



**TOZ METALURJİSİ VE SEÇİCİ LAZER ERGİTME
YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLEN CoCrFeMnNiTi_x
YÜKSEK ENTROPİ ALAŞIMLARIN YAPISAL,
MEKANİK, TRİBOLOJİK VE KOROZYON
ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU**

Caner BULUT

**Doktora Tezi
Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Fatih YILDIZ**

**2024
Her hakkı saklıdır.**



**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
DOKTORA TEZİ**

**TOZ METALURJİSİ VE SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMLERİ İLE
ÜRETİLEN CoCrFeMnNiTi_x YÜKSEK ENTROPİ ALAŞIMLARIN YAPISAL,
MEKANİK, TRİBOLOJİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN
KARAKTERİZASYONU**

Caner BULUT

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Fatih YILDIZ

Ana Bilim Dalı: Makine Mühendisliği

Erzurum

2024

Her hakkı saklıdır

ETİK KURALLARA UYGUNLUK BEYANI

Erzurum Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez içindeki tüm bilgilerin doğru ve tam olduğunu, bilgilerin üretilmesi aşamasında bilimsel etiğe uygun davrandığımı, yararlandığım bütün kaynakları atıf yaparak belirttiğimi beyan ederim.

02 / 09 / 2024

Caner BULUT

ÖZET

DOKTORA TEZİ

TOZ METALURJİSİ VE SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLEN CoCrFeMnNiTi_x YÜKSEK ENTROPİ ALAŞIMLARIN YAPISAL, MEKANİK, TRIBOLOJİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

Caner BULUT

Erzurum Teknik Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Fatih YILDIZ

Bu tez çalışmasında, geleneksel Toz Metalurjisi (TM) ve eklemeli imalat yöntemlerinden Seçici Lazer Ergitme (SLE) yöntemi ile CoCrFeMnNiTi_x Yüksek Entropi Alaşım (YEA) malzemeleri üretilmiştir. TM ve SLE yöntemiyle üretilen parçaların yapısal, mekanik ve yüzey özellikleri üretimde kullanılan parametre/stratejilerden büyük oranda etkilenmektedir. Söz konusu üretim parametrelerinin CoCrFeMnNiTi_x YEA malzemelerinin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri üzerindeki etkileri her iki üretim yöntemi ile incelenmiştir. Optimum üretim parametreleri belirlenirken sistematik olarak parametre azaltılmasıyla malzeme ve zaman tasarrufu sağlanmaya çalışılmıştır. CoCrFeMnNiTi_x toz malzeme ve numunelerin yapısal-morfolojik analizleri X-ışını kırınım ölçer, 3D profilometre, taramalı elektron mikroskopu, enerji dağılımı spektroskopisi ve optik mikroskop ile gerçekleştirilmiştir. Tribolojik analizler için oda şartlarında doğrusal ileri-geri düzeninde deneyler gerçekleştirilmiştir. Elektrokimyasal korozyon deneyleri %3,5 NaCl çözeltisinde potansiyodinamik polarizasyon yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. TM yönteminde 300 dakikada mekanik alaşımlama uygulanan ve sonrasında 600°C-650 MPa sıcak pres ile üretilen numuneler (HEA-HP-8) ve optimum lazer üretim parametreleriyle SLE ile farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 numunelerinden 0° oryantasyonundaki numuneler üstün mekanik ve yüzey özellikleri sergilemiştir. HEA-HP-8 ve YEA-1 (0° inşa) numunelerin alaşım tozlarına %3 ve 5 Ti ilavesi yapılarak yapısal, morfolojik, mekanik, tribolojik ve korozyon analizleri yapılmıştır. Kullanılan her iki üretim yöntemi içinde artan Ti ilavesine paralel şekilde mikrosertlik değerlerinde artış ve aşınma oranlarında belirgin bir iyileşme gözlemlenmiştir. %5 Ti ilaveli TM ile üretilen HEA-HP-10 ve SLE ile üretilen YEA-3 numunesi en iyi mekanik ve aşınma özelliklerini sergilerken, korozyon davranışları diğer numunelerden daha düşük olmuştur. SLE numuneleri TM numunelerine göre daha yüksek doluluk oranları ve korozyon direnci sergilerken daha düşük aşınma oranları ve sertlik değerleri sergilemiştir.

2024, 160 sayfa

Anahtar Kelimeler: Yüksek entropi alaşımlar, CoCrFeMnNiTi_x, Toz metalurjisi, Seçici lazer ergitme, Triboloji, Korozyon

ABSTRACT

Ph.D Thesis

CHARACTERIZATION OF STRUCTURAL, MECHANICAL, TRIBOLOGICAL AND CORROSION PROPERTIES OF CoCrFeMnNiTi_x HIGH ENTROPY ALLOYS MANUFACTURED BY POWDER METALLURGY AND SELECTIVE LASER MELTING METHODS

Caner BULUT

Erzurum Technical University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Prof. Dr. Fatih YILDIZ

In this thesis, CoCrFeMnNiTi_x High Entropy Alloy (HEA) materials were produced by powder metallurgy (P/M) and selective laser melting (SLM) methods. The effects of P/M and SLM methods on the structural, mechanical, and corrosion properties of the parts produced were investigated with both production methods. Structural and morphological analyses of CoCrFeMnNiTi_x powder and samples were carried out with X-ray diffractometers, 3D profilometer, scanning electron microscopes, energy dispersive spectroscopy, and optical microscopes. In order to obtain tribological analyses, experiments were carried out in linear reciprocating order under room conditions. Electrochemical corrosion experiments were measured by the potentiodynamic polarization method in a 3.5% NaCl solution. Samples mechanically alloyed in the P/M method for 300 minutes and then hot pressed at 600°C-650 MPa (HEA-HP-8) and YEA-1 specimens (0° orientation) produced by SLM with optimum laser fabrication parameters in different structural orientations exhibited superior mechanical and surface properties. Structural, morphological, mechanical, tribological, and corrosion analyses were performed by adding 3% and 5% Ti to the alloy powders of HEA-HP-8 and YEA-1 (0° build) samples. In both production methods used, an increase in microhardness values and a significant improvement in wear rates were observed in parallel with the increasing Ti addition. While the HEA-HP-10 sample produced with TM with 5% Ti addition and the YEA-3 sample produced with SLM exhibited the best mechanical and wear properties, their corrosion behavior was lower than the other samples. While SLM samples exhibited higher filling rates and corrosion resistance than TM samples, they exhibited lower wear rates and hardness values.

2024, 160 page

Keywords: High entropy alloys, CoCrFeMnNiTi_x, Powder metallurgy, Selective laser melting, Tribology, Corrosion

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim ve tezimin hazırlanmasındaki tüm süreçlerde bana her zaman destek olan Tez Danışmanım Prof. Dr. Fatih YILDIZ' a en içten duygularım ile teşekkür ederim. Doktora tezinde deneysel çalışmalar için 122M679 nolu TÜBİTAK 1002-A projesi ile maddi destek sağlayan Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu'na (TÜBİTAK) teşekkür ederim. Tezin olgunlaşmasında bilgi ve deneyimiyle tüm süreçte bulunan ve projemizde araştırmacı olarak görev alan Prof. Dr. Temel VAROL'a teşekkür ederim. Doktora eğitimim sürecinde tez izleme komitesinde bulunan ve desteklerini esirgemeyen Doç. Dr. Hikmet ÇİÇEK ve Dr. Öğr. Üyesi Süleyman Nazif ORHAN'a teşekkür ederim. Tez süreci boyunca desteklerini esirgemeyen Iğdır ve Erzurum Teknik Üniversitelerinin yöneticilerine, Iğdır Teknik Bilimler MYO'daki yönetici ve çalışma arkadaşlarıma ve ayrıca Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı (KTÜ-MMML) ve Erzurum Teknik Üniversitesi Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi (ETÜ-YÜTAM) yönetici ve çalışanlarına teşekkür ederim. Deneysel çalışmalarda katkı sağlayan Mak. Yük. Müh. Tefik Oğuzhan ERGÜDER, Arş. Gör. Gürkan KAYA, Arş. Gör. Serhatcan Berk AKÇAY, Dr. Öğr. Üyesi Yusuf Burak BOZKURT ve ayrıca emeği geçen herkese en içten teşekkürlerimi sunmak isterim. Son olarak bu süreçte sabırla desteklerini hiç esirgemeyen aileme minnettarlığımı iletmek isterim.

Caner BULUT
Eylül 2024

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xii
1. GİRİŞ	1
1.1. Yüksek Entropi Alaşımlar.....	1
1.1.1. Yüksek entropi alaşımlarda mikroyapı ve özelliklerine etki eden faktörler	6
1.1.2. Yüksek entropi alaşımlarda katı eriyik, arabileşik ve intermetalik fazlar.....	8
1.1.3. Yüksek entropi alaşımların üretim yöntemleri.....	11
1.2. Toz Metalurjisi	12
1.2.1. Mekanik alaşımlama	12
1.3. Eklemeli İmalat	16
1.3.1. Toz yatak füzyon bazlı eklemeli imalat	18
1.3.2. SLE yönteminde kullanılan üretim parametreleri	20
2. KAYNAK ÖZETLERİ	28
2.1. Kaynak Özetleri ve Literatür Taraması.....	28
2.2. Yüksek Entropi Alaşımların Lazer-Toz Yatak Eklemeli İmalatının Bibliyometrik Analizi ve Sistematiik İncelemesine Kısa Bir Bakış	35
2.2.1. Betimsel analiz, bilimsel yayın eğilimi ve yayın türü.....	37
2.2.2. Coğrafi dağılımı, kurum analizi, anahtar kelime analizi ve kaynaklar	39
2.3. Amaç ve Hedef.....	41
3. MATERYAL ve YÖNTEM	43
3.1. Kullanılan Malzemeler.....	43
3.2. Toz Metalurjisi Üretim Süreci	44
3.2.1. Mekanik alaşımlama ile YEA tozlarının hazırlanması ve üretimi	44
3.2.2. Toz metalurjisi ile CoCrFeMnNi YEA numunelerin üretimi	45
3.3. Eklemeli İmalat Süreci.....	47
3.3.1. SLE üretim parametrelerinin belirlenmesi	47

3.3.2. SLE numunelerin üretimi	49
3.4. Toz ve Numunelerin Karakterizasyon Çalışmaları	50
4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA	53
4.1. Toz Metalurjisi / Mekanik Alaşımlama Süreci	54
4.1.1. CoCrFeMnNi YEA'nın toz morfolojisi	54
4.1.2. CoCrFeMnNi YEA numunelerinin yapısal ve mekanik özellikleri.....	61
4.1.3. Tribolojik özellikler	67
4.1.4. TM ile üretilen CoCrFeMnNiTi _x YEA numunelerin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri	73
4.2. Eklemeli İmalat Süreci	92
4.2.1. SLE üretim parametrelerinin belirlenmesi	92
4.2.2. Tekli lazer izlerinin yüzey ve eriyik havuz morfolojisi	93
4.2.3. SLE yöntemi ile üretilen kontur (single-wall) yapılarının karakterizasyonu.....	98
4.2.4. SLE yöntemi ile üretimlerde yana kayma parametresinin optimizasyonu.....	102
4.2.5. Farklı yana kayma değerleri ile üretilen numunelere ait doluluk oranları	103
4.2.6. Mekanik özellikler	105
4.2.7. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin yapısal özellikleri	109
4.2.8. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin XRD sonuçları.....	111
4.2.9. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin yoğunluk değerleri	112
4.2.10. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin tribolojik özellikleri.....	113
4.2.11. YEA-1 numunelerinin korozyon davranışları	117
4.2.12. Optimum parametre seti ve 0° inşa oryantasyonu kullanılarak üretilen YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 CoCrFeMnNiTi _x (x=%3-5) numunelerin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri	122
5. SONUÇ ve ÖNERİLER	139
5.1. Sonuçlar	139
5.2. Öneriler	143
KAYNAKLAR	145

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
h	Yana kayma mesafesi
HB	Brinell sertlik
HV	Vickers sertlik
mm	Milimetre
µm	Mikron metre
N	Newton
P	Lazer gücü
Ra	Yüzey pürüzlülüğü
s	Saniye
t	Katman kalınlığı
v	Lazer tarama hızı
W	Watt

Kısaltmalar

CAD	Bilgisayar destekli tasarım
EDS	Enerji dağılımı spektroskopisi
L-PBF	Lazer-toz yataklı füzyon
MA	Mekanik alaşımlama
OM	Optik mikroskop
PBF	Toz yatak füzyon
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SLE	Seçici lazer ergitme
SLS	Seçici lazer sinterleme
TGA	Termogravimetrik analiz
TM	Toz metalurjisi
XRD	X ışını difraktometresi
YEA	Yüksek entropi alaşım

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Metalik malzemelerin tarihsel süreci.....	2
Şekil 1.2. YEA'lar ile ilgili çalışmaların yıllara göre dağılımı.....	3
Şekil 1.3. YEA'ların çalışma alanlarına ve doküman tipine göre dağılımı	3
Şekil 1.4. Geleneksel ve YEA'ların atomik yapısının şematik gösterimi	4
Şekil 1.5. HMK kristal yapısının şematik gösterimi, (a) mükemmel kafes yapısı, (b) farklı atom yarıçapına sahip ek bir bileşenin neden olduğu distorse olmuş kafes yapısı, (c) kristal kafes içinde rastgele dağılmış birçok farklı boyuttaki atomun ilavesiyle distorse olan kafes yapısı	5
Şekil 1.6. Eşmolar alaşımlarda karışım entropisinin değişim fonksiyonu.....	6
Şekil 1.7. YEA üretim yöntemleri	12
Şekil 1.8. Toz üretiminin mekanik yöntemleri.	13
Şekil 1.9. Mekanik öğütme işlemi	14
Şekil 1.10. Sinterleme aşamalarının şematik gösterimi ve tanelerarası boyun oluşumu	15
Şekil 1.11. Eklemeli imalat teknolojisi ile üretilen endüstriyel ürünler	17
Şekil 1.12. Eklemeli imalat sınıflandırılması.....	18
Şekil 1.13. SLE sisteminin şematik bir gösterimi.....	20
Şekil 1.14. SLE prosesini etkileyen parametreler	22
Şekil 1.15. SLE tekniğinde kullanılan işlem parametreleri	23
Şekil 1.16. Kesit üzerindeki lazer hareket tanımlamaları	26
Şekil 1.17. Tarama stratejileri.....	27
Şekil 2.1. Geleneksel ve eklemeli imalata ilişkin belgelerin yıllara göre dağılımı.....	36
Şekil 2.2. L-PBF ile üretilen YEA'ların yayın ve toplam atıfların grafiksel gösterimi ..	39
Şekil 2.3. Ülkelerin iş birliği haritası	40
Şekil 3.1. (a) Kobalt, (b) Krom, (c) Demir, (d) Mangan, (e) Nikel, (f) Titanyum tozlarının öğütme işlem öncesi SEM görüntüleri	44
Şekil 3.2. 600 dakika öğütme işleminden sonra elde edilen toz yapısı	45
Şekil 3.3. Üretimlerde kullanılan SLE cihazı (Concept Laser MLab R)	47
Şekil 3.4. SLE üretim oryantasyonu	49
Şekil 4.1. Başlangıç tozların SEM görüntüleri; (a) Fe, (b) Cr, (c) Ni, (d) Co, (e) Mn ...	55
Şekil 4.2. Başlangıç toz malzemelerin partikül boyut dağılım eğrileri.....	55
Şekil 4.3. Farklı öğütme sürelerinde üretilen tozların SEM ve EDS analizi	57
Şekil 4.4. Farklı öğütme sürelerinde üretilen tozların partikül boyut dağılım grafiği	58

Şekil 4.5. MA ile üretilen CoCrFeMnNi tozların XRD sonuçları	59
Şekil 4.6. Farklı öğütme sürelerinde tozların TGA sonuçları	60
Şekil 4.7. CoCrFeMnNi YEA numunelerin XRD desenleri; (a) 550 MPa'da sıcak presleme ve 1000 °C sinterleme, (b) 650 MPa'da sıcak presleme ve 1000 °C sinterleme.....	62
Şekil 4.8. 550 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin mikroyapı görüntüleri; (a) HEA-HP-1, (b) HEA-HP-2, (c) HEA-HP-3, (d) HEA-HP-4.....	63
Şekil 4.9. 650 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin mikroyapı görüntüleri; (a) HEA-HP-5, (b) HEA-HP-6, (c) HEA-HP-7, (d) HEA-HP-8.....	64
Şekil 4.10. TM ile üretilen CoCrFeMnNi YEA numunelerinin bağıl yoğunlukları.....	65
Şekil 4.11. TM ile üretilen CoCrFeMnNi YEA numunelerinin sertlik değerleri	66
Şekil 4.12. Numunelerin COF grafikleri; (a) 550 MPa'da sıcak preslenmiş numuneler (b) 650 MPa'da sıcak preslenmiş numuneler.....	68
Şekil 4.13. Numunelerin aşınma oranları; (a) 550 MPa'da sıcak preslenmiş numuneler, (b) 650 MPa'da sıcak preslenmiş numuneler.....	69
Şekil 4.14. 550 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izleri SEM ve OM görüntüleri; (a-a') HEA-HP-1, (b-b') HEA-HP-2, (c-c') HEA-HP-3, (d-d') HEA-HP-4.....	70
Şekil 4.15. 550 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izlerinin üç boyutlu profilometre görüntüleri; (a) HEA-HP-1, (b) HEA-HP-2, (c) HEA-HP-3, (d) HEA-HP-4.....	70
Şekil 4.16. 650 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izleri SEM ve OM görüntüleri; (a-a') HEA-HP-5, (b-b') HEA-HP-6, (c-c') HEA-HP-7, (d-d') HEA-HP-8.....	72
Şekil 4.17. 650 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izlerinin üç boyutlu profilometre görüntüleri; (a) HEA-HP-5, (b) HEA-HP-6, (c) HEA-HP-7, (d) HEA-HP-8.....	72
Şekil 4.18. HEA-P-4, HEA-P-5, HEA-P-6 tozlarının SEM ve EDS sonuçları	74
Şekil 4.19. HEA-HP-4, HEA-HP-5, HEA-HP-6 partiküllerin boyut dağılım grafiği.....	75
Şekil 4.20. HEA-P-4, HEA-P-5, HEA-P-6 tozlarının termogravimetrik analiz sonuçları	77
Şekil 4.21. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 YEA numunelerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları	78
Şekil 4.22. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 YEA'ların XRD sonuçları	79

Şekil 4.23. Numunelerin mikroyapı SEM görüntüleri (a) HEA-HP-8, (b) HEA-HP-9, (c) HEA-HP-10.....	80
Şekil 4.24. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerin OM görüntüleri ve yoğunluk değerleri.....	82
Şekil 4.25. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerin COF-zaman grafiği.....	83
Şekil 4.26. HEA-HP8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 için aşınma oran ve sertlik değerleri.....	84
Şekil 4.27. HEA-HP-8 numunesi; (a-b) aşınma izi optik profilometre görüntüleri, (c-c') aşınma izi SEM görüntüleri.....	85
Şekil 4.28. HEA-HP-9 numunesi; (a-b) aşınma izi optik profilometre görüntüleri, (c-c') aşınma izi SEM görüntüleri.....	86
Şekil 4.29. HEA-HP-10 numunesi; (a-b) aşınma izi optik profilometre görüntüleri, (c-c') aşınma izi SEM görüntüleri.....	87
Şekil 4.30. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerine ait OCP eğrileri.....	88
Şekil 4.31. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerin polarizasyon eğrileri ..	90
Şekil 4.32. TM numunelerin korozyon deneyi SEM yüzey görüntüleri; (a) HEA-HP-8, (b) HEA-HP-9, (c) HEA-HP-10.....	91
Şekil 4.33. MA ile üretilen CoCrFeMnNi tozlarının SLE toz üretim platformdaki görüntüsü.....	92
Şekil 4.34. Gaz atomizasyonu ile üretilen YEA-1 bileşimindeki tozların; (a-a') SEM görüntüsü, (b) EDS analizi.....	93
Şekil 4.35. (a) Döküm cihazı, (b) parametre numuneleri, (c) numunenin SLE platformuna yerleşimi	94
Şekil 4.36. (a) Kesme cihazı, (b-b') numunelerin kesimi ve bakalite alma görüntüleri ..	94
Şekil 4.37. Tekli lazer vuruşları sonucu yüzeylere ait OM morfoloji görüntüleri.....	95
Şekil 4.38. Tekli lazer vuruşları sonucu eriyik havuzlarının OM morfoloji görüntüleri ..	96
Şekil 4.39. Kontur numunelerinin; (a) SLE üretim platformundaki görünümü, (b) ölçüleri	99
Şekil 4.40. Kontur yapılarına ait SEM görüntüleri; (a-a') 100 W-1600 mm/s, (b-b') 100 W-1800 mm/s, (c-c') 100 W-2000 mm/s.....	100
Şekil 4.41. 100 W lazer gücü ile (a) 1600 mm/s, (b) 1800 mm/s, (c) 2000 mm/s tarama hızları sonucu tekli lazer izlerin eriyik havuzu görüntüleri.....	101
Şekil 4.42. Kontur yapılarına ait SEM görüntüleri; (a-a') 80 W-800 mm/s, (b-b') 80 W-1000 mm/s, (c-c') 80 W-1200 mm/s	101

Şekil 4.43. Kontur yapılarına ait SEM görüntüleri; (a-a') 100 W-600 mm/s, (b-b') 100 W-800 mm/s, (c-c') 100 W-1000 mm/s.....	102
Şekil 4.44. Yana kayma miktarına ait şematik bir gösterim	103
Şekil 4.45. (a) 80 W ve (b) 100 W lazer gücü ile üretilen yana kayma numuneleri.....	103
Şekil 4.46. 80W ve 100W lazer gücü için farklı yk değerlerinde OM görüntüleri.....	104
Şekil 4.47. 80W ve 100W için numunelerin doluluk oranlarının grafiksel dağılımı....	105
Şekil 4.48. (a) Çekme numunelerinin inşa platformu üzerindeki görüntüleri, (a') test sonrası görüntüler, (b) %70 yk miktarında 80W-800mm/s ve 100W-600mm/s ile üretilen numunelerin çekme testi deney sonuçları	106
Şekil 4.49. %70 yk değerinde üretilen çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a-a') 80W-800 mm/s, (b-b') 100W-600 mm/s.....	108
Şekil 4.50. Farklı inşalarda üretilen numunelerin üretim platformundaki görünüşleri	109
Şekil 4.51. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 numunelerin SEM görüntüleri; (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°	110
Şekil 4.52. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 numunelerin OM görüntüleri: (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°	111
Şekil 4.53. YEA-1 bileşimine ait toz ve numunelerin XRD grafiği	112
Şekil 4.54. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 numunelerin OM görüntüsü.....	113
Şekil 4.55. 0°, 45°, 90° inşa YEA-1 numunelerin sürtünme katsayısı-zaman grafiği ..	114
Şekil 4.56. YEA-1 numunelerine ait mikrosertlik ve aşınma oranı grafiği	116
Şekil 4.57. YEA-1 numunelerinin aşınma izi SEM ve optik profilometre görüntüleri	117
Şekil 4.58. YEA-1 numunelerine ait OCP eğrileri	118
Şekil 4.59. YEA-1 numunelerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.....	119
Şekil 4.60. YEA-1 numunelerin korozyon sonrası SEM görüntüleri; (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°	121
Şekil 4.61. YEA-1 tozu ve YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerine ait XRD grafikleri	123
Şekil 4.62. YEA-1 için SEM görüntüsü ve EDS element haritalaması	123
Şekil 4.63. YEA-2 için SEM görüntüsü ve EDS element haritalaması	124
Şekil 4.64. YEA-3 için SEM görüntüsü ve EDS element haritalaması	124
Şekil 4.65. SLE numunelerin mikroyapı görüntüleri; (a) YEA-1, (b) YEA-2, (c) YEA-3	125
Şekil 4.66. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerinin optik mikroskop görüntüsü	126

Şekil 4.67. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin çekme test sonuçları.....	127
Şekil 4.68. SLE ile üretilen numunelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a-a') YEA-1, (b-b') YEA-2, (c-c') YEA-3.....	129
Şekil 4.69. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin sürtünme katsayısı-zaman grafikleri	130
Şekil 4.70. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin mikrosertlik ve aşınma oranı grafiği	131
Şekil 4.71. YEA-1 numune aşınma iz görüntüleri; (a-b) 3D optik profilometre (c-c') SEM.....	132
Şekil 4.72. YEA-2 numune aşınma iz görüntüleri; (a-b) 3D optik profilometre (c-c') SEM.....	133
Şekil 4.73. YEA-3 numune aşınma iz görüntüleri; (a-b) 3D optik profilometre (c-c') SEM	133
Şekil 4.74. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerine ait OCP eğrileri	135
Şekil 4.75. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerine ait polarizasyon eğrileri.....	136
Şekil 4.76. Numune yüzeylerinin SEM görüntüleri: korozyon öncesi (üst yüzey), (a) YEA-1, (b) YEA-2, (c) YEA-3 ve korozyon sonrası (üst yüzey), (a') YEA-1, (b') YEA-2, (c') YEA-3	137

ÇİZELGELER DİZİNİ

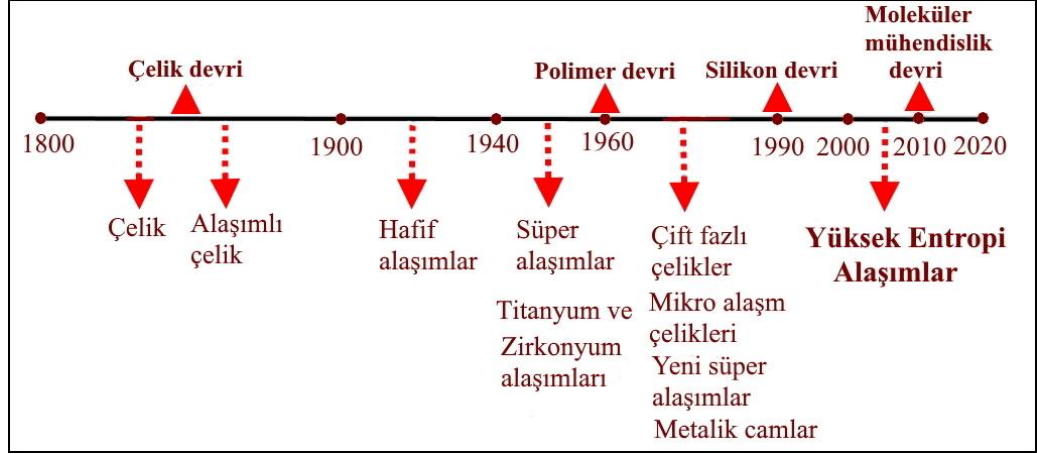
Çizelge 2.1. 2010-2023 yılları arasında YEA yayınlarının veri analizi.....	36
Çizelge 2.2. L-PBF ile üretilen YEA'lara ilişkin dokümanların ana bilgileri	38
Çizelge 3.1. Deneysel çalışmalar için kullanılan malzeme listesi	43
Çizelge 3.2. CoCrFeMnNi tozlarının MA üretim parametreleri.....	45
Çizelge 3.3. CoCrFeMnNi YEA numunelerin üretim işlem parametreleri	46
Çizelge 3.4. CoCrFeMnNiTi _x tozlarının üretim parametreleri	46
Çizelge 3.5. CoCrFeMnNiTi _x YEA numunelerin üretim işlem parametreleri	46
Çizelge 3.6. Eklemeli imalat için kullanılan YEA tozunun bileşimi (Ağ.%).....	48
Çizelge 3.7. Aşınma test parametreleri	51
Çizelge 4.1. Başlangıç partiküllerinin ortalama partikül boyutu	54
Çizelge 4.2. TM ile üretilen YEA numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri.....	67
Çizelge 4.3. HEA-P-4, HEA-P-5, HEA-P-6 tozların parçacık boyutu dağılım verileri	76
Çizelge 4.4. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 için tribolojik ve sertlik değerleri ..	83
Çizelge 4.5. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numuneleri için potansiyodinamik polarizasyon testi sonuçları	90
Çizelge 4.6. Farklı lazer gücü ve tarama hızları için eriyik havuzu boyutsal özellikleri	97
Çizelge 4.7. 80 W ve 100 W ile elde edilen numunelerin doluluk oranları.....	105
Çizelge 4.8. Optimum üretim parametre seti	109
Çizelge 4.9. Farklı oryantasyonlarında üretilen numunelerin doluluk oran değerleri ..	113
Çizelge 4.10. YEA-1 numunelerinin ortalama sürtünme katsayısı değerleri	115
Çizelge 4.11. YEA-1 numunelerinin potansiyodinamik polarizasyon değerleri	119
Çizelge 4.12. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerinin mekanik özellikleri	128
Çizelge 4.13. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin ortalama COF değerleri	131
Çizelge 4.14. YEA-1, YEA-2, YEA-3 için potansiyodinamik polarizasyon sonuçları	136

1. GİRİŞ

1.1. Yüksek Entropi Alaşımlar

Alaşımlama insanlık tarihinden günümüze kadar ihtiyaçlar doğrultusunda sürekli gelişimini sürdüren metalurji ve malzeme biliminin insanlığa en büyük armağanıdır. Bu süreçte yeni metal ve alaşım malzemelerinin keşfi oldukça önemli bir rol oynamıştır. Alaşımların yapı, özellik ve performansları sanayinin gelişmesine ve buna paralel olarak toplumların da ilerlemesine katkıda bulunmuştur. Örneğin paslanmaz çelikler, süper alaşımlar, bakır, nikel, titanyum ve magnezyum alaşımları vb. gibi malzemeler günümüze değin iyileştirilen bazı malzeme gruplarından. Alaşım, en az biri metal olmak üzere iki veya daha fazla elementin bir araya geldiği ve metalik özellikler taşıyan malzemeler olarak tanımlanmaktadır. Bir alaşım sistemi mümkün olan bütün kimyasal bileşimlere sahip alaşımları içerir ve iki elementten oluşan sisteme ikili alaşım sistemi, üç elementten oluşan sisteme ise üçlü alaşım sistemi adı verilmektedir. Genellikle yaygın bir şekilde bulunan 45 adet metal 990 adet ikili ve 14000 adet de üçlü sistem oluşturabilmektedir. Kimyasal bileşim oranı %1 değerlerinde değiştirildiği takdirde her bir ikili sistemden 100 adet farklı bir alaşım sistemi elde edilebilmektedir (Savaşkan 2009).

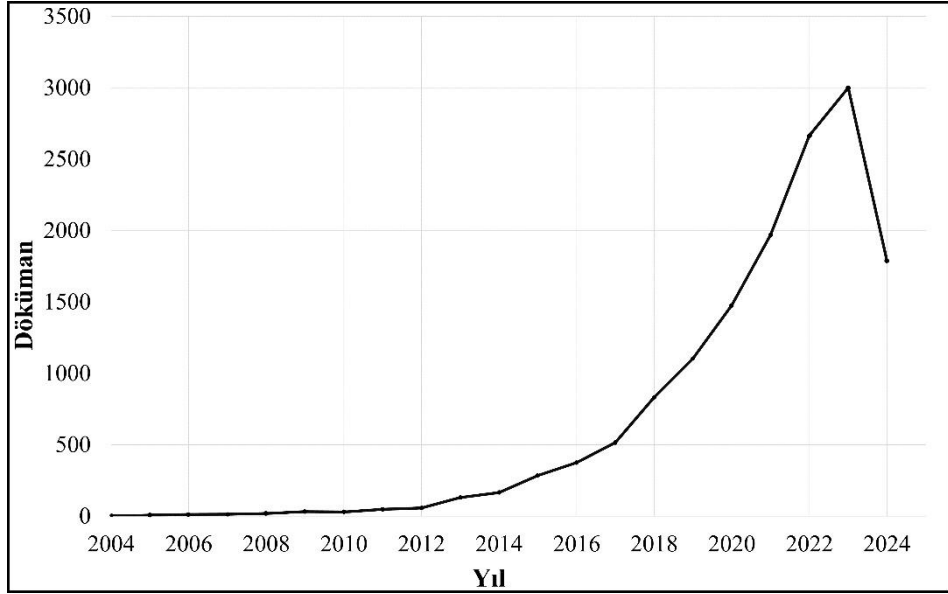
Endüstriyel alanda tercih edilen metaller genellikle saf halde olmayıp alaşım şeklindedir. Metal imalatının eriyik faz aşamasında istenilen özelliklere göre ana metale bir veya birden fazla alaşım elementinin ilave edilmesiyle katılaşma sonucunda oluşan yapının saf durumundan farklı bir yapı elde edilmesi sağlanmaktadır (Karaaslan 2010). Yüzyılları aşkın bir süredir süregelen geleneksel ve özel alaşımların var olmasında etken rol oynayan alaşım tasarımı, alaşım üretimi ve alaşım seçiminin tümü bir ana element veya tek bileşen konseptine dayanmaktadır. Bu alaşım konsepti çok sayıda mühendislik uygulamasında kullanılan alaşım sisteminin varlığını da sağlamıştır. Çalışma koşullarında istenilen özellikleri dengeleyici bir şekilde sağlayan yüksek sıcaklık nikel süper alaşımları, dövme alüminyum alaşımları ve korozyon dirençli paslanmaz çelikler gibi birçok başarılı alaşımın geliştirilmesi örneklerden bazılarıdır. Ancak bir ana element veya tek bileşen konseptine dayanan bu stratejiler, alaşımların kimyasal bileşim ya da kompozisyonlarını sınırlandırmakta ve istenilen mikroyapı ve özelliği elde etmede engelleyici olabilmektedir (Murty et al. 2019). Şekil 1.1’de metalik malzemelerin tarihsel süreci şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 1.1. Metalik malzemelerin tarihsel süreci (Şimşir 2022)

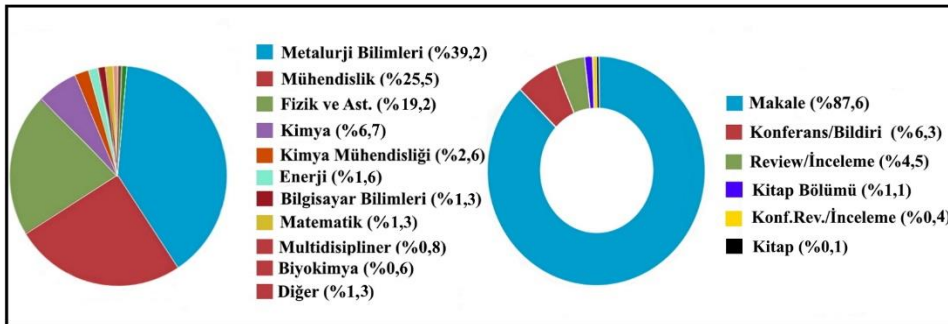
Teknolojik ilerlemelerin çok hızlı yaşandığı günümüz dünyasında artan enerji verimliliği ve sürdürülebilirlik için yüksek dayanım gösteren, aşınma ve korozyon direnci özelliklerine sahip ve yüksek sıcaklık koşullarında verimli çalışmasını sürdürebilecek makina elemanlarının yeri ve önemi endüstride giderek artmaktadır. Bu sebeple malzeme bilimciler sürekli servis şartlarında çok daha verimli çalışabilecek yeni nesil malzemelerin arayışına girmişlerdir. Bunun yanında maliyet, zaman, işçilik vb. kayıpların ortadan kaldırılması da iyileştirilmesi gereken durumlar arasındadır. Bu vb. gereksinim ve gelişmelere paralel şekilde yeni nesil malzemeler arasında yerini alan Yüksek Entropi Alaşımlar (YEA'lar) dikkat çekici bir araştırma alanı olmuştur. Bu konudaki ilk bilimsel çalışmalar 2004 yılında Yeh et al. (Yeh et al. 2004a, 2004b) ve Cantor et al. (Cantor et al. 2004) adında iki farklı bilim insanının birbirinden bağımsız olarak eşit ya da eşite yakın çok bileşenli alaşımlar hazırlama fikrini ortaya atmaları ile başlamıştır.

İlk zamanlarda çoklu ana elemente sahip bu yeni alaşımların kimyasal bileşimleri ve mikroyapılarının karmaşık ve analiz edilmelerinin zor olduğu düşünülmüştür. Zamanla yapılan araştırmalardan sonra bu alaşımların sentezlenmesi, prosesi ve analizinin mümkün olduğu anlaşılmıştır (Erdoğan 2018). Özellikle 2010 yılı itibarıyla bilim dünyasında ilgi çekici bir malzeme grubu haline gelen YEA'lar geleneksel alaşımlardan oluşan malzeme gruplarından tamamen farklı bir mikroyapıya sahiptir. Kontrollü bir şekilde ayarlanabilen mekanik ve mikroyapısal özellikleriyle YEA'lar araştırmacıların ve endüstrinin dikkatini çekmektedir (Zhang et al. 2014). Çok bileşenli alaşımlar (Cantor et al. 2004; Senkov et al. 2010) veya bileşimsel olarak karmaşık alaşımlar (Gao 2014) diye de adlandırılan YEA'lar (Yeh et al. 2004b) ile ilgili çalışmaların yıllara göre dağılımı Şekil 1.2'de grafiksel olarak sunulmuştur.



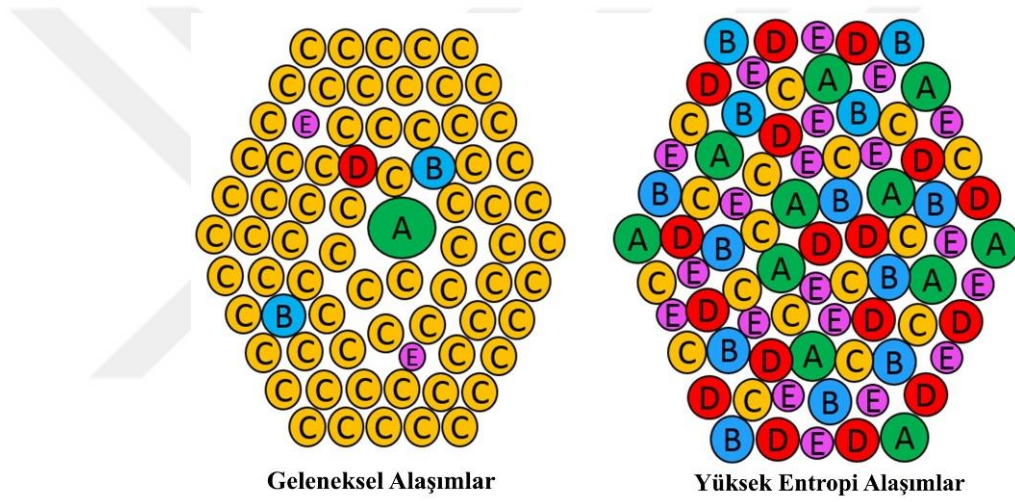
Şekil 1.2. YEA'lar ile ilgili çalışmaların yıllara göre dağılımı (Veriler 2004 -02.06.2024 zaman aralığı için Scopus veri tabanından alınmıştır).

Şekil 1.2'de, 2004 – 2 Haziran 2024 tarih aralığında 14000'den fazla veri elde edilmiş olup, aramalarda herhangi bir dil sınırlaması yapılmamıştır. Bilimsel verilerin 2010 yılına kadar yatay bir eğilim sergilediği ve 2010 yılı itibariyle artış eğiliminde olduğu gözlemlenmektedir. Özellikle 2017 yılı itibariyle bu malzeme grubu bilim dünyasında çok daha dikkat çekici bir hal almış ve bu durum çalışma verilerine yansımıştır. Bu sonuçlar YEA'ların tüm geleneksel ve modern üretim alanlarında makale, inceleme (review), kitap, kitap bölümü, bildiri, konferans vb. gibi diğer bilimsel çalışmalar da dahil olmak üzere karşımıza çıkmaktadır (Şekil 1.3). Dolayısıyla yeni nesil malzeme grupları arasında gösterilen YEA'lar üzerine araştırmacıların ilgisinin giderek arttığı ve dikkat çeken bir konu haline geldiği sonucuna ulaşılmaktadır. Bu durum, yakın gelecekte YEA'ların var olan malzeme gruplarına önemli bir alternatif malzeme grubu olarak değerlendirilebileceğini göstermektedir.



Şekil 1.3. YEA'ların çalışma alanlarına ve doküman tipine göre dağılımı (Veriler 2004 - 02.06.2024 zaman aralığı için Scopus veri tabanından alınmıştır).

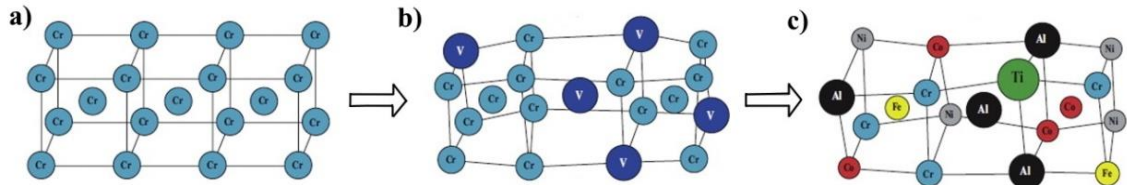
“Yüksek Entropi Alaşım (High Entropy Alloys)” terimi ilk olarak Yeh et al. tarafından gerçekleştirilen makale çalışmasında kullanılmıştır (Yeh et al. 2004b; Murty et al. 2019). Sonrasında yapılan YEA çalışmaları göstermiştir ki; bilim insanları 2010’dan bu yana araştırmalarını sadece düzensiz katı çözelti fazına sahip birinci nesil YEA’lar üzerinde değil aynı zamanda farklı molar oranlarda element içeren kompleks mikroyapıda ikincil çökelti fazlarına sahip ikinci nesil YEA’lar üzerine de yoğunlaştırmışlardır. Bu ikinci nesil YEA’lar 2015 yılında yazılan bir derleme makalesinde Miracle tarafından kompleks konsantre alaşımlar olarak yeni bir terimle ifade edilmiştir (Miracle 2015; Yılmaz 2021). Şekil 1.4’te geleneksel alaşımların ve YEA’ların atomik yapısının şematik bir gösterimi sunulmuştur.



Şekil 1.4. Geleneksel ve YEA’ların atomik yapısının şematik gösterimi (Kumar 2023)

Geleneksel olarak kullanılan alaşımlarda ana metal elemente ilave olarak farklı oranlarda diğer elementlerin eklenmesiyle alaşımlama özellikleri geliştirilmektedir. YEA’larda ise bir ana metal element anlayışının yerine birden çok ana metal elementin eşit veya eşite yakın atomik oranlarla bir arada bulunmasıyla elde edilir. Bundan dolayı YEA’larda benzersiz kafes dizilimleri mevcut olup, bu durum YEA’larda kimyasal kararlılığı oluşturmaktadır (Cantor et al. 2004; Yeh et al. 2004b; Zhang et al. 2014; Murty et al. 2019). YEA’lar, en az 5 elementin eşit veya eşite yakın atomik oranlarda bir kompozisyona sahip olduğu katı eriyik şeklinde oluşan yapılardır. Genellikle 5-13 ana element içerirler ve alaşımı oluşturan her elementin konsantrasyonu %5 ile 35 arasında bir yoğunluğa sahiptir (Yeh 2013; Gao et al. 2016; Bulut et al. 2024b) .

YEA'lar, yüksek ve düşük sıcaklık kararlılıkları yüksek, işlenebilirliği iyi, radyasyona ve korozyona dayanıklı, yüksek mukavemetli ve kristal yapıda olan malzemelerdir (Liu et al. 2015; Yang et al. 2020; Gu et al. 2021). Çok sayıda elementin birbirine yakın oranlarda alaşım içinde bulunması yüksek karışım entropisine sebep olur. Dolayısıyla düzensiz ve kısmen düzenli yüzey merkezli kübik (YMK) (Cantor et al. 2004), hacim merkezli kübik (HMK) (Senkov et al. 2011) ya da bu ikisinin bir arada bulunduğu (YMK+HMK) (Feng et al. 2013; Wang et al. 2022b) ve sıkı paket hegzagonal (SPH) (Shun et al. 2010; Tsai et al. 2010) yapıları oluşturma eğilimindedirler. Bununla birlikte, bazı YEA'larda belli oranlarda intermetalik bileşik fazları da oluşabilmektedir (Wang et al. 2022a). Tüm atomlar kafes bölgelerine rastgele yerleşerek ciddi kafes çarpılmalarına ve gerilmelerine sebep olurlar (Ye et al. 2016). Şekil 1.5'te tek bir elementin oluşturduğu kafes dizilimi, bir alaşım elementi eklenerek oluşturulan kafes dizilimi ve YEA sistemini gösteren kafes dizilimleri gösterilmektedir (Zhang et al. 2014). Alaşım elementlerinin artmasıyla kafeste düzensizliğin arttığı kafes yapısının önemli oranda distorsiyona uğradığı gözlenmektedir. Bu durum YEA'larda istenilen temel özelliklerden bir tanesidir.

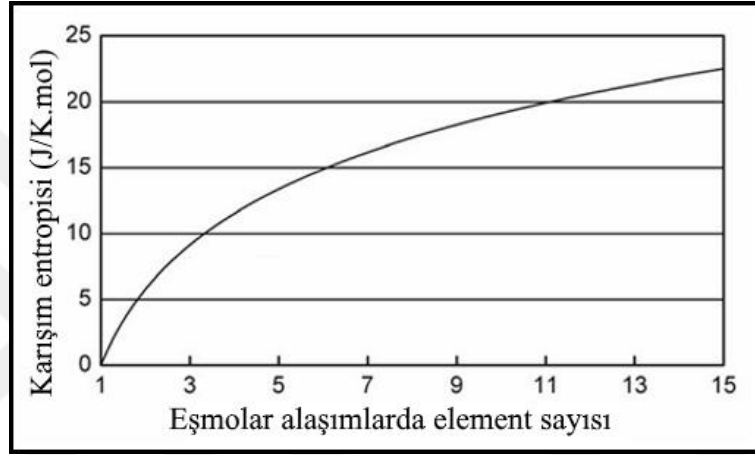


Şekil 1.5. HMK kristal yapısının şematik gösterimi, (a) mükemmel kafes yapısı, (b) farklı atom yarıçapına sahip ek bir bileşenin neden olduğu distorse olmuş kafes yapısı, (c) kristal kafes içinde rastgele dağılmış birçok farklı boyuttaki atomun ilavesiyle distorse olan kafes yapısı (Zhang et al. 2014).

YEA sistemindeki elemanların miktarı arttığında alaşım yapısının entropisi artar. Kafes gerinimi, fazların oluşum kinetiği, faz bileşimleri ve malzeme yapısının özellikleri üzerinde yüksek entropinin etken olduğu belirtilmiştir. Bileşenler arasındaki karşılıklı çözünürlüğün artması ve faz oluşumu ile mikroyapı oluşumuna yüksek karışım entropisinin neden olması diğer bir husustur (Yeh 2013; Murty et al. 2019). Yüksek karıştırma entropisini karıştırma entalpisine karşı dengelemek için Gibbs Serbest Enerjisini en düşük seviyesine indirmek gerekir. Bu yüzden YEA sisteminde en az 5 en fazla 13 element tercih edilmektedir. Şekil 1.6'daki eğri dikkate alındığında bir karışım entropisinin yatay seyre doğru evrildiği ve bu durumda 13 veya daha fazla sayıda element

1. GİRİŞ

eklenmesinin YEA sistemine çok az veya hiç fayda sağlanmayacağı anlamına gelmektedir. Ancak her bir elementin konsantrasyonu eşmolar olabileceği gibi %5 ile 35 arasında da olabilir. Dolayısıyla olası YEA sistemlerinin sayısı genişlemektedir. Ayrıca YEA'lar, geleneksel alaşımlarda olduğu gibi konsantrasyonu %50'yi aşan herhangi bir element içermezler ve bu yapıların kriterlerini karşılayan çok sayıda alaşım üretilir (Yeh 2006, 2013). Çoklu kafes dizilimleri ile istenilen özellikte ve istenilen şekilde ayarlanabilen birden fazla özelliği bir arada bulunduran YEA sistemlerini elde etmek mümkündür (Miracle et al. 2014).



Şekil 1.6. Eşmolar alaşımlarda karışım entropisinin değişim fonksiyonu (Yeh 2006)

1.1.1. Yüksek entropi alaşımlarda mikroyapı ve özelliklerine etki eden faktörler

Yeni nesil malzemeler olarak kabul gören YEA'ların mikroyapısını ve özelliklerini etkileyen ve sahip oldukları bu özelliklerinin kazandırılmasında etkili olan birçok faktör vardır. Bu faktörler arasında yüksek entropi etkisi, yavaş difüzyon etkisi, kafes distorsiyon etkisi ve kokteyl etkisi gibi çekirdek etkiler daha temeldir (Yeh 2006; Murty et al. 2019). Termodinamik açıdan yüksek entropi etkisi karmaşık faz oluşumunu engelleyebilir. Kinetik açıdan yavaş bir difüzyon etkisi faz dönüşümünü yavaşlatabilir. Yapı bakımından kafes distorsiyon etkisi özellikleri kısmen değiştirebilir. Özellikler için kokteyl etkisi, farklı atomların karşılıklı etkileşimleri ve kafes distorsiyonu nedeniyle karışım kuralı tarafından öngörülen miktarlardan farklı miktarlara getirebilir (Yeh 2013).

Yüksek entropi etkisi, en önemli çekirdek etkisi olup bu etki, YEA'ların faz dönüşümünde önemli bir rol oynamaktadır (Yeh 2013; Gao et al. 2016). Yüksek entropi

etkisi, kimyasal olarak uyumlu elementlere sahip ve katı çözeltiler fazlarından veya tek fazdan oluşan alaşımların birleşmesine katkıda bulunur (EiBmann et al. 2017; Dada et al. 2021). Özellikle yüksek sıcaklıklarda katı çözeltiler fazlarının oluşumunu artırarak mikroyapıyı çok daha basit hale getirebilir. Bu yüzden yüksek entropi etkisi, çökeltme sertleşmesinden dolayı çözeltiler fazlarının mukavemetini ve sünekliğini artırma potansiyeline sahiptir (Lu et al. 2015; Gao et al. 2016). Özetle yüksek entropi etkisi, YEA'lar için çok kırılğan ve analiz edilmesi ve anlaşılması karmaşık olan birçok farklı stokiometrik bileşiğin oluşumunu önlemek açısından önemlidir.

Yeni fazların oluşumunun YEA'ların bileşimindeki ayrışmanın gerçekleşebilmesi için çeşitli türlerdeki atomların ortak difüzyonunu gerektirdiği bilinmektedir. Ancak, geleneksel alaşımlarda olduğu gibi YEA'larda da yeralan (ikame) difüzyonu için boşluk konsantrasyonu hala sınırlıdır. Çünkü YEA'lardaki her boşluk aynı zamanda pozitif bir oluşum entalpisi ve aşırı bir karışım entropisi ile ilişkilidir. Bu da belirli bir sıcaklık için belirli bir denge konsantrasyonunda minimum bir serbest karışım enerjisi oluşturur. Kafes bölgeleri arasında kafes potansiyel enerjisinin daha büyük dalgalanması nedeniyle YEA'larda daha yavaş difüzyon ve daha yüksek aktivasyon enerjisi oluşabilmektedir. Çok miktarda bulunan düşük kafes potansiyel enerjisinin bölgeleri tuzak/bariyer görevi görebilir ve atomik difüzyonu engelleyerek yavaş difüzyon etkisine yol açabilir. Dolayısıyla, kafes distorsiyonunun atomik hareketleri engellemesi sebebiyle YEA'larda difüzyon kısıtlanmaktadır (Yeh 2013). Yavaş difüzyon etkisi olarak bilinen bu etki, amorf yapıların veya monokristal yapıların büyümesine bağlıdır ve yüksek sıcaklıklarda bile yavaştır. Örneğin, Fe-Co-Ni-Cr-Mn YEA sisteminde yavaş kafes difüzyonu Tsai vd. tarafından sistematik olarak incelenmiş olup, bu YEA sistemindeki beş bileşenin her birinin difüzyon katsayılarının farklı olması ve bazı elementlerin diğerlerinden daha düşük aktiviteye sahip olmaları faz dönüşüm oranlarını azaltmaktadır (Tsai et al. 2013; Lu et al. 2015). Yavaş difüzyon etkisi, YEA'ların özelliklerine olumlu yönde yansımakta ve nano boyutlu çökeltilerin döküm yönteminde dahi oluşumuna izin vererek dayanım-tokluk kombinasyonu geliştirilebilmekte ve çok yüksek sürünme direnci sağlanabilmektedir (Gao et al. 2016; EiBmann et al. 2017).

Çok elementli kafes yapısında atom boyutlarının birbirinden farklı olması sebebiyle yüksek oranda kafes distorsiyonu oluşur. Kafes distorsiyon etkisi olarak adlandırılan bu etki, YEA sisteminin mekanik, termal, elektrik, optik ve kimyasal

davranışlarını etkiler. YEA’larda “çözünen” ve “çözücü” terimleri geleneksel anlamlarını kaybeder. Katı eriyik yapılar normalde bir çözücü ve diğer çözünen elementleri içerir. YEA’larda bu ayrımı yapmak eşmolar oranlar sebebiyle pek mümkün değildir. Bu tür “süper katı-çözelti” sistemlerinde atom boyutlarındaki farklılıklar ve çeşitli bileşenler arasındaki bağ önemli oranda kafes bozulmasına neden olur. Kafes distorsiyonu, belirli kafes bölgesinde bir atomun ideal konumundan sapmasına neden olur. Ek olarak bir kafes bölgesindeki herhangi bir atomun etrafındaki elektron konfigürasyonu her bir atomun YEA’da farklı elementlerin komşu atomlarıyla bağlandığından saf bileşenin ideal kristal yapısındaki ile karşılaştırıldığında tam bir simetriye sahip olmayacaktır. Çünkü her bir atom YEA’larda farklı elementlerin komşu atomlarıyla bağ kurmaktadır (Yeh 2013; Lu et al. 2015; Murty et al. 2019). Kafes distorsiyon etkisi, aşırı kimyasal bağlanma, kayma modülü farkı, kısa mesafe düzeni ve dipol etkileşimi ile ilgili diğer faktörlere ek olarak, katı çözelti sertleşmesine katkıda bulunan yapısal faktördür (Gao et al. 2016).

Kokteyl etkisi (sinerjistik etki), elementler arasındaki karşılıklı etkileşimlerden kaynaklanan genel etki olup, kompozisyon ve mikroyapıya bağlıdır (Gao et al. 2016). Kokteyl etkisi, atomik ölçekte çok elementli bileşik etkiden mikro ölçekli, çok fazlı bileşik etkiye kadar uzanır (Yeh 2013). Özetle alaşımlardaki kokteyl etkisi, tek başına bir elementten elde edilemeyen özelliklerin birçok elementin karıştırılmasıyla elde edilebileceğine işaret etmekte ve üstün özelliklere sahip malzemelerin elde edilebilmesini mümkün kılmaktadır (Ranganathan 2003; Ozkan and Karaoglanli 2021). Alaşım tasarımı açısından, doğru bileşim ve işlemlerin seçimi öncesinde ilgili faktörlerin ve etkilerin anlaşılması önemlidir ve bu faktörler uygun bileşim tasarımının gerektirdiği özellikleri kazanmada yardımcı olacak ve tüm avantajlardan yararlanmayı sağlayacaktır.

1.1.2. Yüksek entropi alaşımlarda katı eriyik, arabileşik ve intermetalik fazlar

YEA’lar alanında yapılan araştırmalar, atomlar arasındaki atomik boyut farklarının büyük olduğu veya çok bileşenli alaşımdaki belirli elementler arasında güçlü bir çekim olduğu durumlarda konfigürasyonel entropinin tek başına basit rastgele katı çözeltilerin oluşumunu açıklamak için yeterli olmadığını göstermiştir. Bu gibi durumlarda, çeşitli intermetalik fazlar ve bazı işlem koşulları altında amorf fazlar bile gözlemlenmiştir. Yüksek entropi alaşımlar katı çözelti, ikincil katı-çözelti fazları ve/veya Beta (β), Laves ve Sigma (σ) gibi intermetalik fazlardan oluşan çoklu fazlar içerebilir

(Murty et al. 2019; Srivatsan and Manoj 2020). İntermetalik fazlar arasında en sık gözlenen kristal yapılar B2, Sigma (σ) fazı ve Laves fazıdır. Genellikle bu fazların bazıları rastgele bir şekilde katı çözeltilerle birlikte gözlenir ve bunun alaşımların yavaş soğutulması veya termal tavlama sırasında YEA'lardaki katı çözeltilerden çökelmeye bağlı olduğu düşünülmektedir. Ayrıca üretim aşamasında ortam atmosferinden kaynaklı azot (N) ve karbon (C) gibi unsurların YEA hedeflerinin püskürtülmesiyle alt tabakalar üzerinde biriken yüksek entropi nitrür ve karbür ince filmlerin aslında Hagg fazı tipindeki ara yer bileşiklerinin yapılarına sahip katı çözeltiler olduğu tespit edilmiştir (Murty et al. 2019).

Katı eriyikler ve arayer bileşikler (Hagg fazları); katı durumda birbiri içinde çözünen ve ortak kafes oluşturan bileşenlerden elde edilen katı eriyikler tek fazlı bir yapıya sahiptirler. İkili katı eriyik oluşumunu Hume-Rothery kuralları belirlerken, YEA'larda faz oluşumunda önemli diğer parametreler karışım entalpisi ve karışım entropisi gibi faktörler ön plana çıkmaktadır (Erdoğan 2018; Murty et al. 2019). YEA'lar intermetalik faz yapılarının yerine düzensiz ve yarı düzenli HMK, YMK ve SPH katı eriyik faz yapılarını oluşturma eğilimindedirler. Bu eğilim karışım entropisine dayandırılmaktadır (Ye et al. 2016; Miracle and Senkov 2017).

Bir metal kafes yapısı içinde yeterince küçük (atomların yarıçaplarının oranı 0,59'dan büyük değilse; Hagg kuralı) metal olmayan atomların (H, N, C, B, P, O), aralardaki boşluklarda bulunması veya belirli arayer alanlarını işgal etmesi sonucu bir arayer bileşiği oluşur. Bu arayer bileşikler Hagg Fazı olarak adlandırılmaktadır (Murty et al. 2019; Chen et al. 2021; Pushcharovsky 2023). YEA sistemi nitrürler, karbürler, oksitler ve bunların kombinasyonları dâhil olmak üzere farklı yüksek entropi seramikler olarak genişletilebilir ve farklı üretim yöntemleri kullanılarak çok bileşenli kafeslere sahip arayer bileşikler sentezlenebilir (Chen et al. 2004; Li et al. 2019; Park et al. 2020). Bu ve benzeri çalışmalarda arayer bileşiklerin kullanılan YEA yapılarının mekanik özelliklerini iyileştirdiği belirtilmiştir.

İntermetalik fazlar; metalik elementlerin bir araya gelerek birleştiği ve belirli bir kristal yapıya sahip olan bileşiklerdir. Bu tür bileşikler, farklı metal atomlarının kristal yapıda düzenli bir şekilde dizilerek bir araya gelmesiyle oluşur. İntermetalik fazlar, metalik ve seramik bileşikler arasında bir geçiş oluştururlar. Kristal yapıları genellikle

karmaşık ve düzenlidir, bu da onları birçok endüstriyel uygulama için önemli kılar. Bu tür bileşiklerin özellikleri genellikle mukavemet, sertlik, iletkenlik gibi metalik özellikler ile kırılabilirlik, yüksek sıcaklık dayanımı gibi seramik özelliklerin bir kombinasyonunu içerebilir. Bu özellikler, özellikle yüksek sıcaklık ve basınç koşullarında kullanıldıklarında endüstriyel uygulamalar için önemlidir (Berdovsky 2008).

B2 fazı, düzenli yapıda HMK kafes yapısına dayalı bir fazdır. Bu yapıya sahip kübik kafes yapısının merkezi noktasında bir tür atom bulunurken kafes köşe noktalarında farklı türde atom bulunmaktadır. Bu yapıya sahip en yaygın bileşik yapılar CsCl, CuZn ve NiAl'dir. B2 fazı çok sayıda YEA sisteminde majör faz veya minör faz olarak gözlemlendiği gibi bazı durumlarda da ısıtılma sırasında HMK fazdan çökelme olarakta gözlemlenebilmektedir. Genellikle B2 fazının gözlemlendiği durumlarda, alaşımlar Al ile birlikte Ti, Cr, Mn, Fe, Co, Ni ve Cu gibi 3d geçiş elementleri içermektedir. Al ile birlikte Fe, Co ve Ni gibi 3d geçiş elementleri B2 faz yapısını oluşturmak için özellikle güçlü bir eğilime sahiptir (Murty et al. 2019).

L1₂ Fazı, YMK faz yapısına sahip düzenli bir fazdır. Bu kafes yapısının yüzey merkezlerinin konumunda bir tür atom yer alırken kafesin köşe konum noktalarında ise başka tür atom yer almaktadır. Az sayıda YEA sisteminde L1₂ fazının varlığı görülmektedir (Manzoni et al. 2013; Yuan et al. 2021). Bu faz yapısına sahip YEA'lar genellikle Al ve Ni elementlerini içermektedirler ve YMK ile L1₂ fazını da gösterirler. Bu alaşım sistemindeki Al içeriği yüksek oranlarda olmamalıdır aksi takdirde HMK yapı ve B2 fazlarının oluşumu söz konusudur. Bu yapıya sahip en yaygın bileşikler AuCu₃ ve Ni₃Al'dir (Murty et al. 2019).

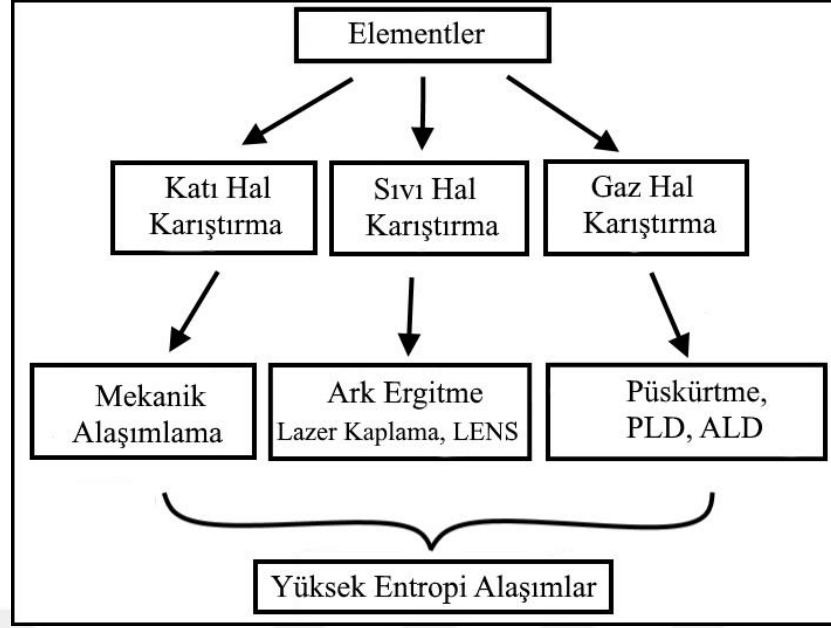
Sigma Fazı (σ), daha büyük atom boyutuna sahip bileşenlerin belirli bir kafes bölgesi kümesini işgal ettiği daha küçük atomların ise genel serbest enerjisini düşürmek için daha fazla sayıda bağ edilerek başka bir kümeyi işgal ettiği topolojik olarak yakın paketlenmiş bir fazdır. Sigma fazı genellikle Cr içeren çelik yapılarda bulunmaktadır. Eş atomlu FeCr bileşimli tetragonal bir yapıya sahiptir. Bu faz yapısı eş atomlu CoCr ile FeMo şeklinde Co-Cr ve Fe-Mo ikili alaşımlarında gözlemlenebilmektedir. Bu elementlerden yüksek miktarlarda Cr ve/veya Mo ile birlikte Fe ve/veya Co içeren çok sayıda YEA sistem işlemlerinin çeşitli aşamalarında σ fazının oluşumu görülebilmektedir. YEA'larda σ fazı aynı zamanda çok bileşenli bir katı eriyiktir. σ

fazının oluşumu YEA’larda yalnızca karışım entropisine bağlı değildir bu etkinin yanında elementler arasındaki etkileşime ve atomik boyut farkına bağlı olarak farklı tipte katı eriyiklerin oluşabileceğinin bir göstergesidir (Erdoğan 2018; Murty et al. 2019). Tsai vd. σ -fazının oluşumunu öngörmek için ikinci bir kriter olarak eşleşik sigma-faz oluşturan elementler adı verilen yeni bir parametre önerdiler (Tsai et al. 2016). Çok bileşenli bir alaşımın oluşturunca iki elementi, ikili σ -faz oluşturdıkları biliniyorsa, bu alaşım içinde bu elementlere sigma-faz oluşturan elementler denir. Örneğin, A ve B elementleri arasında ikili σ fazı oluştuğunda, bu tür A ve B elementleri arasında CoCrFeNi alaşımlarında Cr tek başına A elementi olup, alaşım içinde bulunan buna karşılık gelen B elementleri ise Co ve Fe’dir. Dolayısıyla, CoCrFeNi alaşımlarında sigma-faz oluşturan elementler Cr, Co ve Fe’dir (Tsai et al. 2016; Wang et al. 2021).

Laves fazı, atomik boyut farklılığı 1,05-1,67 aralığında meydana gelen intermetalik bileşik yapıya sahip olup AB_2 stokiometrik oranda oluşan bir fazdır. Laves fazlarının kübik $MgCu_2$ (C15), altıgen $MgZn_2$ (C14) ve altıgen $MgNi_2$ (C36) olmak üzere üç sınıfı vardır (Murty et al. 2019; Pushcharovsky 2023). Çoğu YEA sisteminde laves fazı, ana ya da küçük faz olarak görülebilmektedir ve YEA’ların mukavemetinin artırılmasında olumlu bir rol oynamaktadır (Uporov et al. 2021; Zhao et al. 2021).

1.1.3. Yüksek entropi alaşımların üretim yöntemleri

YEA’lar birçok farklı imalat ve yüzey mühendisliği yöntemleri kullanılarak geliştirilebilmektedir. Bu yöntemler genel olarak Şekil 1.7’de gösterildiği gibi sıvı, katı ve gaz karıştırma üretim yöntemleri şeklinde üç ana başlık olarak karşımıza çıkmaktadır (Gao et al. 2016). Sıvı hal üretim yöntemleri ark ergitme, indüksiyon ergitme ve lazer ergitme yöntemleri olarak bilinmektedir. Ergitme ve döküm teknikleri içerisinde vakum ark ergitme ve indüksiyon ergitme yöntemleri en çok tercih edilenlerdir. Mekanik alaşımlama bir katı hal üretim yöntemidir. Kaplama ve plazma nitrüleme gibi işlemler ince filmler ve difüzyon tabakası üretmek için kullanılan yüzey modifikasyon tekniklerindendir (Murty et al. 2019; Srivatsan and Manoj 2020). Bu üretim yöntemlerinin yanında eklemeli imalat yöntemi de YEA’ların üretimi için son yıllarda sıkça tercih edilen yöntemler arasındadır.



Şekil 1.7. YEA üretim yöntemleri (Gao et al. 2016)

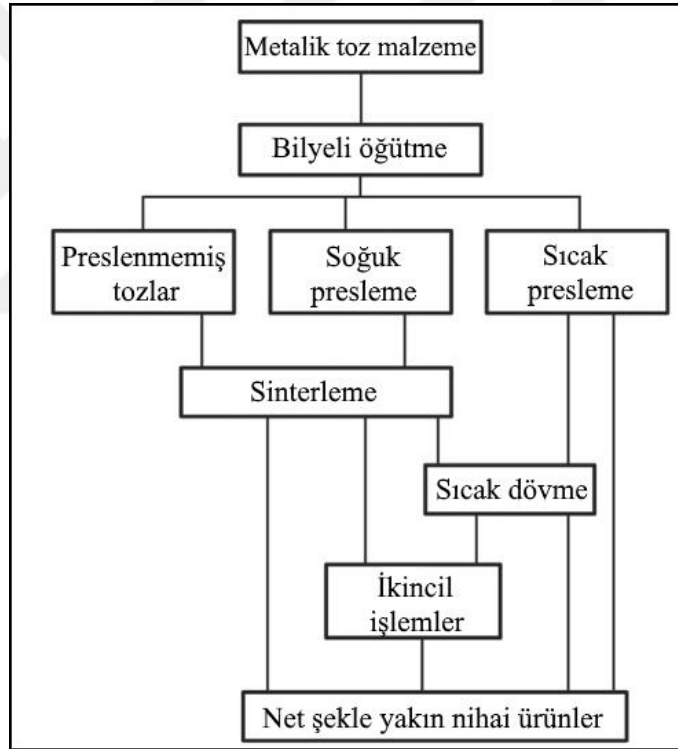
1.2. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi (TM), metal ve seramik tozlarının ergitilmeden bir kalıp içerisinde uygulanan basınç ve sıcaklık etkisiyle istenilen şekle sahip dayanıklı parçalar haline getirilmesi esasına dayanan bir üretim yöntemidir (Varol 2012). Karmaşık geometrilere sahip parçaların üretimine olanak tanınması, atık malzeme kaybının az olması ve seri üretime uygunluğu, üretim aşamalarının basit oluşu, işgücü ihtiyacının düşük olması ve ergime derecesi yüksek olan malzemelerin ürün haline getirilmesinde kullanılması TM üretim yönteminin avantajlarından sayılabilmektedir. TM yönteminin kısıtlamaları arasında kalıp maliyetinin gerekliliği, çok karmaşık geometrik parçalar ve uygulanan presleme kapasitesi doğrultusunda büyük boyutlu parçaların üretilmemesi sayılabilir (Bulut 2017; Akçay 2022).

1.2.1. Mekanik alaşımlama

Mekanik alaşımlama (MA), farklı form ve türdeki element tozlarının, mekanik enerjiyi depolayarak yüksek enerjili değirmenlerde öğütülmesine olanak sağlayan bir işlemdir. Bu süreç, iyi homojenliğe sahip nanomalzemelerin, alaşımların ve kompozit tozların sentezi için yaygın olarak kullanılmaktadır (Suryanarayana et al. 2001; Chakraborty et al. 2019, 2020). MA ayrıca element parçacıklarının incilmesi ve karşılıklı

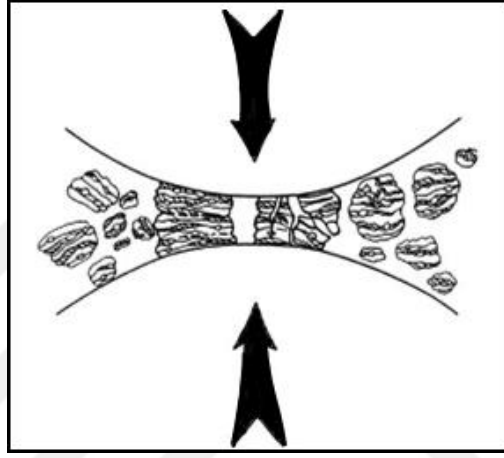
katı çözünürlüğün genişlemesi nedeniyle tek fazlı yapıların oluşumunu da teşvik eder (Murty et al. 2019; Roy et al. 2022). MA'nın asıl süreci, tozların doğru oranda karıştırılması ve toz karışımının, öğütme ortamı (genellikle çelik ve tungsten karbür bilyeler) ile birlikte değirmene yüklenmesiyle başlar. Bu karışım daha sonra her toz parçacığının bileşimi, başlangıç toz karışımındaki elementlerin oranıyla aynı olduğunda kararlı bir duruma ulaşıncaya kadar istenen süre boyunca öğütülür. Öğütülmüş tozlar daha sonra toplu bir şekilde konsolide edilir ve istenen mikroyapı ve özellikleri elde etmek için ısıtılma işlemine tabi tutulur. Dolayısıyla MA sürecinin önemli bileşenleri hammaddeler, değirmen ve süreç değişkenleridir (Gilman and Benjamin 1983; Suryanarayana 2001; Eskandarany 2015). Şekil 1.8'de toz üretiminin mekanik yöntemleri ve bunların konsolidasyon üzerindeki sonuçlarını gösteren bir akış şeması sunulmuştur.



Şekil 1.8. Toz üretiminin mekanik yöntemleri (Eskandarany 2015)

MA için kullanılan hammaddeler genellikle 1-200 μm aralığında parçacık boyutlarına sahip, piyasada yaygın olarak bulunabilen saf ve ön alaşımlı tozlardır. MA yöntemiyle, alaşımlı tozlar üretmek için farklı tipte yüksek enerjili öğütme ekipmanları kullanılmaktadır. Kapasiteleri, öğütme verimliliği ve soğutma-ısıtma vb. için ek düzenlemeler bakımından farklılık gösterebilmektedirler. Yüksek enerjili öğütme sırasında toz parçacıkları tekrar tekrar düzleştirilir, öğütülür, soğuk kaynak yapılır, kırılır

ve yeniden kaynak yapılır (Şekil 1.9). Bu yöntemler toz parçacık boyutu açısından öğütme bilyesinin boyutundan daha küçük olması gerektiği dışında çok kritik/zorlayıcı değildir. Bunun nedeni, toz parçacık boyutunun zamanla üstel olarak azalması ve yalnızca birkaç dakikalık öğütme sonrasında birkaç mikronluk küçük bir değere ulaşılmasıdır. Bilye darbeleri ile toz parçacıkları deforme edilerek pekleşmeye ve kırılmaya başlar. Oluşturulan yeni yüzeyler parçacıkların birbirine kaynaklanmasını sağlar ve bu da parçacık boyutunun artmasına sebep olur (Gilman and Benjamin 1983; Suryanarayana 2001; Eskandarany 2015).



