



**DÜŞÜK YOĞUNLUKLU ORTA VE YÜKSEK
ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ VE
KARAKTERİZASYONU**

Hilmi ŞAHİN

**2021
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALÜRJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Doç. Dr. Hüseyin ZENGİN**

**DÜŞÜK YOĞUNLUKLU ORTA VE YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN
ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

Hilmi ŞAHİN

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

**Tez Danışmanı
Doç. Dr. Hüseyin ZENGİN**

**KARABÜK
Haziran 2021**

Hilmi ŞAHİN tarafından hazırlanan “DÜŞÜK YOĞUNLUKLU ORTA VE YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Hüseyin ZENGİN

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. 30/06/2021

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)

Üye : Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Hüseyin ZENGİN (KBÜ)

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

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

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.”

Hilmi ŞAHİN

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

DÜŞÜK YOĞUNLUKLU ORTA VE YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Hilmi ŞAHİN

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Hüseyin Zengin

Haziran 2021, 105 sayfa

Yüksek entropili alaşımlar şaşırtıcı özellikleri gereği gelecek vaat etmektedirler. Yüksek entropili alaşımların en çok dikkat çeken özellikleri yüksek korozyon direnci ve yüksek sertlik özelliklerini aynı anda barındırabilmeleridir. Geleneksel yüksek entropili alaşımlara bakıldığında yoğunluklarının yüksek olduğu görülmektedir. Bu çalışmada düşük yoğunluklu elementler kullanılarak orta ve yüksek entropili alaşımlar elde edilmiştir. Elde edilen alaşımların yoğunlukları $3,2 \text{ g/cm}^3$ ile $3,9 \text{ g/cm}^3$ aralığında değişmektedir. Çalışmada Al, Mg, Si, Mn, Cu, Sn, Zn elementleri kullanılmıştır. Üretimler sonucunda $\text{Al}_{45}\text{Cu}_{15}\text{Mn}_7\text{Mg}_{10}\text{Si}_{13}\text{Zn}_{10}$, $\text{Al}_{75}(\text{MgCuMnSiZn})_5$, $\text{Al}_{50}\text{Cu}_{10}\text{Sn}_5\text{Mg}_{20}\text{Zn}_{15}$, $\text{Al}_{80}(\text{MgCuSnZn})_5$ olmak üzere 5'li ve 6'lı sistem orta ve yüksek entropili alaşımlar üretilmiştir. Alaşımlar koruyucu gaz atmosferi altında indüksiyon ocağında döküm yöntemi ile üretilmiştir.

Elde edilen alaşımlara mikro sertlik, mikroyapı analizleri, basma testi, korozyon testi, SEM, XRF, XRD testleri uygulanmıştır. Geleneksel alaşımlara göre daha fazla sertlik ve korozyon direnci elde edilmiştir. Alaşımların sertlikleri 243 HV ile 348 HV değerleri arasında değişmektedir. Görece düşük yoğunlukları, iyi korozyon ve aşınma dirençleri sayesinde geleceğin mühendislik malzemeleri sınıfında kullanılması açısından umut vaat etmektedir.

Anahtar Sözcükler : Yüksek entropi alaşımlar, Orta entropi alaşımlar, Düşük yoğunluk, Mikroyapı ve mekanik zellikler.

Bilim Kodu : 91518

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF LOW DENSITY MEDIUM AND HIGH ENTROPY ALLOYS

Hilmi ŞAHİN

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Thesis Advisor:

Assoc. Prof. Dr. Hüseyin ZENGİN

June 2021, 105 pages

High entropy alloys are promising due to their surprising properties. The most striking properties of high entropy alloys are that they can have high corrosion resistance and high hardness properties at the same time. When looking at the traditional high entropy alloys, it is seen that their density is high. In this study, it has been tried to obtain low density medium and high entropy alloys by using low density elements. The densities of the alloys obtained vary between 3.2 g/cm^3 and 3.9 g/cm^3 . In the study, Al, Mg, Si, Mn, Cu, Sn, Zn elements were used. Medium and high entropy systems with 5 and 6 elements were produced as $\text{Al}_{45}\text{Cu}_{15}\text{Mn}_7\text{Mg}_{10}\text{Si}_{13}\text{Zn}_{10}$, $\text{Al}_{75}(\text{MgCuMnSiZn})_5$, $\text{Al}_{50}\text{Cu}_{10}\text{Sn}_5\text{Mg}_{20}\text{Zn}_{15}$, $\text{Al}_{80}(\text{MgCuSnZn})_5$. The alloys were produced by casting method in an induction furnace under protective gas atmosphere.

Micro hardness, microstructure analysis, compression test, corrosion test, SEM, XRF, XRD tests were applied to the alloys obtained. Higher hardness and corrosion resistance have been achieved compared to conventional alloys. The hardness of the alloys varies between 243 HV and 348 HV. Thanks to its relatively low density, good corrosion and abrasion resistance, it is promising for use in the class of future engineering materials.

Key Word : High entropy alloys, Medium entropy alloys, Low density, Microstructure and mechanical properties.

Science Code : 91518

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Hüseyin ZENGİN'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmaların yapılmasında yardımlarını esirgemeyen, Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI ve Doç. Dr. Muhammet Emre TURAN'a katkılarından dolayı teőekkürü borç bilirim.

Sevgili aileme eğitim hayatım boyunca maddi ve manevi hiçbir yardımı esirgemedен yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

Tez çalıőmalarım boyunca desteğini esirgemeyen ve en zor zamanlarımda yanımda bulunan değerli arkadaőım Hanife AYDEMİR'e teşekkür ederim.

Tezimin tamamlanması için FYL-2020-2200 numaralı projeyle destekte bulunan BAP komisyonuna Karabük Üniversitesi Rektörlüğüne teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	i
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xvii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ VE AMAÇ.....	1
BÖLÜM 2	4
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	4
2.1. ENTROPİ KAVRAMI	4
2.2. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLAR HAKKINDA GENEL BİLGİLER ...	6
2.3. YÜKSEK, ORTA, DÜŞÜK ENTROPİLİ ALAŞIMLAR.....	9
2.4. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN TARİHÇESİ	10
2.5. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARDA 4 TEMEL ETKİ	13
2.5.1. Yüksek Entropi Etkisi	14
2.5.2. Yavaş Difüzyon Etkisi.....	15
2.5.3. Kafes Distorsiyon Etkisi.....	16
2.5.4. Karışım (Kokteyl) Etkisi	18
2.6. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİ	20
2.6.1. Sertlik ve Sertliği Etkileyen Faktörler.....	20

2.6.1.1. Tavlama İşlemi	21
2.6.1.2. Alaşım Etkisi	22
2.6.1.3. Yapısal Faktörler	22

	<u>Sayfa</u>
2.6.2. Çekme Dayanımı.....	23
2.6.3. Basma Dayanımı.....	24
2.7. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN TASARIMI.....	25
2.8. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİM YÖNTEMLERİ	26
2.8.1. Ergitme ve Döküm Yöntemi.....	27
2.8.2. Katı Hal Prosesi	31
2.8.3. Yüksek Entropili Alaşım Esaslı Kaplamalar	33
2.9. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN KULLANIM ALANLARI	34
2.10. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN GELECEKTEKİ YERİ.....	36
2.11. LİTERATÜR ÖZETİ.....	37
BÖLÜM 3	49
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	49
3.1. ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ	49
3.1.1. Alaşımın Tasarlanması	49
3.1.2. Döküm Yöntemi.....	52
3.2. ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU	54
3.2.1. XRF Analizi.....	54
3.2.2. Mikroyapı Karakterizasyonu	54
3.2.2.1. XRD İşlemi	55
3.2.2.2. Metalografik İncelemeler	55
3.2.3. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu	57
3.2.3.1. Sertlik Testi	57
3.2.3.2. Basma Testi.....	58
3.2.4. Aşınma Testi.....	58
3.2.5. Korozyon Özelliklerin Karakterizasyonu.....	60
3.2.5.1. Daldırma Testi.....	60
3.2.5.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi.....	60
BÖLÜM 4	62
DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA.....	62

	<u>Sayfa</u>
4.1. ALAŞIMLARIN KİMYASAL BİLEŞİMİ.....	62
4.2. XRD SONUÇLARI.....	63
4.3. ALAŞIMLARIN MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU	65
4.3.1. Optik Mikroyapı Görüntüleri.....	65
4.3.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve EDX Analizleri	67
4.4. ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİ.....	76
4.4.1. Sertlik Analizi Sonuçları	76
4.4.2. Basma Testi Sonuçları.....	77
4.5. AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU.....	79
4.5.1. Aşınma Testi Sonrası Yüzeylerin SEM Görüntüleri.....	82
4.6. KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU	89
4.6.1. Daldırma Testi Sonuçları.....	89
4.6.1.1. Daldırma Testi Sonrası Yüzeylerin SEM Görüntüleri.....	92
4.6.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları.....	94
BÖLÜM 5	97
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	97
KAYNAKLAR.....	98
ÖZGEÇMİŞ.....	104

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	Üçlü alaşım sistemleri için kompozisyonun değişmesi ile ΔS_{mix} çizimi [3]	5
Şekil 2.2.	Sırasıyla saf alaşımın, tek elementli alaşımın, yüksek entropili alaşımın kafes yapısının şematik gösterimi [3].....	7
Şekil 2.3.	İkili alaşımların karışım oranına göre entropisinin artışı [6].	7
Şekil 2.4.	Eşmolar alaşımlarda element sayısına göre karışım entropisinin değişimi [6].	9
Şekil 2.5.	Entropi değerlerine göre alaşımların sınıflandırılması [6].	9
Şekil 2.6.	Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişim diyagramı [13].....	11
Şekil 2.7.	Yüksek entropili alaşımların yıllara göre yayın sayısı [6].....	13
Şekil 2.8.	Eş atomik iki ile yedi arası elementli alaşım sistemlerinin XRD analizleri. (CuNi: YMK, CuNiAl: YMK + düzenli HMK, CuNiAlCo: YMK + HMK, CuNiAlCoCr: YMK + HMK, CuNiAlCoCrFe: YMK + HMK, CuNiAlCoCrFeSi: YMK + HMK) [17].	15
Şekil 2.9.	Mükemmel dizilişe sahip saf metal ve 5 elementli YEA' a ait kafeslerin şematik görünümü [6].....	17
Şekil 2.10.	Kafesde ki distorsiyon etkisi ile Bragg kırınımını gösteren şema. a) aynı atomlara sahip saf metal kafes yapısı, b) farklı boyutlardaki elementlerin oluşturduğu alaşımın distorsiyona uğramış kafes yapısı, c) Distorsiyon ve sıcaklığın XRD şiddeti üzerindeki etkileri [20].....	17
Şekil 2.11.	$Al_xCoCrCuNiFe$ yüksek entropili alaşım sisteminde Al içeriğiyle birlikte değişen sertlik değerleri ve kafes parametreleri; A) YEA' nın sertlik değişimi B) YMK kafes yapısının parametresi C) HMK kafes yapısının parametre değerleri [5].	19
Şekil 2.12.	Bazı geleneksel ve yüksek entropili alaşımların sertlik değerlerinin grafiği [21].	19
Şekil 2.13.	Geleneksel alaşımlar ile en yaygın kullanılan 20 yüksek entropili alaşımın sertlik değerlerinin kıyaslanması. (Taranmış bölge alaşımların sertliklerinin alabileceği değerleri göstermektedir) [7].	21
Şekil 2.14.	Yüksek entropili alaşımlarda Al oranının sertlik değerlerine etkileri [7].	22
Şekil 2.15.	$Al_xCoCrFeMnNi$ alaşım sistemine ait gerilim-gerinim eğrisi [7].	23
Şekil 2.16.	Yüksek entropili alaşımların üretim yöntemleri [6].	27
Şekil 2.17.	Üretim yöntemlerine göre yüksek entropili alaşımlar hakkında yazılmış makalelerin senelere göre dağılımı [6].	28

Şekil 2.18.	$Al_{0,5}CoCrCuFeNi$ sistemli yüksek entropili alaşımın vakum ark yöntemiyle üretimi sonucu yapısında oluşan dendritik ve interdendritik yapılar [23].	29
Şekil 2.19.	Bridgman – Stockbarger yönteminin şematik gösterimi [29].	30
Şekil 2.20.	Laser- engineered net shaping (LENS) yönteminin proses şeması [34].	31
Şekil 2.21.	Öğütme işleminde bilyalar ve tozlar arasındaki etkileşim şeması [6].	32
Şekil 2.22.	Doğru akım (DC) ve radyo frekans (RF) püskürtme yöntemlerinin şematik gösterimi [41].	34
Şekil 2.23.	Yüksek entropili alaşımların bazı kullanım alanları.	36
Şekil 2.24.	HEA1, HEA2, HEA3, HEA4 alaşım sistemlerinin thermo-calc programıyla tasarlanması sonucu oluşacak tahmini faz diyagramları [44].	39
Şekil 2.25.	Üretilen yüksek entropili alaşımların mikroyapı görüntüleri; a) HEA 1, b) HEA 2, c) HEA 3, d) HEA 4 [44].	40
Şekil 2.26.	Üretilen yüksek entropili alaşımların XRD sonuçlarına göre oluşan fazları. a) HEA 1, b) HEA 2, c) HEA 3, d) HEA 4 [44].	43
Şekil 2.27.	Üretilen orta entropili alaşımların mikroyapı görüntüleri. a) OEA 1, b) OEA 2, c) OEA 3, d) OEA 4, e) OEA 5 [48].	47
Şekil 3.1.	Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımının element oranı hesaplamasını yapmak için geliştirilen programın ara yüzü. a) element seçimi paneli, b) parametre koşullandırıcı sekme.	49
Şekil 3.2.	Tartımı yapılan elementlerin görüntüsü.	52
Şekil 3.3.	Döküm kalıbının görüntüsü.	53
Şekil 3.4.	XRF yönteminin işlem şeması.	54
Şekil 3.5.	XRD cihazı.	55
Şekil 3.6.	Bakalite alınmış numuneler.	56
Şekil 3.7.	SEM cihazı.	57
Şekil 3.8.	Vickers sertlik ölçüm cihazı.	58
Şekil 3.9.	İleri – geri aşınma cihazının şematik gösterimi.	59
Şekil 4.1.	Alaşımların XRD analiz sonuçları.	64
Şekil 4.2.	Alaşımların optik mikroyapı görüntüleri.	66
Şekil 4.3.	$Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.	69
Şekil 4.4.	$Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.	69
Şekil 4.5.	$Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.	70

Şekil 4.6.	$Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.....	70
Şekil 4.7.	$Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımının EDX elementel harita analizi.....	72
Şekil 4.8.	$Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımının EDX elementel harita analizi.	73
Şekil 4.9.	$Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımının EDX elementel harita analizi.....	74
Şekil 4.10.	$Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımının EDX elementel harita analizi.....	75
Şekil 4.11.	Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların mikrosertlik sonuçları.	76
Şekil 4.12.	Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların basma testi sonuçları.....	79
Şekil 4.13.	Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların 10N, 20N, 40N yük altındaki aşınma hızı grafiği.....	81
Şekil 4.14.	Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların 10N, 20N, 40N yük altındaki sürtünme katsayısı değerleri.	82
Şekil 4.15.	YEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	84
Şekil 4.16.	OEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	85
Şekil 4.17.	YEA 2 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	86
Şekil 4.18.	OEA 2 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	87
Şekil 4.19.	YEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.	88
Şekil 4.20.	OEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.	88
Şekil 4.21.	YEA 2 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.	89
Şekil 4.22.	OEA 2 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.	89
Şekil 4.23.	Üretilen alaşımların tuzlu çözeltide korozyon testi sonuçları.....	91
Şekil 4.24.	Üretilen alaşımların asitli çözeltide korozyon testi sonuçları.....	91
Şekil 4.25.	Alaşımların asitli ve tuzlu çözeltide korozyon testi sonrası yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	93
Şekil 4.26.	Alaşımların tuzlu çözeltide elektrokimyasal korozyon testi sonuçları...95	
Şekil 4.27.	Alaşımların asitli çözeltide elektrokimyasal korozyon testi sonuçları...96	

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Bilinen geleneksel alaşımların karışım entropi değerleri [9].....	10
Çizelge 2.2. Bazı yüksek entropili alaşımların basma dayanımı özellikleri [7].....	24
Çizelge 2.3. Üretilen yüksek entropili alaşımların element oranları [44].....	38
Çizelge 2.4. Thermo – Calc programına göre olası elde edilecek fazlar [44].....	39
Çizelge 2.5. Belirlenen bölgelerin EDS ile alınmış kimyasal analizi [44].	42
Çizelge 2.6. HEA 1, HEA 2, HEA 3, HEA 4 alaşımlarının sertlik, yoğunluk ve basma mukavemeti sonuçları [44].	44
Çizelge 2.7. Üretilen orta entropili alaşımların element oranları [48].....	46
Çizelge 2.8. Üretilen orta entropili alaşımların yoğunluk, sertlik, basma mukavemeti, yüzde uzama, elastik modül değerleri [48].....	48
Çizelge 3.1. Yüksek ve orta entropili alaşımlar için gerekli oluşum parametre değer aralıkları.....	51
Çizelge 3.2. Üretilen alaşımların teorik ergime sıcaklığı, yoğunluğu, karışım entropisi, karışım entalpisi, Gibbs serbest enerjisi, atomik boyut faktörü.....	51
Çizelge 4.1. Alaşımların teorik element hesaplamaları.	62
Çizelge 4.2. Üretilen alaşımların XRF analiz sonuçları.....	63
Çizelge 4.3. Elektrokimyasal korozyon test sonuçları.....	96

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

CO ₂	: Karbondioksit
S	: Entropi değeri
Q	: Isı akışı
T	: Mutlak sıcaklık
J	: Joule
K	: Kelvin
W	: Mikrodurum sayısı
k	: Boltzman sabiti
ΔG_{mix}	: Gibbs serbest enerjisi
ΔH_{mix}	: Karışım entalpisi
ΔS_{mix}	: Karışım entropisi
R	: Gaz sabiti
N	: Bileşen sayısı
Al	: Alüminyum
Cu	: Bakır
Ti	: Titanyum
Ni	: Nikel
Fe	: Demir
Sn	: Kalay
Zn	: Çinko
Mg	: Magnezyum
Si	: Silisyum
Co	: Kobalt
Cr	: Krom
Mn	: Mangan
Mo	: Molibden

Ca : Kalsiyum
V : Vanadyum
Zr : Zirkonyum
Li : Lityum
Sc : Skandiyum
Be : Berilyum
E : Young modülü
 σ_y : Akma mukavemeti
 σ_{max} : Çekme mukavemeti
 ϵ_e : Elastikiyet
 ϵ_p : Plastiklik
 μm : Mikrometre
Eu : Ötektik

KISALTMALAR

- YEA : Yüksek Entropili Alaşımlar
OEA : Orta Entropili Alaşımlar
YMK : Yüzey Merkezli Kùbik Kafes Yapısı
HMK : Hacim Merkezli Kùbik Kafes Yapısı
HEA : High Entropy Alloys (Yüksek Entropili Alaşımlar)
MEA : Medium Entropy Alloys (Orta Entropili Alaşımlar)
HMT : Hacim Merkezli Tetragonal Kafes Yapısı
BMG : Metalik Camlar
XRD : X Işını Difraktometresi
AIMD : Ab İnitio Molekùler Dinamikler Simùlasyonları
DFT : Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi
PLD : Puls Lazer Depozisyon
ALD : Atomik Katman Biriktirme
MBE : Molekùler Işın Epitaksi
LENS : Laser Engineered Net Shaping (Lazer ile Net Őekillendirme)
DC : Doğru Akım
RF : Radyo Frekans
SEM : Taramalı Elektron Mikroskobu
EDS : Enerji Dispersive Spektrum Yöntemi
XRF : X Işını Floresans Yöntemi

BÖLÜM 1

GİRİŞ VE AMAÇ

Geleneksel alaşımlar iki veya daha fazla elementin kimyasal birleşimiyle oluşan elektromanyetik özellikler sergileyen ve kristal kafes yapılarına sahip metal malzemelerdir. Genellikle saf malzemenin tek başına yetersiz olduğu zamanlarda alaşımlama yapılarak malzemenin mukavemeti ve diğer özelliklerinin yeterliliği arttırılır. Geleneksel alaşımlar genel olarak tek bir element üzerine odaklanarak oluşturulur. Alaşım elementleri ana elemente ilave edilerek alaşıma belli özellikler kazandırılır. Son yıllarda paslanmaz çelikler, takım çelikleri, yüksek mukavemetli çelikler, süper alaşımlar, düşük yoğunluklu alaşımlar gibi önemli alaşımlar geliştirilmiştir.

Son zamanlarda ise geleneksel alaşımlar haricinde yüksek entropili alaşım kavramı ortaya çıkmıştır. Entropi en basit tabirle bir yapının düzensizliğini tabir etmektedir. Yüksek entropili alaşımlar geleneksel alaşımlardan farklı olarak tek bir element üzerine alaşımlama yapılmadan tüm element oranları birbirlerine yakın miktarda tutularak oluşturulan yeni nesil alaşım sistemleridir. Yüksek entropili alaşımlar en az beş ya da daha fazla elementin birbirlerine yakın oranda (%5 - %35) birleştirilmesi ile elde edilirler. Alaşımda element oranları ne kadar fazla ve oranları birbirlerine ne kadar yakınsa alaşımın karışım entropisinde o kadar artar. Buna dayanarak yüksek entropi haricinde orta entropili alaşımlarda elde etmek mümkündür. Orta entropili alaşımlar ise yüksek entropili alaşımlara yakın oranlarda karışım entropisi içerir. Her alaşımın kendine özgü bir konfigürasyonel entropisi vardır buna karışım entropisi de denilebilir ΔS_{mix} ile gösterilir. Yüksek entropili alaşımlar geleneksel alaşımlara göre farklı mekanik ve mikroyapı özelliklerini bir arada göstererek sektörün ilgisini çekmeyi başarmıştır. Yüksek entropili alaşımlar 'YEA', orta entropili alaşımlar ise 'OEA' olarak kısaltılarak isimlendirilebilir.

Geleneksel alaşımlarda özellikleri ana element ve takviye edilen alaşım elementleri oluşturmaktadır. Fakat yüksek entropili alaşımlarda kullanılan tüm elementlerin özelliklerinden daha farklı özellikler elde edilebilir. Yüksek ve orta entropili alaşımlarda mekanik özellikleri belirleyen en temel faktör oluşan yapının fazıdır. Yüksek entropili alaşımlarda, yapının HMK (Hacim merkezli kübik) fazda olması yapıya yüksek akma dayanımı, düşük süneklik gibi özellikler kazandırırken yapının YMK (Yüzey merkezli kübik) olması yapıya daha fazla süneklik ve daha düşük akma dayanımı özelliği kazandırır. Bazı durumlarda birden fazla faz yapıda görülebilir. Bu tür farklı fazların kombinasyonuyla yüksek süneklik ve yüksek mukavemet değerleri aynı anda elde edilebilir. Yüksek entropili alaşım araştırmalarında asıl amaçlar; tokluk ve dayanım, aşınma dayanımı, yüksek sıcaklık dayanımı, düşük yoğunluk, yüksek plastik Őekillendirilmesi, yüksek iletkenlik gibi özelliklerin arttırılması veya bu özelliklerin kombinasyon halinde bir yapıda bulunmasıdır. Yüksek entropili alaşımlar geleneksel alaşımlardan farklı olarak aynı anda yüksek korozyon direnci, yüksek mukavemet, yüksek sertlik gibi özellikleri bünyelerinde barındırabilirler.

Yüksek entropili alaşımların yoğunluğu genel olarak yüksektir. Bu çalışmada temel olarak yoğunluk baz alınarak düşük yoğunluğa sahip yüksek ve orta entropili alaşımlar üretilmiş ve incelenmiştir. Elde edilen alaşımların yoğunluğu 4 g/cm^3 üstüne ıkılmamasına dikkat edilmiştir. Üretilen alaşımların yoğunlukları $3,2 \text{ g/cm}^3$ ile $3,9 \text{ g/cm}^3$ aralığında değişmektedir. Düşük yoğunluk elde etmek için düşük yoğunluğa sahip elementler kullanılmaya çalışılmıştır. Kullanılan elementlerin ideal karışım oranları kendimizin hazırlamış olduğu yüksek entropi parametrelerini hesaplayan programda hesaplanmıştır. Bu program için elementlerin birbirileri ile karışım entropileri, entalpileri, atomik boyut faktörü vb. parametreler literatürden araştırılıp gerekli kodlamalarla program elde edilmiştir. Alaşımlar vakumsuz indüksiyon ocağında üretilmiştir. Elde edilen alaşımlarda memnuniyet verici değerlerde sertlik ve korozyon direnci sağlanmıştır.

Bu alaşımların üretilmesi ve incelenmesinde ki temel amaç havacılık ve uzay sektörü, otomotiv sektörü gibi sektörlerin ihtiyaçlarına yönelik düşük yoğunlukta, yüksek mukavemetli ve üstün korozyon dirençli malzemeler üretmek hedeflenmektedir. Temel amaçlardan biride korozyon ve aşınmaya bağlı yıllık ticari kayıpları en aza

indirmek için bu alaşımlar geliştirilmeye çalışılmıştır. Özellikle otomotiv sektörü CO₂ emisyon oranlarını ve yakıt masraflarını düşürmek için hafif malzeme arayışı içindedir. Sektörün ihtiyaçları doğrultusunda yeni tip düşük yoğunluklu ve yüksek mukavemetli malzeme arayışları halen devam etmektedir.

Bu çalışmada ilk bölümde giriş kısmında yüksek entropili alaşımlar hakkında bilgi verilmiştir daha sonra düşük yoğunluklu yüksek entropili alaşım üretiminin amacı açıklanmıştır. İkinci bölümde ise yüksek entropili alaşımlar hakkında genel literatür taraması yapılmış olup yüksek entropili alaşımların tarihi, oluşum şartları, oluşan fazlar, üretim yöntemleri, üstün özelliklerinden bahsedilmiştir. nc bölümde deneysel çalışmalar konusu altında alaşımların üretimi için hazırlık süreçleri, üretim, üretimden sonraki metalografik, kimyasal, mekanik işlemler ele alınmıştır. Çalışmanın dördüncü bölümünde ise elde edilen numunelerin metalografik, mekanik, kimyasal özellikleri üzerinde durulmuş ve kıyaslamalar yapılmıştır. Son kısımda ise sonuç ve kaynaklar bulunmaktadır.

BÖLÜM 2

LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

2.1. ENTROPİ KAVRAMI

Entropi, bir sistemdeki düzen ve düzensizlik miktarının ölçüsüdür. Oldukça kabaca tanımlamak gerekirse, “sistemdeki ‘düzensizlik’ ölçüsü” olarak tanımlanır. Sembolü ‘S’ olarak gösterilir. Bir sistemin düzenli, organize ve planlı bir yapıdan, düzensiz ve karışık bir hale geçmesi o sistemin entropisini artırır. Sıcaklık ne kadar artarsa entropide o kadar artar. Eğer sistem tamamen düzenli ve dengede ise entropi sıfır olarak kabul edilebilmektedir.

Entropi kavramını 1854 yılında ilk kez kullanan Benjamin Thompson’dur. Ancak, entropi yasasından Hermann von Helmholtz 1856 yılında söz etmiştir [1]. İşe dönüştürülemeyen enerji miktarının ölçümü anlamında ise Alman fizikçi Rudolf Clausius kullanmıştır. Ancak, bağlanabileceği ilke 1827 yılında bir buharlı motorun nasıl çalıştığını anlamaya çalışan Fransız subayı Sadi Carnot tarafından ortaya çıkarılmıştır [2]. Bu yasanın özü, her şeyin sonlu olduğu, kendi sonunu hazırladığı ve zamanla tükendiği anlayışıdır. Bu anlayış tarihin başından bu yana bilinmektedir.

Termodinamiğin 2. yasasında da entropi kavramından bahsedilmektedir. Entropi; enerjinin dönüşümüne dayalı çalışan aletlerin anlık sürede enerjisi belirlemek için kullanılabilen bir termodinamik özelliktir. İstatistikten teolojiye kadar birçok bilimde yararlanır. Entropi kavramı bazı denklemlerle anlatılabilmektedir. Aşağıda entropiyi açık olarak anlatan denklem verilmiştir.

$$dS = \frac{\Delta Q}{T} \quad (2.1)$$

Bu denklemde ki semboller, S entropiyi, Q ısı akışını, T mutlak sıcaklık derecesini ifade eder. Termodinamik yasalara göre bilinen entropi, enerjinin sıcaklık derecesine bölümüyle elde edilir. Uluslararası birimler sisteminde ise birimi J/K 'dir.

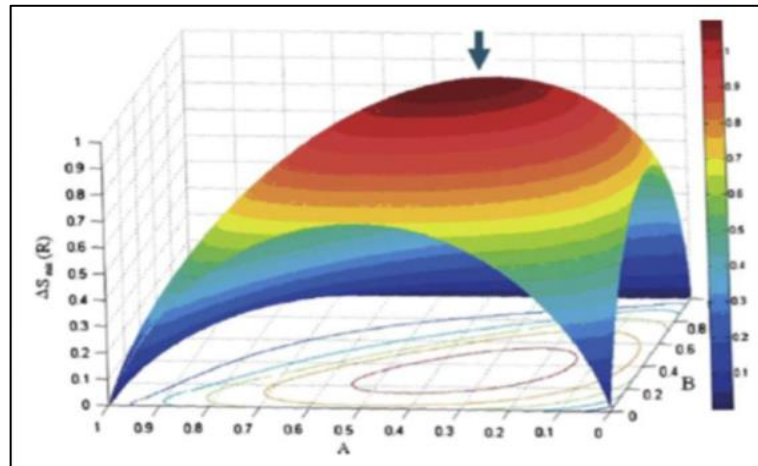
Ludwig Boltzman tarafından tanımlanan entropinin istatistiksel tanımında, sistemdeki mikroskobik bileşenlerin istatistiksel olarak göstermiş olduğu davranışlar analiz edilmiştir. Boltzmann'ın istatistik hipotezine göre sistemdeki entropi seviyesi makro seviyede bir araya gelme logaritmasıyla doğrusal orantısı söz konusudur. Sistemin makroskopik durumuna karşılık gelen mikrodurum sayısı, W ;

$$S = K. \ln. W \quad (2.2)$$

Boltzmann sabiti $k = 1.38 * 10^{23} J/K$ ve logaritma 'e' tabanında alınarak bir alaşım sistemi için, karışımın Gibbs serbest enerjisi şöyle ifade edilebilir:

$$\Delta G_{mix} = \Delta H_{mix} - T\Delta S_{mix} \quad (2.3)$$

Bu formülde ΔG_{mix} karışımın Gibbs serbest enerjisini, ΔH_{mix} karışımın entalpisi, ΔS_{mix} karışımın entropisini T ise mutlak sıcaklığı ifade eder. Bu denklemde, karışım entalpileri (ΔH_{mix}) sabit tutulursa, karışımın yüksek entropisi Gibbs serbest enerjisinin (ΔG_{mix}) düşmesine sebep olur ve alaşım sistemi daha kararlı bir hal alır.



Şekil 2.1. Üçlü alaşım sistemleri için kompozisyonun değişmesi ile ΔS_{mix} çizimi [3].

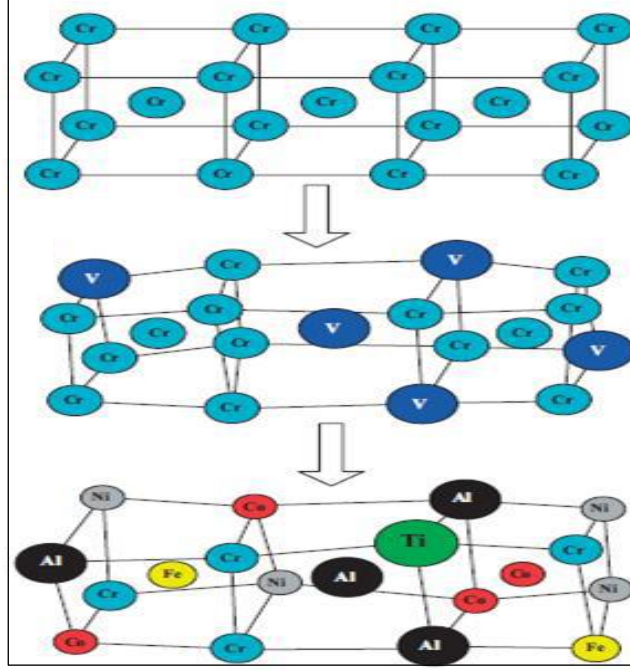
Üçlü alaşım sisteminde tüm elementlerin eş-molar olduğu durumda alaşımın karışım entropisi $\Delta S_{mix} = 1.1R$ değeri olarak maksimum entropi seviyesine çıkar. Eş atomik ve eş molar oranlara sahip alaşımların entropileri maksimum seviyeye ulaşır, denklem olarak ise aşağıdaki gibi ifade edilebilir [4].

$$\Delta S_{mix} = R \cdot \ln \cdot N \quad (2.4)$$

Yukarıdaki denklemde N bileşen sayısı, ΔS Gibbs serbest enerjisi, R gaz sabitini ifade etmektedir. 3'lü eş molar alaşımlarda karışım entropisi $\Delta S_{mix} = 1.1R$ seviyelerine çıkarken, beşli eş molar oranındaki alaşımlarda karışım entropisi $\Delta S_{mix} = 1.6R$ seviyelerini görmektedir [4].

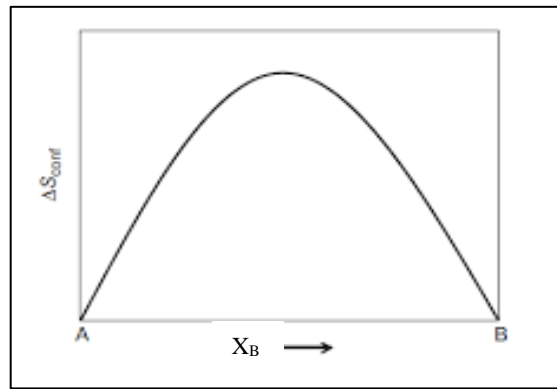
2.2. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLAR HAKKINDA GENEL BİLGİLER

Yüksek entropili alaşım (YEA) kavramı ilk olarak Yeh ve arkadaşlarının çok bileşenli olarak ürettiği alaşıma bu isimi vermesiyle literatürde yerini almaya başlamıştır. Bu çalışmada, Yeh ve arkadaşları yüksek entropili alaşımları yapılarında eş atomik veya eş atomik seviyeye yakın oranlarda (%5 ile %35 arası) farklı elementler bulunduran çok elementli alaşım türü olarak tanımlamışlardır [5]. Geleneksel alaşımlama stratejisi ana bir metalin üzerine az oranlarda bir veya daha fazla element takviye yaparak yapının fiziksel, kimyasal, mekanik özelliklerini arttırmak ve yeni bir alaşım ortaya çıkarmaktır. Yüksek entropili alaşımlar, geleneksel alaşımlardan farklı olarak yüksek karışım entropisine farklı mikro yapılara ve birden fazla özelliği aynı anda barındırabilme özellikleri nedeniyle son zamanlarda ilgileri üzerine çekmektedir. Yüksek entropili alaşımlar kısaltılmış adıyla YEA'lar en az 5 elementin birbiri ile eş molar oranda veya eş molar orana yakın oranlarda karıştırılmış halidir. Şekil 1'de saf bir elementin oluşturduğu kafes yapısı (üstteki), tek bir element eklenmiş alaşımın kafes yapısı (ortadaki) ve yüksek entropili bir alaşımın kafes yapısı (en alttaki) görülmektedir [3].



Şekil 2.2. Sırasıyla saf alaşımın, tek elementli alaşımın, yüksek entropili alaşımın kafes yapısının şematik gösterimi [3].

İkili alaşımlarda alaşımlama elementleri birbirlerine ne kadar eş molar oranda karıştırılırsa alaşımın karışım entropisi o oranda artar. Elementler eş molar seviyesinde karıştırılırsa karışım entropisi maksimum değere ulaşır. Bu durum şekil 2' de gösterilmiştir [6].



Şekil 2.3. İkili alaşımların karışım oranına göre entropisinin artışı [6].

Yüksek entropili alaşımlar fazla elementi yapılarında eş atomik veya eş atomiğe yakın oranda barındırdıkları için yüksek karışım entropisine sahiptirler. Yeh ve arkadaşları, yüksek entropinin; faz oluşum kinetiği, bileşen fazlar, kafes gerinimi ve bazı özellikler

üzerinde önemli bir etki yarattığını vurgulamışlardır. Yüksek karışım entropisi özellikle elementler arasında karşılıklı çözünürlüğü artırır bu nedenden ötürü beklenmeyen basit yapılı fazlar ve mikroyapı oluşumu gerçekleşir. Buna bağlı olarak yüksek entropili alaşımların yapılarında intermetalik fazların oluşumu zorlaşıp yerine basit, yüzey merkezli kübik (YMK), hacim merkezli kübik (HMK) veya her ikisinin bulunduğu durum oluşma ihtimali artar [7].

Bir alaşım sisteminin karışım (konfigürasyonel) entropisi Boltzmann eşitliği kullanılarak hesaplanabilir.

$$\Delta S_{konf} = k \cdot \ln \cdot w \quad (2.5)$$

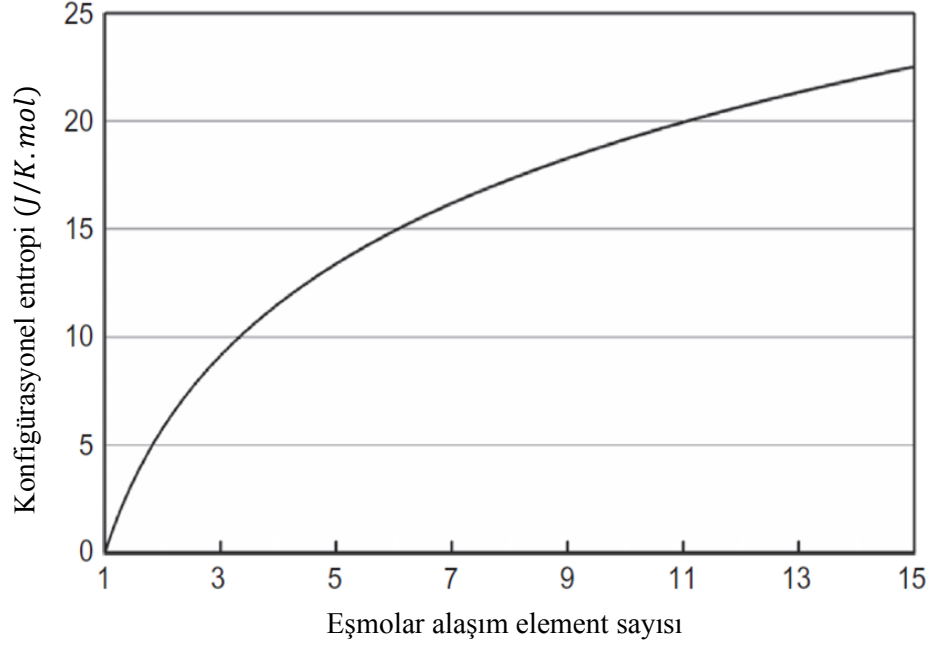
Bu eşitlikte, k Boltzmann sabiti, w ise sistemdeki enerjinin elementler arasında karıştırılma ya da paylaşılma yollarının sayısıdır. Böylece mol başına karışım entropisi değişimi, n kadar element ve x_i kadar molekül oranıyla aşağıdaki eşitlik ile hesaplanır.

$$\Delta S_{konf} = -R \sum_{i=1}^n X_i \ln X_i \quad (2.6)$$

R gaz sabiti 8.314 J/K mol , n farklı elementlerden oluşan eş atomik alaşımda düzenleme entropisi;

$$S = R \cdot \ln \cdot n \quad (2.7)$$

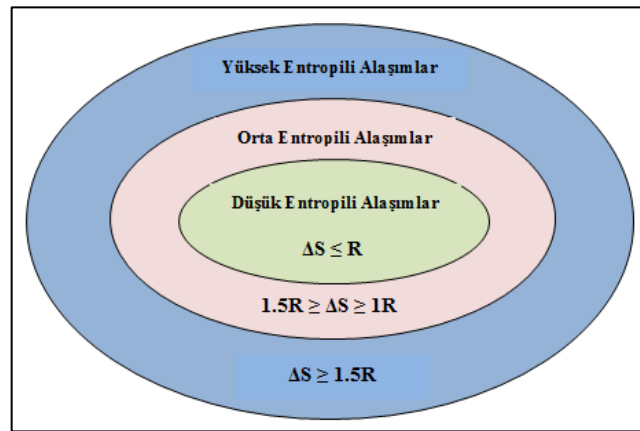
Bu denklemden bileşen sayısı $n = 5$ olduğunda karışım entropisi $1.61R$ değerini alır. Miracle ve arkadaşları bu denklemi kullanarak yüksek entropili alaşımları $\Delta S_{konf} \geq 1.5R$ olarak tanımlamışlardır [8]. Eş molar orandaki yapıya 5 elementten fazlası eklendiğinde yapının konfigürasyonel (düzenlenme) entropisi daha fazla artış göstermektedir. Eş molar alaşımlarda element sayısına göre konfigürasyonel entropisinin değişimi aşağıdaki şekilde gösterilmiştir [6].



