



**SIVI FAZ SİNERLEME İLE B₄C TAKVİYELİ MMK_p MALZEME
ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

Türkan KIYMAZ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

EYLÜL 2020

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmamda;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmamda yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullandığım verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmamın özgün olduğunu,

bildirim, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

SIVI FAZ SİNERLEME İLE B₄C TAKVİYELİ MMK_p MALZEME ÜRETİMİ VE
KARAKTERİZASYONU
(Yüksek Lisans Tezi)

Türkan KIYMAZ

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Eylül 2020

ÖZET

Bu tez çalışmasında, sıcak presleme aktif sinterleme yöntemi ile üretilen Al6061 matrisli B₄C parçacık takviyeli metal matrisli kompozit (MMK_p) malzemelerin özelliklerine takviye oranı ve sıvı faz sinterlemenin etkisi araştırılmıştır. Ağırlıkça % 0, % 5, % 10 ve % 15 oranlarında B₄C seramik parçacık takviye elemanları ile ön alaşımlı Al6061 metal tozu turbula cihazında 45 dakika süre ile karıştırılmıştır. Karışım tozlar, 40 mm x 60 mm boyutlarındaki kalıp içerisinde oda sıcaklığında 200 MPa ön presleme basıncında sıkıştırılmıştır. Devamında aynı kalıp bloğu içerisinde argon atmosferi altında 400 °C sıcaklıkta 45 dakika boyunca yağlayıcı giderme işlemi uygulanmıştır. Ardından, 550 °C sıcaklıkta 100 MPa basınç altında 1 saat boyunca argon atmosferi altında sıcak presleme (SP) aktif sinterleme işlemi uygulanarak MMK_p malzemeler üretilmiştir. Bu numunelere 610 °C ve 620 °C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta 1 saat süreyle süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme (SKSS) işlemlerinin uygulanmasıyla ikincil sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerin mikroyapıları ve fiziksel özellikleri; metalografik muayene, sertlik ve yoğunluk ölçümleri, çapraz kırılma dayanımları (ÇKD), kırık yüzey analizi taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve X-ışınları kırınımı (XRD) çalışmaları ile karakterize edilmiştir. SKSS işlemi sonunda numuneler suda hızlı (S) ve fırında yavaş (F) soğutulularak, soğuma hızının etkisi de incelenmeye çalışılmıştır. SKSS işlemi ile oluşan gözenekler sebebiyle, sıcak presleme (SP) ile üretilen MMK_p malzemelerin yoğunluğunda kısmi düşüşler görülmüştür. Bu etki özellikle fırın ortamında yavaş soğutmaya bırakılan numunelerde daha fazladır. Bununla birlikte SKSS işlemi sonunda suda hızlı soğutulan numunelerin sertlik ve ÇKD değerlerinde önemli miktarda artış meydana gelmiştir. Kırık yüzey SEM incelemelerinde, SKSS işlemi uygulanan kompozit malzemelerin matrisinde artan sinterleşme etkisiyle birlikte, matris-parçacık arayüzey bağlarında da artış belirlenmiştir.

Bilim Kodu : 91528

Anahtar Kelimeler : Toz metalurjisi, Al6061, B₄C, sıcak presleme, MMK_p, süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme

Sayfa Adedi : 101

Danışman : Prof. Dr. Yusuf ÖZÇATALBAŞ

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF B₄C REINFORCED MMC_p
MATERIAL WITH LIQUID PHASE SINTERING

(M. Sc. Thesis)

Türkan KIYMAZ

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

September 2020

ABSTRACT

In this thesis study, the effect of reinforcement ratio and liquid phase sintering on properties of Al6061 matrix B₄C particle reinforced metal matrix composite (MMC_p) materials produced by hot pressing active sintering method was investigated. Pre-alloyed Al6061 metal powder with 0 %, 5 %, 10 % and 15 % (wt) B₄C ceramic particle reinforcing elements were mixed in the turbula device for 45 minutes. The mixture powder was compressed in the die with dimensions of 40 mm x 60 mm at a pre-compressing pressure of 200 MPa at room temperature. Subsequently, wax debinding process was applied for 45 minutes at 400 °C under argon atmosphere in the same die block. Then, MMC_p materials were produced by applying hot pressing (HP) active sintering under argon atmosphere for 1 hour under pressure of 100 MPa at 550 °C. Secondary sintering was performed on these samples by applying supersolidus liquid-phase sintering (SLPS) for 1 hour at 610 °C and 620 °C. Microstructures and physical properties of the MMC_p materials produced; characterized by metallographic examination, hardness and density measurements, transverse rupture strength (TRS) test and fracture surface analysis by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD) studies. At the end of the SLPS process, the samples were cooled fast in water (W) and slow in the furnace (F), and the effect of the cooling rate was also investigated. Due to the pores formed by the SLPS process, partial decreases were observed in the density of MMC_p materials produced with HP. This effect is more especially in samples that are left for slow cooling in the furnace. However, as a result of the SLPS process, there was a significant increase in the hardness and TRS values of the samples cooled in water. In the fracture surface SEM examinations, an increase in the matrix-particle interface bonds was also determined with the increasing sintering effect in the matrix of composite materials applied SLPS treatment.

Science Code : 91528

Key Words : Powder metallurgy, Al6061, B₄C, hot pressing, MMC_p, supersolidus liquid-phase sintering

Page Number : 101

Supervisor : Prof. Dr. Yusuf ÖZÇATALBAŞ

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla, bilgi ve tecrübeleriyle beni yönlendiren tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Yusuf ÖZÇATALBAŞ'a en içten dileklerimle teşekkürlerimi sunarım.

Deneyisel çalışmalarım boyunca yardımlarını esirgemeyen Sayın Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN'e ve çeşitli vesilelerle yardımcı olan Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü öğretim elemanlarına teşekkür ederim.

Son olarak çalışmalarım sürecinde daima yanımda olan ve maddi manevi desteklerini esirgemeyen aileme teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xviii
1. GİRİŞ.....	1
2. KOMPOZİT MALZEMELER.....	5
2.1. Matris Malzemesine Göre Takviye Malzemeler.....	5
2.1.1. Metal matrisli kompozit malzemeler	6
2.1.2. Polimer matrisli kompozit malzemeler	6
2.1.3. Seramik matrisli kompozit malzemeler	6
2.2. Takviye Çeşidine Göre Kompozit Malzemeler.....	6
2.2.1. Partikül takviyeli kompozit malzemeler	7
2.2.2. Fiber takviyeli kompozit malzemeler.....	7
2.2.3. Tabakalı kompozit malzemeler	7
3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER	9
3.1. MMK Malzemelerde Kullanılan Matris Malzemeleri	10
3.1.1. Alüminyum ve alaşımları.....	10
3.1.2. Magnezyum ve alaşımları	11
3.1.3. Titanyum ve alaşımları.....	11
3.1.4. Bakır ve alaşımları	11
3.2. MMK Malzemelerde Kullanılan Takviye Elemanları	11

	Sayfa
3.2.1. B ₄ C tozu ve özellikleri	12
3.2.2. SiC tozu ve özellikleri	12
3.2.3. Al ₂ O ₃ tozu ve özellikleri	13
3.2.4. TiC tozu ve özellikleri	13
3.3. MMK Malzemelerde Ara Yüzeyler – Islatılabilirlik	13
3.3.1. Al-B ₄ C ara yüzeyi	15
3.3.2. Al ₂ O ₃ tabakası	15
3.4. MMK Malzemelerin Endüstriyel Uygulamaları	15
4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	17
4.1. Katı Faz Üretim Yöntemleri	17
4.1.1. Toz metalurjisi	17
4.1.2. Difüzyon bağı yöntemi	18
4.2. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri	18
4.2.1. Sıvı metal infiltrasyon	18
4.2.2. Sıkıştırma döküm	19
4.2.3. Plazma püskürtme yöntemi	19
4.2.4. Vortex yöntemi	19
4.3. Diğer Yöntemler	20
4.3.1. Rheocasting ve compocasting döküm tekniği	20
4.3.2. İn-situ yöntemi	20
4.3.3. XD tekniği	20
5. TOZ METALURJİSİ.....	21
5.1. Toz Üretimi	21
5.1.1. Mekanik yöntemler	22
5.1.2. Kimyasal yöntemler	23

	Sayfa
5.1.3. Elektroliz yöntemi.....	23
5.1.4. Atomizasyon yöntemleri	23
5.2. Metal Tozlarının Şekillendirilmesi	25
5.2.1. Metal tozlarının karıştırılması	25
5.2.2. Metal tozlarının preslenmesi	26
5.3. Sinterleme	27
5.3.1. Katı faz sinterleme	28
5.3.2. Sıvı faz sinterleme.....	30
6. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE ISIL İŞLEMLER	33
6.1. Alüminyum ve Alaşımları.....	33
6.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	33
6.3. Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler	34
6.3.1. T6 ısıl işlemi.....	36
7. LİTERATÜR TARAMASI	39
8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	45
8.1. Malzeme	45
8.2. Metod	46
8.3. Uygulanan Prosesler.....	48
8.3.1. Sıcak presleme	48
8.3.2. 610±1 °C ve 620±1 °C Süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme	51
8.3.3. T6 ısıl işlem.....	51
8.4. T/M ve MMK _p Malzemelerin Karakterizasyonu	52
8.4.1. Yoğunluk ölçümü.....	52
8.4.2. Metalografik muayene ve mikroyapı analizi.....	52
8.4.3. Sertlik ölçümü	53
8.4.4. Çapraz kırılma dayanım testi	54

	Sayfa
8.4.5. Kırık yüzey SEM incelemeleri.....	54
8.4.6. XRD faz analizi.....	55
9. DENEYSEL BULGULAR VE DEĞERLENDİRME	57
9.1. T/M ve MMK _p Numunelerin Makro Görünümleri	57
9.1.1. 610 °C’de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK _p numunelerin makro görünümleri	57
9.1.2. 620 °C’de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK _p numunelerin makro görünümleri	58
9.2. T/M ve MMK _p Numunelerin Mikroyapıları	59
9.2.1. SP aktif sinterleme işlemi sonrası T/M ve MMK _p numunelerin mikroyapıları	59
9.2.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin mikroyapıları.....	62
9.2.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin mikroyapıları.....	65
9.2.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin mikroyapıları	68
9.2.5. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin mikroyapıları.....	70
9.3. T/M ve MMK _p Numunelerin Yoğunluk Değişimleri.....	73
9.3.1. SP aktif sinterleme işlemi sonrası T/M ve MMK _p numunelerin yoğunlukları	73
9.3.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin yoğunlukları	74
9.3.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin yoğunlukları	74
9.3.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin yoğunlukları	74
9.3.5. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin yoğunlukları	75
9.4. T/M ve MMK _p Numunelerin Sertlik Değişimleri	76

Sayfa

9.4.1. SP aktif sinterleme işlemi sonrası T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri.....	76
9.4.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	77
9.4.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	77
9.4.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	77
9.4.5. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	78
9.4.6. 610-S kodlu numune grubunun T6 ısıtıl işlemi sonrası Brinell sertlik değerleri.....	79
9.5. Sinterleme İşlemlerinin Çapraz Kırılma Dayanımına (ÇKD) Etkisi	80
9.5.1. SP aktif sinterleme işlemi uygulanan T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD deney sonuçları	80
9.5.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğutulan T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD deney sonuçları.....	81
9.5.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğutulan T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD deney sonuçları.....	81
9.5.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğutulan T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD deney sonuçları.....	81
9.6. T/M ve MMK _p Malzemelerin ÇKD Sünekliği.....	83
9.7. Kırık Yüzey SEM İncelemeleri.....	84
9.7.1. SP grubu MMK _p numunelerinin kırık yüzey SEM incelemeleri	84
9.7.2. 610S grubu MMK _p numunelerinin kırık yüzey SEM incelemeleri.....	85
9.7.3. 610F grubu MMK _p numunelerinin kırık yüzey SEM incelemeleri.....	87
9.8. XRD Faz Analizi.....	88
10. SONUÇLAR	91
KAYNAKLAR	93
ÖZGEÇMİŞ	101

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. Saf alüminyumun genel özellikleri.....	10
Çizelge 3.2. MMK malzemelerde kullanılan bazı takviye malzemelerin özellikleri	12
Çizelge 6.1. Dövme alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi.....	34
Çizelge 6.2. Döküm alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi.....	34
Çizelge 6.3. T temper kodları	35
Çizelge 6.4. H temper kodları	36
Çizelge 8.1. Al6061 kimyasal analizi	45
Çizelge 9.1. 610 °C SKSS işlemi sonrası numunelerin değerlendirmesi.....	57
Çizelge 9.2. 620 °C SKSS işlemi sonrası numunelerin değerlendirmesi.....	58
Çizelge 9.3. Al6061 ön alaşımlı tozun teorik yoğunluk değeri hesaplanması.....	73
Çizelge 9.4. % B4C takviye oranına göre teorik yoğunluk değeri hesaplanması.....	73
Çizelge 9.5. SP – T/M ve MMK _p numunelerin % bağıl yoğunluk değerleri.....	73
Çizelge 9.6. 610S – T/M ve MMK _p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri	74
Çizelge 9.7. 610F – T/M ve MMK _p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri.....	74
Çizelge 9.8. 620S – T/M ve MMK _p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri	75
Çizelge 9.9. 620F – T/M ve MMK _p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri	75
Çizelge 9.10. SP – T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	76
Çizelge 9.11. 610S – T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	77
Çizelge 9.12. 610F – T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	77
Çizelge 9.13. 620S – T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	78
Çizelge 9.14. 620F – T/M ve MMK _p numunelerin Brinell sertlik değerleri	78
Çizelge 9.15. 610S – T/M ve MMK _p numunelerin T6 sonrası Brinell sertlik değerleri.	79
Çizelge 9.16. SP – T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri	80
Çizelge 9.17. 610S – T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri.....	81
Çizelge 9.18. 610F – T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri.....	81

Çizelge**Sayfa**

Çizelge 9.19. 620F – T/M ve MMK _p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri.....	81
---	----



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 4.1. MMK malzemelerin üretim yöntemleri.....	17
Şekil 5.1. Sinterleme çeşitlerini içeren şematik diyagram.....	28
Şekil 6.1. Yaşlandırma ısı işlem aşamaları ve muhtemel mikroyapıları	36
Şekil 6.2. Klasik Al-Mg ₂ Si pseudo/sözde-ikili faz diyagramı.....	37
Şekil 6.3. Yaşlandırma ısı işleminde faz diyagramına göre sıcaklıkların gösterimi.....	37
Şekil 8.1. Deneysel metod akış şeması	46
Şekil 9.1. Sinterleme işlemlerinin T/M ve MMK _p malzemelerin yoğunluğuna etkisi ...	75
Şekil 9.2. T/M ve MMK _p malzemelerin sertlik değerlerinin karşılaştırılması	78
Şekil 9.3. T/M ve MMK _p malzemelerin T6 sonrası sertlik değerleri karşılaştırılması...	80
Şekil 9.4. T/M ve MMK _p malzemelerin ÇKD değerlerinin karşılaştırılması	82
Şekil 9.5. T/M ve MMK _p malzemelerin süneklik değerlerinin karşılaştırılması.....	83

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 1.1. SKSS’de meydana gelen mikroyapısal değişikliklerin şematik çizimi	3
Resim 3.1. Islatma durumları için katı-sıvı-gaz denge koşulları şematik gösterimi.....	15
Resim 5.1. Toz metalurjisi yöntemi temel üretim aşamaları	21
Resim 5.2. Düşey gaz atomizasyonu ünitesinin şematik gösterimi	25
Resim 5.3. Sıcak pres işleminin şematik çizimi	27
Resim 5.4. Sinterlemede iki küre modellemesi	29
Resim 5.5. Sinterleme basamaklarına göre gözenek yapısındaki değişimin gösterimi ..	29
Resim 5.6. Sıvı faz sinterleme işleminin şematik gösterimi	30
Resim 5.7. Süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme işleminin şematik görünümü	31
Resim 8.1. (a) Al6061 ve (b) B ₄ C tozlarına ait SEM görüntüleri.....	45
Resim 8.2. Al6061 parçacıkların başlangıç mikroyapısı	46
Resim 8.3. Üç boyutlu turbulo cihazı	47
Resim 8.4. (a) Paketlenen B ₄ C - Al6061 toz karışımları, (b) Pres işleminde kullanılan zımba ve kalıp	48
Resim 8.5. (a) Üretilen Al6061-B ₄ C içeren MMK _p ve T/M numuneleri, (b) Protherm marka atmosfer kontrollü yatay tüp fırın.....	49
Resim 8.6. (a) Numune yerleştirilmeden önce, (b) Numune yerleştirildikten sonra ısı rezistanslı kalıp düzeneği	49
Resim 8.7. (a) Sıcak pres işlemi genel görünüm, (b) detay görünüm.....	50
Resim 8.8. Markalama işlemi tamamlanmış T/M ve MMK _p numuneler	50
Resim 8.9. (a) SKSS işlemi sonrası fırında yavaş soğutma, (b) suda hızlı soğutma işlemi, (c) Protherm marka yatay tip meneviş fırını	51
Resim 8.10. (a) Sartorius marka dijital hassas terazi, (b) Opal 460 sıcak bakalit cihazı	52
Resim 8.11. (a) ATM Saphir 520 tek tablalı otomatik zımparalama ve parlatma cihazı, (b) Leica DMI 5000M ters mikroskop	53
Resim 8.12. (a) Emcotest Duravision 200 model Brinell sertlik ölçüm cihazı, (b) 5 kN kapasiteli Instron marka çekme ve eğme test cihazı	54

Resim	Sayfa
Resim 9.1. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda (a) ve fırında (b) soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin makro görüntüleri	57
Resim 9.2. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda (a) ve fırında (b) soğuyan T/M ve MMK _p numunelerin makro görüntüleri	58
Resim 9.3. SP-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	60
Resim 9.4. SP-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	60
Resim 9.5. SP-10 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	61
Resim 9.6. SP-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	61
Resim 9.7. 610S-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	63
Resim 9.8. 610S-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	63
Resim 9.9. 610S-10 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	64
Resim 9.10. 610S-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	64
Resim 9.11. 610F-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	66
Resim 9.12. 610F-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	66
Resim 9.13. 610F-10 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	67
Resim 9.14. 610F-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	67
Resim 9.15. 620S-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	68
Resim 9.16. 620S-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	69
Resim 9.17. 620S-10 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	69

Resim	Sayfa
Resim 9.18. 620S-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	70
Resim 9.19. 620F-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	71
Resim 9.20. 620F-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	71
Resim 9.21. 620F-10 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	72
Resim 9.22. 620F-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri.....	72
Resim 9.23. SP-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	84
Resim 9.24. SP-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	85
Resim 9.25. 610S-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	85
Resim 9.26. 610S-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	86
Resim 9.27. 610S-15 MMK _p numunesinin SEM-XRF analizi.....	86
Resim 9.28. 610F-5 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	87
Resim 9.29. 610F-15 MMK _p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	87
Resim 9.30. 610S-0 kodlu numunenin XRD sonucu.....	89
Resim 9.31. 620S-15 kodlu numunenin XRD sonucu	89

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklamalar

Al

Alüminyum

B₄C

Bor Karbür

Mg₂Si

Magnezyum Silisit

Kısaltmalar

Açıklamalar

ÇKD

Çapraz Kırılma Dayanım

HB

Brinell Sertlik Değeri

MMK

Metal Matrisli Kompozit

MMK_p

Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozit

MPa

Megapascal

SEM

Taramalı Elektron Mikroskobu

SKSS

Süperkatı Üzeri Sıvı Faz Sinterleme

SP

Sıcak Presleme

TM

Toz Metalurjisi

T/M

Toz Metal

XRF

X-Işını Floresans Spektrometresi

XRD

X-Işınları Difraktometresi

1. GİRİŞ

Günümüzde uzay, uçak ve otomotiv endüstrilerinde kullanılmak için hafif ve üstün özelliklere sahip geliştirilmiş yeni malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Mukavemet, ağırlık ve yoğunluk oranları gibi malzeme özelliklerinin önem arz ettiği bu sektörlerde kullanılan malzemelerin mukavemet sınırlarının zorlanması, belirlenen kurallar dahilinde farklı malzemelerin sentezlenerek özelliklerinin geliştirilmesini önemli kılmıştır. Böylelikle bileşen malzemelerin tek başlarına kullanıldıklarında mümkün olmayan avantajlarını bir araya getirebilen kompozit malzemeler kavramı geliştirilmiştir. Kompozit malzemelerin incelenmesi, son yirmi yılda malzeme bilimi alanındaki en önemli araştırma alanlarından biri haline gelmiştir. Genel olarak bir matris malzemesi ve takviyeden oluşan kompozit malzemeler, kullanılan matris alaşımının kompozit bünyedeki hakimiyetine göre; seramik, polimer ve metal matrisli kompozitler olarak sınıflandırılmaktadır [1, 2].

Metal matrisli kompozitler, tek bileşik malzemelerle karşılanamayan özellikleri elde etmek için en az bir metal ve sürekli fiber, intermetalik parçacık, bileşik, oksit, karbür veya nitrür olarak bir takviye malzemesinden oluşur [3]. Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozit (MMK_p) malzemeler, yüksek özgül mukavemet, yüksek özgül modül, düşük ısıl genleşme katsayısı ve iyi aşınma direnci gibi ideal özellikler sağlayan gelişmiş malzeme sınıfıdır. Karıştırmalı döküm, infiltrasyon ve toz metalurjisi (TM) gibi geniş üretim teknikleriyle MMK_p malzeme üretimi gerçekleştirilebilir. Bu yöntemler arasında, TM sunduğu birçok avantaj nedeniyle genellikle tercih edilmektedir [4, 5]. Matris ve takviye arasındaki istenmeyen reaksiyonları en aza indiren düşük işlem sıcaklığı, takviye partiküllerinin matris içinde mümkün olduğunca homojen dağıtılması ve net şekilli imalata uygunluğu sebebiyle TM oldukça avantajlı bir yöntemdir [6].

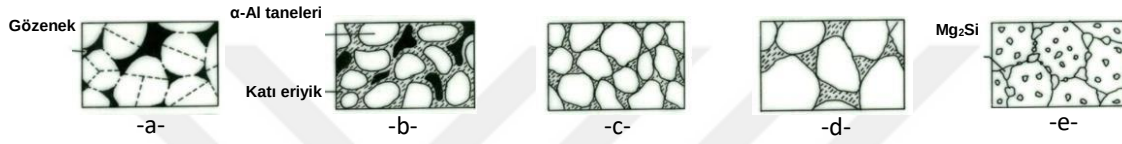
Alüminyum metal matrisli kompozit malzemeler; hafif, yüksek mukavemet, yüksek özgül modülü, düşük termal genleşme katsayısı ve iyi aşınma direnci gibi özellikleri nedeni ile gelişmiş malzemeler olarak kabul edilmektedir [5]. Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, kompozit oluşturmak amacıyla takviye parçacıkları dahil edilerek büyük ölçüde artırılabilir. Saf alüminyum ve alüminyum alaşımları genellikle Al₂O₃, SiC, B₄C gibi seramik parçacıkları ile güçlendirilir [7]. Bu seramikler arasında B₄C, üstün fiziksel ve kimyasal özelliklerinin yanında ülkemizin zengin bor yatakları nedeni ile de dikkat

çekmektedir [8]. B_4C hafif seramik malzeme grubunda yer almakla birlikte yüksek sıcaklıklarda ergime, yüksek mekanik özellik, kimyasal direnç ve nötron emici özellik göstermektedir. B_4C 'nin en önemli dezavantajı, düşük kırılma tokluğudur. B_4C , elmas ve kübik bor nitrürden sonra üçüncü en sert malzeme olup en çok üretilen ve kullanılan malzemedir [5, 9]. B_4C 'nin yüksek sertliği ile Al'nin sünekliğinin bir araya getirilerek sert ve düşük yoğunluklu malzeme elde edilmesiyle oluşturulan Al- B_4C kompozitler endüstrinin ilgisini çekmektedir. Bu MMK_p malzemeler nötron absorbe eden yapısal kompozit ve zırh plaka malzemeleri için diğer kompozitlere kıyasla daha iyi arayüzey bağına sahiptir [10]. B_4C 'nin sinterleme yeteneğindeki gelişmeler, çeşitli katkı maddelerinin ve farklı üretim işlemlerinin kullanılması ile başarılmıştır [11].

Sıcak presleme yöntemi yüksek performanslı malzeme ve sinterleme davranışı zayıf olan malzemelerin üretilmesi için ideal bir yöntemdir [12]. Bu yöntem; nispeten yüksek basınç, düşük sıcaklık ($\sim 500-650^\circ C$), tam yoğunluk gibi bazı fırsatlar sunar. Aynı zamanda, özel uygulamaların ihtiyaçlarına yönelik özelliklerin uyarlanması için çeşitli matris alaşımlarının uygulanmasıyla birlikte alüminyum matrisli kompozit malzemelerin sentezlenmesine izin verir [13]. Son zamanlarda yapılan çalışmalar, bir sıvı faz oluşumunun Al alaşımlarının başarılı şekilde sinterlenmesi için gerekli olduğunu göstermiştir. Alüminyum alaşımlarının yoğunlaşması; yeniden düzenlenme, çözelti yeniden çekilme ve katı hal sinterlemesi gibi tipik sıvı faz sinter mekanizmasıyla oluşur. Sıvı faz miktarının Al alaşımlarının özellikleri üzerinde önemli etkileri vardır; yetersiz sıvı faz, mekanik özelliklerin yetersiz kalmasına neden olurken aşırı sıvı faz, numune şeklinin deformasyonuna neden olur [14, 15].

Son yıllarda, atomizasyon yolu ile Al esaslı ön alaşımlı tozlar geliştirilmiştir. Alüminyum esaslı ön alaşımlı bu toz, yeniden düzenlenme ve diğer difüzyon mekanizmaları yoluyla yoğunlaştırma için bir miktar sıvı üretmek üzere katılaşma ve sıvılaşma sıcaklık aralığında sinterlenir [16]. Ön alaşımlı tozların kısmi ergime sıcaklıklarına ısıtıldığında hızla yoğunlaşma göstermesi işlemine süperkatı üstü sıvı faz sinterleme (SKSS) adı verilmektedir. SKSS, ön alaşımlı tozların katılaşma ve sıvılaşma sıcaklıkları arasında bir sıcaklıkta uygulanmasıyla gerçekleştirilen sıvı faz sinterleme yöntemidir [17, 18]. Bu işlemde başlangıç tozu bir alaşımdır ve ısıtıldığında her parçacık içinde sıvı oluşur; sıvılar hızlı bir yoğunlaşma sağlar. SKSS'de yoğunlaşma viskoz bir akış işlemidir [19].

Padmavathi, Upadhyaya ve Agrawal (2011) tarafından yapılan bir çalışmada SKSS'nin şematik olarak gösterimi Resim 1.1'de verilmiş olup; katı hal sinterleme yolu ile iskelet oluşumu (a), SKSS ile eriyik oluşumu (b), yoğunlaştırma yolu ile parçacık yeniden düzenleme (c), tane yeniden çökmesi (d), soğuma sonrası Mg_2Si çökmesi (e) şeklindeki aşamalardan oluştuğu gösterilmiştir. Bu yöntem ile matris ve takviye parçacıkları arasında ıslatılabilirlik özelliğinin artırılmasıyla güçlü bir arayüzey bağı oluşmaktadır [20]. Yapılan çalışmalarda Al alaşımlarının sinterlenmesi sırasında sıvı faz oluşumunun oksit tabakasının bozulmasına yardımcı olduğu ve yoğunlaşmayı iyileştirdiği; ön alaşımlı Al6061 alaşımında SKSS'nin, sinterlenebilirlik ve mekanik özellikleri geliştirdiği bildirilmiştir [6, 16].



Resim 1.1. SKSS'de meydana gelen mikroyapısal değişikliklerin şematik çizimi

Yapılan çalışmada takviye malzemesi olarak B_4C seramik parçacıkları tercih edilmiş olup matris malzemesi olarak ön alaşımlı Al6061 tozu kullanılmıştır. Temel toz metalurjisi üretim uygulamaları titizlikle gerçekleştirilmiş olup numune üretimleri için sıcak pres yöntemi kullanılmıştır. Üretilen toz metal (T/M) ve MMK_p malzemelere, 610 ± 1 °C ve 620 ± 1 °C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta SKSS işlemi uygulanmıştır. Böylelikle takviye oranının uygulanan SKSS işlemlerinin, matris/takviye arayüzey bağına, mekanik ve fiziksel özelliklerine etkileri araştırılmıştır.



2. KOMPOZİT MALZEMELER

Geleneksel mühendislik malzemeleri olarak bilinen metaller, seramikler ve polimerlere ek olarak kompozit malzemeler yeni bir grup mühendislik malzemesi olarak tanımlanmaktadır [21]. En geniş anlamda kompozit malzemeler; aynı ya da farklı gruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini tek bir malzemede toplamak amacıyla, birbiri içerisinde çözünmeyecek şekilde sentezlenerek malzeme sistemi oluşturulması şeklinde tanımlanabilmektedir [22]. Tasarımın, kompoziti oluşturan bileşenlerden her birinin istenilen en iyi özelliklerini malzeme sistemine kazandıracak şekilde yapılmasıyla; mukavemet, yoğunluk, elektrik ve ısı iletkenlik, aşınma ve korozyon direnci gibi mekanik özellikler geliştirilebilmektedir [23].

Matris ve takviye elemanı olarak iki ana kısımdan meydana gelen kompozit malzemelerde; sert ve yüksek dayanıma sahip bileşen takviye elemanı, sünek özellik gösteren kısım ise matris olarak adlandırılır. Kompozit sistem içerisinde matris; yükün takviye malzemesine iletilmesi, kompozitin tokluğunun ve mukavemetinin artırılması, takviye elemanlarının bir arada tutulması gibi faktörlerde önemli bir rol almaktadır. Matris ve takviye elemanlarının özellikleri, hacimsel oranları, arayüzey bağı, takviye elemanının şekil, yapı ve yönelimi gibi faktörler kompozit sistemlerin özelliklerini doğrudan etkilemektedir [8].

Kompozit malzemelerde; yüksek dayanım ve rijitlik, iyi aşınma ve korozyon direnci, yüksek ısı ve elektrik iletkenliği, düşük yoğunluk ve iyi yüzey kalitesi temelde aranan özelliklerdir. Bu özelliklere ilaveten üretilecek olan kompozit malzemede hangi özellik geliştirilmek isteniyor ise, bu yönde matris ve takviye elemanı seçilerek üretim yöntemi belirlenmektedir [24]. Kompozit malzemeleri temel olarak matris malzemesi ve takviye çeşidine göre iki ana grupta sınıflandırmak mümkündür.

2.1. Matris Malzemesine Göre Takviye Malzemeler

Kompozitlerde kullanılan matris malzeme çeşidine göre genellikle; polimer, seramik ve metal matrisli kompozit malzemeler olarak üç temel grupta inceleme yapılabilmektedir.

2.1.1. Metal matrisli kompozit malzemeler

Temel olarak metallerin süneklik ve tokluk özellikleri ile seramiklerin yüksek mukavemet ve elastiklik modülü özelliklerinin bir araya getirilmesi ile MMK malzemeler oluşturulur. MMK malzemeler; düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve esneklik modülü, yüksek tokluk ve darbe dayanımı, yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik gibi önemli avantajlara sahiptir. Takviye elemanı olarak genelde partikül, sürekli ve kısa fiberler kullanılmaktadır. Genellikle MMK malzemelerin üretiminde alüminyum, magnezyum, çinko, bakır, titanyum ve nikel gibi metaller ve bu metallerin alaşımları matris malzemesi olarak kullanılmaktadır [25, 26].

2.1.2. Polimer matrisli kompozit malzemeler

Üretim yöntemleri olarak diğer kompozitlere göre daha ucuz ve kolay olması nedeni ile polimer matrisli kompozit malzemeler yaygın bir kullanım alanı bulmuştur. Matris malzemesi olarak; epoksi, polyester, poliamid, polietilen gibi malzemeler kullanılmaktadır. Bu tip kompozitler korozyona dirençli, uzun süreli kullanılabilir, işlenebilirliği kolay, birim kütle başına yük kapasitesi yüksek malzemeler olup uçak, helikopter parçaları ve spor malzemeleri gibi endüstride geniş uygulama alanı bulmuşlardır [27, 28].

2.1.3. Seramik matrisli kompozit malzemeler

Genel olarak yüksek sıcaklıkta çalışması gereken parçalar için kullanılan seramik matrisli kompozit malzemeler, düşük süneklik ve tokluğa sahiptir. Çoğunlukla liflerle takviye edilen seramik matrisli kompozitler çok yüksek elastiklik modül, düşük yoğunluk ve çok yüksek çalışma sıcaklık aralıklarına sahiptirler. Seramik matrisli kompozit malzemeler, yüksek sıcaklıklara karşı iyi bir dayanım göstermekle birlikte rijit ve gevrek bir yapıya sahip olup matris olarak genellikle Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 ve B_4C kullanılmaktadır [27, 28].

2.2. Takviye Çeşidine Göre Kompozit Malzemeler

Kompozitlerde kullanılan takviye çeşidine göre partikül, fiber takviyeli ve tabakalı kompozit malzemeler olarak üç ana grupta inceleme yapılabilmektedir.

2.2.1. Partikül takviyeli kompozit malzemeler

MMK_p malzemeler tek veya iki boyutlu makroskobik parçacıkların ya da sıfır boyutlu olarak kabul edilen mikroskobik parçacıkların matris ile sentezlenmesi sonucunda oluşur. Takviye elemanı olarak Al₂O₃, SiC ve B₄C en çok kullanılan seramik malzemelerdir. Takviye elemanları; küresel, kübik, tek ya da farklı tip geometrilere sahip olmakla birlikte kompozit içerisinde yönlendirilmiş biçimde veya rastgele bulunabilmektedir. Kompozitin dayanımı takviye parçacıkların büyüklüğü, parçacık dağılımı ve matrisin özelliği ile yakından ilişkilidir [27, 22].

2.2.2. Fiber takviyeli kompozit malzemeler

Takviye fazının fiber şeklinde bulunduğu kompozitler olup, tasarım amacı genellikle düşük ağırlıkla birlikte yüksek dayanım ve yüksek elastik modülüdür. Sıra dışı özgül dayanıma sahip fiber takviyeli kompozitler düşük yoğunluklu fiber ve matris malzemeleri ile üretilirler. Mekanik özellikleri sadece fiberin özelliklerine değil, aynı zamanda matris fazının, uygulanan yükün ne kadarını fibere iletebildiğine de bağlıdır. Bu yük aktarımı, matris ve fiber fazları arasındaki ara yüzey bağ kuvvetinin büyüklüğü ile ilgilidir. Fiber yönelmesi ve yerleşimi, yoğunluğu ve dağılımı gibi tüm değişkenler fiber takviyeli kompozitlerin dayanımı ve diğer özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir [29].

2.2.3. Tabakalı kompozit malzemeler

En az iki farklı levha malzemenin tabakalar halinde dizilerek oluşturulduğu malzemeler olup tasarım, üretim ve kontrolü açısından diğer kompozitlere göre kolaylık sağlamaktadır. Özel gereksinimleri karşılamak için birden çok tabaka ile birlikte kullanılabilen bu tip kompozitler sandviç malzeme olarak da tanımlanmaktadır [30].



3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

Çok çeşitli mühendislik uygulamalarında mekanik ve fiziksel gereksinimleri karşılayan malzemeler olarak bilinir [31]. Temel olarak matrisi sünek metalden oluşan kompozitler şeklinde tanımlanan bu malzemeler, takviyesiz metallere göre daha yüksek sıcaklık şartlarında kullanılabilir [29].

Genellikle kullanılan matris malzemeleri; alüminyum, magnezyum, titanyum ve bakır olarak sıralanabilir. Takviyeler; parçacık, sürekli ve süreksiz fiber şeklinde olup, hacim oranları genellikle % 10 ile % 60 arasında değişmektedir. Sürekli fiber malzemesi olarak C, SiC, B, Al₂O₃ ve refrakter metaller kullanılabilir. Diğer taraftan, başlıca süreksiz takviye malzemesi olarak SiC, Al₂O₃, TiB₂ ve B₄C parçacıkları sayılabilir [29].

Matrisin fonksiyonel olarak temelde iki görevi vardır; ilk olarak takviyeyi bir arada tutarak dışarıdan uygulanan gerilmeyi takviyeye iletmek ve homojen şekilde dağılımını sağlamaktır. Burada gerilmenin sadece çok küçük bir kısmı matris tarafından taşınır. Matrisin ikinci görevi ise takviyenin yüzeyini mekanik aşınma ve kimyasal reaksiyon gibi çevresel etkilerden korumaktır. Bu tür çevresel etkiler yüzeyde daha düşük çekme dayanımına neden olabilecek yüzey kusurlarına yol açabilir. Takviyenin matristen ayrılmaması için matris-takviye arasındaki ara yüzey bağ kuvvetinin yüksek olması gereklidir. Bu nedenle matris-takviye ikilisi seçiminde, arayüzey dayanımı önemli bir seçim kriterini oluşturur. Kompozitin dayanımı büyük ölçüde bu ara yüzey bağ kuvvetine bağlı olup, gerilmenin düşük dayanımlı matrisden yüksek dayanımlı takviyeye iletilmesi için bağ kuvvetinin yeterince yüksek olması gereklidir. Bazı matris-takviye kombinasyonlarının yüksek sıcaklıkta reaksiyona girme eğilimi oldukça yüksektir. Bu durumda kompozit, ya üretimi sırasında oluşan yüksek sıcaklığın, ya da kullanımı sırasındaki yüksek sıcaklığın etkisiyle özelliklerini yitirir. Bu problem genellikle, takviye yüzeyinin koruyucu bir kaplama ile kaplanması veya matris alaşımının değiştirilmesi ile çözümlenir [29].

3.1. MMK Malzemelerde Kullanılan Matris Malzemeleri

Kompozit malzemelerde matris olarak; düşük yoğunluk, yüksek tokluk ve iyi mekanik özelliklere sahip olan hafif metal ve alaşımları genellikle tercih edilmektedir. Dayanım ve özgül ağırlık oranlarının iyi olması nedeni ile ağırlık faktörünün öne çıktığı hafif yapılarda tercih edilen bu metaller alüminyum, magnezyum, çinko, bakır, titanyum, nikel ve bu metallerin alaşımlarıdır. MMK malzemelerin üretiminde matris malzemesi olarak yaygın bir şekilde alüminyum ve alüminyum alaşımları kullanılmaktadır [26].

3.1.1. Alüminyum ve alaşımları

Alüminyum doğada çok miktarda bulunan; kolay işlenebilirliği, hafifliği ve yüksek korozyon direnci gibi önemli özelliklere sahip olan bir malzemedir. Alüminyum alaşımları ekonomik bir şekilde birçok üretim yöntemi ile üretilebildiği için genellikle tercih edilmektedir. Al ve alaşımlarının mevcut özelliklerinin takviye elemanı kullanılarak geliştirilebilmesi mümkündür [26].