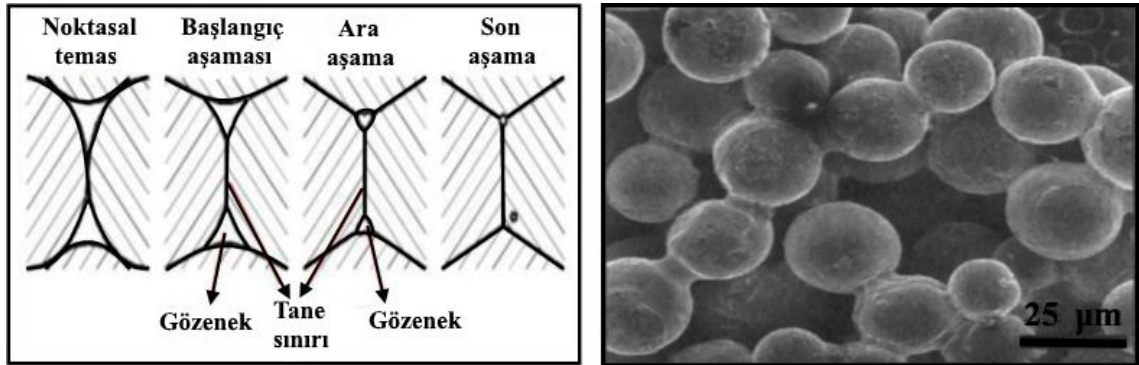
Şekil 1.9. Mekanik öğütme işlemi (Suryanarayana 2001)

Öğütmenin ilk aşamalarında parçacıklar yumuşak olduğunda (sünek-sünek veya sünek-gevrek malzeme kombinasyonu için) birbirine kaynaklanma ve büyük parçacıklar oluşturma eğilimleri yüksektir. Bazı durumlarda başlangıç parçacıklarından üç kat daha büyük olan geniş bir parçacık boyutu aralığı gelişebilmektedir. Bu aşamadaki kompozit parçacıklar, başlangıç bileşenlerinin çeşitli kombinasyonlarından oluşan karakteristik katmanlı bir yapıya sahiptir. Devam eden deformasyonla, parçacıklar işlenerek sertleşir ve yorulma mekanizması ve/veya kırılma pulların parçalanması yoluyla kırılır. Bu mekanizma tarafından üretilen parçaların boyutu, güçlü topaklaşma kuvvetlerinin yokluğunda küçülmeye devam edebilir. Bu aşamada kırılma eğilimi soğuk kaynağa göre daha baskındır. Öğütme bilyalarının sürekli etkisi nedeniyle parçacıkların yapısı sürekli olarak iyileşir ancak parçacık boyutu aynı kalır. Sonuç olarak, katmanlar arası boşluklar azalır ve parçacıktaki katman sayısı artar (Gilman and Benjamin 1983; Suryanarayana 2001; Neikov 2018). Belirli bir süre öğütmeden sonra, ortalama parçacık boyutunu artırma eğilimi gösteren kaynaklama hızı ile ortalama kompozit parçacık boyutunu azaltma eğilimi gösteren kırılma hızı arasında bir denge sağlandığında kararlı durum

1. GİRİŞ

dengesine ulaşılır. Daha küçük parçacıklar kırılmadan deformasyona dayanabilir ve hem çok ince hem de çok büyük parçacıkları orta boyuta doğru itme genel eğilimiyle daha büyük parçalara kaynaklanma eğilimindedir (Benjamin 1976). Bu aşamada, her bir parçacık birbirleriyle karıştırıldıkları oranda başlangıç bileşenlerinin hemen hemen tamamını içerir ve parçacıklar gerinim enerjisinin birikmesi nedeniyle doyma sertliğine ulaşır. Bu aşamadaki parçacık boyutu dağılımı dar olduğundan, ortalamadan daha büyük parçacıklar, ortalamadan daha küçük parçacıkların topaklaşmasıyla bir araya gelerek büyüdüğü süreçte aynı oranda küçülür (Lee et al. 1998).

MA işlemine tabi tutulan toz malzemeler kalıpta preslendikten sonra yoğunluğunu artırmak için sinterleme aşamasına ihtiyaç duyulmaktadır (Şekil 1.10). Fazla enerji gereksinimi gerektiren ve önemli bir işlem basamağı olan sinterleme, toz parçalarına mukavemet kazandırmak amacıyla kontrollü bir atmosferde ve yüksek sıcaklıklarda uygulanan ısıtma işlemidir. Sinterleme, şekil kazandırılmış gözenekli yapıdaki tozların yüzey alanının küçülmesi, partikül temas noktalarının büyümesi ve buna bağlı olarak aktive edilmiş malzeme taşınımı olarak ifade edilmektedir. Sinterleme sonrası toz parçacıklar arasındaki mekanik bağlar metalik bağlara dönüştürülür (Bulut 2017; Akçay 2022).



Şekil 1.10. Sinterleme aşamalarının şematik gösterimi ve tanelerarası boyun oluşumu (German 2014).

Genel olarak sinterleme işlemleri Sıcak İzostatik Presleme (HIP) ve Spark Kıvılcım/Plazma Sinterleme (SPS) yöntemleri olarak tercih edilmektedir. Ancak mekanik alaşımlandırılmış tozların HIP ve geleneksel sinterleme yöntemlerinde tercih edildiklerinde yüksek sıcaklıklara uzun süre maruz kalmaları sebebiyle nanokristal alaşım yapısında tane büyümesi oluşumuna neden olabilmektedir. Bu nedenle son zamanlarda

daha çok SPS yöntemi tercih edilmektedir. SPS yönteminde tozlar aniden ısıtılarak grafit bir kalıp içerisinde yüksek basınç ile yoğunlaştırma işlemine tabi tutulmaktadır. Bu yöntemde darbeli akım desteğiyle kısa sürede partiküller arasında kıvılcım plazmasının oluşmasına ve toz parçacıklarının ani ısıtılmasına neden olmaktadır (German 2014; Murty et al. 2019). SPS yöntemi basit geometrilere uygulanabilir olduğu ve literatürde yer alan çalışmalarda SPS ile üretilmiş YEA'ların mikroyapılarında dahi %1-2 miktarlarında boşluklara sahip olduğu göz önünde bulundurulmalıdır (Yılmaz 2021).

1.3. Eklemeli İmalat

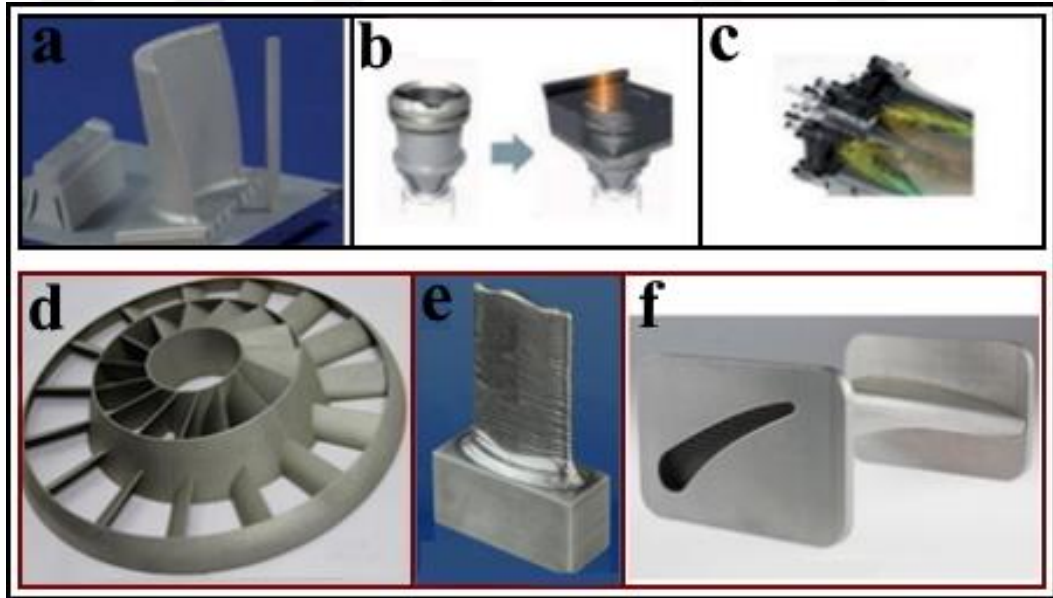
İmalat sektöründe artan enerji verimliliği ve sürdürülebilirlik beklentilerinin bir sonucu olarak üstün mekanik ve yüzey özelliklerine sahip makine parçalarının önemi giderek artmaktadır. Ayrıca bu gibi özelliklere sahip karmaşık şekilli malzemelere endüstride her zaman ihtiyaç duyulmaktadır. Bu da geleneksel imalat yöntemlerinden eklemeli imalat gibi modern imalat yöntemlerine geçişi gerektirmektedir. Üretimin ve prototiplendirmenin olduğu her sahada tasarım fikirlerinin daha özgürce ortaya çıkması, dayanımdan ödün vermeden daha hafif komponentlerin elde edilmesi, imalat yöntemlerinden kaynaklanan kısıtlamaların ortadan kaldırılması arzu edilen hedeflerdendir. Bu noktada tasarım isterlerini karşılayabilen eklemeli imalat teknolojisi, karmaşık geometrilere sahip (geleneksel imalat yöntemleri ile üretilmesi zor veya imkânsız olan) tasarımları, farklı teknikleri kullanarak elde etmek için birçok avantaj sunmaktadır. Üretim yaklaşımlarının değiştiği ve bilginin dijital olarak aktarıldığı günümüzde, yenilikçi imalat yöntemlerinden biri olan eklemeli imalatın endüstride geniş çapta yayılacağı ve diğer imalat yöntemlerine alternatif olunacağı ön görülmektedir.

Lazer ve elektron demeti gibi ısı kaynakları ile malzemenin kontrollü olarak ergitilmesi ve kalıplama teknolojilerine ihtiyaç duymaksızın metalin eriyik veya yarı eriyik formdan kontrollü katılaşması ile bilgisayar destekli tasarımı (CAD) yapılmış olan tüm parçaların/elemanların katmanlı olarak üretilmesi toz yatak esaslı eklemeli imalat olarak tanımlanmaktadır (Frazier 2014; Kaya 2019). Hızlı prototipleme olarak da bilinen 3D baskı teknolojisine sahip eklemeli/katmanlı imalat, katman katman üretim yöntemiyle bir nesne oluşturmak için gelişmekte olan ve gelecek vaat eden bir teknolojidir (Lee et al. 2016). Önemli olan, bu yöntemin geleneksel kalıplama teknolojilerine ihtiyaç duymadan kullanılmasıdır. Bu üretim yönteminde metal (Bulut et al. 2024c), polimer (Daminabo et

1. GİRİŞ

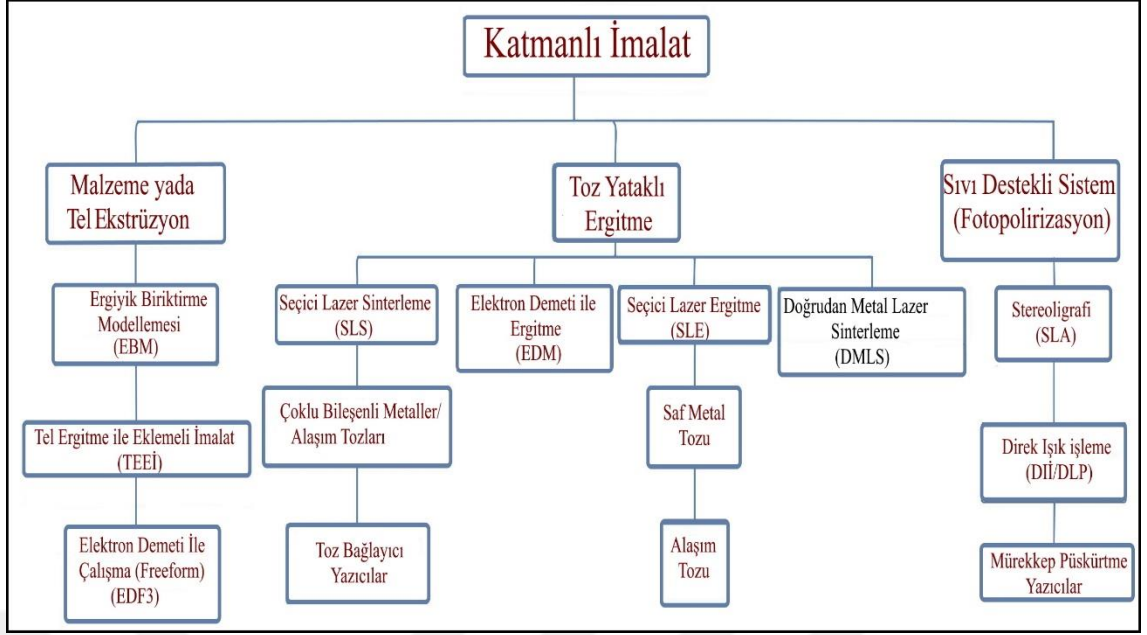
al. 2020) ve seramikler (Lakhdar et al. 2021) gibi birçok malzeme grubu doğrudan tasarım dosyasından prototip veya nihai ürün olarak elde edilebilmektedir (Bose et al. 2018).

Eklemeli imalat, kullandığı teknolojinin temel yaklaşımı ile atık malzeme miktarının az oluşu, talaşlı imalatı zor malzemelerin ve geleneksel talaş uzaklaştırma prensibine sahip yöntemler ile üretilmesi neredeyse imkânsız olan karmaşık geometrilerin elde edilmesini mümkün kılması ile oldukça ilgi çekmektedir. Üretimde tekil tasarımların son kullanıcıya doğruca sunuluyor olması; bu ürünlerin mekanik özelliklerinin sunduğu güvenilirlik, üretim maliyetlerinin rekabet edebilirliği ve tasarımdaki sınırsızlığın üretime yansması ile sağlanmıştır (Beaman et al. 2014; Hacısalıhoğlu 2020). Düşük sayıdaki üretimlerde ve karmaşık geometrilerin ön yatırımları dikkate alındığında, eklemeli imalat yöntemleri ön plana çıkmaktadır (Sames et al. 2016). Geleneksel imalat yöntemlerinde pek çok üretim adımının söz konusu olması, farklı üretim teknikleri kullanılarak malzeme uzaklaştırma esasına dayanması ile elde edilebilecek mekanizmalara ait tüm parçalar, katmanlı imalatla tek bir adımda yapılabilmektedir (Gibson et al. 2015). Eklemeli imalat ile üretilen parçalara örnek olarak verilen bazı görseller Şekil 1.11’de sunulmuştur.



Şekil 1.11. Eklemeli imalat teknolojisi ile üretilen endüstriyel ürünler (Ozsolak 2019)

Eklemeli imalat yöntemi kendi içerisinde farklı şekilde sınıflandırılmaktadır. Bu sınıflandırma üretimde kullanılan malzemeler, araçlar ve enerji türü gibi birçok farklı etkenler dikkate alınarak yapılmaktadır. Eklemeli imalatın bir sınıflandırması Şekil 1.12’de gösterilmektedir.



Şekil 1.12. Eklemeli imalat sınıflandırılması (Wendel et al. 2008; Rajaguru et al. 2020)

1.3.1. Toz yatak füzyon bazlı eklemeli imalat

Toz yatak füzyon (PBF) esaslı yöntemler, eklemeli imalat ile ilişkili temel tekniklerden biridir ve eklemeli imalat teknolojileri arasında en yaygın kullanım alanına sahiptir. Lazer ve elektron ışınıyla erimeye dayanan PBF yöntemi, temel olarak toz malzemenin her katmanındaki katıdan sıvıya ve sıvıdan katıya dönüşümlerin kontrol edilmesine dayanan katman bazlı bir üretim teknolojisidir (Gibson et al. 2015; Singh et al. 2019). PBF eklemeli üretim metodolojileri, bilgisayar destekli tasarım (CAD) yazılımı sistemlerinde geliştirilen üç boyutlu geometrik katı modellerden doğrudan malzemenin katman katman serbest bir şekilde oluşturulmasıyla karmaşık geometriye sahip metal alaşım, polimer, seramik ve kompozit yapıların yoğun bileşenler olarak üretilmesine olanak tanımaktadır (Acharya et al. 2017). Benzer çalışma tekniklerine sahip olan toz yatak bazlı yöntemler (Şekil 1.12), üstün tasarım özgürlüğü, yüksek yüzey özellikleri ve son şekle yakın imalat yeteneği sunmaktadır (Zhou et al. 2018; Zhang et al. 2020b, 2022b).

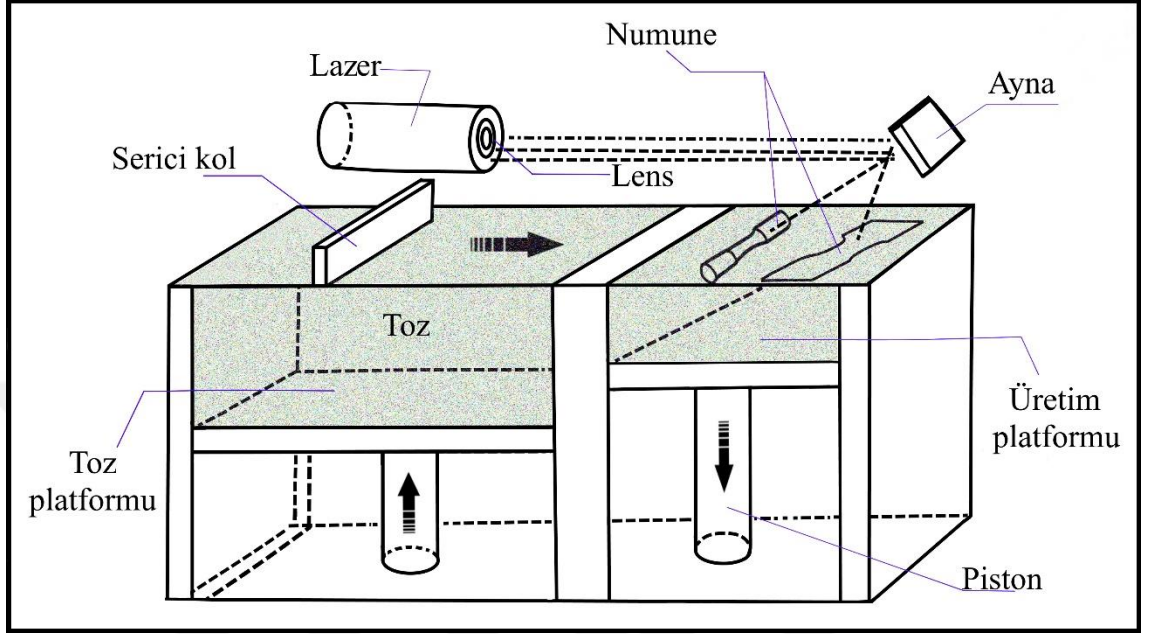
Bir enerji kaynağı olarak lazerler, imalat alanında birçok ürün veya yapının geliştirilmesinde etkin rol oynayan ve yeni pazarların oluşmasına yardımcı olan bir teknolojidir. Lazer teknolojisi imalat sektöründe çok çeşitli uygulamalar için tercih edilmektedir. Teknolojinin sürekli ilerleyişi, talep ve beklentilerin artmasıyla birlikte

lazer teknolojisi de üretkenliği artırmak, ürün kalitesini iyileştirmek ve maliyetleri azaltmak gibi birçok etkiye sahip olmakta ve geleneksel üretim yöntemlerine bir alternatif olarak sektörde kendine yer edinmektedir. Toz yatağına dayalı tekniklerde genellikle lazer, otomatik toz serici kol aparatı, üretim platformu, toz depolama haznesi, proses kontrolü için otomasyon veya yazılım sistemi ve ayrıca soy gaz koruma sistemi ile toz yatak ön ısıtma sistemi gibi bazı yardımcı mekanizmalardan oluşmaktadır. Bu üretim tekniklerinde lazerin, odaklanmış veya doğrudan bir enerji kaynağı ile önceden biriktirilmiş toz katmanlarıyla etkileşimi sonucu metalik ve seramik parçaların üretimi için kullanılmaktadırlar (Hadadzadeh et al. 2018; Anand and Das 2021). Lazer toz yatak destekli füzyon üretim yöntemlerinden Seçici Lazer Ergitme (SLE) ve Seçici Lazer Sinterleme (SLS) literatürdeki çalışmalarda en çok tercih edilen yöntemler olarak öne çıkmaktadır.

Seçici lazer ergitme (SLE); toz yatak füzyon tipi bir eklemeli imalat tekniği olan SLE yöntemi, karmaşık geometriye sahip ürünlerin imal edilebildiği yeni nesil bir üretim teknolojisidir. SLE yönteminin temeli, toz haldeki malzemenin lazer ile ergiterek katmanlar şeklinde birbirine bağlanması ve nihai ürünün oluşturulması esasına dayanmaktadır (Hacısalıhoğlu et al. 2021; Bulut et al. 2024a). SLE tasarımı büyük esneklik ve tasarım özgürlüğü, iyi yüzey kalitesi ile nihai şekle yakın imalat kapasitesine sahiptir (Zhou et al. 2018; Zhang et al. 2022c). Fiber lazerlerin kullanıldığı bu yöntemde lazer, neredeyse hiç dalgalanma göstermeden sürekli lazer vuruşu ile çalışmaktadır (Hacısalıhoğlu 2020). Bu yöntemlerde üretimi yapılacak malzeme tozu evvela bir serici kol aparatı kullanılarak üretim platformuna serilir. Katı bir alt tabaka (üretim platformu) üzerine serili toz tabakasının yerleştirilmesiyle başlayan üretim sürecinde, 3D CAD verileri tarafından yönlendirilen odaklanmış lazer ışını galvano aynalar vasıtasıyla serili metal toz tabakasını seçici olarak taramaktadır. Biriktirilen katman kalınlığı kullanılan maksimum toz boyutu kadardır. Lazer ışını güçlü bir şekilde biriktirilen toza uygulanır ve oluşturulacak malzeme geometrisinin ilgili bölgesini seçici olarak ertir ve erime sonucu malzeme tabakası olarak katılan bir eriyik havuzu oluşturmaya neden olur. Ardından üretim platformu bir katman kalınlığı kadar aşağıya toz platformu da bir katman kalınlığı kadar yukarı doğru hareket eder ve serici kol aparatı aracılığıyla toz serilip lazer tekrardan tozun ilgili kısmına uygulanır. Bu işlem ihtiyaca göre üretilecek numunelerin tüm katmanları üzerinde çalışır ve istenen nihai ürün elde edilene kadar sonraki her katman için tekrarlanır (Tang et al. 2018; Santecchia et al. 2020; Sehhat and

1. GİRİŞ

Mahdianikhotbesara 2021). Bu yöntemde yüksek oksijen ilgisine sahip alaşımlar ve diğer tür yapıların üretimi yapılırken üretim alanı argon gazı atmosferi altında korunmaktadır (Fujieda et al. 2019). SLE sistemine ait şematik bir gösterim Şekil 1.13'te verilmiştir.



Şekil 1.13. SLE sisteminin şematik bir gösterimi

SLE, endüstrideki çeşitli uygulamalarda ticarileştirme ve ölçeklendirme için büyük bir potansiyele sahiptir. Son zamanlarda tungsten, bakır, alüminyum ve titanyum gibi farklı türdeki metalik malzemeler ve alaşımlarını işlemek için SLE cihazlarına fiber optiklerin gelişmesiyle birlikte yüksek güçlü lazer de eklenmiştir. Bu nedenle LPBF tekniği olarakta isimlendirilen SLE tekniğinde çeşitli türdeki metalik malzemeler üretilebilmektedir. Ayrıca SLE tekniği metalik alaşımların yanında metal kompozitler ve seramik malzemeler için birçok araştırma fırsatının geliştirilmesine imkan tanımakta ve yüksek hassasiyetle ve kaliteli ürünler üretme avantajları sunmaktadır (Buchbinder et al. 2011; Zhao et al. 2016). SLE, YEA'ların üretim ve işlenmesinde de önemli bir teknoloji haline gelmiştir.

1.3.2. SLE yönteminde kullanılan üretim parametreleri

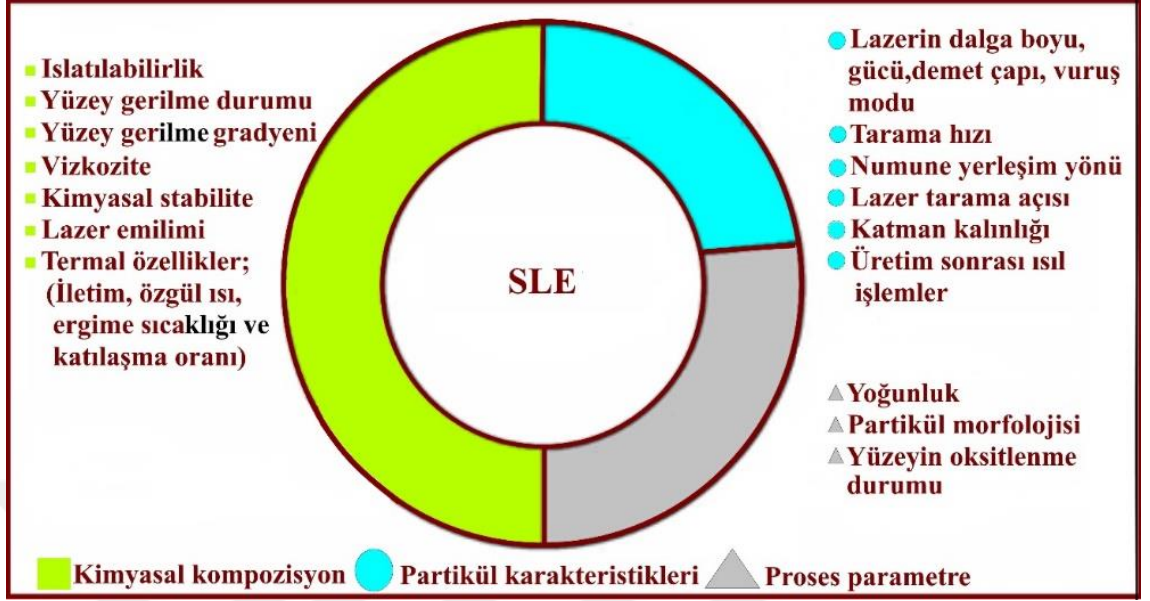
Teknolojinin hızlı gelişimi, imalat sanayinin dönüşümünü yönlendirmede büyük önem taşımakta ve aynı zamanda imalattaki hızlı teknolojik gelişmelere yanıt olarak malzemelerin mekanik, korozyon ve tribolojik özelliklerini iyileştirmesinin artan önemini

vurgulamaktadır. Dolayısıyla tüm üretim yöntemlerinde üretilecek malzeme türüne en uygun proseslerin ve parametrelerin belirlenmesi bu aşamada önemlidir. Bu aynı zamanda eklemeli imalat yöntemleri için de geçerli bir durumdur. Metal ve alaşımlarının üretiminde sıklıkla kullanılan lazer toz yatak eklemeli imalat yöntemlerinden SLE, diğer geleneksel üretim yöntemlerine göre alternatif bir üretim yöntemi olarak değerlendirilebilecek potansiyele sahip olup, malzemelerin en uygun parametre ve proseslerde üretilmesi araştırmacı ve imalatçılar tarafından hedeflenmektedir. Lazer üretim parametrelerinin doğru seçimi ve optimizasyonunun yanı sıra en uygun proses koşullarının belirlenmesi istenen mikroyapı, mekanik, tribolojik, korozyon ve diğer özelliklerin elde edilmesi ve başarılı bir üretim sürecinin sağlanması açısından çok önemlidir. Bu durum hem malzemedan hem de zamandan tasarruf açısından da son derece önem arz eden unsurlar arasında yer almaktadır.

SLE yöntemi çok sayıda üretim parametresini kapsar ve beraberinde çeşitli zorluklar doğurur. Toz ve eriyik havuzu tarafından enerji emilimi, toz partikülünün sıvı tarafından ısıtılması, toz içindeki ısı transferi ve sıvı havuzunun dinamikleri gibi enerji ve malzeme arasındaki karmaşık etkileşimler, bu sistemi kontrol etmek için gerekli olan karmaşık ilişkileri içerir. Ayrıca toz boyutu, lazer gücü, tarama hızı, tarama aralığı, tarama stratejisi, ön ısıtma sıcaklıkları, lazer penetrasyon derinliği ve katman kalınlığı gibi işleme parametrelerinin seçimi ve optimizasyonu malzemenin yapısal, mekanik ve yüzey özelliklerini doğrudan etkileyebilmektedir (Yadroitsev et al. 2007; Kusuma et al. 2017). Üretim aşamalarında oluşturulan nihai ürüne ait kimyasal, morfolojik ve mikroyapısal özelliklerin değişimine neden olan etkenler Şekil 1.14'te sunulmuştur.

SLE işleminin karmaşıklığı nedeniyle çok sayıda üretim parametresi söz konusu olabilir ancak lazer gücü (P), katman kalınlığı (t), tarama hızı (v), tarama aralığı/yana kayma miktarı (h) ve farklı tarama stratejileri bu bağlamda en önde gelen ve en yaygın kullanılan parametreler olarak kabul edilir (Thijs et al. 2010; Oliveira et al. 2020). Lazer enerji yoğunluğu (E), bu dört parametrenin modülasyonu ve düzenlenmesi yoluyla elde edilir (Mancisidor et al. 2016). Üretim için toz formundaki malzemeye verilmesi gereken enerji yoğunluğu ve proses parametreleri arasındaki ilişkiyi veren eşitlik denklem (1.1)'de verilmiştir (Li et al. 2018).

$$E = \frac{P}{vht} \quad (1.1)$$



Şekil 1.14. SLE prosesini etkileyen parametreler (Rombouts 2006)

Optimize edilmiş parametreler, genellikle yoğun malzemeler üretmek, kusurları en aza indirmek, yüzey pürüzlülüğünü azaltmak, yapım hızını artırmak ve kabul edilebilir malzeme özelliklerine sahip parçalar üretmek için elde edilir. Makine imalatçıları ve araştırmacılar tarafından sağlanan parametreler tipik olarak zıt ve birbirine bağımlı önceliklerin bir uzlaşması olarak üretilen malzemede en iyi sonucu sağlayacak şekilde geliştirilmektedir. Parça tasarımı için sonsuz olasılık olduğundan, tüm parça özellikleri (ince duvarlar, kalın bölümler, çıkıntılar vb. gibi), malzeme performansı ve proses verimliliği için tamamen optimize edilecek tek bir parametre setine sahip olmak mümkün değildir. Sonuçta, mümkün olduğunca çok sayıda önceliği karşılamak ve geometri oluşturmak için genel parametre setleri geliştirilebilir (Oliveira et al. 2020). SLE ile üretimde kullanılan parametrelerin şematik bir gösterimi Şekil 1.15'te sunulmuştur.

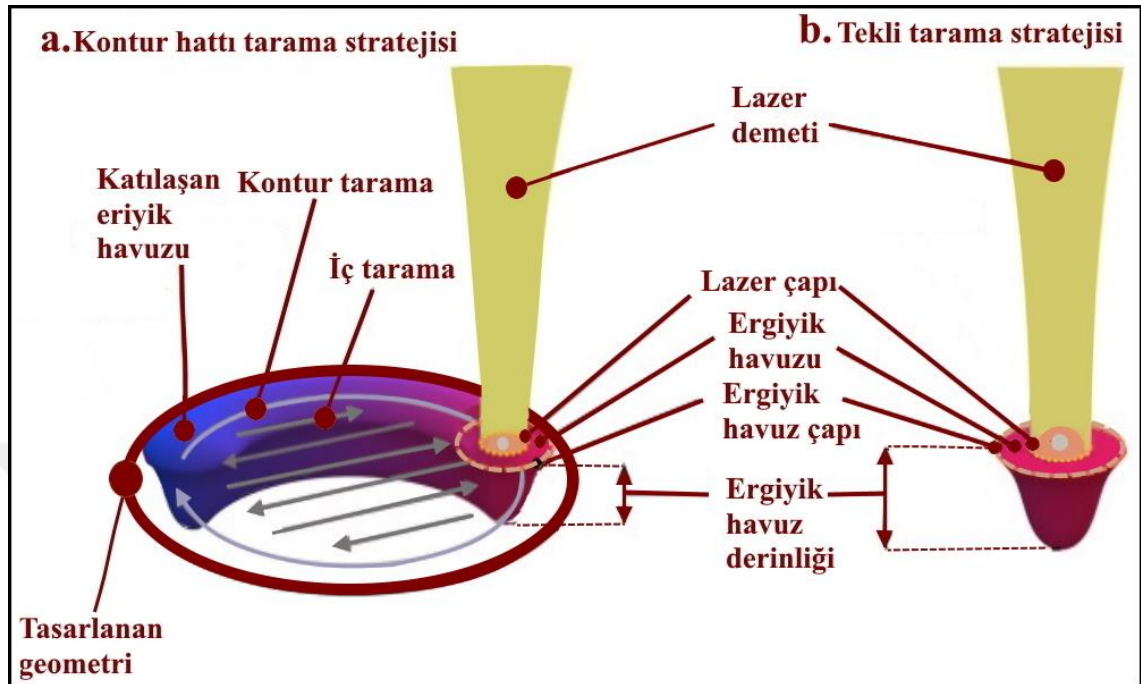
sinterlenmesi veya eriyik hale dönüşmesi gibi durumlardan dolayı kullanılmaktadırlar. Ayrıca uzun mesafeler için enerji yayılımının daha düşük olması, ilgili alana odaklanarak yoğun bir enerji demeti oluşturmaları ve daha kolay kontrol edilebilmelerinden dolayı eklemeli imalatta kullanımları avantaj sağlamaktadır (Lee et al. 2017). Gelişen teknolojiyle paralel şekilde malzemeler ve malzemelerin imalat beklentileri yüksek enerjiye sahip lazerlerin kullanım gereksinimini doğurmuştur. Bu doğrultuda çelik, titanyum, YEA ve diğer alaşımların üretimi sağlanmış ve Nd: YAG lazerlerin kullanıldığı sistemler geliştirilmiştir. Nd: YAG lazerler düşük dalga boylarında yüksek emilim değeri gösteren metal tozları gibi malzemeler için tercih edilmektedir (Born and Wolf 2013; Hacısalihoğlu 2020). 1,064 μm dalga boyuna sahip Nd: YAG lazerler, bu dalga boyu için emilim değeri yüksek olan alaşımların imalatına imkan tanımakta ve fiber optik elemanlar ile taşınabilmesi nedeniyle Nd: YAG lazerler CO₂ lazerlere göre sistem ve lazerin taşınması anlamında da avantajlı olmaktadır (Lee et al. 2017).

Lazer gücünün işlem sırasında yeterince ve istenen değerlerde uygulanması toz havuzunun ergimesini sağlamaktadır. Tamamen ergiyen toz malzemenin uygun şekilde diğer parametre değerleri (yana kayma ve tarama hızı) ile elde edilecek nihai ürünün içyapısında boşlukların azalması ve yapı yoğunluğunun artması ile sonuçlanacaktır. Artan lazer gücü ve çok yüksek enerji yoğunlukları ile toz havuzunun eriyik hale gelmesi, ısının malzemeye derinlemesine iletilmesine ve buharlaşmasına neden olabilmektedir. Bu durumda metalik bu buhar fazı, oluşan eriyik havuzunu terketmesi için yeterli zamanı bulamayabilir. Bu buhar fazının üzerinde katılaştan erimiş malzeme tarafından çevrelenmesine ve böylece buhar malzeme içinde bir gözenek olarak hapsedilmesiyle sonuçlanabilmektedir. Bu durum anahtar deliği modu (keyhole effect) veya boşluk hatası olarak bilinir. Anahtar deliği modu meydana geldiğinde, tipik olarak 1'den daha düşük bir en/boy oranına (lazer iz genişliği/lazer izi derinliği) sahip lazer izi oluşmaktadır. Yetersiz lazer gücü ile yüksek ilerleme hızı etkisi ve azalan enerji girdisi gibi etkenler alt tabakaların yeterince enerji akışı alamamalarına ve bu tabakaların yetersiz ergimelerine neden olmaktadır. Ayrıca toz tabakasının kendi içerisinde ergime sağlaması ile artan yüzey gerilimleri sonucu küreselleşme etkisi görülebilmekte ve yüzey pürüzlülüğünün oluşumunda artış gözlemlenebilmektedir. Bu hataların sonucunda yoğunluk değerleri etkilenmekte ve yapının mekanik özellikleri kötüleşmektedir (Dilip et al. 2017; Hu et al. 2017). Bu sebeple anahtar deliği modunun oluşmaması için lazer izi en/boy oranı (aspect ratio) değerinin 1'e yakın olması istenir.

Tarama hızı; lazer demetinin toz katmanı üzerindeki hızını gösteren eş zamanlı olarak ergitilen noktaların miktarını belirleyen parametredir ve mm/s cinsinden ifade edilmektedir (Hacısalıhoğlu 2020). Yüksek tarama hızı ile gerçekleştirilen işlemlerde uygulanan enerji yoğunluğu azalmaktadır. Böylece elde edilen eriyik havuzunun boyutsal özellikleri değişebilmektedir. Eriyik havuzunun farklılaşması durumu boyutsal yetersizlikler, katmanlar ve lazer izleri arasındaki bütünlüğün yeterli olmamasına sebep olmaktadır. Böylece katmanlar ve lazer izleri arasındaki adezyon kuvveti yeterince sağlanamamakta ve mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkiler bırakmaktadır. Düşük tarama hızları ile gerçekleştirilen işlemlerde ise yetersiz lazer gücünün uygulanması doğrultusunda yeterince ergime sağlanamamaktadır. Bu durumda yapıda oluşacak boşluk miktarındaki artış gözlenebilmektedir. Yüksek lazer gücü ve düşük tarama hızları durumlarında yapıda buharlaşma oluşabilmektedir. Bu durumda yapıda anahtar deliği hatası ile küresel boşlukların oluşumu söz konusu olabilmektedir. Yüksek tarama hızı ve yüksek lazer gücünün kullanımı yapıda küreselleşme durumunu ortaya çıkarmaktadır. Ayrıca toz üretim platformunda toz seriminin ve homojen toz dağılımının zorlaşması gibi durumların ortaya çıkması söz konusu olabilmektedir (Pfaff et al. 2020).

Yana kayma miktarı ve katman kalınlığı; lazer ile temas edilen her bir tarama izi için farklı şekilde doğrusal yörüngeler izlenir. Lazer bu farklı yörüngelerde eriyik veya yarı eriyik hali oluşturarak elde edilecek bütün katmanların birbirlerine bağlanmasını sağlayacaktır. Oluşan lazer izleri arasına bir yana kayma miktarı uygulanır ve bu katmanlarda modelin dolu kesitlerinin tümü eriyik veya yarı eriyik halden katı hale dönüştürülür. Yana kayma miktarı (hatch spacing) enerji kaynağının izler arasındaki mesafesine yani bir lazer veya enerji kaynağı yörüngesiyle diğer yörünge arasındaki mesafesi şeklinde tanımlanabilir. Katmanlı imalat yöntemlerinde geometri, inşa yönünde eşit aralıklarla ve bölünerek üretilir. Her bir aralığın yüksekliği ise katman kalınlığı olarak adlandırılır. Lazer demeti ile temasta olan geometrik kesitin sınırlarının lazer ile taranması olayına kontur taraması denilmektedir (Hacısalıhoğlu 2020). Kontur taraması farklı lazer veya çoklu lazer güç tekrarları ile birçok şekilde yapılabilir. Yanal ve lazer ilerleme doğrultusunda belirlenmiş bindirme değerlerinin, iç taramaların kontur tarama ile olan bindirme miktarları kontrol edilebilmektedir. Lazerin üretim platformundaki toz malzemeye teması ile ayarlanan gücü ve sahip olduğu odak çapı, ilerleme miktarı ile bu sahip olduğu odak çapından farklı bir eriyik havuzu oluşturmaktadır. Tarama hızı ve lazer gücü gibi önemli parametreler oluşacak eriyik havuzunun boyutları üzerinde etkili

olmaktadır (Roberto and Bineli 2011). Şekil 1.16’da lazerin kesit üzerindeki hareketleri ve lazer odağına ait şematik bir görsel gösterilmektedir.

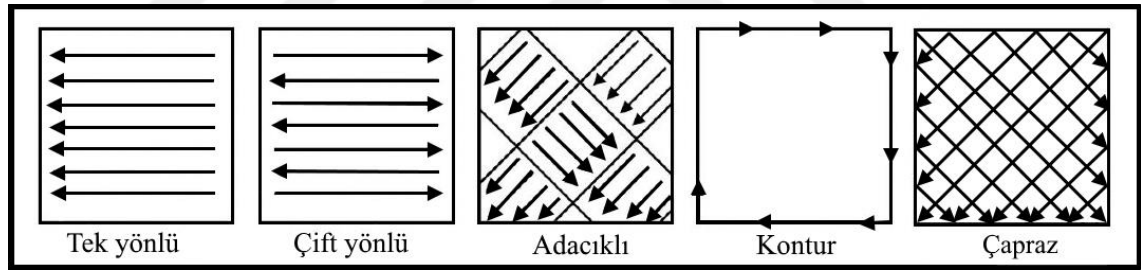


Şekil 1.16. Kesit üzerindeki lazer hareket tanımlamaları (Ghouse et al. 2017)

Yana kayma miktarının artması yapı içerisinde boşluk ve gözeneklerin oluşmasına sebep olabilmektedir. Böylece lazerin temas etmediği ergimeyen tozların sebep olduğu boşluklar, yapıda silindirik/küresel olmayan biçimsiz boşlukları oluşturmaktadır. Bunlar yetersiz ergimeden kaynaklı enerji yoğunluğunun düştüğü zamanlar ortaya çıkmaktadır. Fazla yana kayma miktarı ise yapı içerisinde daha küçük ama çok daha fazla şekilde gaz boşlukları oluşturabilmektedir. Bu durumda yapının gevrekleşmesi söz konusudur. SLE imalat yönteminde kontur ve tarama işlemleri için farklı hız ve lazer gücü değerleri seçilerek numunelerin yüzey kalitesi artırılabilir. Tam ergime sağlanmamış hatalı bölgelerde yeniden lazer taraması sağlanarak mekanik özellikleri iyileştirilebilir (Yasa and Kruth 2011, 2012; Hacısalıhoğlu 2020).

Tarama stratejisi; imalatı yapılacak parçanın her bir katmanı içerisinde lazer demetinin izlediği yörünge hareketi tarama stratejisi olarak tanımlanabilir. Lazerin geometrik şeklin tüm kesiti boyunca her iki yöndeki tarama stratejisi çift yönlü, sadece tek bir yönde tarama stratejisine ise tek yönlü vuruş stratejisi olarak adlandırılmaktadır. Tek yönlü tarama stratejisinin uygulanması süreci oldukça küçük zaman aralıklarında

gerçekleştirdiğinden lazer kaynağında kesikli işlemlerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu sebeple kararlı lazer gücü oluşumu olumsuz yönde etkilenmektedir. Fakat üretim zamanı bakımından ise artışa neden olmaktadır (Yoo et al. 2016). Lazer toz yüzeye tarama yaparken bu iki tarama stratejisinin yanı sıra üretimdeki ısı dengesinin sağlanması ve artık gerilme durumunun azaltılması amacı ile adacık tarama stratejisi geliştirilmiştir. Bu tarama stratejisinde belirlenen sınır boyutu ile katman daha küçük tarama alanlarına bölünmektedir. Bu alanlar lazer teması sonucunda ısıtılarak katmanın daha homojen bir şekilde ısı alarak ısı gradyan değeri azaltılmaktadır. Bu şekilde artık gerilme durumunun azaltılması hedeflenmektedir (Sames et al. 2016). Oluşturulacak her bir katman içerisindeki adacıklarda bu tarama stratejisi tek yönlü tarama şeklinde gerçekleştirilir. Bir diğer katmanın tarama işlemine geçilmesinde bu adacıklar ve tarama yönlerinin üst üste gelmesi durumunda ortaya çıkabilecek boşluk miktarının azaltılması amaçlanmaktadır. Bu amaç doğrultusunda adacıkların her iki tabla doğrultusunda belirlenen miktarlar kadar ötelenmesi söz konusu olmaktadır (Carter et al. 2012). Şekil 1.17’de tarama stratejilerine ait şematik bir gösterim verilmiştir.



Şekil 1.17. Tarama stratejileri

2. KAYNAK ÖZETLERİ

2.1. Kaynak Özetleri ve Literatür Taraması

Giriş bölümünde ifade edildiği gibi, YEA'ların birçok avantaj ve özellikleri (mikroyapı, mekanik ve fonksiyonel özellikler vd.) bu alaşım yapılarını büyük ölçekli endüstriyel uygulamalar için önemli bir potansiyel haline getirmektedir. YEA sistemlerinden birisi olan CoCrFeMnNi sistemi korozyon direnci, sünekliği ve termal kararlılığı nedeniyle dikkat çeken ve literatürde yaygın olarak kullanılan alaşım sistemlerindendir. SLE ve TM yöntemleriyle Ti ilavesi yapılmamış CoCrFeMnNi YEA'ların üretildiği çalışmalardan bazıları aşağıda özetlenmiştir.

Joo et al. CoCrFeMnNi yüksek entropi alaşımını MA ve kıvılcım plazma sinterleme (SPS) yöntemleriyle üretmişlerdir. Alaşım yapısının YMK tek faz yapısını sergilediğini, yüksek sıcaklıklarda da (900 °C -1100 °C) bu faz yapısını koruduğunu ve öğütme süresi arttıkça faz yapısının kararlılığının arttığını belirtmişlerdir. Ayrıca yapıda öğütme ortamından kaynaklı karbon nedeniyle krom karbürlerin yüzeyde biriktiğini gözlemlemişlerdir. 60 dakika MA ve 900 °C SPS işlemiyle küçük ve ince taneli bir mikroyapı elde edildiğini ve 60 dakika MA sonrası bimodal mikroyapılar oluştuğunu raporlamışlardır (Joo et al. 2017).

Vaidya et al. nanokristal CoCrFeNi ve CoCrFeMnNi YEA'ları MA ile işleyerek her iki alaşım için de 1073-1373 K sıcaklık aralığında ısıtılma tabi tutarak tane büyüme kinetiği davranışını incelemişlerdir. Alaşımların ana YMK fazı ile birlikte küçük oranlarda Cr₇C₃ fazları da içerdiğini gözlemlemişlerdir. Alaşım yapısındaki karbürlerin varlığı bu YEA'ların sertliğini artırdığını ve bunun YMK-karbür faz sınırlarından kaynaklandığı bildirmişlerdir (Vaidya et al. 2019).

Ravi and Bakshi, CoCrFeMnNi YEA alaşımına MA ve SPS yöntemleriyle farklı karbon formları (grafit pulları, grafen nano-plakacıkları ve karbon nanotüpler) ekleyerek mikroyapısal gelişim ve aşınma davranışı üzerine etkilerini incelemişlerdir. %2 ağırlık oranında karbon eklenmesi, parçacık boyutunu küçülttüğünü ve tungsten karbür kirlenmesini azalttığını belirtmişlerdir. Sinterleme sonrası, alaşımda Ni-zengin YMK, Cr-

zengin M_7C_3 , Cr_3C_2 ve MnO fazlarını gözlemlemişlerdir. Karbon eklenmesi, mikroyapıyı daha kaba hale getirerek M_7C_3 , MnO ve Cr_3C_2 gibi ikincil fazların miktarını artırdığını ve bunun da daha yüksek sertlik değerlerine ulaşıldığını ve aşınma direncini iyileştirdiğini raporlamışlardır (Ravi and Bakshi 2021).

Nagarjuna et al. TM ile CoCrFeMnNi alaşımına farklı oranlarda HfO_2 ilave ederek YEA kompozitlerini üretmiş ve alaşım yapısının mukavemet ve aşınma direnci üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. YEA kompozitlerinin YMK katı çözeltisi ve küçük miktarlarda HfO_2 fazlarından oluştuğunu gözlemlemişlerdir. CoCrFeMnNi alaşımında HfO_2 içeriği arttıkça sertlikte ve basma akma dayanımında bir artış olduğunu ve aşınma oranlarında azalma olduğunu belirterek hem mekanik hem de tribolojik performansını iyileştirdiğini raporlamışlardır (Nagarjuna et al. 2023).

Xing et al. MA yöntemini kullanarak eşmolar CrMnFeCoNi alaşımı 400 dev/dak. hızında, 5 saatlik artırımlarla 20 saatten 40 saate kadar öğütmüş ve farklı sıcaklık değerlerinde sinterlemişlerdir. Alaşımın tek fazlı YMK fazını ve CoCrFeMnNi tozunda çökeltilmiş $M_{23}C_6$ ve nano ölçekli σ fazı sergilediğini belirtmişlerdir. Ayrıca MA süresinin uzatılması çökelmiş fazların oluşumunu ve çökeltilmiş parçacıkların sayısını artırdığını ve bu bununla tane sınırı sertleştirmesi (GB) ile çökeltme sertleştirmesine yol açtığını gözlemlemişlerdir ancak bunun tane sınırı gevrekliği nedeniyle çatlak başlangıcına sebep olduğu raporlamışlardır (Xing et al. 2023).

Literatürde bu alaşımların SLE yöntemiyle üretimindeki ilk çalışmalardan Brif ve arkadaşları tarafından 2015 yılında yapılmış olup, çalışmada eş atomlu FeCoCrNi alaşımı hem döküm yöntemi hem de SLE yönteminde iki farklı katman kalınlığı (20 ve 50 μm) kullanılarak üretilmiş ve mekanik özellikleri karakterize edilmiştir. 20 ve 50 μm katman kalınlığında üretilen SLE numunelerinin çekme mukavemeti sırasıyla 745 ve 480 MPa olarak, döküm numunelerinin ise 457 MPa olarak elde edilmiştir. Ancak döküm numunelerdeki %50 uzama değeri, 20 ve 50 μm katman kalınlığında üretilen SLE numuneleri için sırası ile %32 ve %8 olarak belirlenmiştir. Çalışmada, SLE yönteminde sadece katman kalınlığı parametresinin değişimine bağlı olarak çok farklı mekanik özelliklerin elde edildiği tespit edilmiştir (Brif et al. 2015).

Zhu et al. SLE ile üretilen CoCrFeMnNi yüksek entropi alaşımının hiyerarşik mikroyapısı ve güçlendirme mekanizmaları üzerine bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Numunelerin eriyik havuzlarının, sütunlu taneler, mikron altı hücrel yapılar ve dislokasyonlar dahil olmak üzere hiyerarşik bir yapı sergilediğini belirtmişlerdir. SLE numunelerinde geleneksel yöntemlerle (döküm) imal edilenlere kıyasla yüksek mukavemet ve mükemmel sünekliğin olağanüstü bir kombinasyonunun elde edildiğini rapor etmişlerdir. Bu duruma da hücrel yapıların tane sınırı güçlendirmesinden ziyade dislokasyon sertleşmesi yoluyla mukavemet değerlerinin artışına önemli ölçüde katkıda bulunduğunu bildirmişlerdir (Zhu et al. 2018).

Zhang et al. farklı tarama stratejileri kullanarak SLE ile üretilmiş CoCrFeMnNi yüksek entropi alaşımının çatlak mekanizması ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. SLE parametreleri için lazer gücü 160 W, tarama hızı 1200 mm/s, katman kalınlığı 30 μm ve yana kayma mesafesi 50 μm ve ayrıca üç farklı açıda tarama stratejisi (0° -tarama, 67° -tarama ve 90° -tarama) kullanmışlardır. Çatlakların elementel ayrışma veya çökme olmaksızın dik ve yüksek açılı tane sınırlarında oluştuğunu gözlemlemişlerdir. 0° -tarama stratejisinin en yüksek, 67° -tarama stratejisinin ise en düşük çatlak yoğunluğunu sergilediğini gözlemlemişlerdir. Ayrıca 0° -tarama stratejisi ile üretilen numunelerin en düşük sünekliği, 90° -tarama stratejisinde ise numunelerin çatlak yoğunlukları hemen hemen aynı olmasına rağmen 67° -tarama stratejine sahip numunelerden daha iyi bir süneklik gösterdiğini bildirmişlerdir (Zhang et al. 2020a).

Fang et al. $\text{Fe}_{30}\text{Mn}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Co}_3\text{Ni}$ alaşımının kusur gelişimi ve kırılma davranışlarını incelemişlerdir. Alaşım yapısında gözenek ve boşlukların varlığını ve bu boşlukların gelişiminin sadece gerinim lokalizasyonu olan bölgelerde olduğunu ve mevcut gözeneklerin çatlak başlangıcının kaynağı olmadığını belirtmişlerdir. Yüzeysel bir bölgenin boşluk hacim fraksiyonu numunelerin kütesinden birkaç kat daha yüksek olduğunu ve uygulanan yüke göre yaklaşık 45° 'lik bir açıya sahip çok sayıda çatlak varlığının olduğunu bildirmişlerdir (Fang et al. 2022).

Zhang et al. tarafından LPBF ile CoCrFeMnNi yapıları alaşımının yatay, diagonal (çapraz) ve dikey yönleri boyunca mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Yatay numunelerin en yüksek, dikey numunelerin ise en düşük akma mukavemetini

sergilediğini, ayrıca yatay numunelerin en düşük diagonal numunelerin ise en yüksek uzamayı sergilediğini belirtmişlerdir. Genel olarak farklı oryantasyonlarda üretilen numunelerin belirgin bir anizotropi sergilediğini ve mekanik özelliklerin inşa oryantasyonuna göre önemli oranda değiştiğini ifade etmişlerdir (Zhang et al. 2022a).

Savinov and Shi tarafından SLE ile üretilen CoCrFeMnNi yüksek entropi alaşımın mikroyapısal ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Lazer gücü, yana kayma mesafesi ve katman kalınlığı sırasıyla 100 W, 60 μ m ve 20 μ m olarak sabit değerlerde, lazer tarama hızı ise 200 ile 800 mm/s arasında değiştirilerek kullanılmıştır. Farklı tarama hızlarında elde ettikleri kübik numunelerde, tarama hızı düştükçe gözenek yoğunluğunun ve boyutunun arttığını belirtmiş ve 700-800 mm/s arasındaki tarama hızlarında numunelerin yoğunluğunun arttığını gözlemlemişlerdir (Savinov and Shi 2023).

Jia et al. SLE ile ürettikleri CoCrFeMnNi YEA'nın mikroyapısını ve oksidasyon davranışını incelemişlerdir. SLE numunelerinin mikroyapısı katman katman örtüşen eriyik havuzları, sütunlu taneler ve hücrel yapılar sergilediğini belirtmişlerdir. 900 °C sıcaklıkta tavladıkları numunelerin eriyik havuzu sınırları ile hücrel yapıların kaybolduğunu ve dislokasyon yoğunluğunun azaldığını gözlemlemişlerdir. Ayrıca tüm sıcaklıklarda iç Cr oksitler, dış Mn-oksitler ve ikisi arasında bir geçiş tabakasından oluşan üç oksit tabakasına bölündüğünü gözlemlemişlerdir. 800 ile 1000 °C'de iç oksit tabakası Cr₂O₃'ten oluştuğu ara katmanlarda Cr-oksitler ve Mn-oksitlerden, dış oksit tabakasının 800 ile 900 °C'de Mn₂O₃ ve 1000 °C'de Mn₃O₄'ten oluştuğunu bildirmişlerdir. Oksidasyon hızı artan sıcaklık oranıyla arttığını gözlemlemişlerdir. Her sıcaklık değerlerinde tavllanmış YEA'ların tavlınmamış olan numunelerden daha iyi oksidasyon direnci sergilediğini raporlamışlardır (Jia et al. 2023).

Sun et al. SLE tekniğinde farklı tarama hızları kullanarak ürettikleri CrCoFeNiMn yüksek entropi alaşımının, mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Yapının YMK matrisinin tipik bir hiyerarşik mikroyapı ve çok az miktarlarda artık Cr parçacığı sergilediğini gözlemlemişlerdir. 320 W lazer gücü, 750 mm/s tarama hızı ve 0,09 mm tarama mesafesi kullanılarak üretilen numunelerin en iyi mukavemet ve tokluğa sahip olduğunu bildirmişlerdir (Sun et al. 2023a).

CoCrFeMnNi YEA sistemlerinin nispeten düşük mukavemeti nedeniyle yüksek mukavemet gerektiren uygulamaların ihtiyaçlarını karşılayamadığı rapor edilmiştir (Wang et al. 2020). Bu alaşım sistemine az miktarda niyobyum (Nb), titanyum (Ti) veya molibden (Mo) eklenerek CoCrFeMnNi matrisinde sert bir ikincil fazın oluşturulabileceği ve mekanik özelliklerin iyileştirilebileceği ifade edilmiştir (He et al. 2018). Titanyum ve alaşımları, spesifik mukavemetinin yüksek oluşu, korozyon direnci ve biyouyumluluğunun iyi olması, ısı dayanımı, çatlak yayılımına karşı direnci, düşük sıcaklıkta yüksek tokluğa sahip olması vb. gibi özelliklerinden dolayı birçok uygulamada tercih edilen bir mühendislik malzemesidir. Bunun yanında Ti'nin atom çapının (1,47 °Å) CoCrFeMnNi YEA sistemi içerisindeki diğer elementlerle kolayca bağ kurabilmesi ve bu elementlerden büyük olması özellikle kafes distorsiyonuna etki ederek mukavemetinin artmasına neden olmaktadır (Yang et al. 2020; Shih and Chen 2021). CoCrFeMnNi YEA sistemine Ti ilavesi yapılarak dayanım artırılmasına yönelik yapılan çalışmalar genellikle iki başlıkta karşımıza çıkmaktadır. Yapılan çalışmaların bir bölümünde geleneksel üretim yöntemleri kullanılmışken, diğer bir bölümünde ise Ti ilavesi yapılmış YEA bir taban malzeme üzerine kaplama olarak büyütülmüştür. Literatürde Ti ilaveli CoCrFeMnNi YEA alaşımı üzerine SLE yönteminde proses parametrelerinin detaylı olarak incelendiği bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Ti ilaveli CoCrFeMnNi YEA ilgili mevcut literatür çalışmalarından bazıları aşağıda özetlenmiştir.

Fujieda et al. tarafından yapılan çalışmada, SLE ve elektron ışın demeti ile eritme (EBM) yöntemleri kullanılarak üretilen CoCrFeNiTi esaslı YEA'ların mekanik ve korozyon özellikleri karşılaştırılmıştır. Çalışmada Ti ilave element olarak değil, Mn yerine kullanılmıştır. SLE ile üretimdeki yüksek katılma hızı oranı EBM örneklerine kıyasla üstün mekanik özelliklerin oluşumuna sebep olmuş ve SLE ile üretilen numunelerde görünür segregasyon olmadan ince ve tek fazlı bir mikroyapı olduğu rapor edilmiştir. Ayrıca SLE numunelerinin EBM numunelerine kıyasla çok daha üstün çukurcuk korozyon direncine sahip olduğu belirtilmiştir (Fujieda et al. 2019).

Shih and Chen, Ti ilavesinin CoCrFeMnNi YEA sisteminin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Ark ergitme yöntemini kullandıkları çalışmada, diğer alaşım elementlerinin yaklaşık eş oranda olduğu alaşım sistemine %3,9 Ti ilavesi yapılmıştır. Ti ilavesiz CoCrFeMnNi alaşım sistemi tek YMK

fazını, Ti ilaveli alaşım sistemi YMK + FeCr tipi σ fazı + Co_2Ti tipi Laves fazlarını sergilemiştir. Ti içeriği %0'dan %3,9'a yükseltildiğinde, sertliğin belirgin şekilde arttığı ve bu artışa katkıda bulunan ana faktörün sert ikincil fazlar olduğu rapor edilmiştir (Shih and Chen 2021).

Mehranpour et al. CoCrFeNiMnTi_x ($x = 0, 0,1$ ve $0,3$) yüksek entropi alaşımlarını plastik deformasyona ve ardından tavlama işlemine (700 ve 800 °C'de) tabi tutmuşlardır. Tavlama sıcaklıklarında tek fazlı YEA'ların ayrışmasına ve Cr bakımından zengin HMK, Cr bakımından zengin sigma ve η - Ni_3Ti dâhil olmak üzere yeni fazların oluşumuna yol açtığını gözlemlemişlerdir. Ti ilavesi çökeltilerin termal stabilitesini ve alaşım yapısında çökeltilerin hacim fraksiyonunu arttırdığını raporlamışlardır (Mehranpour et al. 2021).

Shahmir et al. tarafından yapılan bir çalışmada farklı Ti oranları ile vakum ark ergitme yöntemi kullanılarak CoCrFeMnNiTi_x YEA'ları üretilmiş, mikroyapısal ve mekanik özellikler incelenmiştir. CoCrFeNiMnTi_x ($x=\%2-5,5-7,5$) alaşımlarının homojenize edilmiş mikroyapılarının YMK fazdan oluştuğu; bununla birlikte, daha fazla titanyum eklenmesi (%7,5) CoCrFeNiMnTi alaşımında Cr ve Ti açısından zengin bir σ fazının oluşmasına yol açtığı ifade edilmiştir. Ayrıca, diğer elementlere kıyasla daha büyük atom yarıçapına sahip Ti eklenmesi, YMK yapının stabilitesini etkilemiş ve %5,5'e kadar titanyum eklenmesi sünekliği büyük ölçüde kaybetmeden mukavemette önemli bir iyileşme sağlamıştır. Bununla birlikte, %7,5 Ti ilavesi kırılgan σ fazının oluşumu nedeniyle akma mukavemeti ve sertlikte önemli bir artış sağlarken süneklik azalmıştır (Shahmir et al. 2021a).

Chen et al. vakum ark ergitme yöntemiyle farklı oranlarda Ti ilavesiyle ürettikleri CoCrFeNiMnTi_x alaşımın mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Artan Ti ilavesiyle, CoCrFeNiMn alaşımının basit YMK yapısı yerine $\text{CoCrFeNiMnTi}_{0,25}$ ve $\text{CoCrFeNiMnTi}_{0,55}$ alaşımlarında Ti bakımından zengin HMK faz yapısını gözlemlemişlerdir. Ti ilavesinin CoCrFeNiMnTi_x 'in mekanik özelliklerini belirgin bir şekilde iyileştirdiğini ancak Ti içeriğinin artış eğilimi doğrultusunda süneklik değerlerinin de azaldığını belirtmişlerdir. Ti ilavesi nedeniyle alaşımların katı-sıvı geçiş sıcaklığının azaldığını ve erime sıcaklığı aralıklarının genişlediğini rapor etmişlerdir (Chen et al. 2022).

Wang et al. CoCrFeNiMnTi_x alaşımların lazer ergitme sırasında ısı etkisinin çatlak mekanizması üzerine etkisini araştırmışlardır. Ti ilavesinin yapıda sıcak çatlakların oluşumunu azalttığını ve alaşımın mikrosertliği iyileştirdiğini belirtmişlerdir. Numunelerden CoCrFeNiMnTi_{0,6} numunesinde çatlak gözlenmediği bildirilmiştir. Artan Ti ilavesiyle alaşımın mikroyapısının YMK dendritik morfolojiden YMK + HMK ötektik lamellere kademeli olarak değiştiğini raporlamışlardır (Wang et al. 2022a).

Wang and Qiu, SLE ve HIP ile (CoCrFeMnNi)₉₆(TiAl)₄ YEA'yı farklı sıcaklıklarda optimum yaşlanma koşulunu belirlemek amacıyla alaşımının mikroyapısı ve mekanik özellik gelişimini araştırmışlardır. HIP işlemi öncesi ve sonrası SLE ile işlenmiş (CoCrFeMnNi)₉₆(TiAl)₄ numunelerinde birçok küçük çatlakların varlığını gözlemlemişlerdir. Çatlakların, ara katman arayüzlerinden veya bitişik katılmış eriyik havuzları arasındaki sınırlardan başlama eğiliminde olduğunu belirtmişlerdir. CoCrFeMnNi)₉₆(TiAl)₄ alaşım numunelerindeki var olan bu çatlakların uygulanan HIP işleminden sonra tamamen ortadan kaldırıldığını bildirmişlerdir (Wang and Qiu 2023).

Geleneksel üretim yöntemlerinin haricinde eklemeli imalat yöntemlerinin kullanıldığı Ti ilavesi yapılmış YEA'lar genellikle kaplama olarak üretilmiş ve korozyon özellikleri incelenmiştir. Wang ve arkadaşları, CoCrFeNiTi_x alaşımı çelik taban malzeme üzerine tek bir enerji yoğunluğunda büyütmüş ve farklı Ti oranının korozyon davranışı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Ti oranının %2,2 ilavesiyle tek YMK yapıda iken, Ti oranının %11,11'e kadar artmasıyla intermetalik fazlar oluşmuştur. Artan Ti içeriğiyle kafes distorsiyonu nedeni ile kaplama sertliği artmıştır. %3,5'lik NaCl çözeltisinde alaşımın iyi derece korozyon direnci sergilediği rapor edilmiştir (Wang et al. 2020).

Gu et al. tarafından açık deniz petrol aramalarında sondaj borularının korozyon ve aşınma direncinin hizmet ömrünü uzatmak için CoCr_{2,5}FeNi₂Ti_x (x=0 – 0,50 – 1,0 – 1,5) yüksek entropi alaşımlı kaplamalar, lazer kaplama tekniğiyle imal edilmiştir. Sonuçların, kaplama tabakası ve alt tabaka arasında mükemmel bir bağlanma yeteneği sergilediği ve ayrıca CoCr_{2,5}FeNi₂Ti_x kaplanmış numunenin Q235 çelik taban malzemeden belirgin şekilde yüksek korozyon direnci sergilediği rapor edilmiştir. Tek bir enerji yoğunluğu kullanılarak üretilen kaplamalarda Ti ilavesinin belirli bir değere kadar (x=1) korozyon direnci artmış sonrasında ise azaldığı bildirilmiştir (Gu et al. 2020).

Hsu et al. tarafından CoCrFeMnNiTi_x (x = 0 - 0,2 - 0,4 - 0,6 ve 0,8) yüksek entropi alaşımlı filmlerin faz gelişimi, mikroyapısı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Ti₀ ve Ti_{0,2} filmlerinde bol miktarda ikizlenme gözlemlendiği ve her iki filmin kristal yapılarının tek bir YMK fazı oluşturduğu belirtilmiştir. Ti_{0,4} ve Ti_{0,6}'da matrisin amorf bir yapı sergilediğini ve hem nanokristal taneler hem de nanoikizlerin amorf matrise gömüldüğü gözlemlenmiştir. Ti'nin daha da eklenmesiyle tek faz YMK'dan amorf bir yapıya bir faz geçişi oluştuğunu ve ayrıca nanoindentasyon testleri sonucu filmlerin sertliğinin arttığı bildirilmiştir (Hsu et al. 2020).

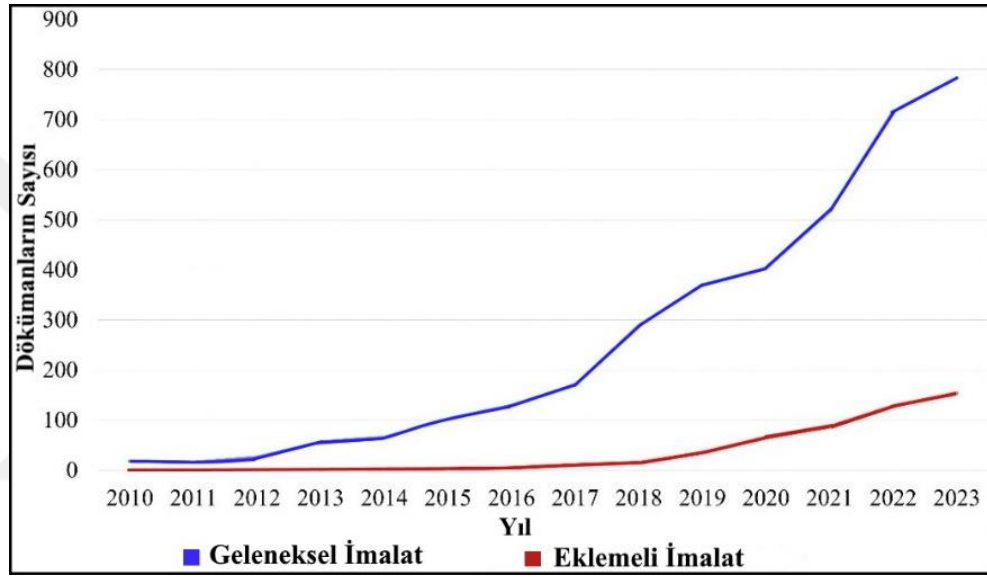
Liu et al. kanalizasyon tesislerinde kullanılan karıştırıcı elemanın korozyon ve aşınma direncini arttırmak için östenit paslanmaz çelik yüzeyinde lazer kaplama ile seramik parçacık takviyeli FeCoNiCrMnTi_x (x=0 - 0,5 - 1,0 - 1,5) YEA kaplamalarını üretilmişlerdir. Lazer kaplamalarının esas olarak YMK tipi katı çözültiden oluştuğunu ve Ti_x oranının 1,0'dan büyük olduğunda Ti (Fe, Co, Ni, Cr)₂ Laves fazının yapıda oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Ti içeriğinin artmasıyla kaplamadaki TiN miktarı arttığını ve bu durumda kaplamanın aşınma direncini iyileştirdiğini belirtmişlerdir. FeCoNiCrMnTi_{0,5} alaşım kaplamasının taban malzemeden daha iyi korozyon direncine sahip olduğunu ancak artan Ti oranının kaplamanın korozyon ve çatlak direncini azalttığını raporlamışlardır (Liu et al. 2022).

2.2. Yüksek Entropi Alaşımların Lazer-Toz Yatak Eklemeli İmalatının Bibliyometrik Analizi ve Sistemik İncelemesine Kısa Bir Bakış

YEA'lar, geleneksel alaşımlarla karşılaştırıldığında, hem düşük hem de yüksek sıcaklıklarda stabilite, işlenebilirlik, korozyon direnci, yüksek mukavemet ve üstün aşınma direnci dahil olmak üzere bir dizi arzu edilen özellik sergiler (Yang et al. 2020; Chen et al. 2022). Kontrol edilebilir mekanik ve mikroyapısal özellikleri nedeniyle bilim dünyasının ve endüstriyel grupların ilgisini çekmektedir (Yeh 2006). Sürekli değişen teknolojik gelişmeler ve ihtiyaçlar doğrultusunda yayımlanan bilimsel çalışmalarının sayısı da bu paralelde artan bir eğilim göstermektedir (Şekil 2.1). Dolayısıyla herhangi bir çalışma alanında olduğu gibi YEA'lar hakkında da çok sayıda bilimsel çalışmanın olması nedeniyle geniş bir bilgi havuzu oluşmaktadır (Çizelge 2.1). Bu doğrultuda araştırmacılar tarafından ortaya atılan hem YEA'lar hem de YEA'ların eklemeli imalatı

2. KAYNAK ÖZETLERİ

ile ilgili çok sayıda tatmin edici ve dikkate değer tanımlayıcı/derleme (review) çalışmaları görmek mümkündür (Zitelli et al. 2019; Sharma et al. 2020). Bu amaçla temel bulgular ve gelecekteki araştırma yönleri üzerine sistematik bilinen bu incelemeler araştırmaların gündemi için ileriye dönük çalışmaları veya literatürdeki boşluklara ışık tutarak alana yeni yollar açmaktadır. Ancak, küresel bir bakış açısıyla değerlendirmeye ve görselleştirmeye yönelik tanımlayıcı veya istatistiksel inceleme makalelerine kıyasla çok az sayıda bibliyometrik analiz (bibliometrix) araştırma (Akinwekomi and Akhtar 2022) verisine dayalı çalışma mevcuttur.



Şekil 2.1. Geleneksel ve eklemeli imalata ilişkin belgelerin yıllara göre dağılımı (Veriler Scopus veri tabanından alınmıştır).

Çizelge 2.1. 2010-2023 yılları arasında YEA yayınlarının veri analizi (Veriler Scopus veri tabanından alınmıştır).

Doküman	Döküm	TM	PD	T/İ	Eİ	Toplam
Makale	1529	1156	522	233	397	3837
Konferans/Bildiri	116	133	34	27	38	348
İnceleme (Review)	21	42	3	8	50	124
Kitap	1	2	0	0	2	5
Kitap Bölümü	13	19	4	2	9	47
Toplam	1680	1352	563	270	496	4361

TM: Toz metalurjisi, PD: Plastik deformasyon, T/İ: Talaşlı imalat; Eİ: Katmanlı üretim

Bir bibliyometrik analiz çalışması, belirli bir bilimsel alandaki akademik çalışmaların çıktılarına dayalı olarak farklı bibliyometrik ağ türlerini analiz etmek ve görselleştirmek için uygulanabilen metin madenciliği tekniklerine dayanan mekanik bir yaklaşımdır. Bu yaklaşımın avantajı bir konuyla ilgili yazılmış çok sayıda bilimsel yayını analiz edip alandaki araştırmaların genel özelliklerini görselleştirerek ortaya koyabilmesidir. Bu çalışmalarda yazarlar, dergiler, ülkeler arasındaki alıntı ilişki ağlarının analizini, yazarların ortak yazarlık analizlerini veya anahtar kelimelerin birlikte bulunmasını içermektedir (Eck and Waltman 2010; Akinwekomi and Akhtar 2022). Görselleştirme analizleri dışında bibliyometrik inceleme, bir araştırma alanındaki tarihsel ve evrimsel değişiklikleri anlamaya, konu alanının daha iyi anlaşılmasını sağlamaya ve gelecekteki araştırmacılar için kapsamlı bir referans platformu oluşturmaya yardımcı olabilmektedir (Chang et al. 2015). Dolayısıyla tez çalışmasının bu başlığı altında YEA malzemelerinin literatürünü analiz etmek için lazer toz yatak destekli/bazlı eklemeli imalat (L-PBF) çalışmalarının teorik çerçevesinin bütüncül bir bilimsel haritalamasını sağlamak amacıyla veri odaklı bir yaklaşım ve görselleştirme teknikleri kullanılarak kısa bir bibliyometrik analiz araştırması yapılmıştır. Ele alınan analizleri gerçekleştirmek için programın çalışma koşullarının optimizasyonu, görselleştirilmesi ve SCOPUS belgelerinin CSV dosya sürümünün oluşturulmasından sonra çevrimiçi ücretsiz bir yazılım olan (<https://www.bibliometrix.org/home/>) R-studio tabanlı Bibliometrix'i ve VOSviewer 1.6.18 versiyonunu kullanılmıştır.

