malzemelerde ise aşınma dayanımı TiB_2 oluşumu ve partikül ile matris malzemesi arasında istenen bağın kurulmasına bağlı olarak artış göstermiştir. Özellikle 6 numaralı numunede Al_3Ti oluşumuna bağlı olarak, diğer numunelere kıyasla oldukça yüksek bir aşınma dayanımı elde edilmiştir.

Üretilen kompozit malzemelerin korozyon özellikleri de, elde edilen mikroyapı özellikleriyle paralellik göstermiştir. Literatürde yapılmış çalışmalarda olduğu gibi, üretimi gerçekleştirilen ve TiB_2 içeren kompozitlerin korozyon dayanımı A356 alaşımından daha düşük değerlerdedir. Numunelerin tamamı elektrokimyasal korozyon deneyi sırasında pasifleşme göstermemiş ve aktif çözünme davranışı sergilemiştir. Özellikle TiB_2 ile birlikte intermetalik Al_3Ti fazını içeren kompozit malzeme hem düşük bir korozyon dayanımı hem de oldukça aktif bir çözünme kinetiği elde edilmiştir. Ayrıca numunelerin tamamında katodik kontrollü bir korozyon davranışı elde edilmiştir.

Deneyisel alışmalar sonucunda %2,5 ve %5 takviye oranına sahip A356 matrisli kompozit malzemeler başarıyla üretilmiştir. Aşınma dayanımı ve sertlik açısından %5 takviye oranına sahip kompozit malzeme, %2,5 takviye oranına sahip malzemeden

daha üstün özellikler sergilemiştir. Korozyon dayanımı istenen uygulamalarda ise %2,5 takviye oranına sahip malzemenin daha iyi özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir. Kompozit malzemelerin üretiminde 850 °C’de üretim daha iyi sonuçlar vermiştir. Ayrıca karıştırma işleminin istenen mikroyapının elde edilmesinde oldukça önemli olduğu tespit edilmiştir. Mekanik karıştırıcı kullanılarak gerçekleştirilen üretim işlemlerinde istenen sonuçlar elde edilmiştir. %10 takviye oranına sahip malzemenin üretiminde olumsuz sonuçlar elde edilmiştir. Özellikle karıştırma işlemi sırasında yaşanan zorluklar ve tuzun büyük oranda cürufa karışması 10 takviye oranına sahip malzemenin üretiminde başarısızlığa neden olmuştur.

Bu tez çalışmasında, karmaşık ve zorlu bir süreç olan sıvı metal çıkışlı in-situ takviyeli kompozit üretiminde önemli işlem pratiği tecrübeleri edinilmiştir. Hedeflenen doğrultuda Al/TiB₂ in-situ kompozit üretiminde belirgin bir başarı seviyesine ulaşılmıştır. Gerçekleştirilen çeşitlendirilmiş ve yoğun karakterizasyon faaliyetleri ile çıktı ürünlerin özellikleri çok yönlü olarak ortaya konmuştur. İleriki çalışmalara ışık tutacak ve başlangıç noktası oluşturacak üretim rotaları belirlenmiştir. Son olarak şu söylenebilir ki bilim camiasında yoğun ilgi gören ve son yıllarda çok sayıda araştırma ekibi tarafından üzerinde çalışılan bir konu olan Al/TiB₂ in-situ kompozit üretiminin halen araştırmaya açık çok fazla yönü bulunmaktadır.