Şekil 2.4. Eşmolar alaşımlarda element sayısına göre karışım entropisinin değişimi [6].

2.3. YÜKSEK, ORTA, DÜŞÜK ENTROPİLİ ALAŞIMLAR

Yüksek entropili eş molar alaşımlarda karışım entropisi sınır olarak $1.61R$ olarak hesaplanır. Miracle vd. ise yüksek entropili alaşımlar için entropi değerini $1.5R$ olarak rapor etmişlerdir [8]. Entropi değeri $1.5R$ ile $1R$ arasında kalan alaşımlara orta entropili alaşım denilmektedir. Entropi değeri $1R$ 'nin altındaki alaşımlara ise düşük entropili alaşım denilebilir. Şekil 2.5' de entropi değerlerine göre alaşım sınıflandırılması gösterilmiştir [6].



Şekil 2.5. Entropi değerlerine göre alaşımların sınıflandırılması [6].

Geleneksel alaşımlar genelde düşük entropi değerlerine sahiptir. Hastelloy, monel, inconel gibi sũper alaşımlar ise orta entropili alaşımlara örnek gösterilebilir. Bazı mũhendislik malzemelerinin karışım entropisine göre sınıflandırılması aşağıdaki çizelgede gösterilmiştir [7,9].

Çizelge 2.1. Bilinen geleneksel alaşımların karışım entropi değerleri [9].

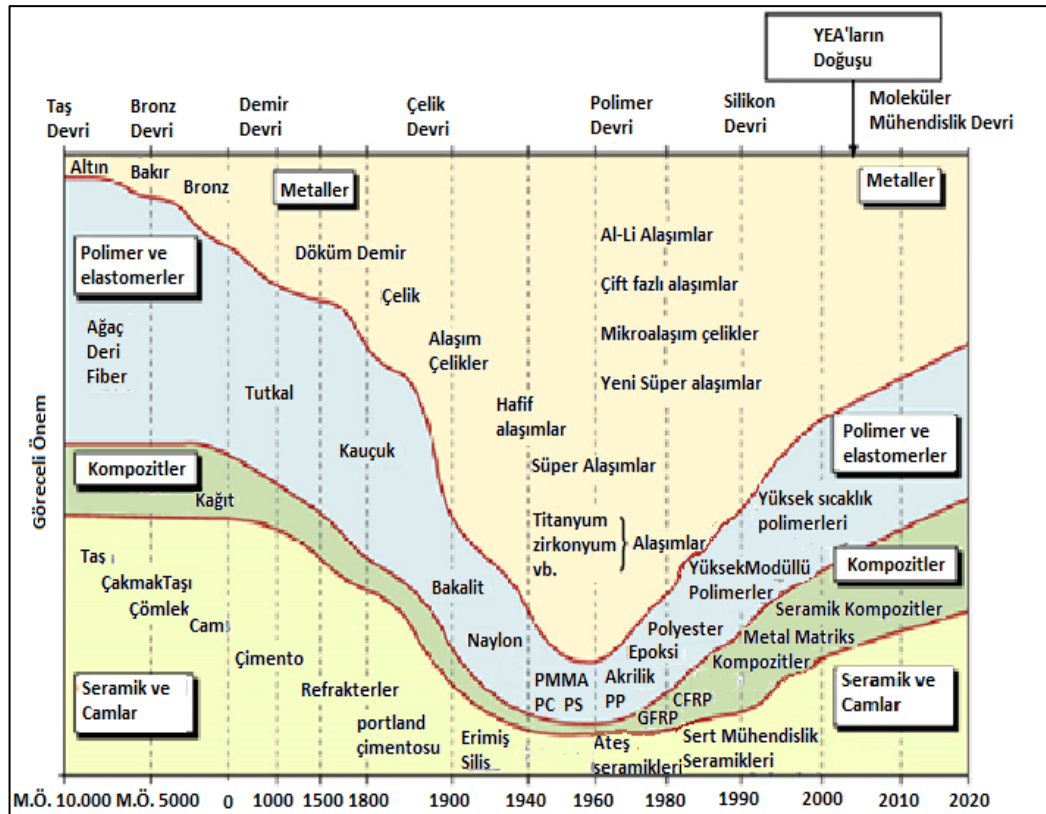
Sistem	Alaşımlar	Ergiyik halde $\Delta S_{krş}$
Düşük alaşımlı elik	4340	0,22R
Paslanmaz elik	304	0,96R
	316	1,15R
Yüksek hız takım eliği	M2	0,73R
Mg alaşımı	AZ91D	0,35R
Al alaşımı	2024	0,29R
	7075	0,43R
Cu alaşımı	7-3 pirinç	0,61R
Ni bazlı sũper alaşım	İnconel 718	1,31R
	Hastelloy X	1,37R
Co bazlı sũper alaşım	Stellite 6	1,13R
BMG (metalik cam)	$Cu_{47}Zr_{11}Ti_{34}Ni_8$	1,17R
	$Zr_{53}Ti_5Cu_{16}Ni_{10}Al_{16}$	1,30R

2.4. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN TARİHÇESİ

İnsanlık tarihi, her yeni bulunan metal ile teknolojik anlamda gelişmiş ağ atlamıştır. İlk insanlar taş devrinde ahşap, deri, taş, kemik, gũmũř, bakır, altın gibi metalik malzemelerinde içinde olduğu malzeme gruplarını tercih etmişlerdir. Bu dönemlerde insanların icat etme ve tasarım yapabilmeleri kısıtlı kalmıştır. Bunun sebebi ise mevcut malzemelerin yetersizliği ve az çeşitte olmasıdır. İnsanlık tarihi erken dönemlerdeki gelişimi metallerdeki ilerlemeye bağlı kalmıştır. İlk olarak Taş Devri, Demir ağı (M.Ö. 1000), Tunç ağı (M.Ö. 1000 – 3000), Bakır ağı (M.Ö. 3000 – 5000), gibi çağlarla insanlık tarihi gelişim kaydetmiştir [10].

İnsanlık tarihi boyunca beş bin yılı aşkın bir sũredir, alaşım tasarımı tek bir ana element üzerine farklı elementlerin ilavesi ile yapıya özellik kazandırmak üzerine

oluşturmuştur. İlave olarak kullanılan elementler düşük miktarlarda ana metale eklenmiştir. Alaşım elementlerinin ana metale etkilerinin keşfi ve uygulaması, İngiltere’de ki ilk sanayi devriminden sonra daha çok ilerleme sağlamıştır. Yeni keşfedilen alaşımlar ilerleyen teknolojiye paralel olarak gelişmiş ve birçok uygulamada yer almıştır. Artan ilerlemelere bağlı olarak yaklaşık 30 alaşım sistemi geliştirilmiştir ve ticari olarak kullanılmaya başlanmıştır [11]. En bilinen ticari alaşımlara, takım çelikleri, yüksek mukavemetli çelikler, paslanmaz çelikler, Al alaşımları, Cu alaşımları, Süper alaşımlar (Monel, İnconel, Hastelloy vb.) ve Ti alaşımları örnek gösterilebilir. Son yüzyılın ortalarından sonra yeni geliştirilen alaşımlara Ni – Al, Ti – Al ve Fe – Al intermetalik bileşikler ve metalik camlar gibi örneklerde verilebilir [12]. Günümüzde de kullanılan malzemelere her geçen gün yenileri eklenmektedir. Şekil 2.6’da farklı malzemelerin tarihsel gelişimi gösterilmiştir [13]. Bu tür alaşım sistemlerinin oluşturulması her ne kadar günlük yaşama ve medeniyet gelişimine katkıda bulursa da hala bir takım eksiklikler bulunmaktadır.



Şekil 2.6. Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişim diyagramı [13].

Tarihte ilk olarak beş ila yedi elementi eş atomik seviyede ve çok bileşenli şekilde alaşım haline getiren Franz Karl Achard, yüksek entropili alaşımların araştırmalarının öncüsü olarak görülür. Achard, 1788 yılında yazmış olduğu kitapta alaşım sistemleri hakkındaki bilgi derlemesi yapmıştır ve demir, kalay, bakır, kurşun, çinko, bizmut, antimon, arsenik, gümüş kobalt ve platinyum elementleri içeren 900'ü aşkın alaşım sistemi hakkında yorumlama ve sonuçları açıklamıştır. Yazmış olduğu kitapta ikili, üçlü, dörtlü alaşımların yanı sıra beşli, altılı ve yedili alaşımlar da yalnızca eş molar oranda çalışılmış ve oluşturulan alaşımların özelliklerinin oldukça değişik ve öngörülemez olduğundan söz etmiştir [6].

Birleşik krallıkta 1981 yılında bilim adamı Brian Cantor ve öğrencisi Alain Vincent, Bradford Üniversitesi'nde yaptıkları çalışmalarda çok elementli alaşımları keşfetmişlerdir. Bu sene içerisinde yirmi tane, içerik elementleri farklı olan ve her birinin element mol oranı % 5 olduğu yeni alaşım sistemleri geliştirmişlerdir. Bu yeni tip alaşım oluşturma çalışmalarında sadece $Co_{20}Cr_{20}Fe_{20}Ni_{20}Mn_{20}$ alaşım sisteminde yapının katı çözeltilisinin tek faz YMK (Yüzey Merkezli Kübik) kafes yapısına sahip olduğu gözlemlenmiştir. Bu çalışma Cantor tarafından 2004 yılında Material Science and Engineering dergisinde "Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys" başlığıyla yayınlanmıştır [10].

Bu çalışmalardan sonra yüksek entropili alaşımlara olan ilgi artmış ve birçok araştırmacı tarafından çalışma konusu olmuştur. Şekil 2.7' de yüksek entropili alaşımlarla ilgili çalışmaların yıllara göre artış gösterdiği görülmektedir [6].



Şekil 2.7. Yüksek entropili alaşımların yıllara göre yayın sayısı [6].

Yüksek entropili alaşımlarla ilgili olan çalışmalar halen ülkemizde ve dünyada devam etmektedir. Araştırılması gereken pek çok yüksek entropili alaşım sistemi vardır. Yüksek entropili alaşım sistemleri gelecek için umut vaat etmektedir.

2.5. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARDA 4 TEMEL ETKİ

Yüksek entropili alaşımlarda mikro yapıya ve özelliklere birden fazla parametre etki eder. Bu parametrelerden dört tanesinin fiziksel özelliklere katkısına bakıldığında en temel etki parametreleri olarak söylemek mümkündür [9]. Yüksek entropili alaşımların oluşum şartları en az beş elementin birbirleriyle eş molar veya eş molar oranlara yakın seviyelerde karışmış olması nedeniyle geleneksel alaşımlara göre kıyaslandığında daha farklı oluşum faktörlerinden söz etmek mümkündür. Yüksek entropili alaşımlara etki eden dört temel faktör; yüksek entropi etkisi, kafes distorsiyon etkisi, yavaş difüzyon etkisi, karışım etkisidir [14].

Yüksek entropi etkisi termodinamik anlamda karışık yapılı fazların oluşumunu engelleyerek yapıda daha basit, hacim merkezli kübik (HMK), yüzey merkezli kübik

(YMK) gibi fazların oluşmasında önemli rol oynamaktadır. Farklı boyuttaki atomların kafeste distorsiyona neden olması yapının mekanik, kimyasal ve fiziksel özellikleri üzerinde belirli miktar etki gösterir. Yüksek entropili alaşımlarda yavaş difüzyon etkisi kinetik faz dönüşümlerini yavaşlatma etkisine sahiptir ayrıca alaşımlarda nanokristalin ve amorf yapıların oluşumuna zemin hazırlamaktadır. Karışım etkisi de farklı elementlerin birbirleriyle etkileşimi sonucu yapıya belli miktar farklı özellikler kazandırarak yapının kompozit gibi davranmasına yol açar. Tüm bu etkilerin bir araya gelmesiyle oluşan yüksek entropili alaşımlar eşsiz özelliklere sahip olmaktadır [4,14].

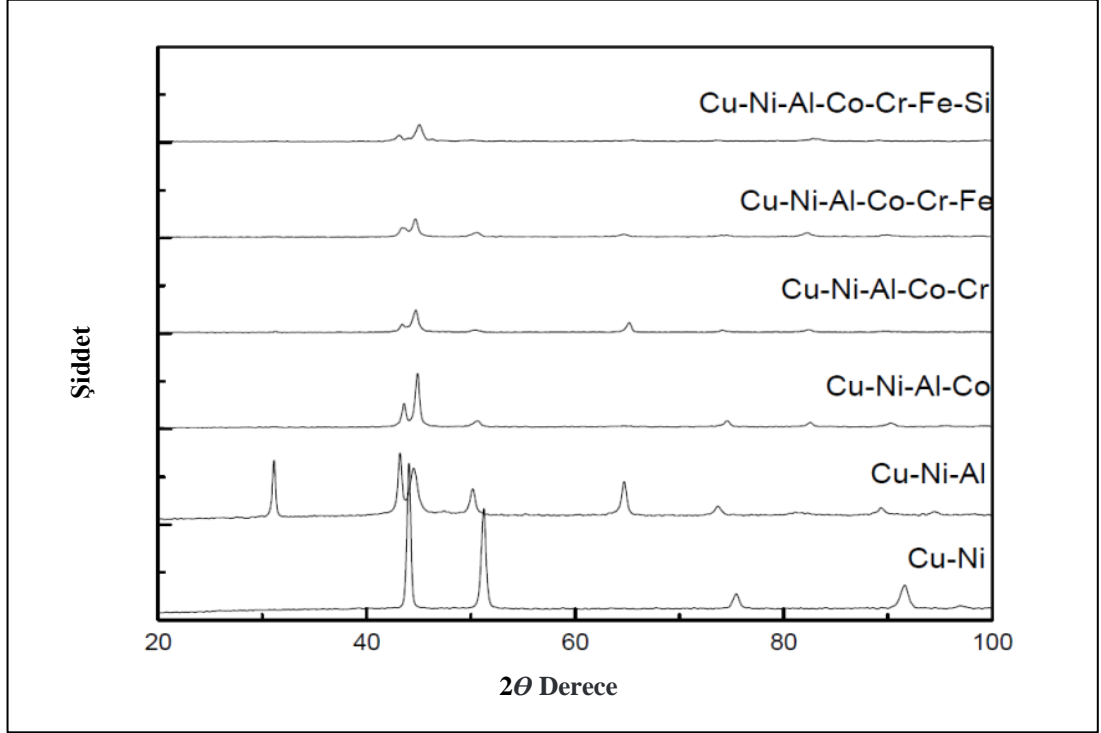
2.5.1. Yüksek Entropi Etkisi

Birden fazla ana elemente eş atomik oranda sahip olan alaşımların karışık ve gevrek mikro yapılar içereceği düşüncesi ile bu tür çok elementli alaşımlarla çalışmalar kısıtlı kalmıştır. Sanılanın aksine fazla elementin oluşturduğu yüksek karışım entropisinin yapıda intermetalik fazların oluşumunu sınırlayıp bunun yerine daha basit yapıların elde edildiği ileri sürülmüştür [15,16].

Katı durumdaki bir alaşım olası üç tip faza sahip olabilir. Bu fazlar: elementel faz, intermetalik bileşikler ve katı çözeltiler şeklindedir. Elementel fazlar saf bir metalin sahip saf bileşiklerdir. İntermetalik bileşikler ise kimyasal özellikleri güçlü metalik olan ve kimyasal özellikleri metalik olarak zayıf özelliklere sahip olan metallerin birleşmesi ile oluşan bileşiklerdir. Katı çözeltiler, düzenli ve düzensiz katı çözeltiler olarak iki grupta sınıflandırılabilir. Düzensiz katı çözeltiler, alaşım sistemlerinde atomların kafes konumlarına rastgele doldurdukları yapılara denir. Bunlara örnek olarak; HMK, YMK veya HMT yapılar verilebilir. İntermetalik fazlar veya ara fazlar ise düzensiz katı çözeltiler grubundadır [7].

Alaşımlama kurallarına göre uyumlu elementlerden oluşturulan yüksek entropili alaşımların mikro yapıları incelendiğinde sadece birkaç katı çözeltiler ya da tek bir fazdan oluştuğu görülmüştür. Gibbs faz kuralına göre hesaplanan faz sayısından daha az faz sayısına rastlanılmıştır. Oluşturulan alaşımda yüksek karışım entropisi elementlerin karşılıklı çözünmelerini artırarak fazların ayrılmasını ve intermetalik bileşiklerin oluşmasını zorlaştırırlar. Şekil 2.8' de Cu, Ni, Al, Co, Cr, Fe, Si

elementlerinden oluşturulan eş atomik ikili, üçlü, dördü, beşli, altılı ve yedili alaşım sistemlerinin döküm halde X-ışını difraksiyon (XRD) analizleri verilmiştir. Yedi elementli alaşımda dahi basit fazlar oluştuğu görülmüştür [14,15,17].



Şekil 2.8. Eş atomik iki ile yedi arası elementli alaşım sistemlerinin XRD analizleri. (CuNi: YMK, CuNiAl: YMK + düzenli HMK, CuNiAlCo: YMK + HMK, CuNiAlCoCr: YMK + HMK, CuNiAlCoCrFe: YMK + HMK, CuNiAlCoCrFeSi: YMK + HMK) [17].

2.5.2. Yavaş Difüzyon Etkisi

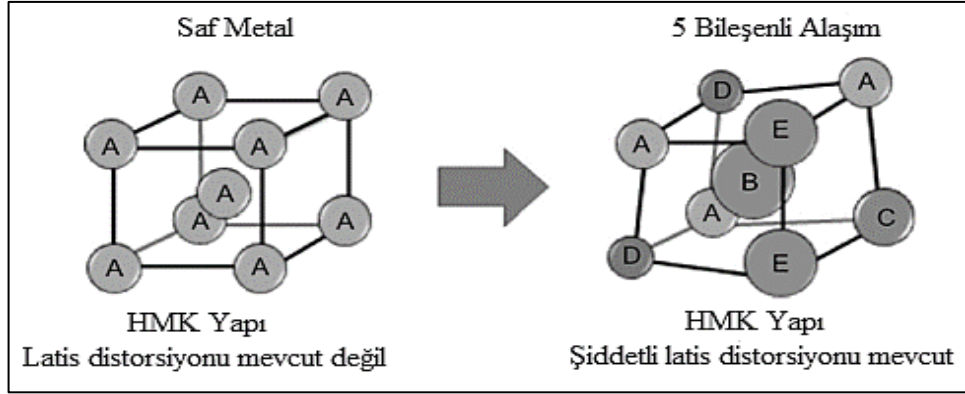
Difüzyon en kaba tabirle atomların sıcaklığa bağlı olarak yer değiştirmesidir. Difüzyon değerlerinin en fazla olduğu gruplar saf metaller ve daha sonrasında diğer alaşımlardır. Yüksek entropili alaşımlarda ise difüzyon değerleri daha düşük seviyelerdedir. Yüksek entropili alaşımların bu özelliği yavaş difüzyon etkisi olarak isimlendirilmiştir [6]. Yüksek entropili alaşımlarda nano boyutta oluşan çökeltilerin açıklanmasında yavaş difüzyon etkisi kullanılırken, yüksek entropili alaşımlarda çekirdeklerin meydana gelmesi daha basit bir şekilde olur. Fakat döküm yönteminde bu çekirdeklerin yavaşça büyümesinden ötürü bu tür üretimle elde edilen yüksek entropili alaşımlarda nano kristal taneler elde edilmiştir [5].

Yüksek entropili alaşımlarda yavaş difüzyon haricinde faz dönüşüm kinetikleri de diğer geleneksel alaşımlara göre daha yavaştır. Yüksek entropili alaşımlarda farklı elementler kullanıldığı için bütün kafes noktalarındaki atomların komşularının farklılıkları söz konusudur. Önceki veya sonraki komşu atomların bu nedenle boşluklara ilerleyebilmeleri farklıdır. Genel yapıdaki bu atom farklılıkları, her bir kafes noktası için farklı bağlar ve farklı bölgesel enerjilere neden olmaktadır. Bir atom düşük enerjili bir noktaya ilerlediğinde yerleştiği bölgede takılı kalmaktadır ve daha sonrasında başka bir yere ilerleme şansı oldukça zordur. Bunun haricinde eğer nokta yüksek enerjiye sahipse atomun olması gereken noktaya ilerleme şansı daha yüksektir. Tüm bu nedenler yüksek entropili alaşımlarda difüzyon mekanizmasını yavaşlatır. Yüksek entropili alaşımlardaki farklı elementlerin difüzyon katsayıları birbirleri ile farklı olabilir. Bazı element tipleri düşük aktiviteye sahip olabilir bu elementlerin boşluklara ilerleyebilmeleri daha zordur. Faz dönüşümleri için tüm elementlerin koordineli bir şekilde difüzyonu gereklidir. Bu tip elementlerin difüzyon kat sayısı farklılıkları da yüksek entropili alaşımlarda yavaş difüzyon etkisine neden olur [15,18].

Yüksek entropili alaşımlarda faz kinetiklerinin, faz büyümesinin yavaşlamasına neden olan yavaş difüzyon etkisinden dolayı yüksek entropili alaşımlar difüzyon bariyer kaplama malzemeleri olarak da kullanılabilir [19].

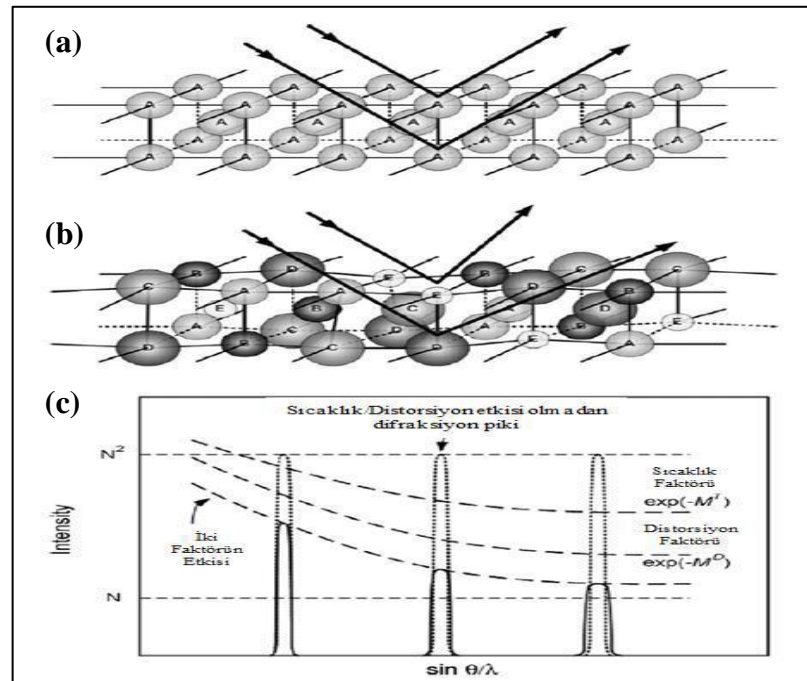
2.5.3. Kafes Distorsiyon Etkisi

Yüksek entropili alaşımlarda yapıyı birden fazla element oluşturduğu için kafesin herhangi bir noktasındaki atomu çok sayıda farklı atomlar çevrelemiştir. Kafeste oluşan bu farklılıklardan ötürü latis gerilmesi ve gerinim ortaya çıkmaktadır [4]. Şekil 2.9' da farklı atomların kafeste oluşturduğu gerinim değişiminin şematik görünümü gösterilmiştir [6].



Şekil 2.9. Mükemmel dizilişe sahip saf metal ve 5 elementli YEA' a ait kafeslerin şematik görünümü [6].

Kafesde oluşan ortalama örgü yapısı X ışını kırınımı yöntemi ile belirlenebilir. Kafes yapısında meydana gelen distorsiyonlar ayrı olarak X-ışını Difraktometresi (XRD) şiddetini düşürmeye sebep olabilir [4]. Şekil 2.10' da distorsiyon nedeniyle X-ışını Difraktometresinde meydana gelen değişiklikler gösterilmiştir [20].

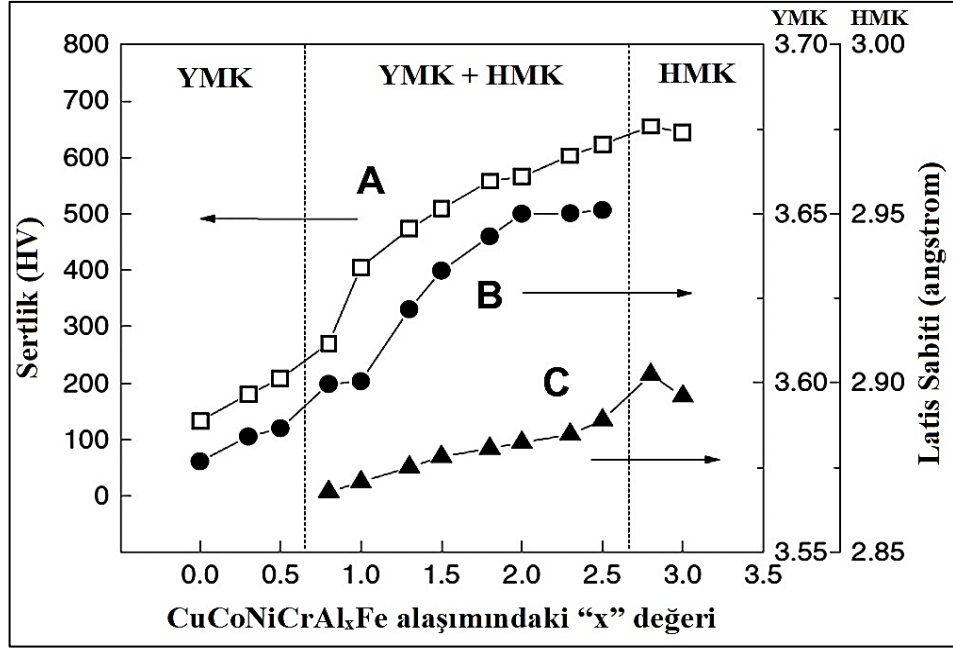


Şekil 2.10. Kafesde ki distorsiyon etkisi ile Bragg kırınımını gösteren şema. a) aynı atomlara sahip saf metal kafes yapısı, b) farklı boyutlardaki elementlerin oluşturduğu alaşımın distorsiyona uğramış kafes yapısı, c) Distorsiyon ve sıcaklığın XRD şiddeti üzerindeki etkileri [20].

Bazen kafeslerdeki fazla distorsiyon yüksek entropili alaşımların gevrek yapıda olmasını açıklamaktadır [10]. Kafesde oluşan distorsiyon, dislokasyon hareketlerine engel olarak belirgin alaşımlama sertleşmesine yol açar [18]. Bunlara ek olarak distorsiyon etkisi yapının termal direncini de arttırmaktadır.

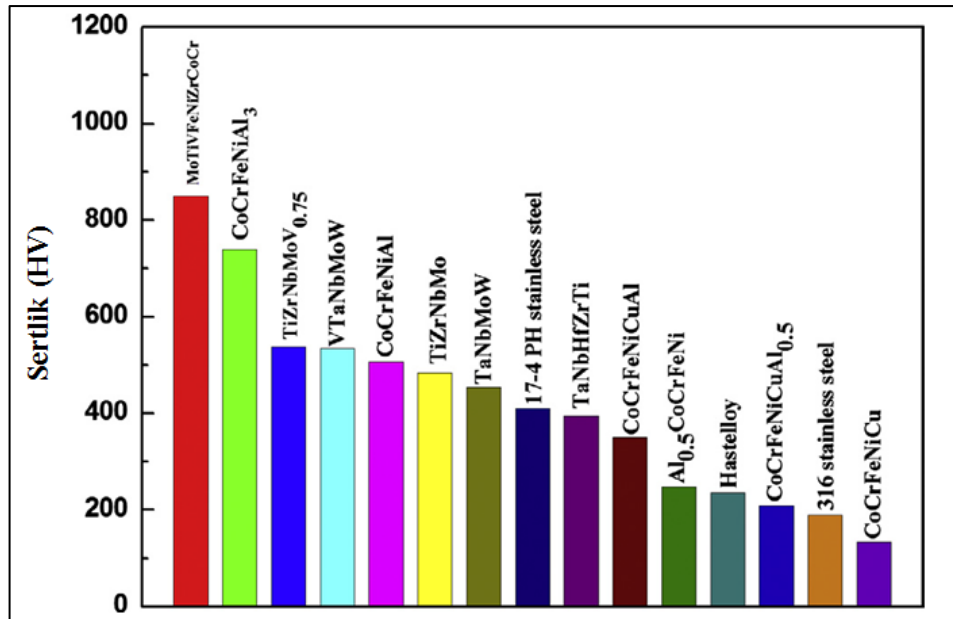
2.5.4. Karışım Etkisi

Geleneksel alaşımlarda tek bir elemente bağlı olarak elde edilemeyen özellikler yüksek entropili alaşımlarda en az beş veya daha fazla elementin karışımıyla elde edilebilir. Fazla elementin bir araya gelerek yapının özelliklerinin artırılması veya geliştirilmesinde karışım etkisinden bahsedilebilir. Yüksek entropili alaşımların özellikleri, alaşım içeriğinde kullanılan elementlerin ve oranlarının değişimi ile ayarlanabilir bu durum karışım etkisini vurgular. Yüksek entropili alaşımlarda özellikler içerdiği elementlerle doğrudan alakalıdır. Daha önceki bir çalışmada Al element içeriğinin değişimiyle $Al_xCoCrCuNiFe$ yüksek entropili alaşım yapısındaki sertlik, kafes yapısı ve latis sabitindeki meydana gelen değişimler incelenmiştir. Al elementinin ilavesi öncesinde YMK yapıda olan yüksek entropili alaşım, Al oranı arttıkça YMK+HMK yapıya belli bir orandan sonra ise sadece HMK yapıya geçmiştir. Bu değişimler esnasında sertlik değerleri artmıştır. Şekil 2.11' de değişimler gösterilmiştir. Bu çalışma karışım etkisinin yapıda nasıl bir değişime yol açtığını göstermektedir [5].



Şekil 2.11. Al_xCoCrCuNiFe yüksek entropili alaşım sisteminde Al içeriğiyle birlikte değişen sertlik değerleri ve kafes parametreleri; A) YEA' nın sertlik değişimi B) YMK kafes yapısının parametresi C) HMK kafes yapısının parametre değerleri [5].

Şekil 2.12' de bazı geleneksel ve yüksek entropili alaşımların sertlik değerleri verilmiştir [21]



Şekil 2.12. Bazı geleneksel ve yüksek entropili alaşımların sertlik değerlerinin grafiği [21].

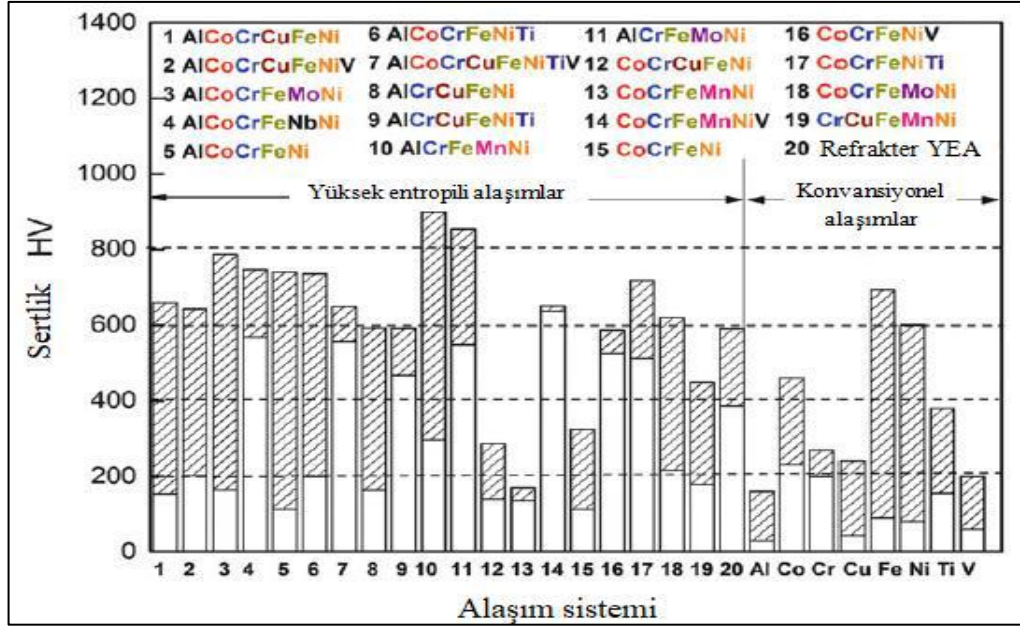
2.6. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Geleneksel alaşımlarda mekanik özellikler alaşımın ana elementine bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Ana elemente ilave olarak kullanılan düşük miktarlardaki alaşım elementleri ise alaşıma belirli özellikler kazandırmaktadır. Yüksek entropili alaşımlarda ise mekanik özellikler alaşımdaki elementlerin özelliklerinden daha başka olabilir. Yüksek entropili alaşımlarda mekanik özellikler genel olarak yapıya göre değişir. Hacim merkezli kübik (HMK) kafes yapısına sahip yüksek entropili alaşımlar yüksek sertlik ve yüksek akma mukavemetine sahipken, yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına sahip olanlar ise düşük akma mukavemeti ve yüksek plastiklik özelliği gösterebilmektedirler [4,7].

Yüksek entropili alaşımların sertlik, basma, çekme, yorulma gibi mekanik özellikleri 2004 senesinden bu zamana kadar araştırılmaya devam etmektedir. Geleceğe yönelik kullanılacak malzeme grupları arasında yüksek entropili alaşımlar büyük umutlar vaat etmektedir. Yüksek entropili alaşımlar yüksek sertlik, yüksek akma dayanımı, yüksek süneklik, iyi kırılma tokluğu, mükemmel korozyon ve yorulma direnci gibi özellikleri ve bu özelliklerden ikisini aynı anda bünyesinde barındırabildiği bildirilmiştir [7].

2.6.1. Sertlik ve Sertliği Etkileyen Faktörler

Metalik malzemelerin mekanik özelliklerinden söz ederken sertlik değerlerinin önemi fazladır. Genel olarak malzemelerin sertlik değerleri Vickers, Rockwell, Brinell gibi sertlik ölçüm yöntemleri ile ölçülebilir. Yüksek entropili alaşımlar geleneksel alaşımlara göre daha fazla sertlik değeri gösterirler. Yüksek entropili alaşımların sertlik değerleri 140 – 900 HV değerleri arasında değişiklik göstermektedir. Şekil 2.13’ de son yıllarda üzerinde en çok çalışılan 20 yüksek entropili alaşım sisteminin ve geleneksel bazı alaşımların sertlik değerlerinin karşılaştırılması gösterilmiştir [7]. Yüksek entropili alaşımlarda sertliği etkileyen parametreler; tavlama işlemleri, alaşım etkileri ve yapısal faktörler şeklindedir. İleriki bölümlerde bu parametrelere değinilmiştir.



Şekil 2.13. Geleneksel alaşımlar ile en yaygın kullanılan 20 yüksek entropili alaşımın sertlik değerlerinin kıyaslanması. (Taranmış bölge alaşımların sertliklerinin alabileceği değerleri göstermektedir) [7].

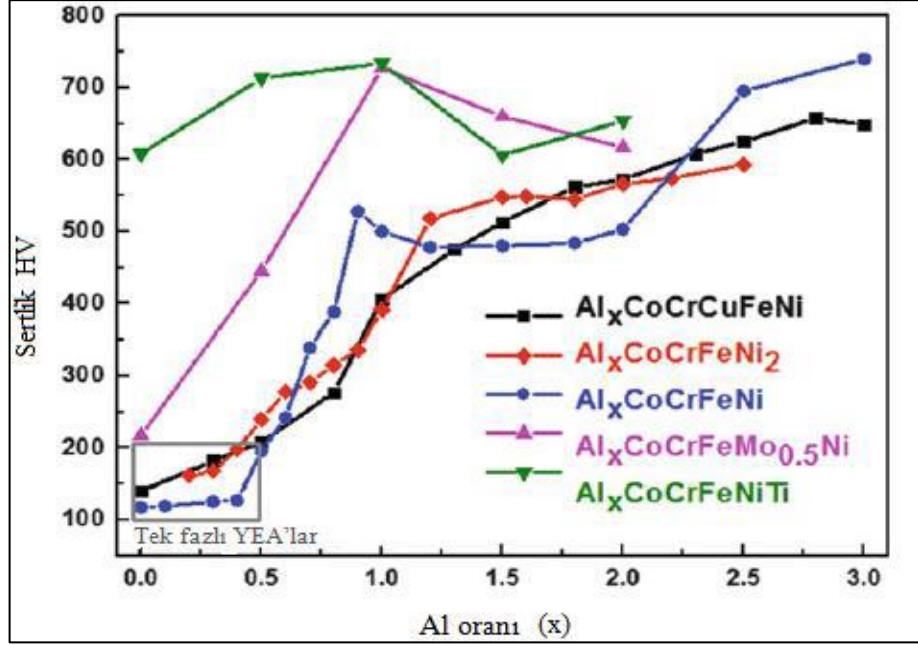
2.6.1.1. Tavlama İşlemi

Geleneksel alaşımlarda olduğu gibi yüksek entropili alaşımlarda da tavlama işlemi bazı mekanik özellikleri etkileyebilmektedir. Bu mekanik özelliklerin başında sertlik değeri gelir. Yüksek entropili alaşımlarda tavlama işlemlerinin sertlik değerlerine etkileri iki grupta incelenebilir. Bu tavlama işlemleri geleneksel alaşımlarda olduğu gibi güçlü veya zayıf yaşlandırma sertleşmesidir. Yaşlandırma sertleşmesi geleneksel alaşımlarda yüksek sıcaklıklarda pek nadir görülmektedir. Alaşımların yaşlandırma davranışları oluşan çökeltilere göre farklılık gösterebilmektedir. Yüksek entropili alaşımların tavlama işlemlerinde yeni bir çökelti oluşumu söz konusu değilse sertlik değerlerinde ciddi bir değişim söz konusu olamaz [7].

2.6.1.2. Alaşım Etkisi

Yüksek entropili alaşımlarda kullanılan alaşım elementlerin yapının sertliğine etkisi ikinci fazların oluşmasıyla gözlemlenebilmektedir. Yüksek entropili alaşımlarda oluşan ikincil fazlar alaşımın sertliğini artırma eğilimindedir. Şekil 2.14' de

$Al_xCoCrCuFeNi$, $Al_xCoCrFeNi_2$, $Al_xCoCrFeNi$, $Al_xCoCrFeMo_{0.5}Ni$, $Al_xCoCrFeNiTi$ yüksek entropili alaşım sistemlerindeki Al oranının alaşım sertliğine etkisi gösterilmiştir. Yüksek entropili alaşımlarda Al oranlarındaki yükseliş yapının daha sert olmasına yol açmıştır. Bunun sebebi Al atomunun boyutlarından dolayı kafeste distorsiyona neden olması olarak açıklanabilir [7].



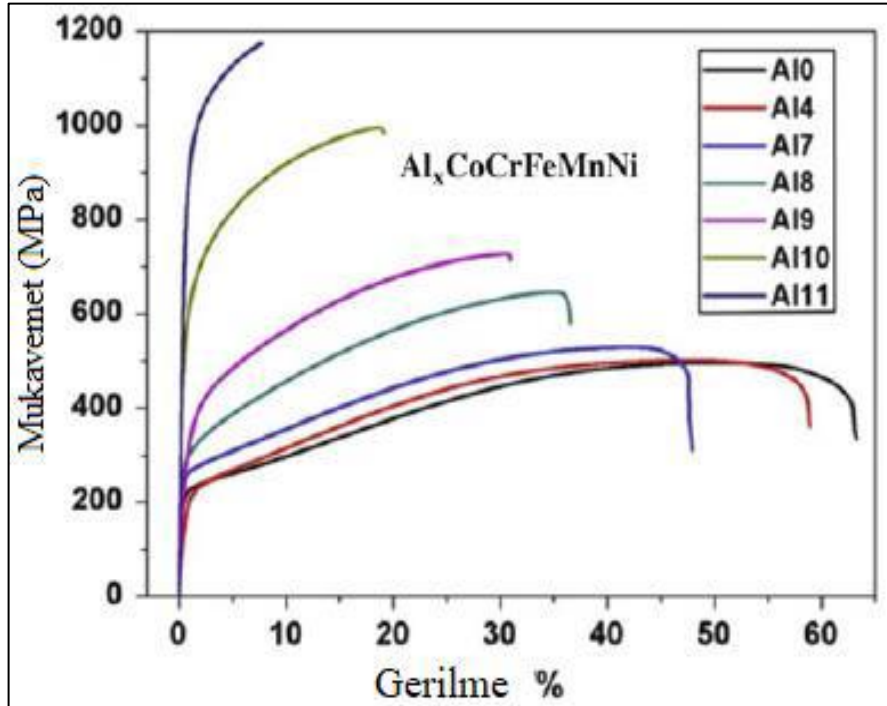
Şekil 2.14. Yüksek entropili alaşımlarda Al oranının sertlik değerlerine etkileri [7].

