

**T.C.  
MANİSA CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DOKTORA TEZİ  
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI  
KONSTRÜKSİYON ve İMALAT BİLİM DALI**

**YÜKSEK FREKANSLI İNDÜKSİYON İLE SİNERLEMENİN  
HİBRİD ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK  
VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

**Levent Ulvi GEZİCİ**

**Danışman  
Doç. Dr. Uğur ÇAVDAR**



**MANİSA-2019**

**Levent Ulvi  
GEZICI**

**YÜKSEK FREKANSLI İNDÜKSİYON İLE SİNTERLEMENİN HİBRİD ALÜMİNYUM  
MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK VE TRIBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

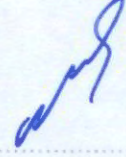
**2019**

## TEZ ONAYI

Levent Ulvi GEZİCİ tarafından hazırlanan “YÜKSEK FREKANSLI İNDÜKSİYON İLE SİNERLEMENİN HİBRİD ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK ve TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ” adlı tez çalışması 14/01/2019 tarihinde aşağıdaki jüri üyeleri önünde Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda Doktora Tezi olarak başarı ile savunulmuştur.

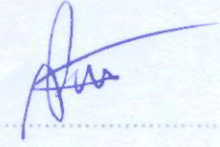
Danışman

**Doç. Dr. Uğur ÇAVDAR**  
İzmir Demokrasi Üniversitesi



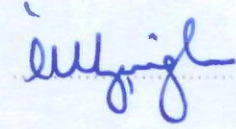
Jüri Üyesi

**Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU**  
Manisa Celal Bayar Üniversitesi



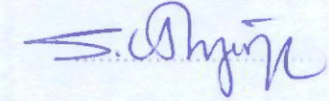
Jüri Üyesi

**Doç. Dr. İhsan Murat KUŞOĞLU**  
Dokuz Eylül Üniversitesi



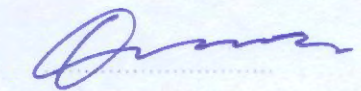
Jüri Üyesi

**Doktor Öğr. Üyesi Selda KAYRAL**  
Manisa Celal Bayar Üniversitesi



Jüri Üyesi

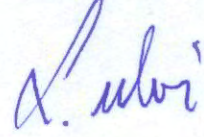
**Doktor Öğr. Üyesi Onur ERTUĞRUL**  
İzmir Katip Çelebi Üniversitesi



## TAAHÜTNAME

Bu tezin Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Bölümü'nde, akademik ve etik kurallara uygun olarak yazıldığına ve kullanılan tüm literatür bilgilerinin referans gösterilerek tezde yer aldığını beyan ederim.

**Levent Ulvi GEZİCİ**



## İÇİNDEKİLER

	<b>Sayfa</b>
İÇİNDEKİLER .....	I
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	II
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	III
TABLO DİZİNİ .....	VI
TEŞEKKÜR.....	VII
ÖZET.....	VIII
ABSTRACT.....	IX
1. GİRİŞ .....	1
2. GENEL BİLGİLER .....	8
2.1. Matris Malzemesi ve Özellikleri .....	8
2.2. Alaşım Elementleri.....	8
2.3. Takviye Malzemeleri ve Özellikleri.....	9
2.4. Sinterleme .....	9
2.4.1. Sinterlemenin Kinetiği.....	11
2.4.2. Katıhal Sinterlemesi .....	11
2.4.3. İndüksiyon ile Sinterleme .....	13
3. MATERYAL VE YÖNTEMLER.....	14
3.1. Materyal.....	14
3.2. Yöntem .....	18
3.3. Deneysel Uygulama .....	23
4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA .....	26
4.1. Sertlik, Yoğunluk ve Gözeneklilik.....	29
4.2. Yüzey Pürüzlülüğü ve Aşınma Testi.....	33
4.3. Metalografik İnceleme .....	42
4.4. XRD Analizi Sonuçları .....	43
4.5. SEM ve EDS Element Analizi Sonuçları .....	53
5. SONUÇ VE ÖNERİLER .....	96
KAYNAKLAR .....	99
ÖZGEÇMİŞ .....	105

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

<b>Al</b>	Alüminyum
<b>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	Alüminyum Oksit
<b>Al-Cu</b>	Alüminyum Bakır alaşımı
<b>Al-Mg</b>	Alüminyum Magnezyum alaşımı
<b>Al-Si</b>	Alüminyum Silisyum alaşımı
<b>B<sub>4</sub>C</b>	Bor Karbür
<b>C</b>	Karbon, Grafit
<b>Gr</b>	Grafit
<b>HAMK</b>	Hibrid Alüminyum Matrisli Kompozit
<b>MPa</b>	Mega Paskal
<b>MoS<sub>2</sub></b>	Molibden Disülfid
<b>SEM</b>	Taramalı Elektron Mikroskobu
<b>SiC</b>	Silisyum Karbür
<b>SiO<sub>2</sub></b>	Silisyum Dioksit
<b>TiO<sub>2</sub></b>	Titanyum Dioksit
<b>TM</b>	Toz Metalurjisi
<b>WC</b>	Tungsten Karbür
<b>XRD</b>	X Işını Difraksiyon Spektroskopisi

## ŞEKİLLER DİZİNİ

	<b>Sayfa</b>
Şekil 2.1. İki küre sinterleme teorisi .....	12
Şekil 2.2. Sinterleme esnasında gözenek yapısındaki değişim .....	13
Şekil 3.1. Alüminyum tozunun boyut analizi .....	15
Şekil 3.2. Magnezyum tozunun boyut analizi .....	15
Şekil 3.3. Silisyum tozunun boyut analizi.....	15
Şekil 3.4. Bakır tozunun boyut analizi .....	16
Şekil 3.5. Bor Karbür tozunun boyut analizi.....	16
Şekil 3.6. Silisyum Karbür tozunun boyut analizi .....	16
Şekil 3.7. Grafit tozunun boyut analizi .....	17
Şekil 3.8. Titanyum Dioksit tozunun boyut analizi.....	17
Şekil 3.9. Silisyum Dioksit tozunun boyut analizi.....	17
Şekil 3.10. Tozların karıştırılma yöntemi .....	18
Şekil 3.11. Tozlara şekil verdiğimiz kalıp ve pimler .....	19
Şekil 3.12. Güç kontrol ünitesi ve güç kaynağı .....	19
Şekil 3.13. İndüksiyon bobini ve içindeki numune.....	20
Şekil 3.14. Vakum sistemi .....	20
Şekil 3.15. Makro sertlik ölçüm cihazı .....	21
Şekil 3.16. Aşınma deneyleri için kullanılan tribometre.....	22
Şekil 4.1. Toz kompozisyonu için uygun basınç tayini .....	26
Şekil 4.2. Sinterleme sıcaklığının sertlik değerine etkisi .....	27
Şekil 4.3. Sinterleme süresinin sertlik değerine etkisi .....	27
Şekil 4.4. Sinterleme esnasında hasar gören numune .....	28
Şekil 4.5. MBCT kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.....	30
Şekil 4.6. MBCSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi .....	31
Şekil 4.7. MSCT kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi .....	31
Şekil 4.8. MSCSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.....	32
Şekil 4.9. MBCTSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.....	33
Şekil 4.10. MSCTSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi .....	33
Şekil 4.11. Aşınma sonrası oluşan iz ve aşınma birikintileri .....	34
Şekil 4.12. Aşınma sonrası B <sub>4</sub> C içeren kompaktlarda oluşan aşınma izi.....	34
Şekil 4.13. Aşınma sonrası SiC içeren kompaktlarda oluşan aşınma izi .....	35
Şekil 4.14. Aşınma sonrası numunenin yüzey profili .....	35
Şekil 4.15. MBCT kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği .....	37
Şekil 4.16. MBCSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği .....	38
Şekil 4.17. MSCT kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği.....	38
Şekil 4.18. MSCSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği .....	39
Şekil 4.19. MBCTSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği .....	40
Şekil 4.20. MSCTSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği .....	40
Şekil 4.21. Numune MBC'nin mikro yapı görüntüsü.....	42
Şekil 4.22. Numune MSC'nin mikro yapı görüntüsü .....	43
Şekil 4.23. MBC1T'nin XRD element analizi .....	43
Şekil 4.24. MBC7T'nin XRD element analizi .....	44
Şekil 4.25. MBC3T3SO'nun XRD element analizi .....	44
Şekil 4.26. MBC7SO'nun XRD element analizi .....	45
Şekil 4.27. MBC'nin XRD element analizi .....	45
Şekil 4.28. MSC1T'nin XRD element analizi .....	46
Şekil 4.29. MSC7T'nin XRD element analizi .....	46

Şekil 4.30. MSC3T3SO'nun XRD element analizi .....	47
Şekil 4.31. MSC7SO'nun XRD element analizi .....	47
Şekil 4.32. MSC'nin XRD element analizi .....	48
Şekil 4.33. Alüminyum Titanyum alaşımı .....	49
Şekil 4.34. Al-Ti sistemlerinde fazların oluşumu .....	50
Şekil 4.35. Si-Ti sistemlerinde fazların oluşumu .....	50
Şekil 4.36. Deneysel verilere dayalı 500°C'de Al-Mg-Cu fazları .....	51
Şekil 4.37. Deneysel olarak 400°C'de Al-Mg-Cu fazları .....	51
Şekil 4.38. Al-Cu sistemi faz diyagramı .....	52
Şekil 4.39. MBC'nin SEM görüntüsü .....	54
Şekil 4.40. MBC'nin element analizi .....	54
Şekil 4.41. MBC'nin EDS haritalama sonucu .....	55
Şekil 4.42. MBC'de seçilen noktaların elementel analizi .....	56
Şekil 4.43. MBC için SA 1'de elementlerin dağılımı .....	56
Şekil 4.44. MBC için EDS 1'de elementlerin dağılımı .....	56
Şekil 4.45. MBC için SA 2'de elementlerin dağılımı .....	57
Şekil 4.46. MBC için EDS 2'de elementlerin dağılımı .....	57
Şekil 4.47. MBC4T'nin SEM görüntüsü .....	58
Şekil 4.48. MBC4T'nin EDS element analizi .....	58
Şekil 4.49. MBC4T'nin EDS haritalama sonucu .....	59
Şekil 4.50. MBC4T için noktasal element analizi .....	60
Şekil 4.51. MBC4T için EDS 1'de elementlerin dağılımı .....	60
Şekil 4.52. MBC4T için EDS 2'de elementlerin dağılımı .....	61
Şekil 4.53. MBC4T için SA 1'de elementlerin dağılımı .....	61
Şekil 4.54. MBC4T için SA 2'de elementlerin dağılımı .....	61
Şekil 4.55. MBC4T için EDS 3'de elementlerin dağılımı .....	62
Şekil 4.56. MBC7T'nin SEM görüntüsü .....	63
Şekil 4.57. MBC7T'nin EDS element analizi .....	63
Şekil 4.58. MBC7T'nin EDS haritalama sonucu .....	64
Şekil 4.59. MBC7T için TiO <sub>2</sub> içeren yapıların SEM görüntüsü .....	65
Şekil 4.60. Tanecikli yapıların EDS element analizi .....	65
Şekil 4.61. Al-TiO <sub>2</sub> ara yüzey görüntüsü .....	65
Şekil 4.62. MBC7T için noktasal EDS analizi .....	66
Şekil 4.63. MBC7T için SA 1'de elementlerin dağılımı .....	66
Şekil 4.64. MBC7T için SA 2'de elementlerin dağılımı .....	66
Şekil 4.65. MBC7T için SA 3'de elementlerin dağılımı .....	67
Şekil 4.66. MBC3T3SO'nun SEM görüntüsü .....	68
Şekil 4.67. MBC3T3SO'nun EDS element analizi .....	68
Şekil 4.68. MBC3T3SO'nun EDS haritalama sonucu .....	69
Şekil 4.69. MBC3T3SO için noktasal EDS analizi .....	70
Şekil 4.70. MBC3T3SO için SA 1'de elementlerin dağılımı .....	70
Şekil 4.71. MBC3T3SO için SA 2'de elementlerin dağılımı .....	70
Şekil 4.72. MBC3T3SO için SA 3'de elementlerin dağılımı .....	71
Şekil 4.73. MBC3T3SO için SA 4'de elementlerin dağılımı .....	71
Şekil 4.74. MBC3T3SO için SA 5'de elementlerin dağılımı .....	71
Şekil 4.75. MBC5T5SO'nun SEM görüntüsü .....	72
Şekil 4.76. MBC5T5SO'nun EDS element analizi .....	73
Şekil 4.77. MBC5T5SO'nun noktasal EDS analizi .....	74
Şekil 4.78. MBC5T5SO için SA 1'de elementlerin dağılımı .....	74
Şekil 4.79. MBC5T5SO için SA 2'de elementlerin dağılımı .....	74



Şekil 4.80. MBC5T5SO için EDS 1’de elementlerin dağılımı .....	75
Şekil 4.81. MBC5T5SO için SA 3’de elementlerin dağılımı .....	75
Şekil 4.82. MBC5T5SO için EDS 2’de elementlerin dağılımı .....	75
Şekil 4.83. MBC5T5SO için SA 4’de elementlerin dağılımı .....	75
Şekil 4.84. MSC’nin SEM görüntüsü .....	77
Şekil 4.85. MSC’nin EDS element analizi .....	77
Şekil 4.86. MSC’nin EDS haritalama sonucu .....	78
Şekil 4.87. MSC için noktasal element analiz .....	79
Şekil 4.88. MSC için SA 1’de elementlerin dağılımı .....	79
Şekil 4.89. MSC için SA 2’de elementlerin dağılımı .....	79
Şekil 4.90. MSC için EDS 2’de elementlerin dağılımı .....	80
Şekil 4.91. MSC4T’nin SEM görüntüsü .....	81
Şekil 4.92. MSC4T’nin EDS element analizi .....	81
Şekil 4.93. MSC4T için EDS haritalama sonucu .....	82
Şekil 4.94. MSC7T’nin SEM görüntüsü .....	83
Şekil 4.95. MSC7T’nin EDS element analizi .....	83
Şekil 4.96. MSC7T’nin EDS haritalama sonucu .....	84
Şekil 4.97. MSC7T’de noktasal EDS analizi .....	85
Şekil 4.98. MSC7T için SA 2’de element dağılımı .....	85
Şekil 4.99. MSC7T için SA 3’de element dağılımı .....	85
Şekil 4.100. MSC7T için SA 6’da element dağılımı .....	86
Şekil 4.101. MSC4SO’nin SEM görüntüsü .....	87
Şekil 4.102. MSC4SO’nin EDS element analizi .....	87
Şekil 4.103. MSC4SO için EDS haritalama sonucu .....	88
Şekil 4.104. MSC4SO için noktasal element analiz .....	89
Şekil 4.105. MSC4SO için SA 1’de element dağılımı .....	89
Şekil 4.106. MSC4SO için SA 2’de element dağılımı .....	90
Şekil 4.107. MSC4SO için EDS 1’de element dağılımı .....	90
Şekil 4.108. MSC4SO için SA 3’de element dağılımı .....	90
Şekil 4.109. MSC4SO için EDS 2’de element dağılımı .....	90
Şekil 4.110. MSC7SO’nun SEM görüntüsü .....	92
Şekil 4.111. MSC7SO için EDS element analizi .....	92
Şekil 4.112. MSC7SO’nun EDS haritalama sonucu .....	93
Şekil 4.113. MSC7SO’de noktasal element analizi .....	94
Şekil 4.114. MSC7SO için SA 1’de element dağılımı .....	94
Şekil 4.115. MSC7SO için SA 3’de element dağılımı .....	94
Şekil 4.116. MSC7SO için SA 4’de element dağılımı .....	95
Şekil 4.117. MSC7SO için SA 6’de element dağılımı .....	95

## TABLO DİZİNİ

	<b>Sayfa</b>
Tablo 3.1. Deney için kullanılan tozların özellikleri .....	14
Tablo 3.2. XRD ölçüm parametreleri .....	23
Tablo 3.3. Bor Karbürlü numunelerin kompozisyon oranları .....	25
Tablo 3.4. Silisyum Karbürlü numunelerin kompozisyon oranları .....	25
Tablo 4.1. B <sub>4</sub> C içeren numunelerin ağırlık ve ebatları .....	28
Tablo 4.2. SiC içeren numunelerin ağırlık ve ebatları .....	29
Tablo 4.3. B <sub>4</sub> C içeren numunelerin yoğunluk, porozite ve sertlik değerleri .....	29
Tablo 4.4. SiC içeren numunelerin yoğunluk, porozite ve sertlik değerleri .....	30
Tablo 4.5. Bor Karbürlü numuneler için aşınma sonrası parametreler .....	36
Tablo 4.6. Silisyum Karbürlü numuneler için aşınma sonrası parametreler .....	36
Tablo 4.7. Al-Mg-Cu içeren üçlü fazların sembolleri .....	52
Tablo 4.8. MBC’de seçili noktalar için elementlerin yüzde oranları .....	57
Tablo 4.9. MBC4T’de seçili alanlarda elementlerin yüzde oranları .....	62
Tablo 4.10. MBC7T’de analiz sonucu elementlerin yüzde oranları .....	67
Tablo 4.11. MBC3T3SO’de Seçilen alanlarda elementlerin yüzde oranları .....	72
Tablo 4.12. MBC5T5SO’de seçilen alanlarda elementlerin yüzde oranları .....	76
Tablo 4.13. MSC’de seçilen alanlarda elementlerin yüzde oranları .....	80
Tablo 4.14. MSC7T’de seçilen alanlarda elementlerin yüzde oranları .....	86
Tablo 4.15. MSC4SO için seçilen bölgelerde elementlerin yüzde oranları .....	91
Tablo 4.16. MSC7SO için seçilen bölgelerde yüzde elementlerin dağılımı .....	95

## TEŞEKKÜR

Çalışmamın her aşamasında bana destek olan, bilgi ve deneyimleri ile yol gösteren danışman hocam Doç. Dr. Uğur ÇAVDAR' a, bilgi ve tecrübesi ile her yönden yardımcı olan Doktor Öğretim Üyesi Selda KAYRAL' a, doktora tezim sırasında her türlü desteği veren Doç. Dr. Murat KUŞOğLU' na, çalışmalarım sırasında desteğini her zaman hissettiğim Doktor Öğretim Üyesi Ali YURDDAŐ' a, 2016-162 numaralı destek projesi kapsamında çalışmamı maddi olarak destekleyen MCBÜ Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimine ve öğrenim hayatım boyunca beni maddi ve manevi olarak destekleyen ve hep yanımda olan Babam Kemal GEZİCİ' ye yürekten teşekkür ederim.

Levent Ulvi GEZİCİ  
Manisa, 2019



## ÖZET

### Doktora Tezi

#### Yüksek Frekanslı İndüksiyon ile Sinterlemenin Hibrid Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisi

Levent Ulvi GEZİCİ

Manisa Celal Bayar Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. Uğur ÇAVDAR

Bu çalışmada, Al-Mg-Si-Cu-B<sub>4</sub>C/SiC-Gr-TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> içeren hibrid metal matrisli kompozit malzemelerin mikro yapı, mekanik ve tribolojik özellikleri incelenmiştir. Bu amaçla, Al-Mg-Si-Cu-B<sub>4</sub>C-Gr ve Al-Mg-Si-Cu-SiC-Gr toz karışımlarına ağırlıkça farklı oranlarda TiO<sub>2</sub> (0-1-3-5-7) ve SiO<sub>2</sub> (0-1-3-5-7) parçacıkları takviye edilmiştir. Sonrasında ortalama toz boyutları 0-61 mikron arasında olan toz karışımı silindirik ve bilye içeren karıştırıcıda 30 dakika süreyle 30 tur/dakika hızla karıştırılmıştır. Karıştırılmış olan hibrid tozlar bir kalıpta tek eksenli olarak 220 MPa basınç altında kompakt hale getirilmiştir. Hibrid kompaktlar yüksek frekanslı (900 kHz) indüksiyon jeneratörü vasıtasıyla üretilen indüksiyon enerjisi ile düşük vakum (250-350 Torr) altında 600°C sıcaklıkta 300 sn süreyle sinterlenmiştir. Sinterlenmiş hibrid kompozit numunelerin fazları ve mikro yapıları XRD (X Işını Kırınımı), SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) ve optik mikroskop ile araştırılmıştır. Sinterlenmiş numunelerin mekanik ve tribolojik özellikleri ise aşınma testi ve makro sertlik ölçümleri ile incelenmiştir. Mikro yapı görüntüleri alüminyum matris içinde takviye elemanlarının homojen bir şekilde dağıldığını göstermektedir. Aşınma deneyleri 2 N yük altında 500 m yol ve 10 cm/sn aşındırma hızıyla gerçekleştirilmiştir. Aşındırma deneyleri sonucu SiC içeren numunelerin B<sub>4</sub>C içeren numunelere göre daha yüksek sürtünme katsayısı değerlerine sahip olduğu görülmüştür. Ayrıca SiC ve ağırlıkça %7 TiO<sub>2</sub> içeren numuneler aşınma sonrası minimum hacim kaybı göstermişlerdir. Ağırlıkça farklı oranlarda yapılan seramik parçacıkları takviyesi sonucu numunelerin sertlik değerlerinde belirgin bir artış gözlenmemiştir. Ayrıca SiO<sub>2</sub> takviyesinin sertlik değeri üzerinde olumsuz bir etkisinin olduğu tespit edilmiştir. İndüksiyon yöntemiyle üretilen hibrid kompozit malzemelerin mekanik ve tribolojik olarak daha iyi sonuçlar vermesinin yolu seramik takviye elemanlarının ıslanabilirliğini artırmakla yani daha yüksek sinterleme sıcaklıkları ve ağırlıkça daha düşük takviye oranlarıyla çalışarak mümkündür.

**Anahtar Kelimeler:** Toz metalürjisi, İndüksiyon, Sinterleme, Alüminyum, Hibrid.

2019, 105 sayfa

## **ABSTRACT**

### **PhD Thesis**

#### **The Effect Of Sintering With High Frequency Induction On The Mechanical And Tribological Properties Of Hybrid Aluminum Matrix Composites**

**Levent Ulvi GEZİCİ**

**Manisa Celal Bayar University  
Graduate School of Applied and Natural Sciences  
Department of Mechanical Engineering**

**Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Uğur ÇAVDAR**

In this study, the microstructure, mechanical and tribological properties of Al-Mg-Si-Cu-B<sub>4</sub>C/SiC-Gr-TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> hybrid metal matrix composite materials were investigated. For this purpose, Al-Mg-Si-Cu-B<sub>4</sub>C-Gr and Al-Mg-Si-Cu-SiC-Gr powder blends were reinforced with different weight percentage of TiO<sub>2</sub> (0-1-3-5-7) and SiO<sub>2</sub> (0-1-3-5-7) particles. Thereafter the mixtures with an average particle size of 0-61 micron were mixed for 30 minutes at 30 rpm in a planetary ball mixer. The mixed hybrid powders were uniaxially pressed in a mold at 220 MPa. The hybrid compacts were sintered under low vacuum (250-350 Torr) with the induction energy produced by the high frequency (900 kHz) induction generator at 600°C for 300 seconds. The phases and microstructure of sintered hybrid specimens were investigated with XRD (X-ray Diffraction), SEM (Scanning Electron Microscope) and optical microscope. The mechanical and tribological properties of the specimens were investigated with wear test and macro hardness measurements. The microstructure images show that the reinforcements have a homogeneous distribution in the aluminum matrix. The wear tests were carried out with 2 N load and 500 m distance with a sliding speed of 10 cm per second. The results show that samples with SiC reinforcement have a higher friction coefficient than the samples with B<sub>4</sub>C reinforcement. Also the sample with SiC and wt. 7% TiO<sub>2</sub> reinforcement has the lowest volume loss after wear test. There are no significant improvement in the hardness values for different amount of reinforcement. Also it was found that SiO<sub>2</sub> reinforcement has a negative effect on the hardness values. The induction produced hybrid composite materials can perform better mechanical and tribological results if the wettability of the reinforcing ceramic particles can be improved by working with higher sintering temperatures and lower weight percentage of reinforcements.

**Keywords:** Powder Metallurgy, Induction, Sintering, Aluminum, Hybrid.

**2019, 105 pages**

## 1. GİRİŞ

Alüminyumun hem kolay şekillendirilebilir hafif bir metal olması hem de dünya üzerinde bolca rezervinin olmasından ötürü birçok uygulamada demirden sonra en çok kullanılan metaldir.

Artan teknoloji ile kullanılan teknolojik ürünlerin aşırı dış etkenlere maruz kalması sonucu teknolojik ürünlerin istenilen çalışma koşullarına uygun ve dayanıklı üretilmesi gerekliliği yeni araştırma ve geliştirme konularına kapı açmıştır. Özellikle yüksek üretim maliyetine sahip ve uzun süre dayanım gerektiren yeni teknoloji (uzay, otomotiv, uçak sanayi, implant vb.) ürünlerinin ve çalışma aksamalarının çalışma ve çevre koşullarına karşı dayanıklı olması istenmektedir. Özellikle makine parçalarının çalışma esnasında yüksek sıcaklığa, aşınmaya, metal yorgunluğuna ve kimyasal korozyona maruz kalmaları sonucunda dış etkiye ilk maruz kalan dış yüzeyde oluşan tahrip edici etkiler sonucu malzemelerin kullanılamaz hale gelmesi malzeme modifikasyonları ile istenen dayanıklılıkta malzeme üretimine olan talep ve ihtiyacın gün geçtikçe artmasına sebep olmaktadır.

Bu bağlamda geleneksel olarak preslenmiş ve sinterlenmiş alüminyum tozundan üretilen metal alaşımlı ürünler ticari olarak yıllardır kullanılmaktadır. Toz metalürjisinin (TM) bir üretim yöntemi olarak cazibe kazanmasının nedeni, imal edilen parçaların belirli bir hassasiyete şekillendirilebilmesi ve üretimdeki düşük maliyettir [1]. Otomotiv endüstrisi için araçların ağırlığını hafifletme yani demir bazlı malzemelerden daha düşük yoğunluğa sahip parçalarla üretme yönündeki artan talepler TM ile üretilen bazı parçaların: ekzantrik milli yatak kapağı, amortisör, piston, fren kaliperleri, kasnaklar, yağ pompaları ve şanzıman dişlilerinin üretiminde alüminyum kullanımına yönlendirmiştir [2]. Toz metalürjisi yöntemi ile sinterlenerek üretilen alüminyum malzemelerin diğer metal malzemelere göre daha düşük sinterleme sıcaklığına sahip olması endüstriyel uygulamalarda üretim maliyetlerinin düşmesini sağlamaktadır. Alüminyumun düşük aşınma ve korozyon direnci, yüksek sıcaklığa dayanımının az olması kullanımını kısıtlayan özellikleridir. Daha mükemmel mekanik ve tribolojik özellikler için farklı alüminyum alaşımları kullanılmaktadır [3].

Alüminyum (Al), Pilling-Bedworth oranı 1 ile 2 arasında olduğu için her zaman koruyucu bir oksit tabakası ile kaplanır. Oksit tabakanın kalınlığı sinterleme sıcaklığı ve atmosferine bağlıdır. Özellikle ortamdaki nem önemli bir etkiye sahiptir. Oda sıcaklığında alüminyum üzerinde taze oluşan oksit 10-20 nm kalınlığındadır. Atomize edilmiş tozdaki oksit kalınlığı 50-150 nm arasında değişmektedir [4]. Alüminyum üzerindeki oksit tabaka genellikle amorf ve hidratlı bir adsorbe su katmanı ile birlikte dir. Alüminyum üzerindeki oksit tabakanın katıhal sinterlemesi için engelleyici bir etkisi vardır. Bunun nedeni oksit katmanın difüzyon oranlarının göreceli olarak düşük olmasıdır. Saf alüminyum tozlarının farklı atmosferlerde ve vakumda sinterlemesi sırasındaki boyut değişimlerinin dilatometri ile incelenmesi sonucu saf azotun alüminyum için en uygun sinterleme atmosferi olduğu gözlemlenmiştir [5, 6].

Günümüze kadar alüminyum alaşımları değişik kompozisyonlar ve farklı ısıl işlemler uygulanarak kazandığı farklı özellikler sayesinde birçok kullanım sahası bulmuştur. Ancak gelişen teknolojinin ihtiyacı için daha mukavemetli, sert, düşük yoğunluklu ve daha üstün özelliklere sahip olan alüminyum matrisli kompozit (AMK) malzemeler geliştirilmiştir [7]. Özellikle otomotiv sektöründe birçok uygulama sahası bulan alüminyum matrisli kompozit malzemelerin kullanım alanları her gün biraz daha genişlemektedir. AMK malzemelerin en büyük avantajları düşük maliyet, yüksek aşınma dayanımı, sertlik ve yüksek mukavemet değerleri olarak gösterilebilir [8-10]. Al-Zn-Mg-Cu gibi yüksek dayanımlı alüminyum alaşımları hava ve uzay endüstrisinde özellikle düşük yoğunluk, yüksek dayanım ve iyi korozyon dirençlerinden dolayı kullanılmaktadır [11]. Otomotiv, havacılık ve uzay sanayinde kullanılan alüminyum alaşımlarının kompozisyonları için optimum bileşen oranlarının belirlenmiş olması daha iyi özelliklere sahip yeni hibrid malzemelerin araştırılmasına bilim insanlarını yönlendirmiştir. Özellikle otomobil endüstrisinde kullanılan Al-Cu-Mg gibi tipik kompozitlere seramik parçacıklarının (SiC, AlO<sub>2</sub>) ilavesi yeni araştırmalar için ilgi çekici konular sunmaktadır. Hibrid alüminyum matrisli kompozit (HAMK) malzemeler ikinci nesil kompozit malzemeler olup birden fazla tipte, şekilde ve boyutta parçacıkların alaşımlara katkılanmaları ile daha iyi mekanik ve tribolojik özellikler elde edilmesini sağlamaktadır [12].

Sert seramik parçacıklar ile katkılanmış kompozit malzemelerin sertlik ve aşınma direncinin artırdığı birçok çalışmada kanıtlanmıştır. Sert seramik parçacıklarıyla katkılanmış numunelerle yapılan bilyeli aşınma deneylerinde aşınma sırasında temas edilen aşındırıcı bilye yüzeyindeki aşınan malzeme miktarının arttığı ve ayrıca kompozit malzemedan kopan sert seramik parçacıklar aşındırma sürecine katılarak malzemenin aşınma direncine negatif etkiler yaptığı gözlenmiştir. Yapılan araştırmalar grafit ve MoS<sub>2</sub> gibi parçacıklar ile katkılanmış kompozit malzemelerin aşınma direncinin arttığı bildirilmiştir. [13].

Alaneme ve ark. [14] karıştırmalı döküm yöntemiyle ürettikleri Al-Mg-Si matrisli kompozitlere eklenen alümina ve grafit (ağ. %0,5-1,5) katkılarının etkilerini araştırmış ve hibrid sistemlerin davranışlarını değişik oranda katkılar için karşılaştırmışlardır. Yaptıkları çalışmalar sonucunda kompozit malzemede artan grafit oranları ile sertliğin ve aşınma direncini düşüğünü tespit etmişlerdir.

Ravindran ve ark. [15] yaptıkları çalışmada TM ile ürettikleri Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-(ağ. %5) SiC-(ağ. %5, %10) Gr içeren hibrid kompozitlerin farklı çalışma koşullar altında bilyeli aşınma deneyi ile aşınma davranışlarını incelemişler. Analizlerin sonucunda artan yük miktarı ve aşındırma mesafesi ile aşınma kaybının arttığını ancak artan grafit oranıyla azaldığını bildirmişlerdir. Ayrıca artan yük ve aşındırma hızıyla sürtünme katsayısının arttığını ve artan yük ile aşınmadaki artışın nedeninin aşınan yüzeydeki büyük plastik deformasyona bağlı olduğu tespit edilmiştir. Yük miktarının kompozitin aşınma davranışına etkisi %61,47 oranındayken kompozitin sürtünme katsayısına etkisi sadece %13,78 olduğu ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-(ağ. %5) SiC-(ağ. %5) Gr içeren kompozit bileşiminin en az aşınma kaybına uğradığını ve ağırlıkça %10 grafit içeren kompozitlerde grafitin yumuşak yapısının etkisiyle aşınma kaybının ve sürtünme katsayısının arttığını bildirmişlerdir. Aşındırma hızının aşınma davranışına etkisinin %12,43 ve sürtünme davranışına etkisinin %8,86 olduğunu tespit etmişlerdir.

Mondal ve ark. [16] eriyik haldeki Al-Si alaşımına SiC parçacıkları ekleyerek karıştırmalı döküm yöntemiyle 10 mm kalınlığında 100 mm çapında kompozit numuneler üretmişlerdir. SiC takviyeli Alüminyum alaşımı (ADC-12) kompozitlerin yükleme miktarına, takviye elemanı boyutu (25-50 µm, 50-80 µm) ve ağırlıkça oranına (%5-10) bağlı aşınma davranışını incelemişlerdir. Aşınma hızının artan SiC takviyesi



ile lineer olarak azaldığını ve kompozitin aşınma dayanımının takviye parçacıklarının boyutlarının karesiyle ters orantılı olduğunu bildirmişlerdir.

Singh ve Chauhan [17] yazdıkları makale derlemesinde alüminyum alaşımlara ağırlıkça %15 SiC katkılanmış kompozitlerde aşındırma hızı 0,2-0,4 m/sn aralığı için yükleme miktarı 60 N değerinden 120 N değerine çıkarıldığında aşınma miktarının arttığını ve kompozitin yüzeyindeki sürtünme katsayısının uygulanan yükün karesi ile orantılı değiştiğini bildirmişlerdir. Ayrıca aşındırma hızının (0,2-0,35 m/sn) geçiş hızına ulaşıncaya kadar aşınma miktarının düştüğü ve bu değeri geçince arttığı bildirilmiştir. Bunun nedeni olarak artan aşındırma hızı ile aşınan numunenin deformasyon hızının artması dolayısıyla sertliğin ve akma dayanımının artması gösterilmiştir. Bu artış temas yüzeyinin azalmasına dolayısıyla aşınma kaybının azalmasına neden olacağı bildirilmiştir. Eğer aşındırma hızı 0,35 m/sn değerinin üstüne çıkarsa sürtünme ısısından yüzey sıcaklığı artacağından aşınma yüzeyinin yumuşayacağı ve temas yüzeyinin artacağı dolayısıyla aşınmanın tekrar artacağı bildirilmiştir.

Kumar ve Dhiman [18] yaptıkları çalışmada Al7075 alaşımını ve hibrid kompozitleri karıştırmalı döküm yöntemiyle üretmişler. Al7075 ve Al7075-(ağ. %7) SiC-(ağ. %3) Gr içeren hibrid kompozitlerde farklı yüklemeler (20-60 N), aşındırma hızları (2-6 m/sn) ve aşındırma mesafelerinde (2000-4000 m) hibrid kompozitler ve takviyesiz alaşımlar için farklı aşınma mekanizmaları gözlemlemişler. Tüm yükleme miktarları için hibrid numunelerin çok üstün aşınma dayanımı gösterdiğini bildirmişlerdir. Yüklemeyle ilgili olarak farklı aşındırma hızları ve aşınma yolu kombinasyonları için spesifik aşınma oranlarını incelemişlerdir. 20 N gibi düşük yüklemelerde alaşım ve kompozit malzeme içinde hafif aşınma. 40 N gibi daha yüksek yüklemeler için alaşımdaki aşınma miktarı kompozite göre belirgin bir şekilde arttığı gözlenmiştir. 60 N değerindeki yükleme için aşınmada takviyesiz Al 7075 alaşımının yüzeyinde deliminasyon bildirilmiştir. Ağırlıkça %5'i aşan grafit katkılı olduğunda aşınmanın arttığı gözlenmiştir. Bunun nedeni olarak ise artan grafit miktarı ile kırılma tokluğundaki azalma gösterilmiştir. Takviye elemanları sayesinde 4 m/sn aşındırma hızlarına kadar aşınma hızının düştüğü sonrasında ise arttığı ayrıca aşınma hızını belirleyen en önemli parametrenin yük miktarının olduğu bildirilmiştir.

Li ve ark. [19] yaptıkları çalışmada takviye elemanı olarak kullanılan karbon nano tüp parçacıkların alüminyum matris içinde topaklanmasını engellemek için nano ve mikro boyutta SiCp parçacıklar ile hibrid kompozitler üretmişler. Üretim makro boyuttaki SiCp parçacıkların yüzeyinde kimyasal buhar depozisyonu yöntemiyle nano boyuttaki SiC parçacıkların büyütülmesi Şeklinde gerçekleŐmiŐtir. Saf alüminyum matrisine karıştırılan SiCp parçacıkları sayesinde karbon nano tüplerin matris içinde düzgün dağılımını sađlamıŐlardır. Düzgün dağılım sayesinde alüminyum matrisine göre %35 iyileŐtirilmiŐ elastik modülü ve % 74 iyileŐtirilmiŐ gerilme direnci elde edilmiştir.

Sharma ve ark. [20] Al-LM6 alaşımını TiO<sub>2</sub> ve grafit parçacıkları ile takviye edip karıştırmalı döküm yöntemiyle hibrid kompozitler üretmişlerdir. Ağırlıkça %5 Gr ve %10 TiO<sub>2</sub> içeren kompozitler için maksimum sertlik (164 HV) değerine ulaŐmıŐlar. Daha yüksek orandaki TiO<sub>2</sub> takviyesi için topaklanma dolayısıyla oluşan anizotropik karıŐımın malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz etkilediği g r lm Őtir. AŞınma deneylerinde ise ağ. %15 TiO<sub>2</sub> takviyesine kadar aşınma oranının lineer olarak azaldığını ve üstündeki takviye değerleri için aşınma dayanımının azalmaya baŐladđını tespit etmişlerdir. Sonuç olarak alüminyum matrise ideal takviye miktarları ile hibrid malzemenin iyileŐen mekanik ve tribolojik özelliklerinin otomotiv parçaları için uygulanabilir olduğunu bildirmişlerdir.

Kodabakhshi ve ark. [21] Al-Mg alaŐımlarına nano boyutta hacimce yüzde 3, 5 ve 6 TiO<sub>2</sub> ekleyip karıştırmalı döküm yöntemiyle üretmişlerdir. Üretilen kompozit malzemeleri 300-500 C sıcaklıkta 1-5 saat arası ısıl işlem yaptıktan sonra sertlik değerlerini incelemişler ve 400  C'de 3 saat ısıl işlem gören malzemelerin yüksek dayanıma sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca TiO<sub>2</sub> takviyesinin malzeme üzerindeki etkileri konusunda yapılan birçok çalışmada TiO<sub>2</sub> katkısının sertlik ve aşınma direncini arttırdđı bildirilmiştir [22-26].

Ganesh ve ark. [27] çalışmalarında TM yöntemi ile ürettikleri Al<sub>2219</sub>-SiC (~23 mikron ve ağ. %10, 15, 20) kompozitlerin fiziksel, mekanik aşınma davranıŐlarına sinterleme sıcaklığının etkisini incelemişlerdir. Oda sıcaklığında kuru sürtünmeli aşınma deneyi ile 10, 20 ve 30 N yükleme ve 1960, 2448 ve 2934 m aşındırma mesafesi için aşınma özelliklerini incelemeleri sonucunda yüksek oranda katkılanmış ve yüksek

sıcaklıklarda sinterlenmiş kompozitlerin daha iyi aşınma performansı gösterdiğini bildirmişlerdir.

Baradeswaran ve ark. [28] döküm yoluyla ürettikleri hacimce %5, 10, 15 ve 20 B<sub>4</sub>C (16-20 µm) içeren Al 7075 kompozitin mekanik ve tribolojik davranışlarını incelemişler. Deney sonuçlarında artan B<sub>4</sub>C oranı ile kompozitin sertliğinin ve aşınma direncinin arttığını ve ayrıca kompozitte artan B<sub>4</sub>C oranıyla sürtünme katsayısının hacimce % 10 B<sub>4</sub>C içeren kompozitlerde maksimum değerine ulaştığını bildirmişlerdir.

Karoly ve ark. [29] toz metalürjisi ve plazma sinterleme (SPS) yöntemi ile 600°C sıcaklıkta 10 dakika süreyle sinterleyerek ürettikleri Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Grafen hibrid kompozitleri incelemişlerdir. SEM görüntülerinde tozların 4000 devir/dakika hızda 10 saat süreyle yoğun bir karıştırmaya rağmen takviye elemanı nano boyutlu olduğunda homojen bir şekilde dağılıp karışmadığını bildirmişlerdir. Ağırlıkça %30 ile en düşük takviye oranı için maksimum sertliğin elde edildiğini bildirmişlerdir. Artan takviye oranı ile sertliğin düşmesinin nedeni olarak artan takviye miktarı ile porozitenin artması yani tane sınırları boyunca oluşan Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> ve Si fazları ve tane sınırları boyunca oluşan oksit tabakanın Al-SiC arasında sağlam bağların oluşumunu engellemesi gösterilmiştir.

Uthayakumar ve ark. [30] Alüminyum matrisinin aşınma direncini artırmak için ağırlıkça %5 SiC ve %5 B<sub>4</sub>C takviye etmişlerdir. Bilyeli aşınma deneyi ile hibrid kompozit malzemelerin 20-100 N yükleme ve 1-5 m/sn aşındırma hızı aralığındaki parametreler için aşınma davranışını incelemişlerdir. Deney sonuçları 60 N yükleme ve 4 m/sn aşındırma hızlarına kadar hibrid kompozitin aşınma direncini koruduğunu bildirmişlerdir.

Suresha ve ark. [31] karıştırmalı döküm yoluyla ürettikleri Al-(ağ. %0-10) SiC-Gr içeren hibrid kompozitlerde yükleme, aşındırma hızı ve aşındırma mesafesine bağlı olarak aşınma davranışlarını aşındırmalı bilye deneyi ile incelemişlerdir. SiC ve Gr içeren kompozitlerin aşınma direncinin daha fazla olduğunu tespit etmişler. Takviye oranının, yükleme miktarının, aşındırma hızının ve aşındırma mesafesinin aşınmayı etkilediğini bildirilmişlerdir. Al-SiC-Gr kompozitlerde yükleme miktarı, aşındırma hızı ve aşındırma mesafesi arasında ve Al-Gr içeren kompozitlerde yükleme miktarı

ve aşındırma mesafesi arasında bir ilişki olduğunu ancak Al-SiC içeren kompozitlerin aşınma davranışlarında böyle bir ilişkinin gözlenmediğini tespit etmişlerdir. Ayrıca Al-SiC-Gr içeren kompozitlerde ağırlıkça %7,5 takviyenin üzerindeki değerlerde, tüm aşındırma mesafeleri için, aşınma direncinin azaldığını bildirmişlerdir.

Senthilkumar ve ark. [32] çalışmalarında karıştırmalı döküm yöntemiyle Al6082 alaşım matrisine SiC ve cam boron tozu takviye ederek hibrid kompozit malzemeler üretmişlerdir. Takviye elemanlarının ağırlık yüzdesi arttıkça kompozitin korozyon direncinin, gerilme direncinin ve sertliğinin 98 HV değerine kadar arttığını bildirmişlerdir.

Prasad ve ark. [33] grafit ve seramik parçacıkları ile katkılanmış alüminyum alaşımlarından oluşan hibrid malzemelerin otomotiv sektöründe başarıyla kullanıldığını çalışmalarında ifade etmişlerdir.

Aerodinamik yüklere maruz kalan dış yapısal parçalarda genellikle yüksek mukavemet sağlayan ve ısı işlem yapılabilen 2XXX, 6XXX, 7XXX serisi alaşımlar kullanılmaktadır. Lityum doğadaki en hafif metal olması hasebiyle yüksek yakıt verimi sağlayıp maliyetleri düşürmesinden dolayı özellikle havacılık ve uzay endüstrisinde kullanılmaktadır. Lityum düşük yoğunluğu, yüksek kendine has mukavemet ve iyi hasar toleransına sahip Al-Cu alaşımlarında kullanılmaktadır. Alüminyuma eklenen her %1 lityum yoğunluğu %3 kadar düşürürken elastik modülü ise %5 artırmaktadır [34]. Alüminyum içinde %4,2 çözünürlüğe sahip lityum, genellikle %1-3 arasında kullanılmaktadır. Al-Cu-Li alaşımların yorulmaya karşı dayancı, çok düşük sıcaklıklardaki tokluğu, düşük yoğunluğu ve yüksek mukavemeti özellikle yakıt tanklarının üretimi için cazip kılmaktadır [35].

Yapılan doktora tezi çalışmasındaki hedefimiz yeni kompozit (Al-Mg-Si-Cu-B<sub>4</sub>C/SiC-C-TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub>) bileşimlere sahip HAMK malzemeleri geleneksel yöntemlere göre çok daha hızlı bir şekilde sinterlemeye olanak veren indüksiyon ile sinterleyerek üretmektir. Çalışmada 900 kHz'lik ultra yüksek frekanslı indüksiyon sistemi ile 100°C/sn hızda ısıtılıp 600°C sıcaklıkta 300 sn süreyle sinterlenen HAMK numunelerin mekanik ve tribolojik özelliklerine indüksiyon ile sinterlemenin etkileri incelenmiştir.

## 2. Genel Bilgiler

### 2.1. Matris Malzemesi ve Özellikleri

Alüminyum (yoğunluğu 2,7 gr/cm<sup>3</sup>) ergime sıcaklığı 660°C'dir. Özellikle hafif olması, korozyon dayanımı ve diğer mekanik özellikleri otomobil ve havacılık endüstrisinde olmazsa olmaz bir metal olmasını sağlamaktadır.

Alüminyum ilk ticari olarak ince tabakalar halinde üretilmiştir. Ancak daha sonra gelişen teknoloji ile birlikte daha saf, daha ince üretilmeye ve nihayetinde ise küresel tozlar halinde üretilmeye başlanmıştır. Alüminyum tozu üretim yöntemi olarak başlıca gaz atomizasyonu ve Alcoa işlemi sayılabilir. Atomizasyon yönteminde ergimiş alüminyum alaşımı gaz bir nozülünden geçirilerek hava veya inert bir gazla çarpıştırılır. İnert gazın sebebi yüksek sıcaklıkta ergiyen metalin parçalara ayrılırken oksitlenmesini önlemektir. Gaz genişleme bölgesinde meydana gelen negatif basınçtan dolayı sıvı demeti önce içi boş bir tabaka halini alır sonrasında küçülerek ince parçalar halinde toz toplama odasında birikir. Daha sonra toplanan tozlar elekten geçirilerek boyutlarına göre sınıflandırılır. Alcoa üretim yöntemi alüminyum patlayıcı olduğu için geliştirilmiştir. Atomizasyon işleminden farkı soğutma odasının açık olması ve basıncın ayarlanabilmesidir [36, 37].

