



**FeNiMnCrCoTi_{0,1} YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMININ
MEKANİK ve FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE
B ve Mo İLAVESİNİN
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Mahmud Cemaleddin YALÇIN

Danışman

Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

METALURJİ ve MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

Ağustos 2024

Bu tez çalışması 21.FEN.BİL.11 numaralı proje ile AKÜ-BAPK tarafından desteklenmiştir.

AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DOKTORA TEZİ

**FeNiMnCrCoTi_{0,1} YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMININ
MEKANİK ve FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE B ve Mo İLAVESİNİN
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

Mahmud Cemaleddin YALÇIN

Danışman

Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

Ağustos 2024

TEZ ONAY SAYFASI

Mahmud Cemaleddin YALÇIN tarafından hazırlanan “**FeNiMnCrCoTi_{0,1} Yüksek Entropili Alaşımının Mekanik ve Fiziksel Özelliklerine B ve Mo İlavesinin Etkilerinin İncelenmesi**” adlı tez çalışması lisansüstü eğitim ve öğretim yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca **09/08/2024** tarihinde aşağıdaki jüri tarafından **oy birliği** ile Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

Başkan : Prof. Dr. Selçuk AKTÜRK
Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Fen Fakültesi

Üye : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi

Üye : Prof. Dr. M. Serhat BAŞPINAR
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi

Üye : Doç. Dr. Metin ÖZGÜL
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Rıza KARA
Uşak Üniversitesi, Teknik Bilimler MYO

Afyon Kocatepe Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu’nun
..... /..... /..... tarih ve
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

.....
Prof. Dr. Bekir YALÇIN

Enstitü Müdürü

BİLİMSEL ETİK BİLDİRİM SAYFASI
Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü, tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içindeki bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda ilgili eserlere bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu,
- Atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Ve bu tezin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunmadığımı

beyan ederim.

09 / 08 / 2024

Mahmud Cemaleddin YALÇIN

ÖZET

Doktora Tezi

FeNiMnCrCoTi_{0,1} YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMININ MEKANİK ve FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE B ve Mo İLAVESİNİN ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Mahmud Cemaleddin YALÇIN

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Şükrü TALAS

Yüksek entropi alaşımlar (YEA), yüksek mukavemet, sertlik, aşınma direnci, korozyon direnci ve yüksek sıcaklıklarda çalışma yeteneği gibi özelliklere sahip olmaları nedeniyle savunma, havacılık ve uzay endüstrilerinde kullanım potansiyeline sahip alaşımlardır. Bu nedenle, bu çalışmada, koruyucu gaz atmosferi altında ark ergitme tekniği ile ters vakum sistemi kullanılarak FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x (mol oranındaki x değerleri, x= 0-1) ve FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x (mol oranındaki x değerleri, x= 0-0,5) yüksek entropi alaşımları üretildi. Bu çalışmada B ve Mo ilavesinin mikroyapıda oluşturduğu değişiklikler taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile incelendi ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ile analiz edilerek yarı kantitatif değerler ile stokiyometrik olarak değerlendirildi. B ilavesi arttıkça mikroyapıda iğnemsî yapıların sayısının azaldığı yalnız boyutlarının büyüdüğü gözlemlenmiştir. Mo ilavesinde ise B ilavesine göre mikroyapıda dendritik bir yapı görülmektedir. Üretilen YEA'ların kristal yapıları X-ışını kırınımı (XRD) analizi ile belirlendi. Bu analizle birlikte hem B katkılı çalışmada hem de Mo katkılı çalışmada yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapının mevcut olduğu gözlemlendi. Üretilen YEA'ların B ve Mo ilavesiyle değişen mekanik özelliklerini belirlemek için mikrosertlik ve basma testleri yapıldı. Hem FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x yüksek entropili alaşımlarının hem de FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x yüksek entropili alaşımlarının sertliklerinin katkı miktarları arttıkça arttığı gözlemlenmiştir. Elde edilen en yüksek mikrosertlik, FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşımında 593,8 HV ve FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,3} 260,8 HV olarak belirlenmiştir. Basma testinde de her iki çalışmada da katkı miktarı arttıkça akma gerilmesi artmıştır. En

yüksek akma gerilmesi $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}\text{B}$ alaşımında 1329 MPa ve $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}\text{Mo}_{0,5}$ 467 MPa olarak belirlenmiştir. Üretilen YEA'ların B ve Mo ilavesiyle değişen manyetik özelliklerinin tespiti, Titreşen Örnek Magnetometresi (VSM) cihazıyla gerçekleştirilmiştir. Son olarak elektriksel özelliklerinin tespiti için LCR metre kullanılarak alaşımların dirençleri ölçülmüş, öz direnç ve iletkenlikleri hesaplanmıştır.

2024, xv + 114 sayfa

Anahtar Kelimeler: Yüksek entropili alaşımlar, Ark ergitme, Mikrosertlik, Basma testi, Elektriksel özellikler, Manyetik özellikler.



ABSTRACT

Ph.D. Thesis

INVESTIGATING THE EFFECTS OF B AND Mo ADDITIONS ON THE MECHANICAL AND PHYSICAL PROPERTIES OF FeNiMnCrCoTi_{0,1} HIGH ENTROPY ALLOY

Mahmud Cemaleddin YALÇIN

Afyon Kocatepe University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Supervisor: Prof. Şükrü TALAŞ

High entropy alloys (HEAs) are alloys with potential use in defense, aerospace, and space industries due to their properties such as high strength, hardness, wear resistance, corrosion resistance, and the ability to operate at high temperatures. Therefore, in this study, FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x (where x values in molar ratios are x = 0-1) and FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x (where x values in molar ratios are x = 0-0,5) high entropy alloys were produced using the arc melting technique under a protective gas atmosphere with an inverted vacuum system. The changes in the microstructure due to the addition of B and Mo in this study were examined using a scanning electron microscope (SEM) and analyzed with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) to evaluate semi-quantitative values and nominal values. It was observed that as the addition of B increased, the needle-like structures in the microstructure decreased, but their sizes grew. In the case of Mo addition, a dendritic structure was observed in the microstructure compared to B addition. The crystal structures of the produced HEAs were determined by X-ray diffraction (XRD) analysis. This analysis showed that a face-centered cubic (FCC) crystal structure was present in both the B-doped and Mo-doped studies. Microhardness and compression tests were conducted to determine the mechanical properties of the produced HEAs, which change with the addition of B and Mo. It was observed that the hardness of both the FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x high entropy alloys and the FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x high entropy alloys increased as the amount of additive increased. The highest microhardness obtained

was determined to be 593,8 HV in the FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alloy and 260,8 HV in the FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,3} alloy. In the compression test, the yield strength increased as the amount of additive increased in both studies. The highest yield strength was determined to be 1329 MPa in the FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alloy and 467 MPa in the FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,5} alloy. The changing magnetic properties of the produced HEAs with the addition of B and Mo were determined using a Vibrating Sample Magnetometer (VSM) device. Finally, to determine the electrical properties, the resistances of the alloys were measured using an LCR meter, and their specific resistance and conductivities were calculated.

2024, xv + 114 pages

Keywords: High entropy alloys, Arc melting, Microhardness, Compression test, Electrical properties, Magnetic properties.

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim ve tez çalışmam boyunca fikir ve önerileriyle bana yol gösteren, pozitif yaklaşımıyla desteğini her zaman hissettiren, bilgi ve tecrübesinden sürekli istifade ettiğim, akademik anlamda ve kişiliğiyle örnek almaya çalıştığım saygıdeğer hocam, danışmanım Prof. Dr. Şükrü TALAŞ'a, göstermiş oldukları büyük sabır ve maddi manevi katkılarıyla beni asla yalnız bırakmayan bugünlere gelmemi sağlayan güzel ahlaklarıyla bana örnek olan çok değerli annem Nazire YALÇIN'a ve babam Prof. Dr. Yılmaz YALÇIN'a, yüksek lisans ve doktora çalışmalarım boyunca her zaman görüş ve önerilerini aktaran şahsiyetleriyle örnek almaya çalıştığım saygıdeğer Prof. Dr. M. Serhat BAŞPINAR ve Doç. Dr. Metin ÖZGÜL'e, doktora eğitimim boyunca akademik yayın yapmam için beni teşvik eden ve birlikte yayınlar yaptığımız, beni sürekli destekleyen ve motive etmeye çalışan saygıdeğer hocam Prof. Dr. Yusuf KAYALI'ya, bölümümüz laboratuvarlarında gerçekleştirdiğim çalışmalarda her türlü teknik desteği sağlayan Ersin DURAK ve Zekeriya YARIMAY abilerime, yüksek lisans yaparken tanıştığım, doktora sürecinde de ihtiyacım olduğunda her zaman yanımda olan ve yardımını esirgemeyen sevdiğim saygı duyduğum Öğr. Gör. Samet ABBAK'a, yine yüksek lisans yaparken tanıştığım tez çalışmalarımın analizlerimi yapmamda yardımcı olan bir nevi bana abilik yapan Öğr. Gör. Serhat TIKIZ'a ve Öğr. Gör. Dr. Hakan ŞAHİN'e, bu tez çalışmasının yürütülmesinde 21.FEN.BİL.11 proje numarası ile destek sağlayan, Afyon Kocatepe Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğüne, ve son olarak 2018 yılında tanıştığım 2019 yılında evlendiğim hayatımın anlamına anlam katan, beni sevip, bana güvenip, bu süreçte bana her türlü desteği sağlayan, tatlı kızım Zahide Sümeyye'nin annesi, güzel ahlaklı, güzel huylu, sevgili eşim Afife Betül YALÇIN'a sonsuz teşekkürlerimi sunuyorum.

Mahmud Cemaleddin YALÇIN

Afyonkarahisar 2024

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

	Sayfa
ÖZET	i
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR	v
İÇİNDEKİLER DİZİNİ.....	vi
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xiv
RESİMLER DİZİNİ	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR BİLGİLERİ	3
2.1 Alaşımın Tanımı	3
2.2 Alaşımın Tarihçesi	3
2.3 Alaşımların Sınıflandırılması.....	5
2.3.1 Demir Esaslı Alaşımlar	5
2.3.1.1 Çelikler	5
2.3.1.2 Dökme Demirler.....	6
2.3.2 Demir Dışı Alaşımlar	6
2.3.2.1 Alüminyum Alaşımları	6
2.3.2.2 Bakır Alaşımları	7
2.3.2.3 Magnezyum Alaşımları	8
2.3.2.4 Nikel Alaşımları	8
2.3.2.5 Titanyum Alaşımları.....	9
2.3.2.6 Kobalt Alaşımları	9
2.4.Yüksek Entropili Alaşımlar	10
2.4.1 Entropi Kavramı.....	10
2.4.2 Yüksek Entropili Alaşımların Tarihçesi	14
2.4.3 Yüksek Entropili Alaşımlarda Görülen Dört Temel Etki	17
2.4.3.1 Yüksek Entropi Etkisi.....	19
2.4.3.2 Yavaş Difüzyon Etkisi	20
2.4.3.3 Şiddetli Kafes Distorsiyonu Etkisi	21

2.4.3.4 Kokteyl Etkisi.....	25
2.4.4 Yüksek Entropili Alaşımların Üretim Yöntemleri	25
2.4.4.1 Mekanik Alaşımlama.....	25
2.4.4.2 Ark Ergitme	26
2.4.4.3 İndüksiyon Ergitme	27
2.4.4.4 Elektron Işın ile Ergitme	28
2.4.4.5 Bridgman-Stockbarger Yöntemi.....	29
2.4.4.6 Magnetron Püskürtme	30
2.4.4.7 Darbeli Lazer Biriktirme	31
2.4.5 Literatür Özeti	31
2.4.6 Potansiyel Uygulama Alanları.....	42
3. MATERYAL ve METOT	46
3.1 Deney Programı	46
3.2 Hammaddeler ve Özellikleri	47
3.3 Numune Hazırlama	47
3.3.1 Reçete Hesabı.....	47
3.3.2 Hammadde Tartımı ve Karıştırılması.....	50
3.3.3 Ön Şekillendirme	51
3.3.4 Ergitme Süreci.....	52
3.3.5 Test ve Analizler içi Numune Hazırlığı.....	54
3.3.6 Karakterizasyon ve Testler	55
4. BULGULAR	60
4.1 Mineralojik Analiz Bulguları.....	60
4.1.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x Alaşımlarının XRD Analiz Sonuçları	60
4.1.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x Alaşımlarının XRD Analiz Sonuçları	61
4.2 Mikroyapı Bulguları	61
4.2.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x Alaşımlarının SEM-EDX Analiz Sonuçları.....	61
4.2.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x Alaşımlarının SEM-EDX Analiz Sonuçları.....	71
4.3 Mekanik Test Bulguları	78
4.3.1 Mikrosertlik Test Bulguları	78
4.3.1.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x Alaşımlarının Mikrosertlik Test Sonuçları.....	78
4.3.1.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x Alaşımlarının Mikrosertlik Test Sonuçları.....	79

4.3.2 Basma Test Bulguları	80
4.3.2.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x Alaşımlarının Basma Test Sonuçları.....	80
4.3.2.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x Alaşımlarının Basma Test Sonuçları.....	88
4.4 Elektriksel Özellik Test Bulguları	93
4.4.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x Alaşımlarının Elektriksel Özellik Test Sonuçları	93
4.4.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x Alaşımlarının Elektriksel Özellik Test Sonuçları ...	94
4.5 Manyetik Özellik Test Bulguları	95
4.5.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x Alaşımlarının Manyetik Özellik Test Sonuçları	96
4.5.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x Alaşımlarının Manyetik Özellik Test Sonuçları	99
5. TARTIŞMA ve SONUÇ	102
6. KAYNAKLAR.....	105
ÖZGEÇMİŞ.....	113

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

ΔS_{conf}	Konfigürasyonel entropi
σ_y	Akma gerilmesi
$\sigma_{0,2}$	%0,2 Akma gerilmesi
σ_{max}	Maksimum gerilme
ϵ_f	Kırılma gerinimi
M_s	Manyetizma
H_c	Koersivite
Ag	Gümüş
Al	Alüminyum
Ar	Argon
B	Bor
Bi	Bizmut
C	Karbon
Cd	Kadmiyum
Co	Kobalt
Cr	Krom
Cu	Bakır
Fe	Demir
Ge	Germanyum
Hf	Hafniyum
Li	Lityum
Mg	Magnezyum
Mn	Mangan
Mo	Molibden
N	Azot
Nb	Niyobyum
Ni	Nikel
O	Oksijen
Sb	Antimuan
Sc	Skandiyum
Si	Silisyum
Sn	Kalay
Ta	Tantal
Ti	Titanyum
V	Vanadyum
Zn	Çinko
Zr	Zirkonyum
E	Elastik modül
G	Gibbs serbest enerjisi
H	Entalpi
R	Gaz sabiti
S	Entropi
T	Sıcaklık
k	Boltzmann sabiti

Q	Isı enerjisi
x_i	Alaşımdaki i elementin mol fraksiyonu
n	Alaşımdaki toplam element sayısı
P	Alaşımdaki faz sayısı
F	Serbestlik derecesi
C	Alaşımdaki bileşen sayısı

Kısaltmalar

AFS	Alüminyum köpük sandviç
AKÜ	Afyon kocatepe üniversitesi
CIP	Soğuk izostatik pres
DEA	Düşük entropili alaşım
DPÜ	Kütahya dumlupınar üniversitesi
EDX	X ışını spektroskopisi
FE-SEM	Alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobu
HIP	Sıcak izostatik pres
HMK	Hacim merkezli kübik
İLTEM	İleri teknolojiler merkezi
MÖ	Milattan önce
OEA	Orta entropili alaşım
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SI	Uluslararası birimler sistemi
SPS	Spark plazma sinterleme
TAUM	Teknoloji uygulama ve araştırma merkezi
VSM	Titreşen örnek magnometresi
XRD	X ışını kırınımı
YEA	Yüksek entropili alaşım
YMK	Yüzey merkezli kübik

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 2.1 Malzemelerin tarihsel gelişimi (Ashby 2011).....	4
Şekil 2.2 Karışım entropisine göre alaşımların sınıflandırılması (Yeh 2006).	12
Şekil 2.3 Eşmolar alaşımlardaki artan element sayısı ile değişen karışım entropisi grafiği (Yeh 2006).	13
Şekil 2.4 Malzemelerin gelişimde zamana bağlı konfigürasyonel entropi artışı (Zhang vd. 2018).....	16
Şekil 2.5 Dört temel etki ve fiziksel metalurji ile olan ilişkinin şematik gösterimi (Hsu vd. 2024).....	18
Şekil 2.6 Saf metaller, ikili alaşımlar ve YEA'lar da difüzyon (Hsu vd. 2024).	21
Şekil 2.7 Atomik boyut farkından kaynaklı kafes distorsiyon etkisi (Hsu vd. 2024).....	23
Şekil 2.8 Bağ enerjisinden kaynaklı kafes distorsiyon etkisi (Hsu vd. 2024).	23
Şekil 2.9 Farklı boyuttaki atomların dislokasyon hareketine etkisi (Hsu vd. 2024).	24
Şekil 2.10 Şiddetli kafes distorsiyonuna uğramış bir alaşımdaki elektron taşınımı (Hsu vd. 2024).....	24
Şekil 2.11 Mekanik alaşımlama yönteminin şematik gösterimi (Chaudhary vd. 2021). 26	
Şekil 2.12 Ark ergitme yönteminin şematik gösterimi (Chen vd. 2005).....	27
Şekil 2.13 İndüksiyon ergitme yönteminin şematik gösterimi (Alshataif vd. 2020).	28
Şekil 2.14 Elektron ışın ile ergitme yönteminin şematik gösterimi (Bansal vd. 2023)..	28
Şekil 2.16 Magnetron püskürtme yönteminin şematik gösterimi (Alshataif vd. 2020). 30	
Şekil 2.17 Darbeli lazer biriktirme yönteminin şematik gösterimi (Alshataif vd. 2020).	31
Şekil 2.18 $Al_xCoCrCuFeNi$ alaışımının sertlik grafiği (Tong vd. 2005).....	33
Şekil 2.19 $AlCoCrFeNiTi_x$ alaışımının gerçek gerilim gerinim grafiği (Zhou vd. 2007).	34
Şekil 2.20 $AlCoCrFeNiSi_x$ alaışımının gerçek gerilim gerinim grafiği (Zhu vd. 2010). 35	
Şekil 2.21 $CoCrCuFeNiTi_x$ alaışımının gerçek gerilim gerinim grafiği (Wang vd. 2007).	36
Şekil 2.22 $(CoCrFeMnNi)_{100-x}Mo_x$ alaışımının mukavemet gerinim grafiği (Qin vd. 2019).....	37

Şekli 2.23 $(Al_{19}Co_{20}Fe_{20}Ni_{41})_{100-x}B_x$ alaşımının gerilim gerinim grafiği (Feng vd. 2021).	38
Şekil 2.25 Döküm ve tavlanmış CoCrFeNiCuAl alaşımının histerezis grafiği (Zhang vd. 2010).	42
Şekil 3.1 Deneysel çalışma akış şeması	46
Şekil 4.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının XRD analiz sonuçları.	60
Şekil 4.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x alaşımlarının XRD analiz sonuçları.....	61
Şekil 4.3 FeNiMnCrCoTi _{0,1} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	62
Şekil 4.4 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,2} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	63
Şekil 4.5 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,4} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	65
Şekil 4.6 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,6} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	66
Şekil 4.7 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,8} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	67
Şekil 4.8 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	69
Şekil 4.9 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,1} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	71
Şekil 4.10 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,2} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	72
Şekil 4.11 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,3} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	73
Şekil 4.12 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,4} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	75
Şekil 4.13 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,5} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.	76
Şekil 4.14 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının mikrosertlik grafiği.	78
Şekil 4.15 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x alaşımlarının mikrosertlik grafiği.	79
Şekil 4.16 FeNiMnCrCoTi _{0,1} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	80
Şekil 4.17 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,2} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	81
Şekil 4.18 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,4} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	81
Şekil 4.19 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,6} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	82
Şekil 4.20 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,8} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	82
Şekil 4.21 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	83
Şekil 4.22 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	83
Şekil 4.23 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının basma testi akma gerilim grafiği.	84
Şekil 4.24 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının basma testi en yüksek gerilme grafiği. .	85
Şekil 4.25 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının basma testi kırılma gerinimi grafiği.	86
Şekil 4.26 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,1} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	88
Şekil 4.27 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,2} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	89

Şekil 4.28 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,3} alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	89
Şekil 4.29 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,4} alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	90
Şekil 4.30 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,5} alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.	90
Şekil 4.31 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _X alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği. ..	91
Şekil 4.32 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _X alaşımlarının basma testi akma gerilim grafiği.	91
Şekil 4.33 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _X alaşımlarının öz direnç-elektriksel iletkenlik grafiği...	93
Şekil 4.34 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _X alaşımlarının öz direnç-elektriksel iletkenlik grafiği.	94
Şekil 4.35 FeNiMnCrCoTi _{0,1} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	96
Şekil 4.36 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,2} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	96
Şekil 4.37 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,4} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	97
Şekil 4.38 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,6} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	97
Şekil 4.39 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,8} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	98
Şekil 4.40 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B alaşımı manyetik histerezis grafiği.....	98
Şekil 4.41 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,1} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	99
Şekil 4.42 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,2} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	99
Şekil 4.43 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,3} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	100
Şekil 4.44 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,4} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	100
Şekil 4.45 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,5} alaşımı manyetik histerezis grafiği.	101

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1 13 elemente kadar olan eşmolar alaşımlar için R cinsinden ideal konfigürasyonel entropi değerleri (Gao vd. 2016).	11
Çizelge 2.2 Sıvı haldeki veya rastgele haldeki tipik geleneksel alaşımlar için hesaplanan konfigürasyonel entropiler (Yeh 2013).	14
Çizelge 2.3 Ortalama dendritik ve interdendritik mikrosertlik değerleri (kg/mm ²) (Cantor vd. 2004).	32
Çizelge 2.4 AlCoCrFeNiTi _x alaşımının mekanik özellikleri (Zhou vd. 2007).	34
Çizelge 2.5 AlCoCrFeNiSi _x alaşımının mekanik özellikleri (Zhu vd. 2010).	35
Çizelge 2.6 CoCrCuFeNiTi _x alaşımının mekanik özellikleri (Wang vd. 2007).	37
Çizelge 2.7 (Al ₁₉ Co ₂₀ Fe ₂₀ Ni ₄₁) _{100-x} B _x alaşımının mekanik özellikleri (Feng vd. 2021).	39
Çizelge 2.8 Bazı YEA'ların manyetik özellikleri (Tsai 2013).	40
Çizelge 2.9 Bazı YEA'ların ve geleneksel metallerin elektriksel ve termal özellikleri (Tsai 2013).	41
Çizelge 3.1 Kullanılan hammaddelerin genel özellikleri.	47
Çizelge 3.2 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} alaşım reçetesi.	47
Çizelge 3.3 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,2} alaşım reçetesi.	48
Çizelge 3.4 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,4} alaşım reçetesi.	48
Çizelge 3.5 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,6} alaşım reçetesi.	48
Çizelge 3.6 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,8} alaşım reçetesi.	48
Çizelge 3.7 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} B alaşım reçetesi.	49
Çizelge 3.8 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,1} alaşım reçetesi.	49
Çizelge 3.9 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,2} alaşım reçetesi.	49
Çizelge 3.10 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,3} alaşım reçetesi.	49
Çizelge 3.11 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,4} alaşım reçetesi.	50
Çizelge 3.12 0,03 mol FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,5} alaşım reçetesi.	50
Çizelge 4.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının mekanik özellikleri.	88
Çizelge 4.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının özdirenç ve iletkenlik sonuçları.	94
Çizelge 4.3 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x alaşımlarının özdirenç ve iletkenlik sonuçları.	95

RESİMLER DİZİNİ

	Sayfa
Resim 3.1 Dikomsan ES410D hassas terazide hammadde tartımı.	50
Resim 3.2 Markasız karıştırıcı.	51
Resim 3.3 20 mm çaplı çelik kalıp ve Hidroliksan tek eksenli pres cihazı.....	51
Resim 3.4 Nuriş DC-TIG/ARC350 kaynak cihazı ve bakır pota.....	52
Resim 3.5 Her ergitme sonrası numune yüzey temizleme işlemi.	52
Resim 3.6 Mastır alaşımların ark ergitme yöntemiyle ters vakum döküm sistemi.	53
Resim 3.7 Dökümü gerçekleştirilmiş numune.	53
Resim 3.8 OPTIMUM D 280x700G torna tezgâhı ve alt, üst, yan yüzey zımparalama prosesi.	54
Resim 3.9 METKON FINOCUT hassas kesim cihazı ve METKON FORCIPOL 2V zımparalama ve parlatma cihazı ve parlatma prosesi.	55
Resim 3.10 Bruker D8 Advance x-ışınları kırınım cihazı.....	56
Resim 3.11 LEO 1430VP taramalı elektron mikroskobu.....	57
Resim 3.12 Bulut Makina Microbul mikrosertlik cihazı.	57
Resim 3.13 Rohde & Schwarz HM8118 LCR Metre.....	58
Resim 3.14 Lake Shore 8600 VSM cihazı.	58
Resim 4.1 FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _x alaşımlarının basma testi öncesi (a, c, e, g, i, k) ve sonrası (b, d, f, h, j, l) numune görüntüleri.	87
Resim 4.2 FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _x alaşımlarının basma testi öncesi (a, c, e, g, i, k) ve sonrası (b, d, f, h, j, l) numune görüntüleri.	92

1. GİRİŞ

Yüksek entropili alaşımlar (YEA), geleneksel tek ana elementli (Fe, Cu, Ni, Al, Mg ve Ti esaslı vb.) matrise sahip alaşımlardan farklı olarak yapısında eşmolar veya eşmolarlara yakın en az 5 ana elementten oluşur (Yeh vd. 2004, Zhang vd. 2018). Bu alaşımlar yüksek karışım entropisinden dolayı daha kararlı olma eğiliminde oldukları için genellikle karmaşık fazlar yerine yüzey merkezli kübik (YMK), hacim merkezli kübik (HMK) veya hem YMK hem de HMK kristal yapının bir arada olduğu katı çözeltiler oluşturmuşlardır (Zhou vd. 2007, Yang ve Zhang 2012). 2006 yılında Yeh (2006) yüksek entropili alaşımları tanımlarken çoklu ana element karışımlarının, yüksek entropi, şiddetli kafes distorsiyonu, yavaş difüzyon ve kokteyl etkisine neden olduğunu açıklamıştır (Yeh 2006, İçin vd. 2023).

Yüksek entropili alaşımlar son zamanlarda yüksek mukavemet, yüksek aşınma direnci, yüksek sıcaklıklarda stabilite, iyi korozyon direnci gibi üstün özelliklerin bir arada bulunabildiği alaşımlar olduğu için başta savunma sanayi, havacılık ve uzay, nükleer endüstrisi, otomotiv, süper iletkenler ve sağlık gibi sektörlerde geniş bir uygulama imkânı sunmaktadır (Zhang vd. 2014, Gao vd. 2018, Murty vd. 2014).

YEA'ları üretmek için mekanik alaşımlama-sinterleme (katı hal), magnetron püskürtme (fiziksel buhar biriktirme), seçici lazer ergitme (eklemeli imalat), indüksiyon ergitme (sıvı hal) ve ark ergitme (sıvı hal) gibi yöntemler kullanılmaktadır. Bunların içinden en yaygın olarak kullanılanı vakum ark ergitme yöntemidir (Murty vd. 2014, Algan Şimşek vd. 2022). Bu yöntemde tüm elementler toz veya parçacık şeklinde bakır bir potanın içinde inert bir gaz ortamında tungsten elektrot ucun oluşturduğu bir arkla sıvı hale gelir ve ardından bakır potada katılaştırılır. Alaşımların kimyasal olarak kendi içinde homojenliğini sağlamak için genellikle çok tekrarlı ergitme yapılır ve katılaştırma işlemi gerçekleştirilir. Katılaşmış numunelerin şekli, kâse benzeri bakır potada ergitildiği için düğme şeklindedir. Çekme ve basma gibi analizler için numune hazırlama süreçlerini kolaylaştıracağından, düğme şeklindeki numune önceden ortası silindirik olarak işlenmiş bakır bir kalıba dökülür (Zhou vd. 2007, Gao vd. 2016).

Yüksek entropili alaşımlara yapılan element katkısının, kristal yapı ve mikroyapı morfolojisinde oluşturduğu değişikliklerin, birçok çalışmada mekanik özellikler üzerinde olumlu etkilerinin olduğu gözlemlenmiştir (He vd. 2014). FeNiMnCrCo yüksek entropili alaşımı oda sıcaklığında tane boyutuna bağlı olarak yaklaşık 200 MPa akma mukavemeti ve yaklaşık 600 MPa maksimum çekme mukavemeti göstermektedir (Otto vd. 2013). FeNiMnCrCo nispeten düşük mukavemetinden dolayı, mukavemet-süneklik üzerinde iyi bir denge kurabilmek için birçok çalışmada araştırma konusu olmuştur. Bu alaşım, mükemmel bir pekleşme kabiliyetine, hem oda sıcaklığında hem de kriyojenik sıcaklıklarda olağanüstü süneklığe ve kriyojenik sıcaklıklarda umut verici bir kırılma tokluğuna sahiptir. Bu özellikler, bu alaşımları endüstriyel uygulanabilirliği açısından çekici hale getirir ve araştırmacıları ara yer, yer alan element ilavesi yapmak için teşvik etmektedir (Shahmir vd. 2023). $Al_{0,5}CoCrCuFeNiTi_x$ (Chen vd. 2006), $CoCrFeNiTi_x$ (Shun vd. 2012) çalışmalarında Ti ilavesinin mekanik özellikleri iyileştirdiği gözlemlenmektedir. Bu gözlemin sebebi katkıyla değişen kristal yapıdır ve bu alaşımlar HMK veya YMK kristal yapılara veya her ikisinin karışımına sahiptirler. Genellikle HMK kristal yapıya sahip alaşımlar YMK kristal yapıya göre daha yüksek mukavemete sahiptirler ancak işlenebilirlikleri daha zordur (Chuang vd. 2011).

Algan Şimşek ve arkadaşlarının (Algan Şimşek vd. 2021) FeNiCoCrCu yüksek entropili alaşımına B ilavesi yaptığı çalışmada ve Xiaotao ve arkadaşlarının (Xiaotao vd. 2016) $Al_{0,5}CoCrCuFeNi$ yüksek entropili alaşımına yaptığı B katkısının mekanik özelliklere olumlu yönde katkı yaptığı gözlemlenmektedir. Qin ve arkadaşlarının (Qin vd. 2019) $CoCrFeMnNi$ alaşımına yaptıkları Mo katkısının ve Shao ve arkadaşlarının (Shao vd. 2020) $CoCuFeNi$ alaşımına yaptığı Mo katkısının da mekanik özelliklerde önemli olumlu katkılarının olduğu görülmektedir. Bunların hepsi göz önünde bulundurulduğunda FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropili alaşımına B ve Mo ilavesi gerçekleştirilerek değişen mikro yapı, mekanik özellikler, manyetik ve elektriksel özelliklerin incelenmesi amaçlanmıştır.

2. LİTERATÜR BİLGİLERİ

2.1 Alaşımın Tanımı

Alaşım, en az biri metal olmak üzere iki veya daha fazla kimyasal elementten oluşan metal özellik gösteren madde olarak tanımlanır (Bauccio 1993). Metaller özel durumlar haricinde saf halde pek kullanılmazlar. Saf metallerin üstün özellikleri olsa da genellikle pahalı ve mukavemetleri düşüktür. Mühendislikte kullanılan endüstriyel metaller genellikle birden fazla elementten oluşurlar. Örneklendirecek olursak, saf bakır elementi yüksek elektrik iletkenliğine sahip bu nedenle iletken tel olarak kullanılır ayrıca yüksek korozyon direncine sahip olduğu için çatı kaplama malzemesi olarak da kullanılır. Bunun yanında mukavemeti düşük ve yumuşak bir malzemedir. Bakır elementine %40 civarında çinko elementi ilave edilerek daha sert ve mukavemetli pirinç alaşımını elde edilir (Gündüz 2017). Bu durum bize göstermektedir ki saf metaller alaşımlandırılarak saf durumlarından daha üstün özellikler sergileyebilirler.