2.2.1. Betimsel analiz, bilimsel yayın eğilimi ve yayın türü

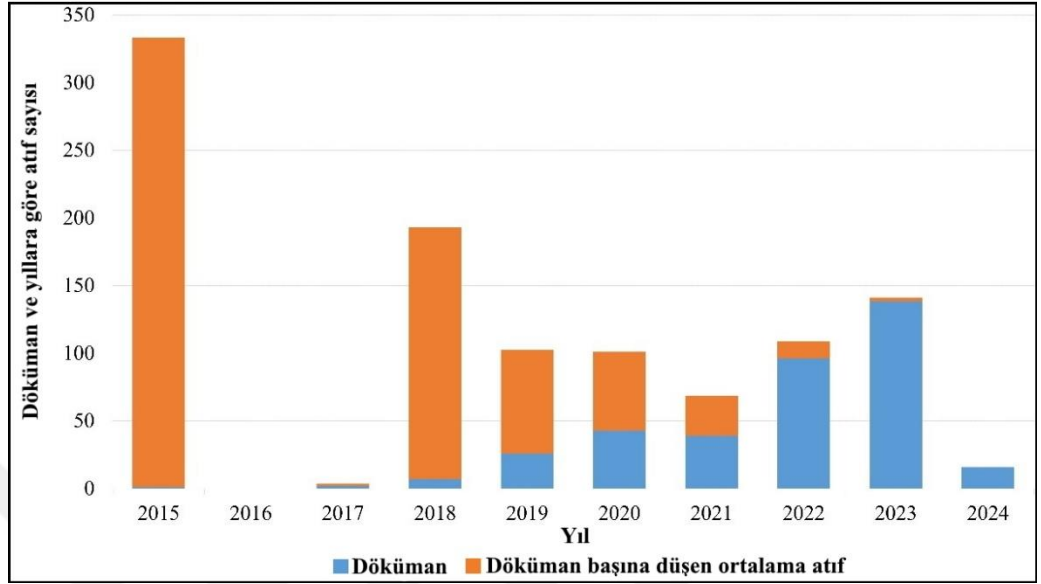
Bibliyometrik analiz yoluyla L-PBF ile üretilen YEA'ların verilerine ilişkin ana bilgiler Çizelge 2.2'de gösterilmektedir. SCOPUS veri tabanına göre Çizelge 2.2'de belirtilen veriler dışında konuyla ilgili konferans derlemeleri (2), mektuplar (letter) (1) ve Çince (22), Japonca (1) ve İtalyanca (1) olmak üzere ek çalışmalar da mevcuttur. Bu dönemde 327 (%88,86) makale, 18 (%4,89) konferans bildirisi, 18 (%4,89) derleme ve 5 (%1,36) kitap bölümü yayımlanmıştır. Doküman verilerinin yıllık büyüme oranı ise yüzde 36,08 olarak görülmektedir. 91 kaynaktan toplam 1148 yazar katkıda bulunmuştur ve belge başına ortak yazar oranı 6,44 ve belge başına ortalama alıntı 24,32 olmuştur.

Çizelge 2.2. L-PBF ile üretilen YEA'lara ilişkin dokümanların ana bilgileri

Tanım	Sonuç
Zaman aralığı	2015 – 04.01.2024
Kaynak (dergi, kitap vb.)	91
Doküman	368
Yıllık büyüme oranı %	36,08
Dokümanların ortalama süresi/yaşı	2,21
Doküman başına düşen ortalama alıntı	24,32
Kaynaklar	16211
Uluslararası Ortak Yazarlık %	32,34
Doküman Başına Ortak Yazarlar	6,44
Anahtar kelime artı (ID)	1918
Yazar anahtar kelimeleri (DE)	656
Yazarlar	1148
Tek yazarlı dokümanlar	2
Tek yazarlı belgelerin yazarları	2
Makaleler	327
Konferans/Bildiri	18
Derleme (Review)	18
Kitap bölümü	5

L-PBF metodolojilerini kullanan YEA'lar için yıllık bilimsel doküman ve ortalama atıf sayısı Şekil 2.2'de gösterilmektedir. L-PBF yöntemlerini kullanan YEA'larla ilgili çalışmaların 2015 yılında başlaması (Brif et al. 2015) ve 2016 yılı için hiçbir çalışmanın rapor edilmemesi dikkat çekicidir. Bilimsel çalışmalarda 2020-2021 yılları arasında bir azalma olmasına rağmen, 2018'den bu yana genel doküman çıktısında tutarlı yıllık bir büyüme olmuştur. Bu alandaki hem yıllık hem de kümülatif yayınlardaki hızlı artış değerleri özellikle son yıllarda çok sayıda araştırmacının ilgisinin arttığını da göstermektedir. 2023 yılı için bu alandaki doküman sayısının geçmiş yıllara ait rakamların üzerinde olması dikkat çekicidir. Bu yılın verileri önceki yıllarda yapılan çalışmalara kıyasla çok daha üstün bir eğilim göstermektedir. Yıllık atıf sayıları açısından bakıldığında 2018-2020 yılları arasında yayınlanan dokümanlar diğer yıllara göre daha fazla atıf almıştır. Bu yıllardaki daha yüksek alıntılar, dergilerin ve bağlı kuruluşlarının

çevrimiçi bulunabilirliğine, erişilebilirliğine bağlanabilir. Ayrıca 2022-2023 yıllarındaki çalışmaların eş zamanlı ilerlemesi birbirinden alınan atıf sayılarını da etkilemektedir.



Şekil 2.2. L-PBF ile üretilen YEA'ların yayın ve toplam atıfların grafiksel gösterimi

Bu sonuçlar, L-PBF yöntemleri kullanılarak YEA'ların üretilebilirliğine ilişkin olan ilginin arttığını ve inceleme dönemi boyunca yayınlanan makale ve diğer dokümanların sayısında istatistiksel olarak anlamlı ve istikrarlı bir artış olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla YEA'larda daha fazla gelişimsel yapıların ve uygulama alanlarının keşfedilmesiyle bu artışın önümüzdeki yıllarda da devam etmesi kaçınılmazdır. Ayrıca yeni nesil malzeme grubu olarak kabul gören YEA'ların bu yöntemlerle üretilmesi, özelliklerinin belirlenmesi, bilimsel çalışmaların ve iyileştirme çalışmalarının sürekli artması gelecekte bilimsel ve endüstriyel çalışmalar için bu alanda önemli rol oynayacağının göstergesidir.

2.2.2. Coğrafi dağılımı, kurum analizi, anahtar kelime analizi ve kaynaklar

Kurumsal iş birliğinin bibliyometrik analizi, kurumlar ve/veya ülkeler arasındaki araştırma iş birliğini değerlendirmek için oldukça faydalı bilgiler sunmaktadır. Araştırmacılara prestijli kurumları hızlı bir şekilde tanımlamaları için gerekli bilgileri sağlayarak işbirlikçi araştırmaların temelini oluşturabilir (Akinwekomi and Akhtar 2022). Şekil 2.3'te ülkelerin yayın ve kurumsal iş birliği görsel ağıları verilmektedir. Genel olarak, ülkelerin küresel yayın payında ilk beş ülke sıralamasında Çin 231 yayınl

2. KAYNAK ÖZETLERİ

(%62,77) listenin başında yer alırken, onu Amerika Birleşik Devletleri (51; %13,86), Almanya (31; %8,42), Güney Kore (29; %7,88) ve Japonya (25;6,79) takip etmiştir. L-PBF ile ilgili bilimsel çalışmaların yayınlanmasında Çin'in diğer ülkeleri geride bıraktığı açıkça görülmektedir.



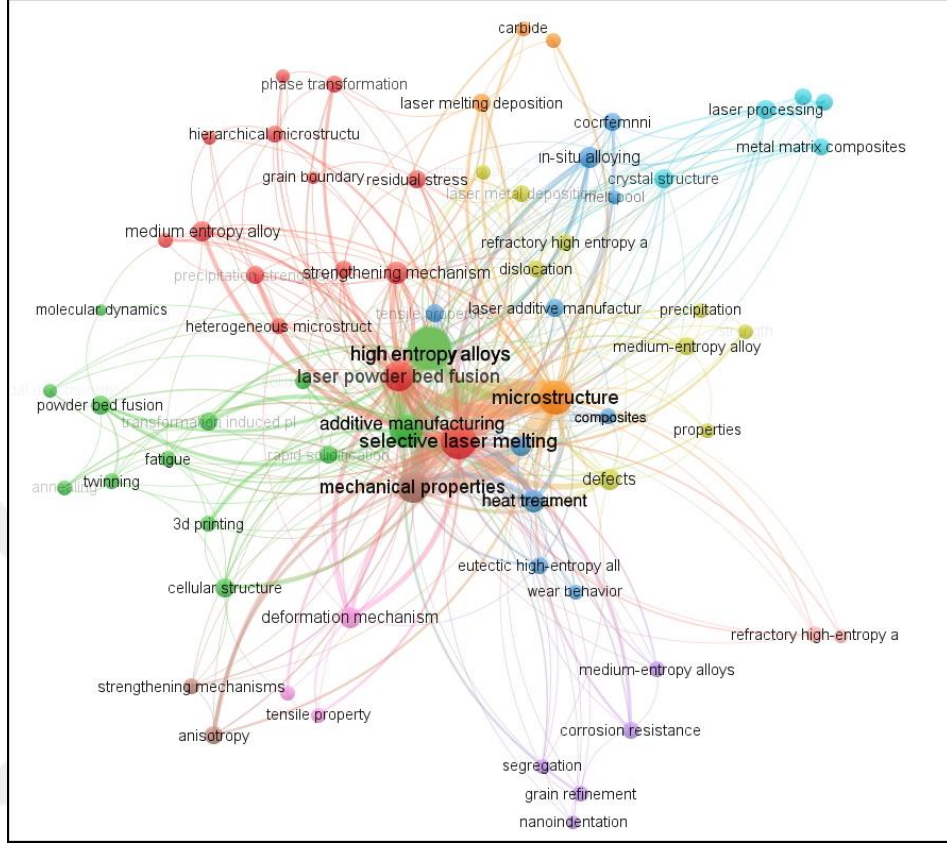
Şekil 2.3. Ülkelerin iş birliği haritası

Mevcut veri paketinden L-PBF ile ilgili çalışma yapan 791 üniversite ve enstitüler/kurumlar arasında “State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha, China” 19 yayın (%5,16) ve toplam 939 alıntıyla ilk sırada yer almıştır. “Institute of Materials, Shanghai University, Shanghai, China” 13 yayın (%3,53) ve toplam 33 alıntı ile ikinci sırada, “Department of Materials Science and Engineering, Inha University, Incheon, South Korea” 11 yayın (%2,99) ve toplam 392 alıntı ile üçüncü sırada gelmektedir. Öne çıkan bu kuruluşların belirlenmesinde kriter olarak minimum doküman sayısı ve doküman başına ortalama atıf sayıları da minimum 5 olacak şekilde sınırlandırılmış ve 791 kuruluştan 26 tanesi bu eşik değerini karşılamaktadır. 26 kuruluşun her biri için, diğer kuruluşlarla olan ortak yazarlık bağlantılarının toplam gücü ve elde edilen en yüksek belge sayısına göre değerlendirilmiştir. Seçilen 26 kuruluş arasında Çin, 17 departman veya kurum ile baskın konumda öne çıkmaktadır.

Şekil 2.4, L-PBF'deki en çok kullanılan anahtar kelimelerin birlikte ortaya çıkma potansiyeline dayalı olarak YEA'ların bir ağ haritasını göstermektedir. Anahtar kelimeler, L-PBF tarafından üretilen YEA'lar ve gerekli çalışmalar hakkında bilgi veren faktörler olarak düşünülebilir. Anahtar kelime analizinin bir bilgi parçasına ilişkin

2. KAYNAK ÖZETLERİ

araştırma sınırlarının gelişimini ve ilerlemesini ortaya çıkarabileceği belirtilmiştir (Qin 1999; Kulak et al. 2019).



Şekil 2.4. L-PBF ile üretilen YEA'ların anahtar kelimelerinin eş-oluşum ağı

Temsili yayınlar konuyla çok güçlü bir şekilde bağlantılıdır ve konunun merkezi araştırma sorusu hakkında fikir vermeyi amaçlamaktadır. Tipik olarak pek çok konu içi bağlantıya ve konu içindeki bağlantıların büyük bir kısmına sahiptirler ve aynı zamanda yayınlanma sürelerine göre nispeten yüksek oranda alıntılanırlar (Scopus). Mevcut veri paketinde konuyla ilgili en çok dokümana sahip dergiler arasında “Materials Science and Engineering: A” 39 belge ile ilk sırada yer alırken, onu “Journal of Alloys and Compounds” (38 belge), “Additive Manufacturing” (28 belge), “Journal of Materials Science and Technology” (24 belge) ve “Materials” (18 belge) takip etmiştir.

2.3. Amaç ve Hedef

YEA sistemlerinin mühendislik alanında kullanımı için yapılan çalışmalar son yıllarda farklı uygulama alanları ile daha popüler hale gelmiştir. Bunun yanında YEA

sistemlerinin üretilmesinde kullanılan elementlerin sahip olduğu özelliklerden faydalanılarak üstün özelliklere sahip yenilikçi malzeme gruplarının geliştirilmesi mümkündür. Tez konusu ile ilgili güncel literatür genel olarak ele alındığında, CoCrFeMnNi YEA'nın SLE yöntemi ile üretimini konu alan çalışmalarda genellikle mikroyapısal ve mekanik incelemeler üzerine yoğunlaşılması, Ti ilavesinin kaplama olarak uygulanması ve farklı lazer üretim parametrelerinin YEA bulk malzemelerin (numunelerin) tribolojik ve korozyon özellikleri üzerindeki etkilerinin bir bütün olarak ortaya konmaması literatürdeki eksiklikler olarak belirlenmiştir. Konu ile ilgili mevcut literatür çalışmalarında, oldukça kısıtlı olmakla birlikte CoCrFeMnNi YEA sisteminin SLE yöntemi ile üretildiği ve yapısal-mekanik özelliklerinin karakterize edildiği görülmektedir. Ancak yapılan bu çalışmalarda SLE üretim parametrelerinin sistematik olarak incelenmediği ve bu alaşım sistemine farklı oranlarda Ti ilavesi yapılarak SLE yöntemi ile üretilebilirliği, parametre optimizasyonu ve karakterizasyon çalışmalarının yapılmadığı tespit edilmiştir. Ayrıca SLE yöntemi ile gerçekleştirilen üretim işlemlerinde lazer enerji yoğunluğunu doğrudan etkileyen lazer gücü, tarama hızı, yana kayma mesafesi ve katman kalınlığı değerlerinin tek bir enerji yoğunluğu için sabit tutulduğu ve bu parametrelerin mikroyapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri üzerindeki etkilerinin sistematik olarak ortaya konmadığı görülmüştür. Dolayısıyla bu tez çalışmasında, lazer enerji yoğunluğunu etkileyen temel SLE üretim parametrelerinin YEA numunelerin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri üzerindeki etkilerinin incelenmesi hedeflenmiştir.

Toz yataklı eklemeli imalat sistemlerinde kullanılan tozların hem yüksek maliyetli olması hem de elde edilebilirliklerinin kısıtlı olması sebebiyle optimum lazer üretim parametrelerinin belirlenmesi çalışmaları, sistematik parametre azaltılması suretiyle toz sarfiyatını minimize edecek şekilde planlanmış ve ön alaşımlı CoCrFeMnNi YEA tozlarıyla SLE ile üretim çalışmaları bu doğrultuda yürütülmüştür. TM üretimlerinde ise, MA tekniğiyle yüksek saflıktaki Co-Cr-Fe-Mn-Ni tozları farklı öğütme sürelerinde öğütme işlemine tabi tutulmuş ve iki farklı presleme basıncında sıcak pres uygulanarak akabinde sinterlenmişlerdir. MA ile üretimi sağlanan bu toz alaşım gruplarının SLE ile üretilebilirliği de ayrıca denenmiştir. Her iki yöntemle de üretilen YEA'ların yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

3. MATERYAL ve YÖNTEM

3.1. Kullanılan Malzemeler

Tez konusu kapsamında deneysel çalışmalar için kullanılması planlanan Co, Cr, Fe, Mn, Ni, Ti saf tozları ve Argon gaz alımı ile ayrıca SLE üretimleri için CoCrFeMnNi ön alaşımlı ve küresel forma sahip toz malzemelerin ticari olarak temini sağlanmıştır (Çizelge 3.1). İlk etapta yüksek saflıktaki Co, Cr, Fe, Mn, Ni element tozları, TM üretimleri için ve ayrıca bu tozların SLE’de üretilebilirliklerinin test edilebilmesi amacıyla eşit oranlarda ve farklı sürelerde mekanik öğütme işlemine tabi tutulmuştur (Çizelge 3.2). Ancak öğütülen bu tozların SLE’de inşa platformuna serim işlemleri gerçekleştirilemediğinden, SLE üretimleri için ön alaşımlı ve küresel forma sahip toz malzeme kullanılmıştır. CoCrFeMnNi YEA numunelerin TM (Çizelge 3.3) ve SLE ile (Çizelge 3.6) üretimleri yapılmış ve tüm toz malzeme ve numunelerin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon analizleri gerçekleştirilmiştir. Bu iki imalat yöntemi kullanılarak üretilen numuneler kendi aralarında karşılaştırılmış ve optimum sonuçları sergileyenler belirlenmiştir. Zaman ve malzeme sarfiyatı dikkate alınarak bu doğrultuda en iyi performansı sergileyen numunelere (HEA-HP-8 ve YEA-1’den 0° inşa) farklı oranlarda saf Ti eklenerek ikinci ve üçüncü grup kategorisindeki numune üretimleri (Çizelge 3.5 ve 3.6) gerçekleştirilmiştir. Üretimleri yapılan bu her gruptaki numuneler içinde yukarıda belirtilen analizler ayrı ayrı gerçekleştirilmiştir.

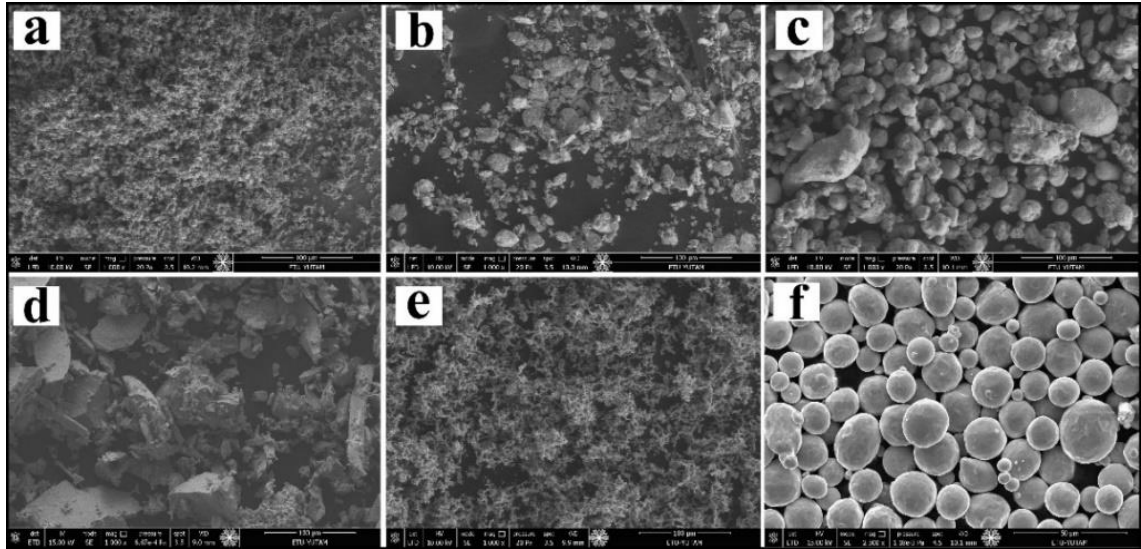
Çizelge 3.1. Deneysel çalışmalar için kullanılan malzeme listesi

Toz Malzeme	Sembol	Boyut (µm)	Saflık (%)	Yoğunluk (gr/cm ³)
Kobalt	Co	20-50	(>99,9)	8,90
Nikel	Ni	20-50	(>99,9)	8,90
Demir	Fe	20-50	(>99,9)	7,87
Krom	Cr	20-50	(>99,9)	7,19
Mangan	Mn	20-50	(>99,9)	7,43
Titanyum	Ti	20-50	(>99,9)	7,54
CoCrFeMnNi	YEA-1	20-30	(>99,9)	8,0-8,5

3.2. Toz Metalurjisi Üretim Süreci

3.2.1. Mekanik alaşımlama ile YEA tozlarının hazırlanması ve üretimi

Şekil 3.1’de mekanik öğütülmeye tabi tutulmamış ve başlangıçtaki ortalama partikül boyutu yaklaşık $<100\ \mu\text{m}$ değerlerinde olan yüksek saflıktaki Co, Cr, Fe, Mn, Ni, Ti ($>99\%$ ağırlık) tozların taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri verilmiştir. CoCrFeMnNi yüksek entropi alaşımını oluşturan bu tozlar, farklı öğütme sürelerinde tane inceltme ve homojenleştirme için her bir bileşenden eşit ağırlıkta eklenerek öğütülmüş ve mekanik olarak alaşımlandırılmıştır. Mekanik öğütme işlemleri için 60, 180, 300, 600, 720, 900 ve 1200 dakika süreleri öngörülmüştür. Ancak 600 dakika öğütme işleminden sonra toz yapısında aşırı derecede soğuk kaynak oluşumu (Şekil 3.2) gözlemlendiğinden dolayı bu öğütme işlem süresinin üzerine çıkılmamıştır. İlave olarak mekanik alaşımlamada 30 dakika öğütme süresi de prosese dahil edilmiştir.



Şekil 3.1. (a) Kobalt, (b) Krom, (c) Demir, (d) Mangan, (e) Nikel, (f) Titanyum tozlarının öğütme işlem öncesi SEM görüntüleri.

MA işlemi Retsch PM 100 marka öğütme cihazı ile 30, 60, 180 ve 300 dakikalık sürelerde gerçekleştirilmiştir. Öğütme hızı, bilye/toz oranı (BPR) ve proses kontrol maddesi (PCA) sırasıyla 400 d/dk., 10:1 ve ağırlıkça %2 olarak seçilmiştir. Öğütme ortamı olarak tungsten karbür (WC) öğütme kabı ve 10 mm çapında WC bilyeler kullanılmıştır. İşlem esnasında tozlarda fazla ısınma olmaması için 2 dakika öğütme ve 3 dakika bekleme şeklinde proses sürdürülmüştür. Tüm mekanik alaşımlama işlemlerinde

PCA olarak metanol kullanılmıştır. Bu kapsamda farklı sürelerde üretilen CoCrFeMnNi tozlarının üretim parametreleri ile kodları Çizelge 3.2’de verilmiştir. Bu süreçte farklı öğütme süreleri denenerek ideal toz boyut ve homojen karışım yapısı hedeflenmiştir.



Şekil 3.2. 600 dakika öğütme işleminden sonra elde edilen toz yapısı

Çizelge 3.2. CoCrFeMnNi tozlarının MA üretim parametreleri

Numune kodu	Öğütme hızı (d/dk.)	BPR	PCA (% ağı.)	Öğütme zamanı (dakika)
HEA-P-1	400	10:1	2	30
HEA-P-2				60
HEA-P-3				180
HEA-P-4				300

3.2.2. Toz metalurjisi ile CoCrFeMnNi YEA numunelerin üretimi

MA işleminden sonra, kompakt numunelerin her birinin üretimi için CoCrFeMnNi YEA alaşım tozları 15 mm çap ve 5 mm yüksekliğe sahip kalıplara doldurulmuş ve daha sonra sıcak presleme tekniğiyle üretimleri sağlanmıştır. Toz metalurjisi proses parametreleri Çizelge 3.3’de verilmiştir. CoCrFeMnNi numunelerinin yoğunlaştırılması için 600 °C sıcak preslemede 550 ve 650 MPa basınçlar kullanılmıştır. Kalıp üzerindeki sürtünmeyi azaltmak ve alaşım tozlarının kalıptaki akıcılığını artırmak için grafit yağlayıcı kullanılmıştır. Daha sonra tüm numuneler Ar atmosferinde 1000 °C sıcaklık ve 120 dakika bekleme süresi boyunca sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Çizelge 3.3’de sunulan numune gruplarına ait tüm üretimler ve deneysel çalışmalar tamamlandıktan sonra en iyi sonuçları sunan HEA-HP-8 numune tozlarına farklı

3. MATERYAL ve YÖNTEM

oranlarda saf Ti tozu eklenerek (Çizelge 3.4) öğütme işlemine tabi tutulmuş ve Çizelge 3.5'te verilen parametreler ile numune üretimleri yapılmıştır.

Çizelge 3.3. CoCrFeMnNi YEA numunelerin üretim işlem parametreleri

Numune Kodu	Basınç (MPa)	Öğütme Süresi (Dakika)	Sıcak Presleme Sıcaklığı (°C)	Sıcak Presleme Süresi (Dakika)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (Dakika)
HEA-HP-1	550	30	600	120	1000	120
HEA-HP-2		60				
HEA-HP-3		180				
HEA-HP-4		300				
HEA-HP-5	650	30				
HEA-HP-6		60				
HEA-HP-7		180				
HEA-HP-8		300				

Çizelge 3.4. CoCrFeMnNiTi_x tozlarının üretim parametreleri

Toz kodu	Öğütme hızı (d/dk.)	BPR	PCA (% ağı.)	Öğütme zamanı (dakika)
HEA-P-4	400	10:1	2	300
HEA-P-5				
HEA-P-6				

Çizelge 3.5. CoCrFeMnNiTi_x YEA numunelerin üretim işlem parametreleri

Numune Kodu	Basınç (MPa)	Öğütme Süresi (Dakika)	Sıcak Presleme Sıcaklığı (°C)	Sıcak Presleme Süresi (Dakika)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (Dakika)
HEA-HP-8	650	300	600	120	1000	120
HEA-HP-9						
HEA-HP-10						

3.3. Eklemeli İmalat Süreci

3.3.1. SLE üretim parametrelerinin belirlenmesi

Eklemeli imalat sürecinde tüm deney numuneleri ETÜ-YÜTAM bünyesinde bulunan Concept Laser MLab R SLE cihazı ile farklı üretim parametreleri kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.3). SLE cihazı, maksimum 100 W lazer gücünde olup, 80x80x90 mm ebatlarında inşa platformuna sahiptir. Çalışma kapsamında gerçekleştirilen tüm üretim işlemleri esnasında oksijenin yapıya girmesinin neden olacağı olumsuzlukları minimize etmek için Ar koruyucu gaz atmosferinde üretimler gerçekleştirilmiştir. Üretimlerde sürekli lazer vuruş modu kullanılmıştır. Üretim gerçekleştirilirken oksijen miktarı %0,2'nin altında tutulmuştur. Eklemeli imalat cihazları, kullandıkları ürün/model datası olarak başlangıçta STL dosyasının ön programlar ile işlenerek üretim için gereken destek yapılarının planlanması ve cihazın üretimde kullanacağı katman bilgilerinin oluşturulmasına ihtiyaç duymaktadır. Bu kapsamda SolidWorks programından sağlanan STL dosya formatları AutoFab programı yardımıyla SLE cihazı için hazırlanmıştır.



Şekil 3.3. Üretimlerde kullanılan SLE cihazı (Concept Laser MLab R)

SLE ile üretilen alaşım tozların bileşimleri Çizelge 3.6’da verilmiştir. Üretilecek parçaya destek sağlaması ve numunelerin üretim tablasına yapışmasını engellemek için numunelere destek yapıları eklenmiştir. SLE numunelerin üretimi öncesinde optimum üretim parametrelerini belirlemek amacıyla öncelikle YEA-1 bileşimine sahip tozlardan döküm yöntemiyle parametre çalışma numuneleri üretilmiştir. Lazer tarama hızı (200 mm/s’den başlayıp 2000 mm/s’ye kadar 200 artışla) ve lazer gücü (20 W’den başlayıp 100 W’ye kadar 20 artışla) değiştirilerek farklı parametrelerde oluşturulan eriyik havuzu geometrisinin incelenmesi için döküm ile üretilen CoCrFeMnNi alaşım numuneler üzerine tekli lazer vuruşları yapılmıştır. İlk olarak lazer izlerinin yüzey morfolojileri optik mikroskopla incelenmiştir. Sonrasında numuneler, lazer izlerine dik gelecek şekilde ortadan kesilmiş ve bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler metalografik parlatma aşamalarından geçirilmiş ve kesit görüntüleri optik mikroskop ile incelenmiştir. Kesit görüntüleri yardımıyla eriyik havuzlarının genişlik (A) ve derinlikleri (B) ölçülerek $R=A/2B$ oranları (aspect ratio) hesaplanmıştır. R oranının 1’e en yakın olduğu lazer gücü ve tarama hızları kullanılarak kontur (single-wall) numuneleri üretilmiştir. Üretilen bu numuneler arasında herhangi bir boğum yapısının olmadığı en homojen duvar yapısını sağlayan lazer güçleri ve tarama hızları belirlenmiştir.

Çizelge 3.6. Eklemeli imalat için kullanılan YEA tozunun bileşimi (Ağ.%)

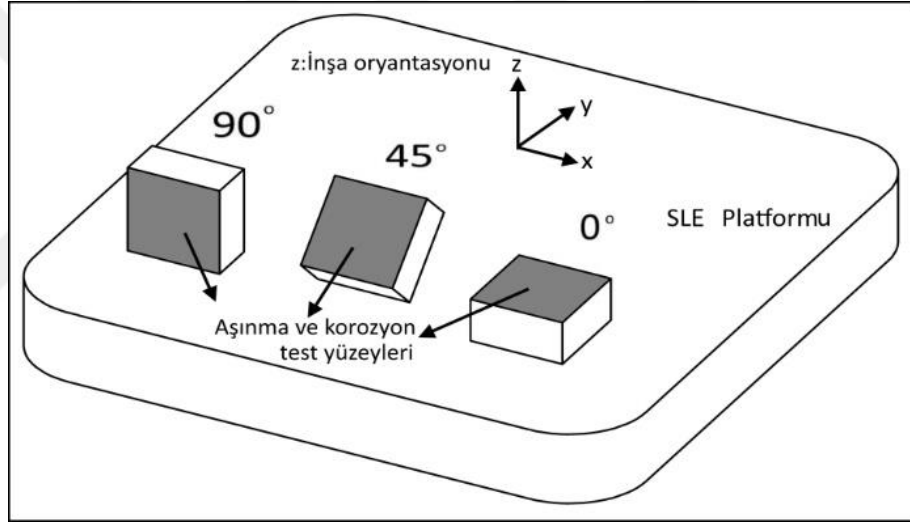
Numune kodu	Element					
	Co	Cr	Fe	Mn	Ni	Ti
YEA-1	20	20	20	20	20	-
YEA-2	19,4	19,4	19,4	19,4	19,4	3
YEA-3	19	19	19	19	19	5

Sistematik olarak parametre azaltılması yolu ile SLE üretim parametrelerinin optimize edilmeye çalışıldığı bu tez çalışmasında, lazer gücü ve tarama hızı değerleri belirlendikten sonra optimum yana kayma değeri belirlenmeye çalışılmıştır. Yana kayma miktarının doluluk oranı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisini incelemek için, farklı yana kayma miktarlarında 6 mm çap ve 4 mm yükseklik ölçülerinde silindirik numuneler üretilmiştir. Belirlenen duvar kalınlığı değerine göre yana kayma miktarı %30-90 aralığında %10 artımla uygulanmıştır. Farklı yana kayma miktarları ile üretilen numunelerden en yüksek doluluk oranı değerini sağlayan parametreler için çekme

numuneleri üretilmiştir. Üretilen çekme numuneleri ASTM E8 standardına göre boyutlandırılmıştır.

3.3.2. SLE numunelerin üretimi

Çekme testleri sonucunda en üstün mekanik özellikleri sunan parametre seti ile YEA-1 alaşımından 10x10x5 mm boyutlarında prizmatik mikroyapı, aşınma ve korozyon test numuneleri üç farklı inşa oryantasyonu kullanılarak (0° , 45° ve 90°) üretilmiştir (Şekil 3.4). Bu şekilde farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin bağıl yoğunluk, mikroyapı, mekanik özellikler, aşınma ve korozyon özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir.



Şekil 3.4. SLE üretim oryantasyonu

Ti ilavesiz YEA-1 grubuna ait tüm üretimler ve deneysel çalışmalar tamamlandıktan sonra diğer grup çalışmaları için YEA-1 alaşım ve saf Ti tozu karıştırılmıştır. Karışım işlemleri KTÜ-MMML bünyesinde bulunan sarmal karıştırıcı cihazında gerçekleştirilmiştir. YEA-2 tozunu elde etmek için YEA-1 alaşım tozu, ilave edilen %3 miktarındaki saf Ti tozu ile birlikte 4 saat karıştırma işlemine tabi tutulmuştur. Bu gruba ait tüm üretimler ve deneysel çalışmalar da tamamlandıktan sonra, YEA-3 tozunu elde etmek için YEA-2 karışım tozlarına ilave fark Ti tozu eklenerek aynı şartlarda karıştırma işlemleri tamamlanmıştır.

3.4. Toz ve Numunelerin Karakterizasyon Çalışmaları

MA ile üretilen tozların partikül boyutu ölçüm analizi ve partikül boyut dağılımı ölçümleri Malvern- Mastersizer Hydro 2000 cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Partikül boyut aralığı belirleme deneylerinde çözelti olarak saf su kullanılmıştır. Ölçümler, 5 dakika ultrasonik karıştırma süresinden sonra ve 4 ölçüm tekrarının ortalaması alınarak yapılmıştır. Ayrıca partikül boyut aralığı belirleme deneylerinde kullanılan karıştırma hızı 3000 d/dk. olarak seçilmiştir. Toz malzemelerin karakterizasyonu için enerji dağılımlı X-ışını spektropisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) cihazları kullanılmıştır. Toz ve bulk/kompakt numuneler için XRD ölçümleri GNR Explorer X-Ray Diffraction cihazı ve 1,5405 °Å dalga boyuna sahip Cu-K α anot X-ışını kaynağı kullanılarak yapılmıştır. Ölçümler, 20°- 90° aralığında simetrik tarama konfigürasyonu ile saniyede 0,05° adımlarla elde edilmiştir. XRD verileri Match yazılımındaki JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards) kartları ile analiz edilmiş ve faz içerikleri belirlenerek literatür verileri ile karşılaştırılmıştır.

Toz malzemelerin incelenmesi ve kompakt/bulk numunelerin mikroyapı, aşınma izi ve korozyon görüntülerinin alınması için FEI Quanta-FEG 250 ve ZEISS Sigma 300 marka taramalı elektron mikroskopları (SEM) kullanılmıştır. SLE yöntemi ile oluşturulan eriyik havuzu görüntüleri Carl Zeiss Scope A1 marka optik mikroskop cihazı kullanılarak alınmıştır. Ayrıca doluluk oranlarının belirlenebilmesi için optik mikroskopta alınan kesit görüntüleri ZEISS ZEN 3.7 yazılımı ile işlenerek görüntü analizi yapılmıştır. Metalografik işlemler, 180-1500 aralığında sulu zımparalar kullanarak zımparalama, sonrasında 1 μ m'lik alümina süspansiyonu kullanarak parlatma ve son olarak etil alkol ile yıkama ve kurutma işlemleri şeklinde gerçekleştirilmiştir. Üretilen numunelerin mikroyapı incelemeleri için 1:1:1 oranında HCl, HNO₃ ve distile su solüsyonunda dağlama işlemi yapılmıştır.

Numunelerin aşınma deneyleri Bruker – UMT markalı tribometre test cihazı ile yapılmıştır. Viewer yazılımı kullanılarak test numunelerinin sürtünme katsayısı grafikleri elde edilmiştir. Aşınma testleri her numune için üç kez tekrarlanmış ve aşınma oranları aşağıdaki formülle hesaplanmıştır. SHIMADZU HMVG20 markalı mikro sertlik cihazı ile numunelerin sertlikleri ölçülmüştür. Ölçümler, Vickers yöntemi ile 100 gr yük altında

10 saniye bekleme süresi ile numune yüzeylerinin farklı bölgelerinden en az 10 ölçüm alınarak gerçekleştirilmiştir. MA ile elde edilen alaşım tozlarının oksidasyon davranışlarının belirlenmesi için Termogravimetrik analiz PerkinElmer TGA 4000 termogravimetrik analiz (TGA) cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Farklı öğütme sürelerinde MA yöntemiyle öğütme işlemlerine tabi tutulan (Çizelge 3.2) alaşım tozlarının termogravimetrik analizleri 30 °C'den 750 °C'ye kadar ve Ti ilaveli (Çizelge 3.4) alaşım tozlarının termogravimetrik analizleri 30 °C'den 850 °C'ye kadar 20 °C/dk. ısıtma hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

$$\text{Aşınma Oranı} \left(\frac{\text{mm}^3}{\text{Nm}} \right) = \frac{\text{Aşınma hacmi (mm}^3\text{)}}{\text{Aşınma mesafesi (m) x Uygulanan yük (N)}} \quad (3.1)$$

Çizelge 3.7. Aşınma test parametreleri

Deney parametreleri	Değerler
Test türü	İleri – Geri (Reciprocating)
Uygulanan yük (N)	3-5
Aşınma stroğu (mm)	4
Aşındırma hızı (mm/s)	8
Aşındırma süresi (s)	2100-3600
Karşı bilye malzemesi	Al ₂ O ₃
Sıcaklık (°C)	Oda sıcaklığı (23±2)
Ortam	Kuru şartlar

Aşınma deneyleri sonrası numunelerin aşınma hacimlerinin ve üretim sonrası yüzey pürüzlülüğü değerlerinin belirlenmesi için Bruker Contour GT markalı 3D profilometre cihazı kullanılmıştır. Vision64 yazılımı aracılığıyla her bir aşınma izinden ortalama 10 ölçüm alınarak belirlenen aşınma izi kesit alanı her bir iz uzunluğu ile çarpılarak aşınma hacimleri elde edilmiştir. Ayrıca test numunelerinin yüzeylerinin 3 farklı yerinden alınan görüntüler ile ortalama yüzey pürüzlülük değerleri hesaplanmıştır.

Korozyon testleri 25°C oda sıcaklığında ve ağırlıkça %3,5 NaCl çözeltisinde gerçekleştirilmiştir. Tüm numunelerin korozyon performansı potansiyodinamik polarizasyon ile ölçülmüştür. Korozyon numuneleri metalografik parlatma aşamalarından

geçirildikten sonra teste hazır hale getirilmiştir. Numunelerin korozyon özellikleri Gamry Serisi G750 potansiyostat/galvanostat cihazı ile ölçülmüştür ve korozyon test sonuçlarının veri analizleri Gamry Echem Analyst yazılımı ile değerlendirilmiştir.

Polarizasyon eğrileri oluşturmak için standart üç elektrot sistemini oluşturan bir korozyon hücre ile donatılmış elektrokimyasal iş istasyonunda gerçekleştirilmiştir. Bu doğrultuda referans elektrot (RE) olarak Ag/AgCl, çalışma elektrotları olarak korozyon numuneleri ve karşıt elektrot (CE) olarak grafit elektrot kullanılmıştır. SLE ile farklı inşaa oryantasyonlarında (0°, 45° ve 90°) üretilen test numunelerinin yüzeyi izole bant ile kaplanmış ve yüzey alanı 1 cm² boyutuna düşürülmüştür. Polarizasyon ölçümlerinden önce, sabit durum potansiyelini sağlamak için açık devre potansiyeli (OCP) ölçülmüştür. Potansiyodinamik polarizasyon eğrileri YEA-1 (0°, 45° ve 90°) numuneleri için -500 ile 2000 mV potansiyel aralığında 1 mV/s'lik tarama hızlarında elde edilmiştir. Ti ilaveli tüm TM numuneleri ve SLE numuneleri de aynı şartlarda korozyon testlerine tabi tutulmuştur. Elektrokimyasal ölçüm ve testlerin ardından korozyona uğrayan tüm numunelerin morfolojik yapısı SEM ile incelenmiştir.

4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

Toz metalurjisi/MA yöntemiyle sabit sıcaklıkta (600 °C) iki farklı sıcak presleme basıncına tabi tutulan ve farklı öğütme sürelerinde üretilen CoCrFeMnNi YEA'nın yapısal özellikleri ve aşınma davranışı üzerindeki etkisi incelenmiş olup deneysel çalışmalar yapılarak karakterize edilmiştir. Çalışmalara ait bulgular alt başlıklar halinde sunulmuştur. Bu numuneler arasında en iyi deneysel sonuçları sergileyen HEA-HP-8 numunelerine yüksek saflıkta %3 (HEA-HP-9) ile %5 (HEA-HP-10) oranlarında Ti ilavesi yapılmış ve bu numunelerin yapısal, tribolojik ve korozyon testleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, MA yöntemiyle farklı öğütme sürelerine tabi tutularak elde edilen CoCrFeMnNi YEA tozları SLE üretim süreci içinde kullanılması planlanmıştır. Ancak SLE ile imalat sürecinde bu tozların serim işlemlerinde yaşanan zorluklardan dolayı üretim yapılamamıştır. Konuyla ilgili yapılan çalışmaların detayları aşağıda alt başlıklarda sunulmuştur.

Eklemeli imalat için, küresel formda ön alaşımlı ve eşmolar CoCrFeMnNi yüksek entropi alaşım toz malzemesi kullanılmıştır. SLE üretiminde optimum parametrelerin belirlenmesi amacıyla ilk etapta CoCrFeMnNi alaşımı için deneysel çalışmalar gerçekleştirilmiş ve optimum parametreler belirlendikten sonra YEA-1 alaşımından farklı inşa oryantasyonlarında numuneler üretilmiştir. Bu numuneler üzerinde yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerinin belirlenmesi amacıyla deneysel çalışmalar detaylı şekilde yürütülmüştür. En iyi performansı sergileyen 0° inşa oryantasyon numunesinin alaşım tozlarına farklı oranlarda yüksek saflıkta %3 Ti (YEA-2) ve %5 Ti (YEA-3) ilaveleriyle üretilen yeni YEA numunelerin deneysel çalışmaları sürdürülmüştür. Bu doğrultuda YEA-1 bileşimi için SLE yönteminde optimum üretim parametrelerinin belirlenmesi, mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerinin karakterize edilmesi kapsamında yapılan çalışmalara ait bulgular; kullanılan tozun karakterizasyonu, üretim parametrelerinin belirlenmesi ve bu parametrelere göre mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerin incelenmesi alt başlıklar halinde sunulmuştur. Ayrıca YEA-2 ve YEA-3 bileşimindeki numuneler için de tüm deneysel çalışmaların verileri elde edilerek yapı-özellik ilişkileri yorumlanmıştır. SLE yöntemi ile gerçekleştirilen üretim işlemlerinde çok sayıda üretim parametresi sürece dahil olduğu için, optimum üretim parametreleri belirlenirken sistematik olarak parametrelerin azaltılması suretiyle malzeme ve zaman tasarrufu sağlanmaya çalışılmıştır.

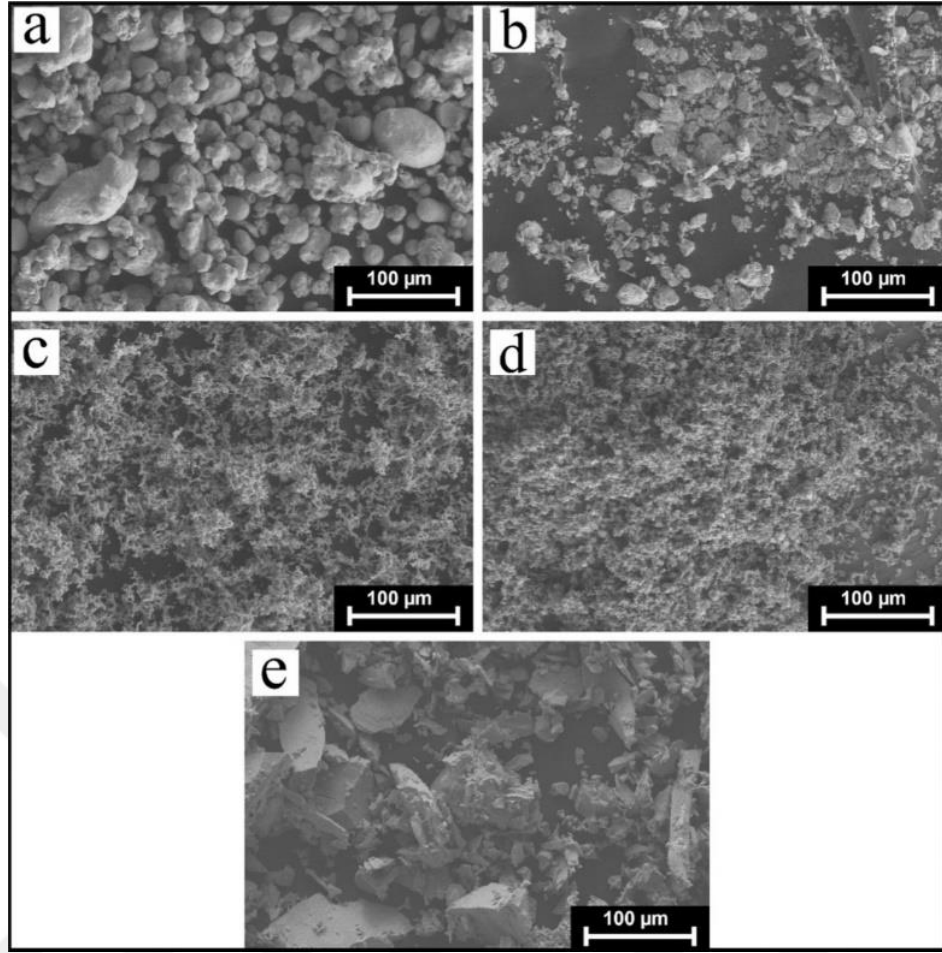
4.1. Toz Metalurjisi / Mekanik Alaşımlama Süreci

4.1.1. CoCrFeMnNi YEA'nın toz morfolojisi

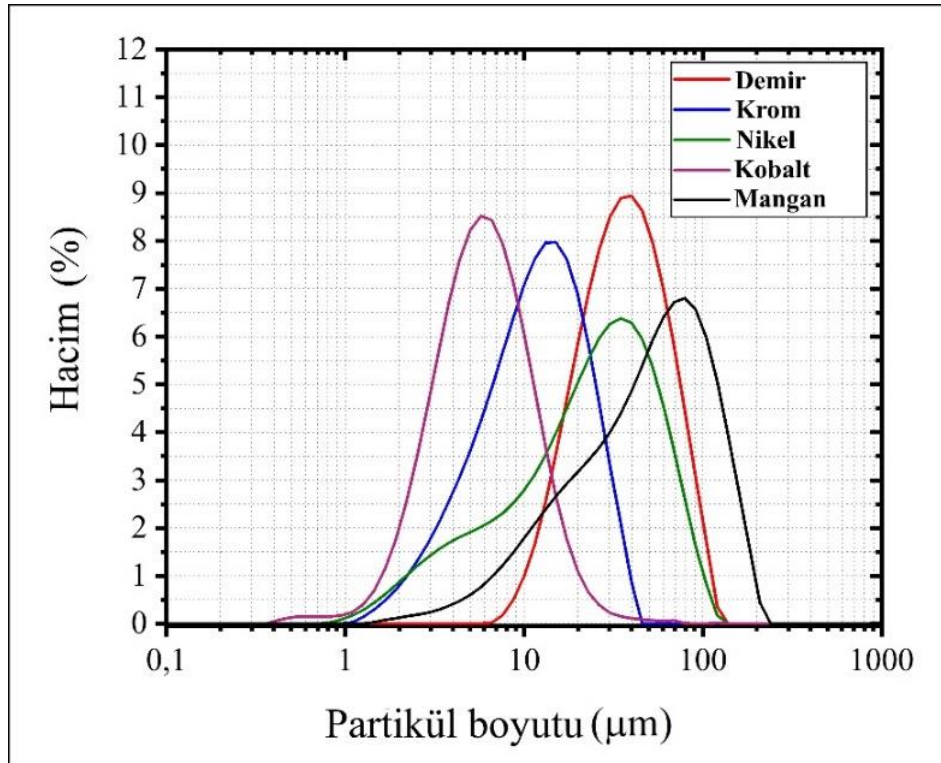
YEA'ların üretimi için kullanılan parçacıkların (Fe, Cr, Ni, Co, Mn) ilk morfoloji görüntüleri Şekil 4.1a-e'de gösterilmektedir. Şekil 4.1a'da, Fe parçacıklarının başlangıç morfolojisi nispeten küreseldir. Şekil 4.1a, toz kütleğinde boyutları 10 ile 80 μm arasında değişen Fe tozları olduğunu göstermektedir. Cr parçacıklarının morfolojisi ise düzensiz olup, toz kütlesi 5 ile 30 μm arasında değişen parçacık boyutlarına sahiptir (Şekil 4.1b). Ni parçacıklarının SEM görüntüsü Şekil 4.1c'de gösterilmiş olup, partiküller dendritik benzeri bir morfolojiye ve 5 ile 90 μm arasında değişen bir parçacık boyutu aralığına sahiptir. SEM görüntüsünde (Şekil 4.1c) görüldüğü gibi, Ni partikülleri ince partiküller gibi görünmektedir ancak partikül boyutu dağılım grafiğine (Şekil 4.2) göre bazı farklılıklar vardır. Bu durum Ni'nin dendritik morfolojisi ile açıklanabilir. Dendritik morfolojide bir gövde ve gövdeye bağlı farklı uzunluklarda dallar vardır. Bu durum partikül boyutu analizinde geniş bir parçacık boyutu dağılımına yol açmaktadır. Çünkü partikülün uzunluk, genişlik ve kalınlık eksenini boyunca farklı boyutlara sahip olması muhtemeldir. Buna ek olarak, Ni tozlarının ilginç bir özelliği de topaklanma eğilimleridir. Şekil 4.1d ve 4.1e sırasıyla Co ve Mn parçacıklarının morfolojisini göstermektedir. Şekil 4.1d'de görülebileceği gibi, Co partikülleri düzensiz morfolojiye sahiptir ve partikül boyutu dağılımının nispeten dar olduğu belirlenmiştir. Mn tozlarının partikül morfolojisi ise düzensiz ve keskin kenarlı partiküller olarak belirlenmiştir (Şekil 4.1e). Ayrıca, Mn parçacıklarının partikül boyutu dağılımı yaklaşık 10 ile 120 μm arasında değişmektedir. Partikül boyutu dağılım eğrileri incelendiğinde (Şekil 4.2), SEM görüntüleri ile uyumlu olduğu tespit edilmiştir. Başlangıç partiküllerinin (Fe, Cr, Ni, Co, Mn) ortalama partikül boyutu Çizelge 4.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 4.1. Başlangıç partiküllerinin ortalama partikül boyutu

Element	Ortalama partikül boyutu (μm)
Fe	38,52
Mn	56,62
Cr	12,54
Ni	26,04
Co	6,36



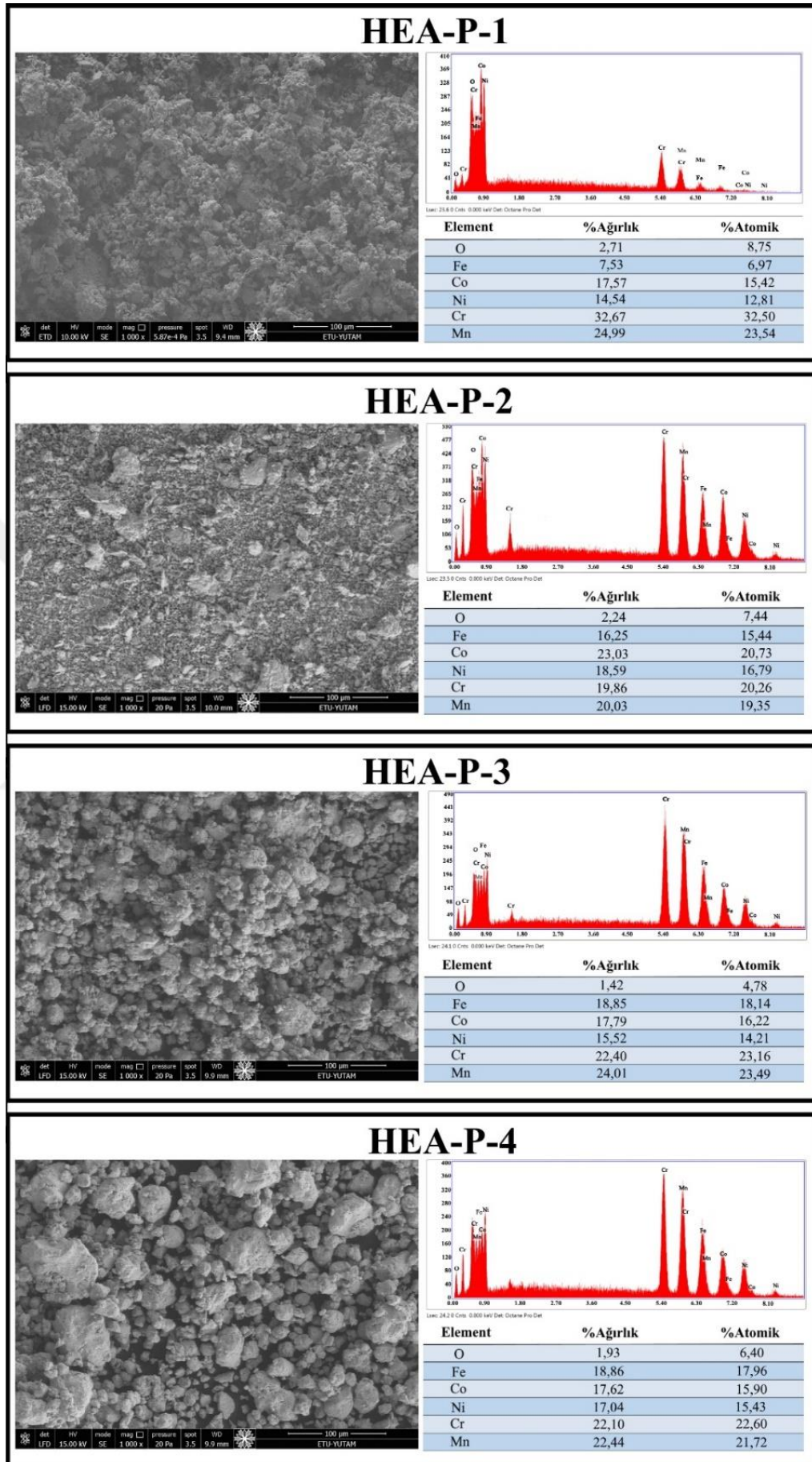
Şekil 4.1. Başlangıç tozların SEM görüntüleri; (a) Fe, (b) Cr, (c) Ni, (d) Co, (e) Mn



Şekil 4.2. Başlangıç toz malzemelerin partikül boyut dağılım eğrileri

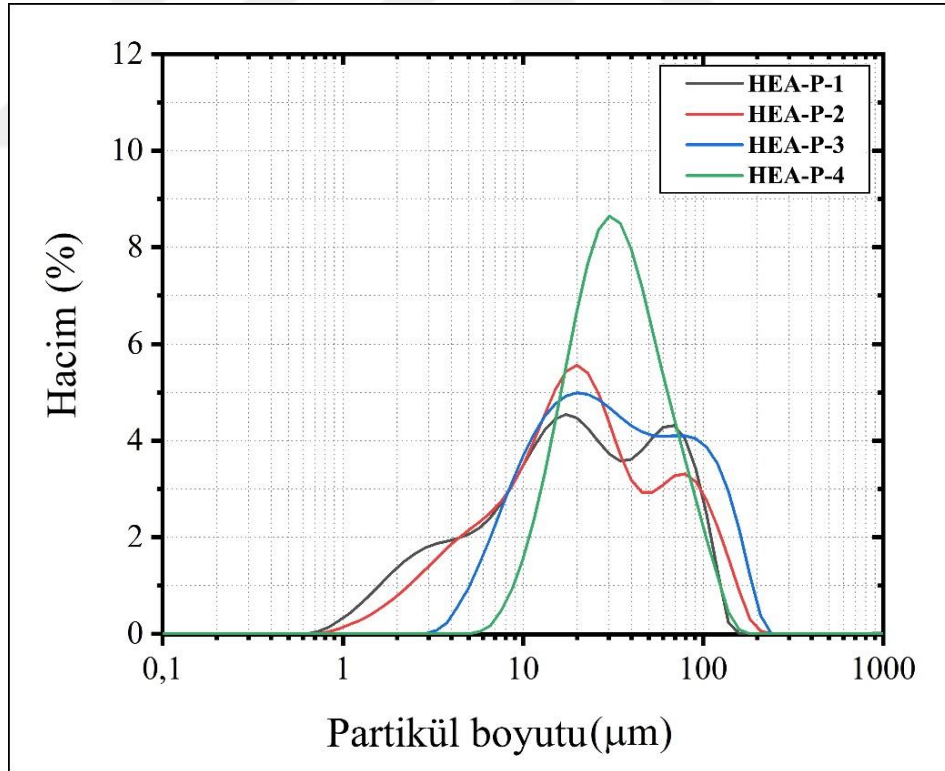
Farklı öğütme süreleri kullanılarak üretilen YEA partiküllerinin morfolojik görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 4.3'te verilmiştir. Şekil 4.3'te görüldüğü gibi, bilyeli öğütme işlemi parçacık morfolojisini doğrudan etkilemektedir (Chakraborty et al. 2019; Bor et al. 2021). MA işlemi bilyeli öğütme ortamında gerçekleştiği için 30 dakikalık öğütme sonrasında partikül morfolojileri değişmeye ve beş farklı alaşım elementi birbirleriyle kompozit oluşturmaya başlamaktadır. Öğütmenin 30 ve 300 dakika süreleri sonrasında görüldüğü üzere artan öğütme süresiyle birlikte parçacık morfolojisinin giderek farklılaştığı ve farklı morfolojilere sahip parçacıkların bilye-toz-bilye deformasyonu nedeniyle tek bir morfolojiye sahip bütünlüklü bir parçacık oluşturmaya başladığı anlaşılmaktadır. Bu durum, soğuk kaynak ve kırılma gibi mekanizmaları içeren mekanik alaşımlama sürecinden kaynaklanmaktadır (Suryanarayana et al. 2001).

Öğütme işleminin 60 dakika sürmesinden sonra gözlemlenen en önemli sonuç, tüm tozların ezilmesi ve bunun sonucunda çok ince YEA alaşım tozlarının elde edilmesidir. Nispeten kısa bir öğütme işlemi (60 dakika) sonucunda ince YEA tozlarının elde edilmesinin iki temel nedeni vardır. Bunlardan ilki, sıvı proses kontrol ajanı kullanılarak kısa öğütme sürelerinde gözlemlenen olağanüstü kırılma davranışdır (Canakci et al. 2014). İkinci neden, sert parçacıkların kırılana kadar kesme etkisiyle öğütme işlemine katkıda bulunmasıdır (Varol and Canakci 2013; Varol et al. 2018). Ayrıca 60 dakikalık öğütme sonunda toz kütlesi içinde az miktarda pul benzeri YEA tozları gözlemlenmektedir. Soğuk kaynak, mekanik alaşımlama işlemlerinde deformasyon mekanizmasının neden olduğu bir olgudur. Bilyeler, öğütme kabı ve partiküller arasında meydana gelen deformasyon mekanizmaları soğuk kaynak, kırılma, aglomerasyon ve düzleşme gibi birçok farklı olaya neden olabilmektedir. Soğuk kaynak mekanizmasının gerçekleşebilmesi için metal-metal temasının olması önemlidir. Bu nedenle, kırılmadan sonra yüzeydeki olası oksit tabakalarından temizlenmiş metallerde soğuk kaynak oluşma olasılığı daha yüksektir. Ayrıca mekanik alaşımlama sırasında faz dönüşümü nedeniyle yeni fazlar oluşmakta ve bu da atomik bağları artırarak soğuk kaynak olasılığını artırmaktadır (Gilman and Benjamin 1983).



Şekil 4.3. Farklı öğütme sürelerinde üretilen tozların SEM ve EDS analizi

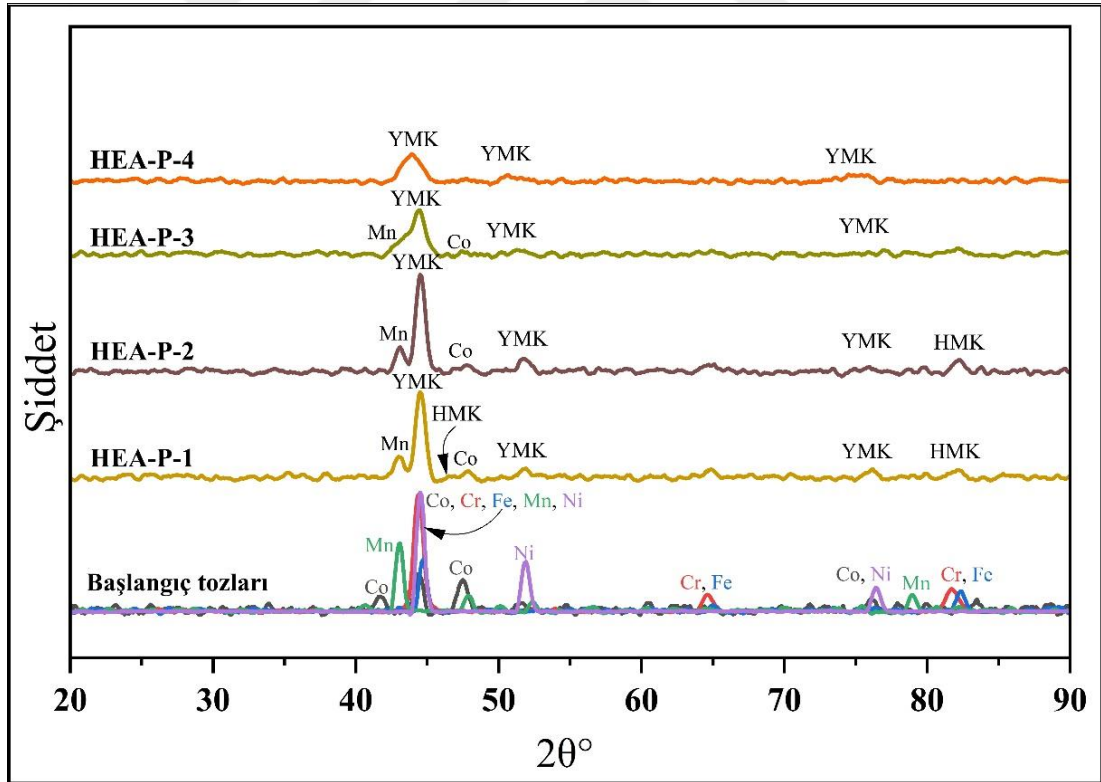
180 ve 300 dakikalık öğütmenin sonunda, soğuk kaynak işlemi yeniden etkinleşmiştir. Bu sonuç, mekanik alaşımlama sırasında tozlar kritik deformasyon seviyesine ulaşana kadar tekrarlanan kırılma-soğuk kaynak döngüsüne atfedilebilir. Buna ek olarak, deformasyon nedeniyle artan sıcaklık, partiküllerin kümelenmesine neden olabilmektedir. 300 dakika öğütmeden sonra elde edilen tozlarda daha yoğun bir soğuk kaynak gözlemlenmektedir. Dolayısıyla 300 dakika öğütme sonrası elde edilen toz boyutları daha yüksektir. EDS spektrum sonuçları incelendiğinde mekanik alaşımlama ile üretilen tüm CoCrFeMnNi YEA tozlarının nano kristallerinin bileşimlerinde homojen bir yapı sergiledikleri görülmektedir. YEA bileşimini oluşturan alaşım tozlarının homojen dağılımı öğütme süresi açısından büyük bir kazançtır. Daha uzun öğütme süreleri (180-300 dakika) dikkate alındığında benzer karışım oranına sahip olduğu görülmektedir. Mekanik alaşımlama sonrası elde edilen YEA tozlarının partikül boyut dağılım eğrileri Şekil 4.4'te gösterilmiştir. Şekil 4.4'te görüldüğü gibi, 300 dakikalık öğütme sonrasında elde edilen partikül boyutu nispeten dar bir dağılım aralığına sahip ve tek tepelidir.



Şekil 4.4. Farklı öğütme sürelerinde üretilen tozların partikül boyut dağılım grafiği

MA işlemine tabi tutulmayan tozların (elde edildiği haliyle) ve eşit ağırlıkta karıştırılarak farklı öğütme sürelerinde elde edilen CoCrFeMnNi alaşım tozlarının XRD grafikleri Şekil 4.5'te gösterilmiştir. Bu grafikte Co, Cr, Fe, Mn ve Ni tozları farklı renkler

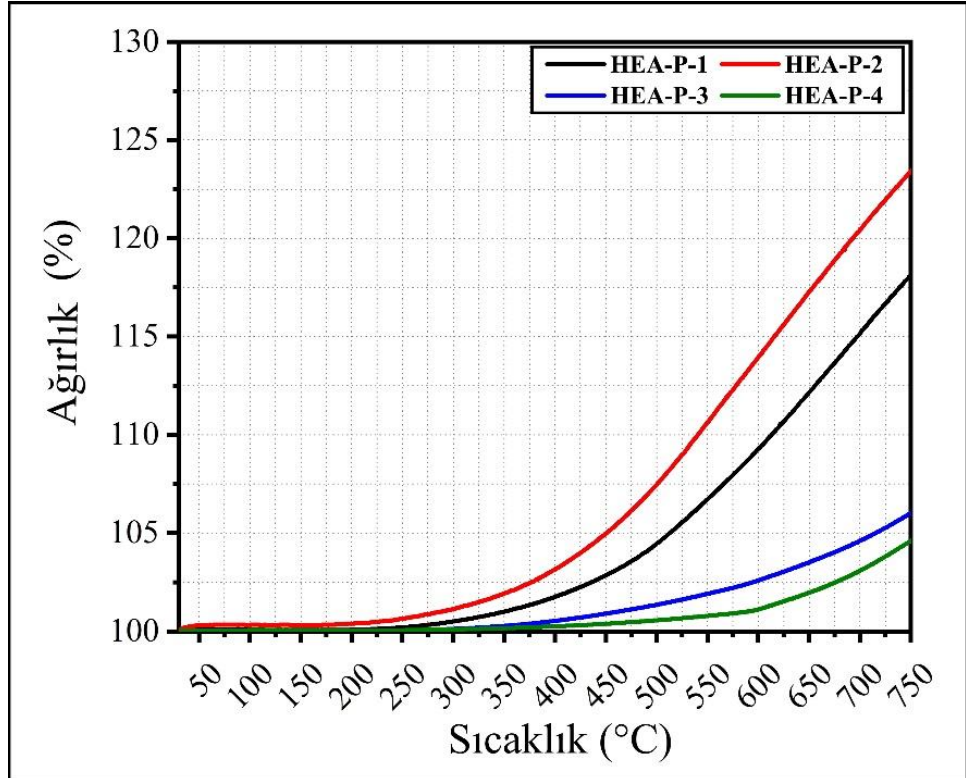
ile işaretlenmiştir. YMK ve HMK fazlarının yoğunluğu öğütme süresine paralel olarak artmaktadır. CoCrFeMnNi alaşımının mekanik alaşımlama süresi Fe-Cr bakımından zengin HMK fazına, Ni ise YMK fazına karşılık gelmektedir. Öğütme süresi arttıkça, Fe-Cr'ye karşılık gelen HMK piklerinin azaldığı ve Ni esaslı YMK matrisinde çözünmeye devam ettiği görülmektedir. Mekanik alaşım tozlarının oldukça aktif olması, yüksek yoğunluklu dislokasyonlar ve çok sayıda nanokristal ile büyük miktarda enerji depolanabilmesi mümkündür; bu da faz dönüşümü için gereken aktivasyon enerjisini büyük ölçüde azaltmış ve böylece HMK fazının bir YMK matris fazına dönüşmesine yol açmıştır (Suryanarayana 2001; Cheng et al. 2018). 180 dakikalık mekanik alaşımlamadan sonra, tek fazlı bir YMK faz yapısı elde edilmiştir. Mn ve Co element pikleri sırasıyla 30, 60 ve 180 dakikaya kadar gözlenmiş olup, bu pikler öğütme süresinin artmasıyla azalmaya devam etmiştir. Co, mekanik alaşımlamadan sonra tamamen çözünen son elementtir. YMK faz yoğunluğu (kristal yapı şiddeti), öğütme süresinin artmasıyla artmıştır ve 300 dakikalık öğütme sonrasında ana faz haline gelmiştir (HEA-P-4).



Şekil 4.5. MA ile üretilen CoCrFeMnNi tozların XRD sonuçları

Farklı öğütme sürelerinde hazırlanan CoCrFeMnNi YEA tozlarının TGA sonuçları Şekil 4.6'da gösterilmiştir. Şekil 4.6 incelendiğinde, artan öğütme süresi ile oksidasyon direncinin arttığı tespit edilmiştir. Sadece 30 dakika (ağırlıkça yaklaşık %18

kütle değişimi) ve 60 dakika (ağırlıkça yaklaşık %24 kütle değişimi) alaşımlama karşılaştırıldığında, 30 dakika öğütmeden sonra elde edilen partiküllerin oksidasyon direncinin daha yüksek olduğu görülmektedir (HEA-P-1). 30 ve 60 dakikalık öğütme sürelerinde alaşım sisteminin henüz tam oluşmaması ve HEA-P-2 için öğütmede elde edilen partiküllerin boyutlarının küçük olmasının oksidasyon direncinin düşmesine neden olduğu düşünülmektedir. Ancak artan öğütme süresiyle birlikte yüksek YEA sistemi oluşmaya başladığından kütle artışının önemli ölçüde azaldığı ve dolayısıyla oksidasyon direncinin arttığı görülmektedir. YEA faz yapısının oluşmasıyla (HEA-P-3 ve HEA-P-4) oksidasyon direncinde belirgin bir artış gözlenmiştir. Bu durum YEA'nın yüksek sıcaklıklardaki kararlılığını ve üstün özelliklerini doğrulamaktadır. Artan öğütme süresiyle birlikte beş farklı metal toz yapısından YEA toz yapısına geçiş sağlandığı ve oksidasyon direncinin arttığı anlaşılmaktadır. YEA'ların yüksek oksidasyon direncine sahip olmaları yüksek sıcaklık uygulamaları için alternatif malzemeler olabileceklerini göstermektedir (Ostovari Moghaddam et al. 2021). Sonuç olarak, 180 dakika öğütme süresi (HEA-P-3 / kütle değişimi yaklaşık ağırlıkça %7) ve 300 dakika öğütme süresi ile üretilen (HEA-P-4 / kütle değişimi yaklaşık ağırlıkça %5) CoCrFeMnNi YEA tozlarının daha az öğütme sürelerinde üretilen partiküllere kıyasla daha yüksek oksidasyon direncine sahip olduğu tespit edilmiştir (Şekil 4.6).