Genellikle Al alaşımlarının sahip olduğu özellikler; yaşlandırma ısı işlemi gibi mukavemet artırıcı işlemlerin uygulanabilirliği, iyi ısı ve elektriksel özelliklere sahip olması, yorulmada dayanım sınırı sergilememesi nedeni ile kopmanın düşük gerilmelerde meydana gelmesi, ergime sıcaklığının düşük olması nedeni ile yüksek sıcaklıklarda iyi performans sergileyememesi, düşük sertliğe sahip olması nedeni ile aşınma direncinin düşük olması şeklindedir [26].

Çizelge 3.1. Saf alüminyumun genel özellikleri

<u>Özellik</u>	<u>Değer</u>	<u>Birim</u>
Yoğunluk	2,70	g/cm ³
Esneklik Modülü	68,9	Gpa
Mukavemet	290	Mpa
Akma Mukavemeti	30	Mpa
Spesifik Mukavemet	11,1	Nm/kg
Isıl İletkenlik	221	W/m°C
Isıl Genleşme Katsayısı	23,6	(x10 ⁻⁶ °C ⁻¹) (25-100°C)

3.1.2. Magnezyum ve alaşımları

Yapısal uygulamalarda kullanılan en hafif metal olan Mg'un yoğunluğu $1,74 \text{ g/cm}^3$ 'dür. Alaşımlandırılma yapıldığı takdirde mekanik özelliklerde iyileşmeler görülmekle birlikte yüksek özgül dayanım, iyi dökülebilirlik ve yüksek sönümleme kapasitesi gibi özelliklere sahiptirler. Alüminyum kadar mukavemetli olmamasına rağmen spesifik dayanımının daha iyi olması nedeni ile uzay araçlarında, yüksek hızlı makine ve nakliye araçlarında kullanılmaktadır [22].

3.1.3. Titanyum ve alaşımları

MMK malzemelerde Ti ve alaşımları, matris malzemesi olarak yaygın bir kullanıma sahiptir. Yüzeyde ince bir TiO_2 tabakası oluşturarak çok iyi korozyon direnci sağlaması nedeniyle vücut içerisine yerleştirilen implantlarda sıklıkla kullanılmaktadır. Alüminyuma kıyasla iyi mukavemet ve özgül ağırlık oranına sahip olması nedeni ile uçak ve uzay sanayiinde geniş uygulama alanı bulmuştur [22].

3.1.4. Bakır ve alaşımları

Genel olarak bakır matris içerisine grafit partiküller ilave edilerek düşük termal genleşme katsayısına sahip aynı zamanda iletkenlik özelliği iyi malzemeler elde edilebilmektedir. Elektrikli iyi iletme özelliği ile birlikte elektrik kontaktörleri ve elektronik devre yapımı gibi elektronik sistemlerde yaygın bir uygulama alanı bulmuştur. En önemli dezavantajı ise alüminyuma göre pahalı olmasıdır [22].

3.2. MMK Malzemelerde Kullanılan Takviye Elemanları

MMK malzemelerin üretimi için takviye malzemesi olarak fiber, elyaf ve partikül gibi farklı şekillere sahip malzemeler kullanılmaktadır. Partikül takviye malzemelerinin üretim kolaylığı ve elde edilen kompozit yapıda özelliklerin fiberlerdeki gibi yöne bağlı olarak değişim göstermemesi nedeni ile endüstriyel uygulamalarda sıklıkla yer bulmaktadır [26]. Kompozitlerin uygulama alanına ve istenilen özelliklere bağlı olarak farklı formlarda SiC , SiO_2 , B_4C , C , TiB_2 , AlN ve Al_2O_3 gibi değişik takviye elemanları kullanılmaktadır [32]. Çizelge 3.2'de yoğunlukla kullanılan takviye malzemelerine ait genel özellikler verilmiştir.

Çizelge 3.2. MMK malzemelerde kullanılan bazı takviye malzemelerin özellikleri

Takviye Malzemesi	Yoğunluk ($\times 10^3 \text{ kgm}^{-3}$)	Isıl Genleşme Katsayısı ($10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$)	Ergime Sıcaklığı ($^\circ\text{C}$)	Mukavemet (Mpa)	Elastik Modülü (Gpa)
Al_2O_3	3,98	7,92	2100	221 (1090 $^\circ\text{C}$)	379 (1090 $^\circ\text{C}$)
SiC	3,21	5,40	2750	-	324 (1090 $^\circ\text{C}$)
C	2,18	-1,44	-	-	690
SiO_2	2,66	<1,08	1710	-	73
AlN	3,26	4,84	2375	2069 (24 $^\circ\text{C}$)	310 (1090 $^\circ\text{C}$)
B_4C	2,52	6,08	2420	2759 (24 $^\circ\text{C}$)	448 (24 $^\circ\text{C}$)

3.2.1. B_4C tozu ve özellikleri

Al ve alaşımları, mekaniksel özelliklerini geliştirmek amacıyla çeşitli seramiklerle takviye edilirler [33]. Genel olarak alüminyum bazlı kompozitler SiC, Al_2O_3 , Si_3N_4 gibi farklı takviyeler kullanılarak sentezlenmiştir. Bununla birlikte B_4C , son derece yüksek sertlik, yüksek ergime noktası, düşük özgül ağırlık, kimyasal maddelere karşı büyük direnç gibi büyüleyici özellikleri nedeniyle Al matris bazlı kompozitler üretmek için potansiyel takviye malzemelerinden biridir. Elmas ve bor nitrürden hemen sonra üçüncü sert malzemedir (sertlik 3800 HV) [9]. Böylece B_4C , yüksek sertlik, iyi aşınma direnci ve darbe direncine sahip gelişmiş alüminyum matrisli kompozitlerin imalatı için SiC ve Al_2O_3 'e bir alternatif haline gelmiştir [34]. Matris olarak alüminyum alaşımının seçilmesi, istenen üstün özelliklere sahip alüminyum kompozitlerin üretimi için önemli bir görevdir [9]. Tüm avantajlarına rağmen düşük kırılma tokluğu, bor karbürün en önemli dezavantajıdır [5].

3.2.2. SiC tozu ve özellikleri

MMK malzemelerde kullanılan seramik takviyelerinden bir diğeri SiC olup parçacık ve fiberleri; alümina, grafit ve bordan yapılan diğer süreksiz takviyelere göre çeşitli avantajlara sahiptir. SiC'ün diğer takviyelerden daha ucuz olması, mükemmel ısı iletkenliği ve korozyon direncine sahip olması, yüksek işlenebilirlik özelliğine sahip olması başlıca avantajlarıdır. SiC parçacıkları ile güçlendirilmiş alüminyum metal matrisli kompozitler, dövme alüminyum alaşımları üzerinde gelişmiş mekanik özellikler göstermiştir. Bu özellikler arasında yüksek elastik modül ve akma mukavemeti,

geliştirilmiş sürünme mukavemeti ve düşük termal açılımlar bulunmaktadır. SiC parçacık takviyeli kompozitler genellikle otomotiv, havacılık ve denizcilik alanlarında kullanılmaktadır [35, 36].

3.2.3. Al_2O_3 tozu ve özellikleri

Alümina (Al_2O_3) yapısal uygulamalar için en sık kullanılan seramik malzemelerden biri olup yüksek mukavemet, yüksek sertlik, yüksek elastik modül, termal ve kimyasal ortamlara karşı mükemmel direnç gibi uygun kimyasal ve fiziksel özelliklere sahiptir. Bununla birlikte, alüminanın makul derecede düşük kırılma sertliği üretim uygulamaları için kısıtlayıcı bir faktördür [37].

3.2.4. TiC tozu ve özellikleri

Titanyum karbür (TiC) tipik bir geçiş metali karbürüdür. İyonik bağ, kovalent bağ ve metalik bağın bir arada bulunması nedeniyle yüksek erime noktası, yüksek sertlik, yüksek elektrik iletkenliği, yüksek kimyasal ve termal kararlılık, yüksek aşınma direnci gibi özelliklere sahiptir. TiC genellikle sermet oluşturmak için nikel gibi metallerle birleştirilir. Sermetler, karbür fazlarının çok yüksek sertlik ve aşınma direncini metalik bağlayıcı fazın sağladığı mekanik ve termal şok direnciyle birleştirirler. Bu özellikler, onları büyük mekanik ve termal gerilimler içeren birçok uygulama için yararlı kılar. TiC esaslı sermetler genellikle kesici takımların, taşlama taşlarının ve kaplamalı kesme uçlarının imalatında kullanılır [38, 39].

3.3. MMK Malzemelerde Ara Yüzeyler – İslatılabilirlik

Ara yüzey, iki faz arasında sınır teşkil eden iki boyutlu bölgeler olup kapladığı alan takviye boyutunun küçülmesi ve takviye hacim oranlarının artışı ile birlikte artmaktadır. Ara yüzeyde genellikle mekanik ve kimyasal bağ oluşmaktadır. Mekanik bağ, iki yüzey arasında mekanik kilitlenme ile oluşarak kompozitin özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmektedir. Kimyasal veya fiziksel yöntemlerle takviye yüzeyinde işlem yapılarak yüzeyin pürüzlendirilmesi ile sağlanan bu yöntemde takviye yüzeyinde matris fazının çekirdeklenmesi ile takviyenin matrisle çevrelenip sarılmasına neden olur. Bu tür bağlanmada basma yükleri altında iyi sonuçlar elde edilirken, farklı yükleme durumlarında

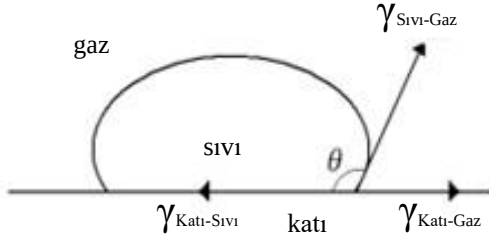
mekanik bağın yanında kimyasal bağın da oluşması ile kompozit malzemelerin dayanım özellikleri artmakta, mekanik bağın kontrollü kimyasal reaksiyonlar ile oluşturduğu bağlar ile desteklenmesi durumunda ise çok daha iyi özellikler ortaya çıkmaktadır. Mekanik bağlanma, genel olarak takviye-matris ara yüzeyinde kimyasal etkileşiminin olmadığı veya kontrol edilemediği malzemelerde tercih edilmektedir [33].

Metal matrisli kompozit malzeme sistemleri genellikle termodinamik olarak dengesiz sistemlerdir. Belirli sıcaklık ve sürede, belirli kinetik şartlarda farklı fazların ara yüzeylerinde difüzyon veya kimyasal reaksiyon oluşmaktadır. Reaksiyon bağı olarak adlandırılan bu tür reaksiyonlar ile meydana gelmiş ara yüzey oluşumları, genelde kompoziti oluşturan fazlardan farklı özelliklere sahiptirler. Ara yüzeyde güçlü bir bağın oluşması için istenen ara yüzey reaksiyonları kontrollü bir şekilde gerçekleştirilmelidir. İstenilen reaksiyonlardan daha fazla reaksiyon ürünü meydana gelmesi ara yüzeyin kabalaşmasına ve kompozit malzemenin istenilen özelliklerinin olumsuz yönde etkilenmesine sebep olmaktadır [33].

Islatabilirlik, sıvının katı yüzeyinde yayılabilme yeteneği olarak tanımlanabilir. Bir sıvının ilk oluşumunda mikroyapı katı, sıvı ve gaz fazlarından oluşur. Temas açısı, yüzeyler arası enerjiler arasındaki yarı kararlı dengeyi temsil eder. Bir sıvının katıyı ıslatması için toplam serbest enerji azalmalıdır. Islatma durumları için katı-sıvı-gaz denge koşulları arasındaki ilişki Resim 3.1’de gösterilmiştir. Islatmanın derecesi, sıvıya dahil edilen θ temas açısı tarafından karakterize edilir. Büyüklüğü ise üç yüzey enerjisinin dengesine bağlıdır. Katı-sıvı-gaz temasının vektörel dengesi $\gamma_{K-G} - \gamma_{K-S} = \gamma_{S-G} \times \cos(\theta)$ ile tanımlanmıştır. Islatabilirliğin ölçüsü olan θ değeri, Young-Dupre eşitliği kullanılarak hesaplanmaktadır:

- $\theta = 0^\circ$ ise mükemmel ıslatabilirlik
- $0 < \theta < 180^\circ$ ise kısmen ıslatabilirlik
- $\theta = 180^\circ$ ise ıslatabilirliğin olmadığını göstermektedir.

Temas açısı arayüzey enerjilerindeki farka bağlı olup yüzey safsızlıkları, ıslatma davranışını sert bir şekilde değiştirmektedir. Yüksek sıcaklıklarda artan çözünürlük nedeni ile temas açısı azalmaktadır. Zayıf ıslatma, katı yüzeyinde sıvı istenmediği anlamına gelmektedir [19].



Resim 3.1. Islatma durumları için katı-sıvı-gaz denge koşulları şematik gösterimi

3.3.1. Al-B₄C ara yüzeyi

Al metal matrisli kompozitlerin düşük sıcaklık şartlarında düşük maliyetli üretim yöntemleri ile üretilbilmesinin önündeki en büyük engel ıslatılabilirliktir. Al-B₄C kompozitlerin sıvı faz üretim yöntemleri ile üretiminde ara yüzey açısından dikkat edilmesi gereken önemli iki konu, alüminyumun B₄C üzerindeki düşük ıslatılabilirliği ve sistemin reaktivliğidir. Özellikle 900°C'nin üzerinde, oluşan fazlar daha karmaşık yapıda olup kompozitin mikro yapısını ve mekanik özelliklerini direkt olarak etkilemektedir. Sistemin faz kompozisyonu; başlangıç malzemesine, B₄C'e uygulanan ısı ve kimyasal işlemlere, proses sıcaklığına ve süresine bağlıdır [33].

3.3.2. Al₂O₃ tabakası

Al alaşımlarının sinterlenmesi esnasında, toz parçacıklarının yüzeyinde bulunan Al₂O₃ tabakası en büyük problemlerden olup partiküller arası difüzyonun oluşmasını engellemektedir. Alüminyumun oksijene olan yüksek ilgisinden dolayı hangi üretim yöntemi ile üretilmesi fark etmeksizin açık atmosfere çıktığı anda yüzeylerde oksit tabakası oluşmaktadır. Oluşan bu oksit filmi, sıvı faz sinter esnasında ıslatma açısını artırarak sinterlemeyi olumsuz yönde etkilemekte ve zayıf ıslatma davranışı nedeni ile numunelerde şişme ve sıvı fazın numune yüzeyine çıkması gözlenmektedir. Al tozları üzerindeki oksit filminin yok edilebilmesi için sıklıkla kullanılan yöntemlerden biri oksijene ilgisi alüminyumdan daha fazla olan bir alaşım elementi ilavesi ile oksit fazının indirgenmesidir. Bu amaçla en sık kullanılan element magnezyumdur [40].

3.4. MMK Malzemelerin Endüstriyel Uygulamaları

Metal matrisli kompozitler, çok çeşitli mühendislik uygulamalarında mekanik ve fiziksel gereksinimleri karşılayan malzemeler olarak bilinir. Yüksek mekanik mukavemet ve

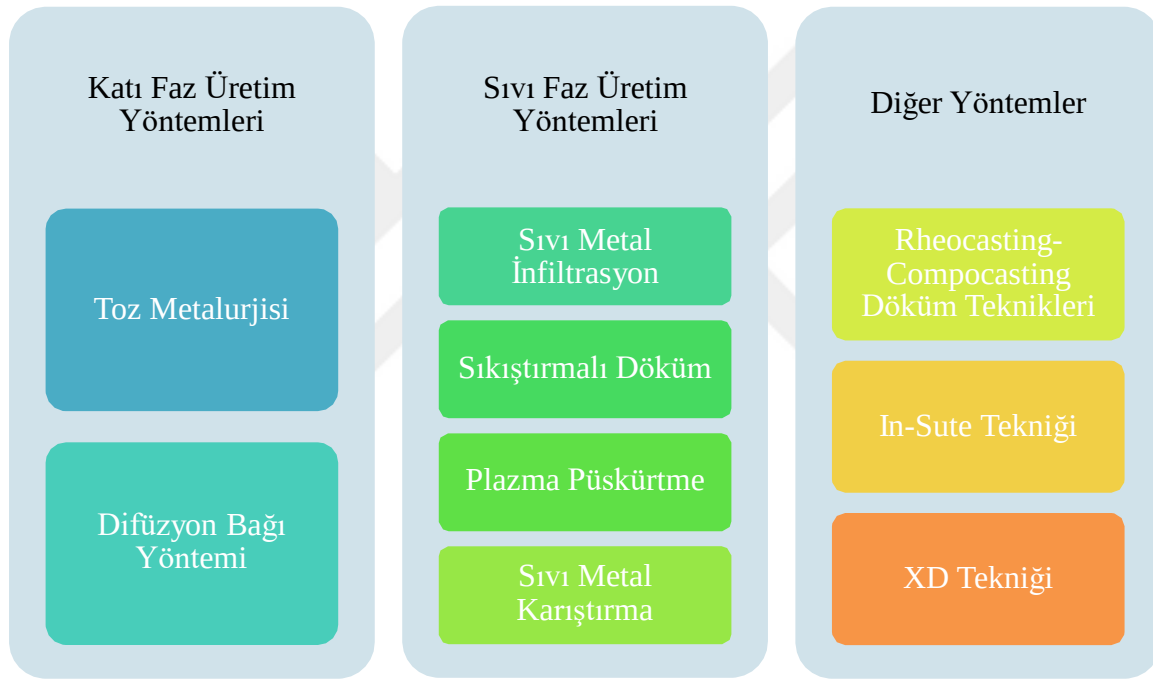
korozyon direnci özelliğine sahip malzemelerin geliştirilmesi otomobil, savunma ve denizcilik endüstrilerindeki uygulamalar için büyük önem taşımaktadır. Alüminyum metal matrisli kompozitler, hafifliği ve imalat kolaylığı nedeni ile deniz ve petrol endüstrileri, havacılık parçaları ve su altı gibi çeşitli gelişmiş uygulamalarda geleneksel malzemelerin yerini alma potansiyeline sahiptir [9, 31].

Otomobillerde alüminyumun kullanımı, özellikle enerji maliyetlerindeki artış ve emisyonların azaltılması yönündeki çabaların artması ile birlikte sektördeki önemi giderek artmaktadır [41]. Bir otomobil ağırlığını 100 kg azaltarak 100 km'de 0,3 - 0,4 lt yakıt tasarrufu yapmak mümkündür. Bu çalışmalar Al alaşımlarının aracın ağırlığını azaltmak için iyi aday malzemeler olduğunu göstermiştir [42]. Otomotiv sektöründeki uygulamalara örnek olarak; eksantrik mili kayış kasnakları, amortisör pistonları, zamanlama kasnakları, kaplinler, yağ pompası dişlileri, dişliler ve bağlantı çubukları verilebilir [43].

Otomotiv, havacılık ve uzay uygulamaları dışında elektronik paketleme ve yüksek elektrik iletim hatları gibi elektrik-elektronik uygulama alanlarında kullanılmaktadır. B_4C 'nin nötron absorblama özelliğine bağlı olarak Al- B_4C kompozitleri nükleer kalkanlarda kullanılmaktadır. Bu alanların dışında, spor uygulamaları ve madencilikte sondaj takımları gibi farklı uygulama alanlarında da yer bulmaktadır [44, 45].

4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

MMK malzemeler birçok teknikle üretilebilmekle beraber uygun üretim yönteminin belirlenebilmesi için; maliyet, takviye elamanı dağılımı, matris malzemesi ve uygulama alanı gibi özelliklere dikkat edilmelidir. Farklı matris ve takviye elemanlarının kullanılıyor olması metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde farklı tekniklerin geliştirilmesine neden olmuştur. Metal matrisli kompozit malzemelerin üretimleri temel olarak; sıvı, katı ve buhar fazı üretim teknikleri olarak incelenebilmektedir [33, 46].



Şekil 4.1. MMK malzemelerin üretim yöntemleri

4.1. Katı Faz Üretim Yöntemleri

4.1.1. Toz metalurjisi

Toz metalurjisi yöntemi, seramik takviye partiküllerinin sıvı alaşım tarafından ıslatma problemi nedeni ile ilk geliştirilen üretim yöntemlerindendir. Partikül veya fiber şeklindeki takviye elemanları ile metal alaşım tozları eklenerek karıştırılır. Takviyelerin matris içerisinde homojen bir şekilde dağılımının sağlanması amacıyla toz karıştırma işlemi oldukça önemli bir adımdır. Toz karışımı tamamlandıktan sonra soğuk veya sıcak pres

yöntemi kullanılarak kalıplama işlemi uygulanır. Pres işleminin ardından partikül ve matris arayüzey mukavemetinin artırılması amacıyla kalıplanmış ürünler sinterleme işlemine tabi tutulur. Sinterleme işlemi sonrasında $\sim$ % 75 - 85 oranında yoğunluğa sahip ara ürün elde edilir ve gaz giderme işlemi uygulandıktan sonra dövme, haddeleme ya da ekstrüzyon gibi ikincil işlemler uygulanabilir. Gözenek ve gaz boşluklarını minimum seviyeye indirmek amacıyla sıcak ve soğuk pres işlemlerinin vakum altında uygulanması önemlidir [47, 48].

4.1.2. Difüzyon bağı yöntemi

Yöntem fiber takviyeli MMK malzemeler üretmek için kullanılmaktadır. Levha şeklindeki matris malzemeler ile levha veya fiber şeklindeki takviye elemanları önceden belirlenen yönlerde, açılarda ve istenilen aralıklarda üst üste konularak ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta presleme işlemi uygulanarak yöntem gerçekleştirilir. Bağlanmanın daha iyi olması açısından fiberler plazma sprey veya iyon kaplama teknikleri ile kaplanabilmektedir. İşlem sırasında uygulanan basınç, sıcaklık ve bekleme süresi kompozit sistemine göre farklılık göstermektedir. Birleşecek yüzeylerin düzgün, temiz ve oksitsiz olması önemli bir faktördür. Yöntemin dezavantajı ise en pahalı yöntem olması ve karmaşık şekilli parça üretiminin oldukça zor olmasıdır [46].

4.2. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

4.2.1. Sıvı metal infiltrasyon

Yöntem itici gücüne bağlı olarak bünyesinde basınçlı, basınçsız ve vakum infiltrasyon şeklinde farklı uygulama teknikleri bulundurulur. Basınçlı infiltrasyon yönteminde ön şekil verilen gözenekli takviyeye sıvı metalin nüfuz etmesi için, sıvı metale inert gaz basıncı uygulanır. Sıvı metal sıcaklığı, takviye tane büyüklüğü, infiltrasyon süre ve basıncı önemli parametrelerdendir [49]. Vakum infiltrasyon yönteminde, ön şekil verilmiş gözenekli takviye fazın etrafında bir vakum oluşturularak sıvı metal infiltrasyonunu gerçekleştirecek basınç farkı oluşturulur. Sıvı metalin infiltrasyon esnasında oksitlenmesinin engellenmesi ve üretilecek yapıda hava veya gaz kalmasının engellenerek gözenek oluşumunun önlenmesi bu yöntemin ana avantajları arasındadır. Basınçsız infiltrasyon tekniğinde ise dışarıdan herhangi bir basınç uygulamadan, özel tasarlanmış metotlarla, doğru açıda ısıtma elde edilerek yürütülür. Ekonomik ve basit bir yolla, önemli bir oranda çekme

gözlemlenmeden oldukça yoğun karmaşık şekilli ürünler üretilebilmektedir. Sıvı metal gözenekli yapı içerisine basınç uygulanmadan kendiliğinden infiltre olarak gözeneklerin içindeki boşlukları doldurup soğuma esnasında buralarda katılaşmaktadır. İnfiltrasyon yöntemlerinde üretilen kompozit malzemenin her bölgesinde aynı özellikler elde edilmektedir [50].

4.2.2. Sıkıştırma döküm

Sıkıştırmalı döküm işlemi; döküm yöntemindeki sıvı metalin kalıbı doldurması ve dövme yöntemindeki dikey pres hareketinin birleşmesi sonucu ortaya çıkan bir döküm prosesidir. Yöntem, doğru ölçülen hacimdeki sıvı metalin istenilen sıcaklıktaki kalıba konulduktan sonra üst kalıbın inerek ya da pistonun yukarı çıkarak metalin katılaşması esnasında basınç uygulanması şeklinde gerçekleşir. Basit bir yöntem olmasının yanında ekonomik olup yüksek üretim kapasitesi için otomatikleştirilmiş üretim potansiyeline sahiptir. Günümüzde pistonlar, jantlar, rulman parçaları ve fren diskleri gibi parçalar bu teknikle üretilmektedir. Metal sıcaklığı, sıvı metal kalitesi, kalıp sıcaklığı, uygulanan basınç, bekleme süresi ve kalıp tasarımı gibi değişkenlerin ürün üzerinde kalite açısından önemli etkileri vardır [51].

4.2.3. Plazma püskürtme yöntemi

Yöntem, atomize edilen ergiyen metal parçacıklarının takviye elemanları üzerine istenilen kalınlıkta püskürtülmesi işleminden ibaret olup ergiyen metal parçacıkları takviye elemanlarına püskürtüldükten sonra yapışarak hızla katılaşmaktadır. Ergime sıcaklığının düşük olduğu metallere uygulanan yöntemin avantajı takviye ile ergiyik arasındaki temas süresinin çok kısa olmasından dolayı reaksiyon oluşumunun minimum seviyeye indirgenmesidir. Ek olarak hızlı soğuma kaynaklı ince bir yapı meydana gelmektedir [46].

4.2.4. Vortex yöntemi

Düşük maliyet ve seri üretime yatkınlığı nedeni ile alüminyum matris kompozitlerinin imalatında tercih edilen bir yöntemdir. Ön işlemlerden geçirilerek hazırlanan takviye malzemeleri, sürekli karıştırılan ergimiş haldeki metal içerisine farklı yöntemlerle ilave edilmekte ve sonrasında döküm işlemi gerçekleştirilmektedir. Zayıf ıslanabilirlik, matriste takviye parçacıklarının aglomerasyonu, zayıf matris-parçacık ara yüzeyi ve gözenekliliğin varlığı kompozitlerdeki büyük yapısal kusurlar olup en önemli dezavantajdır [52].

4.3. Diğer Yöntemler

4.3.1. Rheocasting ve compocasting döküm tekniği

Yarı katı karıştırma dökümü olarak bilinen yöntem katılaşma ve sıvılaşma sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklığa sahip yarı katıyı karıştırma ile gerçekleştirilen takviye ilave tekniğidir. Alaşımın sıcaklığı sıvı sıcaklığının 30-50 °C üzerine çıkarılarak hızla karıştırılması ile yarı-katı aralığına kadar soğutulur. Bu esnada devam eden hareketlilik, katılaşan dentritleri kırarak ince küresel parçacıklara dönüştürmekte ve yarı akışkan vizkozitesindeki yükselmeye engel olmaktadır. Karıştırma işlemi devam ederken takviye ilavesi gerçekleştirilir. Düşük viskoziteye sahip karışımın doğrudan basit kütük şeklinde dökülebilirliği Rheocasting; karışımın sıvı sıcaklığı üzerine çıkarılıp karıştırılarak dökülebilirliği durumu Compocasting olarak adlandırılır [22].

4.3.2. İn-situ yöntemi

Takviye fazın ergiyik malzeme içerisinde çekirdeklendiği bu yöntem ekonomik olmakla birlikte teknik anlamda önemli avantajlar sağlamaktadır. Yöntemde, parçacık miktarı ve şeklinin kontrolü mümkündür. Diğer üretim yöntemlerinde yaşanan ıslatma problemi ve matris-takviye elemanı arasındaki ara yüzey uyumsuzluğu bu yöntemde görülmemektedir. Düşük ve yüksek sıcaklık alaşım sistemlerinde ergiyik faz içinde çekirdeklenerek oluşan takviye fazın bulunması, ana alaşım malzemesinin dayanımını ve elastiklik modülünü olumlu yönde etkilemektedir [33].

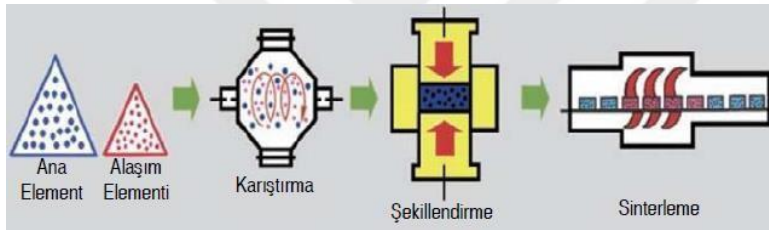
4.3.3. XD tekniği

Yöntemde, takviye elemanını oluşturacak kimyasal bileşikler, sıvı haldeki matris malzemesi içerisine eklenir. Takviye elemanlarının, kimyasal bileşiklerin sıvı matris alaşımı içerisinde reaksiyona girmesi sonucunda elde edilmesi ile beraber arayüzeylerde temiz ve oksitsiz tek kristalli yapılar elde edilmektedir [53].

5. TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi, düzgün ve ince bir mikro yapıda metal parçalar üretmek için kullanılan yöntemlerden biri olup benzersiz özellik kombinasyonları elde etmek için farklı tipteki materyalleri birleştirmeyi kolaylaştırır [54].

Toz metalurjisi üretim yöntemi ile MMK malzeme üretiminde, öncelikle matris ve takviye elemanlarına ait tozlara homojen bir karışım sağlanması amacıyla karıştırma işlemi uygulanır. Ardından istenilen şeklin verilebilmesi amacı ile kalıp boşluğu içerisine boşaltılır ve toz karışımına basınç uygulanarak şekillendirme işlemi tamamlanır. Oluşturulan toz kompakt malzemenin mukavemetinin artırılması amacıyla ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta sinterleme işlemi gerçekleştirilir.



Resim 5.1. Toz metalurjisi yöntemi temel üretim aşamaları

Toz metalurjisi diğer tekniklere göre bazı avantajlar sunar. Matris ve takviye arasındaki istenmeyen arayüzey reaksiyonlarını en aza indiren, nispeten düşük işlem sıcaklığı, takviye partiküllerinin matris boyunca çeşitli miktarlarda homojen dağılımı ve net şekilli imalata uygulanabilirliği ana avantajlarıdır [6]. Yöntem, matris ve takviyeler arasındaki mükemmel bağlanma ve ayrıca seramik partiküllerin tüm matris içerisinde homojen dağılımı nedeniyle mühendislik bileşenleri üretmek için olağanüstü bir işlemdir [9]. TM yöntemi kullanarak hafif, mukavemetli, korozyona dayanıklı malzemeler geliştirmek mümkündür. Yüksek sıcaklık seramikleri, bakır çelikleri, refrakter metaller ve sermetler gibi bazı malzemeler örnek olarak verilebilir [15, 42].

5.1. Toz Üretimi

Toz genel anlamda ince olarak parçalanmış katılar olarak tanımlanmakla birlikte TM yönteminde işleme ham madde olarak toz formunda malzemedan başlanılmaktadır. Tozun

üretim yöntemi; boyut, şekil, saflık, mikro yapı ve maliyet gibi faktörler tozun özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Her türlü malzemenin toz haline getirilebilmesi mümkün olmakla birlikte seçilen üretim yönteminin; maliyeti, tepkimeleri ve beklenen özellikleri dikkate alınarak tercih sağlanabilir. Mekanik öğütme, kimyasal tepkime, elektrolitik biriktirme, sıvı veya gaz atomizasyonu yöntemleri toz üretiminde kullanılan ana yöntemlerdir [55].

5.1.1. Mekanik yöntemler

Toz üretiminde mekanik yöntemler; talaşlı imalat, öğütme ve mekanik alaşımlama olarak üç temel grupta incelenebilmektedir.

Talaşlı imalat

Haddelenmiş ürünlerin talaşlı imalatı sonucunda düzensiz şekle sahip iri toz taneleri elde edilir. Üretilen tozlar, öğütülerek ince tozlar haline getirilebilir. Oksit, yağ vb. gibi kirlilik unsurları toz özelliklerinin kontrolünü zayıflatan etkenlerdir. Yöntem sonucunda üretilen tozlar polimer ve sert metallerin üretiminde kullanılmaktadır [55].

Öğütme

Yöntem, diğer üretim teknikleri sonucunda üretilen tozların kırılması amacıyla da kullanılmakta olup yoğunlukla bilyalı değirmenlerde yapılmaktadır. Parçalanması gereken malzeme ile sert cisim arasında darbe meydana gelmesi sonucu işlem sağlanmaktadır. Büyük çaplı ve aşınmaya karşı dirençli bilyaların bulunduğu değirmen içerisine, önceden kaba bir şekilde kırılmış olan metal malzemeleri yerleştirilir. Hazne içerisindeki öğütülecek metal malzemeler dönme ve titreşimli darbe etkisi sayesinde küçük tozlara bölünür. Öğütülen malzemeler gevrek bir yapıya sahip ise bilyaların darbe etkisi sayesinde küçük tozlara bölünürken, sünek bir yapıya sahip ise şekil değiştirerek yassılaşıma eğilimi gösterirler. Homojen karışım sağlanması amacıyla bilya hacminin kap hacminin yarısı ve öğütülecek malzeme miktarının ise kap hacminin $\sim$ % 25'i oranında ayarlanması gerekmektedir. Genel olarak karbür, borür, nitrür ve oksitler gibi gevrek malzemelere uygulanır [55].

Mekanikalaşımlama

Yöntem, hareketli bilyeler arasındaki aşındırma ile alaşımlı kompozit parçacıklarının üretilmesi için kullanılan oldukça başarılı bir tekniktir. Karıştırmalı bir değirmene konulmuş olan bilye ve element tozlarının karışımı ile başlayan işlemde mikroskobik ölçekte tekrarlanan çarpışma, soğuk kaynak ve kırılma olayları ile istenilen kompozit tozlar üretilir. Başlangıç aşamasında karışım halinde olan parçacıklar öğütme süresinin artmasına bağlı olarak fazların dağılımı ile kaplanmış parçacık haline gelir. Yöntemde kirlilik ana problemlerden biri olup bilye, karıştırma mili, karıştırma kolları ve tankın öğütülecek toz ile aynı malzemeden yapılması ile kirlilik problemi en aza indirilebilir [55].

5.1.2. Kimyasal yöntemler

Metal oksitlerin (Fe, Cu, W, Mo ve Ni) karbonmonoksit yada hidrojen gibi indirgeyici gazlar ile oksitlerinden kimyasal olarak indirgenmesi işlemidir. Yöntemin en önemli uygulama örneği sünger-demir tozu olup demir oksit cevherinin uygun nitelikte indirgeyici elemanlara indirgenerek süngerimsi bir kütleye dönüştürülmesi sonucu elde edilir [55].

5.1.3. Elektroliz yöntemi

Yöntemde, oksitlerden oluşmuş olan tozlar katoda akım verilmek sureti ile elektrolitik banyoda çökertilir. Kurşun kaplı olan banyo haznesinde elektrolitik olarak CuSO_4 ve H_2SO_4 kullanılmakla birlikte anot bakırdan, katod ise antimuanlı kurşundan yapılmaktadır. Uygulanan yöntemde, elektrolitik banyo haznesinde çökertilen ya da katotta toplanmış olan metale öğütme işlemi uygulanarak ince toz haline getirilir. Sonrasında yıkanarak elektrolitten temizlenmesi sağlanan tozlar asal gazlar altında kurutularak olası oksitlenme önlenir. Genel olarak Cu tozları imal edilmekle birlikte Pd, Cr, Fe, Zn, Mn ve Ag tozları da bu yöntemle üretilebilmektedir. Yöntemin en büyük avantajı yüksek ürün saflığıdır [55].

5.1.4. Atomizasyon yöntemleri

Endüstriyel alanda mikro ve nano boyutlu partiküllere olan ihtiyaç her zaman devam etmiştir. Öğütme ve kırma gibi geleneksel yöntemler ile istenilen yüksek kalitede toz üretilmesi mümkün olmadığından dolayı yeni atomizasyon tekniklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Ergimiş metalin küçük damlacıklara bölünmesi toz üretimi için en önemli

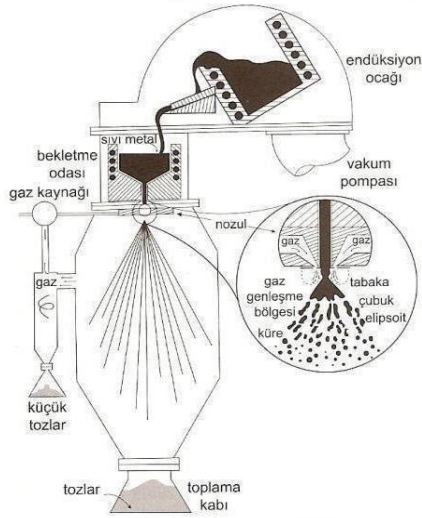
nokta olup yöntem ergimiş metal sıvısının damlacıklara parçalanması esasına dayanır [56, 57, 58]. Oldukça hızlı soğuma gösteren partiküllerin boyutlarına göre farklı terimler kullanılmakla birlikte küçük boyutlu partiküller için toz, büyük boyutlu partiküller için granül terimi kullanılmaktadır [59].

Su atomizasyonu

Ergiyen metal sıvısının su jetleri ile granül ve toz haline parçalanması sonucu gerçekleşen atomizasyon yöntemidir. Oluşan granül ve tozların boyutsal değişimi kullanılan sıvının basınç değeri ile yakından ilişkili olup toz boyutunun inceltilmesi için sıvı basıncının artırılması gereklidir. Yöntemde sıvı olarak yağ ve su kullanılmakla birlikte genel olarak 1600 °C'den daha düşük sıcaklık aralıklarında ergiyen fazla reaktif olmayan tozlar için su kullanımı tercih edilmektedir. Yüksek basınca sahip su jetleri, ergiyik sıvı demetine doğru yönlendirilerek küçük damlacıklar oluşturur ve hızlı bir şekilde katılaşmalarını sağlar. Yöntem prensip olarak gaz atomizasyonuna benzer fakat parçalama elemanı su olduğu için soğuma hızları daha yüksektir. Soğuma hızının oldukça yüksek olması nedeni ile partiküller küreselleşmek için yeterli zaman bulamazlar ve şekilleri düzensiz olur. Su yerine sentetik yağlar da tercih edilmekle birlikte kullanım durumunda suyun neden olduğu oksidasyon engellenebilmektedir. Su atomizasyonu sonrası elde edilen tozlardaki oksidasyon hidrojen ya da vakum ortamında ısıtılarak giderilebilmektedir [60].

Gaz atomizasyonu

Gaz atomizasyonu, 1 µm ve 1 mm arasında küresel toz ihtiyacının karşılanması için tercih edilen en yaygın toz üretim yöntemlerinden biridir. Parçalama amaçlı azot, argon ve helyum gazları kullanılabilir. Demir dışı malzemelerin gaz atomizasyonu ile hava kullanılarak üretimi 2007 yılında yapılan bir çalışmaya göre dünya çapında 300 000 ton/yıl iken inert gaz kullanımı ile elde edilen miktar ise 50 000 ton/yıl olarak açıklanmıştır. İnert gaz kullanımındaki amaç, oksidasyonun önlenmesi ve kontaminasyonun giderilmesidir. Yöntemde asıl amaç ergimiş metalin kullanılan yüksek gaz basıncı ile parçalanmasıdır [61, 62]. Gaz atomizasyon yöntemi ile alüminyum ve alaşımlarının üretimi endüstride yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Yüksek soğuma hızları sayesinde mekanik özelliklerin geliştirilmesi sağlanır [63].



