

**T.C.
MANİSA CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**



**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE VE İMALAT MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
KONSTRÜKSİYON VE İMALAT PROGRAMI**

**TERMOGRAVİMETRİK ANALİZE GÖRE ALÜMİNYUM
ESASLI HİBRİT KOMPOZİTLERİN SİNERLEME İŞLEMİ
SÜRESİNDE KÜTLE DEĞİŞİM NEDENLERİNİN
İSPATLANMASI**

Berk YAYLALI

Danışman

Dr. Öğr. Üyesi Selda KAYRAL

MANİSA-2025

**BERK
YAYLALI**

**TERMOCRANVIMETRİK ANALİZE GÖRE ALÜMİNYUM ESASLI HİBRİT
KOMPOZİTLERİN SİNTERLEME İŞLEMİ SÜRESİNDE KÜTLE
DEĞİŞİM NEDENLERİNİN İSPATLANMASI**

2025

TAAHHÜTNAME

Bu tezin Manisa Celal Bayar Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Makine ve İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalında akademik ve etik kurallara uygun olarak yazıldığını ve kullanılan tüm literatür bilgilerinin referans gösterilerek tezde yer aldığını, tamamen kendi çalışmam olduğunu, her alıntıya kaynak gösterdiğimi, tezin yazımında akademik ve etik kurallara aykırı herhangi bir yapay zeka ve program kullanmadığımı beyan ederim.

BERK YAYLALI



ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

Berk YAYLALI

Manisa Celal Bayar Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Makine ve İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Selda AKGÜN KAYRAL

Toz metalurjisi, 19. yy'den beri gelişen toz üretimi, karıştırma, sıkıştırma, sinterleme aşamalarını içeren bir metal imalat yöntemidir ve sürekli olarak gelişme kaydetmektedir. Çeşitli üretim teknikleri ile elde edilen tozlar homojen bir şekilde karıştırılır ve metal kalıp içinde sıkıştırılarak, yüksek sıcaklıkta ve kontrollü atmosferde parçaların mukavemet kazanmasını sağlamak amacıyla sinterlenmektedir. Sinterleme işleminin doğru yapılması malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerine etkisi açısından büyük öneme sahiptir. Bu sebeple sinterleme parametrelerin doğru seçimi önem arz etmektedir.

Sinterleme işlemi ile ilgili literatürde yaygın olarak kullanılan malzeme ergime sıcaklığının 0,7-0,8 katı yaklaşımı genellikle doğru olmakla birlikte farklı kompozit malzemelerin üretimi durumunda bu sıcaklıkların değişimi söz konusudur. Bu bağlamda, sinterleme sıcaklığının belirlenmesinde termogravimetrik analizlerin kompozit malzeme üretiminde daha doğru ve hassas yaklaşım sunmaktadır. Termogravimetrik analiz (TGA) ve diferansiyel termal analiz (DTA), kütle kaybı-kazanımların ve ergime sıcaklıklarının belirlenmesi için kullanılmaktadır. TGA, bozunma nedeniyle meydana gelen kütle kaybını, DTA ise sıcaklık değişimlerini göstermektedir. Bu analizler, malzemenin termal kararlılığını değerlendirme açısından çok önemlidir. Araştırmanın ana hedefi, literatürde bulunmayan alüminyum matrisli hibrit kompozit malzemelerin üretilmesi sırasında TGA/DTA analizi desteğiyle sinterleme esnasındaki sıcaklık değişiminden meydana gelen kütle değişimlerinin detaylı bir şekilde incelenerek kütle kayıp ve kazanımlarının kaynağını tespit etmektir.

Bu çalışmada, %99,9 saflıkta alüminyum tozu matris olarak, Cu, Mg, Zn, grafen, SiC, B₄C ve WC gibi takviye elemanlarıyla 8 farklı toz karışımı hazırlanmıştır. Karışımlar homojenleştirilip TGA/DTA analizi ile kütle değişimleri incelenmiştir. TGA/DTA analizinden elde edilen kütle artışı ve kütle azalışı sıcaklıkları belirlenmiş ve 110 bar basınçta preslenen numunelere bu sıcaklıklara göre sinterleme işlemi uygulanmıştır.

Üretilen hibrit kompozit malzemelerin mekanik özellikleri yoğunluk ve sertlik testleriyle değerlendirilmiştir. Mikroyapısal karakterizasyon ve olası faz dönüşümleri ise Optik Mikroskop, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS), X-Işını Enerji Dağılım Spektroskopisi (EDX) ve X-Işını Difraksiyonu (XRD) analizleri ile incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum, Hibrit kompozit, Sinterleme, Termogravimetrik analiz, Toz metalürjisi

2025, 134 sayfa

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

Berk YAYLALI

Manisa Celal Bayar University

Graduate School of Education

Department of Mechanical and Manufacturing Engineering

Supervisor: Asst. Prof. Dr. Selda AKGUN KAYRAL

Powder metallurgy is a metal manufacturing method that has been evolving since the 19th century, encompassing the stages of powder production, mixing, compaction, and sintering, and it continues to advance steadily. Powders produced by various techniques are homogenously mixed and compressed within a metal mold. They are then sintered at high temperatures in a controlled atmosphere to enhance the strength of the parts. The correct execution of the sintering process is crucial for the material's mechanical and physical properties. Therefore, the proper selection of sintering parameters is of great importance.

Although the approach of using 0.7-0.8 times the melting temperature of the material is generally accurate and widely used in the literature for the sintering process, this temperature can vary when producing different composite materials. In this context, thermogravimetric analyses offer a more precise and accurate approach for determining sintering temperatures in composite material production. Thermogravimetric Analysis (TGA) and Differential Thermal Analysis (DTA) are used to determine mass losses/gains and melting temperatures. TGA measures mass loss due to degradation, while DTA shows temperature changes. These analyses are crucial for evaluating the thermal stability of materials. The primary objective of this research is to investigate the detailed mass changes that occur during the sintering process of aluminum matrix hybrid composite materials, which are not well-

documented in the literature, using TGA/DTA analysis. The goal is to identify the sources of mass loss and gain resulting from temperature changes during sintering.

In this study, eight different powder mixtures were prepared using 99.9% pure aluminum powder as the matrix, reinforced with Cu, Mg, Zn, graphene, SiC, B₄C, and WC. The mixtures were homogenized, and their mass change behavior was examined through Thermogravimetric Analysis/Differential Thermal Analysis (TGA/DTA). Based on the temperatures corresponding to mass gain and loss observed in the TGA/DTA results, the samples pressed under 110 bar were subjected to sintering at the determined temperatures.

The mechanical properties of the produced hybrid composite materials were evaluated through density and hardness tests. Microstructural characterization and possible phase transformations were investigated using Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDX), and X-ray Diffraction (XRD) analyses.

Keywords: Aluminum, Hybrid composite, Powder metallurgy, Sintering, Thermogravimetric analysis

2025, 134 pages

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

“Termogravimetrik Analiz ile Alüminyum Esaslı Kompozitlerin Sinterleme İşlemi Sırasında Kütle Değişim Nedenlerinin Araştırılması” isimli tez Manisa Celal Bayar Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Makine ve İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Programı’nda hazırlanmıştır.

Lisansüstü öğrenimim boyunca bilgi ve deneyimleriyle bana rehberlik eden, maddi ve manevi desteğiyle yanımda olan, tecrübeleriyle yolumu aydınlatan ve desteğini esirgemeyen değerli danışman hocam Dr. Öğr. Üyesi Selda KAYRAL’a ve çalışmalarımın her adımında yardımını esirgemeyen Öğr. Gör. Dr. Gürkan SOY’a teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak, aldığım her kararda yanımda olup beni her anlamda destekleyen kıymetli annem Atiye YAYLALI’ya ve çalışmalarım sırasında beni teşvik edip moral veren değerli arkadaşım Makine Yüksek Mühendisi Gülşah BOZKURT’a minnetlerimi ve teşekkürlerimi sunarım.

Berk YAYLALI

Manisa, 2025

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Al-MMK	Alüminyum Metal Matrisli Kompozit
HB	Brinell Sertlik Birimi
DTA	Diferansiyel Termal Analiz
EDX	Enerji Dağılım X ışını Spektrometresi
FCC	Face Centered Cubic (Yüzey Merkezli Kübik)
TEM	Geçirimli Elektron Mikroskobu
CNT	Karbon Nanotüp
MMK	Metal Matrisli Kompozit
µm	Mikrometre
mm	Milimetre
PMK	Polimer Matrisli Kompozit
°C	Santigrat Derece
SMK	Seramik Matrisli Kompozit
T	Sıcaklık
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
TGA	Termogravimetrik Analiz
TM	Toz Metalurjisi
ρ	Yoğunluk
YMK	Yüzey Merkezli Kübik
XRD	X-Işını Difraktometresi

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 2.1. Kompozit bileşenleri	4
Şekil 2.2. Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişimi	5
Şekil 2.3. Kompozit malzemelerin matris malzemesine göre sınıflandırılması	7
Şekil 2.4. Kompozit malzemelerin matris malzemesine göre sınıflandırılması	9
Şekil 2.5. Metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri	14
Şekil 3.1. Toz partiküllerinin şekilleri	19
Şekil 3.2. Elektrolizle toz üretimi	20
Şekil 3.3. Su atomizasyonu ile metal tozu üretimi	21
Şekil 6.1. Çalışma akış şeması	26
Şekil 6.2. Dijital terazi	34
Şekil 6.3. Üç eksenli karıştırma ve öğütme sistemi	35
Şekil 6.4. Üç eksenli karıştırma ve öğütme sistemi (a), dönme çalkalama eksenleri (b, c)	35
Şekil 6.5. Hidrolik Pres	37
Şekil 6.6. Numune	37
Şekil 6.7. Protherm kamara fırın	38
Şekil 6.8. Fırın programları	40
Şekil 6.9. Zımparalama ve parlatma cihazı	40
Şekil 6.10. Optik mikroskop	41
Şekil 6.11. Arşimet deney düzeneği	41
Şekil 6.12. SEM/EDX cihazı	42
Şekil 6.13. Sertlik ölçüm cihazı	43
Şekil 6.14. XRD cihazı	43
Şekil 7.1. 1.0.0. tozuna ait TGA/DTA grafiği	44
Şekil 7.2. 2.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği	46
Şekil 7.3. 3.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği	47
Şekil 7.4. 4.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği	48
Şekil 7.5. 5.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği	49
Şekil 7.6. 6.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği	50
Şekil 7.7. 7.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği	51

Şekil 7.8. 8.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği	53
Şekil 7.9. 1.0.0 kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	54
Şekil 7.10. 2.0.0 kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	55
Şekil 7.11. 3.0.0 kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	56
Şekil 7.12. 4.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	57
Şekil 7.13. 5.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	58
Şekil 7.14. 6.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	59
Şekil 7.15. 7.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	60
Şekil 7.16. 8.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği	61
Şekil 7.17. Sinterleme işlemi sonrası sertlik değerleri	65
Şekil 7.18. 2.0.1, 2.0.2 ve 2.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları	68
Şekil 7.19. 3.0.1, 3.0.2 ve 3.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları	69
Şekil 7.20. 4.0.1, 4.0.2 ve 4.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları	70
Şekil 7.21. 5.0.1, 5.0.2 ve 5.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları	72
Şekil 7.22. 6.0.1, 6.0.2 ve 6.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları	73
Şekil 7.23. 7.0.1, 7.0.2 ve 7.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları	74
Şekil 7.24. 8.0.1, 8.0.2 ve 8.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları	76
Şekil 7.25. 1.0.1., 1.0.2. ve 1.0.3. numuneleri için SEM/EDX görüntüleri	78
Şekil 7.26. 2.0.1. numunesin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması	79
Şekil 7.27. 2.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	80
Şekil 7.28. 2.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	81
Şekil 7.29. 3.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	83
Şekil 7.30. 3.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	85
Şekil 7.31. 3.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	87
Şekil 7.32. 4.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	89
Şekil 7.33. 4.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	91
Şekil 7.34. 4.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	93
Şekil 7.35. 5.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	95
Şekil 7.36. 5.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması	97
Şekil 7.37. 5.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	99
Şekil 7.38. 6.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	102
Şekil 7.39. 6.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması	104
Şekil 7.40. 6.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	106
Şekil 7.41. 7.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması	108

Şekil 7.42. 7.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	109
Şekil 7.43. 7.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	111
Şekil 7.44. 8.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması	112
Şekil 7.45. 8.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	114
Şekil 7.46. 8.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri	116



TABLÖLAR DİZİNİ

	Sayfa
Tablo 2.1. Metal matrisli kompozit malzemeler ve uygulama alanları	11
Tablo 2.2. Bazı takviye malzemesinin özellikleri	16
Tablo 6.1. Kompozit toz karışımları	27
Tablo 6.2. Kompozit tozların yoğunlukları, hacim ve ağırlık oranları	28
Tablo 6.3. Toz karışımları matris ve takviye elamanlarının yüzdesel oranları	33
Tablo 6.4. Sinterleme parametreleri	34
Tablo 7.1. Karakterizasyon deneyleri için belirlenen sinterleme sıcaklıkları	62
Tablo 7.2. Sinterlenen numunelerin deneysel ve relatif yoğunlukları	72

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	iii
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	v
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
TABLolar DİZİNİ	x
İÇİNDEKİLER	xi
1. GİRİŞ	1
2. KOMPOZİT MALZEMELER	4
2.1. Kompozit Malzemelerin Özellikleri ve Tanımı	4
2.1.1. Kompozit Malzemelerin Avantajları ve Dezavantajları	6
2.4. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması	7
2.4.1. Matris Malzemesine Göre Kompozitler	7
2.4.3. Hibrit Kompozitler	11
2.5. Metal Matrisli Kompozitler	11
2.5.1. Matris Malzemesine Göre Kompozitler	13
2.6. Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri	15
2.7. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler	16
2.7.1. Alüminyum ve Alaşımları	16
2.7.2. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Yapısı	17
2.7.3. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Kullanım Alanları	18
3. KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİMİ	20
3.1. Tozların Üretimi	21
3.1.1. Mekanik Üretim Yöntemleri	21
3.1.2. Kimyasal Üretim Yöntemleri	22
3.1.3. Elektrolizle Üretim Yöntemleri	22
3.1.4. Atomizasyon Üretim Yöntemleri	23
3.2. Tozların Karıştırılması	23
3.3. Tozların Preslenmesi	24

3.4 Tozların Sinterlenmesi	24
4. TGA/DTA ANALİZİ	25
5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	26
6. MATERYAL VE YÖNTEM	31
6.1. Malzeme	31
6.2. Yöntem	32
6.3. Alüminyum Esaslı Hibrit Kompozitlerin Üretimi.....	33
6.4. Mikroyapı Karakterizasyonu.....	40
6.5. Deneysel Analizler	41
7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	44
7.1. Hibrit Kompozitlerin Üretimi Öncesi İnceleme Sonuçları.....	44
7.1.1. Tozların TGA/DTA Analizleri	44
7.1.2. XRD Analiz Sonuçları.....	52
7.2. Hibrit Kompozitlerin Karakterizasyon İncelemesi Sonuçları	60
7.2.1. Yoğunluk Deneyleri.....	60
7.2.2. Sertlik Deneyleri.....	63
7.2.3 Optik Mikroskop İncelemeleri.....	65
7.2.4. SEM/EDX İncelemeleri	75
8. SONUÇ ve ÖNERİLER	126
KAYNAKLAR.....	128

1. GİRİŞ

Metal matrisli kompozitler (MMK'ler), bir metal matris ile takviye malzemelerinin makroskobik ölçekte birleştirilmesiyle üstün teknik özellikler sunan malzemelerdir. Özellikle alüminyum MMK'ler, hafiflik, yüksek korozyon direnci ve etkili titreşim sönümleme özellikleri sayesinde havacılık, otomotiv, denizcilik, elektronik, savunma ve spor ekipmanları gibi birçok sektörde yaygın olarak tercih edilmektedir (Shinde & Barve, 2024). MMK üretim yöntemlerinden biri olan toz metalurjisi yöntemi, matris alaşımının bileşimi ve mikro yapısı için homojenlik ve takviye dağılımı üzerinde daha fazla kontrol sağladığı için tercih edilir (Fatchurrohman vd., 2022).

Toz metalurjisi (TM) imalat yöntemi, 1800'lü yıllardan beri metal imalat yöntemleri arasında yer almakta ve endüstrinin ilerlemesi ile sürekli olarak gelişmektedir (Doğan, 2022). Yapısal mühendislik bileşenlerinin yüksek hacimli üretimine kolaylıkla uyum sağlayan çok yönlü bir üretim teknolojisidir. TM aynı zamanda çelikler, bakır alaşımları ve alüminyum alaşımları da dahil olmak üzere çok çeşitli metalik malzemelerin üretiminde kolaylık sağlamaktadır (Wilson vd., 2022). Bu yöntem, tozların üretimi, çeşitli toz türlerinin homojen bir şekilde karıştırılması, tozların sıkıştırılması, sinterleme süreci, isteğe bağlı olarak yağ emdirme ve infiltrasyon işlemlerinden oluşan kapsamlı bir süreçtir. Her bir aşama, malzeme özelliklerini optimize etmek ve nihai ürünün performansını artırmak için dikkatli bir şekilde yürütülmektedir. Bu süreç, özellikle yüksek dayanıklılık ve hassasiyet gerektiren uygulamalarda tercih edilen bir üretim yöntemidir (Aydın vd., 2016).

Uygulamada kullanılan tozlar, 1 mm'den küçük boyutlu katı parçacıklardan oluşmakta olup, mekanik, kimyasal, elektroliz ya da atomizasyon gibi yöntemlerle üretilmektedir ve homojen olarak istenen oranda birbirlerine karıştırılmaktadır. Şekillendirme ise istenen metal kalıp içine yerleştirilen tozların metal zımbalarla sıkıştırma işlemidir. Sinterleme işlemi, sıkıştırılan tozların ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıkta fırın içerisinde tavlanarak birbirine temas eden parçacıkların kendi aralarında bağ kurmasını sağlamaktadır (Aslan, 2022; F. E. Başar, 2011a; German, 2007; Gökmeşe & Bostan, 2013).

Sinterleme işlemi, preslenmiş ham ürünlere mekanik ve yapısal özellikler kazandırmak için kontrollü bir atmosferde yüksek sıcaklıklarda uygulanan bir ısıtma işlemidir. Bu süreçte, sıkıştırma sırasında oluşan ancak tam bağlanmamış mekanik temaslar, sinterleme sırasında kuvvetli metalik bağlara dönüşür. Sinterleme sıcaklığı ve süresi, nihai ürünün mukavemet ve mikroyapı özelliklerini belirlemede kritik öneme sahiptir (F. E. Başar, 2011b; EKİCİ, 2010; German, 2007, 2014).

Sinterleme öncesi ve sonrası mukavemet arasında belirgin farklar bulunur. Tek bileşenli sistemlerde sinterleme, metalin ergime sıcaklığının $2/3$ veya $4/5$ 'i civarında gerçekleştirilirken, çok bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı, ergime sıcaklığı düşük bileşenin üstünde, ancak yüksek olanın altında olacak şekilde seçilir. Bu sıcaklık seçimi, malzemenin homojen bir yapı ve optimal mekanik özellikler kazanmasını sağlar (EKİCİ, 2010; German, 2007, 2014; Nayak vd., 2022; Shatokha, 2012). Fakat alaşımlara göre uygun sinterleme sıcaklığı net bir şekilde bilinmemekle birlikte sadece belirli oran aralığı verilmektedir.

Termogravimetrik analiz ve Diferansiyel termal analiz (TGA/DTA), sıcaklığın veya zamanın bir fonksiyonu olarak meydana gelen kütle kaybı veya kazanımların, ergime sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla kullanılmaktadır. TGA ve DTA analizi eş zamanlıdır. TGA grafiği, sıcaklıkla ilgili olarak bozunmalar sebebiyle numunede meydana gelen kütle kaybını göstermektedir. DTA grafiği ise meydana gelen bozunmaların her safhasında endotermik ve egzotermik reaksiyonlarla oluşan sıcaklık değişimlerini göstermektedir (Kurt vd., 2020; Rufino vd., 2007; Soy, 2022).

Deney numunesi, sabit bir ısıtma hızında ısıtılarak kütle değişimi sıcaklıkla ilişkilendirilir veya belirli bir sabit sıcaklıkta zamanla değişimi ölçülerek kaydedilir. Kütle değişimine neden olan reaksiyonlar genellikle bozunma, yükseltgenme veya bileşenlerin buharlaşmasıdır. Sıcaklık ile kütle değişimi arasındaki ilişki ve bu değişimin sıcaklık aralığı, malzemenin termal kararlılığını değerlendirmek için temel bir gösterge sağlar. (MerLab ODTÜ, 2025; Soy, 2022).

Bu kapsamda, matris malzemesi olarak, ~%99,5 saflıkta alüminyum tozu, bakır, magnezyum ve çinko tozları, takviye elemanı olarak ise grafen, SiC, B₄C ve WC kullanılacaktır. Çalışmada 8 farklı toz karışımı hazırlanarak her bir karışım Üç Boyutlu Karıştırma Cihazı yardımıyla karıştırılarak homojen hale getirilecektir. Karıştırma işlemi sırasında topaklanmaların engellenmesi açısından 1/5 toz bilye oranında alümina

bilyeler kullanılacaktır. Karışımların morfolojik özellikleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri ile değerlendirilecektir. Yeterli homojenliğin sağlanmasının ardından toz karışımlara TGA/DTA analizi yapılarak kütle kayıp-kazanımların ve ergimenin meydana geldiği sıcaklıklar belirlenecektir. Ardından, presleme işlemi ile 12 mm çapa sahip kalıp içerisinde 90 bar basınç altında ham numuneler elde edilecektir. TGA/DTA analizlerinden elde edilen sıcaklık verilerine dayanarak, sinterleme sürecindeki kütle kayıp ve kazanım nedenlerine sebep olan faz oluşumları XRD analizi yardımıyla detaylı olarak tespit edilecektir. Analizlerden elde edilen veriler ışığında sonuçlar birlikte değerlendirilerek Alüminyum matrisli kompozitlerin üretimi konusunda literatüre önemli bilimsel bir katkı sağlanacaktır.



2. KOMPOZİT MALZEMELER

2.1. Kompozit Malzemelerin Özellikleri ve Tanımı

Kompozit malzemeler, kimyasal olarak farklı özelliklere sahip en az iki malzemenin üç boyutlu bir yapıda bir araya getirilmesiyle oluşturulan karmaşık yapılardır. Bu birleşim sonucunda ortaya çıkan malzeme, bileşenlerin bireysel olarak sergileyemediği üstün özellikler kazanır. Başka bir deyişle, makroskopik düzeyde birbirini içinde çözünmeyen iki veya daha fazla farklı malzemenin bir araya getirilmesiyle yeni ve özgün özelliklere sahip malzemeler elde edilir.

Kompozit malzemeler şekil 2.1’de de görüleceği üzere, temel olarak matris ve takviye olmak üzere iki ana bileşenden oluşur. Takviye bileşeni, yapısal dayanım sağlayarak yük taşıyıcı bir işlev üstlenirken, matris bileşeni takviye elemanlarını bir arada tutar ve malzemenin bütünlüğünü sağlayarak destekleyici bir rol oynar (Şenbaş, 2024).



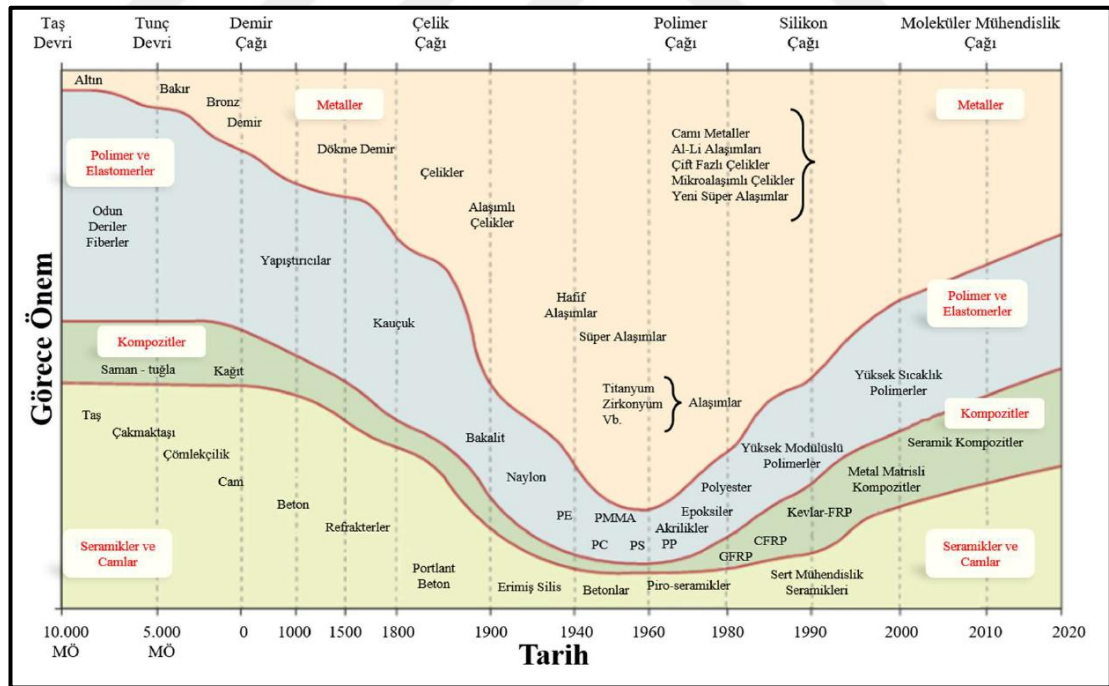
Şekil 2.1. Kompozit bileşenleri

Kompozit malzemeler, tarih boyunca farklı medeniyetler tarafından dayanımı artırmak amacıyla kullanılmıştır. Mısırlılar çamura saman ekleyerek tuğlaları güçlendirirken, İnka ve Mayalar bitki lifleriyle çömlek ve tuğlaların mukavemetini artırmıştır. Orta Çağ’da kılıç ve zırhlar, kaplama ve çok katmanlı yapılarla güçlendirilmiş; Samuray kılıçları ise milyonlarca katmandan oluşan gelişmiş kompozit yapılar olarak üretilmiştir. Eski molarlar ise buzun dayanıklılığını yosun ile artırmıştır. Doğal kompozitlere örnek olarak bambu, kemik ve kereviz gösterilebilirken, kas dokusu lifli ve lamine yapısıyla öne çıkar. Bu tarihsel ve modern örnekler, kompozit malzemelerin hem doğal hem de insan yapımı formlarının malzeme bilimi açısından önemini vurgulamaktadır.

Kompozit malzemeler, genellikle matris (polimer, metal veya seramik) içinde dağıtılmış takviyelerden (eltaf, parçacık veya dolgu) oluşur. Takviyeler, üstün mekanik özellikler sağlayarak kompozitin performansını belirler. 1953 Chevrolet Corvette'in cam elyaf takviyeli polimer kullanımı, modern kompozitlerin geniş çapta endüstriyel uygulanmasına öncülük etmiştir (Evirgen, 2023).

1930'larda Owens-Corning firmasında cam elyaf üretiminin başlaması, modern kompozit malzemelerin temelini oluşturmuştur. İkinci Dünya Savaşı sırasında artan uçak talebi, bu malzemelerin hızlı gelişimine zemin hazırlamıştır. Takip eden yıllarda kompozit malzemeler, yalnızca özel amaçlarla sınırlı kalmayarak otomotiv, inşaat, ulaşım ve sağlık gibi birçok sektörde yaygınlaşmıştır.

1980'lerden itibaren teknolojiye paralel olarak Şekil 2.2.'de de görüleceği üzere, hafiflik ve dayanıklılık gereksinimleri kompozit malzemelere olan ilgiyi artırmıştır. Günümüzde kompozit malzemeler, geniş bir kullanım alanına sahip olup tercih edilen bir yapı malzemesi haline gelmiştir (Kalaycı, 2024).



Şekil 2.2. Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişimi (Kalaycı, 2024)

2.1.1. Kompozit Malzemelerin Avantajları ve Dezavantajları

Kompozit malzemelerin avantajları aşağıda verilmiştir:

- Hafiflik: Kompozit malzemeler, metal ve ahşap gibi malzemelere kıyasla daha hafiftir.
- Yüksek Mukavemet: Kompozitler, alüminyum veya çelikten daha güçlü olacak şekilde tasarlanabilir. Belirli yönlerde yüksek dayanım sağlayabilirler.
- Yüksek Mukavemet-Ağırlık Oranı: Kompozitler hem güçlü hem de hafif olmalarıyla yüksek mukavemet-ağırlık oranına sahiptir. Uçak yapımı gibi hafiflik ve dayanıklılık gerektiren uygulamalarda tercih edilir.
- Korozyon Direnci: Zorlu hava koşullarına ve kimyasallara karşı dayanıklıdır, bu da dış mekân ve kimyasal depolama uygulamalarında kullanılmalarını sağlar.
- Yüksek Darbe Dayanımı: Darbelere ve patlamalara karşı dayanıklıdır. Bu özellik, kurşun geçirmez yelekler ve askeri araçlar gibi uygulamalarda kullanılır.
- Tasarım Esnekliği: Kompozitler karmaşık şekillerde kolayca şekillendirilebilir, bu da tasarımda özgürlük sağlar.
- Boyutsal Kararlılık: Nem ve sıcaklık değişimlerinden etkilenmez, bu da sabit şekil ve boyut gerektiren uygulamalarda avantaj sağlar.
- Dayanıklılık: Uzun ömürlü ve düşük bakım gereksinimli malzemelerdir. 50 yılı aşkın süredir hizmette olan kompozitler bulunmaktadır (Nagavally, 2016).

Kompozit malzemelerin dezavantajları aşağıda verilmiştir:

- Karmaşık Mekanik Karakterizasyon: Kompozit malzemelerin mekanik özellikleri, metal yapılarına göre daha karmaşıktır ve analizi zordur.
- Tamir Zorluğu: Kompozitlerin tamiri, metallere kıyasla daha karmaşık ve zahmetlidir.
- Düşük Süneklik: Kompozitler, metallerle karşılaştırıldığında yüksek mukavemet ve süneklik kombinasyonuna sahip değildir.
- Yüksek Üretim Maliyeti: Kompozit malzemelerin üretimi genellikle pahalıdır.

- Tüm özelliklerde stn Performans Sağlamama: Kompozitler her zaman korozyon direnci, şekillendirilebilirlik, mukavemet ve tokluk gibi tüm malzeme seçimi kriterlerinde üstün performans göstermez (Thori vd., 2013).

2.4. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Kompozit malzemelerin sınıflandırılmasındaki en önemli özellik, matris malzeme ve takviye malzeme türüdür. Metal matrisli, seramik matrisli ve polimer matrisli kompozit malzemeler olarak matris malzemesine göre ve kullanılan takviye malzemesine göre tanımlanırlar (Kalizhanova vd., 2023).

2.4.1. Matris Malzemesine Göre Kompozitler

Kompozitler Şekil 2.3.'de de görüldüğü üzere, üretiminde kullanılan matris malzemesine bağlı olarak polimer, seramik ve metal matrisli olmak üzere üç gruba ayrılır.



Şekil 2.3. Kompozit malzemelerin matris malzemesine göre sınıflandırılması

2.4.1.1. Metal Matrisli Kompozitler

Metal Matris Kompozitler (MMK'lar), yüksek mukavemet, kırılma tokluğu ve sertlik sağlayan, aynı zamanda aşındırıcı koşullarda yüksek sıcaklıklara dayanabilen ileri mühendislik malzemeleridir. Polimer matrisli kompozitlere kıyasla MMK'lar, daha üstün mekanik özellikler sunar ve geniş bir sıcaklık aralığında kararlı ve kimyasal

olarak inerttir. Matris ve takviye malzemesi olarak çoğu metal ve alaşım tercih edilebilir.

MMK'lar, yüksek basınçlı infiltrasyon, sıkıştırma kalıplama, vakum infiltrasyonu ve basınçsız metal infiltrasyonu gibi sıvı filtrasyon teknikleri ile üretilmektedir. Bu yöntemler, MMK'ların mukavemet, sertlik ve aşınma direncini artırırken, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direnci ve termal kararlılık sağlamasını mümkün kılar. Karbon, bakır, alüminyum SiC, B₄C ve magnezyum gibi takviye malzemeleriyle üretilen MMK'lar, yüksek termal iletkenlik, düşük yoğunlukta yüksek sertlik ve yüksek sıcaklıklarda üstün mekanik dayanım gibi avantajlar sunar. Bu özellikler, MMK'ları ileri teknoloji uygulamaları için cazip kılmaktadır (Sumithra vd., 2023).

2.4.1.2. Seramik Matrisli Kompozitler

Seramik Matrisli Kompozitler (SMK'lar), seramik matris ve takviye malzemelerinin birleşimiyle üstün mekanik ve termal özellikler sunan ileri mühendislik malzemeleridir. Monolitik seramiklerin kırılma dayanıklılık sorunlarını gidermek ve mekanik dayanıklılığı artırmak amacıyla tasarlanmıştır. Yüksek sıcaklıklara dayanıklılık, korozyon direnci, düşük yoğunluk ve yüksek elastik modül gibi özellikler, SMK'ları havacılık, nükleer enerji, otomotiv ve uzay teknolojileri gibi zorlu uygulamalarda vazgeçilmez kılar.

SMK'lar, yüksek basınçlı ortamlarda dayanıklılık sağlarken düşük termal genleşme ve oksidasyon direnci gibi avantajlar sunar. Özellikle karbon-karbon (C/C) kompozitler uçak kanatları ve fren sistemleri gibi kritik alanlarda kullanılırken, oksidasyon önleme için özel kaplamalar gerektirir. Genel olarak, SMK'lar mekanik ve termal özellikleriyle, kırılma dayanıklılık gibi dezavantajları aşarak yapısal uygulamalarda önemli bir çözüm olarak öne çıkar (Dhanasekar vd., 2022).

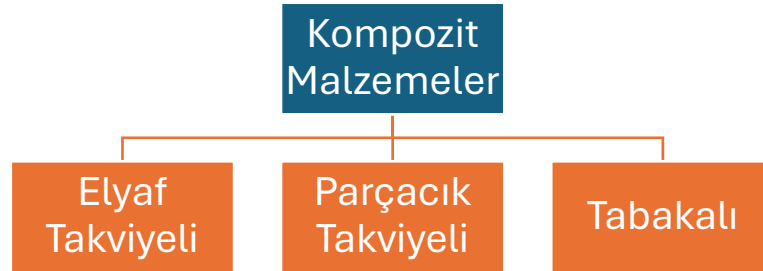
2.4.1.3. Polimer Matrisli Kompozitler

Polimer Matrisli Kompozitler (PMK'lar), hafiflik, yüksek özgül mukavemet ve sertlik, korozyon direnci, düşük termal genleşme ve titreşim sönümlleme özellikleri sunan ileri mühendislik malzemeleridir.

PMK'lar, havacılık ve uzaydan rüzgâr enerjisi, otomotiv, spor ekipmanları ve denizcilik sektörlerine kadar geniş bir uygulama yelpazesinde kullanılmaktadır. Yüksek mukavemet-ağırlık oranı ve korozyon direnci sayesinde rüzgâr türbini kanatları, otomotiv bileşenleri ve uçak gövdelerinde tercih edilirler. Ayrıca, karmaşık şekillerin kolayca üretilebilmesi ve çok işlevlilik özellikleri, yapıların performansını artırırken maliyetleri düşürmektedir (Kessler, 2012).

2.4.2. Takviye Malzemesine Göre Kompozitler

Kompozitler Şekil 2.4.'de de görüldüğü üzere, üretiminde kullanılan takviye malzemesine bağlı olarak elyaf takviyeli, parçacık takviyeli ve tabakalı olmak üzere üç gruba ayrılır.



Şekil 2.4. Kompozit malzemelerin matris malzemesine göre sınıflandırılması

2.4.2.1. Elyaf Takviyeli Kompozitler

Elyaf takviyeli kompozitler, en yaygın kompozit malzemelerden biridir. Takviye malzemesi olarak genellikle cam elyaf, matris malzemesi olarak ise maliyet avantajı nedeniyle polyeester reçineler tercih edilir. Bileşenler moleküler düzeyde farklıdır ve mekanik olarak ayrılabilir. Matris malzemesi termoset veya termoplastik olabilirken, lifler uzun, kısa, dokuma veya farklı formlarda bulunabilir. Malzemenin mekanik özellikleri, liflerin yönelimi ve formuna bağlı olarak değişir. Bu özellikleriyle, elyaf takviyeli kompozitler hafiflik, yüksek mukavemet ve korozyon direnci gibi avantajları vardır (Kaya, 2016).

2.4.2.2. Parçacık Takviyeli Kompozitler

Parçacık takviyeli kompozitler, bir matris malzemesi içerisinde homojen veya heterojen bir şekilde dağılan parçacıklardan oluşan kompozit sistemlerdir. Bu parçacıklar genellikle küresel, elipsoid, polihedral veya düzensiz geometrilere sahip olup, sıvı fazdaki matris malzemesine ilave edilir ve ardından uygun bir katılaşma işlemiyle yapıya entegre edilirler. Takviye edici parçacıklar, matrisin mekanik özelliklerini geliştirmek, maliyeti d   r mek veya uygulama gereksinimlerine göre spesifik özellikler kazandırmak amacıyla kullanılır. Parçacıkların kontrollü bir şekilde dağıtılması, belirli uygulamalara uygun mekanik, termal ve kimyasal özelliklere sahip kompozit malzemelerin tasarlanması sağlar (Happ & Piat, 2024; Mansouri vd., 2021).

2.4.2.3. Tabakalı Kompozitler

Tabakalı kompozitler, farklı malzemelerin birleşimiyle elde edilen ve bileşenlerinden farklı üstün özellikler sunan mühendislik malzemeleridir. Genellikle cam elyafı gibi yüksek mukavemetli elyaflar ve polyeester veya epoksi reçine gibi matris malzemelerden oluşurlar. Elyaf, mukavemet ve rijitlik sağlarken, matris

malzemesi elyafları bir arada tutarak yük transferini optimize eder ve dış etkenlere karşı koruma sağlar. Yüksek dayanım/ağırlık ve rijitlik/ağırlık oranları sayesinde tabakalı kompozitler, özellikle havacılık, uzay ve ulaşım gibi sektörlerde kritik yapısal bileşenler olarak yaygın şekilde kullanılmaktadır (Solmaz & Gür, 2007).

2.4.3. Hibrit Kompozitler

Hibrit kompozit malzemeler, birden fazla malzeme fazının bir araya getirilmesiyle geliştirilmiş özellikler sunan yenilikçi malzemelerdir. Tek bir matris içinde birden fazla takviye fazı, birden fazla matris içinde tek bir takviye fazı veya birden fazla matrisle birleştirilmiş birden fazla takviye fazı gibi farklı kombinasyonlarla üretilebilirler. Doğal ve sentetik malzemelerin bir arada kullanılmasıyla hem çevre dostu hem de sürdürülebilir bileşenler elde edilerek otomotiv, havacılık, rüzgâr türbini ve inşaat gibi sektörlerin ihtiyaçlarına uygun çözümler sunulmaktadır (Jawaid & Siengchin, 2019; Ravishankar vd., 2019).

2.5. Metal Matrisli Kompozitler

MMK'lar, yüksek mukavemet, sertlik, aşınma direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı gibi üstün fiziksel ve mekanik özellikler sunan yenilikçi bir malzeme sınıfıdır. Bu kompozitler, bir metal matris içerisinde dağıtılmış seramik veya metalik takviyeler içerir ve böylece güçlendirilmemiş metallere kıyasla belirgin performans avantajları sağlar. Matris malzemesi, takviyeleri bir arada tutmanın yanı sıra uygulanan yükü takviyelere aktararak kritik bir bağlayıcı rol üstlenir. Metal matrisli kompozitlerde matris malzemesi olarak genellikle alüminyum, magnezyum, bakır, titanyum ve süper alaşımlar gibi çeşitli metal türleri tercih edilmektedir. Metal matrisli kompozitlerde kullanılan matris malzemeleri ile bu malzemelerin uygulama alanları Tablo 2.1.'de gösterilmiştir.

Takviye elemanları ise kompozitin mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla parçacık, elyaf veya whisker formunda bulunabilir. MMK'ların genel performansı, matris ve takviye malzemesinin türüne, takviyelerin hacim oranına, dağılımına ve üretim sürecine bağlı olarak değişkenlik gösterebilir (CMH-17, 2013).

Tablo 2.1. Metal matrisli kompozit malzemeler ve uygulama alanları (Şenbaş, 2024)

Matris malzemesi	Takviye malzemesi	Uygulama alanı
Al	Grafit	Uzay ve uydu parçaları
Mg		Elektronik kontaktör ve
Pb		bağlantıları
Cu		
Al	Bor	Kompresör kanatları
Mg		Anten yapıları
Ti		Jet motoru fan kanatları
Al	SiC kaplı bor	Fan kanatları
Ti		
Al	Alümina	Süper iletken özelliğe
Pb		sahip durdurucular
Mg		Akümülatör ve
		helikopter parçaları
Al	SiC	Yüksek ısıda kullanılan
Ti		
Kobalt esaslı süper		
alaşım		motor parçaları
Süper alaşım	Molibden	Yüksek ısıda kullanılan
	W	

Metal matrisli kompozitlerin özellikleri, kullanılan takviye elemanının türüne ve geometrisine bağlı olarak önemli ölçüde değişkenlik göstermektedir. MMK'larda takviye malzemeleri genellikle seramikler, metaller veya karbon bazlı yapılar olup, parçacık, kısa elyaf, sürekli elyaf ve whisker şeklinde sınıflandırılabilir.

Parçacık takviyeli MMK'lar, üstün mukavemet, sertlik ve aşınma direnci sergilemektedir. Bu kompozitler genellikle döküm veya toz metalurjisi gibi yöntemlerle üretilmekte olup, düşük üretim maliyeti ve işlenebilirlik avantajlarına sahiptir. Parçacık takviyeleri, matris malzemesinin yük taşıma kapasitesini artırarak özellikle yüksek sıcaklık koşullarında sürünme dayanımını iyileştirmektedir.

MMK'ların performansını belirleyen bir diğer kritik unsur ise matris ile takviye arasındaki arayüzdür. Arayüzün mekanik mukavemeti ve termal stabilitesi, kompozitin genel mekanik ve termal özellikleri üzerinde doğrudan etkili olup, yüksek performanslı MMK tasarımında belirleyicidir (Clyne, 2000; U.S. Department of Defense, 1999).

2.5.1. Matris Malzemesine Göre Kompozitler

2.5.1.1. Alüminyum Matrisli Kompozitler

Alüminyum matrisli kompozitler (AMK'ler), alüminyumun metalik (ör. bakır ve magnezyum) veya ametalik (ör. silikon ve karbon) malzemelerle birleştirilmesiyle elde edilen, yüksek mukavemet, düşük yoğunluk ve üstün korozyon direnci gibi avantajlar sunan ileri mühendislik malzemeleridir. Otomotiv sektöründe gövde panelleri, şasi, fren diskleri ve süspansiyon sistemleri gibi kritik bileşenlerde kullanılan AMK'ler, hafif yapılarıyla yakıt verimliliğini artırırken emisyonları azaltarak çevresel sürdürülebilirliğe katkı sağlar. AMK'lerin mukavemet özellikleri, tane inceltme, dislokasyon yoğunluğu, termal genleşme uyumsuzluğu ve yük aktarımı gibi mikroyapısal mekanizmaların sinerjik etkisiyle sağlanmaktadır. Ancak üretim maliyetleri, geri dönüşüm zorlukları ve yüksek sıcaklık dayanımı gibi engellerin aşılması, bu malzemelerin otomotiv endüstrisinde daha geniş bir kullanım alanı bulması için kritik öneme sahiptir (Wu & Zhang, 2024).

2.5.1.2. Bakır Matrisli Kompozitler

Bakır matrisli kompozitler (BMK'lar), bakır matrisine seramik takviyeler (ör. SiC, Al₂O₃) eklenerek elde edilen, yüksek mekanik dayanım, sertlik ve elektriksel iletkenlik sunan ileri malzemelerdir. Yüksek korozyon direnci ve yorulma mukavemeti sayesinde elektronik muhafazalar, direnç kaynağı elektrotları ve ısı eşanjörleri gibi uygulamalarda tercih edilirler. Toz metalurjisi başta olmak üzere karıştırmalı döküm ve toz enjeksiyon kalıplama gibi yöntemlerle üretilirler. Takviye türü, boyutu ve dağılımı, BMK'ların mekanik ve termal özelliklerini belirlerken, bu malzemeler üzerindeki çalışmalar mikro yapı ve termal genleşme davranışlarını optimize etmeyi hedeflemektedir (Gautam vd., 2002).

2.5.1.3. Magnezyum Matrisli Kompozitler

Magnezyum matrisli kompozitler (Mg-MMK'ler), düşük özgül ağırlıkları nedeniyle otomotiv ve havacılık sektörlerinde yaygın olarak kullanılan, mekanik özellikleri iyileştirilmiş gelişmiş malzemelerdir. Bu kompozitler, magnezyum alaşım matrisine SiC, TiC, Al₂O₃, TiB₂ veya karbon nanotüpler gibi takviyelerin eklenmesiyle elde edilir. Seramik parçacıklar sertlik, elastik modül ve aşınma direncini artırırken, çökeltme sertleşmesi çekme dayanımını iyileştirir. Mg-MMK'lerin özellikleri, takviye türü, matrisin kimyasal bileşimi ve üretim yöntemine bağlıdır. Yaygın üretim yöntemleri arasında sıvı fazda karıştırmalı döküm ve katı fazda toz metalurjisi gibi teknikler bulunur (Meher vd., 2022).

2.5.1.4. Çinko Matrisli Kompozitler

Çinko matrisli kompozitler, saf çinkonun düşük mukavemet ve plastikliğini iyileştirmek amacıyla geliştirilen, biyolojik olarak parçalanabilir implant malzemeleridir. Çinkonun magnezyum ve demir arasında yer alan uygun bozunma oranı ve biyoyumluluğu, bu kompozitleri ortopedik implantlar için ideal kılarken,

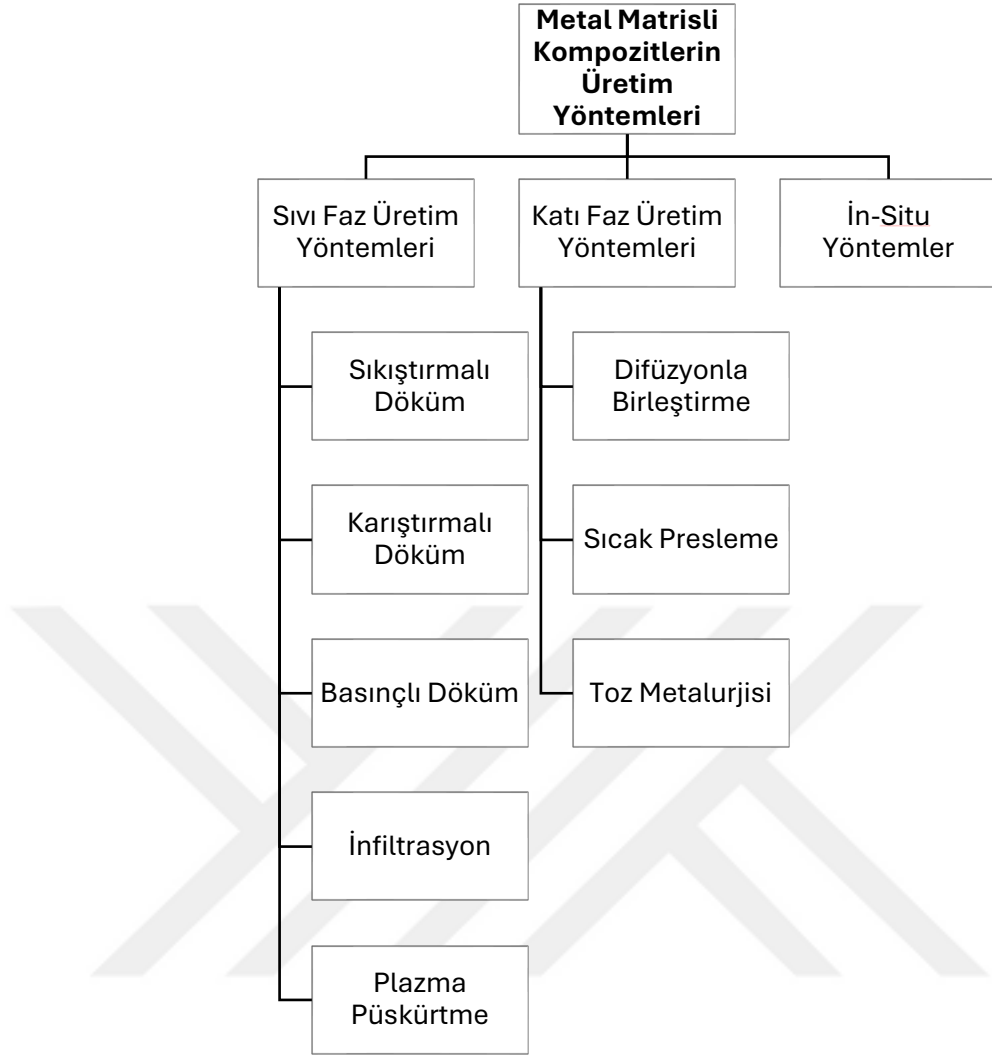
karbon nanotüp türevleri gibi ileri takviyelerle güçlendirilmesi mekanik performansı artırır (Fan vd., 2022).

2.5.2. Kullanılan Takviye Malzemeleri

Metal matris kompozitlerde, matris alaşımına daha yüksek sertlik ve mukavemet kazandırmak amacıyla çeşitli takviye malzemeleri kullanılmaktadır. Genellikle seramik kökenli olan bu takviye malzemeleri arasında silisyum karbür (SiC), alüminyum oksit (Al_2O_3), bor karbür (B_4C), titanyum karbür (TiC), tungsten karbür (WC) ve alüminyum nitrür (AlN) ile bor nitrür (BN) parçacıkları yer almaktadır. Metalik parçacıklar ve intermetalik yapılar, örneğin Al_3Ti , Al_3Zr , Al_2Cu ve Mg_2Si/Al , MMK'ların mekanik özelliklerini geliştirmek için sıklıkla kullanılmaktadır. Ayrıca, yüksek mekanik performansları, düşük yoğunlukları ve kendi kendini yağlama özellikleri nedeniyle grafen ve karbon nanotüpler (CNT'ler) de MMK takviyelerinde kullanılmaktadır (Brabazon, 2021).

2.6. Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Kompozit bileşenlerin üretimi Şekil 2.5.'de de görüleceği üzere, endüstriyel süreçlerden uyarlanan yöntemlerin yanı sıra, tasarım ve üretim zorluklarına yönelik özel olarak geliştirilmiş tekniklerle gerçekleştirilir. Süreç seçimi; kullanılan malzemeler, parça tasarımı ve hedef uygulama gibi faktörlere bağlıdır. Üretim yöntemleri, malzeme özellikleri ve uygulama gereksinimlerine göre optimize edilerek bileşenlerin mekanik performansını ve üretim verimliliğini artırmayı hedefler (Majed Hasaneen, 2024).



Şekil 2.5. Metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri (Kalaycı, 2024)

2.7. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler

2.7.1. Alüminyum ve Alaşımları

Alüminyum ve alaşımları, metal matrisli kompozitlerin üretiminde yaygın olarak kullanılan temel malzemelerdendir. Özellikle mühendislik uygulamalarında, alüminyum ve alaşımları, üstün mekanik özellikleri, mükemmel sünekliği ve iyi korozyon direnci nedeniyle MMK'lar için matris malzemesi olarak dikkat çekmektedir. Alüminyum matrisli kompozitler (Al-MMK'lar), kolay bulunabilirlikleri, düşük maliyetleri ve etkileyici aşınma dirençleri ile öne çıkmaktadır.

Al-MMK'ların dayanıklılık, işlenebilirlik ve erişilebilirlik gibi özellikleri, onları diğer alternatif malzemelere kıyasla daha cazip hale getirmektedir. Alüminyum alaşımlarına SiC ve bor karbür gibi metalik olmayan takviye malzemelerinin eklenmesi, malzemenin işlenebilirlik, tribolojik ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde geliştirebilmektedir. Bu kompozitler, geniş bir endüstriyel uygulama alanına sahiptir.

Alüminyum MMK'lar, işlem esnekliği ve üstün mekanik ile tribolojik özellikleri sayesinde geniş bir uygulama alanında kabul görmüş malzemelerdir. Erken dönem araştırmalar, alüminyum matrisli kompozitlerin geliştirilmesine odaklanmıştır. MMK'lar arasında, parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozitler en önemli grubu oluşturmaktadır. Bu kompozitler yüksek süneklik ve mükemmel aşınma direnci sunmaktadır. Takviyeli alüminyum alaşımlı MMK'lar, genellikle toz metalurjisi yöntemi ile üretilmektedir (Sharma vd., 2020).

2.7.2. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Yapısı

Alüminyum metal matris kompozitleri (AMMK'ler), matris fazı ile takviye fazının bir araya gelmesiyle oluşturulan ve üstün özellikler sunan malzemelerdir. Bu kompozitlerde matris, genellikle saf alüminyum ya da AA2024, AA6061, AA7075 gibi alüminyum alaşımlarıdır ve takviye malzemelerini bir arada tutarak yapısal bütünlüğü sağlar (Moona vd., 2018).

Alüminyum metal matris kompozitlerinde kullanılan takviye elemanları, malzemenin mekanik, termal ve tribolojik özelliklerini geliştirmek için eklenir. Takviyenin türü, oranı, boyutu ve birden fazla takviye elemanının bir arada kullanılması, kompozitin performansını belirleyen kritik unsurlardır. Tablo 2.2.'de bazı takviye malzemesinin özelliklerini görebilirsiniz.

Doğru tasarım ve uygulama ile bu parametreler, kompozitin özel ihtiyaçlara uygun hale getirilmesini sağlar. Metal matris kompozitlerde ıslatılabilirlik, sıvı metal matrisin takviye malzemesiyle etkileşimini ve yüzeyini kaplama yeteneğini ifade eder. Yüksek ıslatılabilirlik, matris ve takviye malzemesi arasında güçlü bir bağ oluşturarak malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirir. Bu etkileşim, kompozitin genel performansı üzerinde doğrudan etkilidir (Vijaya Ramnath vd., 2020).

Tablo 2.2. Bazı takviye malzemelinin özellikleri (Sert, 2024)

Malzeme	Yoğunluk (g/cm ³)	Elastisite Modülü (GPa)	Poisson Oranı	Mukavemet (MPa)	Termal İletkenlik (W/m°C)	Termal Genleşme Katsayısı (x10 ⁻⁶ /°C)
Karbürler						
SiC _α	3,21	400	0,20	20685	32	3,4
SiC _β	3,21	400	0,20	2068	120	3,4
B ₄ C	2,52	448	0,21	2275	39	3,5
Nitrürler						
AlN	3,26	345	0,25	2137	150	3,3
Si ₃ N ₄	3,18	207	0,27		28	1,5
BN	2,25			1379	39	3,5
Oksitler						
Al ₂ O ₃	3,98	379	0,25	2068	30	7
SiO ₂	2,66	73,1	0,17	5860	1,4	<1
LiO ₂ ·Al ₂ O ₃ ·4SiO ₂	2,38	67,6	0,19		1,3	<1
LiO ₂ ·Al ₂ O ₃ ·8SiO ₂	2,39	69,0	0,18		1,3	<1
Al ₂ ·TiO ₃	3,68	30,3	0,20		2,0	1,0
Diğerleri						
Si	2,33	112	0,42		100	3,0
C fiber	2,18	690			400	-1,5

2.7.3. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Kullanım Alanları

Alüminyum metal matrisli kompozitler (AMMK'ler), üstün fiziksel ve mekanik özellikleri sayesinde ileri teknoloji uygulamalarında yaygın olarak tercih edilen malzemelerdir. Alüminyum alaşımlarının hafiflik, rijitlik, yüksek aşınma direnci ve çekme dayanımı gibi özelliklerini bünyesinde barındıran AMMK'ler; otomotiv, havacılık, savunma sanayii ve kimya endüstrisi gibi çeşitli sektörlerde kullanılmaktadır.

Hafifliği nedeniyle özellikle denizcilik, havacılık ve otomotiv sektörlerinde önem kazanan bu malzemeler, araç ağırlığını azaltarak yakıt verimliliği ve performans artışı sağlar. Pistonlar, fren sistemleri ve silindir gömlekleri gibi kritik bileşenlerde kullanımları, malzemenin yüksek dayanım/ağırlık oranına sahip oluşuyla ilişkilidir. Sürekli geliştirilen mekanik özellikleriyle AMMK'lerin kullanım alanlarının ilerleyen dönemlerde daha da genişlemesi öngörülmektedir (Sert, 2024).



3. KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİMİ

Toz metalürjisi (TM), başlangıçta seramik işleme yöntemlerinden ilham almış olup, özellikle II. Dünya Savaşı sonrasında artan teknolojik gereksinimlerle büyük bir gelişim ve ilgi görmüştür (Novák, 2020). TM, toz malzemenin bir kalıp içinde sıkıştırılması ve ardından sinterlenmesiyle istenilen yoğunluğa sahip yapıdaki malzemelerin elde edildiği bir üretim yöntemidir. Sinterleme işlemi sırasında, toz parçacıkları arasında difüzyon gerçekleşerek güçlü bir bağ oluşturulur. Bu yöntem, karmaşık geometrilere sahip parçaların hassas bir şekilde üretilmesine ve malzemenin mekanik özelliklerinin optimize edilmesine olanak tanır. Ayrıca TM, geleneksel yöntemlerle üretimi mümkün olmayan özel alaşımların ve ileri teknoloji malzemelerinin geliştirilmesine olanak sağlayan önemli bir teknolojidir (Almola Saleh, 2024).

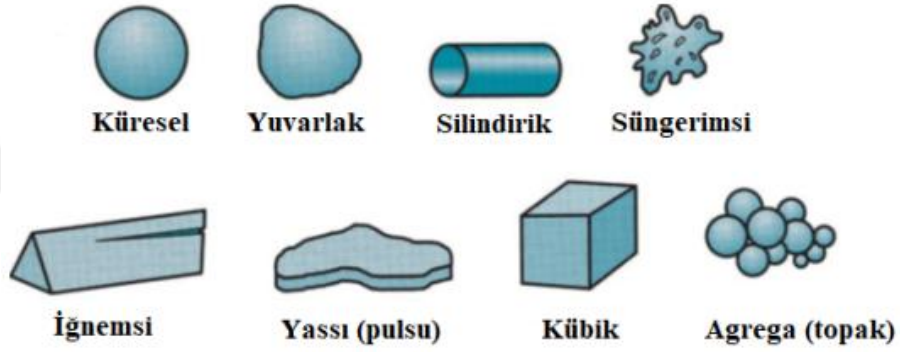
Toz metalürjisi ile üretilen malzemelerin özellikleri, kullanılan tozların türü, boyut dağılımı, şekli ve spesifik yüzey alanı gibi fiziksel niteliklerin yanı sıra, karıştırma etkinliği, presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığı gibi üretim parametrelerine bağlıdır. Tozların akışkanlığı, sıkıştırılabilirliği ve sinterleme sonrası davranışları, kompozitlerin nihai mekanik ve yapısal özelliklerini doğrudan etkiler. Ayrıca, tozların saflığı büyük önem taşır; yabancı maddelerin varlığı, malzemenin mikroyapısı ve performansında olumsuz etkilere yol açabilir (Ergin, 2024).

PM işleminde kullanılan temel adımlar şunlardır:

- Toz üretimi: Bu adımda, istenen bileşime sahip metal tozları üretilir.
- Karıştırma: Tozlar üretildikten sonra, homojen bir karışım elde etmek için karıştırılırlar. Karıştırma genellikle bir öğütücü veya karıştırıcı kullanılarak yapılır.
- Sıkıştırma: Karıştırılan tozlar daha sonra bir kalıp içinde sıkıştırılarak istenen şekil verilir. Sıkıştırma genellikle bir pres kullanılarak yapılır.
- Sinterleme: Sıkıştırılan tozlar daha sonra sinterleme adı verilen bir işlemle yüksek bir sıcaklıkta ısıtılır. Sinterleme sırasında, toz parçacıkları kaynaşarak katı bir nesne oluşturur (Chaira, 2021).

3.1. Tozların Üretimi

TM yönteminde üretilen parçaların başarısı, başlangıç tozlarının saflığı, boyutu, şekli, boyut dağılımı, kimyasal yapısı ve yüzey özellikleri gibi faktörlere bağlıdır. İlk aşamada seçilen toz malzemeler, elde edilecek parçanın özelliklerini büyük ölçüde belirler. Genellikle 0,1-200 µm boyut aralığında olan bu tozlar, küresel, yuvarlak, silindirik, süngerimsi veya yassı gibi çeşitli şekillere sahiptir. Tozların şekli, yüzey alanı, akışkanlık ve sıkıştırma sonrası yoğunluk gibi önemli özellikleri doğrudan etkileyerek üretim sürecinde kritik bir rol oynar. Şekil 3.1.'de toz partiküllerinin geometrik şekilleri gösterilmektedir. Tozlar mekanik, kimyasal, atomizasyon ve elektrolizle üretim olarak 4 farklı metotla üretilebilmektedir (G. Başar, 2023). Tozların şekli, mikro yapısı, saflığı, maliyeti ve diğer özellikleri kullanılan üretim yöntemine göre belirlenmektedir (Güven, 2021).



Şekil 3.1. Toz partiküllerinin şekilleri (G. Başar, 2023)

3.1.1. Mekanik Üretim Yöntemleri

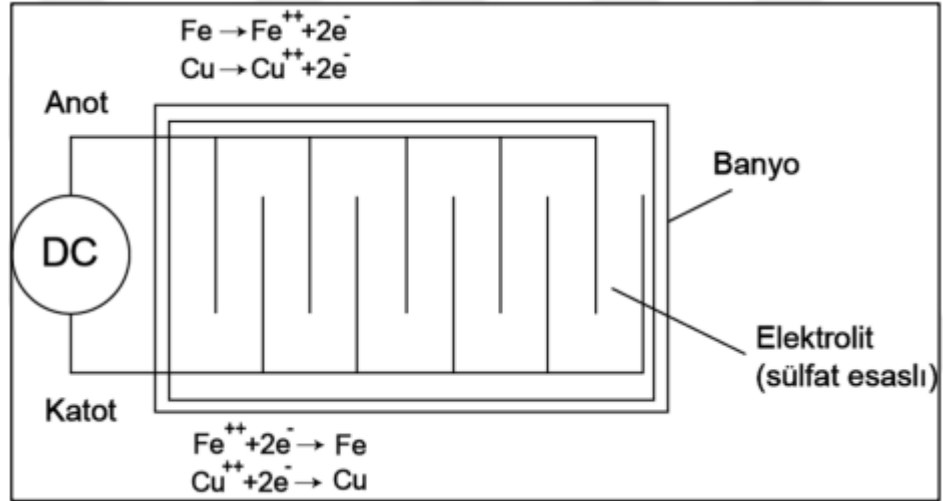
Mekanik yöntemler, toz üretiminde sürtünme aşınması, darbe, kesme ve basma gibi temel mekanizmaları kullanır. Bu yöntemlerde, malzemeye uygulanan mekanik enerjinin etkisiyle çatlak oluşumu ve ilerlemesi, yüzey aşınması, kesme etkisi veya basınç altında kırılma gerçekleşir. Bu süreçler sonucunda, malzemenin parçalanarak toz haline gelmesi sağlanır. Faz değişimi olmadan gerçekleşen bu yöntemler, özellikle kırılgan malzemelerin toz üretimi için yaygın olarak tercih edilmektedir (Demirci, 2022).

3.1.2. Kimyasal Üretim Yöntemleri

Kimyasal yöntemlerle metalik tozlar, katı, sıvı ve gaz fazlarında gerçekleşen reaksiyonlarla üretilir ve bu süreçte tozların boyut ve şekil özellikleri kontrol edilebilir. En yaygın teknikler sıvı fazdan çökeltme, oksit indirgeme ve ısıl bozunmadır. Oksit indirgeme yöntemiyle metal oksitlerden indirgeyici malzemeler kullanılarak saf metal tozları elde edilir. Sıvı fazdan çökeltme, çözeltilerden yüksek saflıkta toz üretimi için kullanılırken, ısıl bozunma yöntemi buhar fazında bozunma ve yoğunlaştırma ile metalik tozların üretimini sağlar (Kaçan, 2022).

3.1.3. Elektrolizle Üretim Yöntemleri

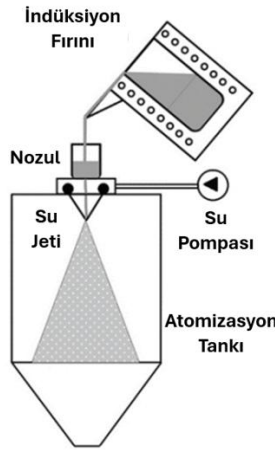
Elektroliz yöntemi, bir elektroliz hücresinde gerçekleşen anot ve katot tepkimelerine dayanır. Katot üzerine taşınım yoluyla biriken gözenekli yapı, sıyrılıp yıkanarak kurutulur ve öğütülerek toz haline getirilir. Bu yöntemle genellikle yüksek saflıkta, dendritik ve süngerimsi yapıda tozlar üretilir. Tavlama işlemleriyle bu yapı iyileştirilerek sıkıştırılabilirliği yüksek, kaliteli toz üretimi sağlanır (Altınışik, 2019).



Şekil 3.2. Elektrolizle toz üretimi (Altınışik, 2019)

3.1.4. Atomizasyon Üretim Yöntemleri

Metal tozu üretiminde kullanılan atomizasyon yöntemleri, erimiş metalin çeşitli tekniklerle toz haline getirilmesine dayanır ve su, gaz, plazma ve plazma ile dönen elektrot atomizasyonu olmak üzere dört temel gruba ayrılır. Su atomizasyonunda erimiş metal, yüksek basınçlı su jetleriyle püskürtülerek toz haline getirilirken, gaz atomizasyonunda gaz jetleri kullanılarak metal parçacıklarına ayrıştırılır. Şekil 3.3.'te su atomizasyonun üretim şekli gösterilmiştir. Plazma atomizasyonu, metal tellerin plazma jetleriyle eritilmesi ve atomize edilmesi esasına dayanırken, plazma ve dönen elektrot atomizasyonunda metal elektrot santrifüj etkisiyle savrulup gaz jetleriyle toz haline getirilir. Her yöntem, istenilen boyut ve şekle sahip metal tozlarının üretimine olanak sağlar ve seçim, tozun hedeflenen özellikleri ile kullanım alanına göre yapılır (Karastoyanov vd., 2022).



Şekil 3.3. Su atomizasyonu ile metal tozu üretimi (Karastoyanov vd., 2022)

3.2. Tozların Karıştırılması

Metal matris kompozitlerin üretiminde, metal tozlarının karıştırılması, nihai malzemenin özelliklerini doğrudan etkileyen kritik bir adımdır. Bu süreçte kullanılan V-karıştırıcılar, bilyalı değirmenler ve tamburlu karıştırıcılar gibi ekipmanlar, homojenliği ve partikül dağılımını belirler. V-karıştırıcılar uzun süreli işlemlerde yetersiz karışıma yol açabilirken, tamburlu karıştırıcılar daha hızlı ve homojen bir karışım sağlar. Bilyalı değirmenlerde ise plastik deformasyon, sinterleme sırasında

atomik difüzyonu artırarak malzeme özelliklerini iyileştirebilir ancak partikül hasarı riski taşır. Karıştırma sırasında partikül boyutu, şekli, süre ve bağlayıcı kullanımı gibi parametreler, kompozitin sertlik, basınç dayanımı ve boyutsal kararlılığı üzerinde belirleyici rol oynar. Homojen bir karışımın sağlanması, malzeme performansını artırmak için hayati önemdedir ve bu nedenle karıştırma süreci özenle optimize edilmelidir (Dhokey vd., 2013; Sankhla vd., 2022).

3.3. Tozların Preslenmesi

Toz metalurjisi süreçlerinde, sinterleme öncesinde toz partiküllerinin uygun yoğunluğa ulaşması ve belirli bir şekle getirilmesi amacıyla soğuk presleme uygulanır. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen bu işlem, homojen bir şekilde karıştırılmış tozlar arasındaki boşlukları azaltarak poroziteyi minimuma indirir ve ham mamülün (green compact) yeterli mukavemet kazanmasını sağlar. Soğuk presleme sonrası elde edilen yapının mukavemeti, mekanik alaşımlama yoluyla toz yüzeyindeki oksit tabakalarının giderilmesi ve yüzey alanlarının artması gibi faktörlerle daha da iyileştirilir. Soğuk presleme, basit makine parçaları ve yatak malzemelerinin üretiminde yaygın olarak kullanılırken, sıcak presleme daha çok sert metal alaşımlarının ve seramik bazlı malzemelerin şekillendirilmesinde tercih edilir (Tunç, 2024).

3.4 Tozların Sinterlenmesi

Metal tozlarının sinterlenmesi, partiküllerin yüksek sıcaklık ve bazen basınç altında difüzyon yoluyla birleşerek yoğun ve sağlam bir yapı oluşturduğu temel bir toz metalurjisi tekniğidir. Geleneksel sinterleme, elektrik akımı ve basınç kullanılan Spark Plasma Sintering (SPS) gibi alan destekli yöntemler ve hidrojen atmosferinde gerçekleştirilen işlemler, farklı malzeme türlerine ve uygulama alanlarına yönelik olarak tercih edilir. Sinterleme parametreleri, özellikle sıcaklık, süre, partikül boyutu ve şekli, uygulanan basınç ve işlem atmosferi, nihai malzemenin yoğunluğu, mikroyapısı ve mekanik özelliklerini belirler. Ayrıca, soğutma aşaması mikroyapının oluşumunda kritik bir rol oynar. Bu süreç, işleme maliyetlerini düşürme, yüksek mekanik dayanım ve kontrollü gözeneklilik gibi avantajlar sunarak, mühendislik

malzemelerinin üretiminde geniş bir uygulama alanı bulur (Egorov & Egorova, 2023; Sankhla vd., 2022).

4. TGA/DTA ANALİZİ

Termogravimetrik analiz (TGA) ve diferansiyel termal analiz (DTA), malzemelerin ısı özelliklerini incelemek için kullanılan önemli yöntemlerdir. TGA, malzeme kütleindeki değişimleri sıcaklık veya zaman fonksiyonunda ölçerek uçucu bileşen kaybı, oksidasyon ve nitrürleme gibi reaksiyonları analiz ederken, DTA malzeme ile referans arasındaki sıcaklık farkını ölçerek endotermik ve ekzotermik olayları belirler. TGA, özellikle alüminyum tozlarında aktif metal içeriği ve partikül boyutu gibi parametreleri değerlendirirken, DTA ise faz geçişleri ve erime noktaları gibi termal olaylar hakkında bilgi sağlar. Her iki yöntem de atmosfer koşulları ve ısıtma hızları optimize edilerek, malzemelerin reaksiyon mekanizmalarının anlaşılmasında etkili bir şekilde kullanılabilir (Johnson vd., 2007; Moral & Bautista, 2012).

5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Arockiasamy ve arkadaşları yaptığı çalışmada atomizasyon ile üretilmiş 150 µm olan Al-6061 alaşım tozunu kullanmıştır. Alaşım tozundan sıkıştırma basıncına ham yoğunluğun tepkisini belirlemeye odaklanılarak çekme ve 3 nokta basma deneyi için yağlayıcı ve bağlayıcı kullanılmadan 55-550 MPa numuneler üretilmiştir. Sinterleme için Taguchi deney tasarımı kullanılmıştır. Taguchi deney tasarımında düşük, orta ve yüksek değerleri içeren üç basınçta preslenen (110, 330 ve 550 MPa) kompaktlara üç sinterleme sıcaklığı (610, 630 ve 650 °C), üç tepe sıcaklık tutma süresi (10, 20 ve 30 dk) ve üç ısıtma hızı (1, 5 ve 10 °C dk⁻¹) uygulanmıştır. Numunelerin yoğunluk, sertlik, çekme testi, 3 nokta eğme testi ve mikro yapı analizi yapılmıştır. N₂ ve Ar'da incelenen Al-6061 için termogravimetrik analiz yapılmıştır. Bu sonuçlar endotermik piklerin, Al6061'in erimesi nedeniyle N₂ ve Ar atmosferlerinde 600–665 °C aralığında ortaya çıktığını göstermektedir. N₂ atmosferinde, 593 °C'de ek bir ekzotermik tepe noktası olduğu bulunmuştur (Arockiasamy vd., 2011).

So ve arkadaşları çalışmada, silikon karbür (SiC) kaplı karbon nanotüplerin (CNT) alüminyum ile ıslanabilirliğini artırmak amacıyla nasıl sentezlendiği ve karakterize edildiği üzerine çalışmıştır. SiC kaplı CNT'lerin hazırlanmasında kullanılan üç aşamalı bir süreci içermektedir. İlk aşamada, Si tozunun CNT'ler varlığında mekanik öğütme işlemiyle nano boyutlara indirgenmesi sağlanmıştır. İkinci adımda, öğütülmüş Si ve CNT karışımına ek CNT'ler eklenmiş ve farklı karıştırma oranları (3:5, 6:5, 12:5, 20:5) incelenmiştir. Son olarak, yüksek sıcaklıkta vakumlu indüksiyon fırınında gerçekleştirilen tavlama işlemiyle SiC katmanı oluşturulmuştur. Karakterizasyon teknikleri arasında taramalı elektron mikroskobu (SEM), geçirgen elektron mikroskobu (TEM), X-ışını kırınımı (XRD), termogravimetrik analiz (TGA) ve çekme testi ile mekanik analizler yer almaktadır. Elde edilen sonuçlar, SiC kaplamanın CNT yüzeyinde başarılı bir şekilde oluşturulduğunu, mekanik ve termal özelliklerde önemli iyileşmeler sağladığını ve alüminyum ile ıslanabilirliği artırdığını göstermektedir (So vd., 2013).

Jeon ve arkadaşları çalışmada, grafen/alüminyum metal matris kompozitlerinin (MMK) sürtünme karıştırma işlemi ile üretimi ve bu kompozitlerin karakterizasyonu detaylı bir şekilde ele alınmıştır. Malzeme ve yöntemler kısmında, grafen oksit (GO) süspansiyonunun hazırlanması açıklanmış, GO'nun özellikleri atomik kuvvet mikroskobu (AFM) ve Raman spektroskopisi ile incelenmiştir. Sürtünme karıştırma işlemiyle, 5052-H32 alüminyum alaşımı üzerinde GO'nun indirgenmiş grafen oksit (RGO) formuna dönüştüğü gözlemlenmiştir. Üretilen MMK'nin karakterizasyonunda, Raman analizleri, termal iletkenlik ölçümleri ve çekme testleri yapılmıştır. Sonuçlar, FSP işlemine maruz kalan kompozitlerde termal iletkenliğin %15'ten fazla arttığını ve mekanik özelliklerin iyileştiğini göstermiştir. Bu çalışma, sürtünme karıştırma işleminin grafen/Al MMK'lerin üretiminde termal iletkenlik ve mekanik dayanıklılığı artırmada etkili bir yöntem olduğunu ortaya koymuştur(Jeon vd., 2014).

Barrientos-Hernández ve arkadaşları yaptığı çalışma için başlangıç malzemeleri, ortalama parçacık boyutu 35 mesh (417 μm) olan kyanit cevheri ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$) ve boyutu 20 μm atomize alüminyum tozu kullanmıştır. Kyanit ve metalik alüminyumun öğütülmesi, havada 3.785 L silindirik paslanmaz çelik kap kapasitesi olan bir dikey öğütücüde ayrı ayrı gerçekleştirilmiştir. 5 mm çapında çelik bilyeler kullanılmıştır ve öğütme süresi 400 rpm'de 0.5, 3, 6, 12 saattir. Alüminyum, kontrol maddesi olarak 100 ml izopropanol ile ıslak halde 3 saat boyunca öğütölüp; daha sonra karışımı homojen hale getirmek için kyanit 0,5 saat karıştırılmıştır. Alüminyum kyanite karışımlarının hazırlanması için, %15,73 Al ve %84,27 kyanit (3:2) oranında karıştırılmıştır. Toz karışımı, 180 MPa'da hidrolik preste tek eksenli olarak 10x6 mm'lik diskler halinde preslenmiş ve 950°C'ye kadar 1°C/dk ısıtma hızı, ardından farklı sıcaklıklara (1100, 1200, 1300, 1400, 1500 ve 1600°C) 10°C/dk ile sinterlenmiştir. Termal ayrışma, ağırlık ve boyutsal değişimler TGA tarafından 10°C/dk sabit ısıtma hızında hava atmosferi altında incelenmiştir. KA0 h numunesi için %2,9'luk ilk kütle azalması, öğütme sırasında emilen organik türlerin buharlaşmasıyla ilişkilendirilmiştir. Alüminyum oksidasyonu için ilk aşama 380–658°C aralığında (alüminyum tozunun katı hal oksidasyonu) %7,2'lik bir ağırlık artışıyla gerçekleşmiştir. İkinci aşamada (658–840°C) alüminyumun sıvı haldeki oksitlenmesinden dolayı ağırlıkta %2,7'lik bir artış tespit edilmiştir. KA12 h numunesi için ilk olarak, 12 saat boyunca öğütüldüğünde, kontrol maddesi olarak izopropil alkol

kullanımı daha fazla miktarda organik tür emilmesine sebep olduğundan başlangıçtaki %7,5'lik ağırlık kaybı KA0 h numunesinden daha olarak gerçekleşmiştir. Alüminyumun katı halde oksidasyonu (birinci aşama), %3,2'lik bir ağırlık artışıyla 450–658°C aralığında gözlenmiştir (Barrientos-Hernández vd., 2021).

Manohar ve arkadaşları bu çalışmada, AA7075 alüminyum alaşımı içine %6 bor karbür (B_4C) ve %3 zirkonyum karbür (ZrC) eklenerek hibrit bir nanokompozit üretilmiş ve hem mikrodalga hem de klasik sinterleme yöntemleriyle karşılaştırılmıştır. Tozlar önce bilyalı değirmende karıştırılmış, ardından yüksek basınçla şekillendirilip sinterleme işlemine alınmıştır. Mikrodalga sinterleme 500 °C'de 30 dakika, klasik yöntem ise 620 °C'de 2 saat uygulanmıştır. Yapı incelemelerinde, mikrodalga sinterlemede parçacıkların daha düzgün dağıldığı ve boşluk oranının daha düşük olduğu görülmüştür. Özellikle ZrC parçacıkları bazı bölgelerde bir araya toplanma (yani “topaklanma”) eğilimi gösterse de, bu yöntemle üretilen örneklerde gözenek oluşumu azalmıştır. XRD testlerinde, mikrodalga yöntemiyle üretilen numunelerde istenmeyen yeni bileşikler oluşmamış, klasik yöntemde ise Al_3BC gibi bileşiklerin oluştuğu gözlemlenmiştir. Mekanik testlerde, mikrodalga sinterlenen kompozitin çekme dayanımı 562 MPa, basma dayanımı 662 MPa, sertliği 132 HV ve kopma uzaması %12,2 olarak ölçülmüş; bu değerler klasik yöntemle göre daha iyidir. Sonuç olarak mikrodalga sinterleme yöntemi, daha kısa sürede ve daha düşük sıcaklıkta daha sağlam, boşluksuz ve dayanıklı yapılar elde edilmesini sağlamıştır (Manohar vd., 2021).

Sadhu ve arkadaşları bu çalışmada, toz metalurjisi yöntemiyle üretilen SiC ve grafen takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin fiziksel, mekanik ve tribolojik özellikleri kapsamlı şekilde incelenmiştir. SiC , yüksek elastik modül, sertlik ve dayanım gibi üstün özellikleri nedeniyle alüminyumla en uyumlu seramik takviye olarak öne çıkarken; grafen ise yüksek yüzey alanı, mükemmel iletkenlik ve katı yağlayıcı özelliğiyle dikkat çekmektedir. Yapılan literatür incelemesine göre, SiC takviyesiyle kompozitlerin sertliği %198, çekme dayanımı %295, aşınma direnci %64 oranında artarken, grafen ile bu artışlar sırasıyla %115 ve %81 seviyelerinde gerçekleşmiştir. Ancak her iki takviyede de parçacık boyutu, oranı ve dağılımı

özellikler üzerinde doğrudan etkili olmuş, fazla miktarda takviye kullanımı topaklanma ve gözeneklilik gibi sorunlara yol açmıştır. Bu problemlerin çözümü olarak, çift hızlı bilyalı öğütme ve sıcak ekstrüzyon gibi ön ve son işlemler önerilmiş; ayrıca SPS (kıvılcım plazma sinterleme) gibi gelişmiş sinterleme tekniklerinin, kısa sürede ve düşük sıcaklıkta yüksek yoğunluklu ve sağlam yapılar elde edilmesinde etkili olduğu vurgulanmıştır. Takviyelerle birlikte yük transferi, tane küçültme, Orowan mekanizması ve ısıl genleşme farkından kaynaklanan dislokasyon birikimi gibi güçlendirme mekanizmalarının birlikte çalışarak mukavemeti artırdığı; ancak özellikle grafende yapısal bütünlüğün korunmasının ve homojen dağılımın sağlanmasının bu etkiler için kritik olduğu belirtilmiştir(Sadhu vd., 2023).

Akgümüş Gök ve arkadaşları bu çalışmada, toz metalürjisi yöntemiyle üretilen Al_2O_3 , SiC, B_4C ve MgO takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri, mekanik ve aşınma özellikleri detaylı olarak incelenmiştir. Yapılan literatür taramasında, sinterleme sıcaklığı, süresi ve presleme basıncı gibi işlem parametrelerinin yoğunluk, sertlik ve gözeneklilik gibi özellikler üzerinde doğrudan etkili olduğu görülmüştür. Al_2O_3 takviyesi malzemenin sertliğini ve aşınma direncini artırmakla birlikte, belli bir oranın üzerinde kullanıldığında yoğunlukta azalma ve gözeneklilikte artış gibi olumsuzluklara neden olmuştur. SiC takviyesi ile mukavemet ve sertlikte önemli artışlar sağlanmış ancak tokluk ve işlenebilirlik özellikleri zayıflamıştır. B_4C takviyesi, kompozitin sertlik ve aşınma direncini belirgin şekilde iyileştirirken, süneklik ve darbe dayanımını düşürmüştür. MgO takviyeli kompozitlerde ise düşük yoğunluk ve yüksek ısıl kararlılık avantajlarına rağmen parçacıkların homojen dağılmasında sorunlar yaşanmış ve mekanik özellikler sınırlı kalmıştır. Genel olarak SiC ve B_4C , yüksek performans gerektiren savunma, otomotiv ve havacılık uygulamaları için öne çıkarken; Al_2O_3 ve MgO daha dengeli özellikler sunarak endüstriyel kullanımlarda tercih edilebilir takviyeler olarak değerlendirilmiştir (Akgümüş Gök vd., 2024).

Liu ve arkadaşları bu çalışmada, 6061 alüminyum alaşımı içerisinde %10 oranında TiC, B_4C ve her ikisinin karışımı takviye edilerek, vakumlu sıcak pres sinterleme yöntemiyle üretilen kompozitlerin mikro yapısı, mekanik özellikleri,

aşınma direnci ve yeniden kristalleşme davranışları incelenmiştir. Üretimde, tozlar etanol ortamında 8 saat karıştırılmış, ardından sıcak pres altında 580 °C’de 2 saat sinterlenmiştir. Mikroyapı analizlerinde, TiC takviyesinin kristal yeniden oluşumunu daha fazla desteklediği; B₄C'nin ise matris içindeki Si ile tepkimeye girerek yerinde SiC oluşumuna neden olduğu ve bu sayede yapı dayanımını artırdığı görülmüştür. Sertlik ve çekme testleri sonucunda, en yüksek değerler %10 B₄C takviyeli numunede elde edilmiş (75 HV, 209 MPa), bunu TiC+B₄C karışımı (%6.67 + %3.33) izlerken, sadece TiC içeren kompozitler daha düşük değerler göstermiştir. Tüm kompozitlerde kırılma tipi sünek olarak belirlenmiş, ancak parçacıkların matrisle bağlandığı bölgelerde mikro çatlaklar gözlemlenmiştir. Aşınma testlerinde, B₄C takviyesi en iyi performansı sergilemiş hem aşındırıcı hem de yapışkan aşınma etkilerini azaltmıştır. Hibrit takviyeli kompozitler hem yük taşıma kapasitesinde artış hem de mikro çatlak ilerlemesini engelleme yönüyle başarılı bulunmuştur. Sonuçlar, TiC ve B₄C parçacıklarının birlikte kullanıldığında mekanik dayanım ve aşınma direncinde dengeli bir iyileşme sağladığını ve bu yöntemin Al matrisli hibrit kompozitler için etkili bir yaklaşım olduğunu göstermektedir (Liu vd., 2024).

6. MATERYAL VE YÖNTEM

Çalışmada, endüstrisinde sıklıkla kullanılan alüminyum alaşımlarına benzer iç yapıya sahip alüminyum matrisli grafen, SiC, B₄C ve WC takviyeli hibrit kompozit malzemeler toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiştir. Matris malzemesi olarak, %99,9 saflıkta alüminyum tozu, bakır, magnezyum ve çinko tozları kullanılmıştır. Bu çalışma ile, sinterleme süreçlerinin daha doğru uygulanması ve yönetilmesi açısından önemli bulgular literatüre kazandırılmıştır. Bu sayede, yüksek mukavemet ve sertlik değerine sahip hibrit kompozitlerin üretimi kolaylaştırılacaktır.

6.1. Malzeme

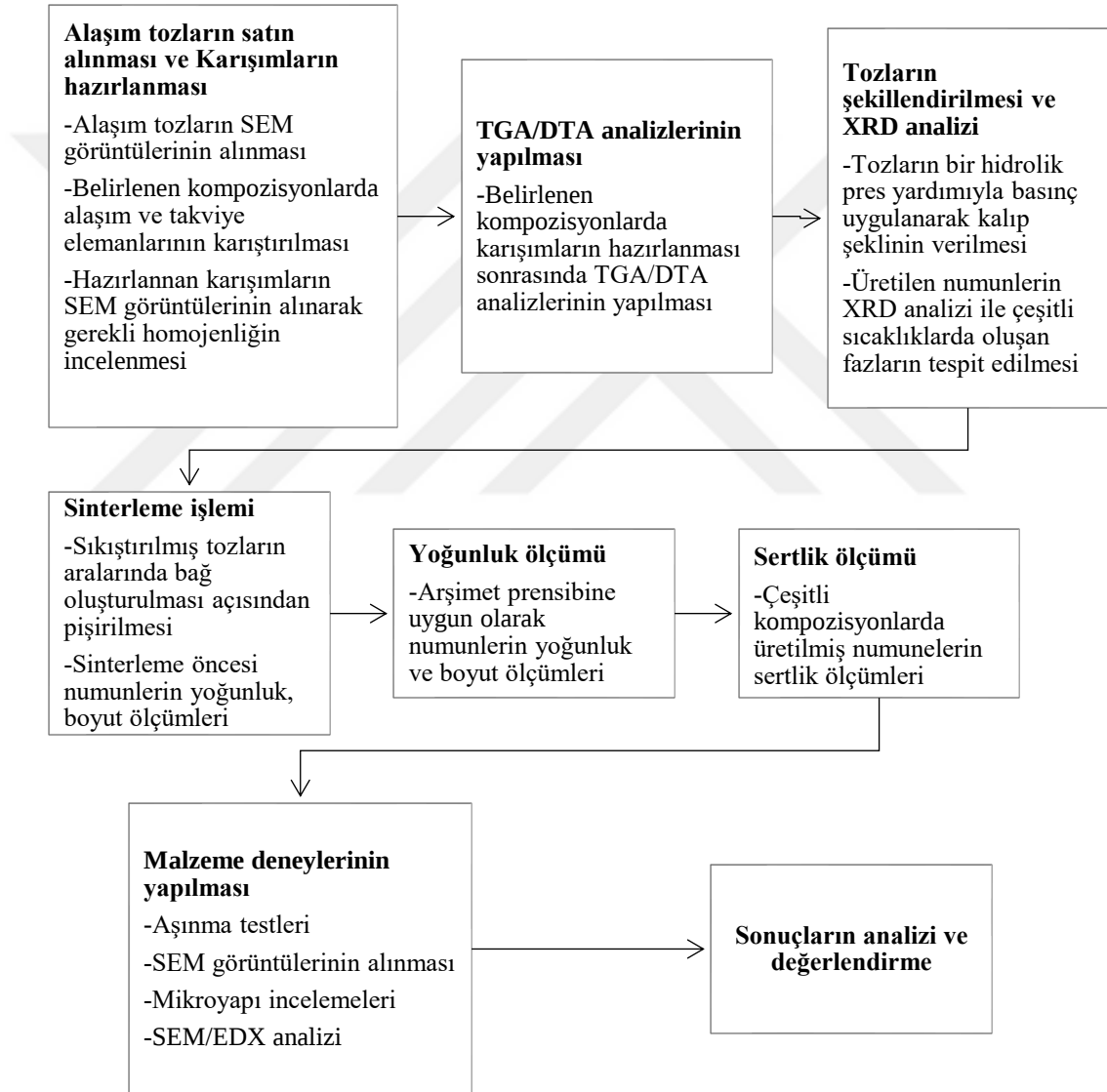
Bu çalışmada, alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin üretiminde çeşitli yüksek saflıktaki metal ve seramik tozları kullanılmıştır. Kullanılan toz malzemeler; Nanografi marka %99,9 saflıkta ve 44 µm tane boyutuna sahip alüminyum, Nanografi marka %99,9 saflıkta ve 44 µm'lük bakır, %99,5 saflıkta ve <45 µm magnezyum, %99,5 saflıkta ve <45 µm tane boyutuna sahip çinko, Alfa Aesar marka %99,9+ saflıkta ve 3 nm–1,5 µm aralığında grafen, Nanografi marka %99,5 saflıkta ve 1–10 µm arasında değişen tane boyutuna sahip silisyum karbür (SiC), %99,9 saflıkta ve 1–3 µm boyutunda bor karbür (B₄C) ile Nanografi marka %99,9 saflıkta ve yaklaşık 18 µm tane büyüklüğüne sahip tungsten karbür (WC) tozlarıdır. Bu tozların mekanik ve fiziksel özellikleri Tablo 6.1’de detaylı şekilde sunulmuştur.

Tablo 6.1. Kullanılan tozların mekanik ve fiziksel özellikleri

Özellik	Al	Cu	Mg	Zn	Grafen	SiC	B ₄ C	WC
Saflık (%)	99.9	99.9	99.5	99.5	99.9+	99.5	99.9	99.9
Ortalama Tane Boyutu (µm)	44	44	<45	<45	3 nm– 1.5 µm	1-10	1-3	18
Yoğunluk (g/cm ³)	2,699	8,94	1,738	7,14	2,25	3,216	2,52	15,63

Ergime Sıcaklığı (°C)	660	1083	650	420	~4500	2730	2450	2870
Sertlik (HB)	23	35	60	30	~1000	2800	~2700-3000	~2700
Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	70	210	160	65	130000	500	350–700	350–700

6.2. Yöntem



Şekil 6.1. Çalışma akış şeması

6.3. Alüminyum Esaslı Hibrit Kompozitlerin Üretimi

Çalışmada Al matrisli hibrit kompozit malzemelerin TGA/DTA analizleri için 8 farklı toz karışımı hazırlanmıştır. Toz karışım oranları Tablo 1’de verilmektedir. Her bir toz karışımı 3 eksenli karıştırma cihazında alümina bilye ile 1:5 toz/bilye oranında karıştırılmıştır. Tozların karıştırma işlemleri sonrasında SEM görüntüleri alınarak incelemeleri yapılmıştır. SEM incelemeleri tamamlandıktan sonra tozlara TGA/DTA analizi yapılmıştır.

Tablo 6.2. Kompozit toz karışımları

Malzeme
Saf Al
Al+Cu
Al+Cu+Mg
Al+Cu+Mg+Zn
Al+Cu+Mg+Zn+Grafen
Al+Cu+Mg+Zn+Grafen+SiC
Al+Cu+Mg+Zn+Grafen+B ₄ C
Al+Cu+Mg+Zn+Grafen+WC

Bu çalışmada 8 farklı numunede yapılacak olan TGA/DTA analizleri tek tek incelenmiş ve kütle kaybı ve artışı yaşanan sıcaklıklar tespit edilmiştir. Bu sıcaklıklarda hangi fazların kütle kayıp ve artışlarına neden olduğu XRD analizi ile belirlenmiştir.

6.3.1. Toz Karışımlarının Hazırlanması

Alüminyum matrisli grafen, SiC, B₄C ve WC takviyeli hibrit kompozitlerin üretiminde kullanılan tozlar ve takviye malzemeleri, Tablo 6.3’te belirtilen ağırlık yüzdelere göre hazırlanarak hassas tartım işlemi gerçekleştirilmiştir. Kompozitlerin matris ve takviye oranlarının yüzdesel oranları tablo 6.3.’de gösterilmiştir. Bu işlemde, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulu’nda bulunan Radwag marka AS 220.R2 model, 0,0001 g hassasiyetine sahip elektronik terazi kullanılmıştır. Şekil 6.2’de ilgili tartım cihazı gösterilmektedir.



Şekil 6.2. Dijital terazi

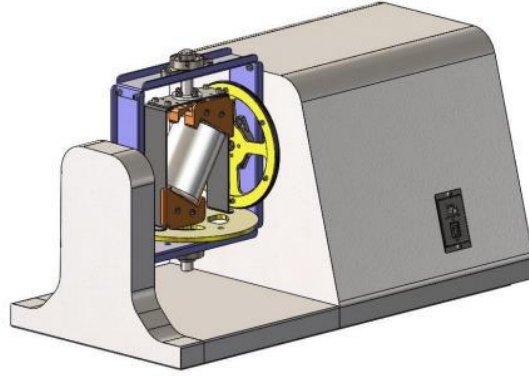
Tablo 6.3. Toz karışımları matris ve takviye elemanlarının yüzdesel oranları

Malzeme Kodu	Matris Elemanı				Takviye Elemanı			
	Al %	Cu %	Mg %	Zn %	Grafen%	SiC %	B ₄ C%	WC%
1.0.0.	100	0	0	0	0	0	0	0
2.0.0.	95,6	4,4	0	0	0	0	0	0
3.0.0.	94,1	4,4	1,5	0	0	0	0	0
4.0.0.	93,96	4,4	1,5	0,14	0	0	0	0
5.0.0.	93,46	4,4	1,5	0,14	0,5	0	0	0
6.0.0.	78,96	4,4	1,5	0,14	0	15	0	0
7.0.0.	78,96	4,4	1,5	0,14	0	0	15	0
8.0.0.	78,96	4,4	1,5	0,14	0	0	0	15

6.3.2. Üç Eksenli Karıştırma ve Öğütme Sistemi

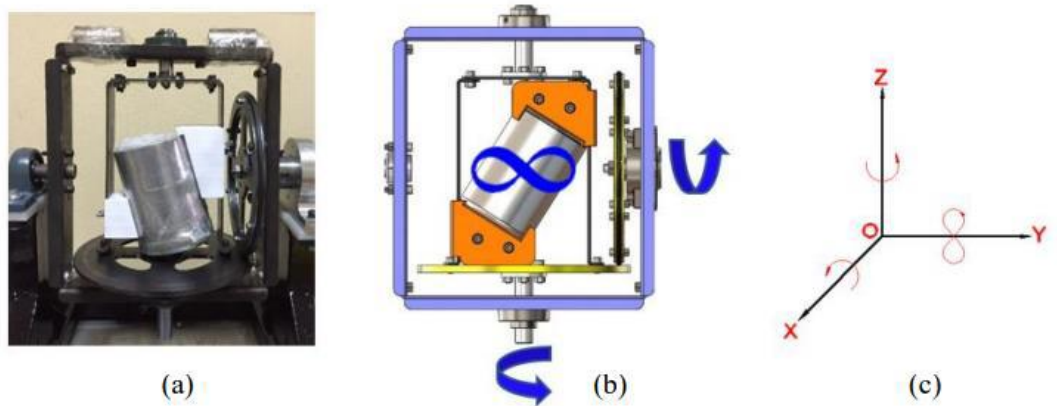
Toz metalurjisi süreçlerinde karıştırma işlemi, takviye elemanlarının matris içinde homojen dağılmasını sağlamak açısından kritik bir aşamadır. Yaygın olarak kullanılan tek eksenli karıştırıcılar, yerçekimi etkisi nedeniyle tozların kap duvarlarına yapışmasına ve homojen karışım elde edilmesini zorlaştıran düzensiz dağılıma yol açmaktadır. Bu sorunu gidermek için karıştırma sistemine, dönme eksenine dik bir hareket eklenerek yüksek devirde çalışma prensibine sahip, üç eksenle hareket edebilen bir mekanizma tasarlanmıştır. Sistem, karıştırma kabına üç eksenle dönme

hareketi kazandırarak çalkalama etkisi oluşturmakta ve tozların daha homojen bir şekilde karışmasını sağlamaktadır (Soy, 2022). Şekil 6.3'te geliştirilen sistem görülmektedir.



Şekil 6.3. Üç eksenli karıştırma ve öğütme sistemi

Geliştirilen sistemde, karıştırma kabı X ve Z eksenlerinde dönme hareketi yaparken, Y ekseninde oluşturulan çalkalama etkisi sayesinde tozların kap duvarlarına yapışması önlenmiş ve karışım ile öğütme süreçlerine daha etkin bir şekilde dahil olmaları sağlanmıştır. Üç boyutlu dönme hareketi, karışımın sürekli hareket halinde olmasını sağlayarak topaklanma oluşumunu engellemiş ve geleneksel sistemlere kıyasla daha yüksek oranda homojen bir dağılım elde edilmesine olanak tanımıştır. Resim 6.4'te, üç boyutlu öğütme ve karıştırma sisteminin dönme ve çalkalama eksenleri gösterilmektedir.



Şekil 6.4. Üç eksenli karıştırma ve öğütme sistemi (a), dönme çalkalama eksenleri (b, c)

Alüminyum matrisli hibrit kompozit tozların homojen bir şekilde karıştırılması, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulu'nda bulunan üç eksenli öğütme ve karıştırma sistemi ile gerçekleştirildi. Karıştırma sırasında topaklanmayı önlemek ve tozların daha iyi dağılmasını sağlamak amacıyla, karıştırma kabına 2 mm çapında alüminyum oksit (Al_2O_3) bilyeler eklendi ve toz/bilye oranı 1:1 olarak belirlenmiştir. Karıştırma işlemi 90 dk boyunca 72 dev/dk dönüş hızında gerçekleştirilmiştir.

6.3.3. Matris ve Takviye Dağılımları

Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin üretim aşamasında, Al-Cu-Mg-Zn alaşım tozu, grafen, SiC, B_4C ve WC takviye tozları, homojen bir dağılım sağlamak amacıyla üç eksenli karıştırma sisteminde işlenmiştir. Karıştırma etkinliğini artırmak ve topaklanmayı önlemek için 2 mm çapında alüminyum oksit bilyeler eklenmiş ve toz/bilye oranı 1:1 olarak belirlenmiştir. Karıştırma işlemi, 74,3 dev/dk dönüş hızında 90 dakika boyunca sürdürülerek, takviye elemanlarının matris içinde homojen dağılımı sağlanmıştır.

6.3.4. Tozların Şekillendirilmesi

Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla hazırlanan toz karışımları, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu MYO'da bulunan Hidropir A.Ş. marka, 80 ton kapasiteli tek eksenli hidrolik pres (Şekil 6.5) kullanılarak şekillendirilmiştir. ASTM B925-03 standardına uygun olarak 110 bar basınçta $\varnothing 10 \times 5$ mm boyutlarında preslenen numuneler, TGA/DTA analizleri doğrultusunda belirlenen deep ve peek sıcaklık noktalarına göre deney numuneleri hazırlanmıştır. Şekil 6.6'de üretilen numunelerin görüntüleri sunulmaktadır.



Şekil 6.5. Hidrolik Pres



Şekil 6.6. Numune

6.3.5. Tozların Sinterlenmesi

Soğuk presleme yöntemiyle üretilen alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin sinterleme süreci, TGA/DTA analiz sonuçları doğrultusunda belirlenen fırın programlarına göre gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulu'nda bulunan, 1200 °C maksimum sıcaklık kapasiteli Protherm marka PLF 120/5 model kamara fırını kullanılmıştır. Sinterleme işlemleri sırasında fırın içerisinde argon gazı verilerek kontrollü atmosfer altında sinterleme gerçekleştirilmiştir. Preslenmiş toz numuneler tablo 6.4.'de bulunan parametreler doğrultusunda şekil 6.8.'de bulunan fırın programlarında geleneksel sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 6.7'de ilgili kamara fırınının görüntüsü sunulmaktadır.



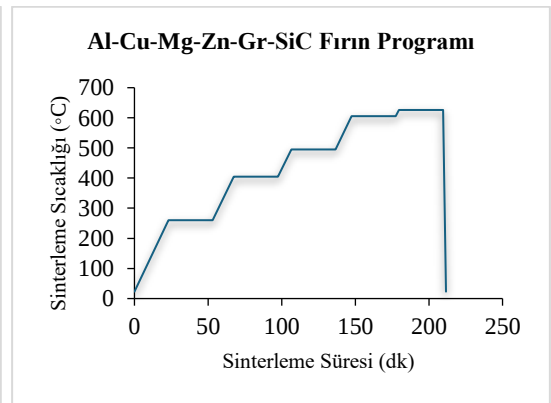
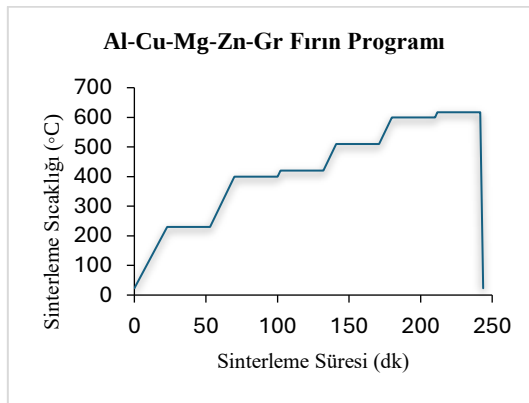
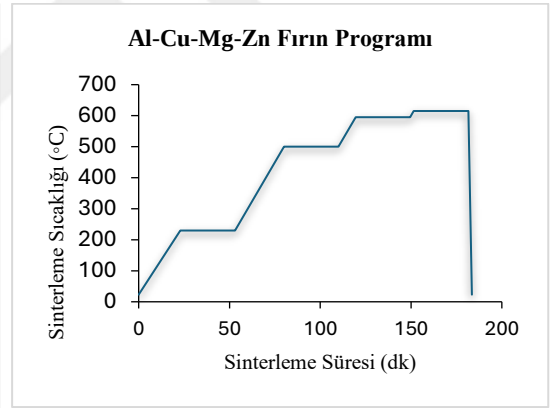
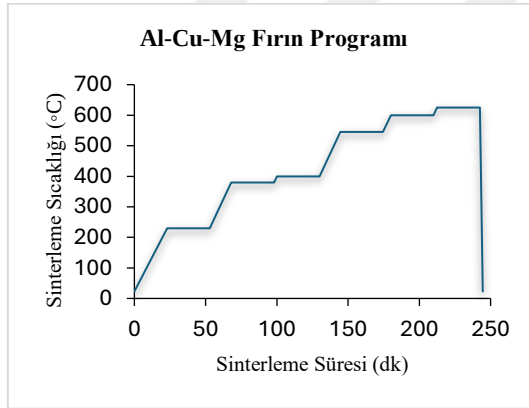
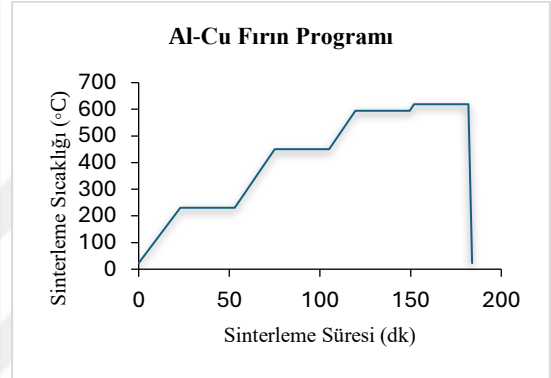
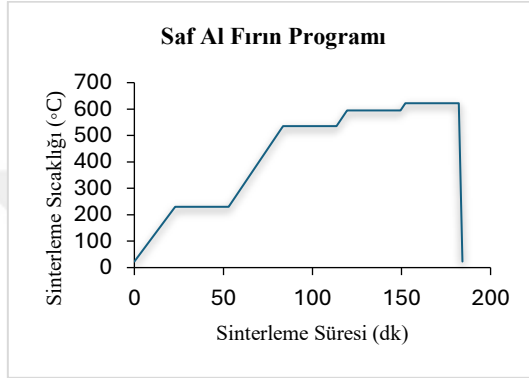
Şekil 6.7. Protherm kamara fırın

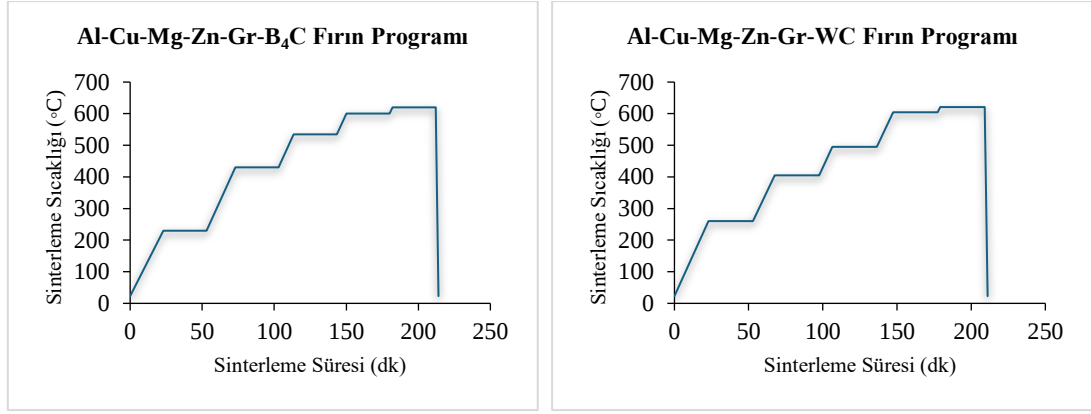
TGA analizlerine göre belirlenen sinterleme sıcaklıklarına göre Tablo 6.4'de bulunan sinterleme parametrelerinde göre ve Şekil 6.8'de bulunan fırın programları oluşturulmuş ve her numune 30 dk boyunca olmak üzere sinterlenmiştir.

Tablo 6.4. Sinterleme parametreleri

Al		Al-Cu		Al-Cu-Mg		Al-Cu-Mg-Zn	
1.1.0.	230 °C	2.1.0.	230 °C	3.1.0.	230 °C	4.1.0.	230 °C
1.2.0.	535 °C	2.2.0.	450 °C	3.2.0.	380 °C	4.2.0.	500 °C
1.3.0.	595 °C	2.3.0.	595 °C	3.3.0.	400 °C	4.3.0.	595 °C
1.4.0.	622 °C	2.4.0.	619 °C	3.4.0.	545 °C	4.4.0.	615 °C
				3.5.0.	600 °C		
				3.6.0.	625 °C		

Al-Cu-Mg-Zn-Gr		Al-Cu-Mg-Zn-Gr-SiC		Al-Cu-Mg-Zn-Gr-B ₄ C		Al-Cu-Mg-Zn-Gr-WC	
5.1.0.	230 °C	6.1.0.	260 °C	7.1.0.	260 °C	8.1.0.	260 °C
5.2.0.	400 °C	6.2.0.	405 °C	7.2.0.	435 °C	8.2.0.	405 °C
5.3.0.	420 °C	6.3.0.	495 °C	7.3.0.	500 °C	8.3.0.	495 °C
5.4.0.	510 °C	6.4.0.	605 °C	7.4.0.	600 °C	8.4.0.	605 °C
5.5.0.	595 °C	6.5.0.	626 °C	7.5.0.	619 °C	8.5.0.	621 °C
5.6.0.	617 °C						





Şekil 6.8. Fırın programları

6.4. Mikroyapı Karakterizasyonu

6.4.1. Zımparalama ve Parlatma

Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin mikroyapı karakterizasyonu için yüzey hazırlama işlemi, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulu'nda bulunan Bulupol marka zımparalama ve parlatma cihazında gerçekleştirilmiştir. Numuneler, sırasıyla 240, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2500 kum Al₂O₃ su zımparası kullanılarak zımparalanmış ve ardından 6 µm ve 1 µm elmas süspansiyon ile çuha yardımıyla parlatılmıştır. Şekil 6.9'da kullanılan Bulupol zımparalama ve parlatma cihazının görüntüsü bulunmaktadır.



Şekil 6.9. Zımparalama ve parlatma cihazı

6.4.2. Mikroyapı

Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin mikroyapı karakterizasyonu, zımparalama ve parlatma işlemlerinin tamamlanmasının ardından gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Nikon marka Eclipse LV150 model optik mikroskop kullanılarak mikroyapı görüntüleri elde edilmiştir. Şekil 6.10'da kullanılan optik mikroskobun görüntüsü bulunmaktadır.



Şekil 6.10. Optik mikroskop

6.5. Deneysel Analizler

Alüminyum matrisli hibrit kompozit malzemelere ait deneysel yoğunluk ölçümleri, ASTM B962-17 standardı esas alınarak ve Arşimet prensibine uygun şekilde gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla kullanılan Arşimet deney düzeneğine ilişkin şematik görünüm Şekil 6.11'de sunulmaktadır.



Şekil 6.11. Arşimet deney düzeneği

Sinterleme işlemi sonrası hibrit kompozitlerin yoğunluklarının karşılaştırmalı olarak değerlendirilmesi amacıyla, öncelikle karışım kuralı esas alınarak teorik yoğunluk (ρ_t) değerleri hesaplanmıştır. Daha sonra Arşimet yöntemiyle elde edilen deneysel yoğunluk (ρ_d) değerleri bu teorik değerlerle karşılaştırılmış ve numunelerin bağıl (relatif) yoğunlukları belirlenmiştir.

$$\rho T = \rho_{matris} \times V_{matris} + \rho_{takviye} \times V_{takviye}$$

Burada;

ρ_{matris} : Matris malzeme yoğunluğu (gr/cm³)

V_{matris} : Matris malzeme ağırlıkça yüzdesi

$\rho_{takviye}$: Takviye elemanı yoğunluğu (gr/cm³)

$V_{takviye}$: Takviye elemanı ağırlıkça yüzdesi ifade edilmektedir.

6.5.1. SEM/EDX İncelemeleri

Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin parlatılmış yüzeylerinin detaylı mikroyapı analizleri ve element dağılım incelemeleri, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Deneysel Fen Bilimleri Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan Zeiss marka Gemini SEM 500 model taramalı elektron mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.12'de ilgili SEM/EDS cihazının görseli bulunmaktadır.



Şekil 6.12. SEM/EDX cihazı

6.5.2. Sertlik

Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin sertlik ölçümleri, ASTM E10-18 standardına uygun olarak, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Brinell (HB) sertlik ölçme cihazında gerçekleştirilmiş olup, deneylerde 2,5 mm çapında bilye ve 32,25 kg yük kullanılmıştır. Şekil 6.13'te ilgili sertlik ölçme cihazının görseli bulunmaktadır.



Şekil 6.13. Sertlik ölçüm cihazı

6.5.3. XRD Analizi

Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin faz analizlerini belirlemek amacıyla X-ışını kırınım (XRD) analizi gerçekleştirilmiştir. Manisa Celal Bayar Üniversitesi Deneysel Fen Bilimleri Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde (DEFAM) bulunan PANalytical marka XRD cihazı kullanılarak yapılan analizler, 20° ila 70° arasındaki 2θ açılarında, $2^\circ/\text{dk}$ gonyometre hızı ve 40 kV/30 mA hızlanma voltajı ile oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.14'te ilgili XRD cihazının görseli bulunmaktadır.



Şekil 6.14. XRD cihazı

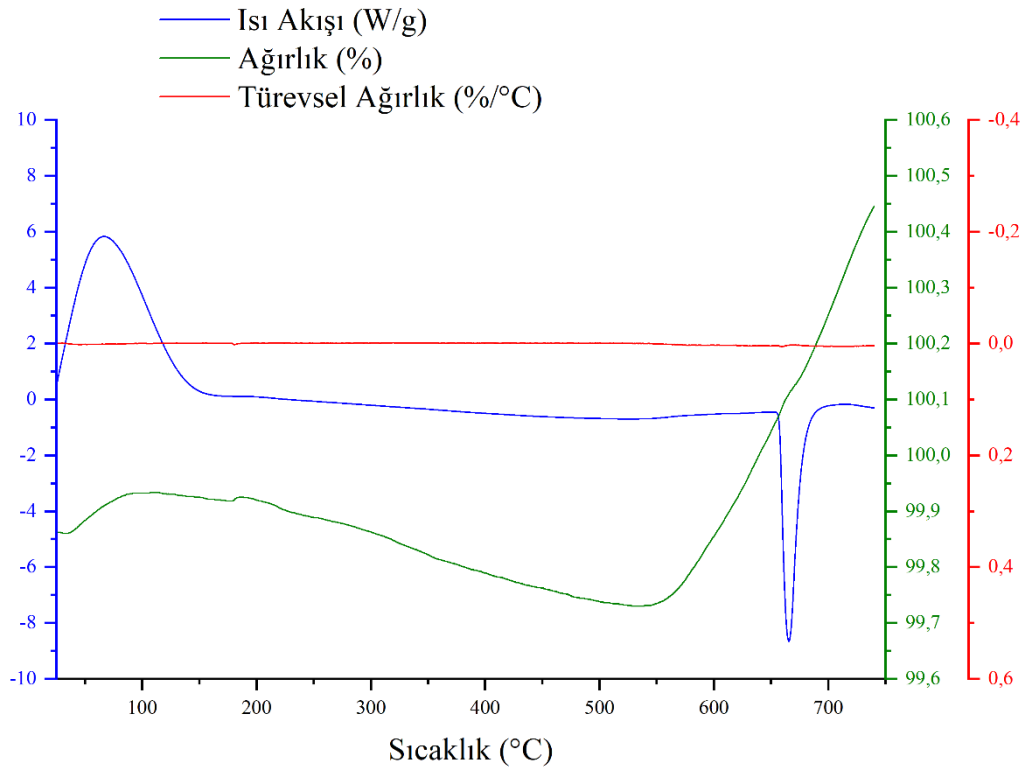
7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu bölümde, grafen, SiC, B₄C ve WC takviyesiyle üretilen alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin yoğunluk, sertlik ve aşınma testlerinden elde edilen veriler değerlendirilmiştir. Bununla birlikte XRD analizleri, SEM, EDS görüntüleri ve optik mikroskop fotoğraflarına yer verilmiştir.