Alüminyum tozunu presleyip sonrada sinterleyerek üretilen metal malzemeler ticari olarak yıllardır kullanılmaktadır. Toz metalürjisi ile üretilen alüminyum malzemelerin endüstriyel uygulamalarda geleneksel yöntemlere ve diğer metaller kullanılarak üretilen malzemelere göre daha avantajlı olduğu görülmektedir.

### 2.2. Alaşım Elementleri

Alüminyumu alaşımlama için kullandığımız Mg, Cu ve Si elementlerinin kullanılma sebebi malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirmektir.

Elementlerin özellikleri şöyledir. Magnezyumun (yoğunluğu 1,74 gr/cm<sup>3</sup>) ergime noktası 650°C'dir. Özellikle oksijen ile bağ yapma eğilimi oksitlenmeyi engelleyen bir unsur olarak kullanılmaktadır. Ayrıca korozyona karşı dayanımı artırmak ve mekanik özellikleri iyileştirmek için kullanılmaktadır. Bakırın (yoğunluğu 8,96 gr/cm<sup>3</sup>) ergime noktası 1083°C'dir. Bakır ile alaşımlı alüminyum genellikle

yüksek sıcaklık dayanımı ve tokluk istenen uygulamalarda tercih ediliyor. Al-Cu alaşımlarında alüminyuma ağırlıkça %4 bakır katılarak çökelme sertleşmesi ile sertliğin artmasını sağlanmaktadır. Silisyumun (yoğunluğu 2,33 gr/cm<sup>3</sup>) ergime noktası 1430°C'dir. Alüminyum silisyum alaşımları özellikle süneklik istemeyen malzemelerde kullanılmaktadır [38, 39].

### 2.3. Takviye Malzemeleri ve Özellikleri

Alüminyum alaşımına eklenen seramik tozlarının malzeme üzerindeki iyileştirici etkileri vardır. Bu etkiler aşınma, korozyon dayanımının ve sertliğin artması olarak gösterilebilir.

Kullanılan seramik tozları ve özellikleri şu şekildedir. Karbon (yoğunluğu 2,09-2,23 gr/cm<sup>3</sup>) 700°C sıcaklığın üstünde ortamda oksijen varsa okside olarak CO<sub>2</sub> dönüşmektedir. Karbonun değişik bir kristal biçimi olan grafitte karbon atomlarının meydana getirdikleri düzlem içerisinde bağlar kuvvetli olmasına rağmen düzlemler arasında bağlar zayıftır. Bu yapı katmanların birbiri üzerinden kolayca kaymasını sağlar. Bu özelliğinden dolayı yağlayıcı olarak aşınmaya karşı direnci artırmak için kullanılmaktadır. Bor Karbür (B<sub>4</sub>C yoğunluğu 2,51 gr/cm<sup>3</sup>) ergime sıcaklığı 2350°C olan seramik bir materyaldir. SiC ile karşılaştırıldığında daha düşük yoğunluğa ve daha yüksek sertliğe sahiptir. Olağan üstü sertliği ve aşınma direnci nedeniyle takviye elemanı olarak kullanımı artmıştır. Silisyum Karbür (SiC-yoğunluğu 3,1 gr/cm<sup>3</sup>) ergime sıcaklığı 2827°C olan seramik bir malzemedir. Takviyesi ile aşınma direnci ve korozyon direnci yüksek mukavemetli hibrid kompozit malzemeler üretilmektedir. Olumsuz özelliği yüksek ergime sıcaklığıdır. Titanyum dioksit (TiO<sub>2</sub>-yoğunluğu 4,25 gr/cm<sup>3</sup>) göreceli olarak yüksek mukavemete ve dayanıma sahip seramik bir materyaldir. Karakteristik özellikleri yüksek ergime noktası (1605°C), sertlik, dayanım, yoğunluk oranı ve aşınma direncidir. Takviye elemanı olarak etkisi artan sertlik ve mukavemettir. Silisyum dioksit (SiO<sub>2</sub>-yoğunluğu 2,65 gr/cm<sup>3</sup>) ergime sıcaklığı 1715°C olan malzemedir. Kuvars, topaz ve ametist gibi 17 farklı kristal formu var. Aşınma dayanımı artırıcı etkisi vardır [40].

### 2.4 Sinterleme

Sinterleme yöntemleri olarak fırında sinterleme, mikrodalga ile sinterleme, plazma sinterleme, lazer sinterleme ve deşarj sinterleme gösterilebilir. Bu tekniklerin

başlıca farkları şu şekilde sayılabilir. Fırında (geleneksel) sinterleme esnasında ısınma yüzeyde başlamakta ve difüzyon ile içe doğru taşınarak sinterleme gerçekleşmektedir. İndüksiyon ve deşarj sinterlemesinde ısınma iletken malzemeye akımın veya manyetik akımın penetre etmesiyle gerçekleşir. Plazma ve mikrodalga ile sinterleme ise iletken olmayan malzemelerde kullanılır. Malzemedeki atomların hareketlenmesi sonucu ısınma aynı anda hem malzemenin içinde hem de dışında gerçekleşmektedir [36].

Sinterleme, metal veya seramik toz parçacıklara termal enerji uygulayarak belirli yoğunlukta malzemelerin üretildiği bir tekniktir. Sinterlemenin amacı parçacıkların atomik boyutlarda bağlanmasını sağlayarak mikro yapıyı kontrollü bir şekilde, sinterleme değişkenlerini belirleyerek, inşa etmektir. Mikro yapıyı kontrol etmek parçacık büyüklüğünü, sinterlenme sonrası yoğunluğu, diğer fazları ve gözeneklerin dağılımını kontrol edebilmektir. Toz metalürjisinde özellikle karmaşık hassas parçaların ve kompozit matrisli malzemelerin üretiminde kullanılan yöntemlerden biride indüksiyon ile sinterlemedir. İndüksiyon ile sinterlemenin geleneksel yöntemlere göre avantajı indüksiyon ile sinterleme süresinin çok kısa oluşudur [36, 41, 42].

Sinterleme değişkenleri deyince aklımıza iki şey gelir. Birincisi hammaddeye (işlenmemiş toz metal) bağlı değişkenlerdir. Hammadde değişkenleri olarak toz kompaktın kimyasal bileşimi, toz şekli, toz boyutları, dağılımı ve yığılma derecesi sayılabilir. Bu değişkenler tozun sıkıştırılabilme ve sinterlenebilme kabiliyetini (yoğunlaşma ve tanecik büyümesini) etkiler. Diğer sinterleme değişkenleri ise sinterleme sıcaklığı, süresi, atmosferi, basıncı, ısıtma ve soğutma hızları gibi termodinamik değişkenlerdir [36].

Sinterlemenin termodinamiğine bakacak olursak ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda sinterlemenin gerçekleştiği görülür. Birbirine temas eden preslenmiş toz metal parçacıklar yüksek sıcaklıklarda birbirlerine bağlanmaya başlar. Bu bağlanma, ergime sıcaklığının altında katı halde atom hareketleriyle oluşabilir. Mikro yapı ölçeğinde, bağlanma temas eden parçacıklar arasında boyun verme ile kendini gösterir. Birbirleriyle temas eden iki küresel parçacığı ele alacak olursak sinterleme süresi ilerledikçe birbirine temas eden parçacıklar arası bağ büyür ve birleşir. Her temas noktasında bir tane sınır büyür ve ara yüzeyin yerini alır. Yeterince uzun süreli

sinterleme iki parçacığın tamamen birleşerek tek küresel bir parçacık oluşmasına yol açar [36].

Toz üretimi malzemeye enerji vererek yüzey alanı veya başka bir ifadeyle yüzey oluşturma işlemidir. Sinterleme ise yüksek sıcaklıkta atomların yayınımlı ve küçük parçacıkların yüzey enerjisinin azalmasıyla gerçekleşir. Yani boyun verme ve takip eden süreçte yüzey enerjisi giderilir. Sinterlemedeki itici güç toplam ara yüzey enerjisindeki azalmadır [36].

#### **2.4.1 Sinterlemenin Kinetiği**

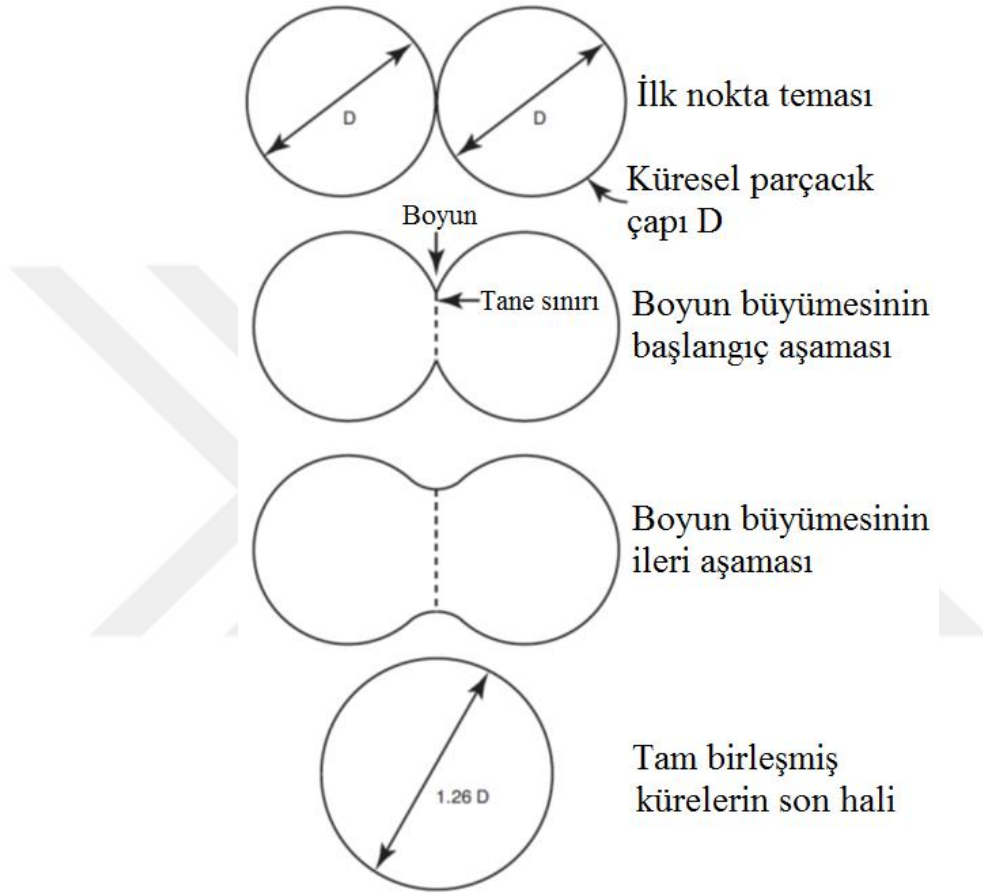
Sinterleme esnasında meydana gelen parçacıklar arası bağlanma, gözenek değişimi ve tane irileşmesi gibi geometrik değişimler atomların enerjilerini artıran sıcaklık artışından kaynaklanır. Sıcaklık arttıkça daha yüksek enerjiye sahip olan atomlar komşuları ile bağlarını koparacak ve mobil hale gelecektir. Atomların hareketli hale geçebilmesini sağlayan en düşük enerji değerine aktivasyon enerjisi denir. Yüksek sıcaklıklarda atomların hareketleri rastgele olmaktadır. Bu rastgele hareket sırasında atomlar bazen parçacıklar ile birleşerek yüzey alanını ve yüzey enerjisini azaltırlar. Bağ yapmış atomların ayrılması yüzey enerjisini artıracığından ayrılma olasılığı düşüktür. Sinterleme sonuç olarak rastgele hareket eden atomlar arasındaki sinter bağının artması ve yüzey enerjisinin azalmasının sonucudur. Atomların boyutları  $10^{-29}$  m<sup>3</sup> gibi çok küçük bir değer olduğundan sinter bağlarının çoğalması ve büyümesi saniyede  $10^{14}$  defa titreşen çok sayıdaki atomun katılması gereken rastgele bir olaydır. Sinterleme sırasındaki malzemede oluşan değişiklikleri takip etmek için kullanılan temel ölçülerden biri boyun büyüklüğü çapının parçacık çapına oranıdır. Diğer ise sinterleme sırasında yüzey alanının azaldığı bilgisinden yola çıkarak yüzey alanındaki değişimin başlangıç yüzey alanına oranıdır [36, 41].

#### **2.4.2 Katıhal Sinterlemesi**

Katıhal sinterlemesi için en yaygın yöntem geleneksel yöntemlere göre daha düşük sıcaklıklarda sinterlemenin gerçekleştiği toz metalurjisi yöntemidir. Bu yöntem tozların tartımı, karıştırılması, preslenmesi ve sinterlenmesi süreçlerinden oluşur. Düşük sıcaklıklarda sinterlemenin avantajları arasında istenmeyen fazların oluşumunun azalması, tozların homojen dağılımı ve porozite gibi katılma kusurlarının oluşmasına engel olması gösterilebilir [36].



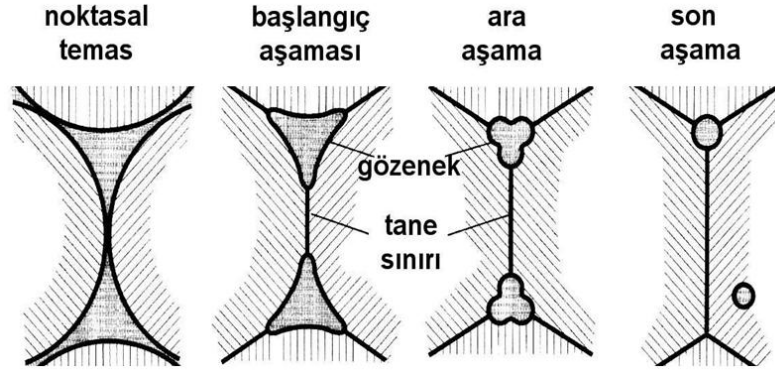
Katıhal sinterlemede itici güç sinterleme esnasında serbest enerjinin azalmasıdır. Bunun nedeni ise toz parçacıkların boyun vermesi sırasında temas yüzeyinin artması ve spesifik yüzey alanının azalmasıdır. Bu esnada iki parçacık birleşerek Şekil 2.1’de görüldüğü gibi başlangıç çapının 1,26 katı olan tek bir küresel parçacığa dönüşür [36].



Şekil 2.1. İki küre sinterleme teorisi [36].

Sinterleme esnasında parçacıklar arasında oluşan gözenekler Şekil 2.2’de gösterildiği gibi parçacıklar arası boşluklar ilk temas sırasında şekilsiz ve açıktır. Zaman içinde boyun oluşumu ile kavisler azalarak gözenekler yuvarlaklaşır. Bu aşamada itici güç madde taşınmasıdır. Kinetik bir bakış açısıyla bakıldığında eğri ara yüzeyden dolayı kaynaklanan yığın basıncı, buhar basıncı ve boşluk yoğunluk farkları madde taşınmasına sebep olmaktadır. Sinterlemenin son aşamasında gözenekler kapalı ve küresel bir şekil alarak yoğunlaşmaya sebep olur. Ancak gözenek içinde gazın kaldığı durumlarda, gözenekler küçüldükçe gaz basıncı artacağından sinterleme

yavaşlar ve durur. Bu nedenle sinterlenmiş malzemelerde ulaşılabilecek bir üst yoğunluk sınırı vardır. Sinterleme vakum altında yapıldığı durumlarda ancak bu etkilerden sıyrılarak tam yoğunluğa ulaşılabilir [36, 41].



Şekil 2.2. Sinterleme esnasında gözenek yapısındaki değişim [36].

### 2.4.3 İndüksiyon ile Sinterleme

İndüksiyon ile sinterleme üzerine değişken bir gerilim uygulanan bobin vasıtasıyla gerçekleşir. Sinterleme esnasında iletken bobinin aşırı ısınmasını engellemek için bobinin içinden soğutma suyu geçmektedir. Bu esnada bobine uygulanan değişken bir akım ile bobinin tam arasına konmuş olan preslenmiş toz kompakta etkiyen değişken manyetik akının malzemede oluşturduğu girdap akımlarına malzemenin direnç göstermesi sonucu ısınması dolayısıyla sinterlenmesi gerçekleşir.

İndüksiyon ile sinterlemede numune 5-6 sn gibi kısa bir sürede 600°C sıcaklığa ulaşmakta ve 3-5 dakika içinde sinterlenmektedir. Geleneksel yöntemlerde ise sinterleme süresi yaklaşık olarak 30-45 dakika arası sürmektedir. İndüksiyon ile sinterlemede kalıp içinde preslenmiş toz karışımının içinde manyetik akıyı çekecek metal parçacık oranı artıkça kompakt daha çabuk ısınmaktadır.

Yüksek frekanslı indüksiyon sistemleri endüstriyel uygulamalarda genellikle yüzeye ısıl işlem uygulamak için kullanılır. Frekans azaldıkça manyetik akının malzemeye olan penetrasyon derinliği artar. Numunenin tümünün manyetik akıdan etkilenebilmesi için indüksiyon bobinin çapı ve genişliği numunenin çapından ve yüksekliğinden biraz büyük seçilmektedir.

### 3. MATERYAL VE YÖNTEMLER

#### 3.1. MATERYAL

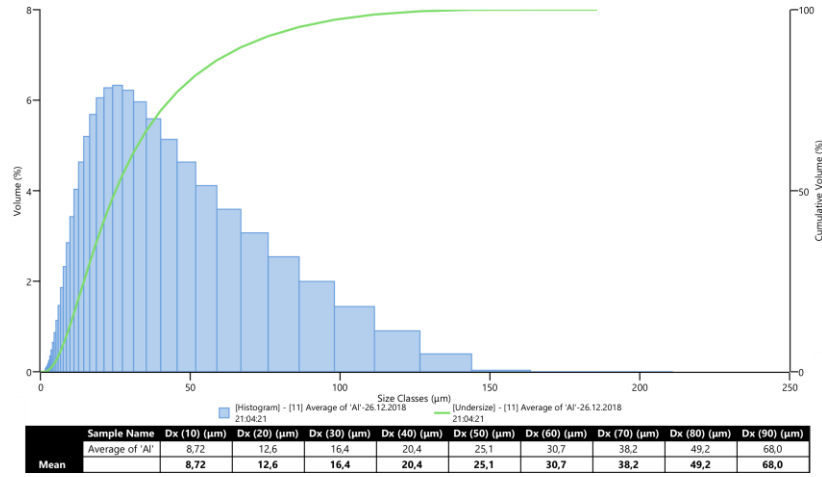
Proje kapsamında alınan tozların saflık oranları ve boyutları Tablo 3.1’de verilmiştir. Tabloda görüldüğü gibi grafit tozunun saflık oranı %75-85 arasındadır. Grafit tozunun içinde %14-22 oranında kül, %1,3-1,5 oranında uçucu ve %1,5-2 oranında nem bulunmaktadır. Tozların çoğunun üretim yöntemi gaz atomizasyonu olup tozların üretim süreçleri sırasında karışan Fe, Si, Cu ve Pb gibi elementlerin %0,15-1 arası oranlarında kirlilik olarak toz halindeki materyalin içinde bulunma olasılığı vardır [43].

**Tablo 3.1.** Deney için kullanılan tozların özellikleri.

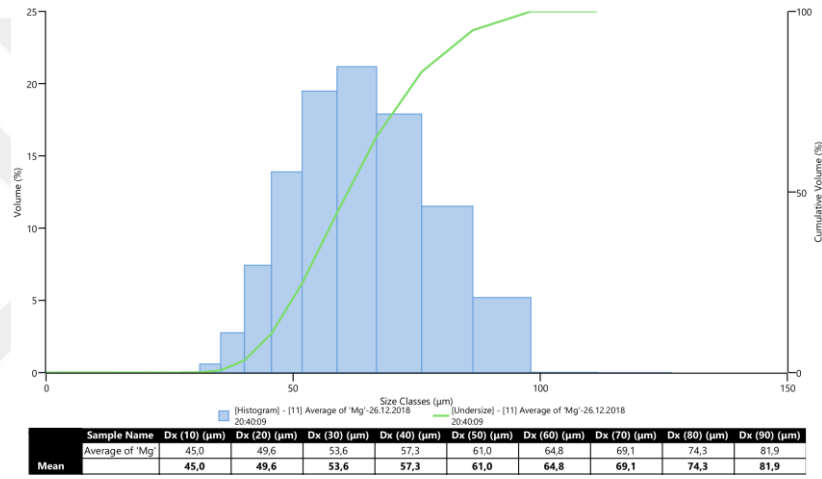
Toz	Saflık	D50 (Mikron)
Al	%99.9	25
Mg	%99.5	61
Si	%99	8.75
Cu	%99.7	20
B <sub>4</sub> C	%98	5.50
SiC	%97.5	34.2
Gr	%75-85	40.6
TiO <sub>2</sub>	%99.9	0.82
SiO <sub>2</sub>	%99.9	3.76

Gaz atomizasyonu yöntemiyle toz olarak üretilen Titanyumun üretimi süreçlerinde CaCl<sub>2</sub> kullanılmaktadır. Üretim esnasında toz yapısına karışan Klorür (Cl) içeriğini indirmek için ise Cl afinitesi fazla olan Sodyum (Na) kullanılmaktadır. Bu yüzden TiO<sub>2</sub> içeren numunelerde kirlilik olarak düşük oranlarda Ca, Na ve Cl elementlerinin çıkma olasılığı yüksektir [44].

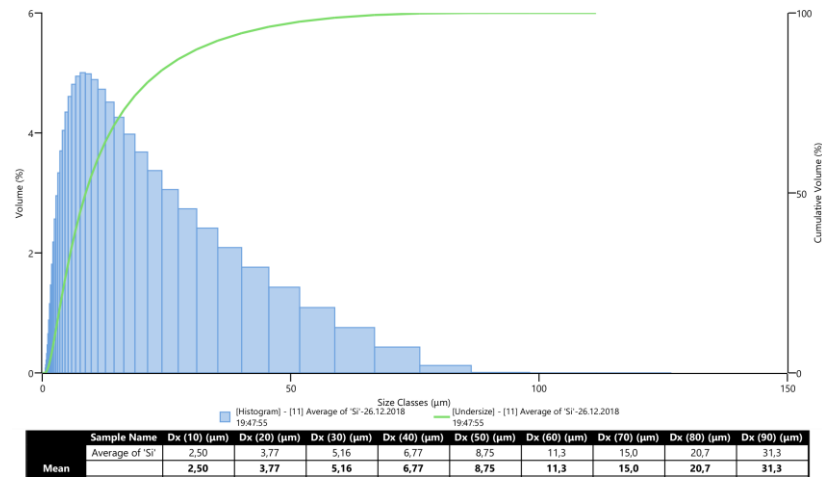
Doktora tezinde çalışılan Sigma Aldrich marka tozların Malvern Instruments Mastersizer marka analiz cihazıyla yapılan toz boyutları analizi Şekil 3.1-Şekil 3.9’da verilmiştir. Şekil 3.8’de görüldüğü gibi TiO<sub>2</sub> tozlarında topaklanma mevcuttur. Parçacık boyut dağılımında iki farklı dağılım merkezinin çıkması buna işaret etmektedir.



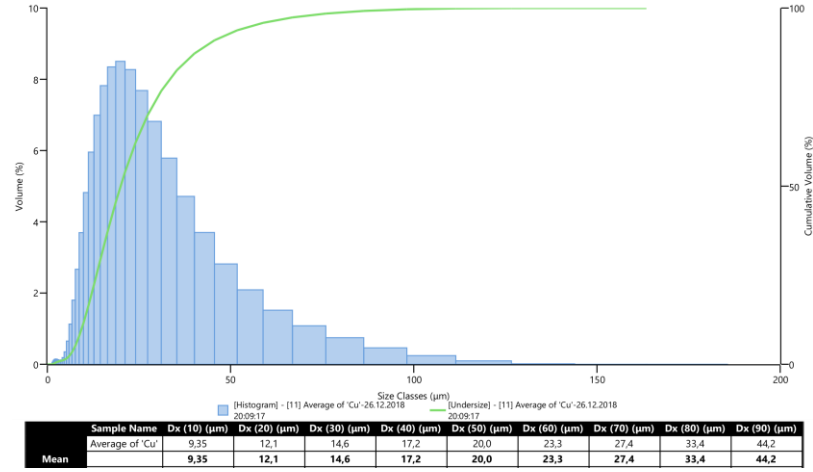
Şekil 3.1. Alüminyum tozunun boyut analizi.



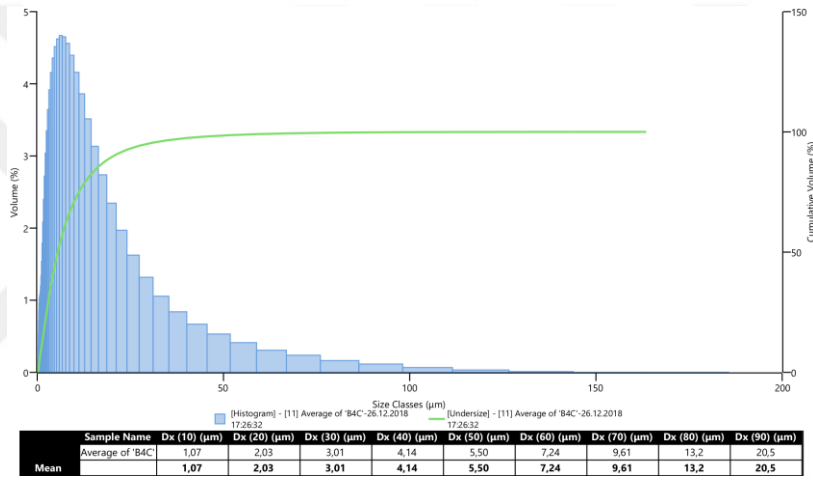
Şekil 3.2. Magnezyum tozunun boyut analizi.



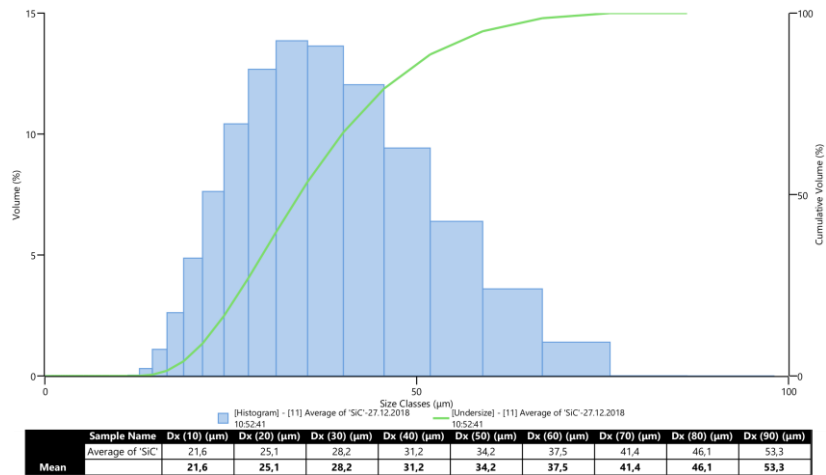
Şekil 3.3. Silisyum tozunun boyut analizi.



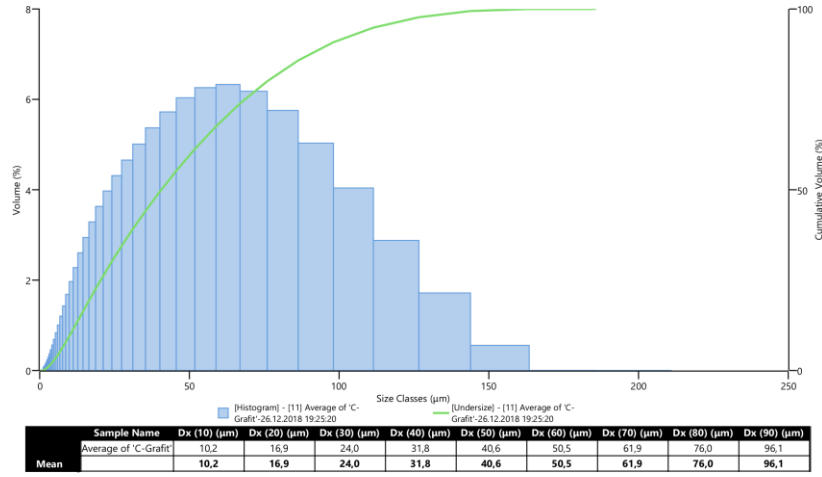
Şekil 3.4. Bakır tozunun boyut analizi.



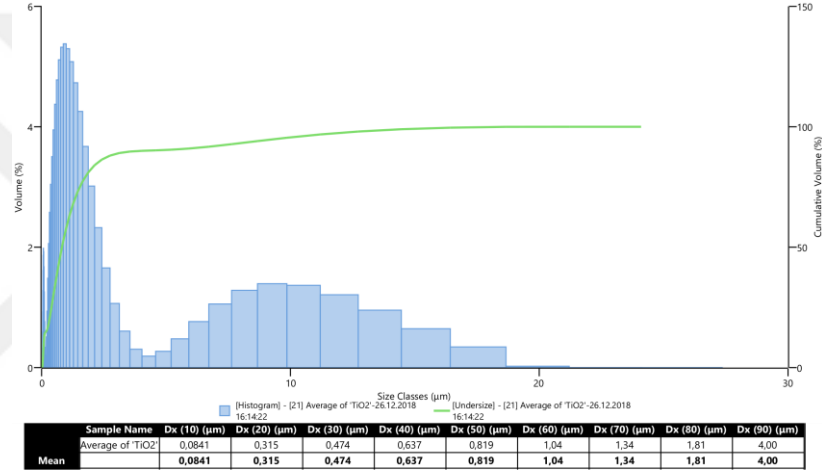
Şekil 3.5. Bor Karbür tozunun boyut analizi.



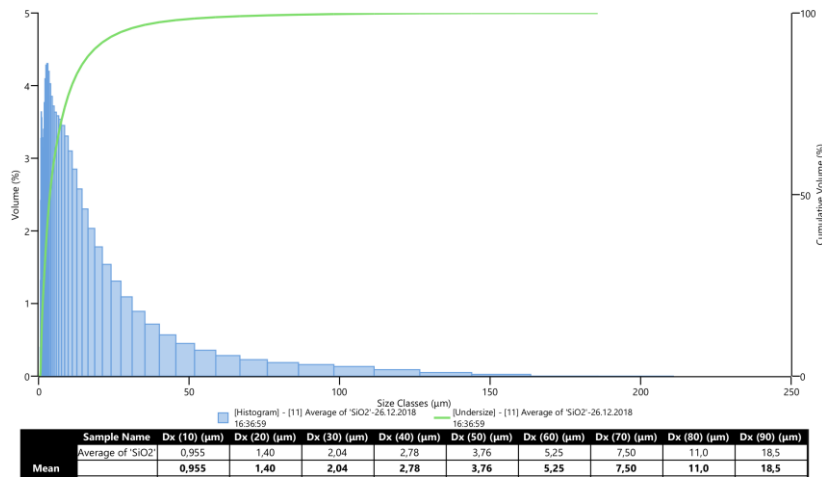
Şekil 3.6. Silisyum Karbür tozunun boyut analizi.



Şekil 3.7. Grafit tozunun boyut analizi.



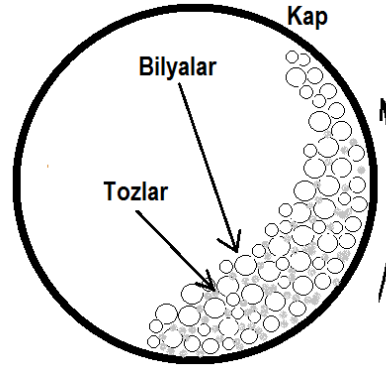
Şekil 3.8. Titanyum Dioksit tozunun boyut analizi.



Şekil 3.9. Silisyum Dioksit tozunun boyut analizi.

### 3.2. Yöntem

Deney için kullanılan tozlar 10.000:1 hassasiyetindeki Radweg marka terazide istenen oranlarda tartıldıktan sonra hibrid karışımlar hazırlanmıştır. Alüminyum matrisli hibrid karışımlar silindirik bir karıştırıcıya çapları 3, 5, 7, 9 ve 11 milimetre olan çelik AISI 316L bilyalar ile birlikte konulduktan sonra karıştırıcı tornaya bağlanarak 30 dakika boyunca 30 devir/dakika hızla Şekil 3.10'da gösterildiği gibi karıştırılmıştır.



Şekil 3.10. Tozların karıştırılma yöntemi.

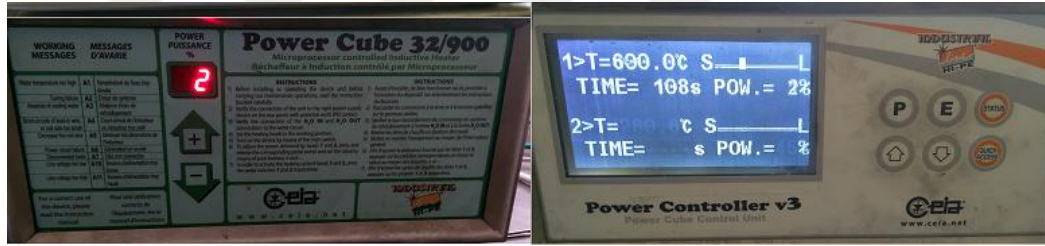
Homojen bir şekilde karışan kompozit tozları Hidropir marka pess ile Şekil 3.11'de görülen kalıp ( $\text{Ø}7 \times 4,5$  cm,  $\text{Ø}18$  mm yuva) ve pimler vasıtasıyla basılmıştır. Pimlerin tozların basılması sırasında yamulup kalıp içinde sıkışmasını önlemek için ledeburik içyapıya sahip olan kalıp ve pimler 2379 çeliğinden Manisa küçük sanayi sitesinde üretilmiştir. Sertleştirme için  $700^\circ\text{C}$ 'de ısıtılma işlemi yapılan kalıp ve pim ısıtılma işlemi sonrası yağda soğutulmuştur. Yüksek aşınma mukavemetine sahip olan kalıp ve pimlerin sertliği yaklaşık 65 HRC'dir. Kalıp ve pimlerin 300 MPa basınç değerine kadar dayanımları denenmiş olup olumlu sonuç alınmıştır. Kullanılan Silindirik pimlerin çapı 18 mm olup alt pim 1,5 cm ve üst pim 4,5 cm yüksekliğindedir.

İndüksiyon ile sinterlemede kullandığımız güç kaynağı 2,8 kW olup indüksiyon bobinine verdiği güç değeri 32 kVA'dır. 900 kHz'de çalışan cihazda güç kontrol ünitesi Şekil 3.12'de görülmektedir. Güç kontrol ünitesi sinterleme değişkenleri olan sinterleme sıcaklığı, süresi ve güç oranını ayarlamamızı sağlamaktadır. Sinterleme esnasında bobinin ısınmasına karşı açık sistem şebeke bağlantısı ile bobinin içinden geçen su ile soğutulmakta olup sensörler soğutma

suyunun kesilmesi durumunda sistemin gücünü devre dışı bırakarak elektriği kesmektedir. Sinterlenecek malzemenin konduğu bobinin iç çapı 22 mm'dir.



Şekil 3.11. Tozlara şekil verdiğimiz kalıp ve pimler.



Şekil 3.12. Güç kontrol ünitesi ve güç kaynağı.

Sıcaklık kontrolü kızılötesi optik ısıölçer kullanılarak sağlanmıştır. Isıölçerin okuduğu sıcaklık 80-700°C arasında, sıcaklık hassasiyeti  $\pm 5^\circ\text{C}$  ve odak mesafesi 150 mm'dir. Numunenin içine yerleştirildiği bobin ve numune üzerinde kızılötesi optik ısıölçerin kullandığı lazerin kırmızı izi Şekil 3.13'de görülmektedir.

Sinterleme işlemi kızılötesi ısıölçerin numune sıcaklığını her an kontrol ünitesine bildirmesi sonucu, kontrol sisteminin gücü ayarlayarak numuneyi istenen sinterleme sıcaklığında tutması mantığı ile işlemektedir. Güç ayarlaması özellikle metal olmayan yani manyetik akıyı çekmeyen takviyeler kompozite eklendikçe önemli olmaktadır. Takviye miktarları artıkça numunenin istenen sıcaklığa ulaşma süresini ayarlamak ve numunenin sıcaklığını sabit tutmak için gücün artırılması gerekmektedir. Sistemin güç ayarlaması numunenin ısınma davranışı ve sistemin tepki süresi ve hassaslığı göz alınarak yapılmıştır.





**Şekil 3.13.** İndüksiyon bobini ve içindeki numune.

Sinterleme işlemi düşük vakum altında Şekil 3.14’de gösterilen vakum sistemi ile gerçekleştirilmiştir. Kullanılan vakum pompası modeli MVP 12 olup motor gücü 0,75 kW değerinde olup ulaşabileceği maksimum vakum  $5 \times 10^{-2}$  Torr değerindedir.



**Şekil 3.14.** Vakum sistemi.

Yüzey pürüzlülük ölçümleri için Mitutoyo marka ve modeli Surf SJ-301 olan yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı kullanılmıştır. Cihaz ölçüm sonrası yüzey pürüzlülük

parametreleri olan Ra, Rq ve Rz değerlerini vermektedir. Cihaz istenirse seçilen bir mesafe üzerinden yüzey pürüzlülük profilinin çıktısını verebilmektedir. Ayrıca bilyeli aşınma deneyi sonrası aşınan bölgede yapılan yüzey profili ölçümü ile numunedeki hacim kaybı hesabı için kullanılmaktadır.

Sertlik ölçümleri Duravision Emcotest marka sertlik ölçüm cihazıyla yapılmıştır. Şekil 3.15’de görüldüğü gibi numune üzerinde seçilen bir noktaya uygulanan yüklemeye sonucu çelik bir bilye ile basıldıktan sonra oluşan izin görüntüsü bir mercek vasıtasıyla otomatik olarak ekrana gelmektedir. Numunede çıkan izin hatları çerçeveye yerleştirildikten sonra sertlik değeri cihaz tarafından hesaplanıp verilmektedir.



**Şekil 3.15.** Makro sertlik ölçüm cihazı.

Numunelerin yoğunluk ölçümleri Arşimet yöntemiyle Radwag marka terazi ve yoğunluk ölçüm kiti yardımıyla yapılmıştır. Radwag marka teraziye yerleştirilen ölçüm kiti içinde numune önce havada sonra saf suda tartılıp ağırlık kaybına göre hesap yapan hassas terazinin ekranından numunenin yoğunluk değeri okunmaktadır.

Aşınma deneyleri Şekil 3.16’da görülen CSM marka aşınma cihazıyla yapılmıştır. Aşınma cihazı sayesinde aşınma yolunun uzunluğu, yolun yarıçapı dolayısıyla aşınma süresi, aşındırıcı bilye olarak istenen sertlikte aşındırıcı numune ve yük miktarı seçilerek çalışabilmektedir. Numunenin tutucu tablaya numune ile tabla arasında boşluk kalmadan düz oturması önemlidir. Ayrıca numunenin yüzey pürüzlülük değerinin de aşınma testi sonuçlarına önemli etkileri vardır. Yüzey pürüzlülük cihazı ile ölçümler sonucu aşırı pürüzlü yüzeylere sahip olan numunelerin aşınma deneyi öncesi yüzeylerini zımparalayarak pürüzlülüğün giderilmesi sağlıklı sonuçlar alınmasını sağlayacaktır.



**Şekil 3.16.** Aşınma deneyleri için kullanılan tribometre.

Sinterlenmiş hibrid numuneler analiz için Metkon Forcipol marka cihazla zımparalanmış ve parlatılmıştır. Zımparalama işlemi Metkon marka düz 200 mm çapında 400, 600, 800, 1000, 1200 numaralı kum zımparalar ile sırasıyla 400 numaralı zımparayla başlayarak 2'şer dakika her defasında numuneyi 90° çevirmek suretiyle yapılmıştır. Zımparalama esnasında numune yüzeyinde sürtünme kaynaklı oluşacak ısınmayı gidermek için sürekli su akışı altında zımparalama işlemi yapılmıştır. Numuneleri parlatmak için 6-9 µm elmas aşındırıcı süspansiyon ile Ø 200 mm ince dokuma kumaş çuha ve 1 µm elmas aşındırıcı süspansiyon ile sentetik flok baskı çuha kullanılmıştır. Parlatma esnasında yağlayıcı olarak elmas suyu kullanılmıştır.

Numuneler kesit analizi için kesilip bakalite alınması ve bakalitten çıkarılması işlemleri sırasında numuneler hasar gördükleri için numunelerin kesit analizleri yerine üst yüzeylerine zımpara ve parlatma işlemleri yapılarak XRD ve SEM analizinde üst yüzeyleri kullanılmıştır.

Numunelerin parlatma sonrası yüzey görüntüleri ve aşınma deneyi sonrası aşınma izi görüntüleri 0,67-5X yakınlaştırma aralığı olan Nikon SMZ 745T stereo mikroskop ve 50-1500X yakınlaştırma aralığı olan Nikon Exclipse LV150N marka polarize mikroskop ile alınmıştır. SEM ve XRD analizi için hazırlanan numunelerin yüzeyinin parlak ve düz olması analizin sağlıklı sonuçlar vermesini sağlayacağından

zımparalama ve parlatma sonrasında numunelerin işlem gören yüzeyi mikroskop ile incelenerek işlemlere devam edilmiştir.

Numunelerin XRD analizleri 1-80° arasında PIXcel 1D marka XRD dedektörü ile yapılmıştır. X-ışını kırınımı yöntemi kristal fazların atomik dizilimler sonucu oluşan düzlemler arasındaki mesafenin x-ışınlarını karakteristik bir şekilde kırması sonucuna dayanır. Bu sayede kristal yapıdaki malzemelerin nitel incelemeleri yapılabilmektedir. XRD cihazının çalışma parametreleri Tablo 3.2’ de verilmiştir.

**Tablo 3.2.** XRD ölçüm parametreleri.

2Theta açısı	10°-80°
Adım açısı	0,013 °
Tarama süresi	~20 dakika
Anod malzemesi	Bakır
K-Alfa 1	1,51060 A°
K-Alfa 2	1,54443 A°
K-Beta	1,39225 A°
Akım / Güç	40 mA / 45 kV

Numunelerin SEM analizleri Carl Zeiss 300 VP marka SEM cihazı ile yapılmıştır. Seçilen 10 numunenin SEM ve EDS haritalama analizleri 6 saat sürmüştür.

### 3.3. Deneysel Uygulama

Sinterlenen numunelerin kompozisyon bileşimleri ve ağırlıkları Tablo 3.3 ve Tablo 3.4’de verilmiştir. Numune kodları verilirken M=Al-Mg-Si-Cu, B=B<sub>4</sub>C, C=Grafit, T=TiO<sub>2</sub>, SO=SiO<sub>2</sub> ve S=SiC tozlarını temsil edecek şekilde düzenlenmiştir. MBCT kodu farklı oranlarda TiO<sub>2</sub> takviyesini ve MBCSO farklı oranlarda SiO<sub>2</sub> takviyesi olan Al-Mg-Si-Cu-B<sub>4</sub>C-Gr içeren numuneleri ifade etmektedir. MSCT kodu farklı oranlarda TiO<sub>2</sub> takviyesini ve MSCSO farklı oranlarda SiO<sub>2</sub> takviyesi olan Al-Mg-Si-Cu-SiC-Gr içeren numuneleri ifade etmektedir. Numunelerin toplam ağırlığı 3,5 gram olacak şekilde toz kompozisyonu seçilmiştir.

Toz kompozisyonları hassas terazi ile tartıldıktan sonra hazneye konmuş ve içindeki 3, 5, 7, 9 ve 11 mm çapındaki bilyeler eklenerek kapalı hazne tornaya bağlanarak 30 dakika ve 30 devir/dakika hızda karıştırılmıştır. Karıştırılan kompozitler 18 mm çapında iç haznesi olan silindirik kalıp içinde alt ve üst pim vasıtasıyla 220 MPa basınç altında hidrolik pres ile basılmıştır.

Basılan numunelerin ağırlık, yükseklik çap ölçümleri terazi ve kumpas yardımıyla yapıldıktan sonra 600°C sıcaklıkta düşük vakum (250-350 Torr) altında 5 dakika boyunca sinterlenmiştir. Sinterleme esnasında sıcaklık artış hızına bağlı sinterlenme sıcaklığına ulaşmadan bazı numunelerde patlama sonucu hasar oluşmuştur. Bunun nedeni olarak toz karışım oranlarına göre numunenin manyetik akı ile etkileşimi ve elektriksel iletkenliğin değişimi sonucu hızlı genleşme ve grafitin içerdiği nemin genleşmesi gösterilebilir. Sinterlenen tüm numuneler sinterleme sonrası açık havada soğutulmaya bırakılmıştır.

Numunelerin yüzey pürüzlülük ölçümleri 7 mm yol üzerinden Mitutoyo marka cihaz ile yapılmıştır. Numunelerin Brinell (HBW) sertlik ölçümleri Duravision marka makro sertlik cihazıyla 2,5 mm çapında bilya ve 31,25 kg yük altında yapılmıştır.

Aşınma deneyleri 2, 3 ve 5 N yükleme altında 150 m, 300 m ve 500 m gibi farklı aşınma mesafeleri için 6 mm çapındaki tungsten karbür aşındırıcı bilye ile gerçekleştirilmiştir. Bu sonuçlara göre deney parametreleri olarak aşınma yolunun çapı 5 mm, aşındırma hızı 10 cm/sn, aşındırma süresi 83 dakika ve aşındırma sırasındaki tur sayısı 15.900 seçilmiştir.