KAYNAKLAR

- [1] Koçer, T., (2002). Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemiyle Üretilen Al_2O_3 ve SiC Partikül Takviyeli Al-Mg Metal Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [2] Mutlu, İ., (2012). “Alüminyum Matrisli Metal Kompozit Malzemelerin Üretilmesi”, Taşıt Teknolojileri Elektronik Dergisi, 4: 31-36.
- [3] Sasikumar, S., Ramkumar, K.R., Iniyan, S., Gowthaman, M. ve Sivasankaran, S., (2014). “Study of Mechanical and Machining Behavior of AA 7075-3%TiB₂ In-Situ Composite”, JIRSET, 3: 2347 – 6710.
- [4] Rajaravi, C., Lakshminarayanan, P.R. ve Niranjana, K., (2016). “Finite Element Modeling Analysis on In-Situ Al/TiB₂ Metal Matrix Composites”, Indian Journal of Science and Technology, 9 (36): 0974 – 6846.
- [5] Ahlatcı, H., (2003). Alüminyum-Silisyum Karbür Kompozitlerin Mekanik Özelliklerine ve Aşınma Davranışına Takviye Boyutunun ve Matris Bileşiminin Etkisi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [6] Gecü, R. ve Karaaslan, A., (2016). “Bimetal ve Geleneksel Olarak Üretilen Alüminyum Esaslı Metal-Metal Kompozitlerin Mekanik Özellikleri”, Türk Mühendis ve Mimmar Odaları Birliği Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası, 180: 26 – 30.
- [7] Kılıç, E., (2006). Kompozit Malzemeden Yapılan Yaprak Yayların Analizi, Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- [8] Schwartz, M.M., (1983). Composites Materials Handbook, Second Edition, Mc Graw-Hill Book Company, New York.
- [9] Onaran, K., (2003). Malzeme Bilimi, 9.Baskı, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul.
- [10] Kalemtaş, A., (2014). “Metal Matrisli Kompozitlere Genel Bir Bakış”, Putech&Composites, 18-29.
- [11] Kaya, A.İ., (2016). “Kompozit Malzemeler ve Özellikleri”, Putech&Composites, 38-45.
- [12] Yaşar, İ. ve Arslan, F., (2000). “Sürekli Cam Elyaf Takviyeli Polyester Matrisli Kompozitlerde Elyaf Hacim Oranı ve Elyaf Doğrultusunun Tribolojik Özelliklere

- Etkisi", Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences, 24: 181-191.
- [13] Bayraktar, Ş. ve Turgut, Y., (2013). "Elyaf Takviyeli Polimer Kompozit Malzemelerin Talaşlı Şekillendirilebilirliği", 1st International Symposium on Plastic and Rubber Technologies and Exhibition, 29-31 Mayıs 2013, Ankara.
- [14] Divarci, B., (2016), Kompozit,
<http://knowgeee.blogspot.com/2016/08/kompozit.html>, 19 Mart 2018.
- [15] Aydın, E., Erzi, E., Yüksel, Ç. ve Dışpınar, D., (2015). "SİMA Yöntemi ile SiC Takviyeli A380 ve 6063 Kompozit Üretimi", 7. Alüminyum Sempozyumu, 8-9 Ekim 2015, İstanbul.
- [16] Söyler, A.U., (2008). "Mekanik Alaşımlama Yöntemleri ile Üretilmiş Al-Fe Tabanlı SiC ve Y₂O₃ Pekiştiricili Kompozitlerin Geliştirilmesi ve Karakterizasyonu", Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [17] Surappa, M.K., (2003). "Aluminium Matrix Composites: Challenges and Opportunities", Sadhana, 28 (1-2): 319-334.
- [18] Yapıcı, İ. ve Yapıcı, A., (2012). "E-Camı/Epoksi Tabakalı Kompozitlerde Düşük Hızlı Darbe Davranışının Sonlu Elemanlar Yöntemiyle İncelenmesi", Niğde Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 1 (2): 48-60.
- [19] Chawla, K.K., (2012). Composite Materials, Third Edition, Springer, Switzerland.
- [20] Takmaz, A., Erkan, Ö. ve Yücel, E., (2016). "Cam Elyaf Takviyeli Plastik Kompozit Malzemenin Kenar Frezelenmesinde Kesme Parametrelerinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkilerinin İstatistiksel Olarak İncelenmesi", Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi, 4: 567-573.
- [21] Gülmez, S., (2018). "Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler", Tezsiz Yüksek Lisans Projesi, Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Denizli.
- [22] Subaşı, A., Zurnacı, M., Kahyaoğlu, A. ve Demir, E., (2017). "Polyester/Grafen Kompozitlerin Mekanik ve Termal Özelliklerinin İncelenmesi", ECJSE, 4 (3): 472-481.
- [23] Zhao, G., Huang, C., Liu, H., Zou, B., Zhu, H. ve Wang, J., (2014). "Microstructure and Mechanical Properties of TiB₂-SiC Ceramic Composites by Reactive Hot Pressing", Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 42: 36-41.
- [24] Kalemtaş, A., (2015). "Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler", Putech&Composites, 20-26.
- [25] Song, X., (2016). Slurry Based Stereolithography: A Solid Freeform Fabrication Method of Ceramics and Composites, Doktora Tezi, University of Southern California, Kaliforniya.