7.1. Hibrit Kompozitlerin Üretimi Öncesi İnceleme Sonuçları

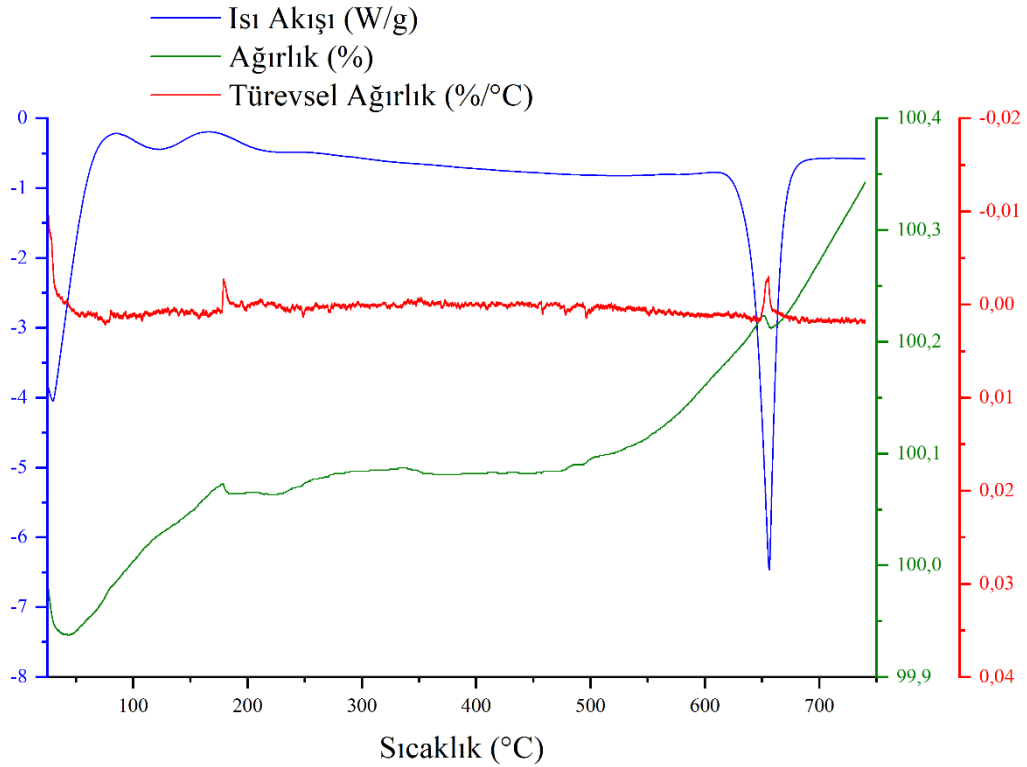
7.1.1. Tozların TGA/DTA Analizleri

Alüminyum matrisli, grafen, SiC, B₄C ve WC takviyeli hibrit kompozitlerin üretimi öncesinde, kullanılacak tozlar önceden belirlenen oranlarda karıştırılmıştır. Bu karışımlarda, sıcaklık ve zaman değişkenlerinin etkisiyle ortaya çıkan kütle kayıpları veya artışlarının yanı sıra ergime noktalarının tespit edilebilmesi amacıyla TGA/DTA analizleri gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan toz karışımlara uygulanan TGA/DTA analiz sonuçları aşağıda verilmiştir.



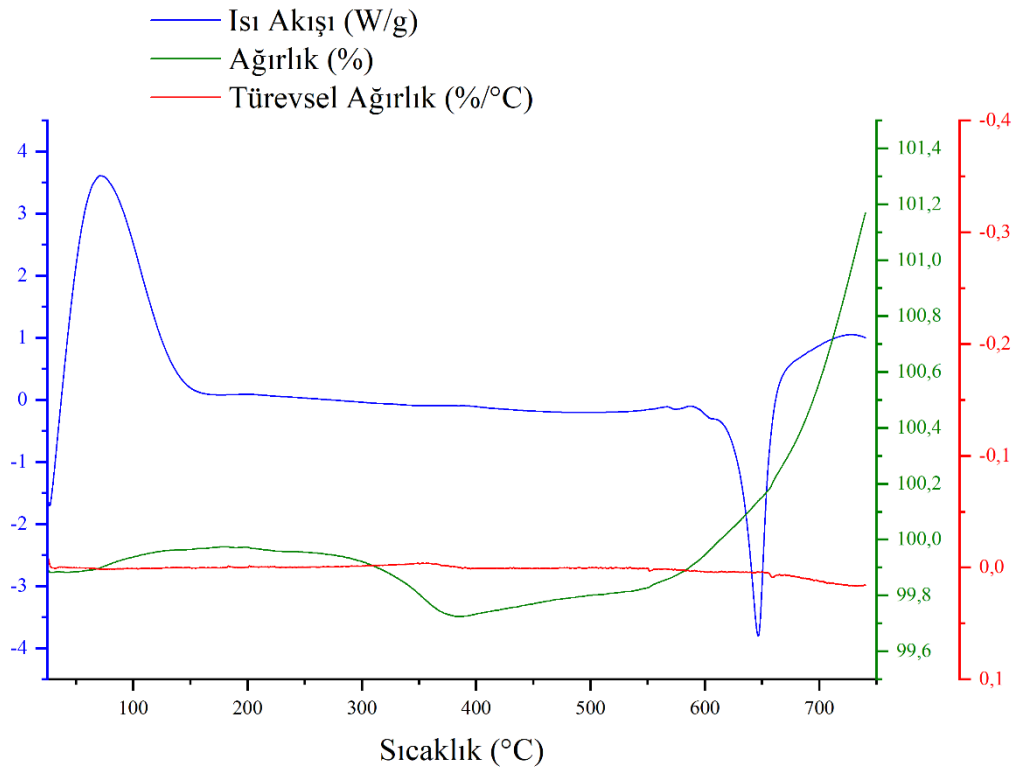
Şekil 7.1. 1.0.0. tozuna ait TGA/DTA grafiği

Şekil 7.1 de bulunan Saf Al tozuna ait TGA/DTA analiz sonuçları incelendiğinde, numunenin 600 °C'ye kadar yüksek termal stabilite gösterdiği ve belirgin bir bozunma eğilimi sergilemediği gözlemlenmiştir. DTA eğrisinde 66,26 °C'de yüzeydeki suyun uzaklaşması veya çok ince bir oksit tabakasının oluşumuna bağlı olarak ekzotermik bir tepe kaydedilmiş, ancak bu sıcaklıkta TGA eğrisinde herhangi bir kütle kaybı gözlemlenmemiştir. 206,25 °C'de belirgin bir faz geçişi ya da reaksiyon bulunmamakta olup, numunenin %99,916 oranında ağırlığını koruduğu ve termal olarak tamamen kararlı kaldığı belirlenmiştir. 387,50 °C'de -0,473 W/g değerinde zayıf bir endotermik tepe gözlenmiş ve %0,12 düzeyinde çok sınırlı bir kütle kaybı meydana gelmiştir; bu durum, Al yüzeyindeki ince oksit tabakasının yeniden yapılanması veya iç yapısal düzenlemeyle ilişkilendirilebilir. 527,80 °C'de numune analiz boyunca ulaşılan minimum ağırlık noktasına ulaşmış (%99,73), fakat toplamda yalnızca %0,27'lik bir kütle kaybı gerçekleşmiştir. Bu da Al tozunun yüksek sıcaklıklarda dahi oldukça kararlı bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir. 665,51 °C'de gözlemlenen güçlü endotermik tepe, Al'un erime sürecine karşılık gelmekte olup, bu sıcaklıkta TGA eğrisinde herhangi bir kütle kaybı gözlemlenmemiştir.



Şekil 7.2. 2.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği

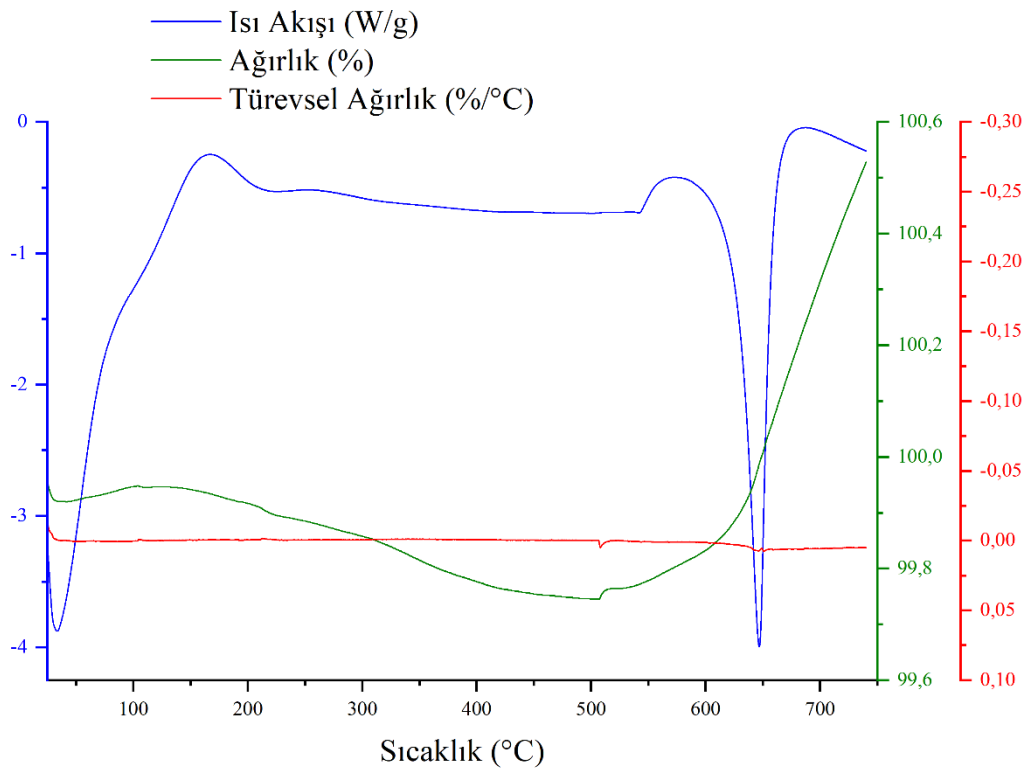
Şekil 7.2. 'de bulunan 2.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA analizinde, DTA eğrisinde 164,78 °C'de -0,195 W/g değerinde bir maksimum ısı akışı tespit edilmiş, bu noktada belirgin bir kütle değişimi yaşanmamış olmakla birlikte olayın, Cu'nun Al matrisinde dağılmaya başlaması veya iç yapısal gerilmelerin serbest kalması sonucu ortaya çıkan ekzotermik bir reaksiyonla ilişkili olabileceği değerlendirilmiştir. 656,25 °C'de DTA eğrisinde -6,464 W/g ile en düşük ısı akışı değeri kaydedilmiş olup, bu sıcaklık Al–Cu alaşımının erime sürecine girdiğini açıkça göstermektedir. Saf Al'un erime sıcaklığı olan 660 °C civarındaki bu davranışın, Cu katkısı nedeniyle hafif şekilde düştüğü görülmektedir. Elde edilen bu bulgular, Al–Cu alaşım tozunun termal olarak oldukça stabil bir yapıya sahip, 650 °C üzerindeki sıcaklıklarda erime süreciyle birlikte önemli yapısal dönüşümler geçirdiğini göstermektedir.



Şekil 7.3. 3.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği

Şekil 7.3.'de bulunan Saf Al, Cu ve Mg içeren 3.0.0 numaralı toz karışımına ait TGA/DTA analiz sonuçları incelendiğinde, 70,60 °C'de DTA eğrisinde 3,611 W/g değerinde belirgin bir ekzotermik tepe tespit edilmiştir; bu durum, Mg elementinin düşük sıcaklıklarda oksidasyon eğilimi göstermesi, iç yapısal gerilmelerin serbest kalması veya Mg ile Al arasında intermetalik faz oluşumlarının başlaması ile

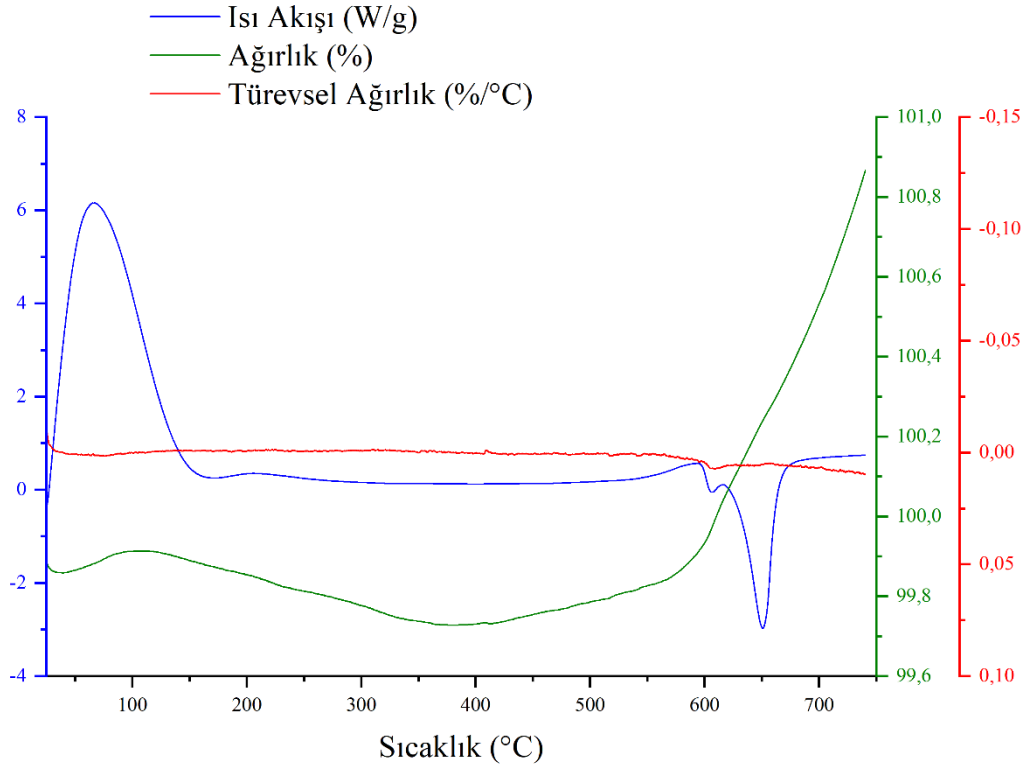
ilişkilendirilebilir. 383,90 °C’de TGA eğrisinde %99,724 seviyesine karşılık gelen hafif bir kütle kaybı gözlemlenmiş olup, bu kayıp (~%0,28), Mg ve Cu’nun yüzey oksidasyonu veya ince faz değişimleriyle bağlantılı olabilir. 646,58 °C’de -3,804 W/g değerinde güçlü bir endotermik tepe kaydedilmiş ve bu sıcaklık alaşımın erime sürecine girdiğini göstermektedir; Cu ve Mg katkılarının, Al’un erime sıcaklığını bir miktar düşürdüğü anlaşılmaktadır. Elde edilen bu veriler, Mg katkısının Al–Cu esaslı alaşımlarda düşük sıcaklıkta oksidasyonu başlatabildiğini, ısıtma sırasında genel olarak yüksek kararlılık sağladığını ortaya koymaktadır.



Şekil 7.4. 4.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği

Şekil 7.4.’de bulunan 4.0.0 numaralı toz karışımına ait TGA/DTA analiz sonuçları incelendiğinde, düşük sıcaklık aralığında belirgin bir bozunma izlenmemiştir. 499,43 °C’de TGA eğrisi minimum değere ulaşmış ve %99,745 düzeyinde çok sınırlı bir kütle kaybı meydana gelmiştir (~%0,25); bu, Zn, Mg veya Cu’nun yüzey oksidasyonu ya da iç faz dönüşümleriyle ilişkilendirilebilir. 646,89 °C’de DTA eğrisinde -3,997 W/g değerinde belirgin bir endotermik tepe kaydedilmiş olup, bu sıcaklık alaşımın erime sürecine girdiğini göstermektedir. Zn, Cu ve Mg elementlerinin varlığı, Al’un erime sıcaklığını düşürerek erime başlangıcını

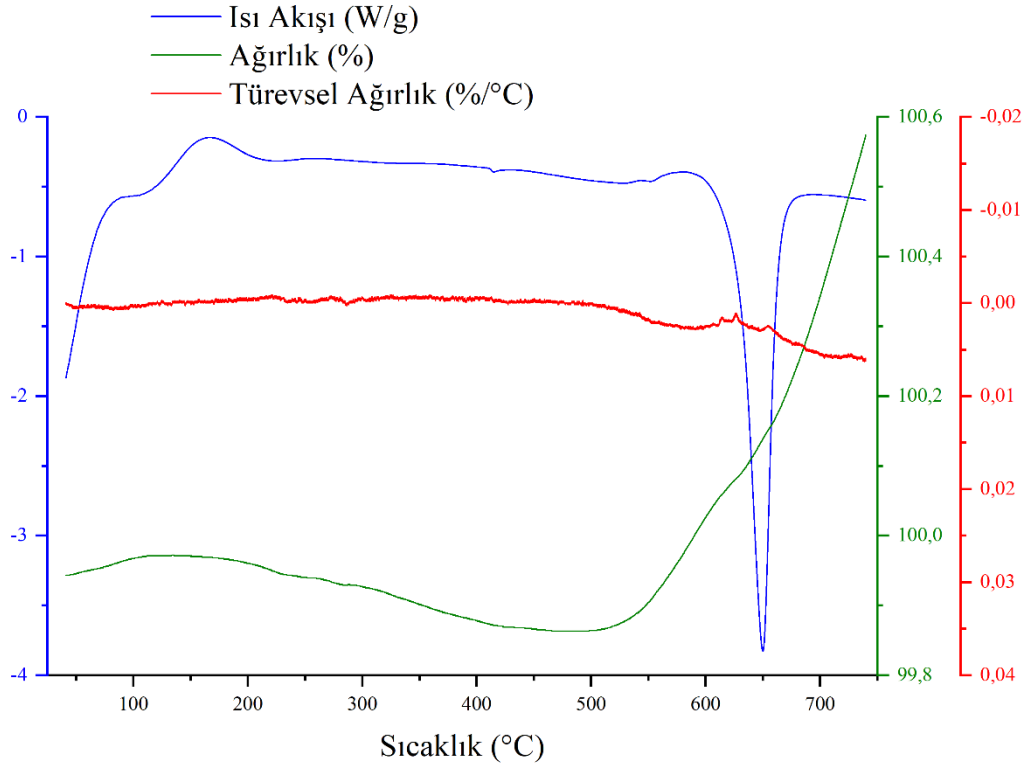
daha erken bir noktaya çekmiştir. 686,38 °C’de ise -0,044 W/g düzeyinde hafif bir endotermik olay kaydedilmiş, bu da intermetalik faz dönüşümleri veya yapısal yeniden düzenlemeler ile ilişkilendirilebilecek bir davranış olarak değerlendirilmiştir. Genel olarak elde edilen bu veriler, Al–Cu–Mg–Zn alaşımının düşük sıcaklıklarda oldukça kararlı bir yapı sergilediğini, erime sürecine 650 °C civarında girdiğini göstermektedir.



Şekil 7.5. 5.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği

Şekil 7.5.’de bulunan 5.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA analiz sonuçlarına göre, düşük sıcaklıklarda herhangi bir belirgin bozunma gözlenmemiştir. 65,45 °C’de DTA eğrisinde 6,154 W/g seviyesinde belirgin bir ekzotermik tepe gözlemlenmiş; bu tepe, Mg’nin düşük sıcaklıkta oksidasyona başlaması ve grafenin yüzeyle etkileşimi sonucu oluşan yapısal dönüşümlerle ilişkilendirilmiştir. 375,52 °C’de TGA eğrisi %99,727 değerine ulaşmış ve yaklaşık %0,27’lik sınırlı bir kütle kaybı meydana gelmiştir; bu durum Cu, Mg, Zn elementlerinin yüzey oksidasyonu veya grafen ile olası yüzey reaksiyonlarının etkisiyle açıklanabilir. 650,84 °C’de DTA eğrisinde -2,976 W/g seviyesinde belirgin bir endotermik tepe kaydedilmiştir ve bu sıcaklık, alaşımın erime sürecine girdiğini göstermektedir. Grafen katkısı ile Zn, Mg ve Cu elementlerinin varlığı, Al matrisinin erime sıcaklığında hafif bir düşüşe neden

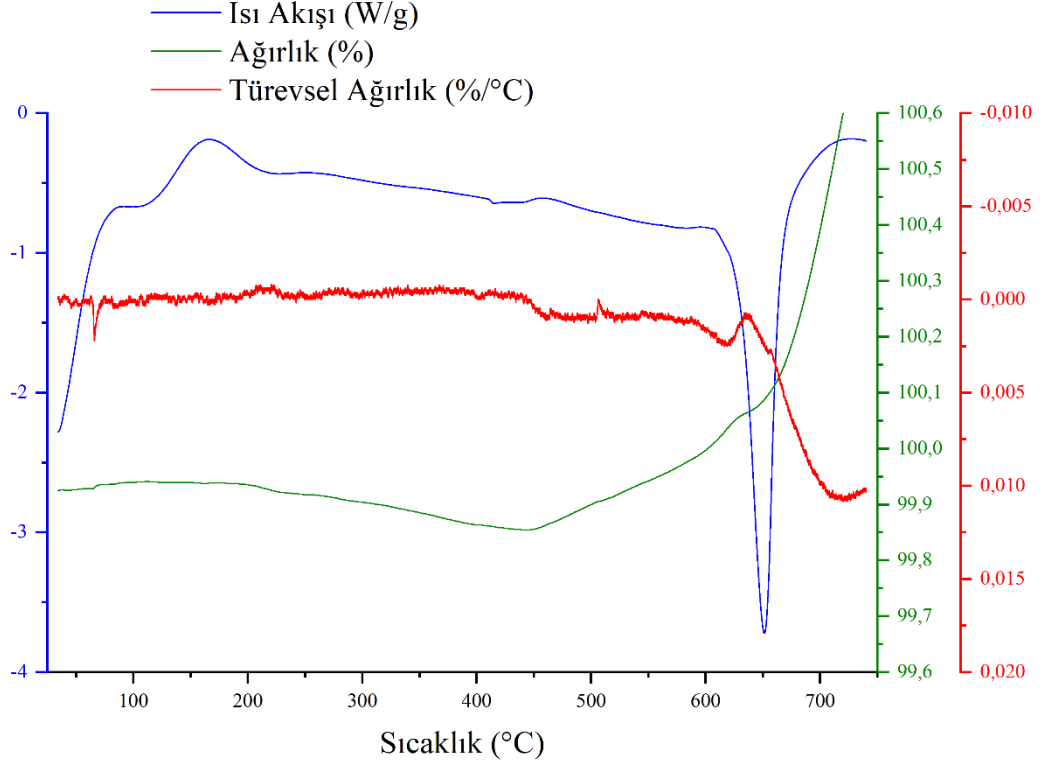
olmuştur. Elde edilen veriler, bu hibrit takviyeli sistemin ısı olarak düşük sıcaklıklarda kararlı olduğunu, erime sürecinin 650 °C civarında başladığını açıkça ortaya koymaktadır.



Şekil 7.6. 6.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği

Şekil 7.6.'da bulunan 6.0.0. numaralı toz karışımına ait TGA/DTA analiz sonuçlarına göre, numunenin düşük sıcaklık aralığında oldukça kararlı bir yapı sergilediği görülmektedir. DTG eğrisinde düşük sıcaklıklarda belirgin bir kütle kaybı bulunmamakta, bu da yüzeydeki nemin veya uçucu bileşiklerin önemli bir bozunma oluşturmadan uzaklaştığını göstermektedir. DTA eğrisi incelendiğinde, yaklaşık 60–100 °C aralığında hafif dalgalı bir ekzotermik ısı akışı gözlemlenmiştir; bu durum, Mg'nin erken oksidasyon eğilimi veya grafen ile yüzey etkileşimlerinin başlangıcıyla ilişkilendirilebilir. TGA eğrisi yaklaşık 500 °C'ye kadar kademeli bir azalış göstermekte, bu bölgede hafif (~%0,2 civarı) bir kütle kaybı olduğu anlaşılmaktadır. Bu kayıp, Mg, Zn veya Cu'nun yüzey oksidasyonu ya da mikroyapısal yeniden düzenlenmeleri ile ilişkili olabilir. Yaklaşık 650–670 °C aralığında DTA eğrisinde belirgin bir endotermik tepe gözlemlenmiş ve bu tepe alaşımın erime sürecine girdiğine işaret etmektedir. Grafen ve SiC gibi seramik takviyelerin varlığı, bu

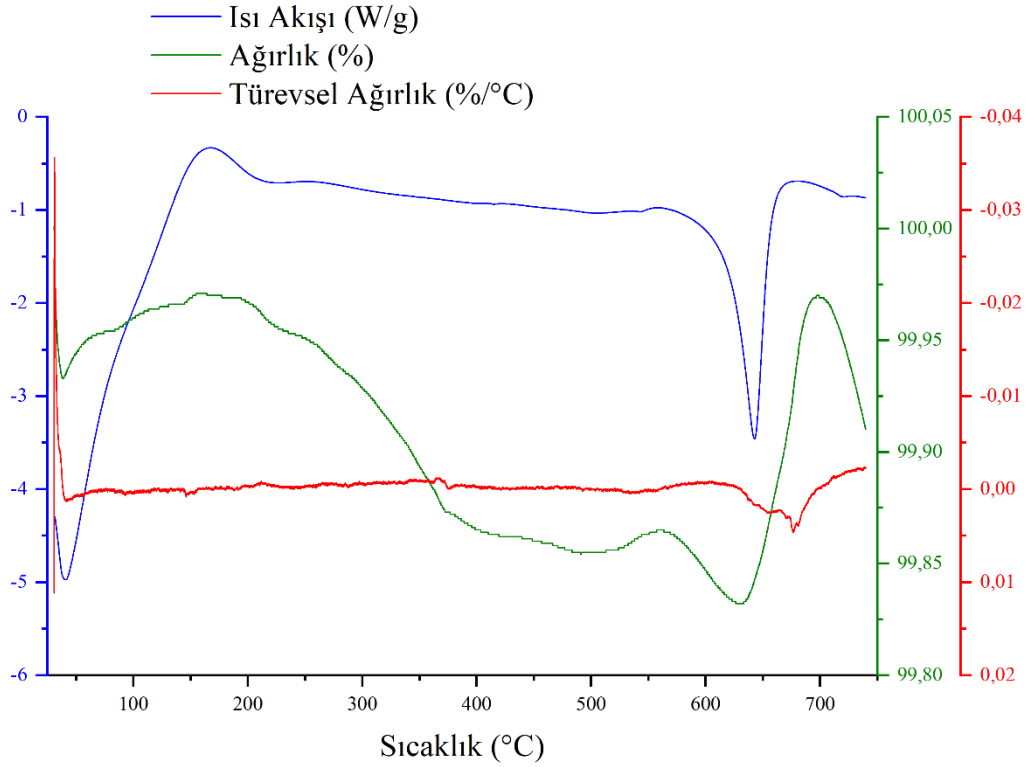
sıcaklıkta erime davranışını etkilemiş olabilir. Özellikle SiC'nin yüksek termal kararlılığı nedeniyle sistemdeki ısı akışı daha keskin ve kontrollü bir eğilim göstermiştir. Elde edilen bu veriler, Al matrisli bu çoklu takviyeli kompozitin yüksek sıcaklıklara kadar stabilitesini koruyabildiğini göstermektedir.



Şekil 7.7. 7.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği

Şekil 7.7.'de bulunan 7.0.0 numaralı toz karışımına ait TGA/DTA analizine göre, numune düşük sıcaklıklarda yüksek termal stabilite sergilemektedir. Yaklaşık 25–500 °C aralığında TGA eğrisi üzerinde yalnızca sınırlı (~%0,2) bir kütle kaybı gözlemlenmiş, bu kaybın Mg, Zn veya Cu'nun yüzey oksidasyonları ya da grafen ile yüzey etkileşimlerinden kaynaklanabileceği değerlendirilmiştir. DTA eğrisi incelendiğinde, 60–120 °C aralığında dalgalı yapıda bir ekzotermik tepe görülmekte, bu da muhtemelen grafen yüzey aktivitesi ile B₄C'nin termal kararlılığı arasındaki etkileşimler ya da Mg'nin erken oksidasyon reaksiyonları ile ilişkilendirilmektedir. 650–670 °C civarında DTA eğrisinde belirgin bir endotermik tepe meydana gelmiş olup, bu sıcaklık Al matrisli alaşımın erime sürecine girdiğini göstermektedir. Grafen ve özellikle B₄C gibi yüksek erime noktalı seramik takviyeler, ısı akış profilini

etkileyerek bu geçişi keskinleştirmiştir. Elde edilen bu sonuçlar, bu çok bileşenli hibrit takviyeli sistemin düşük ve orta sıcaklıklarda kararlı bir yapı sunduğunu, yaklaşık 650 °C’de erime sürecine girdiğini göstermektedir.

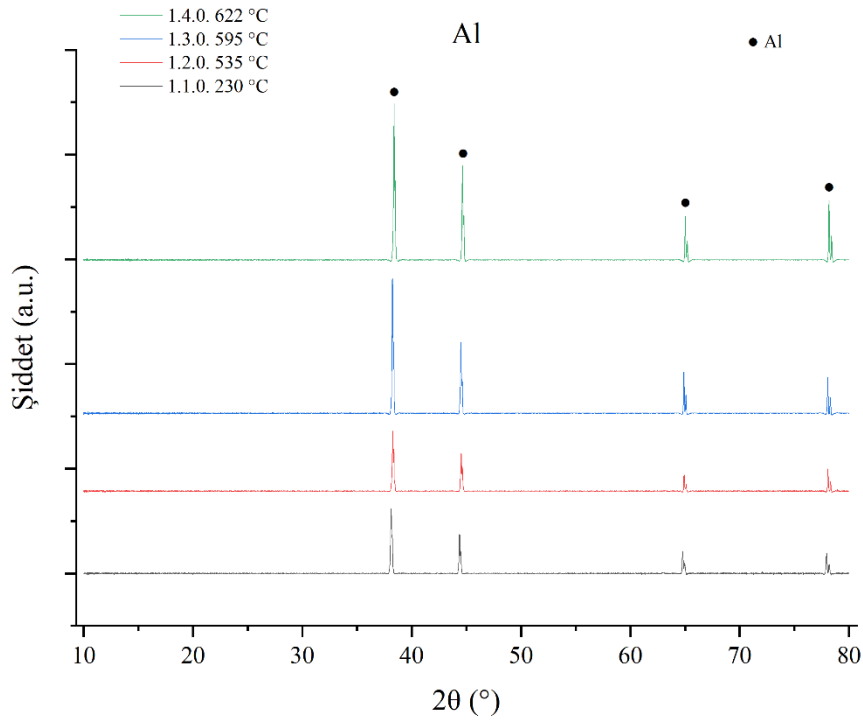


Şekil. 7.8. 8.0.0. toz karışımına ait TGA/DTA grafiği

Şekil 7.8.’de bulunan 8.0.0 numaralı toz karışımına ait TGA/DTA analiz sonuçlarına göre, numune düşük sıcaklık aralığında yüksek termal kararlılık sergilemektedir. Yaklaşık 30–400 °C arasında TGA eğrisinde %0,15 civarında sınırlı bir kütle kaybı gözlemlenmiş olup, bu durum Mg ve Zn gibi oksidasyona eğilimli elementlerin yüzey reaksiyonları ya da grafenin yüzeyle etkileşimi ile ilişkilendirilebilir. DTA eğrisinde 50–150 °C aralığında gözlenen belirgin ekzotermik tepe, Mg’nin düşük sıcaklıkta oksidasyona başlaması, Cu’nun matrise difüzyonu veya grafen kaynaklı yüzey reaksiyonlarıyla açıklanabilir. Yaklaşık 650–670 °C aralığında DTA eğrisinde kaydedilen keskin endotermik tepe, alaşımın erime sürecine girdiğini göstermektedir. Bu sıcaklıkta TGA eğrisinde herhangi bir kütle kaybı gözlemlenmemesi, bu olayın fiziksel bir faz dönüşümüne (katıdan sıvıya) karşılık geldiğini ortaya koymaktadır. Erime sıcaklığına yakın bölgede WC katkısının etkisiyle ısı akışı daha kontrollü ilerlemekte, bu da alaşımın termal geçişlerinin daha dar ve

belirgin olmasına katkı sağlamaktadır. Elde edilen bu veriler, WC katkılı bu çok bileşenli kompozit sistemin düşük ve orta sıcaklıklarda yüksek stabiliteye sahip olduğunu, yaklaşık 650 °C’de erime sürecine girdiğini ortaya koymaktadır.

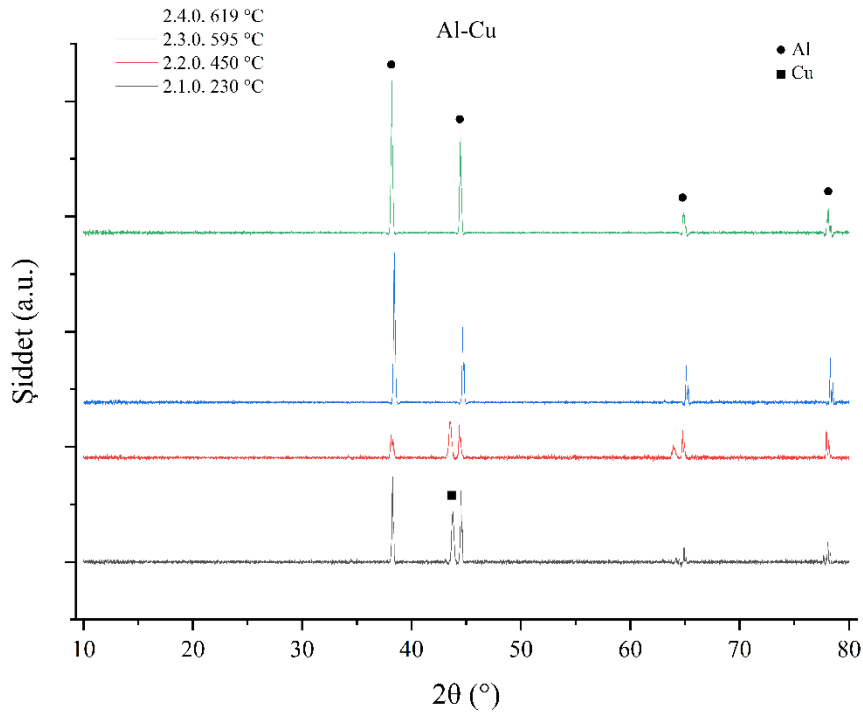
7.1.2. XRD Analiz Sonuçları



Şekil 7.9. 1.0.0 kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Şekil 7.9’de, 230 °C, 535 °C, 595 °C ve 622 °C sıcaklıklarında sinterlenen saf Al numunelerine ait XRD desenleri incelendiğinde, tüm sıcaklıklarda baskın olarak Al FCC (Face Centered Cubic) fazının kristal yapısına ait karakteristik pikler ($2\theta \approx 38.5^\circ$, 44.7° , 65.1° , 78.2°) net biçimde gözlemlenmiştir. Bulunmuş olan pikler Zhang ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmadaki Al pikleri ile örtüşmektedir (Zhang vd., 2024). Bu, her dört sıcaklıkta da Al’un kristal yapısını koruduğunu göstermektedir. 230 °C’de elde edilen desen, nispeten düşük şiddetli ve geniş piklerle sinterleme öncesi veya başlangıç düzeyindeki boyun oluşumunu yansıtırken; sıcaklık arttıkça (özellikle 595 °C ve 622 °C’de) piklerin daha dar ve daha şiddetli hale geldiği görülmüştür. Bu daralma ve şiddet artışı, kristal boyutlarının büyüdüğüne ve kristalizasyon kalitesinin arttığına işaret etmektedir. 535 °C sonrası bu etki daha belirgin hâle gelmiştir. Ayrıca,

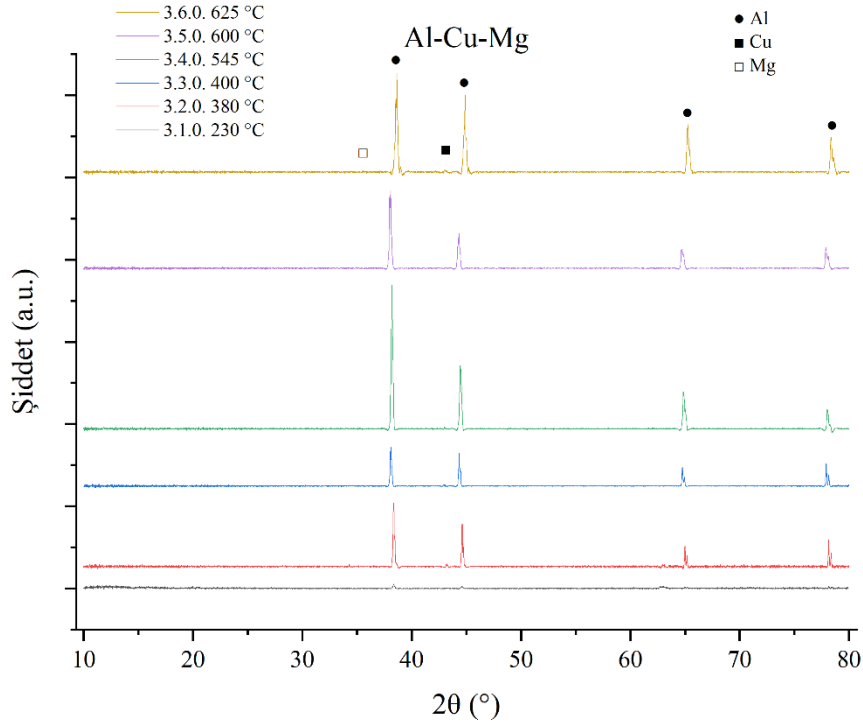
sinterleme sıcaklığı arttıkça hiçbir yeni faz oluşumuna rastlanmaması, sinterleme sırasında istenmeyen intermetalik ya da oksit fazlarının oluşmadığını ve termal ortamın kontrollü olduğunu ortaya koymaktadır. Özellikle 595 °C ve 622 °C'de gözlenen dar ve yüksek Al pikleri, bu sıcaklıklarda yoğunlaşmanın arttığını ve mikro yapısal olarak daha düzenli bir Al yapısının elde edildiğini göstermektedir. Tüm desenlerde Al₂O₃ gibi istenmeyen fazlara ait pike rastlanmamıştır.



Şekil 7.10. 2.0.0 kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Al–Cu alaşım sistemine ait farklı sinterleme sıcaklıklarında elde edilen XRD desenlerinde, tüm numunelerde 38,4°, 44,7°, 65,1° ve 78,2° (2θ) açılarında Al fazına ait karakteristik pikler belirgin şekilde gözlemlenmiştir. 230 °C ve 450 °C’de düşük şiddetli ve geniş piklerin varlığı, kristal yapının tam olarak gelişmediğini ve parçacıklar arası bağların sınırlı kaldığını göstermektedir. Ayrıca 43,30° (2θ) açılarında Cu pikleri açıkça gözükmemektedir (Chua vd., 2013). 595 °C ve 619 °C sıcaklıklarında, özellikle Al fazına ait ana piklerin şiddeti belirgin şekilde artmış ve oldukça keskin hâle gelmiştir. Bu sıcaklıklarda kristal büyümesinin tamamlandığı ve iç yapının daha

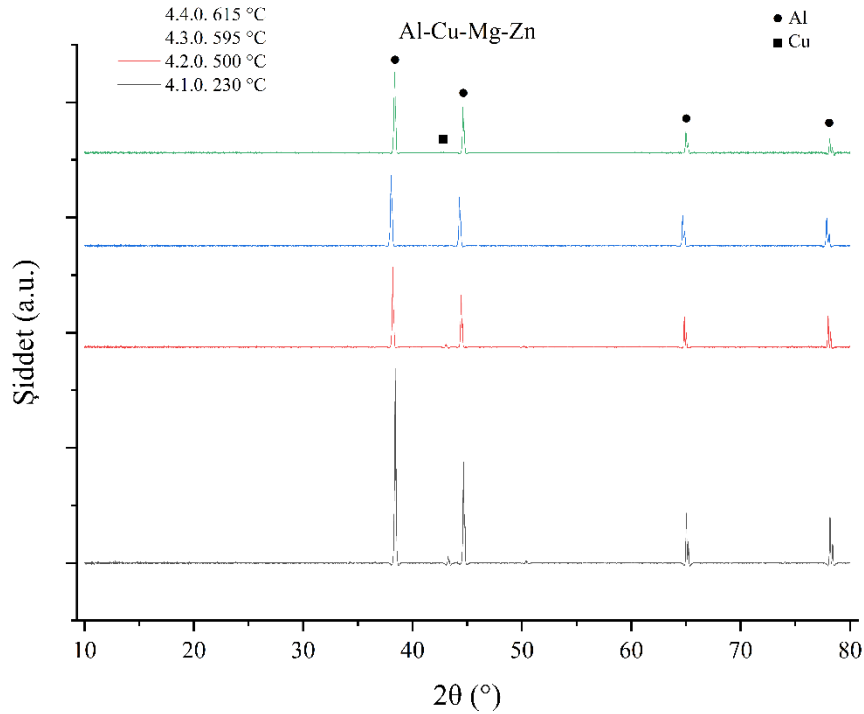
düzenli bir hâl aldığı anlaşılmaktadır. Bu iki sıcaklıkta 20° – 35° (2θ) aralığında zayıf şiddetli yeni piklerin oluşmaya başlaması, Cu'nun Al matrisinde çözünerek veya reaksiyona girerek Al_2Cu gibi intermetalik bileşiklerin oluşumuna işaret etmektedir (Alam vd., 2022). Tüm desenlerde Al_2O_3 gibi istenmeyen fazlara ait pike rastlanmamıştır.



Şekil 7.11. 3.0.0 kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Al–Cu–Mg alaşım sistemine ait numunelerin farklı sinterleme sıcaklıklarında elde edilen XRD desenlerinde, tüm sıcaklıklarda Al fazına ait karakteristik pikler $38,4^{\circ}$, $44,7^{\circ}$, $65,1^{\circ}$ ve $78,2^{\circ}$ (2θ) açılarında belirgin biçimde gözlemlenmiştir. $230^{\circ}C$ 'de düşük şiddetli ve geniş piklerin varlığı, başlangıçta kristal yapının tam olarak gelişmediğini ve parçacıklar arası bağlanmanın zayıf olduğunu göstermektedir. $380^{\circ}C$ ve $400^{\circ}C$ sıcaklıklarında piklerin şiddetinin arttığı ve daraldığı gözlemlenmiş, bu durum kristal yapı düzeninin gelişmeye başladığını göstermiştir. $545^{\circ}C$, $600^{\circ}C$ ve $625^{\circ}C$ sıcaklıklarında ise pik şiddetleri belirgin şekilde artarak keskin hâle gelmiştir. Bu sıcaklıklarda kristal büyümesinin ileri düzeye ulaştığı ve kristallik derecesinin

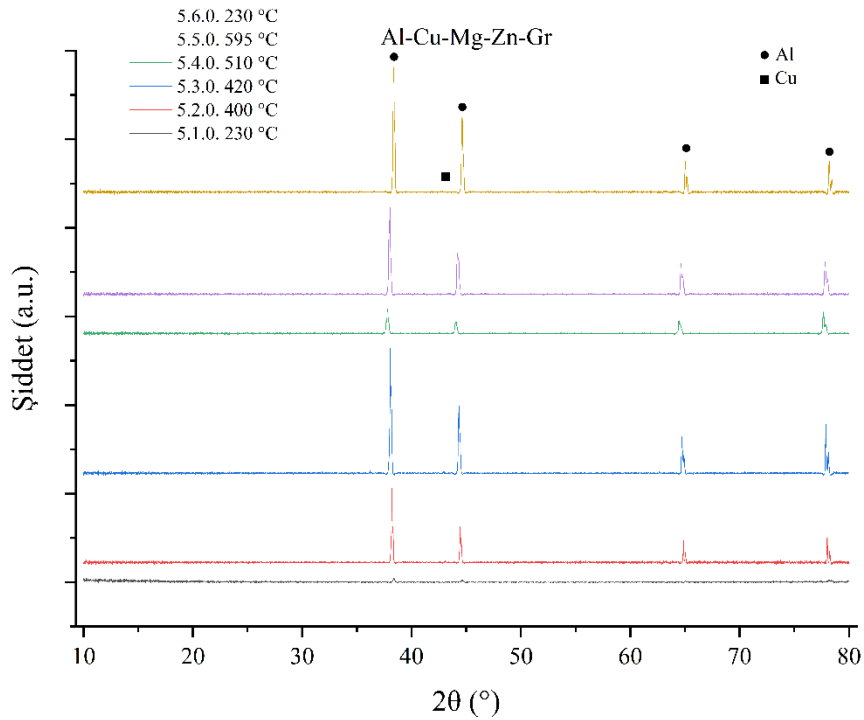
maksimum seviyeye yaklaştığı görülmektedir. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda özellikle 20° – 35° (2θ) aralığında düşük şiddetli yeni fazlara ait piklerin olduğu dikkat çekmektedir. Bu pikler, özellikle Cu elementinin Al matrisiyle etkileşime girerek intermetalik fazlar (örneğin Al_2Cu ,) oluşturduğunu düşündürmektedir. $36,76^{\circ}$ civarında Mg elementine ait karakteristik pike rastlanmıştır (ISMAIL vd., 2020). Bu pikin şiddeti çok düşüktür. Mg oranı düşük olduğu için başka Mg'a ve intermetalik fazlarına ait herhangi bir pike rastlanmamıştır. XRD desenlerinde Al_2O_3 gibi istenmeyen karbür fazlarına ait belirgin bir sinyale rastlanmamıştır.



Şekil 7.12. 4.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Şekil 7.12.'de numunelerin 230°C , 500°C , 595°C ve 615°C sinterleme sıcaklıklarında elde edilen XRD desenlerinde, tüm örneklerde baskın olarak Al fazına ait karakteristik pikler belirgin şekilde gözlemlenmiştir. Özellikle $38,4^{\circ}$, $44,7^{\circ}$, $65,1^{\circ}$ ve $78,2^{\circ}$ (2θ) konumlarındaki yüksek yoğunluklu pikler, FCC yapısındaki Al fazının kristal yapı içerisindeki hâkimiyetini göstermektedir. 230°C ve 500°C 'de $43,30^{\circ}$ (2θ) açılarında Cu pikleri açıkça gözükmemektedir. 230°C 'de elde edilen desende pikler geniş

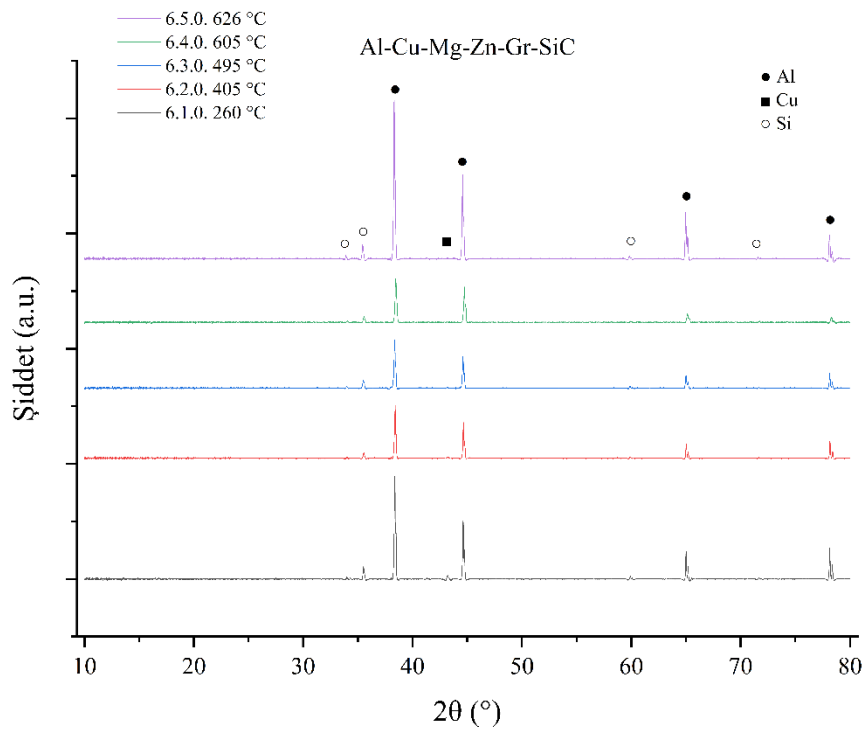
ve düşük şiddetliken, 500 °C ve üzeri sıcaklıklarda piklerin daralarak daha keskin hâle geldiği ve şiddetlerinin anlamlı şekilde arttığı görülmektedir. Bu durum, sıcaklık artışına bağlı olarak kristal yapı düzenliliğinde ve tane içi homojenlikte iyileşme yaşandığını göstermektedir. Mg ve Zn oranı düşük olduğu için Mg, Zn ve intermetalik fazlarına ait herhangi bir pike rastlanmamıştır. Numunelerde Al₂O₃ gibi nemle reaksiyona girebilen istenmeyen bileşiklere ait belirgin bir pik saptanmamıştır.



Şekil 7.13. 5.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Şekil 7.14.'de düşük oranlı grafen (%0,5) takviyesiyle hazırlanan kompozit malzemelerin farklı sinterleme sıcaklıklarında elde edilen XRD desenleri incelendiğinde, tüm sıcaklıklarda 38,4°, 44,7°, 65,1° ve 78,2° (2θ) civarında Al fazına ait karakteristik difraksiyon piklerinin baskın olarak bulunduğu görülmektedir. 230 °C'de sinterlenen numunelerde düşük yoğunluklu ve geniş pikler kristal yapının yeterince gelişmediğini göstermektedir. Sinterleme sıcaklığı 400 °C ve 420 °C seviyelerine çıkarıldığında piklerin daraldığı ve şiddetlerinin arttığı görülmektedir; bu durum kristal büyümesinin ve yapısal düzenliliğin başladığını göstermektedir. 510 °C

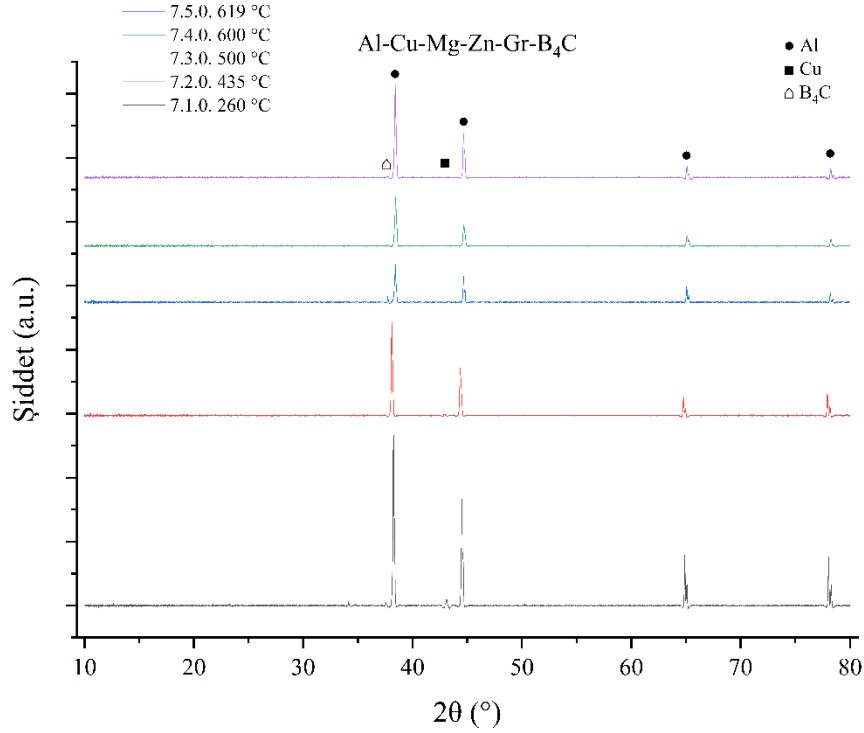
ve 595 °C gibi daha yüksek sıcaklıklarda piklerin şiddeti belirgin şekilde artmış, daralma daha keskin hâle gelmiştir. Bu sıcaklıklarda kristallik derecesinde anlamlı bir iyileşme olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca 510 °C ve 595 °C sıcaklıklarında yaklaşık 20°–35° (2 θ) aralığında zayıf şiddetli yeni piklerin belirmesi, matris içi alaşım elementleri arasında intermetalik fazların oluştuğunu düşündürmektedir. Grafen takviyesine rağmen Al₄C₃ gibi istenmeyen reaksiyon fazlarına ait belirgin bir pike rastlanmamıştır.



Şekil 7.14. 6.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Şekil 7.14.'de 260 °C ile 626 °C arasında sinterlenmesiyle elde edilen numunelere ait XRD desenleri incelendiğinde, tüm sıcaklıklarda FCC kristal yapısına sahip Al fazına ait karakteristik $2\theta \approx 38,4^\circ$, $44,7^\circ$, $65,1^\circ$ ve $78,2^\circ$ piklerinin korunduğu, bu yapıların sırasıyla (111), (200), (220) ve (311) düzlemlerine karşılık geldiği ve Al'un matris faz olarak stabil kaldığı tespit edilmiştir. $2\theta \approx 43,3^\circ$ civarında Cu'a ait zayıf ancak belirginleşen pikler gözlemlenmiş, bu da Cu atomlarının Al matrisi içerisinde difüzyona uğrayarak intermetalik çökeltiler oluşturduğunu göstermiştir. SiC

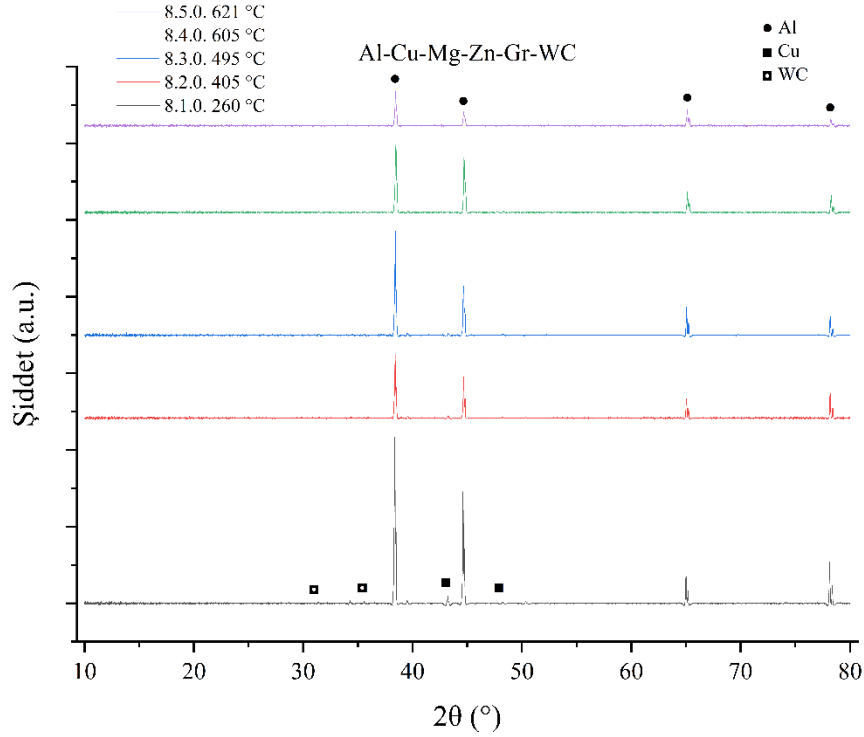
takviyesi nedeniyle düşük şiddette de olsa $2\theta \approx 34,3^\circ$, $35,6^\circ$, $60,0^\circ$ ve $60,1^\circ$ civarında SiC fazına ait karakteristik pikler tanımlanmıştır (Suprapedi vd., 2020). Grafen, Zn ve Mg gibi düşük oranlı fazlar XRD’de algılama sınırının altında kaldığından dolayı net bir şekilde tespit edilememiştir. XRD desenlerinde Al_4C_3 gibi istenmeyen karbür fazlarına ait belirgin bir sinyale rastlanmamıştır.