2.6.1.3. Yapısal Faktörler

Geleneksel alaşımlarda olduğu gibi yüksek entropili alaşımlarda da yüzey merkezli kübik ve hacim merkezli kübik fazların sertlik değerlerine etki eden birden fazla sebep bulunmaktadır. Hacim merkezli kübik yapılarda sıkı paket kayma düzlemleri olmadığı bilinirken, yüzey merkezli kübik yapılarda ise sıkı paket kayma düzlemleri bulunmaktadır. Bu sebepten dolayı yüzey merkezli kübik yapılarda kayma için gereken kuvvet, hacim merkezli kübik yapılarınkine göre daha küçük bir değerdir. Hacim merkezli kübik yapıların sertlik değerleri yüzey merkezli kübik yapılara göre daha fazladır. Alaşımlarda kullanılan elementlerin kuvvetli atomlar arası bağ oluşturması nedeniyle alaşımın Young modülü değerinin daha yüksek olması ve alaşımın sertlik değerinin daha fazla olması beklenir [7]

2.6.2. Çekme Dayanımı

Malzemelerin gevrekliğini test etmek için her ne kadar sertlik ve basma testi gibi testler uygulansa da en hassas sonuçları çekme testi verir. Yüksek entropili alaşımların yapıları gereği çekme testlerinde elde edilen gerilim-gerinim eğrileri fazla etkilenir. Şekil 2.15’ de daha önce üretimi yapılmış olan $Al_xCoCrFeMnNi$ yüksek entropili alaşıma ait gerilim-gerinim eğrileri verilmiştir [7].



Şekil 2.15. $Al_xCoCrFeMnNi$ alaşım sistemine ait gerilim-gerinim eğrisi [7].

Bu şekilde görülen Al0, Al4, Al7 ve Al8 yüksek entropili alaşım sistemleri tek fazlı yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir. Bu nedenle bu alaşımlar daha düşük mukavemetlere ve daha geniş süneklik değerlerine sahiptirler. Şekildeki Al9, Al10 ve Al11 kodlu yüksek entropili alaşımlar ise içerdikleri Al oranının artması ile hem yüzey merkezli kübik hem de hacim merkezli kübik yapıları aynı anda bünyelerinde barındırabilmektedirler. Bu sebepten ötürü bu alaşımlar daha sert daha yüksek mukavemete ve daha düşük süneklik değerleri gösterirler. Yüksek entropili alaşımlar tek fazlı yüzey merkezli kübik yapıdan, tek fazlı hacim merkezli kübik yapıya geçerken sertlikleri kademeli olarak artar. Yapılarında sadece tek fazlı hacim merkezli

kübik yapı bulunduran yüksek entropili alaşımlar en yüksek sertlik değerlerine sahip olabilmektedir. Bu tür yapı değişimleri alaşım içerisindeki elementlerle doğrudan bağlantılıdır [7].

2.6.3. Basma Dayanımı

Yüksek entropili alaşımlar daha sert malzemeler olduklarından basma testlerinde daha iyi sonuçlar elde edilebilmektedir. Yüksek entropili alaşımların mekanik özelliklerini incelemek için çok sık bir şekilde basma testi deneyleri uygulanmıştır. Basma testi uygulanırken alaşıma ait gerilim-gerinim eğrilerinden, Young modülü (E), basma sırasında akma mukavemeti (σ_y), basma dayanımı (σ_{max}), elastikiyet (ϵ_e), plastiklik (ϵ_p) gibi malzemeye ait birçok parametre belirlenebilir. Çizelge 2.2' de literatürde önceden çalışılmış bazı yüksek entropili alaşım sistemlerine ait basma testi sonuçları detaylı bir şekilde gösterilmiştir [7].

Çizelge 2.2. Bazı yüksek entropili alaşımların basma dayanımı özellikleri [7].

Alaşım Sistemi	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	E (Gpa)	σ_y (MPa)	$\sigma_{maks.}$ (MPa)	ϵ_p (%)	S (mm)
AlCoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	125,1	1138	∞	∞	Ø5 * 10
AlCo _{0,1} CoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	213,2	957	2550	10,52	Ø5 * 10
AlCo _{0,2} CoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	150,9	906	2386	8,68	Ø5 * 10
AlCo _{0,3} CoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	137,2	867	2178	7,82	Ø5 * 10
AlCo _{0,4} CoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	156,1	1056	2375	6,67	Ø5 * 10
AlCo _{0,5} CoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	180,8	1060	2250	5,6	Ø5 * 10
AlCo ₁ CoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	75,1	1251	2166	7,04	Ø5 * 10
AlCo _{1,5} CoCrFeNi	1 * 10 ⁻⁴	72,5	1255	2083	5,54	Ø5 * 10
AlCoCrFeNiSi ₀	1 * 10 ⁻⁴	-	1110	∞	∞	Ø5 * 8
AlCoCrFeNiSi _{0,2}	1 * 10 ⁻⁴	-	1265	2173	13,76	Ø5 * 8
AlCoCrFeNiSi _{0,4}	1 * 10 ⁻⁴	-	1481	2444	13,38	Ø5 * 8
AlCoCrFeNiSi _{0,6}	1 * 10 ⁻⁴	-	1834	2195	2,56	Ø5 * 8
AlCoCrFeNiSi _{0,8}	1 * 10 ⁻⁴	-	2179	2664	1,77	Ø5 * 8
AlCoCrFeNiSi ₁	1 * 10 ⁻⁴	-	2411	2950	1,17	Ø5 * 8
Al ₀ CoCrFeNiTi	4,167 * 10 ⁻³	134,6	-	2020	9	Ø4 * 10
Al _{0,5} CoCrFeNiTi	4,167 * 10 ⁻³	106,8	-	1600	9,9	Ø4 * 10
Al ₁ CoCrFeNiTi	4,167 * 10 ⁻³	147,6	-	2280	6,4	Ø4 * 10

Çizelge 2.2. (devam ediyor).

Al_{1,5}CoCrFeNiTi	4,167 * 10 ⁻³	133,4	-	2110	9,8	Ø4 * 10
Al₂CoCrFeNiTi	4,167 * 10 ⁻³	93,5	-	1030	5,2	Ø4 * 10
AlCoCrFeNiTi₀	1,67 * 10 ⁻³	-	1250,96	2004,23	32,7	Ø3 * 5
AlCoCrFeNiTi₀	1 * 10 ⁻⁴	127	1500	2830	26,9	Ø5 * 10
AlCoCrFeNiTi_{0,5}	1 * 10 ⁻⁴	177,7	2260	3140	23,3	Ø5 * 10
AlCoCrFeNiTi₁	1 * 10 ⁻⁴	90,1	1860	2580	8,8	Ø5 * 10
AlCoCrFeNiTi_{1,5}	1 * 10 ⁻⁴	159,8	2220	2720	5,3	Ø5 * 10

Yukardaki çizelgede gerilme oranı (ϵ), young modülü (E), basma sırasında akma mukavemeti (σ_y) basma dayanımı (σ_{max}), plastiklik (ϵ_p), numune boyutu (S), ifade etmektedir. Basma testlerinde uygulanan çeşitli yükler basma deneyinin sonuçlarını etkilerken test yapılan ortamın sıcaklığı da basma testinin sonucunu etkileyebilmektedir [7].

2.7. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN TASARLANMASI

Yeh ve arkadaşları tarafından bulunduğu beri yüksek entropili alaşımlar birçok araştırmacının ilgisini çekmiştir ve bu konu üzerine yoğun çalışmalar yapılmıştır [5]. Yüksek entropili alaşımlarda artan element sayısı ile birlikte karışım entropisinin de artmasıyla tek fazlı katı eriyikler oluşturulması mümkündür. Yüksek entropili alaşımlarda oluşan katı eriyiklerin kararlı hale getirilmesi oluşturulacak olan alaşımın yüksek özellikli ve uygun mikro yapılı olması için çok önemlidir [22].

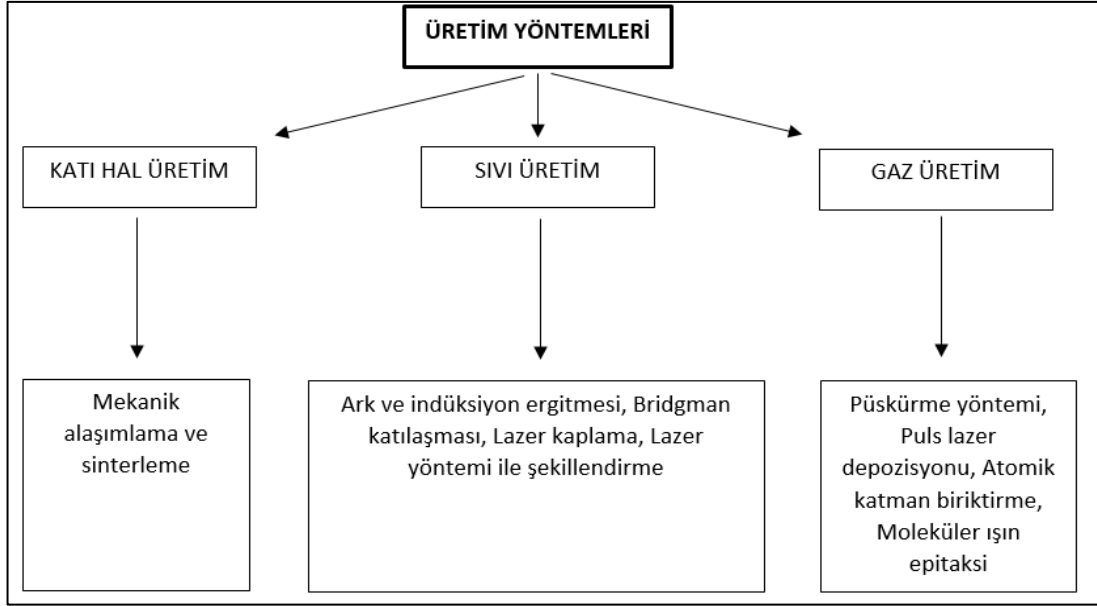
Çok fazla olabilecek element kombinasyonu ile çok sayıda yüksek entropili alaşım üretmek mümkündür fakat her üretilen alaşımın faydalı olabileceği söylenemez. Artan element sayısı ile birlikte alaşımda oluşacak faz diyagramının belirlenmesi de zorlaşmaktadır. Bu nedenden ötürü yüksek entropili alaşımların tasarımında yardımcı bazı yöntemler mevcuttur. Tasarıma yardımcı olan modellemeler; ab initio moleküler dinamikler (AIMD) simülasyonları, yoğunluk fonksiyonel teorisi (DFT) hesaplamaları, sayısal malzeme bilimi programları (THERMOCALC vb.) gibi örnek verilebilir.

Yüksek entropili alaşımların ön tasarımları için sayısal modelleme yöntemleri kullanılabilir. Sayısal modelleme yöntemleriyle ön tasarımda oluşturulacak alaşımın olası mikro yapısı tahmin edilebilir. Bu yöntemle yeni tip alaşım üretiminde ciddi bir maliyet düşürme avantajı sağlanabilir.

2.8. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Yüksek entropili alaşımların üretilmesinde birkaç farklı üretim yöntemi bulunmaktadır. Yüksek entropili alaşımların üretim yöntemleri ergitme ile döküm, toz metalürjisi ve buhar fazında biriktirme yöntemi gibi yöntemlerdir [6].

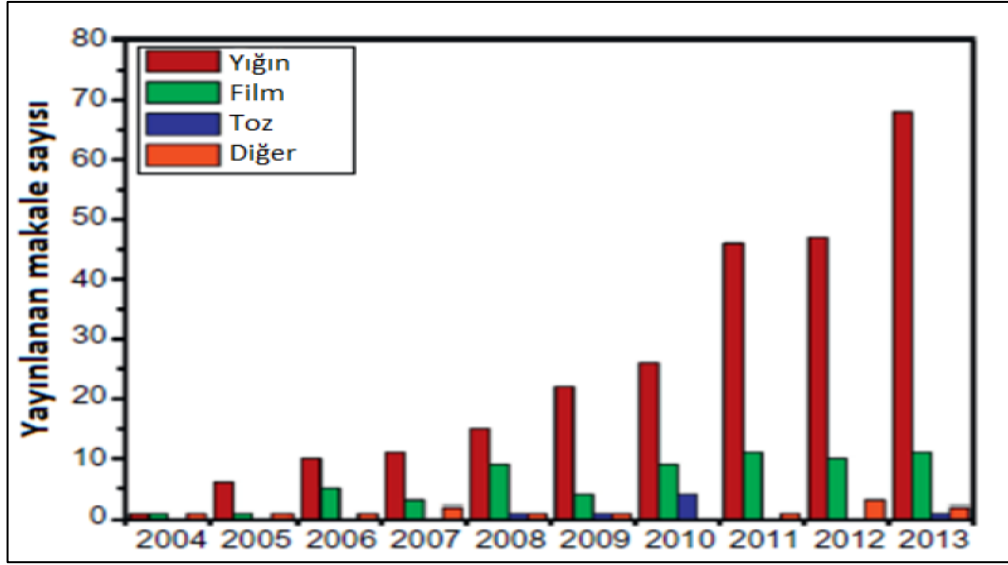
Ergitme ile döküm üretim yönteminde üretilen yüksek entropili alaşımları dengeli ve dengesiz soğutma koşullarında üretebilmek mümkündür. Ergitme yöntemlerinden en bilinenleri vakum indüksiyon ergitme ve vakum ark ergitme yöntemidir [6]. Katı hal üretim yöntemleri ise mekanik alaşımlama ve daha sonra sinterleme işlemleridir. Gaz durumundaki üretim yöntemlerinde ise püskürtme, puls lazer depozisyon (PLD), atomik katman biriktirme (ALD), moleküler ışın epitaksi (MBE) ve buhar fazında biriktirme yöntemi gibi yöntemlerle yüksek entropili alaşımların üretilmesi mümkündür. Bu üretim yöntemleri haricinde elektrokimyasal tekniğiyle yüksek entropili alaşım üretim çalışmaları bulunmaktadır. Şekil 2.16' da yüksek entropili alaşımların üretim yöntemlerinin şeması gösterilmiştir [6,7].



Şekil 2.16. Yüksek entropili alaşımların üretim yöntemleri [6].

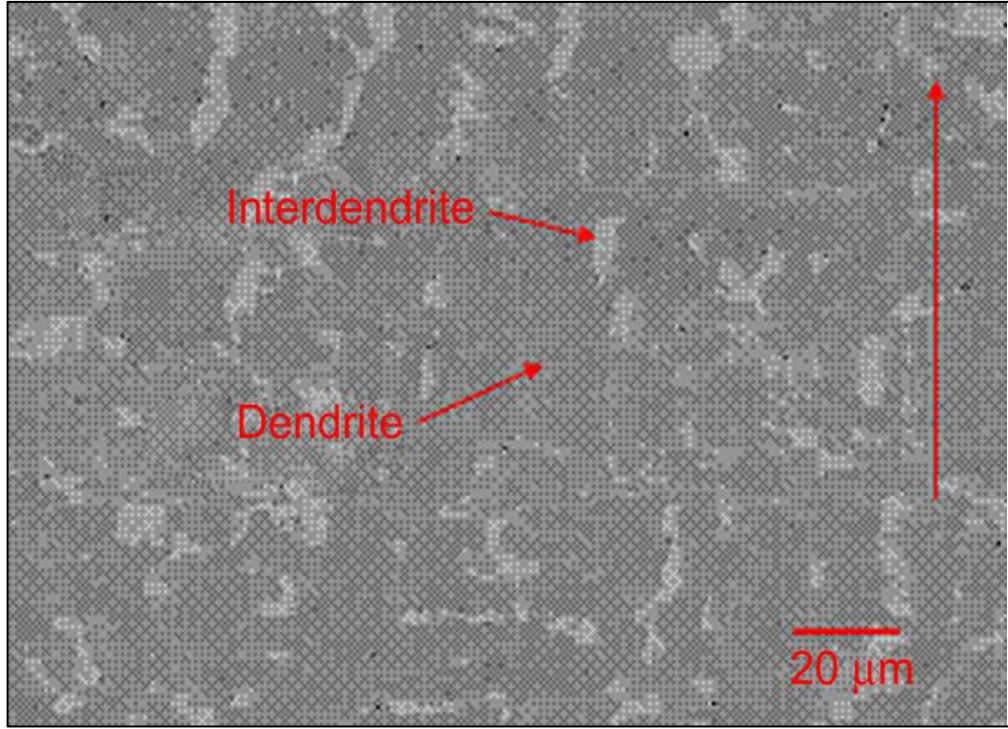
2.8.1. Ergitme ve Döküm Yöntemi

Yüksek entropili alaşımların üretiminde görece kolaylık sağlaması açısından en sık tercih edilen üretim yöntemi ergitme ve döküm tekniğidir. Yapılan çalışmaların büyük bir kısmında üretim yöntemi olarak ergitme ve döküm yöntemi kullanılmıştır. Şekil 2.17’ de ergitme ve döküm yöntemiyle ve diğer yöntemlerle üretimi yapılan yüksek entropili alaşımların makale sayıları gösterilmiştir [6]. Yüksek entropili alaşım üretimlerinin çoğunun vakum ark teknikleri üretildiği daha sonra ise vakum indüksiyon yöntemleriyle üretildiği bilinmektedir. Vakum ark teknolojisi sayesinde yaklaşık 3000°C sıcaklıklar elde edilebilmektedir ve bu sayede ergime derecesi çok yüksek olan metaller bile ergitilebilmektedir. Elde edilen yüksek entropili alaşımların daha homojen daha iyi erimesi açısından vakum ark tekniği yöntemi en sık kullanılan yöntemdir. Her yöntemde olduğu gibi vakum ark tekniğinin de bazı dezavantajları vardır. En bilinen dezavantaj ise dökülmek istenen alaşım sistemindeki bazı elementlerin düşük ergime sıcaklıkları dolayısıyla ergime esnasında buharlaşıp yapıdan uzaklaşmasıdır. Bu sebeplerden ötürü dökülmek istenen yüksek entropili alaşım sisteminde kullanılacak elementlerin oranları ve miktarlarının iyi ayarlanması gerekmektedir. Bu tür bir sorunla karşılaşıldığında ya da öngörüldüğünde üretim için dirençli ısıtma fırınları veya vakum indüksiyon ocakları tercih edilmektedir [4,6,7].



Şekil 2.17. Üretim yöntemlerine göre yüksek entropili alaşımlar hakkında yazılmış makalelerin senelere göre dağılımı [6].

Ergitme ve döküm tekniğiyle üretim yönteminde bahsedilen sorunlar haricinde başka sorunlarca mevcuttur. Ergitme ve döküm yöntemi ile üretilmiş yüksek entropili alaşımlarda katılaşma hızı yavaş olmasından dolayı alaşımın yapısında belli bölgelerde segregasyon mekanizmalarının etkinliğinden dolayı heterojen bir mikro yapı gözlemlenmektedir [6]. Daha önceki bir çalışmada vakum ark tekniği ile üretilen $Al_{0.5}CoCrCuFeNi$ sistemli yüksek entropili alaşımın incelemesinde dendritik ve interdendritik yapılar gözlemlenmiştir. Şekil 2.18’ de gözlemlenen dendritik ve interdendritik yapılar verilmiştir [23].



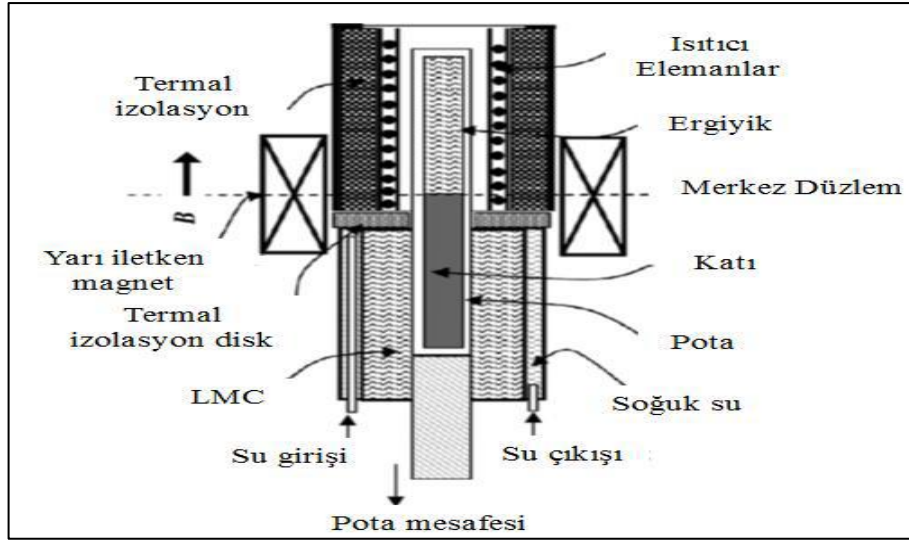
Şekil 2.18. Al_{0.5}CoCrCuFeNi sistemli yüksek entropili alaşımanın vakum ark yöntemiyle üretimi sonucu yapısında oluşan dendritik ve interdendritik yapılar [23].

Al_{0.5}CoCrCuFeNi yüksek entropili alaşım sisteminde şekilde görüldüğü üzere bir miktar düzenli çökelti fazları (B2 ve L₁₂) ile dendritik ve interdendritik arası bölgeler gözlenmektedir. Aynı yüksek entropili alaşım sistemi daha yüksek hızlarda soğutma ile katılaştırıldığında yapıda düzenli B2 fazı ile birlikte hacim merkezli kübik (HMK) yapı gözlenmiştir. Bu durumda hızlı soğutma ile katılma esnasında ikincil fazların çökmesi bastırılarak daha basit tek fazlı alaşım oluşumu gerçekleşir. Yüksek entropili alaşım üretiminde ergitme ve döküm yöntemi kullanıldığında daha hızlı soğutma ile katılmayı sağlayan teknikler benzer şekilde basit yapılu tek fazlı mikro yapıların oluşumunu kolaylaştırmaktadır [4,6,24–27].

Bridgman – Stockbarger yöntemi de yüksek entropili alaşımların üretiminde kullanılan sıvı hal yöntemleri arasındadır. Bu yöntemde Bridgman katılma yöntemi de denilebilir. Şekil 2.19’ da Bridgman yönteminin şeması gösterilmiştir. Bridgman yönteminde öncelikle kullanımı büyüyen tek kristal ingotların üretimi üzerinedir. Çok kristalli malzemelerin üretiminde ise malzemelerin ergime sıcaklığına kadar ısıtılması ve çekirdek kristalin bulunduğu bölgeden yavaşça soğutulması şeklindedir. Yöntem dikey veya yatay yönde uygulanabilir. Yarı iletken kristallerin üretimi esnasında

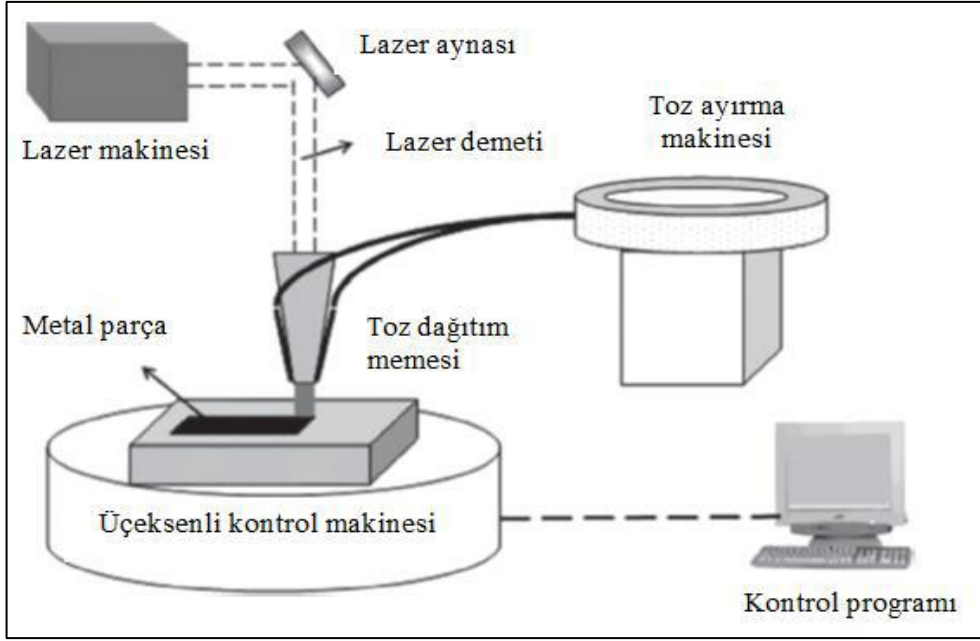
Czochralski yönteminin zorluk çıkarması dolayısıyla Bridgman katılaşma yöntemi kullanılan en alternatif yöntemdir [4,28,29].

AlCoCrFeNi ve CoCrCuFeNi yüksek entropili alaşım sistemleri Cui ve arkadaşları tarafından Bridgman tekniğiyle dikey yönde katılaştırılarak üretilmişlerdir. Kristallerin büyüme hızı arttıkça üretilen alaşımın yapısı düzlemselden hücresele doğru geçiş yapmaktadır. Bridgman yönteminde çekirdeklenme oluşumları standart döküm yöntemlerinden farklı olarak tek bir sıvı - katı ara yüzeyinde oluşmaya başlamaktadır [6,30–32].



Şekil 2.19. Bridgman – Stockbarger yönteminin şematik gösterimi [29].

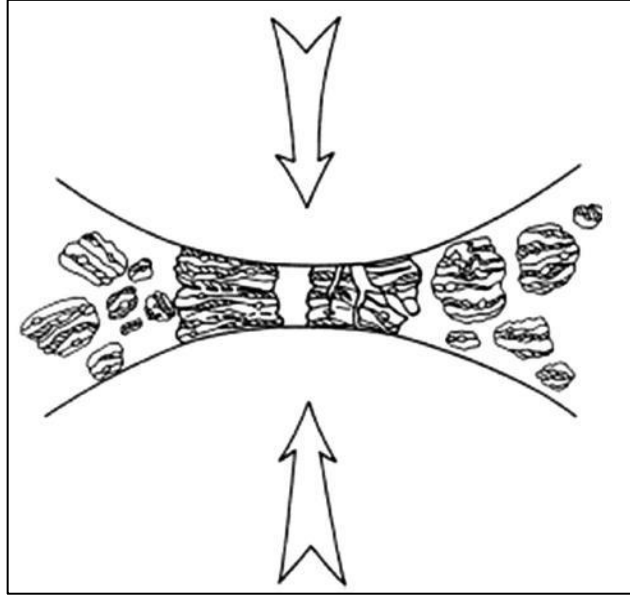
Yüksek entropili alaşımların üretiminde kullanılan bir başka yöntemde Laser-engineered net shaping (LENS) yöntemidir. Bu yöntemde güçlü lazer demetleri kullanılarak hızlı üretim yapılabilir. Katı formda metal tozlarını güçlü lazer ışınları ile ergiterek bilgisayar destekli tasarım yardımıyla üretmek hedeflenmektedir. Yöntem uygulanırken kullanılan tozun ve oluşan ergiyik oluşumun oksidasyon etkisiyle oksitlenmemesi için bazı koruyucu gazlar kullanılabilir. Şekil 2.20’ de LENS yönteminin üretim şeması gösterilmektedir [4,8,33,34].



Şekil 2.20. Laser- engineered net shaping (LENS) yönteminin proses şeması [34].

2.8.2. Katı Hal Üretim Yöntemi

Yüksek entropili alaşımların üretiminde katı hal prosesi yöntemi de kullanılabilir. Literatürdeki çalışmalara bakıldığında yüksek entropili alaşımların üretiminin %5' lık olan kısmı katı hal üretim yöntemiyle üretilmektedir. Katı hal prosesinde işlem sırası mekanik alaşımlama ve element karışımının yoğunlaştırılması şeklindedir. Mekanik alaşımlama işleminde yüksek entropili alaşımda kullanılacak farklı türde element tozlarının yüksek enerjili değirmenlerde öğütülürken difüzyon oluşturularak homojen bir yapı elde edilmesi hedeflenmektedir. Katı hal prosesi Benjamin ve arkadaşları tarafından ilk olarak oksitlenmeye karşı güçlendirilmiş Nikel bazlı süper alaşımların imalatlarını gerçekleştirmek için akademik bir çalışma olarak başlatılmıştır. Şekil 2.21' de mekanik alaşımlama yönteminin proses şeması gösterilmiştir [4,6,35].



Şekil 2.21. Öğütme işleminde bilyalar ve tozlar arasındaki etkileşim şeması [6].

Yukarıdaki şekilde görüldüğü gibi sistemdeki bilyalar ve tozlar arasında yüksek enerjili etkileşime bağlı olarak oluşan partiküllerin devamlı bir deformasyon, kırılma ve kaynağı nedeniyle nanokristalizyon işlemlerini içerir [4,6]. Katı hal üretim prosesinin bazı avantaj ve dezavantajları bulunmaktadır. Bu proses sayesinde kompozitler için sünek metal alaşımlardan gevrek yapıdaki intermetalik bileşiklere kadar üretimi oldukça zor malzemeler üretilebilir. Dezavantajları ise öğütülen malzemenin öğütme işlemi sırasında atmosfer gazlarından ya da öğütme ortamının kirliliğinden etkilenebilmesidir. Fakat bu durumun önüne öğütme ortamının uygun hale getirerek, öğütme işlemi esnasında ortam atmosferini kontrol altına alarak (Vakum ortamı) ya da işlem esnasında ortama koruyucu inert gazlar verilerek sorunların üstesinden gelinmeye çalışılır [7].

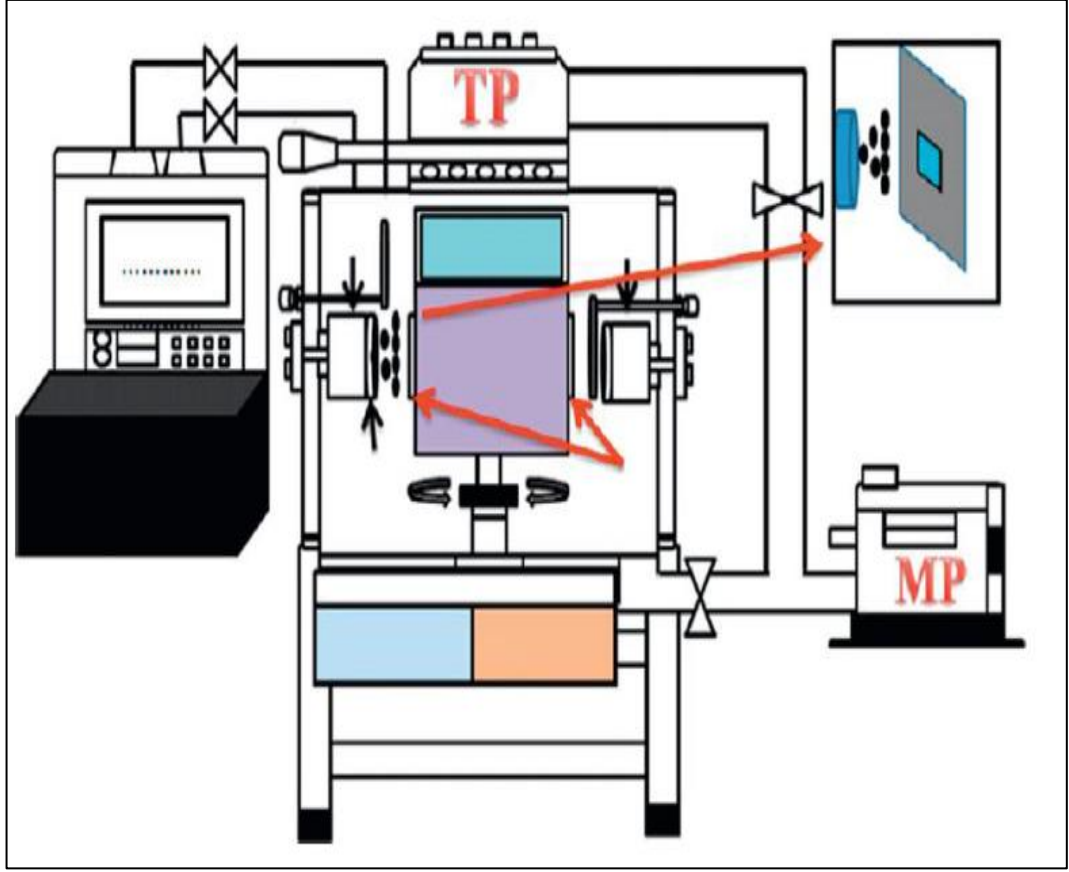
Mekanik alaşımlama sonrasında oluşturulan karışım tozlarının bütünleşik bir hale getirilmesi için ilk olarak preslenmesi daha sonra ise sinterleme işlemine tabi tutulması gerekmektedir. Sinterleme işleminde dikkat edilmesi gereken husus sinterlenecek tozların uzun süre yüksek sıcaklıklarda bekletilmesiyle tane büyümesi gelişebilir [6,36–38].

2.8.3. Yüksek Entropili Alaşım Esaslı Kaplamalar

Literatürde üretimi yapılan yüksek entropili alaşımların yaklaşık %20' si yüzey modifikasyon malzemesi olarak kullanılmıştır. Yüzey kaplama işlemlerinde ve buhar faz kaplamalarda kullanılan yöntemler genel olarak ikiye ayrılmaktadır. Bu yöntemler, manyetik püskürtme ve plazma nitrüleme işlemleridir.

Püskürtme ile biriktirme yönteminde yüksek entropi esaslı alaşımları altlık bir malzeme yüzeyine atom püskürtmesiyle altlık malzeme yüzeyinde ince bir film tabaka kaplanması hedeflenmektedir. Püskürtme yöntemlerinde en basiti doğru akım püskürtme yöntemidir. Bu yöntem haricinde radyo frekans püskürtme yöntemi de mevcuttur. Radyo frekans püskürtme yöntemi genel olarak yalıtkan kaplama malzemelerin biriktirilmesi için kullanılır. Doğru akım püskürtme yönteminde ise yalıtkan kaplama malzemesini altlık yüzeyine kaplamak için daha fazla voltaj gerekmektedir bu sebepten ötürü yalıtkan kaplama malzemeleri için radyo frekans püskürtme yöntemi tercih edilir. Şekil 2.22' de radyo frekans ve doğru akım püskürtme yöntemlerinin şeması verilmiştir [6,39–41].

Püskürtme yöntemlerinin haricinde yüzey koruması ve sertleştirilmesi için plazma nitrüleme yöntemi de kullanılabilir. Fakat plazma nitrüleme yöntemi püskürtme yöntemleri kadar yaygın kullanılmamaktadır. Plazma nitrüleme yöntemi üzerine çok fazla çalışma bulunmamaktadır. Çalışmalara bakıldığında püskürtme yöntemi ile < 1 μm kalınlıklarında kaplamalar elde edilebilirken, plazma nitrüleme yöntemlerinde ise 50-100 μm kalınlıklarında kaplamalar elde etmek mümkündür [6].



Şekil 2.22. Doğru akım (DC) ve radyo frekans (RF) püskürtme yöntemlerinin şematik gösterimi [41].

Geçmiş çalışmalarda aşınma ve oksidasyon direnci düşük olan bazı sünek malzemelerin yüzeyine yüksek entropili alaşımlar kaplanarak malzemelerin aşınmaya ve oksidasyona karşı direncinin arttığı gözlemlenmiştir. Bu konu üzerine çalışmalar devam etmektedir.

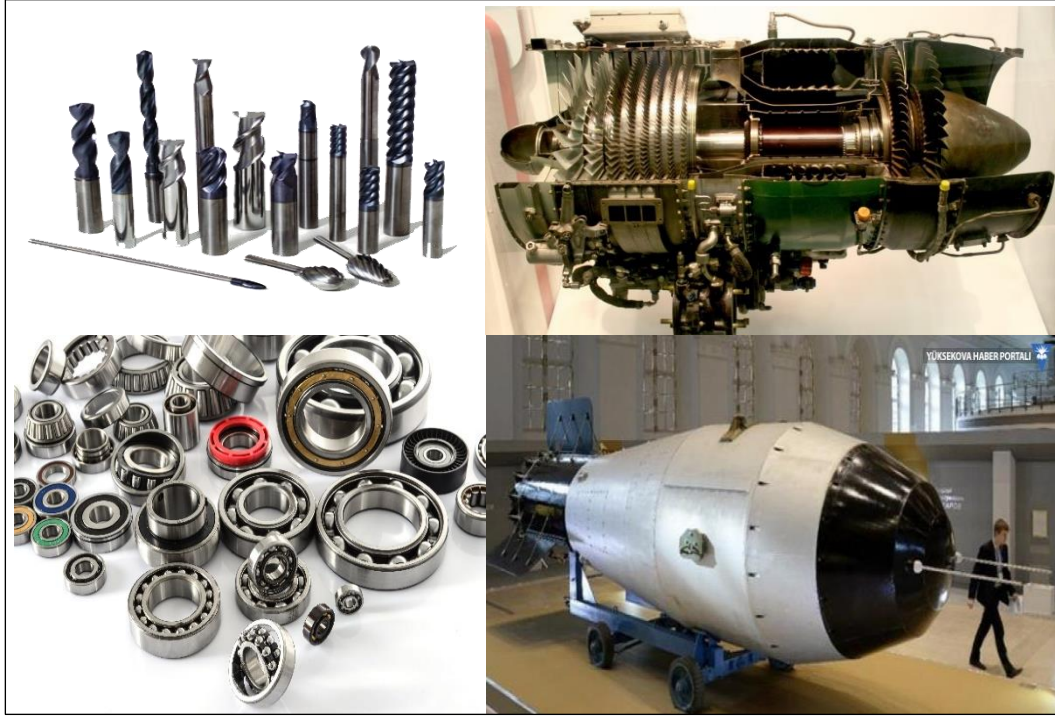
2.9. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN KULLANIM ALANLARI

Geleneksel alaşımlar her ne kadar çağımızın vazgeçilmez malzemeleri olsa da gelişen teknoloji ile birlikte yeni nesil malzeme arayışı sürmektedir. Geleneksel alaşımlar değişen teknolojilere ayak uydurmakta zorlanmaya başlamışlar ve istenilen performans kriterlerini sağlayamamaya başlamışlardır ve bu durum sonunda daha özellikli malzeme araştırmalarına hız verilmesine yol açmıştır. Gelişen teknoloji ile birlikte kullanılan malzemelerde daha fazla korozyon ve aşınma dayanımı, daha uygun üretim maliyeti, yüksek sıcaklık ve basınç ortamlarında daha uzun ömür, düşük

yoğunluk gibi özelliklerin bir veya birkaçı aynı anda bulunması tercih edilir. Tüm bunlara ek olarak düşük yoğunluklu malzemeler özellikle otomotiv ve havacılık sektöründe yakıt tasarrufuna katkı sağlayarak daha az çevresel problemlere sebep olur.

Tüm bu üstün özellikleri karşılayabilecek yeni nesil alaşım sistemlerine yüksek entropili alaşımlar aday gösterilebilir. Yüksek entropili alaşımlar geniş tasarım olanakları sayesinde düşük yoğunluk, yüksek mukavemet, yüksek korozyon direnci, aşınmaya karşı direnç ve kimyasal kararlılık gibi özellikleri bünyelerinde barındırabilirler. Tüm bunların haricinde yüksek aşınma ve korozyon dirençleri sayesinde kaplama malzemesi olarak kullanılabilirler. Yüksek entropili alaşımlar toz forma dönüştürülerek parça yüzeylerine termal sprey kaplama tekniği gibi yöntemlerle kaplanabilirler. Yüksek entropili alaşımlar ayrıca radyasyona karşı direnç ve korozyon dirençleri sayesinde nükleer yakıt tankları ve yüksek basınç barındıran tankların kaplanması da kullanılmaya adaydır. Yüksek entropili alaşımlar yüksek sıcaklıklardaki kararlılıklarından dolayı refrakter metal olarak termal bariyer kaplama uygulamalarında kullanılabilir [4,42].

Yüksek entropili alaşımlar yüksek oksidasyona ve korozyona karşı dirençli olmaları nedeniyle gıda sektöründe de kolaylıkla kullanılabilirler [42]. Yüksek entropili alaşımlar ayrıca çok iyi paramanyetik, ferromanyetik ve yumuşak manyetik özellikler sergileyebilmektedirler. Bu özelliklerinden ötürü elektronik sektöründe de kullanılabilme potansiyeline sahiptirler. Yüksek sertlik dirençleri ve difüzyon katsayılarının oldukça düşük olmasından dolayı yüksek entropili alaşımlar yüksek hız çeliklerinde, kesici takım çeliklerinde yüzey sertliğini artırma ve difüzyon bariyeri olarak kullanılması mümkündür. Şekil 2.23' de yüksek entropili alaşımların kullanım alanları gösterilmiştir.



Şekil 2.23. Yüksek entropili alaşımların bazı kullanım alanları.

Yapılan araştırmalar neticesinde üretimi gerçekleştirilmiş ve piyasada kullanılmaya hazır bazı yüksek entropili alaşım sistemleri oluşturulmuştur. $Al_5Cr_{12}Fe_{35}Mn_{28}Ni_{20}$ yüksek entropili alaşım sistemi buna en iyi örnektir. Bu yüksek entropili alaşım sisteminin şekillendirilme kabiliyeti iyidir. Yaklaşık 360 HV sertlik değerlerine sahiptir. Kolay şekil verilebilen bu alaşım, bazı elektronik cihazlarda, güneş pillerinde ve ekranlar için esnek altlık malzeme olarak kullanılabilir [43].

