

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**Al2024-316L METAL-METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ  
VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Metalurji ve Malz. Müh. Mustafa Çağlar PARILTAN**

**HAZİRAN 2018  
TRABZON**



**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**



**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde**

**Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /**

**Tezin Savunma Tarihi : / /**

**Tez Danışmanı :**

**Trabzon**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Mustafa Çağlar PARILTAN Tarafından Hazırlanan**

**AI2024-316L METAL-METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 29 / 05 / 2018 gün ve 1755 sayılı  
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
olarak kabul edilmiştir.**

**Jüri Üyeleri**

**Başkan : Prof. Dr. Hamdullah ÇUVALCI**

**Üye : Prof. Dr. Yeliz PEKBAY**

**Üye : Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI**

*H. Çuvalcı*  
*Y. Pekbay*  
*A. Çanakçı*

**Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ  
Enstitü Müdürü**

## ÖNSÖZ

Kompozit malzemeler kimyasal ve fiziksel özellikleri birbirinden farklı olan iki veya daha fazla malzemenin bir araya gelerek oluşturduğu üstün özellikteki malzemelerdir. Kompozit malzemeler sağladığı üstün özelliklerinden dolayı kullanım alanları çok geniş olmakla birlikte kullanım alanları da giderek artmaktadır. Kompozit malzemeler üzerine yapılan çalışmalar sonucunda geleneksel kompozit yapılarından daha gelişmiş ve daha üstün özelliklere sahip (metal-metal kompozitler) sınıfı ortaya çıkmıştır. Diğer geleneksel kompozit yapılarıyla kıyaslandığında metal-metal kompozit malzemeler, geleneksel kompozitlerin üretimine kıyasla daha fazla takviye malzemesinin yapıda kullanılmasına izin verdiğinden malzemede daha yüksek mukavemet, yüksek sertlik ve yüksek aşınma dayanımı içerirler.

Bu çalışmada Al2024 matrisli 316L takviyeli metal-metal kompozitleri farklı oranlarda mekanik alaşımlama yöntemi ile üretildi. Üretilen tozların karakterizasyonu incelenerek çalışmada 10 µm başlangıç toz boyutuna sahip 316L takviye tozları kullanılırken, takviye oranı olarak sekiz farklı oran kullanılmıştır. Bu farklı oranlarda üretilen kompozit malzemelere uyguladığımız mekanik, tribolojik ve korozyon testleri ile artan metal takviye oranının kompozit malzemenin çekme dayanımını, sertliğini, aşınma dayanımını ve korozyon özelliklerini nasıl etkilediği araştırılmıştır. Silindir şeklindeki numunelere ballon-disk aşınma testleri uygulanarak kompozit malzemelerde oluşan aşınma izlerine göre aşınma karakteristiği incelenmiştir.

Yüksek lisans çalışmamın her aşamasında desteğini esirgemeyen, bilgi ve deneyimleri ile bana yol gösteren tez danışmanım Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI'ya teşekkür ederim. Ayrıca yaptığım çalışmalarda yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Fatih ERDEMİR, Arş. Gör. Serdar ÖZKAYA, Arş. Gör. Müslim ÇELEBİ ve Arş. Gör. Hasan KARABACAK'a teşekkür ederim.

Son olarak benden maddi ve manevi olarak desteğini esirgemeyen her zaman yanımda olan aileme ve çalışmam boyunca bana yardım eden kardeşim İnş. Müh. Tekin Çağatay PARILTAN'a ve arkadaşım Elektrik&Elektronik Müh. Seren ÖZKAN'a teşekkür ederim.

Mustafa Çağlar PARILTAN

Trabzon 2018



## TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Al2024-316L Metal-Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI'nın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim.28/06/2018

Mustafa Çağlar PARILTAN

# İÇİNDEKİLER

## Sayfa No

ÖNSÖZ.....	iii
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	iv
İÇİNDEKİLER.....	v
ÖZET .....	ix
SUMMARY .....	x
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	xi
TABLolar DİZİNİ.....	xvi
SEMBOLLER DİZİNİ .....	xvii
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş .....	1
1.2. Kompozitlerin Sınıflandırılması .....	1
1.2.1. Matris Malzemesine Göre Kompozitlerin Sınıflandırılması .....	1
1.2.1.1. Metal Matris Kompozitleri (MMK) .....	1
1.2.1.2. Seramik Matris Kompozitleri (CMK) .....	1
1.2.1.3. Polimer Matris Kompozitleri (PMK) .....	2
1.2.2. Takviye Malzemesine Göre Kompozitlerin Sınıflandırılması.....	2
1.2.2.1. Parçacık Takviyeli Kompozitler .....	2
1.2.2.2. Lifli Kompozitler .....	3
1.2.2.3. Tabakalı Kompozitler .....	4
1.3. Kompozitlerin Yapısı Ve Üretim Amaçları.....	5
1.3.1. Kompozit Malzemelerin Üretim Amaçları .....	6
1.3.2. İslatılabilirlik .....	7
1.4. Metal Metal Matrisli Kompozitler.....	9
1.4.1. Metal Matrisli Kompozitlerde Kullanılan Matris Malzemeleri.....	9
1.4.1.1. Alüminyum Ve Alaşımları .....	9
1.4.1.1.1. AA-2XXX Alüminyum Alaşımlarının Mikroyapısı.....	11
1.4.1.2. Bakır Ve Alaşımları.....	13
1.4.2. Metal Matrisli Kompozitlerde Kullanılan Metal Takviye Malzemeleri.....	14
1.4.2.1. Bakır (Cu).....	14

1.4.2.2.	Magnezyum (Mg).....	15
1.4.2.3.	Titanyum (Ti) .....	15
1.4.2.4.	Nikel (Ni).....	15
1.4.2.5.	Paslanmaz Çelikler .....	15
1.4.2.5.1.	Ostenitik Paslanmaz Çelik.....	16
1.5.	Metal-Metal Kompozitlerin Üretim Yöntemleri .....	17
1.5.1.	Soğuk Hadde Kaynağı .....	17
1.5.2.	Patlamalı Kaynak.....	18
1.5.3.	Sürtünme Karıştırma Kaynağı .....	19
1.5.4.	Sıkıştırılmalı Döküm .....	21
1.5.5.	Ekstrüzyon.....	22
1.5.5.1.	Direkt Ekstrüzyon.....	22
1.5.5.2.	Endirek Ekstrüzyon .....	23
1.5.5.3.	Hidrostatik Ekstrüzyon .....	23
1.5.6.	Toz Metalurjisi .....	24
1.5.6.1.	Toz Üretimi .....	25
1.5.6.1.1.	Katı Hal İndirgeme .....	25
1.5.6.1.2.	Elektroliz .....	26
1.5.6.1.3.	Atomizasyon.....	26
1.5.6.2.	Toz Özellikleri.....	28
1.5.6.3.	Tozların Preslenmesi .....	29
1.5.6.4.	Sinterleme.....	32
1.5.6.4.1.	Katı Hal Sinterlemesi.....	33
1.5.6.4.2.	Sıvı Faz Sinterlemesi .....	35
1.5.6.5.	Toz Metalurjisi Yönteminin Avantaj Ve Dezavantajları.....	37
1.6.	Mekanik Alaşımlama.....	38
1.6.1.	Mekanik Alaşımlama Prosesi .....	40
1.6.2.	Mekanik Alaşımlama İşleminin Avantaj Ve Dezavantajları.....	41
1.6.2.1.	Mekanik Alaşımlamanın Avantajları .....	41
1.6.2.2.	Mekanik Alaşımlamanın Dezavantajı.....	42
1.7.	Mekanik Alaşımlama Prosesi Adımları.....	42
1.7.1.	Sünek-Sünek Sistem.....	45
1.7.2.	Sünek-Gevrek Sistem .....	47

1.7.3.	Gevrek-Gevrek Sistem .....	48
1.8.	Literatür Özeti Ve Çalışmanın Amacı .....	50
2.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	54
2.1.	Deneyde Kullanılan Malzemeler .....	55
2.2.	Mekanik Alaşımlama İşlemi .....	57
2.3.	Parçacık Morfolojisi .....	58
2.4.	Parçacık Boyutu .....	59
2.5.	Sıcak Presleme .....	60
2.6.	Metalografi Çalışmaları .....	60
2.7.	Fiziksel Özelliklerin Belirlenmesi .....	61
2.7.1.	Yoğunluk ve Porozite .....	61
2.8.	Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi .....	62
2.8.1.	Brinel Sertlik Testi .....	62
2.8.2.	Çekme Testi .....	63
2.8.3.	Aşınma Testleri .....	63
2.9.	Kimyasal Özellikleri .....	64
2.9.1.	Korozyon Testleri .....	64
3.	BULGULAR VE TARTIŞMA .....	65
3.1.	Toz Karakterizasyonu .....	65
3.1.1.	Toz Morfolojisi .....	65
3.1.2.	Sabit Öğütme Zamanında Takviye Malzemesindeki Artışa Bağlı Olarak Toz Morfolojisindeki Değişim .....	66
3.1.3.	Takviye Tozlarının Matris Tozlarına Gömülmesi .....	70
3.1.4.	Toz Boyutu .....	71
3.2.	Preslenmiş Numunelerin Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi .....	72
3.2.1.	İç Yapı İncelemeleri .....	73
3.2.1.1.	Al2024 Alaşımının İç Yapı Görüntüleri .....	73
3.2.1.2.	Al2024 - %1(316L) İç Yapı Görüntüleri .....	74
3.2.1.3.	Al2024 - %2(316L) İç Yapı Görüntüleri .....	76
3.2.1.4.	Al2024 - %5(316L) İç Yapı Görüntüleri .....	77
3.2.1.5.	Al2024 - %10(316L) İç Yapı Görüntüleri .....	78
3.2.1.6.	Al2024 - %15(316L) İç Yapı Görüntüleri .....	79
3.2.1.7.	Al2024 - %20(316L) İç Yapı Görüntüleri .....	80
3.2.1.7.	Al2024 - %25(316L) İç Yapı Görüntüleri .....	81

3.2.2.	Üretilen Kompozitlerin XRD Analizleri .....	82
3.2.3.	Preslenmiş Numunelerde Porozitenin İncelenmesi .....	83
3.2.4.	Preslenmiş Numunelerin Sertliklerinin İncelenmesi .....	85
3.2.5.	Preslenmiş Numunelerin Çekme Mukavemetlerinin İncelenmesi .....	85
3.2.6.	Çekme Numunelerinin Kırılma Yüzey Görüntülerinin İncelenmesi.....	86
3.3.	Tribolojik Özelliklerin İncelenmesi.....	91
3.3.1.	Numunelerde Meydana Gelen Ağırlık Kayıpları .....	91
3.3.1.1.	Farklı Yüklere Bağlı Ağırlık Kayıpları .....	91
3.3.2.	Aşınma Yüzeyleri .....	93
3.4.	Korozyon Testleri .....	102
3.4.1.	Korozyon Yüzey İncelemeleri.....	105
3.4.1.1.	Al2024 Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	105
3.4.1.2.	Al2024-%1(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	106
3.4.1.3.	Al2024-%2(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	106
3.4.1.4.	Al2024-%5(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	107
3.4.1.5.	Al2024-%10(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	107
3.4.1.6.	Al2024-%15(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	108
3.4.1.7.	Al2024-%20(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	108
3.4.1.8.	Al2024-%25(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi .....	109
4.	İRDELEME .....	110
5.	SONUÇLAR.....	113
6.	ÖNERİLER .....	114
7.	KAYNAKLAR.....	115

ÖZGEÇMİŞ

ÖZET

Al2024-316L METAL-METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Mustafa Çağlar PARILTAN  
Karadeniz Teknik Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Ana Bilim Dalı  
Danışman: Doç. Dr. Aykut ÇANAKÇI  
2018, 125 sayfa,

Bu çalışmada, toz metalürjisi yöntemi kullanılarak Al2024-316L metal-metal matrisli kompozitleri üretilmiştir. Al2024 matrisi içine, 316L takviye tozları (%1, %2,%5, %10, %15, %20, %25) ağırlık oranlarında katılarak Al2024-316L kompozit toz karışımları 2 saat mekanik alaşımlama yapılarak hazırlanmıştır. Kompozit toz karışımı 560° sıcaklıkta 500 MPa basınçta vakum altında sıcak presleme yapılarak numuneler üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin karakterizasyon özellikleri (SEM, XRD, mikroyapı analizleri), mekanik özellikleri (çekme, sertlik, aşınma testleri), fiziksel özellikleri (yoğunluk, gözenek miktarı) ve kimyasal dayanımları (elektrokimyasal korozyon testleri) ile belirlenmiştir. Mikroyapı incelemelerinde 2 saat mekanik alaşımlama yapılarak üretilen Al2024-316L kompozitte Al2024 matris içerisinde 316L takviyelerinin homojen dağıldığı görülmüştür. Yapılan testler sonucunda artan takviye miktarıyla birlikte gözenek miktarı, sertlik, aşınma dayanımı artar iken çekme mukavemeti ve yoğunluk değerleri azaldığı belirlenmiştir. Uygulanan korozyon testleri sonucunda en iyi korozyon dayanımının Al2024-%1(316L) takviyeli kompozit numunesinde olduğu belirlenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Metal Matrisli Kompozitler, Toz Metalurjisi, Mekanik Alaşımlama,  
316L

Master Thesis

SUMMARY

Al2024-316L INVESTIGATION OF THE PRODUCTION AND PROPERTIES OF  
METAL-METAL MATRIX COMPOSITES

Mustafa Çağlar PARILTAN  
Karadeniz Technical University  
The Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Metallurgy and Materials Engineering  
Supervisor: Asst. Dr. Aykut ÇANAKÇI  
2018, 125 Pages

In this study, metal-metal matrix composites of Al2024-316L were produced by using the powder metallurgy method. Composite powder mixtures of Al2024-316L were prepared by mechanical alloying for two hours by adding 316L reinforcing powders (%1, %2, %5, %10, %15, %20, %25) into Al2024 matrix powders. The composite powder mixture was hot stamped under vacuum at 560°C and 500 MPa pressure to produce specimens. Characterization properties of the composites produced (SEM, XRD, microstructure analyzes) were determined by mechanical properties (tensile, hardness, abrasion tests), physical properties (density, pore volume) and chemical strengths (electrochemical corrosion tests). Microstructure studies showed homogeneous distribution of 316L subsests in Al2024-316L composites Al2024 matrix produced by mechanical alloying for two hours. As a result of the tests made, hardness values, abrasion resistance and amount of porosity were found to increase with icreasing amount of reinforcement as well as tensile strength and density decreased with increasing amount of porosity. As a result of the corrosion tests carried out, it was determined that the best corrosion resistance was found in Al2024-%1(316L) reinforced composite specimen.

**Key Words:** Metal Based Composites, Powder Metallurgy, Mechanical Alloying, 316L

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa No

Şekil 1.1.	Matris Malzemeleri .....	2
Şekil 1.2.	Parçacık takviyeli kompozit .....	3
Şekil 1.3.	Uzun lifli kompozit, Şekil 1.4. Kısa lifli kompozit .....	4
Şekil 1.5.	Tabakalı kompozit .....	4
Şekil 1.6.	Kompozit malzemelerin takviye malzemesine göre sınıflandırılması. ....	5
Şekil 1.7.	Kompozit malzemede matris - takviye bağı oluşumunda ara yüzey ve arafazlara doğrudan (ara fazsız) birleşme, b) Kaplanmış takviye kullanımı c) Karşılıklı sınırlı oranda çözünmeyle ara faz oluşumu.....	6
Şekil 1.8.	Katı yüzey üzerindeki sıvı damlası, ıslatmanın iyi olmadığı sistemde ıslatma açısı ve yüzey enerjilerinin şematik gösterimi.....	7
Şekil 1.9.	Al / Cu paketinin soğuk hadde kaynağı .....	18
Şekil 1.10.	Patlayıcı kaynakların şematik görünüşü.....	19
Şekil 1.11.	Sürtünmeli karıştırma kaynaklı şematik çizim.....	20
Şekil 1.12.	(a) : miktarı hassas bir şekilde ölçülmüş eriyik, kalıbın alt boşluğuna dökülür (b) : görüldüğü üzere, kalıbın üst kısmı kapanıp, sıvıyı sıkıştırarak katılaştırıyor (c) : Son olarak kalıbın üst kısmı tekrar kaldırılıyor ve üretilen parça kalıyor.....	22
Şekil 1.13.	Direk Ekstrüzyon Yönteminin Şematik Gösterimi .....	22
Şekil 1.14.	Kalıbın takoza batması , Şekil 1.15. Mandrelin takoza batması .....	23
Şekil 1.16.	Hidrostatik Ekstrüzyon Yönteminin Şematik Gösterimi .....	24
Şekil 1.17.	Toz metalurjisi parçalarına örnekler .....	25
Şekil 1.18.	Atomize Demir Tozu, Şekil 1.19. Sünger Demir Tozu.....	27
Şekil 1.20.	Toz metal parçaların sıkıştırma basamakları.....	30
Şekil 1.21.	Metalürjik açıdan sıkıştırma işlemi .....	31
Şekil 1.22.	Yoğunluk – Basınç ilişkisi .....	31
Şekil 1.23.	Sinterlemede taneler arasında meydana gelen büzülme (a): Bosluk morfolojisinin değişmesi, (b): Bosluk boyutlarının değişmesi, (c): Tane boyutlarının büyümesi (Grain Growth) şeklinde özetlenmiştir .....	32
Şekil 1.24.	Sinterleme sırasında partiküller arası bağ oluşumunun iki küre modeliyle açıklanması .....	33



Şekil 1.25. Mikroskopik ölçekte sinterleme: (1) parçacık bağları, temas noktalarında başlar; (2) temas noktaları “boyun” halinde büyür; (3) parçacıklar arasındaki gözenekler, boyut olarak küçülür; ve (4) boyun oluşan bölgelerde tane sınırları oluşur.....	34
Şekil 1.26. Sinterlemeye bağlı olarak oluşan boyun tesekkülüne ait SEM fotoğrafı.....	34
Şekil 1.27. Sıvı faz sinterlemesi mikroyapının bir şeması.....	36
Şekil 1.28. Mekanik alaşımlama sırasında mikro yapının evrimi.....	40
Şekil 1.29. Mekanik alaşımlama esnasında bilye-toz-bilye çarpışması.....	43
Şekil 1.30. Küçük partiküllerin birbirine kaynaşma eğilimi ve büyük partiküllerin kararlı durum koşullarında kırılma eğiliminin neden olduğu dar parçacık boyutu dağılımı.....	44
Şekil 1.31. Sünek - sünek bileşen sisteminin (Ag-Cu) öğütülmesi sırasında elde edilen kıvrımlı lamellar yapısını gösteren taramalı elektron görüntüsü.....	46
Şekil 1.32. Mekanik alaşımlarda kullanılan başlangıç tozlarının temsili bileşenlerinin deformasyon özellikleri.....	47
Şekil 1.33. Sünek-gevrek bir toz kombinasyonunun öğütülmesi sırasında mikroyapısal evrim şeması. Bu bir oksit dispersiyon ile güçlendirildiği durumda tipiktir....	48
Şekil 1.34. Si-Ge toz karışımını 12 saat boyunca mekanik olarak işlem geçirdikten sonra, daha sert Si parçacıklarının daha yumuşak bir Ge matrisine dahil edildiğini gösteren elektron mikrografi görüntüsü.....	49
Şekil 2.1. Deneysel çalışmalar akış şeması.....	55
Şekil 2.2. Elek Sistemi.....	57
Şekil 2.3. Öğütme elemanları.....	58
Şekil 2.4. Taramalı elektron mikroskobu (SEM).....	59
Şekil 2.5. Partikül boyutu ölçüm cihazı.....	59
Şekil 2.6. Sıcak Pres Cihazı.....	60
Şekil 2.7. Metalografi Çalışmalarında Kullanılan Cihazlar.....	61
Şekil 2.8. Çekme ve Aşınma Numuneleri.....	62
Şekil 2.9. Nemesis 9000 Serisi Universal Sertlik Ölçme Cihazı.....	62
Şekil 2.10. MTS marka universal tip çekme test cihazı.....	63
Şekil 2.11. Ball-on-Disk (Numune Üzeri Bilya) Aşınma Cihazı.....	64
Şekil 2.12. Korozyon test düzeneği.....	64
Şekil 3.1. Başlangıç toz morfolojisi ve boyutları (a) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , (b) 316L.....	65
Şekil 3.2. AL 2024-316L kompozit tozlarının takviye miktarındaki artışa bağlı morfoloji değişimleri (a-b)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , (c-d)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -%1(316L), (e-f)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -%2(316L), (g-h)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -%5(316L), (ı-i)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -%10(316L), (j-k)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -%15(316L), (l-m)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -%20(316L), (n-o)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -%25(316L).....	66

Şekil 3.3.	(a) İki saatlik öğütme sonucunda yassılaşımiş Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> tozları, (b) iki saatlik öğütme sonucunda 316L partiküllerinin Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> tozlarına çakılması ve yeni alaşımlanmış yapılar oluşturması.....	71
Şekil 3.4.	Farklı takviye oranlarına sahip tozlarının iki saatlik öğütme süresi sonucunda partikül boyutlarındaki değişim.....	72
Şekil 3.5.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> alaşımlanmış farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	73
Şekil 3.6.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %1 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	74
Şekil 3.7.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %1 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi ve oluşan FeAl <sub>2</sub> iç yapısındaki elementlerin % dağılımı.....	75
Şekil 3.8.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %2 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	76
Şekil 3.9.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %2 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.....	76
Şekil 3.10.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %5 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	77
Şekil 3.11.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %5 316L metal metal kompozitin iç yapısında ki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.....	77
Şekil 3.12.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %10 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	78
Şekil 3.13.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %10 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.....	78
Şekil 3.14.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %15 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	79
Şekil 3.15.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %15 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.....	79
Şekil 3.16.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %20 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	80
Şekil 3.17.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %20 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.....	80
Şekil 3.18.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %25 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X.....	81
Şekil 3.19.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - %25 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.....	81
Şekil 3.20.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -316L kompozit numunelerin XRD analizleri.....	82
Şekil 3.21.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -316L kompozit numunelerin XRD analizleri.....	83
Şekil 3.22.	Farklı takviye oranlarına sahip olan kompozitlerin (a) bağıl yoğunluk ve (b) % porozite değerlerinin değişimi.....	84
Şekil 3.23.	Farklı takviye oranlarına bağlı olarak preslenmiş numuneler de sertliğin değişim.....	85
Şekil 3.24.	Farklı takviye oranlarına bağlı olarak preslenmiş numunelerde çekme mukavemetinin değişimi.....	86
Şekil 3.25.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - 316 kompozit malzemelerin takviye miktarındaki artışa bağlı kırılma yüzey görüntüleri (a) A, (b) A1SS, (c) A2SS, (d) A5SS, (e) A10SS, (f) %A15SS, (g) A20SS, (h) A25SS.....	87
Şekil 3. 26.	Uygulanan yük ile numunelerde oluşan ağırlık kaybı.....	92

Şekil 3.27. Takviye elemanının yapıda olmadığı sadece ana matris Al2024 ile üretilen numunelerde yüzeye uygulanan artan kuvvet ile meydana gelen aşınma görüntüleri (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	94
Şekil 3.28. Al2024 - %1 (316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	95
Şekil 3.29. Al2024 - %2 (316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	96
Şekil 3.30. Al2024 - %5 (316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	97
Şekil 3.31. Al2024 - %10 (316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	98
Şekil 3.32. Al2024 - %15 (316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	99
Şekil 3.33. Al2024 - %20 (316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	100
Şekil 3.34. Al2024 - %25 (316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N. ....	101
Şekil 3.35. Al2024-316L kompozitlerin korozyon testi sonucu oluşan tafel eğrileri .....	103
Şekil 3.36. Al2024-316L kompozitlerin korozyon testi sonucu oluşan tafel eğrileri .....	104
Şekil 3.37. Al2024-316L kompozitlerin korozyon testi sonucu oluşan tafel eğrileri .....	105
Şekil 3.38. Saf Al2024 numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü .....	105
Şekil 3.39. Al2024-%1(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü.....	106
Şekil 3.40. Al2024-%2(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü.....	106
Şekil 3.41. Al2024-%5(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü.....	107
Şekil 3.42. Al2024-%10(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü... 107	
Şekil 3.43. Al2024-%15(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü... 108	
Şekil 3.44. Al2024-%20(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü... 108	
Şekil 3.45. Al2024-%25(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü... 109	

## TABLULAR DİZİNİ

### Sayfa No

Tablo 1.1. Alüminyum alaşımlarının simgeleme dizisi.....	10
Tablo 1.2. Ortak alüminyum alaşımlarında tipik ikinci faz partikülleri.....	12
Tablo 2.1. Al2024 Başlangıç Tozlarının Başlangıç Bileşimi (%).....	56
Tablo 2.2. Al2024 Alaşımının Fiziksel ve Mekanik Özellikleri.....	56
Tablo 2.3. 316L Başlangıç Tozlarının Başlangıç Bileşimi (%).....	56
Tablo 2.4. 316L'nin Fiziksel ve Mekanik Özellikleri.....	56
Tablo 3.1. Farklı Takviye Miktarına Sahip Numunelere Verilen Kod Adları.....	72
Tablo 3.2. Farklı takviye miktarına sahip numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları.	93
Tablo 3.3. Al2024 alaşımı ve Al2024-316L takviyeli kompozitlerin $E_{kor}$ , $I_{kor}$ , korozyon hızı değerleri.....	102

## SEMBOLLER DİZİNİ

MMK : Metal matris kompozit

TM : Toz Metalurjisi

MA : Mekanik Alaşım

Al-AA : Alüminyum

SEM : Taramalı elektron mikroskobu

XRD : X-ışınları difraktometresi

MPa : Mega paskal

$\mu\text{m}$  : Mikrometre

mm : Milimetre

mg : Miligram

BSD : Brinell sertlik değeri

## **1. GENEL BİLGİLER**

### **1.1. Giriş**

Kompozit malzeme, iki veya daha fazla farklı fazdan (matris fazı ve dağılık faz) oluşur ve herhangi bir bileşenden önemli ölçüde farklı bulk özelliklere sahip bir malzemedir. Sürekli bir karaktere sahip olan birincil faza matris denir. Matrix genellikle daha sünek ve daha az sert fazdır. Dağılık fazı tutar ve onunla yük paylaşır. İkinci faz (veya fazlar) matriste süreksiz bir biçimde gömülür. Bu sekonder faz dağılık faz olarak adlandırılır. Dağılık faz genellikle matristen daha güçlüdür, bu nedenle takviye fazı olarak kullanılır [1].

Kompozit malzemelerin iki sınıflandırma sistemi vardır. Bunlardan biri matris malzemesine (metal, seramik, polimer) dayanıyor ve ikincisi malzeme yapısına dayanıyor [1].

### **1.2. Kompozitlerin Sınıflandırılması**

#### **1.2.1. Matris Malzemesine Göre Kompozitlerin Sınıflandırılması**

##### **1.2.1.1. Metal Matris Kompozitleri (MMK)**

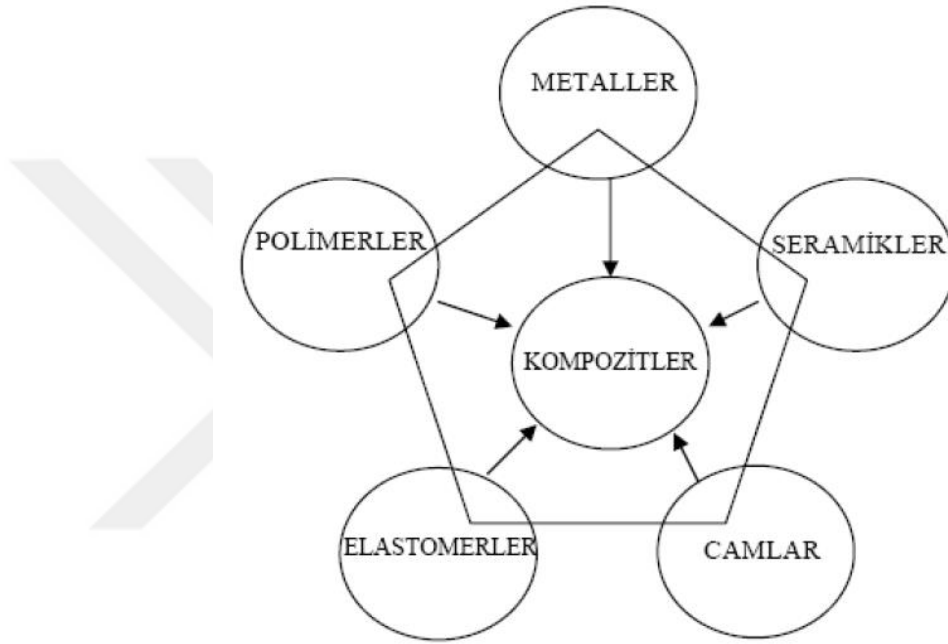
Metal Matris Kompozitleri, metalik bir matristen (alüminyum, magnezyum, bakır, titanyum) ve dağılık bir seramik (oksitler, karbitler) veya metalik (kurşun, tungsten, molibden ,nikel , çelik) fazdan oluşur [1].

##### **1.2.1.2. Seramik Matris Kompozitleri (CMK)**

Seramik Matrix Kompozitleri, kompozit yapıyı oluşturan ana fazın seramiklerden oluştuğu kompozitlerdir [1].

### 1.2.1.3. Polimer Matris Kompozitleri (PMK)

Polimer Matris Kompozitleri, termoset (Doymamış Polyester (UP), Epoksiy (EP)) veya termoplastik (Polikarbonat (PC), Polivinilklorür, Naylon, Polistren) ve gömülü cam, karbon, çelik veya Kevlar liflerinden (dağınık faz) oluşur (Şekil 1.1.) [1].



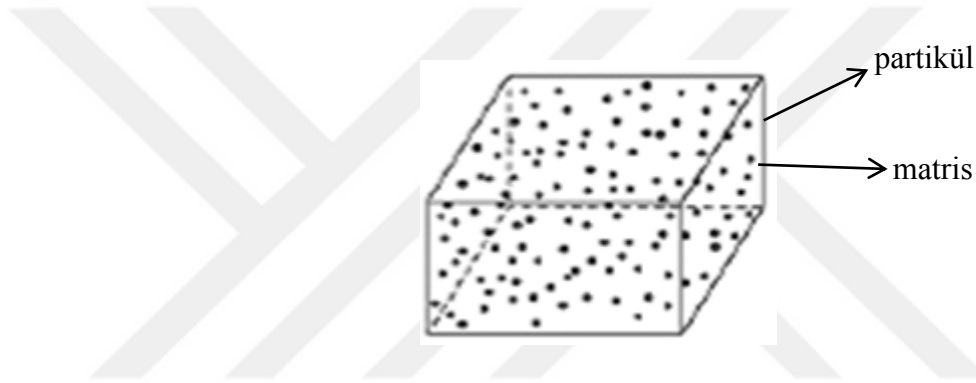
Şekil 1.1. Matris Malzemeleri [2].

### 1.2.2. Takviye Malzemesine Göre Kompozitlerin Sınıflandırılması

#### 1.2.2.1. Parçacık Takviyeli Kompozitler

Partikül kompozitler, parçacık şeklinde dağınık bir fazla takviye edilmiş bir matristen oluşur (Şekil 1.2.). Dağılmış parçacıkların kompozit özelliklere etkisi, parçacık boyutlarına bağlıdır. Matriste ince dağılmış çok küçük parçacıklar (çap 0.25 mikrondan az), dislokasyon hareketini ve malzemenin deformasyonunu engeller. Bu gibi güçlendirme etkisi çökeltme sertleşmesine benzer. Çöktürülen parçacıklar matriste eriyince yüksek sıcaklıklarda kaybolan çökeltme sertleşmesinin aksine, parçacıklı bileşiklerin (seramik

parçacıkları) dağınık hali genellikle yüksek sıcaklıklarda karardır, bu nedenle güçlendirme etkisi korunur. Birçok kompozit malzeme, yüksek sıcaklık uygulamaları için tasarlanmıştır. Büyük dağınık faz parçacıkları düşük güçlendirme etkisine sahiptir, ancak malzemeye uygulanan yükü paylaşabilir, bu da sertliğin ve süneklikteki azalmanın sonucunu verir. Daha yumuşak bir matrise dağılan sert parçacıklar yıpranma ve aşınma direncini artırır. Yumuşak dağılmış parçacıklar sert bir matriste işlenebilirliği geliştirir (çelik veya bakır matristeki kurşun parçacıkları) ve sürtünme katsayısını (alüminyum matriste kalay veya bakır matrisinde kurşun) düşürür. Yüksek elektrik iletkenlik matrislerine (bakır, gümüş) ve refrakterdispersiyonlu faza (tungsten, molibden) sahip kompozitler yüksek sıcaklık elektrik uygulamalarında çalışır [3].

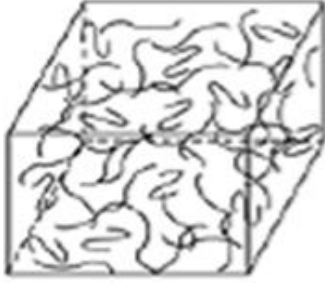


Şekil 1.2. Parçacık takviyeli kompozit

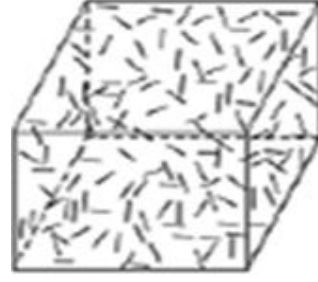
### 1.2.2.2. Lifli Kompozitler

Lifli formunda dağılmış faz (Lifli Kompozitler), malzemenin mukavemetini, sertliğini ve kırılma dayanıklılığını geliştirir ve lif yönünde oluşacak olan çatlamanın büyümesini engeller. Mukavemet artışının etkisi, lifler belirli bir yönde (tercih edilen yönlendirme) düzenlendiğinde ve aynı yönde bir gerilme uygulandığında çok daha önemli hale gelir. Güçlendirme etkisi, uzun lifli (sürekli elyaf) takviyeli kompozitlerde, kısa lifli (süreksiz fiber) takviyeli kompozitlerden daha yüksektir (Şekil 1.3.), (Şekil 1.4.). Uzun lif takviyeli kompozit üzerine uygulanan yük çoğunlukla dağınık faz lifleri tarafından taşınır. Bu tür materyallerin içindeki matris, sadece liflerin bir bağlayıcısı olarak, onları istenen bir şekle ve mekanik veya kimyasal hasarlardan koruyacak şekilde işlev görür [3].





Şekil 1.3. Uzun lifli kompozit

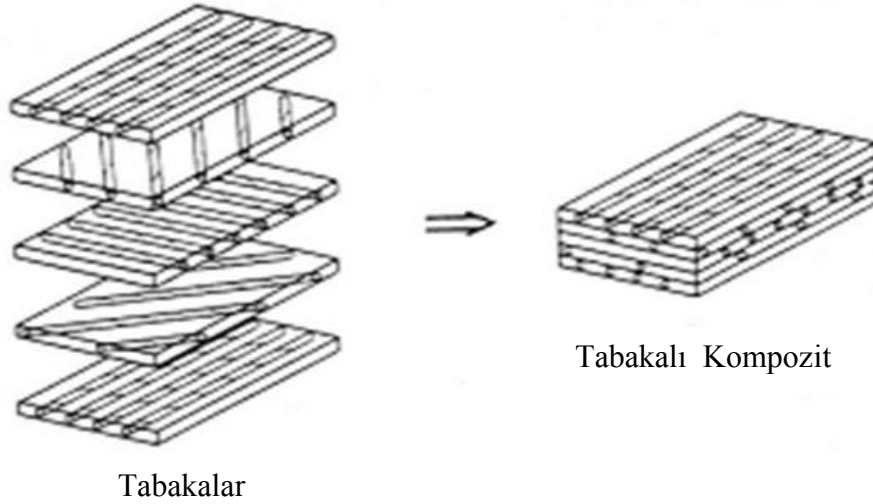


Şekil 1.4. Kısa lifli kompozit

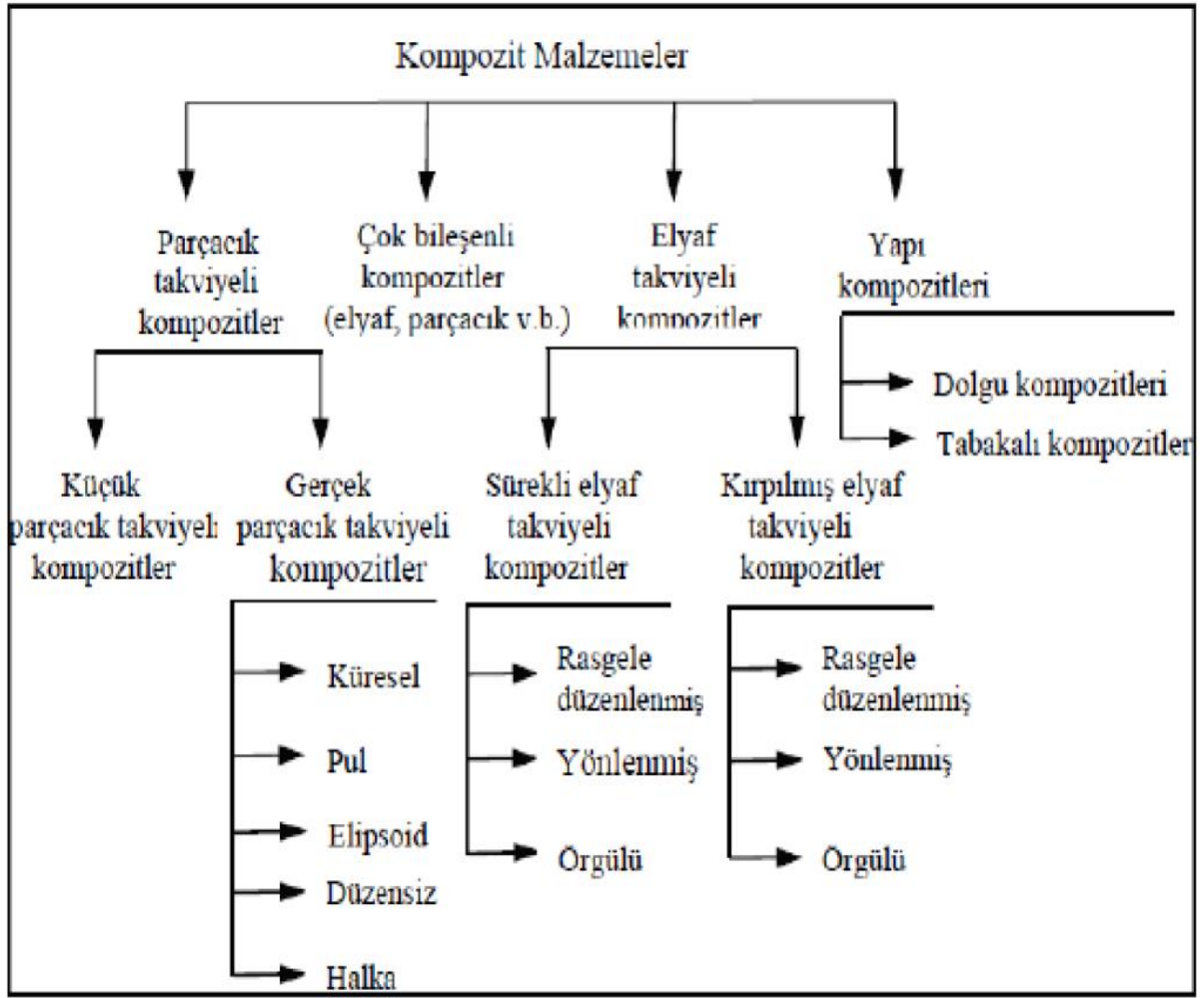
### 1.2.2.3. Tabakalı Kompozitler

Tabakalı kompozitler, farklı anizotropik oryantasyona sahip katlardan veya yaprak formunda dağılık faz ile takviye edilmiş bir matristen oluşur (Şekil 1.5.) [3].

Bir elyaf takviyeli kompozit, farklı lif yönelimlerine sahip birkaç kattan oluştuğunda, çok katmanlı (açılı-katlı) bileşik olarak adlandırılır. Laminat kompozitler, liflerin veya tabakanın tercih edilen yönlendirmelerine dikey olarak, iki yönde ve yalnızca bir yönde arttırılmış mekanik mukavemet sağlamaktadır, malzemenin mekanik özellikleri düşüktür [3].



Şekil 1.5. Tabakalı kompozit



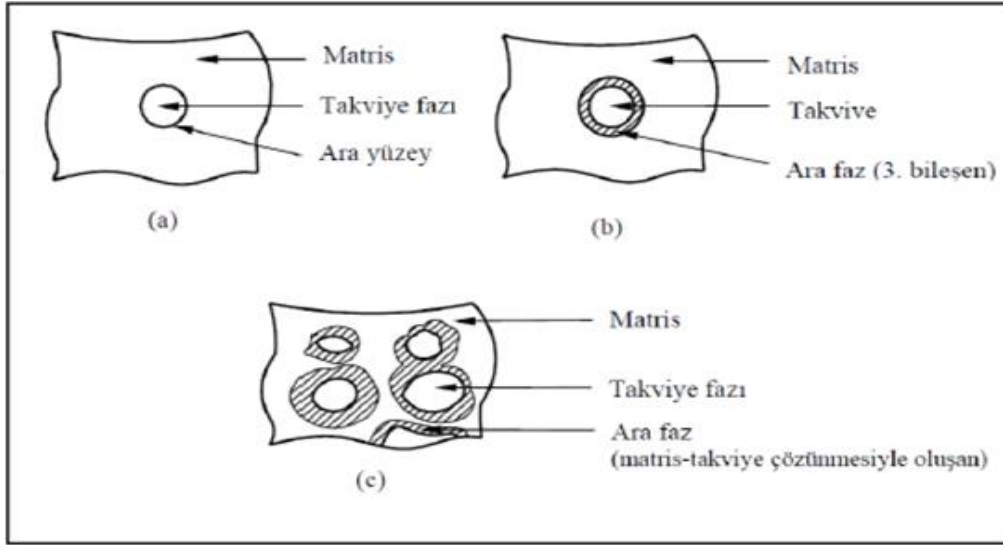
Şekil 1.6. Kompozit malzemelerin takviye malzemesine göre sınıflandırılması [4].

### 1.3. Kompozitlerin Yapısı ve Üretim Amaçları

Kompozit malzemeler genellikle; matris ve takviye malzemesi olmak üzere iki kısımdan meydana gelir. Kompozit içinde genellikle daha sert ve daha yüksek dayanıma sahip olan eleman takviye olarak adlandırılır. Kompozitin ana yapı malzemesi olarak da tanımlanan, nispeten daha düşük dayanıma sahip olan fakat genellikle sünekliği yüksek olan kısım matris olarak adlandırılır. Matrisin; kuvvetleri takviye malzemesine iletmek, takviye malzemesini ortamın etkilerinden ve darbelerden korumak, kompozit malzemenin tokluğunu artırmak, kırılan elyaflardan çatlak yayılmasını engellemek, mukavemeti artırmak, takviye elemanlarını bir arada tutmak gibi görevleri vardır.

Matris-takviye ara yüzeyinin yapısı ve özellikleri kompozit malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerini büyük ölçüde etkiler. Çünkü, matris üzerine etki eden gerilmelerin

takviye elemanına aktarılması ara yüzey aracılığı ile olur [4-5]. Matris-takviye arasında güçlü bir bağın oluşması için; kompozitin tarifine göre matris ve takviye fazı birbiri içinde çözünmemelidir. Ancak çok az miktarda çözünürlük matris-takviye arasında güçlü bir bağın oluşumunu olumlu yönde etkiler. (Şekil 1.7.c) Bazı durumlarda matrisle takviye arasında doğrudan bağ oluşur. Matrisle takviye arasında iyi bir bağ oluşmaması durumunda takviye üzerine matris ile bağ oluşturan bir malzeme kaplanır. (Şekil 1.7.b) [4].



Şekil 1.7. Kompozit malzemede matris-takviye bağı oluşumunda ara yüzey ve arafazlara doğrudan (ara fajsız) birleşme, b) Kaplanmış takviye kullanımı c) Karşılıklı sınırlı oranda çözünmeyle ara faz oluşumu [4].

### 1.3.1. Kompozit Malzemelerin Üretim Amaçları

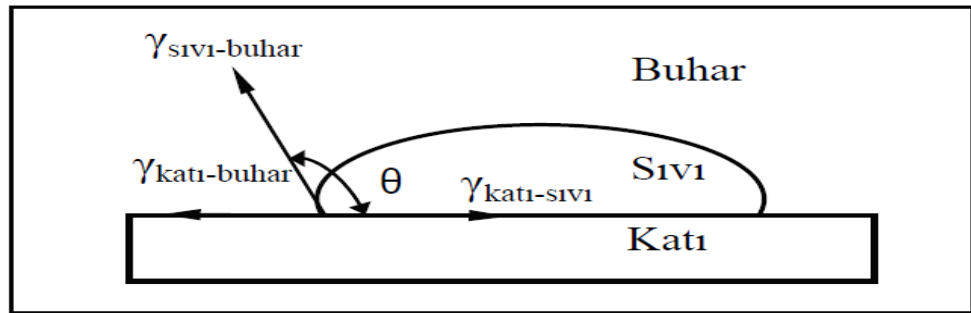
- Mukavemeti yükseltmek
- Yorulma dayanımını artırmak
- Aşınma dayanımını artırmak
- Korozyon dayanımını iyileştirmek
- Kırılma tokluğunu iyileştirmek
- Yüksek sıcaklık özelliğini iyileştirmek (ısı kararlılık)
- Isıl ve elektrik iletkenliğini iyileştirmek
- Akustik özellikleri iyileştirmek (Ses özellikleri; ses iletkenliği/yalıtkanlığı)
- Rijitlik

- Maliyeti azaltmak
- Ağırlığı azaltmak
- Estetik görünümü iyileştirmek

### 1.3.2. Islatılabilirlik

Elektriksel olarak nötr karakterde olan iki yüzey birbirine yeteri kadar yaklaştığında aralarında bir çekim oluşur. Bu olay sıvıların katı yüzeyleri ıslatması ile açıklanır. İki katı yüzey birbirine temas ettiğinde yüzey pürüzlülüğü bu iki yüzeyin belirli noktalar dışında atomsal veya mikro düzeyde birbirine temas etmesini engeller. Diğer taraftan genellikle yüzeylerde kirlilik de vardır. Yüzeyler temizlense bile temas noktalarında oluşan adhezyon tüm yüzeye oranlandığında zayıf olur. Etkin bir ıslatma için sıvının katı yüzeyindeki bütün girintileri ve çıkıntıları doldurarak arada bulunan havanın yerini alması gerekir.

Islatma, bir katı yüzeyinde bir sıvının yayılma kabiliyeti olarak tanımlanabilir ve katı-sıvı arasındaki yakın ilişkinin (temas) derecesini temsil eder. (Şekil 1.8.)’de görüldüğü gibi ıslatma katı madde yüzeyine düşen sıvı damlacığı ile katı arasındaki temas açısıyla tanımlanabilir.



Şekil 1.8. Katı yüzey üzerindeki sıvı damlası, ıslatmanın iyi olmadığı sistemde ıslatma açısı ve yüzey enerjilerinin şematik gösterimi [6].

Yüzey enerjileri ve ıslatma açısı arasındaki temel ilişki aşağıda verilen Young-Dupre eşitliği ile ifade edilir

$$\gamma_{kb} = \gamma_{ks} + \gamma_{sb} \cos \theta \quad (1)$$

Burada  $\gamma_{kb}$  katı-buhar ara yüzey enerjisi,  $\gamma_{ks}$  katı-sıvı ara yüzey enerjisi,  $\gamma_{sb}$  sıvı-buhar ara yüzey enerjisi ve  $\theta$  ıslatma açısıdır. Katının üzerine sıvının yayılması için sistemin serbest enerjisinde azalma olması gerekir. Sıvı ile katı arasındaki bağ kuvveti (yani adhezyon işi) aşağıdaki eşitlikten bulunur:

$$W_a = \gamma_{sb} + \gamma_{kb} - \gamma_{ks} \quad (2)$$

(1) eşitliği ile verilen  $\gamma_{kb}$  değeri yerine konursa;

$$W_a = \gamma_{sb} (1 + \cos\theta) \quad (3)$$

elde edilir.

Bu nedenle sıvı ile katı arasındaki bağ kuvveti temas (ıslatma) açısı ve sıvının yüzey gerilimi ile ifade edilebilir [7].

Islatma açısının büyüklüğü ıslatmayı tanımlar. Buna göre;

$\theta = 0$  mükemmel ıslatma

$\theta = 180$  ıslatma yok

$0 < \theta < 180$  kısmi ıslatma gerçekleşir.

Temas (ıslatma) açısının küçük olması iyi bir ıslatmanın gerçekleştiğini ifade eder.  $\cos\theta > 0$  (veya  $\gamma_{sb} > \gamma_{ks}$ ) olunca ıslatma gerçekleşir. Dellannay'e göre vakum ortamında ıslatma için itici gücü etkileyen iki faktör; sıvının yüzey gerilimi ve sıvı-katı ara yüzeyindeki etkileşim kuvvetidir [8].

MMK'lerde ara yüzey bağ mukavemetinin maksimum düzeyde olabilmesi için ıslatmayı iyileştirmek, kimyasal reaksiyonları kontrol etmek ve oksitlerin oluşmasını minimuma indirmek gereklidir [9].

