T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ALÜMİNYUM MATRİSLİ İNSİTU KOMPOZİTLERİN ÜRETİLMESİ VE YARI KATI ŞEKİLLENDİRİLMESİ

Tolga ÖZKAN

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Programı

Danışman

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Şubat, 2023

T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ALÜMİNYUM MATRİSLİ İNSİTU KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE YARI KATI ŞEKİLLENDİRİLMESİ

Tolga ÖZKAN tarafından hazırlanan tez çalışması 09/02/2023 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Bilimi Programı **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi
Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Kerem Altuğ Güler, Danışman
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Alptekin Kısasöz, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Gökhan Özer, Üye
Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi _____

Danışmanım Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER sorumluluğunda tarafımca hazırlanan Alüminyum Matrisli İnsitu Kompozitlerin Üretilmesi ve Yarı Katı Şekillendirilmesi başlıklı çalışmada veri toplama ve veri kullanımında gerekli yasal izinleri aldığımı, diğer kaynaklardan aldığım bilgileri ana metin ve referanslarda eksiksiz gösterdiğimi, araştırma verilerine ve sonuçlarına ilişkin çarpıtma ve/veya sahtecilik yapmadığımı, çalışmam süresince bilimsel araştırma ve etik ilkelerine uygun davrandığımı beyan ederim. Beyanımın aksinin ispatı halinde her türlü yasal sonucu kabul ederim.

Tolga ÖZKAN

İmza

Aileme,

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim ve bu çalışma süresince değerli bilgilerini ve desteğini benimle paylaşan hocam Sayın Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER'e,

Çalışmanın teorik ve pratik tüm süreçlerinde yanımda olan tecrübesini, bilgi birikimini her daim paylaşan Arş. Gör. Serhat ACAR'a,

Deneysel süreçlerde yol gösterdiği için Dr. Öğr. Üyesi Rıdvan GECÜ'ye,

Deneysel çalışmaların başından sonuna kadar her konuda yardım eden değerli arkadaşım Yüksek Metalurji ve Malzeme Mühendisi İbrahim TÜTÜK'e

Karakterizasyon çalışmalarında destek veren FSMVÜ, ALUTEAM ve Yüksek Metalurji ve Malzeme Mühendisi Dilara BİRSEN'e

Tez süreci boyunca yanımda olan ve desteğini hep hissettiğim Arş. Gör. Ayşegül BİLEN'e

Eğitim hayatımın ilk gününden itibaren bana yol gösteren Arş. Gör. Anılcan ÖZKAN'a

Maddi ve manevi desteklerini hiç esirgemeyen, her kararımda arkamda duran aileme çok teşekkür ederim.

Tolga ÖZKAN

İÇİNDEKİLER

SİMGE LİSTESİ vii

KISALTMA LİSTESİ viii

ŞEKİL LİSTESİ ix

TABLO LİSTESİ xii

ÖZET xiii

ABSTRACT xv

1 GİRİŞ 1

1.1 Literatür Özeti 1

1.2 Tezin Amacı 2

1.3 Hipotez 2

2 KOMPOZİT MALZEMELER 3

2.1.1 Kompozit Malzemelerin Matris Fazına Göre Sınıflandırılması 3

2.1.2 Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler (PMC'ler) 4

2.1.3 Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler (CMC'ler) 5

2.1.4 Metal Matrisli Kompozit Malzemeler (MMC'ler) 5

2.2 Kompozit Malzemelerin Takviye Fazına Göre Sınıflandırılması 8

2.2.1 Sürekli Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler 9

2.2.2 Kısa Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler 10

2.2.3 Tabakalı Kompozit Malzemeler 10

2.2.4 Partikül Takviyeli Kompozit Malzemeler 11

3 METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ 14

3.1 Katı Faz Üretim Yöntemleri 17

3.1.1 Toz Metalurjisi ile Üretim 17

3.1.2 Difüzyonla Bağlama Yöntemiyle Üretim 19

3.1.3 Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi ile Üretim 20

3.2 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri 21

3.2.1 Karıştırmalı Döküm Yöntemi ile Üretim 21

3.2.2 Sıkıştırmalı Döküm Yöntemi ile Üretim 22

3.2.3 Sıvı Metal İnfiltrasyonu ile Üretim 24

3.2.4 İnsitu Üretim 26

4 YARI KATI ŞEKİLLENDİRME YÖNTEMİ 33

4.1 Dendritik Olmayan Hammadde Üretim Yöntemleri 37

4.1.1 Mekanik Karıştırma Yöntemi 37
4.1.2 Gerinim Kaynaklı Ergiyik Aktifleştirilmiş Proses (SIMA) 38
4.1.3 Sprey Döküm (Osprey Prosesi) 39
4.1.4 Kimyasal Tane İnceltme 39
4.1.5 Manyetohidrodinamik Karıştırma 40
4.1.6 Eğimli Soğutucu ile Döküm 41
4.1.7 Düşük Üst Isılı Döküm Yöntemi 42
5 DENEYSEL ÇALIŞMALAR **44**
5.1 Düşük Üst Isılı Döküm 44
5.2 Yeniden Isıtma ve Yarı Katı Şekillendirme 50
5.3 Karakterizasyon Çalışmaları 50
5.4 Aşınma Testleri 51
6 DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA **52**
6.1 Mikroyapı İncelemeleri 52
6.2 Sertlik Sonuçlarının İncelenmesi 70
6.3 Aşınma Sonuçlarının İncelenmesi 73
7 SONUÇLAR VE ÖNERİLER **89**
KAYNAKÇA **91**
TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR **98**

SİMGE LİSTESİ

d	Aşınma izi genişliği
R	Aşınma izi yarıçapı
W_R	Aşınma oranı
d_0	Başlangıç parçacıklarının ortalama boyutu
r	Bilya çapı
dk	Dakika
V	Hacim
k	Kabalaşma hızı sabiti
L	Kayma mesafesi
K	Kelvin
μm	Mikron
s	Saniye
ºC	Santigrat derece
d_t	T zamanında katı parçacıkların ortalama boyutu
t	Yeniden ısıtma süresi
P	Yük

KISALTMA LİSTESİ

AMC Alüminyum matrisli kompozit

EBED Buharlaştırma ve karakterizasyon teknikleri

PVD Fiziksel buhar biriktirme

SIMA Gerinim kaynaklı ergiyik aktivite

MMC Metal matrisli kompozit

PMC Polimer matrisli kompozit

CMC Seramik matrisli kompozit

HIP Sıcak izostatik pres

SEM Taramalı elektron mikroskobu

SSM Yarı katı şekillendirme

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1 Matris malzemelerinin kullanım oranları [12] 7

Şekil 2.2 Kompozitlerde çeşitli takviye türleri: a) partiküller, b) kısa fiberler, c) sürekli fiberler, d) tabakalar [17] 9

Şekil 2.3 Partikül takviyeli kompozitlerin şematik gösterimi [27].....11

Şekil 2.4 Alüminyum matrisli insitu kompozitlerde en çok kullanılan seramik esaslı takviye fazları [1] 12

Şekil 3.1 Toz metalurjisi ile üretim yönteminin şematik gösterimi [37].....18

Şekil 3.2 Difüzyonla bağlama yönteminin şematik gösterimi [15] 19

Şekil 3.3 Karıştırmalı döküm yönteminin şematik gösterimi [42] 22

Şekil 3.4 Basınçlı kalıp infiltrasyonunun şematik gösterimi [42] 25

Şekil 3.5 Gaz basınçlı infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi [42].....25

Şekil 3.6 Al-Mg_2Si ikili denge diyagramı [54] 27

Şekil 3.7 Hu vd. tarafından yapılan çalışmada elde edilen A356/Mg_2Si kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a) Döküm hali, (b) Eğimli soğutucu ile döküm [59].....29

Şekil 3.8 Hu vd. tarafından yapılan çalışmada farklı yeniden ısıtma sıcaklıklarında 30 dakika tutulan yarı katı A356/Mg_2Si kompozitlerinin mikroyapıları yapıları: (a) 570 °C; (b) 580 °C; (c) 590 °C [59].....30

Şekil 4.1 Katılaşma sırasında primer faz yapısının evrimi: (a) ilk dendritik parçaları, (b) dendritik büyüme, (c) rozet, (d) olgunlaşmış rozet ve (e) küresel [63] 34

Şekil 4.2 a) Dendritik mikroyapı b) Küresel mikroyapı [66] 34

Şekil 4.3 Reo-döküm ve Tikso şekillendirme proseslerinin şematik görüntüsü [67] 35

Şekil 4.4 Al-Si faz diyagramı ve yarı katı şekillendirme sıcaklık aralığı [70] 36

Şekil 4.5 (a) Ergitme ve döküm, (b) ön ısıtma, (c) ekstrüzyon, (d) su verme, (e) soğuk şekillendirme, (f) yeniden ısıtma ve (g) şekillendirme ve su verme gösteren SIMA proses akışı [62]. 39

Şekil 4.6 Elektromanyetik karıştırmanın farklı akış modları, a) dikey akış, b) yatay akış ve c) sarmal akış [69] 41

Şekil 4.7 Eğimli soğutucu ile döküm işleminin şematik görünümü [75] 42

Şekil 5.1 Alüminyum silisyum ikili faz diyagramı [81].....46

Şekil 5.2 A356-AM50 ikili denge diyagramı.....47

Şekil 5.3 A380-AM50 ikili denge diyagramı.....48

Şekil 5.4 A413-AM50 ikili denge diyagramı.....49

Şekil 6.1 Üretilen A356/AM50 kompozitlerin döküm hali mikroyapı görüntüleri. a) A356-0, b) A356-5, c) A356-10, d) A356-15.....52

Şekil 6.2 A356-5 kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü 53

Şekil 6.3 A356-10 kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü 54

Şekil 6.4 A356-15 kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü 54

Şekil 6.5 A356-15 döküm hali kompozitinin SEM görüntüsü.....55

Şekil 6.6 A356-5 kompozitin SEM-EDS haritalama sonuçları.....56

Şekil 6.7 A356-15 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü 57

Şekil 6.8 Yeniden ısıtılmış ve yarı katı şekillendirilmiş A356/AM50 kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a-d yeniden ısıtılmış, e-h yarı katı şekillendirilmiş). a) A356-0, b) A356-5, c) A356-10, d) A356-15, e) A356-0, f) A356-5, g) A356-10, h) A356-15 58

Şekil 6.9 A380/AM50 döküm hali kompozitlerin mikroyapı görüntüleri. a) A380-0, b) A380-5, c) A380-10, d) A380-15 60

Şekil 6.10 A380-10 döküm hali kompozit mikroyapısı.....60

Şekil 6.11 A380-15 döküm hali kompozit mikroyapısı.....61

Şekil 6.12 A380-10 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü 62

Şekil 6.13 A380-15 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü 63

Şekil 6.14 Yeniden ısıtılmış ve yarı katı şekillendirilmiş A380/AM50 kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a-d yeniden ısıtılmış, e-h yarı katı şekillendirilmiş). a) A380-0, b) A380-5, c) A380-10, d) A380-15, e) A380-0, f) A380-5, g) A380-10, h) A380-15 64

Şekil 6.15 A413/AM50 insitu kompozit numunelerinin döküm hali ışık mikroskobu görüntüleri. a) A413-0, b) A413-5, c) A413-10, d) A413-15 66

Şekil 6.16 A413-15 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü 67

Şekil 6.17 Yeniden ısıtılmış ve yarı katı şekillendirilmiş A413/ AM50 kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a-d yeniden ısıtılmış, e-h yarı katı şekillendirilmiş). a) A413-0, b) A413-5, c) A413-10, d) A413-15, e) A413-0, f) A413-5, g) A413-10, h) A413-15 68

Şekil 6.18 A356-Mg_2Si kompozitlerin Brinell sertlik değerleri 71

Şekil 6.19 A380-Mg_2Si kompozitlerin Brinell sertlik değerleri 72

Şekil 6.20 A413-Mg_2Si numunelerin Brinell sertlik değerleri 72

Şekil 6.21 Üretilen kompozitlerin döküm hallerinin aşınma oranları.....73

Şekil 6.22 Üretilen kompozitlerin döküm hallerinin aşınma oranları ve sertliklerinin Mg_2Si oranına göre değişimi 74

Şekil 6.23 Üretilen kompozitlerin aşınma izi SEM görüntüleri.....75

Şekil 6.24 A356-5 numunesinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü.....76

Şekil 6.25 A356-5 numunesinin nokta EDS görüntüsü.....76

Şekil 6.26 A356-5 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü 78

Şekil 6.27 A356-10 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü 79

Şekil 6.28 A356-15 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü 80

Şekil 6.29 A380-5 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü 81

Şekil 6.30 A380-10 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü 82

Şekil 6.31 A380-15 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü 83

Şekil 6.32 A413-15 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü 85

Şekil 6.33 A356-AM50 kompozitlerinin sürtünme katsayılarının zamana bağlı değişimi 86

Şekil 6.34 A380-AM50 kompozitlerinin sürtünme katsayılarının zamana bağlı değişimi 87

Şekil 6.35 A413-AM50 kompozitlerinin sürtünme katsayılarının zamana bağlı değişimi 87

TABLO LİSTESİ

Tablo 3.1 Takviye fazlarına göre alüminyum matrisli kompozitlerde kullanılabilecek üretim yöntemleri [41].....16

Tablo 5.1 Kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları (% ağ.) 44

Tablo 5.2 Üretilen numunelerin takviye fazı miktarı, döküm ve şekillendirme sıcaklıkları 45

Tablo 5.3 Kullanılan alüminyum alaşımlarının likidüs ve solidüs sıcaklıkları [80] 45

Tablo 6.1 Aşınmış yüzeylerin ve aşınma enkazının EDS nokta analizleri 77

ÖZET

Alüminyum Matrisli İnsitu Kompozitlerin Üretimi ve Yarı Katı Şekillendirilmesi

Tolga ÖZKAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Yüksek Lisans Tezi

Danışman: Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Alüminyum matrisli kompozitler yüksek mukavemet, sertlik ve aşınma direnci gibi mekanik özelliklere sahiptir. Metal matrisli kompozitlerde takviye fazının dışarıdan ilave edilmesiyle, partiküllerin matris içerisinde homojen dağılmaması ve matrisin takviye fazını ıslatamaması gibi sorunlar ortaya çıkmaktadır. İnsitu üretim yöntemiyle, takviye fazı matris içerisinde yerinde oluşturularak partiküllerin matris içerisinde homojen dağılımı sağlanmaktadır.

Düşük üst ısılı döküm yöntemi, sıvı metalin likidüs sıcaklığının hemen üstünde dökülmesi sonrası hızlı katılaşmasını sağlar. Hızlı soğumanın etkisiyle dendritik büyüme baskılanır ve rozet tip tanelerin yoğun olarak bulunduğu sahip bir mikroyapı elde edilir. Elde edilen mikroyapı ise daha sonraki yarı katı şekillendirme proseslerine olanak sağlar.

Bu çalışma kapsamında A356, A380, A413 alüminyum alaşımları ve AM50 magnezyum alaşımı kullanılarak alüminyum matrisli Mg_2Si takviyeli kompozitlerin insitu üretimi ve yarı katı şekillendirilmesi araştırılmıştır.

Matris olarak kullanılan A356, A380 ve A413 alaşımlarının döküm sıcaklıkları sırasıyla 650 ºC, 630 ºC ve 620 ºC seçilmiştir. Her matris için ağırlıkça %5, %10 ve %15 olacak şekilde AM50 magnezyum alaşımı ilave edilmiş ve çelik kokil kalıba döküm gerçekleştirilmiştir.

Üretilen A356, A380 ve A413 matrisli kompozitler daha sonra yarı katı sıcaklık aralığında 580 ºC' a ısıtılıp hidrolik pres ile %50 oranında şekillendirilmiştir. Döküm halinde, suda soğutulmuş ve yarı katı şekillendirilmiş numuneler mikroyapı incelemeleri, Brinell sertlik ölçümü, aşınma ve tarama elektron mikroskobu (SEM) ile karakterize edilmiştir.

Yapılan mikroyapısal incelemelerde mikroyapıda başarılı bir şekilde primer ve ötektik Mg_2Si fazının oluştuğu görülmüştür. %15 AM50 ilave edilen kompozitlerde primer Mg_2Si fazının boyutu ve sayısının arttığı görülmüştür.

Oluşan Mg_2Si takviye fazının kompozitlerin sertlik ve aşınma direncini artırdığı görülmüştür. Yeniden ısıtılmış ve su verilmiş numunelerde ötektik faz ve alüminyum tanelerinin incelmesiyle sertliğin döküm haline göre arttığı görülmüştür. En yüksek sertlik değerleri, içerdiği bakır nedeniyle oluşan Cu-Mg-Si intermetalikleri ve bakırın bir kısmının α-Al içerisinde çözünmesi ve katı çözelti sertleşmesi sağlaması nedeniyle A380/Mg_2Si kompozitlerde elde edilmiştir.

En yüksek aşınma direncinin sertlik sonuçları ile paralel olarak A380/Mg_2Si kompozitlerde elde edildiği görülmüştür. En düşük aşınma oranı A380-%15 AM50 kompozitinde elde edilmiştir. AM50 ilavesi ile kompozit mikroyapısında α-Al ve ötektik yapının incelmesi ve ince Mg_2Si partiküllerinin oluşmasıyla bu kompozitte 120 HB sertlik ve 0.590 $(mm^3/N.m)x10^3$ aşınma oranı elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: A356, A380, A413, AM50, insitu kompozit, Mg_2Si

ABSTRACT

Production and Semi-Solid Forming of Aluminium Matrix In Situ Composites

Tolga ÖZKAN

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Master of Science Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Aluminum matrix composites have mechanical properties such as high strength, hardness and wear resistance. In metal matrix composites, with the addition of the reinforcement phase from the outside, problems arise such as the particles not being homogeneously dispersed in the matrix. With the in-situ production method, the reinforcement phase is formed in situ in the matrix, and homogeneous distribution of the particles in the matrix is ensured.

The low-temperature casting method provides rapid solidification of the liquid metal after pouring just below the liquidus temperature. With the effect of rapid cooling, dendritic growth is suppressed and a microstructure with spherical morphology is obtained. The resulting spherical microstructure enables subsequent semi-solid forming processes.

In this study, in situ production and semi-solid shaping of aluminum matrix Mg2Si reinforced composites using A356, A380, A413 aluminum alloys and AM50 magnesium alloy were investigated.

Casting temperatures of A356, A380 and A413 alloys used as matrix were chosen as 650 ºC, 630 ºC and 620 ºC, respectively. For each matrix, 5%, 10% and 15% by

weight AM50 magnesium alloy was added and permanent mold casting was performed.

The produced A356, A380 and A413 matrix composites were then heated to 580 ºC and shaped 50% with a hydraulic press. As-cast, quenched and shaped samples were characterized by microstructural studies, hardness and wear test, SEM.

In the microstructural examinations, it was observed that the primary and eutectic Mg2Si phases were successfully formed in the microstructure. It was observed that the size and number of primary Mg2Si phase increased in composites with 15% AM50 added.

It was observed that the Mg_2Si reinforcement phase formed increased the hardness and wear resistance of the composites. In the reheated and quenched samples, it was observed that the hardness increased with the refining of the eutectic phase and aluminum grains compared to the casting state. The highest hardness values were obtained in A380/ Mg_2Si composites due to the Cu-Mg-Si intermetallics formed due to the copper it contains and the dissolution of some of the copper in α-Al and solid solution hardening.

It was observed that the highest wear resistance was obtained in A380/ Mg_2Si composites in parallel with the hardness results. The lowest wear rate was obtained in A380-15% AM50 composite. With the addition of AM50, a hardness of 120 HB and a wear rate of 0.590 $(mm^3/N.m)x10^3$ were obtained in this composite with the refining of the α-Al and eutectic structure in the composite microstructure and the formation of fine Mg_2Si particles.

Keywords: A356, A380, A413, AM50, in situ composite, Mg_2Si

1
GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Alüminyum alaşımları ve alüminyum matrisli kompozitler yüksek özgül mukavemetleri, hafiflik, korozyon dirençleri ve şekillendirilebilirlikleri sayesinde özellikle mimari, otomotiv ve havacılık sektörlerinde yoğun ilgi görmektedir. Alüminyum alaşımlarına kıyasla alüminyum matrisli kompozitler, matris içerisinde dağılmış takviyeler ile alüminyum alaşımlarına göre daha yüksek sertlik ve aşınma direncine de sahiptir. Takviye fazı olarak yoğunlukla TiB_2, TiC, Al_2O_3 ve Mg_2Si kullanılır. Metal matrisli kompozitler sıvı veya katı faz olmak üzere üretim yöntemine göre iki gruba ayrılır. Bu yöntemlerde genellikle takviye fazının matris içerisinde homojen dağılmaması ve zayıf matris-takviye fazı ara yüzeyi gibi problemlerle karşılaşılmaktadır. İnsitu üretim yöntemiyle takviye fazı matris içerisinde üretilerek bu problemlerin önüne geçilmektedir. Takviye fazının dışarıdan ilave edildiği geleneksel üretim yöntemlerine kıyasla insitu üretim yöntemi ile matris içerisindeki takviye fazı çekirdeklenme bölgeleri oluşturarak daha ince taneli ve dolayısıyla daha yüksek mukavemet, sertlik ve aşınma direncine sahip kompozit üretimini mümkün kılar [1].

Al matris içerisindeki Mg_2Si partikülleri, Si ve Mg içeren alüminyum alaşımlarının katılaşması sırasında oluşur. Genellikle tane sınırlarında oluşan poligonal morfolojiye sahip Mg_2Si partikülleri, kompozit malzemenin sertlik ve mukavemetinde bir artış sağlar. Mekanik özelliklerdeki bu artışın en önemli nedeni, takviyenin dışarıdan katıldığı üretim yöntemlerinin aksine takviye fazının sıvı fazdaki matris ile denge halinde oluşmasıdır [2].

Yarı katı şekillendirme yöntemi genel anlamda malzemenin likidüs ve solidüs sıcaklıkları arasında şekillendirilerek dentritik olmayan mikroyapıya sahip malzeme üretim yöntemidir. Yarı katı malzemelerin, sıvılara kıyasla nispeten daha yüksek viskozite ve düşük akış gerilmeleri gibi yarı katı işleme sıcaklığındaki doğal özellikleri, yarı katı işlemin tamamen sıvı ve/veya tamamen katı halden üretime

göre belirgin avantajlar göstermesini sağlar. Bu tekniğin önemli faydalarından bazıları şunlardır: Düşük kalıp aşınması, düşük enerji tüketimi, gelişmiş kalıp doldurma, daha az gaz sıkışması, daha düşük mikro ve makro segregasyon ve ince taneli mikro yapı sayesinde mekanik özelliklerde artıştır [3].

1.2 Tezin Amacı

Bu çalışmada A356, A380 ve A413 alüminyum alaşımlarına AM50 magnezyum alaşımı ilavesiyle alüminyum matrisli Mg_2Si takviyeli kompozitlerin düşük üst ısılı döküm ile insitu üretilmesi ve yarı katı şekillendirilmesinin malzemelerin mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. AM50 ilavesiyle oluşan Mg_2Si takviyesinin mikroyapı üzerindeki etkisini incelemek üzere her alaşıma %5, %10 ve %15 olmak üzere üç farklı oranda takviye yapılmıştır. Döküm sıcaklıkları A356 matrisli kompozitler 650 ºC, A380 matrisli kompozitler için 630 ºC ve A413 matrisli kompozitler için 620 ºC seçilmiştir ve üretilen kompozitler 580 ºC'de yarı-katı dövme işlemi ile %50 oranında deforme edilmiştir.

Üretilen kompozit malzemelerin mikroyapı özelliklerini incelemek amacıyla SEM, EDS ve ışık mikroskobu kullanışmış, sertlikleri ölçülmüş ve aşınma özellikleri incelenmiştir.

1.3 Hipotez

Takviye malzemesinin dışarıdan katıldığı yöntemlerle üretilen kompozitlerde takviye fazının matris içerisinde homojen olarak dağılmaması, matris fazının takviye fazını ıslatmaması ve etkin bir arayüzeyin oluşamaması nedeniyle mekanik özellikler istenen seviyelerde elde edilmeyebilmektedir. Takviye fazının matris içerisinde insitu (yerinde) oluşturulmasıyla matris içerisindeki dağılımı, takviye fazı-matris ara yüzey bağları iyileştirilebilmektedir ve takviye fazı katılaşma sırasında oluştuğu için ıslanma sorunu da çözülmektedir.

Çalışma kapsamında ticari alüminyum alaşımlarına AM50 magnezyum alaşımı ilave edilerek takviye fazı matris içerisinde yerinde üretilmiştir. Oluşturulan Mg_2Si takviye fazının morfolojisinin ve kompozitin mekanik özelliklerine etkisini incelemek üzere AM50 alaşımı %5, %10 ve %15 olarak ilave edilmiştir.

2
KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit malzemeler, içinde başka bir malzemenin bir veya daha fazla fazının dağılımı olan bir matris malzemesinden oluşur. Başarılı kompozitlerde ürün, tek tek bileşenlerin özelliklerinden daha üstün olan özelliklerin bir kombinasyonuna sahiptir [4]. Kompozitler, belirli bir uygulamanın gereksinimlerini karşılamak üzere uyarlanabilen, benzeri görülmemiş mekanik ve fiziksel özelliklere sahip çok işlevli malzemelerdir. Birçok kompozit ayrıca aşınmaya, korozyona ve yüksek sıcaklığa maruz kalmaya karşı büyük direnç gösterir. Bu benzersiz özellikler, geleneksel monolitik (takviyesiz) malzemelerle mümkün olmayan tasarım fırsatları sunar [6].

Dört tip kompozitin her birine giren çok sayıda malzeme vardır, bu nedenle genelleme yapmak zordur. Bununla birlikte, bir malzeme sınıfı olarak, kompozitler aşağıdaki özelliklere sahip olma eğilimindedir [5]:

- Yüksek mukavemet
- Yüksek elastik modül
- Düşük yoğunluk
- Yüksek yorulma dayanımı
- Yüksek sürünme dayanımı
- Yüksek korozyon direnci
- Aşınmaya karşı direnç
- Düşük ısıl genleşme katsayısı

2.1.1 Kompozit Malzemelerin Matris Fazına Göre Sınıflandırılması

Kompozit malzemeler, takviye ve matris olmak üzere iki fazdan oluşmaktadır. Matris fazı için polimer, seramik ve metaller kullanılırken, takviye fazı olarak çoğunlukla çeşitli fiberler ve partiküllerden faydalanılır. Matris fazı uygulamaya göre takviye fazından daha sert veya daha yumuşak olmaktadır. Mükemmel aşınma direncine ihtiyaç duyulan parçalar daha sert takviyeler ile üretilmekte ve yağlama gibi özellikler elde etmek için grafit ve MoS_2 gibi daha yumuşak

takviyeler kullanılmaktadır. Kompozit malzemelerin özellikleri, takviye fazına ve matrise bağlıdır. Takviye fazı, kompozitin genel özelliklerini iyileştirse bile, matris istenen şekli oluşturmak için takviyeyi tutar. Kompozitin bileşenleri, kompozitin erken bozulmasına neden olan yüksek sıcaklıklarda birbirleriyle reaksiyona girmemelidir. Kompozit özelliklerini etkileyen faktörler, takviye fazının geometrisini, fazın şeklini, konsantrasyonun dağılımını, takviye fazının oryantasyonunu ve hacim oranını içerir. Konsantrasyon, tek bileşenin girdisini belirler ve kompozit özelliklerini etkilerken, oryantasyon bileşik izotropiyi etkiler. Geleneksel monolitik malzemeler, farklı özelliklerin olası kombinasyonlarını dikkate almak için kısıtlamalara sahiptir [6], [7].

2.1.2 Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler (PMC'ler)

Polimer matrisli kompozitler (PMC'ler), mevcut kompozitler arasından en yaygın olarak kullanılan kompozitlerdir. PMC'lerde, matris malzemesine kıyasla yüksek mukavemete sahip oldukları için matris genellikle seramik fiberlerle takviye edilir. PMC'lerin özellikleri matrise, takviye fazına, proses parametrelerine, mikroyapıya, bileşime ve fiber matris arayüzüne dayanmaktadır. PMC'ler, makul fiyatları ve görece basit yöntemler ile üretim imkanı sağlar. Polimer matrisli kompozitler, karbon, cam, aramid, çelik ve doğal lifler gibi bir veya daha fazla takviyeli bir matris olarak termoplastik veya termoset plastikten oluşur. Polimerler, uygun şekilde işlenebildikleri için iyi bileşenler üretirler. Hafiflik, polimerlerin önemli bir özelliğidir. Polimer matrisli kompozitler çok çeşitli özellikler sunar. Bunlardan bazıları yüksek mukavemet, mükemmel darbe, sıkıştırma, yorulma özellikleri, kimyasal tepkimeye girmeme ve korozyon direncidir ve ayrıca polimer matrisli kompozit malzemeler olağanüstü elektromanyetik özelliklere sahiptir. Kompozit malzemelerin mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri, polimer matrisli kompozit malzemelerle sürekli olarak iyileşmiştir [8], [9].

Polyesterler, vinil esterler, epoksiler termoset reçinelerin örnekleridir. Termoset polyester ve epoksiden yapılan kompozit, elyaf takviyeli ürünlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Üç boyutlu çapraz bağlı yapıları nedeniyle, termosetler boyutsal olarak çok kararlı olma ve yüksek sıcaklıklarda ısıya dirençli olma eğilimindedir. Termosetlerin tokluklarında ve çalışma sıcaklıklarında son yıllarda önemli bir artış

olmuştur. İleri kompozitler, metallere kıyasla çok daha büyük bir özgül mukavemete ve sertliğe sahiptir. PMC'lerin karmaşıklığı nedeniyle mekanik nitelikler de son derece birbirine bağlıdır. Basınç ve kesme özellikleri açısından, matris tokluğu ve ara yüzey bağ mukavemeti önemli bir rol oynamaktadır [10].

2.1.3 Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler (CMC'ler)

Seramik matrisli kompozitler (CMC'ler), başka bir seramik matrisi ile seramik partiküllerin, fiberlerin veya whiskerların bir karışımıdır ve normalde genellikle iyonik olarak oldukça güçlü bağlanma gösteren katı malzemeler olarak tanımlanabilir, ancak birkaç durumda kovalent olabilir. Seramik matris seramikler, metaller, camlar ve polimerler ile takviye edilebilirler. Seramik matris malzemeler olağanüstü korozyon direncine, yüksek ergime noktalarına, üstün basma mukavemetine ve yüksek sıcaklıklarda kararlılığa sahiptir. Seramik matrisler, gaz türbini parçalarındaki pistonlar, kanatlar, rotorlar gibi yüksek sıcaklık uygulamaları için yaygın bir seçimdir. Yüksek sıcaklıklarda ve aşındırıcı ortamlarda verimli bir şekilde çalışabilirler. CMC'lerin yapımındaki temel hedefler, monolitik seramikler kırılgan ancak yüksek sertlik ve mukavemete sahip oldukları için tokluğu arttırmaktır. Partikül ve sürekli liflerle birlikte takviyenin tokluğun artması sağlanmaktadır. CMC'lerin en büyük dezavantajı, düşük seviyelerde fiberdeki stresi sınırlayan düşük gerilimdeki başarısızlıklardır. Isıl genleşmedeki her türlü değişiklikten kaynaklanan gerilimlerin ayarlanmasına karşı koruma sağlayan oldukça yüksek bir elastik modüle ve daha düşük sünekliğe sahiptir [8].

2.1.4 Metal Matrisli Kompozit Malzemeler (MMC'ler)

Metal matrisli kompozitler (MMC'ler), tek veya birden fazla sert seramik partikülün (oksitler, karbürler, boritler, vd) tek metal matris fazı ve takviye fazlarının bir kombinasyonudur. MMC'ler düşük ağırlık, yüksek mukavemet ve sertlik gibi özelliklerin yanı sıra gelişmiş korozyon, oksidasyon ve aşınma direncine sahiptir ve tek başına hafif titanyum, magnezyum ve alüminyum alaşımları bu özellikleri sağlayamamaktadır. Metal matris ve seramik takviyenin kombinasyonu, saf metale göre hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet, sertlik ve aşınma direnci sunmaktadır. Metal matrisli

kompozitlerin üretiminde seramik takviyeler, sürekli veya süreksiz fiber, partikül veya whisker formunda, bir metal matris içine gömülmektedir[11].

MMC'lerin PMC'lere ve CMC'lere göre başlıca avantajları şunlardır [12]:

- Daha yüksek ısı kapasitesi
- Daha yüksek tokluk ve mukavemet
- Daha az nem emilimi
- Daha yüksek ısıl ve elektrik iletkenlik

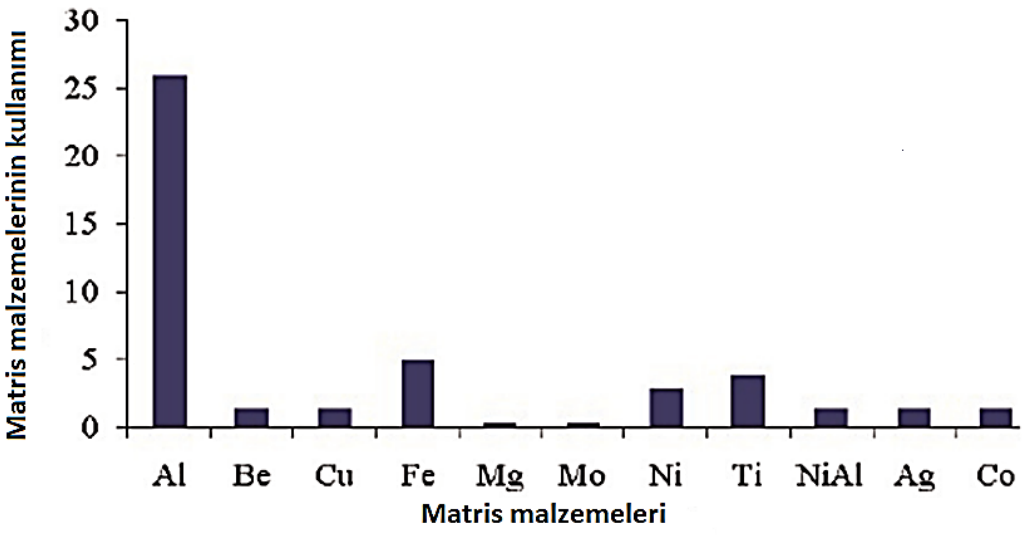
Bununla birlikte, bazı yönlerden, MMC'lerin metaller ve PMC'lerle karşılaştırıldığında bazı dezavantajları vardır:

- Daha yüksek maliyet
- Karmaşık üretim yöntemleri

MMC'ler, matris malzemelerine bağlı olarak farklı kategorilere ayrılır. En yaygın olarak kullanılan metalik matris kombinasyonlarından bazı örnekleri şunlardır [12]:

- Alüminyum esaslı kompozitler; matris olarak alüminyum döküm alaşımı veya dövme alaşım olabilir (AlSi, AlMgSi, AlMg, AlCuSiMn, AlZnMgCu, AlCu, AlSiCuMg)
- Magnezyum bazlı kompozitler
- Titanyum bazlı kompozitler
- Bakır bazlı kompozitler
- Süper alaşım bazlı kompozitler

Şekil 2.1’de MMC'lerde farklı matris malzemelerinin kullanım hacmini göstermektedir [12].



Şekil 2.1 Matris malzemelerinin kullanım oranları [12]

Alüminyum metal matris kompozitler (AMC), matris malzemesi olarak alüminyum veya alüminyum alaşımı kullanan ve diğer malzemelerle, yani esas olarak SiC, Al_2O_3, B_4C ve benzeri gibi seramiklerle takviye edilmiş bir malzeme olarak tanımlanabilir. AMC'lerin hafiflik, yüksek mukavemet-ağırlık oranı, korozyon direnci, aşınma direnci, yüksek ısıl iletkenlik gibi olağanüstü özellikleri nedeniyle kara ve deniz taşımacılığı, havacılık, uzay vb. alanlarda uygulamaları bulunmaktadır. Aşınma direnci, mikroyapıyı, mekanik özellikleri ve tribolojiyi kontrol etme kabiliyetine sahip partikül formda seramik takviyenin matrise ilavesiyle iyileştirilebilmektedir. Mekanik özellikler, metal matris partikül boyutuna, takviyenin ağırlıkça yüzdesine ve kompoziti imal etmek için kullanılan üretim yöntemine bağlıdır [1], [13], [14].

MMC'leri üretmek için çeşitli üretim yöntemleri kullanılmaktadır ve bu yöntemler, işlem sırasında metalik matrisin sıcaklığına göre sınıflandırılır. Buna göre üretim yöntemleri sıvı faz üretim yöntemleri ve katı faz üretim yöntemleri olarak ikiye ayrılır[15][15][15][15][15]. Alüminyum matrisli kompozitler, toz metalurjisi yöntemleri, sıkıştırmalı döküm, sprey biriktirme, yarı katı üretim yöntemi ve karıştırmalı döküm teknikleri gibi çeşitli yöntemlerle üretilebilmektedirler [15], [16].

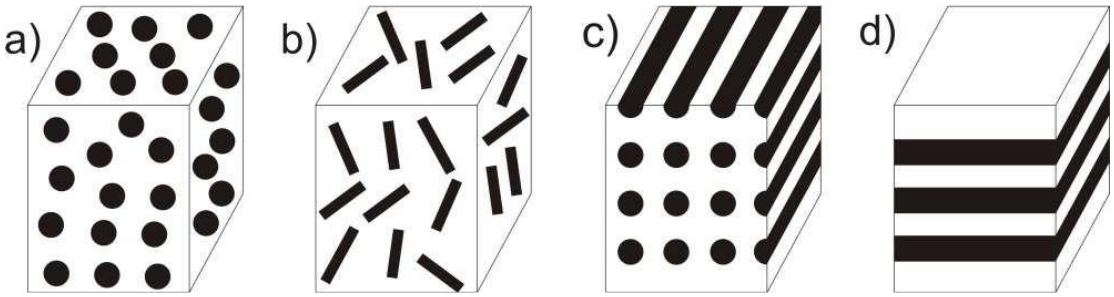
2.2 Kompozit Malzemelerin Takviye Fazına Göre Sınıflandırılması

Kompozit malzemeleri oluşturan lifler, imalat yöntemine ve fiberlerin işlenmesine bağlı olarak çeşitli biçimler alabilir. Bireysel lif çapları, kristallerin boyutuna yakın olmaktadır ve fiberler genellikle, uzunluk-çap oranını tanımlayan çok yüksek bir orana sahiptir. Polimer matris kompozitlerde cam elyafı, karbon, aramid veya doğal malzemeler kullanılmaktadır ve takviye fazının temel amacı matrisin rijitliğini ve mukavemetini arttırmaktır. Seramik lifler (bor, alüminyum, silisyum alüminid, silisyum karbür) yüksek mukavemete ve sertliğe sahiptir ve seramik matris kompozit veya metal matris kompozitlerde takviye fazı olarak kullanılır. Seramik malzemelerin ana rolü, yüksek sıcaklıklara veya çatlak oluşumuna karşı direnci arttırmaktır. Takviye, dört ana kompozit malzeme türünü belirler ve bunlar aşağıdaki gibidir. Kompozitlerde takviye türleri Şekil 2.2'de verilmiştir [6], [17]:

- Partiküller,
- Kısa fiber veya whiskerlar,
- Sürekli fiberler,
- Plakalar.

