



T.C.

BARTIN ÜNİVERSİTESİ

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

$Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) ALAŞIMLARINDA
YAPI-PERFORMANS İLİŞKİSİ: Mo ve BORLAMA İŞLEMİNİN
ETKİLERİ

İBRAHİM ÇALIŞ

DANIŞMAN

PROF. DR. MUSTAFA SABRİ GÖK

BARTIN-2025



T.C.

BARTIN ÜNİVERSİTESİ

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

$Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) ALAŞIMLARINDA YAPI-PERFORMANS
İLİŞKİSİ: Mo ve BORLAMA İŞLEMİNİN ETKİLERİ

DOKTORA TEZİ

İbrahim ÇALIŞ

JÜRİ ÜYELERİ

Danışman :

Üye :

Üye :

Üye :

Üye :

BARTIN-2025

KABUL VE ONAY

İbrahim ÇALIŞ tarafından hazırlanan “ $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) ALAŞIMLARINDA YAPI-PERFORMANS İLİŞKİSİ: Mo ve BORLAMA İŞLEMİNİN ETKİLERİ” başlıklı bu çalışma, 16.07.2025 tarihinde yapılan savunma sınavı sonucunda oy birliği ile başarılı bulunarak jürimiz tarafından Doktora Tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan :

Üye :

Üye :

Üye :

Üye :

Bu tezin kabulü Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../20... tarih ve 20...../.....-..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Zafer CEYLAN
Enstitü Müdürü

BEYANNAME

Bartın Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü tez yazım kılavuzuna göre Prof. Dr. Mustafa Sabri GÖK danışmanlığında hazırlamış olduğum “Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi (x = 0, 0,5, 1,0) ALAŞIMLARINDA YAPI-PERFORMANS İLİŞKİSİ: Mo ve BORLAMA İŞLEMİNİN ETKİLERİ” başlıklı doktora tezimin bilimsel etik değerlere ve kurallara uygun, özgün bir çalışma olduğunu, aksinin tespit edilmesi halinde her türlü yasal yaptırımını kabul edeceğimi beyan ederim.

16.07.2025

İbrahim ÇALIŞ

ÖN SÖZ

Bu çalışmanın her aşamasında yol gösterici katkılarıyla beni yönlendiren, bilimsel yaklaşımı ve sabırlı rehberliğiyle üzerimde büyük emeği olan değerli danışmanım Sayın Prof. Dr. Mustafa Sabri GÖK'e en derin teşekkürlerimi sunarım.

Akademik yaşamım boyunca rehberliği ve desteğiyle üzerimde önemli etkisi olan Prof. Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI'ya teşekkür ederim.

Süreç boyunca bilimsel katkıları ve her zaman hissettirdiği desteğiyle yanımda olan Doç. Dr. Azmi ERDOĞAN'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Çalışma sürecim boyunca desteklerini her zaman hissettiren mesai arkadaşlarım Öğr. Gör. Dr. Volkan Murat YILMAZ ve Öğr. Gör. Dr. Büşra AKSOY ERDEN'e; çalışmamın belirli aşamalarına katkı sunan Prof. Dr. Ali GÜNEN ve Doç. Dr. Sefa Emre SÜNBÜL'e; ayrıca akademik yolculuğum boyunca bilgi ve destekleriyle yanımda olan Doç. Dr. Mahir GÜLEN, Doç. Dr. Recep TAŞ, Dr. Öğr. Üyesi Hamza DÜNYA ve Dr. Öğr. Üyesi Mecit ÖGE'ye teşekkür ederim.

Akademik gelişim sürecimde desteklerini esirgemeyen değerli jüri üyelerime, çalışmalarına sağladıkları katkılar ve yapıcı değerlendirmeleri için ayrıca teşekkür ederim.

Bu uzun ve yoğun süreçte manevi desteğini her zaman hissettiren sevgili eşim Pelin ÇALIŞ'a, sabrı, anlayışı ve sevgisi için minnettarım. Ayrıca, hayatımdaki en büyük motivasyon kaynağım olan canım oğlum Durdu Mert ÇALIŞ'a sonsuz sevgilerimle...

Son olarak, tüm eğitim hayatım boyunca beni koşulsuz destekleyen anneme, ablalarım ve ağabeyime teşekkür ederim.

Bugün aramızda olmasa da her zaman kalbimde olan babamı da saygı ve özlemle anıyorum.

İbrahim ÇALIŞ

ÖZET

Doktora Tezi

$Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) ALAŞIMLARINDA YAPI-PERFORMANS İLİŞKİSİ: Mo ve BORLAMA İŞLEMİNİN ETKİLERİ

İbrahim ÇALIŞ

Bartın Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. M. Sabri GÖK

Bartın-2025, sayfa: 102

Bu çalışmada, $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) bileşimlerinde yüksek entropili alaşımlar (YEA) üretilmiş ve bu alaşımlar üzerinde kutu borlama işlemi üç farklı sıcaklıkta ($875\text{ }^\circ\text{C}$, $950\text{ }^\circ\text{C}$, $1025\text{ }^\circ\text{C}$) uygulanarak mikroyapı, mekanik özellikler, aşınma ve korozyon davranışları çok yönlü olarak incelenmiştir. Çalışmanın temel amacı, Mo ilavesi ile artan alaşım karmaşıklığının ve farklı borlama sıcaklıklarının borür tabakası oluşumu ile ilişkili olarak yüzey özelliklerine etkisini belirlemektir.

Üretilen alaşımların mikroyapısal karakterizasyonu SEM/EDS, EBSD ve XRD teknikleri ile gerçekleştirilmiştir. Mo içermeyen $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$ alaşımı tek fazlı YMK yapı sergilerken, Mo ilavesiyle birlikte $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni$ ve $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi$ alaşımlarında σ fazı oluşumu ve faz ayrışması gözlenmiştir. Borlama işlemi sonrasında tüm numunelerde yüzeye paralel çok katmanlı borür tabakaları oluşmuş; tabaka kalınlığı ve faz dağılımı sıcaklığa ve alaşım bileşimine bağlı olarak değişkenlik göstermiştir. XRD analizleriyle FeB, Fe₂B, CrB ve bazı Mo-bazlı borür fazlarının oluşumu tespit edilmiştir.

Mekanik değerlendirmeler kapsamında yapılan mikrosertlik ve nanoindentasyon analizlerinde, hem Mo katkısının hem de borlama sıcaklığının artmasıyla yüzey sertliğinin belirgin şekilde yükseldiği görülmüştür. Tribolojik test sonuçlarına göre, borlanmamış

numunelerde adhezyon, delaminasyon ve oksidatif aşınma mekanizmaları gözlenirken; borlanmış numunelerde abrasiv aşınma mekanizması baskın hale gelmiş ve aşınma direnci önemli ölçüde artmıştır. Elektrokimyasal korozyon testlerinde (OCP–Tafel), Mo ilavesinin ve özellikle yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen borlama işleminin, korozyon potansiyelini daha pozitif değerlere kaydırarak ve korozyon akım yoğunluğunu azaltarak alaşımların korozyon direncini iyileştirdiği ortaya konmuştur. Korozyon sonrası SEM/EDS analizleri, borlanmış yüzeylerin daha stabil ve iyon tutulumuna karşı dirençli bir yapı sergilediğini desteklemektedir.

Sonuç olarak, hem Mo katkısı hem de uygun borlama sıcaklığı ile yüzey mühendisliğinde yüksek entropili alaşımların performansı optimize edilebilmekte ve bu alaşımlar ileri aşınma ve korozyon koşullarında kullanılabilir potansiyel yüzey malzemeleri olarak değerlendirilebilmektedir.

Anahtar Kelimeler: Aşınma Davranışı, Korozyon Direnci, Kutu Borlama, Mikroyapı, Mo Katkısı, Yüksek Entropili Alaşım

ABSTRACT

Ph.D. Thesis

STRUCTURE-PROPERTY RELATIONSHIP IN $Al_{0.25}CoCr_{1.5}FeMo_xNi$ ALLOYS WITH VARYING Mo CONTENT (x = 0, 0.5, 1.0): EFFECTS OF BORIDING TREATMENT

İbrahim ÇALIŞ

Bartın University

Graduate School

Department of Mechanical Engineering

Thesis Advisor: Prof. Dr. M. Sabri GÖK

Bartın-2025, pp: 102

In this study, high-entropy alloys (HEAs) with the compositions $Al_{0.25}CoCr_{1.5}FeMo_xNi$ (x = 0, 0.5, 1.0) were synthesized and subjected to pack boriding at three different temperatures (875 °C, 950 °C, and 1025 °C) to comprehensively investigate their microstructure, mechanical properties, wear, and corrosion behavior. The study's primary aim is to determine the influence of increased compositional complexity due to Mo addition and different boriding temperatures on the surface properties in relation to boride layer formation.

Microstructural characterization of the produced alloys was performed using SEM/EDS, EBSD, and XRD techniques. While the Mo-free $Al_{0.25}CoCr_{1.5}FeNi$ alloy exhibited a single-phase FCC structure, the addition of Mo led to the formation of a σ phase and phase separation in the $Al_{0.25}CoCr_{1.5}FeMo_{0.5}Ni$ and $Al_{0.25}CoCr_{1.5}FeMoNi$ alloys. After boriding, multilayered boride coatings parallel to the surface were formed in all samples; the thickness and phase distribution of the layers varied depending on temperature and alloy composition. XRD analyses confirmed the formation of FeB, Fe_2B , CrB, and certain Mo-based boride phases.

Mechanical evaluations via microhardness and nanoindentation analyses revealed a notable increase in surface hardness with both Mo addition and elevated boriding temperatures. According to the tribological test results, adhesion, delamination, and oxidative wear mechanisms were observed in unborided samples, whereas abrasive wear became dominant in borided specimens, significantly enhancing wear resistance. Electrochemical corrosion tests (OCP–Tafel) demonstrated that Mo addition and, especially boriding at higher temperatures improved the corrosion resistance of the alloys by shifting the corrosion potential toward more positive values and reducing the corrosion current density. Post-corrosion SEM/EDS analyses supported the idea that borided surfaces exhibited more stable and ion-resistant structures.

In conclusion, both Mo addition and an appropriate boriding temperature optimize HEA surface performance, rendering these alloys promising candidates as surface materials under severe wear and corrosion conditions.

Keywords: Corrosion Resistance, High-Entropy Alloy, Microstructure, Mo Addition, Pack Boriding, Wear Behavior,

İÇİNDEKİLER

KABUL VE ONAY.....	ii
BEYANNAME	iii
ÖN SÖZ	iv
ÖZET	v
ABSTRACT	vii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
TABLolar DİZİNİ.....	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xvii
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR ÖZETİ.....	5
2.1. Tanım.....	5
2.2. Dört Temel Etki (Çekirdek Etkileri)	8
2.2.1. Yüksek Entropi Etkisi.....	8
2.2.2. Şiddetli Kafes Distorsiyonu Etkisi	9
2.2.3. Yavaş Difüzyon Etkisi	9
2.2.4. Kokteyl Etkisi.....	10
2.3. Yüksek Entropili Alaşımlar İçin Tasarım Kriterleri	11
2. 4. Üretim Yöntemleri.....	14
2. 5. Al, Co, Cr, Fe, Mo, Ni ve B Elementlerinin Varlığının Özelliklere Etkisi	15
2. 6. Literatürde Yapılan Çalışmalar	17
2.7. Borlama	21
2.8. Literatürde Yapılan Borlama Çalışmaları.....	22
2.9. Potansiyel Kullanım Alanları	24
3. MATERYAL VE METOT	26
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	32
4. 1. Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeNi ve Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMo _x Ni (x = 0,5, 1,0) Yüksek Entropili Alaşımların Mikroyapı (SEM/EDS, EBSD ve XRD) Analizleri.....	32
4. 2. Borür Tabakalarının Mikroyapı Analizleri (SEM/EDS ve XRD)	46
4. 3. Mikrosertlik ve Nanoindentasyon Özellikleri.....	58
4. 4. Kuru Kayma Aşınma Davranışları.....	64

4. 5. Korozyon Davranışları.....	82
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	92
KAYNAKLAR.....	96
ÖZGEÇMİŞ	Error! Bookmark not defined.



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil No	Sayfa No
2.1: Konfigürasyonel karışım entropisine göre alaşımların sınıflandırılması	7
2.2: Hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip saf metallerde, geleneksel seyreltik alaşımlarda ve yüksek entropili alaşımlarda kafes distorsiyonunun şematik gösterimi.....	9
2.3: Fiziksel metalurji kapsamında yüksek entropi, yavaş difüzyon, kafes distorsiyonu ve kokteyl etkilerinin malzeme özellikleri üzerindeki doğrudan ve dolaylı etkileri	10
3.1: Kutu borlama prosesi sırasında a) pota içi yerleşimi, b.1) ve 2) fırınlama işlemi ve c) borlama sonrası pota görünümü.	27
3.2: Bilya-disk aşınma testi düzeneği ve aşınmaya uğramış numune yüzey görüntüsü.....	30
4.1: YEA1, YEA2 ve YEA3'ün XRD desenleri	32
4.2: YEA1'e ait SEM ve haritalama analizi verileri.	33
4.3: YEA2'e ait SEM ve haritalama analizi verileri	35
4.4: YEA3'e ait SEM ve haritalama analizi verileri	37
4.5: YEA1 numunesine ait (a) faz haritası ve (b) IPF-Z yönelim haritası; YEA3 numunesine ait (c) faz haritası ile (d) ve (e) IPF-Z yönelim haritaları	39
4.6: Farklı sıcaklıklarda (875 °C, 950 °C, 1025 °C) borlama işlemine tabi tutulan alaşımlara ait üst yüzey XRD kırınım desenleri	46
4.7: YEA1-B875 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 875 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	48
4.8: YEA1-B950 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 950 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	49
4.9: YEA1-B1025 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 1025 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	50
4.10: YEA2-B875 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 875 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	51
4.11: YEA2-B950 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 950 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	52
4.12: YEA2-B1025 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 1025 °C) ait yanal kesit	

SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	53
4.13: YEA3-B875 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 875 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	54
4.14: YEA3-B950 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 950 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	55
4.15: YEA3-B1025 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 1025 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü	56
4.16: Borlanmamış - borlanmış YEA numunelerine uygulanan nanoindentasyon testi sonucunda elde edilen yük - derinlik grafiği.....	58
4.17: Nanoindentasyon testinde h_{max} , h_c ve h_f parametrelerinin tanımı ve batıcı ucun yükleme-boşaltma sırasında yüzeyle etkileşimi	60
4.18: 875 °C, 950 °C ve 1025 °C’de borlanan YEA numunelerinde derinliğe bağlı mikrosertlik verileri.....	62
4.19: YEA1 ve borlanmış numunelere ait kuru sürtünme aşınma testlerinde elde edilen sürtünme katsayısı eğrileri	65
4.20: YEA2 ve borlanmış numunelere ait kuru sürtünme aşınma testlerinde elde edilen sürtünme katsayısı eğrileri	66
4.21: YEA3 ve borlanmış numunelere ait kuru sürtünme aşınma testlerinde elde edilen sürtünme katsayısı eğrileri	67
4.22: YEA’lar ve borür kaplamaların hacim kayıpları.....	68
4.23: Aşınma testleri sonucunda oluşan aşınma izlerinin profil görünüşleri: a.1) YEA1-10N, a.2) YEA1-20N, a.3) YEA1-30N, b.1) YEA1-B875-10N, b.2) YEA1-B875-20N, b.3) YEA1-B875-30N, c.1) YEA1-B950-10N, c.2) YEA1- B950-20N, c.3) YEA1-B950-30N, d.1) YEA1-B1025-10N, d.2) YEA1-B1025- 20N, d.3) YEA1-B1025-30N	69
4.24: Aşınma testleri sonucunda oluşan aşınma izlerinin profil görünüşleri: a.1) YEA2-10N, a.2) YEA2-20N, a.3) YEA2-30N, b.1) YEA2-B875-10N, b.2) YEA2-B875-20N, b.3) YEA2-B875-30N, c.1) YEA2-B950-10N, c.2) YEA2- B950-20N, c.3) YEA2-B950-30N, d.1) YEA2-B1025-10N, d.2) YEA2-B1025- 20N, d.3) YEA2-B1025-30N	70

4.25: Aşınma testleri sonucunda oluşan aşınma izlerinin profil görünüşleri: a.1) YEA3-10N, a.2) YEA3-20N, a.3) YEA3-30N, b.1) YEA3-B875-10N, b.2) YEA3-B875-20N, b.3) YEA3-B875-30N, c.1) YEA3-B950-10N, c.2) YEA3- B950-20N, c.3) YEA3-B950-30N, d.1) YEA3-B1025-10N, d.2) YEA3-B1025- 20N, d.3) YEA3-B1025-30N	71
4.26: YEA1-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	73
4.27: YEA1-B875-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	74
4.28: YEA1-B950-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	74
4.29: YEA1-B1025-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	75
4.30: YEA2-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	76
4.31: YEA2-B875-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	76
4.32: YEA2-B950-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	77
4.33: YEA2-B1025-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	77
4.34: YEA3-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	78
4.35: YEA3-B875-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	79
4.36: YEA3-B950-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	79
4.37: YEA3-B1025-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri	80
4.38: YEA1 ve farklı sıcaklıklarda borlanmış YEA1-B875, YEA1-B950 ve YEA1- B1025 numunelerine ait korozyon testi öncesi ve sonrası SEM görüntüleri ile EDX Na ve Cl element haritaları	82

4.39: YEA2 ve farklı sıcaklıklarda borlanmış YEA2-B875, YEA2-B950 ve YEA2-B1025 numunelerine ait korozyon testi öncesi ve sonrası SEM görüntüleri ile EDX Na ve Cl element haritaları	83
4.40: YEA3 ve farklı sıcaklıklarda borlanmış YEA3-B875, YEA3-B950 ve YEA3-B1025 numunelerine ait korozyon testi öncesi ve sonrası SEM görüntüleri ile EDX Na ve Cl element haritaları	85
4.41: YEA1, YEA1-B875, YEA1-B950 ve YEA1-B1025 numunelerine ait açık devre potansiyeli (OCP) eğrileri ile Tafel eğrileri	86
4.42: YEA2, YEA2-B875, YEA2-B950 ve YEA2-B1025 numunelerine ait açık devre potansiyeli (OCP) eğrileri ile Tafel eğrileri	88
4.43: YEA3, YEA3-B875, YEA3-B950 ve YEA3-B1025 numunelerine ait açık devre potansiyeli (OCP) eğrileri ile Tafel eğrileri	89

TABLULAR DİZİNİ

Tablo No	Sayfa No
3.1: Üretilen yüksek entropili alaşımların teorik olarak hesaplanan kimyasal bileşimleri.....	26
3.2: Tezde kullanılan borlama parametreleri ile numunelerin adlandırmaları	28
4.1: YEA1'e ait nokta EDX verileri.....	34
4.2: YEA2'e ait nokta EDX verileri.....	36
4.3: YEA3'e ait nokta EDX verileri.....	38
4.4: Al, Cr, Fe, Co, Ni ve Mo element çiftleri arasındaki Miedema modeline göre hesaplanan karışım enthalpisi (ΔH_{mix} , kJ/mol) değerleri	41
4.5: Çalışmada kullanılan elementlerin bazı temel fiziksel ve atomik özellikleri	43
4.6: Tez kapsamında üretilen alaşımlara ait hesaplanan termodinamik ve yapısal parametreler.....	43
4.7: YEA1-B875 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)	48
4.8: YEA1-B950 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)	49
4.9: YEA1-B1025 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)	50
4.10: YEA2-B875 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)	51
4.11: YEA2-B950 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)	52
4.12: YEA2-B1025 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %).....	53
4.13: YEA3-B875 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %).	54
4.14: YEA3-B950 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)	55
4.15: YEA3-B1025 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %).....	56
4.16: Farklı sıcaklıklarda borlama işlemine tabi tutulan alaşımlarda oluşan MeB, Me ₂ B ve geçiş tabakası kalınlıkları.....	57
4.17: Nanoindentasyon testlerinden elde edilen sayısal veriler	59
4.18: Numunelere ait 10 N, 20 N ve 30 N yükler altında yapılan kuru sürtünme testlerinden elde edilen aşınma oranı (WR) ve sürtünme katsayısı (CoF) değerleri.....	64
4.19: Numunelere ait aşınma testleri sonrası (10 N, 20 N, 30 N) SEM ile belirlenen aşınma izi genişlikleri	72
4.20: YEA1 ve borlanmış numunelere ait elektrokimyasal korozyon parametreleri	87
4.21: YEA2 ve borlanmış numunelere ait elektrokimyasal korozyon parametreleri	89

4.22: YEA3 ve borlanmış numunelere ait elektrokimyasal korozyon parametreleri 90



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

δ	: Atomik boyut farkı
Ω	: Faz stabilite parametresi
x_p	: Pauling elektronegatifliği
σ	: Sigma fazı
μ	: Mu fazı
$^{\circ}\text{C}$: Santigrat derece
GPa	: Gigapascal
MPa	: Megapascal
η	: Eta fazı
Ra	: Ortalama yüzey pürüzlülüğü
μm	: Mikrometre
Å	: Angstrom
s	: Saniye
N	: Newton
h_c	: Kontak derinliği
h_{maks}	: Maksimum penetrasyon derinliği
E_r	: İndirgenmiş elastik modül
H	: İndirgenmiş sertlik
h_f	: Kalıcı deformasyon derinliği
h_f/h_{maks}	: Plastik deformasyon oranı
d	: Borür tabakası kalınlığı
t	: Borlama süresi
D	: Büyüme hızı sabiti
F_{maks}	: Maksimum yük
A_p	: Temas alanı
mm^3	: Milimetreküp

KISALTMALAR

R	: İdeal gaz sabiti, $8,314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
YEA	: Yüksek entropili alaşım
CoF	: Sürtünme katsayısı
YMK	: Yüzey merkezli kübik
HMK	: Hacim merkezli kübik
HSP	: Hegzagonal sıkı paket
Al	: Alüminyum
Cr	: Krom
Fe	: Demir
Ni	: Nikel
Co	: Cobalt
Mo	: Molibden
B	: Bor
G	: Gibbs serbest enerjisi
H	: Entalpi
T	: Sıcaklık
S	: Entropi
VEC	: Değerlik elektron yoğunluğu
HV	: Vickers sertliği
K	: Kelvin
XRD	: X-ışını kırınımı
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu
EDX	: Enerji Dağılımlı X-ışını Spektroskopisi
EBS	: Elektron Geri Saçılma Difraksiyonu
SFE	: Yığılma hatası enerjisi
MEA	: Orta entropili alaşım
YEA1	: $\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeNi}$ alaşımı
YEA1-B875	: $875 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 5 saat borlanmış $\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeNi}$ alaşımı
YEA1-B950	: $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 5 saat borlanmış $\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeNi}$ alaşımı
YEA1-B1025	: $1025 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 5 saat borlanmış $\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeNi}$ alaşımı

YEA2	: $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni$
YEA2-B875	: 875 °C’de 5 saat borlanmış $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni$ alaşımı
YEA2-B950	: 950 °C’de 5 saat borlanmış $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni$ alaşımı
YEA2-B1025	: 1025 °C’de 5 saat borlanmış $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni$ alaşımı
YEA3	: $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi$
YEA3-B875	: 875 °C’de 5 saat borlanmış $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi$ alaşımı
YEA3-B950	: 950 °C’de 5 saat borlanmış $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi$ alaşımı
YEA3-B1025	: 1025 °C’de 5 saat borlanmış $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi$ alaşımı
IPF-Z	: Z Yönelimli Kristal Yönelim Haritası
rpm	: devir/dakika
WC	: Tungsten Karbür
ASTM	: Amerikan Test ve Malzeme Derneği
OCP	: Açık devre potansiyeli
BSE	: Geri saçılan elektron
MeB	: Monoborür
Me ₂ B	: Diborür
ISO	: Uluslararası Standardizasyon Örgütü
WR	: Aşınma oranı
Na	: Sodyum
Cl	: Klor
XPS	: X-ışını Fotoelektron Spektroskopisi
AFM	: Atomik Kuvvet Mikroskobu

1. GİRİŞ

Geleneksel alaşım geliştirme stratejisi, hedeflenen ana özelliğe uygun bir temel bileşen seçmeyi ve ek özellikler kazandırmak için alaşım elementleri eklemeyi esas alır. Bu yaklaşım, nikel bazlı süper alaşımlar, işlenmiş alüminyum alaşımları ve paslanmaz çelikler gibi belirli bir ana bileşene dayalı çok bileşenli alaşımların ortaya çıkmasına neden olmuştur. Bazı durumlarda Cu-Zn pirinçleri ve Sn-Pb lehimleri gibi iki veya üç bileşen yüksek oranlarda bulunabilir. Ancak bu strateji, tek bir ana bileşene dayalı alaşımlar hakkında geniş bilgi sağlarken, yaklaşık eşit oranlarda birden fazla bileşen içeren sistemler hakkında sınırlı bilgi sunar. Kristal faz oluşumu ve yapısına ilişkin mevcut teoriler genellikle bir veya iki ana bileşen içeren alaşımlarla sınırlıdır. Faz diyagramlarının tepe noktaları ve kenarları iyi bilinirken, merkezdeki çok bileşenli sistemler hakkında bilgi eksikliği belirgindir. Geleneksel alaşım geliştirme yöntemi, potansiyel alaşım bileşimlerinin yalnızca dar bir kısmını keşfetmeye olanak tanırken, çok bileşenli sistemler teorik olarak mümkün olan alaşım kombinasyonlarının büyük bir bölümünü oluşturur. Bu durum, geleneksel yaklaşımın keşfedilmemiş geniş bir alaşım yelpazesini göz ardı ettiğini göstermektedir (Cantor vd., 2004). Geleneksel alaşım tasarım yaklaşımının sınırlarını aşmak amacıyla, 1996 yılında Ulusal Tsing Hua Üniversitesi (Hsinchu, Tayvan) Alaşım Araştırma Grubu tarafından yeni bir alaşım sistemi önerilmiştir. "Yüksek entropili alaşımlar" olarak adlandırılan bu sistem, her biri en az %5 ve en fazla %35 oranında bulunan beş veya daha fazla bileşenden oluşan alaşımları içermektedir. Bu yaklaşımın temel tasarım prensibi, tek bir alaşım içerisinde birden fazla ana bileşen kullanarak serbestlik derecelerini artırmak ve böylece geniş bir malzeme yelpazesi oluşturabilmektir (C. Hsu vd., 2004).

Son yıllarda, yüksek sertlik ve mukavemet (B. Chen vd., 2023; Q. Guo vd., 2023; Naseri vd., 2024), üstün sürünme direnci (S. Chen vd., 2023; L. Zhang vd., 2025), etkili aşınma direnci (Joseph vd., 2020; Samoilova vd., 2022; H. T. Zhang vd., 2023) ve mükemmel korozyon direnci (Gu vd., 2023; S. Li vd., 2023; Y. Yang vd., 2024) gibi özellikleri sayesinde yüksek entropili alaşımlar (YEA'lar) yoğun ilgi görmüş ve hem yapısal hem de fonksiyonel uygulamalar için son derece umut verici malzemeler olarak öne çıkmıştır.

Şimdiye kadar rapor edilen YEA'ların büyük bir çoğunluğu vakumlu ark eritme yöntemiyle, bir kısmı ise vakum indüksiyonlu eritme ile üretilmiştir. Ark eritme, YEA üretiminde tüm alaşım elementlerinin sıvı faza geçirilerek homojen bir şekilde karıştırıldığı ve ardından bakır pota içerisinde katılaştırıldığı bir yöntemdir. Alaşımın kimyasal homojenliğini sağlamak amacıyla, birden fazla aşamadan oluşan ergitme ve katılaştırma işlemleri uygulanmaktadır. Ark eritme işlemi sırasında ulaşılan sıcaklıklar oldukça yüksektir (yaklaşık 3000 °C'ye yakın) ve bu, YEA üretiminde kullanılan metallerin büyük bir kısmını eritmek için yeterlidir. Bu nedenle, ark eritme yöntemi YEA üretiminde en yaygın kullanılan tekniklerden biri olmuştur. Ancak, bu yöntemin temel dezavantajı, düşük kaynama noktasına sahip bazı elementlerin buharlaşma yoluyla kaybolmasıdır. Bu durum, alaşımın bileşim kontrolünü zorlaştırarak, istenen kimyasal kompozisyonun elde edilmesini daha karmaşık hâle getirmektedir (W. Li vd., 2021).

Bazı YEA'lar yeterli sertlik, mekanik, aşınma ve korozyon direnç özelliklerine sahip olmasına rağmen, belirli uygulamalar için hâlâ yetersiz kalmaktadır. Bu nedenle, karburizasyon, nitrürleme ve borlama gibi çeşitli yüzey sertleştirme yöntemleri uygulanmaktadır (Atam vd., 2025). Borlama işlemi, karburizasyon ve nitrürleme ile kıyaslandığında daha yüksek sertlik değerleri elde edilmesine olanak tanımaktadır. Metallerin ve alaşımların yüzey özelliklerini iyileştirmek amacıyla yaygın olarak kullanılan bir termo-kimyasal yüzey modifikasyon yöntemi olan borlama, alt tabakanın kimyasal bileşimi ve oluşacak borür tabakasına bağlı olarak genellikle 700–1100 °C sıcaklık aralığında ve 0,5–12 saat süreyle gerçekleştirilmektedir. Bu işlem sırasında, bor atomları malzeme yüzeyine difüze olup mevcut elementlerle reaksiyona girerek kararlı borür bileşikleri oluşturmaktadır (Günen, 2020, 2021).

Malzemelerin mekanik özellikleri, yüksek entropili alaşımlarda kullanılan elementlerin bileşimi ve mikro yapıdaki etkileriyle iyileştirilebileceği gibi, yüzey mühendisliği uygulamalarıyla da daha da geliştirilebilir. Mühendislik alanlarında malzeme hasarına yol açan en önemli faktörler arasında aşınma, yorulma ve korozyon yer almaktadır. Aşınma, iki yüzeyin temas hâlinde birbirine göre kayması sonucunda malzeme kaybının kademeli olarak gerçekleştiği bir olgudur. Hareketli parçalara sahip hemen hemen tüm mekanik sistemlerde aşınma kaçınılmazdır. Malzemelerin aşınma davranışı, sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı ile karakterize edilmektedir. Sürtünme katsayısı (CoF), iki yüzey arasındaki

enerji tüketimini tanımlarken, aşınma kaybı, malzemelerin hizmet ömrünü ve oluşan aşınma yan ürünlerinin miktarını belirlemektedir (J. Wu vd., 2022).

Yapılan çalışmalar yeni malzeme üretimine yönelik önemli fikirler sunmuş olsa da, bazı uygulamalar için daha ileri araştırmalara ihtiyaç duyulmaktadır. Örneğin, motor bileşenlerinde verimliliğin artırılması için daha yüksek sıcaklık dayanımı, kullanım ömrünün uzatılması amacıyla oksidasyon ve sıcak korozyon direnci gereklidir. Benzer şekilde, takım malzemelerinde kullanım ömrü ve performansın iyileştirilmesi için yüksek sıcaklık dayanımı, aşınma direnci, darbe dayanımı ve düşük sürtünme katsayısı gibi özelliklerin geliştirilmesine ihtiyaç duyulmaktadır. Bu tür gereksinimler doğrultusunda, farklı mühendislik uygulamalarına yönelik yeni malzemelerin geliştirilmesi büyük önem taşımaktadır. Yüksek entropili alaşımlar, birden fazla element içermelerine rağmen, yüzey merkezli kübik (YMK), hacim merkezli kübik (HMK) veya hegzagonal sıkı paket (HSP) yapılar gibi tek fazlı katı çözeltiler oluşturabilir (Zhuang vd., 2018).

Yüksek entropili alaşımlar, içerdiği elementlerin oranlarına bağlı olarak farklı faz yapıları ve mekanik özellikler sergileyebilmektedir. CoCrFeNi yüksek entropili alaşımı, çok bileşenli yapıya sahip ve dengeli atomik oranlara yakın dört ana elementten (kobalt, krom, demir ve nikel) oluşan bir basit yüksek entropili alaşım örneğidir. Bu alaşım, genellikle YMK kristal yapısına sahip olup, yüksek süneklik, mükemmel mekanik tokluk ve iyi korozyon direnci gibi özellikleriyle bilinir (R. Fan vd., 2022). Alüminyumun (Al) faz bileşimi ve malzeme özellikleri üzerindeki belirgin etkisi kanıtlanmıştır. Düşük Al içeriklerinde YMK yapı korunurken, atomik yüzde olarak artışı HMK yapının oluşumuna neden olmaktadır. Yüksek atom yarıçapı ve buna bağlı olarak meydana gelen kafes distorsiyonu, düşük alüminyum içeriklerinde YMK yapısını koruyarak sertlik artışına katkı sağlayabilir (C. Y. Hsu vd., 2013). Ayrıca, alüminyumun alaşımın yoğunluğunu azalttığı, refrakter YEA'ların mukavemetini ve oksidasyon direncini artırdığı gösterilmiştir (Waseem vd., 2018). $Al_xCoCrFeNi$ alaşımında Al içeriğinin artmasıyla birlikte YMK'den HMK'ye yapısal bir geçiş gerçekleştiği rapor edilmiştir (M. Li vd., 2018). Bu nedenle, bu çalışmada Al ilavesinin YMK yapısının korunmasını sağlayacak seviyede tutulması planlanmaktadır. Krom (Cr) içeriğinin artırılması, YEA mukavemetini ve oksidasyon direncini iyileştirmiştir (Waseem vd., 2018). Başka bir çalışmada, bor içeren sert dolgulu YEA'lar geliştirilmiş ve bu alaşımların yüksek kromlu dökme demirlere kıyasla yedi kat

daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, daha fazla Cr ilavesiyle modifiye edilen +7,5 Cr içeren YEA'nın, on iki kat daha yüksek dayanıklılığa ulaştığı rapor edilmiştir (Yeh ve Lin, 2018). Bu doğrultuda, çalışmada Cr içeriğinin yüksek tutulması planlanmaktadır.

Bu tez kapsamında, alüminyum (Al), demir (Fe), nikel (Ni), kobalt (Co), krom (Cr) ve molibden (Mo) içeren $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1$) bileşimine sahip üç farklı yüksek entropili alaşım üretilecektir. YMK yapıya sahip $FeCoNiCr_{1,5}Al_{0,25}$ alaşımına Mo ilavesiyle, yüksek mukavemetli YMK+HMK fazlarının birlikte oluşması hedeflenmektedir. Mekanik özelliklerin yanı sıra malzemenin yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi de büyük önem taşımaktadır. Aşındırıcı etkilere karşı güvenilir bir koruma sağlamak için uygun bir yüzey tabakasının oluşturulması gerekmektedir. Alternatif yöntemlerle karşılaştırıldığında borlama işlemi, yüksek yüzey sertliği ve aşınma direnci elde etme açısından önemli avantajlar sunmaktadır. Uygun şekilde tasarlanmış bir işlem süreci ile alaşımların homojen ve sert bir yüzey tabakası oluşturması sağlanacaktır. Bu kapsamda üretilen üç farklı YEA, belirli sıcaklıklarda sabit süreyle borlama işlemine tabi tutularak yüzey sertleştirilmesi gerçekleştirilecektir.

Bu tez kapsamında üretilen yeni yüksek entropili alaşımlar, zaman ve maliyet açısından uygulanabilirliği, yeni malzeme çıktılarının elde edilmesi ve mevcut literatürdeki malzemelerle benzerlik ve üstünlüklerinin belirlenmesi açısından incelenecektir. Elde edilen veriler, gelecekte yapılacak çalışmalara referans sağlayarak, yüksek entropili alaşımların mühendislik uygulamalarındaki potansiyelini genişletmeyi amaçlamaktadır.

2. LİTERATÜR ÖZETİ

Bu bölümde, çalışmanın kuramsal ve kavramsal temellerini oluşturan literatür bilgilerine yer verilmiştir. Konuya ilişkin geçmiş çalışmalar, temel kavramlar ve yaklaşımlar sistematik bir şekilde özetlenmiş; araştırmanın dayandığı bilimsel zemin açıklanmıştır. Bu kapsamda, öncelikle konunun tanımıyla başlanarak literatürdeki yeri ve gelişim süreci ele alınacaktır.

2.1. Tanım

Metalik malzemeler, modern dünyada temel mühendislik ve endüstriyel uygulamaların vazgeçilmez bileşenleri arasında yer almaktadır. Bu malzemeler, insanlığın yaşam standartlarının yükseltilmesi, teknolojik ilerlemelerin sağlanması ve ekonomik kalkınmanın desteklenmesi açısından kritik bir rol oynamaktadır. Tarihsel süreç incelendiğinde, insan uygarlığının gelişimi ile malzeme biliminin ilerlemesi arasında doğrudan bir ilişki olduğu görülmektedir. Malzeme biliminde yaşanan her büyük ilerleme, sanayi devrimlerinden günümüz ileri teknoloji uygulamalarına kadar geniş bir yelpazede toplumsal ve ekonomik dönüşümlere neden olmuştur. Malzeme biliminin tarihsel gelişimi incelendiğinde, konfigürasyonel entropinin artışının, yeni malzeme türlerinin keşfi ve sentezi üzerinde belirleyici bir rol oynadığı anlaşılmaktadır. Saf bakır ve dökme demir gibi erken dönem metalleriyle başlayan malzeme teknolojileri, zamanla alüminyum-magnezyum alaşımlarına ve amorf metaller gibi daha karmaşık sistemlere evrilmiş, 2004 yılında ise yüksek entropili alaşımlar (YEA) bilim dünyasında önemli bir dönüm noktası oluşturmuştur. Malzemelerin konfigürasyonel entropisinin, gelişen sentez teknikleri ve element kombinasyonlarıyla birlikte sistematik olarak arttığı gözlemlenmiştir. Bu durum, malzemelerin yapısal karmaşıklığının artmasıyla birlikte, sistemlerin giderek daha gelişmiş ve çok bileşenli hale gelmesine neden olmuştur.

Metalik malzemelerin geniş çapta kullanımı, teknolojik ilerlemeleri desteklemiş ve insan toplumunun gelişiminde kritik bir rol oynamıştır. Son yüzyılda, metal teknolojilerindeki ilerleme hızı tarihin en yüksek seviyesine ulaşarak sanayi, inşaat ve ileri mühendislik uygulamalarında köklü değişimlere yol açmıştır. Yoğun araştırma ve geliştirme çalışmaları sayesinde, metalik malzemelerin mühendislikten biyomedikale kadar geniş bir yelpazede

uygulama alanı bulunduğu görülmektedir. Geleneksel alaşımlar, genellikle bir veya iki temel elementin baskın olduğu ve mekanik ya da kimyasal özellikleri belirli gereksinimlere uygun hale getirmek amacıyla ek elementlerin düşük oranlarda katıldığı sistemlerdir. Bununla birlikte, malzeme bileşimine eser miktarda bir element eklenmesi, mekanik, manyetik veya elektriksel özelliklerde belirgin değişimlere neden olabilir. Örneğin, çeliğe belirli oranlarda karbon eklenmesi, kristal yapıyı değiştirerek tane sınırlarını güçlendirmekte ve mukavemetini demire kıyasla önemli ölçüde artırmaktadır. Benzer şekilde, ferromanyetik alaşımlara eser miktarda belirli elementlerin eklenmesi, atomik düzeni değiştirerek manyetik alan etkileşimlerini artırabilir veya azaltabilir.

Sanayi ve teknolojinin gelişimiyle birlikte, araştırmacılar alaşımların kimyasal bileşimini keşfetmeye ve bu alanda yeni sınırları aşmaya yönelik çalışmalarını sürdürmektedir. Ancak, üstün performansa sahip yeni metalik malzemeler geliştirme hedefi değişmeden varlığını korumaktadır (Zhang Y., 2019). Son 20 yılda, birden fazla temel elementin birleşimiyle yüksek entropili alaşımların (YEA) tasarlanmasına dayanan yeni bir yaklaşım giderek daha fazla ilgi görmüştür. Günümüzde, YEA araştırmalarının ana akımı, uygun elementlerin seğimine dayanmaktadır. Mevcut literatür verilerine (Scopus, SCI-E) göre, YEA'lar üzerine yayımlanan bilimsel makale sayısı 10.000'i aşmış olup, bu alaşımlar malzeme bilimi alanında umut vadeden bir araştırma konusu haline gelmiştir. Ayrıca, YEA'ların geniş bir özellik yelpazesini kapsayabildiği deneysel çalışmalarla kanıtlanmıştır (Atam vd., 2025).

Bu hızlı ilerlemeye rağmen, YEA'ların temel mekanizmaları, faz oluşum kriterleri ve uzun vadeli performansları hâlâ tam olarak anlaşılamamıştır. Özellikle mekanik, termal ve elektrokimyasal özelliklerin daha detaylı incelenmesi, bu malzemelerin sanayiye entegrasyonu açısından kritik bir gereklilik olarak öne çıkmaktadır. Gelecekteki araştırmalar, YEA'ların yapısal kararlılığını artırmaya, üretim süreçlerini optimize etmeye ve yeni nesil mühendislik uygulamalarına uygun hale getirmeye odaklanmalıdır. Ayrıca, farklı element kombinasyonlarının mikro yapı üzerindeki etkilerinin araştırılması, YEA'ların potansiyel kullanım alanlarını genişletebilecek önemli bir adımdır. Dolayısıyla, bu alandaki mevcut bilgi birikiminin derinleştirilmesi ve yeni deneysel ve teorik çalışmaların yürütülmesi büyük bir gereklilik olarak ortaya çıkmaktadır.

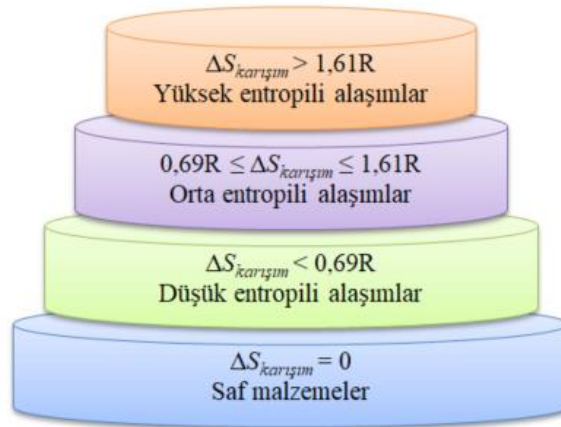
Yüksek entropili alaşımlar (YEA), bileşimsel özellikler ve konfigürasyonel entropi olmak üzere iki farklı temel kriter doğrultusunda tanımlanmaktadır. Bileşim tanımına göre, YEA'lar genellikle en az beş ana metal element içeren alaşımlar olup, her birinin atomik yüzdesi %5 ila %35 arasında değişmektedir. Eğer alaşımda ikincil elementler bulunuyorsa, bunların atomik yüzdeleri %5'in altında olmalıdır. Burada tanım şu şekilde ifade edilebilir:

$$n_{ana} \geq 5; 5 \text{ at. \%} \leq c_i \leq 35 \text{ at. \%} \quad (1)$$

$$n_{ikincil} \geq 0, c_j \leq 5 \text{ at. \%} \quad (2)$$

n_{ana} ve $n_{ikincil}$ sırasıyla birincil (ana) ve ikincil elementlerin sayısını temsil etmektedir. Benzer şekilde, c_i ve c_j sırasıyla birincil ve ikincil elementlerin atomik yüzdelerini ifade etmektedir.

Eş atomik üçlü (ternary), beşli (quinary) ve altılı (senary) alaşımlar için ideal karışım entropisi ($\Delta S_{karışım,ideal}$) sırasıyla 1.39R, 1.61R ve 1.79R olarak hesaplanmıştır. Bu kavram, daha sonra araştırmacıları yüksek entropili alaşımları (YEA) konfigürasyonel karışım entropisine göre tanımlamaya yönlendirmiştir. İlk olarak, Yeh, alaşımları ideal karışım entropisi ($\Delta S_{karışım,ideal}$) değerlerine göre üç gruba ayırmıştır, yüksek entropili alaşımlar (YEA); beşten fazla ana element içeren alaşımlar için $\Delta S_{karışım,ideal} \geq 1,61R$. Orta entropili alaşımlar (MEA); iki ila dört ana element içeren alaşımlar için $1,61R \geq \Delta S_{karışım,ideal} \geq 0,69R$. Düşük entropili alaşımlar (LEA); geleneksel alaşımlar için $\Delta S_{karışım,ideal} \leq 0,69R$ (C. Hsu vd., 2004).



Şekil 2.1: Konfigürasyonel karışım entropisine göre alaşımların sınıflandırılması (Y. Zhang, 2019)

Bununla birlikte, entropiye dayalı tanım, bileşim temelli tanımla örtüşmemektedir; zira ilk tanım, açıkça eş atomik olmayan beşli YEA'ları kapsam dışında bırakmaktadır. Bu tutarsızlığı gidermek amacıyla Miracle ve çalışma arkadaşları (Miracle vd., 2014), YEA'ların $\Delta S_{karışım,ideal}$ alt sınırını $1,5R$ 'den büyük olarak revize etmeyi önermiştir. Ancak, bu düzenleme bileşimsel olarak tanımlanan bazı beşli YEA'ları hâlâ kapsam dışı bırakmaktadır; çünkü eş atomik olmayan beşli YEA'lar için minimum $\Delta S_{karışım,ideal}$ değeri $1.36R$ olarak hesaplanmıştır. Burada $R = 8,314 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, ideal gaz sabiti olarak tanımlanmaktadır (Yeh ve Lin, 2018). Bu tanım şu şekilde ifade edilebilir:

$$\Delta S_{karışım,ideal} \geq 1,5 R \quad (3)$$

2.2. Dört Temel Etki (Çekirdek Etkileri)

Profesör Yeh tarafından tanımlanan dört “çekirdek etki”, yüksek entropili alaşımların (YEA) geleneksel alaşımlardan farklılaştıran temel unsurlardandır. Bu etkiler: yüksek entropi, şiddetli kafes distorsiyonu, yavaş difüzyon ve kokteyl etkisi olarak sınıflandırılmıştır. YEA'larda bu etkilerin bir arada bulunması, fiziksel metalurji prensiplerini klasik alaşımlardan farklılaştırmakta; malzemelerin mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri ile termodinamik, yapı ve mikro yapıları üzerinde belirleyici rol oynamaktadır (Huang vd., 2004).