Şekil 7.15. 7.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Şekil 7.15.’de 260 °C ile 619 °C arasında farklı sıcaklıklarda sinterlenmesiyle elde edilen numunelere ait XRD desenleri incelendiğinde, tüm sıcaklıklarda FCC yapılı Al fazına ait (111), (200), (220) ve (311) düzlemlerini temsil eden $2\theta \approx 38,4^\circ$, $44,7^\circ$, $65,1^\circ$ ve $78,2^\circ$ piklerinin belirgin şekilde korunduğu, bu yapıların Al matris fazının stabil kaldığını gösterdiği tespit edilmiştir. Düşük sıcaklıklarda sinterlenen numunelerde, $2\theta \approx 43,3^\circ$ civarındaki Cu’a ait karakteristik pikin yüksek şiddette gözlemlenmesi, bu sıcaklık aralığında Cu’nun Al matrisi içinde sınırlı çözünürlüğe sahip olması nedeniyle intermetalik çökeltilerin hacimce daha olarak oluştuğunu göstermektedir. Buna karşın, 600 °C ve 619 °C’de θ fazı piklerinin şiddetinin azalması, bu sıcaklıklarda çökeltilerin kısmen yeniden çözünerek Al matrisi içerisine dağılması veya daha ince/nanometrik boyutlara dönüşmesi ile açıklanabilir. B₄C takviyesi

nedeniyle $2\theta \approx 37,9^\circ$ 'de düşük şiddette bazı ikincil pikler gözlemlenmiş olup, bu fazların XRD sinyallerinin düşük olması, B_4C 'nin kristalin yapısının sınırlı ya da matris içinde gömülü yapıda kalmasından kaynaklanabilir. Zn, Mg ve grafen gibi düşük oranlı fazlar, XRD algılama sınırının altında kalmış olabilir. XRD desenlerinde Al_4C_3 gibi istenmeyen karbür fazlarına ait belirgin bir sinyale rastlanmamıştır.



Şekil 7.16. 8.0.0. kodlu numunenin sinterleme sıcaklıklarına göre XRD grafiği

Şekil 7.16.'da bulunan farklı sıcaklıklarda sinterlenmesiyle elde edilen numunelere ait XRD desenleri incelendiğinde, tüm sıcaklıklarda FCC yapısındaki Al fazının karakteristik (111), (200), (220) ve (311) düzlemlerine karşılık gelen $2\theta \approx 38,4^\circ$, $44,7^\circ$, $65,1^\circ$ ve $78,2^\circ$ piklerinin yüksek yoğunlukla korunduğu ve matris faz olarak Al'un kristal stabilitesini koruduğu görülmektedir. 260 °C, 405 °C ve 495 °C sıcaklıklarında, $2\theta \approx 43,3^\circ$ ve $50,4^\circ$ civarında Cu'a ait piklerin belirgin biçimde ortaya çıkması, Cu'nun Al matrisi içerisinde sınırlı çözünürlüğe sahip olduğu bu sıcaklıklarda intermetalik çökeltiler şeklinde kristallenmiş olduğunu göstermektedir. 600 °C ve 621 °C sıcaklıklarında bu piklerin şiddetinde gözlenen düşüş, çökelmiş Al_2Cu fazının

kısmen yeniden çözünmesi veya daha küçük boyutlara dağılması ile açıklanabilir. WC fazına ait karakteristik pikler ise $2\theta \approx 31.5^\circ$, 35.6° civarında zayıf şiddetli ancak tekrarlı olarak görülmekte olup, WC partiküllerinin yapı içerisinde korunduğu ve herhangi bir reaksiyona girmediği değerlendirilmiştir (Andreev vd., 2019). Mg, Zn ve grafen gibi düşük oranlı fazların XRD’de net olarak tespit edilememesi, bu elementlerin amorf yapıda, çözünmüş halde ya da XRD algılama sınırının altında bulunmasıyla açıklanabilir. XRD desenlerinde Al_4C_3 gibi istenmeyen karbür fazlarına ait belirgin bir sinyale rastlanmamıştır.

7.2. Hibrit Kompozitlerin Karakterizasyon İncelemesi Sonuçları

Bu bölümde hibrit kompozitlerin üretimi öncesi inceleme sonuçları başlığı altında yapılan deneyler sonucunda her bir numune için uygun sinterleme sıcaklıkları belirlenmiştir. Tablo 7.1.’de bulunan bu sıcaklıklara göre en optimum sinterleme sıcaklıklarını belirlemek için analizlere göre başlangıç sıcaklığı, zirve sıcaklığı ve bitiş sıcaklıkları baz alınarak bu sıcaklıklarda sinterlenen numunelere yoğunluk, sertlik, testleri uygulanmış SEM/EDX ve mikroyapı görüntüleri incelenmiştir.

Tablo 7.1. Karakterizasyon deneyleri için belirlenen sinterleme sıcaklıkları

Numune İçeriği	Numune Kodu	Başlangıç Sıcaklığı	Numune Kodu	Zirve Sıcaklığı	Numune Kodu	Bitiş Sıcaklığı
Al	1.0.1.	614 °C	1.0.2.	619 °C	1.0.3.	622 °C
Al-Cu	2.0.1.	603 °C	2.0.2.	610 °C	2.0.3.	619 °C
Al-Cu-Mg	3.0.1.	605 °C	3.0.2.	615 °C	3.0.3.	625 °C
Al-Cu-Mg-Zn	4.0.1.	603 °C	4.0.2.	612 °C	4.0.3.	615 °C
Al-Cu-Mg-Zn-Gr	5.0.1.	600 °C	5.0.2.	609 °C	5.0.3.	617 °C
Al-Cu-Mg-Zn-Gr-SiC	6.0.1.	611 °C	6.0.2.	616 °C	6.0.3.	626 °C
Al-Cu-Mg-Zn-Gr-B ₄ C	7.0.1.	607 °C	7.0.2.	614 °C	7.0.3.	619 °C
Al-Cu-Mg-Zn-Gr-WC	8.0.1.	605 °C	8.0.2.	611 °C	8.0.3.	621 °C

7.2.1. Yoğunluk Deneyleri

Bu çalışmada, Al matris yapıya sahip kompozit numuneler soğuk presleme yöntemiyle üretilmiştir. Üretim sonrası hem geleneksel sinterleme fırın programlarına tabi tutulan bu hibrit kompozitlerin yoğunlukları, Arşimet prensibine uygun olarak belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar, sinterleme sıcaklığının yoğunluk üzerinde

oluşturduğu etkilerin karşılaştırmalı olarak değerlendirilmesine imkân sağlamıştır. Al matrisli hibrit kompozitlere ait teorik yoğunluk (ρ_t) ve deneysel yoğunluk (ρ_d) değerleri Tablo 7.2.'de bulunmaktadır.

Tablo 7.2. Sinterlenen numunelerin deneysel ve relatif yoğunlukları

Numune Kodu	Sinterleme Sonrası Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	Deneysel Yoğunluk (g/cm ³)	Relatif Yoğunluk (%)
1.0.1	2,6990	2,5395	94,0938
1.0.2		2,5361	93,9672
1.0.3		2,5556	94,6881
2.0.1	2,7845	2,7238	97,8212
2.0.2		2,7277	97,9618
2.0.3		2,7209	97,7165
3.0.1	2,7609	2,5874	93,7164
3.0.2		2,5899	93,8083
3.0.3		2,6377	95,5400
4.0.1	2,7633	2,5504	92,2953
4.0.2		2,5967	93,9701
4.0.3		2,6242	94,9666
5.0.1	2,7605	2,6519	96,0656
5.0.2		2,6651	96,5444
5.0.3		2,6456	95,8393
6.0.1	2,8354	2,6907	94,8980
6.0.2		2,6890	94,8375
6.0.3		2,7070	95,4712
7.0.1	2,7361	2,5850	94,4780
7.0.2		2,6024	95,1116
7.0.3		2,6027	95,1229
8.0.1	3,1660	3,0022	94,8258
8.0.2		2,9885	94,3939
8.0.3		2,9632	93,5933

1.0.0. kompozisyonunda, elde edilen deneysel yoğunluklar 2,5237–2,5406 g/cm³ arasında değişmiş ve teorik yoğunluk olan 2,6990 g/cm³'e kıyasla %93,96–94,68 oranında relatif yoğunluk elde edilmiştir. Sıcaklık arttıkça yoğunluk değerinde sınırlı bir artış gözlenmiş, bu da sinterleme sürecinde tanecik boyunlarının geliştiğini ve partiküller arası temas alanlarının bir miktar arttığını göstermektedir. Bu sistem, sadece metal matrisli temel malzeme karakterizasyonları için referans

niteliğinde olup, bağ kalitesinin artırılması amacıyla alaşım veya takviye elementlerinin ilavesine açık bir temel sunmaktadır.

2.0.0. kompozisyonda 603–619 °C sıcaklık aralığında elde edilen %97 üzeri relatif yoğunluk değerleri, sinterleme verimliliğinin oldukça yüksek olduğunu ortaya koymaktadır. Cu'nun Al matrisi içerisine difüzyonla girerek Al₂Cu çökeltileri oluşturması, partiküller arası bağlantıların gelişmesine ve gözenekliliğin minimize edilmesine katkı sağlamıştır. Bu yapı, yüksek hacimsel bütünlük ve düşük iç porozite ile karakterize edilmiştir.

3.0.0. kompozisyonda sinterleme sıcaklığı arttıkça yoğunluk kazanımında anlamlı bir artış gözlenmiş, 625 °C'de %95,54 relatif yoğunluğa ulaşılmıştır. Relatif yoğunluk %93–95 bandında değişmektedir. Mg katkısı, difüzyonu kolaylaştırarak yoğunluğu arttırsa da bu etki sınırlı kalmıştır.

4.0.0. kompozisyonda Zn katkısı, düşük ergime sıcaklığı sebebiyle sıvı faz katkısı sağlasa da 603 °C'de en düşük yoğunluk gözlemlenmiştir, ancak 615 °C'ye ulaşıldığında %94,96 oranında hacimsel bütünlük sağlanmıştır. Bu, sıcaklıkla birlikte tanecik bağlarının daha yoğun bir şekilde geliştiğini ve sinterleme etkinliğinin arttığını göstermektedir.

5.0.0. kompozisyonda Grafen takviyesi, yüksek yüzey enerjisi sayesinde 609 °C'de en iyi sonuçlarla %96,54 relatif yoğunluğa ulaşılmasını sağlamıştır. Bu sonuç, sinterleme sırasında yüzey difüzyonunun etkinleştiğini ve grafenin partiküller arası bağ yapısına pozitif etkide bulunduğunu göstermektedir. Yapısal yoğunluk ve malzeme sürekliliği bu sistemde üst seviyede sağlanmıştır.

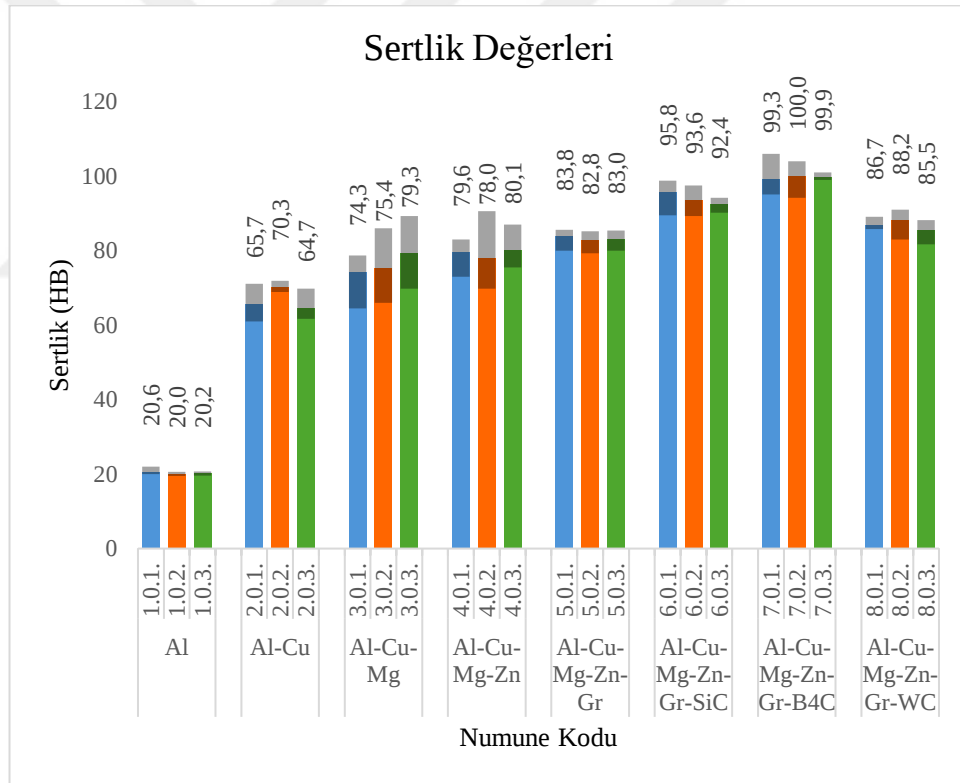
6.0.0. kompozisyonda Sert ve seramik karakterli SiC takviyesine rağmen, 626 °C'de %95,47'lik relatif yoğunluk elde edilmiştir. Bu, sinterleme sıcaklığının artmasıyla birlikte arayüzlerdeki mekanik bağların arttığını ve yoğunluk artışının mümkün olduğunu göstermektedir.

7.0.0. kompozisyonda B₄C içeren numunelerde sinterleme sıcaklığı arttıkça %95,12'ye kadar relatif yoğunluk elde edilmiş. Bunun temel nedeni, B₄C'nin gevrek yapısı ve düşük sinterleme kabiliyetidir. Yine de sıcaklık arttıkça mikro-yapısal boşlukların kısmen ortadan kalktığı ve yoğunluk artışının sağlandığı gözlenmiştir.

8.0.0. kompozisyonda WC takviyesi ile teorik yoğunluğu en yüksek sistem elde edilmiş olup, 605 °C'de %94,82'ya ulaşan relatif yoğunluk oranı gözlemlenmiştir. WC'nin yüksek sertliği ve yoğunluğu sinterleme sırasında partikül hareketliliğini sınırlandırıldığı ve artan sıcaklıkla birlikte yoğunluğun düştüğü gözlemlenmiştir.

7.2.2. Sertlik Deneyleri

Her bir kompozisyon için belirlenen sinterleme sıcaklığı sonrası üretilen her 24 numunenin 5 noktasından sertlikleri ölçülmüş ve ortalamaları hesaplanmıştır. Bu değerleri Şekil 7.17.'de sütun grafiği şeklinde verilmiştir.



Şekil 7.17. Sinterleme işlemi sonrası sertlik değerleri

1.0.0. numunelerinde yalnızca Al kullanılmış ve 614–622 °C sıcaklık aralığında sinterleme gerçekleştirilmiştir. Tüm sıcaklık seviyelerinde Brinell sertliği yaklaşık 20 HB'de sabit kalmış, bu durum Al'in yumuşak ve sünek yapısına bağlı olarak sertlik kazanımının sınırlı olduğunu göstermektedir. Yüksek sıcaklık uygulamasına rağmen herhangi bir alaşım elementi veya sert faz içermemesi nedeniyle

mekanik dirençte anlamlı bir artış gözlenmemiştir. Bu sistem referans kompozisyon olup, alaşım ve takviye elementlerinin etkisinin kıyaslanabilmesi açısından önemlidir.

2.0.0. numuneleri Al matrisine %4,4 Cu ilavesiyle hazırlanmış ve 603–619 °C arasında sinterlenmiştir. Cu ilavesiyle birlikte sertlik değerleri, 51,6–70,3 HB aralığına yükselmiş ve bu artış, Cu'nun Al matrisi içerisinde difüzyon yoluyla çökeltiler (özellikle θ -Al₂Cu) oluşturmaya bağlanmıştır. Sıcaklık yükseldikçe çökeltme sertleşmesi etkili olmuş, ancak 619 °C'de bu fazların çözünerek sertlikte kısmi düşüşe neden olduğu görülmüştür.

3.0.0. numunelerinde Al-Cu sistemine Mg eklenmiş ve sinterleme 605–625 °C aralığında gerçekleştirilmiştir. Bu üçlü alaşım sisteminde sertlik değerleri 74,3–79,3 HB arasında değişmiş olup hem çökeltme sertleşmesi hem de katı çözelti güçlenmesi mekanizmalarının birlikte etkili olduğu anlaşılmaktadır. Bu sistemdeki mekanik performans artışı, sertlik bakımından gözlemlenmiştir.

4.0.0. kompozisyonunda Zn ilavesiyle sertlik değerleri 79,6–80,1 HB aralığında ölçülmüştür. Zn'nin düşük ergime sıcaklığı sayesinde sinterleme sırasında mikroyapıda sıvı faz benzeri bir etki oluşturduğu ve bu etkinin bağ oluşumunu artırarak sertliğe olumlu yansıdığı gözlemlenmiştir. 615 °C'ye kadar olan sıcaklık artışıyla birlikte maksimum sertliğe ulaşılmış, bu da Zn katkısının sinterleme sürecinde etkinleştirdiğini ve tanecik sınırlarını güçlendirdiğini ortaya koymaktadır.

5.0.0 numunelerinde grafen takviyesiyle sertlik değerleri 82,8–83,8 HB arasında sabit kalmıştır. Grafenin yüksek yüzey alanı ve yük taşıma kapasitesi, sinterleme sırasında mikro-yapısal bütünlüğü destekleyerek sertlikte istikrarlı bir artış sağlamıştır. Sıcaklık değişimlerine rağmen sertlik değerlerindeki stabilite, grafenin yapısal bozulma göstermeden etkili şekilde matris içinde dağılabildiğini göstermektedir. Bu sistem, özellikle sertlikte kararlılık aranan uygulamalarda avantaj sunmaktadır.

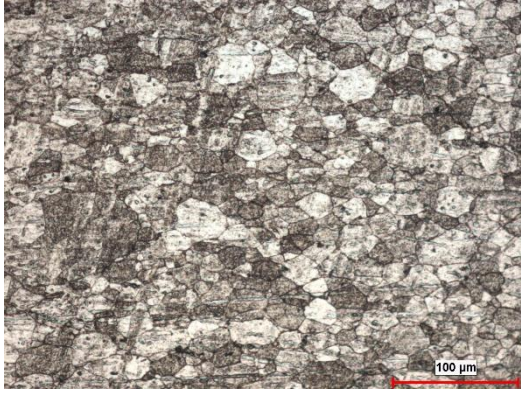
6.0.0. numunelerinde sinterleme sıcaklığı arttıkça sertlik değerlerinde düşüş gözlenmiştir. 611 °C'de 95,8 HB olan sertlik, 626 °C'de 92,4 HB'ye gerilemiştir. Bu azalma, yüksek sıcaklık nedeniyle tane büyümesi, çökelti fazlarının çözünmesi ve SiC–matris arayüzlerinde oluşan termal gerilmeler ile ilişkilendirilebilir. Bu bağlamda, 611 °C hem yapısal kararlılık hem de sertlik açısından optimum sinterleme sıcaklığı olarak değerlendirilmektedir.

7.0.0. numunelerinde sertlik değerleri 99,3–100,0 HB arasında olup, bu sistem tüm kompozisyonlar arasında en yüksek sertlik değerine ulaşmıştır. B₄C'nin yüksek sertliği ve kimyasal kararlılığı, sinterleme sürecinde matris yapısını destekleyerek sertlik karakteristiğini belirgin şekilde artırmıştır. Sıcaklık değişimlerine rağmen sertlikteki yüksek stabilite, B₄C parçacıklarının sinterleme sürecine entegre olabildiğini ve arayüz bağlarının etkili şekilde oluştuğunu göstermektedir.

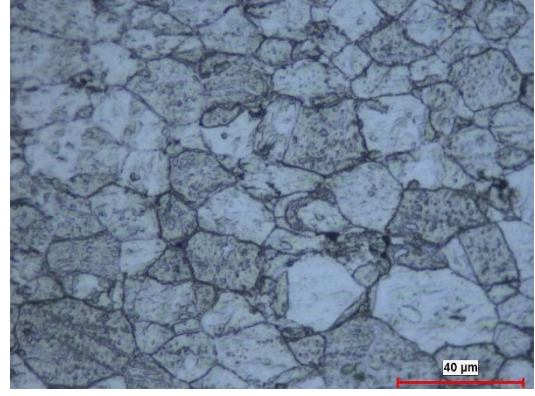
8.0.0. numunelerinde WC katkısı ile 85,5–88,2 HB arasında sertlik değerleri elde edilmiştir. WC, yüksek sertlikteki geçiş metali karbürlerinden biri olup, sinterleme sırasında hem sertlik hem de mukavemet karakteristiğini artırmıştır. Ancak B₄C sistemine kıyasla daha düşük sertlik değerleri, WC'nin sinterleme sıcaklığında daha sınırlı bağlanma göstermesinden kaynaklanabilir. Yine de WC'nin mikroyapısal homojenliği sağladığı ve yapıya mekanik stabilite kazandırdığı anlaşılmaktadır.

7.2.3 Optik Mikroskop İncelemeleri

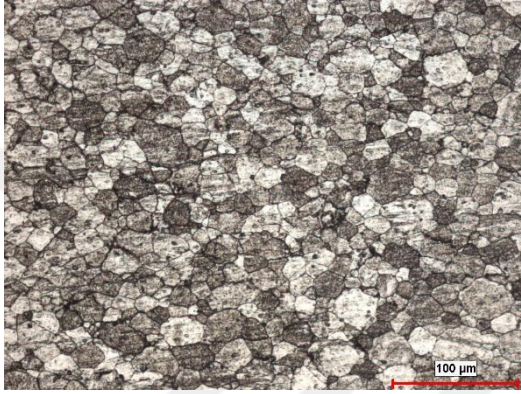
Alüminyum matrisli hibrit kompozit örneklerinin yüzeyleri; sırasıyla 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2500 grit büyüklüğindeki Al₂O₃ su zımparaları kullanılarak zımparalanmıştır. Ardından, yüzey hazırlık işlemleri 3 µm ve 1 µm elmas süspansiyonlarla parlatılmıştır. Parlatma işlemleri sonrası elde edilen yüzeylerden, mikro yapı karakterizasyonu amacıyla optik mikroskop kullanılarak görüntüler alınmıştır. Genel faz dağılımını değerlendirebilmek amacıyla 200x büyütmede; tane sınırları, gözenek oluşumları ve takviye fazlarının toplanma eğilimlerini incelemek için ise 500x büyütmede mikroyapı fotoğrafları çekilmiş olup, bu görüntüler Şekil 7.x–x aralığında sunulmuştur.



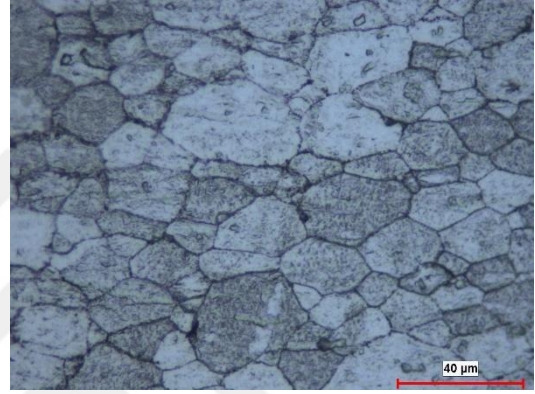
a. 2.0.1.



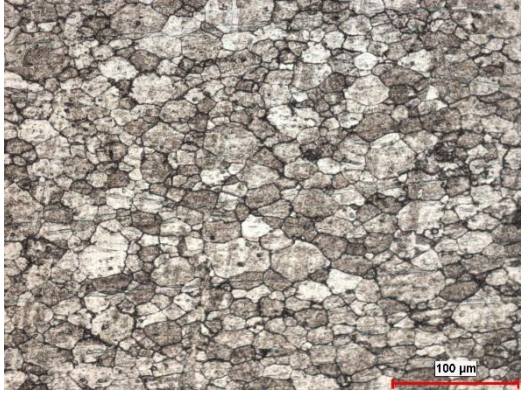
b. 2.0.1.



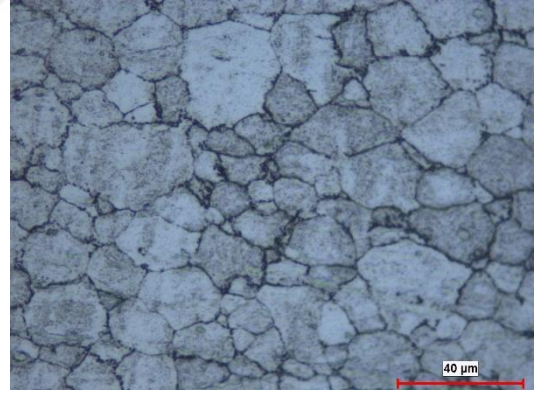
c. 2.0.2.



d. 2.0.2.



e. 2.0.3.

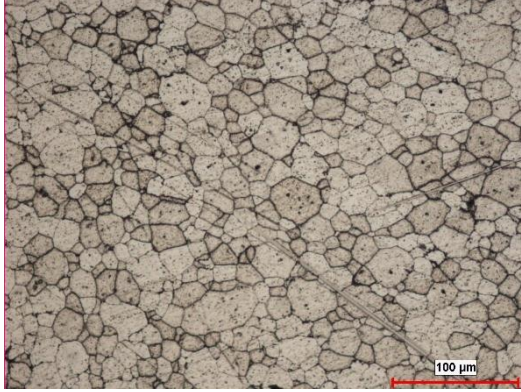


f. 2.0.3.

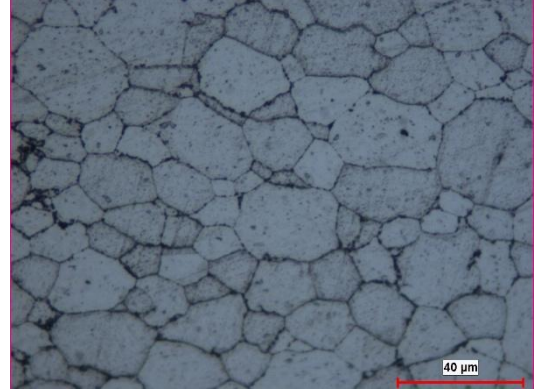
Şekil 7.18. 2.0.1, 2.0.2 ve 2.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları

Şekil 7.18.'de bulunan Al–Cu numunelerinde 603 °C'de (2.0.1) belirgin gözenekler ve net tane sınırları hakimken sertlik 65,68 HB düzeyindedir; 610 °C'de (2.0.2) tane sınırlarında boyun oluşumu ve gözenek kapanması mikroyapıyı yoğunlaştırmış ve sertlik 70,28 HB'ye yükselmiştir. Ancak 619 °C'de (2.0.3) artan termal enerji, tanecik büyümesini ve çökelti fazlarının kısmen çözünmesini tetiklemiş, mikroyapıda hafif süreksizlikler oluşturmuş ve sertlik 64,7 HB'ye geriletmiştir. Bu

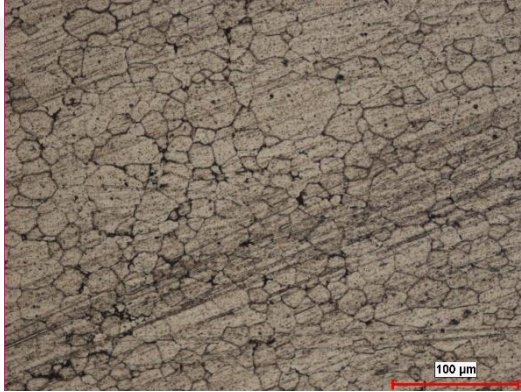
bulgular, Al–Cu sisteminde mikroyapı yoğunluğu ile mekanik performans dengesinin sağlanması için 610 °C sinterleme sıcaklığının en uygun eşik olduğunu göstermektedir.



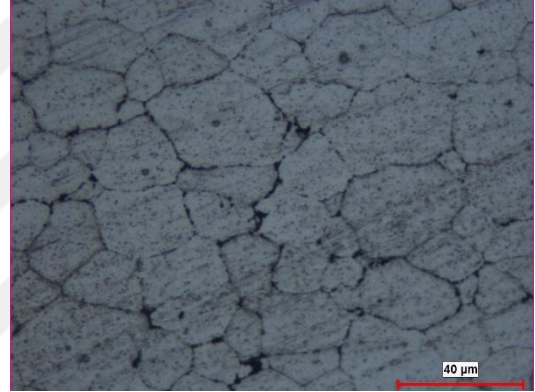
a. 3.0.1.



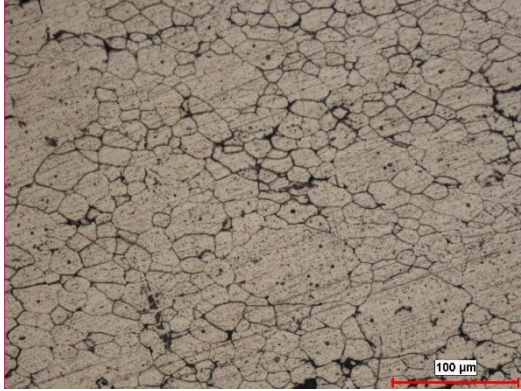
b. 3.0.1



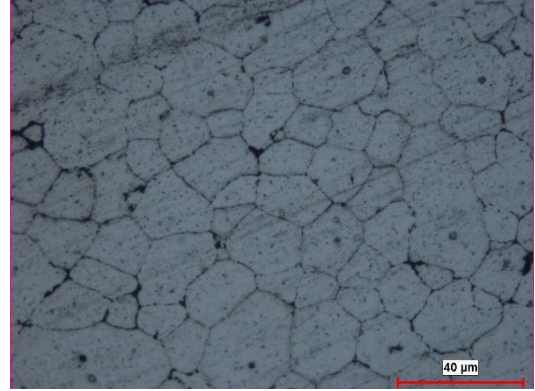
c. 3.0.2.



d. 3.0.2



e. 3.0.3.

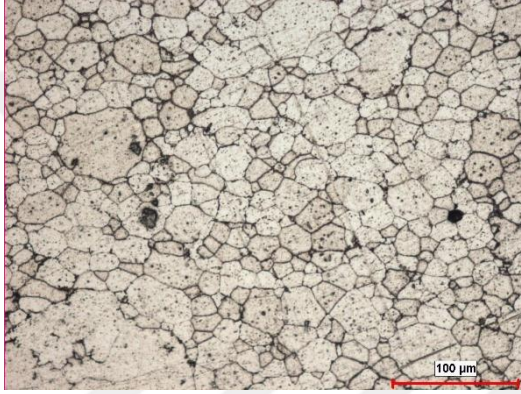


f. 3.0.3.

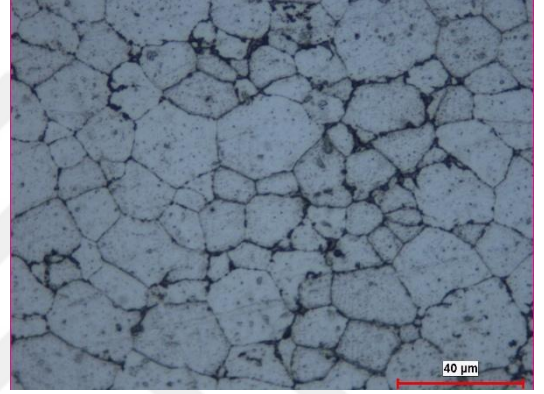
Şekil 7.19. 3.0.1, 3.0.2 ve 3.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları

3.0.1, 3.0.2 ve 3.0.3 kodlu Al–Cu–Mg alaşım numunelerinin mikroyapı görüntüleri değerlendirildiğinde, sinterleme sıcaklığının artışıyla birlikte tane yapısında sıkılaşma ve gözenek hacminde azalma meydana geldiği gözlemlenmiştir.

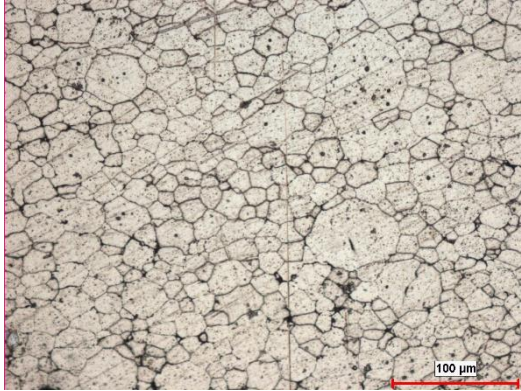
Özellikle 3.0.3 numunesinde, gözeneklerin daha az ve daha küçük boyutlu olduğu, tane sınırlarının belirginleştiği mikroyapıdan anlaşılmaktadır. Bu gelişim, sinterleme sıcaklığındaki artışın difüzyon mekanizmalarını hızlandırarak parçacıklar arası bağlanmayı güçlendirdiğini ve yapısal bütünlüğü artırdığını göstermektedir. Sertlik değerlerindeki artış eğilimi ile relatif yoğunluğun da benzer şekilde yükselmesi, mikroyapısal iyileşmenin mekanik performansa doğrudan yansıdığını ortaya koymaktadır. Sonuç olarak, Al-Cu-Mg alaşımı için 3.0.3 numunesi hem yoğunluk hem de sertlik açısından en uygun sinterleme sıcaklığını temsil etmektedir.



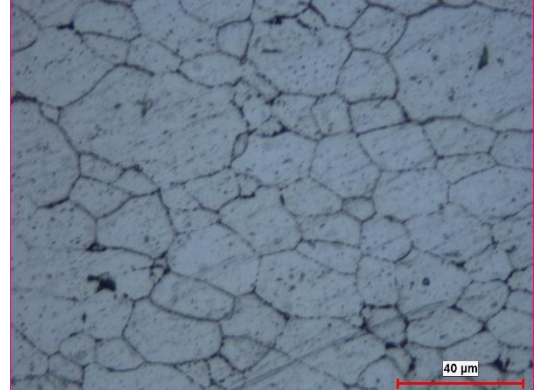
a. 4.0.1.



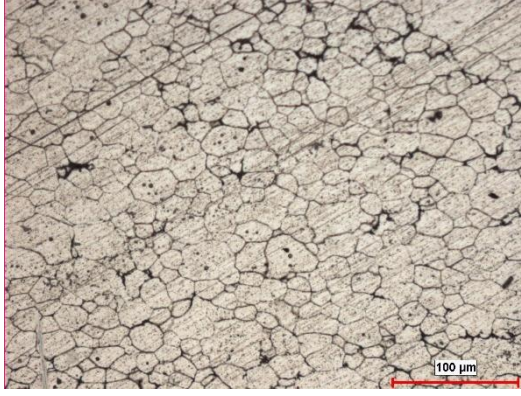
b. 4.0.1.



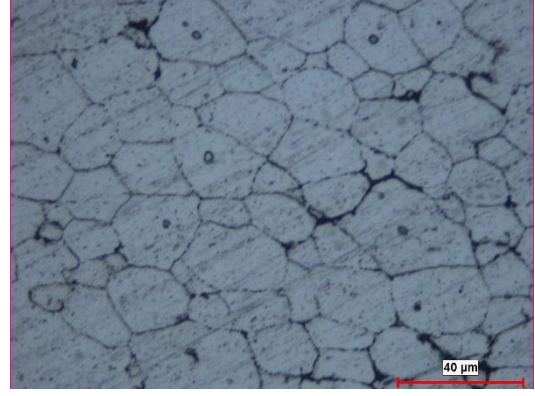
c. 4.0.2.



d. 4.0.2.



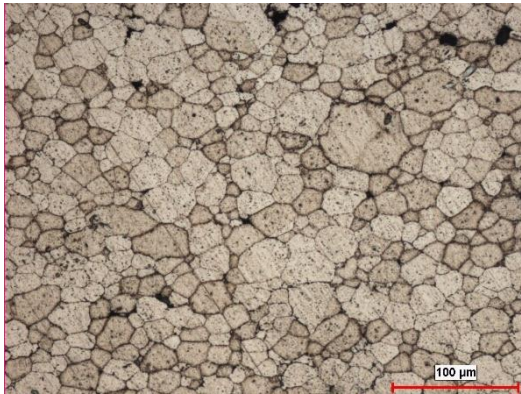
e. 4.0.3.



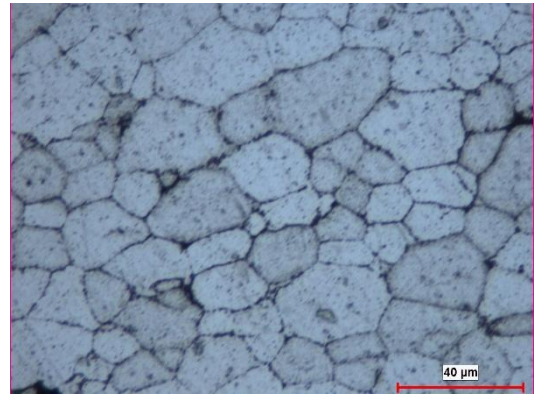
f. 4.0.3.

Şekil 7.20. 4.0.1, 4.0.2 ve 4.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları

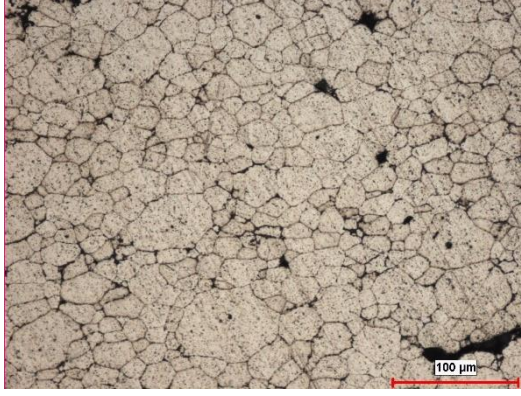
Şekil 7.20.'de bulunan Al–Cu–Mg–Zn numunelerinin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, sinterleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak mikroyapıda belirgin bir iyileşme gözlemlenmiştir. 608 °C’de sinterlenen 4.0.1 numunesinde gözenekler daha belirgin ve dağınık şekilde konumlanmışken, 615 °C’de sinterlenen 4.0.3 numunesinde daha homojen bir yapı ve küçülmüş gözenekler dikkat çekmektedir. Bu mikroyapısal gelişim, artan sıcaklığın difüzyon mekanizmalarını daha etkin hâle getirerek yoğunluğu artırmasına paralel olarak açıklanabilir. Yoğunluğun artışıyla birlikte 4.0.3 numunesinde sertlik değerinin de en yüksek seviyeye (80,1 HB) ulaşması, gözeneklerin azalmasının ve mikroyapısal bütünlüğün mekanik performansa doğrudan katkı sağladığını göstermektedir.



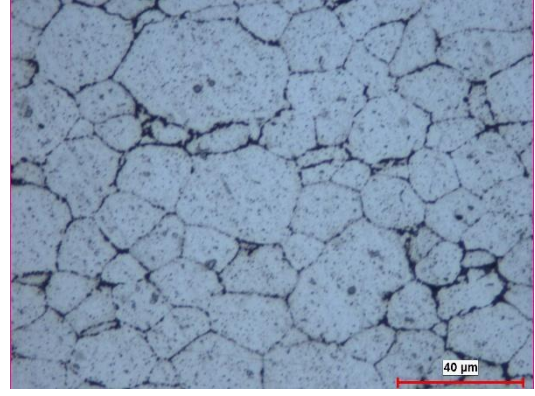
a. 5.0.1.



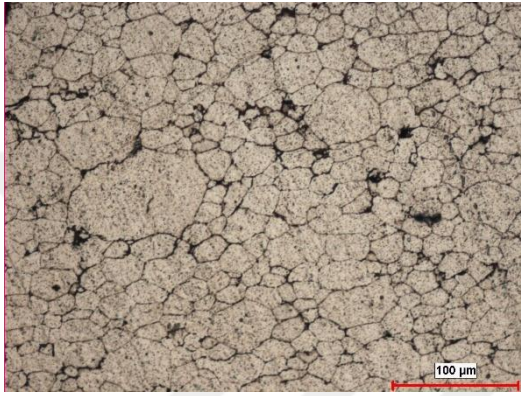
b. 5.0.1



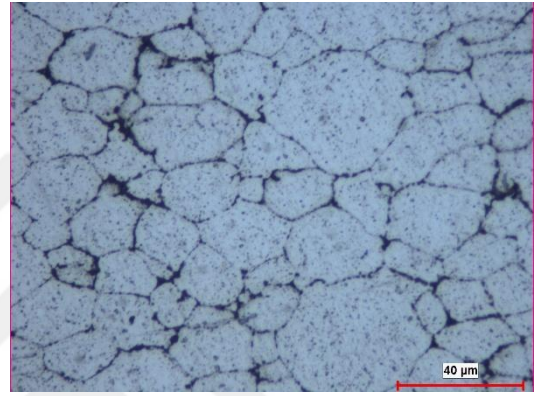
c. 5.0.2.



d. 5.0.2.



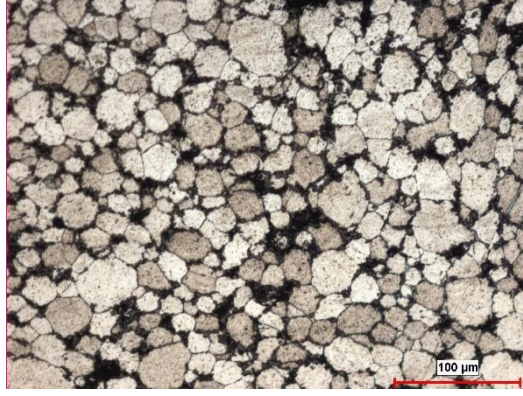
e. 5.0.3.



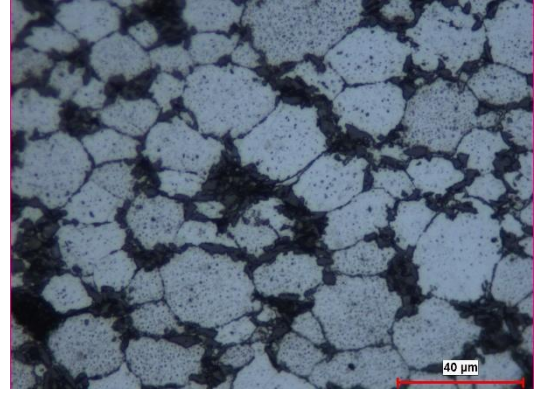
f. 5.0.3.

Şekil 7.21. 5.0.1, 5.0.2 ve 5.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları

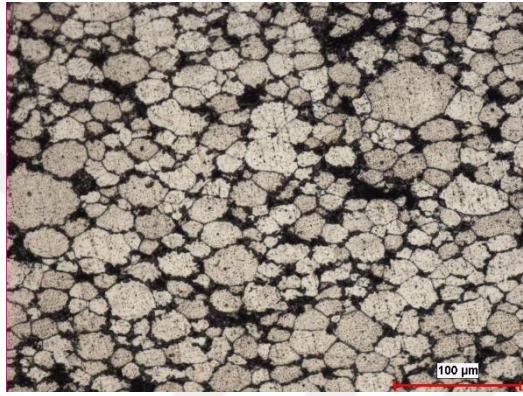
Şekil 7.21.' bulunan Al–Cu–Mg–Zn–Gr alaşım numunelerinin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, sinterleme sıcaklığındaki değişime rağmen gözenek yapısında ve tane morfolojisinde belirgin bir farklılık oluşmadığı gözlemlenmiştir. Üç numunede de gözenekler homojen dağılmış olup, yapısal bütünlük büyük oranda korunmuştur. Bu duruma paralel olarak, sertlik değerleri (83,8–82,76 HB aralığında) ve relatif yoğunluk oranları arasında da ciddi farklar bulunmamaktadır. Elde edilen bu sonuçlar, grafen katkısının düşük oranlarda sinterleme mekanizmaları üzerinde sınırlı bir etkisi olduğunu ve bu nedenle mikroyapısal ve mekanik özelliklerin sinterleme sıcaklığına karşı stabil seyrettiğini ortaya koymaktadır.



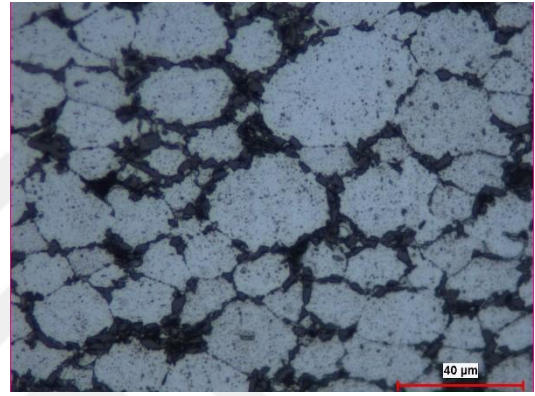
a. 6.0.1.



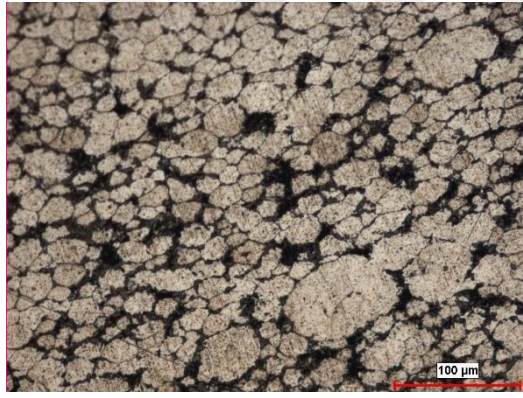
b. 6.0.1.



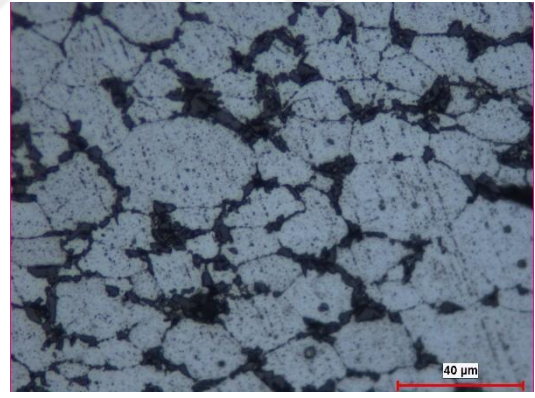
c. 6.0.2.



d. 6.0.2.



e. 6.0.3.

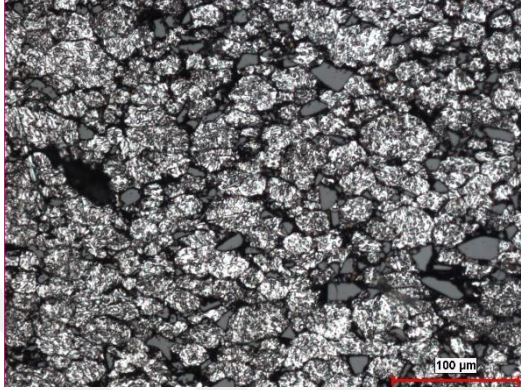


f. 6.0.3.

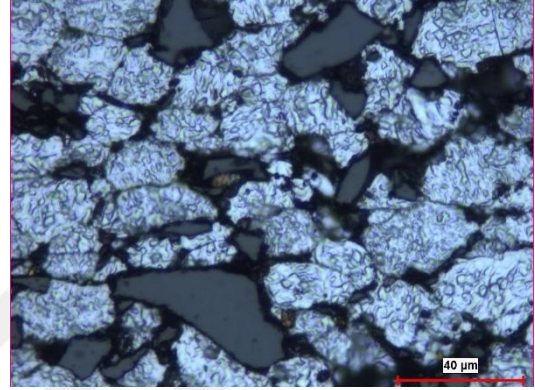
Şekil 7.22. 6.0.1, 6.0.2 ve 6.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları

Şekil 7.22.'de bulunan Al–Cu–Mg–Zn matrisli ve grafen (%0,5) ile SiC (%15) takviyeli hibrit kompozit numunelerin mikroyapı incelemeleri, artan sinterleme sıcaklığına rağmen gözenekliliğin yüksek düzeyde kaldığını ve parçacıklar arası bağlanmanın sınırlı olduğunu ortaya koymaktadır. Özellikle koyu renkli SiC parçacıklarının matris fazı içerisinde düzensiz ve tane sınırlarında birikmesi, homojen olmayan bir mikroyapıya işaret etmektedir. Sertlik değerlerinde 95,76 HB (6.0.1) ile

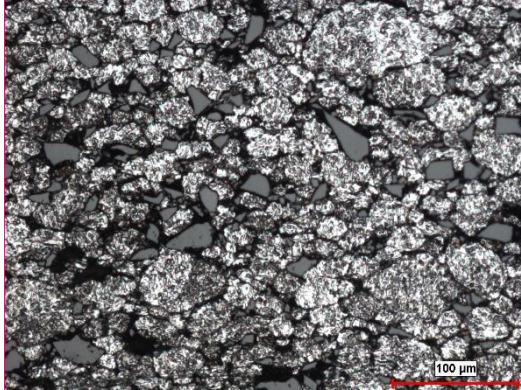
başlayan ve 92,4 HB (6.0.3) seviyesine düşen azalma, daha yüksek sıcaklıklarda parçacıklar arası boşlukların birleşerek mikroyapıda zayıf bölgeler oluşturduğunu düşündürmektedir. İncelenen numunelerde sistemde mikroyapısal bütünlük ve sertlik yönünden en verimli sonuç 6.0.1 numunesinde olduğu ortaya koyulmaktadır.



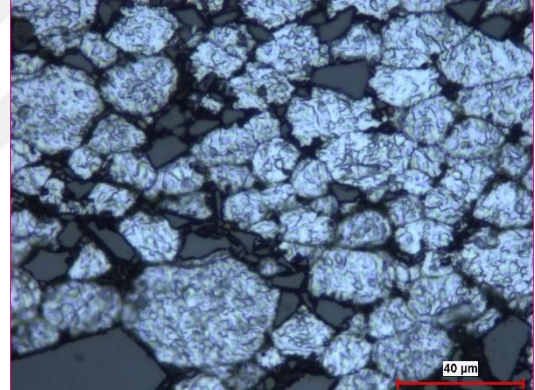
a. 7.0.1.



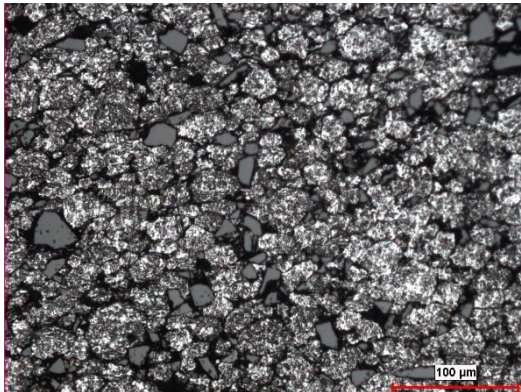
b. 7.0.1.



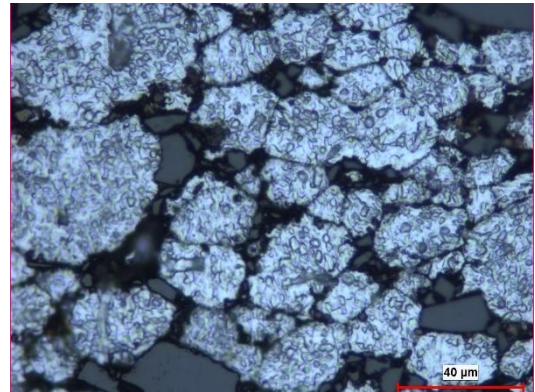
c. 7.0.2.



d. 7.0.2.



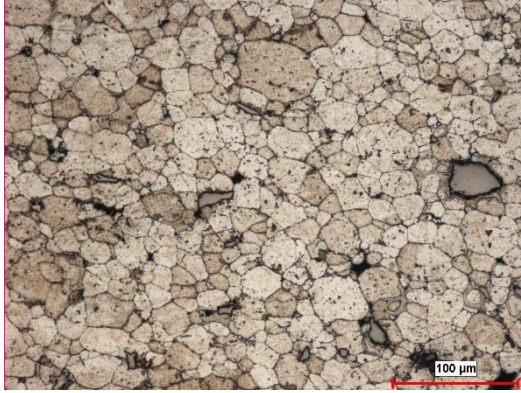
e. 7.0.3.



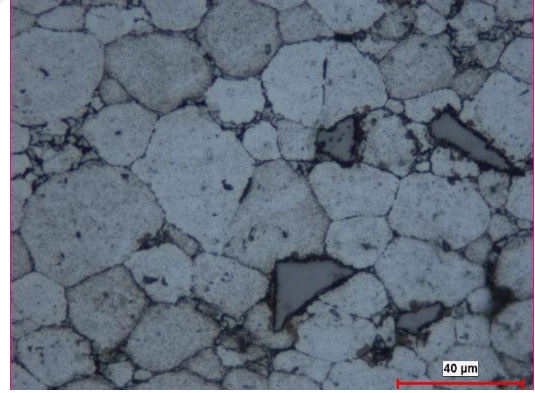
f. 7.0.3.

Şekil 7.23. 7.0.1, 7.0.2 ve 7.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları

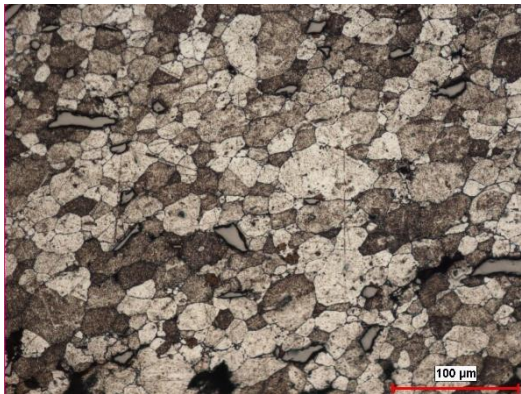
Şekil 7.23.'de bulunan Al–Cu–Mg–Zn–Gr–B₄C hibrit kompozit numunelerin mikroyapı incelemelerinde, sinterleme sıcaklığındaki değişime rağmen parçacıklar arası bağlanmanın zayıf kaldığı ve gözenek oranının yüksek seviyede devam ettiği görülmektedir. Mikroyapı görüntülerinde B₄C takviyesinin yoğun, keskin kenarlı ve iri parçacıklar hâlinde matris içinde homojen olmayan şekilde dağıldığı, bunun da sinterleme etkinliğini sınırladığı gözlemlenmiştir. Buna rağmen tüm numunelerde oldukça yüksek sertlik değerleri (99,3–100 HB) elde edilmiştir. Bu durum, sert seramik faz olan B₄C'nin matrise mekanik katkı sağladığını, ancak yüksek sertliğin mikroyapısal bütünlükten ziyade takviye fazın kendisinden kaynaklandığını göstermektedir. Yoğunluk verileri incelendiğinde, tüm numunelerde relatif yoğunlukların %95 civarında sabit kaldığı, sinterleme sıcaklığının mikroyapı üzerinde belirgin bir gelişme sağlamadığı tespit edilmiştir. Sonuç olarak, bu kompozit sistemde mikroyapıdaki gözeneklilik yüksek kalsa da, B₄C takviyesinin sertlik üzerinde dominant bir etkiye sahip olduğu ve tüm sıcaklık aralığında mekanik dayanımın yüksek düzeyde korunduğu görülmüştür



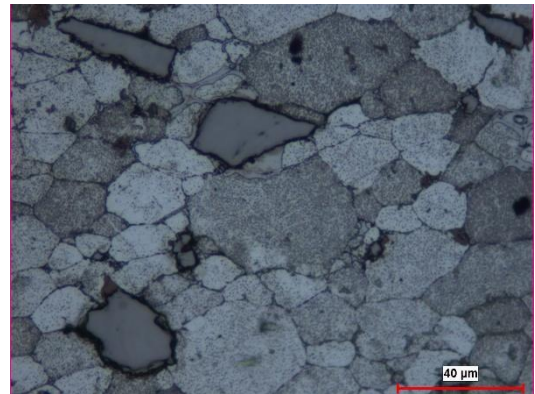
a. 8.0.1.



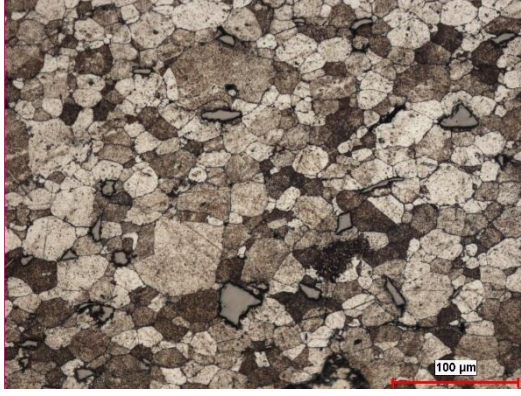
b. 8.0.1.



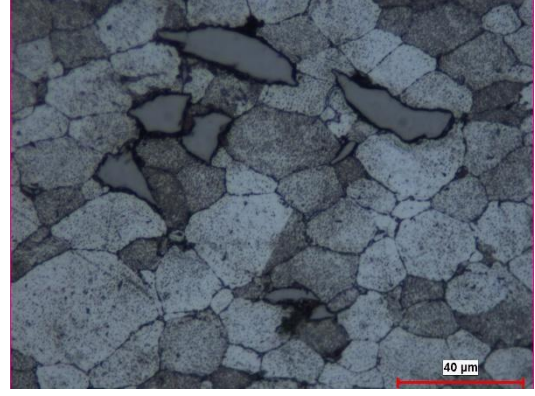
c. 8.0.2.



d. 8.0.2.



e. 8.0.3.