Takviye malzemeleri seçerken aşağıdaki hususlar dikkate alınmalıdır[18]:

- Şekil – sürekli fiber, kısa fiber, whisker, küresel veya düzensiz partiküller veya pullar
- Boyut – çap ve en boy oranı
- Yüzey morfolojisi – pürüzsüz veya oluklu ve pürüzlü
- Yüzey kusurları – boşluklar
- Doğal özellikler – mukavemet, modül ve yoğunluk
- Matris ile kimyasal uyumluluk



Şekil 2.2 Kompozitlerde çeşitli takviye türleri: a) partiküller, b) kısa fiberler, c) sürekli fiberler, d) tabakalar [17]

2.2.1 Sürekli Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler

Sürekli fiberler, tek yönlü olarak yönlendirildiklerinde en yüksek mukavemeti sergileyen takviye fazıdır, ancak bu kompozitler, fiber yönüne dik yönde düşük mukavemet sergilemektedir. Karbon (C), bor (B), silisyum karbür (SiC) ve alümina (Al_2O_3) en çok kullanılan sürekli fiber takviyelerdir. Karbon fiberin yoğunluğu en düşük olduğundan, önemli ölçüde ağırlık tasarrufu sağlayabilmektedirler. Bor fiberler diğer fiberlere göre en yüksek mukavemeti gösterir; ancak bu fiberlerin maliyeti çok yüksektir [18].

Diğer takviye türleri ile karşılaştırıldığında, sürekli fiber takviyeli kompozitler, en iyi mukavemet, sertlik kombinasyonunu ve artan sıcaklık ile artan mukavemet özelliklerini sunmaktadır. Alüminyum bazlı fiber takviyeli metal matrisli kompozitler 400 ºC'ye kadar önemli mukavemetlere sahiptir; bununla birlikte, esas olarak sürekli fiberlerin ve kompozit üretim maliyetleri nedeniyle bu sistemler çok yüksek maliyete sahiptir. Bu pahalı malzemeler, ağırlık tasarrufunun üretim maliyetinden daha önemli olduğu uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Bununla birlikte, sürekli fiberler, özellikle haddeleme ve ekstrüzyon gibi ikincil işlemler zarar görebilmektedir ve şu anda bu malzemelerin geri dönüşebilir özellikleri bulunmamaktadır. [19], [20].

Sürekli fiber Al kompozitleri, üstün mekanik ve fiziksel özellikleri nedeniyle havacılık ve endüstriyel üretimde geniş kullanıma sahiptir. Ancak, üretimde hala üstesinden gelinmesi gereken birçok konu bulunmaktadır. Bunlar şu şekilde sıralanabilir:

- Negatif ıslanabilirlik, mükemmel performansa sahip kompozitlerin üretilmesinin önündeki en büyük engeldir. Bu nedenle, tipik döküm koşullarıyla üretilen kompozitlerde genellikle porozite hataları bulunur.
- Al matrisinde sürekli sürekli fiberlerin düzensiz dağılımı.
- Üretim yöntemlerinin sınırlamaları. Sadece sınırlı bir yüksek sıcaklık ve yüksek basınç ortamında, ergimiş Al sürekli fiber demetlerine sızabilmektedir [21]–[23].

2.2.2 Kısa Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler

Diğer matris malzemelerle karşılaştırıldığında, kısa fiber takviyeli kompozitler, yüksek elastik modülü, mükemmel yüksek sıcaklık performansı nedeniyle otomotiv, havacılık ve diğer endüstrilerdeki yapısal uygulamalar için ortaya çıkan önemli malzemelerdir. Fiber en boy oranı (uzunluk/çap = l/d) genellikle fiber uzunluğunun bir ölçümü olarak kullanılır. Fiberlerin matris içindeki dağılımına bağlı olarak, ilgili d değerleri, filamentlerin, ipliklerin ve ayrıca diğer elyaf demeti biçimlerini içerebilir. Metalleri ve seramikleri güçlendirmek için whisker gibi süreksiz fiberler kullanılmasına rağmen, kısa fiber takviyeli kompozitlerin çoğu polimerik matrislere dayanmaktadır. Süreksiz elyaf takviyeli plastikler, özelliklerinde çok yönlülükleri ve nispeten düşük imalat maliyetleri açısından çekicidir. Süreksiz bir fiber kompozit, genellikle, bir sürekli faz matrisinde dağıtılan nispeten kısa, değişken uzunlukta ve kusurlu olarak hizalanmış fiberlerden oluşur. Polimerik kompozitlerde fiberler çoğunlukla camdır, ancak karbon ve aramid de kullanılmaktadır. Fiberlerin oryantasyonu, kullanılan üretim koşullarına bağlıdır ve rastgele düzlem içi ve kısmen hizalanmış ile yaklaşık olarak tek eksenli arasında değişebilmektedir [24], [25].

2.2.3 Tabakalı Kompozit Malzemeler

Tabakalı kompozitler, özellikleri çok geniş bir aralıkta değişebilen geniş ve önemli bir yapısal ve fonksiyonel malzeme grubudur. Belirgin derecede farklı fiziksel özellikler sergileyen farklı bir yapıya sahip monolitik malzeme katmanlarını tek bir monolitik malzemede birleştirme olasılığı, darbe ve yüksek sıcaklık, ısı ve erozyon direnci, ısı iletkenliği ve ısı koruyucu dahil olmak üzere çok farklı işlevsel

amaçlar için malzemelerin üretilmesini mümkün kılmaktadır. Mukavemet özellikleri açısından, yüksek modüllü gevrek veya düşük süneklik katmanlarının (seramikler, refrakter metaller, intermetalikler) sünek metal katmanlarla değiştiği kompozitlere yoğun ilgi vardır. Bu kompozitleri üretmenin temel amacı, seramiklerin yüzey özelliklerinin, yani sertlik, aşınma direnci ve ısı direncinin korunması ile darbe mukavemetinde bir artıştır. Seramik ve metal kompozitler arasında termal, manyetik, akustik ve özellikle elektriksel özelliklerin açıkça tanımlanmış anizotropisi olan malzemeleri bulmak mümkündür [26].

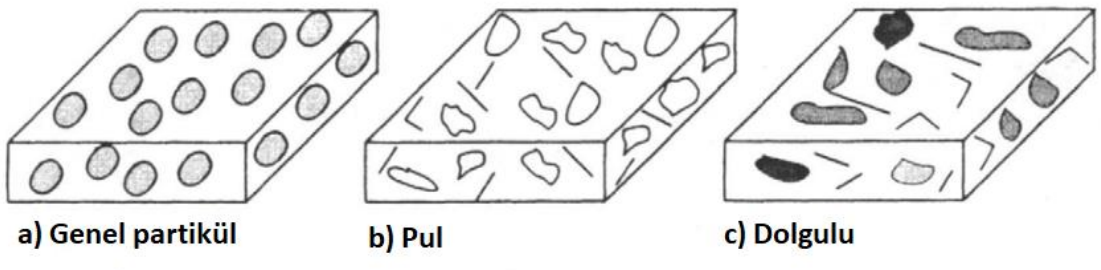
2.2.4 Partikül Takviyeli Kompozit Malzemeler

Partikül takviyeli bir kompozit, bir matris içinde asılı kalan parçacıklardan oluşmasıyla karakterize edilir. Partiküller hemen hemen her şekle, boyuta veya konfigürasyona sahip olabilir. İyi bilinen partikül takviyeli kompozitlerin örnekleri beton ve yonga levhadır. Partiküllerin iki alt sınıfı bulunmaktadır: pul ve dolgulu [27]:

Pul: Bir pul kompozit genellikle, bir matris malzemesi içinde asılı, büyük platform alanı / kalınlık oranlarına sahip pullardan oluşur.

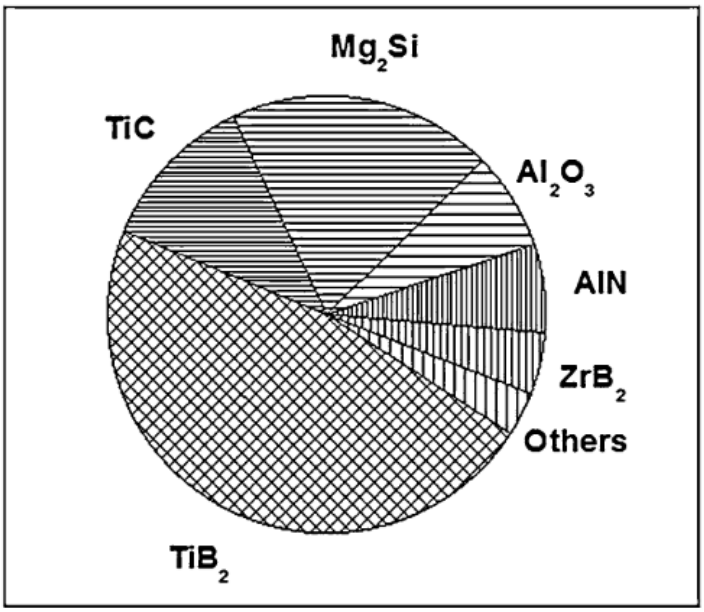
Dolgulu: Dolgulu kompozit, ikinci bir malzeme ile doldurulmuş sürekli bir iskelet matrisinden oluşur.

Partikül takviyeli bir kompozitin tepkisi, anizotropik veya ortotropik olabilir. Bu tür kompozitler, mukavemetin tasarımın önemli bir bileşeni olmadığı birçok uygulamada kullanılmaktadır. Çeşitli tipteki partiküllü bileşiklerin şeması Şekil 2.3'te gösterilmektedir [27].



Şekil 2.3 Partikül takviyeli kompozitlerin şematik gösterimi [27]

Alüminyum matrisli insitu kompozitlerde en çok kullanılan takviye fazları Şekil 2.4.'te gösterilmiştir [1].



Şekil 2.4 Alüminyum matrisli insitu kompozitlerde en çok kullanılan seramik esaslı takviye fazları [1]

Seramik partiküllerle takviye edilmiş alüminyum alaşım matrisli kompozitler, takviyesiz alüminyum alaşımlarından daha iyi mekanik özellikler sergilemektedirler. Taşıma endüstrilerinde hafif, enerji tasarruflu malzemelere yönelik artan talep, belirli alaşımlar ve üretim teknikleri geliştirmek için sürekli büyüyen bir faaliyeti teşvik etmiştir. Seramik partiküllerle takviye edilmiş metal matrisli kompozitler, geleneksel alaşımlara kıyasla daha yüksek özgül elastik modülleri, mukavemetleri ve aşınma dirençleri ile iyi bilinmektedir. Malzemelerin mekanik aşınmaya maruz kaldığı uygulamalar arasında içten yanmalı motorlarındaki pistonlar ve silindir gömlekleri, otomotiv fren diskleri, yatak yüzeyleri, tank paletleri, deniz vinç tamburları veya aşınmaya dayanıklı kaplamalar bulunur. Bu malzemeler Al_2O_3, SiC, SiO_2, B_4C, $ZrSiO_4$ ve Mg_2Si gibi farklı takviyelere sahip farklı tipteki alüminyum matrisli kompozitler kullanılarak hazırlanabilmektedir. Gelişmiş kompozit malzemelerin yapısal bileşenlere uygulanması, iyi sertlik/mukavemet-ağırlık oranları nedeniyle birçok uygulamada çekici olmaktadır. Ayrıca partikül takviyeli metal matrisli kompozitler, yüksek sıcaklık ortamında yüksek performans göstermektedirler [28].

Partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin özellikleri, büyük ölçüde takviye partiküllerinin tipi, boyutu ve ağırlık fraksiyonu ve bunların matristeki dağılımından etkilenmektedir [14].

3
METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri, iki ana kategoride sınıflandırılabilir [29]:

- Katı Faz Üretim Yöntemleri
- Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

İstenen özelliklerde kompozit malzeme üretilebilmek için;

- Takviye fazının matris içerisindeki dağılımı iyi bir şekilde sağlanmalı
- Takviye fazı ve matris arasında güçlü bir bağ oluşturulmalı
- Matris fazı hızlı bir şekilde katılaşmalı ve kullanım sıcaklıklarında kararlı halde kalabilmelidir.

Alüminyum ve alaşımları, sahip olduğu çok sayıda olumlu özellik nedeniyle, metal matris için mevcut seçenekler (Al, Cu, Ti, Mg ve Fe vb.) arasında en çok kullanılanlardır. Alüminyumun sunduğu en önemli özellik düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve aşınma direncidir. Nispeten düşük ağırlığa sahip yüksek mukavemetli bileşenler veya makineler, alüminyum matris kompozitler (AMC'ler) kullanılarak üretilebilir. Bu tür yüksek mukavemetli ve düşük ağırlıklı malzemeler, havacılık ve uzay ve otomobil sektörleri için oldukça arzu edilir. Üretilen kompozitlerin istenen uygulaması, alüminyum matris için takviye seçimi kriterlerini sağlar [30], [31].

AMC'leri üretmek için katı ve sıvı üretim yöntemleri kullanılmaktadır ve her yöntemin kendi avantajları ve sınırlamaları vardır. Döküm gibi sıvı faz yöntemleri nispeten basit ve ekonomiktir ancak ergimiş alüminyumda takviyenin sınırlı ıslanabilirliği kullanımını sınırlar. Toz metalürjisi gibi katı yöntemler, ıslanabilirlik sorununu engeller, ancak içerdiği kritiklik ve yüksek maliyet, araştırmacıları diğer üretim tekniklerini tercih etmeye zorlar. Bu nedenle, üretilmiş AMC'lerin

uygulanmasını haklı çıkarmak için uygun maliyetli üretim yolunun seçilmesi birincil önem taşımaktadır. Takviye fazlarına göre alüminyum matrisli kompozitlerde kullanılabilecek üretim yöntemleri Tablo 3.1'de verilmiştir [32].

Tablo 3.1 Takviye fazlarına göre alüminyum matrisli kompozitlerde kullanılabilecek üretim yöntemleri

AMC Türü	Toz metalürjisi ile üretim	Difüzyon ile bağlama	PVD ile üretim	Karıştırmalı döküm ile üretim	İnfiltrasyon ile üretim	Sprey Püskürtme ile üretim	İn situ üretim
Sürekli fiber takviyeli	Uygulamada değil	Uygulamada değil	Uygulanabilir	Uygulamada değil	Uygulanabilir	Uygulamada değil	-
Monofilamet takviyeli (tabakalı)	Uygulamada değil	Uygulanabilir	Uygulanabilir	Uygulamada değil	Genellikle kullanılmaz	Uygulanabilir	Uygulamada değil
Partikül takviyeli	Uygulanabilir	Uygulamada değil	Uygulanabilir	Uygulanabilir	Uygulanabilir	Uygulanabilir	Uygulanabilir
Whisker veya kısa fiber takviyeli	Uygulanabilir	Uygulamada değil	Uygulanabilir	Genellikle kullanılmaz	Genellikle kullanılmaz	Uygulanabilir	Uygulamada değil

3.1 Katı Faz Üretim Yöntemleri

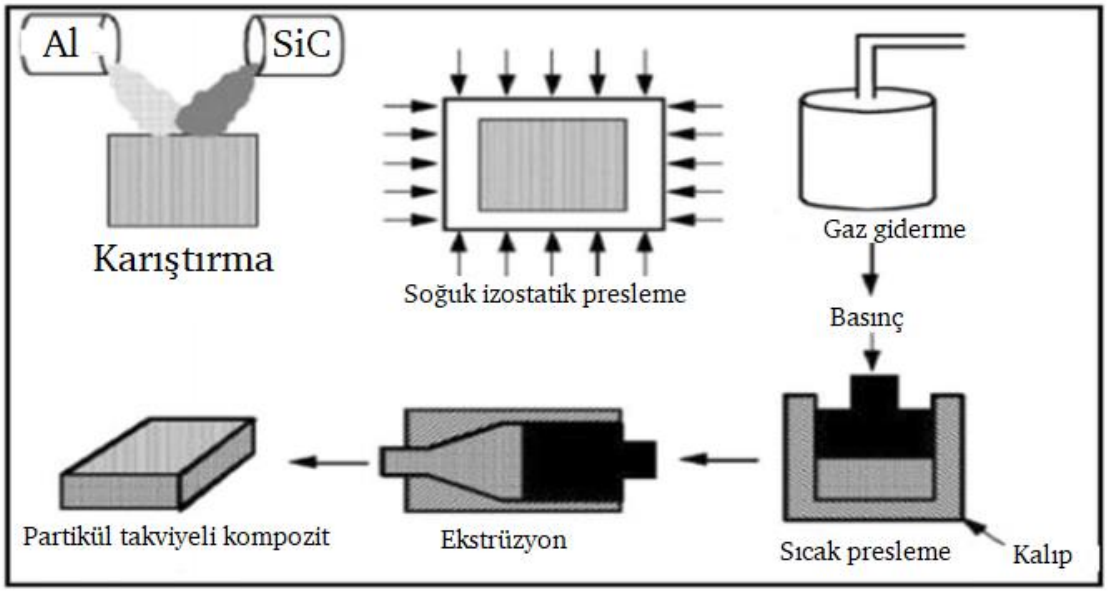
Metal matrisli kompozitlerin katı faz üretimi için ana üretim yöntemleri, toz metalurjisi ve difüzyonla bağlama ve fiziksel buhar biriktirme olarak üç farklı şekildedir [29].

3.1.1 Toz Metalurjisi ile Üretim

Karıştırmalı döküm, basınçlı döküm gibi geleneksel yöntemlerle MMC'lerin üretilmesinde, matris ve takviyeler arasında ıslanma sorunu, takviyenin matris alaşımında düzgün dağılımı gibi zorluklarla karşılaşılmaktadır ancak, bu problemler, mekanik öğütme tekniğini içeren katı bir yol kullanılarak engellenebilir. Mekanik öğütme, plastik deformasyon, kaynaklama ve kırma mekanizmalarını içeren bir bilyalı öğütme işlemidir. Bu teknikte, çok ince partikül boyutlarında, bilye çarpışmaları ile toz partiküller hazırlanır ve takviye partiküllerinin düzgün dağılımı elde edilebilir. Partikül boyutunu mikrodan nanoya indirerek, kompozit malzemelerin fiziksel özellikleri, nano partikül için yüzey-hacim oranının mikro ile karşılaştırıldığında yüksek olması nedeniyle artmasını sağlamaktadır. Ayrıca takviye partikül boyutunun küçültülmesiyle her bir partikül üzerindeki stres konsantrasyonu azalır ve bu da malzemenin kırılmasını zorlaştırır. Yüksek aktifliğe sahip ve aglomerasyona hazır nano partiküller, nano malzemelerin üretimini zorlaştırmasına ve matris içerisinde homojen olarak dağılmasına neden olur. Bilyalı öğütme veya mekanik alaşımlama tekniği, takviye partiküllerini matris fazında homojen olarak dağıtma tekniklerinden biridir [33].

Toz metalurjisi yöntemleri, matris tozlarının ve takviye elemanlarının klasik olarak karıştırılmasına, soğuk presleme ve sinterlemenin ardından plastik şekillendirmeye (dövme, ekstrüzyon) dayanmaktadır. Soğuk plastik şekillendirme normalde yaş bir parça ön sinterlendiğinde uygulanır ve sadece soğuk presleme uygulandığında sıcak plastik işleme gerçekleşir. Bu yöntem, basitliği nedeniyle, magnezyum matrisli, alüminyum matrisli ve bakır matrisli kompozit malzemelerin üretimi için yaygın olarak uygulanır. Mekanik alaşımlama, günümüzde dispersiyon parçacıkları ile güçlendirilmiş kompozit malzemelerin üretimi için en yaygın olarak uygulanan yöntemlerden biridir. İşlem, yüksek enerjili bir bilyalı

değirmende gerçekleştirilir ve sert dispersiyon parçacıklarının nispeten yumuşak bir metal matris içine girmesini mümkün kılar. Bu şekilde üretilen kompozit tozlar daha sonra sıcak plastik şekillendirme (ekstrüzyon, dövme veya sıcak izostatik presleme) veya soğuk presleme, sinterleme ve soğuk plastik şekillendirme ile preslenir ve birleştirilir. Mekanik alaşımlama tekniği, kompozit malzemelerin, çok ince taneciklerle karakterize edilen malzemelerin, amorf malzemelerin ve manyetik malzemelerin üretimi için uygulanmaktadır [34]–[36]. Toz metalurjisi ile üretim yönteminin şematik gösterimi Şekil 3.1'de gösterilmiştir [37].



Şekil 3.1 Toz metalurjisi ile üretim yönteminin şematik gösterimi [37]

Sprey şekillendirme prosesi fikri, metal matris tozlarının tabaka üzerine eşzamanlı enjeksiyonu ile atomizasyonuna dayanır ve günümüzde kompozit malzemelerden büyük boyutlu parçaların üretimi için giderek daha yaygın bir şekilde uygulanmaktadır [36].

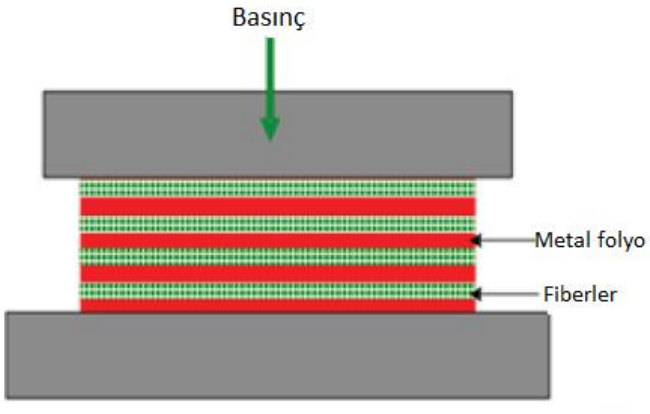
Sprey şekillendirme prosesi ile dispersiyon partikülleri ile güçlendirilmiş kompozit tozlar da üretilebilir. Ayrıca toz metalurjisi yöntemleriyle (presleme, sinterleme, sıcak plastik işleme) kompozit malzemeler üretilebilir. Bu işlem, farklı takviye partiküllerinin eklenmesi olasılığı gibi avantajlara sahiptir ve matris ile takviye arasındaki kimyasal reaksiyonlar üzerinde bir etkiye sahip olmayı mümkün kılar ve bu, insitu kompozit malzemelerin üretimine olanak sağlamaktadır. Atomizasyon işlemi sırasında nispeten düşük ısı taşınımı nedeniyle, ara fazlardaki

sınırlı kimyasal reaksiyonlar sayesinde nispeten düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilebilir. Bu, ara fazlarda zararlı kimyasal bileşiklerin oluşacağı yüksek sıcaklıklarda (örneğin sıkıştırmalı döküm işlemi sırasında) yoğun şekilde reaksiyona girecek bu tür metal matris ve seramik partikül kombinasyonlarının üretimini mümkün kılmaktadır. Yüksek soğutma hızı nedeniyle, üretilen malzemeler nispeten ince taneler, artan katı hal çözünürlüğü ve dengede olmayan fazlar oluşturma olasılığı ve makro segregasyonun engellenmesi ile karakterize edilir [38], [39].

3.1.2 Difüzyonla Bağlama Yöntemiyle Üretim

Difüzyonla bağlama yönteminde basınç altındaki metalik yüzeylerdeki difüzyon atomları, metal matris ve fiberler arasında bağ oluşturur. Bu üretim yöntemi, sürekli/süreksiz fiberlerle takviye edilmiş alüminyum veya magnezyum metal matrisli kompozitler için yaygın olarak kullanılmaktadır [29].

Difüzyonla bağlama yöntemi, benzer veya farklı metalleri birleştirmek için yaygın bir katı hal üretim tekniğidir. Yüksek sıcaklıkta temas halinde temiz metalik yüzeyler arasındaki atomların ara difüzyonu, bağlanmaya yol açar. Bu tekniğin başlıca avantajları, çok çeşitli metal matrisleri üretim imkanı, fiber oryantasyonu ve hacim fraksiyonunun kontrolüdür. Difüzyonla bağlama yöntemi şematik olarak Şekil 3.2'de gösterilmiştir [15].



Şekil 3.2 Difüzyonla bağlama yönteminin şematik gösterimi [15]

Katı hal difüzyonla bağlama işlemi normalde yüksek sıcaklıklarda, ana malzemenin mutlak ergime noktasının yaklaşık %50-%70' inde gerçekleştirilir.

Sünme işlemlerinin bağlanmaya katkıda bulunmasına izin vermek ve kaplama yüzeyleri arasındaki yakın temas için gereken basınçta bir azalmaya yol açmak için geleneksel basınçlı kaynak işlemlerinde kullanılanlardan daha uzun süreler kullanılır. Bu nedenle, çoğu katı hal kaynak işleminin aksine, difüzyonla birleştirme normalde büyük miktarda deformasyonla ilişkilendirilmez [40].

Farklı kalınlıklarda gümüş, bakır ve alüminyum ara katmanları kullanarak, hacimce %20 Al-7075/SiC' ün 500°C sabit sıcaklıkta katı hal difüzyon bağlanması üzerine yapılan çalışmalarda, bağlanma sıcaklığının, ikili Al-Cu sisteminin ötektik sıcaklığından daha düşük olmasına rağmen, bağ hattında lokal ergime, yüksek partikül yoğunluğu ve çok sayıda hata gözlemlenmiştir ve bakır ara katmanlar kullanılarak yapılan tüm bağların üretim sırasında başarısız olduğu görülmüşken, gümüş ara katmanları kullanıldığında hiçbir gümüş izi veya partikül zenginleştirme kanıtı gözlemlenmemiştir. Alüminyum ara katmanlarda ise, ara katmana veya ara katmandan difüzyon belirtisi gözlemlenmemiştir. Kesme testi sonuçları, tam bir ısıl işlemden sonra bağlı durumda zaten düşük olan kesme mukavemetlerinin azaldığını göstermiştir [40].

3.1.3 Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi ile Üretim

Fiziksel buhar biriktirme (PVD) ile üretim yöntemi, fiberler üzerinde nispeten kalın bir kaplama üretmek için yoğunlaşmanın meydana geldiği, biriktirilecek metalin yüksek kısmi basıncının bulunduğu bir bölgeden fiberden sürekli geçişi içerir. Buhar, yüksek güçlü bir elektron ışını katı bir çubuk mamul ucuna yönlendirilerek üretilir. Tipik birikme oranları dakikada 5-10 μm'dir. Kompozit üretimi genellikle, kaplanmış elyafların bir demet veya dizi halinde birleştirilmesi ve bir sıcak pres veya HIP işleminde birleştirilmesiyle tamamlanmaktadır. Bu teknikle, fiberin düzgün dağıldığı ve %80'e varan hacim oranına sahip kompozitler üretilebilir [41].

PVD yöntemi iki ana kategoriye ayrılabilir:

- Buharlaştırma ve karakterizasyon teknikleri (EBED)
- Püskürtme teknikleri.

EBED yönteminde bir tabanca, matris malzemesini buharlaştıran ve fiber üzerinde yoğunlaşacak metal buharını üreten yüksek enerjili bir elektron ışını üretir.

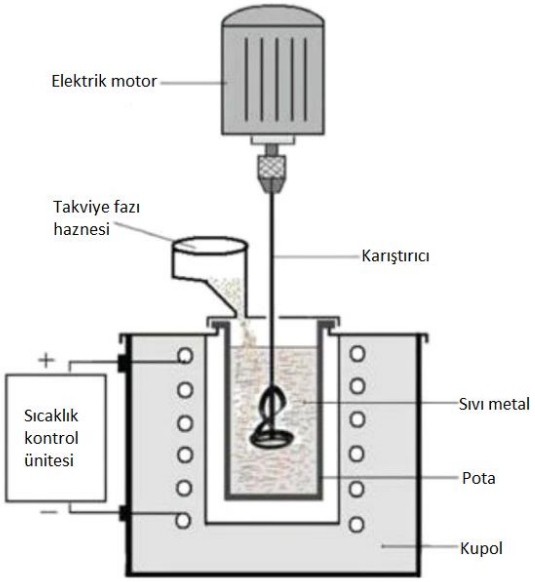
Püskürtme tekniğinde ise bir kaplama parçası, işleme gazının (argon gibi) iyonları ile bombardıman edilir, bu da atomları iş parçasından koparır ve böylece fiber üzerinde biriktirme yapar [42].

3.2 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

MMC'lerin sıvı halde üretilmesi, önceden ısıtılmış takviyelerin ergimiş metale (matris) dahil edilmesini ardından uygun bir karıştırma yöntemini ve uygun bir döküm işlemini içerir. Bu sürecin temel özellikleri basitlik, maliyet etkinliği ve büyük ölçekli üretimdir. Karıştırmalı döküm, ultrasonik destekli döküm, indüksiyon ergitme, elektromanyetik döküm MMC'lerin yaygın olarak kullanılan sıvı hal işleme yöntemleridir [43].

3.2.1 Karıştırmalı Döküm Yöntemi ile Üretim

Kompozit malzemelerin karıştırmalı dökümü işleminde, takviye karıştırılarak ergimiş metale verilir. Karıştırmalı döküm prosesi genellikle, seçilen matris malzemesinin bir eriyiğinin üretilmesini, ardından ergiyiğin içine bir takviye malzemesinin eklenmesini ve karıştırma yoluyla uygun bir dağlımın elde edilmesini içerir. Şekil 3.3, MgO takviyeli alüminyum matrisli kompozitin karıştırılarak dökümünü göstermektedir. Karıştırmalı döküm, geleneksel mekanik karıştırmayı ve ardından dökümü içeren MMC'lerden son şekle yakın parçalar üretmek için mevcut en ekonomik tekniklerden biridir. Vorteks tekniği, tüm karıştırmalı döküm yolları arasında en basit ve ticari olarak en çok kullanılan yöntemdir. Vorteks tekniği, dönen karıştırıcı tarafından oluşturulan ergimiş alaşımın girdabına ön işleme tabi tutulmuş seramik partiküllerin sokulmasını içerir [42], [44].



Şekil 3.3 Karıştırmalı döküm yönteminin şematik gösterimi [42]

V. Swapnil vd. tarafından yapılan çalışmada, silisyum karbür tozu ile takviye edilmiş Al7075 metal matrisli kompozit malzemeler, karıştırmalı döküm yöntemiyle, silisyum karbür tozunun ağırlık yüzdesi ağırlıkça yüzde 5 ve yüzde 7,5 olarak değiştirilerek, ortalama partikül boyutu 50 μm olarak üretilmiştir ve silisyum karbür takviyesine sahip karıştırmalı döküm alüminyum 7075 alaşımı üzerinde mikroyapısal ve Vickers mikrosertlik incelemeleri yapılmıştır. Çalışmada, Al 7075 alaşımı 850 ºC'de ergitildikten sonra 200-250 rpm'de mekanik olarak karıştırılmaya başlanmıştır ve 350 ºC'ye ön ısıtılmış SiC tozu ilave edilmiştir. Kompozitlerin karıştırmalı dökümünden sonra, alüminyum matristeki SiC partiküllerinin dağılımını incelemek için yapılan optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) çalışmalarında, matris fazına oldukça homojen bir şekilde dağılmış olan SiC takviyesinin varlığını görülmüştür ve her iki kompozit numunenin Vickers mikrosertlik değerlerinin silisyum karbür takviyede bulunan sert silisyum partiküllerinin varlığından dolayı baz alaşımdan daha yüksek olduğu bulunmuştur [45].

3.2.2 Sıkıştırmalı Döküm Yöntemi ile Üretim

Mevcut döküm teknikleri arasında sıkıştırmalı dökümün aşağıdaki gibi başlıca avantajları vardır:

- Üretilen parçalarda gaz gözenekleri veya çekinti boşlukları bulunmaması,

- Besleyiciler veya çıkıcılar gerekli değildir ve bu nedenle metal israfı meydana gelmez,
- Hem yaygın döküm alaşımları hem de dövme alaşımlar basınç yardımıyla sıkıştırılarak nihai şekle getirilebilir,
- Sıkıştırmalı dökümler, dövme kadar iyi mekanik özelliklere sahip olabileceğinden, alaşım akışkanlığı (dökülebilirlik) sıkıştırmalı dökümde kritik değildir.

Sıkıştırmalı döküm yöntemi, porozite ve çekinti boşlukları gibi daha az yaygın kusurun varlığı ve takviye fazı segregasyonunun ortadan kaldırılması nedeniyle daha iyi mekanik özellikler sergiledikleri için alüminyum matrisli kompozitleri üretmek için avantajlı bir üretim yöntemidir. Sıkıştırmalı döküm, kaliteli ürünler üretmek için minimum türbülans ve yüksek uygulamalı basınç ile düşük kalıp doldurma hızı kullanır ve direkt sıkıştırmalı döküm ile dolaylı sıkıştırmalı döküm olmak üzere iki farklı şekli vardır. Direkt sıkıştırmalı döküm işleminde, tam yoğunlukta dökümler üreten bir zımba ile katılaştırma sırasında sıvı metalin tüm yüzeyine basınç uygulanır. Dolaylı sıkıştırmalı döküm işleminde metal, küçük çaplı bir piston ile kalıp boşluğuna enjekte edilir. Metal matrisli kompozitlerin dökümünde, takviye partiküllerinin matris içinde dağılımı malzemede istenilen özelliklerin elde edilmesinde önemli rol oynamaktadır. Döküm sırasında yüksek basınçlar uygulanarak ergimiş metaldeki takviye partiküllerinin ıslanabilirliği iyileştirilir [46]–[49].

Alüminyum alaşımlarının/kompozitlerin sıkıştırılarak dökümünde proses parametrelerinin optimizasyonu üzerine yapılan çalışmalarda şu sonuçlara varılmıştır [46]:

1. Alüminyum alaşımlarının ve kompozitlerinin sıkıştırmalı dökümünde kullanılan, daha iyi bir mikroyapısal incelik ve mekanik özelliklerde artış sağlayan optimum basınç 100 MPa'dır.

2. Takviye partikül boyutunun seçimi, sıkıştırmalı döküm işleminde malzemenin mukavemetini de etkiler. Tane boyutu ne kadar küçük olursa, özelliklerdeki iyileşme o kadar iyi olur.

3. Alüminyum alaşımlarının ve kompozitlerin sıkıştırma dökümü sırasında önerilen ergiyik ve kalıp sıcaklığı sırasıyla 600°C ila 700°C ve yaklaşık 250°C'dir.

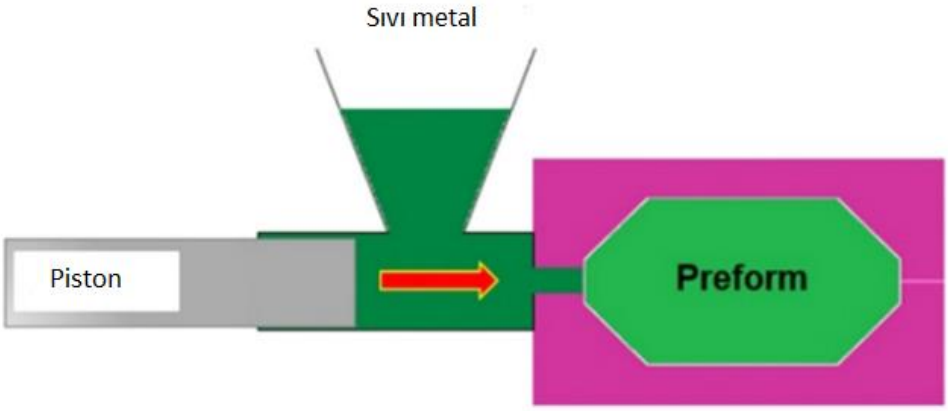
4. Sıkıştırmalı döküm işlemindeki yüksek basınç seviyesi nedeniyle aşırı soğutma ve daha yüksek soğutma hızının birleşik etkisi ile mikro yapıda bir iyileştirme vardır.

5. Kontrollü proses parametreleri altında sıkıştırma döküm tekniği ile üretildiğinde hem alaşımlar hem de kompozitler için mekanik özellikler gelişir.

3.2.3 Sıvı Metal İnfiltrasyonu ile Üretim

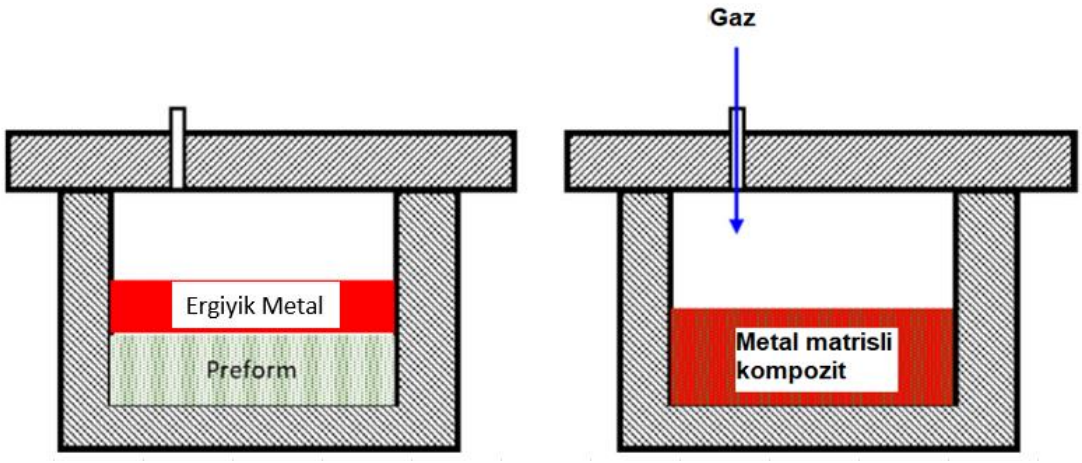
Sıvı metal infiltrasyonu, bir sıvı metal alaşımının, hacimce %70'e kadar takviye içeren gözenekli bir preforma kendiliğinden veya bir kuvvet ile infiltrasyonunu içerir. Kendiliğinden infiltrasyon, daha iyi akışkanlığa sahip Al-Si, Al-Mg ve Al-Zn alaşımlarına dayalı MMC'leri üretmek için hiçbir harici basınç veya kuvvetin kullanılmadığı basınçsız infiltrasyon olarak da bilinir. Bununla birlikte, matris ve takviye fazı arasındaki zayıf ıslanabilirlik, arayüzde istenmeyen reaksiyon ürünlerine yol açarak imalat sürecini yavaşlatır. Çeşitli çalışmalar, aktivatörler veya nitrojen atmosferinde işleme yoluyla ıslanabilirlikte bir gelişme olduğunu bildirmiştir. Basınçlı infiltrasyon işleminde, ergimiş metalin gözenekli preforma infiltrasyonu, zayıf ıslanma ve yapışma özellikleriyle ilgili sorunların üstesinden gelmek için aşağıda gösterildiği gibi harici basınç veya mekanik kuvvet kullanılarak gerçekleştirilir [50], [51].

Basınçlı kalıp infiltrasyonunda, ergimiş kompozit bulamaç bir enjeksiyon kovanı kullanılarak kalıba enjekte edilir. Bu yöntemlerin en önemli avantajları, düşük maliyeti ve yüksek hassasiyet kapasitesidir. Basınçlı kalıp infiltrasyonu yönteminin şematik görüntüsü Şekil 3.4'te verilmiştir [52].