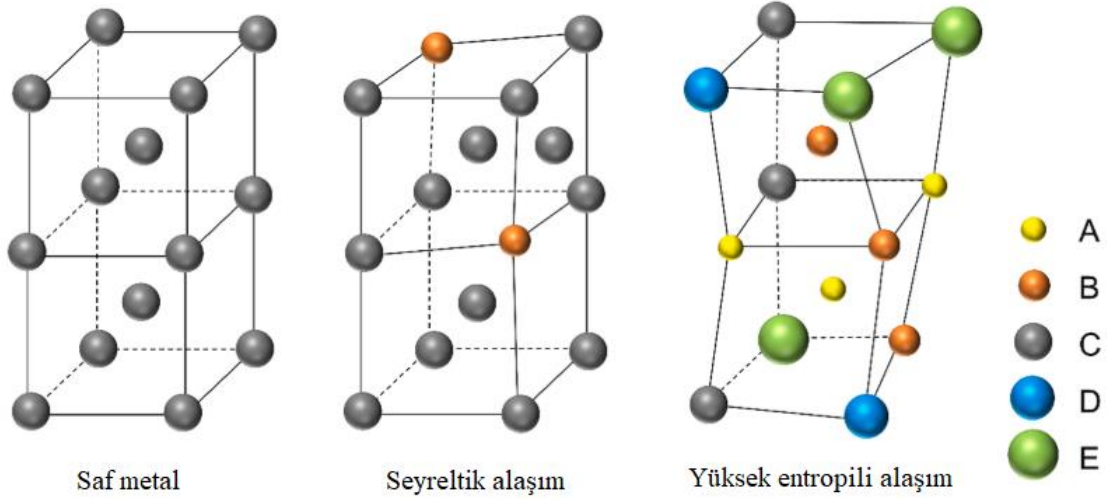
2.2.1. Yüksek Entropi Etkisi

YEA'larda entropi, özellikle konfigürasyonel entropi olarak öne çıkar. Yüksek entropi, Gibbs serbest enerjisini düşürerek katı çözeltilerin termodinamik olarak daha kararlı hale gelmesini sağlar. Gibbs serbest enerjisi şu denklemlerle ifade edilir:

$$G = H - T * S$$

Burada G: Gibbs serbest enerjisi, H: entalpi, T: sıcaklık, S: entropidir (Tsai ve Yeh, 2014). YEA'larda karışım entalpisi (ΔH_{mix}) genellikle sifıra yakın kabul edilirken, karışım entropisi (ΔS_{mix}) önemli düzeydedir. Bu durum, özellikle yüksek sıcaklıklarda basit katı çözeltilerin intermetalik bileşiklere kıyasla daha kararlı olmasına yol açar (W. Li vd.,

2021). Ancak entropi etkisi tek başına belirleyici değildir; karışım entalpisi, atomik yarıçap farkı ve değerlik elektron konsantrasyonu gibi faktörler de faz oluşumunu etkiler. Bazı araştırmalarda, konfigürasyonel entropinin katı çözeltili stabilizasyonundaki etkisinin sanıldığı kadar belirgin olmadığı öne sürülmüştür (Pickering ve Jones, 2016).



Şekil 2.2: Hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip saf metallerde, geleneksel seyreltik alaşımlarda ve yüksek entropili alaşımlarda kafes distorsiyonunun şematik gösterimi. A–E harfleri, farklı element türlerini temsil etmektedir (W. Li vd., 2021).

2.2.2. Şiddetli Kafes Distorsiyonu Etkisi

YEA'larda farklı boyutlardaki çok sayıda atomun birlikte bulunması, atomların kafes içinde rastgele dağılmasına neden olur ve bu durum önemli bir kafes distorsiyonu yaratır. Geleneksel alaşımlarda bu distorsiyon sınırlı seviyededir; ancak YEA'larda her atom, farklı boyuttaki komşu atomlarla çevrilidir. Bu durum, kristal yapı gerilmelerine, sertlik artışına ve ısı/elektrik iletkenliğinde azalmaya yol açar. X-ışını ve nötron kırınımı gibi tekniklerle distorsiyonun varlığı doğrulanmıştır. Ancak bazı güncel çalışmalar, şiddetli kafes distorsiyonunun gerçekleşme olasılığını sorgulamakta ve bu etkinin büyük oranda teorik olduğuna işaret etmektedir (Owen vd., 2017).

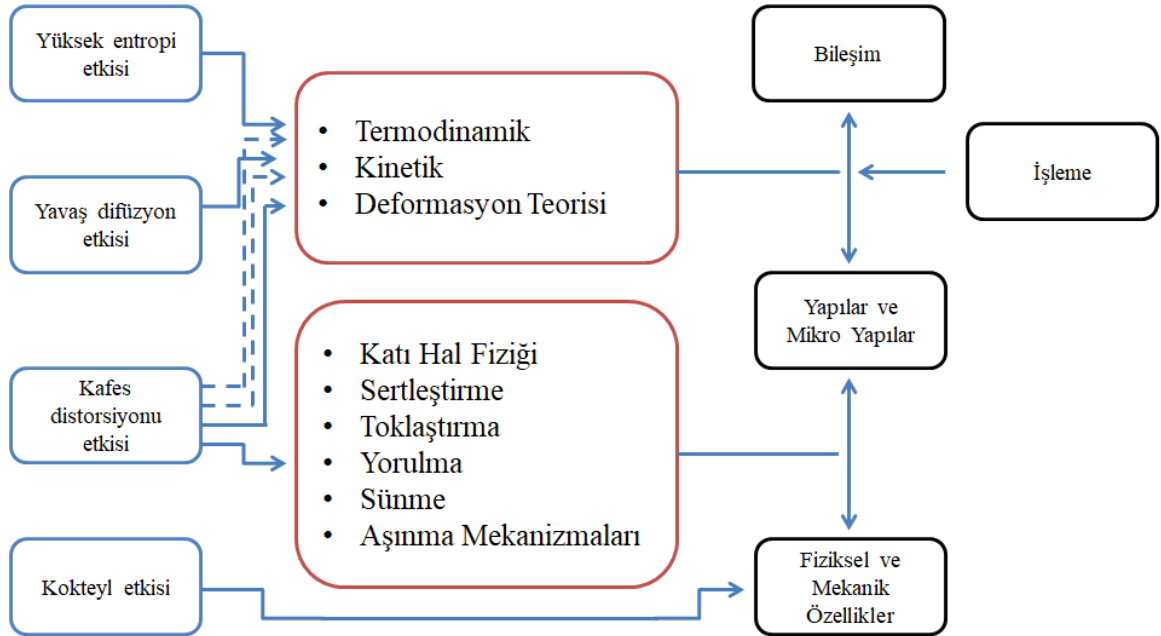
2.2.3. Yavaş Difüzyon Etkisi

YEA'larda, farklı boyutlarda ve çeşitlilikteki atomların birlikte bulunması, atomların yer değiştirmesini zorlaştırarak difüzyon süreçlerini yavaşlatır. Bu durum, katılaşma, tane

büyümesi, faz dönüşümleri ve yeniden kristalleşme gibi difüzyon kontrollü tüm metallurjik olayları etkiler. Difüzyonun yavaşlaması, YEA'lara yüksek sıcaklık mukavemeti ve yapısal stabilite kazandırabilir. Yavaş difüzyonun nedeni olarak farklı elementlerin birlikte hareket zorunluluğu, farklı potansiyel enerji alanları ve lokal bağlanma farklılıkları gösterilmektedir. Bununla birlikte, difüzyon oranlarının yorumlanması kullanılan karşılaştırma yöntemlerine, özellikle de test sıcaklığının alaşımın erime sıcaklığına oranına bağlı olarak değiştiği için, literatürde yavaş difüzyon etkisinin varlığı konusunda kesin bir görüş birliği bulunmamaktadır (W. Li vd., 2021; Tokarewicz ve Grądzka-Dahlke, 2021).

2.2.4. Kokteyl Etkisi

Kokteyl etkisi, birden fazla elementin bir araya gelerek bireysel etkilerinin ötesinde, karşılıklı etkileşimleriyle malzemeye beklenmedik özellikler kazandırmasını ifade eder. YEA'lar bu açıdan atomik düzende kompozit yapılar gibi davranırlar. Her bir elementin katkısının ötesinde, sistemdeki tüm elementler arasındaki karmaşık etkileşimler sayesinde yeni yapılar ve özellikler ortaya çıkar (Tokarewicz ve Grądzka-Dahlke, 2021).



Şekil 2.3: Fiziksel metalurji kapsamında yüksek entropi, yavaş difüzyon, kafes distorsiyonu ve kokteyl etkilerinin malzeme özellikleri üzerindeki doğrudan ve dolaylı etkileri. Bu temel etkiler, termodinamik, kinetik, deformasyon teorisi ve katı hal fiziği gibi alanlar aracılığıyla yapı-mikroyapı ve mekanik özellikleri şekillendirmektedir (W. L. Hsu vd., 2024).

2.3. Yüksek Entropili Alaşımın İçin Tasarım Kriterleri

Yüksek entropili alaşımların (YEA) tasarımı, geleneksel alaşımlardan farklı olarak çok sayıda elementin yaklaşık eş atomik oranlarda bir araya getirilmesiyle gerçekleştirilir. Bu alışılmadık bileşim yaklaşımı, faz stabilitesi, mikro yapı oluşumu ve nihai malzeme özellikleri üzerinde güçlü etkiler yaratan karmaşık termodinamik ve kinetik süreçleri beraberinde getirir. YEA sistemlerinin anlaşılması ve öngörülebilir şekilde tasarlanabilmesi için çeşitli parametrik göstergeler geliştirilmiştir. Bu parametreler; atomik boyut farkı, karışım entalpisi ve entropisi, değerlik elektron konsantrasyonu, Ω indeksi, erime sıcaklığı gibi termodinamik temelli büyüklükleri kapsar. Ayrıca elektronegatiflik ve elektron iletkenlik farkı gibi atomlar arası etkileşimleri yansıtan özellikler de faz oluşumu ve malzeme davranışını belirlemede önemli rol oynamaktadır.

Sabit basınç altında denge hâlindeki fazların maksimum sayısı, Gibbs faz kuralına dayanan aşağıdaki bağıntı ile öngörülebilir:

$$F = C - P + 1 \quad (4)$$

burada F serbestlik derecesini, C bileşen sayısını ve P faz sayısını temsil etmektedir. Serbestlik derecesi, bir sistemdeki faz sayısını değiştirmeden değiştirilebilecek bağımsız değişkenlerin (örneğin sıcaklık, basınç, bileşim) sayısını ifade eder. Yüksek entropili alaşımlarda serbestlik derecesi, çok bileşenli yapılar sayesinde daha fazla sayıda değişkenin kontrol edilmesine olanak tanır. Bu da faz tasarımı ve mikro yapı mühendisliği açısından büyük esneklik sağlar (Samaei vd., 2015).

Yüksek entropili alaşım (YEA) sistemlerinde faz oluşumu, termodinamik ilkeler doğrultusunda karışım entalpisi (ΔH_{mix}), karışım entropisi (ΔS_{mix}) ve mutlak sıcaklık (T) parametreleri dikkate alınarak değerlendirilmektedir. Bu değişkenler kullanılarak hesaplanan Gibbs serbest enerjisi ($\Delta G_{mix} = \Delta H_{mix} - T \Delta S_{mix}$), özellikle yüksek sıcaklıklarda belirgin şekilde düşer. Gibbs enerjisindeki bu azalma, YEA sistemlerinde rastgele dağılmış katı çözeltilerin, intermetalik bileşiklere kıyasla daha kolay oluşmasına ve daha kararlı kalmasına neden olur. Böylece, yüksek entropili sistemlerde kararlı tek fazlı yapılar elde edilmesi mümkün hâle gelmektedir (W. Li vd., 2021).

ΔS_{mix} , aşağıdaki denklem kullanılarak hesaplanır (Zhou vd., 2023):

$$\Delta S_{mix} = -R \sum_{i=1}^n c_i * \ln c_i \quad (5)$$

Burada R, gaz sabitini (8,3145 J/mol K); c_i ise i 'inci elementin mol kesirini temsil etmektedir.

Basit katı çözeltilerin oluşumu için karışım entropisinin (ΔS_{mix}) nicel kriteri şu şekildedir (Gasam ve Ozcan, 2020):

$$11 \leq \Delta S_{mix} \leq 19,5 \text{ (J/mol K)} \quad (6)$$

ΔH_{mix} şu şekilde ifade edilir:

$$\Delta H_{mix} = \sum_{i=1, i \neq j}^n 4 \Delta H_{mix; ij} * c_i * c_j \quad (7)$$

Burada c_i ve c_j alaşımdaki elementlerin mol kesirini, $\Delta H_{mix; ij}$ karışım entalpisini vermektedir.

Basit katı çözeltilerin oluşumu için karışım entalpisinin (ΔH_{mix}) nicel kriteri aşağıdaki aralıkta olmalıdır (Gasam ve Ozcan, 2020; S. Guo ve Liu, 2011):

$$-15 < \Delta H_{mix} < 5 \text{ (kJ/mol)} \quad (8)$$

Bu aralık, elementler arası etkileşimlerin ne çok güçlü (faz ayrışmasına yol açacak kadar negatif), ne de çok zayıf (kararsızlık yaratacak kadar pozitif) olmaması gerektiğini ifade eder.

Atomik boyut farkı (δ), alaşımı oluşturan elementlerin atomik yarıçapları arasındaki farkın, ortalama atomik yarıçapa göre normalize edilmesiyle hesaplanan bir parametredir. Atomlar arası boyut farkı arttıkça kafes distorsiyonu artar, bu da katı çözeltilerin stabilitesini etkiler. Genellikle δ %6.6'dan düşük olması, tek fazlı katı çözeltilerin oluşumunu olası hale getirir (X. Yang ve Zhang, 2012).

Atomik boyut farkı (δ) şu şekilde tanımlanır:

$$\delta = 100 \sqrt{\sum_{i=1}^n ci (1 - ri/\bar{r})^2} \quad (9)$$

Burada $\bar{r} = \sum_{i=1}^n ci * ri$, ci i 'inci elementin mol kesirini, ri i 'inci elementin atomik yarıçapını ifade etmektedir (S. Guo ve Liu, 2011).

Ω parametresi, entropi ve entalpi oranını erime sıcaklığıyla birleştirerek alaşımın termodinamik kararlılığını tahmin etmeye yarayan bir göstergedir.

$$\Omega = \frac{T_m * \Delta S_{mix}}{|\Delta H_{mix}|} \quad (10)$$

$\Omega > 1.1$ koşulu sağlandığında, erime sıcaklığında karışım entropisi, karışım entalpisine kıyasla daha etkili olur. Bu durum, yüksek entropili fazların oluşumunu destekler ve alaşımın katı çözeltili fazında kararlı kalma eğilimini artırır. n bileşenli bir alaşımın erime sıcaklığı (T_m), ikili faz diyagramlarındaki likidüs sıcaklıkları kullanılarak tahmin edilir. Likidüs sıcaklığı, bir alaşımın tamamen sıvı hâle geçtiği minimum sıcaklığı ifade eder. Bu bağlamda, ci ve cj , sırasıyla i ve j elementlerinin atomik yüzdelerini temsil eder. Her i - j ikilisi için, ikili likidüs sıcaklığı (T_{i-j}), bu iki elementin bileşim oranı $ci:cj$ olacak şekilde, yani alaşımın tamamen sıvı fazda olduğu sınırdaki sıcaklık üzerinden belirlenir. Alaşım sisteminin genel erime sıcaklığı ise aşağıdaki denklem yardımıyla hesaplanır:

$$T_m = \frac{\sum_{i \neq j} T_{i-j} * ci * cj}{\sum_{i \neq j} ci * cj} \quad (11)$$

Toplamalar, alaşım sistemindeki tüm i - j çiftlerini kapsayacak şekilde gerçekleştirilir (Qi vd., 2019).

Değerlik Elektron Yoğunluğu (VEC), yüksek entropili alaşımların (YEA) kristal yapısı ve faz kararlılığının belirlenmesinde önemli bir parametredir. Yüksek VEC değerleri YMK yapıların oluşumunu desteklerken, düşük VEC değerleri HMK veya HSP yapıların oluşum eğilimini artırır. VEC, alaşımı oluşturan elementlerin değerlik elektron sayılarının, atomik oranlarına göre ağırlıklı ortalaması alınarak hesaplanabilir (Qayyum vd., 2024).

$$VEC = \sum ci (VEC_i) \quad (12)$$

Burada c_i , i'nci elementin atomik yüzdesini, VEC_i ise i'nci elementin değerlik elektron yoğunluğunu ifade eder (Y. Zhang vd., 2014). VEC değerinin YEA'larda YMK ve HMK fazlarının kararlılığını nicel olarak öngörmekte kullanılabileceğini açıkça gösterilmiştir: $VEC \geq 8.0$ olduğunda yalnızca YMK fazı oluşurken; $6.87 \leq VEC < 8.0$ aralığında YMK ve HMK fazları birlikte bulunur; $VEC < 6.87$ olduğunda ise yalnızca HMK fazı oluşur. $VEC = 8.0$ sınır değerinde ise zaman zaman HMK fazları da gözlemlenebilmekte, ancak bunlar genellikle minör fazlar olarak kalmaktadır (S. Guo vd., 2011).

Çok bileşenli bir alaşımdaki elementler arasındaki elektronegatiflik farkı (Δx_p), istatistiksel bir yaklaşıma göre, atomların rastgele yerleştiği varsayımıyla ve aşağıda verilen eşitliğe göre tanımlanır.

$$\Delta x_p = \sqrt{\sum_{i=1}^n ci * (xi - x)} \quad (13)$$

Burada n , alaşımı oluşturan bileşen sayısını; x_i , i'nci elementin Pauling elektronegatifliğini; c_i , i'nci elementin alaşımdaki atomik yüzdesini; x ise, bir bileşiğin elektronegatifliğinin aritmetik ortalamasını ifade eder ve aşağıdaki şekilde hesaplanabilir.

$$x = \sum_{i=1}^n ci * xi \quad (14)$$

Δx farkı yüksekse intermetalik bileşiklerin oluşumu, düşükse katı çözeltili oluşumu daha olasıdır (Fang vd., 2003).

2. 4. Üretim Yöntemleri

Yüksek entropili alaşımların üretimi, karmaşık bileşimleri ve mikro yapıları nedeniyle kendine özgü zorluklar ve fırsatlar barındırır. YEA'ların istenilen özellikler ve mikro yapılarla üretilebilmesi için döküm, toz metalurjisi ve eklemeli imalat gibi çeşitli üretim yöntemleri kullanılmaktadır. Her bir üretim yöntemi kendine özel avantajlar ve sınırlılıklar sunar ve uygun yöntemin seçimi, YEA'nın özel uygulamasına ve gereksinimlerine bağlıdır. Döküm, hacimli YEA üretiminde yaygın olarak kullanılan bir tekniktir. Ark ergitme,

indüksiyon ergitme veya vakumlu ark yeniden ergitme gibi yöntemlerle homojen parçalar üretilebilir. Ancak, döküm işlemi sırasında istenmeyen ikincil fazların veya gözeneklerin oluşması mümkün olup, bu tür oluşumlar mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkilere neden olabilir.

Toz metalurjisi, özellikle karmaşık bileşimlere sahip veya ince mikro yapılar gerektiren YEA bileşenlerinin üretiminde kullanılan bir diğer yöntemdir. Mekanik alaşımlama ya da sıcak izostatik presleme gibi toz metalurjisi teknikleri, yüksek bileşim homojenliği ve inceltirilmiş tane boyutlarına sahip YEA'lar üretme imkânı sunar. Bu da geliştirilmiş mekanik özelliklere yol açar. Ancak, toz metalurjisi ile ilişkili işlem süreleri ve maliyetler nispeten yüksek olabilir (Y. Zhang, 2017).

Eklemeli imalat ya da 3D baskı, karmaşık şekillere ve özelleştirilmiş özelliklere sahip YEA'ların üretimi için umut vadeden bir yöntem olarak ortaya çıkmıştır. Lazer toz yatak ergitme veya elektron ışını ergitme gibi imalat teknikleri, YEA'ların mikro yapı ve bileşimleri üzerinde hassas kontrol sağlamak amacıyla kullanılabilir. Ayrıca, eklemeli imalat sayesinde dereceli bileşimlere veya özelliklere sahip YEA'ların üretimi mümkün hâle gelmiş, bu da yeni çok işlevli malzeme ve bileşenlerin geliştirilmesini olanaklı kılmıştır (George vd., 2019; Qayyum vd., 2024).

2. 5. Al, Co, Cr, Fe, Mo, Ni ve B Elementlerinin Varlığının Özelliklere Etkisi

Ni ve Co elementlerinin YMK fazının oluşumunu teşvik ettiği, buna karşılık Al ve Cr elementlerinin HMK fazını stabilize ettiği genel kabul gören bir yaklaşımdır. Günümüzde yapılan çok sayıda çalışma, YEA'ların mikro yapısının, Al elementinin ilavesiyle birlikte tek fazlı YMK yapısından, YMK + HMK çift fazlı yapıya ve ardından tek fazlı HMK yapıya dönüştüğünü ortaya koymuştur. Cr elementi de yüksek kayma modülüne ve belirgin bir pekleştirme etkisine sahip güçlü bir HMK fazı oluşturucusudur; ancak, düşük süneklığe sahiptir. Bu nedenle, Cr elementi YEA'nın dayanımını artırırken sünekliliğini azaltabilir (Y. Zhang vd., 2021).

Cr elementinin faz kararlılığı ve performans üzerindeki etkisini inceleyen sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır. Örneğin, Meng ve arkadaşları (Meng vd., 2013) ile Xi Jin ve

arkadaşları (Jin vd., 2019), sırasıyla $\text{CrFe}_{30}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{35}\text{Al}_{15}$ ve $\text{AlCoCr}_x\text{FeNi}_2$ alaşımlarının mikro yapısını ve çekme davranışını incelemiştir; Cr'un düşük derişimlerde YMK fazını stabilize ettiğini, ancak yüksek derişimlerde HMK fazının oluşumunu teşvik ettiğini ortaya koymuşlardır. Benzer şekilde, Stepanov ve arkadaşları (Stepanov vd., 2015), $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{28}\text{Ni}_{32-x}\text{Cr}_x$ YEA sisteminde Cr içeriği arttıkça alaşımın dayanımının yükseldiğini ve %24 atomik oranındaki Cr'da sigma fazının ortaya çıktığını göstermiştir.

He ve arkadaşları (He vd., 2014), Al içeriğinin artmasıyla birlikte $(\text{FeCoNiCrMn})_{100-x}\text{Al}_x$ alaşımının faz bileşiminin üç aşamadan geçtiğini ortaya koymuştur: tek fazlı YMK bölgesi ($\text{Al} < \%8$), YMK + HMK çift faz bölgesi ($\%8 < \text{Al} < \%16$) ve tek fazlı HMK bölgesi ($\text{Al} > \%16$). HMK faz içeriğinin artmasıyla birlikte YEA'ların mekanik özellikleri hızlı bir şekilde artış gösterirken, plastiklik keskin bir şekilde azalmaktadır. Al içeriği %16'nın üzerine çıktığında, spinodal ayrışma mekanizması yoluyla, düzenli B2 faz matrisinde düzensiz A2 çökeltileri oluşmaktadır. Bu nedenle, yüksek dayanım ile üstün sünekliliğin dengeli bir şekilde elde edilebilmesi için Al içeriğinin makul sınırlar içinde kontrolü gerekmektedir.

$\text{AlCo}_x\text{CrFeNi}$ ($x = 0.25, 0.5, 0.75$ ve 1) yüksek entropili alaşım sistemlerinde Co içeriğinin azaltılması, çok bileşenli düzensiz katı çözelti matrisinin YMK fazından HMK fazına dönüşmesine ve B2 yapısında çökeltilerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu yapısal dönüşüm, alaşımın gevrekliğini artırırken, Co içeriğinin belirli düzeylerde azaltılması basma özelliklerinde iyileşme sağlayabilmektedir. Ancak Co'nun tamamen çıkarıldığı (Co_0) sistemde, yumuşak yapılı düzensiz A2 fazının mekanik davranışı belirleyici hâle gelmiş ve bu durum akma dayanımında belirgin bir düşüşe yol açmıştır (Kang vd., 2018).

Fe, Co ve Ni gibi ferromanyetik elementler içeren yüksek entropili alaşımlar, iyi manyetik özelliklere sahip olabilir. Bu nedenle, genellikle kapsamlı şekilde dengelenmiş özellikler gösterirler. Bazı manyetik YEA'lar, iyi mekanik özellikler ve korozyon direncine sahiptir ve bu özellikler mühendislik yaklaşımlarıyla optimize edilebilir (Z. Wu vd., 2022).

CoCrFeNiMo_x ($x = 0-1$) alaşımlarının XRD analizlerinde, düşük Mo içeriklerinde ($x = 0$ ve 0.2) yalnızca YMK fazı tespit edilmiştir. Ancak Mo içeriği %4.76'nın üzerine çıktığında ($x \geq 0.5$), YMK matrise ek olarak sigma (σ) ve μ tipi fazlar da oluşmaya başlamış, bu fazların miktarları artmıştır. Bu fazlar sırasıyla tetragonal ve hekzagonal yapılara sahiptir

ve literatürde de benzer şekilde tanımlanmıştır. Artan Mo içeriğiyle birlikte alaşımların mikrossertliği belirgin şekilde artmış; en yüksek değer Mo₁ alaşımında 896 HV olarak ölçülmüştür. Bu sertlik değeri, Mo içermeyen alaşımın dört katından fazladır. Sertlik artışı; büyük Mo atomlarının neden olduğu şiddetli kafes distorsiyonu, σ ve μ fazlarının çökeltme katkısı, elementler arası güçlü bağlanma ve çözeltili sertleşmesinin sinerjik etkileriyle ilişkilendirilmektedir.

Yüksek entropili alaşımlarda (YEA), B, C, N, O ve Si gibi ametal elementlerin ilavesi, boşluk kuvvetlendirmesi ve sert faz kuvvetlendirmesi yoluyla alaşımın sertliğini artırmakta ve aşınma direncini iyileştirmektedir. Bu elementler arasında özellikle uygun miktarda bor (B) ilavesi, tane sınırlarını kuvvetlendirerek alaşımın dayanımını ve sünekliğini artırabilir. Ancak, aşırı bor ilavesi alaşımda borürlerin çökmesine neden olarak sertlik ve aşınma direncini önemli ölçüde artırsa da, yüksek gevreklik gösteren bu borürler alaşımın sünekliğini olumsuz etkilemektedir (Zhou vd., 2023).

2. 6. Literatürde Yapılan Çalışmalar

Bu bölümde, yüksek entropili alaşımlar (YEA) üzerine gerçekleştirilen önceki çalışmalar sistematik olarak incelenmiş; her bir çalışmada kullanılan deneysel yöntemler, mikro yapı ve faz oluşumu üzerindeki etkiler ile mekanik özelliklere ilişkin bulgular teknik açıdan özetlenmiştir.

Hsu ve arkadaşları (C. Y. Hsu vd., 2010), çalışmalarında AlCo_xCrFeMo_{0,5}Ni yüksek entropili alaşımları, daha önce literatürde kapsamlı şekilde incelenmiş Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni sisteminden türetilerek tasarlanmıştır. Cu elementinin interdendritik segregasyonu ve düşük ergime sıcaklığı etkisini ortadan kaldırmak amacıyla Cu yerine Mo eklenmiş, ayrıca Co içeriği değiştirilerek mikro yapı ve mekanik özelliklerde çeşitlilik sağlanmıştır. Deneysel yöntemler kapsamında, farklı Co oranlarına sahip alaşımların kristal yapısı ve mikro yapıları sistematik olarak incelenmiştir. Kristal yapının Co içeriğine bağlı olarak HMK + sigma fazından YMK + HMK + sigma fazlarına doğru değişim gösterdiği belirlenmiştir. Mikro yapı analizlerinde, düşük Co içeriğinde ($x = 0,5$) dendritik + interdendritik + ötektik yapılar gözlemlenirken, Co içeriği arttıkça ($x = 1,0$ ve $1,5$) dendritik yapının, $x = 2,0$ 'da ise polikristal yapının hâkim olduğu saptanmıştır. Ayrıca,

$x = 1,0, 1,5$ ve $2,0$ değerlerinde modülasyonlu yapıların ortaya çıktığı tespit edilmiştir. Mekanik özellikler açısından, sigma fazı hacim oranının yüksek olduğu $x = 0,5$ alaşımı en yüksek sertlik değerine ulaşmıştır. Co içeriğinin artışıyla sigma fazı miktarı azalmakta ve buna bağlı olarak sertlik düşmektedir. Ancak tüm $AlCo_xCrFeMo_{0,5}Ni$ alaşımlarının oda sıcaklığından 1273 K 'ye kadar olan sıcaklıklarda, Ni esaslı süperalaşım (In 718/In 718 H) ile karşılaştırıldığında daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu gösterilmiştir. Özellikle Co-0,5 ve Co-1,0 alaşımları, T-800 alaşımına göre yaklaşık 200 K daha yüksek geçiş sıcaklığına sahip olmuş ve yüksek sıcaklıklarda In 718'e kıyasla belirgin şekilde üstün sıcak sertlik değerleri sergilemiştir. Sonuç olarak, tasarlanan alaşımlar düşük sıcaklık rejiminde kayma deformasyonuna, yüksek sıcaklık rejiminde ise sünme deformasyonuna karşı yüksek direnç göstermiştir. Bu davranışta sert sigma fazı, çok elementli katı çözelti sertleşmesi ve düşük boşluk konsantrasyonunun önemli katkıları olduğu belirlenmiştir.

Shun ve arkadaşları (Shun vd., 2010), yaptıkları deneysel çalışmalar sonucunda $Al_{0,3}CoCrFeNi$ yüksek entropili alaşımına ikincil element olarak Mo veya Ti ilavesinin mikro yapı ve $700\text{ }^\circ\text{C}$ 'de yaşlandırma sertleşmesi üzerindeki etkileri incelenmiştir. Çalışma kapsamında üç farklı YMK yapıya sahip yüksek entropili alaşım — $Al_{0,3}CoCrFeNi$, $Al_{0,3}CoCrFeNiMo_{0,1}$ ve $Al_{0,3}CoCrFeNiTi_{0,1}$ — hazırlanarak $700\text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Deneysel çalışmalar sonucunda, tüm alaşımların yaşlandırma sonrası belirgin bir sertleşme gösterdiği, 144 saatlik yaşlandırma süresinin ardından sertlik değerlerinde %65 ila %89 arasında artış meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikro yapı analizleri, $Al_{0,3}CoCrFeNi$ alaşımında (Ni,Al)-zengin B2 fazı çökeltilerinin oluştuğunu, $Al_{0,3}CoCrFeNiTi_{0,1}$ alaşımında ise (Ni,Co,Ti)-zengin B2 fazı çökeltilerinin oluştuğunu ortaya koymuştur. Bu çökeltilerin varlığı, yaşlandırma sonrası sertlik artışının temel mekanizması olarak değerlendirilmiştir. Özellikle $Al_{0,3}CoCrFeNiMo_{0,1}$ alaşımında, hem (Ni, Al)-zengin fazın hem de (Cr, Mo)(Co, Fe, Ni) bileşiminde sigma fazının birlikte çökmesi, yaşlandırma sonrası belirgin sertlik artışını açıklamaktadır. Sigma fazının varlığı, alaşımın mekanik özelliklerinde ek güçlendirme mekanizması olarak önemli rol oynamıştır.

Yang ve arkadaşları (T. Yang vd., 2015) tarafından gerçekleştirilen deneylerde, $Al_xCoCrFeNi$ ($x = 0,1, 0,75$ ve $1,5$) yüksek entropili alaşımların mikro yapıları ve mekanik özellikleri incelenmiştir. XRD, SEM ve TEM analizleri ile kristal yapılar belirlenmiş;

farklı fazların kimyasal bileşimleri nano-prob EDX yöntemiyle analiz edilmiştir. Mekanik özellikler nanoindentasyon ile değerlendirilmiştir. Sonuçlara göre, $x = 0,1$ alaşımı tek fazlı YMK yapı sergilerken, $x=0,75$ alaşımı YMK+B2 çift faz yapısına sahiptir. $x = 1,5$ alaşımında A2 çökeltileri ve B2 matristen oluşan HMK bazlı iki faz gözlemlenmiştir. YMK fazları Fe ve Cr bakımından, B2 fazları ise Ni ve Al bakımından zenginleşmiştir. Mekanik testlerde, $Al_{0,75}CoCrFeNi$ ve $Al_{1,5}CoCrFeNi$ alaşımlarının hacim modülü teorik hesaplamalardan yüksek bulunmuştur. Ayrıca, $Al_{1,5}$ alaşımı düşük süneklik ve yüksek tane sınırı yoğunluğu nedeniyle belirgin gevrekleşme göstermiştir. Bu çalışma, YEA tasarımında faz stabilitesinin yalnızca konfigürasyonel entropiyle değil, entalpi ve konfigürasyonel olmayan entropi katkılarıyla da ilişkili olduğunu göstermektedir.

Liu ve arkadaşları (W. H. Liu vd., 2016) tarafından yürütülen çalışmada, CoCrFeNi yüksek entropili alaşım matrisine Mo elementi ilave edilerek çökelti sertleşmesi etkisi araştırılmıştır. Mo, sınırlı çözünürlüğü nedeniyle YMK matris içinde sigma (σ) ve μ fazlarının çökmesini katalizlemiş, bu çökeltiler alaşımın mekanik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmiştir. Deneysel yöntemler kapsamında toz metalurjisi ile üretilen alaşımlar XRD, TEM ve nanoindentasyon teknikleriyle karakterize edilmiştir. XRD analizleri YMK yapı ve yüksek kafes distorsiyonu göstermiştir. TEM analizleri, $Mo_{0,3}$ alaşımında büyük sigma fazları ve ince σ/μ partiküllerinin oluştuğunu ortaya koymuştur. Nanoindentasyon ölçümleri, bu çökeltilerin sertliğinin 8 GPa üzerinde olduğunu göstermiştir. Mekanik testler, $Mo_{0,3}$ alaşımının 1,2 GPa çekme dayanımı ve yaklaşık %19 uzama sergilediğini ortaya koymuştur. Yüksek iş sertleşme katsayısı (0,75) sayesinde üniform deformasyon sağlanmış ve mikro çatlak ilerlemesi baskılanmıştır. Bu çalışma, sert intermetalik partiküllerin kontrollü çökmesi yoluyla YMK tipi YEA sistemlerinde yüksek mukavemet ve sünekliğin birlikte elde edilebileceğini göstermektedir.

Lv ve arkadaşlarının (Lv vd., 2017) gerçekleştirdiği çalışmada, $Al_xCoCrFeNi$ yüksek entropili alaşımları (YEA), ark ergitme ve vakumla emme yöntemleri kullanılarak farklı soğuma hızlarında üretilmiştir. Mikro yapı karakterizasyonu XRD, SEM ve EBSD analizleriyle yapılmış, mekanik özellikler basma testleriyle değerlendirilmiştir. Deneysel sonuçlara dayanarak, soğuma hızının faz stabilitesi, mikro yapı evrimi ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri sistematik olarak incelenmiştir. Düşük soğuma hızında, Al içeriği arttıkça alaşımlarda YMK'den HMK fazına geçiş gözlemlenmiş; mikro yapı ise

hücrel kolon yapısından (AM0,15) dendritik kolon yapıya (AM0,5), sonra ötektik olmayan eşeksenli tanelere (AM0,75) ve dendritik eşeksenli tanelere (AM1,0) evrilmiştir. Yüksek soğuma hızında ise SC0,15 örneği hücrel yapı yerine dendritik kolon yapıya sahip olmuştur. Soğuma hızının artması genel olarak mikro yapının incelmeye katkı sağlamıştır. Al içeriği arttıkça SC_x ve AM_x numuneleri arasındaki mukavemet farkı önce artmış, sonra hafif azalma göstermiştir. Özellikle Al_{0,75}CoCrFeNi alaşımı, soğuma hızındaki artışla belirgin şekilde güçlenmiştir; bu durum hem mikro yapı incelmeye hem de yüksek dayanımlı HMK faz hacim oranının artışına ve YMK fazındaki kafes gerilmelerine bağlanmıştır.

Zhuang ve arkadaşları (Zhuang vd., 2018), bu çalışmada Al_{0,5}CoCrFeMo_xNi (x = 0 – 0,5 mol) yüksek entropili alaşımlarında Mo ilavesinin faz oluşumu, mikro yapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Alaşımlar taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını kırınımı (XRD), transmisyon elektron mikroskobu (TEM), basma testi ve sertlik ölçümleri kullanılarak karakterize edilmiştir. Termo-Calc simülasyonlarıyla YMK, NiAl ve sigma (σ) fazlarının denge fazları olduğu öngörülmüş; Mo ilavesi, faz oluşum sırasını ve fazların denge bileşimlerini değiştirmiştir. As-cast numunelerde Mo içeriği arttıkça mikro yapı, ağırlıklı YMK fazı ve az miktarda (Ni, Al)-zengin düzenli HMK fazı içerirken; yüksek Mo içeriklerinde (Cr, Mo)-zengin sigma fazının da oluştuğu üç fazlı bir yapıya dönüşmüştür. Mo elementi sigma fazı oluşumunu artırmış, sertlik ve basma dayanımını yükseltmiş, ancak alaşımların sünekliğini azaltmıştır. Mo_{0,3} ve Mo_{0,4} alaşımları, basma mukavemeti ile süneklik arasında dengeli özellikler sunmuştur. Mo_{0,3} alaşımı 814 MPa akma dayanımı, 2101 MPa nihai mukavemet ve %31 kırılma uzaması sergilerken; Mo_{0,4} alaşımı 1091 MPa akma dayanımı, 2117 MPa nihai mukavemet ve %18 kırılma uzamasına ulaşmıştır.

Li ve arkadaşları (X. Li vd., 2021) elde ettiği bulgulara göre, CoCrFeNi alaşımına Al, Mo ve Ti elementlerinin ilavesinin mikro yapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Her üç element %4 atomik oranda alaşıma katılarak Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Al₄, Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Mo₄ ve Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Ti₄ alaşımları üretilmiş ve aynı üretim, işleme ve test koşulları altında değerlendirilmiştir. Oda sıcaklığında haddeleme ve 800–1100 °C arasında 1 saat tavlama sonrası CoCrFeNi alaşımı tek fazlı yapısını korumuş; Mo ilaveli alaşımda 800 °C'de sigma (σ) fazı, Ti ilaveli alaşımda ise

900 °C'de eta (η) fazı oluşmuştur. Al ve Ti elementlerinin, Mo'ya kıyasla yığılma hatası enerjisini (SFE) daha etkin şekilde düşürdüğü ve atomik kaymaları kolaylaştırdığı belirlenmiştir. Katı çözeltiler, tane sınırı ve ikincil faz sertleşmeleri farklı oranlarda etkilenmiştir. Mo en güçlü katı çözeltiler sertleşmesini sağlarken, Al ve Ti tane sınırı sertleşmesini daha fazla desteklemiştir. Analizler, katı çözeltiler sertleşmesi için Labusch mekanizmasının Fleischer mekanizmasına kıyasla daha uygun olduğunu göstermiştir. Ayrıca kHP değeri ile SFE arasında doğrudan bir ilişki gözlemlenmiştir; düşük SFE'nin geometrik zorunlu dislokasyon yoğunluğunu artırarak mukavemeti etkilediği ortaya konmuştur. Bu sonuçlar, CoCrFeNi tabanlı tek fazlı yüksek mukavemetli alaşımların tasarımında bileşim ayarlaması yoluyla katı çözeltiler ve tane sınırı sertleşmesinin etkin biçimde yönetilebileceğini göstermektedir.

2.7. Borlama

Borlama, yüksek sertlik ve düşük sürtünme katsayısı sayesinde son derece aşınma dirençli yüzeyler oluşturmak için kullanılan bir yüzey sertleştirme işlemidir. Bu yöntem, çoğu demir esaslı malzeme üzerinde uygulanabildiği gibi, demir dışı ve seramik-metal (sermet) malzemeler üzerinde de gerçekleştirilebilir. İşlem sırasında, bor atomları parçaların yüzeyine difüze olur ve demir, nikel, kobalt, molibden, tungsten ve titanyum gibi metallerle reaksiyona girerek metal borürler oluşturur (Winter vd., 2015).

Kutu borlama, en yaygın uygulanan yöntemlerden biridir. Bu yöntemde, iş parçaları bir kaba yerleştirilir ve genellikle bor karbür veya amorf bor içeren bir borlama tozu karışımı ile tamamen çevrelenir. Kapalı kap, ardından bir kutu tipi veya çukur tipi fırında borlama sıcaklığına kadar ısıtılır. Kutu borlama yöntemi, homojen bir borlama tabakası elde edilmesini sağlaması ve geniş sıcaklık aralığında uygulanabilirliği nedeniyle endüstride ve akademik çalışmalarda sıklıkla tercih edilmektedir.

Pasta borlama yönteminde ise, katı borlama ajanı bir akı katkı maddesiyle karıştırılarak macun haline getirilir. Bu pasta, parçaların yüzeyine fırça ile sürülerek veya püskürtülerek uygulanır. Pasta borlama, parçaların yalnızca belirli bölgelerinin işlenmesine olanak tanınması açısından avantajlıdır. Borlama işlemi, koruyucu bir atmosfer (argon, hidrojen veya azot) altında geleneksel bir fırında gerçekleştirilir.

Akışkan yatak borlaması yönteminde, hidrojen veya hidrojen–azot gaz akışı ile akışkanlaştırılan borlama granülleri kullanılır. Bu yöntem, özellikle kısa işlem süreleri ve üniform tabaka kalınlığı açısından avantaj sağlamaktadır.

Sıvı borlama yönteminde ise iş parçaları eriyik bir tuz banyosuna yerleştirilir. Alternatif olarak, elektrolitik sıvı borlama yönteminde, parçalar katot görevi görürken, banyodaki grafit elektrotlar anot işlevi görür. Elektrolitik yöntem, yüksek akım yoğunluklarında daha kısa sürelerde işlem yapılmasına olanak tanır; ancak bu durum genellikle istenmeyen FeB fazı oluşumuna neden olabilmektedir.

Son olarak, ultra-hızlı borlama yöntemi geliştirilmiştir. Bu yöntem, yüzey tabakası bileşimi ve büyüme hızının daha kontrollü bir şekilde yönetilmesini sağlayarak borlama süreçlerinde yeni olanaklar sunmaktadır (Winter vd., 2015).

Bu yöntemler arasından özellikle kutu borlama, farklı sıcaklık ve süre aralıklarında uygulanabilmesi, homojen tabaka oluşumu ve geniş malzeme yelpazesine uyum sağlayabilmesi açısından bu çalışmada tercih edilmiştir.

2.8. Literatürde Yapılan Borlama Çalışmaları

Bu bölümde, borlama işlemi uygulanmış yüksek entropili alaşımlar (YEA) üzerine gerçekleştirilen çalışmalara odaklanılmış; uygulanan borlama yöntemleri, elde edilen mikro yapı ve faz oluşumları ile bu değişimlerin mekanik ve tribolojik özellikler üzerindeki etkileri teknik açıdan özetlenmiştir.

Chen ve arkadaşları (Y. Chen vd., 2022) çalışmalarında, CoCrNi orta entropili alaşımın (MEA) toz paket borlama yöntemiyle güçlendirilmesi ve aşınma direncinin artırılması incelenmiştir. Borlama sonrası örnekler XRD, SEM, EDS ve nanoindentasyon testleri ile karakterize edilmiş; yüzey fazları, mikro yapıları ve nanoyüzey sertlikleri değerlendirilmiştir. Ayrıca aşınma izlerindeki tribofilm oluşumu ve kendinden yağlama mekanizması XPS analizi ile araştırılmıştır. Borlama işlemi sonucunda CoCrNi MEA'nın yüzey sertliği 352 HV'den 1056 HV'ye yükselmiştir. Toplam yaklaşık 50 µm kalınlığında

iki katmandan oluşan bir sertleştirme tabakası oluşmuştur: üstte Si ve B zengin tabaka, altta ise CoB ve Cr₅B₃ borürlerinden oluşan bir yapı belirlenmiştir. Kendinden yağlama performansı ortama bağlı bulunmuştur. Kuru koşullarda borlanmış ve borlanmamış örnekler benzer aşınma davranışı sergilerken, saf su ortamında borlanmış örneklerin sürtünme katsayısı %25, aşınma oranı ise %60 oranında azalmıştır. Bu iyileşme, yüzeyde oluşan silikon ve bor içeren tribofilm tabakasına bağlanmıştır. XPS analizleri, kayma yüzeyinde silikonlar, silikatlar, B₂O₃ ve H₃BO₃ bileşiklerinin oluştuğunu doğrulamıştır. Bu sonuçlar, toz paket borlama yönteminin CoCrNi MEA'nın hem mekanik özelliklerini hem de su ortamında kendinden yağlama performansını artırmak için etkili bir yöntem olduğunu göstermektedir.

Lindner ve arkadaşları (Lindner vd., 2019) tarafından yürütülen deneysel çalışmada, yüksek süneklikleri nedeniyle dövme malzeme üretimine aday olan tek fazlı YMK yapısındaki CoCrFeMnNi ve CoCrFeNi yüksek entropili alaşımların (YEA) toz paket borlama yöntemiyle yüzey sertleştirilmesi araştırılmıştır. Kimyasal bileşim, mikro yapı oluşumu ve aşınma davranışı, borlama sonrası detaylı şekilde incelenmiştir. Borlama işlemi sonucunda, yüzeyde difüzyonla zenginleşen tabakalar oluşmuş; özellikle nikel ve mangan içeren silikon zengin fazlar tespit edilmiştir. Nikel oranının azalmasıyla silikon zengin tabakanın kalınlığı azalmıştır. Borlanmış tabakalarda yüzey sertliğinin artması aşınma direncini önemli ölçüde artırmış, ancak yüzey ve tabaka arasındaki sertlik farkı nedeniyle “yumurta kabuğu etkisi” riski ortaya çıkmıştır. Aşınma mekanizması, işlem durumuna bağlı olarak değişmiştir: işlenmemiş numunelerde yapışma aşınması gözlenirken, borlanmış numunelerde aşındırıcı aşınma baskın olmuştur. Yapısal kusurların aşınma davranışı üzerinde olumsuz etkisi olduğu belirlenmiştir. Bu çalışma, YEA'ların borlama işlemiyle yüzey özelliklerinin iyileştirilebileceğini ve alaşım bileşiminin tabaka oluşumu üzerinde belirleyici rol oynadığını göstermektedir.

Zhang ve arkadaşlarının (Y. Zhang vd., 2022) elde ettiği bulgulara göre, AlCoCrFeNi_{2,1} YEA alaşımının toz paket borlama yöntemiyle yüzey sertleştirme ve kendinden yağlama özelliklerinin geliştirilmesi araştırılmıştır. Etkilenen tabakanın mikro yapısı, faz bileşimi ve yüzey sertliği sırasıyla SEM, XRD, nanoindentasyon ve Vickers sertlik testleri ile karakterize edilmiştir. Tribolojik davranış ve kendinden yağlama mekanizmaları 3D optik profilometre, SEM ve XPS analizleri kullanılarak incelenmiştir. Borlama işlemi sonrası

yüzey sertliği işlenmemiş alaşıma göre üç kat artmış ve Ni₂Si ile FeB fazlarından oluşan çift katmanlı bir yapı oluşmuştur. Bu etkilenen tabaka, saf su ortamında borlanmış örneklerin sürtünme katsayısında %21, aşınma hacminde ise %65 azalma sağlayarak kendinden yağlama özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmiştir. Kuru ortamda hem işlenmemiş hem de borlanmış alaşımlar yapışma aşınmasına uğrarken, su ortamında işlenmemiş alaşım hem aşındırıcı hem yapışkan aşınma sergilemiş; borlanmış alaşımda ise yapışma aşınması baskın olmuştur. XPS analizleri, aşınma izlerinde oluşan SiO₂, silikonlar ve B₂O₃ gibi bileşiklerin sürtünmeyi azaltarak kendinden yağlama performansını sağladığını göstermiştir.