Hibrid kompozit numunelere uygulanacak ölçüm ve testler sırasında numunelerde oluşabilecek mikro çatlak ve hasarlar göz önüne alınarak yoğunluk ölçümleri, sertlik ölçümleri, aşınma testi, XRD ve SEM analizleri için 18 kompozisyondan 5'er adet aynı parametreler ile basılmış ve sinterlenmiştir. Ayrıca hasar göre numuneler tekrar üretilmiştir. Bu çalışma ve ön çalışmalar sırasında 200'den fazla numune üretilmiştir.

**Tablo 3.3.** Bor Karbürlü numunelerin kompozisyon oranları.

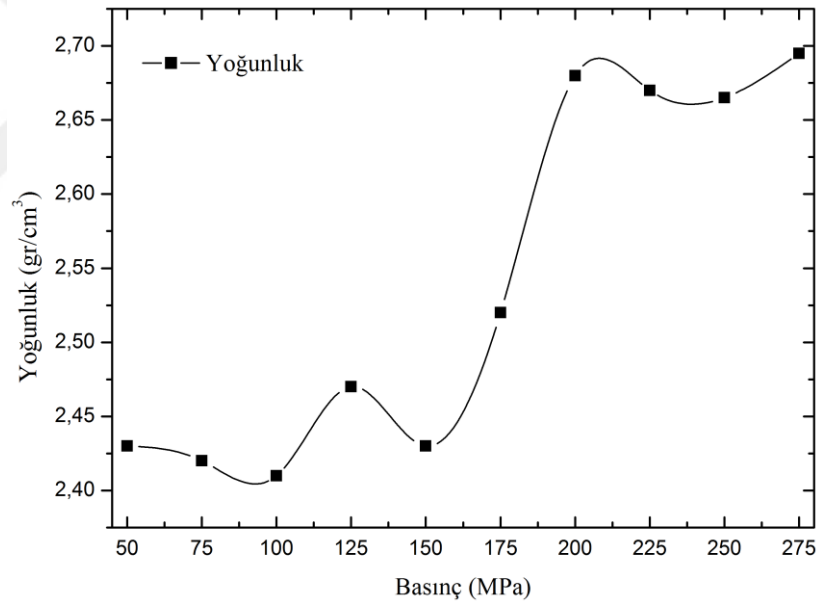
Numune	Numune Kodu	% element içeriği							
		Al	Mg	Si	Cu	B <sub>4</sub> C	Gr	TiO <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub>
1	MBC	88,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	0
2	MBC1T	87,2	0,8	0,6	0,4	7	3	1	0
3	MBC4T	84,2	0,8	0,6	0,4	7	3	4	0
4	MBC7T	81,2	0,8	0,6	0,4	7	3	7	0
5	MBC1SO	87,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	1
6	MBC4SO	84,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	4
7	MBC7SO	81,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	7
8	MBC3T3SO	82,2	0,8	0,6	0,4	7	3	3	3
9	MBC5T5SO	78,2	0,8	0,6	0,4	7	3	5	5

**Tablo 3.4.** Silisyum Karbürlü numunelerin kompozisyon oranları.

Numune	Numune Kodu	% element içeriği							
		Al	Mg	Si	Cu	SiC	Gr	TiO <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub>
10	MSC	88,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	0
11	MSC1T	87,2	0,8	0,6	0,4	7	3	1	0
12	MSC4T	84,2	0,8	0,6	0,4	7	3	4	0
13	MSC7T	81,2	0,8	0,6	0,4	7	3	7	0
14	MSC1SO	87,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	1
15	MSC4SO	84,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	4
16	MSC7SO	81,2	0,8	0,6	0,4	7	3	0	7
17	MSC3T3SO	82,2	0,8	0,6	0,4	7	3	3	3
18	MSC5T5SO	78,2	0,8	0,6	0,4	7	3	5	5

#### 4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

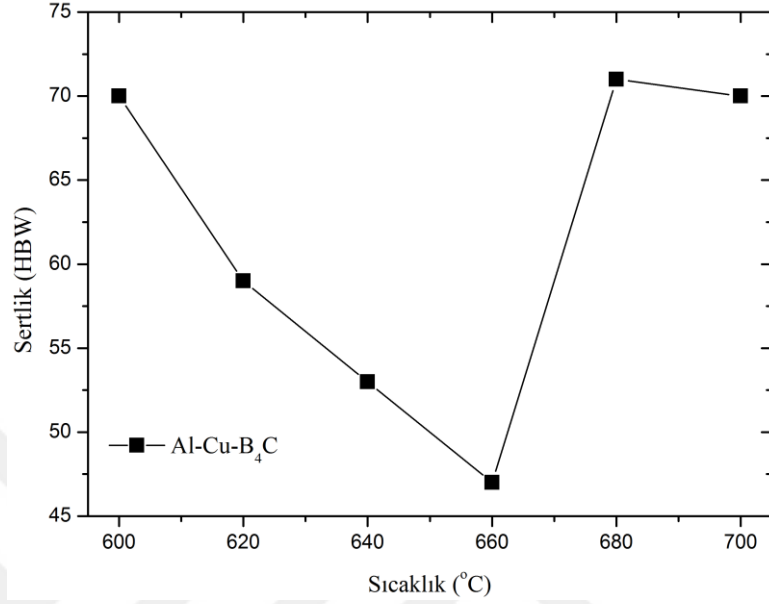
Hibrid toz karışımları basmak için kullanılacak 18 mm çapındaki pimler için saf alüminyum tozu ile 50-300 MPa arasında 3,5 gram ağırlığındaki 10 numune preslenip 600°C sıcaklıkta 5 dakika süreyle sinterlenmiştir. Sinterlenen numunelerde yapılan yoğunluk ölçüm sonuçları Şekil 4.1’de verilmiştir. 220 MPa’da basılan ve sinterlenen numunelerin ideal yoğunluk değerlerini verdiği tespit edilmiştir. Bu basınç değerinde preslenen numunelerin bazılarının yan yüzeylerinde çatlaklar oluşmuştur. Bunun nedeni tozları basarken veya çıkartırken yüzeyde oluşan basınç gradyanı veya numune ile kalıp iç yüzeyi arasında oluşan sürtünme olabileceği düşünülmüştür. Bu sorunu gidermek için pimler ve kalıp iç duvarları yağlanarak, sürtünme azaltılmıştır ve presleme parametreleri sabitlenerek bütün numuneler için kalıbın iç cidarı ve pimler yağlanarak toz metal numunelerimiz kompakt hale getirilmiştir.



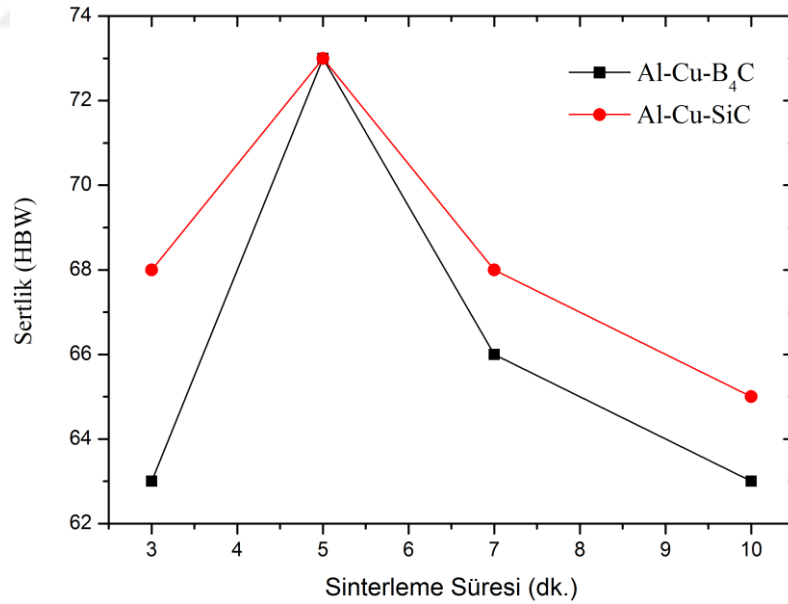
Şekil 4.1. Toz kompozisyonu için uygun basınç tayini.

İdeal sinterleme süresini belirlemek için yapılan ön çalışmalarda 3,5 gram tartılan Al-(ağ. %1) Cu-(ağ. %7) B<sub>4</sub>C ve Al-(ağ. %1) Cu-(ağ. %7) SiC numuneler 220 MPa’da preslenip 600-700°C arası sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Sinterleme sonrası ölçülen sertlik değerleri Şekil 4.2’de verilmiştir. En yüksek sertlik değerinin her iki karışım içinde 600°C sinterleme sıcaklığında elde edildiği tespit edilmiştir. Ayrıca ideal sinterleme süresini belirlemek için 3,5 gram tartılan toz karışımı 220 MPa’da

basılıp 600°C sıcaklıkta 3, 5, 7 ve 10 dakika süreyle sinterlenmiştir. Sinterlenen numunelerin ölçülen sertlik değerleri Şekil 4.3’de verilmiştir. En yüksek sertlik değerine 5 dakika sinterleme süresinin verdiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.2. Sinterleme sıcaklığının sertlik değerine etkisi.



Şekil 4.3. Sinterleme süresinin sertlik değerine etkisi.

Sinterleme esnasında hızlı ısınma dolayısıyla oluşan iç genleşme numunelerde sıcaklık artışının başladığı ilk üç saniye içinde hasar görmesine sebep olmaktadır. Sinterleme esnasında hasar gören numunenin görüntüsü Şekil 4.4’de gösterilmiştir.



Numunelerin sinterlenmesi esnasında hızlı ısınmadan dolayı malzemelerde oluşan hasarı ortadan kaldırmak için, cihazın sinterleme sıcaklığına daha yavaş çıkması sağlanarak çözüme gidilmiştir. Belirlenen bu sinterleme parametreler sabitlenerek tüm sinterleme işlemleri 600°C’de ve 5 dakika içinde gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 4.4.** Sinterleme esnasında hasar gören numune.

220 MPa basınç altında tek eksenli basılıp 600°C’de 5 dakika süreyle sinterlenen toz hibrid kompozisyonların sinterleme sonrası ağırlık ve ebat değişimi sonuçları B<sub>4</sub>C içeren numuneler için Tablo 4.1’de ve SiC içeren numuneler için Tablo 4.2’de verilmiştir. 600°C sıcaklıkta indüksiyon ile sinterlenen numunelerin ortalama enerji tüketimi 6,73 kWh/kg ve ortalama maliyeti 0,615 dolar/kg olarak bulunmuştur.

**Tablo 4.1.** B<sub>4</sub>C içeren numunelerin ağırlık ve ebatları.

Numune Kodu	Ağırlık (gr)	Press sonrası			Sinterleme sonrası değişim		
		Ağırlık (gr)	Çap (mm)	Yükseklik (mm)	Ağırlık (%)	Çap (%)	Yükseklik (%)
MBC	3,5	3,482	18,11	5,38	0,17	0	0,19
MBC1T	3,5	3,483	18,10	5,36	0,20	0	0
MBC4T	3,5	3,484	18,11	5,38	0,26	0	0
MBC7T	3,5	3,481	18,12	5,38	0,17	0	0,37
MBC1S	3,5	3,482	18,10	5,37	0,20	0	0,37
MBC4S	3,502	3,483	18,12	5,39	0,23	0	0,19
MBC7S	3,501	3,487	18,12	5,38	0,20	0	0,37
MBC3T3SO	3,5	3,483	18,10	5,39	0,23	0	0,19
MBC5T5SO	3,5	3,483	18,12	5,39	0,16	0	0,37

**Tablo 4.2.** SiC içeren numunelerin ağırlık ve ebatları.

Numune Kodu	Press sonrası				Sinterleme sonrası değişim		
	Ağırlık (gr)	Ağırlık (gr)	Çap (mm)	Yükseklik (mm)	Ağırlık (%)	Çap (%)	Yükseklik (%)
MSC	3,497	3,482	18,10	5,27	0,06	0,06	0,38
MSC1T	3,501	3,471	18,10	5,26	0,06	0	0,19
MSC4T	3,502	3,477	18,10	5,28	0,09	0,06	0,38
MSC7T	3,5	3,48	18,10	5,32	0,029	0,06	0,38
MSC1S	3,501	3,474	18,10	5,29	0,17	0	0,19
MSC4S	3,5	3,479	18,12	5,32	0,029	0	0,56
MSC7S	3,497	3,487	18,12	5,32	0,17	0	0,56
MSC3T3SO	3,499	3,481	18,11	5,31	0,06	0,06	0,19
MSC5T5SO	3,499	3,486	18,12	5,32	0,06	0	0,38

#### 4.1. Sertlik, Yoğunluk ve Gözeneklilik

Sinterlenmiş numunelerin yoğunluk ve sertlik değerleri ayrıca teorik yoğunluk ile deneysel yoğunluk ölçüm sonuçları kullanılarak hesaplanan porozite oranı bor karbürlü ve silisyum karbürlü numuneler için sırasıyla Tablo 4.3 ve Tablo 4.4'de verilmiştir.

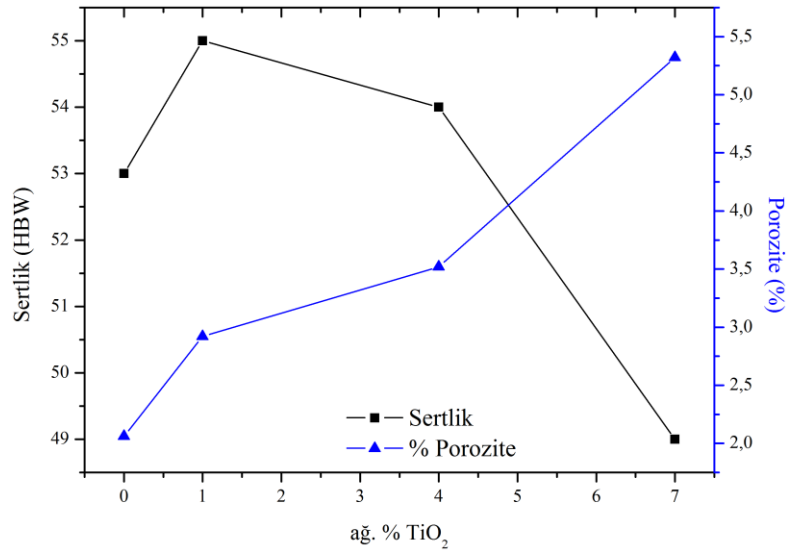
**Tablo 4.3.** B<sub>4</sub>C içeren numunelerin yoğunluk, porozite ve sertlik değerleri.

Numune Kodu	Yoğunluk (gr/cm <sup>3</sup> )	Porozite (%)	Sertlik (HBW)
MBC	2,632	2,06	53,3
MBC1T	2,624	2,92	55
MBC4T	2,653	3,52	53,7
MBC7T	2,648	5,32	49
MBC1SO	2,622	2,40	52,2
MBC4SO	2,617	2,48	50,2
MBC7SO	2,604	2,85	45,2
MBC3T3SO	2,631	3,67	48,3
MBC5T5SO	2,634	4,58	42,8

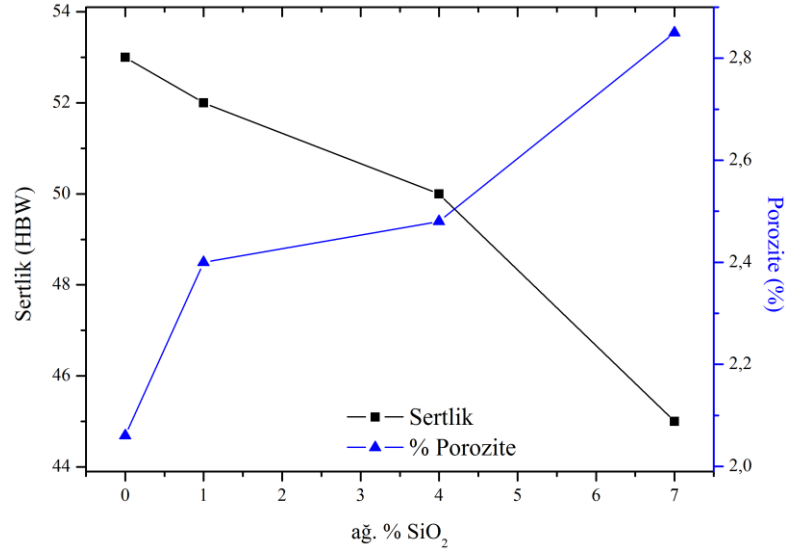
**Tablo 4.4.** SiC içeren numunelerin yoğunluk, porozite ve sertlik değerleri.

Numune Kodu	Yoğunluk (gr/cm <sup>3</sup> )	Porozite (%)	Sertlik (HBW)
MSC	2,690	1,70	54,1
MSC1T	2,68	2,62	53,8
MSC4T	2,697	3,64	55,1
MSC7T	2,690	5,47	54,3
MSC1SO	2,687	1,77	54,3
MSC4SO	2,692	1,48	53,4
MSC7SO	2,682	1,74	48,6
MSC3T3SO	2,686	3,39	53,5
MSC5T5SO	2,694	4,11	48,0

B<sub>4</sub>C içeren sinterlenmiş numuneler içinde MBC1T'nin maksimum sertlik değerini verdiği ve artan TiO<sub>2</sub> katkısı ile sertlik değerinin düştüğü Tablo 4.3'de görülmektedir. Ayrıca TiO<sub>2</sub> ve SiO<sub>2</sub> takviyesi içermeyen numune MBC'nin ağırlıkça %7 TiO<sub>2</sub> ve tüm SiO<sub>2</sub> içeren numunelerden daha sert olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.5'te görüldüğü gibi artan TiO<sub>2</sub> katkısıyla numunelerde porozite artmaktadır.

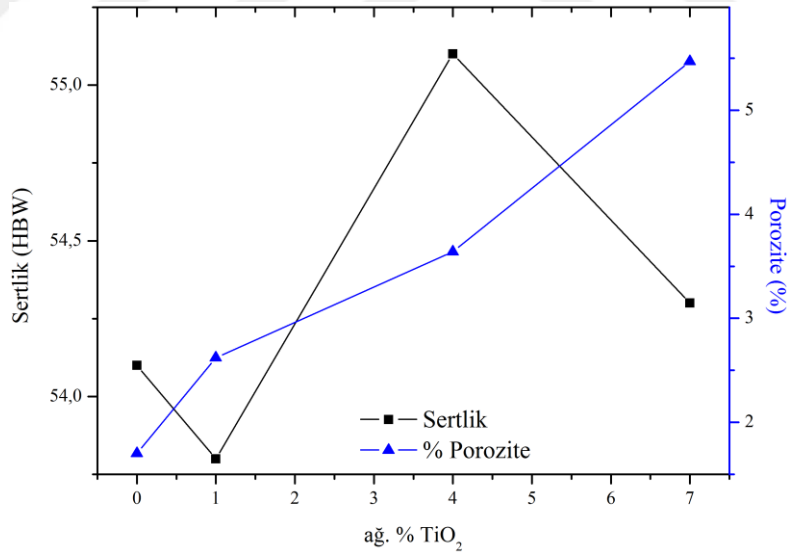


**Şekil 4.5.** MBCT kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.



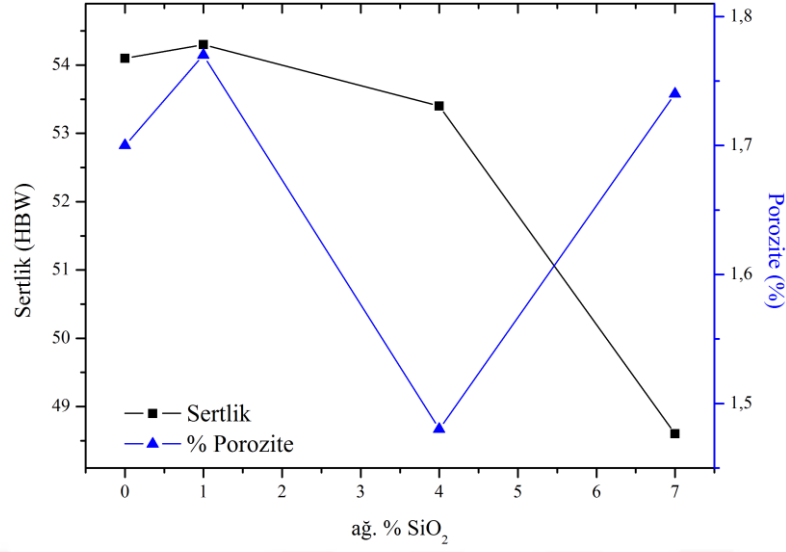
**Şekil 4.6.** MBCSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.

SiO<sub>2</sub> takviyeli B<sub>4</sub>C içeren numunelerin sertlik ve porozite değişim grafiği Şekil 4.6'de verilmiştir. Artan SiO<sub>2</sub> katkısıyla sertliğinin ve yoğunluğunun azaldığı ancak porozitenin arttığı Tablo 4.3'de görülmektedir.



**Şekil 4.7.** MSCT kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.

TiO<sub>2</sub> takviyeli SiC içeren numunelerin artan TiO<sub>2</sub> takviyesi ile sertlik ve porozite değişimini gösteren grafik Şekil 4.7'de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi ağ. %4 TiO<sub>2</sub> katkılı numune için maksimum sertlik değeri elde edilmiştir. Ayrıca artan takviye oranı ile numunedeki porozite oranı da artmaktadır.



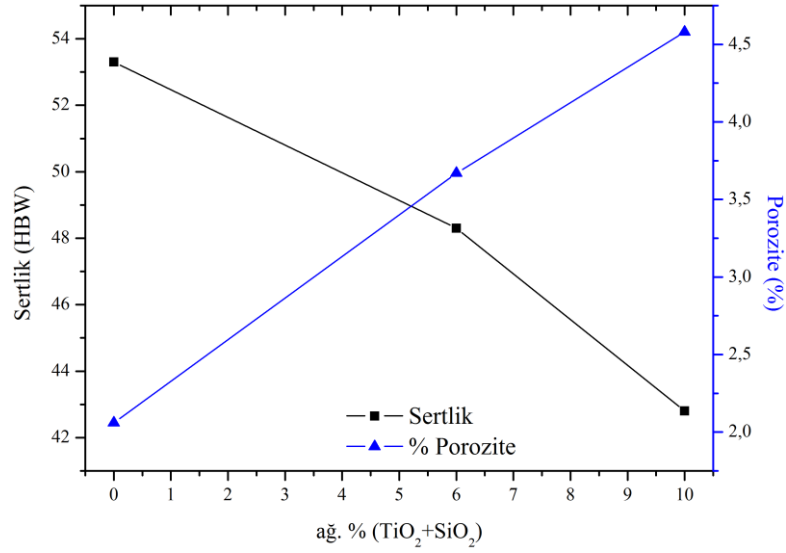
**Şekil 4.8.** MSCSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.

SiC içeren numunelerde artan SiO<sub>2</sub> katkısıyla numunenin sertlik ve porozite oranındaki değişim Şekil 4.8’de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi numunede SiO<sub>2</sub> miktarı arttıkça sertlik değeri düşmektedir.

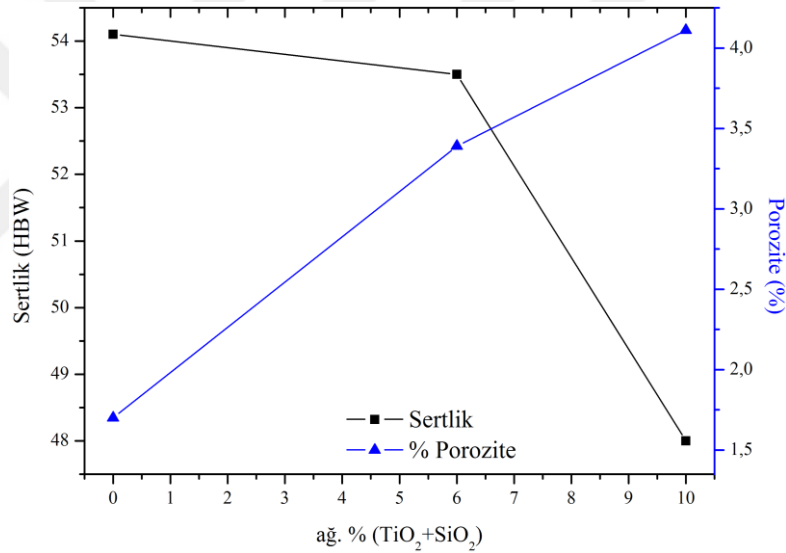
Madhusudhan ve ark. [45] yaptıkları çalışmalarda üretim yöntemleri ve çalışma parametreleri farklı da olsa buldukları sertlik değeri davranışı bulduğumuz sonuçlar ile uyum göstermektedir. Karıştırmalı döküm yöntemiyle ürettikleri Al7075-TiO<sub>2</sub>-SiC içeren hibrit kompozit malzemelerde takviye elemanlarının boyutları azaldıkça sertliğin arttığını ve %4 TiO<sub>2</sub> ve %4 SiC takviyesi olan kompozitler için maksimum sertlik elde edildiğini bildirmişlerdir. Ayrıca bu kompozit için aşınma davranışının araştırmacılar için ucu açık bir araştırma sahası olduğunu bildirmişlerdir.

TiO<sub>2</sub> ve SiO<sub>2</sub> içeren numuneler karşılaştırıldığında Tablo 4.3 ve Tablo 4.4’de görüldüğü gibi artan SiO<sub>2</sub> katkısının sertlikte (malzeme dayanımında) ve yoğunlukta azalmaya sebep olduğu ayrıca artan katkı miktarıyla porozitenin arttığı görülmektedir.

SiC ve B<sub>4</sub>C içeren numunelerin sertlik, yoğunluk ve porozite oranları karşılaştırıldığında Tablo 4.3 ve Tablo 4.4’de görüldüğü gibi SiC içeren numuneler genel olarak daha az porozite içerdiği, daha yoğun olduğu ve sertlik dayanımlarının B<sub>4</sub>C içeren numunelere göre daha fazla olduğu gözlenmektedir.



**Şekil 4.9.** MBCTSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.



**Şekil 4.10.** MSCTSO kodlu kompaktların sertlik ve gözenek değişimi.

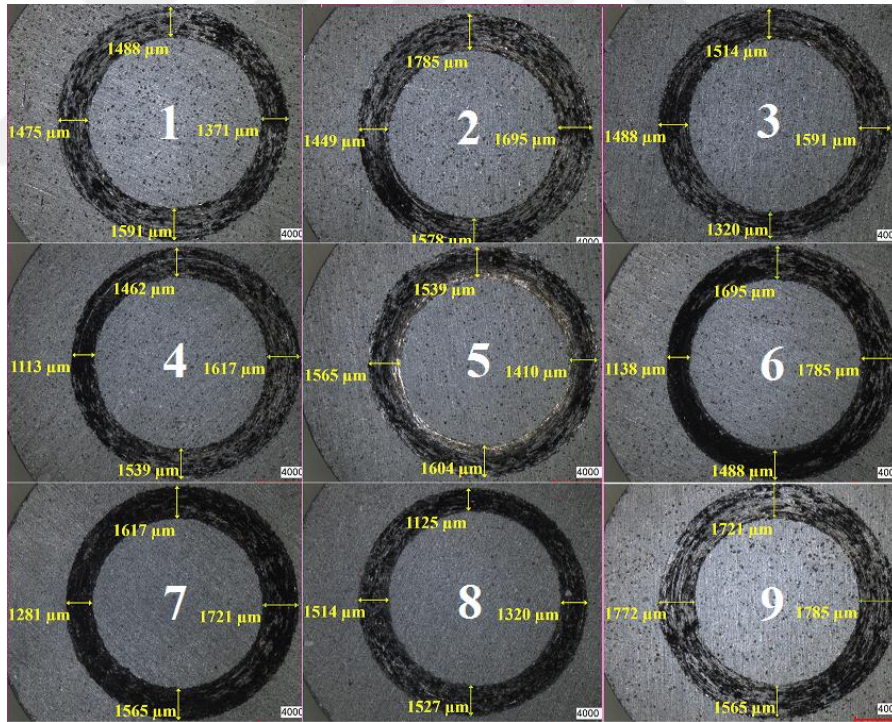
## 4.2 Yüzey Pürüzlülüğü ve Aşınma Testi

Rajeev ve ark. [46] yaptıkları çalışmalarda aşındırma hızının geçiş hızına ulaşıncaya kadar aşınma miktarının düştüğünü ve bu değeri geçince arttığını bildirmişlerdir. Bunun nedeni olarak artan aşındırma hızı ile ısınan numunenin deformasyon hızının artması ve akma dayanımının artması gösterilmiştir. Eğer aşındırma hızı 35 m/sn'nin üstüne çıkarsa sürtünme ısısından yüzey sıcaklığının artacağını ve aşınma yüzeyinin yumuşayacağını ve kontakt yüzeyinin artıp aşınmanın artacağı bildirilmiştir. Dolayısıyla aşınma hızı 10 cm/sn seçilmiştir. Malzeme için en

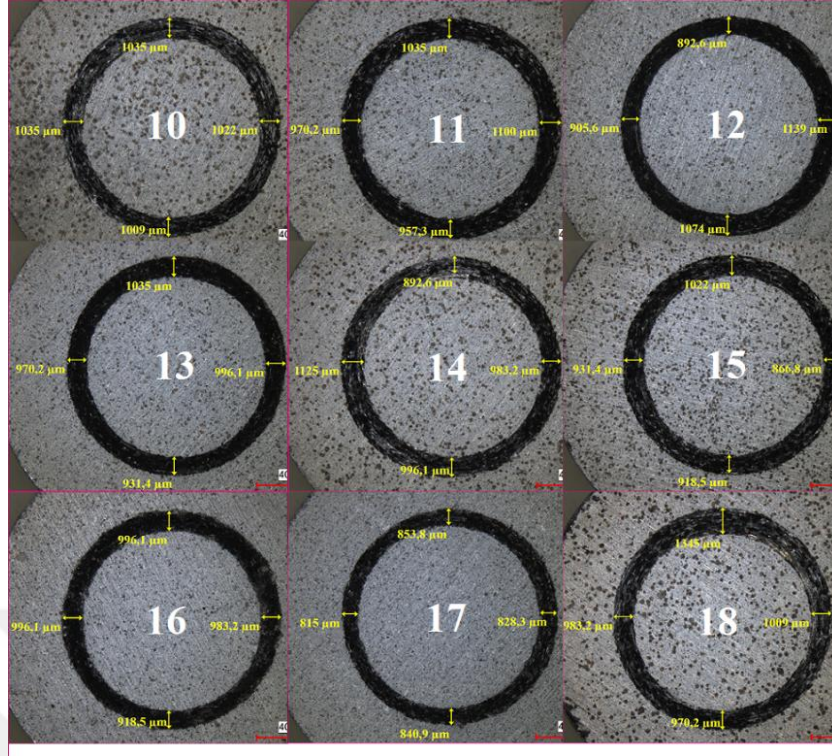
uygun parametreler numunenin aşınma davranışı (aşınan yol ve aşınma miktarı) ve sürtünme katsayısı göz önünde tutularak aşınma için çalışma parametreleri 2 N yük ve 500 metre aşınma yolu olarak belirlenmiştir. Şekil 4.11’de numune yüzeyinde oluşan aşınma izi ve yüzeyden aşınan birikintiler görülmektedir.



Şekil 4.11. Aşınma sonrası oluşan iz ve aşınma birikintileri.

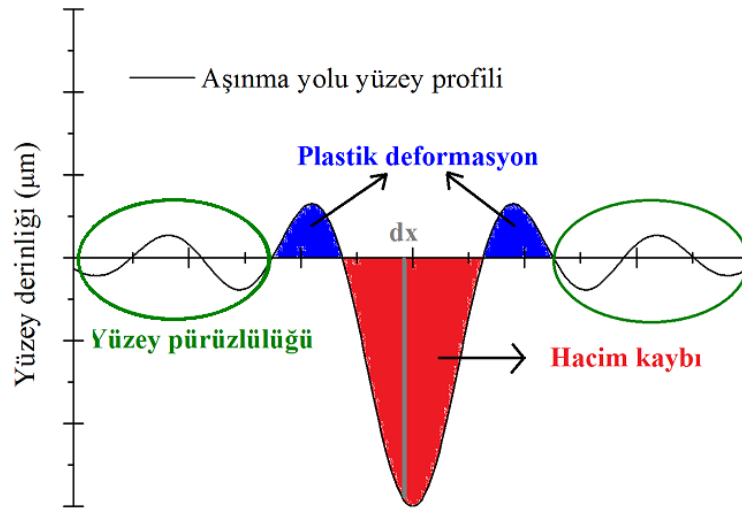


Şekil 4.12. Aşınma sonrası B<sub>4</sub>C içeren kompaktlarda oluşan aşınma izi.



**Şekil 4.13.** Aşınma sonrası SiC içeren kompaktlarda oluşan aşınma izi.

Numunelerin aşınma sonrası dört farklı noktadan alınan aşınma yolu yüzey profilinin ortalaması alınarak aşınma sırasındaki hacim kaybı hesaplanır. Şekil 4.14’de görüldüğü gibi her bir dx adımı için aşınma derinliği (alanı içindeki gri çizgi) eğri boyunca integre edilerek aşınan alan “A” hesaplanır. Aşınma çapı “a” kullanılarak dairesel aşınma yolu “ $\pi \times a$ ” bulunup aşınan hacim “ $A \times \pi \times a$ ” şeklinde hesaplanır.



**Şekil 4.14.** Aşınma sonrası numunenin yüzey profili.



Sinterlenmiş kompaktların yüzey pürüzlüğü ve aşınma testi sonrası hacim, ağırlık kaybı ve aşınma izi genişliği sonuçları Tablo 4.5 ve Tablo 4.6’da verilmiştir.

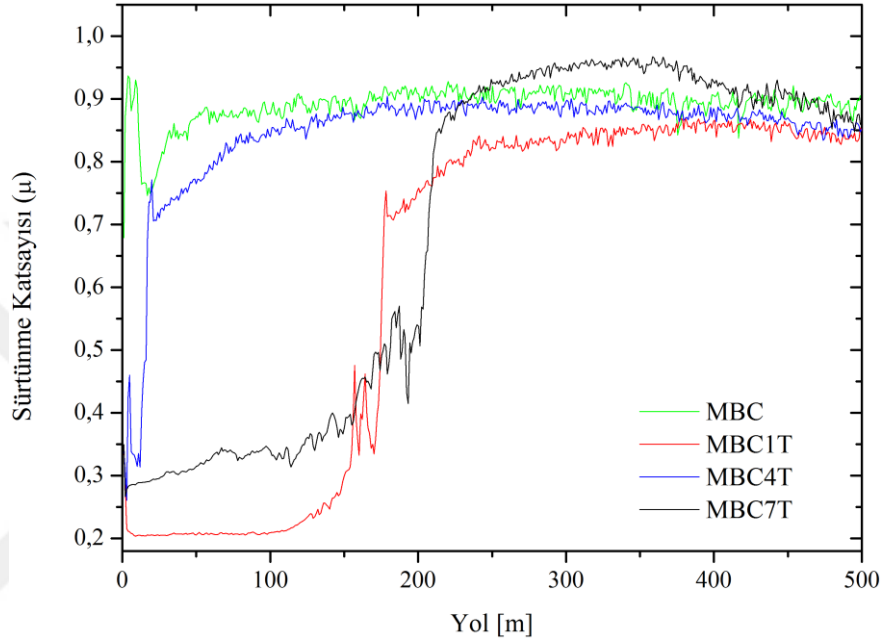
**Tablo 4.5.** Bor Karbürlü numuneler için aşınma sonrası parametreler.

Numune Kodu	Yüzey Pürüzlüğü (Ra)	Hacim kaybı (mm <sup>3</sup> )	Ağırlık kaybı (gr)	Aşınma izi genişliği (µm)
MBC	1,15	61	0,007	1710
MBC1T	1,43	72	0,008	1481
MBC4T	1	74	0,008	1626
MBC7T	1,54	79	0,008	1478
MBC1SO	1,36	88	0,006	1529
MBC4SO	1,76	91	0,006	1526
MBC7SO	1,78	100	0,007	1546
MBC3T3SO	1,09	79	0,005	1432
MBC5T5SO	1,14	106	0,005	1371

**Tablo 4.6.** Silisyum Karbürlü numuneler için aşınma sonrası parametreler.

Numune Kodu	Yüzey Pürüzlüğü (Ra)	Hacim kaybı (mm <sup>3</sup> )	Ağırlık kaybı (gr)	Aşınma izi genişliği (µm)
MSC	2,07	82	0,007	1076
MSC1T	1,82	49	0,003	1025
MSC4T	1,77	42	0,002	768
MSC7T	1,51	24	0,002	1002
MSC1SO	1,79	29	0,002	999
MSC4SO	1,32	49	0,003	934
MSC7SO	1,02	51	0,003	973
MSC3T3SO	1,47	26	0,002	983
MSC5T5SO	1,49	63	0,006	834

Sinterlenmiş numunelerin 2 N yük altında 6 mm çapındaki tungsten karbür bilye kullanılarak 500 m yol ve 10 cm/sn aşındırma hızıyla yapılan aşınma deneyi boyunca sürtünme katsayısı değişim grafikleri Şekil 4.15-Şekil 4.20’de verilmiştir. TiO<sub>2</sub> ve SiO<sub>2</sub> takviyelerinin aşınma oranlarına etkisinin ve B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerin karşılaştırılabilmesi için numune kodlarına göre ölçüm sonuçları en uygun olacak şekilde aynı grafik altında verilmiştir.

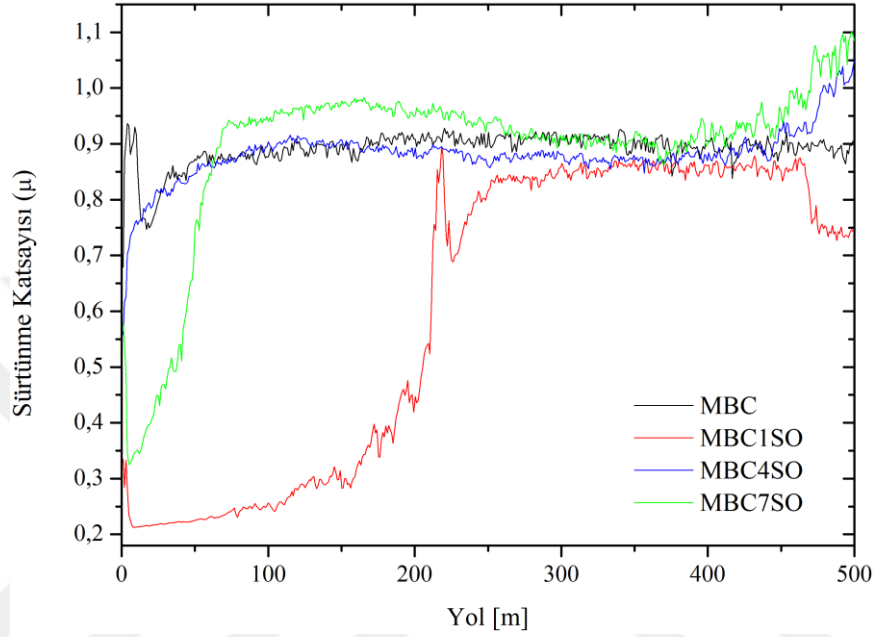


Şekil 4.15. MBCT kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği.

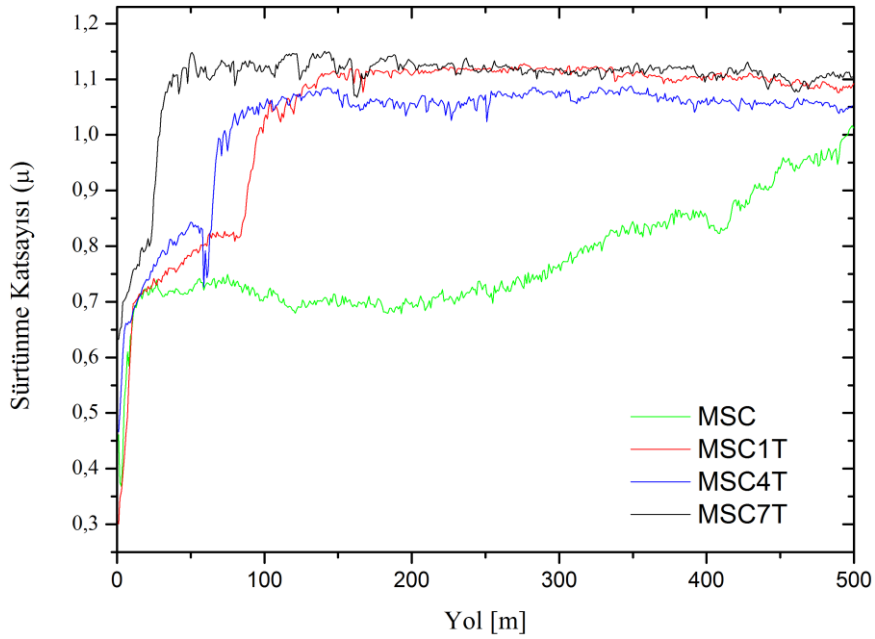
MBCT kodlu TiO<sub>2</sub> takviyeli ve B<sub>4</sub>C içeren numunelerin 500 m yol ve 2 N yük altında elde edilen aşınma grafikleri Şekil 4.15’de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi TiO<sub>2</sub> içeren kompaktlar sürtünme katsayısı değeri 250 m yol sonunda kararlı diyebileceğimiz salınma geçerek 0,80-0,95 değerleri etrafında düşük genlikli salınmaya başlamaktadır. TiO<sub>2</sub> içermeyen MBC’nin sürtünme katsayısı değişimi yol boyunca kararlı bir davranış gösterirken artan takviye oranı ile kararlı davranıştan çıkıldığı gözlenmektedir. Ayrıca artan TiO<sub>2</sub> katkısı ile hacim kaybı ve porozitenin arttığı tespit edilmiştir.

MBCSO kodlu numunelerin aşınma yolu boyunca sürtünme katsayısı değişimi grafiği Şekil 4.16’da verilmiştir. Aşınma grafiğine bakıldığında 250 m aşınma yolu sonunda kararlı yapıya geçen sürtünme davranışının yaklaşık 400-450 m aşınma yolu sonrası birden değişerek kararsız bir yapıya geçtiği görülmektedir. SiO<sub>2</sub> içermeyen

MBC'nin sürtünme davranışın 500 m yol boyunca kararlı olduğu görülmektedir. Yapılan çalışmalar aşınma yolu mesafesinin artmasıyla numunelerin sürtünme davranışı üzerinde bu tarz etkilerin olabileceği bildirilmiştir [47]. Sadece SiO<sub>2</sub> içeren numunelerin böyle bir davranış göstermesi dikkat çekicidir. Ayrıca artan SiO<sub>2</sub> katkısı ile hacim kaybı ve porozitenin arttığı buna karşın sertliğin düştüğü tespit edilmiştir.

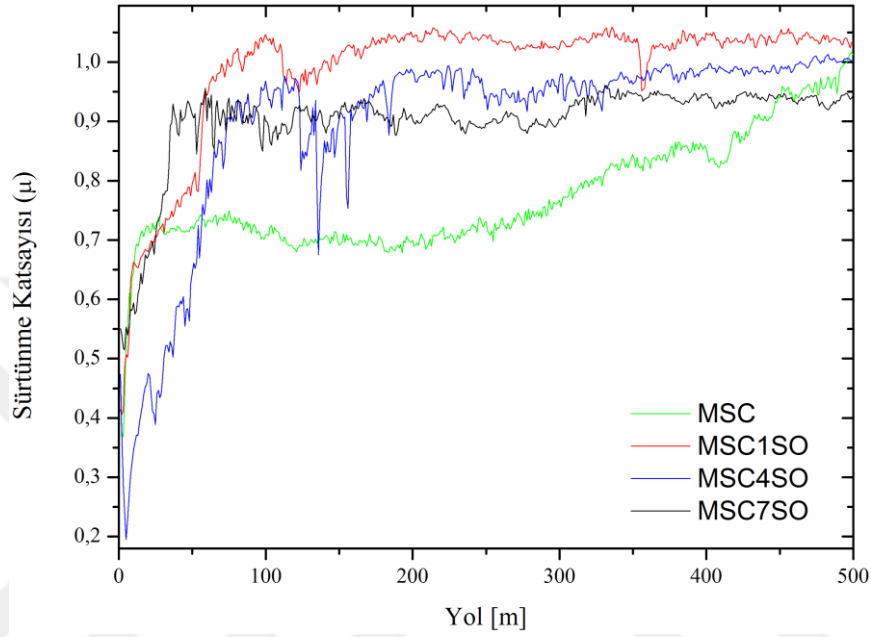


Şekil 4.16. MBCSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği.



Şekil 4.17. MSCT kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği.

MSCT kodlu numunelerin aşınma yolu boyunca sürtünme katsayısı değişimini veren aşınma grafiği Şekil 4.17’de verilmiştir. Aşınma grafiğine bakıldığında  $TiO_2$  içeren numunelerin 150 m aşınma yolu sonunda kararlı yapıya geçmesine rağmen  $TiO_2$  ve  $SiO_2$  içermeyen MSC kodlu numunenin sürtünme davranışı kararlı bir yapıya geçmemektedir. Artan  $TiO_2$  katkısı ile porozite artmakta ve hacim kaybı azalmaktadır.

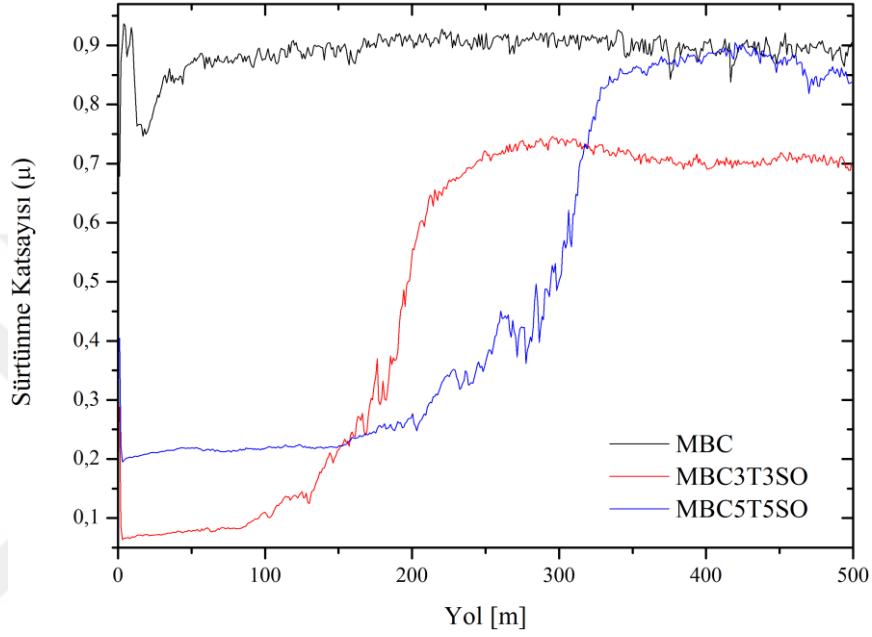


Şekil 4.18. MSCSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği.