Resim 5.2. Düşey gaz atomizasyonu ünitesinin şematik gösterimi [55].

5.2. Metal Tozlarının Şekillendirilmesi

5.2.1. Metal tozlarının karıştırılması

Toz metalurjisinde genellikle tozların, kompakt haline getirilmeden önce homojen bir şekilde karıştırılması önemli bir adım olup bu durum üretilecek olan parçada performansı oldukça artırmaktadır. Standart dağılımların bulunmadığı durumlarda düzenli boyut dağılımının elde edilmesi amacı ile karıştırma işlemi öncesi harmanlama yapılması önerilmektedir. Nem ve atmosfer koşulları, karıştırma hızı ve süresi, karıştırıcı boyutları ve dönme hızı gibi faktörler karıştırma ve harmanlama işlemlerini etkilemektedir. Toz karışımları hazırlanırken; pres işleminde toz karışımı ile kalıp yüzeyi arasındaki sürtünmeyi azaltmak amacıyla içerisine belli oranlarda yağlayıcı ilavesi yapılır. Yağlayıcı madde ilavesi olmadığı durumlarda toz karışımı ve kalıp yüzeyi arasında meydana gelen sürtünme kuvveti nedeni ile basınç dağılımında homojensizlik oranı artar ve sinterlenen numunenin kalıptan çıkmasını zorlaştırır. Yağlayıcı miktarının artması ile parçanın kalıptan kolay çıkması sağlanmakla birlikte aşırı yağlayıcı kullanımı sonucunda kompakt yüzeyinin kalitesinde azalma meydana gelecektir [64]. Yağlayıcı maddesi seçiminde dikkat edilmesi gereken hususlar; sinterleme sırasında kontaminasyon ve karışmaya neden olacak şekilde artık kül veya yanma olmaması, yağlama maddesinin matrisi oluşturan alaşım elementleri ile olumsuz reaksiyona girmemesi, nispeten düşük sıcaklıklarda, 400

°C'de yanma reaksiyonunun gerçekleşebilmesi şeklinde sıralanabilir [43]. Stearik asit, çinko stearat, lityum stearat ve kalsiyum stearat sıklıkla kullanılan yağlayıcı türleridir [64].

5.2.2. Metal tozlarının preslenmesi

Metal tozlarının kalıpla şekillendirilmesinde tozun serbest olarak kalıp boşluğunu homojen olarak tam bir şekilde doldurması beklenir. Pres basıncının eşit olmasına rağmen malzemenin teorik yoğunluğuna göre elde edilen toz kompaktın yoğunluğunda farklılık gözlenebilir. Kullanılan tozun cinsi, tane büyüklüğü, şekli, yüzey durumu ve görmüş olduğu ön işlemler gibi faktörler oldukça etkilidir [64]. Tozların sıkıştırılmasında; kalıpta sıkıştırma, izostatik sıkıştırma ve titreşimle sıkıştırma şeklinde farklı yöntemler kullanılır.

Kalıtpresleme

Kalıp ile presleme işlemleri genellikle mekanik pres sistemlerinde yapılır. Dişi kalıp boşluğuna, kullanılacak olan toz doldurularak basınç uygulaması öncesi tozlar kalıp merkezine taşınır. Hazneye doldurulan toz kütleinde işlem sonrası boyutsal değişiklikler gözlenebilmektedir. Homojen yoğunlaşma sağlanması için aşırı miktarda toz takviyesi var ise bunların boşaltılması gerekmektedir. Üst zımbanın kalıba ilerlemesi ile birlikte toz kütlesi sıkıştırma pozisyonuna alınır. Çift taraflı uygulanan basınçlarda daha homojen ürünler elde edilmesi mümkündür [55].

İzostatikpresleme

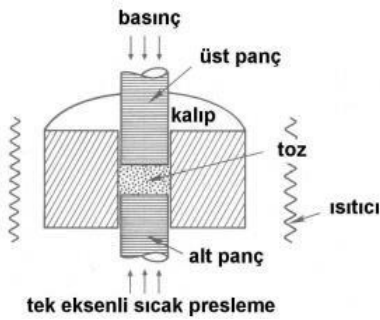
İzostatik presleme karmaşık şekilli kademeli parçaların üretiminde sıklıkla tercih edilen bir yöntem olup toz esnek bir kalıp içerisinde sızdırmaz hale getirilir. Hazırlanan kalıp su yada yağ gibi sıvının bulunduğu kabın içerisinde her yönden eşit bir şekilde sıkıştırılır. Yöntemde kalıp yüzey sürtünmesi olmadığı için diğer yöntemlere göre yüksek yoğunluk verebilmektedir. Aynı zamanda uygulanan eşit basınç sayesinde homojen ürünler elde edilebilmektedir [55].

Sıcakpresleme

Ekonomik avantajlar ve zaman tasarrufu sayesinde hız-zaman sürecinin geliştirilmesi son zamanlarda büyük talep görmektedir. Sıcak presleme; titanyum alaşımı, paslanmaz çelik ve takım çeliği tozu gibi yüksek mukavemetli malzemelerin üretim sürecinde yaygın olarak kullanılmaktadır [65]. Sıcak presleme özellikle yüksek ısılatılabilirlik ile sağlanan

düşük gözeneklilik sayesinde geleneksel yöntemlere göre MMK_p malzeme üretimi için oldukça avantajlı bir yöntemdir [66]. Sıcak pres işleminde saf veya alaşım halindeki tozlara sinterlenme sırasında basınç uygulanarak yüksek yoğunlukta ve üstün özellikte ürünler elde edilir [67].

Resim 5.3'te gösterildiği gibi işlem bir kalıp içerisinde tek eksenli sıkıştırma yapılarak uygulanır. Üstteki zımba dışarıdan hidrolik sistemle yüklü olup, altta yer alan zımba ise sabit veya hareketli olabilir. Kalıp yüzeylerinde sürtünme kuvveti meydana gelmesi nedeni ile kalıp merkezinden yan duvarlara doğru değişen basınç dağılımı gözlenebilir. Rezistans ısıtma kullanılmasına rağmen, kalıp genellikle indüksiyon ısıtmaya elverişli olması amacıyla grafit malzemeden yapılır. Tek eksenli sıcak presleme yöntemi yavaş bir proses olup doğası gereği ısıtma ve soğutma aşamalarında şekillendirme ile ilgili olarak büyük ısıl kütleden dolayı kontrolü zordur. Parçanın kirlenmesini en aza indirmek için genellikle işlem vakum ortamında yapılır. Kullanılan kalıp düzenekleri kapalı olup işlem esnasında kalıp içerisindeki vakumlama seviyesinin yüksek düzeylere çekilmesinden dolayı ekstra maliyet gerektirir. Ancak oksit, karbür, borür gibi plastisitesi düşük olan malzemelerin yoğunlaştırılmasında alternatif bir yöntem olduğu için genellikle tercih edilir [17].



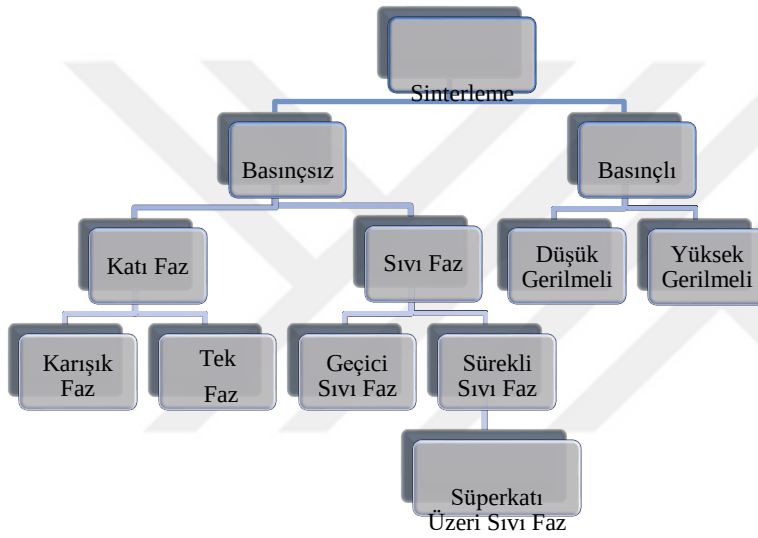
Resim 5.3. Sıcak pres işleminin şematik çizimi

5.3. Sinterleme

Sinterleme işlemi genellikle atomik ölçekte oluşan kütle taşınım olayları aracılığıyla bağ yapan parçacıkların katı bir yapıya dönüştürüldüğü ısıtma işlemi prosesidir. Sinterleme işlemi yapılmadan şekillendirilen parçaların istenilen mukavemet değerlerine ulaşması zordur. Sinter koşullarına bağlı olarak, parçacıklar arasında oluşan bağ kompakt malzemeye istenilen mukavemeti kazandırır. Sinterleme işlemleri genellikle mutlak ergime sıcaklıklarının yarısının biraz üzerinde [$T > 0,5T_m(K)$] gerçekleştirilir [17, 55].

Sinterleme esnasında parçacıklar arası bağların oluşumu ve yapı içerisindeki gözenek yapısının değişimi doğrudan ilişkilidir. Mikroyapısal ölçekte parçacık temaslarında kohezif boyun büyümesi, sinter bağ oluşumunun bir kanıtıdır. Sinterleme aşamasının başlangıç noktası, temas eden parçacıklar olup parçacıkların ham parça üretimine bağlı olarak, başlangıç bağları ve nokta temaslarından bozulmuş arayüzeyler arasında değişir [55].

Sinterleme işlemi sonrası mukavemet, süneklik, iletkenlik ve korozyona karşı direnç gibi özelliklerde meydana gelen değişiklikler sinterleme prosesinin en önemli çıktılarıdır. Şekil 5.1’de verilen diyagram temel sinter tekniklerinin ilişkilendirilmesini göstermektedir.



Şekil 5.1. Sinterleme çeşitlerini içeren şematik diyagram

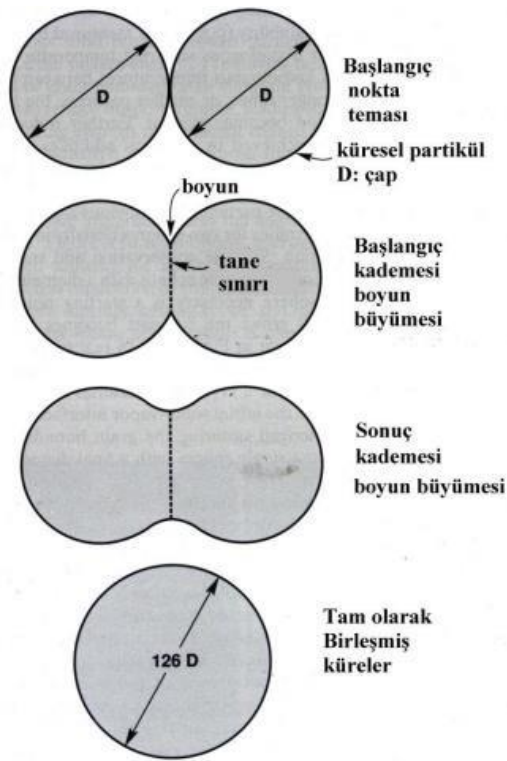
5.3.1. Katı faz sinterleme

Sinterleme esnasında toz partiküllerinin ısıtılması ile beraber parçacıklar arası bağ oluşarak tane büyümesi ile tanelerin sınırları azalır ve serbest yüzey enerjisi düşer. Gözenek hacminin azaltılması ısıtma süresinin uzatılması ile sağlanır fakat toz kompaktın çekmesine neden olduğu için genellikle istenmeyen bir boyutsal değişime neden olur. Bu sebeple yoğunlaşma ve mukavemete odaklı farklı endüstriyel sinterleme uygulamaları kullanılmaktadır [17].

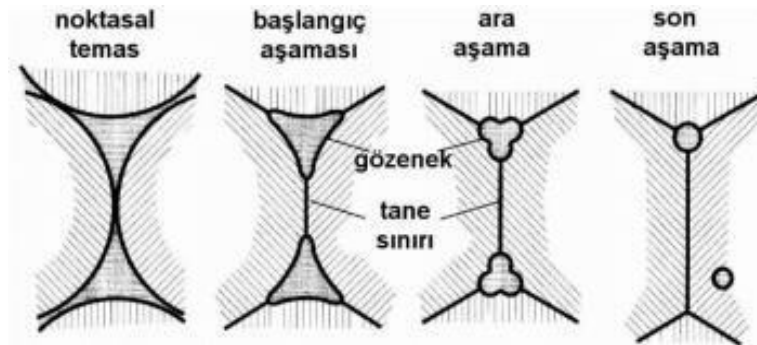
Sinterleme sürecinde partiküller arasında oluşan boyun oluşumu uygulanan işlemi açık bir şekilde ifade etmektedir. İki küre modellemesi şematik olarak Resim 5.4’te verilmiş olup

partiküller arası boyun oluşumu ardından tek bir küre haline gelmesi aşama aşama gösterilmiştir [17].

Sinterleme işlemi başlama şartlarına bağlı olarak gevşek toz veya tam yoğunluğa yakın partiküller şeklinde başlayabilir. Sinterleme evresi, gevşek tozlardan başlayıp küresel gözenek oluşum sürecine kadar Resim 5.5'te detaylı olarak verilmiştir. İlerleyen süreçlerde boyunların kaybolduğu, tanelerin büyüyerek gözeneklerin ise küçüldüğü görülmektedir [17].



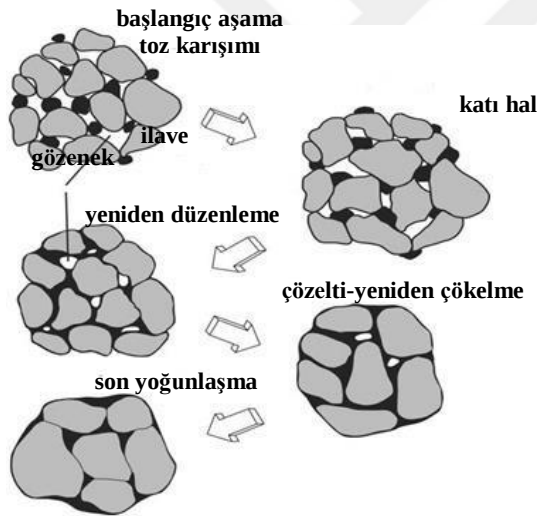
Resim 5.4. Sinterlemede iki küre modellemesi [55]



Resim 5.5. Sinterleme basamaklarına göre gözenek yapısındaki değişimin gösterimi [55]

5.3.2. Sıvı faz sinterleme

Sinterleme esnasında oluşan sıvı faz genellikle taneleri birbirine bağlayarak bünyesinde hızlı yayınının meydana geldiği lehimli oluşturarak sinter hızını artırmaktadır. Yöntemin temel gereksinimi ıslatma olup yoğunlaşma kademeleri Resim 5.6'da yer alan şemada verilmiştir. Öncelikle sıvılaşma sıcaklığına kadar ısıtılan tozlar katı hal sinterlemesi ile birbirine bağlanarak önemli oranda yoğunlaşma yaşanır. İkinci aşamadaki yoğunlaşma sıvı fazın miktarı ile ilişkili olup sıvı fazın katı bağlarını çözmesi ardından yeniden düzenlenmesi ile meydana gelir. Çözelti tekrar çökelme olarak adlandırılan süreçte küçük tane kütleleri sıvı içerisinde çözünerek yayılır ve sonrasında büyük tanelerin üzerine çöker. Katı tanelerin çözünürlüğü tane boyut aralığı ile ters orantılı olup ilk olarak küçük taneler sıvı faz içerisinde çözünerek zaman içerisinde tane sayısı azalır ve tane boyutunda artma gözlenir [17, 55, 68].



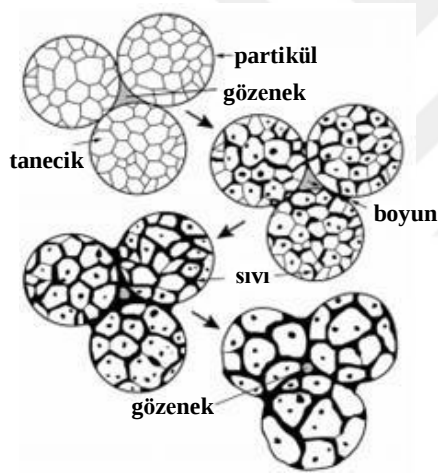
Resim 5.6. Sıvı faz sinterleme işleminin şematik gösterimi

Süperkatıüzerisıvıfazsinterleme

Yüksek difüzyon gücü olan sıvıların mevcudiyeti genellikle hızlı sinterleme yoğunlaşması sağlar. Geleneksel sıvı faz sinterleme, sinterleme sıcaklığında iki veya daha fazla toz karışımının parçacıklar arasında sıvı oluşmasına dayanır. Ön alaşımlı tozlarda, sıvının parçacıklar içinde oluşması durumu avantaj yaratır. Ön alaşımlı tozların kısmen ergime sıcaklığına ısıtıldığında hızla yoğunlaşma göstermesi durumları süperkatı üstü sıvı faz sinterleme (SKSS) olarak adlandırılır. SKSS, ön alaşımlı tozların katılaşma ve sıvılaşma sıcaklıkları arasında bir sıcaklıkta uygulanmasıyla gerçekleştirilen sıvı faz sinterleme

yöntemidir. Parçacıklar içindeki sıvı formu, her parçacığın birer taneye parçalanmasına sebep olur. Islatıcı sıvıdan doğan kılcal kuvvetlerin altında parçaların sonradan tekrar paketlenmesi hızlı yoğunlaşma ile sonuçlanır [17, 19].

Resim 5.7’de gösterildiği gibi tane sınırları boyunca yeterli sıvı oluştuğunda ön alaşımlı parçacıklar pelteleşir ve akışkan olur. Sıvı hacminin artış göstermesi ile katı-sıvı karışımının viskozitesi azalır. Bu nedenle daha fazla sıvı, sinterlemeyi daha hızlı kılar. Sinterlemedeki yoğunluğun en temel belirleyici etkeni sıcaklıktır. Katı hal sinterleme ile karşılaştırıldığında yoğunlaşma işlemlerinin sıcaklığa duyarlılığı üst düzeydedir. Kritik sıcaklık geçildikten sonra ilk birkaç dakika içinde yoğunlaşma gerçekleşir. Yüksek sıcaklıkta uzun süreli beklemler, nispeten daha az yoğunlaşma kazanımları verir ve genellikle, özellik veya yoğunluk azalmasına sebep olur [17, 19].



Resim 5.7. Süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme işleminin şematik görünümü

SKSS'nin en önemli özelliği; ham parçalar tam katılaşma sıcaklığının kısmen üzerinde ısıtıldığı zaman, ön alaşımlı tozların hızlı yoğunlaşma göstermesidir. Toz üretiminde son katılaşmanın gerçekleştiği genellikle tane sınırları veya dentritler arası boşluklar olmak üzere heterojen bölgelerde sıvı çekirdeklenir. Tane sınırlarına dağılan sıvı parçacık ayrılmasına neden olur. Çekirdeklenme eşit dağılımlı olmasa bile sıcaklık artışı ile sıvı sürekli bir film oluşturmak üzere dağılır. Katı hal sinter bağları bu işlem ile bozulur. Daha da önemlisi; sıvı yapı üzerinde kılcal kuvvet sağlar. Hızlı tekrar paketlemeye ve yoğunlaşmaya izin veren ıslatılmış tane sınırları kılcal çekim kuvvetleri ile birlikte düşük mukavemeti beraberinde getirir [17, 19].



6. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE ISIL İŞLEMLER

6.1. Alüminyum ve Alaşımları

Alüminyumun en önemli özelliği hafif olması olup demirin yaklaşık üçte biri yoğunluğa sahiptir. Alaşımlandırma ve yaşlandırma ısı işlemleri ile kolay bir şekilde yapı çeliklerine yakın dayanıma sahip olabilirler. Bu nedenle alüminyum alaşımları hafiflik ve dayanımın önem taşıdığı hava ve kara taşıtları üretimi için oldukça elverişlidir. Alüminyumun bir başka önemli özelliği ise hava ile temas ettiğinde yüzeyinde oluşan oksit tabakası sayesinde yüksek korozyon dayanımına sahip olmasıdır [69].

6.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımlarında dayanım artışı katı eriyik sertleştirilmesi, çökelme sertleştirilmesi ve soğuk şekillendirme gibi işlemlerle sağlanabilmektedir. Alüminyum alaşımlarında kullanılan en önemli alaşım elementleri Cu, Mg, Si, Mn ve Zn'dir. Bakır ilave edilmesi sertlik ve dayanımı artırırken, silisyum ilavesi sıvı alüminyumun akışkanlığını artırır ve korozyon direnci, aşınma direnci, kaynak kabiliyeti gibi özelliklerinde gelişme gösterir. Magnezyum ilavesi malzemenin şekillendirilebilme ve işlenebilme kabiliyetini artırarak mükemmel korozyon direnci ve süneklik sağlar. Çinko ise alüminyum alaşımlarına yüksek dayanım kazandırmak için ilave edilir ve havacılık endüstrilerinde kullanılan 7xxx serisi alüminyum alaşımlarının temelini oluşturur [70].

Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması Amerikan Alüminyum Birliği (Aluminum Association-AA) tarafından uluslararası standartlarda temel olarak dövme ve döküm alüminyum alaşımları olarak ikiye ayrılmıştır. Dövme alüminyum alaşımları için dört basamaklı bir numaralandırma sistemi kullanılmaktadır. 2xxx'den 8xxx'e kadar olan gruplarda, ilk rakam temel alaşım elementini, ikinci rakam alaşım modifikasyonlarını göstermektedir. İkinci rakamın sıfır olması alaşımda modifikasyon yapılmadığını göstermekle birlikte son iki rakam ise gruptaki farklı alüminyum alaşımlarını ayırmak amacıyla kullanılır. 1xxx grubu ise alaşımlandırılmamış saf alüminyumlardır. Bu grupta ilk iki rakam "10" şeklinde yazılırken son iki rakam minimum saflık yüzdesini gösterir (Çizelge 6.1) [69, 70].

Çizelge 6.1. Dövme alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi

Ana Alaşım Elementi	AA Sistemindeki Gösterimi
Alüminyum $\geq$ % 99	1xxx
Bakır	2xxx
Mangan	3xxx
Silisyum	4xxx Magnezyum
5xxx Magnezyum ve Silisyum	
6xxx Çinko	7xxx
Diğer Elementler	8xxx
Kullanılmayan Seriler	9xxx

Döküm alüminyum alaşımları, dövme alüminyum alaşımlarına benzer şekilde dört basamaklı bir numaralandırma sistemi ile tanımlanır. Dövme alaşımlarından farklı olarak nokta işareti ile diğerlerinden ayrılan son basamak alaşımın döküm ya da ingot halinde olduğunu gösterir (Çizelge 6.2) [69, 70].

Çizelge 6.2. Döküm alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi

Ana Alaşım Elementi	AA Sistemindeki Gösterimi
Alüminyum $\geq$ % 99	1xx.x
Bakır	2xx.x
Mangan	3xx.x
Silisyum	4xx.x Magnezyum
5xx.x Magnezyum ve Silisyum	
6xx.x Çinko	7xx.x
Diğer Elementler	8xx.x
Kullanılmayan Seriler	9xx.x

6.3. Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

Al ve alaşımlarına ait mekanik özellikler çeşitli ısı işlem yada ikincil mekanik işlemler ile geliştirilebilmektedir. Hafif olmasının yanında yüksek dayanımlı, yüksek korozyon direncine sahip, iyi derecede ısı ve elektriksel iletkenlik gibi özelliklere sahip malzemeler üretilebilmektedir. Isıl işlem temel olarak bir metalin mekanik özelliklerini, içyapısını,

kalıntı gerilme durumunu değiştirmek amacıyla uygulanan ısıtma ve soğutma işlemlerini kapsar. Isıl işlem uygulandığında dayanım ve sertliğinde anlamlı bir artış göstermeyen alüminyum alaşımları soğuk deformasyon ile sertleştirilebilir [69].

Alüminyum alaşımlarının temper durumlarını, üretimden sonra uygulanacak olan mekanik ve ısıl işlemler belirlemektedir. Aşağıda yer alan temel temper durumları kısaca açıklanmıştır:

F : Belirli bir özellik elde etmek için ısıl işlem ya da deformasyon sertleştirilmesi (haddeleme, ekstrüzyon, dövme gibi) uygulanmayan dövme ve döküm alüminyum alaşımlarını simgeler. Fabrikada imal edilen şekilde tanımlanır.

O : Haddeleme, ekstrüzyon, dövme veya çekme gibi bazı şekillendirme işlemleri uygulanan ve işlemin herhangi bir noktasında tavlanmış olan dövme veya dökme ürünler için kullanılır.

H : Oda sıcaklığında haddeleme, çekme gibi deformasyon sertleşmesi ile mukavemeti artırılmış ısıyla işlenemeyen dövme alaşımlar için kullanılır.

W : Sadece çözeltiye alma ısıl işlemi uygulandıktan sonra doğal olarak ve kendiliğinden yaşanan alaşımlar için geçerlidir.

T : Çökeltme sertleştirilmesi ısıl işlemi uygulanmış alaşımları ifade eder [71].

H ve T harflerinden sonra gelen rakam temel temper işlemlerinin alt basamaklarını göstermekle birlikte Çizelge 6.3'te T temper kodlarının ve Çizelge 6.4'te H temper kodlarının alt basamakları gösterilmiştir [69].

Çizelge 6.3. T Temper kodları

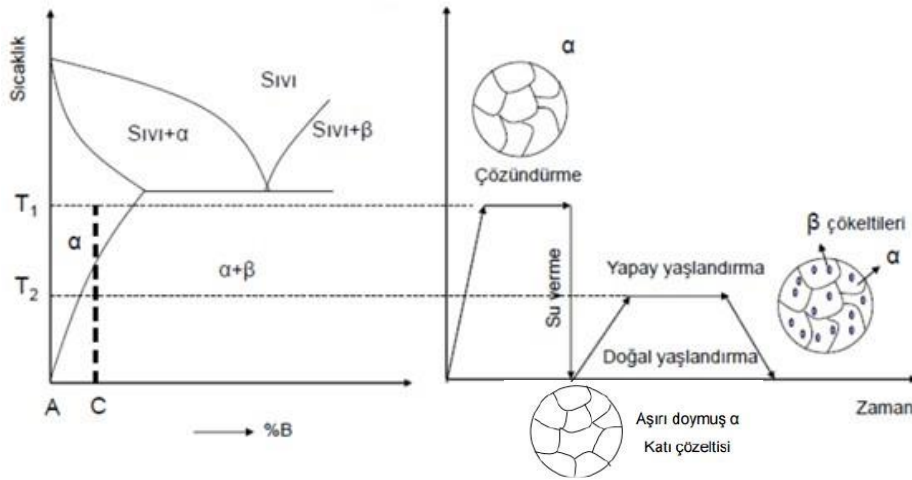
Kod	İşlem Basamakları
T1	Sıcak şekillendirme sonrası soğutma, doğal yaşlandırma
T2	Sıcak şekillendirme sonrası soğutma, soğuk şekillendirme, doğal yaşlandırma
T3	Çözeltiye alma, soğuk şekillendirme, doğal yaşlandırma
T4	Çözeltiye alma, doğal yaşlandırma
T5	Sıcak şekillendirme sonrası soğutma, yapay yaşlandırma
T6	Çözeltiye alma, yapay yaşlandırma
T7	Çözeltiye alma, aşırı yaşlandırma
T8	Çözeltiye alma, soğuk şekillendirme, yapay yaşlandırma
T9	Çözeltiye alma, yapay yaşlandırma, soğuk şekillendirme

Çizelge 6.4. H Temper kodları

Kod	İşlem Basamakları
H1	Deformasyon sertleştirilmesi
H2	Deformasyon sertleştirilmesi, kısmi tavlama
H3	Deformasyon sertleştirilmesi, stabilize etme
H4	Deformasyon sertleştirilmesi, vernikleme ya da boyama

6.3.1. T6 ısıt işlemleri

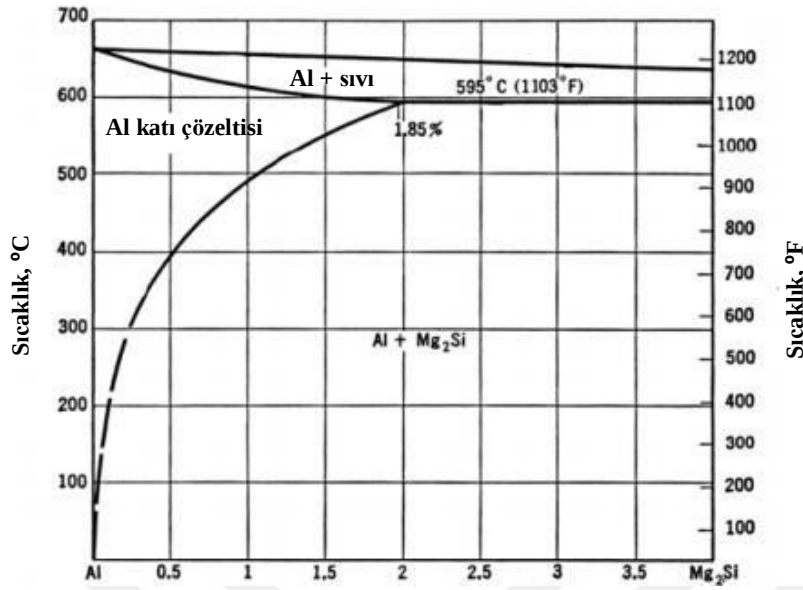
Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıt işlemleri, sertlik ve mukavemeti önemli ölçüde artıran çökelme sertleşmesi (T6 ısıt işlemleri) olarak adlandırılır. Çözeltiye alma, su verme (soğutma), yaşlandırma işlemleri olmak üzere üç aşamada gerçekleştirilen prosesin adımları Şekil 6.1’de gösterilmektedir [70, 72].



Şekil 6.1. Yaşlandırma ısıt işlem aşamaları ve muhtemel mikroyapıları

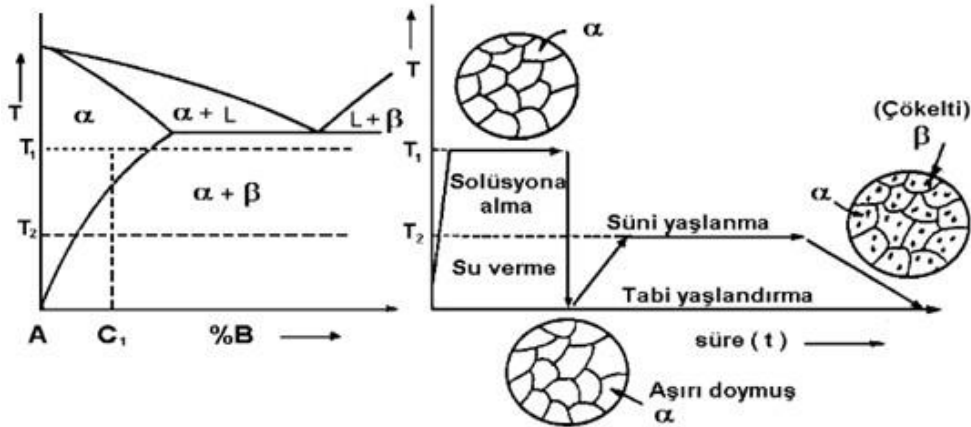
Çözeltiye alma

Uygulanan ısıt işlem yönteminde ilk adım; alaşım elementlerinin en yüksek düzeyde katı ergiyik içerisine alınması amacı ile çözeltiye alma işlemidir. Bunun için katılaşma sıcaklığının birkaç derece üzerindeki sıcaklığa çıkılmakla birlikte ötektik ergime noktasından daha düşük sıcaklık aralığı belirlenmelidir. Katılaşma sıcaklık aralığı artan alaşım element miktarı ile artmakla birlikte Şekil 6.2’de verilen grafikte açıkça görülmektedir [72].



Şekil 6.2. Klasik Al-Mg₂Si pseudo/sözde-ikili faz diyagramı

İşlemden ısıtma hızı ve çözeltide bekletme süresi önemli faktörler olup çözünmeyen faz bırakmadan homojen yapıya sahip olacak şekilde ayarlanmalıdır. Şekil 6.3’de verilen faz diyagramına göre T_1 sıcaklık değerinden biraz yukarıda ötektik başlangıç noktasını geçmeyecek şekilde sıcaklık ayarlaması yapılmalıdır [72].



Şekil 6.3. Yaşlandırma ısıtma işleminde faz diyagramına göre sıcaklıkların gösterimi

Suverme(Soğutma)

Soğutma işlemi prosesin en önemli aşaması olup amaç, aşırı doymuş haldeki katı eriyiğin ani soğutma ile toparlanmasına izin verilmeden korunmasıdır. Şekil 6.3’deki faz diyagramına göre T_2 sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa soğutma işlemi uygulanır. Ani

soğutma işlemi uygulanırken çökelme meydana gelmesi için işlemin en kısa sürede tamamlanması gereklidir. Ani soğutma süresi (10-20 sn) ve soğutma ortamı önemli faktörler olup hızlı su verme çözündürme işleminin kalıcılığını daha fazla artıracak ve çökelme sertleşmesinin etkin bir şekilde uygulanmasını sağlayacaktır [72].

Yaşlanma işlemi

Çözeltiye alma ve ani soğutma işlemi sonrası oda sıcaklıklarında (doğal yaşlandırma) ya da denge solvüs eğrisinin altındaki (suni yaşlandırma) bir sıcaklıkta çökelmeye alınması işlemi yaşlandırma ısı işlemi olarak adlandırılır. Diğer bir ifade ile zaman ve sıcaklık etkisi ile aşırı doymuş katı fazdan yeni bir fazın oluşturulması şeklinde tanımlanabilir. İşlemin uygulanabilmesi amacı ile alaşımın yaşlandırma sıcaklık aralığı bilinmelidir. Çözeltiye alma ve hızlı soğutma işlemi sonrası alüminyum alaşımlarında istenilen mukavemete ulaşılamadığı için maksimum değerlere ulaşabilmek adına yaşlandırma işlemi uygulanmaktadır [72].

7. LİTERATÜR TARAMASI

Asgharzadeh ve Simchi (2009), Al6061/SiC kompozit numunelerin sinterlenmesi sırasında takviye içeriği ve sinterleme sıcaklığının yoğunlaşma ve mikroyapı gelişimi üzerindeki etkisini incelemişlerdir. 580 – 620 °C'de azot atmosferinde sinterleme işlemi gerçekleştirmişlerdir. SiC partiküllerinin varlığının, katı faz sinterleme ve sıvı faz sinterleme sırasında ön alaşımlı tozun yoğunlaşmasını geciktirdiğini bildirmişlerdir. Sinterleme sıcaklığının, alüminyum alaşımının katı sıcaklığının üstünde daha fazla sıvı faz oluşturmak üzere artırılması, SiC parçacıklarının zararlı etkilerini azalttığını tespit etmişlerdir. Takviye parçacıklarının alüminyum matris boyunca düzgün bir şekilde dağıldığını ve sonuç olarak daha iyi mekanik mukavemetin sadece düşük SiC içeriğinde elde edildiğini bildirmişlerdir.

Asghar ve diğerleri (2015), farklı gaz giderme ve sinterleme ortamlarının Al/B₄C kompozitlerinin sıkıştırılabilirliği ve sinterlenebilirliği üzerindeki etkisini incelemişlerdir. 6061Al tozuna ağırlıkça % 5 kütleli B₄C parçacıklarını karıştırmadan önce vakum, argon ve hidrojen altında gaz giderme işlemi yapmışlardır. Presleme işleminden sonra, süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme işlemini 630 °C'de yüksek saflıkta argon ve azot atmosferi altında gerçekleştirmişlerdir. Vakum gaz alma işleminden sonra argon atmosferi altında sinterlenmiş Al/B₄C kompozitin, gaz giderme işlemi dışında benzer durumdaki numuneye kıyasla % 8 daha yüksek sinterleme yoğunluğu gösterdiğini tespit etmişlerdir.

Ekici, Özçatalbaş ve Gülesin (2016), sıcak presleme yöntemiyle üretilen Al/B₄C parçacık takviyeli kompozitin partikül ilavesinin mikroyapı, mekanik özellikleri ve kırılma davranışları üzerine etkilerini incelemişlerdir. Ağırlıkça % 5, 10 ve 15 B₄C ile güçlendirilmiş kompozitlerin üretiminden sonra, T6 ısıl işlem uygulamışlardır. Matris ve parçacıklar arasında güçlü bir arayüz bağının oluştuğunu ve kompozitlerin kırılması sırasında bu etkinin parçacık kırığını artırdığı belirtmişlerdir. Genel olarak, matristen ayrılmış parçacık boşluğu gözlenmediğini, sıcak preslemenin % 99'dan daha yüksek bir yoğunluk sağladığını bildirmişlerdir. Isıl işlem sonrasında kompozit sertlik değerlerinde artış ve enine kopma mukavemetinin (TRS) takviye oranının artmasıyla azaldığını tespit etmişlerdir.

Din ve diğerkleri (2018), takviye içeriğı ve öğütme sürelerinin bir fonksiyonu olarak Al6061-B₄C kompozitlerinin mikroyapısal değışimini, toz özelliklerini ve sıkıştırma davranışını incelemişlerdir. Mekanik alaşımlama ile hazırlanan tozları oda sıcaklığında presleyerek Al6061 ve ağırlıkça % 0, 5, 10, 20, 30 ve 40 B₄C kompozitleri üretmişlerdir. Parçacıklar arasındaki sürtünmeyi değılendirdiğı tahmin edilen Hausner oranının, öğütme süresi ve B₄C içeriğindeki artışla, tozların morfolojisi ve sertliğindeki değışiklikler nedeniyle azaldığını belirtmişlerdir. Presleme işleminden sonra, yüksek saflıkta azot atmosferi altında çeşitli sıcaklıklarda (585, 610, 630 °C) süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme işlemini uygulamışlardır. Sinterlenebilirliğin takviye içeriğı ile, özellikle % 10 B₄C'nin üzerine artırılması sonucu bozulduğunu tespit etmişlerdir. Haddelenmiş kompozit levha üzerinde yapılan nötron radyografi ölçümleri sonucunda B₄C partiküllerinin kompozit içerisinde homojen dağılım sağladığını gözlemlemişlerdir.

Li, Q.Z. Wang, W.G. Wang, Xiao ve Ma (2015), TM tekniğı ile üretilen B₄C/6061Al kompozitlerin yaşlanma sertliğini çeşitli B₄C içerikleri (0-30 % wt), sıcak presleme sıcaklıkları (560-620 °C) ve bekletme süreleri (30-120 dk) ile sistematik olarak incelemişlerdir. B₄C/6061Al kompozitlerini, matris alaşımasının katılma ve sıvılaşma sıcaklıkları arasındaki sıcaklıklarda toz metalurjisi tekniğı ile başarılı bir şekilde imal etmişlerdir. T6 suni yaşlandırma işleminden sonra kompozitlerde oluşan Mg₂Si çökeltilerinin, ara yüzey reaksiyonlarından kaynaklanan Mg tüketimine bağılı olarak artan B₄C içeriğı ve sıcak pres sıcaklığı ile azaldığını tespit etmişlerdir. Sıcak pres sıcaklığının ve bekleme süresinin azaltılması; Mg içeriğinin artırılması ile kompozitlerin yaşlanma sertliğinin artması konusunda faydalı olduğunu bildirmişlerdir.