- [26] Uygur, İ. ve Saruhan, H., (2004). "Alüminyum Esaslı Metal Matris Kompozit Malzemelerin Mekanik Özellikleri", SAU Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 8 (1): 16-174.
- [27] Senthil, Kumar, B.R., Thiagarajan, M. ve Chandrasekaran, (2016). "Investigation of Mechanical and Wear Properties of LM24/Silicate/Fly Ash Hybrid Composite Using Vortex Technique", Advances in Materials Science and Engineering, 1-8.
- [28] Şenel, M.C., Gürbüz, M. ve Koç, E., (2015). "Grafen Takviyeli Alüminyum Matrisli Yeni Nesil Kompozitler", Mühendis ve Makina, 56 (669): 36-47.
- [29] Uluköy, A., Onar, V. ve Kaplan, Y., (2015). "SiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemenin Farklı Kaynak Akımları ve Türlerinde Oluşan Mikroyapı ve Sertlik Özelliklerinin Analizi", Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 21 (8): 365-370.
- [30] Orhan, A., Gür, A.K. ve Çalığülü, U., (2007). "Al Matrisli B₄C Takviyeli Kompozitlerin Sıcak Presleme Yöntemiyle Üretimi", Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 4: 8-13.
- [31] Kısasöz, A., Güler, K.A. ve Karaaslan, A., (2012). "Infiltration of A6063 Aluminium Alloy into SiC-B₄C Hybrid Preforms Using Vacuum Assisted Block Mould Investment Casting Technique", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 22: 1563-1567.
- [32] Güler, K.A., Kısasöz, A., Yüksel, Ç. ve Karaaslan, A., (2012). "Mechanical Properties of A6063/ SiC Composites Produced Using The Lost Foam Casting Process", Materialprufung, 54: 189-192.
- [33] Kısasöz, A., Güler, K.A. ve Karaaslan, A., (2013). "The Fabrication and Characterization of Al/Sic-MMC Castings Produced by Vacuum Assisted Solidmould Investment Casting Process", Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 54: 320-324.
- [34] Toptan, F., Kumdalı, F. ve Kerti, I., (2006). "Al-B₄C Kompozitlerinin Fren Diski Olarak Kullanılabilirliğine Genel Bir Bakış", Metalurji, 11-18.
- [35] Başer, T.A., (2012). "Alüminyum Alaşımları ve Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı", Mühendis ve Makina, 53 (635): 51-58.
- [36] Ak, M., (2012). AA206 Alüminyum Döküm Alaşımında Empürite Demirin Mekanik Özelliklere Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [37] Acun, S., (2007). SiC Partikül Takviyeli Alüminyum Alaşım Matrisli Kompozit Malzemelerde Yaşlandırma İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Ege Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- [38] Akar, N. ve Mutlu, İ., (2010). "AA2024 Alüminyum Alaşımının Tikotropik Yapısı Üzerine Sıma Yöntemindeki Deformasyon Oranının Etkisi", Gazi Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Dergisi, 25 (4): 663-670.