## **1.4. Metal Metal Matrisli Kompozitler**

### **1.4.1. Metal Matrisli Kompozitlerde Kullanılan Matris Malzemeleri**

Metal matrisli kompozitlerde matris malzemesi olarak genellikle hafif metallerin kullanımı öne çıkmaktadır. Metal matrisli kompozit malzemelerde, matris malzemesi olarak genellikle Al, Ti, Ni, Zn, Mg ve Cu metal ve alaşımları kullanılmaktadır. Matris malzemesi olarak MMK malzemelerde, alüminyum ve alaşımlarının tercih edilmede ilk sırada olmalarının nedeni düşük yoğunluk, düşük ergime sıcaklığına sahip olmaları, birçok seramik ve metal takviye elemanını kolay ıslatabilmeleridir. Alüminyum saf olarak kullanılabilirdiği gibi alaşım halinde de kullanılabilir. Yüksek aşınma dayanımı ve düşük sürtünme değerleri için Al-Si alaşımları, düşük yoğunluk ve yüksek termal iletkenlik için Al-Mg ve Al-Cu alaşımları matris alaşımı olarak kullanılabilir. Kompozit malzemedeki istenilen özellikleri elde etmek için matris malzemesi, takviye fiberleri veya parçacıkları iyi ıslatabilmeli, iyi bir ara yüzey bağı oluşturmalı, mümkün olan en düşük basınç ve sıcaklıkta hızlı bir şekilde katılmalıdır. Ayrıca üretim esnasında ve daha sonraki ikincil işlemler esnasında matris ve takviye malzemesi arasında herhangi bir kimyasal etkileşim olmamalı ve matris kararlı olmalıdır [10].

#### **1.4.1.1. Alüminyum ve Alaşımları**

Alüminyum, yeryüzünde en yaygın olarak bulunan elementlerden biridir ve yerkabuğunun %8'ini oluşturmaktadır. Alüminyumun keşfi ve üretim teknolojisinin geliştirilmesi, diğer pek çok metale göre oldukça yeni olmasına rağmen günümüzde diğer tüm demir dışı metallere daha fazla miktarlarda üretilmektedir [11]. Alüminyum alaşımları; düşük yoğunlukları, çökelme sertleşmesi ile dayanımlarını artırabilme kabiliyetleri, tuzlu su da dahil olmak üzere pek çok ortamdaki üstün korozyon dirençleri, yüksek ısı ve elektrik iletkenlikleri, kolay işlenebilirlikleri ve tedarik kolaylıkları sebebiyle, rekabet halinde olduğu malzemelere kıyasla avantaj sağlayarak gelişmiş uygulamalarda kullanılır hale gelmiştir. Bu özellikler içinde ilk göze çarpanı düşük yoğunluğudur (2,7g/cm<sup>3</sup>) ki bu değer, çelik (7,83 g/cm<sup>3</sup>), bakır (8,93 g/cm<sup>3</sup>) ve pirinç (8,53 g/cm<sup>3</sup>) gibi malzemelerin yaklaşık üçte birine eşittir [12,13]. Saf alüminyumun oksijene olan ilgisinden dolayı döküm kabiliyetinin kötü oluşu ve mekanik özelliklerinin düşük olmasından dolayı

alaşım yapılarak özellikleri geliştirilmeye çalışılmaktadır. İşlenmiş alüminyum ve alaşımları için dünyada en yaygın olarak kullanılan simgeleme dizisi, Amerikan Standartlar Birliği (ASA) tarafından belirlenen simgeleme dizisidir. Daha önceleri Amerikan Alüminyum Birliği tarafından kullanılan bu simgeleme 1957 yılında standart hale getirilmiştir. Bu simgeleme dört rakam kullanan bir kodlama üzerine (Tablo 1.1.)'de açıklandığı biçimde kurulmuştur. Buna göre dört rakamlı sayısal simgenin ilk rakamı, hangi temel alaşım elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu belirtmektedir [14].

Tablo 1.1. Alüminyum alaşımlarının simgeleme dizisi [15].

SİMGE	Temel Alaşım Elementi
1xxx	----
2xxx	Bakır(Cu)
3xxx	Mangan(Mn)
4xxx	Silis(Si)
5xxx	Magnezyum(Mg)
6xxx	Magnezyum+Silis
7xxx	Çinko(Zn)
8xxx	Diğer elementler
9xxx	Kullanılmayan dizi

- 1XXX: Saf alüminyum. Genellikle elektrik ve kimya endüstrisinde kullanılmaktadır [16].

- 2XXX: Al-Cu alaşımları. Esas alaşım elementi bakırdır. Başta magnezyum olmak üzere diğer alaşım elementleri de bulunabilir, yüksek mukavemet istenen havacılık sektöründe yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [16].

- 3XXX: Al-Mn alaşımları. Esas alaşım elementi mangandır. Boru, sıvı tankları ve mimari uygulamalarda kullanılmaktadır [16].

- 4XXX: Al-Si alaşımları. Esas alaşım elementi silisyumdur. Termal genleşme katsayısı düşük, aşınma direnci ve korozyon dayanımı yüksek alaşımlardır. Kaynaklı yapılarda, levha üretiminde, otomobil parçaları üretiminde kullanılmaktadır [16].

- 5XXX: Al-Mg alaşımları. Esas alaşım elementi magnezyumdur. Magnezyum oranı arttıka sertlik ve mukavemet artar fakat suneklik azalır. Denizel korozyona karşı direnci yukssek olduğundan, bu ortamda çalışacak yapıların imalatında kullanılmaktadır [16].

- 6XXX: Al-Mg-Si alaşımları. Esas alaşım elementleri magnezyum ve silisyumdur. şekillendirilme kabiliyeti yukssek olan bu alaşımlar ozellikle ekstruzyon ile uretilen parçaların imalatında sıklıkla kullanılır [16].

- 7XXX: Al-Zn alaşımlar. Bakır esas alaşım elementi olup, magnezyum, krom ve zirkonyum ilave alaşım elementleridir. 7XXX serisi, alüminyum alaşımlarının en yukssek mukavemete sahip olanıdır. Uak parçaları yapımı ve diğer yukssek dayanım istenen yerlerde kullanılır [16].

- 8XXX: Al-Li alaşımları: Esas alaşım elementi lityum olup, kalay eklentisinde yapılabilmektedir. Ozellikle uçak ve uzay yapılarında kullanılmaya başlanan bu malzeme, iyi yorulma direnci ve iyi tokluk ozelliklerine sahiptir. Fakat diğer Al alaşımları ile karşılaştırıldığında uretim maliyetleri yukssektir [16].

#### 1.4.1.1.1. AA-2XXX Alüminyum Alaşımlarının Mikroyapısı

Alaşım dökümü sırasında, alaşım ve kirlilik unsurları indüklenir. İntermetalik bileşikler (genellikle bileşen parçacıkları olarak adlandırılırlar), ingot katılaşma sırasında ötektik ayrışma ile interdendritik olarak oluşurlar [17]. Çözünmeyen intermetalik bileşikler genellikle  $Al_6(Fe, Mn)$ ,  $Al_3Fe$ ,  $\alpha-Al (Fe, Mn, Si)$  ve  $Al_7Cu_2Fe$  gibi kirletici elementler olan demir veya silisyum içerir. Tipik örnekler  $Al_2Cu$ ,  $Al_2CuMg$  ve  $Mg_2Si$ 'dir. Her iki tip parçacık, döküm tanelerini çevreleyen dantelli ağlar oluşturur. Homojenizasyonun ön ısıtılmasının bir amacı, çözünebilir bileşenleri çözmektir. Ticari alüminyum alaşımlarında bulunan ana ikinci fazlar (Tablo 1.2.)'de listelenmiştir.



Tablo 1.2. Ortak alüminyum alaşımlarında tipik ikinci faz partikülleri [18].

Number	Second-phase particles
AA1xxx	$Al_3Fe$ , $Al_6Fe$ , $Al_{12}SiFe_3$ or $Al_9Si_2Fe_2$
AA2xxx	$Al_2Cu$ , $Mg_2Si$ , $Al_{12}Si(Mn,Fe)$ , $Al_2CuMg$ , $Al_3(Mn,Fe)$ , $Al_6(Mn,Fe)$
AA3xxx	$Al_6(Mn,Fe)$ , $Al_{12}Si(Mn,Fe)_3$
AA4xxx	Si, $Al_9Si_2Fe_2$
AA5xxx	$Mg_2Si$ , $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ , $Al_6Mn$
AA6xxx	$Mg_2Si$ , $Al_{12}SiFe$ , $Al_9Si_2Fe_2$ , $Al_{12}Si(Fe,Mn,Cr)_3$ , Si
AA7xxx	$Mg_2Si$ , $Mg_2Zn$ , $Al_{12}Si(Fe,Cr)_3$ , $Al_2CuMg$

Buchheit ve arkadaşları [19], AA2024-T3 alüminyum alaşımında, 0.7  $\mu m$ 'den daha büyük boyutlu intermetalik parçacıkların yaklaşık %60'ının, S fazı ( $Al_2CuMg$ ) olduğunu ve oranlarının toplam yüzey alanının % 2.7'sine tekabül ettiğini ileri sürmüştür. Bir başka intermetalik parçacık grupları Al-Cu-Mn-Fe içeren,  $Al_7CuFe_2$ ,  $Al_6MnFe_2$ ,  $(Al, Cu)_6Mn$  ve  $Al_6$  sınıfı (Cu, Fe, Mn) bileşimleridir. Bunlar düzensiz şekillidirlerve alüminyum matrisi, S fazı parçacıklarına göre çok iyi bir potansiyel sergilerler. Gao ve diğerleri [20]  $Al_8Fe_2Si$  veya  $Al_{10}Fe_2Si$  tipi intermetalik parçacıkların değiştirilmiş formları gibi  $(Al, Cu)_x(Fe, Mn)_ySi$ 'ye dayanan AA2024-T3'te bileşimlerini önermişlerdir.

Hughes ve diğerleri [21-22], AA2024-T3 alaşımında 400 nm'lik bir adım büyüklüğünde yaklaşık 18.000 partikülü kaplayan bir yüzey alanını haritalamak için en son teknoloji ürünü bir elektron mikroskobu kullanmıştır. Matris ve (S-fazı/Q-fazı) kompozit parçacıklarının her ikisinde de, matris ve (S-fazı/Q-fazı) kompozit parçacıkların göre farklı, (S-fazı/Q-fazı) kompozit parçacıklarının etrafında, en az bir dış yüzey bölge olmak üzere, dokuz ayrı bileşimi rapor ettiler. S-fazı/ $\theta$ -fazı kompozit parçacıkları, daha küçük S-fazı ve  $\theta$ -fazı alanlarına ayrılabilen bir metalik parçacık bölgesidir. Si içermeyen ve bu bileşime  $Al_6(CuFeMn)$  atanan katodik parçacıklar arasında sadece bir bileşim vardı. Hughes ve arkadaşları tarafından bildirilen kompozit parçacıklarına benzer. [21-22], Kabuk şeklindeki partikülleri, Campestrini ve iş arkadaşları AA2024 alaşımına uzun su verme gecikme süresi uyguladıktan sonra bulmuştur [23]. Bu parçacıklar, çekirdek ve dış bölge arasındaki kimyasal bileşimde farklılıklar sergilemiştir. Kabuk şekilli parçacığın kütlesi, düzensiz şekilli Al-Cu-Mn-Fe- (Si) parçacıkları ile aynı elemanları içerir. Kabuk esas olarak alüminyum, bakır ve magnezyumdur. Burada, Al-Cu-Fe-Mn-(Si) içeren intermetalik parçacıklar genellikle a-faz parçacıkları olarak adlandırılmaktadır.

Daha küçük mikron altı parçacıklar veya dispersoidler (tipik olarak 0.05-0.5  $\mu\text{m}$ ), külçelerin katı halde çökeltilmesi sırasında homojenleştirilmesiyle oluşur. İntermetalik bileşikler, katı alüminyumda iyi çözünürlük ve yavaş difüzyon oranına sahip elemanlar içerir. Bir veya daha fazla geçiş metali, örneğin,  $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}$ ,  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$  ve  $\text{Al}_3\text{Zr}$  içerir. Bu parçacıklar oluştuğunda yapı çözünmeye ve kabalaşmaya direnir. Bunlar alaşımların işlenmesi ve ısıl işlemi sırasında, yeniden kristalleşme ve tane büyümesinin gecikmesine neden olurlar. Ayrıca, bazı alaşımların yaşlanma işlemlerine verdiği yanıtlar üzerindeki etkileri ile birlikte belirli mekanik özellikler üzerinde de önemli bir etki yaparlar [17].

Guillaumin ve Mankowski, AA2024-T3 alüminyum alaşımında  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  partiküllerinin dış yüzeyi haricinde matriste dispersoid dağılımının homojen olduğunu bulmuştur [24]. İri intermetalik parçacıklar bir  $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$  dispersoid serbest bölgesi tarafından çevrelenmiştir. Aslında, S-fazı parçacıkları bakır bakımından zengindir, bunların oluşumu, çevrelerindeki matriste tercihli bir bakır tükenmesine yol açar. Dispersoidler ayrıca bakır içeren intermetalik bileşiktir. Dolayısıyla S-fazı parçacıklarını çevreleyen matrisin tükenmesi, dispersoidlerin çökmesi için uygun değildir.

Son olarak, S-fazı matriste homojen dağılım gösteren bireysel nano ölçekli parçacıklar olarak oluşur.

#### 1.4.1.2. Bakır ve Alaşımları

Alüminyum alaşımları, havacılık endüstrisinde, kütesinin azaltılmasına imkan veren ve yüksek spesifik modül yapılarına sahip olmaları  $E / \rho$  ( $E$ , Young modülü ve  $\rho$ , yoğunluk) nedeniyle yaygın olarak kullanılmaktadır [25]. Havacılık uygulamalarında yaygın olarak kullanılan alüminyum alaşımlarından biri olan 2024-T3 alüminyum alaşımı, ana alaşım elementleri ve uygun termo mekanik işleme olarak bakır ve magnezyum varlığından kaynaklanan yüksek mukavemet ve yüksek hasar toleransına sahiptir [26]. Spesifik mukavemet (akma gerilmesi/yoğunluk) ve spesifik elastisite modülünün (elastisite modülü/yoğunluk) önemli olduğu yerlerde, otomotiv sanayinde, vagon yapımında, mühimmat sanayinde, uçak gövde ve kanatlarında, ortopedik taban, perçin ve çekici tekerlekleri yapımında yaygın olarak kullanılmaktadır. Avantajlı mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen, alaşımın faydası, alaşım matrisinin potansiyellerinden farklı olan ara metalik parçacıkların mevcudiyetinden kaynaklanan yüksek korozyona karşı duyarlılığı ile

sınırlıdır [27-28]. Alüminyumun saflık derecesi azaldıkça korozyon mukavemeti düşer. Yabancı elemanlar, korozyon mukavemetini azaltmaktadır.

Metal matrisli kompozit malzemeler içerisinde bakır ve alaşımlarının kullanımı özellikle elektronik sistemlerde uygulama alanı bulmuştur. Genellikle bakır matris içerisine grafit partiküller ilave edilerek, düşük termal genleşme katsayısına sahip, iyi iletken malzemeler elde edilebilir. Katı yağlayıcı olarak grafitin kullanıldığı metal matrisli kompozit malzemelerin, yatak malzemesi olarak kullanımı kurşun kullanımından kaynaklanan zehirleyici etkiyi ortadan kaldırır [29].

#### **1.4.2. Metal Matrisli Kompozitlerde Kullanılan Metal Takviye Malzemeleri**

MMK malzemelerin üretiminde, temin edilebilmelerindeki kolaylık, matris malzemesi ile uyumluluk, elastiklik modülü, çekme dayanımı, yoğunluk, ergime sıcaklığı, ısıl kararlılık, ısıl genleşme katsayısı, boyut ve şekil, kimyasal bileşim, kristal yapı gibi özellikler göz önünde tutularak seçim yapılmalıdır [30]. Birçok endüstriyel alanda metal alaşımları, kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak kullanılmaktadır. Metal-metal kompozitler bu alanlarda seramik takviyeli kompozitlerin yerini almak için oldukça güçlü bir adaydır. Matris malzemesi olarak kullanılan metallerin, takviye elemanı olarak kullanılan metallere göre ergime sıcaklığının düşük olması durumunda metal-metal kompozitlerin üretiminde çeşitliliği artırmıştır. Bu özellikler göz önüne alındığında Cu, Mg, Ti, Ni ve paslanmaz çelikler olmak üzere beş ana grupta incelenebilecek takviye malzemeleri kullanılmaktadır.

##### **1.4.2.1. Bakır (Cu)**

Endüstriyel bir malzeme olarak bakır, plastik şekil verme yeteneğinin yüksekliği yanında elektrik ve ısıl iletkenliğinin yüksekliği ile metallerin bu özelliklerini iyileştirmek için takviye malzemesi olarak kullanılabilir. Fakat dünyadaki zengin bakır yataklarının artık iyice azalması, maliyet faktörlerinin etkinliğini artırmıştır. Fiyat – avantaj dengesi, bakır ve alaşımlarının kullanımını sınırlamaktadır [31].

#### **1.4.2.2. Magnezyum (Mg)**

Magnezyum alaşımları hafif alaşım olarak rakibi olan alüminyum alaşımlarına kıyasla, hafiflikleri, yüksek özgül dayanım ve rijitlikleri, iyi sönümlenme, dökülebilme ve işlenebilme karakteristikleri sayesinde metal-metal kompozitler de bu özelliklerin istendiği yerlerde takviye malzemesi olarak tercih edilebilmektedir. Magnezyum alüminyuma göre daha maliyetli olmasından dolayı magnezyumun kabul görmesi uzun zaman almıştır. Düşen maliyetler neticesinde magnezyum da endüstride kendine yer bulmaya başlamıştır [32].

#### **1.4.2.3. Titanyum (Ti)**

Yorulmaya ve korozyona karşı oldukça dayanıklı olup çelikten %75 daha hafiftir. Deniz suyu, kostik soda, nitrik asit, sülfür dioksit, asetik asit, kromik asit, kalsiyum klor ve amonyum klorid, vs. diğer asitler titanyuma korozyonik bir etki de bulunamaz. Titanyum antitoksin özelliklidir, hiçbir mikroorganizma ile iletişime geçmez, reaksiyona girmez. Bu nedenle vücudumuzun içinde veya dışında geniş tıbbi uygulama alanı bulur. Malzemelerin yukarıda verilen özelliklerinin iyileştirilmesi gereken yerlerde titanyum takviye malzemesi olarak tercih edilebilmektedir [33].

#### **1.4.2.4. Nikel (Ni)**

Bu elementin en fazla takviye malzemesi olarak kullanıldığı alan paslanmaz çelik üretimi olarak bilinir. Çünkü nikel, paslanmaz yapıdaki çeliğin paslanmama özelliğini verir ve ayrıca dövülebilirlik oranını da artırır. Yani paslanmaz çelik, nikel olmadan üretilemez. Bu yüzden paslanmaz çeliğin kullanıldığı tüm alanlar, nikelin de kullanım alanlarıdır [34].

#### **1.4.2.5. Paslanmaz Çelikler**

Paslanmaz çelikler standart atmosfer koşullarında pas oluşumunu önlemek için minimum %11 krom içeren demir bazlı alaşımlardır. Oksijen varlığında kendisini sürekli

olarak iyileştiren krom bakımından zengin oksit yüzey tabakasının oluşumu nedeniyle paslanmaz özellik sergilerler. Nikel, molibden, bakır, titanyum, alüminyum, silikon, niyobyum, nitrojen, kükürt, selenyum ve karbon gibi diğer elementler de belirli özellikleri geliştirmek için yapılarında bulunabilirler [35-36-37]. Yapısında sahip olduğu bu elementlerinden dolayı malzemelerin korozyon dayanımı, aşınma dayanımı, sertlik gibi özelliklerinin yükseltilmesinin bir gereklilik arz ettiği durumlarda takviye elemanı olarak kullanılabilir.

Paslanmaz çelikler için tanımlamaya gelince, Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI), Birleşik Numaralandırma sistemini veya alaşımın adını kullanır. AISI sınıflamasına göre, 200 ve 300 serisi genellikle östenitik paslanmaz çelik kaliteleridir, 400 seri ise ferritik veya martenzitli olabilir. UNS sistemi, paslanmaz çeliklerin sembollerine 2 rakam ve 1 harf "S" katıyor ve böylece daha fazla (ve yeni geliştirilen) paslanmaz çelikleri de algılıyor. UNS adının çoğu, ilk üç basamağında bir AISI numarasına karşılık gelir. UNS sayısının son iki hanesi sıfırdan farklıysa, sayı temel AISI notundan başka bir notu temsil eder. Örneğin, AISI 316 paslanmaz çelik, UNS'de S31600 olarak temsil edilir. Daha yüksek nikeli ihtiva eden paslanmaz çelikler için, %25 ila %35 aralığında, UNS ismi "N" harfini ve ardından beş basamaklı bir sayı kullanır. Örnek olarak N08020 (20Cb3), N08024 (20Mo-4) ve N08367 (AL-6XN) verilebilir. Daha önce sözü edilen kaliteler UNS'ye göre nikel bazlı alaşımlara ait olsa da, bu örnekler paslanmaz çeliklerin "süper östenitik" kategorisini oluşturmaktadır [36-37].

Takviye elemanı olarak seçilen paslanmaz çelikler endüstride sık kullanılan malzemeler olduğundan mevcut atık miktarları da yüksektir. Bu sayede bu malzemelerin geri dönüştürülebilirliğiyle birlikte enerjiden tasarruf da sağlanabilir.

#### **1.4.2.5.1. Östenitik Paslanmaz Çelik**

Östenitik paslanmaz çelikler paslanmaz çelikler arasında en büyük gruptur. Tavlanmış durumda manyetik olmayan özellikler gösterirler ve sadece soğuk hadde ile sertleştirilebilirler. Genel olarak, atmosferde büyük sıfırtı özelliklere ve iyi yüksek sıcaklık mukavemetine ve oksidasyon direncine sahiptirler. Kimyasal bileşimlerine gelince, genellikle % 16 ila 26 aralığında krom, % 35'e kadar nikel ve % 15'e varan manganez içerirler. Molibden, bakır, silikon, alüminyum, titanyum, niyobyum, vanadyum

nitrojen vb. Gibi diğer unsurlar, çeşitli özelliklerin elde edilmesi için yapılarında mevcut olabilir [36].

Östenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri alaşım elementlerine bağlıdır. Tavlanmış durumda 300 serisi çeliklerin verim mukavemeti, çekme mukavemeti ve uzamaları sırasıyla 205- 275 MPa, 520 ila 760 MPa ve % 40 ila 60 aralığındadır. 200 seri 300 seriden daha iyi mekanik özelliklere sahiptir. Akma dayanımları 345 ile 480 MPa arasında değişir ve 200 serisi alaşımların soğuk işlenmiş formları 1200 MPa'ya kadar veya daha yüksek bir gerilme mukavemetine sahip olabilir [38].

Tüm östenitik paslanmaz çelikler, standart atmosferik koşullarda, sulu ortamların çoğunda ve nitrik asit gibi oksitleyici asitlerde iyi korozyon direncine sahiptir. Özel uygulamalar için korozyon direncini arttırmak için paslanmaz çeliklere çeşitli bileşim modifikasyonları uygulanmaktadır, örneğin, mukavemeti arttırmak ve krom karbür çökeltme oranını azaltmak ve duyarlılığı önlemek için azot eklenmektedir [38].

## **1.5. Metal-Metal Kompozitlerin Üretim Yöntemleri**

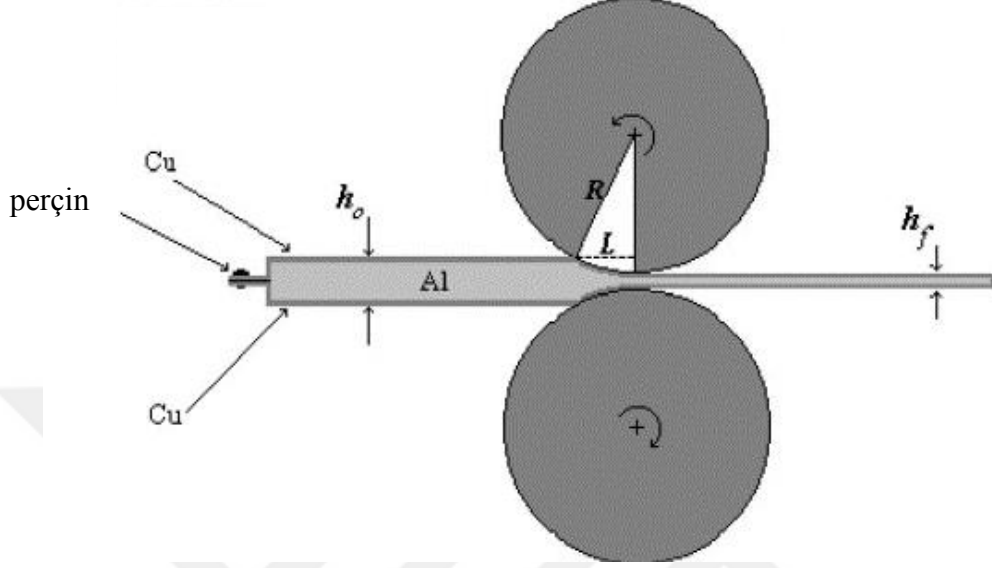
### **1.5.1. Soğuk Hadde Kaynağı**

Soğuk hadde kaynak işlemleri, Cu takviyeli Al matrisli kompozitlerin yapımında kullanılmaktadır (Şekil 1.9.), oda sıcaklığında [39-40-41] gerçekleştirilmekte ve ara yüzde katılaşmamış ve dökme yapı olmadığına dair kanıtlar, sıvı veya erimiş fazın oluşmadığını ortaya koymakta ve dolayısıyla katı hal, doğrudan bir bağın oluştuğunu göstermektedir [42-43]. Arayüz bölgesinde uygulanan dış basınç, mekanik işlem ve plastik deformasyon soğuk rulo kaynağı için aktivasyon enerjisini sağlamaktadır [39-41]. Al'ın Cu'ya soğuk haddelenme yöntemi ile kaynaklanması için bildirilen ana adımlar aşağıdaki gibidir : [39-40-43-44]

- 1-Yüzey kirliliğini gidermek için Al ve Cu'nun yüzey işlemi uygulanır.
- 2-Alüminyum ve bakır şeritleri bir araya getirilip ve sabitlenir.
- 3- Cu ve Al arasında metalik bir süreklilik üretmek için Cu ve Al'nin soğuk haddelenmesi yapılır (Şekil 1.9.).

Al'ın Cu'ya hadde kaynağı yapılabilmesi için 1000 ila 3400 MPa arasındaki bir rulo basıncı ve yüzde 40 ila 80 arasında bir eşik azaltımı bildirilmiştir [39-40-43-44-45]. Bu eşik azaltma, yüzey işleme ve rulo çapına, rijitliğine ve yüzey pürüzlülüğüne,

haddeleme öncesi her tabakanın ön kalınlığına ve deformasyon bölgesinin geometrisi gibi yuvarlanma parametrelerinin büyüklüğüne bağlıdır.

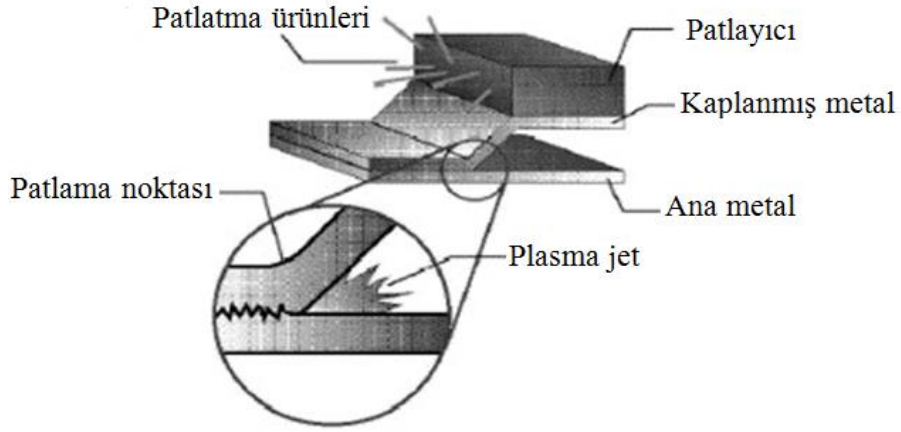


Şekil 1.9. Al / Cu paketinin soğuk hadde kaynağı [46].

### 1.5.2. Patlamalı Kaynak

Patlayıcı kaynak, patlamadan gelen yüksek basınçla iki veya daha fazla plakayı birbirine kaynaştıran bir kaynak yöntemidir. Patlayıcı bağlantı olarak da bilinen patlayıcı kaynak, iki metalik plaka arasındaki eğimli bir çarpmanın sonucu olarak ortaya çıkar. Patlama esnasında ısınmasına rağmen, zaman kaybı nedeniyle bir plakadan diğerine ısı transferi gözlenmez [47-48].

Patlayıcı kaynakta termal etki olmadığından lehimleme, sıcak haddeleme veya erimiş kaynak gibi diğer kaynak yöntemlerinin özelliklerini göstermez. Bu kaynak yönteminde HAZ (ısıdan etkilenen bölge) yoktur, bu nedenle çok ince plakalar bu yöntem ile kaynak yapılabilir [49-50]. Patlayıcı kaynakların şematik bir gösterimi (Şekil 1.10.)'da verilmektedir. Patlayıcı kaynak yöntemi, benzer ve farklı plakaları birbirine bağlamak ve aynı zamanda fiber takviyeli kompozit malzemeler üretmek için kullanılabilir [51-52].



Şekil 1.10. Patlayıcı kaynakların şematik görünüşü [53].

Eğimli çöküntü, ince tabakayı, birleştirme pleytleri yüzeylerinden bir metal jet olarak çıkarır. Çıkarılan tabakanın kalınlığı genellikle 0.05 mm'den azdır. Tabakayı bir metal jet olarak çıkararak, yapıştırma plakalarının yüzeyleri temizlenir [54-55].

Temizlenen metal yüzeyler patlama nedeniyle yüksek basınç altında preslenir. İki maddenin atomlarını kapattığında sonuç olarak toplam enerji azalır ve çekme veya birleştirme kuvveti oluşur. Sonuç olarak, iki maddenin atom seviyesinde yapışması yapılır [56-57].

Diğer geleneksel kaynak yöntemleriyle kaynak yapılması mümkün olmayan alüminyum ve bakır levhalar, bu yöntemle kaynak yapılabilmektedir.

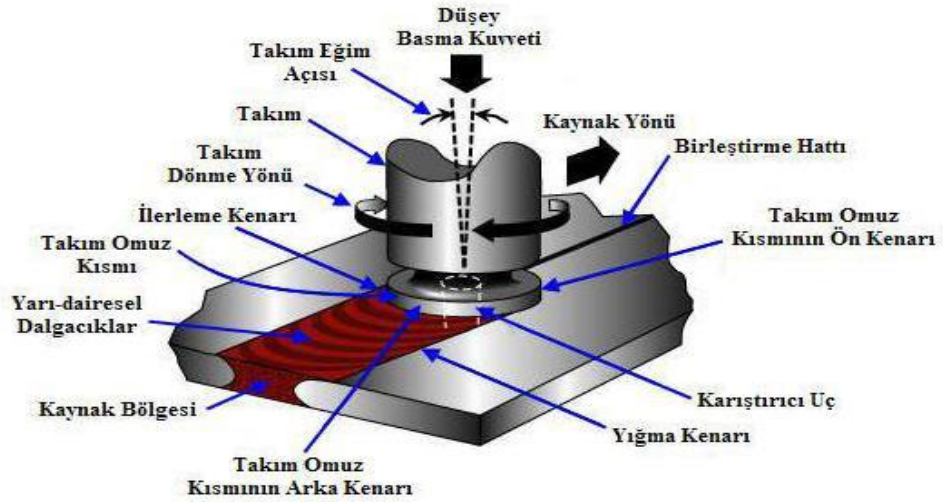
### 1.5.3. Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Yüksek alaşımlı 2XXX ve 7XXX serisi gibi havacılık alaşımlı alüminyum alaşımlarında yüksek mukavemetli, yorulmaya ve kırılmaya dirençli kaynak yapma zorluğu uzun zamandan beri havacılık yapılarına katılmak için kaynak kullanımını engelledi. Bu alüminyum alaşımları, füzyon zonundaki zayıf katılaşma mikroyapı ve gözenekliliğinden dolayı genellikle kaynak yapılabilir olmayan olarak sınıflandırılır. Ayrıca, taban malzemesine kıyasla mekanik özellik kaybı çok önemlidir. Bazı alüminyum alaşımları direnç kaynaklı olabilir, ancak yüzey hazırlığı pahalıdır, yüzey oksidi büyük bir sorun teşkil eder.

Sürtünmeli karıştırma kaynağı (FSW), katı hal bağlantı tekniği olarak 1991 yılında İngiltere Kaynaklı Enstitü (TWI) tarafından icat edildi ve başlangıçta alüminyum



alaşımına uygulandı [58-59]. FSW'nun temel kavramı son derece basittir. Özel olarak tasarlanmış pim ve omuza sahip, sarf malzemesi olmayan dönen bir alet, eklem hattı boyunca birleştirilerek ve pim etrafında dönen levhaların veya plakaların bitişik kenarlarına eklenmiştir (Şekil 1.11.). Alet iki ana fonksiyona hizmet eder: (a) iş parçasının ısıtılması ve (b) eklem oluşturmak için malzemenin hareketi. Isıtma, takım ile iş parçası arasındaki sürtünme ve iş parçasının plastik deformasyonu ile gerçekleştirilir. Lokalize ısıtma, pim etrafındaki malzemeyi yumuşatır ve takım döndürme ve çevirme kombinasyonu, malzemenin pimin önünden pimin arka tarafına hareket etmesine yol açar. Bu işlem sonucunda bir katı "katı halde" üretilir. Aletin çeşitli geometrik özellikleri nedeniyle, pim etrafındaki malzeme hareketi oldukça karmaşık olabilir [60]. FSW işlemi sırasında, malzeme yüksek sıcaklıkta yoğun plastik deformasyona uğrar ve ince ve eş eksenli yeniden kristalleşmiş tanelerin üretilmesine neden olur [61-62]. Sürtünmeli karıştırma kaynaklarındaki ince yapı, iyi mekanik özellikler üretir.



Şekil 1.11. Sürtünmeli karıştırma kaynaklı şematik çizim [63].

FSW, son yıllarda metal katılma sürecindeki en önemli gelişme olarak kabul edilir ve enerji verimliliği, çevre dostu olması ve çok yönlülüğü nedeniyle "yeşil" bir teknolojidir. Geleneksel kaynak yöntemlerine kıyasla, FSW çok daha az enerji tüketir. Kaplama gazı kullanılmadığı için bu işlem çevre dostu olur. Birleştirme, dolgu metalinin kullanılmasını içermez ve bu nedenle, füzyon kaynağında bir sorun olan herhangi bir alüminyum alaşımı, bileşimin uyumluluğu için endişe olmadan birleştirilebilir. Arzu

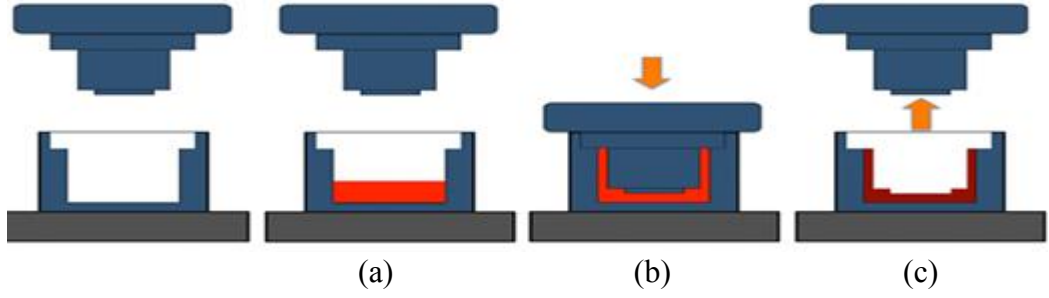
edildiğinde, benzer olmayan alüminyum alaşımları ve kompozitler kolaylıkla birleştirilebilir [64-65]. Geleneksel sürtünme kaynağının aksine, bir eklem oluşturmak için birbirine karşı döndürülebilen ve itilebilen küçük eksenel simetrik parçalar üzerinde [66] sürtünmeli karıştırma kaynağı, dip eklemleri, tur eklemleri, T dip derzleri ve fileto derzleri [67] gibi çeşitli eklemlere uygulanabilir.

#### **1.5.4 Sıkıştırılmalı Döküm**

Sıkıştırılmalı döküm, basınçlı dökümle kapalı kalıpta preslemenin bir bileşimidir. Döküm işlemindeki sıvı metalin kalıbı doldurması ve presleme işlemindeki dikey pres hareketinin bir araya gelmesiyle oluşmuş melez bir yöntem olarak ortaya çıkar (Şekil.1.12.) [68].

Sıkıştırılmalı Dökümün ana prensibini, doğru ölçülmüş hacimdeki sıvı metalin istenilen sıcaklıktaki kalıba konması ve üst kalıbın inerek veya pistonun yukarı çıkarak metalin katılaşması esnasında basınç uygulaması ile oluşturulur. Son yıllarda yöntem iki ana gruba ayrılmıştır, direkt ve dolaylı yöntem. Yöntem basit ve ekonomik bir yöntem olup yüksek üretim oranlarında otomatikleştirilmiş üretim potansiyeline sahiptir. Yüksek boyutsal kararlık ve yüzey düzgünlüğü parçaların talaşlı işleme ihtiyacını en aza indirir. Diğer döküm yöntemlerine nazaran uygulanan yüksek basınçtan dolayı gözenek oranı azaltılmış ve küçük taneli mikroyapıya sahip parçalar üretilebilmektedir.

Sıkıştırılmalı döküm işleminin çeşitli alaşımlarla en kaliteli şekilde gerçekleştirilebilmesi için yöntemdeki değişkenlerin ürün üzerindeki etkilerini tam olarak bilmesi gereklidir. Sıkıştırılmalı döküm işlemine etki eden değişkenler olarak döküm anındaki metal sıcaklığı, sıvı metal kalitesi, kalıp sıcaklığı, basınç uygulanma anına kadar geçen süre, uygulanan basınç ve bekleme zamanı, kalıp malzemesi ve kalıp tasarımı sayılabilir. Sıkıştırılmalı döküm işleminde genellikle yanlış anlaşılan noktalardan biri döküm ve preslenen alaşımlarının ikisinin de işlem için uygun olduğudur. Bu ifade ürün eğer düz bir yüzey veya çubuk şeklinde ise doğrudur. Parçalar karmaşılaşmaya başladığı zaman alaşım seçimi önem kazanır [69-70].



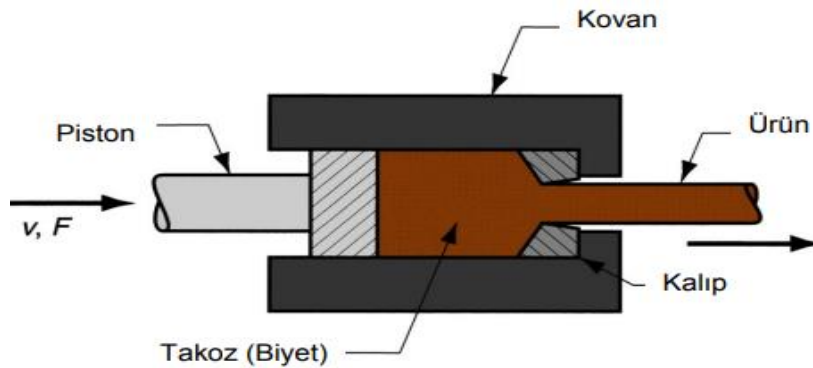
Şekil 1.12. (a): miktarı hassas bir şekilde ölçülmüş eriyik, kalıbın alt boşluğuna dökülür (b): görüldüğü üzere, kalıbın üst kısmı kapanıp, sıvıyı sıkıştırarak katılaştırıyor (c): Son olarak kalıbın üst kısmı tekrar kaldırılıyor ve üretilen parça kalıyor

### 1.5.5. Ekstrüzyon

Basma gerilmeleri ile malzemenin sıkıştırılması ve bir kalıptan o kalıbın şeklini alarak akmaya zorlanması ile gerçekleştirilen şekillendirme işlemidir. Belirli bir kesite sahip malzemenin uzun boylarda üretilmesini sağlar. Başlıca iki türü vardır [71-72].

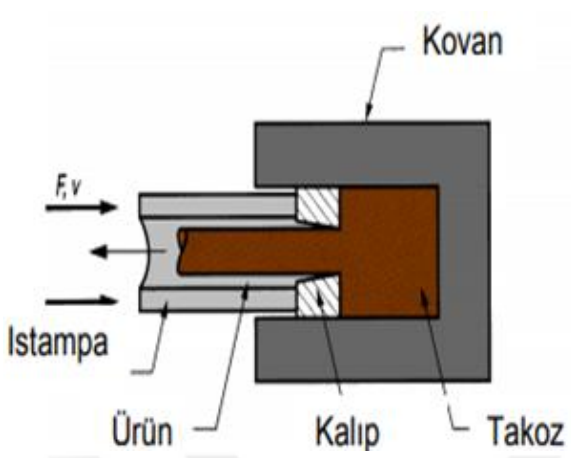
#### 1.5.5.1. Direkt Ekstrüzyon

Ekstrüzyonun ham maddesi olan ve genelde yuvarlak kesite sahip takozlar kovan adı verilen kalın cidarlı bir silindirik kabın içine konur. İşlem ileri ekstrüzyon olarak da anılır. İşlem sıcak veya soğuk koşullarda gerçekleştirilebilir. Mamul kesit özelliklerini kalıp belirler. Direkt ekstrüzyonda ürünün hareket yönü ile pistonun hareket yönü aynıdır (Şekil 1.13.) [71-72].

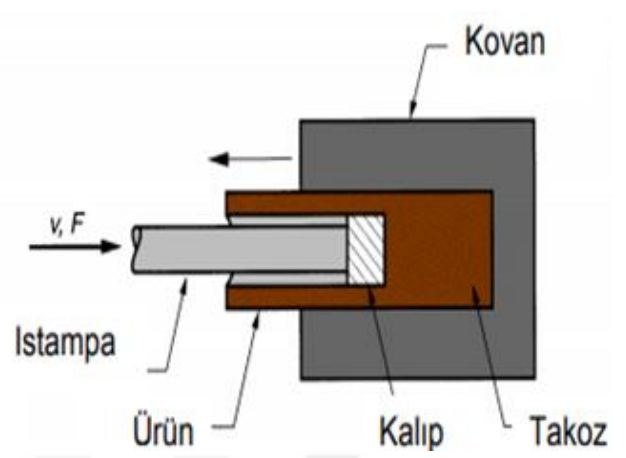


Şekil 1.13. Direkt Ekstrüzyon Yönteminin Şematik Gösterimi [71].

### 1.5.5.2. Endirek Ekstrüzyon



Şekil 1.14. Kalıbın takozla batması [71].



Şekil 1.15. Mandrelin takozla batması [71].

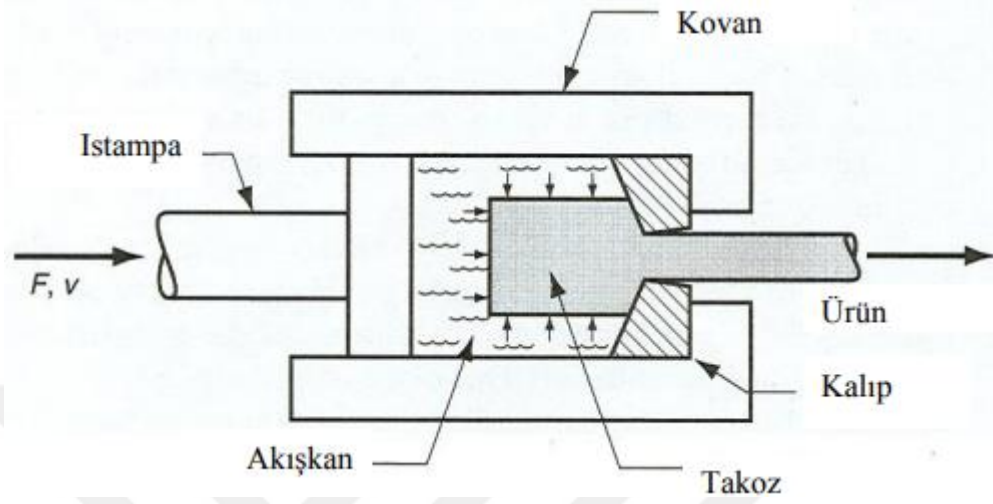
Endirekt ekstrüzyonda kalıp veya mandrel takozla batar (Şekil 1.14.), (Şekil 1.15.), burada takozun kovana göre bir hareketi söz konusu değildir. Bu nedenle gerekli ekstrüzyon kuvveti azalır. Ancak burada ıstampa'nın azalan kesiti dikkate alınmalıdır. Bu işlem sırasında güçlük çıkarmaktadır. Bu işlem aynı zamanda “geri ekstrüzyon” veya “ters ekstrüzyon” olarak da bilinmektedir. Ayrıca ürünün hareket yönü de işlemde zorluk çıkarmaktadır [71-72].

Sıcak ekstrüzyon takozun ve kovanın malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklara ısıtılmasıyla gerçekleştirilir. Bu sıcaklıkta akma dayanımı azaldığı ve şekillendirilebilirliği arttığı için daha kolay (daha az kuvvet ve güç kullanılarak) ve daha çok şekil değişimi (daha büyük kesit değişiklikleri sağlanarak) verilebilmektedir. Soğuk ekstrüzyon genel anlamda sürekli ürün imalatına uygun olmayıp genel olarak tek parça ürünlerin elde edilmesine müsaittir. Bu tür işlemler “darbeli ekstrüzyon” olarak tanımlanmaktadır [71-72].

### 1.5.5.3. Hidrostatik Ekstrüzyon

Kalıp/kovan sürtünme etkisinden kurtulmanın en iyi yolu “hidrostatik ekstrüzyon” yöntemidir (Şekil 1.16.). Burada sıvı kovan ile takoz arasında yer alır ve sürtünme etkisini ortadan kaldırır. Bu işlemi yüksek sıcaklıklarda yapmak mümkün olmadığından yüksek

kuvvetler gerekir ayrıca şekil verme miktarı da daha sınırlıdır. Ayrıca sızdırmazlığın sağlanması da işlemi zorlaştırmaktadır [71-72].



Şekil 1.16. Hidrostatik Ekstrüzyon Yönteminin Şematik Gösterimi [72].

### 1.5.6. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi (PM), toz formundaki metallerin üretimini ve sinterleme olarak bilinen süreçte, malzemelerin, yararlı nesnelere tozlarından imal edilmesini kapsar. Birçok durumda mühendislik malzemeleri; sinterlenmiş parçalar, sinterlenmiş bileşenler veya toz metalurjisi parçaları gibi ayırım gözetmeksizin atıfta bulunulan işlemlerle doğrudan üretilir (Şekil 1.17.). Bununla birlikte, preslenmiş ürünler de tozdan üretilebilmekte ve son zamanlarda büyük endüstriyel potansiyelin bilimsel olarak heyecan verici birçok gelişmesi gerçekleşmiştir. Toz metalurjisi prosesi, tozun, normal olarak bir kaptaki sıkıştırılmasını, güvenli bir şekilde ele alınmasını sağlamak için yeterli bir kohezyona sahip olan bir kompakt oluşturmak ve daha sonra, genel olarak koruyucu bir ortamda, ana bileşenin erime noktasının altındaki bir sıcaklığa kadar olan bir ısıya ısıtmaktan oluşur. Bu işlemde bireysel parçacıklar birbirine kaynaklanır ve amaçlanan kullanım için malzeme üzerinde yeterli mukavemet sağlar. Sinterleme olarak adlandırılan bu, ısıtma adımıdır [73].



Şekil 1.17. Toz Metalurjisi Parçalarına Örnekler

### 1.5.6.1. Toz Üretimi

Tüm toz metalurjisi yöntemleri hangi tip parça üretilecek olursa olsun ham madde olarak toz formunda malzemeden başlamaktadır. Toz ince olarak parçalanmış katılardır. Bu boyut genel olarak 1 mm'den daha küçük boyutludur. Toz halinde metallerin üretilebileceği birçok yol vardır. Katı metalin parçalanması, tuz çözeltisinden çökeltme, kimyasal bileşiklerin termal ayrışması, katı halde bir bileşiğin-genellikle oksitin indirgenmesi, elektrodepozisyon ve erimiş metalin atomizasyonu. Temelde her türlü malzeme toz haline getirilebilir. Bazı toz üretim yöntemleri aşağıda verilmiştir [73].

#### 1.5.6.1.1. Katı Hal İndirgeme

Bu, demir tozu üretimi için en çok kullanılan yöntemdir. Seçilen cevher ezilir, karbonla karıştırılır ve daha sonra, metalik olmayan malzemenin ayrılması ve toz üretmek için elenmesi ile muamele edilen bir sünger demirden oluşan bir parça bırakılarak reaksiyonun gerçekleştiği sürekli bir fırından geçirilir. Arıtma işlemi yapılmadığından, tozun saflığı hammaddelerinkine bağlıdır. Düzensiz sünger benzeri parçacıklar yumuşaktır ve kolayca sıkıştırılabilir ve iyi yaş direnç sonuçları verir [73].