Gao ve diğerkleri (2019), TM ile hazırlanan B₄C/6061Al kompozitlerin B₄C partikül içeriğı ve yaşlandırma işleminin mikroyapı ve mekanik davranışları üzerine etkilerini incelemişlerdir. B₄C/6061Al kompozitlerin yoğunluğunun, takviye içeriğinin ağırlıkça % 0'dan % 15'e yükseltilerek hafifçe azaldığını tespit etmişlerdir. TEM ile yapılan inceleme sonucunda B₄C matris arayüzlerinde belirgin gözenek veya reaksiyon ürünleri gözlenmeyerek temiz bir arayüz elde edildiğini bildirmişlerdir. Mg₂Si çökeltilerini arayüzeylerin yakınında ve matriste tespit etmişlerdir. Çeşitli B₄C içerikli kompozitlerde yaşlanma zamanının bir fonksiyonu olarak sertlik ve elektriksel iletkenlikte değışiklikler olduğunu bildirmişlerdir.

Topçu, Gülsoy, Kadioğlu ve Güllüoğlu (2009), B₄C ile güçlendirilmiş Al matrisinin mekanik özelliklerini araştırmışlardır. 650 °C'de sinterlenen ağırlıkça % 5, 10, 15 ve 20

B₄C tozunun yüksek sıcaklık deformasyon davranışını, 400 ile 450 °C arasında değişen sıcaklıklarda sürünme testleri ile araştırmışlardır. Al alaşımının direncinin B₄C parçacıklarının varlığı ile artış gösterdiğini gözlemlemişlerdir. Kompozitlerin takviye oranındaki artışı ile birlikte darbe değerlerinin azaldığını ve sertlik değerlerinin arttığını bildirmişlerdir.

Momeni, Razavi ve Shabestari (2010), ön alaşımlı 2024 tozunun süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme özelliklerini farklı sinterleme koşullarında incelemişlerdir. Sinterleme işlemini bir tüp fırında 30 dakika boyunca kuru azot gazı atmosferinde çeşitli sıcaklıklarda gerçekleştirmişlerdir. 2024 alüminyum alaşımının maksimum yoğunluğunu 610 °C'de elde etmişlerdir. Sinterlenmiş numunelerin yoğunluğunun, 2024 önceden alaşımlı toza ağırlıkça % 0,1 Sn tozu ekleyerek teorik yoğunluğun maksimum % 99,3'üne yükseldiğini tespit etmişlerdir. Sinterleme sıcaklığının artırılması ile 2024 alüminyum ön alaşımlı toz için, kalay ilavesinin ıslatılabilirliği geliştirerek dihedral açığı azalttığını bildirmişlerdir.

Min, Kang, B.H. Lee, J.K. Lee ve Kim (2006), 2xxx serisi Al harmanlanmış tozun sinterleme özelliklerini; sıkıştırma basıncı, sinterleme süresi ve sıcaklık açısından incelemişlerdir. Optimum sıkıştırma basıncını ve sinterleme sıcaklığını 200 MPa ve 610 °C olarak belirlemişlerdir. Sinterleme işlemi sırasında geçici ve süperkatı üzeri sıvı fazları oluşturulmuş olup, geçici sıvı fazın ısıtma aşamasında Al matrisine yayıldığını gözlemlemişlerdir. Süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme işleminin tozun sinterlenebilirliğini artırdığı sonucuna varmışlardır.

Li, Q.Z. Wang, W.G. Wang, Xiao ve Ma (2015), 560 °C ve 620 °C'de TM tekniği ile çeşitli bekletme sürelerinde imal edilmiş olan B₄C/6061Al kompozitlerinde arayüzey reaksiyon mekanizmasını incelemişlerdir. B₄C/6061Al kompozitlerinde, kompozitlerin yaşlandırma sertleşmesi kabiliyetini açıkça bozan Al₃BC, MgAl₂O₄, MgB₇, Mg_{0.78}Al_{0.75}B₁₄, AlB₁₂C₂ ve Al₄SiC₄'ü oluşturan karmaşık arayüzey reaksiyonlarının meydana geldiğini tespit etmişlerdir. 620°C'de sıvı fazın varlığının Al ve B₄C arasındaki reaksiyonu aktive ederek serbest B oluşumuna yol açtığını bildirmişlerdir. B ve Mg içeren reaksiyonların meydana gelmesi 620°C'de B₄C/6061Al kompozitlerinin yaşlandırma sertleştirilmesi yeteneğinin bozulmasına neden olduğu belirtilmiştir.

Youseffi ve Showaiter (2006), 6061 alüminyum alaşımının önceden karıştırılmış elementel (EL) ve önceden alaşımlandırılmış (PA) tozları ile hazırlanan kompozit malzemeler için sıkıştırma, sinterleme, mikroyapısal ve mekanik özellikleri arasında bir karşılaştırma yapmışlardır. Hem EL hem de PA tozlarını 250 ile 770 MPa arasında değişen farklı basınçlarda soğuk preslemiş ve 30-120 dakika boyunca 580-640 °C aralığında vakum altında ve daha sonra saf azot atmosferi altında sinterlemişlerdir. PA tozunun vakumla gazı giderilmesi sonucunda daha iyi sıkıştırılabilirlik sağladığını ve EL tozu sıkıştırmalarına göre daha yüksek ham yoğunluk sağladığını bildirmişlerdir. EL ve PA tozlarına bazı katı yağlayıcı maddelerinin ilavesinin vakumlu sinterleme altında sinterlenmiş yoğunluklar ve mikro yapılar üzerinde zararlı bir etkiye sahip olduğu anlaşılmıştır. Sinterleme döngüsü sırasında ısıtma veri eğrileri, PA için geçici, kalıcı sıvı fazların ve aynı zamanda süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme (SLPS) mekanizması için ortaya çıktığını tespit etmişlerdir.

Padmavathi ve Upadhyaya (2010), 6711Al-SiC kompozitlerinde SiC takviyesinin ve süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme işleminin yoğunlaşma üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Ön alaşımlı 6711 tozlarını hacimce % 5 - % 20 arasında değişen SiC ile karıştırarak 400 MPa'da presleyerek vakum altında 630 °C'de sinterlemişlerdir. Matris boyunca SiC partiküllerinin homojen dağılımı nedeniyle hacimce % 10'a kadar daha iyi yoğunlaşma, akma dayanımı, aşınma ve korozyon direncinin elde edildiğini gözlemlemişlerdir. % 10 hacmin ötesinde SiC'ün kümelenme ile sonuçlandığını; yoğunlaşma ve mekanik özellikler üzerinde zararlı etkiye sahip olduğunu tespit etmişlerdir. 6711-10SiC kompozitlerin yaşlandırma sertleşmesinin ise mekanik özelliklerde iyileşmeye neden olduğunu bildirmişlerdir.

Liu, Zhou, Li, Guo ve Shu (2019) sıcak haddeleme ve T6 ısıl işleminin toz metalurjisi ile üretilen hacimce % 25 B₄C/6061Al kompozitinin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Sıcak haddeleme işleminin parçacık yığılmasını bozabileceğini, tane boyutunu küçültebildiğini, gözenekliliği azaltabileceğini ve arayüz bağ kalitesini iyileştirebileceğini bildirmişlerdir. XRD incelemelerinde matriste Mg₂Si çökeltme sertleştirme fazının oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Haddelenmiş B₄C/6061Al kompozit ile karşılaştırıldığında, T6 ısıl işlemi nihai gerilme mukavemetini, akma mukavemetini ve uzamayı % 7, % 11 ve % 50 oranında artırdığını tespit etmişlerdir.

Padmavathi, Upadhyaya ve Agrawal (2011), 6711 (Al-1Mg-0.8Si-0.25Cu) alaşımının ısıtma yöntemi ve sinterleme sıcaklığının sinterlenebilirlik özellikleri üzerine etkisini araştırmışlardır. Alaşım kompaktları, geleneksel ve mikrodalga fırınlarında 570, 590, 610 ve 630 °C'de vakum altında (10^{-6} torr) sentezlenmiştir. Geleneksel sinterleme ile karşılaştırıldığında daha yüksek ısıtma oranları ile birlikte işlem süresinde % 58 oranında azalma meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Hızlı ısıtma oranının tane sınırlarında homojen olmayan mikro yapıya neden olduğunu gözlemlemişlerdir. XRD analizi sonucunda difüzyon için yetersiz zaman nedeniyle intermetaliklerin olmadığı gözlemlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla birlikte, tüm numuneler süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme işlemine tabi tutulmuş, buna bağlı olarak daha yüksek yoğunlaşma ve büzölme gözlemlediklerini bildirmişlerdir. T6 temper altında yaşlandırma sertleştirme işleminin sinterlenmiş numunelere kıyasla süneklikte ciddi bir azalma ile gerilme mukavemetini ise % 136 artırdığı tespit edilmiştir.

Karakoç, Karabulut, Çalın, Kırmızı ve Çıtak (2015), toz metalurjisi yöntemi ile üretilen AA6061 alüminyum matrisli % 15 B₄C parçacık takviyeli levhasal kompozit malzemelere T6 yaşlandırma ısıt işleminin etkilerini araştırmışlardır. Farklı sürelerde yapılan T6 yaşlandırma ısıt işlemine tabi tutulan numunelerin 4 saat sonunda en yüksek sertlik seviyesine ulaştığı görölmüştür. 4. saatten sonra artan zamana bağlı olarak metal matrisli kompozit malzemenin sertlik değerinin de düzenli olarak azaldığını tespit etmişlerdir. En düşük sertlik değerinin 12. saat sonunda elde edildiğini bildirmişlerdir.



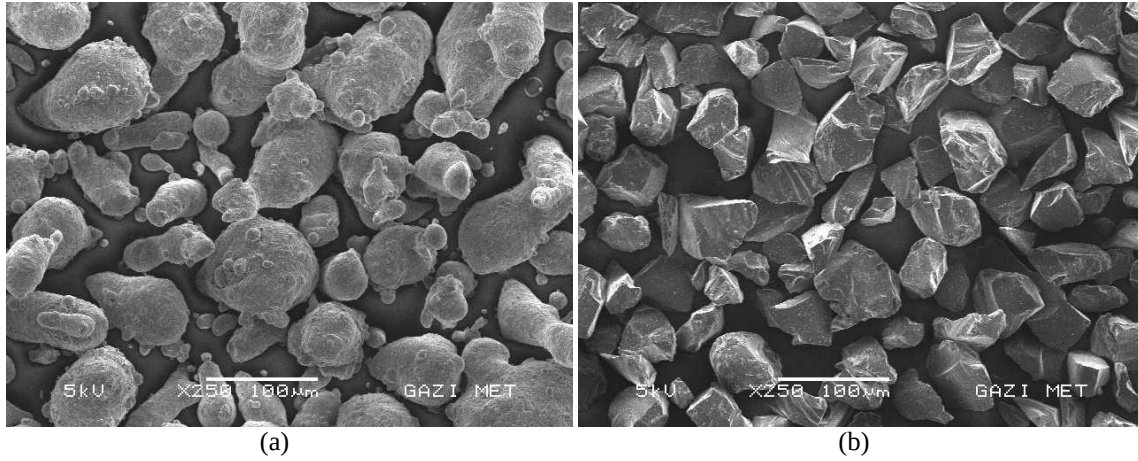
8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

8.1. Malzeme

Yapılan deneysel çalışmalarda matris malzemesi olarak gaz atomizasyon metoduyla üretilmiş 170 μm altı yağlayıcı Al6061 metal tozları ($D_{50}=72,7 \mu\text{m}$) ile takviye malzemesi olarak ise % 99,9 saflıkta 100 μm altı B_4C seramik tozları ($D_{50}=50 \mu\text{m}$) kullanılmıştır. Matris malzemesi olarak kullanılan Al6061 tozları “Beijing Xing Rong Yuan Technology Company, China” firmasından tedarik edilmiş olup kimyasal kompozisyonu Çizelge 8.1’de verilmiştir. Resim 8.1’de yer alan SEM görüntülerinde Al6061 parçacıkların farklı boyutlarda küresele yakın yumrular şeklinde, B_4C parçacıklarının ise keskin köşeli olduğu görülmektedir.

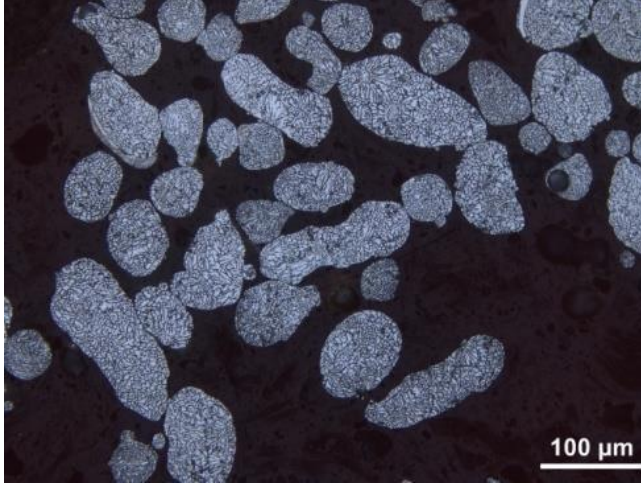
Çizelge 8.1. Al6061 kimyasal kompozisyonu

Element	Al	Mg	Zn	Cu	Si	Mn	Ti	Fe	Cr
Analiz (%)	Kalan	0,8-1,2	0,25	0,15-0,40	0,6-1,0	0,2-0,8	0,1	0,5	0,1



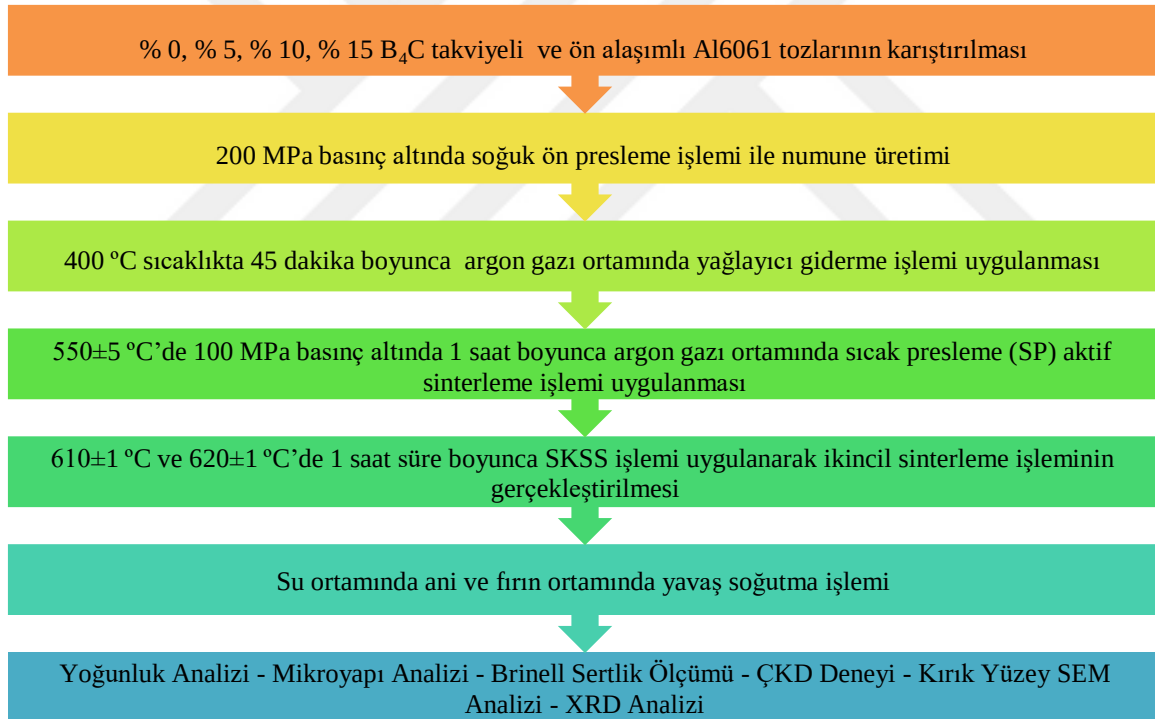
Resim 8.1. (a) Al6061 ve (b) B_4C tozlarına ait SEM görüntüleri

Resim 8.2’de işlem görmeyen başlangıç Al6061 tozlarının Keller çözeltisi ile dağlama sonrası optik mikroskop görüntüsü verilmiştir. Parçacıkların mikroyapısında mikro gözenekler ve birkaç mikronluk α -Al dentritleri arasında segrege olan alaşım elementlerinin (Mg, Si, Cu, Fe) oluşturduğu çökelmiş intermetalik fazlar görülmekte olup bu oluşumların atomizasyon sırasında hızlı soğuma ile oluşan $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$, $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ veya Al_5FeSi grubu intermetalik fazlar olduğu düşünülmektedir [81, 82].



Resim 8.2. Al6061 parçacıkların başlangıç mikroyapısı

8.2. Metod



Şekil 8.1. Deneysel metod akış şeması

Ön alaşımlı Al6061 tozu ve B₄C seramik takviyelerinin parçacık boyut ölçümleri Malvern Instruments marka Mastersizer 3000 model lazer parçacık ölçüm cihazı ile yapılmıştır. Hassas terazi kullanılarak hazırlanan ağırlıkça % 5, % 10 ve % 15 B₄C takviyeli ön alaşımlı Al6061 toz karışımları 45 dakika süre ile üç boyutlu turbula cihazında karıştırma işlemine tabi tutulmuştur (Resim 8.3).



Resim 8.3. Üç boyutlu turbulo cihazı

Karışım tozlar özel toz şarj hunisi yardımı ile kalıp boşluğuna aktarılmıştır. Oda sıcaklığında 200 MPa basınç altında tek yönlü ön presleme basıncı uygulanarak 40 mm x 60 mm x 7 mm boyutlarında, dikdörtgen prizma şeklinde T/M ve MMK_p numuneleri üretilmiştir. Numunelere B₄C takviye oranlarına bağlı olarak; takviyesiz Al6061 malzeme için T/M ve ağırlıkça % 5, % 10 ve % 15 B₄C içeren kompozit numuneler için sırası ile 5, 10 ve 15 sayıları kodlanmıştır. Üretilen numunelere Protherm marka atmosfer kontrollü yatay tüp fırınında argon gazı ortamında 400 °C sıcaklıkta 45 dakika boyunca bekletilerek yağlayıcı giderme işlemi uygulanmıştır. Ardından 550±5 °C sıcaklıkta 100 MPa basınç altında 1 saat boyunca argon atmosferi altında sıcak presleme (SP) aktif sinterleme işlemi uygulanarak MMK_p malzemeler üretilmiştir. Toz metal ve MMK_p numuneler Mitsubishi Electric marka CNC tel erozyon cihazında 13 mm x 31 mm x 7 mm ve 13 mm x 9 mm x 7 mm boyutlarında olacak şekilde kesilerek test blok numuneleri elde edilmiştir. Elde edilen numunelerden ölçüleri 13 mm x 9 mm x 7 mm olan numuneler kullanılarak Protherm marka düşey tüp fırınında 610±1 °C ve 620±1 °C’de 1 saat süre boyunca SKSS işlemi uygulanması ile ikincil sinterleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Devamında numunelere su ve fırın ortamında soğutma işlemleri uygulanmıştır. İkincil sinterleme işlemi gören numunelerin yoğunluk ölçümleri Arşimet prensibine göre çalışan, 0,1 mg hassasiyette ve üzerinde yoğunluk kiti bulunan Sartorius marka dijital terazide yapılmıştır. Metalografik muayene çalışmalarının tümü Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümüne ait Metalografi Laboratuvarı’nda tamamlanmıştır. Sıcak bakalite alınan numunelerin yüzeylerine sıra ile 120-320-600-1200 mesh’lik SiC zımpara kağıtları ile zımparalama ve sonrasında sıra ile 6, 3 ve 1 µm elmas solüsyon kullanılarak parlatma işlemi yapılmıştır. Numunelerin sertlik değerlerinin ölçümü Emcotest DuraVision 200 model Brinell sertlik ölçüm cihazında 31,25 kgf yük altında 2,5 mm çapında tungsten bilya uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ölçüm değerlerinin güvenilirliği açısından en az üç noktadan ölçüm alınmış olup sonrasında aritmetik ortalamaları hesaplanarak sertlik değerleri belirlenmiştir. Çapraz kırılma dayanım (ÇKD) deneyi için tel erozyon yöntemi

ile kesilen T/M ve MMK_p numunelerin yüzeyleri, 600 mesh'lik SiC zımpara kâğıtları ile zımparalanarak yüzey hataları giderilmiştir. Hazırlanan numuneler Instron marka, maksimum 50 kN kapasiteli, çekme ve eğme testi yapabilen bilgisayar kontrollü cihazda, ASTM B 312 standardına uygun deney düzeneği ve aynı standarda uygun ölçülerdeki numuneler kullanılarak yapılmıştır. ASTM B 528-16 standardı referans alınarak yükleme hızı ve maksimum yükleme miktarı belirlenerek ÇKD deneyleri uygulanmıştır. ÇKD deneyi sürecinde numunelerin eğilme şekil değiştirme miktarları dikkate alınarak süneklikleri belirlenmiştir. ÇKD deneyi sonrasında numunelerin kırık yüzey analizi taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. SKSS işlemi uygulanan numunelere X-ışınları difraktometresi (XRD) yöntemi uygulanarak faz analiz tespiti yapılmıştır. Yapılan karakterizasyon çalışmalarının tümü Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümüne ait olan Mekanik Test Laboratuvarı'nda tamamlanmıştır. 610 °C ve 620 °C sıcaklıklarında SKSS işlemi sonrası su ortamında ani soğutulan numune grubuna 610S ve 620S; fırın ortamında soğutulan numune grubuna ise 610F ve 620F şeklinde kodlama uygulanmıştır.

8.3. Uygulanan Prosesler

8.3.1. Sıcak presleme

Homojen bir şekilde karışım işlemi tamamlanmış olan ağırlıkça % 0, % 5, % 10 ve % 15 B₄C takviyeli ön alaşımlı Al6061 toz karışımları ayrı ayrı paketlenmiştir (Resim 8.4.a). Numunelerin zarar görmeden kalıptan rahat bir şekilde çıkmasını sağlamak amacıyla karışım tozlar kalıp boşluğuna aktarılmadan önce ince bir tabaka halinde kalıp çeperleri ve zımba çevresine çinko streat yağlayıcı sürülmüştür (Resim 8.4.b).



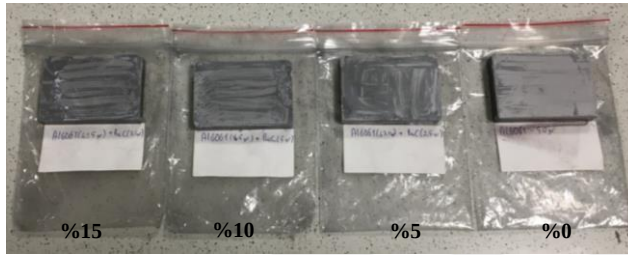
(a)



(b)

Resim 8.4. (a) Paketlenen B₄C - Al6061 toz karışımları, (b) Pres işleminde kullanılan zımba ve kalıp

Karışım tozlar özel toz şarj hunisi yardımı ile kalıp boşluğuna homojen bir şekilde serilmiştir. Oda sıcaklığında 200 MPa basınç altında tek yönlü ön presleme basıncı uygulanarak 40 mm x 60 mm x 7 mm boyutlarında, dikdörtgen prizma şeklinde toz T/M ve MMK_p numuneleri üretilmiştir (Şekil 8.5.a). Presleme işlemi sonrası numuneler kalıptan titizlikle çıkartılmış olup B₄C takviye oranlarına bağlı olarak sırası ile 0, 5, 10 ve 15 sayıları ile kodlanmıştır. Numuneler fırına yerleştirildikten sonra hazne, argon gazı ile süpürülerek inert bir ortam sağlanmıştır. 400°C sıcaklıkta 45 dakika boyunca yağlayıcı giderme işlemi uygulanan numuneler fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar soğuması için beklemeye bırakılmıştır (Şekil 8.5.b).



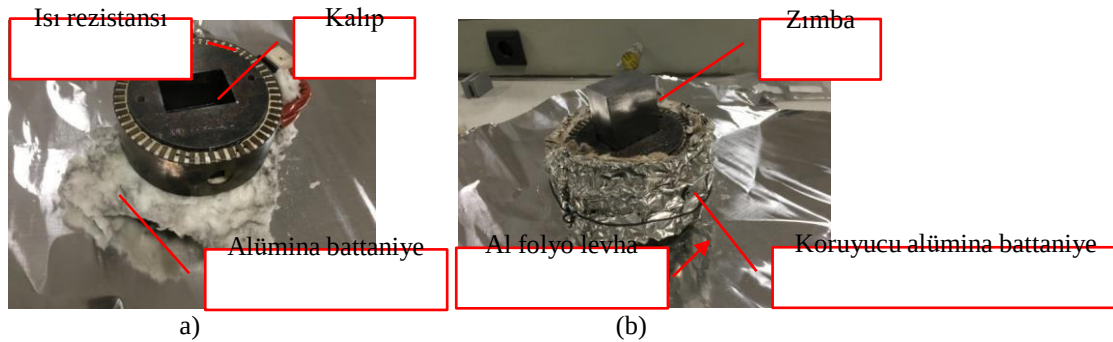
(a)



(b)

Resim 8.5. (a) Üretilen Al6061-B₄C içeren MMK_p ve T/M numuneleri, (b) Protherm marka atmosfer kontrollü yatay tüp fırın

Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi için deney kalıp düzeneği Resim 8.6'da verilmiş olup alüminyum folyo levha üzerine sırası ile koruyucu altlık, refrakter tabaka, alümina battaniye ve sonrasında kalıp yerleştirilmiştir. Kalıp çevresine ısı rezistansı ve koruyucu alümina battaniye monte edilerek tel yardımı ile sabitlenmiştir.



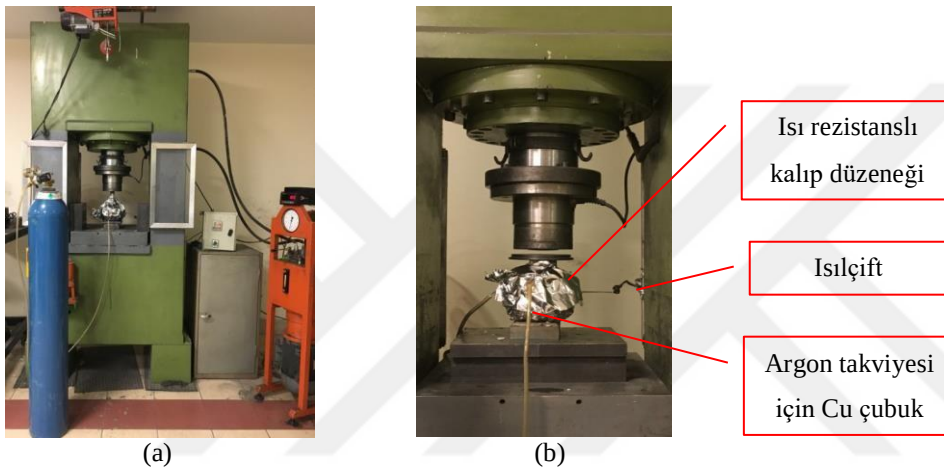
a)

b)

Resim 8.6. (a) Numune yerleştirilmeden önce, (b) Numune yerleştirildikten sonra ısı rezistanslı kalıp düzeneği

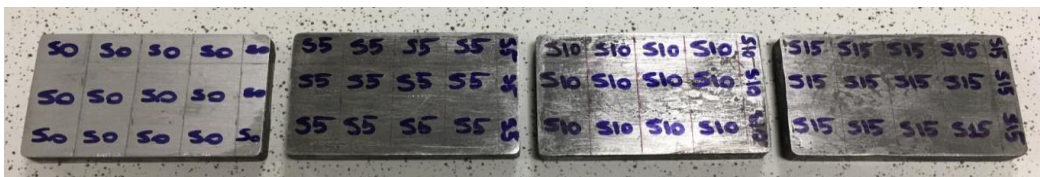
Numunelerin zarar görmeden kalıptan rahat bir şekilde çıkmasını sağlamak amacıyla kalıp çeperleri ve zımba çevresine ince bir tabaka halinde molibdendisülfat yağlayıcı sürülmüştür. Numune ve zımba yerleştirildikten sonra alüminyum folyo levha katlanarak

kapatılmıştır. Düzeneğin üst kısmına preslemeyi kolaylaştırmak ve homojen yük dağılımı sağlamak amacı ile geniş çaplı levha şeklinde bir zımba yerleştirilmiştir. Isılçift, ısı rezistans kablosu ve argon takviyesi için Cu çubuk yerleştirmek amacıyla düzenek çevresine çeşitli bölgeler açılmış ve sabitlenmiştir (Resim 8.7.b). Bu bölgelerden oluşabilecek olası gaz sızıntısını önlemek amacı ile alüminyum bant yapıştırılmış ve sıcak silikon uygulanarak desteklenmiştir. Sıcaklık 550 °C sıcaklığa ulaştığı anda 100 MPa basınç uygulanarak basınç altında 1 saat boyunca argon atmosferi altında sıcak presleme (SP) aktif sinterleme işlemi uygulanmıştır (Resim 8.7.a).



Resim 8.7. (a) Sıcak pres işlemi genel görünüm, (b) detay görünüm

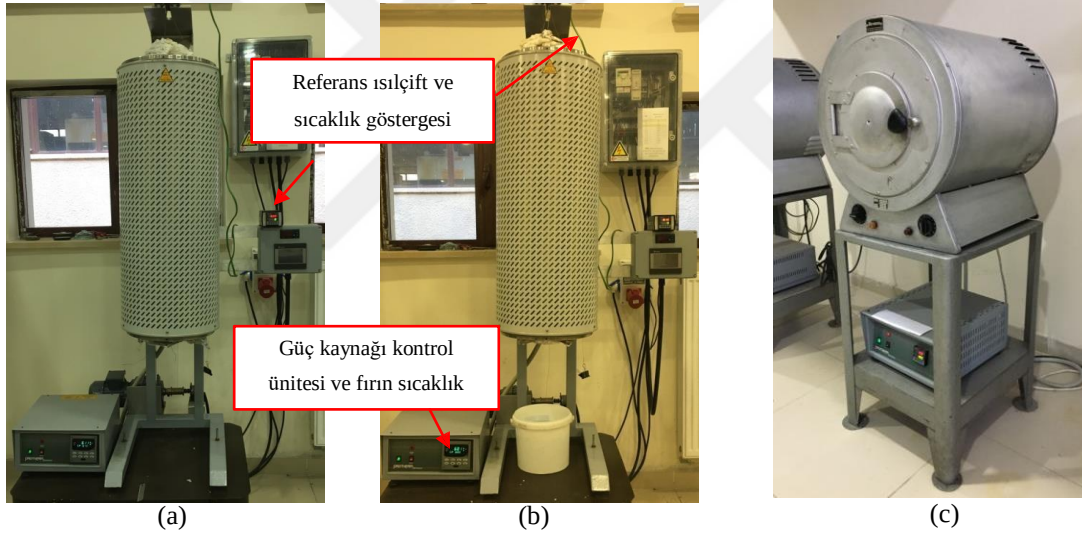
Sıcak pres işlemi uygulanmış olan T/M ve MMK_p numunelerin kenarlarında oluşan çapak oluşumlarının giderilmesi amacıyla tesviye işlemi yapılmış olup yüzeylerde bulunan molibdendisülfat yağlayıcı kalıntıların giderilmesi amacıyla 120 mesh'lik SiC zımpara kağıdı ile manuel zımparalama işlemi uygulanmıştır. SKSS işleminden önce T/M ve MMK_p numuneler, karakterizasyon incelemelerinde kullanılmak üzere CNC tel erozyon cihazında 13 mm x 31 mm x 7 mm ve 13 mm x 9 mm x 7 mm boyutlarında olacak şekilde kesilmiştir. Numunelere, kesim esnasında kolaylık sağlanabilmesi açısından referans çizgiler çizilmiş olup ağırlıkça % B₄C takviye oranlarına göre S0-S5-S10-S15 şeklinde markalama işlemi uygulanmıştır (Resim 8.8).



Resim 8.8. Markalama işlemi tamamlanmış T/M ve MMK_p numuneler

8.3.2. 610 ± 1 °C ve 620 ± 1 °C Süperkatı üzeri sıvı faz sinterleme

SKSS işlemi uygulanacak olan T/M ve MMK_p malzemeler 2 farklı tel kafes içerisine her birinde 0-5-10-15 nolu numunelerden birer adet olacak şekilde yerleştirilmiştir. Tel kafesler ısılıçift ile birlikte düşey tüp fırın içerisine ısının homojen dağılması açısından dengeli bir şekilde yerleştirilmiştir. Fırın sıcaklık göstergesi ve referans ısılıçift göstergesinin kademeli bir şekilde ısı artışı sağlanarak paralel gitmesi ile birlikte sıcaklığın dengeli bir şekilde artması sağlanmıştır. 610 ± 1 °C ve 620 ± 1 °C olacak şekilde ayrı olarak 2 kez işlem yapılmış olup belirtilen sıcaklık değerlerine ulaştığı andan itibaren 1 saat süre boyunca SKSS işlemi uygulanarak ikincil sinterleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Devamında numunelere su ve fırın ortamında soğutma işlemleri uygulanmış olup kullanılan düşey tüp fırına ait görüntüler Resim 8.9. a-b’de verilmiştir.



Resim 8.9. (a) SKSS işlemi sonrası fırında yavaş soğutma, (b) suda hızlı soğutma işlemi, (c) Protherm marka yatay tip meneviş fırını

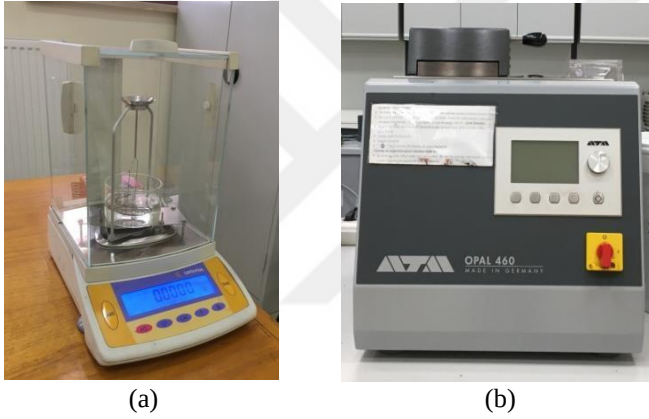
8.3.3. T6 ısıt işlem

610 ± 1 °C’de SKSS işlemi sonrası suda ani soğutma işlemi uygulanan numunelere 180 ± 1 °C’de sırası ile 3-6-9-12 saat periyotları ile T6 ısıt işlemi uygulanmıştır. İşlem Protherm marka yatay tip meneviş fırınında gerçekleştirilmiştir (Resim 8.9.c).

8.4. T/M ve MMK_p Malzemelerin Karakterizasyonu

8.4.1. Yoğunluk ölçümü

T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçümleri Arşimet prensibine göre çalışan, 0,1 mg hassasiyette ve üzerinde yoğunluk kiti bulunan Sartorius marka dijital terazide yapılmıştır (Resim 8.10.a). Yoğunluk ölçümü için öncelikle numunenin havadaki kuru ağırlığı (W) ölçülmüş sonrasında numune kuru ağırlık tartım haznesinde iken darası alınmıştır. Numunenin yaş ağırlığının ölçülmesi amacıyla içerisinde 2/3 oranında saf su bulunan beher içerisine bırakılarak yaş ağırlık (G) ölçümü tamamlanmıştır. Kuru ağırlık ölçümünün yaş ağırlık ölçümüne oranlanmasıyla % bağıl yoğunluk değeri hesaplanmıştır.



Resim 8.10. (a) Sartorius marka dijital hassas terazi, (b) OPAL 460 Sıcak bakalit cihazı

8.4.2. Metalografik muayene ve mikroyapı analizi

Metalografik muayene inceleme çalışmalarında öncelikle numunelere OPAL 460 Sıcak Bakalite Cihazı'nda bakalite alma işlemi uygulanmıştır (Resim 8.10.b). Cihazın tablasına 4'lü gruplar halinde numuneler yerleştirilerek üzeri belirlenen ölçekte bakalite tozu ile kapatılmıştır. Numune üst yüzeyleri homojen şekilde bakalite tozu ile kaplandıktan sonra cihaz 10 dakika sıcak pres ve 5 dakika soğutma işlemi yapacak şekilde ayarlanarak işlem başlatılmıştır. Ayarlanan süre sonunda numuneler bakalite içerisinde metalografik inceleme için hazır olarak alınmıştır. Numunelerin mikroyapı incelemeleri için gerekli olan yüzey zımparalama ve parlatma ön hazırlıkları ATM Saphir 520 Tek Tablalı Otomatik Zımparalama ve Parlatma Cihazında yapılmıştır (Resim 8.11.a). Numune yüzeylerine öncelikle sıra ile 120-320-600-1200 mesh'lik SiC zımpara kağıtları ile düşük basınç ve düşük devirde zımparalama işlemi uygulanmıştır. Ardından sıra ile 6, 3 ve 1 µm elmas

solüsyon kullanılarak her biri için eşdeğer keçeler kullanılarak yine düşük basınç ve düşük devirde parlatma işlemi uygulanmıştır. Parlatma işlemi sonrasında numune yüzeyleri yıkanarak alkol ile yüzey temizliği sağlanarak kurutulmuştur. Tamamlanan bu işlemlerin ardından numune yüzeylerine dağlama işlemi uygulama öncesinde Leica DMI 5000M markalı ters ışık mikroskopuyla mikroyapı görüntüleri alınmıştır (Resim 8.11.b). Mikroyapı ve gözenek dağılımları incelendikten sonra tane sınırları ve fazların yapısını daha net görebilmek adına % 0,5 HF ve % 0,95 H₂O ile hazırlanan dağlama çözeltisi kullanılarak dağlama işlemi uygulanmıştır. Numune yüzeylerine 10 saniye dağlama çözeltisi uygulandıktan sonra alkol ile yüzey temizliği sağlanmış ve kurutulmuştur. Dağlama işlemine tabi tutulan tüm numunelerin mikroyapı görüntüleri Leica DMI 5000M markalı ters ışık mikroskopuyla alınmıştır.