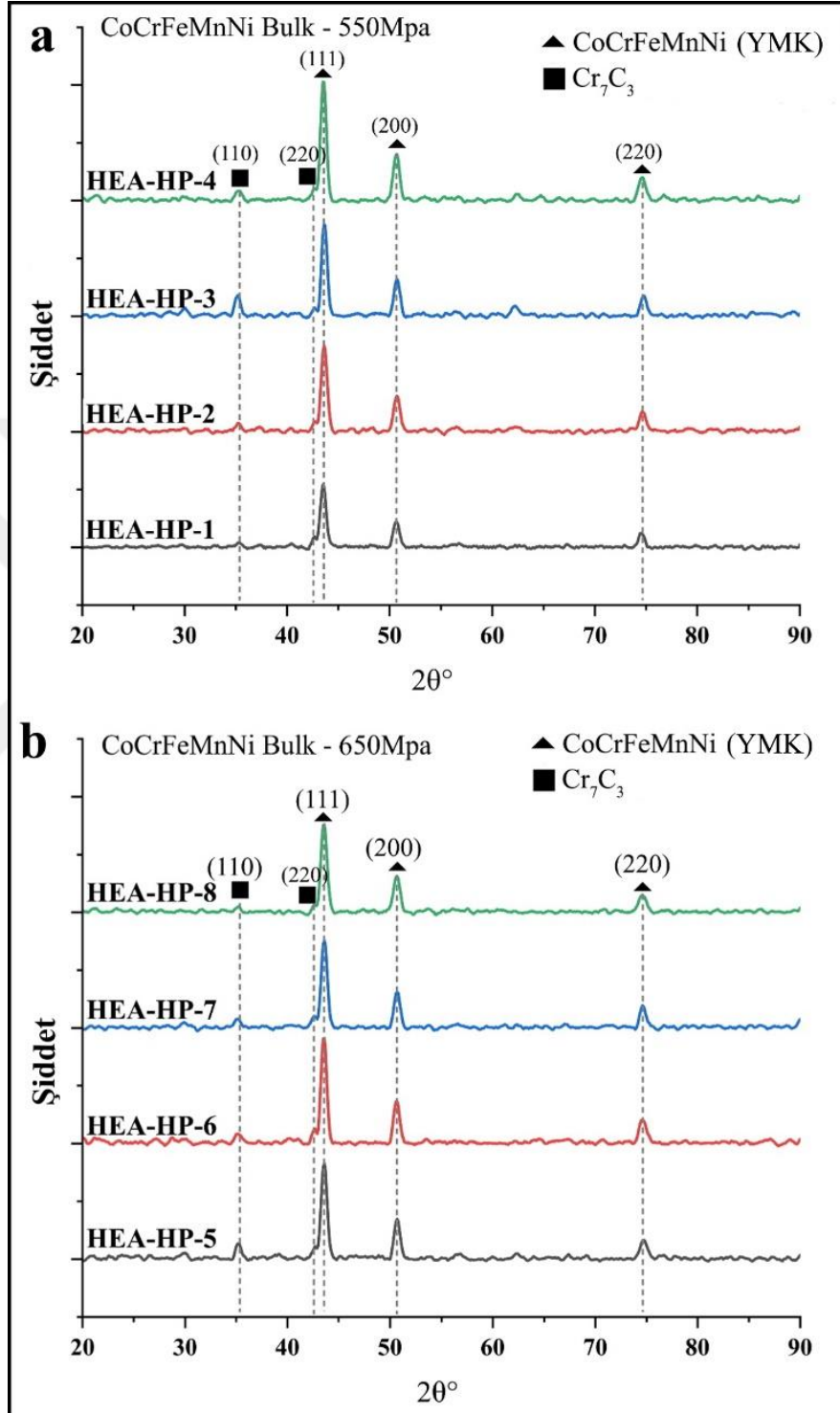
Şekil 4.6. Farklı öğütme sürelerinde tozların TGA sonuçları

4.1.2. CoCrFeMnNi YEA numunelerinin yapısal ve mekanik özellikleri

Farklı presleme basınçlarında üretilen CoCrFeMnNi YEA bulk/kompakt numunelerin XRD grafikleri Şekil 4.7’de sunulmaktadır. Grafik incelendiğinde sıcak presleme basıncının değişmesiyle XRD piklerinde önemli bir değişiklik gözlenmemiştir. Sinterlemeye tabi tutulan numune gruplarının tamamında YMK yapısına sahip CoCrFeMnNi pikleri baskın olarak gözlenmektedir. Sinterleme sırasında Cr_7C_3 oluşumu da meydana gelmiştir. CoCrFeMnNi YEA’ların sinterlenmesi ve ısıtılmasından sonra Cr_7C_3 fazı oluşumu oldukça yaygındır (Laurent-Brocq et al. 2019; Xing et al. 2023). Ancak Cr_7C_3 oluşumu çok az miktarda olması yapının mekanik ve kimyasal özelliklerine etkisinin çok düşük olduğu düşünülmektedir. Burada C kontaminasyonunun, sıcak presleme sırasında kalıp iç duvarlarındaki sürtünmeyi azaltmak için kullanılan grafit yağlayıcıdan kaynaklandığı düşünülmektedir. Sinterleme işlemi sırasında termal aktivasyonla iç gerilimlerin serbest bırakılması nedeniyle (Joo et al. 2017), işlemden sonra pik yoğunluğunda bir artış gözlenmektedir. Aynı zamanda, sinterleme işleminden sonra hiçbir safsızlık fazına rastlanmamıştır.

Şekil 4.8 ve 4.9, sabit sıcaklıkta, iki farklı basınç altında ve farklı öğütme sürelerinde üretilen CoCrFeMnNi YEA’ların mikroyapı görüntülerini göstermektedir. Tüm mikroyapı görüntülerinde taneler ve tane sınırları belirgin bir şekilde görülmektedir. 550 MPa’da preslenen numunede oldukça belirgin olan tane sınırlarındaki gözenekler, numuneyi sıkıştırma/presleme için basıncın yetersiz olduğunu ortaya koymaktadır. Bu boşluk ve gözeneklerin varlığının, uygulanan presleme basıncının yanı sıra öğütme sürelerinden de etkilendiği göz ardı edilmemelidir. Öğütme süresi arttıkça yoğunluk artmasına rağmen, Şekil 4.8c’deki gözenek benzeri yapıların varlığı iki nedene bağlanabilir. Öncelikle 30 ve 60 dakikalık öğütme ile elde edilen tozlar kullanılarak üretilen numunelerin mikroyapıları incelendiğinde iyi derecede yoğunlaşmanın olduğu görülmektedir. Toz boyutu dağılım grafiğinden (Şekil 4.4), toz boyutunun bu iki öğütme süresinde iki modlu bir dağılım gösterdiği anlaşılmaktadır. Toz kütlesi içerisinde dağılmış iki toz boyutunun varlığının yoğunlaştırma sırasında gözenekliliğin kapatılmasında etkili rol oynadığı gözlemlenmiştir. 180 ve 300 dakika öğütülen tozlar kullanılarak üretilen numunelerin mikroyapısı 30 ve 60 dakika öğütülen tozlardan farklıdır. Dikkat edilirse bimodal dağılım 180 dakikalık öğütme süresinden sonra bozulmaya başlamıştır (Şekil

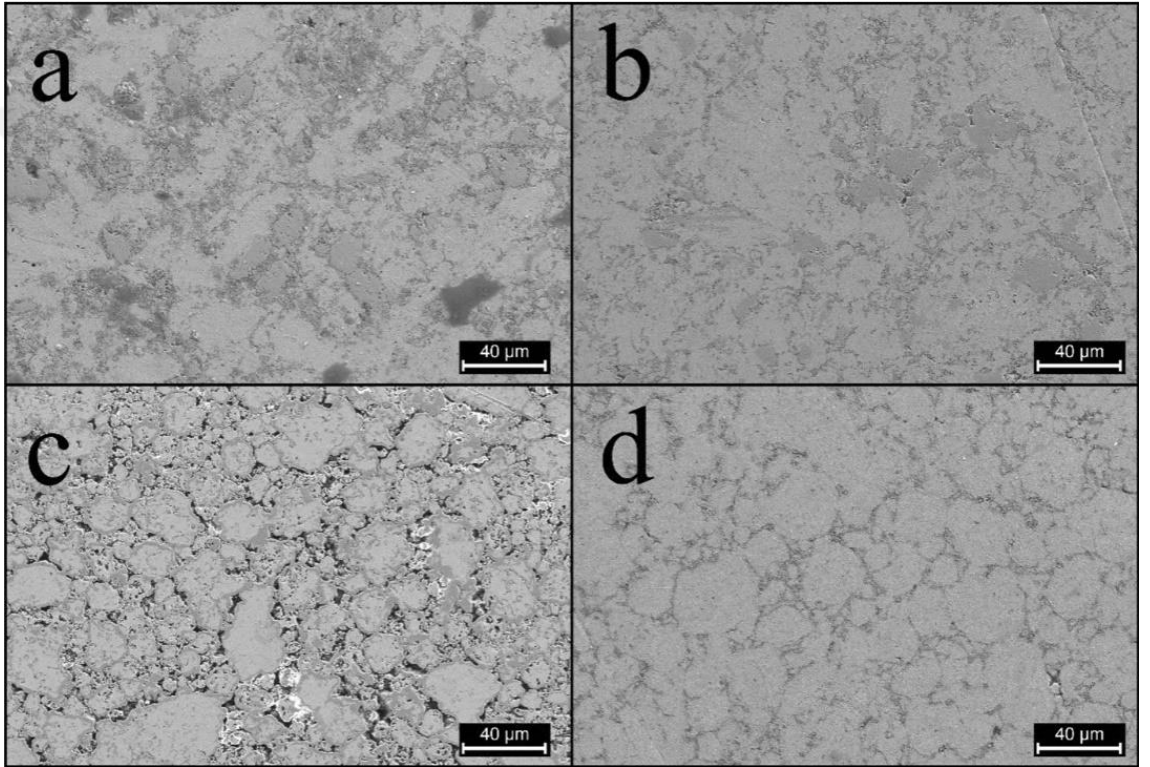
4.4). Ancak yapısında ortalama parçacık boyutundan sapan az miktarda toz bulunmaktadır. Bu aşamada soğuk kaynak daha hakimdir.



Şekil 4.7. CoCrFeMnNi YEA numunelerin XRD desenleri; (a) 550 MPa’da sıcak presleme ve 1000 °C sinterleme, (b) 650 MPa’da sıcak presleme ve 1000 °C sinterleme.

Şekil 4.8c’de görüldüğü gibi soğuk kaynaklı tozlar boyut olarak daha büyüktür ve mikroyapıda mevcuttur. Bu büyük tozların arasına başka tozlar da girerek soğuk kaynaklı

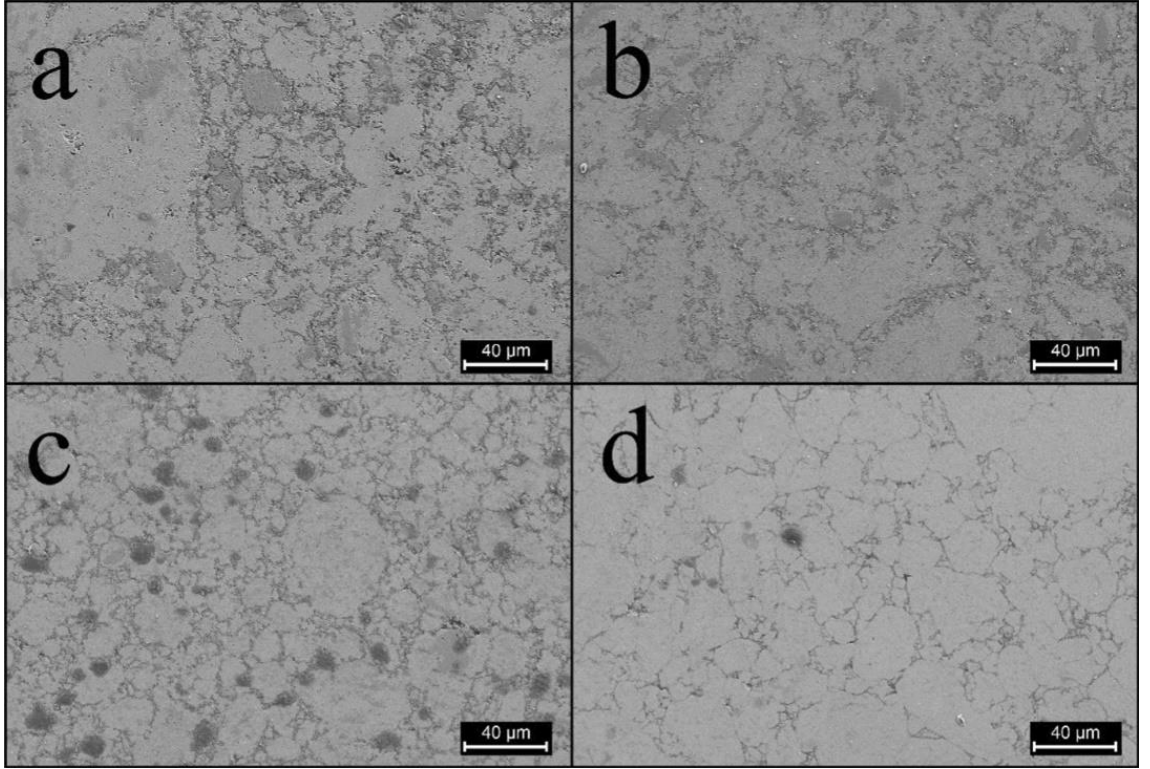
yapının tane sınırı temasını engellemektedir. Öğütme süresi arttıkça yoğunluğun artmasına rağmen, Şekil 4.8c’de görüldüğü gibi mikroyapıdaki gözenek benzeri yapıların varlığının nedeninin bu olduğu düşünülmektedir. İkinci olarak aşırı aşındırma da bu durumun sebebi olabilir. Şekil 4.8d’de 300 dakikalık öğütme sonucunda tozların tamamı soğuk kaynaklanmış ve yarım küre morfolojisine dönüşmüştür. Böylece Şekil 4.8d’de görüldüğü gibi homojen tane boyutuna sahip, gözenekliliği olmayan bir yapı elde edilmiştir. Bu durum 650 MPa basınca uygulanan numunelerde de benzer şekilde görülmektedir.



Şekil 4.8. 550 MPa’da sıcak preslenmiş numunelerin mikroyapı görüntüleri; (a) HEA-HP-1, (b) HEA-HP-2, (c) HEA-HP-3, (d) HEA-HP-4.

Şekil 4.9’da görüldüğü gibi sinterleme sıcaklığı sabit kalmasına rağmen ön işlem pozisyonunda sıcak presleme basıncının artması numunelerin yoğunlaşmasına önemli ölçüde katkıda bulunmuş ve gözenek miktarı büyük ölçüde azalmıştır. Sıcak presleme basıncının bu olumlu etkisi nedeniyle Şekil 4.8’de görülen tane sınırları arasındaki gözeneklerin Şekil 4.9’da tamamen ortadan kalktığı tespit edilmiştir. Bu durum, Şekil 4.8c ve 4.9c’deki mikroyapı görüntülerinde görüldüğü gibi 180 dakikalık öğütme süreleriyle elde edilen numunelerde açıkça görülmektedir. Şekil 4.8 ve 4.9’daki mikroyapı görüntülerinden elde edilen bir diğer önemli sonuç ise en iyi homojen toz

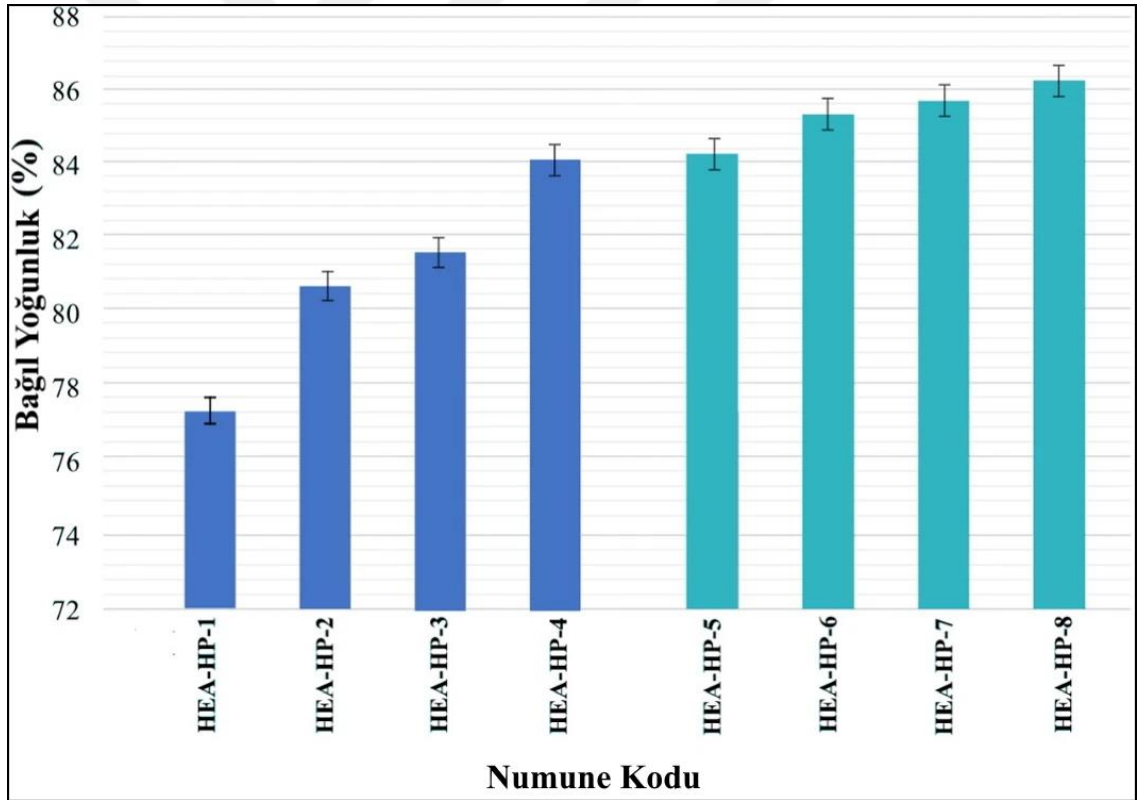
boyutunun elde edildiği 300 dakikalık öğütme işlemine tabi tutulan tozların sıcak preslenmesi ile elde edilen mikroyapıların aynı zamanda en homojen mikroyapılar olduğudur (HEA-HP-4 ve HEA-HP-8). Sonuç olarak, öğütme süresinin artırılmasıyla uygulanan sıcak presleme ve akabinde sinterleme ile birlikte CoCrFeMnNi YEA için yüksek homojenliğe ve düşük gözenek miktarına sahip mikroyapılar elde edilmiştir.



Şekil 4.9. 650 MPa’da sıcak preslenmiş numunelerin mikroyapı görüntüleri; (a) HEA-HP-5, (b) HEA-HP-6, (c) HEA-HP-7, (d) HEA-HP-8.

Farklı öğütme süreleri ve sıcak presleme basınçları ile üretilen bulk/kompakt numunelerdeki bağıl yoğunluk değişimleri Şekil 4.10’da sunulmaktadır. Şekil 4.10 incelendiğinde, basınç ve öğütme süresinin artmasıyla numunelerdeki yoğunluğun arttığı gözlemlenmiştir. 300 dakika öğütme ve 650 MPa basınçta üretilen numunenin (HEA-HP-8) %86,29 en yüksek bağıl yoğunluğa sahip olduğu, 30 dakika öğütme ve 550 MPa basınçta üretilen numunenin (HEA-HP-1) ise %77,34 ile en düşük bağıl yoğunluğu gösterdiği tespit edilmiştir. 550 MPa basınçta gerçekleştirilen sıcak presleme işleminde öğütme süresi 30 dakikadan 300 dakikaya çıktığında bağıl yoğunluk %8,6 artış göstermiştir. Bu durum 650 MPa basınçta gerçekleştirilen sıcak presleme işleminde daha düşüktür ve öğütme süresi 30 dakikadan 300 dakika süreye arttığında bağıl yoğunluk %2,5 oranında artmıştır.

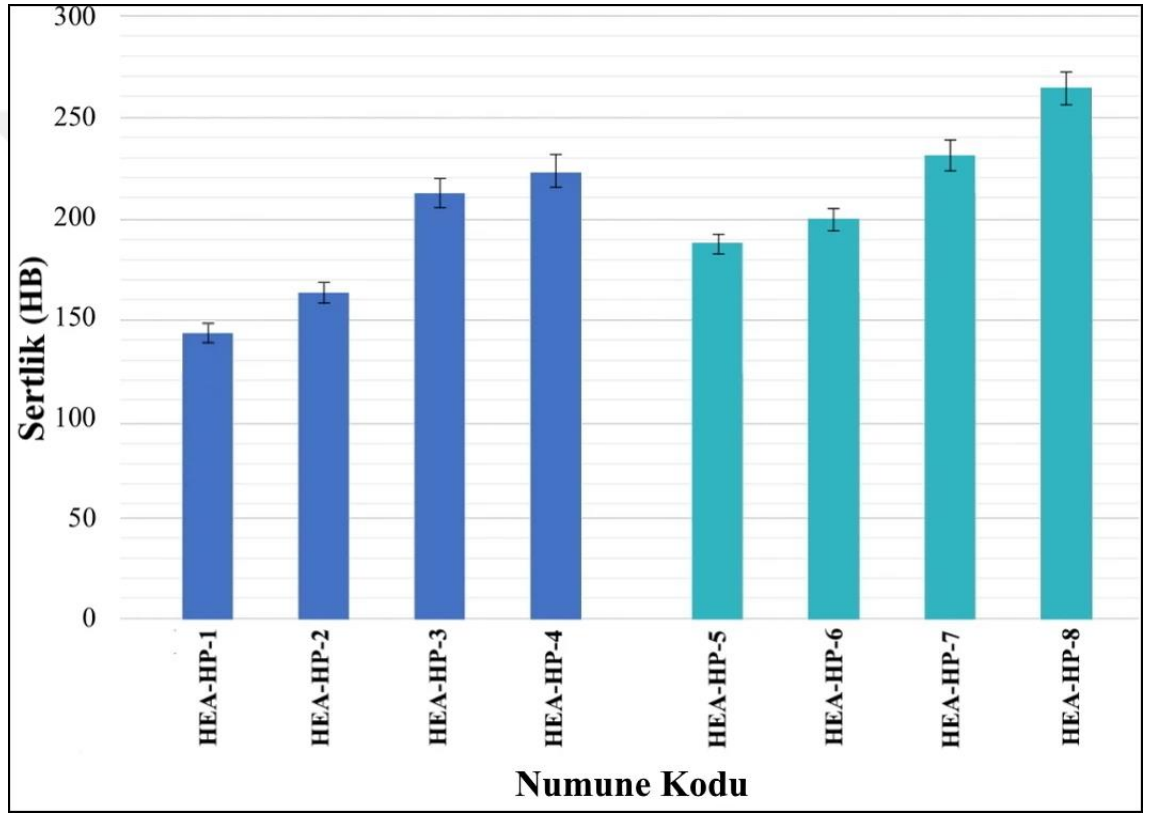
Yoğunlaştırma işlemi sırasında uygulanan yüksek basıncın etkisi ile tozlar boşluklara itilir ve boşlukları doldurularak yoğunluk artırılır. Yapılan testler sonucunda 650 MPa sıkıştırma basıncına sahip numunelerin yoğunluğunun 550 MPa sıkıştırma basıncına sahip numunelere göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Öğütme süresinin artmasıyla birlikte gözlemlenen morfolojik değişiklikler, kırılma ve soğuk kaynak olaylarının toz kütlelerinin yoğunlaşma davranışını değiştirdiğine dikkat edilmelidir. Burada artan öğütme süresi doğrultusunda daha yüksek yoğunluk değerlerinin toz kütlesi içinde soğuk kaynaklı tozların ve kırılmış tozların varlığına bağlanabilir. Öğütme süresinin artmasıyla birlikte toz kütlesi içindeki küçük boyutlu toz miktarı artmakta ve bu da presleme sırasında küçük boyutlu parçacıkların gözeneklerinin kolaylıkla doldurulmasını sağlamaktadır. Yoğunluk değerleri, öğütme süresinin artmasının yanı sıra sıcak presleme basıncının artmasıyla da önemli oranda bir artış göstermektedir.



Şekil 4.10. TM ile üretilen CoCrFeMnNi YEA numunelerinin bağıl yoğunlukları

CoCrFeMnNi YEA numunelerin sertlik değerleri Şekil 4.11’de verilmiştir. Şekil 4.11 incelendiğinde en yüksek yoğunluğa sahip numunelerin aynı zamanda en yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu dikkat çekmektedir. En yüksek sertlik değeri 263,8 Brinell sertlik (HB) olarak ölçülmüştür ve bu sertlik değeri 300 dakika öğütülmüş tozların 650 MPa’da sıcak preslenmesi ve ardından 1000 °C’de 2 saat sinterlenmesi ile üretilen

numunelerde (HEA-HP-8) elde edilmiştir. Buna karşılık en düşük sertlik değeri 144 HB olarak ölçülmüş ve bu sertlik değeri 30 dakika öğütülmüş tozların 550 MPa'da sıcak preslenmesi ve ardından 1000 °C'de 2 saat sinterlenmesi ile üretilen numunelerde (HEA-HP-1) elde edilmiştir. 550 MPa basınçta gerçekleştirilen sıcak presleme işleminde öğütme süresi 30 dakikadan 300 dakikaya çıktığında sertlik değerleri yaklaşık %55 oranında artış göstermiştir. 650 MPa basınçta yapılan sıcak presleme işleminde bu durum daha düşük olup, öğütme süresi 30 dakikadan 300 dakikaya çıktığında numunelerin sertlik değerinde yaklaşık %40 oranında bir iyileşme sergilemiştir.



Şekil 4.11. TM ile üretilen CoCrFeMnNi YEA numunelerinin sertlik değerleri

Mikroyapı görüntüleri, bağıl yoğunluk ve sertlik değerleri bir bütün olarak incelendiğinde daha yoğun numunelerin daha düzenli ve daha homojen bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Artan sıcak presleme basıncı daha yoğun bir yapı oluşturmuş ve daha yüksek sertlik değerleri sağlamıştır. Bu gözlem, bağıl yoğunluk ile sertlik arasında doğrudan bir ilişki olduğunu açıkça göstermektedir. Ayrıca Cr elementinin karbür oluşturma eğilimi yüksektir. Öğütme süresi ilerledikçe özellikle 300 dakika öğütme periyodunda yapıda Cr_7C_3 fazı gözlemlenmiştir. Sinterleme sonrasında yapıda oluşan Cr_7C_3 fazındaki artış da numunelerin sertliğini artıran bir diğer faktördür.

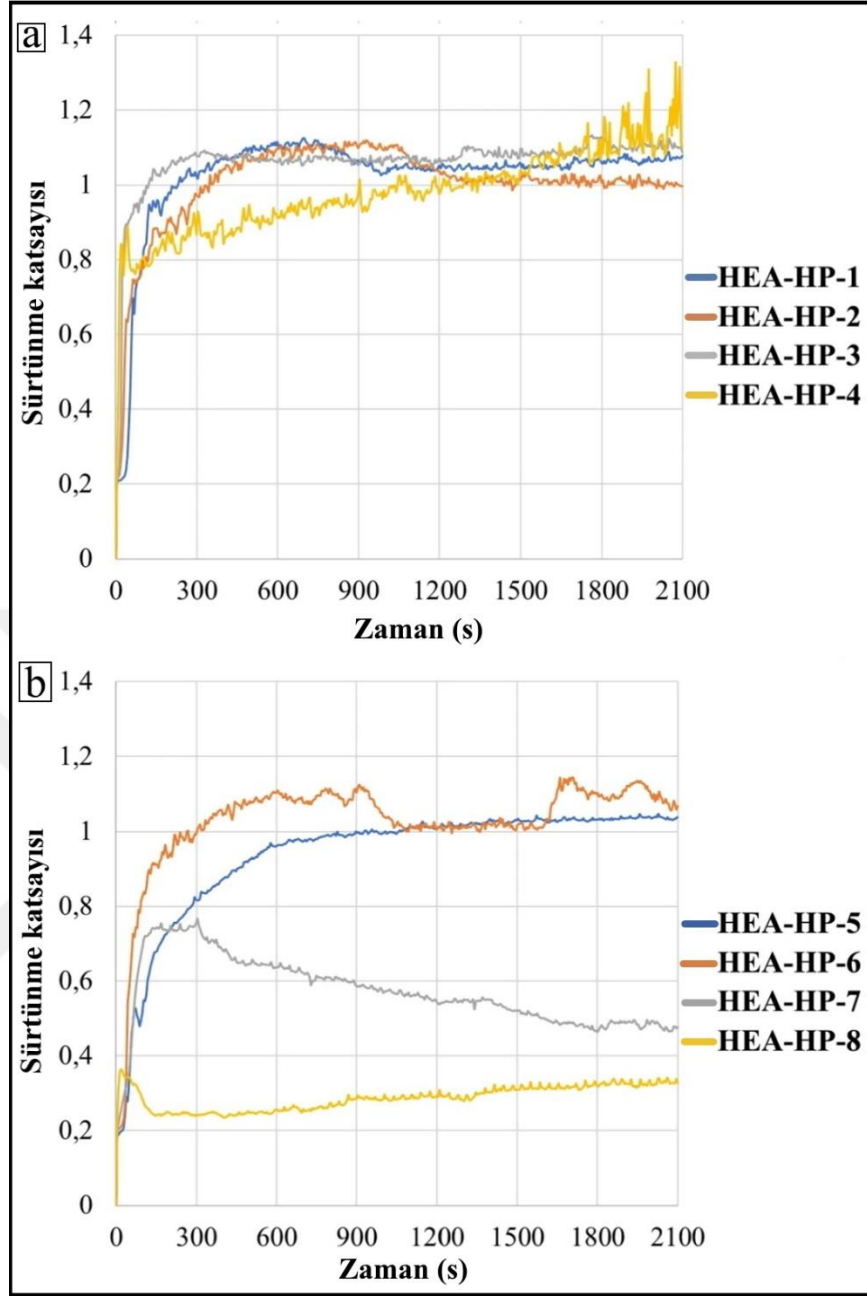
4.1.3. Tribolojik özellikler

CoCrFeMnNi YEA numunelerin sürtünme katsayısı (COF) sonuçları Şekil 4.12’de, numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri (Ra) ise Çizelge 4.2’de verilmiştir. Presleme basıncı ve öğütme süresi arttıkça yüzey pürüzlülük değerinin azaldığı görülmektedir. Bu durum, tane boyutunun küçülmesine ve homojen parçacık boyut dağılımına atfedilebilir.

Çizelge 4.2. TM ile üretilen YEA numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri

Numuneler	Ra (µm)
HEA-HP-1	0,57
HEA-HP-1	0, 39
HEA-HP-3	0,35
HEA-HP-4	0,21
HEA-HP-5	0,55
HEA-HP-6	0,46
HEA-HP-7	0,38
HEA-HP-8	0,22

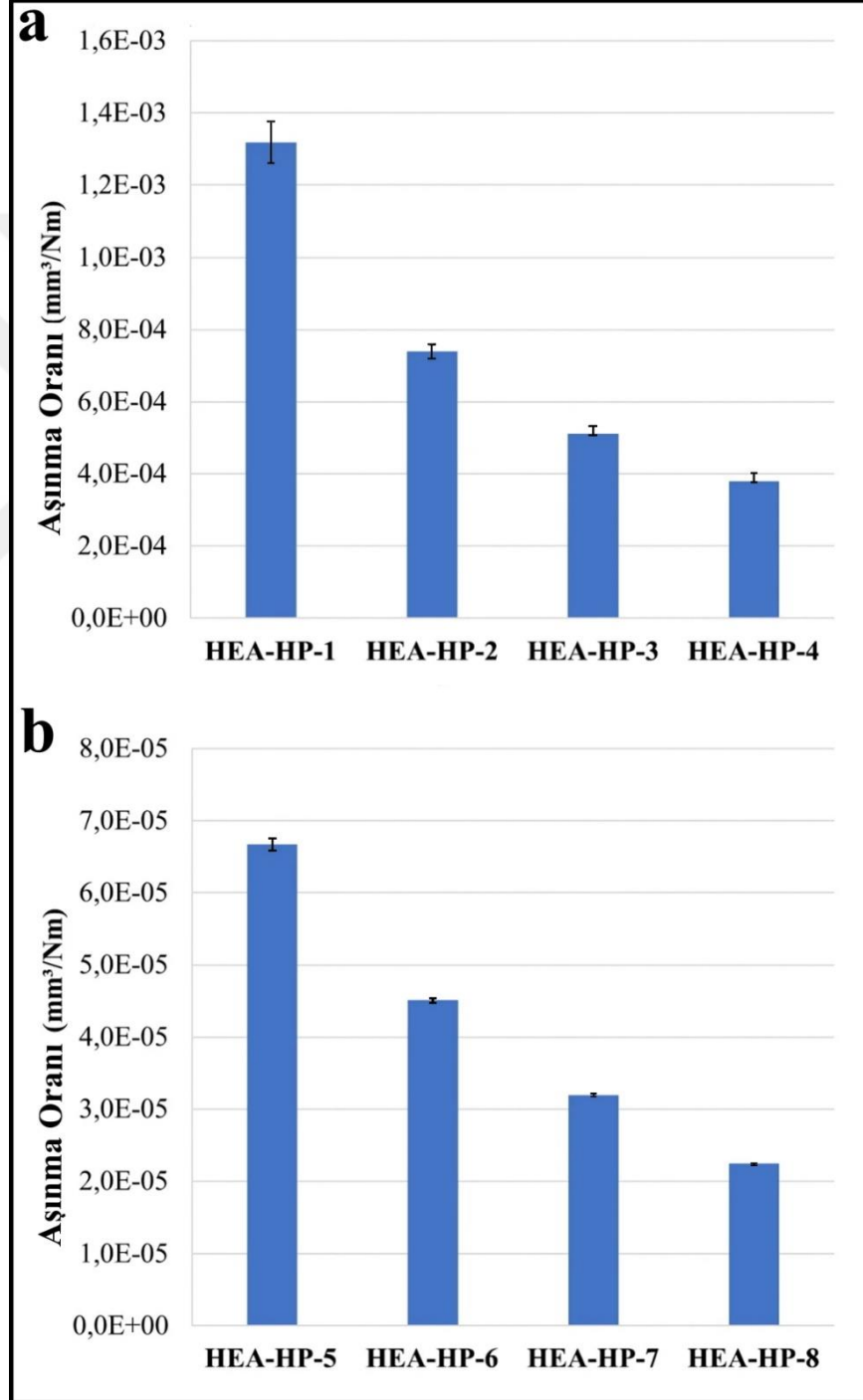
Yüzey pürüzlülük değerlerinin alaşımın aşınma performansı üzerindeki etkisini ortadan kaldırmak amacıyla aşınma testleri öncesinde tüm numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri yaklaşık 0,05 µm olacak şekilde eşitlenmiştir. Şekil 4.12’de ortalama sürtünme katsayısı en düşük olan numunenin 650 MPa presleme basıncında ve 300 dakikalık öğütmede (HEA-HP-8) üretilen numune olduğu ve COF değerinin ortalama 0,28 olduğu görülmektedir. 550 MPa presleme basıncında ve 30 dakika öğütmede üretilen numune (HEA-HP-1) için ortalama sürtünme katsayısı değeri ortalama 1,03 olarak belirlenmiştir. Bu COF değerleri literatür ile de uyumludur (Joseph et al. 2019; Wu et al. 2022; Zhang et al. 2022d). 550 MPa ve 300 dakikalık öğütmede (HEA-HP-4) uygulanan aşınma süresinin yaklaşık 1700. saniyesinden sonra eğrideki düzensiz artışların nedeninin aşınma nedeniyle oluşan aşınma ürünlerinin birikmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 4.12. Numunelerin COF grafikleri; (a) 550 MPa’da sıcak preslenmiş numuneler (b) 650 MPa’da sıcak preslenmiş numuneler.

CoCrFeMnNi YEA numunelerin aşınma oranı grafikleri Şekil 4.13’te sunulmaktadır. Sonuçlara göre, her iki basınç değerinde de öğütme süresi arttıkça aşınma oranı değerlerinin azaldığı görülmüştür. Çünkü öğütme süresinin artması numunelerin hem yoğunluğunu hem de sertlik değerlerini arttırmıştır. En düşük aşınma oranı 300 dakika öğütme ile 650 MPa basınçta üretilen numunede (HEA-HP-8) elde edilmiştir. Bu numune aynı zamanda en yüksek sertlik ve yoğunluk değerinin elde edildiği parametreyi temsil etmektedir. HEA-HP-1 ile HEA-HP-4 karşılaştırıldığında aşınma oranında yaklaşık %70 ve HEA-HP-5 ile HEA-HP-8 karşılaştırıldığında ise öğütme süresindeki

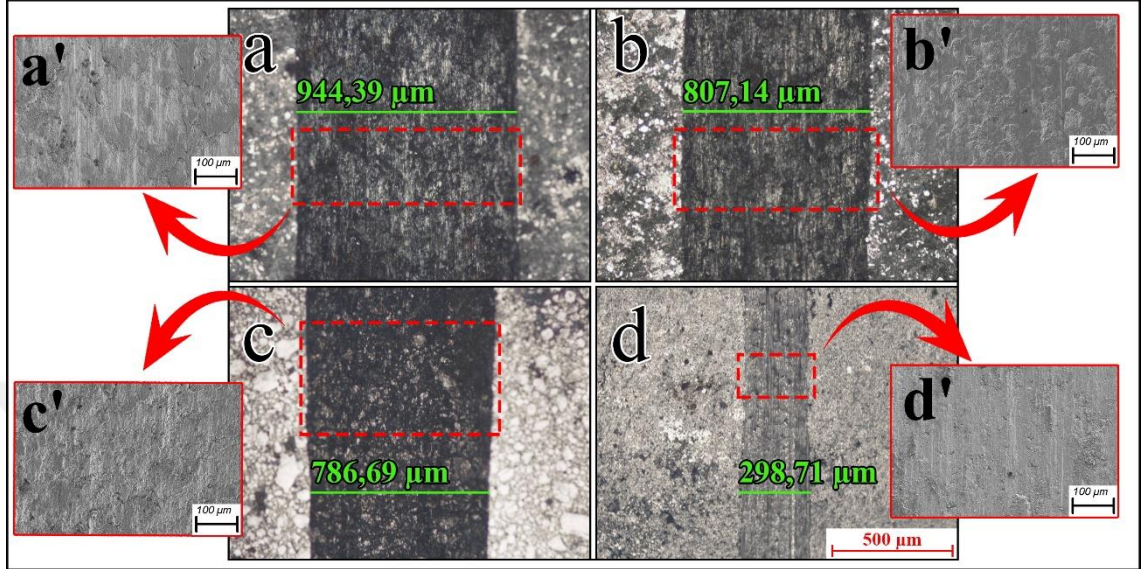
artışa bağlı olarak aşınma oranında yaklaşık %66 oranında bir azalma meydana gelmiştir. Her iki basınç değeri için de en yüksek aşınma direncinin elde edildiği 300 dakikalık öğütme süresi için 650 MPa basınçta sıcak preslenen numunenin (HEA-HP-8) aşınma oranı, 550 MPa basınçta sıcak preslenen numuneden (HEA-HP-4) yaklaşık %94'den daha düşüktür. Bu sonuç, sıcak preslemede 100 MPa basınç oranındaki bir artışın alaşımın aşınma direncini iyileştirmede büyük bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir.



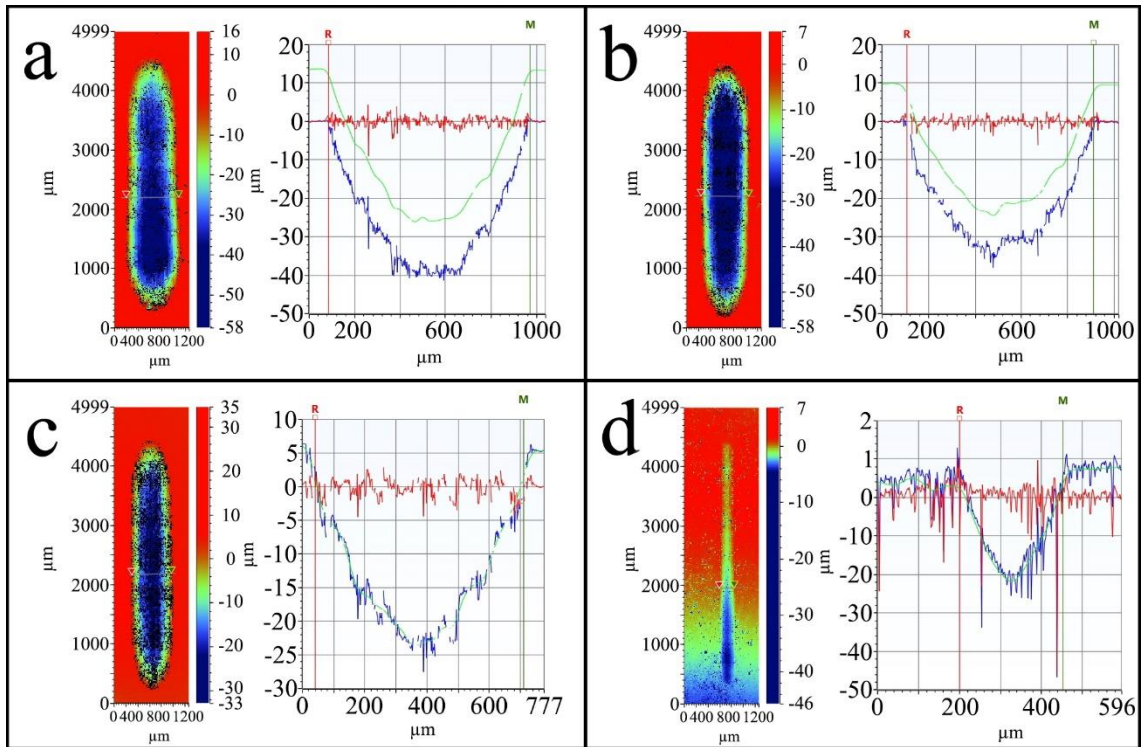
Şekil 4.13. Numunelerin aşınma oranları; (a) 550 MPa'da sıcak preslenmiş numuneler, (b) 650 MPa'da sıcak preslenmiş numuneler.

4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

Farklı öğütme sürelerinde ve 550 MPa sıcak presleme basıncında üretilen numunelerin aşınma izlerine ait optik mikroskop, SEM ve 3D profilometre görüntüleri Şekil 4.14 ve 4.15'te verilmiştir.



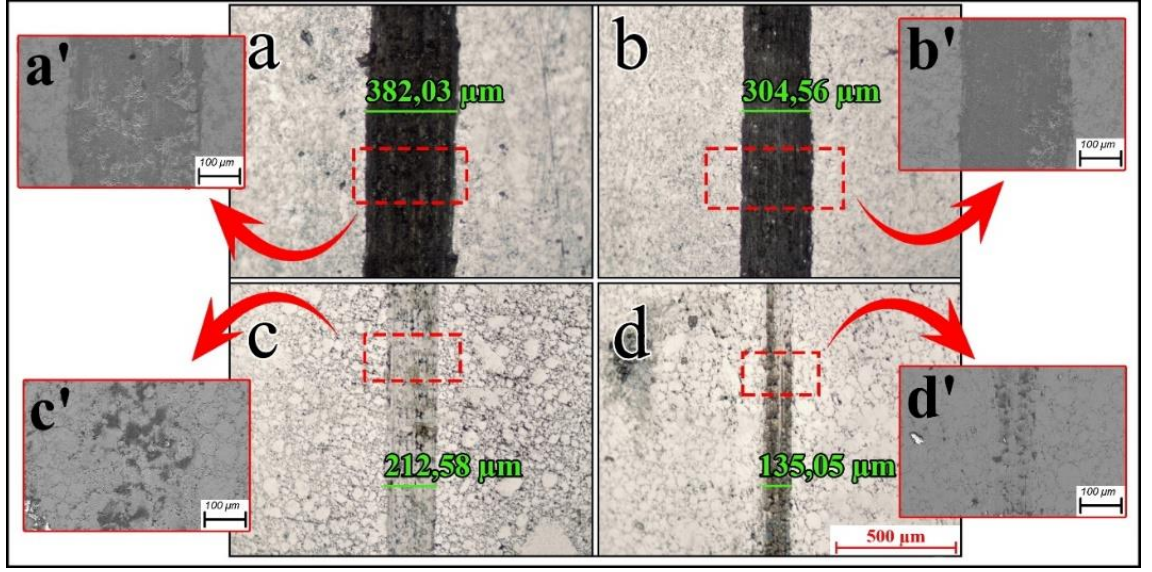
Şekil 4.14. 550 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izleri SEM ve OM görüntüleri; (a-a') HEA-HP-1, (b-b') HEA-HP-2, (c-c') HEA-HP-3, (d-d') HEA-HP-4.



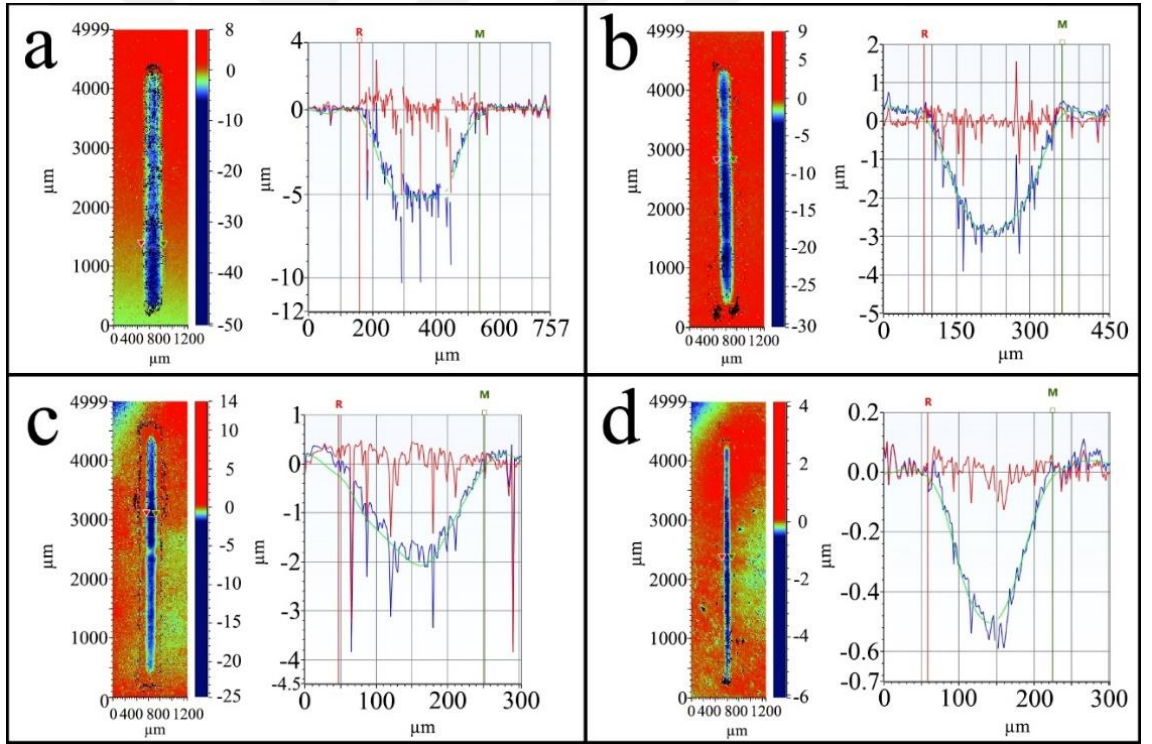
Şekil 4.15. 550 MPa'da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izlerinin üç boyutlu profilometre görüntüleri; (a) HEA-HP-1, (b) HEA-HP-2, (c) HEA-HP-3, (d) HEA-HP-4.

Aşınma izinin optik görüntüleri incelendiğinde, artan öğütme süresiyle birlikte aşınma izi genişliğinin azaldığı gözlemlenmiştir. Bu gruptaki en düşük aşınma oranı ve en düşük aşınma izi genişliği, 300 dakika öğütülmüş tozların 550 MPa'da sıcak preslenmesi ve ardından 1000 °C'de 2 saat sinterlenmesi (HEA-HP-4) ile üretilen ve en yüksek sertlik ve yoğunluk değerinin elde edildiği numunelerde gözlenmiştir (Şekil 4.14). En yüksek aşınma izi genişliği 30 dakika boyunca öğütmeye tabi tutulan numunede (HEA-HP-1) bulunmuştur. Aşınma izi optik mikroskop görüntülerinde kırmızı kesikli çizgilerle işaretlenmiş alanın SEM görüntüleri a', b', c' ve d' büyütmelerinde sunulmuştur. Bu görüntüler incelendiğinde aşınma mekanizmasının adezif aşınma, abrazif aşınma ve plastik deformasyon mekanizmalarının bir kombinasyonu olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.15'teki 3D profilometre görüntüleri incelendiğinde, en derin aşınma izinin 30 dakika sürede öğütmeye tabi tutulan numuneye (HEA-HP-1) ait olduğu görülmektedir. Elde edilen aşınma izi görüntülerinin, aşınma oranı değerleri ile uyumlu olduğu tespit edilmiştir.

Farklı öğütme sürelerinde ve 650 MPa sıcak presleme basıncında üretilen numunelerin aşınma izlerinin optik mikroskop, SEM ve 3D profilometre görüntüleri Şekil 4.16 ve 4.17'de verilmiştir. Şekil 4.16'daki aşınma izi optik görüntüleri incelendiğinde, öğütme süresi arttıkça aşınma izi genişliği ve derinliğinin azaldığı tespit edilmiştir. Bu doğrultuda yoğunlaştırma basıncı 650 MPa için minimum aşınma oranı ve en düşük aşınma izi genişliği ve derinliği 300 dakika boyunca öğütmeye tabi tutulan numunede (HEA-HP-8) gözlenmiştir. En büyük aşınma izi genişliği ve derinliği ise 30 dakika öğütmeye maruz kalan numunede (HEA-HP-5) görülmüştür. Öğütme süresi ilerledikçe toz malzemedeki Co, Cr ve Ni gibi ince ve sert partiküller sünek Fe partikülleri ile kaplanır veya gömülür. Bu, partikül boyutunun küçülmesine ve matris içindeki çözünen atomların yüzdesinin artmasına yardımcı olabilir. Dolayısıyla, üretilen numunelerin homojenliğini ve yoğunluğunu artırarak aşınma ile sertlik özelliklerini iyileştirir. Ayrıca, öğütme sırasında oluşan tane incelmesinin bir sonucu olarak, tane sınırlarının oranı artar ve bu da dislokasyonların hareketini engelleyerek mukavemette bir iyileşmeye yol açar (Chakraborty et al. 2020). Öğütme süresinin artırılmasının, Cu matrisindeki Cr çözünürlüğünde bir artışa ve mekanik özellikleri iyileştiren partikül boyutunda karşılık gelen bir azalmaya yol açtığı bildirilmiştir (Chakraborty et al. 2019; Roy et al. 2021).



Şekil 4.16. 650 MPa’da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izleri SEM ve OM görüntüleri; (a-a’) HEA-HP-5, (b-b’) HEA-HP-6, (c-c’) HEA-HP-7, (d-d’) HEA-HP-8.



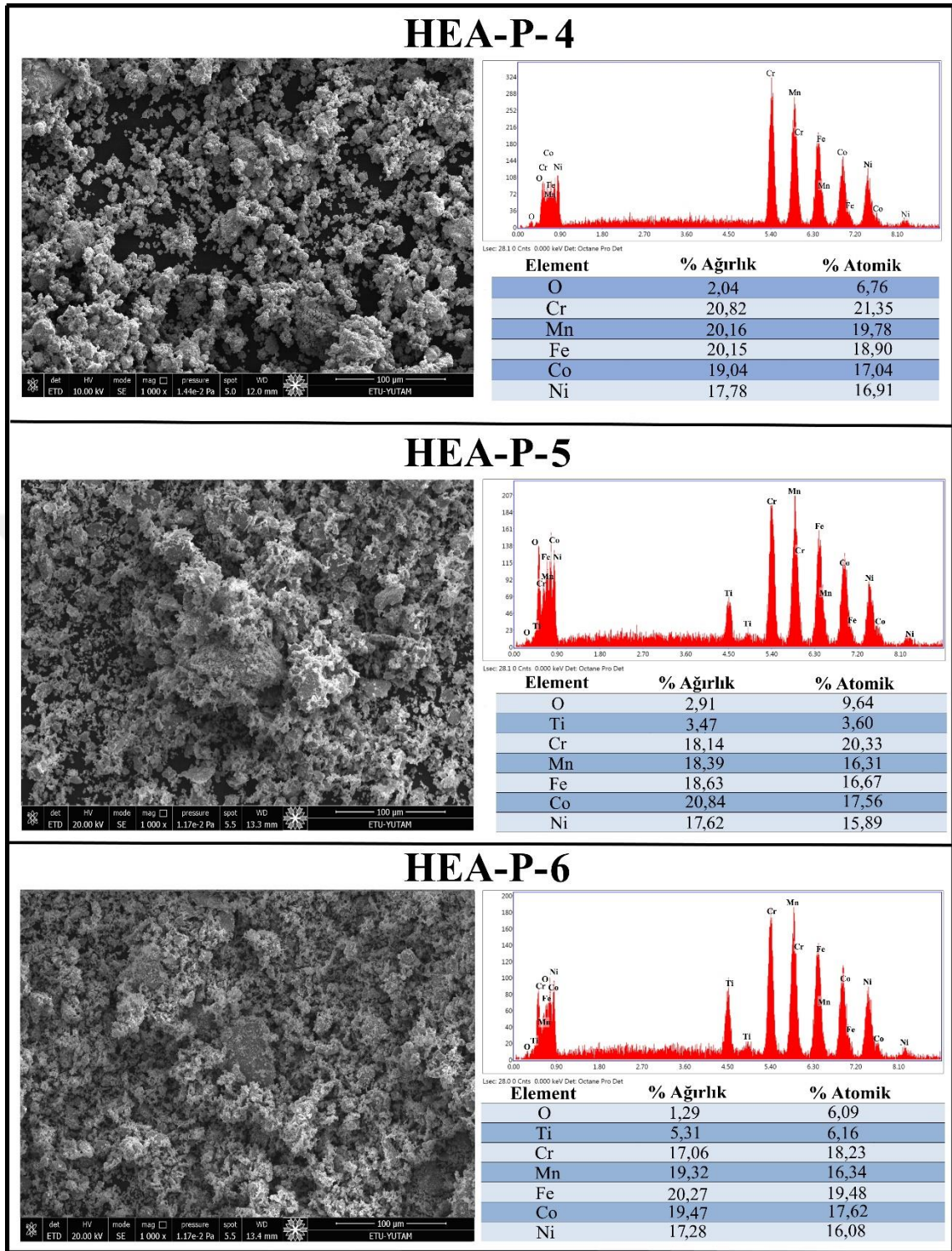
Şekil 4.17. 650 MPa’da sıcak preslenmiş numunelerin aşınma izlerinin üç boyutlu profilometre görüntüleri; (a) HEA-HP-5, (b) HEA-HP-6, (c) HEA-HP-7, (d) HEA-HP-8.

Sonuç olarak, öğütme süreleri uzun tutulan (180 ve 300 dakika) numuneler mekanik özellikler açısından daha iyi bir iyileşme sergilemiştir. Ayrıca tüm görüntüler birlikte değerlendirildiğinde, alaşımın aşınma performansının artmasında hem öğütme süresinin hem de sıcak preslemede kullanılan basınç değeriyle birlikte sinterleme

işleminin büyük etkisi olduğu açıkça görülmektedir. Bu sonuçlar doğrultusunda TM ile ilgili bu bölüme kadar yapılan çalışmalar genel olarak değerlendirildiğinde, Çizelge 3.3'te sunulan farklı öğütme süreleri ve farklı sıcak presleme parametreleri kullanılarak üretilen numuneler arasında HEA-HP-8 numune; mikroyapı, doluluk oranı, ortalama COF değeri, aşınma oranı ve sertlik değeri ile en iyi sonuçları sergileyen numune olarak ön plana çıktığı tespit edilmiştir. Bu doğrultuda HEA-HP-8 numune bileşimine ait HEA-P-4 alaşım toz yapısına %3 Ti (HEA-P-5) ve %5 Ti (HEA-P-6) ilavesi yapılarak MA işlemine tabi tutulmuştur. Elde edilen yeni alaşım tozları ile HEA-HP-8 (%0 Ti), HEA-HP-9 (%3 Ti) ve HEA-HP-10 (%5 Ti) yeni YEA numunelerinin üretimleri yapılmıştır. HEA-P-4, HEA-P-5 ve HEA-P-6 alaşım tozlarına ait morfolojik özellikleri ile HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 YEA numunelerin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri ile ilgili veri ve sonuçları ilerleyen bölümlerde karşılaştırmalı olarak sunulmuştur.

4.1.4. TM ile üretilen CoCrFeMnNiTi_x YEA numunelerin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri

HEA-P-4, HEA-P-5 ve HEA-P-6 toz alaşımlarının yapısal özellikleri; HEA-HP-4, HEA-HP-5 ve HEA-HP-6 YEA toz partiküllerinin morfolojik görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 4.18'de verilmiştir. EDS sonuçlarına göre örneklerin genel olarak homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Bu sonuç, kullanılan toz karıştırma ve öğütme işlem ve sürelerinin başarılı olduğunu göstermektedir. Bilyeli öğütme işlemi parçacık morfolojisini doğrudan etkilemekte ve öğütme süresinin sonunda farklı morfolojilere sahip parçacıkların bilye-toz-bilye deformasyonu nedeniyle tek bir morfolojiye sahip bütünleşik bir parçacık oluşturmaktadır. Bu durum soğuk kaynak ve kırılma mekanizmalarını içeren mekanik alaşımlama sürecinden kaynaklanmaktadır (Suryanarayana 2001).

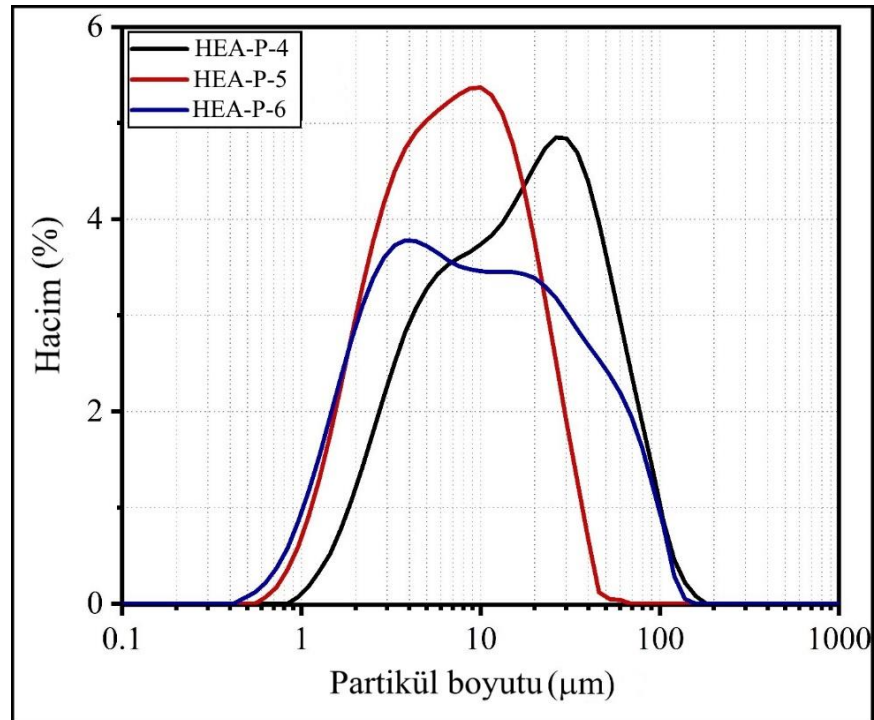


Şekil 4.18. HEA-P-4, HEA-P-5, HEA-P-6 tozlarının SEM ve EDS sonuçları

HEA-P-4, HEA-P-5 ve HEA-P-6 alaşım tozlarının parçacık boyut dağılım eğrileri Şekil 4.19’da sunulmuştur. Şekil 4.19’da görüldüğü gibi 300 dakikalık öğütme işleminden sonra HEA-P-4 parçacıklarının parçacık boyut dağılımı yaklaşık olarak 0,9 ile 200 μm arasındadır. Ancak hacimce en yoğun parçacık dağılımının yaklaşık 3-60 μm arasında olduğu görülmektedir. Bilyeli öğütme işleminin YEA alaşım tozlarının parçacık

boyut dağılımı üzerinde önemli bir etkisi vardır. Bilyeli öğütme sırasında, parçacıklar başlangıçta kırılma ve kesme kuvvetlerinin etkisiyle hızla küçülür ve sonuçta geniş bir dağılım eğilimindedir. Çünkü öğütme kabında bilye-toz, toz-öğütme kabı ve toz-toz arasında birtakım deformasyonlar oluşmaktadır. Bu deformasyonlar sonucunda parçacıklar deforme olur ve kırılma nedeniyle parçacık boyutu küçülebilir (Cho et al. 2018; Çuvalcı et al. 2023). HEA-P-5 alaşım tozlarının parçacık boyut dağılımının HEA-P-4 alaşım tozlarına kıyasla önemli ölçüde indirgendiği/küçüldüğü görülmektedir. Eğri incelendiğinde partikül boyut dağılımının 0,5-60 μm arasında değiştiği ancak toz hacminin çoğunlukla 2-20 μm arasında yoğunlaştığı görülmektedir.

Ti ilavesiyle HEA-P-5 parçacıklarının sertliği artmakta ve bilyeli öğütme işlemi sırasında oluşan deformasyonlar sonucu kırılganlıkları nedeniyle küçük parçalara ayrılmaktadır. Bu durum parçacık boyutu dağılımının daralmasına ve parçacık boyutlarının küçülmesine yol açmaktadır. Literatürde Ti ilavesiyle sertliğin arttığına dair çalışmalar raporlanmıştır. Okumuş ve Kaya farklı öğütme sürelerinde %8 Ti katkılı malzemelerin %4 Ti katkılı malzemelere göre daha yüksek sertliğe sahip olduğunu bildirmişlerdir (Okumuş and Kaya 2024). HEA-P-6 alaşım tozunun parçacık boyut dağılım eğrisinde görüldüğü gibi parçacık boyutu dağılımı 0,2-150 μm arasındadır. Ancak dağılımın baskın hacmi yaklaşık 2-55 μm arasında değişmektedir.



Şekil 4.19. HEA-P-4, HEA-P-5, HEA-P-6 partiküllerin boyut dağılım grafiği

Bu sonuçlar Tablo 4.3'te gösterildiği gibi parçacık boyutu dağılımı testleri sonrasında elde edilen $d_{(0,1)}$, $d_{(0,5)}$ ve $d_{(0,9)}$ değerleriyle tutarlıdır. Ayrıca, Şekil 4.19'dan anlaşılacağı üzere Ti ilaveli tozların parçacık boyutunun Ti içeriğinin artmasıyla (HEA-P-6) birlikte arttığı görülmektedir. Aynı bilyalı öğütme koşulları altında, ağırlıkça % 3 ve ağırlıkça % 5 Ti ilave edilmiş HEA-P-5 ve HEA-P-6 alaşım tozlarının farklı parçacık boyutlarına sahip olmasının başlıca nedeni, daha yüksek Ti içeriğinin tozların topaklanma eğilimini artırması ve dolayısıyla etkili kırılmanın daha zor hale gelmesiyle açıklanabilir. Ağırlıkça %5 Ti içeren tozlar (HEA-P-6) öğütme sırasında daha fazla topaklaşarak büyük parçacıklar oluşturabilir; bu topaklaşmalar Ti ilavesinin neden olduğu yüksek toz sertliği nedeniyle yeterince kırılmayabilir. Bu durum, homojen olmayan enerji dağılımına ve daha büyük parçacık boyutlarına yol açarak tozların verimli bir şekilde öğütülmesini engelleyebilmektedir.

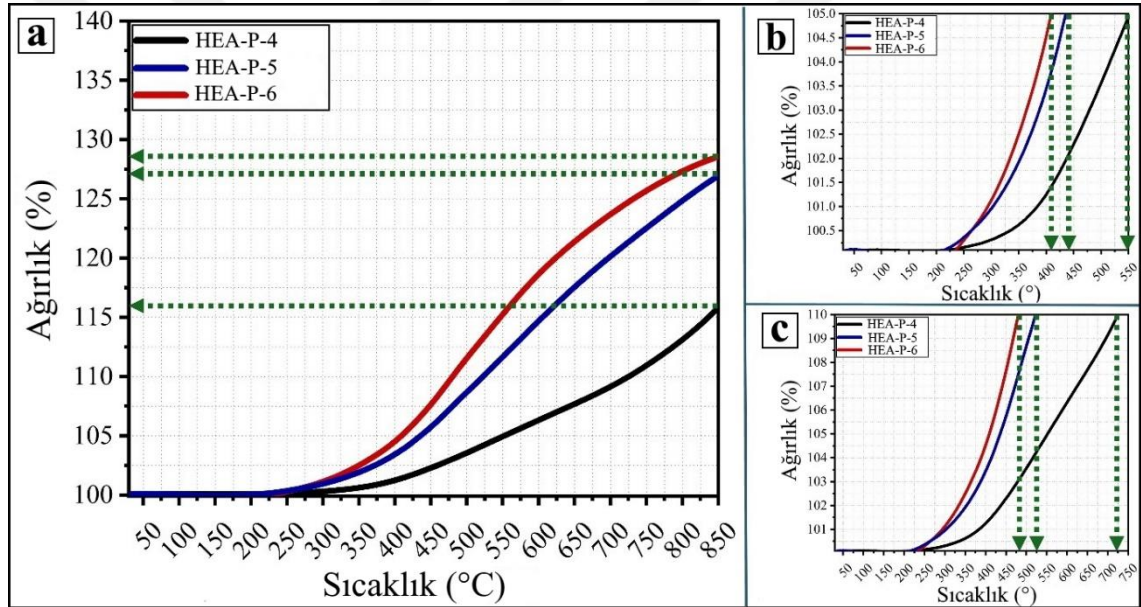
Çizelge 4.3. HEA-P-4, HEA-P-5, HEA-P-6 tozların parçacık boyutu dağılım verileri

Toz kodu	d (0,1) (μm)	d (0,5) (μm)	d (0,9) (μm)
HEA-P-4	3,635	17,411	60,865
HEA- P-5	2,166	7,393	22,651
HEA- P-6	1,987	9,504	54,026

Şekil 4.20'de oksidasyon davranışlarının belirlenmesi için numunelerin 30 °C'den 850 °C'ye kadar olan TGA eğrileri gösterilmiştir. HEA-P-4 tozlarının 300 dakika sürede öğütülmesi sonucu elde edilen eğri, 850 °C sıcaklığa ulaşıldığında yaklaşık %15,82'lik bir kütle artışı göstermektedir. 850 °C'de, HEA-P-5 ve HEA-P-6 alaşım tozlarının kütle artışları sırasıyla % 26,83 ve % 28,55 değerlerinde olmuştur. HEA-P-6 alaşım tozlarının kütle artışının, HEA-P-4 ve HEA-P-5 alaşım tozlarına kıyasla sırasıyla yaklaşık % 80,46 ve % 6,41 daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Bu sonuç, yapıya Ti ilavesiyle oksidasyon direncinde bir düşüş olduğunu ortaya koymuştur.

Şekil 4.20b ve Şekil 4.20c sırasıyla %5 ve %10 kütle artışındaki sıcaklık değerlerini içermektedir. Şekil 20b'de görülebileceği gibi, HEA-P-4, HEA-P-5 ve HEA-P-6 için kütle artışının %5 olduğu sıcaklık değerleri sırasıyla 550 °C, 435 °C ve 405 °C'dir. Bu da %5 Ti katkılı HEA-P-6 tozlarının diğer tozlara kıyasla daha düşük sıcaklık

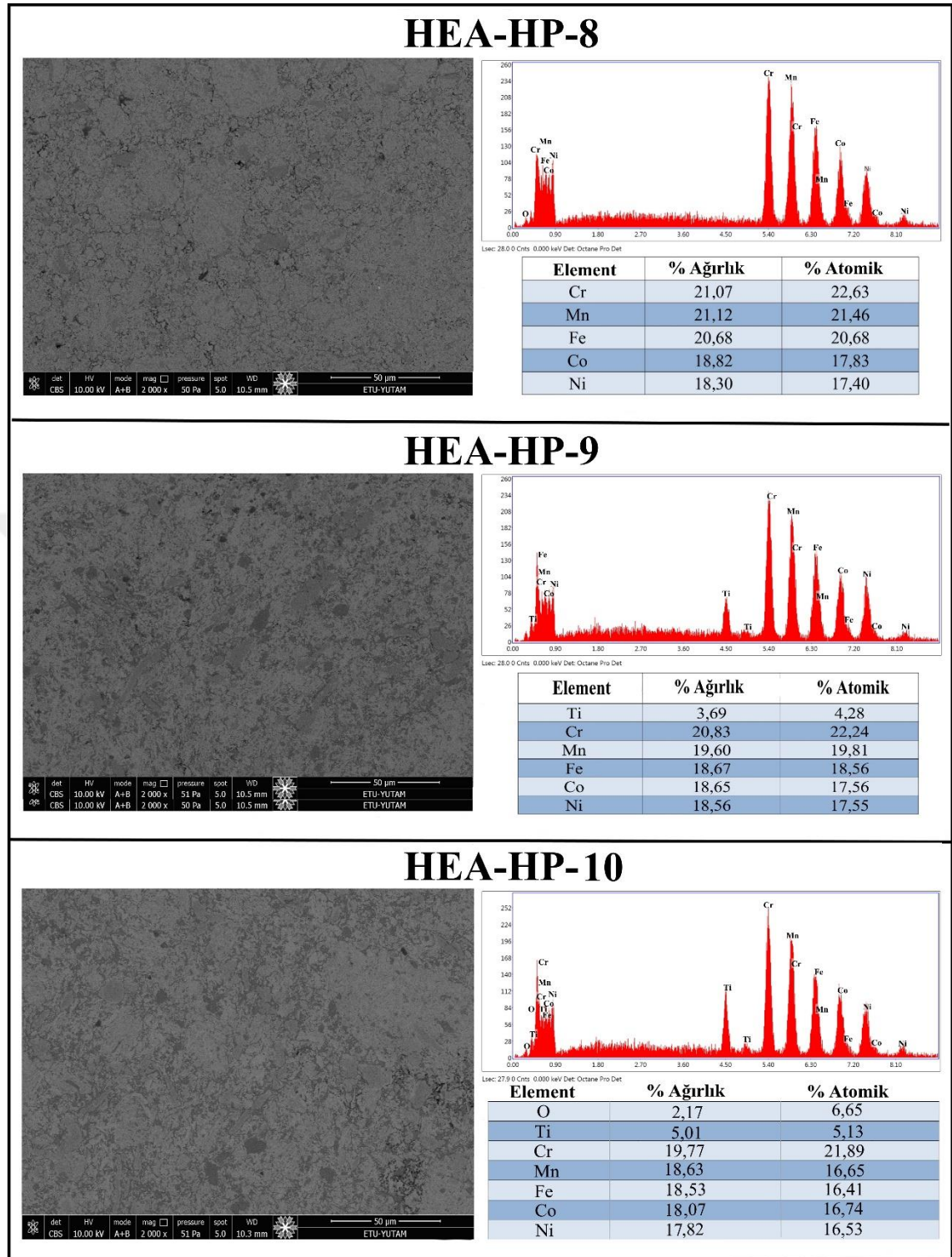
değerlerinde oksitlenmeye başladığı anlamına gelmektedir. Benzer şekilde Şekil 20c’de, %10 kütle artışının gözlemlendiği sıcaklıklar HEA-P-4, HEA-P-5 ve HEA-P-6 alaşımları için sırasıyla 724 °C, 520 °C ve 480 °C’dir. Bu sonuçlar, bu çalışmada üretilen %5 Ti katkılı HEA-P-6 tozlarının oksidasyon direncinin diğer tozlara kıyasla oldukça düşük olduğunu göstermektedir. HEA-P-5 ve HEA-P-6 alaşım tozları üzerinde yapılan TGA deneyleri, artan Ti içeriği ile oksidasyon direncinde önemli bir düşüş olduğunu göstermiştir. Diğer bir deyişle Ti içeriği arttıkça, artan sıcaklıkla birlikte kütle kazancı da artmıştır. Bu, daha yüksek Ti içeriğinin, Ti’nin oksijene olan ilgisi nedeniyle yapı içinde koruyucu olmayan oksit katmanlarının oluşumunu teşvik ettiğini göstermektedir. Bu durum, literatürde bildirildiği üzere, düşük Gibbs Serbest Enerjileri nedeniyle yüksek sıcaklıklarda oksijenle daha kolay reaksiyona giren TiO_2 oksitlerin oluşumuyla açıklanabilir (Liu et al. 2021).



Şekil 4.20. HEA-P-4, HEA-P-5, HEA-P-6 tozlarının termogravimetrik analiz sonuçları

HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerin yapısal özellikleri

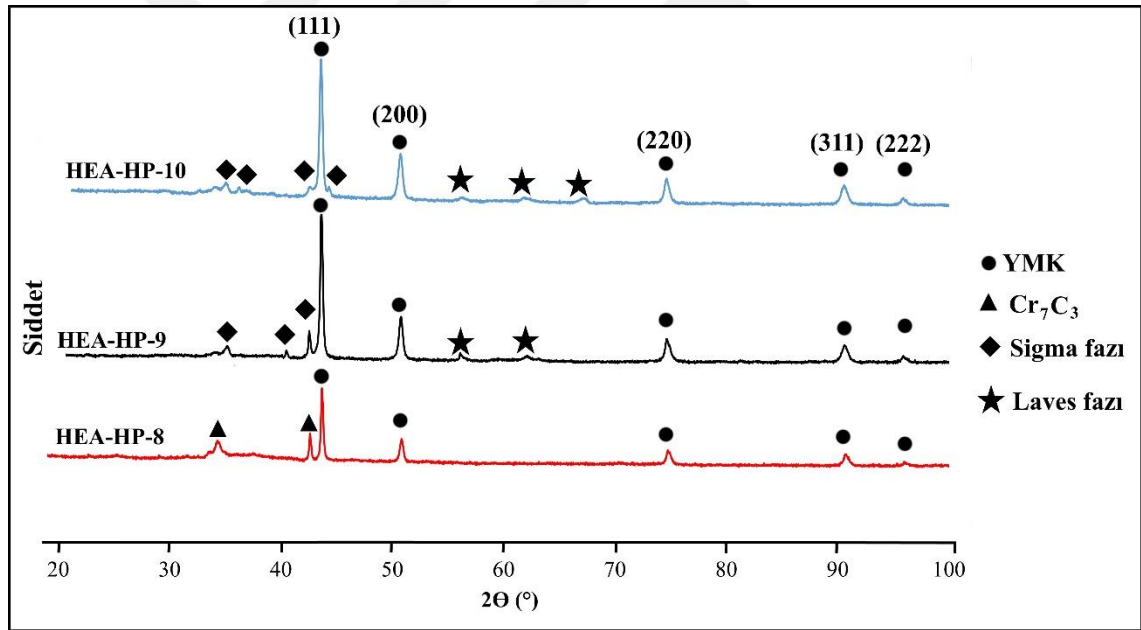
HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerine ait morfolojik görüntü ve EDS analiz sonuçları Şekil 4.21’de verilmiştir. Her üç numunenin homojen şekilde elementel bir dağılım sergilediği ve ayrıca Ti elementinin HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinde hedeflenen oranlara çok yakın bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Bu sonuç kullanılan öğütme süresinin başarılı olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.21. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 YEA numunelerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.

HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 alaşım numunelerinin XRD grafikleri Şekil 4.22’de sunulmaktadır. HEA-HP-8 numunede tek YMK faz yapısı sergilemekte ve çok az miktarlarda öğütme ortamından kaynaklı Cr_7C_3 oluşumu gözlemlenmektedir. HEA-HP-8 sinterlenmesi ve ısıl işleminden sonra Cr_7C_3 faz oluşumunun oldukça yaygın

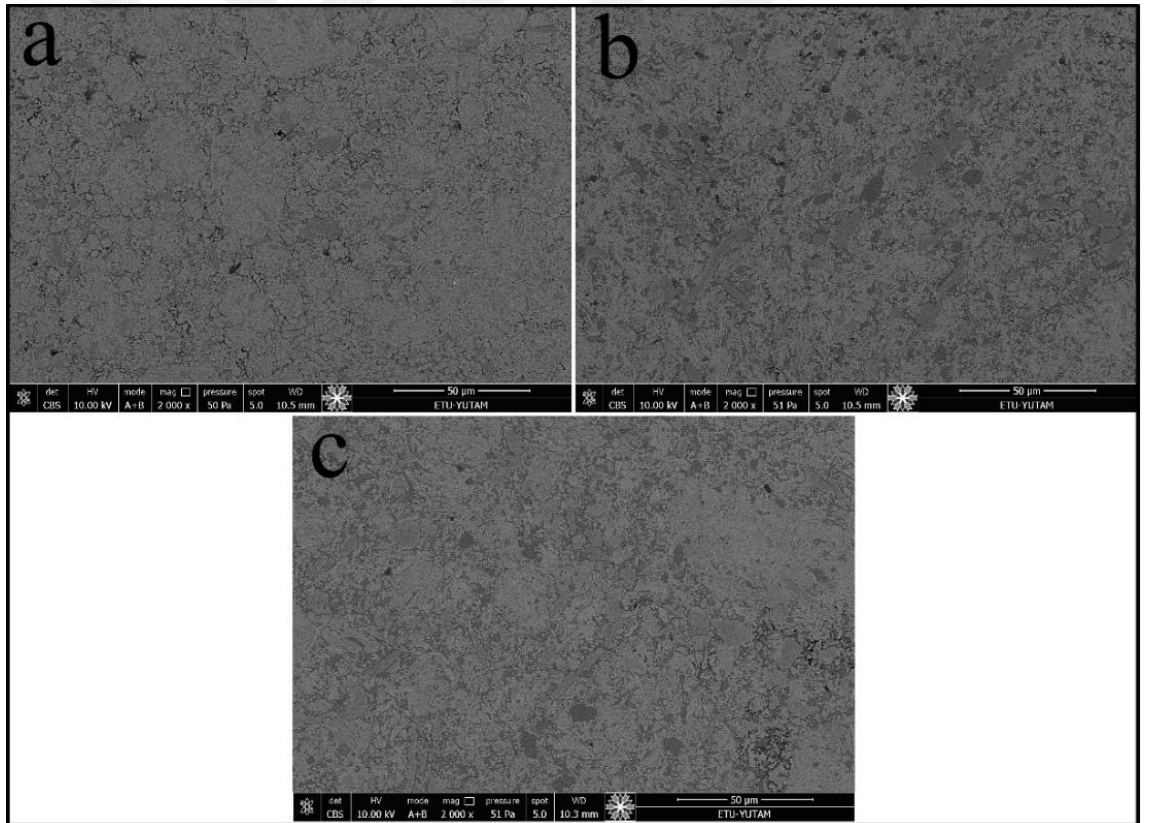
olduğu daha önceki bölümlerde belirtilmişti (Bkz. Bölüm 4.1.2). Artan Ti ilavesiyle YMK piklerinde hafif bir kayma gözlenmektedir. Bunun, Ti'nin diğer alaşım elementlerine kıyasla daha büyük bir atom çapına sahip olmasıdır (Shun et al. 2010; Cui et al. 2018; Shahmir et al. 2021a). Ti elementi, alaşımlarda YMK'dan intermetalik faz yapısına geçişi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir (Wang et al. 2007; Zhou et al. 2007; Qin et al. 2019). Daha fazla Ti eklenmesi yapılarda intermetalik fazların oluşma olasılığının daha yüksek olduğunu göstermektedir (Shahmir et al. 2021b). HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerde Fe-Cr tipi ve Cr-Ti açısından zengin sigma fazının ve Co-Ti tipi laves fazının oluşmasına yol açmıştır. Artan Ti oranı doğrultusunda numunelerde bu intermetaliklerin yoğunluğu da artmıştır. Akhlaghi ve arkadaşları farklı öğütme süreleri ve farklı sinterleme sıcaklıklarında elde ettikleri CoCrFeMnNiTi_{0,1} YEA'nın baskın YMK fazının yanında laves fazının da oluştuğunu raporladılar (Akhlaghi et al. 2021). Şekil 4.22'de elde edilen bu sonuçlar literatür ile uyumludur.



Şekil 4.22. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 YEA'ların XRD sonuçları

Dağlanmış numunelerden alınan mikroyapı SEM görüntüleri Şekil 4.23'de verilmiştir. Şekilde her üç numune yüzeyleri açık ve koyu gri tanelere ve yoğun bir mikroyapıya sahiptir. Bu Ti ilaveli numunelerde (HEA-HP-9 ve HEA-HP-10) daha baskın bir görünüm sergilemiştir ve mevcut bu koyu gri fazlar matris üzerinde homojen bir şekilde ve birbiri içerisinde ince taneler halinde dağılım eğilimindedir. Ayrıca Şekil 4.7'de sunulduğu gibi HEA-HP-8 numunesinde YMK fazı haricinde sinterleme sırasında Cr₇C₃ oluşumu da meydana gelmişti (Bkz. Bölüm 4.1.2). Artan Ti ilavesine paralel

şekilde HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinde bu fazlar haricinde intermetalik faz yapıları da gözlemlenmiştir. Literatürde CoCrFeMnNi YEA alaşımına farklı oranlarda Ti ilavesinin intermetalik fazların oluşumuna neden olduğu raporlanmıştır (Mehranpour et al. 2021; Shahmir et al. 2021a). Numunelerin içeriğinde, Cr ile zenginleştirilmiş partiküller sigma fazı ve karbürleri içerebilir. Çünkü öğütme sırasında elementel C ve Cr arasındaki yüksek afinite nedeniyle öğütülmüş tozlar kaçınılmaz olarak PCA'dan kaynaklanan C ile kontamine olmaktadır. Cr açısından zengin bölgelerin oluşumu toz sentezinin erken aşamalarında meydana gelir ve faz oluşumu Cr birikiminin miktarına bağlıdır. Bu bölgelerdeki Cr miktarı yüksekse Cr_7C_3 oluşumuna yol açar ancak bu miktar düşükse sigma fazı oluşur (Rogal et al. 2017). Cr bakımından zengin bölgelerde sigma fazının ortaya çıkması, orta sıcaklıklarda Cr elementinin hızlı difüzyonundan kaynaklanmaktadır.



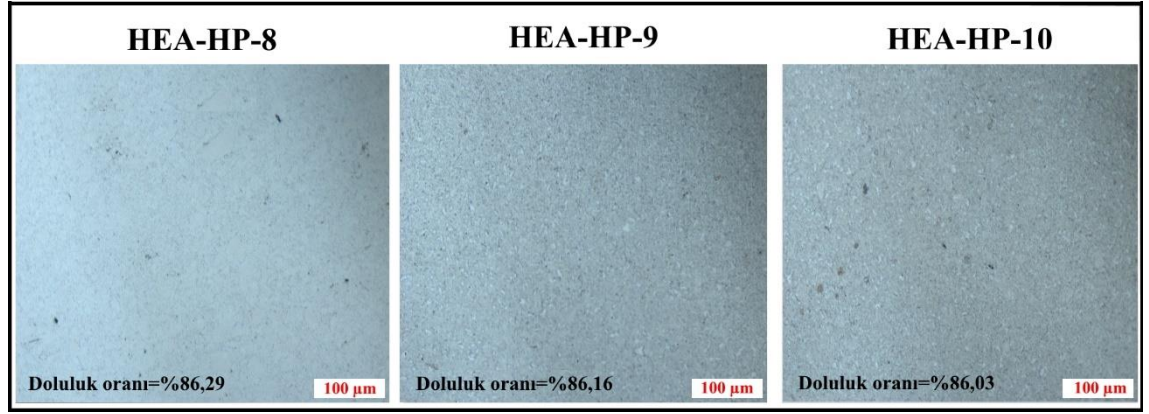
Şekil 4.23. Numunelerin mikroyapı SEM görüntüleri (a) HEA-HP-8, (b) HEA-HP-9, (c) HEA-HP-10.

Ayrıca, sigma bölgelerine sahip Cr-Ni, Cr-Fe ve Cr-Co faz diyagramlarına göre, Cr elementinin sigma fazının oluşumunda temel bir faktör olduğu sonucuna varılabilir. Çalışmalar, Cr elementinin faz oluşumunda önemli bir rol oynadığını ve faz

mikroyapısını, difüzyon katsayısını ve elementler arasındaki reaksiyonları doğrudan etkilediğini göstermiştir (Singh et al. 2011). Soğutma hızı da mikroyapıyı büyük ölçüde etkilemektedir. Sonuç olarak, artan Ti ilavesiyle birlikte HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinde YMK ana faz haricinde intermetalik faz yapılar ve öğütme ortamından kaynaklı TiC ve TiO₂ gibi çökelmiş fazlarda çok az bir şekilde oluşmuştur.

Uygulanan sıcak pres ve sinterleme işlemi mikroyapıdaki bu farklı fazların boyut dağılımlarını etkileyebilmektedir. Bu durum sinterleme sıcaklığında difüzyon hızının artmasından kaynaklanmaktadır. Ancak sinterleme işleminin numune yoğunluklarına olumlu etki yaptığı açıktır. HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinde sinterleme sonrasında lameller ve taneler arasındaki mesafenin azaldığı ve HEA-HP-8 numuneye göre daha fazla lamel yapıların oluştuğu tespit edilmiştir. HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerdeki gözlenen lamel yapıların Ti ilavesinin bir sonucu olduğu düşünülmektedir. Ayrıca uygulanan sıcak presleme ve sinterleme işlemlerine rağmen numune yüzeylerinde gözeneklerin varlığı da söz konusudur. Mevcut boşluk ve gözeneklerin varlığı toz morfolojisinin yanı sıra uygulanan öğütme süresi ve presleme basıncından da etkilenmektedir. Artan Ti ilavesinin oranına göre gözenek miktarında çok düşük olmakla birlikte bir artış söz konusudur. Ti ilavesinin HEA-HP-9 ve özellikle HEA-HP-10 numunelerinde kafes yapısını distorsiyona uğratması, eş eksenli taneler ile dendritik tanelerin birleştiği bölgelerde yer yer mikro boşlukların oluşumuna sebep olmuştur.

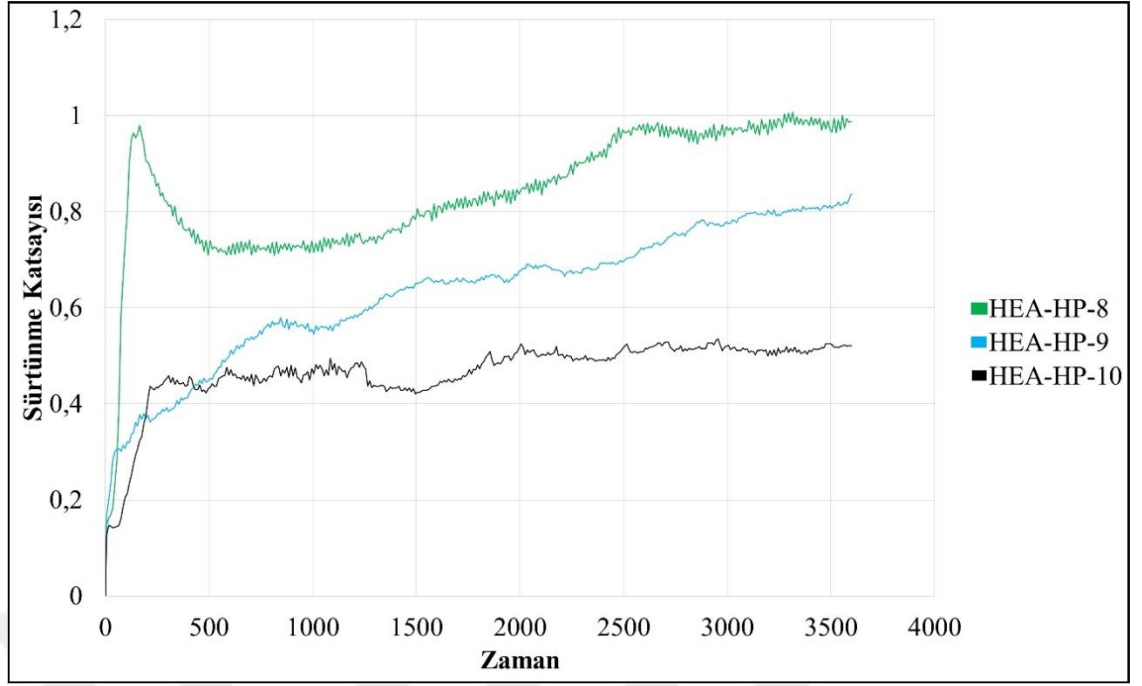
Numunelerin OM görüntüleri ve görüntü analizi ile elde edilen yoğunluk ölçümlerinin sonuçları Şekil 4.24’de sunulmuştur. Sonuçlara göre, öğütme süresi ve sinterleme işleminin bağıl yoğunluklar üzerinde etkili olduğu ve her üç numunenin de %86’nın üzerinde ve hacimsel bütünlüğü sağlanmış olarak yüksek doluluk oranına sahip numuneler elde edilmiştir. Ayrıca partikül boyutu ve dağılımı yoğunluk üzerinde belirleyici etken olan diğer faktörlerdendir. HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerindeki Ti içeriği ile birlikte, HEA-HP-8 numunesine kıyasla gözeneklilikte oldukça düşük bir artış gözlenmiştir. HEA-HP-10 numunesi %13,97 ile en yüksek gözeneklilik oranını sergilerken, HEA-HP-8 numunesi %13,71 ile en düşük gözeneklilik oranını göstermiştir. Genel olarak değerlendirildiğinde Ti ilavesinin numunelerin bağıl yoğunluklarında veya gözeneklilik oranlarında önemli bir fark oluşturmadığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.24. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerin OM görüntüleri ve yoğunluk değerleri.

HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerin mekanik ve tribolojik özellikleri; TM ile üretilen HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinin COF sonuçları Şekil 4.25’de verilmiştir. Numunelerin üretimden hemen sonra yüzey pürüzlülükleri ölçülmüştür. HEA-HP-8 numunesine ait yüzey pürüzlülük değeri 4,12 µm, HEA-HP-9 için 4,70 µm ve HEA-HP-10 için ise 4,32 µm olarak ölçülmüştür. Aşınma testi öncesi metalografik işlemlerle tüm numunelerin yüzey pürüzlülükleri ortalama 0,05 µm değerine hazırlanmıştır.

Aşınma testinin başlangıcındaki ilk temasla birlikte numunelerin COF eğri değerleri artış göstermiştir ve daha sonra yüzeyler ile karşıt aşındırıcı (Al_2O_3 bilye) birbirine alıştıktan sonra daha kararlı bir form almıştır. Numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinde artan Ti oranına paralel olarak azalma olduğu gözlemlenmektedir. HEA-HP-9 numunesi için eğrisinin ilk aşınma süreci sonunda bir artış eğilimi sergilemiş ve testin sonlarına doğru yataylaşma eğilimine girmeye başlamıştır. HEA-HP-10 numunesi, testin başlangıç periyodundan test süresi sonuna kadar daha kararlı bir form sergilemektedir. Genel olarak COF’daki hafif dalgalanmalar tüm numuneler için tespit edilmiştir ve bu durum sürtünme çiftlerinin teması sırasındaki plastik deformasyona ve test esnasında oluşan aşınma ürünlerinin varlığına atfedilebilir. Çizelge 4.4’de numunelerin aşınma ve sertlik test sonuçları sunulmuştur.



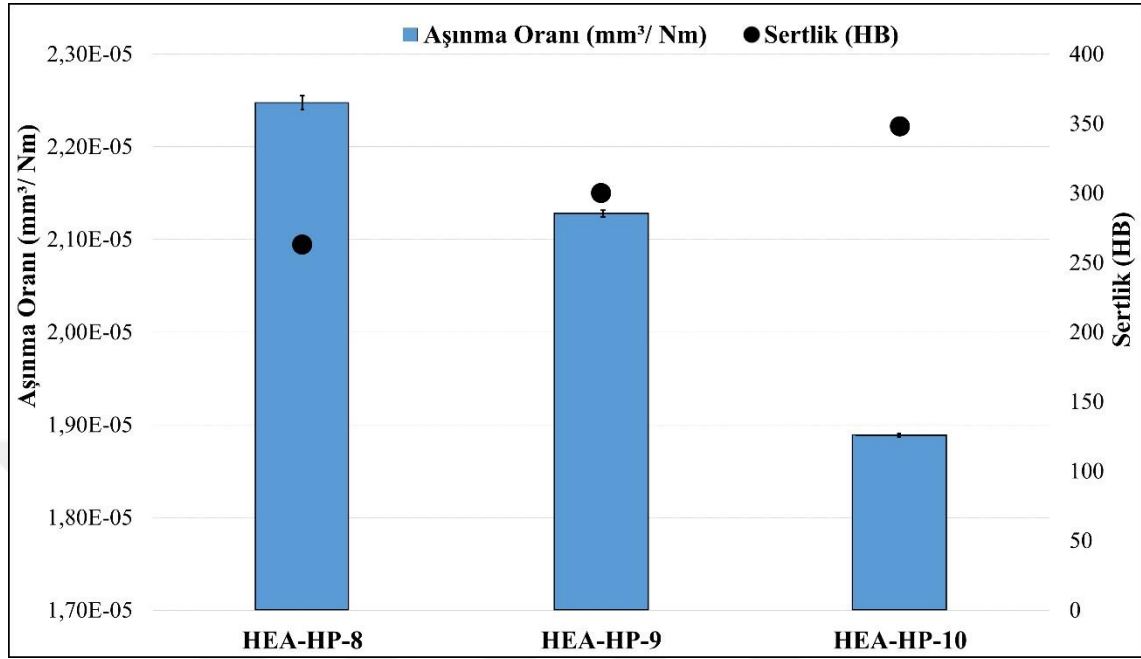
Şekil 4.25. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerin COF-zaman grafiği

Çizelge 4.4. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 için tribolojik ve sertlik değerleri

Numune Kodu	Ortalama Sürtünme Katsayısı	Sertlik (HB)	Aşınma Oranı (mm ³ /Nm)
HEA-HP-8	0,7699	263,8	2,24733 x 10 ⁻⁵
HEA-HP-9	0,5468	300,36	2,12836 x 10 ⁻⁵
HEA-HP-10	0,4380	348,82	1,88916 x 10 ⁻⁵

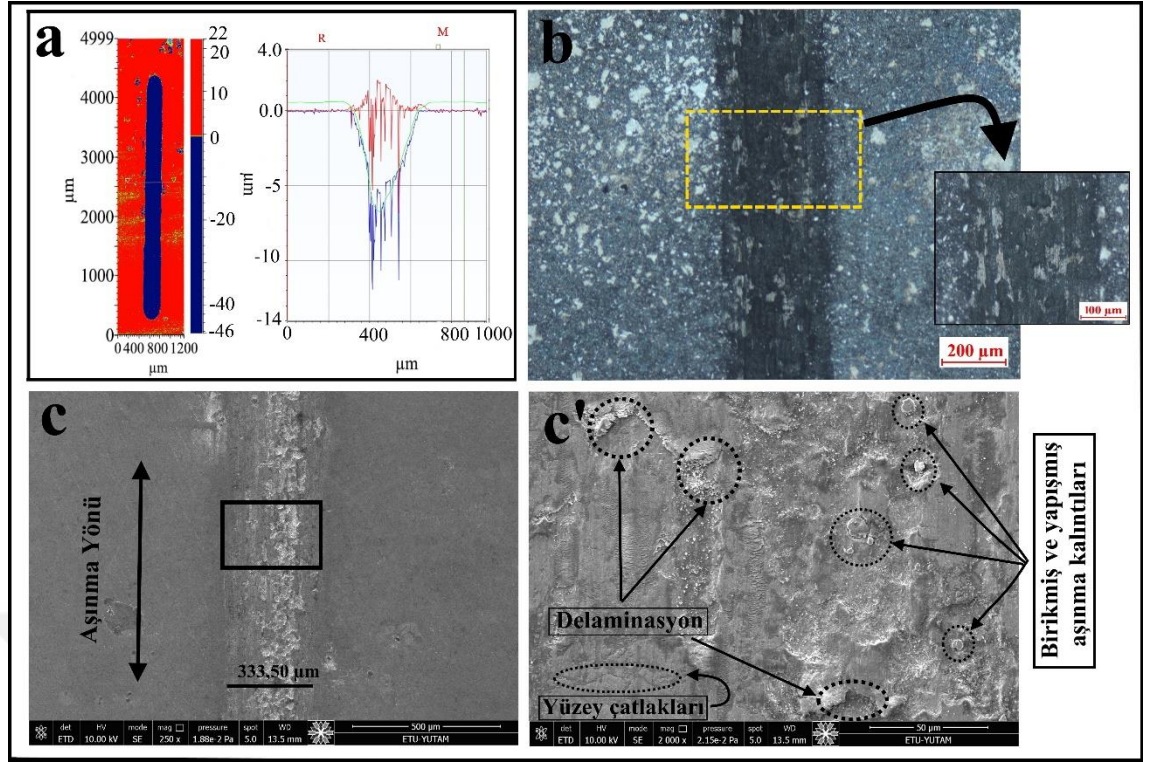
Şekil 4.26’da HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinin aşınma oran ve sertlik değerleri tek grafik üzerinde sunulmaktadır. Artan Ti oranı paralelinde aşınma oranlarında bir azalma ve sertliklerde belirgin bir artış eğilimi söz konusudur. HEA-HP-10 numunesi diğer numunelere göre daha yüksek sertlik değeri ve daha düşük aşınma oran davranışı sergilemektedir. HEA-HP-8 numunesi 263,8 HB sertliğe ve en yüksek aşınma oranına sahiptir. Ortalama sertlik değerleri HEA-HP- 9 için 300,36 HB ve HEA-HP-10 numunesi için 348,82 HB olarak elde edilmiştir. HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numune sertliklerindeki artışın, alaşıma Ti eklenmesinin neden olduğu kafes distorsiyonuna ve sert intermetalik fazların varlığına atfedilebilir (Erdogan et al. 2018). Bu da karşıt malzemenin (Al₂O₃) temas alanının daha düşük olmasına neden olmuştur. Bu nedenle, sürtünme temas alanı düşük kaldığından adeziv aşınma mekanizması daha pasif hale gelerek HEA-HP-10 numune diğer numunelere göre daha az aşınmıştır. Literatürde YEA’lara Ti ilavesinin aşınma oranlarını önemli ölçüde azalttığı

raporlanmıştır (Yadav et al. 2019). Sonuç olarak, CoCrFeMnNi YEA'ya Ti ilavesinin sertlik değerini ve aşınma oranını önemli ölçüde iyileştirdiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.26. HEA-HP8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 için aşınma oran ve sertlik değerleri

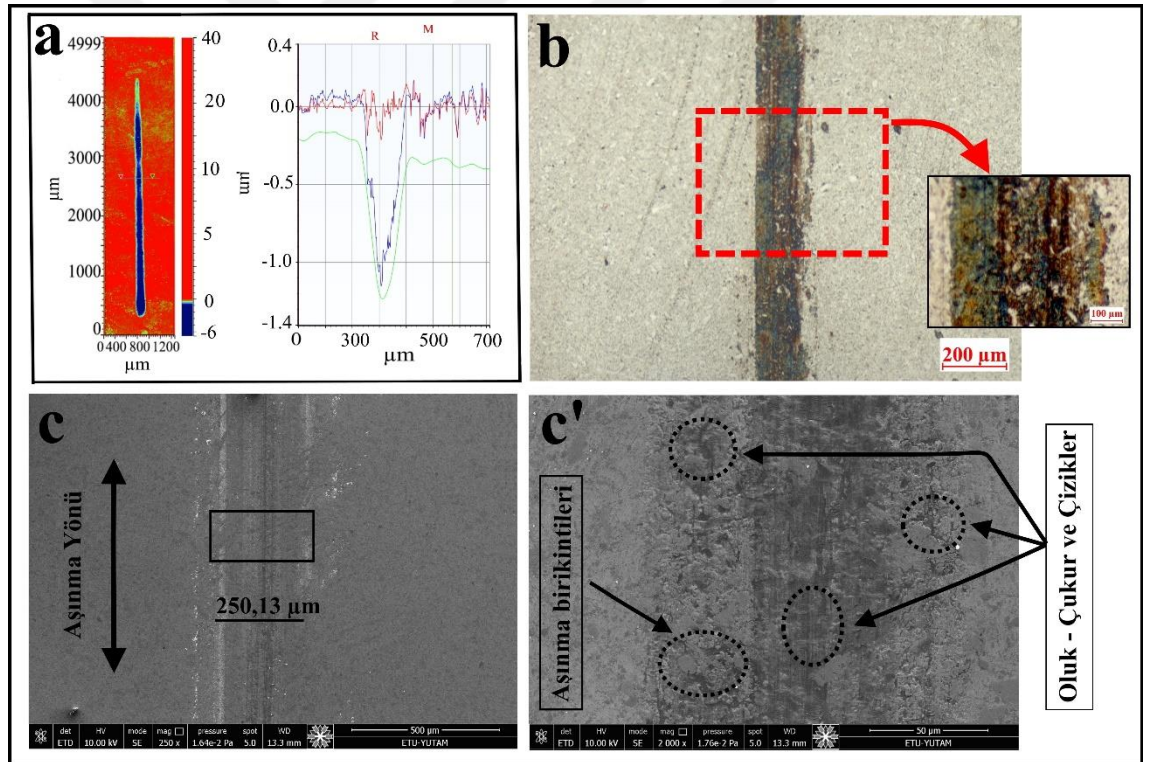
HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinin aşınma izi SEM ve optik profilometre görüntüleri sırasıyla Şekil 4.27, Şekil 4.28 ve Şekil 4.29'da verilmiştir. Şekillerde aşınma iz genişlikleri incelendiğinde, en yüksek yüzey sertliği ve en düşük aşınma oranı değerine sahip olan HEA-HP-10 numunesinin aşınma iz genişliği diğer numunelerin (HEA-HP-8 ve HEA-HP-9) aşınma iz genişliklerinden daha düşük olarak elde edilmiştir (Şekil 4.29b-c). HEA-HP-9 numunesi de daha düşük bir iz oluşumu ile hem aşınma hacmi hem de aşınma oranı değerleri ile HEA-HP-8 numunesine kıyasla daha düşük aşınma performansı sergilemiştir (Şekil 4.28b-c). HEA-HP-10 numunesi HEA-HP-8 numunesine göre yaklaşık %16 daha düşük bir aşınma oranı gösterirken, HEA-HP-9 numunesi HEA-HP-8 numunesine göre yaklaşık %5,5 daha düşük bir aşınma oranı sergilemektedir. Her üç numunede aşınma mekanizması adeziv aşınma ile birlikte abrazif aşınma ve plastik deformasyon mekanizmalarının baskın bir kombinasyonunu şeklinde gerçekleştiği görülmektedir.



Şekil 4.27. HEA-HP-8 numunesi; (a-b) aşınma izi optik profilometre görüntüleri, (c-c') aşınma izi SEM görüntüleri.

Test işlemi sırasında seramik bilyenin (Al_2O_3) ileri geri hareketleri nedeniyle numune yüzeyleri çizilmeye maruz kalır ve YEA numuneleri plastik deformasyona uğrar. Test ilerledikçe ve kayma mesafesi arttıkça hem mikro hem de makro seviyelerdeki temas basıncının başlangıç seviyesinden düştüğü görülmektedir. Gerçek temas alanındaki bu değişiklik aşınmanın şiddetini azaltır ve daha büyük bir aşınma izine yol açmaktadır. Bu durum özellikle HEA-HP-8 numune yüzeyinde daha belirgin bir hal almıştır (Şekil 4.27a-b-c). HEA-HP-8 numunesi için aşınma mekanizmasının, adezif aşınmanın çok daha baskın olduğu ve bununla birlikte delaminasyon ve plastik deformasyon mekanizmalarının bir bileşimi şeklindedir. Bu numunenin aşınma yüzeylerinde, plastik deformasyon derecesi belirli bir eşiği aştığında aşınma mekanizmalarının etkisi altında yüzeyden başlayarak metalik plaka benzeri aşınma kalıntıları/tabakaları ve adezif aşınmayı gösteren büyük pul şekilli aşınma döküntülerinin oluşumu başlamaktadır (Şekil 4.27b-c'). Testin ilerlemesi ile aşınmış yüzeyde çeşitli delaminasyonlar/lokal çatlaklar gözlemlenmekte ve Şekil 4.27b-c-c''de gösterildiği gibi şiddetli plastik deformasyonun meydana geldiği görülmektedir.

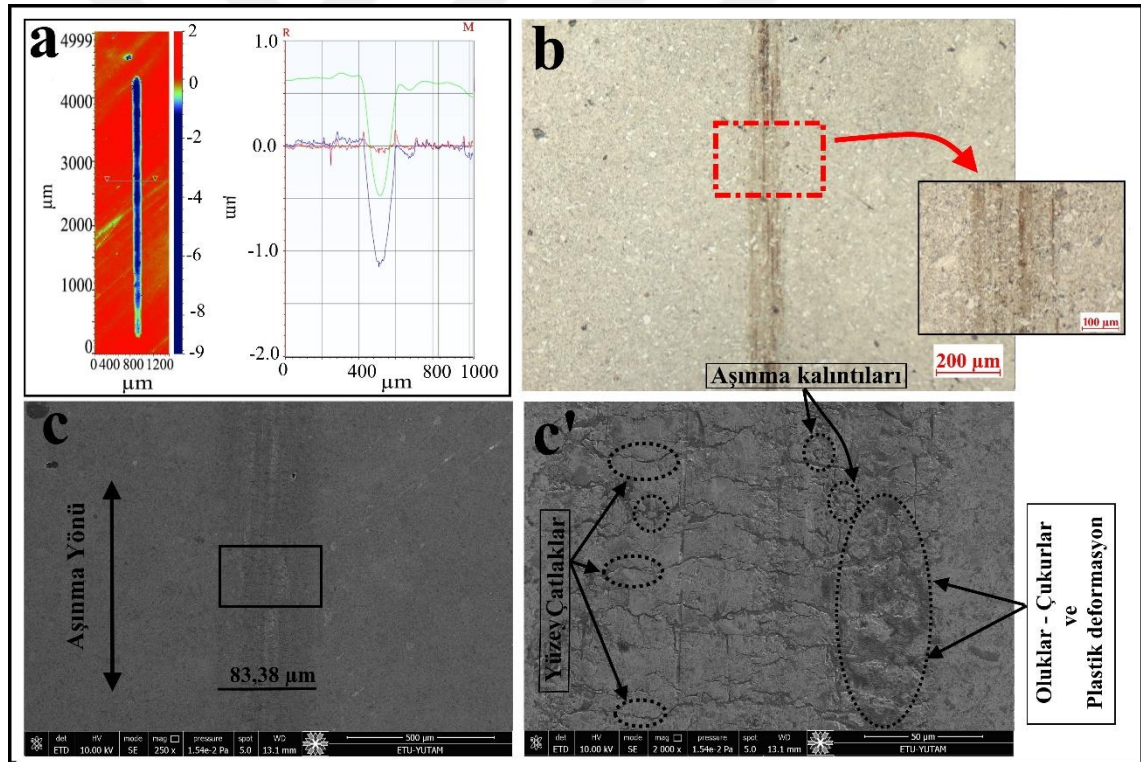
Artan sertlik miktarına bağlı olarak HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinde adezif aşınmanın etkisinin azaldığı ve abrazif aşınmanın daha baskın olduğu tespit edilmiştir. Bu durum HEA-HP-10 numunesi için çok daha belirgin olarak ortaya çıkmıştır. HEA-HP-9 numunenin kayma yönü boyunca uzanan aşınma kalıntılarının ayrıldığı bölgelerde ve aşınmış yüzeylerde çukurlar, derin oluklar ve çiziklerin gözlemlenmesi aşınma döküntüleri ile plastik deformasyon meydana geldiği ve aşınma mekanizmasının baskın olarak abrazif aşınma olduğunu göstermektedir (Şekil 4.28). Bu durum, test sırasında malzemenin ciddi şekilde aşınmasına yol açabilen aşınma kalıntılarının ve parçacıklarının aşınma yüzeyinde sıkışmasından kaynaklanmaktadır. Dolayısıyla bu numunede aşınma mekanizmasının düşük düzeyde adezif aşınma ile birlikte baskın şekilde abrazif aşınmanın olduğu ve plastik deformasyonun bir kombinasyonunun olduğu görülmektedir (Şekil 4.28b-c').



Şekil 4.28. HEA-HP-9 numunesi; (a-b) aşınma izi optik profilometre görüntüleri, (c-c') aşınma izi SEM görüntüleri.

HEA-HP-10 numunesinin aşınma yüzeyi HEA-HP-9 numunenin aşınma yüzeyine kısmen benzer bir izlenim sergilemiştir (Şekil 4.29b-c). HEA-HP-10 numunenin aşınmış yüzeyinde nispeten düşük tabakalara ayrılma, oyuklar ve yoğun şekilde mikro çatlak oluşumunu meydana gelmiştir. HEA-HP-10 numunenin aşınmış yüzeylerinde büyük

derin delaminasyon çukurları gözlemlenmemektedir. Bu, delaminasyon aşınmasının bastırıldığını ve morfolojinin düşük aşınma oranıyla tutarlı olduğunu göstermektedir (Şekil 4.23c). Yüzeydeki hasarın azalması, sertliği artırabilen ve şiddetli plastik deformasyonu önleyebilen Ti ilavesinin etkinliği ve YMK matrisindeki intermetalik fazların çökmesine veya varlığına bağlanabilir. Numunenin aşınma yüzeyi, bazı sığ oluklar ve yüzey çatlakları ile oldukça pürüzlüdür (Şekil 4.29c-c'). Bu durum hem abrazyon aşınmanın hem de plastik deformasyonun yüzeyin hasar görmesine katkıda bulunduğunu kanıtlamaktadır. Genel olarak YEA numunelerinin aşınma oranları, aşınmaya dayanıklılık özellikleri açısından numune içeriklerinin aşınma oranlarına Ti ilavesinin ve intermetalik fazların etkisi büyüktür. Tüm numunelere ait aşınma testlerinin gerçekleştirildiği yüzeyler dikkate alındığında HEA-HP-10 numunesinin aşınma direnci açısından daha üstün performans sergilediği görülmektedir.

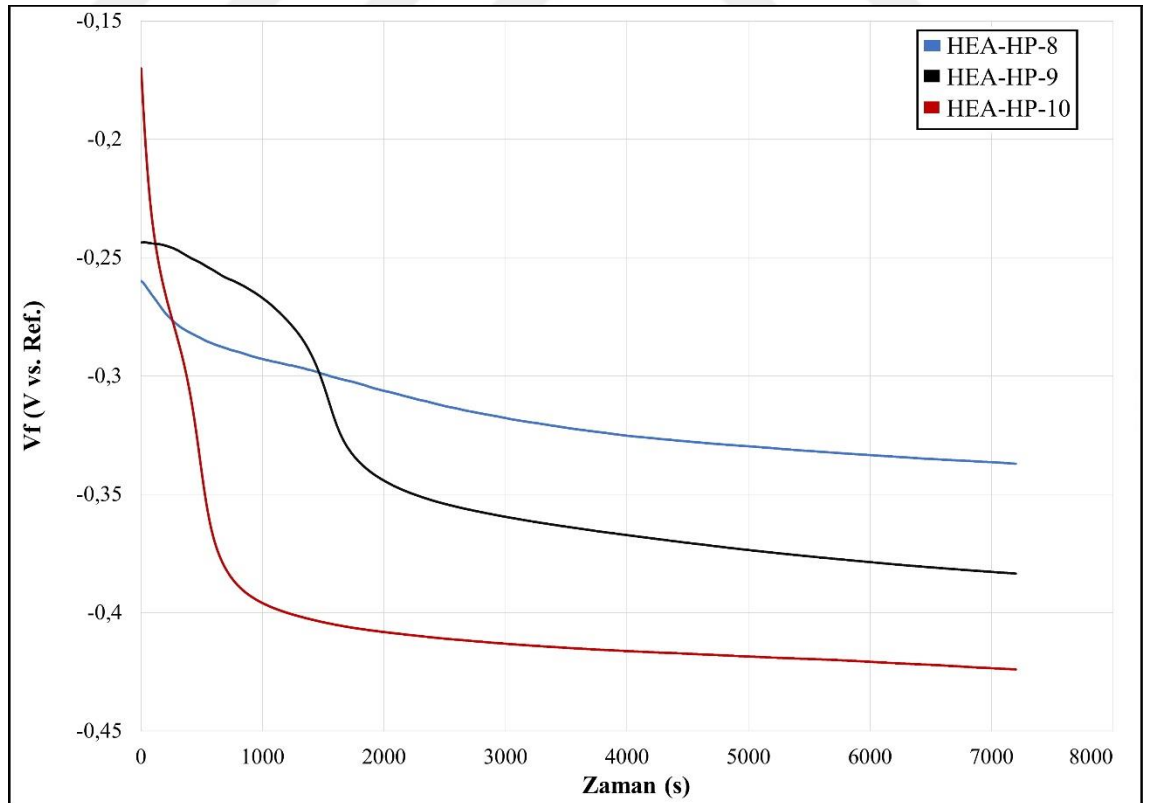


Şekil 4.29. HEA-HP-10 numunesi; (a-b) aşınma izi optik profilometre görüntüleri, (c-c') aşınma izi SEM görüntüleri.

HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerin korozyon davranışları

Açık devre potansiyel (OCP), bir malzemenin korozyon sürecindeki davranışını incelemek için kullanılan bir yöntemdir. Korozyon deneyleri öncesinde numuneler metalografik işlemler ile hazır hale getirilmiş ve etil alkol ile temizlenerek kurutulmuştur.

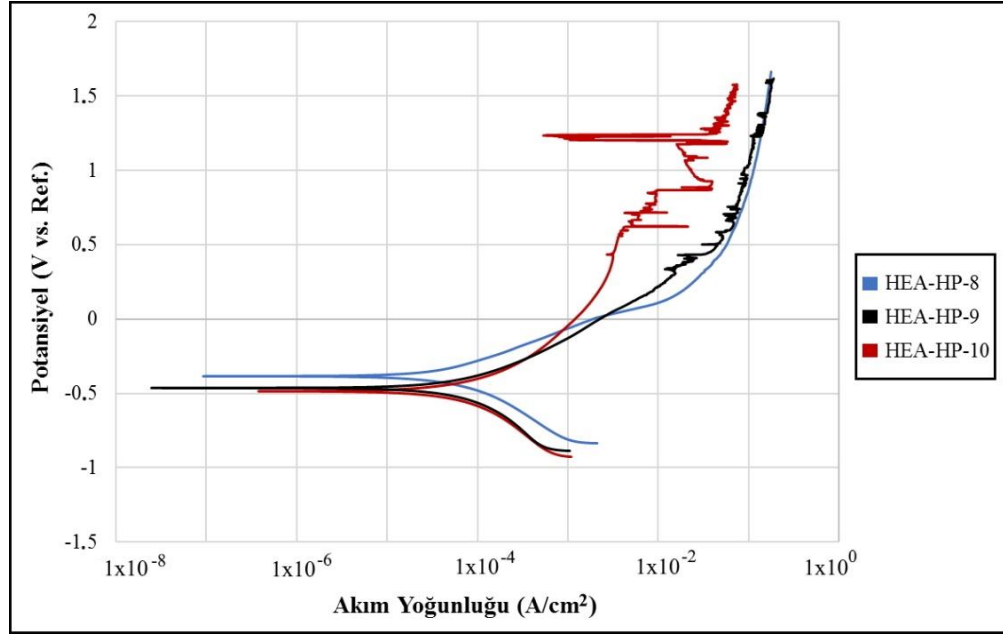
HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerine ait OCP eğrileri Şekil 4.30'da verilmiştir. Her üç numunenin de OCP eğrileri %3,5 NaCl çözeltisinde kademeli olarak katodik yöne doğru veya negatif (daha az asil) potansiyel değerlerine doğru test süresi boyunca kaymaktadır. Potansiyel, HEA-HP-8 numunesinde 7200 saniye sonunda grafit elektrotuna karşı yaklaşık -0,33V'de, HEA-HP-9 numunesi yaklaşık -0,38 V'de ve HEA-HP-10 numunesi yaklaşık -0,43 V'de stabilize olmaktadır. Bu durumun numunelerde pasif katmanların oluşmadığı veya çok zayıf olduğu anlamına gelmektedir (Savinov and Shi 2023). Ayrıca en yüksek açık devre potansiyeli HEA-HP-8 numunede elde edilmiştir ve bu nedenle bu numunenin en soylu olduğu söylenebilir. En aktif potansiyel değer HEA-HP-10 numuneye aittir. Dolayısıyla OCP eğrilerinin aşağı doğru eğilim göstermesi genellikle korozyon direncinin azaldığı veya malzemenin korozif ortama karşı duyarlılığının arttığını ve daha az direnç göstermeye başlamış olabildiğini göstermektedir. Bu durum; numunelerde kimyasal bileşimin değişmesi, yüzeylerde olası çatlakların bulunması, imalat yönteminden kaynaklı gözenek oranının fazlalığı ve özellikle Ti ilaveli numunelerde bulunan intermetalik fazların heterojenliğe neden olması gibi unsurlardan kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.30. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerine ait OCP eğrileri

Elektrokimyasal korozyon teorisine göre, korozyon potansiyeli (E_{corr}) termodinamik bir parametre ve korozyon akım yoğunluğu (I_{corr}) kinetik bir parametredir (Peng et al. 2020). Korozyon potansiyeli, bir malzemenin açık devre durumundaki elektrokimyasal potansiyelini ifade ederken, korozyon akım yoğunluğu metallerin korozyon hızını belirlemek için kullanılabilir. Korozyon akım yoğunluğu azaldıkça korozyon hızı azalır ve bu da korozyon direncinin artmasına neden olur. Eğrilerin diplerindeki potansiyel korozyon potansiyelini temsil eder ve bu parametre sistemin kararlılığını yansıtır (Jin et al. 2019; Savinov and Shi 2023).

HEA-HP-8, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 YEA numunelerin ağırlıkça %3,5 NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik polarizasyon eğrileri Şekil 4.31’de ve polarizasyon eğrilerinden elde edilen veriler Çizelge 4.5’de verilmiştir. Şekil 4.31’de potansiyodinamik polarizasyon eğrileri incelendiğinde her üç numunenin de %3,5 NaCl ortamında tipik aktif-pasif potansiyel davranış sergilediği görülmektedir. Bu sonuçların her üç numune için de klorürlü ortamda korozyon direncine sahip olduğunu göstermektedir. Çizelge 4.5’te numunelerin E_{corr} ve I_{corr} sonuçları verilmektedir. HEA-HP-8 numune daha yüksek E_{corr} (-386,0 mV) ve daha düşük I_{corr} ($57,7 \times 10^{-6}$) değerleri ile en iyi korozyon özelliklerine sahip numunedir. Ti ilaveli HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinin E_{corr} ve I_{corr} sonuçlarına paralel şekilde korozyon oranlarında bir artış gözlemlenmiştir. HEA-HP-8 numunesi için, korozyon oran değeri yaklaşık olarak 23,21 mpy, HEA-HP-9 numunesinin korozyon oranı yaklaşık 27,81 mpy ve HEA-HP-10 numunenin korozyon oran yaklaşık 37,27 mpy değerindedir. Korozyon hızını etkileyen ana faktörden biri de korozyon akım yoğunluğudur (Peng et al. 2020). Numunelerde I_{corr} değerlerinin de artan Ti içeriği ile arttığı görülmüştür. HEA-HP-10 numune yaklaşık -0,49 V’lik korozyon potansiyeli ile korozyona en önce uğrayan numunedir ve en yüksek korozyon akımı yoğunluğu HEA-HP-10 numunede tespit edilmiş olup en yüksek korozyon oranına sahip numune olmuştur. HEA-HP-8 numunesine göre diğer iki numunenin korozyon oranının yüksek olması bu numunelerde artan Ti oranı doğrultusunda daha fazla gözenek oranına sahip olmasıdır. Bu durum korozyon oran etkinliğine sebep olan faktörlerdendir. Ayrıca Ti katkılı numunelerde bulunan intermetalik fazlar metal yapının homojenliğini bozabilmektedir. Bu fazlar, özellikle HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinde Cr tüketerek yüzeylerdeki pasivasyon eğilimini azaltabilir ve bu durum alaşımlarda gözlemlenen düşük korozyon direncinin nedeni olarak gösterilebilir.



Şekil 4.31. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numunelerin polarizasyon eğrileri

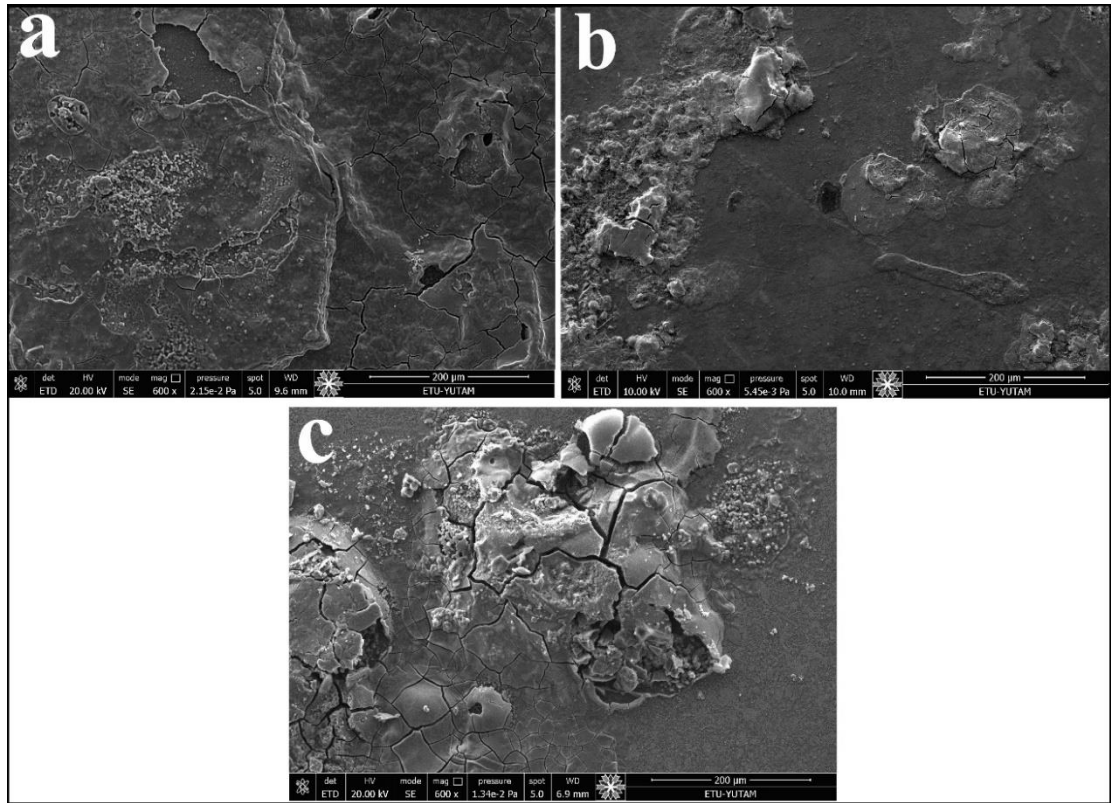
Çizelge 4.5. HEA-HP-8, HEA-HP-9, HEA-HP-10 numuneleri için potansiyodinamik polarizasyon testi sonuçları

Numune Kodu	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
HEA-HP-8	$-386,0 \pm 2$	$57,7 \times 10^{-6} \pm 3$
HEA-HP-9	$-462,0 \pm 5$	$69,1 \times 10^{-6} \pm 9$
HEA-HP-10	$-484,0 \pm 2$	$92,6 \times 10^{-6} \pm 12$

Şekil 4.32’de korozyon deneylerinden sonra her üç numune yüzeylerinin SEM görüntüleri sunulmaktadır. HEA-HP-8 numune yüzeyinde yoğun bir biçimde çukurcuk korozyonu şeklinde varlığını gösteren korozyon hasarı gözlenmiştir. Numune yüzeyinde çukurcuk oluşumundan önce meydana gelen kabuklanma ve çatlak korozyonu tespit edilmiştir. Ayrıca numune yüzeyindeki çukurcukların çevresinde oksit film kırıkları da mevcuttur. HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerin yüzey görüntüleri için de benzer yorumu yapmak mümkündür. Bu numunelerdeki korozyon hasarının fazlalığı daha da belirgindir ve artan Ti oranı doğrultusunda numunelerdeki çukurcukların/oyukların derinliği artmıştır. Diğer numunelere nazaran HEA-HP-10 numune için hasarın yüzeyden derine indiği ve yüzeyde çatlaklar ve pullanmalar şeklinde korozyon hasarının daha da geliştiği görülmektedir.

Saf Ti, numune yüzeyinde kendiliğinden koruyucu bir TiO₂ bazlı film geliştirdiği için çoğu sulu ortamda nominal olarak pasif bir metaldir. Ti’nin YEA’lara eklenmesinin,

Ti'nin yüzey filmine dahil edildiği durumlarda korozyona karşı direnci iyileştirmesi beklenebilir. Ancak Ti çok bileşenli element alaşımlarında diğer elementlerle intermetalik bileşik oluşturma eğilimindedir (Jiang et al. 2014; Choudhuri et al. 2015). Ti'nin varlığı YEA sistemlerinde Fe_2Ti tipi ve Co_2Ti tipi laves fazının, R ve FeCr tipi sigma fazının oluşumunu teşvik ettiğine dair çalışmalar literatürde raporlanmıştır (Wang et al. 2007; Zhou et al. 2007; Shun et al. 2012). Bu nedenle, birçok Ti içeren YEA'ların mikroyapısı, korozyon direnci için ilgili sonuçları olan bu tür birleştirici metalik bileşiklerin oluşumu nedeniyle daha heterojen hale getirebilmekte ve genel olarak, bugüne kadarki literatürden Ti'nin çok bileşenli alaşımların genel korozyonunu azalttığı tahmin edilebilmektedir (Qiu et al. 2017). Bu doğrultuda, HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerinde sigma ve laves fazlarının farklı dağılımı ve bu fazların farklı elektrot potansiyelleri nedeniyle yapıda mikro hücrel boşluklar oluşarak korozyon oranını daha da arttırmıştır. Bununla birlikte, yapı içindeki intermetalik faz oluşumu belirli bir miktarda Cr tüketimiyle sonuçlanabilmekte ve böylece numunede Cr'nin pasivasyon eğilimini azaltmaktadır. Dolayısıyla bu intermetalik fazlar lokal saldırılara karşı hassasiyeti artırır ve döngüsel potansiyodinamik polarizasyon testi sırasında çözünmeleri malzemenin korozyonuna neden olur.



Şekil 4.32. TM numunelerin korozyon deneyi SEM yüzey görüntüleri; (a) HEA-HP-8, (b) HEA-HP-9, (c) HEA-HP-10.

4.2. Eklemeli İmalat Süreci

4.2.1. SLE üretim parametrelerinin belirlenmesi

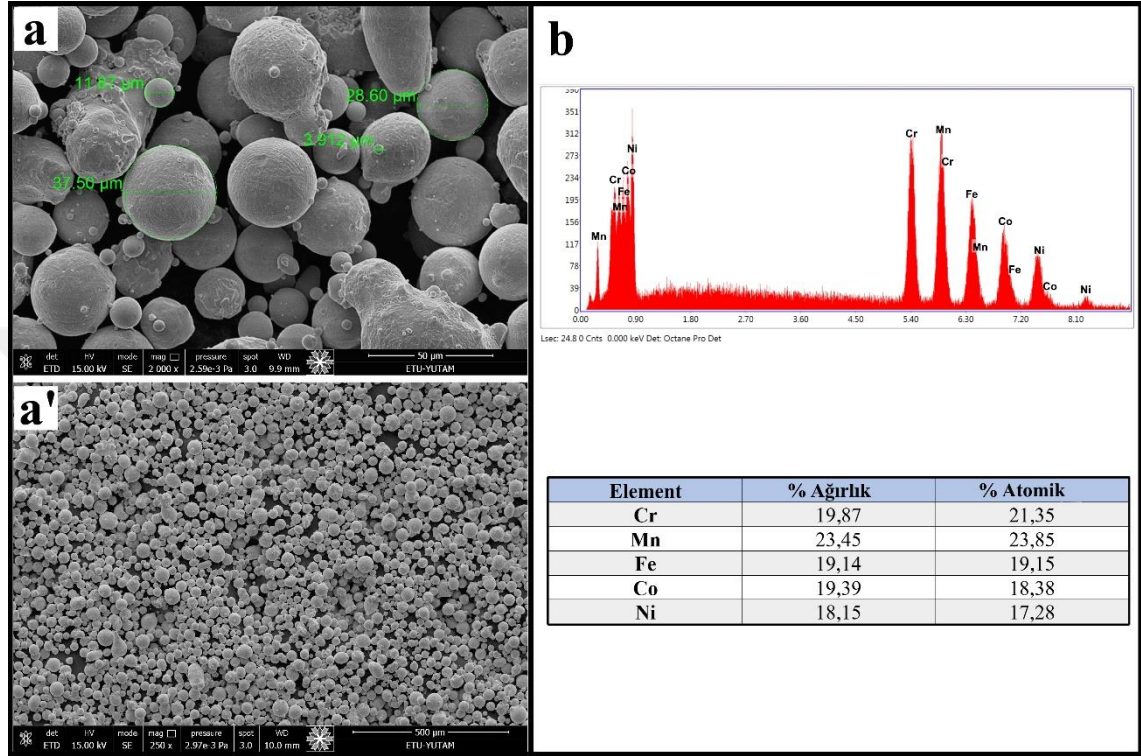
MA ile farklı sürelerde üretilen CoCrFeMnNi tozlarının Şekil 3.3’de gösterilen SLE cihazında üretim ve parametre çalışmaları için kullanılması hedeflenmiştir. Bu doğrultuda ilk aşamada MA ile elde edilen bu toz malzeme SLE cihazının toz haznesine konulmuştur. Ancak üretim işlemi esnasında tozların üretim platformuna serimi yapılamamıştır. Tozlar serme mekanizmasının hareketiyle topaklaşmış ve sericinin önünde birikmiştir (Şekil 4.33). Tozlar cihazdan alınarak eleklerle eleme, fırında kurutma (24 saat, 250-300°C) ve tekrardan eleme gibi işlemler uygulanmıştır. Böylece mevcut toz malzemesinde var olabilecek nem vb. topaklanmaya sebebiyet verebilecek durumların önüne geçilmeye çalışılmıştır. Yapılan bu işlemlerin akabinde tozlar tekrardan üretim için SLE cihazında üretime hazır hale getirilmiştir. Fakat yine aynı sorunla karşılaşmış ve üretim gerçekleştirilememiştir.



Şekil 4.33. MA ile üretilen CoCrFeMnNi tozlarının SLE toz üretim platformdaki görüntüsü.

Serim işlemindeki bu olumsuzlukların; toz malzemenin küreselliğinin ve akıcılığının yeterli düzeyde olmaması, toz kütlesi içerisindeki küçük boyutlu (fine) tozların birbiri üzerine uyguladığı çekim kuvvetleri nedeniyle oluşan topaklanmalar ve öğütme işlemlerinin etkisiyle toz formlarının değişiminden kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Bu doğrultuda gaz atomizasyonu ile üretilen ön alaşımlı ve küresel formda CoCrFeMnNi YEA malzemesi (YEA-1) temin edilmiştir. Temini sağlanan alaşım malzemesinin toz boyutu yaklaşık 10-55 µm aralığında olup, EDS analizi ve SEM

görüntüsü Şekil 4.34’de verilmiştir. EDS ve SEM görüntüsü incelendiğinde kullanılan tozun küreselliğinin ve kimyasal bileşiminin hata oranları dikkate alınarak arzu edilen değerlerde olduğu tespit edilmiş, SLE ile üretim ön hazırlıklarında serme işlemi esnasında herhangi bir topaklanma davranışı sergilemediği gözlemlenmiştir.



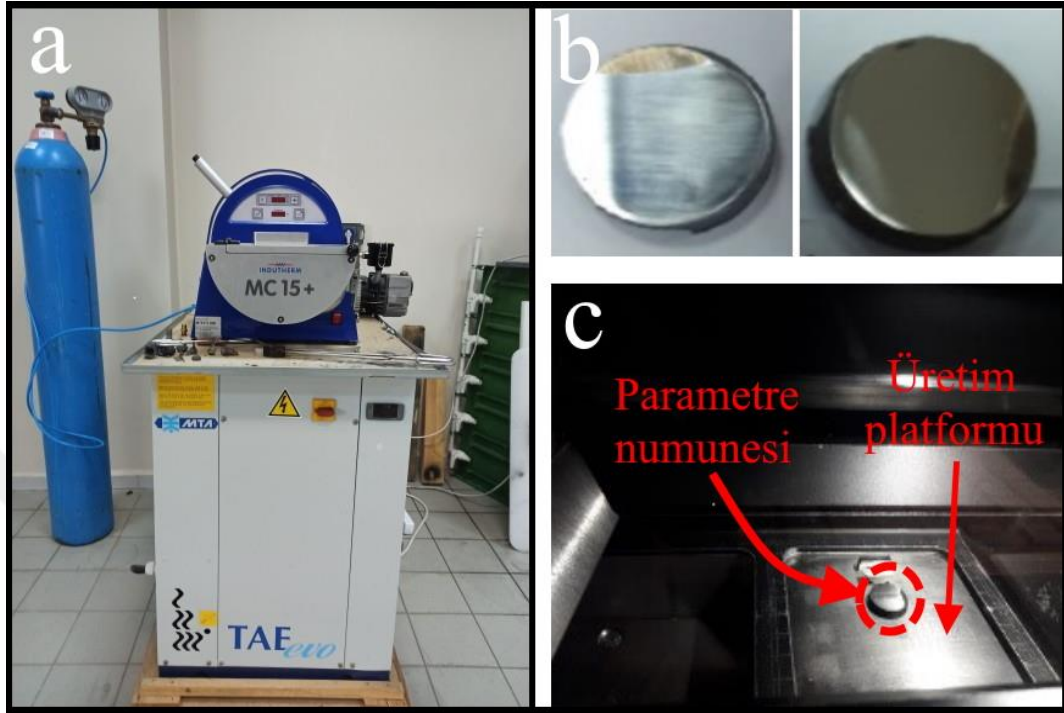
Şekil 4.34. Gaz atomizasyonu ile üretilen YEA-1 bileşimindeki tozların; (a-a') SEM görüntüsü, (b) EDS analizi.

4.2.2. Tekli lazer izlerinin yüzey ve eriyik havuz morfolojisi

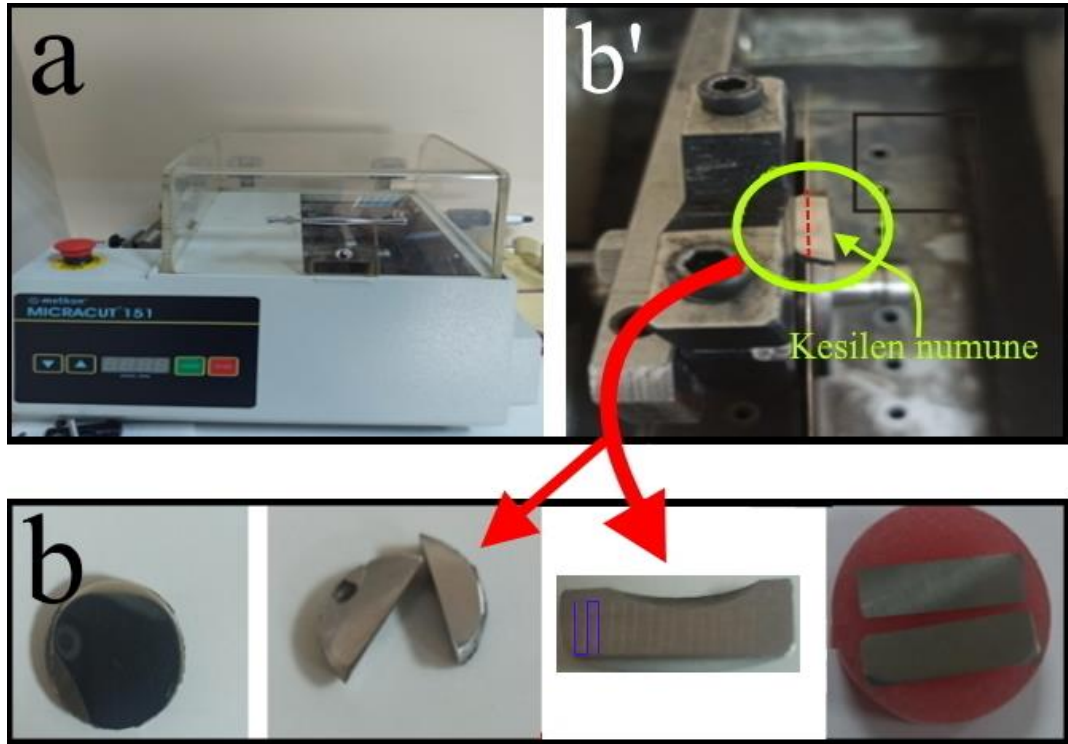
SLE ile üretimde kullanılacak lazer gücü ve tarama hızının etkileşimi sonucu oluşan lazer izlerinin homojenliğinin incelenmesi amacıyla YEA-1 olarak ifade edilen malzeme için tekli lazer vuruşları yapılması hedeflenmiştir. MC15+ Indutherm marka vakum indüksiyon döküm cihazında (Şekil 4.35a) parametre numuneleri döküm yoluyla üretilmiştir. Döküm numunelere gerekli metalografi işlemleri uygulandıktan sonra lazer vuruşları için hazır hale getirilmiştir (Şekil 4.35b ve c). Üretimde kullanılan lazer gücü ve tarama hızının etkileşimi sonucu oluşan lazer izlerinin homojenliğinin incelenmesi amacıyla üretim sürecinde katman kalınlığı 25 µm değerinde sabit tutularak, tek katman kalınlığında 5 farklı lazer gücü (20 – 100 W) ve 10 farklı tarama hızı (200 – 2000 mm/s) ile döküm numunesi üzerinde tekli lazer vuruşları gerçekleştirilmiştir. Parametre

4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

numunelerinin kesme cihazındaki tespiti ile kesim işlemleri (Şekil 4.36a) ve numune yüzeylerine ait lazer hattı ve bakalite alma (Şekil 4.36b) görüntüleri verilmiştir.

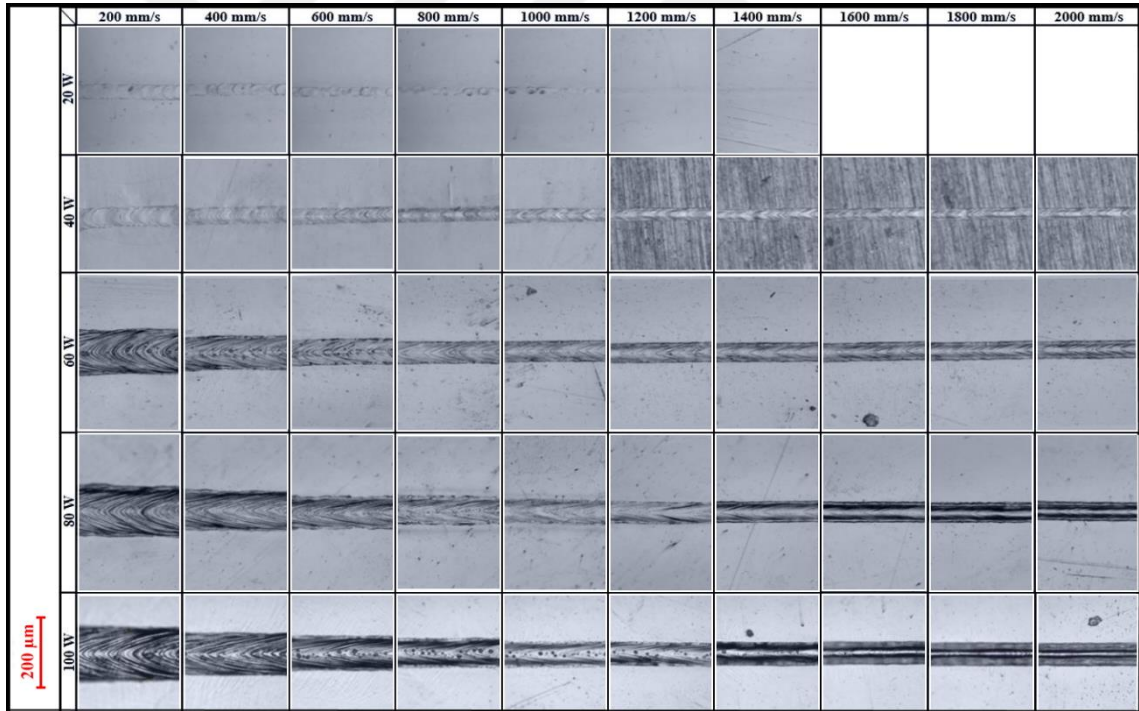


Şekil 4.35. (a) Döküm cihazı, (b) parametre numuneleri, (c) numunenin SLE platformuna yerleşimi.



Şekil 4.36. (a) Kesme cihazı, (b-b') numunelerin kesimi ve bakalite alma görüntüleri

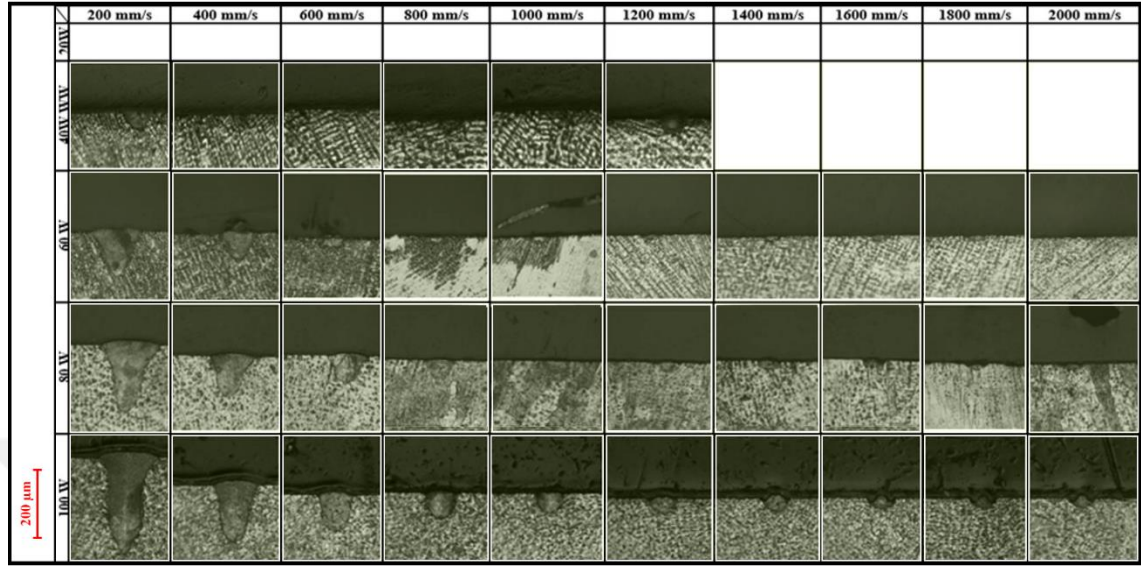
SLE cihazında yapılan tekli lazer vuruşları sonrası döküm numuneleri üzerinde başarılı bir şekilde lazer izleri oluşturulmuş ve eriyik havuzlarına ait kesit görüntüleri alınmıştır. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarında gerçekleştirilen tekli lazer vuruşları sonucu elde edilen numune yüzeylerine ait OM morfoloji görüntüleri Şekil 4.37’de, eriyik havuzlarına ait kesit görüntüleri ise Şekil 4.38’de sunulmuştur. Hem lazer gücü hem de tarama hızı değerlerinin tekli lazer izlerinin oluşumu üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu tespit edilmiştir. Düşük lazer gücü ve yüksek tarama hızlarının sebep olduğu yetersiz ergime nedeniyle, 20 W lazer gücünde 1400 mm/s tarama hızı sonrası döküm yöntemiyle üretilen CoCrFeMnNi alaşım yüzeyinde tarama izi oluşmamış ve bu güç değeri için diğer tarama hızlarında da homojen bir iz elde edilememiştir. 40 W lazer gücünde ise 1200 mm/s tarama hızı sonrası sürekli izler görülmekle birlikte eriyik bölgesinde kararsızlıkların olduğu ve sürekli ergime hattının oluşturulamadığı gözlenmiştir (Şekil 4.37).



Şekil 4.37. Tekli lazer vuruşları sonucu yüzeylere ait OM morfoloji görüntüleri

Yüzey morfolojilerinden elde edilen bu bilgiler sonrası, eriyik havuzlarına ait kesit görüntüleri (Şekil 4.38) ele alınmıştır. Söz konusu görüntüler yardımıyla tekli lazer vuruşları sonrası oluşan eriyik havuzunun genişliği ve derinliği incelenmiştir. Düşük lazer gücünün sebep olduğu yetersiz ergimenin bir sonucu olarak, 20 W lazer gücü ile gerçekleştirilen tekli lazer vuruşları sonrası tüm tarama hızı değerlerinde CoCrFeMnNi

döküm numunesinde (parametre değerleri için kullanılan numune) ergime elde edilememiş ve eriyik havuzuna ait geometrik büyüklükler tespit edilememiştir.



Şekil 4.38. Tekli lazer vuruşları sonucu eriyik havuzlarının OM morfoloji görüntüleri

40 W lazer gücünde ise numunede 1400 mm/s tarama hızları üzerinde ergime elde edilememiş ve eriyik havuzuna ait büyüklükler tespit edilememiştir. Fakat bu tarama hızı altındaki değerlerde derinlik çok düşük olmak kaydıyla eriyik havuzu belirginlik kazanmıştır. Artan lazer gücü ve azalan tarama hızı değerlerine bağlı olarak enerji yoğunluğunun artması sonucu eriyik havuzları daha belirgin olarak elde edilmiştir. Genel olarak, beklenildiği üzere lazer gücü artışı veya tarama hızı azalması sonucu, eriyik havuz genişliği ve derinliğinde bir artış eğilimi belirlenmiştir. Lazer gücündeki artış ve tarama hızındaki azalma ile toz yatağı tarafından emilen enerji artarak daha büyük bir eriyik havuzu genişliği ve derinliği elde edilmiştir. Eriyik havuzlarına ait optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, biri anahtar deliği diğeri ise elips formu olmak üzere iki farklı havuz formu dikkati çekmektedir. Farklı lazer gücü ve tarama hızları ile elde edilen eriyik havuzuna ait boyutsal özellikler ve eriyik havuz formunu temsil eden en/boy oranı (R) değerleri Çizelge 4.6’da sunulmuştur. 20 W ve 40 W lazer güçleri ve uygulanan farklı tarama hızlarında (200-2000 mm/s) eriyik havuzuna ait boyutsal özellikler ve eriyik havuz formunu temsil eden R oranına ait değerlere ulaşılamadığından dolayı Çizelge 4.6 verilerinde bu parametre değerlerine ait veriler sunulmamıştır.