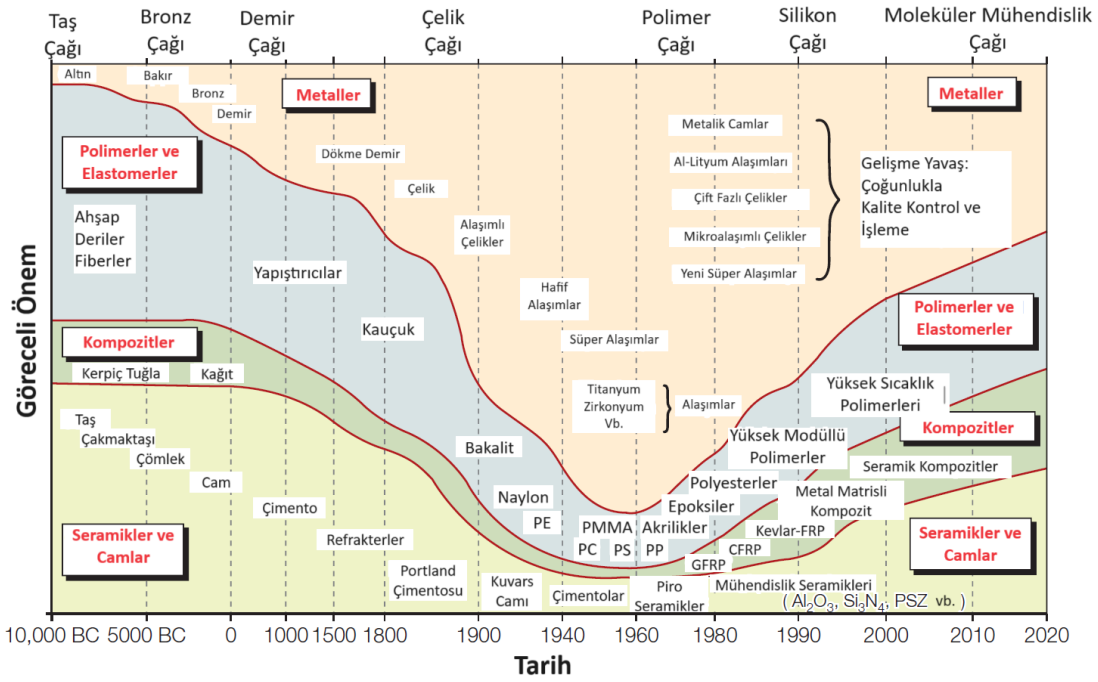
Alaşımlamanın amaçları;

- Saf metallerin fiziksel ve mekanik özelliklerini geliştirmek
- Korozyon ve diğer olumsuz kimyasal dış etkenlere karşı direnç sağlamak.
- Isıl işleme uygun hale getirmek
- Malzemelerin maliyetini düşürmek
- Özel kullanım şartlarına uygun malzemeler üretmek (Anonim 2007, Soy 2017).

2.2 Alaşımın Tarihçesi

Dünya ve insanlık var olduktan sonra insanların dünya üzerinde yaşamlarını devam ettirebilmeleri için ve hayatı daha konforlu, kolay yaşayabilmeleri için hep bir şeye ihtiyaç duymuşlardır. İhtiyaç duyulan şeylerin ortaya koyulabilmesi ve üretilmesi için en temel şey malzemeler olmuştur. Malzemeler, tarih boyunca insanlığın yaşantısında tahmin ettiğimizden çok daha derin bir etki bırakmıştır. Bunun en öneli göstergesi uygarlıkların geliştirdikleri malzemelerin isimlerine göre tarihçiler tarafından çağların adlandırmasıdır. Özellikle tarihçiler, insanların taşı kullanarak avlandığı, kendini

koruduğu, su içebilmek için oyup tas yaptığı veya kendini süsleye bilmek için taştan çeşitli figürleri oluşturduğu yani hayatın her alanında taşın kullanıldığı dönemi taş çağı, bakırın keşfedilmesi ve bakır elementine kalay ilavesiyle elde edilen bronzun kullanıldığı dönemi bronz çağı ve demirin keşfi ve farklı element ilaveleriyle farklı bir çok alanda kullanılabilir olmasının sağlandığı dönemi demir çağı olarak tarih sayfalarında adlandırmışlardır (Callister ve Rethwisch 2010).



Şekil 2.1 Malzemelerin tarihsel gelişimi (Ashby 2011).

İnsanoğlu ateşi keşfettikten sonra sönüp kaybolmasın diye sürekli yanar halde kalması için büyük ateş kütleleri oluşturmuşlar ve çevrede bulunan metal filizlerin ergimesine sebep olmuşlar. Sonrasında ateşin ardında kalan artıkları incelediklerinde sert metallere karşılaşmışlar. İnsanoğlunun milattan önce (MÖ) 8200'li yıllarda ilk keşfettiği metalin bakır olduğu ifade edilmektedir. MÖ 6000'li yıllarda da Mısırda demirden süs eşyaları bulunmuştur. Daha sonrasında altın ve gümüşünde metalik eşyalarda kullanıldığı görülmüştür. Bu eşyalara bakıldığında bakırın daha çok alet yapımında ve altının da süslemede kullanıldığı görülmüştür. MÖ 4000'li yıllarda bakırın daha fazla bulunması ve kalay, çinko ile birlikte ergime sıcaklıklarının düşük olması bronz ve pirinç alaşımlarının ilk olmasına imkân sağlamıştır (Eccles 1998, Yılmaz ve Kurnaz 2001, Fathalizade 2012, Gündüz 2017).

Bakırın safken sahip olduğu yüksek elektrik iletkenliği ve yüksek korozyon direnci bir malzeme için olumlu özelliklerdir ancak bunların yanında yumuşak olması çoğu yerde kullanımını olumsuz yönde etkilemiştir. Yaşanılan bu problemin ise kalayla alaşım oluşturmamasından sonra bronz alaşımıyla giderildiği ve daha dayanıklı bir malzeme olduğu fark edilmiştir (Gündüz 2017).

2.3 Alaşımların Sınıflandırılması

2.3.1 Demir Esaslı Alaşımlar

Demirin hammadde olarak bol bulunması, elde edilmesinin ekonomik olması, kolay şekillendirilebilmesi, çok yönlü mekanik ve fiziksel özelliklere sahip olmasından dolayı uçsuz bucaksız mühendislik malzemeleri ailesini temsil ettiği için demir esaslı alaşımlar metalik malzemelerin ağırlıkça %90'dan fazlasını oluşturmaktadırlar. Demir esaslı alaşımların asıl alaşım elementi karbondur ve karbon elementinin miktarına göre iki gruba ayrılırlar. %0.05 ile %2 arasında karbon içeren demir esaslı alaşımlara çelik denir. %2 ile %4.5 karbon içeren demir esaslı alaşımlara da dökme demir denir (William 1993, Shackelford 2015).

2.3.1.1 Çelikler

Çelikler, bileşimlerine göre, standardizasyon özelliklerine göre veya kullanıldıkları yerlere göre sınıflandırılmaktadırlar. Genellikle çelikler bileşimlerine göre sade karbonlu çelikler ve alaşımlı çelikler diye sınıflandırılırlar. Sade karbonlu çelikler, demir ve karbonun dışında %0,2 silisyum, %0,6 mangan, %0,1 alüminyum, %0,1 ve %0,25'e kadar alaşım elementi bulunduran çeliklerdir. Sade karbonlu çeliklerde bulundurdukları karbon miktarına göre üçe ayrılırlar. %0-2 arasında karbon içeren çelikler düşük karbonlu çeliklerdir. %0,2-0,5 arasında karbon içeren çelikler orta karbonlu çeliklerdir. %0,5 ten fazla karbon içeren çeliklerde yüksek karbonlu çeliklerdir. Alaşımlı çelikler de karbon dışındaki alaşım elementlerinin miktarı %5 den azsa düşük alaşımlı fazlaysa yüksek alaşımlı çelikler olarak ifade edilirler (Yıldız 2013).

2.3.1.2 Dökme Demirler

Dökme demir, %2,1'den fazla C %3'e kadar silisyum içeren Fe-C-Si-X alaşımlarıdır. Dökme demir içerisindeki karbon, ya bileşik halde (sementit: Fe_3C) ya da serbest halde (grafit) bulunur. Dökme demirler, beyaz dökme demir, lamel grafitli (gri) dökme demir, küresel grafitli dökme demir ve temper dökme demir olmak üzere dört tipi vardır. Beyaz dökme demir, kırıldığında karakteristik olarak beyaz kristalin bir yüzeye sahiptir. Katılaşmadan sonra karbonlar büyük miktarda sementit (Fe_3C) oluşturur ve buda sert ve kırılgan bir malzeme olmasını sağlar. Gri dökme demir, kırıldığında isli gri kristalin bir yüzeye sahiptir. %2-3 civarında silisyum içeriği sementit (Fe_3C) yerine grafit (C) çökmesini teşvik eder. Sivri grafit lamelleri kırılganlık özelliğine katkı sağlar. Küresel grafitli dökme demir, sıvı metale düşük miktarda (%0.05) magnezyum ilavesiyle lamel grafitlerin küreselleştirilmesiyle elde edilir. Grafitlerin küreselleşmesi sünekliğin 20 kat dayanımın ise iki kat artmasını sağlar. Temper dökme demir, tamamen grafitsiz olan sert ve kırılgan beyaz dökme demirin, temperleme adı verilen bir ısıl işlemle karbürlerinin parçalanması sonucu elde edilen bir malzemedir. Bu işlem sonucunda, mikroyapısı ferrit ve temper karbonundan oluşan, yüksek mukavemetli, sünek ve iyi işlenebilir özelliklerine sahip bir dökme demir türü ortaya çıkar (Yıldız 2013, Shackelford 2015).

2.3.2 Demir Dışı Alaşımlar

Demirin ana alaşım elementi olmadığı alaşımların tümü bu guruba girmektedir. Demir dışı alaşımlar miktarca demir esaslı alaşımlara göre daha az kullanılmakla beraber, teknik ve ekonomik bakımdan demir esaslı alaşımlar kadar önemlidirler.

2.3.2.1 Alüminyum Alaşımları

Alüminyum alaşımları daha çok düşük yoğunlukları ve korozyona karşı gösterdikleri dirençle bilinirler ve tabiatta en çok bulunan elementlerden biridir. Bu alaşımı çekici kılan diğer özelliklerinden bazıları da iyi elektrik ve ısı iletkenliği, üretim kolaylığı ve görünümü olmuştur Alüminyum yüzey merkezli kafes yapısına sahiptir ve

şekillendirilebilirliği yüksektir. En büyük dezavantajlarından birisi alüminyumun düşük ergime sıcaklığıdır (660°C) (Oğuz 1989, Shackelford 2015).

Alüminyum, hafifliği, mukavemeti, sünekliği, korozyon direnci, montaj kolaylığı ve düşük maliyetinin çekici kombinasyonu nedeniyle yarım yüzyıldan fazla bir süredir uçak endüstrisinde baskın malzeme olmuştur. Alüminyum köpük sandviçler (AFS), esnek işlem yetenekleri ve maliyet düşürme potansiyeli nedeniyle uzay bileşenlerinde uygulama bulur. Şu anda, bu hafif malzemeler, yarış arabaları ve diğer kara tabanlı araçlardan oluşan küçük seriler gibi belirli makine mühendisliği alanlarında bazı ilk uygulamaları bulmaktadır. Otomotiv ve uçak endüstrilerinde yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının kullanılması, mühendislik yapılarının ağırlığının önemli ölçüde azaltılmasını sağlar (Saravanan ve Rani 2012). Alüminyum alaşımları döküm ve dövme olarak iki gruba ayrılır. Dövme ve dökme alüminyum alaşımları, genellikle orijinal olarak Alcoa tarafından geliştirilen bir seri ile tanımlanır. Seri, alüminyum alaşımlarını temel alaşım elementlerine göre sınıflandırır. Farklı alüminyum alaşım türleri de ısıtılabilir, ısıtılabilir veya ısıtılabilir uygulamalar için sınıflandırılabilir (Reardon 2011).

2.3.2.2 Bakır Alaşımları

Bakır, insanlık tarihinde bilinen en eski metallerden biridir ve ilk kez M.Ö. 8000 civarında kullanılmaya başlanmıştır. Bakır elementi doğada saf olarak bulunabildiği gibi çoğunlukla bileşenler halindedir. Bakır, sünek, elektriksel ve termal iletkenliği yüksek, oldukça yumuşak, dövülebilir bir metaldir. Bakırın yüksek iletkenliğinin olması en yaygın kullanılan elementlerden olmasını sağlamaktadır. Ayrıca bakır yüksek korozyon direncine sahiptir. Hem sünek hem dövülebilir olduğu için işlemesi kolaydır. Bakırın çinko ile yaptığı alaşımlara pirinç denir. En yaygın kullanılan bakır alaşımlarından birisidir pirinç. Bu alaşım, şerit levha, çubuk ve bor şeklinde kullanılmaktadır. Pirinçler bileşiminde bulunan bakır miktarına göre ticari olarak adlandırılırlar. Sanayide yaklaşık 20 çeşit pirinç alaşımı vardır. Bakırın çinko dışında kalan diğer metallerle (Sn, Al, Ni ve Si) yapmış olduğu alaşımlara bronz adı verilmektedir. Bronz alaşımları pirinç alaşımlara göre daha dayanıklı ve daha iyi korozyon direnci gösterirler (Anonim 2000, Saravanan ve Rani 2012).

2.3.2.3 Magnezyum Alaşımları

Saf magnezyum oldukça hafif, gümüşi beyaz olan bir metaldir. Hekzagonal kristal kafes yapısına sahiptir. Bu yüzden şekillendirilebilirliği zordur. Çok kolay parlayıp yanabildiği için havai fişek yapımında kullanılır. Magnezyum-alüminyum, magnezyum-çinko ve magnezyum-toprak alkali metaller şeklinde alaşım grupları vardır. Magnezyuma alüminyum ilavesi dayanımı, çinko ilavesi tokluğu, mangan ilavesi de korozyon direncini arttırmaktadır. İyi bir güç-ağırlık oranı ile birleşen hafiflik, magnezyum ve alaşımlarını füzeler ve otomotiv endüstrisinde kullanıma uygun hale getirmiştir. Magnezyum alaşımları, ağırlıklarına göre düşük yoğunluğa ($1,5-1,8 \text{ g/cm}^3$) ve yüksek mukavemete sahiptir. Magnezyum alaşımlı dökümlerin çoğu otomotiv endüstrisi için yapılmıştır. Otomobilin ağırlığının 100 kg azaltılması, 0,5 l benzin/100 km tasarruf edilmesini mümkün kılmaktadır. Tekstil ve baskı makineleri gibi endüstriyel makinelerde, yüksek hızlarda çalışan ve bu nedenle atalet kuvvetlerini en aza indirmek için hafif olması gereken parçalar için magnezyum alaşımları kullanılmaktadır (Saravanan ve Rani 2012, Reardon 2011, elik 2010).

2.3.2.4 Nikel Alaşımları

Saf nikel gümüş renkli parlak bir metaldir. Oda sıcaklığında bulunan dört ferromagnetik elementten biridir, diğer üçü gadolinyum, demir ve kobaltdır. Curie sıcaklığı 355°C 'dir. Bu sıcaklığın üzerinde manyetik özellik göstermez. Nikel sert ve sünek özellik gösterir. Korozyona karşı dayanıklıdır. Nikel alaşımları agresif kimyasallar yüksek sıcaklık koşullarıyla uğraşan endüstriler için önem arz etmektedir. Bir jet motoru, yaklaşık 1,8 ton nikel alaşımı içerir. Yüksek sıcaklık tarafında, oksidasyona, karbrizasyona, metal tozuna ve slfidize edici-oksitleyici koşullara direnmek için güçlü nikel alaşımları mevcuttur. Deniz suyu uygulamalarında ve hidroflorik asitte yaygın olarak kullanılan nikel-bakır malzemeler "Monel" alaşımları olarak bilinir. Benzer şekilde, Ni-Mo malzemeleri "Hastelloy B" tipi alaşımlar olarak bilinir ve çok yönlü Ni-Cr-Mo malzemeleri "Hastelloy C" tipi alaşımlar olarak bilinir. Inconel ticari markası birkaç Ni-Cr ve Ni-Cr-Fe alaşımı için kullanılır ve Incoloy adı Ni-Fe-Cr malzemeleriyle ilişkilendirilir. Nitinol adında şekil

hafızalı nikel alaşımları da vardır. Şekil hafızalı ve korozyona karşı dayanıklı olduğu için stentlerde de kullanılmaktadır (Saravanan ve Rani 2012, Reardon 2011, Çelik 2010).

2.3.2.5 Titanyum Alaşımları

Saf titanyum gümüşü beyaz renkte, sert ve hafif bir metaldir. Titanyum (Ti) ve alaşımları, reaktif metaller olarak bilinen daha geniş bir malzeme ailesinin parçasıdır. Bu reaktif metallerin tümü, özellikle titanyum, zirkonyum, niyobyum ve tantal, yüksek koruyucu oksit filmlerinden yararlanır. İyi mukavemet-ağırlık oranları, tokluk, yüksek sertlik ve mükemmel biyouyumluluk nedeniyle titanyum ve alaşımları, havacılık, kimyasal ve biyomedikal uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Yüksek mukavemet-ağırlık oranı, korozyon direnci, toksik olmayan durum ve ferromanyetik olmayan özellik, titanyumu tıp alanında “tercih edilen metal” haline getirmiştir. Aynı zamanda dayanıklı ve uzun ömürlüdür. Titanyum kafesler, çubuklar, plakalar ve pimler vücuda yerleştirildiğinde 15 yıldan fazla dayanabilirler (Saravanan ve Rani 2012). Titanyum alaşımları iç yapıya göre adlandırılır. α alaşımları, bu alaşımların iç yapısı alfa fazındadır. Hegzagonal kristal kafes yapısına sahiptir. Al, C, O, N ve Sn ilavesiyle sertleştirilir. Bu alaşım kolay kaynaklanır, sürünme ve mukavemeti yüksektir. β alaşımı, bu alaşımın iç yapısı beta fazındadır. Bu alaşım yapısı Cr, Ni, Mn, Mo, Fe, Cu, Ta, veya V elementleriyle elde edilir. Uygulanan ısıl işlemde sonra bu alaşımlar iyi derecede şekillenme ve uzama kabiliyeti kazanır, mukavemetleri yüksektir ve kaynaklanabilirlikleri iyidir. α - β alaşımları, en çok bu alaşımlar tercih edilir. Bu alaşım diğer iki alaşım arasındaki dengeyi ifade eder. Kaynaklanması zordur yaklaşık 430°C'ye kadar stabildir, iyi sertlik değerlerine sahiptir (Çelik 2010).

2.3.2.6 Kobalt Alaşımları

Kobalt, manyetik özellikleri, korozyon direnci, aşınma direnci ve/veya yüksek sıcaklıklardaki mukavemetiyle ön plana çıkmaktadır. Biyomedikal uygulamalar ise diğer önemli bir kullanım alanıdır. Kobalt bazlı alaşımların ilk biyomedikal uygulamaları dişçilik alanında olmuştur bu alanda mükemmel aşınma direnci, korozyon direnci, mekanik özellikler ve biyouyumluluk gösterdi. Yüksek sıcaklık mukavemeti için

kullanılan alaşımlar arasında birçok kobalt bazlı süper alaşım bulunmaktadır. Ticari olarak önemli olan yüksek sıcaklıktaki kobalt alaşımlarının hemen hemen hepsi katı çözelti ile sertleştirilmiştir. Ayrıca yaşlanarak sertleşebilen kobalt alaşımları, korozyon direnci uygulamaları için Co-Ni-Cr-Mo alaşımını içerir. Yüksek mukavemet ve genel korozyon direnci, kobalt alaşımlarının temel özelliklerdir (Reardon 2011).

2.4.Yüksek Entropili Alaşımlar

2.4.1 Entropi Kavramı

Alman fizikçi Rudolf Julius Clausius, entropi kavramını 1854 yılında ısı makineleri üzerine yaptığı çalışmalar sırasında geliştirmiştir. Başlangıçta bu durum fonksiyonunu "S" harfiyle temsil ederek "transformation content" (dönüşüm içeriği) olarak adlandırmıştır. Ancak, entropinin ısının işe dönüştürülmesiyle yakından ilişkili olduğunu fark ettikten sonra, Yunancada "dönüşüm" anlamına gelen "trope" kelimesinden ilham alarak bu kavramı entropi olarak yeniden isimlendirmiştir (Gürses vd. 2010).

Bazı genel kimya kitapları entropiyi tanımlarken; düzensizlik, rastgelelik, dağılma veya mikrohallerin sayısı olarak ifade ederler. Entropi kavramı termodinamiğin ikinci yasasında yer almaktadır.

Termodinamik açıdan bir sistem dengeye gelebilmek için Gibbs serbest enerjisini (G) en aza indirmeye çalışır. Gibbs serbest enerjisi Eşitlik 2.1 de verildiği gibidir.

$$G = H - TS \quad (2.1)$$

Bu eşitlikte " G " serbest enerjiyi, " H " entalpiyi, " T " sıcaklığı ve " S " entropiyi ifade etmektedir. Denklemden de anlaşılacağı üzere sistemin denge durumunun belirlemede entalpi, entropi ve sıcaklık arasında bir ilişki vardır (Erdogan ve Zeytin 2019).

Termodinamiğin ikinci yasasında yer alan entropi Eşitlik 2.2’de verildiği gibi bir sistemin ısı enerjisi (Q) ile mutlak sıcaklığına (T) bölünmesiyle ilişkilendirilir. Birimi, uluslararası birimler sisteminde (SI) J/K olarak bilinirler.,

$$dS = \frac{\Delta Q}{T} \quad (2.2)$$

“S” entropiyi, “Q” sisteme giren veya çıkan ısı enerji miktarını ve “T” mutlak sıcaklığı ifade etmektedir (Altunay Karabaş 2018).

Boltzmann'ın entropi ve sistem karmaşıklığı arasındaki ilişki hakkındaki hipotezini takiben, eşmolar fraksiyonlara sahip n elementten katı bir çözelti oluşumu sırasında mol başına konfigürasyon entropi değişimi, ΔS_{conf} , Eşitlik 2.3’deki gibi hesaplanabilir.

$$\Delta S_{conf} = -k \ln w \quad (2.3)$$

Eşitlikteki “k” boltzmann sabiti, “w” sistemin mikro durumlarının sayısıdır (Yeh vd. 2004, Gürses vd. 2010).

Eşmolar oranda “n” bileşenli bir katı çözelti karışımının kanfigürasyonel entropisi Eşitlik 2.4 de verildiği gibi hesaplanır.

$$\Delta S_{conf} = -R \left(\frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} + \frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} + \dots \frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} \right) = -R \ln \frac{1}{n} = R \ln n \quad (2.4)$$

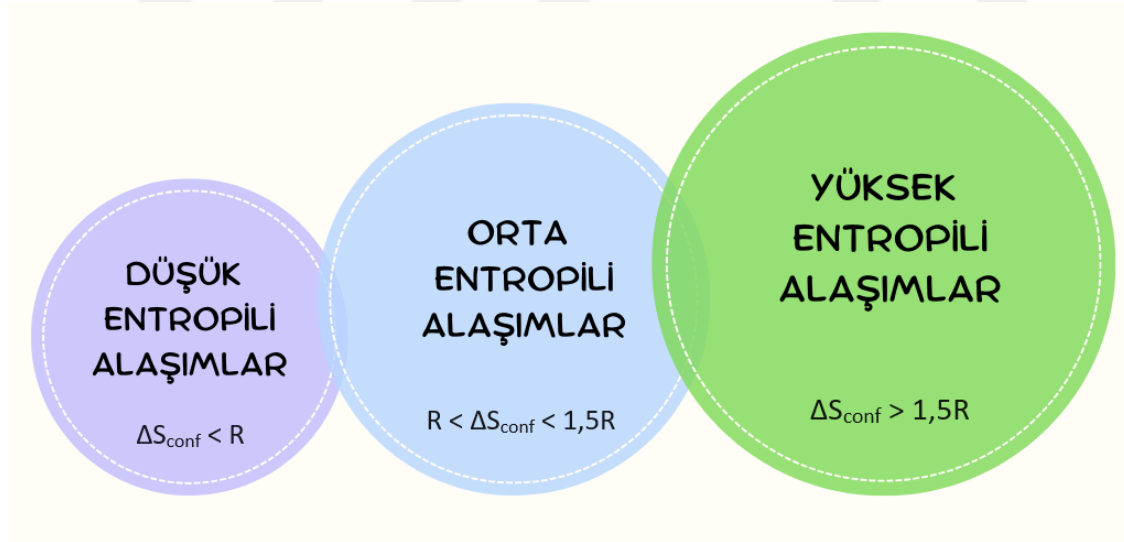
Eşitlikteki “R” gaz sabiti: 8,314 J/K mol, “n” eşmolar katılan element sayısını ifade eder. Bu eşitlik eşit atomik veya eşmolar orana sahip alaşımlar için maksimum konfigürasyonel entropinin hesaplanmasını sağlar. Örnek olarak 3, 5, 6, 9 ve 13 elementli eşmolar alaşımlar için ΔS_{conf} , sırasıyla 1,10R, 1,61R, 1,79R, 2,20R ve 2,57R’dir (Yeh vd. 2004, Yeh 2006, Zhang vd. 2014).

Çizelge 2.1 13 elemente kadar olan eşmolar alaşımlar için R cinsinden ideal konfigürasyonel entropi değerleri (Gao vd. 2016).

n	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
ΔS_{conf}	0	0,69	1,1	1,39	1,61	1,79	1,95	2,08	2,2	2,3	2,4	2,49	2,57

YEA'ların temel prensibi, birden fazla ana elementin bir araya gelmesiyle yüksek karışım entropisi elde etmek, bu sayede katı çözeltiler fazlarının oluşumunu teşvik etmek ve intermetalik bileşiklerin oluşumunu engellemektir. Bu prensip, YEA'ların karmaşık yapıları ve kırılabilirliklerinden kaçınmak için kritik bir rol oynar. Ayrıca, YEA'ların sentezlenmesi, işlenmesi, analiz edilmesi ve pratik olarak kullanılabilir olması bu prensiple güvence altına alınır. Karışım entalpisi, karışım entropisi, atomik boyut farkı, değerlik elektron konsantrasyonu ve elektronegatiflik gibi çeşitli termodinamik faktörler arasında, sadece karışım entropisi, ana bileşen sayısı arttıkça yükselen tek faktör olduğundan, bu alaşımlar için "yüksek entropili alaşımlar" terimi oldukça yerindedir (Miracle ve Senkov 2017, Gao vd. 2016).

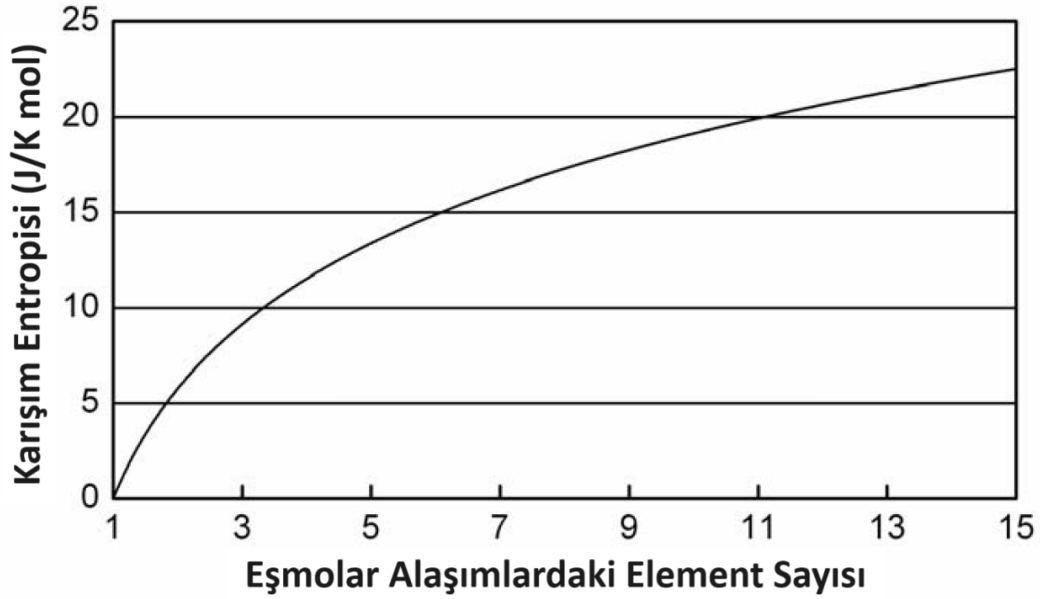
YEA'lar için alt sınır 1,5R olduğundan, karıştırma entropisi etkisinin gücünü sınıflandırmak için orta entropi alaşımları (OEA'lar) ve düşük entropi alaşımları (DEA'lar) tanımlanmaktadır. Burada, 1R orta entropi ve düşük entropi alaşımları arasındaki sınırdır, çünkü 1R'den daha düşük bir karıştırma entropisinin daha büyük bir karıştırma entalpisi ile çok daha az rekabetçi olması beklenir (Gao vd. 2016).



Şekil 2.2 Karışım entropisine göre alaşımların sınıflandırılması (Yeh 2006).

Şekil 2.3'deki grafiğe dayanarak, YEA'lar tercihen beş ila on üç ana metalik elementten oluşan alaşımlar olarak tanımlanmıştır. Beş elementli alt sınır, çoğu alaşım sisteminde karıştırma entalpisini dengelemek ve böylece katı çözeltiler fazlarının oluşumunu sağlamak

için karıştırma entropisinin yeterince yüksek olduğu noktayı temsil eder. On üç elementin ötesinde Şekil 2.3'deki eğri düzleşir, bu da daha fazla sayıda elementten oluşan alaşımların çok az ek fayda sağlayacağını gösterir. Her bir elementin konsantrasyonunun eşit olması gerekmez; %5 ila %35 arasında değişebilir, bu da olası YEA sistemlerinin sayısını artırır (Yeh 2006).



Şekil 2.3 Eşmolar alaşımlardaki artan element sayısı ile değişen karışım entropisi grafiği (Yeh 2006).

YEA'lar araştırmacılar tarafından sadece eşmolar olarak çalışılmamıştır, yüksek entropili alaşımın tanımını içerisinde geçen %5 ila %35 arasında element konsantrasyonunu dikkate alarak farklı oranlarda da alaşımlar hazırlamışlardır. Bu çalışmalarında konfigürasyon entropisini Eşitlik 2.5'deki gibi hesaplamışlardır.

$$\Delta S_{conf} = -R \sum_{i=1}^n x_i \ln x_i \quad (2.5)$$

Eşitlikteki “R” gaz sabiti: 8,314 J/K mol, “ x_i ” alaşımdaki i elementin mol fraksiyonu ve “ n ” alaşımdaki toplam element sayısı (Miracle vd. 2014, Lu vd. 2015, Pickering ve Jones 2016).

Çizelge 2.2’de endüstriyel anlamda çok kullanılan geleneksel alaşımların konfigürasyonel entropileri görülmektedir.

Çizelge 2.2 Sıvı haldeki veya rastgele haldeki tipik geleneksel alaşımlar için hesaplanan konfigürasyonel entropiler (Yeh 2013).

Sistemler	Alaşımlar	Sıvı Haldeki ΔS_{conf}
Düşük alaşımlı çelik	4340	0,22R
Paslanmaz çelik	304	0,96R
	316	1,15R
Yüksek hız çeliği	M2	0,73R
Mg alaşım	AZ91D	0,35R
Al alaşım	2024	0,29R
	7075	0,43R
Cu alaşım	7-3 brass	0,61R
Ni bazlı süper alaşımlar	Inconel 718	1,31R
	Hastelloy X	1,37R
Co bazlı süper alaşımlar	Stellite 6	1,13R
Bulk metalik camlar	Cu ₄₇ Zr ₁₁ Ti ₃₄ Ni ₈	1,17R
	Zr ₅₃ Ti ₅ Cu ₁₆ Ni ₁₀ Al ₁₆	1,30R

2.4.2 Yüksek Entropili Alaşımların Tarihçesi

Metalurjinin insanlığa sunmuş olduğu en büyük armağanlardan birisi alaşımlamadır. Saf metallerin sunduğu özelliklerden ötürü tek başlarına kullanım alanları azdır ancak alaşımlamayla birlikte geliştirilen malzemelerin kullanım alanları tüm dünyayı sarmaktadır. Tabi bu alaşımlama düşüncesi sadece metaller için geçerli değildir aynı zamanda polimer ve seramik malzemelerde bu prensiple çeşitlendirilmektedir. İngiltere’de 18. yüzyılın ikinci yarısından itibaren sanayi devriminin başlamasıyla birlikte araştırmacılar tarafından element keşifleri artmıştır. Bu yeni elementler sayesinde çok sayıda farklı bileşimler sentezlenmiş ve farklı işleme yöntemleriyle sentezlenen bileşimler üretilmiştir (Murty vd. 2014). Metalik malzemelerin yaygın kullanımı insan toplumunun ilerlemesine büyük katkı sağlamıştır. Geçtiğimiz 100 yıl içinde metal geliştirme hızı şimdiye kadarki en yüksek seviyeye ulaşmıştır. Aralıksız çabalar sayesinde, araştırmacılar metalik malzemelerin uygulama alanlarını genişletmişlerdir. Geleneksel alaşımlar genellikle bir veya iki ana element içerir. Malzemelere az miktarda

bir element eklendiğinde, özelliklerde büyük bir değişiklik olabilir. Örneğin, karbon, çeliğin mukavemetini artırabilir, bu şekilde çelik demirden çok daha güçlüdür ve ferromanyetik alaşımdaki az miktarda safsızlık manyetik özelliklerinde güçlü bir değişikliğe neden olabilir (Zhang 2023). Günümüze kadar her biri bir ana metalik elemente dayanan hemen hemen 30 alaşım sistemi geliştirilmiş ve çeşitli alanlarda çeşitli ürünler için kullanılmıştır (Murty vd. 2014).