Hou ve arkadaşlarının (Hou vd., 2019) araştırmaları kapsamında, AlFeCoNiB_x (x = 0 – 0,2) yüksek entropili alaşımlar vakum ark ergitme yöntemiyle üretilmiş ve B ilavesinin mikro yapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri sistematik olarak incelenmiştir. XRD analizi, az miktarda B atomunun B2 matrisine çözünmediğini, geri kalanının ise YMK fazlarının oluşumuna yol açtığını göstermiştir. B içeriği arttıkça mikro yapı, saf B2 fazından “B2 + parçacık YMK yapısı”na, ardından “B2 + ötektik yapı”ya dönüşmüştür. Ötektik yapı, Co-Ni zengini YMK1 fazı ile B-Fe-Co zengini YMK2 fazından oluşmaktadır. B içeriği arttıkça B2 fazı ve ötektik yapının tane boyutu önce küçülmüş, ardından artmıştır. Özellikle %15 B içeriğinde en ince mikro yapı elde edilmiştir. B ilavesi, hem tane inceltme hem de katı çözeltili sertleşmesi yoluyla akma dayanımını artırmıştır; bu artışta katı çözeltili sertleşmesinin etkisi daha baskındır. Ayrıca YMK ötektik yapının oluşumu plastisiteyi geliştirmiştir. Mekanik testlerde, B içeriği %0’dan %0.2’ye çıktıkça akma dayanımı 805 MPa’dan 1253 MPa’ya, kopma dayanımı 850 MPa’dan 2293 MPa’ya ve plastik şekil değiştirme oranı %7’den %27’ye yükselmiştir. En iyi kombine mekanik özellikler AlFeCoNiB_{0,15} alaşımında elde edilmiştir.

2.9. Potansiyel Kullanım Alanları

Yüksek entropili alaşımların (YEA'ların) mekanik özellikleri, literatürde en kapsamlı incelenen alanlardan biridir. Bulgular, bu alaşımların işleme, kalıplama, otomotiv, havacılık, enerji, aşırı koşullarda depolama, madencilik, nükleer, denizcilik ve biyomedikal gibi çeşitli mühendislik uygulamaları için büyük bir potansiyel sunduğunu göstermektedir.

Mekanik alaşımlama yöntemiyle üretilen bazı YEA'lar, oda sıcaklığında seramik malzemelere benzer sertlik değerlerine ulaşarak kesici takımlarda kullanılabilir; ayrıca yüksek sıcaklıklarda sertliklerini koruyarak sıcak şekillendirme kalıpları ve presler için ideal hale gelmektedir. Bazı YEA'lar, lehimleme ve sert lehimleme uygulamaları için de umut vaat etmektedir. Yüksek sertlikleri, aynı zamanda olağanüstü aşınma direnci sağlamaktadır.

Al, Mg, Ti ve Li gibi hafif metalik elementler içeren YEA'lar, otomotiv ve havacılık endüstrileri için hafif yapısal bileşenler olarak değerlendirilmektedir. Mukavemet-süneklik dengesinin sağlandığı bazı sistemler, darbe yüklemeleri altında yüksek enerji absorpsiyonu ile çarpışma uygulamaları için uygunluk göstermektedir.

Aşırı sıcaklık koşullarında, CrMnFeCoNi gibi alaşımlar kriyojenik sıcaklıklarda çevresel sıcaklıktakine benzer veya daha yüksek kırılma tokluğu sergileyerek sıvı gaz depolama uygulamaları için elverişli hale gelirken; refrakter YEA'lar ve yüksek entropili süperalaşımlar, 1400 °C'ye kadar mukavemetlerini koruyarak Inconel 718 ve Haynes 230 gibi ticari süperalaşımlara alternatif oluşturabilecek potansiyel göstermektedir. FeNiMnCr bazlı bazı YEA'lar, geleneksel Fe-Cr-Ni östenitik alaşımlar ile karşılaştırılabilir düzeyde radyasyon direnci sergilemekte ve nükleer enerji uygulamaları için umut vaat etmektedir.

Yüksek sıcaklıkta aşındırıcı ortamlarda, deniz suyunda ve biyolojik ortamlarda üstün korozyon direnci sergileyen bazı YEA'lar, kazanlar, ısı değiştiriciler, gemi pervaneleri ve tıbbi implantlar gibi uygulamalar için uygundur. Özellikle eşatomik ve eşatomik olmayan bazı HEA sistemleri, biyouyumluluk, korozyon direnci ve mekanik performans açısından dengeli özellikler sunarak biyomedikal uygulamalarda kullanılabilir niteliktedir. Örneğin, TiNbTaZrMo eşatomik YEA, CP-Ti'ye kıyasla üstün biyouyumluluk, Ti-6Al-4V alaşımına göre daha yüksek mekanik mukavemet ve 310 K sıcaklıkta izotonik NaCl çözeltisinde iyi korozyon direnci sunmaktadır (W. Li et al., 2021).

3. MATERYAL VE METOT

Kimyasal bileşimi $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$ ve $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0,5, 1$) olarak tasarlanan 3 adet yüksek entropili alaşım döküm numuneleri, su soğutmalı bakır pota içerisinde, yüksek saflıktaki argon atmosferi altında, vakum ark ergitme cihazı kullanılarak üretilmiştir. Tablo 3.1’de, çalışmada kullanılan yüksek entropili alaşımları oluşturan elementlerin atomik oran (c_i) cinsinden hesaplanan kimyasal kompozisyonları verilmiştir.

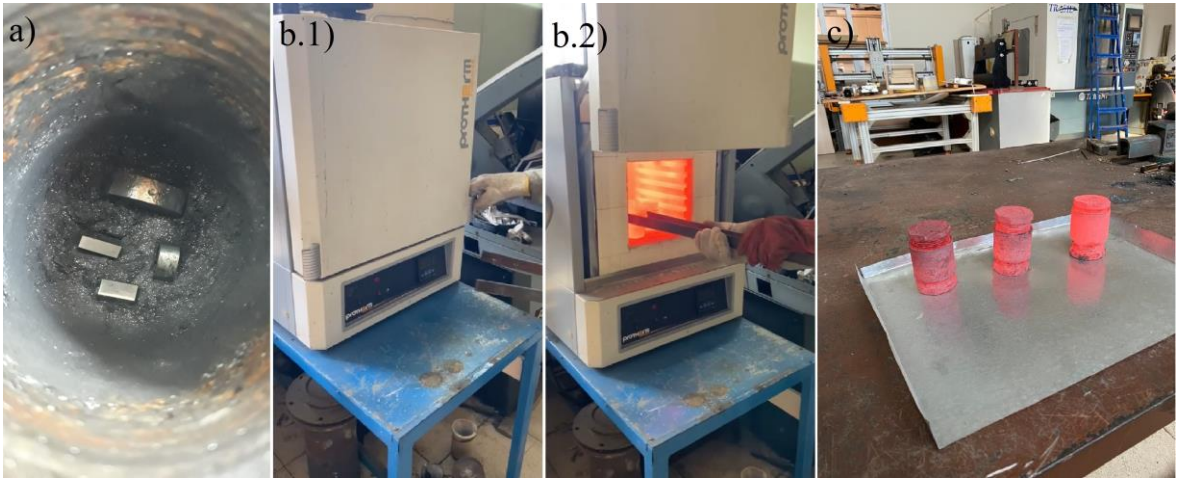
Tablo 3.1: Üretilen yüksek entropili alaşımların teorik olarak hesaplanan kimyasal bileşimleri.

Yüksek Entropili Alaşım	c_{Al}	c_{Co}	c_{Cr}	c_{Fe}	c_{Mo}	c_{Ni}
$Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$	0,053	0,211	0,316	0,211	0,000	0,211
$Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni$	0,048	0,190	0,286	0,190	0,095	0,190
$Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi$	0,043	0,174	0,261	0,174	0,174	0,174

Üretimde kullanılan her bir element, %99,5’un üzerinde saflık derecesine sahip olup, deneysel çalışmalara uygun kalite standartlarını karşılamaktadır. Ergitme işlemi öncesinde, sistem 0,01 mbar vakum seviyesine düşürülmüş ve ardından 400 mbar basınca sahip yüksek saflıktaki argon gazı ile doldurulmuştur. Ergitme işlemleri, 300–400 A akım ve 70–120 V gerilim aralığında oluşturulan ark sayesinde gerçekleştirilmiştir. Kimyasal homojenliğin artırılması amacıyla her numune dört kez yeniden ergitilmiş, her yeniden ergitme işleminden önce numuneler döndürülerek farklı yönlerden ergitme yapılmıştır. Ergitme işlemleri tamamlandıktan sonra, döküm yoluyla elde edilen yüksek entropili alaşımlar hassas kesim cihazı kullanılarak 20 mm × 10 mm × 5 mm boyutlarında kesilmiştir. Borlama işlemi öncesi yüzey hazırlığı için, zımparalama işlemi sırasıyla P400, P600, P800, P1000 ve P1200 grit SiC zımparalarla kademeli olarak yapılmış ve yüzey pürüzlülüğü 0,35 µm Ra değerinin altına indirilmiştir ve numuneler %96’lık etanol ile temizlenmiştir.

YEA’ların borlama işlemleri üzerine yapılan birçok çalışma, borlama sıcaklığının tabaka kalınlığı, sertlik ve kırılma tokluğu üzerinde borlama süresine kıyasla çok daha güçlü bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir (Günen, Makuch, vd., 2022). Hazırlanan numuneler borlama işlemi için, hava geçirmez şekilde kapatılan AISI 321 paslanmaz çelik potanın merkezine yerleştirilmiştir. Daha sonra pota, önceden borlama sıcaklığına getirilmiş kül

fırın içerisine yerleştirilmiştir. Borlama işlemi sabit 5 saat süre ile 875, 950 ve 1025 °C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. Borlama ortamı olarak, ağırlıkça %85 B₄C, %10 NaBF₄, %2,25 saf Al, %2,25 Al₂O₃, %0,5 NH₄Cl içeren bir toz karışımı seçilmiştir. Üretilen YEA'da alaşım elementi olarak Ni bulunması nedeniyle, Si içermeyen bir borlama tozu kullanılmıştır. Bu sayede, borür tabakasından beklenen sertlik değerlerinin elde edilememesine neden olan nikel silisit/borosilisit fazlarının oluşumu engellenmiştir (Güven, Makuch, vd., 2022). Borlama sürecinin sonunda, numuneler fırından çıkarılarak ortam havasında oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur.

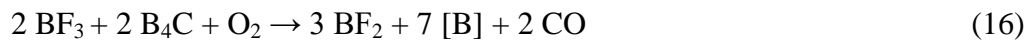


Şekil 3.1: Kutu borlama prosesi sırasında a) pota içi yerleşimi, b.1) ve 2) fırınlama işlemi ve c) borlama sonrası pota görünümü.

Borlama işlemleri sırasında gerçekleşebilecek olası reaksiyonlar aşağıda verilmiştir (Güven, Keddari, vd., 2022). Borlama sıcaklığında, kullanılan borlama tozundaki NaBF₄'ün ayrışmasıyla NaF ve BF₃ oluşmaktadır; bu reaksiyon aşağıdaki şekilde gerçekleşmektedir:



Bu gazlar, B₄C ve oksijen (pota içerisine hapsolmuş havadan gelen) ile reaksiyona girerek aktif bor oluşumunu sağlamaktadır.



Yüksek sıcaklıklarda, elde edilen BF₂ gaz fazı, BF₃'e ayrışabilmektedir.



Denklemlere göre üretilen aktif bor, alaşım içerisindeki borür oluşturan metallere reaksiyona girerek metal borürleri oluşturabilmektedir. Bu reaksiyon aşağıdaki şekilde gerçekleşmektedir:



Metal borürler, doğrudan BF₂ ile gerçekleşen reaksiyonlar yoluyla da oluşabilmektedir.



Bu tezde kullanılan borlama parametreleri ile numunelerin adlandırılmaları Tablo 3.2'de verilmiştir.

Tablo 3.2: Tezde kullanılan borlama parametreleri ile numunelerin adlandırılmaları.

Yüksek Entropili Alaşım	Borlama süreci		Numune kodu
	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeNi	-	-	YEA1
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeNi	875	-	YEA1-B875
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeNi	950	5	YEA1-B950
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeNi	1025	-	YEA1-B1025
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMo _{0,5} Ni	-	-	YEA2
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMo _{0,5} Ni	875	-	YEA2-B875
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMo _{0,5} Ni	950	5	YEA2-B950
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMo _{0,5} Ni	1025	-	YEA2-B1025
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMoNi	-	-	YEA3
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMoNi	875	-	YEA3-B875
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMoNi	950	5	YEA3-B950
Al _{0,25} CoCr _{1,5} FeMoNi	1025	-	YEA3-B1025

Mikroyapı incelemeleri için numuneler, standart numune hazırlama süreçlerine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemi, 60–2500 grit SiC zımpara kağıtları kullanılarak gerçekleştirilmiş; parlatma işlemi ise 0,25, 1, ve 3 µm elmas süspansiyonu kullanılarak yapılmıştır. Mikroyapısal detayları daha iyi ortaya çıkarabilmek amacıyla, parlatılan

yüzeyler 3:2:1 (hacimce) HCl:H₂O:HNO₃ karışım çözeltisi içerisinde 15 saniye süreyle dağlanmıştır.

Borlanmamış yüksek entropili alaşım numuneleri, borür tabakası ve aşınmış yüzeyler TESCAN MAIA3 XMU model taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ve elektron geri saçılma difraksiyonu (EBSD), 20 kV ivmendirme gerilimi kullanılarak incelenmiştir. Ayrıca, EDX çizgi tarama, haritalama ve nokta analizi yöntemleri kullanılarak, derinlik boyunca Al, Co, Cr, Fe, Mo, Ni ve B elementlerinin dağılımı incelenmiştir. SEM ile elde edilen mikro-grafler üzerinde, SEM ölçüm programı aracılığıyla gerçekleştirilen en az 10 bağımsız ölçümün ortalaması alınarak borür tabakalarının kalınlıkları tespit edilmiştir.

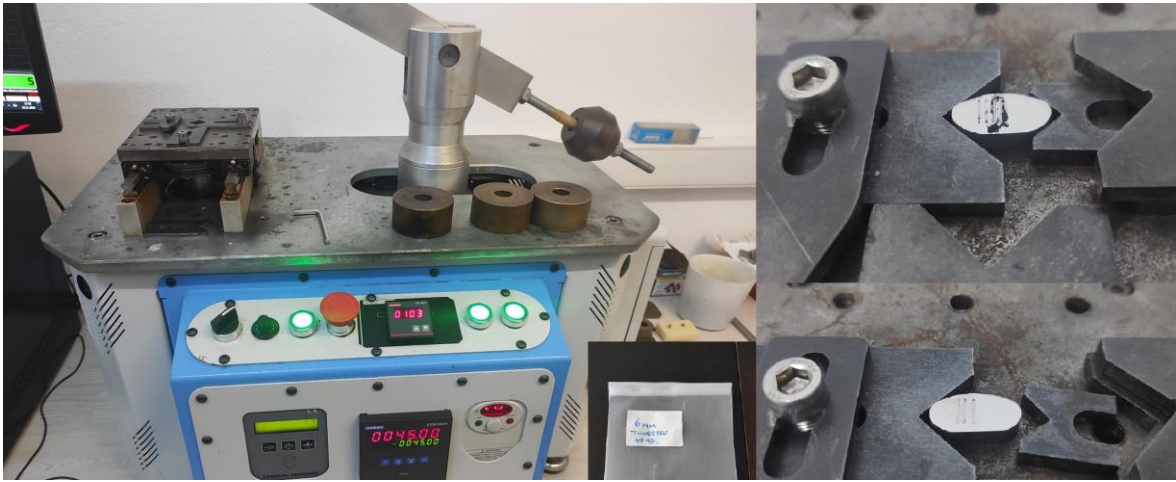
Alaşımın kristal yapısal özelliklerini ve faz dağılımını mikroyapı düzeyinde inceleyebilmek için elektron kırınımına dayalı bir teknik olan Elektron Geri Saçılma Difraksiyonu (EBSD) analizi gerçekleştirilmiştir. Bu analiz kapsamında oluşturulan faz haritaları, numunede mevcut olan kristal yapıların türlerini (örneğin YMK, HMK, sigma gibi) ve bu yapıların mikroyapı içerisindeki mekansal dağılımını belirlemek amacıyla kullanılmıştır. IPF-Z yönelim haritaları ise, numune yüzeyine dik yönde bulunan kristal tanelerinin yönelim durumlarını renkli gösterimlerle sunarak, malzemedeki doku varlığı, tane yönelimi homojenliği veya anizotropi gibi önemli yapısal bilgileri ortaya koymuştur. Bu haritalar aynı zamanda, yönelim farklılıklarının faz sınırlarıyla olan ilişkisini, potansiyel deformasyon davranışlarını ve termomekanik işlem geçmişini anlamada da önemli veriler sağlamıştır. Mo içeren ve içermeyen alaşımların EBSD verileri karşılaştırılarak, Mo ilavesinin faz oluşumu, yönelim yapısı ve yapısal karmaşıklık üzerindeki etkileri ortaya konmuştur. Böylece, alaşım tasarımına yönelik mikroyapısal ve kristalografik değerlendirme yapılması hedeflenmiştir.

Mikroyapıdaki kristal yapılar ve fazlar, Cu K α radyasyonu (1.5406 Å dalga boyu) kullanılarak, 40 kV çalışma gerilimi ve 30 mA akım altında çalışan RIGAKU SmartLab model X-ışını difraktometresi (XRD) ile 2°/dakika tarama hızı ve 20°–80° 2 θ tarama aralığında gerçekleştirilmiş ölçümlerle belirlenmiştir. Yüzey pürüzlülüğünün belirlenmesinde, Filmetrics Profilim 3D optik profilometre cihazı kullanılmış olup, ölçümler alan tabanlı pürüzlülük parametreleri olan Sa (aritmetik ortalama yüzey

pürüzlülüğü) ve Sq (kök-ortalama kare yüzey pürüzlülüğü) değerleri esas alınarak gerçekleştirilmiştir.

Üretilen borür tabakalarının çok bileşenli yapısal özelliklerini daha ayrıntılı incelemek amacıyla, yanal kesitlerden mikrosertlik ölçümleri ve borlanmamış numuneler üzerinde nanoindentasyon testleri gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri, numunelerin yanal kesitlerinde 20 µm aralıklarla, 100 g yük ve 15 s bekleme süresi parametreleri kullanılarak QNESS Q10 cihazı ile yapılmıştır. Nanoindentasyon testleri ise, Berkovich uçlu Anton Paar Hit 300 cihazı ile 10 mN yük, 30 s sabit yükleme süresi, 15 s bekleme süresi ve 30 s kademeli boşaltma süresi parametreleri altında gerçekleştirilmiştir.

Numunelerin aşınma testleri, kuru kayma koşulları altında ve 10, 20 ve 30 N yükler uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Bilya-disk aşınma cihazı kullanılarak yapılan testlerde, toplam kayma mesafesi 100 m olarak belirlenmiştir. Aşınma testleri, 5,5 mm doğrusal aşınma izi uzunluğunda ve ileri-geri kayma testi prosedürü ile yürütülmüş olup, toplam test süresi 45 dakika, deney frekansı ise 200 devir/dakika (rpm) olarak ayarlanmıştır. Borür tabakasının yüksek sertlik göstermesi nedeniyle, aşındırıcı uç olarak 6 mm çapında WC bilya tercih edilmiştir. Testler sonucunda oluşan hacim kayıpları ve aşınma izi profilleri, Filmetrics Profilm 3D optik profilometre cihazı kullanılarak belirlenmiş; aşınma mekanizmaları ise TESCAN MAIA3 XMU model taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) analizleri ile incelenmiştir.



Şekil 3.2: Bilya-disk aşınma testi düzeneği ve aşınmaya uğramış numune yüzey görüntüsü.

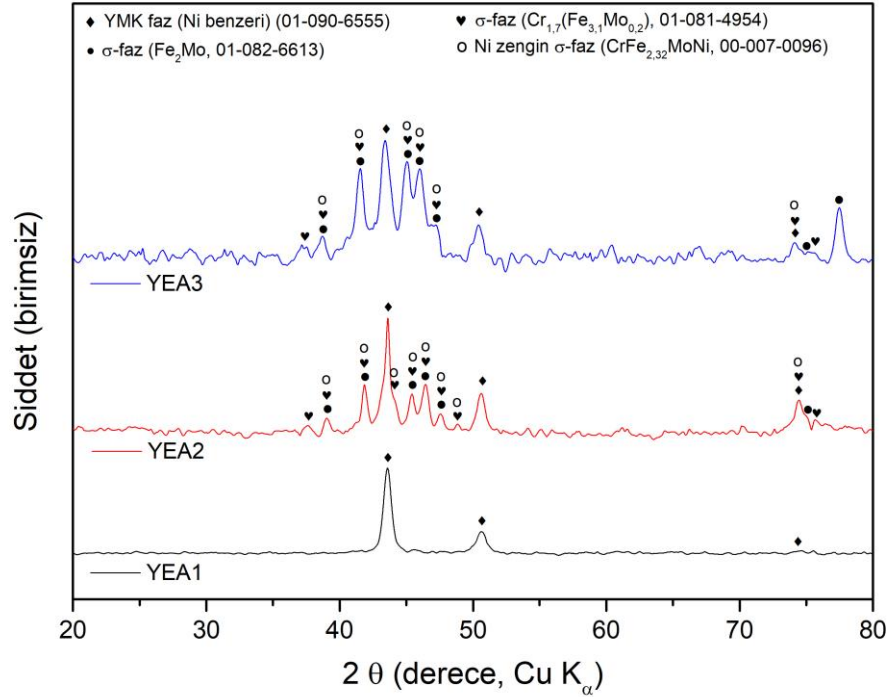
Borlama uygulanmamış ve borlama uygulanmış toplam 12 adet YEA numunesinin korozyon davranışları, %3,5 ağırlıkça NaCl çözeltisi içerisinde elektrokimyasal yöntemle incelenmiştir. Korozyon testleri, ASTM G106 standardına (ASTM-G106, 2023) uygun şekilde gerçekleştirilmiş olup, açık devre potansiyeli (OCP) ölçümleri ve Tafel ekstrapolasyon yöntemleri kullanılarak değerlendirme yapılmıştır. OCP ölçümleri, korozyon potansiyelinin belirlenebilmesi için 3600 saniye süreyle gerçekleştirilmiş; ardından OCP çevresinde -250 mV ile +250 mV arasında, 0,166 mV/s tarama hızıyla Tafel analizleri yapılmıştır. Bu sayede korozyon akım yoğunluğu ve korozyon hızı değerleri elde edilmiştir. Korozyon testlerinde, numunelerin yüzey alanı tek tek hesaplanmış ve üç elektrot sisteminde deneyler gerçekleştirilmiştir. Ag/AgCl elektrot referans elektrot olarak, platin tel anot olarak kullanılırken, test numunesi katot görevini üstlenmiştir. Korozyon testi sonrasında, numunelerin yüzeylerinde oluşan korozyon morfolojileri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) analizleri ile detaylı şekilde karakterize edilmiştir.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

Bu bölümde, geliştirilen yüksek entropili alaşımların mikroyapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özelliklerine ilişkin elde edilen deneysel veriler bütüncül bir yaklaşımla sunulmakta ve tartışılmaktadır. Bulgular; alaşım bileşimi, Mo katkısı ve borlama sıcaklıklarının, mikroyapı gelişimi, yüzey modifikasyonları, sertlik davranışı, aşınma performansı ve korozyon direnci üzerindeki etkilerini ortaya koymaktadır. Öncelikle, borlama öncesi alaşımların mikroyapı karakterizasyonları detaylandırılmıştır.

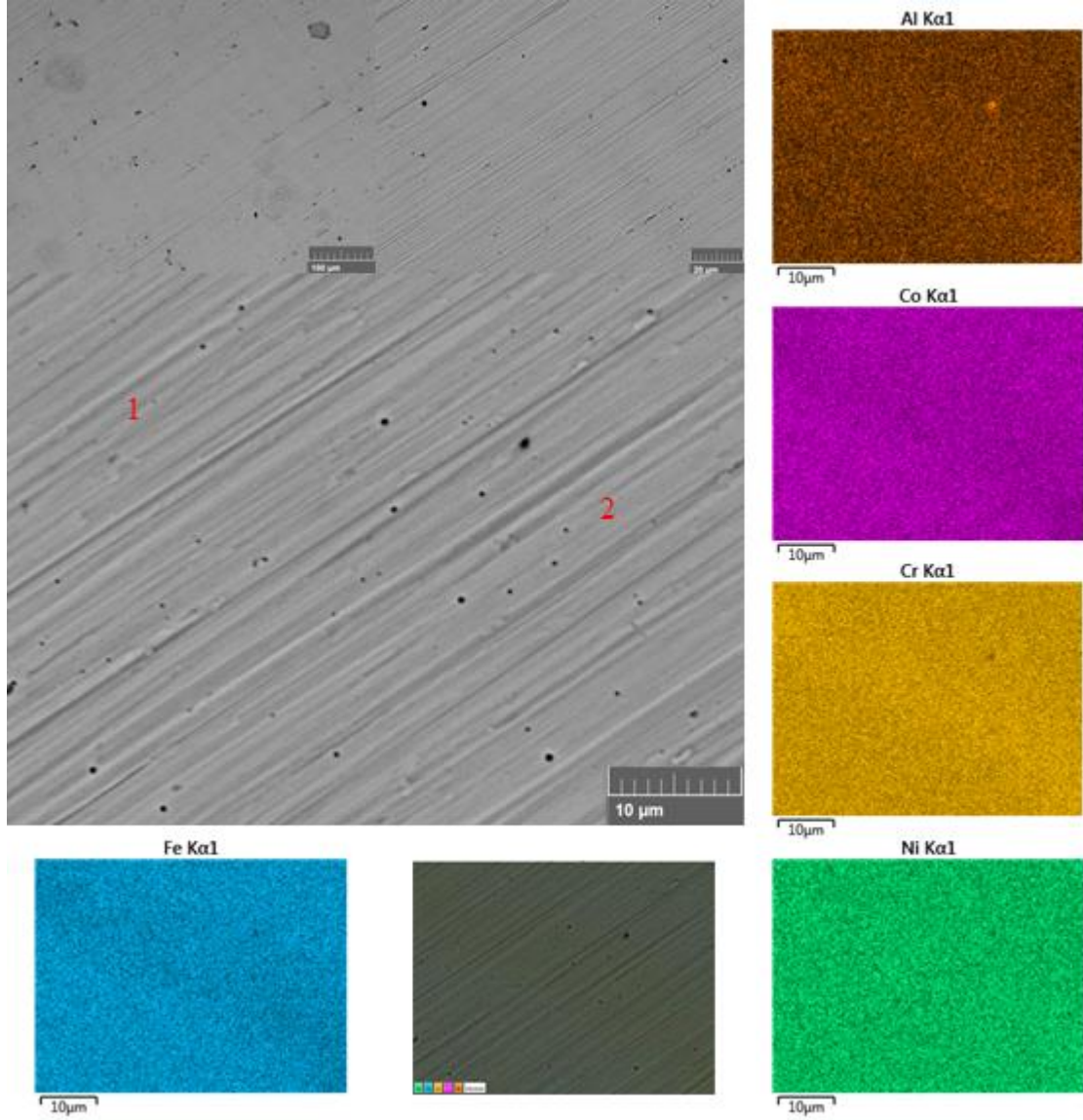
4. 1. $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$ ve $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0,5, 1,0$) Yüksek Entropili Alaşımların Mikroyapı (SEM/EDS, EBSD ve XRD) Analizleri

Tez kapsamında üretilen üç adet borlanmamış yüksek entropili alaşımın (YEA1, YEA2 ve YEA3) XRD desenleri Şekil 4.1’de verilmiştir. Şekilde, YEA1 alaşımının tek fazlı bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Elde edilen desen yalnızca yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya ait yansımalar içermekte olup, bu yansımaların konumları ve bağlı şiddetleri, YMK fazının Ni elementinin YMK kristal yapısıyla uyumlu olduğunu göstermektedir (Kart No: 01-090-6555). Başka bir deyişle, Mo içermeyen bu alaşım, tüm



Şekil 4.1: YEA1, YEA2 ve YEA3'ün XRD desenleri

elementlerin tek bir FCC katı çözelti fazında homojen şekilde dağılmış olduğu bir mikroyapı sergilemektedir. Bu sonuç, literatürde (M. Li vd., 2018) Al ilavesinin düşük tutulduğu benzer yüksek entropili alaşımlarda gözlemlenen YMK tek fazlı yapıyla da uyumludur.



Şekil 4.2: YEA1'e ait SEM ve haritalama analizi verileri

Mo elementinin alaşıma katılmasıyla birlikte, XRD desenlerinde belirgin yapısal değişimler gözlenmiştir. YEA2 alaşımının XRD deseninde, ana YMK faza ek olarak ikinci bir fazın varlığına işaret eden ilave tepe noktaları tespit edilmiştir. Bu ilave tepeler, Mo katkısıyla oluşan sigma (σ) fazına aittir. Mo içeriği düşük olan bu numunede, YMK fazına ait ana tepe yoğunlukları, σ fazına ait tepe yoğunluklarının yaklaşık 2–2,5 katı kadar olup, bu durum YMK fazının baskın; σ fazının ise ikincil faz olarak bulunduğunu

göstermektedir. Buna karşılık, Mo içeriği yüksek olan YEA3 numunesinde YMK ve σ fazlarına ait tepe yoğunlukları birbirine yakın seviyelerde saptanmıştır. YMK ve σ fazlarının tepe yoğunluklarının benzer düzeyde olması, Mo miktarındaki artışın σ fazının hacimsel oranını artırırken, YMK matris fazının göreceli miktarını azalttığını göstermektedir. Nitekim literatürde de artan Mo içeriğinin, yüksek entropili CoCrFeNi tabanlı alaşımlarda σ fazı çökmesini teşvik ettiği bildirilmektedir (Karlsdottir vd., 2019).

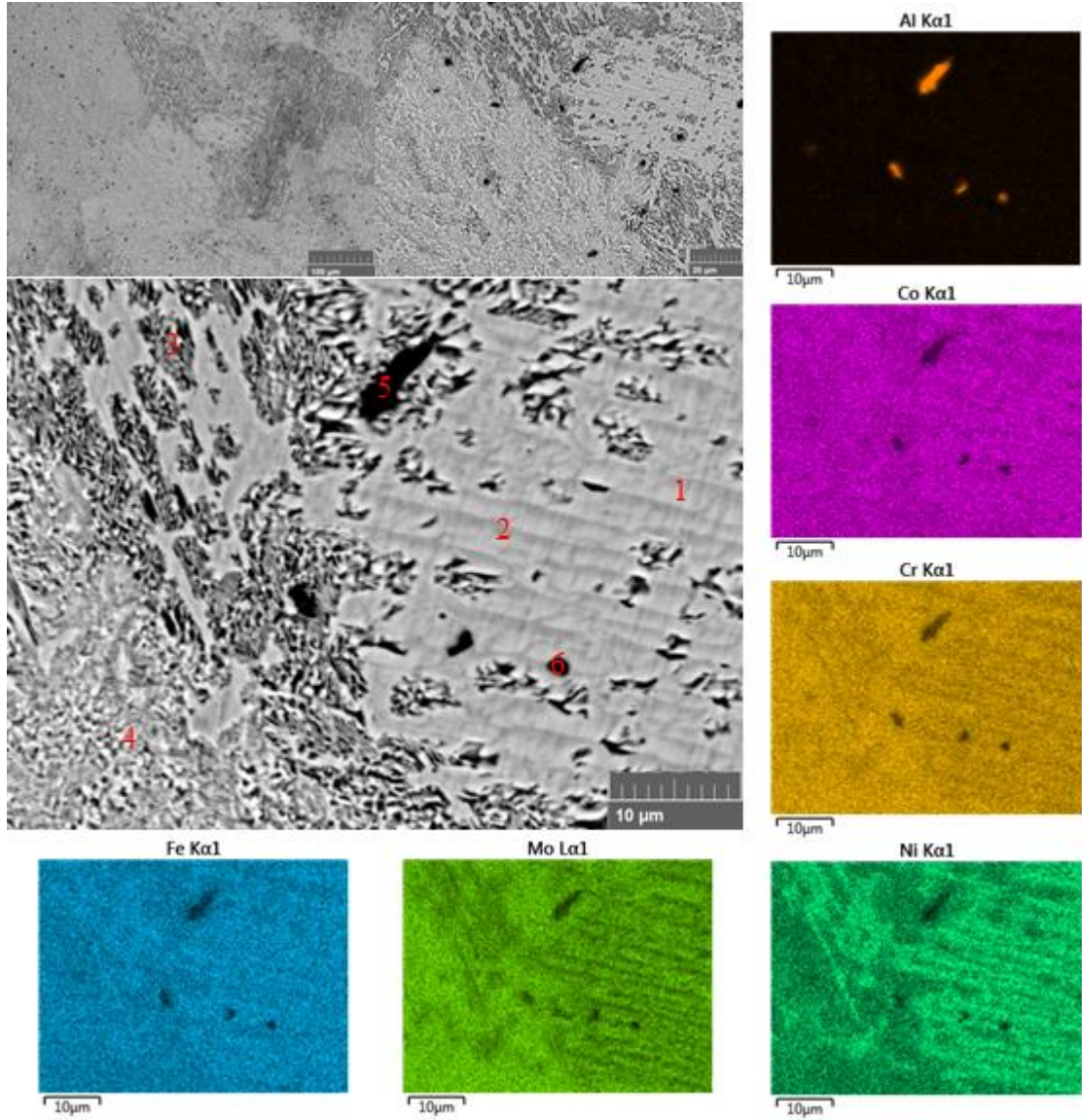
Tablo 4.1: YEA1'e ait nokta EDX verileri

YEA1	Muhtemel Faz	Al (at.%)	Co (at.%)	Cr (at.%)	Fe (at.%)	Ni (at.%)
	Teorik Hesaplama	5,3	21,1	31,6	21,1	21,1
	Alan Ortalama	5,8	21,0	31,3	21,6	20,2
1	YMK	6,1	20,3	32,3	21,2	20,1
2		5,9	20,8	31,5	21,5	20,3

XRD desenlerinden elde edilen tepe konumları ve yapılan eşleştirmeler, Mo ilavesiyle ortaya çıkan σ fazının kristal yapısına dair olası tanımlamaları sunmaktadır. Gerçekleştirilen faz analizleri sonucunda, σ fazı ile ilişkilendirilebilecek bazı karakteristik intermetalik bileşikler (Fe_2Mo , $\text{Cr}_{1,7}(\text{Fe}_{3,1}\text{Mo}_{0,2})$, $\text{CrFe}_{2,32}\text{MoNi}$) belirlenmiştir. Bu bileşikler, σ fazının bileşimsel çeşitliliğini ve alaşım içerisindeki kompleks yapısını göstermektedir. Öte yandan, YMK fazına ait tepe noktaları, Ni'nin yüzey merkezli kübik yapısıyla eşleşmekte olup, YMK matris fazının Ni elementi önderliğinde oluşan bir katı çözeltili fazı olduğunu teyit etmektedir. Sonuç olarak, XRD analizleri, YEA1 alaşımının tek fazlı YMK yapıda olduğunu; Mo eklendiğinde ise yapıların YMK + σ olmak üzere çok fazlı bir hale dönüştüğünü açık bir şekilde ortaya koymaktadır.

Şekil 4.2'de verilen taramalı elektron mikroskobu (SEM) verilerine göre incelenen YEA1 alaşımı, homojen ve tek fazlı bir mikroyapı sergilemiştir. Geri saçılan elektron (BSE) görüntülerinde alaşım genelinde tekdüze bir kontrast gözlenmiş olup, bu durum tüm elementlerin tek bir faz içerisinde düzgün bir şekilde dağıldığını ortaya koymaktadır. Herhangi bir ikinci faz ayrışması veya morfolojik farklılık (örneğin dendritik yapılar, çökelti ya da tane sınırı fazları) tespit edilmemiştir. Bu bulgular, XRD analizlerinde elde edilen YMK tek fazlı yapı ile tutarlıdır. YEA1 alaşımının EDX analiz sonuçları Tablo 4.1'de gösterilmiştir. EDX ile yapılan nokta ve alan analizleri ise, Mo içermeyen alaşımın

yaklaşık olarak nominal bileşimiyle uyumlu olduğunu doğrulamaktadır. Al elementi, toplam atom yüzdesinin düşük bir kısmını oluşturmaktadır (%5–6 civarında); diğer elementler (Co, Cr, Fe, Ni) ise tasarlanan oranlara yakın bir dağılım sergilemektedir. Başka bir deyişle, YEA1 numunesi kimyasal olarak da homojen bir YMK katı çözelti mikroyapısına sahiptir.



Şekil 4.3: YEA2'e ait SEM ve haritalama analizi verileri

Şekil 4.2'de YEA2'ye, Şekil 4.3'te ise YEA3'e ait SEM ve elementel haritalama analizleri sunulmaktadır. Mo ilavesiyle birlikte alaşımların mikroyapısal yapısı değişmiş; tek fazlı yapı yerini çok fazlı bir mikroyapıya bırakmıştır. SEM-BSE görüntülerinde, Mo içeren numunelerde farklı gri tonlarında iki ana bölge tespit edilmiştir. Bunlardan ilki, matris görevi gören YMK faz bölgesidir; diğeri ise daha parlak kontrasta sahip ikinci faz

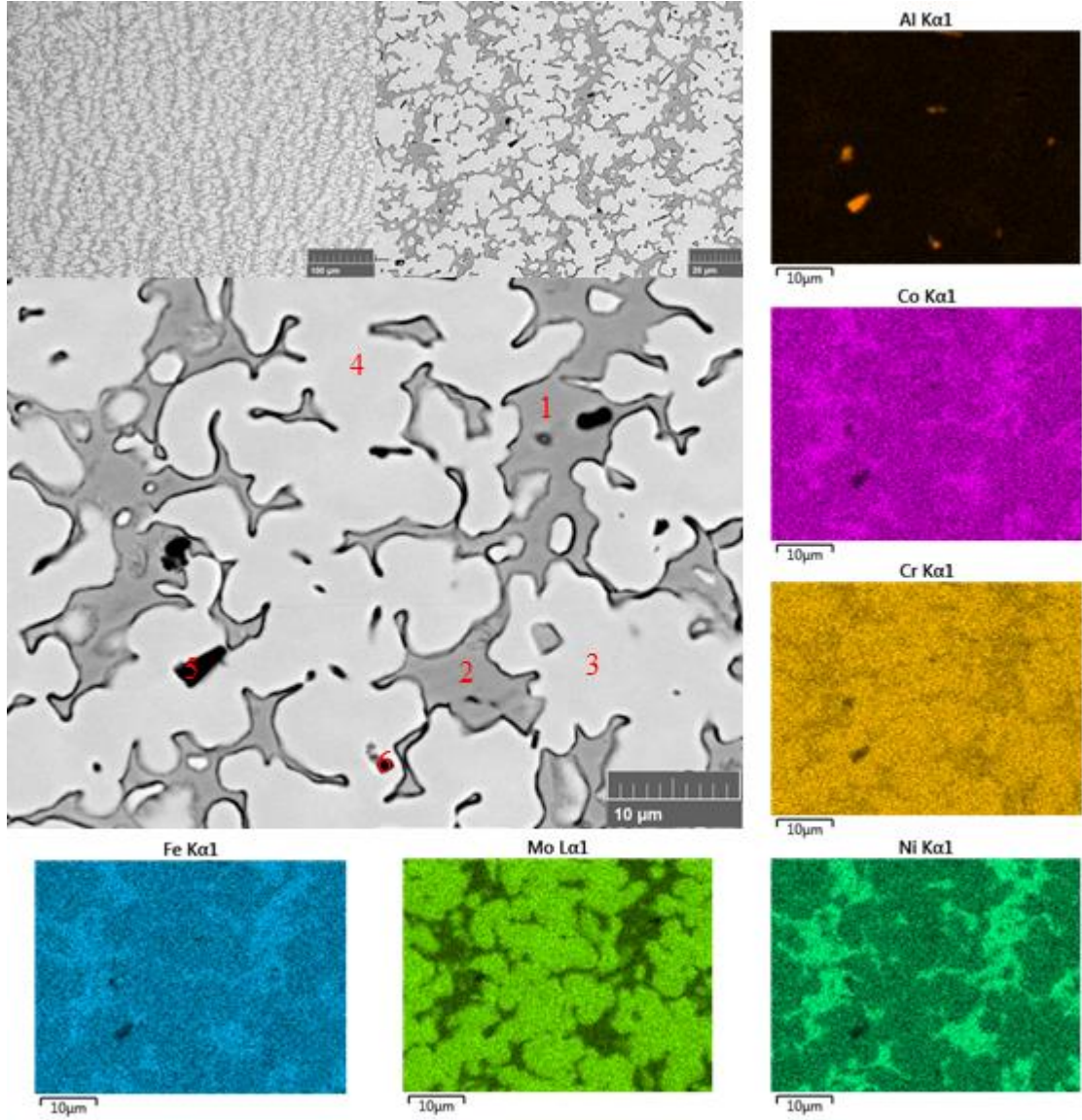
alanlarıdır. Bu parlak bölgelerin, atom numarası yüksek elementleri —Mo ve Cr— daha yoğun şekilde içerdiği görülmekte olup, bu nedenle BSE görüntülerinde daha parlak görünmektedir. Faz ayrımı, YEA2 numunesinde belirgin olmakla birlikte, YEA3 numunesinde daha da belirginleşmiş ve parlak fazın hacim oranı artmıştır. Mo ilaveli alaşımların SEM incelemelerinde dikkat çeken bir diğer bulgu, mikroyapıda Al-zengin fazlar olarak tanımlanan küçük bölgelerin varlığıdır. Boyut olarak 1–5 µm boyutlarında olan bu fazlar, matrisin geri kalanından daha koyu kontrasta sahip adacıklar şeklinde gözlemlenmektedir. Bu daha düşük kontrast, Al gibi atom numarası düşük elementlerin yoğun olduğu bölgelerde BSE sinyalinin azalmasından kaynaklanmaktadır. YEA2 ve YEA3 numunelerinde bu Al-zengin fazcıkların belirli bir sayıda bulunduğu tespit edilmiştir. Bu yapılar, Mo ilavesiyle birlikte Al elementinin matristen ayrılarak bağımsız bir faz halinde çökmesi sonucu oluşmuş olabileceği düşünülmektedir.

Tablo 4.2: YEA2'e ait nokta EDX verileri

YEA2	Muhtemel Faz	Al (at.%)	Co (at.%)	Cr (at.%)	Fe (at.%)	Mo (at.%)	Ni (at.%)
Teorik Hesaplama		4,8	19,0	28,6	19,0	9,5	19,0
Alan Ortalama		4,9	17,8	32,0	18,1	12,5	14,6
1	YMK	3,6	17,1	33,6	17,8	14,7	13,1
2		4,6	18,1	30,0	18,9	11,3	17,1
3	σ (sigma)	2,6	17,6	35,7	17,7	14,8	11,6
4		2,5	17,4	35,7	17,7	15,3	11,3
5	Al zengin	69,6	5,3	11,4	5,5	4,4	3,8
6		69,0	5,4	10,8	5,9	4,3	4,5

EDX analizleri ile birlikte yürütülen element haritalama çalışmaları, hem Mo içermeyen hem de Mo katkılı yüksek entropili alaşım numunelerinde faz oluşumu ve element dağılımına dair kapsamlı ve tutarlı bilgiler sunmuştur. Mo içermeyen tek fazlı alaşımda elde edilen noktasal EDX verileri, tüm elementlerin (Al, Co, Cr, Fe, Ni) nominal bileşime yakın oranlarda dağıldığını göstermiştir. Örneğin ölçülen yaklaşık atomik oranlar Al ~%5, Cr ~%32, Co ~%21, Fe ~%21 ve Ni ~%21 olarak belirlenmiş; bu değerler homojen bir YMK katı çözelti yapısının nicel olarak da doğrulandığını ortaya koymuştur. Mo içeren alaşımlarda ise hem noktasal EDX analizleri hem de elementel haritalama sonuçları, farklı faz bölgelerinde kimyasal ayrışmanın belirgin olduğunu göstermiştir. Tablo 4.2 ve 4.3'te verilen EDX mikro-analiz verileri ile Şekil 4.3 ve 4.4'te sunulan SEM-BSE görüntüleri ve

karşılık gelen element haritaları birlikte değerlendirildiğinde, matris olarak tanımlanan YMK faz bölgelerinde Ni ve Co elementlerinin yüksek oranda bulunduğu, Cr ve Mo içeriklerinin ise görece düşük kaldığı görülmektedir. Özellikle Ni elementinin YMK matris fazında belirgin şekilde zenginleştiği tespit edilmiştir; bu durum literatürle de uyumlu olup, Ni'nin YMK yapıyı kuvvetle stabilize eden ve σ fazına katılma eğilimi düşük olan bir



Şekil 4.4: YEA3'e ait SEM ve haritalama analizi verileri

element olduğu bilinmektedir (Semikolenov vd., 2021). Haritalama verileri de bu durumu desteklemekte; Ni element haritası, Ni'nin alaşım genelinde özellikle YMK matris bölgelerinde yoğunlaştığını, σ fazı bölgelerinde ise dağılımının zayıf kaldığını açıkça göstermektedir. Benzer şekilde Co haritası da matris boyunca yaygın, σ fazında ise seyrek bir dağılım sergilemektedir. Öte yandan, parlak kontrastlı ikinci faz bölgelerinde (σ fazı

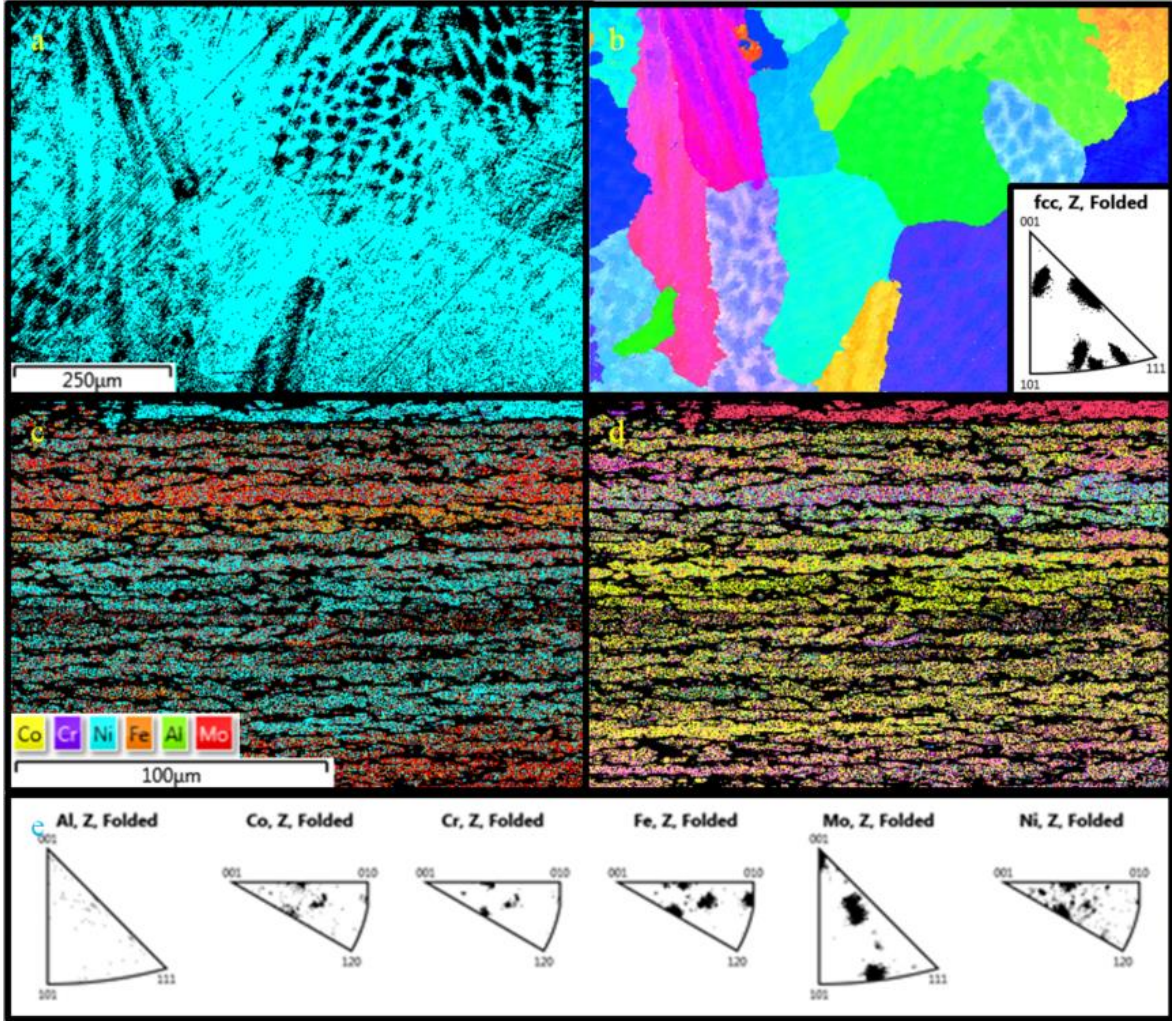
olduğu düşünülen) yapılan EDX analizleri, bu fazların Cr ve Fe açısından zengin, aynı zamanda önemli miktarda Mo içerdiğini ortaya koymuştur. Al, Ni ve Co içerikleri bu fazlarda belirgin şekilde düşüktür. Haritalama sonuçları, Cr ve Mo'nun bu bölgelerde lokal olarak yoğunlaştığını; Fe'nin hem matriste hem σ fazında bulunduğunu ancak σ fazında daha parlak yoğunlukta temsil edildiğini göstermektedir. Bu bulgular, σ fazının esasen Fe-Cr-Mo bileşimini taşıyan bir intermetalik yapı olduğunu, Ni ve Al gibi YMK stabilizatörü elementlerin bu fazda sınırlı kaldığını açıkça ortaya koymaktadır. Ayrıca, bu tür yüksek Cr ve Mo içeren Fe-Cr tabanlı σ fazlarının klasik alaşımlarda da yaygın olarak gözlemlendiği bilinmektedir (Semikolenov vd., 2021).