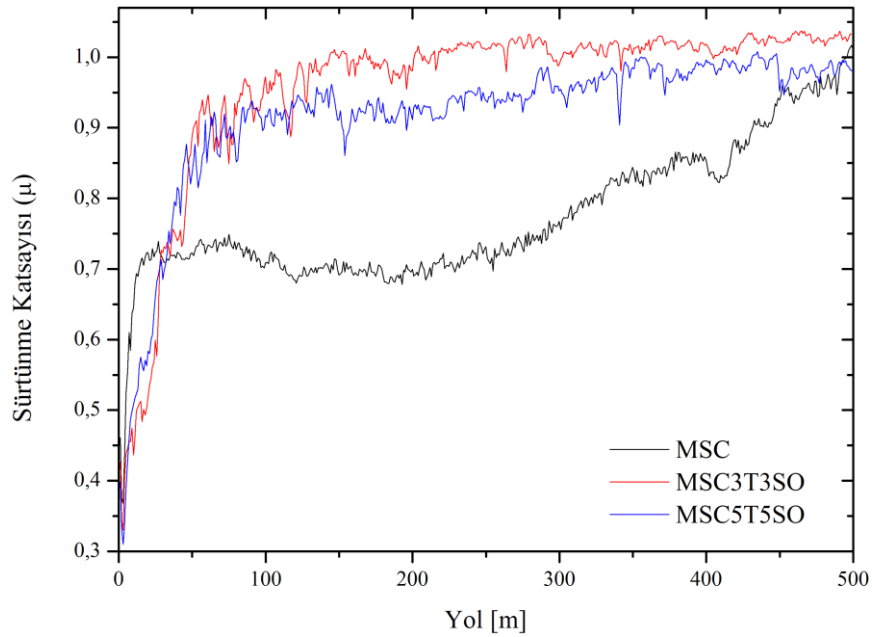
MSCSO kodlu numunelerin aşınma yolu boyunca sürtünme katsayısı değişimini veren aşınma grafiği Şekil 4.18’de verilmiştir. Aşınma grafiğine bakıldığında 200 m aşınma yoluna kadar kararlı yapıda olan MSC’nin sürtünme katsayısının artmaya başladığı görülmektedir. 500 m aşınma yolu sonunda sürtünme katsayısı en yüksek değere ulaşmıştır. Diğer  $SiO_2$  katkılı numunelerin 150 m aşınma yolu sonunda sürtünme katsayı davranışları kararlı bir yapıya geçselerde 350 m yola kadar büyük genlikli dalgalanmalar göstermişlerdir. Grafikte görüldüğü gibi artan  $SiO_2$  katkısı sürtünme katsayısının ve sertlik değerinin düşmesine sebep olmaktadır.

Numune MBC3T3SO ve MSC3T3SO kendi içlerinde karşılaştırıldığında SiC içeren numunelerin sertliğinin, yoğunluğunun ve yüzey pürüzlülüğünün daha fazla olduğu ancak porozite oranının ve hacim kaybının daha az olduğu görülmektedir. Ayrıca aşınma izinin genişliğinin Şekil 4.12-13’de ve aşınma sonrası hacim ve ağırlık kaybının Tablo 4.7-4.8’de görüldüğü gibi SiC içeren numuneler için daha az olduğu

sadece sürtünme katsayısı değerlerinin daha yüksek olduğu Şekil 4.16-17'de görülmektedir. Numune MBC5T5SO ve MSC5T5SO kendi içlerinde karşılaştırıldığında SiC içeren numunenin daha sert, daha yoğun ve sürtünme katsayısı değerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Aşınma sonrası hacim kaybının ve aşınma izi genişliğinin SiC içeren numune için daha düşük olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.19. MBCTSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği.



Şekil 4.20. MSCTSO kodlu sinterlenmiş kompaktların aşınma grafiği.

Numuneler MBC5T5SO ve MSC5T5SO Tablo 4.5-Tablo 4.8’de verilen test sonuçlarına bakıldığında ağırlıkça %5 TiO<sub>2</sub> ve %5 SiO<sub>2</sub> içeren tüm numuneler minimum sertlik ve maksimum hacim kaybını vermektedir.

B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerin aşınma grafikleri karşılaştırıldığında SiC içeren numunelerin genel olarak sürtünme katsayısı değerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Sadece numune MBC4SO ve MBC7SO’nun farklı bir aşınma davranışı göstererek sürtünme katsayıları 0,85-0,90 değerleri arasında dalgalanırken 400-450 m aşınma yolu sonrası birden artarak 500 m aşınma yolu sonunda sürtünme katsayısı 1,0-1,1 değerlerine ulaşmıştır.

Numunelerin aşınma grafiklerine ve Tablo 4.5 ve Tablo 4.6’da verilen test sonuçlarına bakıldığında B<sub>4</sub>C içeren numunelerde artan TiO<sub>2</sub> oranı (ağ. %1, 4, 7) ile sürtünme katsayısında çok az bir artış olduğu ve hacim kaybının arttığı gözlenmektedir. Ağırlıkça %1 TiO<sub>2</sub> katkısı ile maksimum sertlik değerine ulaşıldığı artan TiO<sub>2</sub> oranı ile sertlik değerinin düştüğü görülmektedir. SiC içeren numunelere bakıldığında ise artan TiO<sub>2</sub> oranı (ağ. %1, 4, 7) ile sürtünme katsayısında çok az bir değişiklik olduğu ve hacim kaybının azaldığı gözlenmektedir. Buna karşın ağırlıkça %4 TiO<sub>2</sub> katkısı ile maksimum sertlik değerine ulaşıldığı görülmektedir.

B<sub>4</sub>C içeren numunelerin artan SiO<sub>2</sub> oranı (ağ. %1, 4, 7) ile Sürtünme katsayısının, hacim ve ağırlık kaybının Tablo 4.6’da verildiği gibi arttığı buna karşın sertliğin Tablo 4.3’te verildiği gibi azaldığı gözlenmektedir. SiC içeren numunelerin artan SiO<sub>2</sub> oranı (ağ. %1, 4, 7) ile sürtünme katsayısının ve sertliğin düştüğü, hacim ve ağırlık kaybının arttığı gözlenmektedir.

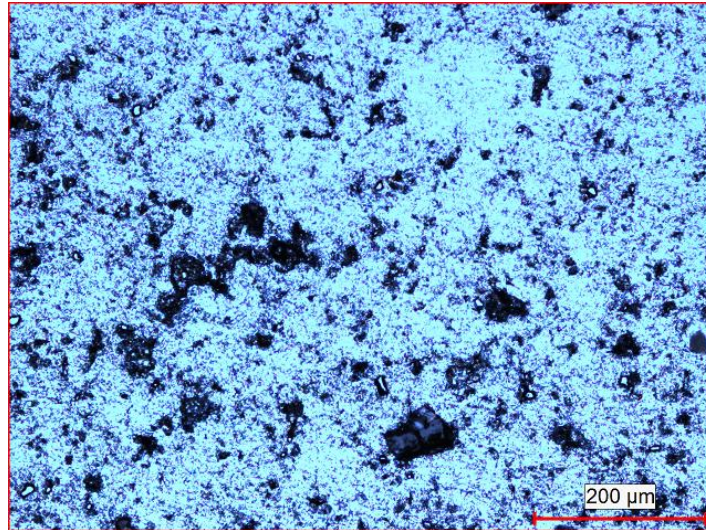
Karşılıklı olarak B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerin aşınma davranışları, sürtünme katsayıları, hacim ve ağırlık kaybı, aşınma yolu genişliği Tablo 4.7-4.8’de incelenecek olursa şu sonuca varılmaktadır. SiC içeren numunelerin B<sub>4</sub>C içeren numunelere göre daha yüksek sürtünme katsayısı değerleri elde ettiği ve aşınma deneyi sonucu oluşan aşınma izi genişliği, aşınma sonrası hacim ve ağırlık kaybının genel olarak SiC içeren numuneler için daha az olduğu görülmektedir. Yani SiC içeren numunelerin aşınma dayanımları B<sub>4</sub>C içeren numunelere göre daha iyi sonuç vermektedir.

Aynı şekilde SiC ve B<sub>4</sub>C içeren numunelerin yüzey pürüzlülük, sertlik ve yoğunluk değerlerinin verildiği Tablo 4.3-4.4 karşılaştırıldığında SiC içeren numunelerin genel olarak daha yoğun ve sert oldukları gözlenmektedir. Ayrıca yüzey pürüzlülükleri incelendiğinde SiC içeren numunelerden en az 6 tanesinin yüzey pürüzlülük R<sub>a</sub> değeri 1,45 µm'nin üzerinde olmasına karşın B<sub>4</sub>C içeren altı numunenin bu değer altında olduğu görülmektedir.

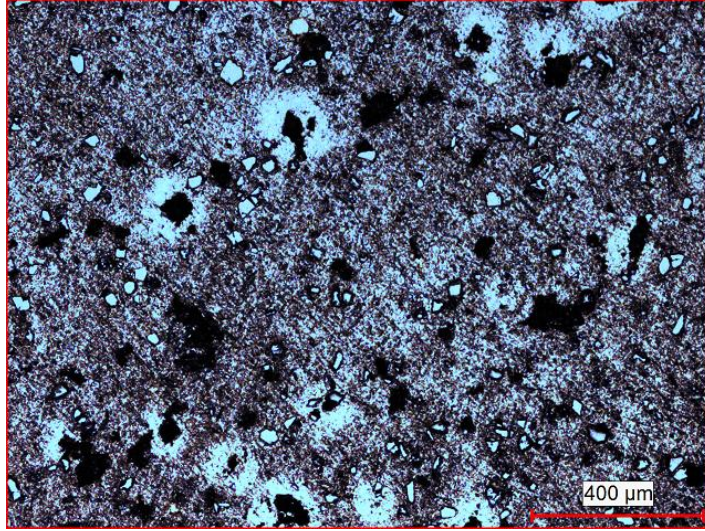
Shorowordi ve ark. [49] yaptıkları çalışmada sürtünme katsayısının B<sub>4</sub>C içeren numunelerin SiC içeren numunelere göre daha düşük olduğunu bildirmişlerdir. Bu sonuç bulgularımız ile uyum göstermektedir. Ayrıca yaptıkları çalışmada aşınma oranının aşınan ve aşındıran arasındaki temas yüzeyiyle alakalı olduğunu bildirmişlerdir. Yani artan yüzey pürüzlülüğü ile aşındırıcı bilye ile aşınan numune arasındaki temas yüzeyi arttığından dolayı aşınma miktarının arttığını bildirmişlerdir.

### 4.3 Metalografik İnceleme

Al-Mg-Si-Cu- B<sub>4</sub>C-Gr (MCB) içeren numune 1'in 100x büyütme sonucundaki mikro yapı görüntüsü Şekil 4.21 ve Al-Mg-Si-Cu-SiC-Gr (MSC) içeren numune 10'un 50x büyütme sonucundaki mikro yapı görüntüsü Şekil 4.22'de verilmiştir. Mikro yapı görüntüleri homojen bir toz dağılımının olduğunu göstermektedir.



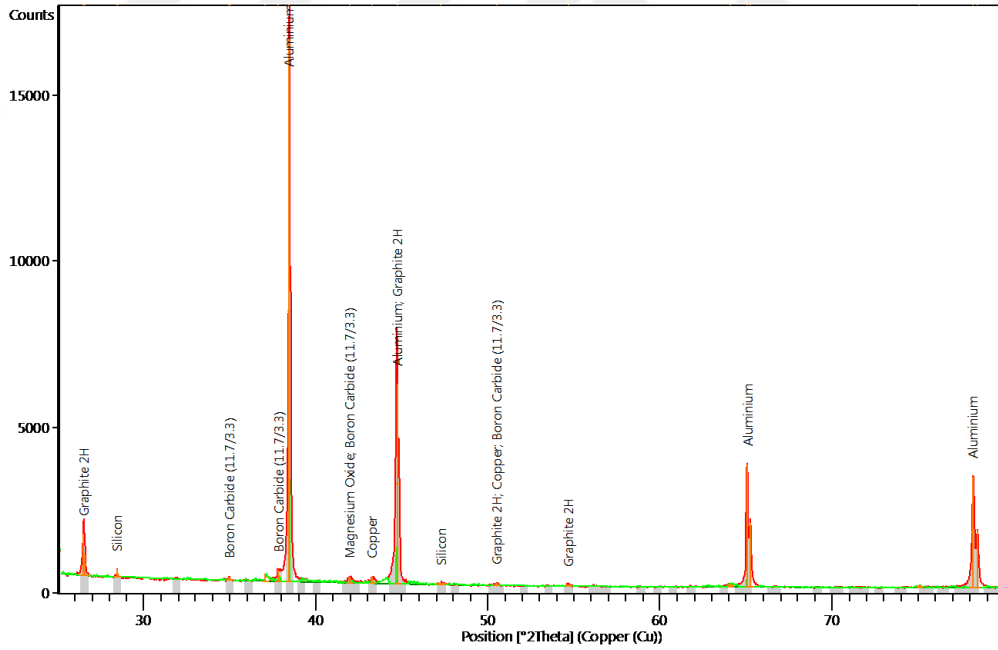
Şekil 4.21. Numune MBC'nin mikro yapı görüntüsü.



Şekil 4.22. Numune MSC'nin mikro yapı görüntüsü.

#### 4.4. XRD Analizi Sonuçları

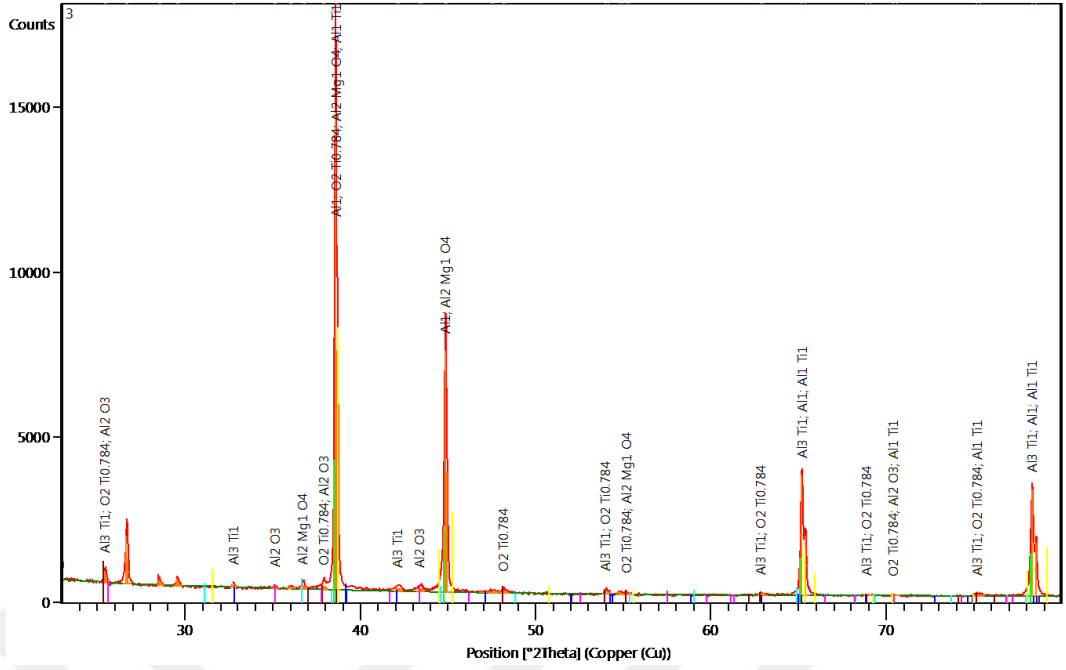
Numunelerin XRD elementel analiz sonuçları Şekil 4.23-Şekil 4.32'de verilmiştir.



Şekil 4.23. MBC1T'nin XRD element analizi.

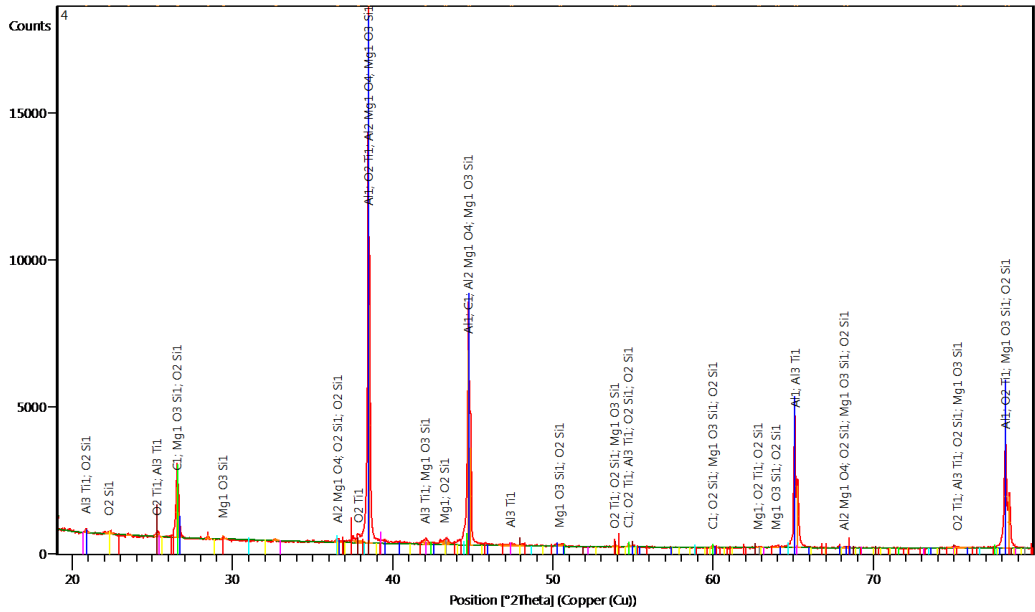
Numune MBC1T'nin XRD analizi sonucu Şekil 4.23'de verilmiştir. Analiz sonuçlarında Al, hegzagonal yapıda Gr, Si, B<sub>4</sub>C, MgO, Cu tespit edilmiştir. Magnezyumun oksijen ile bağlanması sinterleme esnasında Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oluşumuna engel teşkil ettiği düşünülmektedir.





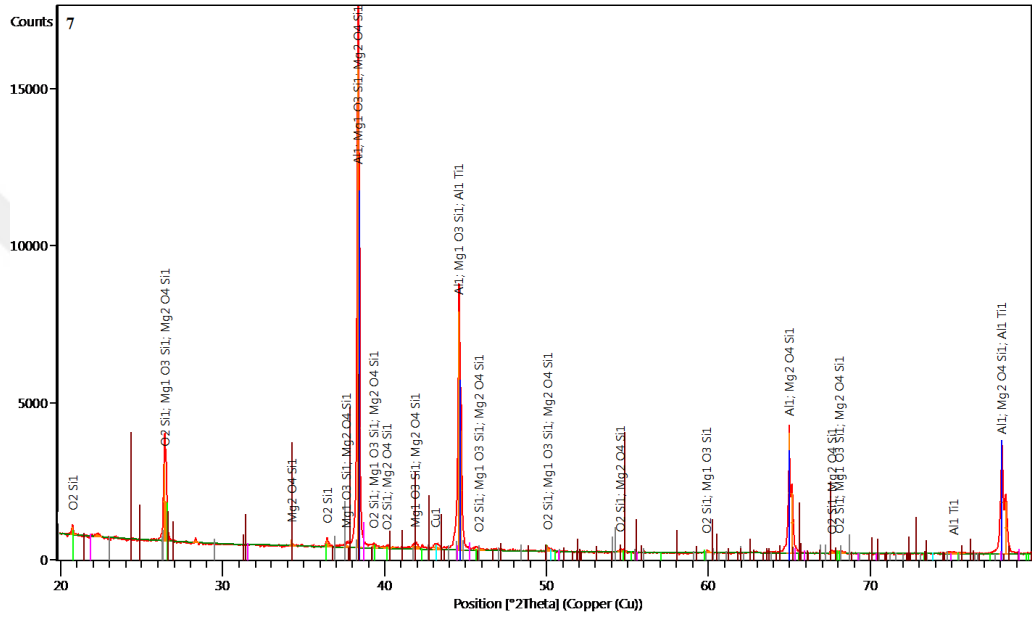
Şekil 4.24. MBC7T'nin XRD element analizi.

Numune MBC7T'nin XRD analizi sonuçları Şekil 4.24'de verilmiştir. Analiz sonuçlarına bakıldığında ağırlıkça %7  $TiO_2$ 'nin yapıda diffüzyon sonucu  $AlTi$ ,  $Al_3Ti$  fazlarının oluştuğu görülmektedir. Ayrıca yapıda çok sert olan  $Al_2MgO_4$  (spinel) ve  $Al_2O_3$  oluşumu gözlenmektedir. Özellikle  $Al_3Ti$  kırılğan bir yapıya sahip olduğundan malzemenin sertliğini azaltıcı etkileri vardır. Yapıda görülen  $TiO_2$  kristal yapısı anatase fazındadır.

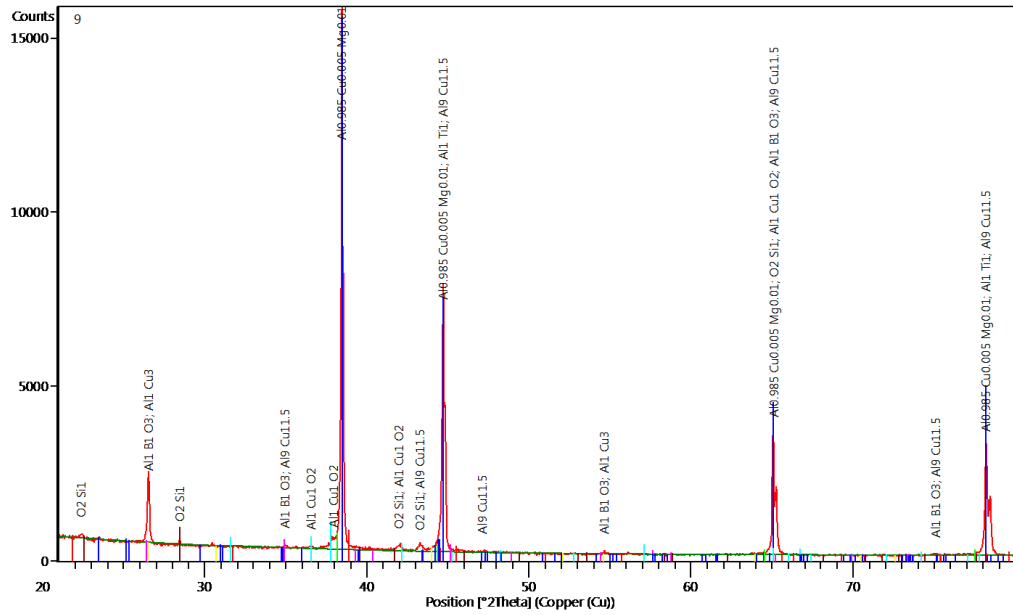


Şekil 4.25. MBC3T3SO'nun XRD element analizi.

Numune MCB3T3SO'nun XRD analizi sonuçları Şekil 4.25'de verilmiştir. Ağırlıkça %3 TiO<sub>2</sub> ve %3 SiO<sub>2</sub> içeren numunede Al<sub>2</sub>MgO<sub>4</sub>, MgO<sub>3</sub>Si, Al<sub>3</sub>Ti, SiO<sub>2</sub> ( $\alpha$  kuarz), SiO<sub>2</sub> ( $\beta$  kuarz) ve TiO<sub>2</sub> (anatase) görülmektedir. SiO<sub>2</sub> ( $\beta$  kuarz) oluşumu 573°C'de gerçekleşmektedir. Al<sub>3</sub>Ti fazları yüksek oranda (atom oranı %70 üstü) alüminyum içeren karışımlarda 600°C ve üstü sıcaklıklarda Şekil 4.34'de görüldüğü gibi oluşabilmektedir.

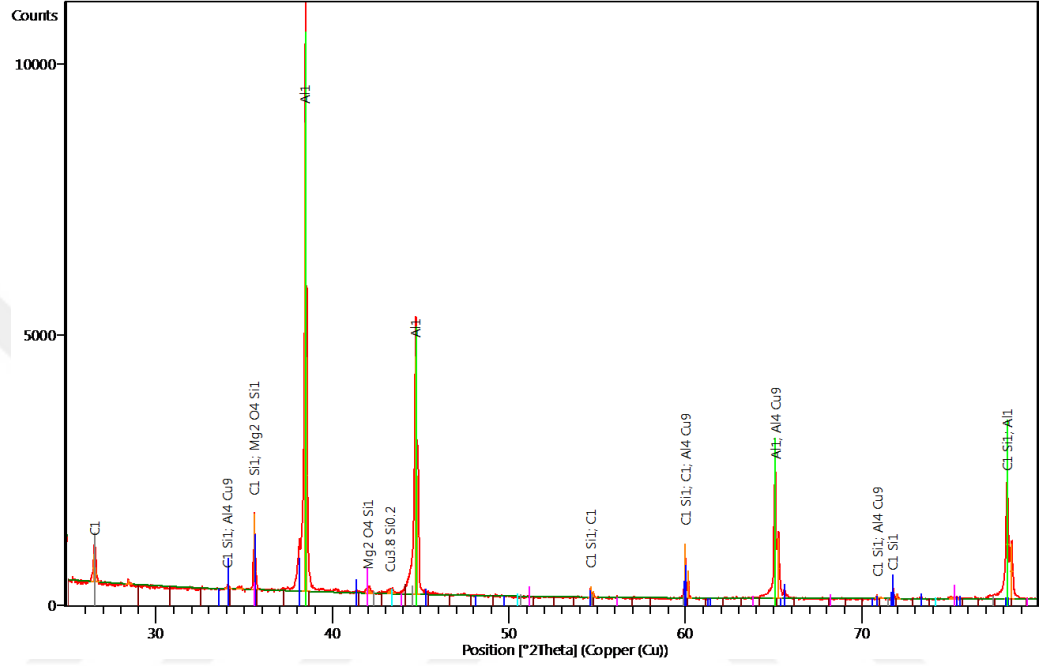


Şekil 4.26. MBC7SO'nun XRD element analizi.

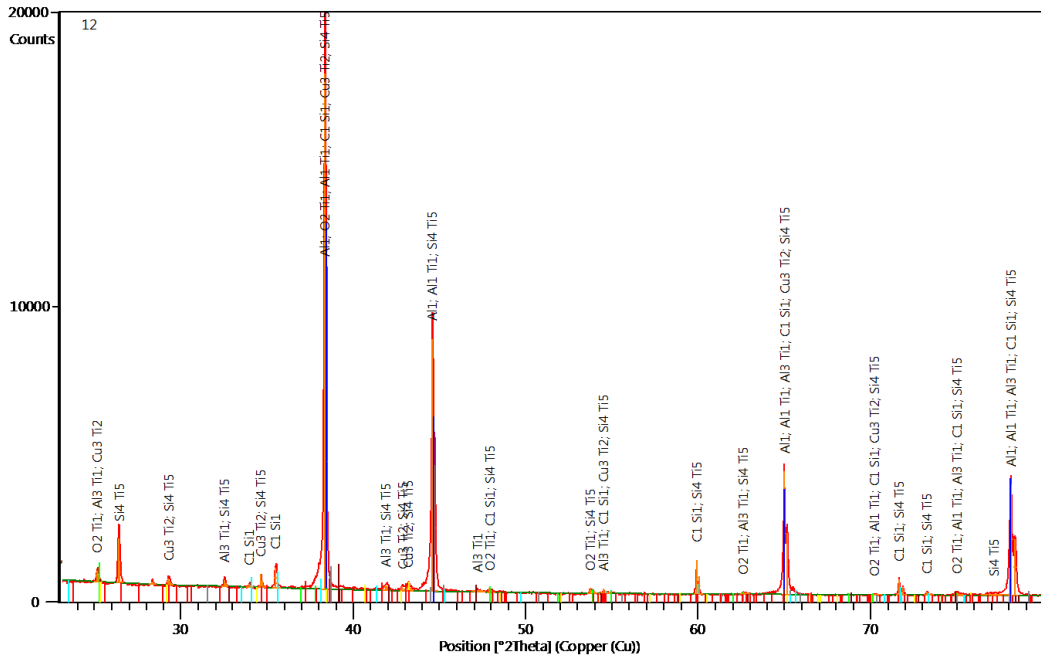


Şekil 4.27. MBC'nin XRD element analizi.

Numune MBC7SO'nun XRD analizi sonuçları Şekil 4.26'da verilmiştir. Element analizi sonucu yapıda Al, Cu,  $MgO_3Si$ ,  $Mg_2O_4$ ,  $SiO_2$  (quartz low) bulunmuştur. Numune MBC'nin XRD analiz sonuçları Şekil 4.27'de görüldüğü gibi yapıda  $Al_{0.98}Cu_{0.01}Mg_{0.01}$ ,  $SiO_2$ ,  $AlCuO_2$ ,  $AlBO_3$  (Aluminium Borate),  $AlCu_3$ ,  $AlTi$ ,  $Al_9Cu_{11.5}$  ve  $Al_{3.7}Mg_{0.3}$  bulunmuştur.

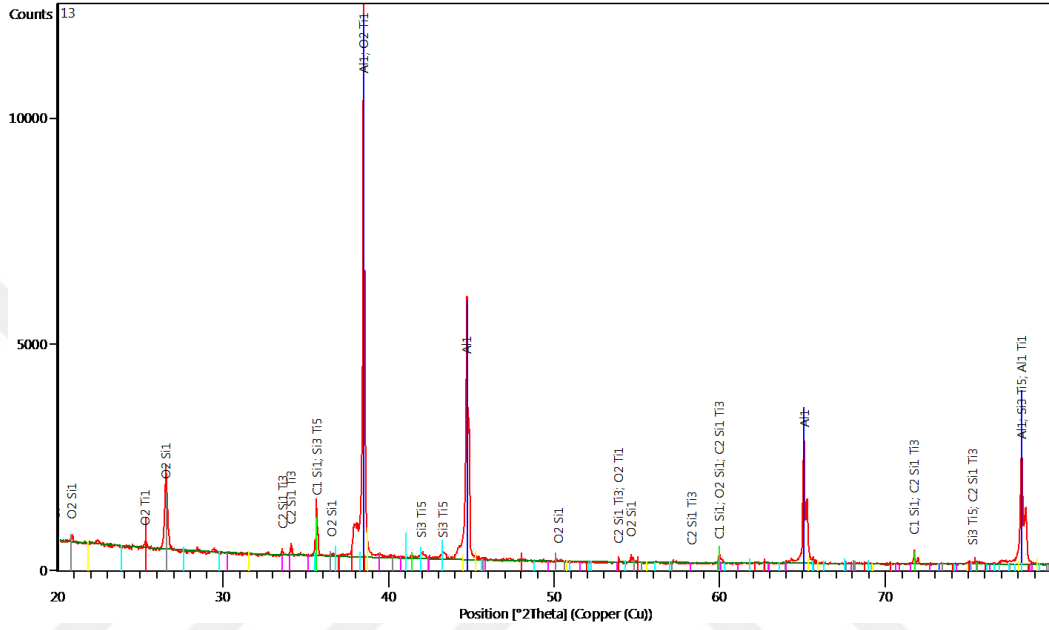


Şekil 4.28. MSC1T'nin XRD element analizi.

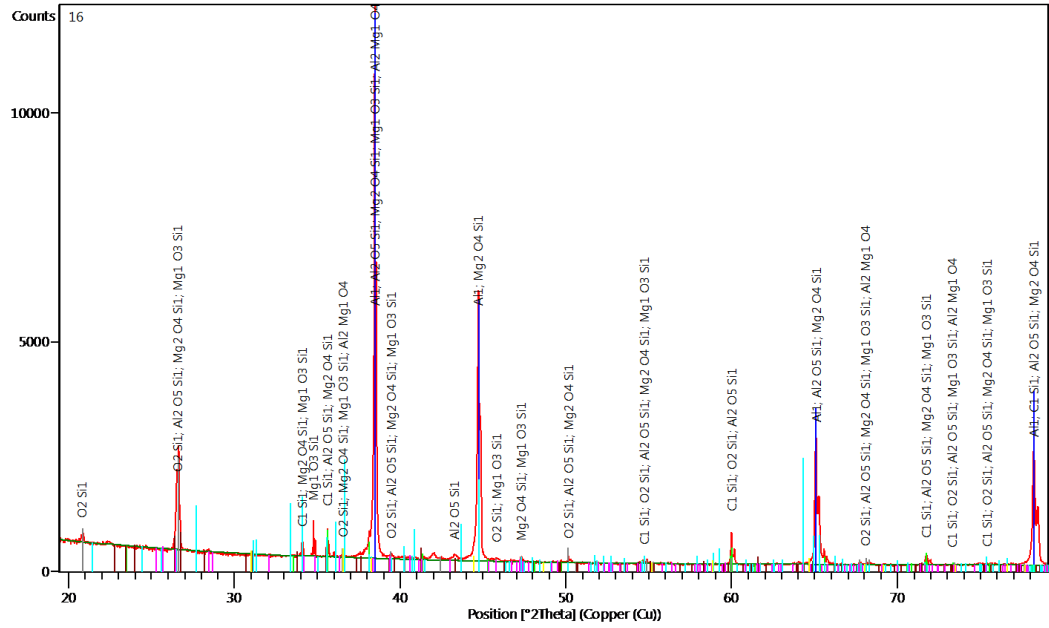


Şekil 4.29. MSC7T'nin XRD element analizi.

Numune MSC1T'nin XRD analizi sonucu Şekil 4.28'de verilmiştir. Analiz sonucunda numune yapısında Al, SiC, C, Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub>, Cu<sub>3.8</sub>Si<sub>0.2</sub>, Mg<sub>2</sub>O<sub>4</sub>Si (magnezyum silicate spinel) fazları bulunmuştur. Numune MSC7T'nin XRD analizi sonucu Şekil 4.29'da verilmiş olup yapıda Al, TiO<sub>2</sub>, AlTi, Al<sub>3</sub>Ti, SiC, Cu<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub> (Titanium cuprid), Si<sub>4</sub>Ti<sub>5</sub> (titanium silicide) bulunmuştur.



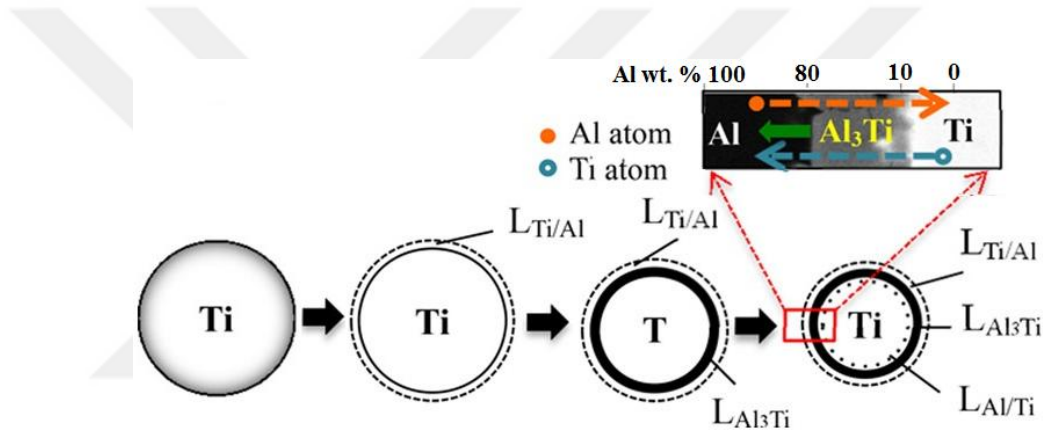
Şekil 4.30. MSC3T3SO'nun XRD element analizi.



Şekil 4.31. MSC7SO'nun XRD element analizi.



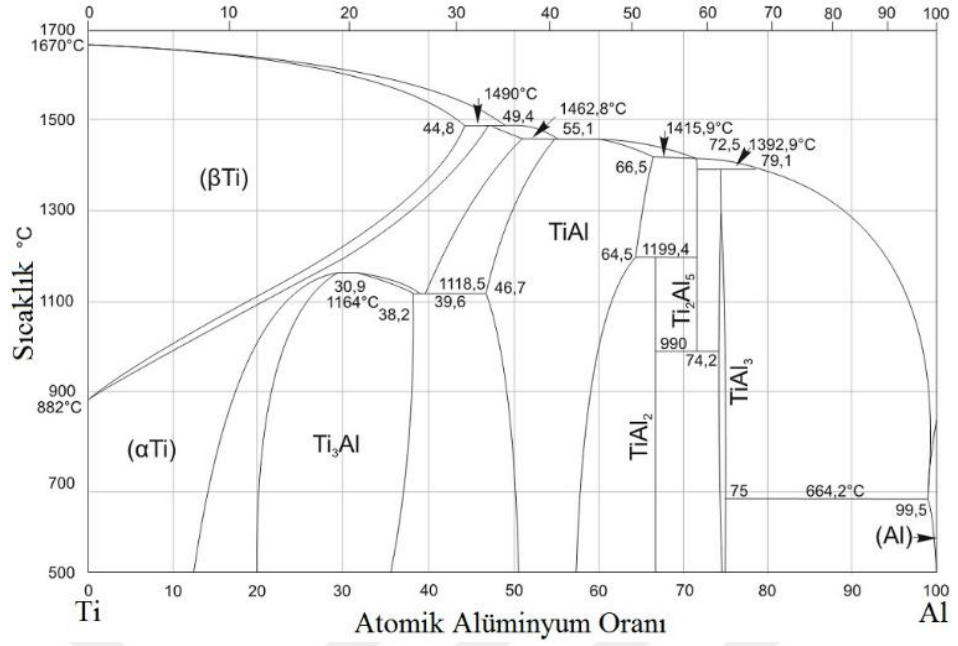
Grieseler [50] yaptığı çalışmada Al-Ti, Ti-Si, Al-Cu sistemleri için alışla gelmiş klasik uygulamalardan farklı olarak 200-600°C arasındaki sıcaklıklarda ısıtma hızına dolayısıyla reaksiyon hızına bağlı olarak 1 mikronluk ince film tabakalarda yaptığı ısıtma deneyleri sonrasında numunelerin XRD analizlerini yapmıştır. Çalışmalarının sonuçları Şekil 4.34 ve Şekil 4.35’de verilen diyagramlarda görülmektedir. Çalışmaları sonucu difüzyona bağlı olarak Al-Ti sisteminde 532-560°C civarında  $Al_3Ti$  ve  $Al_5Ti_2$  fazlarının oluşmaya başladığını bildirmiştir. Aynı şekilde Al-Cu sistemlerinde  $Al_4Cu_9$  fazlarının 265-407°C sıcaklık aralığında oluştuğunu bildirmiştir. Ancak Ti-Si sistemleri için  $Si_3Ti_5$  ve  $Si_4Ti_5$  faz oluşumu için 600°C sıcaklığın yeterli olmadığını tespit etmiştir.



Şekil 4.33. Alüminyum Titanyum alaşımı [49].

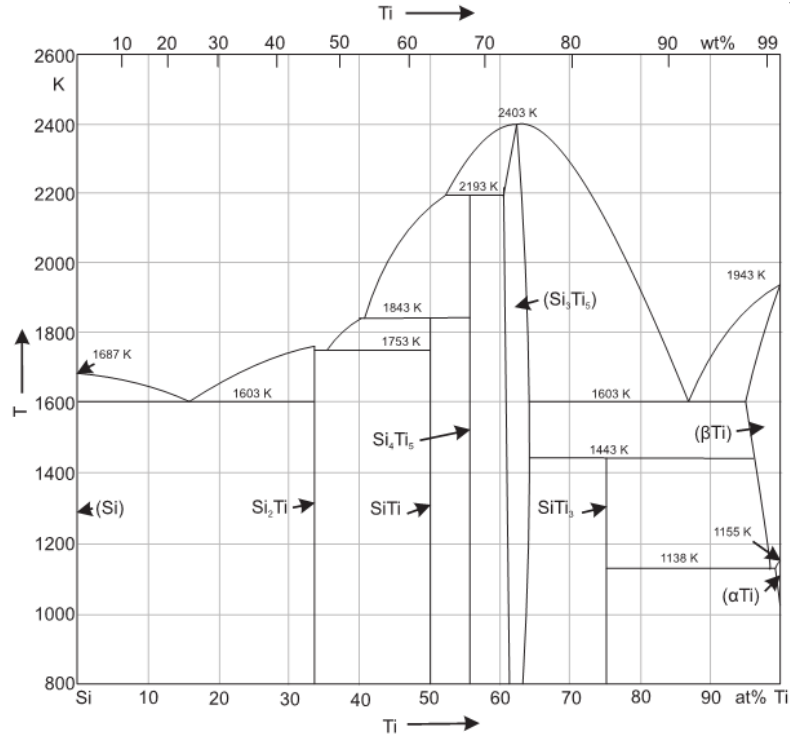
Chen ve ark. [51] Al-Cu-Mg içeren malzemeler için ikili ve üçlü faz sistemleri çalışmaları yapmışlardır. Farklı araştırmalarda yapılmış olan deneysel çalışmaların sonuçlarını kullanarak Şekil 4.36’da gösterilen hem de kendi yaptıkları çalışmaların sonuçlarını kullanarak Şekil 4.37’de gösterilen Al-Cu-Mg sistemlerinde görülen fazların oluşma sıcaklıklarını ve oluşan fazlardaki elementlerin karışım oranlarına bakarak termodinamik bir yorum getirmişlerdir.

Huang ve ark. [52] yaptıkları çalışmada alüminyum oranı açısından zengin bölgelerde Al-θ-S ötektik üçlü faz sistemlerinin reaksiyonlarının 503-506°C arasında başladığını bildirmişlerdir. Alüminyum ve S-fazı ile denge içindeki sıvının eğer noktasının 518°C olduğunu tespit etmişlerdir.

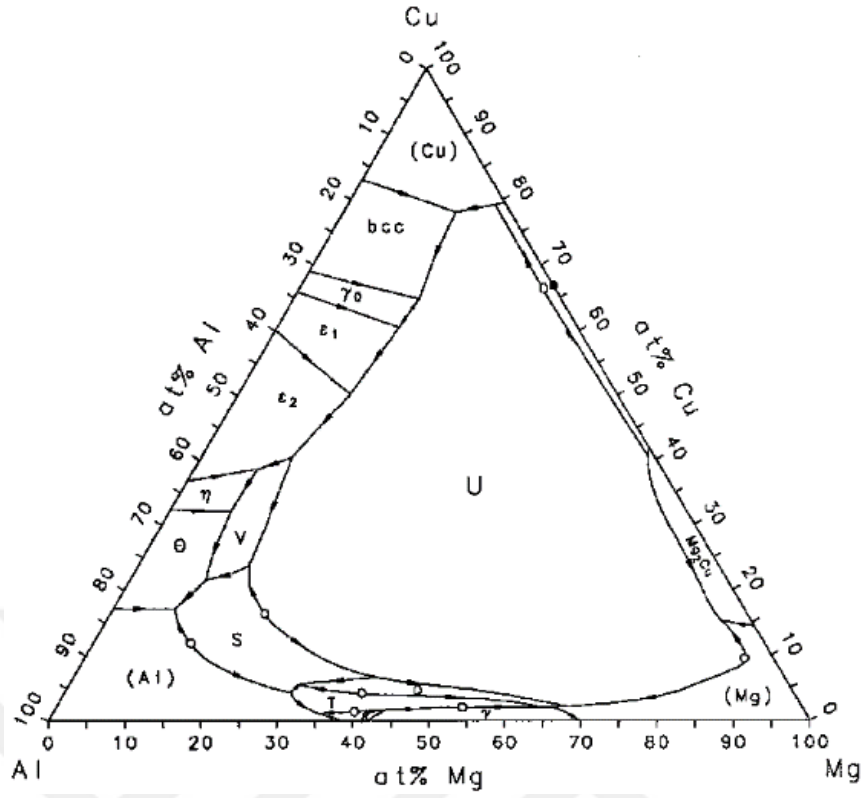


Şekil 4.34. Al-Ti sistemlerinde fazların oluşumu [50].

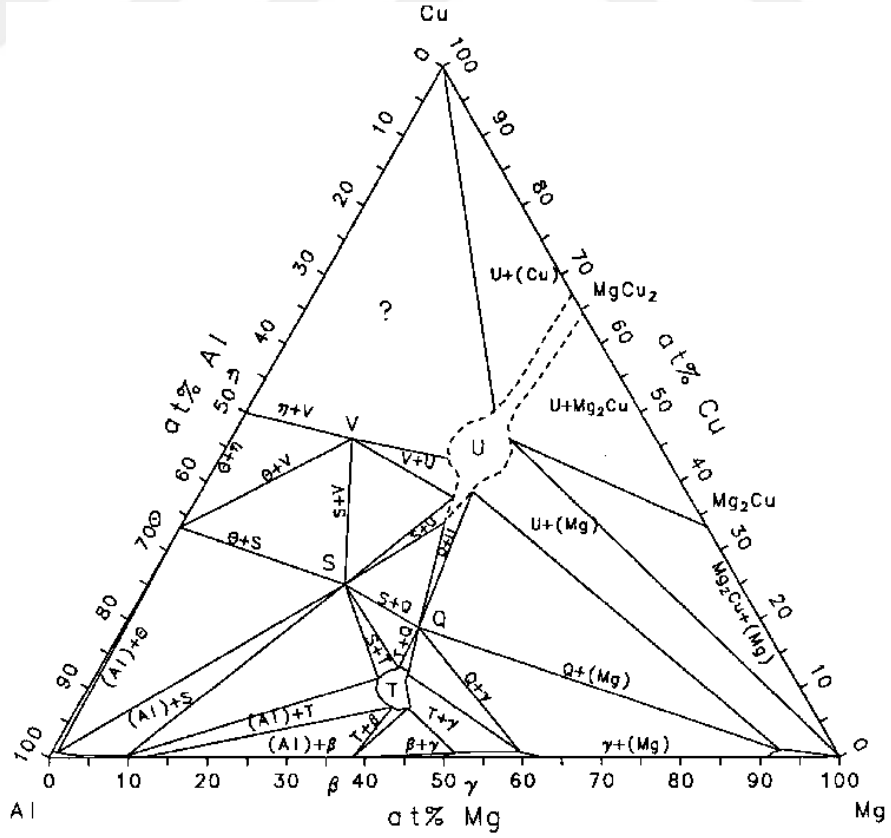
Liang ve Fetzer [53] yaptıkları çalışmada var olan termodinamik bilgilerden yola çıkarak Al-Cu sistemlerinin faz diyagramlarını hesaplamışlar. Şekil 4.38’de %55 oranında Cu bileşiminde görülen  $\zeta$  fazının  $Al_9Cu_{11}$  olduğunu ve Şekilde %64 oranında Cu bileşiminde görülen  $\gamma_1$  fazının ise  $Al_4Cu_9$  olduğunu bildirmişlerdir.