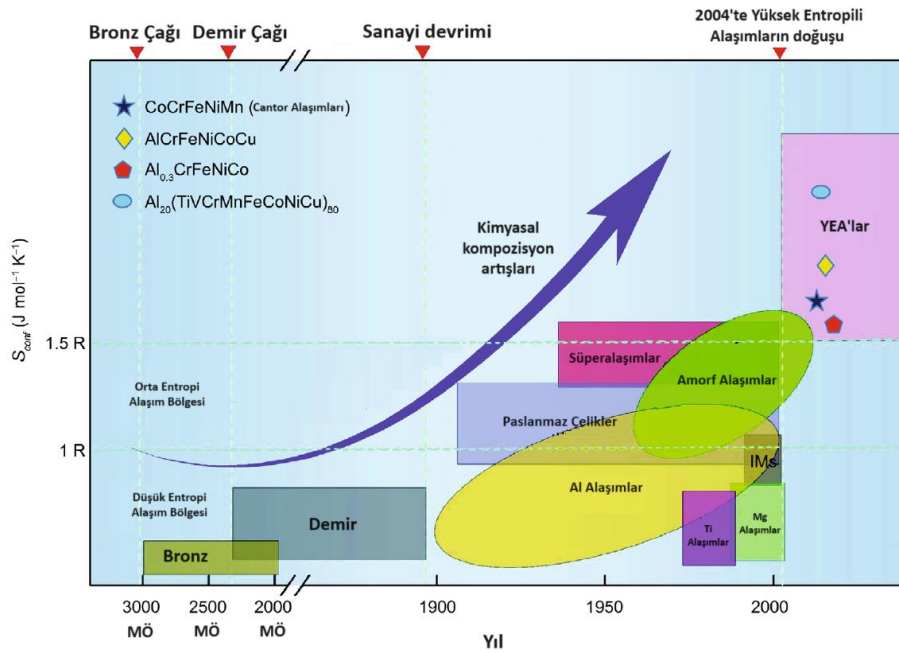
Tek ana elemente dayanan endüstriyel manada iyi bilinen alaşımlar arasında paslanmaz çelikler, takım çelikleri, yüksek hız çelikleri, alüminyum alaşımları, bakır-berilyum alaşımları, titanyum alaşımları, Stellite alaşımları, Alnico alaşımları ve süper alaşımlar bulunmaktadır. 1950'li yıllardan sonra yeni geliştirilen alaşımlar arasında Fe-Al, Ti-Al ve Ni-Al intermetalik bileşikler ve özel uygulamalar için alaşımlar ve metalik camlar bulunmaktadır (Gao vd. 2016).

On sekizinci yüzyılın sonlarında yaşamış Alman bilim adamı ve metalürjist Franz Karl Archard, literatürde çok bileşenli eş kütleli alaşımlar üzerinde çalışmış olduğu bilinen o dönemin tek araştırmacısıdır. Demir, bakır, çinko, kalay, kurşun, antimon, arsenik ve bizmut dahil olmak üzere o dönemde yaygın olan sekiz elementten seçilen beş ila yedi element ile elde ettiği sonuçlar, alaşımların özelliklerinin farklı olduğunu göstermiştir (Smith 1963).

1788 yılında Archard, Berlin'de alaşım sistemleri hakkında veri içeren ilk derlemelerden biri olan “Recherches sur les Propriétés des Alliages Métallique” isimli, pek bilinmeyen bir Fransızca kitap yayımladı. Demir, bakır, çinko, kalay, kurşun, antimon, arsenik, bizmut, kobalt, platin ve gümüş dahil olmak üzere 11 metalin 900'den fazla alaşım kompozisyonu üzerinde ayrıntılı ve kapsamlı bir çalışma yürüttü. Yüksek maliyet nedeniyle, gümüş, kobalt ve platin ile daha az sayıda kompozisyon inceledi. Diğer elementler için, yedi bileşene kadar her olası kombinasyonu kapsayan temsili alaşımlar oluşturdu. Birçok ikili, üçlü ve dörtlü alaşımın yanı sıra, beşli, altılı ve yedili alaşımları sadece eşit ağırlık oranlarında yaptı.

Franz Karl Archard'ın yaptığı bu çalışmalar, Jien-Wei Yeh'in YEA'lar üzerine yaptığı araştırmaların öncüsü olduğu düşünülmektedir (Murty vd. 2014). Yeh ve arkadaşları 2004 yılında yayımladıkları “Çoklu ana elementlere sahip nanoyapılı yüksek entropili alaşımlar: Yenilikçi alaşım tasarım kavramları ve sonuçları” başlıklı makaleleriyle yüksek entropili alaşım kavramını ortaya çıkararak alaşım tasarımı konusunda yeni bir soluk getirdiler (Yeh vd. 2004).

Malzemelerin tarihi boyunca, entropinin artışı, malzemelerin gelişimini yönlendiren en önemli konu olmuştur. Şekil 2.4’de gösterildiği gibi, orijinal saf bakırdan dökme demir ve alüminyum-magnezyum alaşımlarına, amorf alaşımlara ve 2004'teki yüksek entropili alaşımlara kadar, malzemelerin konfigürasyonel entropisi zamanla artma eğilimindedir (Zhang 2023).



Şekil 2.4 Malzemelerin gelişimde zamana bağlı konfigürasyonel entropi artışı (Zhang vd. 2018).

Yeh ve arkadaşları 2004 yılında yaptıkları çalışmada eşmolar veya eşmolarlara yakın oranlarda çok sayıda ana element ile alaşım tasarımına yeni bir yaklaşım üzerine odaklandılar. Fiziksel metalurjiye dair genel bir anlayış ve ikili ve üçlü faz diyagramlarına ilişkin verilere dayanarak, birden fazla ana element kullanıldığında birçok intermetalik bileşiğin oluşması beklenmekteydi. Karmaşık mikroyapıların kırılabilirliğe, işleme

zorluğuna ve karmaşık analizlere yol açacağı ngrlyordu. Bu beklenti, çoklu ana element içeren alaşım tasarımıının hayal kırıklığı yaratacağı dşncesine yol açıyordu. Yeh ve arkadaşları buna rağmen, birçok elementin katı çözeltileri, büyük karıştırma entropileri nedeniyle daha kararlı olma eğiliminde olduğunu ifade etmişler ve eşmolar oranlarda veya eşmolarlara yakı oranlarda beş veya daha fazla ana elementten oluşan her bir ana element konsantrasyonun %5 ila %35 arasında olduğu yenir bir alaşım sistemi ortaya koymuşlardır (Yeh vd. 2004).

2.4.3 Yüksek Entropili Alaşımlarda Görülen Dört Temel Etki

Geleneksel alaşımlamada metallerin birbiri içinde çözünüp katı eriyik oluşturabilmesi için;

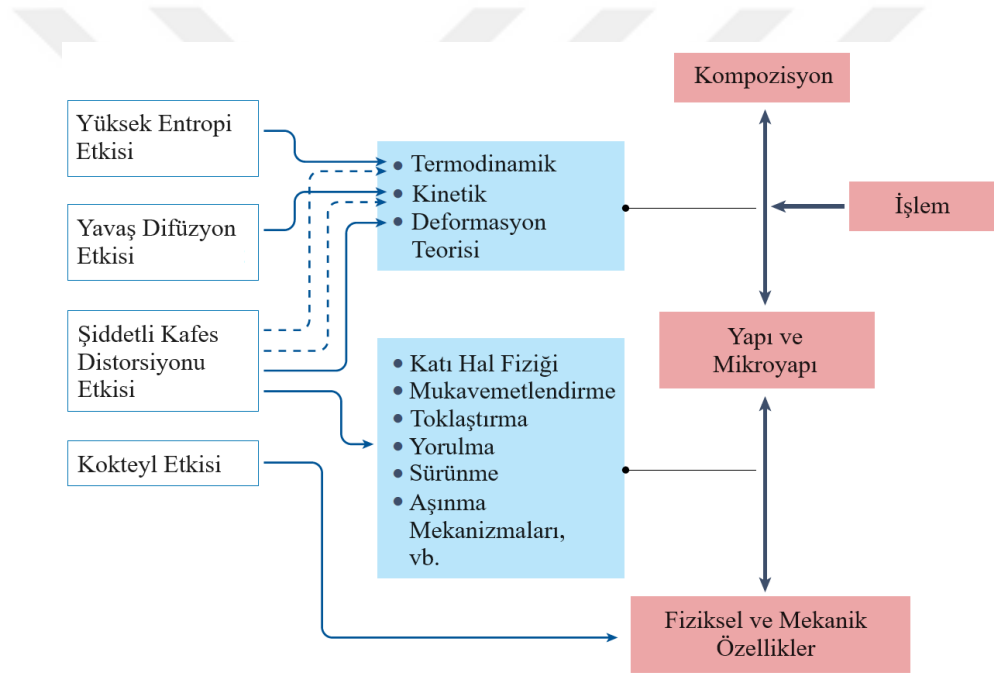
- Metal atomlarının yarı çapları farkının oranı %15 den büyük olmamalıdır.
- Kristal kafes yapılarının aynı olması gerekmektedir.
- Valans elektron sayılarının aynı olması gerekmektedir.
- Aynı elektronegativiteye sahip olmaları gerekmektedir.

Bu prensipler Hume-Rothery prensipleri olarak fiziksel metalurjide yerini almıştır. Bu şartları sağlayan tüm atomlar birbirleriyle sınırsız katı eriyik oluşturabilir. Yalnız yüksek entropili alaşımlarda bu prensipler geçerli değildir. Yüksek entropili alaşımların oluşmasına etki eden faktörler;

- Yüksek entropi,
- Yavaş difüzyon,
- şiddetli kafes distorsiyonu,
- Kokteyl etkisi olmak üzere dört temel etkiden bahsedilmektedir (Yeh 2006).

Bu etkiler, yüksek entropili alaşımlarda belirgin bir şekilde görülür çünkü bu alaşımlar, bir veya iki elementten oluşan geleneksel alaşımlardan (düşük entropili alaşımlar) farklı olarak çok sayıda ana element içerir. şekil 2.5'de gösterildiği gibi, yüksek entropi etkisi, özellikle yüksek sıcaklıklarda denge durumunda çoklu elementli katı zeltelerin

oluşumunu destekleyen termodinamik süreçleri kapsamaktadır. Şiddetli kafes bozulma etkisi, malzemelerin yapısal özelliklerini ve deformasyon sırasında gösterdikleri davranışları değiştirir; bu etkiler aynı zamanda malzemelerin termodinamik ve kinetik özelliklerini de etkiler. Atomların genel difüzyon hızını yavaşlatan yavaş difüzyon etkisi, faz dönüşümlerinin hızını da yavaşlatabilir. Mukavemet, tokluk, yorulma direnci, sürünme direnci ve termal ile elektriksel iletkenlik gibi özellikler, atomların benzemez etkileşimleri ve şiddetli kafes bozulması nedeniyle kokteyl etkisiyle iyileştirilebilir. Bu etkiler, malzemenin bileşimi, kristal yapısı ve mikroyapısına bağlı olarak ortaya çıkar. Aşağıdaki bölümlerde bu dört etkinin önemi hakkında daha ayrıntılı bilgi verilmektedir (Hsu vd. 2024, Erdogan ve Zeytin 2019).



Şekil 2.5 Dört temel etki ve fiziksel metalurjiyle olan ilişkinin şematik gösterimi (Hsu vd. 2024).

Şekil 2.5’de dolu oklar belirli bir özellik üzerinde doğrudan bir sonucu olan etkiyi temsil eder ve kesikli oklar dolaylı bir etkiyi temsil eder. Yüksek entropi etkisi, malzemelerin denge durumundaki yapılarının ve mikroyapılarının kararlılığını veya davranışını belirleyen termodinamik süreçlerde yer alır. Şiddetli kafes distorsiyonu etkisi, deformasyon teorisini, termodinamiğini ve kinetiğini etkileyerek özellikleri bir dereceye kadar değiştirir. Yavaş difüzyon etkisi, atomların genel kinetiğini yavaşlatarak faz dönüşümlerini geciktirir. Kokteyl etkisi, farklı atomların karşılıklı etkileşimleri nedeniyle malzemelere aşırı özellikler kazandırır.

2.4.3.1 Yüksek Entropi Etkisi

Yüksek entropili malzemeler kavramı, malzemeleri tasarlamak ve üretmek için termodinamik biliminin ortaya koyduğu entropi kavramını kullanma felsefesi olarak ifade edilmektedir (Hsu vd. 2024). Yüksek entropinin etkisi birçok çalışmada gözlemlenmiş ve vurgulanmıştır (Yeh vd. 2004, Cantor vd. 2004, Yeh 2006, Tsai ve Yeh 2014, Chen vd. 2023).

Araştırmacılar tarafından çoklu ana elemente sahip olan alaşımların karışık, çok sayıda ve genellikle kırılğan mikroyapılar sergileyen bir yapıya sahip olacakları düşünülmüştür, yalnız yüksek entropinin etkisi bu durumun önüne geçmektedir. Bu etki incelendiğinde, katı çözelti fazlarının oluşumunu desteklediği ve sabit basınç altında Eşitlik 2.6'da görüldüğü gibi Gibbs faz kuralı;

$$P = C - F + 1 \quad (2.6)$$

ile belirlenen maksimum faz sayısından, elde edilen sonuçlarla karşılaştırıldığında fazların veya kristal yapıların sayısını önemli ölçüde azal olduğu gözlemlenmektedir. Gibbs faz kuralında P , alaşımın faz sayısını, F , serbestlik derecelerini ve C , alaşımın bileşen sayısını ifade eder. Yüksek entropili alaşımları düşündüğümüzde en az beş ana elementin var olması gerekmektedir. Bu 5 bileşenli bir sistemde sabit basınç altında en fazla 6 katı çözelti fazı oluşması beklenir. Ancak YEA'lar daha çok intermetalik fazlar yerine çok daha az sayıda katı eriyik fazlar oluşturmaktadır. Yani yüksek karışım entropisi karşılıklı çözünmeyi arttırarak fazların bölünmesine ve intermetalik bileşiklerin oluşmasına engel olur.

Tabi çok fazla sayıda fazın oluşmasını sınırlandıran sadece yüksek entropi etkisi değildir çünkü çok sayıda ana alaşım elementinden oluşan bu sistemde difüzyon hızı da yavaşlamaktadır. Buda çok sayıda faz oluşumunu kinetik olarak kısıtlamaktadır. Yüksek entropi etkisi, YEA'ların mikroyapısını sadeleştirir ve sinerjik etkiler oluşturarak, çözelti sertleşmesi sayesinde daha yüksek mukavemet ve süneklik gibi üstün özelliklere sahip

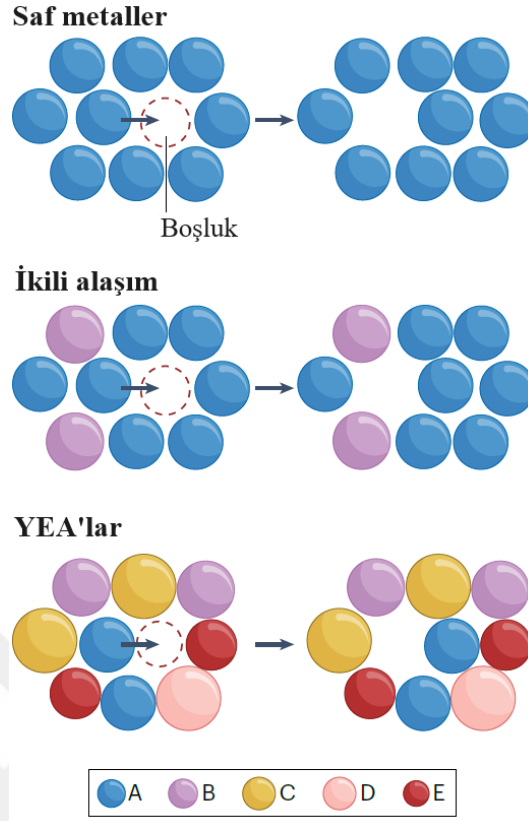
çözelti fazlarının oluşumunu sağlar (Hsu vd. 2024, Ibrahim vd. 2022, Erdogan ve Zeytin 2019, Yeh 2006).

2.4.3.2 Yavaş Difüzyon Etkisi

YEA'lar farklı atomik yarıçapa sahip birçok ana alaşım elementinden oluştuğu için çarpılmış bir kafes yapısına sahiptir. Bu durum da kafes içindeki her bir atomun difüzyonunu oldukça etkiler. Mesela aynı bileşime sahip bir kristal yapıyla daha açık olan amorf yapı arasında da difüzyon hızında fark vardır, amorf yapıda gerçekleşen difüzyon kristal yapıya göre daha kolay ve hızlıdır. Ayrıca farklı kristal yapıya sahip bileşenler arasında da difüzyon hızı farklıdır. Örnek olarak HMK yapıların dolgu faktörü %68 iken YMK yapıların dolgu faktörü %74 dür ve buna bağlı olarak atomik olarak daha az en gel teşkil ettiği için HMK yapılarıdaki difüzyonun YMK yapılara göre daha hızlı olmasına neden olur.

Tane sınırları, yüzeyler ve dislokasyon hatları, kafes difüzyonuna (veya hacim difüzyonuna) göre daha etkili difüzyon yollarıdır. Ancak, aynı ortalama, bağ kuvvetine ve erime sıcaklığına sahip ağır şekilde distorsiyona uğramış kafesler, daha düzgün bir yapıya sahip kafeslere göre daha yavaş bir difüzyon hızına sahiptir. Bu durum, atomların veya boşlukların kafes içindeki zıplama yolları boyunca hareket etmelerinin daha zor hale gelmesinden kaynaklanır ve bu da difüzyon aktivasyon enerjisini artırır. Bu, ağır bozulmuş kafeslerde yavaş difüzyon etkisinin önemli bir sonucudur.

Yeh vd. (2014)'nin yaptığı çalışmada YEA'lar da boşluk oluşumu ve kompozisyon dağılımı incelenmiş ve bununla birlikte saf metaller, paslanmaz çelikler ve YEA'lar da ki elementlerin difüzyon katsayıları hesaplanmış. Elde edilen bu katsayılar değerlendirildiğinde saf metallerin en yüksek difüzyon kat sayısına sahip olduğu, YEA'ların ise en düşük difüzyon kat sayısına sahip olduğu, paslanmaz çeliklerin de her iki sınıfın ortasında yer alan bir difüzyon katsayısına sahip olduğu ortaya koyulmuştur (Erdogan ve Zeytin 2019). Şekil 2.6'da saf metallerde, ikili alaşımlarda ve YEA'lar da atomların difüze olması şematik olarak verilmiştir.



Şekil 2.6 Saf metaller, ikili alaşımlar ve YEA'lar da difüzyon (Hsu vd. 2024).

Özetleyecek olursak, yavaş difüzyon etkisi, YEA'lar da atomların hareket hızının düşük olmasını ifade eder. Çok sayıda farklı elementin bulunması, atomların yer değiştirme hızını azaltır. Düşük difüzyon hızı, yüksek sıcaklıklarda bile alaşımın termal kararlılığını artırır ve tane büyümesini engeller. Bu, alaşımın mekanik özelliklerini korumasına yardımcı olur ve aşınma direncini artırır (Chen 2023, Yeh 2006).

2.4.3.3 Şiddetli Kafes Distorsiyonu Etkisi

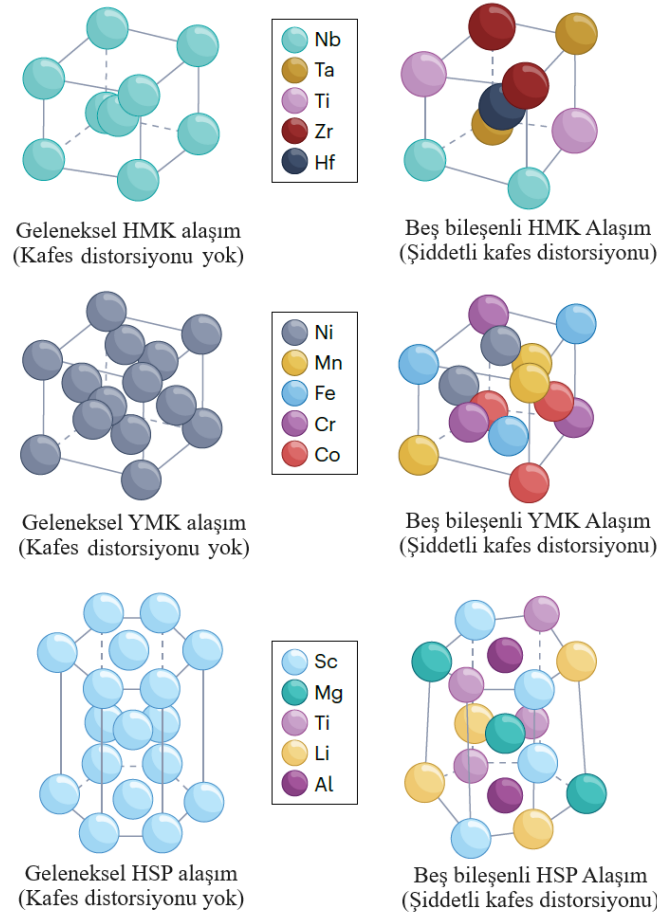
Yüksek entropili alaşımlar her biri farklı atomik yarıçapa sahip en az 5 ana alaşım elementinden oluştuğu için kristal kafes yapılarında şiddetli bir distorsiyon etkisi vardır. Kaçınılmaz olarak, bu boyut değişimleri kafes bozulmasına katkıda bulunur ve daha büyük atomlar diğer atomları yeterince uzağa iter ve etraflarında küçük olanlar için ekstra alanlar olur. YEA'lar da kafes distorsiyonuyla ilişkili olarak gerilim enerjisi, kafesin toplam serbest enerjisini artırır (İbrahim vd. 2022).

Atom boyutlarındaki farklılıkların yanı sıra, bileşendeki elementler arasında birbirine bağlanma enerjilerinin farklılığı ve kristal yapının farklılığı, bir atom ile birinci dereceden komşuları ve elektronik yapı arasındaki simetrik olmayan ilişkiler nedeniyle çok daha büyük kafes bozulmalarına neden olur; ayrıca, bu simetri bozukluğu kafes içinde konumdan konuma değişir. Dahası, kafes bozulmasının büyüklüğü, önemli ölçüde geleneksel alaşımlardakinden çok daha fazladır (İbrahim vd. 2022).

Açıkçası atomik boyutlar arasındaki yüksek farktan dolayı aşırı distorsiyona uğrayan kafesin dağılması ve amorf yapıya geçiş, yüksek kafes distorsiyon enerji sebebiyle muhtemel gözükmemektedir. Bu da hem kristalin hem de amorf yapıların distorsiyonundan kaynaklı malzemelerin mekanik, termal, elektronik, optik ve kimyasal davranışlarını etkiler ve bunlar kafes distorsiyon etkisi olarak adlandırılır. YEA'lar da katı eriyik sertleşmesine, termal dayanımın artmasına, elektriksel direncin artmasına ve x-ışınının dağılmasına şiddetli kafes distorsiyonun etkisi vardır (Erdogan ve Zeytin 2019).

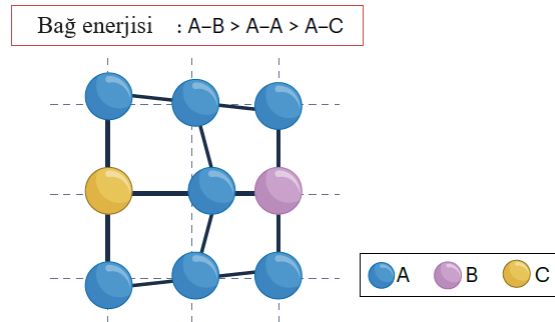
Yeh vd. (2007)'nin gerçekleştirdikleri bir çalışmada x-ışını difraksiyon yoğunluklarının YEA'lar da nasıl değiştiği araştırılmıştır. Yapılan çalışmada farklı atom boyutlarına sahip çoklu ana alaşım elementlerinin oluşturduğu içsel kafes distorsiyonu etkisiyle x-ışını kırınım yoğunluğunda alışılmadık bir azalışın olduğu ortaya konmuştur. Bu elementler eklendikçe, XRD pik yoğunlukları termal etkiye benzer şekilde değiştiği bununla beraber pik yoğunluğunun sıcaklık etkisinden daha bariz bir şekilde artan bileşen sayısı ile birlikte düşüş gösterdiği tespit edilmiştir (Yeh vd. 2007). Yapılan birçok çalışmada da XRD pik şiddetlerinin düşük çıkmasının sebebinin bu nedenden kaynaklı olduğu düşünülmektedir.

Şekil 2.7'de görüldüğü gibi çok elementli matris içindeki her atom, farklı atom boyutlarına sahip farklı türde atomlarla çevrilidir ve bu durum gerilim ve kafes deformasyonuna yol açar (Hsu vd. 2024).



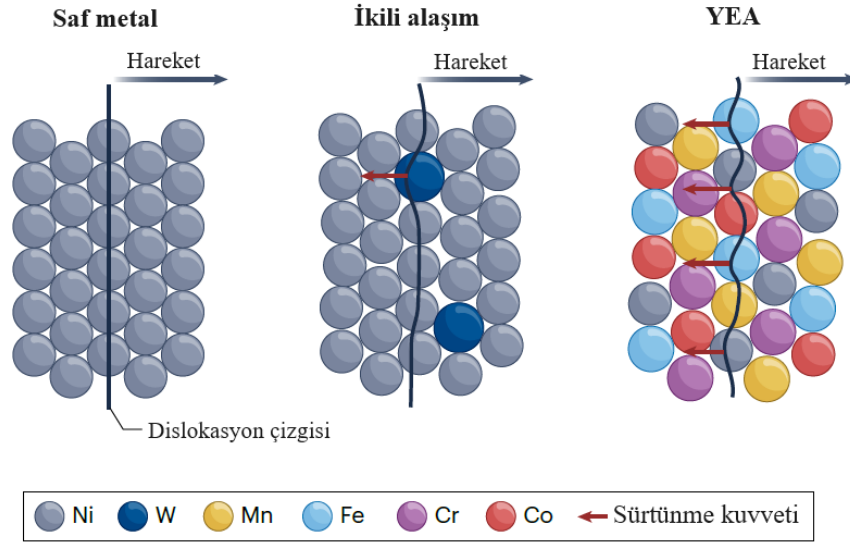
şekil 2.7 Atomik boyut farkından kaynaklı kafes distorsiyon etkisi (Hsu vd. 2024).

şekil 2.8’de görüldüğü gibi birbirinden farklı atomların birbirine bağlanma enerjileri de farklı olacağından atom pozisyonunu etkilenmektedir ve bu durum simetrik olmayan komşu atomlar nedeniyle daha da yüksek kafes distorsiyonuna neden olabilir. A atomu, B ile C’den daha güçlü bir bağ etkileşimine sahip olduğunda, A atomu B’ye C’den daha yakın olacaktır (Hsu vd. 2024).



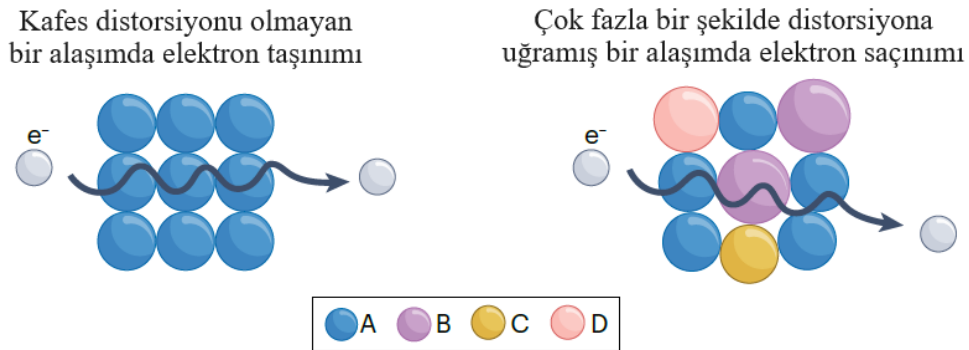
şekil 2.8 Bağ enerjisinden kaynaklı kafes distorsiyon etkisi (Hsu vd. 2024).

Kafes yapısının şiddetli distorsiyonu malzemelerin mekanik özelliklerini de önemli ölçüde etkilemektedir. Şekil 2.9’da görüldüğü gibi sistem içerisinde farklı boyuttaki element miktarı arttıkça bu elementler dislokasyon hareketine bariyer görevi görür ve dislokasyon hareketi zorlaştıkça malzemelerin deforme olması zorlaşır, mukavemetleri artar.



Şekil 2.9 Farklı boyuttaki atomların dislokasyon hareketine etkisi (Hsu vd. 2024).

Şiddetli kafes bozulmaları, bant yapısını değiştirerek bir malzemenin elektronik özelliklerini de etkileyebilir. Özellikle yük taşıyıcılarının hareketliliğini de azaltabilir. Şekil 2.10’da görüldüğü gibi bu tür kafeslerde elektron taşınımı zorlaşır, bu da daha düşük elektriksel ve termal iletkenlikle sonuçlanır (Hsu vd. 2024).



Şekil 2.10 Şiddetli kafes distorsiyonuna uğramış bir alaşımdaki elektron taşınımı (Hsu vd. 2024).

2.4.3.4 Kokteyl Etkisi

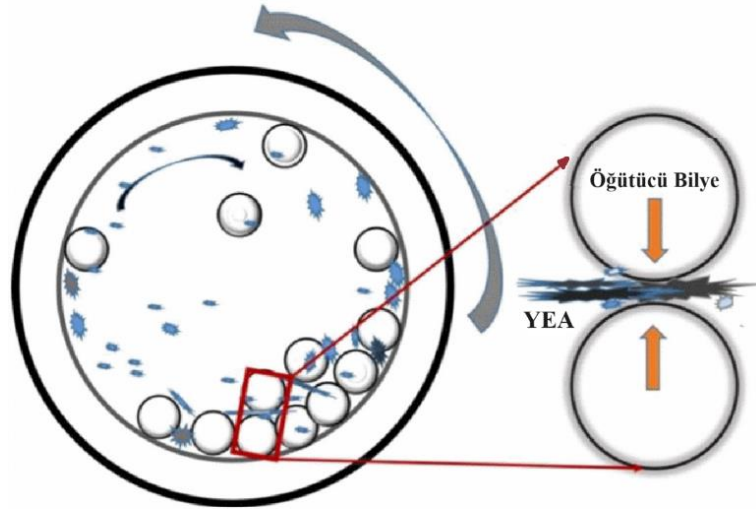
Yeh (2006)'in yaptığı bir çalışmada çoklu ana elementlerden oluşan YEA'lar için atomik ölçekli bir kompozit olarak bahsetmiştir, çünkü YEA'lar farklı elementlerin mikroyapı üzerindeki dolaylı etkilerine ek olarak sistemdeki tüm elementlerin kendine has temel özelliklerini de barındırdığı bir kompozit etkinin oluştuğunu çalışmalarında görmüştür. Örnek olarakta, tasarlanacak YEA'lar da daha hafif elementler kullanılırsa genel ağırlığın azalacağından, Si, Al ve Cr gibi daha fazla oksidasyona dirençli elementler kullanılırsa, yüksek sıcaklıklardaki oksidasyon direncinin iyileşeceğinden, Al gibi bir element eklendiğinde, mevcut diğer elementlerle (örneğin Co, Cr, Cu, Fe ve Ni gb.) güçlü bağlanma gösterir ve HMK fazının oluşumunu teşvik edeceğinden, bu durumda mukavemetin artacağından bahsetmiştir.

2.4.4 Yüksek Entropili Alaşımların Üretim Yöntemleri

YEA'ların, geleneksel endüstriyel ve modern laboratuvar yöntemleri kullanılarak çok sayıda üretim yöntemi mevcuttur (Li vd. 2019). Birçok çalışmada farklı sınıflandırmalarla üretim yöntemleri ortaya konulmuştur. Genellikle de katı hal, sıvı hal ve gaz halden üretimler olarak sınıflandırmalar mevcuttur (Özkan ve Karaoğlu 2021, Zhang vd. 2014), bazı kaynaklarda da ergitme ve döküm yöntemi, toz metalurjisi yöntemi ve biriktirme teknikleri olarak üç grupta sınıflandırılmıştır (Wang ve Zhang 2023, Murty vd. 2014).

2.4.4.1 Mekanik Alaşımlama

Mekanik alaşımlama, yüksek enerjili bir bilyeli değirmende toz parçacıklarının tekrar tekrar soğuk kaynaklanması, kırılması ve yeniden kaynaklanması işlemiyle yapılan bir katı hal toz işleme tekniğidir. Şekil 2.11'de şematik gösterimi verilmektedir. Elementel tozlar karıştırılır ve mekanik kuvvetlere maruz bırakılır, bu da homojen bir alaşım oluşumuna yol açar. Bu yöntem, ince mikro yapılara sahip YEA'lar üretmek için özellikle kullanışlıdır ve endüstriyel üretim için ölçeklendirilebilir. Mekanik alaşımlama, eritme süreçleriyle elde edilmesi zor olan denge dışı fazları da üretebilir (Zhang vd. 2014, Özkan ve Karaoğlu 2021).