Tablo 4.3: YEA3'e ait nokta EDX verileri

YEA3	Muhtemel Faz	Al (at.%)	Co (at.%)	Cr (at.%)	Fe (at.%)	Mo (at.%)	Ni (at.%)
	Teorik Hesaplama	4,3	17,4	26,1	17,4	17,4	17,4
	Alan Ortalama	4,4	17,1	26,7	17,4	17,8	16,5
1	YMK	6,4	19,3	21,4	19,6	8,3	25,1
2		6,7	19,1	21,3	19,2	8,4	25,3
3	σ (sigma)	2,8	16,5	29,0	16,8	21,4	13,4
4		2,9	16,4	28,8	17,0	21,3	13,6
5	Al zengin	65,9	5,6	10,8	5,8	7,4	4,3
6		43,2	9,5	17,8	9,7	12,3	7,4

Mo katkılı numunelerde EDX verileriyle belirlenen üçüncü faz niteliğindeki Al-zengin çökeltiler, hem kimyasal bileşim hem de morfoloji açısından dikkat çekici farklılıklar sergilemektedir. Noktasal EDX analizleri, bu küçük faz bölgelerinde Al elementinin %65–69 gibi oldukça yüksek oranlarda biriktiğini göstermiş; diğer elementlerin (Co, Cr, Fe, Ni, Mo) oranları ise bu bölgelerde belirgin şekilde düşük kalmıştır. Örneğin belirli bir Al-zengin fazda ölçülen değerler Al ~%69, Ni ~%4, Co ~%5, Cr ~%11, Fe ~%6 ve Mo ~%4 şeklindedir. Bu değerler, Al'un matriste çözünemeyip ayrıştığını ve büyük olasılıkla Ni ve Co gibi elementlerle sınırlı oranda eşleşerek Al-Ni(Co)-Fe bileşimli bir intermetalik çökelti oluşturduğunu düşündürmektedir. Al haritaları da bu durumu destekler niteliktedir. Matris genelinde Al sinyali zayıfken, haritaların belirli noktalarında çok parlak, lokalize alanlar tespit edilmiştir. Bu alanlar, SEM-BSE görüntülerinde 1–5 μ m boyutlarında gözlemlenen Al-zengin adacıklarla örtüşmektedir. İlgili bölgelerde diğer element haritalarının (özellikle Ni ve Co) karanlık olması, bu fazcıkların neredeyse saf Al karakterinde, diğer elementleri

yalnızca iz miktarda içeren intermetalik yapılar olduğunu desteklemektedir. Sonuç olarak, yapılan EDX ve haritalama analizleri birlikte ele alındığında, Mo katkısının yüksek entropili alaşımda faz ayrışmasını tetiklediği; alaşımın kimyasal olarak Ni-Co zengini YMK matris, Cr-Fe-Mo zengini σ fazı ve Al zengini üçüncü bir intermetalik faz olmak üzere üç farklı bölgeye ayrıldığı açıkça ortaya konmuştur. Noktasal analizler ve element haritaları bu fazların kimyasal bileşimlerini ve mikroyapıdaki dağılımlarını tutarlı biçimde yansıtmaktadır.



Şekil 4.5: YEA1 numunesine ait (a) faz haritası ve (b) IPF-Z yönelim haritası; YEA3 numunesine ait (c) faz haritası ile (d) ve (e) IPF-Z yönelim haritaları.

Şekil 4.5 (a) ve (b)'de verilen Mo içermeyen YEA1 alaşımına ait EBSD analizleri, kristal yönelimlerin değerlendirilmesi amacıyla $750 \times 500 \mu\text{m}$ tarama alanı ve $1.5 \mu\text{m}$ adım aralığıyla gerçekleştirilmiştir. Geniş tarama alanı ve yeterli tane sayısı sayesinde, doku yönelimi istatistiksel olarak anlamlı biçimde değerlendirilmiş ve Mo içeren YEA3 alaşımı ile karşılaştırma yapılabilmesi için uygun bir temel oluşturulmuştur. YMK tek faz yapısına

sahip YEA1 numunesinde, büyük tanelerden oluşan homojen ve katmansız bir mikroyapı gözlemlenmiştir. EBSD faz haritasında yalnızca tek renk görülmesi, bu yapının tamamen YMK kristal fazından oluştuğunu doğrulamaktadır.

IPF-Z yönelim haritası, yüzeye dik doğrultudaki kristal yönelimleri sunmakta olup, farklı renklerdeki büyük boyutlu tanelerin rastgele dağıldığı görülmektedir. Bu durum, YEA1 numunesinin genel olarak yönsüz kristal dokuya sahip olduğunu göstermektedir. Bu bulgular, YMK faza ait Z yönlü kutup figürüyle de desteklenmiş; $\langle 001 \rangle$, $\langle 101 \rangle$ ve $\langle 111 \rangle$ yönlerinde zayıf yoğunlaşmalar gözlenmiş ancak belirgin bir yönelme tercihi tespit edilmemiştir.

Şekil 4.5 (c), (d) ve (e)'de gösterilen Mo içeren YEA3 alaşımına ait EBSD analizleri ise, $150 \times 100 \mu\text{m}$ tarama alanı ve $0,3 \mu\text{m}$ adım aralığıyla gerçekleştirilmiştir. EBSD faz haritasında, yatay yönelimli ve birbirini takip eden farklı fazlardan oluşan şeritli bir mikroyapı dikkat çekmektedir. Bu yapı, Ni zengin YMK fazı ile Mo ve Fe zengin sigma fazlarının, katılma süreci sırasında birlikte ayrışması sonucu oluşmuş olabilir.

Şerit yapılar arasındaki geçiş bölgelerinde yoğun olarak indekslenemeyen siyah alanların bulunduğu görülmüştür. Bu alanlar, faz sınırlarında ortaya çıkan kristal yapı karmaşası veya düşük kaliteli Kikuchi paternlerinden kaynaklı olarak, EBSD analizinde tanımlanamayan bölgeler olarak değerlendirilmektedir. Bu gözlemler, XRD analizleriyle de tutarlıdır ve YEA3 numunesinin YMK + sigma faz bileşimine sahip olduğunu doğrulamaktadır.

YEA3 numunesine ait IPF-Z yönelim haritası, yüzeye dik doğrultuda kristal yönelimlerinin genel dağılımını sunmaktadır. Renklerin rastgele dağılmış olması, mikroyapının büyük ölçüde yönsüz kristal doku içerdiğini göstermektedir. Ancak, yatay şerit yapılar boyunca benzer renklerin tekrar etmesi, bazı fazlarda yönelim tercihinin gelişmiş olabileceğini düşündürmektedir. YMK fazın doğası gereği rastgele yönelim eğilimi göstermesi beklenirken, sigma fazın kompleks kristal yapısı nedeniyle bu bölgelerde yönelim belirlenmesinin daha zor olduğu değerlendirilmektedir. Özellikle faz sınırlarında ve geçiş bölgelerinde gözlenen siyah alanlar, kristal yönelimin ani şekilde değiştiği ya da çok fazlı yapıların bulunduğu bölgelerde Kikuchi patern kalitesinin düşmesinden kaynaklanabilir.

Element bazlı Z-yönlü kutup figürü analizleri, fazlara özgü kristal yönelim yapısını ortaya koymuştur. YMK fazın ana taşıyıcıları olan Ni ve Co elementleri, yüzeye dik doğrultuda rastgele yönelimli bir dağılım sergilemiştir. Buna karşın, sigma faz ile ilişkili olduğu değerlendirilen Mo ve kısmen Cr ile Fe elementlerinde belirgin yönelim kümelenmeleri gözlenmiş; bu durum, sigma fazın yönlü büyüme eğilimi gösterdiğini ve şeritli morfolojinin kristal yönelimiyle doğrudan ilişkili olabileceğini desteklemiştir. Al elementinin ise çok düşük tespit oranı nedeniyle anlamlı bir yönelim verisi üretmediği anlaşılmaktadır.

Yüksek entropili alaşımlarda faz kararlılığını ve mikroyapıyı belirleyen başlıca termodinamik parametreler; karışım entropisi (ΔS_{mix}), karışım entalpisi (ΔH_{mix}), atomik boyut farkı (δ), entropi-entalpi dengesi için tanımlanan Ω parametresi, ortalama erime sıcaklığı (T_m), değerlik elektron yoğunluğu (VEC) ve elektronegatiflik farkı (ΔX_p) olarak sıralanabilir, tez kapsamında üretilen YEA'lar için hesaplanan değerler Tablo 4.6'da verilmiştir.

Tablo 4.4: Al, Cr, Fe, Co, Ni ve Mo element çiftleri arasındaki Miedema modeline göre hesaplanan karışım entalpisi (ΔH_{mix} , kJ/mol) değerleri (Takeuchi ve Inoue, 2005)

	Al (13)	Cr (24)	Fe (26)	Co (27)	Ni (28)	Mo (42)
Al	ooo	-10	-11	-19	-22	-5
Cr	-	ooo	-1	-4	-7	0
Fe	-	-	ooo	-1	-2	-2
Co	-	-	-	ooo	0	-5
Ni	-	-	-	-	ooo	-7
Mo	-	-	-	-	-	ooo

Tablo 4.4'te ΔH_{mix} hesaplamalarında kullanılan element çiftleri için karışım entalpisi değerleri verilmiştir. Tablo 4.5'te, çalışmada kullanılan elementlerin alaşım davranışlarını etkileyen bazı temel fiziksel ve atomik özellikleri (atomik yarıçap, erime noktası, kristal yapı, yoğunluk, Pauling elektronegatifliği ve değerlik elektron konsantrasyonu (VEC)) verilmiştir. Bu özellikler, alaşımın faz stabilitesi ve mekanik özellikleri üzerinde belirleyici bir rol oynamaktadır.

YEA1, Mo içermeyen beş bileşenli yüksek entropili bir sistemdir. Bu alaşımın hesaplanan termodinamik parametreleri; $\Delta S_{\text{mix}} = 12,50 \text{ j.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$ (1,50R), $\Delta H_{\text{mix}} = -6,69 \text{ kJ.mol}^{-1}$,

$\delta = \%3,29$, $T_m = 1497$ °C, $\Omega = 3,31$, $VEC = 7,74$ ve $\Delta X_p = 0,110$ olarak verilmiştir. Bu değerler, genel olarak tek fazlı bir katı çözelti oluşumu için elverişli bir kombinasyonu işaret etmektedir. Öncelikle, ΔS_{mix} değerinin $\sim 1,5R$ gibi yüksek bir seviyede olması alaşımın yüksek konfigürasyonel entropiye sahip olduğunu gösterir ve farklı elementlerin rastgele karışarak tek bir faz oluşturmalarını termodinamik açıdan destekler. ΔH_{mix} değeri $-6,69$ kJ/mol olup, orta seviyede ekzotermik bir karışım enerjisine işaret etmektedir, hem katı çözelti hem bazı intermetalik fazlar görülebileceği olarak değerlendirilebilir.

Alaşımın $\delta = \%3,3$ gibi oldukça düşük bir değerdedir; bu durum farklı atomik boyutların kafes içinde yarattığı gerilimin küçük olduğunu ve atomların ortak bir kafes yapısında (YMK) çökmesinin mümkün olduğunu gösterir. $\delta \leq \%6,6$ kriterine göre bu değer faz kararlılığı için rahatlıkla uygundur ve literatürde $\delta \sim \%3-4$ aralığındaki alaşımların genellikle tek fazlı kaldığı belirtilmektedir (C. S. Wu vd., 2018). Ayrıca, $\Omega = 3,31$ ile oldukça yüksektir; $\Omega > 1,1$ koşulu sağlandığından entropi kazancı, entalpik etkileri baskılamaktadır ve solidifikasyon sırasında katı çözelti oluşumunu teşvik etmiştir. Alaşımın $VEC = 7,74$ değeri, YMK fazı için sınır değerine yakın olmakla birlikte, 8'e oldukça yakın olduğu için YMK yapı lehinedir. Nitekim tipik olarak Co-Cr-Fe-Ni gibi geçiş metali ağırlıklı yüksek entropili sistemlerde $VEC \approx 7,7$ civarı değerler yüzey merkezli kübik (YMK) yapıyı destekleyebilmektedir. Elektronegatiflik farkının $\Delta X_p = 0,110$ gibi çok düşük bir değerde olması da önemlidir; alaşım elementlerinin (Al, Co, Cr, Fe, Ni) Pauling elektronegatifliklerinin birbirine oldukça yakın olduğunu, dolayısıyla kimyasal olarak düzensiz bir çözelti fazında kalmaya meyilli olduklarını gösterir. Düşük ΔX_p , atomların birbirini tercihli çekme/ıtme farklarını minimize ettiği için farklı elementler kafes içinde ayrışma ihtiyacı duymadan karışabilir. Bu kapsamda, YEA1 alaşımının termodinamik parametreleri yüksek entropi, yeterince düşük entalpi ve boyut uyumu kombinasyonu ile tek fazlı bir YMK katı çözelti oluşturacağını öngörmektedir.

Nitekim deneysel bulgular da bu öngörüü doğrulamıştır. XRD analizi, YEA1 alaşımında yalnızca tek bir YMK fazına ait desen vermiştir. SEM-BSE görüntülerinde de bu tek fazlı yapı kendini homojen kontrast ile belli etmektedir; mikro yapıda farklı faz bölgelerine özgü belirgin bir kontrast farkı saptanmamıştır. YEA1 alaşımında ise Mo veya benzeri güçlü bileşik oluşturan elementler bulunmadığından, ve Al içeriği de görece düşük

tutulduğundan (Al elementinin yüksek oranda olması B2 gibi fazları tetikleyebilirdi), oda sıcaklığında tek bir YMK katı çözelti mikroyapısı elde edilmiştir.

Tablo 4.5: Çalışmada kullanılan elementlerin bazı temel fiziksel ve atomik özellikleri

	Al	Cr	Fe	Co	Mo	Ni
Atomik çap (Å) (S. Guo vd., 2011; S. Guo ve Liu, 2011)	1,432	1,249	1,241	1,251	1,363	1,246
Erime noktası (°C) (Kittel, 2005)	660	1860	1538	1497	2622	1455
Kristal yapısı (Kittel, 2005)	FCC	BCC	BCC	HCP	BCC	FCC
Yoğunluk (g/cm ³) (Kittel, 2005)	2,70	7,19	7,87	8,90	10,22	8,91
Pauling elektronegatifliği (S. Guo vd., 2011)	1,61	1,66	1,83	1,88	2,16	1,91
VEC (S. Guo vd., 2011; S. Guo ve Liu, 2011)	3	6	8	9	6	10

YEA2 ve YEA3 alaşımları, birinci alaşımın bileşimine sırasıyla 0,5 ve 1,0 mol oranında Molibden (Mo) eklenerek elde edilmiş yüksek entropili alaşımlardır. Bu Mo katkısı, termodinamik parametrelerde bazı sistematik değişimlere yol açmaktadır. YEA2 alaşımının ΔS_{mix} değeri $13,92 \text{ j.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$ (1,67R) ve YEA3 alaşımının ΔS_{mix} değeri $14,17 \text{ j.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$ (1,70R) olup, her iki değer de Mo'suz alaşıma kıyasla daha yüksektir. Yani Mo ilavesi, sistemdeki bileşen sayısını ve karışım entropisini artırmıştır. Entropi artışı katı çözelti kararlılığını destekleyici bir faktördür. Nitekim Ω parametresi de Mo içeriğiyle birlikte 3,80 ve 4,21 gibi çok yüksek değerlere ulaşmıştır (YEA1 alaşımında 3,31 idi). Bu $\Omega \gg 1,1$ durumları, entropik kararlılığının çok güçlü olduğunu ve alaşımın ergime sırasında tek fazda katılaşma eğiliminde olacağını göstermektedir, ancak bu durum tek başına yeterli değildir.

Tablo 4.6: Tez kapsamında üretilen alaşımlara ait hesaplanan termodinamik ve yapısal parametreler

Numune	$\Delta S_{mix} (\text{j.K}^{-1}.\text{mol}^{-1})$	$\Delta H_{mix} (\text{kJ}.\text{mol}^{-1})$	$\delta (\%)$	$T_m (\text{°C})$	Ω	VEC	ΔX_p
YEA1	12,50 (1,50R)	-6,69	3,29	1497	3,31	7,74	0,110
YEA2	13,92 (1,67R)	-6,59	3,96	1528	3,80	7,57	0,150
YEA3	14,17 (1,70R)	-6,41	4,31	1633	4,21	7,43	0,172

Mo ilavesiyle karışım entalpisi ΔH_{mix} değerlerinde değişimler gözlenmiştir: $-6,59 \text{ kJ/mol}$ (YEA2 alaşımı) ve $-6,41 \text{ kJ/mol}$ (YEA3 alaşımı). Bu değerler, ilk alaşıma kıyasla biraz daha az negatif (yani karışım entalpisi mutlak değerce azalmıştır). Alaşımın toplam ΔH_{mix}

değeri $-6,0$ ila $-6,5$ kJ/mol aralığında olup göreceli olarak dengeye yakın görünse de, Mo içeren atom çiftleri arasındaki yerel entalpik çekim kuvvetleri, sistemde faz ayrımına neden olabilecek düzeyde yüksek olabilir. Nitekim literatürde, bir alaşım iki elementin kendi ikili sistemlerinde bileşik oluşturma eğilimi taşıması halinde, çok bileşenli bir yapıda da bu elementlerin düzenli bileşik (ara faz) oluşturabileceği belirtilmiştir. CoCrFeNi tabanlı alaşımlarda Cr ve Mo, sigma fazı olarak bilinen gevrek intermetalik yapıyı oluşturmaya meyilli bir element çifti olarak bilinir. Bu nedenle Mo'nun eklenmesi, ortalama entalpide büyük bir değişiklik yapmasa da, sigma fazının nukleasyonu için gerekli lokal kimyasal sürücüyü sağlamıştır denebilir (A. C. Fan vd., 2022).

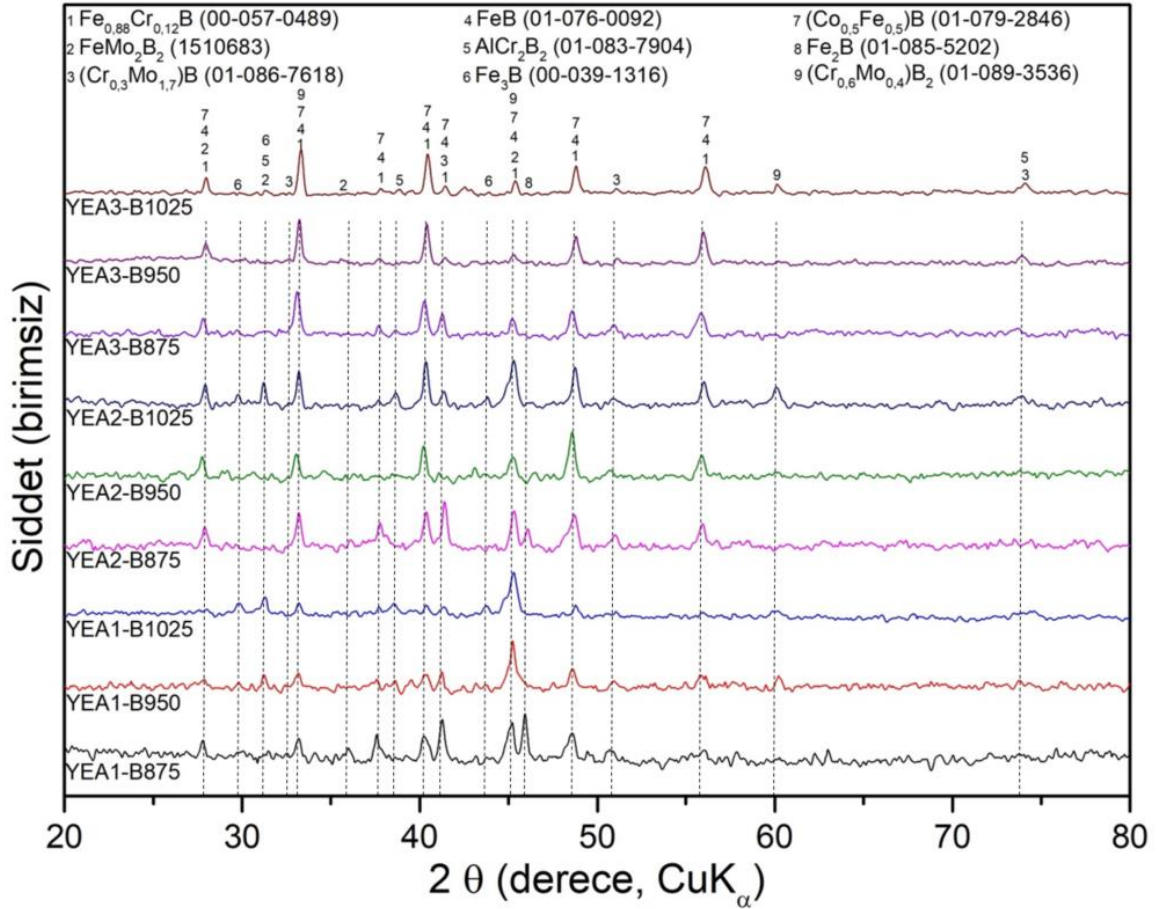
Mo içeren alaşımlardaki en kritik değişkenlerden biri atomik boyut farkı (δ) olmuştur. δ değeri YEA1'de %3,96'ya, YEA2'de ise %4,31'e yükselmiştir (Mo'suz alaşımda %3,29 idi). Bu artış, Mo atomunun boyutunun diğer elementlerle farkından kaynaklanır ve kafes distorsiyonunu artırır. Her ne kadar δ değeri hala genel 6,6% eşliğinin altında olsa da, literatürde δ %4–5 bandına girdiğinde bazı yüksek entropili alaşımların intermetalik fazlar oluşturabildiği rapor edilmiştir (A. C. Fan vd., 2022).

Diğer yandan, Mo ilavesinin değerlik elektron yoğunluğu (VEC) üzerinde de etkisi vardır. Mo, 6. grup bir element olarak 6 değerlik elektronuna sahiptir ve alaşımın ortalama VEC değerini düşürür. Nitekim VEC, YEA2 alaşımında 7,57'ye, YEA3 alaşımında 7,43'e gerilemiştir. Bu düşüş, alaşımı FCC lehine olan 8 değerinden uzaklaştırıp daha kararsız bir bölgeye çekip karışık yapı (hem YMK hem HMK içeren) fazların oluşumuna yatkın bir aralığa gelir. Nitekim bizim alaşımlarımızda da VEC değerinin azalması, saf YMK matrisi stabilize etmekte yetersiz kalmış ve Mo ile Cr gibi elementlerin alternatif bir düzenli faza (sigma fazı) yönelmesi mümkün hale gelmiştir. Son olarak elektronegatiflik farkına bakıldığında, Mo içeren alaşımlarda ΔX_p değerinin belirgin biçimde arttığı görülmektedir (0,150 ve 0,172). Bu seviyedeki ΔX_p , artık kimyasal olarak homojen çözeltinin bozulabileceğine işaret eder. Farklı elektronegatiflikteki atomlar (örneğin, Mo'nun elektronegatifliği Ni veya Co'dan düşüktür) alaşım içinde rastgele karışmaktansa, daha kararlı bağlar yapabilecekleri komşuları ile bir araya gelme eğilimi gösterirler. Bu da bir elementin belirli bölgelerde zenginleşmesi, bir diğerinin fakirleşmesi yani segregasyon demektir. Literatürde, belirli bir eşğin üzerinde elektronegatiflik farkına sahip sistemlerde intermetalik fazların tercih edildiği vurgulanmıştır; örneğin $\Delta X_p > 0,133$ koşullarında ara

faz oluşumunun baskın hale gelebildiği gösterilmiştir (N. Liu vd., 2018). Mo'lu alaşımlarımızda ΔX_p eşiğinin üzerine çıkmış olup (özellikle 3. alaşımda 0,172), bu da sigma gibi fazların ortaya çıkmasını kolaylaştıran bir diğer etken olmuştur. Belirtilen termodinamik değişimler sonucunda, Mo içeren iki alaşımın mikroyapılarında XRD ile YMK + σ (sigma) fazlı bir yapı tespit edilmiştir. Yani ilk alaşımın tek fazlı YMK yapısının aksine, Mo eklendiğinde alaşım artık YMK matrisi yanında önemli oranda sigma fazı içermektedir. Sigma fazı, genellikle tetragonal kristal yapıya sahip, kırılmalı bir intermetalik faz olup özellikle yüksek Cr ve Mo içeren alaşımlarda ortaya çıkması beklenir. Bizim alaşımlarımızda da sigma fazının gözlemlenmesi, Cr ve Mo'nun birlikte bulunmasının ve artan δ /azalan VEC değerlerinin bir sonucudur. SEM-BSE mikroyapı görüntüleri ve EDX haritalama analizleri, Mo içeren alaşımlarda gözlenen bu çift fazlı yapıyı daha net ortaya koymaktadır. Özetle, termodinamik parametreler ile gözlenen mikroyapı özellikleri tutarlıdır.

4. 2. Borür Tabakalarının Mikroyapı Analizleri (SEM/EDS ve XRD)

Farklı sıcaklıklarda (875 °C, 950 °C, 1025 °C) borlama işlemine tabi tutulan alaşımlara ait üst yüzey XRD kırınım desenleri Şekil 4. 6'da verilmiştir. Yüzeyde $\text{Fe}_{0,88}\text{Cr}_{0,12}\text{B}$, FeMo_2B_2 , $(\text{Cr}_{0,3}\text{Mo}_{1,7})\text{B}$, FeB , AlCr_2B_2 , Fe_3B ve $(\text{Co}_{0,5}\text{Fe}_{0,5})\text{B}$, Fe_2B ve $(\text{Cr}_{0,6}\text{Mo}_{0,4})\text{B}_2$ gibi kompleks borür fazları tespit edilmiştir, bu fazlar alaşımın kimyasal bileşimiyle uyumludur.



Şekil 4.6: Farklı sıcaklıklarda (875 °C, 950 °C, 1025 °C) borlama işlemine tabi tutulan alaşımlara ait üst yüzey XRD kırınım desenleri.

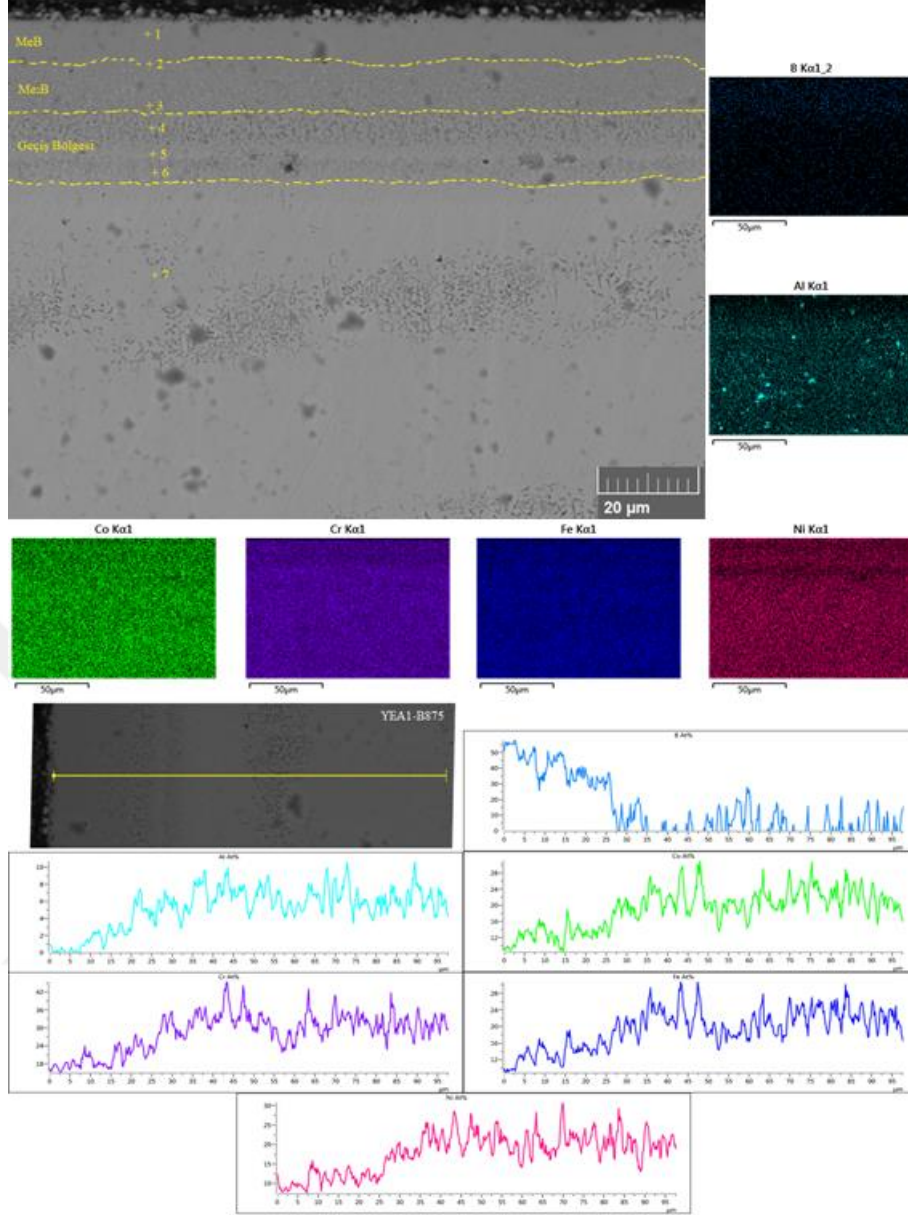
XRD analizleri, SEM bulgularıyla paralellik göstermektedir. Yüzeyde FeB ve $(\text{Co}_{0,5}\text{Fe}_{0,5})\text{B}$ gibi monoborür (MeB) fazları; iç kısımlarda ise Fe_3B ve FeMo_2B_2 gibi daha bor zengini diborür (Me_2B) fazları tespit edilmiştir. AlCr_2B_2 gibi Al içeren fazlar ise geçiş bölgesindeki kimyasal bileşimi yansıtmaktadır. Bu faz dizilimi, dışta Co-Fe-Ni boritleri, orta bölgede Cr/Mo zengin boritler ve içte Al/Cr bazlı boritler şeklinde tanımlanabilecek yapıyı desteklemektedir.

Mo ilavesi, borür tabakasında Mo içeren fazların oluşumunu desteklemiştir. XRD analizlerinde, özellikle Mo içeren numunelerde FeMo_2B_2 ve $(\text{Cr},\text{Mo})\text{B}$ gibi kompleks borit fazları tespit edilmiştir. Literatürde Fe–Mo–B sisteminde FeMo_2B_2 'nin ana faz olarak oluştuğu belirtilmiştir (Utkin vd., 2020). Mo, yüksek borür oluşturma eğilimi gösterdiği için Fe ve Cr ile kompleks boritlerin oluşumunu teşvik eder. Aynı zamanda Mo'nun düşük difüzyon katsayısı (Nitta vd., 2006), borun alaşım içine ilerlemesini sınırlayarak borür tabakasının kalınlığını dolaylı olarak azaltabilir.

Tez kapsamında üretilen üç farklı yüksek entropili alaşım ($\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeNi}$, $\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeMo}_{0,5}\text{Ni}$ ve $\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeMoNi}$), üç farklı sıcaklıkta (875 °C, 950 °C ve 1025 °C) borlama işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlemler sonrası elde edilen yanal kesit SEM-BSE görüntüleri, EDX haritalama ve çizgi analizleri Şekil 4.7–4.15 arasında; EDX nokta analizi sonuçları ise Tablo 4.7–4.15 arasında sunulmuştur.

DeneySEL bulgulara göre, borür tabakası kalınlığı tüm numunelerde sıcaklıkla birlikte belirgin biçimde artmıştır. Bu artış, difüzyon kontrollü klasik parabolik büyüme yasasıyla uyumludur. Parabolik büyüme, Wagner hipotezi ile ifade edilmekte olup $d^2 = D \cdot t$ denklemiyle tanımlanır. Burada d: borür tabakası kalınlığı (m), t: borlama süresi (s), D: büyüme hızı sabiti (m^2/s)'dir.

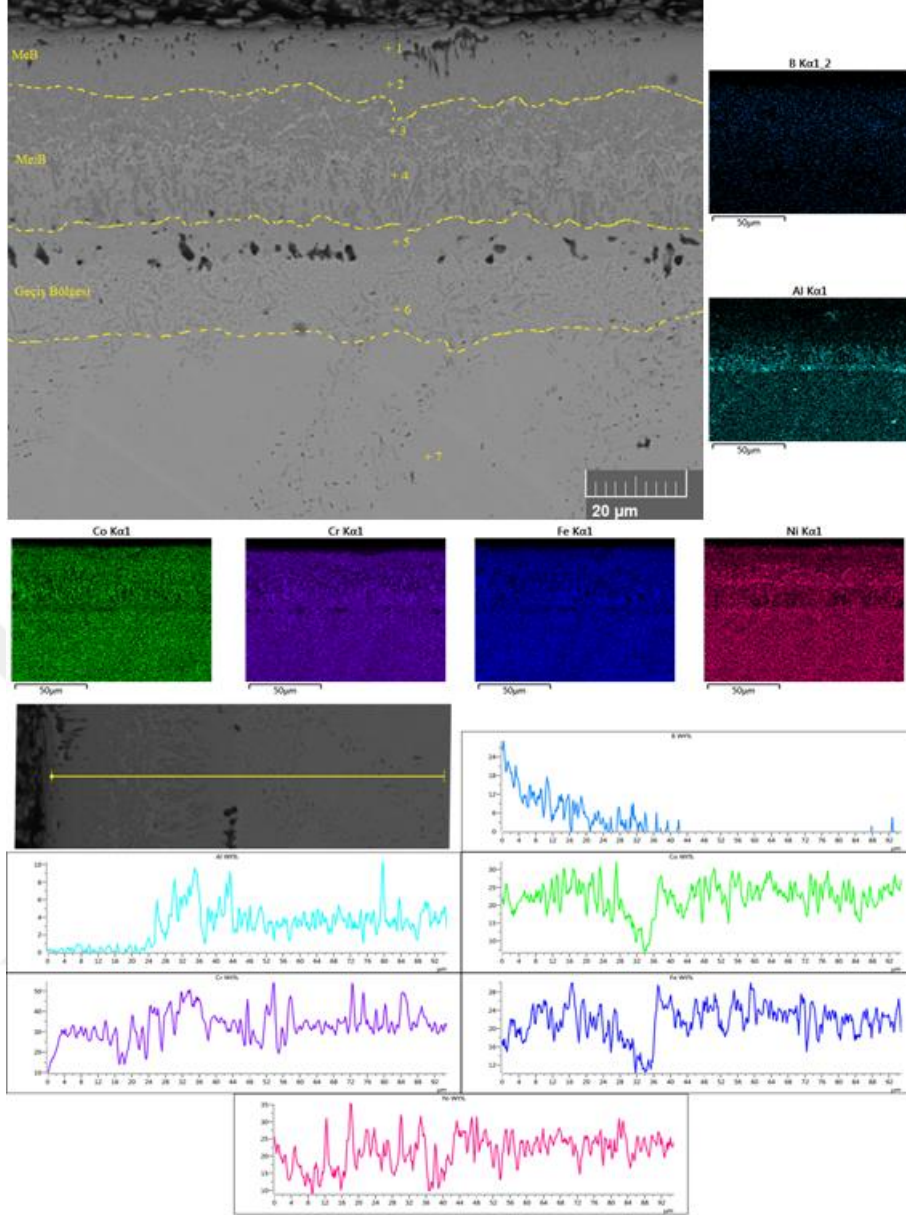
Difüzyon katsayısı D, sıcaklığa bağlı olarak değişen bir parametredir ve Arrhenius denklemi ile ifade edilir: $D = D_0 \cdot e^{(-Q/RT)}$. Burada D_0 : frekans faktörü (m^2/s), Q: difüzyon için aktivasyon enerjisi (J/mol), R: evrensel gaz sabiti (8,314 J/mol·K), T: mutlak sıcaklık (K)'tır. Bu bağıntıya göre sıcaklık arttıkça bor atomlarının difüzyon hızı artar, sabit süreli borlama işlemi ile daha kalın borür tabakaları oluşur (Hu vd., 2023). Yüksek Mo içeriğine bağlı olarak alaşım mikroyapısında σ fazı oluşumu gözlenmiştir. σ fazı, Fe–Cr tabanlı, kompleks yapılu bir intermetalik olup atomik difüzyona karşı engelleyici bariyer görevi görebilir. Literatürde σ faz içeren kaplamaların difüzyon hızını düşürdüğü belirtilmiştir. Ayrıca yüksek entropili alaşımlarda yaygın olarak bilinen "yavaş difüzyon etkisi", Mo ve σ fazı varlığında daha belirgin hâle gelir (Hu vd., 2023). Bu nedenle σ fazı içeren numunelerde bor iyonlarının yayılımı daha sınırlı olmuş ve buna bağlı olarak daha ince borür tabakaları oluşmuştur. DeneySEL sonuçlar bu eğilimi doğrulamaktadır.



Şekil 4.7: YEA1-B875 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 875 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.7: YEA1-B875 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

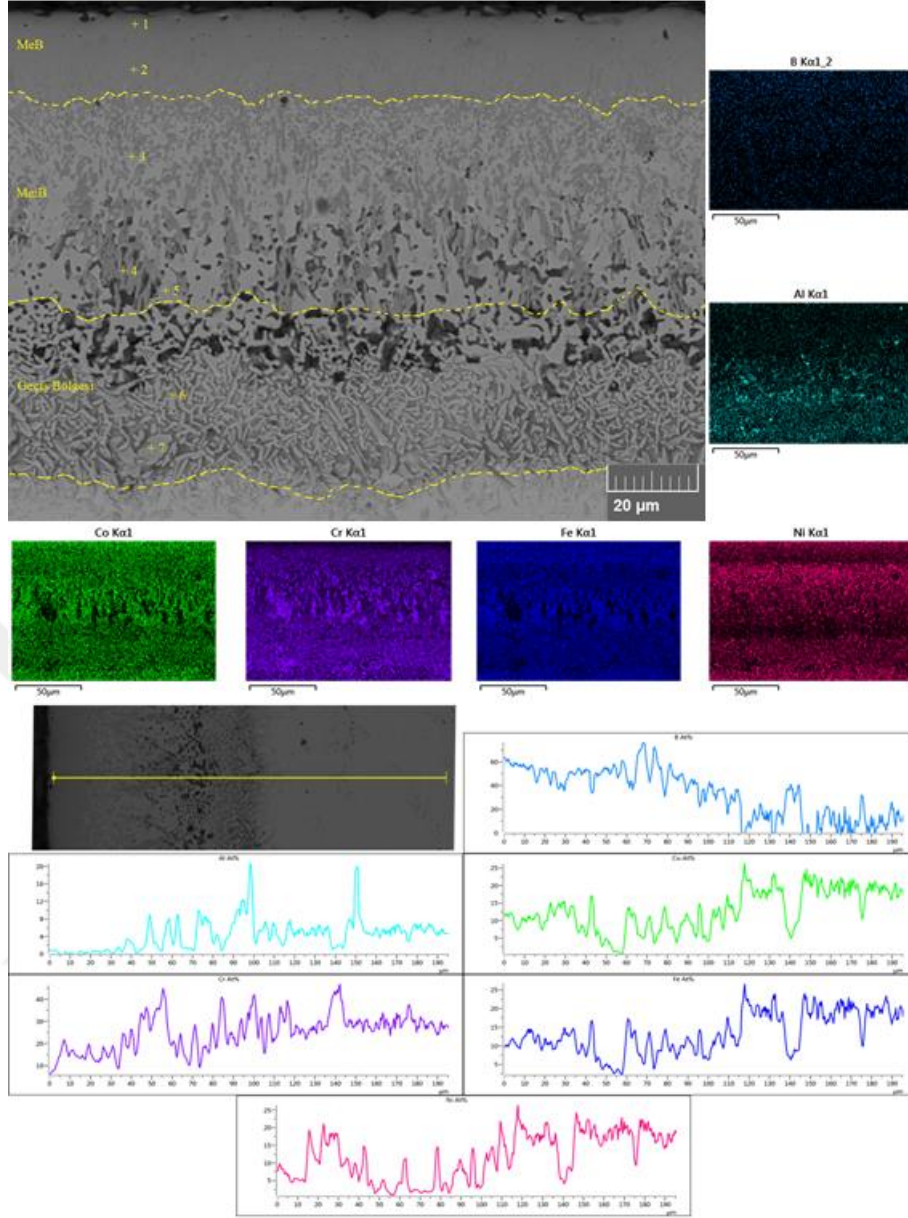
YEA1-B875 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Ni
1	51,7	0,5	9,4	17,8	10,3	10,2
2	44,1	1,6	8,3	22,5	9,7	13,9
3	40,9	2,7	11,1	21,0	12,0	12,3
4	24,0	10,7	11,9	24,5	12,9	16,0
5	38,9	9,4	10,5	22,9	12,9	5,4
6	15,7	4,7	17,7	27,7	18,1	15,9
7	0,0	6,4	21,1	30,8	22,0	19,8



Şekil 4.8: YEA1-B950 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama $950\text{ }^{\circ}C$) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.8: YEA1-B950 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

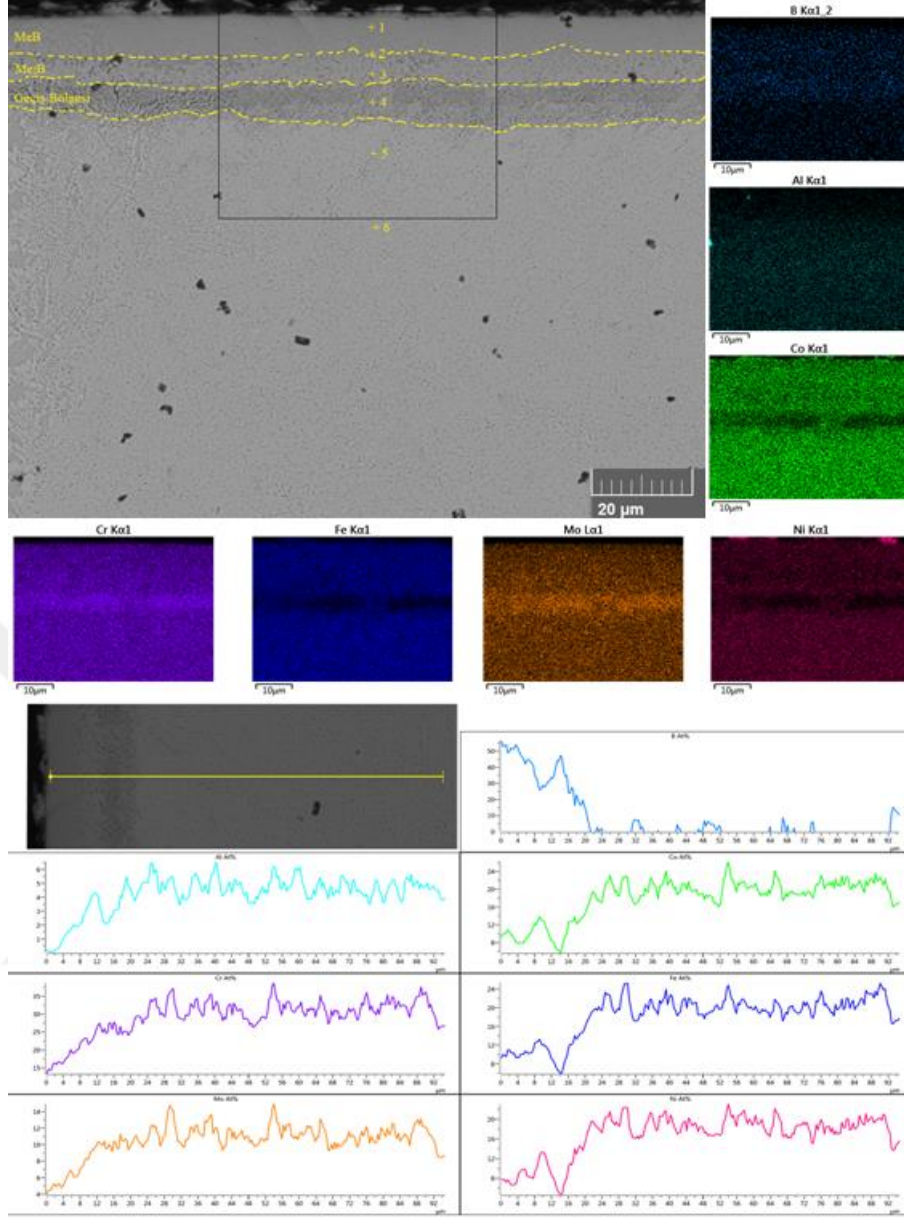
YEA1-B950 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Ni
1	58,3	0,2	10,9	10,6	10,1	9,8
2	35,3	0,3	16,0	22,0	18,3	8,1
3	22,3	2,0	10,2	37,7	11,5	16,3
4	0,0	3,5	27,7	22,5	27,1	19,2
5	0,0	8,4	19,1	37,6	22,9	11,9
6	0,0	7,9	25,0	19,0	23,6	24,5
7	0,0	5,6	21,3	31,0	22,1	20,0