Şekil 3.4 Basınçlı kalıp infiltrasyonunun şematik gösterimi [42]

Gaz basınçlı infiltrasyon işleminde, takviye preformlarına sıvı metal, gaz basıncının iki şekilde uygulanabildiği basınçlı inert gaz kullanılarak sızar: (1) ön kalıbı sızdırma için ergiyiğin içine daldırdıktan sonra ergiyik yüzeyine gaz basıncının uygulanması, (2) Uygulanan gaz önce erimiş banyoyu preforma bastırır ve ardından ergiyik banyoya sızar. Genellikle, daha düşük basınçlarda kolay penetrasyona yardımcı olmak için hava sıkışmasını önlemek için gaz basıncı preformun diğer ucunda vakumla birlikte uygulanır. Reaksiyon süreleri nispeten kısa olduğu için fiberler daha az hasara maruz kalır ve reaktif malzemeler zorlanmadan işlenebilir. Ayrıca bu yöntem kompozit malzemelerin büyük ölçekli üretiminde de kullanılabilir. Gaz basınçlı infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi Şekil 3.5'te verilmiştir [53].



Şekil 3.5 Gaz basınçlı infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi [42]

3.2.4 İnsitu Üretim

Özellikle karıştırmalı döküm olmak üzere, diğer sıvı faz üretim yöntemlerinde partikülün matris ile ıslanabilirliği düşük olduğunda veya ince boyutlu takviye eklenmesi gerektiğinde problemler ortaya çıkmaktadır. Bu durumda ya partiküller ergiyikle karışmaz ve reddedilir ya da matris içerisindeki dağılımları düzgün olmamaktadır. Bu sorunlardan kaçınmak için, matris ile bir veya daha fazla bileşen arasındaki reaksiyon nedeniyle takviyenin matris içinde oluşturulduğu yeni bir yerinde üretim yöntemi popüler hale gelmiştir. Aşağıda, insitu üretim yönteminin geleneksel yöntemlere göre birkaç avantajı bulunmaktadır [1]:

- İnsitu üretilen takviye fazı termodinamik olarak kararlıdır. Takviye, ergimiş alaşım matrisini içeren reaksiyonların bir denge ürünü olarak oluşturulur ve bu nedenle kullanım sırasında kararlıdır.
- Yüksek sıcaklıklarda kullanımda daha az bozulma göstermektedir. Partikülün matris ile ıslanabilirliği daha iyidir ve temiz arayüzey sayesinde partikül ve matris arasındaki bağ daha kuvvetli olduğu için, kompozitlerin yüksek sıcaklık özelliklerini gelişmektedir.
- İnsitu oluşturulmuş takviyeler daha ince boyuttadır. Bu tür ince partiküller, besleyiciyi tıkayabileceğinden, exsitu kompozitlere eklenmesi zordur.
- Matris içindeki takviye fazı dağılımı, üretim sırasında daha iyi ıslanabilirlik ve karışma sayesinde daha düzgündür.

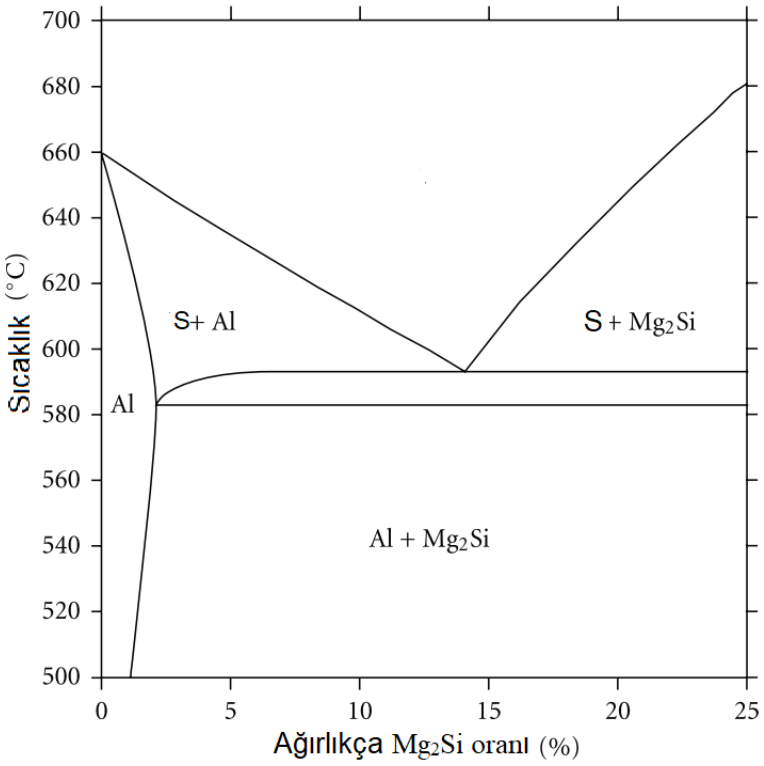
Ergiyik elemental/oksit reaksiyonu, ergiyik-tuz/halojenür reaksiyonu ve ergiyik gazı reaksiyonu gibi insitu kompozitlerin üretilebileceği çeşitli yöntemler vardır. İnsitu üretilen takviyeler TiB_2, TiC, ZrB_2, AlN, Al_2O_3 ve Mg_2Si'dir. Al matrisli kompozitin insitu üretimine ilişkin mevcut literatürün çoğu, tuzun ulaşılabilirliği ve maliyet etkinliği nedeniyle ergiyik-tuz/halojenür reaksiyonu üzerinedir. TiC, TiB_2 ve ZrB_2 takviyeli Al alaşımları, halojenür tuzlarının ilavesiyle hazırlanabilir. Al_2O_3 ve AlN takviyeleri sırasıyla doğrudan ergiyik oksidasyonu ve gaz eriyik reaksiyonu ile hazırlanabilir. Mg_2Si insitu kompozitleri, katılaşma sırasında Al-Si-Mg alaşımlarında insitu oluşturulur [1], [41].

Al-Si-Mg sisteminin, insitu oluşturulmuş takviye fazı olan Mg_2Si intermetalik fazı ile alüminyum matris insitu kompozitlerin üretimi için çok umut verici bir sistem

olduğu kanıtlanmıştır. Mg ve Si' nin nispeten yüksek konsantrasyonlarda bir arada bulunması, Mg_2Si intermetalik fazın oluşumuna yol açarak, bu durumda yeni bir insitu Al kompozit malzeme sınıfı oluşturur. Al- Mg_2Si kompozitleri, potansiyel havacılık, otomotiv ve diğer uygulamalar için önemli ilgi çeken yeni bir hafif malzeme kategorisini oluşturmaktadır. Düşük yoğunluğu (1.9 g/cm3), yüksek ergime noktası (1085 ºC) ve yüksek Young modülü (120 GPa) ile Mg_2Si, nihai malzemeye büyük avantajlar sağlayabilmektedir [54], [55].

İkili Al-Mg_2Si sisteminin denge faz diyagramından, Si'nin katı alüminyumda zorlukla çözünebildiği ve normalde alaşımı güçlendirmek için Al veya diğer elementlerle çökelti olarak oluşmaktadır. Denge faz diyagramına göre Mg_2Si parçacıkları katılaşma sırasında hem primer Mg_2Si hem de ikincil fazlar (ötektik) olarak oluşur. α-Al ve ikincil Mg_2Si'nin dar üçlü faz alanında sıvı alaşımdan birlikte katılaştığı görülebilir. Denkleme göre, bu ötektik reaksiyon 583,5 ºC' de tamamlanır [56]. Şekil 3.6'da Al-Mg_2Si ikili denge diyagramı verilmiştir [54].

$$L \rightarrow (Mg_2Si)_p + L_1 \rightarrow (Mg_2Si)_p + (Al + Mg_2Si)_E \quad (3.1)$$



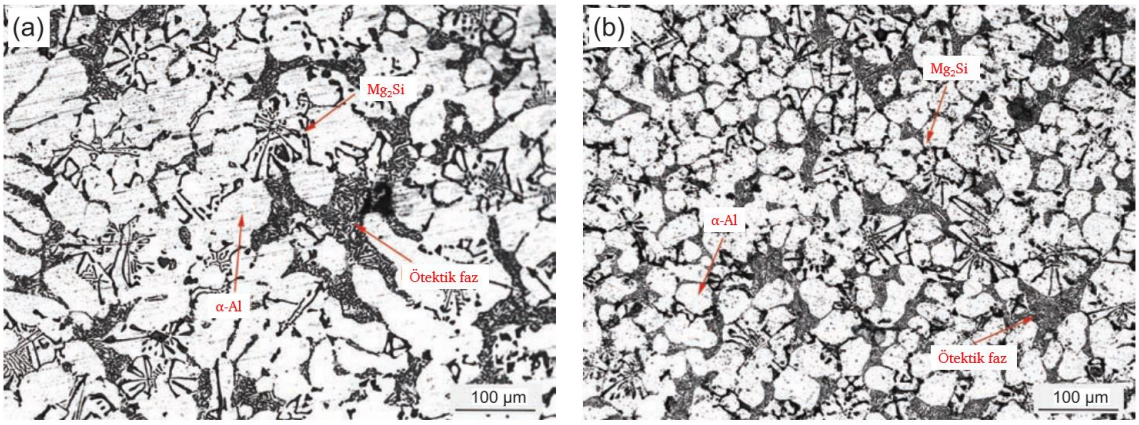
Şekil 3.6 Al-Mg_2Si ikili denge diyagramı [54]

Doğrudan eriyik reaksiyonu (DMR) işlemi, reaktif sıcak presleme (RHP) ve kendi kendine yayılan yüksek sıcaklık sentezi (SHS) gibi partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitleri insitu işlemle imal etmek için çeşitli üretim teknikleri geliştirilmiştir. DMR prosesi, basitliği, düşük maliyeti ve net şekle yakın şekillendirme kabiliyeti nedeniyle ticari uygulamalar için en umut verici insitu üretim tekniklerinden biri olarak kabul edilir [57].

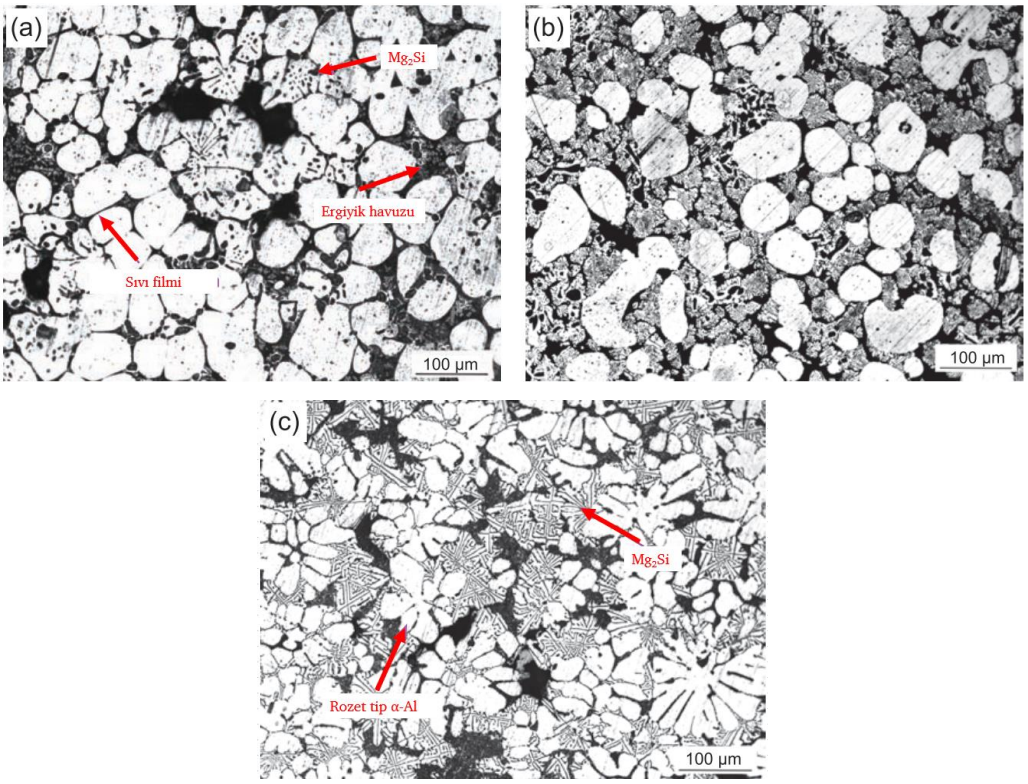
Liu vd. tarafından yapılan çalışmada Mg_2Si partikül takviyeli ötektik üstü Al-Mg_2Si kompoziti, direkt eriyik reaksiyonu ile hazırlanmış ve Mg_2Si içeriğinin kompozitin mikroyapısı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Yapılan çalışmada %10, 12, 15, 18 ve 20 Mg_2Si içeren alüminyum matrisli kompozit 750 ºC' ta metal kalıba döküm ile üretilmiştir. Yapılan mikroyapısal karakterizasyon çalışmalarında, Mg_2Si partiküllerinin boyutlarının, Mg_2Si içeriğinin %10'dan %18'e yükselmesiyle arttığı, ardından içeriğin %18'in üzerinde olduğu durumlarda azaldığı ve ayrıca Mg_2Si içeriğinin artması ile Mg_2Si morfolojisinin de değiştiği görülmektedir. Şekil faktörlerinin, Mg_2Si içeriğinin artmasıyla kademeli olarak azaldığı, ancak Mg_2Si içeriğinin %18'in üzerine çıkmasıyla arttığı gözlemlenmiştir [58].

Hu vd. tarafından ticari A356 alaşımı, saf Mg ve Si kullanarak yapılan çalışmada, alüminyum alaşımı ergitildikten sonra 800 ºC'de Mg ve Si ilave edilmiş ve 15 dakika bu sıcaklıkta tutulduktan sonra 640 ºC'de bakır kalıba döküm yapılarak A356/Mg_2Si kompozit döküm yapılmıştır. Ayrıca karşılaştırma amaçlı eğimli soğutucu ile olmak üzere iki farklı yöntem ile insitu kompozit üretilmiştir. Üretilen numuneler kutu tipi rezistans fırınında sırasıyla farklı sıcaklıklarda (570, 580 ve 590 °C) 30 dakika ve 580 °C'de farklı sürelerde (20, 30, 40 ve 50 dakika) tutulmuş, ardından oda sıcaklığına suda soğutulmuş ve mikroyapısal olarak karakterize edilmiştir. Yapılan incelemelerde döküm numunede mikro yapının kaba dendritik α-Al fazı, Çin yazısı Mg_2Si fazı ve ince ötektik fazdan oluştuğu ve Çin yazısı morfolojisindeki Mg_2Si fazının, α-Al fazına gömülü olduğu görülmüştür. Yarı katı halde yeniden ısıtmadan sonra primer α-Al fazının boyutunun arttığı, primer α-Al fazının küreselliğinin önce arttığı ve sonra azaldığı görülmüştür. Yeniden ısıtma sıcaklığı, 570 °C olduğunda, sıvı fazın hacim oranının düşük olduğu ve poligonal birincil a-Al fazının, ergimiş ötektik bölgelerle ayrıldığı ve birincil α-Al fazına gömülü Çin yazısı Mg_2Si fazının hacim oranının azaldığı görülmüştür. Yeniden

ısıtma sıcaklığı 580 °C'ye yükseltildiğinde, sıvı fazın hacim oranında ve primer α-Al fazı küreselliğinde artış görülmüştür. Primer α-Al fazına gömülü Çin yazısı Mg_2Si fazı gözlemlenmemiştir. Yeniden ısıtma sıcaklığı 590 °C olduğunda, likidüs sıcaklığına yakın olduğu için primer α-Al fazının, rozet-benzeri morfolojiye dönüştüğü ve Çin yazısı Mg_2Si fazının, rozet benzeri α-Al fazı etrafında dağıldığı gözlemlenmiştir. Bu nedenle, çalışmada tikso şekillendirme için uygun yeniden ısıtma sıcaklığı 580 °C olarak seçilmiştir [59].



Şekil 3.7 Hu vd. tarafından yapılan çalışmada elde edilen A356/Mg_2Si kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a) Döküm hali, (b) Eğimli soğutucu ile döküm [59]



Şekil 3.8 Hu vd. tarafından yapılan çalışmada farklı yeniden ısıtma sıcaklıklarında 30 dakika tutulan yarı katı A356/Mg_2Si kompozitlerinin mikroyapıları yapıları: (a) 570 °C; (b) 580 °C; (c) 590 °C [59]

Biswas vd. tarafından yapılan çalışmada ağırlıkça 0, %5, %10, %15, %20 Mg_2Si içeren, insitu Al– Mg_2Si kompozitler bir Al–Mg–Si sisteminde döküm yolu ile %99 saflıkta Al, Mg ve Si kullanılarak üretilmiştir. Mg_2Si ilavesinin mekanik özellikler, mikroyapısal morfoloji, kırılma davranışları, mikro-mekanik tepki ve hata başlangıcı üzerindeki etkileri, incelenmiştir. Işık mikroskobu incelemelerinde primer Mg_2Si partiküllerinin, Al–Mg–Si sisteminde ağırlıkça %10 Mg_2Si ilavesiyle oluştuğu, %5 Mg_2Si kompozitinde yalnızca daha kalın tane sınırı olan primer Al tanelerinin olduğu ve Mg_2Si takviyesinin, kompozitin sertliğini, akma mukavemetini ile çekme mukavemetini önemli ölçüde iyileştirdiği, ancak istenmeyen bir şekilde uzama azalttığı görülmüştür. Al– Mg_2Si kompozitindeki Mg_2Si yüzdesindeki artışla akma mukavemeti ve sertlik artar. Mukavemetteki artış, Mg_2Si partiküllerinin yük taşıma güçlendirme ve dislokasyon hareketlerini kısıtlayıcı etkilerine dayanmaktadır. Kompozitteki Mg_2Si yüzdesindeki artışla birlikte gevrek kırılma miktarı da artmıştır. Mg_2Si partikülleri için kırılma

modlarının, matris akmasını, ayrışmayı, partikül kırılmasını içerdiği görülmüştür [60].

Zamani vd. tarafından yapılan çalışmada insitu oluşturulmuş Mg_2Si takviyeli bir alüminyum matrisli kompozit (AMC), yüksek sıcaklıkta tavlama, sıcak haddeleme ve sıcak ekstrüzyon işlemlerine tabi tutulmuştur. Kompozit malzeme saf Al, Mg, Al-30%Si ve Cu-17%P master alaşımları kullanılarak, 770 ºC' da ergitildikten sonra metal kalıba döküm ile üretilmiştir. Daha sonra plakalar 520 °C'de 1 saat, 2 saat, 3 saat ve 4 saat homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuştur. Ardından, tek geçişli sıcak ekstrüzyon işlemi, 12:1 ekstrüzyon oranı ve 1 mm/sn piston hızı ile 400 °C'de gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, 4 saat homojenize edilmiş kompozitin tane inceltilmesi için kalınlıkta %60 ve %98 azalmalarla 400 °C'de sıcak haddeleme uygulanmıştır. Yapılan mikroyapısal ve mekanik incelemelerde döküm kompozitin mikro yapısı α-Al, kaba poligonal birincil Mg_2Si partikülleri, Al- Mg_2Si ötektik fazı ve $CuAl_2$ fazından oluştuğu görülmüştür. Homojenizasyon işlemi, ötektik Mg_2Si yapısını büyük ölçüde etkilemiş ve şeklini sürekli ötektik Mg_2Si fazından küresel ve kısmen yuvarlak partiküllere dönüştürmüştür ve bu sayede homojenizasyon ısıl işlemi ile hem çekme mukavemeti hem de toplam uzama artmıştır. Sıcak haddeleme sırasında, primer ve ötektik Mg_2Si partiküllerinin mikroyapıda parçalanmış ve dağılmıştır. Kalınlıktaki düşük azalmalarda, ötektik yapının ve primer partiküllerin parçalanması ile rekristalize edilmiş bir mikro yapının gelişmesi, sünekliğin artmasına neden olmuştur. Haddeleme sırasındaki bu deformasyon sertleşmesi etkisinin, levhaların mukavemetini ve sünekliğini arttırdığı gözlemlenmiştir. Sıcak ekstrüzyondan sonra ise, primer Mg_2Si partiküllerinin morfolojisinin daha küresel hale geldiği ve bu nedenle çekme mukavemetinde yaklaşık %44 artış ve toplam uzamada %335 artış elde edildiği görülmüştür [61].

Emamy vd. tarafından yapılan çalışmada, ağırlıkça %15, 20, 25 ve %30 Mg_2Si takviye fazı içeren alüminyum matrisli kompozitin mikroyapısı ve çekme özellikleri üzerine sıcak ekstrüzyon işleminin etkisi incelenmiştir. Mikroyapısal incelemeler optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak değerlendirilmiştir. Kompozitler, saf Al, Mg ve Si kullanılarak 780 ºC'de metal kalıba döküm ile üretilmiştir. Ekstrüde edilmeden önce tüm numuneler 520 ºC'de

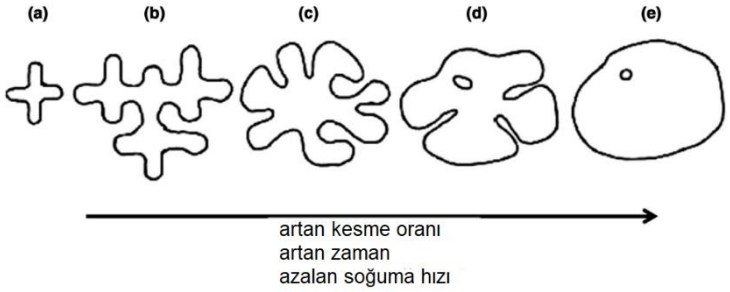
4 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş ve fırında oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. Daha sonra bu biyetler, 500 ºC' de 6:1 ekstrüzyon oranı ile 1 mm/s piston hızında bir hidrolik pres kullanılarak sıcak ekstrüzyona tabi tutulmuştur. Yapılan mikroyapısal incelemelerde Al–15 Mg_2Si MMC'nin mikro yapısının Al–Mg_2Si ötektik hücrelerinin matrisindeki primer Mg_2Si partiküllerinden oluştuğu görülmektedir. Primer Mg_2Si partiküllerinin etrafında α-Al' varlığı, Mg ve Si'n in Mg_2Si partiküllerini çevreleyen sıvısına difüzyon hızını sınırlayan alaşımların denge dışı katılaşmasından kaynaklanmakta olduğu görülmüştür. Kompozit mikroyapıdaki Mg_2Si fazı miktarının artmasıyla, primer Mg_2Si partiküllerinin ortalama boyutunun yanı sıra matris içindeki hacim fraksiyonlarının önemli ölçüde arttığı gözlemlenmiştir. Al-30Mg_2Si kompozitinde, primer Mg_2Si partiküllerinin ortalama boyutu yaklaşık 120 μm olarak görülmüştür. Sistemdeki Mg_2Si miktarı arttıkça, daha fazla primer partikül ve açıkça daha az Al- Mg_2Si ötektik ağı tespit edilmiştir. Ayrıca, primer partiküllerin morfolojisi düzensiz ve dendritik hale gelmiştir. Sıcak ekstrüzyon işlemi, primer Mg_2Si partiküllerini kırdığı ve bunun da AMC'lerde partikül boyutunda sırasıyla %50, %35, %32 ve %42 oranında tane incelme ile sonuçlandığı görülmüştür. Ötektik Mg_2Si ağının kırılması ve sıcak ekstrüde edilmiş numunelerde ayrılmış nokta benzeri Mg_2Si parçacıklarının oluşumu ile sünekliğin arttığı görülmüştür [56].

4
YARI KATI ŞEKİLLENDİRME YÖNTEMİ

Geleneksel sıvı alaşım katılaştırma işlemlerinde, ergimiş metal yapının oluşumunu değiştiren birkaç işlem meydana gelir. Artan zaman ve azalan sıcaklık ile sıvı metal katı forma dönüşür. Bu süreç birkaç aşamaya ayrılabilir. Bu sürecin başlangıcında, dendritler birbirinden bağımsız olarak oluşur. Bu aşamadan sonra, dendritler büyür ve sonunda dökme metalin tüm alanına yayılmaya başlar ve birbirine bağlı ağlar oluşturur. Katılaşma sıcaklığına ulaşıldığında, kalan sıvı anında katılaşır ve ağları ve yapılarını yerinde tutar. Küçük parçalar için katılaştırma işleminin sonunda, gerçek miktar tam soğutma koşullarına, bileşime ve dikkate alınan hacme bağlı olarak, mikroyapı dentritik olacaktır. Bu dendritik mikroyapı tipik olarak geleneksel sıvı metal katılaştırma işlemlerinden kaynaklanır. Birincil faz bileşenlerinin tam boyutu, şekli ve sayısı, yarı katı halde sıvı tutarlılığı ve işlenebilirliği üzerinde güçlü bir etkiye sahiptir. Bu özellikler, katılaştırma aşaması sırasında uygulanan işleme tekniğine ve ilgili parametrelere bağlıdır. Birincil fazın bu oluşumu, malzemenin ve üretilen bileşenin nihai özelliklerini belirler [62].

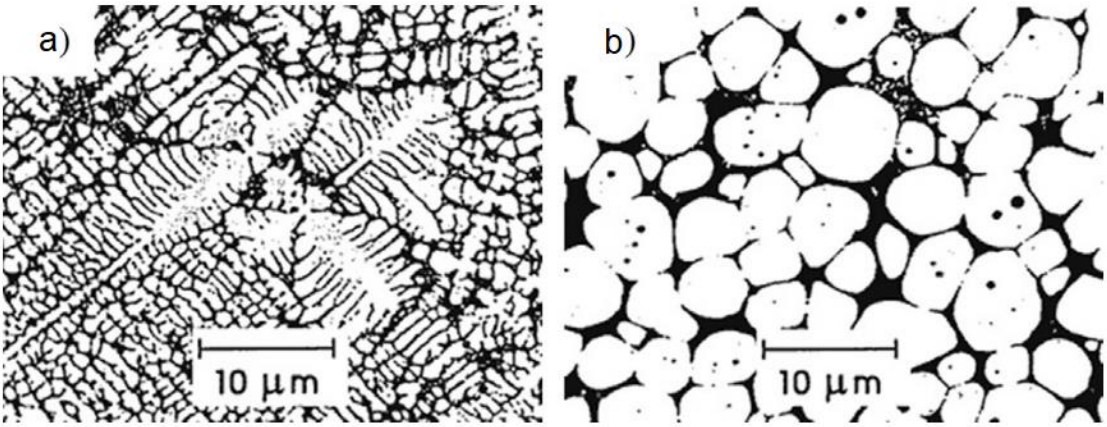
1971 yılında, Sn-15wt%Pb alaşımlarının yarı katı metal (SSM) viskozitesinin ölçümü üzerine yapılan deneysel çalışma sırasında, katılaşma sırasında eriyiğin kesme kuvvetine maruz kalmaya devam etmesiyle, yarı katı halde viskozitenin çok azaldığı kaydedilmiştir. Bu çalışmada, ergimiş metal, likidüs sıcaklığının üstünden yarı katı sıcaklık rejimine soğutma sırasında vizkozite ölçümünde oluşan kesme kuvvetinin dendritleri kırdığı ve dendritikten küresel mikroyapı değişikliğinin azaltılmış viskozitenin nedeni olduğu görülmüştür. Küresel mikro yapının, dendrit kol köklerinden ikincil dendrit kollarının serbest kalmasına ve dolayısıyla yapının parçalanmasına ve küreselleşmesine yol açan kesme etkisinden dolayı oluştuğu sonucuna varılmıştır. Daha sonra, bu yapıların elde edilmesi ve ardından bir parça şeklinin oluşturulması süreci, yarı katı şekillendirme olarak adlandırılmıştır. Bugüne kadar, gerekli küresel mikro yapıyı elde etme yöntemlerini geliştirmek için birçok araştırma yapılmıştır. Şekil 4.1, yarı katı halde mekanik kesme sırasında

tane boyutunun ve şeklinin zamanla nasıl geri döndürülemez şekilde değiştiğini şematik olarak göstermektedir [63], [64].



Şekil 4.1 Katılaşma sırasında primer faz yapısının evrimi: (a) ilk dendritik parçaları, (b) dendritik büyüme, (c) rozet, (d) olgunlaşmış rozet ve (e) küresel [63]

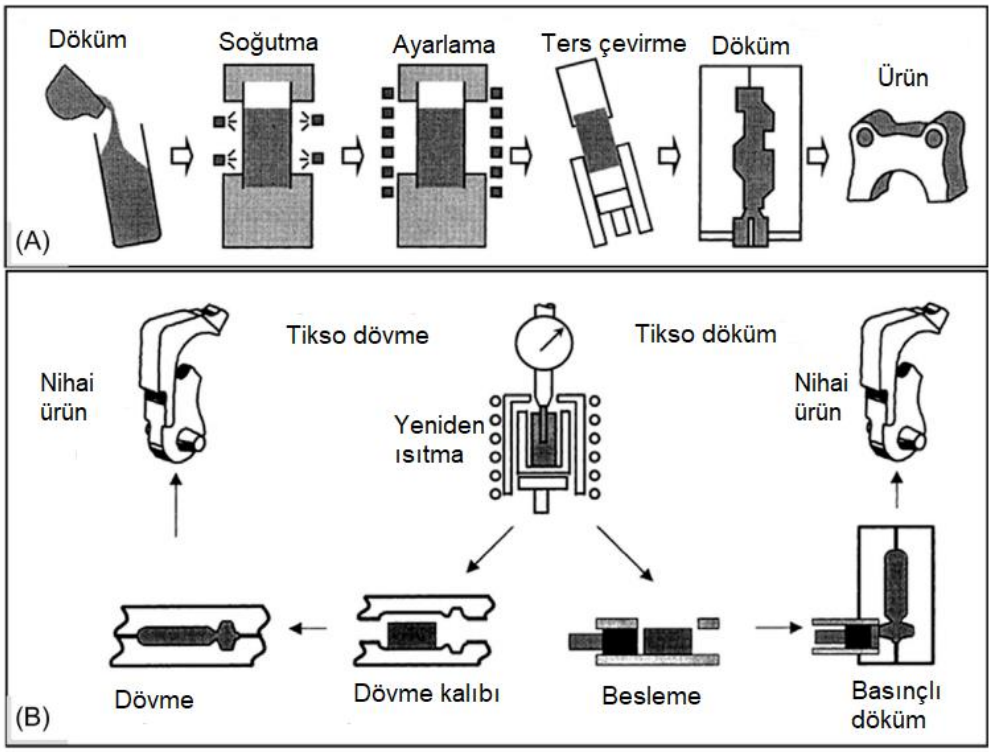
Yarı katı şekillendirme, ergimiş metalin akışkanlığının büyük ölçüde değişebileceği bir aralık olan likidüs ve solidüs sıcaklıkları arasında gerçekleşir. Geleneksel sıvı dökümden elde edilen bir dendritik mikro yapı yerine, ergiyiğin sıcaklığı, soğutma hızı, karıştırma süresi, karıştırma tipi, karıştırma hızı vb. gibi işlem parametreleri kontrol edilerek küresel bir mikro yapı elde edilebilir [65]. Dendritik ve küresel mikroyapılar Şekil 4.2'de gösterilmiştir [66].



Şekil 4.2 a) Dendritik mikroyapı b) Küresel mikroyapı [66]

Yarı katı işleme, genel olarak “reo-döküm” ve “tikso döküm”ü içeren iki yolla sınıflandırılır. Katılaşma sırasında kesme yoluyla dendritik olmayan yarı katı bulamaç üretim süreci “reo döküm” olarak adlandırılır (Şekil 4.3 A). Reo-döküm,

yarı katı alaşımın reolojik özelliklerinin kontrolünü içeren bir süreç olarak öne çıkmaktadır. Yeniden döküm sırasında, yarı katı alaşım çalkalanır ve dendritlerin parçalanmasına yol açar. Tikso şekillendirme, bir metal kalıp içinde kısmen ergimiş dendritik olmayan alaşım biyetinden neredeyse net şekil oluşturma işlemlerini tanımlamak için kullanılan genel bir terimdir. Bileşen şekillendirme kapalı bir kalıpta yapılıyorsa buna "tikso döküm", şekillendirme açık bir kalıpta yapılıyorsa "tikso dövme" denir (Şekil 4.3B) [67].



Şekil 4.3 Reo-döküm ve Tikso şekillendirme proseslerinin şematik görüntüsü [67]

Yarı katı döküm, yüksek mekanik özelliklerin veya karmaşık şeklin veya her ikisinin de gerekli olduğu durumlarda öne çıkan özel bir döküm yöntemi olarak geliştirilmiştir. Ağırlıklı olarak otomotiv ve havacılık sektörlerinde olmak üzere farklı sektörlerde kullanılmak üzere çeşitli bileşenlerin üretilebilmesini sağlayan ileri bir teknolojidir. Bu işlemin, düşük işlem sıcaklığı dahil olmak üzere birçok avantajı vardır, bu da bu yöntemi enerji açısından verimli kılar ve bu da parça maliyet tasarrufuna katkıda bulunmaktadır. Küresel mikro yapıdan sağlanan şekillendirme sırasında artan akışkanlık nedeniyle, oluşturulan parçalar daha düşük porozite seviyelerine ve buna bağlı olarak iyileştirilmiş mekanik özelliklere

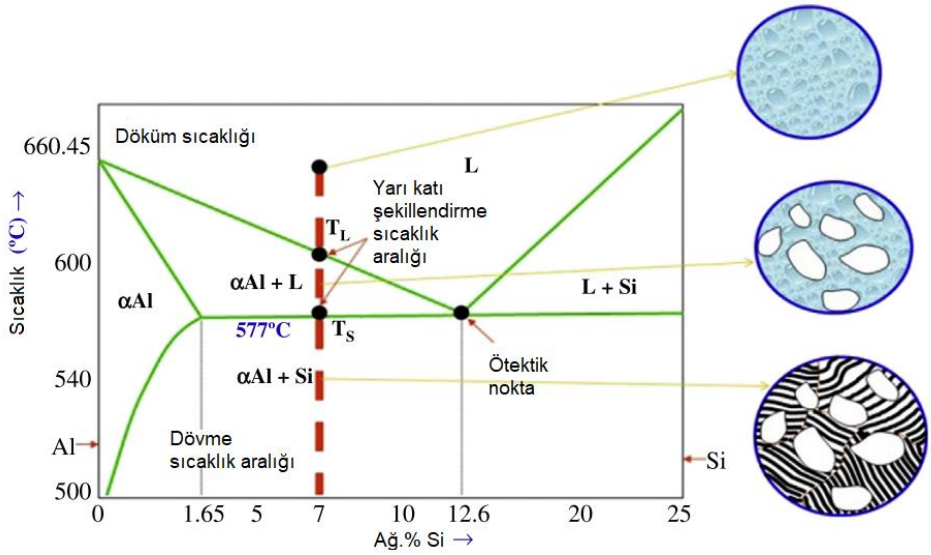
sahiptir. Diğer avantajlar arasında kalıp ömrünü uzatma, daha az doldurma hatası ve daha hızlı katılaşma sayılabilir. Üretkenlik açısından bakıldığında, yarı katı üretim, geleneksel yüksek basınçlı döküm işlemlerine kıyasla aynı veya daha yüksek bir üretim hızı sağlayabilmektedir. Yarı katı şekillendirme teknolojisi üç ana aşamadan oluşur [65], [68], [69]:

1. Hammadde hazırlama: İnce taneli küresel mikro yapıya sahip hammadde biyetleri, uygun bir yöntem ve teknik kullanılarak üretilir.

2. Yeniden ısıtma veya yarı katı durumda tutma: Yarı mamul, indüksiyonlu ısıtma gibi bir ısıtma mekanizması kullanılarak biyet boyunca homojen sıcaklık sağlamak için bir ısıtma rejimi ile yeniden ısıtılır veya yarı katı durumda tutulur.

3. Şekillendirme işlemleri: Nihai ürün, genellikle, sırasıyla, tikso döküm veya tikso dövme olarak adlandırılan, bileşen şekillendirmenin bir döküm veya dövme yöntemiyle üretilir.

Al-Si-Mg bazlı döküm alaşımlar, tikso şekillendirme prosesleri için yaygın olarak kullanılmaktadır. Bunlar arasında A356 ve A357, iyi döküm özellikleri, kaynaklanabilirlik, korozyon direnci ve yarı katı şekillendirme için uygun genişlikte olan katılaşma aralığı nedeniyle net şekle yakın ürünler elde etmek için kullanılan en yaygın alaşımlardır. Şekil 4.4, A356 alaşımındaki yarı katı sıcaklık aralığını ve Al-Si alaşım sisteminin faz diyagramını göstermektedir [70].



Şekil 4.4 Al-Si faz diyagramı ve yarı katı şekillendirme sıcaklık aralığı [70]

Reolojik davranış, şekillendirme işlemi sırasında metalin kalıp boşluklarına akışını belirler. Yarı katı şekillendirme bulamaçları iki geniş kategoride sınıflandırılır: dağılmış katı parçacıklardan oluşan ve dış kuvvetlerin etkisi altında bir sıvı gibi davranan "sıvı benzeri" bulamaçlar, iyi tanımlanmış akma mukavemeti gösteren birbirine bağlı katı fazdan oluşan ve katı gibi davranan "katı benzeri bulamaçlar". Bu iki tip bulamaçtaki deformasyon mekanizmaları temelde farklıdır. 0,5 katı oranlı yarı katı bulamaçları, iki benzersiz reolojik özellik, yani tiksotropi ve sahte plastisite sergiler. Tiksotropi, belirli bir kesme hızında geçici durum viskozitesinin zamana bağımlılığını tanımlar. Karıştırmanın neden olduğu zorlanmış konveksiyon yoluyla ince yakın küresel parçacıkların oluşumunu içeren dendritik olmayan morfolojinin varlığını açıklamak için çeşitli mekanizmalar önerilmiştir. Flemings, dendritik parçalanma için üç ana grupta sınıflandırılabilecek bir dizi mekanizma sıralamıştır:

1. Dendrit kol kökünün yeniden ergimesi;

2. Büyüme kontrollü mekanizmalar

3. Dendrit kol parçalanması.

Yarı katı şekillendirmede, uzun süreli izotermal tutma, herhangi bir morfolojiye sahip katı parçacığın, tam difüzyon kontrolü altında, yüzey veya ara yüzey serbest enerjisinin azaltılması için itici güç altında küreselleşmesine neden olur [66].

4.1 Dendritik Olmayan Hammadde Üretim Yöntemleri

Dendritik olmayan hammadde üretim yöntemleri hammaddenin başlangıç durumuna göre sıvı veya katı halden üretim olmak üzere iki şekilde ayrılabilir. SIMA ve RAP yöntemlerinde üretim katı halden başlarken mekanik karıştırma, eğimli soğutucu gibi diğer yöntemlerde ise sıvı halden başlamaktadır.