Şekil 4.35. Si-Ti sistemlerinde fazların oluşumu [50].

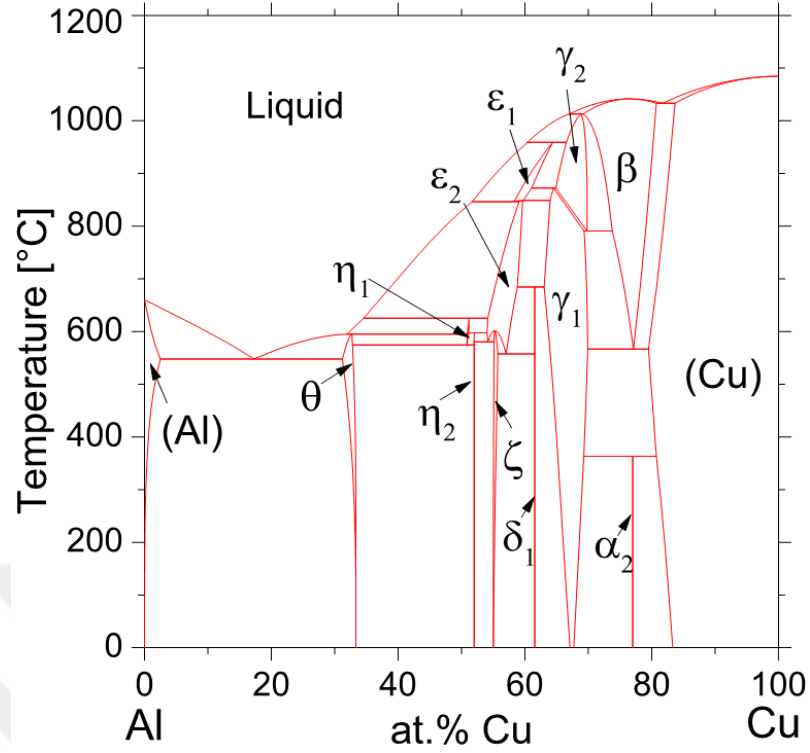


Şekil 4.36. Deneysel verilere dayalı 500°C’de Al-Mg-Cu fazları [51].



Şekil 4.37. Deneysel olarak 400°C’de Al-Mg-Cu fazları [51].





Şekil 4.38. Al-Cu sistemi faz diagramı [53].

Tablo 4.7. Al-Mg-Cu içeren üçlü fazların sembolleri [51].

Sembol	Faz	Sembol	Faz
L	Sıvı	bcc/ $\epsilon_1$	bcc(Al,Cu)
Fcc	Al/Cu	S	$Al_2MgCu$
Hcp	Mg	Q	$Al_7Mg_6Cu_3$
$\beta$	$Al_8Mg_5$	V	$Al_5Mg_2Cu_6$
$\gamma$	$Al_{12}Mg_{17}$	T	$(Al, Cu)_{49}Mg_{32}$
$MgCu_2$	$MgCu_2$	U	$(Al, Cu)_2Mg$
$Mg_2Cu$	$Mg_2Cu$	$\rho$	$Al_{56}Mg_{44}$
$\theta$	$Al_2Cu$	v	$Al_{105}Mg_{95}$
$\eta$	Cu(Al,Cu)	$\gamma_1$	$Al_4Cu_9$ ( r )
$\epsilon_2$	Cu(Al,Cu)	$\delta$	
$\gamma_0$	$Al_4Cu_9$ (h)	$\zeta$	$Al_{45}Cu_{55}$

Alüminyum matrise katılan ağırlıkça %1 magnezyum sonucu sinterleme esnasında oluşan spinel ( $Al_2MgO_4$ ) fazları oksit film tabakasını bozarak alüminyumun sinterlenmesini kolaylaştırmaktadır [54]. Al-Mg-Si-Cu alaşımlarında 400-600°C

arasında oluşan çökeltilerin yapısının ve kararlılığını araştıran birçok çalışma yapılmıştır. Cui ve Jung [55] yaptıkları çalışmada alüminyum içinde bakırın 548°C’de, magnezyumun 439°C’de, Silisyumun 579°C sıcaklıkta ötektik sıvı faz oluşumuna neden olduğunu bildirmişlerdir. Özellikle Al-Mg, Al-Si ve Al-Cu fazlarının ötektik yapıda olması çökeltme sertleşmesine neden olmaktadır.

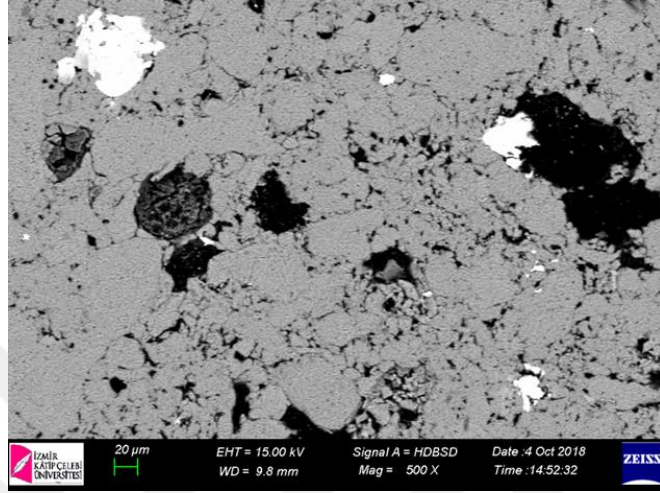
Padmavathi ve ark. [56] yaptıkları çalışmada değişik atmosferlerde 630°C sıcaklıkta sinterlenmiş alüminyum alaşımlı kompaktlarda daha az gözenek, gelişmiş parçacık bağları ve katı hal sıvı faz oluşumu gözlemlenmiştir. Sıvı faz oluşumu taneler arası difüzyona ve Mg<sub>2</sub>Si çökeltilerine yol açmıştır. Geleneksel olarak ve değişik atmosferlerde sinterlenmiş alüminyum kompozit numunelerde XRD analizlerinde alüminyumun yanı sıra CuMgAl<sub>2</sub> ve Mg<sub>2</sub>Si fazlarını olduğunu bildirmişlerdir. Yapılan çalışmalarda 500-600°C arasında magnezyum atomlarının bakır ve silisyum atomlarına göre ana matris içinde difüzyon hızının daha fazla olduğunu bildirilmişlerdir. Kimura ve ark. [57] yaptıkları çalışmada magnezyum atomlarının 500°C sıcaklığın üzerinde ki sıcaklıklarda oksit içeren bölgelere difüzyon eğilimi gösterdiğini bildirmişlerdir.

#### **4.5 SEM ve EDS Element Analizi Sonuçları**

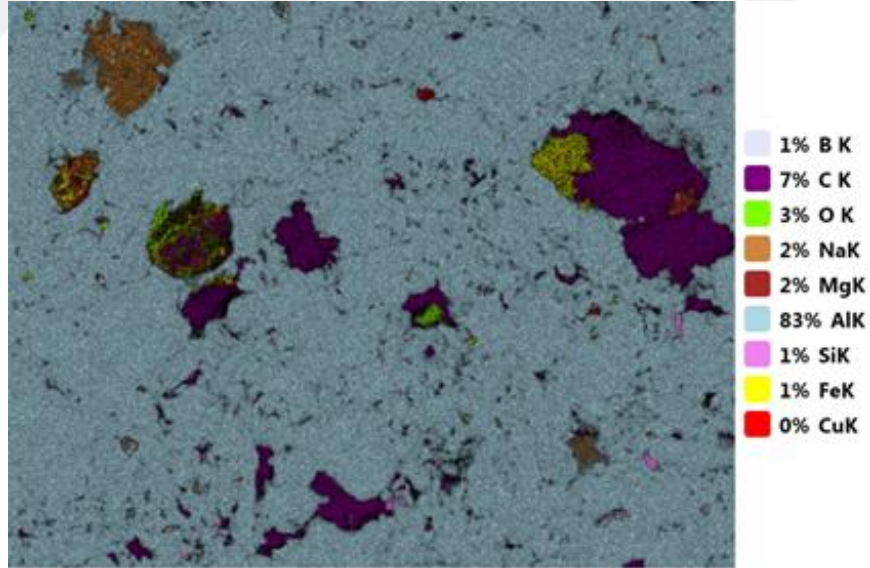
Numunelerin analizi için kullanılan Taramalı elektron mikroskobu (SEM-scanning electron microscope) odaklanmış bir elektron demeti ile numune yüzeyini tarayarak görüntü elde etme mantığına dayanmaktadır. SEM analizi için Carl Zeiss 300VP marka cihaz kullanılmıştır. Analizler yüksek vakum altında 15-30 kV’da BSE (back scattered electrons) dedektörü ile yapılmıştır. Bor karbür (B<sub>4</sub>C) içeren 5 numunenin sırasıyla Numune 1, 3, 4, 8 ve 9’un SEM ve EDS analizi sonuçları verilmiştir.

Numune MBC’nin 500x büyütmeyle çekilen SEM görüntüsü Şekil 4.39’da verilmiştir. TiO<sub>2</sub> ve SiO<sub>2</sub> içermeyen numunenin EDS analizi sonucu Şekil 4.50’de görüldüğü gibi %3 oranında oksijen içermektedir. Dikkat çekici olan element dağılıma bakıldığında zaman oksijenin özellikle B<sub>4</sub>C parçacıklarının etrafında kümelenildiği görülmektedir bunun nedeni borun ve karbonun oksijen afinitesinin yüksek olmasına bağlanabilir.

MBC kodlu numunenin Şekil 4.40'da EDS haritalama sonucunda incelenen alanda Cu çıkmamasının nedeni bakır atomlarının difüzyon kabiliyetinin 600°C sıcaklıkta fazla artmaması olarak gösterilebilir. Ayrıca EDS haritalamada görülen bazı bor parçalarının yaklaşık 50 mikron çevresinde karbon olmayışı dikkat çekmektedir. Ayrıca üretim süreçlerinden kaynaklanan Na ve Fe kirliliği mevcuttur.



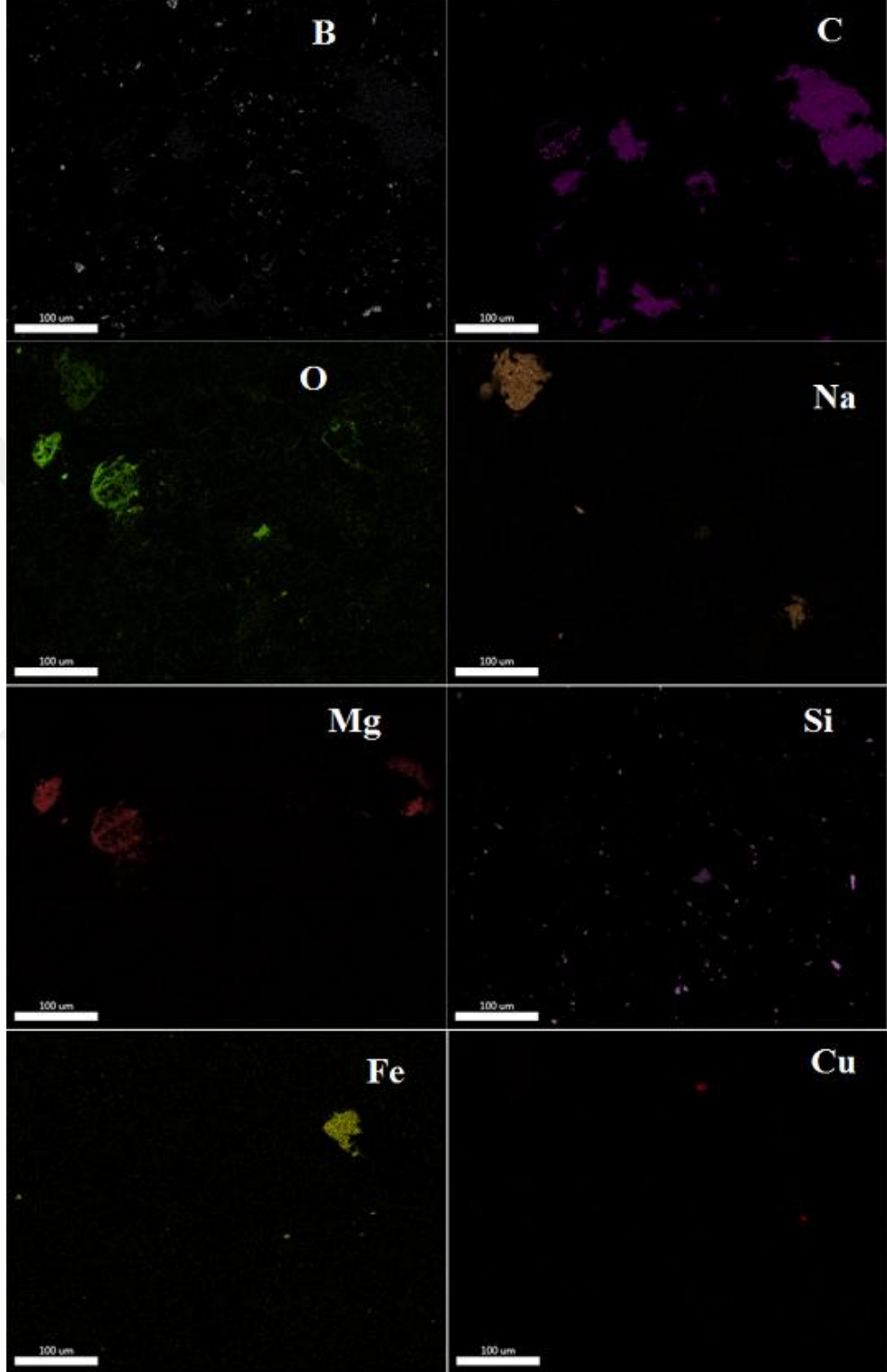
Şekil 4.39. MBC'nin SEM görüntüsü.



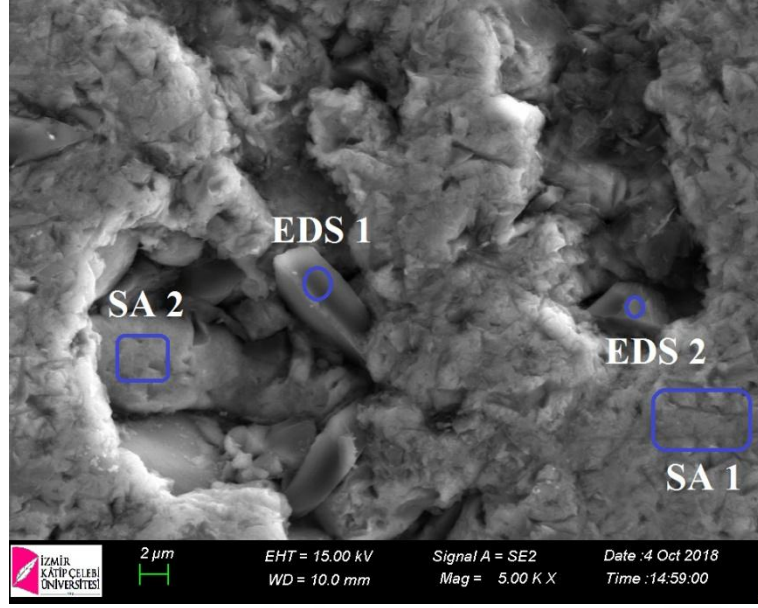
Şekil 4.40. MBC'nin element analizi.

Numune MBC'nin EDS noktasal element analizi için seçilen bölgeler Şekil 4.42'de ve sonuçları Şekil 4.43-Şekil 4.45'de verilmiştir. Seçilen SA 1 ve SA 2 alanlarının analiz sonuçlarına Şekil 4.43 ve Şekil 4.45'e bakıldığında her iki bölgenin de element dağılımı göre %95 oranında alüminyum içermektedir. EDS 1 noktasına

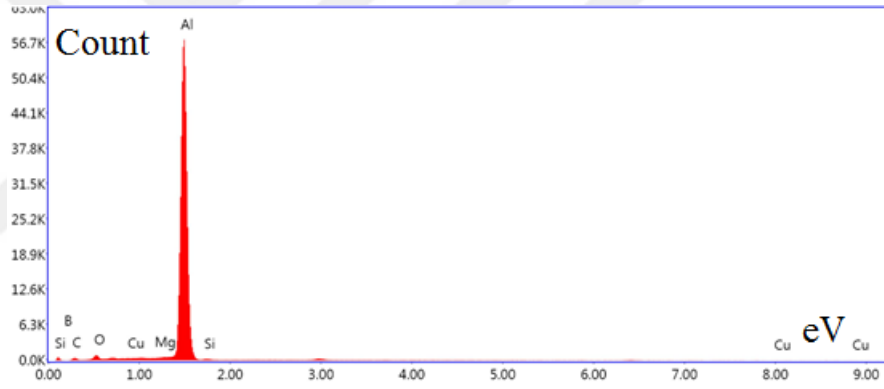
Şekil 4.44’de bakıldığında B<sub>4</sub>C parçacığı olduğu görülmektedir. Şekil 4.46’da görüldüğü gibi EDS 2 noktası ise %92 oranında karbon elementi içermektedir.



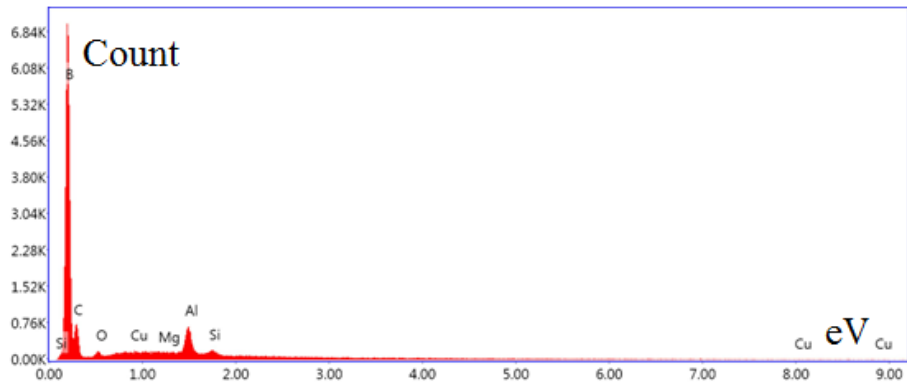
Şekil 4.41. MBC'nin EDS haritalama sonucu.



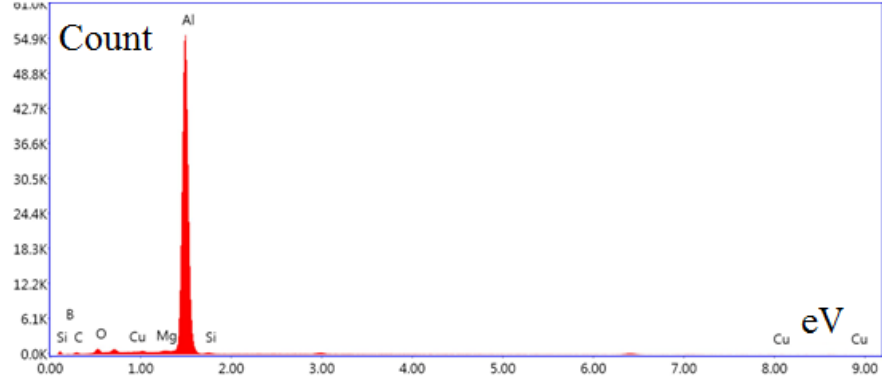
Şekil 4.42. MBC’de seçilen noktaların elementel analizi.



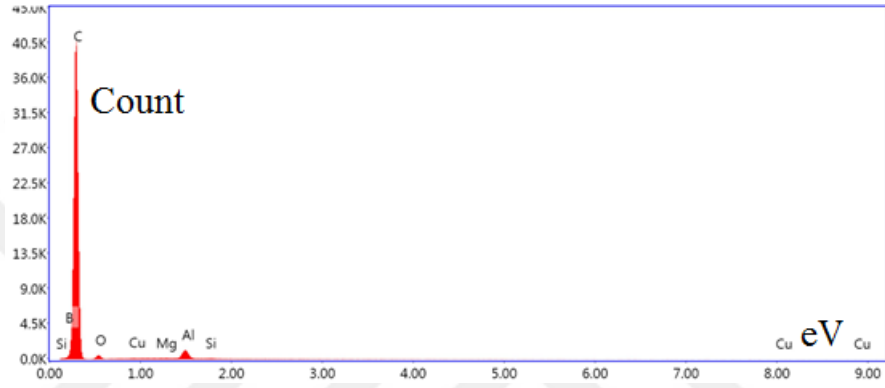
Şekil 4.43. MBC için SA 1’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.44. MBC için EDS 1’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.45. MBC için SA 2’de elementlerin dağılımı.

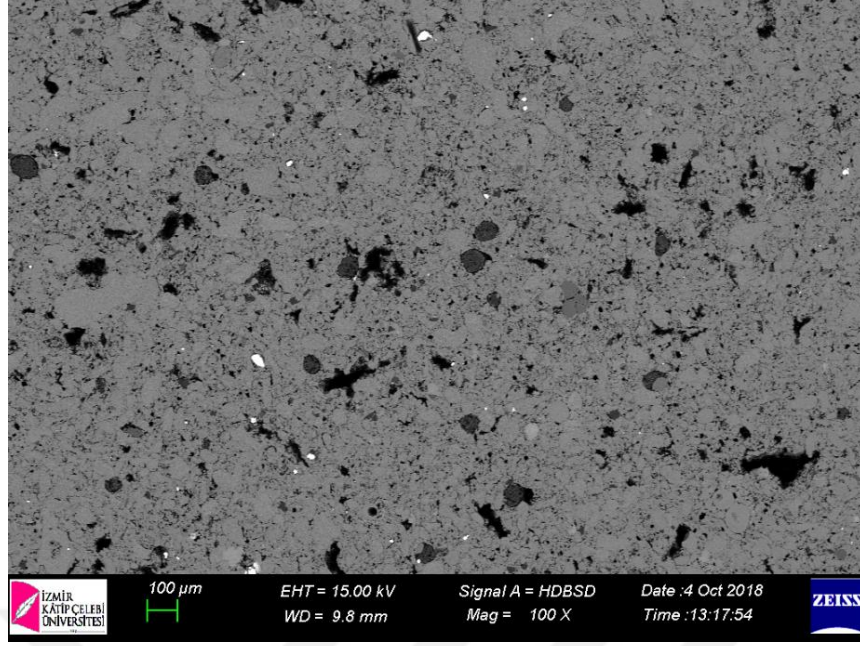


Şekil 4.46. MBC için EDS2’de elementlerin dağılımı.

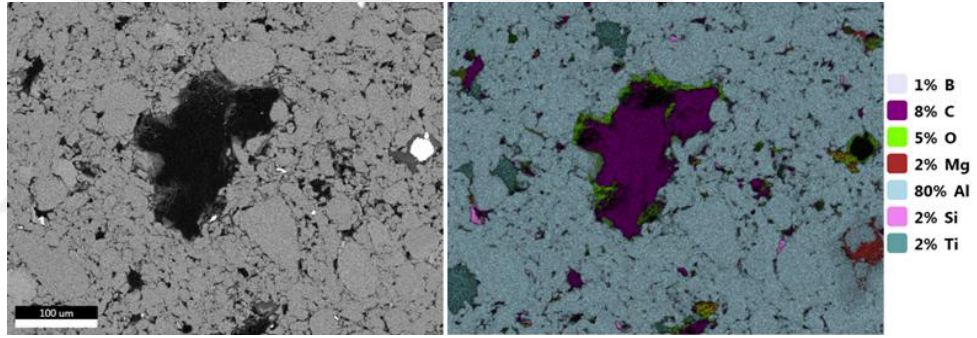
Şekil 4.42’de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.8’de verilmiştir.

**Tablo 4.8.** MBC’de seçili noktalar için elementlerin yüzde oranları.

Element	EDS 1	EDS 2	SA 1	SA 2
B	71,84	1,89	0,01	0,01
C	25,35	92,09	0,71	0
O	0,34	3,47	1,62	1,72
Mg	0,24	0,17	0,73	0,73
Al	1,74	2,13	95,90	95,95
Si	0,40	0,15	0,77	1,03
Cu	0,08	0,11	0,26	0,55

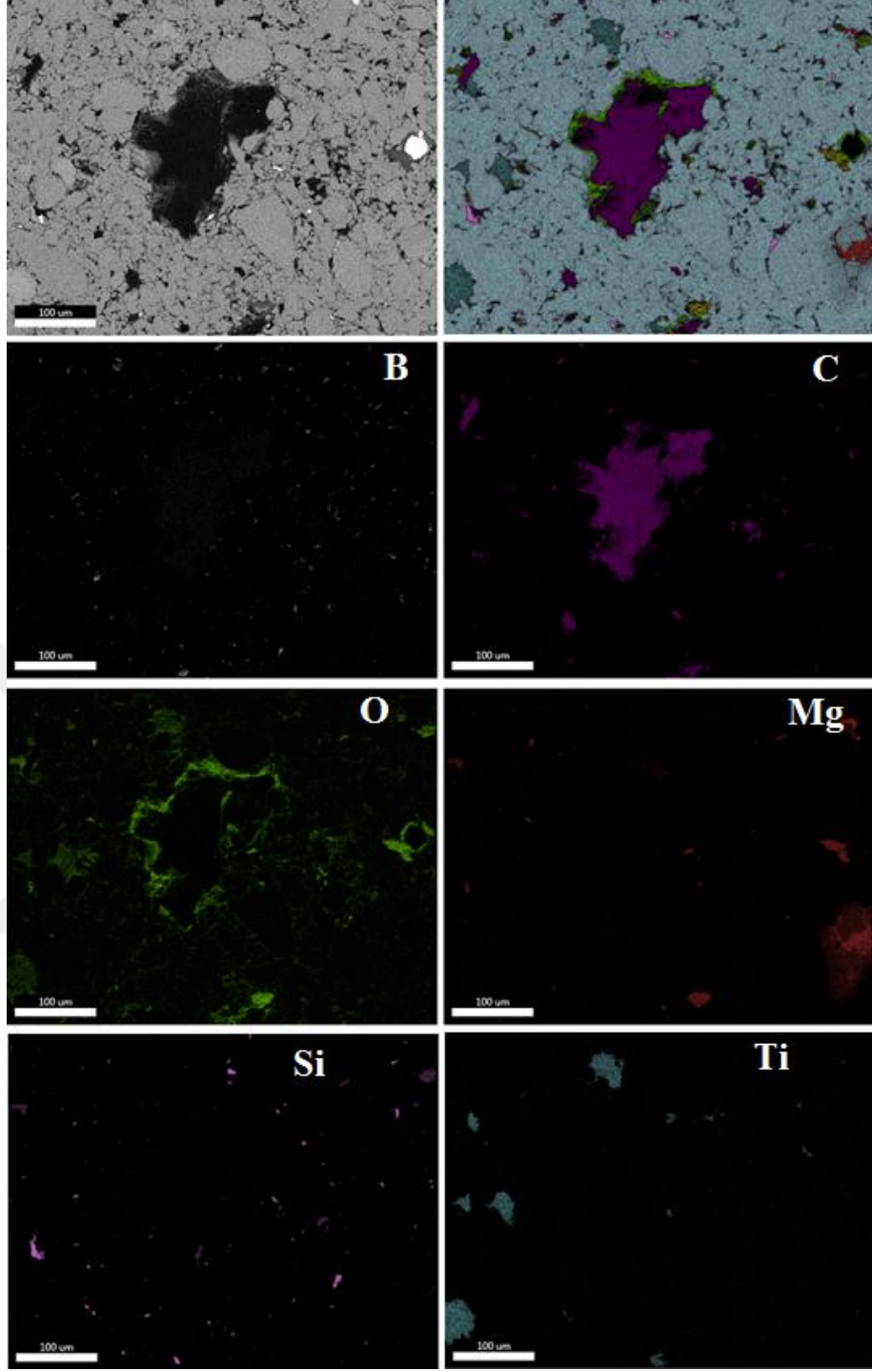


Şekil 4.47. MCB4T'nin SEM görüntüsü.



Şekil 4.48. MBC4T'nin EDS element analizi.

Numune MBC4T'nin 100X büyütmeyle çekilen SEM görüntüsü Şekil 4.47'de görülmektedir. Seçilen bölgenin EDS element analizi sonuçları Şekil 4.48 ve Şekil 4.49'da görülmektedir. SEM görüntüsüne Şekil 4.47'de bakıldığında kompozisyonun oldukça homojen bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Şekil 4.48'de tam ortada olan parçacık karbon elementi olup en az 4-5 tane karbon parçacığının kümelendiği görülmektedir. Oksijen elementinin özellikle magnezyum ve karbon parçacıklarının etrafında olduğu tespit edilmiştir. Silisyum parçacıklarının etrafında aynı şekilde bir kümelenme görülmemektedir.

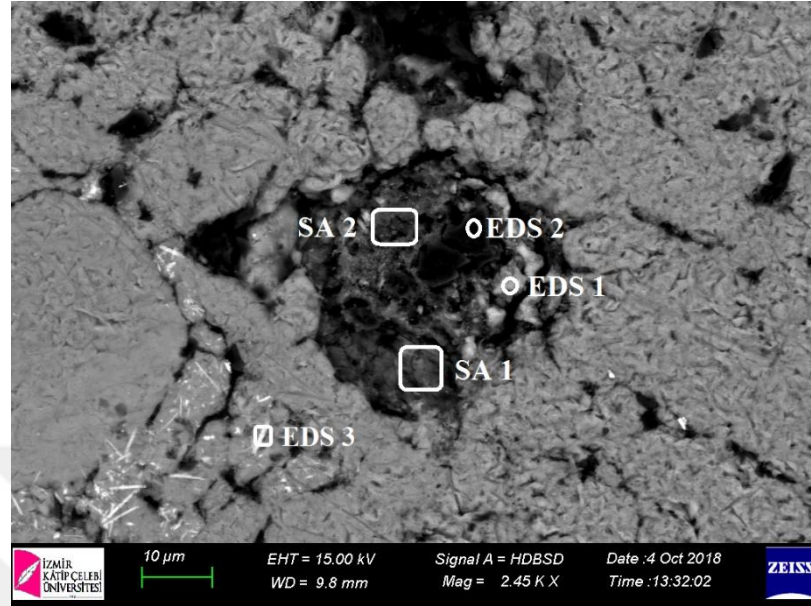


**Şekil 4.49.** MBC4T'nin EDS haritalama sonucu.

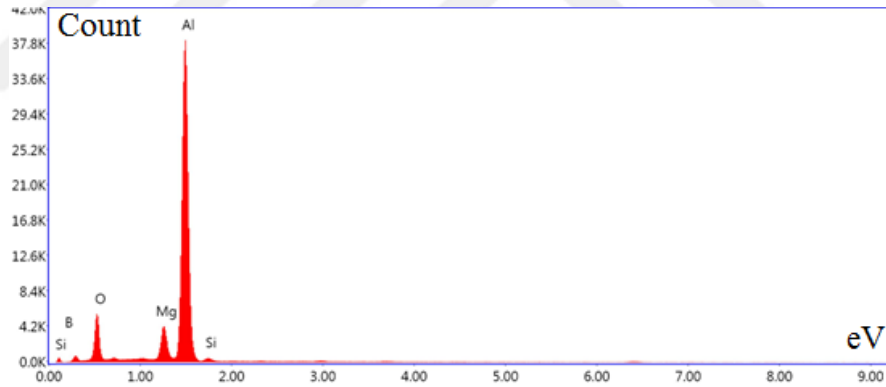
Şekil 4.49'da görülen beyaz parçacıklar bakır olmasına rağmen elementel analiz esnasında seçilmemiş olacağından gösterilmemiştir. Yoğun şekilde yeşil renkte verilen oksijen elementi Ti, Mg, Cu ve Al elementlerinin etrafında bir oksit tabakası oluşmasına sebep olmuştur. Özellikle ortada topaklanan B<sub>4</sub>C etrafında Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tabakasının oluştuğu gözlenmektedir.



MBC4T kodlu numunede EDS analizi için seçilen alanlar Şekil 4.50'de alanların analiz sonuçları ise Şekil 4.51-Şekil 4.55 ve Tablo 4.9'da verilmiştir.



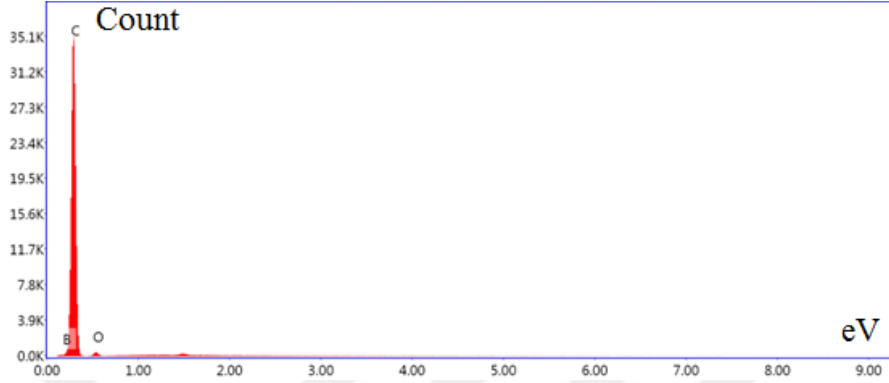
Şekil 4.50. MBC4T için noktasal element analizi.



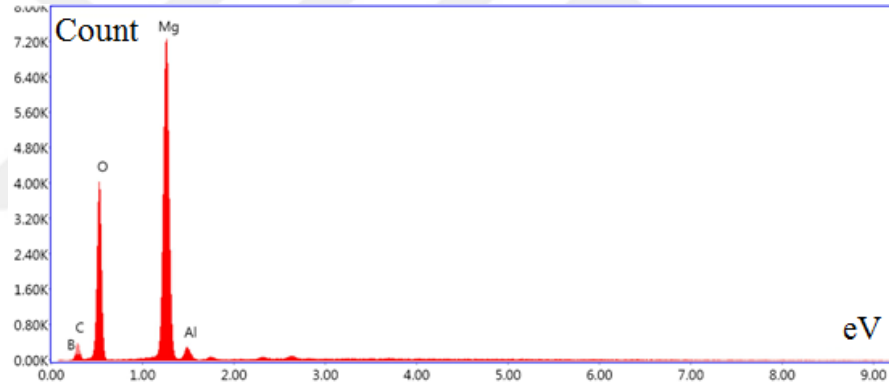
Şekil 4.51. MBC4T için EDS 1'de elementlerin dağılımı.

Şekil 4.50'de görülen EDS 3 bölgesindeki iğneli yapıların Al-Si-Fe olduğu belirlenmiştir. Tang ve ark. [58] yaptıkları çalışmada iğneli fazların ötektik Si ve  $\beta$ -Fe içerdiğini bildirmişlerdir. Outmani ve ark. [59] Al-Si-Fe alaşımları içindeki Fe-intermetalik iğneli yapıların  $\beta$ -AlFeSi olduğunu ve bu fazların yapı içinde stres kaynağı olarak kırılabilirliği artırdığını bildirmişlerdir. Ayrıca Zhang ve ark. [60] yaptıkları çalışmada aynı tarz yapıların denge sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda Al-Si ötektik reaksiyon ( $577^{\circ}\text{C}$ ) sonucu oluştuğu bildirilmiştir. Bunun sıklıkla meydana gelmesinin iki sebebi vardır. Birincisi, ara yüzün büyümesinin, difüzyon

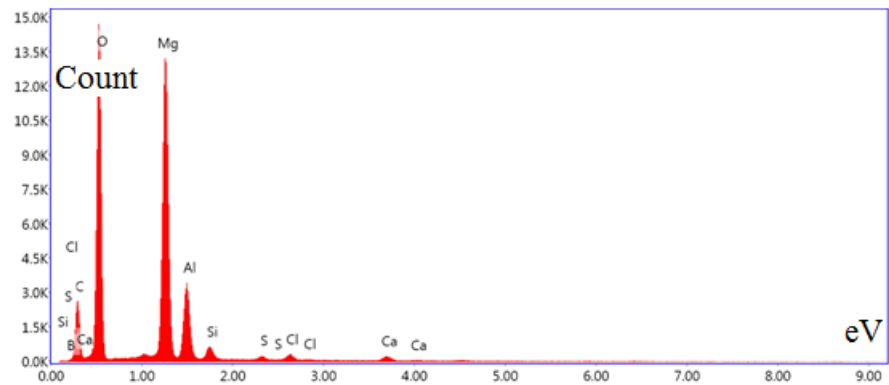
mesafelerini en aza indirmek için büyüme yönüne uzanan plakalar ile atomik ölçekte düzlemsel olmasıdır. Diğeri ise, fazlar arasındaki sınırın aynı zamanda kristalografik bir sınır olması ve bazı yön çiftlerinin ise daha hızlı büyüyeceği bir alt yüzey enerjisine sahip olmalarıdır [61].



Şekil 4.52. MBC4T için EDS 2’de elementlerin dağılımı.

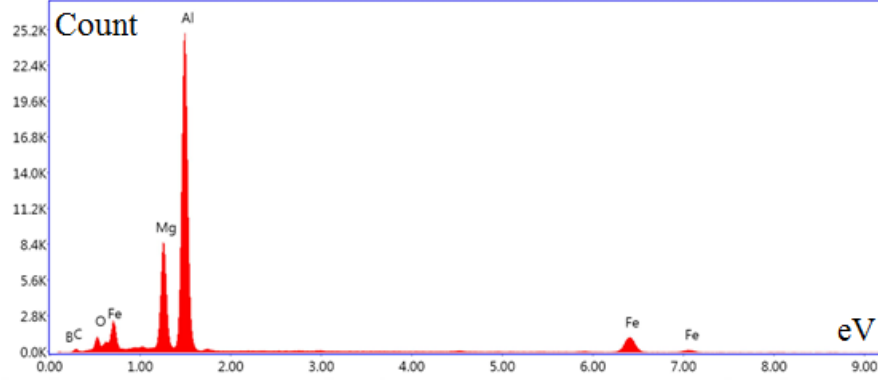


Şekil 4.53. MBC4T için SA 1’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.54. MBC4T için SA 2’de elementlerin dağılımı.

Numune MBC4T’de seçilen SA 2 bölgesinin EDS element analiz sonucu Şekil 4.54’de verilmiştir. Analiz sonucu S, Cl, Ca elementleri bulunmuştur. Bu kirlilik TiO<sub>2</sub>’in üretim süreçlerinden kaynaklanmaktadır.



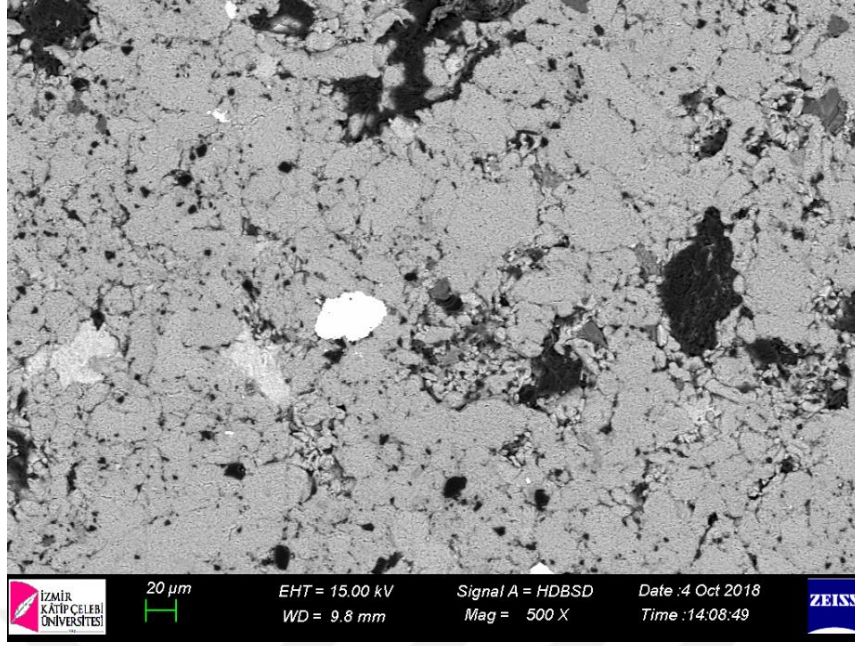
Şekil 4.55. MBC4T için EDS 3’de elementlerin dağılımı.

Şekil 4.50’de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.9’da verilmiştir.

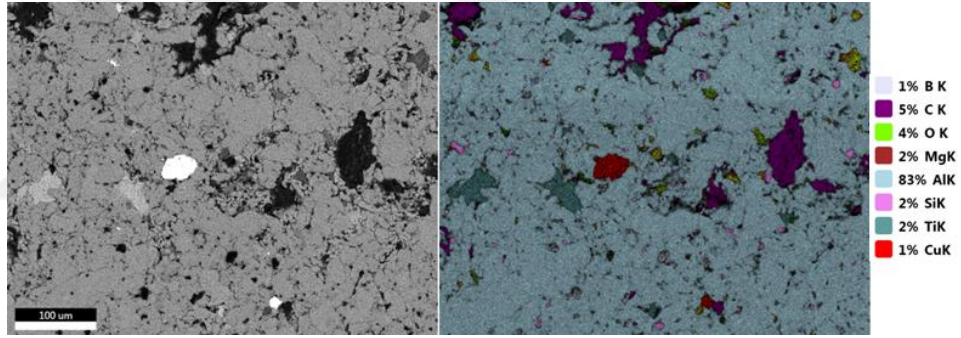
Tablo 4.9. MBC4T’de seçili alanlarda elementlerin ağırlıkça yüzde oranları.

Element	EDS 1	EDS 2	SA 1	SA 2	EDS 3
B	1,09	2	1,15	0,01	0,96
O	16,04	3,46	35,01	42,32	2,17
Mg	6,91	0	51,87	28,96	16,63
Al	74,42	0	3,53	9,71	57,36
Si	1,54	0	0	1,59	0
C	0	94,55	8,44	15,25	0
Fe	0	0	0	0	22,86

Tablo 4.9’de görüldüğü gibi magnezyum olan bölgelerde oksitlenmenin daha fazla olması Alümina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) oluşumunun indirgenmesine ve oksitlerin magnezyuma bağlandığına işaret etmektedir. Ayrıca EDS 3 bölgesindeki iğneli yapıların demir içerdiği belirlenmiştir. Demir elementi deney için kullandığımız tozların gaz atomizasyonu ile üretimi esnasındaki süreçlerden kaynaklanmakta olan bir kirliliktir.

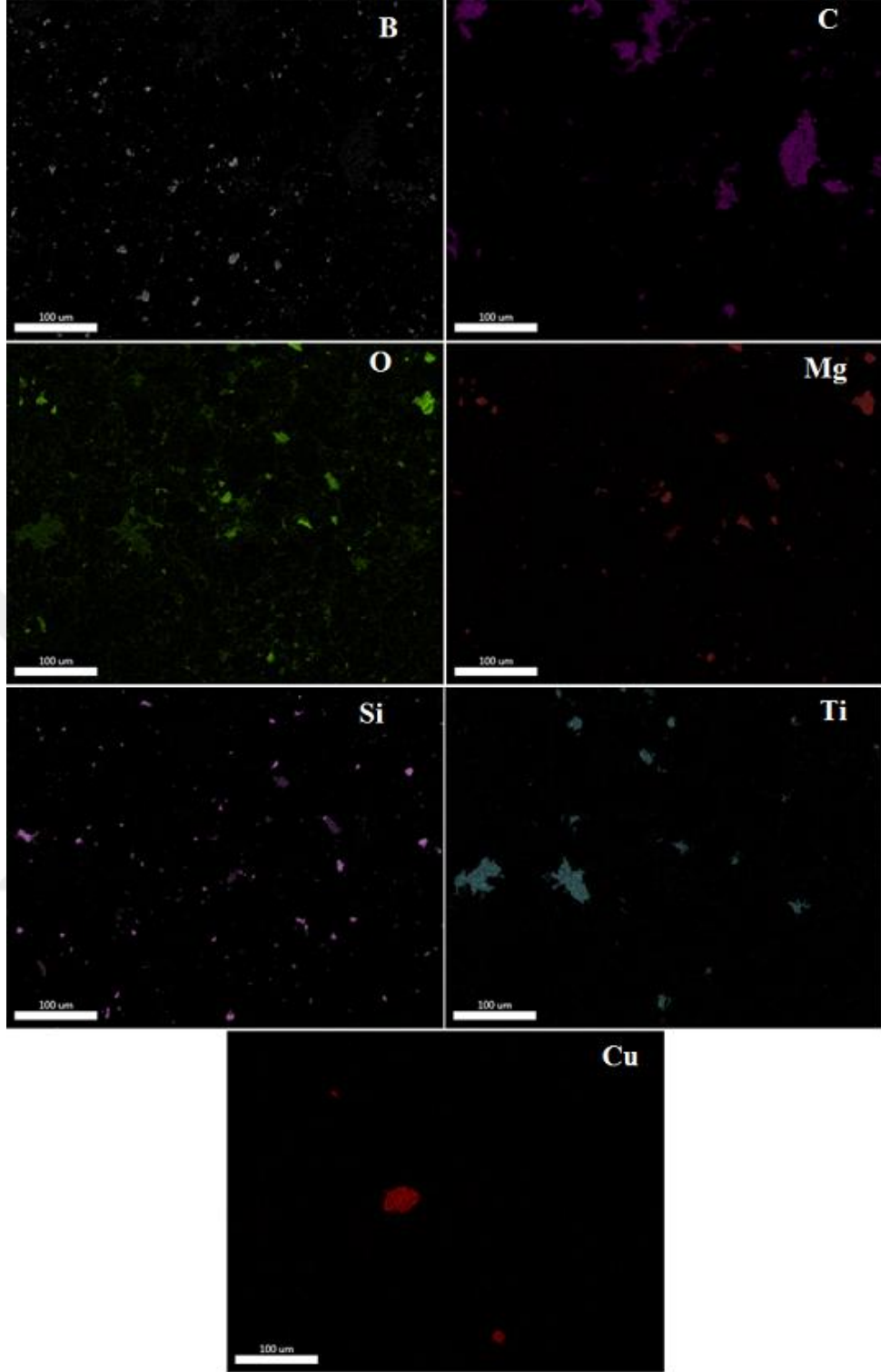


Şekil 4.56. MBC7T'nin SEM görüntüsü.