Refrakter metaller normal olarak oksitlerin hidrojen indirgenmesi ile yapılır ve aynı işlem bakır için kullanılabilir [73].

Demir oksitin (hadde tufalı) indirgenmesiyle, kok kömürü gibi hidrojen veya karbonlu materyaller kullanılarak toz üreten birkaç fabrika vardır [73].

Benzer bir tema üzerinde bir çeşit olarak, yüksek sıkıştırılabilir demir tozları da granül haline getirilmiş ve toz haline getirilmiş yüksek karbonlu demirlerin karbürlenmesiyle üretilir [73].

#### **1.5.6.1.2. Elektroliz**

Akımın yoğunluğu, sıcaklık ve elektrolitin gücü uygun koşullarda seçildiğinde, süngerimsi veya toz halindeki birçok metal birikebilir. Geniş kapsamlı işlemde yıkama, kurutma, indirgeme, tavlama ve ezme işlemleri gerekli olabilir [73].

Bu yöntem elektriği kullanarak metali çözüp çok ince toz haline getirme işlemidir. Bu yöntemle oldukça saf tozlar elde edilebilir. Sistemde anot, toz elde edilmek istenen malzemeden üretilir. Elektrik malzemeyi anottan katoda taşır ve kolayca yıkanabilen bir film üstüne yapıştırır [74].

Bu şekilde üretilecek ana metal olan bakır, elektroliz ile de krom ve mangan tozları da üretilir. Bununla birlikte, bu durumlarda, yoğun ve normal olarak kırılğan bir (film) oluşur ve toz haline getirilmesi gerekir. Bu filmler temizlenip kurutulularak istenilen toz elde edilmiş olunur [73].

#### **1.5.6.1.3. Atomizasyon**

Bu işlemde erimiş metal küçük damlacıklara ayrılır ve damlalar birbirleriyle veya katı bir yüzeyle temas etmeden önce hızla dondurulur ve toz partiküller oluşur (Şekil 1.18.), (Şekil 1.19.). Başlıca yöntem ince bir erimiş metal akışını, gaz veya sıvı ile yüksek enerji jetlerinin etkisine maruz bırakarak parçalamaktır. Hava, nitrojen ve argon yaygın olarak kullanılan gazlardır ve su en yaygın kullanılan sıvıdır. Çeşitli parametrelerin değiştirilmesiyle (jetlerin tasarımı ve konfigürasyonu, atomize akışkanın basıncı ve hacmi, metal akışının kalınlığı vs.) parçacık büyüklüğü dağılımını geniş bir aralıkta kontrol etmek mümkündür. Parçacık şekli, büyük oranda katılaşıma oranı ile belirlenir ve düşük ısıda bir



gaz kullanıldığında ya da su kullanıldığında parçacık şekli oldukça düzensiz olarak, küresellikten farklılaşır [73].

Kolayca oksitlenebilen metaller (örneğin krom taşıyan alaşımlar), inert gaz, özellikle argon vasıtasıyla atomize edilmektedir [73].

Bunlara ek olarak, önemli bir tanesi olan, erimiş metal damlacıklarının dönen bir kaynaktan boşaltıldığı, santrifüj atomizasyonu olan başka birçok işlem vardır. Temel olarak iki tip santrifüj atomizasyon işlemi vardır: [73].

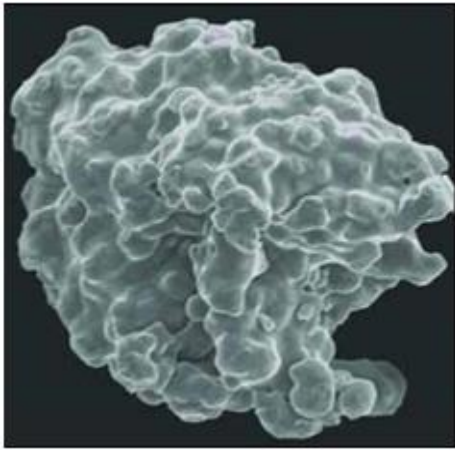
1- Bir kaptaki erimiş metal, erimiş metal damlacıklarını atmak için yeterli bir hızda dikey bir eksen üzerinde döndürülür veya dönen bir disk veya koni üzerine bir metal akışı düşmesine izin verilir [73].

2- Metal bir çubuk yüksek hızda döndürülür ve serbest uç kademeli olarak eritilir (örn. Bir elektron ışını veya plazma ark tarafından). Bu ikinci prosese Dönen Elektrot İşlemi (REP) denir ve çubuk ya yatay ya da dikey ekseninde döndürülebilir [73].

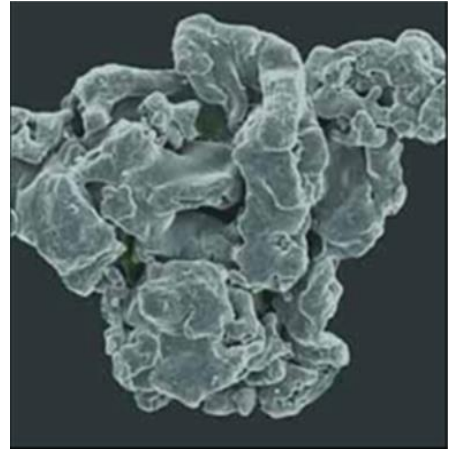
Bu işlemlerin özel bir avantajı, kapalı bir kapta kontrollü bir atmosferde, hatta vakumda gerçekleştirilebilmeleri ve böylece yüksek derecede reaktif metallerin 'temiz' tozlarını üretebilmeleridir [73].

Dönen elektrot prosesi ile, refrakter ile temastan kaçınma, tozdaki metal olmayan inklüzyonların sayısını ve tozdan üretilen bileşenlerin azaltılması için güçlü bir araçtır [73].

Atomizasyon, toz halindeki alaşımların üretimi için özellikle yararlıdır çünkü kurucu metaller, erimiş halde tamamen alaşımlıdır. Böylece her bir toz partikülü aynı kimyasal bileşime sahiptir [73].



Şekil 1.18. Atomize Demir Tozu [73].



Şekil 1.19. Sünger Demir Tozu [73].



### 1.5.6.2. Toz Özellikleri

Sinterlenmiş kısımda elde edilen diğer işlemler ve nihai sonuçlar, tozun özelliklerinden etkilenir: [73].

- parçacık boyutu
- boyut dağılımı
- parçacık şekli
- yapı
- yüzey durumu.

Çok önemli bir parametre, tozun görünen yoğunluğu (AD), yani belirli bir hacmin kütesidir, çünkü bu, preste elde edilen sıkıştırmanın kuvvetini güçlü bir şekilde etkiler. Tozun görünen yoğunluğu parçacık şeklinin ve parçacıkların gözeneklilik derecesinin bir fonksiyonudur. [73].

Toz özelliklerinin seçimi normal olarak uzlaşmaya dayanır, çünkü faktörlerin birçoğu doğrudan birbirine zıttır: [73].

Toz tanesinin düzensizliği ve gözenekli yapısındaki bir artış, yani görünür yoğunlukta azalma, preste meydana gelen artış hacimdeki azalmayı ve dolayısıyla soğuk kaynak derecesini arttırmakta ve bu da, kompakt için daha fazla yaş mukavemet sağlamaktadır [73].

Temas yüzeylerindeki bu artış, daha verimli sinterlemeye de yol açmaktadır [73].

Ek olarak, gerekli yaş yoğunluğu vermek için gerekli hacimde daha büyük bir azalma, daha büyük basınç ve dolayısıyla daha büyük presler ve daha güçlü kalıplar gerektirebilir [73].

Tozun kalıp içinde paketlenmesinin kolaylığı ve verimliliği, büyük bir parçacık büyüklüğü dağılımına büyük ölçüde bağlıdır, böylece büyük parçacıklar arasında oluşturulan boşluklar, daha küçük boyutlu olanlarla kademeli olarak doldurulabilir [73].

İnce parçacık boyutları sinterleme sırasında kolayca kapanabilen daha küçük gözenekler bırakma eğilimindedir [73].

Bununla birlikte, ince parçacık büyüklüğü, Metal Enjeksiyon Kalıplama işleminin önemli bir gereğidir [73].

Tozun saflığı kritik öneme sahiptir. Tolerans gösterebilen kirlilik seviyeleri, büyük ölçüde, söz konusu maddelerin kombinasyonu ve niteliğine bağlıdır [73].

Örneğin, kombine karbonun içindeki demir varlığı, matrisi sertleştirmeye meyillidir, böylece sıkıştırma sırasında arttırılmış basınçlar gereklidir. Bununla birlikte, serbest karbon, genellikle, presleme işlemi sırasında bir yağlayıcı olarak işlev gören bir avantajdır [73].

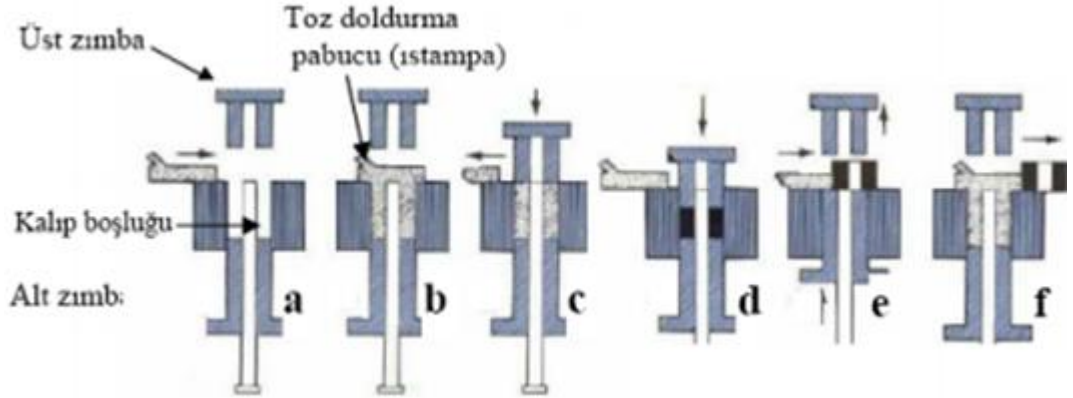
Çoğu metal tozu tanecikleri ince bir oksit filmle kaplanır, ancak bunlar genellikle işlem ile etkileşime girmezler, çünkü bunlar kolayca soğuk-kaynaklı olan temiz ve aktif metal yüzeyler sağlamak için presleme işlemi sırasında kopar. Kontrollü sinterleme atmosferi altında son indirgenmeleri, tam metal bağlanması ve maksimum mukavemet için gereklidir [73].

Kararlı oksit filmler veya  $SiO_2$  ve  $Al_2O_3$  gibi oksit parçacıkları da dahil olmak üzere daha etkilidir, çünkü bunlar genellikle aşındırıcıdır ve daha fazla takım aşınmasına yol açar. Ayrıca, sonraki sinterleme sırasında azaltılamazlar ve bunların mevcudiyeti, özellikle bitmiş parçanın darbe mukavemetini, mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilir. Yüksek bütünlük ve yüksek yoğunluktaki toz parçalarının preslenmesi gerektiğinde bu büyük bir öneme sahiptir [73].

### **1.5.6.3. Tozların Preslenmesi**

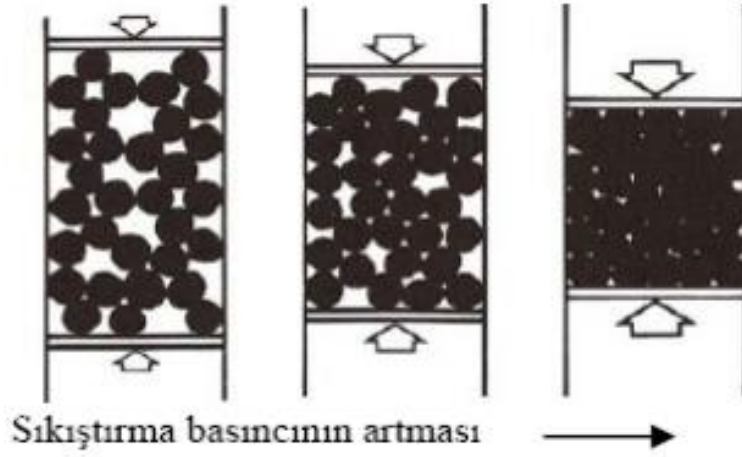
Toz metalurjisindeki en önemli işlem basamaklarından biride sıkıştırma. Metal tozlar, kalıp içerisinde basınç etkisiyle briket haline getirilir. Sıkıştırmanın temel amacı, toz partiküllerinin istenilen şekli alabilmesi için, yapıya kendi ağırlığını taşıyabilecek kadar yoğunluk kazandırılmasıdır. Sıkıştırma, eksenel, izostatik ve hacim deformasyonu olarak üç farklı yöntemde gerçekleştirilir. Eksenel sıkıştırma; tek ve çift taraflı olabileceği gibi soğuk, sıcak ve ılık sıkıştırma şeklinde yapılabilmektedir. İzostatik sıkıştırma soğuk ve sıcak olarak iki şekilde yapılabilir. Hacimsel deformasyon işlemleri ise, toz dövme, toz ekstrüzyonu ve toz haddeleme işlemi şeklinde uygulanmaktadır [75].

Farklı sıkıştırma işlemleri olmasına rağmen aralarında en çok tercih edilen tek eksenli kalıp ile basma işlemidir. Tek eksenli kalıp ile sıkıştırma tekniğiyle sürekli üretim yapılabildiği için endüstri alanlarında bu yöntem yaygın olarak kullanılmakta ve çoğu T/M parçaları bu teknik kullanılarak üretilmektedir [76].



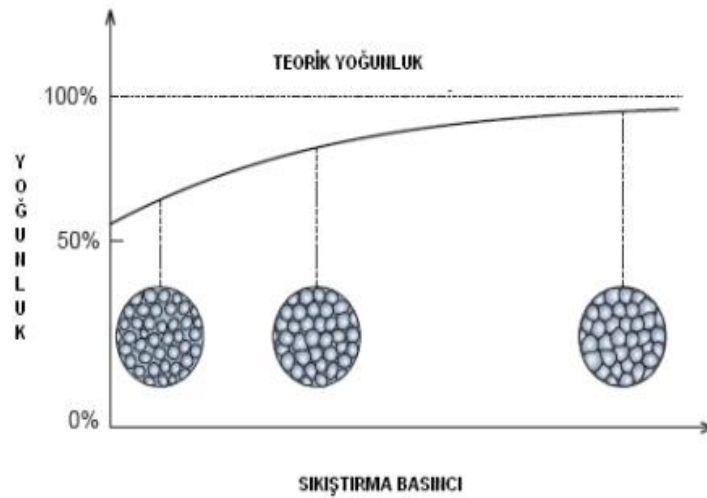
Şekil 1.20. Toz metal parçaların sıkıştırma basamakları [77].

Çift eksenli sıkıştırmada, alt ve üst zımbalar hareketlidir. (Şekil 1.20.a) ilk aşamadır ve imal edilecek parçanın kalıbı daha önceden tasarlanmış olup, bu aşamada kalıp prese montajlanır. (Şekil 1.20.b) ikinci aşamadır, kalıp doldurma pabucu ile toz partikülleri kalıba serbest akış durumunda dökülür. Üçüncü aşamada, kalıp boşluğuna doldurulan toz, sistemin titreşim mekanizmasıyla sıkıştırma öncesi titreşimli yoğunluk kazandırma işlemi yapılarak doldurulan tozun kalıpta düzgün bir şekilde yerleşmesi sağlanır. Bu sırada da, ıstampa ile kalıp yüzeyinde biriken tozlar diğer toz haznesine itilir ve üst zımba sıkıştırmak için dişi kalıp boşluğuna yerleşir (Şekil 1.20.c). Dördüncü aşamada, sıkıştırma işlemi gerçekleştirilir. Bu aşamada, toz taneleri sıkışarak belirli bir değerde yoğunluk ve mukavemet kazanır. Bu sayede toz parçacıkları kalıbın şeklini almış bir parça haline gelir. Beşinci aşamada ise mukavemet ve yoğunluk kazandırılmış ham briket, belli bir sıyırma kuvvetiyle alt zımba tarafından kalıp boşluğundan çıkartılır. Altıncı ve son aşamada (Şekil 1.20.f), kalıp boşluğundan çıkarılan ham briket toz doldurma pabucu tarafından itilir ve ikinci parçanın preslenmesi için toz doldurma işlemi gerçekleştirilir. Şekil 1.20.'da görüldüğü gibi, sıkıştırma işlemi metalürjik açıdan üç aşamada ele alınabilir [76,78].



Şekil 1.21. Metalurjik açıdan sıkıştırma işlemi [76].

İlk aşamada, sıkıştırma basıncının uygulanmasından sonra, toz tanelerinin yer değiştirir (Şekil 1.21.). Bu aşamada, plastik şekil değişimi yoktur, ancak bazı toz tanelerinde kırılma meydana gelebilir. Partikül boyutu, şekli, toz boyut dağılımı ve taneler arası sürtünme tozların sıkıştırılmasında önemli rol oynar. İkinci aşamada elastisite ve plastik deformasyon faktörleri baskındır. Toz partikülleri arasındaki soğuk şekil değişimine bağlı olarak bağlar oluşabilir. Ayrıca, tanelerin arasındaki tane-tane etkileşimleri bu aşamada gerçekleşir. Sıkıştırma basıncının arttığı son evrede, toz tanelerinde kırılma, boşlukların dolması ve toz taneleri arasında soğuk kaynaklanmanın olmasıyla parçaya ham yoğunluk kazandırılır (Şekil 1.22) [79].

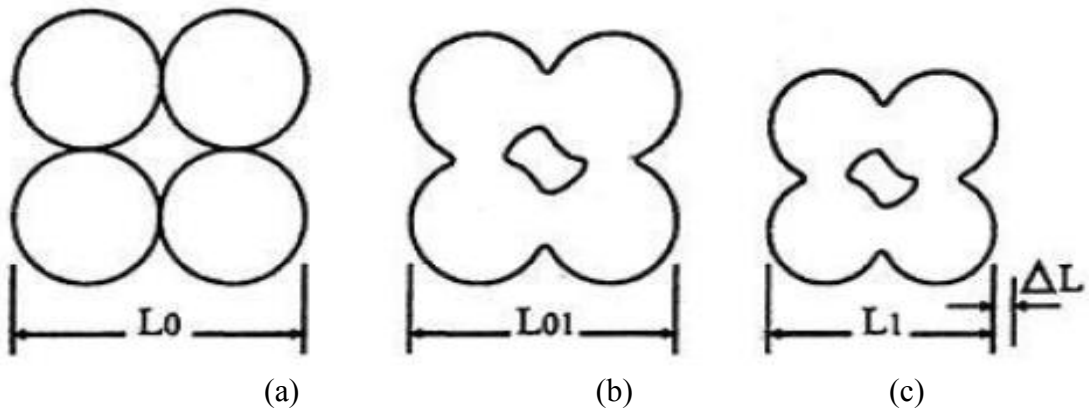


Şekil 1.22. Yoğunluk – Basınç ilişkisi [77].

Şekillendirme ve presleme yöntemine karar verme aşamasında bazı özelliklere dikkat edilir [79]: Kullanılacak tozun tipi (küresel, sünger, pul) ve toz imalat yöntemi, bağlayıcı ve yağlayıcı kullanımı, rijit kalıp kullanımı, üretilecek malzemeden istenilen özellikler.

#### 1.5.6.4. Sinterleme

Sinterleme, preslenmiş malzemelere uygulanan ısı bir işlem olarak tanımlanabilmektedir [80]. Sinterlemenin amacı difüzyon, basınç ve ısının etkisiyle malzemede mevcut olan boşlukların ortadan kaldırılmasıdır. Sinterlenen malzemenin çok iyi özelliklere sahip olabilmesi için, bünyesinde barındırdığı boşlukları minimize etmek gerekir [80]. Sinterlemenin temeli ısı ve kütle taşınım olayına dayanmaktadır. Kütle taşınımını kolaylaştırmak içinde çok yüksek sıcaklıklarda çalışılmalıdır. Yüksek sıcaklıklarda yüzey enerjisinde meydana gelen azalma sinterlemenin oluşması için itici gücü meydana getirir. Bu azalma ile birlikte karşılıklı atomların difüzyon hızı artar, birbirleriyle temas halinde olan tozların arasında boyun bölgesi oluşur ve tozlar bu sayede birbirine nüfuz eder. Sinterleme sırasında oluşan difüzyonun etkisiyle, taneler arasında meydana gelen büzülme ile cismin iç yapısında bulunan boşluklar, (Şekil 1.23.)'de görüldüğü gibi hem küçülür hem de şekil değiştirir [80].

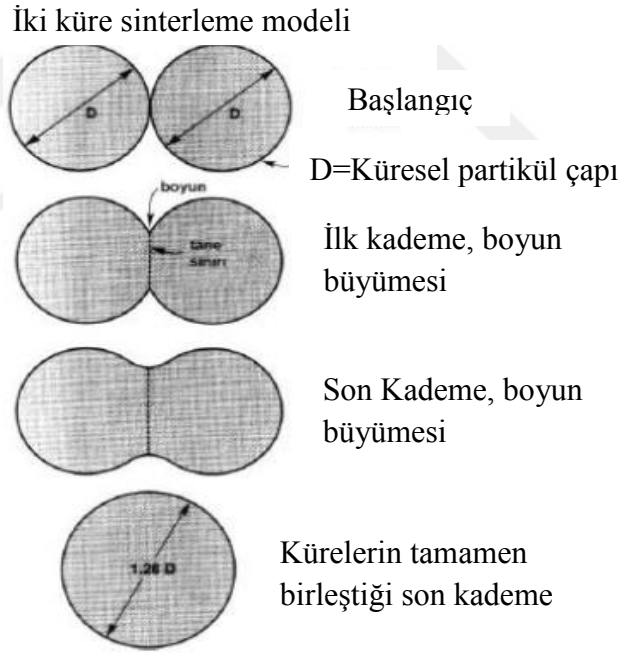


Şekil 1.23. Sinterlemede taneler arasında meydana gelen büzülme [91]. (a): Bosluk morfolojisinin değişmesi, (b): Bosluk boyutlarının değişmesi, (c): Tane boyutlarının büyümesi (Grain Growth) şeklinde özetlenmiştir [80-81].

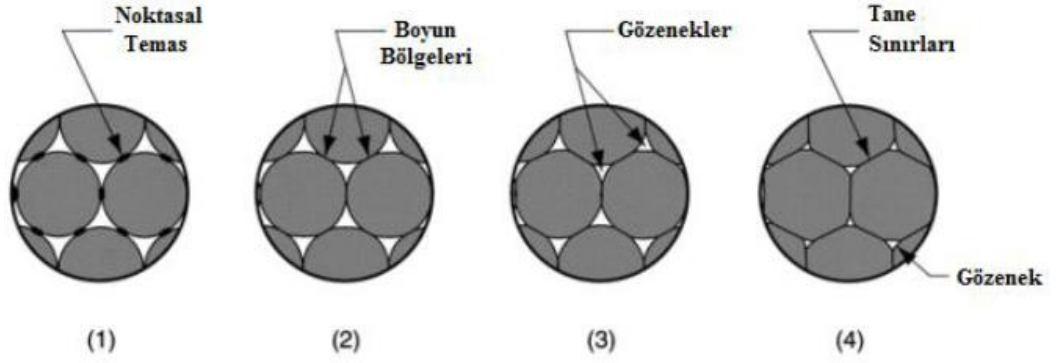
Sinterleme, malzemenin cinsine, numunenin şekline ve büyüklüğüne bağlı olarak değişik yöntemler ile gerçekleştirilebilir. Sinterleme metodları, genel olarak; katı ve sıvı hal sinterlemesi olarak iki grupta toplanmıştır [80-81].

#### 1.5.6.4.1. Katı Hal Sinterlemesi

Katı faz sinterlemesi yayılma esasına dayanmaktadır. Boyun bölgesi ile tozun yüzeyi arasında meydana gelen serbest enerji sonucunda ortaya çıkan güç sayesinde bu proses gerçekleşmektedir. Oluşan difüzyonun etkisiyle toz tanelerinin birbiriyle olan etkileşimi (Şekil 1.24.)'de gösterilmektedir. Tozların birbiriyle difüzyonu sonucu oluşan boyun bölgesine doğru yayılma hızlanmaktadır [82].

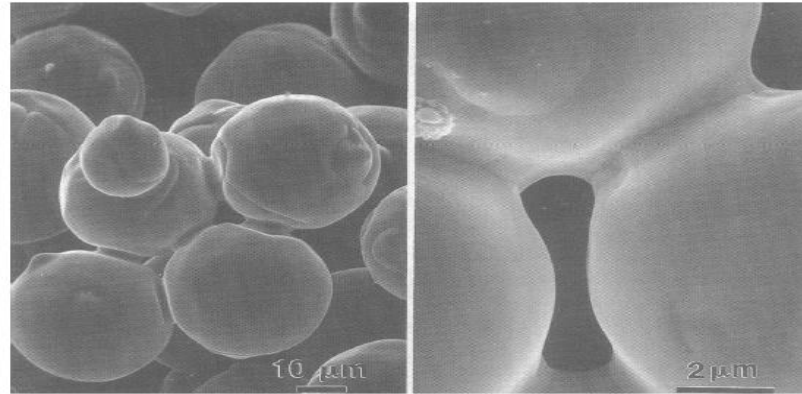


Şekil 1.24. Sinterleme sırasında partiküller arası bağ oluşumunun iki küre modeliyle açıklanması [82].



Şekil 1.25. Mikroskopik ölçekte sinterleme: (1) parçacık bağları, temas noktalarında başlar; (2) temas noktaları “boyun” halinde büyür; (3) parçacıklar arasındaki gözenekler, boyut olarak küçülür; ve (4) boyun oluşan bölgelerde tane sınırları oluşur [83].

Toz taneleri arasında boyun oluşmaya başladıktan sonra yapıda, (Şekil 1.26.)’de görüldüğü gibi bağlardan oluşan bir ağ yapısı oluşur ve parça mukavemet kazanır. Tozların birbirine temas ettiği noktada bir tane sınırı büyür ve daha önceden orada bulunan katı-buhar ara yüzeyinin yerini alır. İki küre teorisine göre uzun süre devam eden sinterleme sonucunda taneler birleşerek çapı orijinal çapın  $2^{1/3}$  katı olan yeni taneler meydana getirir [84-85].



Şekil 1.26. Sinterlemeye bağlı olarak oluşan boyun teşekkülüne ait SEM fotoğrafı [82].

Sinterlemeyi açıklamak için çeşitli kütle taşınım mekanizmaları ortaya konmuştur. Bu taşınım mekanizmaları kütle hareketinin izlediği yolu gösterir. Katı hal sinterlemesinin izlediği yol; yüzey difüzyonu, hacim difüzyonu, tane sınırı difüzyonu, viskoz akış, plastik

akış şeklinde olabilir. Sinterleme sırasında bu yollardan herhangi biri kütle taşınımı ile karşılaşılırsa bazı geometrik kademeler oluşur. Dik kademe; partiküllerin birbirleriyle temas etmesi sonucunda temas noktalarında meydana gelir ve bu kademede oluşan kohesif bağlar zayıftır. Partiküller arası boyunun ani büyümesi sinterlemenin ilk kademesi olarak ortaya çıkar ve oluşan boyunun hacmi küçüktür. Sinterlemenin bir sonraki aşamasında gözenek yapısı daha düzgün bir biçim kazanır. Yüzey alanında oluşan azalma sinterleşmeye neden olur. Sinterlemenin ara kademesinin sonlarına doğru tane büyümesi meydana gelir ve bundan dolayı tane sayısı az fakat tane boyutu büyük yapılar oluşur [84-85].

Katı hal sinterlemesinin sonlarına doğru açık olan gözenekli yapı yerini kapalı gözeneklere bırakır. Bu kapalı gözeneklerin içerisinde kalan gazlar en yüksek yoğunluğa ulaşmayı engelleyeceğinden buna bağlı olarak sinterleme işlemi vakum ortamında yapılırsa gözeneklerin içerisine hapsolacak hava kalmayacağından yüksek yoğunluk değerlerine ulaşılabilir [82].

#### **1.5.6.4.2. Sıvı Faz Sinterlemesi**

Paketlenmiş parçacıklar, erime sıcaklığının altında ısıtılarak sinterleme ile birleştirilir. Difüzyon, daha yüksek sıcaklıklarda hızlandıkça, sinterleme, temas eden parçacıklar arasındaki bağlanma ile kendini gösterir. Sinterleme belirli bir sıcaklıkta gerçekleşir, fakat sıcaklık parçacıkların erime sıcaklıklarına yaklaştıkça hızlanır. Partikül boyutu azaldıkça daha hızlı gerçekleşir, çünkü partiküller arasındaki difüzyon mesafeleri daha kısadır. Katı hal sinterlemesi için, sinterlemenin erime sıcaklığına göre düşünülmesi uygundur [86].

Yaygın olarak uygulanan bir varyant, sinterleme döngüsü sırasında bir sıvı oluşturmaya dayanır. Sıvı faz sinterleme (LPS), çeşitli sıcaklıklarda eriyen alaşımlara ve kompozitlere uygulanır. Bu gibi durumlarda, katı taneler sıvı içinde çözünür. Bu çözünürlük, sıvının katıyı ıslatmasına neden olarak, taneleri bir araya getiren bir kılcal kuvvet sağlar. Aynı zamanda, yüksek sıcaklık katıyı yumuşatır, buna ek olarak yoğunlaşmaya yardımcı olur. Yüksek difüzyon hızları, hızlı sinterleme veya daha düşük sinterleme sıcaklıkları veren sıvılar ile ilişkilidir. Son ürün, özelleştirilmiş özelliklere sahip bir kompozit olduğu için, LPS baskın ticari sinterleme işlemidir [86].

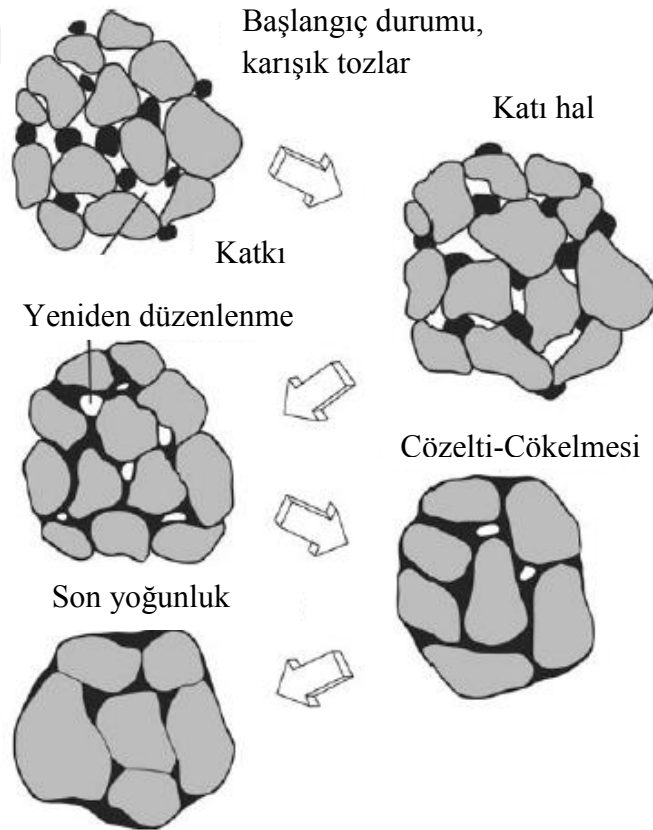
iki karma tozun sıvı faz sinterlenmesi durumunda (Şekil 1.27.)'de çizildiği gibi gerçekleşen olayların kavramsal bir görünümü ortaya çıkar. Katı taneler, ısıtma sırasında



katı hal sinterlemeye tabi tutulur. Katı-sıvı çözünürlük ilişkilerine bağlı olarak, farklı mikroyapı gelişim yolları mümkündür. Ortak durum, sıvının katıyı ıslatmasıdır. Bu durumda, yeni oluşan sıvı katı tanecikler arasına nüfuz eder, sinter bağlarını çözer ve tanelerin yeniden düzenlenmesini başlatır. Ayrıca, sıvı içindeki katı çözünürlük nedeniyle, sıvı tane kalınlaştırmasından ve yoğunlaştırılmasından sorumlu taşıma oranlarını artırır. Gözeneklerle ilişkili yüzey enerjisi yok olmalarına neden olurken, ilerleyici mikroyapı kalınlaşarak sertliği artırır [86].

LPS olayları, diğer üretim çeşitleri kullanılarak üretilmeyen sert malzemeleri yoğunlaştırmak için idealdir [86].

Karışık tozların yanı sıra, LPS yarı katı bir yapı oluşturmak üzere kısmen eriyen alaşım tozları kullanılmasını mümkün kılar. Bu yaklaşım, takım çelikleri için kullanılır. Bununla birlikte, yaygın LPS formu, sinterleme sıcaklığında katı maddenin sıvı içinde çözünebildiği kalıcı LPS'dir. Son olarak soğutma sırasında sıvı, uyarlanmış özelliklere sahip bir kompozit mikroyapı üretmek üzere katılaştır [86].



Şekil 1.27. Sıvı faz sinterlemesi mikroyapının bir şeması [86].

LPS sırasında, karışık tozlar ve parçacıklar arasındaki gözeneklerden başlayarak değişir. Partikülleri sinterleme işlemi ısıtırken, ancak bir eriyik oluştuğunda ve katı taneler yayıldığında yeniden düzenler. Sıvıdaki difüzyon, gözeneklerin giderilmesini kolaylaştıran tane şekli değişikliklerini hızlandırdığı için gözenek imhası vardır [86].

#### **1.5.6.5. Toz Metalurjisi Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları**

Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen parçaların sıvı faz üretim yöntemleriyle üretilmiş parçalardan daha iyi özelliklere sahip olduğu genel olarak bilinmektedir. Parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretiminde bu yöntemin tercih edilmesinin nedenleri şu şekildedir; [87]

1)Toz metalurjisi (TM) ile üretilen metal matrisli kompozitlerin üretimi düşük sıcaklıklarda yapılmaktadır. Bu sayede matris ve takviye elemanı arasında daha az etkileşim olmaktadır. Bu da istenmeyen arayüzey reaksiyonlarını en aza indirger [87].

2)TM yöntemi ile takviye elemanının matris içinde homojen dağılımı sağlanabilmektedir [87].

3)Yüksek takviye hacim oranının elde edilmesi mümkün olduğundan yüksek elastisite modülüne ve düşük termal genleşme katsayısına sahip kompozitler üretilmektedir [87].

Bu yöntemin avantajlarının olmasına karşın bazı dezavantajları da bulunmaktadır;

1)Toz karıştırma işlemi sırasında, takviye elemanı olarak kısa fiberlerin kullanıldığı durumlarda bunlar kırılabilmektedir [87].

2)Büyük parçalar için çok yüksek basınç gerektirmesi maliyeti arttırır. Sıcak presleme sonrası genelde parçaya son şeklini vermek için ekstrüzyon, haddeleme veya dövme gibi ikincil işlem yapmak gereklidir. Bunlara ek olarak, toz kullanımı temizlik gerektirir. Aksi halde yabancı maddeler, artıklar vb. malzeme içine nüfuz ederek mekanik özellikler üzerine olumsuz etki yapabilmektedir [87].

## 1.6. Mekanik Alaşımrama

Mekanik alaşımrama (MA), harmanlanmış elemental toz karışımlarından başlayarak homojen materyallerin üretimine izin veren bir toz işleme tekniğidir. John Benjamin ve meslektaşı Paul D. Uluslararası Nikel Şirketi'nin (INCO) Merica Araştırma Laboratuvarı, 1966 yılında süreci geliştirdi. Bu teknik, yüksek sıcaklıkta oksit dispersiyonu mukavemetini ve gamma-birincil çökeltisinin orta-sıcaklık mukavemetini geliştirmesi beklenen, gaz türbini uygulamaları için bir nikelbaz süperalojisi üretmek için yapılan uzun bir araştırmanın sonucuydu. Uygun korozyon ve oksidasyon direnci de uygun alaşım katkılarıyla dahil edilmiştir. Benjamin [88-89] sürecin tarihsel kökenlerini ve bu sürecin gelişmesine yol açan arka plan çalışmasını özetlemiştir.

1960'ların başlarında INCO, nikel kaplı grafit partiküllerini argon serpmeye ile erimiş bir alüminyum banyosuna enjekte ederek grafit alüminyum alaşımları üretmek için bir işlem geliştirdi. Nikel bazlı alaşımların, nikel kaplı, ince refrakter oksit partiküllerinin dispersiyonu ile aşılması için aynı tekniğin bir modifikasyonu denenmiştir. Nikel kaplamanın amacı, normal olarak sarılmamış oksit parçacıklarının nikel-krom alaşımı ile ıslatılabilmesini sağlamaktır. İlk deneylerde metal kaplı zirkonyum oksit kullanılmış ve bu istenen sonucu vermemiştir. Kapsamlı bir analiz, deneyin başarısız olmasının sebebinin, tedarikçinin nikel kaplı zirkonyadan ziyade zirkonya kaplı nikel olan toz tedarik etmesi olduğunu ortaya çıkarmıştır. Alüminyumun nikel ile reaksiyonu güçlü bir ekzotermik reaksiyon oluşturduğundan, oluşan ısı grafitin yüzeyini temizler ve yüzey enerjisini düşürür. Bu temelde, refrakter oksitin alüminyum ile kaplanmasının ekzotermik reaksiyonu üretmek için ideal olacağı varsayılmıştır. Bu da başarılı olmamıştır. Diğer bazı girişimler de arzu edilen sonucu vermeyi başaramadığından, tungsten karbür gibi sert fazları kobalt veya nikel gibi yumuşak bir fazla kaplamak için daha önce kullanılmış olan bilyalı öğütme işlemine dikkat çekildi. Metal toz partiküllerinin, ağır plastik deformasyona maruz bırakılarak kırılabilmesi de bilinmektedir. Soğuk kaynakların önlenmesiyle daha ince parçacıklar elde etmek için özel kimyasallar kullanılabilir, bu da bazı aşamalarda soğuk kaynağın kırılma kadar hızlı olabileceğini düşündürmektedir. Elementin reaktivitesi de dikkate alınmalıdır. Tüm bu faktörleri dikkate alarak, Benjamin kompozit toz partikülleri üretmeye karar verdi: Soğuk kaynak için gerekli plastik deformasyonu desteklemek ve işlem sürelerini azaltmak için yüksek bir enerji değirmeni kullandı, ince piroforik toz üretti ve tozları kirletecek yüzey aktif maddelerin kullanımını ortadan kaldırdı ve normalde

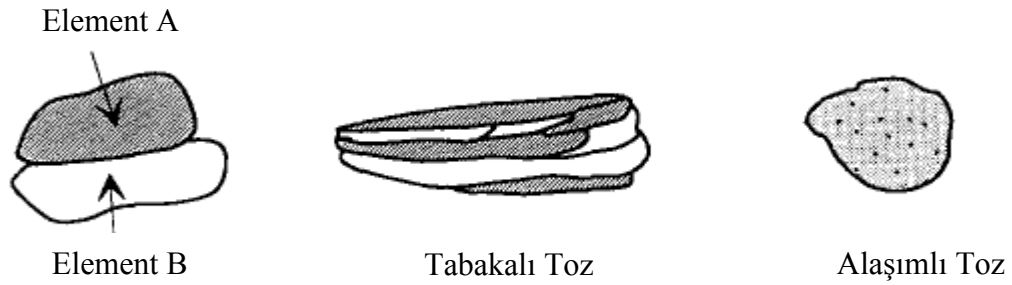
üretileen çok ince tozlara sahip, ancak nispeten kaba olan ve dolayısıyla stabil bir parçacık boyutuna sahip beraberinde rafine bir iç yapıya sahip olan bir toz elde etmek için kaynak ve kırılma arasında sürekli bir etkileşim sağladı. Bu yöntem yeni kompozit tozların yapılması için olanak sağlamış ve yapılan deneyler sonucunda yeni özelliklere sahip Nİ tozları üretilmiştir. Başarılı deneylerden cesaret alınıp, nikel-krom-alüminyum-titanyum alaşımının üretilmesi gerçekleştirilmiştir. Bu, ilk olarak küçük bir yüksek hızlı çalkalayıcı değirmende ve daha sonra tek-galon karıştırılmalı bilyalı değirmende başarıyla üretildi ve MA'nın ortaya çıkmasıyla endüstriyel bazda oksit dağılımı güçlendirilmiş süper alaşımların (ODS) üretilmesi için bir yöntem olarak günümüze kadar geldi.

Benjamin tarafından geliştirilen bu süreç “öğütme / karıştırma” olarak adlandırıldı, ancak INCO'nun patent avukatı Bay Ewan C. MacQueen, ilk patent başvurusundaki süreci tanımlamak için mekanik alaşımlama terimini belirledi ve bu terim artık literatürde bu şekilde kalmaya başladı.

Mekanik alaşımlama normal olarak kuru, yüksek enerjili bir bilyalı öğütme tekniğidir ve ticari olarak yararlı ve bilimsel olarak ilginç materyaller üretmek için kullanılmıştır. 1981'de Y-Co intermetalik bir bileşiğin mekanik olarak öğütülmesiyle şekilsiz bir fazın oluşumu [90] ve Ni-Nb sisteminde, 1983 yılında harmanlanmış elemental toz karışımlarının bilyeli öğütülmesiyle [91], MA'nın potansiyel bir denge dışı işleme tekniği olduğunun farkına varılmıştır. 1980'lerin ortasından başlayarak, aşırı doymuş katı çözeltiler, kristalin ve yarı kristal ara fazlar ve amorf alaşımlar dahil olmak üzere çeşitli kararlı ve yarı kararlı fazları sentezlemek için bir dizi araştırma yapılmıştır [92-93]. Ek olarak, toz karışımlarının, kimyasal reaksiyonları, yani oda sıcaklığında mekanik olarak reaksiyonları veya en azından saf metaller, nanokompozitler ve çeşitli ticari olarak yararlı materyaller üretmek için normalde gerekenden daha düşük sıcaklıklarda indüklemek üzere, mekanik olarak aktive edilebileceği kabul edilmiştir [94-95]. 1990'ların başından beri MA'yı modelleme çalışmaları ile anlamaya yönelik çabalar da devam etmiştir [96]. Tüm bu özel nitelikler nedeniyle, bu basit ama etkili işleme tekniği metallere, seramiklere, polimerlere ve kompozit malzemelere uygulanmıştır.

### 1.6.1. Mekanik Alaşımlama Prosesi

MA, tozların bir bilyeli değirmen kabına doldurulduğu ve yüksek enerjili hareketli toplar tarafından çarpışılmasının neden olduğu bir işlemdir. İşlem bir attritor, bir SPEX shaker değirmeni, bir gezegen değirmeni veya bir yatay bilyalı değirmen kullanılarak gerçekleştirilebilir. Bununla birlikte, hangi değirmen kullanılırsa kullanılsın ilkeler aynıdır. Tozlar MA sırasında soğuk kaynaklanmış ve kırılmış olduğundan, mekanik olarak alaşımı başarılı bir şekilde elde etmek için soğuk kaynak ile çatlaklaştırma arasında bir denge kurmak çok önemlidir [97]. Soğuk kaynağın kabiliyeti ve tozun kırılması, alaşım sistemine ve kullanılan öğütme koşullarına bağlıdır. Yumuşak malzemeler normal olarak iyi kaynaklanabilirliğe ve yüksek tokluğa sahiptir dolayısıyla kırılması zordur. Gilman [98] ve Zhang'a [99] göre, tozların kaynaklanması işlemi; katmanlı bir yapının oluşmasını, tabakalı yapının deformasyonunu ve alaşımın oluşumunu içerir (Şekil 1.28.).



Şekil 1.28. Mekanik alaşımlama sırasında mikro yapının evrimi [100].

Şekil 1.28. işlemin farklı aşamalarını göstermektedir [97] bu çizimde, MA için temel koşulun, farklı malzemeleri birbirine bağlayan ve dolayısıyla MA'nın daha sonraki aşamasında gerçekleşecek şekilde difüzyon işlemi sağlayan soğuk kaynak olduğu açıkça görülmektedir. Bir ara işlem aşamasında, kaynaklı tozlar tabakalı bir yapı üretmek için plastik olarak deforme edilir. Daha sonra, çözünen elemanların çözünmesi ve toz matris boyunca katı çözelti alanlarının oluşumu, çarpışma, kafes kusurları ve kısa bir yayılma mesafesi nedeniyle hafif bir ısınma ile kolaylaştırılmaktadır. Deformasyon ayrıca yüksek bir kusur yoğunluğu oluşturur, difüzyon mesafesini azaltır ve toz sıcaklığını artırır, bu da difüzyon oranını artırır. Tozlar daha kırılabilir hale getirilir ve soğuk kaynak devam eder, nihayetinde tamamen güçlü alaşımlar elde edilir.

## 1.6.2. Mekanik Alaşımama İşleminin Avantaj ve Dezavantajları

### 1.6.2.1. Mekanik Alaşımamanın Avantajları

İkili, üçlü ve çoklu sistemlere deneysel ve üretim süreçleri açısından, mekanik alaşımlama yöntemi kolaylıkla uygulanabilmektedir. Buna bağlı olarak mekanik alaşımlama yöntemi ticari ve üretim alanında birçok avantajlar getirmektedir [101]. Sağladığı avantajları şöyle sayabiliriz.

- 1) Tamamen homojen bir yapı elde edilerek segregasyon oluşumuna izin verilmez.
- 2) Mekanik alaşımlamada kompozisyon sınırlaması yoktur bu sayede alışagelmemiş alaşımlamalarda malzeme üretilir.
- 3) Tek seferde çok fazla toz üretmek ve tozları alaşımlamak mümkündür.
- 4) Termomekanik işlemler devam ederken tane yapısının kontrol edilmesi değişik özelliklerinin ortaya çıkmasını sağlayabilir.
- 5) Sıvı fazda birbiri içerisinde (Cu-Pb) ya da katı fazda (Fe-Cu) gibi çözünmeyen elementlerin alaşımlandırılması,
- 6) Normal ergitme teknikleriyle elde edilmesi zor ya da olanaksız olan elementlerin (WC-Co gibi), mekanik alaşımlamayla bir katı kal işlemi olması dolayısıyla elde edilebilir
- 7) Nitrit, oksit ve karbürlerin alaşımlama esnasında katı, sıvı ve gaz halinde takviye edilebilirliği
- 8) Birbirinden çok farklı ergime sıcaklığındaki malzemelerden olan intermetaliklerin elde edilmesi
- 9) Partiküllerin yardımıyla, toparlanmayı ve yeniden kristalleşmeyi engellemesi ya da yavaşlatılmasıyla malzemelerin yüksek sıcaklık kararlılığının yükseltilmesi
- 10) Termal kararlılığı gelişmiş, aşınma ve korozyon direnci yüksek uygun malzemelerin elde edilmesi
- 11) Kritik sıcaklıklarda sinterlemeyle ısı işlem imkanı vermesi
- 12) Arzu edilen tepkimeleri gerçekleştirmesi ya da hızlandırması
- 13) Sinterleme ve preslemeyle yüzde yüze yakın yoğunlukta ürün elde edilmesi

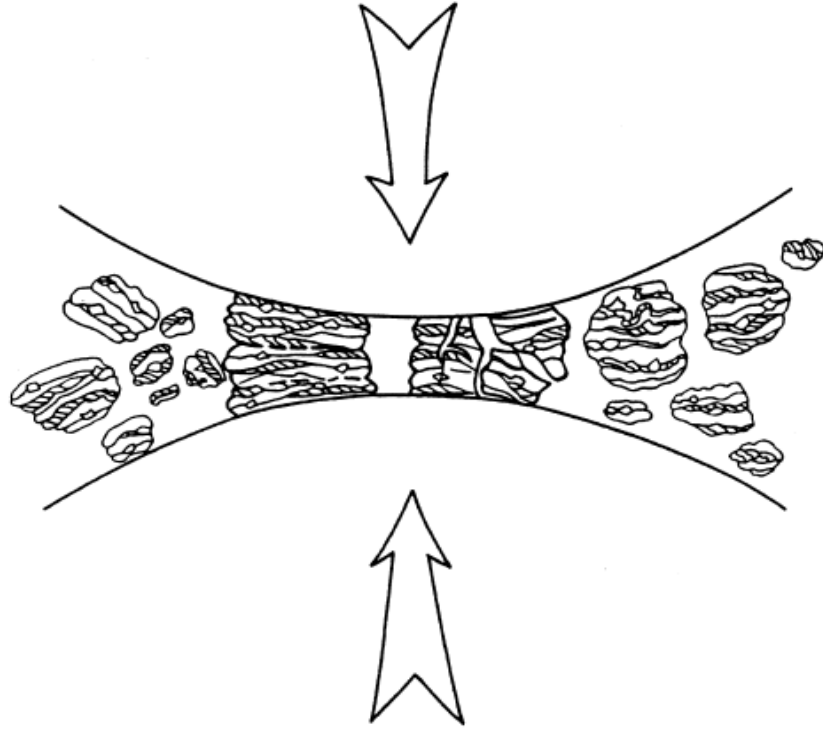
### 1.6.2.2. Mekanik Alaşımın Dezentajı

1) Toz parçalarının çok küçük boyutta olması, geniş yüzey alanının mevcudiyeti ve öğütme sırasında yeni yüzeylerin oluşması gibi etkenlerin bir araya gelerek tozun kirlenmesi.

