



**TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMİŞ
FE ESASLI YÜKSEK VE ORTA ENTROPİLİ
ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

**2023
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALÜRJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

Murat BODUR

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Yavuz SUN**

**TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMİŞ FE ESASLI YÜKSEK VE
ORTA ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

Murat BODUR

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Yavuz SUN**

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Kasım 2023**

Murat BODUR tarafından hazırlanan “TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMİŞ FE ESASLI YÜKSEK VE ORTA ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Yavuz SUN

.....

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. (29.11.2023)

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr.Yavuz SUN (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Yunus TÜREN (NEÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. M. Emre TURAN (KBÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Doç. Dr. Zeynep ÖZCAN

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Murat BODUR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMİŞ FE ESASLI YÜKSEK VE ORTA ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Murat BODUR

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Yavuz SUN

Kasım 2023, 81 sayfa

Gelişen teknoloji insanoğlunun yeni tip malzemelere olan ihtiyacını ortaya çıkarmıştır. Mevcut geleneksel malzemeler ihtiyaçlara karşılık verebilse de bazı kullanım alanlarında yetersiz kalabilmektedir. Otomotiv, uzay ve havacılık sektörlerinde düşük ağırlık, yüksek aşınma direnci gibi özellikler sebebiyle yeni malzeme tasarımları ve çalışmaları artmıştır. Bu çalışmada, tasarımı yapılmış 2 adet orta ve 2 adet yüksek entropili alaşımın toz metalürjisi yöntemiyle üretimi yapılmıştır. Toz metalürjisi yöntemi için üretilecek alaşımlar için saf element tozları kullanılmıştır. Uygun tane boyutundaki element tozları mekanik alaşımlamaya tabi tutulduktan sonra uygun koşullarda preslenmiştir. Preslenen alaşımlar atmosfer kontrollü fırınlarda sinterlenmesiyle alaşımlar elde edilmiş, oksitlenmeyi önlemek amacıyla Si kumu içerisinde soğutulması sağlanmıştır. Elde edilen alaşımlara mikro sertlik, aşınma, mikroyapı analizleri, SEM, EDX analizleri uygulanmıştır. Yapılan testler sonucunda

yüksek entropili alaşımların orta entropili alaşımlara göre daha yüksek sertlik ve daha iyi aşınma direncine sahip olduğu görülmüştür.

Anahtar Sözcükler : Toz Metalurjisi, Orta Entropili Alaşımlar, Yüksek Entropili Alaşımlar

Bilim Kodu : 91528

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF FE-BASED HIGH AND MEDIUM ENTROPY ALLOYS PRODUCED BY POWDER METALLURGY

Murat BODUR

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Yavuz SUN

November 2023, 81 pages

Developing technology has revealed humanity's need for new types of materials. Although existing traditional materials can meet the needs, they may be insufficient in some areas of use. New material designs and studies have increased in the automotive, space and aviation sectors due to features such as low weight and high wear resistance. In this study, two designed medium and two high entropy alloys were produced by the powder metallurgy method. Pure element powders were used for the alloys to be produced for the powder metallurgy method. Elemental powders of appropriate grain sizes were pressed under appropriate conditions after being subjected to mechanical alloying. Alloys were obtained by sintering the pressed alloys in atmosphere-controlled furnaces, and they were cooled in Si sand to prevent oxidation. Micro hardness, wear, microstructure analyses, SEM and EDX analyzes were applied to the

obtained alloys. As a result of the tests, it was observed that high entropy alloys have higher hardness and better wear resistance than medium entropy alloys.

Key Word : Powder Metallurgy, Medium Entropy Alloys, High Entropy Alloys.

Science Code : 91528

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında ve yürütülmesinde ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, sayın hocam Prof. Dr. Yavuz SUN' a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmaların yapılmasında yardımlarını esirgemeyen, Doç. Dr. Muhammet Emre TURAN'a ve Arş. Gör. Mevlüt KARACA' ya katkılarından dolayı teşekkürü borç bilirim.

Tez konusu araştırmalarında ve yürütülmesinde destekte bulunan iş arkadaşım Hilmi ŞAHİN' e teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisansa başladığımda hayatta olan, desteğini benden hiçbir zaman esirgemeyen ve şimdi ebedi dünyaya göç etmiş canım babam Şenol BODUR' a, her zaman yanımda olan canım annem Kadriye BODUR ve canım kız kardeşim Özlem BODUR' a sonsuz teşekkür ederim.

Tezimin tamamlanması için KBÜBAP-23-YL-022 numaralı projeye destekte bulunan BAP komisyonuna Karabük Üniversitesi Rektörlüğüne teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xiv
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	3
2.1. YÜKSEK VE ORTA ENTROPİLİ ALAŞIMLAR.....	3
2.2. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN TARİHSEL GELİŞİMİ.....	6
2.3. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN OLUŞUM MEKANİZMALARI	15
2.3.1. Yüksek Entropi Etkisi.....	15
2.3.2. Kafes Distorsiyonu Etkisi.....	17
2.3.3. Yüksek Karışım Etkisi.....	19
2.3.4. Yavaş Difüzyon Etkisi.....	21
2.4. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MEKANİK DAVRANIŞLARI... 23	
2.4.1. Yüksek Entropili Alaşımlarda Sertliği Etkileyen Faktörler.....	23
2.4.1.1. Isıl İşlem Faktörü	23
2.4.1.2. Kimyasal Kompozisyon Faktörü	25
2.4.1.3. Yapısal Durum Faktörleri	28
2.4.2. Çekme Mukavemeti.....	29
2.4.3. Basma Mukavemeti	30
2.4.4. Aşınma Davranışları	33

	<u>Sayfa</u>
2.5. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİM METODLARI.....	33
2.5.1. Sıvı Halden Üretim.....	34
2.5.2. Katı Halden Üretim.....	34
2.5.3. Gaz Halinden Üretim.....	35
2.6. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARDA TASARIM YÖNTEMLERİ.....	35
2.7. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN KULLANILDIĞI SEKTÖRLER	38
2.8. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN GELECEĞİ.....	39
2.9. LİTERATÜR TARAMASI.....	39
BÖLÜM 3	42
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	42
3.1. NUMUNE TASARIMI VE HAZIRLANMASI	42
3.2. MEKANİK ALAŞIMLANDIRMA İŞLEMİ.....	43
3.3. ALAŞIMLARIN PRESLENMESİ.....	44
3.4. ALAŞIMLARIN SİNTERLENMESİ	45
3.5. ALAŞIMLARIN METALOGRAFİK İŞLEMLERİ.....	47
3.6. ALAŞIMLARIN SERTLİK ANALİZİ.....	48
3.7. ALAŞIMLARIN AŞINMA ANALİZLERİ.....	49
3.8. ALAŞIMLARIN SEM/EDX ANALİZLERİ.....	50
BÖLÜM 4	51
DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA.....	51
4.1. MİKROYAPI SONUÇLARI	51
4.2. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI.....	57
4.3. AŞINMA ANALİZ SONUÇLARI	59
4.4. AŞINMA YÜZEYLERİNİN İNCELENMESİ	60
4.5. EDX ANALİZ SONUÇLARI.....	65
BÖLÜM 5	70
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	70
KAYNAKLAR	72
ÖZGEÇMİŞ	81

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. a) Karışım entropisine göre alaşım dünyası ve b) Dünyadaki malzemelerin ΔS_{mix} ' e göre sınıflandırılması	4
Şekil 2.2. Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişimi - İleri Mühendislik Malzemeleri'nde yayınlanan YEA'ların doğuşu ile işaretlenmiştir.	7
Şekil 2.3. Sekiz element içeren eşmolar YEA için 1473 K'de üç farklı koşulun, yani tek element, bileşik ve rastgele çözeltilerin karışım serbest enerji eğrilerinin göreceli seviyeleri. (a) tek kararlı faz için ve (b) birlikte var olan iki faz içindir.	17
Şekil 2.4. 10 farklı bileşene sahip bir katı çözeltilerin iki boyutlu matrisi. İki boşluk gösterilmiştir. Ortalama kafes noktalı çizgilerle gösterilmiştir.	18
Şekil 2.5. Beş bileşenli BCC kafesinde büyük kafes distorsiyonu olduğunu gösteren şematik diyagram.	19
Şekil 2.6. Al içeriğinin bir fonksiyonu olarak $Al_xCoCrCuFeNi$ alaşımlarının sertliği	20
Şekil 2.7. Farklı matrislerde Fe, Co, Cr, Ni ve Mn için erime noktasına göre normalize edilmiş difüzyon aktivasyon enerjisi: saf metaller, paslanmaz çelikler ve $FeCoCrNiMn$ YEA	22
Şekil 2.8. Alan yazından alınan veriler kullanılarak YEA'ların sertliği üzerindeki tavlama etkileri. (a) Sertlik değerleri ve (b) sertlik oranı, sertlik/orijinal sertlik (H/Ho).....	24
Şekil 2.9. Farklı alüminyum içerikli $Al_xCoCrCuFeNi$, $Al_xCoCrFeNi$, $Al_xCrCuFeNi_2$, $Al_xCoCrFeMo_0.5Ni$ ve $Al_xCoCrFeNiTi$ alaşım sistemlerinin Vickers sertliği (x değerleri molar oran olarak).....	27
Şekil 2.10. (a) $AlMnNiTiB_x$, $Al_0.5CoCrCuFeNiV_x$, $AlCoCrFeNiV_x$, $AlCrFeCuNi_x$ ve (b) $AlCrFeNiMox$, $AlCoxCrFeMo_0.5Ni$, $AlCoCrFeMo_0.5Ni$ ve farklı B/V/Ni/Mo/Co/Cr/Nb içerikli $AlCoCrFeNiNbx$ alaşım sistemleri (x değerleri molar orandadır).	28
Şekil 2.11. Tane boyutu sırasıyla 4,4 μm ve 155 μm olan $FeCoNiCrMn$ YEA'nın mühendislik gerilme-gerinim eğrileri [90].	30
Şekil 2.12. (a) $Al_xCoCrFeNi$, (b) $AlCoCrFeMo_0.5Ni$ ve (c) $AlCoxCrFeMo_0.5Ni$ alaşımları için sıcaklığın (T) bir fonksiyonu olarak sıcak sertlik (H).....	31
Şekil 2.13. $Al_0.5CoCrCuFeNi$ 'nin farklı sıcaklıklarda ve (a) 10/s ve (b) 10 ⁻³ /s gerinim hızlarında basınç gerilme-gerinim eğrileri.	32
Şekil 3.1. Hassas Terazisi.	43
Şekil 3.2. Mekanik Alaşımlama Cihazı.	44
Şekil 3.3. 100 Tonluk Soğuk Pres Makinası.....	45

Sayfa

Şekil 3.4. Ø13mm Kalıp	45
Şekil 3.5. Sinterleme Fırını	46
Şekil 3.6. Silis Kumu	46
Şekil 3.7. Oda Sıcaklığında Silis Kumu İçerisinde Soğuması Beklenen Numuneler	47
Şekil 3.8. Bakalite Alma Cihazı.....	47
Şekil 3.9. Yüzey Parlatma Cihazı.	48
Şekil 3.10. Sertlik Cihazı.	49
Şekil 3.11. Aşınma Test Cihazı.....	49
Şekil 3.12 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM).....	50
Şekil 4.1. YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 Alaşımların XRD Görüntüsü.	51
Şekil 4.2. YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 Alaşımların Mikroyapı Görüntüsü..	52
Şekil 4.3. OEA-2 Alaşımının Aşınma Testi Öncesi EDX Analizi.....	53
Şekil 4.4. Elementel Dağılım Haritası İncelenen Alan.	54
Şekil 4.5. YEA-2 Alaşımının Elementel Dağılım Haritası.	54
Şekil 4.6. YEA-2 Alaşımının X-Ray Elementel Dağılım Haritası.	55
Şekil 4.7. Alaşımlara Ait Sertlik Testi Karşılaştırma Grafiği.....	58
Şekil 4.8. Alaşımlara Ait Aşınma Testi Karşılaştırma Grafiği.	59
Şekil 4.9. YEA-1 Alaşımının Makro Görüntüsü.....	60
Şekil 4.10. YEA-1 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.	61
Şekil 4.11. YEA-2 Alaşımının Makro Görüntüsü.	62
Şekil 4.12. YEA-2 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.	62
Şekil 4.13. OEA-1 Alaşımının Makro Görüntüsü.	63
Şekil 4.14. OEA-1 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.	64
Şekil 4.15. OEA-2 Alaşımının Makro Görüntüsü.	64
Şekil 4.16. OEA-2 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.	65
Şekil 4.17. YEA-1 Alaşımının 10N Yük Altında EDX Analizi.....	66
Şekil 4.18. YEA-2 Alaşımının 20N Yük Altında EDX Analizi.....	67
Şekil 4.19. OEA-1 Alaşımının 20N Yük Altında EDX Analizi.....	68
Şekil 4.20. OEA-2 Alaşımının 20N Yük Altında EDX Analizi.....	69

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Elementler arasında güçlü bağ bulunan n-element YEA'lar için elementel fazların, bileşiklerin, ara fazların ve rastgele katı çözeltilerin ΔH_{mix} , ΔS_{mix} ve ΔG_{mix} değerleri.....	16
Çizelge 3.1. Testlerde kullanılan toz özellikleri.	42
Çizelge 3.2. Testlerde kullanılan elementlerin % oranları.....	42
Çizelge 3.3. Testlerde kullanılan elementlerin ağırlıkça kimyasal içeriği.....	43
Çizelge 4.1. OEA-2 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.	53
Çizelge 4.2. Alaşımların sertlik testi sonuçları.	57
Çizelge 4.3. Alaşımların aşınma testi sonuçları.	59
Çizelge 4.4. YEA-1 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.....	66
Çizelge 4.5. YEA-2 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.	67
Çizelge 4.6. OEA-1 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.	68
Çizelge 4.7. OEA-2 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.	69

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Å	: Angstrom
°C	: Santigrat Derece
K	: Kelvin
Sconf	: Konfigürasyon Entropisi
ΔS_{mix}	: Karışım Entropisi
ΔH_{mix}	: Karışım Entalpisi
ΔG_{mix}	: Gibbs Serbest Karışım Enerjisi
HV	: Vickers Sertlik Simgesi

KISALTMALAR

BCC	: Hacim Merkezli Kübik
DFT	: Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi
FCC	: Yüzey Merkezli Kübik
HCP	: Hegzagonal Sıkı Paket
YEA	: Yüksek Entropili Alaşım
LCO	: Yerel Kimyasal Düzeni
OEA	: Orta Entropi Alaşimleri
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
SFE	: Yığınlama Hatası Enerjisi
SRO	: Kısa Menzilli Düzen
LPE	: Kafes Potansiyel Enerjisi
Fe	: Demir
Mn	: Mangan
Al	: Alüminyum
Cr	: Krom

Ni : Nikel
Mo : Molibden
O : Oksijen

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Alaşımlar, insanoğlunun malzemeleri geliştirme becerisine bağlı olarak basitten karmaşık bileşimlere doğru evrimleşmiştir. Alaşımların geliştirilmiş fonksiyonları ve performansları medeniyetlerin ilerlemesini sağlamıştır. Son yüzyılda, önemli evrim ve ilerleme, paslanmaz çelikler, yüksek hız çelikleri ve süper alaşımlar gibi özel alaşımların icat edilmesine yol açmıştır. Birden fazla elementten oluşan alaşımlar saf metallere göre daha yüksek karışım entropisine sahip olsada, gelişmiş özellikler çoğunlukla mukavemeti artırmak ve fiziksel ve/veya kimyasal özellikleri iyileştirmek için uygun alaşım elementlerinin eklenmesine izin veren karışım entalpisinden kaynaklanmaktadır. Yüzyılın başından bu yana, daha yüksek karışım entropisine sahip daha karmaşık bileşimler ortaya çıkmıştır. Bu tür karmaşık bileşimler, karmaşık bir yapı ve mikroyapıyı veya buna eşlik eden kırılma eğilimi garanti etmez. Tersine, karmaşık bileşimlerden elde edilen önemli ölçüde daha yüksek karıştırma entropisi, yapıyı ve mikro yapıyı basitleştirebilir ve alaşımlara çekici özellikler kazandırabilir. Jien-Wei Yeh ve Brian Cantor, 2004 yılında yayınlanan raporlarında yüksek entropili alaşımların ve eşit atomlu çok bileşenli alaşımların fizibilitesini bağımsız olarak duyurmuşlardır. Alaşımlama kavramlarındaki bu atılım, son on yılda dünya çapında bu yeni malzemeler üzerine yapılan araştırmaları hızlandırmıştır [1].

Her alaşımın kendine özgü özellikleri bulunmaktadır. Orta ve yüksek entropili alaşımlarda mekanik ve mikroyapı özelliklerini belirleyen temel faktör alaşımın oluşturduğu fazdır. Orta ve yüksek entropili alaşımlar geleneksel alaşımlara göre daha iyi ve farklı mekanik ve mikroyapı özellikleri göstermektedir.

Tez konusu olan orta ve yüksek entropili alaşımlarında kullanılan elementlerin ideal karışım oranları bir program vasıtasıyla hesaplanmıştır. Hesaplama elementlerin

atomik boyutu, karışım entalpileri, karışım entropileri vb. parametreler araştırılıp göz önünde bulundurularak orta ve yüksek entropili alaşımlar oluşturulmuştur.

Tez çalışmasının ilk bölümünde orta ve yüksek entropili alaşımlar hakkında genel bilgi verilmiştir. İkinci bölümde literatür çalışması yapılmış olup orta ve yüksek entropili alaşımların tarihi, oluşum şartları, oluşan fazlar ile ilgili özelliklerinden bahsedilmiştir. Üçüncü bölümde orta ve yüksek entropili alaşımların üretim hazırlık süreçleri, üretimi, mekanik ve metalografik işlemleri süreci anlatılmıştır. Dördüncü bölümde üretimi gerçekleştirilmiş olan orta ve yüksek entropili alaşımlarında mekanik ve metalografik test sonuçlarından bahsedilmiştir. Beşinci bölümde ise tez konusu alaşımların test sonuçları bulunmaktadır.

BÖLÜM 2

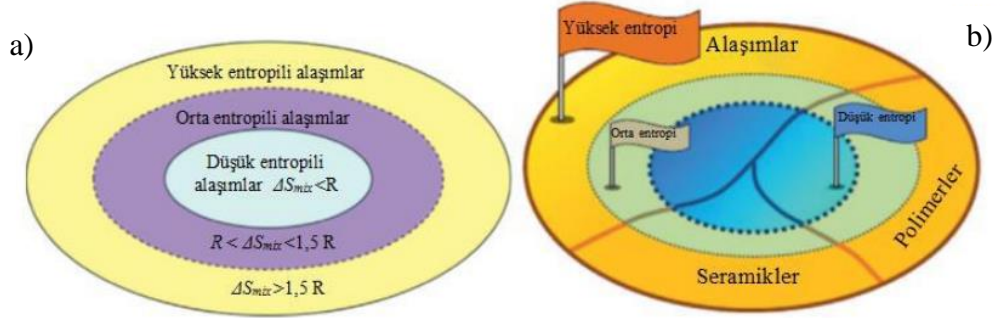
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

2.1. YÜKSEK VE ORTA ENTROPİLİ ALAŞIMLAR

İlk alaşımlama işleminin Bronz Çağı'nda bakır ve arsenik keşfi ile tesadüfen bulunmasından bu yana [2, 3]. Endüstriyel alanlardaki yeni gereksinimler, tarih boyunca malzeme biliminde birçok keşif ve gelişmeye neden olmuştur. Özellikle havacılık ve savunma sanayilerinde artan talep nedeniyle, daha iyi mekanik, termal ve kimyasal özelliklere sahip yeni metalik alaşımlar geliştirmek için çok çaba sarf edilmiştir. Yüksek mukavemet ve sertlik, mükemmel korozyon ve oksidasyon direnci, üstün yüksek sıcaklık mekanik özellikleri, manyetik özellikler ve etkileyici termal kararlılık gibi dikkat çekici ve benzersiz özellikleri göz önüne alındığında, Yüksek Entropi Alaşımları çok dikkat çekmiştir. Keşfedildiklerinden bu yana, Yüksek Entropi Alaşımları kavramını anlamak için çok çaba sarf edilmiş ve etkileyici özelliklere sahip çok sayıda Yüksek Entropi Alaşım sistemi keşfedilmiştir. Yüksek Entropi Alaşımları, çekici özellikleri nedeniyle havacılık, nükleer ve kimyasal proses endüstrilerindeki yüksek sıcaklık uygulamaları için yeni metalik alaşım sistemleri olarak hizmet vermektedir. Çok fazlı, refrakter, hafif, amorf, intermetalik içerikli ve manyetik Yüksek Entropi Alaşımları bu türlere örnektir [3].

Yeni nesil çok ana elementli alaşım sistemi olan Yüksek Entropili Alaşımlar, 5 veya 35 atomik yüzde arasında değişken bileşimlere sahip beş veya daha fazla ana elementten oluşan rastgele katı çözeltilerdir. Yeh ve arkadaşlarına göre [4], Yüksek Entropili Alaşımlar 5 veya daha fazla ana metalik elementten oluşan eşit atomlu çok bileşenli alaşım sistemleri olarak tanımlanmaktadır. Ayrıca, Pradeep ve arkadaşları [4, 5] eş fazlı olmayan tek fazlı $Fe_{40}Mn_{27}Ni_{26}Co_5Cr_2$ ve $Fe_{37}Mn_{45}Co_9Cr_9$ Yüksek Entropi Alaşımlarının olağanüstü faz kararlılığını ve çekme özelliklerini rapor etmiştir. Bu çalışma, Yüksek Entropili Alaşımların tanımını genişletmiştir. Yüksek

Entropili Alaşımlar, %5 ila 35 arasında eş atomik olmayan bileşime sahip kurucu elementlere sahip olabilir ve mekanik, termal ve kimyasal özellikleri geliştirmek için ana elementlerin yanı sıra minör elementlere de sahip olabilir [3, 6, 7, 8, 9]. Karışım entropisine göre alaşım dünyası ve dünyadaki malzemelerin ΔS_{mix} 'e göre sınıflandırılması Şekil 2.1' de gösterilmiştir.



Şekil 2.1. a) Karışım entropisine göre alaşım dünyası ve b) Dünyadaki malzemelerin ΔS_{mix} 'e göre sınıflandırılması [10].

Orta entropi alaşımları (OEA), CoCrNi gibi üç eşit atomlu elementten oluşan alaşımlar olarak tanımlanır. OEA'ların üstün mekanik özelliklere ve yüksek termodinamik kararlılığın yanı sıra kriyojenik sıcaklıklarda mükemmel kırılma tokluğuna sahip olduğu bildirilmektedir. OEA'lar, neredeyse eşit atomik yüzdelere sahip üç veya daha fazla ana elementten oluşur [11] ve konfigürasyonel entropileri 1-1,5R (R: 8,314 Jmol⁻¹K⁻¹) aralığındadır. Birkaç elementten oluşan düzensiz bir çözelti ile ilişkili yüksek karışım entropisi nedeniyle hem OEA'lar hem de YEA'lar, ideal durumda farklı boyutlardaki atomların homojen olarak dağıldığı kararlı tek fazlı katı çözeltiler oluşturabilir. Bununla birlikte, entalpi etkileşimleri OEA ve YEA'lardaki yerel kimyasal düzeni (LCO) kaçınılmaz olarak değiştirerek kısa menzilli düzene (SRO) ve/veya yeni başlayan konsantrasyon dalgalarına yol açar. LCO'nun belirsizliğine rağmen, farklı boyutlardaki atomların bir karışımı, OEA ve YEA'larda katı çözelti güçlendirme etkisini en üst düzeye çıkarmak için bu şekilde dislokasyon kaymasına karşı sık sık kısa menzilli direnç gösteren ciddi kafes bozulmasına neden olur [12, 13, 14, 15]. Bu nedenle, OEA/YEA'lar dikkate değer özellikler sergilemekte ve malzeme bilimcileri arasında çok sayıda araştırma ilgisine yol açmaktadır. Yıllar süren araştırmalardan sonra, YEA'larda geleneksel alaşımlarda nispeten sıra dışı olan dört

benzersiz çekirdek etkisi özetlenmiştir: yüksek entropi etkisi, yavaş difüzyon etkisi, kafes bozulma etkisi ve karışım etkisi [13, 16, 17, 18]. Bu etkiler OEA/YEA'ların faz kararlılığı, mikro yapıları ve mekanik özellikleriyle yakından ilişkilidir. Bununla birlikte, yüksek entropi etkisi hala tartışmalıdır. Bazı araştırmalarda, yüksek karıştırma entropisinin metallere arası ve karmaşık fazlardan ziyade OEA/ YEA çözelti fazlarını stabilize edebileceği doğrulanmıştır [8, 16]. CoCrFeNi YEA üzerine yapılan çalışmalar, gerçekten düzensiz katı çözeltilerin oluşumuna işaret eden uzun menzilli düzen yokluğunu savunmaktadır [19]. Bununla birlikte, hem birinci prensip yoğunluk fonksiyonel teorisi (DFT) tabanlı simülasyonlar hem de doğrudan deneysel gözlemler OEA/YEA'larda LCO'nun varlığını doğrulamaktadır [20, 21].

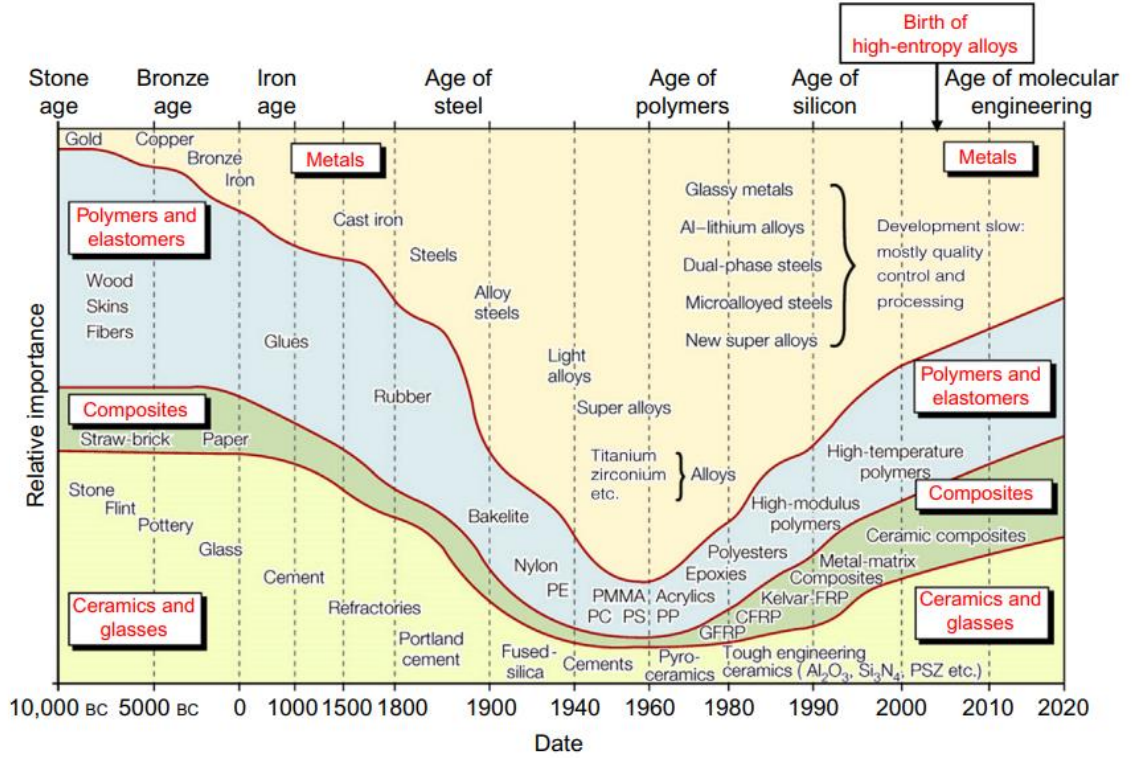
Şimdiye kadar, hem OEA'ların hem de YEA'ların yüksek sıcaklıklardan kriyojenik sıcaklıklara kadar geniş bir sıcaklık aralığında olağanüstü mekanik özelliklere sahip olduğu geniş çapta gösterilmiştir [7, 15, 22, 23]. Örneğin, neredeyse tüm geleneksel yüksek sıcaklık alaşımları yüksek sıcaklıklarda hem mukavemet hem de süneklik kaybetme eğilimindeyken, eşdeğer NbMoTaW ve VNbMoTaW refrakter YEA' lar 1.000°C' den daha yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemeti sürdürmektedir [24]. Oda ve kriyojenik sıcaklıklarda, araştırmacılar yığılma hatası enerjisini (SFE) uyarlayarak OEA/YEA'lara istifleme hataları, deformasyon ikizleri ve altıgen yakın paketlenmiş (HCP) faz deformasyon alt yapıları eklemeye çalışmaktadır [25]. Birinci prensip elektronik yapı hesaplamalarının da gösterdiği gibi, OEA/YEA'ların SFE'leri tek tek bileşenlerin atomik oranlarının uyarlanmasıyla ayarlanabilir. Örneğin, CrMnFeCoNi YEA'nın SFE'si yaklaşık 25,5-27,3 mJm⁻² ve Cr₂₆Mn₂₀Fe₂₀Co₂₀Ni₁₄ YEA'nınki 3,5 mJm⁻² kadar düşük olarak belirlenmiştir [25]. Bu indüklenmiş deformasyon alt yapıları, gerinim sertleştirme kabiliyetini geliştirmeye katkıda bulunur ve yüksek çekme mukavemeti ve sünekliğe yol açar. Örnek olarak, Li ve arkadaşları arayüz sertleşmesi ve dinamik dönüşüm kaynaklı sertleşme etkilerini indüklemek ve sonuç olarak geleneksel mukavemet-süneklik dengesinin üstesinden gelmek için metastabil bir Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ YEA tasarlamıştır [26]. Ayrıca, prototipik Cantor alaşımının (CoCrFeMnNi) ve Cr₂₆Mn₂₀Fe₂₀Co₂₀Ni₁₄ YEA, CoCrFeNi YEA ve CoCrNi OEA gibi varyantlarının ve alt kümelerinin, düşük SFE'lerine ve ikizlenme ve faz dönüşümü için yüksek eğilimlerine atfedilen gelişmiş mukavemet ve süneklik ve üstün kırılma tokluğu gibi dikkate değer kriyojenik

özelliklere sahip olduğu kanıtlanmıştır [11, 25, 27]. Daha yakın zamanlarda, LCO'nun SFE üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu doğrulanmıştır; bu da LCO'nun artmasıyla SFE'nin artmasıyla sonuçlanmaktadır [20]. Ayrıca, LCO, yığın malzemede dislokasyon kayması ve dislokasyon depolama kapasitesi için kritik gerilimi etkiler ve böylece tek fazlı OEA/YEA'larda gerinim sertleşmesini etkiler [15]. OEAs/YEA'lardaki dislokasyon kayması, LCO tarafından oluşturulan aktivasyon bariyerlerini sürekli olarak aşmak zorundadır. Buna karşılık, LCO'lu OEA/YEA'lar daha yüksek mukavemet sergileyebilir. Ne yazık ki, OEA/YEA'ların akma dayanımı, özellikle tek fazlı yüz merkezli kübik (FCC) yapıya sahip olanlar için nispeten düşüktür ve bu da endüstriyel uygulama beklentilerini büyük ölçüde sınırlayacaktır. Katı çözelti güçlendirmesi [28], çökeltme güçlendirmesi [29] ve tane sınırı güçlendirmesi [30] gibi akma dayanımını artırmaya yönelik geleneksel yöntemler, kaçınılmaz olarak sünekliğin azalmasına neden olmaktadır.