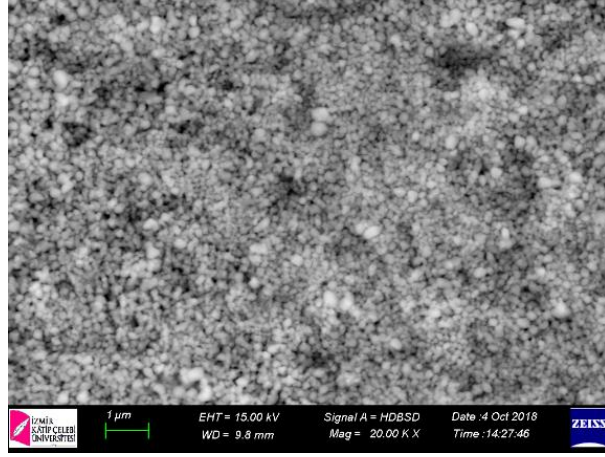
Şekil 4.57. MBC7T'nin EDS element analizi.

Numune MBC7T'nin analizinde Şekil 4.57-Şekil 4.58'de görüldüğü gibi özellikle karbon parçacıklarının çok olduğu bölgelerde dağınık ve siyah zeminin üzerinde belirgin olmasa da noktasal dağılmış olarak bor bulunmaktadır. Magnezyum parçacıkları etrafında bol miktarda oksijen olduğu ve MgO türevi yapıların oluştuğu görülmektedir. MBC7T'nin XRD analizi Şekil 4.24'de verilmiş olup sonuç olarak yapıda çok sert olan  $Al_2MgO_4$  (spinel) ve  $Al_2O_3$  oluşumu gözlenmektedir

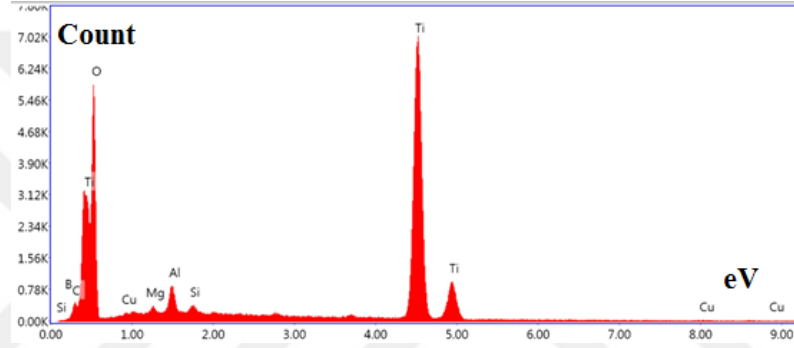


**Şekil 4.58.** MBC7T'nin EDS haritalama sonucu.

Numune MBC7T'deki tanecikli yapıların 20.000x büyütme ile çekilen SEM görüntüsü Şekil 4.59'da verilmiştir. Bu yapıların element analizi sonucu Şekil 4.60'da verilmiş olup bu yapının yüzde 90 oranında  $TiO_2$  içerdiği belirlenmiştir.

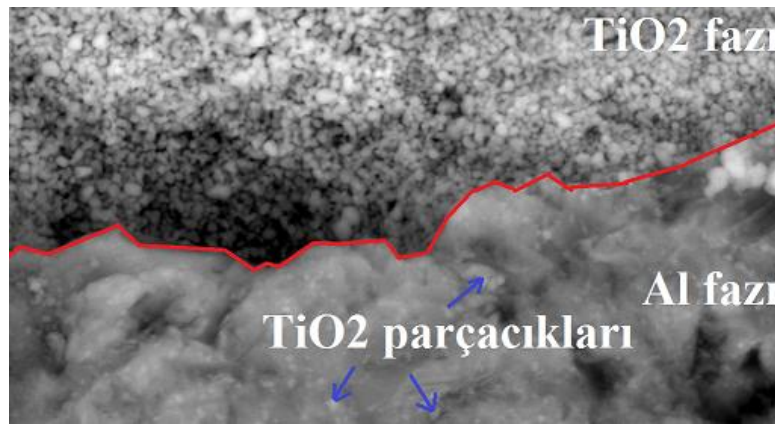


Şekil 4.59. MBC7T için TiO<sub>2</sub> içeren yapıların SEM görüntüsü.

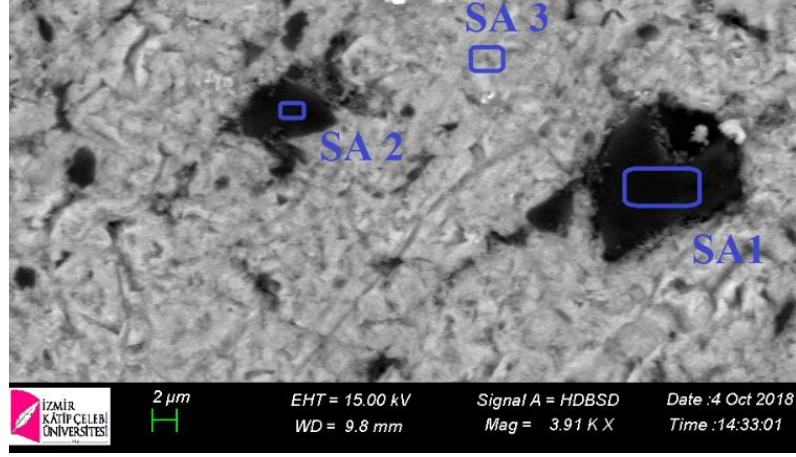


Şekil 4.60. Tanecikli yapıların EDS element analizi.

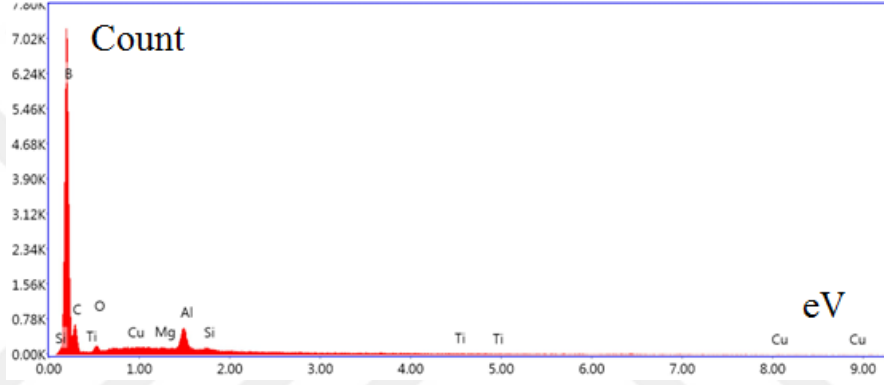
MBC7T'nin Şekil 4.24'de XRD analizi sonuçlarına bakıldığında Al<sub>3</sub>Ti, AlTi, TiO<sub>2</sub> ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazlarının olduğu gözükmektedir. Al-TiO<sub>2</sub> ara yüzeyinde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve Ti-Al alaşımlarının oluşabileceği ara yüzey Şekil 4.61'de gösterilmektedir.



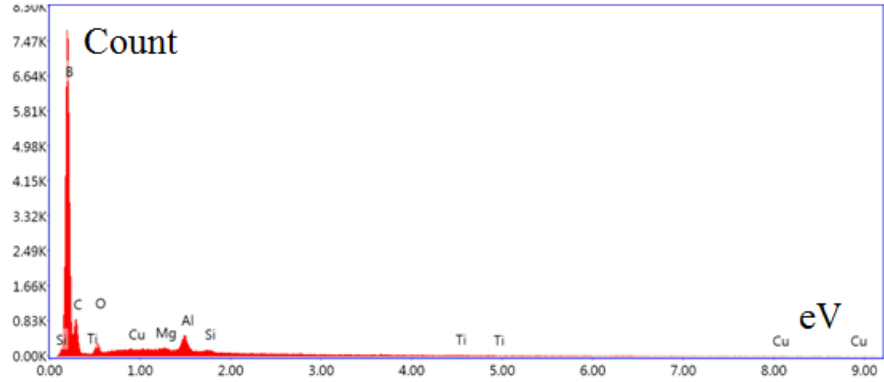
Şekil 4.61. Al-TiO<sub>2</sub> ara yüzey görüntüsü.



Şekil 4.62. MBC7T için noktasal EDS analizi.

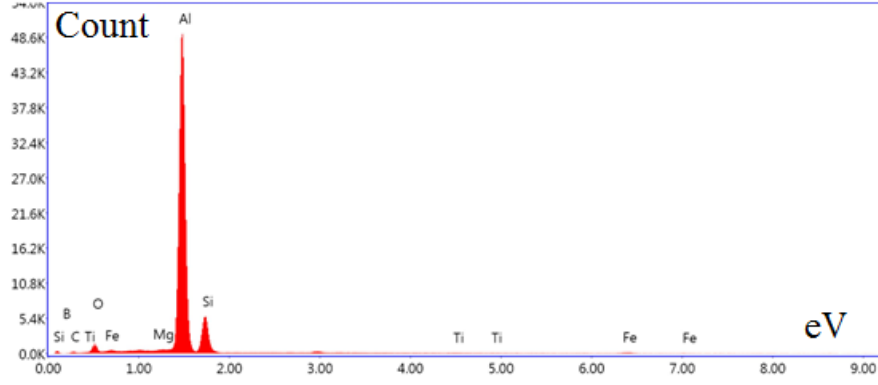


Şekil 4.63. MBC7T için SA 1’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.64. MBC7T için SA 2’de elementlerin dağılımı.

MBC7T için Şekil 4.62’de seçilen bölgelerin element analiz sonucu SA 1 ve SA 2’de görülen parçacıklar %70 oranında B<sub>4</sub>C içerdiği Şekil 4.63, Şekil 4.64 ve Tablo 4.10’da görülmektedir. SA 3 bölgesinin analiz sonucu Şekil 4.65’e bakıldığında ise XRD sonuçlarına uyumlu şekilde Al-Mg-Si-O fazlarının oluştuğu söylenebilir.



**Şekil 4.65.** MBC7T için SA 3’de elementlerin dağılımı.

Şekil 4.62’de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.10’da verilmiştir.

**Tablo 4.10.** MBC7T’de analiz sonucu elementlerin ağırlıkça yüzde oranları.

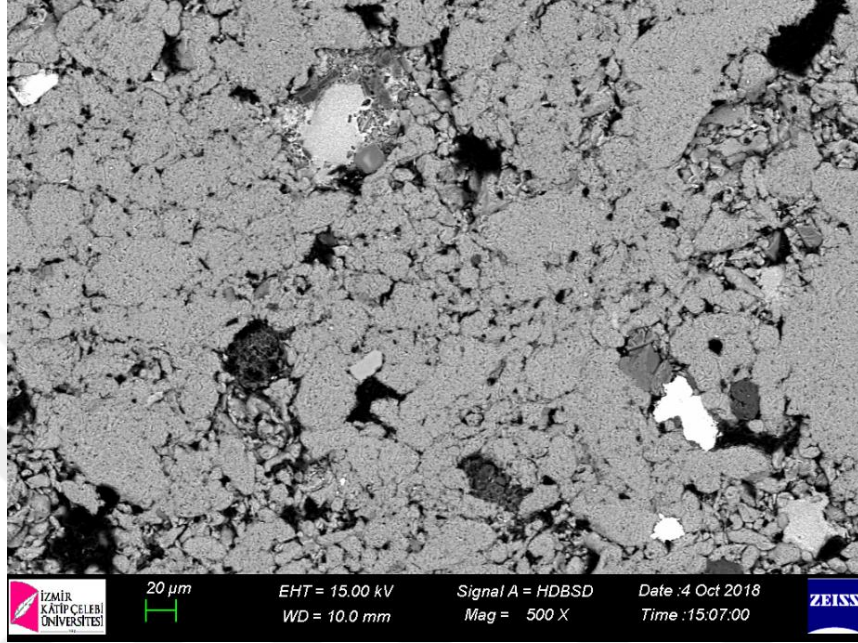
Element	SA 1	SA 2	SA 3
B	73	69,70	0,01
C	24,14	26,94	0
O	0,62	1,52	3,31
Mg	0,16	0,36	0,75
Al	1,53	1,12	76,55
Si	0,24	0,22	17,27
Ti	0,06	0,09	0,24
Cu	0,20	0,01	0
Fe	0	0	1,87

Numune MBC3T3SO’nun SEM görüntüsü Şekil 4.66’da ve EDS haritalama sonucu element dağılımı Şekil 4.67 ve Şekil 4.68’de verilmiştir. Numune MBC3T3SO’nun XRD analizinde  $Al_2MgO_4$ ,  $MgO_3Si$ ,  $Al_3Ti$  alaşımları görülmektedir. Ağırlıkça %3  $SiO_2$  ve %3  $TiO_2$  içeren numunede özellikle tane sınırları etrafında karmaşık parçalı iç içe geçmiş yapıların olduğu gözlenmektedir.

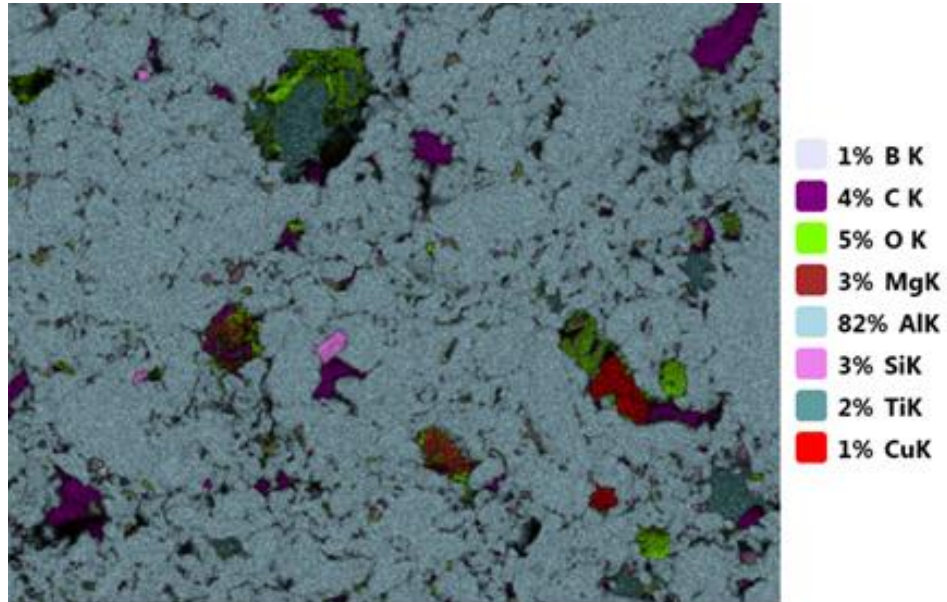
EDS haritalamada Şekil 4.67’de görüldüğü gibi element dağılımında oksijen miktarı %5 civarındadır. Oksijenin alüminyum matris yapı içine toz karışım basılırken



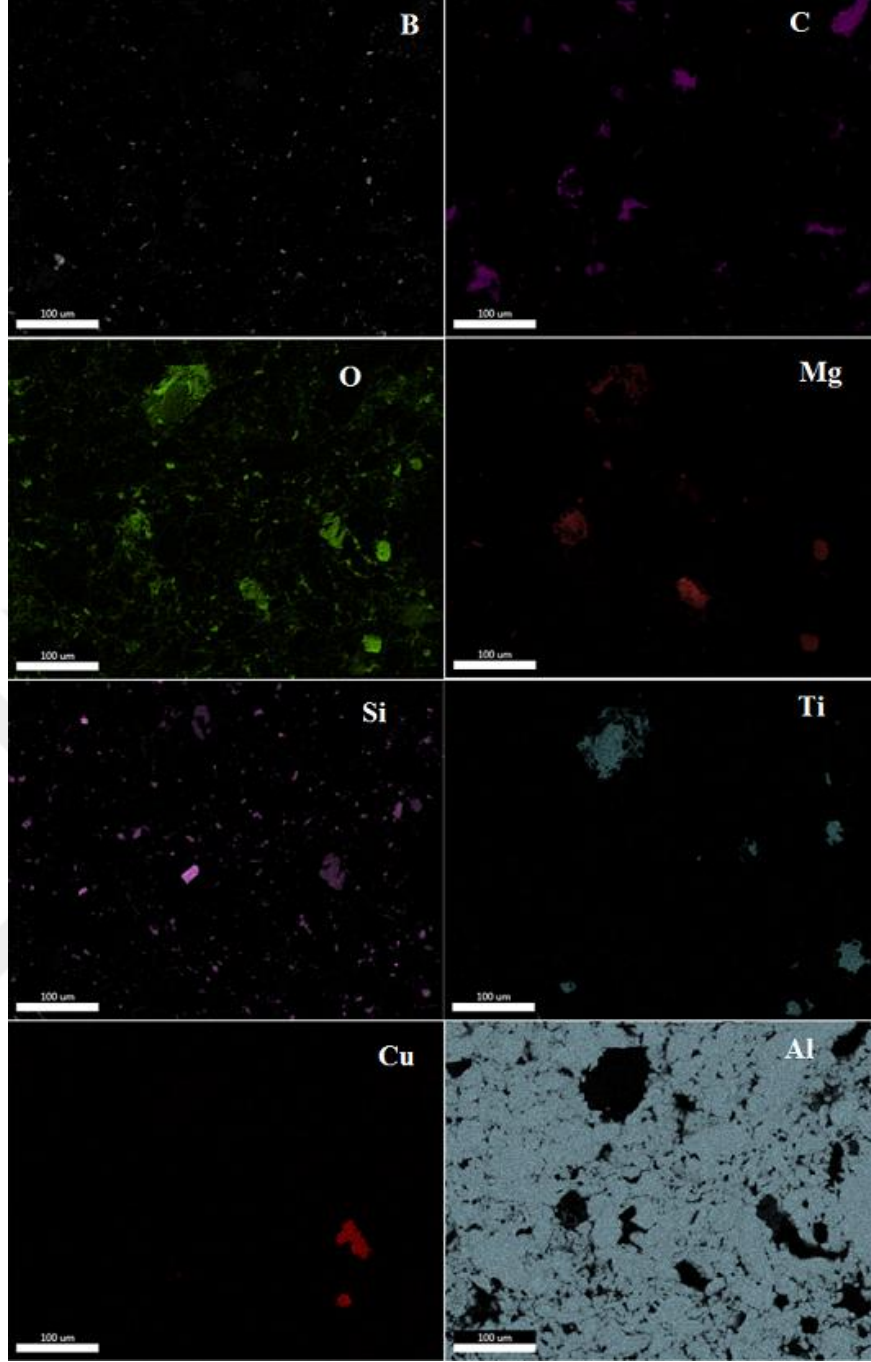
toz yüzeyler arasında kalan oksitlenme sonucu ve oksijen içeren  $TiO_2$  ve  $SiO_2$ 'den ayrılarak yapıya geçtiği düşünülmektedir. Yapıdaki oksijenin Al-Mg-Si-O bileşikler oluşturarak yapı içinde dağıldığı görülmektedir. Özellikle oksijen afinitesi fazla olan magnezyumun oksijen ile bağ oluşturduğu XRD sonuçlarında görülmektedir.



Şekil 4.66. MBC3T3SO'nun SEM görüntüsü.

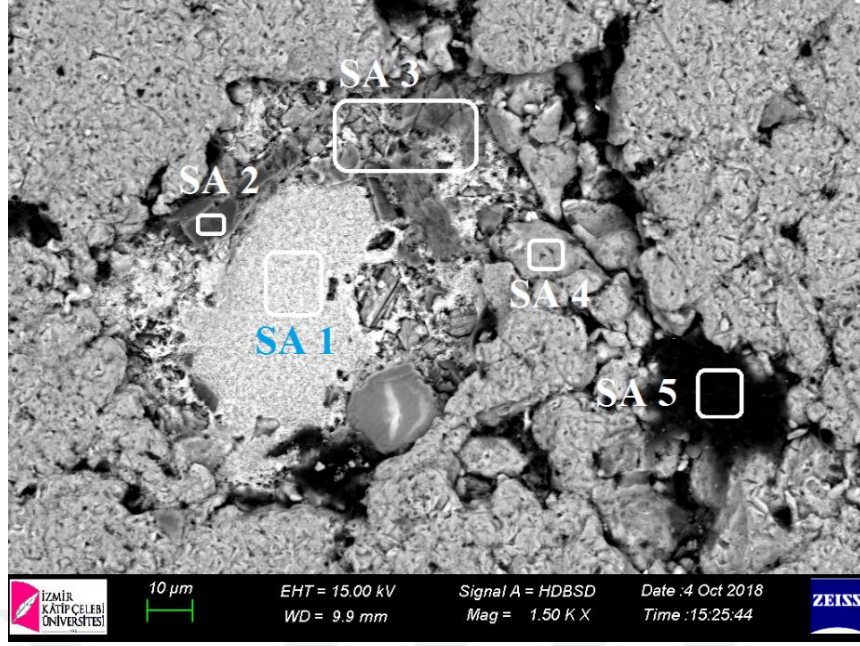


Şekil 4.67. MBC3T3SO'nun EDS element analizi.

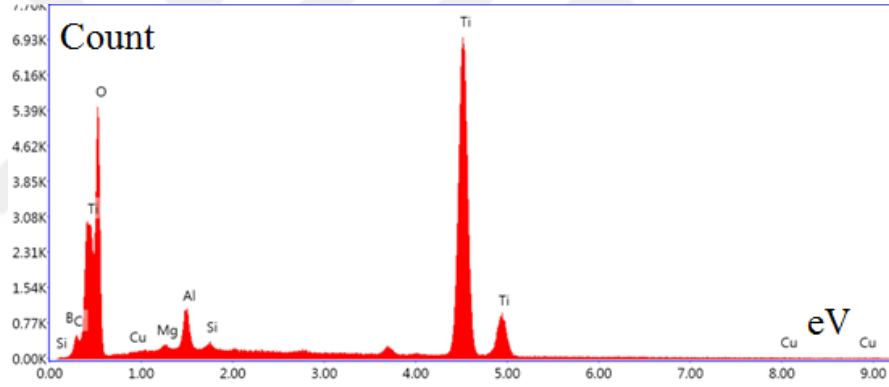


**Şekil 4.68.** MBC3T3SO'nun EDS haritalama sonucu.

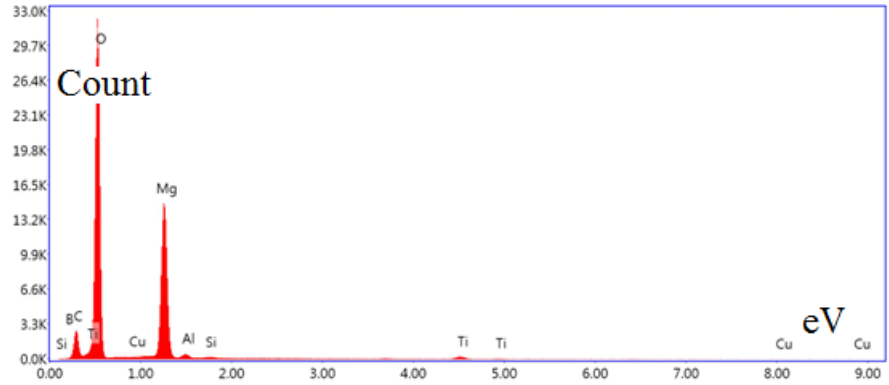
Numune MBC3T3SO'nun noktasal element analizi Şekil 4.69'da verilmiştir. SA 1 alanın  $TiO_2$  olduğu analiz sonucu Şekil 4.70'de görülmektedir. SA 2'nin element analizi sonucu Şekil 4.71'de ve SA 3'ün analiz sonucu Şekil 4.72'de görülmektedir. Bu bölgelerin Al-Mg-Si-O içeren fazlar olduğu görülmektedir. SA 4 bölgesi beklenildiği gibi alüminyum olduğu Şekil 4.73'te ve SA 5'in ise çoğunlukla karbon içerdiği Şekil 4.74'te görülmektedir. Tablo 4.11'de tüm elementlerin dağılımı seçili bölgeler için verilmiştir.



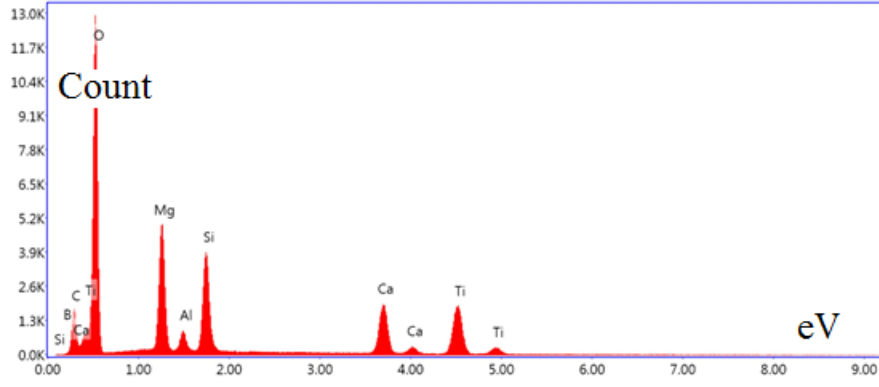
Şekil 4.69. MBC3T3SO için noktasal EDS analizi.



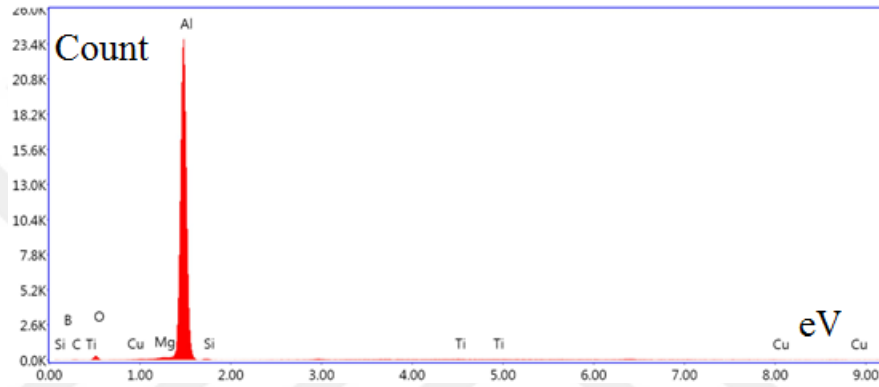
Şekil 4.70. MBC3T3SO için SA 1’de elementlerin dağılımı.



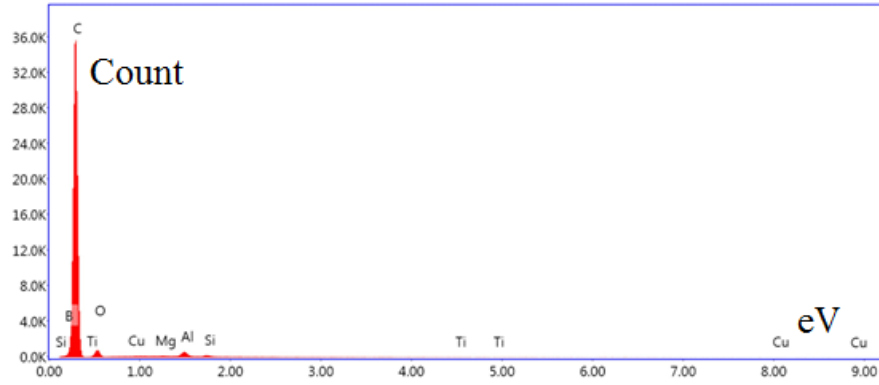
Şekil 4.71. MBC3T3SO için SA 2’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.72. MBC3T3SO için SA 3’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.73. MBC3T3SO için SA4’de elementlerin dağılımı.

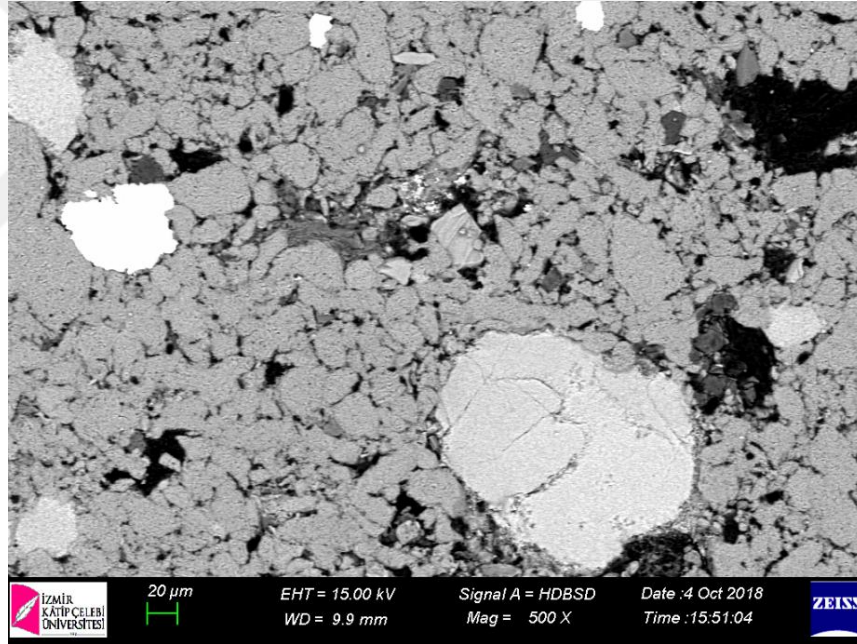


Şekil 4.74. MBC3T3SO için SA 5’de elementlerin dağılımı.

Şekil 4.69’da EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.11’de verilmiştir. Tabloda belirgin bir şekilde magnezyum ve titanyum oranlarının yüksek olduğu bölgelerde oksijen oranı da yüksek çıkmaktadır.

**Tablo 4.11.** MBC3T3SO’de seçilen alanlarda elementlerin ağırlıkça yüzde oranları.

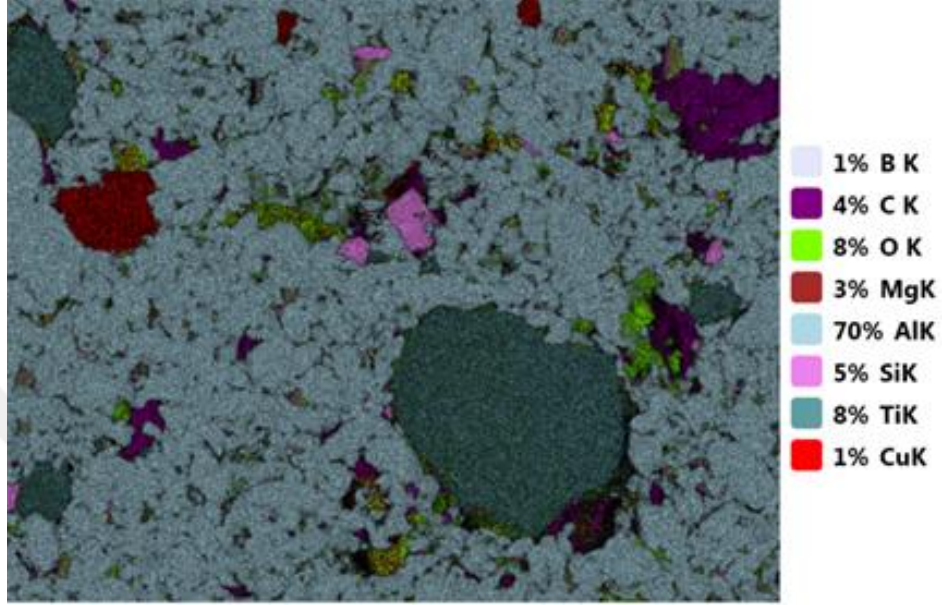
Element	SA 1	SA 2	SA 3	SA 4	SA 5
B	0	0	0	0,03	1,95
C	0,71	11,48	4,78	0	89,24
O	39,10	58,42	50,03	1,72	6,95
Mg	0,21	27,02	10,71	1,05	0,21
Al	2,20	1,04	1,71	94,59	1,13
Si	0,30	0,35	8,11	0,61	0,36
Ti	57,04	1,53	14,64	0,68	0,08
Cu	0,44	0,15	0	0,92	0,08
Ca	0	0	10,02	0	0



**Şekil 4.75.** MBC5T5SO’nun SEM görüntüsü.

Numune MBC5T5SO’nun SEM görüntüsü Şekil 4.75’te verilmiştir. SEM görüntüsünün sağ alt köşesinde yaklaşık 100 mikron ebatlarında bir  $TiO_2$  parçacığı görülmektedir.  $TiO_2$ ’un  $D(90)$  değerinin 4 mikron boyutlarında olduğundan yola çıkılırsa homojen olmayan bir dağılımın yani topaklanmanın olduğu sonucuna varılmaktadır. Topaklanan  $TiO_2$ ’in etrafında özellikle alt kısmında Mg, Si ve Al elementleri bulunmaktadır. Oksitli bileşiklerin topaklanan bölgeden oksijen difüzyonu

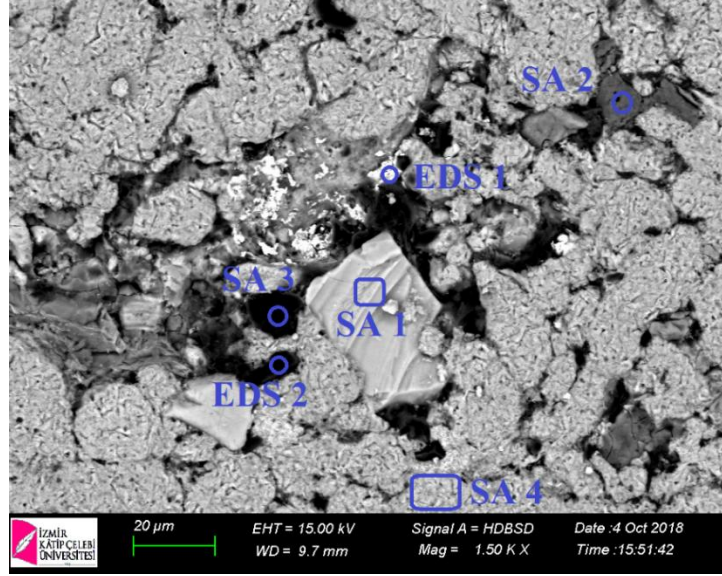
sonucu tane sınırlarında olduğu düşünülmemektedir. Özellikle Ti bulunmayan topaklanmaya yakın sınır bölgelerinde oksijenin olması bu kanıtı doğrulamaktadır. SEM görüntülerinde alüminyum tane sınırları arasında yayılmış ve numune içinde dağılmış Mg-Si-O içeren fazlar görülmektedir.



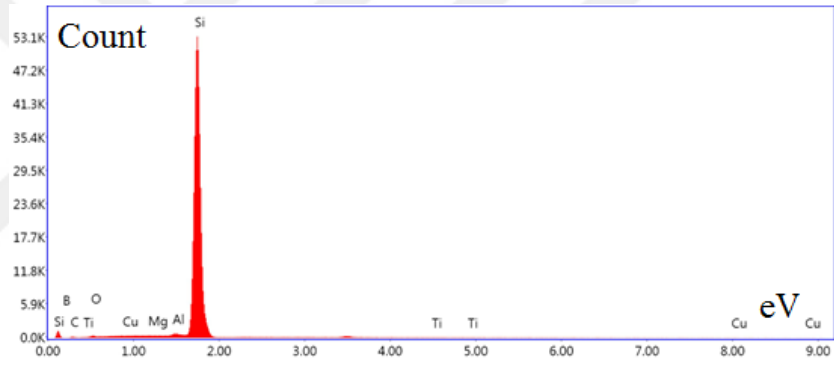
Şekil 4.76. MBC5T5SO'nun EDS element analizi.

Ağırlıkça %5 TiO<sub>2</sub> ve %5 SiO<sub>2</sub> içeren numune MCB5T5SO'da EDS analizi sonucu Şekil 4.74'de görüldüğü gibi maksimum oksijen miktarı değeri olan %8 bulunmuştur.

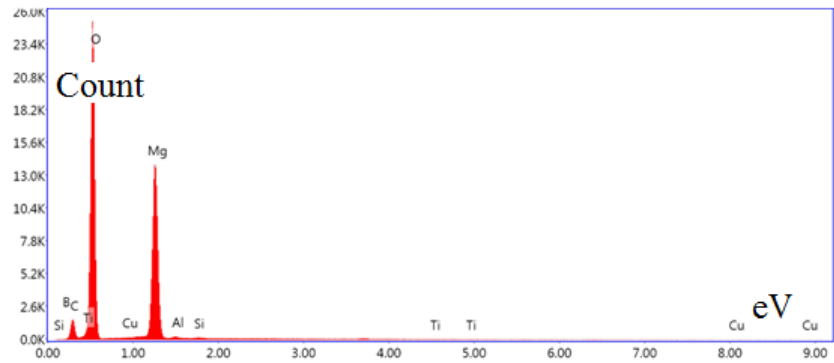
MCB5T5SO'da noktasal element analizi için seçilen noktalar Şekil 4.77'de gösterilmiştir. Analiz sonuçları Şekil 4.78-Şekil 83'de verilmiştir. Şekil 4.78'da SA 1 bölgesindeki elementin Si olduğu görülmektedir. Şekil 4.79'de SA 2 bölgesine bakıldığında ise MgO gibi oksitli fazların olduğu görülmektedir. EDS 1 bölgesinde ise Tablo 4.12'de görüldüğü gibi %91 oranda Cu bulunmaktadır. Diğer yapılar ise B<sub>4</sub>C ve 600°C sinterleme sıcaklığında oluşan Al-Mg-Si fazlarıdır. SA 3 ve EDS 2 bölgeleri yüksek oranda B<sub>4</sub>C içerdiği Şekil 4.81 ve Şekil 4.82'de görülmektedir. SA 4 bölgesinin analiz sonucuna Şekil 4.83'e bakıldığında % 95 oranında alüminyum içerdiği görülmektedir.



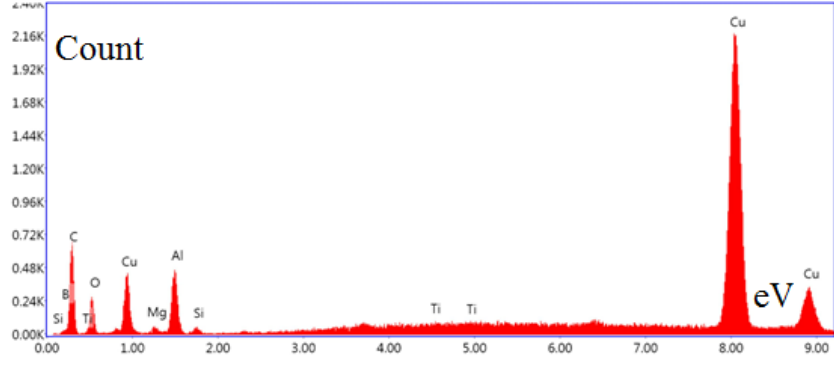
Şekil 4.77. MBC5T5SO'nun noktasal EDS analizi.



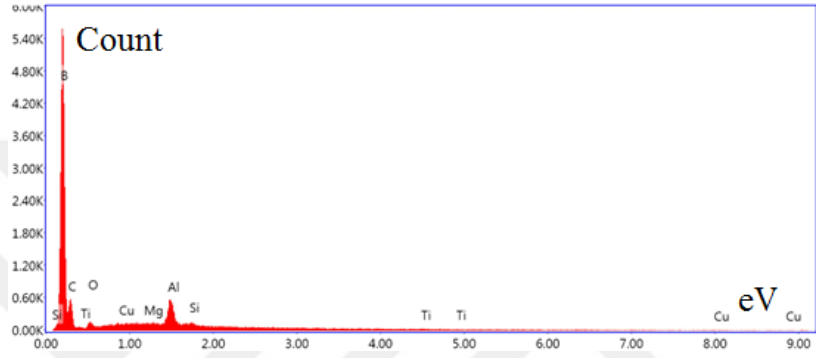
Şekil 4.78. MBC5T5SO için SA 1'de elementlerin dağılımı.



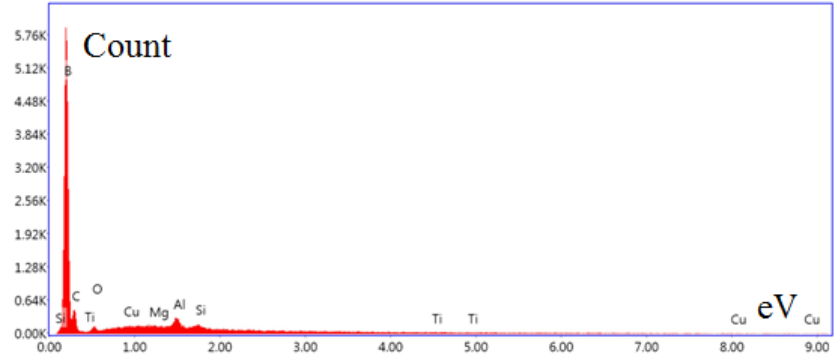
Şekil 4.79. MBC5T5SO için SA 2'de elementlerin dağılımı.



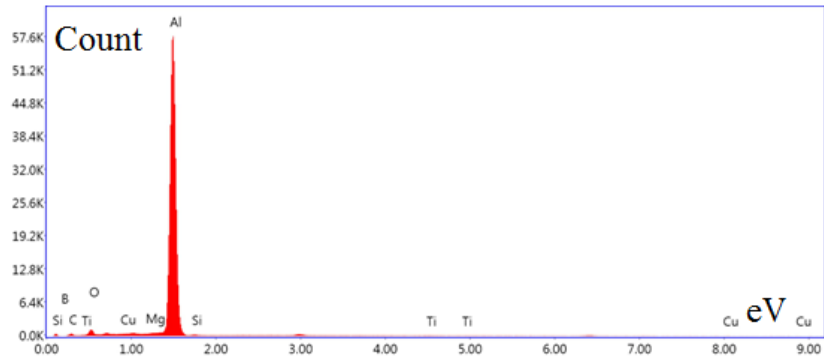
Şekil 4.80. MBC5T5SO için EDS 1’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.81. MBC5T5SO için SA 3’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.82. MBC5T5SO için EDS 2’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.83. MBC5T5SO için SA 4’de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.77’de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.12’de verilmiştir. Tabloya bakıldığında oksijen miktarının fazla olduğu SA 2 bölgesinde magnezyum elementinin yoğun bir dağılım gösterdiği görülmektedir.

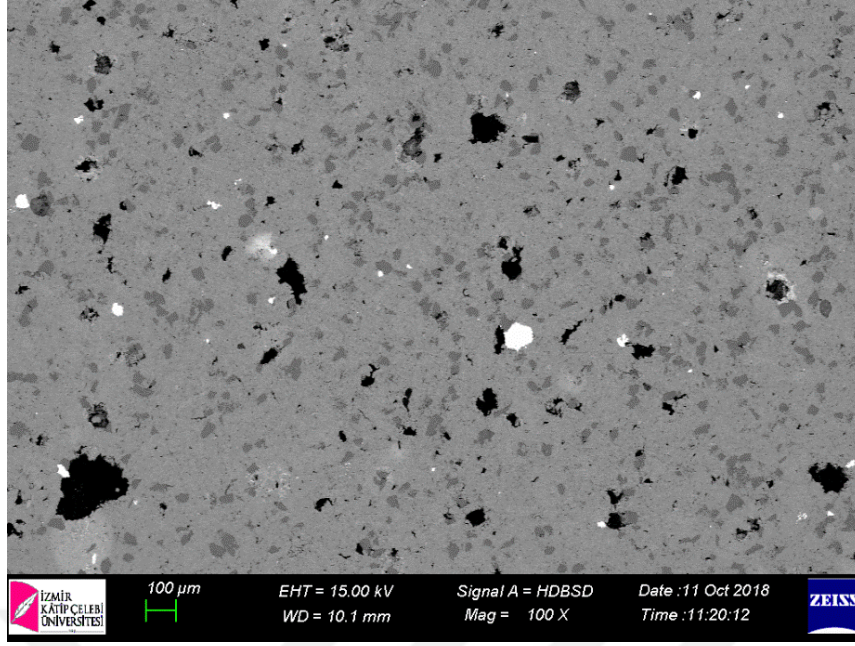
**Tablo 4.12.** MBC5T5SO’de seçilen alanlarda elementlerin yüzde oranları.

Element	EDS 1	EDS 2	SA 1	SA 2	SA 3	SA 4
B	0,59	77,80	0,02	0,01	73,12	0,01
C	4,89	20,24	0	8,68	23,69	0,49
O	0,64	0,11	0,06	56,57	0,45	2,52
Mg	0,36	0,16	0,06	33,69	0,10	0,76
Al	1,84	0,90	0,95	0,60	1,82	95,01
Si	0,14	0,43	98,09	0,26	0,29	0,66
Ti	0,17	0,22	0,15	0,06	0,22	0,25
Cu	91,39	0,16	0,68	0,14	0,16	0,26

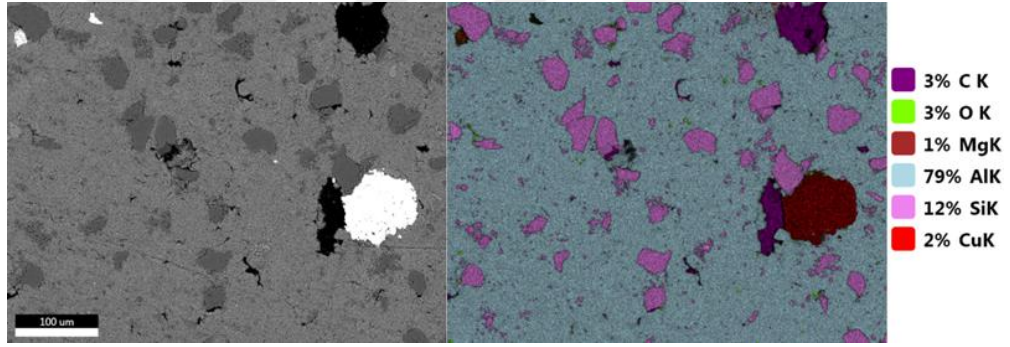
Silisyum karbür (SiC) içeren 5 numunenin SEM ve EDS analizi sonuçları aşağıda sırasıyla numune 10, 12, 13, 15 ve numune 16’nın verilmiştir.