(a)

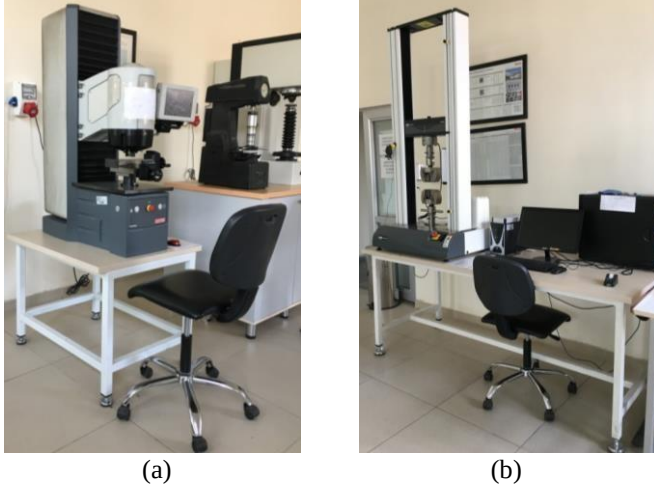


(b)

Resim 8.11. (a) ATM Saphir 520 tek tablalı otomatik zımparalama ve parlatma cihazı, (b) Leica DMI 5000M ters mikroskop

8.4.3. Sertlik ölçümü

T/M ve MMK_p numunelerinin sertlik ölçüm değerleri alınmadan önce sağlıklı ölçüm verileri elde edebilmek amacıyla yüzeyleri 600 mesh'lik SiC zımpara kağıtları ile zımparalanarak yüzey hataları giderilmiştir. Numunelerde temiz bir yüzey elde edildikten sonra Emcotest DuraVision 200 model Brinell sertlik ölçüm cihazında 31,25 kgf yük altında 2,5 mm çapında tungsten bilya uç kullanılarak Brinell sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir (Resim 8.12.a). Ölçüm değerlerinin güvenilirliği açısından en az üç noktadan ölçüm alınmış olup sonrasında aritmetik ortalamaları hesaplanarak sertlik değerleri belirlenmiştir.



Resim 8.12. (a) Emcotest DuraVision 200 model Brinell sertlik ölçüm cihazı, (b) 5 kN kapasiteli Instron marka çekme ve eğme test cihazı

8.4.4. Çapraz kırılma dayanım testi

T/M ve MMK_p numunelerinin test öncesinde yüzeyleri 600 mesh'lik SiC zımpara kağıtları ile zımparalanarak yüzey hataları giderilmiştir. Yüzeyleri hazırlanan numunelere Instron marka çekme ve eğme testi yapabilen bilgisayar kontrollü cihazda ÇKD deneyi uygulanmıştır (Resim 8.12.b). Deney düzeneği ve kullanılan numuneler ASTM B 312 standardına uygun bir şekilde hazırlanmış olup yükleme hızı ve maksimum yükleme miktarı ASTM B 528-16 standardı referans alınarak belirlenmiştir. ÇKD deney sürecinde numunelerin eğilme şekil değiştirme miktarları dikkate alınarak süneklikleri belirlenmiştir. Numunelerin çapraz kırılma dayanımları "Eş. 8.1" ve ÇKD % süneklik değerleri "Eş. 8.2" de yer alan formüller ile hesaplanmıştır.

$$\text{ÇKD} = \frac{3 \cdot P \cdot L}{L^3} \text{ (MPa)} \quad (8.1.)$$

$$\% \text{ Süneklik} = \frac{P}{4 \cdot Y \cdot t^3 \cdot W} \quad (8.2.)$$

2.t².W

4.Y.t³.W

P: Deney parçasının kırıldığı andaki yük (N)

W: Deney parçasının genişliği (12,6±0,13 mm)

L: Destekler arası uzaklık (25,4±0,3 mm)

Y: Eğilme şekil değişim miktarı (mm)

t: Deney parçasının kalınlığı (7,4±0,13 mm)

ÇKD: Çapraz kırılma dayanımı (MPa)

8.4.5. Kırık yüzey SEM incelemeleri

ÇKD deneyi uygulanan T/M ve MMK_p numunelerin kırık yüzeyleri, Jeol 6064 LV marka 0,5-30 kV ve 15X-100 000X büyütme yapabilen SEM ile analiz edilmiştir.

8.4.6. XRD faz analizi

SEM incelemeleri tamamlanan numunelerden 610S-0 ve 620S-15 kodlu numuneler, öncelikle keski yardımıyla 1 cm'lik boyutlara indirgenmiştir. Ardından seramik havan içerisinde manuel bir şekilde dövme işlemi uygulanarak toz haline getirilmiştir. Toz haline getirilen numunelere faz analizi tespiti yapılabilmesi adına X-ışınları difraktometresi (XRD) yöntemi uygulanmıştır.

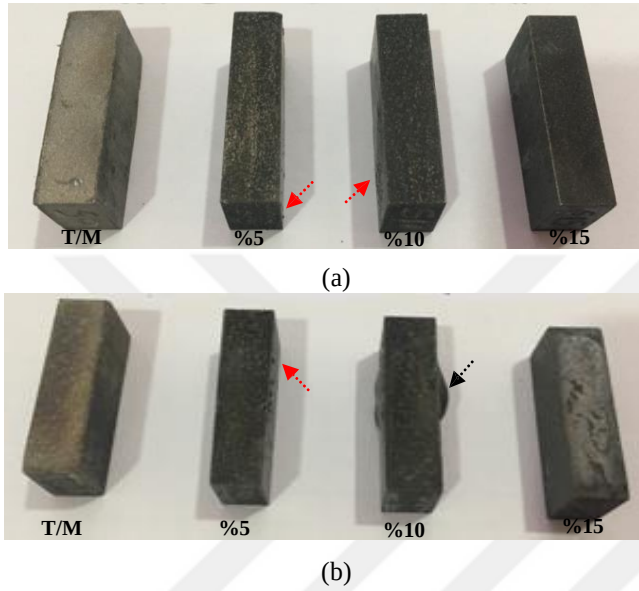




9. DENEYSEL BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

9.1. T/M ve MMK_p Numunelerin Makro Görünümleri

9.1.1. 610 °C’de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p numunelerin makro görünüşleri

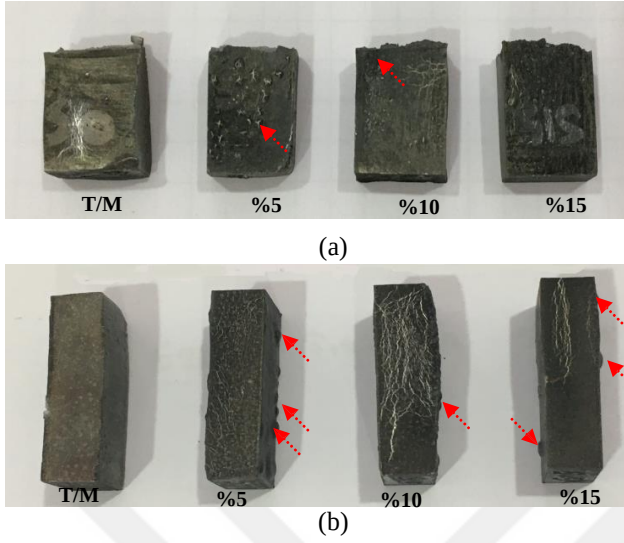


Resim 9.1. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda (a) ve fırında (b) soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin makro görüntüleri

Çizelge 9.1. 610 °C SKSS işlemi sonrası numunelerin değerlendirilmesi

Numune Kodu	Değerlendirme
610-S0	Metalik renk. Geniş yüzeylerde 1mm civarında küçük kabarcıklar ve numunede hafif deformasyon gözlenmiştir.
610-S5	Koyu gri – siyah renk. Milimetre altı bir geniş yüzeyde çok az kabarcıklar mevcuttur.
610-S10	Koyu gri – siyah renk. Her iki geniş yüzeyden birinde ~3-4 mm belirgin kabarcık çıkıntısı, diğer yüzeyde geniş bir alana yayılmış geniş çaplı bir kabarcık mevcuttur.
610-S15	Koyu gri – siyah renk. Bir yüzeyde mm altı küçük birkaç kabarcık mevcuttur.
610-F0	Metalik renk. Geniş yüzeyde önemsiz kabarcık gözlenmiştir.
610-F5	Siyah renk. Bir yüzeyde mm altı birkaç kabarcık mevcuttur.
610-F10	Siyah renk. Geniş yüzeylerde iri ~6-7 mm yükseltisi fazla kabarcık gözlenmiştir.
610-F15	Siyah renk. Herhangi bir kabarcık gözlenmemiştir.

9.1.2. 620 °C'de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p numunelerin makro görüntüleri



Resim 9.2. 620 °C'de SKSS işlemi sonrası suda (a) ve fırında (b) soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin makro görüntüleri

Çizelge 9.2. 620 °C SKSS işlemi sonrası numunelerin değerlendirilmesi

Numune Kodu	Değerlendirme
620-S0	Metalik renk. Geniş yüzeyin birinde ~3-4 mm belirgin kabarcık çıkıntısı gözlenmiştir.
620-S5	Koyu gri – siyah renk. Geniş yüzeyde 1 mm civarında küçük kabarcıklar mevcuttur.
620-S10	Koyu gri – siyah renk. Geniş yüzeyde mm altı küçük birkaç kabarcık mevcuttur
620-S15	Koyu gri – siyah renk. Bir yüzeyde önemsiz kabarcık gözlenmiştir.
620-F0	Metalik renk. Deforme olmuş, bir geniş yüzeyde iri kabarcıklar mevcuttur.
620-F5	Siyah renk. Her iki yan yüzeyde iri kabarcıklar mevcuttur. Numunenin boyuna doğru kılcal çatlaklar gözlenmiştir.
620-F10	Siyah renk. Geniş yüzeylerde neredeyse yüzeyin tamamı boyunca kabarma, çarpılma; yan yüzeylerde ise numune boyuna doğru kılcal çatlaklar gözlenmiştir.
620-F15	Siyah renk. Geniş yüzeylerde birkaç mm'lik kabarcıklar mevcuttur. Kabarcıkların yaygın olduğu yan yüzeylerde boyuna kılcal çatlaklar gözlenmiştir.

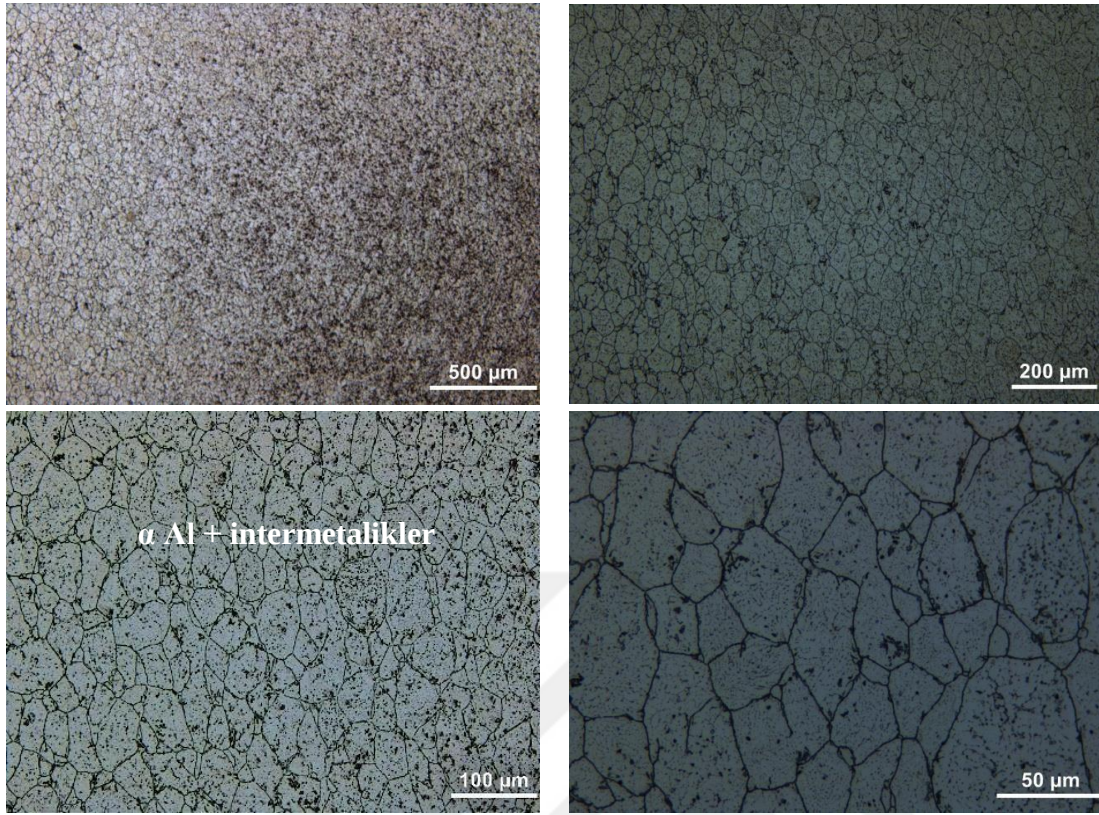
SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p numunelerine ait makro görüntüler Resim 9.1 ve Resim 9.2'de verilmiştir. Kırmızı oklar ile gösterilen bölgelerde SKSS işlemi ile oluşturulan sıvı fazın, kapiler kuvvet etkisi ile yüzeylere yayılması (kusması) sonucu oluşan katılaşmış küresel formda kabarcıklar gözlenmiştir. 610 °C ve 620 °C'lerde SKSS işlemi uygulanmasının ardından T/M ve MMK_p malzemelerin göz ile incelenmesi sonucu elde edilen bulgular Çizelge 9.1 ve Çizelge 9.2'de verilmiştir. Fırın ortamında soğuyan

numune grubunda azalan soğutma hızı ile birlikte kuma oranı ve kabarcık oranında artış gözlenmiştir. Bu durum 610F-10 nolu MMK_p malzemede ise yüzey altına toplanmış iri gaz kabarcıkları (siyah okla gösterilmiştir) şeklinde meydana gelmiş olup malzemenin genel biçimini bozacak ve hacimsel genişleme sebebiyle yoğunluğu düşürecek orandadır. Bu oluşumlar, numune yüzeyindeki yüksek yoğunluklu tabaka sebebiyle dış yüzeye yayınamayan sıvı faz ile birlikte boşluk yayılımı ve muhtemel oluşan gaz fazın yoğunlaştığı bölgeler olarak tanımlanabilir. Bununla birlikte, Padmavathi ve Upadhyaya (2011) ve German'nın (2013:377) belirttiği gibi, belirli bölgelerde aşırı oluşan sıvı faz numunenin genişlemesine ve/veya şeklinin bozulmasına sebep olduğu söylenebilir.

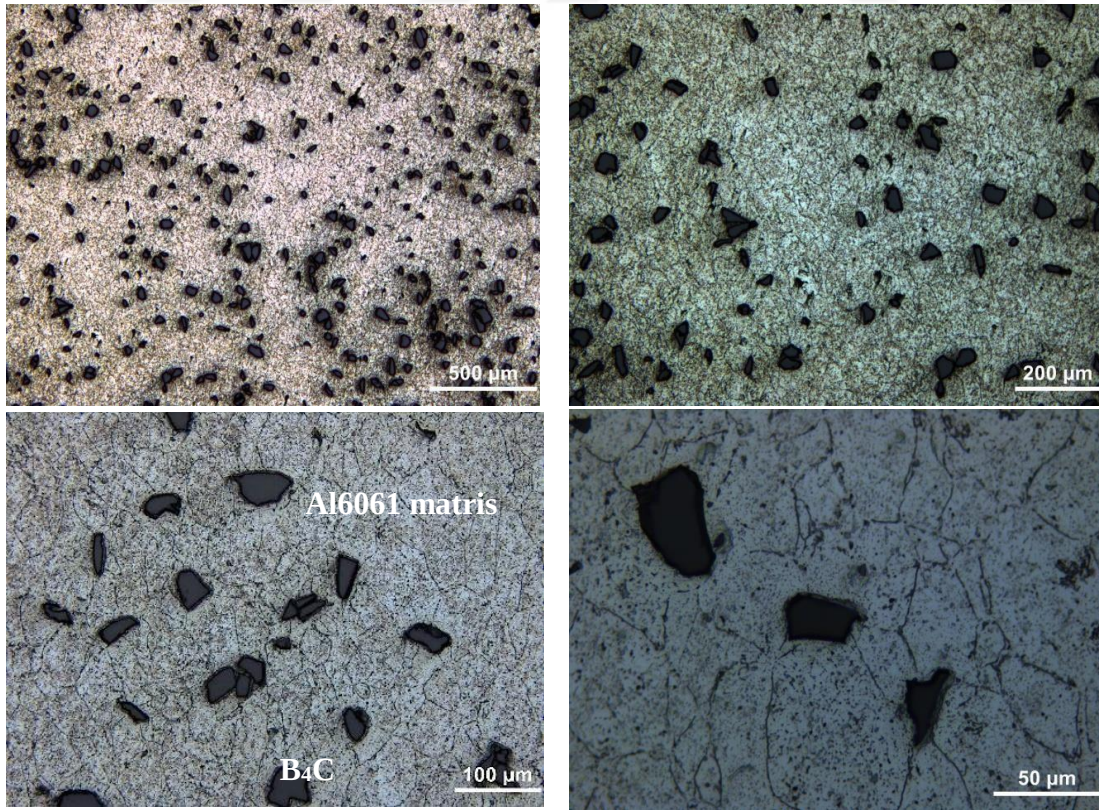
9.2. T/M ve MMK_p Numunelerin Mikroyapıları

9.2.1. SP aktif sinterleme işlemi sonrası T/M ve MMK_p numunelerin mikroyapıları

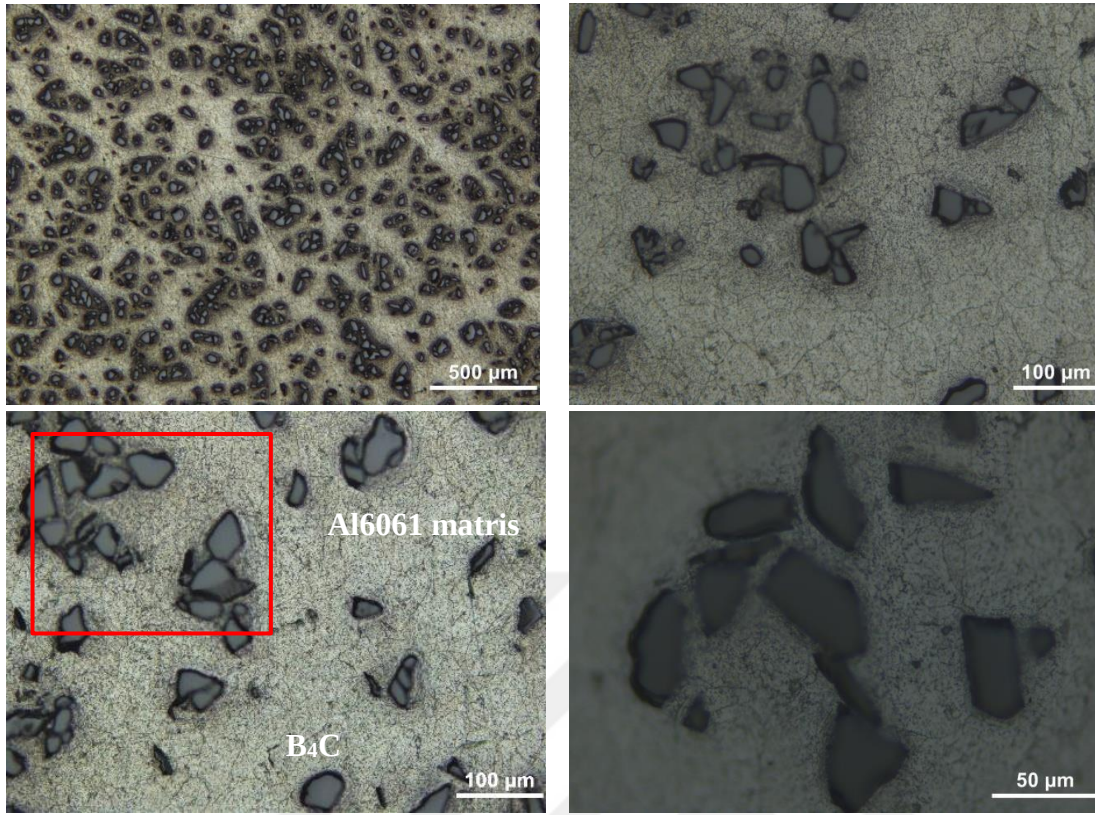
Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelere ait dağlama işlemi sonrası farklı büyütme oranlarındaki optik mikroskop mikroyapı görüntüleri Resim 9.3, 9.4, 9.5 ve 9.6'da verilmiştir. Resim 9.3'te T/M malzemenin mikroyapısında görülen, yer yer tane sınırlarında ve daha çok tane içlerindeki fazların, alaşımdaki elementlerin oluşturduğu Mg₂Si dışında Al₁₂Fe₃Si, Al₈Fe₂Si, Al₁₅Fe₃Si₂ veya Al₅FeSi gibi intermetalik bileşiklerden oluştuğu bilinmektedir [81, 82]. T/M ve MMK_p malzemelerin matris mikroyapılarında sinterleme sebepli belirgin gözenek oluşumuna rastlanmamıştır. B₄C takviye oranının artması ile birlikte seramik parçacıkların dağılımında topaklanmaların (aglomerasyon) meydana geldiği gözlenmiştir (Resim 9.5 ve 9.6). Bu durum sonucunda ise B₄C parçacık yoğunluğunun artış gösterdiği bölgelerde yer yer parçacıklar arası mikro boşlukların varlığı belirlenmiş olup Al6061+B₄C tozlarının karıştırma sürecindeki parametrelerin yeterince uygun olmadığı söylenebilir. Bununla birlikte, parçacık kümeleşmesine rağmen matris-parçacık arayüzeyi oluşacak yoğunlukta matris malzemesinin B₄C parçacıklarını çevrelediği görülmektedir (Resim 9.5 ve 9.6'da çerçeve içinde gösterilmiştir). Li ve diğerleri de (2015) Al6061/B₄C ile yapmış oldukları çalışmada sıcak pres işlemi sonrası kusursuz bir matris sağlandığını ve gözenek tespit edilmediğini bildirmişlerdir.



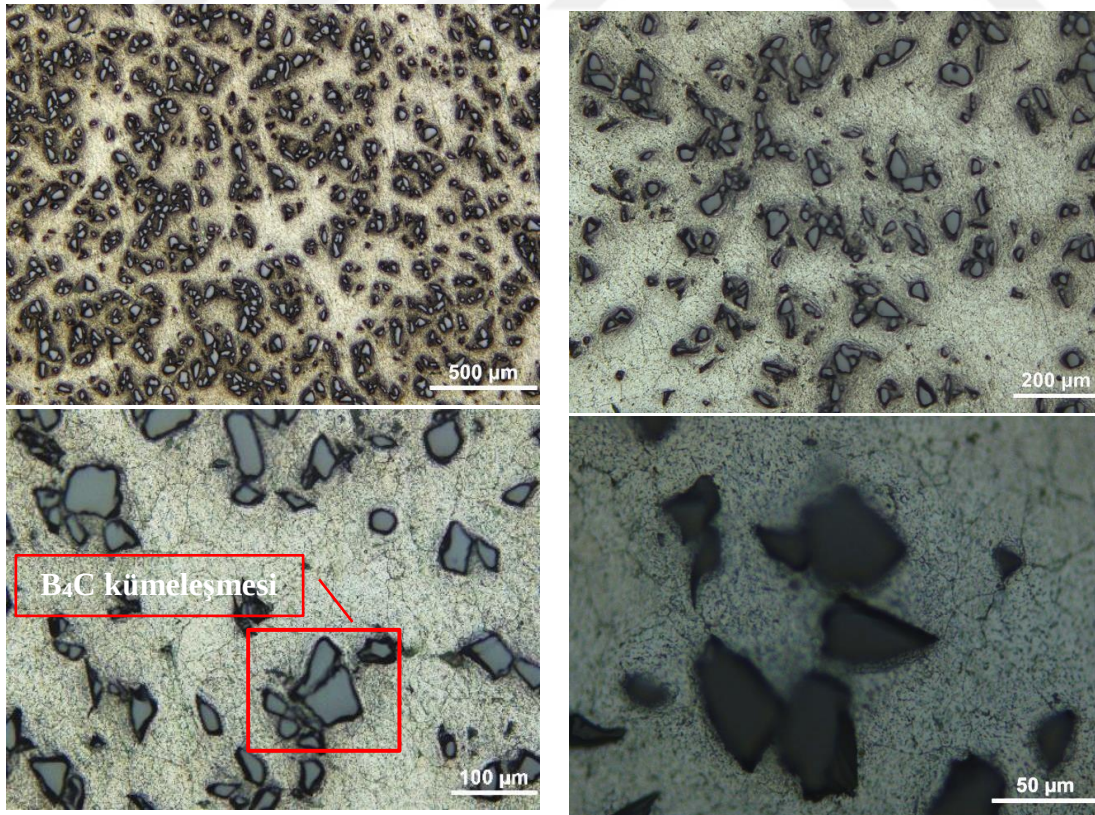
Resim 9.3. SP-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.4. SP-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.5. SP-10 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



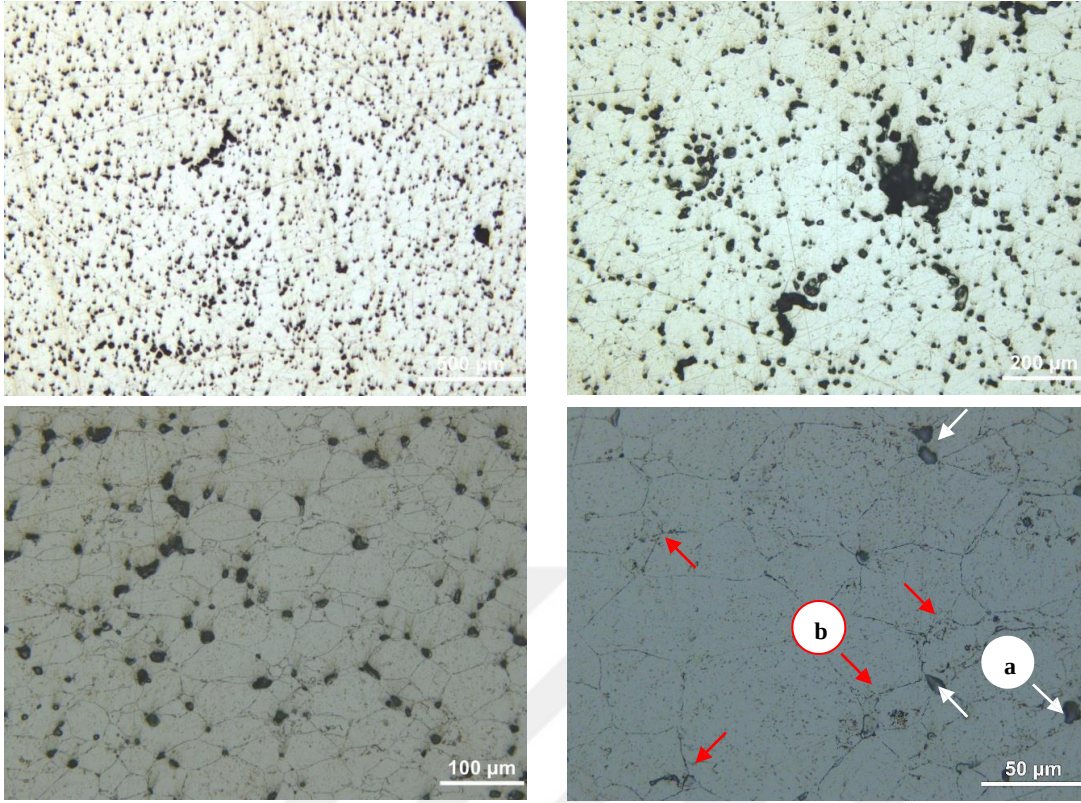
Resim 9.6. SP-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri

9.2.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin mikroyapıları

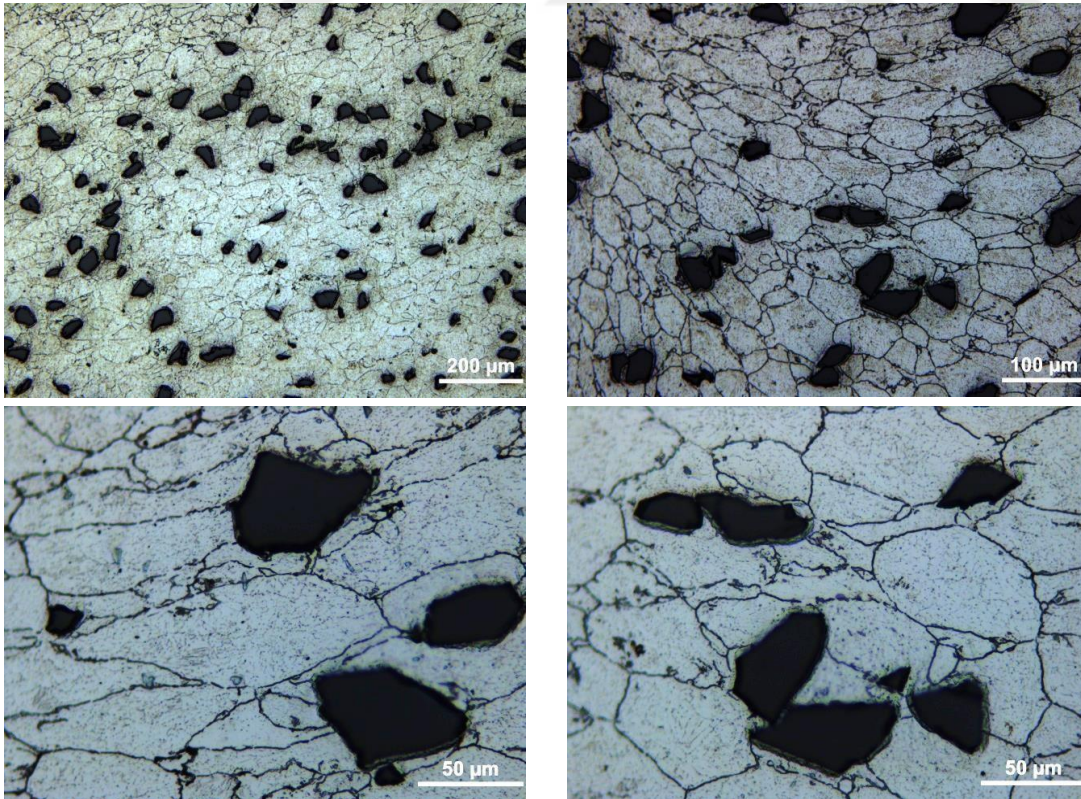
610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p malzemelere ait dağlama işlemi sonrası farklı büyütme oranlarındaki optik mikroskop mikroyapı görüntüleri Resim 9.7, 9.8, 9.9 ve 9.10’da verilmiştir. Dağlama işlemi, % 10 oranında B₄C içeren MMK_p malzemede Keller çözeltisi ile uygulanmış olup numune üzerinde aşırı deformasyona sebep olduğu için diğer T/M ve % 5, % 15 oranında B₄C içeren MMK_p malzemelerde % 0,5 HF ve % 0,95 H₂O ile hazırlanan dağlama çözeltisi kullanılmıştır. Mikroyapı görüntüleri üzerinde sıvı fazın olduğu bölgeler kırmızı oklar (b harfi ile belirtilmiştir), gözenek ve/veya mikro boşluk bulunan yerler ise beyaz oklar (a harfi ile belirtilmiştir) ile gösterilmiştir.

Al6061 alaşımı metal tozunun DTA analizinde ergime sıcaklığının 606 °C’de başlayıp, 648 °C’de tamamlandığı belirlenmiştir. Bu durumda, Al-Mg₂Si faz diyagramı kullanılarak alaşımın yaklaşık % 1,25 Mg₂Si intermetalığı içeren alaşım olduğu varsayıldığında, 610 °C’deki sinterlemede % 1,2; 620 °C’deki sinterlemede % 3 civarında sıvı faz oranı içerebileceği belirlenmiştir.

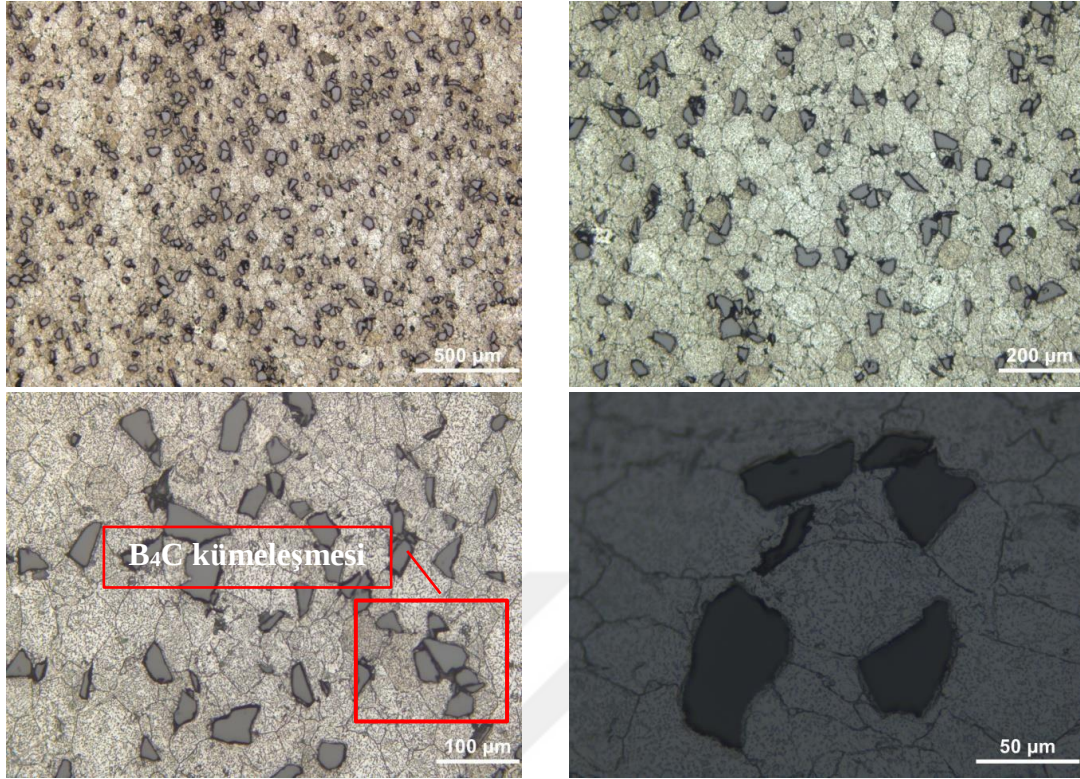
Sinterleme sonunda T/M malzemenin suda hızlı soğutulmasının mikroyapılardaki etkisi Resim 9.7’de gösterilmiş olup tane sınırlarıyla birlikte tane içlerinde de intermetalik fazları içeren sıvı faz oluşumları görülmektedir. Mikroyapıdan da anlaşıldığı kadarıyla sıvı faz oluşmuş bölgeler nicel olarak değerlendirildiğinde % 1 civarında olduğu söylenebilir. SKSS işleminde sıvı fazın oluşabileceği tane sınırları ve özellikle mikro segregasyonlar sebebiyle Mg-Si içeriği zengin ötektik sıvı içeren bölgelerdir. Zira bu alaşımda ötektik sıcaklık 595 °C’dir ve ilk sıvı oluşumu Mg₂Si’ce zengin bölgelerde meydana gelir. MMK_p malzemelerin mikroyapısında ise, artan takviye oranı ile birlikte parçacıklar arası mikro boşlukların da arttığı belirlenmiştir (Resim 9.9 ve 9.10). Ayrıca, B₄C oranındaki artışla matris tane sınırlarında belirgin oranda artan ve parçacıkların çevresinde yoğunlaşan dairesel formlu oluşumlar belirlenmiştir. Bu yapıların sıvı fazın katılaşması sürecinde oluşan ötektik öncesi katı alfa+intermetalik bileşim içeren karışım fazlar olduğu değerlendirilmiştir.