2.2. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN TARİHSEL GELİŞİMİ

Alaşımlama, metalürjinin insanlığa en büyük armağanıdır. Saf metallerin çok az kullanım alanına sahip olduğu ancak alaşımlama ile çok daha fazla kullanım alanı bulunduğu metalürjide ise durum tam tersidir. Bu alaşım fikrinin gücü metallerle sınırlı değildir. Aynı alaşımlama prensibi polimer ve seramiklerde de geçerlidir. Çeşitli kompozitler oluşturmak için iki malzeme sınıfı karıştırılarak daha da ileri götürülebilir. İnsanlığın uygarlık yolculuğu, altın ve bakır gibi doğal metallerin saf metaller olarak keşfedilmesiyle başlamıştır. Günümüzde inanılmaz sayıda ve çeşitlilikte malzemeye erişimimiz vardır. Ashby haritası [31], 10 bin yıl boyunca malzeme kullanımındaki gelişimin panoramik bir görüntüsünü vermektedir (Şekil 2.2). Seramiklerden metallere, polimerlere ve son zamanlarda kompozitlere kadar farklı malzeme sınıflarının grafiksel bir tasviri canlı bir şekilde gösterilmektedir. Malzemelerin keşiften geliştirmeye ve tasarıma geçişi not edilebilir. Zaman ölçeğinde, en büyük dolun, metal, seramik ve kompozit zarflarının büyük bir genişleme gösterdiği ve sentetik polimer ve köpük malzemelerin yeni zarflarının önemli bir yer kapladığı son 50 yılda meydana gelmiştir. Ancak, doldurulan alan da ötesine geçmenin zor olduğu bazı temel sınırlara yaklaşıyor gibi görünmektedir [31]. Alaşımlamanın tarihi birçok yönden metalürji ve malzeme biliminin tarihidir. Kitaplar ve incelemeler yazılmıştır.

Ashby (2008) kısa bir tarihçe yazmıştır. Cahn (2001), "Malzeme biliminin gelişi" üzerine ustaca bir inceleme sunmuştur.



Şekil 2.2. Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişi - İleri Mühendislik Malzemeleri'nde yayınlanan YEA'ların doğuşu ile işaretlenmiştir [8].

- Alaşımların Ortaya Çıkışı

Tumbaga ve elektrik gibi yerel alaşımlar sırasıyla altın bakır ve altın gümüş alaşımlarıdır. Platin 1735 yılında keşfedildiğinde gümüş ile karşılaştırılmıştır. Ayrıca, platin metallerinin karışımlarının doğada oluştuğu görülmüştür. Çok bileşenli yüksek entropili alaşımların (YEA) erken bir örneğidir, çünkü platin genellikle diğer platin grubu metaller ve çoğunlukla demir ile alaşımlar halinde bulunur. Alaşımlama tesadüfi bir keşifti. Mağaralardaki ilkel ateşlerde bakır cevherleri arsenik, çinko ve kalay cevherleriyle karışmıştır. Bakır ve arseniğin ilk alaşımı tamamen tesadüfiydi. Kalayın bakırla daha bilinçli bir şekilde alaşım haline getirilmesi (M.Ö. 2500'de kalay bronzları), bronzun mekanik özellikleri bakımından daha üstün olması nedeniyle Bronz Çağı'nı doğurmuştur. Antik dönemde bulunan yedi metal altın, bakır, gümüş, demir, kurşun, kalay ve cıvadır. Sekizinci metal olan çinko, Hindistan'a özgü bağlam

nedeniyle ve aynı zamanda diğer metallerin keşfinin birkaç yüzyıl boyunca bilimsel devrimin gelişini beklemek zorunda kalması nedeniyle eklenmiştir. Bakır kalay alaşımlarının intermetaliklerinin eski zamanlarda kullanıldığını belirtmek ilginçtir. Aynalar, Hindistan ve Çin de dahil olmak üzere Eski Dünya'nın farklı bölgelerinde bronzdan yapılmaktaydı, çünkü bronzun sertliği ayna yüzeyinin gümüş gibi yansımalarını kolaylaştırmaktaydı. Sharada Srinivasan'ın Nilgiris ve Adichanallur'daki (M.Ö. 1000) Güney Hindistan megalitlerinde bulunan kaplar üzerinde yaptığı arkeo-metalurjik incelemeler, bunların bilinen en eski eserler arasında yer alan işlenmiş ve su verilmiş yüksek kalaylı beta bronzdan yapıldığını göstermiştir. Bu, bir intermetalğin erken bir uygulamasıdır. Bakır ve nikelin sülfür cevherleri birlikte eritildiğinde, dördüncü yüzyılda Çin'de bakır nikel alaşımı ortaya çıkmıştır. On ikinci yüzyılda çinko eklenerek, paslanmaz çelik icat edilmeden önce Avrupa'da yaygın olarak kullanılan paktong (beyaz bakır) olarak bilinen gümüşü ve paslanmaya karşı dirençli alaşım oluşturulmuştur.

Dövme demir M.Ö. 1000 gibi erken bir tarihte, dökme demir ve dökme çelik ise bin yıl sonra üretilmiştir. Çelik, demir ile karbonun tesadüfi bir alaşımıydı. Karbon yakın zamana kadar bir element olarak kabul edilmediği için bu daha da şaşırtıcıdır. Bu tesadüfi keşif aynı zamanda M.Ö. 300 yıllarında Hindistan'da wootz çeliğinin üretilmesine yol açmıştır. Bu çelik Şam kılıçlarının yapımında kullanıldığı için haklı olarak antik dünyanın en gelişmiş malzemesi olarak kutlanmıştır. Wootz çeliğinin Avrupalı bilim adamları tarafından deşifre edilmesi, önce yapı ve özellikler arasında, daha sonra da bileşim, işleme, yapı ve özellikler arasında korelasyon kurulmasına yol açmıştır [32, 33]. Ultra yüksek karbonlu çeliklerin yönleri, Buchanan fırını, FeaC faz diyagramı, döküm halindeki dendritlerin ve dövme halindeki küreselleşmiş sementitin mikro yapısı, süperplastik uzama ve Şam izleri, aralarındaki güçlü bağlantılar nedeniyle vurgulanmaktadır. Malzeme tetrahedronunun klasik bir örneği olarak kabul edilebilir, ancak onu bir hipertetrahedron yapmak için beşinci bir modelleme köşesi içerir. İngiltere'de 18. yüzyılın son yarısında ilk sanayi devrimi başladığında, insanoğlu tarafından giderek daha fazla element bulundu ve üretildi. Bu "yeni" elementlerden, mühendislik ve ileri alaşımlar da dahil olmak üzere çok sayıda metalik malzeme geliştirilmiştir. Bunlar farklı bileşimlerle sentezlenmiş ve çeşitli işleme yollarıyla

üretimiştir. Bugüne kadar, her biri bir ana metalik elemente dayanan yaklaşık 30 alaşım sistemi geliştirilmiş ve çeşitli ürünler için kullanılmıştır [34].

Mühendislik açasından önem taşıyan çeşitli alaşımlar geliştirilmiştir. Michael Faraday, Hindistan'daki Wootz çeliğini yeniden üretme çabaları sırasında ilk alaşımlı çeliklerden bazılarını yaratmıştır ve alaşımlı çeliğin babası olarak anılmaktadır. Alüminyum alaşımları, 1880'lerin ortalarında Hall-Hérout sürecinin ticarileştirilmesinden sonra üretimiş ve Birinci Dünya Savaşı (1914-1918) sırasında ve sonrasında uçak endüstrisinin patlayıcı genişlemede hafif ve güçlü uçak gövdeleri için Al-Cu-(Mg) ve Al-Zn-Mg-(Cu) gibi çökelleme ile sertleştirilebilir alaşımlarda büyük ilerleme kaydedilmiştir. Kesici takımlar için yüksek hız çeliği ilk olarak 1900'lerin başında üretimiştir. Daha da yüksek kesme hızı ihtiyacını karşılamak için 1930'larda WC/Co kompozitlerinin çimentolu veya sinterlenmiş karbürleri kullanılmaya başlandı. Aynı zamanda, süper alaşım geliştirme 1930'larda Amerika Birleşik Devletleri'nde başladı ve gaz türbini teknolojisinin talepleri ile hızlandı. Ferritik, östenitik ve martensitik paslanmaz çelikler neredeyse eşzamanlı olarak 1910 civarında geliştirilmiştir.

- Özel Alaşımlar

Yukarıdaki modern mühendislik alaşımlarının yanı sıra, son 50 yılda yoğun araştırmalarla spesifik bileşimlere, yapılar ve özelliklere sahip birkaç özel alaşım sistemi geliştirilmiştir. Bunlar aşağıdaki bölümlerde tanıtıldığı gibi intermetalikler, kuasi kristaller ve metalik camlardır.

İntermetalikler ve Kuasi kristaller: Metaller arası bileşikler temel olarak iki veya daha fazla metalik elementin bileşikleridir. Doğaları gereği kırılığandır. Geçen bölümde bahsedilen yüksek kalaylı bronzdan yapılmış eski intermetalik aynaların yanı sıra, manyetik AlNiCo alaşımları ve nikel metal hidrit piller için LaNi₅ ve türbin motorlarında yüksek sıcaklıkta hafif uygulamalar için çeşitli alüminitler, Ni-Al, Ti-Al, Fe-Al bazlı bileşikler dahil olmak üzere modern zamanda çeşitli yeni malzeme gelişmelerine yol açmışlardır. Diğer bir intermetalik sınıfı, yasaklanmış dönme simetrisi (5 ve 10 kat dönme simetrisi gibi) ve yarı periyodik öteleme simetrisi

gösterenleri içerir. Bunlar, Shechtman (1984) tarafından 1982 yılında not defterinde açıklandığı gibi, hızla katılaştıran bir AlMn alaşımından ilk kez 10 katlı bir elektron kırınım deseni gözlemlendiğinde keşfedilmiştir. Bunlar kuasi kristaller olarak adlandırılmıştır. Bu gözlem, kristalografların inançlarını öylesine sarsmıştır ki, 1990 yılında bu yeni malzeme sınıfının keşfine dayanarak kristal tanımı değiştirilmiştir. Son otuz yılda bu heyecan verici malzemeler üzerinde hem bu malzemelerin yapısının hem de özelliklerinin anlaşılmasına yönelik yoğun araştırmalar yapılmıştır.

Metalik Camlar: Rapor edilen ilk metalik cam, Kaliforniya Teknoloji Enstitüsü'nde Pol Duwez'in araştırma grubu tarafından üretilen bir alaşımdır (Au₇₅Si₂₅) ve kristalleşmeyi önlemek ve kristal olmayan veya cam benzeri bir yapıya sahip olmak için sıvı halden yaklaşık 106 K/s hızla soğutulmuştur. Daha sonra geliştirilen farklı metalik camlar arasında, Metglas olarak bilinen demir, nikel, fosfor ve bordan oluşan yumuşak manyetik metalik cam 1980'lerin başında ticarileştirildi ve düşük kayıplı güç dağıtım transformatörleri için kullanıldı. 1974 yılında H.S. Chen, Pd-Au-Si, Pd-Ag-Si ve Pt-Ni-P sistemleri de dahil olmak üzere çeşitli camsı üçlü alaşımlarda 1-3 mm arasında değişen çaplarda dökme metalik cam çubukların üretilebileceğini ilk kez bildirmiştir. Bu keşiften sonra, lantan, magnezyum, zirkonyum, paladyum, demir, bakır ve titanyum vb. bazlı, 1-100 K/s aralığında kritik soğuma hızına sahip, oksit camlarla karşılaştırılabilir çok bileşenli camsı alaşımlar geliştirilmiş ve araştırılmıştır.

- Çok Bileşenli YEA'ların Gelişi

Geleneksel ve özel alaşımlara ilişkin yukarıdaki açıklamalardan da anlaşılacağı üzere, beş bin yılı aşkın bir süredir alaşım tasarımı, alaşım üretimi ve alaşım seçimi tek bir ana element veya tek bir bileşik konseptine dayanmaktadır. Bu alaşım konsepti, medeniyete ve günlük yaşama katkıda bulunan çok sayıda pratik alaşım üretmiştir. Ancak yine de alaşımın bileşimindeki serbestlik derecesini sınırlamakta ve dolayısıyla özel mikro yapıların, özelliklerin ve uygulamaların geliştirilmesini kısıtlamaktadır. Sonuç olarak, bu geleneksel şemanın dışında kalan alaşımlar dahil edilmediği için alaşımların malzeme bilimi ve mühendisliği tam olarak keşfedilmemiştir.

Karl Franz Achard: On sekizinci yüzyılın sonlarında, bir Alman bilim adamı ve aynı zamanda metalürjist olan Franz Karl Achard'ın beş ila yedi elementli çok bileşenli eş kütleli alaşımlar üzerinde çalıştığını belirtmek gerekir. Achard, büyük olasılıkla beş ila yedi elementli çok ana elementli alaşımları inceleyen ilk kişi olabilir. Birçok yönden, Jien-Wei Yeh'in YEA'lar üzerine yaptığı araştırmaların öncüsüdür. Aralarında iki yüzyıldan fazla zaman vardır. 1788 yılında Achard, Berlin'de alaşım sistemleri üzerine ilk veri derlemesi olan "Recherches sur les Propriétés des Alliages Métallique" adlı az bilinen Fransızca bir kitap yayınladı. Demir, bakır, kalay, kurşun, çinko, bizmut, antimon, arsenik, gümüş, kobalt ve platin dahil olmak üzere 11 metalin 900'den fazla alaşım bileşimi üzerine zahmetli ve kapsamlı bir programın sonuçlarını açıkladı. Yüksek maliyet nedeniyle gümüş, kobalt ve platin ile daha az bileşim üzerinde çalışmıştır. Diğer elementler için, yedi bileşene kadar her olası bileşen kombinasyonunun temsili alaşımlarını yaptı. Birçok ikili, üçlü ve dördü alaşımın yanı sıra, sadece ağırlıkça eşit oranlarda dördü, seksenli ve septenli alaşımlar yaptı. Tüm alaşımlar döküm halindeydi ve bunlar üzerinde yoğunluk, sertlik, mukavemet, darbe direnci, süneklik, eğeye karşı direnç, alaşımın parlatılma derecesi ve son olarak parlatılmış bir yüzeyin kuru havaya, nemli havaya ve HCl asit dumanı içeren nemli havaya ve nemli hidrojen sülfüre maruz bırakılmasının sonuçları için testler yaptı. Bu kitapta, alaşımların özelliklerinin saf metallerinkinden oldukça farklı ve öngörülemez olduğuna dikkat çekmiştir. Bize sadece deney yol gösterebilir. Bu kitap esas olarak herhangi bir tartışma içermeyen bir rapordur. Tüm deneysel sonuçlar tablolar halinde verilmiştir. Bu kitap Büyük Frederick tarafından ısrarla istenen Fransızca dilinde yazılmış olmasına rağmen, ne yazık ki her yerdeki metalürji uzmanları tarafından neredeyse görmezden gelinmiştir. Bu nadir eser ancak 1963 yılında Profesör Cyril Stanley Smith tarafından gün ışığına çıkarılmıştır. Yirminci yüzyılın sonlarına doğru Birleşik Krallık'ta Brian Cantor ve Tayvan'da Jien-Wei Yeh tarafından yapılan birbirinden tamamen bağımsız iki araştırma, klasik alaşım geleneğinde yıkıcı bir kırılma meydana getirmiştir. Yepyeni bir alaşım konsepti olan "YEA'lar" önerilmiş ve araştırılmıştır.

Brian Cantor: Bu cesur yeni dünyayı keşfetmeye yönelik ilk çalışma 1981 yılında Cantor tarafından öğrencisi Alain Vincent ile birlikte yapıldı. Birçok farklı bileşeni eşit oranlarda karıştırarak çeşitli ektomik alaşımlar yaptılar. Özellikle, her biri %5

oranında 20 farklı bileşenden oluşan çok bileşenli alaşım dünya rekorunu elinde bulundurmaktadır. Fe₂₀Cr₂₀Ni₂₀Mn₂₀Co₂₀ bileşimine sahip sadece bir alaşımın tek bir FCC (yüzey merkezli kübik) oluşturduğu fark edildi, Vincent bir lisans projesi öğrencisiydi ve çalışma sadece o zamanlar Sussex Üniversitesi'ndeki tezinde yazılmıştır.

Bu ilk deneyden sonra bir ara verilmiştir. Daha geniş bir alaşım yelpazesi üzerinde benzer çalışmalar 1998'de Oxford'da başka bir lisans projesi öğrencisi olan Peter Knight ile tekrarlanmıştır. Benzer ve yeni bazı sonuçlar elde eden Knight, sonuçlarını Oxford'da bir tez olarak yayınlamıştır. Son olarak Isaac Chang, 2000 yılı civarında Oxford'da çalışmayı tekrarlamış ve nihayet 2002 yılında Bangalore'da düzenlenen Rapidly Quenched Metals konferansında sunum yaparak sonuçları açık literatürde yayınlamış ve daha sonra Temmuz 2004'te Material Science and Engineering A dergisinde yayınlanmıştır [35]. "Equiatomic çok bileşenli alaşımlarda mikroyapısal gelişim" başlıklı bu makalede birkaç önemli sonuç çıkarılmıştır. Beş bileşenli bir Fe₂₀Cr₂₀Mn₂₀Ni₂₀Co₂₀ alaşımı, eriyik eğirme işleminde, dendritik olarak katılaştıran tek bir FCC katı çözeltilisi oluşturur. Bu bileşime dayanarak, Cu, Ti, Nb, V, W, Mo, Ta ve Ge gibi diğer elementlerin eklenmesiyle altı ila dokuz bileşenli çok çeşitli alaşımlar, Nb, Ti ve V gibi diğer geçiş metallerinin önemli miktarlarını çözebilen aynı çoğunluk FCC birincil dendritik fazını sergiler. Cu ve Ge gibi daha elektronegatif elementler FCC dendritlerinde daha az kararlıdır ve interdendritik bölgelere reddedilir. Ayrıca, her biri %5 oranında Mn, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Ag, W, Mo, Nb, Al, Cd, Sn, Pb, Bi, Zn, Ge, Si, Sb, Mg olmak üzere 20 bileşen içeren bir alaşım ve her biri %6 oranında Mn, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Ag, W, Mo, Nb, Al, Cd, Sn, Pb, Bi, Zn, Ge, Si, Sb, Mg olmak üzere 16 elementten oluşan bir başka alaşım da kullanılmıştır. 25 oranında Mn, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Ag, W, Mo, Nb, Al, Cd, Sn, Pb, Zn ve Mg içeren diğer alaşım ise hem döküm halinde hem de eriyik eğirme işleminden sonra çok fazlı, kristalli ve kırılmalıdır. Ancak şaşırtıcı bir şekilde, alaşımlar ağırlıklı olarak birçok element içeren ancak özellikle Cr, Mn, Fe, Co ve Ni gibi geçiş metalleri açısından zengin olan tek bir FCC birincil fazından oluşmuştur. Son olarak, toplam faz sayısı her zaman Gibbs faz kuralının izin verdiği maksimum denge sayısının oldukça altındadır ve hatta denge dışı katılma koşulları altında izin verilen maksimum sayının da altındadır. Cantor'un daha sonra, 2000'li yılların başında, metalik camı keşfetmek için bir yöntem olarak başka bir yeni

eşitatomik ikame fikrini ortaya attığını belirtmek de önemlidir. Bu bileşimler de malzeme uzayının bu keşfedilmemiş geniş bölgesinde yer almaktadır [36].

Jien-Wei Yeh: J.W. Yeh 1995 yılından beri bağımsız olarak çok bileşenli alaşımlar dünyasını araştırmıştır [8, 37]. Yüksek karıştırma entropi faktörünün bu tür yüksek mertebeli alaşımlarda faz sayısını azaltmada ve değerli özellikler kazandırmada önemli bir etki oluşturacağına dair kendi konseptine dayanarak, 1996 yılında bir yüksek lisans öğrencisi K.H. Huang'a araştırmaya başlaması ve YEA'ların üretimi ve analizinde başarı olasılığını görmesi için danışmanlık yapmıştır. Ark ergitme yöntemiyle beş ila dokuz bileşenli yaklaşık 40 eş atomik alaşım hazırlanmıştır. Döküm halindeki ve tamamen tavllanmış haldeki mikroyapı, sertlik ve korozyon direnci üzerinde incelemeler yapılmıştır. Alaşım tasarımı temel olarak yaygın olarak kullanılan elementlere dayanmaktadır. Yaklaşık 40 bileşimden oluşan bu verilerden, %3 B ilaveli veya ilavesiz Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Mo, Zr, Pd ve Al bazlı 20 alaşım, 1996 yılında Huang'ın yüksek lisans tezinde deneysel alaşımlar olarak seçilmiştir. Bu çalışmaya göre, dökme yapıda tipik dendritik yapı görülmüştür. Tüm alaşımlar, bileşime ve üretim koşullarına bağlı olarak 590 ila 890 HV aralığında yüksek sertlik seviyesine sahiptir: döküm veya tam tavlama. Tam tavlama işlemi genel olarak döküm halindeki benzer sertlik seviyesini korumuştur. Daha yüksek element sayısı sertliği arttırmıştır ancak dokuz elementli alaşımlar sertlikte az ya da çok bir düşüş göstermiştir. Az miktarda B ilavesi sertlikte bir miktar artışa neden olmuştur. Bu çalışmadan sonra, 2000 yılından önce YEA'nın farklı yönleri üzerine iki çalışma daha yapılmış ve yüksek lisans tezi olarak sunulmuştur. 2001-2003 yılları arasında Profesör Yeh'in grubu tarafından dokuz farklı çalışma yürütülmüştür. Profesör Yeh, 2013 yılına kadar YEA'ların bu heyecan verici alanında 79 yüksek lisans tezi ve 10 doktora tezi yönetmiştir. Yeh'in danışmanlığının yanı sıra, YEA'lar ve ilgili malzemeler üzerine yapılan bu tezlerin bir kısmı da meslektaşları ve işbirlikçileri tarafından denetlenmiştir: S.K. Chen, S.J. Lin, T.S. Chin, J.Y. Gan ve T.T. Shun. Bu eğilimler üzerine yapılan tartışmada, büyük kafes distorsiyonu ve daha güçlü bağlanma nedeniyle yüksek çözelti sertleşmesi önerilmiştir. Tüm bu alaşımlar genel olarak, her biri 0.01 ve 1 M olan HCl, H₂SO₄, HNO₃ ve HF'nin dört asidik çözeltisine 24 saat boyunca daldırıldıktan sonra ağırlık kaybı ile değerlendirilen çok iyi korozyon direnci göstermiştir. Pasif elementlerin eklenmesinin ve yüksek entropi nedeniyle düşük

serbest enerjinin faydasının korozyon direncine katkıda bulunduğu düşünülmüştür. Böylece bu çalışma yüksek entropi etkisi, kafes bozulma etkisi ve yavaş difüzyon etkisi hakkında değerli önerilere yol açmıştır.

Yeh, "YEA konsepti" makalesini Ocak 2003'te Science'a göndermiş ancak Science tarafından kabul edilmemiştir. Bunun ardından aynı makaleyi Advanced Materials'a göndermiş ve daha sonra yayınlanması için kardeş dergi Advanced Engineering Materials'a aktarılmasını kabul etmiştir. Mayıs 2004'te "Nanostructured high-entropy alloys with multiprincipal elements-novel alloy design concepts and outcomes" başlıklı bu makale yayınlandı. Bu makale, deneysel sonuçlar ve ilgili teori sağlayarak YEA kavramını aydınlatan ilk makale olmuştur [8]. Bunun yanı sıra, "Termal sprey kaplama için geliştirilmiş oksidasyon ve aşınma direncine sahip çok ana elementli alaşımlar" başlıklı bir başka makale Şubat 2004'te Advanced Engineering Materials dergisinde yayımlanmıştır [38]. Ancak bu makalede YEA terimi kullanılmamıştır. "Bor ilaveli FCC CuCoNiCrAl0.5Fe alaşımının aşınma direnci ve yüksek sıcaklıkta basma dayanımı" ve "Çok ana metalik elementli katı çözelti alaşımlarında basit kristal yapıların oluşumu" başlıklı iki makale aynı yıl içinde Metallurgical and Materials Transactions A'da yayımlanmıştır [37, 39]. Yukarıdaki makalelerden ilkinin sunulmasından önce Profesör Yeh, Tayvan, Japonya, Amerika Birleşik Devletleri ve Çin Anakarası'nda YEA patentleri için başvuruda bulunmuştur.

Srinivasa Ranganathan: Profesör S. Ranganathan da insanlar tarafından keşfedilmemiş bu tür çok bileşenli alaşımları araştırmak için uzun zaman harcamıştır. J.W. Yeh ile bu bilinmeyen alan üzerine yaptığı iletişim ve tartışmalar sayesinde Kasım 2003'te Current Science dergisinde üç yeni alaşım alanını tanıtan "Alaşımlı zevkler-multimetallik karışımlar" başlıklı bir makale yayınlamıştır: A. Inoue'nin bulk metalik camları, T. Saito'nun süperelastik ve süperplastik alaşımları ve J.W. Yeh'in YEA'ları [40]. Bu, YEA'larla ilgili dergilerdeki ilk açık yayın olmuş ve bu yeni alanın aktifleşmesine yol açmıştır. Bu makalede, çok bileşenli alaşımların metalürjide yeni bir sınırı temsil ettiğini söylemiştir.

2.3. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN OLUŞUM MEKANİZMALARI

YEA'ların mikroyapısını ve kritik özelliklerini belirleyen birkaç önemli faktör vardır. Bu faktörler arasında, yüksek entropi, kafes bozulması, yavaş difüzyon ve karışım olmak üzere dört temel etkinin temel faktörler olduğu düşünülmektedir. Yüksek entropi etkisi, termodinamik yaklaşım için FCC, BCC veya HCP yapılarına sahip basit katı çözeltiler için sağlanmasını açısından oldukça kritiktir. YEA'ların mekanik, yapısal veya diğer özellikleri kafes distorsiyonundan yapısal olarak etkilenir. Kinetik yaklaşım için, yavaş difüzyon, nanokristalin veya amorf yapıların oluşmasını sağlayan faz dönüşüm hızını azaltır. Son etki ise karışım etkisi olarak adlandırılır ve farklı atomların kendi aralarındaki etkileşim nedeniyle özellikler üzerinde bileşik etki sağlar. Tüm bu etkiler aşağıda ayrıntılı olarak ele alınmaktadır [41, 42].

2.3.1. Yüksek Entropi Etkisi

Yüksek entropi etkisi, basit katı çözeltiler için fazları oluşturmak ve mikroyapıyı eskiden beklenene kıyasla iyileştirmek için YEA'lar için en kritik olanıdır. Gibbs faz kuralına göre, beklenen fazların maksimum sayısını vermek için birkaç parametre vardır. Bunlar, denge durumunda sabit basınçta bir sistemin serbestlik derecesi (F), faz sayısı (P), bileşen sayısıdır (C). Bu kural, yoğunlaştırılmış sistemde ve denge koşulundaki faz sayısının C+1 değerinden daha yüksek olamayacağını gösterir. F'nin sifıra eşit olması gibi farklı koşullarda faz sayısı azalabilir [43].

$$P+F=C+1 \quad (2.1)$$

Ancak, YEA'lardan elde edilen fazların sayısı, yüksek konfigürasyonel entropi değerleri nedeniyle faz kuralı tarafından tanımlanan maksimum faz sayısı ile çelişmektedir. Bu yüksek entropinin fazların kendi içlerinde çözünürlüğünü kolaylaştırdığını varsayalım. Dolayısıyla bu etki, istenmeyen birçok fazın oluşumunu engeller. Dahası, atomların difüzyon hızı düşüktür, bu nedenle bu tür alaşımlarda çeşitli fazların oluşumu kinetik olarak kısıtlanır. Sonuç olarak, YEA'larda sadece yüksek konfigürasyonel entropi değil, aynı zamanda düşük difüzyon hızı da oluşacak faz sayısını önemli ölçüde etkiler [10].