- [39] Ilgaz, O., (2014). Döküm, Ekstrüzyon ve Dövme İşlemlerinin 6082 Al Alaşımılı Dövme Süspansiyon Parçalarında Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.
- [40] DYNAOX, Selecting the Right Aluminum Material, http://www.dynaox.com/solution_en/2012/10/selecting-the-right-aluminum-material.html, 12 Nisan 2018.
- [41] Gençalp, İrizalp, S., Aksoy, U., Ersenbil, E. ve Saklakoğlu, N., (2011). "A360 Alüminyum Alaşımına Mg İlavesinin Malzeme Yapısındaki Sertlik Dağılımına Etkisinin İncelenmesi", Dicle Üniversitesi Mühendislik Dergisi, 2 (2): 87-93.
- [42] T.C. Milli Eğitim Bakanlığı, Alüminyum Alaşımları Modülü, http://www.dogusmetal.com/files/dokum_nasil_yapilir.pdf, 3 Nisan 2018.
- [43] Güven, Ş.Y. ve Delikanlı, Y.E., (2012). "AA 2024 Alüminyum Alaşımında Çökelme Sertleşmesinin Mekanik Özelliklere Etkisi", SDU Teknik Bilimler Dergisi, 2 (4): 13-20.
- [44] Anderson, T., (2009). "Welding Aluminum", The Tube&Pipe Journal, June 30.
- [45] Dang, B., Liu, C., Liu, F., Liu, Y. ve Li, Y., (2016). "Effect of as-solidified microstructure on subsequent solution-treatment process for A356 Al alloy", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 26: 634-642.
- [46] Çolak, M. ve Kayıkçı, R., (2009). "A356 Döküm Alaşımında Elektromanyetik Karıştırmanın Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi", Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 15 (3): 345-351.
- [47] Yang, C., Li, Y., Dang, B., Lu, H. ve Liu, F., (2015). "Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 25: 3189-3196.
- [48] Güven, O., (2005). Alüminyum Silisyum Magnezyum Döküm Alaşımlarının Yapı İncelemesi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [49] Bedir, F., (2006). "Alüminyum Kompozitlerin Üretimi, Karakteristik Özellikleri ve Endüstriyel Uygulamaları", Mühendis ve Makina, 47 (554): 28-35.
- [50] Ramesh, C.S., Ahamed, A., Channabasappa, B.H. ve Keshavamurthy, R., (2010). "Development of Al 6063-TiB₂ in-situ Composites", Materials and Design, 31: 2230-2236.
- [51] Mandal, A., Maiti, R., Chakraborty, M. ve Murty, B.S., (2004). "Effect of TiB₂ Particles on Aging Response of Al-4Cu Alloy", Materials Science and Engineering, A386: 296-300.
- [52] Mallikarjuna, C., Shashidhara, S.M., Mallik, U.S. ve Parashivamurthy, K.I., (2011). "Grain refinement and wear properties evaluation of aluminum alloy 2014 matrix-TiB₂ in-situ composites", Materials and Design, 32: 3554-3559.
- [53] Wang, M., Chen, D., Chen, Z., Wu, Y., Wang, F., Ma, N. ve Wang, H., (2014). "Mechanical properties of in-situ TiB₂/A356 composites", Materials Science and Engineering, A590: 246-254.

- [54] Zhang, Y., Wang, M., Li, X., Chen, D., Ma, N. ve Wang, H., (2015). "Microstructure and mechanical properties of in-situ TiB₂/A356 composites and a prediction model of yield strength", Research&Development, 12 (4): 251-260.
- [55] Soy, U., (2011). "Metal Matriks Kompozitlerin Üretim Yöntemleri", Metal Dünyası Dergisi, 212: 116.
- [56] Lakshmi, S., Lu, L. ve Gupta, M., (1998). "In situ preparation of TiB₂ reinforced Al based composites", Journal of Materials Processing Technology, 73: 160-166.
- [57] Güven, Ş.Y., (2011). "Toz Metalurjisi ve Metalik Köpükler", SDU Teknik Bilimler Dergisi, 1 (2): 22-28.
- [58] Abdizadeh, H., Ebrahimifard, R. ve Baghchesara, M.A., (2014). "Investigation of microstructure and mechanical properties of nano MgO reinforced Al composites manufactured by stir casting and powder metallurgy methods: A comparative study", Composites, B (56): 217-221.
- [59] Akin, G., (2006). Toz Metalurjisi Yöntemi ile Alüminyum Matrisli Bor Karbür Takviyeli Kompozitlerin Üretilmesi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [60] Wu, D., Wu, S.P., Yang, L., Shi, C.D., Wu, Y.C. ve Tang, W.M., (2015). "Preparation of Cu/Invar Composites by Powder Metallurgy", Powder Metallurgy, 58: 1-7.
- [61] Shirzadi, A.A., (1997). Diffusion Bonding Aluminium Alloys and Composites: New Approaches and Modelling, Doktora Tezi, Cambridge Üniversitesi, Cambridge.
- [62] Mahendran, G., Balasubramanian, V. ve Senthilvelan, T., (2009). "Developing diffusion bonding windows for joining AZ31B magnesium-AA2024 aluminium alloys", Materials and Design, 30: 1240-1244.
- [63] Jafarian, M., Khodabandeh, A. ve Manafi, S., (2015). "Evaluation of diffusion welding of 6061 aluminum and AZ31 magnesium alloys without using an interlayer", Materials and Design, 65: 160-164.
- [64] Lambourne, A., (2007). Spray forming of Si-Al alloys for Thermal Management Applications, Doktora Tezi, Oxford Üniversitesi, Oxford; Derleyen: Sharma, P., (2017). "Prediction of Thermal Behaviour in Spray Formed Slabs-A Review", International Journal of Current Engineering and Technology, 7 (2): 408-412.
- [65] Mollaoğlu, Altuner, H., (2011). Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemelerin Difüzyonla Birleştirilmesi, Doktora Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [66] Salamcı, E., (2004). "Sprey Döküm", GÜ Fen Bilimleri Dergisi, 17 (2): 155-173.
- [67] Laha, T., Agarwal, A., McKechnie, T. ve Seal, S., (2004). "Synthesis and characterization of plasma spray formed carbon nanotube reinforced aluminum composite", Materials Science and Engineering, A381: 249-258.