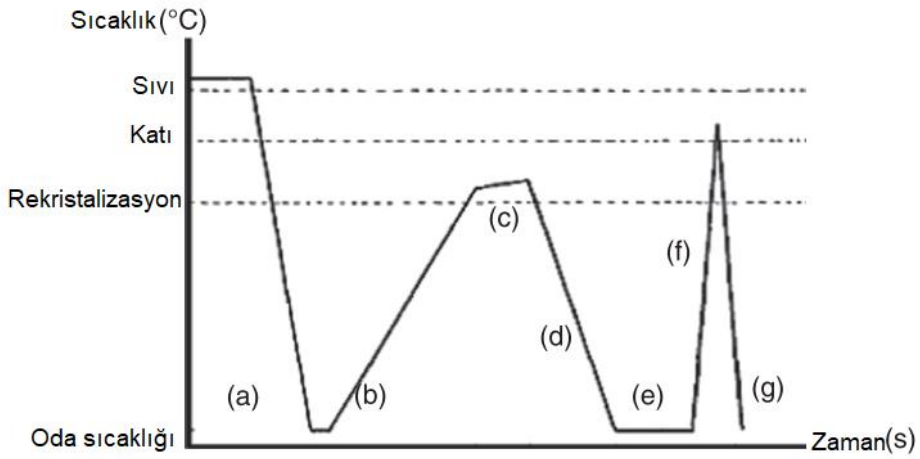
4.1.1 Mekanik Karıştırma Yöntemi

Mekanik karıştırma işlemi, dönen bir şafta bağlı helezonlar, çarklar veya çoklu karıştırıcılar kullanılarak gerçekleştirilir. Mekanik karıştırmanın bir avantajı, karıştırma sırasında tork ve dönme hızının kaydedilebilmesi ve sıvı viskozitesinin yanı sıra proses kontrolü için gerçek zamanlı olarak kullanılabilmesidir. Bu şekilde kurulan ve iç rotorun döndüğü bir Searle viskozimetresi, sıvı reolojik özelliklerini

belirlemek ve SSM hammaddesi üretmek için aynı anda kullanılabilir. Böyle bir kurulumla, işleme süresi ve kesme hızına göre reolojik özellikler belirlenebilir. Tork ve hız ölçümleri, mekanik karıştırıcının şaftındaki sensörlerden zamana karşı kolayca kaydedilir. Bu yöntem, laboratuvar ölçekli hammadde üretimi ve araştırması için uygun maliyetli bir yöntemdir. Mekanik karıştırma işlemi, aktif ve pasif karıştırma teknikleri olarak alt kategorilere ayrılabilir. Mekanik karıştırmada kesmeyi direkt olarak teşvik etmek, aktif karıştırma yöntemidir. Pasif karıştırma ise, yarı katı aralığında yakın sıcaklık kontrolü altında sabit dar kanallardan zorlayarak katılaşan ergiyiğin kesilmesi şeklindedir. Sürekli bir mekanik karıştırıcı, aktif karıştırma yöntemleri altında gruplanırken, pistonlu enjeksiyon vidası, kesme/soğutma silindiri ve içi boş jet nozulu yöntemleri pasif karıştırma teknikleri olarak kategorize edilir [62].

4.1.2 Gerinim Kaynaklı Ergiyik Aktifleştirilmiş Proses (SIMA)

Ergiyik karıştırma yoluna bir alternatif, gerinim kaynaklı eriyik aktive (SIMA) prosesidir. SIMA prosesi, sıcak ekstrüde edilmiş ve su verilmiş bir biyete soğuk deformasyon yoluyla artık plastik gerilmenin indüksiyonunu içerir. Bu işlem, plastik deformasyon ve yeniden kristalleşmenin neden olduğu yüksek açılı tane sınırlarının yarı katı sıcaklıkta sıvı metal tarafından ıslanacağı ve ince ve küresel bir yapı ile sonuçlanacağı anlayışına dayanmaktadır. SIMA işlemi, tikso şekillendirme için yüksek kaliteli hammadde üretir ve dövme alaşımlar, çelik ve süper alaşımlar gibi yüksek erime sıcaklıklı alaşımlar için potansiyele sahiptir. Bununla birlikte, SIMA işlemi, geleneksel olarak dökülen dendritik malzemelerin, enerji ve işleme yoğun olan termomekanik işlemlerle plastik deformasyonunu ve yeniden kristalleştirilmesini gerektirir, bu da manyetohidrodinamik karıştırma işleminden üç ila beş kat daha maliyetlidir. SIMA proses akışı Şekil 4.5'te gösterilmiştir [66].



Şekil 4.5 (a) Ergitme ve döküm, (b) ön ısıtma, (c) ekstrüzyon, (d) su verme, (e) soğuk şekillendirme, (f) yeniden ısıtma ve (g) şekillendirme ve su verme gösteren SIMA proses akışı [62].

4.1.3 Sprey Döküm (Osprey Prosesi)

Sprey döküm (Osprey prosesi), hammadde üretimi için başka bir karıştırma olmayan prosestir. Bu işlemde, ergimiş metal, yüksek basınçlı inert gazı (azot veya argon) karşılamak için bir nozuldan yönlendirilerek atomize edilir. Sıvı metal akımı, yüksek basınçlı gaz tarafından uçuşları sırasında yüksek soğutma hızı yaşayan mikrometre boyutunda damlacıklar halinde atomize edilir ve soğutma hızı 103 K/s civarındadır. Atomizasyon sırasında büyük damlacıklar tamamen sıvı halde kalırken ve küçük damlacıklar katılaşırken, orta büyüklükteki damlacıklar yarı katı hale gelir. Damlacıklar hareketli bir alt tabaka üzerinde toplanır ve tutarlı bir ön form oluşturmak üzere birleştirilir. Bu işlem, Al alaşımlarının ve kompozitlerinin, yüksek hız çeliği ve bakır alaşımlarının işlenmesi dahil olmak üzere geniş bir uygulama alanı bulmaktadır [71].

4.1.4 Kimyasal Tane İnceltme

Alüminyum alaşımlarının sürekli dökümünde kimyasal tane inceltme yaygın bir uygulamadır ve bu teknik aynı zamanda hammadde üretimi için de düşünülmüştür. Çoğu durumda, önceden alaşımlı bir tel, genellikle titanyum ve bor bazlı heterojen çekirdeklenme ajanlarını serbest bıraktığı oluktaki sıcak metal akışıyla orantılıdır. Artan heterojen çekirdeklenme oranı ve dendritik büyümenin baskılanması sayesinde, sonraki yeniden ısıtma ve tikso şekillendirme için uygun

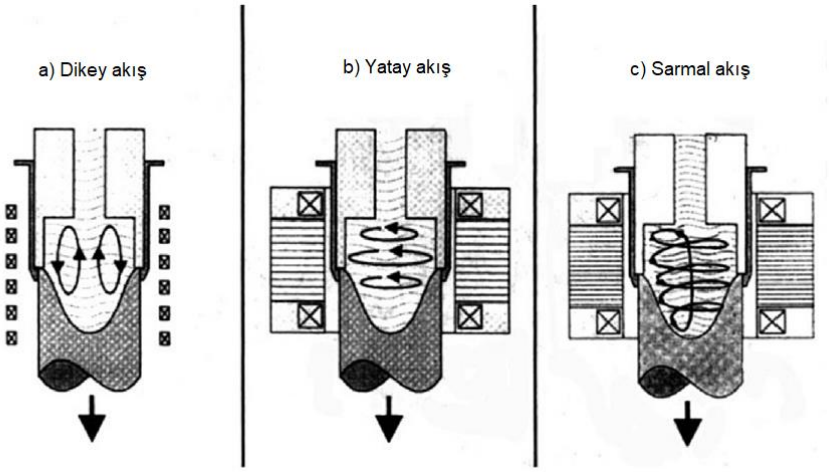
ince ve eş eksenli bir yapı elde edilebilir. Bununla birlikte, kimyasal tane inceltme yöntemi, manyetohidrodinamik karıştırma ve sıvı döküm gibi diğer hammadde üretim yöntemleriyle birlikte kullanılır [66].

Tane inceltme yöntemi, yeni rheo-döküm yöntemiyle birleştirilerek yarı katı şekillendirmeye uygun hammadde üretimi Easton vd tarafından incelenmiştir. Al–5Ti–1B kimyasal tane incelticinin Al–7Si–0.4 Mg alüminyum alaşımına eklenmesi ile, sistemin yüksek ergiyik dökme sıcaklığı gerektirdiği yerlerde tanelerin boyutunu düşürdüğü tespit edilmiştir. Bu durumda tane incelticinin reaksiyonunun, yalnızca inceltici olarak kullanılan malzemeye değil, aynı zamanda işlem sıcaklığına da bağlı olduğu görülmüştür. Erimiş alüminyum alaşımlarına Al–5Ti–1B tane inceltici eklenmesinin, 630–650 ºC aralığındaki daha düşük dökme sıcaklıklarında, 670 ila 720 ºC arasındaki daha yüksek bir dökme sıcaklığı aralığına kıyasla daha az etkili olduğu bulunmuştur. Daha yüksek dökme sıcaklığı uygulayarak, tane inceltici, parçanın merkezi ve kenarı arasında küçük tane boyutu varyasyonu ile daha ince ve daha homojen bir mikro yapı sağlayabildiği görülmüştür. Bu çalışmada, 2 dakika veya daha uzun süren aşılama periyotları için en iyi çekirdeklenme oluşum sonuçlarının elde edildiği kaydedilmiştir [72].

4.1.5 Manyetohidrodinamik Karıştırma

Manyetohidrodinamik karıştırma işleminde, yarı katı halde bulunan dendritleri kırmak için elektromanyetik karıştırma kullanılır. Bu teknikte, sürekli döküm kalıbı içinde dönen elektromanyetik alanlar tarafından yerel kesme kuvvetleri oluşturulur ve katılaştırılmış dendritik olmayan alaşımdan sürekli biyetler üretilebilir. Karıştırma, kontaminasyonun ortadan kaldırılması için önceden filtrelenmiş ve gazı alınmış sıvının karterinde gerçekleştirilir. Günümüzde, manyetohidrodinamik karıştırma, hammadde üretimi için en yaygın uygulama olarak kendini kanıtlamıştır. Elektromanyetik karıştırma üç farklı mod aracılığıyla gerçekleştirilebilir: dikey akış, yatay akış ve sarmal akış, sarmal mod, Şekil 4.5'te gösterildiği gibi nihai olarak dikey ve yatay modların bir kombinasyonudur. Yapılan daha ileri araştırma çalışmalar, Manyetohidrodinamik karıştırmanın mekanik karıştırıcılar tarafından elde edilen 100-400 μm ile karşılaştırıldığında

istenen mikro yapıyı yaklaşık 30 μm'lik bir normal tane boyutu ile sağlayabildiğini bildirmiştir [67], [69], [70].



Şekil 4.6 Elektromanyetik karıştırmanın farklı akış modları, a) dikey akış, b) yatay akış ve c) sarmal akış [69]

4.1.6 Eğimli Soğutucu ile Döküm

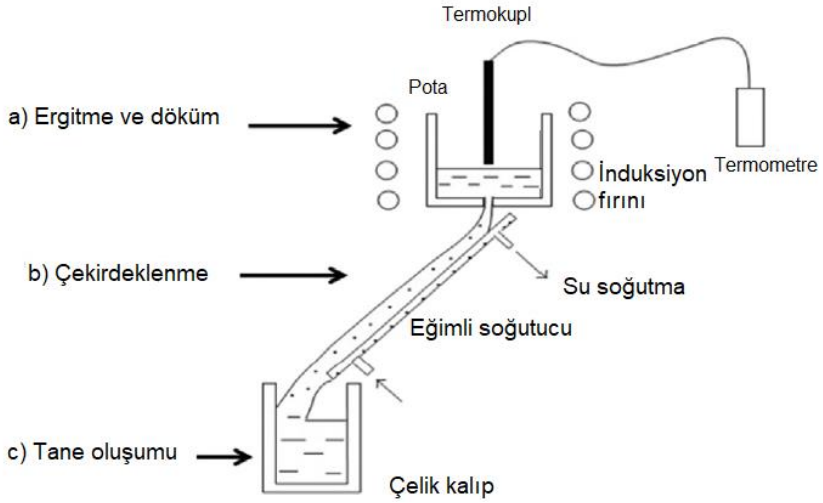
Eğimli soğutucu ile döküm işlemi, etkili bir şekilde sonraki yeniden ısıtma ve tikso şekillendirme işlemleri için uygun, küresele yakın bir mikro yapıya sahip dendritik olmayan yarı mamul üretebilen, yarı katı işlemdir. Likidüs sıcaklığına yakın veya hemen üzerinde uniform bir sıcaklıkta metale düşük bir üst ısı uygulayarak çalışan basit bir sürekli döküm işlemidir. Bu işlemdeki etkin mekanizma, hızlı soğuyan metalin yoğun olarak çekirdeklenmesi ve eğimdeki akışın büyümeye başlayan dendritleri kırmasıdır. Akış, ergimiş metalin soğuk şev içine dökülerek bir kalıpta toplanmasıyla sağlanır veya doğrudan dövme, ekstrüzyon, haddeleme gibi şekillendirme işlemleriyle birlikte kullanılabilir [73], [74]. Eğimli soğutucu ile döküm yöntemi üç ana prosesten oluşmaktadır:

1. Alaşımı bir potada ergiten ve eğimli soğutucuya döken bir ergitme bölümü;

2. Eğimli soğutucudan akarken eriyik içinde kristal çekirdekler oluşturan bir çekirdeklenme bölümü;

3. Çekirdeklenme bölümünden elde edilen metalin metal kalıp içinde soğutulduğu bir kristal oluşturma bölümü.

Eğimli soğutucu ile döküm işleminin şematik görünümü Şekil 4.7'de verilmiştir [75].



Şekil 4.7 Eğimli soğutucu ile döküm işleminin şematik görünümü [75]

4.1.7 Düşük Üst Isılı Döküm Yöntemi

Düşük üst ısılı döküm yöntemi, likidüs sıcaklığının hemen üzerinde bir sıcaklık ile dökülen bir alaşımın hızlı katılaşmasına dayanmaktadır. Bu yöntemle, daha sonraki yarı katı işlemlerin yeniden ısıtma ile küreleşmeye hazır, dendritik olmayan bir mikro yapıya sahip bir yarı mamul üretilir. Diğer yarı katı üretim şekillerine kıyasla bu tekniğin, kolaylık, düşük maliyet, düşük üretim çevrim süresi, artan kalıp ömrü, azaltılmış porozite ve çekinti gibi birçok avantajı bulunmaktadır.

Düşük üst ısılı döküm yönteminde, metal likidüs sıcaklığının hemen üzerinde dökülür ve düşük aşırı soğuma ve çekirdeklenme bölgelerinin yüksek doygunluğu nedeniyle eş eksenli dendritik olmayan taneler oluşur. Döküm sıcaklığının düşürülmesi de dendritik yapı yerine eş eksenli oluşumu tetikler. Düşük üst ısılı döküm işlemi sırasında yarı mamulün son mikro yapısını etkileyen temel işleme parametreleri, döküm sıcaklığı ve kalıp malzemesidir.

T. El-Khady vd. A356 alaşım yarı mamul için düşük üst ısılı döküm proses parametrelerinin optimizasyonu üzerinde çalışmışlardır. Bu çalışmada ticari A356 alaşımı kullanılmıştır ve düşük üst ısılı döküm işlemleri 620 ºC, 630 ºC ve 640 ºC' de gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada numunelerin mikro yapısının döküm

sıcaklığına ve soğuma hızına bağlı olduğu bulunmuştur. Tüm döküm sıcaklıklarında dendritik yapının bozulduğu ve α-Al tane boyutunun daha ince hale geldiği gözlenmiştir. En küçük tane boyutuna sahip ve tikso şekillendirmeye en uygun numune 620 ºC'de elde edilmiştir [76].

K. A. Güler vd, düşük üst ısılı döküm işlemi ile üretilen tikso dövülmüş A380 biyetlerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelemiştir. Bu çalışmada 610 ºC'de düşük üst ısılı döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Düşük üst ısılı döküm işleminin ve hızlı soğutmanın dendrit oluşumunu baskıladığı ve küresele yakın α-Al tanelerinin oluştuğu tespit edilmiştir. Bu çalışma sonucunda ayrıca düşük döküm sıcaklığı ve hızlı soğumanın ötektik faz üzerinde modifikasyon etkisine neden olduğu ve döküm numunesinin 111 HB sertlik gösterdiği görülmüştür [77].

Jing Qingxiu vd, farklı bileşimlerle insitu Al-Mg_2Si kompozitleri üzerine yaptığı çalışma kapsamında, insitu kompozit üretmek için ticari olarak temin edilebilen Al-23%Si külçe, saf Al ve Mg kullanılmıştır. Çalışma sonucunda, düşük Mg içeriklerinde döküm olarak kompozitlerin mikroyapılarının α-Al, gelişmemiş Mg_2Si fazı ve α-Al+ Mg_2Si +Si üçlü ötektik fazdan oluştuğu görülmüştür. Mg içeriği arttıkça α-Al tanelerinin içinde Mg_2Si parçacıklarının oluşmaya başladığı bildirilmiştir. Ayrıca kompozitlerin gözlenen sertliğinin artan Mg içeriği ile değişmediği, ötektik ve primer Mg_2Si partiküllerinin boyut ve morfolojisi ile ilintili olduğu belirtilmiştir [78].

Yi Si vd, Al/Mg_2Si kompozitlerinin döküm sıcaklığının mikroyapı üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Bu çalışmada saf alüminyum, magnezyum ve silisyum kullanılmıştır. Döküm işlemleri 662 ºC, 622 ºC, 602 ºC ve 587 ºC'de gerçekleştirilmiştir. Döküm sıcaklığının düşürülmesinin Mg_2Si fazını net bir şekilde incelttiği ve düşük sıcaklıklarda α-Al tanelerinin morfolojisini dendritikten rozete ve küresel veya granüle değiştirdiği gözlemlenmiştir. 660 ºC'de dökülen numunede gözlemlenen en büyük tane boyutu 400 μm'ye yakınken, 587 ºC'de kompozit dökümde en büyük tane boyutu 120 μm olarak ölçüldüğü kaydedilmiştir [79].

5
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalar kapsamında ticari A356, A380, A413 ve AM50 alaşımları kullanılarak düşük üst ısılı döküm ile Mg_2Si takviyeli kompozit malzemeler üretilmiş ve üretilen kompozitler daha sonra yarı sıcaklığa yeniden ısıtılarak yarı katı şekillendirilmiştir. Aynı zamanda, Mg_2Si takviyesinin mikroyapı, sertlik ve aşınma direncine etkisini görmek için aynı proseslerle referans numuneler üretilmiş ve tüm numunelerin mikroyapı, SEM görüntüleri, sertlik ve aşınma dirençleri incelenmiştir.

5.1 Düşük Üst Isılı Döküm

Deneysel çalışmalarda, ticari A356, A380 ve A413 alüminyum alaşımları ile birlikte AM50 magnezyum alaşımı kullanılmıştır. Kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonu Tablo 5.1'de verilmiştir.

Tablo 5.1 Kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları (% ağ.)

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
A356	7,2	0,14	0,01	0,02	0,35	-	Kalan
A380	8,62	0,82	3,09	0,22	0,28	0,9	Kalan
A413	12,20	0,361	0,18	0	0,001	0,002	Kalan
AM50	0,1	0,004	0,01	0,3	Kalan	0,2	4,9

Her kompozit malzeme için ağırlıkça %5, %10 ve %15 AM50, ergiyik alaşıma ilave edilmiştir ve düşük üst ısılı döküm işlemi kokil kalıba yapılmıştır. Üretilen numunelerin, döküm ve şekillendirme sıcaklıkları Tablo 5.2'de gösterilmiştir. Tablo 5.3'te kullanılan alüminyum alaşımlarının likidüs ve solidüs sıcaklıkları verilmiştir.

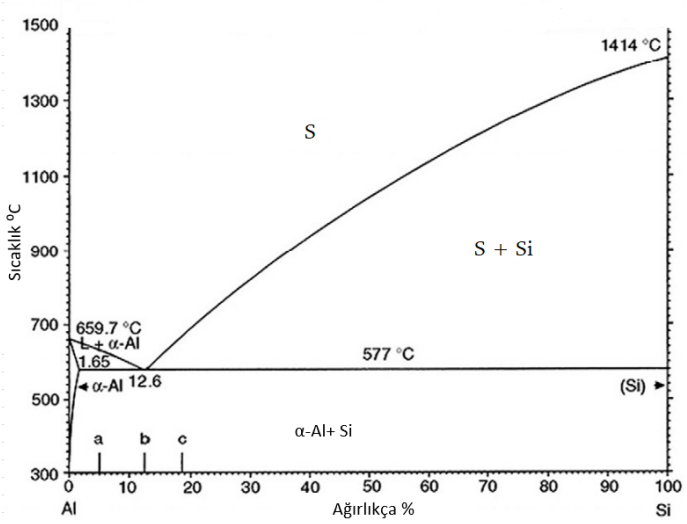
Tablo 5.2 Üretilen numunelerin takviye fazı miktarı, döküm ve şekillendirme sıcaklıkları

Alaşım	AM50 Oranı (%)	Döküm Sıcaklığı	Tikso Şekillendirme Sıcaklığı	Numune Kodu
A356	0	650 Cº	580 Cº	A356-0
	5			A356-5
	10			A356-10
	15			A356-15
A380	0	630 Cº		A380-0
	5			A380-5
	10			A380-10
	15			A380-15
A413	0	620 Cº		A413-0
	5			A413-5
	10			A413-10
	15			A413-15

Tablo 5.3 Kullanılan alüminyum alaşımlarının likidüs ve solidüs sıcaklıkları [80]

Alaşım	Likidüs Sıcaklığı (ºC)	Solidüs Sıcaklığı (ºC)
A356	615	555
A380	595	540
A413	582	574

Şekil 5.1'de alüminyum silisyum ikili faz diyagramı verilmiştir. Al-Si alaşımları ağırlıkça % 12,6 Si'de bir ötektik noktaya sahiptir. Diyagram üzerinde a ile gösterilen noktada alüminyum silisyum alaşımı ötektik altı, b noktasında ötektik, c noktasında ise ötektik üstü kompozisyona sahiptir.



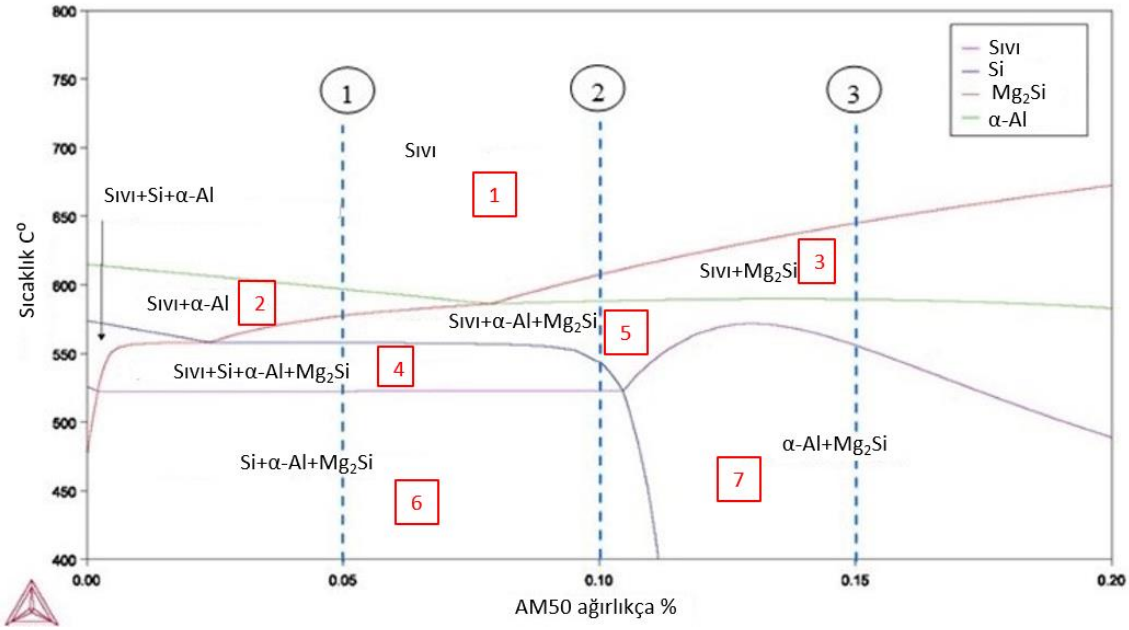
Şekil 5.1 Alüminyum silisyum ikili faz diyagramı [81]

Kompozitlerin üretimi sırasında ilk olarak, her kompozit için yaklaşık 500 g alüminyum alaşımı bir grafit potaya yüklenmiş ve bir elektrik dirençli fırınında ergitilmiştir. Bu sırada AM50 alaşımı başka bir fırında 200 °C'de ön ısıtmaya tabi tutulmuştur. Ergitme işlemlerinden sonra ergimiş metale gerekli miktarda AM50 magnezyum alaşımı eklenmiş ve 10 dakika bekleyip cürufun uzaklaştırılmasından sonra 40 mm çapında, ortalama 150 mm boyunda biyetlerin silindirik çelik kalıba döküm işlemleri yapılmıştır. Ayrıca, AM50 ilavesinin morfoloji ve mekanik özellikler üzerindeki etkisini görmek için AM50 içermeyen referans numuneler dökülmüş ve her alaşım için aynı sıcaklıklarda yeniden ısıtma ve tikso şekillendirme işlemi gerçekleştirilmiştir.

Şekil 5.2, 5.3 ve 5.4'te sırasıyla Thermocalc programı ile hazırlanmış A356-AM50, A380-AM50 ve A413-AM50 ikili denge diyagramları verilmiştir.

Yapılan çalışmalara göre, Al-Mg_2Si kompozitlerinin katılaşma süreci aşağıdaki gibidir [82]:

$$S \rightarrow S_1 + Mg_2Si_p \rightarrow S + (Al + Mg_2Si)_{ö} + Mg_2Si_p \rightarrow (Al + Si + Mg_2Si)_{ö} + (Al + Mg_2Si)_{ö} + Mg_2Si_p \quad (6.1)$$



Şekil 5.2 A356-AM50 ikili denge diyagramı

A356 AM50 ikili faz diyagramı incelendiğinde %5 AM50 oranına sahip ergiyik katılaşırken;

- ilk olarak sıvı fazdan α-Al taneleri çekirdeklenmeye başlar (2 bölgesi).
- Sırasıyla 5 ve 4 bölgelerinde de ötektik Mg_2Si ve Si çekirdeklenir. 4 numaralı bölgede α-Al-Si-Mg_2Si üçlü ötektiği oluşur.
- İlk olarak α-Al çekirdeklenmeye başladığı için katılaşma süreci boyunca α-Al taneleri büyümeye devam eder.
- 6 numaralı bölgede silisyum miktarı Mg_2Si oluşturmak için gerekli olan stokiyometrik orandan daha fazla olduğu için ötektik Si oluşur.
- Katılaşma tamamlandığında ise mikroyapının α-Al taneleri, α-Al-Si-Mg_2Si üçlü ötektiği ve stokiyometrik oranın izin verdiği miktarda Mg_2Si'den oluşması beklenir.

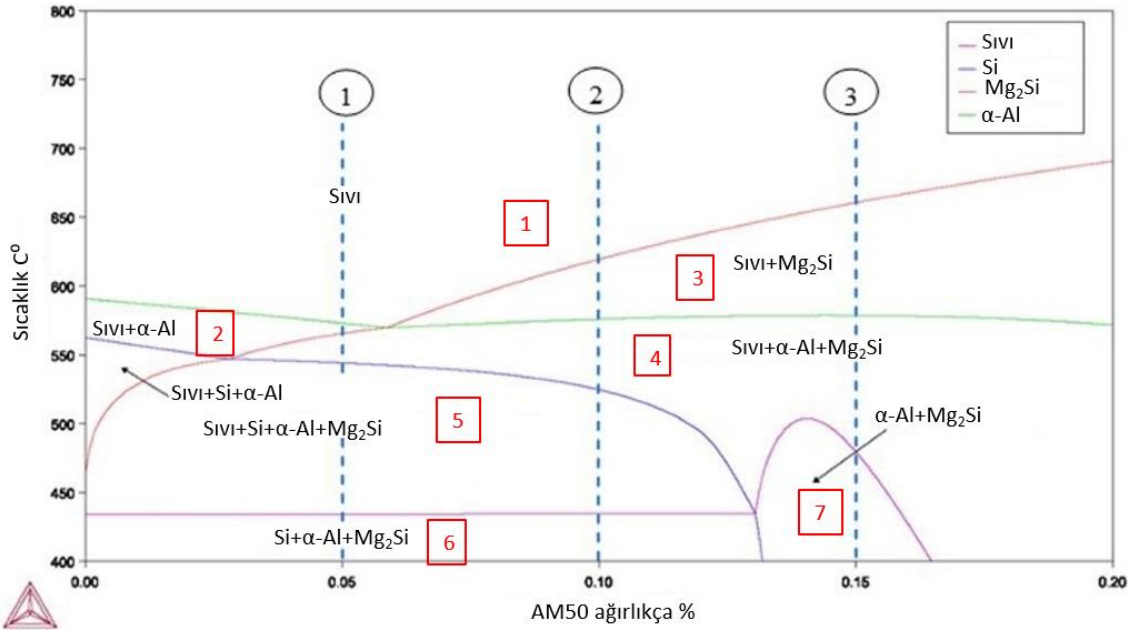
%10 AM50 oranına sahip kompozitlerde katılaşma sırasında;

- 3 numaralı bölgede sıvı faz içerisinde Mg_2Si takviye fazı çekirdeklenip büyümeye başlar.
- 5 numaralı bölgede α-Al çekirdeklenmeye başlar ve oluşan Mg_2Si fazı büyümeye devam eder.
- 4 numaralı bölgede α-Al-Mg_2Si-Si üçlü ötektiği oluşmaya başlar.

- Katılaşma tamamlandığında ise mikroyapının α-Al taneleri, α-Al-Si-Mg_2Si üçlü ötektiği ve Mg_2Si'den oluşması beklenir.

%15 AM50 oranına sahip kompozitlerde katılaşma sırasında;

- 3 numaralı bölgede sıvı faz içerisinde Mg_2Si takviye fazı çekirdeklenip büyümeye başlar.
- 5 numaralı bölgede α-Al çekirdeklenmeye başlar ve oluşan Mg_2Si fazı büyümeye devam eder.
- 7 numaralı bölgede Mg_2Si oluşturacak Mg ve Si stokiyometri oranında katılaşma tamamlandığında mikroyapının α-Al ve Mg_2Si'den oluşması beklenir.



Şekil 5.3 A380-AM50 ikili denge diyagramı

%5 AM50 içeren A380-Mg_2Si kompozitlerinin katılaşması sırasında;

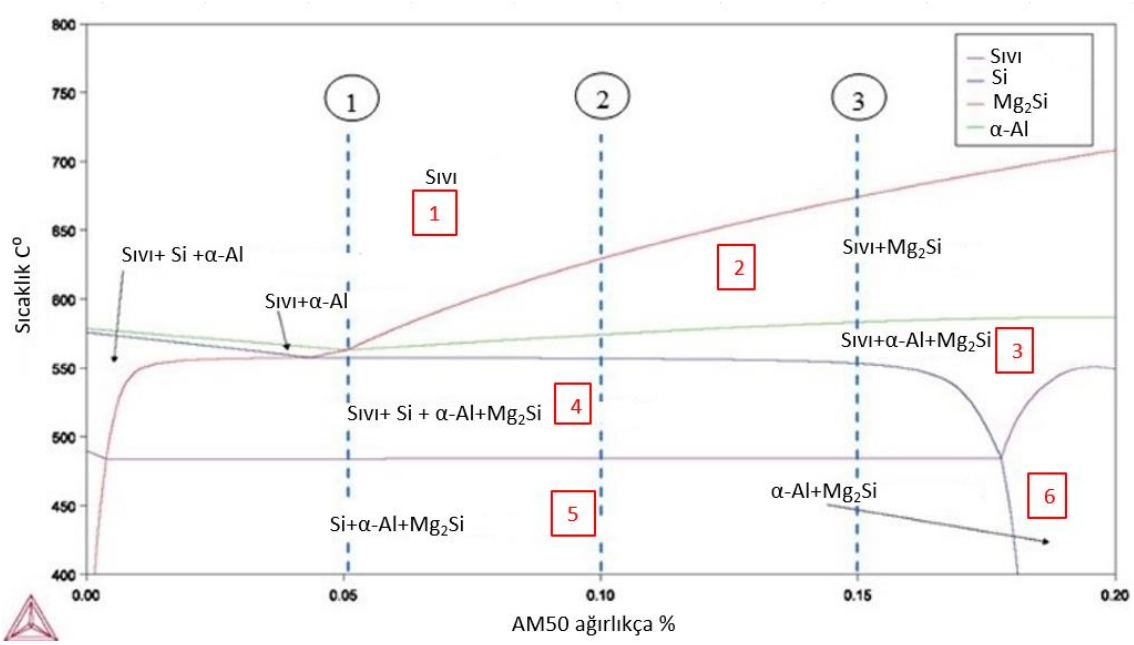
- 2 numaralı bölgede sıvı faz içerisinde α-Al çekirdeklenmeye başlar.
- 4 numaralı bölgede ötektik Mg_2Si çekirdeklenip büyümeye başlar.
- 5 numaralı bölgede ötektik Si çekirdeklenmeye başlar.
- 6 numaralı bölgede katılaşma tamamlandığında mikroyapının ötektik Si, α-Al ve α-Al-Mg_2Si-Si üçlü ötektiğinden oluşması beklenir.

%10 AM50 içeren A380-Mg_2Si kompozitlerinin katılaşması sırasında;

- 3 numaralı bölgede sıvı faz içerisinden Mg_2Si fazı çekirdeklenmeye ve büyümeye başlar.
- 4 numaralı bölgede α-Al çekirdeklenmeye başlar.
- 5 numaralı bölgede ötektik Si çekirdeklenmeye başlar.
- 6 numaralı bölgede katılaşma tamamlandığında mikroyapının ötektik Si, α-Al ve α-Al-Mg_2Si-Si üçlü ötektiğinden oluşması beklenir.

%15 AM50 içeren A380-Mg_2Si kompozitlerinin katılaşması sırasında;

- 3 numaralı bölgede sıvı faz içerisinden Mg_2Si fazı çekirdeklenmeye ve büyümeye başlar.
- 4 numaralı bölgede α-Al çekirdeklenmeye başlar ve bu noktaya kadar oluşan Mg_2Si büyümeye devam eder.
- 7 numaralı bölgede katılaşma tamamlandığında mikroyapının primer ve ötektik Mg_2Si, α-Al ve Mg_2Si oluşturmak için gerekli stokiyometrik orandan fazla silisyumun oluşturduğu ötektik silisyumdan oluşur.



Şekil 5.4 A413-AM50 ikili denge diyagramı

%5 AM50 içeren A413-Mg_2Si kompozitlerinin katılaşması sırasında;

- 3 numaralı bölgede eş zamanlı olarak α-Al ve Mg_2Si çekirdeklenmeye başlar.

- 4 numaralı bölgede ötektik silisyum çekirdeklenmeye başlar
- 5 numaralı bölgede katılaşma tamamlandığında mikroyapının α-Al, üçlü ötektik faz ve silisyumdan oluşması beklenir

%10 AM50 içeren A413-Mg_2Si kompozitlerinin katılaşması sırasında;

- 2 numaralı bölgede sıvı içerisinde Mg_2Si çekirdeklenir ve büyümeye başlar.
- 3 numaralı bölgede α-Al çekirdeklenmeye başlarken oluşan Mg_2Si büyümeye devam eder.
- 4 numaralı bölgede ötektik silisyum çekirdeklenmeye başlar
- 5 numaralı bölgede katılaşma tamamlandığında mikroyapının α-Al, Mg_2Si, üçlü ötektik faz ve silisyumdan oluşması beklenir.

%15 AM50 içeren A413-Mg_2Si kompozitlerinin katılaşması sırasında;

- 2 numaralı bölgede sıvı içerisinde Mg_2Si çekirdeklenir ve büyümeye başlar.
- 3 numaralı bölgede α-Al çekirdeklenmeye başlarken oluşan Mg_2Si büyümeye devam eder.
- 4 numaralı bölgede ötektik silisyum çekirdeklenmeye başlar
- 5 numaralı bölgede katılaşma tamamlandığında mikroyapının α-Al, primer ve ötektik Mg_2Si, üçlü ötektik fazdan oluşması beklenir.

5.2 Yeniden Isıtma ve Yarı Katı Şekillendirme

Döküm işlemlerinden sonra, silindirik parçanın alt kısımdan metalografi numunesi kesilmiştir. Geri kalan kısmı yeniden ısıtma işleminde kullanılmıştır. Yeniden ısıtma için kutu tipi rezistans fırını kullanılmıştır. Numuneler 580 ºC'de 40 dakika tutulduktan sonra bir numune suda soğutulmuş diğer numuneye ise yarı katı şekillendirme işlemi yapılmıştır. Fırın 580 ºC'ye 9,6 ºC/dk ile çıkarılmıştır. Yarı katı şekillendirme hidrolik pres ile %50 deformasyon oranında yapılmıştır.

5.3 Karakterizasyon Çalışmaları

Mikroyapısal inceleme için numuneler zımparalanmış parlatılmış ve %0.5 HF çözeltisi ile 15 saniye boyunca dağlanmıştır. Tüm mikroyapılar Nikon Eclipse MA100 optik mikroskobu ile alınmıştır. SEM incelemeleri için Hitachi SU3500

kullanılarak elde edilmiştir ve aynı zamanda EDS analizleri de yapılmıştır. Numunelerin sertlik değerleri Brinell sertlik cihazı ile 2.5 mm bilye çapı ve 62.5 kg yük ile ölçülmüş ve beş ölçümün ortalaması raporlanmıştır.