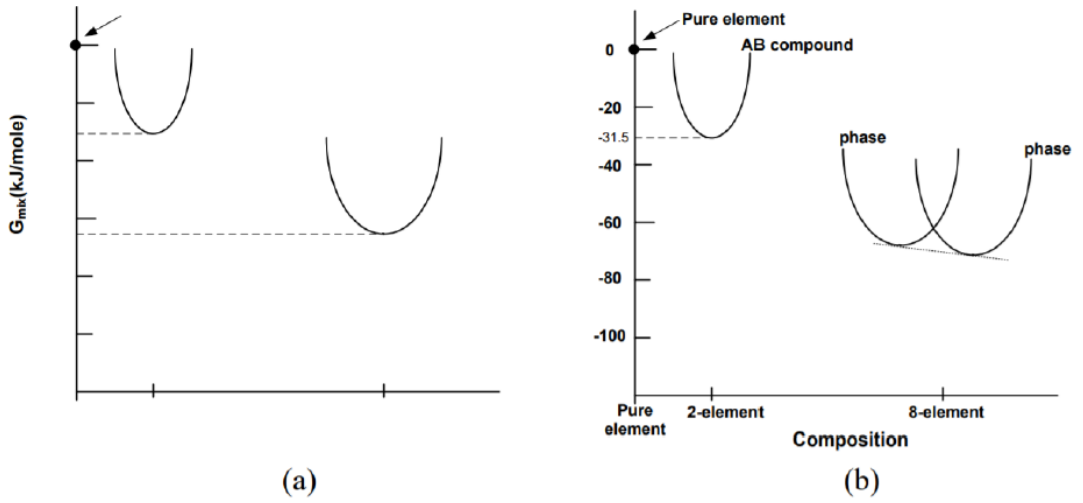
Bazı YEA'lar, metalik elementler arasındaki güçlü bağ nedeniyle metaller arası fazlar içerebilir. Metaller arası fazlar da nispeten düzenli katı çözeltiler olarak tanımlanır. Katı hal termodinamik yaklaşımında, sıcaklık arttığında boşluk konsantrasyonu ve çözücü atomlarındaki çözünenlerin çözünürlüğü de artar. Bunun bir sonucu olarak, sistemin konfigürasyon entropisi (Sconf) giderek yükselmeye başlar. Ayrıca, Sconf metaller arası bileşiklerdeki elementlerin çözünürlüğünü genişletir ve bu fenomenler denklem kullanılarak da kanıtlanır, yani $\Delta G_{mix} = \Delta H_{mix} - T\Delta S_{mix}$ burada karışım entropisi yüksek sıcaklıklarda karışım entalpisinden çok daha fazla serbest enerji değişimini etkiler. Bu nedenle, rastgele katı çözeltiler için önemli ölçüde daha yüksek karışım entropisine sahip YEA'ların metaller arası bileşiklerin çözünürlük aralığını önemli ölçüde genişletmesi ve özellikle yüksek sıcaklıklarda basit katı çözeltilerini oluşturması beklenmektedir [44, 45].

Atom çiftleri arasında daha güçlü bağlara sahip n-element YEA'lar için elementel fazların, bileşiklerin, ara fazların ve rastgele katı çözeltilerin ΔH_{mix} , ΔS_{mix} ve ΔG_{mix} karşılaştırmasını gösteren Çizelge 2.1, yukarıda belirtildiği gibi daha ayrıntılı olarak göstermektedir. Elemental fazların ΔH_{mix} , ΔS_{mix} ve ΔG_{mix} değerleri neredeyse sıfırdır çünkü sadece bir ana element içerirler. Bununla birlikte, bileşik fazların ΔH_{mix} ve ΔG_{mix} değerleri büyük negatiftir ve ΔS_{mix} değeri, düzenli yapılarıdaki küçük karıştırma entropisi nedeniyle neredeyse sıfırdır. Öte yandan, YEA olarak tanımlanan rastgele katı çözeltilerin ΔH_{mix} ve ΔS_{mix} değerleri sırasıyla orta negatif ve en yüksektir.

Çizelge 2.1. Elementler arasında güçlü bağ bulunan n-element YEA'lar için elementel fazların, bileşiklerin, ara fazların ve rastgele katı çözeltilerin ΔH_{mix} , ΔS_{mix} ve ΔG_{mix} değerleri.

Comparative States	Elemental Phases	Compounds	Intermediate Phases	Random Solid Solutions
ΔH_{mix}	~ 0	Large negative	Less large negative	Medium negative
ΔS_{mix}	~ 0	~ 0	Medium	$\Delta S_{mix} = -R \sum_{i=1}^n X_i \ln X_i$
ΔG_{mix}	~ 0	Large negative	Larger negative	Larger negative

Literatürde yüksek entropi etkisinin kanıtlarını gösteren birçok çalışma yapılmıştır [46]. Şekil 2.3 ayrıca yüksek entropi etkisini kanıtlamak için sekiz element içeren eşmolar YEA için 1473 K'de saf elementlerin, metallar arası bileşiklerin ve rastgele çözeltilerin karışım serbest enerji eğrilerinin göreceli seviyelerini göstermektedir. İki atom çifti arasındaki ortalama karışım değerinin 1473 K'de -23 kJ/mol olduğu varsayılmaktadır. Sekiz element alaşımının serbest enerjisinin en düşük değeri olduğu sonucuna varılabilir. Bu, YEA'ların neden termodinamik olarak kararlı olduğuna dair önemli bir kanıttır [47].

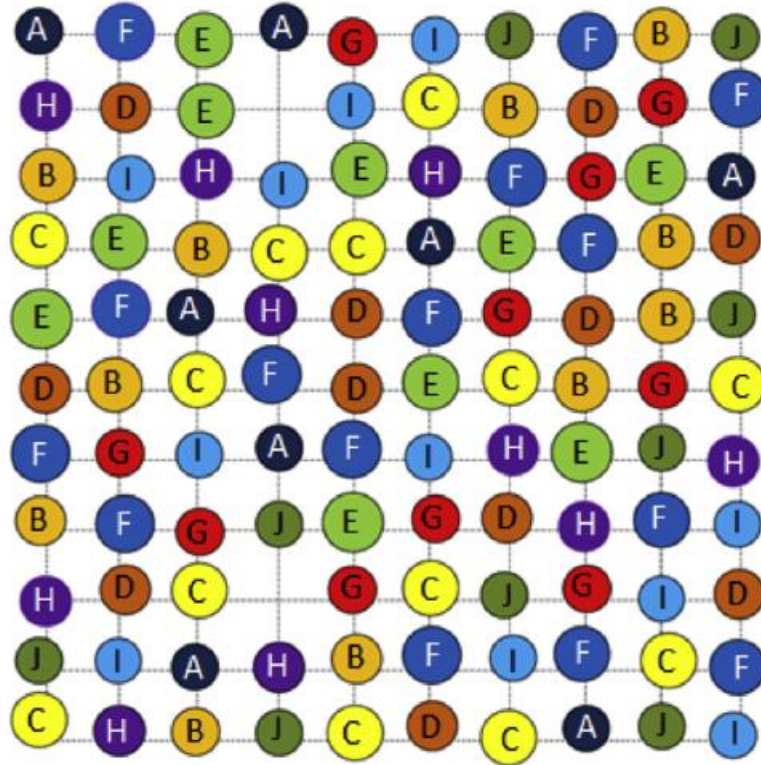


Şekil 2.3. Sekiz element içeren eşmolar YEA için 1473 K'de üç farklı koşulun, yani tek element, bileşik ve rastgele çözeltilerin karışım serbest enerji eğrilerinin göreceli seviyeleri. (a) tek kararlı faz için ve (b) birlikte var olan iki faz içindir [47].

2.3.2. Kafes Distorsiyonu Etkisi

YEA'lardaki her bir katı çözeltili fazının çok bileşenli matrisi bir bütün-çözeltili matrisi olduğundan, her atom farklı türde atomlarla çevrilidir ve bu nedenle, Şekil 2.4'de gösterildiği gibi, 10 çeşit atom içeren bir örnekte olduğu gibi, esas olarak atomik boyut farkından dolayı kafes gerilimi ve stresine maruz kalır. Ortalama kafes mevcuttur çünkü x-ışını kırınımı ile belirlenebilir. Atomik boyut farklılığının yanı sıra, kurucu elementler arasındaki farklı bağlanma enerjisi ve kristal yapının, bir atomun etrafındaki simetrik olmayan komşu atomlar, yani simetrik olmayan bağlar ve elektronik yapı ve bu simetrik olmama durumunun bölgeden bölgeye değişmesi göz

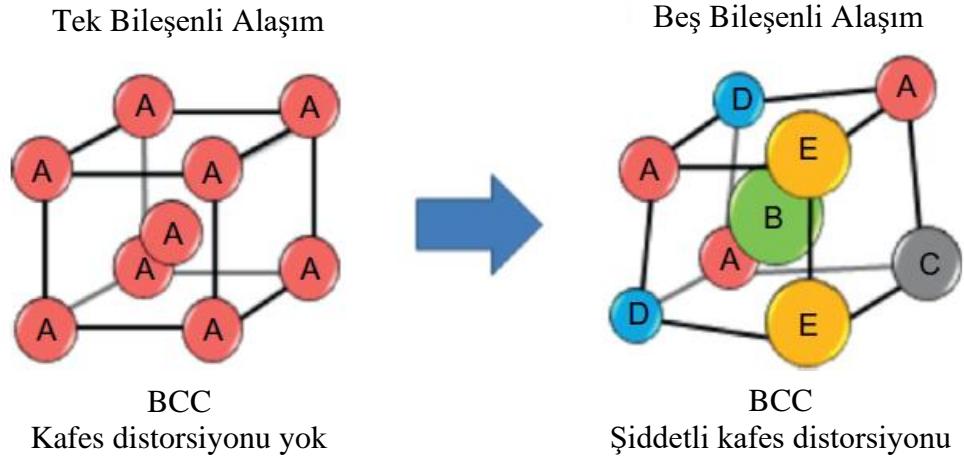
önüne alındığında daha da yüksek kafes bozulmasına neden olması beklenmektedir [13, 48]. Bu nedenle, çoğu kafes bölgesi ve genel kafes bozulması, çoğu matris atomunun (veya çözücü atomlarının) komşularıyla aynı tür atomlara sahip olduğu geleneksel alaşımlardan daha şiddetli olacaktır. Şekil 2.5 beş bileşenli bir BCC kafesinin ciddi kafes bozulmasını göstermektedir. Üç boyutlu birim hücre yüksek oranda bozulmuştur.



Şekil 2.4. 10 farklı bileşene sahip bir katı çözeltinin iki boyutlu matrisi. İki boşluk gösterilmiştir. Ortalama kafes noktaları çizgilerle gösterilmiştir.

Kafes bozulması sadece çeşitli özellikleri etkilemekle kalmaz, aynı zamanda özellikler üzerindeki termal etkiyi de azaltır. Sertlik ve mukavemet, büyük ölçüde çarpıtılmış kafes içinde büyük çözücü sertleşmesi nedeniyle etkili bir şekilde artar. Örneğin, FCC eş atomik alaşımı CoCrFeMnNi'nin Vickers sertliği homojenize durumda 1192MPa'dır ve bu değer karışım kuralı ile elde edilen 864MPa'dan daha yüksektir. Refrakter BCC eş atomik alaşımı MoNbTaVW'nin sertlik değeri 5250 MPa olup karışım kuralı ile elde edilenin üç katıdır [49]. FCC alaşımlarının BCC alaşımlarından çok daha küçük çözücü sertleşmesi gösterdiği görülmektedir. Bunun nedeni, FCC

kafesinin 12 en yakın komşuya sahipken BCC'nin 8 en yakın komşuya sahip olması olabilir. Aynı element seti için, FCC kafesi ilk en yakın komşularda daha küçük oranda benzemeyen atom çiftlerine sahiptir ve bu nedenle BCC kafesine göre daha küçük bir bozulma gerilmesi ve çözelti sertleşmesi gösterir. Ayrıca, CoCrFeMnNi alaşımı MoNbTaVW'den daha küçük atomik boyut farkına ve dolayısıyla daha küçük toplam distorsiyona sahiptir.



Şekil 2.5. Beş bileşenli BCC kafesinde büyük kafes distorsiyonu olduğunu gösteren şematik diyagram.

X-ışını kırınım pik yoğunluğu için, bozulmuş atomik düzlemler x-ışını dağınık saçılma etkisini artırır ve daha küçük pik yoğunluğu verir [48]. Örgü bozulması ayrıca elektron saçılmasına ve elektrik iletkenliğinde önemli bir düşüşe neden olur. Bu da elektron iletimi yoluyla termal iletkenliğe elektron katkısını azaltır. Fonon saçılması da bozulmuş örgüde daha büyük hale gelir ve termal iletkenliği azaltır [50]. YEA'lardaki tüm bu özelliklerin sıcaklığa karşı oldukça duyarsız olduğu bulunmuştur. Örneğin, YEA'larda özdirencin sıcaklık katsayıları oldukça küçüktür. Bunun nedeni, atomların termal titreşiminin neden olduğu kafes bozulmasının, şiddetli kafes bozulmasına kıyasla nispeten küçük olmasıdır [48].

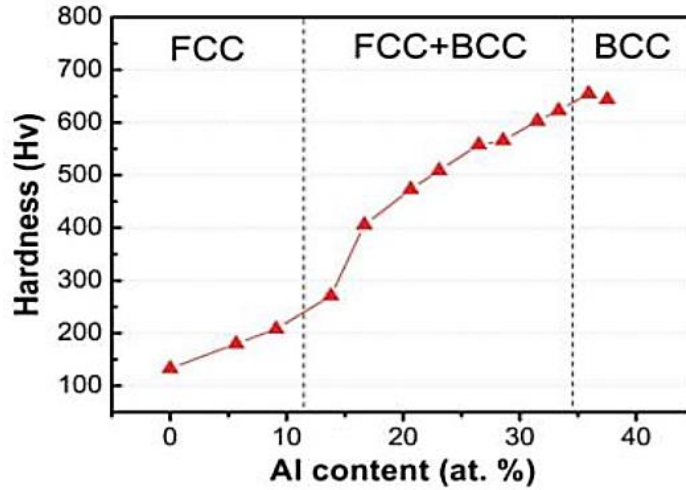
2.3.3. Yüksek Karışım Etkisi

Karışım etkisi akustik alanında sıklıkla kullanılan bir terimdir ve bir kişinin konuşma ve arka plan seslerinin karışımı arasında dikkatini tek bir konuşmacıya

odaklayabilmesini tanımlar. Öte yandan, YEA'lar için karışım etkisi, beşten fazla ana unsurun beklenmedik özellikler ortaya çıkarabileceğini ifade eder. Bu etki ilk olarak Ranganathan tarafından "Alloyed pleasures: multimetalllic cocktails" başlıklı bir makalede önerilmiştir [40].

YEA'lar tek bir faza veya bileşimle değişen daha fazla faza sahip olabileceğinden, tüm fazlar boyutları, şekilleri ve dağılımları açısından bunların özelliklerine katkıda bulunur. Aslında, bu alaşımların özellikleri, önemli ölçüde farklı fiziksel veya kimyasal özelliklere sahip iki veya daha fazla kurucu malzemeden oluşan kompozit malzemelere çok benzer. Başka bir deyişle, her faz kompozit yapının bir üyesi olarak düşünülebilir. Kompozit özellikler hem karışım kuralı gereği elementlerin kendi özelliklerinden hem de elementlerin birbirleriyle etkileşiminden ve kafes bozulma etkisinden kaynaklanır. Elementlerin etkileşimi ve kafes bozulma etkisi, karışım kuralına kıyasla daha önemli katkılardır. Bu özelliğin farklı YEA'lar üzerindeki etkileri literatürdeki birçok çalışmada belirtilmiştir [12, 51, 52, 53].

$Al_xCoCrCuFeNi$ alaşımlarının sertliğinin Al içeriğinin bir fonksiyonu olarak değişimini gösteren Şekil 2.6, karışım etkisini çok daha net açıklayan bir örnektir [41].



Şekil 2.6. Al içeriğinin bir fonksiyonu olarak $Al_xCoCrCuFeNi$ alaşımlarının sertliği [41].

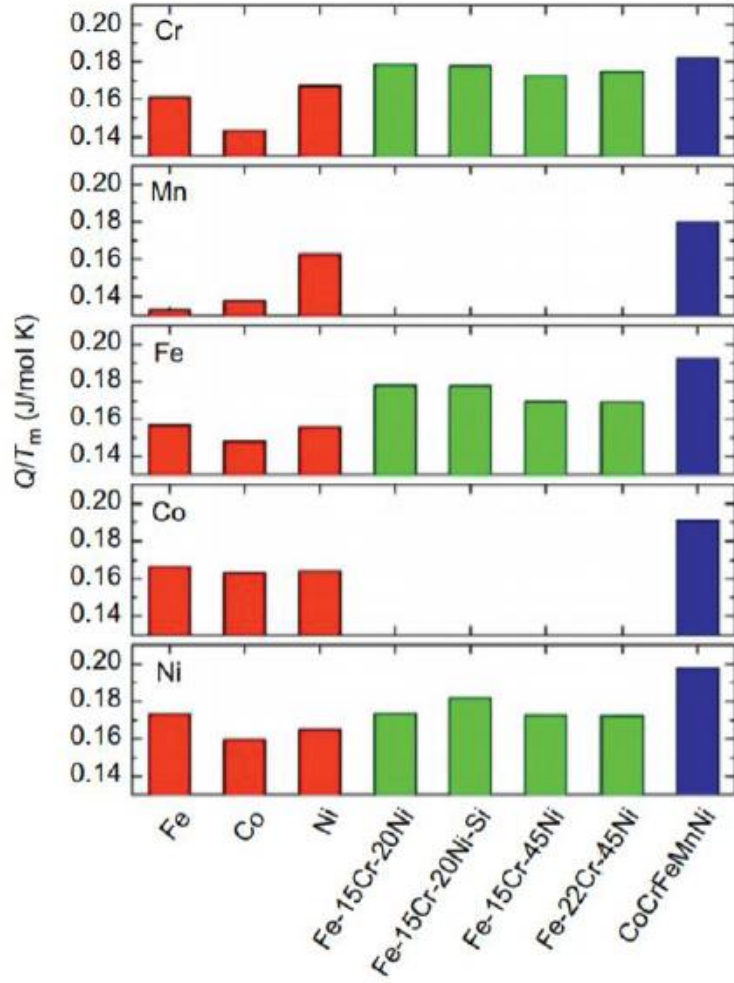
Bu, YEA'daki Al miktarı arttığında, YEA'ların sertliğinin önemli ölçüde değiştiğini göstermektedir. Ayrıca, Al içeriğindeki artışa bağlı olarak FCC'den BCC'ye faz

dönüşümü gözlenmektedir. Bu durum, bileşen elementlerin etkileşimi ile açıklanan kokteyl etkisi ile doğrudan ilişkilidir. Başka bir deyişle, YEA'lardaki Al içeriğinin artırılması, Al'ın diğer bileşen elementlerle olan güçlü etkileşim bağı nedeniyle sert bir BCC fazının oluşumuna neden olur.

2.3.4. Yavaş Difüzyon Etkisi

Yeni fazların oluşumu, YEA'lardaki bileşimin bölünmesini gerçekleştirmek için birçok farklı atom türünün birlikte difüzyonunu gerektirir. Yukarıdaki bölümde tartışıldığı üzere, YEA'lar rastgele veya düzenli tipte katı çözeltiler içerebilir. YEA'ların matrisleri tamamen çözünür olarak düşünülebilir. Sonuç olarak, tamamen çözünebilir bir matris içindeki bir atomun difüzyonu, geleneksel alaşımların matrisindekiyle aynı olmayacaktır. Matristeki bir boşluk aslında difüzyon sırasında farklı elementlerin atomları tarafından kuşatılır. Kafes bölgeleri arasındaki LPE (kafes potansiyel enerjisi) önemli ölçüde değiştiğinden, YEA'ların yavaş difüzyon kinetiği ile doğrudan ilişkili olan daha yüksek aktivasyon enerjisine sahip olduğu iddia edilmiştir. Düşük LPE bölgeleri matris içindeki atomların difüzyonunu engelleyecektir. Bu durum yavaş difüzyon etkisine neden olur [13].

İdeal bir katı çözeltili sisteminde farklı elementlerin difüzyon hızını belirlemeye yönelik bir çalışma, en düşük ve en yüksek difüzyon hızlarının sırasıyla Mn ve Ni olduğunu göstermektedir. FeCoCrNiMn YEA'daki her bir elementin difüzyon katsayısı Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Ni-Si ve saf Fe, Co ve Ni elementlerine kıyasla en düşük değerlerdir. Saf metaller, paslanmaz çelikler ve FeCoCrNiMn YEA olmak üzere farklı matrislerde Fe, Co, Cr, Ni ve Mn için erime noktasına göre normalize edilmiş difüzyon aktivasyon enerjisi Şekil 2.5'te gösterilmektedir. Bu sonuçlara göre, YEA'da erime noktası (Q/T_m) ile normalize edilmiş aktivasyon enerjisi en yüksek değerdir, diğer yandan saf metaller en düşük değerlere sahiptir. Bu, bir alaşım sisteminde element sayısı arttığında difüzyon hızının yavaşlamaya başladığı anlamına gelmektedir [13].



Şekil 2.7. Farklı matrislerde Fe, Co, Cr, Ni ve Mn için erime noktasına göre normalize edilmiş difüzyon aktivasyon enerjisi: saf metaller, paslanmaz çelikler ve FeCoCrNiMn YEA [13]

Yavaş difüzyonun, oluşan fazların çekirdeklenmesini, büyümesini, dağılımını ve mikro yapısını doğrudan etkilemesi beklenmektedir. Gerçekten de, malzemenin mikro yapısını değiştirerek malzemenin özelliklerini geliştirir. Örneğin, YEA'larda ince çökeltieler daha kolay elde edilebilir. Bu nedenle alaşımın yeniden kristalleşme sıcaklığı artar, tane büyümesi ve parçacık irileşme oranları azalır. Sonuç olarak, gelişmiş sürünme direnci, yüksek sıcaklıklarda kullanılan parçaların hizmet ömrünü uzatabilir [53].

2.4. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MEKANİK DAVRANIŞLARI

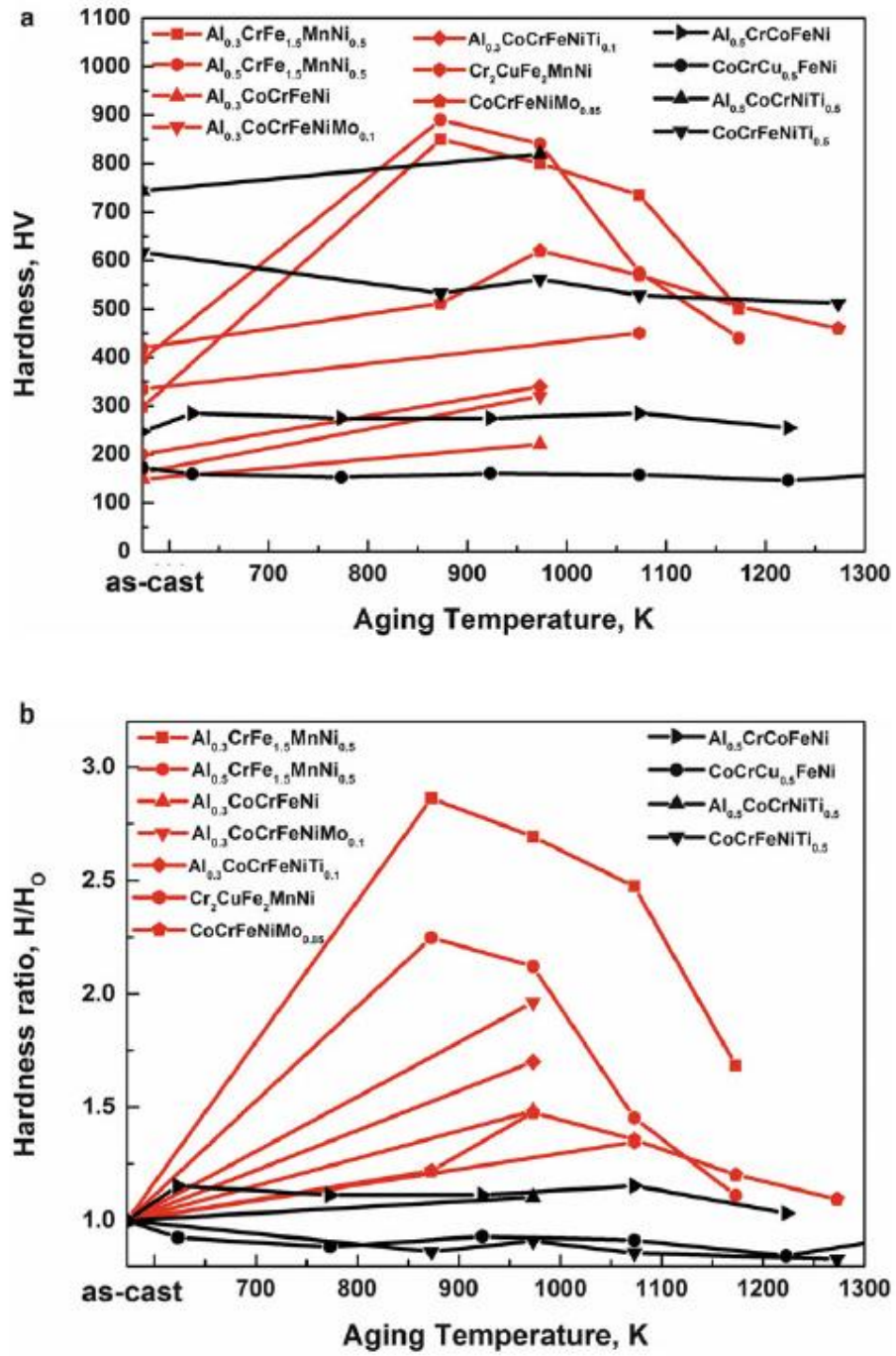
Bu bölümde yüksek entropili alaşımların mekanik davranışları hakkında bilgiler verilecektir.

2.4.1. Yüksek Entropili Alaşımlarda Sertliği Etkileyen Faktörler

YEA'ların 100 Hv ile 1100 Hv arasında değişen yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu bildirilmiştir [37, 38, 40, 54, 55, 56, 57, 58]. Al içeren alaşımların yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu belirlenmiştir [16, 59, 60]. Ayrıca, alaşımlara Ti, Al, Mn, Mo, Cr ve Nb gibi elementlerin az miktarda da olsa eklenmesinin sertliklerini artırdığı tespit edilmiştir [61, 62, 63, 64]. Sertlik üzerinde yüksek bir etkiye sahip olan alaşım içeriğinin yanı sıra, tavlamanın da bu özellik üzerinde bir miktar etkisi olabileceği düşünülmektedir [7]. YEA'lardaki kafes distorsiyonu etkisi sertlik değerlerinin artmasına neden olmaktadır [3, 12, 42].

2.4.1.1. Isıl İşlem Faktörü

Tavlama işleminin sertlik üzerindeki etkisine bağlı olarak, YEA'lar iki gruba ayrılır: (a) güçlü yaşlanma sertleşmesi (kırmızı çizgiler) ve (b) zayıf yaşlanma sertleşmesi (siyah çizgiler), Şekil 2.8'de gösterilmiştir.



Şekil 2.8. Alan yazından alınan veriler kullanılarak YEA'ların sertliği üzerindeki tavlama etkileri. (a) Sertlik değerleri ve (b) sertlik oranı, sertlik/orijinal sertlik (H/H₀) [65, 66, 67, 68].

Al_xCrFe_{1.5}MnNi_{0.5} (x=0.3 ve 0.5 [69], üç FCC yapılu YEA (Al_{0.3}CoCrFeNi, Al_{0.3}CoCrFeNiMo_{0.1} ve Al_{0.3}CoCrFeNiTi_{0.1}) [67], Cr₂CuFe₂MnNi [68] ve CoCrFeNiMo_{0.85} [59], Şekil 2.8'de kırmızı çizgilerle gösterilmiştir. Bu güçlü yüksek sıcaklık yaşlanma sertleşmesi fenomeni geleneksel alaşımlarda nadiren bulunur.

Yaşlanma sertleşme davranışı, örneğin $Al_xCrFe1.5MnNi0.5$ ($x=0.3$ ve 0.5) alaşımında bir ρ ($Cr5Fe6Mn8$) fazı, AlO' 'da (Ni, Al) bakımından zengin bir B2 fazı gibi çökeltilerin oluşumuna bağlanmaktadır. $3CoCrFeNi$ alaşımı, $Al0.3CoCrFeNiMo0.1$ alaşımında (Ni, Al)-zengin faz ve (Cr, Mo) (Co, Fe, Ni) σ fazının ikili çökeltileri ve $Al0.3CoCrFeNiTi0.1$ alaşımında (Ni, Co, Ti)-zengin B2 fazı [67, 69].

Bununla birlikte, sıcaklık 900 K'nin üzerinde olduğunda, $Al_xCrFe1.5MnNi0.5$ ($x=0.3$ ve 0.5) alaşımının sertliği azalır. Bunun nedeni esas olarak daha büyük tane boyutu ve ikinci fazların yumuşaması ile ilgilidir [69]. Tavlama işlemi sırasında yeni çökeltme olmazsa, tavlama YEA'ların sertliğini artırmada küçük bir rol oynar. Bu durum, Şekil 2.8'de siyah çizgilerle gösterilen $Al0.5CoCrFeNi$, $CoCrCu0.5FeNi$, $Al0.5CoCrNiTi0.5$ ve $CoCrFeNiTi0.5$ numunelerinde [53, 66, 70, 71] gerçekleşmektedir.