- [68] Kılıçlı, V., Uslu, A.H., Çifci, M. ve Akar, N., (2017). "Reo-dökümle üretilmiş AA7075 alüminyum alaşımının metalografik incelenmesi", Politeknik Dergisi, 20 (3): 585-594.
- [69] Kaufmann, H., Wabusseg, H. ve Uggowitzer, P.J., (1999). "Metallurgical and Processing Aspects of the NRC Semi-Solid Casting Technology", Politeknik Dergisi, 1-11.
- [70] Poddar, P., (2008). "Semi-Solid Casting", CAFB, 20-27.
- [71] Özer, M., Kocatepe, K. ve Erdoğan, M., (2011). "Yarı-Katı Sıcaklıkta Bekletme Süresinin A357 Alaşımının Tiksotropik Mikroyapısı Üzerine Etkileri", 6th International Advanced Technologies Symposium, 16-18 Mayıs 2011, Elazığ.
- [72] Saklakoğlu, N. ve Türker, A., (2012). "Yarı-Katı Halde Şekillendirilmiş AlSi12 Alaşımında Ötektik Bölgenin İncelenmesi", 3. Ulusal Tasarım İmalat ve Analiz Kongresi, 29-30 Kasım 2012, Balıkesir.
- [73] Hussain, I. ve Jose, J., (2016), Thixocasting or Semi Solid Metal Casting, <https://www.slideshare.net/ilyashussain6/thixocasting-or-semi-solid-metal-casting>, 19 Haziran 2018.
- [74] Ozdin, K., (2012). "Production of Metal Matrix Composites by the Vortex Method and Investigation of the Effect of Changing Casting Temperature on Particles Ratio of Product-Composite", Experimental Techniques, 38 (6): 16-20.
- [75] Yılmaz, H.S., (2004). Characterization of Silicon Carbide Particulate Reinforced Squeeze Cast Aluminum 7075 Matrix Composite, Yüksek Lisans Tezi, ODTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [76] Avcı, U., Erdem, M. ve Karabulut, M., (2017). "Vorteks Yöntemi İle Al₂O₃ Takviye Edilen 7039 Al Alaşımı Levhanın Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Birleştirilmesi, Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması", ECJSE, 4 (3): 560-567.
- [77] Yao, Y.T. ve Chen, L.Q., (2016). "B₄C/Al Composites Processed by Metal-assisted Pressureless Infiltration Technique and its Characterization", Materials and Manufacturing Processes, 31 (10): 1-22.
- [78] Kalemtaş, A., (2017). "Si₃N₄-Al Sisteminde Basıncsız İnfiltrasyon Tekniğiyle Seramik-Metal Kompozitlerin Üretilmesi", Putech&Composites, 32: 8-14.
- [79] Deckard, L. ve Claar, T.D., (1993). "Fabrication of Ceramic and Metal Matrix Composites from Selective Laser Sintered Ceramic Preforms", Lanxide Corporation, 215-222.
- [80] Acılar, M. ve Gül, F., (2007). "Basıncılı İnfiltrasyon Yöntemi İle Üretilen AlSiC_p Kompozitlerde Partikül Boyutunun Abrasiv Aşınma Davranışına Etkisi", Gazi Üni. Müh. Mim. Fak. Der., 22 (2): 323-327.
- [81] Ateş, S., Uzun, İ. ve Çelik, V., (2011). "Basıncılı İnfiltrasyon Yöntemi İle Üretilmiş SiC/Al₂O₃ Kompozitin Isıl İletkenliği Üzerine İnfiltrasyon Sıcaklığının Etkisi",

6th International Advanced Technologies Symposium, 16-18 Mayıs 2011, Elazığ.