5.4 Aşınma Testleri

Numunelerin tribolojik davranışlarını belirlemek için ball-on-disc tipi tribometre (Turkyus) kullanılmıştır. 6 mm çapında Al_2O_3 bilya karşı yüzey malzemesi olarak kullanılmış ve numune yüzeylerine 10 N yük uygulanmıştır.

$$V = 2\pi R[r^2 \sin^{-1}(d/2r) - (d/4)(4r^2 - d^2)^{1/2}] \quad (5.1)$$

hacim kayıplarını hesaplamak için yukarıdaki formül kullanılmıştır. Bu denklemde, V hacim kaybı, R aşınma izi yarıçapı, r bilya yarıçapı ve d, aşınma izi genişliğidir. Aşınma izi genişlikleri, ışık mikroskobu aracılığıyla ölçülmüştür. Aşınma oranları hacim kaybı değerleri kullanılarak belirlenmiştir.

$$W_R = V / (LP) \quad (5.2)$$

W_R: Aşınma Oranı

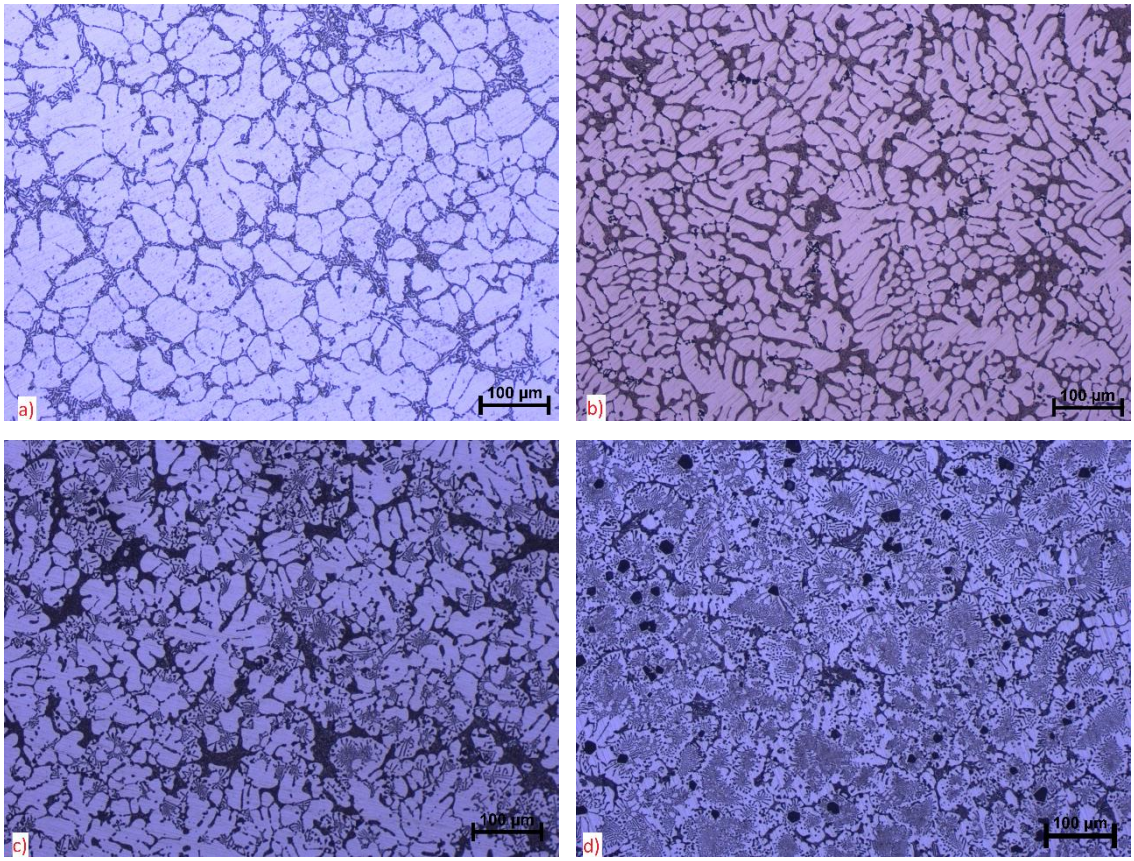
L: Kayma mesafesi

P: Yük

6
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1 Mikroyapı İncelemeleri

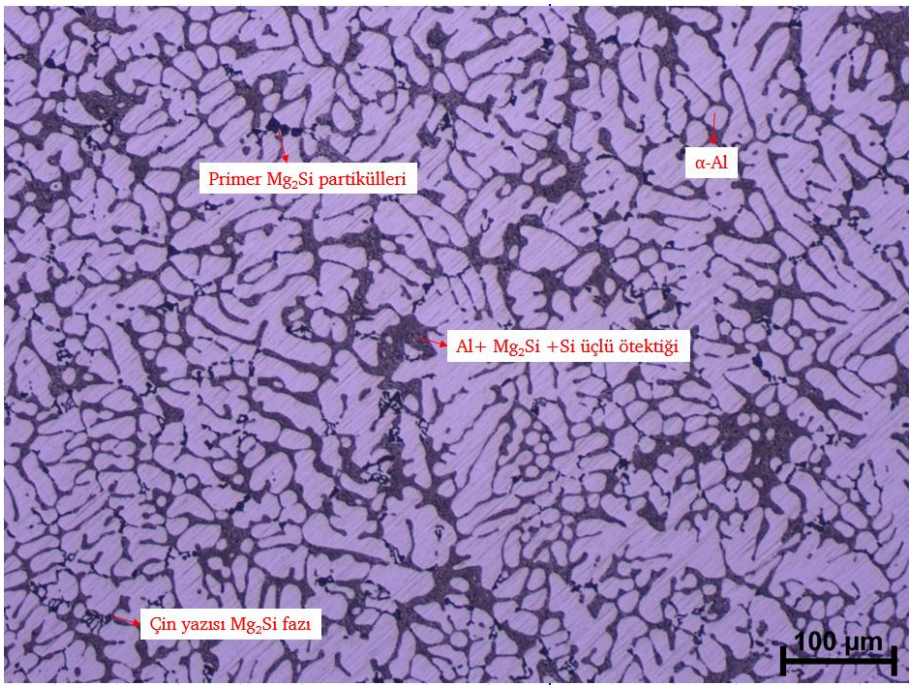
Şekil 6.1'de üretilen A356/AM50 insitu kompozit numunelerin döküm hali ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.1 Üretilen A356/AM50 kompozitlerin döküm hali mikroyapı görüntüleri. a) A356-0, b) A356-5, c) A356-10, d) A356-15

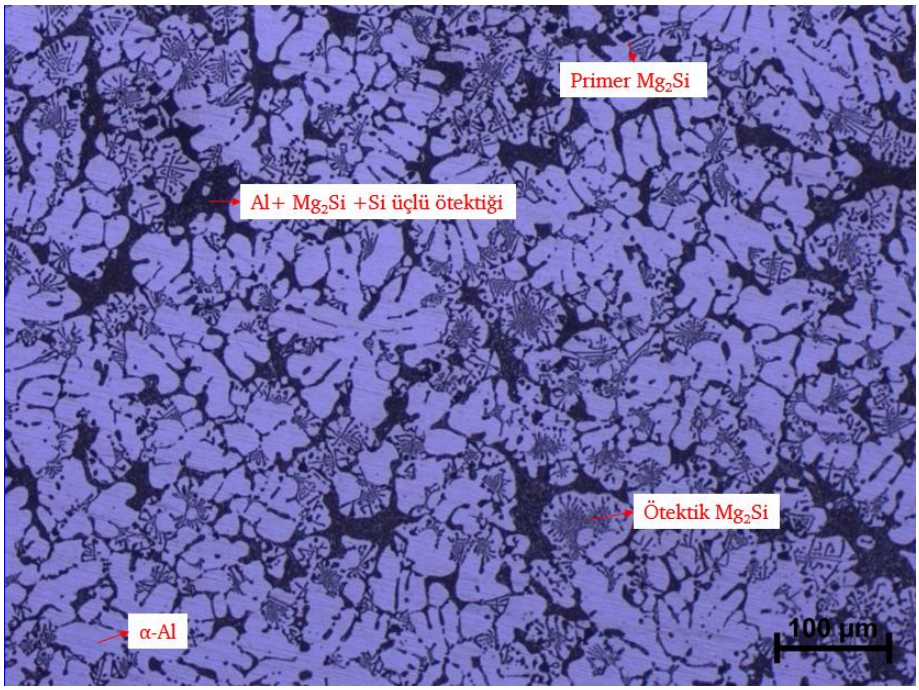
AM50 ilavesi içermeyen A356-0 numunesinde mikroyapı açık renk ile görünen rozet tip α-Al tanelerinden ve bu taneler arasında kalmış Si ötektiğinden oluşmaktadır. A356-5 insitu kompozitin mikroyapısı incelendiğinde, yapının α-Al+ Mg_2Si +Si üçlü ötektiği, α-Al taneleri, Çin yazısı morfolojisine sahip Mg_2Si fazı ve tane sınırlarında oluşmuş primer Mg_2Si partiküllerinden oluştuğu görülmektedir (Şekil 6.2). Numunenin belirli bölgelerinde oluşmuş α-Al

tanelerinin morfolojisinin, düşük üst ısılı döküme bağlı olarak küresel olduğu ve dendrit kollarının mikroyapı genelinde oluşumunun engellendiği ve AM50 içermeyen referans numuneye göre, oluşan ötektik fazın da daha ince morfolojiye sahip olduğu görülmüştür.



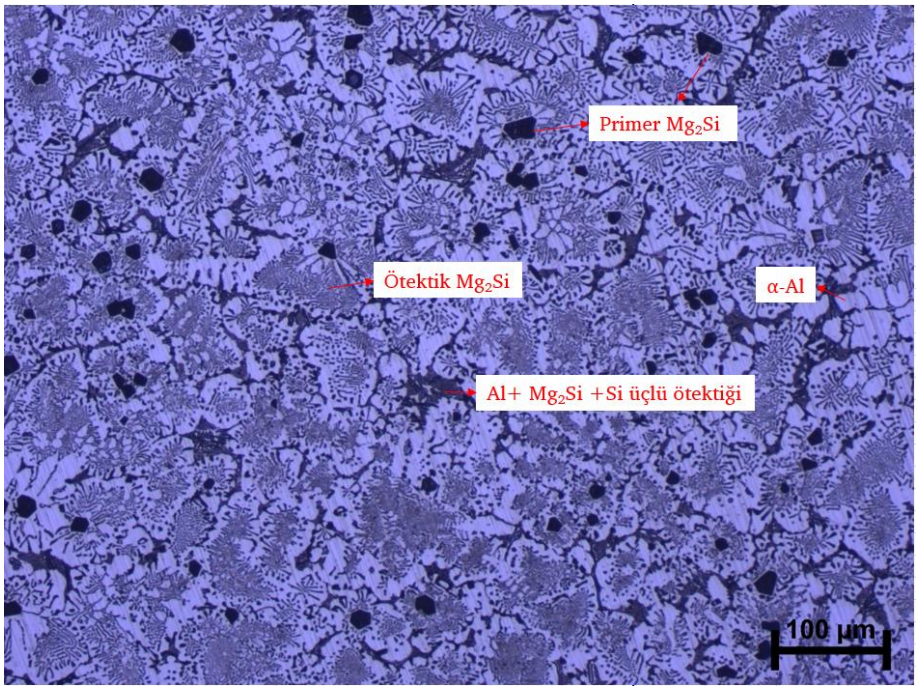
Şekil 6.2 A356-5 kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü

İlave edilen AM50 miktarı arttıkça toplam Mg_2Si miktarının arttığı ve α-Al tanelerinin ve Mg_2Si fazının morfolojisinin değiştiği görülebilmektedir. A356-10 ve A356-15 kompozitlerinde α-Al morfolojisi dendritik ve kısmi küreselden rozet benzeri yapıya dönüşmüştür (Şekil 6.3). Thermocalc faz diyagramlarında AM50 nin %10'un üstüne çıkmasıyla ve artan Mg oranıyla faz diyagramında α bölgesinin genişlediği görülmektedir ve bu genişleme ile α- Al daha fazla büyüme zamanına sahip olmaktadır. Ayrıca düşük Mg içeriğinde ötektik bölgede yerleşen Mg_2Si, artan Mg oranlarında α-Al' nin içine girmektedir. Bu da α-Al'lar arasındaki ötektik fazı azaltıp α-Al'un daha geniş alana yayılmasına neden olmaktadır. Aynı zamanda, AM50 miktarındaki artış ile, A356-10 kompozitinde Mg_2Si morfolojisinin daha ince hale geldiği ve birincil poligonal Mg_2Si partiküllerinin de oluştuğu ve α-Al taneleri içerisinde ötektik Mg_2Si fazı oluşumu görülmektedir. AM50 miktarının artmasıyla α-Al tanelerindeki Mg_2Si ötektik oranının arttığı gözlenmiştir.

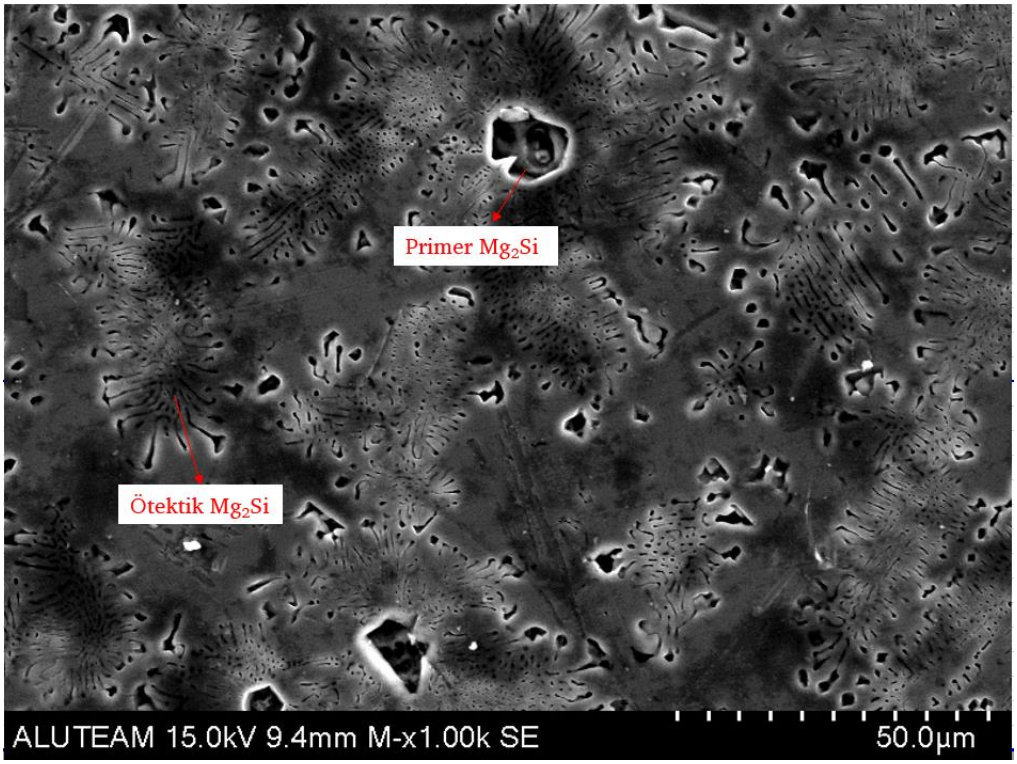


Şekil 6.3 A356-10 kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü

A356-15 numunesinde ise, AM50 oranının %10'dan 15'e çıkmasıyla yapıdaki birincil poligonal şekilli Mg_2Si partiküllerinin sayısının ve α-Al taneleri içerisinde ötektik Mg_2Si faz miktarının arttığı görülmüştür (Şekil 6.4). AM50 ilavesinin ergime sıcaklığına olan etkisi bu numunede kabalaşmış α-Al fazı ile belirgin olarak görülmektedir.



Şekil 6.4 A356-15 kompozitin ışık mikroskobu görüntüsü

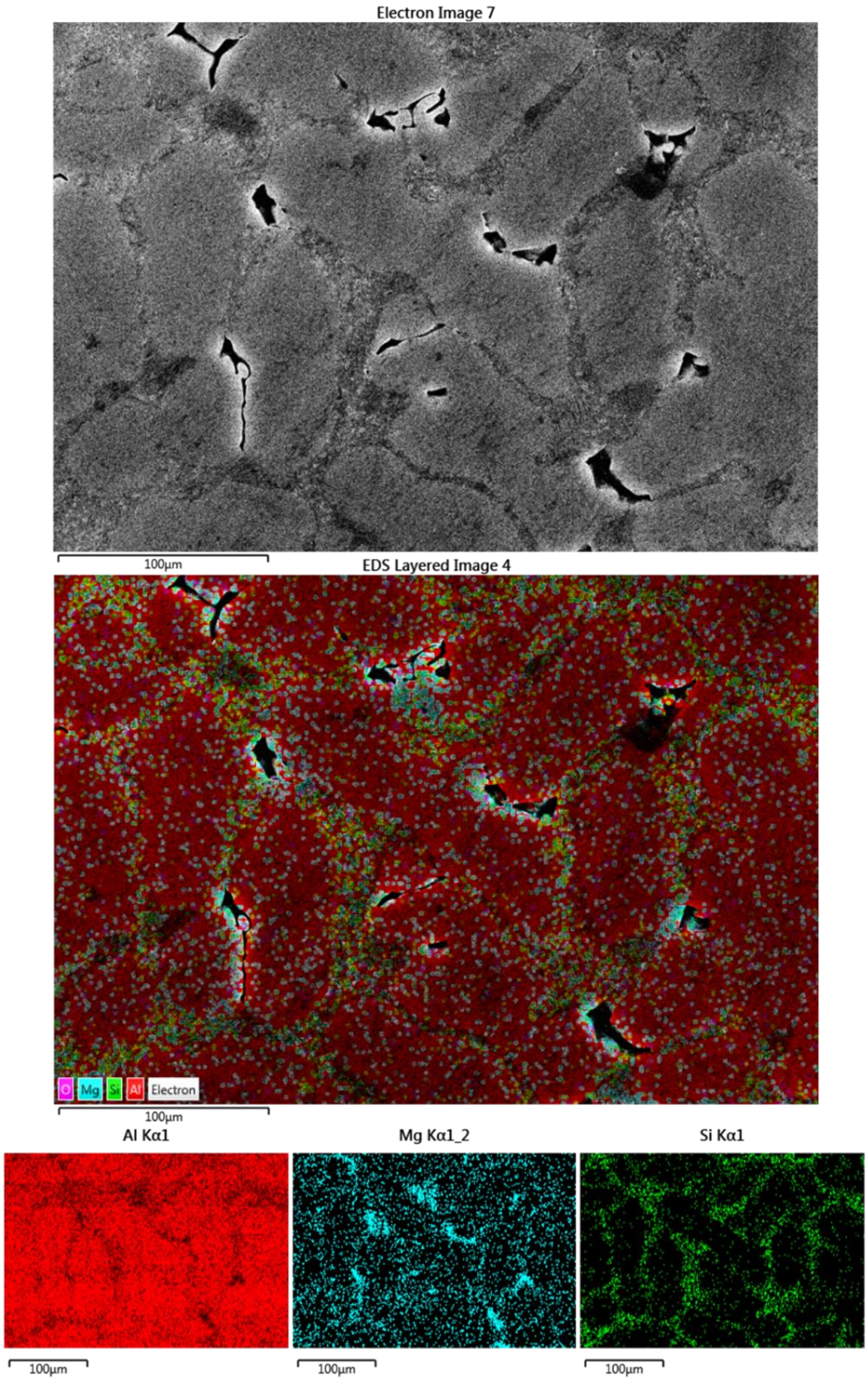


Şekil 6.5 A356-15 döküm hali kompozitinin SEM görüntüsü

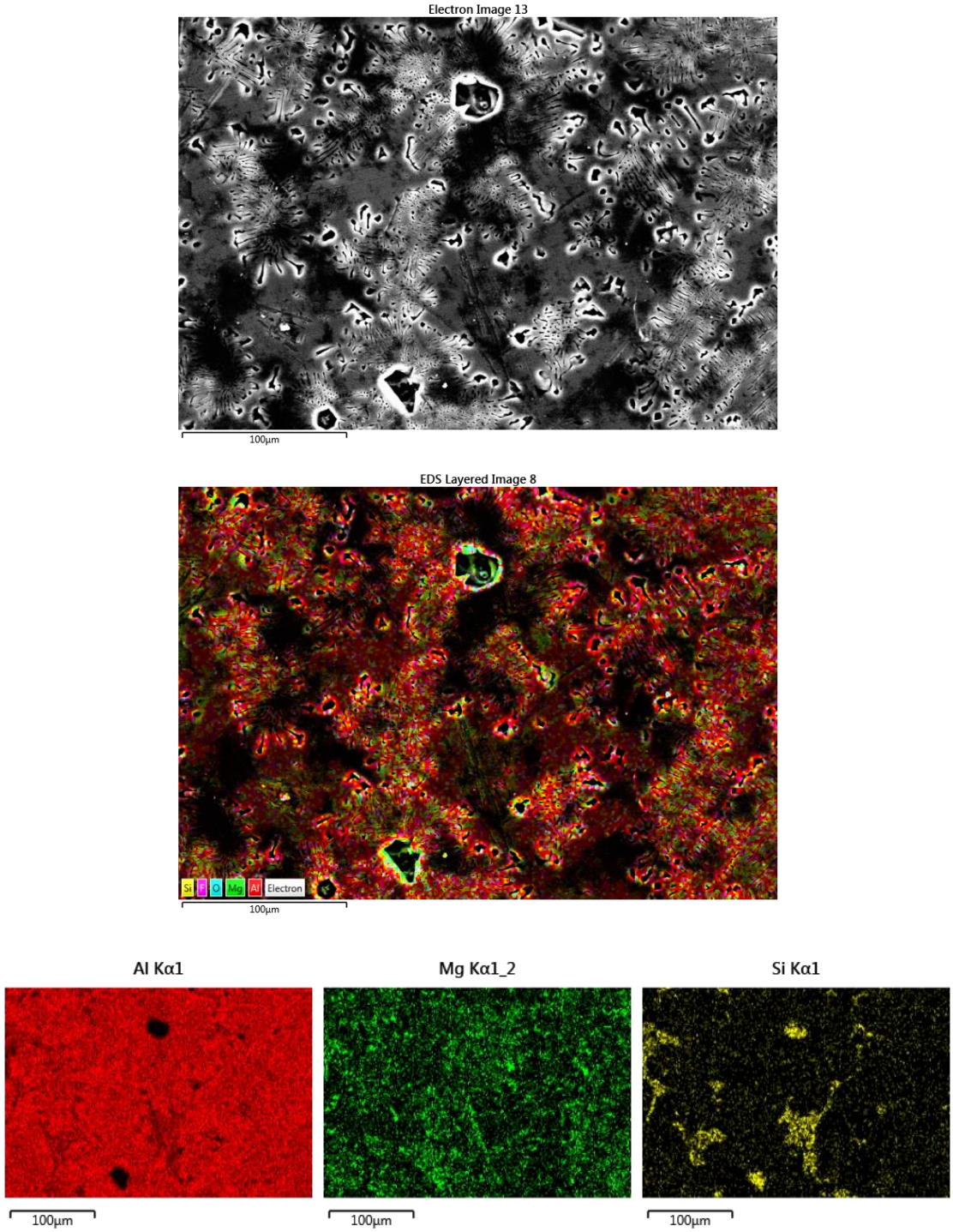
Şekil 6.5'te oluşan primer ve ötektik Mg_2Si fazlarının SEM görüntüsü verilmiştir. Şekilde farklı morfolojilerde oluşmuş Mg_2Si takviye fazları görülmektedir.

Şekil 6.6 ve Şekil 6.7'de sırasıyla A356-5 ve A356-10 kompozitlerinin döküm hallerinin SEM-EDS haritalama sonuçları verilmiştir.

Şekil 6.6'da tane sınırlarında oluşan Mg_2Si fazları koyu renkle görülmektedir. Matris içerisindeki magnezyum ve silisyumun α-alüminyum taneleri arasındaki ötektik fazda yoğun olarak bulunduğu görülmektedir.



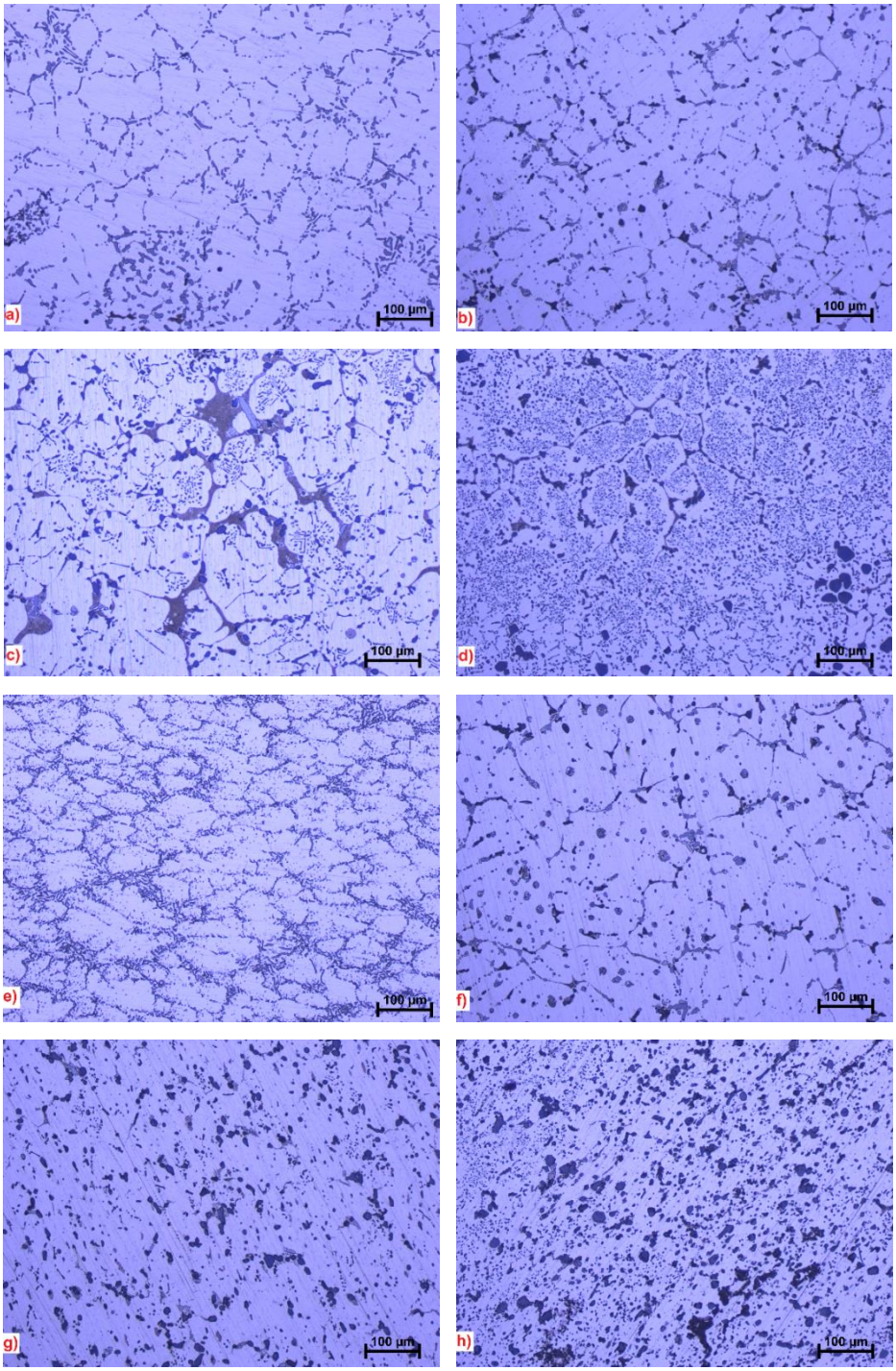
Şekil 6.6 A356-5 kompozitin SEM-EDS haritalama sonuçları



Şekil 6.7 A356-15 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü

A356-15 kompozitin SEM EDS haritalama görüntüsü incelendiğinde magnezyumun alüminyum matris içerisinde homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Magnezyum mikroyapı içerisinde ötektik Mg_2Si, üçlü ötektik ve primer Mg_2Si tanelerinde homojen olarak bulunmaktadır. Silisyumun ise yoğunlukla primer Mg_2Si partikülleri ve üçlü ötektik fazda bulunduğu

görülmektedir. A356-5 numunesi ile kıyaslandığında Mg_2Si faz miktarının arttığı net bir şekilde görülmektedir.



Şekil 6.8 Yeniden ısıtılmış ve yarı katı şekillendirilmiş A356/AM50 kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a-d yeniden ısıtılmış, e-h yarı katı şekillendirilmiş). a) A356-0, b) A356-5, c) A356-10, d) A356-15, e) A356-0, f) A356-5, g) A356-10, h) A356-15

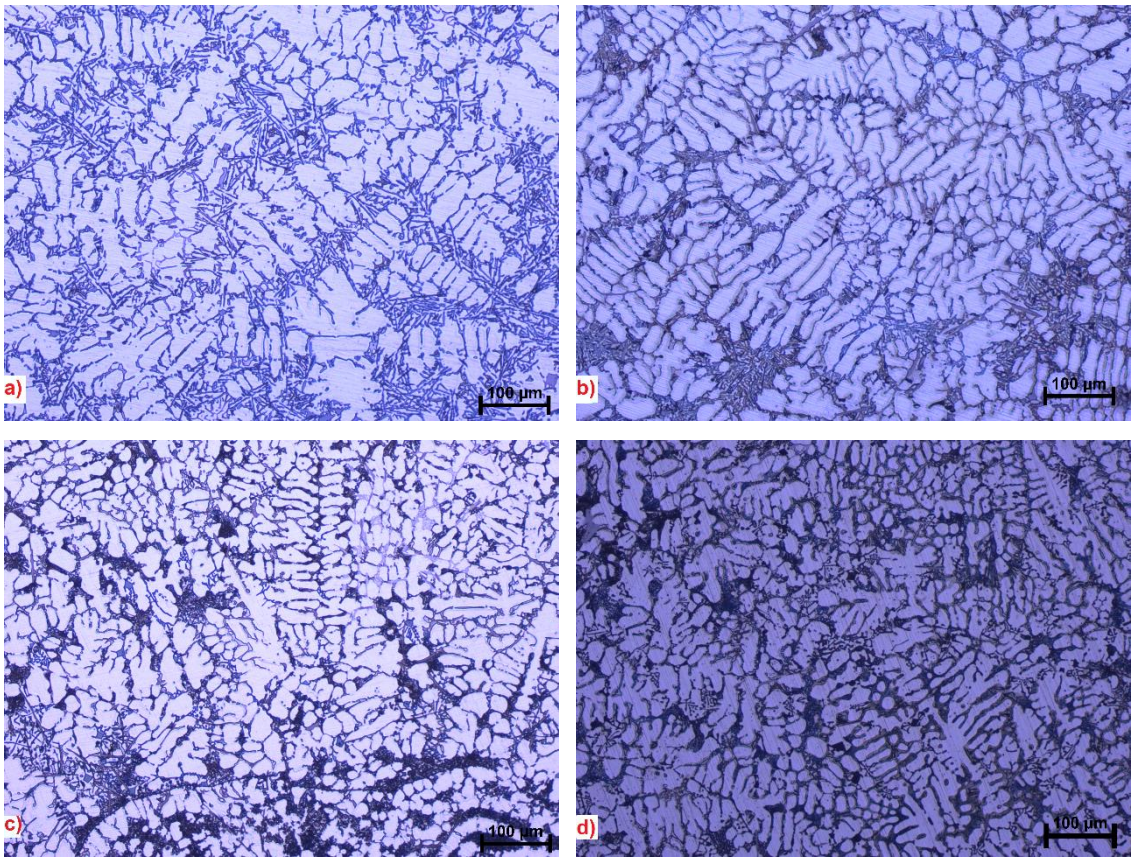
Şekil 6.8'de yeniden ısıtma ve yarı katı şekillendirme işlemine tabii tutulmuş numunelerin mikroyapıları verilmiştir.

Yeniden ısıtılan numunelerde α-Al tanelerinin küreselliğinin arttığı görülmektedir. A356-5 kompozitlerinde α-Al taneleri kabalaşır ve Mg_2Si ile ötektik Si α-Al taneleri arasında sıkışır. %10AM50 ve %15AM50 içeren kompozitlerde ise α-Al tanelerindeki dendritik Mg_2Si fazı incelir. Yeniden ısıtma sürecinde ötektik faz hem tane içindeki hem taneler arasındaki ergimiştir. Taneler arasında ötektik faz birleşmeye çalışıyor ve bu sırada α-Al büyüyor. Suda soğutulan numunelerde bu ergiyen ötektik çok hızlı katılaştığı için incelmiştir. Ergimeyen bölümü de yüksek sıcaklıkta parçalanarak küçüldüğü görülmektedir. Deforme edilen numunelerde ötektik bu kadar incelmemiştir çünkü suda soğutulana göre daha yavaş bir hızla soğumuştur. Bu numunelerde mevcut ötektik incelmesi daha çok yüksek sıcaklık parçalanmasına bağlı olmaktadır. Şekillendirme işlemi sıvı ötektiği α-Al'lar arasından püskürtmüş ve α-Al bölgelerini birleştirme eğilimi göstermiştir.

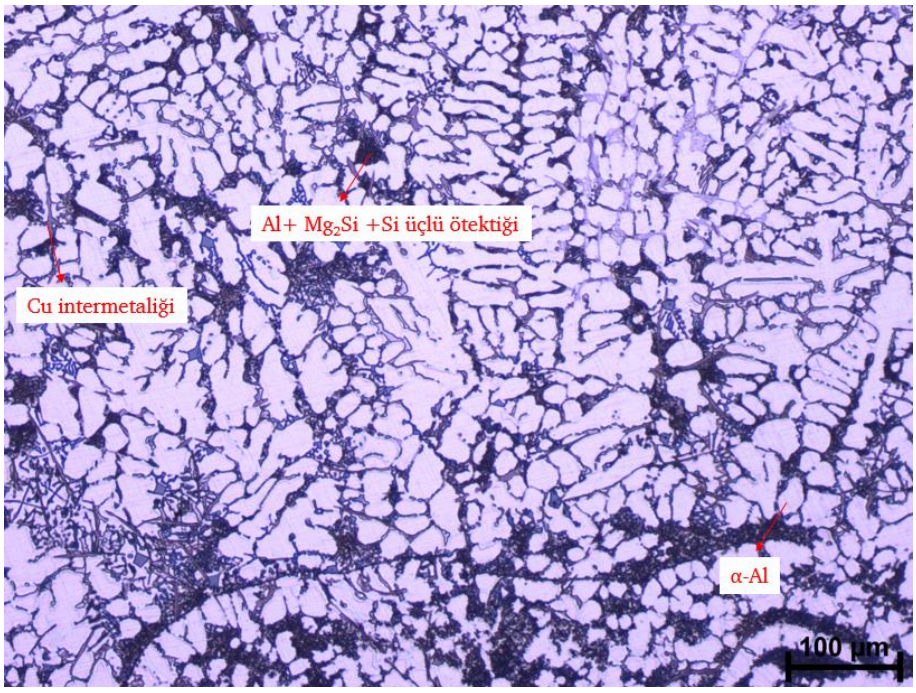
Yarı katı şekillendirilmiş numuneler incelendiğinde %0 AM50 içeren numunede döküm halinde görünen küresel α-Al tanelerinin yeniden ısıtma ile kabalaştığı ve küreselden rozete dönüştüğü görülmektedir. A356-%5 AM50 numunesinde ise α-Al taneleri neredeyse tamamen birleşmiştir ve aralarında ötektik faz hapsolmuştur. Bu hapsolmuş yapı suda soğutulmuş numunede de deforme edilmişte de net bir şekilde görülmektedir.

Özellikle %10 ve 15 AM50 numunelerinin deforme edilmiş halinde birincil Mg_2Si fazının miktarının artmış olduğu ve bunun yanında α-Al içindeki ötektiğin de azalmış olduğu görülmektedir. Deformasyon işlemi α içindeki ergimiş ötektiğin bir kısmını dışarı çıkartmış ve taneler arasındaki bölgeyi zenginleştirerek yani kısmı Mg oranını arttırarak orada birincil Mg_2Si partiküllerinin oluşmasına neden olmuş olabilir.

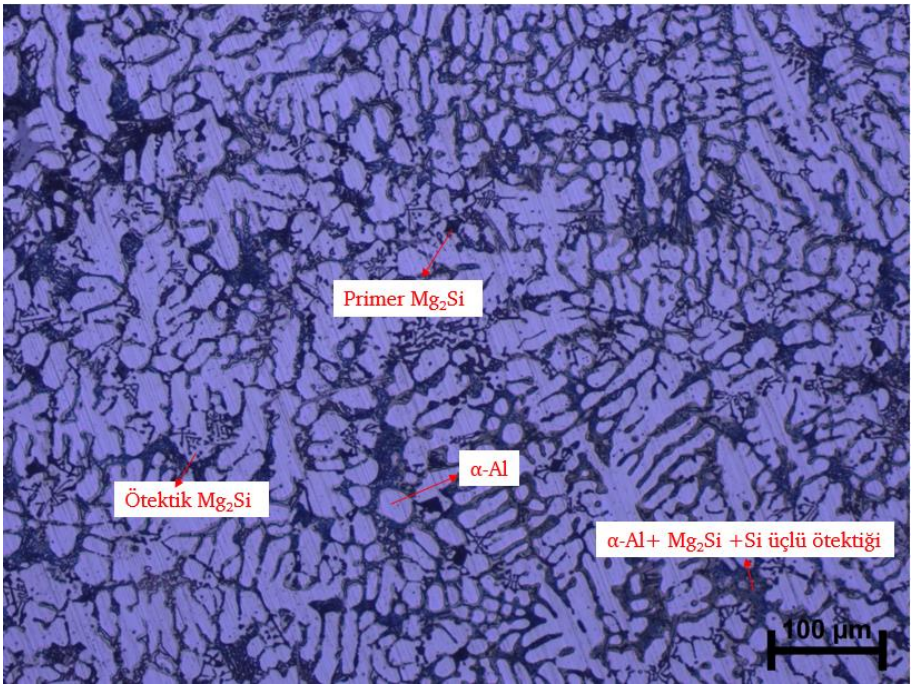
Şekil 6.9'da üretilen A380/AM50 insitu kompozit numunelerin döküm hali ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.9 A380/AM50 döküm hali kompozitlerin mikroyapı görüntüleri. a) A380-0, b) A380-5, c) A380-10, d) A380-15



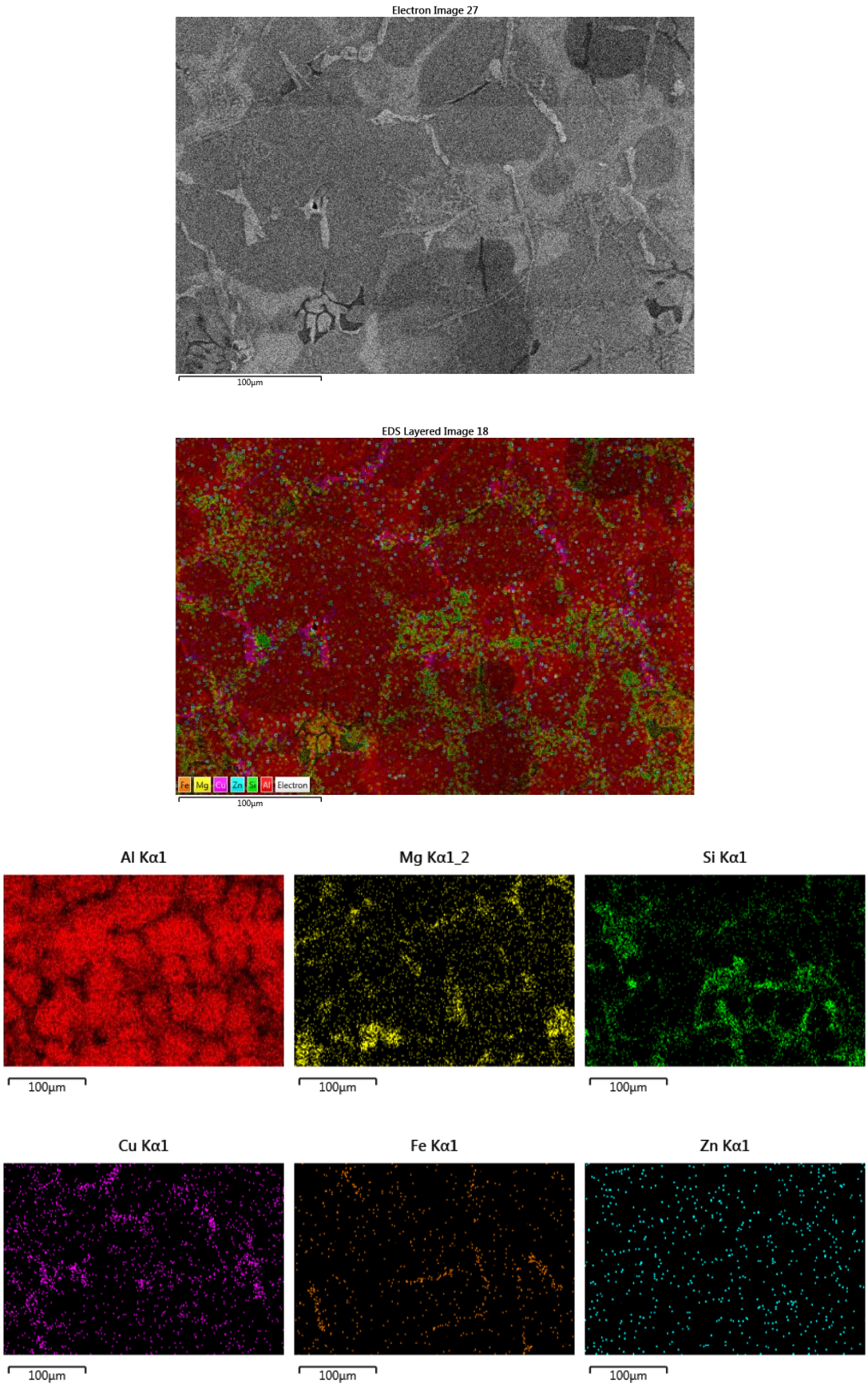
Şekil 6.10 A380-10 döküm hali kompozit mikroyapısı



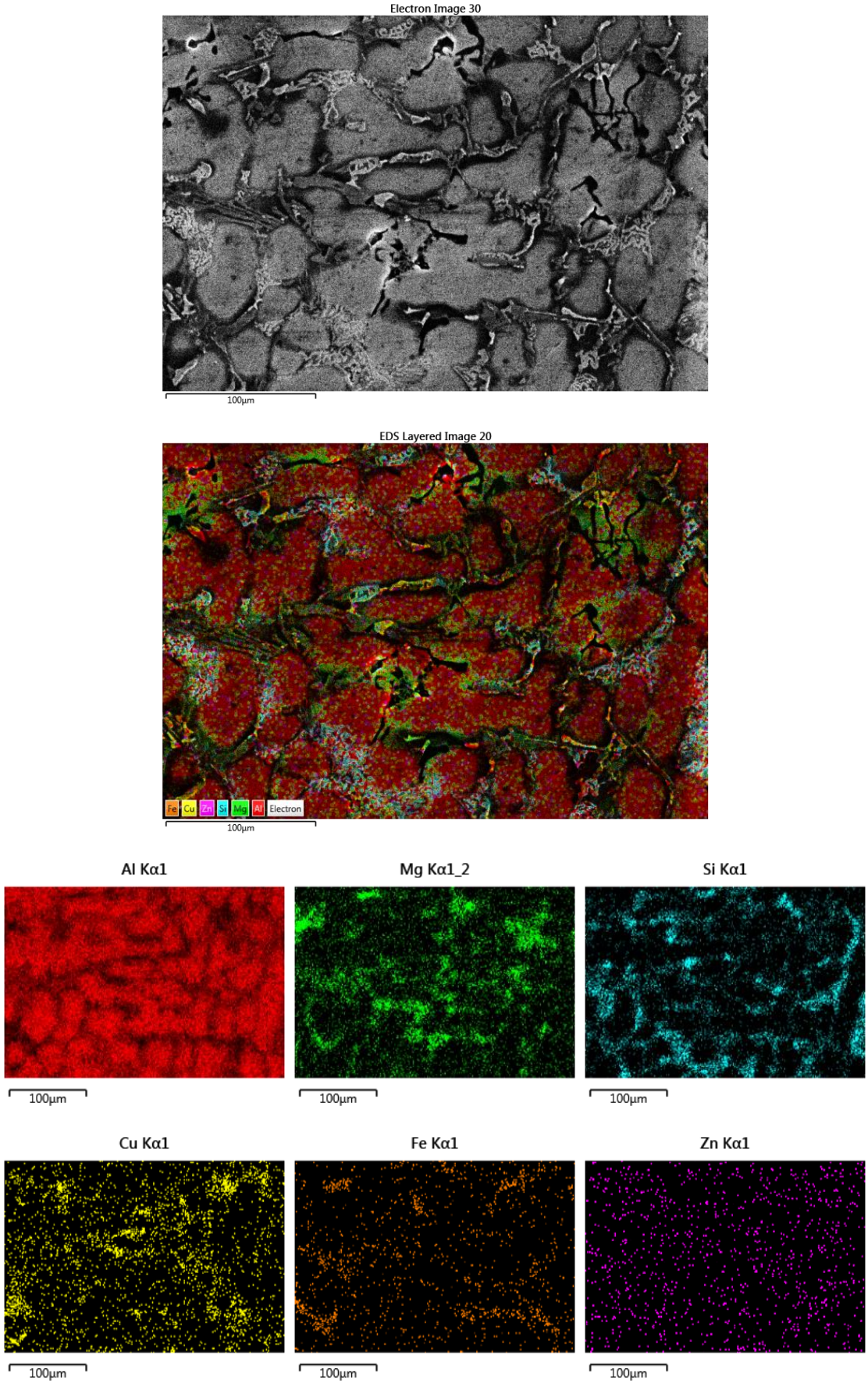
Şekil 6.11 A380-15 döküm hali kompozit mikroyapısı

A380-5 numunesinde kompozit mikroyapının küçük Mg_2Si partikülleri, kaba α-Al dendritler ve ötektik fazdan oluştuğu görülmektedir. Dendrit kollarının bir kısmı kırılmışken, mikroyapının büyük bir kısmı hala dendritiktir. Bu, kompozitin döküm sıcaklığının dendritik yapıyı tam olarak baskılamadığını göstermektedir. Tane sınırlarında az miktarda Mg_2Si fazı oluşmuştur. AM50 miktarının %5'ten %10'a çıkmasıyla kaba α-Al dendritler daha ince ve kısmen rozet tipi tanelere dönüşür ve α-Al'nin ortalama boyutu küçülür. A380-%10 AM50 kompozitlerinde α-Al dendritleri incelmiş ve yer yer dendrit oluşumu engellenip rozet tipi α-Al taneleri elde edilmiştir, ayrıca Mg_2Si fazı ötektik faz içinde daha ince partiküllerle oluşmuştur (Şekil 6.10). AM50 miktarı yüzde 10'dan 15'e çıkarıldığında, α-Al taneleri ve tane sınırları arasında poligonal primer Mg_2Si partiküllerinin oluştuğu görülmektedir (Şekil 6.11). Aynı zamanda %10 AM50 içeren numunede iğnesel Cu intermetalikleri görülürken %15 AM50 içeren numunede Cu intermetalikleri çözünmüş ve bakırın bir kısmı Al_2Cu veya çok bileşenli intermetalikler oluştururken bir kısmı da α-Al taneleri içerisinde çözünmüştür (Şekil 6.12, Şekil 6.13).