2.4.1.2. Kimyasal Kompozisyon Faktörü

Alaşım oranı, YEA'ların yapısı ve mekanik özellikleri üzerinde önemli bir rol oynar ve bu da metalurji alanında YEA'lara büyük ilgi çekmektedir. Bu bölümde, sırasıyla Al, B, Co, Cr, Mo, Nb, Ni ve V'nin tek fazlı YEA'ların ve çok fazlı YEA'ların mekanik özellikleri üzerindeki etkisi özetlenmektedir. Al ile hafif geçiş metallerinin bildirilen eşatomik çok bileşenli yığın alaşımlarının hiçbiri tek fazlı katı çözeltiler değildir. Ortak özellikleri, bileşenler arasındaki etkileşimin ötektik tipte olmasıdır [39, 72, 73]. $Al_xCoCrCuFeNi$ [39], $Al_xCoCrFeMnNi$ [74], $Al_xCoCrFeNi_2$ [75] ve $Al_xCoCuFeNi$ [76, 77] sistemleri için, çok düşük Al içeriklerinde ($x \leq 0.5$) FCC yapı tipine sahip tek fazlı YEA'lar oluşur. FCC tek fazlı bölgede ($x \leq 0.5$) (Şekil 2.9'te gri karelerle işaretlenmiştir), sertlik artışı esas olarak ikame katı-çözelti güçlendirmesinden kaynaklanmaktadır.

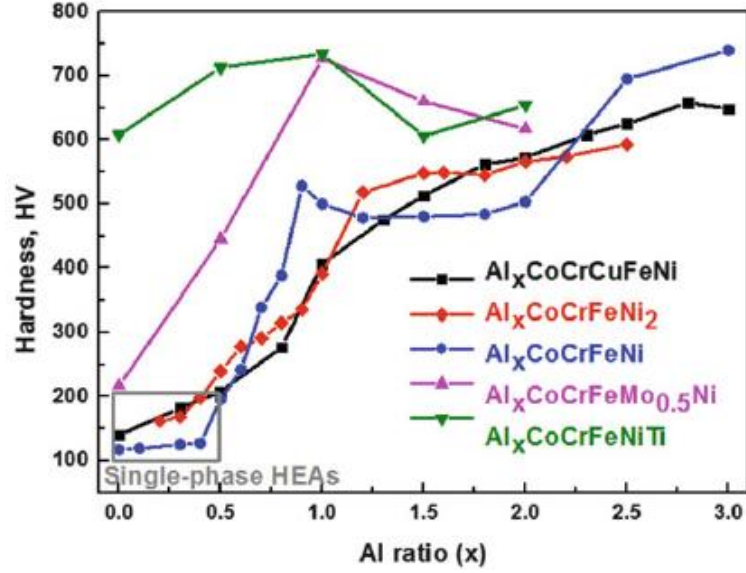
Alüminyum konsantrasyonlarının $Al_xCoCrCuFeNi$ [39, 52, 59, 74], $Al_xCoCrFeNi_2$ [75], $Al_xCoCrFeNi$ [78], $Al_xCoCrFeMo0.5Ni$ [79] ve $Al_xCoCrFeNiTi$ [80] alaşımlarının sertlik değerleri üzerindeki etkileri Şekil 2.9'da özetlenmiştir. Şekil 2.9, $Al_xCoCrCuFeNi$, $Al_xCoCrFeNi_2$ ve $Al_xCoCrFeNi$ alaşımlarında alüminyum oranı arttıkça alaşımların sertliğinin genel olarak arttığını görebiliriz. Çok fazlı YEA'ların

sertlik artışına alüminyum katkısı, bir çözeltili sertleştirme mekanizması, bir çökelme güçlendirme etkisi ve bir nanokompozit güçlendirme etkisi ile ilişkilendirilmiştir [75]. Bu tür etkilerin kökenleri kafes gerilme enerjilerine ve elektronik bağlara kadar uzanabilir [59].

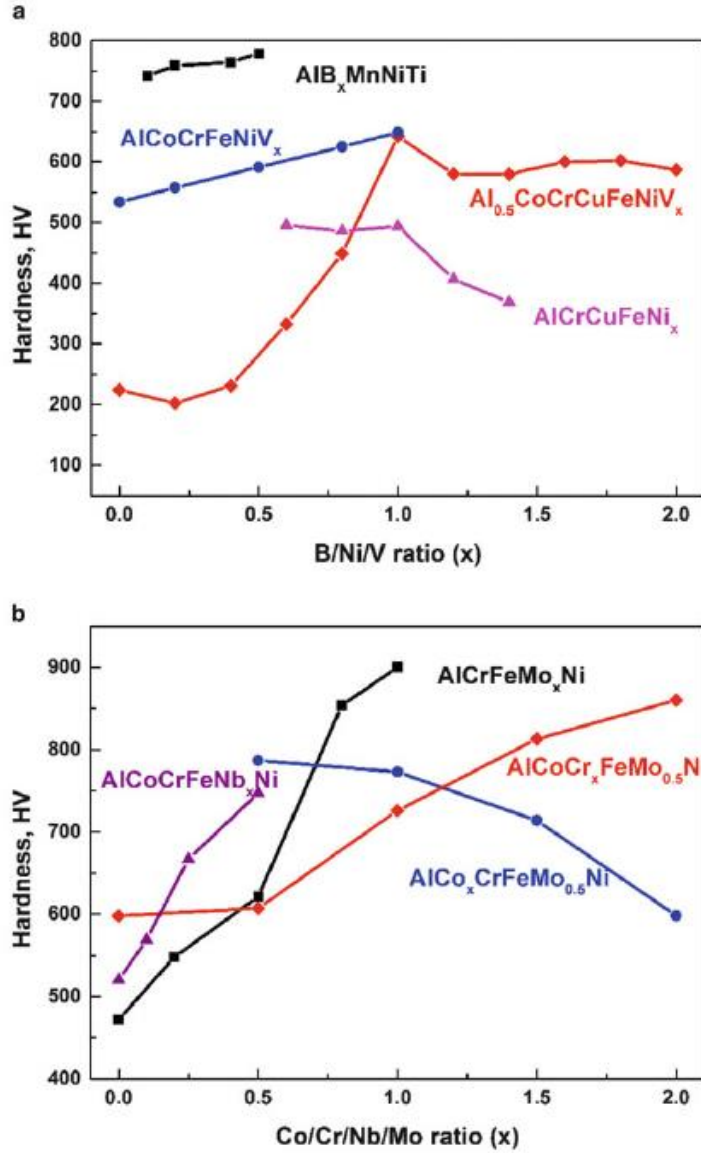
$Al_xCoCrFeMo_{0.5}Ni$ ve $Al_xCoCrFeNiTi$ için eğilim farklıdır, yani alüminyum atomik oranı 1.0'dan düşük olduğunda sertlik artarken, alüminyum atomik oranı 1.0'dan yüksek olduğunda sertlik azalır. Bu eğilim faz bileşimleri ve mikroyapılar ile açıklanabilir. Döküm halindeki Al_{10} alaşımında, FCC katı çözeltisi ana faz olarak doğrulanırken, $Al_{11.0}$ alaşımı esas olarak FCC muadilinden daha güçlü olan (α -Fe,Cr) bazlı BCC katı çözeltisinden oluşur [80]. Alüminyum oranı 1.0'dan yüksek olduğunda sertlik azalır, bu da oluşan BCC fazının kırılabilirliğinden kaynaklanır. B/Ni/V/Co/Cr/Nb/Mo'nun YEA'ların sertlik değerleri üzerindeki etkisi Şekil 2.10'da özetlenmiştir. $AlB_xMnNiTi$ alaşımları yüksek sertliğe sahiptir. Bor atomik oranı 0'dan 0,5'e yükseldikçe sertlik 740'dan 779 HV'ye yükselir, bu da kristal kafesin sapmasından kaynaklanabilir [81]. Vanadyum ilavesinin sertlik üzerindeki etkisi $Al_{0.5}CoCrCuFeNiV_x$ ve $AlCoCrFeNiV_x$ 'de iyi çalışılmıştır. $Al_{0.5}CoCrCuFeNiV_x$ için, $x < 0.4$ ve $x > 1.2$ aralığında, FCC ve BCC fazlarındaki çözeltili sertleşmesi daha fazla vanadyum ilavesiyle küçük görünmektedir. $0.4 < x < 1.0$ aralığında, daha fazla vanadyum ilavesiyle sertlik değeri hızla artar ve $x=1.0$ 'da tepe noktasına (640 HV) ulaşır. BCC fazının artan hacim fraksiyonları ve σ -fazı çökmesi bunun ana nedenidir [82]. Döküm halindeki $AlCrFeCuNi_x$ YEA'ların sertliği, x 0,6 ila 1,0 aralığında olduğunda 490 HV civarında sabittir. Ancak x 1.0 ila 1.4 aralığında olduğunda sertlik belirgin bir şekilde azalır, bu da CrFe bakımından zengin BCC fazının oranının azalmasından kaynaklanır [83, 84]. $AlCrFeNiMo_x$ 'un sertliği ($x=0, 0.2, 0.5, 0.8$ ve 1.0), Mo elementinin eklenmesiyle 472.4'ten 911.5 HV'ye belirgin bir şekilde artmıştır, bu da çözeltili güçlendirme davranışından ve CrFe tipi katı çözeltiliden CrFeMo tipi σ fazına dönüşümden kaynaklanmaktadır [85].

$AlCo_xCrFeMo_{0.5}Ni$ YEA'lar $Al_xCoCrCuFeNi$ YEA'lara göre daha üstündür, bu da σ fazının yüksek hacimli fraksiyonuna bağlanabilir. Co'nun 0,5'ten 2,0'a yükselmesiyle sertlik 800'den 600 HV'ye düşmektedir. $AlCoCr_xFeMo_{0.5}Ni$ için alaşım sertliği, sert σ fazının miktarının artmasının bir sonucu olarak $x=1/40$ 'da 601 HV'den $x=2.0$ 'da 867

HV'ye yükselir [65]. AlCoCrFeNiNb_x'in [86] Vickers sertliği, Nb içeriğinin artmasıyla yaklaşık doğrusal bir artışa sahiptir.



Şekil 2.9. Farklı alüminyum içerikli Al_xCoCrCuFeNi, Al_xCoCrFeNi, Al_xCrCuFeNi₂, Al_xCoCrFeMo_{0.5}Ni ve Al_xCoCrFeNiTi alaşım sistemlerinin Vickers sertliği (x değerleri molar oran olarak).



Şekil 2.10. (a) AlMnNiTiB_x, Al_{0.5}CoCrCuFeNiV_x, AlCoCrFeNiV_x, AlCrCuFeNi_x ve (b) AlCrFeNiMo_x, AlCo_xCrFeMo_{0.5}Ni, AlCoCr_xFeMo_{0.5}Ni ve farklı B/V/Ni/Mo/Co/Cr/Nb içerikli AlCoCrFeNiNb_x alaşım sistemleri (x değerleri molar orandır).

2.4.1.3. Yapısal Durum Faktörleri

FCC ve BCC fazlarının sertlik değerlerini belirleyen birçok faktör vardır. FCC yapısının en yakın paketlenmeye sahip kayma düzlemlerine sahip olduğu, BCC yapısının ise gerçek yakın paketlenmiş kayma düzlemlerine sahip olmadığı bilinmektedir. Bu nedenle, FCC yapısında kayma için kritik gerilme temelde BCC yapısından daha küçüktür. Buna ek olarak, daha güçlü atomlar arası bağlanma daha

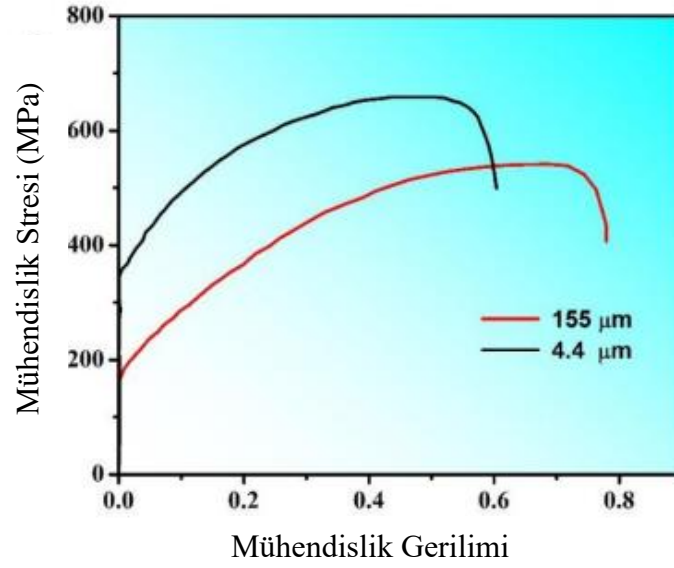
yüksek Young modülüne ve dolayısıyla daha yüksek mukavemete sahip olacaktır. Çözelti sertleştirme etkisi de daha yüksek modüllü metaller için daha belirgindir. BCC fazı, $Al_xCoCrCuFeNi$ [39, 52], $Al_{0.5}CoCrCuFeNiV_x$ [82] ve $Al_xCoCrFeNi$ [87] gibi çeşitli alaşım sistemlerinde FCC fazından daha güçlüdür ve bu durum temel yapı faktörü ve çözelti sertleştirme mekanizması ile açıklanabilir [39, 52, 88]. $Al_xCoCrFeNi$ sisteminin geçiş bölgesindeki FCC ve BCC fazlarının sertliği, H ve hacim fraksiyonları aşağıdaki gibi hesaplanabilir [50]:

$$H = aHFCC + (1-a)HCC \quad (2.2)$$

Burada HFCC ve HBCC sırasıyla tek FCC ve BCC fazlarının ortalama sertlik değerleridir. a FCC fazının hacim oranı ve $(1 - a)$ BCC fazının hacim oranıdır. Mikroyapılar da YEA'ların sertliğini etkiler. Örneğin, YEA'lardaki dendritik ve interdendritik alanlar farklı mikrosertliklere sahiptir. Örneğin CoCrFeMnNi-ilişkili sistemi ele alalım. Dendritik ve interdendritik sertlikler sırasıyla CoCrFeMnNi için 30 HV ve 109 HV, CoCrFeMnNbNi için 105 HV ve 41 HV ve CoCrFeMnNiV için 103 HV ve 29 HV'dir [35]. Bu eğilim, bileşim ayrışması ve ilgili saf metallerin sertlik doğası ile açıklanabilir.

2.4.2. Çekme Mukavemeti

Fcc yapılu YEA'lar için FeCoNiCrMn en temsili alaşımdır ve bu bileşimden diğer üçlü, dörtlü ve hatta altı ve daha yüksek bileşimli YEA'lar elde edilebilir [89]. FeCoNiCrMn YEA ilk olarak Cantor tarafından önerilmiştir ve bu nedenle 'Cantor alaşımı' olarak da adlandırılır. Bu alaşımın iyi termodinamik kararlılık [61], mükemmel kırılma tokluğu [27] ve süneklik sergilediği bulunmuştur. Otto ve arkadaşları [90] Şekil 11'de gösterildiği gibi FeCoNiCrMn YEA'nın çekme özelliklerini incelemiştir. İnce taneli (4,4 µm tane boyutu) YEA için σ_y ve nihai gerilme mukavemeti (UTS) sırasıyla 460 MPa ve 630 MPa'dır. Ayrıca kırılma uzamasının oda sıcaklığında %60'a ulaşabildiği gözlemlenmiştir. İri taneli (155 µm tane boyutu) YEA için σ_y 125 MPa ve UTS 450 MPa'dır ve kırılma uzaması %80'dir.

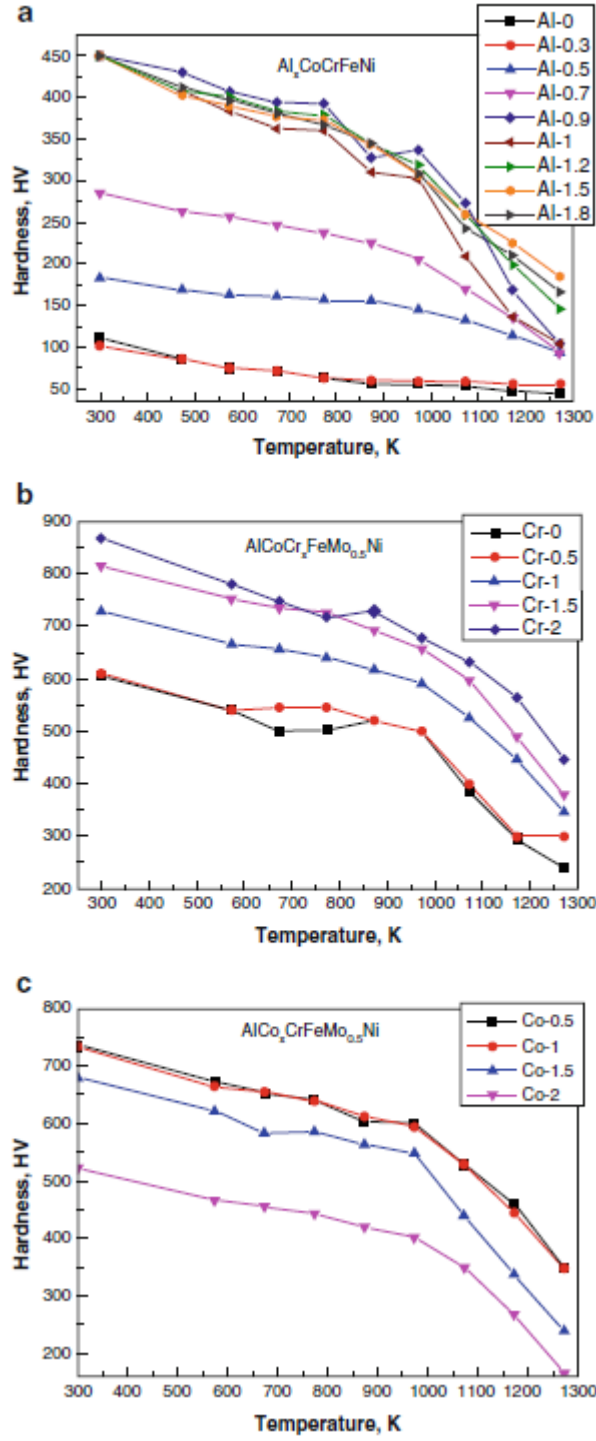


Şekil 2.11. Tane boyutu sırasıyla 4,4 μm ve 155 μm olan FeCoNiCrMn YEA'nın mühendislik gerilme-gerinim eğrileri [90].

Plastik deformasyonun ilk aşamasında (%2,1'lik bir gerilme), Şekil 12(a)'da gösterildiği gibi baskın dislokasyon-kayma modu düzlemseldir. Kayma $\{111\}$ tipi düzlemler boyunca başlatılır ve kayma yönü $1/2$ 'dir. Daha sonra tam dislokasyon, geleneksel fcc yapıya benzer şekilde $1/6$ Shockley kısmi dislokasyonlarına ve çok sayıda istifleme hatasına ayrışır. Otto ve arkadaşları, $\{111\}$ tipi düzlemlerde lokalize dislokasyon kaymasının oluşmasına yol açan şeyin kısa menzilli düzen (SRO) veya kısa menzilli kümelenme (SRC) olduğunu ileri sürmüştür. Bu olgu ikili konsantrasyon katı çözeltilerde de görülmüştür [91].

2.4.3. Basma Mukavemeti

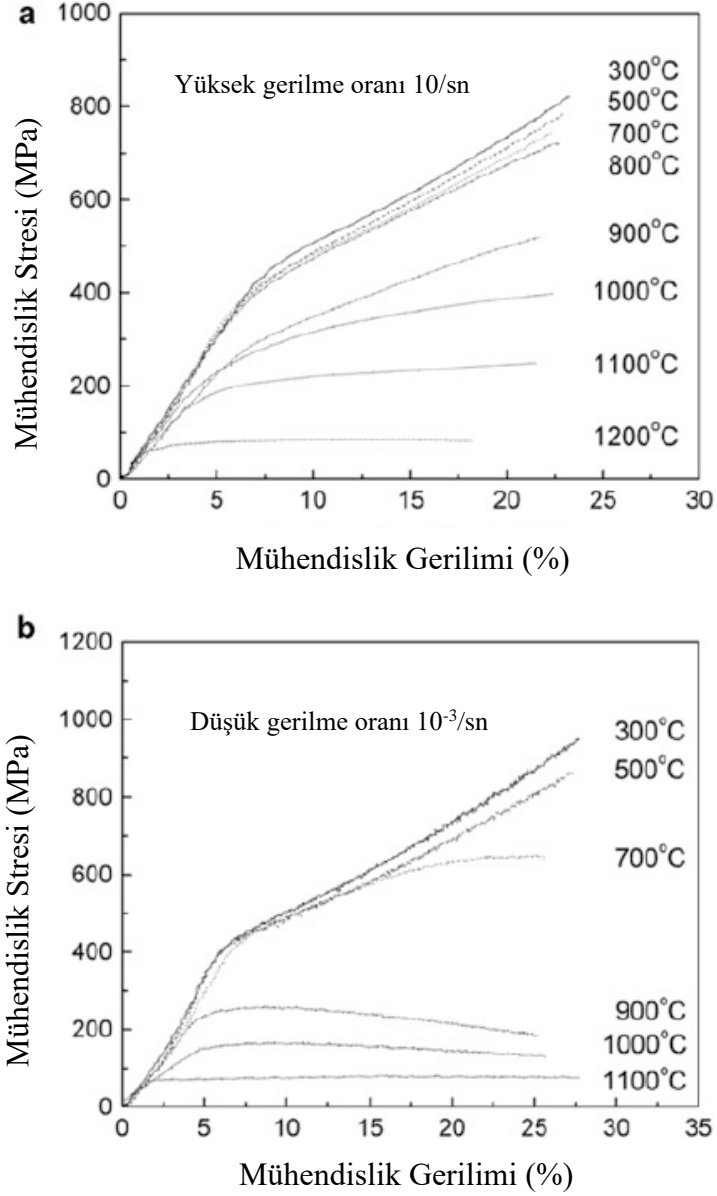
YEA'ların mekanik özelliklerini incelemek için basma deneyleri kapsamlı bir şekilde gerçekleştirilmiştir [39, 52]. Gerilme-şekil değiştirme eğrisinden Young modülü (E), basınç akma dayanımı (σ_y), basınç dayanımı (σ_{max}), elastik şekil değiştirme (ϵ_e), plastik şekil değiştirme (ϵ_p) vb. dahil olmak üzere malzemelerin çeşitli parametreleri belirlenebilir.



Şekil 2.12. (a) $Al_xCoCrFeNi$, (b) $AlCoCr_xFeMo_{0.5}Ni$ ve (c) $AlCo_xCrFeMo_{0.5}Ni$ alaşımları için sıcaklığın (T) bir fonksiyonu olarak sıcak sertlik (H) [65, 92, 93].

Çeşitli yükleme koşulları YEA'ların basma testlerindeki mekanik davranışını etkileyebilir. Yeh ve diğerleri (2004) ilk olarak sıcaklık, gerinim oranı ve Al içeriğinin

Al_xCoCrCuFeNi için basınç akma dayanımında değişikliklere neden olduğunu bildirmiştir.



Şekil 2.13. Al_{0.5}CoCrCuFeNi'nin farklı sıcaklıklarda ve (a) 10/s ve (b) 10⁻³/s gerinim hızlarında basınç gerilme-gerinim eğrileri.

Daha sonra element ilavesinin araştırılması takip edilmiş ve Al [52], Ti [94], Cu [95], Y [96], Si [97], Mo, C, Nb, Ni, V ve Cr ilavesi gibi alaşımlama etkisi karakterize edilmiştir. Havacılık ve nükleer alanlar gibi aşırı sıcaklıklar altındaki uygulamalar için malzeme özelliklerini karakterize etmek çok önemli olduğundan, sıcaklık etkisi de büyük ilgi çekmektedir. Son zamanlarda, kriyojenik ve yüksek sıcaklıklarda basınç

davranışı incelenmiş ve sıcaklığa bağlı davranış araştırılmıştır. Ayrıca, gerinim oranı, numune boyutu ve yaşlanma/tavlama etkilerinin de basma deformasyonu sırasında mikroyapısal evrim üzerinde dramatik bir etkiye sahip olduğu bildirilmiştir. Örneğin, Şekil 2.13 YEA'ların tipik basma gerilimi-gerinim eğrilerini sunmaktadır. YEA'ların çeşitli sıcaklıklarda ve gerinim oranlarında farklı davrandığı açıktır. Plastik bölgeye daha yakından bakıldığında, Şekil 2.13.'te 873, 973, 1,073 ve 1173 K sıcaklıklarda ve $10^{-3}/s$ gerinim hızında olduğu gibi, tırtillaşma davranışı yalnızca belirli sıcaklık ve gerinim hızı rejimlerinde bulunabilir. Bu eğilim, farklı deformasyon mekanizmalarının var olabileceğini ima etmektedir.

2.4.4. Aşınma Davranışları

Çevre, metallerin ve alaşımların aşınma davranışını önemli ölçüde etkileyebilir. Yüksek entropili alaşımların aşınma davranışları ilgili alan yazında bulunan bir çalışmada [98] $Al_{0.6}CoCrFeNi$ yüksek entropili alaşımların (YEA) tribolojik özellikleri ortam havası, deiyonize su, simüle asit yağmuru ve simüle deniz suyu koşullarında 2-5 Hz frekanslarında incelenmiştir. Döküm halindeki alaşım basit yüzey merkezli kübik ve hacim merkezli kübik fazlardan oluşmuştur. Döküm halindeki YEA'nın ortam havasındaki aşınma oranı sıvı ortamdakinden önemli ölçüde daha yüksek çıkmıştır. Deniz suyundaki aşınma direnci, ortam havası, deiyonize su ve asit yağmurundakinden daha üstün saptanmıştır. Deniz suyundaki hem sürtünme katsayısı hem de aşınma oranı, oksidasyon filmi oluşumu, yağlama ve çözeltideki korozyon etkisi nedeniyle en düşük seviyede bulunmuştur. Ortam havası ve deiyonize sudaki baskın aşınma mekanizması aşındırıcı aşınma, delaminasyon aşınması ve oksidatif aşınmaydı. Buna karşın, asit yağmuru ve deniz suyundaki aşınma mekanizması temel olarak korozyon aşınması, yapışkan aşınması, aşındırıcı aşınma ve oksidatif aşınmaydı.

2.5. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİM METODLARI

Yüksek entropili alaşımların üretim süreçleri üç ana rotada kategorize edilebilir. İlk rota ark eritme, elektrik dirençli eritme, endüktif eritme, lazer eritme, lazer kaplama ve Lazerle Geliştirilmiş Net Şekil (LENS) oluşturmayı içeren sıvı halidir. İkinci yol

ise, esas olarak mekanik alaşımlama ve müteakip konsolidasyon sürecini içeren katı haldir. Elementleri buhar halinden de karıştırabiliriz. Bu yol, filmleri alt tabakalar üzerinde hazırlamak için püskürtme biriktirme, darbeli lazer biriktirme (PLD), atomik katman biriktirme (ALD), moleküler ışın epitaksi (MBE) ve buhar fazı biriktirmeyi içerir.

2.5.1. Sıvı Halden Üretim

Ark ocağı ve indüksiyon ocağı, alaşımı erimiş halden hazırlamak için en yaygın yöntemlerdir. Ancak bu iki tip ergitme yönteminin çalışma prensipleri farklıdır. Ark ergitme yöntemi, hammaddeleri eritmek için yüklü malzeme ile elektrot arasında ark oluşmasının sonucu olarak tanımlanır. Öte yandan, indüksiyon ergitme yöntemi, metalde (genellikle iletken malzeme) metalin erime sıcaklığına kadar ısınmasına neden olan girdap akımının oluşmasına dayanır. İndüksiyon ocağı, ark ocağına kıyasla Mg, Mn veya Zn gibi düşük erime sıcaklığına sahip elementler için çok daha uygundur. Singh ve diğerleri (2011) AlCoCrCuFeNi YEA'nın splat su verme işlemi (soğutma hızı: $10^6 - 10^7$ K s⁻¹) ve döküm işlemi (soğutma hızı 10-20 K s⁻¹) ile katılaştırılması sırasında faz ayrışmasını tanımlayan soğutma hızına göre YEA'ların mikroyapılarının değişimi hakkında çalışmıştır. Bu çalışma, düşük soğutma hızlarında elementel ayrışma nedeniyle dendritik mikroyapıların gözlemlendiğini göstermektedir. Öte yandan, yüksek soğutma hızı nanometre boyutunda polikristalit fazların oluşumuna yol açmaktadır [99].

2.5.2. Katı Halden Üretim

Katı halden en yaygın kullanılan üretim yöntemi mekanik alaşımlamadır (MA). Bu yöntem, malzemelerin tekrarlanan soğuk kaynak ve yüksek enerjili bilyalı değirmen ile kırılarak toz haline getirilmesini ve daha sonra yeniden kaynaklanmasını içeren bir işlem olarak tanımlanabilir. Günümüzde MA yöntemi genellikle element tozlarının birleştirilmesi ile denge ve denge dışı durumlardaki alaşımların elde edilmesinde kullanılmaktadır. Mekanik alaşımlama işlemi 3 adımdan oluşmaktadır. Öncelikle alaşım malzemeler bilyalı öğütme yardımıyla ince tozlar haline getirilir. Daha sonra, tozlar aynı anda sıkıştırılır ve sinterlenir ki bu sıcak-izostatik-presleme (HIP) işlemi

olarak bilinir. Son olarak, alaşımlama işlemi sırasında iç gerilmeleri gidermek için bir ısıl işlem uygulanır [10].

2.5.3. Gaz Halinden Üretim

Yüze kaplama yöntemi olan püskürtme biriktirme, gaz halinden YEA üretmek için sıklıkla kullanılmaktadır. Bu yöntem, iyon bombardımanı ile hedef malzeme üzerinde ikinci bir yüzey oluşturma işlemi olarak tanımlanabilir. Chang ve arkadaşları (AlCrTaTiZr)_{Nx} alaşımı üzerinde tribolojik uygulamalar için YEA kaplamalarını püskürtme biriktirme yöntemini kullanarak gerçekleştirmiştir. N içeriğindeki değişimin kaplamaların mekanik özellikleri, sürünme davranışı, deformasyon mekanizmaları ve arayüzey yapışması üzerindeki etkisi araştırılmıştır. (AlCrTaTiZr)_{Nx} kaplamaların yapısı, akış oranının (RN) artmasına bağlı olarak sırasıyla amorf, nanokompozit ve kristalin nitrür olarak değişmiştir. Mekanik test sonuçlarına göre, kaplama yüzeylerinin sertliği 13 GPa'dan 30 GPa'ya önemli ölçüde artmıştır [100].