- [82] Kısasöz, A., Tandoğan, G., Luş, M., Karaaslan, A. ve Kuşkonmaz, N., (2010). "Metal Matrisli Kompozit Üretimi İçin SiC İçerikli Ön Şekil Üretimi", Proceedings of 3rd International Foundry and Environment Symposium, 28-29 Ocak 2011, İstanbul.
- [83] Guo, C., He, X., Ren, S. ve Qu, X., (2016). "Effect of (0-40) wt.%Si addition to Al on the thermal conductivity and thermal expansion of diamond/Al composites by pressure infiltration", Journal of Alloys and Compounds, 664: 777-783.
- [84] Shaoa, P., Yang, W., Zhang, Q., Meng, Q., Tan, X., Xiu, Z., Qiao, J., Yu, Z. ve Wu, G., (2018). "Microstructure and tensile properties of 5083 Al matrix composites reinforced with graphene oxide and graphene nanoplates prepared by pressure infiltration method", Composites Part A, 109: 151-162.
- [85] Liu, Y., He, D., Wang, P., Yan, X., Xu, C., Liu, F., Liu, J. ve Hu, Q., (2016). "Microstructural and mechanical properties of cBN-Si composites prepared from the high pressure infiltration method", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 61: 1-5.
- [86] Li, J., Zhang, H., Wang, L., Che, Z., Zhang, Y., Wang, J., Kim, M.J. ve Wang, X., (2016). "Optimized thermal properties in diamond particles reinforced copper-titanium matrix composites produced by gas pressure infiltration", Composites Part A, 91: 189-194.
- [87] Pul, M., Çalın, R., Çıtak, R. ve Şeker, U., (2009). "Düşük Takviyeli MgO-Al Kompozitlerin Vakumlu İnfiltrasyonunda Takviye Oranının İnfiltrasyon Davranışına Etkisi", Politeknik Dergisi, 12 (3): 173-177.
- [88] Kısasöz, A., Güler, K.A., Karaaslan, A., (2014). "Metal Matrisli Kompozitlerin Vakum İnfiltrasyonla Dereceli Hassas Döküm Kalıplarında Üretimi", Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası, 170: 34-38.
- [89] Pul, M., Çalın, R. ve Şeker, U., (2010). "İnfiltrasyon Yöntemiyle Üretilmiş Al Matrisli MgO Takviyeli Kompozitlerin İşlenebilirliğinin Asıl Kesme Kuvvetleri Açısından Değerlendirilmesi", 2. Ulusal Tarım İmalat ve Analiz Kongresi, 11-12 Kasım 2010, Balıkesir.
- [90] Ündey, M., Sarıdikmen, H. ve Kuşkonmaz, N., (2004). "Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi Kullanılarak Etial-160 Al-Si Alaşımından Bomba Gövdesi Prototipinin Üretilmesinde Kalıp Basıncının ve Basınç Uygulama Süresinin İncelenmesi", Mühendislik ve Fen Bilimleri Dergisi, 1: 109-116.
- [91] Ghomashchi, M.R. ve Vikhrov, A., (2000). "Squeeze casting: an overview", Journal of Materials Processing Technology, 101: 1-9.
- [92] Mindivan, H., (2007). Silisyum Karbür Takviyeli Alüminyum Matris Kompozitlerin Tribolojik Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- [93] Onat, A., Akbulut, H. ve Yılmaz, F., (2007). "Production and Characterisation of Silicon Carbide Particulate Reinforced Aluminium-Copper Alloy Matrix Composites by Direct Squeeze Casting Method", *Journal of Alloys and Compounds*, 436: 375-382.
- [94] Çetin, A., (2016), Sıkıştırma Dökümle Üretilen Alüminyum Tabanlı Kompozitler, <https://dokumhane.net/2016/10/06/sikistirma-dokumle-uretilen-aluminyum-tabanli-kompozitler/>, 28 Haziran 2018.
- [95] Lawrance, C.A. ve Prabhu, P.S., (2014). "Production and Characterization of Al 6061-TiB₂ In-situ Metal Matrix Composite", *International Advanced Research Journal in Science, Engineering and Technology*, 1 (3): 156-158.
- [96] Tjong, S.C. ve Ma, Z.Y., (2000). "Microstructural and mechanical characteristics of in-situ metal matrix composites", *Materials Science and Engineering*, 29: 49-113.
- [97] Bauri, R., Yadav, D. ve Suhas, G., (2011). "Effect of friction stir processing (FSP) on microstructure and properties of Al-TiC in-situ composite", *Materials Science and Engineering*, A528: 4732-4739.
- [98] Zhang, J., Fan, Z., Wang, Y.Q. ve Zhou, B.L., (2000). "Microstructural development of Al-15wt.%Mg₂Si in-situ composite with mischmetal addition", *Materials Science and Engineering*, A281: 104-112.
- [99] Kumar, S.D., Mandal, A. ve Chakraborty, M., (2015). "Solid fraction evolution characteristics of semi-solid A356 alloy and in-situ A356-TiB₂ composites investigated by differential thermal analysis", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 22 (4): 389-394.
- [100] Keshavamurthy, R., Mageri, S., Raj, G., Naveenkumar, B., Kadakol, P.M. ve Vasu, K., (2013). "Microstructure and Mechanical Properties of Al7075-TiB₂ in-situ composite", *Research Journal of Material Sciences*, 1 (10): 6-10.
- [101] Usurelu, E.M., Butu, M. ve Moldovan, P., (2010). "Al/TiB₂ Metal Matrix Composites Obtained Through In-Situ Technique", *Proceedings of the 21st International DAAAM Symposium*, 20-23 Ekim 2010, Viyana.
- [102] Mallik, B., Sikdar, K. ve Roy, D. (2018). "Synthesis and Characterization of Aluminium Base in-situ Metal Matrix Composites by Spark Plasma Sintering", *Journal of Materials Science Research*, 7 (1): 14-19.
- [103] Hong, T., Li, X., Wang, H., Chen, D. ve Wang, K., (2015). "Effects of TiB₂ particles on aging behavior of in-situ TiB₂/Al-Cu-Mg composites", *Materials Science & Engineering*, A624: 110-117.
- [104] Marcu, D., Moldovan, P., Butu, M., Berbecaru, A. ve Cosac, A., (2014). "In Situ AA7xxx/TiB₂ Composites Produced By Flux Assisted Synthesis", *U.P.B. Sci. Bull*, 76 (4): 183-192.
- [105] Gao, Q., Yang, B. ve Gan, G., (2015). "Rheological behavior of semi-solid TiB₂/7075 composites and simulation of their rheocasting processes", *China Foundry*, 12 (5): 354-361.