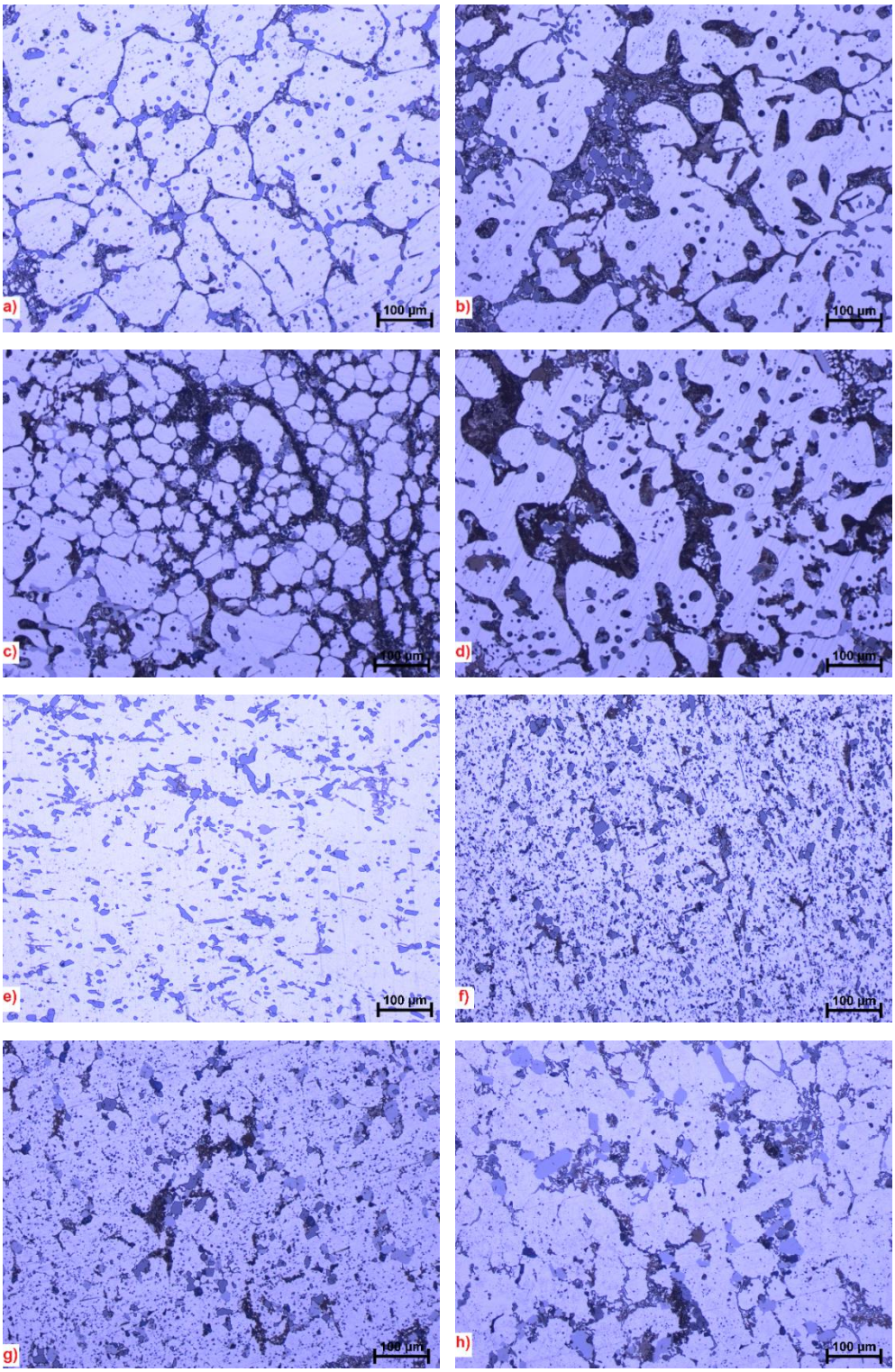
Şekil 6.12 ve 6.13'te sırasıyla A380-10 ve A380-15 numunelerinin SEM EDS haritalama görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.12 A380-10 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü



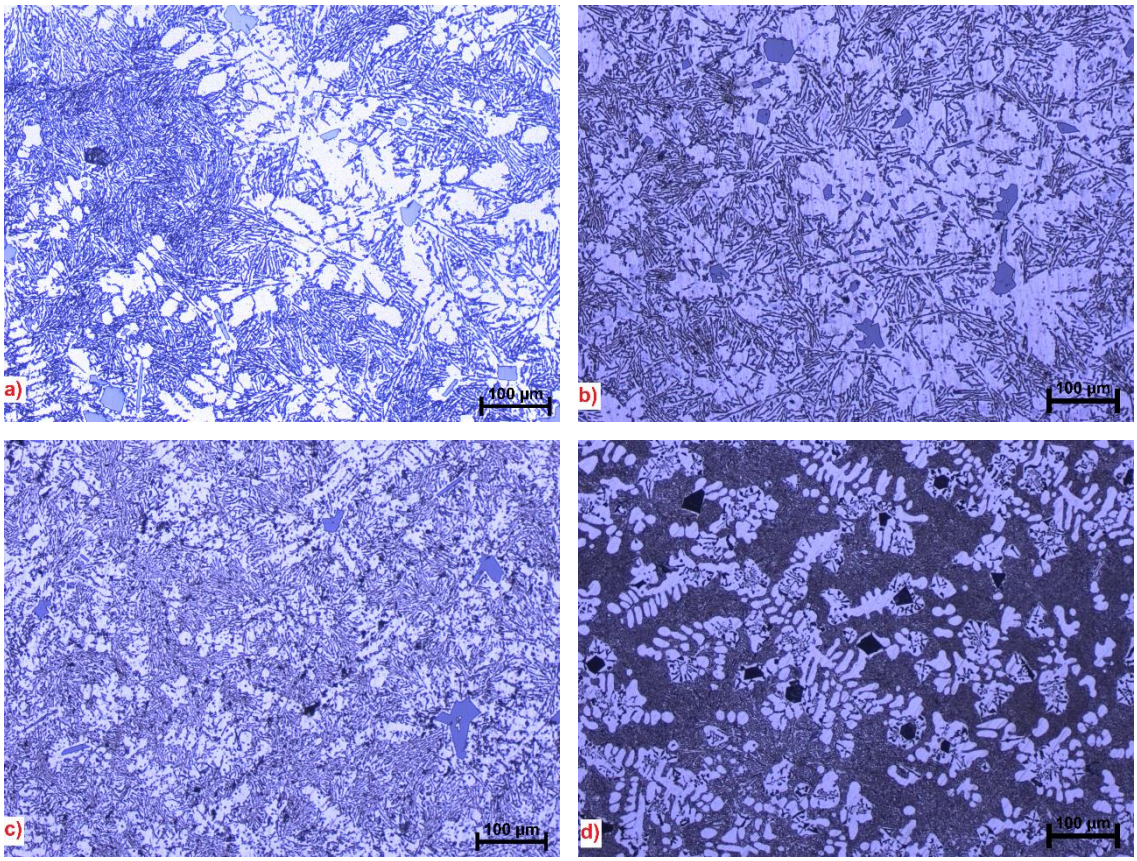
Şekil 6.13 A380-15 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü



Şekil 6.14 Yeniden ısıtılmış ve yarı katı şekillendirilmiş A380/ AM50 kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a-d yeniden ısıtılmış, e-h yarı katı şekillendirilmiş). a) A380-0, b) A380-5, c) A380-10, d) A380-15, e) A380-0, f) A380-5, g) A380-10, h) A380-15

Yeniden ısıtılmış numunelerin ışık mikroskobu görüntüleri incelendiğinde, %0, %5 ve 15 AM50 içeren numunelerde α-Al'un kabalaşıp rozet tip morfolojiye döndüğü görülmektedir. A380-%10AM50 kompozitte ise döküm halinde kırılmış olan dendrit kollarının ve α-Al tanelerinin arasında bulunan ötektik fazın sıvılaşarak birleşmesi ile küreselliği artmıştır. Suda soğutulan numunelerde döküm haline göre ötektik çok daha ince yapılıdır. Ayrıca hapsolan ötektik tüm suda soğutulmuş numunelerde görülmektedir. Bu alaşımda tane içlerinde Mg_2Si ötektik oluşumu A356 kadar fazla değildir. Deformasyon işlemi ayrı bölgeler halinde bulunan α ile ötektiğin belirgin şekilde karışmasını sağlamıştır. Yeniden ısıtma ile α taneleri arasındaki ergiyen ötektik bölgesinde kısmi Si ve Mg oranlarının artması poligonal şekilli Si ve Mg_2Si oluşumunu arttırmıştır. Poligonal şekilli partiküller iki farklı renkte görülmektedir. Görece koyu olanlar Mg_2Si, açık olanlar ise Si kristalleridir. Mg içermeyen alaşımda da sadece poligonal Si kristalleri oluşmuştur. Bu durum bölgesel Si oranının yükselmesiyle gerçekleşmiştir. A356 ya göre bu alaşımda Si oranı arttığı için yeniden ısıtmada daha fazla sıvı oluşması beklenebilir, faz diyagramı da bunu desteklemektedir (Şekil 5.3).

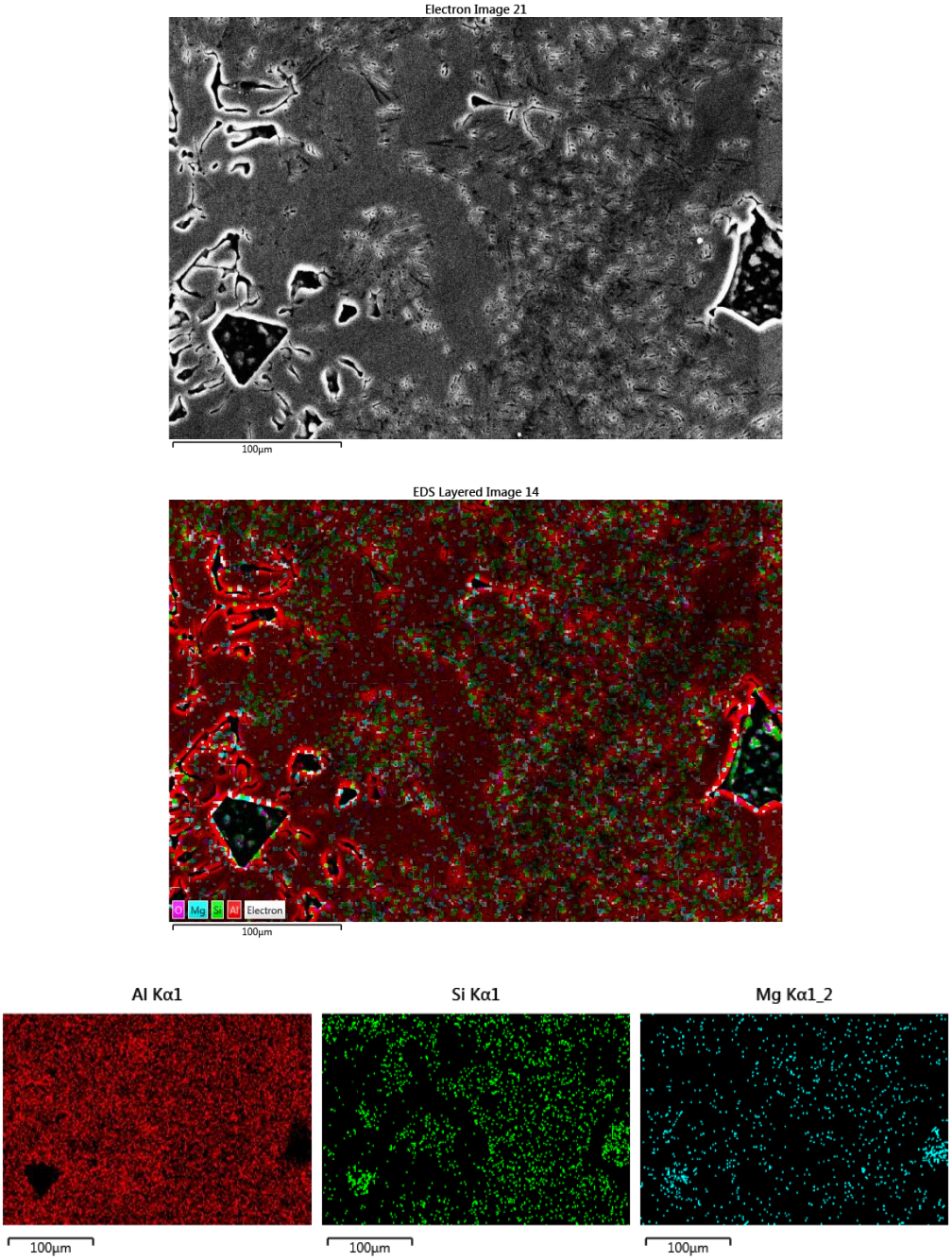
Şekil 6.15’te A413/AM50 insitu kompozit numunelerin döküm hali ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir.



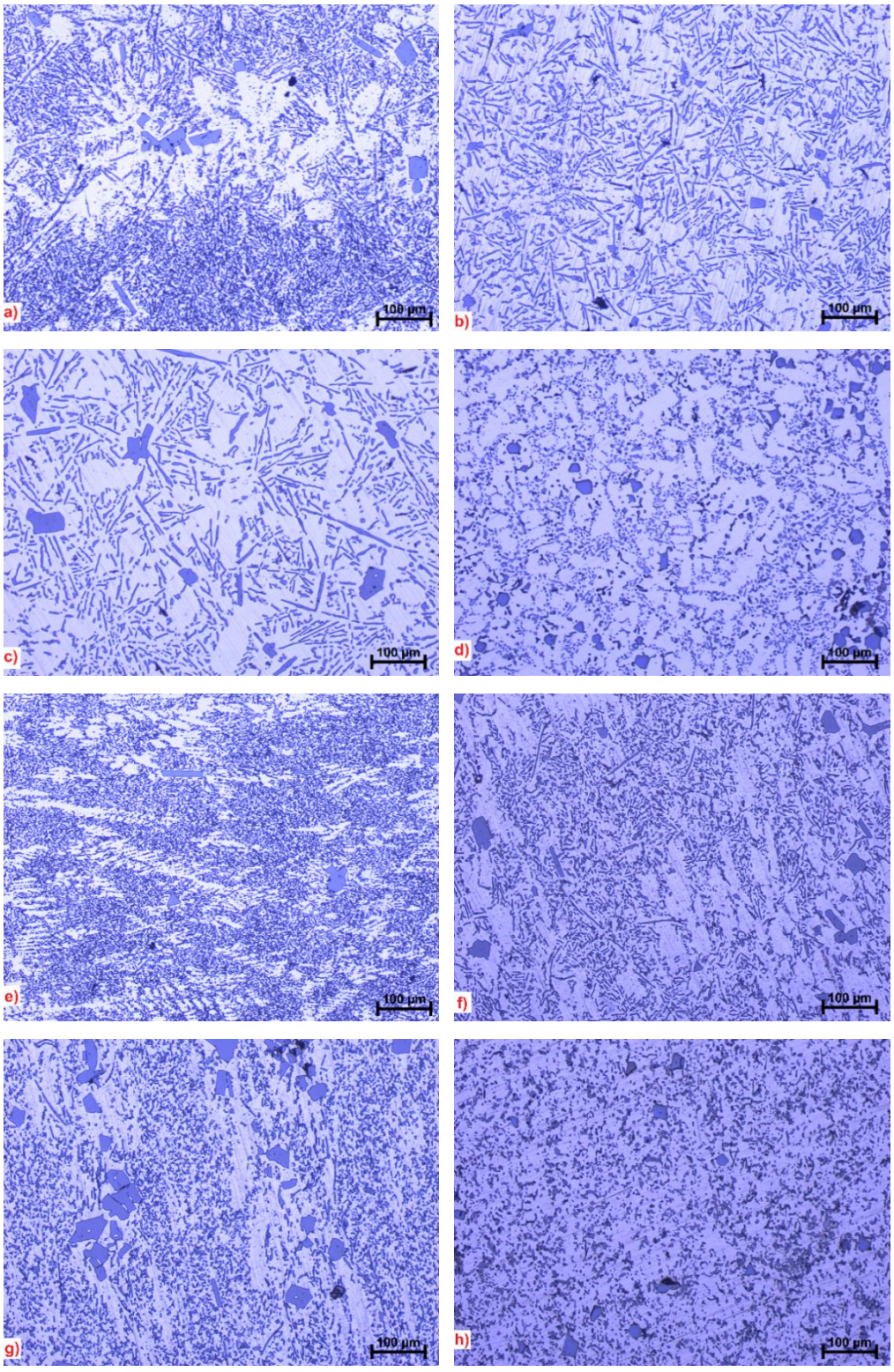
Şekil 6.15 A413/AM50 insitu kompozit numunelerinin döküm hali ışık mikroskobu görüntüleri. a) A413-0, b) A413-5, c) A413-10, d) A413-15

Ötektik kompozisyona oldukça yakın Si oranına sahip A413 alaşımında diğer alaşımlara göre ötektik bölge çok daha geniştir. AM50 içermeyen referans numunede mikroyapı dendritik α-Al taneleri ve ötektik silisyum ve silisyum partiküllerinden oluşmaktayken %5 AM50 içeren kompozitte üçlü ötektik faz oluştuğu görülmektedir.

AM50 oranının %10'a çıkmasıyla üçlü ötektik faz miktarı artmıştır ve birincil Mg_2Si partiküllerinin oluşmaya başlamıştır. %15 AM50 içeren kompozitte ise α-Al dendritlerinin küçüldüğü, aynı zamanda üçlü ötektik fazın inceldiği görülmüştür. Bu bileşimde α-Al içinde ötektik Mg_2Si oluşumu çok belirgindir. %10 AM50 kompozitte oluşmaya başlamış olan Mg_2Si partiküllerinin kabalaşmış ve tam poligonal morfolojiye dönüşmüştür.



Şekil 6.16 A413-15 numunesinin SEM EDS haritalama görüntüsü



Şekil 6.17 Yeniden ısıtılmış ve yarı katı şekillendirilmiş A413/ AM50 kompozitlerin mikroyapı görüntüleri (a-d yeniden ısıtılmış, e-h yarı katı şekillendirilmiş). a) A413-0, b) A413-5, c) A413-10, d) A413-15, e) A413-0, f) A413-5, g) A413-10, h) A413-15

A413 alaşımında yeniden ısıtılan ve suda soğutulan numunelerde diğer alaşımlardaki ötektik incelmesi görülmemiştir. Ötektik görece daha kaba bir halde kalmıştır. Döküm haline göre de kabalaşmıştır. Bu durum yoğun olarak bulunan ötektiğin tam olarak ergimemesinden ve Si yayınması ile birincil Si ve Mg_2Si partiküllerinin büyümesinden kaynaklanmış olabilir %15 AM50 içeren kompozitte α-Al içerisinde bulunan Mg_2Si ötektiği küreselleşmeye başlamış ve α içinden ayrılmaya başlamıştır. Genel olarak döküm yapısı ötektiğinin yeniden ısıtılıp suda soğutulmuş numunenin ötektiğinden daha ince olmasının bir sebebi de A413 alaşımı külçesinde bulunabilecek bir modifiye edici elementin (örneğin Sr.) yeniden ısıtmada artık etkinliğini yitirmesi olabilir. Deformasyon işlemi A380 alaşımında olduğu gibi bu alaşımda da ötektiği ve α- fazını birbirine karıştırmıştır. %10 AM50 içeren alaşımda sıkışma etkisiyle poligonal partiküllerin özellikle belli bölgelerde kümelendiği görülmektedir.

Şekil 6.7, Şekil 6.13 ve Şekil 6.16 incelendiğinde, yarı katı mikro yapının küreselleşmesinin, yeniden ısıtma işlemi sırasında önemli bir aşama olduğu görülmektedir. Katı partiküllerinin eğriliğinin erime noktasını açık bir şekilde etkileyebileceği iyi bilinmektedir. Eğrilik ne kadar büyük olursa, erime noktası o kadar düşük olur. Eğriliklerin daha büyük olduğu katı parçacıkların kenarları ve köşeleri ergime noktasının düşmesine neden olacaktır. Bu nedenle katı parçacıkların kenarları ve köşeleri yeniden eritme işlemi sırasında ergiyecek ve ardından parçacıkların morfolojisi yavaş yavaş küresel veya küresele yakın hale gelecektir. α-Al ergimese bile onu çevreleyen ötektik ergidiği için sıvıyla temas eden katının artan yüzey geriliminden dolayı da küreselleşme gerçekleşecektir. Ayrıca, Gibbs-Thompson formülüne göre, eğrilik ne kadar büyükse atom konsantrasyonu o kadar yüksek olacaktır [83]. Bu nedenle, daha büyük eğriliğe sahip primer α-Al taneleri, atom konsantrasyonunun dengesini korumak için çözünecektir. Sonuç olarak, küresel veya küresele yakın primer α -Al parçacıkları elde edilecektir. Bu tane kabalaşmasında hem tane birleşmesi hem de Ostwald kabalaşma mekanizmaları etkilidir. JIANG vd. tarafından yapılan çalışmada yarı katı AA7075 biyetleri SIMA ve RAP ile üretilmiş ve yarı katı sıcaklığa yeniden ısıtmada bu iki büyüme mekanizmasının etkinliği raporlanmıştır. Çalışmada SIMA ve RAP işlemleri için yarı katı sıcaklıkta optimum tutma süresinin 20 dakika

olduğu görülmüştür [84]. Ostwald kabalaşma mekanizmaları tarafından belirlenen birincil α-Al fazının kabalaşması, bekleme süresinin bir fonksiyonudur. Ostwald kabalaşmasının özü, küçük boyutlu parçacıkların çözünmesi ve kaybolması ve büyük boyutlu parçacıkların büyümesidir. Parçacıkların büyümesi, klasik Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) Denklemi ile tanımlanabilir [85]:

$$d_t^3 - d_0^3 = kt \qquad (6.2)$$

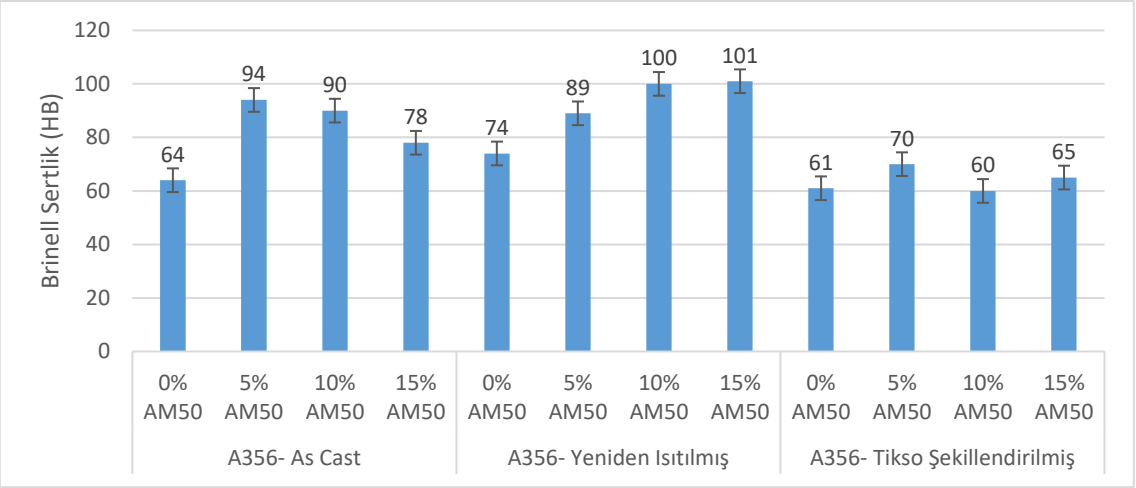
Burada t tutma süresidir, s; d_t, t zamanında katı parçacıkların ortalama boyutudur, μm; d_0 başlangıç parçacıklarının ortalama boyutudur, μm; ve k kabalaşma hızı sabitidir, $\mu m^3.s^{-1}$. Eşitlik (6.2)'ye göre, katı parçacıklar, uzun tutma süresi ile daha büyük olanlara dönüşecektir. Bu nedenle, primer fazın boyutunu kontrol etmek için bekleme süresini makul bir şekilde ayarlamak gerekir. Mikroyapısal incelemelerde tüm yeniden ısıtılmış numunelerde α-Al tanelerinin kabalaştığı görülmüştür. 580 ºC'de yapılan yeniden ısıtma ile en iyi sonuç A380-%10 AM50 kompozitinde küresel mikroyapı elde edilmesi ile sağlamıştır. Bu sonuç 40 dakikalık yeniden ısıtma süresinin kompozitler için uzun olduğunu göstermektedir.

Hu vd tarafından yapılan çalışmada A356 alaşımı, saf silisyum ve magnezyum ile üretilen kompozitlerde 580 ºC 30 dakika bekleme süresiyle yapılan yeniden ısıtmanın, tikso şekillendirmek için optimum küresellikte mikroyapı elde edilmesini sağladığı raporlanmıştır [59].

6.2 Sertlik Sonuçlarının İncelenmesi

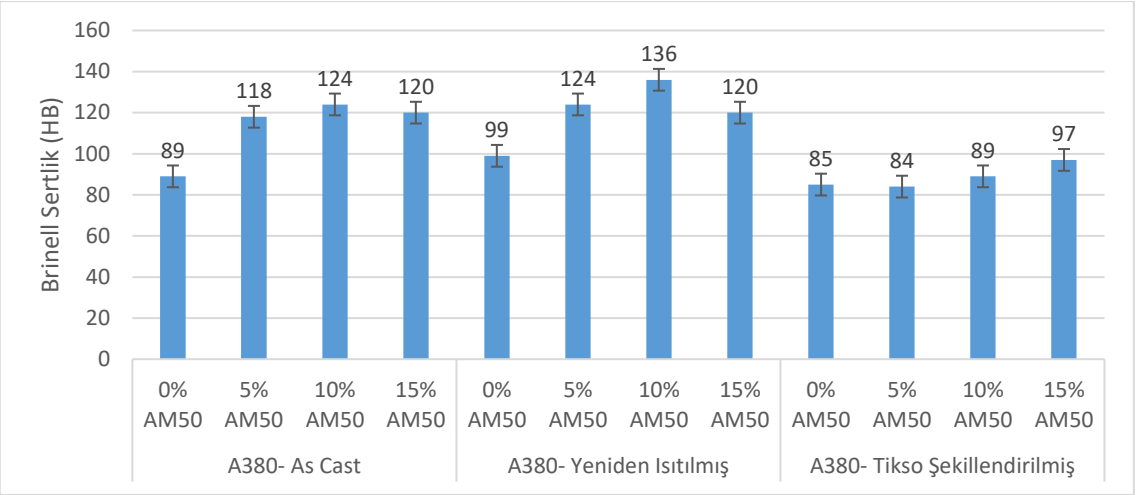
Şekil 6.18, Şekil 6.19 ve Şekil 6.20'de üretilen numunelerin sertlik değerleri verilmiştir.

Takviye fazı içermeyen A356, A380 ve A413 numunelerin sertlikleri sırasıyla 64 HB, 89 HB ve 65 HB olarak ölçülmüştür. Üretilen numunelerde oluşan takviye fazı ile sertlikler referans numunelere göre yükselmiştir.



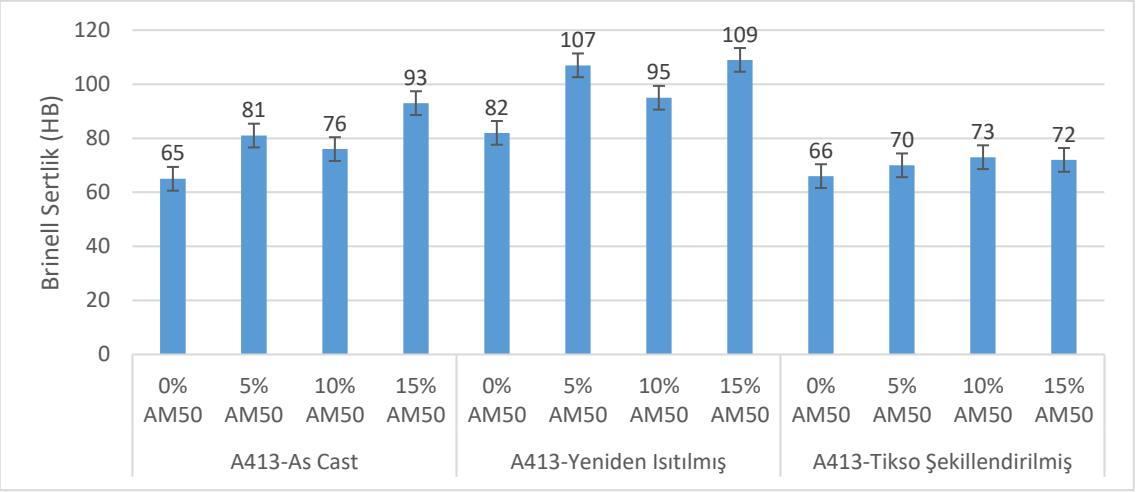
Şekil 6.18 A356-Mg_2Si kompozitlerin Brinell sertlik değerleri

A356 alaşımında Mg_2Si oranının artışı ile sertlik değerlerinin AM50 miktarının %5'ten %10 ve %15'e yükselmesiyle sertlikte düşüşler görülmüştür. Sertlikteki bu düşüşün nedeni AM50 oranının artmasıyla kompozit içerisinde oluşan Mg_2Si fazının %5 AM50 içeren kompozitte α alüminyum taneleri arasında ötektik fazda ve az miktarda primer partikül olarak bulunurken %10 ve %15 AM50 kompozitlerde α alüminyum taneleri içerisinde de ötektik Mg_2Si oluşumuyla açıklanabilir. Ayrıca taneler arasındaki ötektik miktarının azalması ve ötektiğin artan Mg ile α-Al içine girmesi ve primer poligonal Mg_2Si partiküllerinin tane boyutunun artması ve yapıda homojen olarak dağılmaması ile %15 AM50 içeren kompozitin sertliğinde bir düşüş meydana gelmiştir.



Şekil 6.19 A380-Mg_2Si kompozitlerin Brinell sertlik değerleri

A380- Mg_2Si kompozitlerinin sertlik sonuçları takviye fazı içermeyen referans numuneye göre artmıştır ancak Mg_2Si miktarının artmasıyla sertlik değerlerinde değişim görülmemiştir. A380 alaşımı kullanılarak üretilen kompozitlerin sertlik değerlerinin A356 ve A413 ile üretilen kompozitlere göre daha yüksek olmasının nedeni A380 alaşımının içerdiği bakır nedeniyle oluşan Cu-Mg-Si intermetalikleri ve bakırın bir kısmının α-Al içerisinde çözünmesi ve katı çözelti sertleşmesi sağlamasıdır. Bakır bulunan alaşımlarda α fazının sertliği, bulunmayan alaşımlardan daha yüksektir ve toplam sertliğe daha fazla katkı sağlamaktadır [86].



Şekil 6.20 A413-Mg_2Si numunelerin Brinell sertlik değerleri

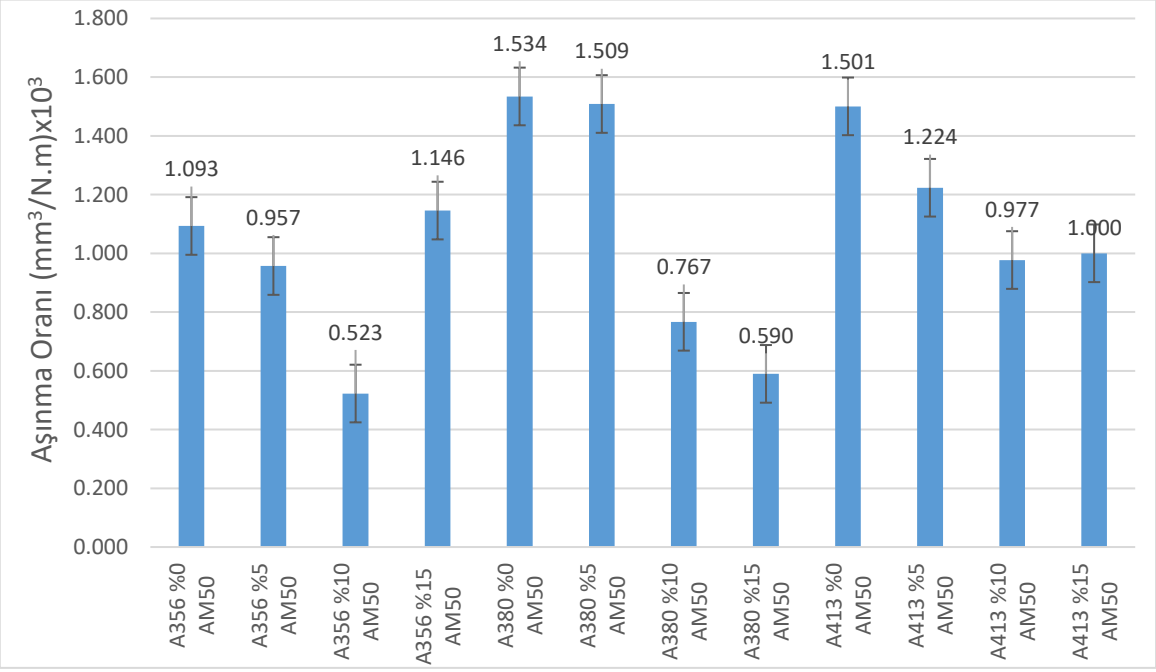
A413/Mg_2Si kompozitlerinde ise, AM50 oranının %15'e yükselmesi ile mikroyapıdaki ötektik fazın incelmesi, α alüminyum tanelerinin incelmesi ve

oluşan primer Mg_2Si partikülleri nedeniyle numunenin sertliği %5 ve %10 AM50 içeren A413 numunelerine göre daha yüksek olduğu görülmüştür.