2.10. YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN GELECEKTEKİ YERİ

Yakın zamanda yüksek entropili alaşımlar üzerine pek çok makale, tez ve dergi yazılmıştır. Fakat hala yüksek entropili alaşımları anlama aşamasında yolun başlarında sayılırız. Şimdiye kadar ki çalışmalarda geleneksel alaşımlar referans alındığından, yüksek entropili alaşımları anlamakta bazı sorunlar yaşıyoruz. Yüksek entropili alaşımlarda çözünen matrisler, değişik oranda karışım entropisinin etki faktörü, uyumsuz atom çiftleri arasındaki etkileşme, kafes distorsiyon etkisi, oluşan faz dönüşümleri, termal ve elektriksel iletkenlik değerleri, difüzyon katsayıları, dislokasyon kusuru enerjisi, tane sınırı enerjisi, mukavemet arttırma, gevreklik

süneklik, yorulma, sürünme, tokluk, korozyon, oksidasyon gibi bazı davranış parametrelerinin detaylı olarak ele alınıp anlaşılması gerekmektedir [6].

Yüksek entropili alaşımlar haricinde üzerinde durulması gereken bir diğer alaşım çeşidi de orta entropili alaşımlardır. Orta entropili alaşımlar üzerinde yeteri kadar çalışma yapılmış değildir. Orta entropili alaşımlar geleneksel alaşımlar ile yüksek entropili alaşımlar arasında kalmış bir alaşım sistemidir. Her iki alaşım sistemine has özellikleri bünyelerinde barındırabilirler. İleriki yıllarda orta entropili alaşımlar üzerine çalışmaların yoğunlaşması öngörülmektedir [6].

Yüksek entropili alaşımları matris olarak kullanarak seramik takviyesi yapılması konusunun da araştırılmaya ihtiyacı vardır. Bu tür elde edilen kompozit malzemelerle, geleneksel kompozit malzemelerin ulaşamayacağı üstün özelliklere ulaşılabilmesi öngörülmektedir. Ayrıca bu türde pek çok özel alanda kullanılabilir kompozit malzeme üretimi gerçekleştirilebilir [6].

Gelecek yıllarda yüksek entropili alaşımların birçok uygulamada kullanılması ve geleneksel alaşımların yerine alternatif bir malzeme olarak gelmesi öngörülmektedir. Bu gelişmelerde göz önünde bulundurularak yüksek ve orta entropili alaşımların gelecekte birçok alanda kullanılması beklenmektedir [6].

2.11. LİTERATÜR ÖZETİ

Tarihten beri her yeni bulunan alaşım için yoğunluk faktörü çok önemli bir parametre haline gelmiştir. Günümüzde özellikle uzay ve havacılık, otomotiv gibi sektörler için düşük yoğunluklu malzeme ihtiyacı vardır. Düşük yoğunluklu malzemeler ile üretilmiş araçların özellikle yakıt tüketimi daha az seviyelerde seyrederek bu da doğaya daha az vermek anlamına gelir. 1970’li senelerde patlak veren petrol krizi sonrası özellikle otomotiv sektöründe daha hafif malzeme kullanımı ihtiyacı doğmuştur.

Yapılan çalışmalarda üretilen yüksek entropili alaşımların genel olarak yoğunlukları 6 g/cm^3 ün üstündedir. Literatürde çok kısıtlı sayıdaki çalışmada, yoğunluğu düşük yüksek entropili alaşım sisteminin tasarlanıp üretildiği görülmektedir. Yüksek

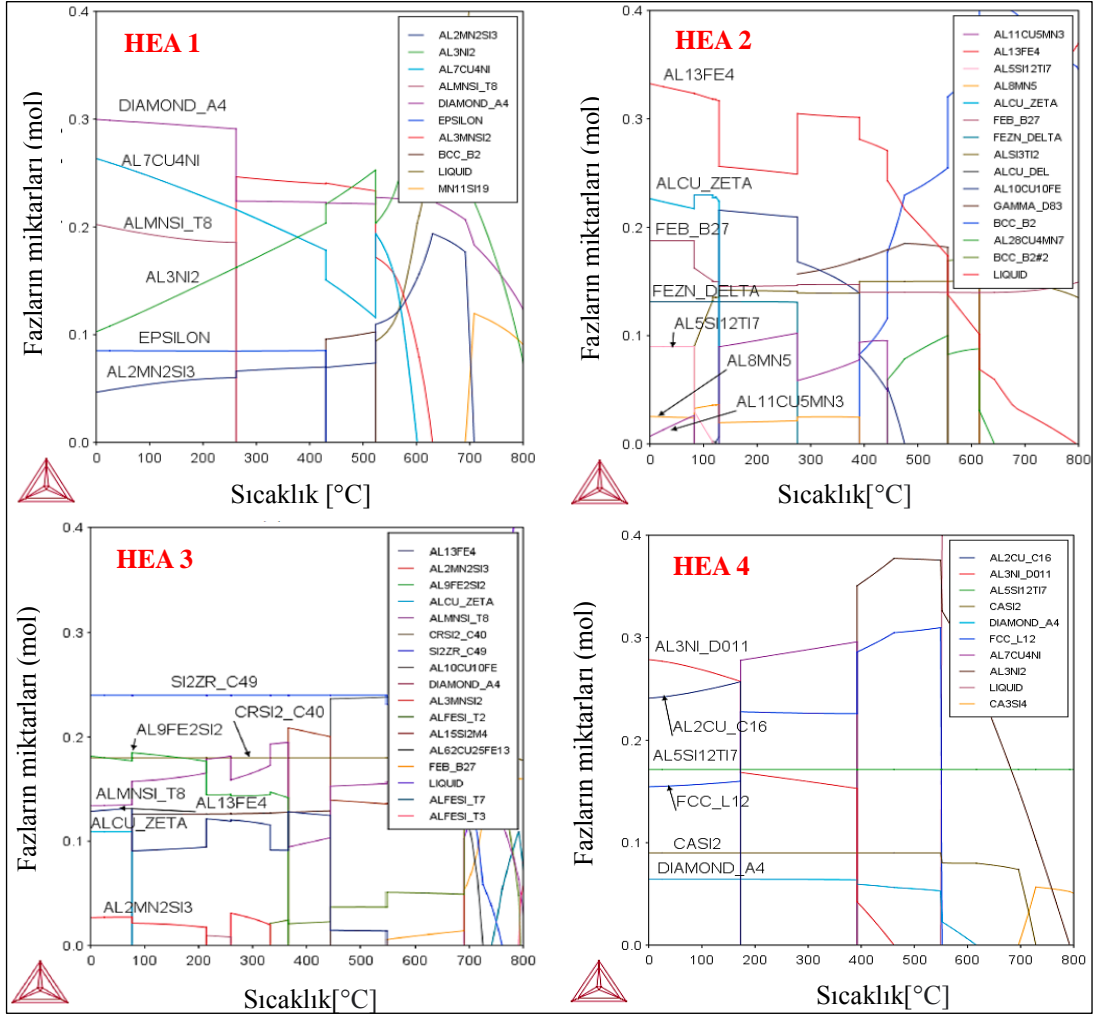
entropili alaşımlarda, yüksek korozyon ve aşınma direncinin yanında düşük yoğunluklu bir yapının olması tasarlanan alaşımın daha kullanılabilir olması yönünden önemlidir.

Jon Mikel Sanchez ve ark. düşük yoğunluklu yüksek entropili alaşımlar üzerine yaptıkları çalışmada $Al_{40}Cu_{15}Mn_5Ni_5Si_{20}Zn_{15}$, $Al_{45}Cu_{15}Mn_5Fe_5Si_5Ti_5Zn_{20}$, $Al_{35}Cu_5Fe_5Mn_5Si_{30}V_{10}Zr_{10}$, $Al_{50}Ca_5Cu_5Ni_{10}Si_{20}Ti_{10}$ sistemli alaşımların üretimlerini gerçekleştirmişlerdir. Yapılan üretimler Thermo-calc sayısal modelleme programında ön tasarım yapılmıştır. Üretim geleneksel indüksiyon ocağında döküm yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. 80 * 80 * 140mm ebatlarında numune parçalar elde edilmiştir. Çizelge 2.3' de elde edilen alaşımların element oranları gösterilmiştir [44].

Çizelge 2.3. Üretilen yüksek entropili alaşımların element oranları [44].

Alaşım sistemi	Al	Cu	Si	Mn	Zn	Ni	Fe	Ti	Ca	Zr	V
HEA 1	40	15	20	5	15	5	-	-	-	-	-
HEA 2	45	15	5	5	20	-	5	5	-	-	-
HEA 3	35	5	30	5	-	-	5	-	-	10	10
HEA 4	50	5	20	-	-	10	-	10	5	-	-

Üretimde Mg, Sn, Li gibi ergime dereceleri düşük elementler üretim esnasında buharlaşarak üretimi zorlaştırdıkları için Sc ve Be gibi elementler ise maliyet açısından fazla oldukları için çalışmada kullanılmamıştır. Şekil 2.24' de Thermo-calc sayısal modelleme programıyla ön tasarımı yapılan alaşımların faz diyagramları gösterilmiştir [44].



Şekil 2.24. HEA 1, HEA 2, HEA 3, HEA 4 alaşım sistemlerinin thermo-calc programıyla tasarlanması sonucu oluşacak tahmini faz diyagramları [44].

Çizelge 2.4’ de Thermo – Calc programında elde edilen faz diyagramlarına göre olası oluşması beklenen fazlar gösterilmiştir [44].

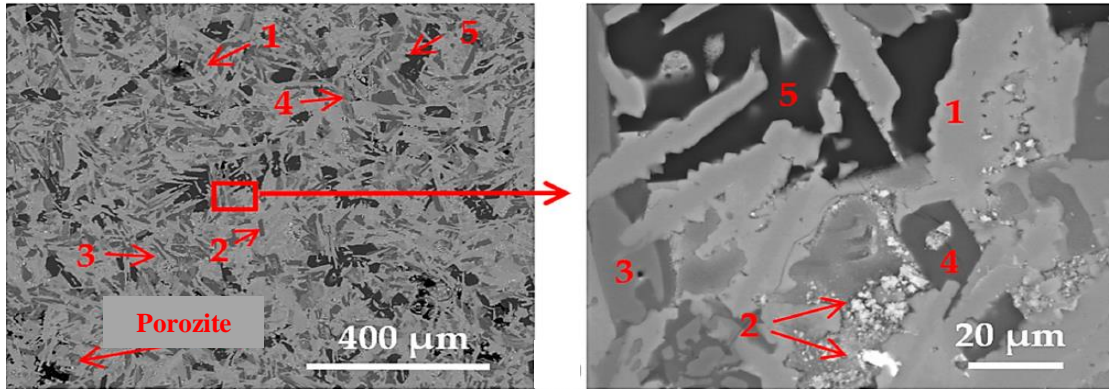
Çizelge 2.4. Thermo – Calc programına göre olası elde edilecek fazlar [44].

Alaşım	Faz	Faz içeriği
HEA 1	$Al_2Mn_2Si_3$	$(Al)_2(Mn)_2(Si)_3$
	Al_3Ni_2	$(Al,Si,Zn)_3 (Al,Cu,Ni)_2 (Ni,VA)_1$
	Al_7Cu_4Ni	$(Al)_1 (Cu,Ni,VA)_1$
	τ_8 - AlMnSi	$(Al)_6 (Mn)_3 (Al,Mn,Si)_3 (Al,Si)_1$
	Kristal (A4)	(Al,Si,Zn)
	Epsilon	$(Cu,Mn,Zn)_1$
HEA 2	$Al_{11}Cu_5Mn_3$	$(Al)_{11} (Mn)_3 (Cu)_5$
	$Al_{13}Fe_4$	$(Al,Cu)_{0,63} (Fe,Mn,Zn)_{0,23} (Al,Si,VA,Zn)_{0,14}$
	$Al_5Si_{12}Ti_7$	$(Al,Si)_{0,21} (Si)_{0,5} (Ti)_{0,29}$
	Al_3Mn_5	$(Al,Zn)_{12} (Mn)_5 (Al,Cu,Mn,Si)_9$

Çizelge 2.4. (devam ediyor).

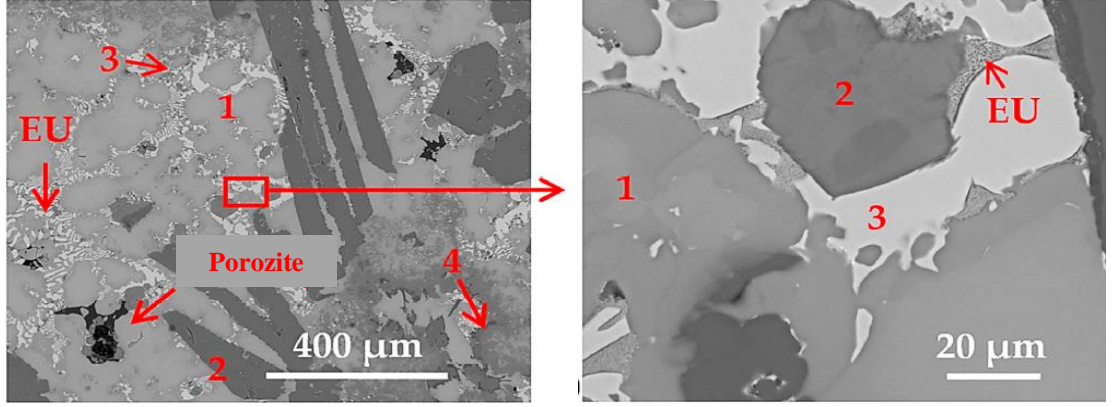
	θ - AlCu	$(Al)_9 (Cu,Fe)_{11}$
	FeB (B27)	$(Fe,Mn,Ti)_1 (Al,Si,Zn)_1$
	δ - FeZn	$(Fe)_{0,06} (Al,Cu,Fe,Mn,Si,Zn)_{0,18} (Zn)_{0,53} (Zn)_{0,24}$
	Al ₁₃ Fe ₄	$(Al,Cu)_{0,63} (Fe,Mn,Zn)_{0,23} (Al,Si,VA)_{0,14}$
	Al ₂ Mn ₂ Si ₃	$(Al)_2 (Mn)_2 (Si)_3$
	Al ₉ Fe ₂ Si ₂	$(Al)_{0,6} (Fe)_{0,15} (Si)_{0,1} (Al,Si)_{0,15}$
HEA 3	θ - AlCu	$(Al)_9 (Cu,Fe)_{11}$
	τ_8 - AlMnSi	$(Al)_6 (Mn)_3 (Al,Mn,Si)_3 (Al,Si)_1$
	CrSi ₂ (C40)	$(Si,V)_1 (Al,Si)_2$
	Si ₂ Zr (C49)	$(Si)_2 (Zr)_1$
	Al ₂ Cu (C16)	$(Al,Ni)_2 (Al,Cu,Ni,Si)_1$
	Al ₃ Ni (D0 ₁₁)	$(Al,Ni)_{0,75} (Ni)_{0,25}$
	Al ₅ Si ₁₂ Ti ₇	$(Al,Si)_{0,21} (Si)_{0,5} (Ti)_{0,29}$
HEA 4	CaSi ₂	$(Ca)_{0,33} (Si)_{0,67}$
	Kristal (A4)	(Al,Si,Zn)
	YMK (L1 ₂)	$(Al,Ca,Cu,Ni,Si,Ti)_{0,75} (Al,Ca,Cu,Ni,Si,Ti)_{0,25} (VA)_1$

Döküm sonrası elde edilen numuneler metalografi işlemlerine tabi tutulduktan sonra SEM ve EDS görüntüleri alındı. Şekil 2.25’ de alaşımların mikroyapı görüntüleri verilmiştir [44].

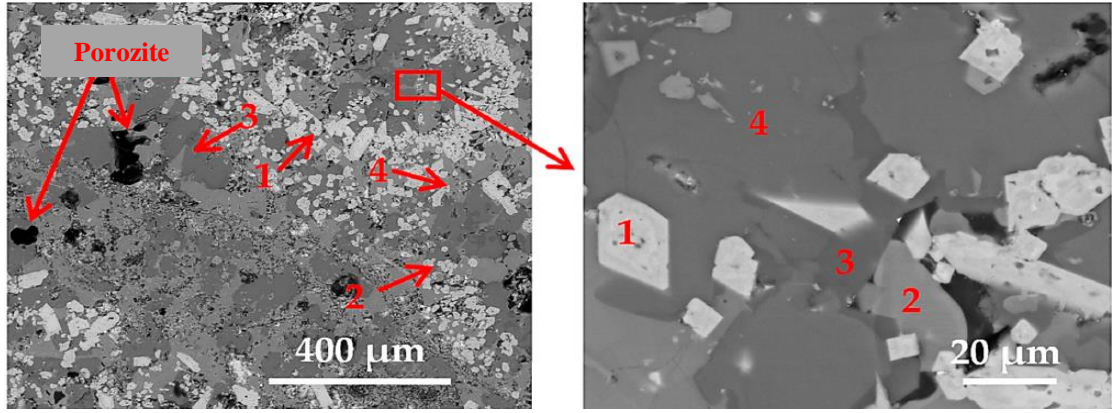


(a)

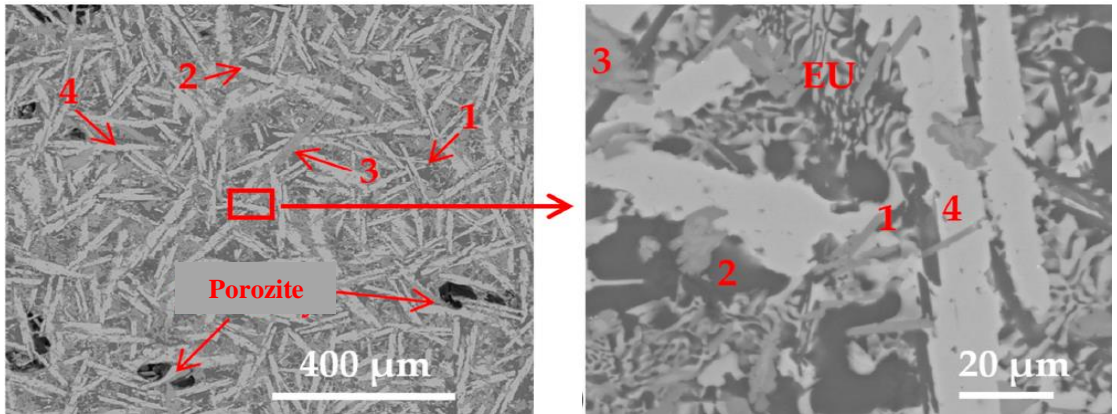
Şekil 2.25. Üretilen yüksek entropili alaşımların mikroyapı görüntüleri; a) HEA 1, b) HEA 2, c) HEA 3, d) HEA 4 [44].



(b)



(c)



(d)

Şekil 2.25. (devam ediyor).

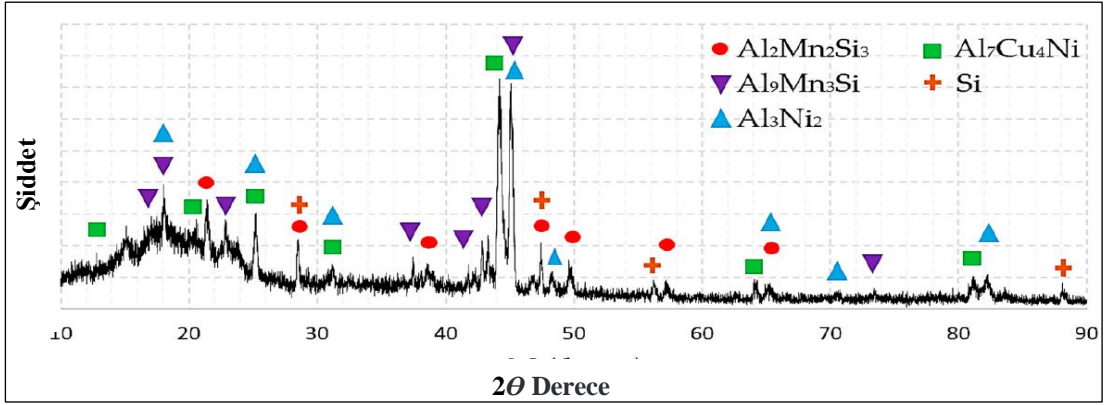
Döküm yöntemiyle üretimi gerçekleştirilen alaşımların farklı bölgelerinin SEM görüntüleri alınmıştır. EDS' ye ait detaylı bilgiler tablo 3' de gösterilmiştir. Döküm esnasında tam ergime ve karışımın sağlanabilmesi için işlem sıcaklığı 800°C'ye kadar

ulaştırıldı. Bu sebep dolayısıyla Ca ve Zn gibi düşük ergime sıcaklığına sahip olan elementler belli bir miktar buharlaşmaya maruz kalmıştır. Çizelge 2.5’ de bölgesel element oranları gösterilmiştir [44].

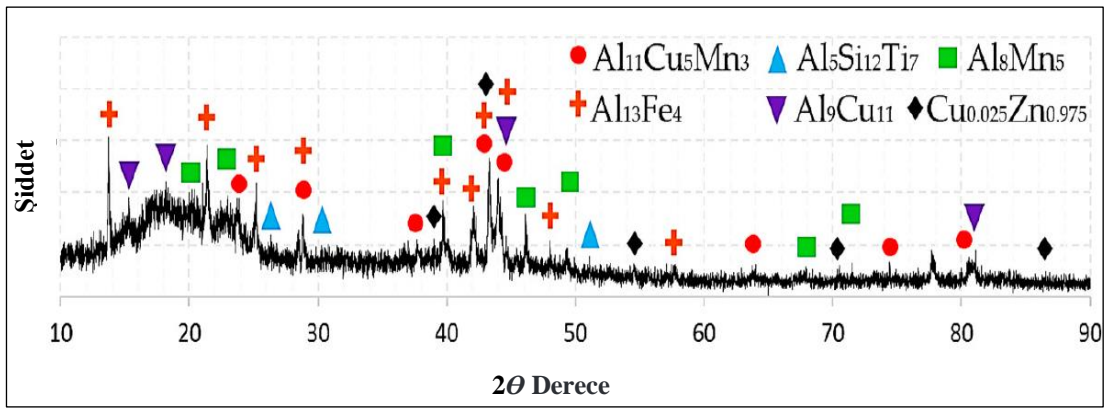
Çizelge 2.5. Belirlenen bölgelerin EDS ile alınmış kimyasal analizi [44].

Alaşım sistemi	Bölge	Al	Cu	Si	Mn	Zn	Ni	Fe	Ti	Ca	Zr	V
HEA 1	1	57	11	5	-	-	27	-	-	-	-	-
	2	48	6	-	-	46	-	-	-	-	-	-
	3	25	-	42	33	-	-	-	-	-	-	-
	4	62	3	17	16	2	-	-	-	-	-	-
	5	-	2	98	-	-	-	-	-	-	-	-
	Genel	36	12	34	6	7	5	-	-	-	-	-
HEA 2	1	42	42	-	-	15	-	1	-	-	-	-
	2	52	3	16	7	3	-	19	-	-	-	-
	3	7	22	-	-	71	-	-	-	-	-	-
	4	5	2	-	-	2	-	-	91	-	-	-
	Genel	38	15	16	4	10	-	6	11	-	-	-
HEA 3	1	-	-	51	3	-	-	-	-	-	21	25
	2	26	-	32	7	-	-	13	-	-	20	2
	3	66	3	15	8	-	-	8	-	-	-	-
	4	62	26	7	3	-	-	1	-	-	-	1
	Genel	38	6	32	5	-	-	5	-	-	8	6
HEA 4	1	34	1	49	-	-	1	-	-	15	-	-
	2	91	5	4	-	-	-	-	-	-	-	-
	3	13	-	60	-	-	-	-	27	-	-	-
	4	59	13	2	-	-	26	-	-	-	-	-
	Genel	56	7	21	-	-	7	-	4	5	-	-

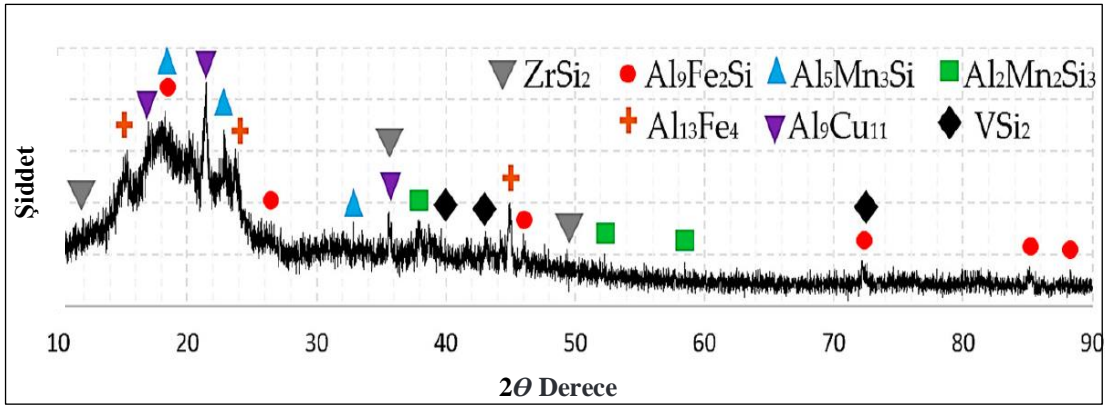
EDS sonuçlarına göre bazı elementlerin üretim esnasında buharlaşarak yapıdan uzaklaştığı görülmektedir. Üretilen alaşımlarda oluşmuş olan fazları belirlemek için numunelere X ışını kırınım yöntemi (XRD) ile testler uygulanmıştır. Şekil 2.26’ da alaşımlara uygulanan XRD testlerinin sonucu gösterilmiştir [44].



(a)

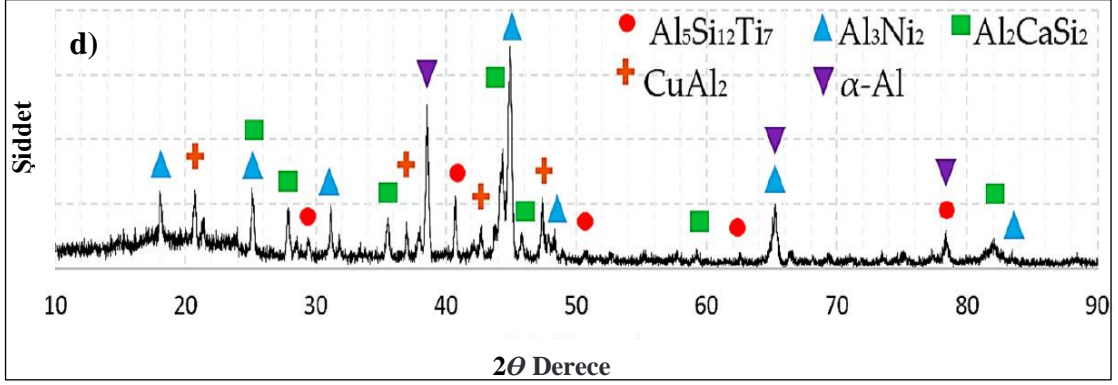


(b)



(c)

Şekil 2.26. Üretilen yüksek entropili alaşımların XRD sonuçlarına göre oluşan fazları.
a) HEA 1, b) HEA 2, c) HEA 3, d) HEA 4 [44].



(d)

Şekil 2.26. (devam ediyor).

XRD sonuçlarına göre oluşan fazlar Thermo-calc sayısal modelleme programından bulunan fazlara büyük benzerlik göstermektedir. Yüksek entropili alaşım tasarımında Thermo-calc programının kullanılabilir olduğu kanıtlanmıştır. Al ana element olmasına rağmen oluşan mikroyapıların hiçbirinde geleneksel Al döküm alaşımlarındaki gibi ötektik veya çökelti içeren α -Al matrisinden oluşan tipik dendritik mikroyapılar görülmemiştir. Al tüm matrise iyi dağılmıştır geride kalan elementlerle farklı mikroyapılar oluşturmuştur [44].

Alaşımlara 0,1 kg yük uygulanarak Vickers mikrosertlik yöntemiyle sertlik ölçümleri ve basma testi uygulanmıştır. Çizelge 2.6' da alaşımların sertlikleri, yoğunlukları, basma mukavemetleri gösterilmiştir [44].

Çizelge 2.6. HEA 1, HEA 2, HEA 3, HEA 4 alaşımlarının sertlik, yoğunluk ve basma mukavemeti sonuçları [44].

Alaşımlar	Sertlik (HV 0,1)	Yoğunluk (g/cm ³)	σ_y (Mpa)
HEA 1	887	4,08	2900
HEA 2	744	5,07	2432
HEA 3	751	3,96	2455
HEA 4	437	3,33	1429

Bu çalışmada elde edilen alaşımların yoğunlukları çoğu geleneksel alaşıma göre daha düşükken, sertlikleri ve mukavemetleri daha iyidir. Alaşımların yoğunlukları $3,33 \text{ g/cm}^3$ ile $5,07 \text{ g/cm}^3$ aralığında değişmektedir. Aşınma ve korozyon dirençlerinin de üstün olduğu gözlemlenmiştir. Youssef ve arkadaşları da benzer bir çalışmada $\text{Al}_{20}\text{Li}_{20}\text{Mg}_{10}\text{Sc}_{20}\text{Ti}_{30}$ sistemli yüksek entropili alaşım üretmişlerdir. Elde ettikleri alaşım 591 HV sertliğe sahipken yoğunluğu ise $2,7 \text{ g/cm}^3$ tür [45]. Daha sonra Li ve arkadaşları $\text{Mg}_x(\text{AlCuMnZn})_{1-x}$ sistemi üzerinde çalışmışlar yoğunlukları $2,2 \text{ g/cm}^3$ ile $4,3 \text{ g/cm}^3$ aralığında, sertlikleri 178 – 429 HV olan düşük yoğunluklu yüksek entropili alaşımlar elde etmişlerdir. $\text{Mg}_x(\text{AlCuMnZn})_{1-x}$ sistemli alaşımların basma mukavemetlerini 400-500 MPa aralığında bildirmişlerdir [46]. Tseng ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada $\text{Al}_{20}\text{Be}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Si}_{15}\text{Ti}_{35}$ yüksek entropili alaşım sisteminin $3,9 \text{ g/cm}^3$ yoğunluk ve 911 HV sertlik ile şimdiye kadarki en iyi sertlik/yoğunluk oranına sahip yüksek entropili alaşım olduğu anlaşılmıştır. Basma testi sonucunda belirlenen mukavemet 2976 MPa'dır [47].

Bu çalışmada üretimde daha önceki çalışmalardan farklı olarak vakum ortamı kullanılmamıştır. Yüksek sertlik ve mukavemet özelliklerinin yanı sıra iyi dökülebilirliğe sahip düşük yoğunluklu yüksek entropili alaşım sistemleri elde edilmiştir. Bu çalışmada yüksek entropili alaşımların endüstriyel üretime uyarlanabileceği ispatlanmıştır.

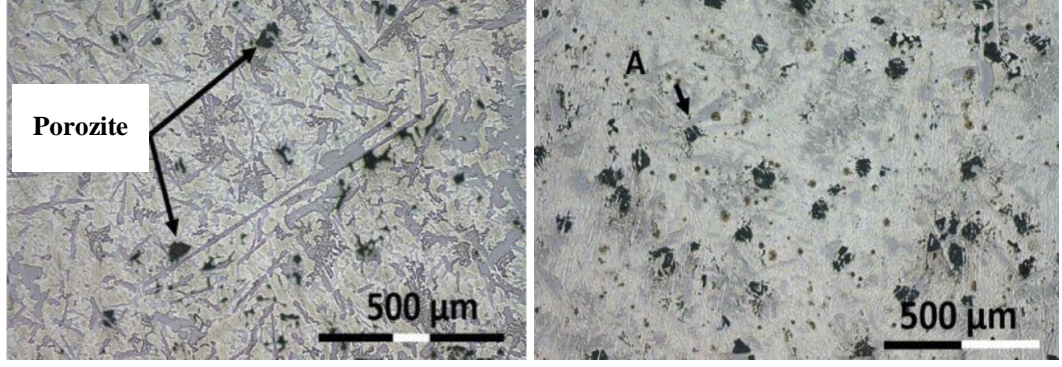
Jon Mikel Sanchez ve arkadaşları başka bir çalışmada beş farklı eş atomik olmayan düşük yoğunluklu orta entropili alaşımlar üzerinde çalışmışlardır. Üretilen alaşımlar $\text{Al}_{65}\text{Cu}_5\text{Mg}_5\text{Si}_{15}\text{Zn}_5\text{X}_5$ ve $\text{Al}_{70}\text{Cu}_5\text{Mg}_5\text{Si}_{10}\text{Zn}_5\text{X}_5$ iki farklı sistem üzerine olmuştur. Her iki alaşımda harici X_5 mol oranında Fe, Ni, Cr, Mn ve Zr elementleri kullanılarak oluşan mikroyapılar incelenmiştir. Oluşturulan alaşımlar CALPHAD yöntemi ile ön tasarıma tabi tutulup olası mikro yapılar belirlenmiştir. Çizelge 2.7' de üretilen alaşımların istenilen element kompozisyonu gösterilmiştir [48].

Çizelge 2.7. Üretilen orta entropili alaşımların element oranları [48].

Alaşımlar	Al	Mg	Si	Zn	Cu	Fe	Ni	Cr	Mn	Zr	O
Al ₆₅ Cu ₅ Fe ₅ Mg ₅ Si ₁₅ Zn ₅ (OEA 1)	64	6	13	6	5	4	-	-	-	-	2
Al ₆₅ Cu ₅ Mg ₅ Ni ₅ Si ₁₅ Zn ₅ (OEA 2)	64	7	12	5	4	-	5	-	-	-	-
Al ₇₀ Cr ₅ Cu ₅ Mg ₅ Si ₁₀ Zn ₅ (OEA 3)	73	5	7	6	3	-	-	4	-	-	2
Al ₇₀ Cu ₅ Mg ₅ Mn ₅ Si ₁₀ Zn ₅ (OEA 4)	66	6	11	6	4	-	-	-	4	-	3
Al ₇₀ Cu ₅ Mg ₅ Si ₁₀ Zn ₅ Zr ₅ (OEA 5)	66	7	9	6	7	-	-	-	-	3	2

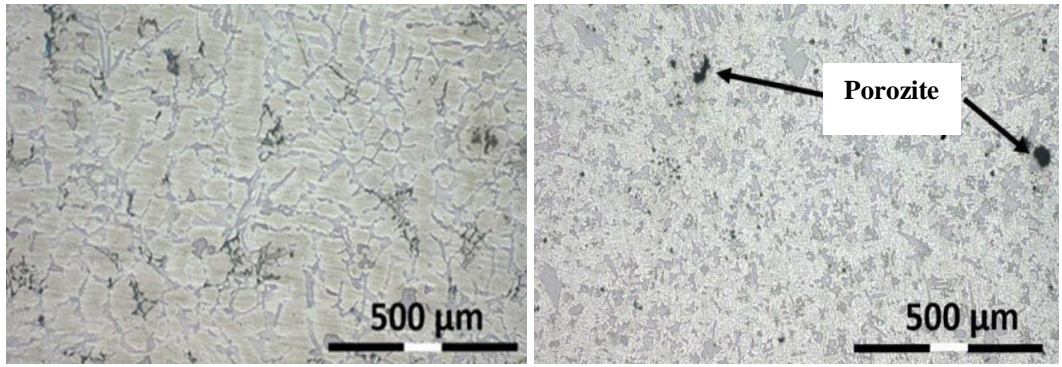
Üretim yöntemi geleneksel indüksiyon ocağı kullanılarak döküm yöntemiyle yapılmıştır. Döküm sırasında alümina pota kullanılmıştır. Her alaşım yaklaşık 4.5 kg kadar dökülmüştür. Döküm işlemi belli kurallara göre yapılmıştır. İlk önce Al - Si master alaşımı ergitilmiştir ergiyik banyosuna sırasıyla ergime derecesi en yüksek elementten başlanarak en düşüğe doğru ekleme yapılmıştır. Fe, Ni, Cr, Mn ve Zr elementleri ergiyik sistemine en son eklenmiştir. Elde edilen ergiyik elle çelik kalıba dökülmüştür. Dökülen alaşımların döküm sıcaklıkları; Al₆₅Cu₅Fe₅Mg₅Si₁₅Zn₅ alaşımı 790°C, Al₆₅Cu₅Mg₅Ni₅Si₁₅Zn₅ alaşımı 785°C, Al₇₀Cr₅Cu₅Mg₅Si₁₀Zn₅ alaşımı 780°C, Al₇₀Cu₅Mg₅Mn₅Si₁₀Zn₅ alaşımı 830°C, Al₇₀Cu₅Mg₅Si₁₀Zn₅Zr₅ alaşımı 850°C'dir. Üretilen orta entropili alaşımların gerekli metalografik işlemlere tabi tutularak SEM görüntüleri alınmıştır. Şekil 2.27' de alaşımların SEM görüntüleri gösterilmiştir [48].

Elde edilen mikroyapı görüntülerine göre; Al₆₅Cu₅Fe₅Mg₅Si₁₅Zn₅ alaşımında, YMK, Al₂Cu, Si, Al₄Cu₂Mg₈Si₇, Al₉Fe₂Si₂, Mg₂Zn₁₁ fazları, Al₆₅Cu₅Mg₅Ni₅Si₁₅Zn₅ alaşımında, YMK, Si, Al₃Ni, Al₃Ni₂, Mg₂Si, Mg₂Zn₁₁ fazları, Al₇₀Cr₅Cu₅Mg₅Si₁₀Zn₅ alaşımında YMK, Al₂Cu, Si, Mg₂Si, Al₁₃Cr₄Si₄, Mg₂Zn₁₁ fazları, Al₇₀Cu₅Mg₅Mn₅Si₁₀Zn₅ alaşımında YMK, Al₂Cu, Si, Mg₂Si, Al₄MnSi, Mg₂Zn₁₁ fazları, Al₇₀Cu₅Mg₅Si₁₀Zn₅Zr₅ alaşımında YMK, Al₂Cu, Si, T₁-(Al, Zr, Si), Mg₂Si, Mg₂Zn₁₁ fazları olduğu gözlenmiştir [48].



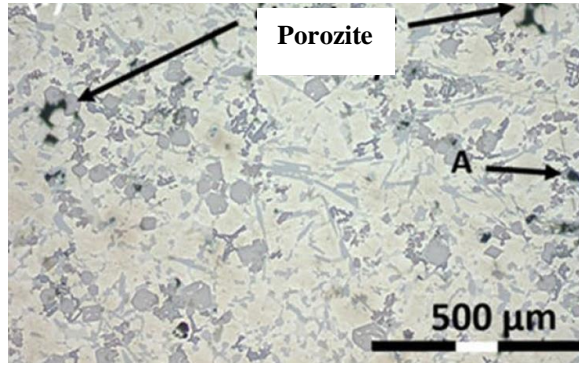
(a)

(b)



(c)

(d)



(e)

Şekil 2.27. Üretilen orta entropili alaşımların mikroyapı görüntüleri. a) OEA 1, b) OEA 2, c) OEA 3, d) OEA 4, e) OEA 5 [48].

Alaşımlara Vickers mikrosertlik testi, basma testi ve yoğunluk analizi yapılmıştır. Çizelge 2.8' de üretimi yapılan düşük yoğunluklu orta entropili alaşımların sertlik, yoğunluk, basma mukavemetleri, elastik modülleri gösterilmiştir [48].

Çizelge 2.8. Üretilen orta entropili alaşımların yoğunluk, sertlik, basma mukavemeti, yüzde uzama, elastik modül değerleri [48].

Alaşımlar	Yoğunluk (g/cm ³)	Sertlik (HV 0,1)	σ_y (MPa)	ϵ_{max} (%)	E (GPa)
Al ₆₅ Cu ₅ Fe ₅ Mg ₅ Si ₁₅ Zn ₅	3,08	235	422	1	88,7
Al ₆₅ Cu ₅ Mg ₅ Ni ₅ Si ₁₅ Zn ₅	3,15	260	534	1	107,8
Al ₇₀ Cr ₅ Cu ₅ Mg ₅ Si ₁₀ Zn ₅	3,06	200	490	6	78,4
Al ₇₀ Cu ₅ Mg ₅ Mn ₅ Si ₁₀ Zn ₅	2,98	264	622	2	114,1
Al ₇₀ Cu ₅ Mg ₅ Si ₁₀ Zn ₅ Zr ₅	3,06	220	565	4	105,1

Bu çalışmada geleneksel ocaklar ile vakumsuz ortamda, yüksek mukavemete ve yüksek sertliğe sahip düşük yoğunluklu orta entropili alaşımların büyük ölçekli endüstriyel üretime uyarlanabileceği gösterilmiştir. Geleneksel üretimde alaşımın mikro yapısı, büzülme gözenekleri ve oksit oluşumu sorunlarının aşılması gerekmektedir. Bir başka sorun ise elde edilen alaşımların gevrekliğidir. Üretilen alaşımlar için yeni üretim yöntemleri ve mekanik özellikleri arttırmak gevrekliği düşürmek içinde yeni ısıtım işlem parametreleri bulunması gerekmektedir [48].

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, $Al_{45}Mg_{10}Cu_{15}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$, $Al_{50}Cu_{10}Sn_5Mg_{20}Zn_{15}$ sistemli yüksek entropili alaşımlar ve $Al_{75}(MgCuMnSiZn)_5$, $Al_{80}(MgCuSnZn)_5$ sistemli orta entropili alaşımların indüksiyon ocağında döküm yöntemi ile üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen alaşımların döküm işlemi sonrasında mikroyapı, sertlik, aşınma, basma mukavemeti, korozyon özellikleri incelenmiştir.