### 1.7. Mekanik Alaşımın Prosesi Adımları

Yüksek enerjili çarpışmalar sırasında toz parçacıkları tekrar tekrar ısıtılır, soğuk kaynaklanır, kırılır ve tekrar taşınır. İki çelik top çarpıştığında, aralarında bir miktar toz tutulur. Tipik olarak, her çarpışmada yaklaşık 0.2 mg ağırlığı olan yaklaşık 1000 parçacık tutulur (Şekil.1.29.). Darbenin gücü, işin sertleşmesine ve kırılmasına neden olan toz parçacıklarını plastik olarak deforme eder. Oluşan yeni yüzeyler parçacıkların birbirine kaynaklanmasını sağlar ve bu da parçacık boyutunda bir artışa neden olur. Öğütme işleminin ilk aşamalarında, parçacıklar yumuşaktır (eğer sünek-sünek veya sünek-kırılgan malzeme kombinasyonu kullanıyorsak), birlikte kaynak yapma ve büyük parçacıklar oluşturma eğilimleri yüksektir. Bazı parçacık büyüklükleri gelişir ve bazıları başlangıç parçacıklarından üç kat daha büyüktür. Bu aşamadaki kompozit parçacıklar, başlangıç bileşenlerinin çeşitli kombinasyonlarından oluşan karakteristik bir katmanlı yapıya sahiptir. Devam eden deformasyonla, parçacıklar işlenerek bir yorulma mekanizmasıyla ve / veya kırılma filamanların parçalanmasıyla sertleşir ve kırılır. Bu mekanizma tarafından üretilen parçalar, güçlü birleştirici kuvvetlerin yokluğunda, boyutlarını azaltmaya devam edebilir. Bu aşamada, kırılma eğilimi soğuk kaynak üzerinde baskındır. Öğütme bilyelerinin sürekli etkisi nedeniyle, parçacıkların yapısı sürekli olarak incelenir, ancak parçacık büyüklüğü aynı olmaya devam eder. Sonuç olarak, ara katman aralığı azalır ve bir parçacık içindeki tabaka sayısı artar [101].

Bununla birlikte, bilinen bir bilyalı değirmende parçacık boyutunun azaltılmasının verimliliğinin çok düşük, yaklaşık % 0.1 olduğu hatırlanmalıdır.



Şekil 1.29. Mekanik alaşımlama esnasında bilye-toz-bilye çarpışması [101].

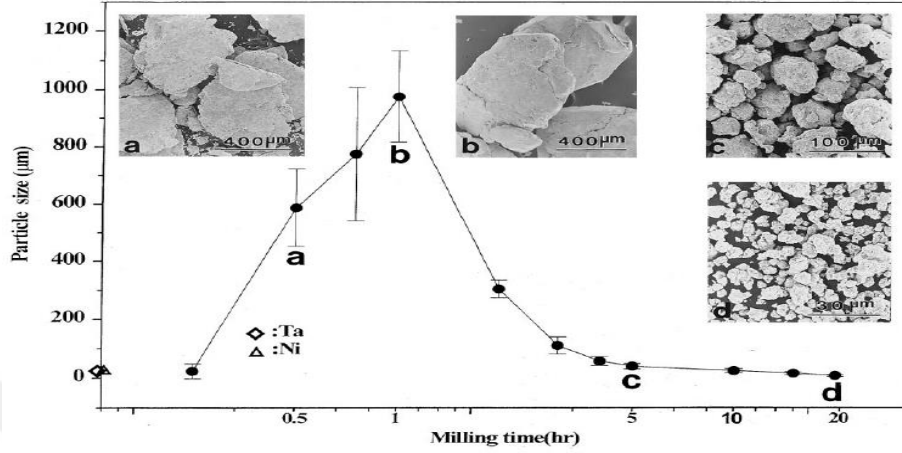
Yüksek enerjiye sahip MA işlemlerinde verimlilik biraz daha yüksek olabilir, ancak yine de % 1'den daha azdır. Geri kalan enerji çoğunlukla ısı formunda kaybolur, ancak toz partiküllerinin elastik ve plastik deformasyonunda da az miktarda kullanılır [101].

MA işleminden sonra, ortalama parçacık büyüklüğünü artırma eğilimi olan kaynak oranı ile ortalama kompozit parçacık büyüklüğünü azaltma eğilimi olan kırılma oranı arasında bir denge elde edildiğinde kararlı durum dengesi elde edilir. Daha küçük parçacıklar, parçalanmadan deformasyona dayanabilir ve daha büyük parçalara kaynaklanma eğilimindedirler; bu da çok ince ve çok büyük partikülleri bir arada tutmaya yarar [102]. Bu aşamada, her parçacık, esas olarak tüm başlangıç bileşenlerini içerir, bunlar birbirine karıştırıldıkları anda parçacıklar, gerilme enerjisinin birikmesinden dolayı doyma sertliğine ulaşır. Bu aşamadaki parçacık boyutu dağılımı dardır, çünkü ortalamadan daha büyük parçacıklar, küçük parçacıkların aglomerasyonu yoluyla büyütüldüğünden, ortalamadan daha küçük parçacıklar aynı oranda küçülmüştür (Şekil.1.30.) [103].

Yukarıdaki bilgilere göre MA sırasında, ağır deformasyonun taneciklere sokulduğu açıktır. Bu, dislokasyonlar, boş pozisyonlar, istifleme hataları ve artan tane sınırları gibi



çeşitli kristal kusurlarının varlığıyla kendini gösterir. Bu kusur yapısının mevcudiyeti, çözünen elemanların matris içindeki kullanılabilirliğini artırır.



Şekil 1.30. Küçük partiküllerin birbirine kaynaşma eğilimi ve büyük partiküllerin kararlı durum koşullarında kırılma eğiliminin neden olduğu dar parçacık boyutu dağılımı [101].

Ayrıca, rafine mikroyapısal özellikler difüzyon mesafelerini azaltır. Ek olarak, öğütme sırasında sıcaklıktaki hafif artış, difüzyon davranışına daha fazla yardımcı olur ve sonuç olarak, gerçek alaşım oluşturma, kurucu elemanlar arasında gerçekleşir. Bu alaşım genellikle, oda sıcaklığında nominal olarak gerçekleşirken, bazen alaşımın elde edilmesi için alaşımın yükseltilmiş bir sıcaklıkta mekanik olarak lazım olan tozun tavllanması gerekebilir. Bu özellikle, intermetaliklerin oluşumu arzulandığında geçerlidir. [101]

Herhangi bir sistemde belirli bir yapıyı geliştirmek için gereken belirli zamanlar, MA işleminin ve ekipmanın çalışma parametrelerinin iletilmesi için kullanılan spesifik ekipmanın yanı sıra, bileşenlerin başlangıç parçacık büyüklüğü ve özelliklerinin bir fonksiyonu olacaktır. Ancak, çoğu durumda, iç yapının (partikül büyüklüğü, kristalit boyutu, lamel aralıkları, vb.) arıtma oranı, işlem süresi ile kabaca logaritmiktir ve bu nedenle başlangıç parçacıklarının boyutu nispeten önemsizdir. Birkaç dakikadan birkaç saate kadar, kristalit (veya tane) boyutu nanometre boyutlarına kadar rafine edilir. Nanoyapılı malzemelerin sentezlenebilmesindeki kolaylık, MA'nın nano-kristalli malzemeler üretmek için yaygın olarak kullanılmasının bir nedenidir [104-105].

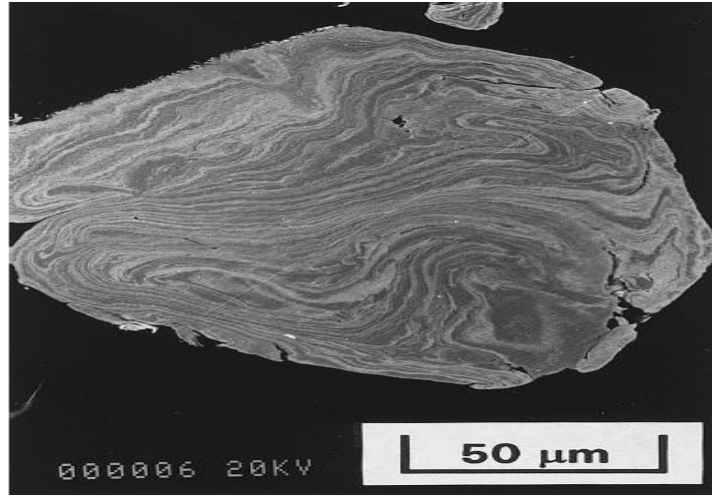
Yukarıda belirtildiği gibi, MA'nın üç farklı metal ve alaşım kombinasyonunu gerçekleştirmek mümkündür: (i) sünek-sünek, (ii) sünek-kırılgan ve (iii) kırılgan-kırılgan

sistemler. Bu nedenle, MA'nın mekanizmasını bu öğütme sistemleri altında da açıklamak uygundur.

### 1.7.1. Sünek-Sünek Sistem

Bu MA için malzemelerin ideal birleşimidir. Benjamin [106], alaşım elde etmek için sünek bir bileşenin en az % 15'ine sahip olmanın gerekli olduğunu ileri sürdü. Bunun nedeni, gerçek alaşımlamanın soğuk kaynağın tekrarlanan etkisine ve toz parçacıklarının kırılmasına bağlı olarak gerçekleşmesidir; Parçacıklar sünek değilse soğuk kaynak yapılamaz.

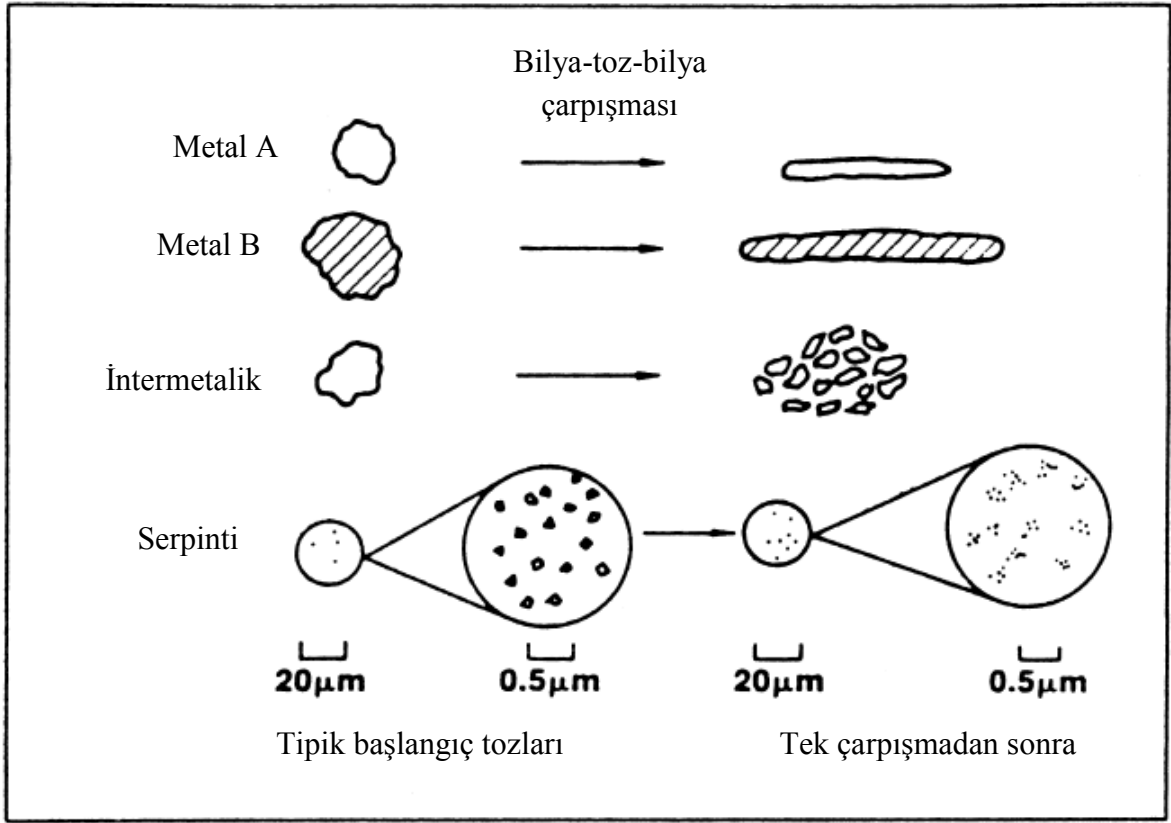
Benjamin ve Keman [107] ilk olarak iki farklı sünek bileşen içeren bir sistemde alaşımlama mekanizmasını tanımlamışlardır. MA'nın ilk aşamalarında, sünek parçaların bir mikro dövme işlemi ile levha şekline düzleştirilmesi önerilmiştir. Genellikle bir veya iki parçacık kalınlığındaki tozun küçük bir miktarı, top yüzeylerine kaynaklanır(Şekil 1.32.). Tozun öğütme ortamı üzerindeki bu kaplaması, öğütme ortamının aşırı aşınmasını önlediği için avantajlıdır; ek olarak, öğütme ortamının aşınması tozu kirletmez. Ancak, heterojen bir ürün oluşmasını önlemek için öğütme ortamındaki toz tabakasının kalınlığı minimumda tutulmalıdır [108]. Bir sonraki aşamada, bu düzleştirilmiş parçacıklar birbirine kaynatılırlar ve kurucu metallerin birleşik bir katmanlı yapısını oluştururlar. Bu aşamada parçacık büyüklüğünde bir artış da gözlenmiştir. Artan MA zamanı ile, kompozit toz partikülleri işlenerek sertleşir, kırılabilirlik artar ve sonuç olarak parçacıklar parçalanır ve daha eşmerkezli boyutlara sahip parçacıklar oluşur. Daha fazla öğütme ile, kaynaklı tabakanın elementel tabakaları birde kaba ve ince tozlar, doğrusal olmaktan çok kıvrımlı hale gelir (Şekil.1.31.).



Şekil 1.31. Sünek-sünek bileşen sisteminin (Ag-Cu) öğütülmesi sırasında elde edilen kıvrımlı lamellar yapısını gösteren taramalı elektron görüntüsü [101].

Bunun nedeni, kaynaklandığı yönetime özel bir tercihi olmayan eş eksenli toz parçacıklarının birlikte rastgele kaynaklanmasıdır. Bu aşamada alaşımlaşma, azalmış difüzyon mesafelerinin (interlamellar aralık), artan kafes kusuru yoğunluğunun ve öğütme işlemi sırasında oluşabilecek herhangi bir ısıtmanın kombinasyonu nedeniyle meydana gelmeye başlar. Sertlik ve parçacık boyutu, bu aşamada kararlı durum işleme aşaması olarak adlandırılan bir doyma değerine ulaşma eğilimindedir. Daha fazla öğütme ile, gerçek alaşımlaşma, katı çözeltilerin, metalik metallerin veya hatta şekilsiz fazların oluşumu ile sonuçlanan atomik seviyede gerçekleşir. Katman aralığı çok ince hale gelir veya bu aşamada optik mikroskop altında artık görünmeyecek şekilde kaybolur. MA işleminin tamamlanmasının ve toz içinde homojen bir yapının elde edilmesinin bir göstergesi, öğütme ortamından tozun çıkarılabilmesinin kolaylığıdır. Benjamin [102] , mekanik olarak toz haline getirilmiş tozun manyetik davranışının, eritme ve çalışma ile üretilen homojen bir Ni-Cr alaşımınıniki ile özdeş olduğunu göstererek, elemental tozlardan başlayarak gerçek bir Ni-Cr alaşımı üretmenin mümkün olduğunu göstermiştir.

Çok çeşitli yapıların mevcut olmasından dolayı yapısal arıtma istatistiksel bir süreç olsa da, özellikle MA'nın ilk aşamalarında, yapısal arıtma oranının, işleme giren mekanik enerji girdisi oranına ve işlenen malzemenin sertleştirme oranına bağlı olduğu bulunmuştur [107].

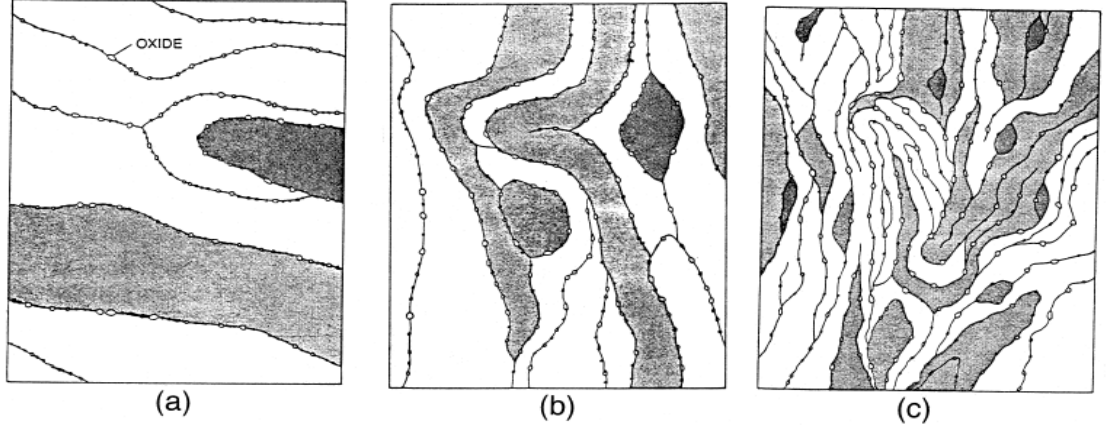


Şekil 1.32. Mekanik alaşımlarda kullanılan başlangıç tozlarının temsili bileşenlerinin deformasyon özellikleri [101].

### 1.7.2. Sünek-Gevrek Sistem

Geleneksel ODS alaşımları bu kategoriye girer çünkü kırılğan oksit parçacıkları bir sünek matris içinde dağılır. Bu tip sistemdeki mikroyapısal evrim, Benjamin ve diğerleri tarafından da tarif edilmiştir [108-109]. Öğütme işleminin ilk aşamalarında, sünek metal tozu parçacıkları bilya-toz-bilya çarpışmaları ile düzleştirilirken, kırılğan oksit veya intermetalik parçacıklar parçalanır (Şekil1.33.). Bu parçalanmış kırılğan parçacıklar, sünek bileşenleri tarafından tıkanır ve sünek parçacıklarında sıkışır. Gevrek bileşen, interlamel aralıklarına yakın bir şekilde yerleştirilmiştir (Şekil.1.33.a). Daha fazla öğütme ile, sünek toz partikülleri işlenerek sertleşir, lameller kıvrılır ve incelenir (Şekil.1.33.b). Tek tek parçacıkların bileşimi, başlangıç tozu harmanının genel bileşimine doğru yaklaşır. Sürekli öğütme ile, lameller daha da incelenir, interlamel boşluklar azalır ve gevrek parçacıklar, örneğin ODS alaşımında olduğu gibi sünek matriste çözünmezlerse, homojen olarak dağılırlar (Şekil.1.33.c). Diğer taraftan, eğer kırılğan faz çözünür ise, sünek ve kırılğan

bileşenler arasında da alaşım meydana gelir ve kimyasal homojenlik elde edilir. Saf Zr (sünek) ve  $NiZr_2$  intermetalik (kırılgan) toz parçacıklarının bir karışımının öğütülmesi üzerine şekilsiz bir fazın oluşumu bu tip bir sistemin tipik bir örneğidir [110]. Alaşımın, sünek-kırılgan bir sistemde gerçekleşip gerçekleşmediği de, sünek matris içindeki kırılgan bileşenin katı çözünürlüğüne de bağlıdır.



Şekil 1.33. Sünek-gevrek bir toz kombinasyonunun öğütülmesi sırasında mikroyapısal evrim şeması. Bu bir oksit dispersiyon ile güçlendirildiği durumda tipiktir [101].

Böylece, MA sırasında sünek-kırılgan bileşenlerin alaşımlanması, kısa menzilli difyuzyonu kolaylaştırmak için sadece kırılgan parçacıkların parçalanmasına değil, aynı zamanda sünek matris bileşemindeki makul katı çözünürlüğü de gerektirir.

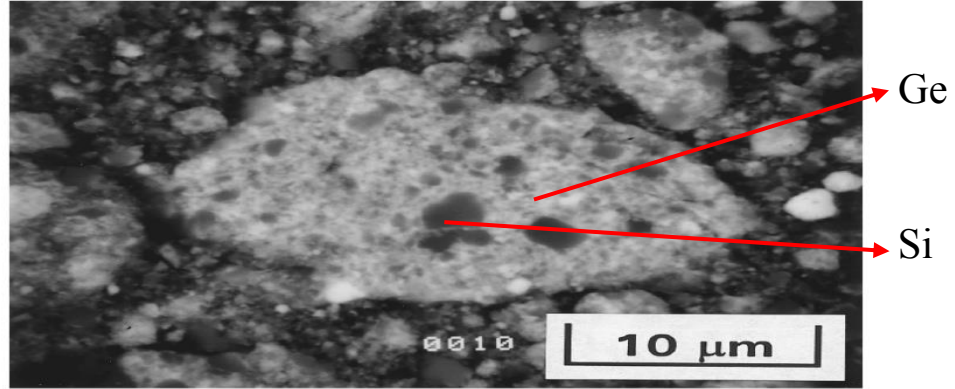
### 1.7.3. Gevrek-Gevrek Sistem

Alaşımın, iki veya daha fazla kırılgan bileşenden oluşan bir sistemde meydana gelmesinin mümkün olmadığı öngörülmektedir. Bunun nedeni, bir sünek bileşenin yokluğunun herhangi bir kaynağın meydana gelmesini önlediği bu yüzden yokluğunda alaşımlamanın gerçekleşmesi beklenmemektedir. Bununla birlikte, alaşımlamanın Si-Ge ve Mn-Bi gibi kırılgan-gevrek bileşenli sistemlerde meydana geldiği bildirilmiştir [111-112]. Gevrek intermetalik [113] karışımların öğütülmesi amorf fazları meydana getirdi.

Yukarıda belirtildiği gibi, kırılgan bileşenler öğütme sırasında parçalanır ve parçacık boyutu sürekli olarak azalır. Bununla birlikte, çok küçük parçacık boyutlarında

toz parçacıkları sünek bir şekilde davranır ve bu boyutta daha fazla azalma mümkün değildir [114].

Gevrek kırılgen bileşen sistemlerinin öğütülmesi sırasında, daha sert (daha kırılgen) bileşenin parçalanmış ve daha yumuşak (daha az kırılgen) bir bileşene gömüldüğü görülmüştür. Böylece, daha sert Si parçacıkları daha yumuşak Ge matrisine gömülür. (Şek.1.34.).



Şekil 1.34. Si-Ge toz karışımını 12 saat boyunca mekanik olarak işlem geçirdikten sonra, daha sert Si parçacıklarının daha yumuşak bir Ge matrisine dahil edildiğini gösteren elektron mikrografi görüntüsü [101].

Ayrıca, alaşımın her tür sistemde meydana gelmesi esas olarak gerekli görünse de, alaşımın çok düşük sıcaklıklarda, örneğin sıvı azot sıcaklıklarında kırılgen-kırılgen sistemlerde (Si-Ge) oluşmadığı anlaşılmaktadır. Ama alaşımın sünek-sünek ve sünek-kırılgen sistemlerde, alt-ortam sıcaklıklarında meydana geldiği bulunmuştur. Bu alaşımlamanın olabilmesi, kırılgen-gevrek granüler ve sünek-sünek lamelli bileşenlerde daha uzun difüzyon mesafelerine veya sünek-sünek sistemlerde plastik deformasyonun sağladığı geliştirilmiş difüzyon yollarına bağlı olabilir [101].

Kırılabilir bileşenlerin öğütülmesi sırasında malzeme transferine katkıda bulunabilecek olası mekanizmalar arasında, lokal sıcaklık artışı, kusurlu olmayan hacimlerde mikro deformasyon, yüzey deformasyonu ve öğütme sırasında tozlarda hidrostatik stres durumu [113] bulunur.

### 1.8. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Dünyada yaşanan hızlı teknolojik gelişmeler, geleneksel malzemelere göre daha iyi özelliklere sahip yeni malzemelerin kullanımını beraberinde getirmiştir. Bu sebepten dolayı, bilim insanları; doğada bulunan malzemelerden daha üstün ve nitelikli malzemeler üretmek için birçok araştırma yapmışlardır. Bu sayede üstün özelliklere sahip “Kompozit Malzemeler” adında yeni malzemeler üretilmiştir [115-116].

Kompozit malzemeler, yeni nesil malzemelerinin bir türünü temsil etmektedir. Yüksek mukavemet, sertlik, kırılma tokluğu, yüksek sıcaklık özellikleri ve düşük üretim maliyeti gibi kriterler ile ifade edilen gelişmiş performans özellikleri şu andaki mevcut malzemeler ile karşılanamamaktadır. Malzeme mühendisleri ve bilim adamları geleneksel malzemelerin geliştirilmesi ve ayrıca yeni malzemelerin üretimi için büyük uğraş vermektedir. Bu malzemeler arasında kompozit malzemeler geliştirilme sürecinde olan en önemli malzeme grubudur [117].

Günümüzde bulunan malzemelerden daha kaliteli malzemelerin daha düşük fiyatlar ile yapılabilmesi isteği gün geçtikçe bir ihtiyaç haline gelmektedir. Bu istek, ileri teknoloji malzemelerinin geliştirilip, kullanılabilir durumda, yeni malzemelerin yapılmasını zorunlu kılmaktadır. Endüstrideki mühendislik yapılarında, daha hafif, rijit ve yüksek dayanıma sahip malzemelere gerek duyulmaktadır. Bu ihtiyaçtan ötürü metal alaşımlarının mekanik özellikleri, grafit, silisyum karbür, alümina, titanyum karbür, karbon nanotüp, bor karbür gibi seramik ve metal fazlı malzemelerin takviyeleriyle daha iyi duruma getirilebilmektedir ve böyle malzemelere metal matrisli kompozit malzemeler (MMK) denmektedir. Bu malzemeler, havacılık, otomotiv sanayi, savunma sanayi, uzay sanayi, inşaat malzemeleri gibi alanlarda kullanılmaktadır. Hafifliğin önemli bir etken olduğu bu alanlarda en fazla matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum olmuştur. Fakat bu tür kompozitlerin yapımı, zorluk ve yüksek maliyetleride beraberinde getirmektedir. Ayrıca metal matris ile takviye malzemesi olarak kullanılan seramiğin, kompozit içerisindeki % oranının artmasına bağlı olarak, matris malzemesi ve takviye elemanı arasındaki ıslatmanın kötüleşmesine sebebiyet verdiği için, yüksek takviye miktarına bağlı oluşabilecek iyi özellikteki kompozit malzemelerin yapımını olumsuz etkilemektedir. Takviye malzemesi olarak seramik yerine metal kullanarak hem yüksek takviye miktarlarında kompozit yapımını mümkün kılmayı hemde yeni oluşacak olan Al matrisli metal takviyeli

kompozitlerin, artan metal takviyesine bağılı olarak, elde edilen yeni malzemelerin korozyon ve aşınma özelliklerini nasıl değiştirdiği incelenmiştir.

Metal-metal matrisli kompozitler yüksek mukavemet, rijitlik gerektiren uygulamalarda kullanılmaya ve geliştirilmeye açık malzemelerdir. Modern endüstride maliyet anahtar bir faktördür bununla birlikte hafiflik, uzun kullanım ömrü ve geri dönüştürülebilirliği de dikkate almak gereklidir. Bu maliyet basit üretim yöntemleri, yüksek üretim miktarı ve ucuz takviye malzemeleri kullanılarak düşürülebilmektedir. Metal matrisli kompozitler (MMK); malzemedeki yüksek mukavemet, yüksek aşınma direnci, iyi ısı kararlılık, iyi korozyon direnci ve düşük yoğunluk gibi özelliklerin beklendiği uygulamalarda kullanılmaktadır. Endüstride hafif yapılara yönelinmesiyle birlikte düşük ağırlık ve yüksek dayanım gibi özelliklerin bir arada istenmesinden dolayı, seramik takviyeli MMK üretimi yaygınlaşmıştır. Fakat seramik takviye elemanı ile matris malzemesi arasında gerçekleşen ıslatma problemleri ve ara yüzeyde istenmeyen fazların oluşumu istenmeyen sorunlar arasındadır. Ayrıca seramik takviye matris malzemesinin sünekliliğinde ve tokluğunda azalmaya sebebiyet vermektedir. Üzerinde yeterince çalışma ve makalenin bulunmadığı metal-metal kompozitler ise; seramik takviyeli MMK'lerin aksine süneklik ve toklukta kayba neden olmadan üretilebilmektedir. Fakat metal-metal takviyeli kompozitlerde takviye metali, matris metaliyle reaksiyona girip oluşacak olan kompozitin özelliklerini olumsuz yönde etkileyebileceği de göz önünde bulundurulmalıdır. Seramik takviyeli kompozit malzemelerde, takviye oranı %15-20 oranlarıyla sınırlıyken, metal-metal kompozitler, takviye fazının hacim oranının %20 den daha fazla değerlerde kullanılmasına olanak sağlar. Bu durum, oluşan kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinin artmasında ve geliştirilmesinde kolaylık sağlar.

Alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için kullanılan metal takviyelerin başında Cu, Mg, Ti, Ni ve paslanmaz çelikler gelmektedir. Bu metal takviyeler arasında paslanmaz çeliklerden 316L sahip olduğu üstün korozyon ve aşınma dayanımından dolayı tercih edilmiştir. Fakat bu üstün özellikleri tek bir malzemede mümkün kılmak için matris-takviye elemanı uyumu ve üretim yöntemi açısından büyük önem taşımaktadır. Yükün, matristen takviye elemanına iletilmesi, ara yüzey bağı ile sağlanmaktadır. Bundan dolayı ikisi arasındaki ara yüzey bağının güçlü olması gerekmektedir. Ara yüzey bağının güçlü olması da çiftlerin uyumuna ve matrisin ıslatabilirlik özelliğine bağlıdır [118]. Metal matrisli kompozitlerin üretiminde farklı yöntemler kullanılmaktadır. Bu yöntemlerden en çok tercih edilenleri katı ve sıvı faz



yöntemleridir. Her iki yönteminde birbirine göre üstünlükleri olmasıyla birlikte takviye elemanının matris içinde homojen dağılımını sağlayan katı faz yöntemlerinden mekanik alaşımlama yöntemini daha uygun kılmıştır. Bu sebepten dolayı MMK'lerin üretiminde bu yöntem öne çıkmıştır.

Toz metalurjisi yönteminde ise yüksek porozite ve takviye malzemesinin homojen dağılımı [119-120] en önemli problemler olarak karşımıza çıkmaktadır. Mekanik alaşımlama yöntemi ile toz metalurjisinin dezavantajlarından biri olan takviye malzemesinin homojen dağılımı ortadan kaldırılabilmektedir [121-122]. Mekanik alaşımlama yöntemi çeşitli alaşımlar, metal matrisli kompozitler, nano boyutlu parçacıklar, amorf yapıları malzemeler ve metaller arası bileşikler gibi birçok alanda kullanılan çok yönlü ve kendi içerisinde birçok parametreye sahip bir yöntemdir. Bu yöntemin kullanım alanlarının fazla olması ve işlem parametrelerinin çok olması bu konu ile ilgili yapılan araştırmaların sayısını da artırmıştır [123-124]. Mekanik alaşımlama yöntemi ile istenilen bileşim ve dağılım elde edildikten sonraki en önemli aşama üretilen bu tozların preslenmesi ve sinterlenmesidir. Bu işlemler için genel uygulama toz parçacıklarının preslenmesi [125-126] daha sonrada ham numunelerin belirli bir sıcaklıkta sinterlenmesidir [127-128]. Toz metalurjisi ile üretilen kompozit malzemelerdeki porozite (gözenek) oluşumunu minimuma indirmek amacıyla genellikle ikincil bir işlem olarak sıcak presleme kullanılmaktadır [129-130]. Bununla birlikte sıcak presleme ikincil bir işlemden ziyade presleme ve sinterlemenin birlikte yapıldığı ana bir işlem olarak da kullanılmaktadır [131].

Bilindiği üzere ülkemizde çoğu metalin torna tezgahlarında işlenmesi sırasında birçok metal talaşı oluşmaktadır. Bu metallerin geri dönüşümünün sağlanması ülkemizin ekonomisi açısından önemlidir. Bu nedenle endüstride yaygın kullanım alanına sahip metallerin üretiminin ve kullanımının yaygınlaştırılması büyük önem taşımaktadır. Alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için kullanılan metal takviyelerin başında Cu, Mg, Ti, Ni ve paslanmaz çelikler gelmektedir. Bu metal takviyeler arasında paslanmaz çeliklerden 316L sahip olduğu üstün korozyon ve aşınma dayanımından dolayı tercih edilmiştir.

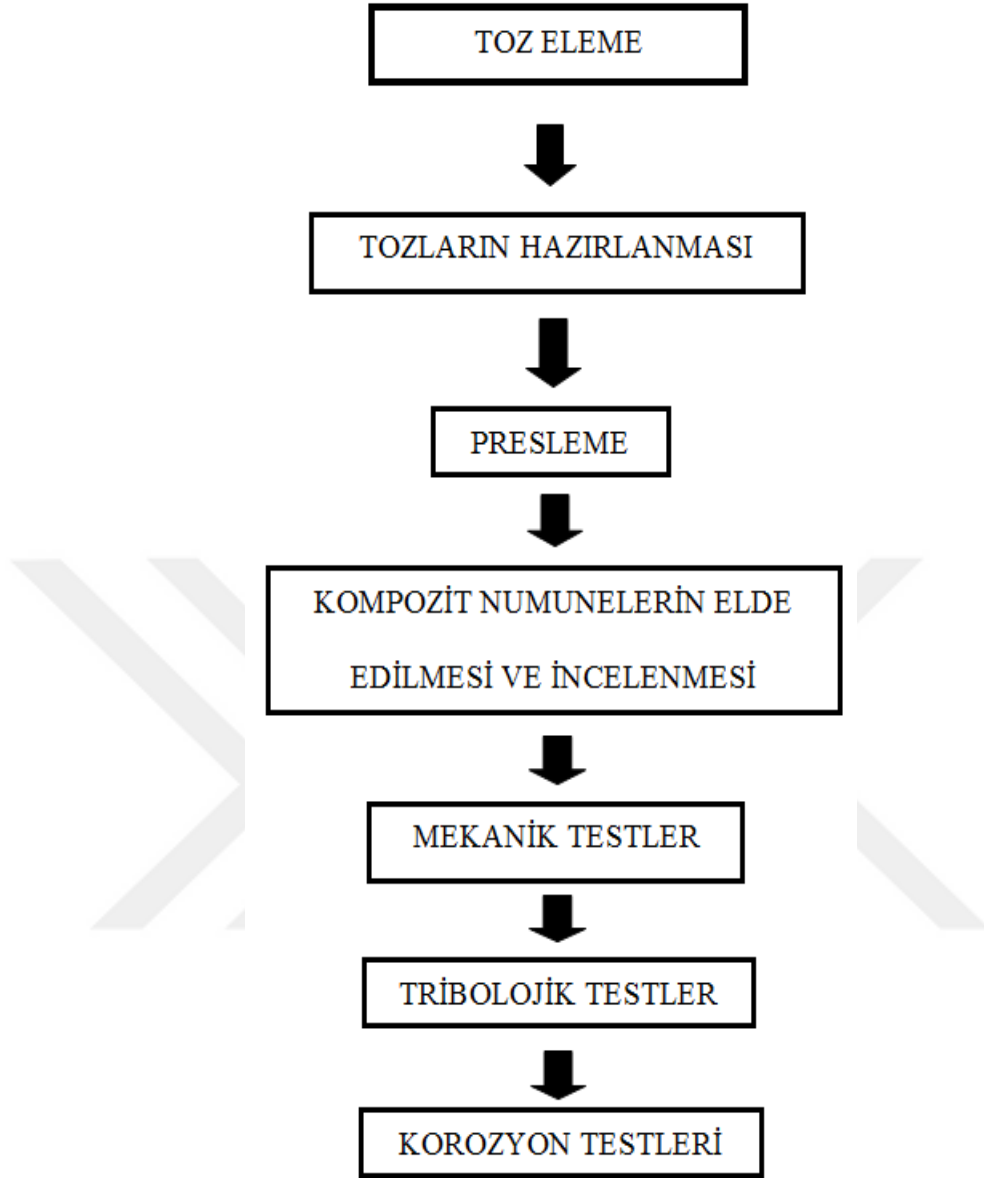
Bu çalışmada endüstride yaygın uygulama alanı olan AA2024 alüminyum alaşımı matris malzemesi olarak, 316L ise takviye malzemesi olarak kullanılmıştır. Yapılan literatür araştırmaları sonucunda bu iki malzemedan mekanik alaşımlama yöntemi ile metal-metal matrisli kompozit üretimine yönelik çalışma olmadığı görülmüştür. Bu

nedenle bu çalışmada 316L parçacık takviyeli AA2024 metal-metal matrisli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi, karakterizasyonu, fiziksel, mekanik ve korozyon dayanımı özelliklerinin belirlenmesi amaçlanmıştır.



## 2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada mekanik alaşımlama yöntemi kullanılarak Al2024-316L kompozitlerinin üretimi ve takviye oranının üretilen kompozit malzemenin özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Öncelikle kompozit tozları mekanik alaşımlama yöntemi ile üretilmiş ve bu tozların morfolojisi ve boyutu ölçülerek toz karakterizasyon işlemleri gerçekleştirilmiştir. Takviye malzemesi olarak ortalama partikül boyutu 0-20µm arasında olan 316L ve ağırlıkça takviye oranı olarak da sekiz farklı oran (%0, %1, %2, % 5, % 10, % 15, %20 ve %25) seçilmiştir. MA yöntemi ile üretilen kompozit tozlarının karakterizasyon çalışmaları, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve lazer parçacık boyutu analiz cihazı (Malvern 2000e) ile yapılmıştır. Toz karakterizasyon işlemleri tamamlandıktan sonra mekanik olarak alaşımlanmış mikro boyutlu kompozit tozları 560° sıcaklıkta, çekme numunelerine ve aşınma numunelerine 500 MPa basınç uygulanıp, vakum altında preslenmiş ve yapılacak olan incelemelere uygun halde numuneler üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin, yoğunluk, porozite, sertlik incelemeleri, iç yapı incelemeleri, çekme mukavemeti, aşınma ve korozyon davranışı incelemeleri yapılmıştır. Yapılan çalışmalar boyunca takip edilen işlem basamakları aşağıdaki şekilde verilmiştir.



Şekil 2.1. Deneysel çalışmalar akış şeması

## 2.1. Deneyde Kullanılan Malzemeler

Matris malzemesi olarak Al2024 alaşım tozları ( $\rho=2.8\text{g/cm}^3$ ) seçilmiştir. Bu tozlar Gündoğdu Exoterm Sanayinden (GES) temin edilmiştir. Al2024 tozlarının spektral analizi (Tablo 2.1.)’de verilmiştir. Takviye malzemesi olarak gaz atomizasyonu yöntemi ile üretilen 316L tozları ( $\rho=0,799\text{g/cm}^3$ ) kullanılmıştır. 316 tozlarının spektral analizi (Tablo 2.3.)’de verilmiştir.

Tablo 2.1. Al2024 Başlangıç Tozlarının Başlangıç Bileşimi (%)

Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cr	Ti	Al
4,85	1,78	0,312	0,374	0,385	0,138	0,042	0,005	92,114

Tablo 2.2. Al2024 Alaşımının Fiziksel ve Mekanik Özellikleri

Yoğunluk(g/cm <sup>3</sup> )	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Kopma Uzaması(%)	Sertlik (BSD)
2,8	185	75	20	55

Tablo 2.3. 316L Başlangıç Tozlarının Başlangıç Bileşimi (%)

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
0,030	2,0	0,045	0,03	1,0	16,0-18,0	10,0-14,0	2,0-3,0

Tablo 2.4. 316L'nin Fiziksel ve Mekanik Özellikleri

Yoğunluk(g/cm <sup>3</sup> )	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Kopma Uzaması(%)	Sertlik (BSD)
0,799	485	170	40	217

Al2024 alaşım tozları ilk olarak eleme işlemine (Şekil 2.2.) tabi tutularak D<sub>50</sub> değeri 113,772µm arasında olan başlangıç tozları elde edilerek matris malzemesi olarak çalışmalarda bu tozlar kullanılmıştır. Takviye malzemesi olarak D<sub>50</sub> değeri 9,285µm olan 316L tozları kullanılmıştır. Al2024 alaşım tozları ve 316L takviye tozlarının başlangıç morfolojileri taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir.



Şekil 2.2. Elek Sistemi

## 2.2. Mekanik Alaşım İşlemi

Bu çalışmada toz karışımları gezegen tip bilyeli öğütücüde (Retsch PM100) (Şekil 2.3) 400 dv/dak öğütme hızında mekanik alaşım işlemine tabi tutulmuşlardır. Öğütme süresi ağırlıkça farklı takviye oranlarındaki toz karışımlarında 2 saat olarak sabit tutulmuştur. Öğütme işlemi tungsten karbür öğütücü pota ve bilyeler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Öğütücü kaba şarz edilen toz miktarı 60gr, bilye-toz ağırlık oranı 10:1 olarak seçilmiş ve bilye boyutu ise 10 mm dir. Öğütme cihazı, öğütücü kap ve bilye resimleri aşağıdaki (Şekil 2.3.)’de verilmiştir.



Şekil 2.3. Öğütme elemanları

### 2.3. Parçacık Morfolojisi

Başlangıç tozlarının ve MA yöntemi ile üretilen kompozit tozların morfolojileri taramalı elektron mikroskopunda (SEM) incelenmiştir (Şekil 2.4.). Yapılan morfolojik incelemelerle takviye oranının partikül morfolojisine olan etkileri araştırılmıştır.



Şekil 2.4. Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

#### 2.4. Parçacık Boyutu

Başlangıç tozları ve mekanik alaşımlanmış tozların parçacık boyutu dağılım ölçümleri Malvern Instruments TM marka Mastersizer 2000e (Şekil 2.5.) model lazer parçacık boyut ölçüm cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Her bir toz için beş farklı ölçüm yapılarak, elde edilen değerlerin ortalaması nihai toz boyutu olarak alınmıştır. Ölçüm işlemleri saf su ortamında yapılmıştır.



Şekil 2.5. Partikül boyutu ölçüm cihazı



## 2.5. Sıcak Presleme

Üretilen kompozit tozların daha iyi paketlenmesini ve sinterlenmesini sağlamak amacıyla kalıpta ilk olarak 500 MPa altında ön presleme işlemi yapılmıştır. Ön şekil verilen numuneler, vakum altında 560°C sıcaklıkta üç saat süreyle bekletildikten sonra tekrar 500MPa basınç uygulanarak (Şekil 2.6.) numuneler üretilmiştir. Presleme işleminin yapıldığı sıcaklık ve süre sinterleme işlemi için yeterli olduğundan numunelere tekrardan bir sinterleme işlemi uygulamaya gerek kalmamıştır. Presleme esnasında kalıp yüzeylerine yağlayıcı olarak çinko stearat sürülmüştür.



Şekil 2.6. Sıcak Pres Cihazı

## 2.6. Metalografi Çalışmaları

MA yöntemi ile üretilen kompozitlerin, sertlik ölçümleri ve içyapı incelemeleri için gerekli olan metalografik işlemleri yarı otomatik (Şekil 2.7.) zımparalama ve parlatma cihazları ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.7. Metalografi Çalışmalarında Kullanılan Cihazlar

## 2.7. Fiziksel Özelliklerin Belirlenmesi

### 2.7.1. Yoğunluk ve Porozite

Üretilen numunelerin teorik yoğunlukları karışımlar kuralına göre bulunmuş deneysel yoğunlukları ise geometrik şekle göre ölçülmüştür (Şekil 2.8.). Bulunan deneysel yoğunluk değerleri teorik yoğunluğa bölünerek bağıl yoğunluk bulunmuştur. %Porozite ise deneysel yoğunluğun teorik yoğunluğa bağlı oranından bulunmuştur.

$$\delta_t = [(\%W)_r \times \delta_r] + [(\%W)_r \times \delta_r] + \dots + [(\%W)_r \times \delta_r]$$

Burada;

$\delta_t$  : Kompozitin teorik yoğunluğu

$(\%W)_r$  : Her bir takviyenin karışım içindeki ağırlıkça yüzdesi

$\delta_r$  : Her bir takviyenin yoğunluğu

%Porozite =  $\left(1 - \frac{\text{Deneysel Yoğunluk}}{\text{Teorik Yoğunluk}}\right) \times 100$  formülünden bulunmuştur.



Şekil 2.8. Çekme ve Aşınma Numuneleri

(Şekil 2.8.)’da görüldüğü gibi, çekme numunesi 80x10 mm boyutlarında çubuk numune, aşınma numunesi ise 30 mm çapında dairesel numune şeklinde üretilmiştir.

## 2.8. Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi

### 2.8.1. Brinel Sertlik Testi

Al2024/316 metal metal kompozitlerinin sertlikleri ise aşağıda şekli verilen (Nemesis 9000 Serisi Universal Sertlik Ölçme) cihazı yardımıyla ölçülmüştür (Şekil 2.9.). Sertlik ölçüm yöntemi olarak Brinel sertlik ölçüm yöntemi kullanılmış ve numunelere 62,5kgf yük 10 sn süreyle uygulanarak oluşan izin genişliğine bağlı olarak sertlik değerleri elde edilmiştir.



Şekil 2.9. Nemesis 9000 Serisi Universal Sertlik Ölçme Cihazı

### 2.8.2. Çekme Testi

Çekme numunelerine MTS marka (Şekil 2.10.) çekme test cihazında, 0,2mm/sn çekme hızında yapılmıştır. Her numune için üç kez çekme testi yapılmış ve ortalama değeri sonuç değeri olarak alınmıştır.



Şekil 2.10. MTS marka universal tip çekme test cihazı

### 2.8.3. Aşınma Testleri

Üretilen aşınma numunelerine Ducom marka, universal tip aşınma test cihazında Ball-on-Disk (numune üzeri bilya) aşınma testleri uygulanmıştır (Şekil 2.11.). Aşınma testleri 10N, 20N, 40N ve 60N“luk yüklerde 0,5 m/sn kayma hızında ve her bir numune için 400m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Testler sonucunda aşınma miktarı, ağırlık kaybı olarak alınmıştır.

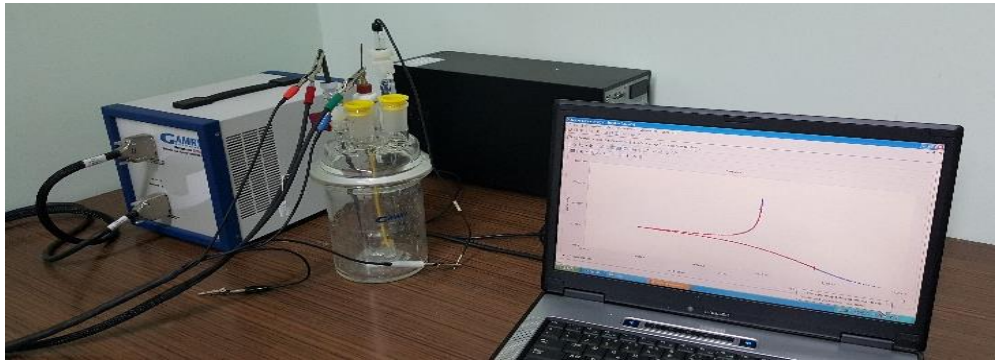


Şekil 2.11. Ball-on-Disk (Numune Üzeri Bilya) Aşınma Cihazı

## 2.9. Kimyasal Özellikleri

### 2.9.1. Korozyon Testleri

Al2024/316 metal metal kompozitleri numunelerinin korozyon dayanımının belirlenmesi için potansiyodinamik polarizasyon testleri uygulanmıştır (Şekil 2.12.). Elektrolit çözeltisi olarak % 3,5 NaCl çözeltisi kullanılmıştır. Korozyon deneyi öncesinde numunelerin yüzeyleri metanol ile yıkanıp ardından kurutulmuştur. Potansiyodinamik polarizasyon testler öncesinde, referans ve çalışma elektrotu arasındaki açık devre potansiyeli ölçümleri 45 dakika sürmüştür ve testlere geçilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon ölçümlerine -1000 mV katodik potansiyel ile başlanmış, ölçümlere 1 mV/s tarama hızı ile +500 mV anodik potansiyeline kadar devam edilmiştir. Elektrolit korozyon davranışı korozyon potansiyeli ve akım yoğunluğuna göre değerlendirilmiştir. Al2024/316 metal metal kompozitleri numunelerinin korozyon dayanımının belirlenmesi için potansiyodinamik polarizasyon testlerinden en az üç adet yapıp ortalaması alınmıştır.