Şekil 4.9: YEA1-B1025 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 1025 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.9: YEA1-B1025 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

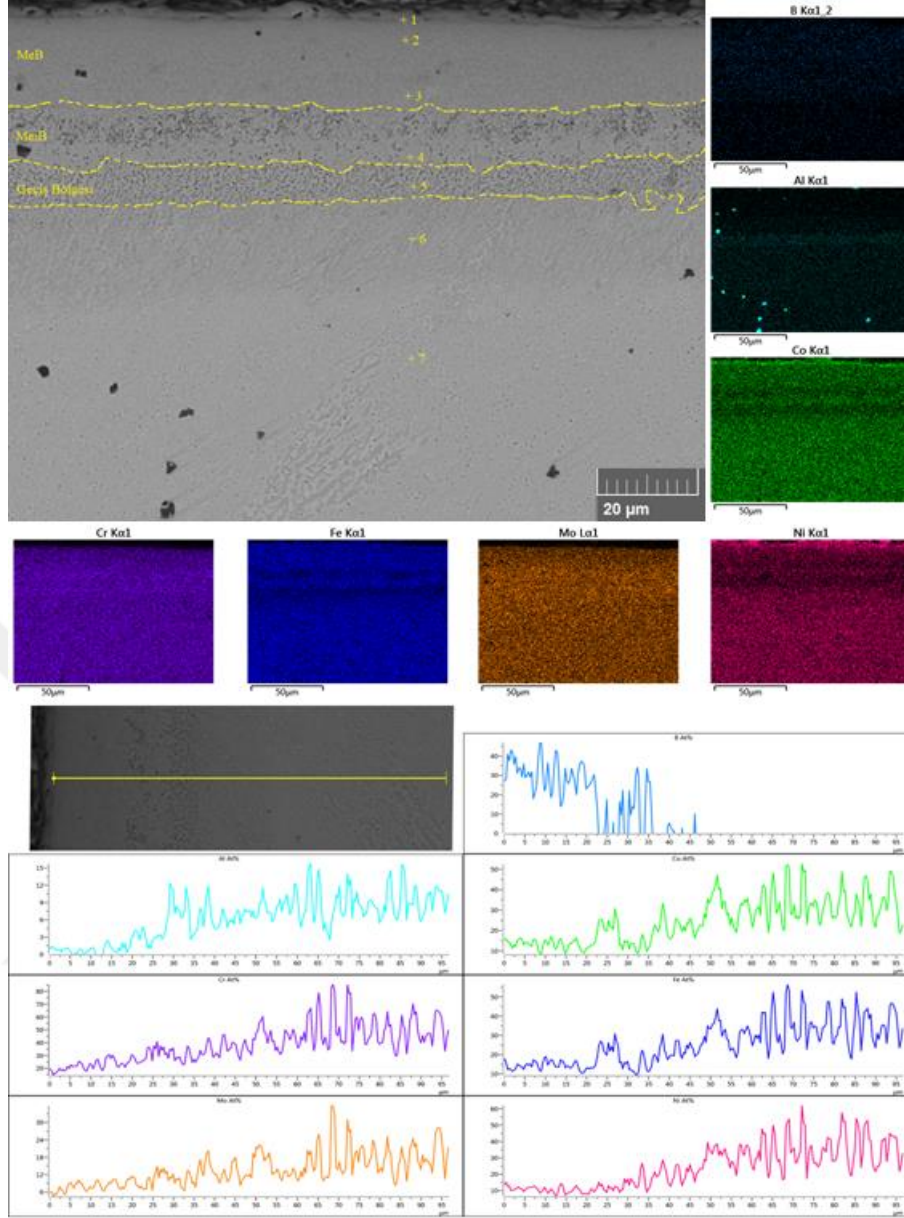
YEA1-B1025 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Ni
1	58,4	0,0	12,7	7,8	10,7	10,5
2	55,2	0,0	11,5	13,6	13,2	6,6
3	52,7	0,0	6,8	26,0	8,9	5,7
4	47,7	5,1	3,4	31,2	4,2	8,3
5	42,6	0,0	13,7	23,4	16,4	3,9
6	10,5	5,1	18,8	28,3	19,3	18,0
7	7,5	5,5	19,2	29,4	19,6	18,7



Şekil 4.10: YEA2-B875 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 875 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.10: YEA2-B875 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

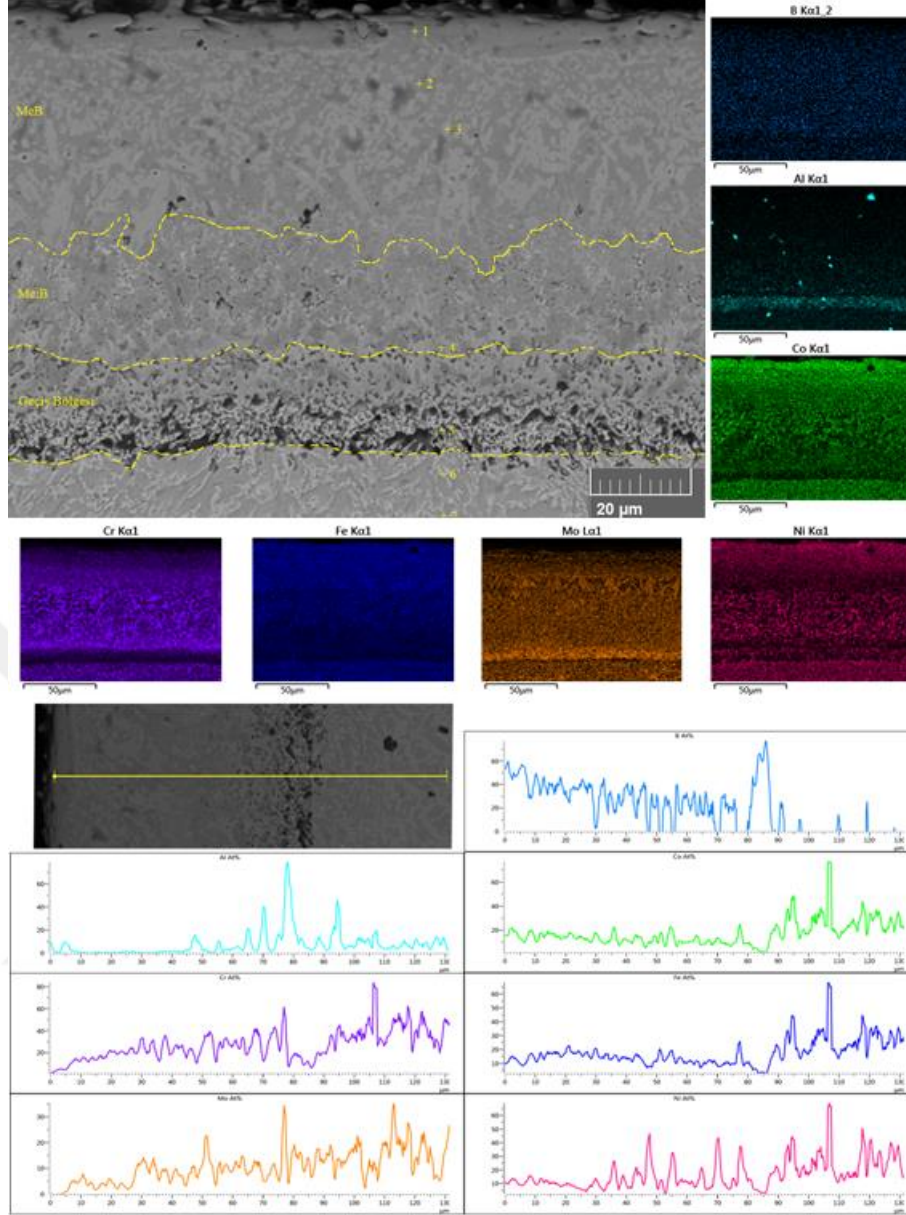
YEA2-B875 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Ni
1	59,9	0,0	8,3	12,6	8,7	3,6	6,9
2	49,3	0,8	9,2	17,2	10,5	5,8	7,2
3	33,3	1,9	13,5	21,2	14,9	7,0	8,2
4	45,3	2,1	6,2	26,2	6,1	9,4	4,7
5	0,0	4,1	18,9	29,5	19,6	10,2	17,7
6	0,0	4,8	18,9	28,4	19,4	9,7	18,8



Şekil 4.11: YEA2-B950 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 950 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.11: YEA2-B950 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

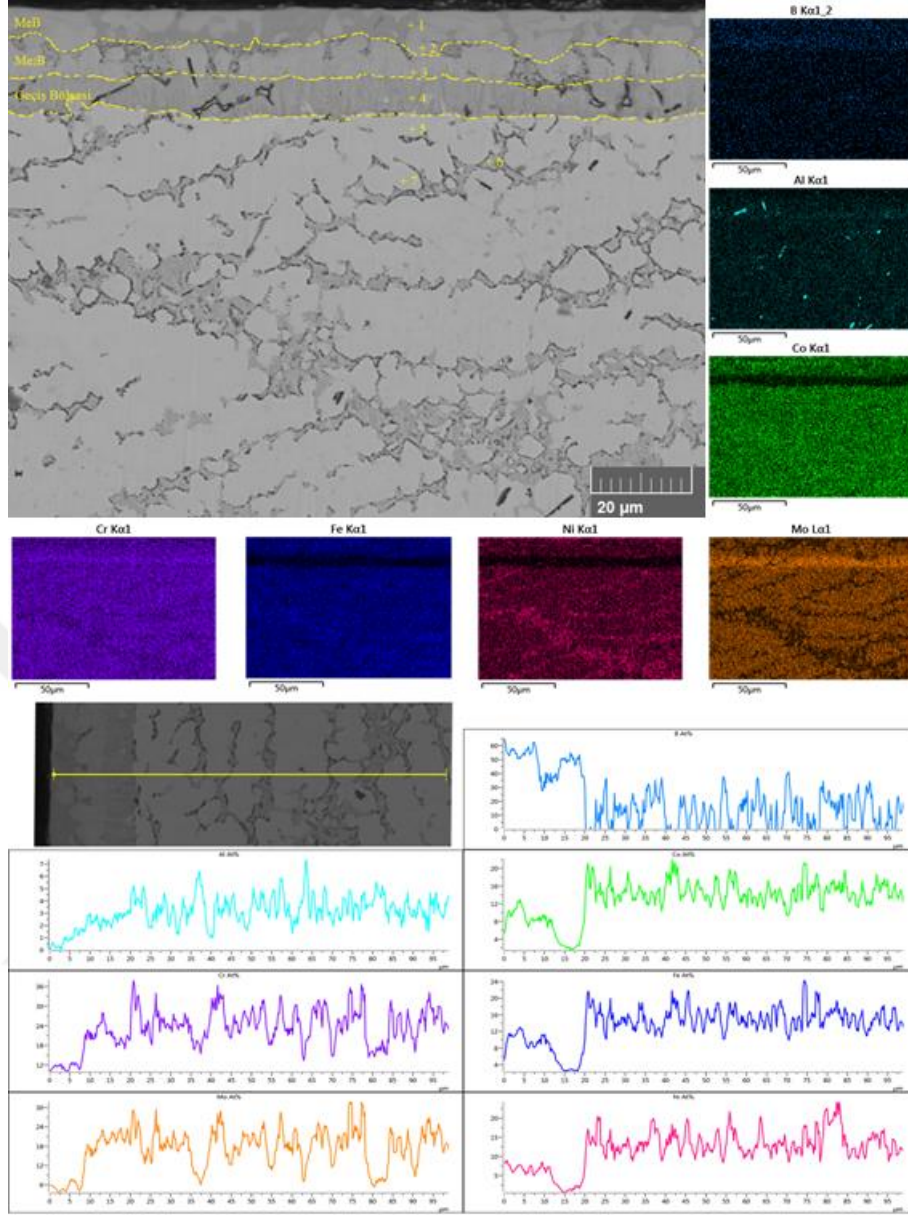
YEA2-B950 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Ni
1	48,0	0,0	19,1	4,1	11,5	0,5	16,8
2	38,9	0,0	14,2	16,2	13,5	4,8	12,4
3	35,8	0,0	13,1	20,4	14,6	7,5	8,6
4	0,0	4,3	21,0	30,3	23,0	10,5	10,9
5	2,6	9,8	12,3	32,2	13,3	12,1	17,7
6	0,0	4,5	16,0	38,0	16,7	9,8	15,1
7	0,0	5,2	18,8	27,7	19,5	9,1	19,7



Şekil 4.12: YEA2-B1025 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama 1025 °C) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.12: YEA2-B1025 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

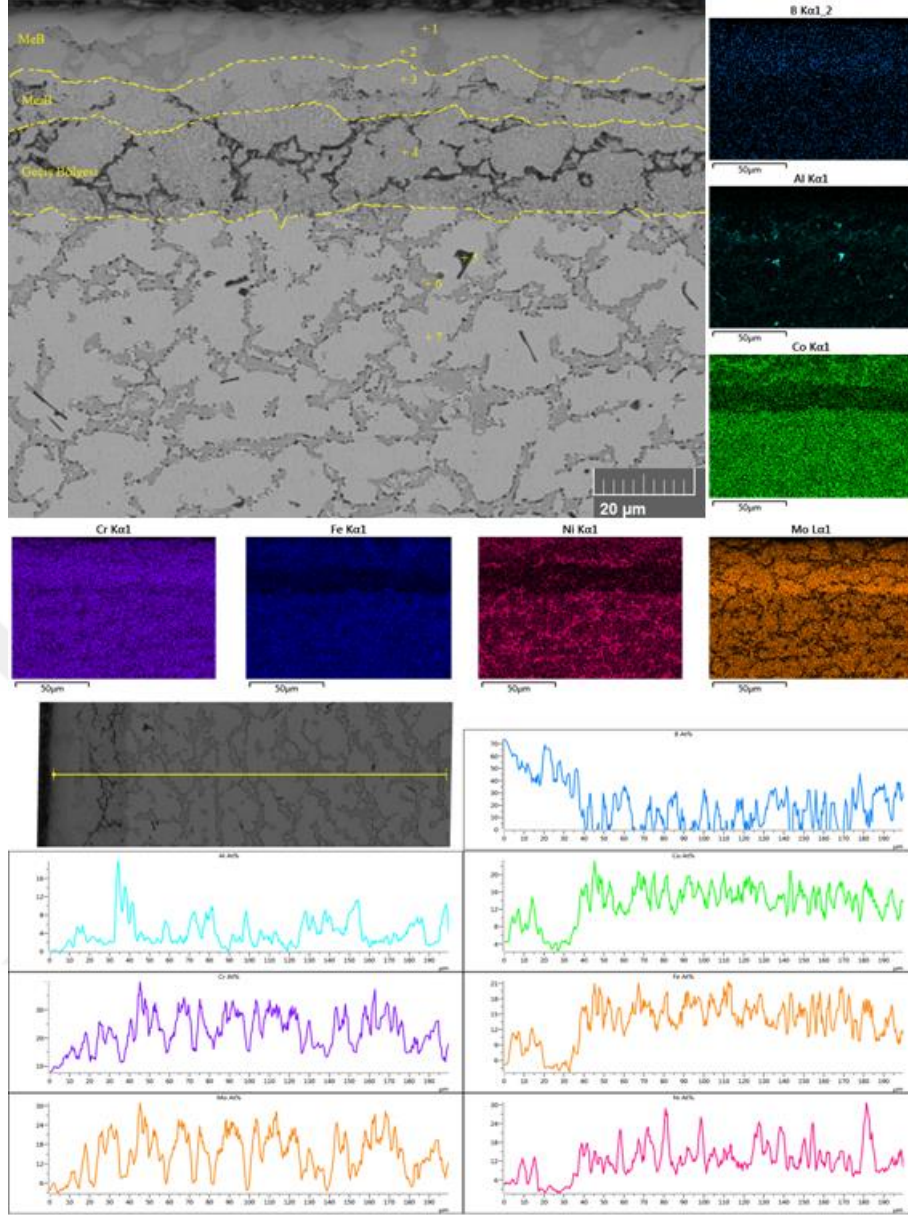
YEA2-B1025 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Ni
1	48,5	0,3	20,3	2,4	12,8	0,0	15,7
2	34,9	0,6	16,1	18,2	18,6	2,7	8,9
3	34,9	0,6	16,1	18,2	18,6	2,7	8,9
4	9,6	4,0	13,7	34,9	13,2	11,9	12,6
5	44,3	6,2	3,7	17,4	5,6	19,7	3,2
6	0,0	8,3	24,1	17,0	23,2	3,0	24,4
7	0,0	6,2	17,1	27,0	18,3	13,3	18,1



Şekil 4.13: YEA3-B875 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama $875\text{ }^{\circ}C$) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.13: YEA3-B875 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

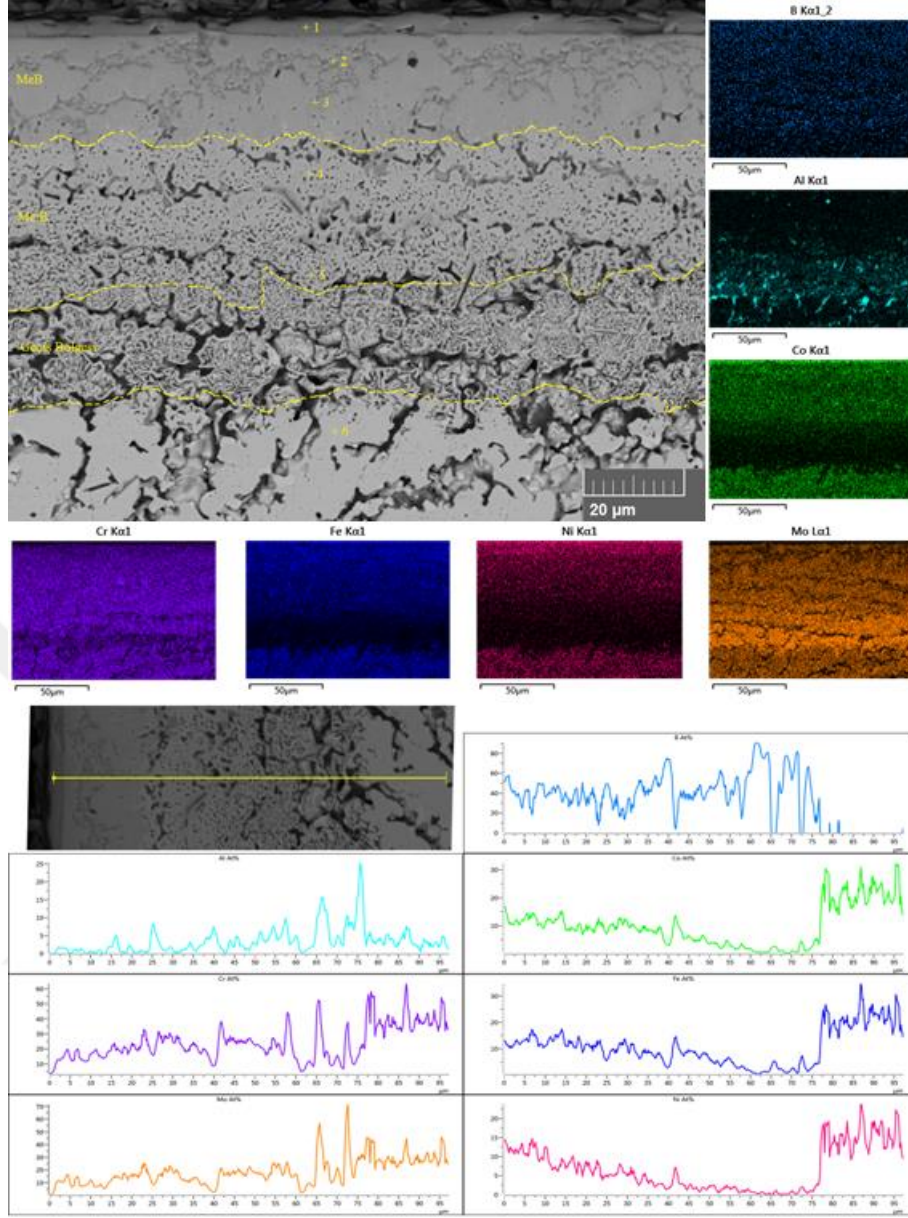
YEA3-B875 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Ni
1	55,5	0,2	9,2	11,9	10,2	4,8	8,3
2	47,7	1,4	7,4	16,9	8,9	12,7	5,0
3	45,4	2,0	8,6	15,7	8,8	11,3	8,2
4	57,0	1,7	2,2	19,3	2,9	15,9	1,0
5	8,2	2,9	14,9	26,3	15,3	20,2	12,2
6	22,4	4,0	15,5	15,8	15,8	6,0	20,4
7	8,7	3,1	14,8	26,2	15,1	20,2	12,0



Şekil 4.14: YEA3-B950 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama $950\text{ }^{\circ}C$) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.14: YEA3-B950 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

YEA3-B950 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Ni
1	68,5	0,1	8,2	7,2	7,8	1,8	6,4
2	62,4	0,1	6,1	12,1	7,0	7,7	4,6
3	48,7	1,0	7,4	16,7	8,2	12,7	5,4
4	48,7	0,9	4,7	22,7	5,5	14,9	2,5
5	0,0	54,9	7,6	14,0	7,6	10,4	5,5
6	0,0	10,6	18,0	18,7	19,1	5,8	27,9
7	0,0	2,6	16,8	28,9	17,0	21,4	13,2



Şekil 4.15: YEA3-B1025 numunesine ($Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$, borlama $1025\text{ }^{\circ}C$) ait yanal kesit SEM-BSE, EDX-haritalama ve EDX-çizgi görüntüsü

Tablo 4.15: YEA3-B1025 numunesinin EDX nokta analizi verileri (atomik %)

YEA3-B1025 (at%)	B	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Ni
1	50,9	0,0	18,0	3,9	13,1	0,4	13,8
2	42,5	0,0	14,9	12,0	14,9	5,0	10,8
3	39,2	1,0	8,4	19,1	10,7	14,0	7,5
4	35,0	1,0	10,3	22,4	10,2	15,5	5,5
5	31,5	9,9	4,1	26,5	6,4	20,1	1,4
6	0,0	2,6	16,6	30,4	16,6	22,0	11,8

EDX haritalama ve çizgi analizleri, borür tabakasının üç farklı bölgeden oluştuğunu göstermektedir: Yüzeğe yakın MeB katmanında Co, Fe ve Ni elementleri yoğunur, orta Me₂B katmanında Cr ağırlıklı bir dağılım izlenmektedir, iç geçiş bölgesinde ise Al ve Mo yoğunluğu öne çıkmaktadır. Bu element dağılımı, Co, Fe ve Ni gibi elementlerin yüzeğe doğru daha hızlı difüze olması; Cr'nin ise daha yavaş difüzyonla iç katmanlarda birikmesiyle açıklanabilir. Benzer şekilde literatürde de, CoCrFeNiMn alaşımlarında dış katmanlarda Ni zenginleşmesi, iç katmanlarda ise Cr birikimi ile oluşan borür fazları rapor edilmiştir (Hu vd., 2023). Cr'nin bor ile yüksek afinite göstermesi, iç bölgede Cr-B bazlı borürlerin oluşmasına neden olurken, bu da üç katmanlı yapıyı pekiştirmektedir.

Şekil 4.7–4.15 arası görüntülerde de görüldüğü üzere, borlanmış numunelerde dış katmanda MeB, orta katmanda Me₂B ve iç sınıra yakın geçiş bölgesi olmak üzere belirgin üçlü bir tabaka yapısı oluşmuştur. Borlama sıcaklığı arttıkça, hem toplam tabaka kalınlığı hem de difüzyon derinliği artış göstermiştir. Bu bulgular, teorik difüzyon mekanizmaları ile elde edilen deneysel verilerin örtüştüğünü bir kez daha doğrulamaktadır.

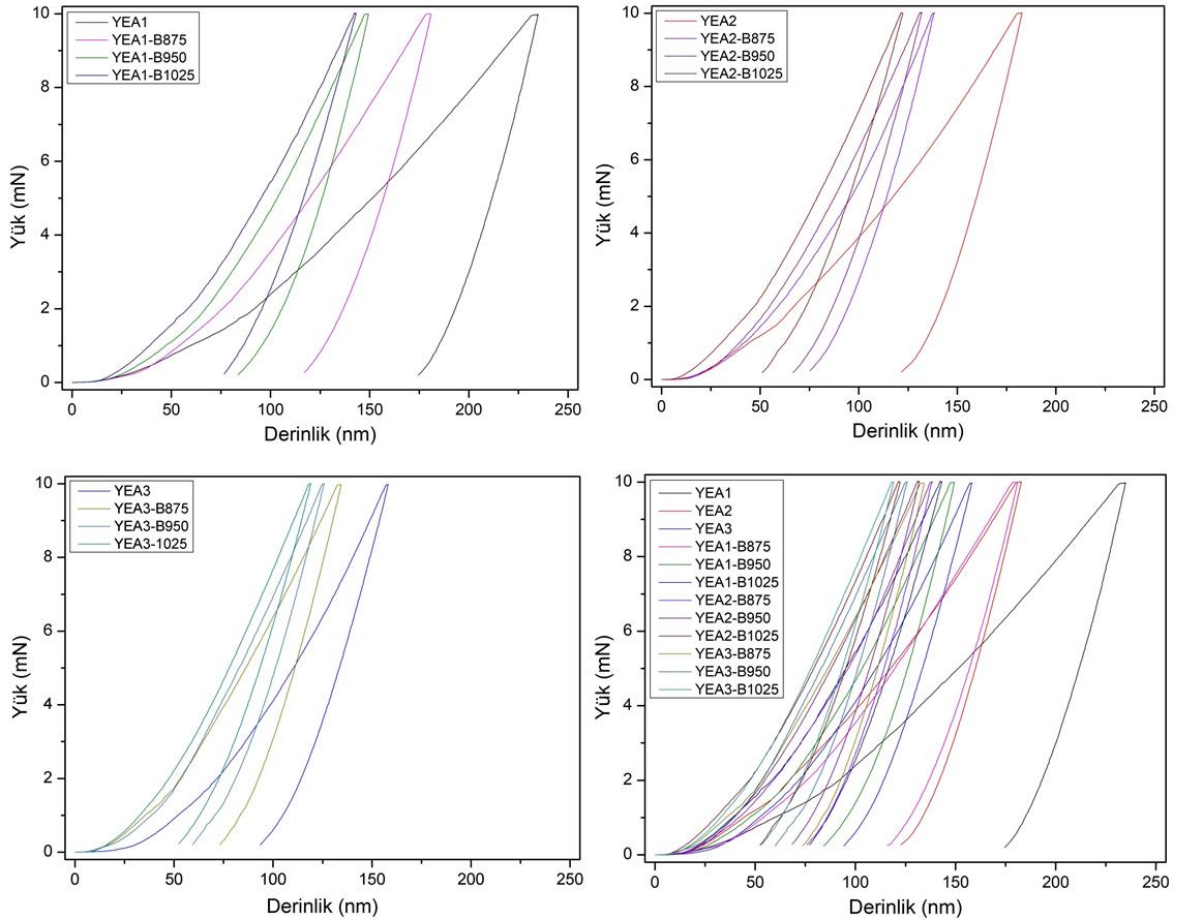
Tablo 4.16: Farklı sıcaklıklarda borlama işlemine tabi tutulan alaşımlarda oluşan MeB, Me₂B ve geçiş tabakası kalınlıkları.

	MeB (µm)	Me ₂ B (µm)	Bor Tabakası (µm) (MeB+Me ₂ B)	Geçiş Bölgesi (µm)
YEA1-B875	8,6	10,1	18,7	14,0
YEA1-B950	14,6	25,5	40,1	22,1
YEA1-B1025	18,9	46,9	65,8	38,3
YEA2-B875	7,4	5,7	13,2	7,4
YEA2-B950	17,3	11,4	28,7	7,6
YEA2-B1025	43,1	22,8	65,8	19,3
YEA3-B875	6,7	7,0	13,7	7,2
YEA3-B950	12,5	9,4	21,9	18,7
YEA3-B1025	21,3	29,0	50,3	21,9

Tablo 4.16'da, farklı sıcaklıklarda (875 °C, 950 °C ve 1025 °C) borlama işlemine tabi tutulan alaşımlarda oluşan MeB, Me₂B ve geçiş tabakası kalınlıkları sunulmuştur. Elde edilen verilere göre bor tabakası (MeB + Me₂B) kalınlıkları sırasıyla; YEA1 numunesinde 18,7 µm, 40,1 µm ve 65,8 µm; YEA2 numunesinde 13,2 µm, 28,7 µm ve 65,8 µm; YEA3 numunesinde ise 13,7 µm, 21,9 µm ve 50,3 µm olarak ölçülmüştür. Bu sonuçlar, teorik modellerle deneysel bulguların uyumlu olduğunu göstermektedir.

4. 3. Mikrosertlik ve Nanoindentasyon Özellikleri

Şekil 4.16’da, borlanmamış ve borlanmış YEA numuneleri üzerinde gerçekleştirilen nanoindentasyon testlerine ait yük–derinlik grafikleri; Tablo 4.17’de ise aynı numuneler için elde edilen sayısal test verileri bir arada sunulmuştur. Bu kapsamda, her bir faz veya yüzey bölgesi için kontak derinliği (h_c), maksimum penetrasyon derinliği (h_{maks}), indirgenmiş elastik modül (E_r), indirgenmiş sertlik (H), kalıcı deformasyon derinliği (h_f), plastik deformasyon oranını temsil eden h_f/h_{maks} , elastik deformasyona karşı dayanımı gösteren H/E_r oranı ile plastik deformasyon direncini ifade eden H^3/E_r^2 gibi mekanik parametreler hesaplanmıştır. Elde edilen bu değerler, hem farklı fazların mekanik özelliklerini hem de borlama sıcaklığı ve Mo içeriğinin bu özellikler üzerindeki etkilerini karşılaştırmalı olarak değerlendirmek açısından önemli bir temel sağlamaktadır. Özellikle borür tabakasının oluşumu ile birlikte, sertlik ve plastik deformasyon direncinde belirgin artış gözlenmiş, buna karşılık elastik geri tepme oranında azalma meydana gelmiştir.



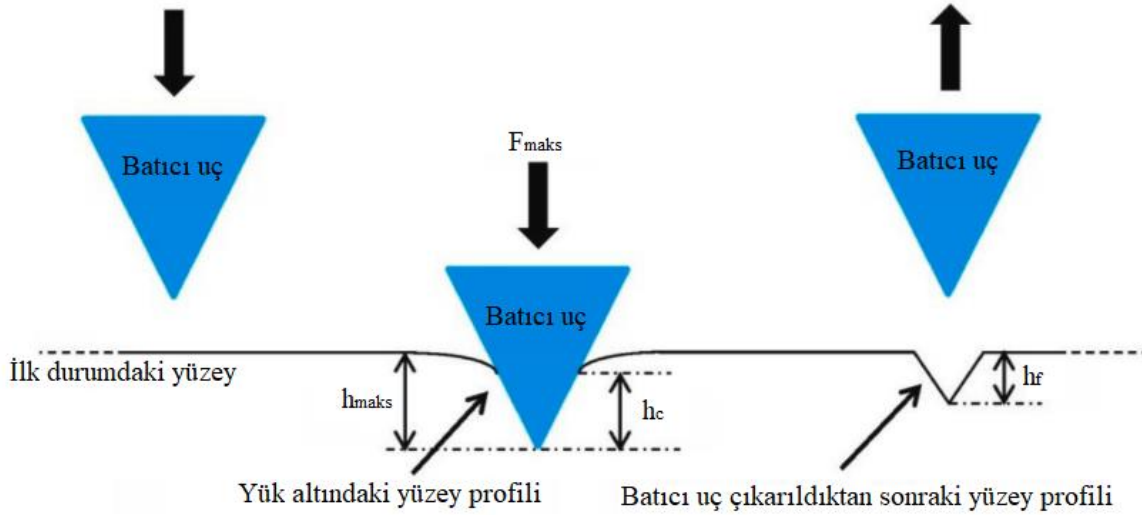
Şekil 4.16: Borlanmamış - borlanmış YEA numunelerine uygulanan nanoindentasyon testi sonucunda elde edilen yük - derinlik grafiği

Şekil 4.15'te sunulan yük–derinlik grafiği, borlanmamış ve borlanmış YEA numunelerinin mekanik özellikleri hakkında da önemli bilgiler vermektedir. Grafikte yer alan sol taraftaki eğriler, genellikle daha sert ve dayanıklı numunelere; sağ taraftaki eğriler ise daha yumuşak ve düşük mukavemetli numunelere karşılık gelmektedir. Seramik yapıları bir faz olan borür tabakasının, yüksek sertlik değerlerine paralel olarak grafikte sol tarafta konumlanması beklenen bir durumdur (Ogunmefun vd., 2024). XRD analizlerinden de görülebileceği üzere, borlama sonrası YEA numunelerinin yüzeyinde farklı seramik karakterli fazlar oluşmuştur. Seramik içeriğinin artmasıyla birlikte, bu numunelerin batma altındaki plastik deformasyona karşı direncinin arttığı gözlemlenmiştir. Bu durum, yükün matristen takviye fazlarına aktarılmasıyla sertlik ve rijitlikte meydana gelen artışı ortaya koymaktadır. Söz konusu bulgular, Tablo 4.17'de sunulan nanoindentasyon verileriyle de tam bir uyum göstermektedir.

Tablo 4.17: Nanoindentasyon testlerinden elde edilen sayısal veriler.

YEA	h_c (nm)	h_{maks} (nm)	Er (GPa)	H (GPa)	h_f (nm)	h_f/h_{maks}	H/Er	H^3/Er^2
YEA1	203,9 ± 8,2	234,8 ± 8,0	173,1 ± 8,3	6,7 ± 0,4	174,5 ± 11,3	0,743	0,039	0,010
YEA2	151,4 ± 7,0	182,8 ± 7,1	215,2 ± 9,8	10,8 ± 0,8	121,6 ± 8,5	0,665	0,050	0,027
YEA3	123,6 ± 20,1	158,3 ± 17,1	230,5 ± 11,4	15,3 ± 3,5	93,4 ± 21,5	0,590	0,066	0,067
YEA1-B875	150,0 ± 14,4	181,1 ± 13,6	215,9 ± 21,9	11,1 ± 1,6	117,0 ± 12,8	0,646	0,051	0,029
YEA1-B950	118,0 ± 16,8	149,5 ± 18,2	266,8 ± 59,9	16,2 ± 3,0	83,5 ± 20,5	0,559	0,061	0,060
YEA1-B1025	107,4 ± 20,7	143,0 ± 19,4	247,7 ± 32,2	19,2 ± 5,2	76,6 ± 16,1	0,536	0,078	0,115
YEA2-B875	106,3 ± 7,4	138,1 ± 6,0	273,0 ± 5,7	18,5 ± 1,9	75,2 ± 10,2	0,545	0,068	0,085
YEA2-B950	98,4 ± 15,2	131,9 ± 14,7	279,5 ± 33,4	21,2 ± 4,4	66,6 ± 18,2	0,505	0,076	0,122
YEA2-B1025	86,4 ± 10,3	122,3 ± 10,0	281,5 ± 25,4	25,1 ± 4,2	50,9 ± 7,0	0,416	0,089	0,200
YEA3-B875	101,6 ± 17,6	134,5 ± 16,4	281,5 ± 29,6	20,4 ± 4,9	73,3 ± 17,4	0,545	0,072	0,107
YEA3-B950	93,2 ± 7,5	125,7 ± 8,1	295,5 ± 32,4	22,3 ± 2,5	58,7 ± 6,1	0,467	0,075	0,127
YEA3-B1025	84,7 ± 6,8	119,0 ± 5,5	298,5 ± 20,2	25,5 ± 2,5	51,6 ± 8,3	0,434	0,085	0,186

Maksimum indentasyon derinliği (h_{maks}), baticı ucun yuikleme sırasında numune yuizeyine nuifuz ettiği en buyuk derinliği ifade eder. Bu değer, malzemenin sertliği ile ters orantılıdır; yani h_{maks} ne kadar kucukse, malzeme o kadar sert kabul edilir. Kontak derinliği (h_c), baticı ucun maksimum yuik altında yuizeyle gercek temas kurduğu derinliktir. ISO 14577 standardına (ISO, 2015) gore bu değer, $h_c = h_{maks} - \epsilon \frac{F_{maks}}{S}$ formulu ile hesaplanır; burada F_{maks} maksimum yuiku, S numunenin rijitliğini ve ϵ ise indenterin geometrisine bağli bir sabiti temsil etmektedir. Kontak derinliği, temas alanının belirlenmesi ve dolayısıyla sertlik değerinin hesaplanması acısından kritik bir parametredir. Kalıcı derinlik (h_f) ise yuik tamamen kaldırdıktan sonra yuizeyde kalan kalıcı deformasyon derinliğini gosterir. Yuik kaldırdığında elastik geri tepme sonucu deformasyonun bir kısmı geri alınırken, plastik deformasyon kalıcı olarak yuizeyde iz bırakır ve bu iz derinliği h_f olarak tanımlanır. Söz konusu parametreler ile baticı ucun yuikleme–boşaltma sırasındaki hareketi ve yuizeyle etkileşimi Şekil 4. 17’de şematik olarak sunulmuştur.



Şekil 4.17: Nanoindentasyon testinde h_{maks} , h_c ve h_f parametrelerinin tanımı ve baticı ucun yuikleme–boşaltma sırasında yuizeyle etkileşimi (Shirazi vd., 2021).

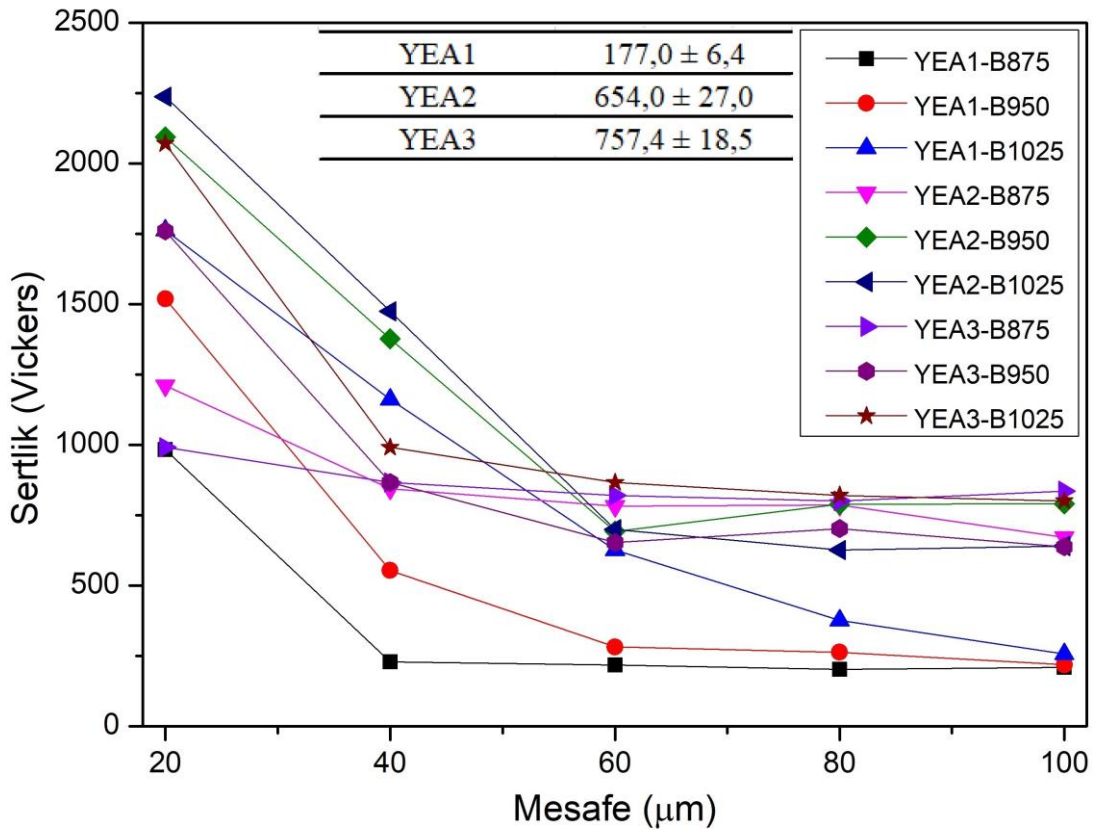
İndirgenmiş elastik modül (E_r), nanoindentasyon sırasında hem numune hem de baticı uca ait elastik deformasyonları dikkate alan bileşik elastik modül değeridir. Bu parametre, numunenin ve indenterin Poisson oranları ile gercek elastik modülleriyle ilişkilidir. E_r değerinin yüksek olması, malzemenin elastik rijitliğinin yüksek olduğunu gosterir. İndirgenmiş sertlik (H), nanoindentasyonda uygulanan F_{maks} 'ın bu yuik altındaki temas alanına (A_p) oranı olarak tanımlanır: $H_{IT} = \frac{F_{maks}}{A_p}$. Bu değer, malzemenin plastik

deformasyona karşı gösterdiği direnci temsil eder; dolayısıyla büyük H değerleri, daha sert yüzeylere işaret eder. Plastik/Elastik oran (h_f/h_{maks}), kalıcı derinliğin toplam penetrasyon derinliğine oranıdır. Bu oran, malzemenin plastik deformasyona ne derece eğilimli olduğunu gösterir. Yüksek oranlar (yaklaşık 0,7–0,9), elastik geri tepmenin düşük olduğunu ve malzemenin yük altında büyük oranda plastik deformasyona uğradığını belirtir. Düşük oranlar (0,2–0,4 aralığında) ise elastik geri tepmeyi ön plana çıkarır; bu durumda deformasyonun önemli bir kısmı geri alınabilir niteliktedir. Sertlik–Modül oranı (H/E_r), bir malzemenin elastik deformasyon sınırına kadar ne ölçüde dayanabildiğini gösteren önemli bir göstergedir. Bu oran, elastik gerinim kapasitesi ile ilişkili olup, yüksek değerler genellikle iyi aşınma direnci ile ilişkilendirilir. Plastik direnç parametresi olarak da bilinen H^3/E_r^2 oranı ise malzemenin plastik deformasyona karşı gösterdiği direnç düzeyini yansıtır. Bu oran, sertlik ve elastik modülün birleşik etkisini temsil eder. Yüksek H^3/E_r^2 değerleri, malzemenin aşınmaya karşı üstün direnç gösterme potansiyeline sahip olduğunu işaret eder.

YMK faz, nispeten sünek ve görece yumuşak bir yapıya sahiptir. Buna karşılık, σ (sigma) fazı; Cr ve Mo gibi elementlerce zengin, intermetalik yapıda ve oldukça sert bir fazdır. Alaşım σ -faz içerdiğinde, H ve E_r değerleri YMK matrisine kıyasla belirgin biçimde daha yüksek düzeyde ölçülmektedir. Yüksek elastik modül nedeniyle, elastik sınır dayanımı da artış göstermektedir. Ancak, sigma fazının kırılğan doğası, elastik geri tepmeyi azaltır; bu durum, h_f/h_{maks} oranının YMK fazına kıyasla genellikle daha yüksek olmasına neden olur. Buna ek olarak, borlama işlemi sonrasında yüzeyde oluşan MeB ve Me₂B (metal borür) katmanları da oldukça sert ve gevrek yapılarıyla mekanik özelliklere önemli katkı sağlamaktadır. Hem σ -fazın hem de borür tabakasının katkısıyla, alaşımın genel sertliği ve rijitliği belirgin biçimde artarken, elastik deformasyon kapasitesi sınırlanmaktadır. Özetle, Mo içeriği arttıkça alaşımda σ -faz miktarı da artmakta; buna paralel olarak H/E_r ve H^3/E_r^2 gibi mekanik parametrelerde yükselme gözlenmekte, elastik geri tepme oranı ise azalmaktadır.

Nanoindentasyon sonuçları, ölçülen sertlik değerlerinin mikrosertlik verileriyle genel olarak uyumlu olduğunu göstermektedir. İndirgenmiş sertlik (H) ve indirgenmiş elastik modül (E_r) değerleri, borlanmamış numunelerde sırasıyla 172,1–230,5 GPa ve 215,9–298,5 GPa arasında değişmektedir. Maksimum girinti derinliği (h_{maks}) ise 119,0–234,8 nm

aralığında ölçülmüş olup, bu değerler fazların sertliğiyle uyumluluk göstermektedir. Sert borür tabakalarında girinti derinliği daha düşük iken, daha düşük borlama sıcaklıklarında işlem görmüş numunelerde ve borlanmamış örneklerde daha yüksek değerler kaydedilmiştir. Tablo 4.17'de sunulan veriler arasında dikkat çeken önemli parametrelerden biri de h_f/h_{maks} oranıdır. Bu oran, plastik deformasyon dayanımı düşük olan seramik yapıları borür tabakasında en düşük seviyede bulunmuştur. Tablodan elde edilebilecek bir diğer önemli veri ise H/Er oranıdır. Bu oran, fazların aşınma direncine ilişkin bilgi sunar. Sert ve gevrek özellikteki borür tabakasının yüksek H/Er oranına sahip olması beklenmekte olup, bu eğilim tablo verilerinde de açık biçimde görülmektedir.



Şekil 4.18: 875 °C, 950 °C ve 1025 °C’de borlanan YEA numunelerinde derinliğe bağlı mikrosertlik verileri

Borlamadan sonra yüzeyden uzaklığa bağlı olarak değişen mikrosertlik değerleri Şekil 4.18’te sunulmuştur. Değerler incelendiğinde, yüzeye en yakın bölgeden alınan ölçümlerin, borlamanın etkisiyle borlanmamış alaşımlara ve numunelerin iç bölgelerine kıyasla yaklaşık 3–4 kat daha yüksek $HV_{0,1}$ değerlerine sahip olduğu görülmektedir. SEM analizleri ve Tablo 4.16’da da gösterildiği üzere, borlanmış numunelerde MeB ve Me_2B toplam tabaka kalınlığı; 875 °C’de 13,2–18,7 μm , 950 °C’de 21,9–40,1 μm ve 1025 °C’de

50,3–65,8 μm aralığında ölçülmüştür. Borür tabakası kalınlığı üzerinde borlama sıcaklığının büyük etkisi bulunmaktadır (Milinović vd., 2022), bu durum deneysel sonuçlarda da görülmektedir. Borür tabakasından matrise doğru uzaklaşıldıkça, sertlik değerlerinde kademeli bir azalma gözlemlenmiş; yaklaşık 100 μm derinlikte matris sertliği seviyesine ulaşılmıştır. Borlanmamış YEA numunelerinde mikrosertlik cihazı ile yapılan testlerde ortalama sertlik değerleri sırasıyla 177,0 $\text{HV}_{0,1}$, 654,0 $\text{HV}_{0,1}$ ve 757,4 $\text{HV}_{0,1}$ olarak belirlenmiştir. Literatürde, Mo içeriği 1 olan yüksek entropili alaşımın (Mo1 YEA) mikrosertlik değeri 896 HV olarak raporlanmış olup, bu değer Mo içermeyen alaşımdan dört kat daha yüksektir (Niu vd., 2020). Bu durum, elde ettiğimiz mikrosertlik sonuçlarıyla benzerlik göstermektedir. Bununla birlikte, borlama işlemi sonrasında alaşımların matris bölgelerinin ortalama sertliğinde anlamlı bir değişiklik tespit edilmemiştir.