3.1. ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ

3.1.1. Alaşımların Tasarlanması

Daha önceki çalışmalarda üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların yoğunluğunun 6 g/cm^3 üstü olması elde edilen alaşımların kullanım alanlarını sınırlandırmaktadır. Bu çalışmada özgün olarak daha düşük yoğunlukta yüksek ve orta entropili alaşımlar elde edilmeye çalışılmıştır. Düşük yoğunluklu alaşımları elde edebilmek için Al, Mg gibi yoğunluğu daha düşük elementler seçilmiş ve bu elementler yapıda gereği kadar kullanılmıştır. Yüksek entropili alaşımların tasarlanmasında öncelikli olarak, karışım entropisi, karışım entalpisi, atomsal boyut faktörü, Gibbs serbest enerjisi gibi faktörler göz önünde bulundurularak element seçimi ve oranları hesaplanmıştır. Bu faktörleri hesaplamak için gerekli parametre formülleri Microsoft Visual Basic' de programlandırılarak alaşım için gerekli olan element oranlarını ortaya çıkaran bir program elde edildi. Bahsedilen programda, üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların gerekli parametreleri hesaplanmıştır. Şekil 3.1' de programın ara yüzü gösterilmiştir.

		Mol (%)	wt.%	r (nm)	Tm (K)	Density	Molecular W.
1	Al	0,200	11,72	0,143	933	2,7	26,98
2	Li	0,200	3,02	0,152	454	0,53	6,94
3	Mg	0,200	10,56	0,160	922	1,74	24,31
4	Ni	0,200	25,50	0,125	1728	8,91	58,69
5	Ti	0,200	20,80	0,146	1943	4,5	47,87
6	Zn	0,200	28,41	0,139	693	7,14	65,38
		1,20	100,00	0,1731			
HEA FINDER							
		Tm (K)	dS(mix)	d (g/cm3)	Atomic Dif. V.	dH(mix)	Ω (Gibbs Free E.)
		1334,6	✓ 16,1	✓ 3,6	✗ 19,5	✓ -11,5	✓ 1,9
		1061,6 °C					
Reference Values							
Default for LWHEAs		ds(mix) (between)	d (below)	Atomic Dif. (below)	dH(mix) (between)	Ω (above)	
		11	19,5	4	6,6	-22	7
							1,1

(a)

		Mol (%)	wt.%	r (nm)	Tm (K)
1	Al	0,200	11,72	0,143	933
2	Li	0,200	3,02	0,152	454
3	Mg	0,200	10,56	0,160	922
4	Ni	0,200	25,50	0,125	1728
5	Ti	0,200	20,80	0,146	1943
6	Zn	0,200	28,41	0,139	693
		1,20	100,00	0,1731	
HEA FINDER					
		Tm (K)	dS(mix)	d (g/cm3)	Atomic Dif. V.
		1334,6	✓ 16,1	✓ 3,6	✗ 19,5
		1061,6 °C			
Reference Values					
Default for LWHEAs		ds(mix) (between)	d (below)	Atomic Dif. (below)	dH(mix) (between)
		11	19,5	4	6,6
					-22
					7
					1,1

HEA CALCULATOR ×

Only Random Mole Fractions

ds(mix)

Density

Atomic Difference

dH(mix)

Gibbs Free Energy

RUN

QUIT

(b)

Şekil 3.1. Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımın element oranı hesaplamasını yapmak için geliştirilen programın ara yüzü. a) element seçimi paneli, b) parametre koşullandırıcı sekme.

Programda ilk olarak element seçimi yapılır. Seçilen elementlerin % mol oranları, gerekli parametreler seçildikten sonra program tarafından istenilen yoğunluk, karışım entropisi, karışım entalpisi, atomsal boyut faktörü, Gibbs serbest enerjisi en ideal sonuç verene kadar otomatik olarak hesaplanır. Elementler seçildikten sonra % mol oranları manuel olarak yazılabilir ve uygun parametreler sağlanıp sağlanmadığına bakılabilir. Bu programda elde edilecek alaşımın teorik ergime derecesi, yoğunluğu

hesaplanmaktadır. Bu tez çalışmasında yüksek ve orta entropili alaşım elde edebilmek için gerekli olan karışım entropisi, karışım entalpisi, atomik boyut faktörü, Gibbs serbest enerjisi bu programda hesaplanarak en uygun alaşım sistemi üretilmiştir. Çizelge 3.1’ da yüksek ve orta entropili alaşımların oluşumu için gerekli parametre değer aralıkları verilmiştir.

Çizelge 3.1. Yüksek ve orta entropili alaşımlar için gerekli oluşum parametre değer aralıkları.

	Karışım entropisi (ΔS_{mix})	Karışım entalpisi (ΔH_{mix})	Gibbs serbest enerjisi (ΔG_{mix})	Atomik boyut faktörü
Yüksek entropili alaşımlar için	1,50R \geq	(-22) - (7) aralığında	1,1 \geq	\leq 6,6
Orta entropili alaşımlar için	1R - 1,5R	(-22) - (7) aralığında	1,1 \geq	\leq 6,6

Çizelge 3.2’ da üretimi yapılan alaşım sistemlerinin karışım entropisi, karışım entalpisi, teorik yoğunluğu, teorik ergime sıcaklığı, Gibbs serbest enerjisi, atomik boyut faktörü gösterilmiştir.

Çizelge 3.2. Üretilen alaşımların teorik ergime sıcaklığı, yoğunluğu, karışım entropisi, karışım entalpisi, Gibbs serbest enerjisi, atomik boyut faktörü.

Alaşım sistemi	Teorik ergime sıcaklığı (°C)	Yoğunluk (g/cm ³)	Karışım entropisi (ΔS_{mix})	Karışım entalpisi (ΔH_{mix})	Gibbs serbest enerjisi (ΔG_{mix})	Atomik boyut faktörü
Al₄₅Cu₁₅Mn₇Mg₁₀Si₁₃Zn₁₀	837	3,8	1,55R	-12,7	1,1	6,5
Al₅₀Cu₁₀Sn₅Mg₂₀Zn₁₅	643	3,8	1,5R	-5,4	1,9	6,6
Al₇₅(MgCuMnSiZn)₅	735	3,2	1,1R	-7,1	1,1	5,7
Al₈₀(MgCuSnZn)₅	648	3,4	1R	-5	1,2	4,6

Bu parametreler haricinde alaşım tasarımında Hume – Rothery kuralları göz önünde bulundurulmuştur. Çalışmada ilk başta düşük yoğunluğu sebebiyle Li elementinin kullanılması düşünülmüş olsa da üretimde yaşanan bazı sıkıntılardan dolayı çalışma

dışı bırakılmıştır. Nadir toprak elementleri ise maliyet açısından fazla olduğu için çalışmada kullanılmamıştır.

3.1.2. Döküm Yöntemi

Yüksek ve orta entropili alaşımların üretimi indüksiyon ocağında vakumsuz bir ortamda geleneksel yöntemler ile yapılmıştır. Üretilen alaşımların geleneksel yöntemlerle üretilmesi sanayiye yönelik uygulanabilirlik ihtimalini de arttırmıştır. Üretimde kullanılan indüksiyon ocağı 1 kg kapasitelidir. Ergitme esnasında atmosfer gazlarından korunmak için SF₆ gazı pota üzerine tutulmuştur.

Üretimde kullanılan elementler %99,5 oranda saf olarak seçilip kullanılmıştır. Elementler ilk olarak uygun ebatlarda kesildikten sonra hassas terazide tartılmıştır. Şekil 3.3’de tartılan ve ergitmeye hazır hale getirilen elementler gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Tartımı yapılan elementlerin görüntüsü.

Ergitme işlemi grafit pota içerisinde yapılmıştır. Ergitme işleminde ilk olarak Al ergitilmesi yapıldıktan sonra ergime derecesi en yüksek elementten başlayarak alaşımlama işlemi yapılmıştır. Ergitme esnasında alaşım sürekli olarak ucunda

paslanmaz çelik karıştırıcı olan bir cihazla karıştırılarak daha homojen bir yapı elde edilmeye çalışılmıştır. En son element alaşıma eklendikten sonra son sıcaklık ölçümleri yapıp daha önceden özel hazırlanmış su soğutmalı bakır bir potaya dökülmüştür. Yüksek ve orta entropili alaşımların dökümünde soğuma hızı önemlidir. Yavaş hızlarda soğuma gerçekleşirse alaşım yapısında intermetalik bileşikler görülebilir. Bu sebeple dökülen alaşımların katılma hızını arttırmak özel su soğutmalı bakır bir kalıp tasarladık. Şekil 3.3' te tasarlanan bakır kalıp gösterilmiştir.



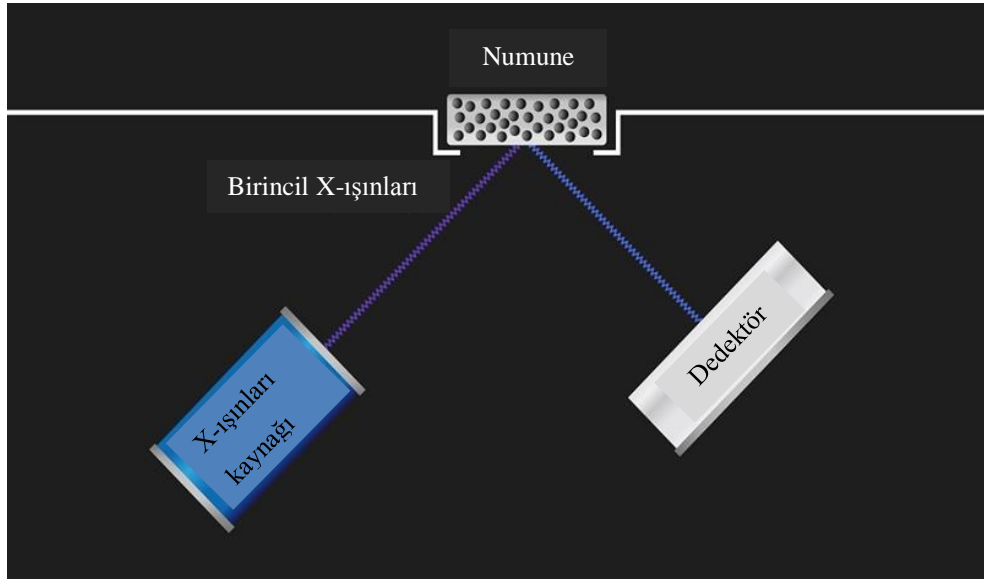
Şekil 3.3. Döküm kalıbının görüntüsü.

Bu üretimin özgünlüğü diğer çalışmalarda vakumlu ocaklar kullanırken bu çalışmada vakumsuz geleneksel indüksiyon ocağı kullanılmasıdır. Döküm işlemi bittikten sonra kalıptan çıkarılan parçalar gerekli soğutmaya tabi tutularak incelenmek için uygun ebatlarda kesilmiştir.

3.2. ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU

3.2.1. XRF Analizi

Döküm yöntemiyle üretimi gerçekleştirilen yüksek ve orta entropili alaşımların kimyasal bileşimleri XRF (X-Işınları Floresans) yöntemi ile belirlenmiştir. Kullanılan XRF cihazı Rigaku ZSX Primus II markadır. Bu yöntemde X-ışınları kullanılmaktadır. Birincil X-ışınları bir kaynak tarafından üretilip analizi yapılacak numune yüzeyine gönderilir. Numuneye ait olan elementlerin kendilerine özgün olan farklı dalga boyları oluşur. Bu dalga boylarının oluşmasına floresans adı verilir. Floresans dalga boyları bir dedektör tarafından toplanır böylece numuneye ait her bir elementin ağırlık % oranları belirlenebilir. Şekil 3.4' te XRF yönteminin şeması gösterilmiştir.



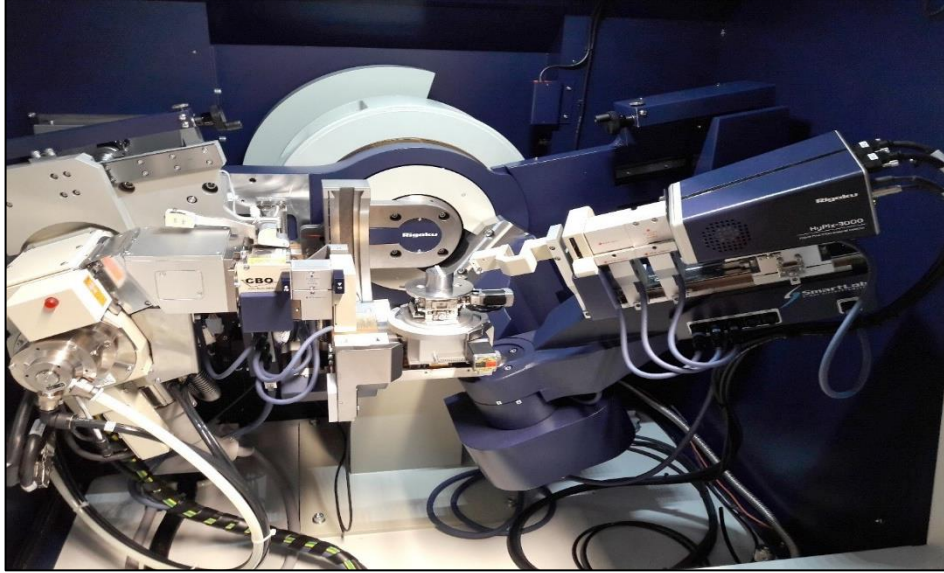
Şekil 3.4. XRF yönteminin işlem şeması.

3.2.2. Mikroyapı Karakterizasyonu

Tez çalışması kapsamında üretimi gerçekleştirilen yüksek ve orta entropili alaşımların mikroyapı karakterizasyonlarını belirlemek için, XRD işlemi, optik görüntülemeler ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile gerekli işlemler yapılmıştır. XRD yönteminde elde edilen alaşımların oluşan fazları belirlenmiştir. Gerekli metalografik işlemlere tabi tutulan alaşımların optik ve SEM mikroskopları ile yüzey görüntüleri alınmıştır.

3.2.2.1. XRD İşlemi

X-ışını kırınım (XRD) yönteminde oluşturulan x ışınları numune yüzeyine gönderilir. Her malzemenin kendine has fazları ve bu fazların kafes dizilimi vardır gönderilen x-ışınları kafes düzeninde kırılarak numunenin faz yapısı hakkında bilgi verir. Yüksek entropili alaşımlar fazların belirlenmesi çok önemlidir bunun için XRD yönteminden yararlanır. Çalışmada üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların fazları Rigaku Ultima IV marka XRD cihazı tarafından elde edilmiştir. Şekil 3.5' te kullanılan XRD cihazının görüntüsü verilmiştir.

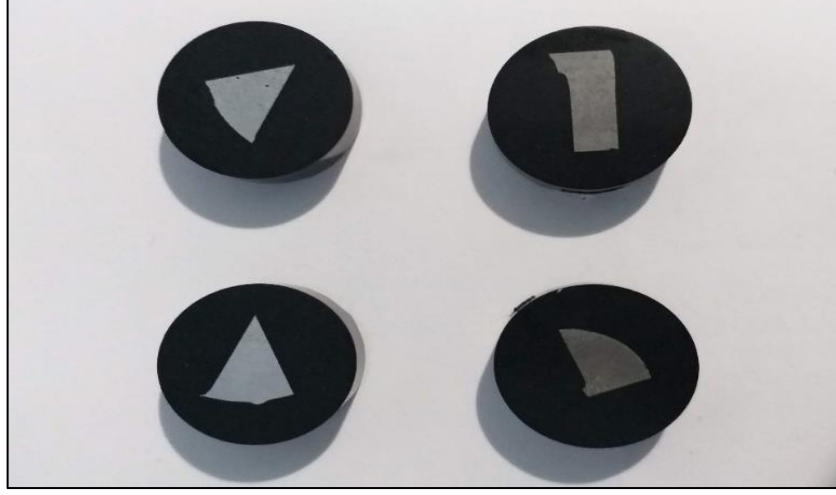


Şekil 3.5. XRD cihazı.

3.2.2.2. Metalografik İncelemeler

Üretimi yapılan yüksek ve orta entropili alaşımlar uygun şartlarda Discotom 100 cihazı ile kesilip istenilen ölçülerde şekiller elde edilmiştir. Elde edilen numuneler görüntü alınmadan önce Struers marka bakalite alma cihazıyla otomatik olarak bakalite alınmıştır. Numuneler silindirik şekilde bakalite alınmıştır her bir numune için işlem süresi 5 dakika sürmüştür. Şekil 3.6' de bakalite alınan numuneler gösterilmiştir. Bakalite alma işlemi sonrası numuneler Mikrotest marka zımparalama ve parlatma cihazında zımpara numarasına göre sıralı bir şekilde 3 dakika aralıklarla zımparalama

işlemine tabi tutulmuştur. Dağlama işlemine hazır hale getirilen yüzeyler keller ayracı (2ml HF + 3ml HCl + 5ml HNO₃ + 190ml Su) ile dağlanmıştır.



Şekil 3.6. Bakalite alınmış numuneler.

Dağlanmış numuneler Nikon marka optik mikroskop ile görüntülenmiştir. Görüntüler her numune için 200X, 500X ve 1000X yakınlaşmada 3 farklı bölgeden alınmıştır.

Üretimi gerçekleştirilen yüksek ve orta entropili alaşımlar gerekli metalografik işlemlerden geçtikten sonra Carl Zeiss Ultra Plus Gemini marka SEM cihazında görüntüleri alınmıştır. Görüntülüne yapılan alaşımlar optik mikroskopta olduğu gibi keller dağlayıcı ile dağlanmıştır. Aynı cihazda numunelerin Mapping (elementel dağılım haritası) ve nokta analiz görüntüleri de alınmıştır. Şekil 3.7’de görüntüleme için kullanılan SEM cihazı gösterilmiştir.



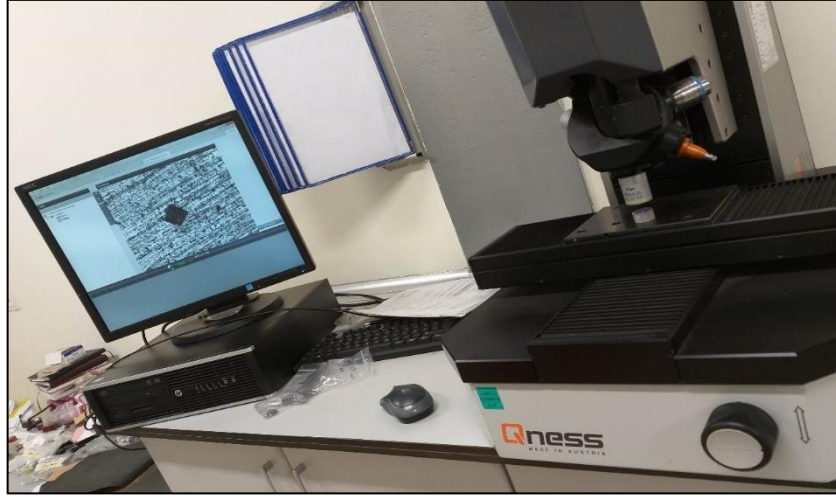
Şekil 3.7. SEM cihazı.

3.2.3. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu

Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların mekanik özelliklerini belirlemek için parçalara oda sıcaklığında mikrosertlik, basma ve aşınma testleri uygulanmıştır.

3.2.3.1. Sertlik Testi

Metalografik olarak hazırlanan yüksek ve orta entropili alaşımların sertlik ölçümleri Vickers sertlik testi ile belirlenmiştir. Sertlik testinde piramit şekilli batıcı uç ile 15 saniye boyunca numuneye 1 kg yük uygulanmıştır. Her bir numunenin 5 farklı bölgesinden sertlik ölçümü yapılmıştır. Şekil 3.8’de sertlik ölçümü için kullanılan cihazın görüntüsü verilmiştir.



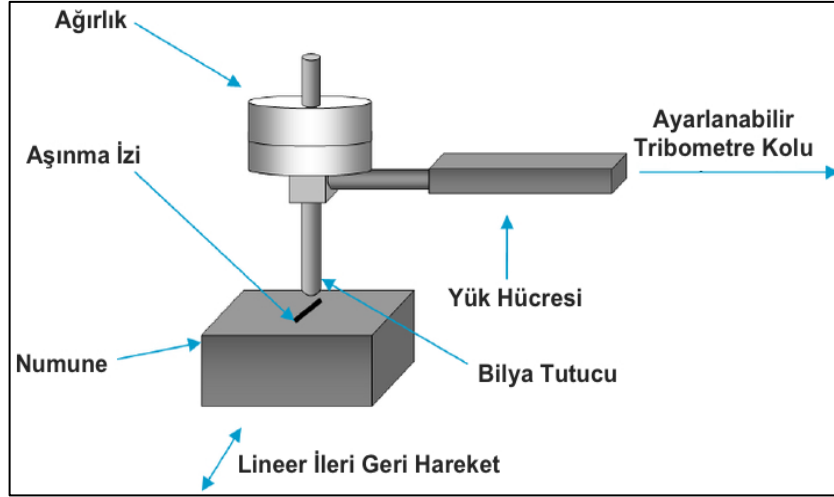
Şekil 3.8. Vickers sertlik ölçüm cihazı.

3.2.3.2. Basma Testi

Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların mekanik özelliklerini anlayabilmek için alaşımlara basma testi uygulanmıştır. Numuneler ilk olarak 10 mm boyunda 10 mm çapında olacak şekilde torna tezgâhında işlenmiştir. Testler oda sıcaklığında 100 kN kapasiteli MTS markalı servohidrolik dinamik test cihazında yapılmıştır. Tüm numunelere 2 kez basma testi uygulanmış olup ortalama değer alınmıştır.

3.2.4. Aşınma Testi

Bu çalışmada üretimi gerçekleştirilen yüksek ve orta entropili alaşımların aşınma testleri, ileri – geri aşınma test cihazında 10N, 20N, 40N yük altında, sabit hızda ve sabit mesafede ölçümü yapılmıştır. Şekil 3.9’da kullanılan ileri – geri aşınma cihazının şeması gösterilmiştir.



Şekil 3.9. İleri – geri aşınma cihazının şematik gösterimi.

Numuneler aşınma cihazının numune yatağına uygun şekilde kesilip yüzeyleri 1200 numaralık zımparaya kadar zımparalanmıştır daha sonra yüzeyler alkolle temizlenmiştir. 4 farklı alaşım 10N, 20N, 40N yük altında, 0,5 m/s ilerleme hızında toplamda 500 m ilerleme mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Aşınma işlemi sırasında, tribometre koluna bağlı olan yük bölmesi ile sürtünme kuvveti ölçülüp anlık olarak cihaza bağlı olan bilgisayara veriler aktarılmıştır. Aşındırıcı uç malzemesi AISI 52100 kaliteye sahip yüksek sertlikte çelik bilye olarak seçilmiştir. Aşınma testi sonrasında numunelerde oluşan aşınma derinlikleri Mitutoyo SJ-410 marka yüzey pürüzlülüğü ölçme cihazı ile ölçülmüştür. Yüzey pürüzlülüğü ölçümünde ISO 1997 standardına uygun 2 µm standart prob kullanılmıştır. Yüzey pürüzlülüğü ölçülen yüksek ve orta entropili alaşımların aşınmaya bağlı hacim kayıpları aşağıda verilen formüle göre hesaplanmıştır.

$$V_w (mm^3) = \frac{2ab}{3c} \quad (3.1)$$

Bu denklemde, V_w aşınma hacim kaybı, c iz genişliği ve b iz derinliğidir. Bu denklemde hesaplanan hacim kayıplarının toplam mesafeye oranı ise aşınma hızını verir. Aşındırılan numune yüzeylerine SEM incelemesi yapılarak oluşan aşınma mekanizmaları belirlenmiştir. 4 farklı alaşımda 3 farklı yükte toplam 12 aşınma testi yapılmıştır.

3.2.5. Korozyon Özelliklerinin Karakterizasyonu

Çalışma kapsamında üretimi yapılan yüksek ve orta entropili alaşımların korozyon özelliklerini belirlemek için elektrokimyasal potansiyodinamik polarizasyon testi, tuzlu ve asitli çözelti içerisinde daldırma testleri uygulanmıştır. Korozyon testlerinin tümünde incelenecek numunelerin yüzeyleri 1200 numaralı zımparaya kadar zımparalama yapılarak yüzeyde kalıntı, boşluk vb. gibi korozyon işlemini etkileyebilecek faktörlerden temizlenmiştir.

3.2.5.1. Daldırma Testi

Uygun şekillerde kesilen numuneler tek yüzleri açıkta kalacak şekilde bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numunelerin açıkta kalan yüzleri 1200 numara zımparaya kadar sırasıyla zımparalandı ve ultrasonik cihaz içerisinde saf su ile temizlendi. Yüzeyleri temizlenen numunelerin yüzey alanları ölçülüp, daldırma testi yapılmadan ilk ağırlıkları 0,0001 gr hassaslığa sahip tartıda tartılmıştır.

Daha sonra 4 alaşımdan oluşan 8 numune 2 gruba ayrılmıştır. Birinci grup numuneler cam bardaklara eşit miktarda konulan %3,5 NaCl içerisinde daldırılırken ikinci grup numuneler ise %5,6 H₂SO₄ içeren saf su çözeltisine daldırılmıştır. Daldırılan numuneler 10 gün boyunca teste tabi tutulmuştur. 10. gün sonunda çözelti içerisinde çıkarılan numuneler sırasıyla saf suda, %50 HNO₃ içeren saf su çözeltisinde ve son olarak saf alkolle ultrasonik temizleme cihazında 10 dakika süre ile temizlenmiştir. Yüzeyleri temizlenen numuneler son olarak tekrar hassas terazide tartılmıştır.

Daldırma testi sonunda korozyona uğramış numune yüzeyleri SEM ile görüntülenmiş ve korozyon mekanizmaları detaylı olarak incelenmiştir.

3.2.5.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi

Potansiyodinamik polarizasyon testi için yüksek ve orta entropili alaşımlardan kare şeklinde numuneler kesilmiştir. Kesilen numunelerin bir yüzeyi dışarda kalacak diğer yüzeyi ise bakır telle kaplanacak şekilde bakalite alınmıştır. Bakır telli olan kısım bakalit kalıbın içinde kalmıştır. Bakalite alınan numuneler zımparalanmış ve yüzeyleri

alkolle temizlenmiştir. Bütün numunelerin temizlenmiş yüzeyleri 0,30 cm² alana sahip olacak şekilde güçlü su geçirmez bant ile bantlanmıştır. Bantlamanın amacı bakalit malzemesini korozyon etkilerinden koruyup test sonuçlarını etkilemesini engellemek ve belirli bir alan belirleyip o alana gerekli akım verilerek testi uygulamaktır.

Potansiyodinamik polarizasyon testi, yüksek ve orta entropili alaşımlar için %3,5 NaCl çözeltide ve %5,6 H₂SO₄ içeren saf su çözeltisi olmak üzere iki farklı ortamda yapılmıştır. Korozyon testi oda sıcaklığında olmuştur. Potansiyodinamik polarizasyon testi için bilgisayar kontrollü DC105 korozyon analizine sahip Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvanostat kullanılmıştır. Test için karşıt elektrot olarak ince platin tel, referans elektron olarak doymuş kalomet elektrot (SCE) ve çalışma elektrotu olarak numune yüzeyinin bulunduğu üç elektrotlu hücre kullanılmıştır. Potansiyodinamik polarizasyon korozyon testinde polarizasyon eğrileri, 1 mV.s⁻¹ tarama hızında, -0,25 V (vs. açık devre potansiyeli, E_{oc}) +1 (vs. E_{oc}) aralığında tarama ile elde edilmiştir.

BÖLÜM 4

DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. ALAŞIMLARIN KİMYASAL BİLEŞİMİ

Üretimi yapılan yüksek ve orta entropili alaşımların tasarımıda öngörülen kimyasal bileşimleri Çizelge 4.1’de verilmiştir. Üretim sırasında özellikle düşük ergime sıcaklığına sahip (Mg, Zn vb.) metallerde görülen buharlaşma sorununu önlemek amacıyla bu elementler %5 ile %10 arasında daha fazla ilave edilmiştir. Üretimi tamamlanan yüksek ve orta entropili alaşımların kimyasal kompozisyonları XRF testleri sonucunda belirlenmiştir ve elde edilen sonuçlar Çizelge 4.2’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.1. Alaşımların teorik element hesaplamaları.

Alaşım	Kimyasal Bileşim (ağ. %)						
	Al	Mg	Cu	Mn	Si	Zn	Sn
$Al_{45}Cu_{15}Mn_7Mg_{10}Si_{13}Zn_{10}$ (YEA1)	31,84	6,37	24,99	10,08	9,57	17,14	-
$Al_{50}Cu_{10}Sn_5Mg_{20}Zn_{15}$ (YEA2)	33,35	12,02	15,71	-	-	24,25	14,67
$Al_{75}(MgCuMnSiZn)_5$ (OEA1)	63,14	8,57	3,79	9,91	4,38	10,2	-
$Al_{80}(MgCuSnZn)_5$ (OEA2)	61,95	3,45	9	-	-	9,25	16,87

Çizelge 4.2. Üretilen alaşımların XRF analiz sonuçları.

Alaşım	Kimyasal Bileşim (ağ. %)						
	Al	Mg	Cu	Mn	Si	Zn	Sn
Al₄₅Cu₁₅Mn₇Mg₁₀Si₁₃Zn₁₀ (YEA1)	26,21	11,85	23,28	10,73	14,01	13,61	-
Al₅₀Cu₁₀Sn₅Mg₂₀Zn₁₅ (YEA2)	32,31	10,99	15,5	-	-	24,72	16,45
Al₇₅(MgCuMnSiZn)₅ (OEA1)	66,48	5,34	10,19	5,89	4,17	7,91	-
Al₈₀(MgCuSnZn)₅ (OEA2)	67,79	1,95	7,68	-	-	7,7	14,85

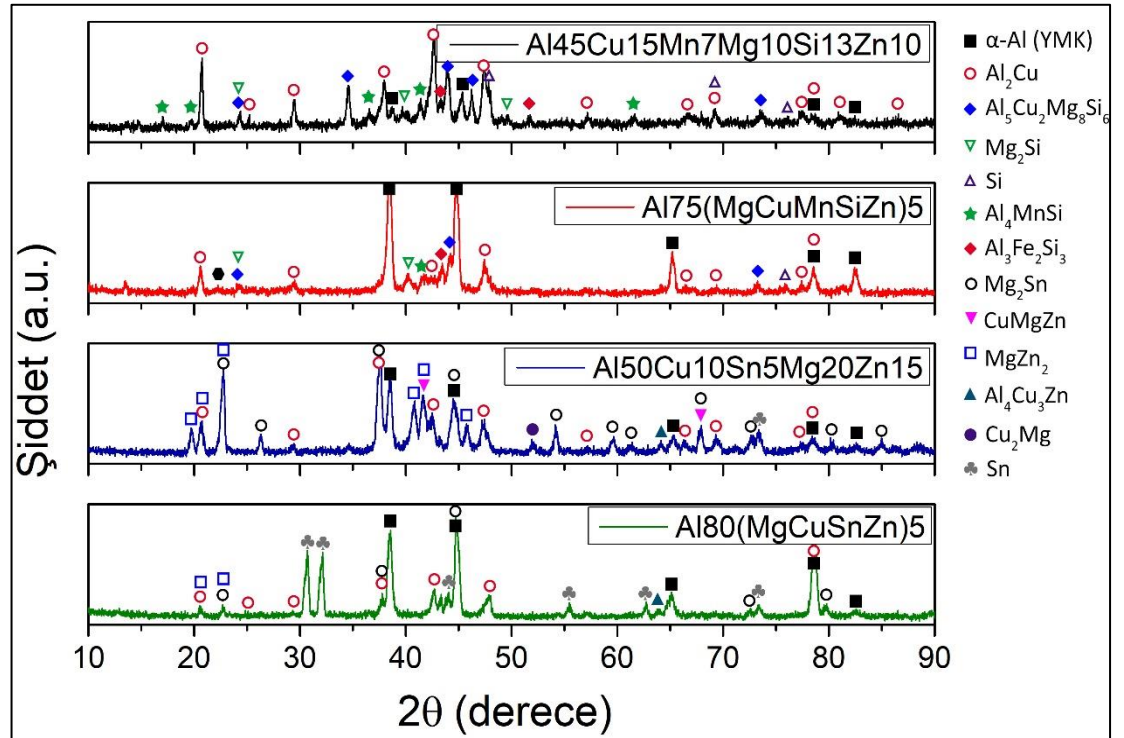
4.2. XRD SONUÇLARI

Şekil 4.1' de üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların XRD sonuçları gösterilmektedir. XRD sonuçlarında görülen belirgin pikler detaylı olarak incelenmiş ve mümkün olduğunca en doğru faz tayinleri yapılmaya çalışılmıştır. Şekil 4.1 genel olarak incelendiğinde yüksek entropili Al₄₅Cu₁₅Mn₇Mg₁₀Si₁₃Zn₁₀ ve Al₅₀Cu₁₀Sn₅Mg₂₀Zn₁₅ alaşımları, orta entropili versiyonları olan Al₇₅(MgCuMnSiZn)₅ ve Al₈₀(MgCuSnZn)₅ alaşımlarına kıyasla çok daha fazla pik sergilemiştir. Bu da yüksek entropili alaşımlarda daha fazla ve farklı türde fazların oluştuğunu bize göstermiştir.

Al₄₅Cu₁₅Mn₇Mg₁₀Si₁₃Zn₁₀ alaşımı XRD sonuçlarına göre alaşım içerisinde düşük miktarda α -Al (YMK) fazı bulunurken, oldukça yüksek oranda Al₂Cu fazının var olduğu görülmektedir. Bunun yanı sıra alaşımda bulunan yüksek Si içeriği sonucunda kalıntı Si partiküllerinin ve çeşitli Si içeren ikili (Mg₂Si), üçlü (Al₄MnSi ve Al₃Fe₂Si₃) ve dördü (Al₅Cu₂Mg₈Si₆) intermetaliklerinin var olduğu tespit edilmiştir. Orta entropili Al₇₅(MgCuMnSiZn)₅ alaşımının XRD sonucunda ise yüksek entropili haline göre çok daha yüksek şiddetli α -Al (YMK) pikleri görülmektedir. Bu da yüksek Al içeriğine sahip alaşımın sahip olduğu düşük alaşım elementlerinin çoğunun α -Al katı

çözeltisi içerisinde çözüldüğünü göstermiştir. Ancak yine de Al_2Cu ve Si içeren intermetaliklerin hepsinin düşük oranda da olsa bu alaşımda bulunduğu görülmektedir.

Beş farklı element içeren $Al_{50}Cu_{10}Sn_5Mg_{20}Zn_{15}$ yüksek entropili alaşımın XRD sonucu ise altı farklı element içeren $Al_{45}Cu_{15}Mn_7Mg_{10}Si_{13}Zn_{10}$ yüksek entropili alaşımına göre oldukça farklıdır. Özellikle $Al_{50}Cu_{10}Sn_5Mg_{20}Zn_{15}$ alaşımının Si içermemesi sebebiyle Si içeren intermetaliklerin hiçbiri bu alaşımda görülmemiştir. Bu alaşımda Mn ve Si yerine düşük oranda Sn içeriği bulunduğundan XRD sonucunda Sn içeren ikili Mg_2Sn fazı tespit edilmiştir. Ayrıca bu alaşımda Mg ve Zn içerikleri daha yüksek olduğundan, önceki alaşımlardan farklı olarak $CuMgZn$ ve Al_4Cu_3Zn üçlü fazları ve $MgZn_2$ ve Cu_2Mg ikili fazlarına ait yeni pikler görülmüştür. Bu alaşımın orta entropili versiyonu olan $Al_{80}(MgCuSnZn)_5$ alaşımının XRD sonucuna bakıldığında ise yine yüksek şiddette α -Al (YMK) pikleri görülmektedir. Bunun yanı sıra Al_2Cu , $MgZn_2$ ve Mg_2Sn ikili fazlarına ait pikler de tespit edilmiştir. Ayrıca yüksek entropiliden farklı olarak tetragonal Sn katı çözeltilisine ait nispeten yüksek şiddetli pikler görülmüştür. Buna sebep olarak da azalan Cu ve Mg içeriği ile birlikte Sn' nin bileşik oluşturma olasılığının düşmesi ve yapıda saf halde kalması gösterilebilir.



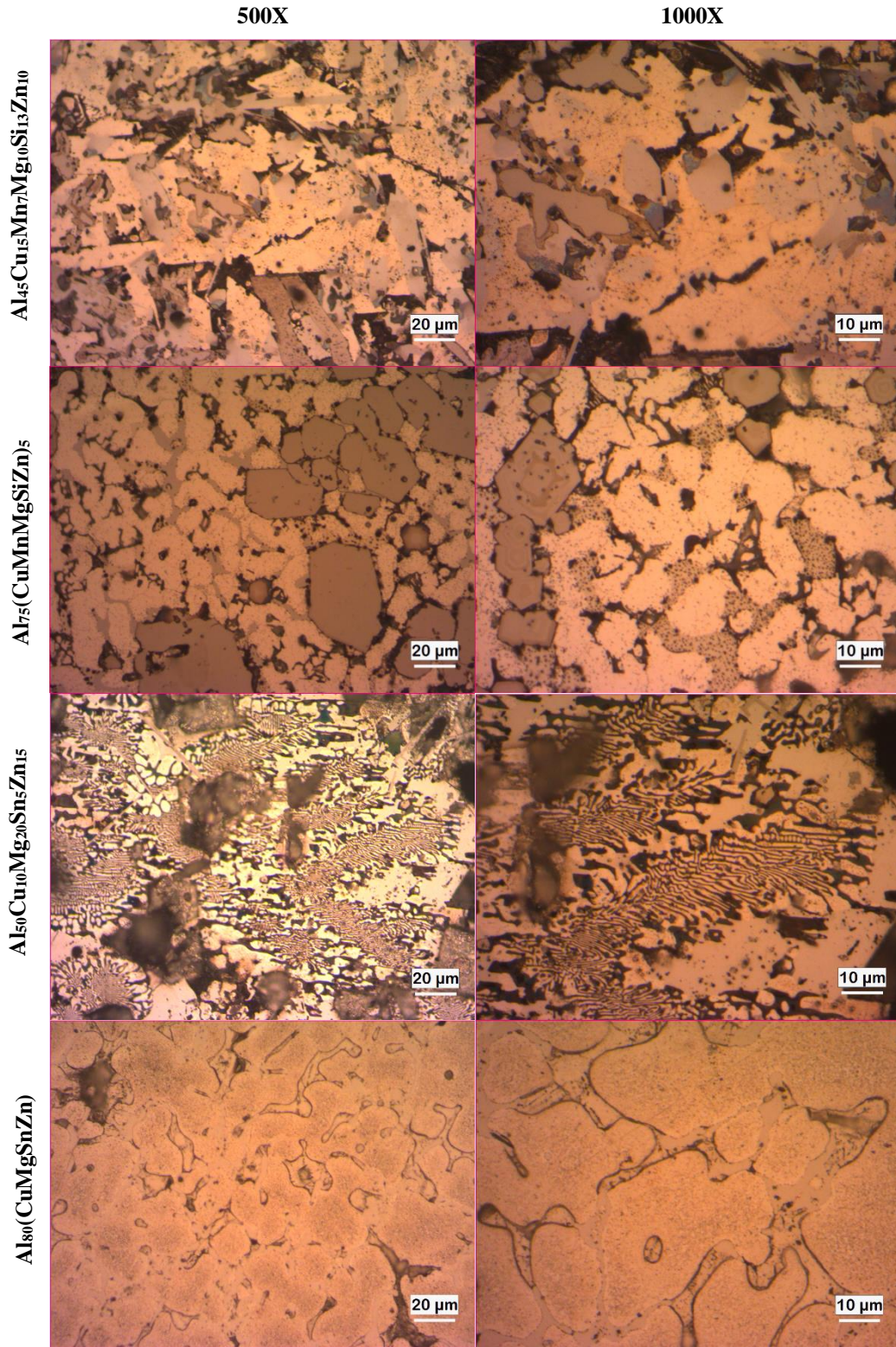
Şekil 4.1. Alaşımların XRD analiz sonuçları.

4.3. ALAŞIMLARIN MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

4.3.1. Optik Mikroyapı Görüntüleri

Şekil 4.2' de üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların optik mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Üretilen alaşımların mikroyapıları genel olarak incelendiğinde bütün alaşımlarda bölgesel olarak düşük oranda çekme boşluklarının var olduğu görülmektedir. Bunlar dökümde katılaşma sırasında metalin hacminin azaltması ve fazın karmaşık morfolojisi etrafında büzülme besleyememesinden kaynaklanmıştır. Özellikle yüksek entropili alaşımlarda bu hataların daha çok olduğu görülmüştür. Bunun temel nedeni ise yüksek entropili alaşımlarda katılaşma sırasında daha kompleks fazların oluşması ve bunların sıvının döküm kabiliyetini olumsuz etkileyerek besleyicinin etkinliğini azaltması gösterilebilir [43,48].