Numune MSC’nin XRD analizinde  $AlCu_3$ ,  $Al_2MgO_4$ ,  $MgO$ ,  $Al_{3,7}Mg_{0,3}$ ,  $Al_2MgSi_2$  gibi fazlarının oluştuğu Şekil 4.32’de görülmektedir.

Sadece Al-Mg-Si-Gr-SiC içeren numune MSC’nin SEM görüntüsü Şekil 4-84’de verilmiştir. Hem Si hem de SiC içeren numunenin element analizinde %12 oranındaki silisyum tespit edilmiştir. Silisyum parçacıkları Şekil 4.85’de görüldüğü gibi homojen bir dağılım göstermektedir. Silisyum parçacıkları SEM görüntüsünde görünen koyu gri noktalı parçacıklardır.  $TiO_2$  ve  $SiO_2$  katkıları olmayan MSC numunesinden beklendiği gibi ağırlıkça oksijen oranı % 3 gibi düşük bir değer çıkmıştır. SiC parçacıklarının ortalama parçacık boyutu 34 mikron ve grafitin ortalama parçacık boyutunun 41 mikron olduğu göz önüne alınırsa SiC parçacıklarının içindeki karbonun haritalama sonucunda gösterilen element dağılımına bir katkısının olmadığı görülmektedir.

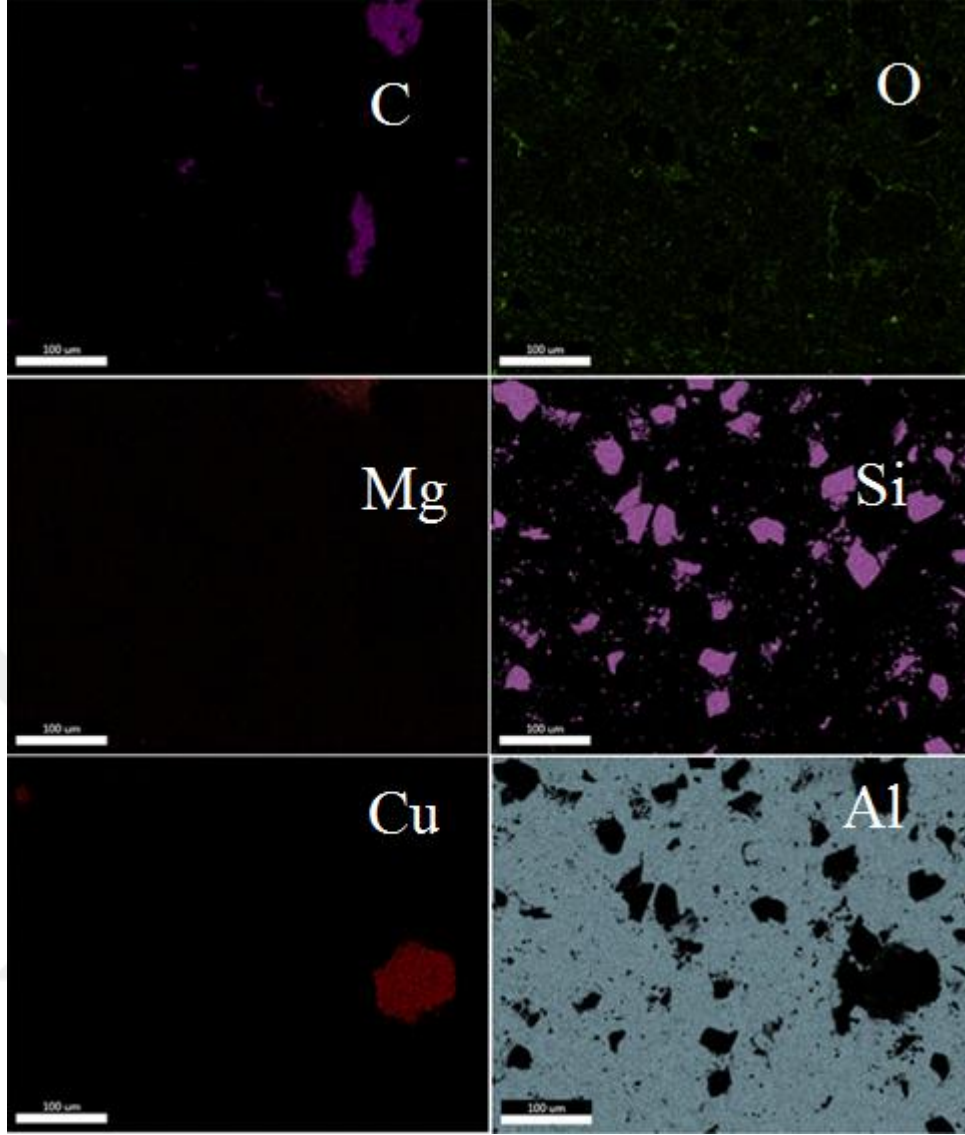


Şekil 4.84. MSC'nin SEM görüntüsü.



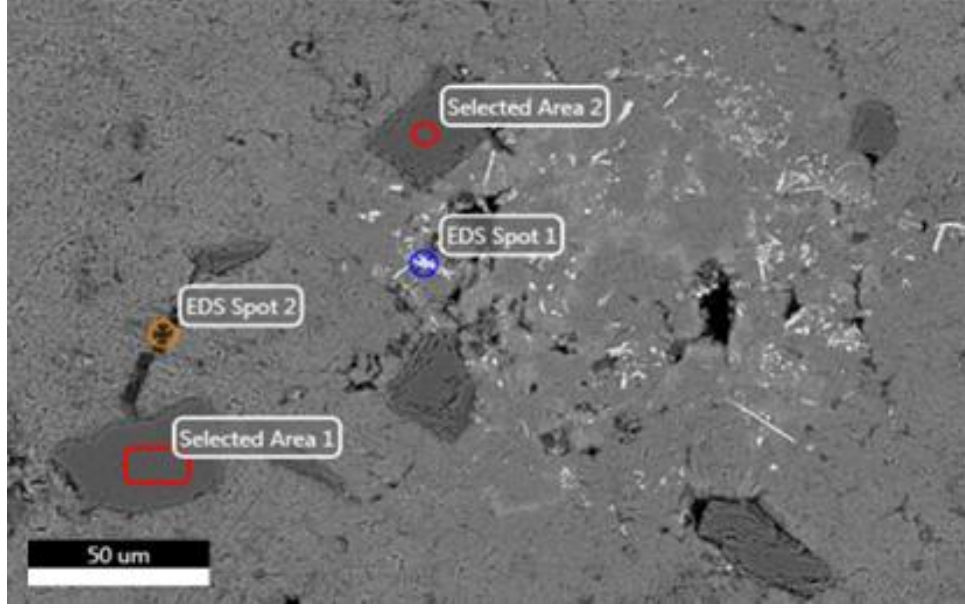
Şekil 4.85. MSC'nin EDS element analizi.

Numune MSC içinde seçilen bir bölgenin EDS element haritalaması Şekil 4.86'de görüldüğü gibi siyah zemin üzerinde çok net gözükmesine de magnezyum mikron boyutlarında oksijen dağılımı ile uyumlu bir şekilde tüm alana dağılmış olduğu görülmektedir. Ayrıca MSC'nin element analizi sonucu bulunan %12 oranındaki silisyumun ağırlıkça %7 oranı silisyum karbür katkısından geldiği düşünülürse karbon oranının çok düşük çıktığı sonucuna varılmaktadır. Zaten kompozitin içine katılan ağırlıkça %3 grafitin etkisiyle haritalama sonuçlarında standart olarak %1-3 arasında karbon çıkmaktadır.

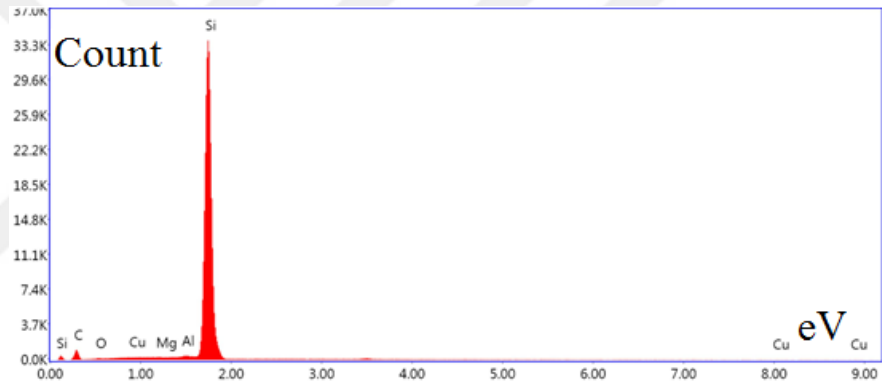


**Şekil 4.86.** MSC'nin EDS haritalama sonucu.

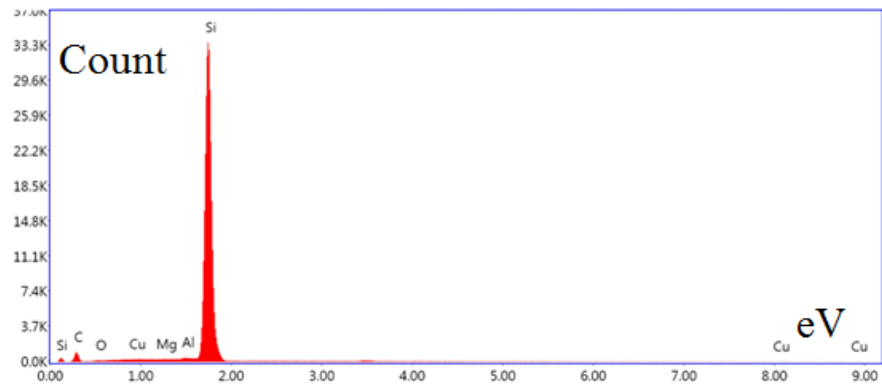
Numune MSC'de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgeler Şekil 4.87'de görülmektedir. EDS 1 noktasında görülen iğneli yapılar ile MBC4T'nin EDS 3 noktasının analizinde Şekil 4.55'de görülen yapıların aynı elementleri içerdiği görülmektedir. Yapılan element analiz sonucu bu yapıların Al-Fe-Si içerdiği Tablo 4.13'de görüldüğü gibi tespit edilmiştir. Şekil 4.87'de seçilen SA (Selected Area) 1 ve SA 2 bölgesinin element analizi sonucu parçacığın boyutlarının 50 mikron civarında olması SiC içerdiği sonucuna varmamızı sağlamaktadır. EDS 1 bölgesi Al-Fe-Si içeren iğneli bir yapı görülmektedir. Daha evvel sıkça görülen yapı kendini tekrarladığı için EDS 1'in analiz sonuçları ayrıca verilmemiştir. Şekil 4.88'de verilen EDS 2 bölgesinin element analizi bu alanda Mg-O-C içeriğinin yüksek olduğunu göstermektedir.



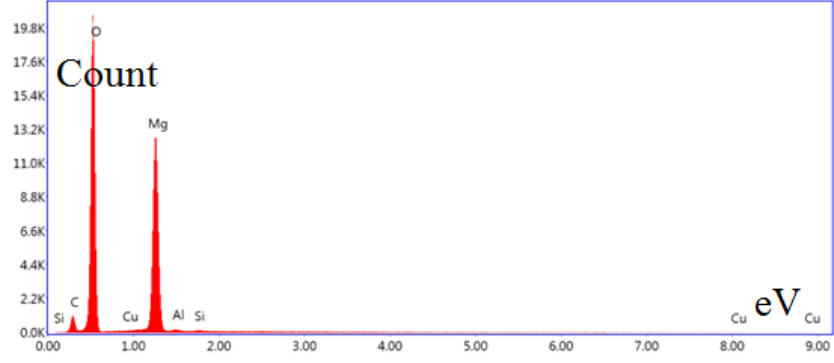
Şekil 4.87. MSC için noktasal element analiz.



Şekil 4.88. MSC için SA 1'de elementlerin dağılımı.



Şekil 4.89. MSC için SA 2'de elementlerin dağılımı.

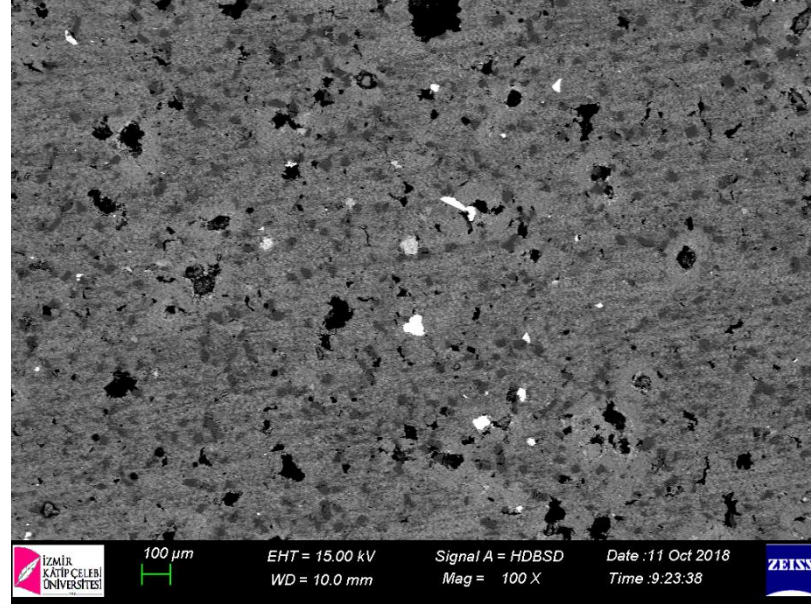


**Şekil 4.90.** MSC için EDS 2’de elementlerin dağılımı.

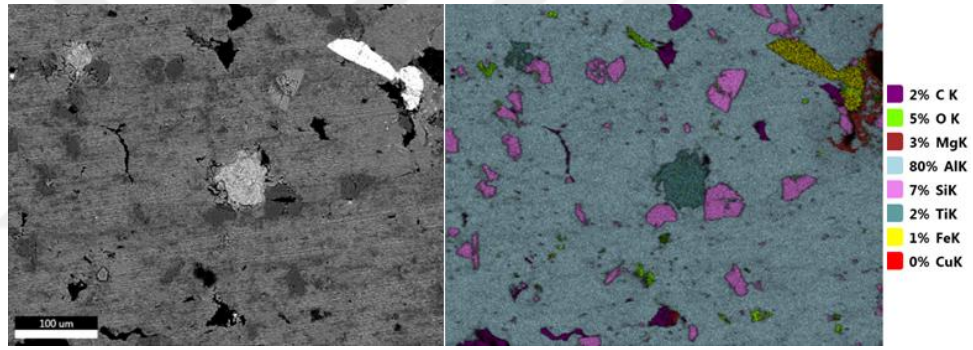
Şekil 4.87’de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.13’de verilmiştir.

**Tablo 4.13.** MSC’de seçilen alanlarda elementlerin yüzde oranları.

Element	EDS 2	SA 1	SA 2
C	6,70	15,79	15,48
O	54,98	0	0
Mg	37,12	0,15	0,18
Al	0,68	0,78	0,74
Si	0,27	82,9	83,35
Cu	0,25	0,33	0,25
Fe	0	0	0

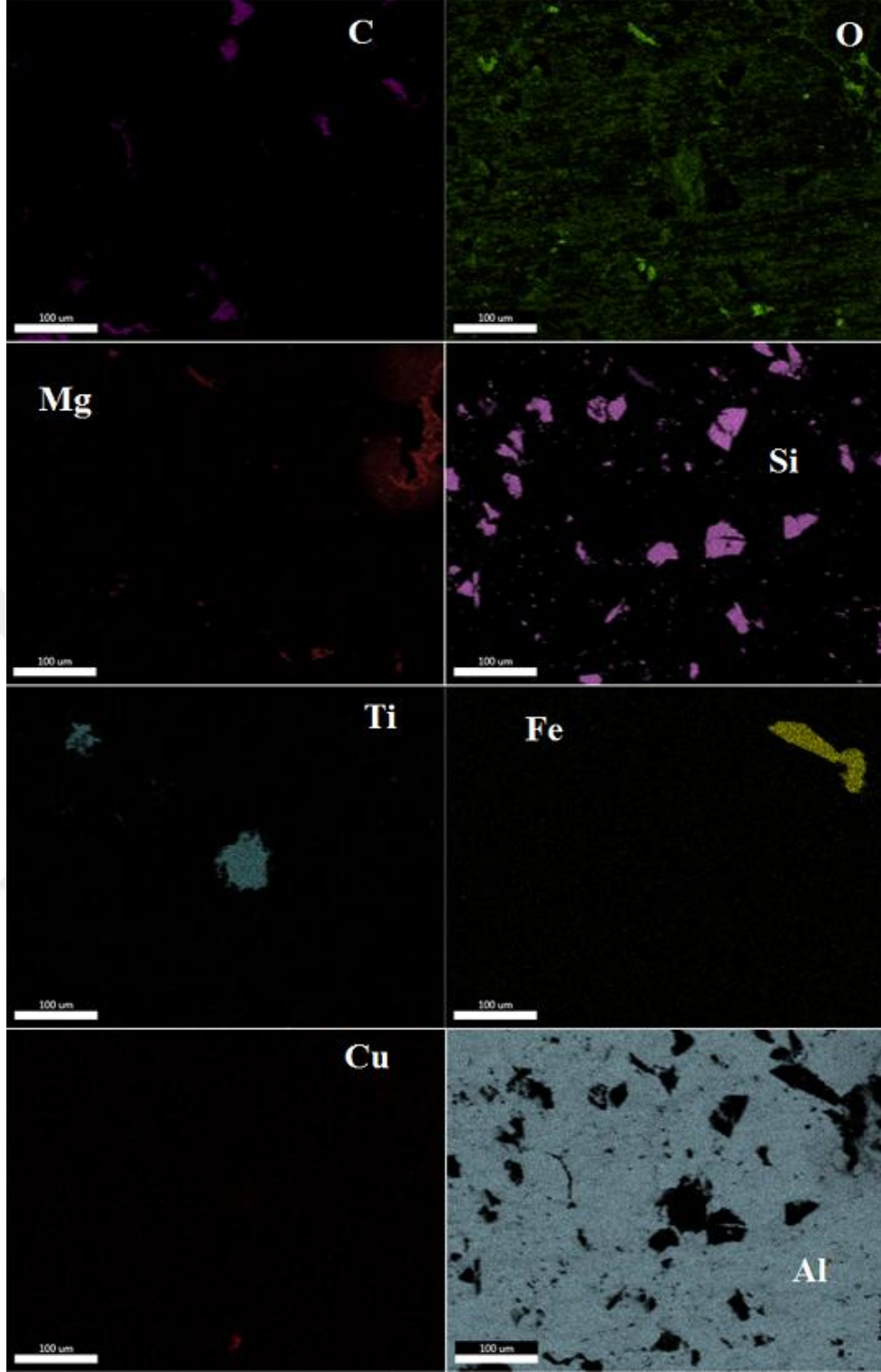


Şekil 4.91. MSC4T'nin SEM görüntüsü.



Şekil 4.92. MSC4T'nin EDS element dağılımı.

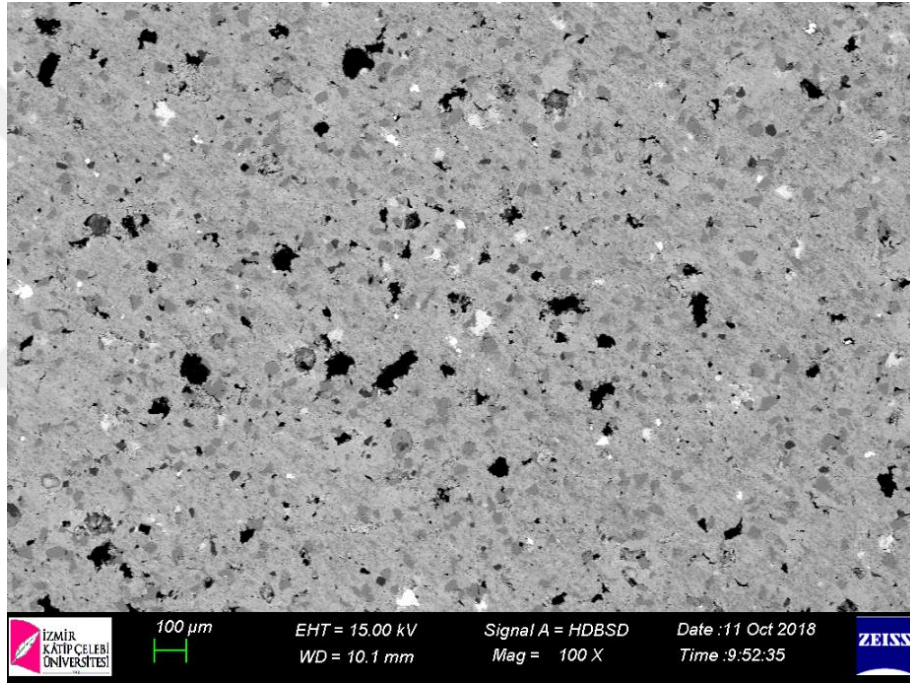
Numune MSC4T'nin SEM görüntüsü Şekil 4.91'de verilmiştir. Seçili olan alanın EDS haritalama sonuçları ise Şekil 4.92-Şekil 4.93'de görülmektedir. Bor karbür yerine silisyum karbür içeren bu numunede silisyumun element oranı % 7 çıkmıştır. Ayrıca element analizi sonucu karbon elementinin olduğu bölgelerin yakınında  $B_4C$  içeren numunelerde olduğu gibi oksijen dağılımı yüksek değildir. Bu durum karbon oranının az olduğunu veya silisyumun oksijen afinitesinin fazla olmadığını göstermektedir. Ayrıca silisyum parçacıklarının etrafında oksijen dağılımında bir artış gözlenmemektedir. Oksijenin yapı içinde homojen bir dağılım gösterdiği söylenebilir.



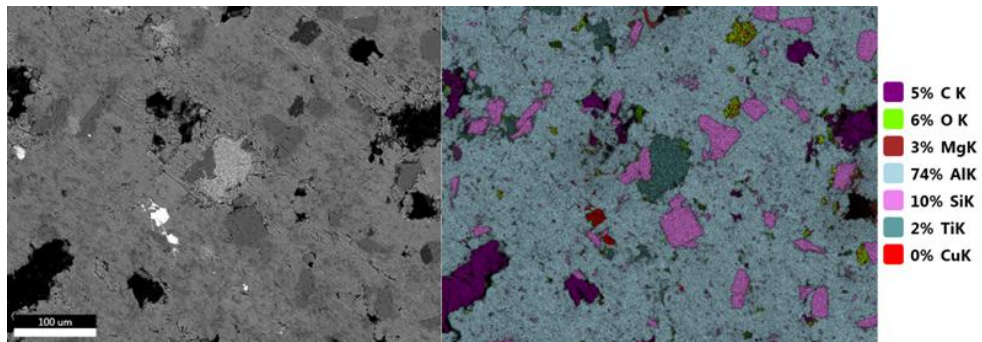
**Şekil 4.93.** MSC4T için EDS haritalama sonucu.

Ağırlıkça % 7  $TiO_2$  içeren numune MSC7T'nin SEM görüntüsü Şekil 4.94'de verilmiştir. Tüm elementlerin homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Ayrıca  $B_4C$  içeren numunelerden farklı olarak SiC içeren numunelerde EDS analizi sonucu

Şekil 4.95 ve Şekil 4.96’da görüldüğü gibi karbon elementlerinin silisyum elementleri ile aynı bölgelerde olmadığı dikkat çekmektedir. Normalde beklediğimiz SiC parçacıklarının bulunduğu bölgelerde silisyum ve karbon elementlerinin iç içe geçmiş bir şekilde bulunması şeklindeydi. Ayrıca %7 TiO<sub>2</sub> içeren numunede EDS element analizi sonucu oksijen oranının beklenildiği gibi %6 oranı gibi yüksek bir değer çıktığı tespit edilmiştir. Oksijen elementinin tüm numunede homojen bir dağılım göstermesine rağmen özellikle titanyum ve magnezyum parçacıkları etrafında daha yoğun görülmektedir. Ayrıca element analizi sonucu %0 oranında Cu çıkmasına rağmen EDS haritalamada Şekil 4.96’da kırmızı olan noktaların bakır olduğu görülmektedir.

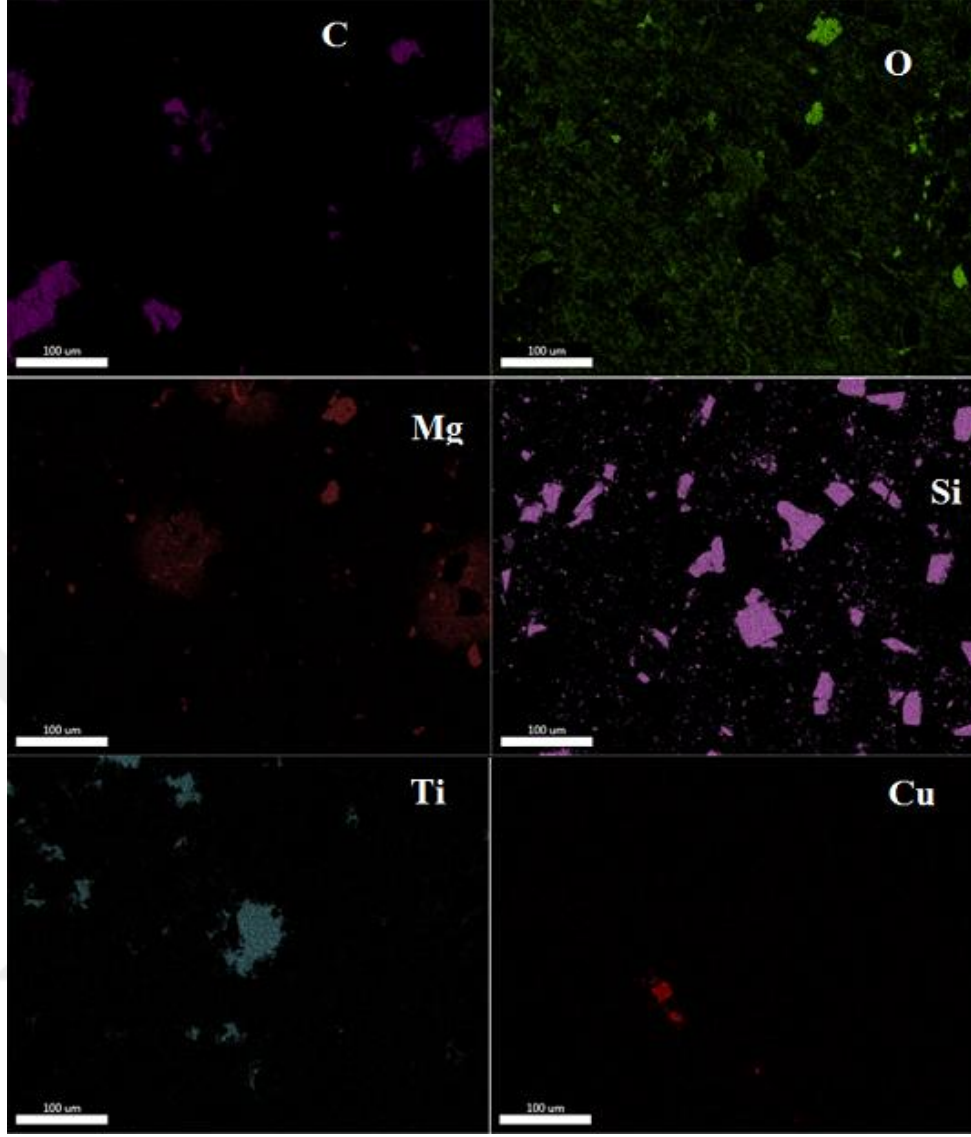


Şekil 4.94. MSC7T’nin SEM görüntüsü.



Şekil 4.95. MSC7T’nin EDS element analizi.

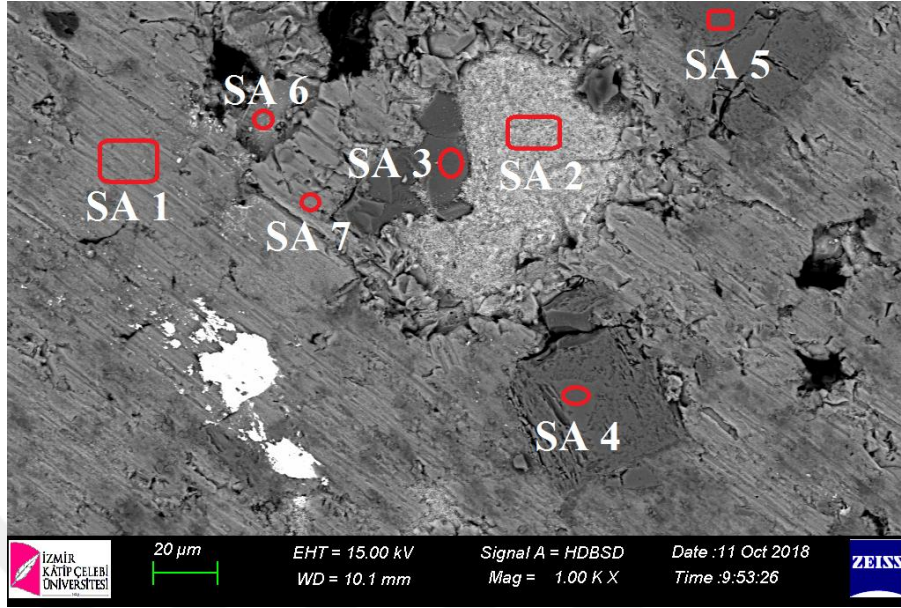




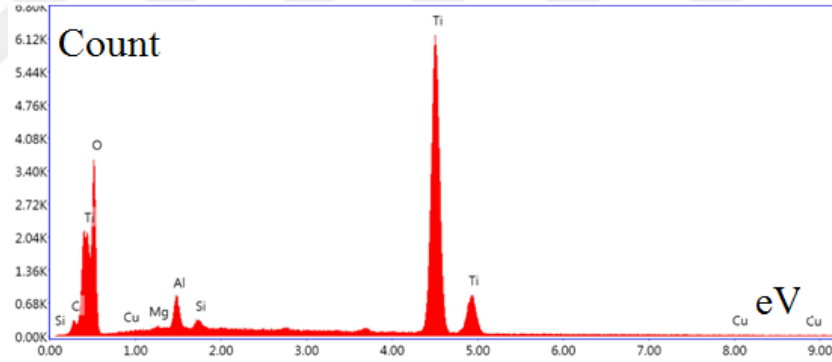
**Şekil 4.96.** MSC7T'nin EDS haritalama sonucu.

Numune MSC7T'nin noktasal EDS analizi için seçilen bölgeler Şekil 4.97'de verilmiştir. Seçili noktalardan SA 2'nin element dağılımı Şekil 4.98'de verilmiştir. Bu dağılıma bakıldığında  $TiO_2$  oranı yüksek olan bölgenin sınırlarına yakın olan yerlerde silisyum parçacıkları ve alüminyum görülmektedir. Bu aynı zamanda XRD analizinde görülen  $Al_3Ti$ ,  $AlTi$  ve  $Si_4Ti_5$  fazlarının oluşumu için gerekli şartların olduğu bölgelerdir. EDS haritalama sonuçlarında görüldüğü gibi  $TiO_2$  bileşiminden ayrılan oksijen Al-Mg-O ve Al-Mg-Si-O fazları şeklinde yapı içinde özellikle tane sınırları etrafında bulunmaktadır. Tane sınırları arasındaki oksijen özellikle malzeme dayanımını azaltıcı etkileri mevcuttur. Noktasal EDS analiz için seçili olan bölgelerden SA 1 ile SA 6 ve SA 7 ayrıca SA 3 ile SA 4'de elementlerin yüzde

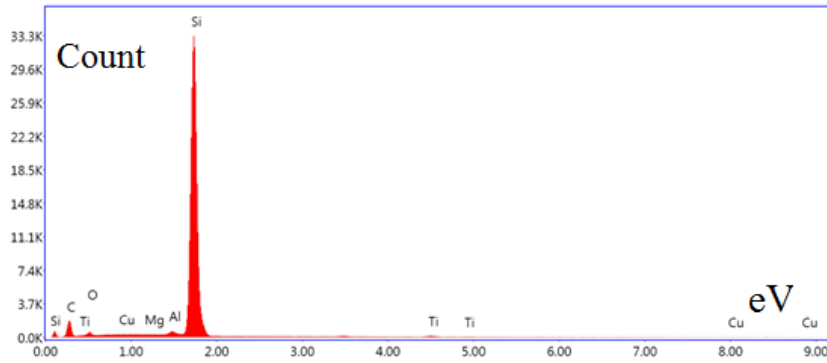
dağılımları aynı sonuçları verdiğinden dolayı sadece SA 3 ve SA 6'nın element analiz sonuçlarına yer verilmiştir.



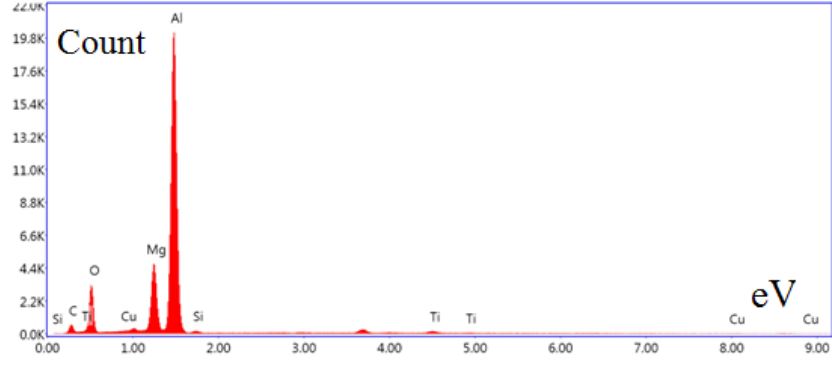
Şekil 4.97. MSC7T'de noktasal EDS analizi.



Şekil 4.98. MSC7T için SA 2'de element dağılımı.



Şekil 4.99. MSC7T için SA 3'de element dağılımı.

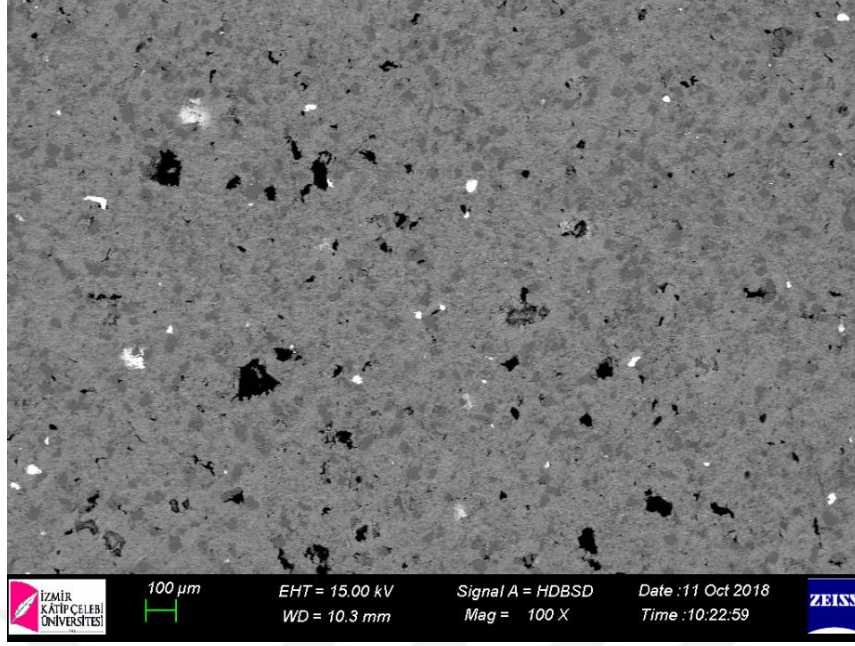


**Şekil 4.100.** MSC7T için SA 6'da element dağılımı.

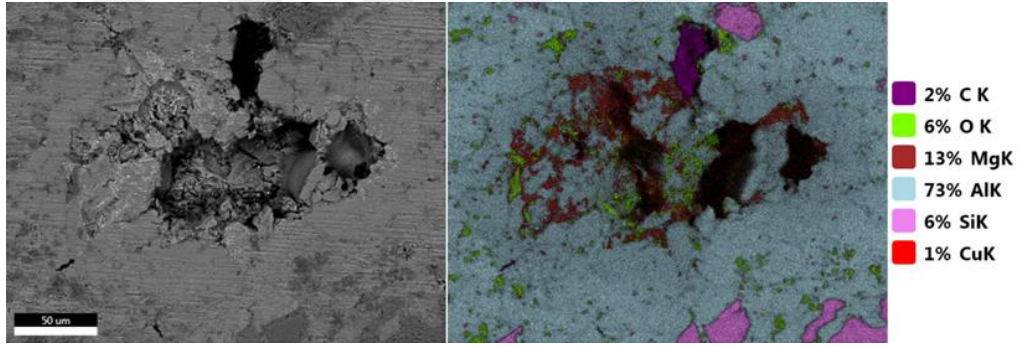
Şekil 4.95'de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.14'da verilmiştir.

**Tablo 4.14.** MSC7T'de seçilen alanlarda elementlerin yüzde dağılımları.

Element	SA 1	SA 2	SA 3	SA 4	SA 5	SA 6	SA 7
C	0	0,30	25,65	15,92	15,98	7,33	0
O	0	34,65	1,70	0	0	15,01	5,06
Mg	9,30	0,04	0,16	0,09	0,14	12,05	13,51
Al	88,87	1,94	0,99	0,71	0,79	62,38	80,21
Si	1,33	0,50	70,45	83	82,79	0,74	0,66
Ti	0,44	62,20	0,88	0,11	0,11	1,78	0,20
Cu	0,06	0,37	0,17	0,17	0,20	0,71	0,35

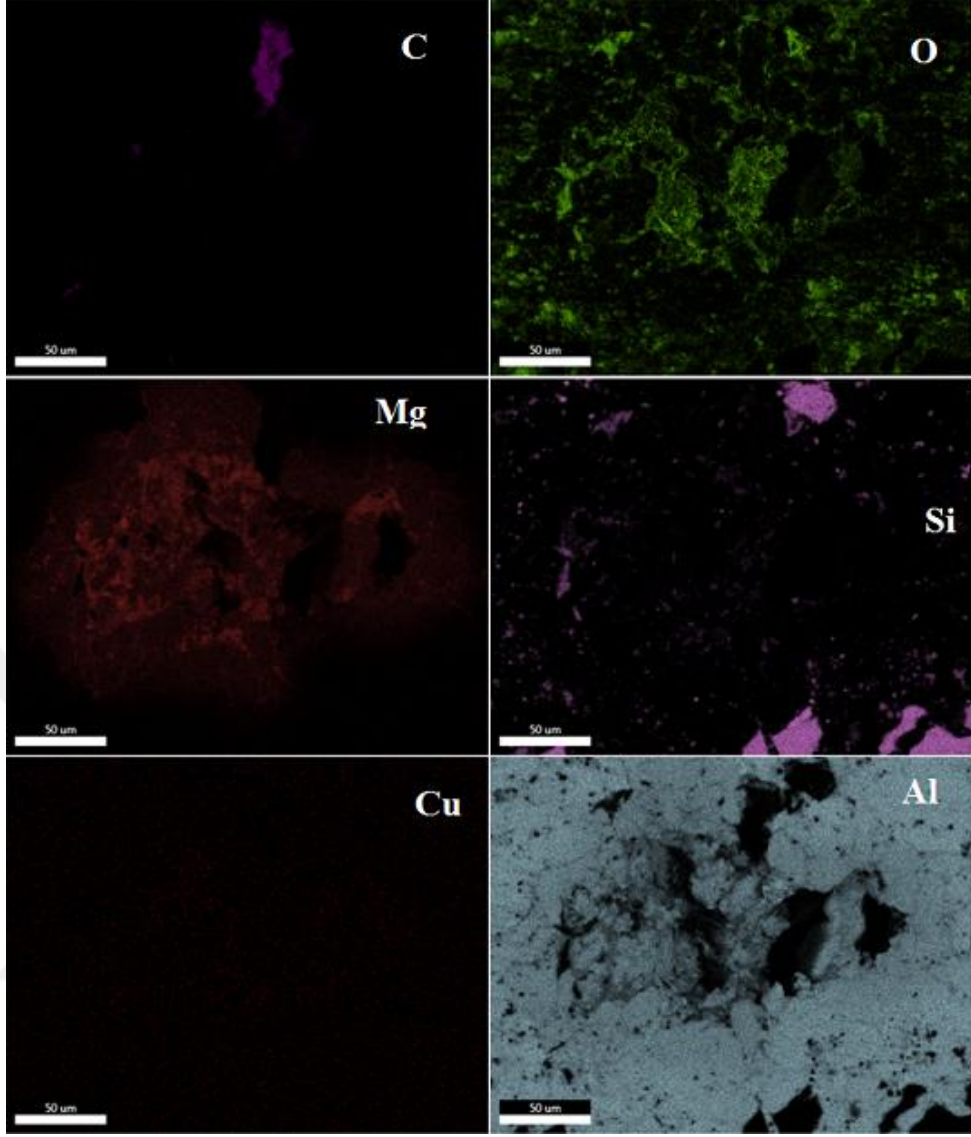


Şekil 4.101. MSC4SO'nin SEM görüntüsü.



Şekil 4.102. MSC4SO'nin EDS element analizi.

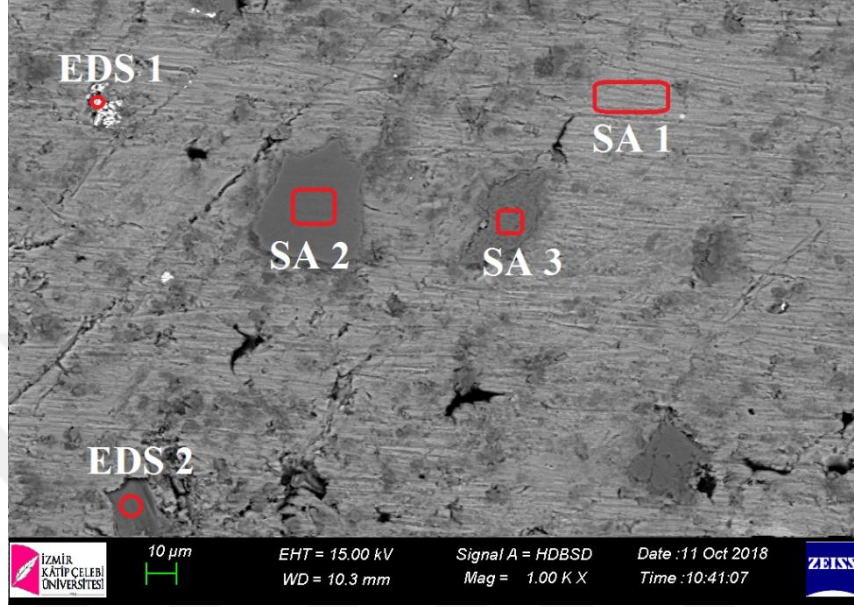
Numune MSC4SO'nun SEM görüntüsü 100X büyütme ile Şekil 4.101'de verilmiştir. 250x200 mikronluk bir bölgenin EDS haritalama sonucu Şekil 4.102 ve Şekil 4.103'de verilmiştir. Element dağılıma bakıldığında Cu-Mg-Si elementlerinin yapı içinde homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Ortalama parçacık boyutu 61 mikron olan magnezyum tozu 600°C sıcaklıkta ve 300 saniye süreyle sinterleme esnasında magnezyum atomlarının 250x200 mikronluk alanın tamamına difüze ettiği görülmektedir. Ağırlıkça % 7 SiC katkısı olan numunede %6 oranında silisyum tespit edilmesine rağmen karbon elementinin dağılımı silisyum elementinin dağılımı ile bir orantılılık sergilememektedir.



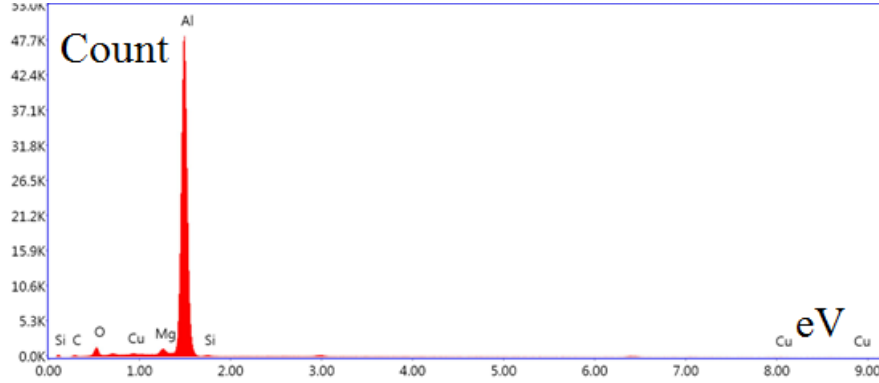
Şekil 4.103. MSC4SO için EDS haritalama sonucu.