4. 4. Kuru Kayma Aşınma Davranışları

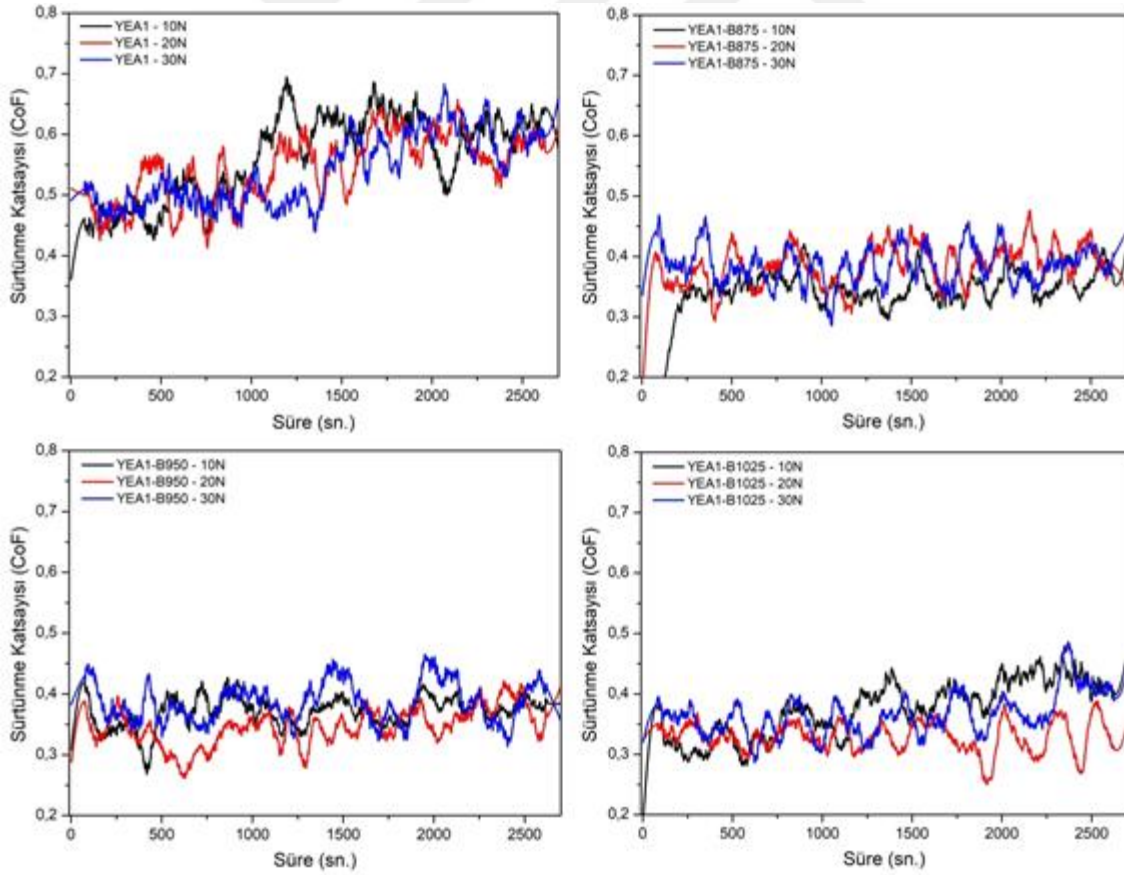
Kuru sürtünme aşınma testleri sonucunda elde edilen sürtünme katsayısı eğrileri, üç YEA ve dokuz borlanmış numune için ayrı ayrı değerlendirilmiştir. Bu kapsamda, YEA1 grubuna ait eğriler Şekil 4.19'da, YEA2 grubuna ait olanlar Şekil 4.20'de ve YEA3 grubuna ait olanlar ise Şekil 4.21'de verilmiştir. Sürtünme katsayısı eğrileri incelendiğinde, yüke bağlı olarak genel profilin belirgin biçimde değişmediği görülmektedir.

Tablo 4.18: Numunelere ait 10 N, 20 N ve 30 N yükler altında yapılan kuru sürtünme testlerinden elde edilen aşınma oranı (WR) ve sürtünme katsayısı (CoF) değerleri.

Numune	WR (10^{-3} , mm ³ / N.m)			CoF		
	10N	20N	30N	10N	20N	30N
YEA1	0,364	0,444	0,528	0,562	0,545	0,540
YEA1-B875	0,006	0,009	0,008	0,340	0,384	0,386
YEA1-B950	0,005	0,007	0,010	0,371	0,347	0,387
YEA1-B1025	0,002	0,007	0,008	0,375	0,329	0,366
YEA2	0,065	0,039	0,040	0,367	0,327	0,330
YEA2-B875	0,005	0,005	0,005	0,357	0,383	0,372
YEA2-B950	0,005	0,005	0,004	0,321	0,316	0,361
YEA2-B1025	0,001	0,003	0,004	0,321	0,315	0,311
YEA3	0,032	0,035	0,054	0,408	0,418	0,442
YEA3-B875	0,003	0,003	0,004	0,328	0,344	0,385
YEA3-B950	0,003	0,004	0,003	0,313	0,329	0,339
YEA3-B1025	0,001	0,003	0,003	0,310	0,289	0,330

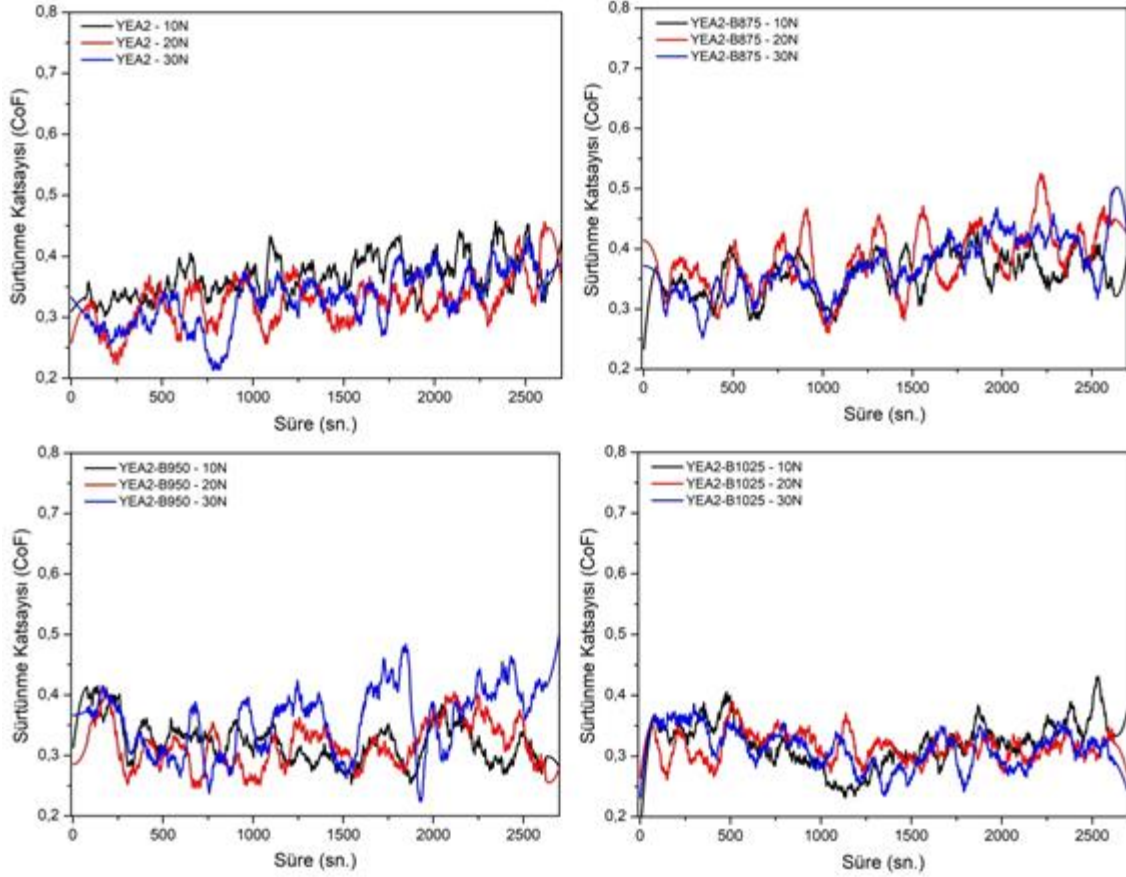
Literatürde, sürtünme katsayısı eğrilerinin genellikle üç temel evre sergilediği belirtilmektedir. İlk evre, testin başlangıcında (yaklaşık 0–10 metre) gözlemlenen ve sürtünme katsayısının hızlı bir artış gösterdiği 'alışma evresi'dir. Bu aşamada, yüzeydeki mikrotümseklikler plastik deformasyon veya kırılma yoluyla giderilerek yüzey daha düzgün hâle gelir. Yüzey ile aşındırıcı bilye arasındaki temas alanının artması ve yüzeyde henüz yağlayıcı bir oksit tabakasının oluşmamış olması, sürtünme katsayısındaki bu artışın başlıca nedenleridir. İkinci evre olan 'geçiş evresi', yaklaşık 10–50 metre aralığında gerçekleşmektedir. Bu aşamada yüzey pürüzlülüğünün azalması ve temas alanının artmasıyla birlikte sürtünme katsayısında sınırlı bir artış gözlemlenebilir. Testler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiş olsa da, temas yüzeylerinde meydana gelen lokal sıcaklık artışları, yüzeyde oksitlenmeye neden olmaktadır. Oluşan oksit tabakası, yüzeyde

sürekliğini koruduğu sürece sürtünme katsayısının düşük seyretmesini sağlamaktadır. Ancak evrenin sonuna doğru bu sürekliliğin bozulması, sürtünme katsayısında yeniden bir artışa yol açabilmektedir. Üçüncü evre olan 'kararlı aşınma evresi', 50–100 metre aralığında gerçekleşmektedir. Bu evrede sürtünme katsayısında gözlemlenen kademeli artış, yüzeyde oluşan oksit tabakasının zamanla parçalanarak yüzeyden ayrılmasıyla ilişkilidir. Oksit tabakasının sürekliliğini kaybetmesi, yüzeydeki düzensizlikleri artırmakta ve buna bağlı olarak sürtünme katsayısının yükselmesine neden olmaktadır. Sürecin ilerleyen aşamalarında yeni oksit tabakaları oluşurken, mevcut olanlar yüzeyden uzaklaşmaya devam etmektedir. Bu evrede sürtünme katsayısı genel olarak daha kararlı bir seyir izlemekte ve testin sonuna kadar yaklaşık sabit değerler etrafında kalmaktadır. Kararlı evre sırasında eğrilerde artan dalgalanmanın gözlemlenmesi ise olağan bir durumdur. Bu bölgede sürtünme katsayısı; aşınma süreci sırasında oluşan atık parçacıkların yüzeye tekrar yapışması, yerel sıcaklık artışlarına bağlı oksit bölgelerinin oluşması, bu bölgelerin kırılması ve yeniden oluşması gibi nedenlerle yüksek oranda



Şekil 4.19: YEA1 ve borlanmış numunelere ait kuru sürtünme aşınma testlerinde elde edilen sürtünme katsayısı eğrileri

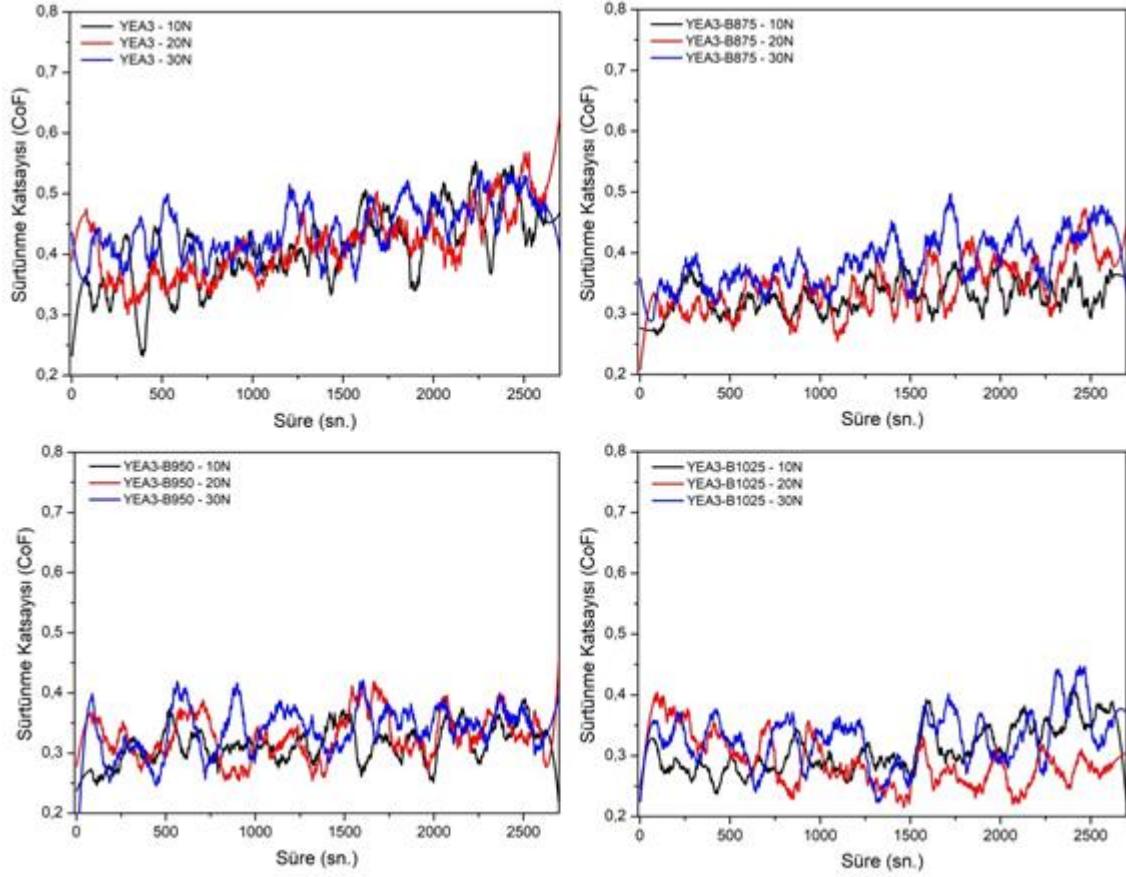
dalgalanabilir (Atam vd., 2025). Şekillerin incelenmesi sonucunda, kararlı aşamadaki düzensiz dalgalanma davranışının özellikle borlanmamış numunelerde belirgin olduğu; buna karşılık borlanmış numunelerde sürtünme katsayısının zamanla daha yatay ve dengeli bir seyir izlediği görülmektedir. Bu durum, borlama sonrası yüzeyde oluşan borür tabakasının yapısal bütünlüğü sayesinde sürtünme davranışının daha stabil hâle geldiğini ve aşınma sürecine özgü evrelerin belirgin şekilde izlenemediğini göstermektedir.



Şekil 4.20: YEA2 ve borlanmış numunelere ait kuru sürtünme aşınma testlerinde elde edilen sürtünme katsayısı eğrileri

Tablo 4. 18’te numunelere ait 10 N, 20 N ve 30 N yükler altında yapılan kuru sürtünme testlerinden elde edilen aşınma oranı (WR) ve sürtünme katsayısı (CoF) değerleri verilmiştir. Borlanmamış numunelerde sürtünme katsayısı değerlerinin zamanla daha düzensiz ve yüksek aralıklarda dalgalandığı gözlenmiştir. Özellikle YEA1 alaşımında CoF değerleri 0,54–0,56 seviyelerine kadar çıkmakta ve yüklerle birlikte belirgin bir artış eğilimi sergilemektedir. Buna karşılık, borlanmış numunelerde CoF değerleri genel olarak daha düşük seviyelerde seyretmiş ve zamana bağlı değişimi daha dengeli bir çizgide ilerlemiştir. Özellikle 950 °C ve 1025 °C’de borlanmış örnekler, yükten bağımsız olarak daha kararlı

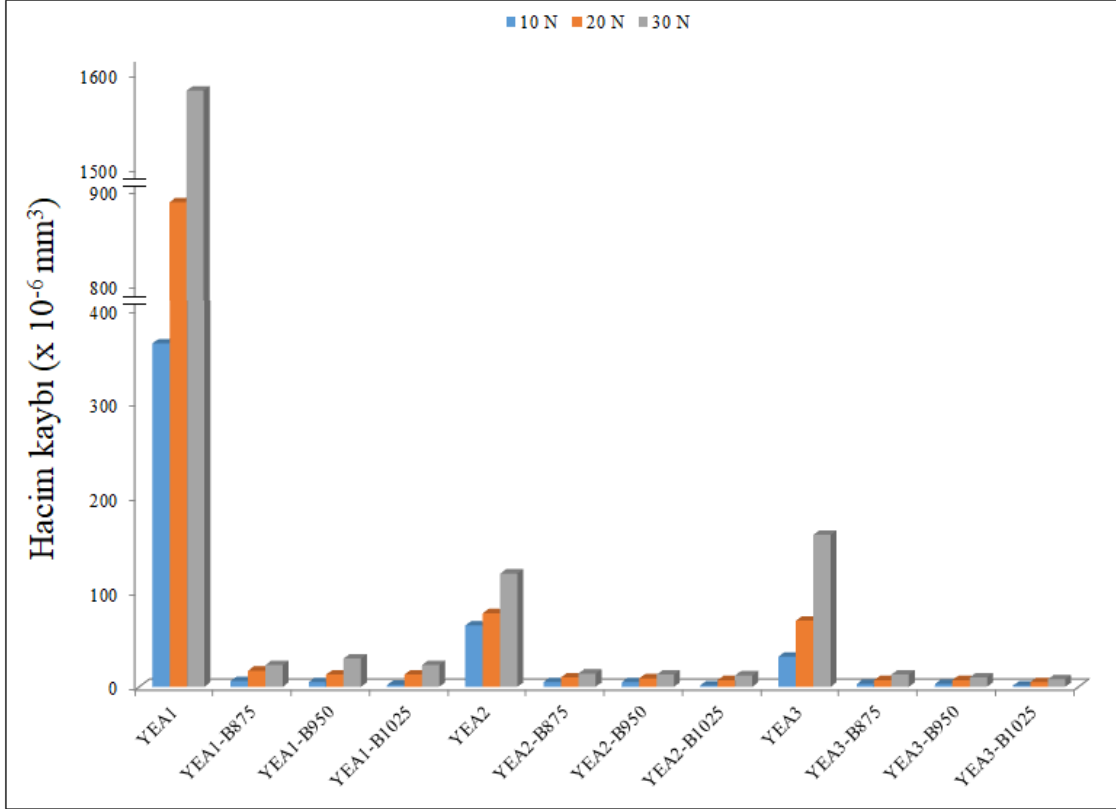
ve düşük CoF değerleri (~0,30–0,38) göstermiştir. Bu durum, borür tabakasının yüzeyde oluşturduğu sert, kaygan ve aşınmaya dayanıklı yapının bir göstergesi olarak değerlendirilmektedir.



Şekil 4.21: YEA3 ve borlanmış numunelere ait kuru sürtünme aşınma testlerinde elde edilen sürtünme katsayısı eğrileri

Aşınma oranı verileri incelendiğinde benzer bir eğilim gözlenmektedir. Borlanmamış alaşımlarda WR değerleri oldukça yüksek olup, örneğin YEA1 numunesinde 30 N yük altında $0,528 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ seviyesine ulaşmıştır. Aynı numunenin 1025 °C'de borlanmış hali ise yalnızca $0,008 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ değerinde kalmıştır. Bu durum, borlama işleminin aşınma oranını yaklaşık %98 oranında azalttığını göstermektedir. Benzer şekilde, Mo katkılı YEA2 ve YEA3 alaşımlarında da borlama ile birlikte WR değerlerinde anlamlı düşüşler meydana gelmiştir. En düşük WR değeri, YEA2-B1025 ve YEA3-B1025 numunelerinde (her ikisi için de $0,001 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) elde edilmiştir. Bu sonuç, Mo katkısının borlama sonrası oluşan yapının bütünlüğünü artırarak tribolojik performansı olumlu yönde etkilediğini göstermektedir.

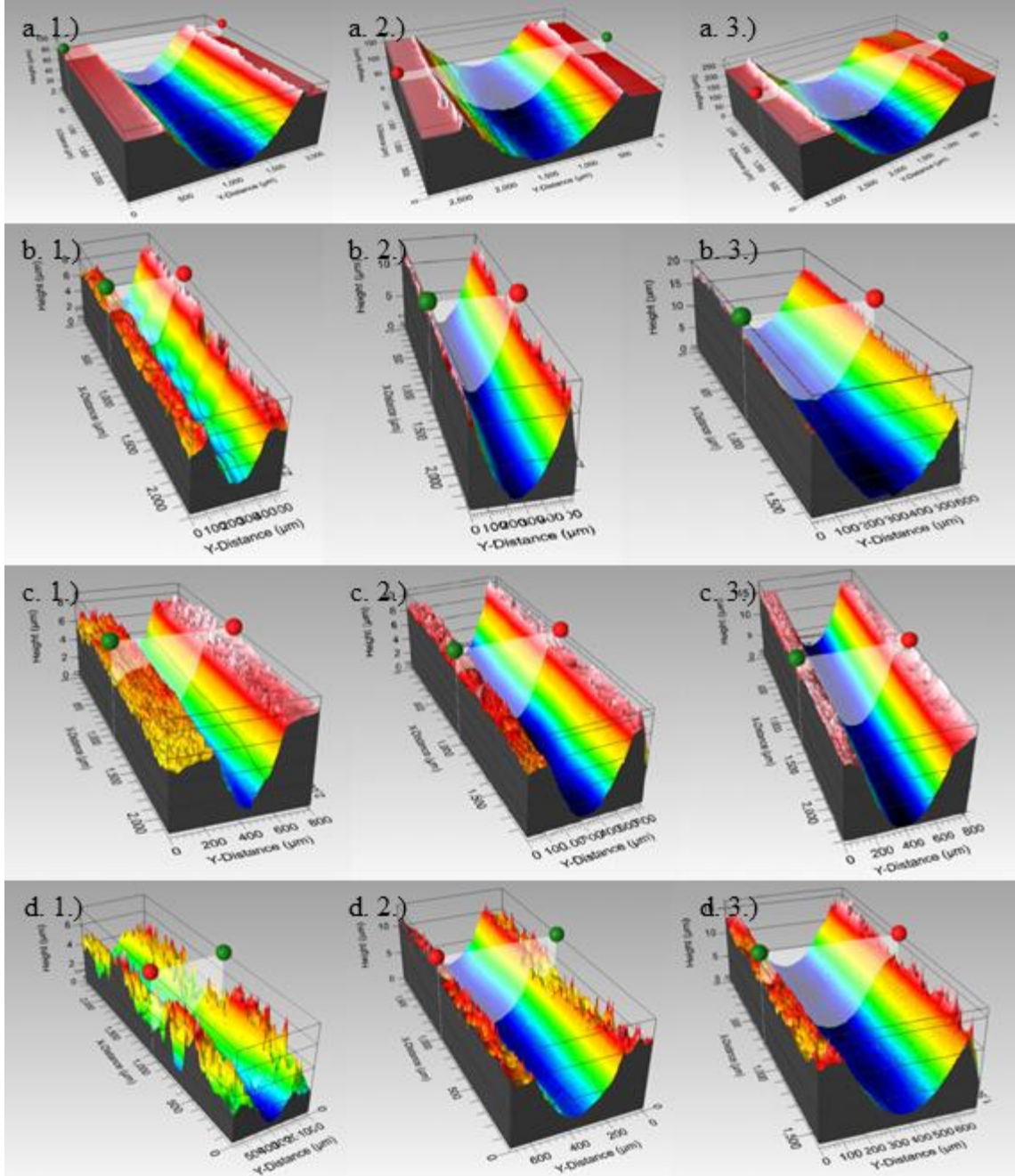
Uygulanan kuru kayma aşınma testleri sonrasında, numuneler üzerinde oluşan hacimsel kayıplar optik profilometri yöntemiyle belirlenmiş ve hacim kayıpları Şekil 4.22’de, aşınma izlerinin profil görünüşleri Şekil 4.23, 4.24 ve 4.25’te sunulmuştur. Bu ölçümler, ileri-geri hareketle gerçekleşen 100 metrelik aşınma yolu boyunca oluşan aşınma izinin üç boyutlu geometrisinin hacimsel analizine dayanmaktadır. Ölçüm birimi $\times 10^{-6} \text{ mm}^3$ cinsinden ifade edilmiştir.



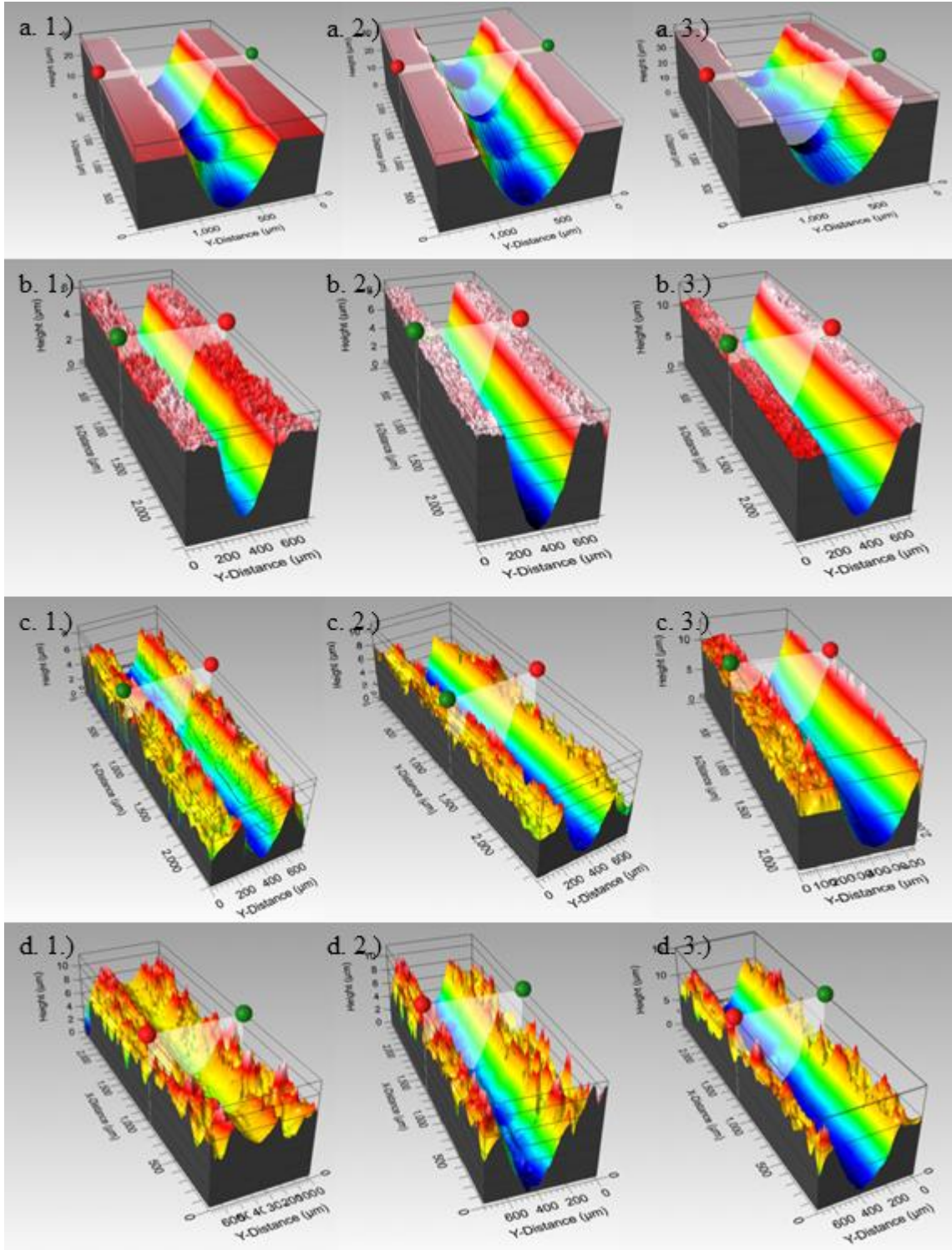
Şekil 4.22: YEA’lar ve borür kaplamaların hacim kayıpları

Borlama işleminin ve Mo alaşım elementinin etkileri, hacim kaybı verilerinde belirgin şekilde gözlemlenmiştir. Borlanmamış numuneler, özellikle yüksek yük koşullarında en yüksek hacim kaybı değerlerini sergilemiştir. Örneğin YEA1 numunesinde, 30 N yük altında elde edilen hacim kaybı $1583 \times 10^{-6} \text{ mm}^3$ olarak ölçülmüştür. Aynı alaşımın 1025 °C’de borlanmış hali olan YEA1-B1025’te ise bu değer yalnızca $23 \times 10^{-6} \text{ mm}^3$ ’e kadar düşmüştür. Bu durum, borlama işlemi sonucunda oluşan sert borür tabakasının, yüzey deformasyonunu sınırlandırarak hacimsel aşınmayı yaklaşık %98 oranında azalttığını ortaya koymaktadır. YEA2 ve YEA3 alaşımlarında Mo katkısının etkisiyle, borlanmamış hallerde dahi YEA1’e kıyasla daha düşük aşınma değerleri elde edilmiştir. Bununla

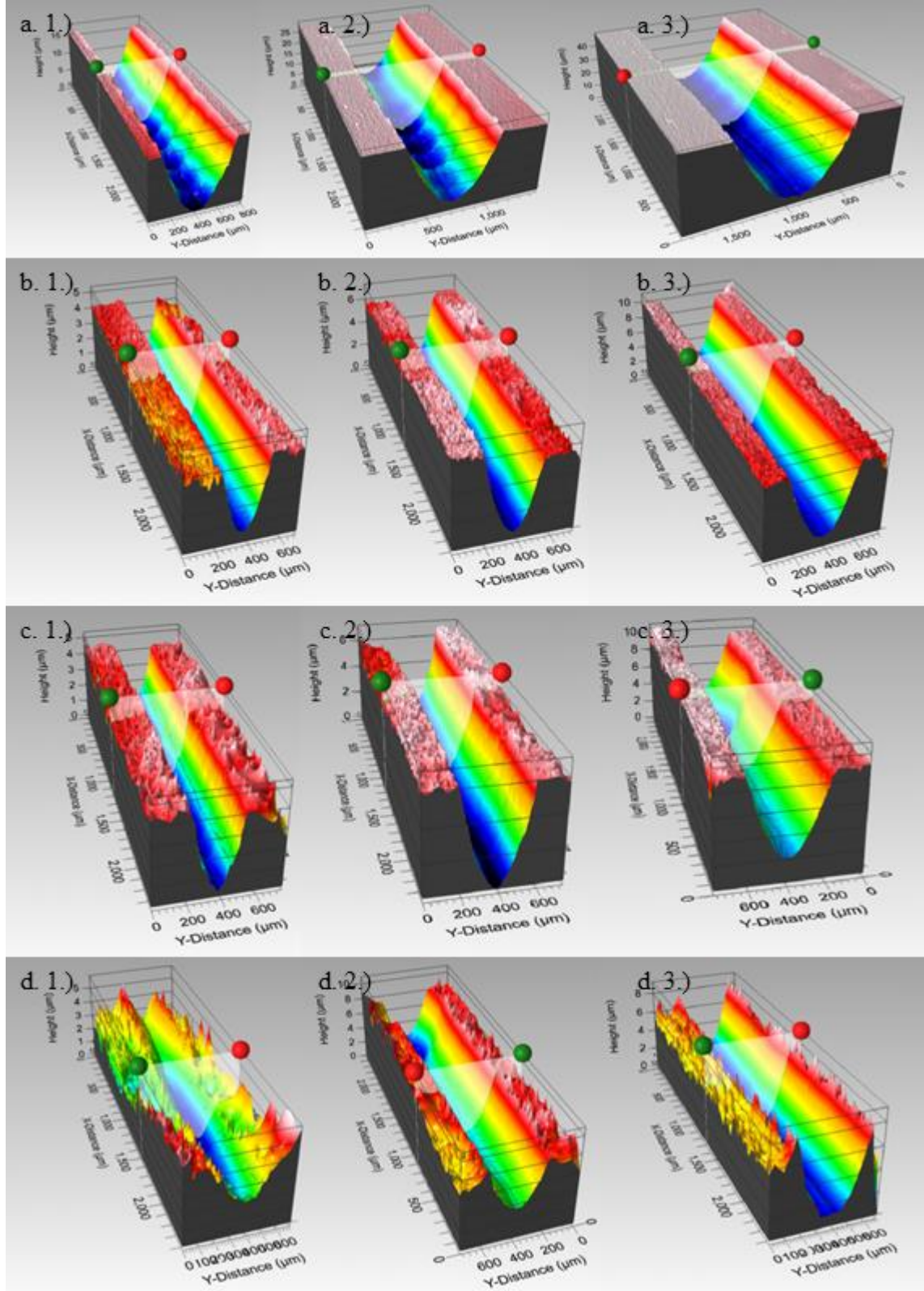
birlikte, Mo içeriği arttıkça borlama sonrası hacim kaybı daha da düşmüş ve en düşük değerler 1025 °C’de borlanmış Mo içeren numunelerde gözlemlenmiştir. Özellikle YEA3-B1025 numunesi, her üç yük seviyesinde de 8×10^{-6} mm³’e kadar düşen hacim kaybı ile en yüksek aşınma direncini sergilemiştir.



Şekil 4.23: Aşınma testleri sonucunda oluşan aşınma izlerinin profil görünüşleri: a.1) YEA1-10N, a.2) YEA1-20N, a.3) YEA1-30N, b.1) YEA1-B875-10N, b.2) YEA1-B875-20N, b.3) YEA1-B875-30N, c.1) YEA1-B950-10N, c.2) YEA1-B950-20N, c.3) YEA1-B950-30N, d.1) YEA1-B1025-10N, d.2) YEA1-B1025-20N, d.3) YEA1-B1025-30N.



Şekil 4.24:Aşınma testleri sonucunda oluşan aşınma izlerinin profil görünüşleri:
a.1) YEA2-10N, a.2) YEA2-20N, a.3) YEA2-30N, b.1) YEA2-B875-10N, b.2)
YEA2-B875-20N, b.3) YEA2-B875-30N, c.1) YEA2-B950-10N, c.2) YEA2-
B950-20N, c.3) YEA2-B950-30N, d.1) YEA2-B1025-10N, d.2) YEA2-B1025-
20N, d.3) YEA2-B1025-30N.



Şekil 4.25: Aşınma testleri sonucunda oluşan aşınma izlerinin profil görünüşleri: a.1) YEA3-10N, a.2) YEA3-20N, a.3) YEA3-30N, b.1) YEA3-B875-10N, b.2) YEA3-B875-20N, b.3) YEA3-B875-30N, c.1) YEA3-B950-10N, c.2) YEA3-B950-20N, c.3) YEA3-B950-30N, d.1) YEA3-B1025-10N, d.2) YEA3-B1025-20N, d.3) YEA3-B1025-30N.

Optik profilometri ile elde edilen 3D yüzey görüntüleri, sayısal bulgularla örtüşmektedir. Borlanmamış yüzeylerde derin ve geniş izler dikkat çekerken, borlanmış numunelerde izlerin daha sığ, daha dar ve kenar geçişlerinin daha düzgün olduğu görülmüştür. Bu durum, borlama işleminin yüzey bütünlüğünü artırarak daha dirençli bir tabaka oluşturduğunu ve plastik deformasyonun sınırlandığını göstermektedir.

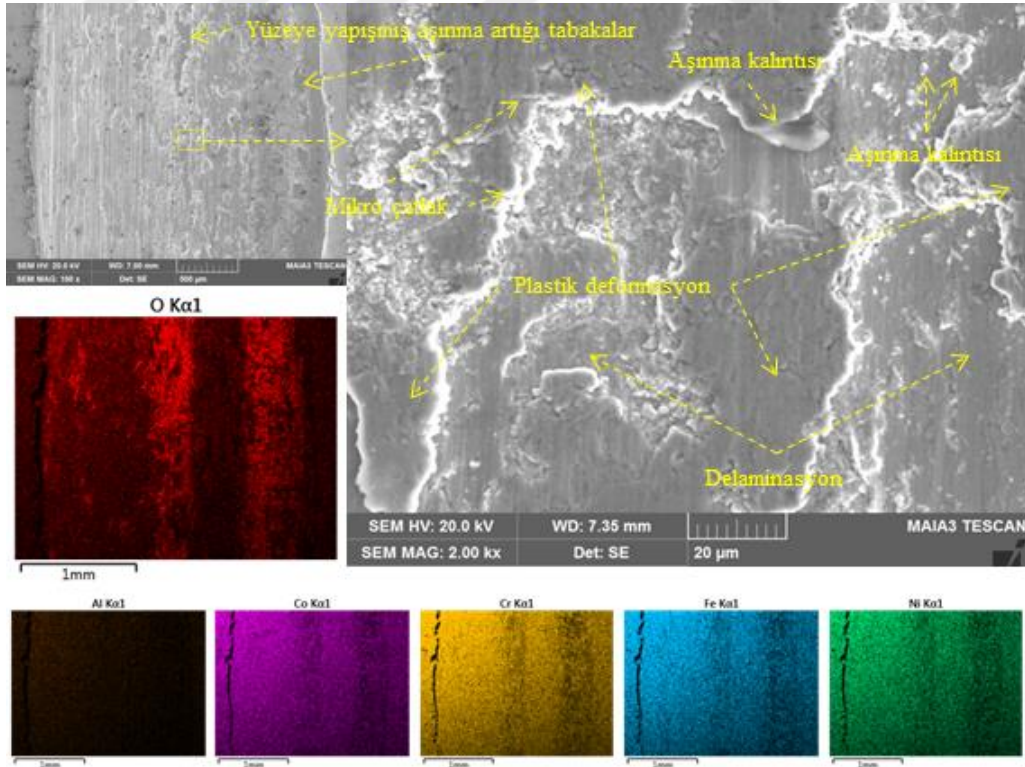
Tablo 4.19: Numunelere ait aşınma testleri sonrası (10 N, 20 N, 30 N) SEM ile belirlenen aşınma izi genişlikleri.

Numune	Genişlik (μm)		
	10N	20N	30N
YEA1	1443	1919	2365
YEA1-B875	300	502	602
YEA1-B950	341	431	580
YEA1-B1025	277	450	561
YEA2	762	810	952
YEA2-B875	311	404	456
YEA2-B950	323	377	449
YEA2-B1025	233	378	427
YEA3	606	780	1047
YEA3-B875	288	355	454
YEA3-B950	282	358	409
YEA3-B1025	161	366	407

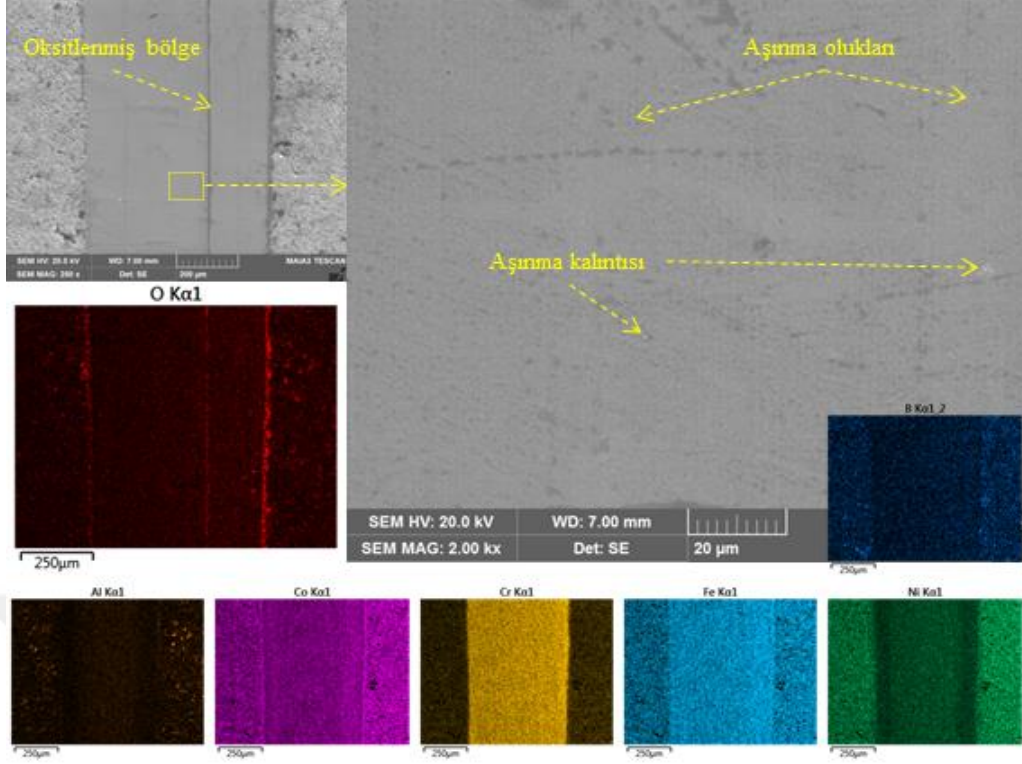
$\text{Al}_{0,25}\text{CoCr}_{1,5}\text{FeMo}_x\text{Ni}$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) alaşımlarının borlanmamış ve farklı borlama sıcaklıklarında (875 °C, 950 °C, 1025 °C) borlanmış numunelerine ait, 30 N yük altında yapılan kuru kayma aşınma testleri sonrası SEM görüntüleri ve EDS analizleri karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir. Toplam 12 numune üzerinden yapılan bu analizler, hem mekanik aşınma davranışı hem de oksidatif etkiler açısından detaylandırılmıştır. Yüzey morfolojilerinin anlaşılması, aşınma mekanizmalarının aydınlatılması ve borlama ile Mo katkısının yüzey performansına etkilerinin belirlenmesi açısından bu incelemeler büyük önem taşımaktadır. Ayrıca, her bir numunenin 10 N, 20 N ve 30 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testleri sonrasında SEM ile belirlenen aşınma izi genişlikleri Tablo 4.19’da sunulmuş ve yorumlanan mikro yapı özellikleri ile birlikte karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir.

YEA1 alaşımına ait borlanmamış ve farklı sıcaklıklarda borlanmış numunelerin (YEA1-30N, YEA1-B875, YEA1-B950 ve YEA1-B1025) 30 N yük altında gerçekleştirilen aşınma

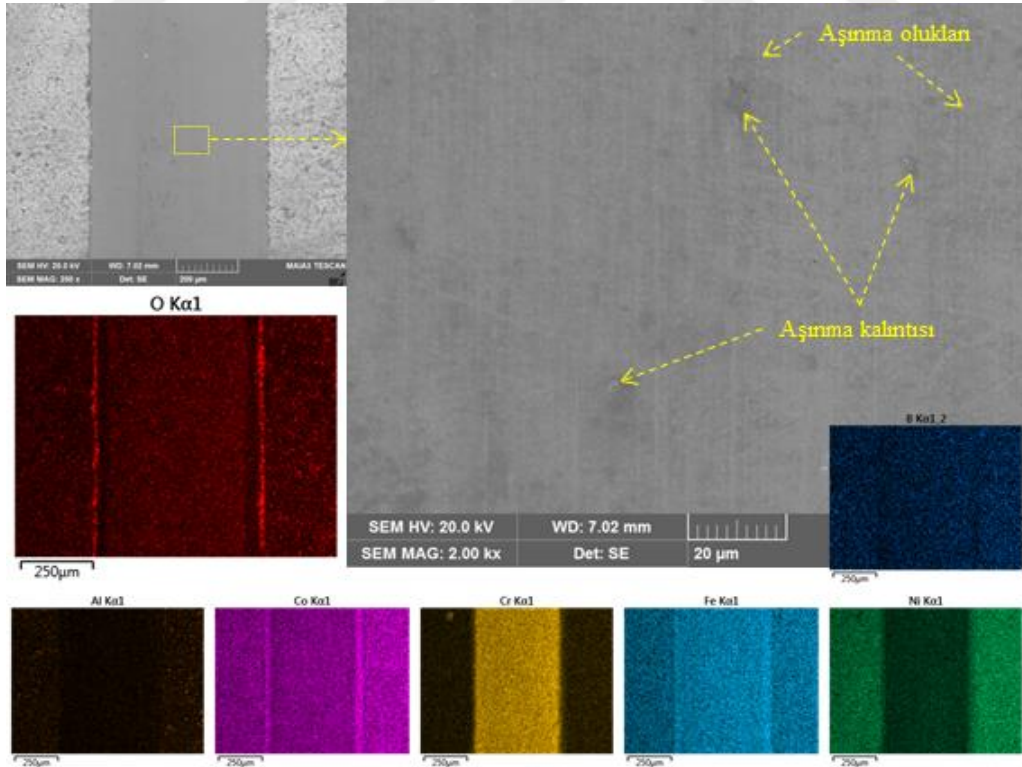
testleri sonrasında yüzeyde oluşan aşınma izleri, SEM görüntüleri ve ilgili EDS-haritalamaları ile detaylı olarak incelenmiştir. Bu numunelere ait mikroyapısal gözlemler Şekil 4.26–4.29’da sunulmaktadır. Borlanmamış YEA1 numunesinde SEM görüntülerinde yoğun plastik deformasyon, delaminasyon, mikro çatlaklar ve yüzeye yapışmış aşınma artıkları gözlemlenmiştir. Bu yapılar, tipik yapışma tipi aşınma mekanizmasını ortaya koymaktadır. Oksijen dağılımı, test sırasında oluşan yüzey sıcaklığının etkisiyle meydana gelen yoğun oksitlenmeye işaret etmektedir. Bu da sürtünme katsayısının yüksek ve dalgalı seyretmesine katkı sağlamıştır. YEA1-B875 numunesinde oluk yapısı daha düzenli hale gelmiş, aşınma kalıntıları ve oksitlenmiş bölgeler sınırlı kalmıştır. Borlama ile birlikte plastik deformasyon belirgin şekilde azalmış, yüzeyde oluşan izlerin geometrisi daha kararlı hale gelmiştir. YEA1-B950 numunesinde oluklar daha sığ ve yüzey daha az hasarlı gözlemlenmiştir. Oksijen dağılımında yoğunluk azalmış, bu da borür tabakanın oksitlenmeye karşı daha dirençli bir yapı oluşturduğunu göstermektedir. YEA1-B1025 ise çukurcuk yapısının ve deformasyonun az olduğu, borlama ile yüzeyin son derece dengeli hale geldiği yapıyı temsil etmektedir. Bu numune, en dar aşınma izi genişliğine (561 µm) ve en düşük hacim kaybına sahip örneklerden biridir.