Yüksek entropili $Al_{45}Cu_{15}Mn_7Mg_{10}Si_{13}Zn_{10}$ alaşımının mikroyapısında yüksek oranda farklı kontrastlara sahip fazların varlığı görülmüştür. Bu fazların birçoğunun ayrıca farklı morfolojilere sahip oldukları da görülmektedir. Özellikle koyu renkteki fazların daha çok sivri uçlu, çubuksu yapıya sahip oldukları ve daha açık, mat renkte olan fazların ise eşksenel tabakalar halinde buldukları görülmektedir. Orta entropili $Al_{75}(MgCuMnSiZn)_5$ alaşımında daha çok dentritik büyümeye sahip tipik bir döküm mikroyapısı görülmektedir ancak yine farklı kontrastlarda, tabakalar halinde yeni fazların var olduğu düşünülmektedir. $Al_{50}Cu_{10}Sn_5Mg_{20}Zn_{15}$ yüksek entropili alaşım daha çok düzensiz lamellerden oluşan ancak farklı bileşiklerinde var olduğu bir mikroyapı sergilemiştir. $Al_{80}(MgCuSnZn)_5$ orta entropili alaşım ise en az karmaşık mikroyapıyı sergileyen alaşım olmuştur. Bu alaşımda açık renkte görülen Al matrisi içerisinde genellikle yuvarlak köşeli, yarı-sürekli bir intermetalik oluşumu göze çarpmaktadır. Ancak yine yer yer farklı kontrastlarda bileşiklerin de var olduğu düşünülmektedir.



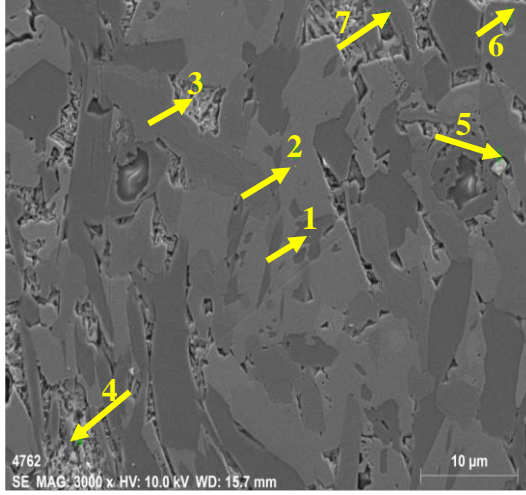
Şekil 4.2. Alaşımların optik mikroyapı görüntüleri.

4.3.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve EDX Analizleri

Şekil 4.3, 4.4, 4.5 ve 4.6' da sırasıyla $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$, $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$, $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ ve $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımlarına ait SEM mikroyapı görüntüleri ve bu görüntülerin üzerinde seçilen farklı noktaların EDX analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 4.3' teki $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ yüksek entropili alaşım SEM görüntüsü incelendiğinde mikroyapının büyük çoğunluğunu koyu gri renkli keskin köşeli fazlar ile bunları çevreleyen açık gri renkli fazlar oluşturmaktadır. Bu fazları temsil eden 1 ve 2 numaralı EDX analiz sonuçlarına göre, koyu renkli fazda yüksek Mg, Al, Si ve Cu, açık renkli fazda ise yüksek Al ve Cu içerikleri olduğu görülmektedir. EDX analizindeki elementlerin atomik oranları ve Şekil 4.1' deki XRD sonuçları da göz önünde bulundurulduğunda koyu renkli bölgelerin $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ intermetalğine, açık renkli bölgelerin ise Al_2Cu intermetalğine ait olduğu belirlenmiştir. Bunların haricinde XRD analizinde yüksek şiddetli pik sergileyen Al_4MnSi intermetalği ise 6 ve 7 numaralı bölgelerde birbirinden ayrık çökeltiler halinde görülmüştür. 3 ve 4 numaralar ile gösterilen karmaşık şekilli iğnemsiz fazlar, EDX analiz sonuçlarına göre yüksek oranda Cu, Al ve Zn elementleri içermektedir. Bu fazın Şekil 4.3' teki atomik yüzdeleri incelendiğinde, $Cu_5Al_3Zn_2$ intermetalğinin atomik oranına yakın bir değer çıktığı görülmüştür. Ancak bu faz, XRD standartlarında görülmediği ve önceki çalışmalarda da bu fazlara ait XRD incelemeleri yapılmadığından, Şekil 4.1' deki XRD incelemelerinde yerleri tespit edilememiştir. Ancak SEM analizlerine göre mikroyapıdaki oldukça yüksek hacim fraksiyonun sahip olduğu söylenebilir. Literatürde daha önce yapılan bazı çalışmalarda, Al' ce zengin Al-Cu-Zn alaşımlarında bu faza rastlanmış ve benzer EDX analiz sonuçları ile karşılaşılmıştır [49,50]. Şekil 4.4' teki $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ orta entropili alaşımının SEM ve EDX analizi incelendiğinde ise, mikroyapıda koyu renkli fazın çoğunlukla var olduğu görülmektedir. Koyu renkli fazın EDX analiz sonuçlarında çok yüksek oranda Al içeriği tespit edilmiştir. Şekil 4.1' deki XRD sonucunda da bu alaşımda yüksek oranda α -Al (YMK) pikleri görüldüğünden, bu koyu fazların α -Al (YMK) fazına ait olduğu söylenebilir. Açık renkli fazlarda Al oranının daha düşük olduğu ancak Cu oranının artış gösterdiği görülmüştür. Açık renkli fazların da Al_2Cu intermetalğine ait olduğu düşünülmektedir. Ayrıca bu fazların iç kısımlarında bulunan nispeten koyu bölgelerin Si' ce zengin olduğu görülmektedir. Bu bulgu, Al_2Cu fazının

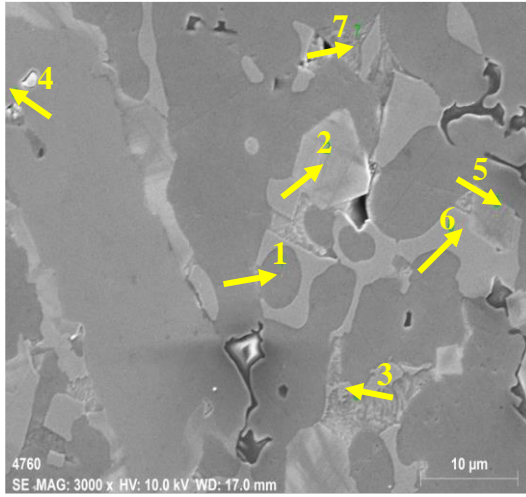
yapıda bulunan Si partikülleri üzerinde çekirdekleşmeye başlayıp büyüdüğünü göstermektedir. 4 numara ile gösterilen beyaz çökeltilerin ise yüksek Al, Mn ve Si içerdiği ve atomik oranlarının Al_4MnSi fazına benzer olduğu görülmektedir.

Şekil 4.5' te yüksek entropili $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımının SEM ve EDX analizine bakıldığında, beyaz renkli geniş bir faz oluşumu göze çarpmaktadır. EDX analizine göre bu faz düşük oranda Al, Cu ve Zn ve yüksek oranda Mg ve Sn elementlerini içermektedir. Mg ve Sn içeriklerinin atomik oranlarına bakıldığında ve Şekil 4.1' deki XRD analizi de göz önünde bulundurulduğunda bu fazın Mg_2Sn intermetalığı olduğu sonucu çıkarılmıştır. Dentritik büyüme gösteren iç içe geçmiş koyu ve açık kısımların EDX analizlerindeki atomik oranlar incelendiğinde, koyu bölgelerin diğer alaşımlardakine benzer şekilde $\alpha-Al$ (YMK) katı çözelti fazına ve açık olan bölgelerin ise Al_2Cu intermetalığına ait oldukları tespit edilmiştir. 6 numara ile gösterilen beyaz bölge içerisinde görülen çökeltinin EDX analiz sonucunda ise özellikle yüksek Mg ve Zn oranının görülmesi, bu fazın XRD analizinde de ortaya çıkan Mg_2Zn fazına ait olduğunu düşündürmektedir. Şekil 4.6' da beş elementli orta entropili $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımının SEM ve EDX analizi incelendiğinde ise mikroyapının büyük çoğunluğunun koyu renkli matris ile kaplandığı ve matris içerisinde gri ve açık griden oluşan yarı ağısı bir ikincil faz yapısının meydana geldiği görülmektedir. Bu koyu bölgelerin $\alpha-Al$ (YMK) katı çözelti fazına ait olduğu EDX analizine göre açıkça söylenebilir. 2 numara ile gösterilen gri fazların ise Al_2Cu intermetalığı ile uyumlu atomik oran sergilediği görülmektedir. Bu gri faz renginden daha açık bölgelere gidildikçe EDX analiz sonuçlarındaki Sn oranını giderek artış göstermiştir. Özellikle 1 ve 7 numaralı bölgelerin EDX analiz sonucunda %70' den fazla Sn oranının var olduğu görülmüştür. Bu alaşımın Şekil 4.1' deki XRD analiz sonucunda da oldukça yüksek $\alpha-Sn$ fazına ait pikler görüldüğü göz önünde bulundurulduğunda, mikroyapıdaki bu çok açık renkli fazların $\alpha-Sn$ katı çözeltisi olduğu ve içerisinde yüksek oranda çözünmüş Cu ve Zn elementlerinin bulunduğu tespit edilmiştir. Bu da $\alpha-Sn$ çözeltisinin yapı içerisinde tamamen çözünmeyip katılaşma sırasında doğrudan çökeldiğini göstermiştir. Al-Sn faz diyagramında bu fazların birbiri içerisinde çözünmediği, oda sıcaklığında Al+Sn şeklinde mikroyapı görüldüğü rapor edilmiştir [51]. Ayrıca 5 numaralı çökeltinin EDX analiz sonucuna göre Mg_2Sn fazına ait olduğu görülmektedir.



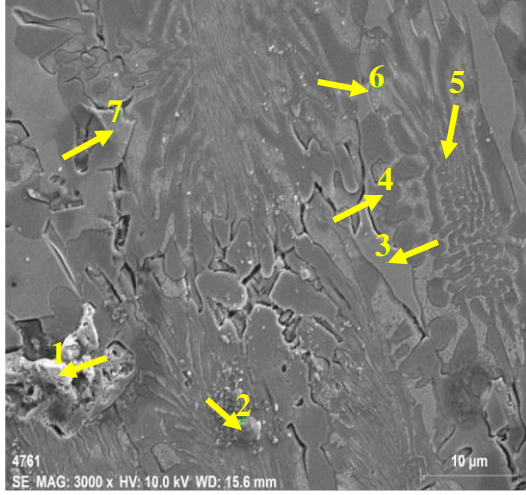
	Element (at.%)					
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Zn
1	23,1	13,9	38,7	0,2	22,7	1,5
2	62,5	35,9	1,0	0,1	0,5	0,0
3	20,3	57,7	4,1	0,0	3,6	14,4
4	22,6	54,9	3,6	0,0	3,3	15,6
5	41,6	28,1	1,0	8,8	6,7	13,8
6	53,7	5,8	0,8	14,2	18,8	6,6
7	53,7	15,3	0,1	15,5	13,1	2,4

Şekil 4.3. $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.



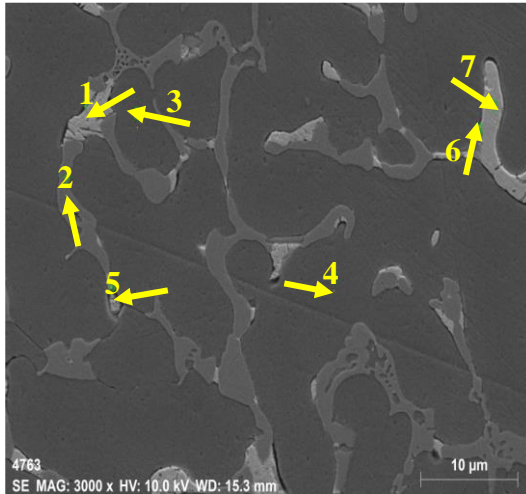
	Element (at.%)					
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Zn
1	87,6	3,3	2,1	0,3	0,1	6,6
2	65,5	12,9	0,7	8,7	11,2	1,0
3	56,2	19,6	9,2	0,4	0,4	14,2
4	73,0	1,1	0,5	15,9	9,5	0,1
5	67,9	3,5	9,2	7,1	10,0	2,3
6	67,9	30,1	1,3	0,3	0,5	0,0
7	57,7	24,6	5,7	0,5	0,6	10,9

Şekil 4.4. $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.



	Element (at.%)				
	Al	Cu	Mg	Sn	Zn
1	14,5	6,4	47,1	26,1	5,9
2	80,7	7,9	4,2	0,0	7,3
3	62,2	35,5	1,2	0,0	0,0
4	81,8	4,4	1,5	0,0	12,3
5	74,2	11,5	4,6	0,0	9,8
6	9,3	18,4	44,9	0,1	27,3
7	52,3	30,7	4,8	1,0	11,2

Şekil 4.5. Al₅₀Cu₁₀Mg₂₀Sn₅Zn₁₅ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.



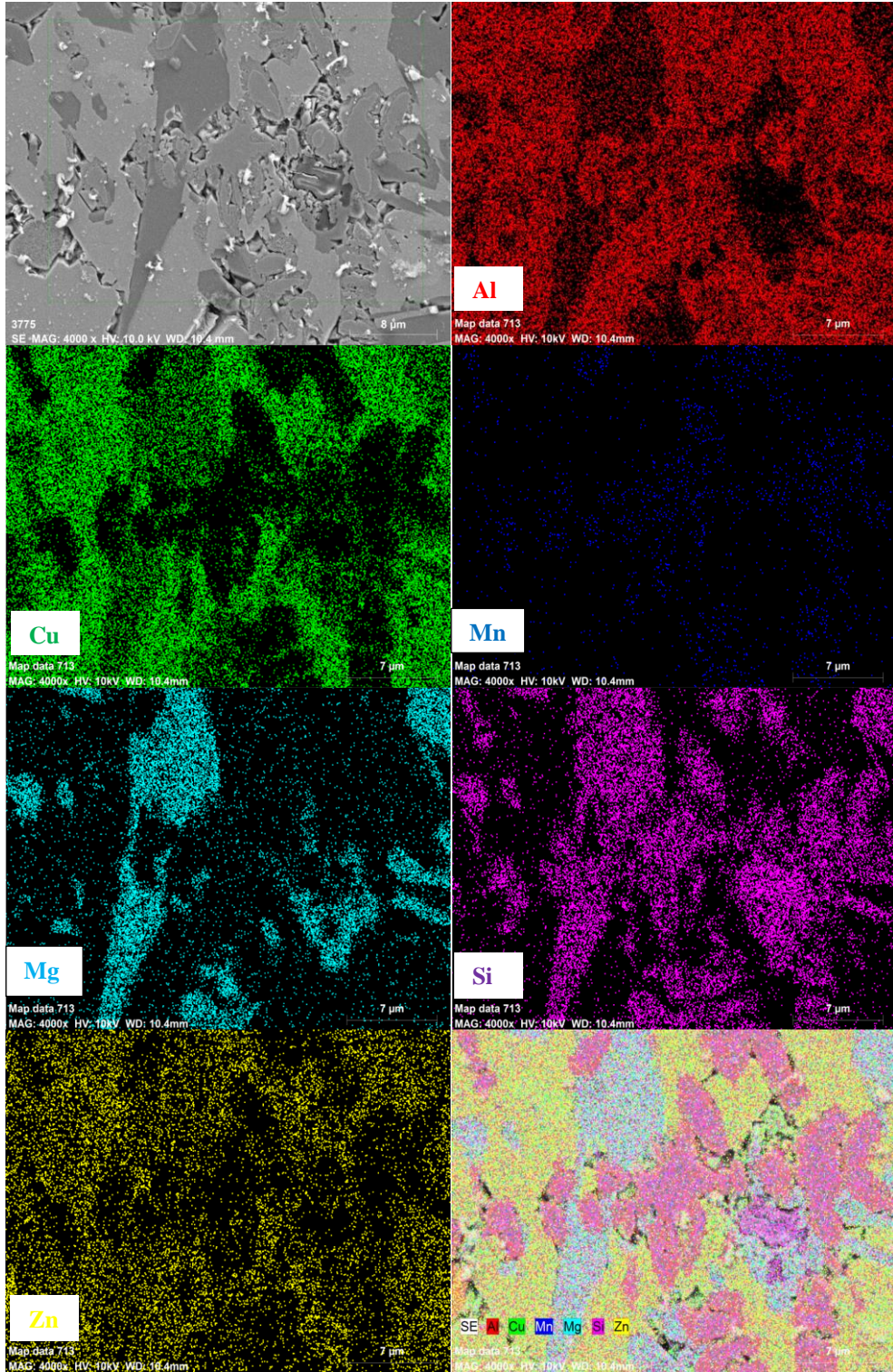
	Element (at.%)				
	Al	Cu	Mg	Sn	Zn
1	2,5	13,5	1,6	79,2	3,3
2	59,4	39,7	0,8	0,1	0,0
3	90,1	3,4	1,0	0,0	5,5
4	90,4	3,4	0,9	0,0	5,3
5	9,1	4,7	40,9	39,4	5,9
6	45,4	43,3	0,4	10,5	0,5
7	1,6	21,5	0,9	72,4	3,6

Şekil 4.6. Al₈₀(CuMgSnZn)₅ alaşımının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

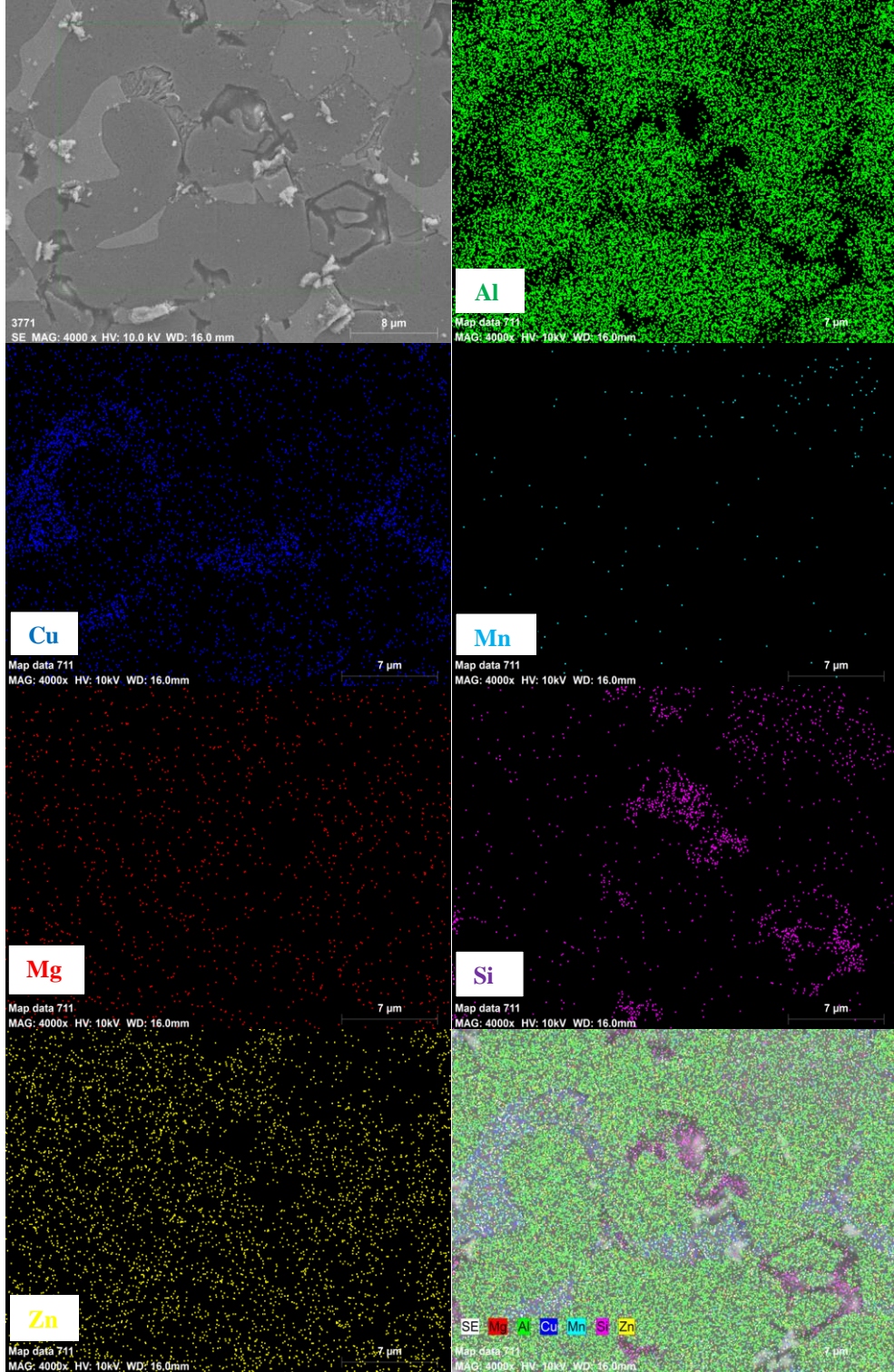
Şekil 4.7, 4.8, 4.9 ve 4.10' da sırasıyla Al₄₅Cu₁₅Mg₁₀Mn₇Si₁₃Zn₁₀, Al₇₅(CuMgMnSiZn)₅, Al₅₀Cu₁₀Mg₂₀Sn₅Zn₁₅ ve Al₈₀(CuMgSnZn)₅ alaşımlarına ait SEM mikroyapı görüntüleri ve bu görüntülere uygulanan elementel harita analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 4.7' deki Al₄₅Cu₁₅Mg₁₀Mn₇Si₁₃Zn₁₀ alaşımına ait analizde Al₅Cu₂Mg₈Si₆ ve Al₂Cu intermetaliklerine ait bölgelerdeki yüksek Al, Cu, Mg ve Si dağılımları net bir şekilde görülmektedir. Bunların haricinde Mn elementinin yoğun olduğu bölgelerde yine Al ve Si elementlerinin de var olması ve Mg elementinin bulunmaması bu bölgelerin Al₄MnSi fazına ait olduğunu göstermiştir. Şekil 4.8' deki

$Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ orta entropili alaşıma ait elementel analiz incelendiğinde, koyu matris α -Al (YMK) katı çözültisindeki yüksek Al içeriği belirgin olarak göze çarpmaktadır. Bunun haricinde yine Al ve Cu elementlerinin şiddetli bir şekilde bulunduğu bölgelerde Al_2Cu intermetaliklerinin varlığı kendini göstermektedir. Bunların haricinde özellikle mikroyapıda çok koyu olarak görülen bölgelerin yüksek Si şiddeti sergilediği görülmüştür. Bu bölgeler de alaşım içerisinde çözünmemiş Si elementinin varlığını göstermiştir.

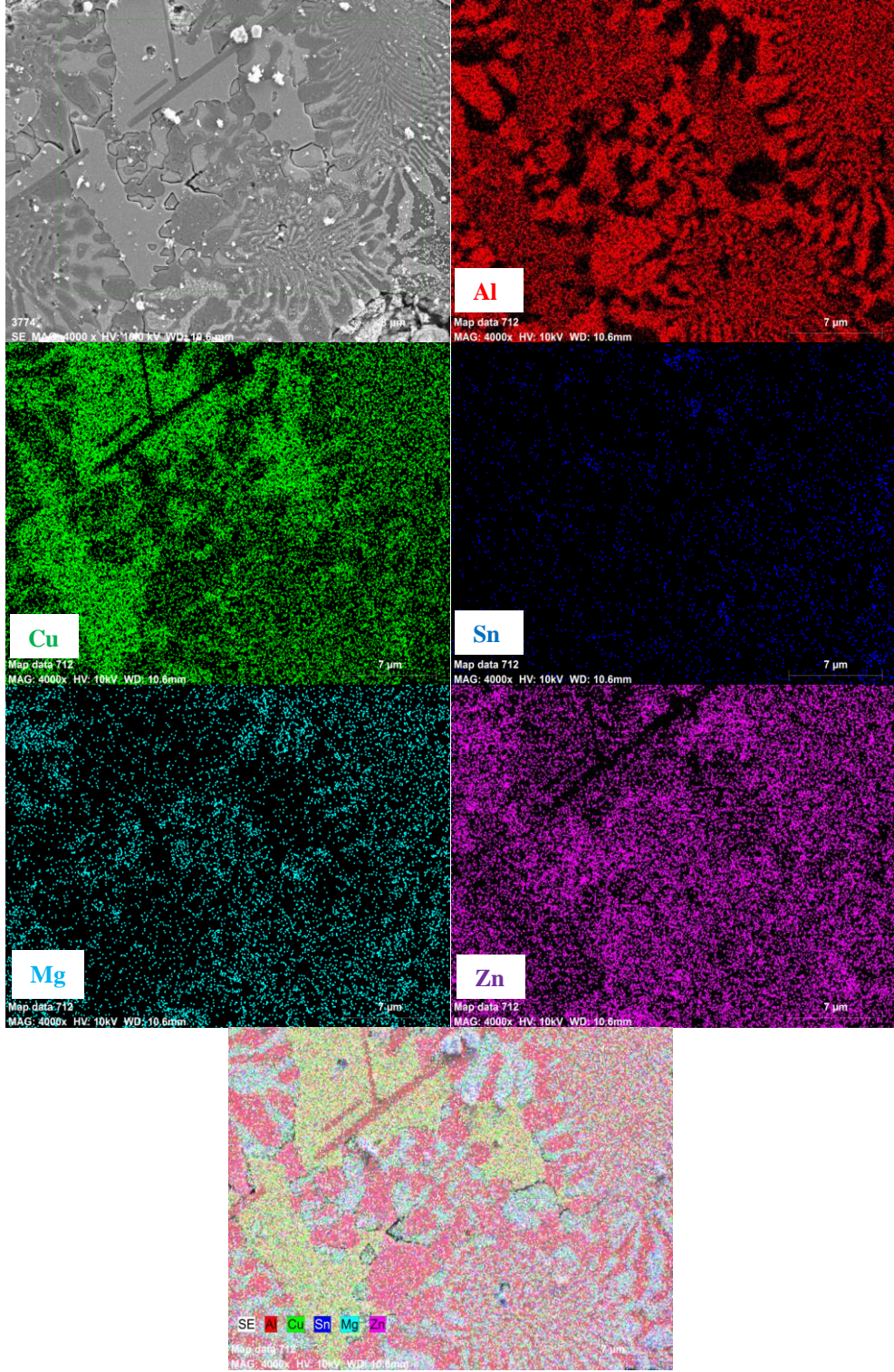
Şekil 4.9' deki $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ yüksek entropili alaşıma ait elementel analizde yine koyu bölgelerdeki yüksek Al elementi dağılımının, bu bölgelerdeki α -Al (YMK) katı çözültisi oluşumunu gösterdiği söylenebilir. Yine benzer şekilde açık gri renkli bölgelerde Al_2Cu intermetaliklerinin varlığı, yüksek Cu ve Al dağılımları ile anlaşılabilir. Küresel şekilli beyaz intermetaliklerin ise Sn ve Mg içerikleri bakımından zengin oldukları görülmektedir. Bu bölgelerde de Mg_2Sn fazının var olduğu söylenebilir. Şekil 4.10' da gösterilen $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımına ait analizde ise matriste Al elementinin, ikincil fazlardaki açık gri bölgelerde ise Cu elementinin dağılımlarının yüksek olduğu açık bir şekilde görülmektedir. Bu bölgelerde yine diğer alaşımlardaki gibi α -Al (YMK) ve Al_2Cu fazları yoğun bir şekilde bulunmaktadır. Ayrıca yüksek Sn dağılımı gösteren birbirinden ayrık küçük bölgelerin ise α -Sn fazına ait oldukları net bir şekilde görülmektedir.



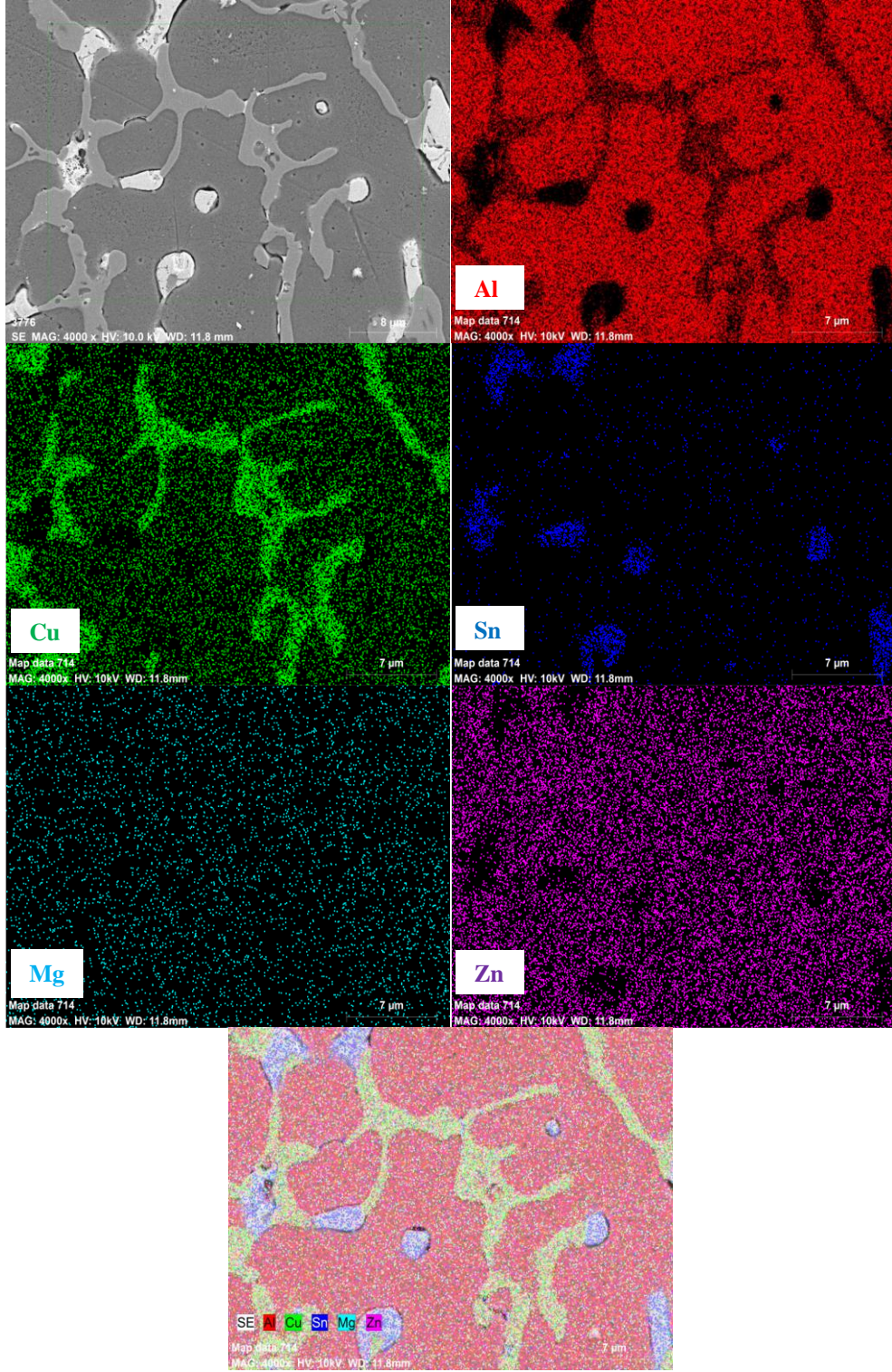
Şekil 4.7. $\text{Al}_5\text{Cu}_{15}\text{Mg}_{10}\text{Mn}_7\text{Si}_{13}\text{Zn}_{10}$ alaşımının EDX elementel harita analizi.



Şekil 4.8. $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımının EDX elementel harita analizi.



Şekil 4.9. $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımının EDX elementel harita analizi.

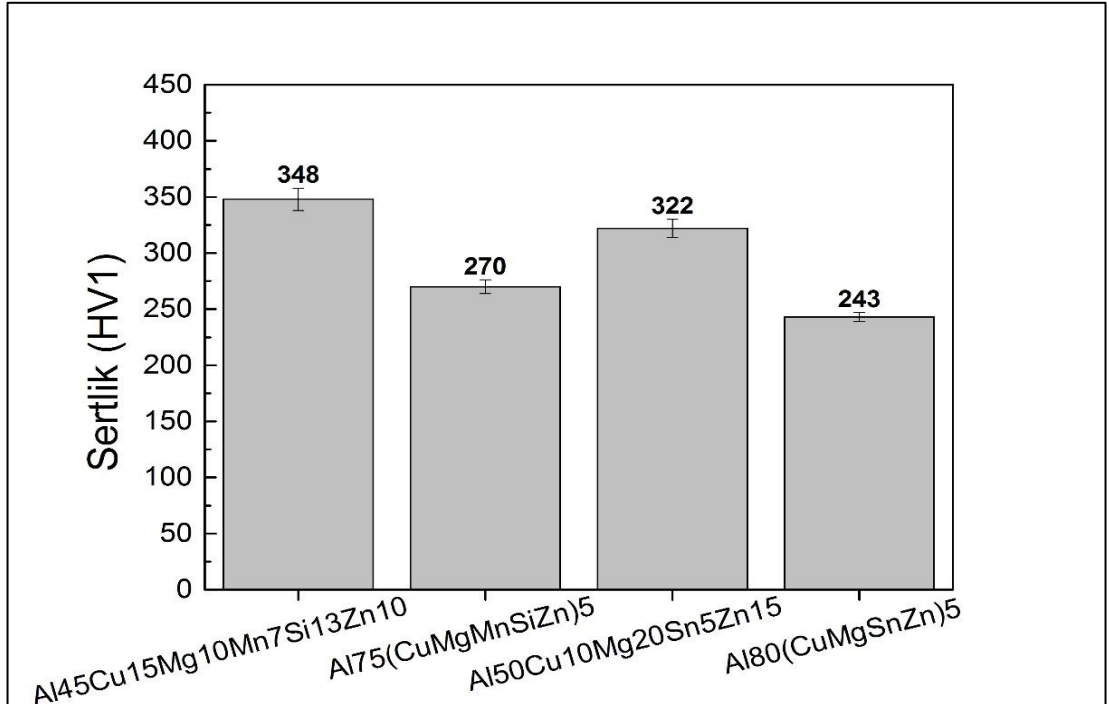


Şekil 4.10. $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımının EDX elementel harita analizi.

4.4. ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

4.4.1. Sertlik Testi Sonuçları

Üretilen alaşımların Vickers sertlik değerleri Şekil 4.11’ de gösterilmiştir. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde altı element içeren yüksek entropili $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımının 348 HV ile en yüksek sertlik değerine sahip alaşım olduğu görülmektedir. Daha sonra, 322 HV ile beş elementten oluşan bir diğer yüksek entropili $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımı en iyi ikinci sertlik değerini göstermiştir. Bu alaşımların orta entropili versiyonlarında ise sertlik değerleri yaklaşık %22-24 oranında düşüş göstererek $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımı için 270 HV ve $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımı için 243 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Bu sonuçlara göre yüksek entropili alaşımların orta entropili versiyonlarına göre çok daha yüksek sertlik değeri gösterdiği görülmüştür. Ayrıca altı element içeren yüksek ve orta entropili alaşımlar beş element içeren yüksek ve orta entropili alaşımlardan daha yüksek sertlik değeri sergilemiştir. Sertlik değerlerinin farklılık sebepleri ile ilgili tartışma, bir sonraki başlıkta basma sonuçları ile birlikte ele alınacaktır.



Şekil 4.11. Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların mikrosertlik sonuçları.

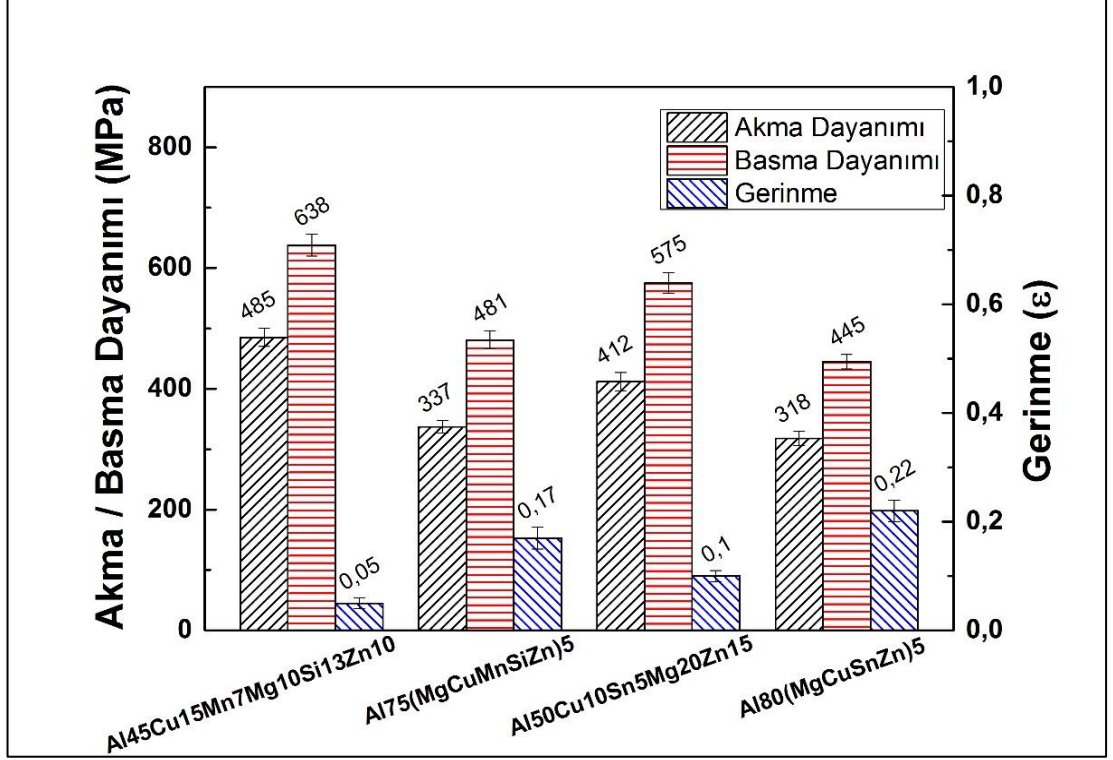
4.4.2. Basma Testi Sonuçları

Şekil 4.12' de üretilen alaşımların basma testi sonucunda elde edilen akma dayanımı, maksimum basma dayanımı ve gerinme değerleri gösterilmiştir. Akma ve basma dayanımları, Şekil 4.11' deki sertlik sonuçları ile kıyaslandığında sonuçların benzer değişimler gösterdiği görülmüştür. Buna göre, yüksek entropili $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımı 485 MPa akma dayanımı ve 638 MPa basma dayanımı ile en yüksek dayanım sergileyen alaşım konumundadır. Bunu, 412 MPa akma ve 575 MPa basma dayanımları ile bir diğer yüksek entropili alaşım olan $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımı takip etmektedir. Orta entropili alaşımlar ise yüksek entropili alaşımlara kıyasla oldukça düşük akma ve basma dayanımları sergilemiştir. $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımı için akma ve basma dayanımları sırasıyla 337 MPa ve 481 MPa bulunurken, $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımı için akma ve basma dayanımları sırasıyla 318 MPa ve 445 MPa olarak ölçülmüştür. Ancak alaşımların gerinme değerleri incelendiğinde en yüksek gerinme oranının (%22) en düşük dayanım sergileyen $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımı için bulunduğu görülmektedir. Alaşım elementi miktarı ve entropi oranı arttıkça gerinme değerinde düşüş meydana gelmiştir. Sonuç olarak üretilen alaşımların süneklilik sıralaması iyiden kötüye şu şekilde sıralanabilir: $Al_{80}(CuMgSnZn)_5 > Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5 > Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15} > Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$.

Yüksek entropili alaşımların orta veya düşük entropili geleneksel alaşımlardan daha yüksek dayanım sergilemesi şöyle açıklanabilir. Tek bir ana element içeren geleneksel alaşımlar için, ana mekanik davranış baskın element tarafından belirlenir. Diğer küçük alaşım elementleri, bazı özel özellikleri geliştirmek için kullanılır. Örneğin, düşük karbonlu ferritik çeliklerde, ana mekanik özellikler HMK Fe' den alınmıştır [52,53]. Arayer çözünen bir element olan karbon, katı çözelti ile güçlendirilmiş çelikler için ve ayrıca faz dönüşüm güçlendirmesi olan martenzit su verme kabiliyetini arttırmak için kullanılır. Çeliklerin ana özellikleri hala demirden gelmektedir. Alüminyum alaşımları ve titanyum alaşımları için, özellikleri esas olarak sırasıyla elementel alüminyum ve titanyumun baskınlığı ile ilgilidir [54,55].