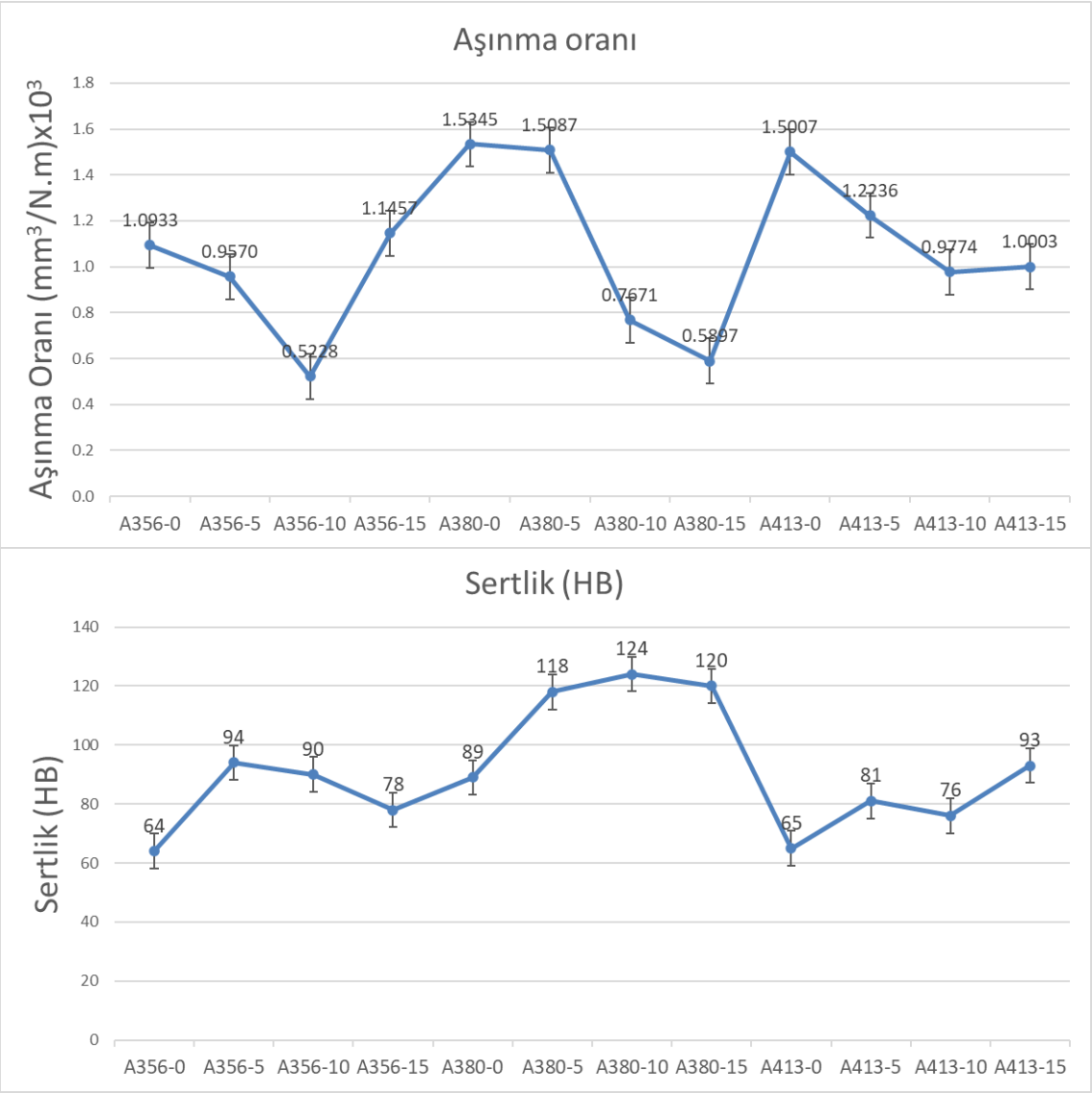
A356, A380 ve A413 ile üretilen kompozitlerin tüm numunelerinde yeniden ısıtılmış ve suda soğutulmuş halinin sertlikleri döküm hallerinden yüksektir. Bu durum hızlı soğuma ile ötektiğin incelmesi sonucu olmuştur. Bir miktar sertlik düşüşü sadece A356-%5 AM50 kompozitinde görülmüştür ve bu düşüş büyük olasılıkla tane kabalaşmasına bağlıdır. Yeniden ısıtılıp deforme edilen yapılarda ise sertliğin düşmesi ince dağılmış ötektik fazının azalması ve kompozitlerde Mg_2Si, takviyesiz numunede ise Si kristallerinin oluşması ve mevcut olanların kabalaşması ile açıklanabilir.

6.3 Aşınma Sonuçlarının İncelenmesi

Üretilen kompozit numunelerin aşınma testleri sonrası aşınma oranları Şekil 6.21de verilmiştir. Şekil 6.22'de numunelerin sertlik değişimleri ve aşınma oranı arasındaki değişim verilmiştir.



Şekil 6.21 Üretilen kompozitlerin döküm hallerinin aşınma oranları

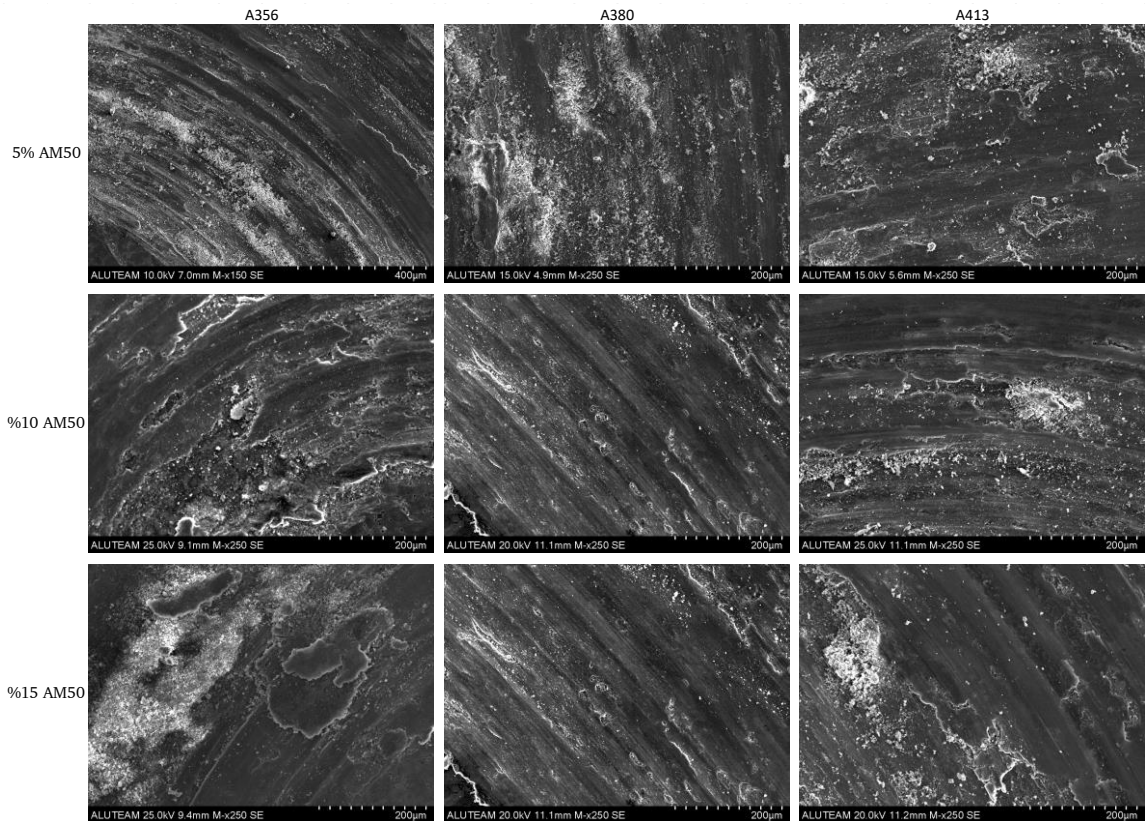


Şekil 6.22 Üretilen kompozitlerin döküm hallerinin aşınma oranları ve sertliklerinin Mg_2Si oranına göre değişimi

Aşınma oranları ve sertlik değerleri incelendiğinde A356/Mg_2S, kompozitlerinde takviye fazı ilavesiyle aşınma oranının azaldığı görülmektedir. En düşük aşınma oranına sahip olan A356-10 kompozitinin sertliği A356-5 kompoziti ile neredeyse aynıdır ancak mikroyapılar incelendiğinde A356-10 numunesinde A356-5 numunesinin aksine α-Al içerisinde oluşan ince Mg_2Si fazının aşınma direncini iyileştirdiği söylenebilir (Şekil 6.2, Şekil 6.3). A356-15 numunesindeki sertlik düşüşü ise AM50 ilavesiyle kabalaşan Mg_2Si partiküllerinin aşınma testi sırasında kopması ve matrisi daha fazla aşındırmasına bağlıdır.

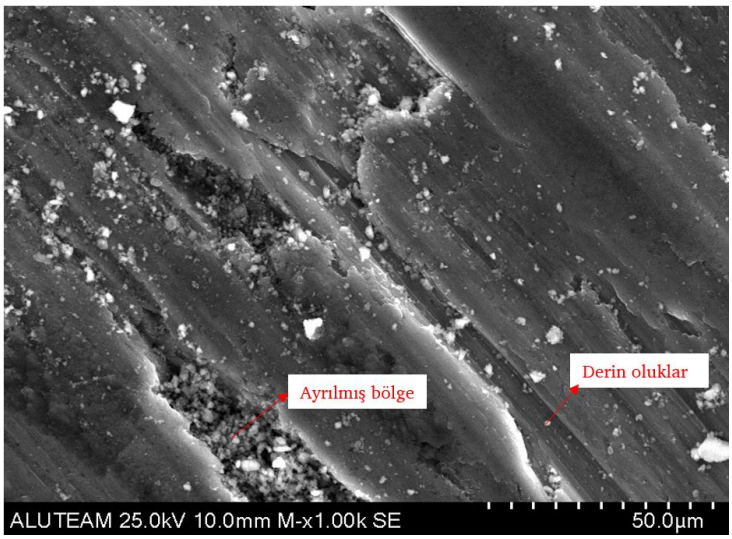
En yüksek sertliğe sahip A380/Mg_2Si kompozitlerinin aşınma oranlarının da A380-5 numunesi dışında en düşük olduğu görülmektedir. A380-5 numunesinin mikroyapısında bulunan kaba α- Al dendritleri ve ötektik faz nedeniyle numunenin aşınma oranı takviye fazı bulunmayan referans numune ile neredeyse aynıdır. α-Al tanelerinin ve ötektik fazın incelmesi, Mg_2Si takviye fazının ötektik içerisinde oluşması ile A380-10 ve A380-15 kompozitlerinde aşınma oranı, A380-0 ve A380-5 numunelerine göre azalmıştır.

A413/Mg_2Si kompozitlerinde takviye fazı miktarının artması ile sertlikte bir artış ve buna paralel bir şekilde aşınma oranında azalma görülmüştür. En iyi aşınma dayanımı A413-10 numunesinde görülmüştür. Bu numunede aşınma direncinin artışında mikroyapıda oluşan ine yapılı Mg_2Si fazının ve aşınma direnci yüksek silisyum tanelerinin ektisi bulunmaktadır.

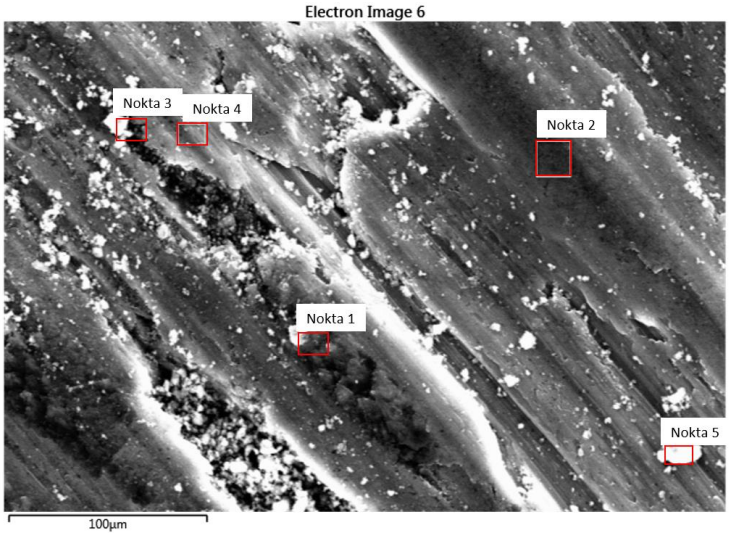


Şekil 6.23 Üretilen kompozitlerin aşınma izi SEM görüntüleri

Şekil 6.23 incelendiğinde A356 kullanılarak üretilen kompozitlerin aşınma yüzeyi çok pürüzlü olduğu görülmektedir. Aşınma yüzeyinde açıkça derin oluklar, ince çatlaklar ve pullanma mevcuttur.



Şekil 6.24 A356-5 numunesinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü



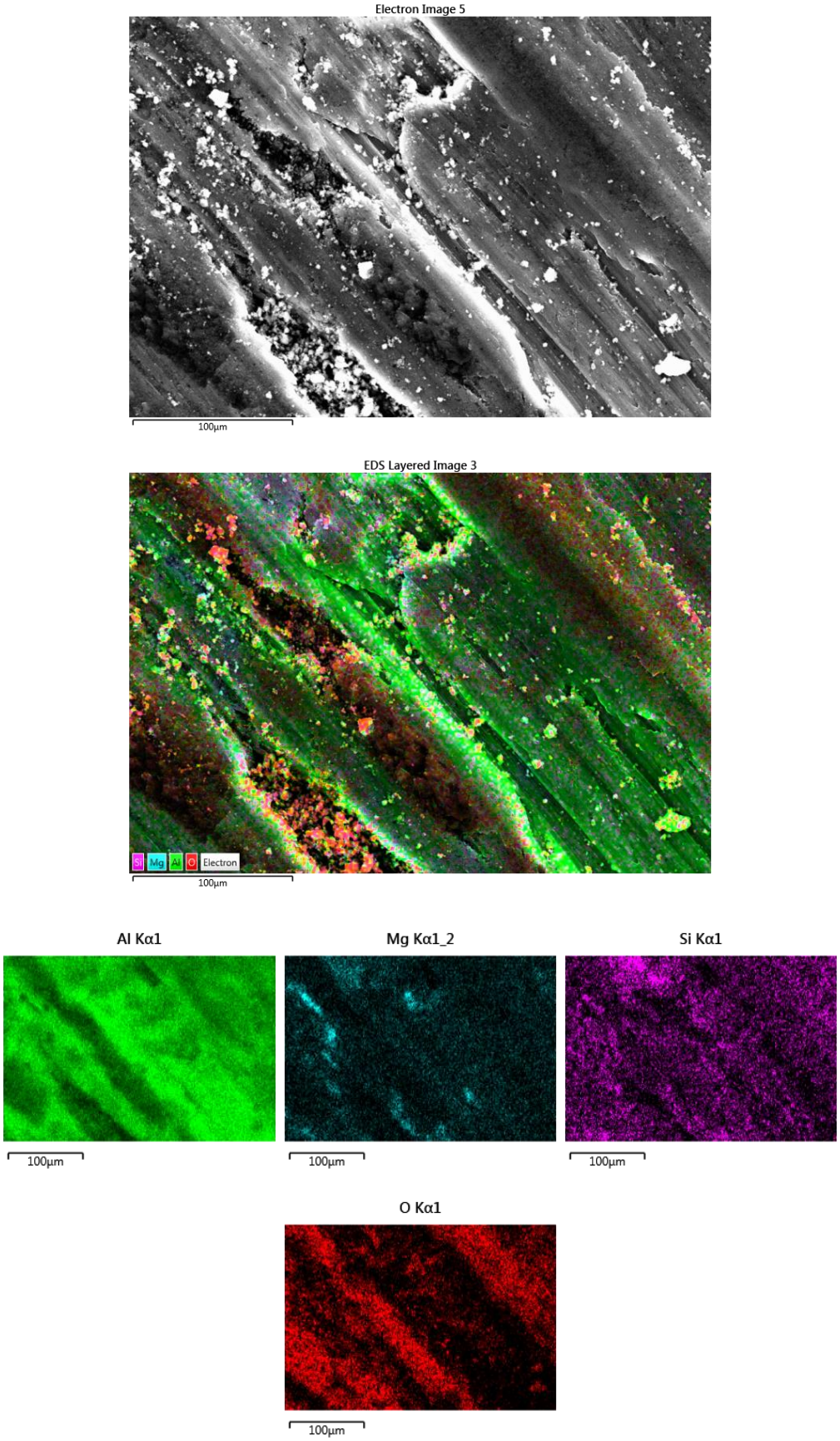
Şekil 6.25 A356-5 numunesinin nokta EDS görüntüsü

Şekil 6.24 10 N yükte kayma aşınmasına maruz kalan A356-%5AM50 numunesinin aşınma yüzeyini göstermektedir. Gösterildiği gibi, iki ayrı özellik, yani derin tabakalara ayrılmış bölgelerin ve olukların oluşumu, aşınmış yüzeylerde görülebilir. Bunlar delaminasyon, adeziv ve abrasif aşınma mekanizmalarının tipik işaretleridir. Şekil 6.25'teki Nokta 1, 2, 3, 4 ve 5 pinlerine karşılık gelen EDS spot analizi Tablo 6.1'de gösterilmektedir.

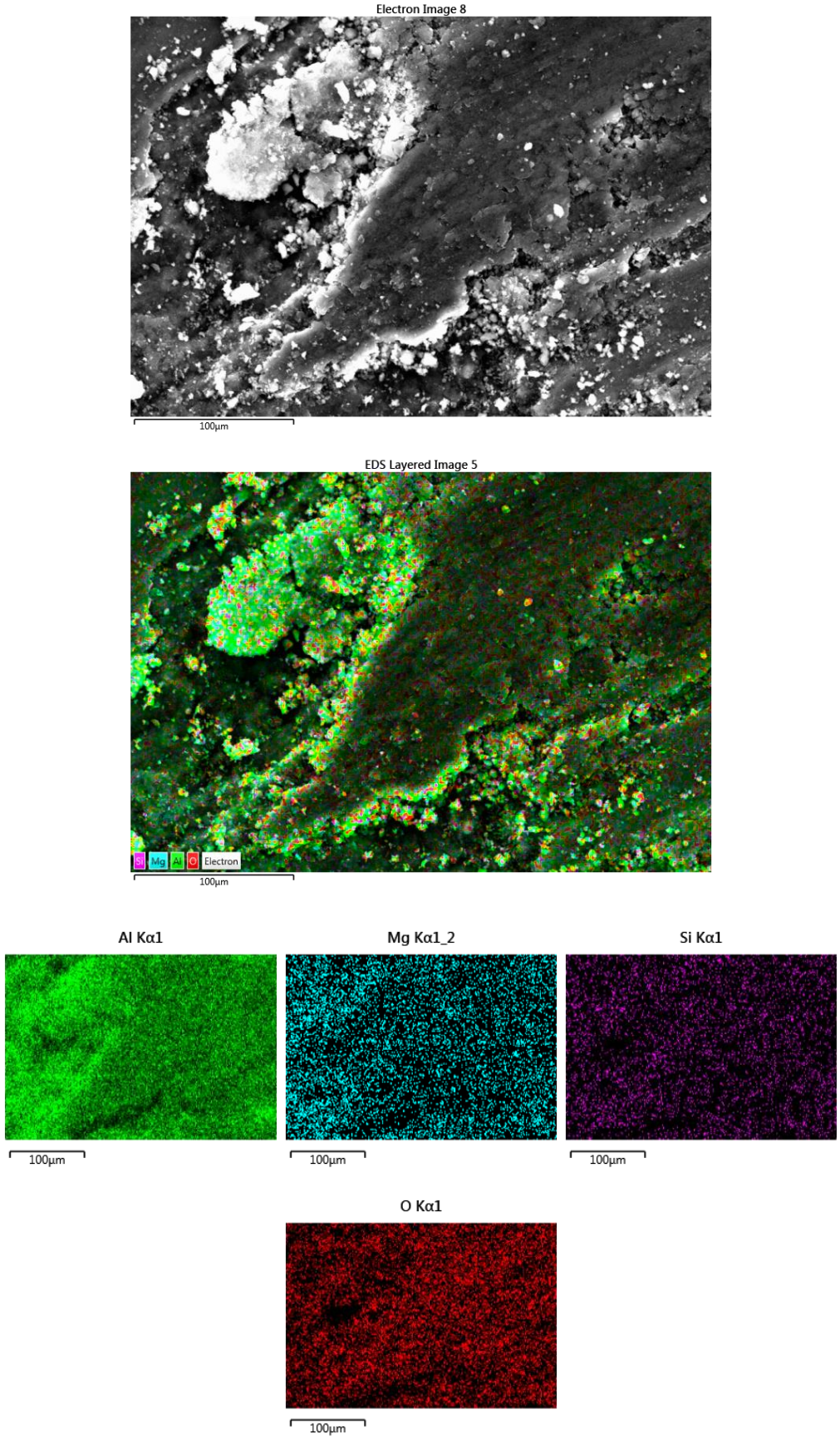
Tablo 6.1 Aşınmış yüzeylerin ve aşınma enkazının EDS nokta analizleri

Ağ.%	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Nokta 5
Al	47,82	49,28	46,29	50,48	49,86
O	47,28	47,17	47,40	47,11	47,18
Si	3,18	2,09	4,32	1,31	1,84
Mg	1,71	1,46	1,99	1,09	1,12

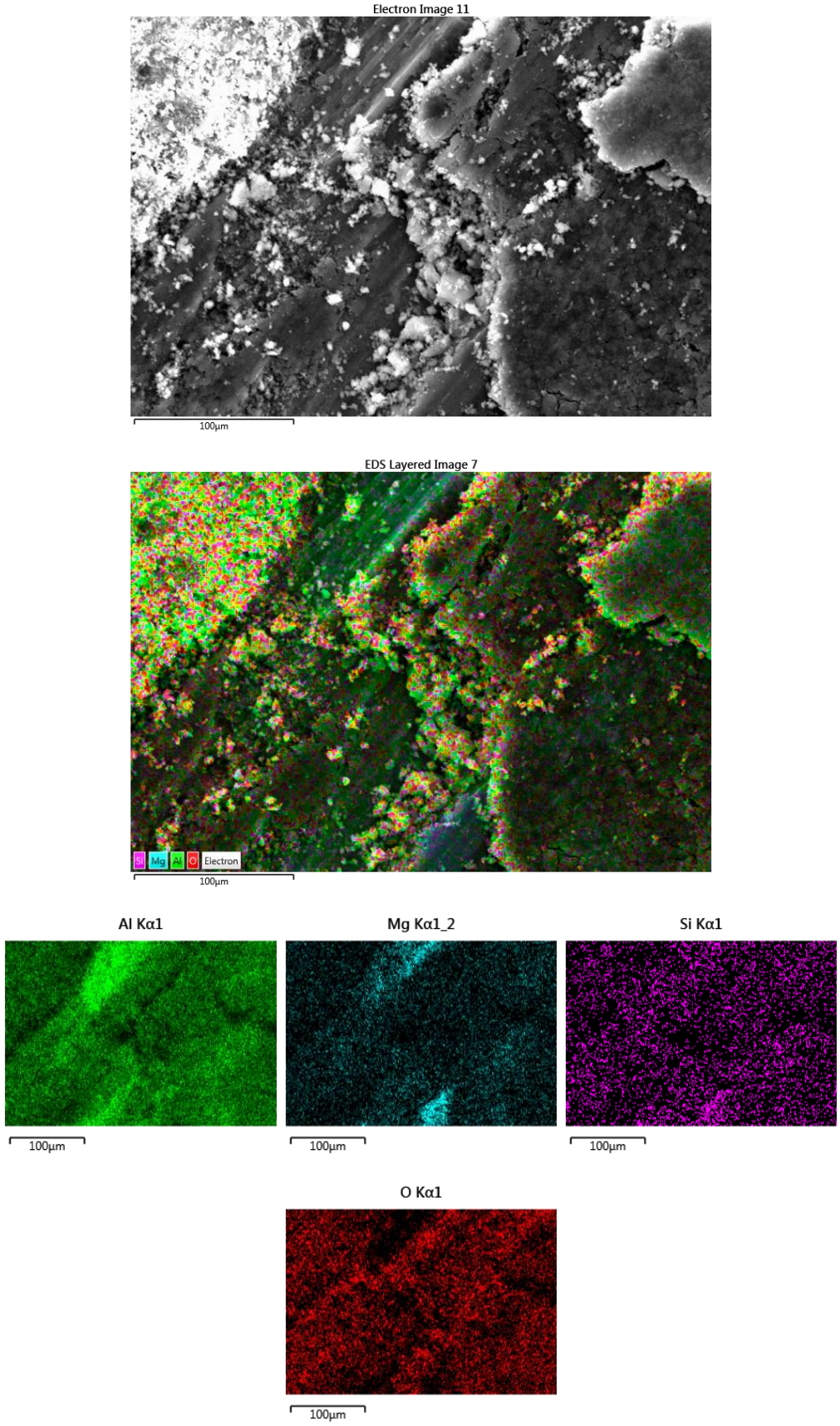
Görüldüğü gibi EDS analizi, kompozit üzerinde oksijen açısından zengin bir aşınma tabakası oluşumunu kanıtlayan fark edilir miktarda oksijen göstermektedir. Delaminasyon mekanizmasının ortaya çıkmasının başlıca iki nedeni vardır. Öncelikle Mg_2Si partiküllerinin keskin kenarlarındaki gerilim yoğunlaşması mikro çatlakların oluşmasına neden olur. Bu mikro çatlaklar, yük ve kayma mesafesi arttıkça yayılır ve aşınma tabakasın geniş alanlarının ayrılmasına ve yüksek aşınma oranına neden olur. Bu katmanlara ayrılmış kraterler ayrıca bilye ve numune arasında sıkışıp kalabilir ve bu da derin olukların oluşmasına yol açar. Ayrıca bilye yüzeylerinin yapışması, mikron boyutunda yerel kaynak bölgelerinin oluşmasına yol açar. Kaynaklı bölgelerdeki yük ve gerilme konsantrasyonunun arttırılması, yüzeye normal yönde mikro çatlakların çekirdekleşmesine ve yayılmasına ve aşınma tabakasının daldırma bölgelerinden ayrılmasına neden olabilir. Bu aynı zamanda A356-%10AM50 ve A356-%15AM50 numunelerinin aşınma testlerinde görülen plaka benzeri kalıntılarla da uyumludur (Şekil 6.23).



Şekil 6.26 A356-5 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü

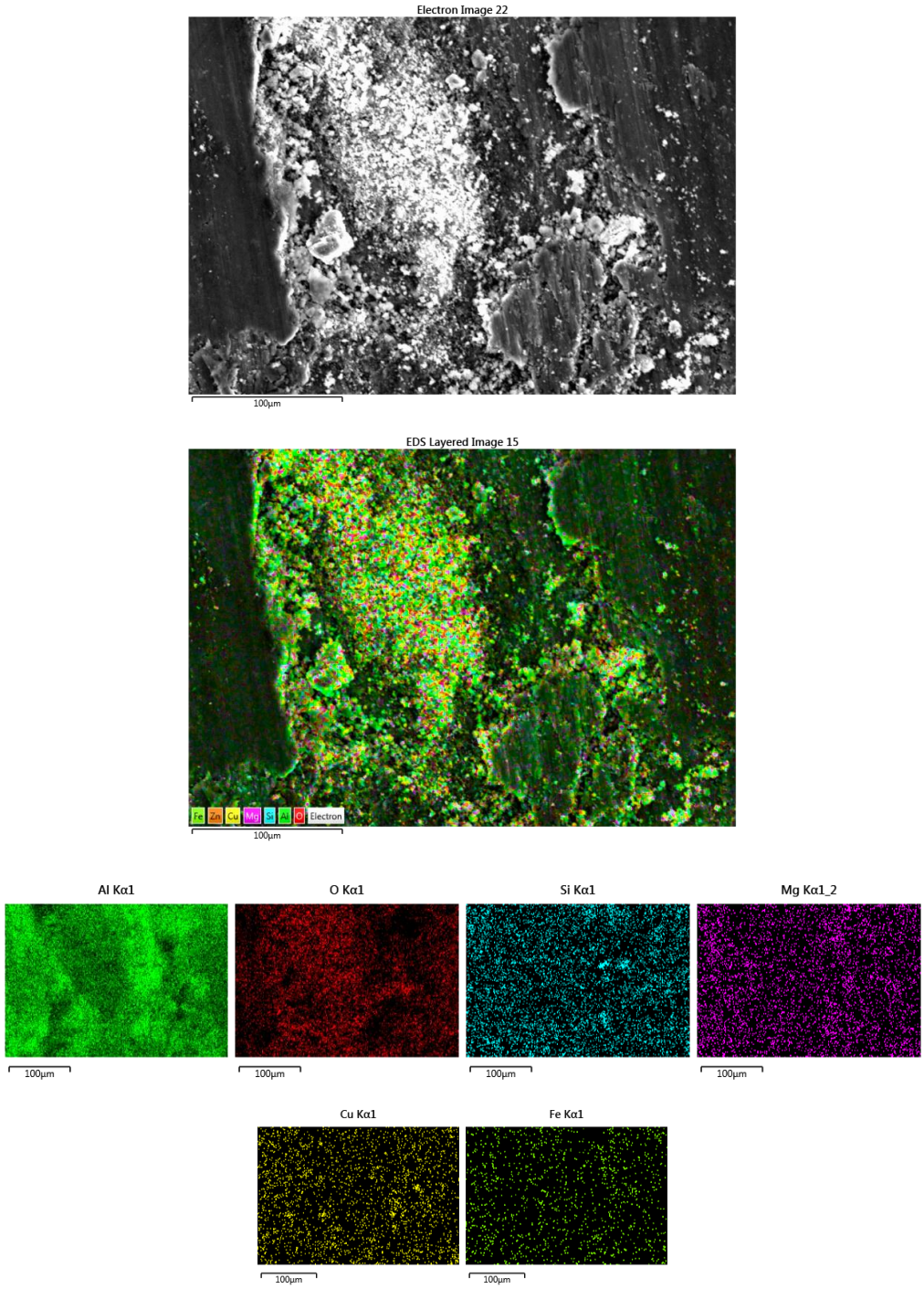


Şekil 6.27 A356-10 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü

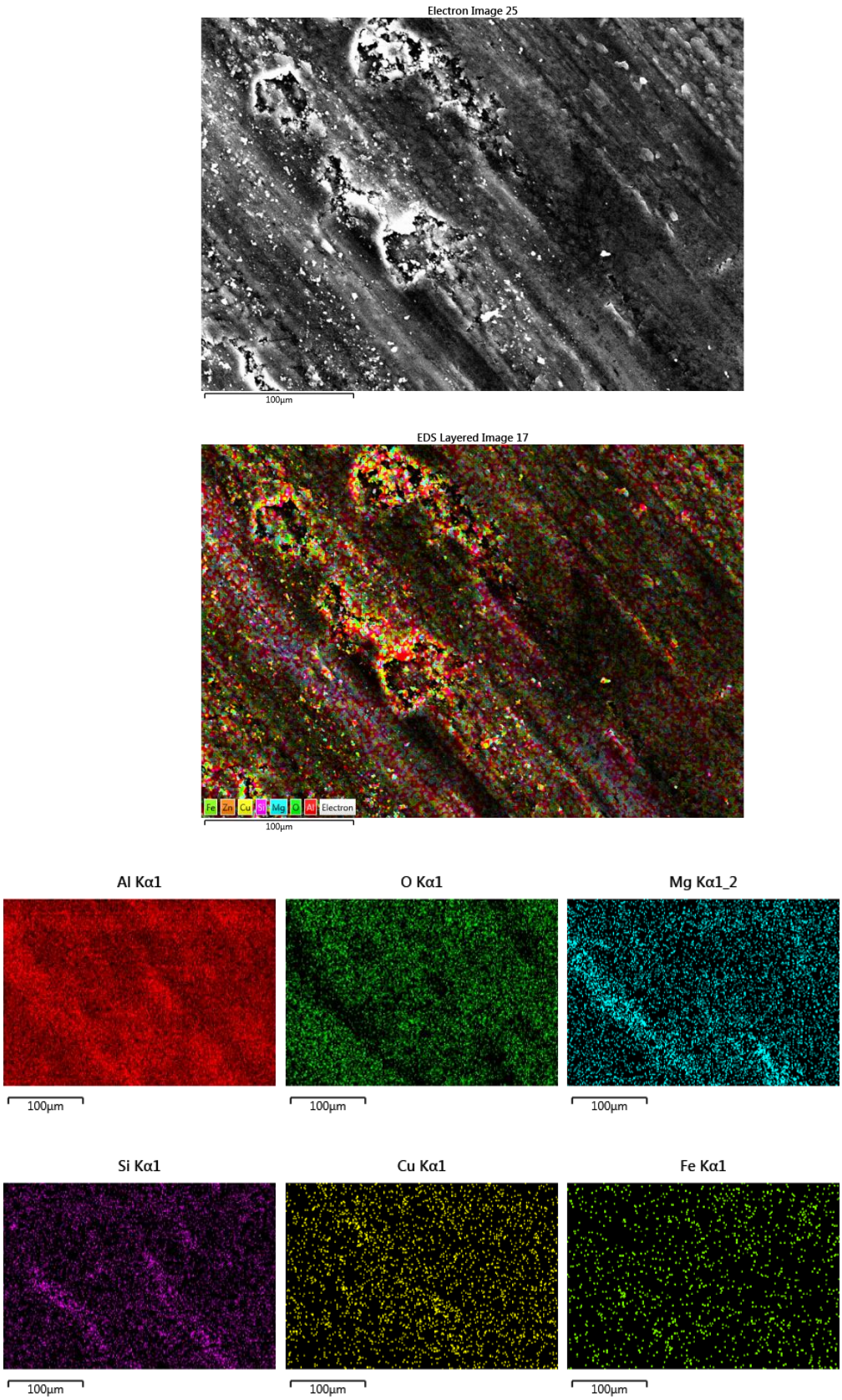


Şekil 6.28 A356-15 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü

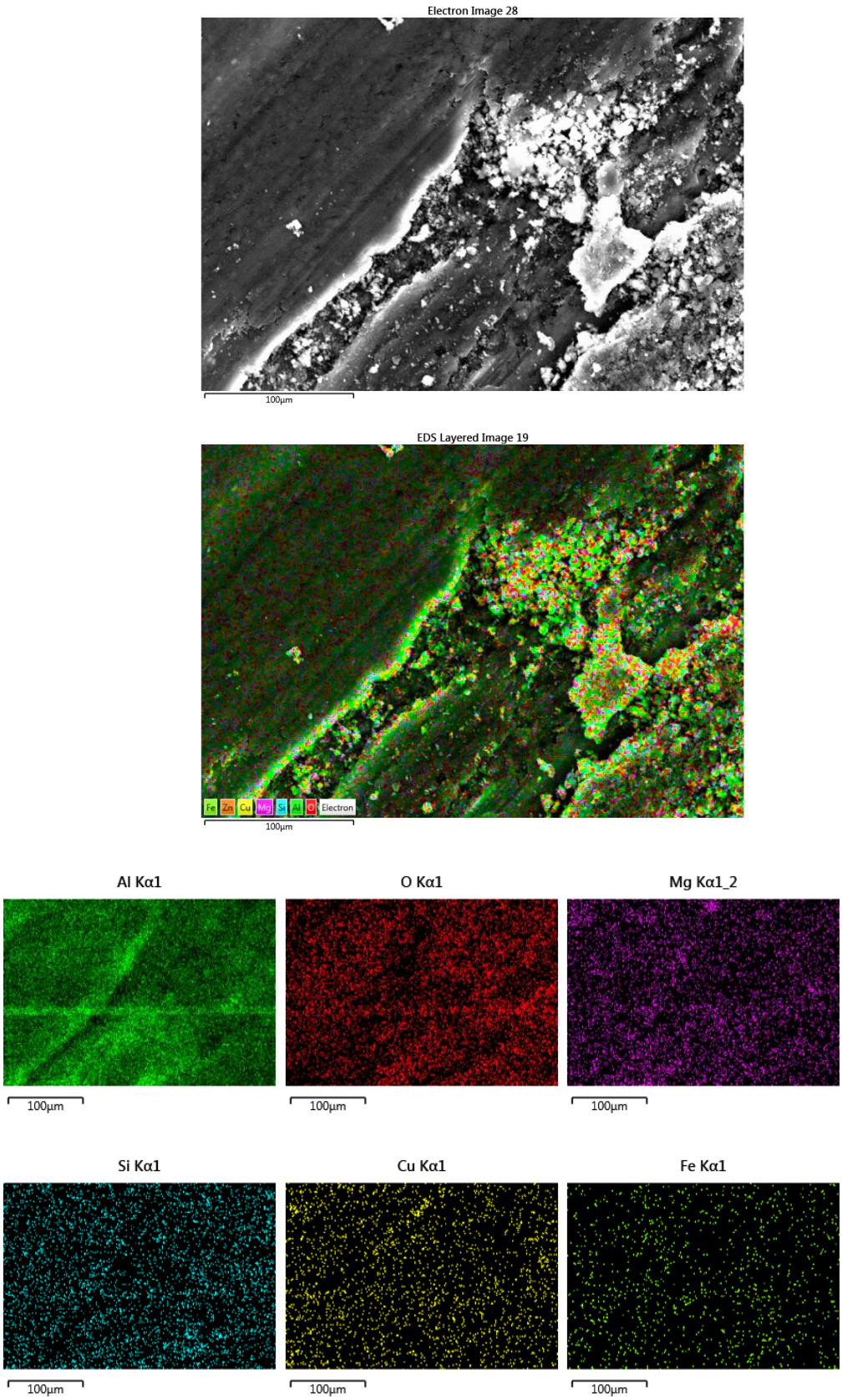
Şekil 6.26, Şekil 6.27 ve Şekil 6.28 A356- Mg_2Si kompozitinden aşınma enkazlarının SEM görüntüsünü göstermektedir. Şiddetli aşınma altında, A356-%15AM50 kompozitin aşınma enkazı, büyük katmanlı döküntü katmanlarından ve küçük partikül topaklarından oluşmaktadır. Bunların arasında, katmanlı enkazın bileşimi esas olarak alüminyum olan matristen oluşmaktadır.