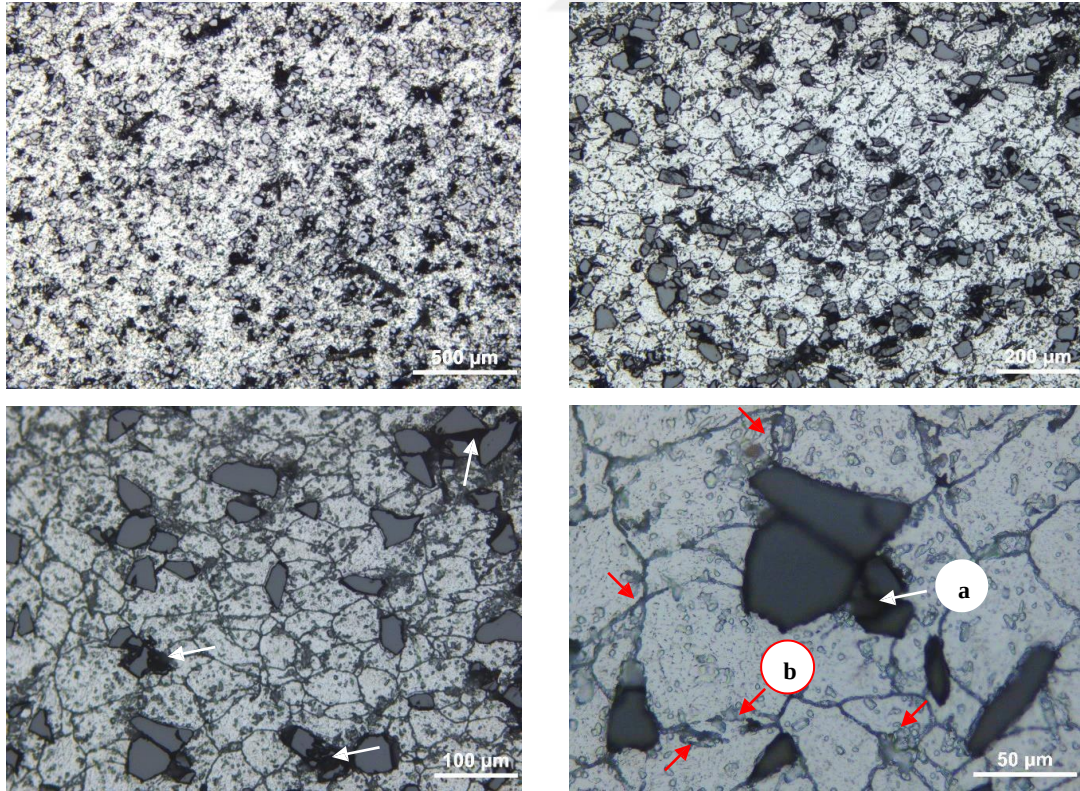
Resim 9.7. 610S-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.8. 610S-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.9. 610S-10 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



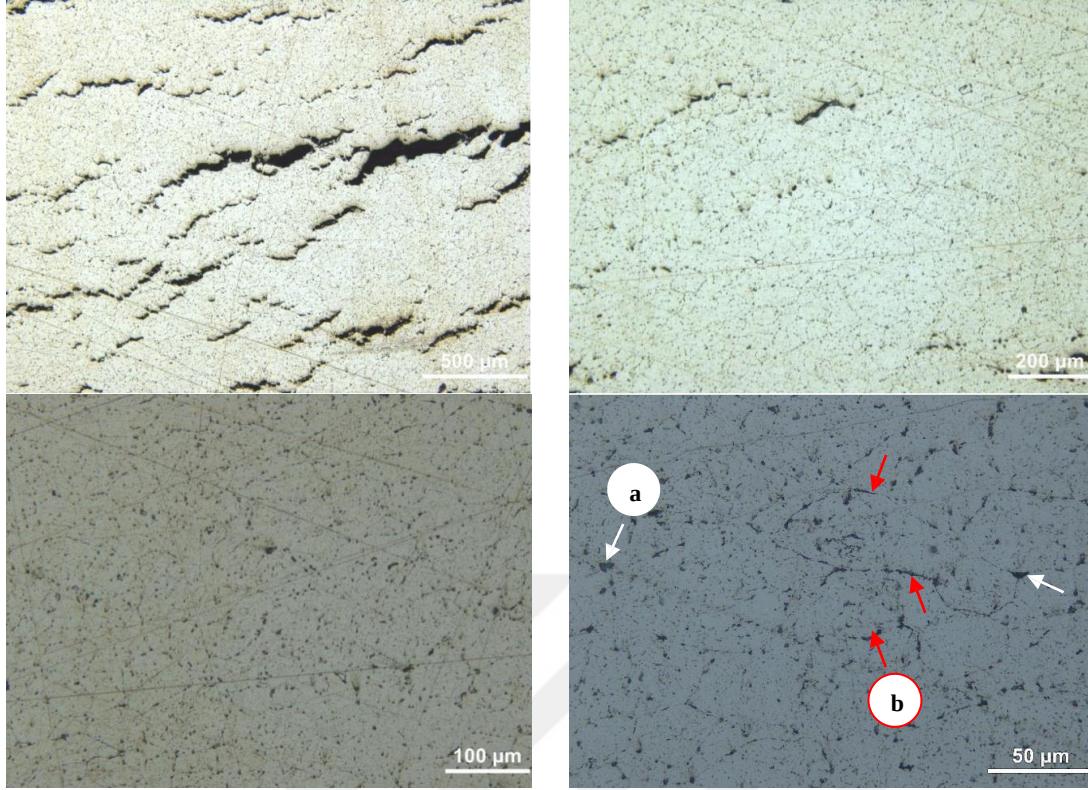
Resim 9.10. 610S-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri

9.2.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin mikroyapıları

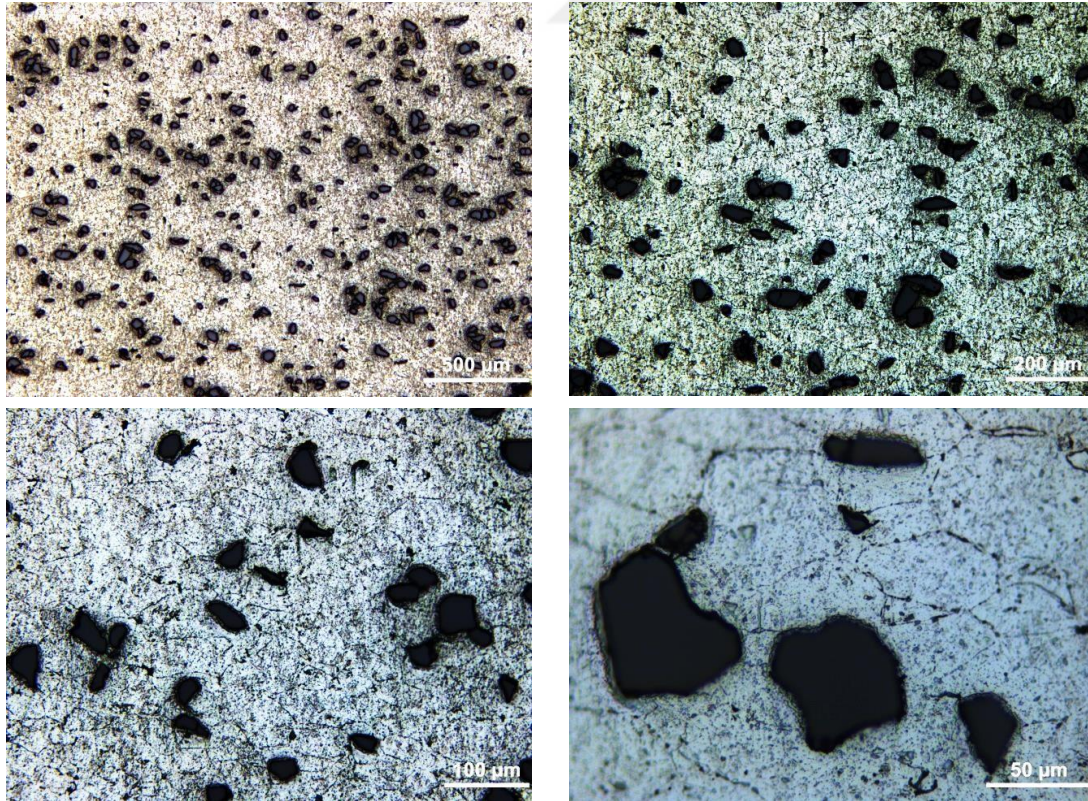
610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p malzemelere ait dağlama işlemi sonrası farklı büyütme oranlarındaki optik mikroskop mikroyapı görüntüleri Resim 9.11, 9.12, 9.13 ve 9.14’de verilmiştir. Mikroyapı görüntüleri üzerinde sıvı fazın olduğu bölgeler kırmızı oklar (b harfi ile belirtilmiştir), gözenek ve/veya mikro boşluk bulunan yerler ise beyaz oklar (a harfi ile belirtilmiştir) ile gösterilmiştir.

Sinterleme sonunda T/M malzemenin fırında yavaş soğutulmasının mikroyapılardaki etkisi Resim 9.11’de gösterilmiş olup özellikle taneler arası ötektik sıvının katılaşmasıyla oluşan intermetalik fazlar görülmektedir. Fırında soğuyan numunelerde düşük katılaşma hızında ötektik öncesi katı alfa ve çözeceği intermetalik bileşen (Mg_2Si) oranı da sıcaklık azaldıkça artacaktır. Son katılaşan ötektik karışımca zengin sıvı olacaktır. Bu bölgelerde intermetalik fazın yoğunlaşması da mümkün olabilecektir. Bu sürecin tersine denge şartları dışında hızlı soğuma ile sağlanan katılaşmada ise, daha ince yapıli intermetalik bileşimli dentritik yapılar meydana gelmiştir [83]. Ayrıca bu numunede, çevresinde ötektik katılaşma formu gösteren fazla orandaki iri gözeneklerin varlığı da dikkat çekicidir. Bu oluşumların ötektik sıvının meydana getirdiği rozet tipi boşluklar olduğu söylenebilir (Resim 9.14) [84, 85].

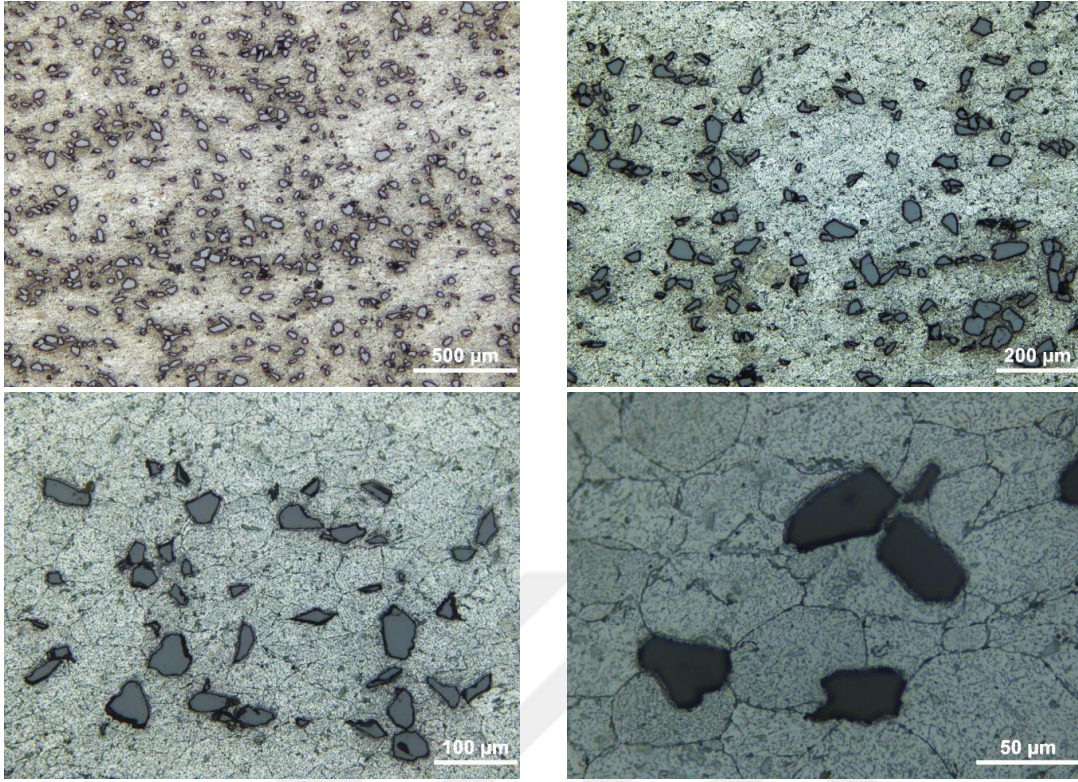
MMK_p malzemelerin mikroyapısında ise, artan takviye oranı ile birlikte parçacıklar arası mikro boşlukların da arttığı belirlenmiştir (Resim 9.14). Ayrıca, B₄C oranındaki artışla matris tane sınırlarında belirgin oranda artan ve parçacıkların çevresinde yoğunlaşan dairesel formlu oluşumlar belirlenmiştir. Bu yapıların sıvı fazın katılaşması sürecinde oluşan ötektik öncesi katı alfa+intermetalik bileşim içeren karışım fazlar olduğu değerlendirilmiştir. Artan B₄C oranıyla ve mikro boşluklarla birlikte MMK_p malzemenin ısıli iletkenliğinin de düşeceği bilinmektedir. Bu sebeple, MMK_p malzemelerde artan B₄C oranıyla birlikte azalan soğuma hızının oluşan sıvı faz ve katılaşma sürecini etkileyebileceği göz ardı edilmemelidir.



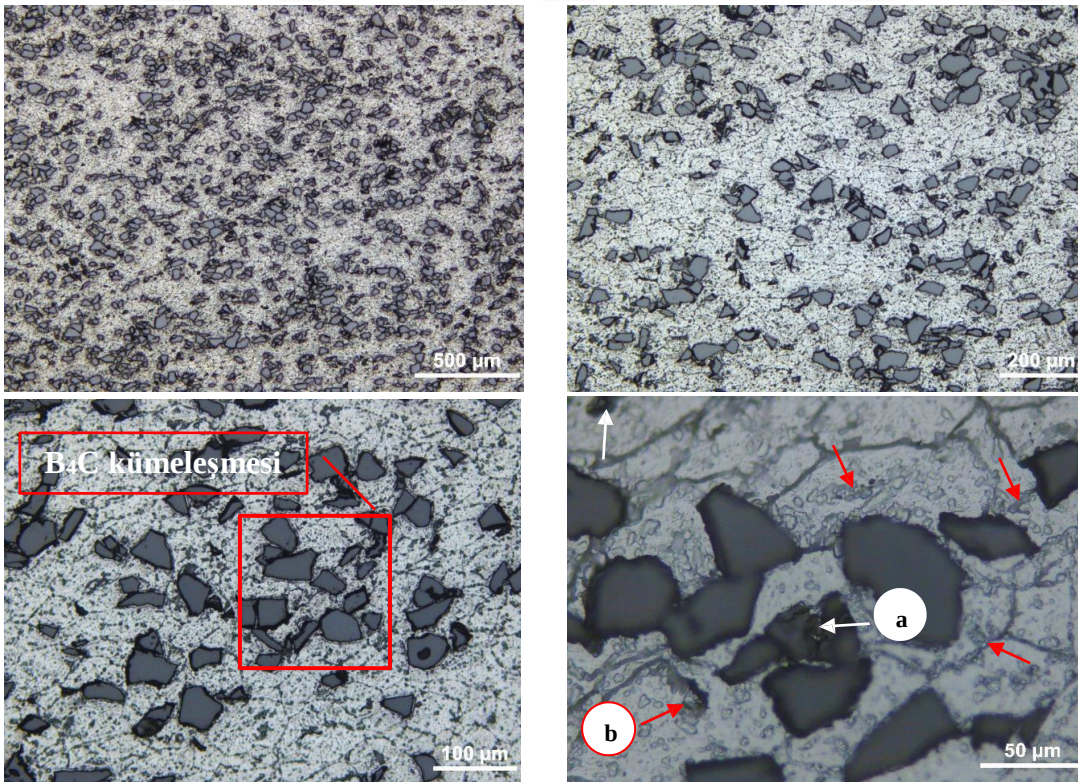
Resim 9.11. 610F-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.12. 610F-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



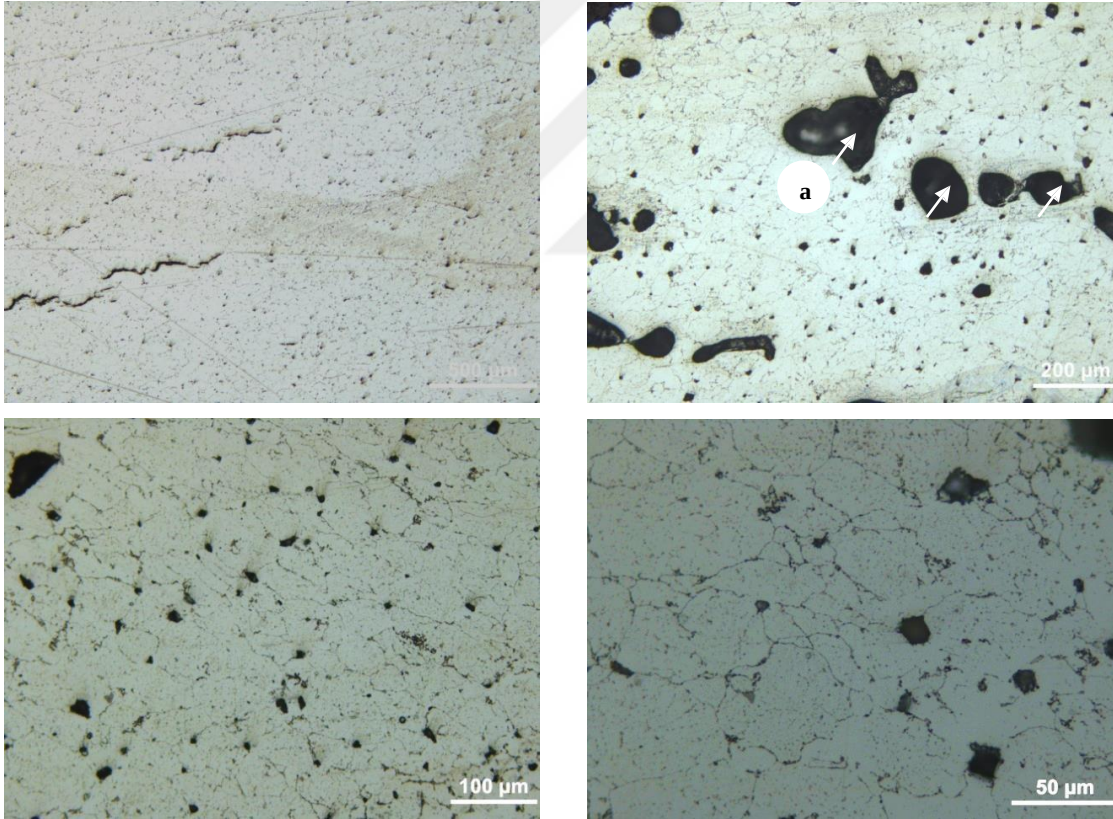
Resim 9.13. 610F-10 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



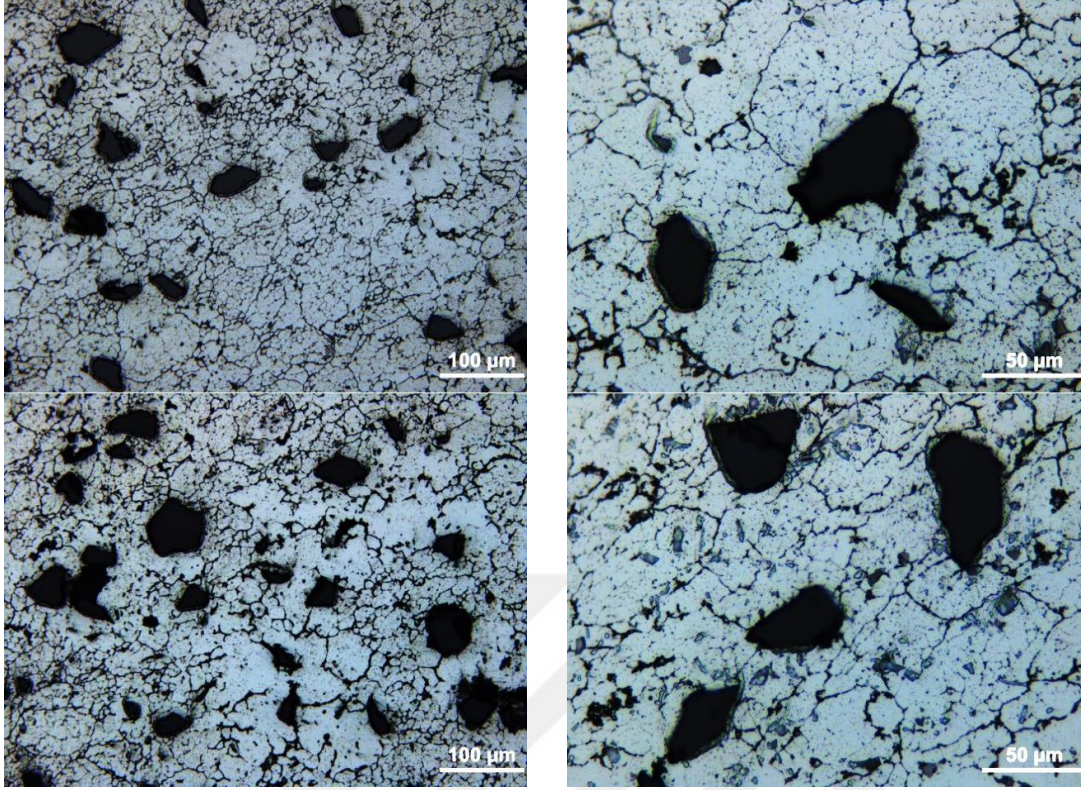
Resim 9.14. 610F-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri

9.2.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin mikroyapıları

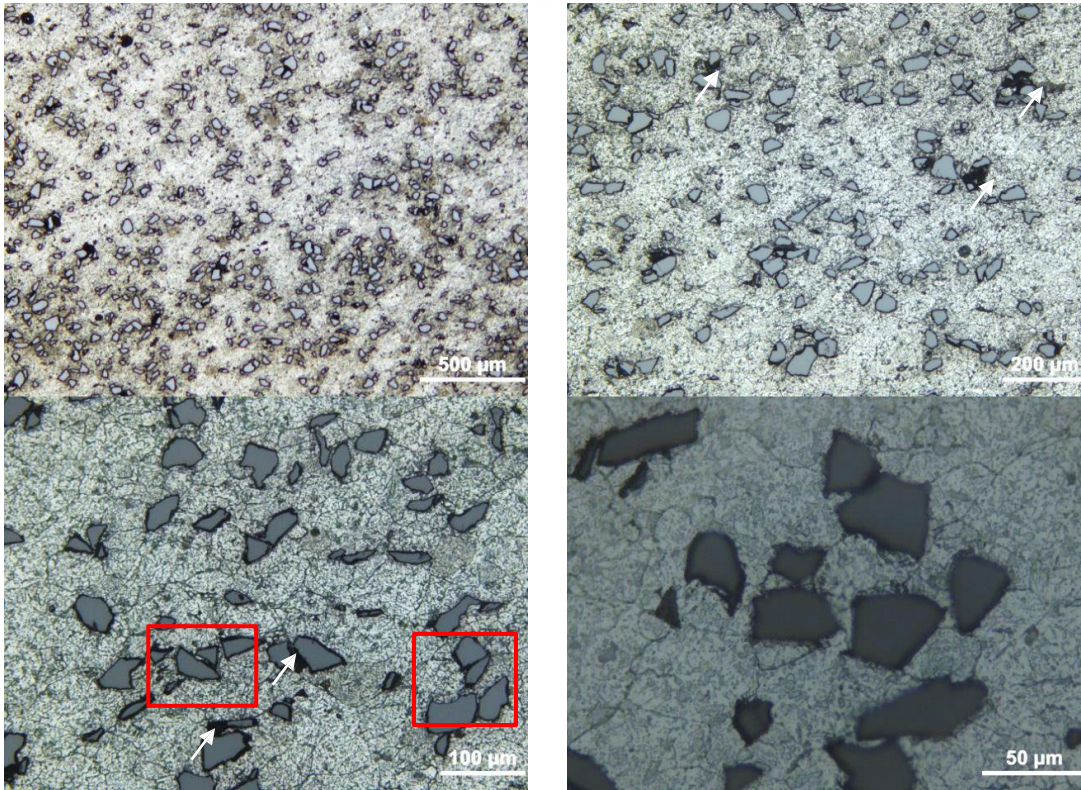
620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p malzemelere ait dağlama işlemi sonrası farklı büyütme oranlarındaki optik mikroskop mikroyapı görüntüleri Resim 9.15, 9.16, 9.17 ve 9.18’de verilmiştir. Mikroyapı görüntüleri üzerinde gözenek ve/veya mikro boşluk bulunan yerler beyaz oklar (a harfi ile belirtilmiştir) ile gösterilmiştir. Sinterleme sonunda T/M malzemenin suda hızlı soğutulmasının mikroyapılardaki etkisi Resim 9.15’de gösterilmiş olup matriste yüksek oran ve geniş çaplarda gözenek oluşumunun meydana geldiği görülmektedir. MMK_p malzemelerin mikroyapısında ise, artan takviye oranı ile birlikte parçacık topaklanması/kümelenmesi ve ani soğutmaya bağlı olarak matriste gözenek oluşumları (Resim 9.17 ve Resim 9.18) gözlenmiştir.



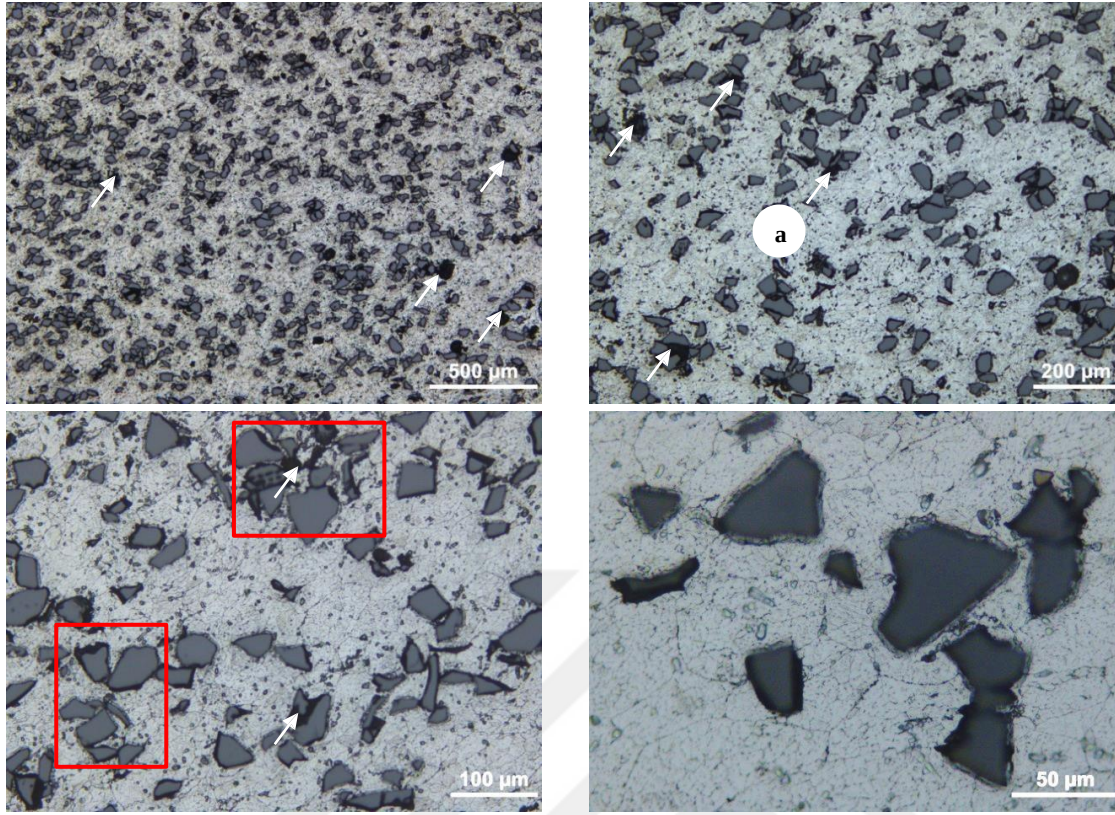
Resim 9.15. 620S-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.16. 620S-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



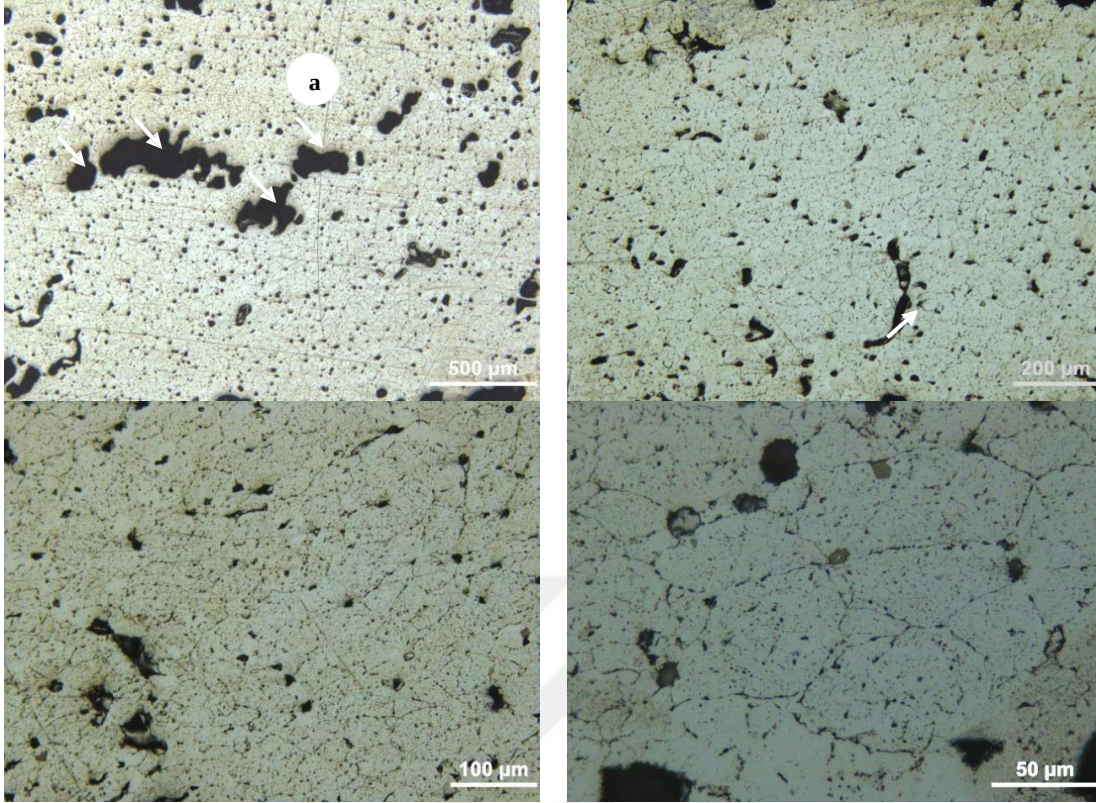
Resim 9.17. 620S-10 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



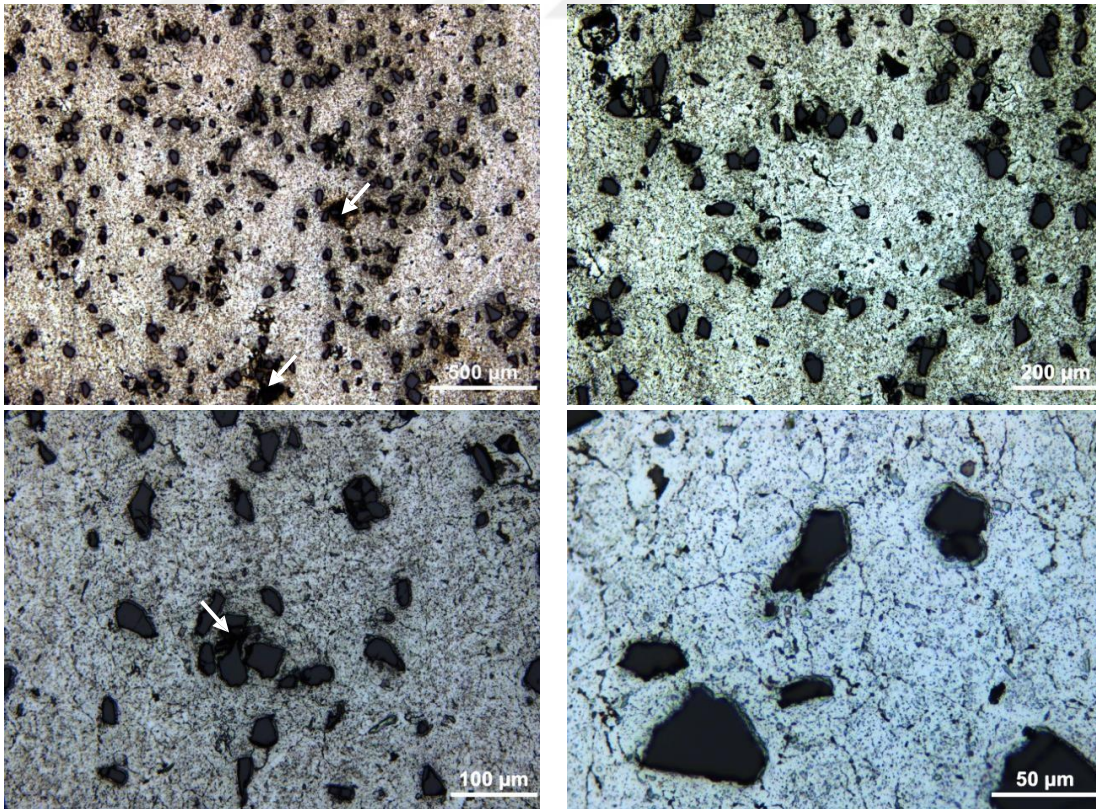
Resim 9.18. 620S-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri

9.2.5. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin mikroyapıları

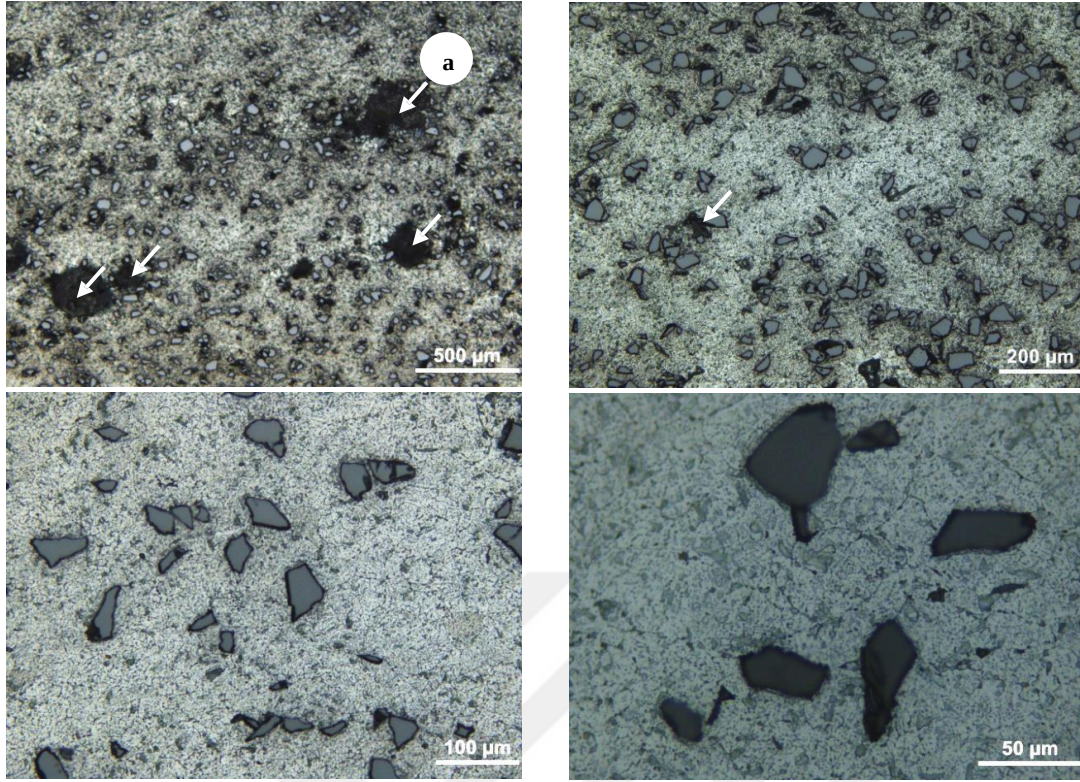
620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p malzemelere ait dağlama işlemi sonrası farklı büyütme oranlarındaki optik mikroskop mikroyapı görüntüleri Resim 9.19, 9.20, 9.21 ve 9.22’de verilmiştir. Mikroyapı görüntüleri üzerinde gözenek ve/veya mikro boşluk bulunan yerler beyaz oklar (a harfi ile belirtilmiştir) ile gösterilmiştir. Sinterleme sonunda T/M malzemenin fırında yavaş soğutulmasının mikroyapılardaki etkisi Resim 9.19’da taneler arası ötektik sıvının katılaşmasıyla oluşan intermetalik fazlar şeklinde ve matriste gözeneklerin varlığı ile gözlenmiştir. MMK_p malzemelerin mikroyapısında ise, artan takviye oranı ile birlikte parçacıklar arası mikro boşlukların da arttığı belirlenmiştir (Resim 9.21 ve Resim 9.22).



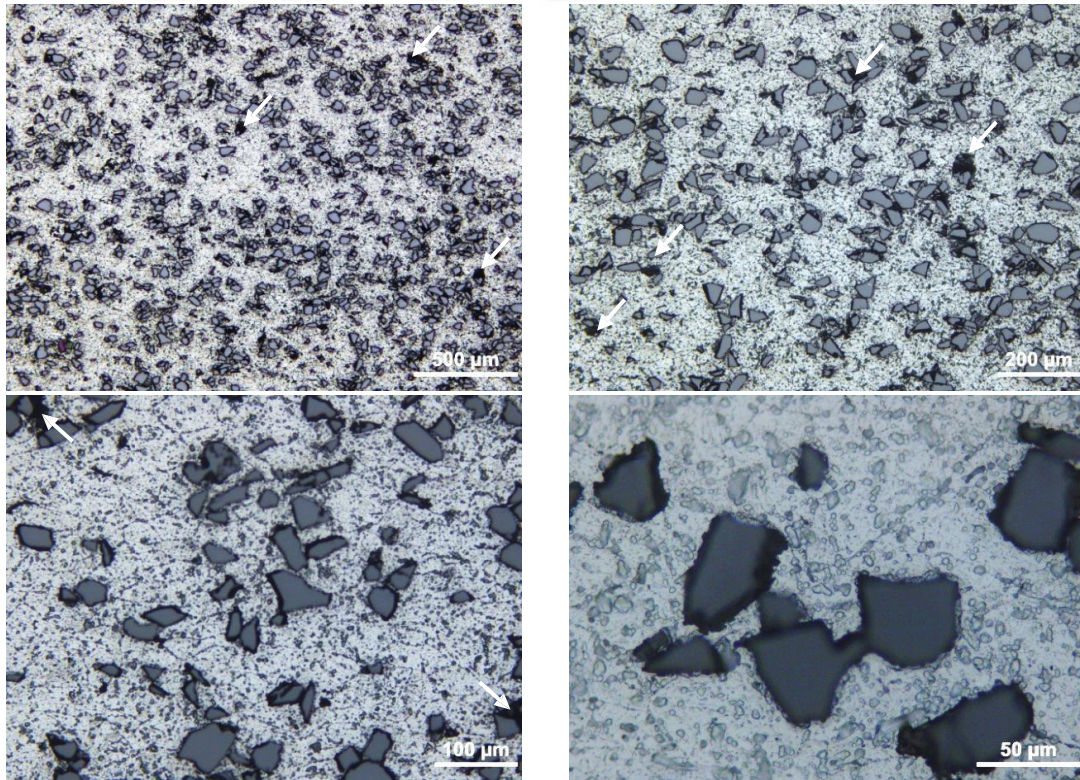
Resim 9.19. 620F-T/M numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.20. 620F-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.21. 620F-10 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri



Resim 9.22. 620F-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarındaki mikroyapı görüntüleri

9.3. T/M ve MMK_p Numunelerin Yoğunluk Değişimleri

Al6061 ön alaşımlı toza ait teorik yoğunluk değeri Çizelge 9.3, % B₄C takviye oranlarına göre teorik yoğunluk değerleri ise Çizelge 9.4'te belirtildiği gibi hesaplanmıştır. B₄C'ün yoğunluk değeri 2,52 g/cm³ şeklinde baz alınmıştır.

Çizelge 9.3. Al6061 ön alaşımlı tozun teorik yoğunluk değeri hesaplanması

Kimyasal Analiz	Fe	Si	Cr	Mn	Mg	Zn	Cu	Ti	Diğer	Al
(%w)	0,7	0,6	0,195	0,15	1	0,25	0,275	0,15	-	96,68
Yoğunluk (d)	7,86	2,33	7,19	7,21	1,738	7,14	8,96	4,506	-	2,70
(%w) x (d)	5,5	1,4	1,4	1,1	1,7	1,8	2,5	0,7	-	261,03
Teorik Yoğunluk	<u>2,77 g/cm³</u>									

Çizelge 9.4. % B₄C takviye oranına göre teorik yoğunluk değeri hesaplanması

Numune Kodu	(d _{Al6061} x % Al6061) + (d _{B₄C} x %B ₄ C)	Teorik Yoğunluk
5	(2,77 x 0,95) + (2,52 x 0,05)	2,7575
10	(2,77 x 0,90) + (2,52 x 0,10)	2,745
15	(2,77 x 0,85) + (2,52 x 0,15)	2,7325

9.3.1. SP aktif sinterleme işlemi sonrası T/M ve MMK_p numunelerin yoğunlukları

Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi sonrası üretilen T/M ve MMK_p numunelerin ortalama yoğunluk değerlerinin teorik yoğunluğa oranlanması ile elde edilen % bağıl yoğunluk değerleri Çizelge 9.5'te verilmiştir.