Çizelge 4.6. Farklı lazer gücü ve tarama hızları için eriyik havuzu boyutsal özellikleri

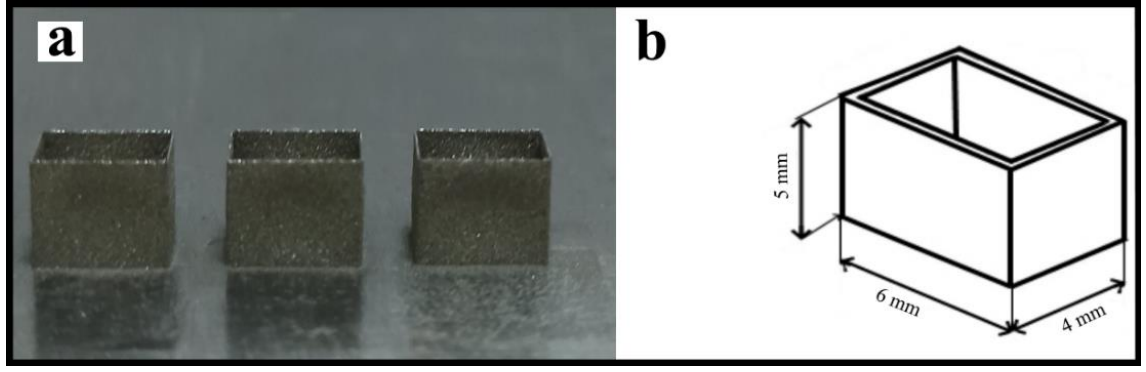
Lazer gücü (W)	Tarama hızı (mm/s)	Genişlik-A (μm)	Derinlik-B (μm)	Oran-R ($R=A/2B$)
60	200	51,146	55,562	0,460261
	400	37,755	33,032	0,571491
	600	28,329	16,146	0,877276
	800	20,905	10,675	0,979156
	1000	8,349	6,265	0,666320
	1200	11,342	10,267	0,552352
	1400	22,122	7,700	1,436493
	1600	14,669	9,007	0,814311
	1800	19,543	7,070	1,382107
	2000	10,697	2,719	1,967083
80	200	60,398	85,668	0,352512
	400	47,318	58,692	0,403104
	600	40,625	35,560	0,571216
	800	29,708	21,847	0,679910
	1000	28,546	15,401	0,926758
	1200	26,229	13,356	0,981918
	1400	24,310	10,356	1,173715
	1600	21,931	9,449	1,160493
	1800	24,895	8,225	1,513373
	2000	22,571	7,452	1,514425
100	200	170,014	312,97	0,271614
	400	122,257	185	0,330424
	600	96,515	116,903	0,4128
	800	89,909	90,432	0,497108
	1000	74,484	62,5	0,595872
	1200	91,854	53,646	0,856112
	1400	73,797	46,261	0,797616
	1600	80,396	42,896	0,937104
	1800	79,171	39,278	1,007829
	2000	76,688	32,157	1,1924

Metalografik parlatma aşamalarından geçirilen kesit numunelerinin optik mikroskopla elde edilen eriyik havuzlarına ait genişlik (A) ve derinlik (B) değerleri ölçülerek $R=A/2B$ oranları (aspect ratio) hesaplanmıştır. $R \geq 1$ değerleri eriyik havuzunun

elips şeklinde olduğu iletken modu (conductive mode) temsil ederken, $R < 1$ değerleri anahtar deliği modunu (keyhole mode) temsil etmektedir. Anahtar deliği formu lazer gücünün yüksek ve lazer tarama hızının düşük olduğu değerlerde meydana gelmektedir (Yuan et al. 2020). Aynı güç değerinde artan tarama hızı değerleriyle birlikte eriyik havuzu formu anahtar deliği biçiminden yarı küresel forma dönüşmektedir. Literatürdeki birçok çalışmada anahtar deliği moduna sahip eriyik havuzlarında, üretimin ilerleyen aşamalarında eriyik havuzlarının bindirilmesi sonrasında gözenekli yapıların ortaya çıktığı rapor edilmiştir. Eriyik havuz formunun incelendiği birçok çalışmada eriyik havuzu içerisinde daha dengeli ısı dağılımının bir sonucu olarak gözeneksiz bir yapı oluşturması sebebiyle, iletken moda sahip eriyik havuzlarının elde edildiği üretim parametreleri tercih edilmektedir (Gençoğlu et al. 2022). Dolayısıyla lazer gücü ve tarama hızı değerlerine bağlı olarak elde edilen R değerinin 1'e en yakın olduğu parametreler optimum eriyik havuzu formunu sağlayan değerler olarak dikkate alınmıştır. 40 ve 60 W lazer gücünde gerçekleştirilen tekli lazer vuruşları sonrası nüfuziyetin çok düşük olması ve bu güçlerde üretim hızının azalması sebebi ile 80 ve 100 W lazer güçlerinde gerçekleştirilen işlemler üzerine yoğunlaşmıştır. Çizelge 4.6'da verilen R değerleri dikkate alındığında 100 W lazer gücünde 1600, 1800 ve 2000 mm/s tarama hızları, 80 W lazer gücü için ise 1000 ve 1200 mm/s tarama hızı değerlerinin R oranını 1'e en çok yaklaştıran parametreler oldukları tespit edilmiştir.

4.2.3. SLE yöntemi ile üretilen kontur (single-wall) yapılarının karakterizasyonu

Eriyik havuzu formlarının incelemeleri sonrası Çizelge 4.6 değerleri dikkate alınarak optimum lazer üretim parametrelerinden lazer gücü ve tarama hızı için en uygun değerlere tam olarak karar verebilmek amacıyla 100 W lazer gücü ve 1600-1800-2000 mm/s tarama hızı değerleri kullanılmak suretiyle kontur üretimleri gerçekleştirilmiştir. Bu doğrultuda Şekil 4.39'da verilen 4x5x6 mm boyutlarında geometriler SLE yöntemiyle üretilerek duvar yapıları incelenmiştir.

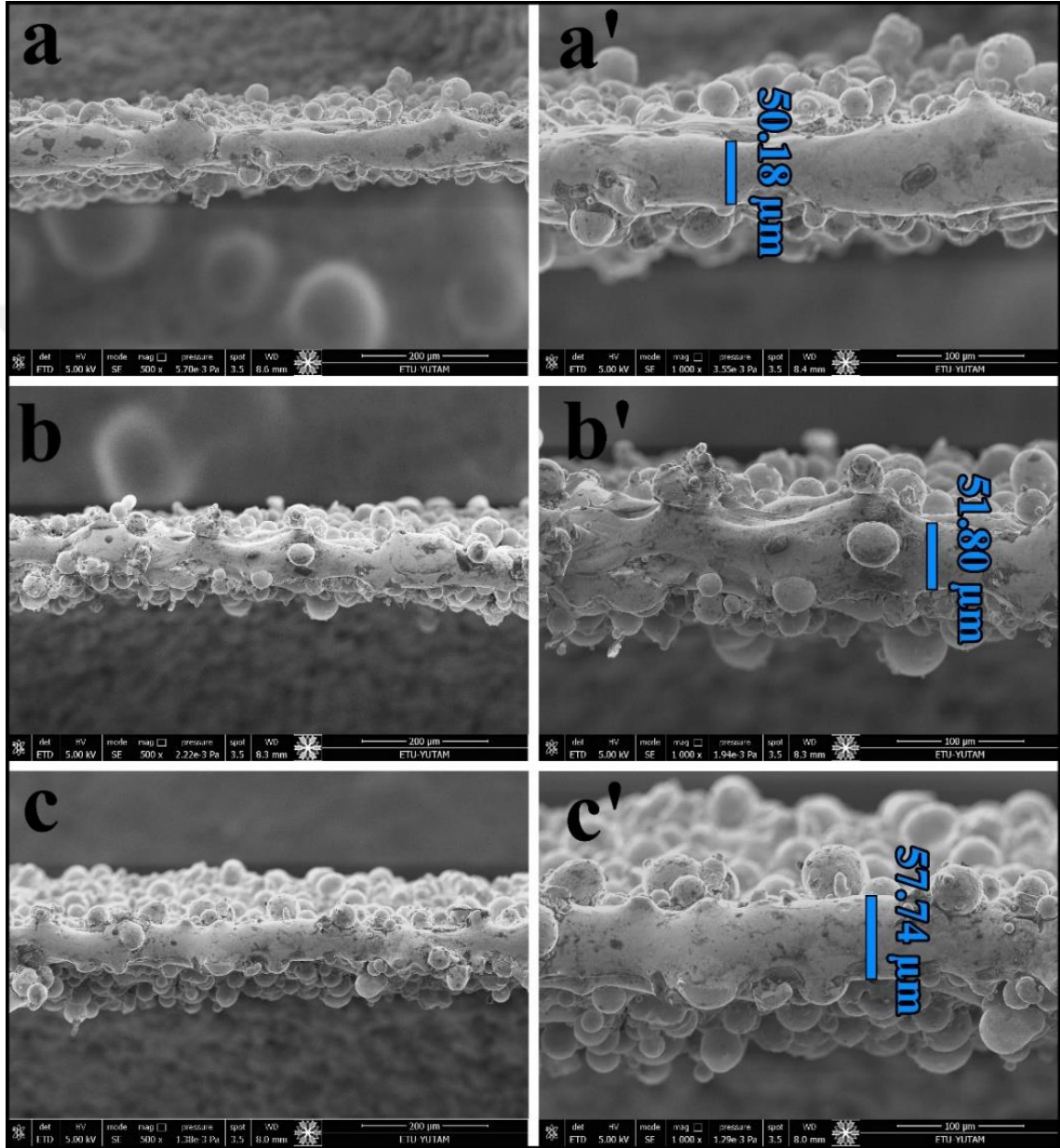


Şekil 4.39. Kontur numunelerinin; (a) SLE üretim platformundaki görünümü, (b) ölçüleri

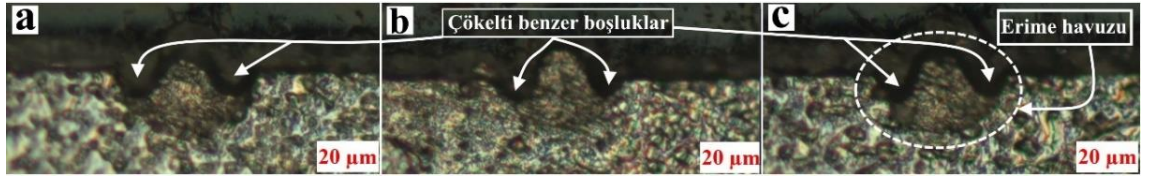
100 W lazer gücü ve farklı tarama hızlarında üretilen kontur yapılarının SEM görüntüleri Şekil 4.40'ta verilmiş olup, görüntüler incelenerek optimum tarama hızı değeri tespit edilmeye çalışılmıştır. Şekil 4.40 dikkate alındığında bu tarama hızları için yapıda boşlukların varlığı, ergimemiş partiküllerin fazlalığı ve bu ergimemiş partiküllerin erimiş hat üzerine yapıştığı, uydulaşmaların olduğu, duvar kalınlıklarının düşüklüğü ve homojen hattın oluşmadığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, söz konusu tarama hızı değerleri için R oranı 1'e yakın olsa dahi, 100 W lazer gücünde 1200 mm/s tarama hızından sonraki değerlerde eriyik havuzunun üst köşelerinde çökme benzeri oyuklar oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil 4.41). Bu durumun, tarama hızlarının yüksek oluşu sebebiyle ilgili bölgelere lazerin yeterince nüfuz edememesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu doğrultuda parametre çalışmalarına devam edilerek 80 W ve 100 W lazer gücü için farklı tarama hızlarında kontur yapıları üretilmiştir. Bu kontur yapıların üretilmesinde Çizelge 4.6 verileri ve mevcut literatür dikkate alınmıştır.

Optimum lazer üretim parametrelerini tespit etmek amacıyla 80 W lazer gücü kullanılarak 800-1000 - 1200mm/s ve 100 W lazer gücü kullanılarak 600-800-1000 mm/s tarama hızlarında kontur numuneleri üretilmiştir. Üretilen kontur yapılarının SEM görüntüleri Şekil 4.42 ve 4.43'de verilmiştir. Bu görüntüler incelenerek optimum tarama hızı değeri belirlenmeye çalışılmıştır. Kontur yapılarına ait SEM görüntüleri irdelendiğinde, 80 W lazer gücü 1000 mm/s ile 1200 mm/s ve 100 W lazer gücü 800 mm/s ile 1000 mm/s tarama hızında gerçekleştirilen üretimlerde kontur duvarlarının homojen olmadığı ve izin bazı bölgelerinde boğumlar oluştuğu, toz partiküllerin erimiş hat üzerine yapışarak kaldığı görülmektedir. 80 W lazer gücü 800 mm/s ve 100 W lazer gücü 600 mm/s tarama hızı ile gerçekleştirilen üretimlerde ise kontur duvarının oldukça homojen olduğu ve diğer tarama hızları ile elde edilen yapılardan farklı olarak boğumlu bir yapının

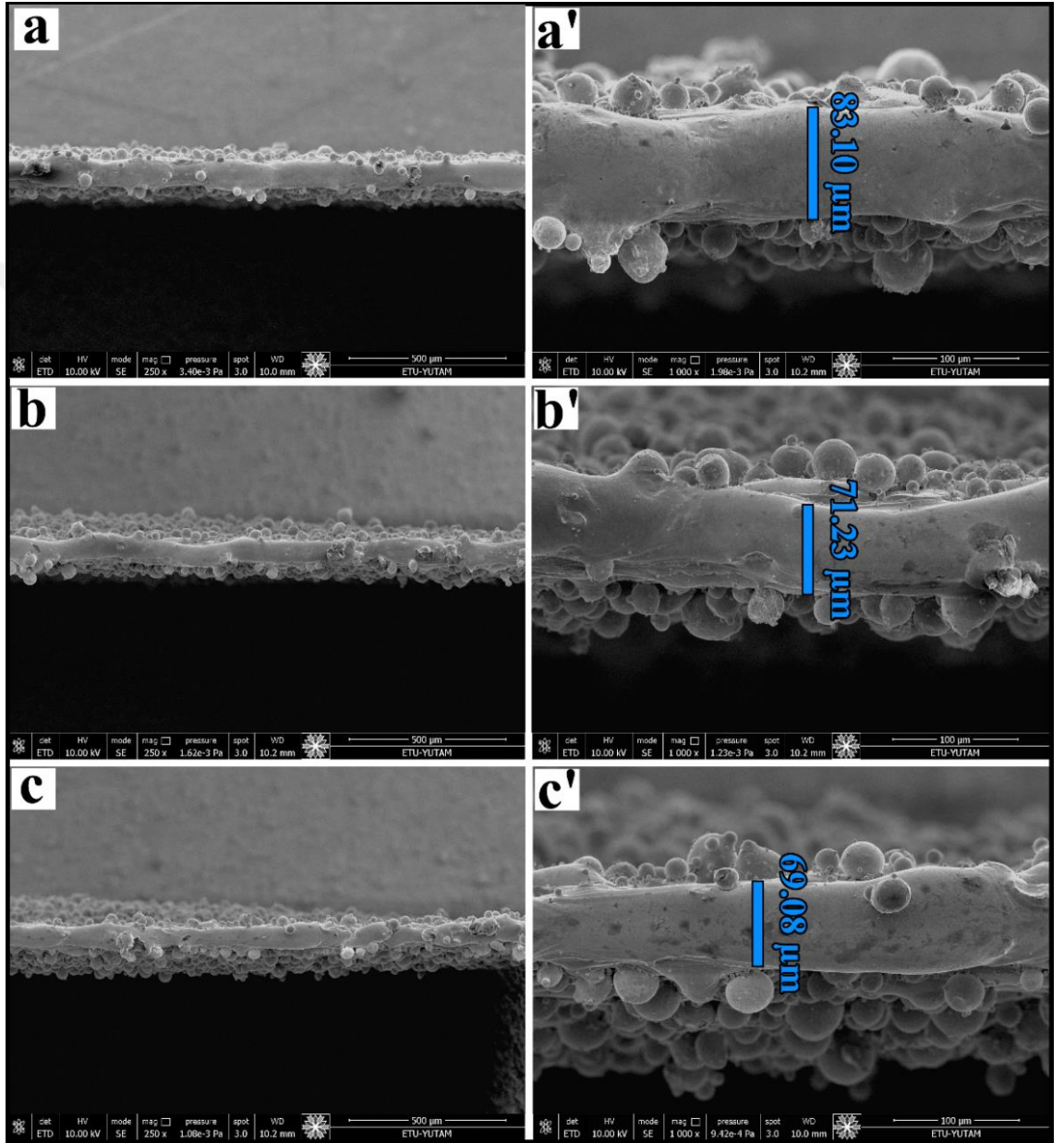
oluşmadığı ve daha yoğun bir yapı sergiledikleri tespit edilmiştir. Yapılan bu incelemeler ışığında 25 µm sabit katman kalınlığı için üretim parametreleri 80 W lazer gücü 800 mm/s tarama hızı ve 100 W lazer gücü 600 mm/s tarama hızı olarak belirlenmesine karar verilerek çalışmalara devam edilmiştir.



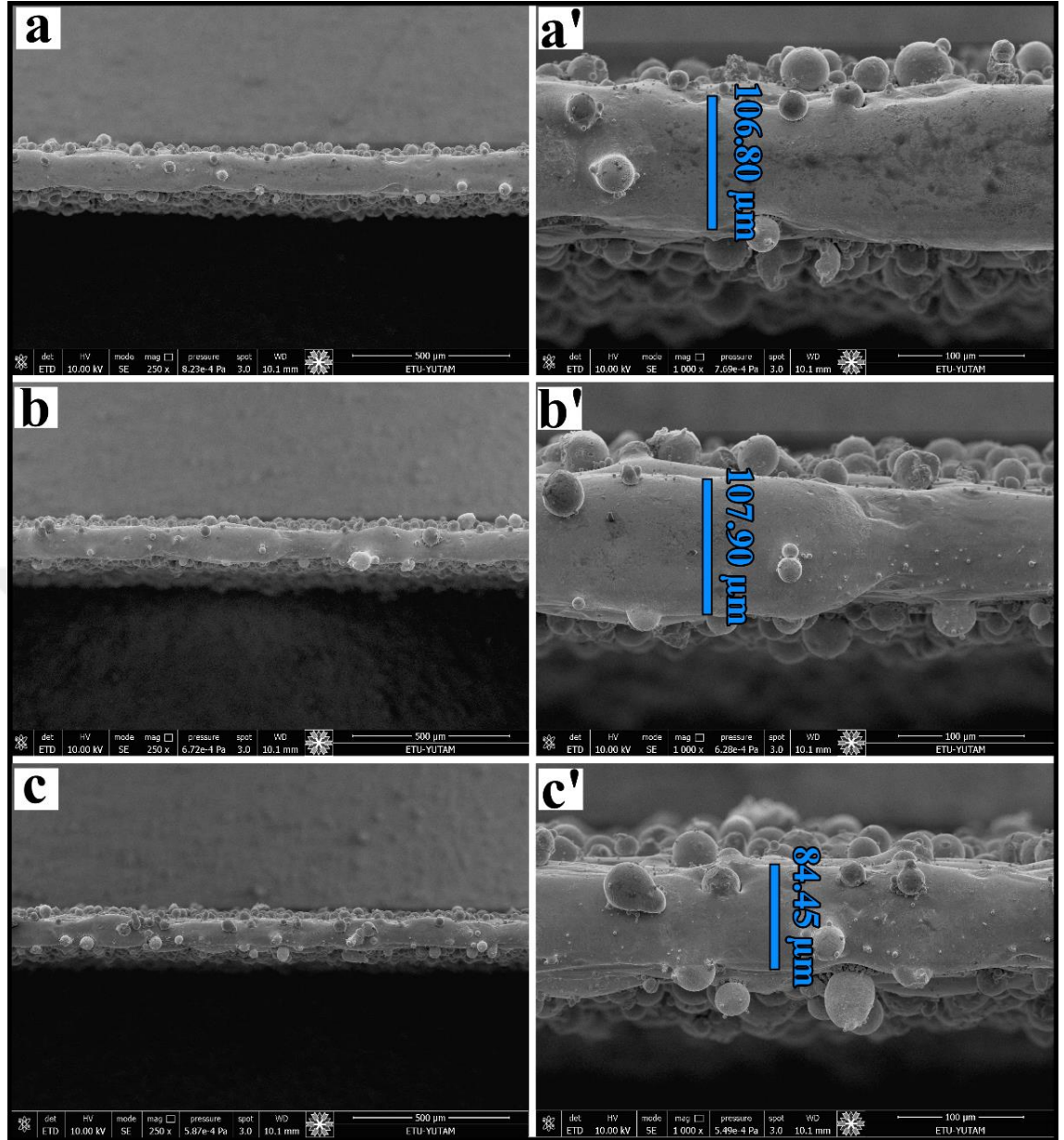
Şekil 4.40. Kontur yapılarına ait SEM görüntüleri; (a-a') 100 W-1600 mm/s, (b-b') 100 W-1800 mm/s, (c-c') 100 W-2000 mm/s.



Şekil 4.41. 100 W lazer gücü ile a) 1600 mm/s, b) 1800 mm/s, c) 2000 mm/s tarama hızları sonucu tekli lazer izlerin eriyik havuzu görüntüleri.



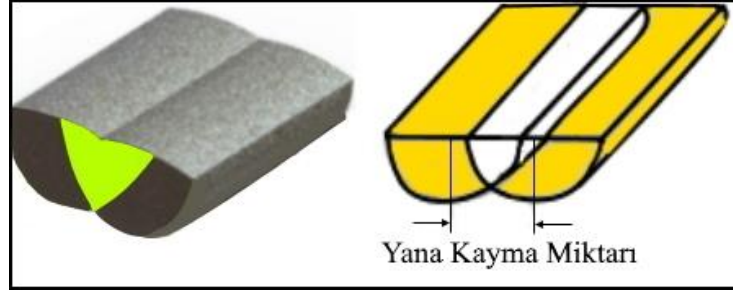
Şekil 4.42. Kontur yapılarına ait SEM görüntüleri; (a-a') 80 W-800 mm/s, (b-b') 80 W-1000 mm/s, (c-c') 80 W-1200 mm/s.



Şekil 4.43. Kontur yapılarına ait SEM görüntüleri; (a-a') 100 W-600 mm/s, (b-b') 100 W-800 mm/s, (c-c') 100 W-1000 mm/s.

4.2.4. SLE yöntemi ile üretimlerde yana kayma parametresinin optimizasyonu

Sistematik olarak parametre azaltılması yolu ile SLE üretim parametrelerinin optimize edilmeye çalışıldığı bu tez çalışmasında, lazer gücü ve tarama hızı değerleri belirlendikten sonra “optimum yana kayma mesafesi” belirlenmeye çalışılmıştır. Yana kayma miktarı iki eriyik havuzunun merkezleri arasındaki mesafe olarak tanımlanmaktadır. Yana kayma miktarının kontrolü ile iki lazer tarama havuzu arasındaki bindirme miktarının kontrolü sağlanmaktadır. Yana kayma mesafesi değerine ait şematik bir gösterim Şekil 4.44’de verilmiştir.

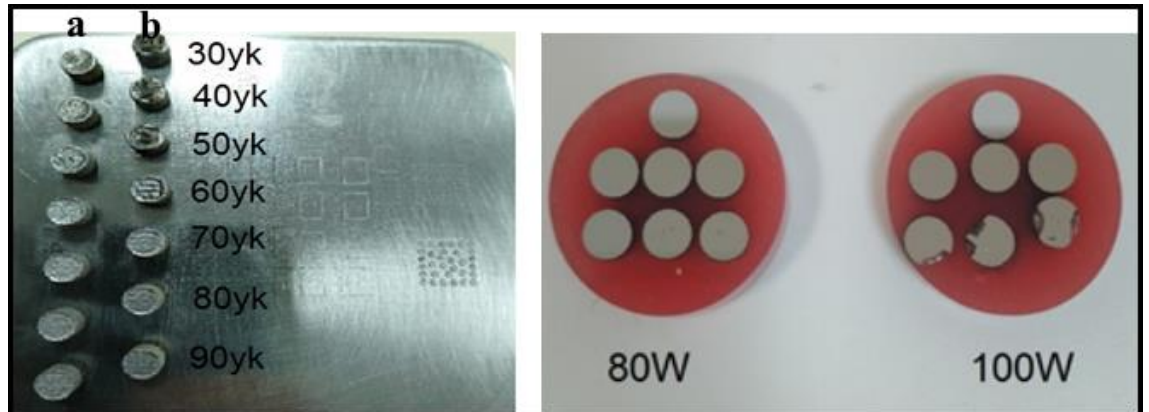


Şekil 4.44. Yana kayma miktarına ait şematik bir gösterim

SLE ile üretimde test edilecek yana kayma değerlerinin belirlenmesi için 80 W lazer gücü 800 mm/s tarama hızı ve 100 W lazer gücü 600 mm/s tarama hızı ile üretilen kontur yapılarının duvar kalınlığı değerleri sırasıyla 83,10 μm ve 106,80 μm olarak belirlenmiştir (Şekil 4.42a ve Şekil 4.43a). Tez çalışmasında yana kayma miktarı (yk), duvar kalınlığı (WT) değerinin yüzdesi olarak alınmıştır.

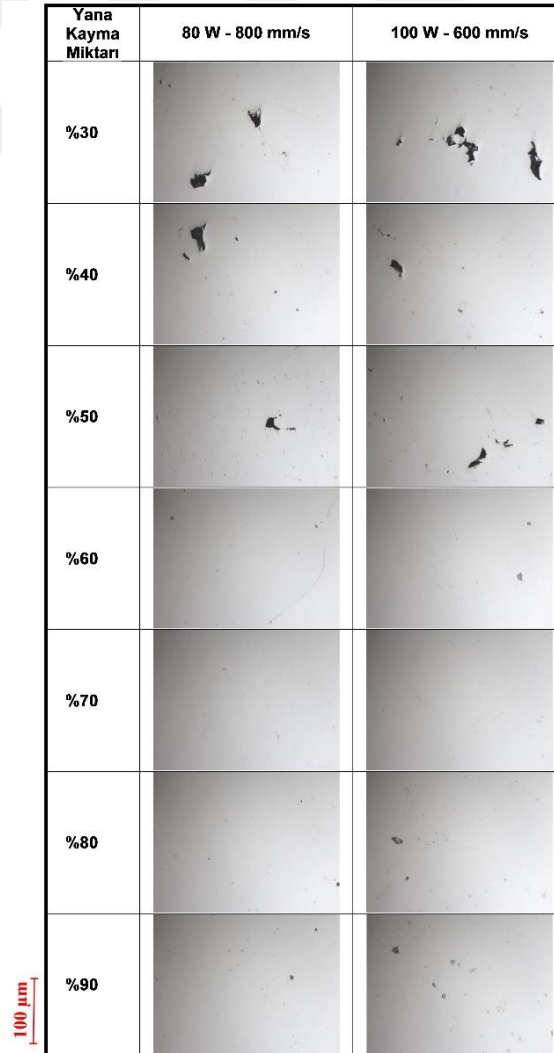
4.2.5. Farklı yana kayma değerleri ile üretilen numunelere ait doluluk oranları

Yana kayma miktarının doluluk oranı üzerindeki etkisini incelemek için, 80 W lazer gücü 800 mm/s tarama hızı ve 100 W lazer gücü 600 mm/s tarama hızı kullanılarak farklı yana kayma miktarlarında numuneler üretilmiştir. Bu doğrultuda toz malzeme sarfiyatını daha düşük seviyelere indirmek amacıyla çekme numunelerinin üretiminden önce, belirlenen duvar kalınlığı değerine göre yana kayma miktarı %30-90 aralığında %10 artımla 6 mm çap ve 4 mm yükseklik ölçülerinde silindirik numuneler üretilmiştir. Şekil 4.45’de 80 W ile 100 W lazer gücü kullanılarak üretilen silindirik formda farklı yana kayma numuneleri ve bu numunelerin bakalite alma ve parlatma işlem sonrası görselleri sunulmuştur.

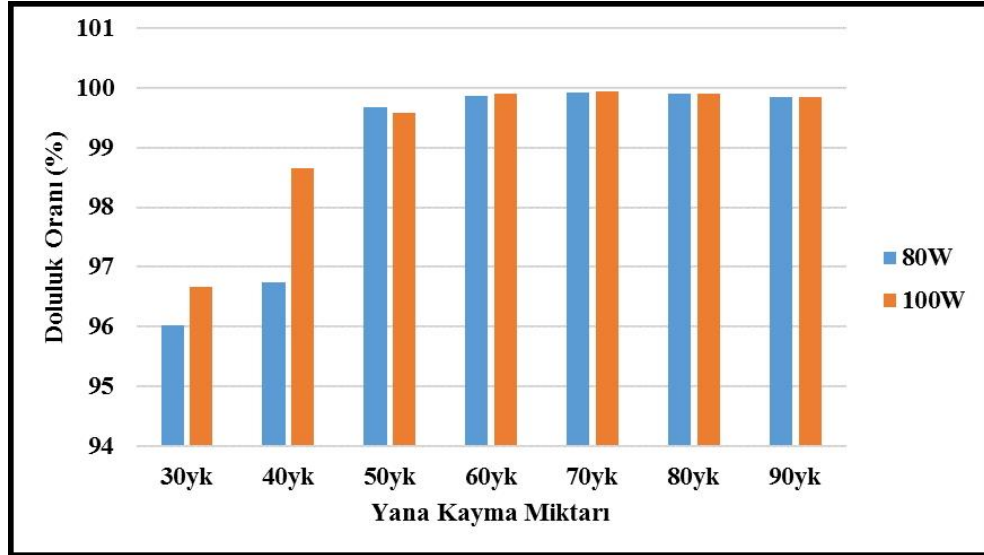


Şekil 4.45. (a) 80 W, (b) 100 W lazer gücü ile üretilen yana kayma numuneleri

Şekil 4.46’da 80 W ve 100 W lazer gücü ile üretilen yana kayma numunelerinin doluluk oranlarını tespit etmek için alınan optik mikroskop görüntüleri ve Şekil 4.47’de ise doluluk oranlarının grafiksel dağılımı sunulmuştur. Çizelge 4.7’de her iki lazer gücünde farklı yana kayma değerleri ile üretilen numunelerin doluluk oranlarının sayısal değerleri verilmiştir. Şekil 4.46 incelendiğinde, her iki lazer gücüyle elde edilen 30yk, 40yk ve 50yk değerlerinde aşırı ısı girdisinin bir sonucu olarak yapıda boşlukların oluştuğu görülmektedir. Her iki lazer gücünde kullanılan 80yk ve 90yk miktarlarında da yüksek doluluk oranları (%99 üzeri) elde edilmesine rağmen, lazer izlerinin yeterince örtüşmemesi (overlap) nedeniyle bir kırılma noktası oluşmuş ve doluluk oranları azalmaya başlamıştır. Her iki lazer gücüyle 70yk değerinde üretilen numunelerde doluluk oranı diğer numunelere göre daha yüksek olarak elde edilmiştir. Dolayısıyla bu aşamada en yüksek doluluk oranlarının elde edildiği %70 yk optimum değer olarak belirlenmiş ve bu parametrelerde çekme test numuneleri üretilerek mekanik testler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.46. 80W ve 100W lazer gücü için farklı yk değerlerinde OM görüntüleri



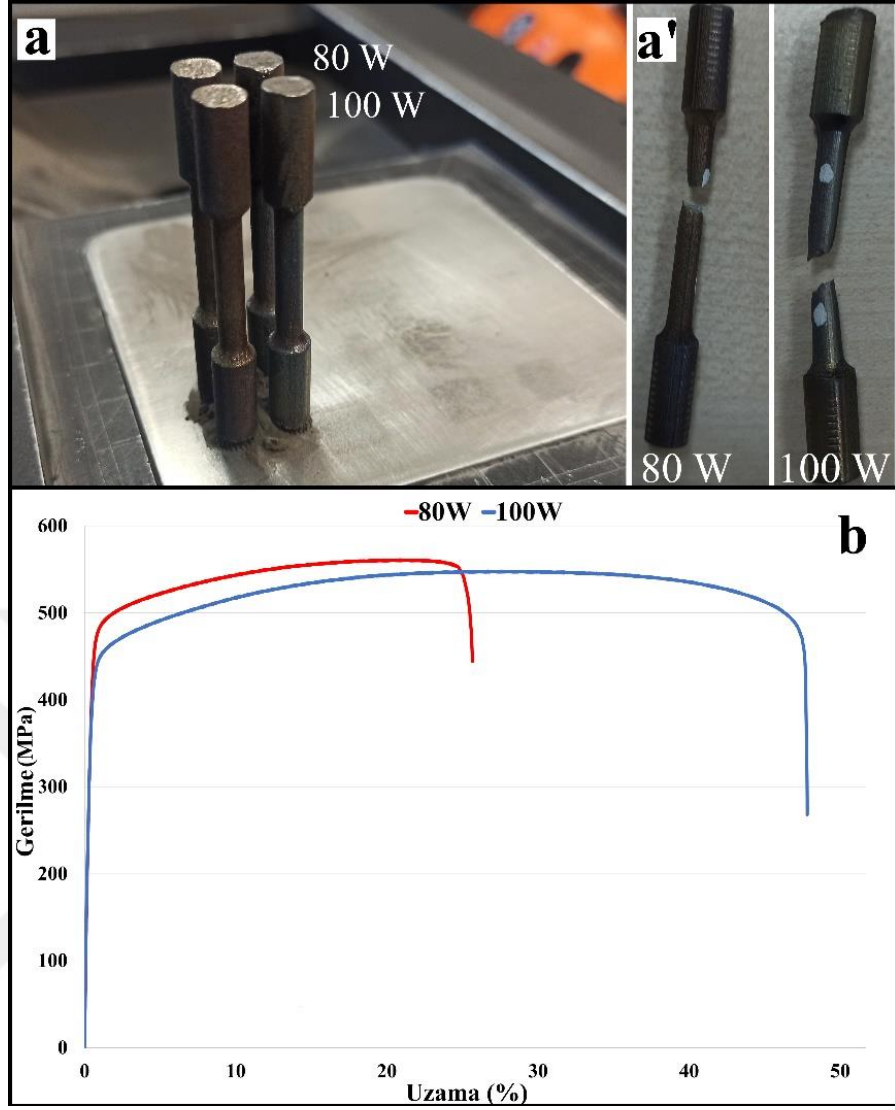
Şekil 4.47. 80W ve 100W için numunelerin doluluk oranlarının grafiksel dağılımı

Çizelge 4.7. 80 W ve 100 W ile elde edilen numunelerin doluluk oranları

Yana Kayma	Doluluk Oranı %	
	80 W – 800 mm/s	100 W – 600 mm/s
30yk	96,01	96,67
40yk	96,74	98,66
50yk	99,68	99,59
60yk	99,86	99,90
70yk	99,91	99,94
80yk	99,91	99,89
90yk	99,84	99,84

4.2.6. Mekanik özellikler

Bağıl yoğunluklar açısından en uygun sonuçları sağlayan %70 yana kayma değeri kullanılarak 80 W - 800 mm/s ve 100 W - 600 mm/s parametreleri ile üretim platformuna dik yerleşim olacak şekilde çekme numuneleri üretilmiştir (Şekil 4.48a). Üretilen çekme numuneleri ASTM E8 standardına göre boyutlandırılmış ve her bir lazer gücü için 70yk değerinde ikişer adet çekme numunesi üretimi sağlanmıştır. Numunelerin test sonrası fiziki görüntüleri Şekil 4.48a’da gösterilmektedir. Çekme testleri gerçekleştirilen numunelerin eğrileri ise Şekil 4.48b’de karşılaştırılmalı olarak sunulmuştur. Sonuçlara göre, SLE yöntemi için optimum üretim parametre seti, en yüksek yoğunluk oranı ve uzama performans kriterlerine dayalı olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.48. (a) Çekme numunelerinin inşa platformu üzerindeki görüntüleri, (a') test sonrası görüntüleri, (b) %70 yk miktarında 80W-800mm/s ve 100W-600mm/s ile üretilen numunelerin çekme testi deney sonuçları.

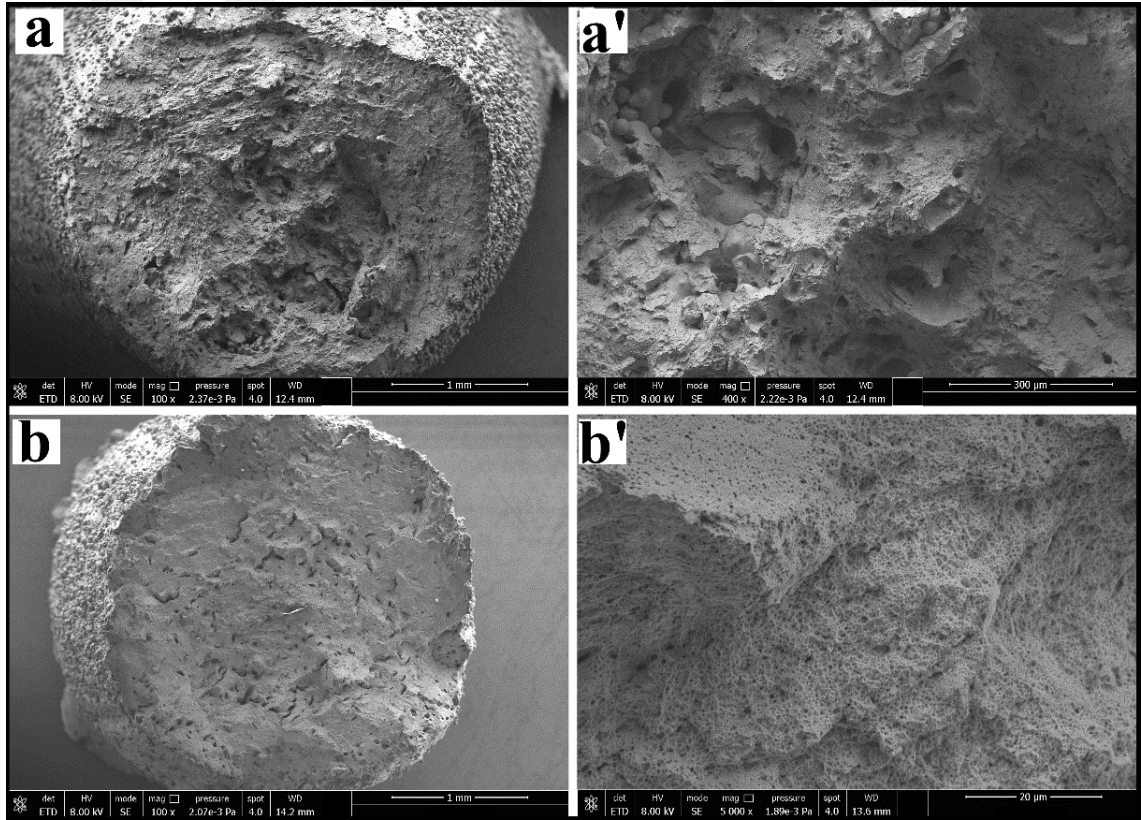
Şekil 4.48b’de verilen çekme eğrileri incelendiğinde %70 yana kayma miktarı ile 80W - 800mm/s ve 100W - 600mm/s parametrelerinde üretilen numunelerde uzama değerleri sırasıyla %25 ve %48 olarak belirlenmiştir. Çekme gerilmeleri açısından numuneler arasında kayda değer bir fark gözlenmemiş olup 80W için yaklaşık 560 MPa ve 100W için 548 MPa değerlerine ulaşılmıştır. Bu sonuçların temel nedeni, 100W-600mm/s parametrelerinde üretilen numunelerin aynı zamanda en yüksek bağlı yoğunluğu sergilemesi olarak yorumlanmıştır. SLE ile üretilen malzemelerin yapılarındaki gözenekler ve çatlaklar gibi metalurjik kusurlar mekanik özelliklerin azalmasına neden olur (Li et al. 2018). Ayrıca, uygulanan SLE parametrelerinin (örneğin lazer gücü, tarama hızı vb. gibi) malzemenin yoğunluğunu ve mekanik özelliklerini etkilediği bilimsel literatürde bilinmektedir (Zhu et al. 2018; Sun et al. 2023a).

Ti ilavesi olmaksızın CoCrFeMnNi alaşımı ile ilgili literatürde yapılan bazı çalışmalar dikkate alındığında; Zhu vd. (2018) tarafından yapılan SLE yöntemi ile 240 W lazer gücü, 40 µm katman kalınlığı, 50 µm yana kayma mesafesi ve 2000 ile 2500 mm/s olmak üzere iki farklı tarama hızı değerleri kullanılarak üretilen numunelerin mekanik özelliklerinin incelendiği çalışmada döküm yöntemi ile üretilen numuneler açısından bir karşılaştırma yapılmıştır. Döküm yöntemi ile üretilen numunede 450 MPa çekme gerilmesi ve %60 uzama elde edilirken, SLE ile 2000 mm/s tarama hızında üretilen numune için 600 MPa çekme gerilmesi ve %40 uzama elde edilmiştir. Tarama hızı 2500 mm/s'ye çıkarıldığında çekme mukavemeti 510 MPa ve uzamanın %25 değerine düştüğü belirtilmiştir (Zhu et al. 2018). Li vd. (2018) tarafından yapılan çalışmada eş oranlı CoCrFeMnNi YEA sisteminin SLE ile üretilebilirliği, mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. SLE ile üretimde en yüksek bağıl yoğunluk değerine (%98,2) sahip 74 J/mm³ enerji yoğunluğunda üretilen numuneler HIP işlemine tabi tutulmuştur. Bu ikincil işlem sonrası çekme mukavemeti 601 MPa'dan 649 MPa değerine ulaşmışken, uzama değeri %35'ten %18'e düşmüştür (Li et al. 2018).

Sun vd. (2023) tarafından yapılan bir diğer çalışmada, SLE yöntemi ile farklı üretim parametrelerinde üretilen CoCrFeMnNi YEA alaşımının mekanik özellikleri incelenmiştir. Lazer gücünün artışına bağlı olarak çekme gerilmesinin kademeli olarak düştüğü gözlemlenmiştir. 320 W lazer gücünde gerçekleştirilen üretimler için çekme gerilmesi 653 MPa ve uzama %16,99 olarak rapor edilmiştir (Sun et al. 2023a). SLE üretim sürecinde bilinen en temel eksiklik/sınırlama katmanlar arasındaki yetersiz birleşmeler ve hızlı soğuma sonucu oluşan mikroyapının neden olduğu yetersiz uzamadır (Dutt et al. 2023). İki farklı parametre seti kullanılarak üretilen numunelerin çekme dayanımlarında önemli bir fark olmaması nedeniyle, bu çalışma kapsamında mekanik özellikler açısından kırılma anındaki uzama değeri performans kriteri olarak alınmıştır. Bu aşamada 100W - 600mm/s parametresi kullanılarak üretilen çekme numunelerinin elde edilen %48'lik uzama ile literatür verilerine göre daha yüksek bir uzama değeri elde edilmiştir.

%70 yana kayma değerleri kullanılarak 80 W lazer gücü 800 mm/s tarama hızı ve 100W lazer gücü 600mm/s tarama hızı ile üretilen çekme numunelerinin test sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 4.49'da verilmiştir. Her iki lazer gücü ile üretilen numunelerin kırılma yüzeyleri, eş eksenli çukurların varlığını, yüzeylerde

süngerimsi bir yapıyı ve koni-çanak kırılma modu ile karakterize edilen sünek kırılmayı sergilemektedir. Numunelerde gözlemlenen bu hasar mekanizması, mikro boşlukların oluşması ve birleşmesi yoluyla kırılmaya yol açarak kırılma yüzeyinin karakteristik görünümüne neden olur (Mehran et al. 2018; Pirlari et al. 2019). Ortalama tane boyutu arttıkça yapıdaki çukurların boyutunun da arttığı, bunun da daha az miktarda aktif mikro boşluklara ve daha derin çukurlara yol açtığı rapor edilmiştir (Naghizadeh and Mirzadeh 2019). Tane boyutuna bağlı olarak mikro boşlukların gecikmiş birleşmesine atfedilen yüzeydeki bu derin çukurların varlığı, gerilim-gerinim eğrisinin gösterdiği gibi sünek kırılma davranışıyla tutarlıdır. 100W-600mm/s parametreleri altında üretilen numuneler, daha belirgin bir sünek kırılma modu sergilemiştir. 80W-800mm/s parametrelerinde üretilen numunelerde oluşan mikro çukurcukların içerisinde mikro partiküller gözlemlenmiştir. Yapı içindeki boşlukların miktarına ek olarak, bu mikro parçacıkların yaygın varlığı, çekme testi sırasında malzemenin erken kırılmasına katkıda bulunabilir. Elde edilen sonuçlara göre, en yüksek doluluk oranı ve uzama değerleri performans kriteri olarak esas alınmak suretiyle SLE yöntemi için belirlenen optimum üretim parametre seti Çizelge 4.8’de sunulmuştur.



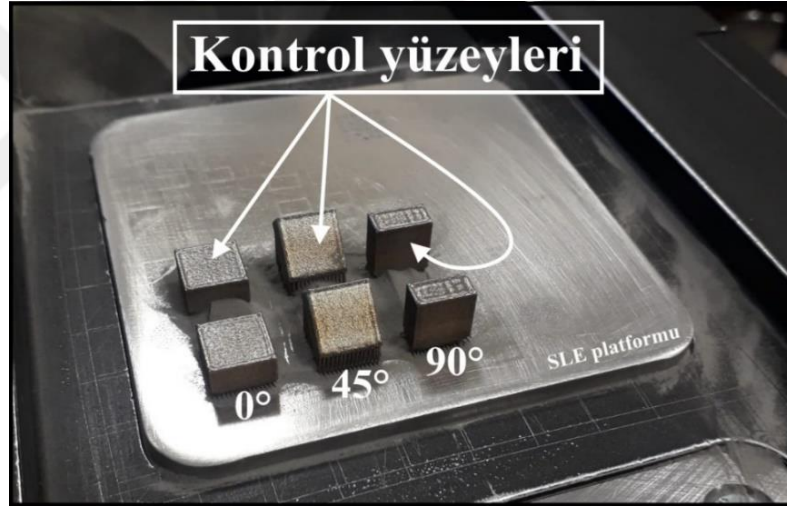
Şekil 4.49. %70 yk değerinde üretilen çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri; (a-a') 80W-800 mm/s, (b-b') 100W-600 mm/s.

Çizelge 4.8. Optimum üretim parametre seti

Lazer Gücü (W)	Tarama Hızı (mm/s)	Katman Kalınlığı (μm)	Yana Kayma Mesafesi (%)
100	600	25	70

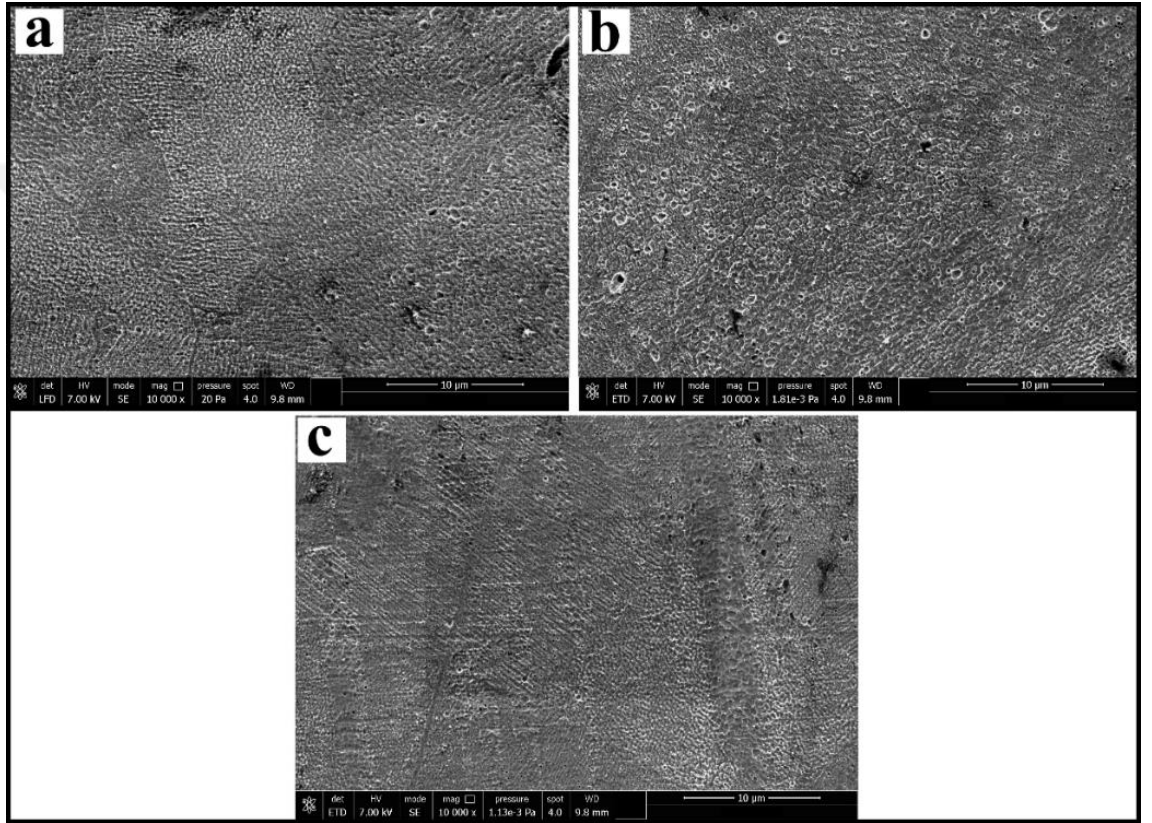
4.2.7. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin yapısal özellikleri

Çizelge 4.8’de sunulan optimum SLE parametreleri ile YEA-1 bileşimindeki mikroyapı ve doluluk oranı numuneleri 10x10x5 mm boyutlarında üç farklı inşa oryantasyonu kullanılarak (0° , 45° ve 90°) prizmatik formda üretilmiştir (Şekil 4.50). Bu bölümde farklı inşa oryantasyonlarının doluluk oranı ve mikroyapısal özellikler üzerindeki etkileri ortaya konmuştur.

**Şekil 4.50.** Farklı inşalarda üretilen numunelerin üretim platformundaki görünümü

Optimum parametre seti kullanılarak üç farklı inşa oryantasyonunda SLE yöntemi ile üretilen prizmatik deney numunelerinin yüzeylerinden metalografik aşamalar sonrası alınan SEM görüntüleri Şekil 4.51’de verilmiştir. SEM görüntüleri Şekil 4.50’de verilen numunelerin kontrol yüzeylerinden alınmıştır. Şekil 4.51a’da inşa yönüne dik olan yüzey ele alındığı için katman yapısı görülmemektedir. Şekil 4.51c’de inşa yönüne paralel olan yüzey incelendiği için katman yapısına ait yatay hatlar belirginlik kazanmıştır. Mikroyapı görüntülerinde ince bir hücresel/dendritik yapı (cellular/dendritic structure) görülmektedir. Bu mikroyapı, döküm tekniği ile elde edilen yapılarda olduğu gibi SLE yönteminde karşılaşılan yüksek soğuma hızları nedeniyle hızlı katılaşmanın bir sonucu olarak oluşmaktadır (Sun et al. 2023b). Hücresel tanelerin veya dendritik tanelerin

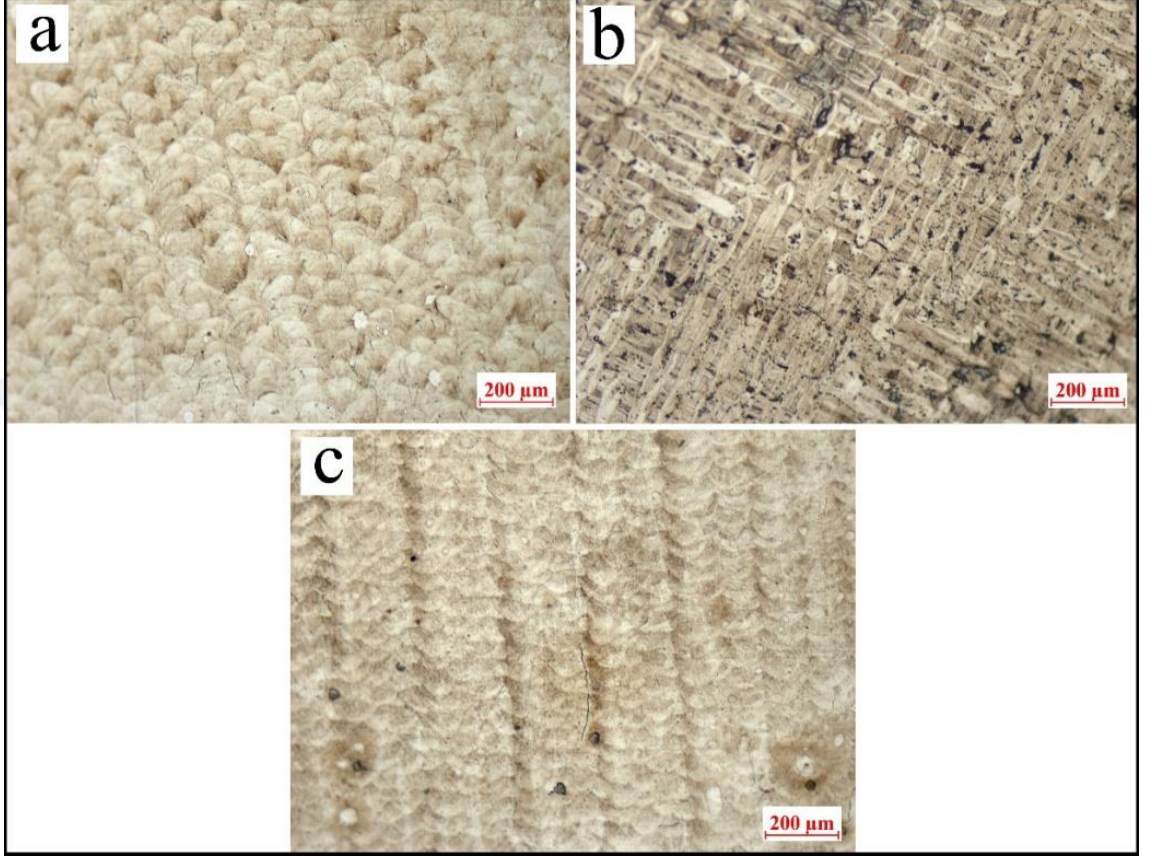
oluşumu sıcaklık gradyanına (G) ve katılaşma hızına (R) bağlıdır. Sıcaklık alanı G düşük ve R yüksek olduğunda, eş eksenli veya hücresel tanelerin oluşumuna neden olur ve tersi durum meydana geldiğinde (yani G yüksek ve R düşük olduğunda), dendritik sütunlu tanelerin oluşumuna neden olur (Chew et al. 2019; Xu et al. 2019). Bu görüş Song ve arkadaşları tarafından ayrıntılı olarak rapor edilmiştir (Song et al. 2018). Ayrıca yüksek enerji yoğunluğu, yönlü ısı transferine ve bunun sonucunda da yönlü katılaşmaya neden olabilir (Shifeng et al. 2014).



Şekil 4.51. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 numunelerin SEM görüntüleri; (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°.

Mikroyapı SEM görüntüleri bir bütün olarak ele alındığında, 0° inşa oryantasyonu ile üretilen numunelerde hücresel mikroyapı ağırlıklı olmak üzere bazı tanelerin dendritik olarak büyüdüğü ve mikroyapının diğer oryantasyonlara göre daha homojen olduğu görülmektedir (Şekil 4.51a). İnşa oryantasyonunun artışı ile 45° inşa oryantasyonunda mikroyapıda tanelerin tercihli yönlenmeye başladığı (Şekil 4.51b), bu durumun 90° inşa oryantasyonunda daha da belirgin hale gelerek mikroyapıda dendritik büyümenin yoğunlaştığı tespit edilmiştir (Şekil 4.51c). Şekil 4.52’de numunelerin OM görüntüleri verilmiştir. Dağlama işleminden sonra numune yüzeylerinden alınan OM görüntülerinde

tane yapıları inşa oryantasyonuna göre daha net gözlemlenebilmektedir. Sonuç olarak, hızlı katılaşmanın yanı sıra inşa oryantasyonu da katılaşmanın yönünü ve dolayısıyla da mikroyapının oluşumunu etkilemektedir.

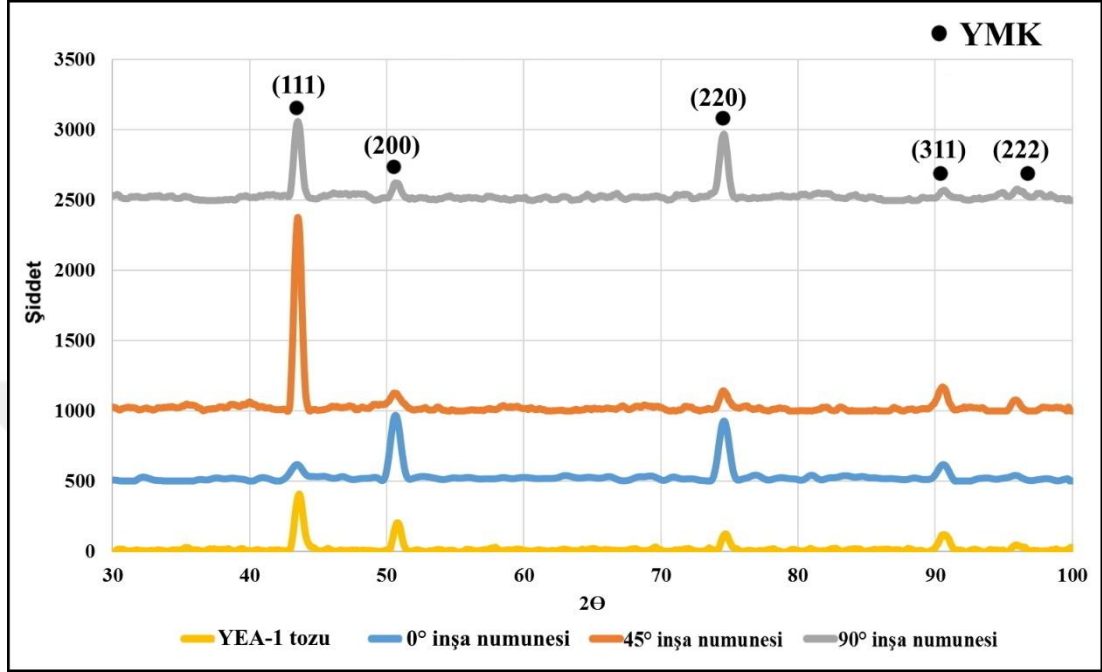


Şekil 4.52. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 numunelerin OM görüntüleri: (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°.

4.2.8. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin XRD sonuçları

SLE yöntemiyle farklı inşa oryantasyonları kullanılarak üretilen YEA-1 bileşim yapısına ait XRD sonuçları Şekil 4.53’de verilmiştir. YEA-1 ön alaşım toz malzeme ve YEA-1 kapsamındaki farklı inşa oryantasyonunda üretilen tüm numuneler (111), (200), (220), (311) ve (222) düzlemleri için tek faz YMK yapıya sahip pikler elde edilmiştir. Mevcut toz alaşımın yanı sıra tüm inşa oryantasyonları ile elde edilen düzlemler literatür çalışmalarıyla uyumludur ve CoCrFeMnNi yapısı için tipik XRD sonuçlarıdır (Xu et al. 2020; Ji et al. 2023; Zhang et al. 2023). Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 alaşımında herhangi bir faz değişimi olmamıştır ve yalnızca YMK faz yapısı gözlemlenmiştir. İncelenen numunelerin pik konumlarında önemli bir kayma gözlemlenmemiştir, ancak farklı şiddet değerleri elde edilmiştir. Bu durumun sebebi,

üretimde kullanılan farklı inşa oryantasyonları sonrası yapıda oluşan tekstür (doku) değişikliğidir (Ji et al. 2023). Ayrıca pik şiddetlerindeki değişim, kafes bozulmalarına neden olan kalıntı gerilmelerin varlığını göstermektedir.

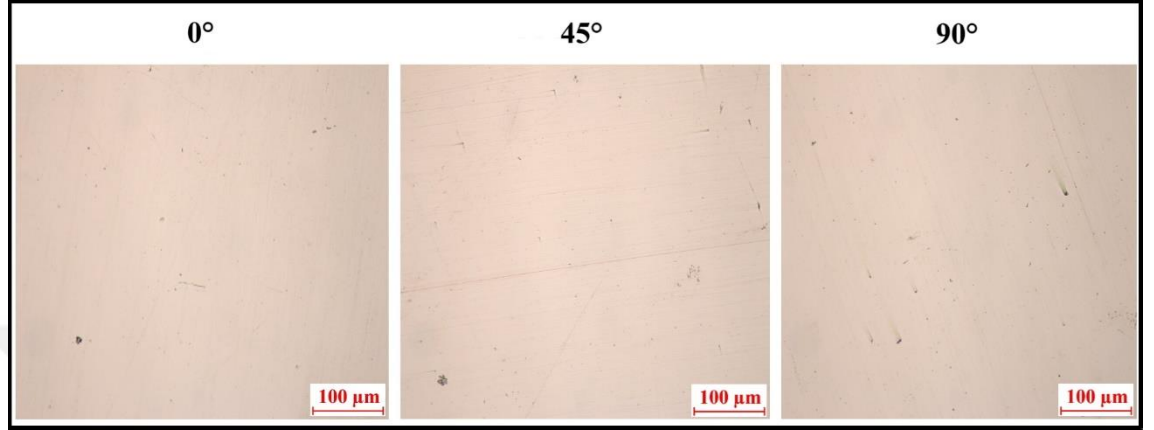


Şekil 4.53. YEA-1 bileşimine ait toz ve numunelerin XRD grafiği

4.2.9. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin yoğunluk değerleri

Uygun proses parametrelerinin seçimi, SLE yoluyla üretilen malzemelerin gözenekliliğini veya yoğunluğunu büyük ölçüde etkiler. SLE prosesinde parametre seçiminin yanı sıra malzemenin katılaşma hızı da önemli bir rol oynar. Aşırı yüksek enerji yoğunluğu, anahtar deliği oluşumu, sıçrama ve diğer olumsuz etkiler gibi olaylara atfedilen artan gözenekliliğe yol açabilir ve bu da gazın eriyik içinde hapsolmesine neden olabilir (Savinov et al. 2021). Optimum parametre seti kullanılarak farklı yönlerde üretilen prizmatik test numunelerinin bağıl yoğunlukları bir optik mikroskop kullanılarak görüntü analizine tabi tutulmuştur. Yoğunluk ölçümlerinin sonuçları Şekil 4.54 ve Çizelge 4.9'da sunulmuştur. Sonuçlara göre, inşa yöneliminin bağıl yoğunluk üzerinde etkili olduğu ve her üç inşa yöneliminde de %99'un üzerinde ve hacimsel bütünlüğü sağlanmış katmanlar ile yüksek doluluk oranına sahip numuneler elde edilmiştir. 45° yönelimle üretilen numune %0,33 ile en yüksek gözeneklilik oranını sergilerken, 0° yönelimle üretilen numune %0,06 ile en düşük gözeneklilik oranını göstermiştir. 45° ve 90°'deki yapı yönelimleri arasındaki bağıl yoğunluklarda önemli bir fark gözlenmemiştir.

Optimum parametre seti ile yaklaşık $88,89 \text{ J/mm}^3$ hacimsel enerji yoğunluğu (VED) girdisi ve bunun alaşım numuneleri üzerindeki etkisi ile %99'u aşan bir bağlı yoğunluk elde edilmiştir. Bu sonuçlar, YEA üretimi için kullanılan SLE parametrelerinin bağlı yoğunluklar açısından son derece uygun olduğunu açıkça göstermektedir.



Şekil 4.54. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen YEA-1 numunelerin OM görüntüsü

Çizelge 4.9. Farklı oryantasyonlarında üretilen numunelerin doluluk oran değerleri

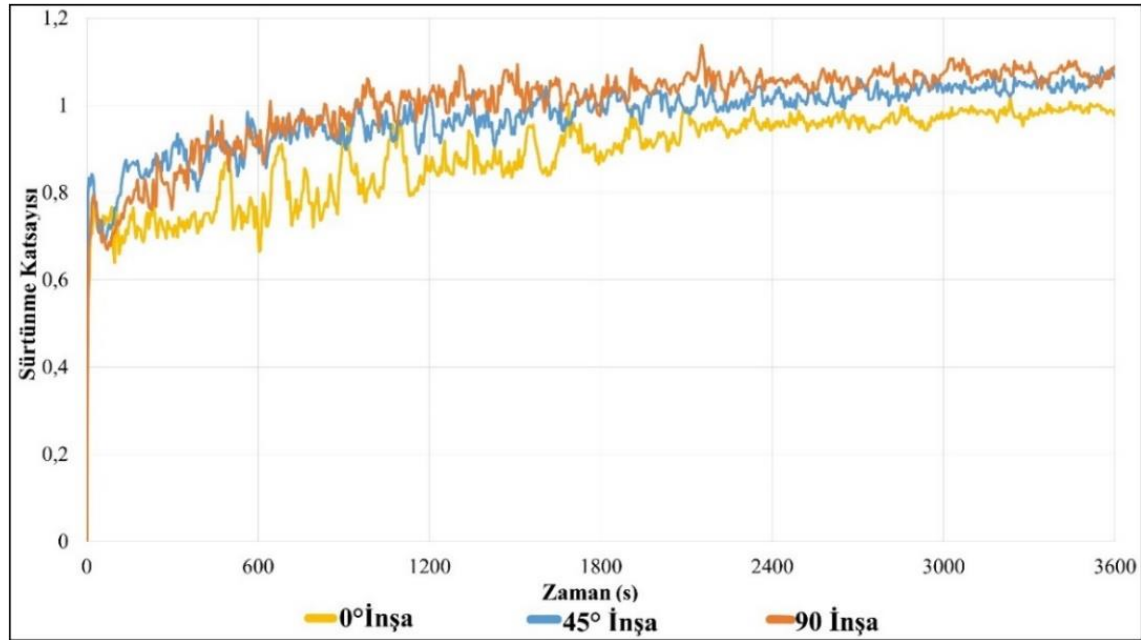
Bileşim	İnşa oryantasyonu	Doluluk oranı (%)
YEA-1	0°	99,94
	45°	99,67
	90°	99,74

4.2.10. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin tribolojik özellikleri

Aşınma deney testleri Çizelge 4.8’de verilen optimum parametre seti kullanılarak üç farklı inşa oryantasyonunda üretilen numunelere ve Şekil 4.50’de gösterilen kontrol yüzeyleri üzerinde Çizelge 3.7’de verilen deneysel parametreler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ayrıca parlatılmış kontrol yüzeylerinden mikrosertlik ölçümleri de alınmıştır. Aşınma deneyleri sonrası numunelerin aşınma hacimlerinin ve üretim sonrası yüzey pürüzlülüğü değerlerinin belirlenmesi için 3D optik profilometre cihazı kullanılmıştır. Her bir aşınma izinden ortalama 10 ölçüm alınarak, belirlenen aşınma izi kesit alanı her bir iz uzunluğu ile çarpılarak aşınma hacimleri elde edilmiştir. Elde edilen aşınma hacmi sonuçlarından spesifik aşınma oranı değerleri hesaplanmıştır.

YEA-1 numunelerin sürtünme katsayıları; SLE ile üretimden hemen sonra (aşınma testlerinden önce) numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerleri (Ra) ölçülmüştür. Farklı inşa oryantasyonunda üretilen tüm numunelerden üç farklı noktadan ölçümler alınmış ve ortalamaları değerlendirilmiştir. 0° inşa oryantasyonu ile üretilen numune 2,17 μm , 45° inşa oryantasyonu ile üretilen numune 2,36 μm ve 90° inşa oryantasyonu ile üretilen numunede 2,33 μm yüzey pürüzlülük değerlerine ulaşılmıştır. Metalografik işlemlerden sonra tüm numunelerin ortalama yüzey pürüzlülük değerleri 0,05 μm 'ye düşürülmüştür.

Optimum parametre seti kullanılarak üç farklı inşa oryantasyonunda SLE yöntemi ile üretilen numunelere ait COF sonuçları Şekil 4.55'de verilmiştir. Tüm numuneler için COF eğri değerleri aşınma testinin başlangıcında ilk temas ile yükselmiş ve karışıt aşındırıcı ile yüzeylerin birbirine alışması sonrası testin ilerleyen kısımlarında daha kararlı bir form almıştır. Tüm numuneler için sürtünme katsayısı eğri formları birbirine çok yakın şekilde elde edilmiştir. Numunelere ait ortalama sürtünme katsayısı değerleri Çizelge 4.10'da sunulmuş olup, değerler birbirlerine çok yakın olmakla birlikte en düşük COF değeri aynı zamanda en yüksek doluluk oranına sahip olan 0° inşa oryantasyonu ile üretilen numune için elde edilmiştir.

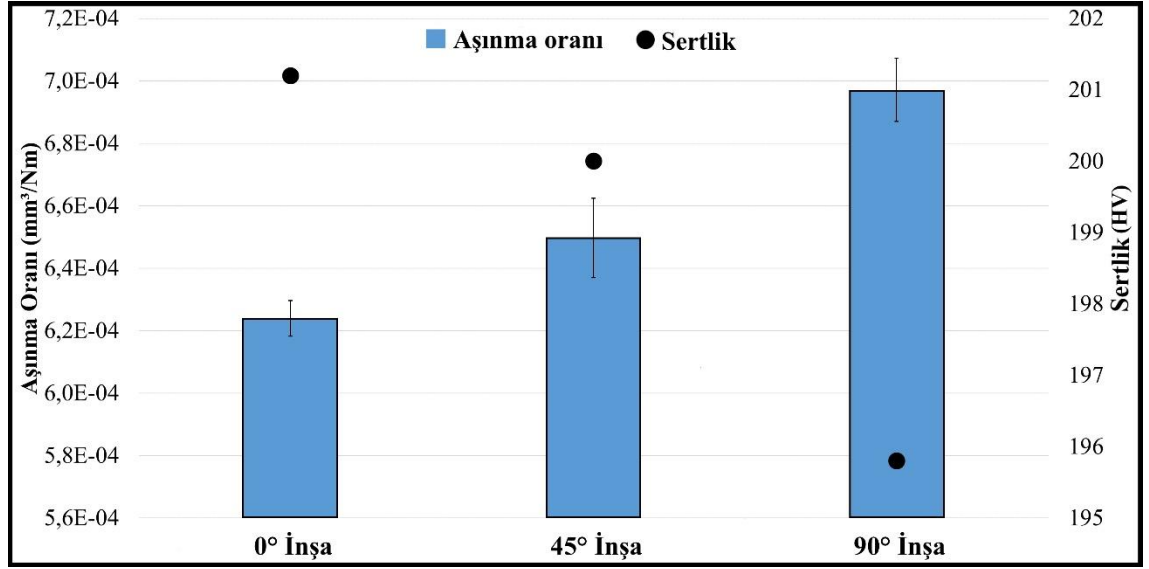


Şekil 4.55. 0°, 45°, 90° inşa YEA-1 numunelerin sürtünme katsayısı-zaman grafiği

Çizelge 4.10. YEA-1 numunelerinin ortalama sürtünme katsayısı değerleri

Bileşim	İnşa oryantasyonu	Ortalama sürtünme katsayısı
YEA-1	0°	0,7205
	45°	0,7717
	90°	0,8035

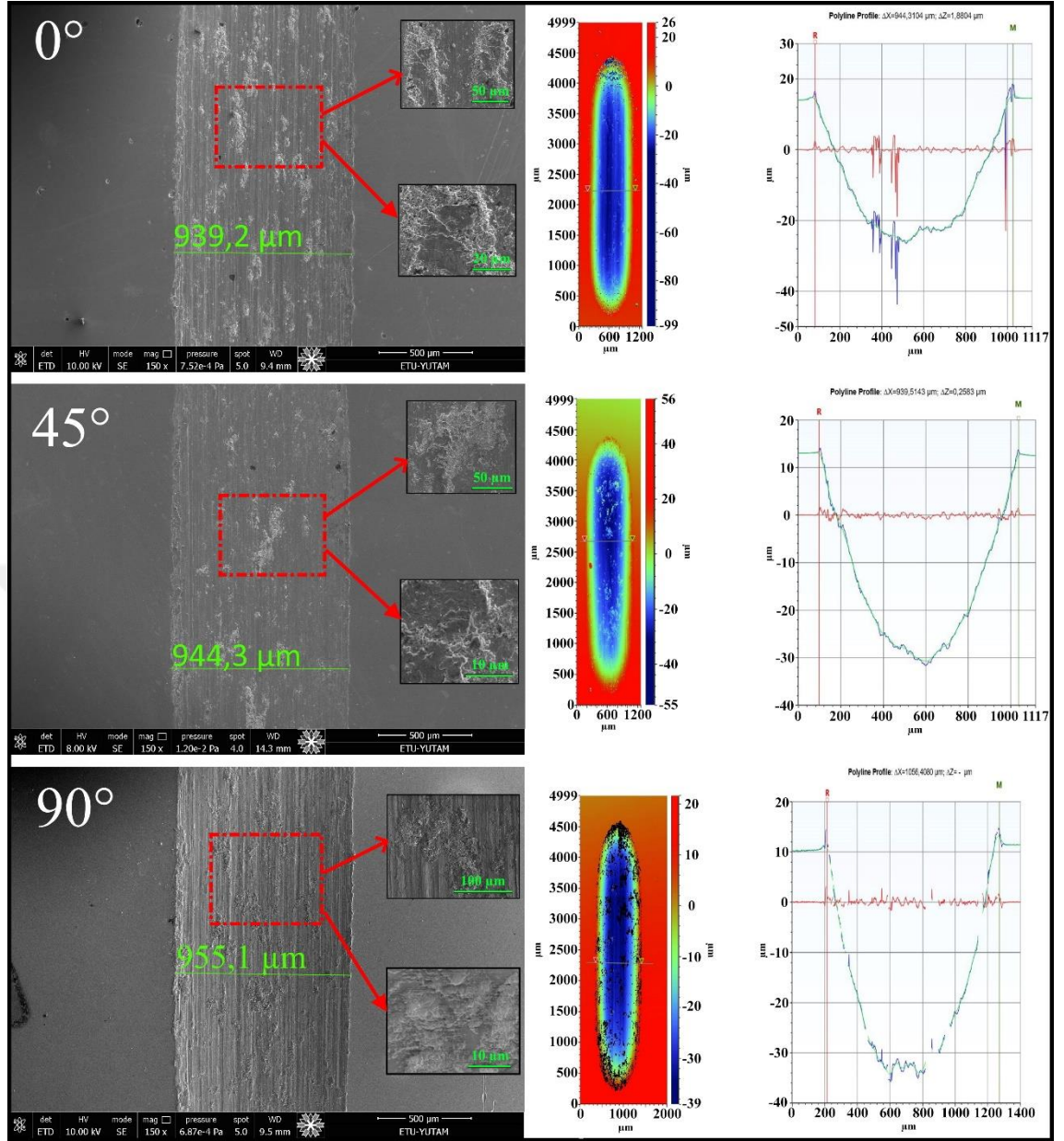
YEA-1 numunelerinin aşınma oranları ve mikrosertlik değerleri; Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin aşınma oranı değerlerini gösteren grafik Şekil 4.56'da verilmiştir. Şekilde verilen aşınma oranı değerlerine göre, SLE ile üretilen numunelerde inşa oryantasyonundaki artışa bağlı olarak aşınma oranlarının da arttığı görülmektedir. En düşük aşınma oranı, en yüksek doluluk oranının ve en düşük sürtünme katsayısının elde edildiği 0° inşa oryantasyonu ile üretilen numune için elde edilmiştir. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin mikrosertlik değerleri birbirlerine oldukça yakın değerlerde elde edilmiş olup büyük bir farklılık ortaya çıkmamıştır. Ortalama sertlik değerleri sırasıyla 0° inşa oryantasyonu için 201,2 HV_{0.1}, 45° inşa oryantasyonu için 200 HV_{0.1} ve 90° inşa oryantasyonu için 195,8 HV_{0.1} olarak elde edilmiştir. Literatürde yapılan bir çalışmada Piglione ve arkadaşları, LPBF yöntemiyle ürettikleri CoCrFeMnNi alaşım için 212 HV₁ sertlik değeri elde etmişlerdir (Piglione et al. 2018). Dolayısı ile elde edilen mikrosertlik değerlerinin literatürdeki sonuçlarla uyumludur. Değişken inşa oryantasyonları kullanılarak yapılan SLE üretim işlemlerinde, artan inşa oryantasyonu açıları ile üretimdeki katman sayıları artmakta ve buna bağlı olarak katılan tabakaların soğuma koşulları değişmektedir. SLE ile üretim işlemlerinde 45° ve 90° inşa oryantasyonu açılarının kullanıldığı numunelerde 0° inşa oryantasyona sahip numunelere oranla katman sayılarının artması ile sertlik değerleri çok düşük seviyelerde olmak kaydıyla azalmıştır.