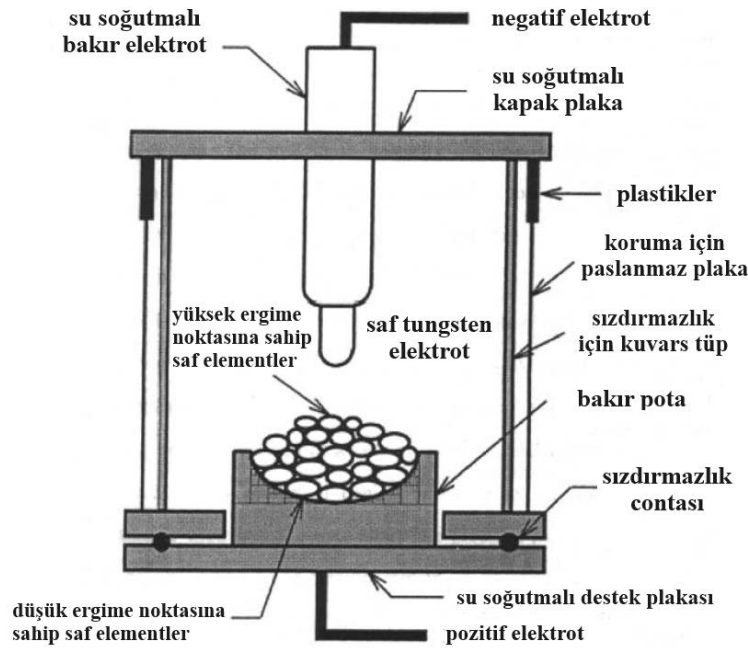
Şekil 2.11 Mekanik alaşımlama yönteminin şematik gösterimi (Chaudhary vd. 2021).

Mekanik alaşımlamayla elde edilen yüksek entropili alaşım tozları genellikle bulk bir malzeme elde edebilmek için ya tek eksenli presle veya soğuk izostatik presle (CIP) istenen formda şekillendirilir sonrasında inert atmosferde sinterlenerek üretilir veya direk sıcak izostatik presle (HIP) istenilen formda üretilir. Nanokristalin yapıda alaşım elde etmek istenildiğinde geleneksel sinterleme yöntemleri olumlu sonuç veremeyebilmektedir çünkü yüksek sıcaklıklara uzun süre maruz kalan alaşım tozları sinterleme esnasında tane büyümesine uğramaktadır. Bu sorunu yaşamamak için spark plazma sinterleme (SPS) yöntemi kullanılmaktadır (Erdogan ve Zeytin 2019).

2.4.4.2 Ark Ergitme

Ark ergitme, sıvı hal prosesi olarak sınıflandırılmaktadır. YEA'ların üretiminde yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Vakum ark ergitme veya vakumsuz ark ergitme gerçekleştirilebilir. Düşük enerji tüketimi, zamandan tasarruf ve daha düşük gözeneklilik, ark ergitme sürecinin temel avantajlarıdır ve bu nedenle bilim insanları ve araştırmacılar bu ark ergitme sürecini kullanarak YEA'lar üretmeye odaklanmışlardır (Alshataif vd. 2020). Bu süreçte, alaşım elementleri bir bakır pota içerisine yerleştirilir ve bir tungsten elektrot ile metaller üzerinde elektrik arkı oluşturularak eritilir. Süreç, oksidasyonu önlemek için genellikle bir inert gaz atmosferi altında gerçekleştirilir. Erimiş metal daha sonra hızla soğutularak katı bir alaşım oluşturur. Bu proseste kimyasal olarak homojen bir yapı elde edebilmek için üretilen alaşım numunesi en azından 5 kere tekrar

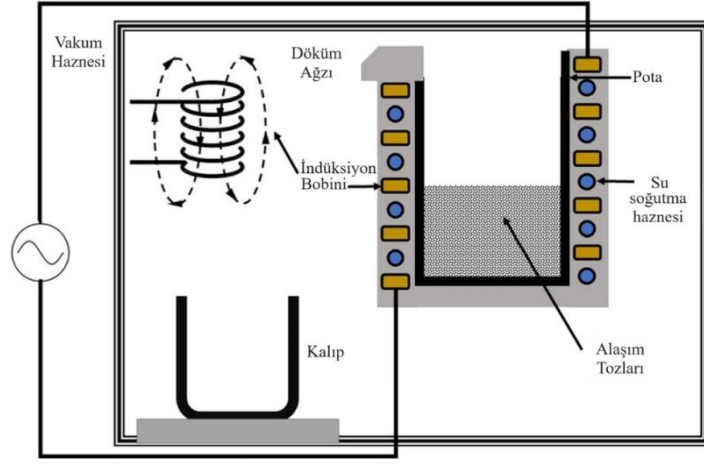
tekrar ergitilip katılaştırılır. Ark ergitme, yüksek saflıkta alaşımlar üretebilme yeteneği nedeniyle tercih edilir ve küçük ölçekli laboratuvar üretimi için uygundur. 3000°C'ye yakın sıcaklıklara ulaşabilen bu yöntemle ergime sıcaklığı yüksek elementler bile ergitilebilmektedir. Ark ergitme, YEA üretim yöntemlerinden en yaygın ve en çok kullanılanıdır (Erdogan ve Zeytin 2019). Şematik olarak gösterimi Şekil 2.12'de verilmektedir.



Şekil 2.12 Ark ergitme yönteminin şematik gösterimi (Chen vd. 2005).

2.4.4.3 İndüksiyon Ergitme

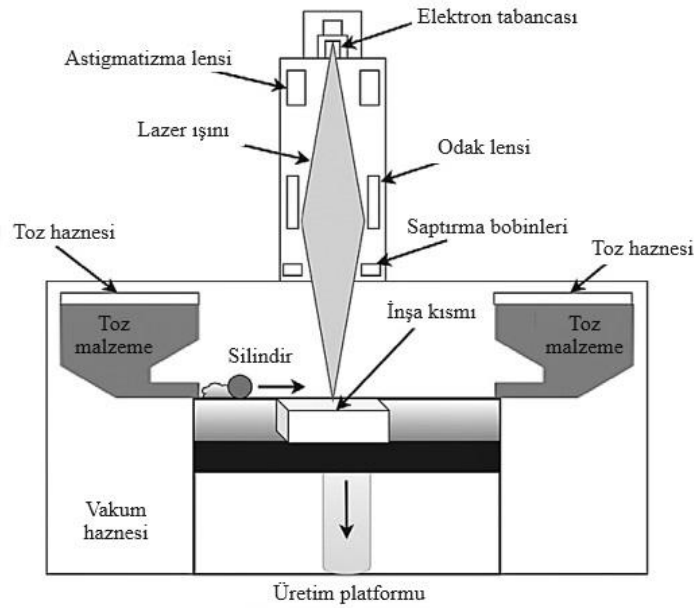
İndüksiyon ergitme, sıvı hal prosesi olarak sınıflandırılmaktadır. Metal bileşenlerin elektromanyetik indüksiyon kullanılarak vakum veya inert gaz atmosferi altında ergitilmesi işlemidir. Bu yöntem, oksijen ve azot gibi gazlardan kaynaklanan kontaminasyonu en aza indirmeye yardımcı olur. Vakum indüksiyon ergitme, bileşim kontrolü yüksek oranda sağlanabilen büyük miktarlarda YEA üretimi için avantajlıdır. Ayrıca, karmaşık geometrilere sahip alaşımlar üretebilme kapasitesine de sahiptir (Wang ve Zhang 2023). Şematik olarak gösterimi Şekil 2.13'de verilmektedir.



Şekil 2.13 İndüksiyon ergitme yönteminin şematik gösterimi (Alshataif vd. 2020).

2.4.4.4 Elektron Işın ile Ergitme

Elektron ışın ile ergitme, sıvı hal prosesi olarak sınıflandırılmaktadır. Bu yöntem ilk defa 2015 yılında Fujieda vd. (2015) tarafından YEA'ların üretiminde kullanılmıştır. Eklemeli imalat tekniği olarak uygulamaları olan bu yöntemin Fujieda ve arkadaşlarının yaptığı çalışma ark ergitme yöntemiyle üretilen numunelerle karşılaştırıldığında dayanımı biraz azalmasına rağmen plastisite neredeyse %20 artmış mukavemet sınırı 1400 MPa ulaştığı görülmüş (Wang ve Zhang 2023). Elektron ışın ile ergitmenin şematik gösterimi Şekil 2.14'de verilmektedir.

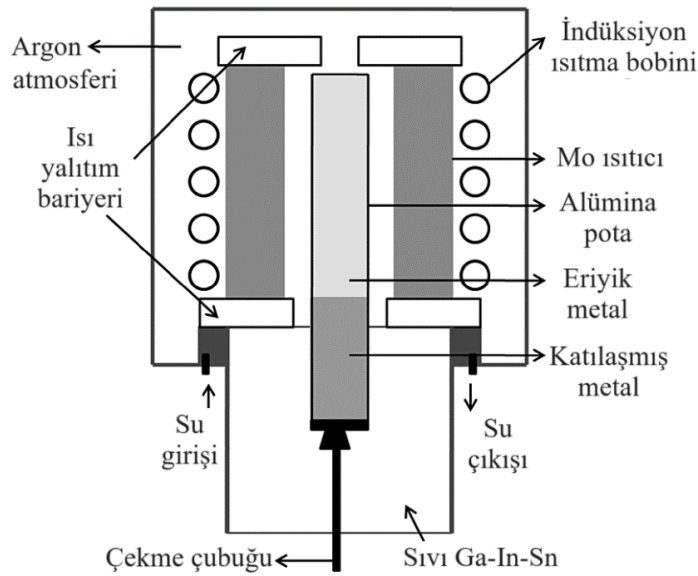


Şekil 2.14 Elektron ışın ile ergitme yönteminin şematik gösterimi (Bansal vd. 2023).

Bu yöntem yüksek ergime sıcaklıklarına ulaşabilmekte, vakum atmosferinde gerçekleştirilmekte, elektron ışın gücü ve odaklanması çok hassas bir şekilde kontrol edilebilmekte bu özellikler bu yöntemin avantajlı yanları. Yüksek maliyet, yavaş üretim hızı, karmaşık donanım gereksinimleri, yönlendirilmiş katılaşma nedeniyle mikroyapısal anizotropi gibi dezavantajları vardır.

2.4.4.5 Bridgman-Stockbarger Yöntemi

Bridgman katılaşma yöntemi olarak bilinen bu yöntem büyük, yüksek kaliteli tek kristal ingotların üretiminde kullanılmaktadır. Bu yöntem bir malzemenin eriyik halinden kontrollü bir şekilde tek kristal olarak katı hale geçmesini sağlar. Şematik olarak gösterimi Şekil 2.15’de verilmektedir.



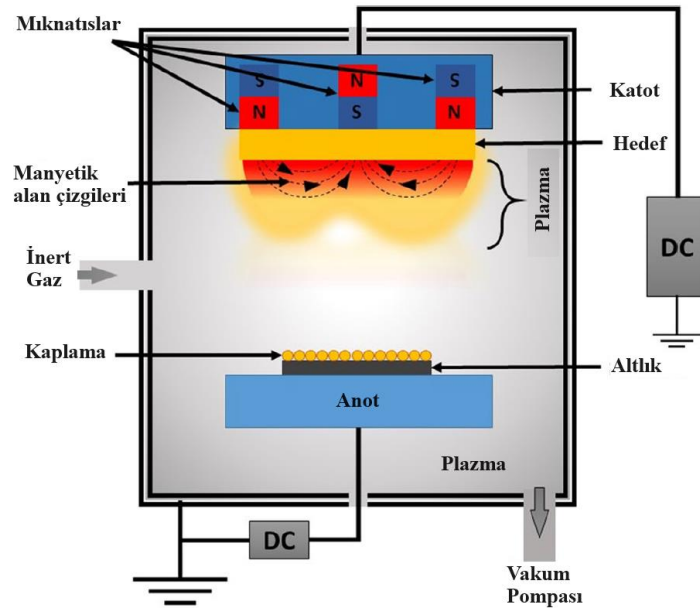
Şekil 2.15 Bridgman katılaşma yönteminin şematik gösterimi (Srivatsan ve Gupta 2020).

Üretilmek istenen malzeme, genellikle silindirik bir pota içine yerleştirilir. Pota, erime noktasının üzerinde bir sıcaklığa ısıtılır, bu da malzemenin tamamen erimesini sağlar. Malzemenin bulunduğu pota, sıcak ve soğuk bölgeler arasında bir sıcaklık gradyanı oluşturacak şekilde fırının içinde yerleştirilir. Bu sıcaklık gradyanı, kontrollü bir katılaşma süreci için gereklidir. Pota, sıcak bölgeden soğuk bölgeye doğru yavaşça çekilir. Bu hareket, eriyik malzemenin soğuk bölgeye taşınması ve kontrollü bir şekilde

katılaşması için gereklidir. Yavaş hareket, büyük ve düzgün kristal yapılarının oluşmasını teşvik eder. Malzeme, soğuk bölgeye ulaştığında, eriyik hali tamamen katılaşır ve genellikle tabandan başlayarak yukarıya doğru tek bir kristal oluşur. Bu süreç, kristalin belirli bir yönelimde büyümesini sağlar (Erdogan ve Zeytin 2019).

2.4.4.6 Magnetron Püskürtme

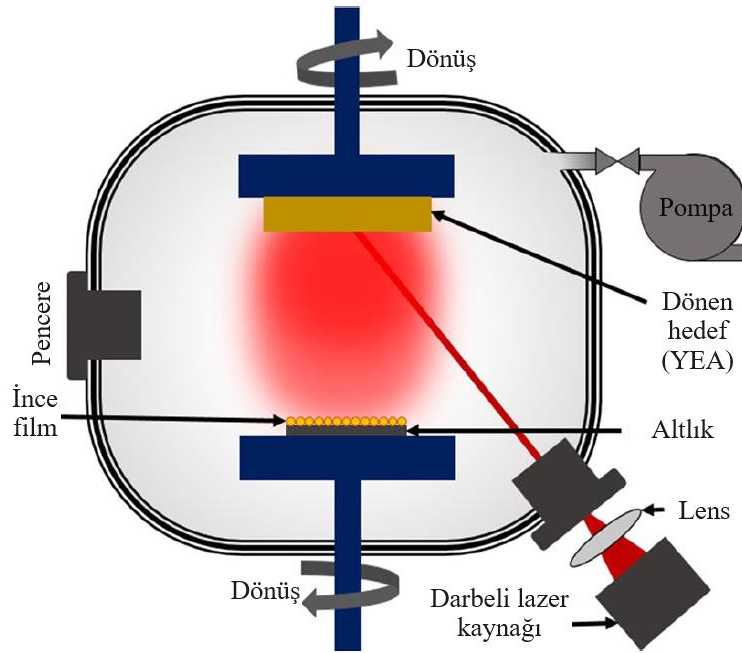
Magnetron püskürtme, gaz hal yöntemi olarak sınıflandırılmaktadır. Çeşitli yumuşak ve sert filmler için ana üretim tekniklerinden biridir. Kaplama, yüksek enerjili parçacıkların hedefi bombardıman etmesini sağlamak için püskürtme etkisini kullanır. Magnetron püskürtme yönteminde hem elektrik hem manyetik alan kullanılarak elektron yol uzunluğu artırılır ve bu da daha düşük argon basınçlarında daha yüksek püskürtme ve biriktirme hızları sağlar (Murty vd. 2014). YEA'lar için en çok kullanılan gaz hal kaplama yöntemidir. Hedef atomlar kurtulduktan sonra, belirlenen yön boyunca hareket eder ve bir film oluşturmak için hedef alt tabaka üzerine birikir. Magnetron püskürtme, düşük ekipman maliyeti, rahat çalışma, geniş alan kaplama ve filmin büyük yapışma avantajları nedeniyle metaller, yarı iletkenler, yalıtkanlar ve diğer malzemeler alanında yaygın olarak kullanılmaktadır (Wang ve Zhang 2023). Magnetron püskürtme yönteminin şematik diyagramı Şekil 2.16'te gösterilmiştir.



Şekil 2.16 Magnetron püskürtme yönteminin şematik gösterimi (Alshataif vd. 2020).

2.4.4.7 Darbeli Lazer Biriktirme

Darbeli lazer biriktirme, gaz hal yöntemi olarak sınıflandırılmaktadır. Bu yöntem ince film biriktirme yöntemleri içerisinde basit ve ekonomik olması nedeniyle birçok çalışmada kullanılarak araştırma yapılmıştır (Alshataif vd. 2020). Magnetron püskürtme yöntemine göre YEA'ların üretimi için çok daha az kullanılmaktadır. Çok elementli karmaşık bir stokiometriye sahip alaşımların üretilmesinde etkili bir üretim yöntemidir (Gao vd. 2016). Yoğun bir darbeli lazer ışını hedefteki YEA üzerine gönderilir, bunun üzerine malzeme buharlaşarak vakumlu inert bir atmosferde altlık malzemesini üstüne biriktirilir. Darbeli lazer biriktirme diğer ince film biriktirme yöntemleri ile karşılaştırıldığında hızlı ve yüksek kalitede ince film kaplama yöntemi olarak kabul edilir ve ayrıca düşük sıcaklıklarda gerçekleştirildiği için hassas malzemelere uygulanabilir (Alshataif vd. 2020). Şematik gösterimi Şekil 2.17'da verilmektedir.



Şekil 2.17 Darbeli lazer biriktirme yönteminin şematik gösterimi (Alshataif vd. 2020).

2.4.5 Literatür Özeti

Cantor vd. (2004) gerçekleştirdikleri bir çalışmada çok ana elementli beş bileşenli bir $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}$ YEA alaşımını Ar atmosferi altında Al_2O_3 potasında saf

elementlerin indüksiyonla ergitilmesiyle 10 g külçeler yaptı. Alaşımlardan bazıları, Ar altında kuvars potalarda yeniden ergitildi ve ardından Ar altında ile 1 mm'lik bir delikten $15\text{--}40\text{ ms}^{-1}$ 'de dönen bir Cu tamburuna püskürtülerek üretildiler. Bu çalışmada araştırılan ilk alaşım eşit atomik oranlarda yani her biri %5 oranında 20 elementten oluşan MnCrFeCoNiCuAgWMoNbAlCdSnPbBiZnGeSiSbMg YEA olmuştur. İkinci alaşım eşit atom oranlarında yani her biri %6,25 oranında 16 elementten oluşan MnCrFeCoNiCuAgWMoNbAlCdSnPbZnMg YEA olmuştur. Dökümden ve eriyik savurmadan sonra her iki YEA da kırılgan ve çok fazlı bir yapı oluşmuştur. Yalnız CrMnFeCoNi YEA'mında tek bir YMK yapıdan oluşmaktaydı. Bu çalışmada elde edilen bu alaşım üzerine altıncı element olarak Nb, Ge, Cu, Ti ve V ilaveleriyle değişen iç yapı ve mekanik özellikler incelenmiştir (Cantor vd. 2004).

Bu çalışmada optik mikroskop ve SEM görüntüleri incelendiğinde dendiritik yapıların gözlemlendiği, Cu ilavesinde ikincil faz görülmeksizin interdendiritik ayrışmanın var olduğu ancak Nb ve Ti ilaveli alaşımlarda ikincil bir interdendiritik bir fazın var olduğu ve V ilaveli alaşımın çok fazlı interdendiritik bölgelerin olduğu ifade edilmiştir. FeCrMnNiCo alaşımının Çizelge 2.3'de görüldüğü gibi dendiritik ve interdendiritik fazlarda 300 ve 290 kg/mm^2 sertliğe sahip oldukları görülmekte. Nb, Ti ve V ilaveli alaşımlarda dendiritik bölgelerin mikrosertliklerinin ciddi oranlarda arttığı, interdendiritik fazda ise Ge ilavesinin ciddi sertlik artışı sağladığı görülmektedir (Cantor vd. 2004).

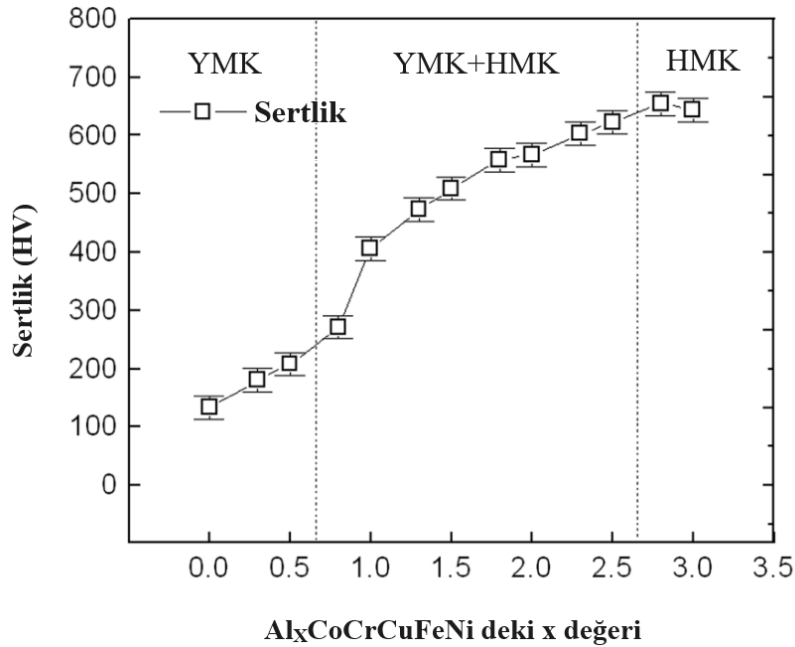
Çizelge 2.3 Ortalama dendiritik ve interdendiritik mikrosertlik değerleri (kg/mm^2) (Cantor vd. 2004).

Alaşım	Dendiritik	İnterdendiritik
FeCrMnNiCo	300	290
FeCrMnNiCoNb	1031	399
FeCrMnNiCoGe	298	1068
FeCrMnNiCoCu	310	314
FeCrMnNiCoTi	998	643
FeCrMnNiCoV	1007	287

Tong vd (2005)'nin yaptıkları bir araştırmada farklı Al içeriğine ($x= 0\text{--}3$) sahip $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ alaşımlarını $0,01\text{ atm}$ vakum altında ark ergitme yöntemiyle en az beş tekrarlı ergitme gerçekleştirilmiş ve 50 mm çapında ve 20 mm kalınlığında dökülmüştür.

Yüksek sıcaklıktaki mekanik testler içinde, alaşım numuneleri vakum indüksiyon ergitme yöntemiyle ergitilmiş ve dökülmüştür, ardından su bıçağıyla kesilip daha sonra 10 mm çapında ve 15 mm yüksekliğinde numuneler elde edilmiştir. $Al_xCoCrCuFeNi$ alaşımlarının sertlik ölçümleri, 49 N yük altında ve 70 m/s yükleme hızında 20 saniye boyunca bir Vickers sertlik test cihazı (Matsuzawa Seiki MV-1) kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Tong vd. 2005).

Şekil 2.18’de görüldüğü gibi sistem içerisindeki Al ilavesi arttıkça YMK kristal yapı, YMK+HMK yapıya, Al ilavesi dahada arttıkça HMK kristal yapıya dönüşmektedir. Bu durumda Al ilavesinin artmasıyla birlikte alaşımın sertliğini 133 HV den 655 HV’ye çıkartmaktadır.

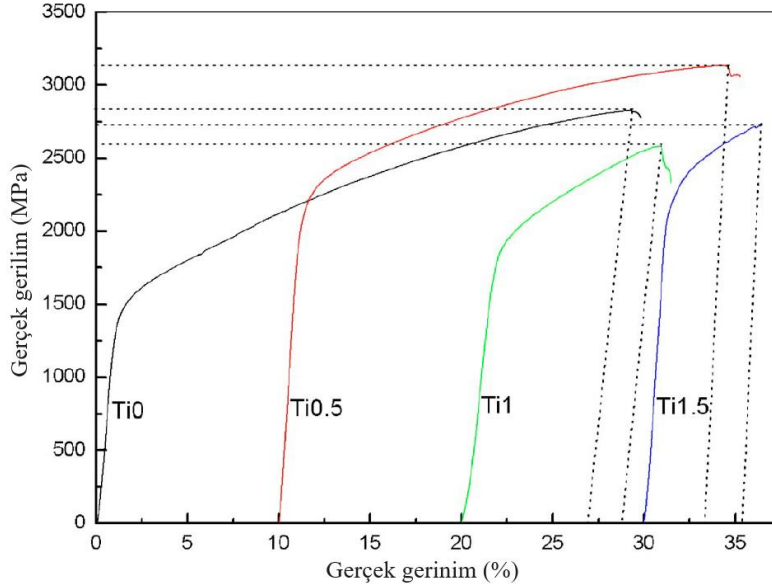


Şekil 2.18 $Al_xCoCrCuFeNi$ alaşımının sertlik grafiği (Tong vd. 2005).

Yapılan çalışmada $Al_xCoCrCuFeNi$ alaşımının yüksek sıcaklıklardaki mukavemeti de araştırılmıştır ve 800°C’ye kadar üstün mukavemet özelliklerini korumuştur.

Zhou vd. (2007)’nin gerçekleştirdikleri bir çalışmada $AlCoCrFeNi$ alaşımına 0, 0,5, 1 ve 1,5 molar Ti ilavesi yapmışlardır. Vakum altında argon atmosferinde gerçekleştirilen ark ergitme yöntemiyle 5 mm çapında 70 mm uzunluğundaki su soğutmalı bakır kalıba enjeksiyonla bu alaşımlar dökülmüştür. Yapılan XRD analizlerinde HMK kristal yapı ve

Fe₂Ti tipi laves fazları gözlemlenmiştir. Şekil 2.19’de ve Çizelge 2.4’de görüldüğü gibi en düşük akma gerilmesi 1,5 GPa ile Ti ilavesi olmayan ana alaşımda ve en yüksek akma gerilmesi 2,26 GPa ile AlCoCrFeNiTi_{0,5} YEA’da görülmüştür. En yüksek gerinim %26,9 ile ana alaşımda ve en düşük gerinim %5,3 ile AlCoCrFeNiTi_{1,5} YEA’da görülmüştür.



Şekil 2.19 AlCoCrFeNiTi_x alaşımının gerçek gerilim gerinim grafiği (Zhou vd. 2007).

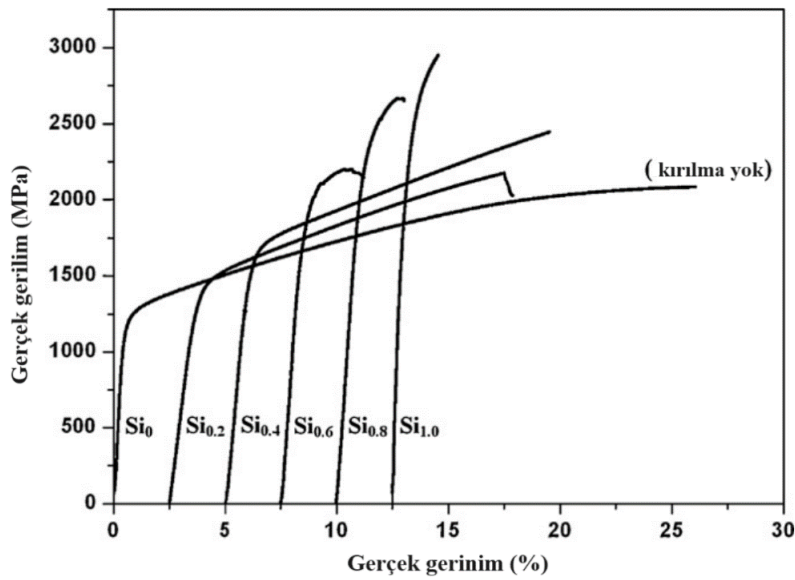
Çizelge 2.4 AlCoCrFeNiTi_x alaşımının mekanik özellikleri (Zhou vd. 2007).

Alaşım	Mikroyapı	E (GPa)	σ_y (GPa)	σ_{max} (GPa)	ϵ_f (%)
AlCoCrFeNi	HMK	127	1,50	2,83	26,9
AlCoCrFeNiTi _{0,5}	HMK	177,7	2,26	3,14	23,3
AlCoCrFeNiTi	HMK	90,1	1,86	2,58	8,8
AlCoCrFeNiTi _{1,5}	HMK+Laves	159,8	2,22	2,72	5,3

Zhu vd. (2010)’nin yaptıkları bir çalışmada AlCoCrFeNi alaşımına ametal grubundan Si elementi molar olarak 0, 0,2, 0,4, 0,6, 0,8 ve 1 mol olacak şekilde ilave edilerek, su soğutmalı bir bakır potada yüksek saflıktaki argon atmosferi altında ark ergitme yöntemiyle üretilmiştir. Kimyasal homojenizasyonu sağlamak için bu işlem en az dört kez gerçekleştirildi. Sonrasında üretilen bu alaşımlar indüksiyon ısıtma bobini kullanılarak bir kuvars tüp içinde yüksek vakum altında yeniden eritildi ve 0,5-1 mm çapındaki bir nozul aracılığıyla 5 mm çapında ve 50 mm yüksekliğinde bir boşluğa sahip bakır kalıba enjekte edildi.

Yapılan XRD analizlerinde üretilen tüm alaşımlarda HMK kristal yapının varlığı görülmektedir. SEM görüntüleri incelendiğinde de molar olarak 0 ve 0,2 Si oranına sahip YEA'lar tek, düzgün ve özelliiksiz bir katı çözelti yapısına sahiptir. Si içeriği 0,4 ve 0,6 olduğunda, alaşımda bileşimsel segregasyon nedeniyle iki farklı bölge oluştuğu görülmektedir. Si içeriği 0,8 ve 1 olduğunda da, tane sınırı belirginleşmekte ve kalınlaşmaktadır. EDX sonuçları da dikkate alındığında tane sınırları kromca zengin alüminyumca fakirdir (Zhu vd. 2010).

Yapılan basma test grafiği ve sonuçları Şekil 2.20 ve Çizelge 2.5 de verilmiştir. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde Si ilavesi arttıkça akma gerilmesinin ve maksimum gerilmenin arttığı, gerinimin ise düştüğü gözlemlenmektedir.



Şekil 2.20 AlCoCrFeNiSi_x alaşımının gerçek gerilim gerinim grafiği (Zhu vd. 2010).

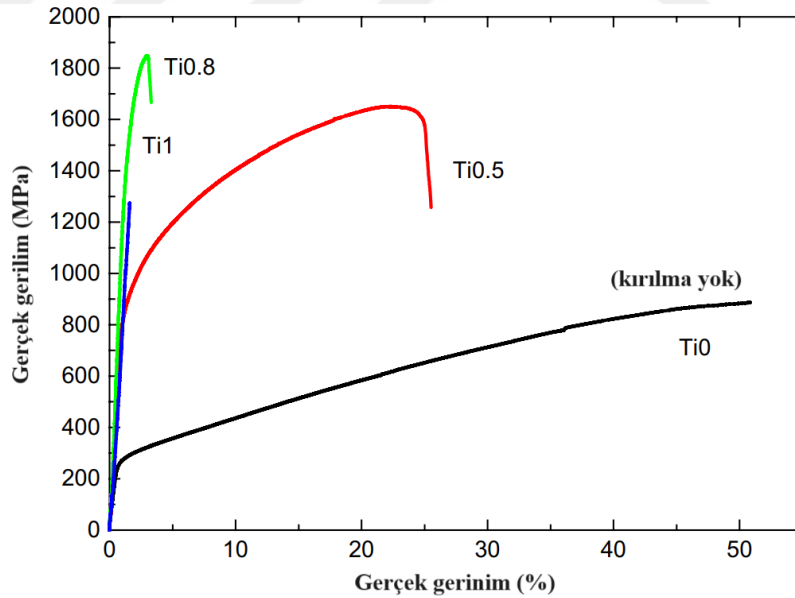
Çizelge 2.5 AlCoCrFeNiSi_x alaşımının mekanik özellikleri (Zhu vd. 2010).

Alaşım	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ_f (%)
AlCoCrFeNi	1110	-	-
AlCoCrFeNiSi _{0,2}	1265	2173	13,76
AlCoCrFeNiSi _{0,4}	1481	2444	13,38
AlCoCrFeNiSi _{0,6}	1834	2195	2,56
AlCoCrFeNiSi _{0,8}	2179	2664	1,77
AlCoCrFeNiSi	2411	2950	1,77

Wang vd. (2007)'nin gerçekleştirmiş oldukları çalışmada CoCrCuFeNi alaşımına molar olarak 0, 0,5, 0,8 ve 1 oranlarında Ti ilavesi gerçekleştirmişlerdir. Argon atmosferinde su soğutmalı bakır potada ark ergitme yöntemiyle birkaç kez tekrar ergitilerek külçeler elde edilmiştir. Daha sonrasında elde edilen bu külçe şeklindeki alaşımlar emme döküm yöntemiyle 5 mm çapında silindirik çubuklar şeklinde dökülmüştür.

Yapılan XRD analizlerinde 0 ve 0,5 mol orana sahip Ti ilaveli alaşımlarda YMK kristal yapı pikleri gözlemlenmektedir. 0,8 ve 1 mol orana sahip Ti ilaveli alaşımlarda YMK kristal yapı piklerinin yanı sıra Fe_2Ti tipi Laves fazları görülmektedir. SEM görüntüleri incelendiğinde CoCrCuFeNi alaşımının dendritik bir mikro yapı sergilediği 0,5 Ti ilavesiyle morfolojinin değiştiği gözlemlenmiştir. 0,8 ve 1 Ti ilavesiyle Laves fazı ve ötektik yapının gözlemlendiği ifade edilmiştir.

Yapılan basma test grafiği ve sonuçları Şekil 2.21 ve Çizelge 2.6 de verilmiştir. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde Ti ilavesi arttıkça akma gerilmesinin ve maksimum gerilmenin arttığı, gerilimin ise yüksek oranda düştüğü gözlemlenmektedir.