Metaller arası bileşikler tipik olarak düzenli fazlardır ve bazıları belirli kimyasal bileşim aralığına sahiptir. Düzenli fazların Burgers vektörleri, dislokasyonların hareket etmesi için çok büyüktür, bu da intermetalik fazların genellikle kırılğan olmasının ana nedenidir. Bununla birlikte, mikro alaşımlama yoluyla intermetalik bileşiğin sünekliliğini geliştirmek için birçok başarılı çalışma da vardır, örneğin Fe_3Al' de Cr' nin mikro alaşımlanması [56]. Ancak yüksek entropili alaşımların özellikleri, her bir alaşım elementinin herhangi birinin özelliklerinden farklı olabilir. Yapı türleri, yüksek entropili alaşımların mukavemetini veya sertliğini kontrol etmek için baskın faktördür [57,58]. HMK yapıları yüksek entropili alaşımlar genellikle çok yüksek akma dayanımlarına ve sınırlı plastisiteye sahipken, YMK yapıları düşük akma dayanımına ve yüksek plastisiteye sahiptir [59]. Yüksek entropili alaşımlar için çözelti güçlendirme mekanizmaları, geleneksel alaşımlardan çok farklıdır. Yüksek entropili alaşımları temel olarak geleneksel alaşımlardan farklı kılan dört çekirdek etkiden biri olan yüksek entropi etkisi özellikle 5 veya daha fazla elementin eşmolar ve buna yakın ilavesi sonucunda, alaşımın yapısının intermetalik oluşumu sergilemeden tamamen bir katı çözeltiden meydana gelmesi durumunda en etkili bir şekilde elde edilir [60]. Bu çalışmada kullanılan iki farklı yüksek entropili alaşımları sertlik ve dayanım sonuçlarının orta entropili versiyonlarından yüksek olmasının temel sebebi bu yüksek entropisi etkisinden kaynaklanabilmektedir. Ancak gerek Şekil 4.1' de XRD sonuçlarında, gerekse Şekil 4.2-4.10' da gösterilen mikroyapı incelemelerinde yüksek entropili alaşımların yüksek oranda intermetalik bileşen içerdiği görülmektedir. Bu sebeple yüksek entropili alaşımların sertlik ve dayanımlarının orta entropili versiyonlarından daha yüksek olmasının ve sünekliliklerinin çok düşük olmasının temel nedeni de mikroyapıda yüksek oranda var olan kırılğan intermetalik bileşenlerdir. Özellikle $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımında bulunan Si içeriğinin sebep olduğu Mg_2Si , Al_4MnSi , $Al_3Fe_2Si_3$ ve $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ ikili, üçlü ve dörtlü intermetalik bileşenlerinin varlığı, bu alaşımın çok yüksek sertlik ve basma dayanımı ancak çok düşük gerinme değerleri sergilemesine yol açmıştır. Si elementinin bulunmadığı $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımındaki intermetalik oranı çok daha düşük olduğundan ve $\alpha-Al$ (YMK) yapısının daha yüksek oranda olması sebebiyle dayanımda düşüş görülmüş ancak süneklilikte daha yüksek bir değer elde edilmiştir. Orta entropili alaşımların mikroyapısının büyük çoğunluğunu $\alpha-Al$ (YMK) matrisi

oluşturduğundan bu alaşımlar iyi plastisite sergilemiş ve basma testlerinde yüksek gerinme değerleri vermiştir.

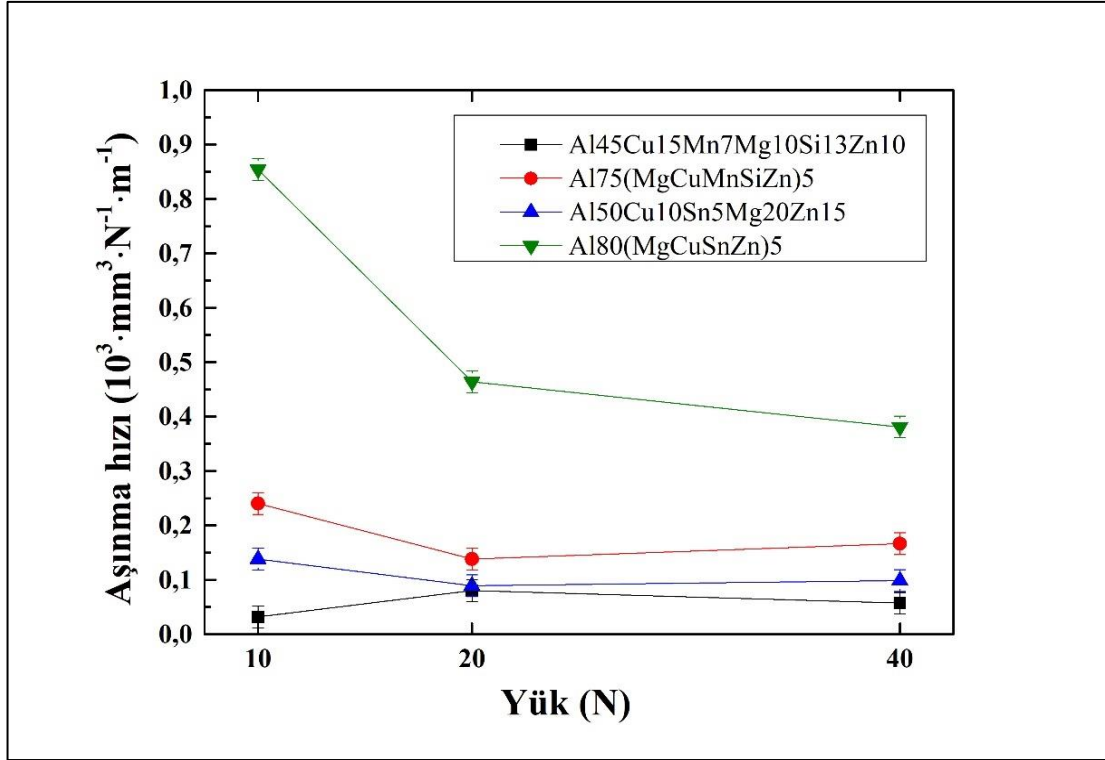


Şekil 4.12. Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların basma testi sonuçları.

4.5. AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

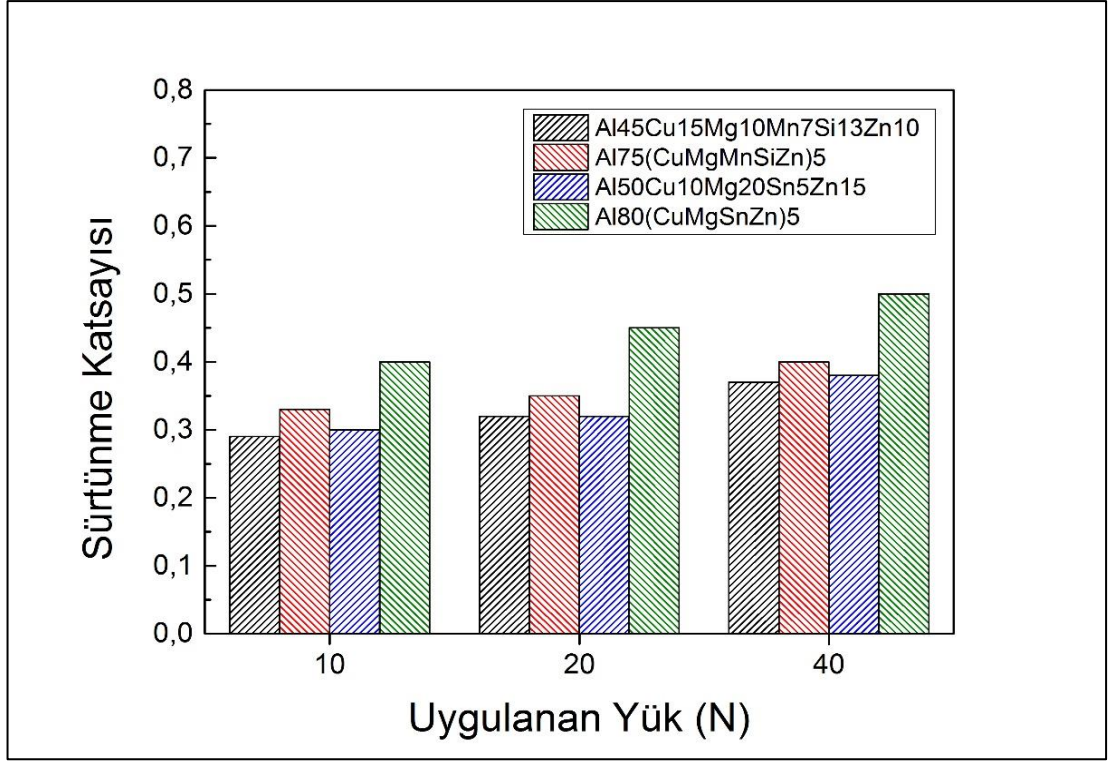
Her bir üretilen numuneye 10 N, 20 N ve 40 N yüklerinde ileri-geri aşınma testi uygulanmış ve elde edilen aşınma hızı değerleri birim yükteki ve birim mesafedeki hacimsel kayıp ($\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$) cinsinden hesaplanıp Şekil 4.13' te gösterilmiştir. Grafiğe göre artan uygulanan yük ile aşınma hızı oranında bütün numuneler için bir azalma meydana gelmiştir. Bu durum malzeme kaybının yük ile doğrudan orantılı olmadığını, uygulanan yükün artması ile malzeme kaybındaki artışında azalma gösterdiği anlamına gelmiştir. Buna sebep olarak ise metal ve karşı malzeme kontakt yüzeyinde artan yük ve sürekli hareket sonucunda oluşan plastik deformasyonun, malzemede bir deformasyon sertleşmesi oluşturarak sertliği artırması ve böylece malzeme kaybının yavaşlaması gösterilebilir [61,62].

Şekil 4.13' e göre $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımı, mekanik özellik sonuçlarına benzer şekilde en iyi aşınma direncini sergileyen alaşım olmuştur. Sertlik malzemelerin aşınma davranışları ile doğrudan orantılıdır. Archard' ın yasasına göre düşük sertlikteki malzemeler düşük aşınma direnci sergilerler [63]. Şekil 4.11' de gösterilen sertlik sonuçlarına göre de $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımı en yüksek sertlik değerini gösteren alaşım olduğundan, aşınma performansı da bu çalışmada incelenen alaşımların içindeki en iyisidir. Ayrıca bu alaşımın mikroyapısında oldukça yüksek oranda sert intermetaliklerin varlığı söz konusu olduğundan, bu intermetalikler sayesinde de aşınma direnci artış göstermiştir [61]. Bir diğer yüksek entropili alaşım olan $Al_{50}Cu_{10}Sn_5Mg_{20}Zn_{15}$ alaşımı da en iyi ikinci aşınma performansını sergilemiştir. Burada da yine benzer şekilde yüksek entropi etkisinden kaynaklanan yüksek sertlik ve yapıda var olan sert intermetalikler sayesinde iyi aşınma performansı görülmüştür. Altı elementli orta entropili $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımının da yüksek entropili alaşımlara benzer sonuçlar sergileyerek oldukça iyi aşınma direnci sergilediği görülmektedir. Bu alaşımda yüksek entropili alaşımlardan farklı olarak daha düşük oranda intermetalik oranı bulunmaktadır ve ayrıca Şekil 4.11' de görüleceği üzere sertlik değeri yüksek entropili alaşımlardan oldukça düşüktür. Bu sebeple bu alaşımın iyi aşınma performansı göstermesinin temel sebebi olarak, güçlü yüksek entropi etkisi ve yoğun kafes deformasyonu sahip katı çözeltilinin yüksek oranda yapıda bulunması gösterilebilir [58,64]. Ancak orta entropili $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımı diğer alaşımların aşınma hızının iki katından daha fazla değer göstererek oldukça düşük aşınma performansı sergilemiştir. Bu alaşımın bütün alaşımlar içerisindeki en düşük sertlik değerini sergilemesi bu durumun temel sebebidir. Ayrıca yapıda yüksek oranda bulunan α -Al (YMK) katı çözeltilisinin düşük entropi etkisi ve kafes distorsiyonu sonucu oluşan düşük performansı ve yine mikroyapıda sıklıkla bulunan yumuşak α -Sn fazının varlığı da aşınma direncinin düşük olmasına sebep olmuştur.



Şekil 4.13. Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların 10N, 20N, 40N yük altındaki aşınma hızı grafiği.

Şekil 4.14' te aşınma testi sırasında ölçülen sürtünme katsayısının ortalama değerleri gösterilmiştir. Artan uygulanan yük ile birlikte bütün numuneler için sürtünme katsayısı değerleri bir miktar artış göstermiştir. Burada, artan yük ile birlikte numune ve karşı malzeme arasındaki kontakt yüzey alanı artarak daha yüksek ısı meydana gelmekte ve daha yüksek sürtünme kuvveti oluşmaktadır. Aşınma direnci daha iyi olan yüksek entropili alaşımların sürtünme katsayılarının orta entropili alaşımlardan daha düşük olduğu görülmektedir. Bunun temel sebebi ise karşı malzemenin test sırasında daha düşük batma göstermesi sonucu sürtünen yüzey alanının daha az olmasıdır. Bir diğer göze çarpan nokta ise $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımının en yüksek sürtünme katsayısı değeri sergilemesidir. Bu alaşım incelenen alaşımlar içerisindeki en yumuşak ve en sünek malzemedir. Sünek malzemelerde mekanik aşınma temel olarak kontakt yüzey altından malzemenin ince şeritler şeklinde aşamalı olarak ekstrüzyonu ve pul benzeri döküntülere yol açan ince bir yüzey tabakasının kırılması şeklinde meydana gelmektedir [65]. Bu durum da $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ gibi sünek alaşımlarda yüksek sürtünme oluşturarak sürtünme katsayısı değerlerinin yüksek olmasına neden olmaktadır.



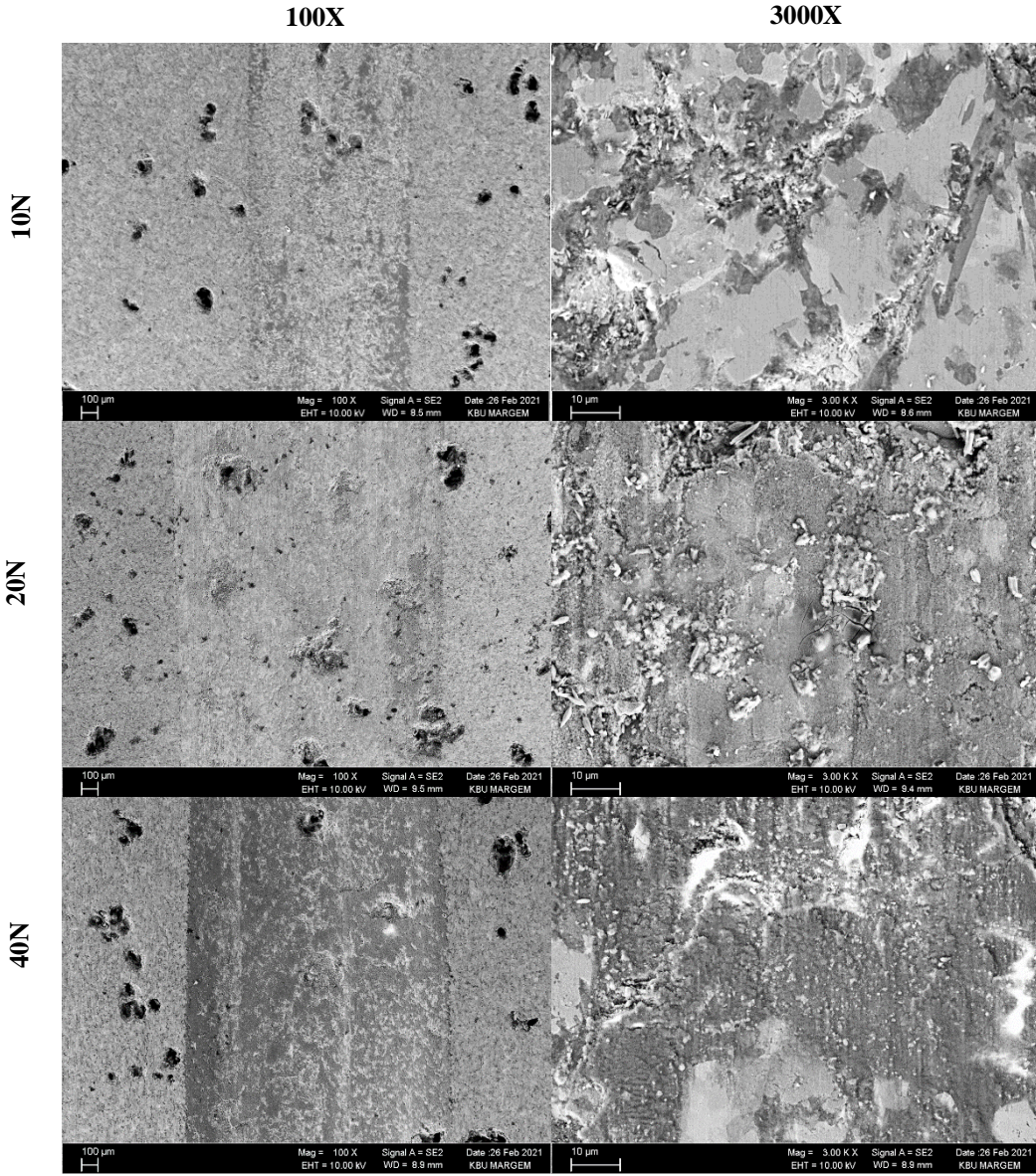
Şekil 4.14. Üretilen yüksek ve orta entropili alaşımların 10N, 20N, 40N yük altındaki sürtünme katsayısı değerleri.

4.5.1. Aşınma Testi Sonrası Yüzeylerin SEM Görüntüleri

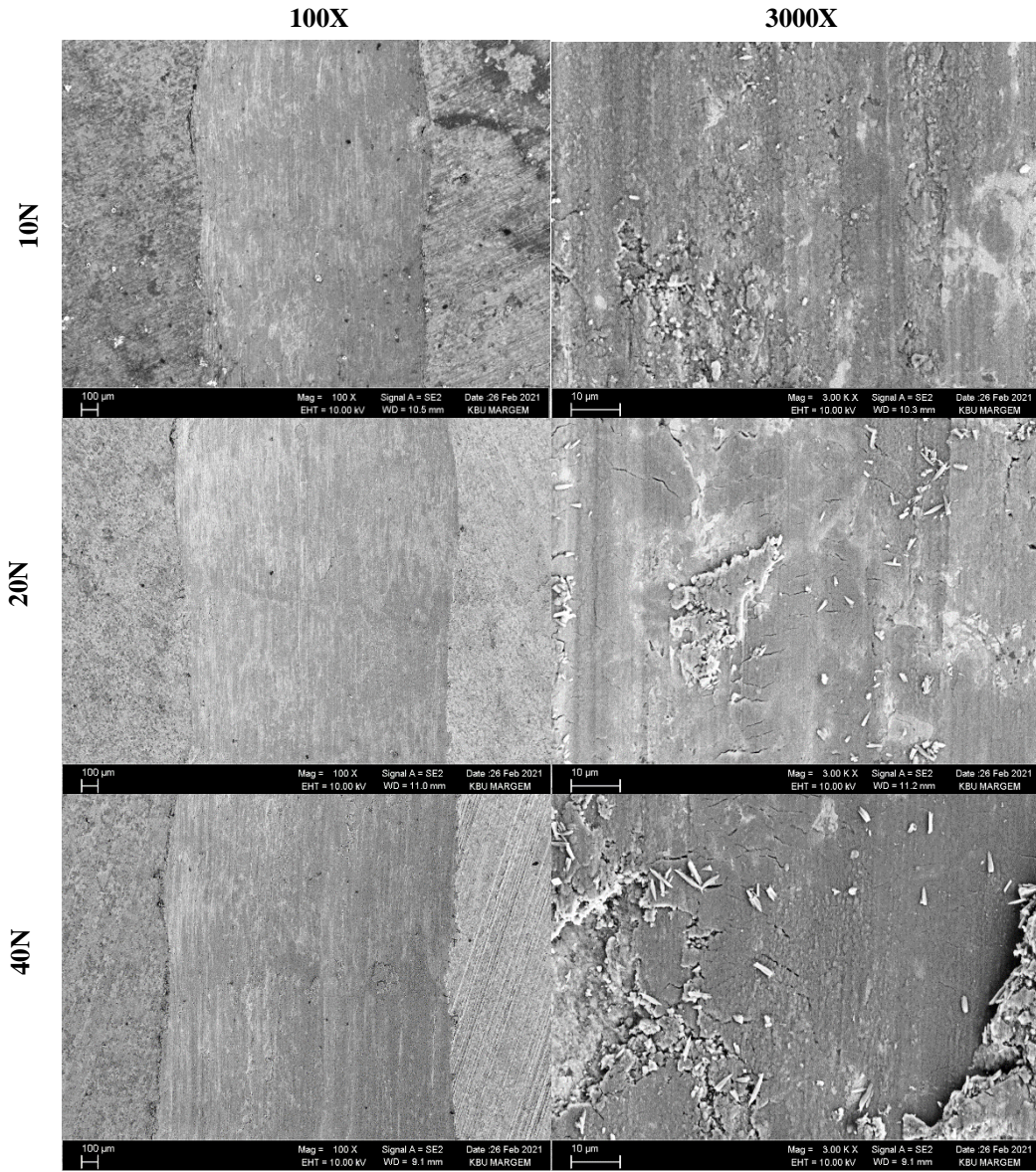
Şekil 4.15, 4.16, 4.17 ve 4.18’ de sırasıyla $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$, $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$, $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ ve $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımlarının aşınma testleri sonrası düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM görüntülerini göstermektedir. Bütün uygulanan yüklerde, numune yüzeylerinde aşınma deformasyon çizgileri net bir şekilde görülmektedir. Özellikle Şekil 4.15’ deki $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ ve Şekil 4.17’ deki $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ yüksek entropili alaşımlarda yüzeylerde ikincil fazların varlığı net bir şekilde görülmektedir. Bu alaşımlardaki sert intermetaliklerin yük taşıma kapasiteleri, aşınma testleri sırasında malzeme kaybındaki azalmanın temel nedeni olarak gösterilebilir. Bu intermetalik partikülleri aşınma testi sırasında yüzeyden ayrılarak sürüklenme göstermiş ve numune karşı malzeme arasında yük taşıma arayüzeyi oluşturarak alaşımların ciddi hasar almalarının önüne geçilmiştir. Yine bu alaşımlarda düşük yüklerde abrasif bir aşınma söz konusu iken yüksek yüklerde bir miktar adezyon ve delaminasyon da

görülmektedir. Ancak alaşımların yüksek sertlik sergilemeleri sebebiyle önemli bir plastik deformasyon görülmemiştir.

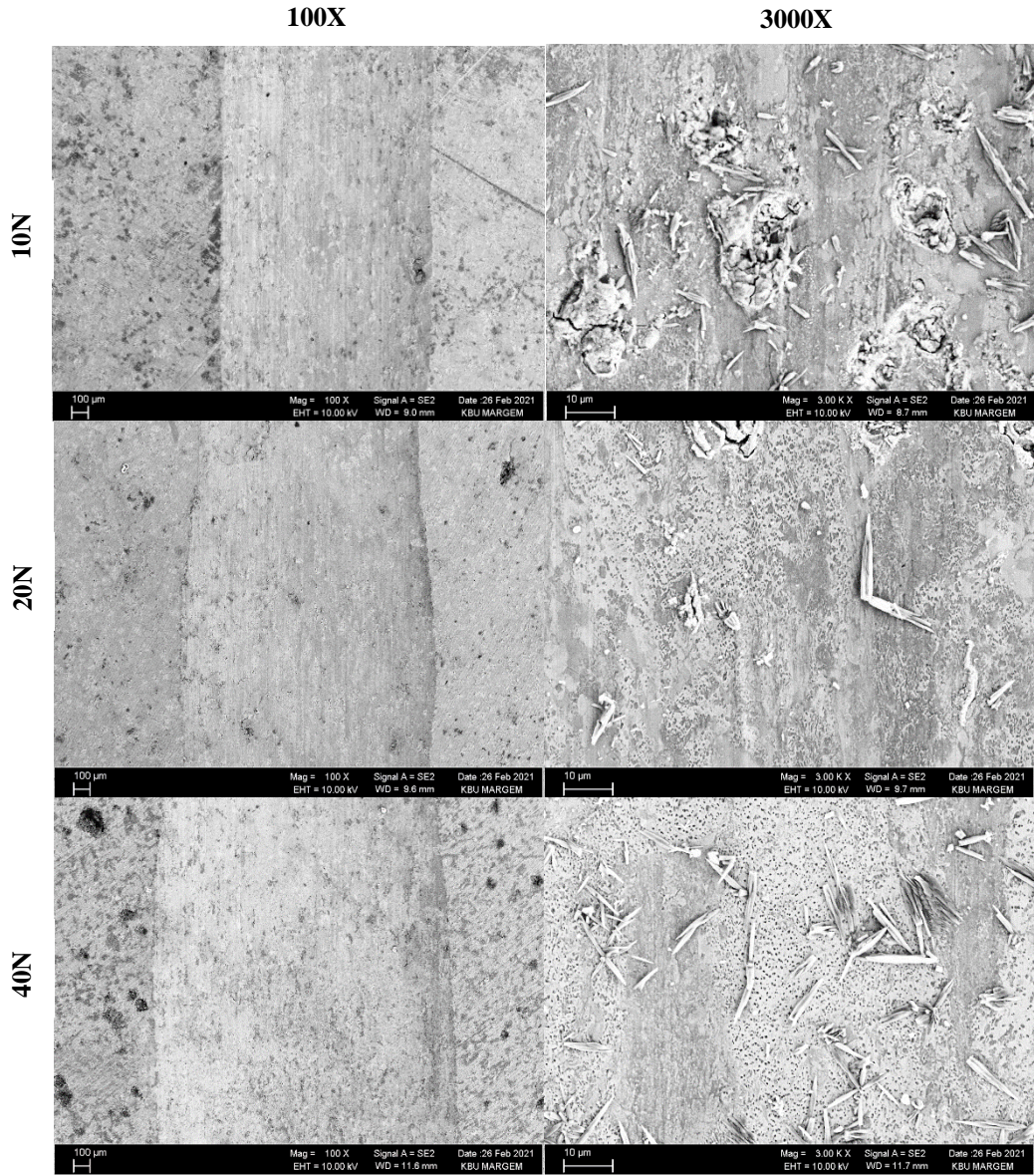
Şekil 4.16' daki $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ alaşımında ise düşük yüklerde dahi bir miktar çatlamlar ile birlikte abrasif bir aşınma mekanizması meydana gelmiştir. Artan yük ile birlikte özellikle aşınma yönüne dik delaminasyon çizgileri görülmüştür. Diğer yandan, Şekil 4.18' deki $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ orta entropili alaşımın aşınmış yüzeylerinde düşük uygulanan yüklerde dahi yüksek miktarda adezyon ve delaminasyon görülebilir. Ayrıca yüksek yüklerde malzeme yüzeyinde plastik deformasyona uğramış bölgelere de rastlanmıştır. Bu durum, bu alaşımın sünek olması sebebiyle, daha önce de tartışıldığı üzere aşınma testi sırasında ince yüzey tabakasının kırılması ile pul benzeri döküntülerin meydana gelmesi şeklinde görülmektedir. Şekil 4.19, 4.20, 4.21 ve 4.22' de 40 N altında aşınma testi sonrası numunelerin yüzeyinden alınan EDX analiz sonuçları gösterilmiştir. Burada da bütün numuneler için aşınan yüzeylerde, mikroyapı analizleri sırasında da tespit edilen birçok intermetalik fazının bulunduğu görülmektedir.



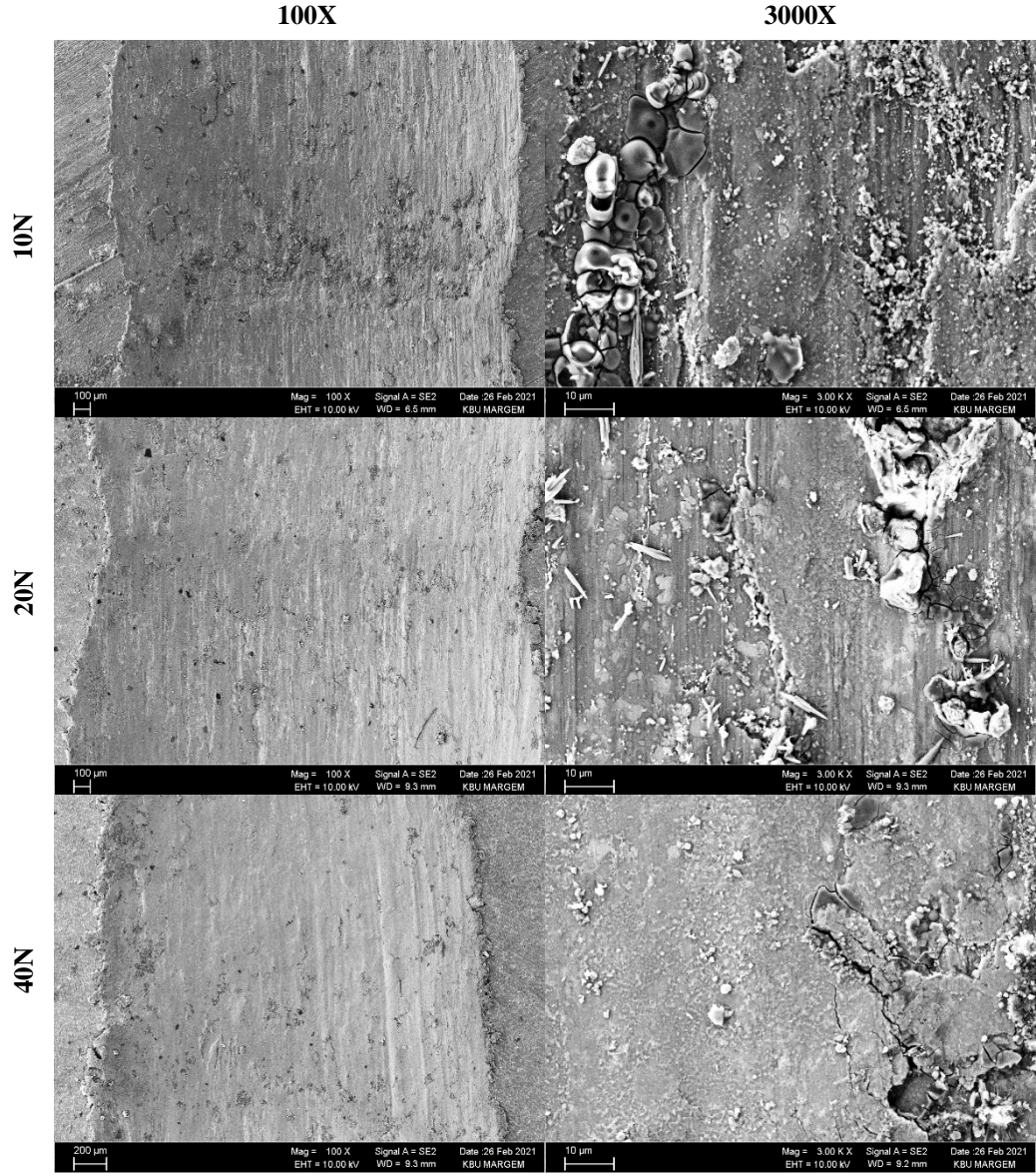
Şekil 4.15. YEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.



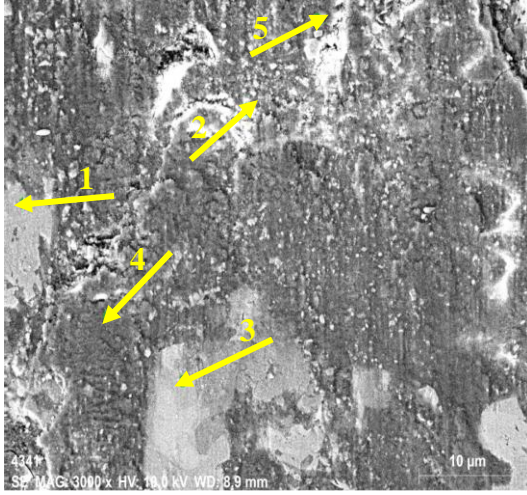
Şekil 4.16. OEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.17. YEA 2 alaşıımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.

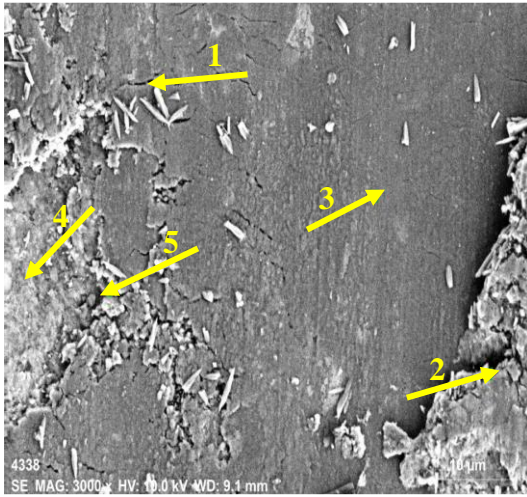


Şekil 4.18. OEA 2 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri.



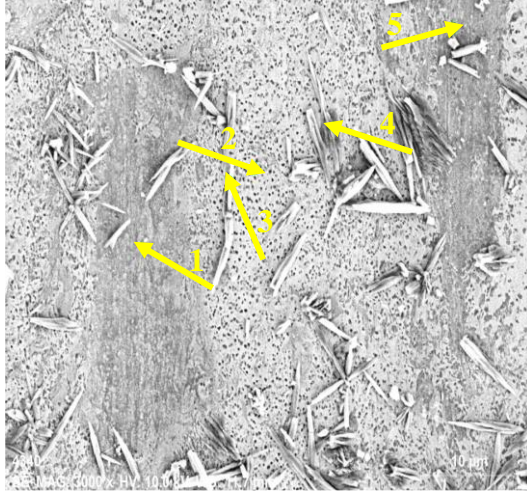
	Element (ağ.%)					
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Zn
1	34.46	59.94	0.84	0.35	0.52	3.89
2	31.10	22.48	7.87	5.05	13.64	19.87
3	34.24	61.07	0.73	0.33	0.46	3.15
4	25.77	27.16	9.21	4.57	11.56	21.73
5	21.87	5.55	1.51	34.62	31.62	4.83

Şekil 4.19. YEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.



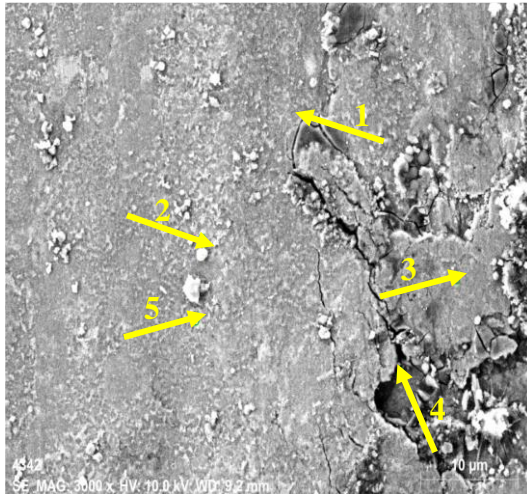
	Element (ağ.%)					
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Zn
1	39.51	20.29	8.64	1.19	20.29	24.46
2	59.47	14.43	4.03	7	3.98	11.08
3	62.63	15.88	5.60	1.12	3.30	11.47
4	53.38	26.16	3.44	3.63	4.16	9.22
5	53.40	35.99	1.61	0.24	0.56	8.21

Şekil 4.20. OEA 1 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.



	Element (ağ.%)				
	Al	Cu	Mg	Sn	Zn
1	18.62	28.37	9.36	0.03	43.61
2	4.61	65.81	0.52	2.67	26.40
3	3.27	41.08	2.18	32.61	20.86
4	3.61	13.73	3.23	67.35	12.07
5	2.66	11.72	3.07	74.78	7.76

Şekil 4.21. YEA 2 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.



	Element (ağ.%)				
	Al	Cu	Mg	Sn	Zn
1	62.83	6.53	10.08	11.01	9.55
2	52.24	3.53	7.25	4.84	32.14
3	62.63	11.56	1.64	13.77	10.40
4	67.77	6.55	1.15	11.58	12.96
5	58.35	12.20	1.78	12.49	15.18

Şekil 4.22. OEA 2 alaşımının aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analizleri.

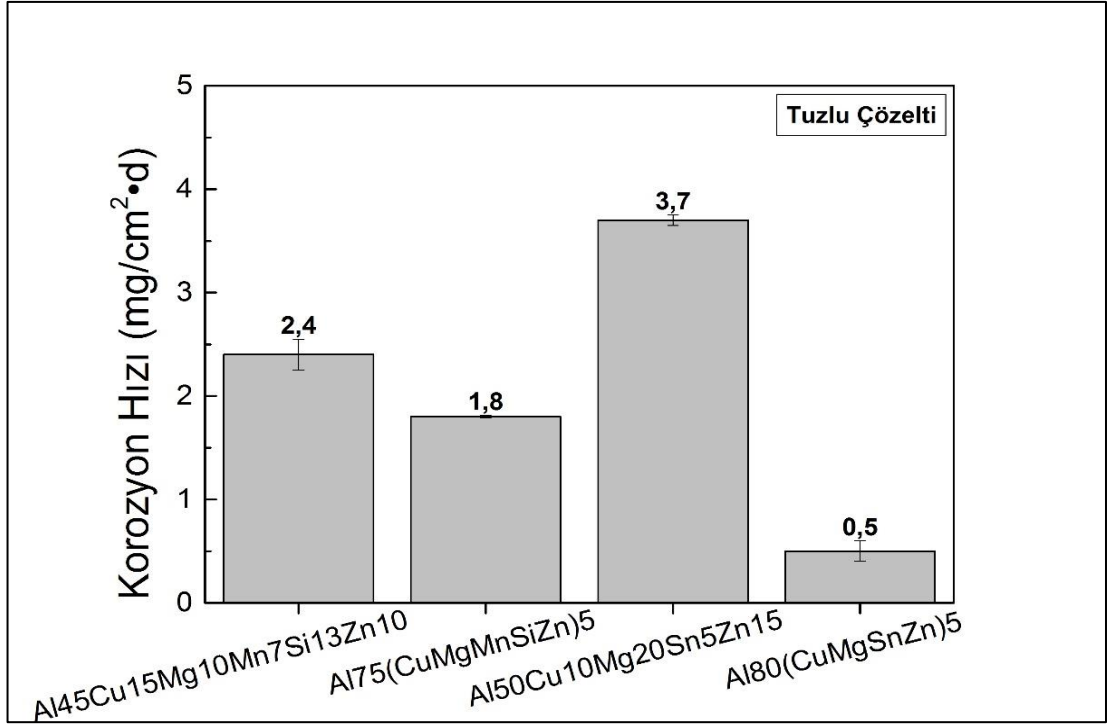
4.6. KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

4.6.1. Daldırma Testi Sonuçları

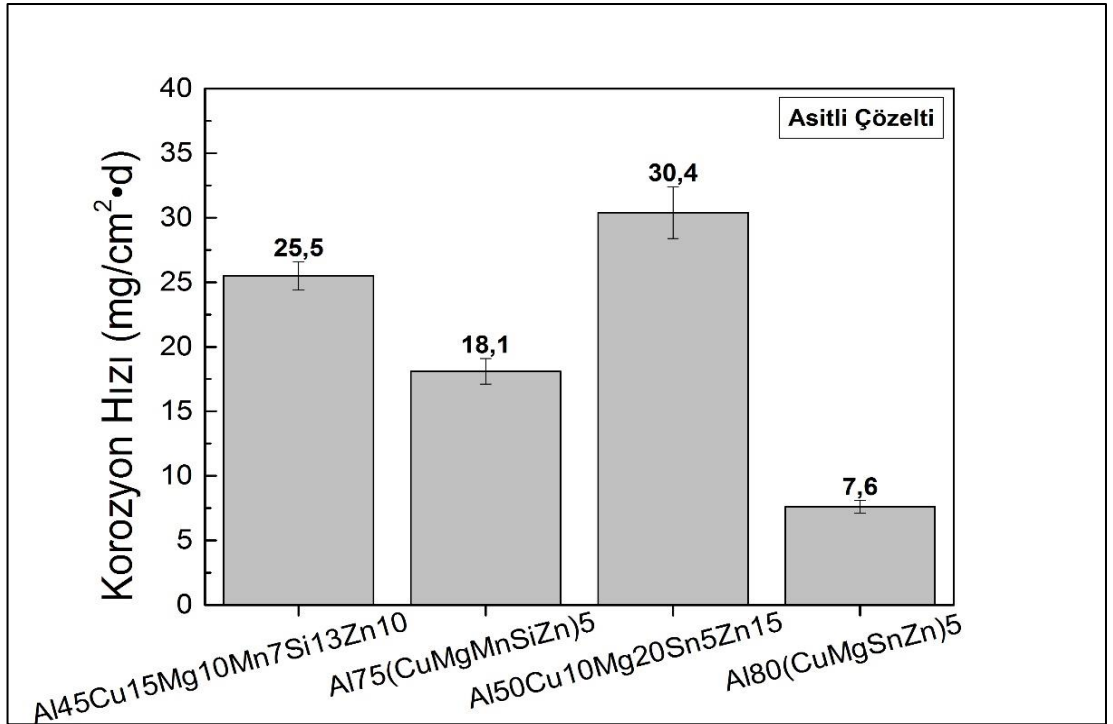
Üretilen alaşımlar %3,5 NaCl tuzlu çözeltisinde ve %5,6 H₂SO₄ asit çözeltisinde 10 gün boyunca daldırma korozyon testine tabi tutulmuş ve elde edilen korozyon hızları birim alanda ve birim zamandaki ağırlık kaybı cinsinden Şekil 4.23 ve 4.24' te sırasıyla tuzlu ve asitli çözeltiler için gösterilmiştir. Şekil 4.23' teki tuzlu su çözeltisinden

daldırma sonuçları incelendiğinde $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımının en yüksek ağırlık kaybını sergilediği görülmektedir. Bunu bir diğer yüksek entropili alaşım olan $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımı takip etmektedir. Bu alaşımların orta entropili versiyonları ile yüksek entropili alaşımlara kıyasla çok daha düşük ağırlık kaybı sergilemiştir. Özellikle beş elementli $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ orta entropili alaşımı diğer bütün alaşımlardan çok daha düşük ağırlık kaybı sergilemiş ve en iyi korozyon performansı gösteren alaşım olmuştur.