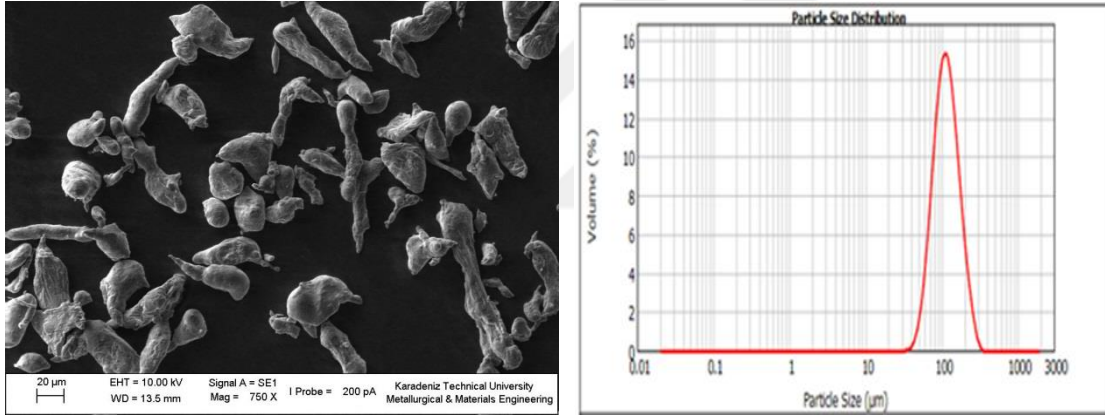
Şekil 2.12. Korozyon test düzeneği

### 3.BULGULAR VE TARTIŞMA

#### 3.1. Toz Karakterizasyonu

##### 3.1.1. Toz Morfolojisi

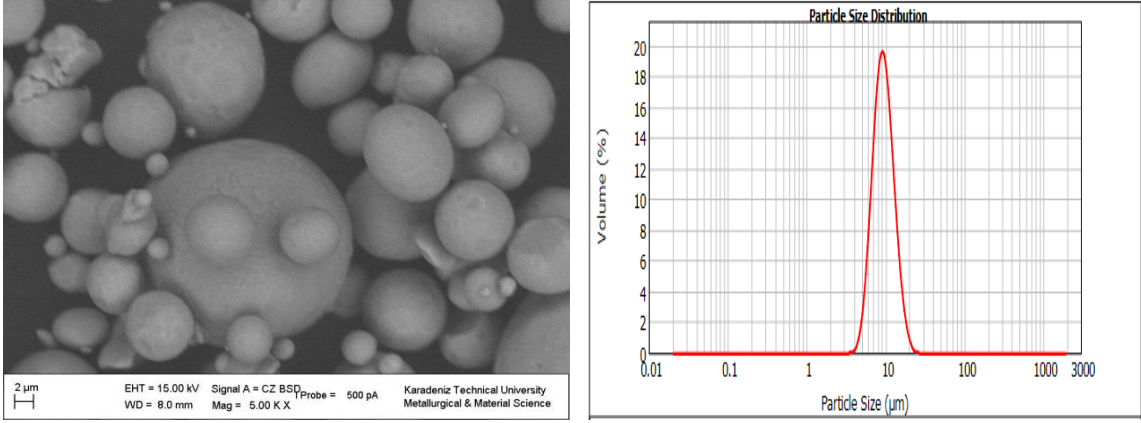
Aşağıda verilen SEM resimlerinden de görüldüğü üzere, Al2024 tozlarının başlangıç morfolojisi düzensiz ve çubuksu (irregular shape) iken, 316L tozlarının morfolojisi küresel yapıdadır. Al2024'ün yapılan toz partikülü boyutu incelemeleri sonucunda ortalama başlangıç tane boyutu 110 $\mu$ m ve 316L'inde ortalama başlangıç tane boyutu 10 $\mu$ m olarak bulunmuştur (Şekil 3.1.).



(a)

Şekil 3.1. Başlangıç toz morfolojisi ve boyutları (a) Al2024, (b) 316L



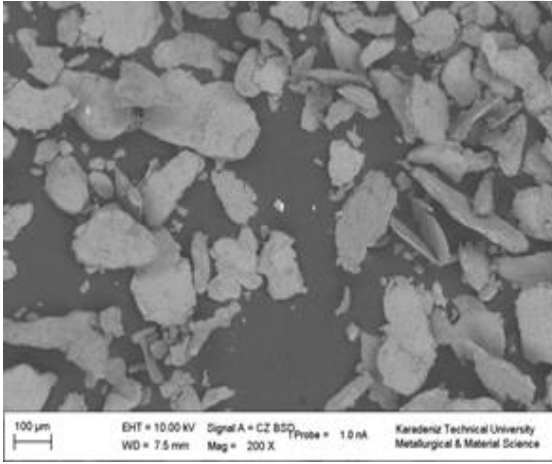


(b)

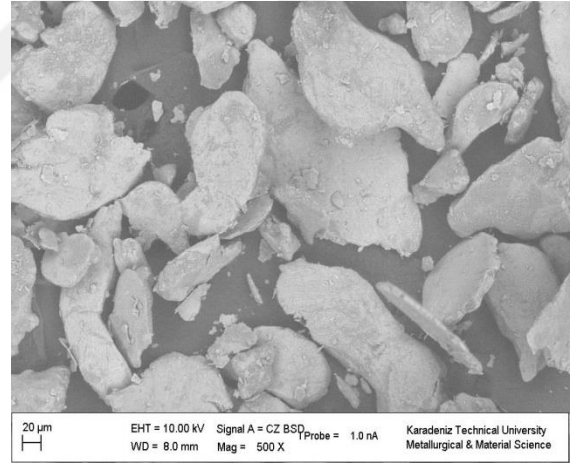
### 3.1.2. Sabit Öğütme Zamanında Takviye Malzemesindeki Artışa Bağlı Olarak Toz Morfolojisindeki Değişim

**Küçük Büyütme**

**Büyük Büyütme**



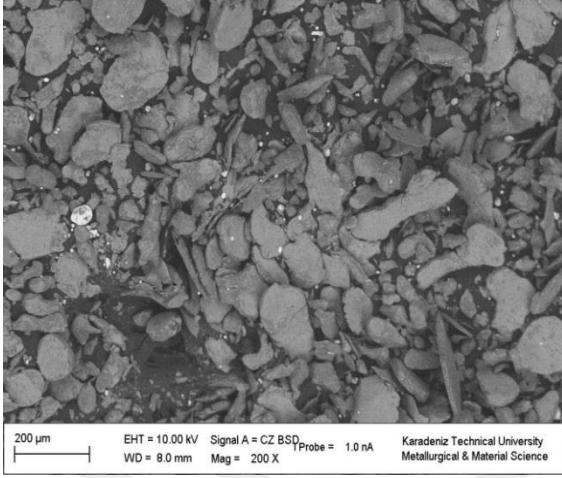
(a)



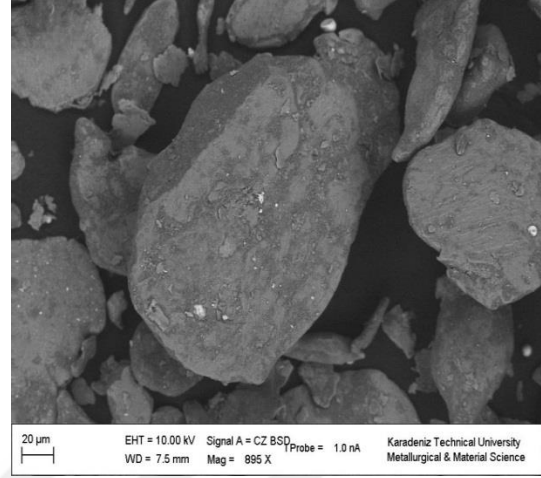
(b)

Şekil 3.2. AL2024-316L kompozit tozlarının takviye miktarındaki artışa bağlı morfoloji değişimleri (a-b)Al2024,(c-d)Al2024-%1(316L),(e-f)Al2024-%2(316L),(g-h)Al2024-%5(316L),(i-i)Al2024-%10(316L),(j-k)Al2024-%15(316L),(l-m)Al2024-%20(316L),(n-o)Al2024-%25(316L)

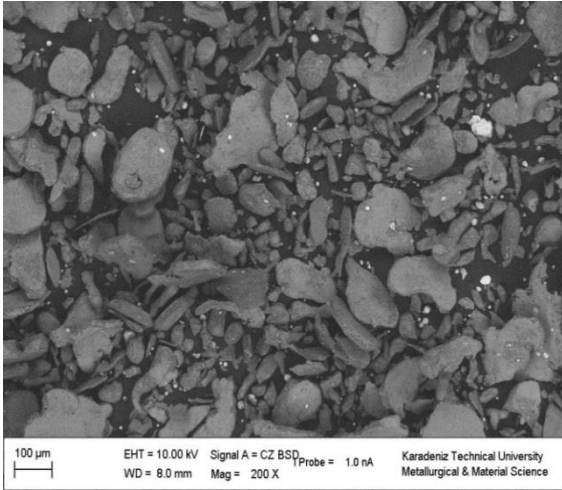
Şekil 3.2'nin devamı



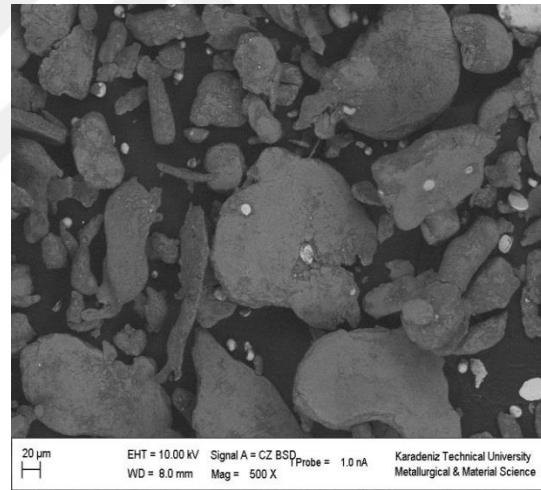
(c)



(d)



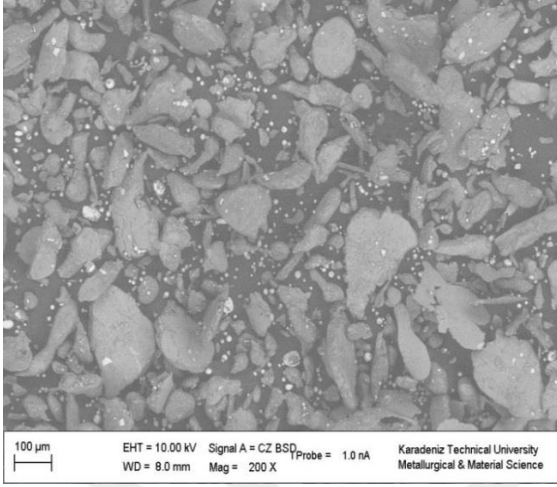
(e)



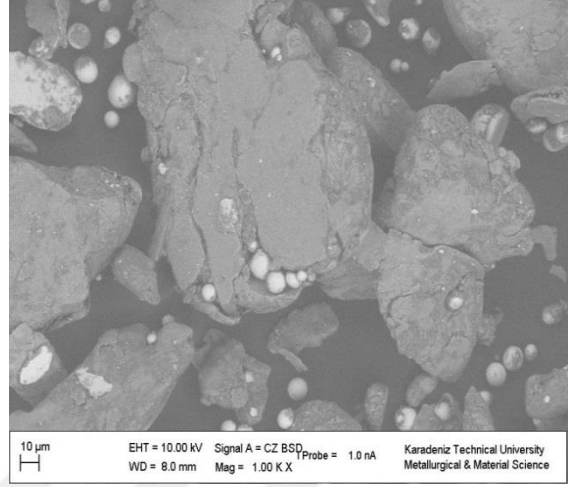
(f)



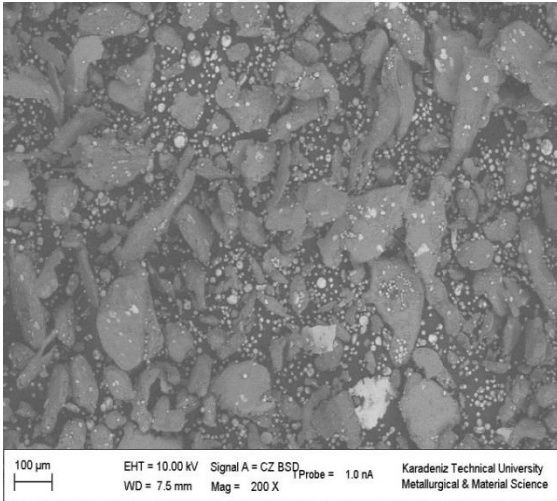
Şekil 3.2'nin devamı



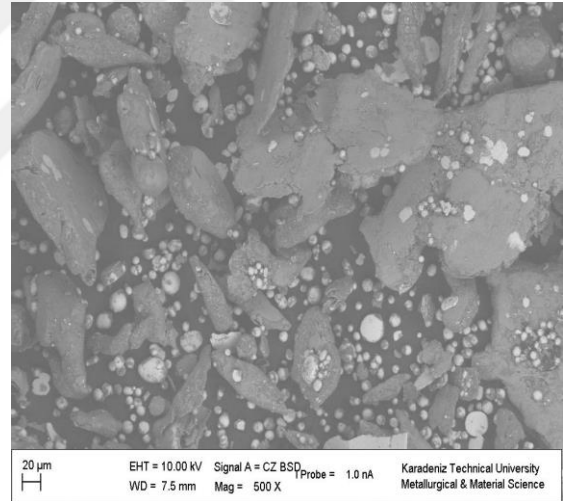
(g)



(h)

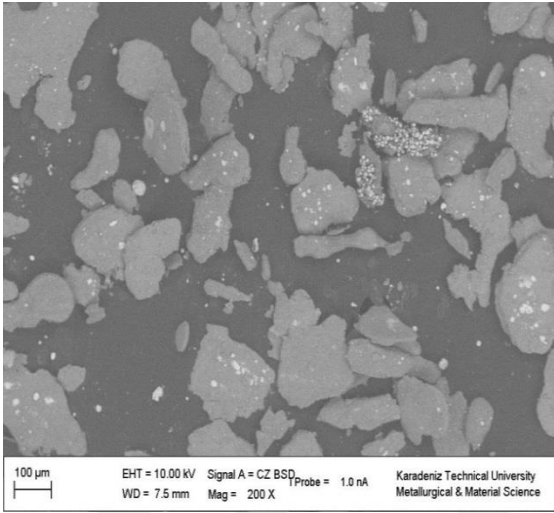


(i)

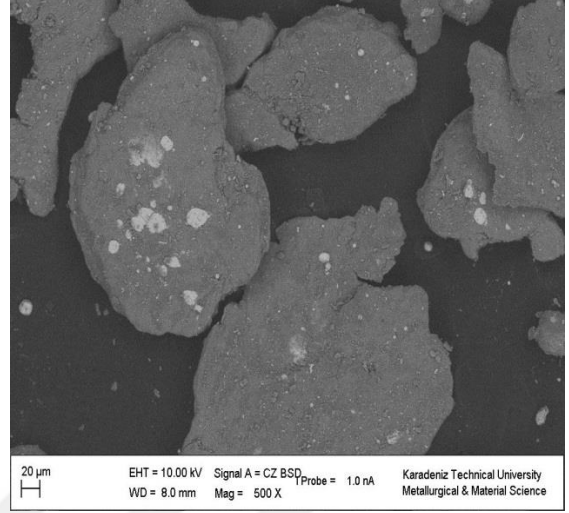


(i)

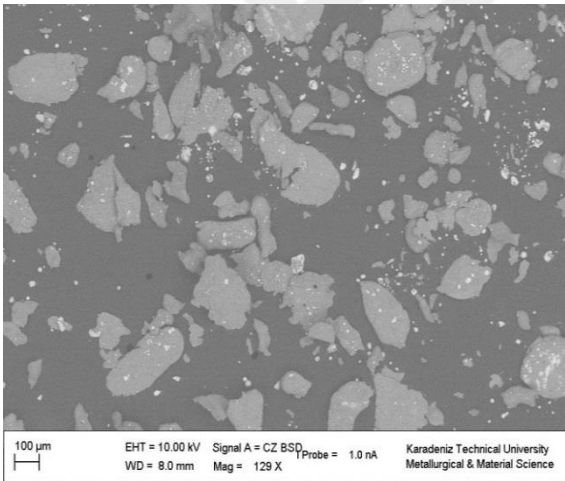
Şekil 3.2'nin devamı



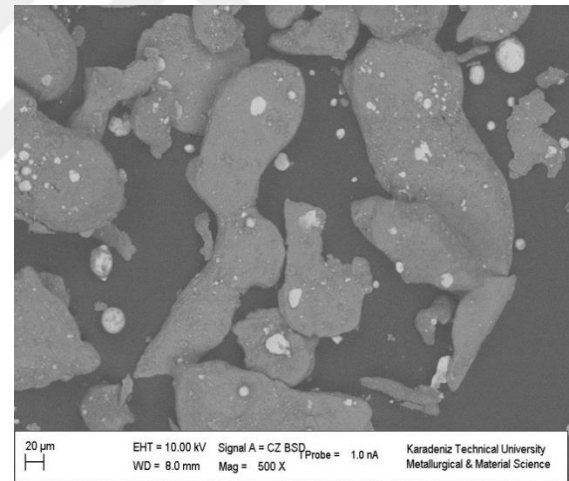
(j)



(k)

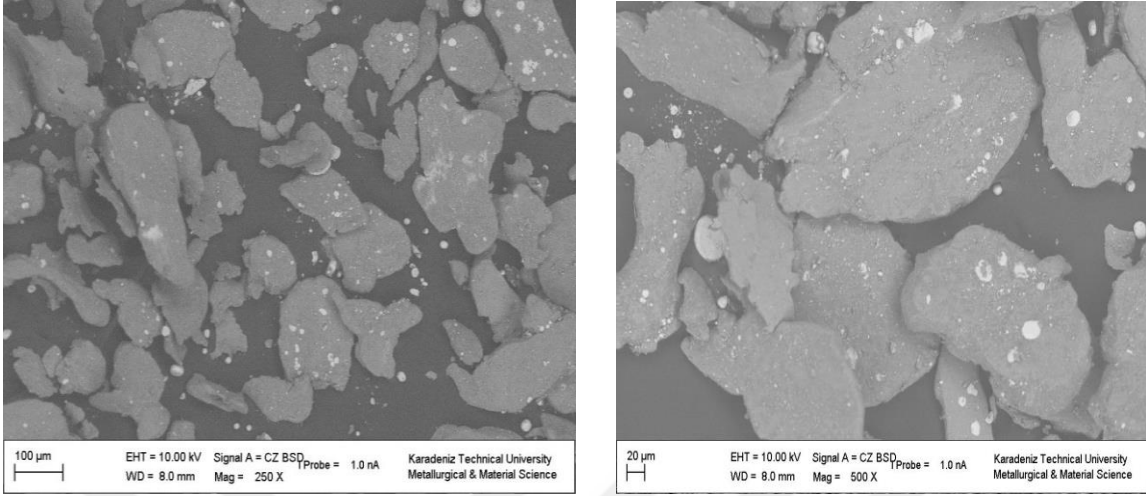


(l)



(m)

Şekil 3.2'nin devamı



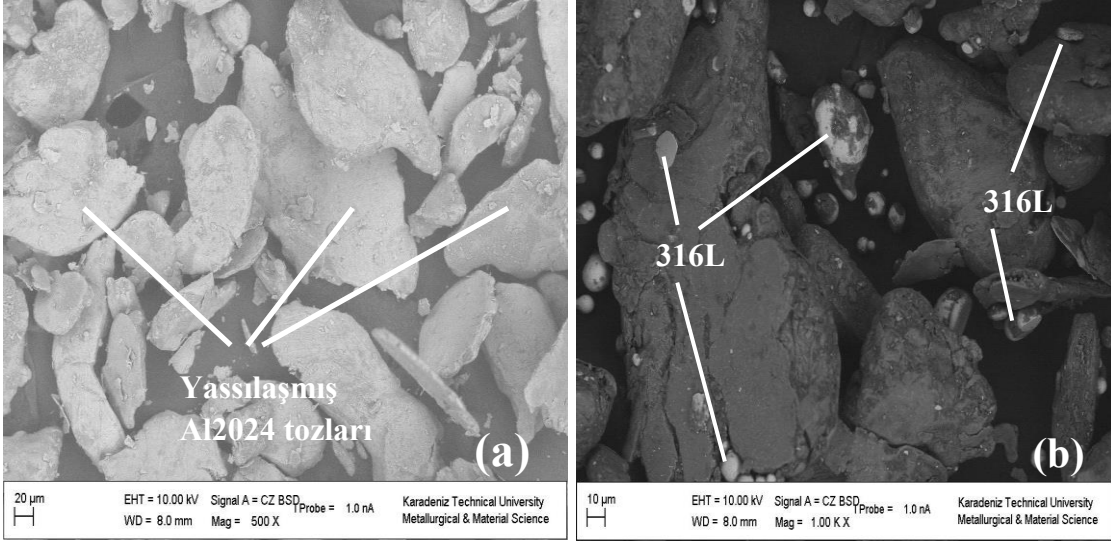
(n)

(o)

### 3.1.3. Takviye Tozlarının Matris Tozlarına Gömülmesi

Sabit öğütme süresine bağlı olarak toz morfolojisi incelendiğinde, matris malzemesinden oldukça sert ve bir o kadar da küçük başlangıç boyutlarına sahip olan takviye fazının iki saatlik öğütme sonucunda matris fazın içine gömüldüğü ve kompozit yapısını oluşturduğu görülmektedir.

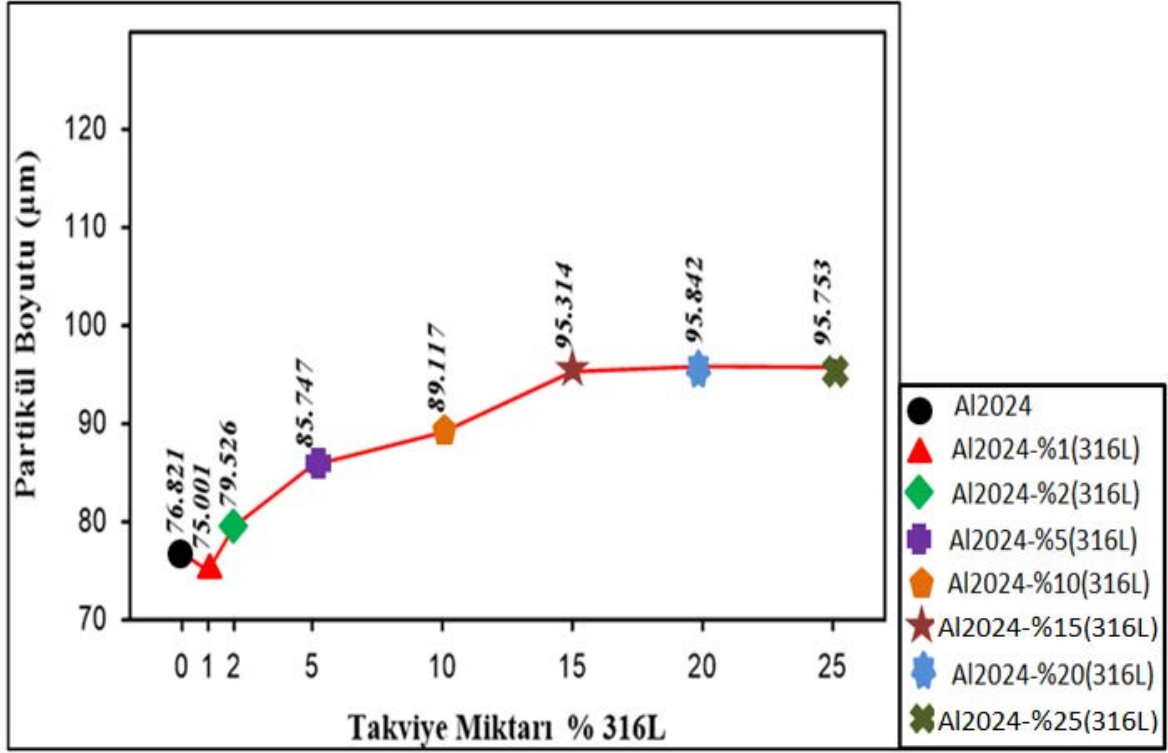
Şekil 3.3 (a)'da takviyesiz Al2024 alaşım tozları ve Şekil 3.3 (b)'de Al2024-%5 316L takviyeli, iki saat mekanik alaşımlanmış toz morfolojisi görülmektedir. Yapıda bulunan sünek Al2024 tozları öğütmenin etkisiyle yassılaştırmıştır. Şekil 3.3 (b) takviye fazının yapıya katılmasıyla ve öğütmenin etkisiyle birlikte yüksek enerjili devam eden çarpışmalar sonucunda 316L partikülleri, yassılaştıran alüminyum tozlarına gömülmeye başlarlar. Devam eden mekanik alaşımlama işleminde 316L partiküllerinin gömülmesi ve yüksek deformasyon neticesinde yeni alaşımlanmış sert yapılar oluşur. Artan takviye miktarına da bağlı olarak yassılaştıran alüminyum tozlarına gömülen 316L tozları miktarı arttığından yapıdaki tane boyutlarının büyüklüklerinde de artış görülmüştür.



Şekil 3.3. (a) İki saatlik öğütme sonucunda yassılaştırılmış Al2024 tozları, (b) iki saatlik öğütme sonucunda 316L partiküllerinin Al2024 tozlarına çakılması ve yeni alaşımlanmış yapılar oluşması.

#### 3.1.4. Toz Boyutu

Mekanik alaşımlama işleminde yüksek enerjili öğütme işlemine maruz kalan toz partikülleri bilye-toz-bilye, bilye-toz-değirmen yüzeyi arasında meydana gelen yüksek enerjili çarpışmalar sonucunda hem morfolojik hem de boyutsal anlamda değişim gösterirler. Mekanik alaşımlama ile ilgili yapılan çalışmalar sonucunda ortaya çıkan genel görüş öğütmenin ilk aşamalarında toz boyutunun soğuk kaynak sonucunda arttığı ilerleyen öğütme sürelerinde ise azalarak kararlı hale ulaştığıdır. Bununla birlikte bu oluşum başlangıç boyutu, başlangıç tozlarının morfolojisi, işlem kontrol katkısının miktarı ve uygulanma biçimi gibi faktörlere de bağlıdır. Öğütülen tozların boyutları incelendiğinde matris malzemesi olarak kullanılan Al2024 toz partikülleri başlangıçtaki toz boyutuna göre iki saatlik öğütme sonucunda partikül boyutlarında azalma görülmüştür. Bu tozlar bilya-toz-bilya çarpışmaları sonucunda ince bölgelerinden (boyun bölgesi) koparak toz boyutunun düşmesine ve öğütmenin etkisiyle birlikte tozların pulsu yapıya geçişine neden olmaktadır. Artan takviye miktarıyla birlikte küresel haldeki 316L toz partikülleri, yassı şekildeki Al2024 toz partikülleri içine gömülerek toz boyutunda artışa neden olmaktadır. Farklı takviye oranlarına sahip tozlarının iki saatlik öğütme süresi sonucunda partikül boyutlarındaki değişim aşağıdaki grafikte verilmiştir (Şekil 3.4.).



Şekil 3.4. Farklı takviye oranlarına sahip tozların iki saatlik öğütme süresi sonucunda partikül boyutlarındaki değişim.

### 3.2. Preslenmiş Numunelerin Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi

Farklı takviye oranlarında preslenmiş metal-metal kompozit malzemelere verilen kod adları (Tablo 3.1.)'de verilmiştir.

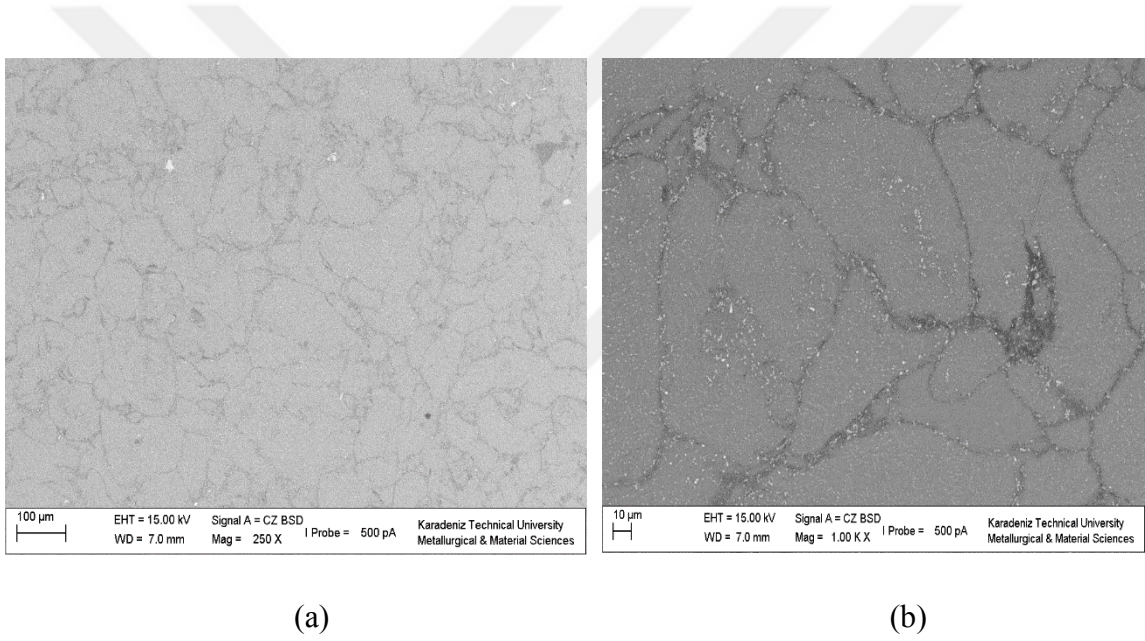
Tablo 3.1. Farklı Takviye Miktarına Sahip Numunelere Verilen Kod Adları

Numune Adı	Kod Adı
AL2024	A
%1(316L)-AL2024	A1SS
%2(316L)-AL2024	A2SS
%5(316L)-AL2024	A5SS
%10(316L)-AL2024	A10SS
%15(316L)-AL2024	A15SS
%20(316L)-AL2024	A20SS
%25(316L)-AL2024	A25SS

### 3.2.1. İç Yapı İncelemeleri

Sabit öğütme zamanı ile alaşım, kompozitlerin genel iç yapı incelemeleri ve takviye elemanın yapı içindeki dağılımı taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir. Al2024 matris içerisine takviye miktarı ağırlıkça ( %1, %2, %5, %10, %15, %20, %25) %316L olacak şekilde eklenmiş ve takviye miktarındaki artışa bağlı olarak iç yapılarının, oluşan 2.'il fazların ve yapı içerisinde homojen olarak dağılan takviye partiküllerinin görüntüleri SEM'de saptanmış ve elde edilen SEM resimleri aşağıdaki resimlerde verilmiştir.

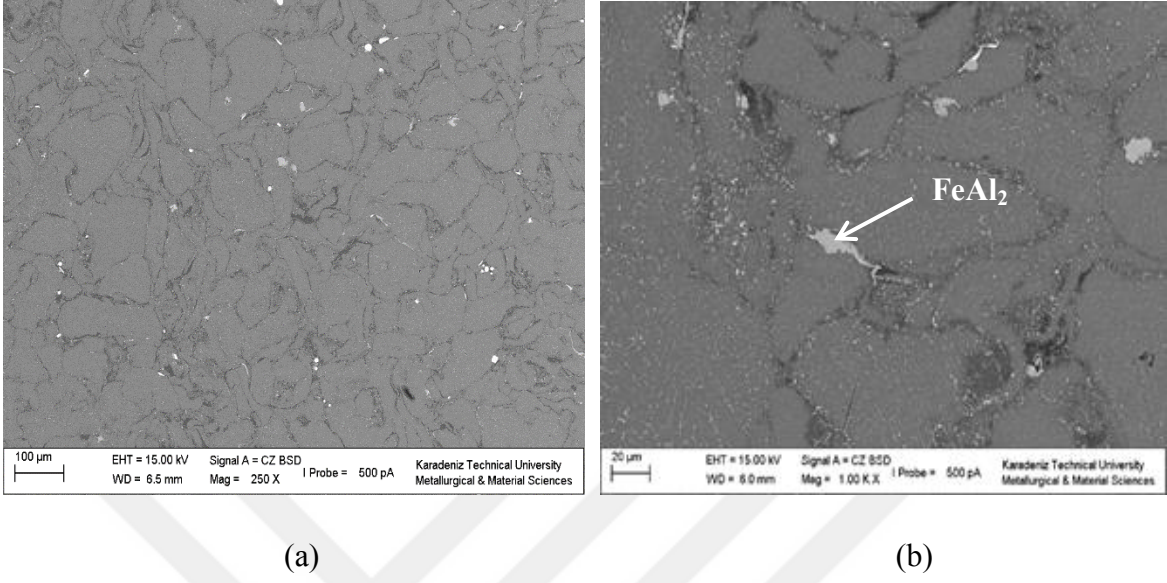
#### 3.2.1.1. Al2024 Alaşımının İç Yapı Görüntüleri



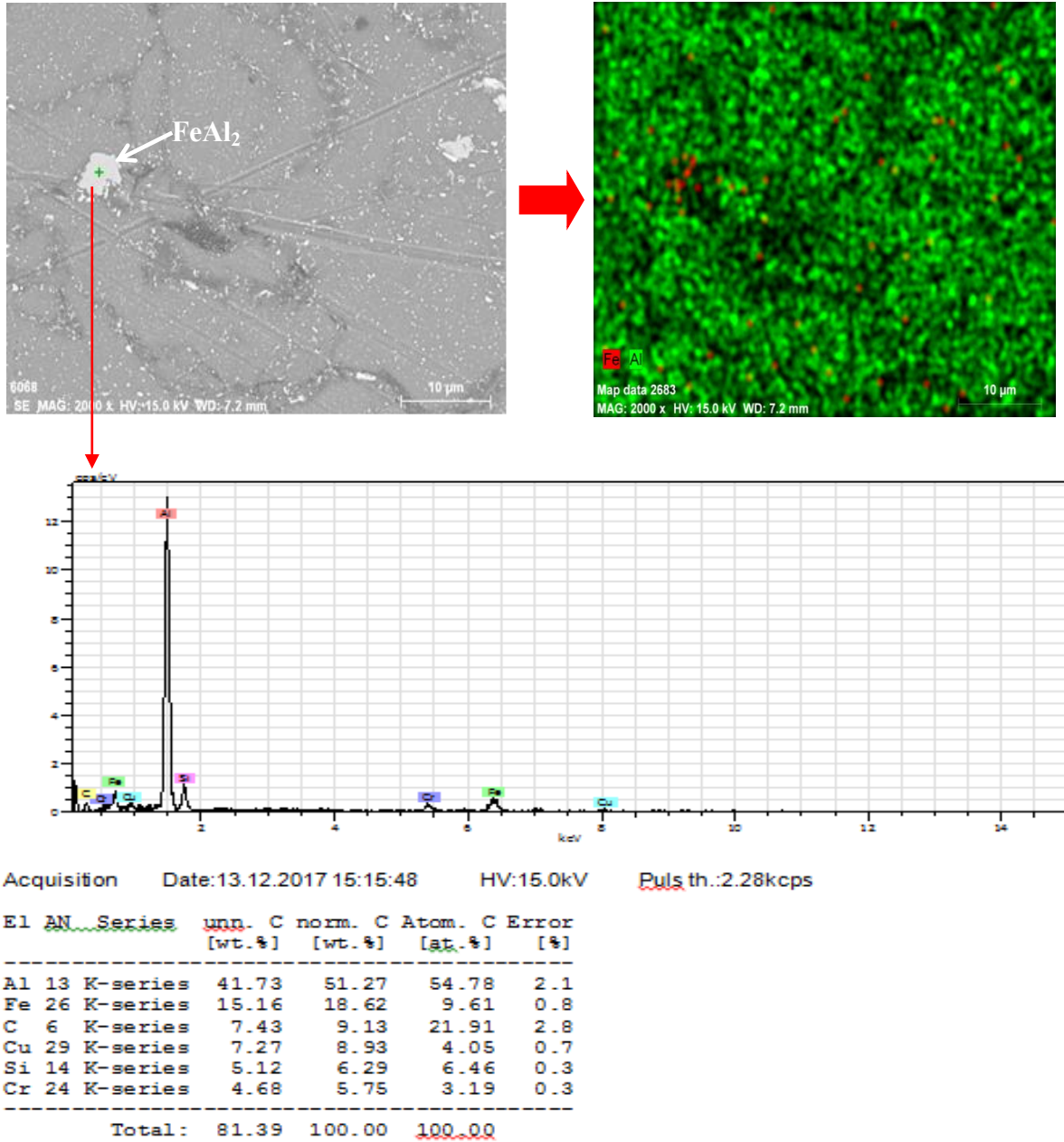
Şekil 3.5. Al2024 alaşımının farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X



### 3.2.1.2. Al2024 - %1(316L) İç Yapı Görüntüleri



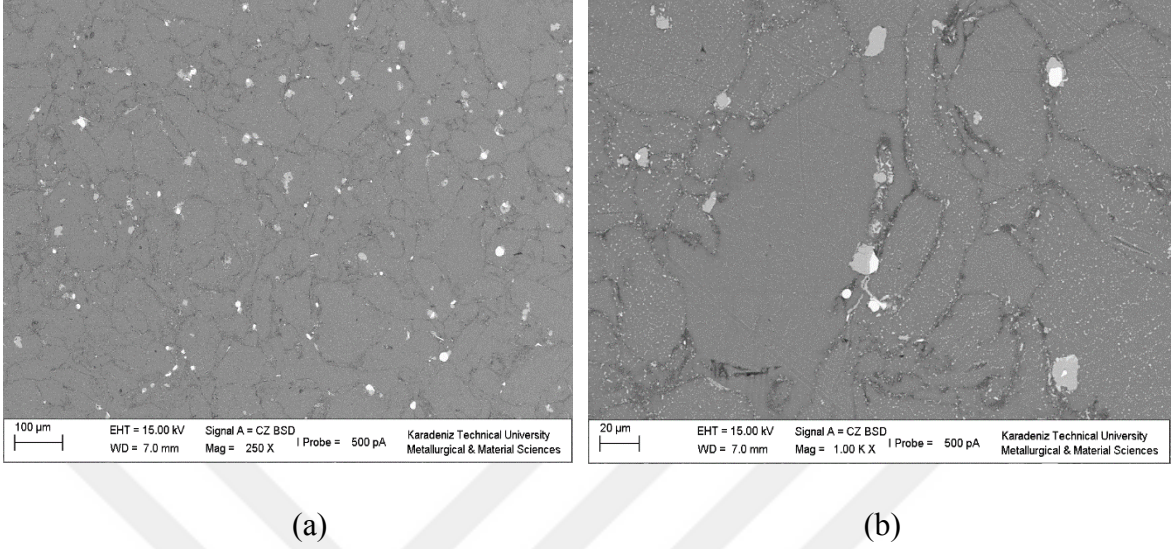
Şekil 3.6. Al2024- %1 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X



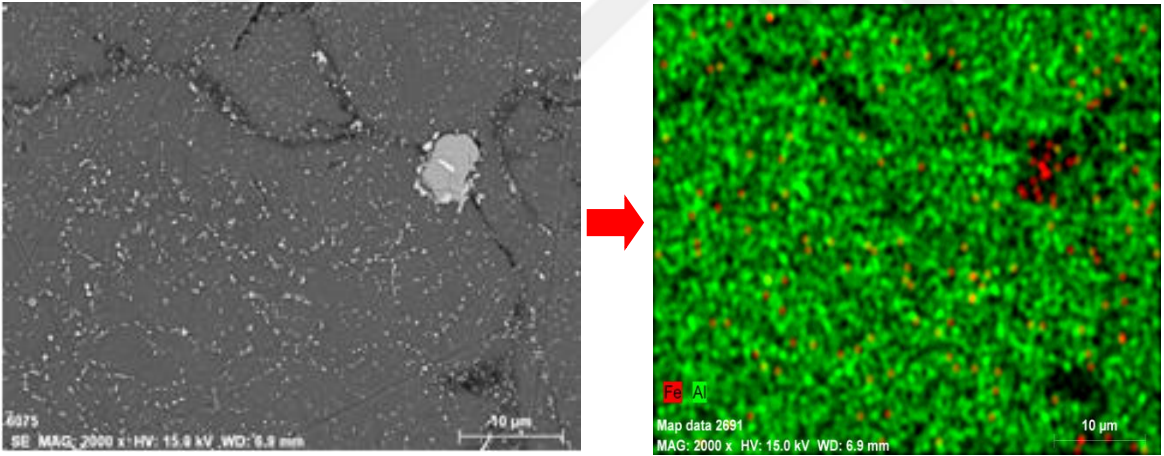
Şekil 3.7. Al2024 - %1 316L metal metal kompozitin iç yapısında ki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi ve oluşan FeAl<sub>2</sub> iç yapısındaki elementlerin % dağılımı.



### 3.2.1.3. Al2024 - %2(316L) İç Yapı Görüntüleri

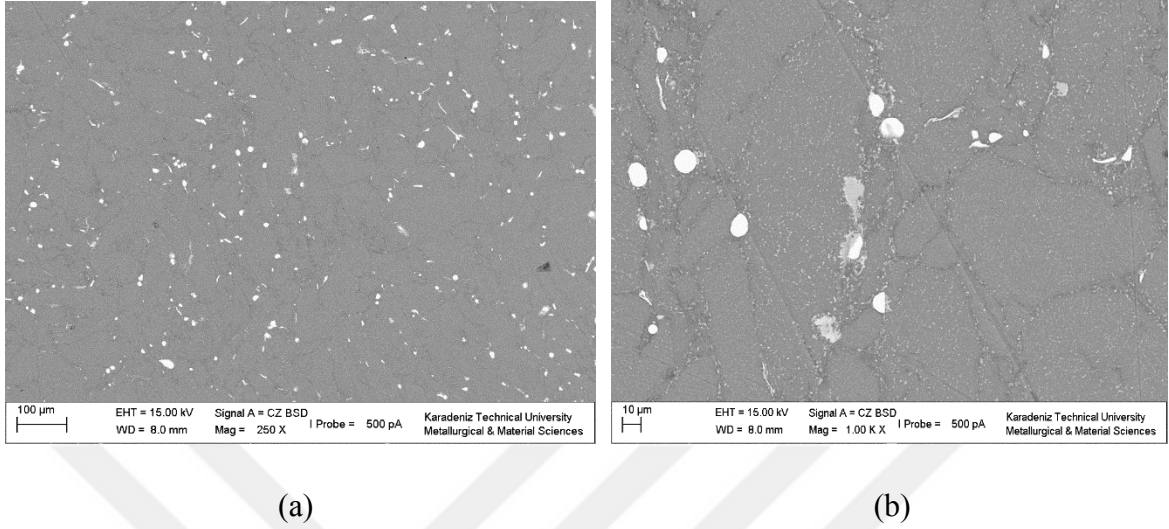


Şekil 3.8. Al2024 - %2 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X

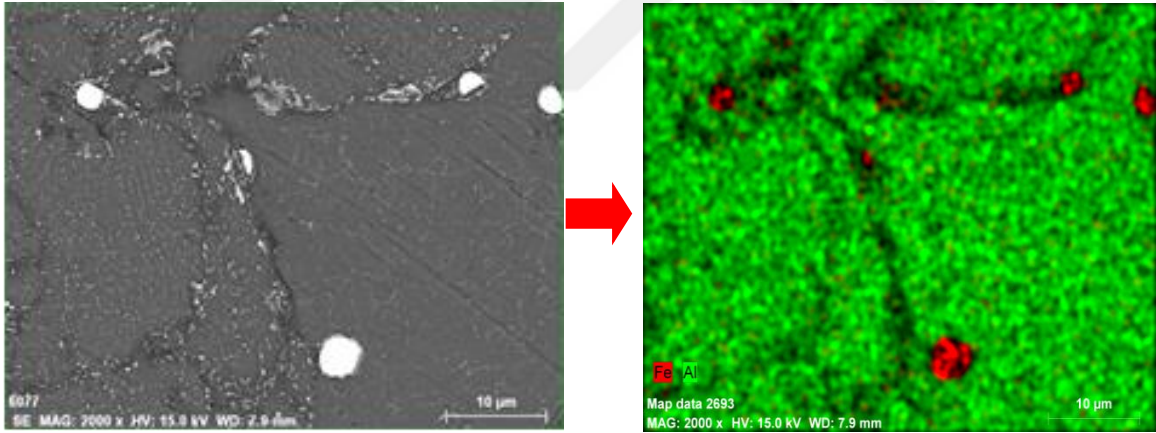


Şekil 3.9. Al2024 - %2 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.

### 3.2.1.4. Al2024 - %5(316L) İç Yapı Görüntüleri



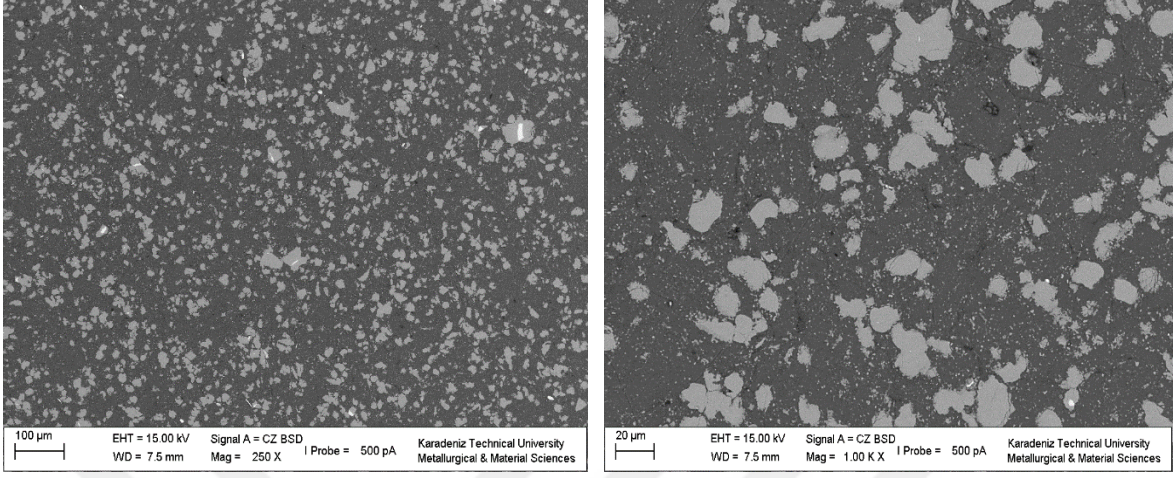
Şekil 3.10. Al2024 - %5 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X



Şekil 3.11. Al2024 - %5 316L metal metal kompozitin iç yapısında ki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi



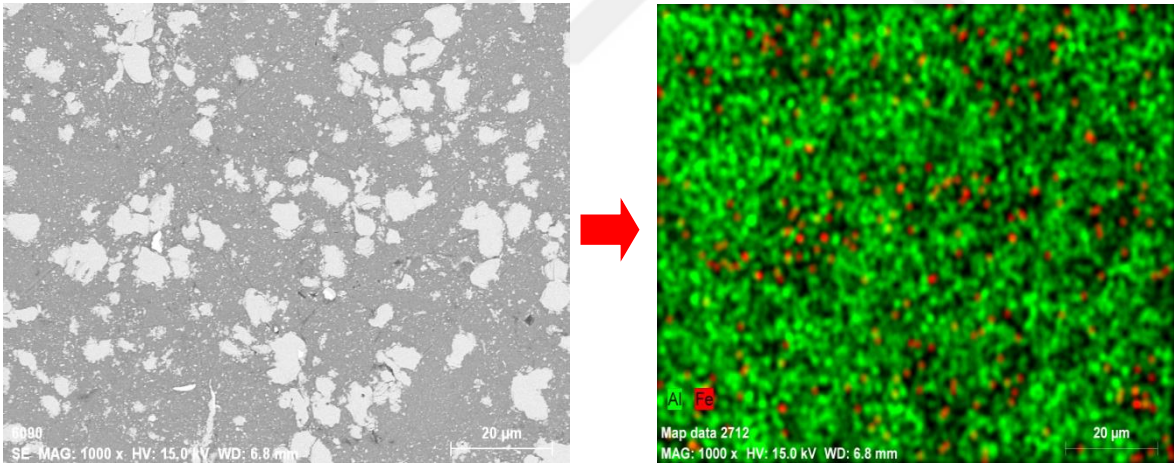
### 3.2.1.5. Al2024 - %10(316L) İç Yapı Görüntüleri



(a)

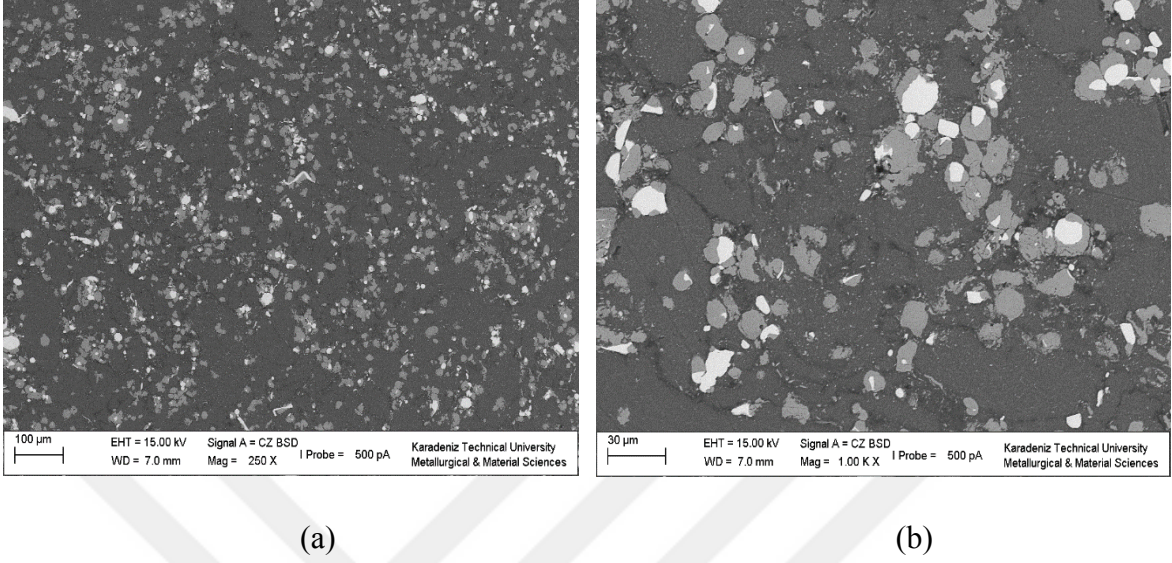
(b)

Şekil 3.12. Al2024 - %10 316L metal metal kompozitinin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X

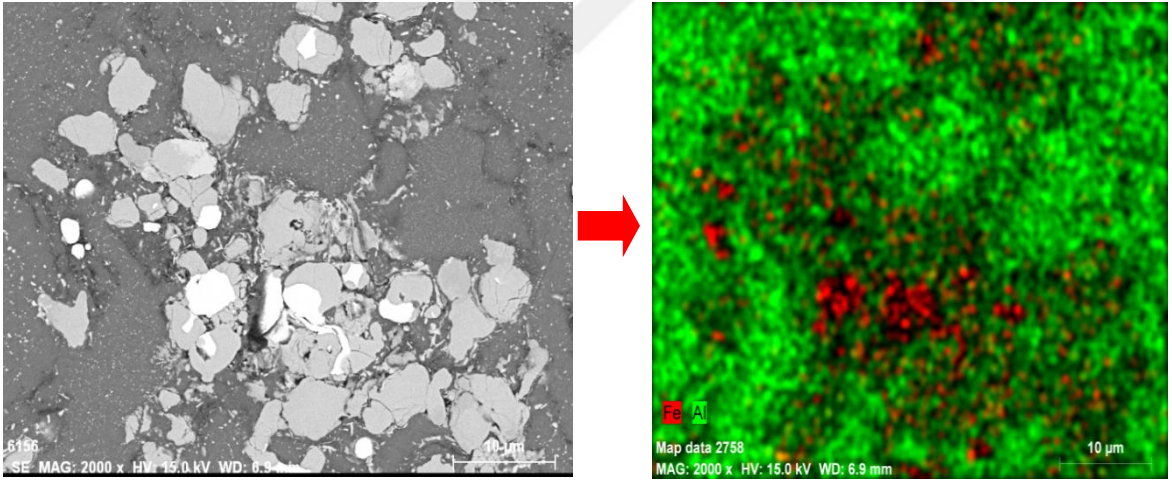


Şekil 3.13. Al2024 - %10 316L metal metal kompozitinin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi

### 3.2.1.6. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - %15(316L) İç Yapı Görüntüleri



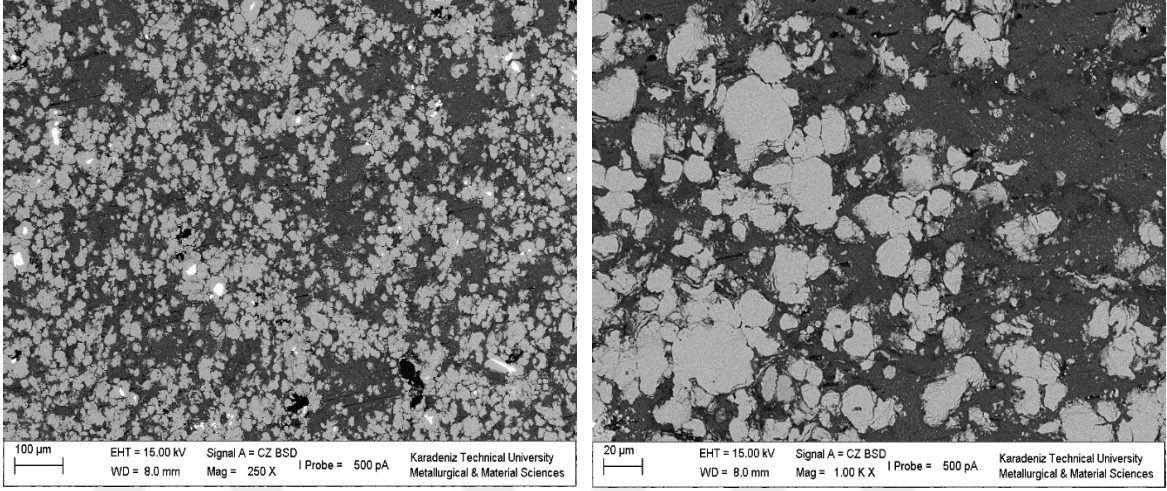
Şekil 3.14. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - %15 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X



Şekil 3.15. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - %15 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.