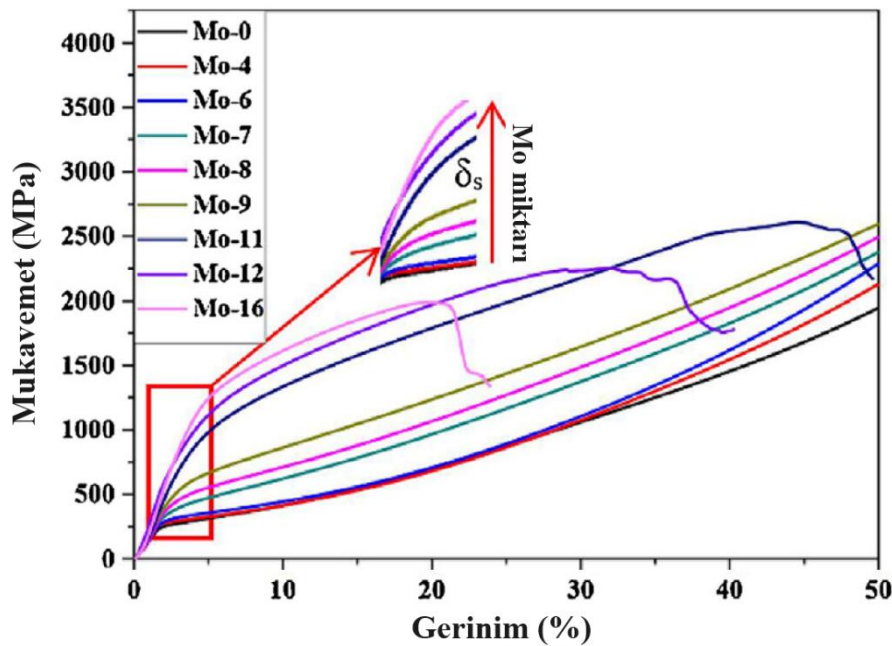
Şekil 2.21 CoCrCuFeNiTi_x alaşımının gerçek gerilim gerinim grafiği (Wang vd. 2007).

Çizelge 2.6 CoCrCuFeNiTi_x alaşımlarının mekanik özellikleri (Wang vd. 2007).

Alaşım	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ_f (%)
CoCrCuFeNi	55,6	230	888	50,2
CoCrCuFeNiTi _{0,5}	98,6	700	1650	21,6
CoCrCuFeNiTi _{0,8}	128,3	1042	1848	2,11
CoCrCuFeNiTi	76,5	1272	1272	0

Qin vd. (2019)'nin yaptıkları çalışmada CoCrFeMnNi alaşımına atomikçe %0-16 oranları arasında Mo ilavesi (CoCrFeMnNi)_{100-x}Mo_x (x=%0-16) yapmışlardır. Argon atmosferinde ark ergitme yöntemiyle kimyasal homojenizasyonu sağlamak için 7 kez tekrar ergitilerek numuneler üretilmiştir.

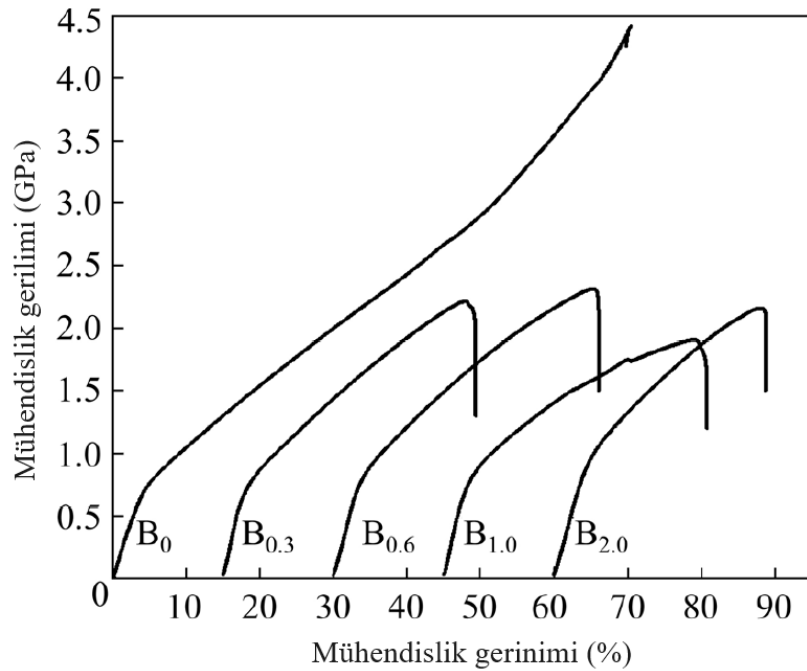
Yapılan XRD analizinde, Mo ilavesiz ve gerçekleştirilen %4 Mo ilavesiyle YMK kristal yapı pikleri, artan Mo ilavesiyle YMK kristal yapı artı Sigma fazı pikleri gözlemlenmiştir. Artan Sigma fazının da mukavemeti artıran olumlu etkisinden bahsedilmiştir. Şekli 2.22 de görüldüğü gibi (CoCrFeMnNi)_{100-x}Mo_x YEA'ların basma akma dayanımı, Mo ilavesi %0'dan %16'ya çıktığında 216'dan 765 MPa'ya çıkmaktadır. Mo içeriği %11 olduğunda, alaşım en iyi basma performansını sergiler, akma dayanımı, kırılma dayanımı ve kırılma gerinimi sırasıyla 547 MPa, 2672 MPa ve %44'tür. Bunun sigma fazının yüzdesindeki artışla bağlantılı olması düşünülmektedir.



Şekil 2.22 (CoCrFeMnNi)_{100-x}Mo_x alaşımlarının mukavemet gerinim grafiği (Qin vd. 2019).

Feng vd. (2021)'nin gerçekleştirdikleri çalışmada $\text{Al}_{19}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{41}$ alaşımına molar olarak 0, 0,3, 0,6, 1 ve 2 B ilavesi gerçekleştirmişlerdir. Yüksek saflıkta argon atmosferi altında vakum ark ergitme yöntemi kullanılarak kimyasal homojenizasyonu sağlayabilmek için 7 kez ergitilmiştir. Yapılan XRD analizlerinde B ilavesiz alaşım sisteminde elde edilen piklerde YMK+HMK kristal yapının mevcut olduğu belirlenmiştir. B ilavesiyle birlikte bu yapıların korunduğu fakat pik şiddetindeki azalmaların kafes yapılarını ciddi şekilde bozduğu ifade edilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde $\text{Al}_{19}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{41}$ tam ötektik bir hücre yapısı gösterdiği ifade edilmiştir. 0,6 B ilavesinden sonra lamelli ötektik yapıdan ayrılmış ötektik yapıya dönüştüğü belirtilmiştir ve bu durumun ince ötektik fazın kaybolması, tane irileşmesi ve tane sınırı yoğunluğunda önemli azalma olarak ortaya çıkmıştır.

Şekil 2.23'de yapılan basma test grafiği ve Çizelge 2.7'de mekanik özellikleri verilmiştir. Gerçekleştirilen basma testinde en düşük akma değeri 603,2 MPa ile $\text{B}_{0,3}$ katkılı YEA'da, en yüksek akma değeri de 813 MPa ile B_2 katkılı YEA'da görülmüştür. En yüksek gerinim değerleri de %35 ile $\text{B}_{0,6}$ katkılı YEA'da, en düşük gerinim değerleri de %28 ile B_2 katkılı YEA'da görülmüştür (Feng vd. 2021).



Şekil 2.23 $(\text{Al}_{19}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{41})_{100-x}\text{B}_x$ alaşımının gerilim gerinim grafiği (Feng vd. 2021).

Gerçekleştirilen Vickers sertlik ölçümlerinde en düşük 328,66 HV ile katkısız YEA, en yüksek sertlik değeri de 436,34 HV ile B₂ katkılı YEA’da görülmüştür.

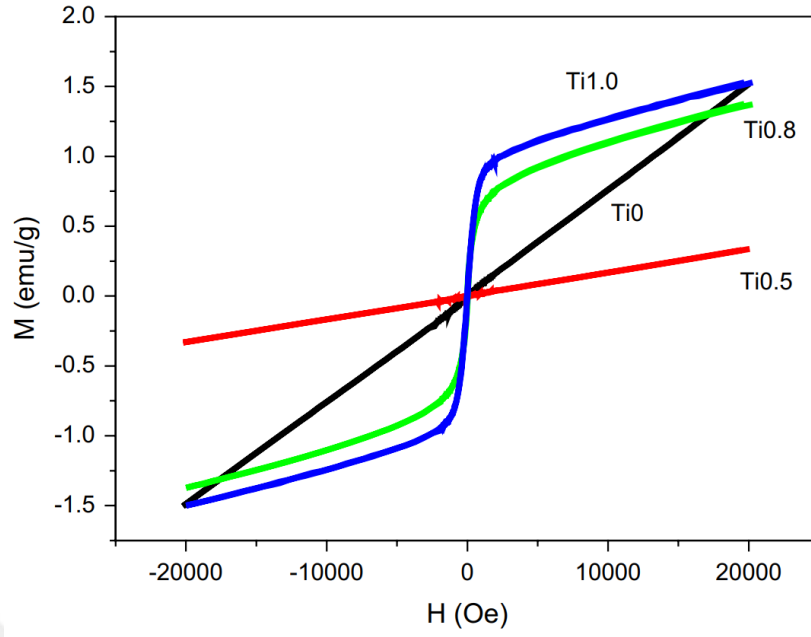
Çizelge 2.7 (Al₁₉Co₂₀Fe₂₀Ni₄₁)_{100-x}B_x alaşımının mekanik özellikleri (Feng vd. 2021).

Alaşım	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ_f (%)	Sertlik (HV)
B ₀	652,7	-	-	328,66
B _{0,3}	603,2	2213	33	333,56
B _{0,6}	722,1	2312,4	35	360,38
B ₁	610,5	1902,7	34	384,1
B ₂	813	2060	28	436,34

Yüksek entropili alaşımlar ifadesi ortaya çıktıktan sonra yapılan çalışmalarda bu alaşımların yüksek sertlik, yüksek mukavemet olağanüstü aşınma direnci, iyi yorulma direnci özellikleri, mükemmel yüksek sıcaklık dayanımı, iyi termal kararlılık ve genel olarak iyi oksidasyon ve korozyon direnci gibi birçok etkileyici özelliğe sahip olduğu birçok çalışmada bildirilmiştir. Bu özellikler dikkate alındığında yapılan çoğu çalışma, faz, mikro yapı ve mekanik özellikler arasındaki ilişkilere odaklanmıştır. YEA'ların fiziksel özelliklerine daha az dikkat edilmiş olsa da aslında bunlar da es geçilemeyecek alanlardı. Tsai (2013)’nin gerçekleştirdiği bir araştırmada, yüksek entropi alaşımlarının (YEA) daha çok manyetik, elektriksel ve termal gibi fiziksel özellikleri üzerine odaklanılmıştır.

Manyetik özelliklerle ilgili çalışmalar dikkate alındığında, alaşım içeriğinin daha çok yarıya yakınının ferromanyetik özellik içeren Fe, Co ve Ni elementleri gibi ve bu elementler yanında Al, Cr, Cu, Ti gibi diğer elementlerde kullanılarak türetilen birçok manyetik özelliğe sahip YEA üretilmiştir (Wang vd. 2007, Zhang vd. 2010, Kao vd. 2011). Üretilen bu alaşımların paramanyetik (Lucas vd. 2011, Liu vd. 2012) ve ferromanyetik özellikler sergilediği yapılan çalışmalarda görülmektedir.

Wang vd. (2007) Ti ilavesinin manyetik özelliklere etkisini de incelemişler. Şekil 2.24’deki histerezis görüldüğü gibi hem CoCrCuFeNi hem de CoCrCuFeNiTi_{0,5} paramanyetik özellik sergilemektedirler doyumluk manyetizasyonları da sırasıyla 20000 Oe manyetik alan altında 1,505 emu/g ve 0,333 emu/g olarak ölçülmüştür. CoCrCuFeNiTi_{0,8} ve CoCrCuFeNiTi alaşımları da süperparamanyetik özellik sergilemektedirler doyumluk manyetizasyonları da sırasıyla 1,368 emu/g ve 1,511 emu/g olarak ölçülmüştür.



Şekil 2.24 CoCrCuFeNiTi_x alaşımlarının histerezis grafiği (Wang vd. 2007).

Manyetik özelliğe sahip element ilavesi artıkça yüksek mıknatıslanma görülmektedir. Ancak ilave edilen diğer elementlerin de mıknatıslanmaya önemli bir etkisi vardır. Özellikle Cr ilavesi mıknatıslanmayı önemli ölçüde düşürmektedir (Tsai 2013). Çizelge 2.8 de görüldüğü gibi CoFeNi ve CoCrFeNi alaşımlarının her ikisi de FCC yapılarına sahiptir. İlki 1,047 emu/cc'lik yüksek bir M_s'ye sahiptir, ancak %25 Cr eklenmesi alaşımı (CoCrFeNi) paramanyetik hale getirir.

Çizelge 2.8 Bazı YEA'ların manyetik özellikleri (Tsai 2013).

Alaşım	Faz	M _s (emu/g)	M _s (emu/cc)	H _c (Oe)
FeCoNi	YMK	-	1047	13
FeCoNiCr	YMK	-	Paramanyetik	Paramanyetik
FeCoNiCrCu	YMK1+YMK (Cu-zengin)	-	Paramanyetik	Paramanyetik
FeCoNiCrAl	HMK+B2	65	462	52
FeCoNiCrAlCu	HMK+B2+ YMK (Cu-zengin)	38-46	281-340	45
FeCoNiCrAlTi	HMK+YMK+FeTi+Co ₂ Ti	15	100	226
FeCoNiCrPd	YMK	33	296	Uygulanamaz
FeCoNiCrTi	YMK+HMK+ Co ₂ Ti	5	37	20
FeCoNiAl _{0.2} Si _{0.2}	HMK+Bilinmeyen faz	-	915	18

Döküm halindeki yüksek entropili alaşımlar tipik olarak 100 ile 220 $\mu\Omega\text{-cm}$ arasında elektriksel dirençlere sahiptir. Bu değerler saf metallere göre daha yüksektir. Çizelge 2.9’da bazı YEA’ların ve geleneksel metallerin elektriksel özellikleri verilmektedir.

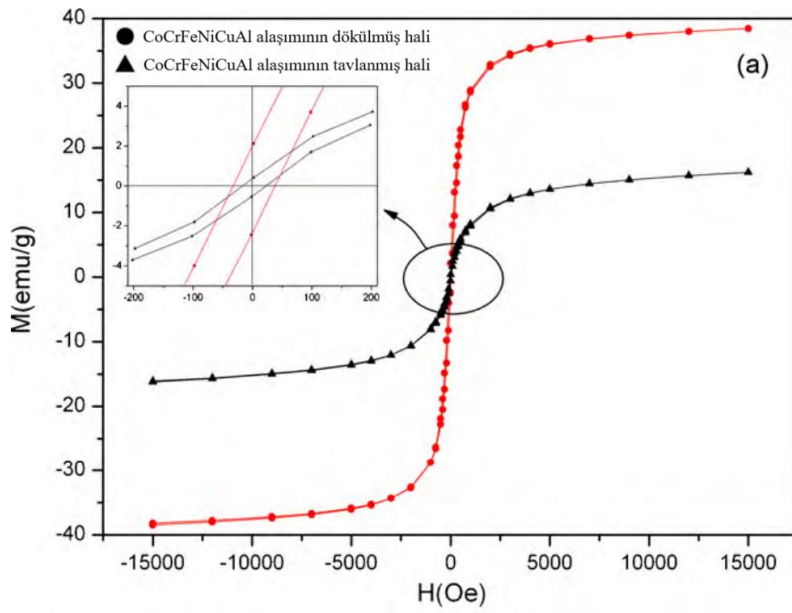
Çizelge 2.9 Bazı YEA’ların ve geleneksel metallerin elektriksel ve termal özellikleri (Tsai 2013).

Kategori	Kompozisyon/Alaşım	Elektriksel direnç ($\mu\Omega\text{-cm}$)	Termal iletkenlik (W/m K)
Yüksek Entropili Alaşım	CoCrFeNi	142	12
	AlCoCrFeNi	221	11
	Al ₂ CoCrFeNi	211	16
	Al	3	237
	Fe	10	80
Saf Element	Ni	7	91
	Ti	42	22
	Cu	2	398
	7075 Al Alaşım	6	121
	Düşük Karbonlu Çelik	17	52
Geleneksel Alaşım	304 Paslanmaz Çelik	69	15
	Inconel 718	125	11
	Ti-6Al-4V	168	6

Vignolo vd. (2021)’nin gerçekleştirmiş oldukları çalışmada çeşitli B parçacıklarının manyetik özelliklerini incelemişlerdir. B elementinin bulk halinin diyamanyetik özellik gösterdiğini yalnız jeneratörlerde, akıllı telefonlarda ve sabit disklerde bulunan NdFeB mıknatıslarında B elementinin yer bulduğu belirtilmiştir. Oda sıcaklığında iki ticari iki laboratuvar ortamında yapılan bor parçacıklarının manyetik özelliklerini incelediklerinde oda sıcaklığında yumuşak ferromanyetizma gösterdiğini belirtmişlerdir. Aslında “oda sıcaklığındaki manyetik tepki esasen diyamanyetiktir ancak eğrilerin düşük alan bölgesinde açıkça görülebileceği gibi yumuşak ferromanyetizma açıkça mevcuttur” diye ifade etmişlerdir. Literatürde ark ergitme yöntemiyle üretilmiş B katkılı YEA’ların manyetik özelliklerinin incelendiği bir çalışmaya rastlanılmamıştır.

Li vd. (2016) gerçekleştirdikleri çalışmada FeAlCrNi alaşımına yaptıkları Mo ilavesiyle mikroyapısı, mekanik özellikleri ve manyetik özellikleri incelenmiştir. 0,1 Mo ilavesiyle alaşımın doygunluk manyetizasyonu 30,87 emu/g olarak ölçülmüştür. 0,25, 0,5, 0,75 ve 1 Mo ilavesiyle sırasıyla doygunluk manyetizasyonu 21,48, 15,06, 3,01 ve 0,77 emu/g’a düştüğü görülmektedir. Yani ilk başlarda Mo ilavesiyle alaşım yumuşak ferromanyetik özellik gösterirken Mo ilavesi arttıkça paramanyetik özellik göstermeye başlamıştır.

Zhang vd. (2010)'nin gerçekleştirmiş oldukları çalışmada CoCrFeNiCuAl alaışımını vakum ark ergitme yöntemiyle üretilen 1000°C'de 2 saat ısıtılma tabii tutup döküm halindeki ve tavllanmış haldeki alaşımların mikroyapı, mekanik özellikler ve manyetik özelliklerini incelemişlerdir. Şekil 2.25'de de görüldüğü gibi manyetik histerezis grafiği elde edilmiştir. Çalışmada her iki alaışımında mükemmel yumuşak manyetik özellikler gösterdikleri belirtilmiştir. 15000 Oe manyetik alan altında döküm halindeki ve tavllanmış haldeki doygunluk manyetizasyonu sırasıyla 38,18 emu/g ve 16,08 emu/g olarak ölçüldüğü belirtilmiştir.



Şekil 2.25 Döküm ve tavllanmış CoCrFeNiCuAl alaışımının histerezis grafiği (Zhang vd. 2010).

2.4.6 Potansiyel Uygulama Alanları

Yüksek entropili alaşımlar (YEA'lar), olağanüstü elektriksel, manyetik, enerji dönüşümü, hidrojen depolama, süperiletkenlik, katalitik ve şekil hafızası özellikleri gibi çeşitli üstün özellikleri sayesinde potansiyel olarak geniş bir uygulama yelpazesine sahiptir. Bu özellikler, YEA'ların birçok endüstride ve teknolojiye kritik malzemeler olarak kullanılma potansiyelini artırmaktadır.

Örneğin, FeCoNiMn_{0,25}Al_{0,25} gibi bazı YEA'lar, yüksek doygunluk manyetizasyonu, düşük koersivite ve yüksek Curie sıcaklığı gibi üstün manyetik özelliklere sahiptir. FeCoNi(AlSi)_x (x = 0-0,8), CoFeNiCrAg_{0,37}, CoFeNiCrAu_{0,29}, CoFeNiCr_{0,8}Cu_{0,64} ve

CoFeMnNi_x (X = Al, Cr, Ga, Sn) alaşımlarında da yüksek doygunluk manyetizasyonu ve düşük öz direnç özellikleri gözlenmiştir. Bu alaşımların yüksek süneklik ve iyi işlenebilirlik gibi yapısal özellikleriyle birleşen mükemmel manyetik özellikleri, nükleer enerji, motorlar, manyetik rezonans görüntüleme gibi alanlarda yumuşak mıknatıs olarak potansiyel uygulamalar sunmaktadır (Li vd. 2021).

Yüksek entropili alaşımlar, özellikle motor blokları, nükleer malzemeler ve takımlar gibi yüksek sıcaklık mukavemeti, korozyon direnci ve tokluk gerektiren alanlarda önemli uygulama potansiyeline sahiptirler. Örneğin, motor bloklarında yüksek sıcaklıklarda mukavemet, korozyon ve sürünme dayanımı sağlarken, nükleer malzemelerde gelişmiş yüksek sıcaklık mukavemeti ve tokluk sunarlar (Küçükelyas vd. 2018).

Bazı YEA'lar yüksek elektrokatalitik aktivite sergiler. Örneğin, Ni₂₀Fe₂₀Mo₁₀Co₃₅Cr₁₅ alaşımı, YMK matrisi ve μ çökelti fazı ile dikkat çekerken, Ir_{0,19}Os_{0,22}Re_{0,21}Rh_{0,20}Ru_{0,19} alaşımı HSP yapısına sahiptir. Bu alaşımlar, yüksek korozyon direnci ile birleştiğinde, enerji dönüşümünde kimyasal ve elektrokimyasal reaksiyonlar için oldukça aktif ve kararlı elektrokatalizörler olarak kullanılabilirler (Li vd. 2021).

YEA'lar ayrıca hidrojen depolama alanında büyük bir potansiyele sahiptir. Örneğin, TiVZrNbHf YEA, nadir toprak elementlerine dayalı alaşımlarda genellikle elde edilebilen 2,5'lik yüksek bir hidrojen-metal mol oranını (yani MH_{2,5} metal hidritleri oluşturarak) koruyabilir. Bu alaşım, hem tetrahedral hem de oktahedral bölgelerdeki hidrojen emilimi ile yüksek hidrojen depolama kapasitesine sahip olup, hidrojen depolama malzemesi olarak umut vadetmektedir (Li vd. 2021).

Şekil hafızası etkisi, martensitik dönüşüm yoluyla ilk olarak TiZrHfCoNiCu YEA'da bildirilmiştir. Ni ve Pd içeren yeni bir şekil hafızası YEA olan (Ni,Pd)₅₀(Ti,Hf,Zr)₅₀, 700 °C'nin üzerinde ostenit bitiş sıcaklıklarına sahiptir. Bu özellik, alaşımı türbin kanatları ve kasası arasındaki toleransı kontrol etmek, çekirdek egzoz nozulunun boyutunu düzenlemek gibi havacılık uygulamalarında kullanıma uygun hale getirir (Li vd. 2021).

YEA'ların süperiletken özellikleri de önemli bir uygulama alanı sunmaktadır. Şu ana kadar dört farklı tipte YEA süperiletkeni bildirilmiştir: Tip A (ör. $Ta_{34}Nb_{33}Hf_8Zr_{14}Ti_{11}$), Tip B (ör. $(HfTaWIr)_{0,6}Re_{0,4}$), Tip C (ör. $(ScZrNbTa)_{0,65}(RhPd)_{0,35}$) ve Tip D (ör. $Re_{0,56}Nb_{0,11}Ti_{0,11}Zr_{0,11}Hf_{0,11}$). Bu süperiletkenlerin 1,9 ila 9,3 K arasında değişen süperiletken geçiş sıcaklıkları (T_C) vardır ve bu sıcaklıklar amorf alaşımlar ile basit ikili alaşımların sıcaklıkları arasında yer alır (Li vd. 2021, Zhang vd. 2014). Ayrıca, YEA'ların stabil termal öz direnç katsayısı, hassas elektrikli ve elektronik cihazlar için daha geniş sıcaklık aralıklarında stabil manyetizma sunarak, elektrik ve manyetik malzemelerde kullanımını mümkün kılar (Küçükelyas vd. 2018).

YEA'ların olağanüstü manyetokalorik etkileri, katı hal soğutma sistemlerinde kullanım potansiyeline sahip olmalarını sağlar. Örneğin, HSP yapısına sahip $GdDyErHoTb$ YEA, düşük manyetik histerezis ve büyük manyetokalorik etki (5 T manyetik alanda $8,6 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$) sergilemektedir (Li vd. 2021).

YEA'lar ayrıca ince film formunda işlevsel olarak daha kullanışlıdır. Örneğin, $NiCo_{0,6}Fe_{0,2}Cr_{1,5}SiAlTi_{0,2}$ kaplamasının yüzeyinde $\alpha-Al_2O_3$ koruyucu tabakası oluşturarak iyi oksidasyon direnci sağladığı ve yüksek sıcaklıklarda daha iyi ısı yalıtımı sağladığı bildirilmiştir. Bu özellikler, YEA kaplamalarını, yüksek sıcaklık $CoCrAlY$ ve $NiCrAlY$ kaplamalarına alternatif olarak cazip hale getirir (Vaidya vd. 2019).

Elektromanyetik dalga Emilimi ve girişim kalkanı için potansiyel olarak yararlı olabilecek YEA'lar, toz formunda da mevcuttur. $FeCoNiCrAl$ tozlarının, orta ve yüksek frekanslarda mükemmel mikrodalga kalkanı ve Emilimi sağladığı bildirilmiştir. Bu nedenle, $FeCoNiCrAl$ tozları elektromanyetik dalga Emilimi uygulamaları için umut verici malzemeler olarak kabul edilmektedir (Li vd. 2021).

YEA'lar ayrıca nükleer endüstrilerde, elektronik uygulamalarda, biyomedikal uygulamalarda, kesici takımlar, türbin kanatları ve termal bariyer kaplamaları gibi çeşitli uygulamalarda da kullanılabilir. Örneğin, yüksek korozyon ve ısınlama dirençleri, YEA'ları nükleer yakıtlar ve yüksek basınçlı kaplar için kaplama malzemeleri için potansiyel adaylar haline getirmektedir. YEA'lar, mobil tesisler, pil anot malzemeleri,

difüzyon bariyerleri, mikrodalga kalkanlama, aşınmaya dayanıklı kaplamalar ve daha fazlası gibi çeşitli işlevsel alanlarda da büyük potansiyele sahiptir (Zhang vd. 2014, Küçükelyas vd. 2018).

Bu bağlamda, YEA'ların laboratuvar araştırmalarından pratik mühendislik uygulamalarına geçişinde hala büyük boşluklar bulunmaktadır. Uygulama odaklı araştırmaların artması ve maliyet-etkin çözümler sunulması, YEA'ların geniş bir endüstri yelpazesinde daha fazla kullanılmasına olanak tanıyacaktır (Li vd. 2021, Vaidya vd. 2019, Zhang vd. 2014, Küçükelyas vd. 2018).



3. MATERİYAL ve METOT

Bu çalışmada FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropili alaşımı ark ergitme yöntemi kullanılarak üretilmiştir. Bu ana alaşıma yapılan B veya Mo ilavesi ile elde edilen alaşımların mikroyapı, mekanik ve fiziksel özellikleri incelenmiştir. Bu çalışmada ark ergitmeyle üretilen alaşımlar için yüksek saflıkta hammaddeler kullanılmıştır.

3.1 Deney Programı

Bu tez çalışmasında deneysel faaliyetlerin sağlıklı yürütülebilmesi için Şekil 3.1 de verilen akış şeması takip edildi. Yüksek entropili alaşımları üretim süreci, Alaşım tasarımı, ön şekillendirme, ergitme süreci, test ve analizler için numune hazırlığı ve son olarak karakterizasyon ve testler olmak üzere temelde beş adımdan oluşmaktadır.



Şekil 3.1 Deneysel çalışma akış şeması

3.2 Hammaddeler ve Özellikleri

Bu çalışmada kullanılan hammaddeler ticari olarak hizmet veren Nanografi ve Alfa Aesar firmalarından tedarik edilmiştir. Tedarik edilen hammaddelerin genel özellikleri çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1 Kullanılan hammaddelerin genel özellikleri.

Hammadde	Ticari Referanslar	Molekül Ağırlığı (g/mol)	Safılık (%)	Yoğunluk (g/cm ³)	Ergime Noktası (°C)	Kaynama Noktası (°C)
Fe	Alfa Aesar	55,845	99,98	7,8	1535	3000
Ni	Nanografi	58,693	99,99	8,9	1453	2730
Mn	Nanografi	54,938	99,99	7,43	1245	2150
Cr	Nanografi	51,996	99,99	7,19	1857	2672
Co	Nanografi	58,933	99,99	8,92	1495	2900
Ti	Alfa Aesar	47,867	99,99	4,5	1668	3260
B	Nanografi	10,811	99	2,34	2300	2550
Mo	Nanografi	95,95	99,95	10,2	2610	5560

3.3 Numune Hazırlama

3.3.1 Reçete Hesabı

Reçete oluştururken hızlı ve kolay bir şekilde eriyik elde edebilmek için hammadde karışım ağırlığı olabildiğince optimum seviyede tutulmak istenmektedir. Çizelge 3.2’ de FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımının reçete hesabı görülmektedir. B katkılı reçeteler Çizelge 3.3-3.7’de görülmektedir. Mo katkılı reçeteler de Çizelge 3.8-3.11’de sunulmuştur.

Çizelge 3.2 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	19,61
Ni	58,693	1,7608	19,61
Mn	54,938	1,6481	19,61
Cr	51,996	1,5599	19,61
Co	58,933	1,7680	19,61
Ti	47,867	0,1436	1,96
FeNiMnCrCoTi _{0,1}	328,272	8,5558	100

Çizelge 3.3 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,2} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	18,87
Ni	58,693	1,7608	18,87
Mn	54,938	1,6481	18,87
Cr	51,996	1,5599	18,87
Co	58,933	1,7680	18,87
Ti	47,867	0,1436	1,89
B	10,811	0,0649	3,77
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,2}	339,083	8,6206	100

Çizelge 3.4 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,4} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	18,18
Ni	58,693	1,7608	18,18
Mn	54,938	1,6481	18,18
Cr	51,996	1,5599	18,18
Co	58,933	1,7680	18,18
Ti	47,867	0,1436	1,82
B	10,811	0,1297	7,27
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,4}	339,083	8,6855	100

Çizelge 3.5 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,6} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	17,54
Ni	58,693	1,7608	17,54
Mn	54,938	1,6481	17,54
Cr	51,996	1,5599	17,54
Co	58,933	1,7680	17,54
Ti	47,867	0,1436	1,75
B	10,811	0,1946	10,53
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,6}	339,083	8,7503	100

Çizelge 3.6 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,8} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	16,95
Ni	58,693	1,7608	16,95
Mn	54,938	1,6481	16,95
Cr	51,996	1,5599	16,95
Co	58,933	1,7680	16,95
Ti	47,867	0,1436	1,69
B	10,811	0,2595	13,56
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,8}	339,083	8,8152	100

Çizelge 3.7 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	16,39
Ni	58,693	1,7608	16,39
Mn	54,938	1,6481	16,39
Cr	51,996	1,5599	16,39
Co	58,933	1,7680	16,39
Ti	47,867	0,1436	1,64
B	10,811	0,3243	16,39
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B	339,083	8,8801	100

Çizelge 3.8 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,1} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	19,23
Ni	58,693	1,7608	19,23
Mn	54,938	1,6481	19,23
Cr	51,996	1,5599	19,23
Co	58,933	1,7680	19,23
Ti	47,867	0,1436	1,92
Mo	95,95	0,2879	1,92
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,1}	424,222	8,8436	100

Çizelge 3.9 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,2} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	18,87
Ni	58,693	1,7608	18,87
Mn	54,938	1,6481	18,87
Cr	51,996	1,5599	18,87
Co	58,933	1,7680	18,87
Ti	47,867	0,1436	1,89
Mo	95,95	0,5757	3,77
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,2}	424,222	9,1315	100

Çizelge 3.10 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,3} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	18,52
Ni	58,693	1,7608	18,52
Mn	54,938	1,6481	18,52
Cr	51,996	1,5599	18,52
Co	58,933	1,7680	18,52
Ti	47,867	0,1436	1,85
Mo	95,95	0,8636	5,56
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,3}	424,222	9,4193	100

Çizelge 3.11 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,4} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	18,18
Ni	58,693	1,7608	18,18
Mn	54,938	1,6481	18,18
Cr	51,996	1,5599	18,18
Co	58,933	1,7680	18,18
Ti	47,867	0,1436	1,82
Mo	95,95	1,1514	7,27
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,4}	424,222	9,7072	100

Çizelge 3.12 0,03 mol FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,5} alaşım reçetesi.