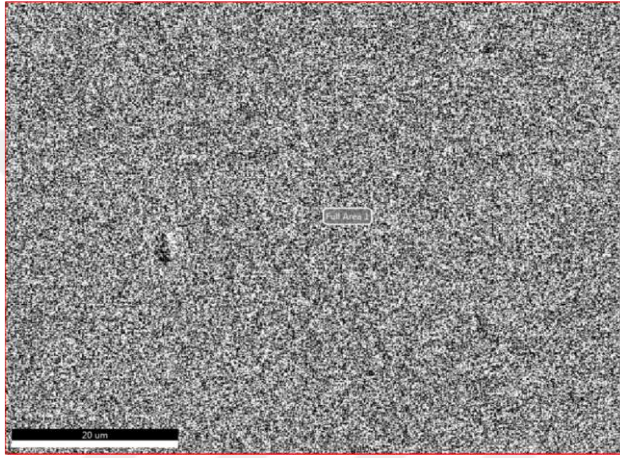
f. 8.0.3

Şekil 7.24. 8.0.1, 8.0.2 ve 8.0.3 kodlu numunelerin mikroyapı fotoğrafları

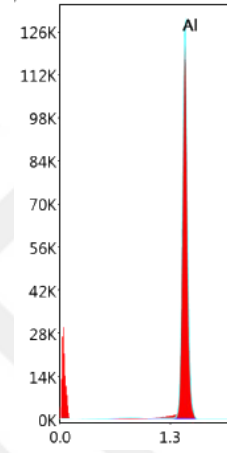
8.0.1, 8.0.2 ve 8.0.3 kodlu Al–Cu–Mg–Zn–Gr–WC içerikli hibrit kompozit numunelerin mikroyapı analizleri, yüksek sertlikteki WC partiküllerinin matris fazı içerisinde düzensiz ve iri parçacıklar hâlinde dağıldığını göstermektedir. Mikroyapı görüntülerinde, sinterleme sıcaklığının artmasına rağmen WC fazlarının tam bütünleşme sağlayamadığı, bunun sonucu olarak partikül-matris arayüzlerinde boşlukların ve mikro gözeneklerin olduğu gözlemlenmiştir. Bu yapıda sertlik değerlerinin 88,74 HB (8.0.1) seviyesinden 85,5 HB (8.0.3) seviyesine düştüğü görülmüştür. WC'nin yüksek sertliğine rağmen bu düşüş, sinterleme sıcaklığındaki artışın gözenek oluşumunu tetiklemesi ve parçacıklar arası bağların zayıflamasına yol açmasıyla açıklanabilir. Sonuç olarak, WC takviyeli bu hibrit yapıda optimum sinterleme koşullarının sağlanamaması, mikroyapısal bütünlük ve mekanik performans açısından sınırlayıcı bir etki yaratmıştır. En dengeli mikroyapı ve en yüksek sertlik değeri 8.0.1 numunesinde elde edilmiştir.

7.2.4. SEM/EDX İncelemeleri

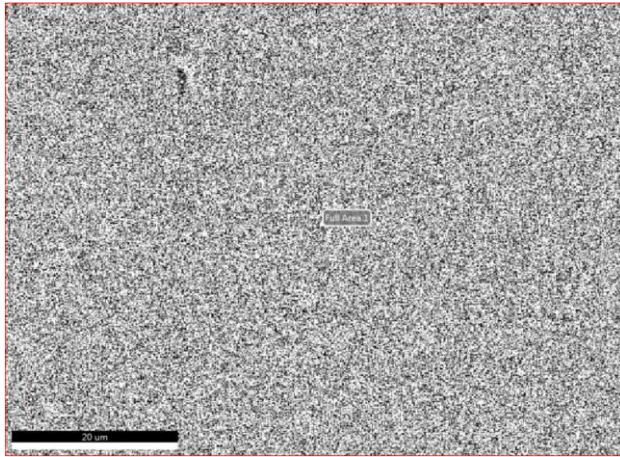
Şekil 7.25.'de bulunan Saf Al numunelerin SEM-EDX analizleri sonucunda her bir numunenin yüzeyinden tüm alanların taranmasıyla elde edilen spektrumlarla, Al elementinin %100 oranında tespit edildiği belirlenmiştir. Bu bulgu, sinterleme sürecinin inert atmosfer koşulları altında etkin bir şekilde yürütüldüğünü ve yüzeyde oksitlenme benzeri istenmeyen faz oluşumlarının gerçekleşmediğini doğrulamaktadır.



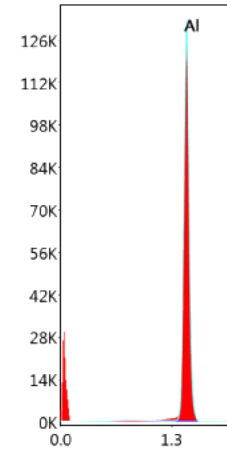
a. 1.0.1.



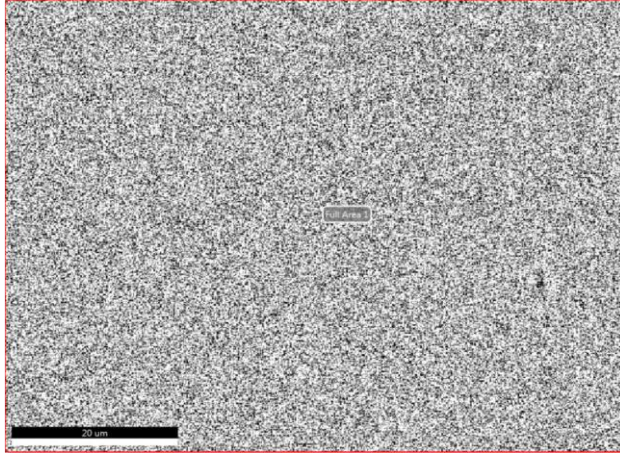
b. 1.0.1.



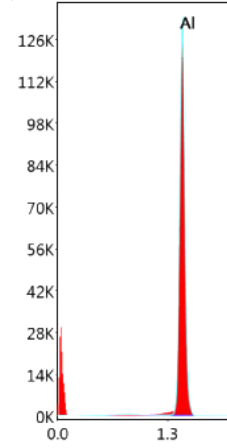
c. 1.0.2.



d. 1.0.2



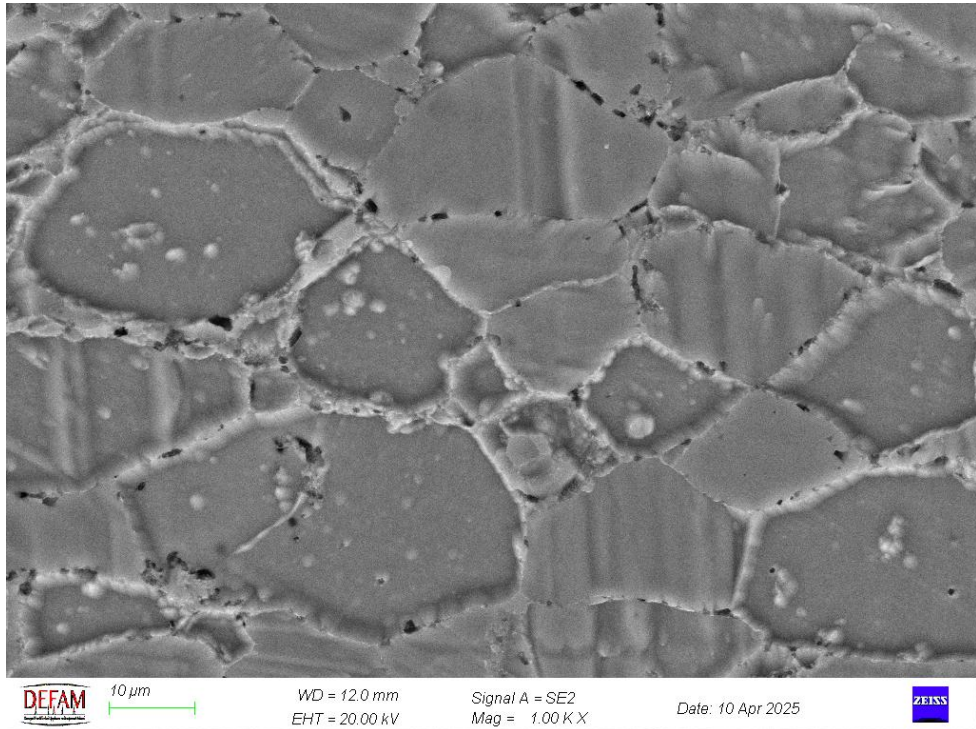
e. 1.0.3.



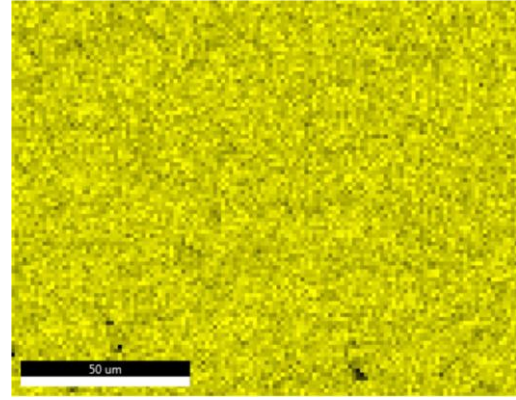
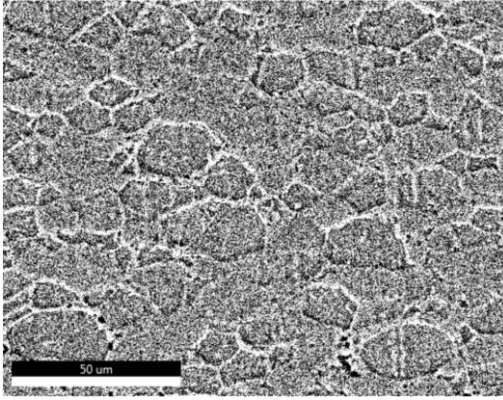
f. 1.0.3.

Şekil 7.25. 1.0.1., 1.0.2. ve 1.0.3. numuneleri için SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.26.'da bulunan 2.0.1. numunesine ait görüntüler incelendiğinde bakır tozunun al matrisinin içinde homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir. Seçilen bölgenin EDX sonucuna göre ağırlıkça %96,25'i Al %3,75'i Cu'dan oluşmaktadır. Oksijen varlığının bulunmaması sinterleme sürecinin inert atmosfer koşulları altında etkin bir şekilde yürütüldüğünü ve yüzeyde oksitlenme benzeri istenmeyen faz oluşumlarının gerçekleşmediğini doğrulamaktadır.

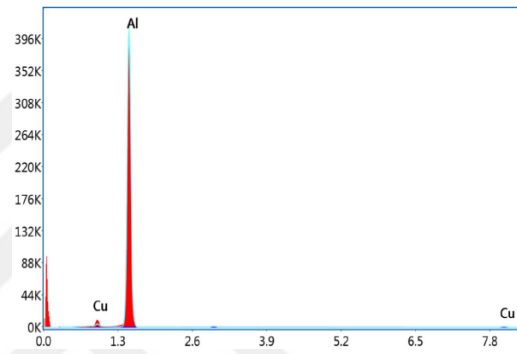
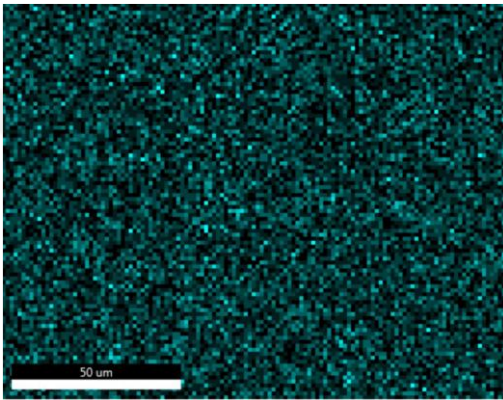


a. 2.0.1. 10 μ SEM Görüntüsü



b. 2.0.1.

c. 2.0.1 Al dağılımı

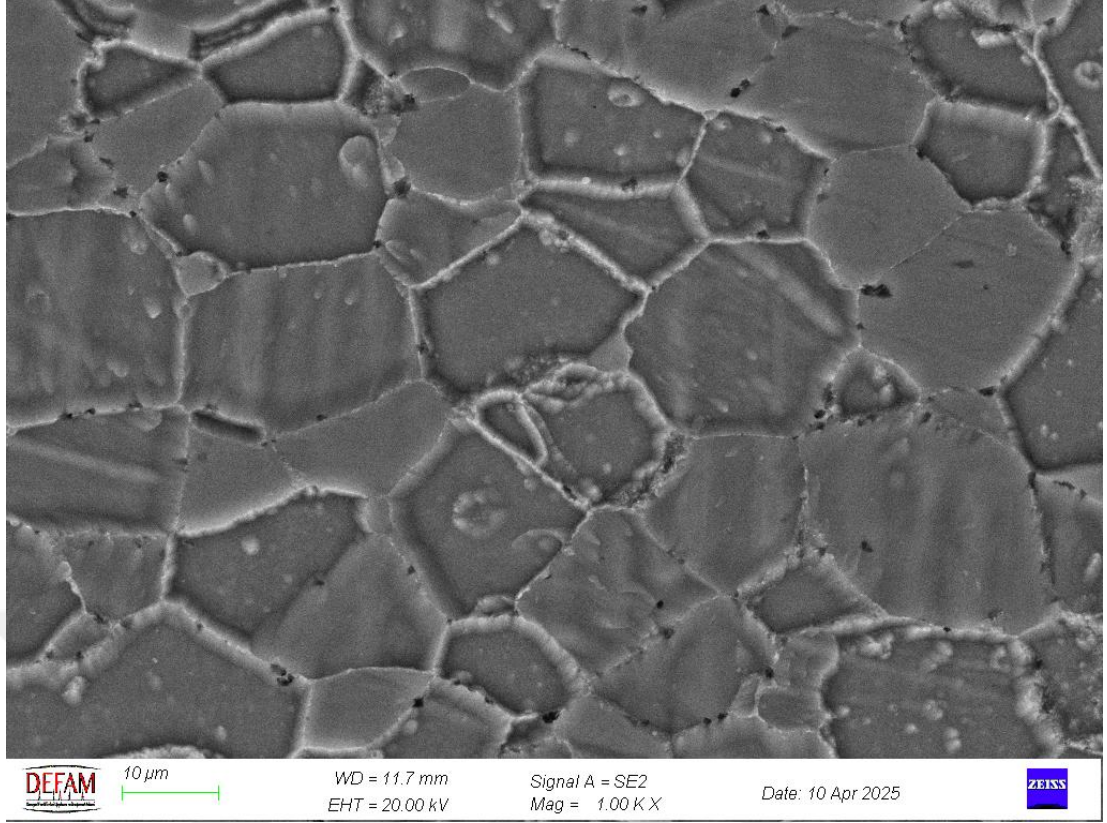


d. 2.0.1. Cu dağılımı

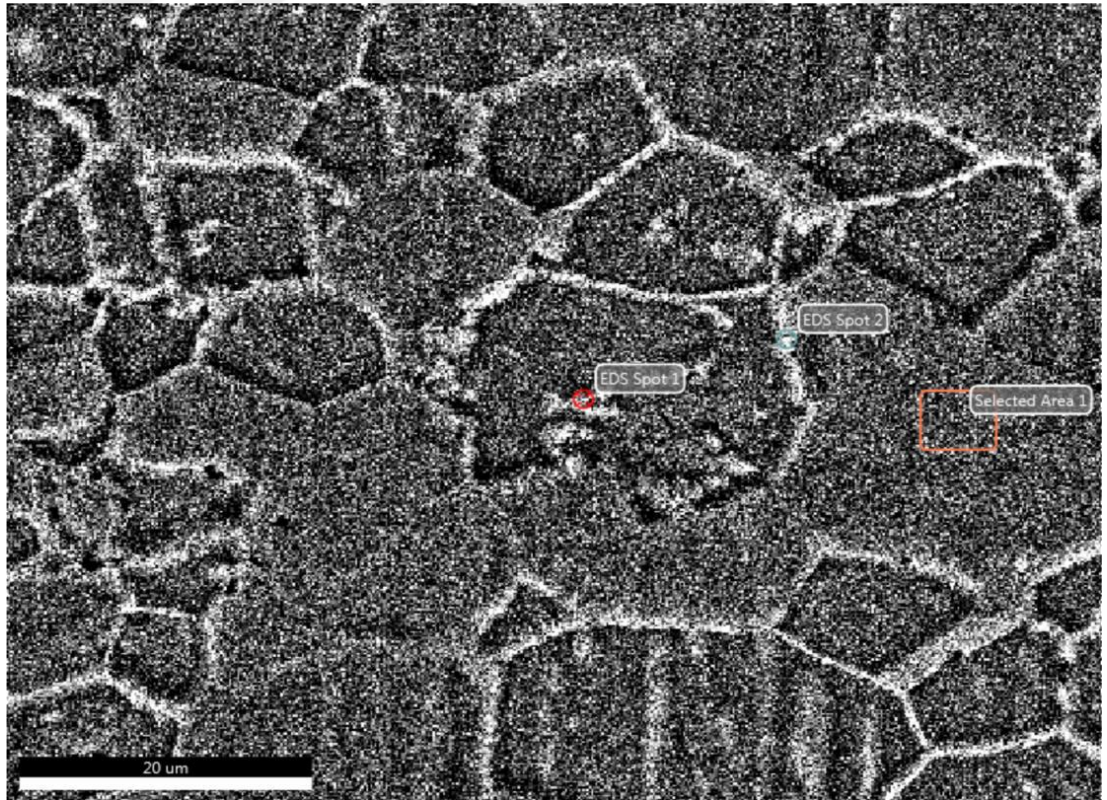
e. 2.0.1.

Şekil 7.26. 2.0.1. numunesin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması

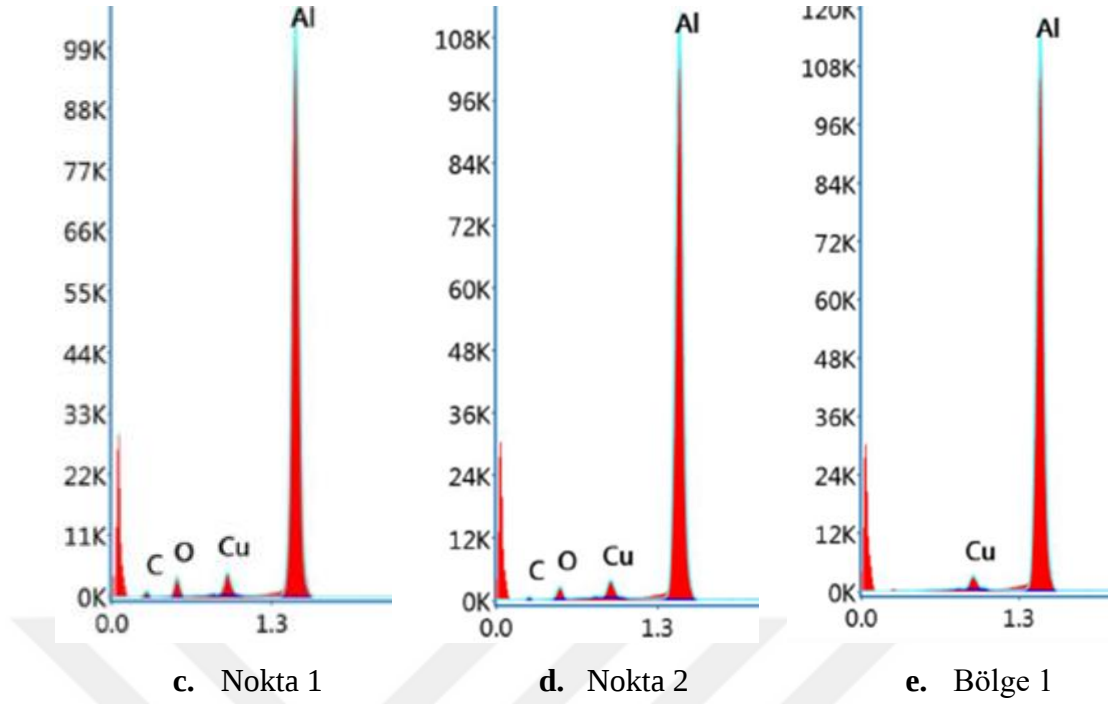
Şekil 7.27.'de bulunan 610 °C'de sinterlenen 2.0.2 numunesinin SEM/EDX verileri, Al matrisi içinde tane sınırlarına yakın Cu zenginleşmeleri sergilerken; EDX analizleri Al için ≈ 75 wt % ve Cu için ≈ 4 wt %'lük karakteristik pikler göstermiştir. Nokta 1-2 ölçümlerinde %8–12 wt % C ve O tespit edilmesi, yüzey kirliliği ve ince oksit tabakalarına olduğu düşünülmektedir. Bölge 1 %96,5 Al, %3,5 Cu içeriği ile gerçek kompozisyonu yansıtmaktadır.



a. 2.0.2. 10µ SEM Görüntüsü



b. 2.0.2.



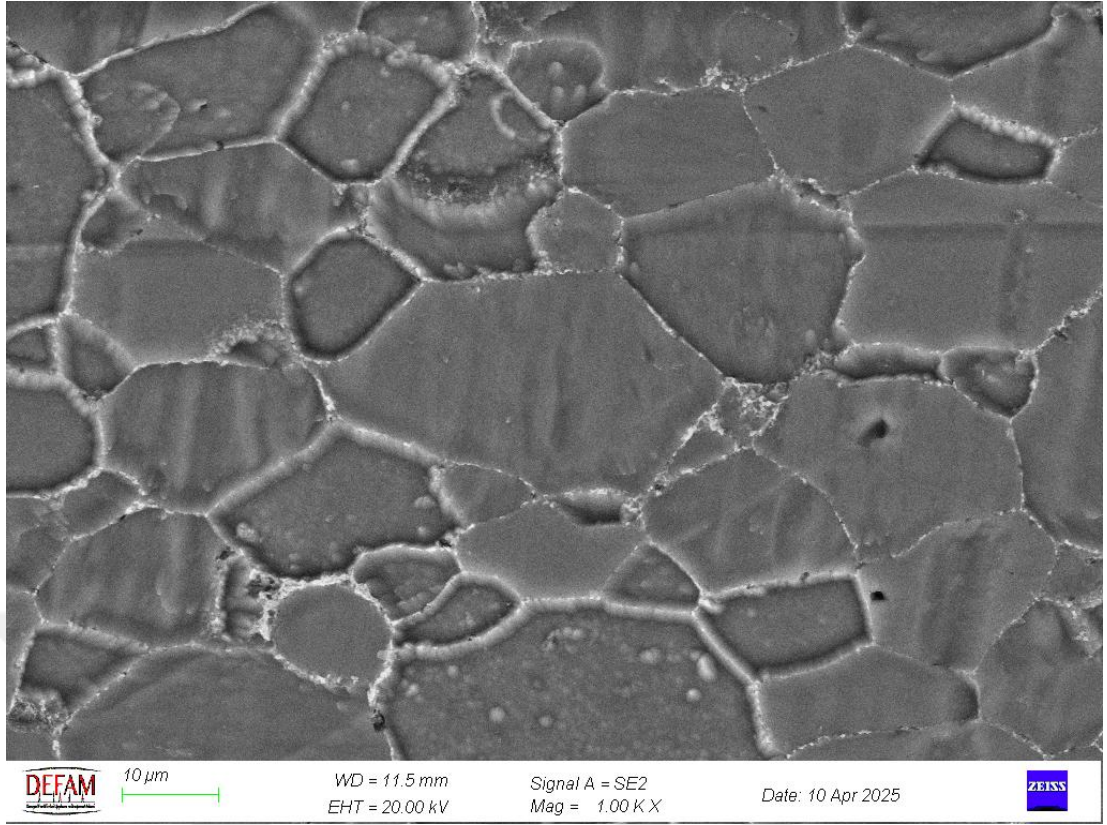
Şekil 7.27. 2.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 2.28.'de bulunan 2.0.3.numunesine ait SEM ve EDX veileri incelendiğinde;

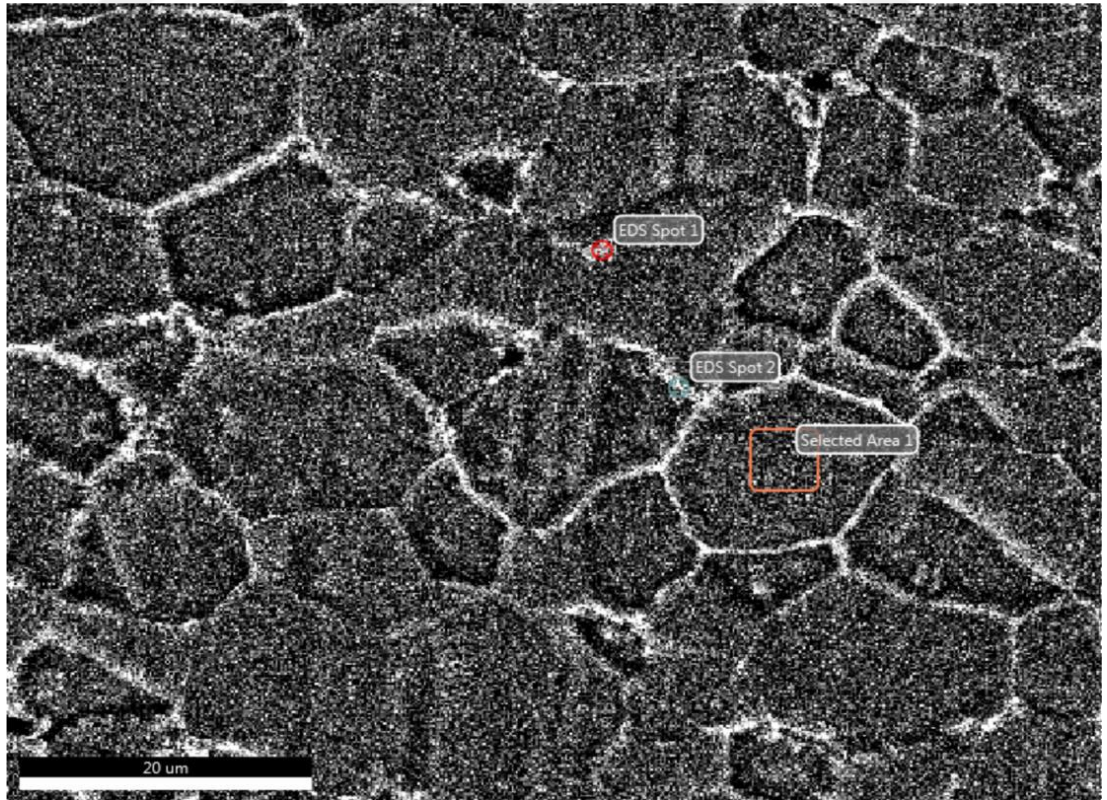
Nokta 1'de %73,12 Al ve %1,98 Cu ile yüksek oranda %20,59 oksijen ve %4,31 karbon tespit edildiğini göstermektedir. Al ve Cu değerleri, bu alanın Al matrisine ait olduğunu ve Cu'nun çözünmüş veya çok ince birikmiş formda bulunduğunu düşündürmektedir. Ancak oksijenin bu denli yüksek oranda çıkması, bu bölgedeki yüzeyde oksit tabakasının yer aldığını, karbon ise yüzey kirlenmesi veya parlatma kalıntılarını işaret etmektedir.

Nokta 2'de %77,5 Al ve %5,95 Cu bulunmuş olup, Cu oranının artışı Cu zenginleşmesi yaşanan bölgeyi yansıtmaktadır. Aynı zamanda %11,03 C ve %5,51 O oranları da saptanmıştır. Cu oranındaki yükseliş, bu noktanın muhtemelen tane sınırı veya intermetalik faz içeren bir mikro bölge olduğunu göstermektedir. C ve O sinyalleri, önceki noktada olduğu gibi çevresel etki veya ince yüzey oksitlenmesi kaynaklıdır.

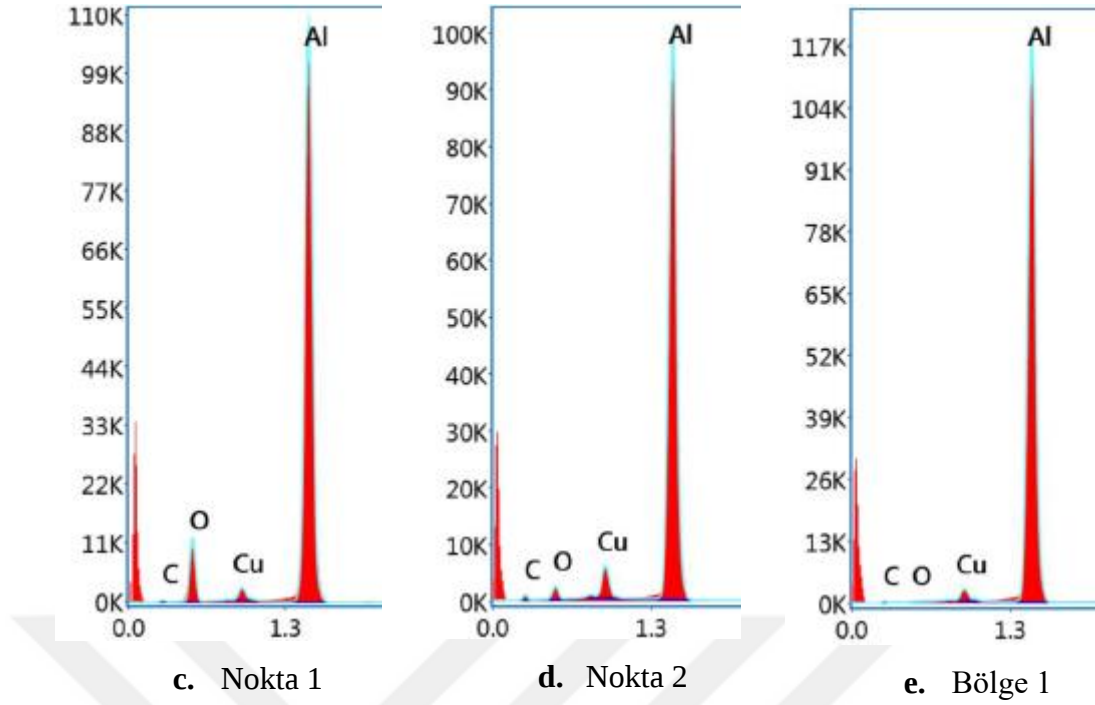
Bölge 1'de Daha geniş bir alanı temsil eden bu ölçümde %90,91 Al ve %2,91 Cu tespit edilmiştir. Oksijen (%0,14) oldukça düşük olup, bu veri analiz edilen bölgenin nispeten temiz ve homojen yapılı olduğunu göstermektedir.



a. 2.0.3. 10µ SEM Görüntüsü

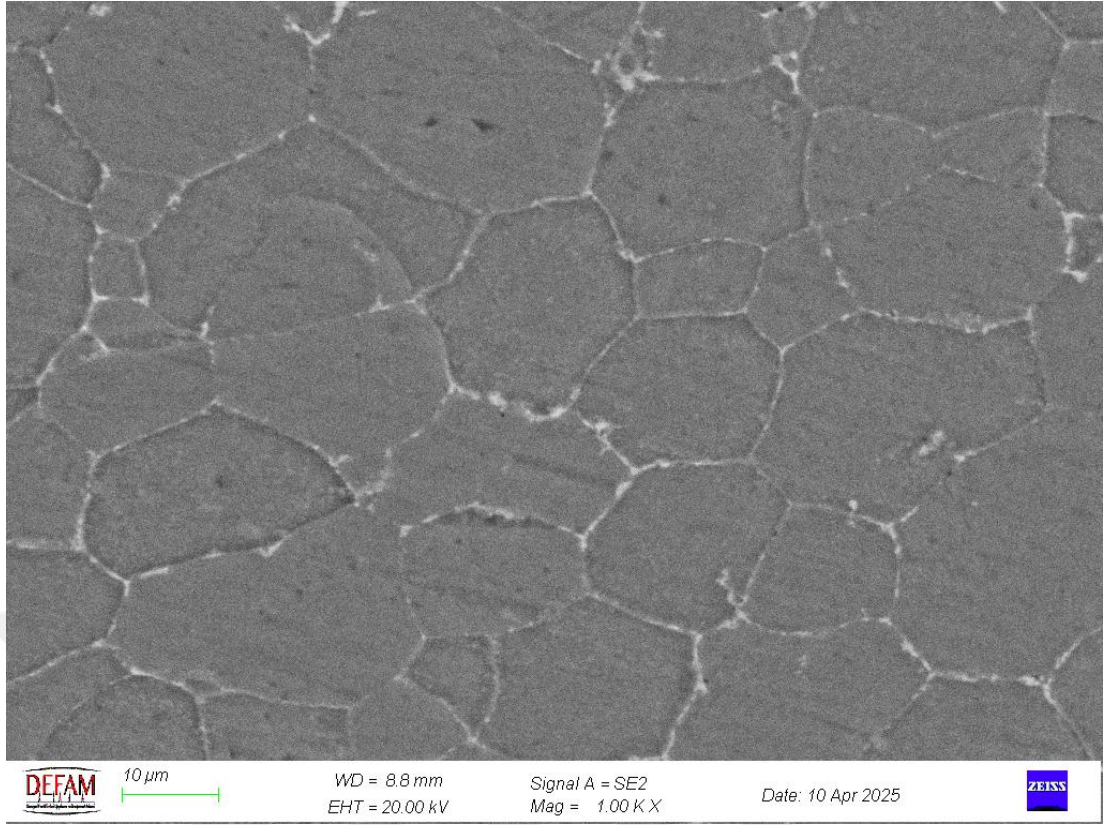


b. 2.0.3.

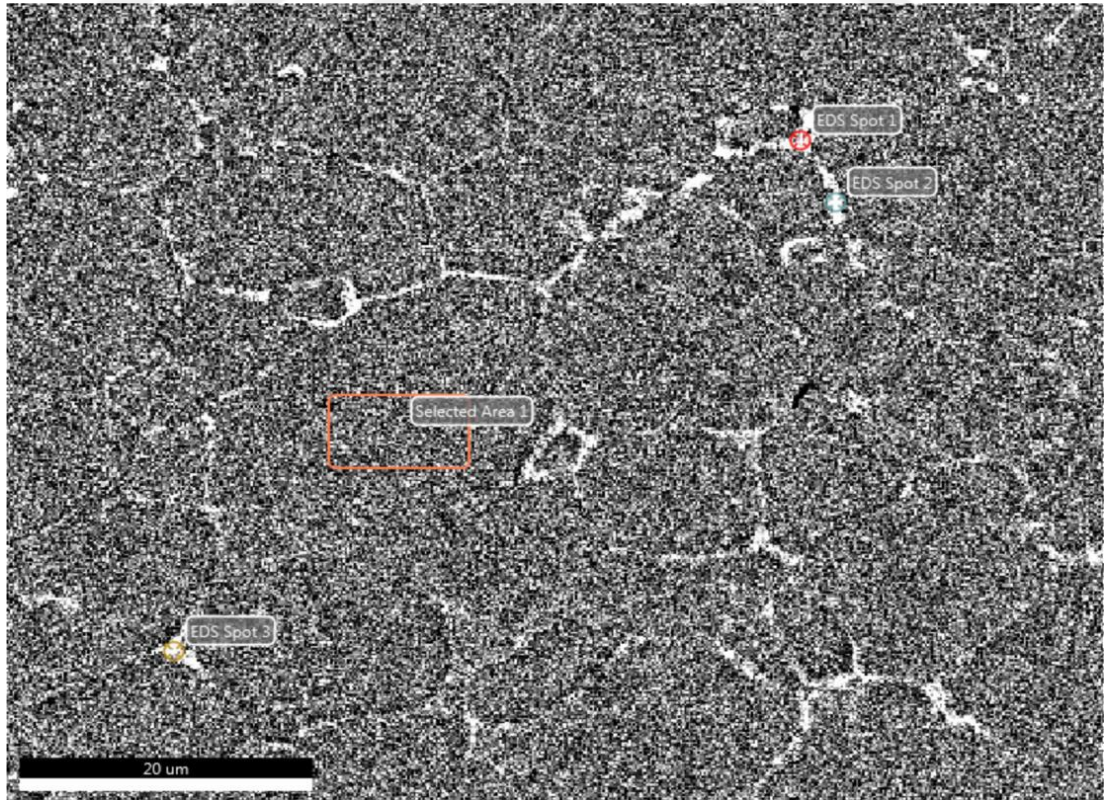


Şekil 7.28. 2.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

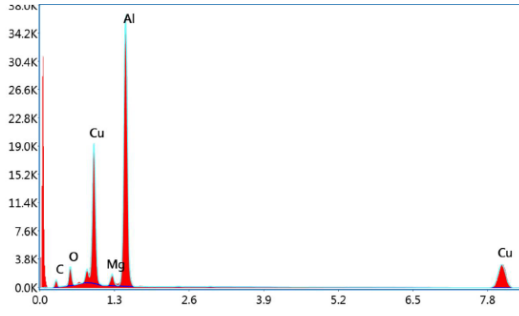
Şekil 7.29.'da bulunan 3.0.1 numaralı numuneye ait SEM/EDX analizleri, numune içerisinde Al ve Cu elementlerinin farklı bölgelerde değişen oranlarda bulunduğunu göstermektedir. Nokta 1 ve nokta 2'de gözlemlenen yüksek Cu oranı (%31,84 ve %24,81), Cu'nun belirli bölgelerde birikim gösterdiğine işaret etmektedir. Bu durum, Al-Cu intermetalik bileşiklerin lokal olarak oluştuğunu düşündürmektedir. Nokta 3'te ise Cu oranı %21,02'ye düşerken Al oranı artış göstermiştir. Bölge 1 taramasında Al oranının oldukça yüksek (%88,60) ve Cu'nun düşük seviyede kalması, bu alanın büyük oranda Al matrisine ait olduğunu göstermektedir. Mg her bölgede düşük oranlarda gözlemlenmiş olup (%1,92–2,88), bu durum Mg'un homojen şekilde matrise dağılmış veya difüzyonla çözünmüş olabileceğini göstermektedir.



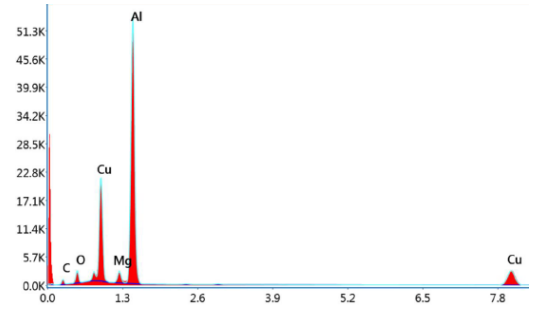
a. 3.0.1. 10 μ SEM Görüntüsü



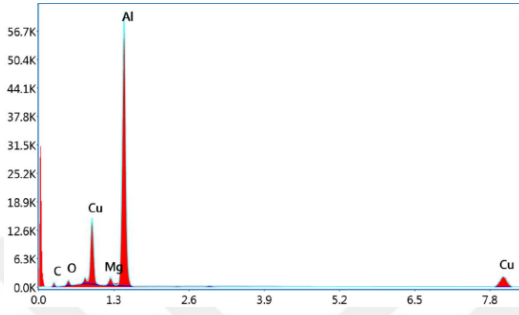
b. 3.0.1.



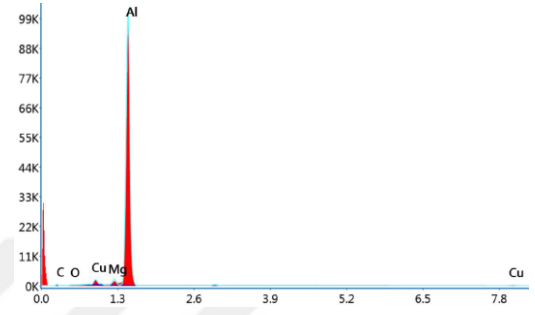
c. Nokta 1



d. Nokta 2



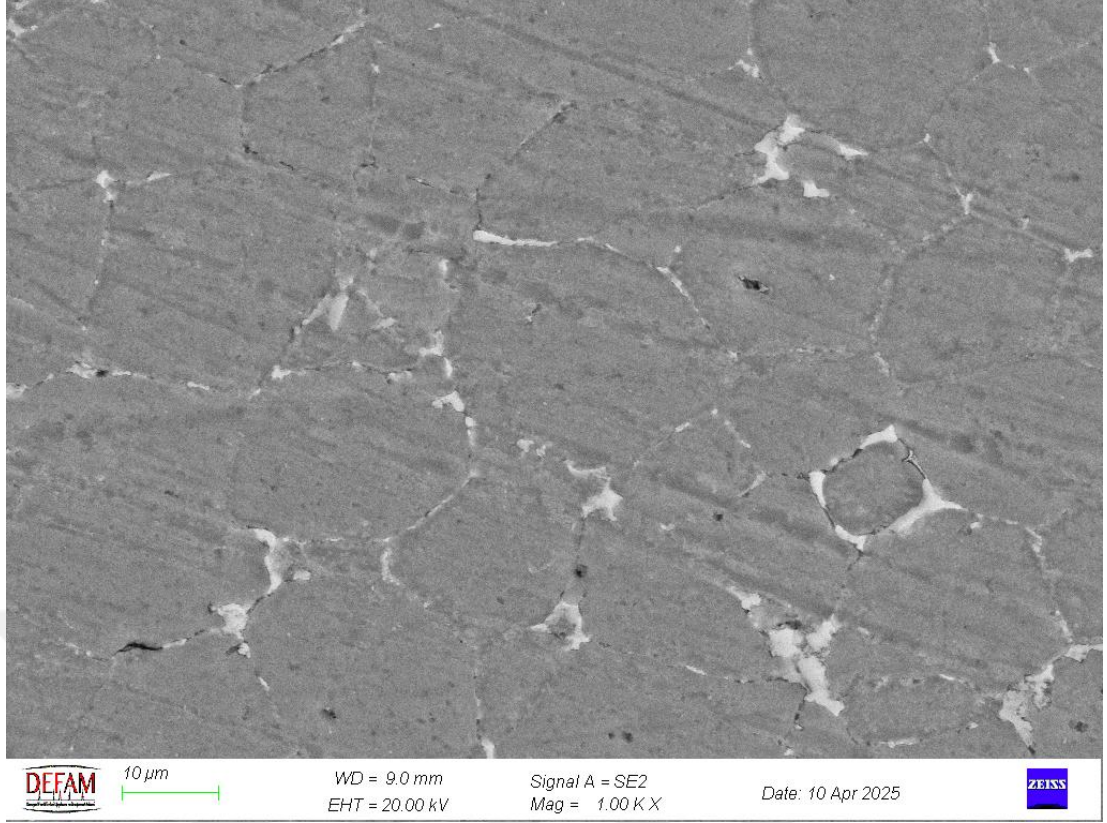
e. Nokta 3



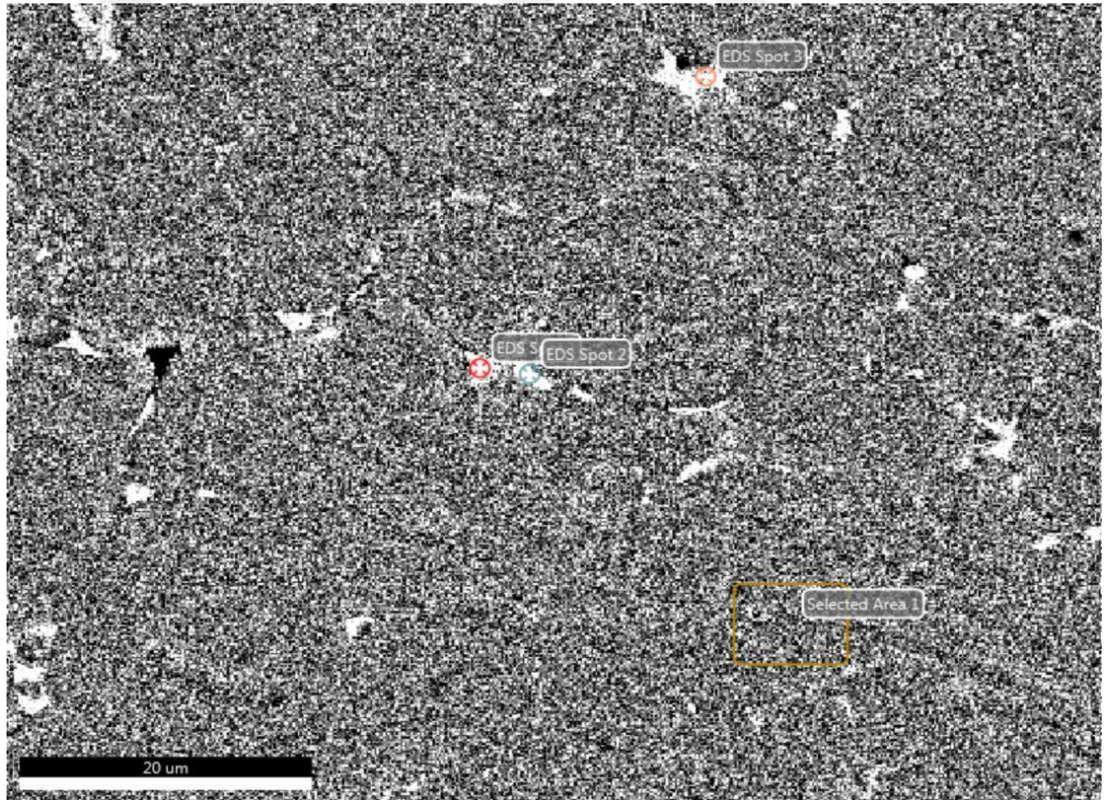
e. Bölge 1

Şekil 7.29. 3.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

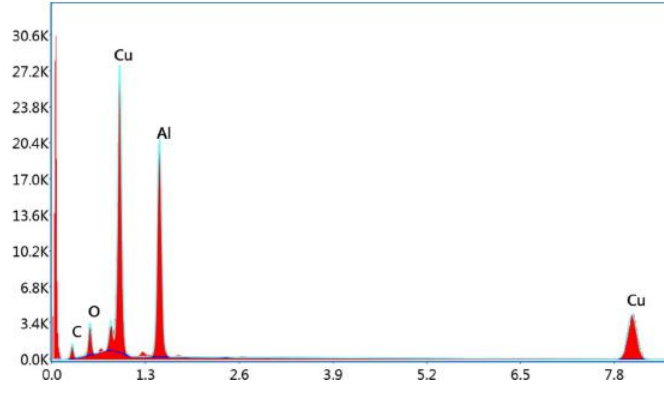
Şekil 7.30.'da bulunan 3.0.2 numunesine ait SEM/EDX analizleri bulunmaktadır. Nokta 1'de Cu %45,27, Al %34,68 oranında belirgin şekilde tespit edilmiştir; bu durum Cu'nun lokal bir birikim gösterdiğine işaret etmektedir. Nokta 2'de Al oranı %58,68 ile matris fazının baskınlığını koruduğu, Cu'nun ise %24,32 ile ara fazlarda dağıldığı görülmektedir. Nokta 3'te ise Cu %44,84 gibi yüksek bir oranda tespit edilmiş, Al ise %35,11 ile daha düşük kalmıştır; bu da Cu'nun tane sınırları gibi belirli bölgelerde yoğunlaştığını göstermektedir. Bölge 1 analizinde Al %88,96 ile en baskın element olarak tespit edilirken, Cu %2,14 gibi düşük seviyelerde kalmıştır; bu durum Al matrisin sürekliliğini ve homojenliğini göstermektedir. Ayrıca Mg elementinin varlığı tüm bölgelerde düşük oranda gözlemlenmiş, bu da Mg'nin alaşım içinde homojen dağılmış olduğunu göstermektedir. Bu veriler, Cu'nun bazı bölgelerde mikroyapıdan ayrılarak ara fazlarda lokalize olduğunu, Al matrisin ise yüksek oranda süreklilik sağladığını ortaya koymaktadır.



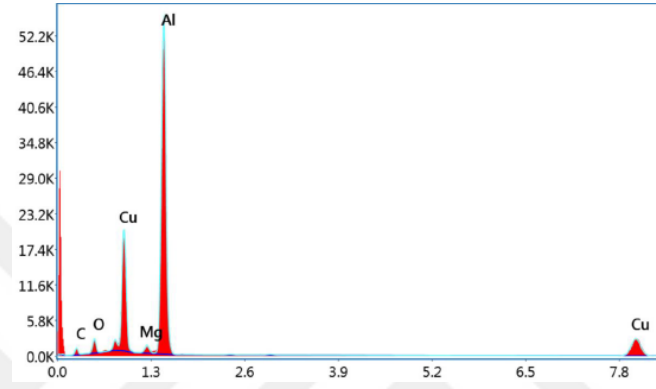
a. 3.0.2. 10μ SEM Görüntüsü



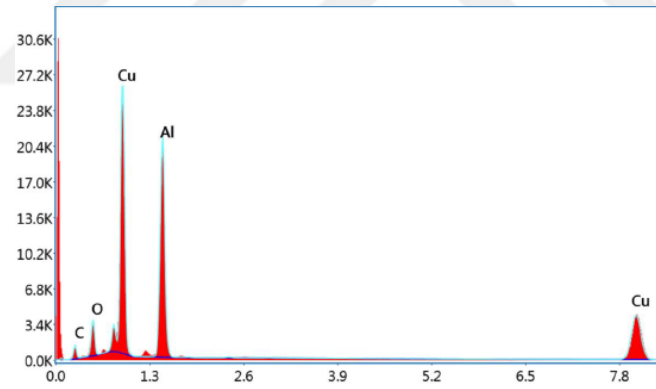
b. 3.0.2.



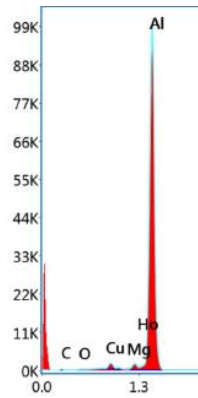
c. Nokta 1



d. Nokta 2



e. Nokta 3



f. Bölge 1

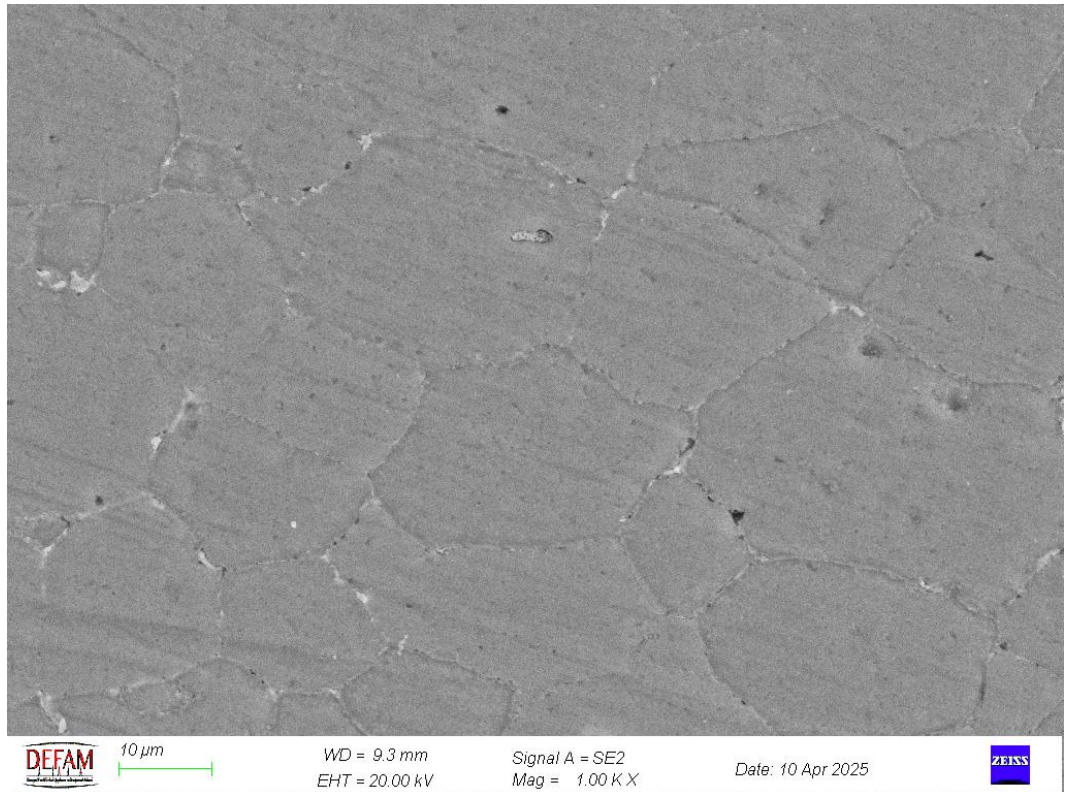
Şekil 7.30. 3.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.31.'de bulunan 3.0.3. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

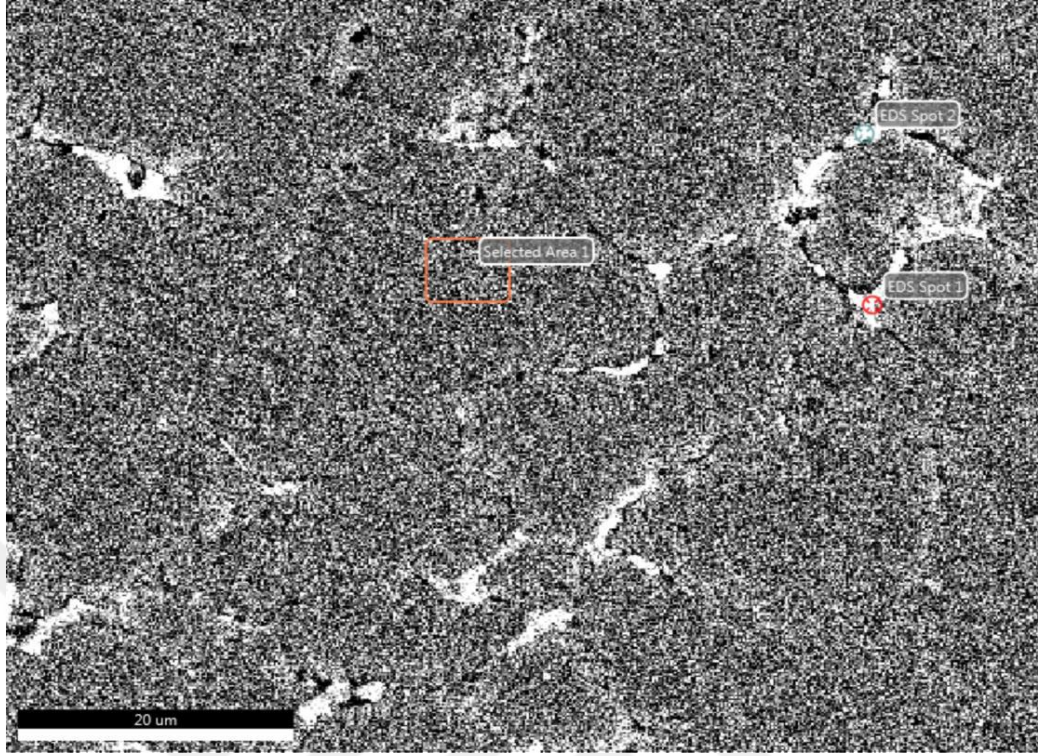
Nokta 1'de yapılan ölçümde, yüzeyin büyük kısmının alüminyumdan (%62,21) oluştuğu, bakırın ise %28,15 oranında yer aldığı görülüyor. Bu da bu bölgede bakırın oldukça yoğunlaştığını gösteriyor. Magnezyum oranı %2,41 ile düşük ama katkı olarak yer aldığı anlaşıyor. Karbon (%5,51) ve oksijen (%1,71) oranları ise malzeme yüzeyine dışarıdan bulaşan kalıntılar olabilir.

Nokta 2'de alüminyum oranı %43,60'a düşerken bakır %39,93'e çıkmış. Bu durum, bu bölgede bakırın fazlalık gösterdiğini ve metal içinde ayrı yapılar oluşturmuş olabileceğini düşündürüyor. Karbon ve oksijen burada da var (%10,93 ve %4,15); bu da yüzeye hava yoluyla veya hazırlık aşamasında bulaşmış olabileceklerini gösteriyor.

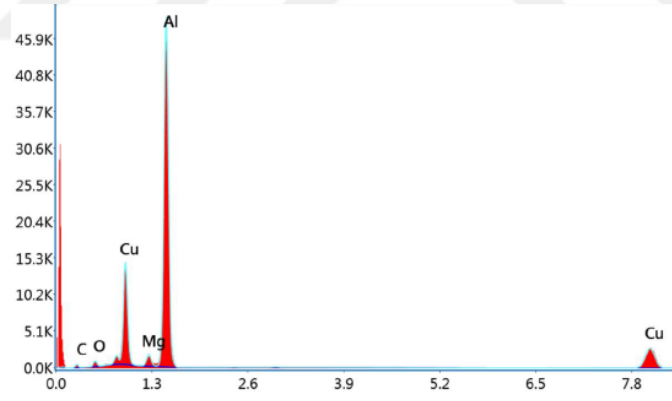
Bölge 1'de daha geniş bir alana bakılmıştır ve bu alanda %88,42 oranında alüminyum görülmüş. Bu, malzemenin temel yapısının büyük ölçüde alüminyum olduğunu gösteriyor. Bakır oranı %2,43, magnezyum %1,98. Karbon ve oksijen miktarları düşük ama yine de gözlemlenmiştir. Bu maddeler büyük ihtimalle dış ortamdan gelmiştir.