- [106] Birol, Y., (2007). "Response to thermal exposure of the mechanically alloyed Al-Ti/C powders", Journal of Materials Science, 42: 5123-5128.
- [107] Dikici, B., Bedir, F. ve Gavgalı, M., (2009). "Al/TiC In-Situ Nano Kompozitlerin Sıcak Presleme Yöntemiyle Üretilmesi", 5.Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, 13-15 Mayıs 2009, Karabük.
- [108] Chu, H.S., Liu, K.S. ve Yeh, J.W., (2000). "An in-situ composite of Al (graphite,Al₄C₃) produced by reciprocating extrusion", Materials Science & Engineering, A277: 25-32.
- [109] Song, I.H., Kim, D.K., Hahn, Y.D. ve Kim, H.D., (2004). "Investigation of Ti₃AlC₂ in the in-situ TiC-Al composite prepared by the exothermic reaction process in liquid aluminum", Materials Letters, 58: 593-597.
- [110] Wang, Y., Peng, H., Ye, F. ve Zhou, Y., (2011). "Effect of TiB₂ content on microstructure and mechanical properties of in-situ fabricated TiB₂/B₄C composites", Transactions Nonferrous Metals Society of China, 21: 369-373.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Ayşegül Ayça KISASÖZ
Doğum Tarihi ve Yeri : 08.10.1993/Edirne
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : aycakisasoz@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Yıldız Teknik Üniversitesi	2016
Lise	Sayısal	Maltepe Anadolu Lisesi	2011

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2018	Magmaweld Uluslararası Ticaret Anonim Şirketi	Ürün Mühendisi

YAYINLARI

Bildiri

1. Kısasöz A.A. , Kısasöz A., Güler K.A., (2017). "A356 Matrisli TiB₂ Takviyeli İn-Situ Kompozit Üretimi", 8. Alüminyum Sempozyumu, 5-6 Ekim 2017, İSTANBUL.

Proje

1. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri, “Alüminyum Matrisli TiB₂ İn-situ Takviyeli Kompozitlerin Üretimi ve Karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tez Projesi.