Çizelge 9.5. SP - T/M ve MMK_p numunelerin % bağıl yoğunluk değerleri

Numune Kodu	Ortalama Yoğunluk (g/cm ³)	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Bağıl Yoğunluk (%)
T/M	2,71	2,77	97,83
5	2,70	2,7575	97,91
10	2,69	2,745	97,99
15	2,67	2,7325	97,71

9.3.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunlukları

610 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası su ortamında hızlı soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçümleri sonucunda elde edilen ölçüm değerleri ve % bağıl yoğunluk değerleri Çizelge 9.6’da verilmiştir.

Çizelge 9.6. 610S – T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri

Numune Kodu	M _{hava}	M _{suda}	Yoğunluk (g/cm ³)	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Bağıl Yoğunluk (%)
T/M	7,976	3,137	2,54	2,77	91,79
5	7,598	2,861	2,66	2,7575	96,30
10	7,857	2,989	2,63	2,745	95,77
15	7,551	2,809	2,69	2,7325	98,36

9.3.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunlukları

610 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası fırın ortamında yavaş soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçümleri sonucunda elde edilen ölçüm değerleri ve % bağıl yoğunluk değerleri Çizelge 9.7’de verilmiştir.

Çizelge 9.7. 610F – T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri

Numune Kodu	M _{hava}	M _{suda}	Yoğunluk (g/cm ³)	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Bağıl Yoğunluk (%)
T/M	7,832	2,985	2,62	2,77	94,71
5	7,530	2,840	2,65	2,7575	96,15
10	7,939	3,141	2,53	2,745	92,09
15	7,461	2,787	2,68	2,7325	97,98

9.3.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunlukları

620 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası su ortamında hızlı soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçümleri sonucunda elde edilen ölçüm değerleri ve % bağıl yoğunluk değerleri Çizelge 9.8’de verilmiştir.

Çizelge 9.8. 620S – T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri

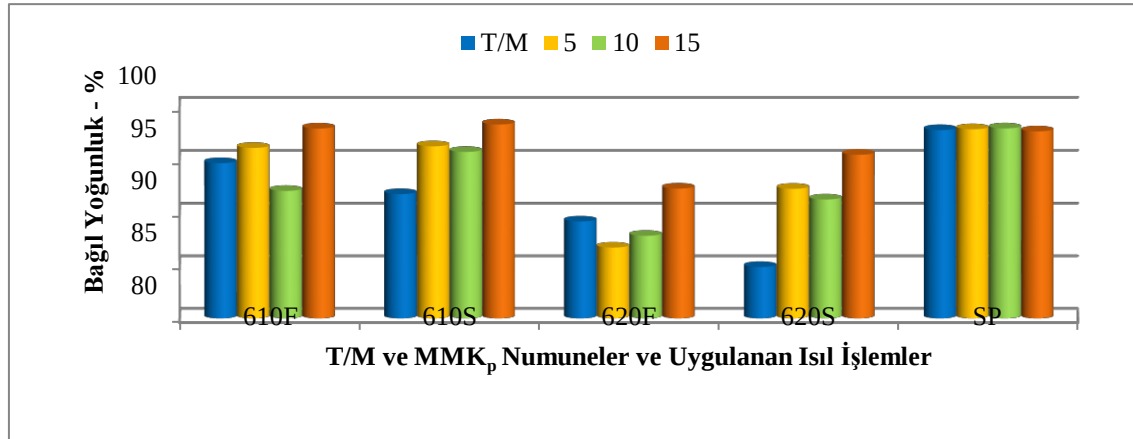
Numune Kodu	M _{hava}	M _{suda}	Yoğunluk (g/cm ³)	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Bağıl Yoğunluk (%)
T/M	3,511	1,494	2,35	2,77	84,88
5	3,383	1,329	2,55	2,7575	92,29
10	3,910	1,560	2,51	2,745	91,28
15	3,774	1,446	2,61	2,7325	95,50

9.3.5. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunlukları

620 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası fırın ortamında yavaş soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçümleri sonucunda elde edilen ölçüm değerleri ve % bağıl yoğunluk değerleri Çizelge 9.9’da verilmiştir.

Çizelge 9.9. 620F – T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçüm değerleri

Numune Kodu	M _{hava}	M _{suda}	Yoğunluk (g/cm ³)	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Bağıl Yoğunluk (%)
T/M	7,964	3,223	2,47	2,77	89,20
5	7,573	3,167	2,39	2,7575	86,72
10	8,012	3,323	2,41	2,745	87,84
15	7,556	2,996	2,52	2,7325	92,31

Şekil 9.1. Sinterleme işlemlerinin T/M ve MMK_p malzemelerin yoğunluğuna etkisi

Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi ile üretilen ardından SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelerin, Arşimet prensibine göre ölçülen % bağıl yoğunluk değerleri ile oluşturulan grafik Şekil 9.1’de verilmiştir. Sıcak presleme yöntemi ile üretilen T/M ve MMK_p malzemelerin genel olarak tümünde yüksek yoğunluk değerlerinin elde edildiği

gözlenmiştir. Uygulanan SKSS işlemleri ile özellikle yüzeye yakın bölgelerde yoğunlaşarak birleşmiş ve presleme doğrultusuna dik doğrultuda yayılmış gözenekler belirlenmiştir. Hacimsel genişlemeye de sebep olan bu durum, numunelerin yoğunluğunu belirgin oranda düşürmüştür. Benzer gözenek yoğunlaşması % 10 B₄C katkılı 610F numunesinde yüzeye yakın bir tabaka altında meydana gelmiştir. Buradaki gözenek yoğunlaşması da bölgesel hacimsel genişlemeye ve yoğunluk düşmesine sebep olmuştur (Bkz Resim 9.1.b). SKSS işlemi uygulanan MMK_p malzemelerin yoğunluk değişimlerinde belirgin anlamlı bir ilişki görülmemiştir. Bununla birlikte, SP malzemelerin tersine, artan takviye oranlarıyla birlikte MMK_p malzemelerin yoğunluklarında artış eğilimi olduğu söylenebilir. En yüksek yoğunluklar % 15 B₄C katkılı MMK_p malzemelerde görülmektedir. Bu kompozitlerin sıvı faz sinterlenmesi sonunda yoğunluklarının kısmen artış gösterdiği görülmektedir. % 5 ve % 10 B₄C katkılı MMK_p malzemelerde görülen sıvı fazın yüzeye kuma etkisi bu malzemede belirgin değildir. SP işlemi sonunda, takviye parçacık oranıyla birlikte artan parçacıklar arası mikro boşluklar sebebiyle yoğunluğu azalan bu malzemede de, SKSS işlemi sırasında oluşan sıvı fazın kapiler etkiyle bu boşluklara yayınma eğiliminin yoğunlukta artış sağladığı düşünülebilir.

9.4. T/M ve MMK_p Numunelerin Sertlik Değişimleri

9.4.1. SP aktif sinterleme işlemi sonrası T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi sonrası üretilen T/M ve MMK_p numunelerin üç farklı noktasından ölçüm değeri alınarak ortalama Brinell sertlik değerleri elde edilmiştir. Elde edilen ölçüm değerleri Çizelge 9.10'da verilmiştir.

Çizelge 9.10. SP – T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

Numune Kodu	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T/M	50,1	49,9	50,3	50,1
5	54,8	54,5	55,0	54,8
10	62,8	64,4	63,2	63,5
15	66,4	67,1	66,9	66,8

9.4.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

610 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası su ortamında hızlı soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin üç farklı noktasından ölçüm değeri alınarak ortalama Brinell sertlik değerleri elde edilmiştir. Elde edilen ölçüm değerleri Çizelge 9.11’de verilmiştir.

Çizelge 9.11. 610S – T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

Numune Kodu	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T/M	55,8	56,2	61,5	57,8
5	77,0	87,7	86,9	83,9
10	96,3	95,5	94,7	95,5
15	95,5	96,3	98,0	96,6

9.4.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

610 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası fırın ortamında yavaş soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin üç farklı noktasından ölçüm değeri alınarak ortalama Brinell sertlik değerleri elde edilmiştir. Elde edilen ölçüm değerleri Çizelge 9.12’de verilmiştir.

Çizelge 9.12. 610F – T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

Numune Kodu	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T/M	45,1	47,1	45,4	45,9
5	53,8	52,7	54,8	53,8
10	68,4	68,8	69,4	68,9
15	71,6	72,6	73,2	72,5

9.4.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

620 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası su ortamında hızlı soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin üç farklı noktasından ölçüm değeri alınarak ortalama Brinell sertlik değerleri elde edilmiştir. Elde edilen ölçüm değerleri Çizelge 9.13’de verilmiştir

Çizelge 9.13. 620S – T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

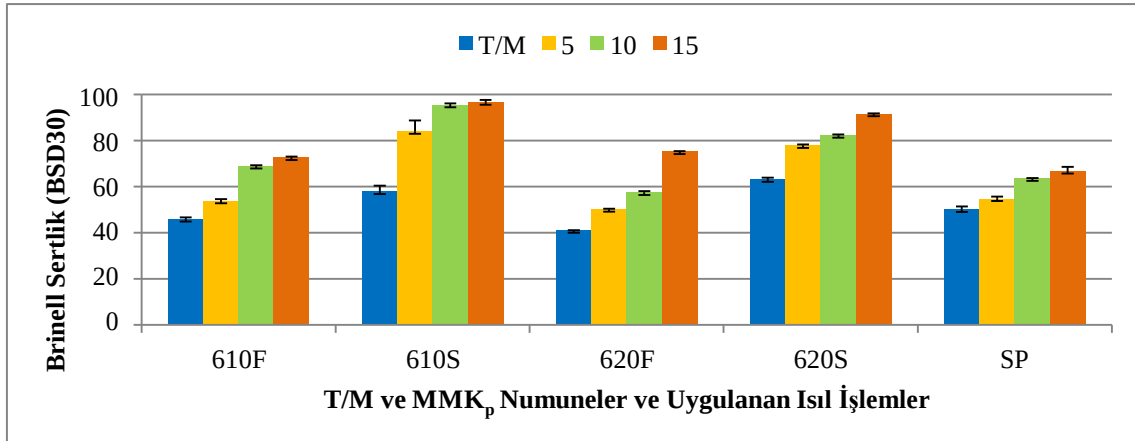
Numune Kodu	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T/M	64,3	61,3	63,8	63,1
5	77,0	77,3	79,0	77,8
10	82,7	82,3	82,0	82,3
15	93,5	92,2	89,1	91,6

9.4.5. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğuyan T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

620 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası fırın ortamında yavaş soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin üç farklı noktasından ölçüm değeri alınarak ortalama Brinell sertlik değerleri elde edilmiştir. Elde edilen ölçüm değerleri çizelge 9.14’te verilmiştir.

Çizelge 9.14. 620F – T/M ve MMK_p numunelerin Brinell sertlik değerleri

Numune Kodu	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T/M	39,8	41,8	41,4	41,0
5	49,6	51,0	50,1	50,2
10	56,9	57,7	57,5	57,4
15	75,5	74,8	75,4	75,2

Şekil 9.2. T/M ve MMK_p malzemelerin sertlik değerlerinin karşılaştırılması

Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi ile üretilen ardından SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelerin, B₄C takviye oranına göre Brinell sertlik değerleri değişimlerini gösteren grafik Şekil 9.2’de verilmiştir. Sıcak pres işlemi ile üretilen T/M ve MMK_p malzemelerin Brinell sertlik değerleri kendi aralarında incelendiğinde; en yüksek sertlik değeri % 15 B₄C takviye oranı içeren MMK_p numunesinde 66,8 BSD₃₀ iken en düşük

sertlik değerinin ise 50,1 BSD₃₀ ile T/M numunesinde olduğu gözlenmiştir. Elde edilen değerlere göre artan takviye oranı ile birlikte sıcak preslenmiş malzemelerin sertlik değerlerinde kısmi bir artış gözlenmiştir. SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelerin grafik değerleri incelendiğinde; en yüksek sertlik değeri % 15 B₄C takviye oranına sahip 610S-15 numunesinde 96,6 BSD₃₀ iken en düşük sertlik değerin ise 41 BSD₃₀ ile 620F-T/M numunesinde olduğu gözlenmiştir. 610 °C ve 620 °C’de SKSS işlemi uygulanmış ve fırında soğutulmuş T/M malzemenin sertliğinde SP numuneye göre bir miktar düşüş görülürken, % 10 ve % 15 B₄C takviyelilerde kısmi bir artış gözlenmiştir. Bununla birlikte, SKSS işlemi sonrası suda soğutulan numune gruplarında takviye oranı ile birlikte Brinell sertlik değerlerinde belirgin ve anlamlı bir artış olduğu görülmüştür. Zira bu işlemle, hem T/M malzemenin sertliğinde belirgin bir artış ve hem de B₄C takviye oranının artmasıyla (özellikle % 10’a kadar) sertlikte % 100’e yakın artış meydana gelmiştir. Bu durumun, sıvı faz sinterleme ile sinterlenebilirliğin ve parçacık–matris arayüzey bağının artırılmasının yanında, suda hızlı soğutma ile matriste oluşturulan aşırı doymuş katı çözelti sebebiyle sağlandığı düşünülmektedir. Zira, yaşlandırma işlemlerinde hızlı soğutma ile sağlanan katı çözeltiye alma işlemi ile sağlanan sertlik artışı bilinmektedir [36, 86].

9.4.6. 610-S kodlu numune grubunun T6 ısıtma işlemi sonrası Brinell sertlik değerleri

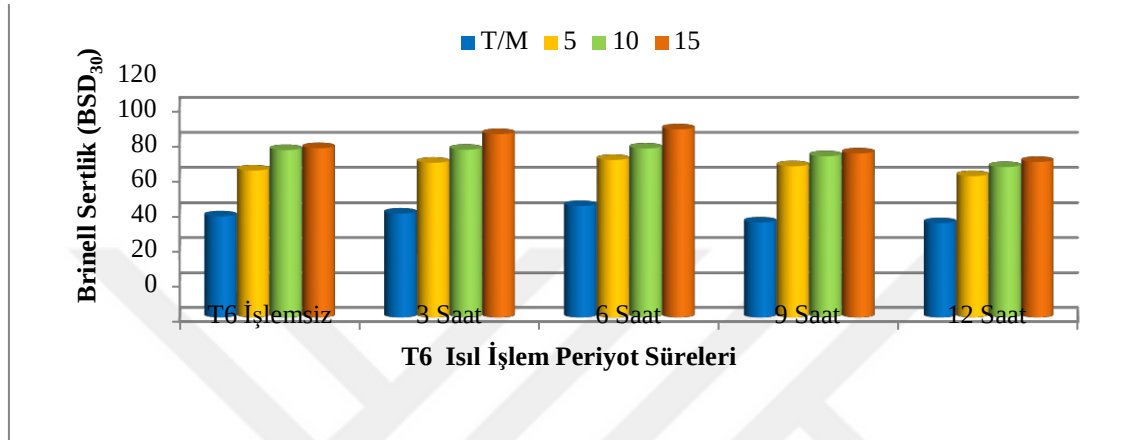
610±1 °C sıcaklıkta SKSS işlemi sonrası suda soğutulan numunelere 180±1 °C’de sırası ile 3-6-9-12 saat periyotları ile T6 ısıtma işlemi uygulanmıştır. Her bir periyot sonrası üç farklı noktadan ölçüm değeri alınarak ortalama Brinell sertlik değerleri elde edilmiştir. Elde edilen ortalama ölçüm değerleri Çizelge 9.15’te verilmiştir.

Çizelge 9.15. 610S – T/M ve MMK_p numunelerin T6 sonrası Brinell sertlik değerleri

T6 Isıl İşlem PeriyotSüreleri	T/M	5	10	15
T6 İşlemsiz	57,8	83,9	95,5	96,6
3 Saat	59,4	88,3	95,7	104,6
6 Saat	63,7	89,9	96,4	107,3
9 Saat	54,3	86,3	92,0	93,6
12 Saat	53,9	80,7	85,8	88,8

T6 ısıtma işlemi sonrası T/M ve MMK_p malzemelerden elde edilen ortalama Brinell sertlik değerleri değişimlerini gösteren grafik Şekil 9.3’te verilmiştir. 3, 6, 9, 12 saatlik

periyotlarla uygulanan T6 ısıt işlem sonrası maksimum sertlik değerlerine 6. saat sonunda ulaşılmış olup en yüksek sertlik değerinin 107,3 BSD₃₀ değeri ile % 15 B₄C takviye oranına sahip numunede olduğu gözlenmiştir. Yaşlandırma ısıt işlem sürecinde Mg₂Si aşırı doymuş katı çökeltilerinin sertlik artışında önemli rol aldığı, 6. saatten sonra ise aşırı yaşlanma prosesi kaynaklı sertlik değerlerinde azalma yaşandığı tespit edilmiştir.



Şekil 9.3. T/M ve MMK_p malzemelerin T6 sonrası sertlik değerleri karşılaştırılması

9.5. Sinterleme İşlemlerinin Çapraz Kırılma Dayanımına (ÇKD) Etkisi

9.5.1. SP aktif sinterleme işlemi uygulanan T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD deney sonuçları

Çizelge 9.16. SP – T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri

Numune Kodu	Destekler Arası Uzaklık(mm)	Deney Parçasının Kalınlığı(mm)	Deney Parçasının Genişliği(mm)	ÇKD (MPa)	ÇKD (%)	Süneklik
T/M	25,400	7,360	12,620	329,18	>25,0	
5	25,400	7,160	12,420	252,31	16,1	
10	25,400	7,490	12,470	312,88	18,3	
15	25,400	7,230	12,700	339,03	17,1	

9.5.2. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası suda soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD deney sonuçları

Çizelge 9.17. 610S – T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri

Numune Kodu	Destekler Arası Uzaklık(mm)	Deney Parçasının Kalınlığı(mm)	Deney Parçasının Genişliği(mm)	ÇKD (MPa)	Süneklik (%)
T/M	25,400	8,100	12,740	274,84	8,7
5	25,400	7,500	12,720	509,68	9,4
10	25,400	7,500	12,800	424,16	7,1
15	25,400	7,300	12,720	412,50	4,6

9.5.3. 610 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD deney sonuçları

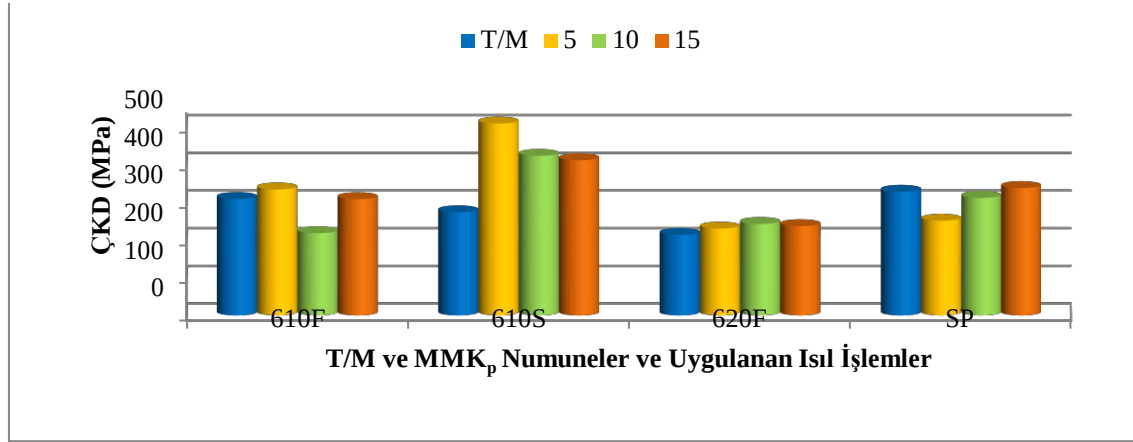
Çizelge 9.18. 610F – T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri

Numune Kodu	Destekler Arası Uzaklık(mm)	Deney Parçasının Kalınlığı(mm)	Deney Parçasının Genişliği(mm)	ÇKD (MPa)	Süneklik (%)
T/M	25,400	7,730	12,600	310,05	20,5
5	25,400	7,350	12,700	335,29	19,0
10	25,400	7,850	12,830	219,06	10,0
15	25,400	7,300	12,400	309,52	12,4

9.5.4. 620 °C’de SKSS işlemi sonrası fırında soğutulan T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD deney sonuçları

Çizelge 9.19. 620F – T/M ve MMK_p numunelerin ÇKD ve % süneklik değerleri

Numune Kodu	Destekler Arası Uzaklık(mm)	Deney Parçasının Kalınlığı(mm)	Deney Parçasının Genişliği(mm)	ÇKD (MPa)	Süneklik (%)
T/M	25,400	8,120	12,740	214,42	9,8
5	25,400	7,700	12,790	231,45	9,8
10	25,400	8,300	13,000	243,73	10,7
15	25,400	7,650	12,820	237,87	6,0



Şekil 9.4. T/M ve MMK_p malzemelerin ÇKD değerlerinin karşılaştırılması

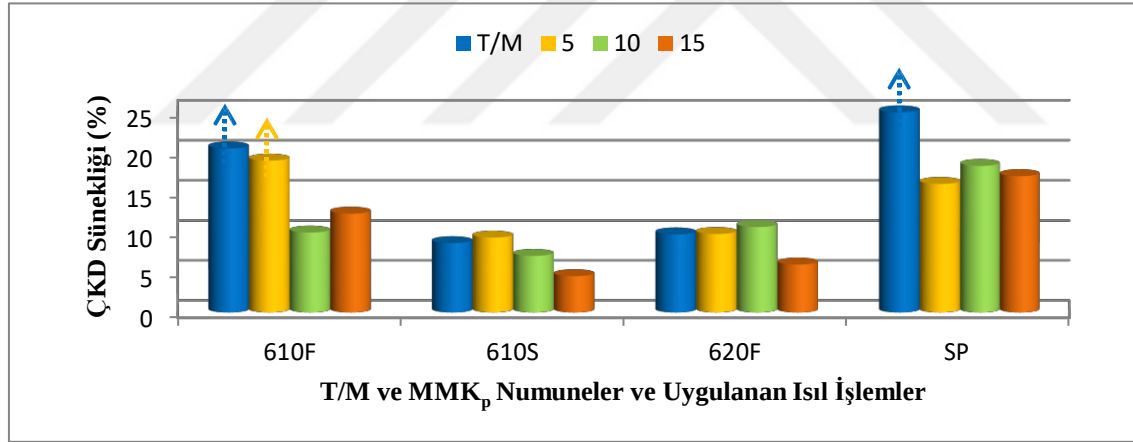
Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi ile üretilen ardından SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelere ÇKD deneyi uygulanmıştır. Her bir numune için elde edilen çapraz kırılma dayanım verileri Çizelge 9.16, 9.17, 9.18 ve 9.19’da verilmiştir. olup deney esnasında kırılma/kopmanın gerçekleşmediği numuneler için ÇKD değerleri kırmızı renk ile yazılarak belirtilmiştir. Elde edilen çapraz kırılma dayanım verilerine göre oluşturulan grafik Şekil 9.4’te verilmiş olup genel olarak değerlendirildiğinde, SP işlemi ile üretilen malzemelerin ÇKD değerlerinin 300 MPa civarında olduğu görülmektedir. 610F ve 620F işleminin genel olarak çapraz kırılma dayanımlarına belirgin etkisinin olduğu söylenemez.

610F-10 numunesinin düşük yoğunluğu ile birlikte ÇKD değerinin de düşük olması dikkat çekicidir. SP numunelere uygulanan 610S ısıtma işlemi ile özellikle MMK_p malzemelerin ÇKD değerlerinde % 100 oranına ulaşan önemli artışlar belirlenmiştir. Sıcak pres işlemi ile üretilen T/M ve MMK_p malzemelerin çapraz kırılma dayanım değerleri kendi aralarında incelendiğinde; % 0 B₄C takviye oranına sahip T/M numunede kırılma gerçekleşmemiş olup sünek bir davranış sergilemiştir. % 15 B₄C takviye oranına sahip MMK_p’de 339 MPa ÇKD değeri ile en yüksek, % 5 B₄C takviye oranına sahip MMK_p’de 252 MPa ÇKD değeri ile en düşük dayanıma sahip olduğu görülmüştür. 610 °C ve 620 °C’de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelerin grafik değerleri incelendiğinde; 610S, % 5 B₄C takviye oranı içeren MMK_p numunesinin 509 MPa ile en yüksek; 620F, % 0 B₄C takviye oranı içeren T/M numunesinin 214 MPa değeri ile en düşük ÇKD değerine sahip olduğu belirlenmiştir. Li, Wang, Zhou, Chen ve Zhang (2017) yapmış oldukları çalışmada B₄C partikül içeriğinin artması ile kompozit numunesinin nihai mukavemetinin azaldığını; bu durumun artan B₄C partikül içeriği ile birlikte artan B₄C kümeleşmesinin (aglomerasyon) olduğunu bildirmiştir. Aynı zamanda Javdani ve Daei-Sorkhabı (2018) Al7075/B₄C ile

yapmış oldukları çalışmada mikroyapıda kümeleşmelerin varlığının gözeneklere, bu durumun ise mukavemet azalmasına neden olduğunu bildirmiştir. Bu değerlendirmeler ışığında, düşük B_4C oranına sahip MMK_p malzemenin $610\text{ }^{\circ}C$ 'de sıvı faz sinterlenmesi süreci sonunda özellikle hızlı soğutma ile sağlanan ve matrisin dayanımına katkı sağlayan aşırı doymuş katı çözeltinin, bu malzemelerin çapraz kırılma dayanımlarını önemli oranda artırdığı söylenebilir.

9.6. T/M ve MMK_p Malzemelerin ÇKD Sünekliği

ÇKD testi uygulanan T/M ve MMK_p numunelerin deney sürecinde eğilme şekil değiştirme miktarları dikkate alınarak % süneklik değerleri belirlenmiştir. Her bir numune için elde edilen % süneklik verileri Çizelge 9.16, 9.17, 9.18 ve 9.19'da verilmiş olup deney esnasında kırılma/kopmanın gerçekleşmediği numuneler için % süneklik değerleri kırmızı renk ile yazılarak belirtilmiştir.



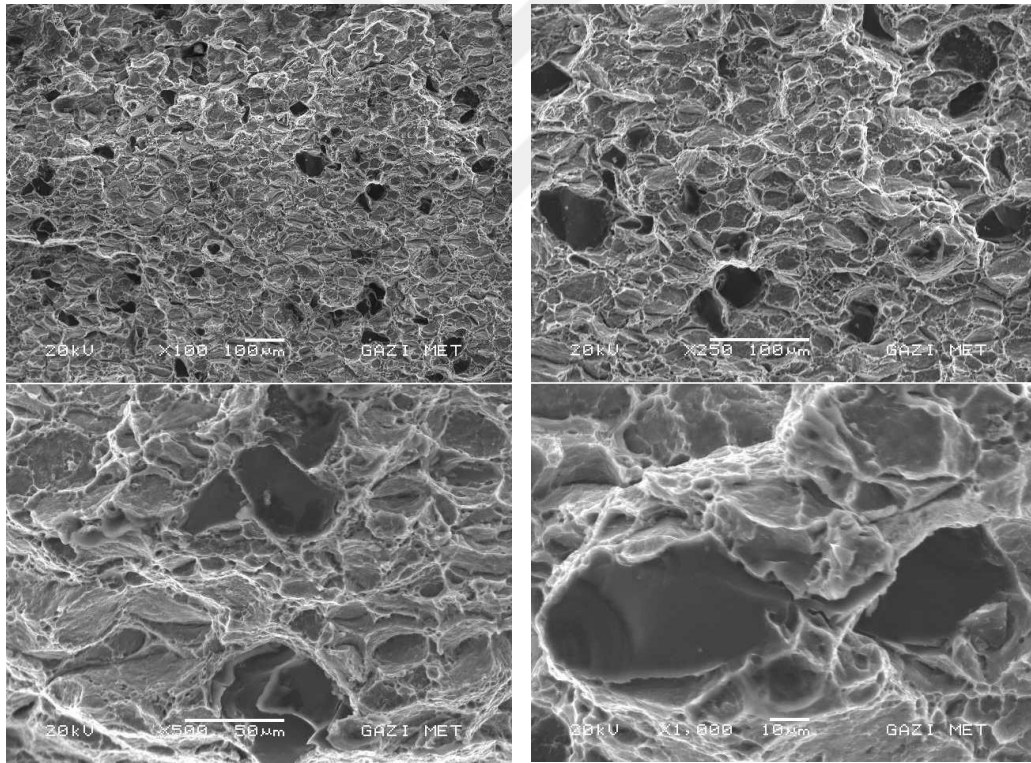
Şekil 9.5. T/M ve MMK_p malzemelerin süneklik değerlerinin karşılaştırılması

T/M ve MMK_p malzemelerin % B_4C takviye oranlarına bağlı olarak ÇKD % süneklik değerleri ile oluşturulan grafik Şekil 9.5'te verilmiştir. Sıcak presleme işlemi ile üretilen malzemelerin süneklik değerleri kendi aralarında incelendiğinde; % 0 B_4C takviye oranına sahip SP-T/M numunesi, ÇKD deneyi sürecinde % 25 oranında eğilme deformasyonuna maruz kalmasına rağmen kırılma gerçekleşmemiştir. $610\text{ }^{\circ}C$ 'de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelerin grafik değerleri incelendiğinde; benzer durumun, 610F-T/M numunesi (% 20,5) ve 610F-5 (% 19) MMK_p numuneleri için de geçerli olduğu görülmüştür. 610F-15 numunesi % 12,4 süneklik değeri ile en yüksek, 610S-15 MMK_p

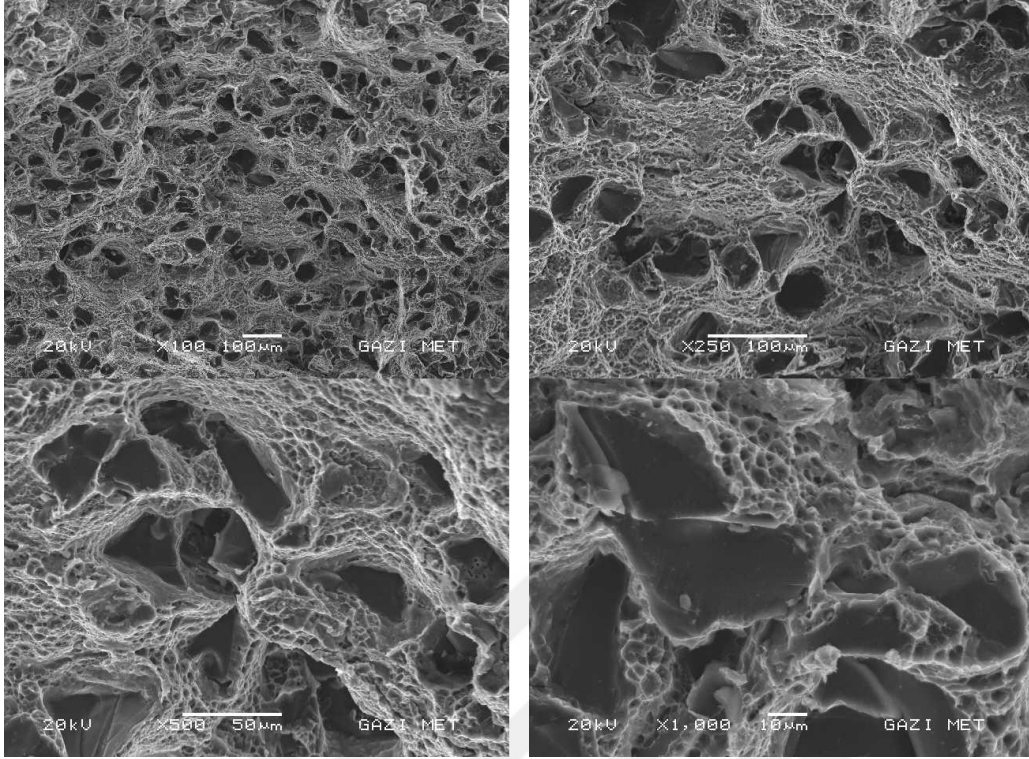
numunesi ise % 4,6 ile en düşük sünekliğe sahiptir. Genel anlamda takviye oranındaki artışla birlikte kompozit malzemelerin süneklik değerlerinde azalma eğilimi gözlenmiştir. Bu duruma, matris malzemesinin sünekliğinin yanında [11], parçacık-matris arayüzeyindeki ve parçacık-parçacık arasındaki hatalardan kaynaklandığı bilinmektedir. Dolayısıyla artan takviye parçacık oranının sünekliğe olumsuz etkisi anlaşılabılır. Benzer durumu, Paidpilli, Gupta ve Upadhyaya (2017) yapmış oldukları çalışmada beyan etmişlerdir. Bununla birlikte, 610S işlemi uygulanan T/M ve MMK_p malzemelerde hızlı soğutma ile sağlanan sertlik ve ÇKD değerlerindeki artışın, sünekliklerinde azalmaya sebep olduğu da söylenebilir.

9.7. Kırık Yüzey SEM İncelemeleri

9.7.1. SP grubu MMK_p numunelerinin kırık yüzey SEM incelemeleri

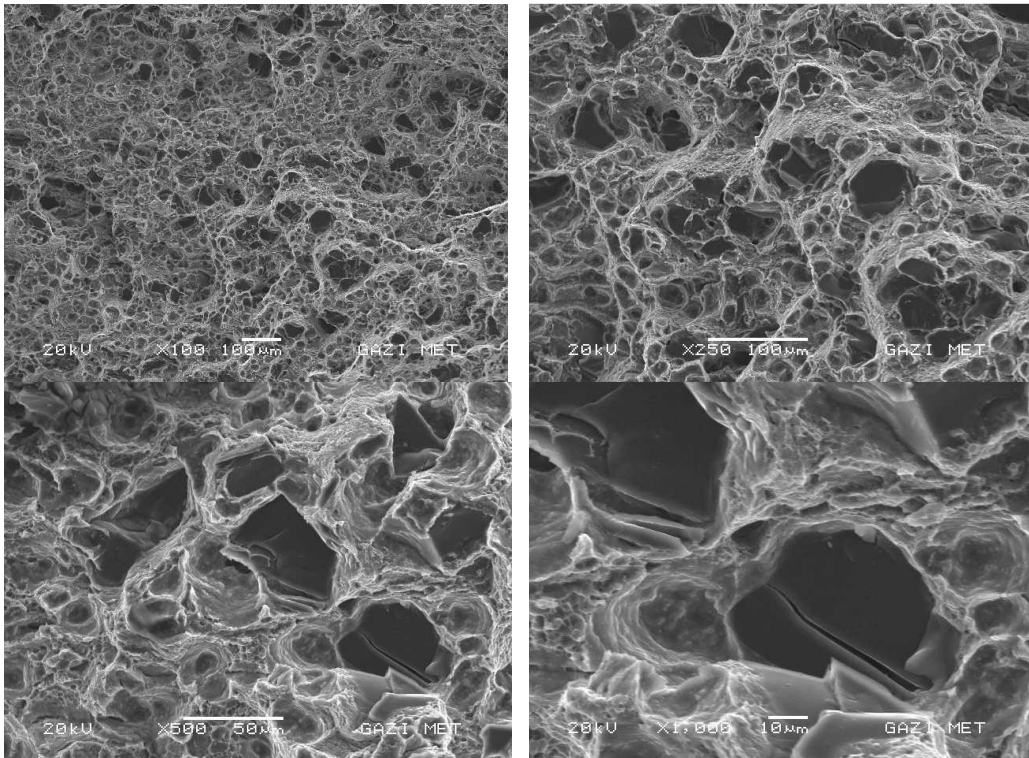


Resim 9.23. SP-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri

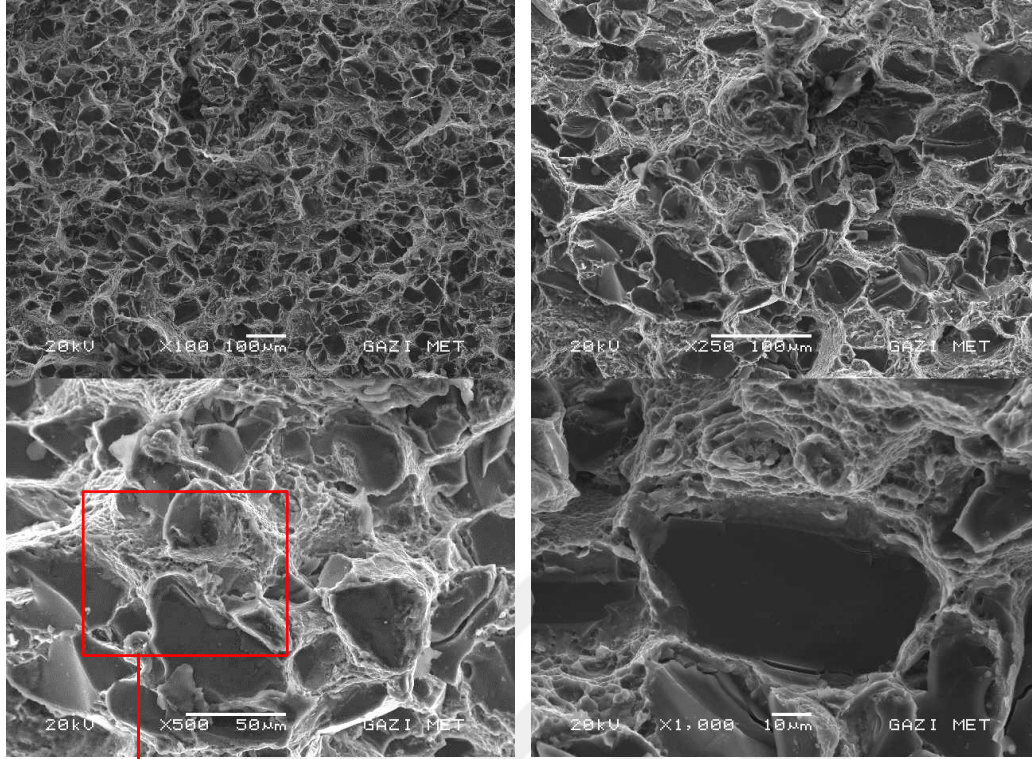


Resim 9.24. SP-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri

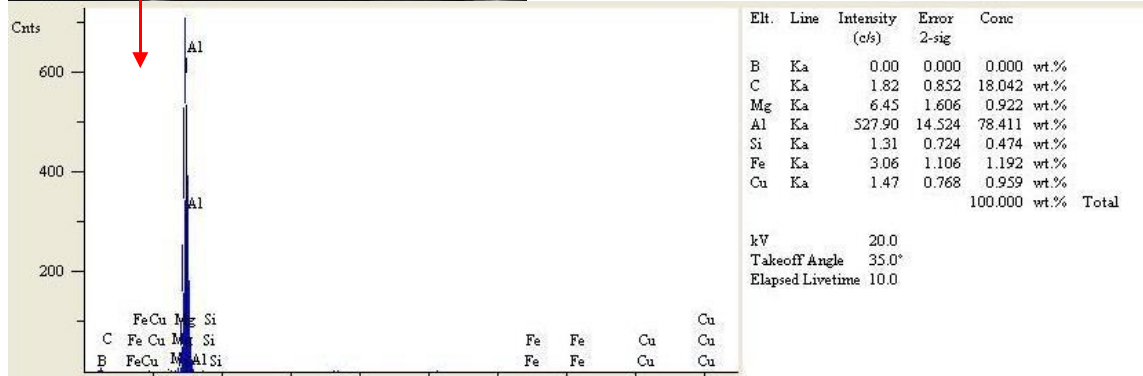
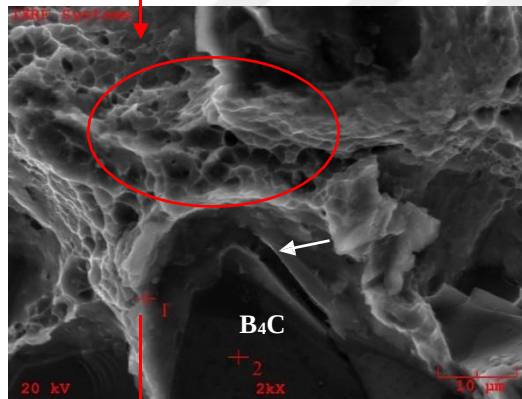
9.7.2. 610S grubu MMK_p numunelerinin kırık yüzey SEM incelemeleri