Hammadde	Molekül Ağırlığı (g/mol)	0,03 Mol Ağırlığı (g)	Oran (%)
Fe	55,845	1,6754	17,86
Ni	58,693	1,7608	17,86
Mn	54,938	1,6481	17,86
Cr	51,996	1,5599	17,86
Co	58,933	1,7680	17,86
Ti	47,867	0,1436	1,79
B	95,95	1,4393	8,93
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,5}	424,222	9,9950	100

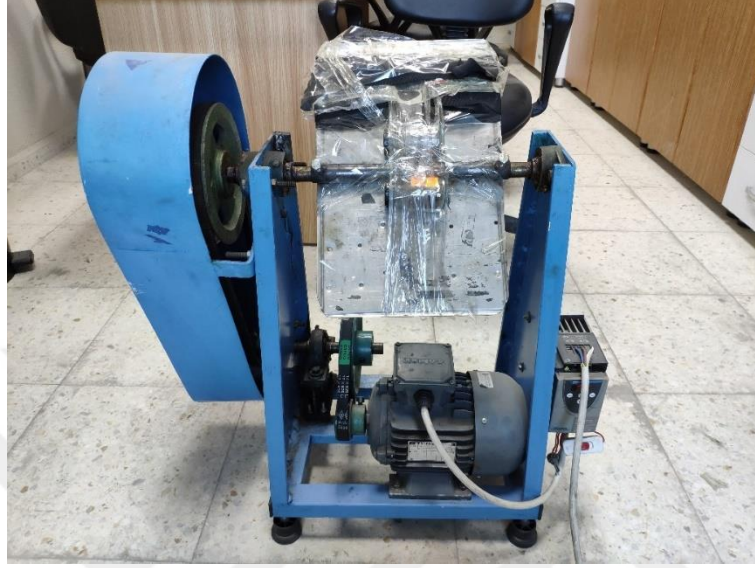
3.3.2 Hammadde Tartımı ve Karıştırılması

Hesaplanan reçetelere göre Fe ve Ti elementleri sisteme granül olarak, diğer elementler 325 mesh lik toz olarak Resim 3.1 de görüldüğü gibi Dikomsan ES410D hassas terazide virgülden sonra üç basamak dikkate alınarak tartıldı.



Resim 3.1 Dikomsan ES410D hassas terazide hammadde tartımı.

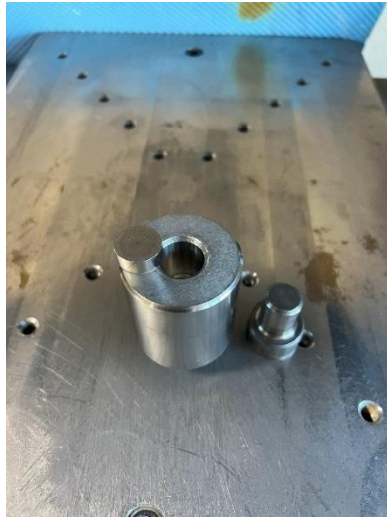
Hassas terazide tartılan hammadeler karıştırma prosesi için cam şişelere konuldu ve üzerine argon gazı basılarak kapakları kapatıldı ve 30 dk karışmaları için Resim 3.2’de görseli olan karıştırma cihazına bağlanarak karıştırıldılar.



Resim 3.2 Markasız karıştırıcı.

3.3.3 Ön Şekillendirme

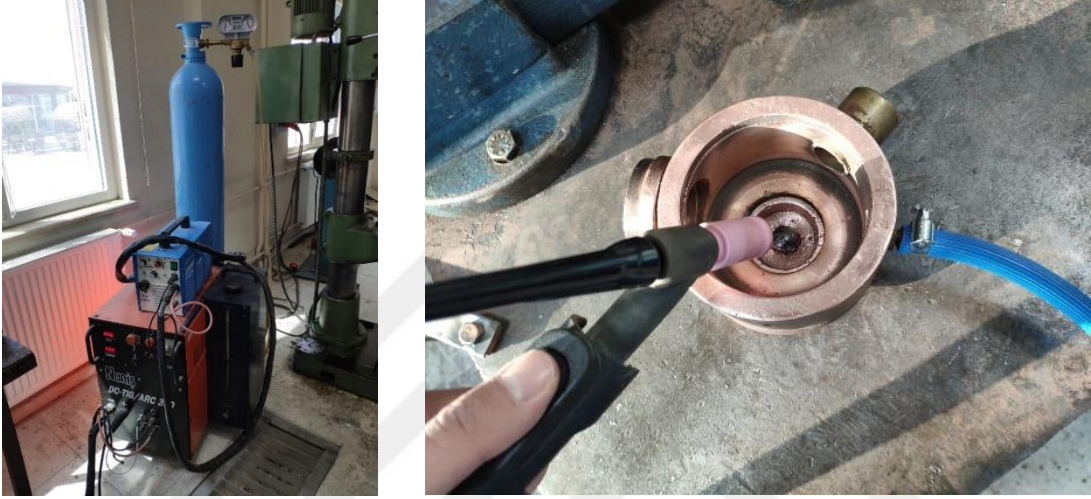
Karıştırılan hammaddeler 20 mm çaplı silindirik kalıp içerisinde 8 ton yük uygulanarak 250 MPa basınç altında Resim 3.3’de görüldüğü gibi HİDROLİKSAN tek eksenli pres cihazıyla preslendi. Ardından numuneler cam şişelere alındı ve içlerine argon basıldı.



Resim 3.3 20 mm çaplı çelik kalıp ve Hidroliksan tek eksenli pres cihazı.

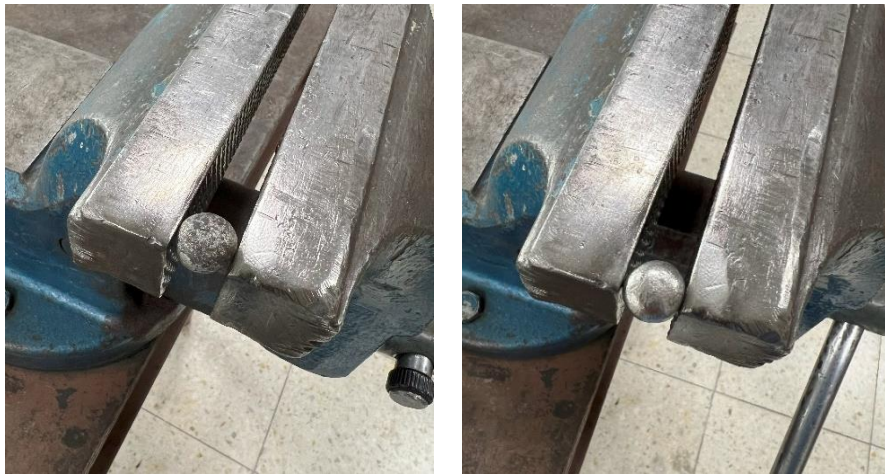
3.3.4 Ergitme Süreci

Preslenen hammaddeler, tungsten elektrot uca sahip Nuriş DC-TIG/ARC350 kaynak cihazı kullanılarak bakır potada vakum ortamı olmaksızın hem torçtan hem de preslenmiş numuneye yandan argon üflenerek 300 Amper akım altında ilk ergitmeler Resim 3.4'te görüldüğü gibi gerçekleştirilmiştir.



Resim 3.4 Nuriş DC-TIG/ARC350 kaynak cihazı ve bakır pota.

Kimyasal homojenliği sağlamak için numuneler dörder kez ergitildi. Bunun yanı sıra, her ergitmeden sonra yüzeydeki safsızlıkları temizlemek için mengeneyle tutturulan numuneler matkap ucuna takılan tel fırçayla fırçalandı ve tekrar ergitme işlemi için ters çevrilip potaya yerleştirildi ve tekrar ergitildi.



Resim 3.5 Her ergitme sonrası numune yüzey temizleme işlemi.

Dört kez gerçekleştirilen ergitme işleminin ardından, numunelerin analiz ve testlerinin yapılabilmesi amacıyla, 300 A akım altında 6 mm çapında silindirik numuneler elde etmek için argon atmosferi altında bakır kalıba ters vakum yöntemiyle döküm işlemi yapılmıştır.



Resim 3.6 Mastır alaşımların ark ergitme yöntemiyle ters vakum döküm sistemi.

Döküm işlemi gerçekleştirildikten sonra elde edilen örnek numune Resim 3.7’de görülmektedir.



Resim 3.7 Dökümü gerçekleştirilmiş numune.

Dökümle elde edilen silindirik numunenin çapı farklı bölgelerden ölçüm alındığında farklılık göstermektedir bu durum basma testi ve elektrik iletkenlik testi için olumsuzluklar içereceğinden silindirik numunelerin alt, üst ve dış yüzeyinin işlem görmesini gerektirmektedir.

3.3.5 Test ve Analizler için Numune Hazırlığı

Döküm işlemi gerçekleştirilmiş tüm numuneler OPTIMUM D 280x700G torna tezgahına bağlanarak 120, 240, 400, 600, 800, 1000, 1200'lük SiC zımpara kağıtları kullanılarak Resim 3.8 de görüldüğü gibi alt, üst ve dış yüzeyleri istenilen ölçülere getirilmiştir.



Resim 3.8 OPTIMUM D 280x700G torna tezgâhı ve alt, üst, yan yüzey zımparalama prosesi.

Alt, üst ve yan yüzeyleri zımparalanan numuneler istenilen boyutlarda kesilmek üzere Resim 3.9'da görüldüğü gibi METKON FINOCUT hassas kesim cihazı kullanılmıştır ve tekrar torna tezgahına bağlanarak alt ve üst yüzeyleri tamamen birbirine paralel olacak şekilde tekrar zımparalanmıştır ve Resim 3.9'da görüldüğü gibi METKON FORCIPOL 2V cihazıyla 1µm tane boyutlu Alümina süspansiyon ile yüzeyler parlatılmıştır.



Resim 3.9 METKON FINOCUT hassas kesim cihazı ve METKON FORCIPOL 2V zımparalama ve parlatma cihazı ve parlatma prosesi.

Alt ve üst yüzeyleri zımparalanan ve parlatılan numuneler mineralojik analiz için Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi (TUAM)'da bulunan Bruker D8 Advance X-ışını kırınımı (XRD) cihazı kullanılarak analiz edildiler. XRD analizleri yapılan numuneler için kral suyu olarak bilinen hidroklorik asit (HCl) ve nitrik asitin (HNO₃) 3:1 oranında karıştırılmasıyla elde edilen 50 ml'lik çözelti hazırlandı ve numuneler istenilen yüzey morfolojisi yakalanıncaya kadar farklı sürelerde dağlandı.

3.3.6 Karakterizasyon ve Testler

Dökümü gerçekleştirilen alaşımların hedeflenen özelliklere sahip olup olmadıklarını tespit edebilmek için gerekli analizlerin ve testlerin yapılması gerekmektedir. Öncelikle istenilen kristal yapının elde edilip edilmediğini görebilmek için hazırlanan numuneler Afyon Kocatepe Üniversitesi (AKÜ) Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi (TUAM)'da bulunan Bruker D8 Advance XRD cihazı kullanılarak Cu-K α ($\lambda = 1,542 \text{ \AA}$)

radasyon kaynağı ile 30 mA akım ve 40 kV voltaj uygulanarak $2\theta=20-100^\circ$ aralığında tarama yapıldı ve XRD pikleri analiz edildi.



Resim 3.10 Bruker D8 Advance x-ışınları kırınım cihazı.

XRD analizinden sonra kral suyuyla dağlanan numuneler mikroyapı analizi için Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezinden bulunan LEO 1430 VP taramalı elektron mikroskopuyla (SEM) geri saçılım dedektörü (BSE) kullanılarak mikroyapı incelemeleri ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) dedektörü ile de yarı kantitatif olarak elementel analizleri yapıldı.



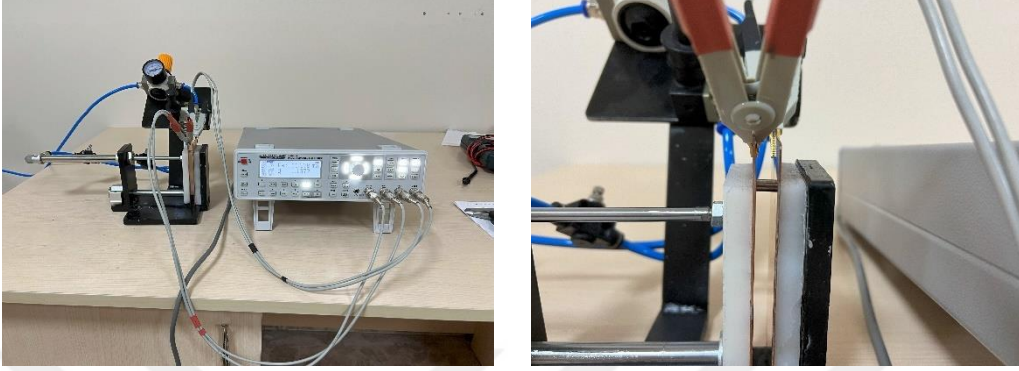
Resim 3.11 LEO 1430VP taramalı elektron mikroskobu.

SEM incelemesi yapılan numuneler 120° lik tepe açısına sahip vickers uç kullanılarak Bulut Makina Microbul mikrosertlik cihazıyla 100 g yük altında 10 saniye boyunca sertlik testine tabi tutulmuştur.



Resim 3.12 Bulut Makina Microbul mikrosertlik cihazı.

Mikrosertlik testi yapılan numuneler 1200'lük zımparayla zımparalanarak yüzey iletkenlikleri iyi durumu getirilmiştir ve Rohde & Schwarz HM8118 LCR Metre ile ortalama dirençleri ölçülmüştür.



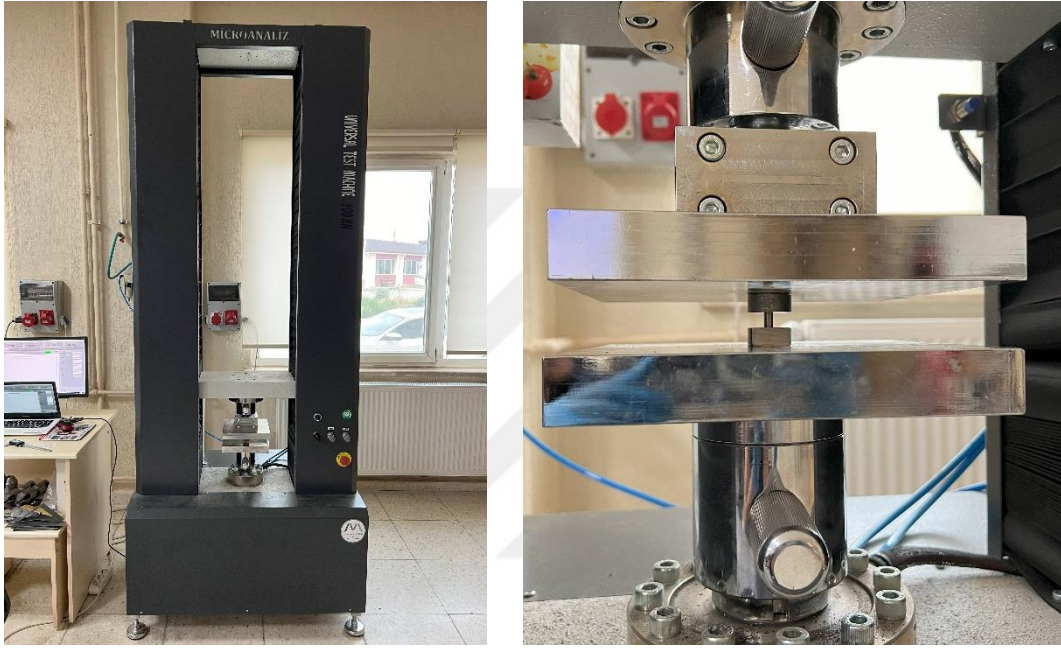
Resim 3.13 Rohde & Schwarz HM8118 LCR Metre.

Hassas kesme cihazıyla ince ince dilimlenen numuneler Karadeniz Teknik Üniversitesi Manyetik Malzemeler Tasarım Üretim Uygulama ve Araştırma Merkezinde bulunan Lake Shore 8600 VSM cihazıyla manyetik özellik testleri gerçekleştirilmiştir. Analizler 10000 Oe manyetik alan uygulanarak gerçekleştirilmiştir ve doygunluk manyetizasyon değerleri 10000 Oe manyetik alan altındayken ölçülmüş değerlerdir.



Resim 3.14 Lake Shore 8600 VSM cihazı.

Basma testinin gerçekleştirilebilmesi için numune boyutlarının ayarlanması gerekmektedir. Metalik numunelerde genellikle yükseklik/çap oranı 2 olarak numuneler hazırlanır ve basma testi gerçekleştirilir fakat bizim numune aplarımız küçük değerlere sahip olduğu için en alt değer olan yükseklik/çap oranı 1,5 olacak şekilde numuneler torna tezgahına bağlanarak boyutlandırılmış ve Resim 3.15’de görüldüğü gibi Microanaliz Universal Test Machine 100KN cihazıyla basma testleri gerçekleştirilmiştir.



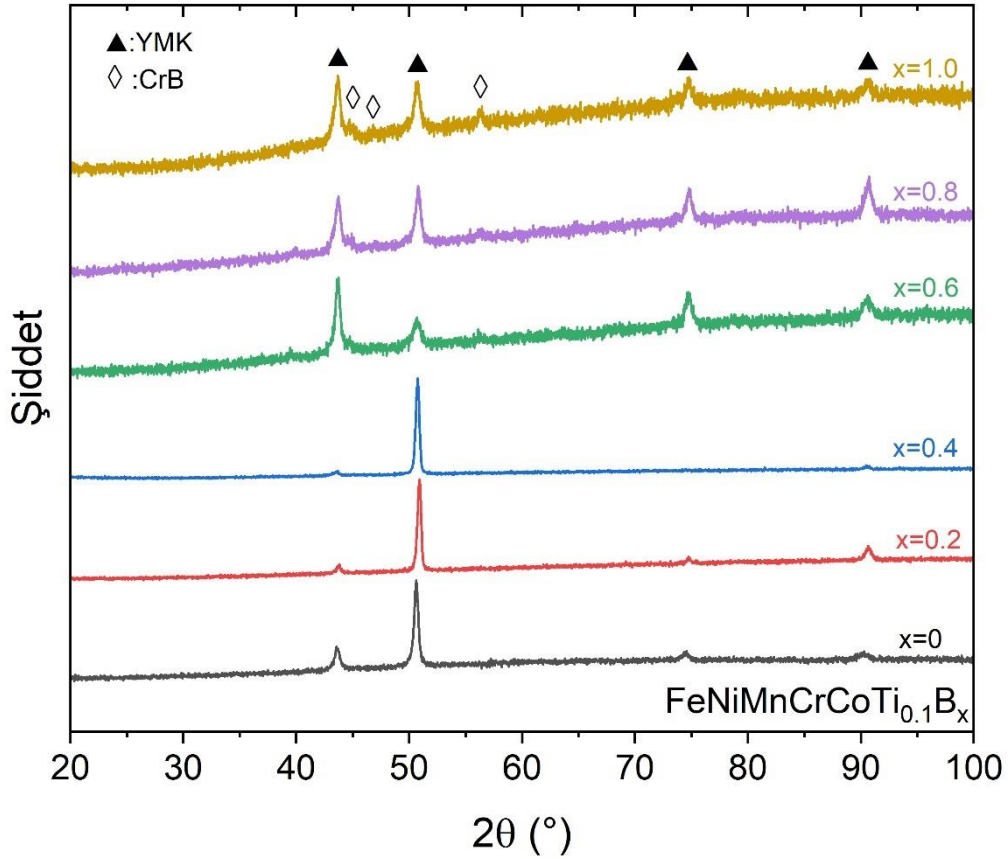
Resim 3.15 Microanaliz Universal Test Machine 100KN basma test cihazı.

4. BULGULAR

4.1 Mineralojik Analiz Bulguları

4.1.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x Alaşımlarının XRD Analiz Sonuçları

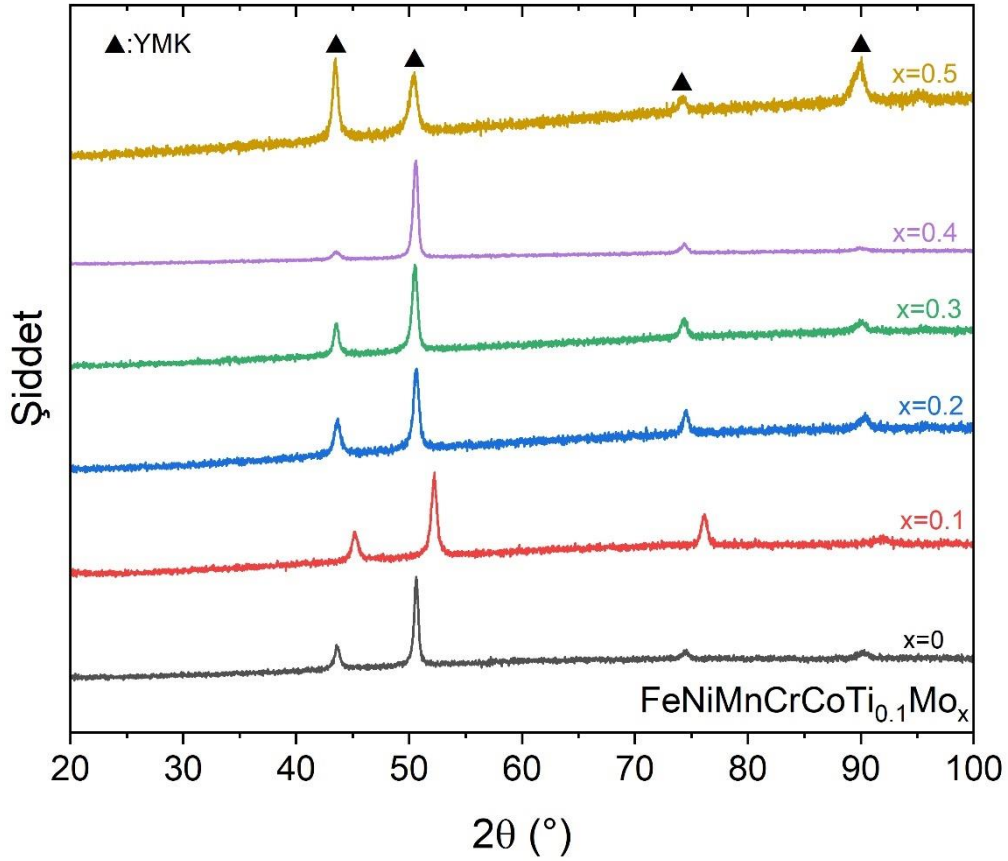
Şekil 4.1’de FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x yüksek entropili alaşımının X-ışını kırınımı (XRD) paterni verilmiştir. XRD paterni incelendiğinde FeNiMnCrCoTi_{0,1} tek fazlı YMK kristal yapıya sahiptir ve B ilavesi arttıkça YMK kristal yapı varlığını korumuştur. Mehranpour vd. (2021)’nin yapmış olduğu bir çalışmada homojenize edilmiş FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımının tek fazlı YMK kristal yapıya sahip olduğu görülmektedir. Xiaotao vd. (2016)’nin yaptığı çalışmada da şiddeti çok düşük olsa da borürlere karşılık gelen pikler tespit edilmiştir. Bizim yaptığımız XRD analizlerinde de düşük şiddette benze pikler görülmektedir.



Şekil 4.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının XRD analiz sonuçları.

4.1.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x Alaşımlarının XRD Analiz Sonuçları

şekil 4.2’de FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x yüksek entropili alaşımının X-ışını kırınımı (XRD) paterni verilmiştir. XRD paterni incelendiğinde FeNiMnCrCoTi_{0,1} tek fazlı YMK kristal yapıya sahiptir ve Mo ilavesi arttıķa YMK kristal yapı varlığını korumuştur.

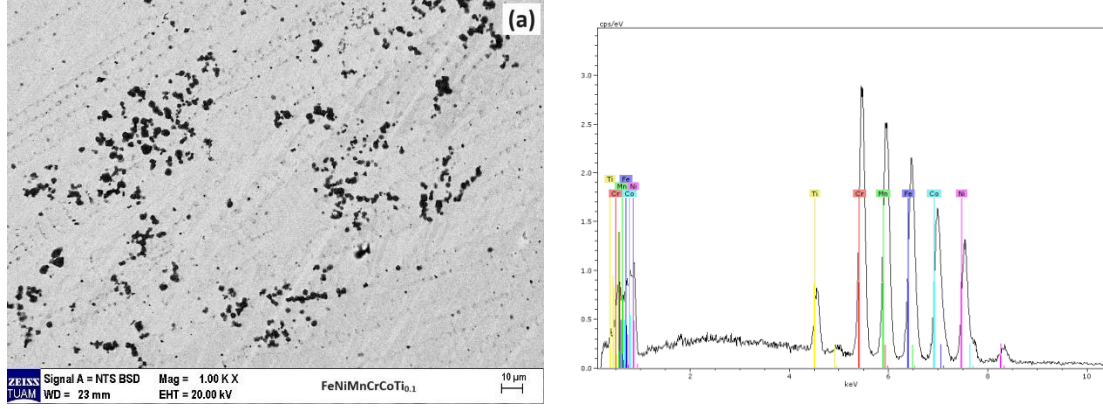


şekil 4.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x alaşımlarının XRD analiz sonuçları.

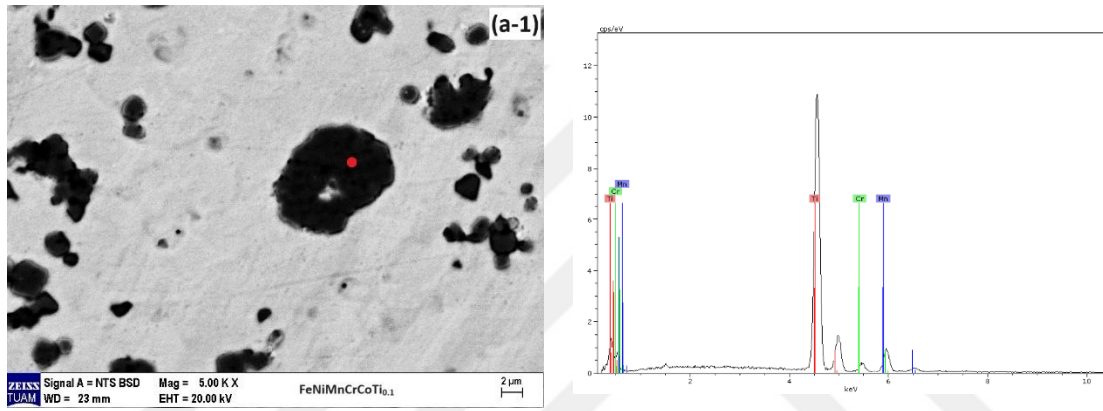
4.2 Mikroyapı Bulguları

4.2.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x Alaşımlarının SEM-EDX Analiz Sonuçları

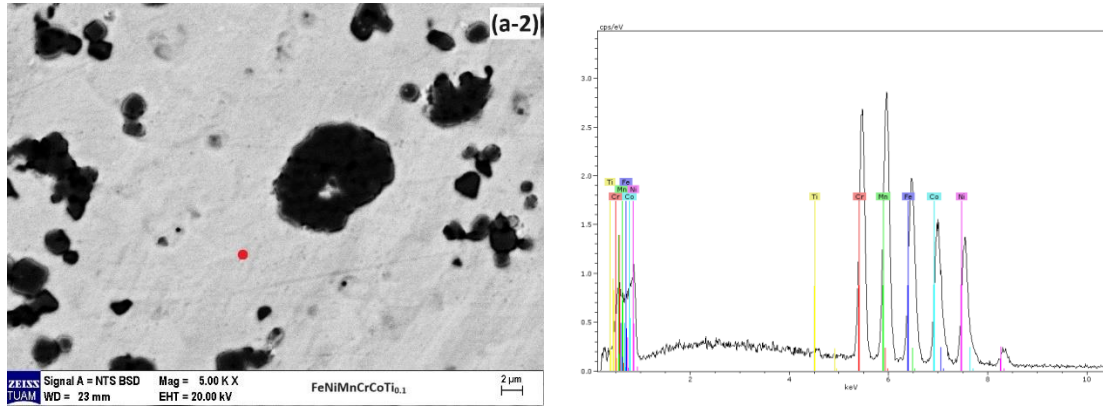
FeNiMnCrCoTi_{0,1} YEA’na yapılan B katkısıyla değişen mikroyapının analizi için taramalı elektron mikroskopuyla (SEM) geri saçılım dedektörü kullanılarak mikroyapı analizinin ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) dedektörü ile yarı kantitatif olarak elementel analizleri yapılmış ve elde edilen analiz sonuçları şekil 4.3, 4.4, 4.5, 4.6, 4.7 ve 4.8’de verilmiştir.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	2,89	21,71	19,24	20,48	18,61	17,07



Element	Ti	Cr	Mn
Atomik (%)	85,39	4,13	10,48

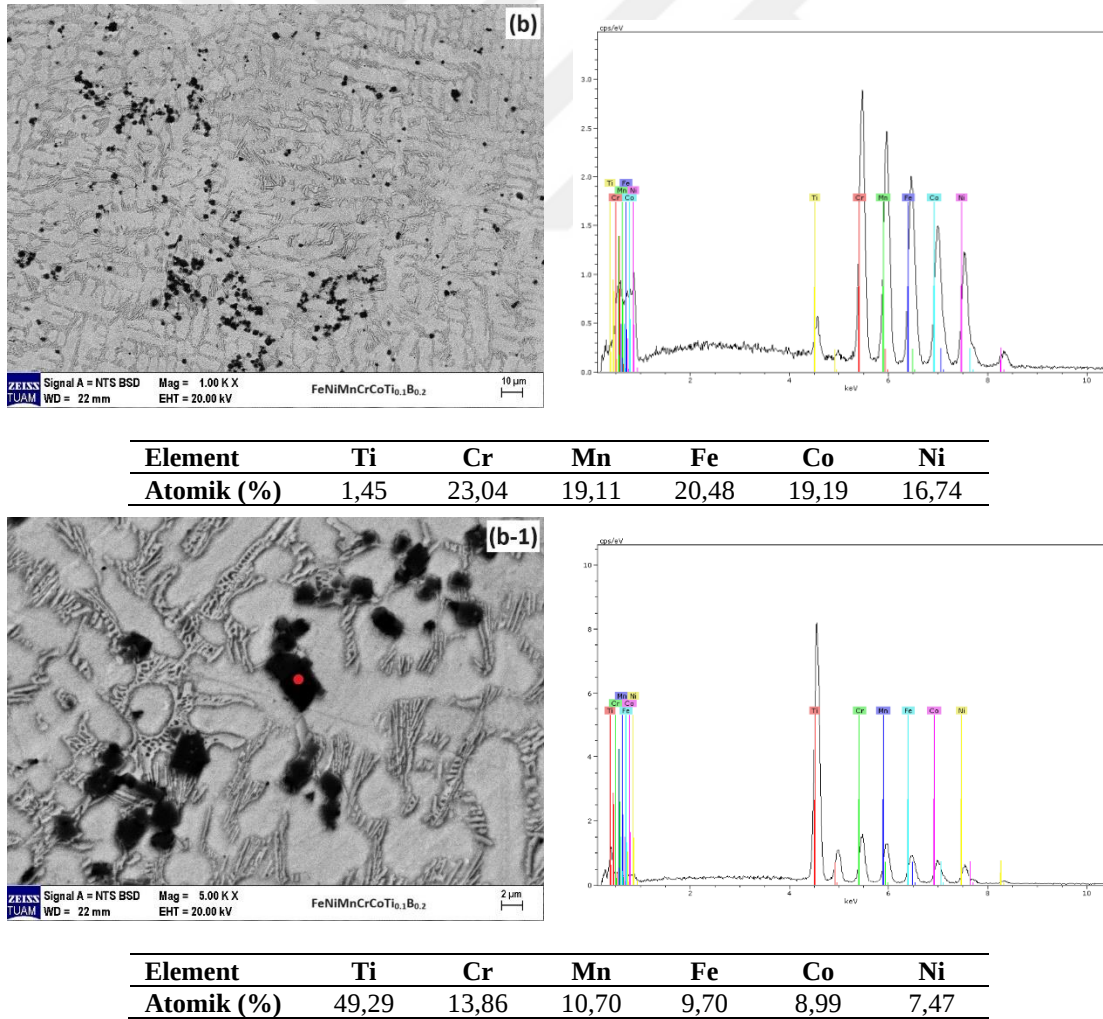


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	21,25	22,81	18,52	18,57	18,85

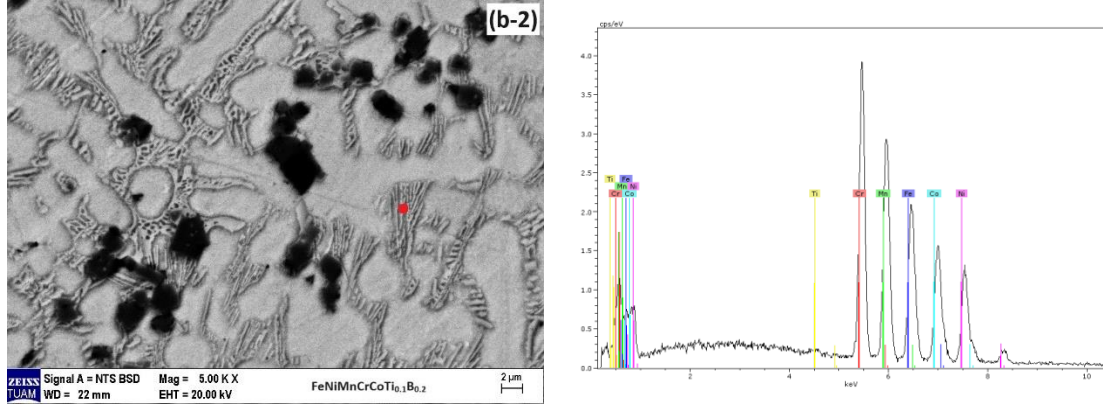
Şekil 4.3 FeNiMnCrCoTi_{0.1} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.