2.6. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARDA TASARIM YÖNTEMLERİ

Tek fazlı yüksek entropili alaşımların tanımlanması, YEA oluşumunun ve içsel özelliklerinin anlaşılması için son derece önemlidir, ancak etkili kılavuzların eksikliği bunların keşfedilmesini engellemiştir. Sonuç olarak, bugüne kadar tek fazlı YEA'ların toplam sayısı hala çok sınırlıdır. Yüksek entropili alaşımlarda tasarım yöntemleri olarak alan yazında, CALPHAD modellemesi, deneysel faz diyagramlarının incelenmesi, ampirik parametre kriterleri, yoğunluk fonksiyonel teorisi hesaplamaları ve ab initio moleküler dinamik simülasyonları dahil olmak üzere YEA tasarımına yardımcı olabilecek beş ana metodoloji bulunmaktadır.

CALPHAD Modellemesi: CALPHAD yönteminin özü, güvenilir deneysel verilere ve doğru DFT sonuçlarına dayalı olarak sıcaklık ve bileşimin bir fonksiyonu olarak yarı ampirik denklemler kullanarak ilgilenilen sistemdeki her faz için Gibbs enerjisinin kendi içinde tutarlı tanımlarından oluşan güvenilir bir termodinamik veri tabanı geliştirmektir. Veritabanı geliştirildikten sonra, bu sistemin faz diyagramlarını ve

termodinamik özelliklerini tahmin etmek için kullanılabilir. Bu nedenle CALPHAD, YEA'ların tasarlanması için en doğrudan yaklaşım olarak kabul edilebilir [7].

Faz Diyagramı İncelemesi: Faz diyagramı incelemesi, gerekli CALPHAD veri tabanları mevcut değilse veya yeterince doğru değilse (örneğin, tüm kenar ikilileri veya üçlülere kapsamıyorsa) özellikle önemli hale gelir. Tek fazlı YEA'ların faz diyagramlarının incelenmesi, sistemleri arasında bazı ortak önemli özellikleri ortaya çıkarmaktadır: Ya izomorf katı çözeltiler (örneğin, Nb-Mo-Ta-W, Hf-Nb-Ta-Ti-Zr) ya da kendilerini oluşturan ikili ve üçlülere terminal çözümlükleri oldukça büyüktür (örneğin, Co-Fe-Mn-Ni). Faz diyagramı incelemesinin anahtarı, geniş çözümlükler aramaktır (yani, ilgilenilen katı çözeltiler fazının bileşimsel homojenlik aralığı). Havacılık ve uzay uygulamalarına yönelik hafif YEA'ları araştırmak için Cotton ve arkadaşları (2014) taramalarında önemli bir parametre olarak ikili faz diyagramlarındaki terminal çözümlüğü kullanmışlardır. YEA oluşumunda en büyük öneme sahip olan bir faz diyagramında temel olarak üç tür katı çözeltiler vardır: (a) izomorf katı çözeltiler (örn, Re-Ru), (b) genişletilmiş terminal katı çözümlük (örneğin, Cr-Ru ikililerinde BCC ve HCP) ve (c) ara katı çözeltiler (örneğin, Cr-Rh ikililerinde HCP fazı).

Ampirik Parametreler: Bugüne kadar en yaygın olarak çalışılan ampirik parametreler ΔH_{mix} , δ , VEC, $\Delta\chi$ ve Ω -parametresidir. Praveen ve diğerleri (2012) mekanik alaşımlama ve kıvılcım plazma sinterlemesinden sonra AlCoCrCuFe ve CoCrCuFeNi YEA'lardaki faz evrimini incelemiştir. ΔH_{mix} (δ) değerleri AlCoCrCuFe ve CoCrCuFeNi için sırasıyla -2,56 (%4,99) kJ/mol ve 3,20 (%1,07) kJ/mol'dür. Konfigürasyonel entropinin Cu bakımından zengin FCC ve σ fazlarının oluşumunu bastırmak için yeterli olmadığı sonucuna varmışlar ve YEA'ların faz kararlılığını analiz etmede karışım entalpisinin rolünü vurgulamışlardır. Singh ve Subramaniam [101] 850 °C'de 24 saat tavlama sonrasında CoFeNi, CrFeNi, CoCrFeNi, CuCoFeNi, AlCrFeNi ve AlCuCoFeNi'de faz oluşumunu incelemiş ve CoFeNi ve CoCrFeNi'de sadece FCC katı çözeltilerinin oluştuğunu, diğer alaşımlarda ise birden fazla fazın ortaya çıktığını tespit etmiştir. ΔH_{mix} ve δ 'nın düzensiz katı çözeltilerinin oluşumunu belirleyen en önemli parametreler olarak düşünülebileceği, Ω parametresinin rolünün ise örneklerinde net olmadığı sonucuna varmışlardır.

DFT Hesaplamaları: Ampirik kurallar sıvı fazın karışım entalpisini kullanmaktadır ve bu nedenle şu sorular ortaya çıkmaktadır: YEA'ların oluşum entalpsi kristal yapılarına göre nasıl değişecektir? Bu da mevcut ampirik kuralları nasıl etkileyecektir? Katı çözeltili temsil etmek için özel yarı-rastgele yapı (SQS) kullanılarak, Otto ve diğerleri [61] tarafından incelenen beş çok fazlı bileşimin yanı sıra temsili eşmolar tek fazlı YEA'ların oluşum entalpsi (ΔH_f) hesaplanmıştır. Bu tek fazlı YEA'lar için, FCC ve HCP YEA'lar pozitif ΔH_f 'ye sahipken, BCC YEA'lar için ΔH_f -8 ile +8 kJ/mol arasında değişmektedir. Atomik boyut farkı (δ) ile ilgili olarak, FCC alaşımları için en küçüktür (≤ 1 %). Alternatif olarak, HCP için %1 ila %4 ve BCC alaşımları için %2 ila %4 arasında değişir.

AIMD Simülasyonları: Faz diyagramı mevcut değilse, çok bileşenli bir sistemde katı çözeltili fazına karşı rekabet eden tüm metaller arası fazları tanımlamak zor bir iştir. Örneğin, Widom, üç kuaterner refrakter YEA sisteminin faz kararlılığını tahmin etmek için bir DFT yaklaşımını göstermektedir [102]. Katılaşma sırasında metaller arası bileşikler oluşturma eğilimi, atomlar arası bağ gücü ile güçlü bir şekilde ilişkilidir; yani, bağ ne kadar güçlü olursa, bileşik oluşturma eğilimi de o kadar büyük olur. Bir YEA sistemindeki tüm olası bileşiklerin bağ gücünü hesaplamak, kristal yapıya bağlı olduklarından önemsiz değildir. Bununla birlikte, sıvı haldeki AIMD simülasyonları, katılaşma sırasında düzensiz katı çözeltili oluşumunu etkileyebilecek tercih edilen atomlar arası bağlanma hakkında yararlı bilgiler ortaya çıkarabilir ve hesaplama çabasını büyük ölçüde azaltır. Önceki AIMD simülasyonları sıvı Al_{1.25}CoCrCuFeNi'deki tercih edilen AlNi, CrFe ve CuCu bağ çiftlerinin katılaşma sırasında sırasıyla B2, BCC ve FCC fazlarının çekirdeklenmesinde öncü görevi görebileceğini göstermektedir. Zhang ve arkadaşları [43] tek fazlı YEA'lar, çok fazlı YEA'lar ve yüksek entropili yığın metalik camlar arasındaki kısmi çift dağılım fonksiyonunu (PDF) karşılaştırarak, güçlü element ayrışması veya güçlü kısa menzilli düzen içermeyen bir sıvı yapının katılaşma sırasında düzensiz katı çözeltilerin oluşumunu teşvik edeceğini öne sürmüşlerdir. AIMD simülasyonlarının bir diğer önemli avantajı, klasik MD simülasyonlarına kıyasla ampirik etkileşim potansiyelleri geliştirmeye gerek olmamasıdır.

2.7. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN KULLANILDIĞI SEKTÖRLER

Yüksek entropili alaşım uygulamaları sırasıyla şunlardır [103]:

- Kesici takımların uygulanması. Yüksek entropi kaplamalı takım ile sıradan yüksek hız çeliğinin sürtünme ve aşınma davranışlarının karşılaştırılması. Harici yük ve dönme hızı sabit olduğunda, yüksek entropi alaşım kaplamalı kesici takımın sürtünmesi her zaman sıradan yüksek hız çeliğinden daha düşüktür. Takım yüksek hızda dönerken, sürtünme katsayısı ne kadar yüksekse, sürtünme direnci de o kadar yüksek olacaktır. Bu sırada talaşın bıçağa yapışması çok kolaydır ve malzemenin yüzeyini çizecek, bu da malzemenin yüzey kalitesini azaltacaktır. Buna göre, kesici takımın yüzeyindeki yüksek entropili alaşım kaplama, kesme işlemindeki sürtünme kuvvetini azaltabilir, bu da takım ömrünü uzatacak ve işlenmiş yüzeyin yüzey kalitesini artıracaktır. Son olarak, yüksek mukavemet ve sertlik nedeniyle, yüksek entropili alaşım kaplama yüksek hızlı kesimde kullanılabilir.
- Hidrojen depolama uygulaması. Birçok araştırma ve deney, bazı yüksek entropili alaşımların mükemmel hidrojen depolama işlevine sahip olduğunu göstermektedir. Qiu Jianping, sırasıyla ScTiVCrCo, ScTiVCrNi, ScTiVCrCu olan bu üç tür yüksek entropi alaşımının hidrojen depolama özelliklerini incelemiştir. Sonuçlar, üç alaşımın maksimum hidrojen emme kapasitesinin sırasıyla %1,76, %2,19 ve %2,56 olduğunu göstermektedir. Hidrojen absorpsiyon sayısının artmasıyla birlikte, hidrojen absorpsiyon miktarı da buna bağlı olarak azalacaktır.
- Kimyasal korozyon uygulaması. Üstün korozyon direnci nedeniyle, yüksek entropili alaşım, okyanus gemisinin dibi, elektrokimyasal reaksiyona eğilimli durumlar ve çeşitli kimyasal kaplar gibi her türlü aşındırıcı çalışma koşuluna uygulanabilir.
- Yüksek yük ve yüksek darbe uygulamaları. Yüksek entropili alaşımlar, yüksek kaliteli golf vuruş yüzeyleri, yüksek sertlikte çelik boru ve yüksek yük ve yüksek koşullarda çalışan türbin kanadı üretmek için kullanılabilir. Yüksek entropili alaşımlar, tankların paletleri, top mermileri vb. gibi ulusal savunma bilimi ve teknolojisi için de kullanılabilir.

2.8. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN GELECEĞİ

Heteroyapılı OEA/ YEA'ların daha önce bildirilen mekanik özelliklerine bakıldığında, bu alanın henüz başlangıç aşamasında olduğu ve ulaşım, enerji sürdürülebilirliği (nükleer reaktörler ve hidrojen depolama), havacılık ve uzay uygulamaları ve biyomedikal uygulamalar gibi çeşitli alanları kapsayan yeni nesil yapısal ve işlevsel uygulamalardaki büyük potansiyelin keşfedilmeyi beklediği görülmektedir. Bu arada, yüksek entropili alaşım araştırmaları alanındaki eksikliklerle yüzleşilmelidir; bu da laboratuvar keşiflerinden pratik mühendislik uygulamalarına geçiştir. Örneğin, laboratuvar araştırmaları için mukavemet ve süneklik söz konusuysen, pratik uygulamalar için karmaşık bir uygulama ortamı göz önünde bulundurulmalıdır. Bu anlamda, OEA/YEA'ların araştırılmasında daha fazla uygulama odaklı olmak ve ticari uygulamalar için kıyaslama yapmak da çok önemli bir adımdır. En önemlisi, OEA/YEA'ların kullanımında masraflar büyük ölçüde belirleyici bir husus olabilir ve bu da dikkatli bir şekilde düşünmeyi gerektirir [104].

Yüksek entropili alaşımlarda gelecek beklentileri şunlardır [105]:

- Hafif YEA'lar
- YEA filmler ve kaplamalar
- Katmanlı üretim
- HT yöntemi
- ML yöntemi

2.9. LİTERATÜR TARAMASI

Eißmann ve arkadaşları [106] tarafından yapılan araştırma kapsamında, toz metalürjisi (PM) ile tek fazlı CoCrFeMnNi YEA üretilmiştir. Geleneksel metalürjinin aksine PM, iyi malzeme verimliliği ve yüksek şekil karmaşıklığı gibi birçok avantaj sunar. Gaz atomize toz kullanılmış ve seçilen PM yöntemleri sunulmuştur (örn. basınçsız sinterleme, kıvılcım plazma sinterleme, eklemeli üretim (EBM)). Proses yöntemleri, sıkıştırılmış ve sinterlenmiş numunelerin malzeme özellikleri (yoğunluk, mikroyapı, mekanik özellikler) karakterize edilerek değerlendirilmiştir.

Pachauri, Kumar ve Maurya, [107] tarafından bir derleme makalesi yapılmıştır. Toz metalurjisi tekniği havacılık, tıp sektörü ve otomobil mühendisliğinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Yüksek entropili malzemelerle bileşen üretmek için kullanılan en basit yöntemdir. Bu makalede, yüksek entropili alaşım (YEA) malzemelerinin mekanik ve mikroyapısal özellikleri gözlemlenmiştir. Parçacık boyutu, sinterleme (sıcaklık, basınç ve zaman), zamanla karışım hızı ve ısıtma hızı gibi belirli işlem parametreleri de gözlemlenmiştir.

Torralba, Alvaredo ve García-Junceda, [108] tarafından yapılan çalışmada yüksek entropili alaşımların (YEA'lar) son 14 yılda büyük ilgi gördüğü ortaya koyulmaktadır. Bu ilgi düzeyinin bir nedeni, bu alaşımların yüzyıllardır uygulanan alaşımlama ilkelerini bozmasıyla ilgilidir. Böylece, YEA'lar genellikle tek bir faza sahiptir (alaşımın bileşimine göre beklentilerin aksine) ve endüstride gelişmekte olan birçok alanla ilgili farklı özelliklerde yüksek düzeyde performans sergilerler. Bu önemli ilgiye rağmen, YEA'ların çoğu külçe metalurjisi yoluyla geliştirilmiştir. Son zamanlarda, toz metalurjisi (PM), YEA'lardaki nano yapıların alanını genişletmek ve bu alaşımların bazı yeteneklerini geliştirmek için bu alaşım ailesini daha da geliştirmek için ilginç bir alternatif olarak ortaya çıkmıştır. Bu makalede, YEA'lara uygulanan PM yöntemleri gözden geçirilmekte ve tozların hammadde olarak kullanımını geliştirmenin bazı olası yolları tanıtılmaktadır.

Sokkalingam ve arkadaşları [109] tarafından yapılan çalışmada $Al_{0.1}CoCrFeNi$ yüksek entropi alaşımı (YEA), mekanik alaşımlama (MA) ve ardından kıvılcım plazma sinterleme (SPS) ile konsolidasyon yoluyla element tozlarından başarıyla sentezlenmiştir. YEA'nın alaşımlama davranışı, mikroyapısı ve mekanik özellikleri X-ışını kırınımı, elektron mikroskobu, sertlik ve sıkıştırma testleri kullanılarak değerlendirilmiştir. Elementel tozların 8 saat boyunca MA'sı iki fazlı bir mikroyapı ile sonuçlanmıştır: α -fcc ve β -bcc fazları. Öte yandan, konsolide edilmiş yığın $Al_{0.1}CoCrFeNi$ -YEA numunesi α -fcc ve $Cr_{23}C_6$ fazlarının varlığını ortaya koymaktadır. Metastabil β -bcc, termal enerji kaynağı nedeniyle SPS işlemi sırasında kararlı bir α -fcc'ye dönüşür. Konsolide edilmiş dökme YEA numunelerinin sertliği 370 ± 50 HV0.5, akma ve nihai basınç dayanımları ise sırasıyla 1420 ve 1600 MPa olarak

bulunmuştur. Al_{0.1}CoCrFeNi YEA'daki bu yüksek mukavemet, tane inceltme güçlendirmesine atfedilmektedir.

Waseem ve Ryu, [110] tarafından yapılan çalışmada 32'lik tungsten (W) içeren W_xTaTiVCr yüksek entropi alaşımı ve yerinde TiC içeren %42 ila 90'luk W türevi alaşımları, elementel W, Ta, Ti, V ve Cr tozlarının karıştırılması ve ardından füzyon plazmasına bakan malzemeler için azaltılmış aktivasyon alaşımlarının geliştirilmesi için kıvılcım plazma sinterlemesi yoluyla hazırlanmıştır. Sinterlenmiş numunelerin karakterizasyonu bir BCC kafesi ve çok fazlı bir yapı ortaya çıkardı. Seçilen alan kırınım desenleri, yüksek entropili alaşım ve türev alaşımlarında TiC oluşumunu doğruladı. 71-90% W içeren alaşımlarda da C15 (kübik) Laves fazlarının geliştiğini ortaya koymuştur. Numunelerin mekanik incelemesi, katı çözelti güçlendirmesi ve dağılım güçlendirmesi nedeniyle sertlik ve mukavemette iki kattan fazla bir iyileşme olduğunu ortaya koymuştur. Bu çalışma, yüksek entropili bir alaşımın ve gelişmiş sertlik ve mukavemete sahip diğer türetilmiş bileşimlerin üretimi için toz metalurjisi işleminin potansiyelini araştırmıştır.

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. NUMUNE TASARIMI VE HAZIRLANMASI

Tez çalışmasında kullanılmak üzere Fe esaslı, 2 adet orta entropili ve 2 adet yüksek entropili alaşım belirlenmiştir. Alaşımların tasarlanmasında öncelikli olarak, karışım entropisi, karışım entalpisi, Gibbs serbest enerjisi gibi faktörler göz önünde bulundurulmuş, element seçimi ve oranları buna göre hesaplanmıştır. Metal tozları Nanokar Firmasından temin edilmiştir. Nanokar Firmasında temin edilen toz özellikleri Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Testlerde kullanılan toz özellikleri.

Elementler	Safılık (%)	Tane Boyutu (µm)
Fe	99,90	44
Mn	99,90	44
Al	98,85	44
Cr	99,50	44
Ni	99,50	44
Mo	99,95	44

Çizelge 3.2’de deneylerde kullanılan elementlere ait element yüzdeleri ve çizelge 3.3’de deneylerde kullanılan elementlerin ağırlıkça kimyasal içerikleri verilmiştir. Ağırlıkça kimyasal analiz oranları toplam 30gr olacak şekilde belirlenmiştir ve hesaplanmıştır.

Çizelge 3.2. Testlerde kullanılan elementlerin % oranları

Test Sırası	Alaşım Cinsi	Alaşımalar	%Fe	%Mn	%Al	%Cr	%Ni	%Mo
1	YEA-1	Fe ₅₀ (MnAlMoNi) _{12,5}	48,57	11,94	5,87	-	12,76	20,86
2	YEA-2	Fe ₅₀ (MnAlCrNi) _{12,5}	53,70	13,21	6,49	12,50	14,11	-
3	OEA-1	Fe ₆₅ Mn ₁₅ Al ₁₀ Mo ₅ Ni ₅	66,03	14,99	4,91	-	5,34	8,73
4	OEA-2	Fe ₆₅ Mn ₁₅ Al ₁₀ Cr ₅ Ni ₅	66,03	14,99	4,91	8,73	5,34	-

Çizelge 3.3. Testlerde kullanılan elementlerin ağırlıkça kimyasal içeriği

Test Sırası	Alaşım Cinsi	Alaşımalar	%Fe	%Mn	%Al	%Cr	%Ni	%Mo
1	YEA-1	Fe ₅₀ (MnAlMoNi) _{12,5}	14,57	3,58	1,76	-	3,83	6,26
2	YEA-2	Fe ₅₀ (MnAlCrNi) _{12,5}	16,11	3,96	1,95	3,75	4,23	-
3	OEA-1	Fe ₆₅ Mn ₁₅ Al ₁₀ Mo ₅ Ni ₅	19,81	4,50	1,47	-	1,60	2,62
4	OEA-2	Fe ₆₅ Mn ₁₅ Al ₁₀ Cr ₅ Ni ₅	19,81	4,50	1,47	2,62	1,60	-

Çizelge 3.3’de ağırlıkça belirtilen toz element numuneleri Şekil 3.1’de gösterilen hassas terazi ile tartılarak, 2 adet Fe esaslı orta entropili alaşım ve 2 adet Fe esaslı yüksek entropili alaşım toz halde bir araya getirilmiştir.



Şekil 3.1. Hassas Terazi.

3.2. MEKANİK ALAŞIMLANDIRMA İŞLEMİ

Hassas terazi ile tartımı yapılan 2 adet Fe esaslı orta entropili alaşım ve 2 adet Fe esaslı yüksek entropili alaşımın Şekil 3.2’de gösterilen mekanik alaşımlama cihazında mekanik alaşımlama işlemleri yapılmıştır.



Şekil 3.2. Mekanik Alaşım Cihazı.

Mekanik alaşım işlemi orta ve yüksek entropili alaşımların her biri 300rpm devirde çalıştırılmıştır. Mekanik alaşım işlemi tozlar 30 dakika çalışma, 10 dakika mola olacak şekilde 12 çevrim halinde karıştırılmış, homojen bir yapı elde edilmesi sağlanmıştır.

3.3. ALAŞIMLARIN PRESLENMESİ

Mekanik alaşım işlemi ile homojen bir karışım elde edilerek üretilen 2 adet orta entropili toz alaşım ile 2 adet yüksek entropili toz alaşımın mekanik ve mikroyapı özelliklerini elde edebilmek için Şekil 3.3’de belirtilen 100 tonluk soğuk pres ile soğuk presleme işlemi uygulanmıştır.



Şekil 3.3. 100 Tonluk Soğuk Pres Makinası.

Soğuk presleme işlemi için Şekil 3.4'te gösterilen 13mm çapında kalıp kullanılmıştır.



Şekil 3.4. Ø13mm Kalıp.

3.4. ALAŞIMLARIN SİNERLENMESİ

Soğuk presleme işlemi sonrası oluşturulan numunelere 1000°C'de sinterleme işlemi yapılmıştır. Preslenmiş olan numuneler Şekil 3.5'te gösterilen fırına konulmuş, fırın dakikada 10°C sıcaklık artışı ile çalışmış ve 1000°C'ye 100 dakikada ulaşmıştır.



Şekil 3.5. Sinterleme Fırını

Numuneler 1000°C’de yaklaşık 1 saat bekletilmiştir. Sinterlenen numuneler Şekil 3.6’da seramik kroze içerisinde yer alan silis kumu içerisinde gömülerek oda sıcaklığında soğuması sağlanmıştır.



Şekil 3.6. Silis Kumu

Sinter prosesi sonrası numuneler oksitlenmeyi engellemek için silis kumu içerisinde soğuması sağlanmıştır. Silis kumu içerisinde soğuyan orta ve yüksek entropili numuneleri Şekil 3.7’de gösterildiği gibidir.



Şekil 3.7. Oda Sıcaklığında Silis Kumu İçerisinde Soğuması Beklenen Numuneler

3.5. ALAŞIMLARIN METALOGRAFİK İŞLEMLERİ

Sinterleme işlemi sonrası soğuyan numuneler Şekil 3.8’de gösterilen Struers marka Citopress-10 model bakalite alma cihazı ile bakalite alma işlemi yapılmıştır.



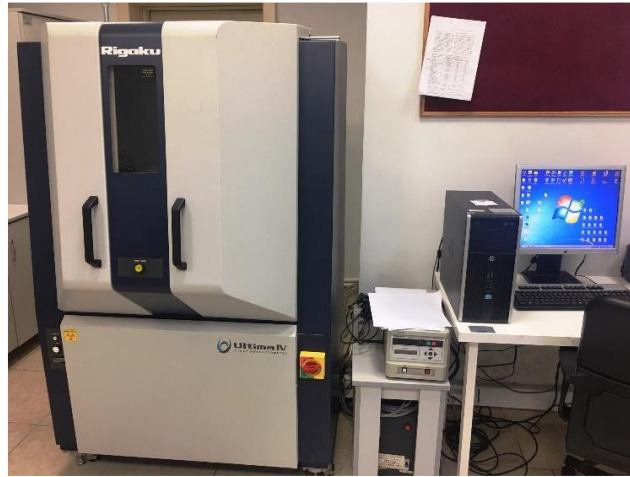
Şekil 3.8. Bakalite Alma Cihazı.

Bakalite alma işleminde Ø30mm bakalit kalıbı kullanılmıştır. Cihaz 180 °C’de 150 bar altında 5 dakikalık sıkıştırma ile çalışmış ve bakalite alma işlemi gerçekleştirilmiştir. Bakalite alınan orta ve yüksek entropili alaşımlar daha sonra Şekil 3.9’da gösterilen Struers marka Laboforce-100 model yüzey parlatma cihazı ile yüzey parlatma işlemi yapılmıştır. Bakalite alınan 2 adet orta ve 2 adet yüksek entropili alaşımın mekanik testler öncesi yüzey parlatması yapılarak yüzey hazırlama işlemleri gerçekleştirilmiştir. Alaşım numunelerinin içerisindeki mevcut bileşim ve fazların tespiti için Şekil 3.10’da

gösterilen Rigaku marka XRD cihazı kullanılmıştır. 10-90°aralığında bakır tüp kullanılarak sürekli tarama yapılmıştır. Tüm ölçümler için cihaz 30kV ve 20mA parametreleri altında çalıştırılmıştır.



Şekil 3.9. Yüzey Parlatma Cihazı.



Şekil 3.10. XRD Cihazı.

3.6. ALAŞIMLARIN SERTLİK ANALİZİ

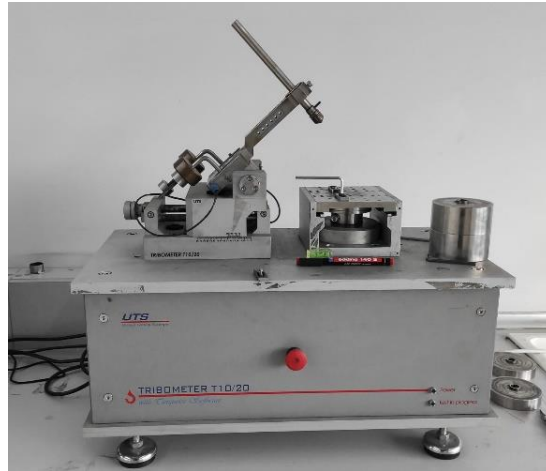
Numune hazırlıkları tamamlanan 2 orta entropili alaşım ile 2 yüksek entropili alaşım Şekil 3.10'da gösterilen Qness marka sertlik cihazı ile HV1 yük altında 15 saniye yük uygulaması sonucu sertlik ölçümleri yapılmıştır.



Şekil 3.10. Sertlik Cihazı.

3.7. ALAŞIMLARIN AŞINMA ANALİZLERİ

Aşınma testleri Şekil 3.11’de gösterilen UTS Tribometer test cihazında yapılmıştır. Test 0,26 mm/dk hızla 10N ve 20N yük altında ve 500 metre yol alınarak 4 farklı aşınım için ölçümler gerçekleştirilmiştir. AISI 52100 bilye karşıt malzeme olarak kullanılmış, aşınma derinliği ve genişliği bilgileri elde edilmiştir. Elde edilen aşınma hızı değerleri birim yükteki ve birim mesafedeki hacimsel kayıp ($\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$) cinsinden hesaplanmıştır.



Şekil 3.11. Aşınma Test Cihazı.

3.8. ALAŞIMLARIN SEM/EDX ANALİZLERİ

Üretimi gerçekleşen orta ve yüksek entropili alaşımların üretiminde en önemli nokta mikroyapı kontrolüdür. Mekanik alaşımlama yöntemiyle üretilen orta ve yüksek entropili alaşımların yüzey morfolojik özelliklerini incelemek için Şekil 3.12’de gösterilen Zeiss marka Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Numunelerin elementel dağılım analizi (mapping) ve nokta analiz görüntüleri de aynı cihazda incelenmiştir.



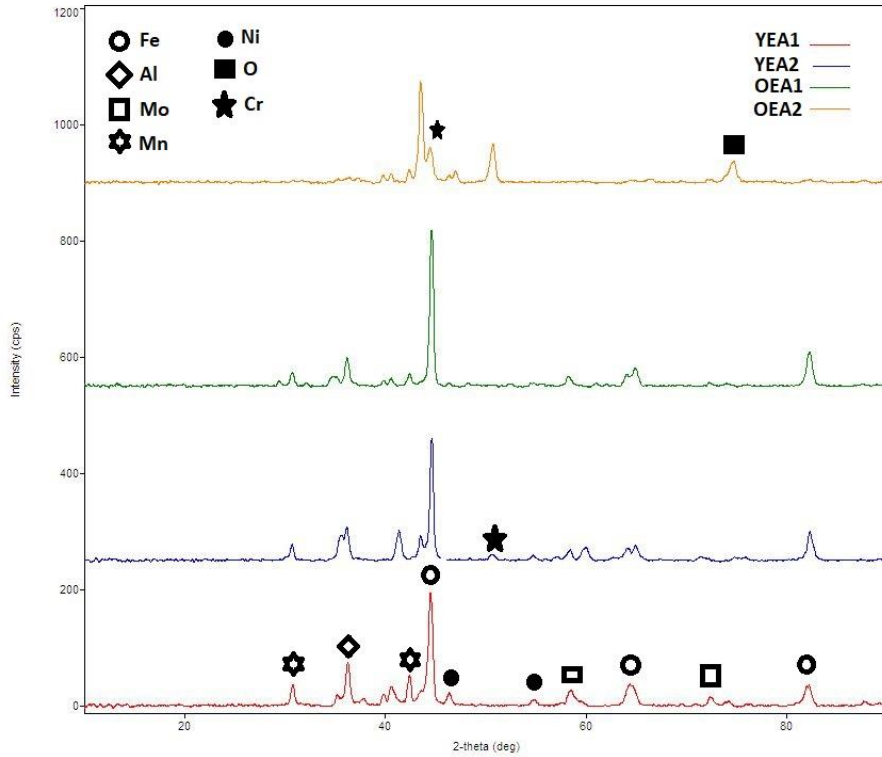
Şekil 3.12 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM).