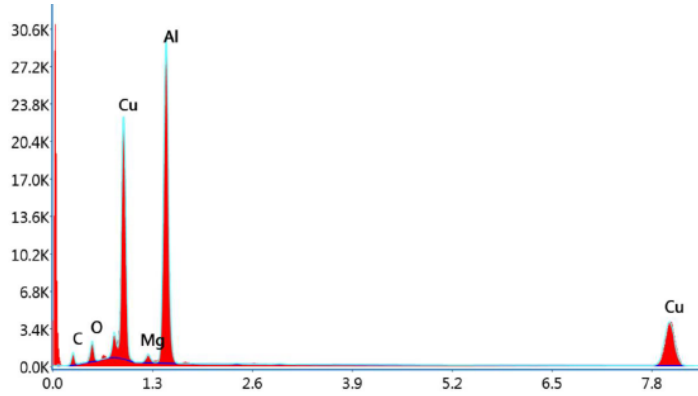
a. 3.0.3. 10 μ SEM Görüntüsü



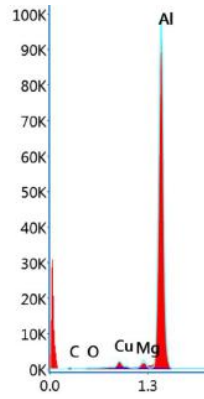
b. 3.0.3.



c. Nokta 1



d. Nokta 2



e. Bölge 1

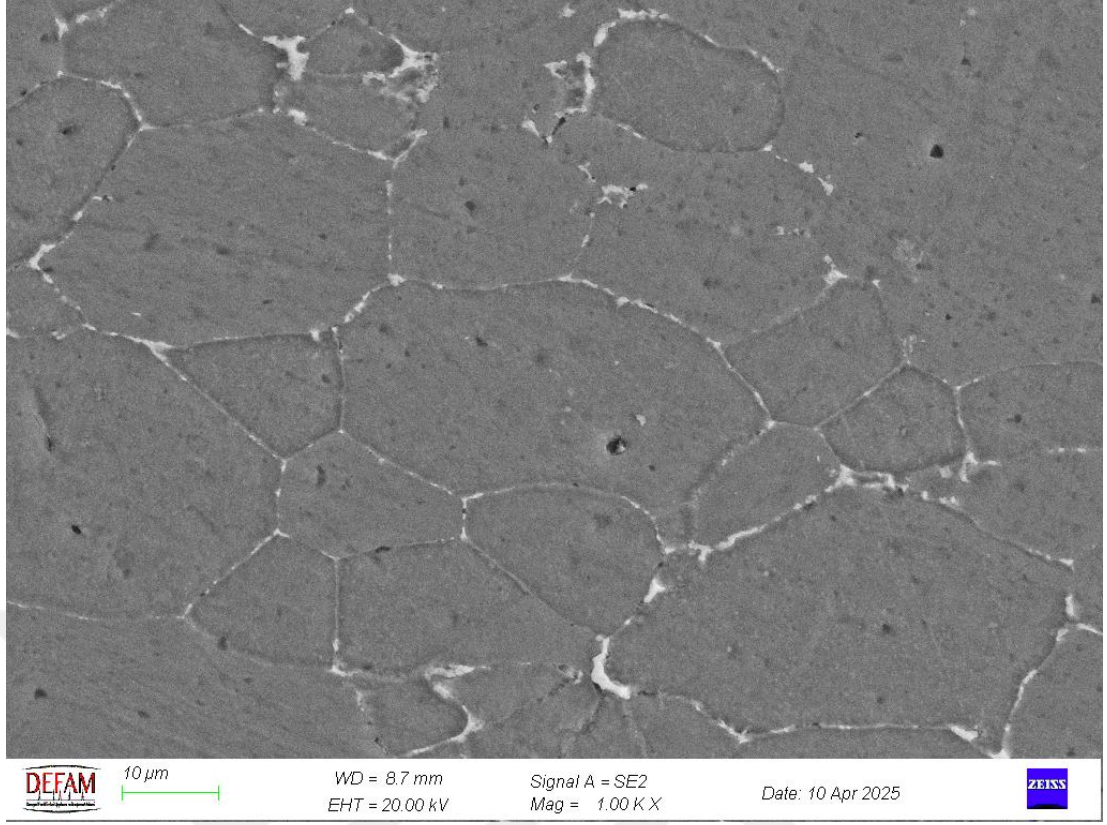
Şekil 7.31. 3.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.32.'de bulunan 4.0.1. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

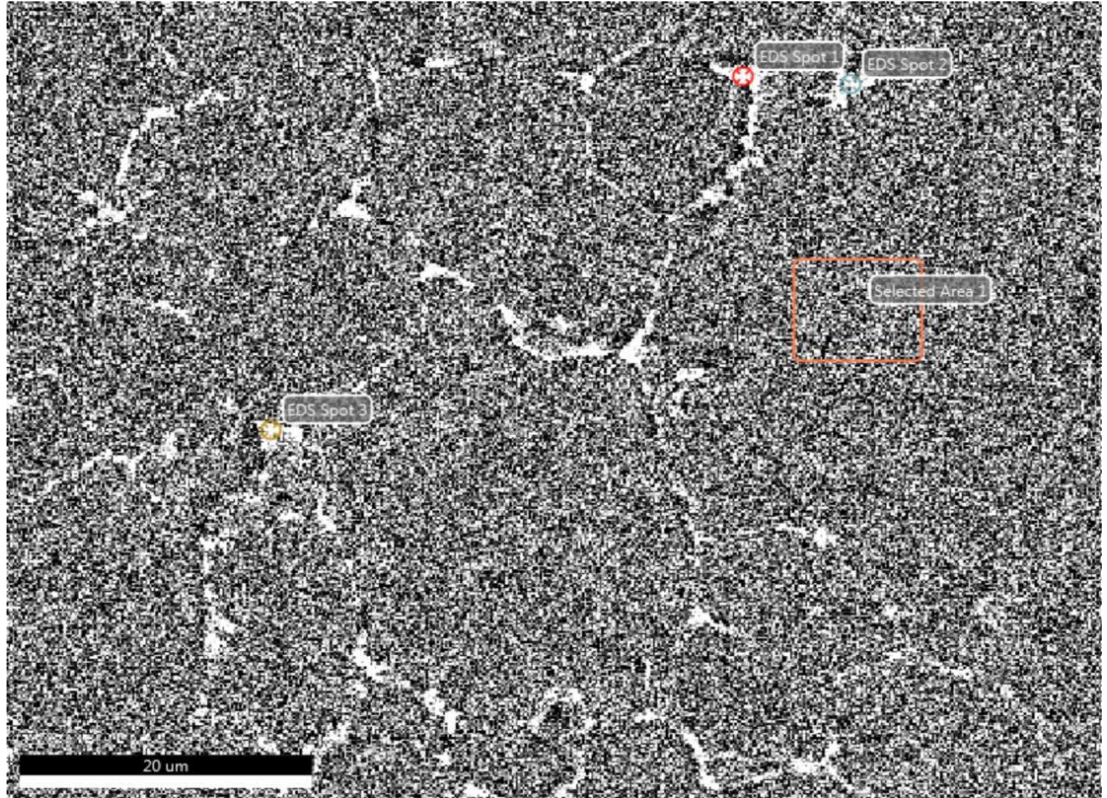
Nokta 1 analizinde %62,21 Al, %28,15 Cu ve %2,41 Mg tespit edilmiştir. Bu oranlar, Al matrisinde Cu'nun yüksek oranda dağılmış olduğunu ve muhtemelen ikincil faz oluşumlarının başladığını göstermektedir. Mg'nin varlığı, alaşımın mukavemetini artırabilecek katkı sağladığını göstermektedir. %5,51 C ve %1,71 O ise büyük olasılıkla çevresel kontaminasyon kaynaklıdır.

Nokta 2 analizinde Al oranı %43,60'a düşerken Cu %39,93'e yükselmiştir. Bu durum, Cu'nun bu bölgede lokal olarak zenginleştiğini, yani matris dışında ikinci bir faz yapısının gelişmiş olabileceğini düşündürmektedir. Mg burada %1,39 seviyesindedir. C (%10,93) ve O (%4,15) ise yine muhtemelen yüzey kaynaklı kirlilikten kaynaklanmaktadır.

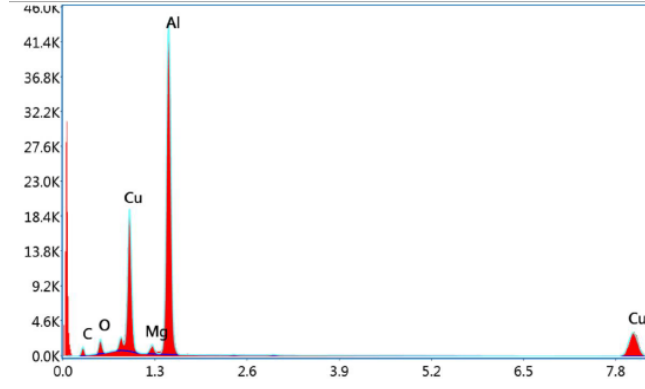
Bölge 1 genel tarama analizinde %88,42 Al ve %2,43 Cu oranları gözlemlenmiştir. Bu, malzemenin temel yapısının yüksek oranda Al içerdiğini ve alaşım elementlerinin homojen şekilde dağılmış olduğunu göstermektedir. Mg %1,98 oranındadır. Yüzeydeki C ve O elementleri düşük seviyede olup (%6,88 ve %0,29), yapıya entegre olmayan, dış kaynaklı etkilerdir.



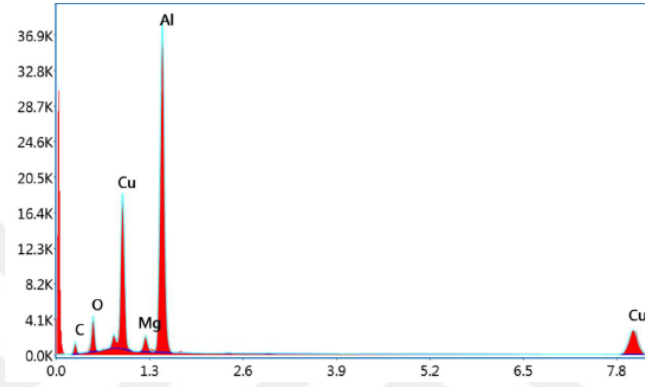
a. 4.0.1. 10µ SEM Görüntüsü



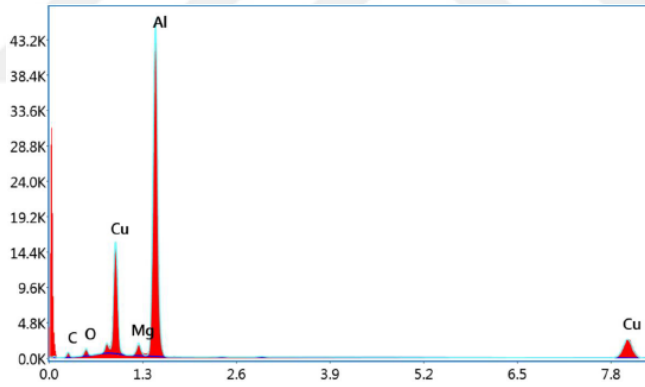
b. 4.0.1.



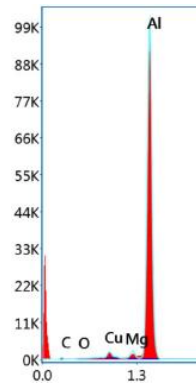
c. Nokta 1



d. Nokta 2



e. Nokta 3



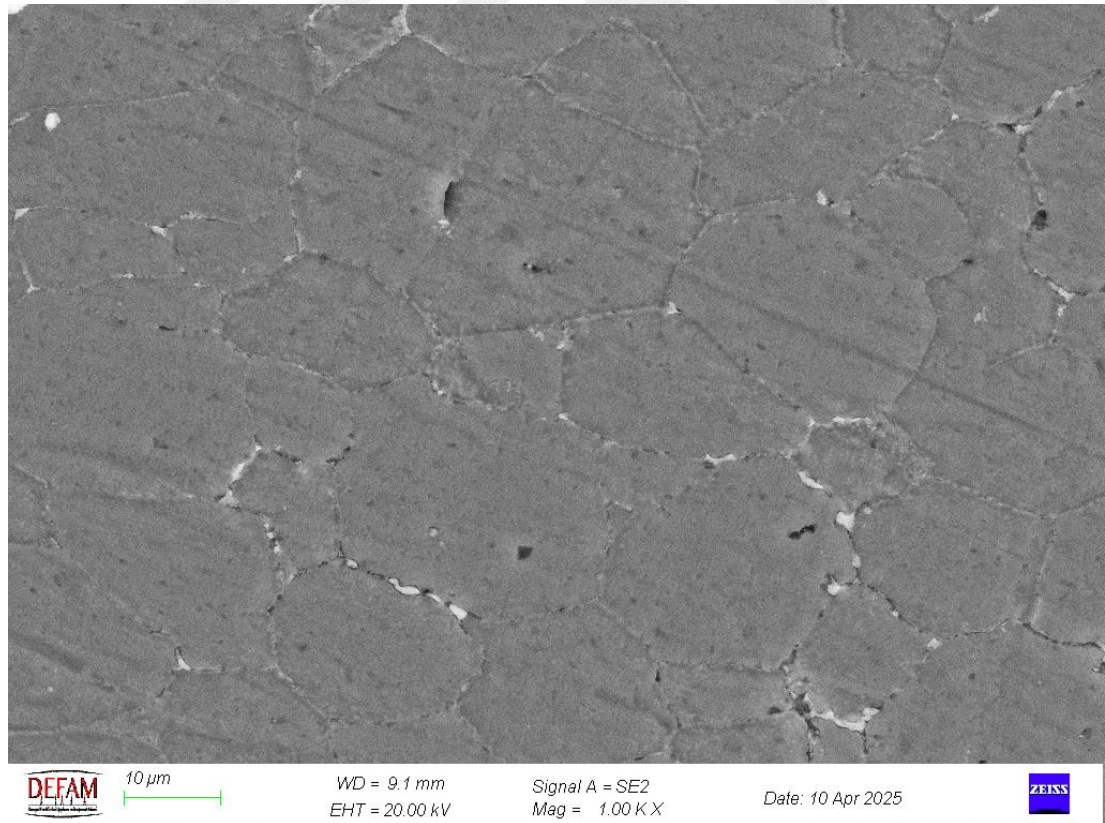
f. Bölge 1

Şekil 7.32. 4.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

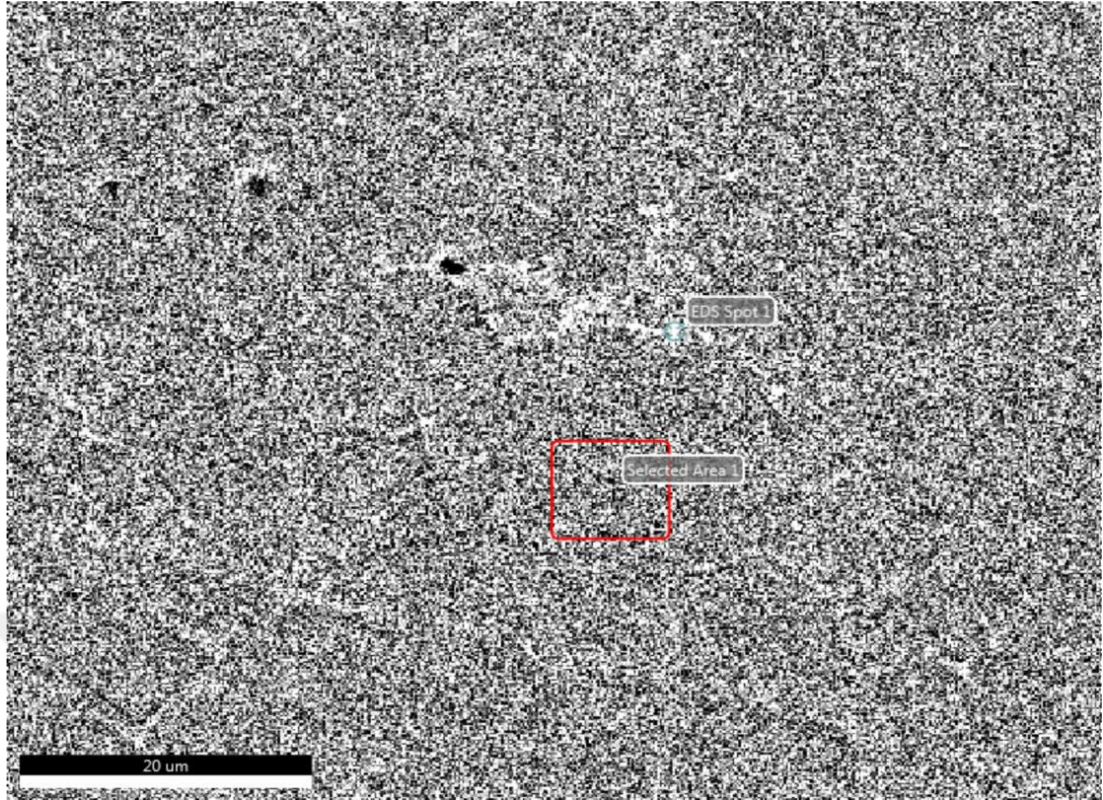
Şekil 7.33.'de bulunan 4.0.2. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

Nokta 2'de en yüksek oranda bulunan element %62,21 ile Alüminyum (Al)'dur. Bunu %28,15 ile Bakır (Cu) takip etmektedir. Ayrıca yapıda %2,41 Magnezyum (Mg), %5,51 Karbon (C) ve %1,71 Oksijen (O) tespit edilmiştir. Bu dağılım, Cu'nun bölgesel olarak yoğunlaştığını ve Al matrisinde yer yer birikim yaptığını gösterir. Karbon ve oksijenin ise dış ortamdan kaynaklanan yüzey bulaşısı (örneğin numune hazırlığında) olabileceği düşünülmektedir.

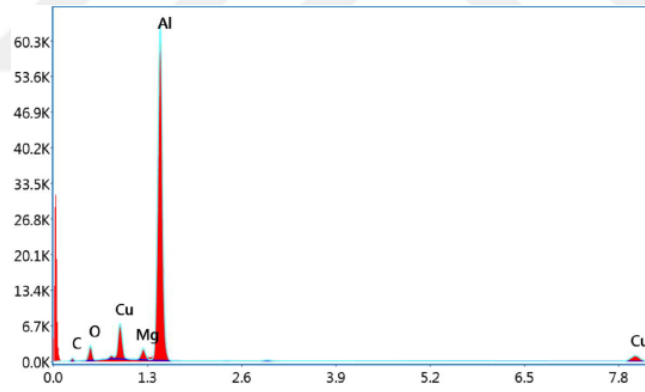
Bölge 1'de Geniş alan taramasında Alüminyum (Al) %88,42 ile dominant yapıdadır. Bakır (Cu) oranı burada %2,43'e düşerken, Magnezyum (Mg) %1,98 seviyesindedir. Karbon ve Oksijen oranları sırasıyla %6,88 ve %0,29'dur. Bu durum, genel yapının homojen biçimde alüminyum esaslı olduğunu; bakırın daha çok belirli bölgelerde biriktiğini, geniş alanda ise düşük oranda bulunduğunu göstermektedir.



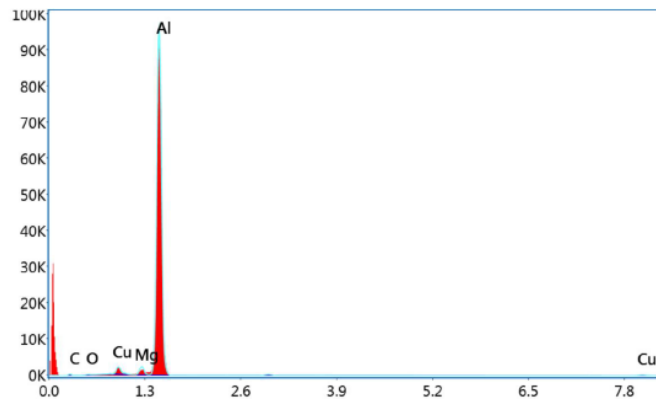
a. 4.0.2. 10µ SEM Görüntüsü



b. 4.0.2.



c. Nokta 1



d. Bölge 1

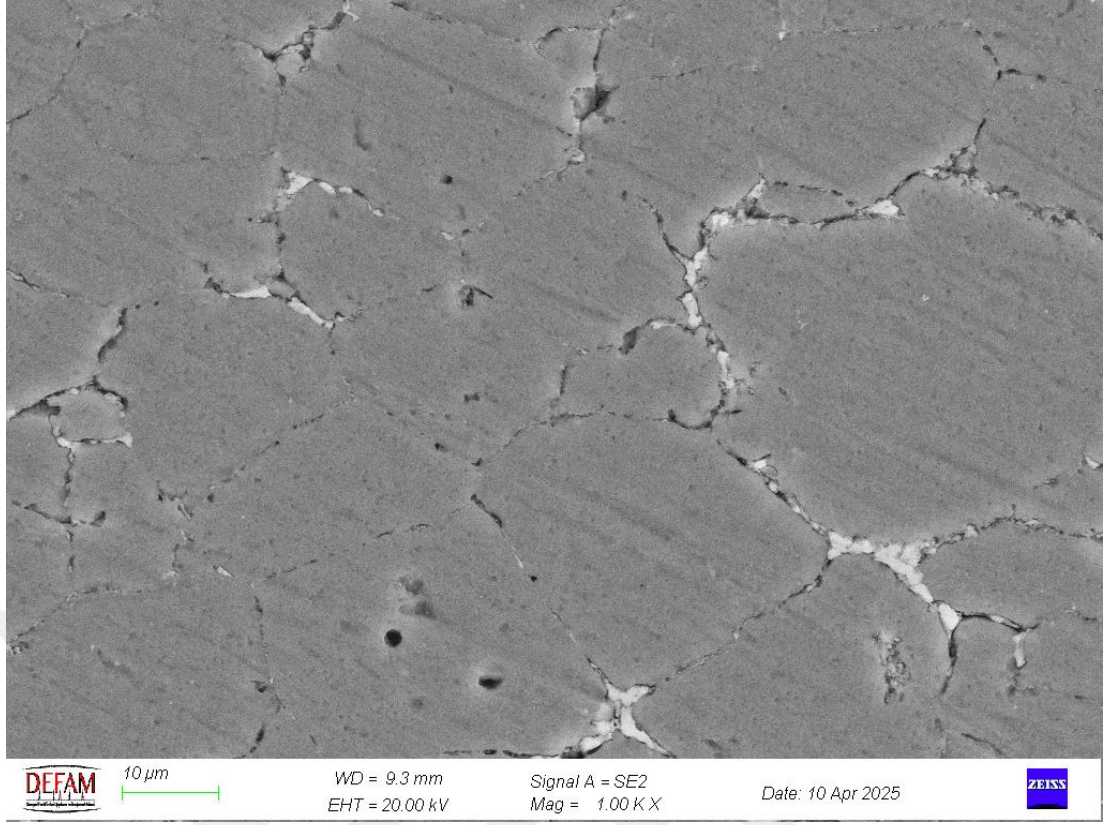
Şekil 7.33. 4.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.34.'de bulunan 4.0.3. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

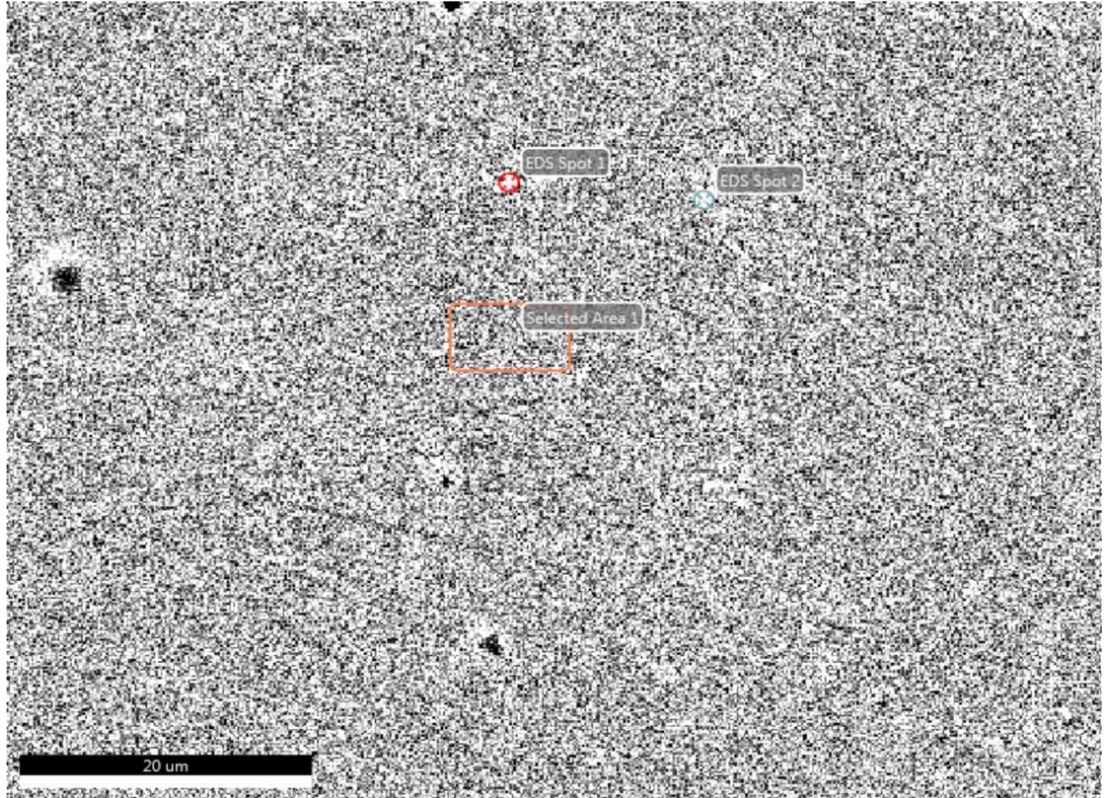
Nokta 1'de ağırlıkça en yüksek oranda %63,23 ile Alüminyum (Al) tespit edilmiştir. Bu, matris fazının Al olduğunu doğrular. Bunu %28,15 ile Bakır (Cu) takip etmektedir. Cu'nun bu seviyedeki varlığı, bu noktada Al-Cu ara fazlarının veya çözünmüş Cu zenginleşmesinin olabileceğine işaret eder. Karbon (C) oranı %5,51 olup yüzey kaynaklı kirlenme veya olası takviye malzemesi kalıntılarına bağlı olabilir. Magnezyum (Mg) %2,41 oranındadır ve bu da alaşımın Mg katkılı olduğunu desteklemektedir. Oksijen (O) ise %1,71 seviyesindedir; bu değer, yüzeyde oksitlenme izlerini düşündürebilir ancak düşük seviyede olduğu için ciddi bir oksidasyon belirtisi değildir.

Nokta 2'de Al oranı %69,03 ile oldukça yüksektir. Cu oranı %14,26 ile önceki noktaya göre düşüktür, bu da mikroyapıdaki farklı bölgelerde Cu'nun homojen dağılmadığını gösterir. C %7,22 ve O %6,35 olup hafif yüzey kirliliği veya kalıntılara işaret eder. Mg %3,13 ile belirgin şekilde gözlemlenmiştir, bu da bu noktada Mg açısından daha zengin bir yapı olduğunu gösterir.

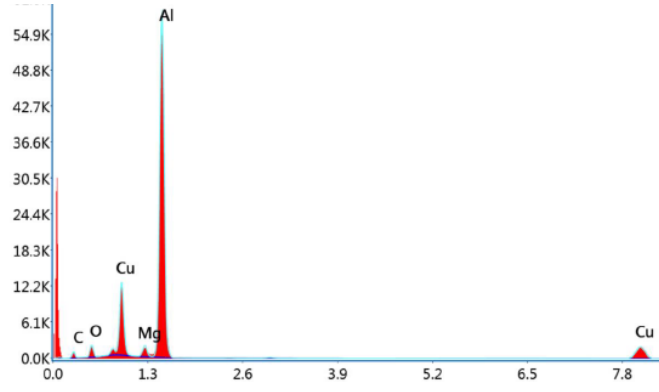
Bölge 1 taraması sonucu elde edilen bu veride, Al oranı %88,52 ile oldukça yüksektir. Bu değer, numunenin büyük kısmının Al matrisiyle kaplı olduğunu ve diğer elementlerin bu matriste daha düşük oranlarda bulunduğunu ortaya koymaktadır. Cu %2,07 ile sınırlı düzeyde saptanmıştır, bu da Cu'nun genellikle daha lokalize bölgelerde yoğunlaştığını gösterir. C %7,43, Mg %1,81 ve O %0,16 seviyelerindedir. Oksijenin bu kadar düşük olması, yüzeyde oksitlenmenin minimum düzeyde olduğunu gösterir.



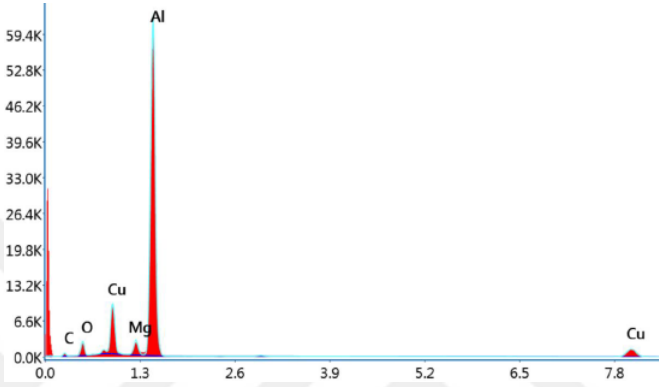
a. 4.0.3. 10µ SEM Görüntüsü



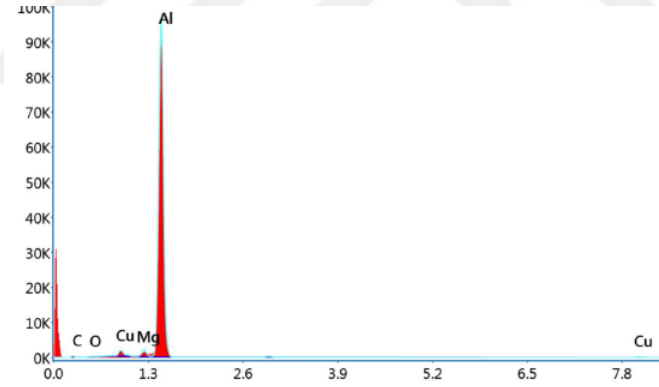
b. 4.0.3.



c. Nokta 1



d. Nokta 2



e. Bölge 1

Şekil 7.34. 4.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

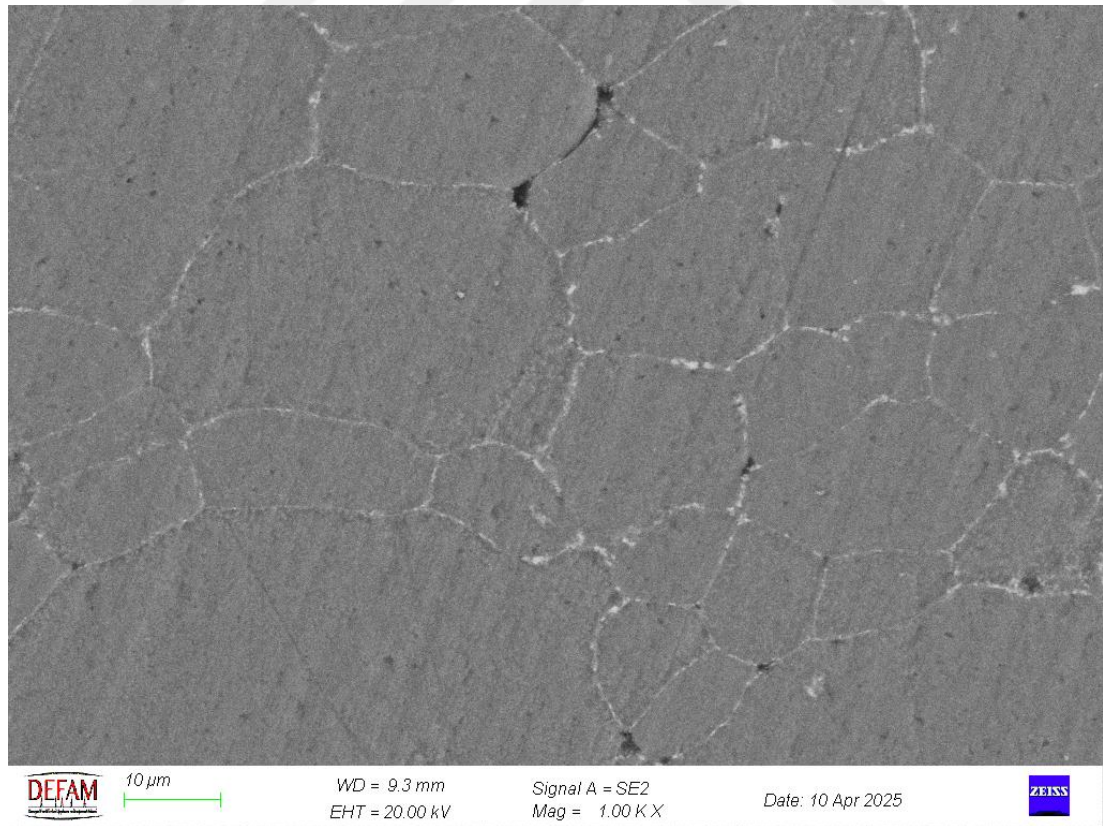
Şekil 7.35.'de bulunan 5.0.1. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

Nokta 1 analizinde, %68,01 Al, %12,66 Cu, %3,26 Mg ve %1,21 Zn oranları tespit edilmiştir. Cu ve Mg oranları belirgin şekilde yüksek, Al ise düşüktür. Bu durum, bu bölgede Cu ve Mg elementlerinin birikme eğilimi gösterdiğini düşündürmektedir. Karbon oranı %10,30 olup, bu değer grafenin homojen dağılmadığını ve bu alanda

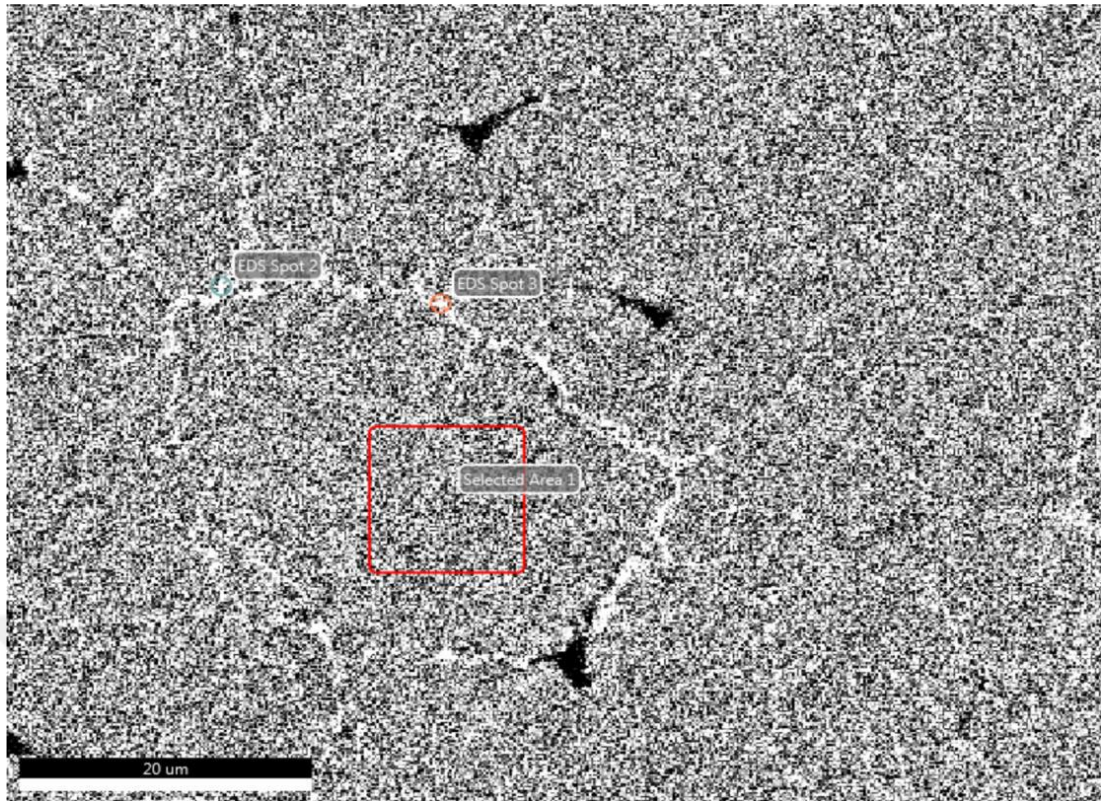
kümelenmiş olabileceğini göstermektedir. Oksijen ise %4,57 ile hafif yüzey oksitlenmesine veya yüzey kalıntılarına işaret etmektedir.

Nokta 2'de Al %63,47, Cu %12,28, Mg %2,46 ve Zn %0,68 olarak ölçülmüştür. Bu noktada da Cu ve karbon değerleri (%16,48 C) oldukça yüksektir. Bu, grafinin bu bölgede yoğunlaştığını ve Al-Cu alaşımına ait çökelti fazlarının burada daha belirgin oluştuğunu düşündürür. Katkı elementlerinin yerel olarak biriktiği bir alan olduğunu desteklemektedir. Oksijenin %4,62 oranında çıkması, yüzey reaksiyonlarının benzer şekilde devam ettiğini göstermektedir.

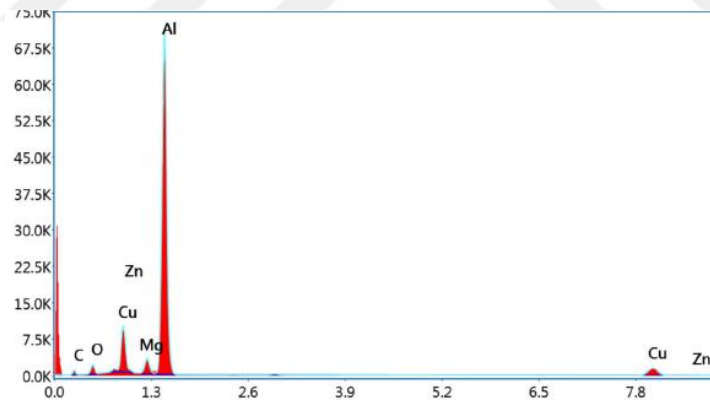
Bölge 1 genel analizinde ise Al oranı %88,41 bulunmuştur. Cu %2,63, Mg %1,63, Zn %0,95'tir. Bu alan, matris yapının büyük oranda alüminyumdan oluştuğunu ve alaşım elementlerinin genel olarak homojen dağıldığını göstermektedir. Karbon oranı %6,23 seviyesindedir, bu da grafinin bu bölgede daha dengeli şekilde yayıldığını düşündürür. Oksijenin %0,15 gibi çok düşük çıkması, bu alanın temiz ve stabil bir yüzeye sahip olduğunu göstermektedir.



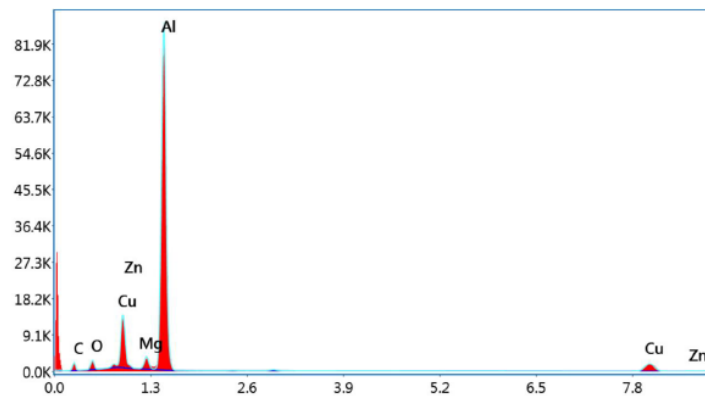
a. 5.0.1. 10µ SEM Görüntüsü



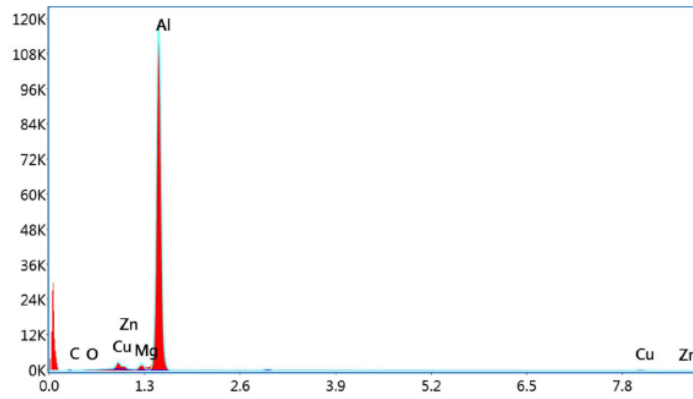
b. 5.0.1.



c. Nokta 1



d. Nokta 2



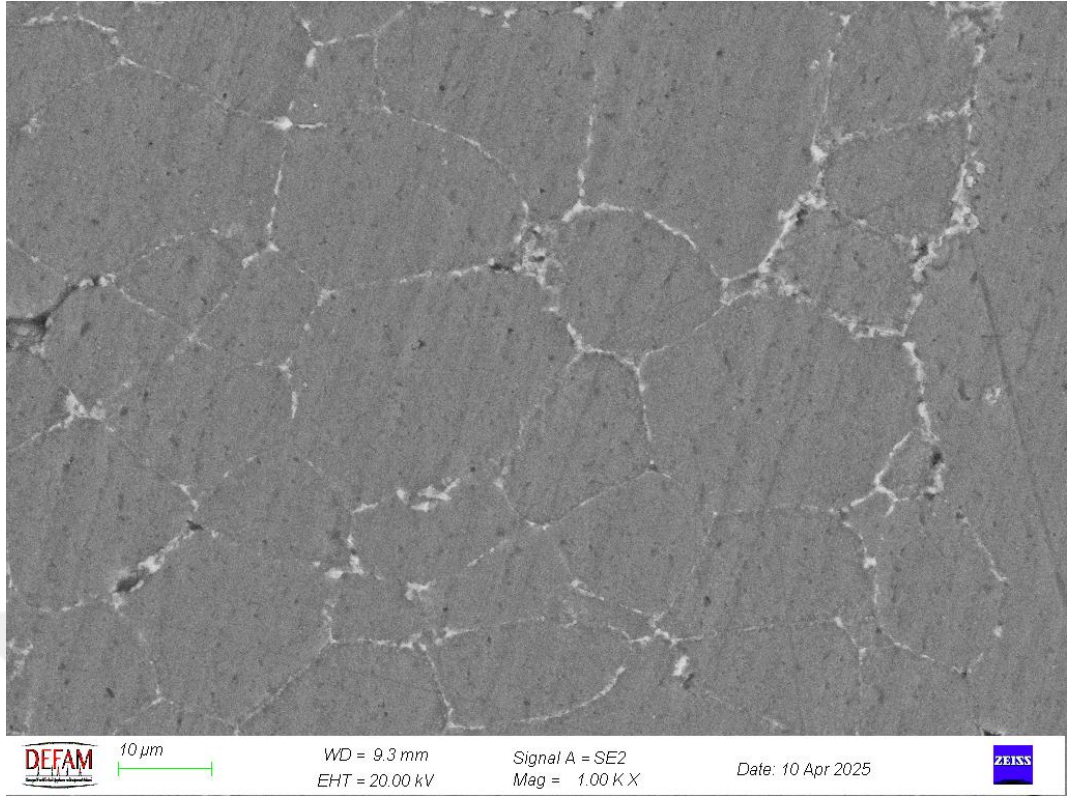
e. Bölge 1

Şekil 7.35. 5.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

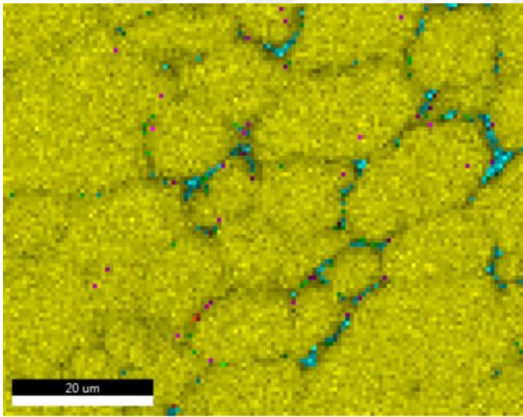
Şekil 7.36.'da bulunan 5.0.2 numaralı numunenin SEM-EDX haritalama sonuçları, alaşımın bileşenlerinin mikroyapı içindeki dağılımını açık bir şekilde göstermektedir. Elementel haritalar incelendiğinde, alüminyum (Al) matrisin tüm yapıya hâkim olduğu ve oldukça homojen bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Bu durum EDX analizinde %87,12 ağırlık oranı ile de desteklenmektedir. Al'nin yoğun varlığı, matris yapının başarılı bir şekilde korunmuş olduğunu ortaya koymaktadır.

Bakır (Cu) elementi %3,54 ağırlık oranı ile özellikle tane sınırlarında belirgin şekilde toplanma eğilimi göstermektedir. Cu haritası, bu elementin daha çok ara yüzeylerde yer aldığını göstermekte olup bu durum, Cu'nun difüzyon davranışı ve olası ara faz oluşumlarıyla ilişkili olabilir. Magnezyum (Mg) ise %1,56 ağırlık oranıyla daha homojen bir dağılım sergilemekte ve yapının genelinde matrisle iyi bir bütünleşme sağlamış görünmektedir. Bu, alaşım dayanımına katkıda bulunabilecek olumlu bir durumdur.

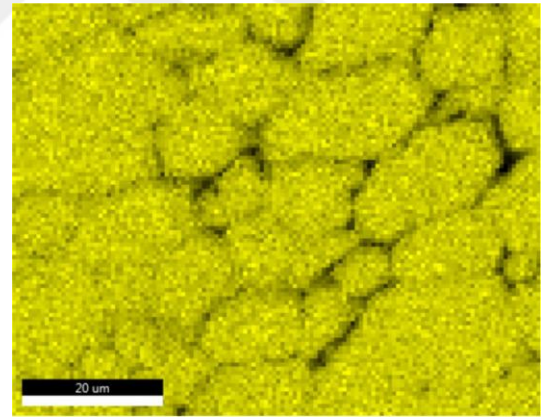
Grafen varlığı karbon (C) sinyali üzerinden değerlendirilmiş olup, %6,69 oranında belirlenmiştir. Haritada grafen parçacıklarının matris boyunca dağılmış şekilde bulunduğu görülmektedir. Bu da grafenin numune yüzeyine dengeli şekilde entegre olduğunu düşündürmektedir. Çinko (Zn) ise oldukça düşük bir oranda (%1,09) yer almakta ve belirgin segregasyon göstermemektedir. Sonuç olarak, bu numunede tüm elementlerin hedeflenen oranlara yakın şekilde yapıda bulunduğu ve dağılımlarının genellikle homojen olduğu, kompozit yapının başarılı bir şekilde üretildiğini göstermektedir.



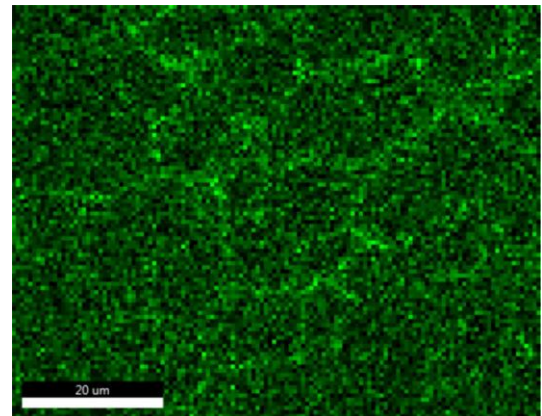
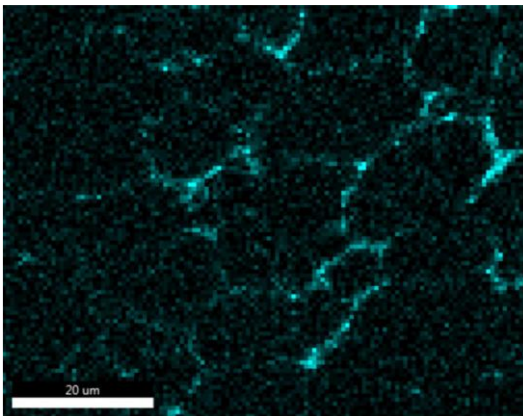
a. 5.0.2. 10 μ SEM Görüntüsü

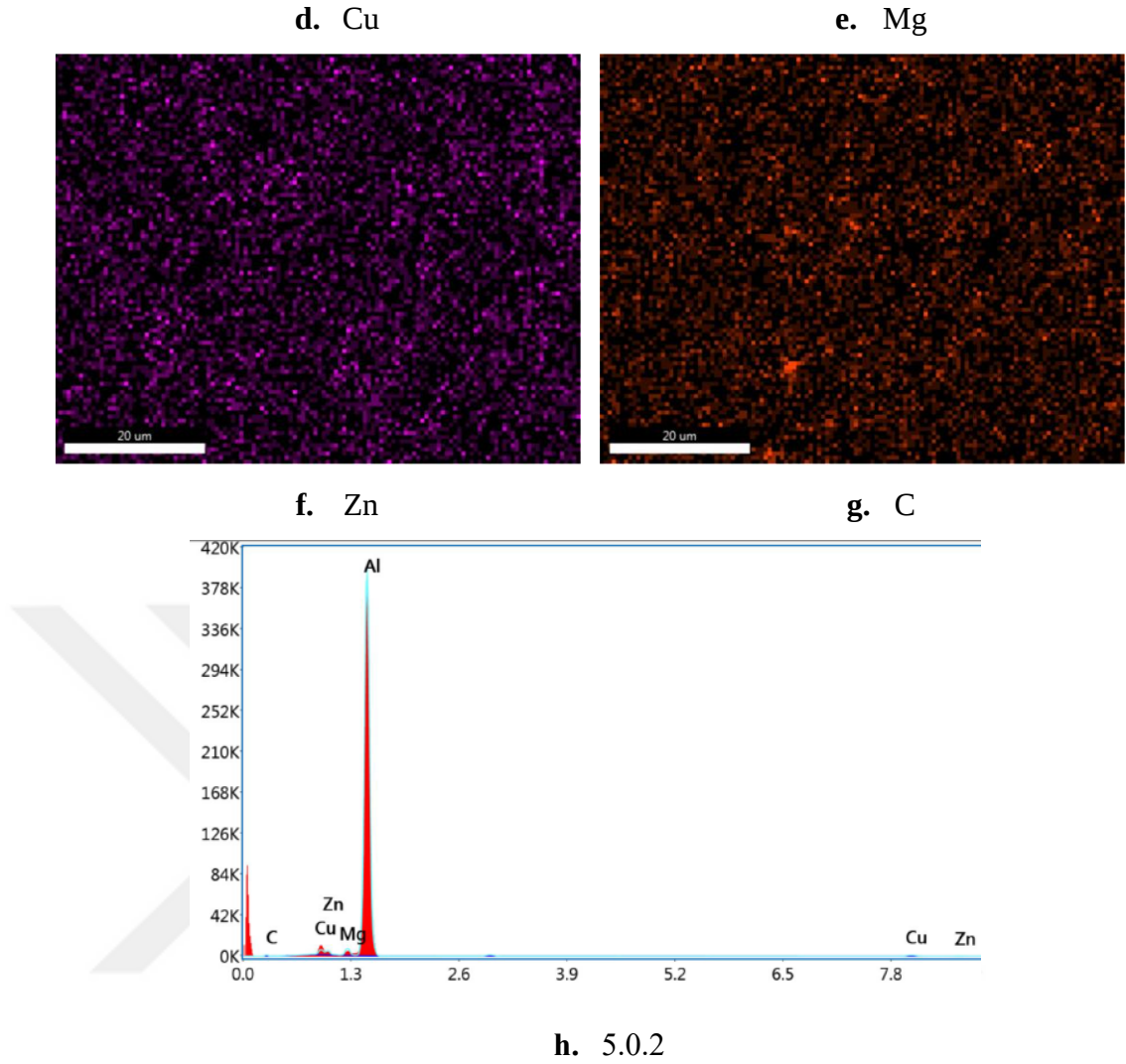


b. 5.0.2.



c. Al





Şekil 7.36. 5.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması

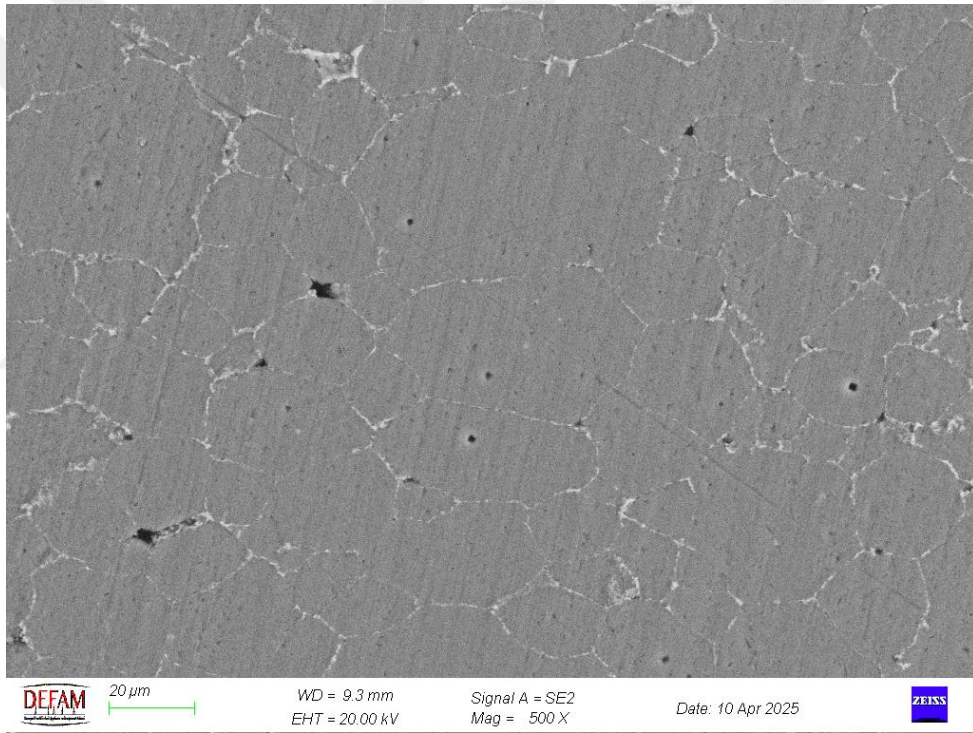
Şekil 7.36.'de bulunan 5.0.3. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

Nokta 1'de ağırlıkça %50,29 Al, %22,60 C, %17,62 Cu, %6,77 O, %2.14 Mg ve %0.58 Zn tespit edilmiştir. Al yoğunluğu beklenen değerin oldukça altındadır. Bunun yerine karbon oranı belirgin şekilde yükselmiştir. Bu durum, grafen parçacıklarının lokal birikimiyle açıklanabilir. Cu oranı da hedef kompozisyona göre fazla olup, bu alanda Cu'nun yoğunlaştığını gösterir. Bu yoğunluk, partikül sınırında çökelmiş bir Cu fazına veya alaşım içi farklılaşmaya işaret ediyor olabilir.