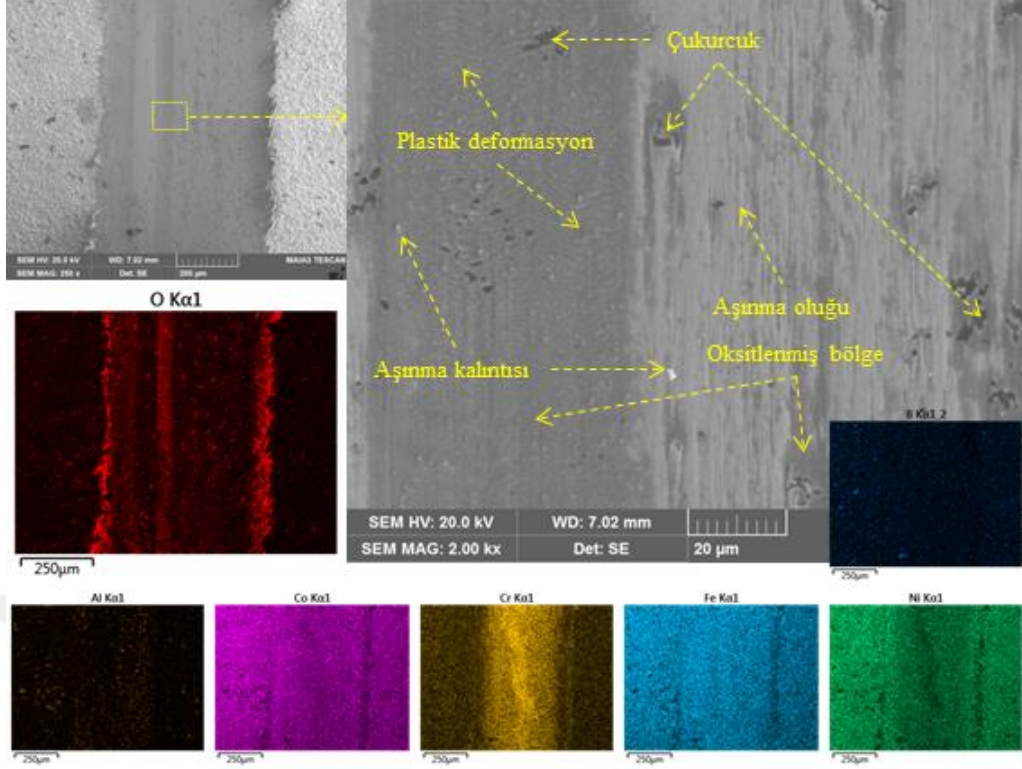
Şekil 4.26: YEA1-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



Şekil 4.27: YEA1-B875-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



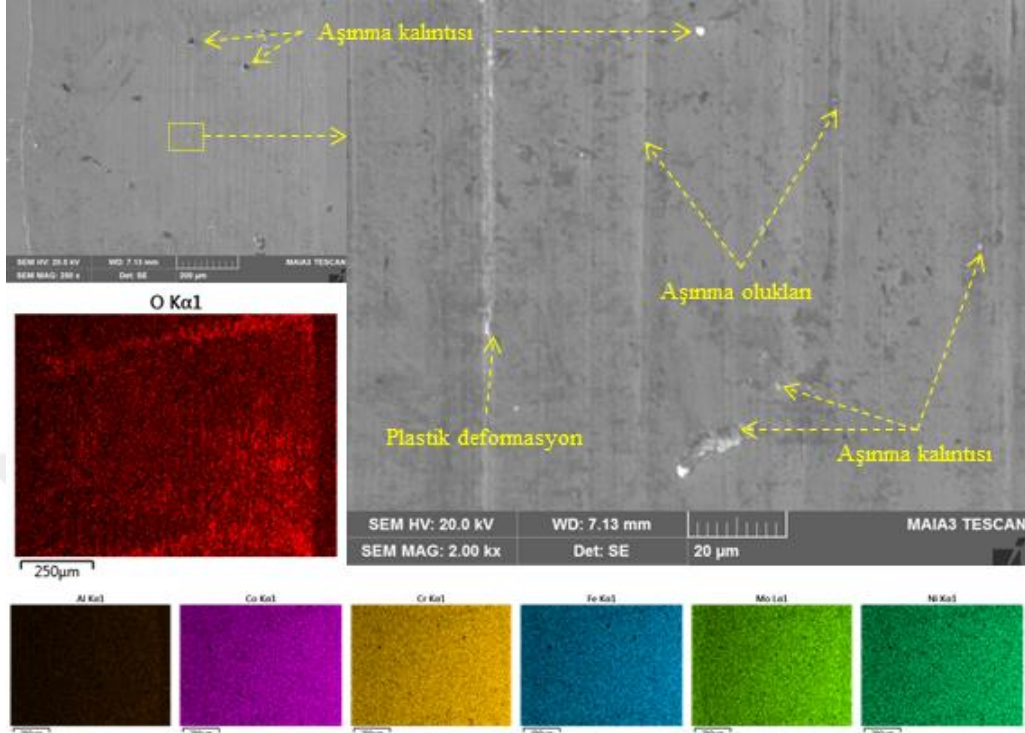
Şekil 4.28: YEA1-B950-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



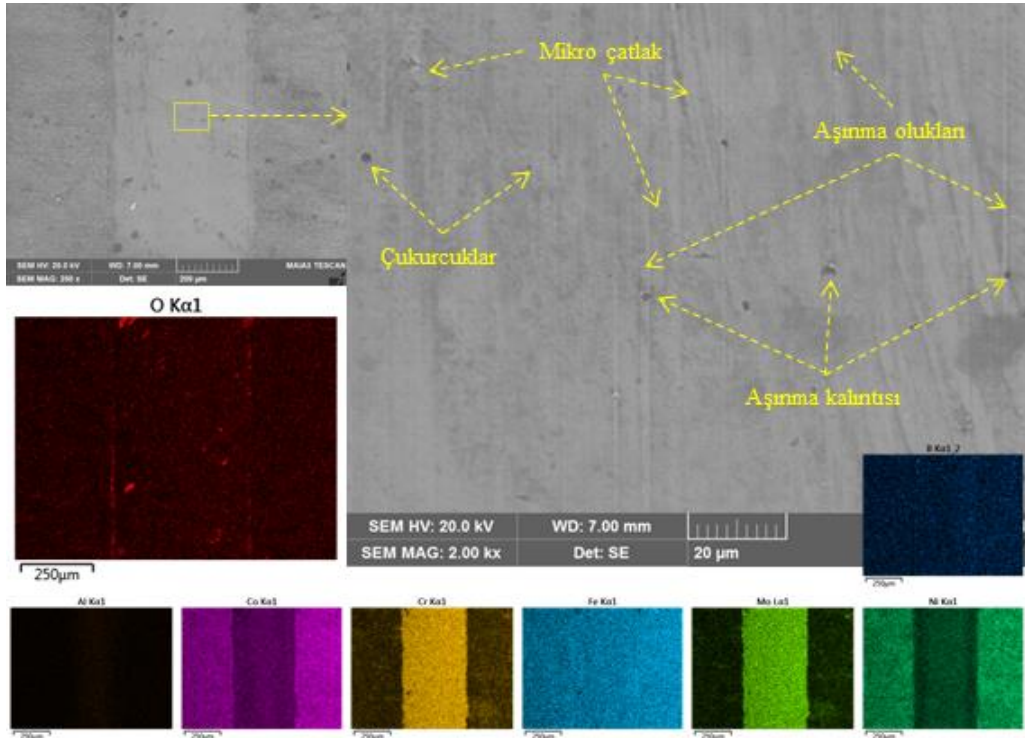
Şekil 4.29: YEA1-B1025-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri

YEA2 alaşımına ait borlanmamış ve farklı sıcaklıklarda borlanmış numunelerin (YEA2-30N, YEA2-B875, YEA2-B950 ve YEA2-B1025) 30 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testleri sonrasında oluşan yüzey hasarları, SEM görüntüleri ve EDS element dağılım haritaları ile birlikte değerlendirilmiştir. Bu numunelere ait mikroyapısal gözlemler Şekil 4.30–4.33’te sunulmaktadır. Borlanmamış YEA2 numunesi, plastik deformasyon ve aşınma olukları ile birlikte çizgisel ama daha kontrollü bir yüzey yapısı göstermiştir. Mo katkısı sayesinde YEA1’e kıyasla aşınma daha düşük seviyede kalmış, aşınma izi genişliği 952 μm civarında ölçülmüştür. Oksitlenme görece daha az, Mo elementi homojen dağılım göstermiştir. YEA2-B875 numunesinde mikro çatlaklar, çukurlar ve sınırlı oksitlenme izlenmiştir. Aşınma izleri boyunca yüzeye tutunmuş ince kalıntılar gözlenmekte, ancak deformasyonun yayılımı sınırlı kalmaktadır. YEA2-B950 numunesinde oluklar daha düzenli, yüzey daha homojen, oksitlenme daha azdır. B ve Mo elementleri yüzeye dengeli şekilde dağılmıştır. Bu yapı, borlama sıcaklığı arttıkça oluşan borür tabakanın mekanik kararlılığa önemli katkı sağladığını göstermektedir. YEA2-B1025’te ise bor ve Mo varlığı korunmuş olmakla birlikte, parçacık birikimiyle birlikte aşınma kalıntıları ve çukurcuklar yoğunlaşmıştır. Bu durum, 1025 °C’de gevrekliğin arttığını ve aşınma mekanizmasının aşındırmalı-daha karma tipte seyrettiğini göstermektedir. Hacim kaybı açısından

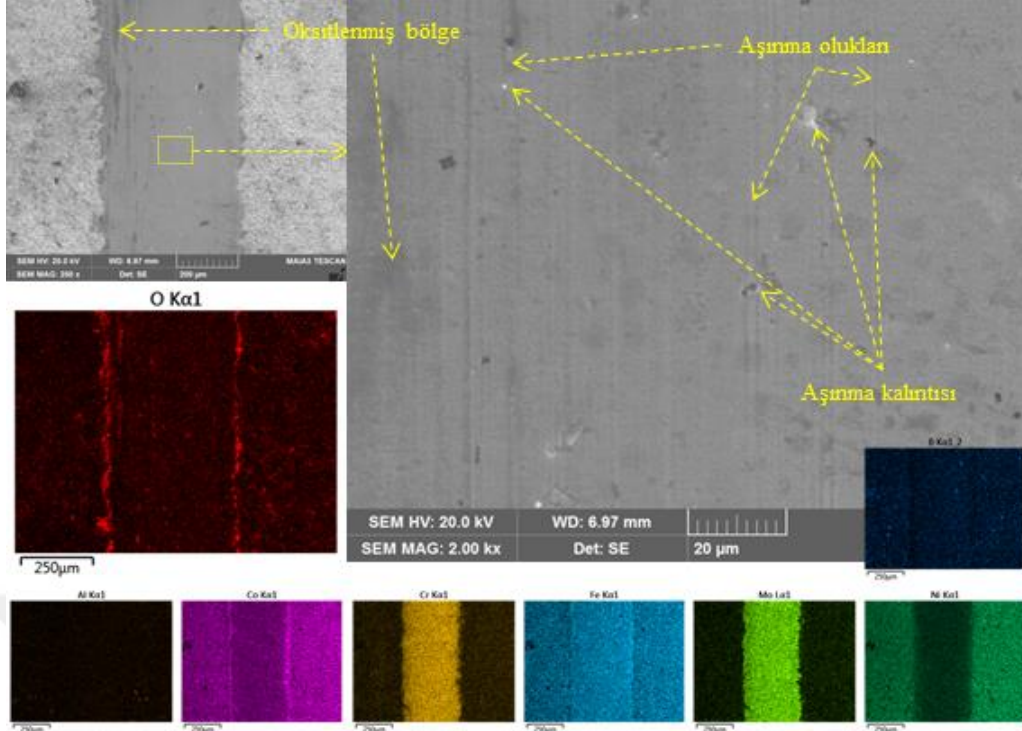
değerlendirildiğinde, bu numunede yalnızca 8×10^{-6} mm³'lük kayıp ile performansın yüksek olduğu görülmektedir.



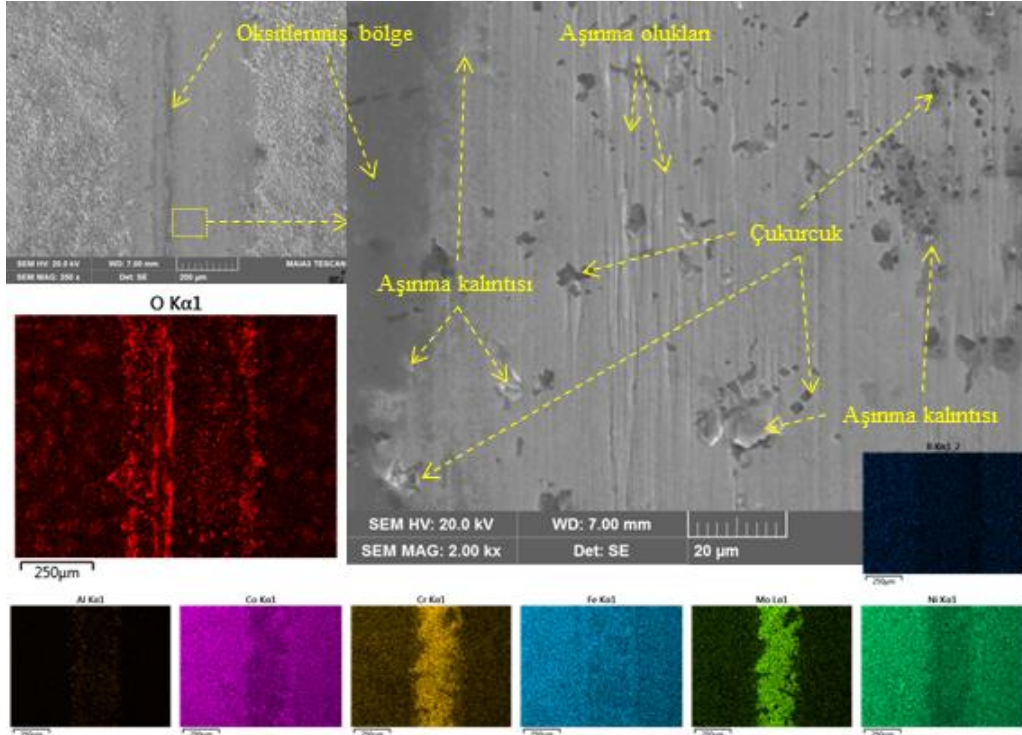
Şekil 4.30: YEA2-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



Şekil 4.31: YEA2-B875-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



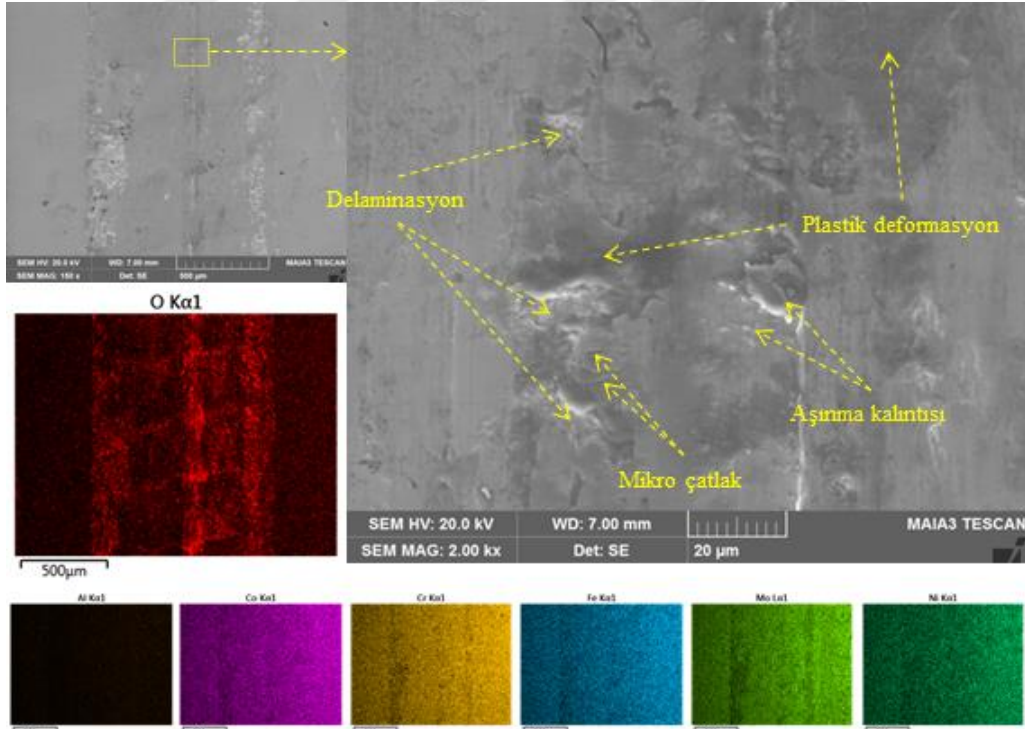
Şekil 4.32: YEA2-B950-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



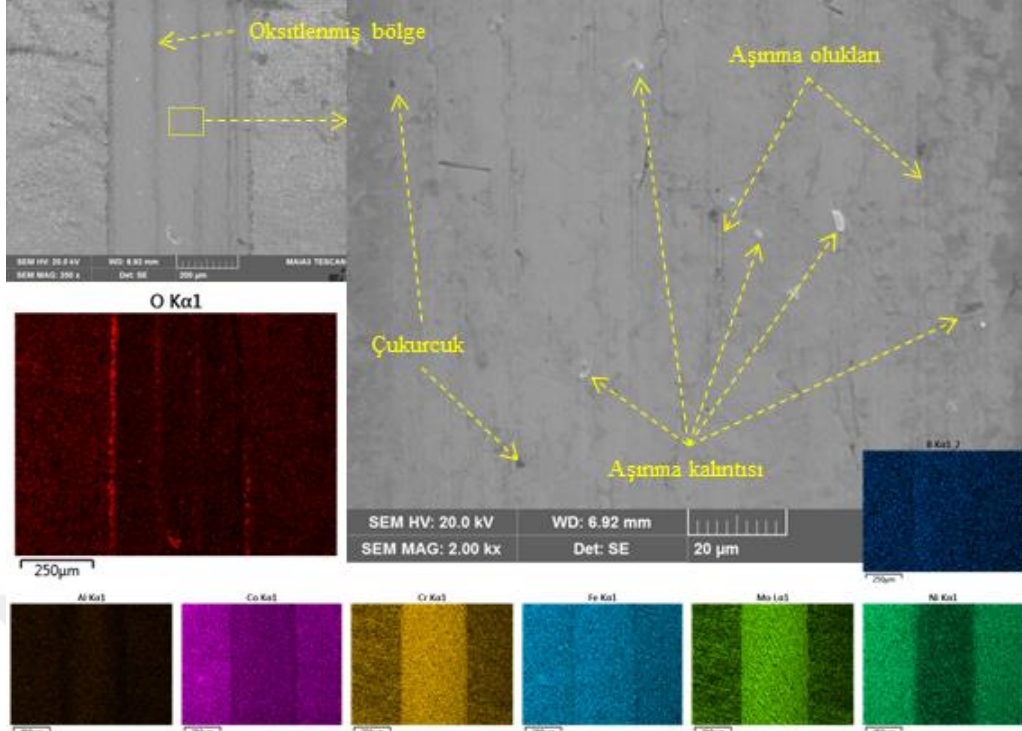
Şekil 4.33: YEA2-B1025-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri

YEA3 alaşımına ait borlanmamış ve farklı sıcaklıklarda borlanmış numunelerin (YEA3-30N, YEA3-B875, YEA3-B950 ve YEA3-B1025) 30 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası yüzeyde meydana gelen değişimler, SEM mikrografileri ve EDS haritaları

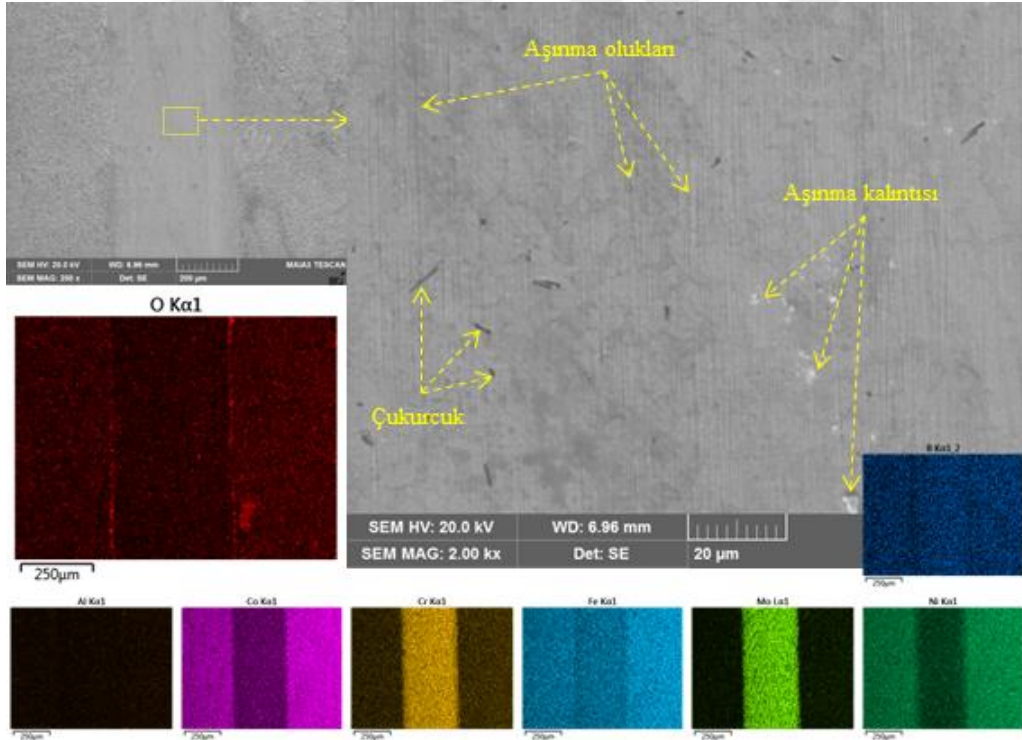
yardımıyla incelenmiştir. Elde edilen bulgular Şekil 4.34–4.37’de sunulmuştur. Borlanmamış YEA3 numunesinde delaminasyon, plastik deformasyon ve yoğun oksitlenme ile birlikte ciddi bir yapışma tipi aşınma mekanizması izlenmiştir. Oksijen yoğunluğu oldukça yüksek olup, yüzeyde kalın oksit tabakaları yer yer tekrar yapılmış aşınma ürünleriyle birleşmiştir. Bu durum, borlama olmadığında Mo katkısının tek başına yeterli olmadığını göstermektedir. Bu yapı, SEM görüntüsünde geniş aşınma izleriyle de uyumludur (1047 µm). YEA3-B875 numunesinde oluklar ve kalıntılar görülmekle birlikte çukur oluşumu başlamış, oksitlenme daha azdır. Yüzeyde parçacık kaynaklı deformasyon belirtileri dikkat çekmektedir. YEA3-B950 numunesinde aşınma izleri daha sığ, çukurlar azalmış, yapı daha homojen hale gelmiştir. Aşınma izleri boyunca çok az deformasyon izlenmiş, bu da borür tabakanın aşınma direncine katkısını göstermiştir. YEA3-B1025 numunesi ise çukurcuk dışında aşınma belirtisi taşımamakta; SEM ve EDS analizleriyle, yapısal bütünlüğü ve tribolojik direnci en yüksek numune olarak öne çıkmaktadır. Oksijen sinyali neredeyse ihmal edilebilecek düzeyde, aşınma iz genişliği ise sadece 407 µm seviyesindedir. Hacim kaybı da $3 \times 10^{-6} \text{ mm}^3$ gibi minimum düzeyde kalmıştır.



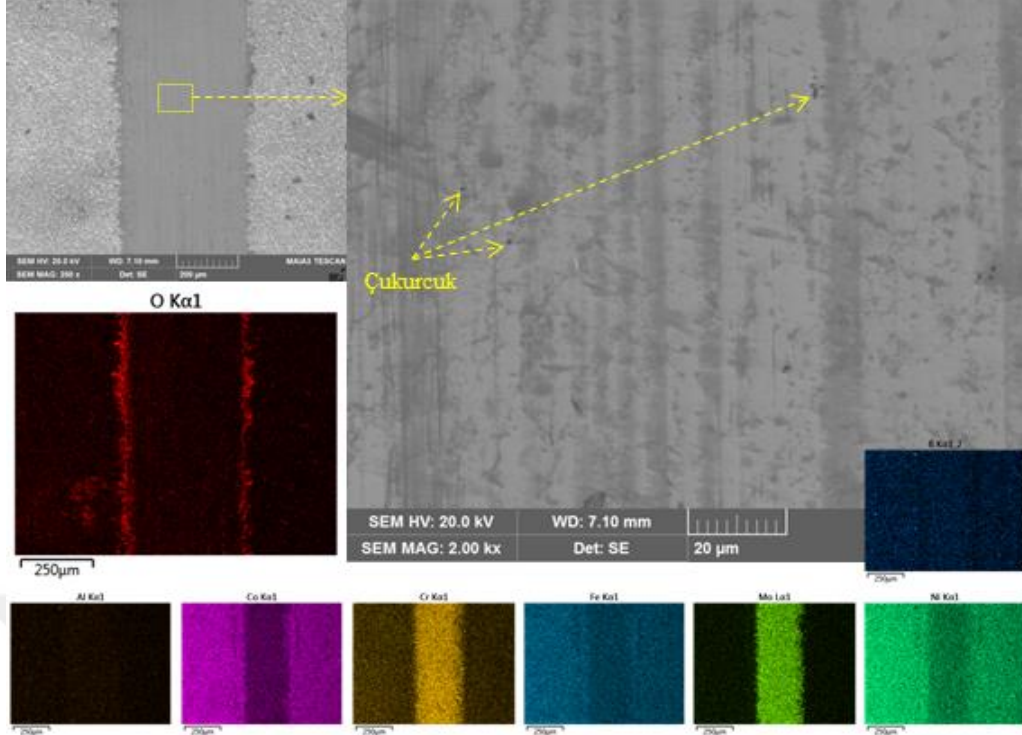
Şekil 4.34: YEA3-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



Şekil 4.35: YEA3-B875-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



Şekil 4.36: YEA3-B950-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri



Şekil 4.37: YEA3-B1025-30N numunesinin aşınma testleri sonrasında oluşan aşınma izlerine ait SEM ve EDS-haritalama görüntüleri

SEM ve EDS analizlerinden elde edilen bulgular, borlama sıcaklığının yükseltilmesiyle birlikte yüzeyde oluşan deformasyonun azaldığını, aşınma izlerinin daraldığını ve oksitlenmenin sınırlandığını açıkça göstermektedir. Özellikle 1025 °C’de uygulanan borlama işlemi, hem plastik deformasyon hem de yüzeye tutunan parçacık miktarını önemli ölçüde azaltmıştır. Ayrıca Mo katkısı arttıkça, borlama işleminin etkinliği daha belirgin hale gelmiş ve özellikle Mo içeren alaşımlarda borür tabakası daha bütünlüklü bir yapı sergilemiştir. Bu durum, yalnızca mekanik aşınma dirençlerini değil, aynı zamanda yüzey morfolojik kararlılığı ve oksidatif direnç gibi parametreleri de olumlu yönde etkilemiştir. SEM görüntülerinde çatlak, çukur, deformasyon izleri ve delaminasyon gibi ağır hasar belirtileri borlanmamış numunelerde yoğun olarak gözlenirken, borlanmış ve Mo içeren numunelerde bu yapılar önemli ölçüde ortadan kalkmıştır. EDS haritaları da bu değişimi doğrular nitelikte olup, özellikle O, B ve Mo elementlerinin yüzeydeki dağılımı borlama başarısını ortaya koymaktadır.

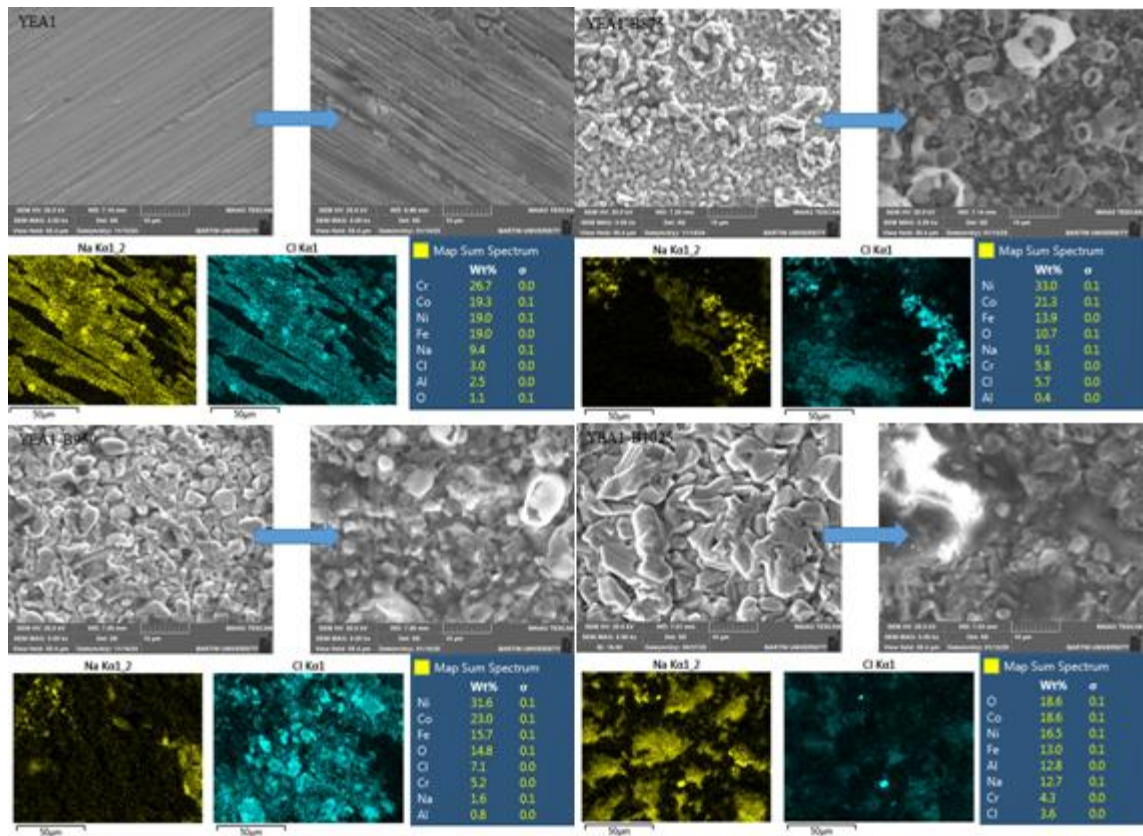
Sonuç olarak, borlama işlemi ve alaşım bileşimindeki Mo katkısı, yüksek entropili alaşımların tribolojik ve morfolojik performansını önemli ölçüde iyileştirmiştir. 1025 °C’de uygulanan borlama işlemi, özellikle en yüksek Mo içeren YEA3 alaşımıyla birlikte değerlendirildiğinde, en düşük sürtünme katsayısı, minimal aşınma hacmi ve en dar

aşınma izi genişliği ile bu çalışmadaki en üstün yüzey özelliklerini sunmuştur. SEM ve EDS analizleri, bu iyileşmenin temelinde yüzeyde oluşan yoğun borür tabakası, azalan oksitlenme eğilimi ve sınırlanan plastik deformasyon olduğunu ortaya koymuştur. Elde edilen sonuçlar, yüksek sıcaklık borlama işleminin Mo elementiyle birlikte uygulandığında, yüksek entropili alaşımların yüzey mühendisliği uygulamalarında yüksek performans sunan yapılar haline getirilebileceğini göstermektedir.



4. 5. Korozyon Davranışları

Şekil 4,38'te, YEA1 alaşımı ile bu alaşımın 875 °C, 950 °C ve 1025 °C sıcaklıklarda borlanmış halleri olan YEA1-B875, YEA1-B950 ve YEA1-B1025 numunelerine ait, korozyon öncesi ve sonrası elde edilen SEM görüntüleri ile EDX Sodyum (Na) ve Klor (Cl) element haritaları sunulmaktadır. Bu görüntüler, borlama sıcaklığının yüzey morfolojisi ve iyon birikimi üzerindeki etkisini karşılaştırmalı olarak değerlendirmeye olanak tanımaktadır.

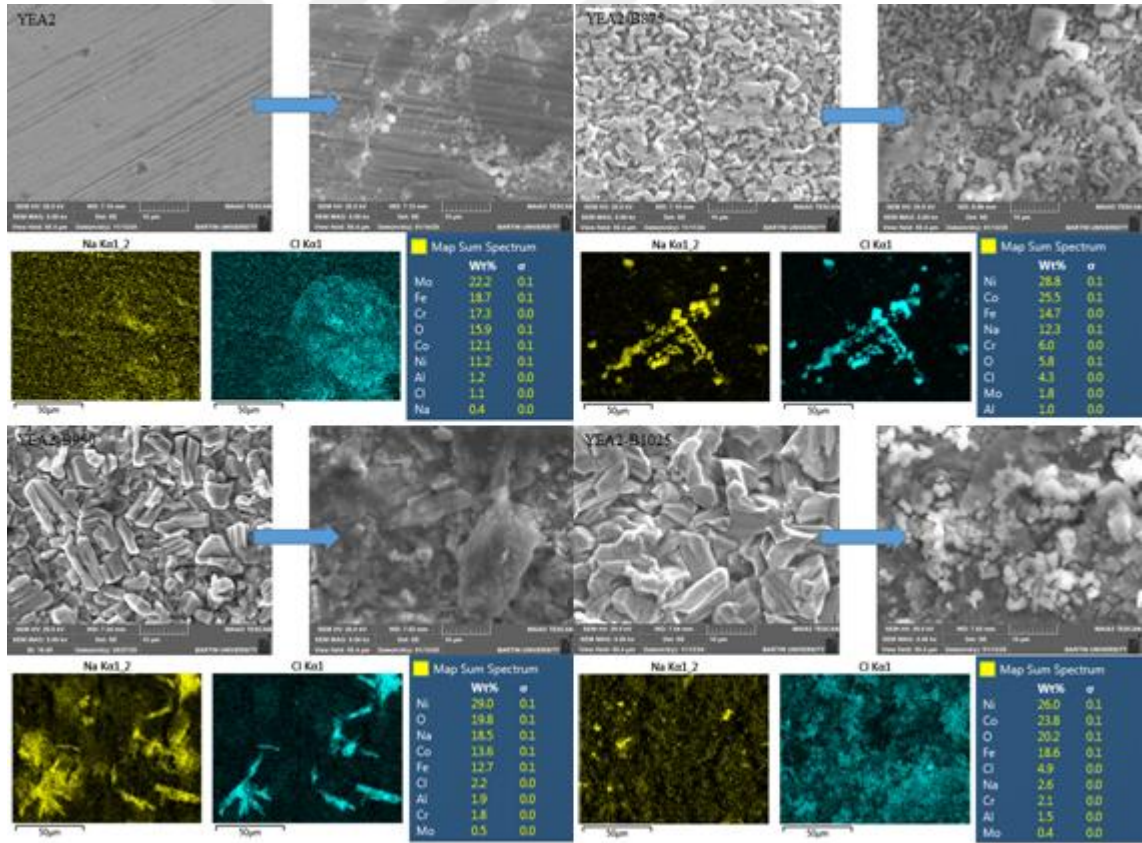


Şekil 4.38: YEA1 ve farklı sıcaklıklarda borlanmış YEA1-B875, YEA1-B950 ve YEA1-B1025 numunelerine ait korozyon testi öncesi ve sonrası SEM görüntüleri ile EDX Na ve Cl element haritaları

YEA1 alaşımının borlanmamış hali, paralel zımpara izlerini koruyan, düz ve mekanik olarak işlenmiş bir yüzey sunarken, korozyon sonrası bu yüzeyde lokal bozulmalar ve çizik izleri boyunca pitting tipi bozulmalar gözlenmektedir. Na ve Cl elementleri yüzeye doğrusal izler boyunca tutunmuş, bu da klorür kaynaklı noktasal korozyona işaret etmektedir.

875 °C’de borlanmış YEA1-B875 numunesinde korozyon sonrası yüzeyde düzensiz ve boşluklu yapılarda yeniden şekillenmiş alanlar ortaya çıkmıştır. Haritalama görüntülerinde Cl ve Na’nın yerel olarak yoğunlaştığı bölgeler gözlenmiş, bu durum yüzeye tutunmuş iyonik bileşik kalıntıları ve geçici korozyon ürünlerinin varlığını düşündürmektedir. 950 °C’de borlanmış YEA1-B950 numunesinde ise topografik yapı daha belirgin hâle gelmiş, yüzeyde parçalanmış yapılarla birlikte daha yoğun ve yaygın bir Na–Cl birikimi haritalarda izlenmiştir. Bu, muhtemelen borür katmanının yüzeye gözeneklilik veya mikroçatlaklar yoluyla ilettiği difüzyon kaynaklı bozulmalarla ilişkilidir.

YEA1-B1025 numunesinde ise yüzey bozulması daha yaygın olup, belirgin morfolojik yığılmalar ve düzensiz yapılar oluşmuştur. Haritalarda Na ve Cl geniş alanlara dağılmış ve tutunma davranışı homojen olmayan bir yapıya dönüşmüştür. Bu yapı, yüksek sıcaklıkta borlama sonrası yüzeyin daha reaktif ve geçirgen hâle geldiğini düşündürmektedir.



Şekil 4.39: YEA2 ve farklı sıcaklıklarda borlanmış YEA2-B875, YEA2-B950 ve YEA2-B1025 numunelerine ait korozyon testi öncesi ve sonrası SEM görüntüleri ile EDX Na ve Cl element haritaları

Şekil 4. 39'da, YEA2 alaşımı ve bu alaşımın 875 °C, 950 °C ve 1025 °C'de borlanmış versiyonları (YEA2-B875, YEA2-B950, YEA2-B1025) için korozyon testi öncesi ve sonrası elde edilen yüzey SEM görüntüleri ile EDX tabanlı Na ve Cl element dağılım haritaları yer almaktadır. Görseller, farklı borlama sıcaklıklarının yüzey topografisine ve iyon (Na, Cl) tutulumu üzerindeki etkilerini karşılaştırmalı olarak ortaya koymaktadır. YEA2 alaşımı, borlanmamış hâlinde oldukça düzgün, çizgisel izler barındıran bir yapı göstermekte ve korozyon sonrası yüzeyde lokalize birikmeler ve partikül oluşumları meydana gelmiştir. Na ve Cl, yüzeye düzensiz biçimde dağılmış ve yüzey bozulmalarına paralel olarak yerleşmiştir.

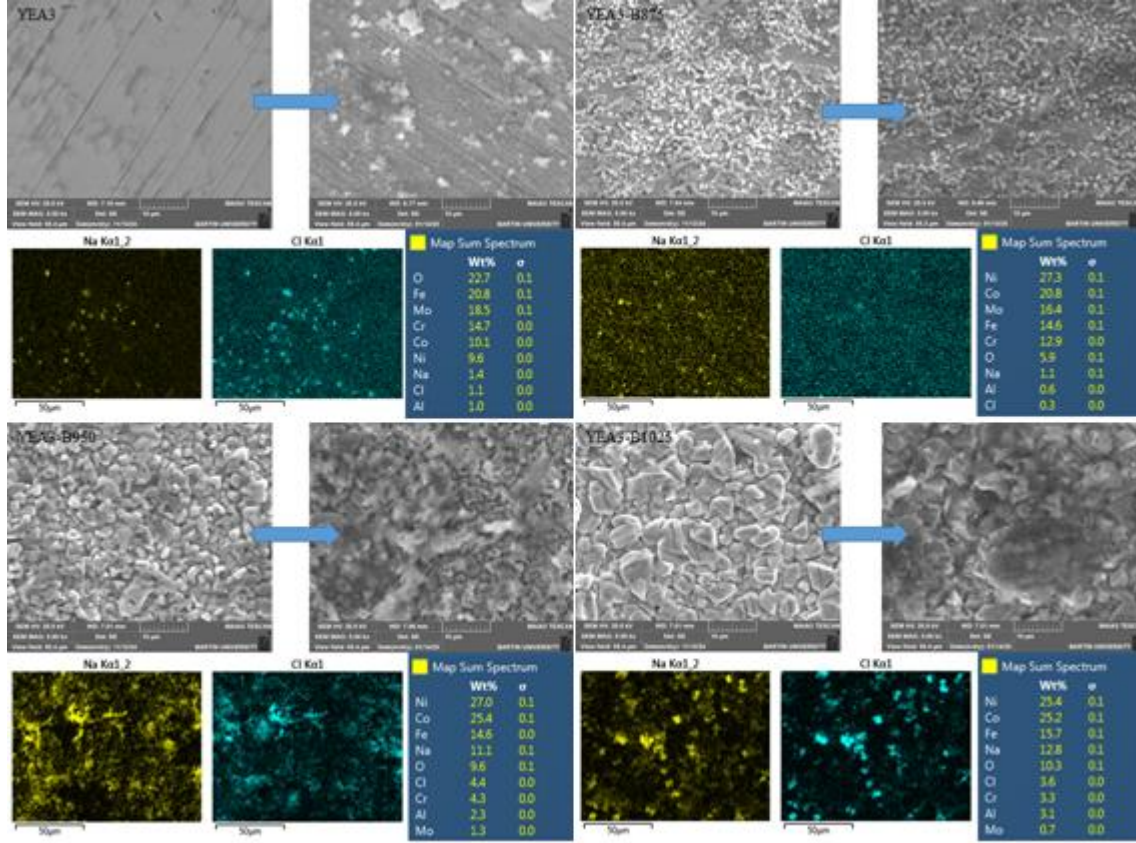
YEA2-B875 örneği, belirgin kristal yapılara sahip borür fazları içermektedir. Korozyon sonrası bu yapılar arasında çökmeler ve boşluk oluşumları gözlemlenmiş, Na ve Cl dağılımı ise geometrik olarak net tanımlanabilir lokal alanlarda yoğunlaşmıştır. Bu, yüzeydeki aktif bölgelerde selektif iyon birikimi olduğunu göstermektedir.

YEA2-B950 numunesi ise morfolojik olarak yumuşak geçişli, katmansı bir yüzey dokusuna dönüşmüş olup, Cl ve Na iyonları bu yüzey boyunca daha yaygın ama daha homojen olmayan bir dağılım göstermiştir. Gözlenen yoğun tutunma izleri, belirli bölgelerde borür tabakasının bozulması ya da çatlaması sonucu oluşmuş olabilir.

YEA2-B1025 numunesinde ise kristalin yapının yerini daha amorf bir doku almış; SEM görüntüsünde granüler parçalanmalar ve yoğun yığılmalar dikkat çekmiştir. Na ve Cl haritalarında bu dağınık morfolojiye uygun şekilde tutunma izleri yüzeylere yayılmıştır.

Şekil 4. 40'ta, YEA3 alaşımı ile 875 °C, 950 °C ve 1025 °C sıcaklıklarında borlama uygulanmış YEA3-B875, YEA3-B950 ve YEA3-B1025 numunelerine ait korozyon öncesi ve sonrası yüzey SEM görüntüleri ile Na ve Cl elementlerinin EDX haritalama analizleri sunulmaktadır. Bu veriler, borlama sıcaklığındaki değişimin YEA3 alaşımının yüzey yapısı ve iyonik bileşen birikimi üzerinde oluşturduğu farklılıkları gözlemlemeye imkân tanımaktadır. YEA3 alaşımı borlanmamış hâlinde düzgün, zımpara izleri korunmuş, metalik yüzey özellikleri göstermekte ve korozyon sonrası ince film benzeri birikintiler ile dairesel partikül kümeleri gözlenmektedir. Na ve Cl dağılımı, bu kümelenmelere paralel olarak yüzeye heterojen şekilde bağlanmıştır.

YEA3-B875 örneğinde, borlama sonrası kristal yapılar yüzeye hâkim olup, korozyon sonrası bu kristaller arasında çökeltme bölgeleri oluşmuştur. Na ve Cl haritalarında iyonların yayılımı bu gözenekli ve kırıklı yüzey morfolojisine karşılık gelen alanlarda görülmektedir.



Şekil 4.40: YEA3 ve farklı sıcaklıklarda borlanmış YEA3-B875, YEA3-B950 ve YEA3-B1025 numunelerine ait korozyon testi öncesi ve sonrası SEM görüntüleri ile EDX Na ve Cl element haritaları

YEA3-B950 numunesi, daha belirgin katmanlı bir yüzey sergilemekte; korozyon sonrası ise bu yapı bozulmuş, yüzeyde dağınık ve düzensiz yapılaşmalar meydana gelmiştir. Na ve Cl elementleri bu düzensiz yapılar içinde daha yoğun ve kompleks bir dağılım göstermiştir. Yüzeyin aktif alanlarında Cl birikiminin fazla olması, lokal elektrokimyasal reaksiyonların geliştiğine işaret etmektedir.

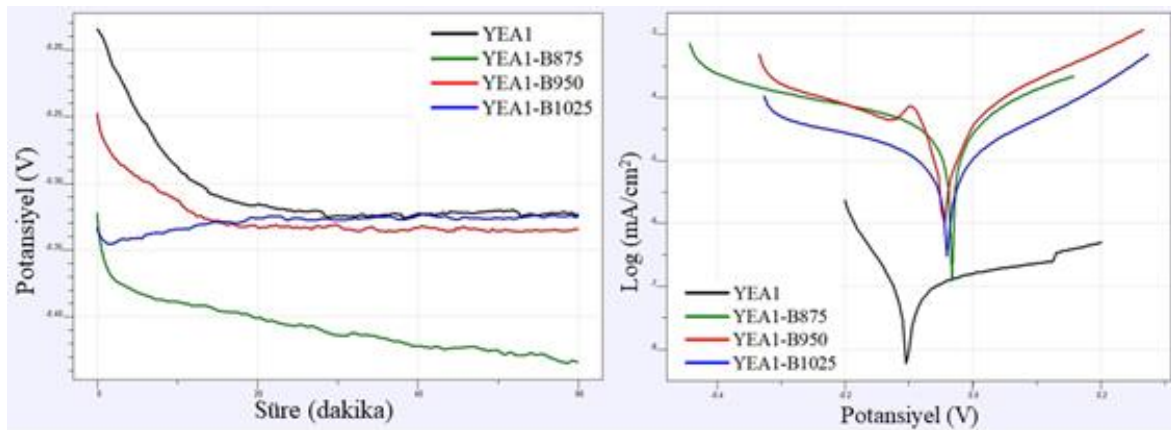
YEA3-B1025 örneğinde ise borür kristalleri arasında yoğun mikro boşluklu yapılar oluşmuş, bu yapıların korozyon sonrası çözünme ve parçalanma eğilimi gösterdiği izlenmiştir. Na ve Cl haritalarında yüzey boyunca homojen olmayan ancak sürekli bir

tutunma dağılımı gözlenmiş, bu da yüksek sıcaklık borlamanın yapısal kararlılık üzerindeki etkisini ortaya koymuştur.