BÖLÜM 4

DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

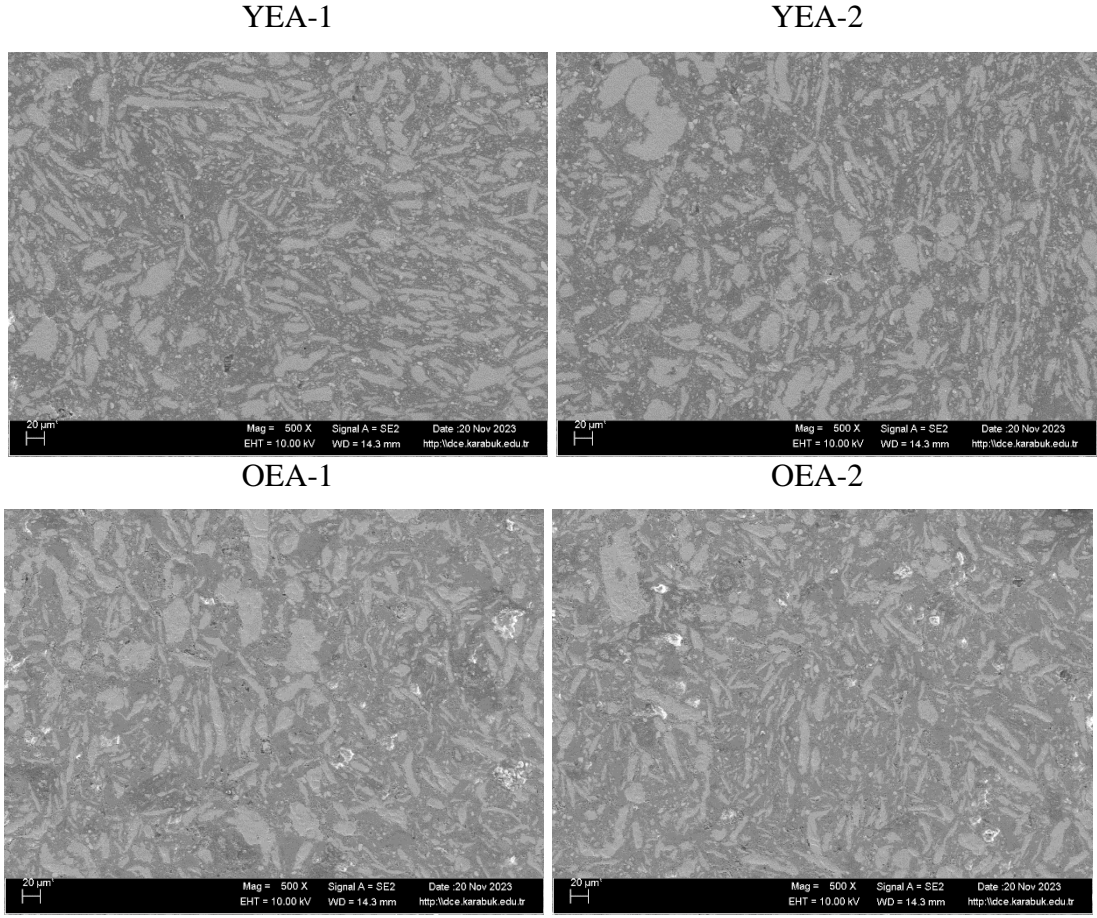
4.1. MİKROYAPI SONUÇLARI

Üretimi gerçekleşen YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 alaşımlarının XRD sonuçları Şekil 4.1’de gösterilmiştir. Şekillerden görüldüğü gibi üretilen alaşımlarda ikinci bir faz gözlenmemiştir. XRD sonuçlarında ilave ettiğimiz alaşım elementlerinin pikleri görülmektedir.



Şekil 4.1. YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 Alaşımların XRD Görüntüsü.

Üretilen alaşımların mikroyapı görüntüleri incelenmiştir. Alaşımların 500X büyütmede mikroyapı görüntüsü Şekil 4.2’deki gibidir.



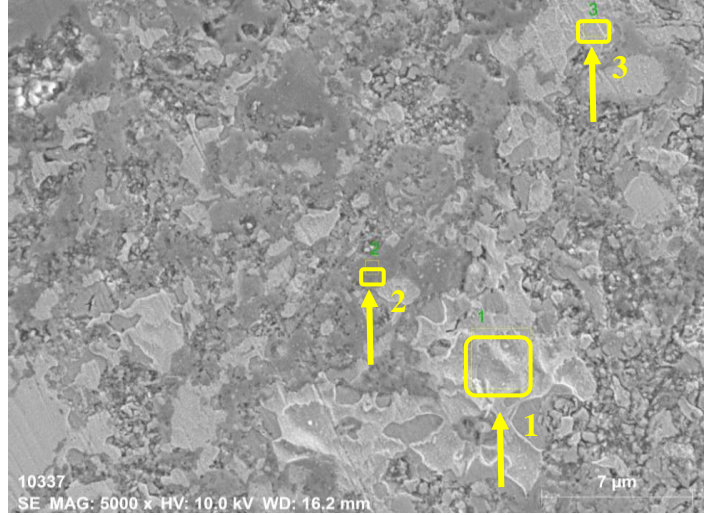
Şekil 4.2. YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 Alaşımların Mikroyapı Görüntüsü.

Mikroyapı incelemesi yapılan alaşımların tanelerinin homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Alaşımların mikroyapılarında herhangi bir ara faz veya bileşik tespit edilmemiştir.

Orta entropili alaşımlarda oksitli ve oyuk alanların çokluğu görülmektedir. Mo ve Ni içerikli alaşım olan OEA-1 alaşımında oksitli ve oyuk alanlar Cr ve Ni içerikli olan OEA-2 alaşımına göre yapıda daha fazla bulunduğu görülmektedir.

Yüksek entropili alaşımlardan Cr ve Ni içerikli alaşım olan YEA-2 alaşımının yapısında YEA-1 alaşımına göre tanelerin büyüdüğü görülmektedir.

Örnekleme olarak orta entropili alaşımlardan OEA-2 alaşımının EDX analizi yapılmıştır. Şekil 4.3'de alaşımın EDX analizi, Çizelge 4.1'de numunenin analiz yapılan noktaların kimyasal analizi görülmektedir.

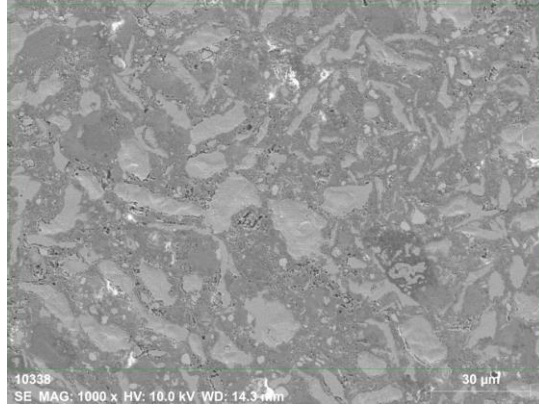


Şekil 4.3. OEA-2 Alaşımının Aşınma Testi Öncesi EDX Analizi.

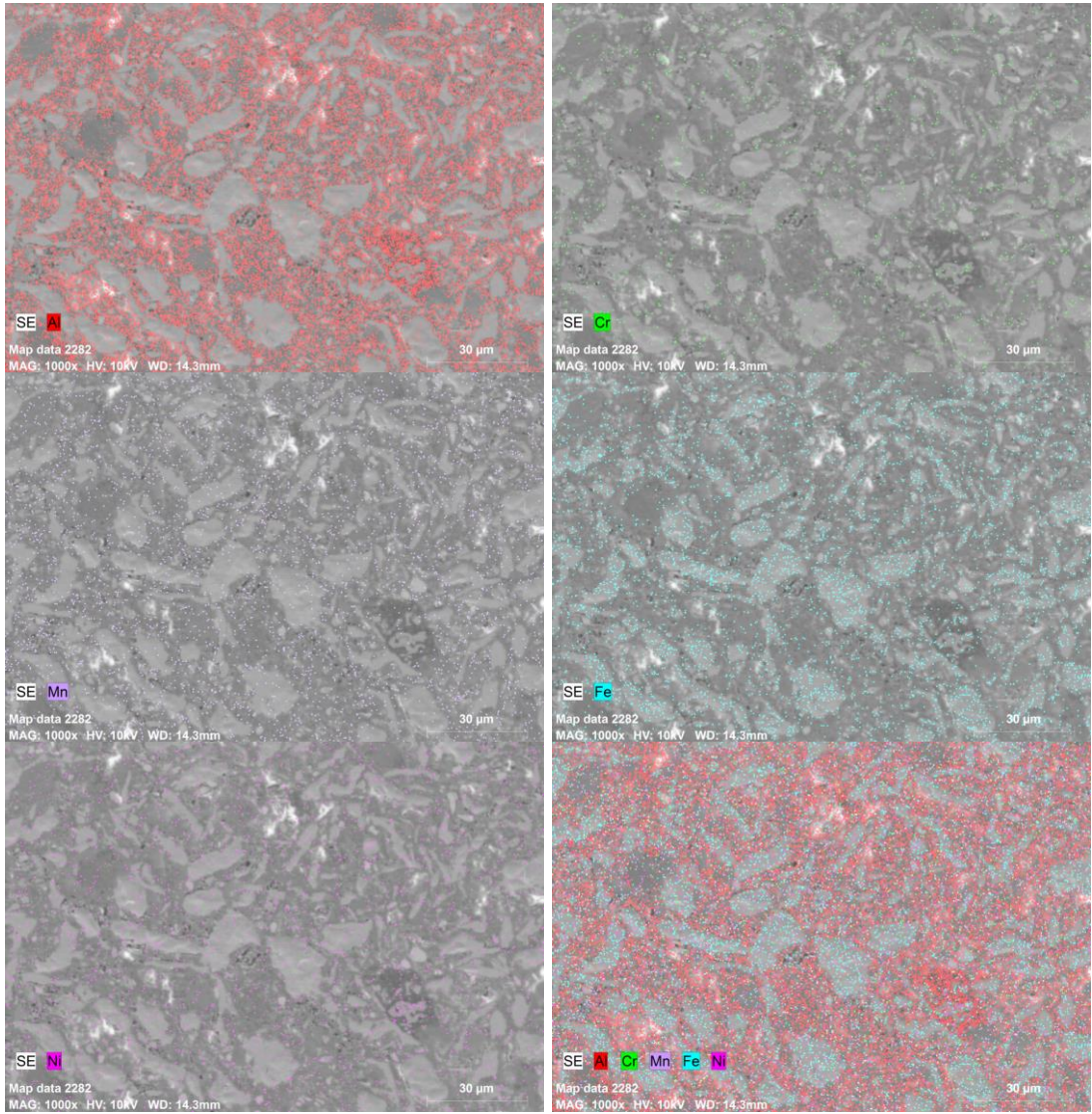
Çizelge 4.1. OEA-2 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.

Kimyasal Kompozisyon (%)					
Ölçüm	Al	Cr	Mn	Fe	Ni
1	1,98	1,01	3,70	74,80	13,41
2	30,52	4,05	16,13	38,14	3,18
3	1,06	2,60	2,11	71,44	16,46

OEA-2 kimyasal kompozisyon analiz incelemesine bakıldığında ölçüm yapılan 1 numaralı noktada Fe içerisinde Mn ve Ni elementlerinin yüksek oranda yer aldığı görülmektedir. Ölçüm yapılan 2 numaralı noktada Al oranının 1 ve 2 numaralı noktalara göre daha fazla olduğu, yine 2 numaralı alanda yüksek oranda Cr ve Mn elementlerinin olduğu görülmektedir. Ölçüm yapılan 3 numaralı noktada 1 numaralı ölçüm noktasına benzer Fe oranı olduğu, Ni ve Cr oranında artış olduğu görülmektedir. Örneklem olarak yüksek entropili alaşımlardan olan YEA-2 alaşımının elementel dağılım haritası (mapping) incelemesi yapılmıştır. Şekil 4.4'de elementel dağılım haritası incelenen alan ve Şekil 4.5'de YEA-2 alaşımının Al, Cr, Mn, Fe ve Ni elementlerinin dağılımları görülmektedir. Elementel dağılım haritası incelendiğinde Fe içerisinde alaşım elementlerinin tümünün homojen dağıldığı, Al elementinin yapıda daha fazla bulunduğu görülmektedir.

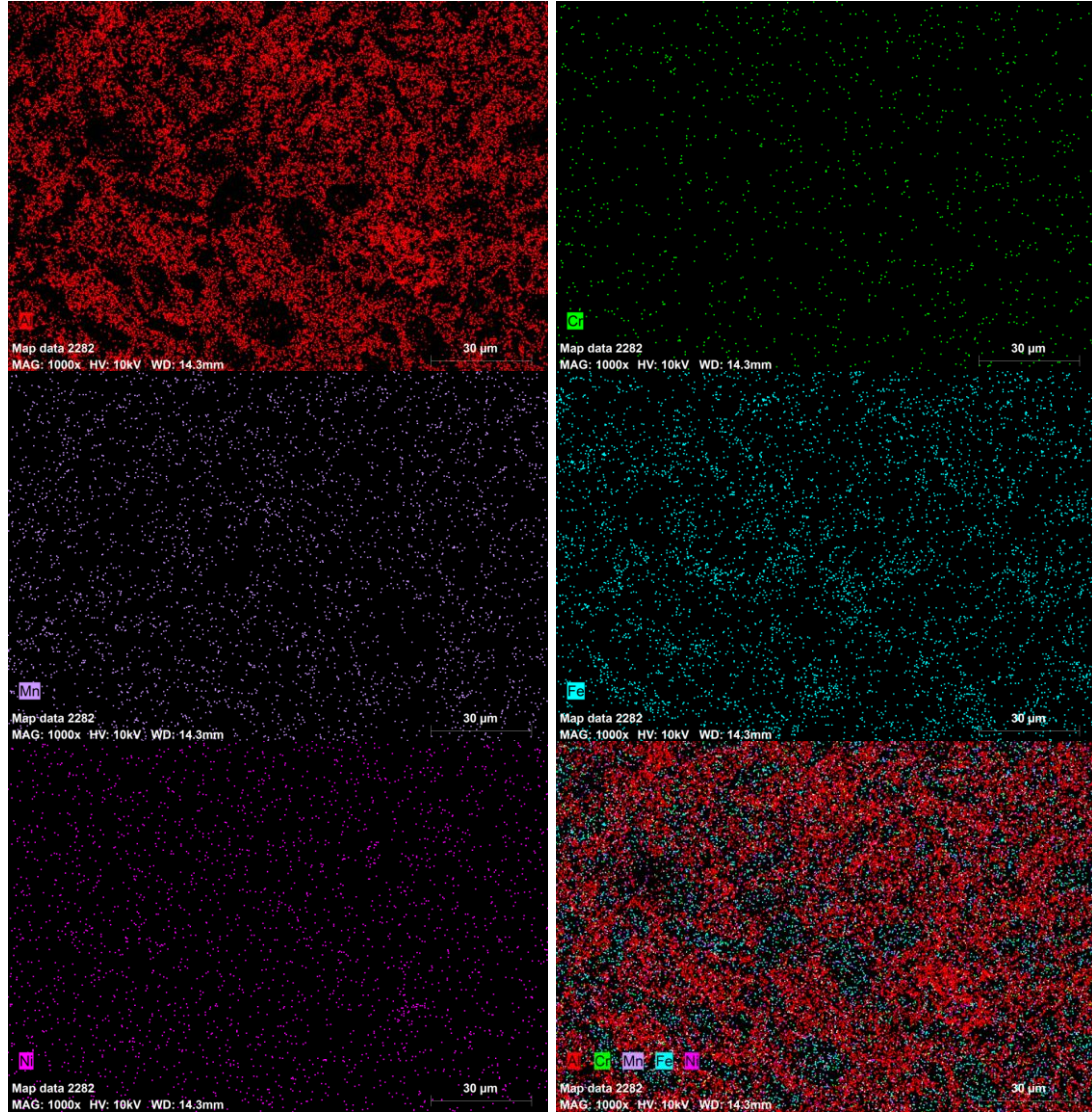


Şekil 4.4. Elementel Dağılım Haritası İncelenen Alan.



Şekil 4.5. YEA-2 Alaşımının Elementel Dağılım Haritası.

Şekil 4.6’da YEA-2 alaşımının Al, Cr, Mn, Fe ve Ni elementlerinin elementel dağılım haritası görülmektedir. Yapıda Fe elementi içerisine ilave edilmiş tüm elementlerin homojen dağıldığı görülmektedir.



Şekil 4.6. YEA-2 Alaşımının X-Ray Elementel Dağılım Haritası.

YEA'ların mikroyapısını ve kritik özelliklerini belirleyen birkaç önemli faktör vardır. Bu faktörler arasında, yüksek entropi, kafes bozulması, yavaş difüzyon hızı ve karışım olmak üzere dört temel etkinin temel faktörler olduğu düşünülmektedir.

Bu yüksek entropinin fazların kendi içlerinde çözünürlüğünü kolaylaştırdığı değerlendirilmektedir. Dolayısıyla bu etki, istenmeyen birçok fazın oluşumunu engeller. Dahası, atomların difüzyon hızı düşüktür, bu nedenle bu tür alaşımlarda

çeşitli fazların oluşumu kinetik olarak kısıtlanır. Sonuç olarak, YEA'larda sadece yüksek konfigürasyonel entropi değil, aynı zamanda düşük difüzyon hızı da oluşacak faz sayısını önemli ölçüde etkiler [10]. Bazı YEA'lar, metalik elementler arasındaki güçlü bağ nedeniyle metaller arası fazlar içerebilir. Metaller arası fazlar da nispeten düzenli katı çözeltiler olarak tanımlanır. Katı hal termodinamik yaklaşımında, sıcaklık arttığında boşluk konsantrasyonu ve çözücü atomlarındaki çözünenlerin çözünürlüğü de artar.

YEA'lardaki her bir katı çözelti fazının çok bileşenli matrisin bir parçası olduğundan, her atom farklı türde atomlarla çevrilidir ve bu nedenle atomik boyut farkından dolayı kafes gerilimi ve stresine maruz kalır. Atomik boyut farklılığının yanı sıra, ilave edilen elementler arasındaki farklı bağlanma enerjisi ve kristal yapının, bir atomun etrafındaki simetrik olmayan komşu atomlar, yani simetrik olmayan bağlar ve elektronik yapı ve bu simetrik olmama durumunun bölgeden bölgeye değişmesi göz önüne alındığında daha da yüksek kafes bozulmasına neden olması beklenmektedir [13]. Bu nedenle, çoğu kafes bölgesi ve genel kafes bozulması, çoğu matris atomunun (veya çözücü atomlarının) komşularıyla aynı tür atomlara sahip olduğu geleneksel alaşımlardan daha şiddetli olması beklenmektedir.

YEA'lar tek bir faza veya bileşimle değişen daha fazla faza sahip olabileceğinden, tüm fazlar boyutları, şekilleri ve dağılımları açısından alaşımların özelliklerine katkıda bulunur. Aslında, bu alaşımların özellikleri, önemli ölçüde farklı fiziksel veya kimyasal özelliklere sahip iki veya daha fazla kurucu malzemeden oluşan kompozit malzemelere çok benzer. Başka bir deyişle, her faz kompozit yapının bir üyesi olarak düşünülebilir. Kompozit özellikler hem karışım kuralı gereği elementlerin kendi özelliklerinden hem de elementlerin birbirleriyle etkileşiminden ve kafes bozulma etkisinden kaynaklanır. Elementlerin etkileşimi ve kafes bozulma etkisi, karışım kuralına kıyasla daha önemli katkılardır. Bu özelliğin farklı YEA'lar üzerindeki etkileri literatürdeki birçok çalışmada belirtilmiştir [12, 51, 52, 53].

Yeni fazların oluşumu, YEA'lardaki birçok farklı atom türünün birlikte difüzyonunu gerektirir. Yukarıdaki bölümde tartışıldığı üzere, YEA'lar rastgele veya düzenli tipte katı çözeltiler içerebilir. YEA'ların matrisleri tamamen çözünür olarak düşünülebilir.

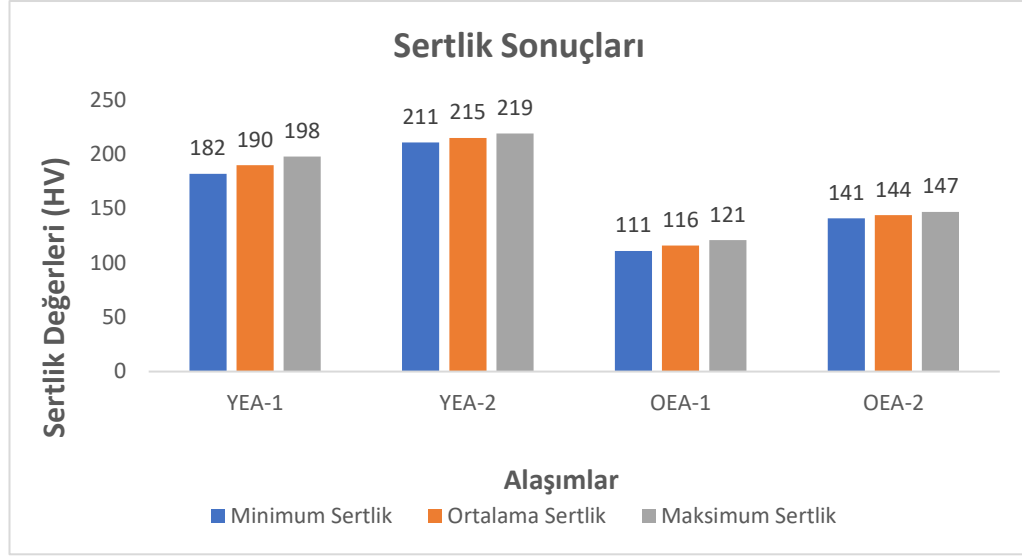
Sonuç olarak, tamamen çözünebilir bir matris içindeki bir atomun difüzyonu, geleneksel alaşımların matrisindekiyle aynı olmayacaktır. Matristeki bir boşluk aslında difüzyon sırasında farklı elementlerin atomları tarafından kuşatılır. Kafes bölgeleri arasındaki kafes potansiyel enerjisini (LPE) önemli ölçüde değiştirdiğinden, YEA'ların yavaş difüzyon kinetiği ile doğrudan ilişkili olan daha yüksek aktivasyon enerjisine sahip olduğu iddia edilmiştir. Düşük LPE bölgeleri matris içindeki atomların difüzyonunu engelleyecektir. Bu durum yavaş difüzyon etkisine neden olur [13]. Yavaş difüzyonun, oluşan fazların çekirdeklenmesini, büyümesini, dağılımını ve mikro yapısını doğrudan etkilemesi beklenmektedir. Bizim de çalışmamızda elde ettiğimiz XRD verileri ve mikroyapı karakterizasyonu sonuçlarının literatürle uyumlu olduğunu göstermektedir.

4.2. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI

Üretimi gerçekleşen YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 alaşımlarının HV1 yük altında 15 saniye yük uygulaması ile sertlik testleri yapılmıştır. Numunelere ait minimum, maksimum ve ortalama sertlik değerleri Çizelge 4.2’de ve sertlik grafiği karşılaştırması Şekil 4.7’de gösterildiği gibidir.

Çizelge 4.2. Alaşımların sertlik testi sonuçları.

Test Sırası	Alaşım Cinsi	Oluşturulan Alaşım	Minimum Sertlik	Ortalama Sertlik	Maksimum Sertlik
1	YEA-1	Fe ₅₀ (MnAlMoNi) _{12,5}	182	190	198
2	YEA-2	Fe ₅₀ (MnAlCrNi) _{12,5}	211	215	219
3	OEA-1	Fe ₆₅ Mn ₁₅ Al ₁₀ Mo ₅ Ni ₅	111	116	121
4	OEA-2	Fe ₆₅ Mn ₁₅ Al ₁₀ Cr ₅ Ni ₅	141	144	147



Şekil 4.7. Alaşımlara Ait Sertlik Testi Karşılaştırma Grafiği.

Sertlik grafiği incelendiğinde yüksek entropili alaşımlarda sertlik değerinin orta entropili alaşımlara göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Cr elementi içeriği yapıya mukavemet kattığı görülmüştür. Orta entropili alaşımların sertlik değerlerinin yüksek entropili alaşımlara göre daha düşük çıkmasına rağmen alaşımda Cr içeriği bulunan OEA-2 alaşımında sertlik değerinin OEA-1 alaşımına göre daha fazla çıktığı görülmektedir.

Yüksek karışım entropisi nedeniyle hem OEA'lar hem de YEA'lar, ideal durumda farklı boyutlardaki atomların homojen olarak dağıldığı kararlı tek fazlı katı çözeltiler oluşturabilir. Bununla birlikte, entalpik etkileşimler OEA ve YEA'lardaki yerel kimyasal düzeni (LCO) kaçınılmaz olarak değiştirerek kısa menzilli düzene (SRO) ve/veya yeni başlayan konsantrasyon dalgalarına yol açar. LCO'nun belirsizliğine rağmen, farklı boyutlardaki atomların bir karışımı, OEA ve YEA'larda katı çözeltili güçlendirme etkisini en üst düzeye çıkarmak için bu şekilde dislokasyon kaymasına karşı sık sık kısa menzilli direnç gösteren ciddi kafes bozulmasına neden olur [12, 13, 14, 15]. Bu kafes bozulmaları da alaşımın sertlik ve mukavemet değerleri üzerinde oldukça ciddi bir etkiye sahiptir. YEA'da sisteme ilave edilen alaşım elementlerinin ve miktarlarının fazla olması ana fazın kafes yapısında çözünen element miktarının daha fazla olmasına, bunun da daha fazla kafes bozulmasına yol açmasını beklememize sebep olmaktadır. Dolayısıyla YEA sertlik değerleri OEA sertlik değerlerinden yüksek çıkması yukarıda bahsedilen etkiye dayandırılmaktadır.

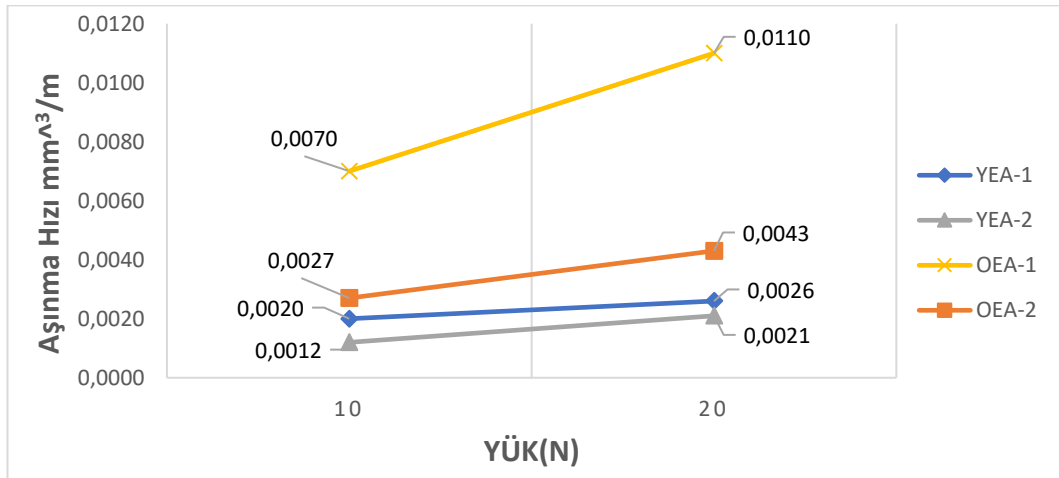
Yapılan literatür çalışmalarında alaşım yapısına az miktarda dahi Mn, Al, Cr, Ni gibi elementlerin eklenmesi, alaşım yapısında sertlik miktarını artırıcı bir etki gösterdiği ifade edilmiştir. YEA alaşımlarında kafes distorsiyon etkisi sertlik değerlerinin artmasına neden olduğu bilinmektedir [61, 62, 63, 64].

4.3. AŞINMA ANALİZ SONUÇLARI

Aşınma testleri 0,26 mm/dk hızla 10N ve 20N yük uygulayarak yapılmıştır. Elde edilen aşınma hızı değerleri birim yükteki ve birim mesafedeki hacimsel kayıp ($\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$) cinsinden hesaplanmıştır. Aşınma testinde 500 metre yol alınmıştır. AISI 52100 bilye karşıt malzeme olarak kullanılmış, aşınma derinliği ve genişliği bilgileri elde edilmiştir. YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 alaşımlarına ait 10N ve 20N yük altındaki aşınma hız değerleri Çizelge 4.3’de ve aşınma grafiği karşılaştırması Şekil 4.8’de gösterildiği gibidir.

Çizelge 4.3. Alaşımların aşınma testi sonuçları.