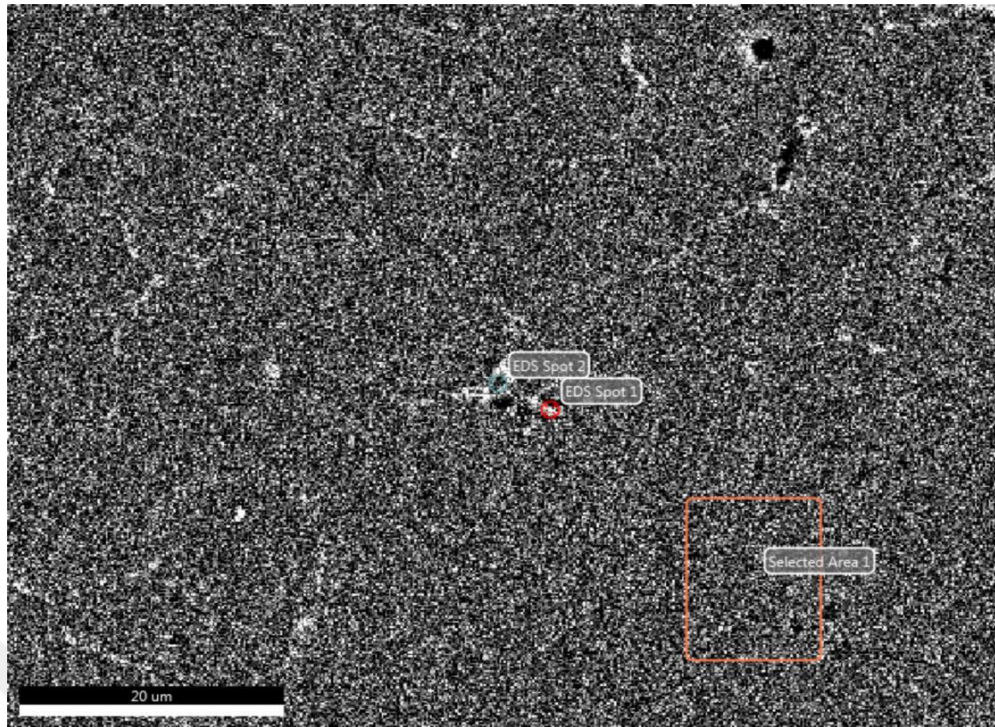
Nokta 2'de %67,36 Al, %18,34 Cu, %8.31 C, %2.42 Mg, %2.43 O ve %1.15 Zn bulunmaktadır. Burada Al oranı biraz daha yüksek ama yine teorik oranın altında. Cu oranı ise oldukça yüksek kalmış ve bu da bu noktanın Cu açısından zengin bir bölge

olduğunu gösterir. Ayrıca karbonun da anlamlı miktarda bulunması, muhtemelen grafinin burada da toplanmış olduğunu düşündürür. Zn ve Mg elementlerinin varlığı ise, karışımın bu noktada bileşenlere göre yeterince dağılmış olduğunu gösteriyor.

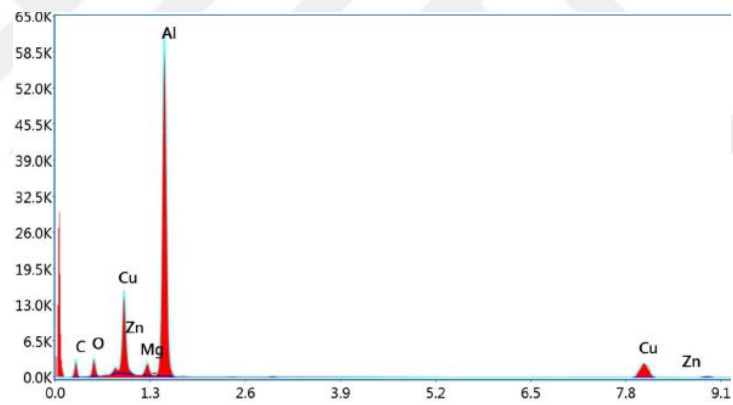
Bölge 1'de %88,20 Al, %7.16 C, %1,88 Cu, %1.59 Mg, %0,99 Zn ve %0.19 O şeklindedir. Bu değerler genel dağılımın Al yönünden homojen olduğunu gösterirken, Cu teorik değerlerin altında olduğunu göstermektedir. Bu Cu'nun yüzeyde eşit dağılmadığını ve bu analiz bölgesinde daha az rastlandığını gösterir. Zn'nin düşük oranı, beklentiyi karşılamakta ve alaşımın genel homojenliği açısından olumlu bir izlenim vermektedir.



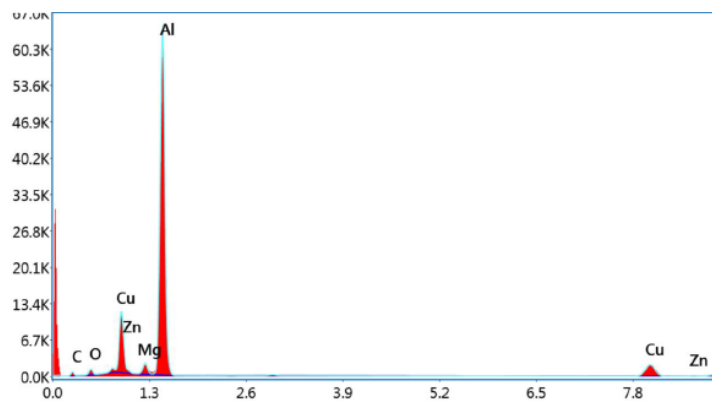
a. 5.0.3. 20µ SEM Görüntüsü



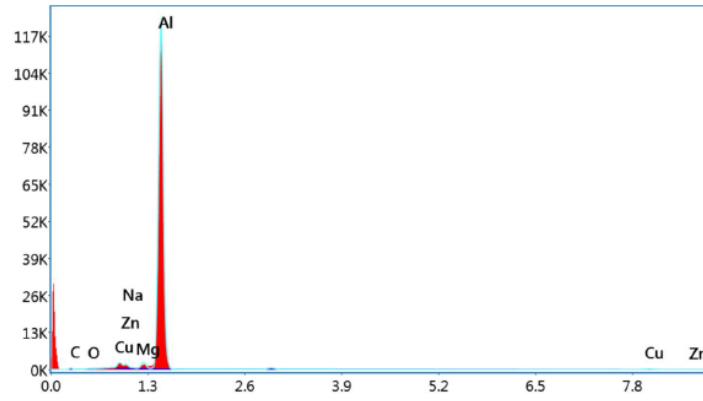
b. 5.0.3.



c. Nokta 1



d. Nokta 2



e. Bölge 1

Şekil 7.37. 5.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.37.'de bulunan 6.0.1. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

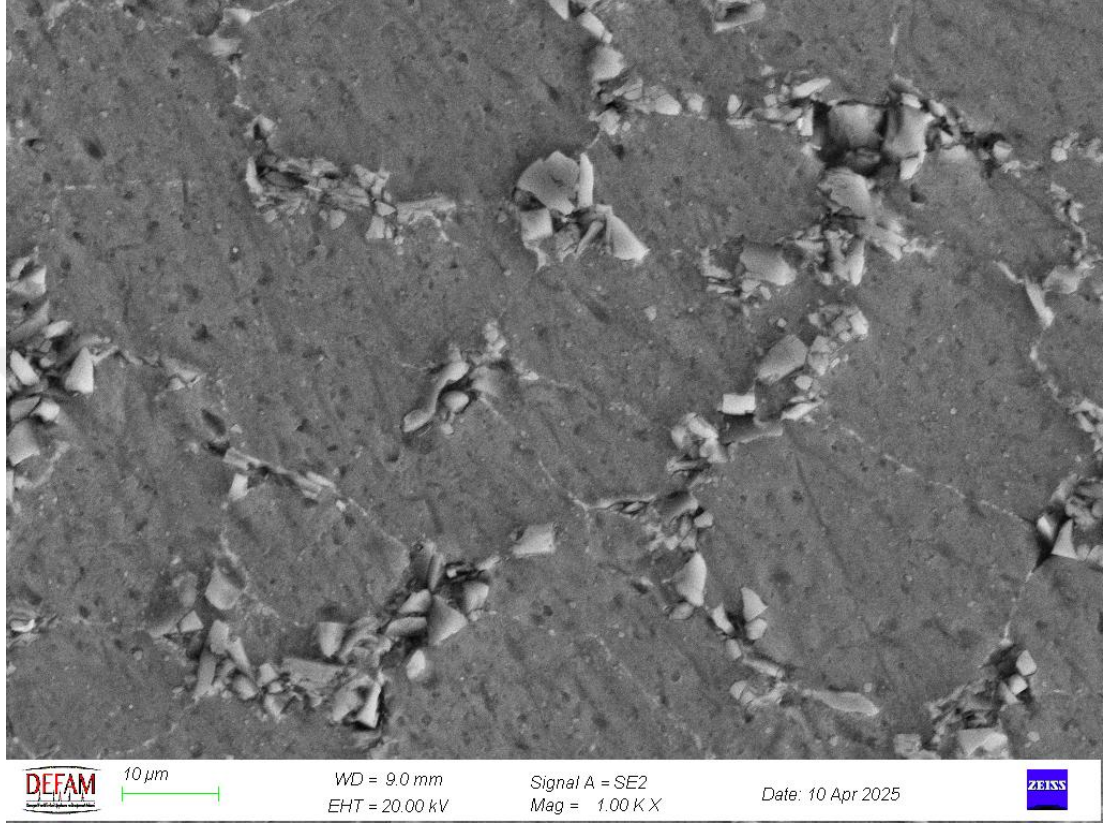
Nokta 1'de karbon (%31,79) ve Si (%36,03) oranlarının yüksek oluşu, bu bölgenin büyük oranda SiC (silisyum karbür) fazı içerdiğini gösterir. Alüminyum oranı %29,61 ile düşüktür, bu da bu alanın matristen ziyade takviye fazının yoğunlaştığı bir bölge olduğunu ortaya koyar. Cu ise sadece %0,89 ile oldukça düşük düzeyde tespit edilmiştir. Bu analiz, sinterleme sırasında SiC'nin numune tane sınırlarında yoğun olarak kaldığını ve ayrışarak yer yer kümелendiğini düşündürmektedir.

Nokta 2'de benzer şekilde yüksek Si (%47,22) ve C (%23,76) oranları dikkat çekmektedir. Alüminyum oranı %26,97 ile yine düşük düzeydedir. Bu, numunedeki takviye fazlarının lokal yoğunlaşmalar gösterdiğini ve SiC'nin burada da baskın olduğunu gösterir.

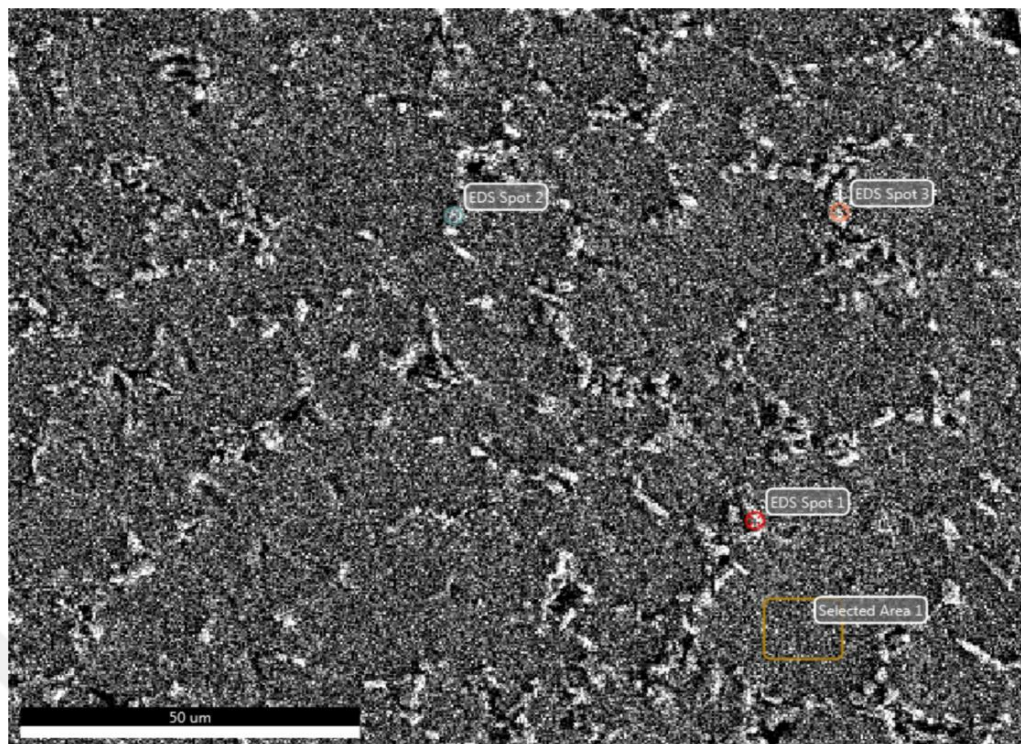
Nokta 3'te Si oranı %44,80, C oranı %13,49 ve Al oranı %28,49 olarak ölçülmüştür. Bu bölge de yüksek SiC içeriğine sahiptir, ancak Al oranı önceki iki noktaya kıyasla biraz daha fazladır. Ayrıca Cu (%5,62) ve Zn (%1,50) elementleri bu noktada diğerlerine göre biraz daha belirgin şekilde ölçülmüştür. Bu da bu bölgenin hem matris hem de takviye fazlarını birlikte içeren geçiş alanı olabileceğini göstermektedir.

Bölge 1 analizine göre Al oranı %94,52 ile baskındır. Bu sonuç, matris fazının büyük ölçüde Al olduğunu ve genel dağılımda Al'un sürekli bir yapı oluşturduğunu kanıtlar niteliktedir. Cu (%2,82) ve Zn (%1,19) oranları teorik kompozisyona yakın

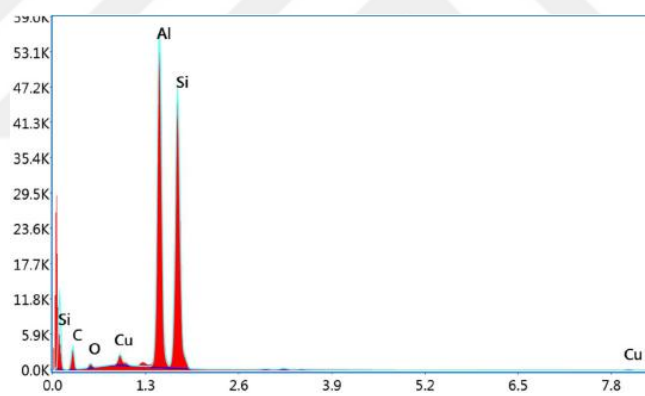
seviyelerde bulunmuştur. Bu da alaşım elementlerinin genel matrise başarıyla dağılabildiğini ve sinterleme atmosferinin kontrollü olduğunu göstermektedir. Mg oranı %1,48 ile teorik değere oldukça yakındır.



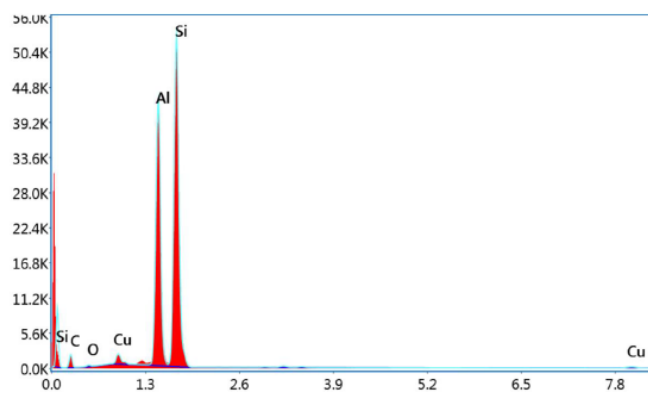
a. 6.0.1. 10µ SEM Görüntüsü



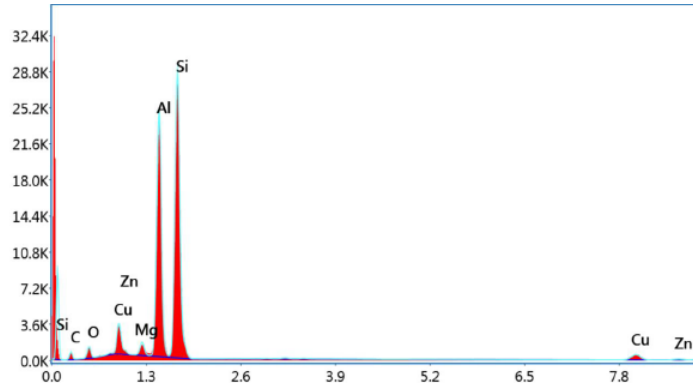
b. 6.0.1.



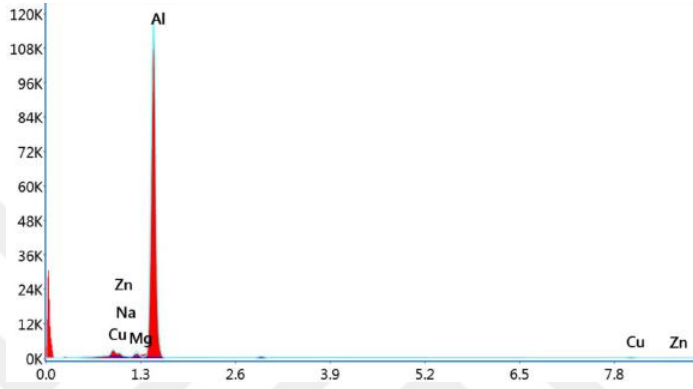
c. Nokta 1



d. Nokta 2



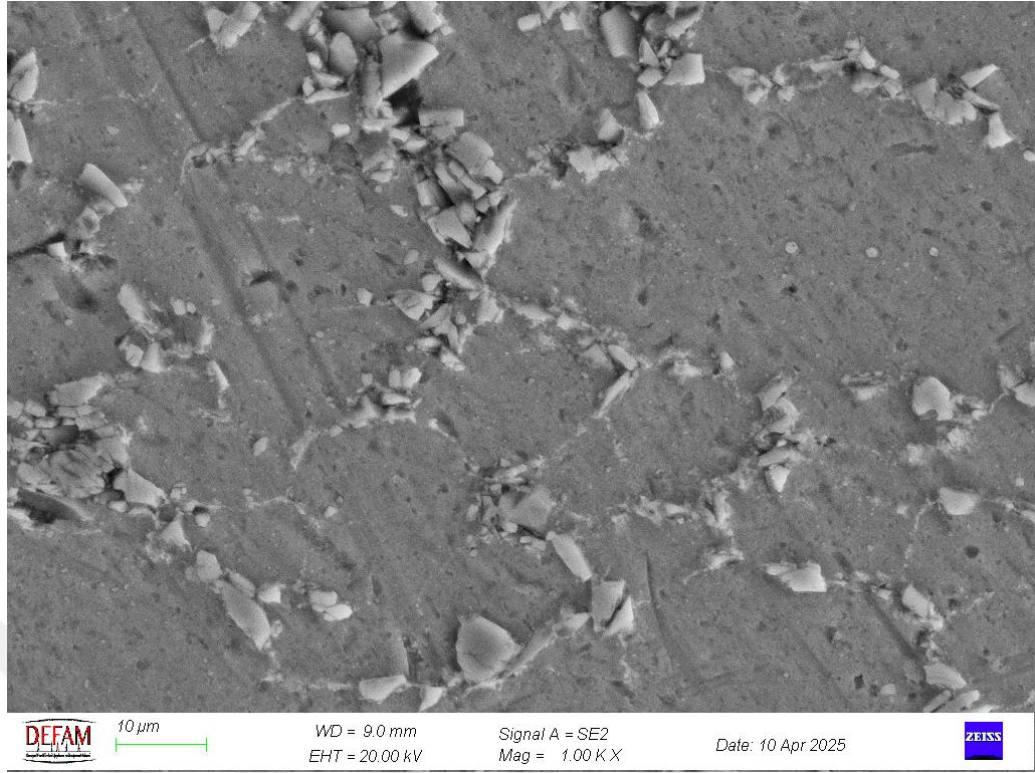
e. Nokta 3



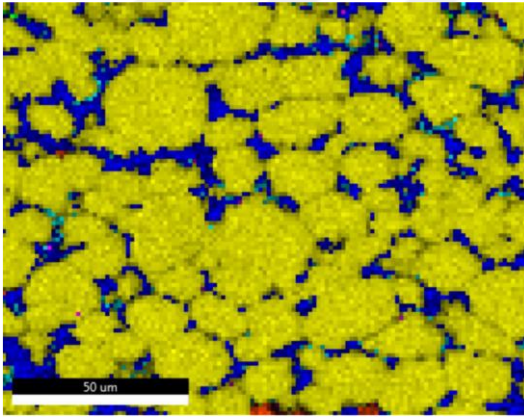
f. Bölge 1

Şekil 7.38. 6.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

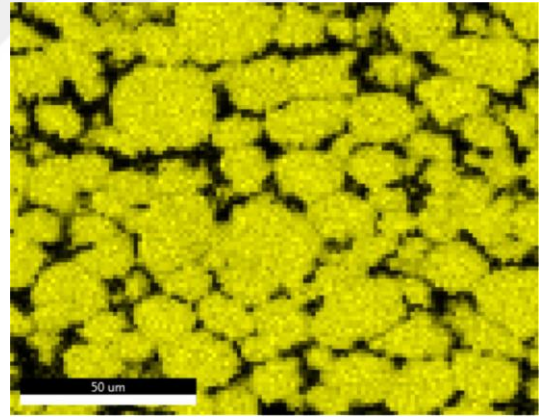
Şekil 7.39'da bulunan 6.0.2 numaralı numuneye ait SEM-EDX haritalama verilerine göre, alüminyum matris fazı yüzeyde homojen bir şekilde dağılmış olup yapının büyük kısmını oluşturmaktadır. Takviye fazlardan grafene ve SiC'e ait karbon elementi (%11,3 ağırlıkça) ve SiC kaynaklı silisyum (%16,34 ağırlıkça), numunenin çeşitli bölgelerinde tespit edilmiştir. Haritalama görüntülerinde Si elementinin belirgin biçimde tane sınırlarında yoğunlaştığı görülmekte olup bu durum, SiC partiküllerinin sinterleme sırasında matris içerisinde homojen dağılmakla birlikte özellikle tane sınırlarında birikme eğiliminde olduğunu göstermektedir. Grafen ise genel olarak düşük miktarda ve düzensiz olarak matrise dağılmıştır. Mg ve Zn elementleri matrise daha iyi entegre olmuş görünmekte, Cu ise çoğunlukla tane sınırlarında zenginleşmiştir. EDS sonuçları ile haritalama bir arada değerlendirildiğinde, takviye fazların matrisle fiziksel temasının iyi olduğu, ancak özellikle SiC parçacıklarının sınır bölgelerinde yer aldığı net şekilde gözlemlenmiştir.



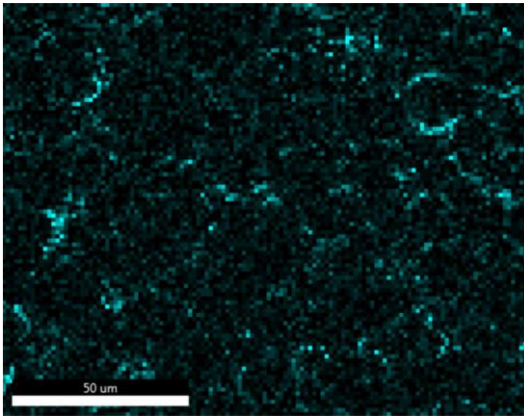
a. 6.0.2. 10µ SEM Görüntüsü



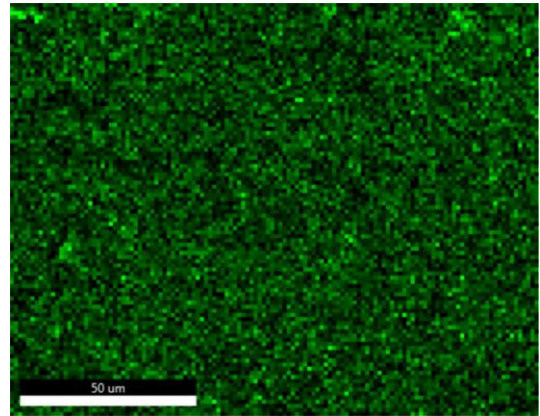
b. 6.0.2.



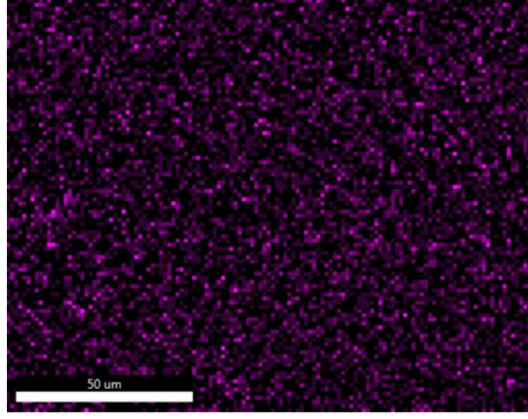
c. Al



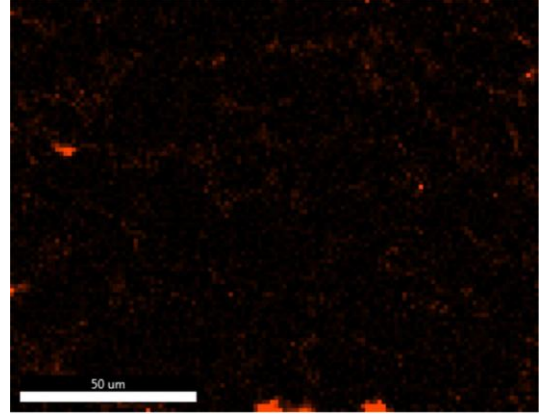
d. Cu



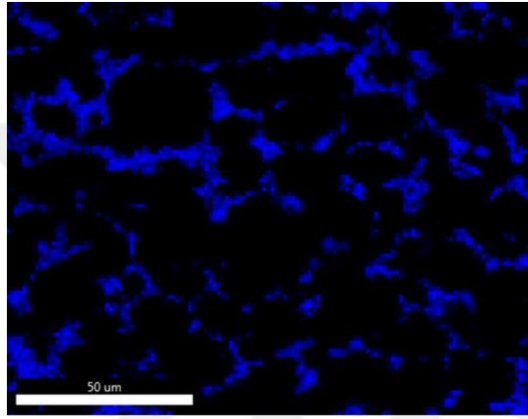
e. Mg



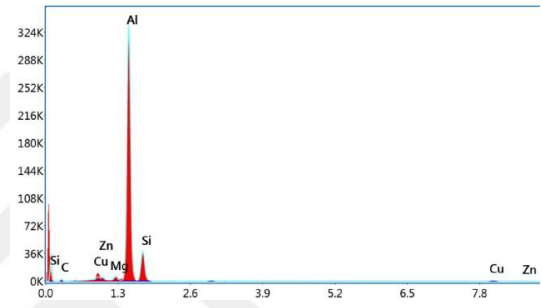
f. Zn



g. C



h. Si



i. 5.0.2.

Şekil 7.39. 6.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması

Şekil 7.40.'de bulunan 6.0.3. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

Nokta 1'de SiC takviyesinin etkisi açıkça görülmekte olup, %63,22 oranında Si ve %29,28 oranında C içeriği ile bu bölge yoğun şekilde SiC fazı barındırmaktadır. Al (%6,11) oranı ise oldukça düşüktür, bu da bu noktanın bir takviye fazına ait olduğunu göstermektedir.

Nokta 2 ise %80,73 Al içeriğiyle matris yapıya ait tipik bir alanı temsil etmektedir. Bu bölgede ayrıca %5,74 Si ve %8,04 C bulunmakta, bu da SiC parçacıklarının tane sınırlarında birikme gösterdiği düşünülmektedir.

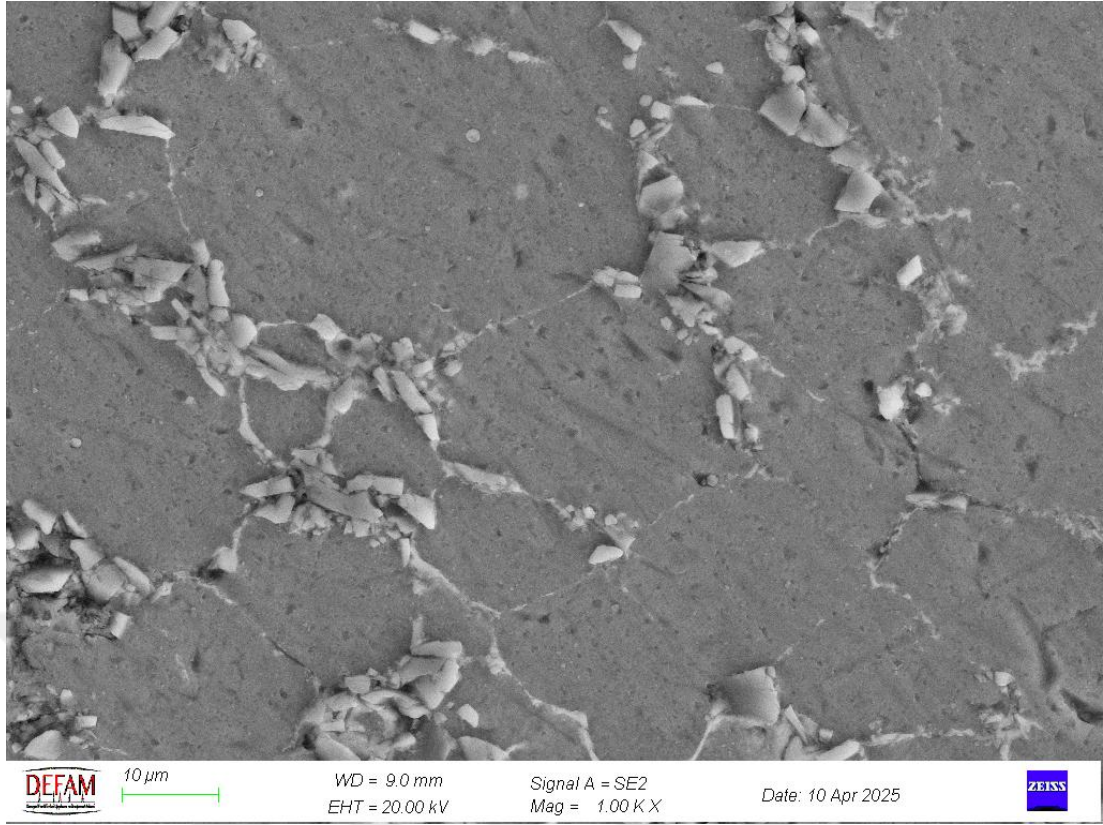
Nokta 3'te yüksek oranda Si (%58,19) ve C (%33,23) içermekte olup SiC partiküllerine ait karakteristik bir alanı temsil etmektedir. Burada Al oranı (%6,58) düşüktür ve bu, bu noktanın matris dışı bir yapıya ait olduğunu teyit eder.

Nokta 4'te oldukça yüksek oranda C (%68,13) ve Al (%20,10) içermektedir; bu dağılım, grafen ve SiC takviyesinin birlikte gözlemlendiği bir alan olabileceğini düşündürmektedir. Aynı zamanda %5,10 Si içeriği ve %2,64 Cu ile bu bölgenin hem matris hem de takviye fazlarından izler taşıdığı anlaşılmaktadır.

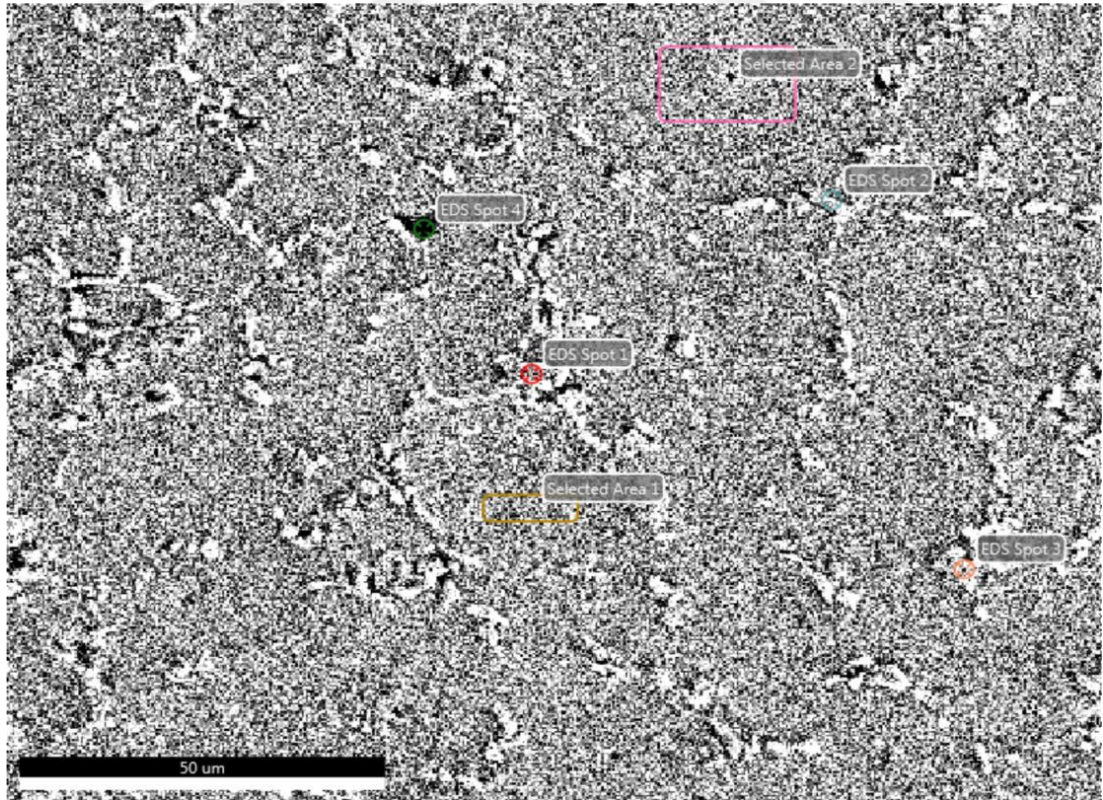
Bölge 1'de Al elementi baskın olarak %87,45 oranında yer almaktadır ve bu değer, numunenin genelinde alüminyum matrisin hâkim olduğunu doğrular niteliktedir. Cu (%1,96), Mg (%1,67), Zn (%1,02), C (%7,10) ve Si (%0,81) gibi takviye ve alaşım elementleri daha düşük oranlarda dağılmıştır. Bu da, takviye fazlarının matris içinde homojen olmaktan ziyade yer yer kümelenmeler gösterdiğini, özellikle SiC'nin tane sınırlarında yoğunlaştığını ve C'nin (grafenin) daha dağınık yapıda bulunduğunu göstermektedir.

Bölge 2'de, %94,75 oranında Al içeriği ile alüminyum matris fazını temsil eden tipik bir alan olarak değerlendirilmektedir. Mg (%1,73), Cu (%2,37) ve Zn (%1,15) elementleri ise matris içinde çözünebilen alaşım elementleri olarak homojen dağılmış görünmektedir. Bu bölgedeki Al içeriği, numunenin genel yapısında matrise ait alanların geniş yer kapladığını ve takviye fazlarının bu alanlarda bulunmadığını göstermektedir. Karbon ve Si elementlerinin tespit edilmemiş olması, bu bölgenin takviye fazlarından uzak, matrisin saf kısımlarından biri olduğunu göstermektedir.

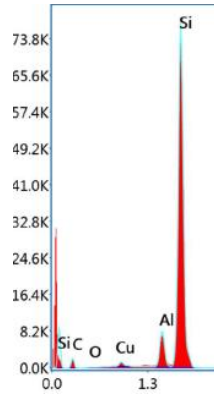
Bu sonuçla birlikte değerlendirildiğinde, numune 6.0.3'ün genel yapısında Al matrisinin hâkim olduğu, SiC takviyesinin ise özellikle tane sınırlarında ve yer yer kümelenmiş şekilde bulunduğu anlaşılmaktadır.



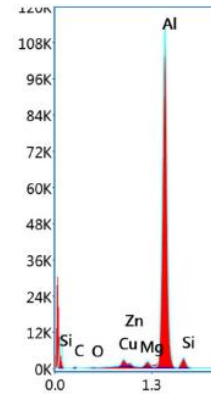
a. 6.0.3. 10µ SEM Görüntüsü



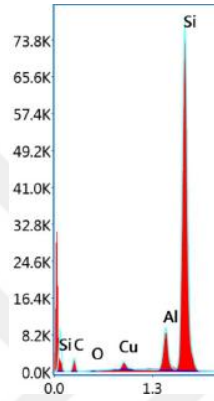
b. 6.0.3.



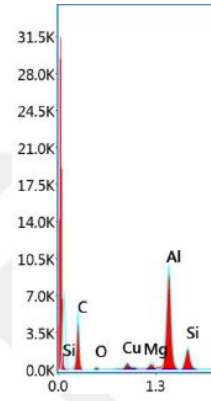
c. Nokta 1



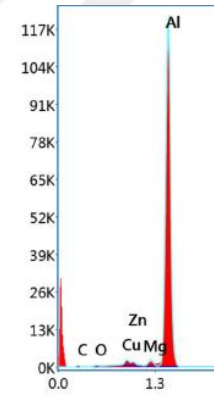
d. Nokta 2



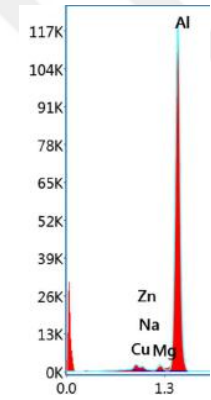
e. Nokta 3



f. Nokta 4



g. Bölge 1

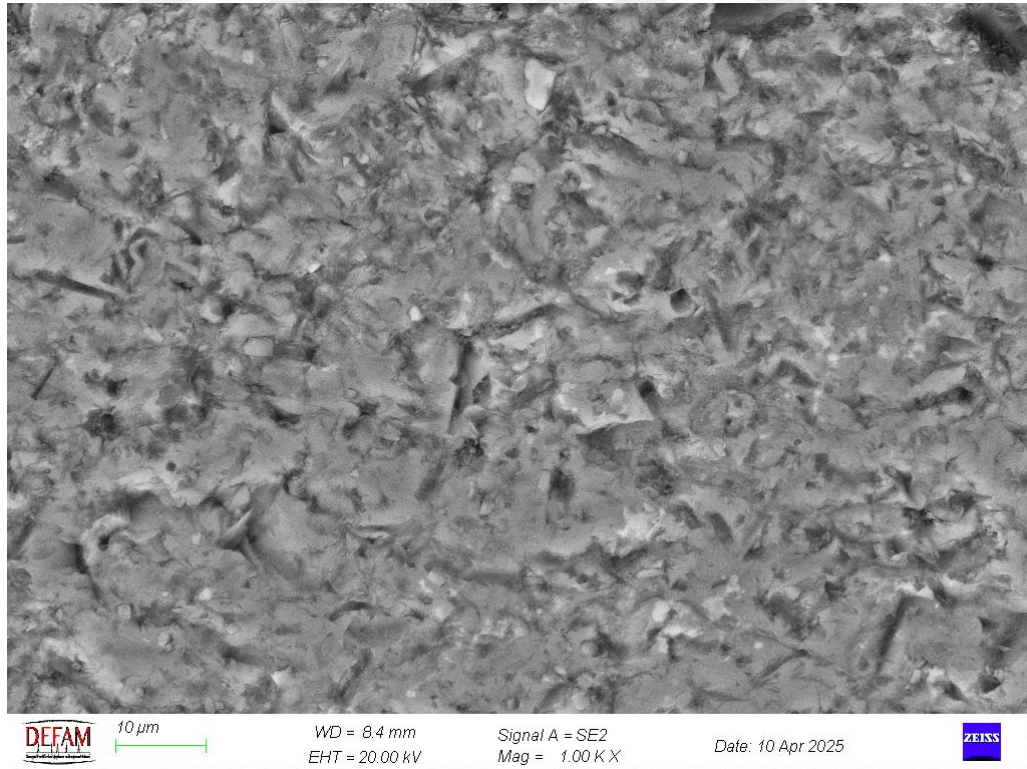


h. Bölge 2

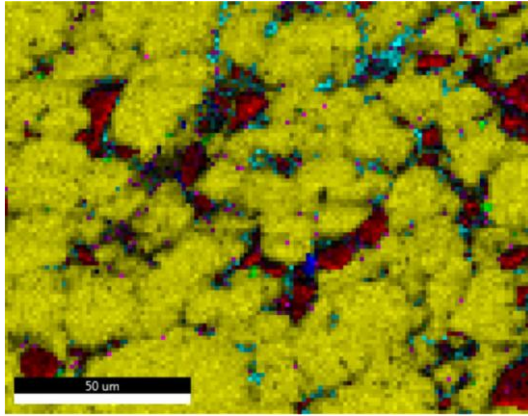
Şekil 7.40. 6.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.41’de bulunan 7.0.1 numaralı numunenin SEM-EDX haritalama analizine göre elde edilen veriler, numunede kullanılan takviye fazlarının belirli bölgelerde yoğunlaştığını ve homojen olmayan bir dağılıma sahip olduklarını göstermektedir. EDS analizine göre, örnekteki en yüksek ağırlıkça oran %51,83 ile bor (B) elementine aittir. Bu, B₄C (bor karbür) partiküllerinin analiz yapılan bölgeye yüksek oranda denk geldiğini ve matris fazına oranla oldukça baskın olduğunu işaret

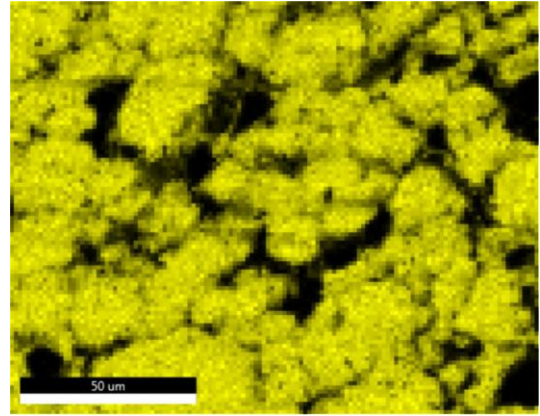
etmektedir. Karbon (C) oranı ise %9,47 olup bu değer hem bor karbürün hem de grafen katkısının varlığıyla ilişkilendirilebilir. Alüminyum (Al) %35,01 ile matris fazının ana bileşeni olarak beklenildiği şekilde yoğun bulunmuştur. Magnezyum (Mg), bakır (Cu) ve çinko (Zn) ise sırasıyla %0,82, %2,32 ve %0,55 oranlarıyla az miktarda tespit edilmiş, bu da alaşım elementlerinin dağılımında yer yer düşük seviyelerde bulunduğunu göstermektedir. SEM-EDS haritalamasında B elementi (g) kırmızı renk ile gösterilmiş ve belirli bölgelerde kümelenmeler oluşturduğu net biçimde görülmüştür. Bu durum, bor karbür parçacıklarının tam olarak matris içinde çözünmeden, sınırlı bir dağılımla yer yer biriktiğini ve tane sınırlarında veya gözenek çevresinde tercihli olarak yer aldığını göstermektedir. Diğer elementlerin haritalarında, özellikle Cu ve Zn'nin daha homojen fakat daha düşük yoğunlukta dağıldığı gözlemlenmiştir. Sonuç olarak, bu numunede takviye fazlarının (özellikle B₄C ve kısmen grafen) mikro yapı içerisinde lokal yoğunluk farkları oluşturduğu, bu durumun da mekanik ve yapısal davranış üzerinde etkili olabileceği düşünülmektedir.



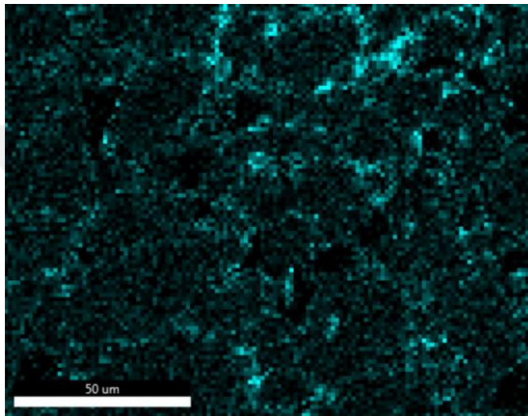
a. 7.0.1. 10μ SEM Görüntüsü



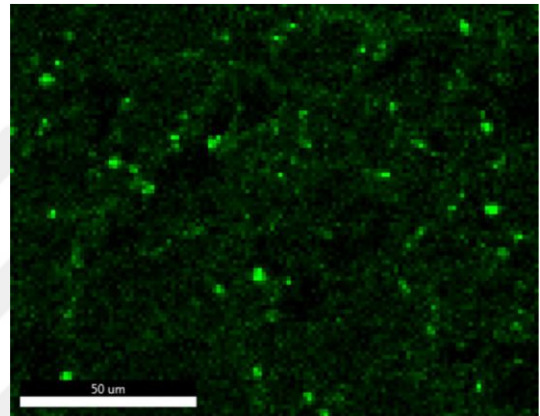
b. 7.0.1.



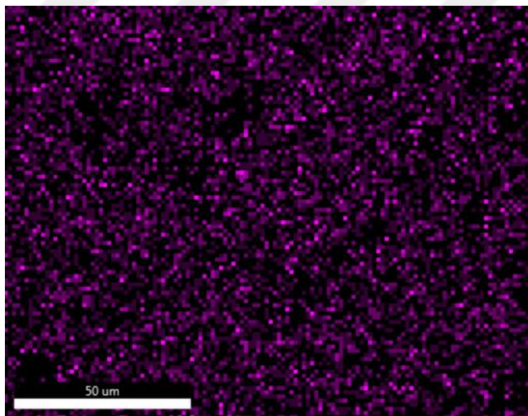
c. Al



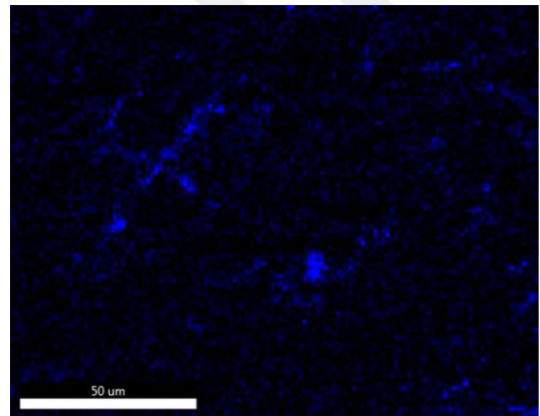
d. Cu



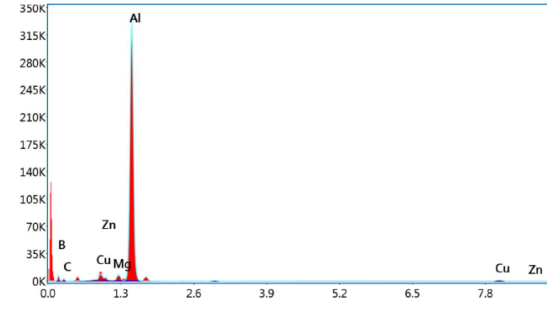
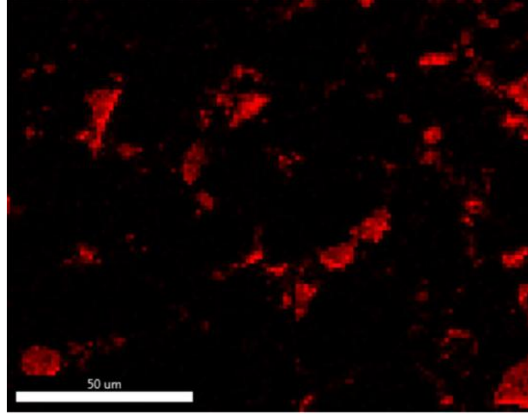
e. Mg



f. Zn



g. C



h. B

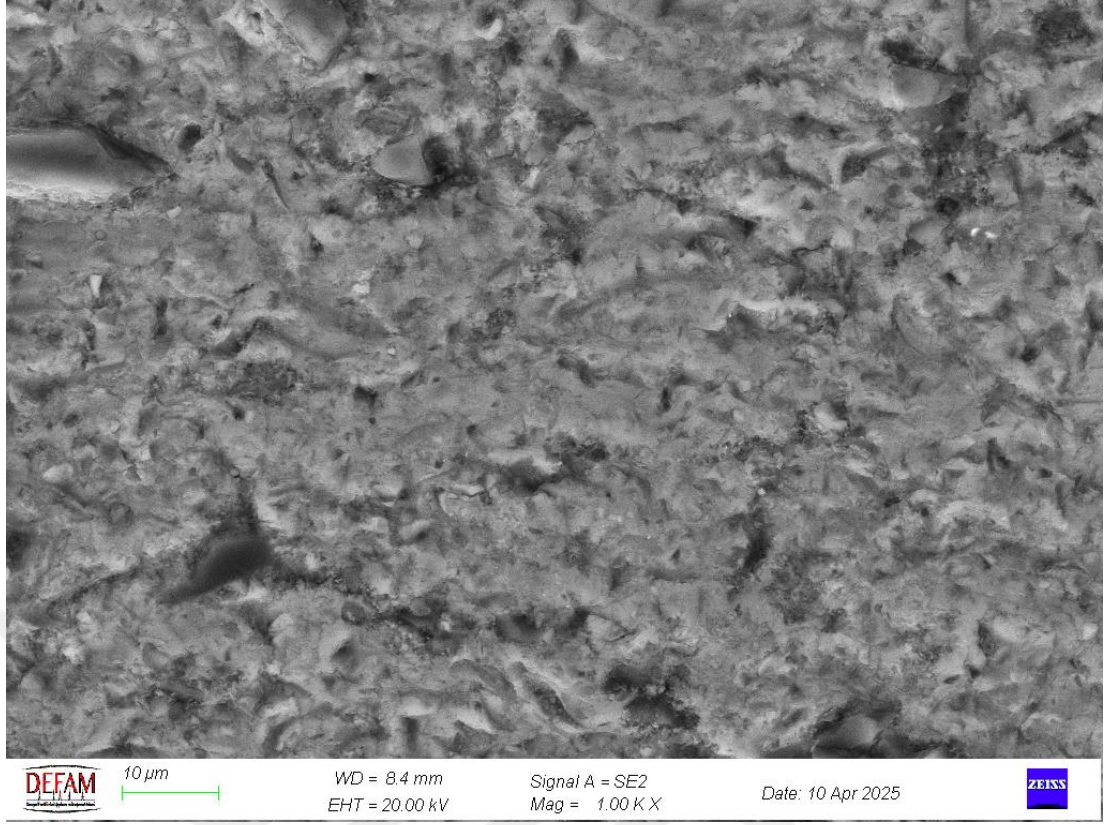
i. 7.0.1.

Şekil 7.41. 7.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması

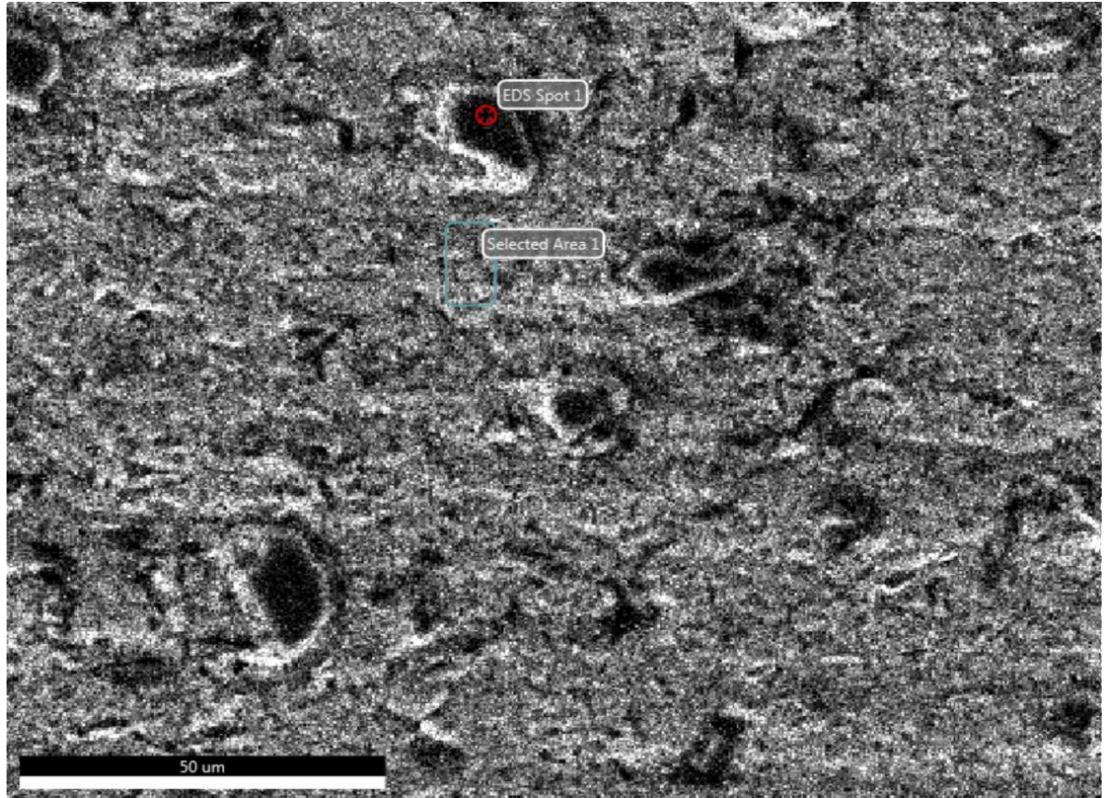
Şekil 7.42.'de bulunan numune 7.0.2'ye ait SEM-EDS analizleri incelendiğinde, nokta 1'de bor (B) elementinin %81.03 gibi çok yüksek bir ağırlık oranıyla bulunduğu görülmektedir. Bu, bu bölgenin yoğun borik bir faz içerdiğini ve muhtemelen B₄C partikülüne denk geldiğini göstermektedir. Aynı bölgede %18.61 oranında karbon tespit edilmesi, bor-karbon temelli bir fazın varlığını desteklemektedir. Alüminyum ise bu noktada %0.36 ile oldukça düşük seviyededir ve matris fazından uzaklaşıldığı anlaşılmaktadır.

Bölge 1 analizinde ise %83.07 Al, %10.12 C, %3.78 Cu, %1.74 Mg ve %1.29 Zn ağırlıkça oranlarında tespit edilmiştir. Bu dağılım, alüminyumun matris fazı olarak baskın olduğunu ve alaşım elementlerinin (Cu, Mg, Zn) çözülmüş hâlde veya dağılmış fazlar şeklinde bulunduğunu göstermektedir. Karbon içeriği, grafen ve B₄C katkılarının yüzeye dağılımını yansıtmaktadır. Burada bor elementi saptanmamış olup bu durum, B₄C'nin dağılımının heterojen olduğuna ve analiz edilen alanın borca fakir olduğuna işaret etmektedir.

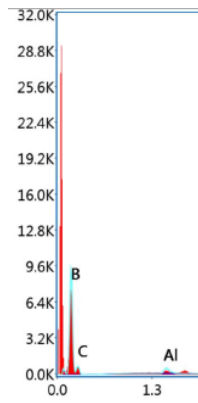
Sonuç olarak, 7.0.2 numunesinin SEM/EDS verileri, bor katkısının yerel olarak yoğunlaştığını ve matris fazından ayrılarak ayrı bölgelerde kümелendiğini göstermektedir. Matris içerisinde ise Al-Cu-Mg-Zn alaşım sistemi korunmakta ve takviye elemanları belirli seviyelerde dağılmaktadır.