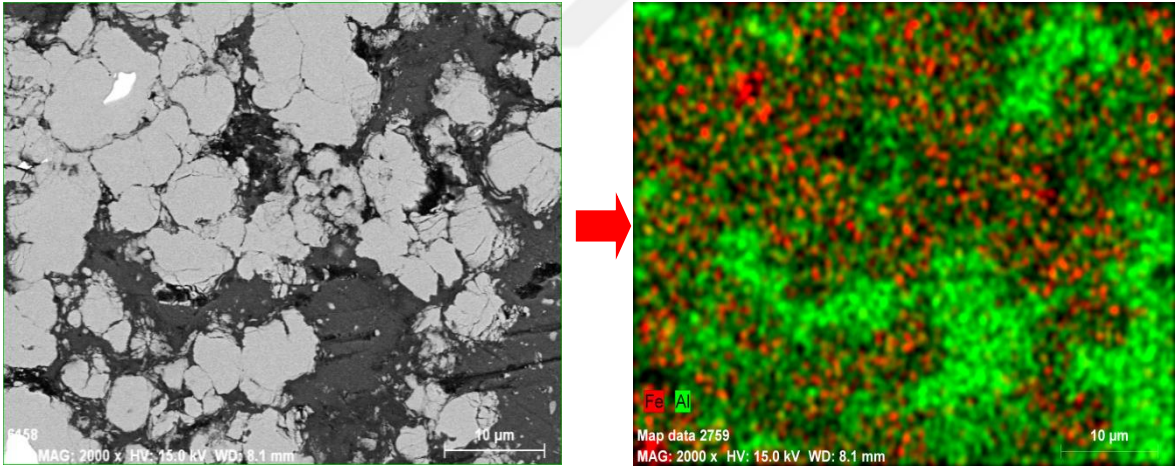
### 3.2.1.7. Al2024 - %20(316L) İç Yapı Görüntüleri



(a)

(b)

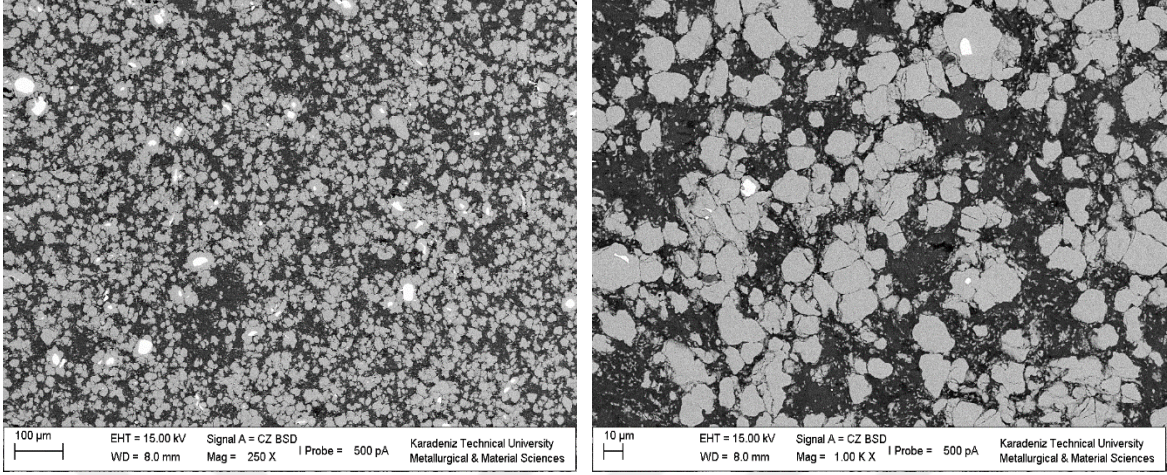
Şekil 3.16. Al2024 - %20 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X



Şekil 3.17. Al2024 - %20 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.



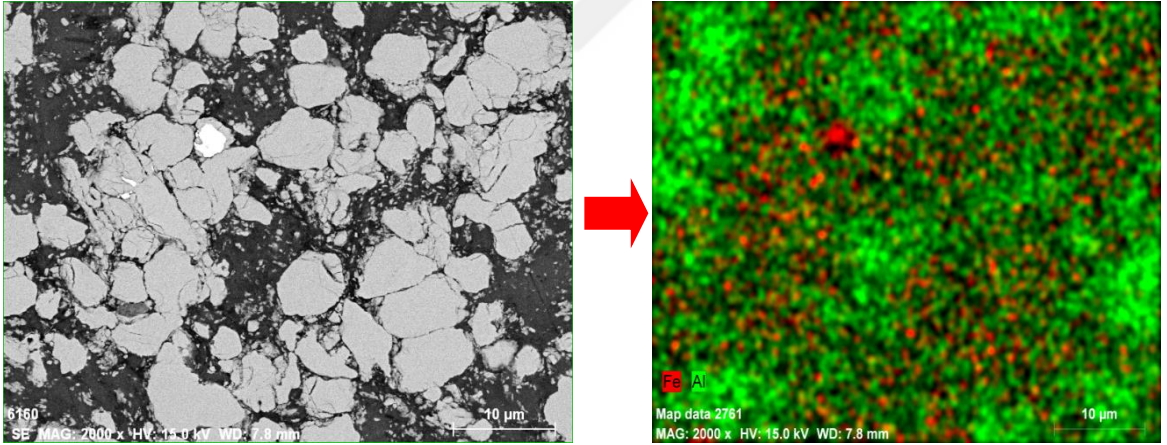
### 3.2.1.7. Al2024 - %25(316L) İç Yapı Görüntüleri



(a)

(b)

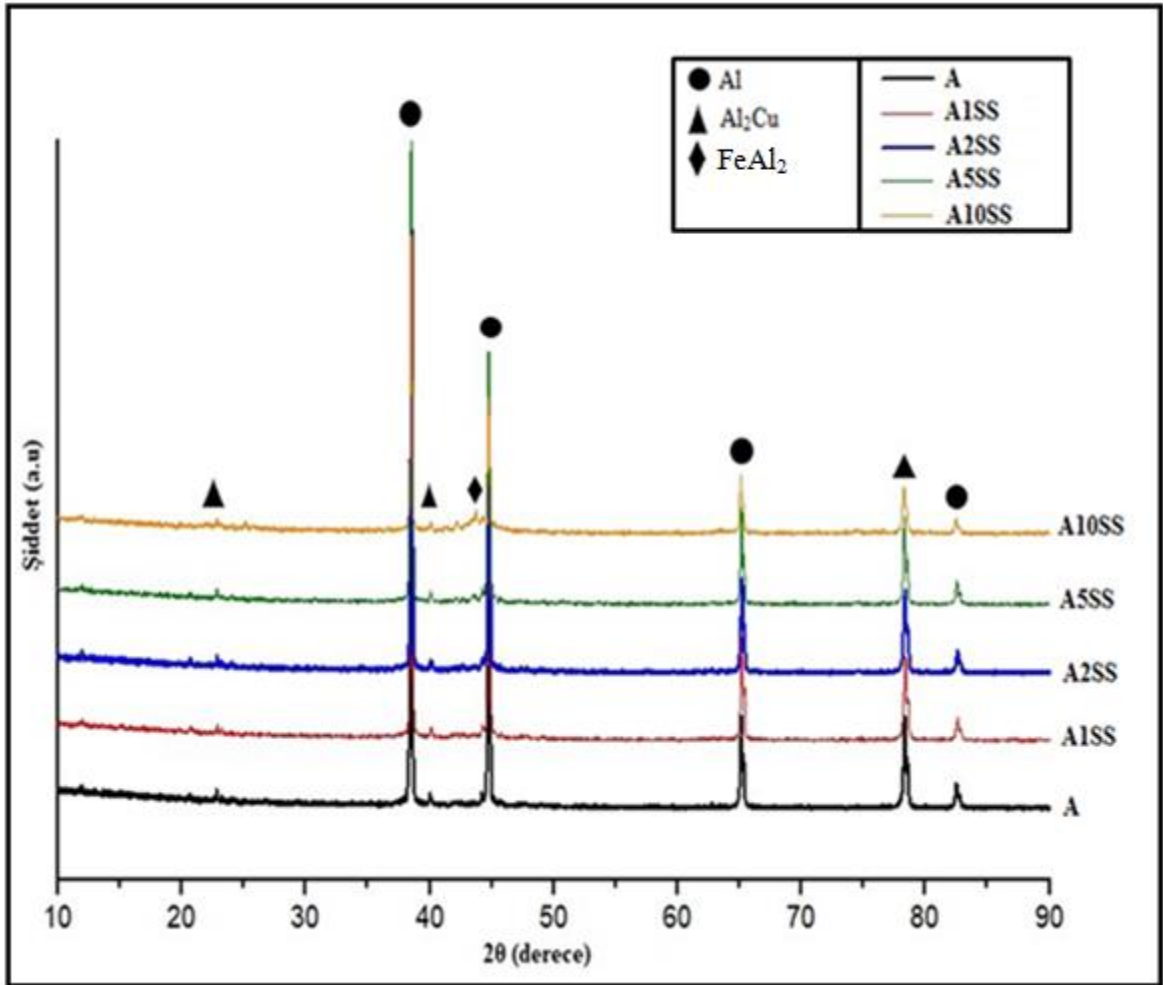
Şekil 3.18. Al2024 - %25 316L metal metal kompozitin farklı büyütme değerlerindeki iç yapı görüntüleri (a)250X (B)1000X



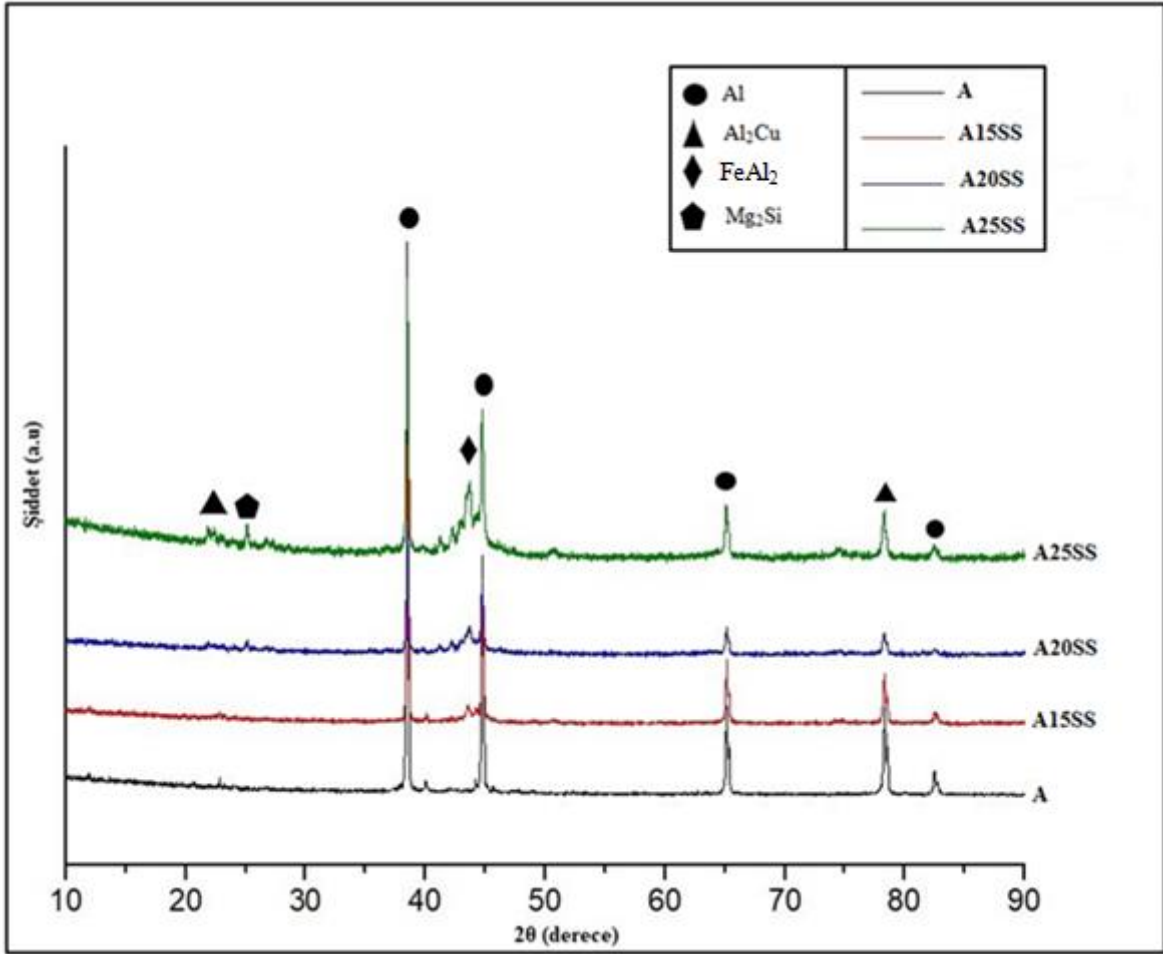
Şekil 3.19. Al2024 - %25 316L metal metal kompozitin iç yapısındaki Fe ve Al partiküllerinin dağılımının gösterilmesi.

### 3.2.2.Üretilen Kompozitlerin XRD Analizleri

Al2024 ve farklı takviye oranlarına sahip Al2024-316 metal-metal kompozitlerine ait Al, Al<sub>2</sub>Cu, FeAl<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Si fazlarına XRD spektrumunda rastlanmıştır (Şekil.3.20. , Şekil.3.21.). Takviye oranının yapı içerisinde artması ile birlikte saf Al2024 piklerinin şiddetinde azalma görülürken, yeni oluşan FeAl<sub>2</sub> fazı pikinin şiddeti artan takviye miktarıyla artmıştır.



Şekil 3.20. Al2024-316L kompozit numunelerin XRD analizleri



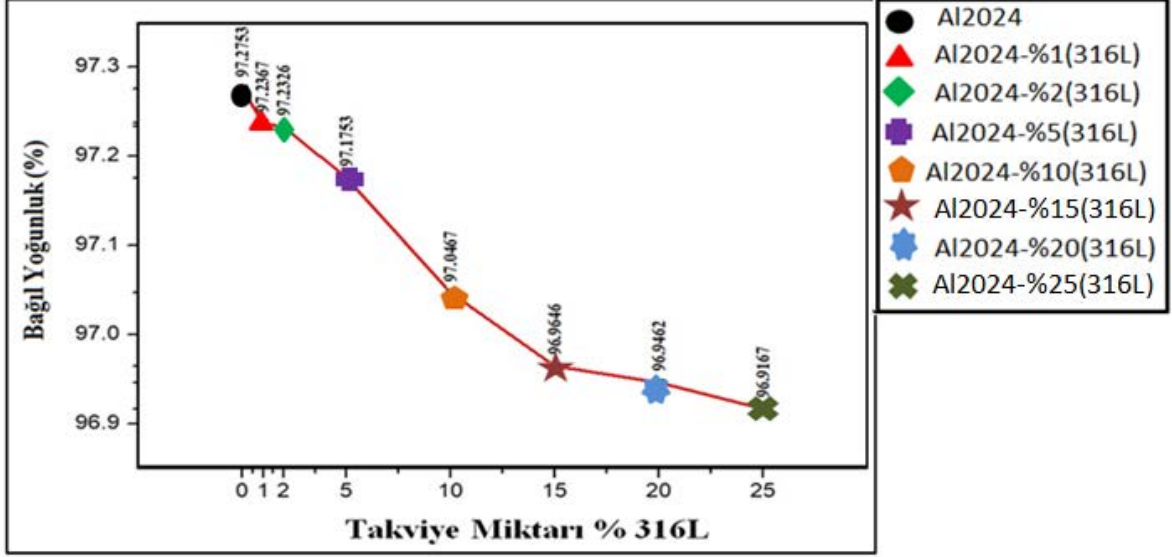
Şekil 3.21. Al2024-316L kompozit numunelerin XRD analizleri

### 3.2.3. Preslenmiş Numunelerde Porozite Miktarının İncelenmesi

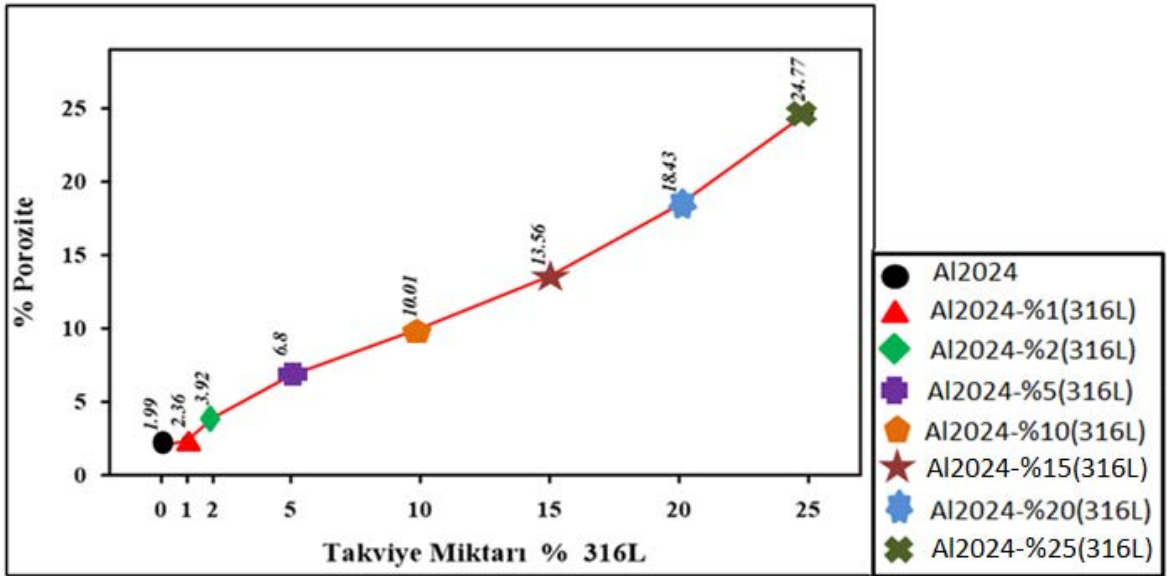
Tozların preslenme mekanizması kısaca şu şekildedir; sıkıştırma işleminin başında toz partikülleri birbiri arasında hareket ederek yer değiştirirler. Bu safhada toz morfolojisi, parçacık boyutu ve parçacıklar arasındaki sürtünme, tozun paketlenme mekanizmasını etkileyen önemli etmenlerdir. Tozların sıkıştırılmasının ikinci basamağında ise elastik ve plastik deformasyon mekanizmaları etkin rol almaktadır. Bu safhada partiküller arasında mekanik bağlar oluşmaktadır. Bu işlemin son aşamasında ise basıncın ve sıcaklığın etkisiyle toz parçacıkları birbirine soğuk kaynak olmaktadır. Tane sınırlarında biriken takviye parçacıkları hem iç bölgelerde matris tozlarının yoğunlaşmasını engellemekte hem de kendi aralarına matris tozlarının girmesini engellediğinden porozite oluşumunu artırmaktadır. Artan takviye oranına bağlı olarak yapıdaki sert partiküllerin artmasıyla birlikte kompozit tozlarının da sertliği beraberinde artış gösterir, buda tozların preslenme



ve paketlenme kabiliyetlerinde azalmaya sebebiyet verir. (Şekil.3.22.)'de görüldüğü üzere artan takviye oranına bağlı olarak bağıl yoğunluk değerleri azalmış, porozite miktarında artmıştır.



(a)

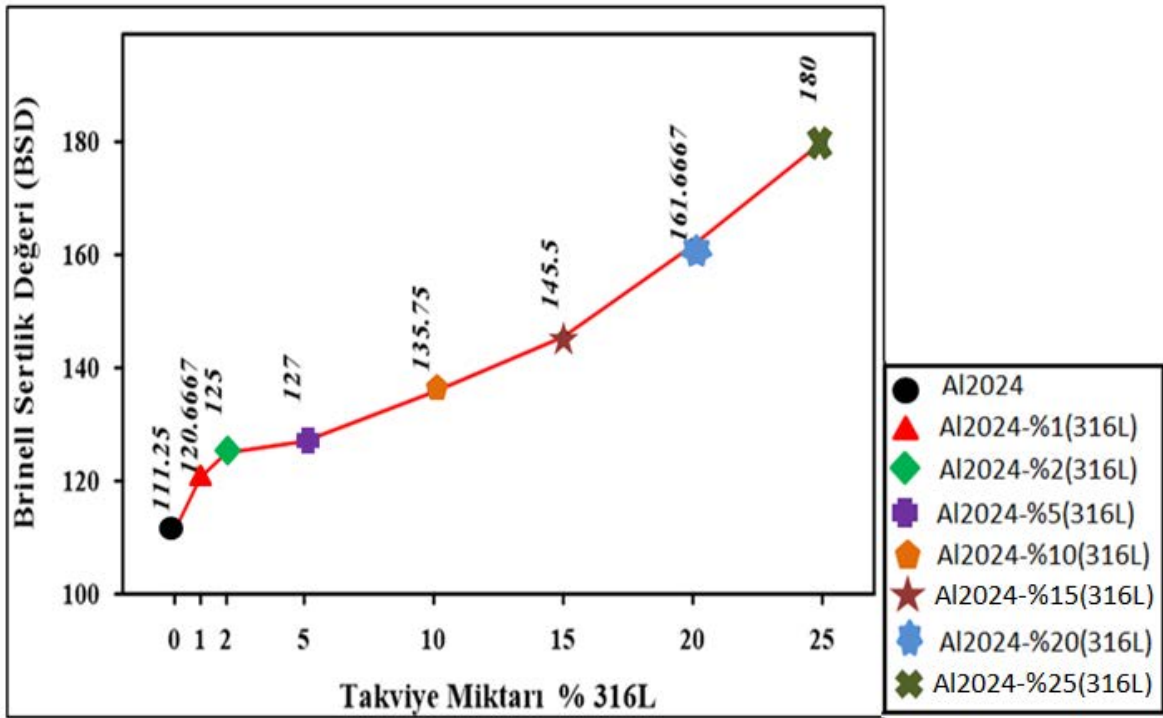


(b)

Şekil 3.22. Farklı takviye oranlarına sahip olan kompozitlerin (a) bağıl yoğunluk ve (b) % porozite değerlerinin değişimi

### 3.2.4. Preslenmiş Numunelerin Sertliklerinin İncelenmesi

Preslenmiş metal-metal kompozit malzemelerde artan takviye oranına bağlı olarak sertlik değerlerinde yapılan incelemeler sonucunda artış gözlemlenmiştir. Bunun birincil sebebi, bulk numune üretiminde kullanılacak olan tozların deformasyon sertleşmesi sonucunda sertliklerinin artması, ikincil sebep ise sert bir faz olan 316L miktarının yapı içerisinde giderek artmış olmasıdır. (Şekil 3.23.)’de görüldüğü üzere artan takviye miktarı ile oluşan kompozitlerin sertlik değerleri giderek yükselmiştir.

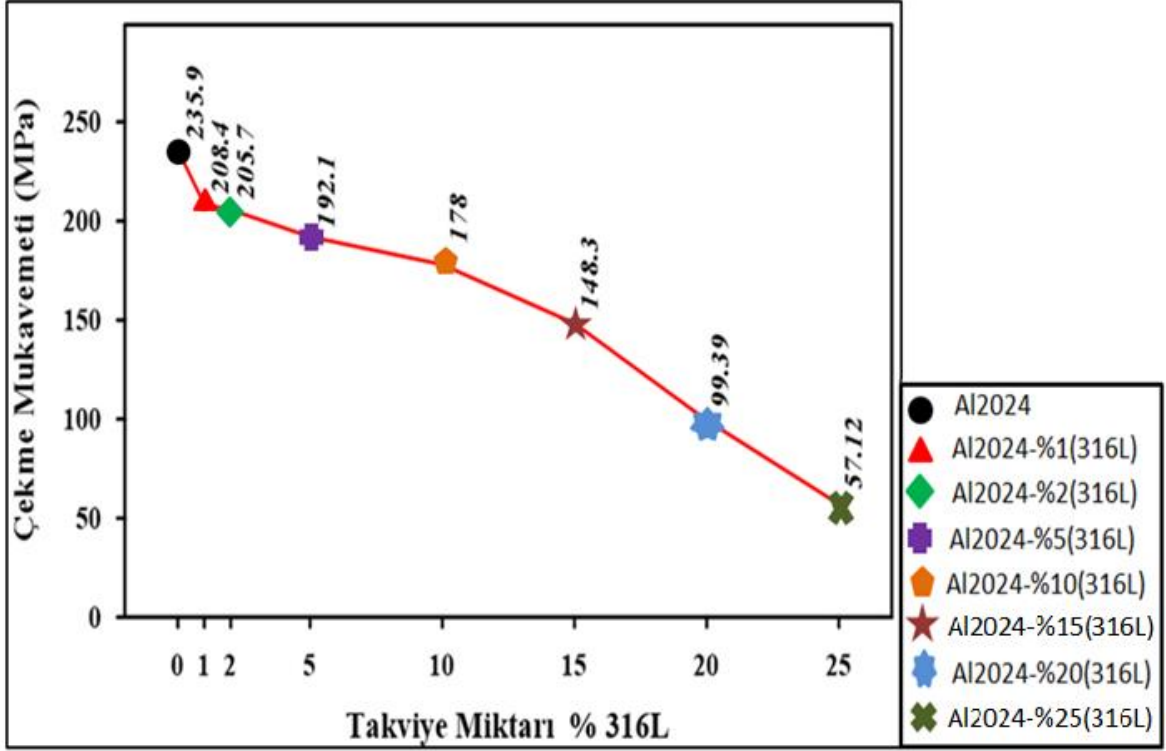


Şekil 3.23. Farklı takviye oranlarına bağlı olarak preslenmiş numuneler de sertliğin değişimi

### 3.2.5. Preslenmiş Numunelerin Çekme Mukavemetlerinin İncelenmesi

316L takviye parçacıkları ile takviye edilmiş AA2024 matrisli metal-metal kompozitlerin çekme mukavemeti artan 316L takviyesine birlikte azalma göstermiştir (Şekil 3.24). Bu azalmanın en önemli sebebi, artan 316L takviye miktarının, kompozit tozlarının preslenme ve paketlenme kabiliyetini düşürmesi sonucunda artan porozite miktarıdır. Al2024 matris malzemesine göre sertliği oldukça fazla olan 316L

tozları, preslenme sırasında direnç oluşturarak kompozit yapıda boşluklar oluşmasına ve gözenek oluşmasına neden olmuştur. Bu nedenle çekme deneyi esnasında numuneler boşluklu bölgelerden kolay şekilde kopmuştur ve bu nedenle çekme mukavemetlerinde düşüş gözlenmiştir. Çekme mukavemetlerinde meydana gelen bu azalmayı daha detaylı incelemek ve yorumlamak için, kırılma yüzeylerinin incelenmesi gerekmektedir.

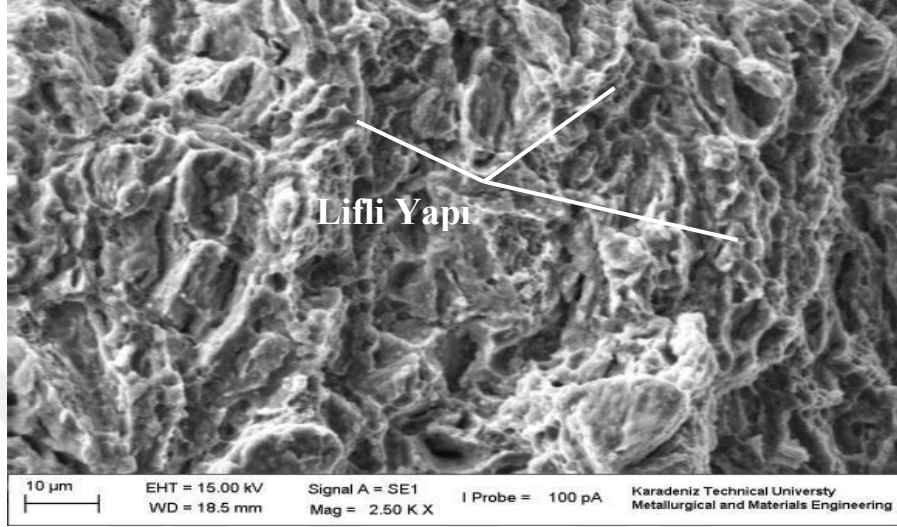


Şekil 3.24. Farklı takviye oranlarına bağlı olarak preslenmiş numunelerde çekme mukavemetinin değişimi

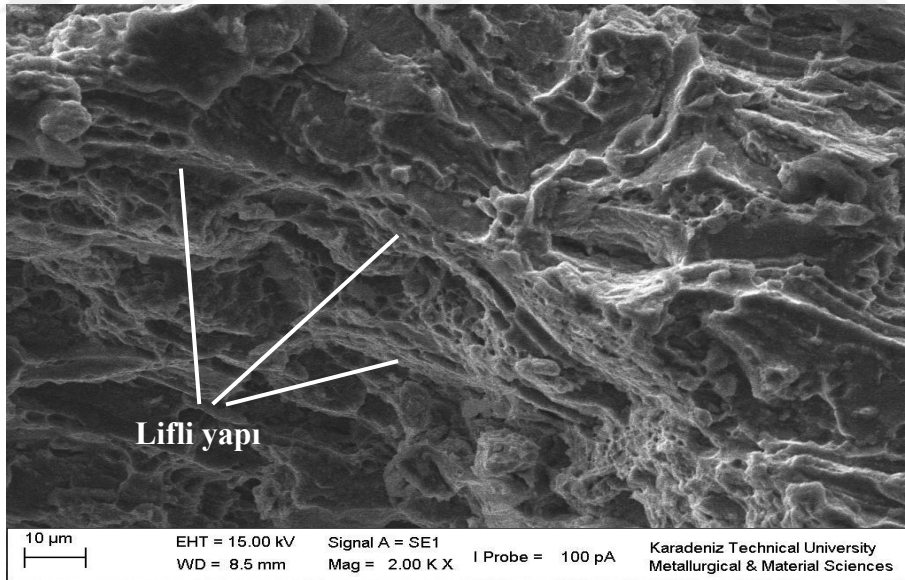
### 3.2.6. Çekme Numunelerinin Kırılma Yüzey Görüntülerinin İncelenmesi

Kırılma davranışının belirlenmesinde kırılma yüzeyinin görünüşü, kırılma yüzeyinin pürüzlülüğünün incelenmesi gibi yöntemler bulunmaktadır. Kırılma yüzeyinde oluşan görüntüler kırılma şeklinin (sünek-gevrek, taneler arası-tane içi) belirlenmesinde önemli etkindir. (Şekil 3.24.)’de görüldüğü üzere artan takviye miktarıyla birlikte preslenmiş numunelerin çekme mukavemeti azalmaktadır. Bunun esas sebebi, üretilen malzemelerin artan takviye miktarıyla birlikte malzemenin porozite değerlerinde artış görülmesidir. Ayrıca kırılma yüzeylerinde oluşan gözenekler malzemenin kırılma davranışı

hakkında önemli bilgiler vermektedir. Numunelerin kırılma davranışının belirlenebilmesi için numunelere çekme testi yapıldıktan sonra kopmanın olduğu yüzeyler taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir ve elde edilen yüzey görüntüleri (Şekil 3.25.)' verilmiştir.



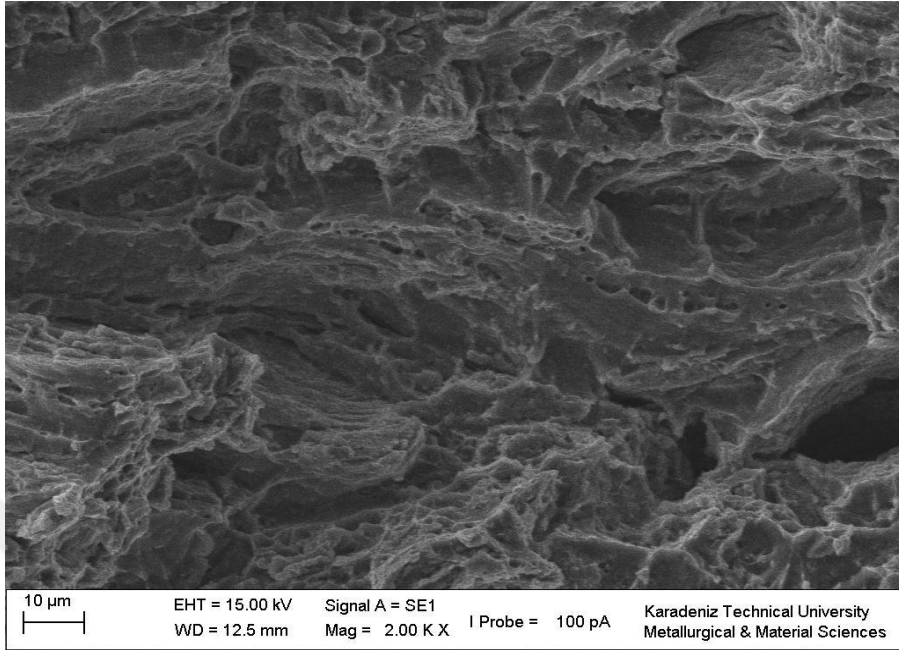
(a)



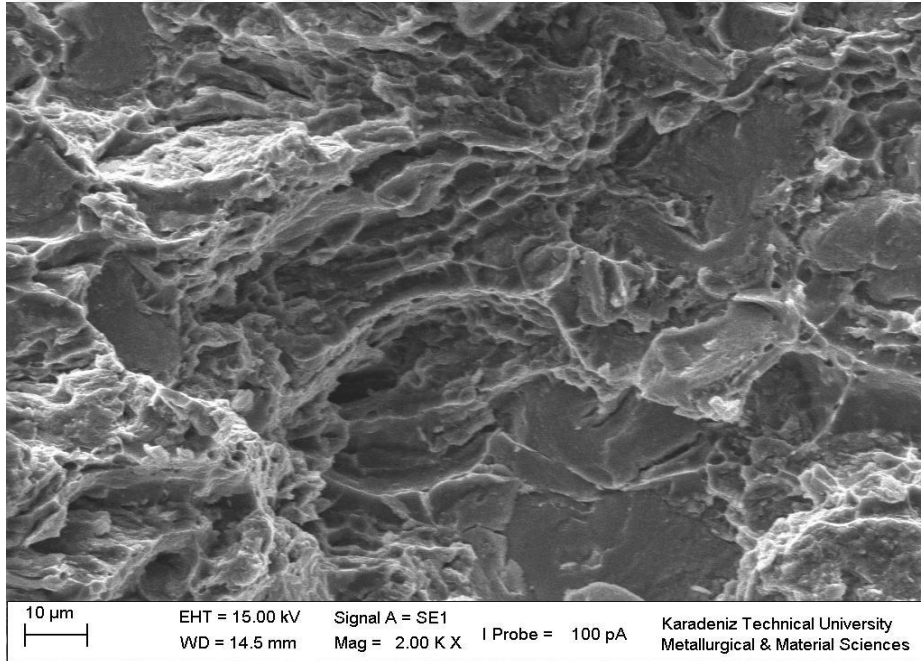
(b)

Şekil 3.25. Al2024-316 kompozit malzemelerin takviye miktarındaki artışa bağlı kırılma yüzey görüntüleri (a) A, (b) A1SS, (c) A2SS, (d) A5SS, (e) A10SS, (f) %A15SS, (g) A20SS, (h) A25SS.

Şekil 3.25'in devamı

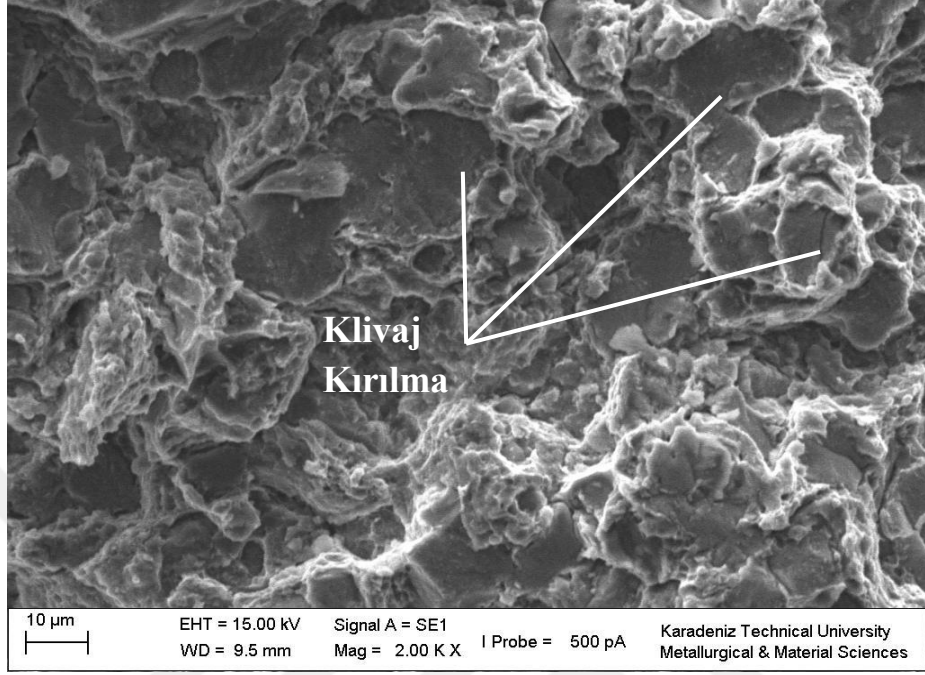


(c)

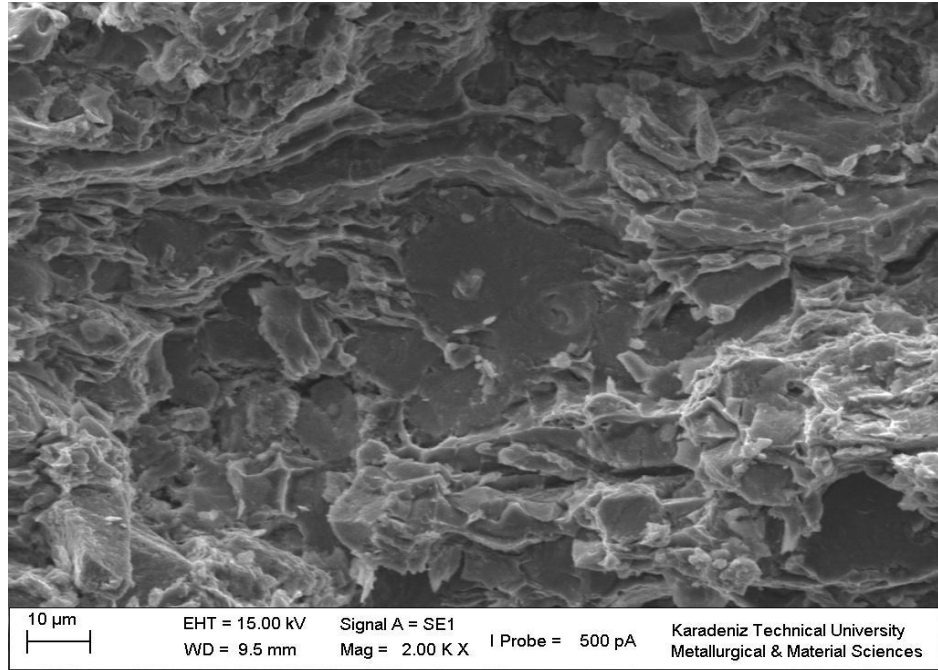


(d)

Şekil 3.25'in devamı



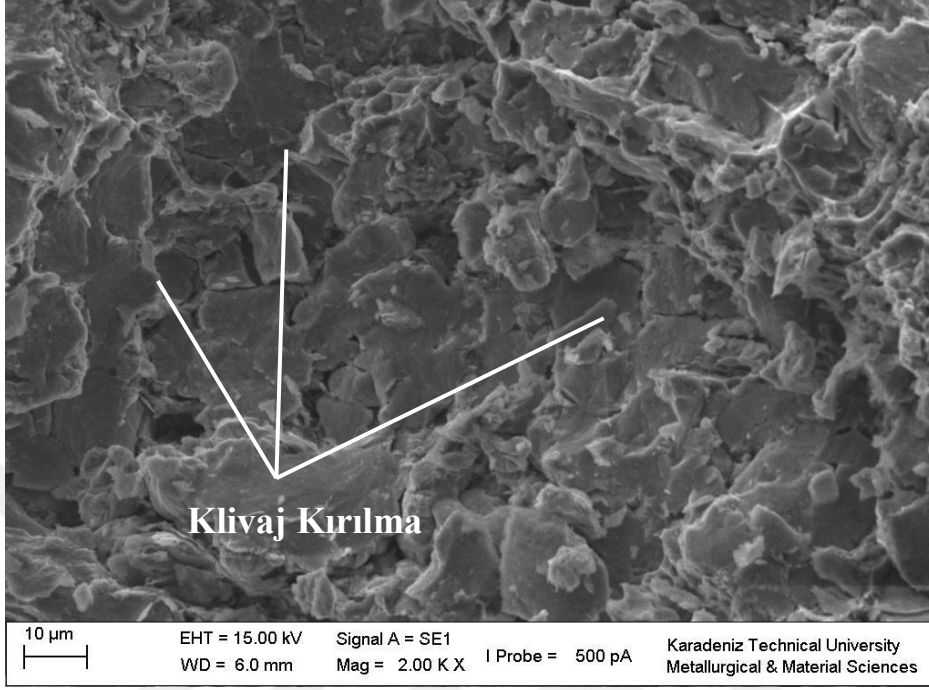
(e)



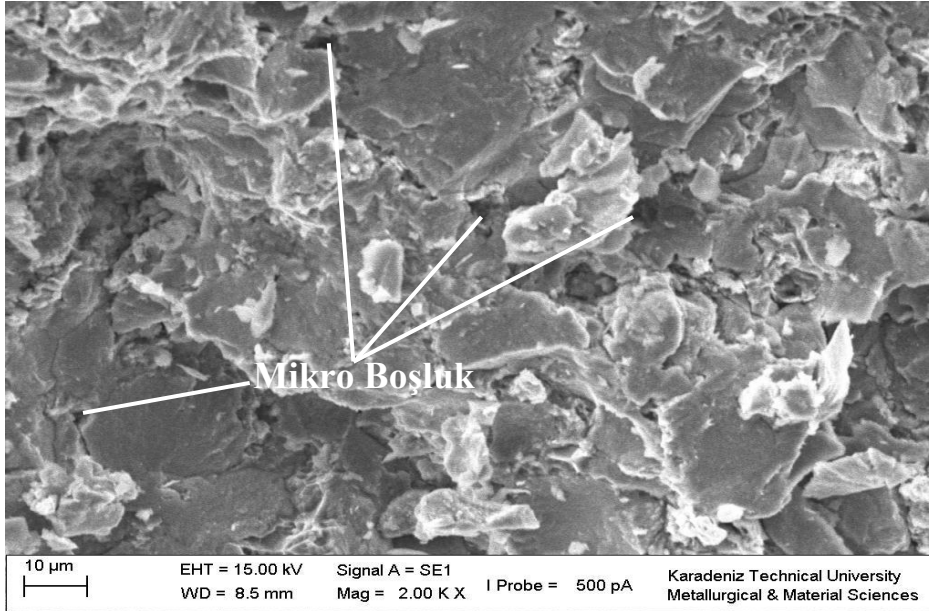
(f)



Şekil 3.25'in devamı



(g)



(h)

Kırılma yüzeyleri incelendiğinde, takviye miktarının %5'in altında olduğu numunelerde lifsi yapılar görülmekte ve bu yapılar artan takviye miktarıyla birlikte yerini düzleşmiş, daha pürüzsüz bir yüzeye bırakmaktadır. Bu da düşük takviye miktarındaki numunelere uygulanan çekme deneyi sonucunda yapının sünek kırılma davranışı gösterdiğini artan takviye miktarıyla birlikte yapının gevrek kırılma davranışı gösterdiğini ortaya koymaktadır. Yapıdaki takviye miktarının artmasıyla birlikte yukarıdaki şekillerde de görüldüğü üzere mikro boşlukluların da artması kompozit malzemelerin çekme mukavemetinde azalmaya sebebiyet vermektedir ve bu gibi boşlukların olduğu yerlerden kompozitin kırılmasına sebebiyet vermektedir.

### **3.3. Aşınma Özelliklerin İncelenmesi**

Bu çalışma için üretilen metal-metal kompozitlerin aşınma özelliklerinden de bahsetmek mümkündür. Çünkü yapıya katılan takviye miktarı her ne kadar kompozit malzemenin mekanik özelliklerini etkilesede aşınma özelliklerini de büyük ölçüde etkilemektedir. Burada artan takviye miktarıyla birlikte üretilen sekiz adet metal-metal kompozitlere Ball-on-Disk (numune üzeri bilya) aşınma testi uygulanmıştır. Elde edilen ağırlık kayıpları, aşınma izleri aşağıda verilmektedir.