Test Sırası	Alaşım Cinsi	Oluşturulan Alaşım	10N	20N
1	YEA-1	$\text{Fe}_{50}(\text{MnAlMoNi})_{12,5}$	0,0020	0,0026
2	YEA-2	$\text{Fe}_{50}(\text{MnAlCrNi})_{12,5}$	0,0012	0,0021
3	OEA-1	$\text{Fe}_{65}\text{Mn}_{15}\text{Al}_{10}\text{Mo}_5\text{Ni}_5$	0,0070	0,0110
4	OEA-2	$\text{Fe}_{65}\text{Mn}_{15}\text{Al}_{10}\text{Cr}_5\text{Ni}_5$	0,0027	0,0043



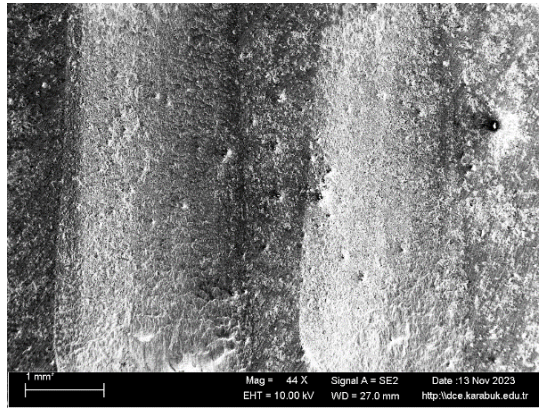
Şekil 4.8. Alaşımlara Ait Aşınma Testi Karşılaştırma Grafiği.

Aşınma testinde uygulanan kuvvetin artmasıyla beraber aşınma miktarında arttığı görülmüştür. Aşınma direncinin sertliğin yüksek olmasına paralel olarak arttığı görülmüştür. Aşınma analizi yapılan alaşımlardan aşınmaya en dirençli olan alaşımın sertlik değeride en yüksek çıkan alaşım olan Cr ve Ni elementi içerikli YEA-2 alaşımı olduğu görülmüştür. Aşınmaya en az dirençli alaşımın ise sertlik değeri en düşük çıkan alaşım olan Mo ve Ni elementi içerikli OEA-1 alaşımı olduğu görülmektedir.

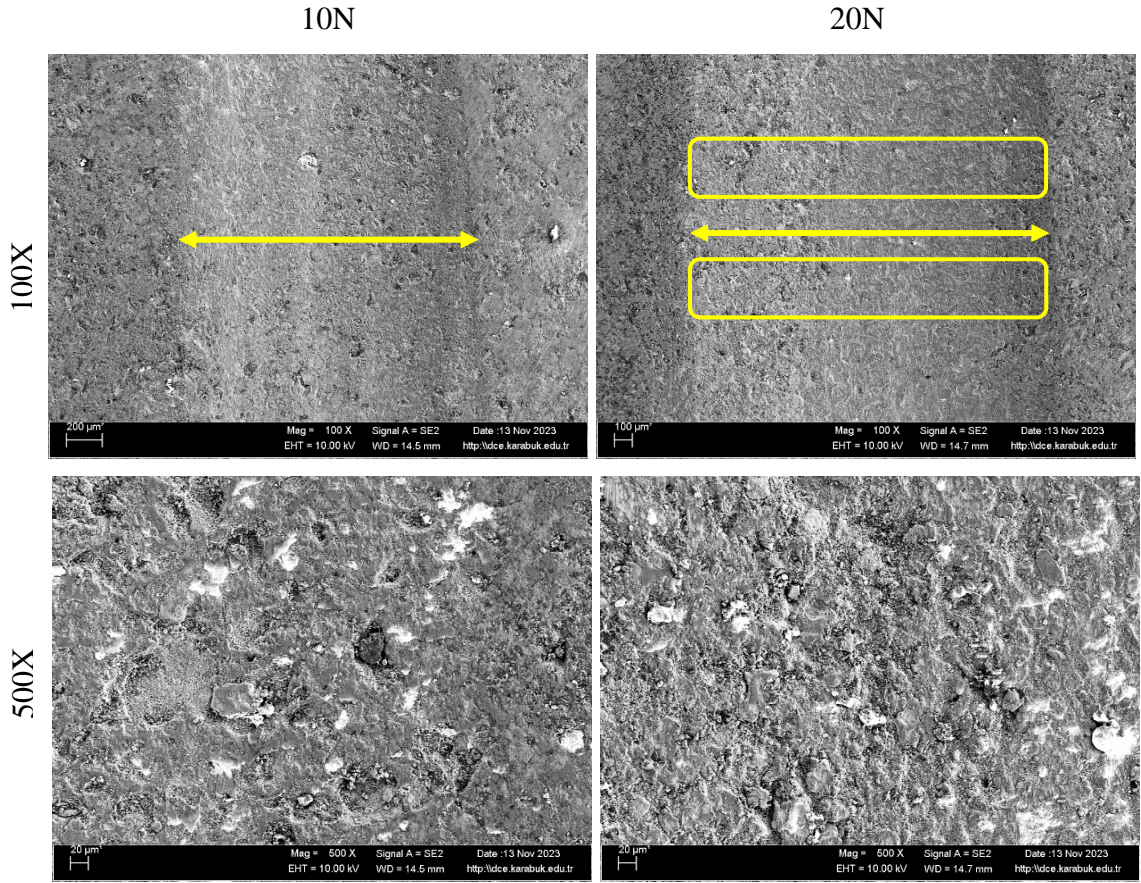
4.4. AŞINMA YÜZEYLERİNİN İNCELENMESİ

10N ve 20N yük uygulayarak aşınma testi yapılan numunelerin aşınma yüzeylerinin SEM mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Mikroyapı incelemesi 100X ve 500X büyütmelerde yapılmıştır.

Yüksek entropili alaşım olan YEA-1 alaşımının Şekil 4.9’da aşınma sonrası makro görüntüsü, Şekil 4.10’da alaşımın 10N ve 20N yük altında 100X ve 500X büyütmelerdeki SEM görüntüleri gösterilmektedir. Alaşımda yük arttıkça aşınma miktarında miktarında bir artış olduğu görülmektedir. YEA-1 alaşımının 100X büyütmedeki aşınma mikroyapı görüntülerine bakıldığında abrazif bir aşınmanın olduğu, aşınma için kullanılan bilyanın alaşımdan metal kopartmadığı görülmüştür. 100X büyütmede 10N ve 20N yük altında aşınma genişliği miktarı gösterilmiştir. 20N yük altında sarı çerçeveli alanlarda abrazif aşınma mekanizması görülmektedir.

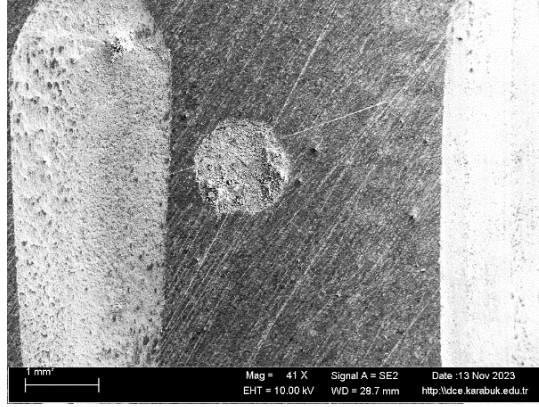


Şekil 4.9. YEA-1 Alaşımının Makro Görüntüsü.

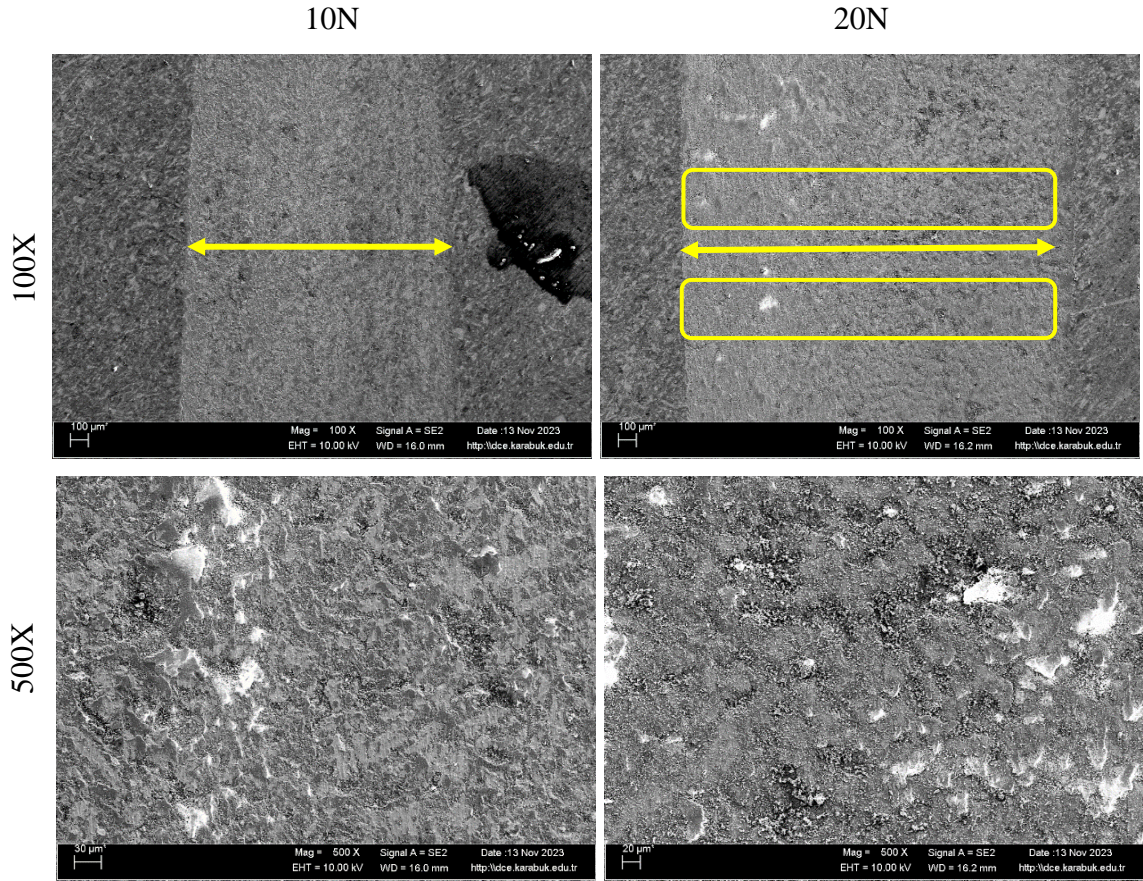


Şekil 4.10. YEA-1 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.

Yüksek entropili alaşım olan YEA-2 alaşımının Şekil 4.11’de aşınma sonrası makro görüntüsü, Şekil 4.12’de alaşımın 10N ve 20N yük altında 100X ve 500X büyütmelelerdeki SEM görüntüleri gösterilmektedir. Aşınmaya karşı en yüksek direnci gösteren alaşım olduğu tespit edilmiştir. Alaşımın sertliği arttıkça yüzeyden parça koparmasında zorlaşmıştır. Alaşımın sertliğinin ve aşınma direncinin yüksek olmasına paralel alaşımda abrezif aşınma olduğu görülmektedir. 100X büyütmede 10N ve 20N yük altında aşınma genişliği verilmiş, 20N yük altında sarı çerçeveli alanda da abrezif aşınma mekanizması daha net görülmektedir. 20N yük altında aşınma genişliğinde artış olsada alaşım içeriğindeki Cr ve Ni alaşım elementlerinin alaşımın mukavemetini artırıcı etki gösterdiği, üretimi gerçekleşen 2 yüksek entropili alaşımdan en iyi sonuçların alındığı alaşım olduğu görülmektedir.



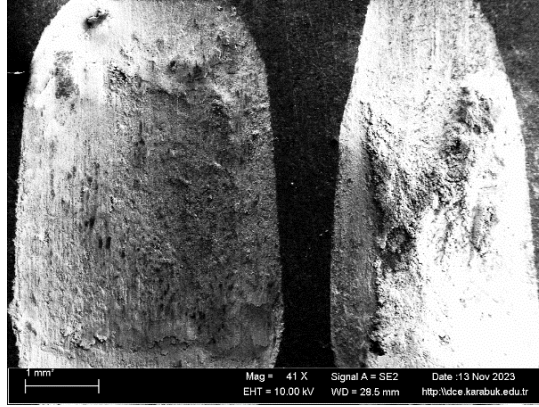
Şekil 4.11. YEA-2 Alaşımının Makro Görüntüsü.



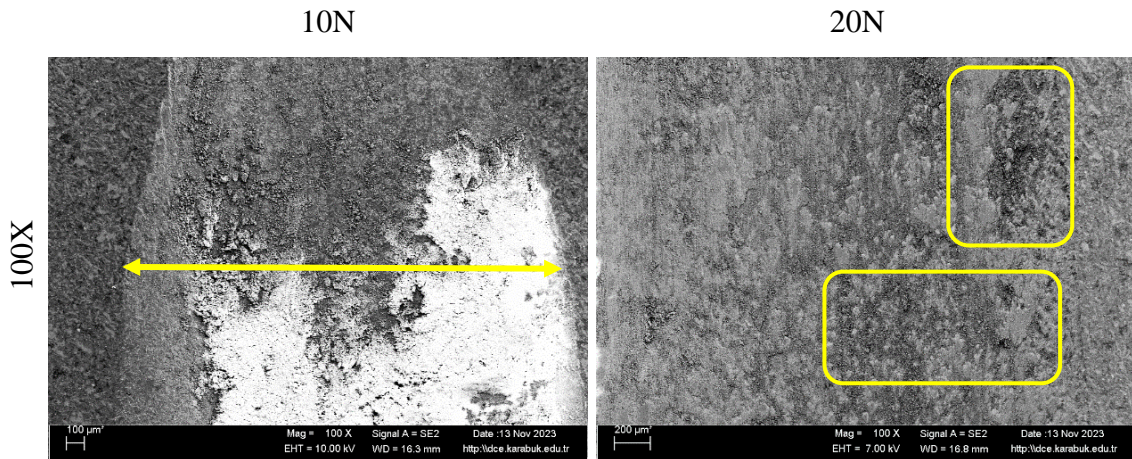
Şekil 4.12. YEA-2 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.

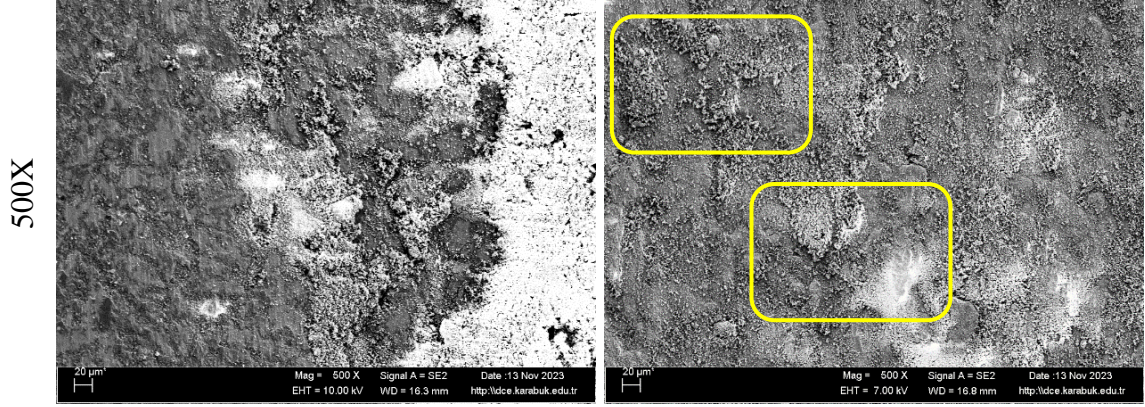
Orta entropili alaşım olan OEA-1 alaşımının Şekil 4.13’de aşınma sonrası makro görüntüsü, Şekil 4.14’de alaşımın 10N ve 20N yük altında 100X ve 500X büyütmelelerdeki SEM görüntüleri gösterilmektedir. Üretimi gerçekleştiren orta entropili alaşımlardan en düşük mekanik sonuçları veren alaşım olduğu yapılan testler sonrasında tespit edilmiştir. Oluşturulan alaşımın sertliğinin düşük olması, düşük

sertlikten dolayı da düşük aşınma direnci gösterdiği görülmüştür. Aşınma yüzeylerinde düşük mukavemet direnci sebebiyle adhezif bir aşınma mekanizması görülmüştür. Alaşıma uygulanan aşınma kuvveti arttıkça aşınma genişliğinde artış olduğu görülmektedir. 100X büyütmede 10N yük altında aşınma mesafesi gösterilmiş, 20N yük altında aşınma genişliğinin fazla olması sebebiyle aşınma genişliği çizilememiştir. 20N yük altında sarı dolgulu alanlarda bilyanın alaşımdan metal koparmasıyla oluşan edhezif aşınma yüzeyleri görülmektedir. 20N yük altında 500X büyütmede oksitli ve oyuk alanların fazla olduğu, oksidasyon aşınma mekanizmasının daha aktif olduğundan aşınma miktarının da daha fazla olduğu görülmektedir.



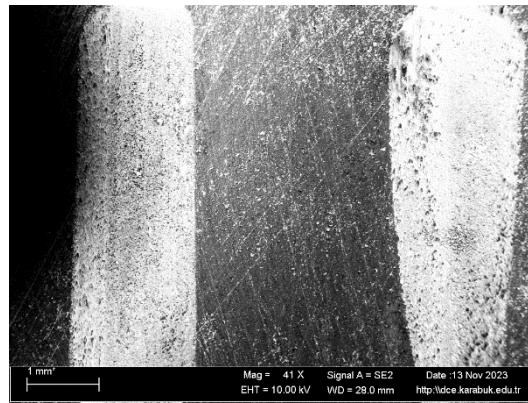
Şekil 4.13. OEA-1 Alaşımının Makro Görüntüsü.



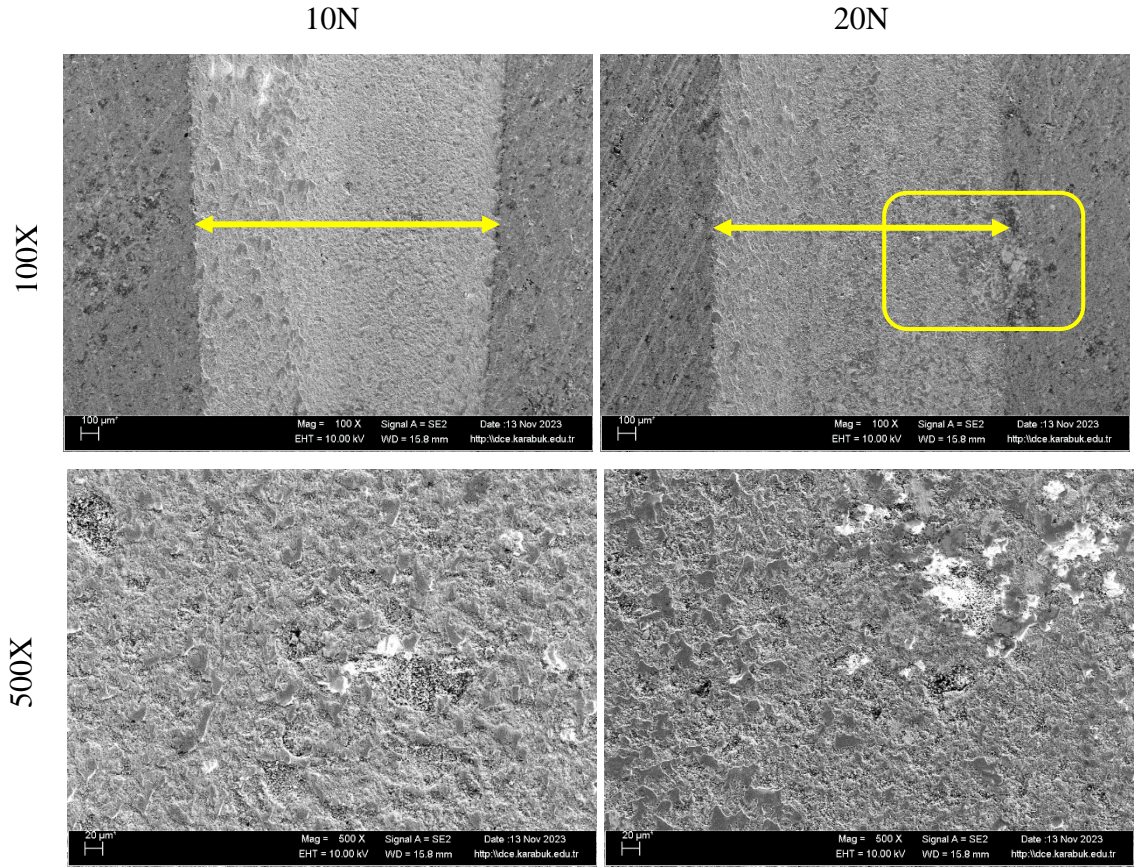


Şekil 4.14. OEA-1 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.

Orta entropili alaşım olan OEA-2 alaşımının Şekil 4.15’de aşınma sonrası makro görüntüsü, Şekil 4.16’da alaşımın 10N ve 20N yük altında 100X ve 500X büyütmelelerdeki SEM görüntüleri gösterilmektedir. 20N yük altında aşınma miktarı ve genişliğinde artış görülmektedir. Alaşım içeriğinde Cr ve Ni alaşım elementleri alaşıma aşınmaya karşı direnç kazandırdığı, adhezif aşınma miktarının OEA-1 alaşımına göre daha az olduğu, 500X büyütmede alaşımda oksit tabakalarının artış olduğu, üretimi gerçekleşen 2 orta entropili alaşımdan en iyi mekanik test sonuçlarının alındığı alaşım olduğu test sonuçlarına göre görülmektedir. 100X büyütmede 10N ve 20N yük altında aşınma genişlikleri gösterilmiş, 20N yük altında adhezif aşınma yüzeyleri sarı çerçeve ile gösterilmiştir.



Şekil 4.15. OEA-2 Alaşımının Makro Görüntüsü.

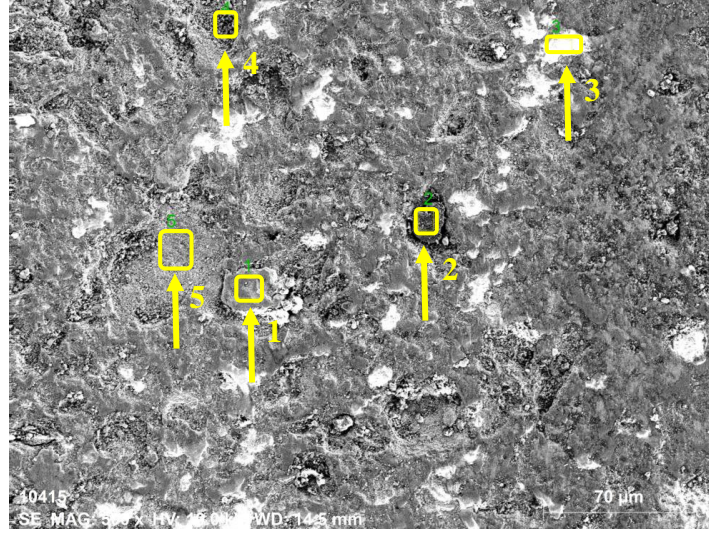


Şekil 4.16. OEA-2 Alaşımının 100X ve 500X Görüntüsü.

4.5. EDX ANALİZ SONUÇLARI

Üretimi gerçekleştirilen YEA-1, YEA-2, OEA-1 ve OEA-2 alaşımların EDX analizleri yapılmıştır. EDX analizi ile numunelerin elementel dağılım analizi (mapping) ve nokta analiz görüntüleri incelenmiştir.

Şekil 4.17’de yüksek entropili alaşım olan YEA-1 alaşımının 20N yük altında 500X büyütmede EDX analizi yapılan noktalar ve Çizelge 4.4’de analiz yapılan noktaların kimyasal analizi görülmektedir. Kimyasal analizi yapılan 1, 3 ve 5 numaralı noktalarında O elementinin fazlalığı, 2 numaralı bölgede Al elementi fazlayken Fe elementinde düşüş olduğu, 4 numaralı bölgede Mn elementi ve Fe elementinin fazlalığı görülmektedir.

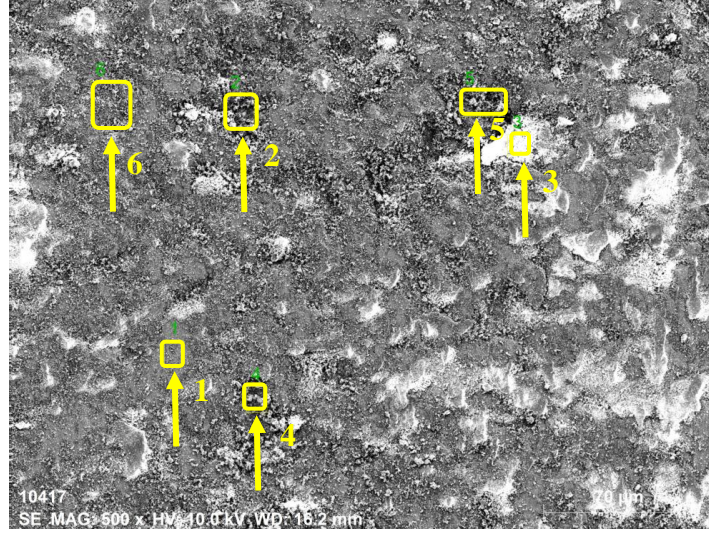


Şekil 4.17. YEA-1 Alaşımının 10N Yük Altında EDX Analizi

Çizelge 4.4. YEA-1 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.

Kimyasal Kompozisyon (%)						
Ölçüm	O	Al	Mn	Fe	Ni	Mo
1	32,78	8,90	1,06	54,23	0,31	2,72
2	18,27	68,45	3,39	7,01	0,46	2,42
3	47,52	9,24	3,20	34,32	0,76	4,95
4	18,84	2,39	12,36	62,11	0,00	4,30
5	38,03	7,05	7,11	40,16	0,00	7,66

Şekil 4.18’de yüksek entropili alaşım olan YEA-2 alaşımının 20N yük altında 500X büyütmede EDX analizi yapılan noktalar ve Çizelge 4.5’de analiz yapılan noktaların kimyasal analizi görülmektedir. Kimyasal analizi yapılan 1 numaralı noktada diğer noktalara göre Fe elementinin fazlalığı Mn, Cr ve O elementlerinin düşüklüğü, 2 ve 5 numaralı noktalarda Al elementinin diğer ölçüm noktalarına göre fazlalığı ve yine bu noktalarda Fe elementi oranının birbirlerine yakın olduğu, 1 ve 6 numaralı noktalarda ise en yüksek Ni elementi kompozisyonu görülmektedir.

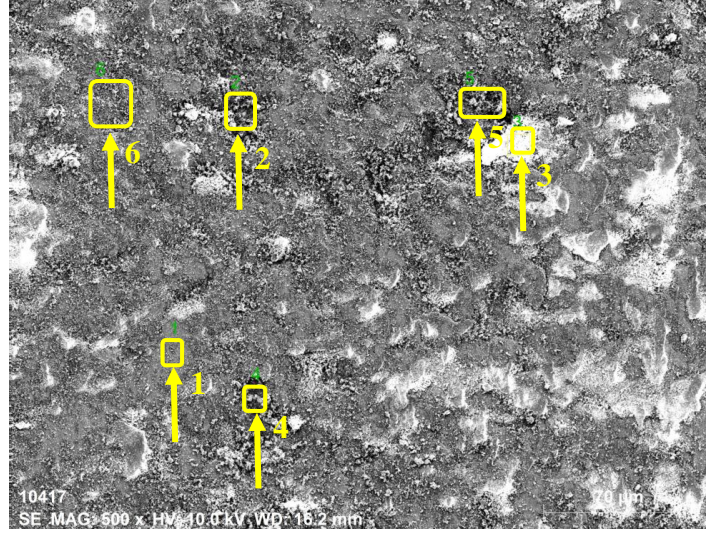


Şekil 4.18. YEA-2 Alaşımının 20N Yük Altında EDX Analizi.

Çizelge 4.5. YEA-2 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.

Kimyasal Kompozisyon (%)						
Ölçüm	O	Al	Cr	Mn	Fe	Ni
1	20,30	2,90	0,59	2,30	69,77	0,60
2	36,69	13,59	1,61	12,22	33,00	0,31
3	36,03	4,62	1,86	8,68	45,66	0,36
4	34,87	9,72	1,79	12,00	39,24	0,00
5	37,27	14,52	2,24	10,03	33,46	0,25
6	40,45	5,58	1,60	10,02	38,76	0,54

Şekil 4.19’da orta entropili alaşım olan OEA-1 alaşımının 20N yük altında 500X büyütmede EDX analizi yapılan noktalar ve Çizelge 4.7’de analiz yapılan noktaların kimyasal analizi görülmektedir. Kimyasal analiz yapılan tüm noktalarda O elementinin fazlalığı ve buna bağlı olarak alaşımda oksitli alanların fazla olduğu görülmektedir. 4 numaralı analiz yapılan noktada diğer ölçüm yapılan noktalara göre Mn elementinin düşük olduğu Al ve Mo elementlerinin fazla olduğu, diğer ölçüm yapılan noktalarda ölçüm yapılan elementlerin benzer oranda olduğu görülmektedir.

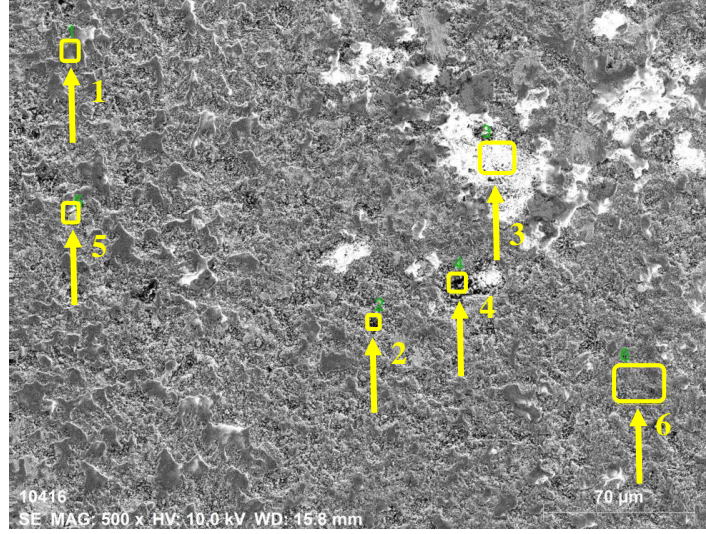


Şekil 4.19. OEA-1 Alaşımının 20N Yük Altında EDX Analizi.