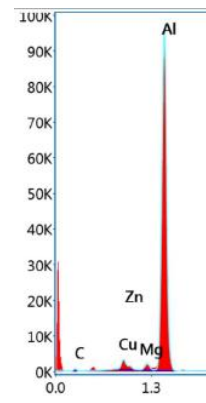
a. 7.0.2. 10µ SEM Görüntüsü



b. 7.0.2.



c. Nokta 1



d. Bölge 1

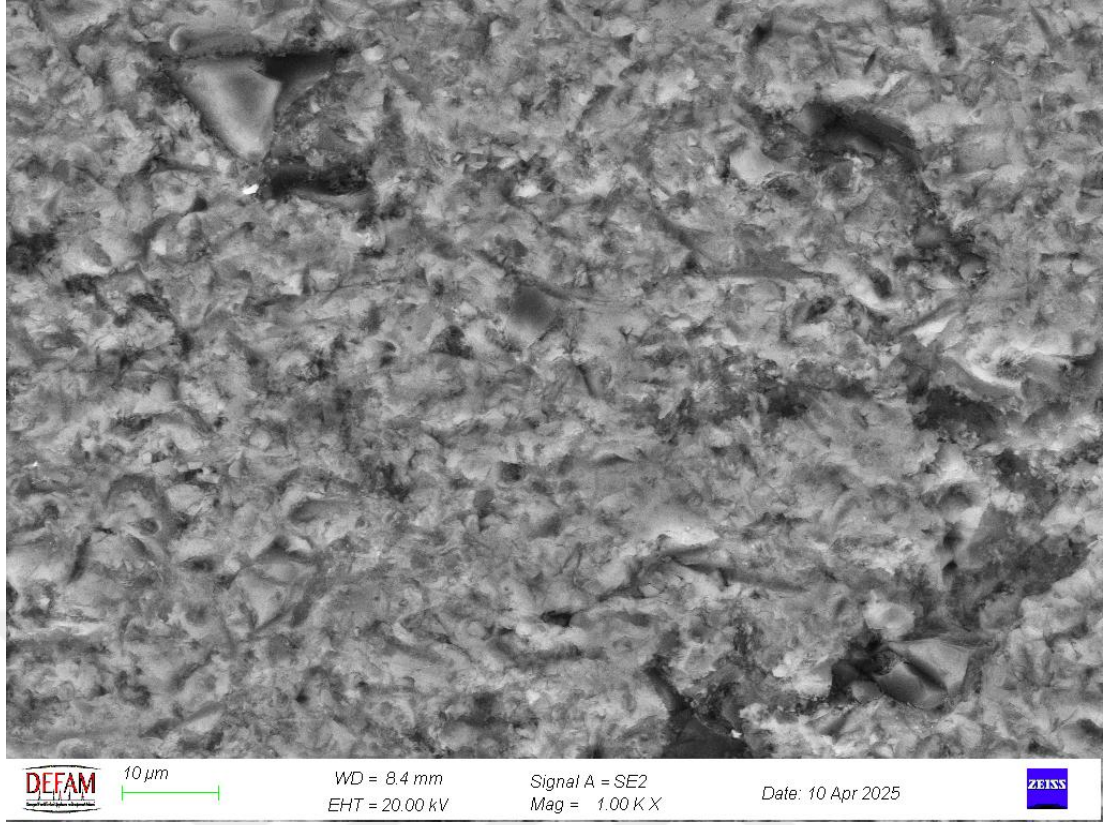
Şekil 7.42. 7.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.43.'de bulunan 7.0.3. numunesine ait SEM/EDX verileri incelendiğinde;

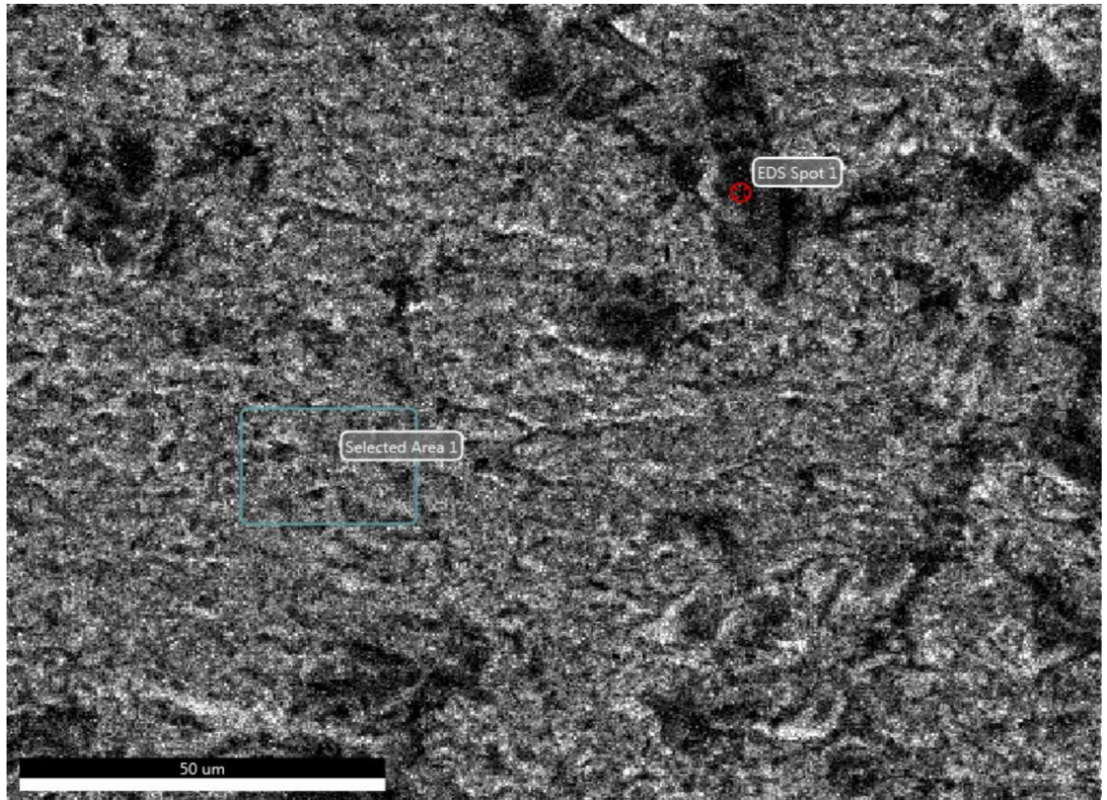
Nokta 1'de ağırlıkça %80,08 bor (B) ve %19,92 karbon (C) tespit edilmiştir. Bu oranlar, analiz noktasının neredeyse tamamen B₄C parçacığı üzerinde konumlandığını ve bu bölgenin matrise yeterince karışmamış bir takviye fazı olduğunu açıkça göstermektedir. Alüminyum oranının sadece %0,36 olması, bu alanın matris fazından uzak olduğunu doğrulamaktadır.

Bölge 1'e ait alan taramasında ise kompozit malzemenin genel elementel dağılımı daha dengeli görünmektedir. Ağırlıkça %86,80 Al içeriği, matris fazının analiz edilen alanın büyük çoğunluğunu kapladığını gösterirken, %3,67 Cu, %1,59 Mg ve %1,40 Zn oranları, alaşım elementlerinin homojen şekilde matrise dağılabildiğini düşündürmektedir. %3,05 O içeriği ise sınırlı yüzey oksitlenmesi ya da yüzey parlatmada kullanılan silisyum içeren zımparadan yüzeyde kalan SiO₂ kalıntılarına işaret ettiğini göstermektedir.

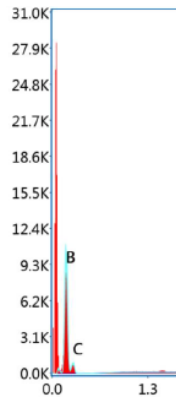
Genel olarak, 7.0.3 numunesinde B₄C fazlarının yerel olarak kümелendiği, ancak bölgesel homojenliğin sağlandığı ve alaşım elementlerinin matrise etkin şekilde entegre olduğu anlaşılmaktadır.



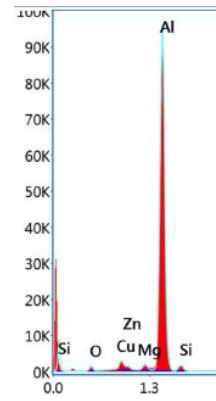
a. 7.0.3. 10 μ SEM Görüntüsü



b. 7.0.3.



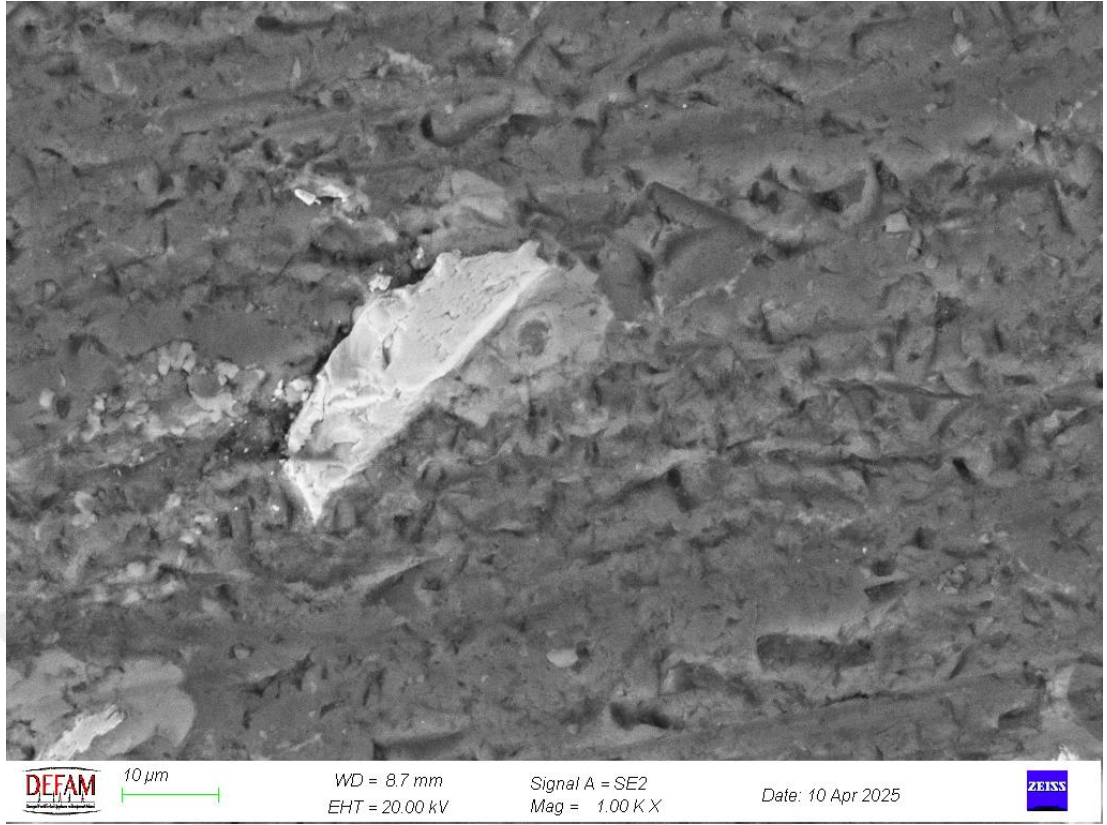
c. Nokta 1



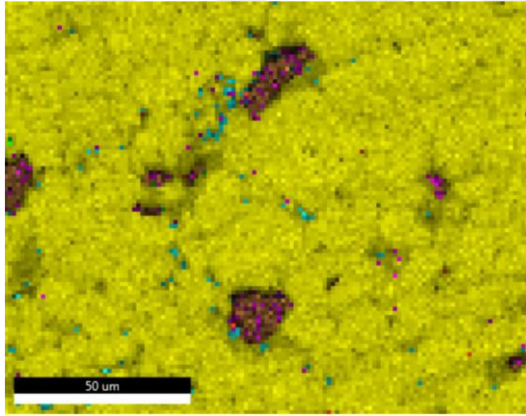
d. Bölge 1

Şekil 7.43. 7.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

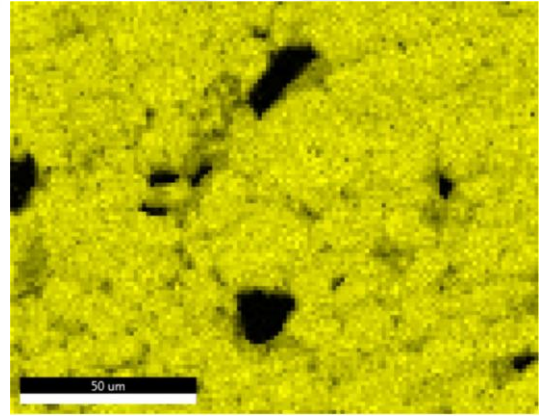
Şekil 7.44.'de bulunan 8.0.1 numaralı numunenin SEM-EDS analizine göre, ağırlıkça %81,08 Al, %9,01 C, %3,94 W, %3,50 Cu, %1,41 Mg ve %1,07 Zn tespit edilmiştir. Al matrisi haritalama görüntülerinde geniş bir alanı kaplamakta olup homojen bir dağılım göstermektedir. Karbon elementi, grafen katkısından ve WC kaynaklı olup mikroyapıda yer yer birikmiş bölgeler oluşturmaktadır. W elementinin haritalama görüntüsünde belirli bölgelerde yoğunlaştığı gözlenmiş, bu da WC parçacıklarının matris içerisinde tam olarak dağılmadığını ortaya koymaktadır. Cu, Mg ve Zn elementleri ise matrise dağılmış şekilde, daha düşük konsantrasyonlarda tespit edilmiştir. Genel olarak katkıların büyük oranda matrise entegre olduğu, ancak WC'nin sınırlı dağılma eğilimi gösterdiği görülmektedir. Bu yapı, numunenin kompozit karakterini desteklemektedir.



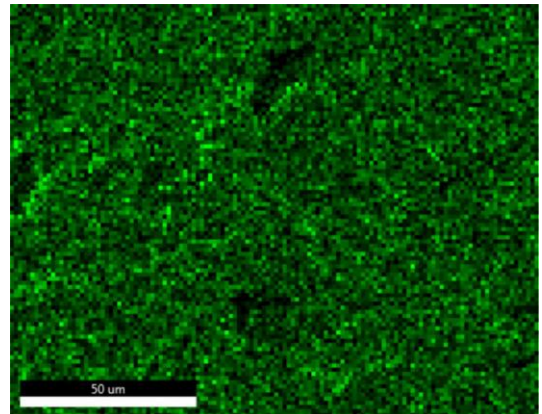
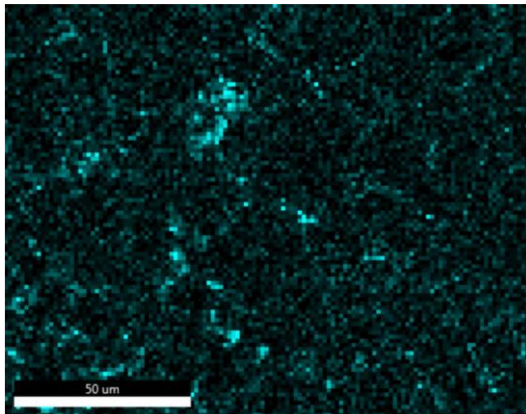
a. 8.0.1. 10 μ SEM Görüntüsü

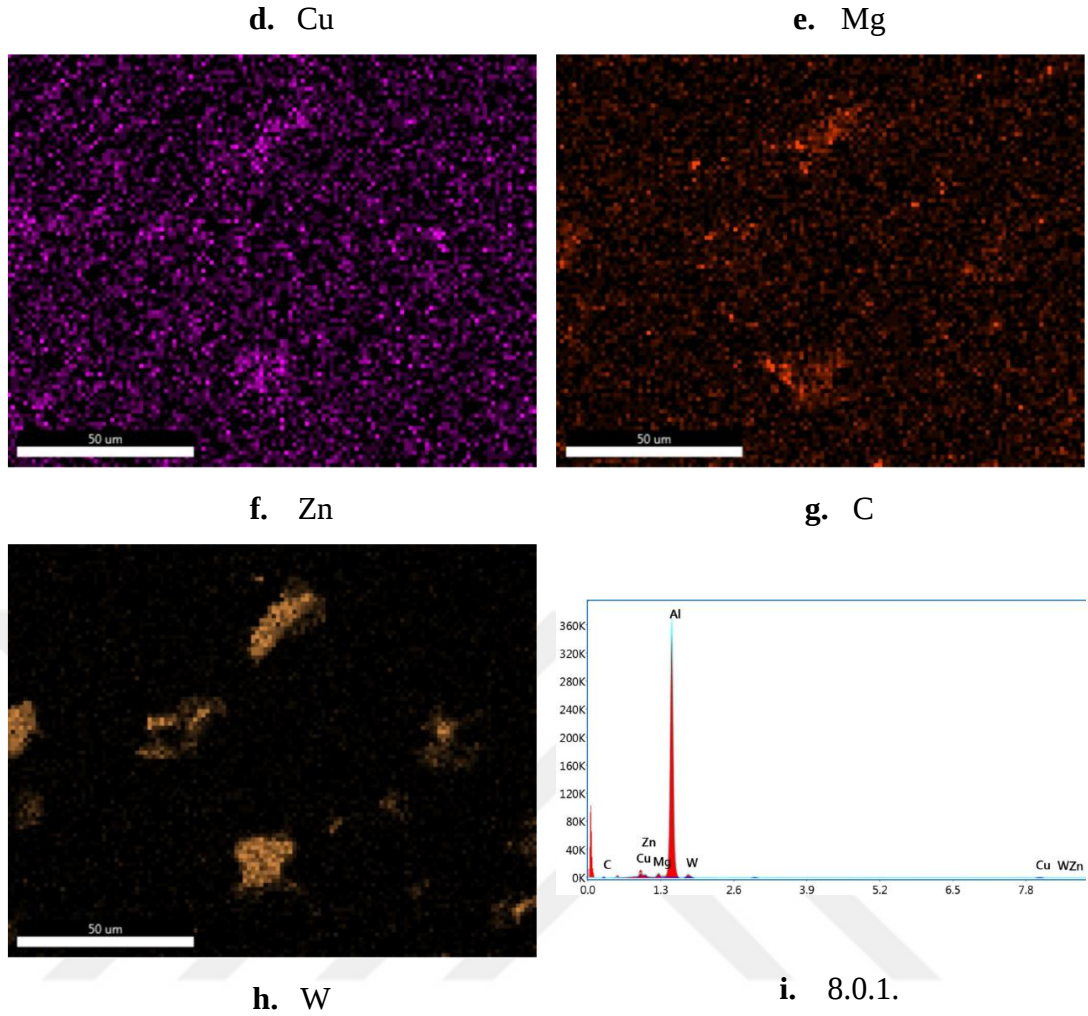


b. 8.0.1.



c. Al

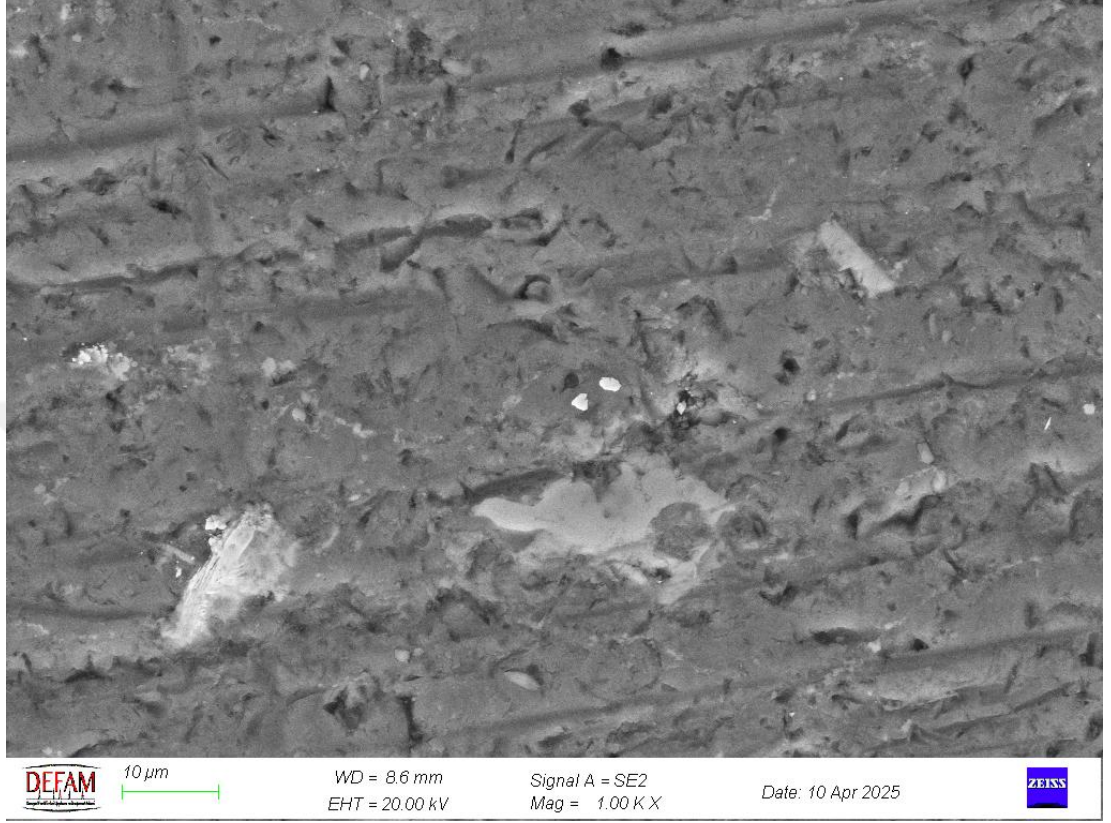




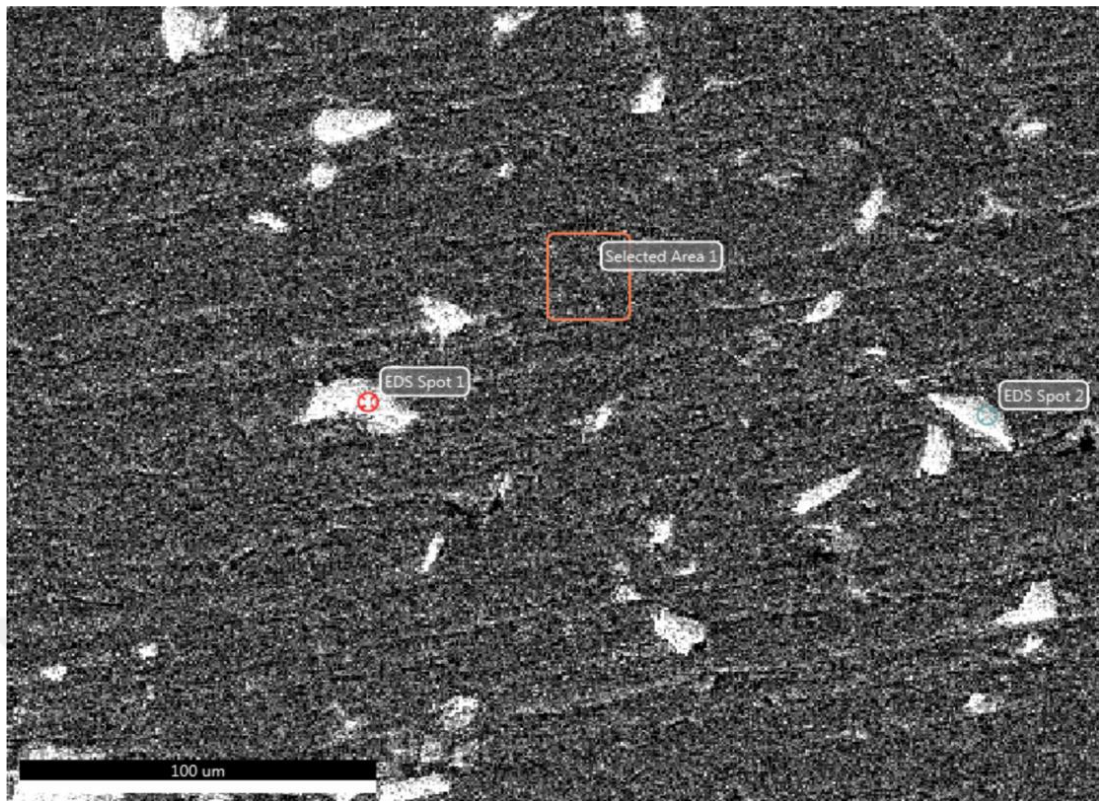
Şekil 7.44. 8.0.1. numunesinin SEM/EDX görüntüleri ve haritalaması

Şekil 7.45’de bulunan 8.0.2 numaralı numunenin SEM/EDX analizine göre, alüminyum matrisli yapının genelinde homojen bir element dağılımı gözlemlenmiştir. Nokta analizlerinde, nokta 1’de %80,61 W ve %19,40 C; nokta 2’de ise %85,73 W ve %14,27 C tespit edilmiştir. Bu oranlar, bu bölgelerde yüksek oranda WC (tungsten karbür) partiküllerinin yer aldığını göstermektedir. Görüntüleri de bu bulguyu desteklemekte ve W elementinin belirli alanlarda yoğunlaştığını ortaya koymaktadır. Seçilen Bölge 1 analizinde alüminyum matris fazı %82,13 ile ana bileşen olarak yer almakta; buna ek olarak %9,48 C, %3,23 Cu, %1,56 Mg ve %1,17 Zn elementleri tespit edilmiştir. Ayrıca bölgede %2,43 oranında tespit edilen Si elementi, üretim kompozisyonunda yer almamakla birlikte, yüzey hazırlama işlemleri sırasında kullanılan SiC zımparaların etkisiyle numune yüzeyine geçmiş olabileceği düşünülmektedir. Elde edilen bu sonuçlar, WC parçacıklarının matrise başarılı şekilde

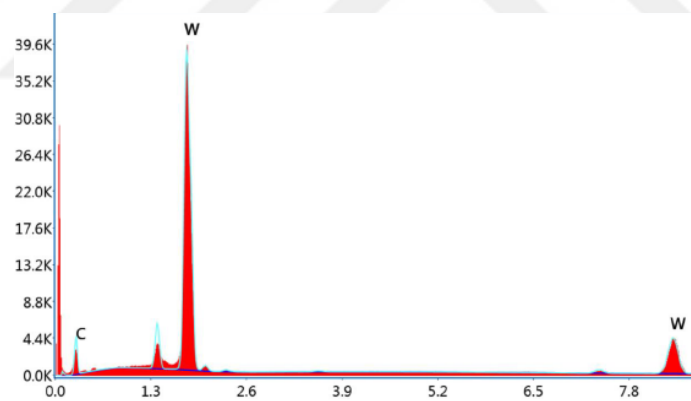
dahil edildiğini, ancak yer yer kümelenme eğilimi gösterdiğini ve diğer alaşım elementlerinin matriste daha yaygın şekilde dağıldığını göstermektedir.



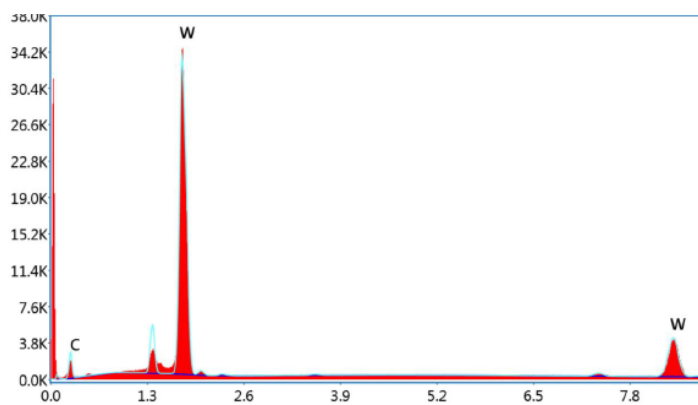
a. 8.0.2. 10 μ SEM Görüntüsü



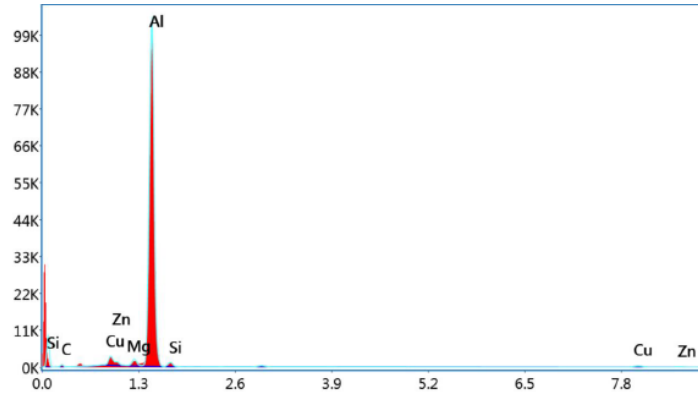
b. 8.0.2.



c. Nokta 1



d. Nokta 2

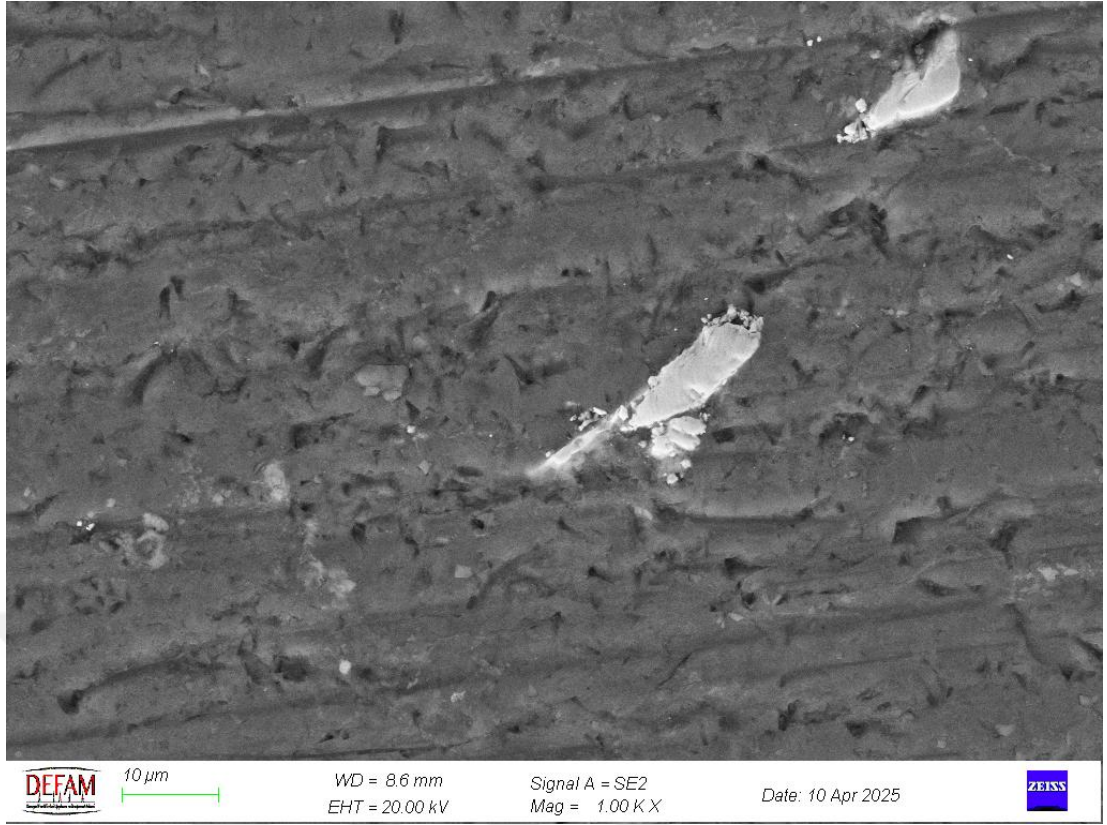


e. Bölge 1

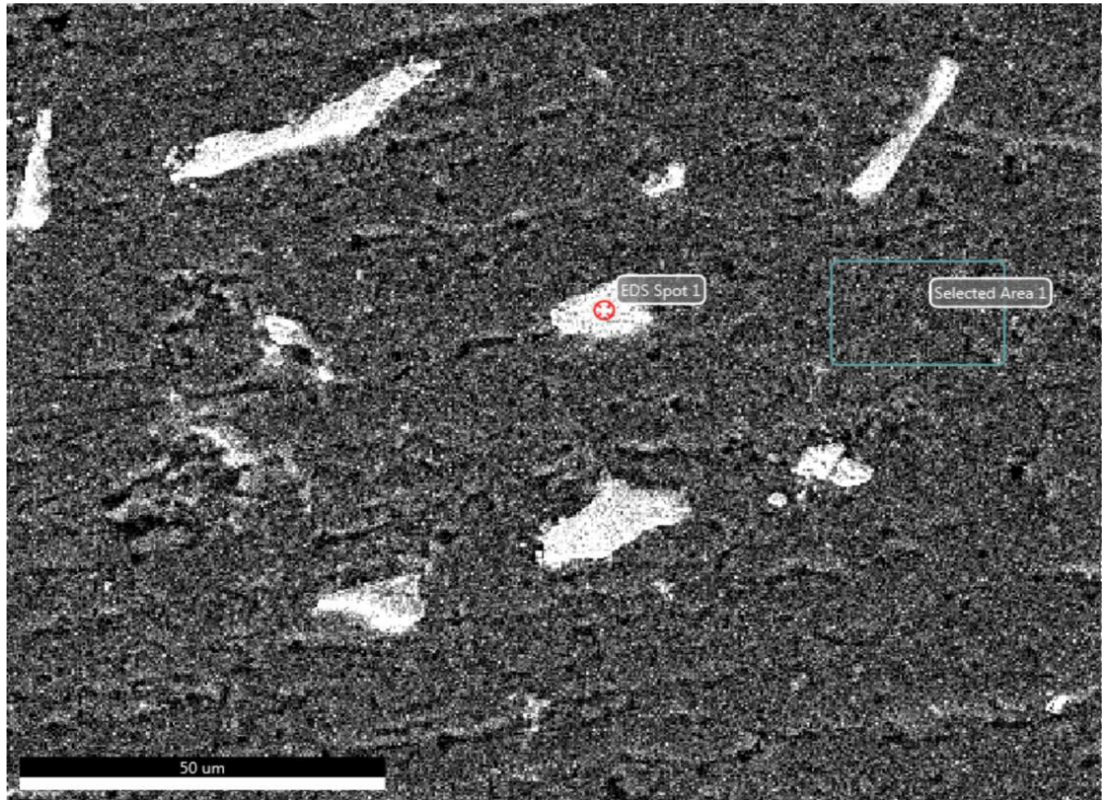
Şekil 7.45. 8.0.2. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

Şekil 7.46.'da bulunan numune 8.0.3'ün analizinde, Al elementi %78,78 ile matris fazı olarak baskın şekilde tespit edilmiştir. Bunu takiben %9,46 oranında C, %3,77 Cu, %3,43 Si, %1,72 O, %1,67 Mg ve %1,17 Zn elementleri gözlemlenmiştir. Karbon ve bakırın belirgin oranları, takviye fazlarının (grafen,Cu ve WC) dağılımının yapıda etkili olduğunu göstermektedir. Si elementi de %3,43 ile belirgin şekilde tespit edilmiş olup, bu durum muhtemelen yüzey hazırlık işlemleri sırasında kullanılan SiC içeren zımparaların yüzeye bulaşmasından kaynaklanmaktadır.

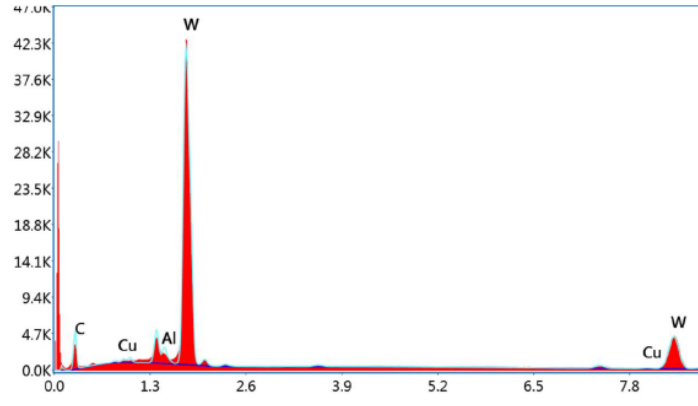
Nokta 1 analizine bakıldığında, bu bölgede W elementi %77,36 oranında yoğun şekilde tespit edilmiştir; bu da Tungsten karbür (WC) parçacığının doğrudan analiz edildiğini göstermektedir. Aynı noktada C (%20,65) oranında bulunurken, Al (%1,65) ve Cu (%0,33) elementleri ise oldukça düşük düzeyde tespit edilmiştir. Bu durum, WC parçacıklarının matris içerisinde iyi bir şekilde korunduğunu ve sinterleme sırasında çözünmeden yapıyı mekanik olarak güçlendirecek şekilde kaldığını göstermektedir.



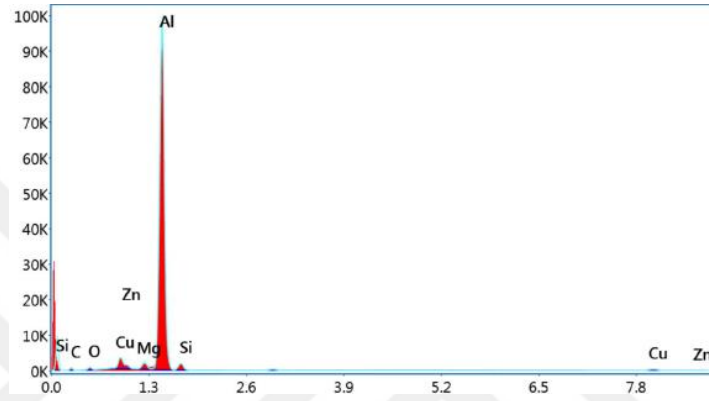
a. 8.0.3. 10µ SEM Görüntüsü



a. 8.0.3.



b. Nokta 1



c. Bölge 2

Şekil 7.46. 8.0.3. numunesinin SEM/EDX görüntüleri

8. SONUÇ ve ÖNERİLER

- 1.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 94,6881% ile sinterleme sıcaklığı 622 °C olan 1.0.3. kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 20,6 HB ile sinterleme sıcaklığı 614 °C olan 1.0.1. kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- 2.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 97,9618% ile sinterleme sıcaklığı 610 °C olan 2.0.2. kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 70,3 HB ile sinterleme sıcaklığı 610 °C olan 2.0.2. kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- 3.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 95,5400% ile sinterleme sıcaklığı 625 °C olan 3.0.3. kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 79,3 HB ile sinterleme sıcaklığı 625 °C olan 3.0.3. kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- 4.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 94,9666% ile sinterleme sıcaklığı 615 °C olan 4.0.3 kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 80,1 HB ile sinterleme sıcaklığı 615 °C olan 4.0.3. kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- 5.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 96,5444% ile sinterleme sıcaklığı 609 °C olan 5.0.2. kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 83,8 HB ile sinterleme sıcaklığı 600 °C olan 5.0.1. kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- 6.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 95,4712% ile sinterleme sıcaklığı 626 °C olan 6.0.3 kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 95,8 HB ile sinterleme sıcaklığı 611 °C olan 6.0.1. kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- 7.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 95,1229% ile sinterleme sıcaklığı 619 °C olan 7.0.3 kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 100 HB ile sinterleme sıcaklığı 614 °C olan 7.0.2. kodlu numunede gözlemlenmiştir.

- 8.0.0. kodlu kompozisyonda en yüksek relatif yoğunluk değeri 94,8258% ile sinterleme sıcaklığı 605 °C olan 8.0.1 kodlu numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri ise 88,2 HB ile sinterleme sıcaklığı 605 °C olan 8.0.2. kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- XRD analizlerinden elde edilen bulgular, sinterleme sıcaklığının artışına bağlı olarak tüm kompozisyonlarda difraksiyon piklerinin şiddetinde anlamlı bir artış ve pik genişliklerinde daralma meydana gelmiştir. Yüksek sıcaklık koşullarında hızlanan difüzyon mekanizmaları, daha düzenli kristal yapıların ve yeni tane sınırlarının oluşumunu sağlamıştır.
- Sinterleme sıcaklığındaki artışın gözenek yapısını azaltıcı etkisi de pik şiddetlerindeki artışın sebebidir. Azalan porozite, X-ışını saçılımını minimize ederek sinyalin daha kararlı ve güçlü biçimde algılanmasını sağlamaktadır. Dolayısıyla, XRD verilerindeki bu değişim, sadece kristalin yapının geliştiğini değil, aynı zamanda mikroyapının yoğunlaştığını ve sinterleme işleminin verimliliğinin arttığını da ortaya koymaktadır.
- Mg, Cu, Zn ve grafen elementleri; SiC, B₄C ve WC seramik takviyeleri sertlik değerlerinde önemlidir artış sağlamıştır. Bu element ve seramik takviyeler Al matris içinde mukavemeti artırmakta ve kompozitin mekanik performansına iyileşme sağlamıştır.
- Yüksek karbon içeriği, grafenin matris içinde homojen dağıldığını göstermektedir. Grafen, numunelerde sertliği artışına katkı sağlasa da düşük miktarlarda bu katkının sınırlı kaldığını düşündürmektedir.
- Tüm kompozisyonlara ait EDX analizlerinde alüminyumun yüksek oranlarda tespit edilmesi, Al'nin kompozitlerde matris fazı olarak yer aldığını göstermektedir.
- SEM analizleri sonucunda, numunelerde gözeneksiz ve yoğun bir mikroyapı gözlemlenmiştir. Bu durum, sinterleme işlemlerinin başarılı bir şekilde gerçekleştiğini göstermektedir. Mikroyapıdaki bu yoğunlaşma, aynı zamanda mekanik özelliklerin iyileşmesine katkı sağlayan önemli bir göstergedir.
- SEM/EDX haritalama analizleri, seramik takviye fazlarının kompozit matris içerisinde homojen bir şekilde dağıldığını doğrulamaktadır.

KAYNAKLAR

- Akgümüş Gök, D., Bayraktar, C., & Hoşkun, M. (2024). A review on processing, mechanical and wear properties of Al matrix composites reinforced with Al₂O₃, SiC, B₄C and MgO by powder metallurgy method. *Journal of Materials Research and Technology*, 31, 1132-1150. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.110>
- Alam, S. N., Shrivastava, P., Panda, D., Gunale, B., Susmitha, K., & Pola, P. (2022). Synthesis of Al₂Cu intermetallic compound by mechanical alloying. *Materials Today Communications*, 31. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103267>
- Almola Saleh, F. H. (2024). *Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretilen Co ve W Takviyeli Cu-Co-W Kompozit Malzemeler: Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri*. Kastamonu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Altınışık, Z. (2019). *Alüminyum oksit ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi ve karakterizasyonu*. Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Andreev, P. V., Smetanina, K. E., & Lantsev, E. A. (2019). X-ray powder diffraction analysis of a tungsten carbide-based ceramic. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 558(1). <https://doi.org/10.1088/1757-899X/558/1/012003>
- Arockiasamy, A., German, R. M., Wang, P. T., Horstemeyer, M. F., Morgan, W., Park, S. J., & Otsuka, I. (2011). Sintering behaviour of Al-6061 powder produced by rapid solidification process. *Powder Metallurgy*, 54(3), 354-359. <https://doi.org/10.1179/003258909X12573447241626>
- Aslan, K. (2022). *Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Al+Si Matrisli Kompozitlerin Aşınma Dayanımlarının İncelenmesi*. Bitlis Eren Üniversitesi ve Erciyes Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü.
- Aydın, M., Gavas, M., Yaşar, M., & Altunpark, Y. (2016). *Üretim Yöntemleri ve İmalat Teknolojileri* (4. bs). Seçkin Yayıncılık.
- Barrientos-Hernández, F. R., Pérez-Labra, M., Lobo-Guerrero, A., Reyes-Pérez, M., Juárez-Tapia, J. C., Hernández-Ávila, J., Cardoso-Legorreta, E., & Hernández-Lara, J. P. (2021). Effect of Particle Size and Sintering Temperature on the Formation of Mullite from Kyanite and Aluminum Mixtures. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2021. <https://doi.org/10.1155/2021/6678297>
- Başar, F. E. (2011a). *Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Basıncsız Sinterleme ile Üretimi Ve Karakterizasyonu*. Akdeniz Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Başar, F. E. (2011b). *Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Basıncsız Sinterleme ile Üretimi ve Karakterizasyonu*. Akdeniz Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.

- Başar, G. (2023). *SiC ve B4C Parçacık Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretilmesi ve Delik Kalitesinin İyileştirilmesi*. Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Brabazon, D. (2021). *Encyclopedia of Materials: Composites* (C. 2).
- Chaira, D. (2021). Powder Metallurgy Routes for Composite Materials Production. İçinde *Encyclopedia of Materials: Composites* (C. 2, ss. 588-604). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.11703-5>
- Chua, K. Y., Hng, M. T., Lee, C. C., & Anand, J. S. (2013). XRD analysis of Cu-Al interconnect intermetallic compound in an annealed micro-chip. *Advanced Materials Research*, 620, 166-173. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.620.166>
- Clyne, T. W. (2000). *An Introductory Overview of MMC Systems, Types and Developments*.
- CMH-17. (2013). *Composite Materials Handbook. Metal Matrix Composites* (C. 4). Society of Automotive Engineers : SAE International.
- Demirci, E. (2022). *Toz metalurjisi metodu ile üretilen alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin abrasiv aşınma özelliklerinin araştırılması*. Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Dhanasekar, S., Ganesan, A. T., Rani, T. L., Vinjamuri, V. K., Nageswara Rao, M., Shankar, E., Dharamvir, Kumar, P. S., & Misganaw Golie, W. (2022). A Comprehensive Study of Ceramic Matrix Composites for Space Applications. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2022. <https://doi.org/10.1155/2022/6160591>
- Dhokey, N. B., Athavale, V. A., Narkhede, N., & Kamble, M. (2013). Influence of mixing technique on sintering response of binary aluminium alloy powders. *Advanced Materials Letters*, 4(2), 164-168. <https://doi.org/10.5185/amlett.2012.6369>
- Doğan, M. (2022). *Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen Al-xCu alaşımlarının mikroyapı, mekanik ve fiziksel özelliklerinin incelenmesi*. Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Egorov, M. S., & Egorova, R. V. (2023). Development of Interparticle Bonding during Sintering of Metal Powders with the Addition of Carbon. *Safety of Technogenic and Natural Systems*, 3, 55-65. <https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-3-55-65>
- EKİCİ, M. R. (2010). *Alaşım Elementleri ve Sinterleme Sıcaklıklarının TM ile Üretilen Çelik Malzemelerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi*. Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Ergin, Y. (2024). *Al6061 Matrisli SiC AIN ve Oltu Taşı Takviyeli Hibrit Kompozitlerin Toz Metalurjisi ile Üretimi ve Fiziksel ve Termal Özelliklerinin İncelenmesi*. Burdur Mehmet Akif Ersoy Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.

- Evirgen, M. K. (2023). *Havacılık Sektörü İçin Otoklavda Üretilen Karbon Fiber Takviyeli Epoksi Polimer Kompozitlerin Termal ve Mekanik Özelliklerine Otoklav Basıncının Etki*. İstanbul Teknik Üniversitesi, Lisans Üstü Eğitim Enstitüsü.
- Fan, M., Zhao, F., Liu, Y., Yin, S., Peng, S., & Zhang, Z. (2022). Zinc Matrix Composites Reinforced with Partially Unzipped Carbon Nanotubes as Biodegradable Implant Materials. *Crystals*, 12(8).
<https://doi.org/10.3390/cryst12081110>
- Fatchurrohman, N., Binti Mamat, A. N., Yetrina, M., & Muhida, R. (2022). Investigation of Metal Matrix Composites Aluminium Reinforced Graphite Particles Produced Using Powder Metallurgy. *Jurnal Teknologi*.
<https://doi.org/10.35134/jitekin.v12i2.70>
- Gautam, Y. K., Somani, N., Kumar, M., & Sharma, S. K. (2002). A review on fabrication and characterization of copper metal matrix composite (CMMC). *AIP Conference Proceedings*, 2018. <https://doi.org/10.1063/1.5058254>
- German, R. M. (2007). *Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri* (S. Sarıtaş, M. Türker, & N. Durlu, Ed.; 1. bs). Türk Toz Metalurjisi Derneği.
- German, R. M. (2014). *Sinterleme Teorisi ve Uygulamaları* (1. bs). A Wiley-Interscience Publication.
- Gökmeşe, H., & Bostan, B. (2013). *Improvements of dry sliding wear behaviour and mechanical properties in 2014 Al alloy by age-hardening*. 8(45), 2227-2234.
<https://doi.org/10.5897/SRE2012.0767>
- Güven, Ş. Y. (2021). Toz Metalurjisi ve Metalik Köpükler. *SDU TEKNİK BİLİMLER DERGİSİ*, 3, 22-28.
- Happ, P. A., & Piat, R. (2024). Correlation between surface-to-volume ratio of the particle shape and elastic properties of the particulate composites. *International Journal of Solids and Structures*, 289.
<https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2024.112658>
- ISMAIL, I., MULIANI, R., ZULFALINA, Z., & SHEIKH MD FADZULLAH, S. H. (2020). Determination of the crystallite size and crystal structure of magnesium powder by x-ray diffraction. *Jurnal Natural*, 20(3), 61-65.
<https://doi.org/10.24815/jn.v20i3.16584>
- Jawaid, M., & Siengchin, S. (2019). Hybrid composites: A versatile materials for future. *İçinde Applied Science and Engineering Progress* (C. 12, Sayı 4, s. 223). Academic Enhancement Department, King Mongkut's University of Technology North Bangkok. <https://doi.org/10.14416/j.asep.2019.09.002>
- Jeon, C. H., Jeong, Y. H., Seo, J. J., Tien, H. N., Hong, S. T., Yum, Y. J., Hur, S. H., & Lee, K. J. (2014). Material properties of graphene/aluminum metal matrix composites fabricated by friction stir processing. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 15(6), 1235-1239.
<https://doi.org/10.1007/s12541-014-0462-2>

- Johnson, C. E., Fallis, S., Chafin, A. P., Groshens, T. J., Higa, K. T., Ismail, I. M. K., & Hawkins, T. W. (2007). Characterization of nanometer- to micron-sized aluminum powders: Size distribution from thermogravimetric analysis. *Journal of Propulsion and Power*, 23(4), 669-682. <https://doi.org/10.2514/1.25517>
- Kaçan, H. (2022). *Toz Metalurjisi Yöntemi ile SiC Takviyeli CuAlNi Kompozitlerin Üretimi ve Karakterizasyonu*. Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü.
- Kalaycı, R. (2024). *Magnezyum Matrisli Lamine Kompozit Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi*. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kalizhanova, A., Kozbakova, A., Eralieva, B., Kunelbayev, M., & Aitkulov, Z. (2023). Research and Analysis of The Properties of Composite Materials. Definition and Classification of Composite Materials. *Print) The Bulletin of KazATC Вестник КазАТК №, 5*, 131-140. <https://doi.org/10.52167/1609-1817>
- Karastoyanov, D., Monov, V., & Penchev, T. (2022). Metal Powder Production by Atomization Methods. *Proceedings - 2022 7th International Conference on Mathematics and Computers in Sciences and Industry, MCSI 2022*, 190-195. <https://doi.org/10.1109/MCSI55933.2022.00037>
- Kaya, A. İ. (2016). Kompozit Malzemeler ve Özellikleri. *Putech & Composite Poliüretan ve Kompozit Sanayi Dergisi*, 38-45.
- Kessler, M. R. (2012). Polymer matrix composites: A perspective for a special issue of polymer reviews. İçinde *Polymer Reviews* (C. 52, Sayı 3-4, ss. 229-233). <https://doi.org/10.1080/15583724.2012.708004>
- Kurt, R., Mühendisliği, M., Dalı, A., Danışman, P., & Koyun, A. (2020). *Hassas Tartım Mekanizmaları ve Termogravimetrik Analiz*.
- Liu, Z., Luo, Z., Feng, Y., Zhang, X., Yang, J., & Huang, T. (2024). Comparative study on microstructure evolution, mechanical properties, and wear behavior of TiC and B4C single-reinforced and hybrid-reinforced Al–Mg–Si alloys by vacuum hot-press sintering. *Journal of Materials Research and Technology*, 31, 2063-2076. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.225>
- Majed Hasaneen, H. H. (2024). *Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen CoCrMo Matrisli Nano Partikül Takviyeli Kompozit Malzemelerin Mikroyapı, Mekanik ve Biyouyumluluk Özelliklerinin Araştırılması*. Kastamonu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Manohar, G., Pandey, K. M., & Maity, S. R. (2021). Effect of microwave sintering on the microstructure and mechanical properties of AA7075/B4C/ZrC hybrid nano composite fabricated by powder metallurgy techniques. *Ceramics International*, 47(23), 32610-32618. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.08.156>
- Mansouri, K., Chermime, B., Saoudi, A., Djebaili, H., Litim, A., & Kabouche, Z. (2021). Effect of Reinforcing Particle Shape on the Behavior of Composites Materials. *Journal of Nano- and Electronic Physics*, 13(6), 1-4. [https://doi.org/10.21272/JNEP.13\(6\).06018](https://doi.org/10.21272/JNEP.13(6).06018)

- Meher, A., Mahapatra, M. M., Samal, P., & Vundavilli, P. R. (2022). A review on manufacturability of magnesium matrix composites: Processing, tribology, joining, and machining. İçinde *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* (C. 39, ss. 134-158). Elsevier Ltd.
<https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2022.07.012>
- MerLab ODTÜ. (2025, Ocak 1). *TGA Analiz Cihazı*.
<https://merlab.metu.edu.tr/tr/termogravimetrik-analiz-cihazı>.
- Moona, G., Walia, R. S., Rastogi, V., & Sharma, R. (2018). Aluminium metal matrix composites: A retrospective investigation. *Indian Journal of Pure & Applied Physics*, 56, 164-175.
- Moral, C., & Bautista, A. (2012). Thermogravimetric study of the oxidation behaviour of sintered stainless steels: Influence of powder size and composition. *Materials Science Forum*, 727-728, 108-113.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.727-728.108>
- Nagavally, R. R. (2016). Composite Materials-History, Types, Fabrication Techniques, Advantages, And Applications. *Proceedings of 29th IRF International Conference*, 25-30.
- Nayak, K. C., Rane, K. K., Date, P. P., & Srivatsan, T. S. (2022). Synthesis of an Aluminum Alloy Metal Matrix Composite Using Powder Metallurgy: Role of Sintering Parameters. *Applied Sciences (Switzerland)*, 12(17).
<https://doi.org/10.3390/app12178843>
- Novák, P. (2020, Nisan 1). Advanced powder metallurgy technologies. *Materials*, 13(7). <https://doi.org/10.3390/ma13071742>
- Ravishankar, B., Nayak, S. K., & Kader, M. A. (2019). Hybrid composites for automotive applications – A review. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 38(18), 835-845.
https://doi.org/10.1177/0731684419849708/ASSET/IMAGES/LARGE/10.1177_0731684419849708-FIG5.JPEG
- Rufino, B., Boule'h, F., Coulet, M. V., Lacroix, G., & Denoyel, R. (2007). Influence of particles size on thermal properties of aluminium powder. *Acta Materialia*, 55(8), 2815-2827. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.12.017>
- Sadhu, K. K., Mandal, N., & Sahoo, R. R. (2023). SiC/graphene reinforced aluminum metal matrix composites prepared by powder metallurgy: A review. İçinde *Journal of Manufacturing Processes* (C. 91, ss. 10-43). Elsevier Ltd.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.02.026>
- Sankhla, A. M., Patel, K. M., Makhesana, M. A., Giasin, K., Pimenov, D. Y., Wojciechowski, S., & Khanna, N. (2022). Effect of mixing method and particle size on hardness and compressive strength of aluminium based metal matrix composite prepared through powder metallurgy route. *Journal of Materials Research and Technology*, 18, 282-292.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.02.094>

- Sert, M. (2024). *Mikroalga Sinterleme ile Üretilen Alüminyum Alaşımı Esaslı SiC ve Gr Takviyeli Hibrit Kompozitlerin Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi*. Manisa Celal Bayar Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü.
- Sharma, A. K., Bhandari, R., Aherwar, A., & Rimašauskiene, R. (2020). Matrix materials used in composites: A comprehensive study. *Materials Today: Proceedings*, 21, 1559-1562. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.11.086>
- Shatokha, V. (2012). *Metal Laser Sintering for Rapid Tooling in Application to Tyre Tread Pattern Mould*. INTECH Open Access Publisher.
- Shinde, S. S., & Barve, S. B. (2024). Advances in hybrid aluminium metal matrix composite produced by stir casting route: A review on applications and fabrication characteristics. *Materials Today: Proceedings*. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2024.05.029>
- So, K. P., Jeong, J. C., Park, J. G., Park, H. K., Choi, Y. H., Noh, D. H., Keum, D. H., Jeong, H. Y., Biswas, C., Hong, C. H., & Lee, Y. H. (2013). SiC formation on carbon nanotube surface for improving wettability with aluminum. *Composites Science and Technology*, 74, 6-13. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.09.014>
- Solmaz, M. Y., & Gür, M. (2007). *Tabakalı Kompozit Plakalarda Takviye Malzemesi ve Oryantasyon Açısının Gerilme Analizine Etkisi*.
- Soy, G. (2022). *Alüminyum Matrisli Tungsten Karbür ve Grafen Takviyeli Kompozitin Üretim ve Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi*. Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Sumithra, G., Reddy, R. N., Dheeraj Kumar, G., Ojha, S., Jayachandra, G., & Raghavendra, G. (2023). Review on composite classification, manufacturing, and applications. *Materials Today: Proceedings*. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.04.637>
- Suprapedi, Mulyadi, Sardjono, P., & Ramlan. (2020). Preparation and characterization of alloy Al -SiC made by using powder metallurgy method. *AIP Conference Proceedings*, 2221. <https://doi.org/10.1063/5.0005086>
- Şenbaş, T. (2024). *Grafen ve Karbon Nanotüp İkili Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Üretilmesi ve Karakterizasyonu*. Ondokuz Mayıs Üniversitesi, Lisans Üstü Eğitim Enstitüsü.
- Thori, P., Sharma, P., & Bhargava, M. (2013). An Approach of Composite Materials in Industrial Machinery: Advantages, Disadvantages and Applications. *IJRET: International Journal of Research in Engineering and Technology*, 2(12), 350-355. <http://www.ijret.org>
- Tunç, S. A. (2024). *Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Aa2024-B4C Kompozitlerinin Özelliklerinde PCA Katkısının İncelenmesi*. KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ.

- U.S. Department of Defense. (1999). *Composite Materials Handbook Volume 4. Metal Matrix Composites*. Department of Defense, USA.
- Vijaya Ramnath, B., Parswajinan, C., Dharmaseelan, R., Thileepan, K., & Nithin Krishna, K. (2020). A review on aluminium metal matrix composites. *Materials Today: Proceedings*, 46, 4341-4343.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.03.600>
- Wilson, M. F., Donaldson, I. W., & Bishop, D. P. (2022). Sinter-swage processing of an Al-Si-Mg-Cu powder metallurgy alloy. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 61(1), 94-107. <https://doi.org/10.1080/00084433.2021.2023286>
- Wu, X., & Zhang, W. (2024). A review on aluminum matrix composites' characteristics and applications for automotive sector. *Heliyon*, 10(20).
<https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e38576>
- Zhang, X., Guo, R., Feng, X., Fang, J., Xu, J., Wang, X., & Zhang, J. (2024). Thermal Oxidation Characteristics and Kinetics of Micron Aluminum Powder in Different Ambient Oxygen Concentration Atmospheres. *Processes*, 12(11).
<https://doi.org/10.3390/pr12112408>