Şekil 6.29 A380-5 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü

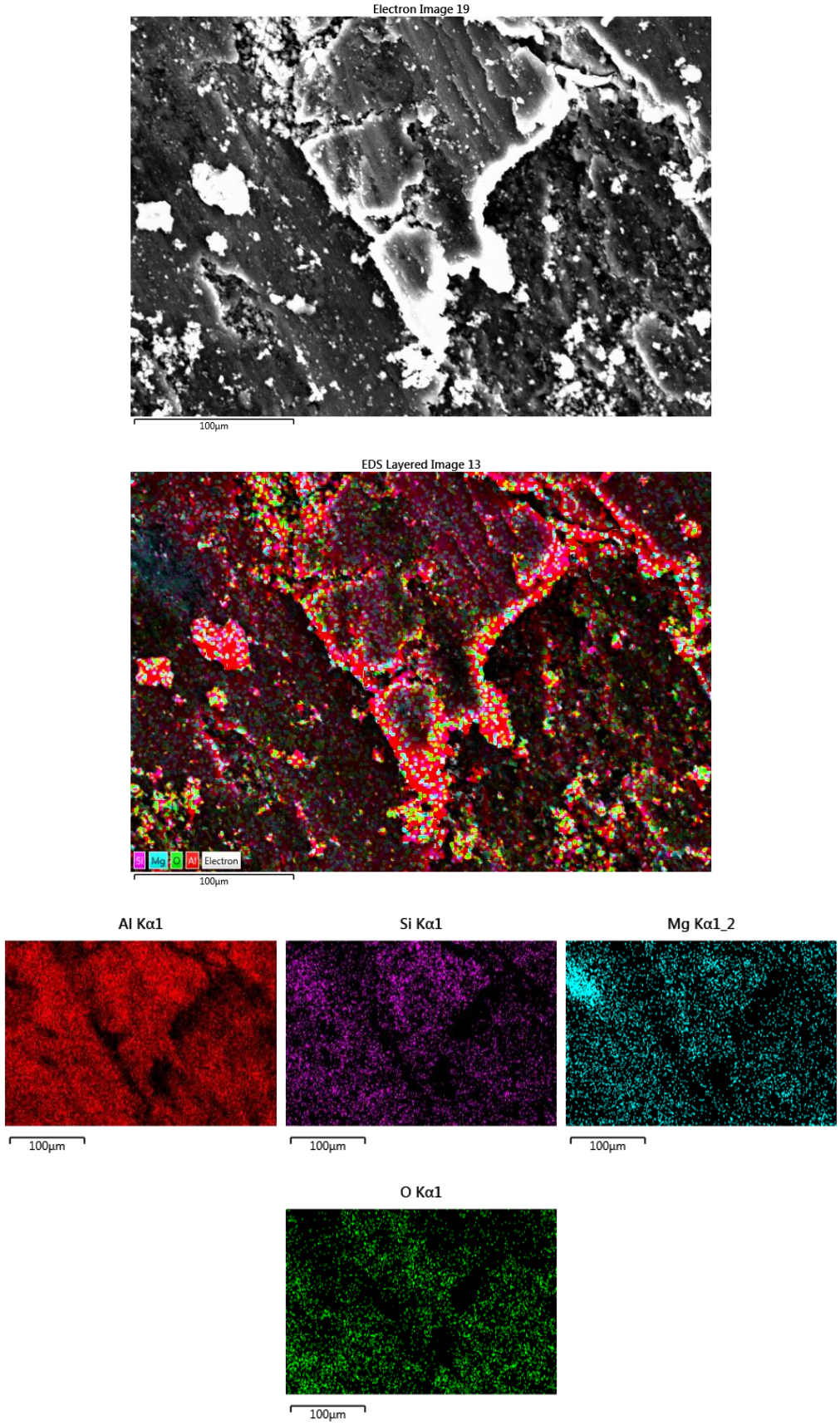


Şekil 6.30 A380-10 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü



Şekil 6.31 A380-15 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü

Şekil 6.29, Şekil 6.30 ve Şekil 6.31 incelendiğinde A380 kullanılarak üretilen kompozitlerde A380-%5 AM50 kompozitinde aşınma yüzeyinde abrazif aşınmanın yoğun olduğu, A380-%10 ve A380-%15 AM50 kompozitlerde artan Mg_2Si konsantrasyonu ile aşınma mekanizmasının abraziften adhezife dönüştüğü görülmektedir. SEM-EDS sonuçları, iki kompozitin aşınma yüzeylerinin alüminyum, magnezyum, silikon ve bakıra ek olarak ve oksijen de içerdiğini gösterdi. Oksijenin varlığı aşınmış yüzeyde Al_2O_3 varlığını göstermektedir. Qin vd. [87], Al-Mg_2Si kompozitinin aşınma enkazının XRD analizi ile esas olarak Mg_2Si, Al ve Al_2O_3 fazlarından oluştuğunu belirtmiştir. Genel olarak, hafif aşınma (düşük yük) koşullarında, Al_2O_3 oksit filmi aşınma yüzeyini bir dereceye kadar koruyabilir, aşınmayı geciktirebilir ve aşınma oranını azaltabilir. Bununla birlikte, aşınma aşamasında, bir oksit filmi üretilmesine rağmen, yüksek yük, şiddetli aşınma ve sürtünme arayüzünün artan sıcaklığı nedeniyle yüzey güçlü bir şekilde yumuşar. Bu sırada, yüzey tabakasının soyulma hızı baskındır ve oksit film hızla aşınır. Oluşum hızı, yüzey tabakasının soyulma hızından çok daha yavaş olabilir, dolayısıyla oksit filmin koruyucu etkisini sınırlar. Bu nedenle, Mg_2Si partiküllerinin aşınma önleme etkisi, belirgin olsa bile, kompozit malzemenin aşınma hacmi yine de yüksektir. Numunelerin EDS haritalama sonuçlarında görülen yüksek okjien konstantrasyonu, aşınma yüzeyinde oksitlerin oluştuğunu göstermektedir ve bu oksitler yağlayıcı etki göstererek aşınma oranını azalttığı düşünülmektedir.

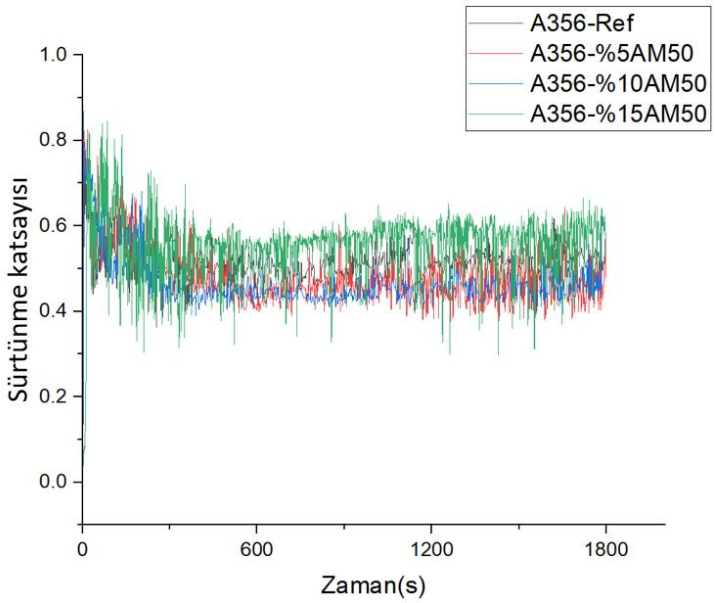


Şekil 6.32 A413-15 numunesinin aşınma yüzeyi SEM EDS haritalama görüntüsü

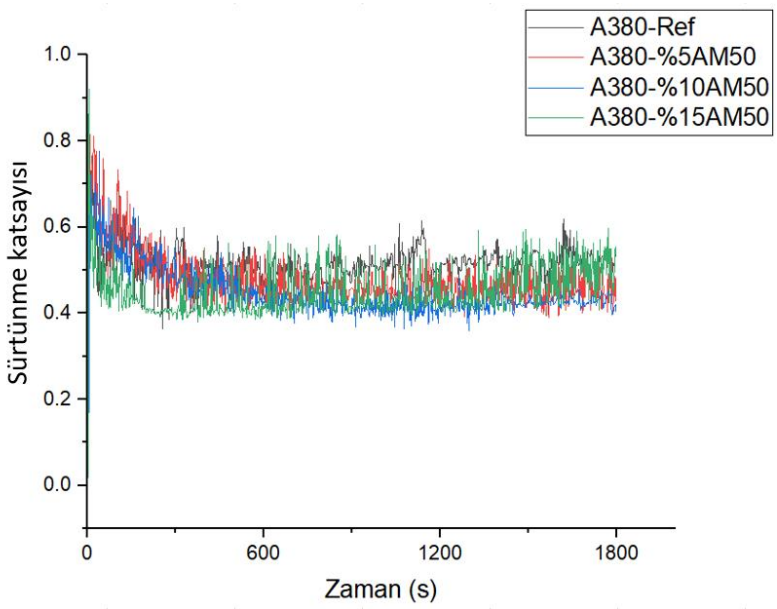
En düşük aşınma oranlarından birini gösteren A413-%15AM50 alaşımının SEM EDS haritalama görüntüsü incelendiğinde delaminasyona uğramış bölgelerde yoğunlukla sünek matris fazı olan alüminyum bulunmaktadır. Magnezyumca yoğun bölgelerde adhezyon aşınması görülmektedir.

Şekil 6.33, Şekil 6.34 ve Şekil 6.35'te sırasıyla A356-Mg_2Si, A380-Mg_2Si ve A413 Mg_2Si kompozitlerinin sürtünme katsayısı zaman grafikleri verilmiştir.

Şekil 6.33 incelendiğinde, A356/Mg_2Si numunelerinin sürtünme katsayısının zamana bağlı değişimini incelendiğinde, iki yüzey arasındaki sürtünme, adhezyon ve kaldırmadan kaynaklanmaktadır. Bu nedenle, yüksek ortalama sürtünme katsayısı ve yükselen sürtünme katsayısı trendi ve geniş sürtünme katsayısı dalgalanmaları aralığı, aşınma yüzeyinin kayma aşınması testi sırasında yüzeyinden geniş ölçüde ayrılmasıyla açıklanabilir. Bu nedenle, A356-5 numunesinde, ölçülen yüksek aşınma oranı ile uyum içinde olan bir adhezyon, delaminasyon ve şiddetli abrazyon aşınması kombinasyonunun meydana geldiği sonucuna varılabilir.

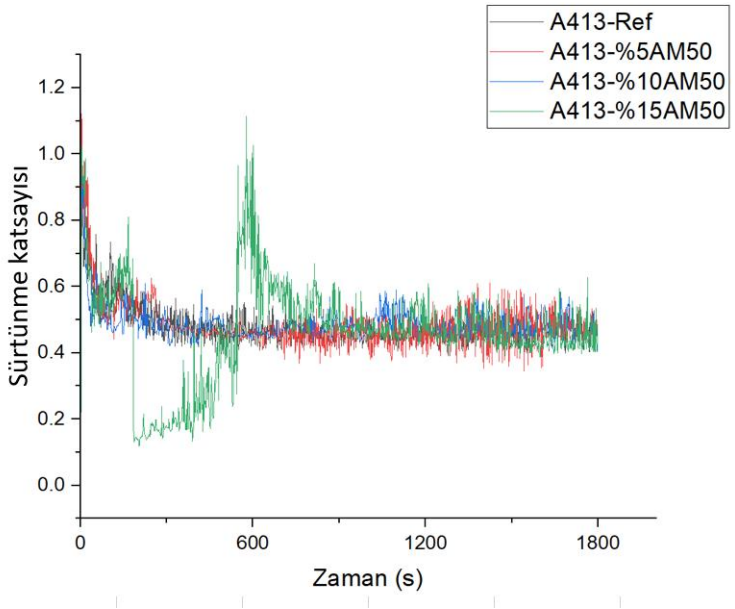


Şekil 6.33 A356-AM50 kompozitlerinin sürtünme katsayılarının zamana bağlı değişimi



Şekil 6.34 A380-AM50 kompozitlerinin sürtünme katsayılarının zamana bağlı değişimi

A380-AM50 kompozitlerinde aşınma oranı AM50 miktarının artmasıyla azalmıştır (Şekil 6.20). Bu azalışta, sertlikle paralel şekilde matristeki alüminyum tanelerini incelmesinin ve küreselliğinin artması ile yapıda dağılan intermetalik fazların da etkisi bulunmaktadır.



Şekil 6.35 A413-AM50 kompozitlerinin sürtünme katsayılarının zamana bağlı değişimi

Sürtünme katsayısı-zaman grafikleri aşınma cihazı tarafından test süresi boyunca çizilmiştir. Aşınma sonucu en iyi çıkan A356-%10AM50 numunesinin sürtünme katsayısı ortalama 0.466 olarak hesaplanmıştır. A413-%15AM50 numunesinin yüzeyinden kopan Mg_2Si partikülleri sürtünme katsayısını arttırmış ve daha sonra plastik deformasyona uğrayarak azalarak kararlı duruma gelmiştir. A356/AM50 kompozitlerinde sürtünme katsayısı değerlerinin zamana bağlı olarak çok gürültülü olduğu görülmekteyken A413/AM50 kompozitlerinde ise sürtünme katsayılarının daha stabil olduğu görülmüştür. Bu durumun nedeni A356/AM50 kompozitlerinde oluşan derin oluklarla yükseltiler arasındaki mesafe farkının yüksek olması nedeniyle sürtünme katsayısındaki sürekli değişimdir, A413/AM50 kompozitlerinde ise sürtünme katsayısı aşınma testi boyunca daha stabil kalmıştır.

Ötektik (A413) alaşımlar, ötektik reaksiyonla ilişkili yumuşak, sünek primer alüminyum fazı α-Al ve çok sert, kırılgan silisyum fazından oluşur. Bu silisyum fazı, ötektik alaşımların aşınma direncine ötektik altı alaşımlara kıyasla katkıda bulunur. Ötektik üstü alaşımlar, en yaygın olarak kullanılan aşınmaya dirençli alüminyum alaşımlarıdır. Bu alaşımlar, kaba, köşeli, primer silisyum parçacıklarının yanı sıra ötektik silisyum da içerir. A413-Mg_2Si ile üretilen insitu kompozitler bu primer silisyum parçacıkları ince dağılmış ötektik faz ve oluşan Mg_2Si partikülleri nedeniyle sertlikleri nispeten düşükken görece yüksek aşınma direnci göstermişlerdir. AM50 oranının 0'dan %5'e ve % 10'a çıkmasıyla kompozitlerin aşınma direnci artmış ancak %15 AM50 içeren kompozitte aşınma oranı %10 AM50 içeren kompozit ile neredeyse aynı olduğu görülmüştür.

A380/Mg_2Si kompozitlerinde bakırın α-Al içerisinde çözünmesi ve katı çözelti sertleşmesi ve bakır içeren intermetaliklerin (Al-Cu-Mg) oluşması ile matris fazının sertliği artmaktadır ve bu da numunelerin aşınma direncinde iyileşme sağlamaktadır. A380/Mg_2Si kompozitlerinde mikroyapı ve sertlikler incelendiğinde AM50 oranının %5' ten 10 ve 15'e yükselmesiyle α-Al tanelerinin incelmesinin ve Mg_2Si partiküllerinin oluşması ile aşınma oranının 1,5'ten 0,76 ve 0,59 (mm^3 /N.m) x 10^3'e kadar düştüğü görülmektedir. Burada artan (Al-Cu-Mg) intermetalik miktarının etkisi net bir şekilde görülmektedir. A380/Mg_2Si kompozitlerinde oluşması beklenen bazı intermetaliklerin sertlikleri şu şekildedir: Mg_2Si 457 kgf/mm^2, Al_2CuMg 380-400 kgf/mm^2, $CuAl_2$ 400 kgf/mm^2 [88].

7
SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Yapılan deneysel çalışmalar kapsamında elde edilen sonuçlar ve bu sonuçlar doğrultusunda belirlenen öneriler aşağıda sıralanmıştır:

1. Üretilen kompozitlerin mikroyapıları;
   A356-Mg_2Si kompozitlerde: α-Al, primer Mg_2Si, ötektik Mg_2Si ve Al-Si-Mg_2Si üçlü ötektiğinden,
   A380-Mg_2Si kompozitlerde: α-Al, primer Mg_2Si, ötektik Mg_2Si ve Al-Si-Mg_2Si üçlü ötektiği, Cu ve Fe intermetaliklerinden ve
   A413- Mg_2Si kompozitlerinde: α-Al, primer Si, primer Mg_2Si, ötektik Mg_2Si ve Al-Si-Mg_2Si üçlü ötektiğinden oluşmaktadır. Tüm kompozitlerde AM50 oranının artması ile Mg_2Si morfolojisi ötektikten primere dönüşmüş ve boyutu artmıştır.
2. Al-Mg_2Si kompozitlerinin düşük üst ısılı döküm işlemi, α-Al fazının morfolojisini değiştirmiş ve kısmi bastırılmış dendritik büyümenin etkisi ile daha ince taneler üretilmiştir.
3. Yeniden ısıtma işlemi ile α-Al tanelerinin ve Mg_2Si partiküllerinin küreselliği artmıştır (A380-%10AM50).
4. En yüksek Brinell sertlik değeri A380-%10AM50 kompozitinde ölçülmüştür. Bunda dendrit oluşumu baskılanmış kısmi küresel mikroyapının ve A380 alaşımı içerisindeki bakır ve demir elementlerinin oluşturduğu intermetaliklerin etkisi bulunmaktadır.
5. Yeniden ısıtma ve suda soğutmadan sonra, döküm hali numunelerdeki ötektik Si fazının morfolojisi, α-Al taneleri arasında hapsolmuş poligonal Si parçacıklarına ve ötektik Mg_2Si'ye dönüşmüştür. Ayrıca, α-Al içerisindeki ötektiğin de incelmesiyle yeniden ısıtılan numunelerin sertliğinin artmasına neden olmuştur.
6. Tüm kompozitlerde, ötektik yapının Mg içermeyen referans numunelere göre AM50 ilavesi ile modifiye edildiği ve inceldiği gözlenmiştir. Kompozitlerdeki Al-Si-Mg_2Si ötektiği çok daha ince bir morfolojiye sahiptir.

Bu ince ötektik faz nedeniyle, kompozitlerin sertliği referans numunelerden daha yüksektir.

7. Mg_2Si oranı ile sertlik arasında doğrudan bir ilişki bulunamamıştır. Kompozitlerin sertliğinin, Mg_2Si miktarından ziyade Mg_2Si morfolojisine ve dağılımına bağlı olduğu görülmüştür. Ayrıca Mg_2Si oluşumu Si ötektiği miktarını azaltmıştır.
8. Sürtünme katsayılarının AM50 oranına bağlı olarak çok büyük değişiklik göstermediği görülmüştür.
9. A380-Mg_2Si kompozitlerinin ince taneli mikroyapı ve intermetalik fazlar sayesinde en iyi mekanik özellikleri gösteren alaşım grubudur.
10. Döküm hali mikroyapıları incelendiğinde tüm numuneler için döküm sıcaklığının dendrit oluşumunu baskılayacak kadar düşük olmadığı görülmüştür ve döküm sıcaklıkları daha da azaltılarak kompozit üretimi önerilmektedir.
11. Yeniden ısıtma sonrası döküm numunelerde dentritik olan taneler rozet tipe, az miktarda küresel olan taneler ise kabalaşarak küreselliklerini artırmıştır. 580 ºC yeniden ısıtma için uygun bir sıcaklıktır. Tutma süresi kısaltılarak tane kabalaşmasının önüne geçilebilir.
12. Kapalı bir kalıpta şekilli bir parçanın basılması ile mevcutta yapılan çalışmalar daha da geliştirilebilir.

KAYNAKÇA

[1] S. L. Pramod, S. R. Bakshi, and B. S. Murty, “Aluminum-Based Cast In Situ Composites: A Review,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 24, no. 6, pp. 2185–2207, 2015, doi: 10.1007/s11665-015-1424-2.

[2] M. Emamy, H. R. Jafari Nodooshan, and A. Malekan, “The microstructure, hardness and tensile properties of Al-15%Mg2Si in situ composite with yttrium addition,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 8–9, pp. 4559–4566, 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.04.026.

[3] M. Kamran, “Semi-solid Processing of Al-Si7-Mg Alloys,” University of Leoben, Austria, 2008.

[4] A. Arshad and J. Sturges, “Composite materials,” in *Materials Science in Construction: An Introduction*, 2014, pp. 279–296.

[5] K. Zweben, “Mechanical Engineers’ Handbook, Part 1, Materials,” *Mech. Eng. Handbook, Fourth Ed.*, vol. 46, no. 2, p. 67, 2000, doi: 10.2307/25304499.

[6] W. D. Callister Jr, *Materials Science and Engineering*. John Wiley and Sons Inc., 2007.

[7] M. Rimašauskas, T. Kuncius, and R. Rimašauskienė, “Processing of carbon fiber for 3D printed continuous composite structures,” *Mater. Manuf. Process.*, vol. 34, no. 13, pp. 1528–1536, 2019, doi: 10.1080/10426914.2019.1655152.

[8] A. K. Sharma, R. Bhandari, A. Aherwar, and R. Rimašauskiene, “Matrix materials used in composites: A comprehensive study,” *Mater. Today Proc.*, vol. 21, no. xxxx, pp. 1559–1562, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.11.086.

[9] A. Kumar Sharma, R. Bhandari, C. Sharma, S. Krishna Dhakad, and C. Pinca-Bretotean, “Polymer matrix composites: A state of art review,” *Mater. Today Proc.*, vol. 57, pp. 2330–2333, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2021.12.592.

[10] T. G. Yashas Gowda, M. R. Sanjay, K. Subrahmanya Bhat, P. Madhu, P. Senthamaraikannan, and B. Yogesha, “Polymer matrix-natural fiber composites: An overview,” *Cogent Eng.*, vol. 5, no. 1, 2018, doi: 10.1080/23311916.2018.1446667.

[11] D. K. Yadav, M. Mahali, S. K. Gupta, and I. Chakrabarty, “Microstructural characterization and mechanical behavior of Al-4 wt% Mg2Si in-situ metal matrix composite synthesis via cooling slope casting technique,” *Mater. Today Proc.*, no. xxxx, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.03.564.

[12] M. Haghshenas, “Metal–Matrix Composites,” *Ref. Modul. Mater. Sci. Mater. Eng.*, pp. 1–28, 2016, doi: 10.1016/b978-0-12-803581-8.03950-3.

[13] K. C. Nayak, P. R. Deshmukh, A. K. Pandey, P. Vemula, and P. P. Date, “Microstructural, physical and mechanical characterization of grinding sludge based aluminium metal matrix composite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol.

773, no. December 2019, p. 138895, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2019.138895.

[14] G. Sundar and N. Rajesh Jesudoss Hynes, “Reinforcement in aluminium metal matrix composites,” *AIP Conf. Proc.*, vol. 2142, no. August, 2019, doi: 10.1063/1.5122398.

[15] B. Chandra, J. Kumar, H. Singh, and J. Kumar, “Production technologies of metal matrix composite-A Review,” *4th Int. Conf. Adv. Mater. Manuf. Technol.*, vol. 5762, no. June 2015, p. 9, 2015.

[16] H. Singh, K. Singh, S. Vardhan, and S. Mohan, “A comprehensive review on the new developments consideration in a stir casting processing of aluminum matrix composites,” *Mater. Today Proc.*, vol. 60, pp. 974–981, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2021.12.359.

[17] P. D. Pastuszak and A. Muc, “Application of composite materials in modern constructions,” *Key Eng. Mater.*, vol. 542, no. February, pp. 119–129, 2013, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.542.119.

[18] P. Kapranos, D. Brabazon, S. P. Midson, S. Naher, and T. Haga, *Advanced Casting Methodologies: Inert Environment Vacuum Casting and Solidification, Die Casting, Compocasting, and Roll Casting*, vol. 5. Elsevier, 2014.

[19] M. K. Surappa, “Microstructure evolution during solidification of DRMMCs (discontinuously reinforced metal matrix composites): State of art,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 63, no. 1–3, pp. 325–333, 1997, doi: 10.1016/S0924-0136(96)02643-X.

[20] F. Bonollo, R. Guerriero, E. Sentimenti, I. Tangerini, and W. L. Yang, “The effect of quenching on the mechanical properties of powder metallurgically produced AlSiC (particles) metal matrix composites,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 144, no. 1–2, pp. 303–309, 1991, doi: 10.1016/0921-5093(91)90237-H.

[21] X. Hao, H. Nie, Z. Ye, Y. Luo, L. Zheng, and W. Liang, “Mechanical properties of a novel fiber metal laminate based on a carbon fiber reinforced Zn-Al alloy composite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 740–741, no. October 2018, pp. 218–225, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.10.050.

[22] A. Daoud, “Microstructure and tensile properties of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 391, no. 1–2, pp. 114–120, 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.08.075.

[23] Y. Zhang, L. Yan, M. Miao, Q. Wang, and G. Wu, “Microstructure and mechanical properties of z-pinned carbon fiber reinforced aluminum alloy composites,” *Mater. Des.*, vol. 86, pp. 872–877, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.08.015.

[24] W. Tian, L. Qi, C. Su, J. Liang, and J. Zhou, “Numerical evaluation on mechanical properties of short-fiber-reinforced metal matrix composites: Two-step mean-field homogenization procedure,” *Compos. Struct.*, vol. 139, pp. 96–103, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.11.072.

[25] Tsu-Wei Chou, “Short-fiber composites,” Cambridge University Press, 1992.

[26] V. V. Skorokhod, “Layered composites: Structural classification, thermophysical and mechanical properties,” *Powder Metall. Met. Ceram.*, vol. 42, no. 9–10, pp. 437–446, 2003, doi: 10.1023/B:PMMC.0000013215.36378.50.

[27] D. Aleksendrić and P. Carlone, “Introduction to composite materials,” *Soft Comput. Des. Manuf. Compos. Mater.*, pp. 1–5, 2015, doi: 10.1533/9781782421801.1.

[28] N. Panwar and A. Chauhan, “Fabrication methods of particulate reinforced Aluminium metal matrix composite-A review,” *Mater. Today Proc.*, vol. 5, no. 2, pp. 5933–5939, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2017.12.194.

[29] S. P. Hannula, P. Lintula, P. Lintunen, and T. Lindroos, “Processing and properties of metal matrix composites synthesized by SHS,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 426–432, no. 3, pp. 1971–1978, 2003, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.426-432.1971.

[30] H. Rana and V. Badheka, “Influence of friction stir processing conditions on the manufacturing of Al-Mg-Zn-Cu alloy/boron carbide surface composite,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 255, no. January, pp. 795–807, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.01.020.

[31] B. T. Gibson *et al.*, “Friction stir welding: Process, automation, and control,” *J. Manuf. Process.*, vol. 16, no. 1, pp. 56–73, 2014, doi: 10.1016/j.jmapro.2013.04.002.

[32] V. Chak, H. Chattopadhyay, and T. L. Dora, “A review on fabrication methods, reinforcements and mechanical properties of aluminum matrix composites,” *J. Manuf. Process.*, vol. 56, no. May, pp. 1059–1074, 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.05.042.

[33] G. Manohar, A. Dey, K. M. Pandey, and S. R. Maity, “Fabrication of metal matrix composites by powder metallurgy: A review,” *AIP Conf. Proc.*, vol. 1952, no. February 2019, 2018, doi: 10.1063/1.5032003.

[34] B. Q. Han and K. C. Chan, “Superplastic deformation mechanisms of particulate reinforced aluminum matrix composites,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 212, no. 2, pp. 256–264, 1996, doi: 10.1016/0921-5093(96)10208-2.

[35] S. N. Patankar, S. Q. Xiao, J. J. Lewandowski, and A. H. Heuer, “The mechanism of mechanical alloying of MoSi2,” *J. Mater. Res.*, vol. 8, no. 6, pp. 1311–1316, 1993, doi: 10.1557/JMR.1993.1311.

[36] J. W. Kaczmar, K. Pietrzak, and W. Wlosiński, “Production and application of metal matrix composite materials,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 106, no. 1–3, pp. 58–67, 2000, doi: 10.1016/S0924-0136(00)00639-7.

[37] P. S. Sahu and R. Banchhor, “Fabrication methods used to prepare Al metal matrix composites- A review,” *Int. Res. J. Eng. Technol.*, vol. 03, no. 10, pp. 123–132, 2016.

[38] E. J. Lavernia, “Spray atomization and deposition processing of particulate reinforced metal matrix composites,” *Key Eng. Mater.*, vol. 53–55, pp. 153–

159, 1991, doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.53-55.153.

[39] T. Ebert, F. Moll, and K. U. Kainer, “Spray forming of magnesium alloys and composites,” *Powder Metall.*, vol. 40, no. 2, pp. 126–130, 1997, doi: 10.1179/pom.1997.40.2.126.

[40] A. A. Shirzadi and K. College, “Diffusion Bonding Aluminium Alloys and Composites : New Approaches and Modelling,” no. December, 1997.

[41] M. K. Surappa, “Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities,” *Sadhana - Acad. Proc. Eng. Sci.*, vol. 28, no. 1–2, pp. 319–334, 2003, doi: 10.1007/BF02717141.

[42] P. Garg, A. Jamwal, D. Kumar, K. K. Sadasivuni, C. M. Hussain, and P. Gupta, “Advance research progresses in aluminium matrix composites: manufacturing & applications,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 8, no. 5, pp. 4924–4939, 2019, doi: 10.1016/j.jmrt.2019.06.028.

[43] B. P. Sahoo and D. Das, “Critical review on liquid state processing of aluminium based metal matrix nano-composites,” *Mater. Today Proc.*, vol. 19, pp. 493–500, 2019, doi: 10.1016/j.matpr.2019.07.642.

[44] H. Su, W. Gao, Z. Feng, and Z. Lu, “Processing, microstructure and tensile properties of nano-sized Al2O3 particle reinforced aluminum matrix composites,” *Mater. Des.*, vol. 36, pp. 590–596, 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2011.11.064.

[45] S. V. Gosavi and M. D. Jaybhaye, “Microstructural studies on aluminium metal matrix composite (Al7075-SiC) fabricated through stir casting process,” *Mater. Today Proc.*, vol. 39, pp. 1412–1416, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2020.05.094.

[46] M. Dhanashekar and V. S. Senthil Kumar, “Squeeze casting of aluminium metal matrix composites - An overview,” *Procedia Eng.*, vol. 97, pp. 412–420, 2014, doi: 10.1016/j.proeng.2014.12.265.

[47] J. Leng, G. Wu, Q. Zhou, Z. Dou, and X. L. Huang, “Mechanical properties of SiC/Gr/Al composites fabricated by squeeze casting technology,” *Scr. Mater.*, vol. 59, no. 6, pp. 619–622, 2008, doi: 10.1016/j.scriptamat.2008.05.018.

[48] K. Sukumaran *et al.*, “Studies on squeeze casting of Al 2124 alloy and 2124-10% SiCp metal matrix composite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 490, no. 1–2, pp. 235–241, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2008.01.054.

[49] L. J. Yang, “The effect of casting temperature on the properties of squeeze cast aluminium and zinc alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 140, no. 1-3 SPEC., pp. 391–396, 2003, doi: 10.1016/S0924-0136(03)00763-5.

[50] K. U. Kainer, *Basics of Metal Matrix Composites*. WILEY-VCH Verlag, 2006.

[51] S. Suresh, A. Mortensen, and A. Needleman, “Fundamentals of Metal-Matrix Composites,” *Fundam. Met. Compos.*, vol. 1, pp. 1–342, 2013, doi: 10.1016/b978-0-12-819724-0.00001-x.

[52] A. J. Cook and P. S. Werner, “Pressure infiltration casting of metal matrix

composites," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 144, no. 1–2, pp. 189–206, 1991, doi: 10.1016/0921-5093(91)90225-C.

[53] A. Daoud, "Wear performance of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration," *Mater. Lett.*, vol. 58, no. 25, pp. 3206–3213, 2004, doi: 10.1016/j.matlet.2004.06.012.

[54] J. U. Ejiofor and R. G. Reddy, "Developments in the processing and properties of particulate Al-Si composites," *Jom*, vol. 49, no. 11, pp. 31–37, 1997, doi: 10.1007/s11837-997-0008-5.

[55] J. Zhang, Z. Fan, Y. Q. Wang, and B. L. Zhou, "Microstructural evolution of the in situ Al-15wt.%Mg2Si composite with extra Si contents," *Scr. Mater.*, vol. 42, no. 11, pp. 1101–1106, 2000, doi: 10.1016/S1359-6462(00)00338-9.

[56] M. Emamy, S. E. Vaziri Yeganeh, A. Razaghian, and K. Tavighi, "Microstructures and tensile properties of hot-extruded Al matrix composites containing different amounts of Mg2Si," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 586, pp. 190–196, 2013, doi: 10.1016/j.msea.2013.08.026.

[57] H. Wang, G. Li, Y. Zhao, and G. Chen, "In situ fabrication and microstructure of Al2O3 particles reinforced aluminum matrix composites," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 12, pp. 2881–2885, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.01.022.

[58] Z. Liu, X. M. Liu, and M. Xie, "Effect of Mg 2Si contents on microstructure of Mg 2Si particle reinforced hypereutectic Al-Si alloy composites," *Appl. Mech. Mater.*, vol. 66–68, pp. 160–163, 2011, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.66-68.160.

[59] Y. Hu, S. qi Fu, L. zhi Zhao, D. hao Wang, and F. Liu, "Microstructure evolution of semi-solid Mg2Si/A356 composites during remelting process," *China Foundry*, vol. 17, no. 5, pp. 384–388, 2020, doi: 10.1007/s41230-020-9158-7.

[60] P. Biswas, D. Mandal, and M. K. Mondal, "Failures analysis of in-situ Al–Mg2Si composites using actual microstructure based model," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 797, no. August, p. 140155, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.140155.

[61] R. Zamani, H. Mirzadeh, and M. Emamy, "Mechanical properties of a hot deformed Al-Mg2Si in-situ composite," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 726, no. April, pp. 10–17, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.04.064.

[62] A. H. Ahmad, S. Naher, S. N. Aqida, and D. Brabazon, *Routes to Spheroidal Starting Material for Semisolid Metal Processing*, vol. 5. Elsevier, 2014.

[63] M. C. Flemings, "Behavior of metal alloys in the semisolid state," *Metall. Trans. A*, vol. 22, no. 5, pp. 957–981, 1991, doi: 10.1007/BF02661090.

[64] D. B. Spencer, R. Mehrabian, and M. C. Flemings, "Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range," *Metall. Trans.*, vol. 3, no. 7, pp. 1925–1932, 1972, doi: 10.1007/BF02642580.

[65] A. Rassili and H. V. Atkinson, "A review on steel thixoforming," *Trans.*

Nonferrous Met. Soc. China (English Ed., vol. 20, no. SUPPL. 3, 2010, doi: 10.1016/S1003-6326(10)60629-2.

[66] S. Deepak Kumar, J. Ghose, and A. Mandal, *Thixoforming of light-weight alloys and composites: An approach toward sustainable manufacturing*. Elsevier Inc., 2019.

[67] D. H. Kirkwood, "Semisolid metal processing D. H. Kirkwood Semisolid," *J. Japan Inst. Light Met.*, vol. 45, no. 6, pp. 346–354, 1995.

[68] M. Bünck, N. Warnken, and A. Bührig-Polaczek, "Microstructure evolution of rheo-cast A356 aluminium alloy in consideration of different cooling conditions by means of the cooling channel process," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 4, pp. 624–630, 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2009.11.011.

[69] H. V. Atkinson, "Modelling the semisolid processing of metallic alloys," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 50, no. 3, pp. 341–412, 2005, doi: 10.1016/j.pmatsci.2004.04.003.

[70] M. S. Salleh, M. Z. Omar, J. Syarif, and M. N. Mohammed, "An Overview of Semisolid Processing of Aluminium Alloys," *ISRN Mater. Sci.*, vol. 2013, pp. 1–9, 2013, doi: 10.1155/2013/679820.

[71] S. Annavarapu and R. D. Doherty, "Inhibited coarsening of solid-liquid microstructures in spray casting at high volume fractions of solid," *Acta Metall. Mater.*, vol. 43, no. 8, pp. 3207–3230, 1995, doi: 10.1016/0956-7151(94)00448-Q.

[72] M. A. Easton, H. Kaufmann, and W. Fragner, "The effect of chemical grain refinement and low superheat pouring on the structure of NRC castings of aluminium alloy Al-7Si-0.4Mg," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 420, no. 1–2, pp. 135–143, 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.01.078.

[73] T. Haga, "Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with a cooling slope," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 130–131, pp. 558–561, 2002, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00765-3.

[74] and P. K. M. N. Mohammed, M. Z. Omar, M. S. Salleh, K. S. Alhawari, "Semisolid Metal Processing Techniques for Nondendritic Feedstock Production," *Sci. World J.*, vol. 2013, 2013.

[75] D. Liu, H. V. Atkinson, P. Kapranos, W. Jirattiticharoean, and H. Jones, "Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 361, no. 1–2, pp. 213–224, 2003, doi: 10.1016/S0921-5093(03)00528-8.

[76] T. S. El-Kady, E.Y.Mahmoud, H. M. Zakaria, A. El-Awady, and M. F. El-Sherbiny, "Optimization of the low superheat casting process parameters for producing of thixotropic A356 alloy feedstock," *Mater. Sci. An Indian J.*, vol. 14, no. 7, pp. 1416–1422, 1982.

[77] K. A. Guler and A. Karaaslan, "Microstructural Evaluation of Thixoforged A380 Alloy Billets Produced by Low Superheat Casting Process," in *18th International Metallurgy and Materials Congress (IMMC 2016)*, 2016, no.

December.

[78] J. Qingxiu, Z. Caixia, and H. Xiaodong, “Study on in-situ Mg 2 Si/Al-Si Composites with Different Compositions,” *China Foundry*, vol. 6, no. 2, pp. 133–136, 2009.

[79] Y. Si, W. Di, M. Liu, and Y. Zhao, “Effects of pouring temperature and electromagnetic stirring on semi-solid microstructure of hypoeutectic Mg2Si/Al composite,” *IOP Conf. Ser. Earth Environ. Sci.*, vol. 692, no. 3, 2021, doi: 10.1088/1755-1315/692/3/032120.

[80] ASM International, “ASM Handbook, Volume 02 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials,” *Prop. Sel. Nonferrous Alloy. Spec. Mater.*, 1990, doi: 10.31399/asm.hb.v02.9781627081627.

[81] Q. Miao *et al.*, “Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing,” *Mater. Des.*, vol. 186, p. 108205, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2019.108205.

[82] X. Liu, M. Yang, D. Zhou, and Y. Zhao, “Microstructure and wear resistance of Mg2si–al composites fabricated using semi-solid extrusion,” *Metals (Basel).*, vol. 10, no. 5, 2020, doi: 10.3390/met10050596.

[83] M. bo YANG, J. SHEN, and F. sheng PAN, “Effect of Sb on microstructure of semi-solid isothermal heat-treated AZ61-0.7Si magnesium alloy,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.*, vol. 19, no. 1, pp. 32–39, 2009, doi: 10.1016/S1003-6326(08)60224-1.

[84] J. Jiang, Y. Wang, G. Xiao, and X. Nie, “Comparison of microstructural evolution of 7075 aluminum alloy fabricated by SIMA and RAP,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 238, pp. 361–372, 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.020.

[85] X. feng Huang, Y. jie Ma, Q. qiao Zhang, L. lang Wei, and J. qiao Yang, “Effects of trace Cr on as-cast microstructure and microstructural evolution of semi-solid isothermal heat treatment ZC61 magnesium alloy,” *China Foundry*, vol. 16, no. 1, pp. 53–62, 2019, doi: 10.1007/s41230-019-8112-z.

[86] M. Emamy, N. Nemati, and A. Heidarzadeh, “The influence of Cu rich intermetallic phases on the microstructure, hardness and tensile properties of Al-15% Mg2Si composite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 12, pp. 2998–3004, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.01.063.

[87] Q. D. Qin, Y. G. Zhao, and W. Zhou, “Dry sliding wear behavior of Mg2Si/Al composites against automobile friction material,” *Wear*, vol. 264, no. 7–8, pp. 654–661, 2008, doi: 10.1016/j.wear.2007.05.008.

[88] H. A. Hanna and F. Shehata, “Friction and wear of Al-Si alloys,” in *Lubrication Engineering*, vol. 49, no. 6, 1993, pp. 473–476.

TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR

Konferans Bildirileri

1. T. Ozkan, I. Tutuk, S. Acar, and K. A. Guler, “Production of Aluminium Matrix In-Situ Composites Using Low Superheat Casting Method,” 10th Inertanional Aluminium Symposium, 3-4 March 2022, pp. 467-470.