Numune MSC4SO için noktasal element analiz sonucu Şekil 4.104'e bakıldığı zaman seçilen SA 1 bölgesinin ana matris elemanı alüminyum olduğu görülmektedir. SA 2 bölgesinde seçilen bölge silisyum karbür parçacığıdır. SA 3 bölgesinde aynı şekilde SiC parçacığıdır ancak çıkan karbon oranı SA 2'ye göre daha fazladır. EDS 1 bölgesi Al-O-Si-Fe-Cu-Mg fazları içermektedir. EDS 2 bölgesindeki parçacık SiO<sub>2</sub>'dir. SiO<sub>2</sub> boyutlarına bakıldığında 10 mikron civarında olduğu görülmektedir. Bu bulgu katılan SiO<sub>2</sub> tozunun boyutları ile uyumludur. Element analiz sonucu görünen demir katkısı deneyde kullanılan metal ve seramik tozlarının saflığının %100 olmamasıyla açıklanabilir. SEM görüntüsünde görülen demir elementinin 10x10 mikron alan içinde 1-2 mikronluk parçacıklar şeklinde görülmesi bu yorumu

güçlendirmektedir. Özellikle oksit dağılımına bakıldığında tüm yapıya magnezyum ile birlikte dağıldığı ve alüminyum ile fazlar oluşturduğu görülmektedir. Oksijen dağılımının sadece Si parçacıklarının olduğu bölgelerde daha az olduğu tespit edilmiştir.

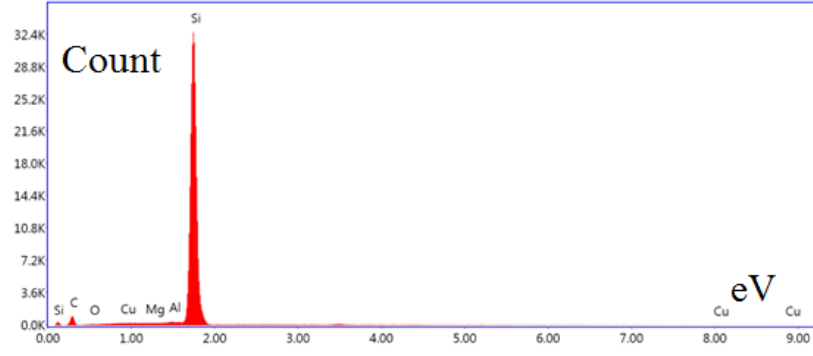


Şekil 4.104. MSC4SO için noktasal element analizi.

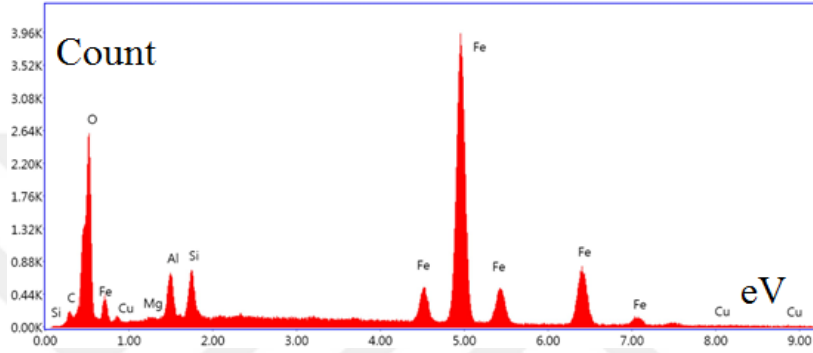


Şekil 4.105. MSC4SO için SA 1’de element dağılımı.

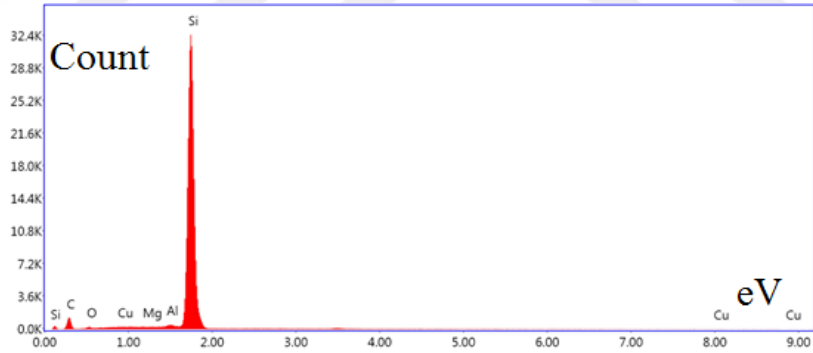
Element analiz sonucu SiC içeren numunelerde Si:C element oranı 1:1 olmasına rağmen silisyum parçacığı olan bölgelerin yakınında karbon olmadığını MSC4SO’nun analiz sonuçları da doğrulamaktadır. Açıklamaya ihtiyaç duyulan bu durum için yapılacak çalışmalarda ağırlıkça %2, %4, %6, %8 ve %10 SiC içeren Al-SiC numunelerin sinterlenip SEM analizlerinin yapılması gerekmektedir.



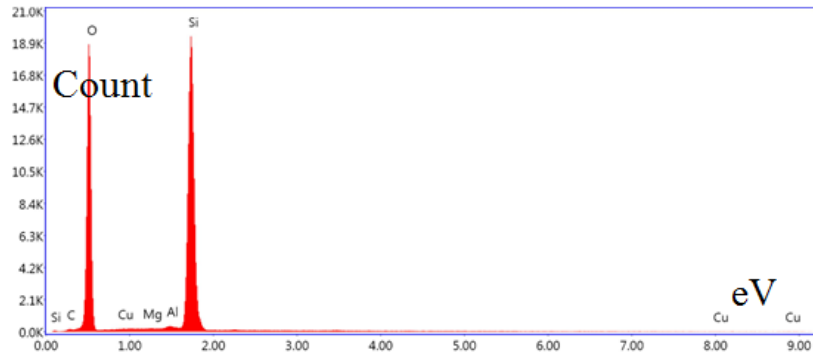
Şekil 4.106. MSC4SO için SA 2’de element dağılımı.



Şekil 4.107. MSC4SO için EDS 1’de element dağılımı.



Şekil 4.108. MSC4SO için SA 3’de element dağılımı.



Şekil 4.109. MSC4SO için EDS 2’de element dağılımı.

Şekil 4.104’de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerin element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.15’de verilmiştir.

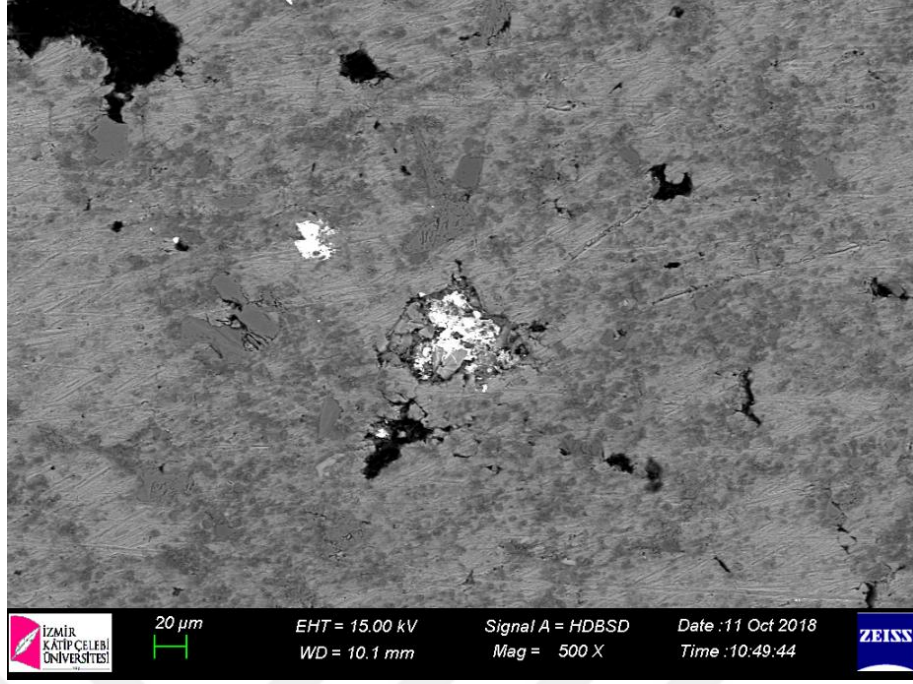
**Tablo 4.15.** MSC4SO için seçilen bölgelerde elementlerin yüzde oranları.

Element	SA 1	SA 2	SA 3	EDS 1	EDS 2
C	0	16,82	20,60	0	0
O	3,61	0	0,22	25,6	52,89
Mg	2,00	0,16	0,19	0	0,03
Al	92,72	0,75	0,89	6,21	0,57
Si	0,80	82,01	77,82	6,05	46,34
Cu	0,87	0,27	0,27	1,59	0,17
Fe	0	0	0	60,61	0

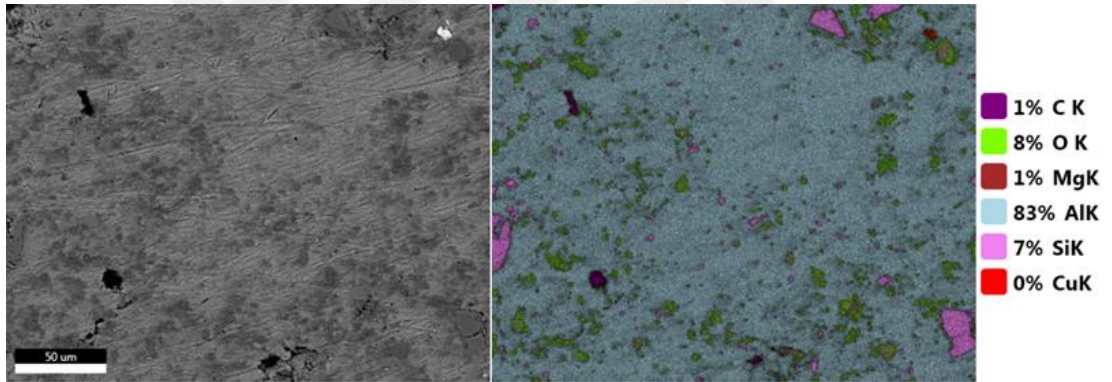
Numune MSC7SO’nun SEM görüntüsü Şekil 4.110’da görülmektedir. EDS haritalama sonucu element dağılım sonuçları Şekil 4.111 ve Şekil 4.112’de verilmiştir. Al-Mg-Si-O elementlerinin EDS görüntüsü alınan alanın tümünde homojen bir şekilde dağılmış olduğu tespit edilmiştir. Ağırlıkça % 7 SiO<sub>2</sub> ve % 7 SiC içeren numune MSC7SO’nun EDS haritalaması sonucu magnezyumun 250x200 mikronluk bir alan içinde tümüyle difüzyona uğradığı görülmektedir. Görülen magnezyum parçacıklarının 1-2 mikron boyutlarında olması ergime sıcaklığı 650°C olan magnezyumun ötektik sıcaklığın üstünde alüminyum içinde çözünmesi ve katı solüsyon içinde atomların difüzyonu ile ancak mümkün gözükmemektedir.

Ağırlıkça %7 SiO<sub>2</sub> ve %7 SiC içeren MSC7SO’nun XRD sonuçları Al-Mg-Si-O fazlarının çokça olduğu Şekil 4.31’de görülmektedir. Özellikle Mg<sub>2</sub>O<sub>4</sub>Si, MgO<sub>3</sub>Si, Al<sub>2</sub>MgO<sub>4</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>5</sub>Si fazları XRD analizi sonucu yapıda yüksek oranda görülmektedir.



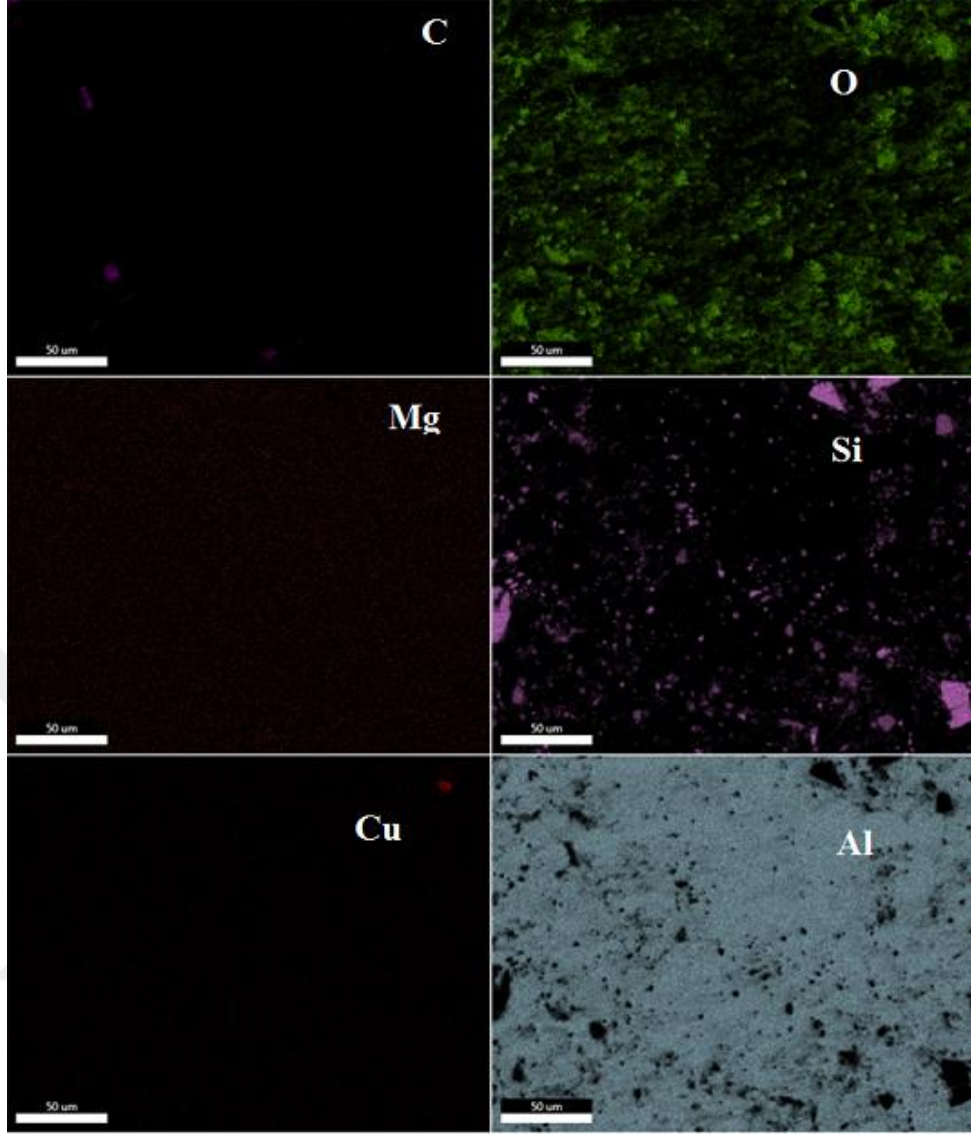


Şekil 4.110. MSC7SO'nun SEM görüntüsü.



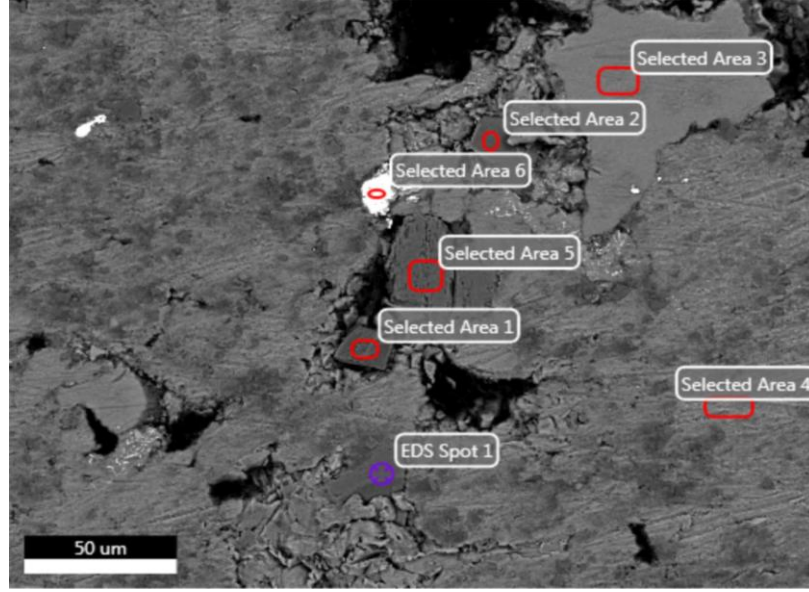
Şekil 4.111. MSC7SO için EDS element analizi.

% 7  $TiO_2$  veya % 7  $SiO_2$  içeren numunede EDS element analizi sonucunda %8 gibi yüksek bir oranda oksijen tespit edilmiştir. Numune içinde artan oksijen oranı ile sinterleme esnasında oksijenin  $TiO_2$  ve  $SiO_2$ 'den ayrışıp difüzyonu sonucu oksitli fazların oluştuğu görülmektedir. Oluşan oksitli fazların tane sınırları etrafında birikmesi malzeme dayanımını azaltıcı etkilere neden olmaktadır.

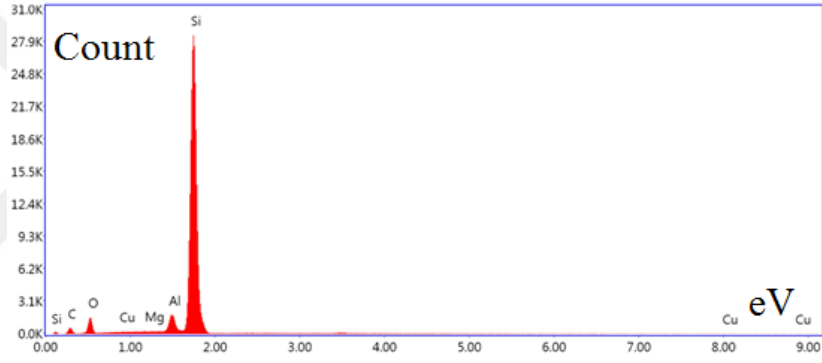


**Şekil 4.112.** MSC7SO'nun EDS haritalama sonucu.

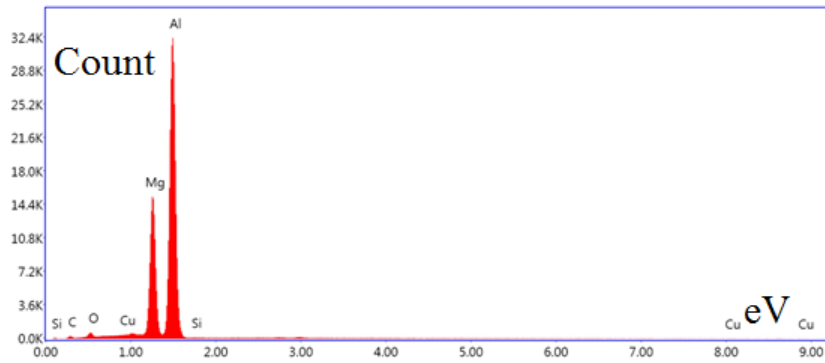
Numune MSC7SO için yapılan noktasal element analizinin sonuçları Şekil 4.113-Şekil 4.117'de verilmiştir. EDS spot 1, SA 2, SA 5 ve SA1 yaklaşık aynı değerlerde Si ve C içeren bölgeler olduğundan sadece SA 1'in element analiz sonuçları verilmiştir. Seçilen SA 1 alanında Tablo 4.16'da verildiği gibi parçacığın içeriğinde Si-Al-C-O elementleri bulunmuştur. Görülen parçacığın boyutlarından yola çıkarak SiC olduğu söylenebilir. SA 3 bölgesinde ise Al-Mg elementleri toplamda % 98 oranında çıkmıştır. Ayrıca SA 3 bölgesinde Cu-O-Si elementleri yaklaşık % 2 oranında bulunmuştur. SA 4 bölgesi oranca % 95 alüminyum ve tane sınırları arasında sıkışmış Mg-Si-O fazları içermektedir. SA 6 alanı ise Cu parçacığı içermektedir.



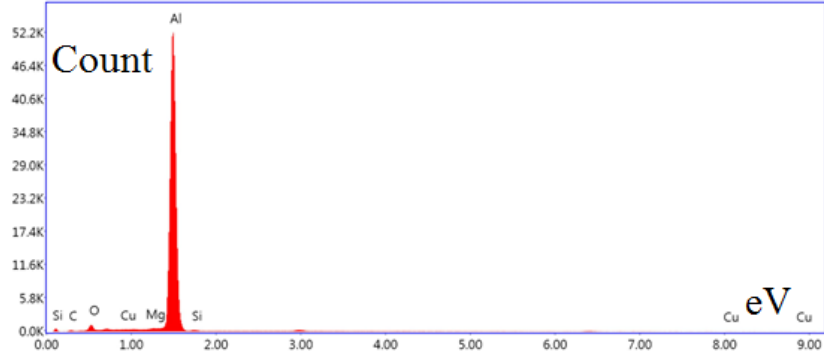
Şekil 4.113. MSC7SO’da noktasal elementel analiz.



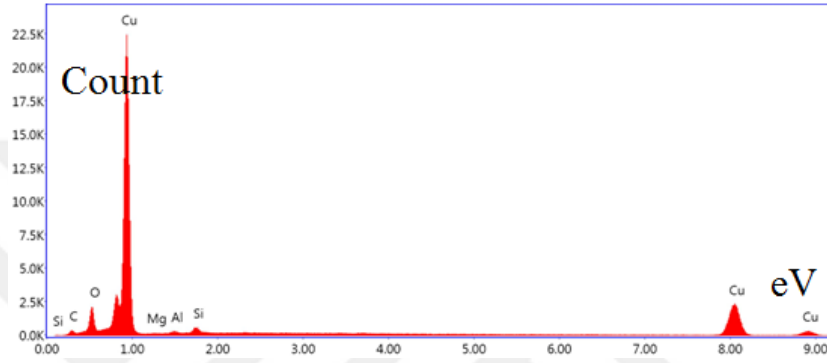
Şekil 4.114. MSC7SO için SA 1’de element dağılımı.



Şekil 4.115. MSC7SO için SA 3’de element dağılımı.



Şekil 4.116. MSC7SO'da SA 4'de element dağılımı.



Şekil 4.117. MSC7SO'da SA 6'da element dağılımı.

Şekil 4.113'de EDS noktasal element analizi için seçilen bölgelerde ki element dağılım sonuçları toplu halde Tablo 4.16'da verilmiştir.

**Tablo 4.16.** MSC7SO için seçilen bölgelerde elementlerin yüzde oranları.

Element	EDS 1	SA 1	SA 2	SA 3	SA 4	SA 5	SA 6
C	16,15	7,33	18,67	0	0	17,01	0,13
O	0,01	7,42	2,28	0,89	2,45	0,85	4,19
Mg	0,14	0,16	0,43	24,07	0,76	0,14	0,57
Al	0,92	4,54	1,57	74,17	95,42	1,02	0,59
Si	82,36	80,09	76,66	0,25	0,80	80,79	1,21
Cu	0,42	0,46	0,40	0,62	0,57	0,19	93,31

## 5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Yapılan çalışmada ultra yüksek frekanslı indüksiyon sistemi ile düşük vakum altında 600°C sıcaklıkta 300 sn süreyle sinterlenerek üretilmiş olan alüminyum matrisli hibrid kompozit numuneler için varılan sonuçlar şu şekildedir;

SEM incelemeleri sonucunda ortalama parçacık boyutları 0-61 mikron olan katkıların sinterlenmiş malzemenin içerisinde homojen bir dağılım gösterdiği tespit edilmiştir. Bu sonuç çok bileşenli tozları karıştırmak için kullanılan yöntem ve sürecin başarılı olduğunu göstermektedir.

B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerin karşılaştırıldığında. Genel olarak silisyum karbür içeren numunelerin bor karbür içeren numunelere göre daha sert, daha yoğun olduğu ve daha az porozite içerdiği görülmektedir. Ayrıca B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerin aşınma deneyi sonrası aşınma davranışları yani hacim, ağırlık kayıpları ve aşınan yolun genişliği karşılaştırıldığında genel olarak silisyum karbür içeren numunelerde hacim kaybı, ağırlık kaybı ve aşınma izi genişliği değerlerinin bor karbür içeren numunelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca SiC içeren numunelerin B<sub>4</sub>C içeren numunelere göre daha yüksek sürtünme katsayısı değerleri elde ettiği yani aşınma dayanımlarının daha iyi sonuç verdiği görülmektedir.

Ağırlıkça yüzde 4 oranındaki TiO<sub>2</sub> katkısının B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerin yoğunluğunu ve sertliğini artırdığı görülmektedir. B<sub>4</sub>C içeren numuneler içinde ağırlıkça %1 TiO<sub>2</sub> katkısı olan numune 55 HBW ile maksimum sertlik değerine ve SiC içeren numuneler içinde ağırlıkça %4 TiO<sub>2</sub> katkısı olan numune 55,1 HBW ile maksimum sertlik değerine ulaşmaktadır.

SiO<sub>2</sub> katkısı genel olarak B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerin sertlik ve yoğunluk değerlerinde düşmeye sebep olmaktadır. SiO<sub>2</sub> katkısının sertlik üzerine olumsuz bir etkisi olduğu söylenebilir. B<sub>4</sub>C ve SiC içeren numunelerde SiO<sub>2</sub> katkısı sonucu oluşan maksimum sertlik ağırlıkça %1 SiO<sub>2</sub> katkısı için B<sub>4</sub>C içeren numunede 52,2 HBW ve SiC içeren numunede 54,3 HBW değerine ulaşılmaktadır. Artan SiO<sub>2</sub> katkısı ile sertlik değeri 45 HBW değerine kadar düşmektedir.

SiC içeren numunelere bakıldığında ise artan TiO<sub>2</sub> oranı ile sürtünme katsayısında çok az bir değişiklik olduğu ve hacim kaybının azaldığı gözlenmektedir. SiC içeren numunelerin artan SiO<sub>2</sub> oranı ile sürtünme katsayısının düştüğü, hacim ve ağırlık kaybının arttığı gözlenmektedir.

Ağırlıkça %5 TiO<sub>2</sub>-%5 SiO<sub>2</sub> içeren tüm numuneler maksimum hacim kaybını ve minimum sertlik değerini vermektedir. Artan TiO<sub>2</sub> ve SiO<sub>2</sub> katkısıyla, XRD analizi sonuçlarından ve SEM görüntülerinden anlaşıldığı üzere numune içinde 600°C sıcaklıkta TiO<sub>2</sub> ve SiO<sub>2</sub>'den ayrılan oksijen atomlarının alüminyum tane sınırları arasında Al-Mg-Si-O içeren fazların oluşmasına sebep olarak, taneler arasındaki bağları zayıflatmaktadır. Bu etki sertliğin düşmesine sebep olmaktadır. Hibrid numunede özellikle oluşan oksitli fazların tane sınırları etrafında birikmesi malzeme dayanımını azaltıcı etkilere sahiptir.

Ayrıca ağırlıkça %3 ve %7 TiO<sub>2</sub> içeren numunelerde 600°C sıcaklıkta 5 dakika süreyle sinterleme sonrası yapılan XRD analizi sonuçlarında artan TiO<sub>2</sub> katkısıyla yapıda AlTi, Al<sub>3</sub>Ti, Si<sub>3</sub>Ti<sub>5</sub>, Si<sub>4</sub>Ti<sub>5</sub>, Cu<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>, Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> fazlarına rastlamıştır. Griesler yaptığı çalışmalarda difüzyona bağlı olarak Al-Ti sisteminde 532-560°C sıcaklık aralığında Al<sub>3</sub>Ti ve Al<sub>5</sub>Ti<sub>2</sub> fazlarının oluşmaya başladığını bildirmiştir. Aynı şekilde Al-Cu sistemlerinde Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub> fazlarının 265-407°C sıcaklık aralığında oluştuğunu bildirmiştir. Ancak Ti-Si sistemleri için Si<sub>3</sub>Ti<sub>5</sub> ve Si<sub>4</sub>Ti<sub>5</sub> fazlarının oluşumu için 600°C sıcaklığın yeterli olmadığını bildirmiştir. Sinterleme yöntemi ve manyetik etkileri göz önüne alındığında indüksiyon ile sinterlemede Ti-Si sistemleri için daha detaylı faz çalışmalarının yapılması gerektiği görülmektedir.

Hibrid karışımda artan TiO<sub>2</sub> ve/veya SiO<sub>2</sub> oranıyla SEM EDS element analizi sonuçlarında oksijen oranı da artmaktadır. Özellikle yüksek oranda TiO<sub>2</sub> ve SiO<sub>2</sub> içeren numunelerin XRD analizi sonucu Mg<sub>2</sub>O<sub>4</sub>Si, MgO<sub>3</sub>Si, Al<sub>2</sub>MgO<sub>4</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>5</sub>Si fazların yapıda yüksek oranda çıktığı görülmektedir. Bunun nedeni olarak oksijenin 600°C sinterleme sıcaklığında Ti-O, Si-O ayrılarak Al-TiO<sub>2</sub> ve Al-SiO<sub>2</sub> ara yüzeyinde difüzyon sonucu bu fazları oluşturması gösterilebilir. Ayrıca Ti-Al sınırında alüminyum ve titanyumun difüze olarak difüzyon derinliğine bağlı olarak AlTi, Al<sub>3</sub>Ti fazlarını oluşturduğu düşünülmektedir.

XRD analizleri sonucu sadece numune MBC7T'nin yapısında az miktarda  $Al_2O_3$  bulunmuştur. Geri kalan 9 numunede  $Al_2O_3$  oluşumu görülmemektedir. Bu tespit numunelere ağırlıkça % 0,8 oranında Mg ilavesi ile alüminyum içinde MgO oluşumu ile  $Al_2O_3$  oluşumunu engellediği yorumunu güçlendirmektedir.

Özellikle EDS element haritalama sonuçlarında hızlı ısıtma ve kısa sinterleme döngüsüne rağmen magnezyum parçacıklarının alüminyum matrisinde tamamıyla çözünerek difüzyona uğradığı, ayrıca sinterleme sürecinde oksitlendiği belirlenmiştir. D(50) değeri 61 mikron olan toz boyutlarına sahip magnezyum EDS element haritalama sonucu 1-2 mikron parçacık boyutlarında oksijen dağılımının olduğu bölgelerde bulunduğu görülmektedir. Al-Mg ötektik sıcaklığının üstünde magnezyum atomlarının yapı içinde katı solüsyon içinde difüze ettiği görülmektedir.

Bu hibrid kompozisyon ile çalışacak araştırmacılara önerim kompozisyondaki karışım oranlarını sinterleme yöntemi ve sıcaklığına göre ayarlamalarıdır. İndüksiyon ile çalışmak isteyenler eğer 500-700°C aralığında sinterleme yapacaklarsa hibrid kompozitin karışımında ağırlıkça takviye oranını maksimum %15 tutmalarını tavsiye ederim. Bu karışımda (ağ. %0,5-1) Gr-(ağ. %3-5) SiC/B<sub>4</sub>C-(ağ. %1) Mg -(ağ. %1-4) Cu -(ağ. %0,5-3) TiO<sub>2</sub> takviye oranları ve 0-10 mikron parçacık boyutları ile çalışmalarını tavsiye ederim. İndüksiyon ile ve 800-1000°C arası sıcaklıklarda çalışacak araştırmacılara ise grafit pota içinde sinterleme yapmalarını ve (ağ. %0,5-2) Gr-(ağ. %5-7) SiC/B<sub>4</sub>C-(ağ. %1) Mg -(ağ. %4) Cu -(ağ. %1-5) TiO<sub>2</sub> takviye oranları ile ve 0-50 mikron parçacık boyutları ile çalışmalarını tavsiye ederim. Sinterleme sıcaklığı 800-1000°C arası seçildiğinde sinterleme süresi olarak 3 dakika seçilebilir. Yüksek sıcaklıklarda düşük vakum yerine mümkünse yüksek vakum altında çalışmanızı tavsiye ederim.

## KAYNAKLAR

1. Vukucevic, M., Delijic, K. Some new directions in aluminum-based PM materials for automotive applications. *Materiali in Tehnologije*. 2002, 36(3-4), 101-105.
2. Falticeanu, C.L., Chang, I.T.H., Kim, J. S., Cook, R. Sintering behaviour of Al-Cu-Mg-Si blends. *Trans Tech Publications*. 2006, 1, 597-600.
3. Gökçe, A., Fındık, F. Mechanical and physical properties of sintered aluminium powders. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2008, 30-2, 157-164.
4. Lumley, R. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Production, Processing and Applications*. Woodhead Publishing In Materials, Cambridge, UK, 2011, 828 s.
5. Pieczonka, T., Kazior, J. Sintering atmosphere effects on the densification of Al-SiC compacts. *International Journal of Materials and Metallurgical Engineering*. 2014, 8, 4, 285-288.
6. Pieczonka, T., Schubert, T., Baunack, S., Kieback, B. Sintering behaviour of aluminium in different atmospheres. *Materials Science and Engineering A*. 2008, 478, 251-256.
7. Umasankar, V., Xavier, M. A., Karthikeyan, S. Experimental evaluation of the influence of processing parameters on the mechanical properties of SiC particle reinforced AA6061 aluminium alloy matrix composite by powder processing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, 582, 380-386.
8. Pydi, H. P. R., Adhithan, B., Bakrudeen, A. S. B. Microstructure exploration of the Aluminum-Tungsten Carbide composite with different manufacturing circumstances. *International Journal of Soft Computing&Engineering*. 2013, 2, 6, 257-263.
9. Shishkovsky, I., Yadroitsev, I., Bertrand, Ph., Smurov, I. Alumina-zirconium ceramics synthesis by selective laser sintering/melting. *Applied Surface Science*. 2007, 254, 966-970.
10. Hassani, A., Bagherpour, E., Qods, F. Influence of pores on workability of porous Al/SiC composites fabricated through powder metallurgy mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, 591, 132-142.
11. Tian, W., Li, S., Chen, X., Liu, J., Yu, M. Intergranular corrosion of spark plasma sintering assembled bimodal grain sized AA7075 aluminum alloys. *Corrosion Science*. 2016, 107, 211-224.



12. Rajmohan, T., Palanikumar, K., Ranganatham, S. Evaluation of mechanical and wear properties of hybrid aluminium matrix composites, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2013, 23, 2509–2517.
13. Alidokht S., Abdollah-zadeh, A., Soleymani, S., Assadi, H. Microstructure and tribological performance of an aluminium alloy based hybrid composite produced by friction stir processing, *Materials and Design*. 2011, 32, 2727-2733.
14. Alaneme K.K., Olubambi P.A. Corrosion and wear behaviour of rice husk ash-alumina reinforced Al-Mg-Si alloy matrix hybrid composites, *Journal of Materials Research and Technology*. 2013, 2(2), 188-94.
15. Ravindran, P., Manisekar, K., Narayanasamy, R., Narayanasamy, P. Tribological behaviour of powder metallurgy-processed aluminium hybrid composites with the addition of graphite solid lubricant. *Ceramics International*. 2013, 39(2), 1169-1182.
16. Mondal, D. P., Das, S. High stress abrasive wear behaviour of aluminium hard particle composites: effect of experimental parameters, particle size and volume fraction. *Tribology International*. 2006, 39, 470-478.
17. Singh, J., Chauhan, A. Overview of wear performance of aluminium matrix composites reinforced with ceramic materials under the influence of controllable variables. *Ceramics International*. 2016, 42, 56-81.
18. Kumar, R., Dhiman, S. A study of sliding wear behaviours of Al-7075 and Al-7075 hybrid composites by response surface methodology analysis. *Materials and Design*. 2013, 50, 351-359.
19. Li, S., Su, Y., Ouyang, Q., Zhang, D. In-situ carbon nanotube-covered silicon carbide particle reinforced aluminum matrix composites fabricated by powder metallurgy. *Materials Letters*. 2016, 167, 118-121.
20. Sharma, R., Sharma, P., Singh, G. Dry sliding behaviour of aluminium alloy reinforced with hybrid ceramic particles. *International Journal of Multidisciplinary Research and Development*. 2015, 2, 10, 485-491.
21. Khodabakhshi, F., Simchi, A., Kokabi, A.H., Nosko, M., Simančik, F., Švec, P. Microstructure and texture development during friction stir processing of Al-Mg alloy sheets with TiO<sub>2</sub> nanoparticles, *Materials Science & Engineering A*. 2014, 605, 108-118.
22. Pinto, D., Bernardo, L., Amaro, A., Lopes, S. Mechanical properties of epoxy nanocomposites using titanium dioxide as reinforcement.-A review *Construction and Building Materials*. 2015, 95, 506-524.

23. Aniolek, K., Kupka, M., Barylski, A. Sliding wear resistance of oxide layers formed on a titanium surface during thermal oxidation. *Wear*. 2016, 356-357, 23-29.
24. Khodabakhshi, F., Simchi, A., Kokabi, A.K., Gerlich, A.P., Nosko, M. Effects of post-annealing on the microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al-Mg-TiO<sub>2</sub> nanocomposites. *Materials and Design*. 2014, 63, 30-41.
25. Shin, J.H., Choi, H.J., Bae, D.H. Evolution of the interfacial layer and its effect on mechanical properties in TiO<sub>2</sub> nanoparticle reinforced aluminium matrix composites. *Materials Science and Engineering A*. 2013, 578, 80-89.
26. Sorkhe, Y.A., Aghajani, H., Tabrizi, A.T. Mechanical alloying and sintering of nanostructured TiO<sub>2</sub> reinforced copper composite and its characterization. *Materials and Design*. 2014, 58, 168-174.
27. Ganesh, R., Subbiah, R., Chandrasekaran, K. Dry sliding wear behavior of powder metallurgy aluminium matrix composite. *Materials Today: Proceedings*. 2015, 2, 4-5, 1441-1449.
28. Baradeswaran, A., Elaya P. A. Influence of B<sub>4</sub>C on the tribological and mechanical properties of Al 7075-B<sub>4</sub>C. *Composites Part B*. 2013, 54, 146-152.
29. Karoly, Z., Balazsi, C., Balazsi, K., Petrik, A., Labar, J., Dhar, A. Hybrid aluminum matrix composites prepared by spark plasma sintering (SPS). *Eur. Chem. Bull*. 2013, 3(3), 247-250.
30. Uthayakamur, M., Aravindan, S., Rajkumar, K. Wear performance of Al-SiC-B<sub>4</sub>C hybrid composites under dry sliding conditions. *Materials and Design*. 2013, 47, 456-464.
31. Suresha, S., Sridhara, B. K. Wear characteristics of hybrid aluminium matrix composites with graphite and silicon carbide particulates. *Composites Science and Technology*. 2010, 70, 1652-1659.
32. Senthilkumar, T. S., Venkatesh, S. A., Kumar, R., Kumar, S. S. Evaluation of mechanical properties of Al-6082 based hybrid metal matrix composite. *Journal of chemical and pharmaceutical research*. 2016, 8, 1, 58-64.
33. Prasad, S. V., Asthana, R. Aluminum metal-matrix composites for automotive applications: tribological considerations. *Tribology Letters*. 2004, 17(3), 445-453.
34. Liu, Q., Zhu, R., Li, J.-F., Chen, Y., Zhang, X.-H., Zhang, L., Zheng, Z.-Q. Microstructural evolution of Mg, Ag and Zn micro-alloyed Al-Cu-Li alloy during homogenization. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2016, 26, 607-619.

35. Shou, W., Yi, D., Yi, R., Liua, H., Bao, Z., Wang, B. Influence of electric field on microstructure and mechanical properties of an Al-Cu-Li alloy during ageing. *Materials and Design*. 2016, 98, 79-87.
36. German, R. M. Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri, Çeviri Ed.: Süleyman Sarıtaş, Mehmet Türker, Nuri Durlu, Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları, 2007, 574 s.
37. Nanokar Nano Teknolojik Çözümler. <https://ru-ru.facebook.com/magaza.nanokar/posts/2105728789647294>. [Alıntı Tarihi: 02 09 2018.]
38. Davis, J. R. Aluminum and Aluminum Alloys. ASM International. Ohio, USA 1993, 784 s.
39. Çetin, A. Dökümcünün El Kitabı Serisi-04: Alüminyum Döküm Alaşımları. Dökümhane Eğitim Projesi Özel Sayı Serisi. Ankara, 2017.
40. Bharvaga, A. K. Engineering Materials: Polymers, Ceramics and Composites. PHI Learning Private Limited, New Delhi, 2012, 420 s.
41. Kang, S.-J. L. Sintering Densification, Grain Growth and Microstructure. Elsevier Butterworth-Heinemann, Richmond, USA, 2005, 261 s.
42. Fang, Z. Z. Sintering of Advanced Materials Fundamentals and Processes. Woodhead Publishing, Cambridge, UK, 2010, 483 s.
43. Schubert, Th., Pieczonka, T., Baunnack, S. The Influence of the Atmosphere and Impurities on the Sintering Behaviour of Aluminium. Euro PM2005, 2-5 Ekim, 2005 Prag.
44. Weißgärber, T., Schubert, T., Quadbeck, P., Kieback, B. Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis. Ed.: Hans Kolaska, Heimdall-Verlag, Hagen, Deutschland 2012, 28, 249-274 s.
45. Madhusudhan, J., Parameshwaramurthy, D. Characterization of Hybrid Composite Al 7075 with TiO<sub>2</sub>+SiC. *Indian Streams Research Journal*. 2015, 5, 5, 2230-7850.
46. Rajeev, V. R., Dwived, D.K., Jain, S. Effect of experimental parameters on reciprocating wear behaviour of Al-Si-SiCp composites under dry condition. *Tribology Online*. 2009, 4, 115-126.
47. Çelik, Y. H., Kılıçkap, E., Yenigün, B. TM yöntemi ile üretilmiş Al matrisli kompozitlerde presleme basıncının ve B<sub>4</sub>C oranının sertlik ve aşınma davranışı üzerine etkisi. *Fırat Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*. 2018, 30, 1.

48. Shrowordi, K. M., Haseeb, A. S. M. A., Celis, J. P. Tribo-surface characteristics of Al-B<sub>4</sub>C and Al-SiC composites worn under different contact pressures. *Wear*. 2006, 261, 634-641.
49. Qin, J., Chen, G., Wang, B., Hu, N., Han, F., Du, Z. Formation of in-situ Al<sub>3</sub>Ti particles from globular Ti powders and Al alloy melt under ultrasonic vibration. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, 653, 32-38.
50. Grieseler, Rolf. Untersuchung der Eigenschaften sowie der Anwendung von reaktiven Mehrschichtsystemen in der Aufbau- und Verbindungstechnik. Ilmenau Techn. Univ., Institut für Werkstofftechnik. Ilmenau, 2015, 140 s. (Doktora Tezi).
51. Chen, S.-L., Zuo, Y., Liang, H., Chang, Y.A. Thermodynamic description for the ternary Al-Mg-Cu system. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1997, 28, 435-446.
52. Huang, C.-C., Cheng, S-W. Phase equilibria of Al-rich Al-Cu-Mg alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1995, 26, 1007-1011.
53. Liang, S-M., Fetzer, R. S., Thermodynamic assessment of the Al-Cu-Zn system, part II: Al-Cu binary system. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2015, 51, 252-260.
54. Lumley, R. N., Sercombe, T. B., Schaffer, G. B. Surface oxide and the role of magnesium during the sintering of aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999, 30, 457-463.
55. Cui, S., Jung, I.-H. Thermodynamic modeling of the quaternary Al-Cu-Mg-Si System. *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2017, 57, 1-27.
56. Padmavathi, A., Upadyhaya, A., Agrawal, D. Effect os atmosphere and heating mode on sintering of 6711 and 7775 alloys. *Materials Research Innovations*. 2011, 15, 290-296.
57. Kimura, A., Shibata, M., Kondoh, K., Takada, Y., Katayama, M., Kanie, T., Takada, H. Reduction mechanism of surface oxide in aluminium alloy powders containing magnesium by X-ray photoelectron spectroscopy using synchrotron radiation. *Applied Physics Letters*. 1997, 70, 3615-3617.
58. Tang, P., Li, W., Zhao, Y., Wang, K., Li, W., Zhan, F. Influence of strontium and lanthanum simultaneous addition on microstructure and mechanical properties of the secondary Al-Si-Cu-Fe alloy. *Journal of Rare Earths*. 2017, 35, 485-493.

59. Outmani, I., Fouilland-Paille, L., Isselin, J., Mansori, E. M. Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings., *Journal of Materials Processing Tech.* 2017 , 249, 559-569.
60. Zhang, M., Bi, J. J., Ding, K., Xi, X., Wu, S. Q., Liao, H. C. Eutectic solidification in near-eutectic Al-Si casting alloys. *Journal of Materials Science & Technology.* 2010, 26, 1089-1097.
61. Ashby, M. F., Shercliff, H., Cebon, D. *Materials: Engineering, Science, Processing and Design.* Butterworth-Heinemann. Oxford, 2013, 784 s.



## ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Levent Ulvi GEZİCİ  
Doğum Yeri ve Yılı : Hohenlimburg, 1974  
Medeni Hali : Bekar  
Yabancı Dili : İngilizce, Almanca.  
E-posta : leventulvigezici@ogr.cbu.edu.tr

### Eğitim Durumu

Lise : Yenilevent Lisesi, 1992  
Lisans : İstanbul Teknik Üniversitesi, Fizik Mühendisliği Bölümü, 2000  
Yüksek Lisans : Heinrich-Heine Üniversitesi, Lazer Plazma Fiziği ABD, 2009

### Mesleki Deneyim

L.B. Bilgisayar Sis. Ltd.	1999-2001
Heinrich-Heine Üniversitesi	2007-2008
Makem Boya Tasarım Ltd.	2011-2012
Manisa Teknokent	2017-2018

### Yayımları

1. Willi, O., Behmke, M., Gezici, L. U., ve ark. Particle and x-ray generation by irradiation of gaseous and solid targets with a 100 TW laser pulse. Plasma Physics and Controlled Fusion. 51(12):124049. 2009. DOI:10.1088/0741-3335/51/12/124049
2. Gezici, L.U., Gül, B., Çavdar, U. The mechanical and tribological characteristic of aluminium-titanium dioxide composites. Revista de Metalurgia. 2018, 54(2) e119. DOI: 10.3989/revmetalm.119
3. Çavdar, U., P. S., Gezici, L. U., Gül, B. The Mechanical and Tribological Characteristic of Ultra-High Frequency Induction or Convantional Sintered Aluminum Zirkonium Dioxide Composites.ID 27, PPM 2017.