YEA1 yüksek entropili alaşımı ve farklı sıcaklıklarda borlanmış örneklerinin elektrokimyasal korozyon davranışları %3,5 NaCl çözeltisi ortamında yapılan açık devre potansiyeli (OCP) ve Tafel polarizasyon testleri ile incelenmiş, elde edilen OCP eğrileri ve Tafel eğrileri Şekil 4.41’de sunulmakta olup, elektrokimyasal parametreler Tablo 4.20’de verilmiştir.

Şekil 4.41’de yer alan OCP eğrileri, numunelerin zamanla kararlılık kazanarak ulaştığı denge potansiyellerini göstermektedir. YEA1 numunesi, başlangıçta daha pozitif bir potansiyele sahipken (-0,1851 V), zamanla -0,3231 V seviyesine kadar negatif yöne kayarak kararsız bir yapı sergilemiştir. Bu durum, koruyucu bir pasif film oluşumunun yetersiz olduğunu ve korozyona karşı dirençsizlik gösterdiğini ortaya koymaktadır.

Buna karşılık, borlanmış numunelerde daha stabil ve kararlı OCP eğrileri gözlenmiştir. 875 °C’de borlanmış numune, -0,4337 V değerine kadar daha negatif bir denge potansiyeline ulaşmakla birlikte eğride sürekli bir düşüş gözlenmiş, bu da kararsız ya da gözenekli bir borür tabakasına işaret etmektedir. 950 °C’de borlanmış numune, -0,3374 V ile daha pozitif ve sabit bir OCP değerine ulaşarak daha kararlı bir pasif film oluşumunu yansıtmaktadır. 1025 °C’de borlu numune ise -0,3245 V seviyesinde dengeye ulaşmış olup, iyi bir stabilite göstermektedir.



Şekil 4.41: YEA1, YEA1-B875, YEA1-B950 ve YEA1-B1025 numunelerine ait açık devre potansiyeli (OCP) eğrileri ile Tafel eğrileri

Tafel eğrileri üzerinden elde edilen elektrokimyasal parametreler, numunelerin korozyon hızları, polarizasyon dirençleri ve elektrokimyasal davranışları hakkında ayrıntılı bilgi sunmaktadır. İlgili veriler Tablo 4.20’de özetlenmiştir.

Borlanmamış numune, düşük akım yoğunluğuna ve yüksek R_p değerine sahip olsa da bu değerler ölçümsel sapmalar nedeniyle güvenilir olmayabilir. 875 °C borlu numune, en yüksek korozyon akım yoğunluğuna ($4,51 \times 10^{-2}$ A/cm²) ve en yüksek korozyon hızına (4,978 mm/yıl) sahiptir; bu durum, düşük sıcaklıkta oluşan düzensiz ve süreksiz borür tabakasının koruyucu etkisinin zayıf olduğunu göstermektedir.

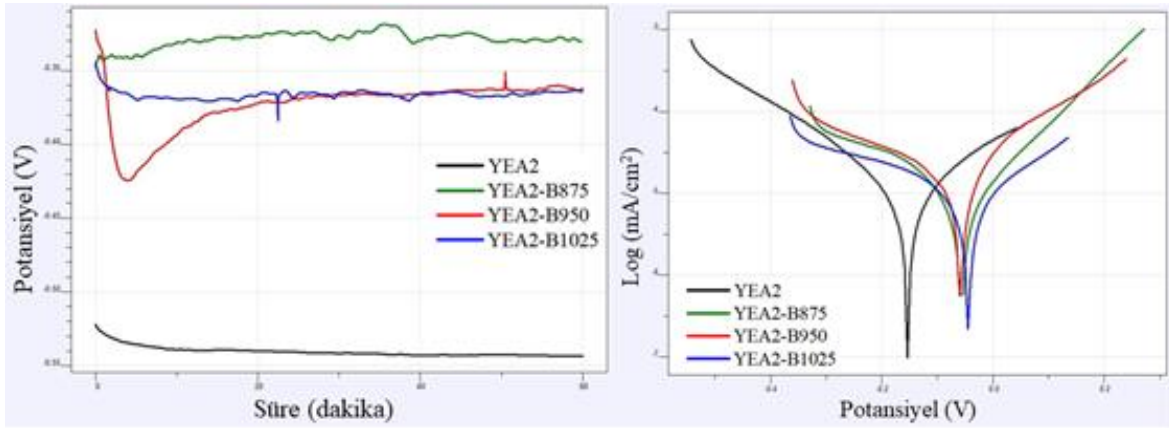
Tablo 4.20: YEA1 ve borlanmış numunelere ait elektrokimyasal korozyon parametreleri

Numune	Korozyona uğrayan alan (cm ²)	E _{corr} (V)	I _{corr} (A/cm ²)	P _p (Ω)	Korozyon Hızı (mm/yıl)
YEA1	0,585	-0,1216	1,83E-04	2,45E+08	0,0202
YEA1-B875	0,705	-0,0168	4,51E-02	1,81E+03	4,978
YEA1-B950	0,690	-0,0726	6,96E-05	1,86E+03	7,68
YEA1-B1025	0,660	-0,0241	1,60E-02	5,51E+03	1,769

En yüksek korozyon hızına sahip olan 950 °C borlu numune, düşük I_{corr} değerine sahip olsa da yüksek çözünme oranı göstermiştir. Bu durum, yüzeyin lokal olarak pasifliğini yitirip, çözünmenin başladığını düşündürebilir. 1025 °C’de borlanmış numune ise daha düşük akım yoğunluğu ve daha yüksek R_p değeriyle, görece daha dengeli bir korozyon direnci göstermiştir.

YEA2 alaşımına uygulanan farklı sıcaklıklardaki borlama işlemlerinin, alaşımın elektrokimyasal korozyon davranışı üzerindeki etkileri açık devre potansiyeli (OCP) ve Tafel polarizasyon testleri ile değerlendirilmiştir. Deneysel çalışmalar %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilmiş, elde edilen veriler Şekil 4.42’de sunulmuş, temel parametreler ise Tablo 4.21’de özetlenmiştir. Şekil 4.42’de gösterilen OCP eğrileri, numunelerin zaman içinde denge potansiyeline ulaşma eğilimlerini yansıtmaktadır. Borlanmamış numune, başlangıçta -0,5219 V gibi oldukça negatif bir değere sahip olup, zamanla -0,5433 V seviyesine kadar daha negatif değerlere kayarak, yüzeyin aktif ve korozyona yatkın bir yapıya sahip olduğunu ortaya koymuştur.

Borlanmış numunelerle karşılaştırıldığında, 875 °C borlanmış numune, -0,3303 V ile en pozitif ve kararlı denge potansiyeline ulaşmış, bu da yüzeyde sürekli ve pasif bir borür tabakası oluştuğunu göstermektedir. 950 °C borlanmış numune, -0,3622 V seviyesinde sabitlenmiş ve OCP eğrisinde geçici bozulmalar gözlenirse de genel anlamda stabil bir yapı sunmuştur. 1025 °C borlanmış numune, -0,3643 V potansiyele ulaşarak, kararlı fakat 875 °C'ye kıyasla daha düşük bir potansiyel göstermiştir. Bu durum, çok yüksek sıcaklık nedeniyle oluşabilecek gevrek yapılarla ilişkilendirilebilir.



Şekil 4.42: YEA2, YEA2-B875, YEA2-B950 ve YEA2-B1025 numunelerine ait açık devre potansiyeli (OCP) eğrileri ile Tafel eğrileri

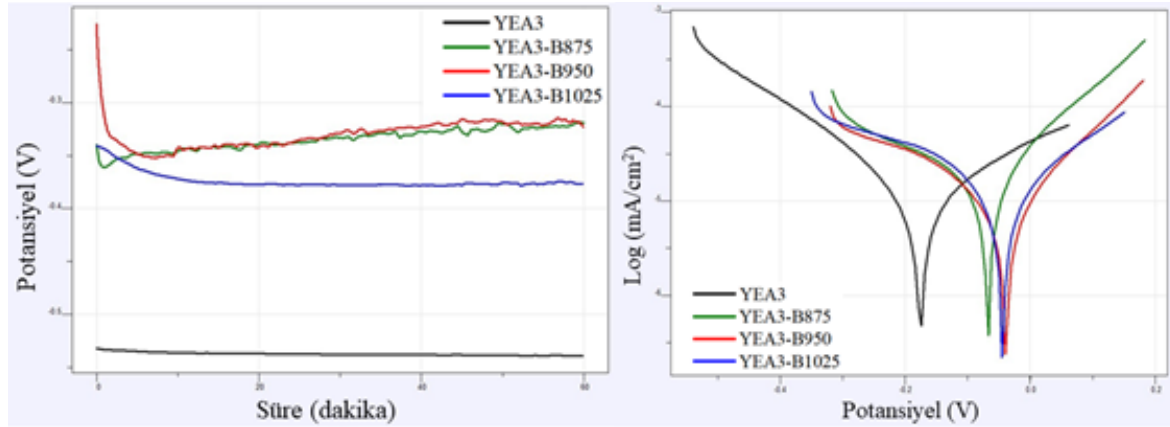
Şekil 4.42’de yer alan Tafel eğrileri üzerinden elde edilen elektrokimyasal veriler Tablo 4.21’de özetlenmiştir. Borlanmamış numune düşük I_{corr} değerine ve yüksek R_p ’ye sahiptir. Bu, görece daha düşük bir çözünme eğilimini yansıtmakla birlikte, pasif film oluşumu zayıf kalmaktadır. 875 °C borlama en pozitif E_{corr} değerine (-0,0151 V) sahiptir, bu durum stabil bir pasif film oluşumuna işaret etmektedir. Ancak I_{corr} değeri yüksek olduğu için çözünme oranı artmış ve bu da yüksek bir korozyon hızına (3,048 mm/yıl) neden olmuştur. 950 °C borlama en yüksek I_{corr} ($4,57 \times 10^{-2}$ A/cm²) ve korozyon hızına (5,743 mm/yıl) sahiptir. Bu, yüksek sıcaklıkta oluşan borür tabakasının gözenekli, süreksiz ya da çatlaklı olabileceğini göstermektedir. 1025 °C borlama en düşük E_{corr} ve I_{corr} değerlerinden birine sahip olmakla birlikte yüksek R_p değeriyle dikkat çekmektedir. Bu, yüzeyin görece daha pasif ve dirençli olduğunu göstermektedir.

YEA3 yüksek entropili alaşımının borlama uygulanmamış ve üç farklı sıcaklıkta (875 °C, 950 °C, 1025 °C) borlama işlemi uygulanmış hallerinin elektrokimyasal korozyon davranışları %3,5 NaCl çözeltisi ortamında yapılan açık devre potansiyeli (OCP) ve Tafel

polarizasyon testleri ile değerlendirilmiştir. Elde edilen veriler Şekil 4.43’de, sayısal parametreler ise Tablo 4.22’de sunulmuştur.

Tablo 4.21: YEA2 ve borlanmış numunelere ait elektrokimyasal korozyon parametreleri

Numune	Korozyona uğrayan alan (cm ²)	E _{corr} (V)	I _{corr} (A/cm ²)	P _p (Ω)	Korozyon Hızı (mm/yıl)
YEA2	0,675	-0,1349	1,49E-02	4,74E+03	1,868
YEA2-B875	0,480	-0,0151	2,42E-02	4,07E+03	3,048
YEA2-B950	0,420	-0,0839	4,57E-02	3,50E+03	5,743
YEA2-B1025	0,450	-0,0061	1,31E-02	6,37E+03	2,904



Şekil 4.43: YEA3, YEA3-B875, YEA3-B950 ve YEA3-B1025 numunelerine ait açık devre potansiyeli (OCP) eğrileri ile Tafel eğrileri

OCP eğrileri (Şekil 4.43) numunelerin zamanla elektrokimyasal dengeye ulaşmasını ve yüzeyde pasif film oluşumunun etkinliğini göstermektedir. Borlanmamış numune, başlangıçta -0,5318 V gibi oldukça negatif bir potansiyele sahipken, deney süresince bu değer -0,5387 V’ye düşerek kararsız bir yapı sergilemiştir. Bu durum, yüzeyin yüksek çözünürlük eğilimi gösterdiğini ve pasif film oluşumunun zayıf olduğunu ortaya koymaktadır. Buna karşın, borlanmış numunelerle birlikte OCP değerlerinde belirgin bir iyileşme gözlenmiştir. 875 °C borlanmış numune zamanla -0,3230 V seviyesinde stabilize olarak, borür tabakasının görece daha sürekli ve etkili bir koruyuculuk sunduğunu göstermektedir. 950 °C borlanmış numune benzer şekilde kararlı bir davranış sergileyerek -0,3347 V potansiyele ulaşmıştır. 1025 °C borlanmış numune ise en negatif kararlı OCP değerine (-0,3758 V) sahip olmasına rağmen nispeten düzgün ve stabil bir potansiyel eğrisi göstermektedir. Bu durum, yüzeyde daha gevrek ama sürekliliği olan bir tabakanın oluşmuş olabileceğini düşündürmektedir.

Tafel eğrileri üzerinden elde edilen elektrokimyasal parametreler Tablo 4.22’de sunulmuştur. Borlanmamış numune en negatif E_{corr} değerine ve yüksek korozyon akım yoğunluğuna sahiptir. Bu, düşük korozyon direncine ve yüzeyin pasifleşemediğine işaret eder. 950 °C borlanmış numune, en düşük I_{corr} ($1,71 \times 10^{-2}$ A/cm²) ve en düşük korozyon hızına (2,418 mm/yıl) sahip olup, yüzeydeki borür tabakasının en etkili şekilde pasivasyon sağladığını göstermektedir. 875 °C numunesi, yüzeydeki borür oluşumunun etkin olduğu ancak yeterli sürekliliği sağlamadığı bir durumda yer almaktadır. 1025 °C numunesi, düşük E_{corr} ve yüksek I_{corr} değerleri ile daha fazla çözünme eğilimi göstermektedir. Bu durum, yüksek sıcaklıkta oluşan gevrek veya çatlaklı borür fazlarının korozyon direncini olumsuz etkilediğine işaret edebilir.

Tablo 4.22: YEA3 ve borlanmış numunelere ait elektrokimyasal korozyon parametreleri

Numune	Korozyona uğrayan alan (cm ²)	E _{corr} (V)	I _{corr} (A/cm ²)	P _p (Ω)	Korozyon Hızı (mm/yıl)
YEA3	0,465	-0,1566	2,25E-02	4,98E+03	3,183
YEA3-B875	0,690	-0,0716	2,41E-02	4,13E+03	3,410
YEA3-B950	0,630	-0,0132	1,71E-02	4,46E+03	2,418
YEA3-B1025	0,570	-0,0002	2,75E-02	3,84E+03	3,885

Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi, Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni ve Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi yüksek entropili alaşımlarına uygulanan farklı sıcaklıklardaki borlama işlemlerinin, alaşımların elektrokimyasal korozyon davranışlarına etkisi açık devre potansiyeli (OCP) ve Tafel polarizasyon testleri ile kapsamlı bir şekilde değerlendirilmiştir. Borlama işlemi genel olarak tüm alaşımlarda OCP değerlerini daha pozitif yönde kaydırarak ve elektrokimyasal kararlılığı artırarak korozyon direncini iyileştirmiştir. Ancak bu iyileşmenin boyutu, hem alaşım kompozisyonuna hem de borlama sıcaklığına bağlı olarak değişkenlik göstermiştir.

OCP eğrileri değerlendirildiğinde, borlama uygulanan tüm numunelerde yüzeyde daha kararlı ve pozitif potansiyele sahip pasif tabakaların oluştuğu gözlemlenmiştir. En pozitif ve kararlı OCP değerlerine genellikle 950 °C borlama sıcaklığında ulaşılmıştır. Bu durum, borür tabakasının hem sürekliliğini hem de koruyuculuğunu en uygun düzeyde sağladığını göstermektedir.

Tafel eğrileri üzerinden elde edilen korozyon akım yoğunlukları ve korozyon hızları dikkate alındığında, en düşük I_{corr} ve korozyon hızlarının 950 °C borlu numunelerde elde edildiği görülmüştür. Bu sonuç, 950 °C'nin borlama için en uygun sıcaklık olduğunu ortaya koymaktadır. Öte yandan, 875 °C borlanmış numunelerde pasifleşme eğilimi gözlenmekle birlikte, borür tabakasının süreksizliği nedeniyle korozyon akım yoğunluğu ve hızları daha yüksek çıkmıştır. 1025 °C'de borlanan numunelerde ise oluşan borürlerin yapısal olarak gevrekleşmeye ve olası mikro çatlaklara neden olduğu düşünülmektedir; bu durum bazı durumlarda koruyuculuğu sınırlamış ve korozyon hızını artırmıştır.

Ayrıca, alaşım kompozisyonu arttıkça (Mo içeriği yükseldikçe), borlama ile elde edilen pasif tabakaların etkisi daha da belirgin hâle gelmiş; özellikle Mo içeren sistemlerde borlama sonrası koruyuculuk, borlanmamış örneklere kıyasla daha belirgin bir iyileşme göstermiştir.

Sonuç olarak, borlama işlemi yüksek entropili alaşımlarda korozyon direncini artırmak için etkili bir yüzey modifikasyon yöntemi olarak öne çıkmaktadır. Ancak optimum borlama sıcaklığı ve alaşım bileşimi dikkatle seçilmeli, zira aşırı düşük ya da yüksek sıcaklıklar istenmeyen yapısal bozulmalara ve koruyuculukta düşüşe yol açabilmektedir. 950 °C, bu çalışma kapsamında tüm sistemlerde en dengeli ve etkili performansı sağlayan borlama sıcaklığı olarak belirlenmiştir.

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Üretilen yüksek entropili alaşımların mikroyapısal özellikleri, SEM/EDS, EBSD ve XRD analizleriyle detaylı şekilde karakterize edilmiştir. Mo içermeyen $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeNi$ (YEA1) alaşımında, SEM-BSE görüntülerinde homojen ve tek fazlı bir yapı gözlemlenmiş, EDS analizleri ise alaşımın nominal bileşimine yakın, elementlerin düzenli dağılımını ortaya koymuştur. XRD verileri, YEA1'in tamamen YMK kristal yapısına sahip olduğunu ve herhangi bir faz ayrışması içermediğini doğrulamaktadır. EBSD faz haritaları da bu yapının tek fazlı ve doku yönelimi açısından rastgele dağılmış büyük taneli bir morfolojiye sahip olduğunu göstermiştir. Mo katkısı yapılan $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_{0,5}Ni$ ve $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMoNi$ alaşımlarında ise mikroyapının tek fazlı doğası bozulmuş ve çok fazlı yapı gelişimi gözlenmiştir. SEM-BSE görüntülerinde, Mo ilavesiyle birlikte belirginleşen farklı gri tonlarında bölgeler, faz ayrımının mikroskobik düzeyde başladığını ortaya koymuştur. Özellikle parlak bölgelerin Mo ve Cr açısından zenginleştiği, matris bölgelerinin ise Ni ve Co içeriğiyle öne çıktığı EDS mikro-analizleri ile belirlenmiştir. XRD sonuçları, bu farklılaşmayı destekler biçimde, Mo içeren alaşımlarda YMK yapıya ek olarak σ fazı gibi Mo-bazlı intermetalik yapılar ortaya çıkarmıştır. Ayrıca YEA3'te, YMK faz piki ile σ faz piklerinin şiddetleri neredeyse eşit düzeye gelmiş ve faz ayrışmasının ileri seviyeye ulaştığı görülmüştür. EBSD analizleri de, YEA3'te faz ayrımını doğrulamış, tane sınırlarında ve faz geçiş bölgelerinde kristal yönelimi farklılıklarını ortaya koymuştur. Elde edilen tüm bulgular, Mo ilavesinin mikroyapısal kararlılığı bozarak çok fazlılık eğilimini artırdığını ve özellikle σ fazının oluşumunu teşvik ettiğini açıkça göstermektedir.

875 °C, 950 °C ve 1025 °C sıcaklıklarda borlama işlemi uygulanan YEA1, YEA2 ve YEA3 numunelerinin mikroyapısal karakterizasyonu, SEM/EDS görüntüleme ve XRD faz analizleri ile gerçekleştirilmiştir. SEM-BSE görüntülerinde, borlama sıcaklığının artışıyla birlikte tabaka kalınlığında belirgin bir artış gözlemlenmiş ve bu tabakaların yüzeye paralel, çok katmanlı bir yapıda geliştiği tespit edilmiştir. Yüzeyde daha koyu ve parlak kontrastlarda ayırt edilebilen bu katmanlar, borür fazlarının farklı dağılım ve yoğunluklarını yansıtmaktadır. EDS element dağılım haritaları, bor tabakasında özellikle Cr ve Fe elementlerinin borür fazlarında zenginleştiğini; Mo içeren numunelerde ise daha kompleks faz ayrımlarının ortaya çıktığını göstermektedir. Mo katkısı, borür tabakasında Mo içeren ikincil fazların (örneğin $CrMoB_2$ gibi) oluşumuna neden olmuş ve mikroyapıda

yerel bileşim farklılıkları yaratmıştır. XRD analizlerinde, borlama sonrası numunelerde karakteristik FeB, Fe₂B ve CrB pikleri belirgin şekilde tanımlanmış; Mo içeren numunelerde ayrıca Mo-bazlı borür fazlarının (örneğin FeMoB, CrMoB₂ gibi) varlığına işaret eden düşük şiddetli fazlar da tespit edilmiştir. Borlama sıcaklığı arttıkça, özellikle YEA3 numunesinde, borür fazlarının kristal yapısında daha belirginleşen ayrışmalar ve yeni faz oluşumları gözlenmiştir. Bu veriler, hem borlama sıcaklığının hem de alaşım kompozisyonundaki Mo katkısının, borür tabakasının kalınlığı, faz içeriği ve mikroyapı bütünlüğü üzerinde doğrudan etkili olduğunu ortaya koymaktadır.

YEA1, YEA2 ve YEA3 numunelerinde gerçekleştirilen mikrosertlik testleri ve nanoindentasyon analizleri, hem Mo katkısının hem de borlama sıcaklığının mekanik yüzey özellikleri üzerindeki etkilerini açıkça ortaya koymuştur. Borlanmamış numuneler arasında en düşük ortalama sertlik değeri YEA1'de (Mo içermeyen) ölçülmüş; Mo içeriği arttıkça ($x = 0,5$ ve $1,0$) hem mikrosertlik hem de yük altındaki plastik deformasyona direnç belirgin şekilde artmıştır. Bu artış, Mo elementiyle birlikte matris yapısında çöktürülen sert fazların (örneğin σ fazı) ve çözelti sertleşmesinin katkısıyla açıklanabilir. Nanoindentasyon testlerinde elde edilen yük-sapma eğrileri ve hesaplanan elastik modül değerleri de bu eğilimi desteklemektedir. Borlama işlemine tabi tutulan numunelerde ise yüzeyde oluşan sert borür tabakası nedeniyle sertlik değerlerinde sıcaklıkla birlikte kademeli bir artış gözlemlenmiştir. Özellikle 1025 °C'de borlanan numunelerde hem mikrosertlik hem de nanoindentasyonla belirlenen maksimum yük taşıma kapasitesi en yüksek seviyelere ulaşmıştır. Bu durum, borlama sıcaklığı arttıkça difüzyonla kalınlaşan borür tabakasının, yüzeyin plastik deformasyona karşı direncini önemli ölçüde artırdığını göstermektedir. Ayrıca nanoindentasyon verilerinde elde edilen düşük geri esneme derinlikleri, borlanmış yüzeylerin daha sert ve elastik geri dönüşü sınırlı hale geldiğini, yani daha gevrek bir karakter kazandığını da göstermektedir. Bu bulgular, hem Mo katkısının hem de borlama işleminin yüzeyin mekanik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirdiğini ve bu alaşımları yüzey mühendisliği uygulamaları açısından daha avantajlı hale getirdiğini göstermektedir.

Aşınma testleri sonrasında elde edilen SEM görüntüleri ve yüzey analizleri, borlanmamış ve borlanmış Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi ($x = 0, 0,5, 1,0$) alaşımlarında farklı aşınma mekanizmalarının baskın olduğunu göstermektedir. Borlanmamış YEA yüzeylerinde,

plastik deformasyon, adhezyon, delaminasyon ve oksidatif aşınma gibi adhezyona bağlı aşınma mekanizmaları ön plandadır. Bu tür aşınma, temas yüzeylerinde mikrokaymalarla başlayan yapışma ve oksit birikimi sonucu gelişmektedir. Buna karşın, borlanmış numunelerde, özellikle yüksek sıcaklıkta (1025 °C) borlanan yüzeylerde, yüzey sertliğinin artmasıyla birlikte abrasiv (aşındırıcı) aşınma mekanizması baskın hale gelmiştir. Bu numunelerde, yüzeyde yer alan sert borür fazlarının, karşı yüzeye gömülü parçacıklar tarafından oluşturulan mikro çiziklerle aşındırıldığı ve daha stabil bir sürtünme davranışı sergilediği gözlemlenmiştir. Oksidatif aşınma, borlu yüzeylerde sınırlı düzeyde görülürken, özellikle borlanmamış YEA'da daha yoğun şekilde tespit edilmiştir. Bu durum, borlama ile yüzeyin oksidasyona karşı daha dirençli hâle geldiğini ve tribolojik performansın belirgin şekilde iyileştiğini ortaya koymaktadır.

Korozyon testleri sonrasında elde edilen elektrokimyasal veriler ve yüzey analizleri, $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) alaşımlarında Mo ilavesi ve borlama işleminin korozyon davranışı üzerinde belirgin etkileri olduğunu göstermektedir. Borlanmamış YEA numunelerinde, özellikle Mo içeriği düşük olan alaşımlarda, korozyon potansiyelinin daha negatif, korozyon akım yoğunluğunun ise yüksek olduğu belirlenmiştir. Bu durum, pasif tabaka oluşumunun zayıf olduğunu ve metal yüzeyinin daha hızlı çözüldüğünü göstermektedir. Mo içeriğinin artışı ile birlikte, özellikle $x = 0,5$ oranında, E_{corr} değerinin daha pozitif, I_{corr} ve korozyon hızı değerlerinin daha düşük olduğu görülmüş, bu da Mo elementinin, yüzeyde stabil ve süreklilik gösteren bir oksit tabakası oluşturarak metalin elektrolit ortamla doğrudan temasını sınırladığı, böylece anodik çözünmeyi yavaşlattığı ve korozyon hızını düşürdüğü koruyucu etkisiyle ilişkilendirilmiştir. Borlama işlemi sonrasında ise yüzeyde oluşan borür tabakasının, özellikle 950 °C ve 1025 °C'de, polarizasyon direncini artırarak korozyon hızını belirgin şekilde düşürdüğü gözlenmiştir. Bu durum, borür tabakasının iyon geçişine karşı fiziksel bir bariyer oluşturarak yüzeyin korunmasına katkı sağladığını göstermektedir. Korozyon sonrası SEM görüntüleri ve Na–Cl EDX haritalama analizleri de bu bulguları desteklemektedir; borlanmamış numunelerde düzensiz iyon birikimleri ve yüzey hasarı dikkat çekerken, borlanmış numunelerde yüzeyin daha bütünlüklü kaldığı ve iyon adsorpsiyonunun sınırlı düzeyde gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Bu sonuçlar, hem Mo katkısının hem de borlama işleminin yüksek entropili alaşımların korozyon direncini önemli ölçüde iyileştirdiğini ortaya koymaktadır.

Bu çalışma kapsamında elde edilen bulgular, $Al_{0,25}CoCr_{1,5}FeMo_xNi$ ($x = 0, 0,5, 1,0$) yüksek entropili alaşımlarında Mo katkısı ve borlama sıcaklığının mikroyapısal özellikler, mekanik davranış, aşınma direnci ve korozyon performansı üzerinde belirleyici etkilere sahip olduğunu göstermektedir. Gelecek çalışmalarda, borlama süresinin etkisi, farklı borlama atmosferleri (örneğin inert gaz altında veya vakum ortamında borlama) ve daha düşük sıcaklıklarda borür tabakası oluşumunun incelenmesi, yüzey mühendisliği açısından yeni parametrelerin anlaşılmasına katkı sağlayabilir. Ayrıca Mo'nun dışında V, Nb, Ta gibi başka geçiş metallerinin benzer yapılar üzerindeki etkilerinin karşılaştırmalı olarak değerlendirilmesi, çok fazlı yapılarla mekanik performans ilişkisini daha derinlemesine anlamayı mümkün kılabilir. Bu tür ileri karakterizasyonlarda, TEM, XPS ve yüksek çözünürlüklü AFM gibi tekniklerin entegrasyonu önerilmektedir. Son olarak, borürlü yüzeylerin farklı aşındırıcı ortamlarda (örneğin; gerçek deniz suyu, alkali çözelti vb.) davranışlarının değerlendirilmesi, bu malzemelerin endüstriyel uygulamalara uygunluğunu artırmaya yönelik önemli veriler sunacaktır.

KAYNAKLAR

- ASTM-G106. (2023). *Standard Practice for Verification of Algorithm and Equipment for Electrochemical Impedance Measurements* (C. 08).
- Atam, D., Sunbul, S. E., Icin, K., Döleker, K. M., Gök, M. S., ve Erdoğan, A. (2025). Boriding effect on CrFeMnNbNi high entropy alloy: Microstructure, micro-nano properties, wear behaviour. *Tribology International*, 203: 110410.
- Cantor, B., Chang, I. T. H., Knight, P., ve Vincent, A. J. B. (2004). Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 375–377: 213–218.
- Chen, B., Li, X., Niu, Y., Yang, R., Chen, W., Yusupu, B., ve Jia, L. (2023). A dual-phase CrFeNbTiMo refractory high entropy alloy with excellent hardness and strength. *Materials Letters*, 337: 133958.
- Chen, S., Qiao, J., Diao, H., Yang, T., Poplawsky, J., Li, W., Meng, F., Tong, Y., Jiang, L., Liaw, P. K., ve Gao, Y. (2023). Extraordinary creep resistance in a non-equiatomic high-entropy alloy from the optimum solid-solution strengthening and stress-assisted precipitation process. *Acta Materialia*, 244: 118600.
- Chen, Y., Wu, H., Dong, J., Yin, S., Hua, K., ve Wang, H. (2022). Surface strengthening and self-lubrication enhancement of CoCrNi medium-entropy alloy by powder-pack boronizing. *Wear*, 500–501: 204353.
- Fan, A. C., Li, J. H., ve Tsai, M. H. (2022). On the phase constituents of three CoCrFeNiX (X = Cr, Mo, W) high-entropy alloys after prolonged annealing. *Materials Chemistry and Physics*, 276: 125431.
- Fan, R., Wang, L., Zhao, L., Wang, L., Zhao, S., Zhang, Y., ve Cui, B. (2022). Synergistic effect of Nb and Mo alloying on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 829: 142153.
- Fang, S., Xiao, X., Xia, L., Li, W., ve Dong, Y. (2003). Relationship between the widths of supercooled liquid regions and bond parameters of Mg-based bulk metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 321: 120–125.
- Gasan, H., ve Ozcan, A. (2020). New Eutectic High-Entropy Alloys Based on Co–Cr–Fe–Mo–Ni–Al: Design, Characterization and Mechanical Properties. *Metals and Materials International*, 26: 1152–1167.
- George, E. P., Raabe, D., ve Ritchie, R. O. (2019). High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*, 4: 515–534.
- Gu, X. H., Huang, Q. Y., Chen, J. B., Hu, H. S., Sun, Q. Q., Wu, L. K., ve Cao, F. H. (2023). Optimizing corrosion resistance of equiatomic AlCoCrFeNi high entropy alloys via heat treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 968: 172091.

- Günen, A. (2020). Properties and High Temperature Dry Sliding Wear Behavior of Boronized Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51A: 927–939.
- Günen, A. (2021). Tribocorrosion behavior of boronized Co_{1.19}Cr_{1.86}Fe_{1.30}Mn_{1.39}Ni_{1.05}Al_{0.17}B_{0.04} high entropy alloy. *Surface and Coatings Technology*, 421: 127426.
- Günen, A., Keddami, M., Alkan, S., Erdoğan, A., ve Çetin, M. (2022). Microstructural characterization, boriding kinetics and tribo-wear behavior of borided Fe-based A286 superalloy. *Materials Characterization*, 186: 111778.
- Günen, A., Makuch, N., Altınay, Y., Çarboğa, C., Dal, S., ve Karaca, Y. (2022). Determination of fracture toughness of boride layers grown on Co_{1.21}Cr_{1.82}Fe_{1.44}Mn_{1.32}Ni_{1.12}Al_{0.08}B_{0.01} high entropy alloy by nanoindentation. *Ceramics International*, 48: 36410–36424.
- Guo, Q., Pan, Y., Hou, H., ve Zhao, Y. (2023). Predicting the hardness of high-entropy alloys based on compositions. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 112: 106116.
- Guo, S., ve Liu, C. T. (2011). Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase. *Progress in Natural Science: Materials International*, 21: 433–446.
- Guo, S., Ng, C., Lu, J., ve Liu, C. T. (2011). Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys. *Journal of Applied Physics*, 109: 103505.
- He, J. Y., Liu, W. H., Wang, H., Wu, Y., Liu, X. J., Nieh, T. G., ve Lu, Z. P. (2014). Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system. *Acta Materialia*, 62: 105–113.
- Hou, L., Hui, J., Yao, Y., Chen, J., ve Liu, J. (2019). Effects of Boron Content on microstructure and mechanical properties of AlFeCoNiB_x High Entropy Alloy Prepared by vacuum arc melting. *Vacuum*, 164: 212–218.
- Hsu, C. Y., Juan, C. C., Sheu, T. S., Chen, S. K., ve Yeh, J. W. (2013). Effect of aluminum content on microstructure and mechanical properties of Al_x CoCrFeMo_{0.5}Ni high-entropy alloys. *Jom*, 65: 1840–1847.
- Hsu, C. Y., Wang, W. R., Tang, W. Y., Chen, S. K., ve Yeh, J. W. (2010). Microstructure and mechanical properties of new AlCo_xCrFeMo_{0.5}Ni high-entropy alloys. *Advanced Engineering Materials*, 12: 44–49.
- Hsu, C., Yeh, J., Chen, S., ve Shun, T. (2004). Wear resistance and high-temperature compression strength of Fcc CuCoNiCrAl. *Metallurgical and materials transactions. A, Physical metallurgy and materials science*, 35: 1465–1469.
- Hsu, W. L., Tsai, C. W., Yeh, A. C., ve Yeh, J. W. (2024). Clarifying the four core effects of high-entropy materials. *Nature Reviews Chemistry*, 8: 471–485.

- Hu, M., Ouyang, X., Yin, F., Zhao, X., Zhang, Z., ve Wang, X. (2023). Effect of Boronizing on the Microstructure and Mechanical Properties of CoCrFeNiMn High-Entropy Alloy. *Materials*, 16: 1–13.
- Huang, P. K., Yeh, J. W., Shun, T. T., ve Chen, S. K. (2004). Multi-principal-element alloys with improved oxidation and wear resistance for thermal spray coating. *Advanced Engineering Materials*, 6: 74–78.
- ISO. (2015). International Standard Metallic materials — Rockwell hardness test. *International Standard*, 4: 1–32.
- Jin, X., Liang, Y., Bi, J., ve Li, B. (2019). Non-monotonic variation of structural and tensile properties with Cr content in AlCoCrFeNi₂ high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 798: 243–248.
- Joseph, J., Haghdad, N., Annasamy, M., Kada, S., Hodgson, P. D., Barnett, M. R., ve Fabijanic, D. M. (2020). On the enhanced wear resistance of CoCrFeMnNi high entropy alloy at intermediate temperature. *Scripta Materialia*, 186: 230–235.
- Kang, M., Lim, K. R., Won, J. W., ve Na, Y. S. (2018). Effect of Co content on the mechanical properties of A2 and B2 phases in AlCo_xCrFeNi high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 769: 808–812.
- Karlsdottir, S. N., Geambazu, L. E., Csaki, I., Thorhallsson, A. I., Stefanoiu, R., Magnus, F., ve Cotrut, C. (2019). Phase Evolution and Microstructure Analysis of CoCrFeNiMo High-Entropy Alloy for Electro-Spark-Deposited Coatings for Geothermal Environment. *Coatings*, 9: 406.
- Kittel, C. (2005). *Introduction to solid state physics* (8th ed.). John Wiley and Sons, Inc.
- Li, M., Gazquez, J., Borisevich, A., Mishra, R., ve Flores, K. M. (2018). Evaluation of microstructure and mechanical property variations in Al_xCoCrFeNi high entropy alloys produced by a high-throughput laser deposition method. *Intermetallics*, 95: 110–118.
- Li, S., Hou, X., Wang, X., Liu, Z., Xia, Y., ve Dong, H. (2023). Weldability of high entropy alloys: Microstructure, mechanical property, and corrosion resistance. *Journal of Manufacturing Processes*, 99: 209–229.
- Li, W., Xie, D., Li, D., Zhang, Y., Gao, Y., ve Liaw, P. K. (2021). Mechanical behavior of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 118: 100777.
- Li, X., Li, Z., Wu, Z., Zhao, S., Zhang, W., Bei, H., ve Gao, Y. (2021). Strengthening in Al-, Mo- or Ti-doped CoCrFeNi high entropy alloys: A parallel comparison. *Journal of Materials Science and Technology*, 94: 264–274.
- Lindner, T., Löbel, M., Sattler, B., ve Lampke, T. (2019). Surface hardening of FCC phase high-entropy alloy system by powder-pack boriding. *Surface and Coatings Technology*, 371: 389–394.

- Liu, N., Chen, C., Chang, I., Zhou, P., ve Wang, X. (2018). Compositional dependence of phase selection in CoCrCu_{0.1}FeMoNi-based high-entropy alloys. *Materials*, *11*: 1–11.
- Liu, W. H., Lu, Z. P., He, J. Y., Luan, J. H., Wang, Z. J., Liu, B., Liu, Y., Chen, M. W., ve Liu, C. T. (2016). Ductile CoCrFeNiMox high entropy alloys strengthened by hard intermetallic phases. *Acta Materialia*, *116*: 332–342.
- Lv, Y., Hu, R., Yao, Z., Chen, J., Xu, D., Liu, Y., ve Fan, X. (2017). Cooling rate effect on microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi high entropy alloys. *Materials and Design*, *132*: 392–399.
- Meng, F., Qiu, J., ve Baker, I. (2013). The effects of chromium on the microstructure and tensile behavior of Fe₃₀Ni₂₀Mn₃₅Al₁₅. *Materials Science and Engineering: A*, *586*: 45–52.
- Milinović, A., Marušić, V., Konjatić, P., ve Berić, N. (2022). Effect of Carbon Content and Boronizing Parameters on Growth Kinetics of Boride Layers Obtained on Carbon Steels. *Materials*, *15*: 1858.
- Miracle, D. B., Miller, J. D., Senkov, O. N., Woodward, C., Uchic, M. D., ve Tiley, J. (2014). Exploration and development of high entropy alloys for structural applications. *Entropy*, *16*: 494–525.
- Naseri, M., Myasnikova, A., Imantalab, O., Gholami, D., Mikhailov, D., Amra, M., Shaburova, N., Orlov, A., Hosseini, S., Lin, Y. C., Borhani, E., I Mourad, A. H., ve Trofimov, E. (2024). Ultrahigh hardness with exceptional wear resistance of novel cost-effective nanostructured Fe₄₀Ni₂₅Cr₂₅Mo₅Al₅ high-entropy alloy through cyclic closed-die forging process. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, *703*: 135413.
- Nitta, H., Miura, K., ve Iijima, Y. (2006). Self-diffusion in iron-based Fe-Mo alloys. *Acta Materialia*, *54*: 2833–2847.
- Niu, Z., Wang, Y., Geng, C., Xu, J., ve Wang, Y. (2020). Microstructural evolution, mechanical and corrosion behaviors of as-annealed CoCrFeNiMox (x = 0, 0.2, 0.5, 0.8, 1) high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, *820*: 153273.
- Ogunmefun, O. A., Olubambi, P. A., Bayode, B. L., Anamu, U., Olorundaisi, E., Ayodele, O., Babalola, B., Mkhathswa, S., Odetola, P., ve Ngeleshi, K. (2024). Densification, microstructure, and nanomechanical evaluation of pulsed electric sintered zirconia-silicon nitride reinforced Ti-6Al-4 V alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *130*: 3649–3660.
- Owen, L. R., Pickering, E. J., Playford, H. Y., Stone, H. J., Tucker, M. G., ve Jones, N. G. (2017). An assessment of the lattice strain in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*, *122*: 11–18.

- Pickering, E. J., ve Jones, N. G. (2016). High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects. *International Materials Reviews*, 61: 183–202.
- Qayyum, F., Umar, M., Dölling, J., Guk, S., ve Prah, U. (2024). Mechanics of New-Generation Metals and Alloys. *Comprehensive Mechanics of Materials*, 3: 31–57.
- Qi, J., Cheung, A. M., ve Poon, S. J. (2019). High Entropy Alloys Mined From Binary Phase Diagrams. *Scientific Reports*, 9: 15501.
- Samaei, A. T., Mirsayar, M. M., ve Aliha, M. R. M. (2015). The microstructure and mechanical behavior of modern high temperature alloys. *Engineering Solid Mechanics*, 3: 1–20.
- Samoilova, O., Shaburova, N., Ostovari Moghaddam, A., ve Trofimov, E. (2022). Al_{0.25}CoCrFeNiSi_{0.6} high entropy alloy with high hardness and improved wear resistance. *Materials Letters*, 328: 133190.
- Semikolenov, A., Shalnova, S., Klinkov, V., Andreeva, V., Salynova, M., Larionova, T., ve Tolochko, O. (2021). Effect of Al Content on Phase Compositions of FeNiCoCrMo_{0.5}Al_x High Entropy Alloy. *Metals*, 11: 1734.
- Shirazi, H. A., Chan, C. W., ve Lee, S. (2021). Elastic-plastic properties of titanium and its alloys modified by fibre laser surface nitriding for orthopaedic implant applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 124: 104802.
- Shun, T. T., Hung, C. H., ve Lee, C. F. (2010). The effects of secondary elemental Mo or Ti addition in Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy on age hardening at 700 °C. *Journal of Alloys and Compounds*, 495: 55–58.
- Stepanov, N. D., Shaysultanov, D. G., Tikhonovsky, M. A., ve Salishchev, G. A. (2015). Tensile properties of the Cr-Fe-Ni-Mn non-equiatomic multicomponent alloys with different Cr contents. *Materials and Design*, 87: 60–65.
- Takeuchi, A., ve Inoue, A. (2005). Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and Period of Constituent Elements and Its Application to Characterization of the Main Alloying Element. *Materials Transactions*, 46: 2817–2829.
- Tokarewicz, M., ve Grądzka-Dahlke, M. (2021). Review of Recent Research on AlCoCrFeNi High-Entropy Alloy. *Metals*, 11: 1302.
- Tsai, M. H., ve Yeh, J. W. (2014). High-entropy alloys: A critical review. *Materials Research Letters*, 2: 107–123.
- Utkin, S. V., Bondar, A. A., Kublii, V. Z., Kapitanchuk, L. M., ve Tikhonova, I. B. (2020). Solidus Surface of the Mo–Fe–B System. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 59: 89–105.

- Waseem, O. A., Auyeskan, U., Lee, H. M., ve Ryu, H. J. (2018). A combinatorial approach for the synthesis and analysis of Al_xCryMozNbTiZr high-entropy alloys: Oxidation behavior. *Journal of Materials Research*, 33: 3226–3234.
- Winter, K. M., Kalucki, J., ve Koshel, D. (2015). Process technologies for thermochemical surface engineering. İçinde *Thermochemical Surface Engineering of Steels: Improving Materials Performance* (ss. 141–206). Woodhead Publishing Limited.
- Wu, C. S., Tsai, P. H., Kuo, C. M., ve Tsai, C. W. (2018). Effect of Atomic Size Difference on the Microstructure and Mechanical Properties of High-Entropy Alloys. *Entropy*, 20.
- Wu, J., Chen, Y., ve Zhu, H. (2022). A Review on the Tribological Performances of High-Entropy Alloys. *Advanced Engineering Materials*, 24: 2101548.
- Wu, Z., Li, B., Chen, M., Yang, Y., Zheng, R., Yuan, L., Li, Z., Tan, X., ve Xu, H. (2022). Tailoring magnetic property and corrosion resistance of FeCoNiCuAl high-entropy alloy with Ce additive. *Journal of Alloys and Compounds*, 901: 163665.
- Yang, T., Xia, S., Liu, S., Wang, C., Liu, S., Zhang, Y., Xue, J., Yan, S., ve Wang, Y. (2015). Effects of AL addition on microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi High-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 648: 15–22.
- Yang, X., ve Zhang, Y. (2012). Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 132: 233–238.
- Yang, Y., Dong, Y., Liu, S., Duan, S., Li, C., ve Zhang, P. (2024). A novel AlCo_{1.2}Cr_{0.8}FeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy with excellent corrosion resistance. *Journal of Alloys and Compounds*, 998: 175006.
- Yeh, J. W., ve Lin, S. J. (2018). Breakthrough applications of high-entropy materials. *Journal of Materials Research*, 33: 3129–3137.
- Zhang, H. T., Wang, C. L., Miao, J. W., Shi, S. Y., Li, T. J., Yan, H. W., Zhang, Y. A., ve Lu, Y. P. (2023). Effect of microstructure evolution on wear resistance of equal molar CoCrFeNi high-entropy alloy. *Rare Metals*, 42: 3797–3805.
- Zhang, L., Dou, Y. kun, Bai, B., Yu, B. tao, He, X. fu, ve Yang, W. (2025). Research progress on creep resistance of high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 1011: 178280.
- Zhang, Y. (2017). High Entropy Materials - Microstructures and Properties. İçinde *Current Science* (C. 113, Sayı 9). <https://doi.org/10.1201/9781003391388-4>
- Zhang, Y. (2019). *High-Entropy Materials: A Brief Introduction*. Springer.

- Zhang, Y., Wu, H., Chen, Y., Dong, J., Yin, S., Hua, K., ve Wang, H. (2022). Characterization of the microstructure and self-lubrication properties of a AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy with powder-pack boronizing. *Materials Characterization*, *191*: 112118.
- Zhang, Y., Wu, H., Yu, X., Tang, D., Yuan, R., ve Sun, H. (2021). Microstructural evolution and strengthening mechanisms in Cr_xMnFeNi high-entropy alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, *12*: 2114–2127.
- Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K., ve Lu, Z. P. (2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, *61*: 1–93.
- Zhou, J., Yang, J., Zhang, X., Ma, F., Ma, K., ve Cheng, Y. (2023). Research status of tribological properties optimization of high-entropy alloys: a review. *Journal of Materials Science*, *58*: 4257–4291.
- Zhuang, Y. X., Zhang, X. L., ve Gu, X. Y. (2018). Effect of molybdenum on phases, microstructure and mechanical properties of Al_{0.5}CoCrFeMoxNi high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, *743*: 514–522.