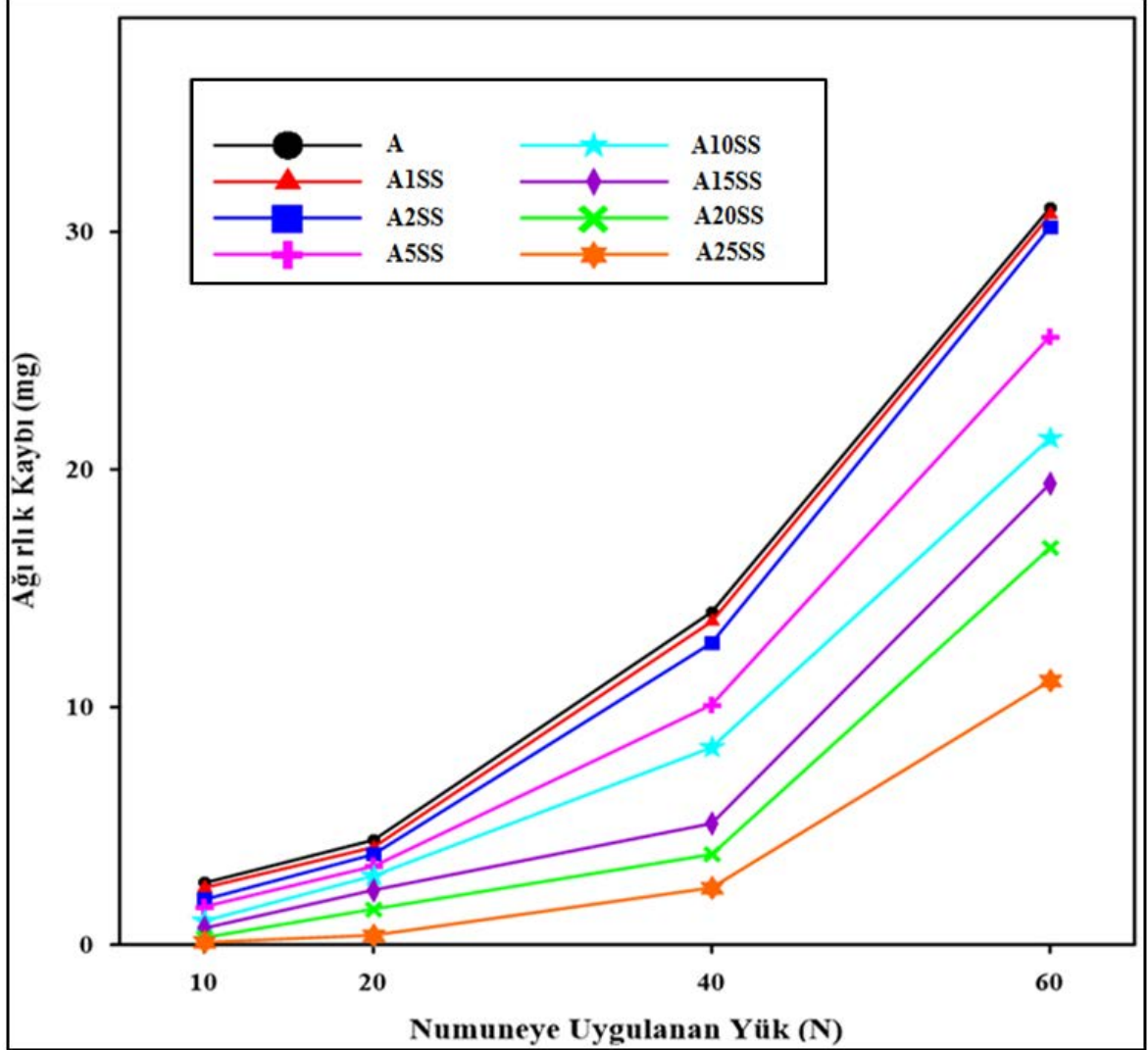
#### **3.3.1. Numunelerde Meydana Gelen Ağırlık Kayıpları**

##### **3.3.1.1. Farklı Yüklere Bağlı Ağırlık Kayıpları**

Farklı takviye oranlarına sahip metal-metal kompozit malzemelerde 400m aşınma mesafesinde meydana gelen ağırlık kayıpları ölçülüp miligram cinsinden (Tablo 3.2.)'de verilmiştir. Tablodan ve (Şekil 3.26.)'da görüldüğü üzere artan takviye oranıyla birlikte ağırlık kaybındaki miktar azalmış, fakat artan yüklerle beraber ağırlık kaybı artmıştır. Farklı takviye oranındaki numuneler karşılaştırıldığında, en az ağırlık kaybına ağırlıkça %25 316L takviyeli metal-metal kompozit numunelerinde meydana geldiği görülmüştür. Artan 316L miktarıyla birlikte aşınma miktarında meydana gelen bu azalmanın birinci sebebi, 316L tozlarının sertliğinin yüksek olmasıdır. Yani yapıda sert fazın miktarının artması doğru orantılı şekilde aşınma miktarının da azalmasına sebep olmuştur. Bir diğer sebepte



artan takviye miktarı ile birlikte  $\gamma$ -Fe fazının yapıda giderek artması ve kompozit malzemenin sertliğini önemli derecede arttırmasıdır.



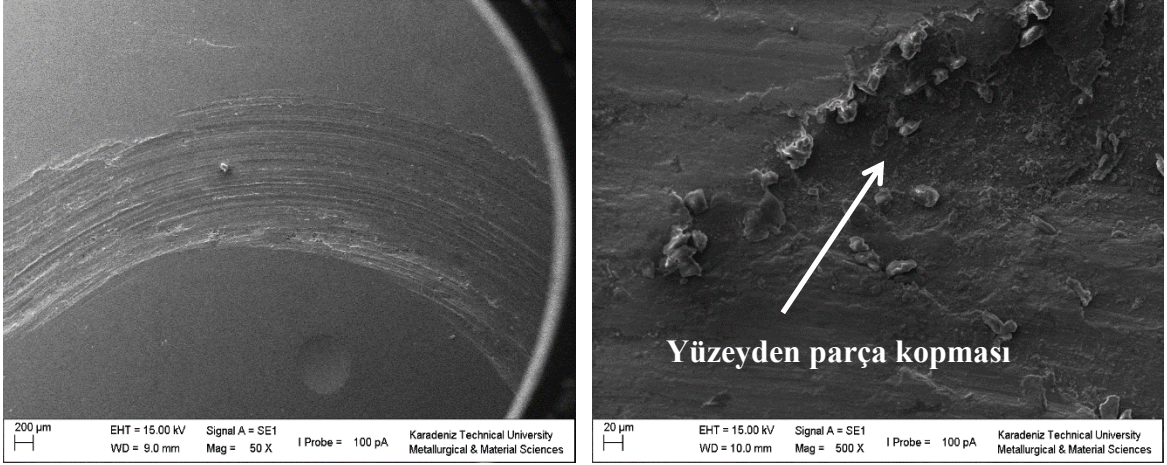
Şekil 3. 26. Uygulanan yük ile numunelerde oluşan ağırlık kaybı.

Tablo 3.2. Farklı takviye miktarına sahip numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları.

		Numunelere Uygulanan Yük Miktarı					
		60N	40N	20N	10N		
Ağırlık Kaybı (miligram)		31	14	4,4	2,6	A	Takviye Miktarı
		30,7	13,6	4,1	2,4	A1SS	
		30,2	12,7	3,8	1,9	A2SS	
		25,6	10,1	3,3	1,6	A5SS	
		21,3	8,3	2,9	1	A10SS	
		19,4	5,1	2,3	0,7	A15SS	
		16,7	3,8	1,5	0,3	A20SS	
		11,1	2,4	0,4	0,1	A25SS	

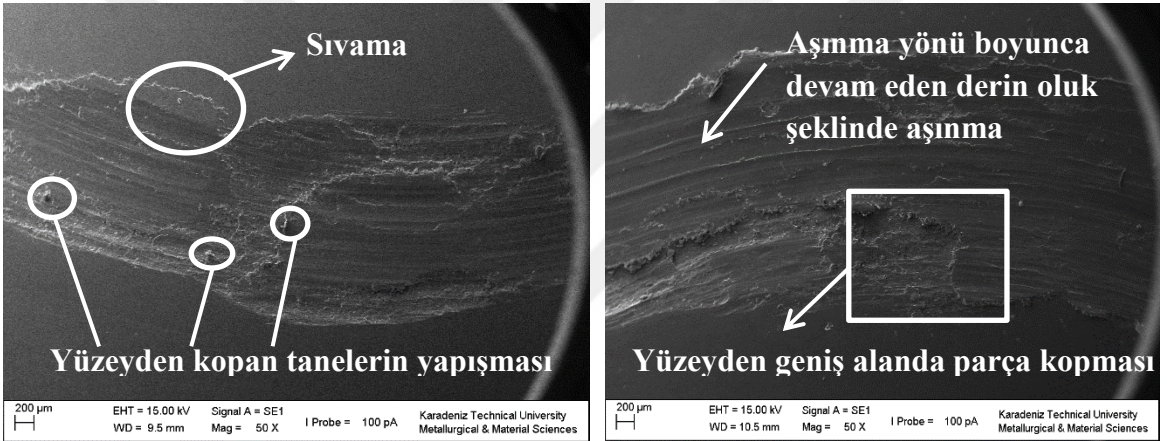
### 3.3.2. Aşınma Yüzeyleri

Üretilen kompozit numunelerin aşınma testleri sonucunda aşınma yüzey görüntüleri SEM’de alınmıştır. Görüntüler incelendiğinde üretilen numunelerin aşınma yüzeylerin de çizikler, sıvanma tabakaları ve kopmalar gibi aşınmaya neden olan hasarların olduğu görülmektedir. Yaptığımız aşınma deneyleri sonucunda en fazla ağırlık kaybı takviye elamanının olmadığı AL2024 matrisine sahip numunede meydana geldiğini gözlemledik. Aşağıdaki resimlere baktığımızda ana matrisin sertliği kompozitlerin sertliğinden daha düşük olduğu için aşınma deneyleri sonucunda ana matrise sahip numunenin yüzeyinde, aşınma yönü doğrultusunda derin oyukların oluştuğu, yüzeyden büyük parçaların koptuğu ve aşınma kalıntılarının yüzeye yapıştığı gözlemlenmiştir. %10 takviye oranına kadar üretilmiş olan kompozit numunelerin yüzeyinde artan kuvvet ile birlikte aşınmanın etkisiyle yüzeyden büyük parçaların koptuğu buda fazla miktarda ağırlık kaybına neden olduğu saptanmıştır. Bu da sonuç olarak %10 takviye oranına kadar üretilmiş kompozit numunelerde abrazif aşınmanın olduğunu göstermektedir. Takviye oranın artmasıyla birlikte üretilen kompozit numunelerin sertliğinde artış görülmüştü, bu durumda kompozit numunelerin aşınma yüzeylerinde olumlu etki yaratmıştır. Baştaki numuneler de aşınma, yüzeyden kopmalar ve sürtünme yönü doğrultusunda derin oyuklar şeklinde oluşurken %15, %20, %25 takviye oranına sahip kompozitlerin yüzeyinde aşınma, aşınma yönü doğrultusunda ince çizgiler şeklinde oluşmuştur ve yüzeyden kopan yumuşak partiküller sıcaklığın etkisiyle numunelerin üzerine kaynak olmuştur buda ağırlık kaybını azaltmıştır. Sonuç olarak artan takviye miktarıyla birlikte numune yüzeylerinde oluşan abrazif aşınma yerini adhezif aşınmaya bırakarak ağırlık kaybında azalmaya sebebiyet vermiştir.



(a)

(b)



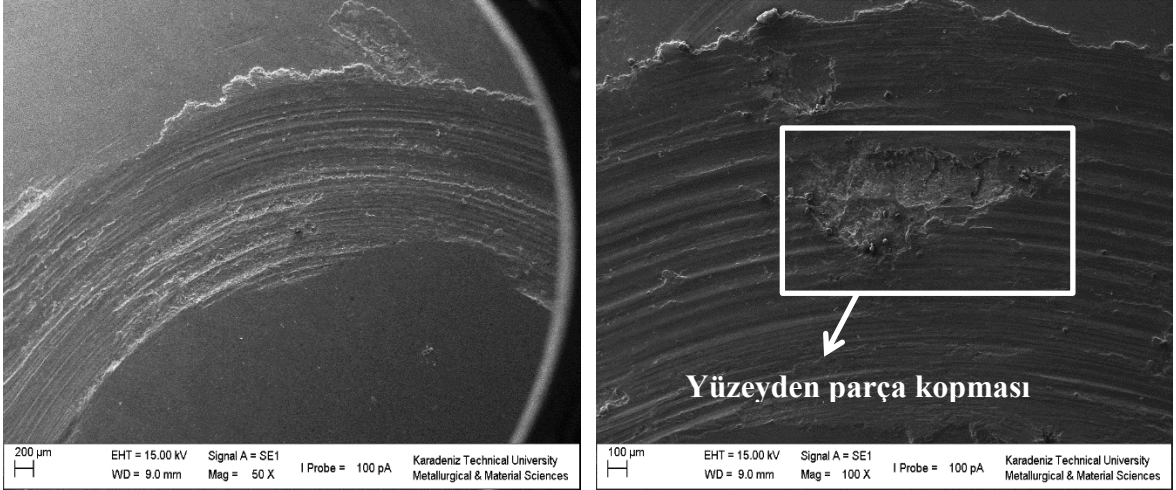
(c)

(d)

Şekil 3.27. Takviye elemanının yapıda olmadığı sadece ana matris Al2024 ile üretilen numunelerde yüzeye uygulanan artan kuvvet ile meydana gelen aşınma görüntüleri (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N.

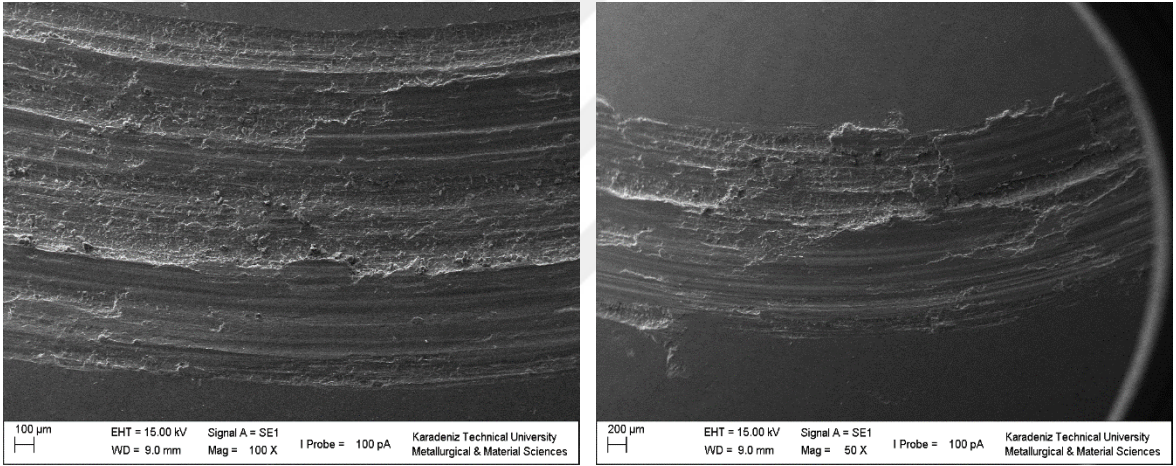
(Şekil 3.27.)’de görüldüğü gibi yüzeye uygulanan kuvvetin artmasıyla birlikte yüzeyde oluşan aşınma şekli yüzeyden parça kopması, aşınma yönü boyunca derin aşınma izlerinin oluşması, yüzeyden kopan yumuşak tanelerin sürtünmenin etkisiyle yüzey sıcaklığının artmasına bağlı olarak sistemden uzaklaşmadan yüzeye yapışması ve tekrardan yüzeye kaynak olması şeklinde SEM görüntüleri tespit edilmiştir.





(a)

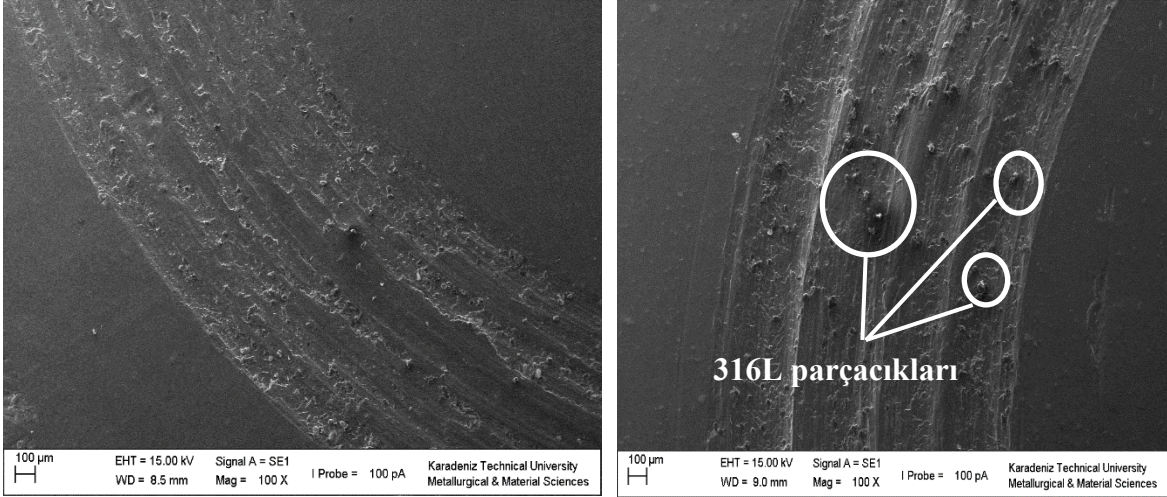
(b)



(c)

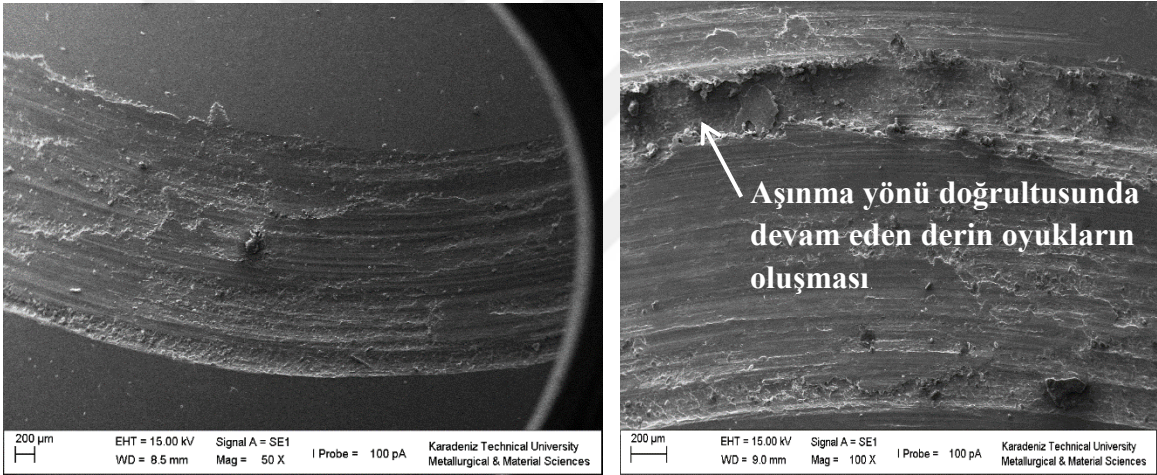
(d)

Şekil 3.28. Al2024-1(316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N



(a)

(b)

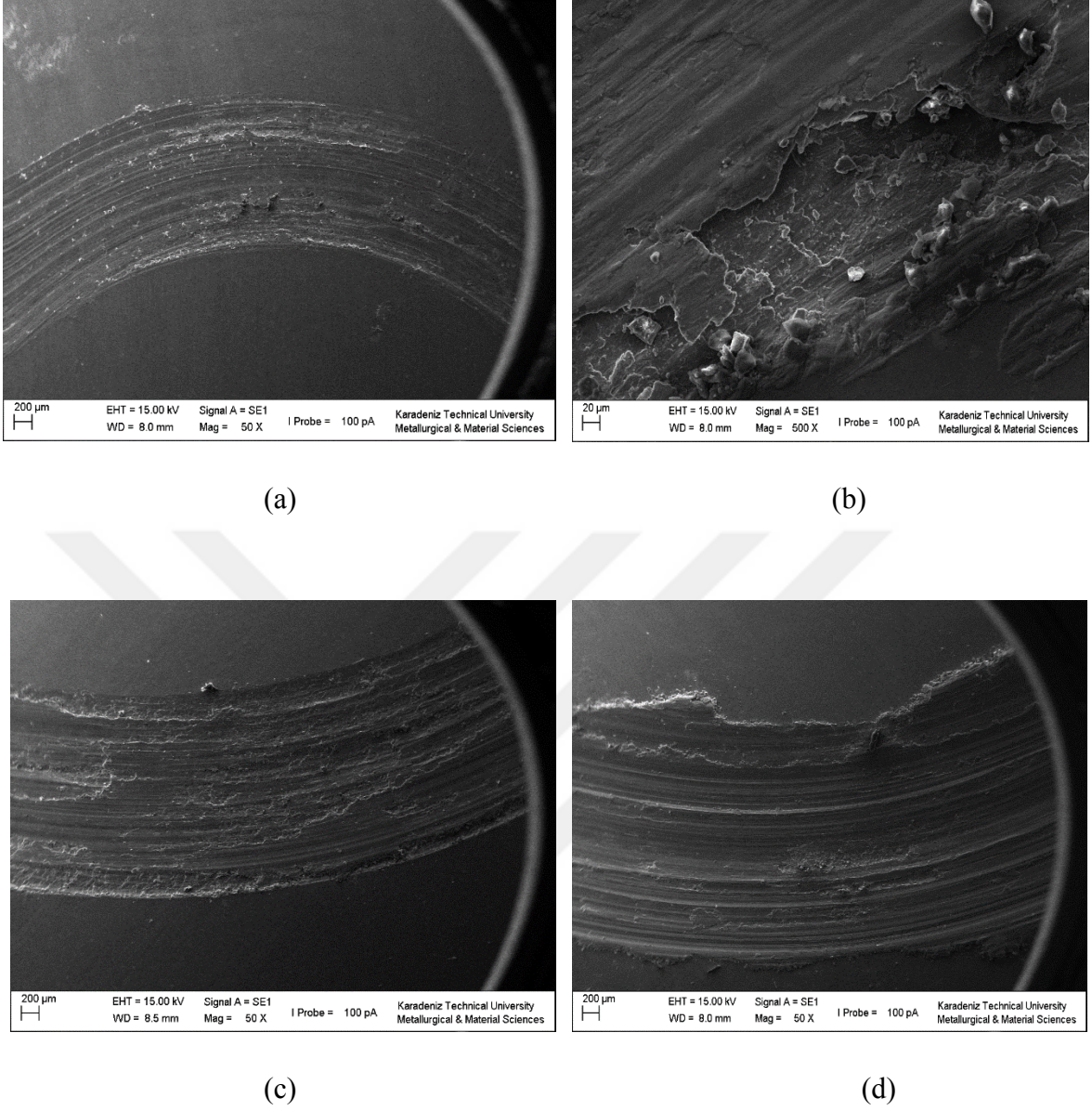


(c)

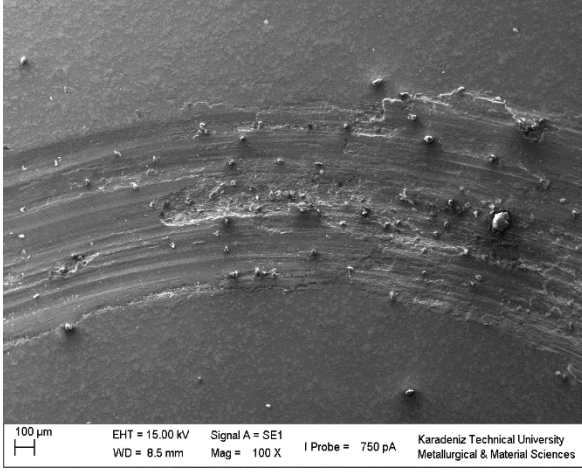
(d)

Şekil 3.29. Al2024-2(316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N.

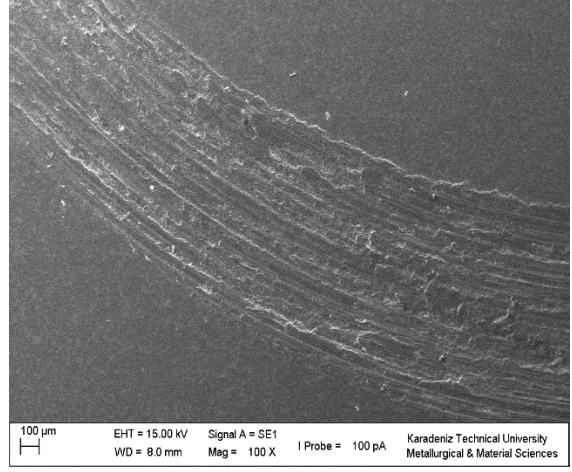




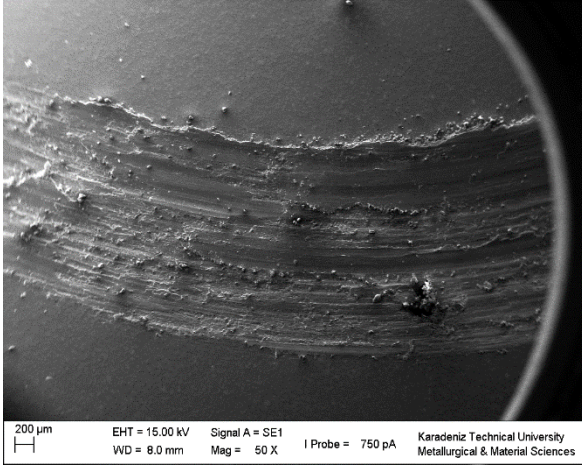
Şekil 3.30. Al2024-5(316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N



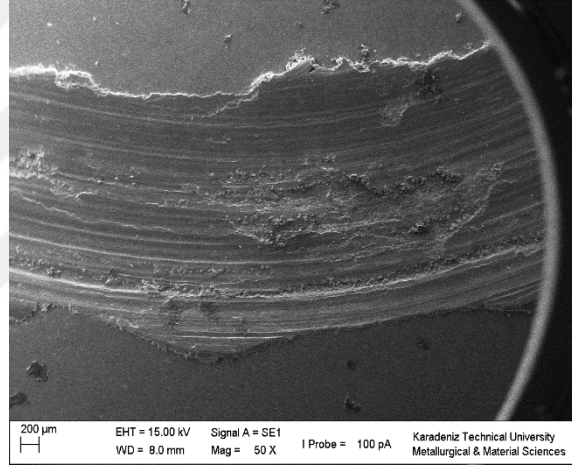
(a)



(b)



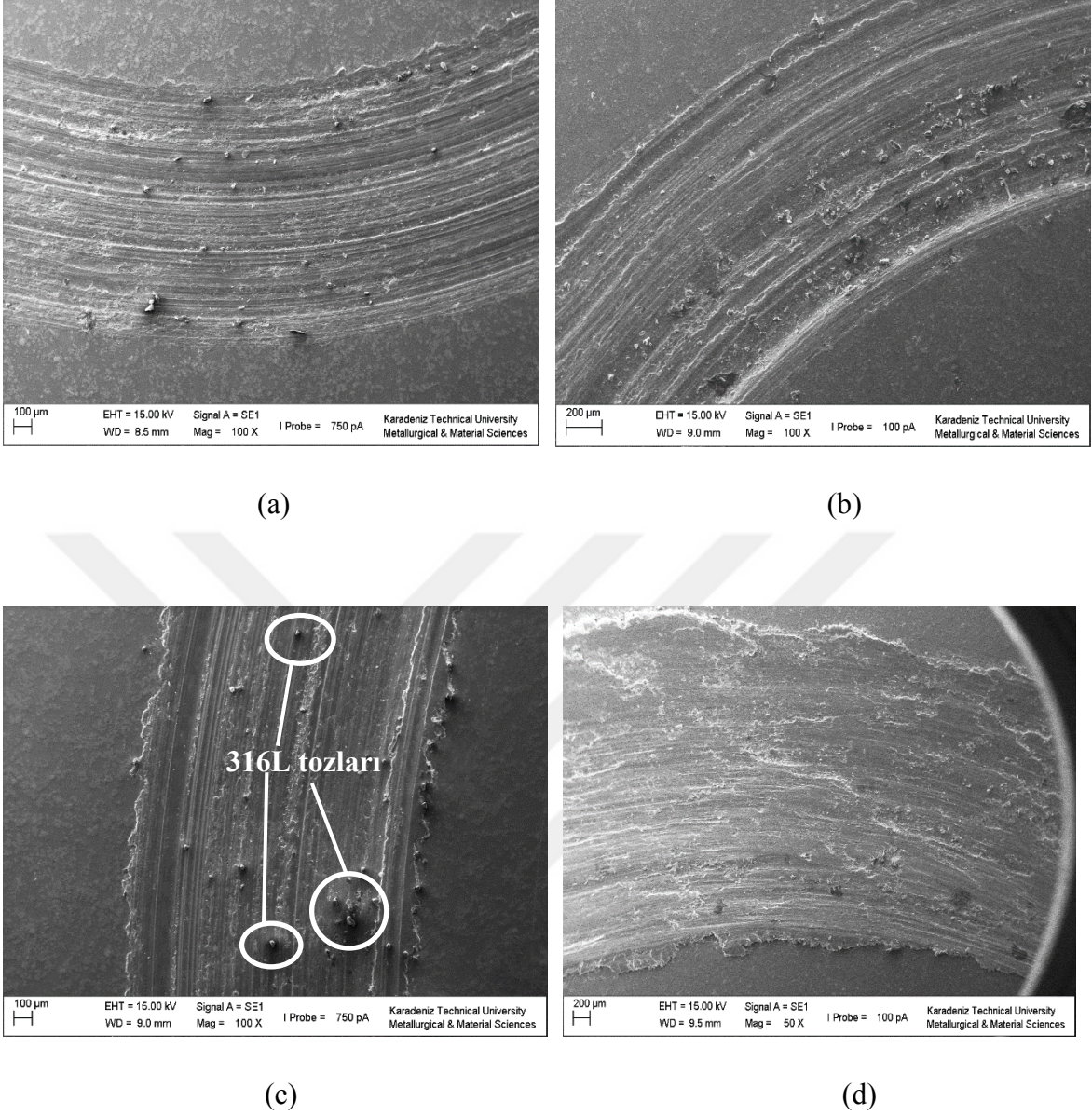
(c)



(d)

Şekil 3.31. Al2024-10(316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N

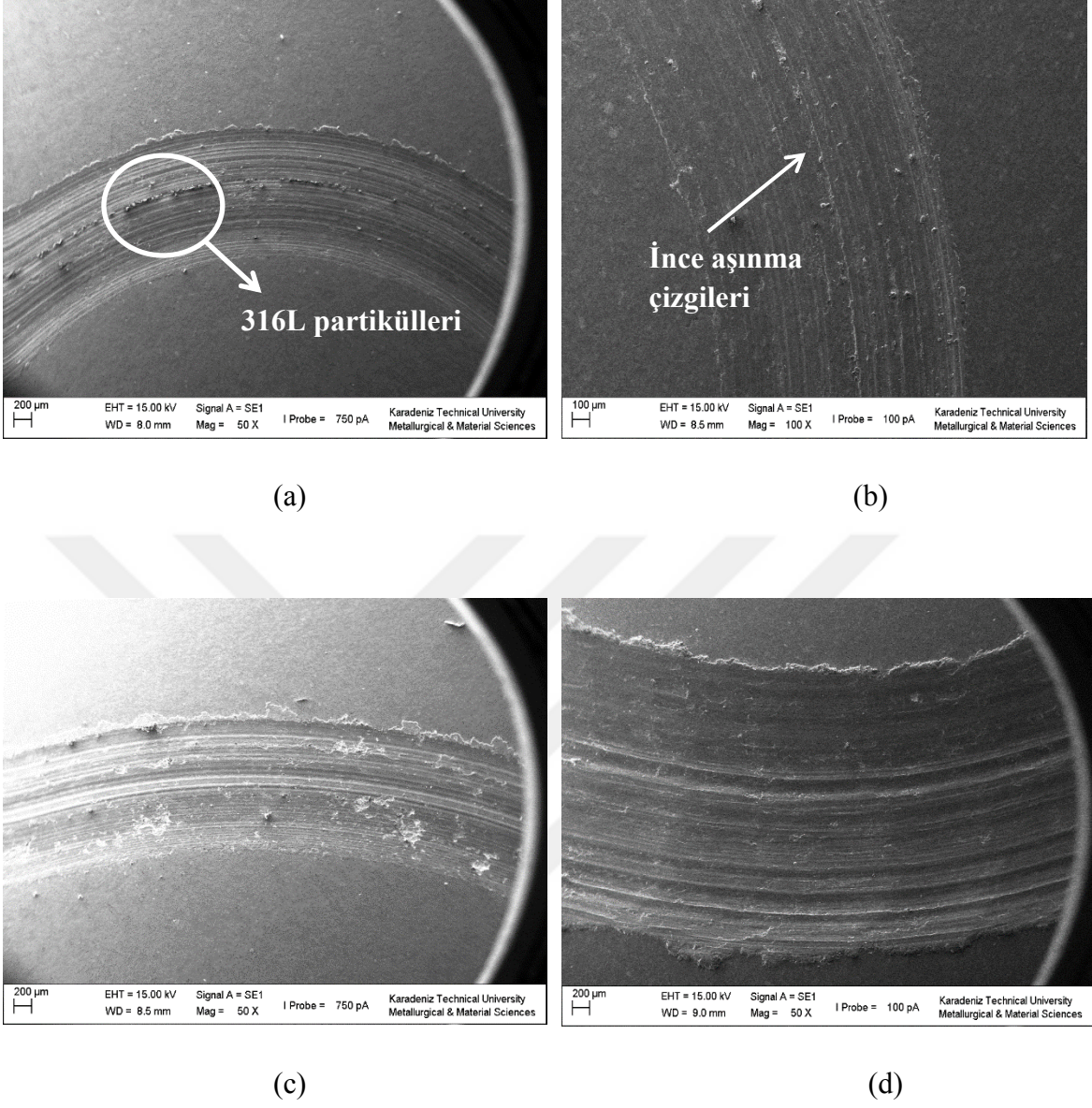




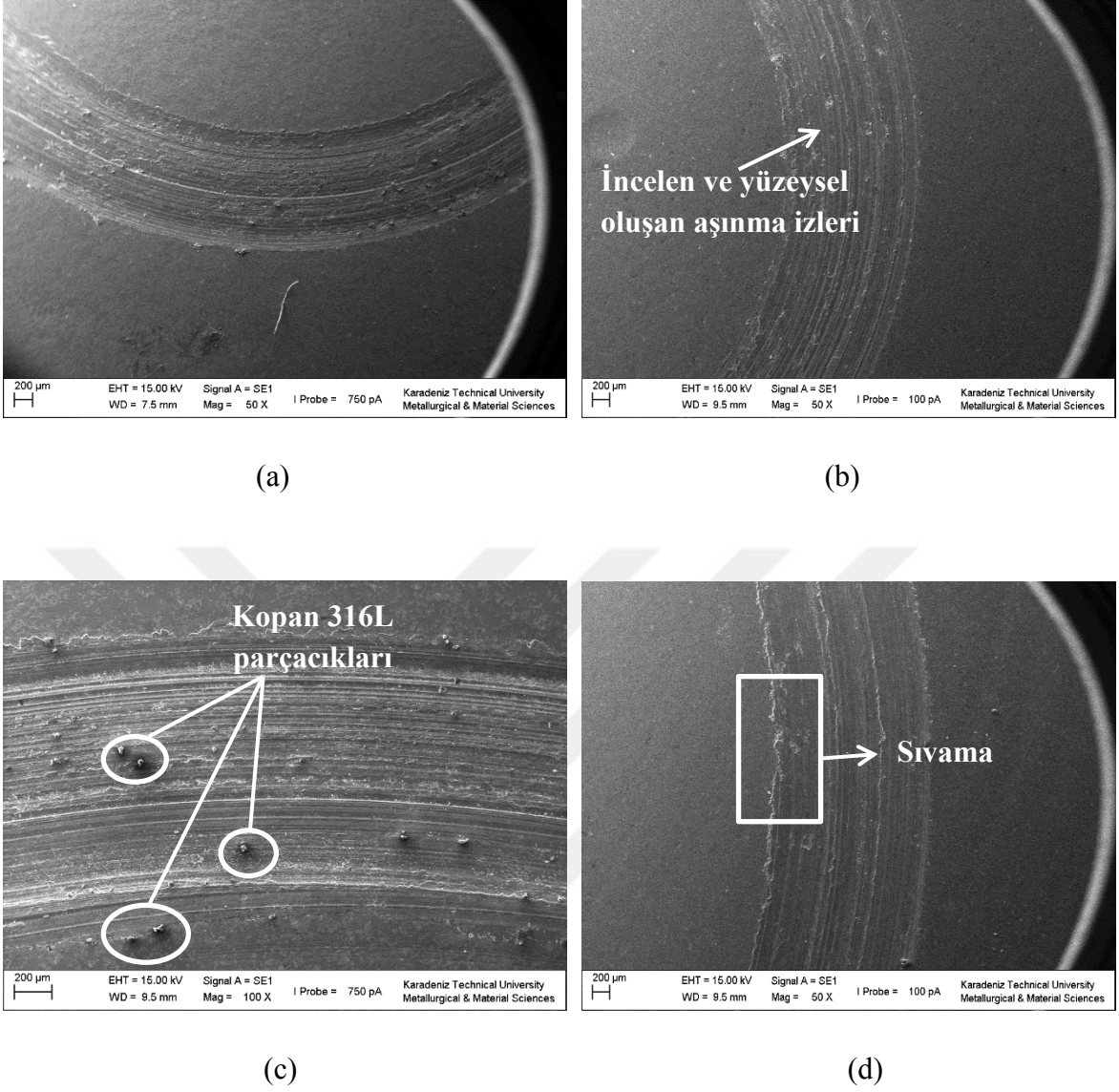
Şekil 3.32. Al2024-%15(316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N

(Şekil.3.32.)’de görüldüğü üzere takviye miktarının %10’un üzerine çıktığı durumlarda aşınma yüzeyinde oluşan aşınmanın mekanizmasının değiştiği görülmektedir. 316L takviye partikülleri matris elemanı olan Al2024 göre daha sert olduğundan yapı içerisindeki 316L aşınmaya karşı direnç gösteriyor ve yüzeyde kopma şeklinde oluşan aşınma azalmış olup daha sünek olan Al2024 partikülleri koparak aşınma yüzeyine soğuk kaynak oluyorlar bu da aşınma neticesinde meydana gelen ağırlık kaybının daha az görünmesine neden olmaktadır.





Şekil 3.33. Al2024-%20(316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N



Şekil 3.34. Al2024-%25(316L) kompozit numunesinin yüzeyine artan kuvvet ile aşınma uygulanması sonucu meydana gelen görüntüler (a)10N, (b)20N, (c)40N, (d)60N

### 3.4. Korozyon Testleri

Al2024 ve Al2024-(1, 2, 5, 10, 15, 20, 25) % 316L takviyeli kompozitlerin korozyon deneyi sonuçları ( $E_{kor}$ ,  $I_{kor}$ , korozyon hızı) (Tablo 3.3.)’de verilmiştir. (Tablo 3.3.)’de verilen değerlere göre en yüksek korozyon hızı 61,01 mpy ile A25SS kompozit numunelerinde görülmüştür. 316L takviyeli kompozit numuneleri arasında en düşük korozyon hızı ise 3,586 ile A1SS kompozit numunelerinde görülmüştür. Elde edilen korozyon deneyi sonuçlarına bakıldığı zaman Al2024 alaşımına %1 316L takviye tozlarının eklenmesi Al2024 alaşımında oluşan korozyon hızını 9,27 mpy’den 3,586 mpy çekiyor fakat artan takviye miktarıyla birlikte kompozit numunelerinde korozyon hızının giderek arttığı gözlemlenmiştir. Bunun nedeni A1SS’de oluşan küçük boyuttaki çukurcuk korozyonları takviye miktarının artmasıyla beraber yerini tane sınırlarında artan, tane sınırı korozyonlarına ve fazla miktarda malzeme kaybına neden olan galvanik korozyona bırakıyor olmasıdır.

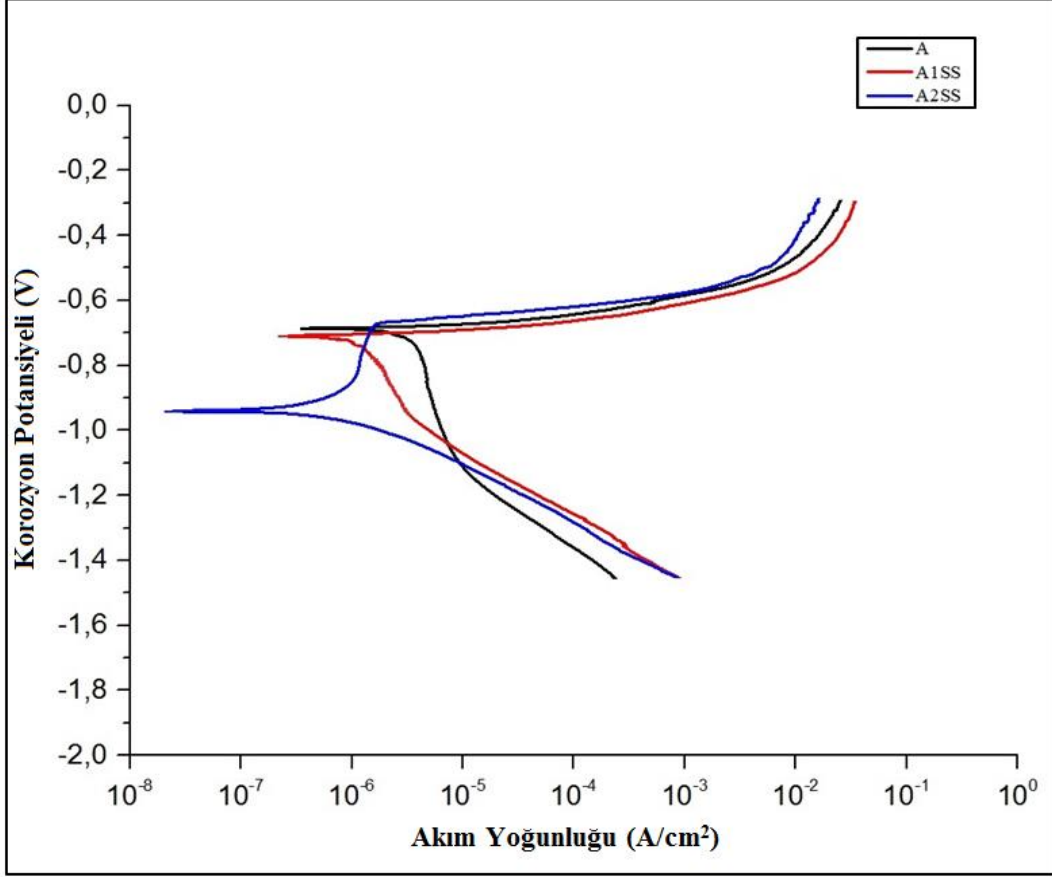
Tablo 3.3. Al2024 alaşımı ve Al2024-316L takviyeli kompozitlerin  $E_{kor}$ ,  $I_{kor}$ , korozyon hızı değerleri

Numune Kodu	$E_{kor}$	$I_{kor}$	Korozyon Hızı
A	-685	4,59	9,27
A1SS	-710	1,56	3,58
A2SS	-940	1,77	5,596
A5SS	-953	4,63	8,440
A10SS	-938	8,24	14,46
A15SS	-929	26,50	46,83
A20SS	-979	30,70	48,55
A25SS	-976	40,50	61,01

(Şekil 3.33.)’de Al2024 alaşımına ait polarizasyon eğrileri siyah çizgi ile, %1 316L içeren kompozitin polarizasyon eğrileri kırmızı çizgi ile ve %2 316L içeren kompozitin polarizasyon eğrileri mavi çizgi ile gösterilmiştir.

%2 316L içeren kompozitlerin polarizasyon eğrilerine bakıldığında anodik çözünme akımı açıkça görülmektedir. Bu akım pasiflik potansiyeli aralığı içinde oluşmaktadır. Bu akımdan daha büyük akımlarda anodik çözünme olması çukurcuk korozyonunun etkin olduğunu göstermektedir. (Tablo 3.3.)’den korozyon hızına

bakıldığında en düşük korozyon hızının ve en düşük  $I_{kor}$ 'un A1SS kompozit numunesinde olduğu görülmektedir.

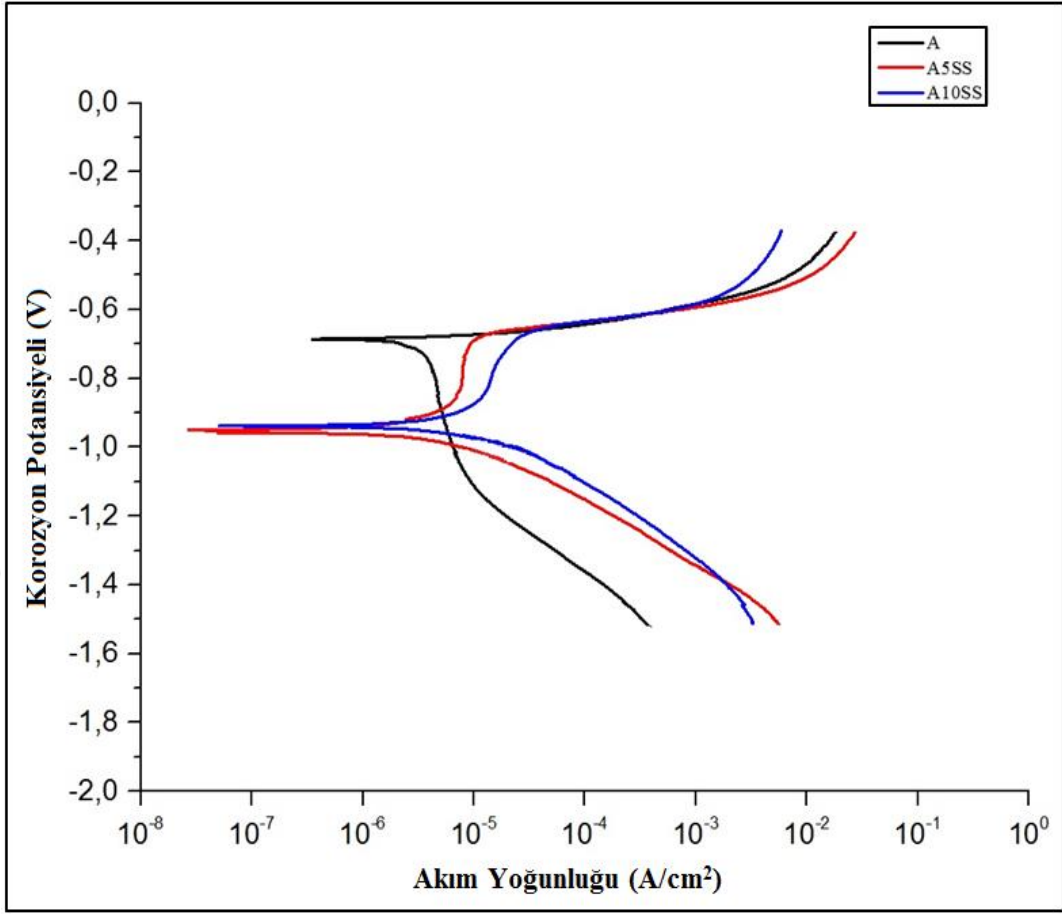


Şekil 3.35. Al2024-316L kompozitlerin korozyon testi sonucu oluşan tafel eğrileri

(Şekil 3.34.)'de Al2024 alaşımına ait polarizasyon eğrileri siyah çizgi ile, %5 316L içeren kompozitin polarizasyon eğrileri kırmızı çizgi ile ve %10 316L içeren kompozitin polarizasyon eğrileri mavi çizgi ile gösterilmiştir.

%10 316L içeren kompozitte polarizasyon eğrisine bakıldığında çukurcuk korozyonun etkisinin azaldığı açıkça görülmektedir. (Tablo 3.3.)' e bakıldığı zaman artan takviye miktarıyla birlikte korozyon hızında arttığı gözlemlenmiştir.