Şekil 4.24' teki %5,6 H_2SO_4 asitli çözeltisinde daldırma testi sonuçlarına bakıldığında ise bütün numunelerin korozyon hızlarında önemli derecede artış görülmüştür. Asitli çözeltinin sahip olduğu yüksek H^+ iyon konsantrasyonu sonucunda redüksiyon reaksiyonlarının kinetiği artış gösterdiğinden, malzemenin oksidasyonu yani korozyonu hızlanır ve böylelikle metal kütle kaybı artış gösterir [66,67]. Alaşımların asitli çözeltideki korozyon hızları karşılaştırıldığında, tuzlu su çözeltisindeki benzer sıralama görülmektedir. Özellikle yüksek entropili alaşımların orta entropili alaşımlardan daha düşük korozyon direnci göstermesinin temel sebebi olarak bu alaşımların Şekil 4.1' deki XRD analizinde de gösterildiği gibi yüksek miktarda intermetalik faz içermesi gösterilebilir. Bu fazların her biri belli bir standart potansiyel değerine sahiptir ve bunların arasında oluşan farklılıklar ise bu fazlar arasındaki mikrogalvanik korozyon oluşumu ihtimalini önemli derecede arttırır. Özellikle α -Al (YMK) matrisi anot konumuna düşürebilecek daha soy veya asil intermetaliklerin varlığı sonucunda oksidasyon gerçekleşerek yüksek miktarda metal kaybı meydana gelir. Bu durumun özellikle $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımında yoğun bir şekilde gerçekleştiği düşünülmektedir.



Şekil 4.23. Üretilen alaşımların tuzlu çözeltide korozyon testi sonuçları.



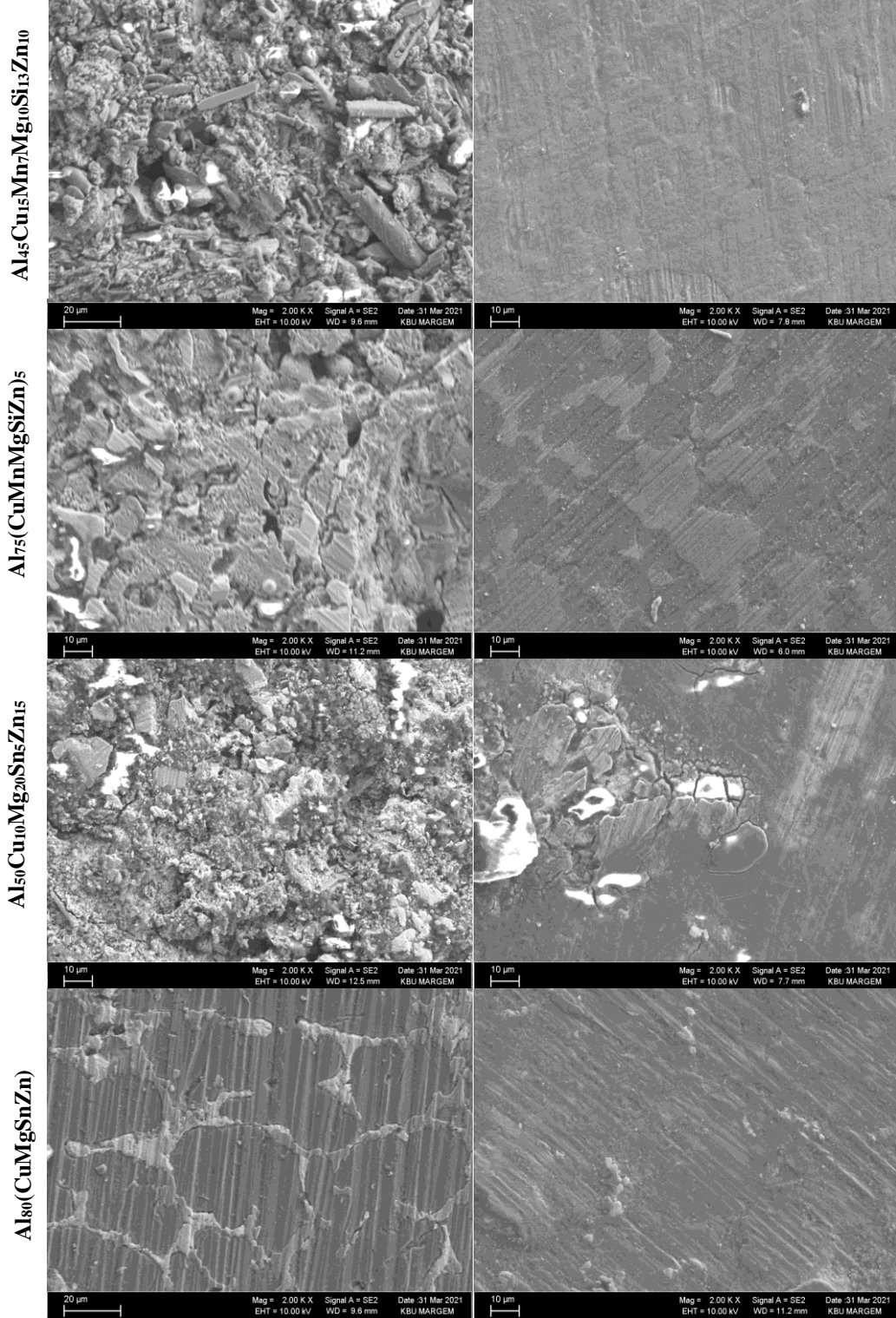
Şekil 4.24. Üretilen alaşımların asitli çözeltide korozyon testi sonuçları.

4.6.1.1. Daldırma Testi Sonrası Yüzeylerin SEM Görüntüleri

Şekil 4.25' te üretilen alaşımların %3,5 NaCl tuzlu çözeltisinde ve %5,6 H₂SO₄ asit çözeltisinde 10 gün boyunca uygulanan daldırma korozyon testi sonrası yüzeylerin SEM görüntüleri verilmiştir. Tuzlu su çözeltisinde daldırma testi sonrası Al₅₀Cu₁₀Mg₂₀Sn₅Zn₁₅ alaşımı hariç bütün numunelerin yüzeylerinde korozyon atakları homojen bir şekilde ilerlemiş ve az miktar gerçekleşmiştir. Ancak Al₅₀Cu₁₀Mg₂₀Sn₅Zn₁₅ alaşımına bakıldığında özellikle beyaz renkli ikincil fazların etrafında lokal olarak korozyon başlangıcı oluşmuş ve oldukça fazla ilerleme göstermiştir. Buradaki beyaz fazın Mg₂Sn fazı olduğu SEM incelemelerinde görülmüş ve bu fazın matris fazını anot konumuna getirerek hızlı bir şekilde metal çözünmesine yol açtığı çıkarımı yapılmıştır. Diğer yüksek entropili Al₄₅Cu₁₅Mg₁₀Mn₇Si₁₃Zn₁₀ alaşımının nispeten daha düşük korozyon hızı sergilemesinin sebebi ise bu alaşımdaki ikincil fazların daha düşük mikrogalvanik etki yaratması ve homojen dağılım sergileyerek bu etkinin azaltılarak lokalize korozyon ilerlemelerinin engellenmiş olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca bu alaşımdaki koruyucu pasif tabakanın da erkenden oluşup malzeme yüzeyine bir miktar korumuş olabileceği düşünülmektedir. Orta entropili alaşımlardaki düşük intermetalik oranı bu alaşımların homojen bir çözünme göstermesine sebep olmuştur. Ayrıca koruyucu pasif tabakanın da bu alaşımlarda daha kararlı oluşması bu alaşımların saf Al veya alaşımlarına benzer olması sebebiyle beklenmektedir. Al₈₀(CuMgSnZn)₅ alaşımının çok düşük metal kütle kaybı sergileyerek yüksek korozyon direnci sergilemesinin en önemli sebeplerinden birisinin ise yapıda bulunan düşük orandaki Sn' den kaynaklandığı düşünülmektedir. Sn' nin Al alaşımlarında korozyona olumlu etkileri daha önce rapor edilmiştir [68,69]. Sn ayrıca doğası gereği yüksek hidrojen aşırı voltajına sahiptir ve metal yüzeyindeki hidrojen iyon deşarjını azaltır. Böylelikle ilave edildiği metalin standart çözünme potansiyelini de daha pozitif değerlere getirerek korozyon direnci artırır [70,71]. Asitli çözeltideki daldırma testi sonrası numune yüzey görüntüleri incelendiğinde ise yine Al₈₀(CuMgSnZn)₅ alaşımı hariç diğer alaşımların yüzeylerinde önemli derecede güçlü korozyon ataklarının meydana geldiği görülmektedir. Yüksek asit nedeniyle yüzeyde oluşan pasif katman silinerek korozif solüsyonun alt tabakalara ilerlemesine ve metal çözünmesinin hızlanarak yüzeyde derin yarıkların oluşmasına sebep olmuştur.

Asitli Çözelti

Tuzlu Çözelti



Şekil 4.25. Üretilen alaşımların asitli ve tuzlu çözeltide korozyon testi sonrası yüzeylerinin SEM görüntüleri.

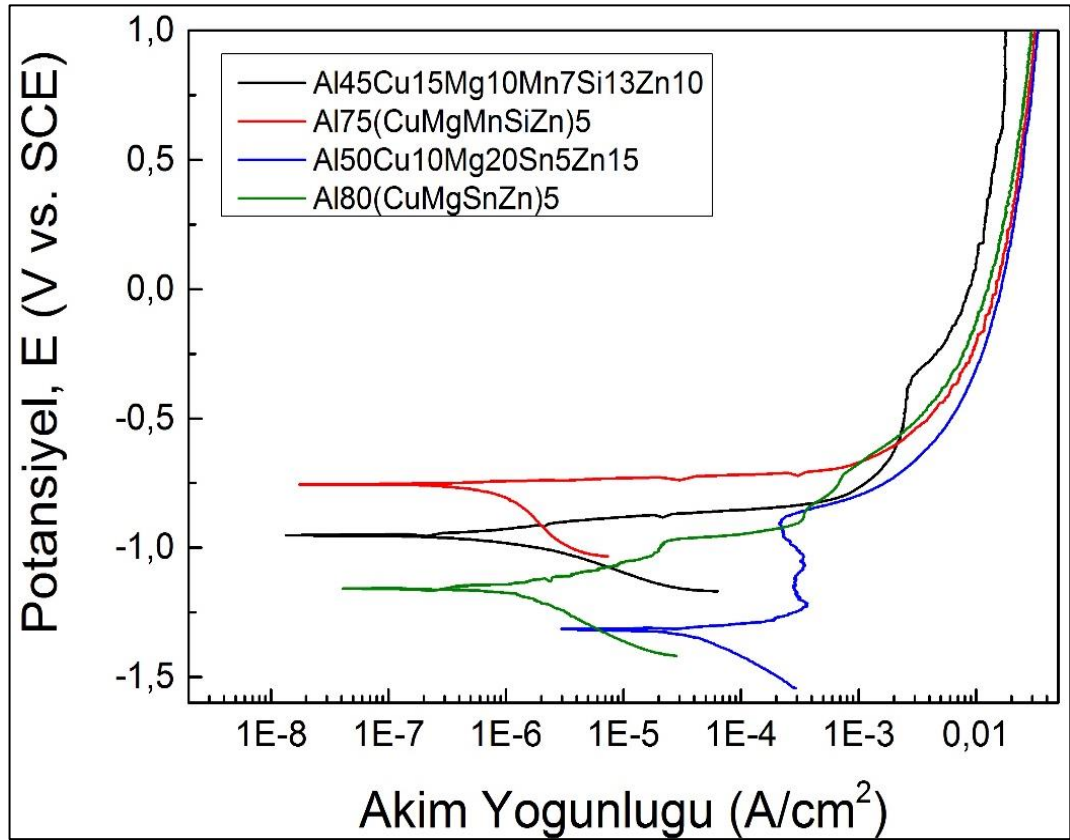
4.6.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları

Şekil 4.26' da üretilen alaşımların %3,5 NaCl tuzlu çözeltisinde ve Şekil 4.27' de %5,6 H₂SO₄ asit çözeltisinde ölçülen polarizasyon eğrileri gösterilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen korozyon akım yoğunluğu (i_{kor}), korozyon potansiyeli (E_{kor}), anodik bölge eğimi (β_A), katodik bölge eğimi (β_C) ve polarizasyon direnci (R_p) değerleri ise Çizelge 4.3' te gösterilmiştir. Polarizasyon eğrilerinin özellikle metal oksidasyonunu temsil eden anodik bölgesi incelendiğinde bu bölgenin tuzlu su çözeltisinde oldukça geniş akım aralığı sergileyerek pasivasyon bölgesine geçtiği görülmüştür. Ancak Şekil 4.27' de gösterildiği üzere asitli çözeltide pasivasyon bölgesine geçiş için anodik bölgedeki akım aralığı oldukça düşüktür. Bu durum asitli çözelti anodik korozyon kinetiklerinin tuzlu su çözeltisine nazaran çok daha hızlı olduğunu ve böylelikle asitli çözeltide alaşımların yüzeyinde koruyucu pasif tabakanın daha hızlı oluşarak malzemeyi pasif hale getirdiğini göstermektedir. Ancak asitli çözeltide yüksek H⁺ iyonu ile oluşan yüksek katodik kinetikleri meydana geldiğinden bu alaşımların özellikle i_{kor} değerleri daha yüksek çıkmaktadır. Çizelge 4.3' te görüldüğü üzere bütün numuneler asitli çözeltilerde tuzlu çözeltilerdekine kıyasla çok daha yüksek i_{kor} değeri sergilemiştir.

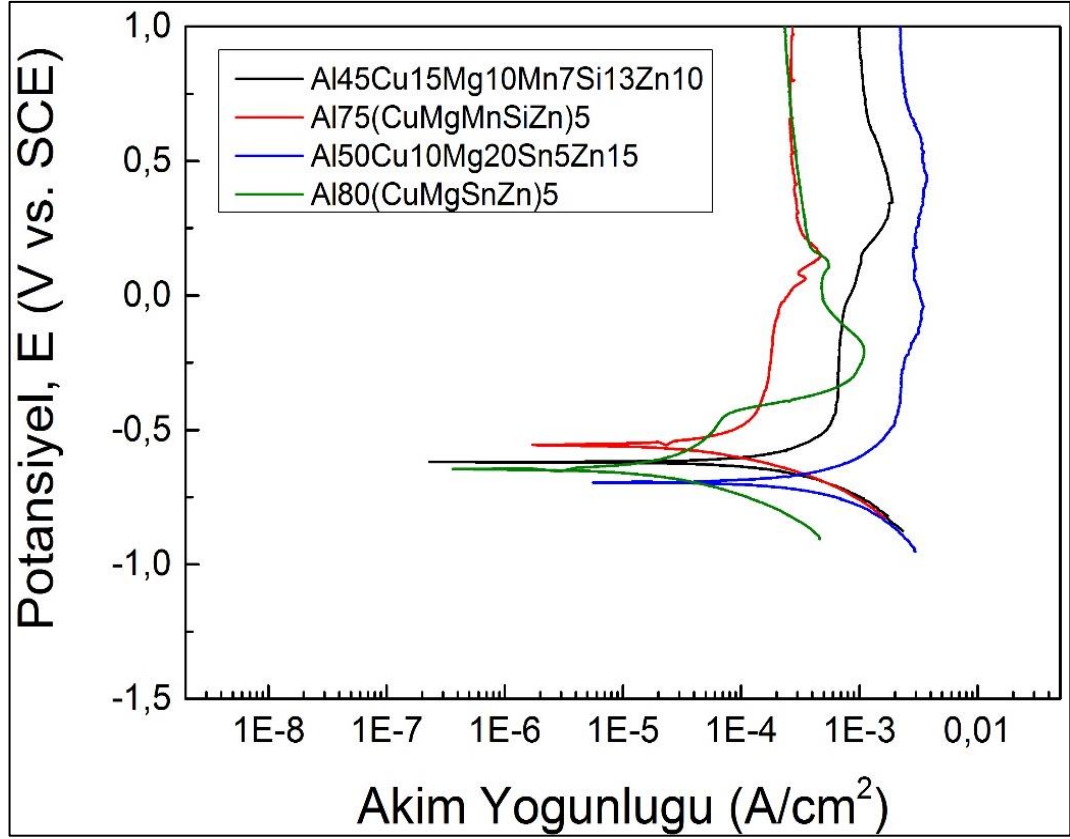
Şekil 4.26' da Al₅₀Cu₁₀Mg₂₀Sn₅Zn₁₅ alaşımına ait polarizasyon eğrisinde birincil bir pasivasyon bölgesinin varlığı görülmektedir. Buradaki küçük pasif aralıkta birçok girintili çıkıntılı şekil olarak görülen yarı kararlı çukurcukların oluşması söz konusudur. Bu yarı kararlı lokalize korozyon atakları daha sonra kararlı hale gelerek ani bir korozyon akım yükselmesi sergilemiş ve malzeme yüksek oranda korozyona veya metal kütle kaybına uğramıştır. Şekil 4.26 ve Çizelge 4.3' teki sonuçlar incelendiğinde de Al₅₀Cu₁₀Mg₂₀Sn₅Zn₁₅ alaşımının i_{kor} değerinin diğer alaşımlardan çok daha yüksek, E_{kor} değerinin ise çok daha negatif olduğu görülmektedir. Yüksek i_{kor} değeri metalin çözünme hızının yüksek kinetiğe sahip olduğunu gösterirken, daha negatif E_{kor} değeri ise malzemenin korozyona uğrama yatkınlığının arttığını gösterir [66,72]. Bu sebeple Al₅₀Cu₁₀Mg₂₀Sn₅Zn₁₅ alaşımının Şekil 4.23' teki tuzlu su daldırma sonuçlarına benzer şekilde, elektrokimyasal test sonuçlarına göre de en düşük korozyon direnci sergileyen alaşım olduğu görülmüştür. Diğer alaşımların E_{kor} değerleri birbirinden oldukça farklı olmasına rağmen tuzlu su çözeltisinde birbirine yakın i_{kor} değerlerine sahiptir ve bu nedenle benzer korozyon performansına sahip

oldukları söylenebilir. Ayrıca tuzlu su çözeltisinde alaşımların pasivasyon potansiyeli ve pasivasyon akım yoğunluğu da birbirine oldukça yakın görünmektedir.

Şekil 4.27' deki asitli çözeltide elde edilen polarizasyon eğrilerinde, bütün alaşımların anodik ve katodik kısımlarının birbirine benzer şekilde ilerlediği görülmektedir. Çizelge 4.3'teki sonuçlara göre de asitli çözeltide bütün alaşımların i_{kor} ve E_{kor} değerleri arasındaki fark tuzlu su çözeltisine kıyasla çok daha azdır. Ancak özellikle $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımının i_{kor} değerinin diğer alaşımlardan daha yüksek olduğu ve bu alaşımın yine en düşük korozyon direncini sergilediği görülmektedir. Asitli çözeltideki pasivasyon akım yoğunlukları için şöyle bir sıralama yapılabilir: $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15} > Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10} > Al_{80}(CuMgSnZn)_5 > Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$. Yüksek pasivasyon akım yoğunluğu pasif filmin kararlılığının daha düşük olduğunu ifade etmektedir [73,74]. Bu nedenle pasif film kararlılığının da yüksek entropili alaşımlarda düşük entropililere kıyasla çok daha düşük olduğu söylenebilir.



Şekil 4.26. Alaşımların tuzlu çözeltide elektrokimyasal korozyon testi sonuçları.



Şekil 4.27. Alaşımların asitli çözeltide elektrokimyasal korozyon testi sonuçları.

Çizelge 4.3. Elektrokimyasal korozyon test sonuçları.

Çözelti	Alaşım	i_{kor} (A/cm ²)	E_{kor} (mV)	β_A (mV)	β_C (mV)	R_p (Ω/cm^2)
Tuzlu Su	Al ₄₅ Cu ₁₅ Mg ₁₀ Mn ₇ Si ₁₃ Zn ₁₀	$9,0 \times 10^{-6}$	-952	84,7	136,8	2527,1
	Al ₇₅ (CuMgMnSiZn) ₅	$9,5 \times 10^{-6}$	-756	62,7	448,2	2517,4
	Al ₅₀ Cu ₁₀ Mg ₂₀ Sn ₅ Zn ₁₅	541×10^{-6}	-1320	86,3	328,7	54,9
	Al ₈₀ (CuMgSnZn) ₅	$13,2 \times 10^{-6}$	-1160	109,1	226,8	2426,4
Asitli	Al ₄₅ Cu ₁₅ Mg ₁₀ Mn ₇ Si ₁₃ Zn ₁₀	$5,1 \times 10^{-3}$	-619	553,9	314,7	17,1
	Al ₇₅ (CuMgMnSiZn) ₅	$1,6 \times 10^{-3}$	-556	1509	230,4	54,3
	Al ₅₀ Cu ₁₀ Mg ₂₀ Sn ₅ Zn ₁₅	115×10^{-3}	-695	2422	115	0,4
	Al ₈₀ (CuMgSnZn) ₅	$0,5 \times 10^{-3}$	-646	967,1	225	158,7

BÖLÜM 5

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında düşük yoğunluklu yüksek entropili $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ ve $Al_{50}Cu_{10}Mg_{20}Sn_5Zn_{15}$ alaşımları ve bunların orta entropili versiyonları olan $Al_{75}(CuMgMnSiZn)_5$ ve $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımlarının üretimleri yapılmış olup mikroyapı, mekanik özellikleri, aşınma ve korozyon dirençleri incelenmiştir. Üretilen alaşımlara uygulanan testler sonucunda elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

- Mikroyapı incelemelerinde yüksek entropili alaşımların içeriğindeki elementlerin eşmolarlara daha yakın olmasından dolayı intermetalik fazların daha çok olduğu gözlemlenmiştir. Alaşımlarda artan element sayısı ve elementlerin birbirlerine yakın oranda olması intermetalik fazların oluşumunu daha da kolaylaştırdığı görülmüştür.
- Mekanik testler sonucunda, alaşım içeriğindeki sert intermetalik fazların fazla olması, artan karışım entropi değeri sonucu oluşan katı çözeltili faz ve kafes distorsiyon etkisinden dolayı oluşan dislokasyon hareketlerinin zorlaşması sebebiyle yüksek entropili alaşımların yüksek sertlik ve basma mukavemeti sergilediği görülmüştür. Üretim sırasında oluşan bazı kusurlarında alaşımların mekanik özelliklerini düşürdüğü görülmüştür.
- Korozyon deneyleri sonucunda, orta entropili alaşımların yüksek entropili alaşımlara göre daha yüksek direnç gösterdiği görülmüştür. Bunun sebebi ise orta entropili alaşımların daha az intermetalik faz içermesidir.
- Aşınma deneyinin sonucunda, $Al_{45}Cu_{15}Mg_{10}Mn_7Si_{13}Zn_{10}$ alaşımı en iyi aşınma direncini gösterirken, $Al_{80}(CuMgSnZn)_5$ alaşımı ise alaşımlar arasında en düşük aşınma direncini göstermiştir. Aşınma direncinin sertlik değerleriyle doğru orantıda olduğu saptanmıştır.

Gelişen teknoloji ile birlikte yeni tip malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Mevcut geleneksel malzemeler çoğu zaman yeterli olsa da bazı durumlarda eksiklik içermektedir. Son yıllarda geleneksel alaşımlara alternatif olarak kullanılacak yüksek ve orta entropili alaşımlar literatüre girmeye başlamıştır. Yüksek entropili alaşımlar üstün mukavemet, sertlik ve korozyon direnci gibi özellikleri aynı anda sahip olabilirler. Düşük ağırlık istenen uygulamalarda (otomotiv, uzay ve havacılık vs.) kullanılma potansiyeline sahiptirler. Son yıllarda ortaya çıkması nedeniyle araştırılmaya açık bir konudur. Özellikle düşük yoğunluklu, şekillendirilebilirliği yüksek, korozyona dirençli yüksek ve orta entropili alaşım sistemleri üretilerek incelenebilir. Ayrıca bu tip alaşım sistemlerini matris malzemesi olarak kullanarak metal matrisli kompozitler elde etmek mümkün olabilir.

KAYNAKLAR

1. Taslaman, P. D. C., "Big Bang ve Tanrı", *İstanbul Yayınevi*, 177 (2015).
2. Rifkin, J., "Entropi: Dünyaya yeni bir bakış", *Ağaç Yayıncılık*, 312 (1992).
3. Zhang, Y., Zhou, Y. J., Lin, J. P., Chen, G. L., and Liaw, P. K., "Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys", *Advanced Engineering Materials*, 10 (6): 534–538 (2008).
4. Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K., and Lu, Z. P., "Microstructures and properties of high-entropy alloys", *Progress In Materials Science*, 61: 1–93 (2014).
5. Yeh, J.-W., Chen, S.-K., Lin, S.-J., Gan, J.-Y., Chin, T.-S., Shun, T.-T., Tsau, C.-H., and Chang, S.-Y., "Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes", *Advanced Engineering Materials*, 6 (5): 299–303 (2004).
6. Murty, B. S., Yeh, J.-W., Ranganathan, S., and Bhattacharjee, P. P., "High-Entropy Alloys", *Elsevier*, 390 (2019).
7. "High-Entropy Alloys: Fundamentals and Applications", *Springer International Publishing*, (2016).
8. Miracle, D. B., Miller, J. D., Senkov, O. N., Woodward, C., Uchic, M. D., and Tiley, J., "Exploration and Development of High Entropy Alloys for Structural Applications", *Entropy*, 16 (1): 494–525 (2014).
9. Yeh, J.-W., "Alloy Design Strategies and Future Trends in High-Entropy Alloys", *JOM - Journal Of The Minerals, Metals And Materials Society*, 65: 1759–1771 (2013).
10. Alotaibi, S., "Microstructure and Mechanical Properties of CoCrFeMnNi High Entropy Alloy", *UC San Diego*, (2017).
11. "ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys - ASM International", https://www.asminternational.org/home/journal_content/56/10192/06181G/PUBLICATION (2021).
12. "Intermetallic Compounds. Structural Applications of Intermetallic Compounds | J. H. Westbrook, R. L. Fleischer | Download", <https://tr.b-ok.as/book/557866/896064?dsourc=recommend> (2021).

13. Smith, C. S., "Four Outstanding Researches in Metallurgical History", (19630000)
14. Yeh, J.-W., "Recent progress in high-entropy alloys", *European Journal of Control - EUR J CONTROL*, 31: 633–648 (2006).
15. Erdogan, A. and Zeytin, S., "YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLAR: PRENSİPLER VE ALAŞIM TASARIMI", *Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 8 (2): 1160–1178 (2019)
16. Miracle, D. B. and Senkov, O. N., "A critical review of high entropy alloys and related concepts", *Acta Materialia*, 122: 448–511 (2017).
17. Yeh, J.-W., Chang, S.-Y., Hong, Y.-D., Chen, S.-K., and 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).
18. Tsai, M.-H. and Yeh, J.-W., "High-Entropy Alloys: A Critical Review", *Materials Research Letters*, 2 (3): 107–123 (2014).
19. Tsai, M.-H., Wang, C.-W., Tsai, C.-W., Shen, W.-J., Yeh, J.-W., Gan, J.-Y., and Wu, W.-W., "Thermal Stability and Performance of NbSiTaTiZr High-Entropy Alloy Barrier for Copper Metallization", *Journal of The Electrochemical Society*, 158 (11): H1161 (2011).
20. Yeh, J.-W., Lin, S.-J., Chin, T.-S., Gan, J.-Y., Chen, S.-K., Shun, T.-T., Tsau, C.-H., and 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).
21. Zhang, Y., Zuo, T., Cheng, Y., and Liaw, P. K., "High-entropy Alloys with High Saturation Magnetization, Electrical Resistivity and Malleability", *Scientific Reports*, 3 (1): 1455 (2013).
22. Tian, F., Varga, L. K., Chen, N., Shen, J., and Vitos, L., "Empirical design of single phase high-entropy alloys with high hardness", *Intermetallics (Barking)*, 58: 1–6 (2015).
23. Hemphill, M. A., Yuan, T., Wang, G. Y., Yeh, J.-W., Tsai, C.-W., Chuang, A., and Liaw, P., "Fatigue behavior of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloys", *Acta Materialia*, 60: 5723–5734 (2012).
24. Hsu, U. S., Hung, U. D., Yeh, J. W., Chen, S. K., Huang, Y. S., and Yang, C. C., "Alloying behavior of iron, gold and silver in AlCoCrCuNi-based equimolar high-entropy alloys", *Materials Science and Engineering: A*, 460–461: 403–408 (2007).

25. Guo, S., Ng, C., and Liu, C., "Anomalous solidification microstructures in Co-free $\text{Al}_x\text{CrCuFeNi}_2$ high-entropy alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, 557: 77–81 (2013).
26. He, J. Y., Liu, W. H., Wang, H., Wu, Y., Liu, X. J., Nieh, T. G., and Lu, Z. P., "Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system", *Acta Materialia*, 62: 105–113 (2014).
27. Ji, W., Fu, Z., Wang, W., Wang, H., Zhang, J., Wang, Y., and Zhang, F., "Mechanical alloying synthesis and spark plasma sintering consolidation of CoCrFeNiAl high-entropy alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, 589: 61–66 (2014).
28. Ma, S. G., Zhang, S. F., Gao, M. C., Liaw, P. K., and Zhang, Y., "A Successful Synthesis of the CoCrFeNiAl_{0.3} Single-Crystal, High-Entropy Alloy by Bridgman Solidification", *JOM - Journal of The Minerals, Metals and Materials Society*, 65: 1751–1758 (2013).
29. Suryanarayana, C., "Mechanical Alloying and Milling", *Progress in Materials Science*, 46: 1–184 (2001).
30. Tüzünalp, K. K., Ünalın, İ., Öksüz, Y. T., and Kocatepe, K., "Ticari saf alüminyumun yönlü katılaştırılması için düzenek geliştirilmesi", *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 25 (2): 321–329 (2010).
31. Internet: Cui, H. B., Wang, H. Y., Wang, J. Y., and Fu, H. Z., "Microstructure and Microsegregation in Directionally Solidified FeCoNiCrAl High Entropy Alloy", <https://www.scientific.net/AMR.189-193.3840> (2021).
32. Internet: Cui, H. B., Zheng, L. F., and Wang, J. Y., "Microstructure Evolution and Corrosion Behavior of Directionally Solidified FeCoNiCrCu High Entropy Alloy", <https://www.scientific.net/AMM.66-68.146> (2021).
33. Kunce, I., Polanski, M., and Bystrzycki, J., "Structure and hydrogen storage properties of a high entropy ZrTiVCrFeNi alloy synthesized using Laser Engineered Net Shaping (LENS)", *International Journal of Hydrogen Energy*, 38 (27): 12180–12189 (2013).
34. Zhao, J., Cao, W., Ge, C., Tan, Y., Zhang, Y., and Fei, Q., "Research on laser engineered net shaping of thick-wall nickel-based alloy parts", *Rapid Prototyping Journal*, 15 (1): 24–28 (2009).
35. Benjamin, J. S., "Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying", *Metallurgical Transactions*, 1 (10): 2943–2951 (1970).
36. Fu, Z., Chen, W., Fang, S., Zhang, D., Xiao, H., and Zhu, D., "Alloying behavior and deformation twinning in a CoNiFeCrAl_{0.6}Ti_{0.4} high entropy alloy processed by spark plasma sintering", *Journal of Alloys and Compounds*, 553: 316–323 (2013).

37. Fu, Z., Chen, W., Xiao, H., Zhou, L., Zhu, D., and Yang, S., "Fabrication and properties of nanocrystalline Co_{0.5}FeNiCrTi_{0.5} high entropy alloy by MA–SPS technique", *Materials & Design*, 44: 535–539 (2013).
38. Fang, S., Chen, W., and Fu, Z., "Microstructure and mechanical properties of twinned Al_{0.5}CrFeNiCo_{0.3}C_{0.2} high entropy alloy processed by mechanical alloying and spark plasma sintering", *Materials & Design (1980-2015)*, 54: 973–979 (2014).
39. Lai, C.-H., Lin, S.-J., Yeh, J.-W., and Chang, S.-Y., "Preparation and characterization of AlCrTaTiZr multi-element nitride coatings", *Surface and Coatings Technology*, 201 (6): 3275–3280 (2006).
40. Feng, X., Tang, G., Ma, X., Sun, M., and Wang, L., "Characteristics of multi-element (ZrTaNbTiW)N films prepared by magnetron sputtering and plasma based ion implantation", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 301: 29–35 (2013).
41. Chen, H.-C., Jan, D.-J., Chen, C.-H., and Huang, K.-T., "Bond and electrochromic properties of WO₃ films deposited with horizontal DC, pulsed DC, and RF sputtering", *Electrochimica Acta*, 93: 307–313 (2013).
42. Chikumba, S. and Rao, V. V., "High entropy alloys: development and applications", (2015).
43. Internet: Yeh, J. W., Chen, Y. L., Lin, S. J., and Chen, S. K., "High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation", <https://www.scientific.net/MSF.560.1> (2021).
44. Sanchez, J., Vicario, I., Albizuri, J., Guraya, T., Koval, N., and Alonso, J., "Compound Formation and Microstructure of As-Cast High Entropy Aluminums", *Metals*, 8: (2018).
45. Youssef, K. M., Zaddach, A. J., Niu, C., Irving, D. L., and Koch, C. C., "A Novel Low-Density, High-Hardness, High-entropy Alloy with Close-packed Single-phase Nanocrystalline Structures", *Materials Research Letters*, 3 (2): 95–99 (2015).
46. Internet: Li, R., Gao, J. C., and Fan, K., "Study to Microstructure and Mechanical Properties of Mg Containing High Entropy Alloys", <https://www.scientific.net/MSF.650.265> (2021).
47. Tseng, K.-K., Yang, Y., Juan, C., Chin, T., Tsai, C., and Yeh, J.-W., "A light-weight high-entropy alloy Al₂₀Be₂₀Fe₁₀Si₁₅Ti₃₅", *Science China Technological Sciences*, 61: (2017).
48. Sanchez, J. M., Vicario, I., Albizuri, J., Guraya, T., and Acuña, E. M., "Design, Microstructure and Mechanical Properties of Cast Medium Entropy Aluminium Alloys", *Scientific Reports*, 9 (1): 6792 (2019).

49. Zobac, O., Kroupa, A., and Richter, K. W., "Experimental study of the Al–Cu–Zn ternary phase diagram", *Journal of Materials Science*, 55 (24): 10796–10810 (2020).
50. Klopotov, A., Ivanov, Y., Vlasov, V., Dedov, N., and Loskutov, O., "Phase transformations in the system Cu-Zn-Al under conditions far from equilibrium", *AIP Conference Proceedings*, 1698 (1): 030004 (2016).
51. Campbell, A. N. and Kartzmark, R., "THE SYSTEMS ALUMINUM-TIN AND ALUMINUM-LEAD-TIN", *Canadian Journal of Chemistry*, 34 (10): 1428–1439 (1956).
52. Tomota, Y., Suzuki, T., Kanie, A., Shiota, Y., Uno, M., Moriai, A., Minakawa, N., and Morii, Y., "In situ neutron diffraction of heavily drawn steel wires with ultra-high strength under tensile loading", *Acta Materialia*, 53 (2): 463–467 (2005).
53. UKAI, S., MIZUTA, S., FUJIWARA, M., OKUDA, T., and KOBAYASHI, T., "Development of 9Cr-ODS Martensitic Steel Claddings for Fuel Pins by means of Ferrite to Austenite Phase Transformation", *Journal Of Nuclear Science And Technology*, 39 (7): 778–788 (2002).
54. Deligianni, D. D., Katsala, N., Ladas, S., Sotiropoulou, D., Amedee, J., and Missirlis, Y. F., "Effect of surface roughness of the titanium alloy Ti–6Al–4V on human bone marrow cell response and on protein adsorption", *Biomaterials*, 22 (11): 1241–1251 (2001).
55. Yang, X., Chen, S. Y., Cotton, J. D., and Zhang, Y., "Phase Stability of Low-Density, Multiprincipal Component Alloys Containing Aluminum, Magnesium, and Lithium", *JOM*, 66 (10): 2009–2020 (2014).
56. Kim, S. M. and Morris, D. G., "Long range order and vacancy properties in Al-rich Fe₃Al and Fe₃Al(Cr) alloys", *Acta Materialia*, 46 (8): 2587–2602 (1998).
57. Zhou, Y. J., Zhang, Y., Wang, Y. L., and Chen, G. L., "Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi_x with excellent room-temperature mechanical properties", *Applied Physics Letters*, 90 (18): 181904 (2007).
58. Zhang, Y., Lu, Z. P., Ma, S. G., Liaw, P. K., Tang, Z., Cheng, Y. Q., and Gao, M. C., "Guidelines in predicting phase formation of high-entropy alloys", *MRS Communications*, 4 (2): 57–62 (2014).
59. Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K., and Lu, Z. P., "Microstructures and properties of high-entropy alloys", *Progress in Materials Science*, 61: 1–93 (2014).
60. Miracle, D. B. and Senkov, O. N., "A critical review of high entropy alloys and related concepts", *Acta Materialia*, 122: 448–511 (2017).

61. Turan, M. E., Zengin, H., and Sun, Y., "Dry Sliding Wear Behavior of (MWCNT + GNPs) Reinforced AZ91 Magnesium Matrix Hybrid Composites", *Metals and Materials International*, (2019).
62. Zengin, H., Turen, Y., and Turan, M. E., "Tensile and wear properties of as-cast and as-extruded ZK60 magnesium alloys containing minor Nd additions", *Materials Research Express*, 6 (8): 086528 (2019).
63. Archard, J. F., "Elastic deformation and the laws of friction", *Proc. R. Soc. Lond. A*, 243 (1233): 190–205 (1957).
64. Zhang, Y., Yang, X., and Liaw, P. K., "Alloy Design and Properties Optimization of High-Entropy Alloys", *JOM*, 64 (7): 830–838 (2012).
65. Kapoor, A. and Franklin, F. J., "Tribological layers and the wear of ductile materials", *Wear*, 245 (1): 204–215 (2000).
66. Bardal, E., "Corrosion and Protection", 2004 edition. Ed., *Springer*, London; New York, 315 (2004).
67. Pedferri, P., "Corrosion Science and Engineering", 1st ed. 2018 edition. Ed., *Springer*, New York, NY, 720 (2018).
68. Sadawy, M. M. and Zohdy, K. M., "Effect of TIN on the Corrosion and Electrochemical Behavior of Al-Zn-Mg Alloy in Sea Water", *Light Metals 2014, Springer International Publishing*, Cham, 383–388 (2016).
69. Vargel, C., "Types of Corrosion on Aluminium", *Corrosion of Aluminium, Elsevier*, Amsterdam, 113–146 (2004).
70. Song, G.-L., "Effect of tin modification on corrosion of AM70 magnesium alloy", *Corrosion Science*, 51 (9): 2063–2070 (2009).
71. Bowles, A. L., Blawert, C., Hort, N., and Kainer, K. U., "Microstructural investigations of the Mg–Sn and Mg–Sn–An alloy systems", *Magnesium Technology 2004* Edited by Alan A. Luo TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 307–310 (2004).
72. Song, G. L., "Corrosion of Magnesium Alloys", *Elsevier*, 665 (2011).
73. Lv, J., Liang, T., Wang, C., and Guo, T., "Influence of sensitization on passive films in AISI 2205 duplex stainless steel", *Journal of Alloys and Compounds*, 658: 657–662 (2016).
74. Rosalbino, F., Negri, S. D., Scavino, G., and Saccone, A., "Microstructure and in vitro degradation performance of Mg–Zn–Mn alloys for biomedical application", *Journal Of Biomedical Materials Research Part A*, 101A (3): 704–711 (2013).

ÖZGEÇMİŞ

Hilmi ŞAHİN 1994 yılında Karabük’ de doğdu. İlk ve orta öğretimini Cumhuriyet ilköğretim okulunda tamamladı. Lise eğitimini ise Karabük Endüstri Meslek Lisesinin döküm teknolojisi bölümünde bitirdi. Lise eğitiminin ardından yatay geçiş ile Karabük Üniversitesi Meslek Yüksek Okulunda Makine Teknolojileri bölümünde önlisans eğitimini tamamladı. Önlisans eğitiminin bitiminde Dikey geçiş sınavı ile Bartın Üniversitesi Mühendislik fakültesinde Metalürji ve Malzeme Mühendisliği bölümünü kazandı. 2018 yılında lisans bölümünden mezun olarak Metalürji ve Malzeme Mühendisi ünvanı aldı. Lisans mezuniyeti sonrası Karabük’ de bulunan Vira çelik firmasında imalat mühendisi olarak çalıştı.