Resim 9.25. 610S-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri

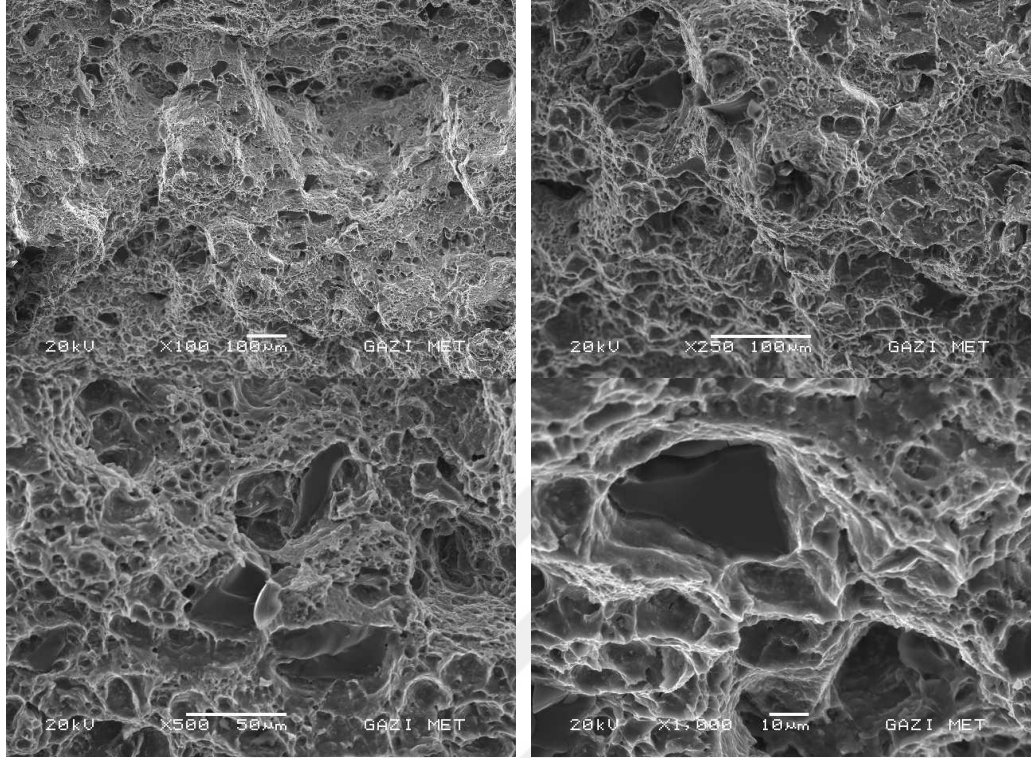


Resim 9.26. 610S-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri

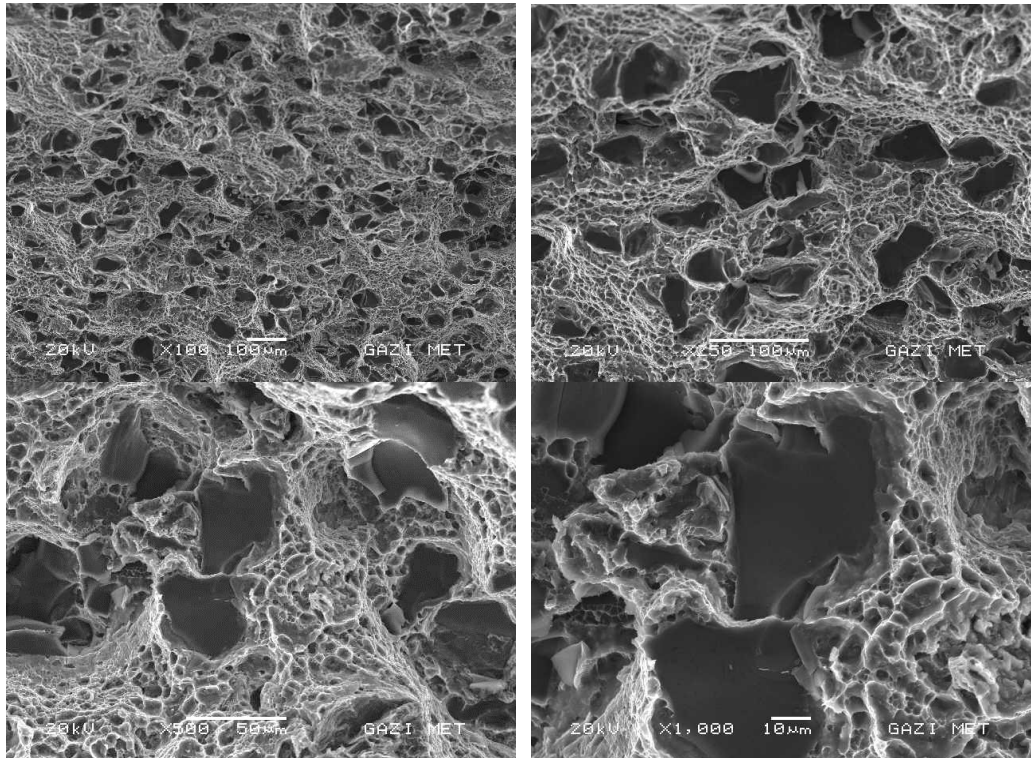


Resim 9.27. 610S-15 MMK_p numunesinin SEM-XRF analizi

9.7.3. 610F grubu MMKp numunelerinin kırık yüzey SEM incelemeleri



Resim 9.28. 610F-5 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri



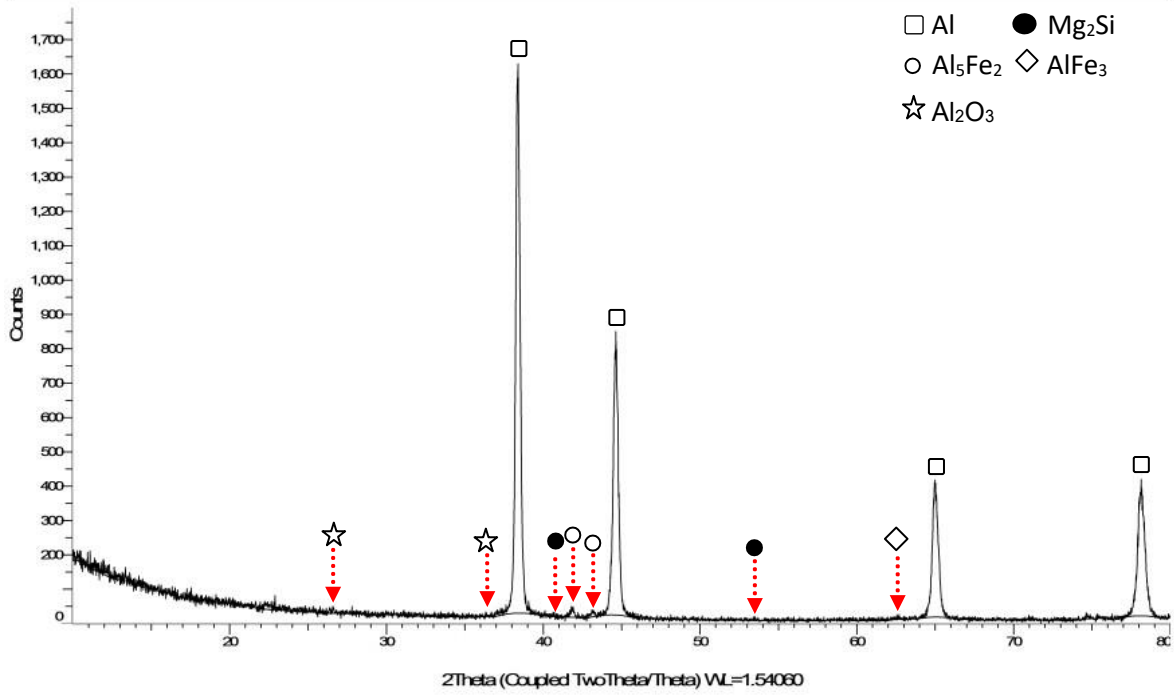
Resim 9.29. 610F-15 MMK_p numunesinin farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri

ÇKD deneyi uygulanan MMK_p malzemelerin deney sonrası farklı büyütme oranlarında kırık yüzey SEM incelemelerine ait görüntüleri Resim 9.23 - 9.29'da verilmiştir. Bu görüntüler, kırılan deney numunelerinin çekmeye zorlanan alt yüzeyine yakın bölgelerden alınmıştır. Dolayısıyla matrisin ÇKD deneyi sürecinde çekme etkisiyle deformasyona zorlandığı süreçteki davranışı karakterize edilebilir. Genel olarak MMK_p malzemelerin SEM görüntüleri incelendiğinde; kırılma sürecinde matris malzemesinin, sünek davranış göstererek ayrıldığı gözlenmiştir [11]. Ancak bu süneklik oranı, ısıtma işlem durumlarına göre farklılık göstermiştir. SEM incelemelerinde kırılma sürecinde matrisin çekme uzamasıyla oluşan mikro boşlukların birleşmesiyle meydana gelen çukurcukların (çanak oluşumları) boyutlarında belirgin farklılıklar olduğu gözlenmiştir. Daha genel bir tanımlama ile 610S numunesinin matrisi ince taneli kırık yüzey formu oluşturmuşken, 610F numunesi ise çok daha kaba kırık yüzey dokusuna sahiptir. Bu durumun, hızlı soğutma ile ve özellikle sıvı faz oluşan bölgelerde hızlı katılaşma ile sağlanan küçük taneli yapıdan kaynaklandığı söylenebilir. Zira, Resim 9.27'de gösterilen ve B₄C parçacığına komşu matrisin kırılması sürecinde oluşan çanak ağız boyutları ortalama 5 µm civarındadır. Bu bölge ile düzlemsel olarak kırılmış B₄C parçacık arasında kalan 1 nolu bölgeden alınan XRF element analiz sonuçları Resim 9.27'de verilmiştir. Yoğun olarak C ve Si, Mg alaşım elementlerinin dışında Fe ve Cu içerikleri de belirlenmiştir. Çeşitli Al₁₂Fe₃Si, Al₈Fe₂Si grubu ve CuAl₂ gibi [81] intermetaliklerin oluşabilmesi için uygun bir kompozisyonun bulunduğu bu bölgede, 610 °C gibi düşük sıcaklıkta Al+C reaksiyonlarının oluşabileceği mümkün gözükmemektedir [88]. Bununla birlikte, Resim 9.27'de beyaz okla gösterilen ve B₄C-Al matris arayüzeyinde oluşmuş gevrek kırılma davranışı gösteren sert fazın varlığı dikkat çekicidir.

9.8. XRD Faz Analizi

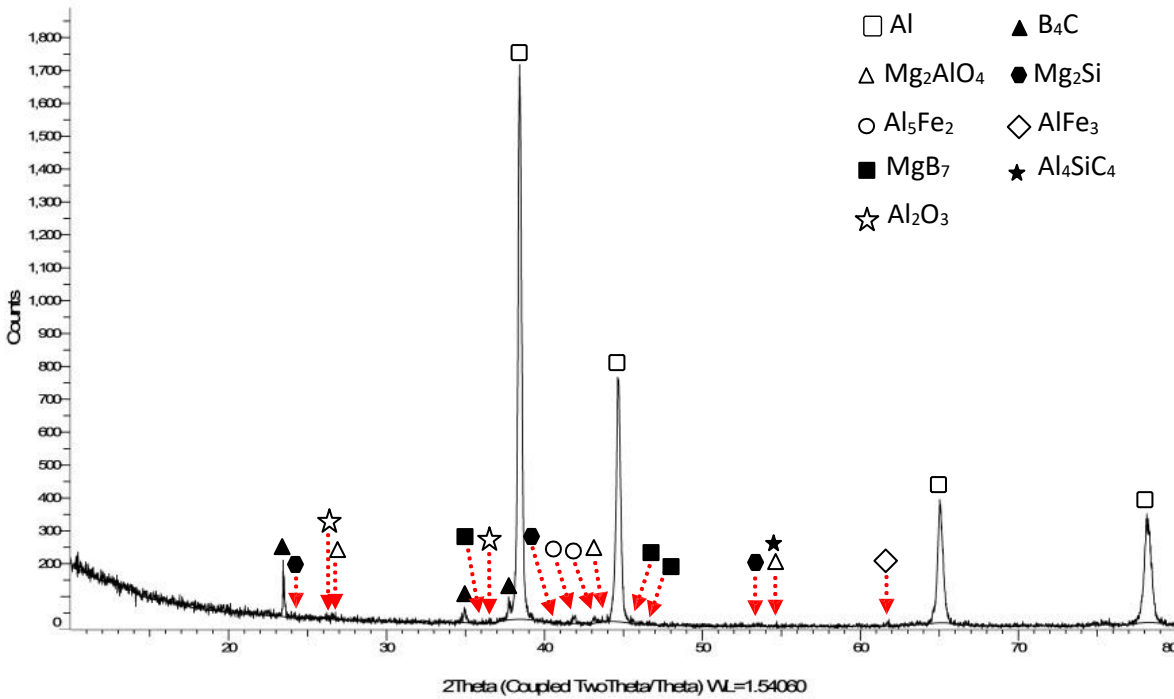
Faz tayini için X-ışınları difraktometresi (XRD) yöntemi uygulanan numunelerin sonuçları Resim 9.30 ve Resim 9.31'de verilmiştir. XRD incelemeleri sonucunda 610S-0 kodlu numunede Al, Mg₂Si intermetalik çökelti fazının dışında çeşitli oksit bileşikleri ve Fe içerikli intermetalikler görülürken, takviye oranı ve sıcaklık değerinin artışına paralel olarak 620S-15 kodlu numunede Mg₂AlO₄, MgB₇ ve Al₄SiC₄ gibi fazlar gözlenmiştir [34, 76].

Commander Sample ID (Coupled TwoTheta/Theta)



Resim 9.30. 610S-0 kodlu numunenin XRD sonucu

Commander Sample ID (Coupled TwoTheta/Theta)



Resim 9.31. 620S-15 kodlu numunenin XRD sonucu

Li ve diğerleri (2015) yapmış oldukları çalışmada 6061Al/B₄C kompozit malzemelerinin 620 °C’de ara yüzey reaksiyonları sonucunda Al₃BC, MgAl₂O₄, MgO, MgB₇, Mg_{0.78}Al_{0.75}B₁₄, AlB₁₂C₂ ve Al₄SiC₄ ürünlerinin meydana geldiğini tespit etmişlerdir. 620 °C’de sıvı fazın varlığının Al ve B₄C arasındaki reaksiyonu aktive ederek serbest B oluşumuna neden olduğunu; B ve Mg içeren reaksiyonların ardından Al, Si ve C içeren reaksiyonların meydana geldiğini gözlemlemişlerdir. İlgili reaksiyonlar aşağıda verilmiş olup denklemlerdeki “O” elementinin kaynağının B₄C tozlarındaki oksitler, Al partikülleri üzerindeki Al₂O₃ filmi ve toz partiküllerine adsorbe edilen nem olabileceğini belirtmişlerdir [34, 76].



10. SONUÇLAR

Sıcak presleme aktif sinterleme yöntemi ile üretilen Al6061 matrisli B₄C takviyeli MMK_p malzemelerin özelliklerine 610 °C ve 620 °C’de uygulanan SKSS işleminin etkisi araştırılan bu tez çalışmasında elde edilen genel sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- SKSS işlemleri ile oluşturulan sıvı fazın kapiler kuvvet etkisi ile yüzeylere doğru yayınması (kusması) sonucunda numune yüzeylerinde, katılaşmış küresel formda kabarcıklar meydana gelmiştir. Fırında soğutmada azalan soğutma hızı ile birlikte özellikle MMK_p malzemelerin kusma oranı ve hacimsel genleşme miktarında artış gözlenmiştir
- Artan B₄C takviye oranıyla birlikte, MMK_p malzemelerin mikroyapısında takviye parçacıkların yer yer bölgesel topaklaşmalar/kümeleşmeler (aglomerasyon) oluşturduğu ve buralarda kısmen parçacıklar arası mikro boşlukların meydana geldiği gözlenmiştir. Bununla birlikte, MMK_p malzemelerde büyük oranda parçacık-matris arayüzey bağı oluşabilecek şekilde matrisin takviye parçacıkları çevrelediği belirlenmiştir.
- MMK_p malzemelerin sıcak presleme veya SKSS sonrası matris mikroyapılarında, belirgin gözenek oluşumu mevcut değildir ancak, SKSS işlemi uygulanıp suda soğutulan T/M malzemenin mikroyapısında, ötektik sıvı sebepli gözenek oluşumları belirlenmiştir.
- Mikroyapı incelemelerinde, (F) T/M numunesinde taneler arasında ötektik sıvının katılaşmasıyla oluşan fazlar görülürken, (S) T/M numunesinde ise tane sınırlarıyla birlikte tane içlerinde de intermetalik fazları içeren sıvı faz oluşumları gözlenmiştir.
- Artan takviye oranı ile birlikte, kümeleşen parçacıklar arası boşluklar nedeni ile sıcak preslenen MMK_p malzemelerin yoğunluk değerlerinde bir miktar azalma eğilimi görülmüştür. Ancak, bu malzemelere uygulanan SKSS işlemi ile genellikle artan takviye oranıyla birlikte yoğunluklarında da artış eğilimi belirlenmiştir.
- Artan takviye oranıyla birlikte bütün MMK_p malzemelerin sertliklerinde artış eğilimi belirlenmiştir. Ancak, SKSS sinterleme işlemi uygulanan ve suda soğutulan malzemelerin sertliklerinde belirgin ve anlamlı bir artış görülmüştür.
- Benzer şekilde, SKSS sinterleme sonrası suda soğutma işlemi ile özellikle MMK_p malzemelerin çapraz kırılma dayanımlarında önemli bir artış sağladığı gözlenmiştir. Bu durum düşük takviye oranındaki MMK_p’lerde daha belirgindir. Artan takviye oranıyla

birlikte MMK_p malzemelerin ÇKD süneklikleri azalırken, suda soğutma işleminin malzemelerin sünekliklerini önemli oranda düşürdüğü görülmüştür.

- MMK_p malzemelerin kırık yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde, kırılma sürecinde matris malzemesinin sünek davranış göstererek ayrıldığı, SKSS sonrası suda soğutulan matrisin çok daha ince taneli kırık yüzey formu oluşturduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte, B₄C parçacık-matris arayüzeyinde intermetalik fazların oluşturabileceği gevrek kırılma davranışı da gözlenmiştir.
- XRD incelemeleri sonucunda düşük sıcaklıkta sıvı faz sinterlenen B₄C takviyesiz numunede Al, Mg₂Si intermetalik çökelti fazının dışında çeşitli oksit bileşikleri ve Fe içerikli intermetalikler görülürken, B₄C takviyesi ile birlikte 620 °C’de sıvı faz sinterlenen MMK malzemelerde, Mg₂AlO₄, MgB₇ ve Al₄SiC₄ gibi fazların da varlığı gözlenmiştir.

KAYNAKLAR

1. Akbulut H. (1994). *Alümina Fiber Takviyeli Al-Si Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik İlişkilerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1-2.
2. Dasgupta, R., Meenai, H. (2005). SiC Particulate Dispersed Composites of an Al–Zn–Mg–Cu Alloy: Property Comparison with Parent Alloy. *Materials Characterization*, 54, 438-445.
3. Ahlatçı, H., Candan, E., Çimenoglu, H. (2003). %60 SiC-Al Kompozitlerin Aşınma Davranışına SiC Partikül Boyutunun Etkisi. *İstanbul Teknik Üniversitesi Dergisi*, 2(3), 37-42.
4. Zhang, Q., Xiao, B.L., Liu, Z.Y. and Ma, Z.Y. (2011). Microstructure Evolution and Elemental Diffusion of SiC_p/Al–Cu–Mg Composites Prepared From Elemental Powder During Hot Pressing. *Journal of Materials Science*, 46, 6783-6793.
5. Topçu, I., Gülsoy, H.O., Kadioğlu, N. and Güllüoğlu, A.N. (2009). Processing and Mechanical Properties of B₄C Reinforced Al Matrix Composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 482, 516-521.
6. Asgharzadeh, H., Simchi, A. (2009). Supersolidus Liquid Phase Sintering of Al6061/SiC Metal Matrix Composites. *Powder Metallurgy*, 52(1), 28-35.
7. Gao, M., Kang, H., Chen, Z., Guo, E., Peng, P and Wang, T. (2019). Effect of Reinforcement Content and Aging Treatment on Microstructure and Mechanical Behavior of B₄C_p/6061Al Composites. *Materials Science & Engineering*, 744, 682-690.
8. Nazik C. (2013). *Alüminyum Matrisli B₄C Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.
9. Kumar, N., Gautam, A., Singh, R.S. and Manoj, M.K. (2019). Study of B₄C/Al–Mg–Si Composites as Highly Hard and Corrosion-Resistant Materials for Industrial Applications. *Transactions of The Indian Institute of Metals*, 72(9), 2495-2501.
10. Asghar, Z., Zahid, G.H., Din, R., Ahmad, E., Mehmood, M. and Badshah, S. (2015). Effect of Degassing Parameters on Sinterability of Al/B₄C Powder Mixture. *Powder Metallurgy*, 58(1), 36-40.
11. Ekici, E., Özçatalbaş, Y. and Gülesin, M. (2016). Mechanical and Fracture Behavior of B₄C Reinforced Al Composites Produced by Hot Pressing. *München Materials Testing*, 58(2), 133-139.
12. Upadhyaya, G.S. (2002). *Powder Metallurgy Technology*. Cambridge International Science Publishing.

13. Cai, Z., Zhang, C., Wang, R., Peng, C. and Wu, X. (2016). Effect of Copper Content on Microstructure and Mechanical Properties of Al/Si_p Composites Consolidated by Liquid Phase Hot Pressing. *Materials and Design*, 110, 10-17.
14. Padmavathi, C., Upadhyaya, A. (2011). Sintering Behaviour and Mechanical Properties of Al–Cu–Mg–Si–Sn Aluminum Alloy. *Transactions of The Indian Institute of Metals*, 64(4-5), 345-357.
15. Gökçe, A., Fındık, F. and Kurt, A.O. (2016). Sintering and Aging Behaviours of Al₄CuXMg PM Alloy. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 55(4), 391-401.
16. Paidpilli, M., Gupta, G.K. and Upadhyaya, A. (2017). Sintering Response of Aluminum 6061-TiB₂ Composite: Effect of Prealloyed and Premixed Matrix. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(9), 4470-4480.
17. German, R.M. (2013). *Sintering Theory and Practice* (Çev. H.Ö. Gülsoy). Ankara: Nobel Yayınları, 374-375.
18. Momeni, H., Razavi, H. and Shabestari, S.G. (2010). Effect of Supersolidus Liquid Phase Sintering on The Microstructure and Densification of The Al-Cu-Mg Prealloyed Powder. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, 8(2), 10-17.
19. German, R.M. (2014). *Sintering: From Empirical Observations to Scientific Principles, Chapter Nine Sintering with a Liquid Phase*. 289-292.
20. Padmavathi, C., Upadhyaya, A. and Agrawal, D. (2011). Effect of Microwave and Conventional Heating on Sintering Behavior and Properties of Al–Mg–Si–Cu Alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 130, 449-457.
21. Groover, M.P. (1996). *Fundamentals of modern manufacturing: Materials, processes, and systems*. USA: Prentice-Hall Inc., 251-639.
22. Balaban Z. (2013). *T/M Yöntemiyle Üretilmiş Alüminyum Esaslı SiC_p Takviyeli Kompozit ile 304 Paslanmaz Çeliğin Sürtünme Kaynağıyla Birleştirilebilirliğinin Araştırılması*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
23. Ögünç, H. (2006). *Sıcak Presleme ile Sinterlenmiş α-SiC Matrisli B₄C Kompozitlerinin Özelliklerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
24. Hüner, Ü. (2008). *Plastik Esaslı Kompozit Malzemelerin Sıcak Birleştirme İşlemlerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne.
25. Gülüzade, R. (2011). *Alüminyum ve Çelik Testere Talaşlarından Sinterleme ile Üretilen Metal Matriks Kompozitlerin Mekanik Özellikleri ve Kırılma Davranışları*, Doktora Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.
26. Kalemtaş, A. (2014). Metal Matrisli Kompozitlere Genel Bir Bakış. *Putech & Composites*, 18-30.

27. Kalaycıoğlu A. (2010). *SiC Tane Katkılı Alüminyum Kompozitlerin Toz Metalurjisi ile Üretimi ve Karakterizasyonu*, Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
28. Kaya, A.İ. (2016). Kompozit Malzemeler ve Özellikleri. *Putech & Composites*, 38-45.
29. Callister, W.D., Rethwisch, D.G. (2015). *Materials Science and Engineering* (Çev. K. Genel). Nobel Yayınları, 514(8), 653-654.
30. Kara, M. (2006). *Düşük Hızlı Darbeye Maruz Tabakalı Kompozitlerin Dinamik Cevabı*, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.
31. Javdanı, A., Daei-Sorkhabı, A.H. (2018). Microstructural and Mechanical Behavior of Blended Powder Semisolid Formed Al7075/B₄C Composites Under Different Experimental Conditions. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 28, 1298-1310.
32. Couturier, R., Ducret, D., Merle, P., Disson, J.P. and Joubert, P. (1997). Elaboration and Characterization of a Metal Matrix Composite: Al/AlN. *Journal of the European Ceramic Society*, 17, 1861-1866.
33. Yakut, R. (2015). *B₄C Takviyeli Alüminyum Kompozit Malzemelerin Yarı Katı Karıştırma Yöntemi İle Üretim ve Karakterizasyonu*, Doktora Tezi, Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne.
34. Li, Y.Z., Wang, Q.Z., Wang, W.G., Xiao, B.L. and Ma, Z.Y. (2015). Effect of Interfacial Reaction on Age-Hardening Ability of B₄C/6061Al Composites. *Materials Science & Engineering A* 620, 445-453.
35. Aidun, D., Martin, P. and Sun, J. (1992). Effects of Heat Treatment on the Mechanical Properties of SiC_p/6061 Al Composite. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1(5), 615-324.
36. Rajasekaran, S., Udayashankar, N.K. and Nayak, J. (2011). T4 and T6 Treatment of 6061 Al-15 Vol. % SiC_p Composite. *International Scholarly Research Notices Materials Science*, 2012(374719), 1-5.
37. Younes, A., Bacha, N.E., Zergoug, M. and Dilmi, N. (2017). Structural and Magnetic Properties of Fe-Co/Al₂O₃ Nanocomposite Powder Produced by Mechanical Alloying. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 56(3-4), 148-157.
38. Ma, Y., Bao, C., Han, L. And Chen, J. (2017). Study on Microstructures and Properties of Porous TiC Ceramics Fabricated by Powder Metallurgy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26, 636-643.
39. Koc, R., Meng, C. and Swift, G.A. (2000). Sintering Properties of Submicron TiC Powders from Carbon Coated Titania Precursor. *Journal of Materials Science*, 35, 3131-3141.
40. Gökçe, A., Findık, F. ve Kurt, A. (2017). Alüminyum ve Alaşımlarının Toz Metalurjisi İşlemleri. *Mühendis ve Makina*, 58(686), 21-47.

41. Zengen, K.H. (2006). Aluminium in Future Cars-A Challenge for Materials Science. *Materials Science Forum*, 519-521, 1201-1208.
42. Gökçe, A., Fındık, F. and Kurt, A.O. (2011). Microstructural Examination and Properties of Premixed Al-Cu-Mg Powder Metallurgy Alloy. *Materials Characterization*, 62, 730-735.
43. Youseffi, M., Showaiter, N. (2006). PM Processing of Elemental and Prealloyed 6061 Aluminium Alloy With and Without Common Lubricants and Sintering Aids. *Powder Metallurgy*, 49(3), (240-252).
44. Hunt, W.H., Herling, D.R. (2004). Aluminum Metal Matrix Composites. *Advanced Materials & Processes*, 162(2), 39-42.
45. Mindivan, H., (2007). *Silisyum Karbür Takviyeli Alüminyum Matris Kompozitlerin Tribolojik Davranışlarının İncelenmesi*, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
46. Çavuşoğlu, Ü. (2013). *Magnezyum Matrisli B₄C Takviyeli Kompozit Malzeme Üretimi*, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
47. Ibrahim, I.A., Mohamed, F.A. and Lavernia, E.J. (1991). Particulate Reinforced Metal Matrix Composites - A Review. *Journal of Materials Science*, 26, 1137-1156.
48. Srivatsan, T.S. (1991). Processing Techniques For Particulate-Reinforced Metal Aluminium Matrix Composites. *Journal of Materials Science*, 26, 5965-5978.
49. Ateş, S., Kızılok, E. (2011). Basınçlı İnfiltrasyon ile Üretilen SiC/Al2014 Kompozitlerin Özelliklerine İnfiltrasyon Sıcaklığının Etkisinin Tek Yönlü Varyans Analizi ile İncelenmesi. *International Journal of Research and Development*, 3(1), 50-54.
50. Kalemtaş, A. (2016). İnfiltrasyon Yöntemiyle Kompozit Üretiminde Etkili Olan Temel Değişkenler. *Putech & Composites*, 20-26.
51. Ündey, M., Saridikmen, H. ve Kuşkonmaz, H. (2004). Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi Kullanılarak Etial-160 Al-Si Alaşımından Bomba Gövdesi Prototipinin Üretilmesinde Kalıp Basıncının ve Basınç Uygulama Süresinin İncelenmesi. *Journal of Engineering and Natural Sciences*, 2004(1), 109-116.
52. Beygi, H., Sajjadi, S.A. and Zebarjad, S.M. (2014). Microstructural Analysis and Mechanical Characterization of Aluminum Matrix Nanocomposites Reinforced with Uncoated and Cu-Coated Alumina Particles. *Materials Science&Engineering A*, 607, 81-88.
53. Koçer, T. (2002). *Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemiyle Üretilen Al₂O₃ Ve SiC Partikül Takviyeli Al-Mg Metal Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
54. Pokorska, I. (2008). Deformation of Powder Metallurgy Materials in Cold and Hot Forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 196, 15-32.

55. Sarıtaş, S., Türker, M. ve Durlu, N. (2007). *Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri*. Ankara: Türk Toz Metalurjisi Yayınları 05, 2-9, 61-62.
56. Reverchon, E., Adami, R. and Caputo, R. (2006). Supercritical Assisted Atomization: Performance Comparison Between Laboratory and Pilot Scale. *The Journal of Supercritical Fluids*, 37, 298-306.
57. Chen, Y.M., Su, Y.H., Lin, R.W. and Tsao, C.Y.A. (1998). Modeling of Atomization Rate During Gas Atomization. *Acta Materialia*, 46(3), 1011-1023.
58. Rajan, R., Pandit, A.B. (2001). Correlations to Predict Droplet Size in Ultrasonic Atomisation. *Ultrasonic*, 39, 235-255.
59. Murtomaa, M., Kivikero, N., Mannermaa, J.P. and Lehto, V.P. (2005). Electrostatic Atomization in The Microscale Granulation. *Journal of Electrostatics*, 63, 891-897.
60. Dunkley, J.J., Norval, D., Jones, R.T. and Chennells, P. (2008). Water Atomization of PGM-Containing Intermediate Alloys. *Third International Platinum Conference 'Platinum in Transformation'*, 155-160.
61. Zeoli, N., Gu, S. (2008). Computational Validation of an İsentropic Plug Nozzle Design For Gas Atomisation. *Computational Materials Science*, 42, 245-258.
62. Ting, J., Connor, J. and Ridder, S. (2005). High-Speed Cinematography of Gas-Metal Atomization. *Materials Science and Engineering A*, 390, 452-460.
63. Neikov, O.D., Milman, Y.V., Sirko, A.I., Sameljuk, A.V. and Krajnikov, A.V. (2008). Elevated Temperature Aluminum Alloys Produced by Water Atomization. *Materials Science and Engineering A*, 477, 80-85.
64. Özgün, Ö. (2007). *Toz Metalurjisi ile Üretilen Alaşımli Çeliklerin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri*, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
65. Kim, K.T., Yang, H.C. (2001). Densification Behavior of Titanium Alloy Powder During Hot Pressing. *Materials Science and Engineering*, A(313), 46-52.
66. Bedir, F. (2007). Characteristic Properties of Al-Cu-SiC_p and Al-Cu-B₄C_p Composites Produced by Hot Pressing Method Under Nitrogen Atmosphere. *Materials and Design*, 28, 1238-1244.
67. Jia, C., Sun, L., Tang, H. and Qu, X. (2007). Hot Pressing of Nanometer WC-Co Powder. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 25, 53-56.
68. German, R.M., Suri, P. and Park, S.J. (2009). Review: liquid phase sintering. *Journal of Materials Science*, 44, 1-39.
69. Güner, A.T. (2013). *Yarı-Katı Halde Şekil Verilmiş Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Su Verme Sıcaklığının Etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Denizli.

70. Tan, E. (2011). *Alüminyum Alaşımlarında Blister Oluşumu*, Doktora Tezi, Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Denizli.
71. Kaufman, J.G. (2000). *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. USA: ASM International, 1, 9-22.
72. Ak, M. (2012). *AA206 Alüminyum Döküm Alaşımında Empirite Demirin Mekanik Özelliklere Etkilerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
73. Yılmaz, R. (2015). *Çökelme Sertleştirilmesi*, Ders Notu, Sakarya Üniversitesi, Sakarya.
74. Amado, M.N., Daroqui, F. (2015). Revision of The Solvus Limit of Al-Mg₂Si Pseudo Binary Phase Diagram. *Procedia Materials Science*, 8, 1079-1088.
75. Din, R.U., Shafqat, Q.A., Asghar, Z., Zahid, G.H., Basit, A., Qureshi, A.H., Manzoor, T., Nasir, M.A., Mehmood, F. and Hussain, K.I. (2018). Microstructural Evolution, Powder Characteristics, Compaction Behavior and Sinterability of Al 6061–B₄C Composites as a Function of Reinforcement Content and Milling Times. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 59(2), 207-222.
76. Li, Y.Z., Wang, Q.Z., Wang, W.G., Xiao, B.L. and Ma, Z.Y. (2015). Interfacial Reaction Mechanism Between Matrix and Reinforcement in B₄C/6061Al Composites. *Materials Chemistry and Physics*, 154, 107-117.
77. Min, K.H., Kang, S.P., Lee, B.H., Lee, J.K. and Kim, Y.D. (2006). Liquid Phase Sintering of The Commercial 2xxx Series Al Blended Powder. *Journal of Alloys and Compounds*, 419, 290-293.
78. Padmavathi, C., Upadhyaya, A. (2010). Densification, Microstructure and Properties of Supersolidus Liquid Phase Sintered 6711Al-SiC Metal Matrix Composites. *Science of Sintering*, 42, 363-382.
79. Liu, S., Zhou, Z., Li, D., Guo, S. and Shu, S. (2019). Effect of Pack Rolling and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of B₄C/6061Al Composite Prepared by Powder Metallurgy. *Metals and Materials International*.
80. Karakoç, H., Karabulut, Ş., Çalın, R., Kırmızı, G. ve Çıtak, R. (2015). *AA6061 Matrisli %15 B₄C_p Takviyeli Kompozit Malzemelerin TM Yöntemi ile Üretimi ve T6 Yaşlandırma Süresinin Sertliğe Olan Etkilerinin İncelenmesi*. Uluslararası Katılımlı 1. Savunma Sanayi Sempozyumu, Kırıkkale.
81. Couper, M., Parson, N. (2008). *Precipitation Strengthening and Alloy Design for 6061 Al-Mg-Si Alloys, Aluminium Alloys–Their Physical and Mechanical Properties 1* Wiley-VCH GmbH & Co.
82. Tomiczek, B., Pawlyta, M., Adamiak, M. and Dobrzański, L.A. (2015). Effect of Milling Time on Microstructure of AA6061 Composites Fabricated Via Mechanical Alloying. *Archives of Metallurgy and Materials*, 60(2), 789-793.

83. Ferdian, D., Thebault, Y., Freulon, A. and Lacaze, J. (2015). Characterisation of Rosette Formation in an Aluminium-Silicon Alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 28(5), 290-294.
84. Anyalebechi, P.N., Hogarth, J. (1994). Effect of Supereutectic Homogenization Incidence of Porosity in Aluminum Alloy on 2014 Ingot. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 25-B, 111-122.
85. MacKenzie, D.S., Heat Treating Aluminum for Aerospace Applications. *Houghton International Inc.*, Valley Forge, 1-10.
86. Arık, H., Kırmızı, G. ve Özçatalbaş, Y. (2017). TM Yöntemiyle Al₁₃-B₄C MMK Malzeme Üretimi ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması. *The Journal of International Manufacturing and Production Technologies*, 13-21.
87. Li, Y., Wang, W., Zhou, J., Chen, H. and Zhang, P. (2017). 10B Areal Density: a Novel Approach for Design and Fabrication of B₄C/6061Al Neutron Absorbing Materials. *Journal of Nuclear Materials*, 487, 238-246.
88. National Research Council, (2011). *Opportunities in Protection Materials Science and Technology for Future Army Applications*. U.S.: National Academies Press, 146.



ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : KIYMAZ, Türkan
 Uyruğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 14.12.1991, Hatay

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi / Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	Cumhuriyet Üniversitesi / Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2014
Lise	Bafra Anadolu Lisesi	2010

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2019-Halen	Aksis Hassas Döküm Dış Tic. Ltd. Şti.	Kalite Mühendisi
2018	Akalın Isıl İşlem Çelik San. ve Tic. Ltd. Şti.	Kalite Mühendisi
2015-2017	Erkunt Sanayi A.Ş.	Üretim Mühendisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

Kıymaz T., Özçatalbaş, Y., (2020). B₄C Takviye Oranı ve İkincil Sinterleme İşlemlerinin Al6061 Matrisli MMK_p Malzemelerin Özelliklerine Etkisi. *Dergipark - Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji Dergisi*, 8 (3), 601-6015.

Hobiler

Kişisel gelişim romanları okumak, Pilates, Doğa yürüşü



GAZİ GELECEKTİR..