Şekil 4.56. YEA-1 numunelerine ait mikrosertlik ve aşınma oranı grafiği

YEA-1 numunelerinin aşınma yüzeyleri ve morfolojisi; Optimum parametre seti kullanılarak üç farklı inşaat oryantasyonunda üretilen YEA-1 numunelerine ait aşınma izi SEM ve optik profilometre görüntüleri Şekil 4.57’de verilmiştir. 0° inşaat oryantasyonu ile üretilen numuneler, diğer inşaat oryantasyonları (45° ve 90°) ile üretilen numunelere kıyasla daha düşük aşınma izi genişliği ve derinliği sergilemiştir. SLE ile üretilen tüm numunelerde inşaat oryantasyonundaki artışa bağlı olarak aşınma izi genişlikleri artmıştır. En düşük aşınma izi genişliği, en yüksek yüzey sertliği ve en düşük aşınma oranı değerlerine sahip olan 0° inşaat oryantasyonunda üretilen numuneler için elde edilmiştir.

SLE ile üretilen YEA-1 alaşımı için aşınma mekanizmasının adeziv aşınma ile birlikte, abrazif aşınma ve plastik deformasyon mekanizmalarının bir kombinasyonu şeklinde olduğu tespit edilmiştir. Alaşım ve karşıt aşındırıcı (Al_2O_3) malzemenin teması ile oluşan adezyon, aşınma testinin ilerleyen safhalarında aşınma debrilerinin oluşumuna sebep olmaktadır. Aşınma çiftleri ve bu çiftler arasında oluşan aşınma ürünleri üçlü temas aşınmasına (three body wear) sebep olarak aşınma miktarının daha da artmasını ve abrazif aşınma mekanizmasının sürece dahil olmasını sağlamaktadır. Tüm numunelerde bu etki sonrası oluşan abrazif kanalların oluşumu açıkça görülmektedir. Ayrıca test esnasında meydana gelen aşınma izi kenarlarında görülen yığılmalar plastik deformasyonu açıkça göstermektedir. Tüm farklı inşaat numunelerine ait aşınma testlerinin gerçekleştirildiği yüzeyler dikkate alındığında üretim tablasına yatay olarak üretimi gerçekleştirilen 0° inşaat oryantasyonu aşınma direnci açısından en uygun oryantasyon olarak tespit edilmiştir.

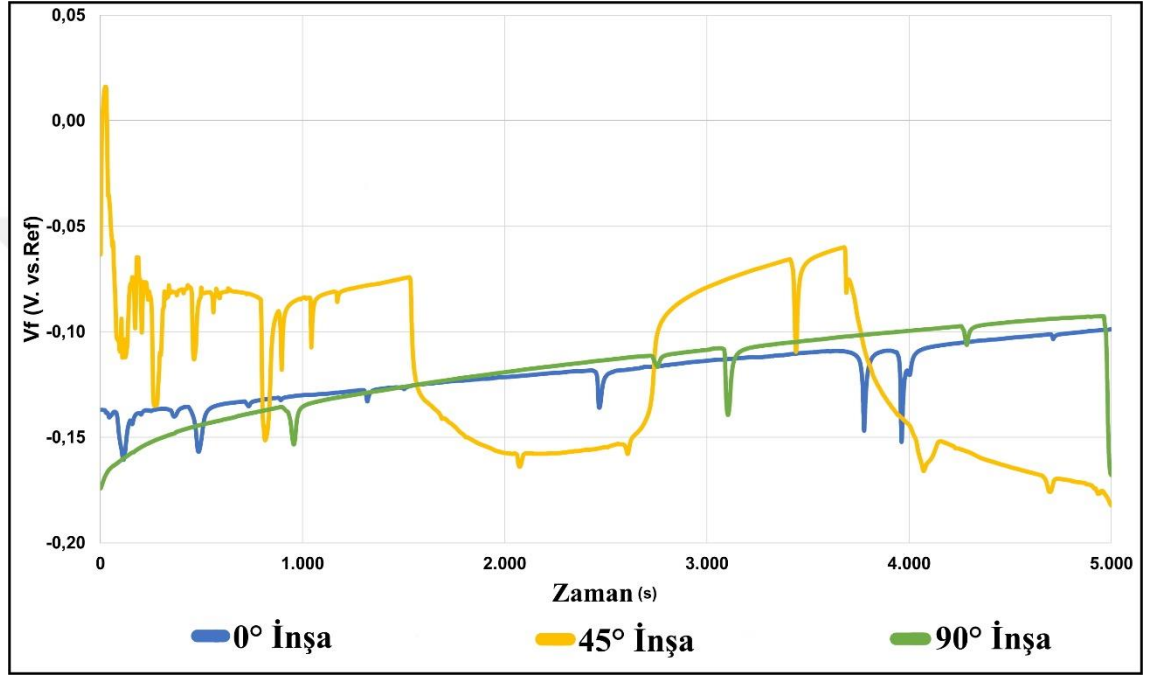


Şekil 4.57. YEA-1 numunelerinin aşınma izi SEM ve optik profilometre görüntüleri

4.2.11. YEA-1 numunelerinin korozyon davranışları

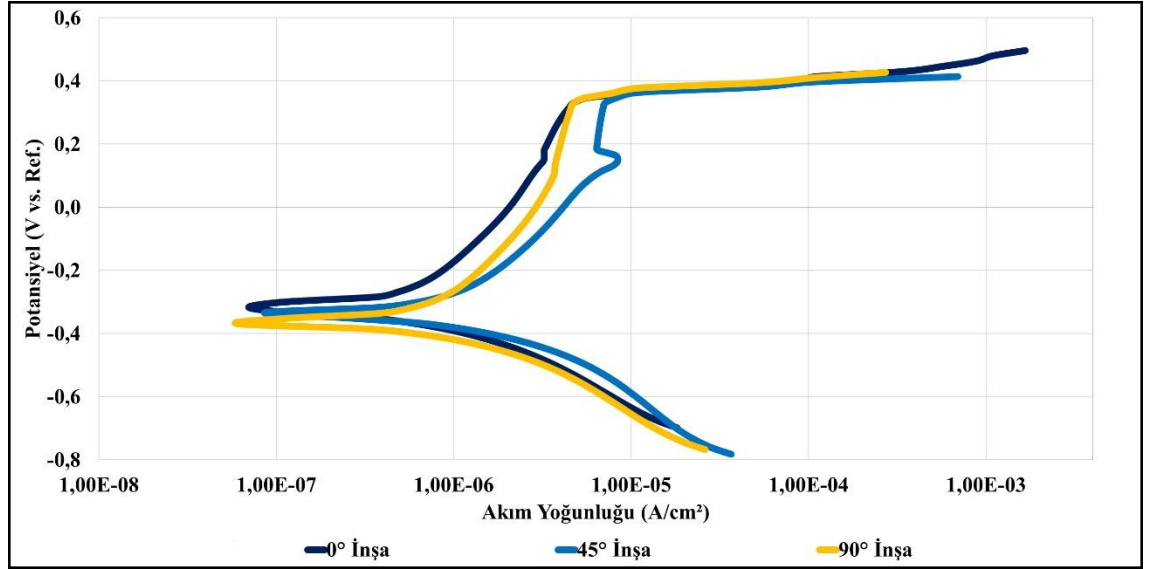
Optimum parametre seti kullanılarak üç farklı inşa oryantasyonunda üretilen numunelere ait OCP eğrileri Şekil 4.58’de verilmiştir. 0° ve 90° inşa numunelerinin OCP eğrileri %3,5 NaCl çözeltisinde kademeli olarak anodik yöne veya pozitif (daha asil) potansiyel değerlere doğru kaymakta ve pasivasyon devam ettiğinden yükselen bir eğilim sergilemektedirler. Bu, özellikle 0° ve 90° inşa numune yüzeylerinde daha erken sürelerde pasif bir film oluştuğunun göstergesidir. 0° ve 90° inşa numuneleri açık devre potansiyelinde çok sayıda küçük ani yükselmeler göstermiştir. ~5000 s’den sonra

OCP'nin stabilizasyonundan önce bozulma ve yeniden pasivasyon olduğunu düşündürmektedir. Bu da pasif film oluşması ve ardından bozulma ve yeniden pasifleşmenin göstergesidir. Sonuçta her iki inşa oryantasyonuyla elde edilen numunelerin OCP eğrileri daha kararlı ve birbirine yakın şekilde dengelenmiştir. 45° inşa numunesinde başlarda çok sayıda küçük ani yükselmeler ile birlikte OCP değerleri deney süresince kararlı bir durum sergilememiştir.



Şekil 4.58. YEA-1 numunelerine ait OCP eğrileri

Farklı inşa oryantasyonlarıyla üretilen YEA-1 numunelerin ağırlıkça %3,5 NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik polarizasyon eğrileri Şekil 4.59'da verilmiştir. Şekilde sunulan potansiyodinamik polarizasyon eğrileri incelendiğinde her üç inşa oryantasyonuyla üretilen numunelerin %3,5 NaCl ortamında tipik aktif-pasif potansiyel davranış sergilediği görülmektedir. Eğriler anodik bölgede E_{corr} değerlerinin üzerinde belirgin pasif davranış sergilemektedirler. Ortam koşulları altında korozyon akım yoğunluğu (I_{corr}) değerleri düşük olup bu sonuç numunelerin klorürlü ortamda korozyon direncine sahip olduğunun göstergesidir. Tüm numuneler için E_{corr} ve I_{corr} büyüklükleri birbirine yakın olmakla birlikte, 0° inşa ile üretilen numune daha yüksek E_{corr} ve daha düşük I_{corr} değerleri sergilemiştir (Çizelge 4.11).



Şekil 4.59. YEA-1 numunelerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri

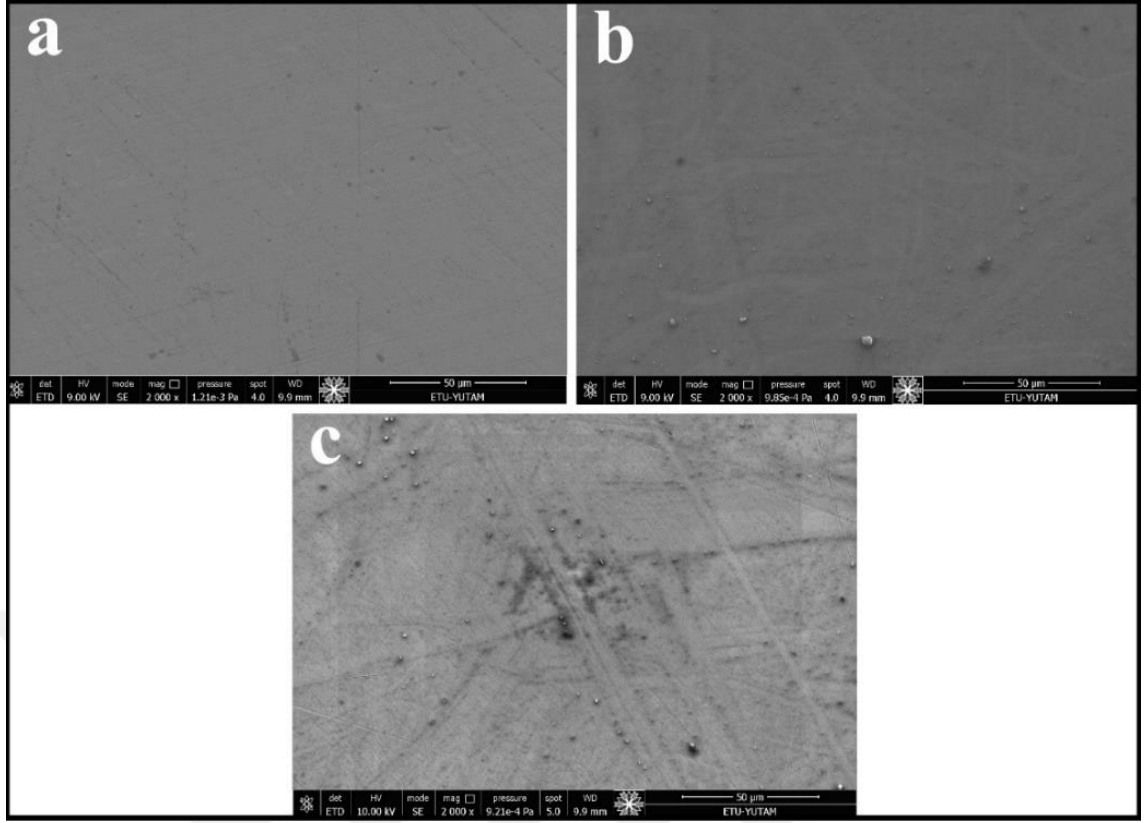
Çizelge 4.11. YEA-1 numunelerinin potansiyodinamik polarizasyon değerleri

Numune (İnşa oryantasyonu)	E_{corr} (mV)	I_{corr} ($\mu A/cm^2$)	Korozyon Oranı (mpy)
0°	-321±12	0,883 ± 8	0,7875
45°	-338±9	2,350 ± 14	2,092
90°	-364±13	1,480 ± 11	1,323

En fazla pasifleşme aralığı 0° inşa numunesinde meydana gelmiş olup en az pasifleşme aralığı 45° inşa numunesinde oluşmuştur. Korozyon oranı 0,7875 mpy değerleri ile 0° inşa numunesi için, 45° (2,092 mpy) ve 90° (1,323 mpy) inşa numunelerine kıyasla daha düşük orandadır. Xu ve arkadaşları, döküm ve SLE yöntemiyle ürettikleri CoCrFeMnNi YEA'nın ağırlıkça %3,5 NaCl çözeltisi ortamında korozyon özelliklerini karşılaştırmışlardır. SLE numunelerinin döküm numunelerinden daha yüksek korozyon potansiyeli ve daha düşük bir korozyon akım yoğunluğu sergilediğini belirtmişlerdir. SLE numunelerinin korozyon direncindeki artışın, mevcut bileşenlerin homojenliğinden ve tane inceltmesinden kaynaklandığını raporlamışlardır. Ayrıca her iki üretim numunelerinin ana korozyon türünün çukurcuk (pitting) korozyon türü olduğunu gözlemlemişlerdir (Xu et al. 2020). Ren ve arkadaşları (Ren et al. 2019) daha yüksek yoğunluğa sahip SLE numunelerinin döküm numunelere kıyasla daha üstün korozyon direnci gösterdiğini bildirmiştir.

0° inşa oryantasyonu ile üretilen numunenin diğer numunelere kıyasla daha iyi korozyon direncine sahip olmasının nedeni, daha yüksek yoğunluğa sahip olması ve numune yüzeyinde daha kararlı bir pasif film oluşmasından kaynaklanmaktadır. CoCrFeMnNi YEA'nın iyi korozyon direnci alaşımın yüzeyinde kolayca koruyucu film tabaka oluşturabilen krom, kobalt ve nikel alaşım elementlerine bağlanmaktadır (Shang et al. 2017; Jin et al. 2019). Öte yandan, 45° inşa oryantasyonu ile üretilen numune, özellikle katmanların merdiven şeklinde üst üste binmesi, düşük yoğunluk ve yüksek porozite nedeniyle daha düşük korozyon direnci sergilemiştir. Ayrıca korozyon potansiyeline kıyasla korozyon hızını etkileyen ana faktör korozyon akım yoğunluğudur (Peng et al. 2020). Bu nedenle, en yüksek korozyon akımı yoğunluğu 45° inşa oryantasyonu ile elde edilen numunede bulunmuş ve sonuç olarak en yüksek korozyon oranına sahip numune olmuştur. Sonuç olarak, 0° inşa oryantasyonu ile üretilen numunelerin diğer inşa oryantasyonları ile üretilenlere göre daha yüksek korozyon direnci sergilediği tespit edilmiştir.

Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerin korozyon sonrası eşit büyütme ölçeklerinde alınmış SEM görüntüleri Şekil 4.60'da verilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon testlerinden sonra numuneler etil alkol ile temizlenmiş ve kurutulmuştur. Ancak yine de yüzeylerin bazı bölümlerinde tuz kristalleri/birikintileri yüzeye tutunmuştur. Bu durum özellikle 45° ve 90° inşa oryantasyonunda üretilen numunelerde daha belirgin olarak ortaya çıkmıştır. Her üç numune yüzeyinin SEM görüntülerinde belirgin şekilde bir korozyon hasarı tespit edilememiştir. Numuneler büyük oranda üniform yapılarını korumuştur. Ancak yukarıdaki veriler ile birlikte (Şekil 4.59 ve Çizelge 4.11) yüzey görüntüleri genel olarak değerlendirildiğinde, çukurcuk korozyonunun düşük seviyede olduğu ve bu çukurcukların yüzeyde belirli bir bölgeye odaklanmaksızın homojen olarak tüm yüzeylerde yayıldığı değerlendirilmiştir.



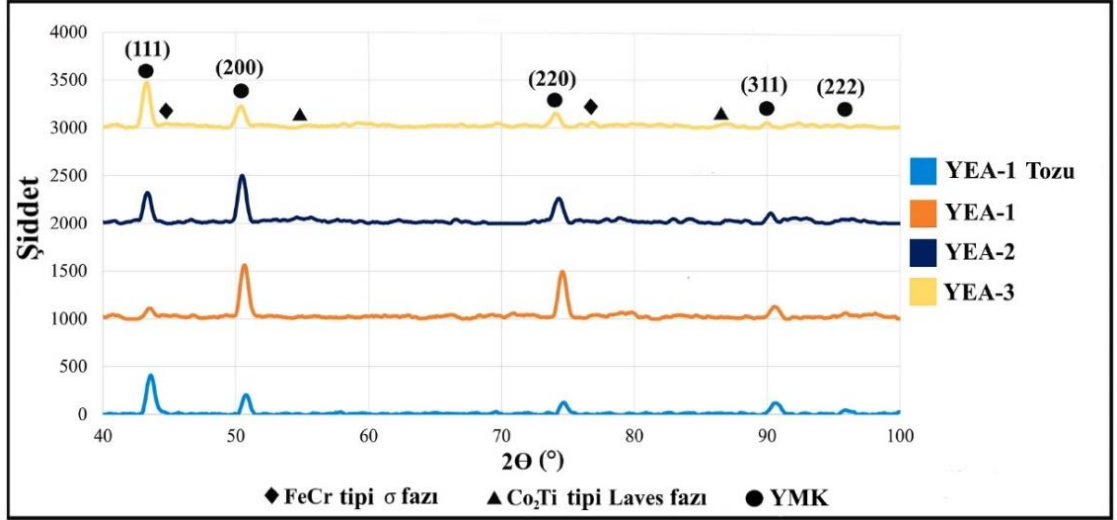
Şekil 4.60. YEA-1 numunelerin korozyon sonrası SEM görüntüleri; (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°

Bu bölüme kadar yapılan çalışmalar genel olarak değerlendirildiğinde; Çizelge 4.8’de verilen SLE parametre seti kullanılarak üç farklı inşa oryantasyonunda üretilen YEA-1 bileşimindeki numunelerin doluluk oranları, mikroyapıları, ortalama COF değerleri, aşınma oranları, mikrosertlik değerleri ve korozyon davranışlarına göre, üretim platformunda yatay olarak üretilen 0° inşa oryantasyonundaki numunelerin performans açısından ön plana çıktığı tespit edilmiştir. Ayrıca 0° inşa oryantasyonunda gerçekleştirilen üretimlerde katman sayısının daha düşük olması sebebiyle üretim hızının daha yüksek olduğu görülmüştür. Dolayısıyla tez çalışma konusu kapsamında sırasıyla %3 ve %5 Ti ilaveli YEA-2 ve YEA-3 bileşimindeki numune üretimlerinin optimum parametre seti 0° inşa oryantasyonunda yapılmasına karar verilmiştir. Bu bilgiler doğrultusunda SLE ile üretilen tüm grup numunelerinin mikroyapı, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri ilerleyen bölümlerde karşılaştırmalı olarak sunulmuştur.

4.2.12. Optimum parametre seti ve 0° inşa oryantasyonu kullanılarak üretilen YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 CoCrFeMnNiTi_x (x=%3-5) numunelerin yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri

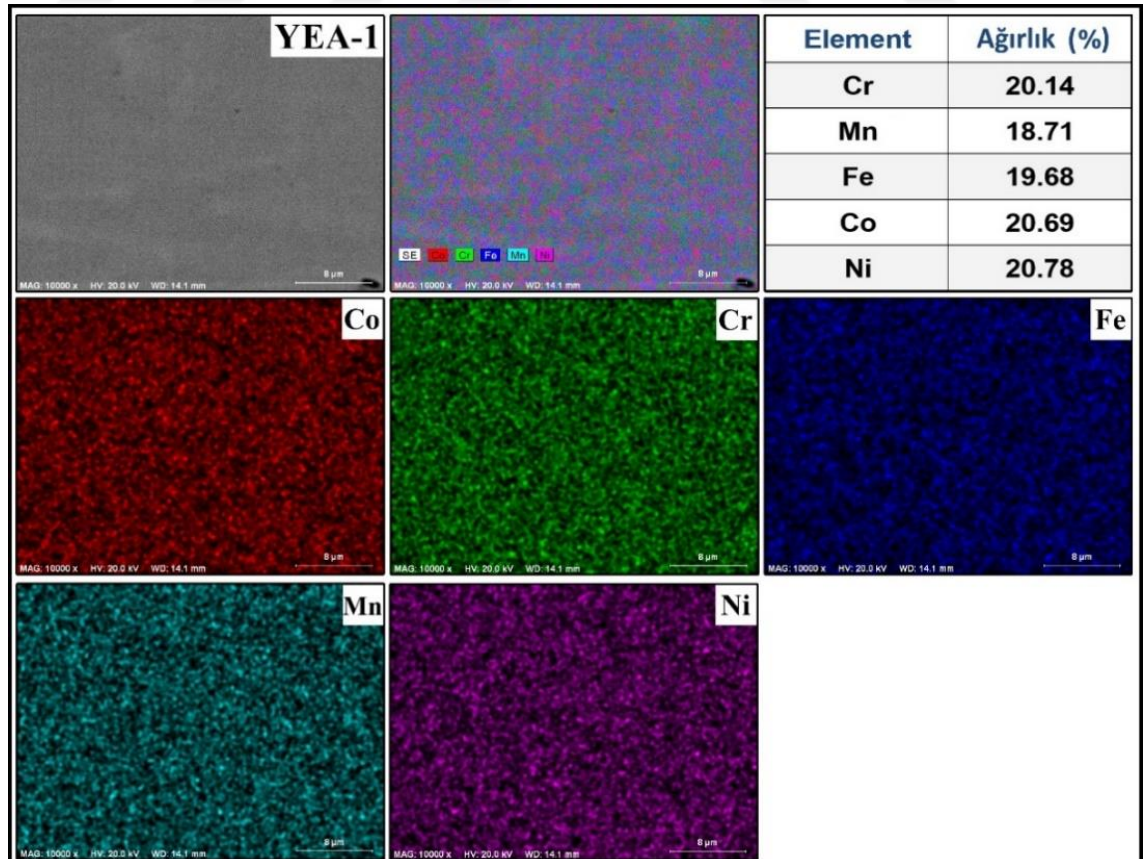
XRD sonuçları; YEA-1 tozu ve YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerine ait XRD sonuçları Şekil 4.61’de verilmiştir. YEA-1 numunesi (111), (200), (220), (311) ve (222) düzlem pikleri sergilerken, tüm pikler YMK tek faz yapısını oluşturmaktadır. Bu piklere ek olarak, YEA-2 ve YEA-3 numuneleri intermetalik fazlar olarak bilinen sigma (σ) ve laves fazlarına karşılık gelen zayıf yansıma pikleri de içermektedir. Artan Ti ilavesine paralel olarak, YEA-3 numunesindeki bu intermetaliklerin yoğunluğu da artmıştır. Literatürde vakum ark ergitme yöntemiyle üretilen CoCrFeMnNiTi_x YEA yapısında YMK pikleri haricinde intermetalik sigma ve laves fazları gözlemlenmiştir (Shun et al. 2012; Mehranpour et al. 2021; Shih and Chen 2021).

YEA-1 alaşımında YMK fazının önemli miktarda titanyumu çözebildiği ve matrisin fazladan titanyumu iterek YEA-3 alaşımında σ fazının oluşumuna yol açtığını görülmektedir (Shahmir et al. 2021a). Ti ilaveli numunelerde (YEA-2 ve YEA-3) intermetalik faz yapılarının oluşumuyla ilgili detay daha önceki bölümlerde izah edilmişti (Bkz. 4.1.4.2). Literatürdeki bir çalışmada Q235 çeliği yüzeyine lazer kaplama (laser cladding) yöntemiyle hazırlanan CoCrFeNiTi_x yapısında YMK ana fazı ile birlikte Fe ve Cr bakımından zengin sigma (σ) fazı, Ni₂Ti tipi R fazı ve Co₂Ti Laves fazı oluştuğunu raporlamışlardır (Wang et al. 2020). Bir diğer çalışmada, lazer ergitme yöntemiyle üretilen CoCrFeMnNi alaşımına farklı oranlarda Ti (Ti=0, 0.2, 0.6 ve 1) ilavesi ile %0,6 ve %1 oranlarında yapıda YMK, HMK ve intermetalik fazların oluştuğu bu miktarların altında kalan diğer numunelerde YMK tek faz yapısının bulunduğu bildirilmiştir (Wang et al. 2022a). Mevcut literatür irdelendiğinde SLE ile üretimine rastlanmamakla birlikte geleneksel imalat metotlarıyla üretilen CoCrFeNiMnTi_x alaşımı için elde edilen XRD sonuçlarının tez konusu kapsamında elde edilen sonuçlar ile örtüştüğü tespit edilmiştir (Cui et al. 2018; Hsu et al. 2020; Akhlaghi et al. 2021; Eißmann et al. 2021).

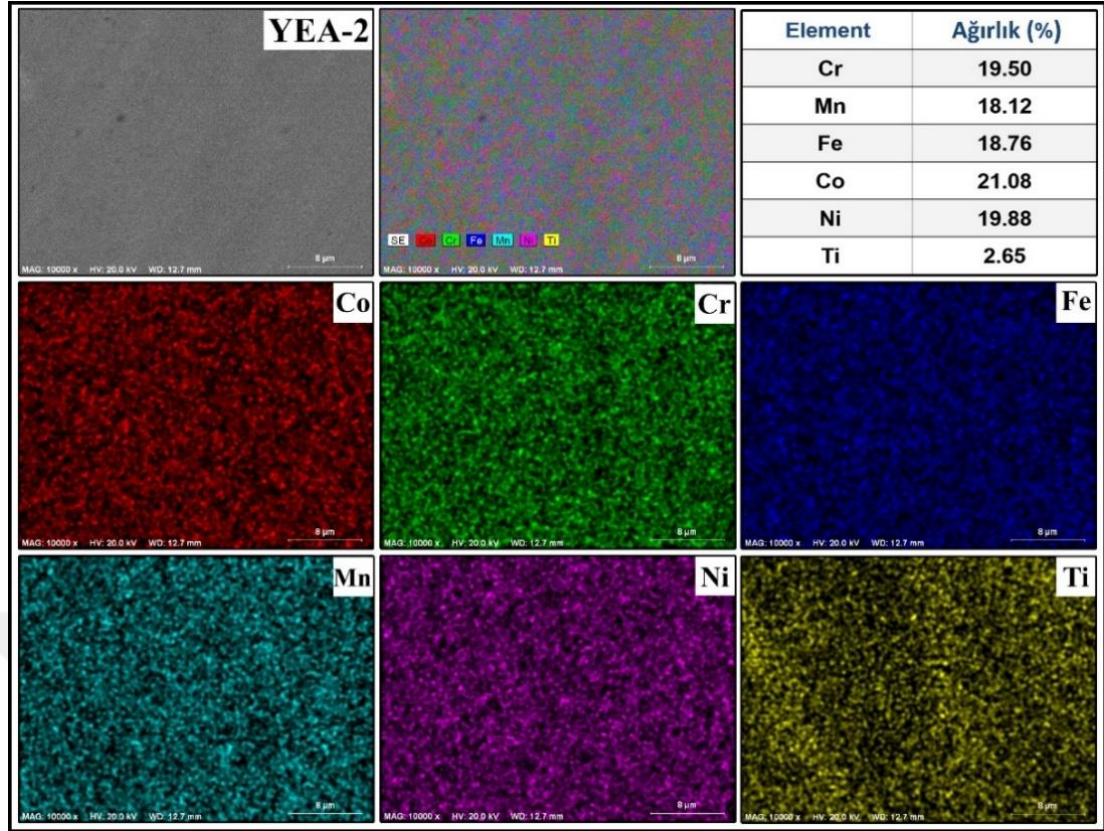


Şekil 4.61. YEA-1 tozu ve YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerine ait XRD grafikler

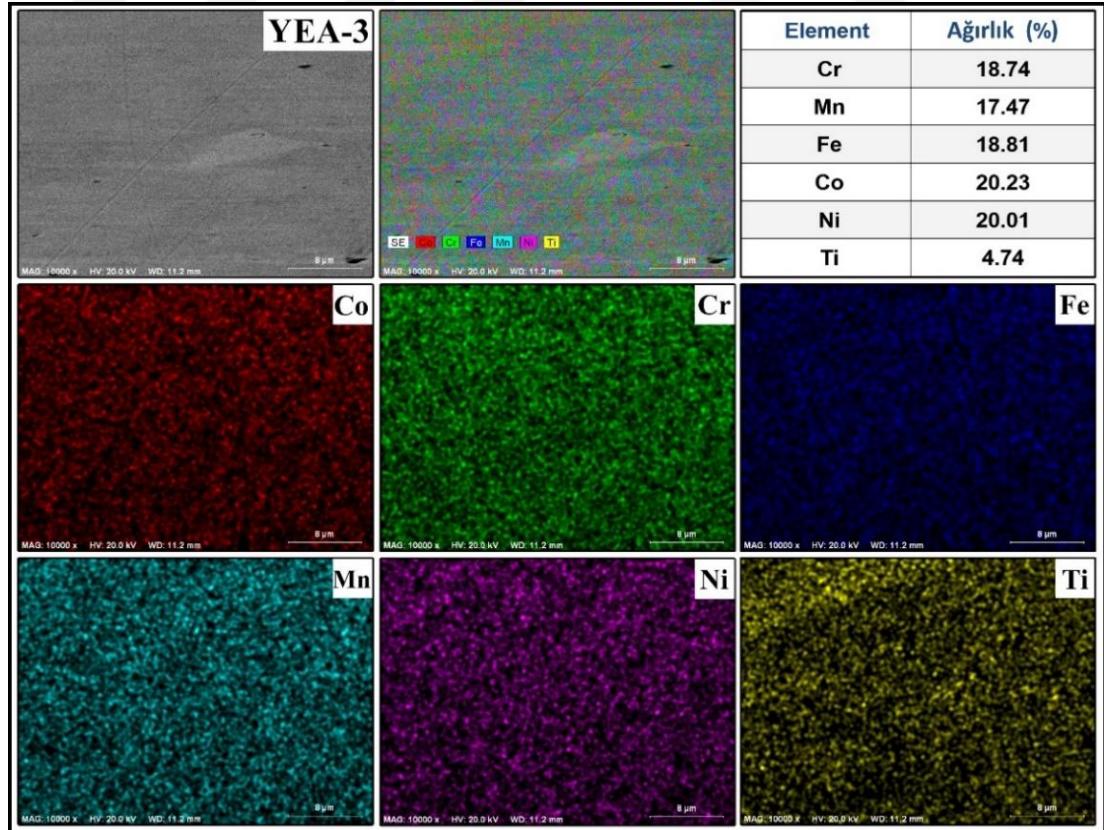
Mikroyapısal özellikler; SLE yöntemiyle üretilen YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin enerji dağılım spektroskopisi (EDS) analiz sonuçları sırasıyla Şekil 4.62, Şekil 4.63 ve Şekil 4.64’de sunulmuştur. EDS sonuçlarına göre elementlerin genel olarak homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Bu sonuç, kullanılan toz karıştırma süresinin ve karıştırma tekniğinin başarılı olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.62. YEA-1 için SEM görüntüsü ve EDS element haritalaması



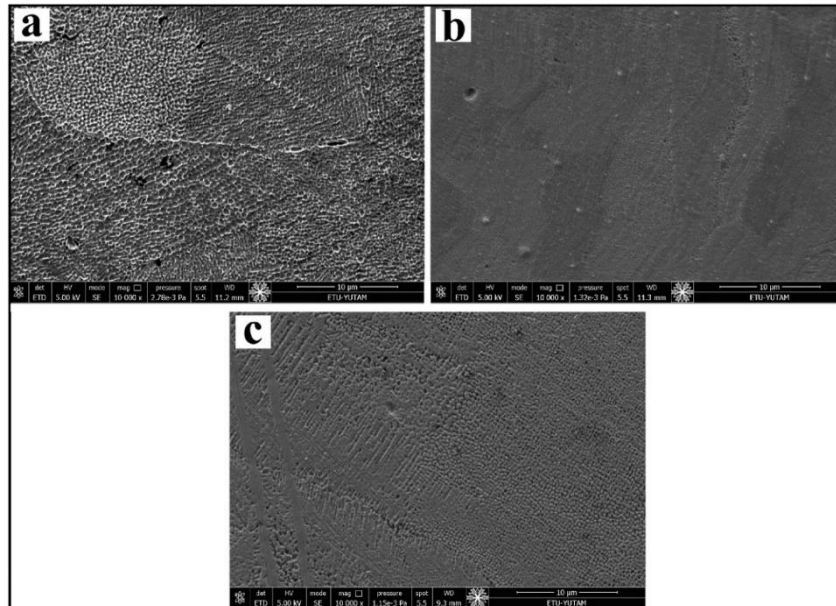
Şekil 4.63. YEA-2 için SEM görüntüsü ve EDS element haritalaması



Şekil 4.64. YEA-3 için SEM görüntüsü ve EDS element haritalaması

Dağlanmış numunelerden alınan mikroyapı SEM görüntüleri Şekil 4.65’de verilmiştir. Şekilde verilen mikroyapı görüntüleri irdelendiğinde, Ti ilavesiz YEA-1’in ince hücrese/dendritik bir yapı (cellular/dendritic structure) sergilediği ve hücrese yapının daha baskın olduğu görülmektedir (Şekil 4.65a). Soğutma hızı da mikroyapıyı büyük ölçüde etkileyen faktörler arasındadır. Bu mikroyapı, SLE yönteminde karşılaşılan yüksek soğuma hızlarından dolayı hızlı katılaşma sonucu oluşmaktadır (Yasa and Kruth 2011; Gençoğlu et al. 2022). Ayrıca yüksek tavlama sıcaklıkları, element ayrışması ve çeşitli fazlar nedeniyle dendritik ve dendritikler arası yapılar da oluşabilmektedir (Singh et al. 2011).

YEA-2 numune de benzer karakterde olmakla birlikte daha ince hücrese/dendritik yapı sergilediği ve dendritik büyümenin Ti ilavesiz YEA’ya kıyasla daha belirgin hale geldiği dikkat çekmektedir (Şekil 4.65b). YEA-3 numune, dendritik büyümenin daha baskın olduğu eş eksenli hücrese ve dendritik bir yapı sergilemektedir (Şekil 4.65c). YEA-2 ve YEA-3 numunelerinde intermetalik fazların (sigma ve laves) oluşumu gözlemlenmiştir. YEA’larda σ fazı çok bileşenli bir katı çözelti yapısı sergilemektedir. σ fazının oluşumu, YEA’larda yalnızca karışım entropisinden değil, aynı zamanda elementlerin atomik boyut farkından ve birbirleriyle etkileşimlerinden de etkilenen çeşitli tipte katı çözeltilerin geliştirilebileceğini göstermektedir. Ayrıca Cr, Fe, Co ve Ni gibi elementlerin varlığında σ fazının oluşumunu teşvik ederek YEA’larda önemli bir rol oynamaktadır.



Şekil 4.65. SLE numunelerin mikroyapı görüntüleri; (a) YEA-1, (b) YEA-2, (c) YEA-3

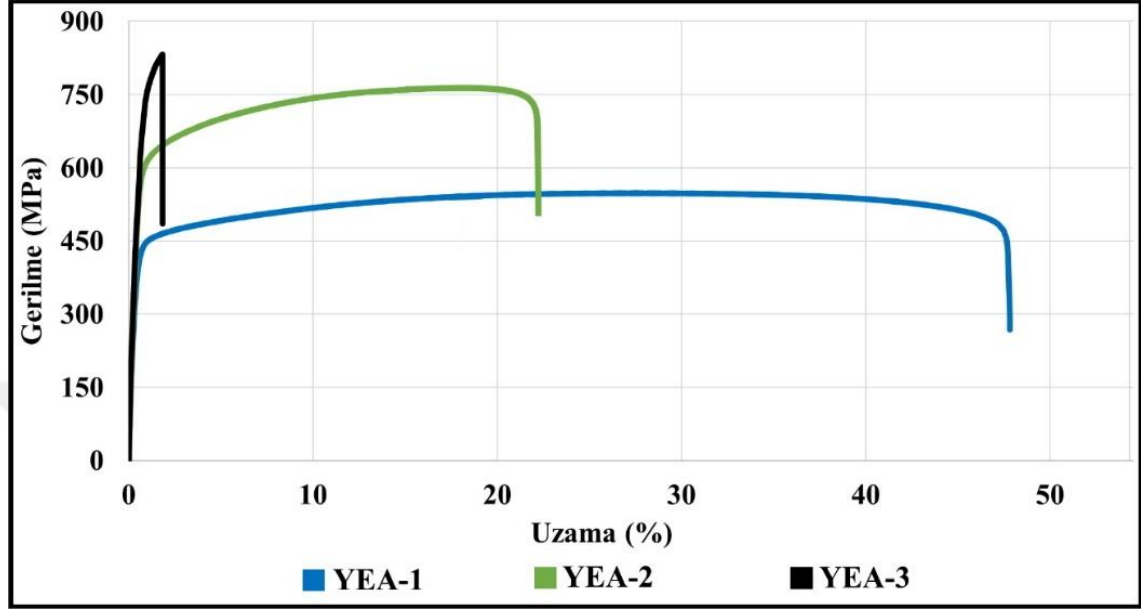
Bağıl yoğunluk/doluluk oranları; YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin bağıl yoğunluğunun/doluluk oranlarının belirlenebilmesi için optik mikroskop altında alınan kesit görüntüleri üzerinden görüntü analizi yapılmıştır (Şekil 4.66). YEA-2 ve YEA-3 numunelerindeki Ti içeriğinin artmasıyla birlikte, YEA-1 numunesine kıyasla gözeneklilikte çok hafif bir artış gözlenmiştir. YEA-3 numunesi %0,24 ile en yüksek gözeneklilik oranını sergilerken, en düşük gözeneklilik oranı %0,06 ile YEA-1 numunesinde gözlemlenmiştir. YEA'ya Ti ilave edilmesi doluluk oranlarında çok düşük miktarlarda azalmaya sebep olmakla birlikte SLE ile yaklaşık $88,89 \text{ J/mm}^3$ oranında bir VED girişi sonucu üst üste eklenen hacimsel bütünlüğü sağlanmış katmanlar ile %99'un üzerinde doluluk oranı yüksek numuneler elde edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlar Ti ilavesiz numuneler (YEA-1) için geliştirilen SLE parametrelerinin, Ti ilave edilmiş numunelerin (YEA-2 ve YEA-3) üretiminde de doluluk oranları açısından oldukça uygun parametreler olduğunu açıkça göstermektedir.



Şekil 4.66. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerinin optik mikroskop görüntüsü

Mekanik özellikler; optimum parametre seti ve inşa oryantasyonu kullanılarak YEA-2 ve YEA-3 bileşimindeki çekme test numuneleri üretilmiş ve çekme testleri gerçekleştirilerek elde edilen sonuçlar Ti ilavesiz YEA-1 alaşımına ait sonuçlarla birlikte karşılaştırmalı olarak Şekil 4.67'de sunulmuştur. Şekil 4.48'de de verildiği gibi Ti ilavesi yapılmamış CoCrFeMnNi YEA alaşımının çekme gerilmesi (UTS) 548 MPa ve kırılma anındaki uzama değeri %48 olarak elde edilmişti. SLE üretim sürecinin temel eksikliklerinden biri, yetersiz bağlanma ve aşırı soğutmadan kaynaklanan yetersiz uzama değerleridir. Bu nedenle tez çalışmasında göz önünde bulundurululan hususlardan birisi, toplam uzama değerlerinin mekanik özellikler açısından bir performans kriteri olarak alınmasıdır. CoCrFeMnNi toz malzemeye Ti ilave edilmesi ile mekanik özelliklerin

büyük oranda değiştiği çekme eğrilerinden açık bir şekilde görülmektedir. SLE ile üretilen YEA'lara Ti ilavesinin mekanik özellikleri iyileştirdiği rapor edilmiştir (Fujieda et al. 2019).



Şekil 4.67. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin çekme test sonuçları

YEA-1 toz alaşımına %3 Ti ilave edilmesi ile elde edilen YEA-2 numunesinin UTS değeri 760,8 MPa'ya yükseldiği ancak uzama değerinin %22 değerine düştüğü tespit edilmiştir. %5 Ti ilave edilmiş alaşımda (YEA-3) ise UTS 832,1 MPa değerine ulaşmış ve yapının aşırı gevrekleşmesi nedeniyle uzama değerinin %2 mertebesine düştüğü gözlenmiştir (Çizelge 4.12). YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin UTS değerlerinin YEA-1 numunesinden yüksek olmasının nedeni, ilave Ti oranının ve alaşımlarda oluşan intermetalik fazların etkisine bağlanabilir. Ti içeriğindeki artış, kafes distorsiyonunun ve metaller arası faz bileşiklerinin oluşumunun etkilerine atfedilen numunelerin sertliğinde bir artışa yol açmaktadır. Ayrıca intermetalik fazların kırılkan karakter sergiledikleri de bilinmektedir (Murty et al. 2014, 2019). Alaşımlarda ilave Ti'nin etkisiyle oluşan sigma ve laves intermetalik fazları (Ni-Ti, Fe-Cr, Co-Ti), YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin sertliğinde etkin rol oynamaktadır. Daha büyük atom çapına sahip Ti ($\sim 1,47 \text{ \AA}$) ilavesinin alaşımda mikro boşlukların oluşmasına neden olduğu düşünülmektedir. YEA-3 numunesinin çekme testi sonuçlarında görülen çok düşük uzama değerleri bu mikroyapısal özelliklerle ilişkilidir.

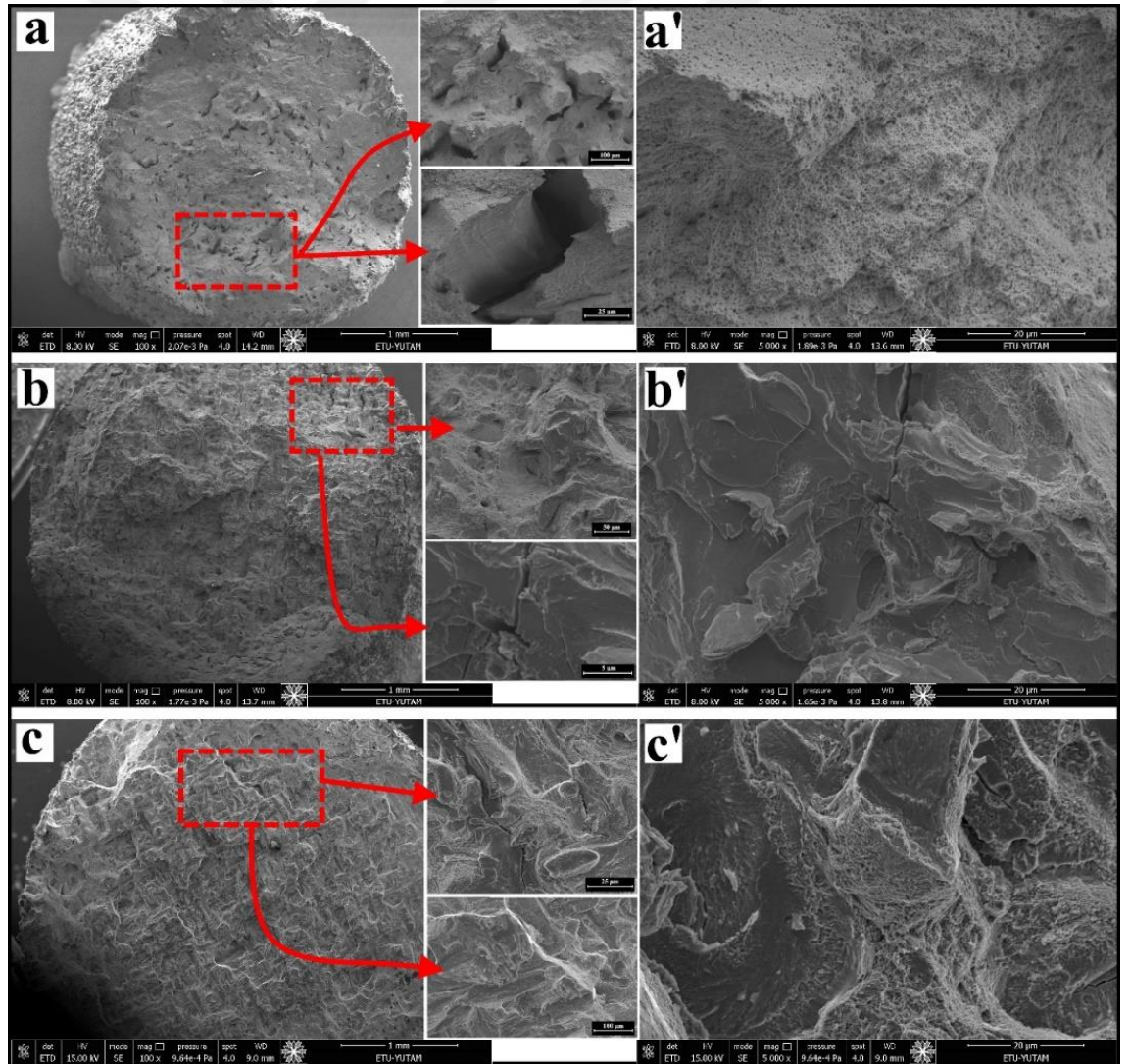
Çizelge 4.12. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerinin mekanik özellikleri

Numune kodu	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HV _{0.1})
YEA-1	418,2	548,0	48	201,2
YEA-2	585,8	760,8	22	249,2
YEA-3	695,4	832,1	2	307,4

YEA-1 numunesinin UTS değerinin YEA-2 ve YEA-3 numunelerine göre daha düşük değerde olduğu görülmektedir. Çekme özellikleri genellikle tane boyutuna ve çökeltilerin boyutu ve hacim oranı gibi dağılım koşullarına bağlıdır (Fujieda et al. 2019; Naghizadeh and Mirzadeh 2019). YEA-2 numunesinin mikroyapı görüntüsünden anlaşıldığı gibi (Şekil 4.65b), daha ince tanelere ve dendritik bir yapıya sahiptir. YEA-2 numunesinin UTS değeri YEA-1 numunesine kıyasla yaklaşık %36, YEA-3 numunesinin UTS değeri ise yaklaşık %48 oranında bir iyileşme göstermiştir. YEA-3 numunesinde dendritik yapı ve metaller arası fazların (sigma ve laves) yoğunluğundaki artış nedeniyle UTS değeri YEA-1 ve YEA-2 numunelerine kıyasla oldukça yüksek ancak uzama değeri ise oldukça düşük olarak elde edilmiştir. Literatürde CoCrFeMnNi alaşımının SLE veya LPBF teknikleriyle üretimi mevcutken, Ti katkılı CoCrFeMnNi alaşımları için geleneksel yöntemler kullanılmıştır. Bu nedenle Ti katkılı alaşım sonuçları geleneksel yöntemlerle hazırlanan örneklerle karşılaştırılmıştır. Chew ve arkadaşları lazer destekli eklemeli imalat ile üretilen CoCrFeNiMn alaşımının, geleneksel döküm YEA'ya kıyasla önemli ölçüde daha yüksek akma ve çekme mukavemetine sahip olduğunu bildirmiştir (Chew et al. 2019). Bir diğer çalışmada geleneksel yöntemle (vakum ark ergitme) üretilen CoCrFeMnNiTi_x (x=0 - %4,17 - %9,17) YEA yapısına ait mekanik özellikler incelendiğinde, çekme gerilmesi sırasıyla 461, 631, 287 MPa ve kırılma anındaki uzama değeri sırasıyla %55, %19 ve %4 şeklinde rapor edilmiştir (Chen et al. 2022).

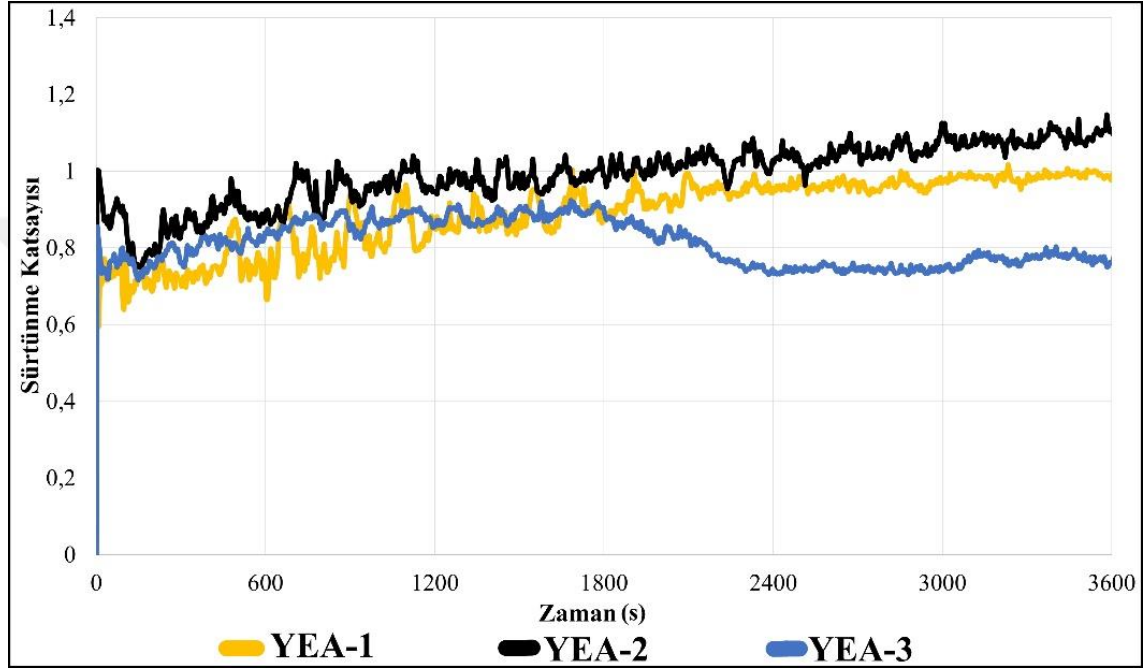
Sonuçlara göre YEA-2 numunesinde yaklaşık %22 uzama değeri ve 760,8 MPa çekme gerilmesi sonuçları ile sünekliği büyük ölçüde kaybetmeden mukavemette önemli bir gelişme elde edilmiş ve literatürde yer alan sonuçlara göre önemli bir gelişim sağlanmıştır. YEA-1 ve YEA-2 numunelerinin mekanik özellikleri değerlendirildiğinde tok malzeme özelliği sergiledikleri sonucuna varılabilir. CoCrFeMnNi alaşımına %5 Ti ilave edilen YEA-3 alaşımının aşırı derecede gevrekleşmesi nedeniyle birçok uygulama için kullanımının uygun olmayacağı öngörülmektedir.

Şekil 4.68'de farklı Ti oranlarına sahip YEA'ların çekme numunelerinin test sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde, özellikle YEA-1 alaşımı ve YEA-2 alaşımının koni-çanak şeklinde kırılma sergilediği görülmüştür. Bu numunelerin kırılma yüzeylerinde mat, lifli ve çukurcuklu bir yapı (dimples) görülmekte olup, söz konusu kırılma yüzey formu sünek kırılmanın önemli bir göstergesidir. YEA-1 alaşım yapısı daha yüksek bir sünek karakter sergilese de YEA-2 alaşım yapısı hem uzama hem de mukavemet açısından daha optimum bir sonuç sergilemektedir. Seçilen parametreler içerisinde en düşük süneklığe ve en yüksek çekme gerilmesine sahip olan YEA-3 alaşımı gevrek kırılma ile kırılmıştır. Bu numune için test sonrası numunede herhangi bir plastik deformasyon olmaksızın ani kırılma görülmüş ve çekme numunesi uygulanan yüke dik şekilde kırılmış olup katmanlar arasında kopma söz konusudur.



Şekil 4.68. SLE ile üretilen numunelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; (a-a') YEA-1, (b-b') YEA-2, (c-c') YEA-3.

Tribolojik özellikler; SLE ile üretilen YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin COF sonuçları Şekil 4.69’da verilmiştir. Numunelerin SLE ile üretimden hemen sonra yüzey pürüzlülükleri ölçülmüştür. YEA-1 numunesine ait yüzey pürüzlülük değeri 2,17 μm , YEA-2 için 3,15 μm ve YEA-3 için ise 3,92 μm olarak ölçülmüştür. Aşınma testi öncesi metalografik işlemlerle tüm numunelerin yüzey pürüzlülükleri 0,05 μm olarak hazırlanmıştır.



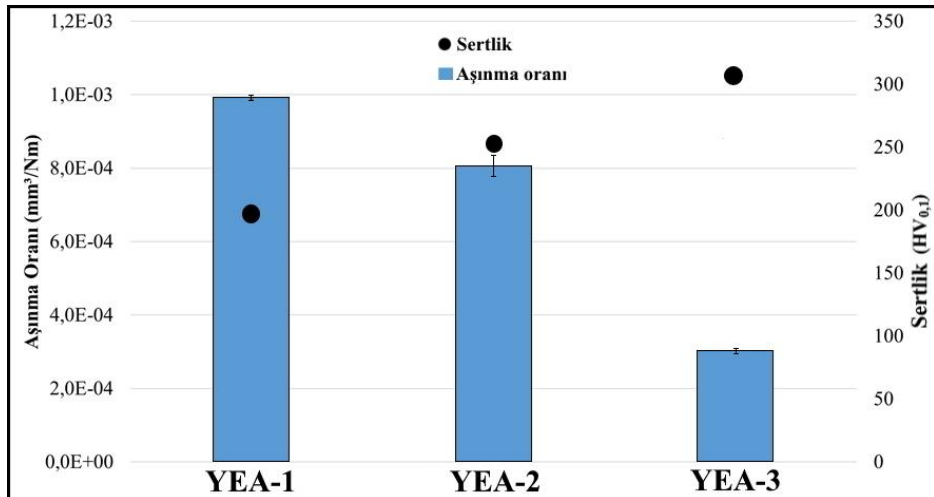
Şekil 4.69. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin sürtünme katsayısı-zaman grafikleri

Aşınma testinin başlangıcındaki ilk temasla birlikte COF eğri değerleri artış göstermiştir ve daha sonra yüzeyler ile karşı aşındırıcı (Al_2O_3 bilye) birbirine alıştıktan sonra daha kararlı bir form almıştır. Numunelerin sürtünme katsayısı eğrileri birbirine yakın formdadır. Numunelere ait ortalama sürtünme katsayısı değerleri Çizelge 4.13’de sunulmuş olup değerler birbirlerine çok yakın olmakla birlikte en düşük COF değeri YEA-3 numunesi için elde edilmiştir. YEA-3 numunesi diğer numunelere göre daha yüksek mukavemet ve sertlik değerleriyle kırılğan davranış sergilemektedir. Bu da karşıt malzemenin (Al_2O_3) temas alanının daha düşük olmasına neden olarak numunenin daha düşük oranda aşınmasına sebep olmuştur.

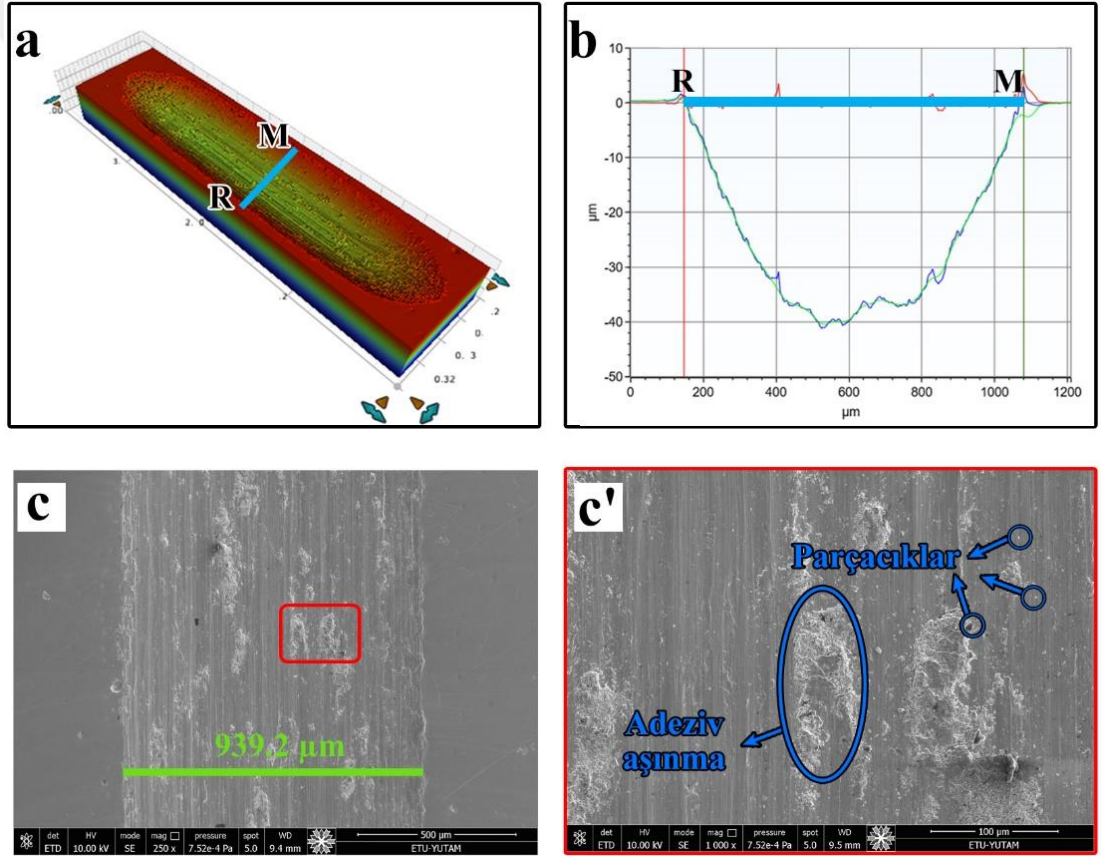
Çizelge 4.13. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin ortalama COF değerleri

Bileşim	Ortalama COF
YEA-1	0,7205
YEA-2	0,7527
YEA-3	0,6280

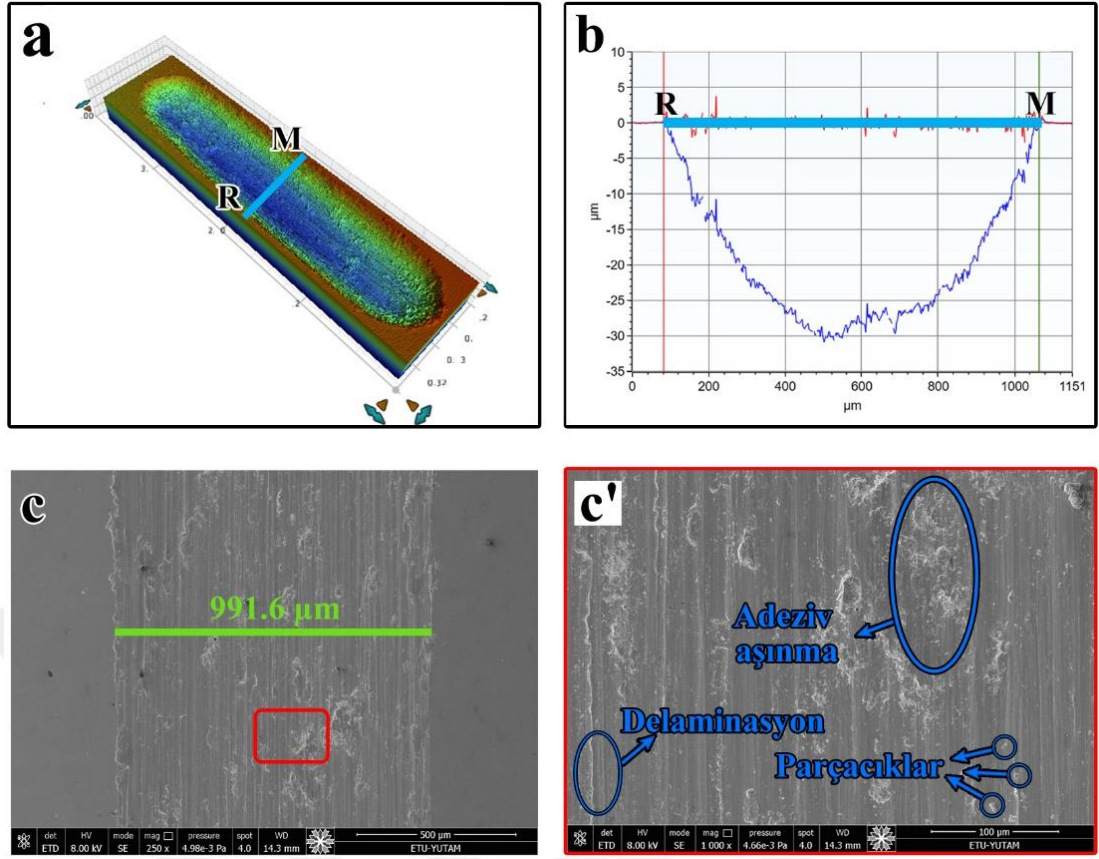
Ti ilavesiz ve farklı Ti oranlarında üretilen numunelerin aşınma oranı ve mikrosertlik değerlerini gösteren grafik Şekil 4.70’de verilmiştir. Şekil incelendiğinde artan Ti oranına paralel şekilde aşınma oranında bir azalma ve sertlikte belirgin bir artış eğilimi söz konusudur. YEA-3 numunesinin diğer numunelere göre daha düşük aşınma oranına ve en yüksek sertliğe sahip numune olduğu tespit edilmiştir. Sertlik değerleri sırasıyla YEA-1 numunesi için 201,2 HV_{0.1}, YEA-2 için 249,2 HV_{0.1} ve YEA-3 numunesi için 307,4 HV_{0.1} olarak elde edilmiştir. Bu durum, alaşımlara Ti eklenmesinin neden olduğu kafes distorsiyonuna bağlanabilir. Mevcut literatür incelendiğinde Ti ilaveli CoCrFeMnNi alaşımın SLE ile üretimine rastlanılmamıştır. Fakat geleneksel imalat yöntemleriyle üretimlerin gerçekleştirildiği çalışmalar mevcuttur. Shahmir ve arkadaşları vakum ark ergitme yöntemiyle farklı Ti oranlarında (%0 - %2 - %5,5 ve %7,5) ürettikleri CoCrFeMnNiTi_x alaşımların sertliklerini sırasıyla 120±2 HV, 155±7 HV, 175±14 HV ve 225±45 HV olarak bildirmişlerdir (Shahmir et al. 2021a). Tez çalışmaları ile birlikte mevcut literatür değerlendirildiğinde YMK tek faz yapısına sahip CoCrFeMnNi alaşımında sertlikteki artışın, yapıya daha büyük atom çapına sahip Ti’nin ilave edilmesinin neden olduğu kafes bozulmasından ve alaşımda intermetalik fazların oluşmasından kaynaklanmıştır.

**Şekil 4.70.** YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerin mikrosertlik ve aşınma oranı grafiği

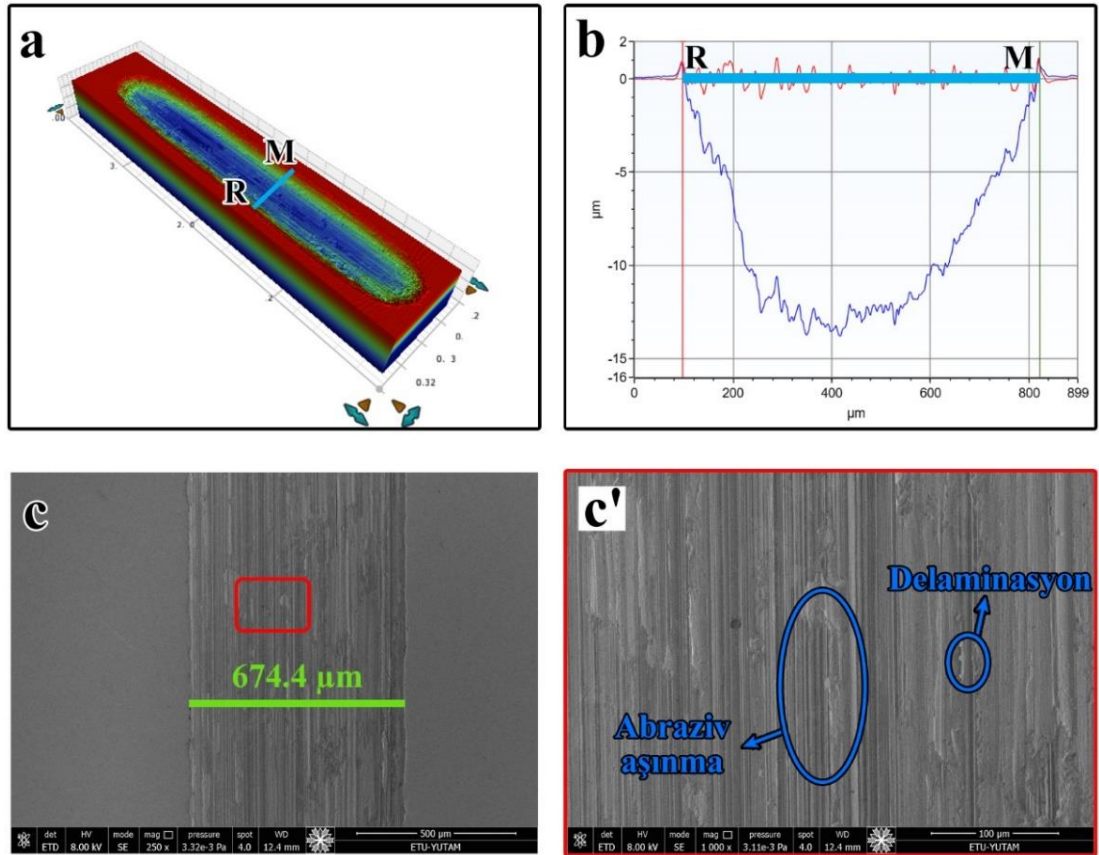
YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin aşınma izi SEM ve optik profilometre görüntüleri sırasıyla Şekil 4.71, Şekil 4.72 ve Şekil 4.73’de verilmiştir. Şekilde aşınma iz genişlikleri incelendiğinde, en yüksek yüzey sertliği ve en düşük aşınma oranı değerine sahip olan YEA-3 numunelerinin aşınma iz genişliği diğer numunelerin (YEA-1 ve YEA-2) aşınma iz genişliklerinden daha düşük olarak elde edilmiştir (Şekil 4.73). YEA-2 numunesinde YEA-1 numunesine nazaran daha geniş bir iz oluşmasına rağmen iz derinliği daha düşüktür. Bu sebeple aşınma hacmi ve aşınma oranı değerleri daha düşük olarak elde edilmiştir (Şekil 4.72). YEA-3 numunesi YEA-1 numunesine göre yaklaşık %73 daha düşük bir aşınma oranı gösterirken, YEA-2 numunesi YEA-1 numunesine göre yaklaşık %24 daha düşük bir aşınma oranı sergilemektedir.



Şekil 4.71. YEA-1 numune aşınma iz görüntüleri; (a-b) 3D optik profilometre (c-c') SEM



Şekil 4.72. YEA-2 numune aşınma iz görüntüleri; (a-b) 3D optik profilometre (c-c') SEM

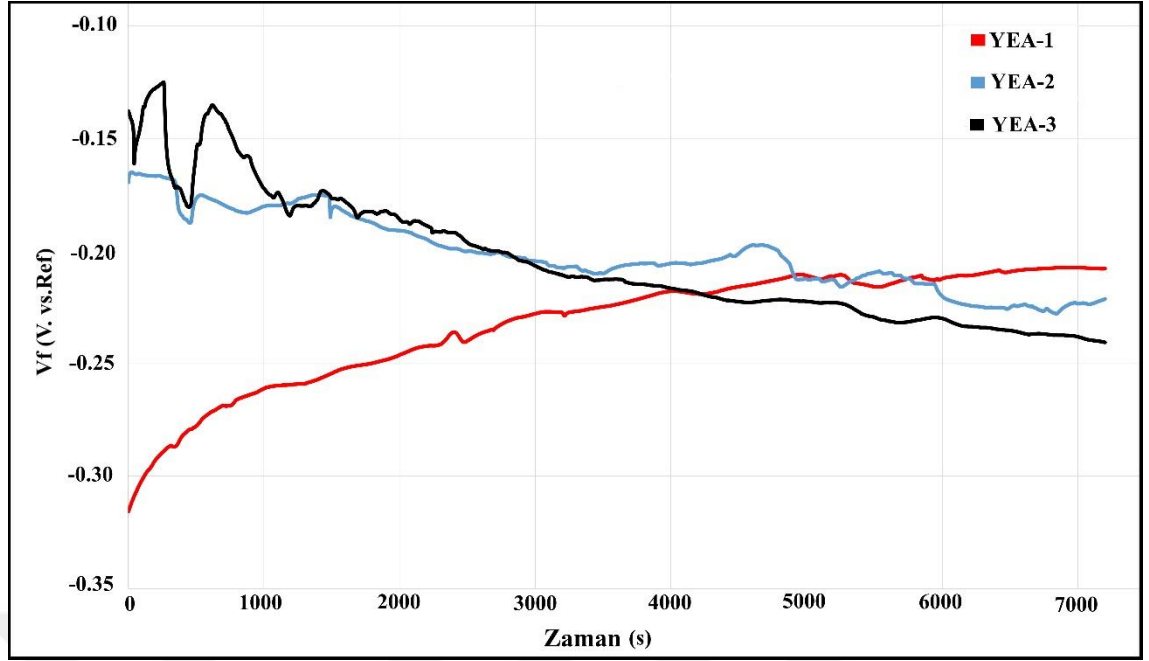


Şekil 4.73. YEA-3 numune aşınma iz görüntüleri; (a-b) 3D optik profilometre (c-c') SEM

Ti ilavesiz YEA-1 numunesi için aşınma mekanizmasının adezif aşınma ile birlikte abrazif aşınma ve plastik deformasyon mekanizmalarının bir kombinasyonunu şeklinde olduğu görülmektedir. Artan sertlik miktarına bağlı olarak YEA-2 ve YEA-3 numunelerinde adezif aşınmanın etkisinin azaldığı ve abrazif aşınmanın daha baskın olduğu tespit edilmiştir. Bu durum YEA-3 numunesi için çok daha belirgin olarak ortaya çıkmıştır.