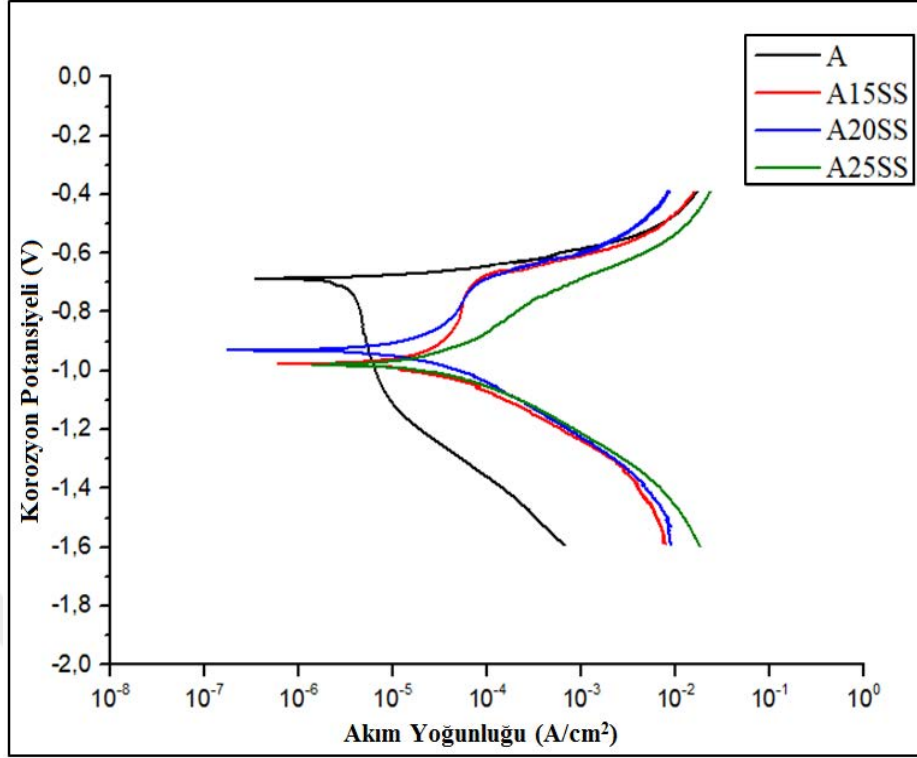




Şekil 3.36. Al2024-316L kompozitlerin korozyon testi sonucu oluşan tafel eğrileri

(Şekil 3.35.)’de Al2024 alaşımına ait polarizasyon eğrileri siyah çizgi ile, %15 316L içeren kompozitin polarizasyon eğrileri kırmızı çizgi ile, %20 316L içeren kompozitin polarizasyon eğrileri mavi çizgi ile ve %25 316L içeren kompozitin polarizasyon eğrileri yeşil ile gösterilmiştir.

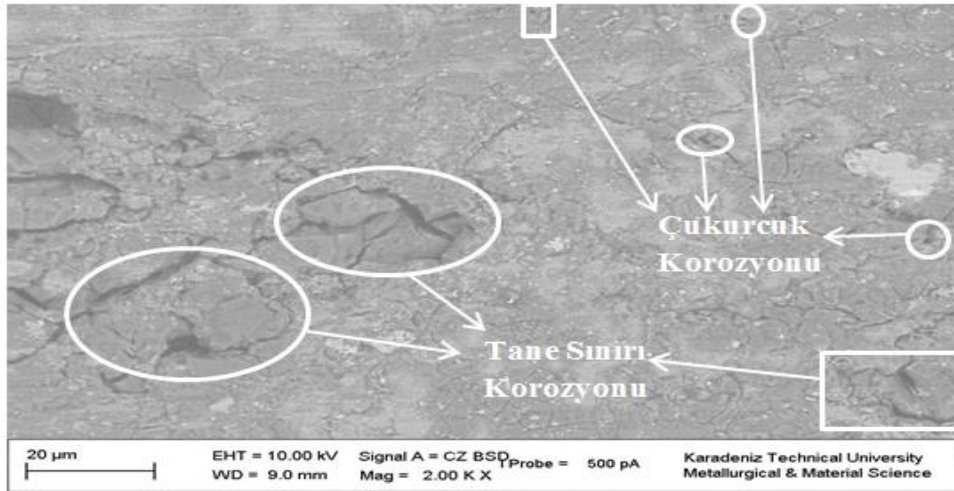
Artan takviye miktarıyla birlikte anodik bölgedeki polarizasyon eğrilerinin eğiminin arttığı gözlemlenmektedir. Buda kompozitlerde oluşan galvanik korozyon miktarının arttığına işaret etmektedir. Tabloya bakıldığı zamanda artan takviye miktarıyla birlikte korozyon hızındaki artış ve  $I_{kor}$  değerlerindeki artış malzemenin fazla miktarda korozyona uğradığını göstermektedir.



Şekil 3. 37. Al2024-316L kompozitlerin korozyon testi sonucu oluşan tafel eğrileri

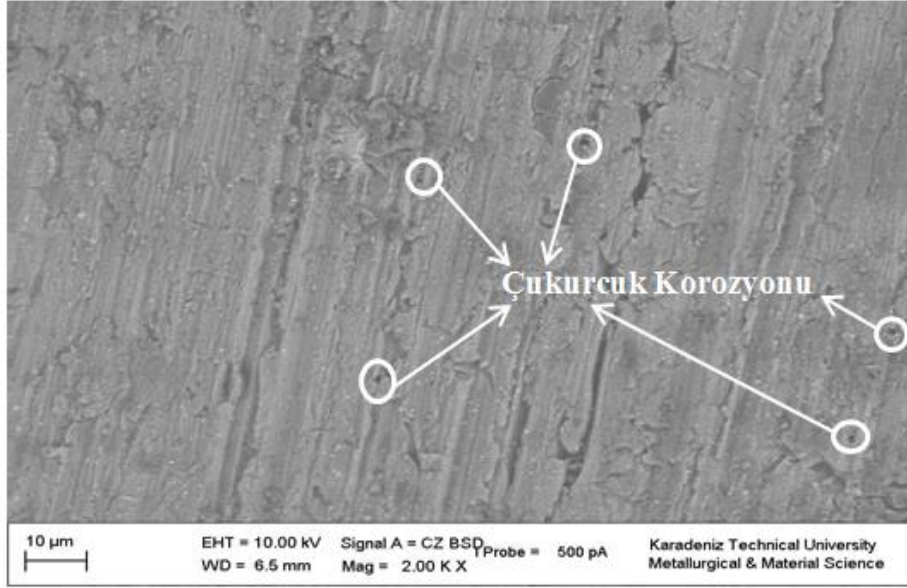
### 3.4.1. Korozyon Yüzey İncelemeleri

#### 3.4.1.1. Al2024 Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



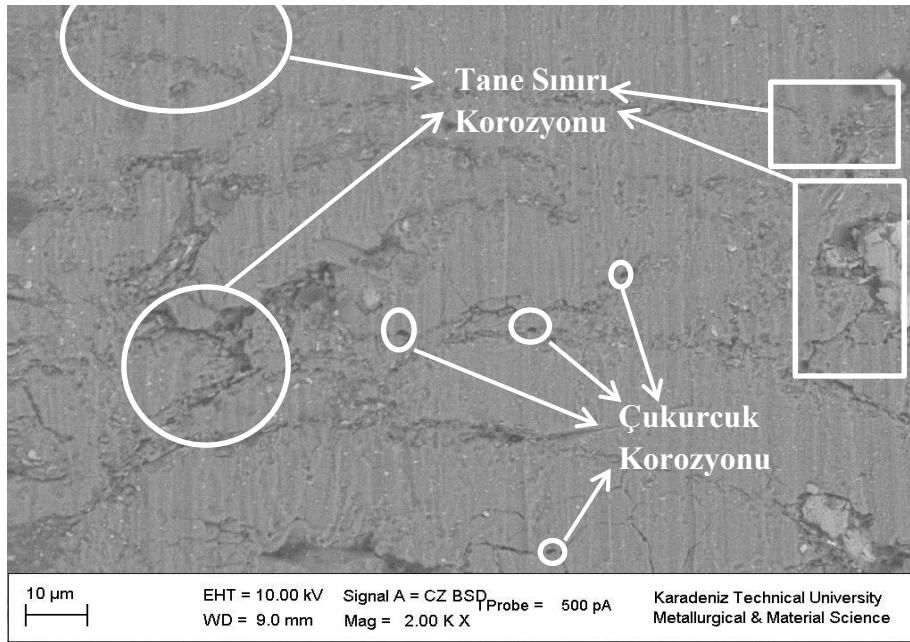
Şekil 3.38. Saf Al2024 numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

### 3.4.1.2. Al2024-%1(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



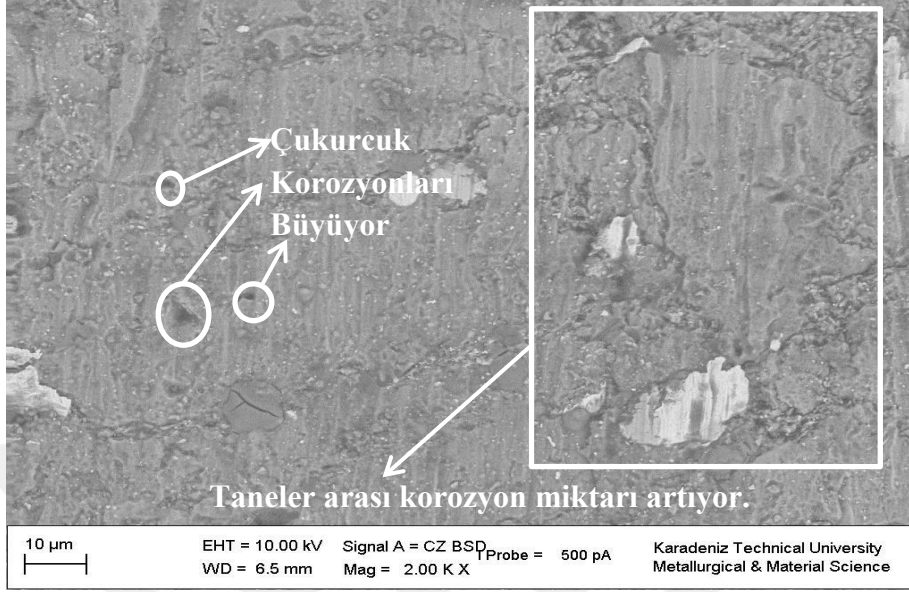
Şekil 3.39. Al2024-%1(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

### 3.4.1.3. Al2024-%2(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



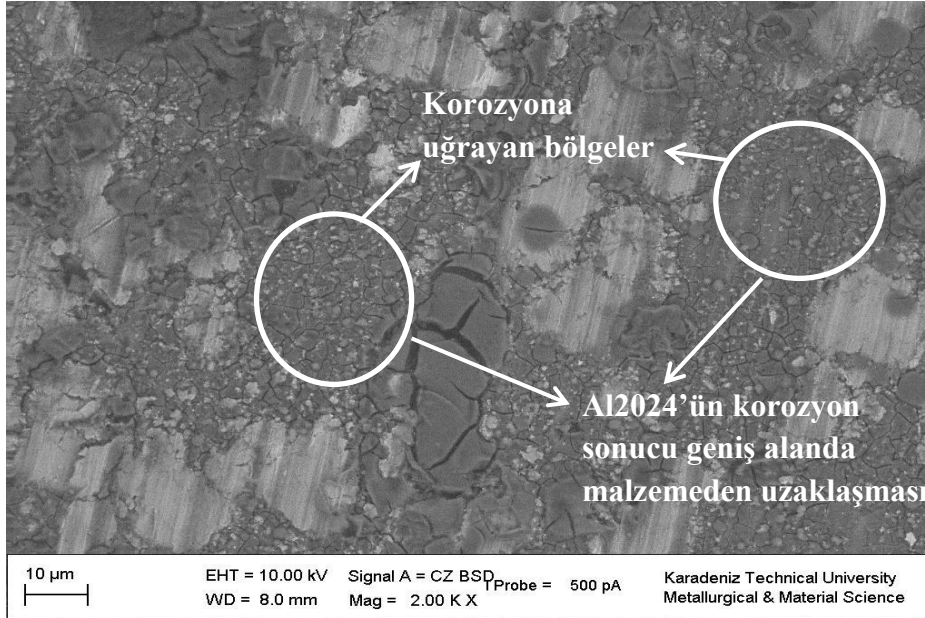
Şekil 3.40. Al2024-%2(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

### 3.4.1.4. Al2024-%5(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



Şekil 3.41. Al2024-%5(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

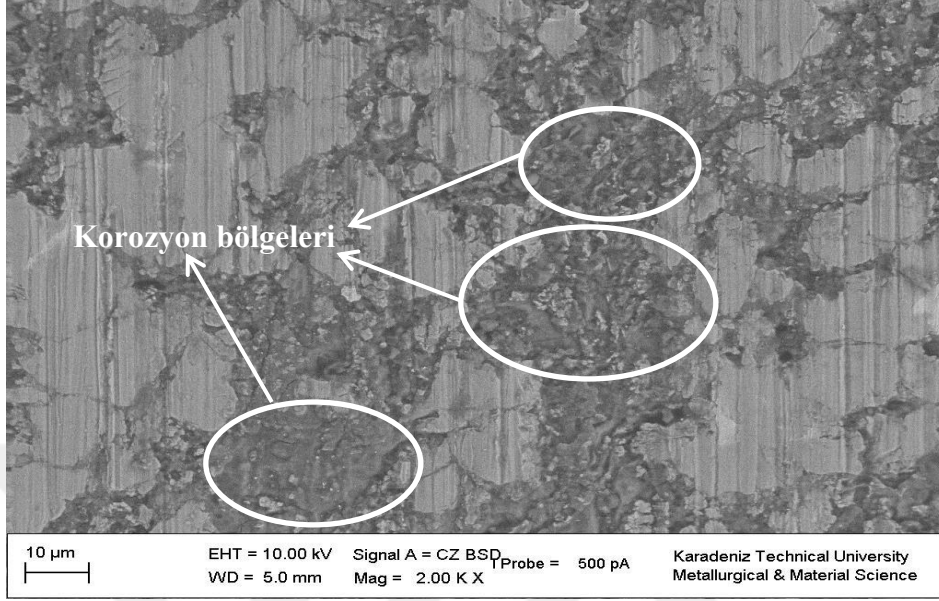
### 3.4.1.5. Al2024-%10(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



Şekil 3.42. Al2024-%10(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

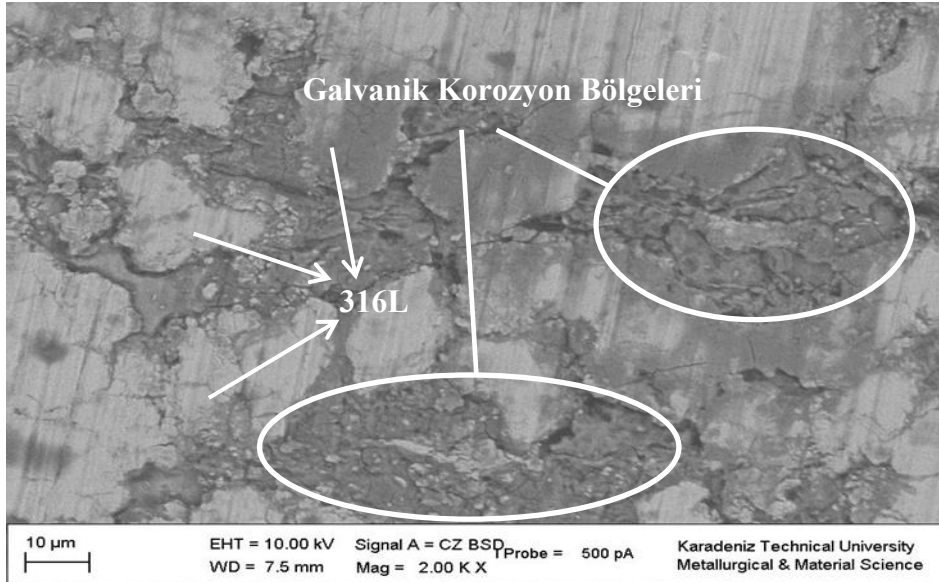


### 3.4.1.6. Al2024-%15(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



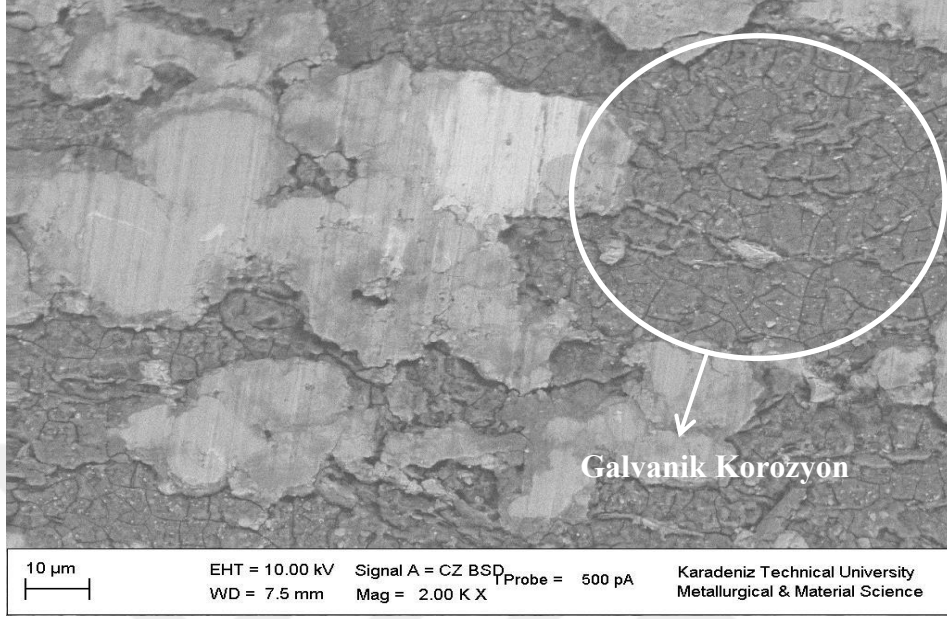
Şekil 3.43. Al2024-%15(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

### 3.4.1.7. Al2024-%20(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



Şekil 3.44. Al2024-%20(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

### 3.4.1.8. Al2024-%25(316L) Numunesinin Korozyon Yüzey İncelemesi



Şekil 3.45. Al2024-%25(316L) numunesinin korozyon testi sonrası yüzey görüntüsü

#### 4. İRDELEME

Bu çalışmada metal-metal matrisli Al2024-316L takviyeli kompozitlerin özellikleri incelenmiştir. Bu tür kompozitlerin üretimi için birçok farklı yöntem ( soğuk hadde kaynağı, patlamalı kaynak, sürtünme karıştırma kaynağı, sıkıştırılmalı döküm, ekstrüzyon, toz metalurjisi, elektroliz, atamizasyon, mekanik alaşımlama) kullanılmaktadır. Bu çalışmada takviye partiküllerinin matris içerisinde homojen dağılabilmesi için mekanik alaşımlama yöntemi kullanılmıştır.

Mekanik alaşımlama işlemi bilyeli değirmen içerisinde tozların, yüksek enerjiyle bilye-toz-bilye ve bilye-toz-değirmen çarpışmalarının belirli bir süre etkisinde kalarak sürekli olarak kırılma ve soğuk kaynak işlemlerinin tekrarlanmasını içeren bir katı faz işlemidir. Bu işlem, tane boyutunun küçültülmesine, takviye malzemelerinin matris içerisinde homojen dağıtılmasına, katı çözünürlüğünün artırılmasına, yarı kararlı ve amorf fazların oluşmasına olanak sağlar [101-132].

Üretilen tozların morfolojileri incelendiğinde elde edilen toz morfolojilerinin mekanik alaşımlama sistemindeki sünek-gevrek bileşimin karakteristiği ile aynı olduğu görülmektedir. 2 saatlik öğütmenin matris tozlarına etkisi düzensiz şekilde olan yapıları pulsu hale getirerek (Şekil 3.3.) tozlarda kırılma mekanizmasının etkin olmasıyla toz boyutunda azalma saptanmıştır. Takviye tozları da yüzeyi genişleyen pulsu yapıdaki matris tozları üzerine gömülerek artan takviye miktarıyla birlikte toz boyutunda artış gözlenmiştir (Şekil.3.4.). Bu sayede öğütmenin etkisiyle birlikte artan takviye miktarıyla beraber daha fazla takviye tozunun matris tozu üzerine gömülmesi sağlanmıştır ve kararlı hal şartlarına daha erken ulaşılmıştır [136-137-138].

Preslenen numunelerin sertliklerine baktığımızda artan takviye miktarıyla birlikte sertlikte artış saptanmıştır. Bunun nedeni matris partiküllerine göre daha sert olan takviye partiküllerinin yapıda artması ve matris tozlarına gömülmesiyle birlikte sertliğin direk olarak artışı [133-134] bir diğeri de ikincil faz olarak yapıda  $\gamma$ -Fe östenit fazının oluşmasıdır.

Preslenmiş numunelerin yüzeylerinden alınan elementel haritalama görüntülerine baktığımızda düşük takviye oranlarında yüzeyde ve tane sınırlarında oluşan yeni fazların artan takviye miktarıyla birlikte homojen olarak yüzeyde ve tane sınırlarında oluşumunun

arttığı gözlemlenmiştir [139-140-141]. Bu homojen yapıların oluşmasında mekanik alaşımlama yöntemi oldukça etkili olmuştur.

Üretilen metal-metal kompozitlerin yoğunlukları incelendiğinde artan takviye miktarıyla beraber porozitenin arttığı ve bağıl yoğunluğun azaldığı gözlenmiştir (Şekil 3.22.). Yoğunluk artışındaki sebep takviye partikülü olarak kullanılan 316L tozlarının matris elemanı olarak Al2024 tozlarına göre daha yoğun olması buda takviye miktarındaki artışa bağlı olarak yoğunluğu artırmıştır. Artan takviye miktarı numunelerin paketlenme kabiliyetinde azalmaya sebebiyet verdiği için porozite miktarındaki artışa neden olmuştur. Aynı zamanda takviye tozlarının sertliği matris tozlarına göre çok daha serttir buda tozların birbiri üzerinde kaymasını olumsuz etkileyeceğinden buda paketlenme kabiliyetini olumsuz yönde etkiler [135].

Numunelerin çekme mukavemeti değerleri incelendiğinde ise artan takviye miktarına bağlı olarak çekme mukavemetlerinde azalma olduğu saptanmıştır (Şekil.3.24.). Bunun asıl sebebi artan takviye miktarıyla birlikte yapıda oluşan porozite miktarında artış görülmesidir. Yapının içerisinde oluşan boşluklar artan takviye miktarıyla birlikte arttığından numunelerin daha kolay bu bölgelerden kırılmasına sebebiyet vermiştir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde ise düşük takviye miktarında yapıda lifsi yapılar gözlemlenmiştir fakat artan takviye miktarıyla birlikte bu lifsi yapıların kaybolarak yerini düzleşmiş, daha pürüzsüz bir kırılma yüzeyine bıraktığı görülmektedir (Şekil 3.25.). Lifsi yapıdan, daha az pürüzlü yapıya doğru olan bu geçiş sünek davranıştan gevrek davranışa doğru bir geçiş olduğunu göstermektedir.

Preslenmiş numunelerin aşınma davranışlarına bakıldığında, artan takviye miktarıyla üretilen metal-metal kompozitlerin aşınmaları sonucunda meydana gelen ağırlık kayıplarında azalma saptanmıştır (Tablo 3.2.). Bunun nedeni artan takviye miktarıyla kompozitin sertliğinde meydana gelen artış etkilidir. Çünkü malzemenin sertliği ne kadar fazla olursa aşınma miktarı o kadar azalır [135]. Aşınma deneyi sırasında numunelere uygulanan yük miktarı arttıkça numunede meydana gelen ağırlık kayıpları ve iz genişlikleri artmıştır fakat bu ağırlık kayıpları numuneden koparılan malzeme miktarından daha az olduğu ölçülmüştür. Çünkü sürekli olarak devam eden deney süresince malzemedan kopan parçacıklar aşınma yüzeyine tekrardan soğuk kaynak olmuştur (Şekil 3.27.).

Yapılan korozyon deneylerinde Al2024 matris tozları içerisinde %1 316L takviyesi yüzeyde oluşan korozyon oranında azalma meydana getirirken (Tablo 3.3.) artan takviye miktarıyla birlikte başta görülen çukurcuk korozyonları yerini fazla miktarda oluşan tane

sınırı korozyonuna ve galvanik korozyona bırakmıştır buda artan takviye oranıyla birlikte korozyon oranında artışa sebep olmuştur.



## 5. SONUÇLAR

Yapılan deneysel çalışmalar sonucu elde edilen bulguların değerlendirilmesinden çıkarılan sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. Morfolojik incelemeler sonucunda 2 saatlik öğütme sonucunda matris tozları pulsu hale dönmüş ve kırılıp başlangıç toz boyutundan daha küçük boyutta tozlar haline gelmiştir.
2. Artan takviye miktarıyla birlikte 2 saatlik öğütme sonucunda daha sert olan bu takviye partikülleri sünek matris tozlarına gömülmüş ve toz boyutunda artışa neden olmuştur.
3. Toz partiküllerinin boyutundaki artış %15 takviye miktarına kadar artış göstermiş ve %15'den sonra önemli bir değişiklik olmamıştır.
4. Preslenmiş numunelerin bağıl yoğunluk değerleri artan takviye miktarıyla birlikte azalmıştır. Bir diğer ifadeyle artan takviye miktarına bağlı olarak numunelerin porozite değerleri de artmıştır.
5. En iyi çekme mukavemeti takviyesiz Al2024 alaşım numunesinde mevcuttur. Bunun nedeni artan takviye miktarı porozitedeki artışa sebebiyet verdiği için malzemenin çekme mukavemetinde azalmaya sebep olmuştur.
6. En iyi sertlik değeri Al2024-%25(316L) kompozit oranlarına sahip numunede mevcuttur.
7. Aşınma testlerinden elde edilen sonuçlar incelendiğinde artan takviye miktarıyla birlikte üretilen kompozit malzemelerin ağırlık kayıplarında azalma meydana geldiği görülmüştür. En az ağırlık kaybı Al2024-%25(316L) kompozit numunesinde yaşanmıştır.
8. Artan yük ile birlikte aşınma sırasında ağırlık kaybı artmıştır.
9. Yapılan korozyon deneyleri sonucunda en az korozyon oranına Al2024-%1(316L) kompozit oranlarına sahip numunelerde mevcuttur.

## 6. ÖNERİLER

1. Al2024/316L tozlarının daha homojen dağılmasını sağlamak için mekanik alaşımlama süreleri optimize edilebilir.
2. Mekanik alaşımlama işleminin etkilerini incelemek için, farklı sürelerde mekanik alaşımlama işlemi yapılarak mekanik alaşımlama süresinin toz özellikleri ve kompozit özellikleri üzerine etkileri incelenebilir
3. Sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süreleri değiştirilerek farklı sinterleme parametrelerinin malzeme özelliklerine etkileri incelenebilir.
4. Al2024 alaşımına ısıl işlem uygulanarak mekanik özellikleri artırılabilir.



## 7. KAYNAKLAR

1. [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=classification\\_of\\_composites/](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=classification_of_composites/) Materials Engineering, 2012/06/02
2. Mertgenç E., Savurmalı Döküm Yöntemiyle Metal Matrisli Kompozit Malzeme Üretiminin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyon, 2004.
3. [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=structure\\_of\\_composites/](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=structure_of_composites/) Materials Engineering, 2012/12/29
4. Çanakçı A., AA2024 matrisli B4C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Vortex Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2006.
5. Hull, D. ve Clyne, T.W., An Introduction to Composite Materials, 2nd Edition, Cambridge University Press, Cambridge, 1996.
6. Tekmen Ç., Metal Matrisli Kompozitlerin Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi ile Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir, 2006.
7. Oh, S.Y., Cornie, J.A. ve Russell, K.C., Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminum Alloys: Part II. Study of Wettability, Metall. Trans. A, 20 (1989) 533-541.
8. Delannay, F., Froyen, L., Deruyttere, A., The Wetting of Solids by Molten Metals and Its Relation to The Preparation of Metal-Matrix Composites, J. Mater. Sci., 22, 1 (1987) 1-16.
9. Rohatgi, P.K., Asthana, R. ve Das, S., Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particles Composites, International Metals Reviews, 31, 3 (1986) 115-139.
10. Makine Müh. Temel VAROL, AA2024 Matrisli B4C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi, Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, Haziran 2012.
11. Fatih Toptan, Alüminyum Matrisli B4C Partikül Takviyeli Aşınma Direnci Yüksek Kompozit Malzeme Üretimi, Doktora Tezi Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programı ,Yıldız Teknik Üniversitesi, 2012.

12. Cayron, C., TEM Study of Interfacial Reactions and Precipitation Mechanisms in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Short Fiber or High Volume Fraction SiC Particle Reinforced Al-4Cu-1Mg-0.5 Ag Squeeze-Cast Composites, Doktora Tezi, École Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2000.
13. Bonollo, F., Urban, J., Bonatto, B. ve Botter, M., "Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: a technical and economical benchmark", La Metallurgia Italiana, 97 (1995) 23-32,.
14. Burgucu, S., "7075 Alüminyum Alaşımlarının Üretimi ve Karakterizasyonu" , Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 28-39., 2011.
15. Deschams, A., Dumont, D., Brechet, Y., Siğli, C. ve Dubost, B., Process modeling of age-hardening aluminum alloys from microstructure evolution to mechanical and fracture properties, ASM International, Materials Park, OH, (2001) 298-305.
16. Eker, A.A., AL ve Alaşımları, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul, 2008.
17. I. J. Polmear, in "Light Alloys (Fourth Edition)" (Butterworth-Heinemann, Oxford, 2005) p. 29.
18. J. R. Davis, in "ASM Specialty Handbook" (ASM International, USA, 1993).
19. R. G. Buchheit, R. P. Grant, P. F. Hlava, B. McKenzie and G. L. Zender, Local Dissolution Phenomena Associated with S Phase (Al<sub>2</sub>CuMg) Particles in Aluminum Alloy 2024-T3, Journal of The Electrochemical Society 144 (1997) 2621.
20. G. S. Chen, M. Gao and R. P. Wei, Microconstituent-Induced Pitting Corrosion in Aluminum Alloy 2024-T3, Corrosion (Houston) 52 (1996) 8.
21. A. E. Hughes, C. MacRae, N. Wilson, A. Torpy, T. H. Muster and A. M. Glenn, Sheet AA2024-T3: a new investigation of microstructure and composition, Surface and Interface Analysis 42 334.
22. A. Boag, A. E. Hughes, N. C. Wilson, A. Torpy, C. M. MacRae, A. M. Glenn and T. H. Muster, How complex is the microstructure of AA2024-T3?, Corrosion Science 51 (2009) 1565.
23. P. Campestrini, E. P. M. van Westing, H. W. van Rooijen and J. H. W. de Wit, Relation between microstructural aspects of AA2024 and its corrosion behaviour investigated using AFM scanning potential technique, Corrosion Science 42 (2000) 1853.

24. V. Guillaumin and G. Mankowski, Localized corrosion of 2024 T351 aluminium alloy in chloride media, Corrosion Science 41 (1998) 421.
25. Properties and selections, ASM International, 10th edition, Materials Park, Ohio, 1990.
26. T. Hashimoto, X. Zhang, X. Zhou, P. Skeldon, S.J. Haigh, G.E. Thompson, Investigation of dealloying of S phase (Al<sub>2</sub>CuMg) in AA 2024-T3 aluminum alloy using high resolution 2D and 3D electron imaging, Corros. Sci. 103 (2016) 157–164.
27. A. Boag, A.E. Hughes, N.C. Wilson, A. Torpy, C.M. MacRae, A.M. Glenn, T.H. Muster, How complex is the microstructure of AA2024-T3? Corros. Sci. 51 (2009) 1565–1568.
28. Z. Szklarska-Smialowska, Pitting corrosion of aluminum, Corros. Sci. 41 (1999) 1743–1767.
29. Eker, A.A., Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler ve Üretimi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul, 2008.
30. Toptan, F., Alüminyum Matrisli B4C takviyeli kompozitlerin döküm yöntemi ile üretimi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2006.
31. Eker, A.A., Bakır ve Bakır Alaşımları, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul, 2008.
32. Eker, A.A., Magnezyum ve Alaşımları, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul, 2008.
33. <https://www.kimyadersi.org/titanyum.html>/Titanyum 19 Mayıs 2016
34. <https://www.kimyadersi.org/nikel.html>/Nikel 19 Mayıs 2016
35. Eker, A.A., Paslanmaz Çelikler ve Paslanmaz Çeliklerin Korozyonu, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul, 2009.
36. Davis, J.R., ASM Specialty Handbook: Stainless Steels. (1994) 3-66.
37. Peckner, D. and I.M. Bernstein, Handbook of Stainless Steels. 1977: McGraw-Hill.
38. S.D Washko and G. Aggen, Wrought Stainless Steels, Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. 1 (1990) 841-907.

39. K. Thomas, M. Petri, Roll welding. ASM Welding Handbook 6 (1994) 312–314.
40. 8th Edition, Welding Handbook, Vol. 2, American Welding Society, (1991) 900–908.
41. H. Granjun, in: Fundamentals of Welding Metallurgy, Cambridge Abington Publishing, (1991) 1–25.
42. H. Kreye, K. Thomas, Electron microscopically test and the bonding mechanism of cold pressure welding, J. Weld. Cutting 29 (1977) 249–252.
43. N. Bay, Cold pressure welding; characteristics, bonding mechanism, bond strength, J. Metal Construct. 18 (8) (1986) 369–372.
44. C. Clemensen, O. Julstarp, Cold welding — Influence of surface preparation on bond strength, J. Metal Construct. 18 (10) (1986) 625–629.
45. R. Tylecote, in: The Solid Phase Welding of Metal, Edward Arnold Publisher, (1968) 8–56.-12.
46. M. Abbasi, A. Karimi Taheri, M.T. Salehi, Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process, Journal of Alloys and Compounds 319 (2001) 233–241, Received 25 September 2000; accepted 4 December 2000.
47. Welding handbook, explosion welding. AWS, A.B.D., vol. 3, (1980) 264–78.
48. Patterson RA. Fundamentals of explosion welding. ASM Handbook, UK, vol. 6, (1993) 160–4.
49. Kleven S. Ultrasonic inspection of explosion welded titanium clad plate. Mater Eval (1996) 557–60.
50. Gupta RC, Kainth GS. Swinging wake mechanism for interface wave generation in explosive welding of metals. T ASME (1990) 57: 514–21.
51. Balasubramanian V, Rathinasabapathi M, Raghukandan K. Modelling of process parameters in explosive cladding of mildsteel and aluminium. J Mater Process Technol (1997) 63(1–3):83–8.
52. Kahraman N, Guñ lenc, B. Investigation of microstructure ond corrosion behaviour of explosively bonded titanium and copper plates. J Polytech (2004) 7(1):45–52. Faculty of Technical Education, Gazi University.
53. Behcet Gulenc, Investigation of interface properties and weldability of aluminum and copper plates by explosive welding method, Gazi University, Technical Education Faculty, Besevler-Ankara, Turkey, Materials and Design 29 (2008) 275–278, Received 19 April 2006; accepted 2 November 2006.

54. Banker JG, Edvard GR. Explosion welding. ASM Handbook, vol. 6, (1993) 303–305.
55. Yang Y, Xinming Z, Zhenghua L, Qingyun L. Adiabatic shear band on the titanium side in the Ti/Mild steel explosive cladding interface. Acta Mater (1996) 44(2):561–5.
56. Onaran K, Erman B, Structure and properties of materials, vol. 1. Turkey: ITU; 1993.
57. Kahraman N. Joint of titanium plates to different metals by explosive welding method and investigation of their interface properties. Ph.D. thesis, Gazi University, Ankara-Turkey, 2003.
58. W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith, C.J. Dawes, G.B. Patent Application No. 9125978.8 (December 1991).
59. C. Dawes, W. Thomas, Friction Stir Joining of Aluminum Alloys, TWI Bulletin 6 (November/December 1995) 124.
60. B. London, M. Mahoney, B. Bingel, M. Calabrese, D. Waldron, in: Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, Japan, 27–28 September, 2001.
61. C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling, C.C. Bampton, Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum, Scripta Mater. 36 (1997) 69.
62. S. Benavides, Y. Li, L.E. Murr, D. Brown, J.C. McClure, Continuous Dynamic Recrystallization During Friction Stir Welding of High Strength Aluminum Alloys, Scripta Mater. 41 (1999) 809.
63. R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering R 50 (2005) 1–78.
64. L.E. Murr, Y. Li, R.D. Flores, E.A. Trillo, Intercalation vortices and related microstructural features in the friction-stir welding of dissimilar metals, Mater. Res. Innovat. 2 (1998) 150.
65. Y. Li, L.E. Murr, J.C. McClure, Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum, Mater. Sci. Eng. A 271 (1999) 213.
66. H.B. Cary, Modern Welding Technology, Prentice-Hall, New Jersey, 2002.
67. C.J. Dawes, W.M. Thomas, Friction Stir Process Welds Aluminium Alloys, Weld. J. 75 (1996) 41.

68. Clegg, A.J., "Precision Casting Processes", Pergamon Press, United Kingdom, (1991) 200-207.
69. Williams, G. ve Fisher, K.M., "Squeeze Casting of Aluminum-Alloy Components", Metals Technology, July, (1981) 263-267.
70. Williams, G., "Squeeze Form Combines Casting With Forging", Foundry Trade Journal, February 2 (1984) 66-71.
71. Prof. Dr. Mehmet DEMİRKOL, İTÜ Makina Mühendisliği Bölümü, İML 313 İmal Usulleri-II, Plastik Şekil Verme Teknolojisi Ders Notları, Eylül-2010.
72. Mikell P. Groover, "Fundamentals of Modern Manufacturing", John Wiley & Sons 2002.
73. David Whittaker, Powder Metallurgy The Process and Its Products, European Powder Metallurgy Association 1992 & 2008.
74. Söyler, A.U., Mekanik Alaşımlama Yöntemleri İle Üretilmiş Al-Fe Tabanlı SiC Ve Y2O3 Pekiştiricili Kompozitlerin Geliştirilmesi Ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2008.
75. Kurt, A.O., 2004. Toz üretim yöntemleri ve sinterleme, Sakarya Ün., Müh. Fak., Metalürji ve malzeme bölümü ders notları, 1- 25s, Sakarya.
76. German, R.M., 1989, Powder metallurgy science. MPIF, 203-335s, USA.
77. Engin ALEV, Otomobil Endüstrisinde Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Parça Kullanımı ve Performansının Araştırılması, T.C. Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi Makina Eğitimi Anabilim Dalı Isparta-2011.
78. Yalçın, B., 2007, Toz Metalurjisi Yöntemi ile İmal Edilen Titanyum Alaşımı İmplantların Temel Özelliklerinin Araştırılması.(Doktora Tezi) 16-23s. Isparta.
79. Salvo, L., and Suery, M., Legoux, J.G., and I "Esperance, G., Influence of particle oxidation on age-hardening behaviour of as-fabricated and remelted SiC reinforced Al- 1%Mg alloys." Materials Science and Engineering, A135, 129-133, 1991.
80. Kingery, W. D., Bowen, N. K., and Uhlmann, D. R., 1976: Introduction to Ceramics, A Willem Inter Science Publication. New York.
81. Upadhyaya, G. S., 1998: Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties and Testing, Noyes Publications, New Jersey.
82. Burak BAKAR, Alümina Katkılı & Silisyum Karbürün Sinterlenmesi Ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi & Fen Bilimleri Enstitüsü, Eylül 2009.

83. Makine Müh. Temel VAROL, AA2024 Matrisli B4C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi, Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, Haziran 2012.
84. Cura, M.E., 2002: Sıcak Preslenmiş WC-Co/B4C Kompozitlerinin Mekanik, Manyetik ve Mikroyapısal İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
85. Benjamin JS., Origin of Hawaiian Tholeiites: Trace Element Constraints, Sci Amer (1976) 234(5):40-8.
86. Randal M. GERMAN, Liquid Phase Sintering, Rensselaer Polytechnic Institute Troy, New York, Springer Science + Business Media, LLC, 1985.
87. Cihat Nazik, Alüminyum Matrisli B4C Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, T.C. Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, Temmuz 2013.
88. Benjamin JS. ‘Mechanical alloying – a perspective’, Metal Powder Rep (1990) 45:122-7.
89. Ermakov AE, Yurchikov EE, Barinov VA. Phys Met Metallogr (1981) 52(6):50-8.
90. Koch CC, Cavin OB, McKamey CG Scarbrough JO. Preparation of “amorphous” Ni60Nb40 by mechanical alloying, Appl Phys Lett (1983) 43:1017-9.
91. Koch CC. In: Cahn RW, editor. Processing of metals and alloys, vol. 15 of materials science and technology - a comprehensive treatment. Weinheim, Germany: VCH Verlagsgesellschaft GmbH, 1991. p. 193-245.
92. Murty BS, Ranganathan “Novel Materials Synthesis via Mechanical Alloying,”(1998) 43:101-41.
93. Heinicke G. Tribochemistry. Berlin, Germany: Akademie Verlag, 1984.
94. McCormick PG., Application of Mechanical Alloying to Chemical Refining, Mater Trans Japan Inst Metals (1995) 36:161-9.
95. Maurice DR, Courtney TH. “The physics of mechanical alloying: a first report” Metall Trans (1990) A21:289-303.
96. J.S. Benjamin, New materials by mechanical alloying techniques, in: E. Arzt and L.S. Schultz (Eds), DGM Conf, Calw-Hirsau, FRG, 3 5 October 1988, p. 3.
97. P.S. Gilman and J.S. Benjamin, Mechanical Alloying, Ann. Rev. Mater. Sci., 13 (1983) 279.



98. S. Zhang, L. Lu and M.O. Lai, Cu-base shape memory powder preparation using the mechanical alloying technique, Mater. Sci. Eng. A., 171 (1993) 257.
99. L. Li, M.O. Lai, S. Zhang, Modeling of the mechanical-alloying process, Journal of Materials Processing Technology 52 (1995) 539-546.
100. Lee PY, Yang JL, Lin HM. J Mater Sci (1998) 33:235-9.
101. C. Suryanarayana, Mechanical Alloying And Milling, Progress in Materials Science 46 (2001) 1-184, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Colorado School of Mines, Golden, CO 80401-1887, USA.
102. Benjamin JS., Mechanical alloying – a perspective, Metal Powder Rep (1990) 45:122-7.
103. Koch CC. “The synthesis and structure of nanocrystalline materials produced by mechanical attrition” Nanostructured Mater 2 (1993) 109-29.
104. Suryanarayana C., Nanocrystalline materials, Internat Mater Rev (1995) 40:41-64.
105. Benjamin JS, Volin TE., Mechanisms of mechanical alloying, Metall Trans (1974) 5:1929-34.
106. Benjamin JS., Mechanical alloying – a perspective, Metal Powder Rep (1990) 45:122-7.
107. P. S. Gilman and J. S. Benjamin, "Mechanical Alloying:", Ann. Rev. Mater. Sci., vol. 13, (1983) 279-300.
108. Benjamin JS., Mechanical Alloying, Sci Amer (1976) 234(5):40-8.
109. Lee PY, Koch CC. J Mater Sci (1988) 23:2837-45.
110. Davis RM, Koch CC., Mechanical alloying of brittle components: silicon and germanium, Scripta Metall (1987) 21:305-10.
111. Davis RM, McDermott B, Koch CC., Mechanical Alloying of Brittle Materials, Metall Trans (1988) A19:2867-74.
112. Lee PY, Koch CC., Formation of Amorphous Ni-Zr Alloys by Mechanical Alloying of Mixtures of Intermetallic Compounds Ni<sub>11</sub>Zr<sub>9</sub> and NiZr<sub>2</sub>, Appl Phys Lett (1987) 50:1578-80
113. Harris CC. Trans Soc Min Engrs (1967) 238-17.
114. Ayas, E., Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC/TiCN Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri, Yüksek Lisans Tezi, Anadolu Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir, 2003.

115. Muscat, D., Titanium carbide/Aluminum composites by melt infiltrasyon, Ph. D. Thesis, McGill University, Montreal, 1993.
116. Özgün, E.C., Mekanik Alaşım Yöntemiyle Sentezlenen Al-TiC ve Al-Ti-C Toz ve Sinter Kompozitlerin Mikroyapısal ve Fiziksel Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2008.
117. Vincent, C., Silvain, J.F., Heintz, J.M. ve Chandra, N., Effect of porosity on the thermal conductivity of copper processed by powder metallurgy, Journal of Physics and Chemistry of Solids, 73 (2012) 499–504.
118. Aktaş, H., Alüminyum Matrisli Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Mekanik Alaşım Yöntemiyle Üretimi ve Kuru Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2007.
119. Abbaszadeh, H., Masoudi, A., Safabinesh, H. ve Takestani, M., Investigation on the characteristics of micro- and nano-structured W-15 wt.%Cu composites prepared by powder metallurgy route, Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 30 (2012) 145–151.
120. Thein, M.A., Lu, L. ve Lai, M.O., Effect of milling and reinforcement on mechanical properties of nanostructured magnesium composite, Journal of Materials Processing Technology 209, (2009) 4439–4443
121. Çanakçı, A., Varol, T. ve Ertok, Ş., Toz metalurjisi yöntemi ile Üretilen Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Kompozitlerinin Özellikleri Üzerine Takviye Oranının Etkisi, I. Ulusal Ege Kompozit Malzemeler Sempozyumu, İzmir 2011, Bildiriler Kitabı, 144-154.
122. Botcharova, E., Heilmaier, M., Freudenberger, J., Drew, G., Kudashov, D., Martin, U. ve Schultz, L., Supersaturated solid solution of niobium in copper by mechanical alloying, Journal of Alloys and Compounds, 351 (2003), 119-125.
123. Çanakçı, A. ve Varol, T., Yüksek enerjili öğütmeyle üretilen AA2024- B4Cp kompozit tozların karakterizasyonu, I. Ulusal Ege Kompozit Malzemeler Sempozyumu, İzmir 2011, 667-675.
124. Sivasankaran, S., Sivaprasad, K., Narayanasamy, R. ve Iyer, V.K., An investigation on flowability and compressibility of AA 6061100-x-x wt.% TiO<sub>2</sub> micro and nanocomposite powder prepared by blending and mechanical alloying, Powder Technology, 201 (2010) 70–82.
125. Derakhshandeh. R., Jenabali, J.H.A., An investigation on the capability of equal channel angular pressing for consolidation of aluminum and aluminum composite powder, Materials and Design, 32 (2011) 3377–3388.

126. Gim'enez, S., Zubizarreta, C., Trabadelo, V. ve Iturriza, I., Sintering behaviour and microstructure development of T42 powder metallurgy high speed steel under different processing conditions, Materials Science and Engineering A, 480 (2008) 130–137.
127. Tang, F., Anderson, I.E. ve Biner, S.B., Solid state sintering and consolidation of Al powders and Al matrix composites, Journal of Light Metals, 2 (2002) 201–214.
128. Hong C., Han J., Zhang X. ve Meng S., Influence of hot pressing on microstructure and mechanical properties of combustion synthesized TiB<sub>2</sub>-Cu-Ni composite, Journal of Materials Processing Technology, 183 (2007) 445–449.
129. Montealegre Meléndez, I., Neubauer, E. ve Danninger, H., Consolidation of titanium matrix composites to maximum density by different hot pressing techniques, Materials Science and Engineering A, 527 (2010) 4466–4473.
130. Köksal, F., Al-Cu-SiC Kompozitlerin Sıcak Presleme Yöntemi ile Üretimi ve Aşınma Özelliklerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta, 2004.
131. ASM Metals Handbook, 1998. Powder metal technologies and applications volume 7. ASM International, 1145-1146s. USA.
132. Çanakçı, A. ve Varol, T., Aşamalı İşlem Kontrol Katkısı Tekniğinin Yüksek Enerjili Öğütme İşlemi Üzerine Etkisi, 1. Ulusal Nanoteknoloji Kongresi, Haziran 2011, İstanbul Bildiriler Kitabı, 8-16.
133. Burak Dikici, Al/TiC Metal Matriksli Nano Kompozitlerin Sıcak Pres Yöntemiyle Üretilmesi Ve Karakterizasyonu, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Doktora Tezi, 2008.
134. Filiz Kumdalı, Alüminyum Matrisli B<sub>4</sub>C Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretimi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2008.
135. Fatih Toptan, Alüminyum Matrisli B<sub>4</sub>C Partikül Takviyeli Aşınma Direnci Yüksek Kompozit Malzeme Üretimi, Doktora Tezi Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programı, Yıldız Teknik Üniversitesi, 2012.
136. Rahimiana, M., Parvin, N. ve Ehsania N., Investigation of particle size and amount of alumina on microstructure and mechanical properties of Al matrix composite made by powder metallurgy, Materials Science and Engineering A, 527 (2010) 1031–1038.
137. Ying, D.Y. ve Zhang, D.L., Processing of Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrix nanocomposite materials by using high energy ball milling, Materials Science and Engineering A, 286 (2000) 152-156.

138. Anvari, S.Z., Karimzadeh, F. ve Enayati, M.H., Synthesis and Characterization of NiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposite powder by mechanical alloying, Journal of Alloy and Compounds, 477 (2009) 178-181.
139. Canakci, A., Varol, T. ve Ertok, Ş., The Effect of Reinforcement Ratio on Hardness of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites Fabricated by Mechanical Alloying Technique, 6th International Powder Metallurgy Conference & Exhibition, Ankara 2011, Bildirile Kitabi, 232-240.
140. Arık H., Production and Characterization of in situ Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> reinforced aluminum-based composite produced by mechanical alloying, Materials and Design, 25 (2004) 31-40.
141. Ward T.S., Chen W., Schoenitz, M., Dave, R.N. ve Dreizin, E.L., A study of mechanical alloying processes using reactive milling and discrete element modeling, Acta Materialia, 53 (2005) 2909–2918.

## ÖZGEÇMİŞ

Mustafa Çağlar PARILTAN 1992 yılında Trabzon'da doğdu. 2016 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünden mezun oldu. Lisans eğitiminin ardından, ara vermeden Karadeniz Teknik Üniversitesinde yüksek lisans eğitimine başladı ve yüksek lisans eğitiminin ilk yılı boyunca Küçükarslanlar Bakır Çinko San. Tic. A.Ş.'de kalite kontrolden sorumlu Metalurji ve Malzeme Mühendisi olarak görev yaptı.