Şekil 4.3 (a-1)'de görülen yüksek büyütme EDX nokta analizinde, taneler içinde veya faz sınırları boyunca yüksek miktarda Ti içeren bir segregasyonun meydana geldiği gözlemlenmiştir. Bu durum, İçin (2024) tarafından yapılan çalışmada da gözlemlenmiştir.

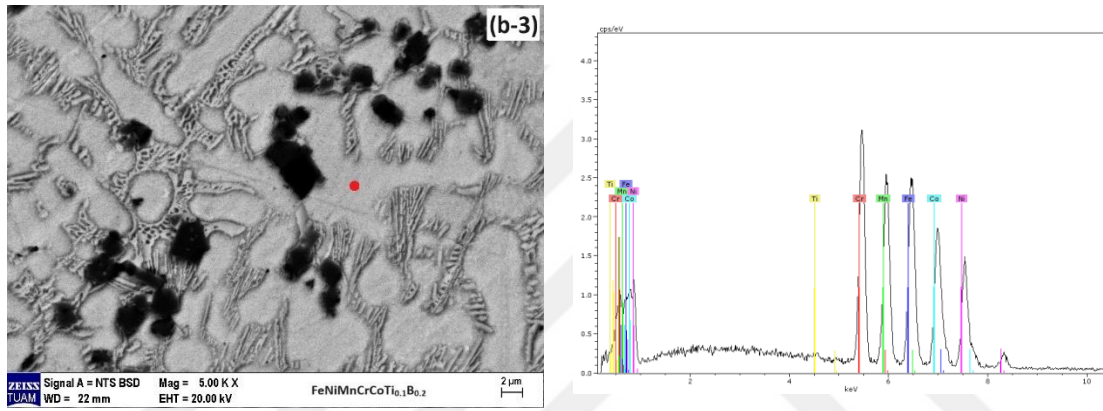
Şekil 4.3 (a-2)'deki EDX nokta analizinde, matrisin YMK fazının katı çözeltisi şeklinde olduğu (Otto vd. 2016) ve benzer oranlarda Cr, Mn, Fe, Co ve Ni içerdiği açıkça gözlemlenmektedir. Benzer durumlar, bor ilaveleriyle yapılan diğer EDX analizlerinde de gözlemlenmiştir. Ancak, Otto vd. (2016)'nin yaptığı aynı çalışmada, esas olarak YMK fazı görülmektedir ve ek olarak erime sonrası YMK + Cr'ca zengin HMK + Ni-Mn'ca zengin L10 + Fe-Co'ca zengin B2 gibi birçok küçük fazlar oluşmuştur. Bu fazlar, bu çalışmada net bir şekilde gözlemlenmemiştir çünkü bu çalışmadaki numuneler döküm sonrası ısıtıl işlem görmemiştir veya XRD analizinin tespit limitinin altına düşmüştür. Bununla birlikte, bu çalışma Ti ve B ilavesi olmadan gerçekleştirilmiştir, bu durum matris katı çözeltisi fazı üzerinde çok az etkiye sahip olabilir, ancak çökelti oluşumunda etkili olabilir. Örneğin, Ti ilavesi matrise A_3B , A_2B ve/veya A_2BC (Laves) türü çökelti ekler ve bu da matrisin sertliğini önemli ölçüde artırır (Chuang vd. 2011, Luan vd. 2020).



Şekil 4.4 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,2} alaışımının SEM-EDX analiz sonuçları.



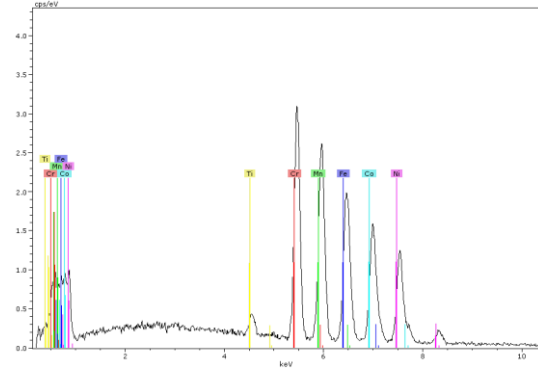
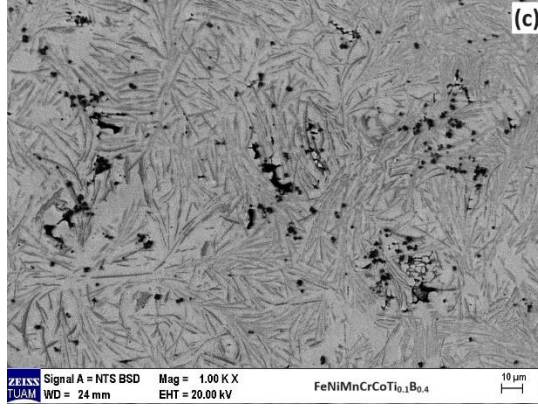
Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	27,73	20,29	18,82	17,65	15,51



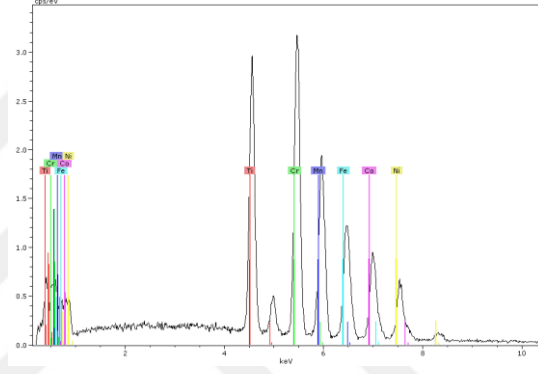
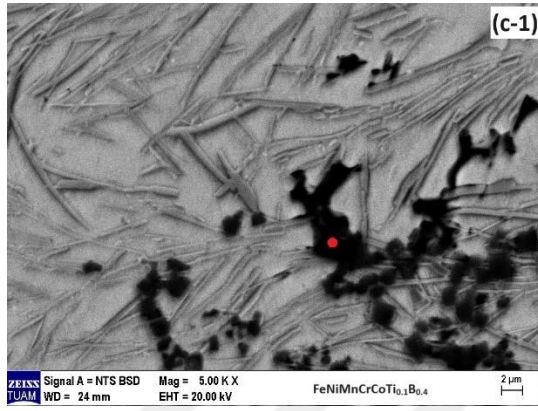
Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	21,55	16,97	24,07	20,06	17,35

Şekil 4.4 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,2} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.

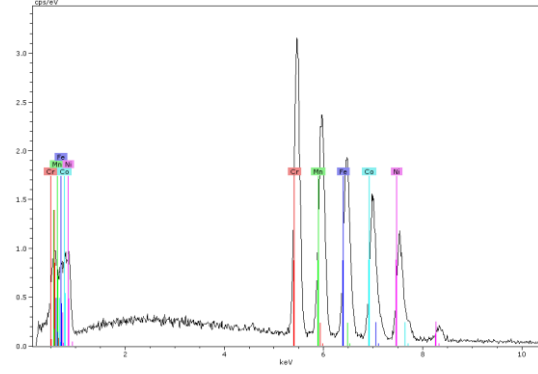
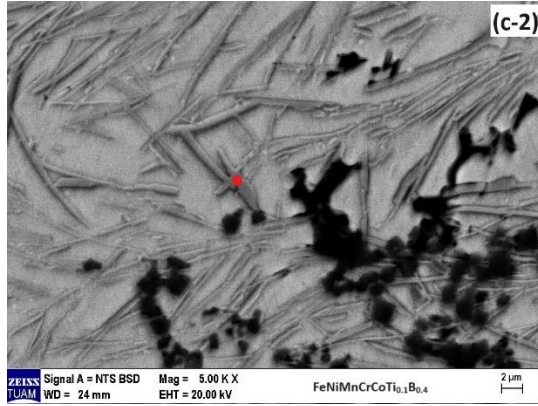
Xiaotao ve arkadaşlarının (Xiaotao vd. 2016) yaptığı çalışmada da belirtildiği gibi iğne benzeri borürlü çökeltilerin oluştuğu gözlemlenmektedir ve bu yapı Şekil 4.4 (b-1)'de görüldüğü gibi Ti segregasyonun altında yer almaktadır ve bundan dolayı Ti oranı atomik olarak daha düşük görülmektedir. XRD ve EDX analizleri de göz önünde bulundurulduğunda iğnemsî çökeltilerin CrB olma ihtimali çok yüksektir. Bor ilavesi arttıkça iğnemsî çökeltilerin boyut olarak büyüdüğü ve miktar olarak arttığı görülmektedir.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	0,76	23,99	19,42	19,84	19,13	16,86

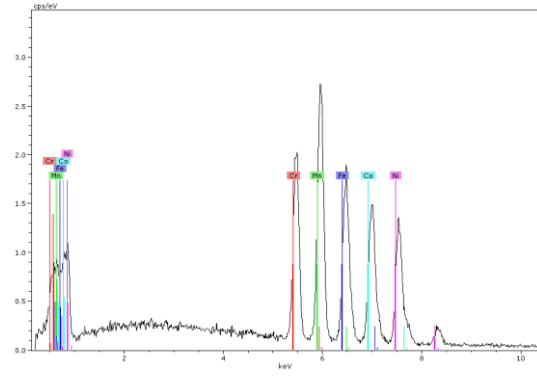
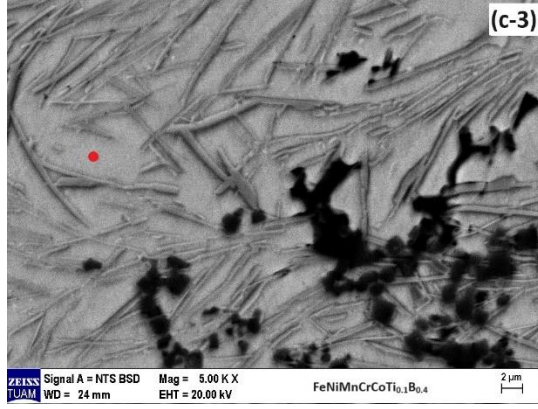


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	18,10	31,38	14,88	14,45	12,02	9,16



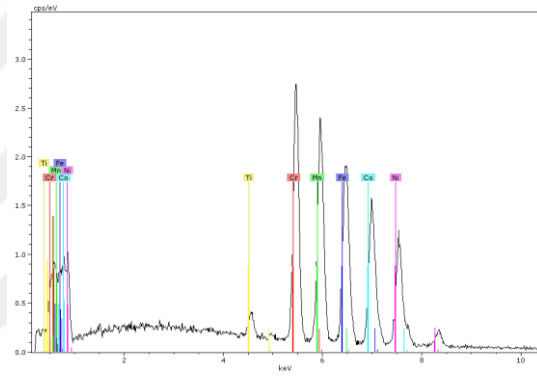
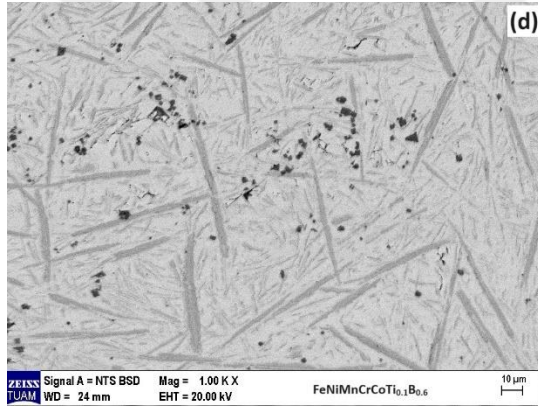
Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	26,00	18,58	20,54	19,01	15,86

Şekil 4.5 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,4} alaışımının SEM-EDX analiz sonuçları.

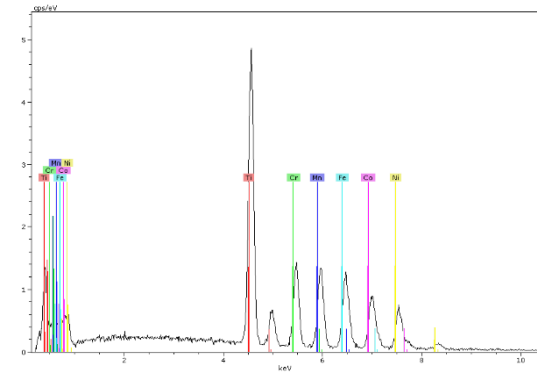
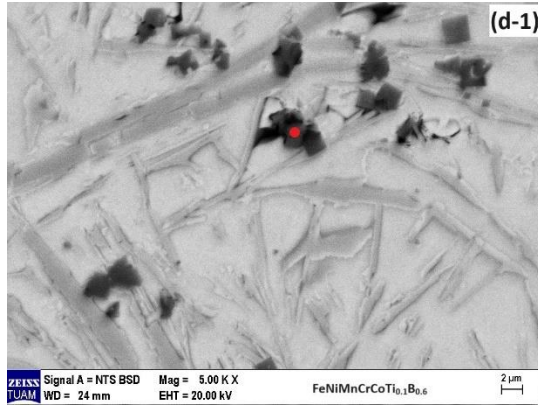


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	18,17	24,32	17,38	21,05	19,07

Şekil 4.5 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,4} alaşıımının SEM-EDX analiz sonuçları.

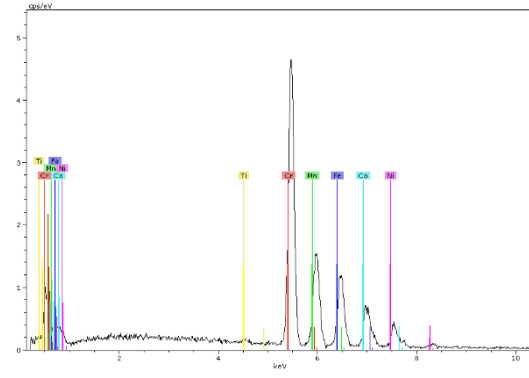


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	0,90	23,31	19,18	20,59	19,20	16,83

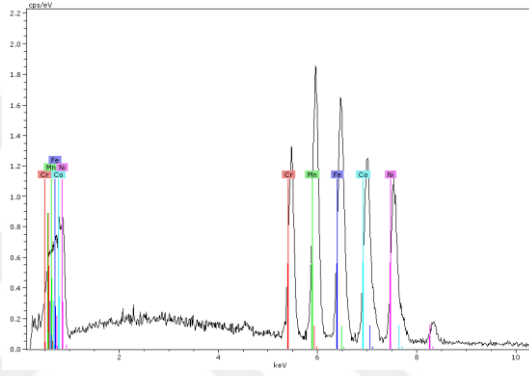
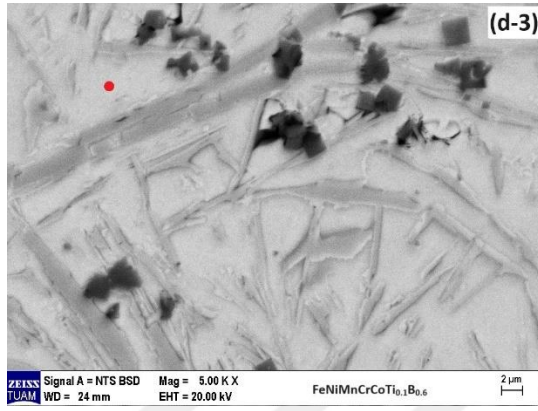


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	33,80	14,23	13,17	15,12	12,83	10,84

Şekil 4.6 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,6} alaşıımının SEM-EDX analiz sonuçları.

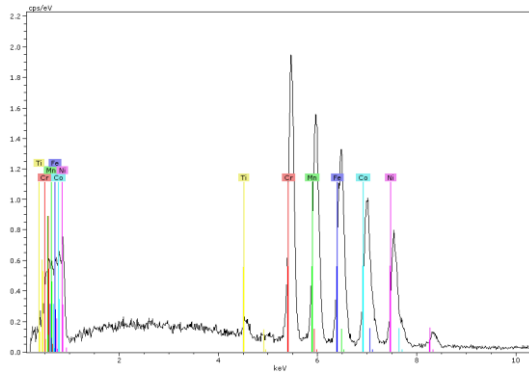
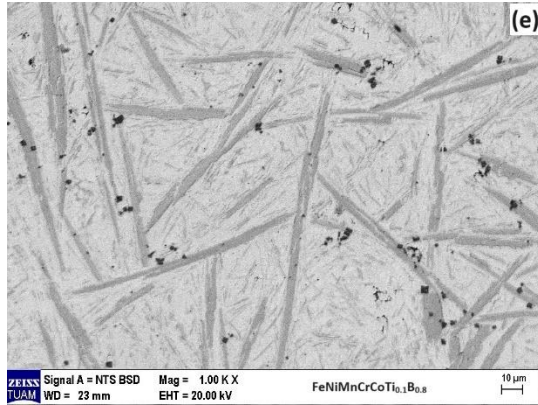


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	55,24	10,13	18,15	10,60	5,88



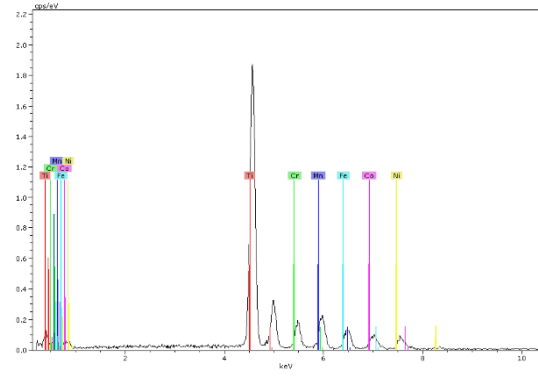
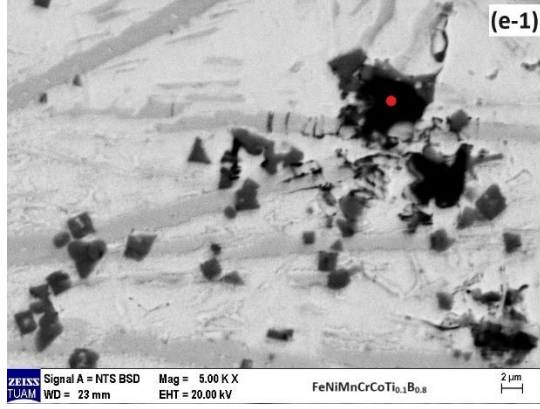
Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	13,11	21,65	22,42	21,78	21,05

Şekil 4.6 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,6} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.

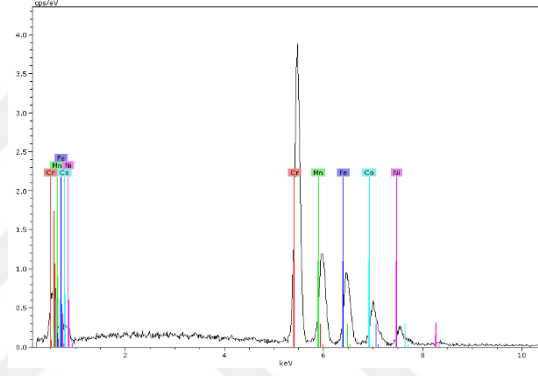
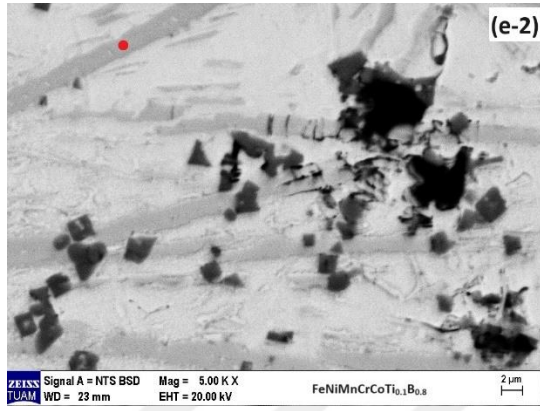


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	0,29	24,19	18,54	21,68	19,30	15,98

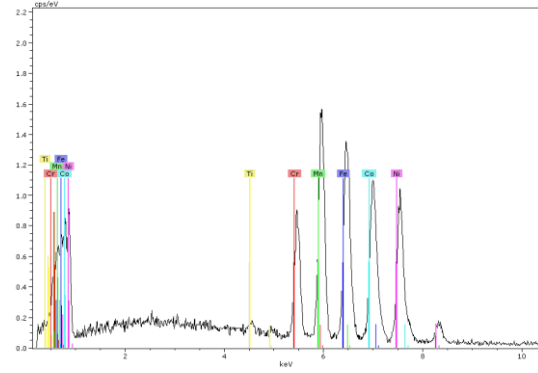
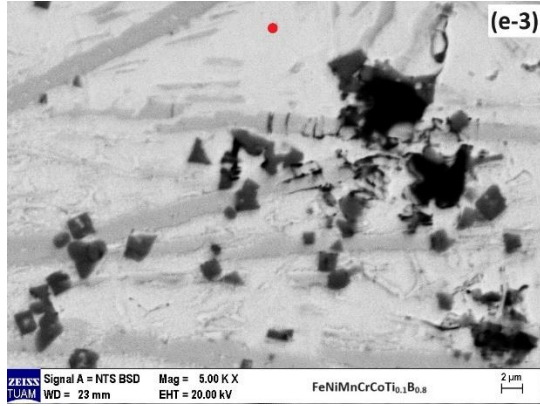
Şekil 4.7 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,8} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	62,41	9,71	10,36	6,72	6,42	4,37

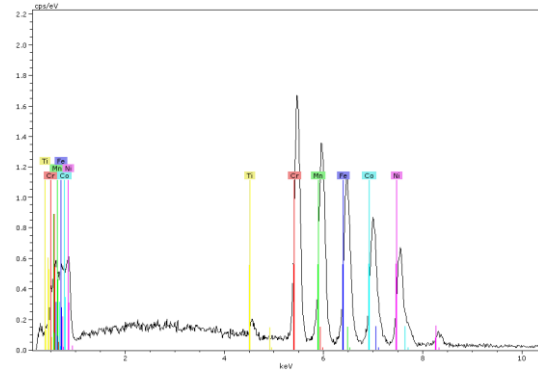
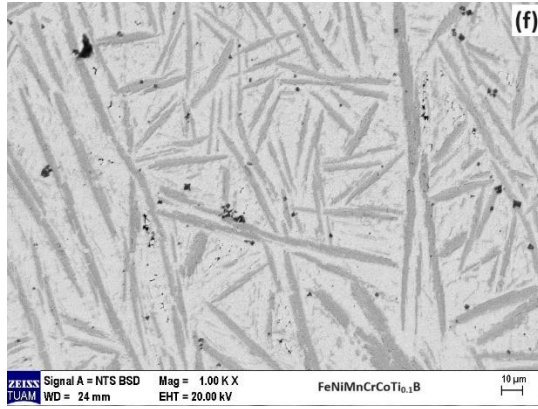


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	55,72	10,92	18,99	9,71	4,65

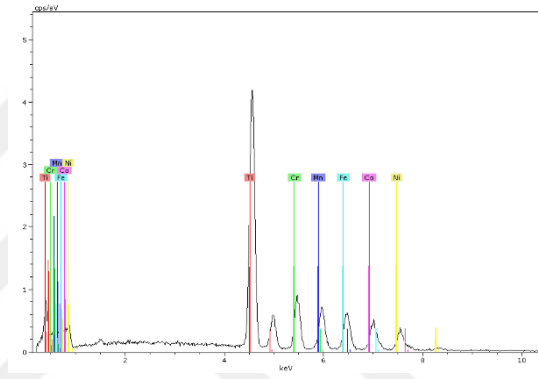


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	0,05	10,05	22,28	22,23	22,74	22,55

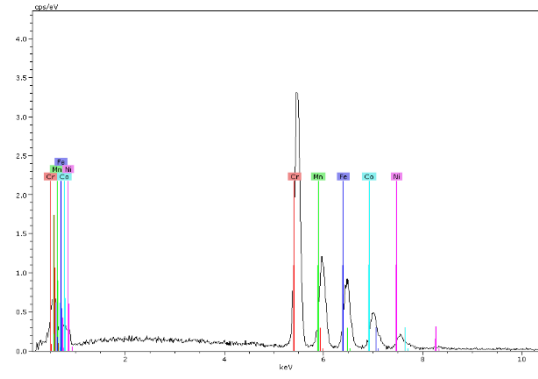
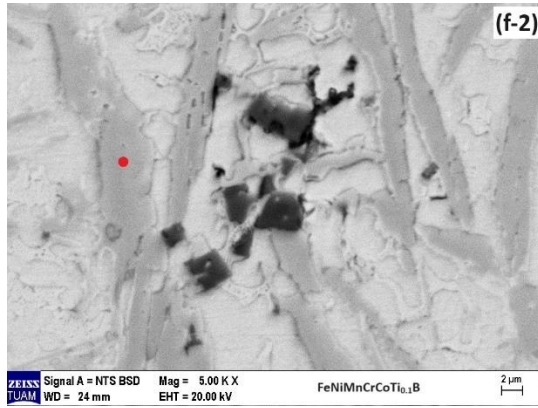
Şekil 4.7 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,8} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	0,15	24,59	19,06	20,76	19,69	15,74

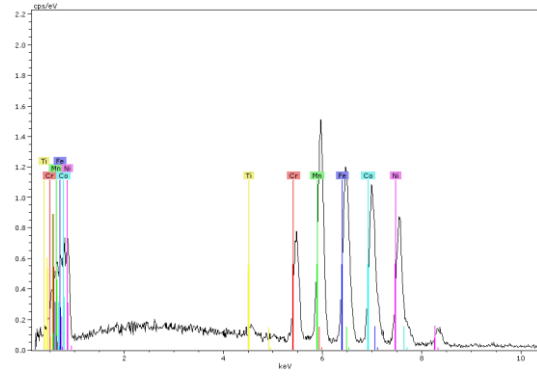


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	46,10	14,63	9,76	12,06	9,88	7,56

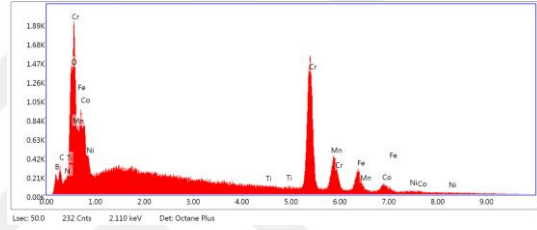
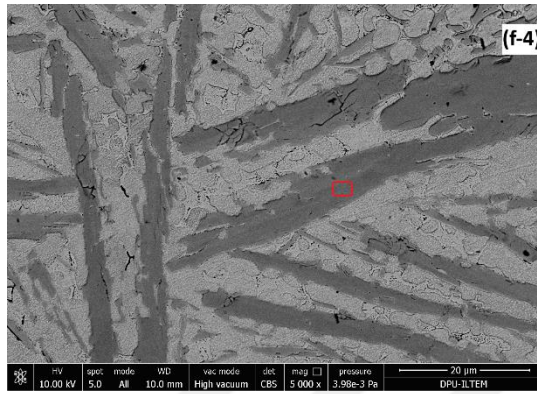


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	-	54,99	11,42	19,61	9,76	4,22

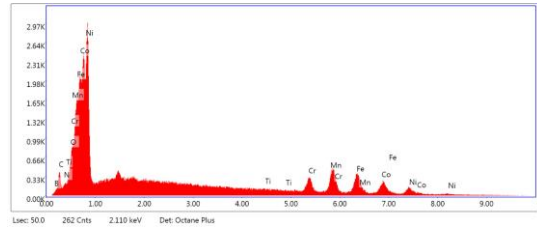
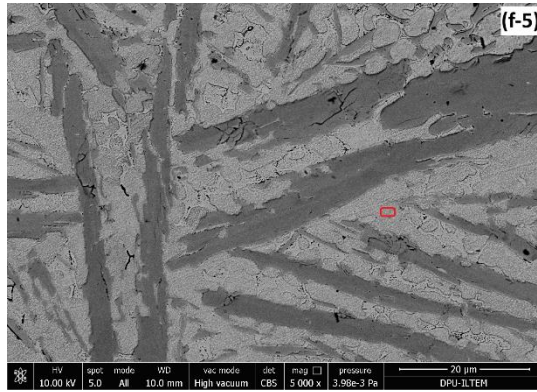
Şekil 4.8 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaışımının SEM-EDX analiz sonuçları.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Atomik (%)	0,20	9,59	24,33	21,30	23,88	20,70



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	B
Atomik (%)	0,09	46,38	8,39	3,34	2,03	0,39	27,30

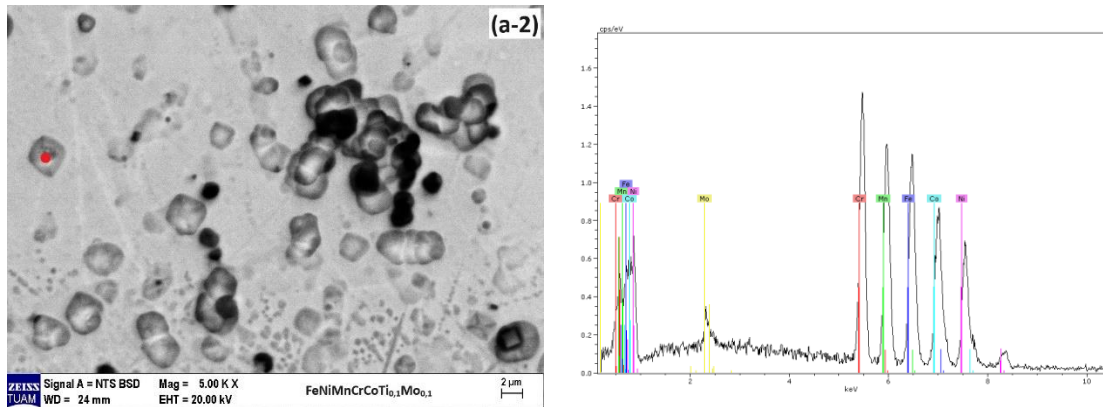
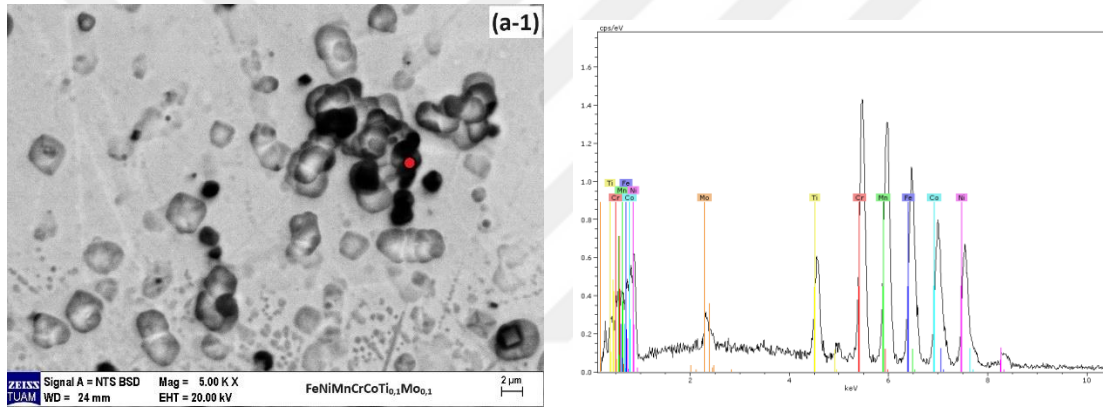
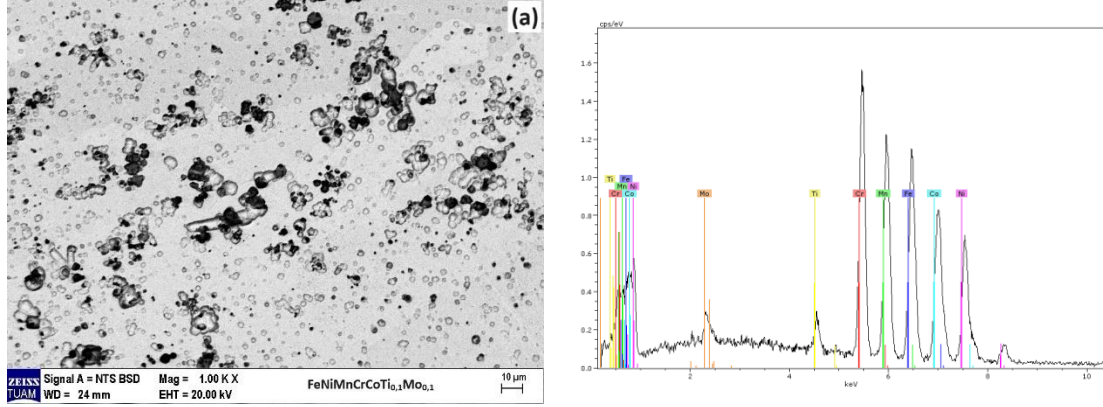


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	B
Atomik (%)	0,94	10,44	25,43	7,61	10,76	20,70	19,49

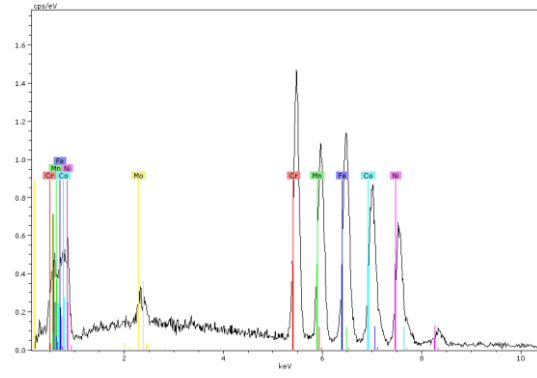
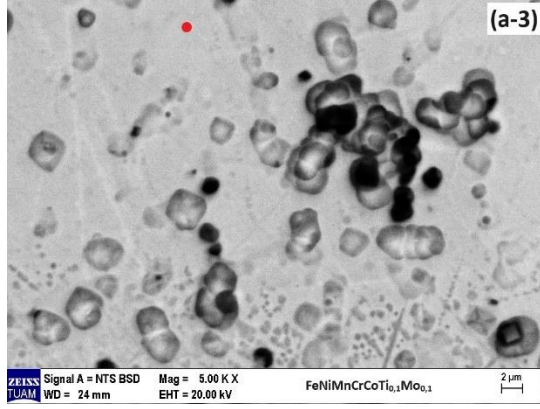
Şekil 4.8 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.