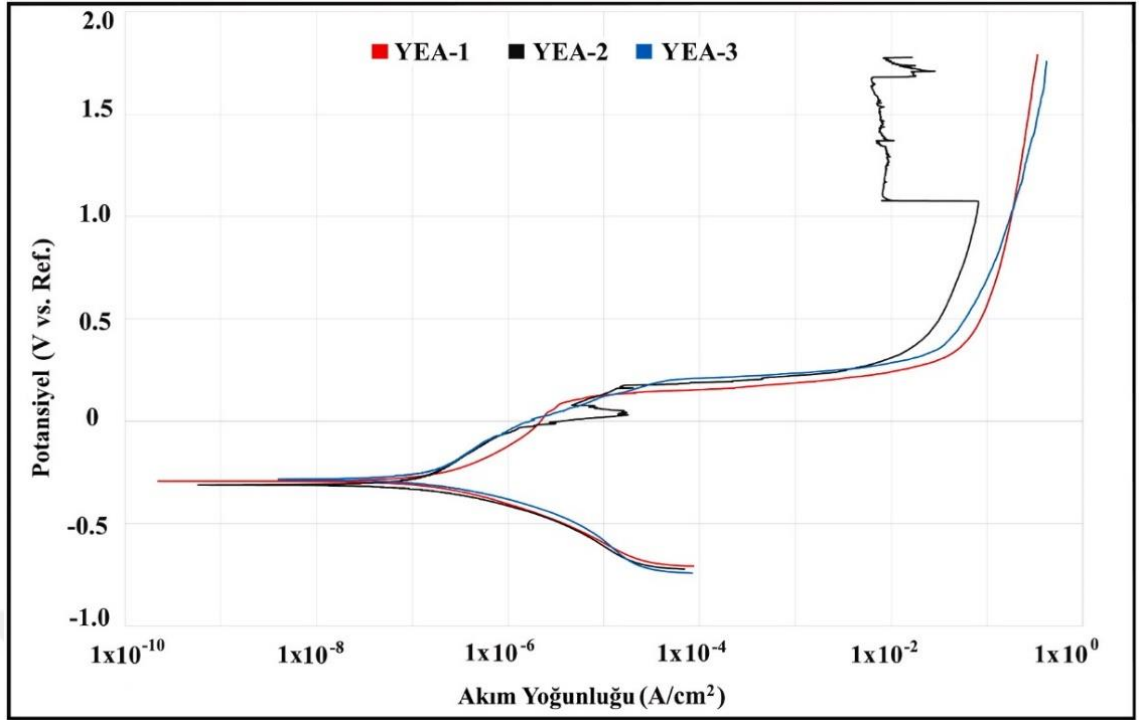
Tüm numunelere ait aşınma testlerinin gerçekleştirildiği yüzeyler dikkate alındığında YEA-3 numunesinin aşınma direnci açısından daha üstün olduğu görülmektedir. Ancak, YEA-3 numunesinin üstün aşınma direncine sahip olmasının yanı sıra daha önceki başlıklarda verildiği üzere, en yüksek sertliğe ve mukavemet değerlerine sahip olmasına karşın süneklik değerlerinin çok düşük olduğu göz ardı edilmemelidir. Bu da birçok pratik uygulama için sorun teşkil edecek bir durum ortaya çıkarmaktadır. Bilindiği gibi YEA'lar yapısal parçaların üretiminin haricinde yüzeylere kaplama olarak da uygulanabilmektedir (Hsu et al. 2020; Chen et al. 2022; Yuanbin et al. 2022). Bu bağlamda %5 Ti ilave edilmiş YEA'nın doğrudan parça üretiminde değil, aşınma performansını artırmak amacıyla yüzeylere kaplama olarak uygulanması daha doğru bir seçenek olarak değerlendirilebilir.

Korozyon davranışları; Şekil 4.74'de YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin %3,5 NaCl çözeltisindeki OCP eğrilerini göstermektedir. Ortam koşulları altında, YEA-1 numunesinin potansiyel eğrisi anodik yöne doğru (daha asil), yani pozitif değerlere doğru kademeli olarak artmakta ve bu durum pasif film oluşumunu göstermektedir (Ren et al. 2019). Hem YEA-2 hem de YEA-3 numunelerinin OCP eğrileri katodik yöne veya negatif (daha az asil) potansiyel değerlere doğru kaymaktadır. Bu oluşum YEA-3 numunesinde daha da belirgin olarak ortaya çıkmıştır. Bu durumda pasif tabakaların oluşmadığı düşünülebilir (Savinov and Shi 2023). Bununla birlikte, yaklaşık olarak 6000 saniyeden sonra YEA-2 numunesi stabilize olma ve pasif hale gelme eğilimindedir.



Şekil 4.74. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerine ait OCP eğrileri

Şekil 4.75’de YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri sunulmakta olup, polarizasyon eğrilerinden elde edilen veriler Çizelge 4.14’de verilmiştir. Numunelerin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri, belirgin aktif-pasif geçişler olmaksızın yakın eğimler sergilemiştir. YEA-1 numunesi daha yüksek E_{corr} ($-292,0 \pm 12$ mV) ve daha düşük I_{corr} ($236,0 \pm 18$ nA/cm²) değerleri göstermiştir. Bu numune en yüksek korozyon direncine sahip olup daha düşük korozyon oranları sergilemiştir. Ancak Ti oranı arttıkça korozyon oranları da artmıştır. YEA-3 numunesinin E_{corr} değeri, YEA-2 numunesinden daha düşük olmasına rağmen, diğer iki numuneye kıyasla daha yüksek bir I_{corr} değeri ($370,9 \pm 22$ nA/cm²) sergilemiştir. Bu, YEA-3 numunesinin YEA-1 ve YEA-2 numunelerine göre korozyon reaksiyonu başlatma eğiliminin daha yüksek olduğu anlamına gelmektedir (Liu et al. 2022). Bu nedenle, bu numune (YEA-3) en yüksek korozyon oranına sahiptir ve en önce korozyona uğrayan numune olmuştur.

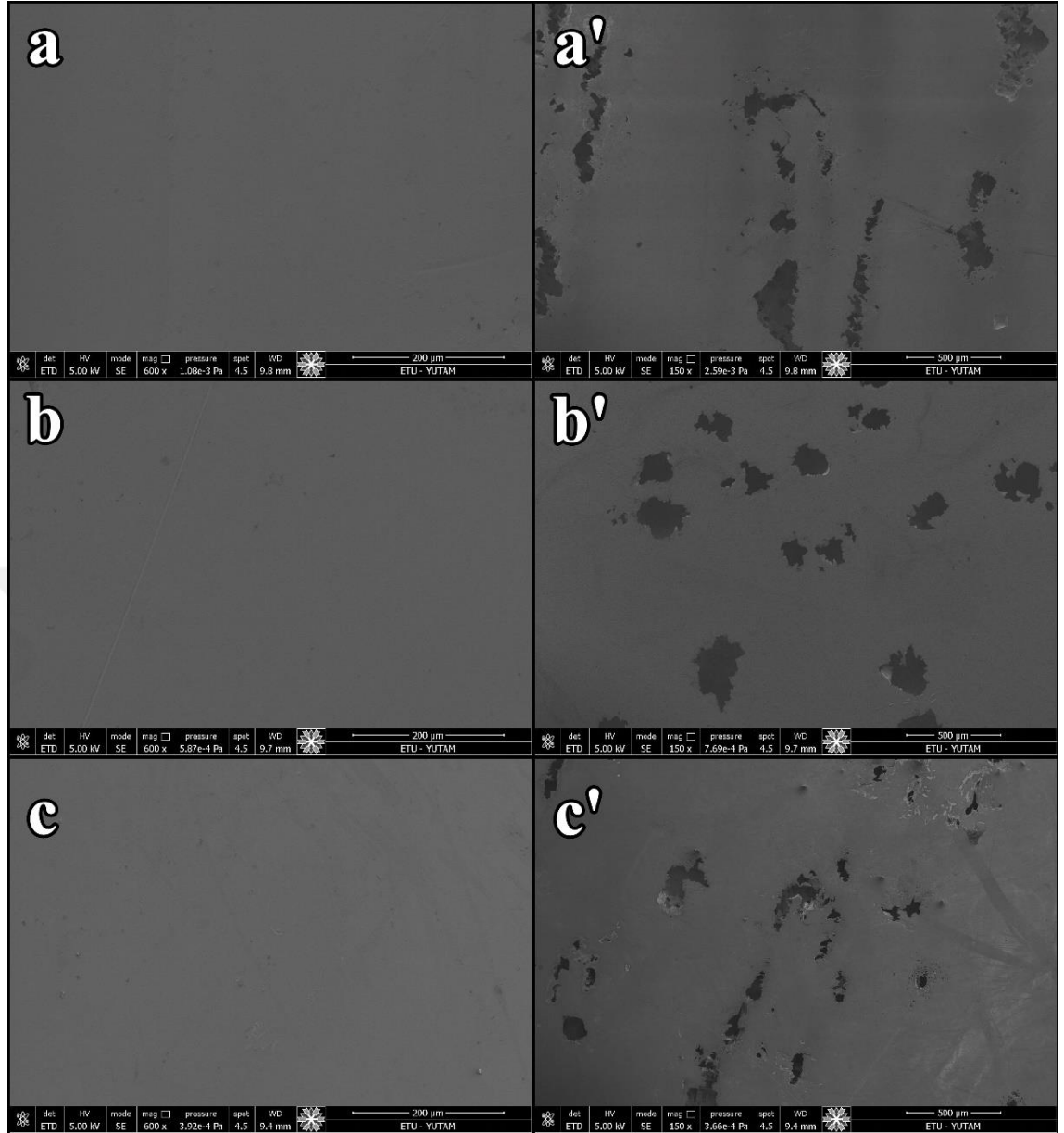


Şekil 4.75. YEA-1, YEA-2, YEA-3 numunelerine ait polarizasyon eğrileri

Çizelge 4.14. YEA-1, YEA-2, YEA-3 için potansiyodinamik polarizasyon sonuçları

Numune Kodu	E_{corr} (mV)	I_{corr} (nA/cm ²)
YEA-1	$-292,0 \pm 12$	$236,0 \pm 18$
YEA-2	$-309,4 \pm 28$	$251,5 \pm 24$
YEA-3	$-283,0 \pm 36$	$370,9 \pm 22$

Şekil 4.76’da korozyon deneylerinden önce ve sonra alınan numune yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Korozyon deneyleri öncesinde numuneler metalografik işlemler ile teste hazır hale getirilmiş ve testin ardından etil alkol ile temizlenerek kurutulmuştur. Korozyon testlerinden sonra, her üç numunede mikroyapıdaki gözeneklilik farklılıkları ile ilişkilendirilebilecek çukurlaşma mekanizması ile korozyon hasarları görülmektedir (Şekil 4.76a’-b’-c’). Ti-katkılı YEA’ların yüksek oranda korozyona uğradığı ve çukurlaşma yoğunluğu ile çukurlaşma boyutunun daha da arttığı tespit edilmiştir. Bu tür çukurlar oksit kalıntıları, intermetalikler, ikinci faz parçacıkları ve malzemenin yüzeyindeki mekanik hasarlar gibi kimyasal veya fiziksel homojensizliklere atfedilebilir (Pirlari et al. 2019). Ayrıca potansiyel pasif filmin kırılmasıyla birlikte yüzeylerdeki kararlı çukurlaşmaların muhtemelen numunelerde bulunan büyük gözeneklerde başladığı düşünülmektedir.



Şekil 4.76. Numune yüzeylerinin SEM görüntüleri: korozyon öncesi (üst yüzey), (a) YEA-1, (b) YEA-2, (c) YEA-3 ve korozyon sonrası (üst yüzey), (a') YEA-1, (b') YEA-2, (c') YEA-3.

YEA-1 numunesi kararlı bir mikroyapıya sahip olduğu için genel olarak korozyona karşı daha dirençlidir. YEA-2 ve YEA-3 numunelerinde sigma ve laves fazlarının farklı dağılımı ve bu fazların farklı elektrot potansiyelleri nedeniyle yapıda mikro hücrel boşluklar oluşarak korozyona neden olabilir. Yapı içinde laves fazlarının oluşumu belirli bir miktarda Cr tüketimiyle sonuçlanır ve böylece numunede Cr pasivasyon eğilimi azalır (Liu et al. 2022). Dolayısıyla bu intermetalik fazlar lokal saldırılara karşı hassasiyeti artırır ve döngüsel potansiyodinamik polarizasyon testi sırasında çözünmeleri malzemenin korozyonuna neden olur (Trueba and Trasatti 2010; Pirlari et al. 2019).

Literatürde farklı Ti oranlarına sahip CoCrFeMnNi alaşımlarının SLE ile üretimi bulunmamakla birlikte, vakum ark ergitme yöntemi ile üretilen CoCuFeMnNiTi_x alaşımının korozyon özelliklerinin incelendiği bir çalışmada, Ti ilavesinin alaşımın korozyon direncini düşürdüğü belirtilmiştir. Bu durumun, alaşıma Ti eklenmesiyle interdendritik bölgelerde Ti açısından zengin bir fazın oluşması ve korozyon tipinin çukurcuk korozyondan galvanik korozyona değişmesinden kaynaklandığı rapor edilmiştir (Öztürk et al. 2022). Zhu ve arkadaşları σ çökeltilerinin ve Mn açısından zengin inklüzyonların/kalıntıların varlığının korozyon direncini azalttığını ve oyuklanma korozyonuna duyarlılığı arttırdığını belirtmiştir (Zhu et al. 2021). Ti ilavesi numunelerin (YEA-2 ve YEA-3) korozyon davranışını iyileştirmese de, mekanik ve tribolojik özelliklerini iyileştirdiği dikkat çekmektedir. Tüm gruplar arasında, YEA-2 alaşım numunesi YEA-1 numune grubundan daha iyi mekanik ve tribolojik özellikler sergilerken yakın değerlerde daha düşük korozyon davranışı sergilemiştir.

5. SONUÇ ve ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

Bu tez çalışmasında Toz Metalurjisi (TM) ve Seçici Lazer Ergitme (SLE) yöntemi ile CoCrFeMnNiTi_x Yüksek Entropi Alaşım (YEA) malzemelerinin üretimleri hedeflenmiştir. Bu doğrultuda yüksek saflıkta Co-Cr-Fe-Mn-Ni ve Ti_x tozları farklı öğütme sürelerinde MA yöntemi ile alaşımlandırılarak, farklı sıcak presleme basınçlarında TM yöntemi ile numuneler üretilmiştir. SLE yöntemiyle de ön alaşımlı ve küresel forma sahip eşmolar CoCrFeMnNi YEA tozları ve bu alaşıma farklı oranlarda ilave Ti tozu kullanılarak üretimler gerçekleştirilmiştir. Her iki üretim yönteminde optimum parametreler ile üretilen CoCrFeMnNiTi_x alaşımın yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri üzerindeki etkileri kapsamlı şekilde incelenmiştir. Üretimlerde, optimum üretim parametreleri belirlenirken sistematik olarak parametre azaltılmasıyla malzeme ve zaman tasarrufu sağlanmaya çalışılmıştır. Çalışmalardan elde edilen tüm veri sonuçları aşağıda özetlenmiştir:

TM Üretimleri

- MA sürecinde kullanılan yüksek saflıkta Co, Cr, Fe, Mn, Ni tozların ortalama boyutu yaklaşık 30 µm boyutunda olup 30 dakikalık öğütme sonrasında partikül morfolojileri değişmeye başlamış ve süreç ilerledikçe tüm tozlar öğütülerek çok ince YEA alaşım tozları elde edilmiştir. 300 dakikalık öğütme sonrasında tozlarda yoğun bir soğuk kaynak oluşumu gözlenmiştir. Tüm CoCrFeMnNi alaşım tozları öğütme süreleri sonucunda homojen bir dağılım yapısı sergilemiştir.
- YMK faz yoğunluğu, öğütme süresinin artmasıyla artmıştır ve 300 dakikalık öğütme sonrasında ana faz haline gelmiştir (HEA-P-4). CoCrFeMnNi alaşım tozlarına uygulanan sıcak presleme ve ardından sinterleme işlemi sırasında numunelerde Cr₇C₃ oluşumu da tespit edilmiştir.
- Oksidasyon direnci açısından en iyi sonuç HEA-P-4 alaşım tozunda tespit edilmiştir. Bu duruma, artan öğütme süresiyle sünek Fe parçacıklarının içerisine Co, Cr ve Ni gibi sert ve oksidasyona dayanıklı parçacıkların gömülmesi neden olmuş ve sonuç olarak alaşımın oksidasyon direnci artmıştır.

- Yoğunluk değerleri, öğütme süresinin artmasının yanı sıra sıcak presleme basıncının artmasıyla da önemli oranda bir artış göstermiştir. En yüksek bağıl yoğunluk (%86,29), 300 dakika öğütme ve 650 MPa basınçta üretilen HEA-HP-8 numunesi için tespit edilmiştir.
- En yüksek sertlik değeri HEA-HP-8 numunesi için 263,8 HB olarak elde edilmiş ve aynı basınçta üretilen HEA-HP-5 numuneye nazaran yaklaşık %26 oranında bir iyileşme sağlanmıştır. Ayrıca bu numune en düşük aşınma oranına sahip numune olarak belirlenmiştir.
- Ti ilaveli tozların parçacık boyutu artan Ti içeriğiyle (HEA-P-5 ve HEA-P-6) birlikte artmıştır. Bu durum artan Ti içeriğinin diğer tozların topaklanma eğilimini artırması ve dolayısıyla etkili kırılmanın daha zor hale gelmesiyle ilişkilendirilmiştir. Ayrıca artan Ti içeriğiyle birlikte oksidasyon direncinde önemli bir düşüş olduğu tespit edilmiştir.
- EDS sonuçlarına göre hem öğütülen toz grupları hem de tüm bulk numune grupları homojen bir dağılım sergilemiştir. XRD sonuçlarına göre Ti ilavesiz HEA-HP-8 numunesi baskın YMK ana faz ile birlikte yapıda üretimden kaynaklı çok zayıf Cr_7C_3 oluştuğunu göstermiştir. Artan Ti ilavesi ile HEA-HP-9 ve HEA-HP-10 numunelerde baskın ana faz YMK olmakla birlikte intermetalik faz yapıları da gözlenmiştir.
- Artan Ti oranı ile numunelerin doluluk oranları ve korozyon dirençleri azalmıştır. Ancak sertliklerde bir artış ve aşınma oranlarında iyileşme tespit edilmiştir. En yüksek doluluk oranı ve korozyon direnci HEA-HP-8 numunede gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik ve en düşük aşınma oranı HEA-HP-10 numunede tespit edilmiş ve bu numune en düşük korozyon direncini sergilemiştir. Bu sonuçların, yapıların sahip olduğu gözeneklilik oranı ve Ti ilaveli numunelerde oluşan intermetalik fazlarla ilişkili olduğu değerlendirilmiştir.

SLE Üretimleri

- SLE yöntemiyle üretimlerde kullanılacak optimum lazer parametrelerinin CoCrFeMnNi alaşım üzerindeki etkilerini incelemek amacıyla döküm numunelerine yapılan tekli lazer vuruşlarında, lazer gücü ve tarama hızının, izlerin morfolojisi üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu tespit edilmiştir. Kontur yapılarına ait incelemelerde, 80 W lazer gücü 800 mm/s ve 100 W lazer gücü 600 mm/s tarama hızı ile gerçekleştirilen üretimlerin diğer tarama hızlarına göre kontur duvarlarının oldukça homojen ve boğumsuz olduğu ve bu şartlar için duvar kalınlıkları sırasıyla 83,10 μm ve 106,8 μm olarak tespit edilmiştir.
- Kontur numunesi üretimleri sonrası yana kayma miktarının doluluk oranı üzerindeki etkisini incelemek için 80 W lazer gücü 800 mm/s tarama hızı ve 100 W lazer gücü 600 mm/s tarama hızı kullanılarak farklı yana kayma miktarlarında YEA-1 bileşimindeki numuneler üretilmiştir. Her iki lazer gücüyle 70yk değerinde üretilen numunelerde doluluk oranı diğer numunelere göre daha yüksek olarak elde edilmiştir. Bu parametreler ile üretim platformuna dik yerleşim olacak şekilde çekme numuneleri üretilmiştir. Çekme testleri sonucunda 80 W - 800 mm/s ve 100 W - 600 mm/s parametrelerinde numunelerin uzama değerleri sırasıyla %25 ve %48 olarak belirlenmiştir.
- Elde edilen sonuçlara göre, en yüksek doluluk oranı ve uzama değerleri performans kriteri olarak esas alınmak suretiyle YEA-1 alaşımının SLE yöntemi ile üretimi için belirlenen optimum üretim parametre seti; lazer gücü 100 W, tarama hızı 600 mm/s, katman kalınlığı 25 μm ve yana kayma mesafesi %70 olarak belirlenmiştir.
- Optimum SLE parametreleri ile YEA-1 bileşimindeki mikroyapı, aşınma ve korozyon test numuneleri üç farklı inşa oryantasyonu kullanılarak (0° , 45° ve 90°) üretilmiştir. Her üç numuneden 0° inşa oryantasyonunda üretilen numunenin, %99,94 ile en yüksek doluluk oranına, en yüksek aşınma ve korozyon direncine sahip olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca bu numune için, hücrel mikroyapı ağırlıklı olmak üzere bazı tanelerin dendritik olarak büyüdüğü ve mikroyapının diğer oryantasyonlara göre daha homojen olduğu gözlemlenmiştir.

- YEA-1 toz malzemeye farklı oranlarda Ti ilavesiyle YEA-2 ve YEA 3 numuneleri üretilmiş ve Ti ilavesinin numunelerde mekanik özellikleri büyük oranda değiştirdiği gözlemlenmiştir. YEA-1 numunesinin çekme mukavemeti (UTS) 548 MPa ve %48 uzama değeri sergilerken, YEA-2 numunesi 760,8 MPa'ya yükseldiği ancak uzama değerinin %22 değerine düştüğü ve YEA-3 numunesi 832,1 MPa gerilme ve uzama %2 mertebesine düştüğü gözlenmiştir. YEA-1 alaşımı ve YEA-2 alaşımının koni-çanak şeklinde kırılma sergilediği, YEA-3 alaşımının ise uygulanan yüke dik şekilde gevrek olarak kırıldığı tespit edilmiştir.
- YEA-1, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinde elementlerin genel olarak homojen bir dağılım sergilediği ve kullanılan karıştırma tekniğinin başarılı olduğu görülmüştür. Mikroyapı görüntüleri YEA-1 alaşımının ince bir hücresel/dendritik yapı (cellular/dendritic structure) sergilediğini ve hücresel yapının daha baskın olduğunu, YEA-2 numune de benzer karakterde olmakla birlikte daha ince hücresel/dendritik yapı sergilediği ve dendritik büyümenin YEA-1'e kıyasla daha belirgin hale geldiğini göstermiştir. YEA-3 numune eş eksenli hücresel ve dendritik tane yapısına sahip olmakla birlikte dendritik büyümenin baskınlığı gözlemlenmiştir. Her üç numunenin doluluk oranının %99'un üzerinde olduğu tespit edilmiştir.
- YEA-1 numunesi YMK tek faz yapısını sergilerken, YEA-2 ve YEA-3 numunelerinin intermetalik fazlar olarak bilinen sigma (σ) ve laves fazlarına karşılık gelen zayıf yansıma piklerini de içerdiği görülmüştür. Artan Ti ilavesine paralel olarak YEA-3 numunesindeki bu intermetaliklerin yoğunluğunun daha da artış gösterdiği tespit edilmiştir.
- YEA-3 numunesi en yüksek sertlik değeri ve tribolojik özelliklerine sahip numune olurken bu numunede korozyon direncinde azalma olmuştur. Yapısındaki intermetalik fazların oranı ve diğer numunelere göre doluluk oranının düşüklüğü bu duruma sebeptir. En yüksek korozyon direncini YEA-1 numunesi sergilemiştir. Tüm SLE numuneleri arasında YEA-2 numunesi YEA-1 numune grubuna göre daha iyi mekanik ve tribolojik özellikler sergilerken yakın değerlerde olmak kaydıyla daha düşük korozyon davranışı sergilemiştir.

Karşılaştırmalı Sonuçlar

- Tüm TM ve SLE numuneleri homojen bir dağılım sergilemiştir. TM ile üretilen numuneler iri taneli bir mikroyapıya sahipken, SLE ile üretilen numuneler de hücresel ve artan Ti oranı ile dendritik bir mikroyapı sergilemiştir. Her iki üretimde de Ti ilavesiz numuneler YMK tek ana faz yapısı sergilemiş fakat TM prosesinde öğütme ve sinterleme ortamından kaynaklı Cr_7C_3 yapısı da oluşmuştur. Ti ilaveli tüm numunelerde YMK ana faz yapısı ile birlikte intermetalik fazların oluşumu da söz konusudur.
- SLE numuneleri TM numunelerine göre daha yüksek doluluk oranı ve daha üstün korozyon direnci sergilemiştir. Bunun sebebi, SLE’de lazerin alaşım tozunu ertiterek toz partikülleri üzerinde daha yoğun bir birleşim sağlaması ve daha düşük oranlarda gözeneklilik sunmasıdır.
- TM numuneleri SLE numunelerine kıyasla daha iyi sertlik değerleri ve tribolojik özellikler sergilemiştir. Artan öğütme süresinin yanı sıra sıcak pres basıncı ve sinterleme işleminin etkisiyle taneler arasındaki boyun oluşumu ve metalik bağlanmanın bu numunelerin sertlik ve aşınma oranlarının öne çıkmasında etkili olduğu tespit edilmiştir.
- Tüm numuneler mekanik ve tribolojik özellikler açısından karşılaştırıldığında, HEA-HP-8 ve %3 Ti ilaveli TM ve SLE numunelerinin (HEA-HP-9 ve YEA-2) daha üstün özellikler sunduğu tespit edilmiştir. %5 Ti ilaveli HEA-HP-10 ve YEA-3 alaşımlarının aşırı derecede gevrekleşmesi nedeniyle birçok uygulamada yapısal eleman olarak kullanımının uygun olmayacağı öngörülmüştür. Korozyon özellikleri açısından SLE numunelerinden YEA-1 ve YEA-2 alaşımları tüm numuneler arasında korozif ortamlar için daha kullanılabilir alaşımlar olarak değerlendirilmiştir.

5.2. Öneriler

Günümüz rekabet şartları altında yeni bir ürünün ortaya konması, tasarımı, modellenmesi ve geliştirilmesi sonucu kullanılacak üretim yöntemi ve hizmetlerin endüstride ortaya konması büyük önem arz etmektedir. Bu tez çalışması geleneksel Toz

Metalurjisi (TM) yöntemi ve yenilikçi üretim yöntemlerinden Seçici Lazer Ergitme (SLE) ile yeni nesil malzemeler olarak kabul gören yüksek entropi alaşımların üretimi üzerine gerçekleştirilmiştir. Bu doğrultuda her iki üretim yöntemiyle üretilen CoCrFeMnNiTi_x ($x=0-3-5$) YEA'larının yapısal, mekanik, aşınma ve korozyon performansı üzerindeki etkileri incelenmiştir.

Bu çalışma sonucunda elde edilen kazanımların, YEA tasarım anlayışının malzeme bilimi açısından yeni ve üstün özellikli malzemelerinin geliştirilmesinde ve gerekli bilgi havuzunun oluşturulmasına yardımcı olacağı değerlendirilmiştir. Elde edilen bulgular ışığında tez çalışmasındaki metodoloji kullanılarak, farklı bileşimdeki YEA'ların SLE eklemeli imalat yöntemiyle üretimi ve farklı bileşenlerde takviye malzemeleri ilave edilerek elde edilecek yeni YEA sistemleri için üretim parametrelerinin optimizasyonu çalışmaları gerçekleştirilebilir.

Mevcut yapıdaki elementlerin farklı oranlarda kullanılması ile alaşım özellikleri karakterize edilebilir. Ayrıca TM ve SLE ile üretim sonrası post-proses işlemlerinin (ısıtılma ve yüzey işlemleri gibi) alaşımın özellikleri üzerindeki etkileri incelenebilir.

TM prosesindeki öğütme süreleri ve sıcak presleme basınç aralıkları genişletilebilir. Bu çalışma sonrası yapılacak diğer çalışmalar ile TM ve SLE yönteminde kullanılacak farklı üretim parametrelerinin CoCrFeMnNi ve CoCrFeMnNiTi_x YEA'ların yorulma özellikleri üzerindeki etkileri incelenebilir.

Her iki üretim yöntemiyle kriyojenik ve yüksek sıcaklık değerlerinde mekanik ve yüzey özellikleri araştırılabilir.

Bu ve farklı YEA'ların SLE ile üretimlerinde çatlak mekanizmaları üzerinde çalışmalar genişletilebilir. TM ile üretimlerinde farklı sinterleme süre ve sıcaklıklarında alaşımların gelişimi çalışılabilir.

KAYNAKLAR

- Acharya, R., Sharon, J. A. and Staroselsky, A. 2017. Prediction of microstructure in laser powder bed fusion process. *Acta Materialia*, 124, 360–371.
- Akçay, S. B. 2022. Bakır esaslı elektrik kontak malzemelerinin fiziksel ve mekanik özellikleri üzerine akımsız kaplama parametrelerinin etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimler Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 117, Trabzon.
- Akhlaghi, P., Amirjan, M. and Parvin, N. 2021. The effect of processing parameters and heat-treatment on the microstructure and mechanical properties of PM CoCrFeMnNiTi_{0.1} high-entropy alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 257, 123722.
- Akinwekomi, A. D. and Akhtar, F. 2022. Bibliometric mapping of literature on high-entropy/multicomponent alloys and systematic review of. *Entropy*, 24, 329.
- Anand, M. and Das, A. K. 2021. Issues in fabrication of 3D components through DMLS technique: A review. *Optics and Laser Technology*, 139.
- Anawa, E. M. and Olabi, A. G. 2008. Control of welding residual stress for dissimilar laser welded materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 204(1–3), 22–33.
- Beaman, J., Bourell, D. and Wallace, D. 2014. Additive manufacturing and 3D printing. *J. Manuf. Sci. Eng.*, 136(6): 06.
- Benjamin, S. J. 1976. Mechanical Alloying. *Scientific American*, a Division of Nature America, Inc., 234(5), 40–49.
- Berdovsky, Y. N. 2008. High Temperature Corrosion of intermetallics. Nova Science Publishers, Inc., 261, New York.
- Bor, A., Jargalsaikhan, B., Uranchimeg, K., Lee, J. and Choi, H. 2021. Particle morphology control of metal powder with various experimental conditions using ball milling. *Powder Technology*, 394, 181–190.
- Born, M. and Wolf, E. 2013. Principles of optics: electromagnetic theory of propagation, interference and diffraction of light. Cambridge University Press, 807, New York.
- Bose, S., Ke, D., Sahasrabudhe, H. and Bandyopadhyay, A. 2018. Progress in materials science additive manufacturing of biomaterials. *Progress in Materials Science*, 93, 45–111.
- Brif, Y., Thomas, M. and Todd, I. 2015. The use of high-entropy alloys in additive manufacturing. *Scripta Materialia*, 99, 93–96.
- Buchbinder, D., Schleifenbaum, H., Heidrich, S., Meiners, W. and Bültmann, J. 2011. High power selective laser melting of aluminum parts. *Physics Procedia*, 12 (part 1), 271–278.

- Bulut, C. 2017. Karbon nanotüp takviyeli bakır matrisli kompozitlerin yeni bir karıştırma tekniği ile üretilmesi ve karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Bingöl Üniversitesi, Fen Bilimler Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 74, Bingöl.
- Bulut, C., Fatih, Y., Varol, T., Kaya, G. and Ergüder, T. O. 2024a. Effects of selective laser melting process parameters on structural, mechanical, tribological and corrosion properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Metals and Materials International*, 1-23.
- Bulut, C., Yıldız, F., Varol, T., Akçay, S. B. and Ergüder, T. O. 2024b. The effect of milling time and hot-pressing on the structural properties and wear behavior of CoCrFeMnNi high-entropy alloys fabricated by mechanical alloying. *High Temperature Corrosion of Materials*, 101(2), 225–249.
- Bulut, C., Yıldız, F., Varol, T. and Ergüder, T. O. 2024c. Effect of titanium on the structural , mechanical and surface properties of CoCrFeMnNiTi_x high entropy alloy fabricated by selective laser melting. *Intermetallics*, 169, 15.
- Canakci, A., Erdemir, F., Varol, T., Dalmiş, R. and Ozkaya, S. 2014. Effects of a new pre-milling coating process on the formation and properties of an Fe-Al intermetallic coating. *Powder Technology*, 268(1), 110–117.
- Cantor, B., Chang, I. T. H., Knight, P. and Vincent, A. J. B. 2004. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering A*, 375–377(1-2 spec. iss.), 213–218.
- Carter, L. N., Attallah, M. M. and Reed, R. C. 2012. laser powder bed fabrication of nickel-base superalloys: influence of parameters; characterisation, quantification and mitigation of cracking. *superalloys 2012*, 577–586.
- Chakraborty, S., Gupta, A. K., Roy, D. and Basu Mallick, A. 2020. Nanomechanical properties of mechanically alloyed and spark plasma sintered W-nanoparticulate dispersed Cu-Nb alloys. *Materials Letters*, 274, 128004.
- Chakraborty, S., Gupta, A. K., Roy, D. and Basumallick, A. 2019. Studies on nano-metal dispersed Cu-Cr matrix composite. *Materials Letters*, 257, 126739.
- Chang, Y. W., Huang, M. H. and Lin, C. W. 2015. Evolution of research subjects in library and information science based on keyword, bibliographical coupling, and co-citation analyses. *Scientometrics*, 105(3), 2071–2087.
- Chen, T., Foo, C. and Tsang, S. C. E. 2021. Interstitial and substitutional light elements in transition metals for heterogeneous catalysis. *Chemical Science*, 12 (2), 517–532.
- Chen, T. K., Shun, T. T., Yeh, J. W. and Wong, M. S. 2004. Nanostructured nitride films of multi-element high-entropy alloys by reactive DC sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 188–189(1-3 spec.iss.), 193–200.
- Chen, Y., Liu, W., Wang, H., Xie, J., Zhang, T., Yin, L. and Huang, Y. 2022. Effect of Ti content on the microstructure and properties of CoCrFeNiMnTi_x high entropy

alloy. *Entropy*, 24–241.

- Cheng, H., Chen, W., Liu, X., Tang, Q., Xie, Y. and Dai, P. 2018. Effect of Ti and C additions on the microstructure and mechanical properties of the FeCoCrNiMn high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 719, 192–198.
- Chew, Y., Bi, G. J., Zhu, Z. G., Ng, F. L., Weng, F., Liu, S. B., Nai, S. M. L. and Lee, B. Y. 2019. Microstructure and enhanced strength of laser aided additive manufactured CoCrFeNiMn high entropy alloy. *Materials Science & Engineering A*, 744, 137–144.
- Cho, K. S., Kim, S. H. and Lee, Y. H. 2018. Correlation between acoustic intensity and ground particle size in alumina ball mill process. *Journal of the Korean Ceramic Society*, 55(3), 275–284.
- Choudhuri, D., Alam, T., Borkar, T., Gwalani, B., Mantri, A. S., Srinivasan, S. G., Gibson, M. A. and Banerjee, R. 2015. Formation of a Huesler-like L₂₁ phase in a CoCrCuFeNiAlTi high-entropy alloy. *Scripta Materialia*, 100, 36–39.
- Cui, P., Ma, Y., Zhang, L., Zhang, M., Fan, J., Dong, W. and Yu, P. 2018. Effect of Ti on microstructures and mechanical properties of high entropy alloys based on CoFeMnNi system. *Materials Science & Engineering A*, 737, 198–204.
- Çuvalcı, O., Varol, T., Akçay, S. B., Güler, O. and Çanakçı, A. 2023. Effect of ball mill time and wet pre-milling on the fabrication of Ti powders by recycling Ti machining chips by planetary milling. *Powder Technology*, 426, 118637.
- Dada, M., Popoola, P. and Mathe, N. 2021. Recent advances of high entropy alloys for aerospace applications: a review. *World Journal of Engineering*, 20(1), 43–74.
- Daminabo, S. C., Goel, S., Grammatikos, S. A., Nezhad, H. Y. and Thakur, V. K. 2020. Fused deposition modeling-based additive manufacturing (3D printing): techniques for polymer material systems. *Materials Today Chemistry*, 16, 100248.
- Dilip, J. J. S., Zhang, S., Teng, C., Zeng, K., Robinson, C., Pal, D. and Stucker, B. 2017. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting. *Progress in Additive Manufacturing*, 2(3), 157–167.
- Dutt, A. K., Bansal, G. K., Tripathy, S., Gopala Krishna, K., Srivastava, V. C. and Ghosh Chowdhury, S. 2023. Optimization of selective laser melting (SLM) additive manufacturing process parameters of 316L austenitic stainless steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 76(2), 335–345.
- Eck, N. J. van and Waltman, L. 2010. Software survey: VOSviewer, a computer program for bibliometric mapping. *Scientometrics*, 84(2), 523–538.
- Eißmann, N., Klöden, B., Weißgärber, T. and Kieback, B. 2017. High-entropy alloy CoCrFeMnNi produced by powder metallurgy. *Powder Metallurgy*, 60(3), 184–197.
- Eißmann, N., Mühle, U., Gaitzsch, U., Walther, G. and Weißg, T. 2021. Precipitation

hardening of high entropy alloy CoCrFeMnNi containing titanium, 857.

- Erdoğan, A. 2018. Yüksek entropili alaşımlarda mikroyapı oluşumu ve alaşım elementlerinin yapıya etkileri. Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimler Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 175, Sakarya.
- Erdogan, A., Yener, T. and Zeytin, S. 2018. Fast production of high entropy alloys (CoCrFeNiAlxTi_y) by electric current activated sintering system. Vacuum, 155, 64–72.
- Eskandarany, M. S. El. 2015. Mechanical alloying; nanotechnology, materials science and powder metallurgy. Elsevier, 306, Amsterdam.
- Fang, J. X., He, H. T., Wang, Y. J., Wang, J. X., Zhang, D. B. and Cao, Y. 2022. Tensile fracture behaviors of a laser powder deposited Fe–30Mn–10Cr–10Co–3Ni high-entropy alloy: In situ x-ray computed microtomography study. Materials Science and Engineering A, 840.
- Feng, X., Tang, G., Ma, X., Sun, M. and Wang, L. 2013. Characteristics of multi-element (ZrTaNbTiW)N films prepared by magnetron sputtering and plasma based ion implantation. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, 301, 29–35.
- Frazier, W. E. 2014. Metal additive manufacturing: A review. Journal of Materials Engineering and Performance, 23(6), 1917–1928.
- Fujieda, T., Chen, M., Shiratori, H., Kuwabara, K., Yamanaka, K., Koizumi, Y., Chiba, A. and Watanabe, S. 2019. Mechanical and corrosion properties of CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy additive manufactured using selective laser melting. Additive Manufacturing, 25, 412–420.
- Gao, M. C. 2014. Progress in high-entropy alloys. Jom, 66(10), 1964–1965.
- Gao, M. C., Yeh, J.-W., Peter, K. L. and Yong, Z. 2016. High-entropy alloys, fundamentals and applications. Springer nature, 524, Switzerland.
- Gençoğlu, U., Kaya, G., Ergüder, T. O., Hacısalıhoğlu, İ. and Yıldız, F. 2022. Investigation of the structural and tribological properties of 316l stainless steel manufactured using variable production parameters by selective laser melting. JMEPEG, 31, 3688–3703.
- German, R. M. 2014. Sintering: From empirical observations to scientific principles. Elsevier, 513, USA.
- Ghouse, S., Babu, S., Van Arkel, R. J., Nai, K., Hooper, P. A. and Jeffers, J. R. T. 2017. The influence of laser parameters and scanning strategies on the mechanical properties of a stochastic porous material. Materials and Design, 131, 498–508.
- Gibson, I., Rosen, D. and Stucker, B. 2015. Additive manufacturing technologies. Springer, 509, New York.
- Gilman, P. S. and Benjamin, S. . 1983. Mechanical alloying. Annual Review of Materials

- Gu, Z., Su, X., Peng, W., Guo, W., Xi, S., Zhang, X., Tu, H., Gao, Y. and Wu, H. 2021. An important improvement of strength and ductility on a new type of $\text{CoCr}_{2.5}\text{FeNi}_2\text{TiW}_{0.5}$ high entropy alloys under two different protective gases by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 868.
- Gu, Z., Xi, S. and Sun, C. 2020. Microstructure and properties of laser cladding and $\text{CoCr}_{2.5}\text{FeNi}_2\text{Ti}_x$ high-entropy alloy composite coatings. *Journal of Alloys and Compounds*, 819, 152986.
- Hacısalıhoğlu, İ. 2020. Seçici lazer ergitme yöntemi ile Ti-6Al-4V ELI alaşımından üretilen farklı kafes yapıların yapısal-mekanik özelliklerinin deneysel ve teorik olarak incelenmesi. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 103, Erzurum.
- Hacısalıhoğlu, I., Yıldız, F. and Çelik, A. 2021. The effects of build orientation and hatch spacing on mechanical properties of medical Ti-6Al-4V alloy manufactured by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 802.
- Hadadzadeh, A., Baxter, C., Amirkhiz, B. S. and Mohammadi, M. 2018. Strengthening mechanisms in direct metal laser sintered AlSi10Mg: Comparison between virgin and recycled powders. *Additive Manufacturing*, 23, 108–120.
- He, F., Wang, Z., Wang, J., Wu, Q., Chen, D., Han, B., Li, J., Wang, J. and Kai, J. J. 2018. Abnormal $\gamma'' - \epsilon$ phase transformation in the $\text{CoCrFeNiNb}_{0.25}$ high entropy alloy. *Scripta Materialia*, 146, 281–285.
- Hsu, Y. C., Li, C. L. and Hsueh, C. H. 2020. Modifications of microstructures and mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy films by adding Ti element. *Surface and Coatings Technology*, 399, 126149.
- Hu, Y., He, X., Yu, G., Li, S., Zheng, C. and Ning, W. 2017. Experimental and numerical study on laser keyhole welding of 42CrMo under air and argon atmosphere. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 90(9–12), 3555–3565.
- Ji, P., Jia, Y., Ma, P., Mu, Y., Sun, K. and Wang, G. 2023. Exceptional strength–ductility combination of CoCrFeMnNi high-entropy alloy with fully recrystallized structure by selective laser melting after post-deformation annealing. *Journal of Materials Research and Technology*, 23, 3166–3176.
- Jia, X., Xu, Z., He, Y., Zhou, S., Du, X., Zhang, H. and Mao, A. 2023. Oxidation behavior of CoCrFeMnNi high-entropy alloy fabricated by selective laser melting. *Metals and Materials International*.
- Jiang, L., Lu, Y., Dong, Y., Wang, T., Cao, Z. and Li, T. 2014. Annealing effects on the microstructure and properties of bulk high-entropy $\text{CoCrFeNiTi}_{0.5}$ alloy casting ingot. *Intermetallics*, 44, 37–43.
- Jin, X., Gu, X., Quan, F., Ran, X., Zhang, K. and Mao, A. 2019. CoCrFeMnNi high-entropy alloy powder with excellent corrosion resistance and soft magnetic

- property prepared by gas atomization method. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 50(7), 837–843.
- Joo, S. H., Kato, H., Jang, M. J., Moon, J., Kim, E. B., Hong, S. J. and Kim, H. S. 2017. Structure and properties of ultrafine-grained CoCrFeMnNi high-entropy alloys produced by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 698, 591–604.
- Joseph, J., Haghdadi, N., Shamlaye, K., Hodgson, P., Barnett, M. and Fabijanic, D. 2019. The sliding wear behaviour of CoCrFeMnNi and Al_xCoCrFeNi high entropy alloys at elevated temperatures. *Wear*, 428–429, 32–44.
- Kaplan, A. F. H. and Powell, J. 2011. Spatter in laser welding. *Journal of Laser Applications*, 23(032005).
- Karaaslan, A. 2010. Mühendislik alaşımları için faz diyagramları. *Literatür Yayınları*, 344, Türkiye.
- Karaca, Y. 2019. Yüksek entropili CrMnFeCoNiAl alaşımlarına bor ilavesinin etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 90, Nevşehir.
- Kaya, G. 2019. Seçici lazer ergitme yöntemi kullanılarak farklı üretim parametrelerinde üretilen Ti6Al4V alaşımının yapısal ve tribolojik özelliklerinin karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Erzurum Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 63, Erzurum.
- Kulak, M., Ozkan, A. and Bindak, R. 2019. A bibliometric analysis of the essential oil-bearing plants exposed to the water stress: How long way we have come and how much further? *Scientia Horticulturae*, 246, 418–436.
- Kumar, D. 2023. Recent advances in tribology of high entropy alloys: A critical review. *Progress in Materials Science*, 136, 101106.
- Kuryntsev, S. V., Morushkin, A. E. and Gilmutdinov, A. K. 2017. Fiber laser welding of austenitic steel and commercially pure copper butt joint. *Optics and Lasers in Engineering*, 90, 101–109.
- Kusuma, C., Ahmed, S. H., Mian, A. and Srinivasan, R. 2017. Effect of laser power and scan speed on melt pool characteristics of commercially pure titanium (CP-Ti). *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(7), 3560–3568.
- Lakhdar, Y., Tuck, C., Binner, J., Terry, A. and Goodridge, R. 2021. Additive manufacturing of advanced ceramic materials. *Progress in Materials Science*, 116, 100736.
- Laurent-Brocq, M., Goujon, P. A., Monnier, J., Villeroy, B., Perrière, L., Pirès, R. and Garcin, G. 2019. Microstructure and mechanical properties of a CoCrFeMnNi high entropy alloy processed by milling and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 780, 856–865.
- Lee, H., Lim, C. H. J., Low, M. J., Tham, N., Murukeshan, V. M. and Kim, Y. J. 2017.

- Lasers in additive manufacturing: A review. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing - Green Technology*, 4(3), 307–322.
- Lee, J. Y., See, W., An, J., Kai, C., Tang, C. Y., Fane, A. G. and Haur, T. 2016. The potential to enhance membrane module design with 3D printing technology. *Journal of Membrane Science*, 499, 480–490.
- Lee, P. Y., Yang, J. L. and Lin, H. M. 1998. Amorphization behaviour in mechanically alloyed Ni-Ta powders. *Journal of Materials Science*, 33(1), 235–239.
- Li, B., Qian, B., Xu, Y., Liu, Z. and Xuan, F. 2019. Fine-structured CoCrFeNiMn high-entropy alloy matrix composite with 12 wt% TiN particle reinforcements via selective laser melting assisted additive manufacturing. *Materials Letters*, 252, 88–91.
- Li, R., Niu, P., Yuan, T., Cao, P., Chen, C. and Zhou, K. 2018. Selective laser melting of an equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy: Processability, non-equilibrium microstructure and mechanical property. *Journal of Alloys and Compounds*, 746, 125–134.
- Liu, N., Xu, M., Qian, Y. Y. and Zhou, P. J. 2021. Microstructure, phase stability, and oxidation resistance of $(\text{FeCoNi})_{60}\text{Al}_{15}\text{Cr}_{25-x}\text{Ti}_x$ high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 870 (159320), 7.
- Liu, S. S., Zhang, M., Zhao, G. L., Wang, X. H. and Wang, J. F. 2022. Microstructure and properties of ceramic particle reinforced FeCoNiCrMnTi high entropy alloy laser cladding coating. *Intermetallics*, 140, 107402.
- Liu, Y., Yang, Y., Mai, S., Wang, D. and Song, C. 2015. Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder. *Materials and Design*, 87, 797–806.
- Lu, Z. P., Wang, H., Chen, M. W., Baker, I., Yeh, J. W., Liu, C. T. and Nieh, T. G. 2015. An assessment on the future development of high-entropy alloys: Summary from a recent workshop. *Intermetallics*, 66, 67–76.
- Mancisidor, A. M., Garciandia, F., Sebastian, M. S., Álvarez, P., Díaz, J. and Unanue, I. 2016. Reduction of the residual porosity in parts manufactured by selective laser melting using skywriting and high focus offset strategies. *Physics Procedia*, 83, 864–873.
- Manzoni, A., Daoud, H., Mondal, S., Van Smaalen, S., Völkl, R., Glatzel, U. and Wanderka, N. 2013. Investigation of phases in $\text{Al}_{23}\text{Co}_{15}\text{Cr}_{23}\text{Cu}_8\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{16}$ and $\text{Al}_8\text{Co}_{17}\text{Cr}_{17}\text{Cu}_8\text{Fe}_{17}\text{Ni}_{33}$ high entropy alloys and comparison with equilibrium phases predicted by Thermo-Calc. *Journal of Alloys and Compounds*, 552, 430–436.
- Mehran, Z., Hamed, M. and Ghasemi, H. M. 2018. Mechanical properties and fracture behavior of intercritically annealed AISI 4130 chromoly steel. *Materials Research Express*, 5 (066548).
- Mehranpour, M. S., Shahmir, H., Derakhshandeh, A. and Nili-Ahmadabadi, M. 2021.

- Significance of Ti addition on precipitation in CoCrFeNiMn high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 888, 2–5.
- Miracle, D. B. 2015. Critical Assessment: Critical Assessment 14: High entropy alloys and their development as structural materials. *Materials Science and Technology*, 31(10), 1142–1147.
- Miracle, D. B., Miller, J. D., Senkov, O. N., Woodward, C., Uchic, M. D. and Tiley, J. 2014. Exploration and development of high entropy alloys for structural applications. *Entropy*, 16(1), 494–525.
- Miracle, D. B. and Senkov, O. N. 2017. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 122, 448–511.
- Murty, B. S., Yeh, J. W. and Ranganathan, S. 2014. A brief history of alloys and the birth of high-entropy alloys. *High entropy alloys*. Christina Gifford (eds), Elsevier-Matthew Deans, 1-12, India.
- Murty, B. S., Yeh, J. W., Ranganathan, S. and Bhattacharjee, P. P. 2019. *High-entropy alloys*. Elsevier-Matthew Deans, 371, India.
- Nagarjuna, C., Sharma, A., Lee, K., Hong, S. J. and Ahn, B. 2023. Microstructure, mechanical and tribological properties of oxide dispersion strengthened CoCrFeMnNi high-entropy alloys fabricated by powder metallurgy. *Journal of Materials Research and Technology*, 22, 1708–1722.
- Naghizadeh, M. and Mirzadeh, H. 2019. Effects of grain size on mechanical properties and work-hardening behavior of AISI 304 austenitic stainless steel. *Steel Research International*, 90 (10), 1–9.
- Neikov, O. D., Yefimov, N. A., Naboychenko, S. (2009). *Handbook of non-ferrous metal powders: technologies and applications*. Elsevier, 601, Amsterdam.
- Okumuş, M. and Kaya, F. 2024. Effect of Ti content and ball-milling time on the microstructural, thermal, and microhardness properties of AlCoCuNiTi high entropy alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 311.
- Oliveira, J. P., LaLonde, A. D. and Ma, J. 2020. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing. *Materials and Design*, 193, 1–12.
- Oliveira, J. P., Zeng, Z., Andrei, C., Braz Fernandes, F. M., Miranda, R. M., Ramirez, A. J., Omori, T. and Zhou, N. 2017. Dissimilar laser welding of superelastic NiTi and CuAlMn shape memory alloys. *Materials and Design*, 128, 166–175.
- Oliveira, J. P., Zeng, Z., Berveiller, S., Bouscaud, D., Braz Fernandes, F. M., Miranda, R. M. and Zhou, N. 2018. Laser welding of Cu-Al-Be shape memory alloys: Microstructure and mechanical properties. *Materials and Design*, 148, 145–152.
- Oliveira, J. P., Zeng, Z., Omori, T., Zhou, N., Miranda, R. M. and Fernandes, F. M. B. 2016. Improvement of damping properties in laser processed superelastic Cu-Al-Mn shape memory alloys. *Materials and Design*, 98, 280–284.

- Ostovari Moghaddam, A., Shaburova, N. A., Sudarikov, M. V., Veselkov, S. N., Samoilova, O. V. and Trofimov, E. A. 2021. High temperature oxidation resistance of $\text{Al}_{0.25}\text{CoCrFeNiMn}$ and $\text{Al}_{0.45}\text{CoCrFeNiSi}_{0.45}$ high entropy alloys. *Vacuum*, 192.
- Ozkan, D. and Karaoglanli, A. C. 2021. High entropy alloys: Production, properties and utilization areas. *El-Cezeri Journal of Science and Engineering*, 8(1), 164–181.
- Ozsolak, O. 2019. Eklemeli imalat yöntemleri ve kullanılan malzemeler.. *International Journal of Innovative Engineering Applications*, Vol. 3, pp. 9–14.
- Öztürk, S., Furkan, A., Önal, S., Sünbül, S. E., Şahin, Ö., İçin, K. 2022. Effect of titanium addition on the corrosion behavior of CoCuFeNiMn high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 903(903), 163867.
- Park, J. M., Choe, J., Kim, J. G., Bae, J. W., Moon, J., Yang, S., Kim, K. T., Yu, J., Kim, H. S., Min, J., Choe, J., Kim, J. G., Bae, J. W. and Moon, J. 2020. Superior tensile properties of 1 % C- CoCrFeMnNi high-entropy alloy additively manufactured by selective laser melting, 3831.
- Peng, H., Lin, Z., Li, R., Niu, P. and Zhang, Z. 2020. Corrosion behavior of an equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy- a comparison between selective laser melting and cast. *Frontiers in Materials*, 7, 1–11.
- Pfaff, A., Jäcklein, M., Schlager, M., Harwick, W., Hoschke, K. and Balle, F. 2020. An empirical approach for the development of process parameters for laser powder bed fusion. *Materials*, 13(23), 1–20.
- Piglione, A., Dovggy, B., Liu, C., Gourlay, C. M., Hooper, P. A. and Pham, M. S. 2018. Printability and microstructure of the CoCrFeMnNi high-entropy alloy fabricated by laser powder bed fusion. *Materials Letters*, 224, 22–25.
- Pirlari, A. J., Emamy, M., Amadeh, A. A. and Naghizadeh, M. 2019. Elucidating the effect of TiB_2 volume percentage on the mechanical properties and corrosion behavior of Al5083-TiB_2 composites. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(11), 6912–6920.
- Poyraz, Ö. and Kuşhan, M. C. 2018. Investigation of the effect of different process parameters for laser additive manufacturing of metals. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 33(2), 729–742.
- Pushcharovsky, D. Y. 2023. Mineralogical crystallography: II. simple materials, native metals, and intermetallic compounds. *Crystallography Reports*, 68(Suppl 1), S18–S40.
- Qin, G., Li, Z., Chen, R., Zheng, H., Fan, C., Wang, L., Su, Y., Ding, H., Guo, J. and Fu, H. 2019. CoCrFeMnNi high-entropy alloys reinforced with laves phase by adding Nb and Ti elements. *Journal of Materials Research*, 34(6), 1011–1020.
- Qin, H. 1999. Knowledge discovery through co-word analysis. *Library Trends*, 48(1), 133–159.

- Qiu, Y., Thomas, S., Gibson, M. A., Fraser, H. L. and Birbilis, N. 2017. Corrosion of high entropy alloys. *npj Materials Degradation*, 1(15), 18.
- Rahman Chukkan, J., Vasudevan, M., Muthukumaran, S., Ravi Kumar, R. and Chandrasekhar, N. 2015. Simulation of laser butt welding of AISI 316L stainless steel sheet using various heat sources and experimental validation. *Journal of Materials Processing Technology*, 219, 48–59.
- Rajaguru, K., Karthikeyan, T. and Vijayan, V. 2020. Additive manufacturing-state of art. *Materials Today: Proceedings*, 21, 628–633.
- Ranganathan, S. 2003. Alloyed pleasures: Multimetalllic cocktails. *Current Science*, 85(10), 1404–1406.
- Ravi, R. and Bakshi, S. R. 2021. Microstructural evolution and wear behavior of carbon added CoCrFeMnNi multi-component alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 883, 160879.
- Ren, J., Mahajan, C., Liu, L., Follette, D., Chen, W. and Mukherjee, S. 2019. Corrosion behavior of selectively laser melted CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Metals*, 9(10).
- Ren, W., Lu, F., Yang, R., Liu, X., Li, Z. and Elmi Hosseini, S. R. 2015. A comparative study on fiber laser and CO₂ laser welding of Inconel 617. *Materials and Design*, 76, 207–214.
- Roberto, A. and Bineli, R. 2011. Direct metal laser sintering (Dmls): Technology for design and construction of microreactors. Brazil.
- Rogal, Ł., Kalita, D., Tarasek, A., Bobrowski, P. and Czerwinski, F. 2017. Effect of SiC nano-particles on microstructure and mechanical properties of the CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 708, 344–352.
- Rombouts, M. 2006. Selective laser sintering/melting of iron-based powders. Doctoral Thesis, Katholieke Universiteit Leuven, Faculteit Ingenieurswetenschappen Departement Metaalkunde En Toegepaste Materiaalkunde, 268, Heverlee.
- Roy, D., Chakraborty, S., Gupta, A. K., BasuMallick, A., Scattergood, R. O. and Koch, C. C. 2021. Synergistic effect of Nb and Zr additions on the structure-property relationships of nanocrystalline Cu processed by mechanical alloying and hot pressing. *Journal of Alloys and Compounds*, 854, 157174.
- Roy, D., Pal, S., Tiwary, C. S., Gupta, A. K., Babu, P. N. and Mitra, R. 2022. Stable nanocrystalline structure attainment and strength enhancement of Cu base alloy using bi-modal distributed tungsten dispersoids. *Philosophical Magazine*, 102(3), 189–209.
- Sames, W. J., List, F. A., Pannala, S., Dehoff, R. R., Babu, S. S. (2016). The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International materials reviews*, 61(5), 315-360.
- Santecchia, E., Spigarelli, S. and Cabibbo, M. 2020. Material reuse in laser powder bed

- fusion: Side effects of the laser—metal powder interaction. *Metals*, 10(3), 1–21.
- Savaşkan, T. 2009. Malzeme bilgisi ve muayenesi, Celepler Matbaacılık, 375, Trabzon.
- Savinov, R. and Shi, J. 2023. Microstructure, mechanical properties, and corrosion performance of additively manufactured CoCrFeMnNi high-entropy alloy before and after heat treatment. *Materials Science in Additive Manufacturing*, 2(1), 42.
- Savinov, R., Wang, Y., Wang, J. and Shi, J. 2021. Comparison of microstructure and properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloy from selective laser melting and directed energy deposition processes. *Procedia Manufacturing*, 53, 435–442.
- Sehhat, M. H. and Mahdianikhotbesara, A. 2021. Powder spreading in laser-powder bed fusion process. *Granular Matter*, 23(4), 1–18.
- Senkov, O. N., Wilks, G. B., Miracle, D. B., Chuang, C. P. and Liaw, P. K. 2010. Refractory high-entropy alloys. *Intermetallics*, 18(9), 1758–1765.
- Senkov, O. N., Wilks, G. B., Scott, J. M. and Miracle, D. B. 2011. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys. *Intermetallics*, 19(5), 698–706.
- Shahmir, H., Derakhshandeh, A., Hallstedt, B. and Nili-Ahmadabadi, M. 2021a. Microstructural evolution and mechanical properties of CoCrFeNiMnTi_x high-entropy alloys. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 52(4), 441–451.
- Shahmir, H., Mehranpour, M. S., Derakhshandeh, A. and Nili-Ahmadabadi, M. 2021b. Microstructure tailoring to enhance mechanical properties in CoCrFeNiMn high-entropy alloy by Ti addition and thermomechanical treatment. *Materials Characterization*, 182, 111513.
- Shang, C., Axinte, E., Sun, J., Li, X., Li, P., Du, J., Qiao, P. and Wang, Y. 2017. CoCrFeNi(W_{1-x}Mo_x) high-entropy alloy coatings with excellent mechanical properties and corrosion resistance prepared by mechanical alloying and hot pressing sintering. *Materials and Design*, 117, 193–202.
- Sharma, P., Dwivedi, V. K. and Dwivedi, S. P. 2020. Development of high entropy alloys: A review. *Materials Today: Proceedings*, 43, 502–509.
- Shifeng, W., Shuai, L., Qingsong, W., Yan, C., Sheng, Z. and Yusheng, S. 2014. Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(11), 2660–2667.
- Shih, S. T. and Chen, P. Y. 2021. Effects of Ti addition on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *ISPACS 2021-International symposium on intelligent signal processing and communication systems: 5g dream to reality, proceeding*, 1–2.
- Shun, T. T., Chang, L. Y. and Shiu, M. H. 2012. Microstructures and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiTi_x alloys. *Materials Science and Engineering A*, 556, 170–174.

- Shun, T. T., Hung, C. H. and Lee, C. F. 2010. The effects of secondary elemental Mo or Ti addition in $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy on age hardening at 700 °C. *Journal of Alloys and Compounds*.
- Singh, R., Gupta, A., Tripathi, O., Srivastava, S., Singh, B., Awasthi, A., Rajput, S. K., Sonia, P., Singhal, P. and Saxena, K. K. 2019. Powder bed fusion process in additive manufacturing: An overview. *Materials Today: Proceedings*, 26, 3058–3070.
- Singh, S., Wanderka, N., Murty, B. S., Glatzel, U. and Banhart, J. 2011. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 59(1), 182–190.
- Song, J., Chew, Y., Bi, G., Yao, X., Zhang, B., Bai, J. and Moon, S. K. 2018. Numerical and experimental study of laser aided additive manufacturing for melt-pool profile and grain orientation analysis. *Materials and Design*, 137, 286–297.
- Srivatsan, T. S. and Manoj, G. 2020. High entropy alloys/innovations, advances, and applications. Taylor & Francis Group, 759, New York.
- Steen, W. M. and Mazumder, J. 2010. Laser material processing. Springer, 529, London.
- Sun, J., Yan, Q., Gao, W. and Huang, J. 2015. Investigation of laser welding on butt joints of Al/steel dissimilar materials. *Materials and Design*, 83, 120–128.
- Sun, M., Wang, B., Zhang, J. and Lu, B. 2023a. In-situ synthesis of CoCrFeMnNi high-entropy alloy by selective laser melting. *Intermetallics*, 156, 107866.
- Sun, Q., Du, D., He, L., Dong, A., Zhang, C. and Sun, B. 2023b. Laser powder bed fusion of a non-equiatomic FeNiCoAl -based high-entropy alloy: Printability, microstructure, and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 938, 168562.
- Suryanarayana, C. 2001. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, 46(1–2), 184.
- Suryanarayana, C., Ivanov, E. and Boldyrev, V. V. 2001. The science and technology of mechanical alloying. *Materials Science and Engineering: A*, 304–306(1–2), 151–158.
- Şimşir, C. 2022. Yeni nesil metal alaşımlar, alaşım tasarımı ve yarattığı fırsatlar. Web Sitesi: <https://www.ideaport.org.tr/YeniMalzemeler>. Erişim tarihi: 22.04.2022.
- Tang, C., Tan, J. L. and Wong, C. H. 2018. A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 126, 957–968.
- Thijs, L., Verhaeghe, F., Craeghs, T., Humbeeck, J. Van and Kruth, J. P. 2010. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V . *Acta Materialia*, 58(9), 3303–3312.
- Trueba, M. and Trasatti, S. P. 2010. Study of Al alloy corrosion in neutral NaCl by the

- pitting scan technique. *Materials Chemistry and Physics*, 121(3), 523–533.
- Tsai, D. C., Huang, Y. L., Lin, S. R., Liang, S. C. and Shieu, F. S. 2010. Effect of nitrogen flow ratios on the structure and mechanical properties of (TiVCrZrY)N coatings prepared by reactive magnetron sputtering. *Applied Surface Science*, 257(4), 1361–1367.
- Tsai, K. Y., Tsai, M. H. and Yeh, J. W. 2013. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 61(13), 4887–4897.
- Tsai, M. H., Chang, K. C., Li, J. H., Tsai, R. C. and Cheng, A. H. 2016. A second criterion for sigma phase formation in high-entropy alloys. *Materials Research Letters*, 4(2), 90–95.
- Uporov, S. A., Ryltsev, R. E., Estemirova, S. K., Sterkhov, E. V. and Chtchelkatchev, N. M. 2021. Stable high-entropy TiZrHfNbVCrMoMnFeCoNiAl Laves phase. *Scripta Materialia*, 193, 108–111.
- Vaidya, M., Anupam, A., Bharadwaj, J. V., Srivastava, C. and Murty, B. S. 2019. Grain growth kinetics in CoCrFeNi and CoCrFeMnNi high entropy alloys processed by spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 791, 1114–1121.
- Varol, T. 2012. AA2024 matrisli B4C parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemiyle üretimi ve özelliklerinin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimler Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 170, Trabzon.
- Varol, T. and Canakci, A. 2013. Effect of particle size and ratio of B4C reinforcement on properties and morphology of nanocrystalline Al2024-B4C composite powders. *Powder Technology*, 246, 462–472.
- Varol, T., Canakci, A. and Ozsahin, S. 2018. Prediction of effect of reinforcement content, flake size and flake time on the density and hardness of flake AA2024-SiC nanocomposites using neural networks. *Journal of Alloys and Compounds*, 739, 1005–1014.
- Wang, J., Zhang, M., Wang, H., Li, Z., Cheng, X., Zhang, B., Li, J. and Ran, X. 2022. Mitigating hot-cracking of laser melted CoCrFeNiMnTi_x high-entropy alloys. *Materials Letters*, 314, 131771.
- Wang, S., Li, Y., Zhang, D., Yang, Y., Marwana Manladan, S. and Luo, Z. 2022. Microstructure and mechanical properties of high strength AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy prepared by selective laser melting (SLM). *Materials Letters*, 310, 131511.
- Wang, X. F., Zhang, Y., Qiao, Y. and Chen, G. L. 2007. Novel microstructure and properties of multicomponent CoCrCuFeNiTi_x alloys. *Intermetallics*, 15(3), 357–362.
- Wang, X. J., Xu, M., Liu, N. and Liu, L. X. 2021. The formation of sigma phase in the CoCrFeNi high-entropy alloys. *Materials Research Express*, 8(7).

- Wang, X., Liu, Q., Huang, Y., Xie, L., Xu, Q. and Zhao, T. 2020. Effect of Ti content on the microstructure and corrosion resistance of CoCrFeNiTi_x high entropy alloys prepared by laser cladding. *Materials*, 13(10), 1–13.
- Wang, X. and Qiu, C. 2023. Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of laser melted and hot isostatically pressed (CoCrFeMnNi)₉₆(TiAl)₄ alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 936, 168317.
- Wendel, B., Rietzel, D., Ku, F., Feulner, R. and Schmachtenberg, E. 2008. Additive processing of polymers. *Macromolecular Materials and Engineering*, 293(10), 7, 799–809.
- Wu, Z. X., He, M. J., Feng, C. S., Wang, T. L., Lin, M. Z. and Liao, W. B. 2022. Effects of annealing on the microstructures and wear resistance of cocrfenimn high-entropy alloy coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 31(4), 1244–1251.
- Xing, Y., Li, C. J., Mu, Y. K., Jia, Y. D., Song, K. K., Tan, J., Wang, G., Zhang, Z. Q., Yi, J. H. and Eckert, J. 2023. Strengthening and deformation mechanism of high-strength CrMnFeCoNi high entropy alloy prepared by powder metallurgy. *Journal of Materials Science & Technology*, 132, 119–131.
- Xu, Z., Zhang, H., Du, X., He, Y., Luo, H., Song, G., Mao, L., Zhou, T. and Wang, L. 2020. Corrosion resistance enhancement of CoCrFeMnNi high-entropy alloy fabricated by additive manufacturing. *Corrosion Science*, 177, 108954.
- Xu, Z., Zhang, H., Li, W., Mao, A., Wang, L., Song, G. and He, Y. 2019. Microstructure and nanoindentation creep behavior of CoCrFeMnNi high- entropy alloy fabricated by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 28, 766–771.
- Yadav, S., Aggrawal, A., Kumar, A. and Biswas, K. 2019. Effect of TiB₂ addition on wear behavior of (AlCrFeMnV)₉₀Bi₁₀ high entropy alloy composite. *Tribology International*, 132, 62–74.
- Yadroitsev, I., Bertrand, P. and Smurov, I. 2007. Parametric analysis of the selective laser melting process, 253, 8064–8069.
- Yang, D., Liu, Y., Jiang, H., Liao, M., Qu, N., Han, T., Lai, Z. and Zhu, J. 2020. A novel FeCrNiAlTi-based high entropy alloy strengthened by refined grains. *Journal of Alloys and Compounds*, 823.
- Yasa, E. and Kruth, J. 2012. Procedia Engineering Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Engineering*, 19, 389–395.
- Ye, Y. F., Wang, Q., Lu, J., Liu, C. T. and Yang, Y. 2016. High-entropy alloy: challenges and prospects. *Materials Today*, 19(6), 349–362.
- Yeh, J. W. 2006. Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie: Science des Materiaux*, 31(6), 633–648.
- Yeh, J. W. 2013. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys. *Jom*, 65(12), 1759–1771.

- Yeh, J. W., Chen, S. K., Gan, J. Y., Lin, S. J., Chin, T. S., Shun, T. T., Tsau, C. H. and Chang, S. Y. 2004a. Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 35 A(8), 2533–2536.
- Yeh, J. W., Chen, S. K., Lin, S. J., Gan, J. Y., Chin, T. S., Shun, T. T., Tsau, C. H. and Chang, S. Y. 2004b. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 6(5), 299–303.
- Yılmaz, R. 2021. Havacılık uygulamalarına yönelik yenilikçi yüksek entropili süper alaşımların tasarımı, üretimi ve karakterizasyonu. Eskişehir Teknik Üniversitesi, Fen Bilimler Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 118, Eskişehir.
- Yong, Z. 2019. High entropy materials. Springer, 159, Singapore.
- Yoo, H. W., Ito, S. and Schitter, G. 2016. High speed laser scanning microscopy by iterative learning control of a galvanometer scanner. *Control Engineering Practice*, 50, 12–21.
- Yuan, B., Dong, Y., Li, C., Yang, Y. and Zhang, P. 2021. Excellent strengthening effect of L12 precipitates on the selective laser melting $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiCu}$ high entropy alloy via annealing treatment. *Materials Letters*, 304, 130628.
- Yuan, W., Chen, H., Cheng, T. and Wei, Q. 2020. Effects of laser scanning speeds on different states of the molten pool during selective laser melting : Simulation and experiment. *Materials & Design*, 189, 108542.
- Yuanbin, Z., Ping, Z., Haomin, L., Ziwei, L., Chuanwei, S. and Dongfang, Y. 2022. The effect of Ti and B4C on the microstructure and properties of the laser clad FeCoCrNiMn based high entropy alloy coating. *Surface & Coatings Technology*, 441, 128499.
- Zhang, C., Feng, K., Kokawa, H., Han, B. and Li, Z. 2020a. Cracking mechanism and mechanical properties of selective laser melted CoCrFeMnNi high entropy alloy using different scanning strategies. *Materials Science and Engineering A*, 789,
- Zhang, C., Feng, K., Kokawa, H. and Li, Z. 2022a. Correlation between microstructural heterogeneity and anisotropy of mechanical properties of laser powder bed fused CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Materials Science and Engineering A*, 855, 143920.
- Zhang, C., Feng, K., Kokawa, H. and Li, Z. 2023. On the origin and evolution of cellular structures in CoCrFeMnNi high entropy alloy fabricated by laser powder bed fusion. *Materials Characterization*, 196, 112586.
- Zhang, C., Feng, K., Kokawa, H., Li, Z. and Chen, K. 2022b. Microstructure transition and mechanical properties of friction stir processed CoCrFeMnNi high entropy alloy fabricated by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering A*, 845, 143254.

- Zhang, C., Zhu, J., Zheng, H., Li, H., Liu, S. and Cheng, G. J. 2020b. A review on microstructures and properties of high entropy alloys manufactured by selective laser melting. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2(3).
- Zhang, J., Yan, Y. and Li, B. 2022c. selective laser melting (SLM) additively manufactured CoCrFeNiMn high-entropy alloy: Process optimization, microscale mechanical mechanism, and high-cycle fatigue behavior. *Materials*, 15(23).
- Zhang, M., Zhang, X., Niu, M., Jiang, Z., Chen, H. and Sun, Y. 2022d. High-temperature tribological behavior of CoCrFeNiV high-entropy alloys: A parallel comparison with CoCrFeNiMn high-entropy alloys. *Tribology International*, 174, 107736.
- Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K. and Lu, Z. P. 2014. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 61, 1–93.
- Zhao, X., Li, S., Zhang, M., Liu, Y., Sercombe, T. B., Wang, S., Hao, Y., Yang, R. and Murr, L. E. 2016. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting. *Materials and Design*, 95, 21–31.
- Zhao, Y., Lau, K. B., Teh, W. H., Lee, J. J., Wei, F., Lin, M., Wang, P., Tan, C. C. and Ramamurty, U. 2021. Compositionally graded CoCrFeNiTi_x high-entropy alloys manufactured by laser powder bed fusion: A combinatorial assessment. *Journal of Alloys and Compounds*, 883, 160825.
- Zhou, Y. J., Zhang, Y., Wang, Y. L. and Chen, G. L. 2007. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi_x with excellent room-temperature mechanical properties. *Applied Physics Letters*, 90(18).
- Zhou, Y., Li, X. and Xie, J. 2005. Effects of oxygen contamination in the argon shielding gas in laser welding of commercially pure titanium thin sheet. *Medical Device Materials II - Proceedings of the Materials and Processes for Medical Devices Conference 2004*, 0, 59–64.
- Zhou, Y., Zeng, X., Yang, Z. and Wu, H. 2018. Effect of crystallographic textures on thermal anisotropy of selective laser melted Cu_{2.4}Ni_{0.7}Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 743, 258–261.
- Zhu, M., Zhao, B., Yuan, Y., Yin, S. and Guo, S. 2021. Effect of annealing time on microstructure and corrosion behavior of CoCrFeMnNi high-entropy alloy in alkaline soil simulation solution. *Corrosion Communications*, 3, 45–61.
- Zhu, Z. G., Nguyen, Q. B., Ng, F. L., An, X. H., Liao, X. Z., Liaw, P. K., Nai, S. M. L. and Wei, J. 2018. Hierarchical microstructure and strengthening mechanisms of a CoCrFeNiMn high entropy alloy additively manufactured by selective laser melting. *Scripta Materialia*, 154, 20–24.
- Zitelli, C., Folgarait, P. and Di Schino, A. 2019. Laser powder bed fusion of stainless steel grades: A review. *Metals*, 9(7), 31.