Çizelge 4.6. OEA-1 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.

Kimyasal Kompozisyon (%)						
Ölçüm	O	Al	Mn	Fe	Ni	Mo
1	33,71	4,44	9,16	44,35	3,28	2,42
2	38,50	5,26	8,99	40,92	2,42	1,06
3	40,29	5,86	9,72	35,81	3,35	1,89
4	50,00	8,58	1,30	35,53	0,89	2,70
5	47,08	6,86	4,63	35,07	1,89	2,58
6	42,79	5,60	8,21	36,12	2,89	2,59

Şekil 4.20’de orta entropili alaşım olan OEA-2 alaşımının 20N yük altında 500X büyütmede EDX analizi yapılan noktalar ve Çizelge 4.5’de analiz yapılan noktaların kimyasal analizi görülmektedir. Kimyasal analizi yapılan 3 numaralı noktada Al ve Ni elementi oranının en yüksek ve Fe elementinin en düşük olduğu, 1 numaralı noktada O elementi oranının en yüksek olduğu, 5 numaralı noktada Fe elementinin fazla olduğu görülmüştür.



Şekil 4.20. OEA-2 Alaşımının 20N Yük Altında EDX Analizi.

Çizelge 4.7. OEA-2 alaşımının kimyasal analiz sonuçları.

Kimyasal Kompozisyon (%)						
Ölçüm	O	Al	Cr	Mn	Fe	Ni
1	48,23	4,91	5,88	1,59	35,27	1,73
2	32,63	4,50	3,60	8,92	47,85	1,15
3	34,04	33,33	5,67	4,17	14,82	4,44
4	28,17	3,43	6,53	15,00	43,84	1,74
5	16,30	6,71	2,31	2,47	66,78	1,85
6	39,75	5,67	3,84	6,76	36,59	3,66

BÖLÜM 5

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında yüksek entropili alaşım olarak $Fe_{50}(MnAlMoNi)_{12,5}$ (YEA-1), $Fe_{50}(MnAlCrNi)_{12,5}$ (YEA-2), orta entropili alaşım olarak $Fe_{65}Mn_{15}Al_{10}Mo_5Ni_5$ (OEA-1), $Fe_{65}Mn_{15}Al_{10}Cr_5Ni_5$ (OEA-2) alaşımlarının toz metalurjisi yöntemiyle üretimleri gerçekleştirilmiş, mekanik ve metalografik incelemeleri yapılmıştır. Üretimleri yapılmış alaşımlara sertlik, aşınma, SEM ve EDX analizleri yapılmıştır. Üretimleri gerçekleşen alaşımlara uygulanan testler sonucunda elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

- Yüksek entropili alaşımların orta entropili alaşımlara göre sertlik değerleri daha yüksek çıkmıştır. Yüksek entropili alaşımların kafes distorsiyon etkisinin sertlik değerlerinin artmasına neden olduğu, Ni, Cr gibi alaşım elementlerinin yapıya sertlik arttırıcı özellik kattığı görülmüştür. Yüksek entropili alaşımlardan $Fe_{50}(MnAlCrNi)_{12,5}$ alaşımının en yüksek sertlik değerini verdiği, orta entropili alaşım olan $Fe_{65}Mn_{15}Al_{10}Mo_5Ni_5$ alaşımının en düşük sertlik değerini verdiği tespit edilmiştir.
- Yüksek entropili alaşımların orta entropili alaşımlara göre aşınma direncinin daha iyi olduğu tespit edilmiştir. Aşınma direncinin sertliğin yüksek olmasına paralel olarak arttığı görülmüştür. Orta entropili alaşımlardan $Fe_{65}Mn_{15}Al_{10}Mo_5Ni_5$ alaşımının en fazla aşınan alaşım, en az aşınan alaşımın ise yüksek entropili alaşım olan $Fe_{50}(MnAlCrNi)_{12,5}$ alaşımı olduğu tespit edilmiştir.
- Mikroyapı incelemesinde alaşımlarda tanelerin homojen bir dağılım gösterdiği görülmüştür. Alaşımların mikroyapılarında ara faz veya bileşik tespit edilmemiştir. Orta entropili alaşımlarda oksitli ve oyuk alanlarının fazla olduğu, oksitli alanların fazlalığı sebebiyle aşınma mekanizmasının daha aktif olduğu ve aşınma miktarının da buna paralel arttığı görülmüştür.

Gelişen teknoloji yeni tip malzemelere ihtiyacı doğurmuştur. Mevcut geleneksel malzemeler ihtiyaçlara karşılık verebilse de bazı durumlarda yetersiz kalabilmektedir. Yüksek entropili alaşımlar yüksek sertlik ve yüksek aşınma direncine sahip olduğundan orta entropili alaşımlara göre daha avantajlı konumda bulunmaktadır. Otomotiv, uzay ve havacılık sektörlerinde düşük ağırlık, yüksek aşınma direnci gereksinimlerinden dolayı yüksek entropili alaşımlar araştırmaya açık bir alandır.

KAYNAKLAR

1. Yeh, J. W. "Overview of High-Entropy Alloys. In Tian, F. Y., Wang, Y., Irving, D. L., Vitos, L., Gao, M. C., Yeh, J. W., ... & Zhang, Y. (2016). High-Entropy Alloys: Fundamentals and Applications. Springer International Publishing Switzerland, (2016).
2. Shewmon, P., & Gill, C. "Metallurgy. Retrieved 2020. (2018).
3. Murty, B., Yeh, J., & Ranganathan, S. "High-Entropy Alloys. 1st ed. San Diego: Elsevier. (2014).
4. Tasan, C., Deng, Y., Pradeep, K., Yao, M., Springer, H., & Raabe, D. "Composition Dependence of Phase Stability, Deformation Mechanisms, and Mechanical Properties of the CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy System. JOM, 66(10): 1993-2001. (2014).
5. Pradeep, K., Tasan, C., Yao, M., Deng, Y., Springer, H., & Raabe, D. "Non-equiatomic high entropy alloys: Approach towards rapid alloy screening and property-oriented design. Materials Science and Engineering: A, 648, pp.183-192. (2015).
6. Miracle, D., & Senkov, O. A critical review of high entropy alloys and related concepts. Acta Materialia, 122, pp.448-511. (2017).
7. Gao, M., Gao, M., Yeh, J., Liaw, P., & Zhang, Y. "High-Entropy Alloys. Cham: Springer International Publishing. (2016).
8. Yeh, J., Chen, S., Lin, S., Gan, J., Chin, T., Shun, T., Tsau, C., & Chang, S. "Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. Advanced Engineering Materials, 6(5), pp.299-303. (2004).
9. Zhang, Y., Zuo, T., Tang, Z., Gao, M., Dahmen, K., Liaw, P., & Lu, Z. "Microstructures and properties of high-entropy alloys. Progress in Materials Science, 61, pp.1-93. (2013).
10. Murty, B. S., Yeh, J. W., Ranganathan, S., & Bhattacharjee, P. P. "High-entropy alloys. Elsevier. (2019).
11. Gludovatz, B., Hohenwarter, A., Thurston, K. V. S., Bei, H., Wu, Z., George, E. P., et al. "Exceptional Damage-Tolerance of a Medium-Entropy alloy CrCoNi at Cryogenic Temperatures. Nat. Commun. 7, 10602. (2016).

12. Yeh, J. W., Chen, Y. L., Lin, S. J., & Chen, S. K. "High-entropy alloys—a new era of exploitation. In *Materials science forum* (Vol. 560, pp. 1-9). Trans Tech Publications Ltd. (2007).
13. Tsai, K. Y., Tsai, M. H., & Yeh, J. W. "Sluggish diffusion in co–cr–fe–mn–ni high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 61(13), 4887-4897. (2013).
14. Li, Q.-J., Sheng, H., ve Ma, E. "Strengthening in Multi-Principal Element Alloys with Local-Chemical-Order Roughened Dislocation Pathways. *Nat. Commun.* 10, 3563. (2019b).
15. Jiang, W., Yuan, S., Cao, Y., Zhang, Y., and Zhao, Y. "Mechanical Properties and Deformation Mechanisms of a Ni₂Co₁Fe₁V_{0.5}Mo_{0.2} Medium-Entropy alloy at Elevated Temperatures. *Acta Materialia* 213, 116982. (2021).
16. Tsai, M.H. and J.W. Yeh, High-Entropy Alloys: A Critical Review. *Materials Research Letters*, 2(3), 107-123. (2014).
17. Song, H., Tian, F., Hu, Q.-M., Vitos, L., Wang, Y., Shen, J., et al. "Local Lattice Distortion in High-Entropy Alloys. *Phys. Rev. Mater.* 1, 023404. (2017).
18. Li, W., Xie, D., Li, D., Zhang, Y., Gao, Y., ve Liaw, P. K. "Mechanical Behavior of High-Entropy Alloys. *Prog. Mater. Sci.* 118, 100777. (2021).
19. Lucas, M. S., Wilks, G. B., Mauger, L., Muñoz, J. A., Senkov, O. N., Michel, E., et al. "Absence of Long-Range Chemical Ordering in Equimolar FeCoCrNi. *Appl. Phys. Lett.* 100, 251907. (2012).
20. Ding, J., Yu, Q., Asta, M., and Ritchie, R. O. "Tunable Stacking Fault Energies by Tailoring Local Chemical Order in CrCoNi Medium-Entropy Alloys. *Proc. Natl. Acad. Sci. USA* 115, 8919–8924. (2018).
21. Chen, X., Wang, Q., Cheng, Z., Zhu, M., Zhou, H., Jiang, P., et al. "Direct Observation of Chemical Short-Range Order in a Medium-Entropy alloy. *Nature* 592, 712–716. (2021).
22. Jo, Y. H., Jung, S., Choi, W. M., Sohn, S. S., Kim, H. S., Lee, B. J., et al. "Cryogenic Strength Improvement by Utilizing Room-Temperature Deformation Twinning in a Partially Recrystallized VCrMnFeCoNi HighEntropy alloy. *Nat. Commun.* 8, 15719. (2017).
23. Yang, M., Zhou, L., Wang, C., Jiang, P., Yuan, F., Ma, E., et al. "High Impact Toughness of CrCoNi Medium-Entropy alloy at Liquid-Helium Temperature. *Scripta Materialia* 172, 66–71. (2019a).
24. Senkov, O. N., Wilks, G. B., Scott, J. M., ve Miracle, D. B. "Mechanical Properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ Refractory High Entropy Alloys. *Intermetallics* 19, 698–706. (2011).

25. Zaddach, A. J., Niu, C., Koch, C. C., ve Irving, D. L. “Mechanical Properties and Stacking Fault Energies of NiFeCrCoMn High-Entropy alloy. *JOM* 65, 1780–1789. (2013).
26. Li, Z., Pradeep, K. G., Deng, Y., Raabe, D., and Tasan, C. C. Metastable High-Entropy Dual-phase Alloys Overcome the Strength-Ductility Trade-Off. *Nature* 534, 227–230. (2016).
27. Gludovatz, B., Hohenwarter, A., Catoor, D., Chang, E. H., George, E. P. & Ritchie, R. O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science* 345, 1153-1158 (2014).
28. He, J., Makineni, S. K., Lu, W., Shang, Y., Lu, Z., Li, Z., et al. “On the Formation of Hierarchical Microstructure in a Mo-Doped NiCoCr MediumEntropy alloy with Enhanced Strength-Ductility Synergy. *Scripta Materialia* 175, 1–6. (2020).
29. Ming, K., Bi, X., ve Wang, J. Precipitation Strengthening of Ductile Cr 15 Fe 20 Co 35 Ni 20 Mo 10 Alloys. *Scripta Materialia* 137, 88–93. (2017).
30. Sathiyamoorthi, P., Moon, J., Bae, J. W., Asghari-Rad, P., ve Kim, H. S. “Superior Cryogenic Tensile Properties of Ultrafine-Grained CoCrNi MediumEntropy alloy Produced by High-Pressure Torsion and Annealing. *Scripta Materialia* 163, 152–156. (2019b).
31. Ashby, M.F. *Materials Selection in Mechanical Design*, fourth ed. ButterworthHeinemann, Elsevier, Oxford, UK. (2011).
32. Ranganathan, S., Srinivasan, S. “A tale of wootz steel. *Resonance* 11, 67-77. (2006).
33. Srinivasan, S., Ranganathan, S. *Indian’s Legendary Wootz Steel An Advanced Material of the Ancient World*. Universities Press (India) Pvt. Ltd., Hyderabad, India. (2014).
34. Handbook Committee, “*Metals Handbook*, tenth ed, vols. 1 and 2. ASM International, Metals Park, OH. (1990).
35. Cantor B, Chang ITH, Knight P, Vincent AJB Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Mater Sci Eng A* 375–377:213–218. (2004).
36. Kim, K.B., Warren, P.J., Cantor, B. “Formation of Metallic Glasses in Novel (Ti33Zr33Hf33)100-x-y(Ni50Cu50)xAl_y Alloys. *Mater. Trans.* 44, 411-413. (2003a).
37. Hsu, C.-Y., J.-W. Yeh, S.-K. Chen, and T.-T. Shun, Wear resistance and high-temperature compression strength of Fcc CuCoNiCrAl 0.5 Fe alloy with boron addition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(5), 1465-1469. (2004).

38. Huang, P. K., Yeh, J. W., Shun, T. T., & Chen, S. K. "Multi-principal-element alloys with improved oxidation and wear resistance for thermal spray coating. *Advanced Engineering Materials*, 6(1-2), 74-78. (2004).
39. Yeh, J. W., Lin, S. J., Chin, T. S., Gan, J. Y., Chen, S. K., Shun, T. T., ... & Chou, S. Y. "Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(8), 2533-2536. (2004).
40. Ranganathan, S. "Alloyed pleasures: multimetallic cocktails. *Curr. Sci.* 85, 1404-1406. (2003).
41. Yeh, J. W. "Recent progress in high-entropy alloys," *Ann. Chim. Sci. des Mater.*, vol. 31, 633-648 (2006).
42. Yeh, J.W., *Alloy Design Strategies and Future Trends in High-Entropy Alloys. Jom*, 65(12): 1759-1771. (2013).
43. Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K., & Lu, Z. P. "Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in materials science*, 61, 1-93. (2014).
44. Cullity, B. D., & Stock, S. R. *Elements of X-ray Diffraction*, 3rd edn Prentice Hall. New York, 174-177. (2001).
45. Abbaschian, R., & Reed-Hill, R. E. "Physical Metallurgy". Principles-SI Version. Cengage Learning. (2009).
46. Del Grosso, M. F., Bozzolo, G., & Mosca, H. O. "Determination of the transition to the high entropy regime for alloys of refractory elements". *Journal of alloys and compounds*, 534, 25-31. (2012).
47. Takeuchi, A., & Inoue, A. Calculations of mixing enthalpy and mismatch entropy for ternary amorphous alloys. *Materials transactions, JIM*, 41(11), 1372-1378. (2000).
48. Yeh, J. W., Chang, S. Y., Hong, Y. D., Chen, S. K., & Lin, S. J. "Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu-Ni-Al-Co-Cr-Fe-Si alloy systems with multi-principal elements. *Materials chemistry and physics*, 103(1), 41-46. (2007).
49. Senkov, O. N., Wilks, G. B., Miracle, D. B., Chuang, C. P., & Liaw, P. K. "Refractory high-entropy alloys. *Intermetallics*, 18(9), 1758-1765. (2010).
50. Kao Y-F, Chen T-J, Chen S-K, Yeh J-W (2009) Microstructure and mechanical property of as-cast, homogenized, and deformed $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ ($0 < x < 2$) high-entropy alloys. *J Alloys Compd* 488(1):57-64.

51. Gaskell D.R. Introduction to the Thermodynamics of Materials,” London, UK.:T aylor and Francis, 4th ed., pp. 89-92, (2003).
52. Tong C-J, Chen M-R, Yeh J-W, Lin S-J, Chen S-K, Shun T-T, Chang S-Y Mechanical performance of the Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements. Metall Mater Trans A 36(5):1263–1271. (2005).
53. Lin CM, Tsai HL Evolution of microstructure, hardness, and corrosion properties of high-entropy Al_{0.5}CoCrFeNi alloy. Intermetallics 19(3):288–294. (2011).
54. Lucas, M.S., L. Mauger, J.A. Munoz, Y.M. Xiao, A.O. Sheets, S.L. Semiatin, et al., Magnetic and vibrational properties of high-entropy alloys. Journal of Applied Physics, 109(7): p. 07E307. (2011).
55. Zheng, Z.Y., X.C. Li, C. Zhang, and J.C. Li, Microstructure and corrosion behaviour of FeCoNiCuSn_x high entropy alloys. Materials Science and Technology, 31(10), 1148-1152. (2015).
56. Tan, X.R., R.F. Zhao, B. Ren, Q. Zhi, G.P. Zhang, and Z.X. Liu, Effects of hot pressing temperature on microstructure, hardness and corrosion resistance of Al₂NbTi₃V₂Zr high- entropy alloy. Materials Science and Technology, . 32(15): 1582-1591. (2016).
57. Zhao, J.H., X.L. Ji, Y.P. Shan, Y. Fu, and Z. Yao, On the microstructure and erosioncorrosion resistance of AlCrFeCoNiCu high-entropy alloy via annealing treatment. Materials Science and Technology, 32(12): p. 1271-1275. (2016).
58. Wu, W.-H., C.-C. Yang, and L. Yeh. Industrial development of high-entropy alloys. in Annales De Chimie-Science Des Materiaux. (2006).
59. Tang Z, Gao MC, Diao H, Yang T, Liu J, Zuo T, Zhang Y, Lu Z, Cheng Y, Zhang Y, Dahmen KA, Liaw PK, Egami T Aluminum alloying effects on lattice types, microstructures, and mechanical behavior of high-entropy alloys systems. JOM 65(12):1848–1858. (2013).
60. Kube, S.A., S. Sohn, D. Uhl, A. Datye, A. Mehta, and J. Schroers, Phase selection motifs in High Entropy Alloys revealed through combinatorial methods: Large atomic size difference favors BCC over FCC. Acta Materialia, 166: p. 677-686. (2019).
61. Otto F, Yang Y, Bei H, George EP Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys. Acta Mater 61:2628–2638. (2013).
62. Rao, Z.Y., X. Wang, J. Zhu, X.H. Chen, L. Wang, J.J. Si, et al., Affordable FeCrNiMnCu high entropy alloys with excellent comprehensive tensile properties. Intermetallics, 77, 23-33 (2016).

63. Cheng, J.B., X.B. Liang, and B.S. Xu, Effect of Nb addition on the structure and mechanical behaviors of CoCrCuFeNi high-entropy alloy coatings. *Surface & Coatings Technology*, 240, 184-190. (2014).
64. Verma, A., P. Tarate, A.C. Abhyankar, M.R. Mohape, D.S. Gowtam, V.P. Deshmukh, et al., High temperature wear in CoCrFeNiCux high entropy alloys: The role of Cu. *Scripta Materialia*, 2019. 161: p. 28-31.
65. Hsu C-Y, Wang W-R, Tang W-Y, Chen S-K, Yeh J-W Microstructure and mechanical properties of New AlCoxCrFeMo0.5Ni high-entropy alloys. *Adv Eng Mater* 12(1–2):44–49. (2010).
66. Lin C-M, Tsai H-L, Bor H-Y Effect of aging treatment on microstructure and properties of high-entropy Cu0.5CoCrFeNi alloy. *Intermetallics* 18(6):1244–1250. (2010).
67. Shun T-T, Hung C-H, Lee C-F The effects of secondary elemental Mo or Ti addition in Al0.3CoCrFeNi high-entropy alloy on age hardening at 700C. *J Alloys Compd* 495 (1):55–58. (2010).
68. Ren B, Liu ZX, Cai B, Wang MX, Shi L Aging behavior of a CuCr2Fe2NiMn highentropy alloy. *Mater Des* 33:121–126. (2012).
69. Chen S-T, Tang W-Y, Kuo Y-F, Chen S-Y, Tsau C-H, Shun T-T, Yeh J-W Microstructure and properties of age-hardenable AlxCrFe1.5MnNi0.5 alloys. *Mater Sci Eng A* 527 (21–22):5818–5825. (2010).
70. Lee C-F, Shun T-T (2013) Age hardening of the Al0.5CoCrNiTi0.5 high-entropy alloy. *Metall Mater Trans A* 45(1):191–195.
71. Jiang L, Lu Y, Dong Y, Wang T, Cao Z, Li T Annealing effects on the microstructure and properties of bulk high-entropy CoCrFeNiTi0.5 alloy casting ingot. *Intermetallics* 44:37–43. (2014).
72. Singh S, Wanderka N, Murty BS, Glatzel U, Banhart J Decomposition in multicomponent AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Acta Mater* 59(1):182–190. (2011).
73. Shaysultanov DG, Stepanov ND, Kuznetsov AV, Salishchev GA, Senkov ON Phase composition and superplastic behavior of a wrought AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *JOM* 65(12):1815–1828. (2013).
74. He JY, Liu WH, Wang H, Wu Y, Liu XJ, Nieh TG, Lu ZP Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system. *Acta Mater* 62:105–113. (2014).
75. Guo S, Ng C, Liu CT Anomalous solidification microstructures in Co-free AlxCrCuFeNi2 high-entropy alloys. *J Alloys Compd* 557:77–81. (2013)

76. Ma SG, Zhang SF, Gao MC, Liaw PK, Zhang Y A successful synthesis of the CoCrFeNiAl_{0.3} single-crystal, high-entropy alloy by Bridgman solidification. *JOM* 65 (12):1751–1758. (2013).
77. Shun T-T, Du Y-C Microstructure and tensile behaviors of FCC Al_{0.3}CoCrFeNi high entropy alloy. *J Alloys Compd* 479(1–2):157–160. (2009).
78. Li C, Li JC, Zhao M, Jiang Q Effect of aluminum contents on microstructure and properties of Al_xCoCrFeNi alloys. *J Alloys Compd* 504:S515–S518. (2010).
79. Hsu C-Y, Juan C-C, Sheu T-S, Chen S-K, Yeh J-W Effect of aluminum content on microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeMo_{0.5}Ni high-entropy alloys. *JOM* 65(12):1840–1847. (2013).
80. Zhang K, Fu Z Effects of annealing treatment on properties of CoCrFeNiTiAl_x multicomponent alloys. *Intermetallics* 28:34–39. (2012).
81. Li C, Li JC, Zhao M, Zhang L, Jiang Q Microstructure and properties of AlTiNiMnB_x high entropy alloys. *Mater Sci Technol* 24(3):376–378. (2008).
82. Chen M-R, Lin S-J, Yeh J-W, Chuang M-H, Chen S-K, Huang Y-S Effect of vanadium addition on the microstructure, hardness, and wear resistance of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Metall Mater Trans A* 37(5):1363–1369. (2006).
83. Jinhong P, Ye P, Hui Z, Lu Z Microstructure and properties of AlCrFeCuNi_x (0.6<x<1.4) high-entropy alloys. *Mater Sci Eng A* 534:228–233. (2012).
84. Pi JH, Pan Y, Zhang H, Zhang L Microstructure and properties of AlCrFeCuNi_x (0.6< x< 1.4) high-entropy alloys. *Mater Sci Eng A-Struct* 534:228–233. (2012).
85. Dong Y, Lu Y, Kong J, Zhang J, Li T Microstructure and mechanical properties of multi-component AlCrFeNiMox high-entropy alloys. *J Alloys Compd* 573:96–101. (2013).
86. Ma SG, Zhang Y Effect of Nb addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Mater Sci Eng A* 532:480–486. (2012).
87. Yu, P.F., Cheng H, Zhang LJ, Zhang H, Jing Q, Ma MZ, Liaw PK, Li G, Liu RP Effects of high pressure torsion on microstructures and properties of an Al_{0.1}CoCrFeNi high-entropy alloy. *Mater Sci Eng A* 655:283–291. (2016).
88. Tung C-C, Yeh J-W, Shun T-t, Chen S-K, Huang Y-S, Chen H-C On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system. *Mater Lett* 61(1):1–5. (2007).
89. Wu, Z., Bei, H., Otto, F., Pharr, G. M. & George, E. P. Recovery, recrystallization, grain growth and phase stability of a family of FCC-structured multi-component equiatomic solid solution alloys. *Intermetallics* 46, 131-140(2014).

90. Otto, F., Dlouhý, A., Somsen, C., Bei, H., Eggeler, G. & George, E. P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Materialia* 61, 5743-5755(2013b).
91. Gerold, V. & Karnthaler, H. P. On the origin of planar slip in fcc alloys. *Acta Metallurgica* 37, 2177-2183(1989).
92. Hsu C-Y, Juan C-C, Wang W-R, Sheu T-S, Yeh J-W, Chen S-K On the superior hot hardness and softening resistance of AlCoCr_xFeMo_{0.5}Ni high-entropy alloys. *Mater Sci Eng A* 528(10–11):3581–3588. (2011).
93. Wang W-R, Wang W-L, Yeh J-W Phases, microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys at elevated temperatures. *J Alloys Compd* 589:143–152. (2014).
94. Wang XF, Zhang Y, Qiao Y, Chen GL Novel microstructure and properties of multicomponent CoCrCuFeNiTi_x alloys. *Intermetallics* 15(3):357–362. (2007).
95. Greer JR, De Hosson JTM Plasticity in small-sized metallic systems: intrinsic versus extrinsic size effect. *Prog Mater Sci* 56(6):654–724.(2011).
96. Hu ZH, Zhan YZ, Zhang GH, She J, Li CH (2010) Effect of rare earth Y addition on the microstructure and mechanical properties of high entropy AlCoCrCuNiTi alloys. *Mater Des* 31(3):1599–1602.
97. Zhu JM, Fu HM, Zhang HF, Wang AM, Li H, Hu ZQ Synthesis and properties of multiprincipal component AlCoCrFeNiSi_x alloys. *Mater Sci Eng A* 527(27–28):7210–7214. (2010).
98. Chen, M., Shi, X. H., Yang, H., Liaw, P. K., Gao, M. C., Hawk, J. A., & Qiao, J. Wear behavior of Al_{0.6}CoCrFeNi high-entropy alloys: Effect of environments. *Journal of Materials Research*, 33(19), 3310-3320. (2018).
99. Erdal, Z. A. Structural And Mechanical Characterization Of Scale-Up FeCoCrNi, FeCoCrNiCu_x, and FeCoCrNiAl_x high entropy alloys (YEAs). Master of Science Master of Science in Metallurgical and Materials Engineering Metallurgical and Materials Engineering, Middle East Technical University. (2020).
100. Chang, S. Y., Lin, S. Y., Huang, Y. C., & Wu, C. L. Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of (AlCrTaTiZr) N_x multi-component coatings. *Surface and Coatings Technology*, 204(20), 3307-3314. (2010).
101. Singh AK, Subramaniam A On the formation of disordered solid solutions in multicomponent alloys. *J Alloys Compd* 587:113–119. (2014).
102. Mihalkovic M, Widom M. Ab initio calculations of cohesive energies of Fe-based glassforming alloys. *Phys Rev B* 70(14):144107. (2004).

103. Yin, X., & Xu, S. (2018). Properties and preparation of high entropy alloys. In MATEC web of conferences (Vol. 142, p. 03003). EDP Sciences.
104. Jiang, W., Zhu, Y., & Zhao, Y. Mechanical properties and deformation mechanisms of heterostructured high-entropy and medium-entropy alloys: a review. *Frontiers in Materials*, 530. (2022).
105. Shang, Y., Brechtel, J., Pistidda, C., & Liaw, P. K. Mechanical behavior of high-entropy alloys: A review. *High-Entropy Materials: Theory, Experiments, and Applications*, 435-522. (2021).
106. Eißmann, N., Klöden, B., Weißgärber, T., & Kieback, B. High-entropy alloy CoCrFeMnNi produced by powder metallurgy. *Powder Metallurgy*, 60(3), 184-197. (2017).
107. Pachauri, P., Kumar, A., & Maurya, M. Effect of powder metallurgy on high entropy alloy materials: A review. *Materials Today: Proceedings*, 47, 4026-4033. (2021).
108. Torralba, J. M., Alvaredo, P., & García-Junceda, A. High-entropy alloys fabricated via powder metallurgy. A critical review. *Powder Metallurgy*, 62(2), 84-114. (2019).
109. Sockalingam, R., Tarraste, M., Surreddi, K. B., Mikli, V., Muthupandi, V., Sivaprasad, K., & Prashanth, K. G. Powder metallurgy of Al_{0.1}CoCrFeNi high-entropy alloy. *Journal of Materials Research*, 35(21), 2835-2847. (2020).
110. Waseem, O. A., & Ryu, H. J. Powder metallurgy processing of a WxTaTiVCr high-entropy alloy and its derivative alloys for fusion material applications. *Scientific reports*, 7(1), 1-14. (2017).

ÖZGEÇMİŞ

Murat BODUR ilk ve orta eğitimi Yeniköy İlköğretim Okulunda, lise eğitimini Sarıyer Vehbi Koç Vakfı Lisesinde tamamladı. 2007 yılında Sivas Cumhuriyet Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm'ünde öğrenime başlayıp 2012 yılında mezun oldu. 2014 – 2017 yılları arasında KARDEMİR A.Ş. Firmasında Kalite Temin ve Denetim Mühendisi olarak çalıştı. 2017 – 2019 yılları arasında Hema Endüstri Firmasında Giriş Kalite Kontrol Mühendisi olarak çalıştı. 2019 – 2021 yılları arasında KARDEMİR A.Ş. Firmasında Spesifikasyon Başmühendisi olarak, 2022 yılından itibaren Haddehaneler Kalite Kontrol Başmühendisi olarak çalışmaya başlamış ve halen aynı pozisyonda çalışmaya devam etmektedir. 2020 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başladı.