Gerçekleştirilen EDX analizlerinde dedektörün B elementini tespit etmede yeterli gelmemesinden dolayı Kütahya Dumlupınar Üniversitesi (DPÜ), İleri Teknolojiler Merkezinde (İLTEM) bulunan Naval NanoSEM 650 alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobuyla (FE-SEM), FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşımına EDS alan analizi yapılmıştır.

4.2.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x Alaşımlarının SEM-EDX Analiz Sonuçları

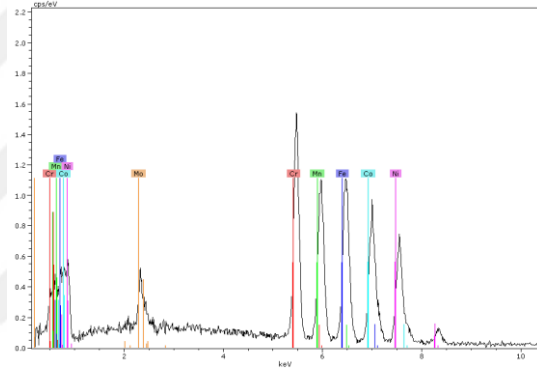
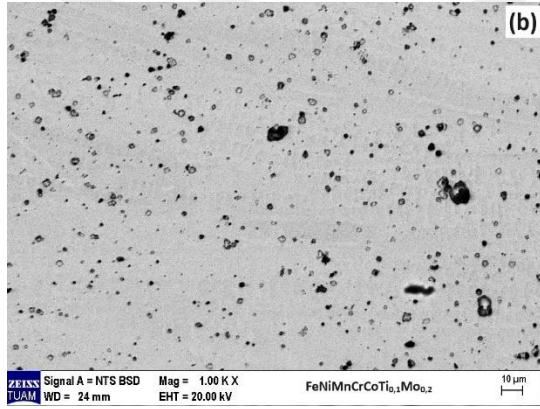


Şekil 4.9 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,1} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.

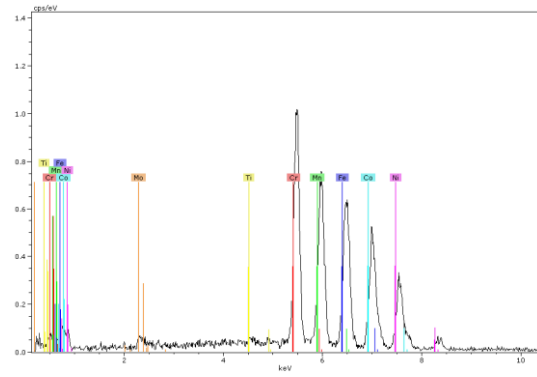
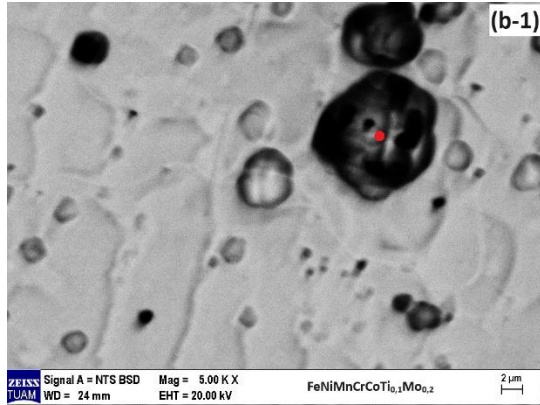


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,87	16,36	23,57	20,17	15,94	1,10

Şekil 4.9 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,1} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.

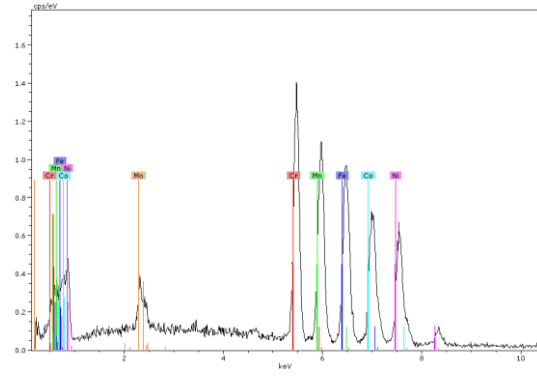
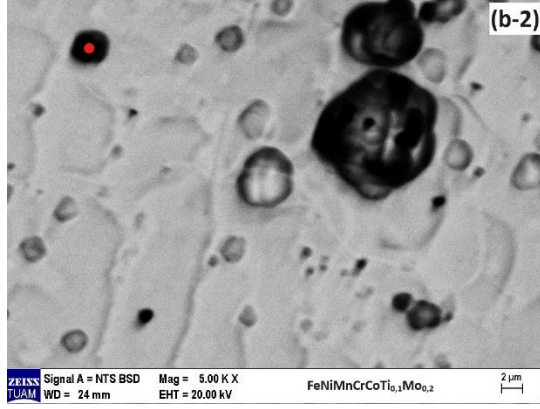


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,60	15,45	22,60	19,99	16,77	2,58

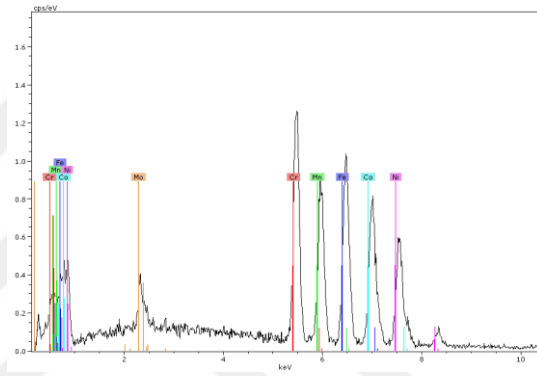
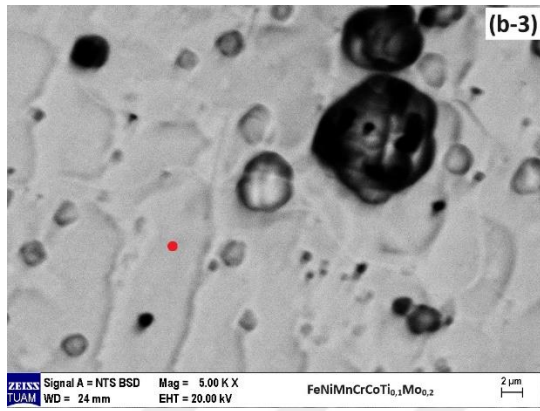


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	0,90	27,39	18,73	22,07	17,79	11,55	1,58

Şekil 4.10 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,2} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.

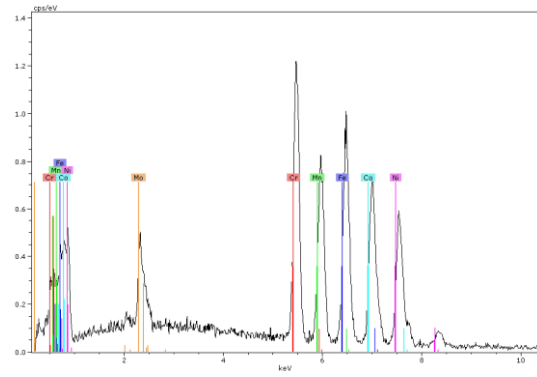
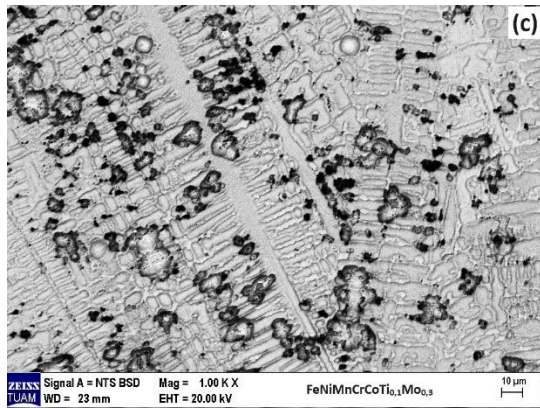


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,59	17,05	21,05	19,29	17,44	2,58



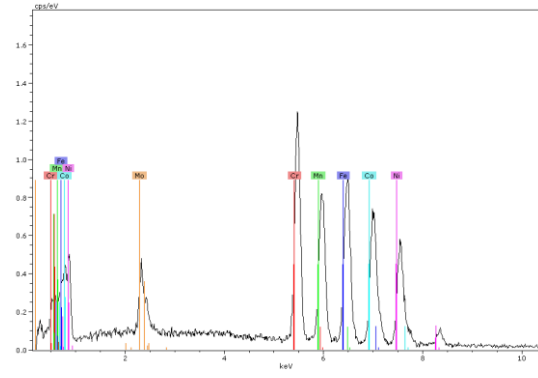
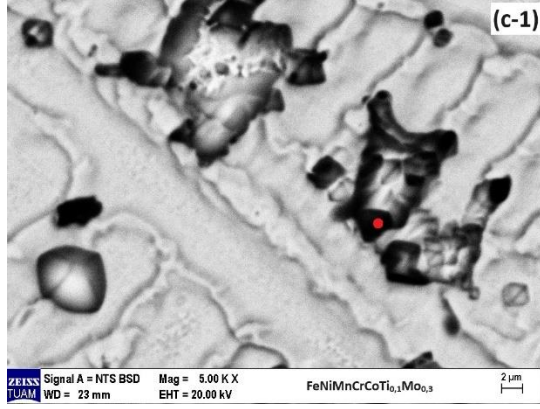
Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	23,00	13,94	23,41	20,95	16,18	2,53

Şekil 4.10 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,2} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.

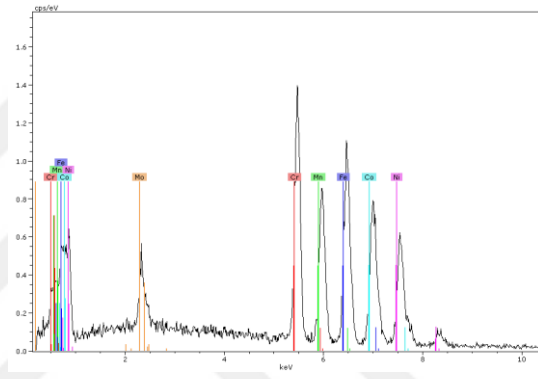
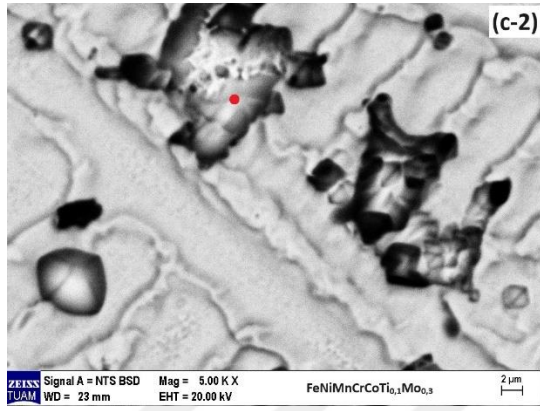


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	23,34	13,73	22,68	19,60	16,84	3,82

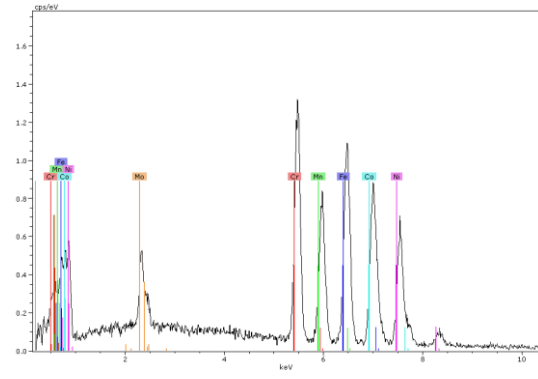
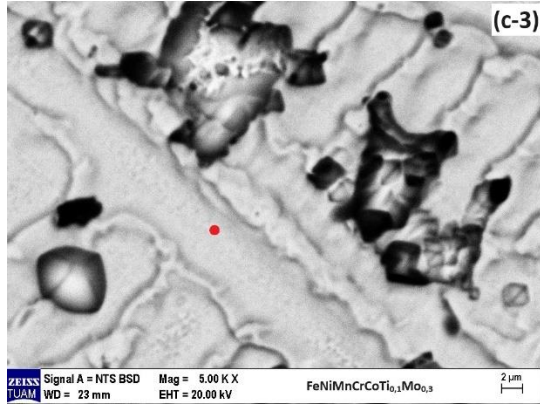
Şekil 4.11 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,3} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,91	14,39	22,60	19,72	16,90	3,47

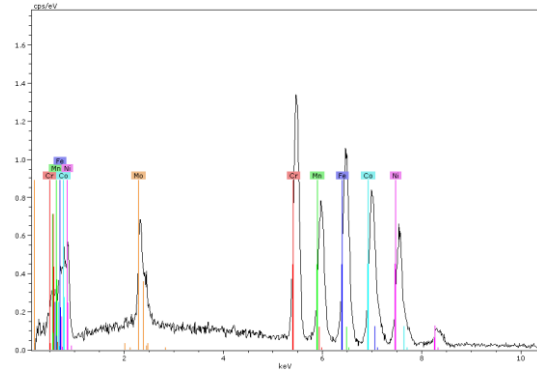
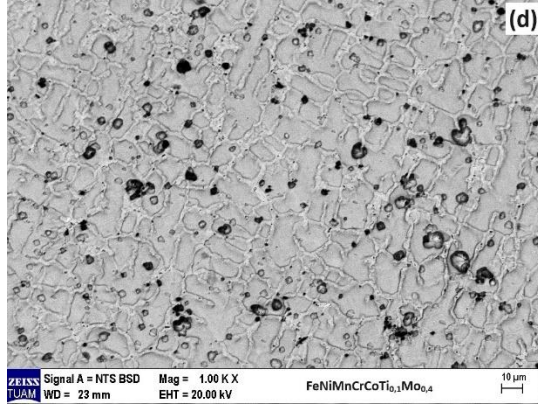


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	23,63	12,85	24,40	19,85	15,96	3,32

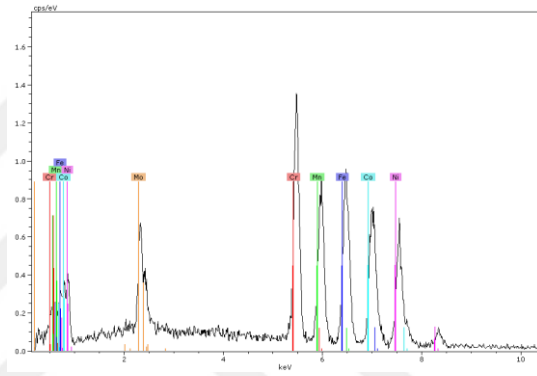
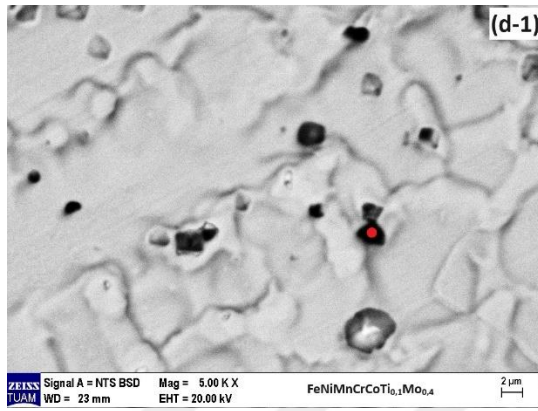


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,24	11,04	25,94	20,68	16,83	3,27

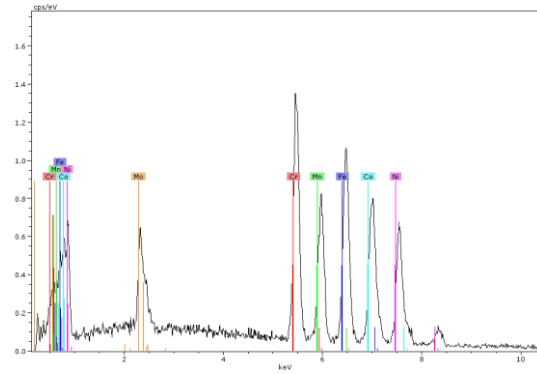
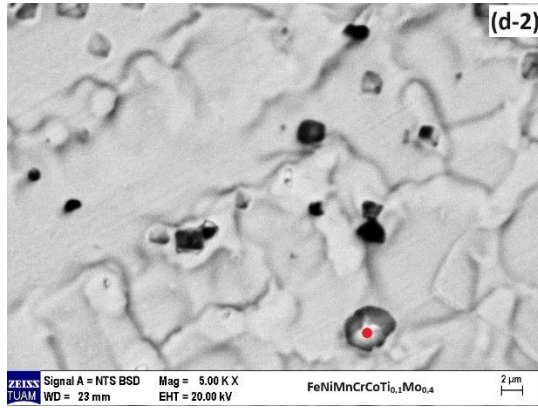
Şekil 4.11 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,3} alaşımının SEM-EDX analiz sonuçları.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,29	11,28	24,60	19,65	16,96	5,23

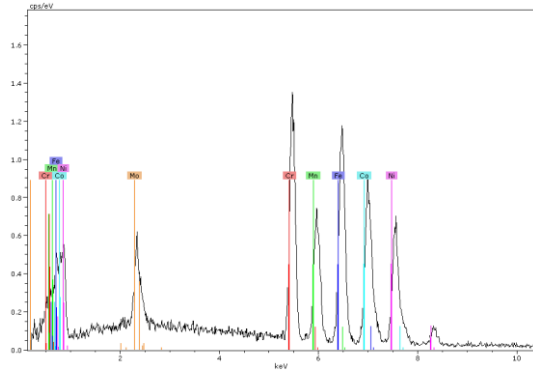
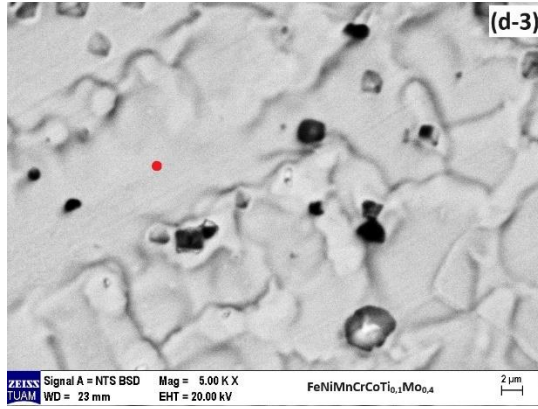


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	23,07	13,52	21,61	19,17	16,21	6,43



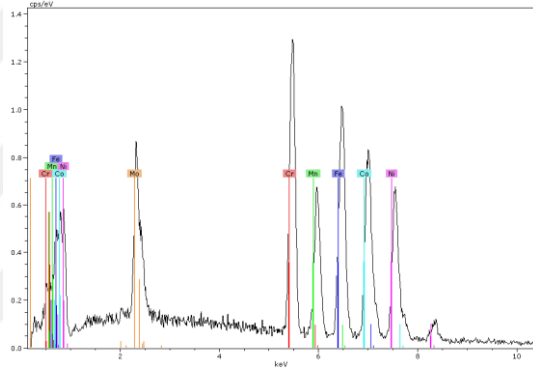
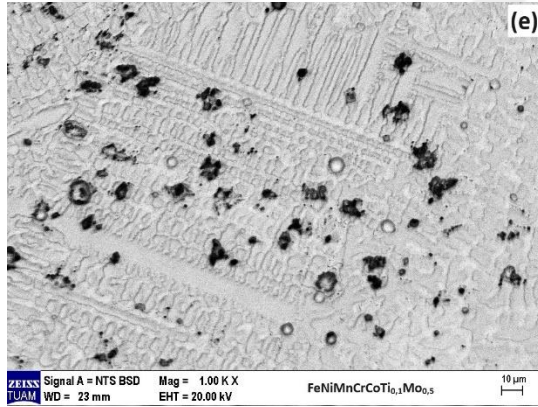
Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,42	11,75	23,68	20,04	17,19	4,92

Şekil 4.12 FeNiMnCrCoTi_{0.1}Mo_{0.4} alaşıımının SEM-EDX analiz sonuçları.

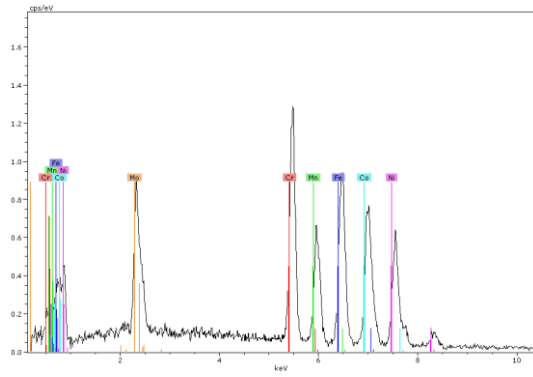
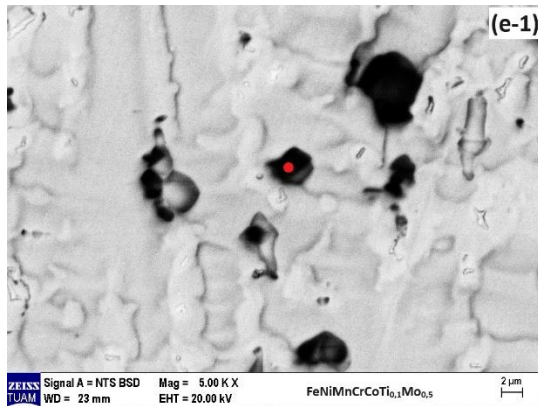


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	21,63	9,95	26,78	20,97	16,76	3,91

Şekil 4.12 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,4} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.

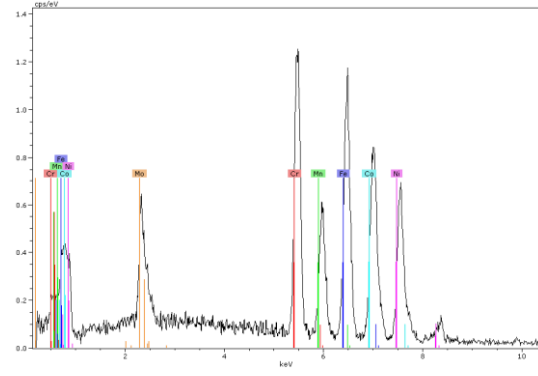
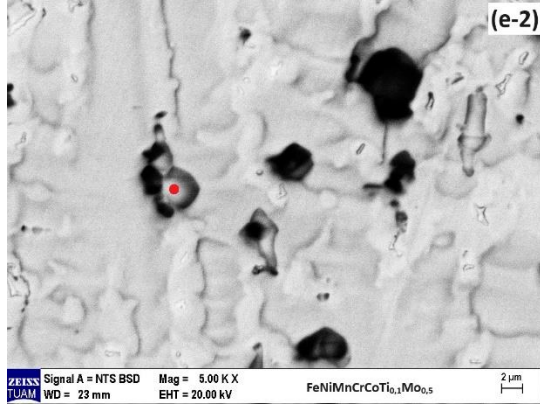


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	22,53	8,56	24,60	20,21	17,27	6,83

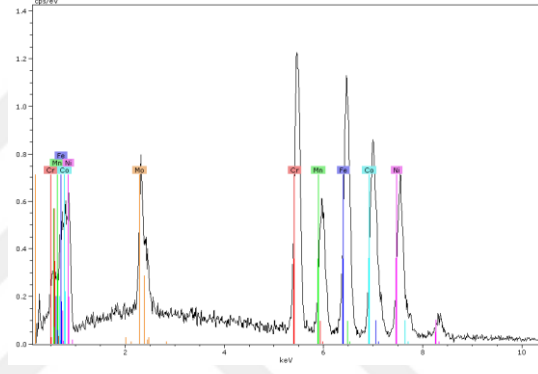
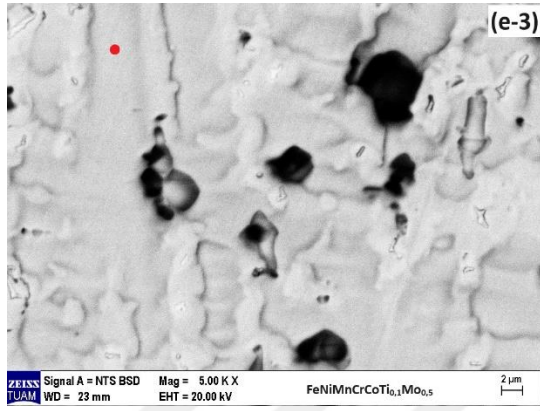


Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	23,89	9,45	23,83	19,83	15,16	7,75

Şekil 4.13 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,5} alaşımlarının SEM-EDX analiz sonuçları.



Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	20,67	7,51	26,69	21,08	18,11	5,94



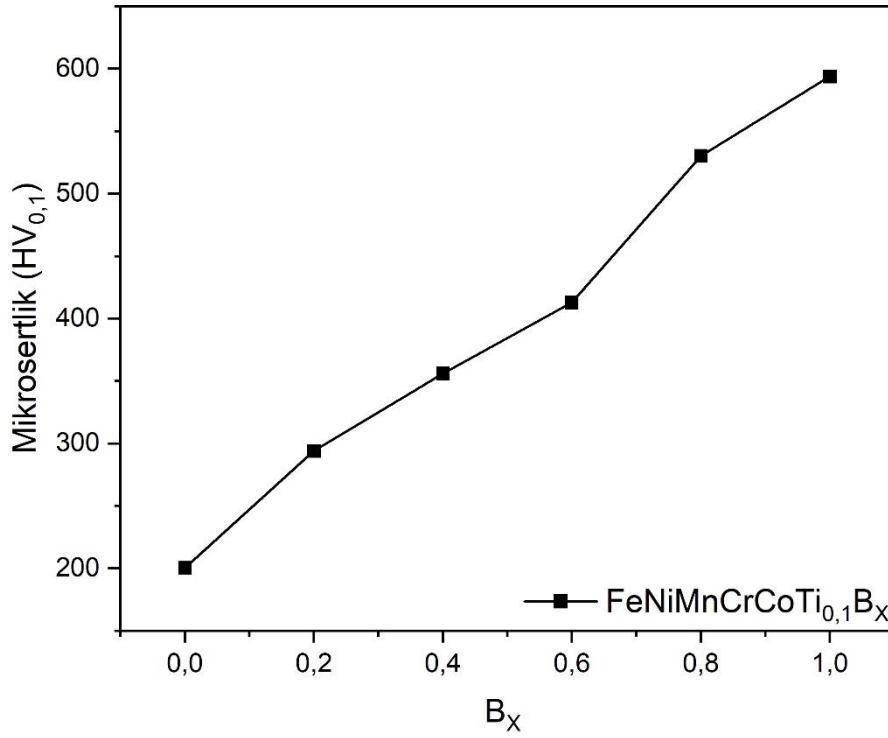
Element	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo
Atomik (%)	-	21,09	8,01	26,90	20,33	18,24	5,43

Şekil 4.13 (Devam) FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,5} alaşıminin SEM-EDX analiz sonuçları.

4.3 Mekanik Test Bulguları

4.3.1 Mikrosertlik Test Bulguları

4.3.1.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x Alaşımlarının Mikrosertlik Test Sonuçları

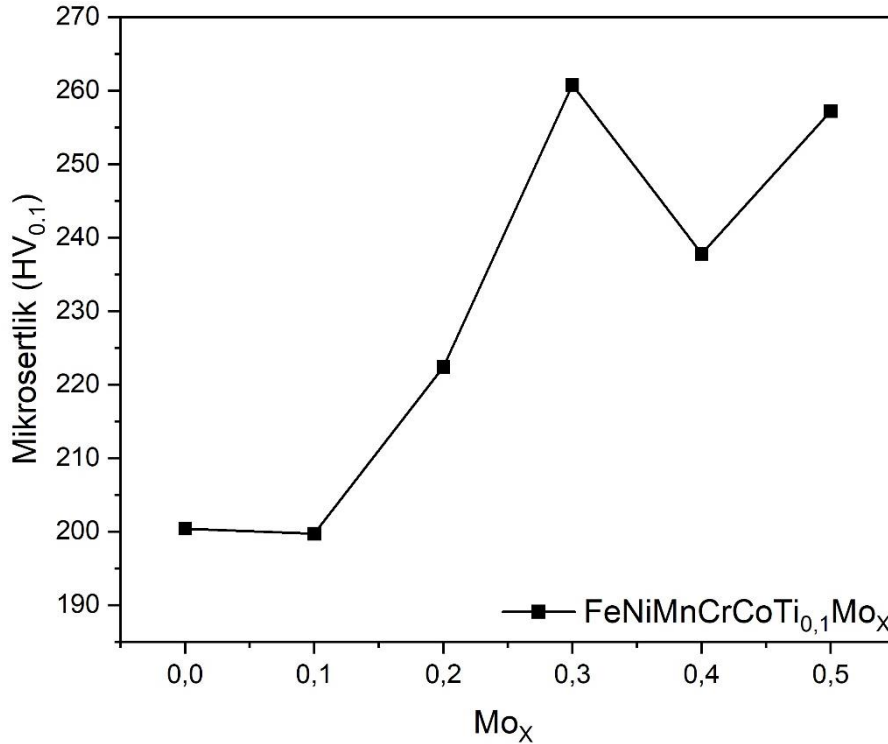


Şekil 4.14 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının mikrosertlik grafiği.

Şekil 4.14'de görüldüğü gibi, FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropili alaşımının sertliği, on ölçümün ortalaması olarak 200,4 HV olarak ölçülmüştür. Bor ilavesi arttıkça, alaşımın sertliği de önemli ölçüde artmaktadır. Şekil 4.5 (c), Şekil 4.6 (d), Şekil 4.7 (e), Şekil 4.8 (f) 'de, 5 cm x 5 cm kare başına düşen iğne sayısının sırasıyla 126 (x: 0,4), 36 (x: 0,6), 31 (x: 0,8) ve 29 (x: 1) olduğu görülmektedir. Ancak, iğnelerin en-boy oranları sırasıyla 0,33, 0,28, 0,21 ve 0,11'dir. Bu sonuçlar, bor miktarı arttıkça iğnelerin sayısının azaldığını ancak uzadığını ve az sayıda iğnenin genişlikte kalınlaştığını göstermektedir. İlk bor ilavesi serisinde iğne sayısı yüksekken, sonraki ilavelerde önemli ölçüde kalınlaşmakta ve sayısı azalmaktadır.

On ölçümün ortalamasıyla elde edilen en yüksek sertlik değeri, FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşımında 593,8 HV olarak ölçülmüştür. Bor ilavesiyle birlikte, iğne benzeri yapıların miktarı artmakta ve bu yapılar uzayarak ağ benzeri bir görünüm kazanmaktadır. Bu iğne benzeri yapıların varlığının, numunelerin genel sertliğini artırdığı düşünülmektedir bu durumu Şekil 4.14'deki grafik desteklemektedir. Şekil 4.7 (e)'de görüldüğü üzere, iğne benzeri yapıların muhtemelen (Cr, Fe)B'den oluştuğu ve bu durumun Xiaotao vd. (2016) tarafından da ileri sürüldüğü görülmektedir. İlginçtir ki, Şekil 4.4 (b)'de görüldüğü üzere, iğne benzeri faz ayrışmasının ötektik faz ayrışması olarak gözlemlenmesi, bu bölgenin yavaş yavaş ötektik oluşturan elementler açısından zenginleştiğini göstermektedir. Ancak, EDX analizi bor içeriğini tespit edememiştir. FeNiCoCrMnPd ötektik yüksek entropili alaşımlarda, YMK + Mn₇Pd₉ çökeltilerinin yanı sıra ikinci fazın deniz yosunu benzeri bir görünümü gözlemlenmiştir (Tan vd. 2017); FeNiCrCoMn alaşımına Nb eklenmesiyle, yani FeNiCrCoMnNb alaşımında (Huo vd. 2015), faz ayrışması YMK + Laves fazı (A₂B veya A₂BC) olarak sonuçlanır ve Şekil 4.5(c)'de gösterildiği gibi görünüm lamellar hale gelir.

4.3.1.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x Alaşımlarının Mikrosertlik Test Sonuçları

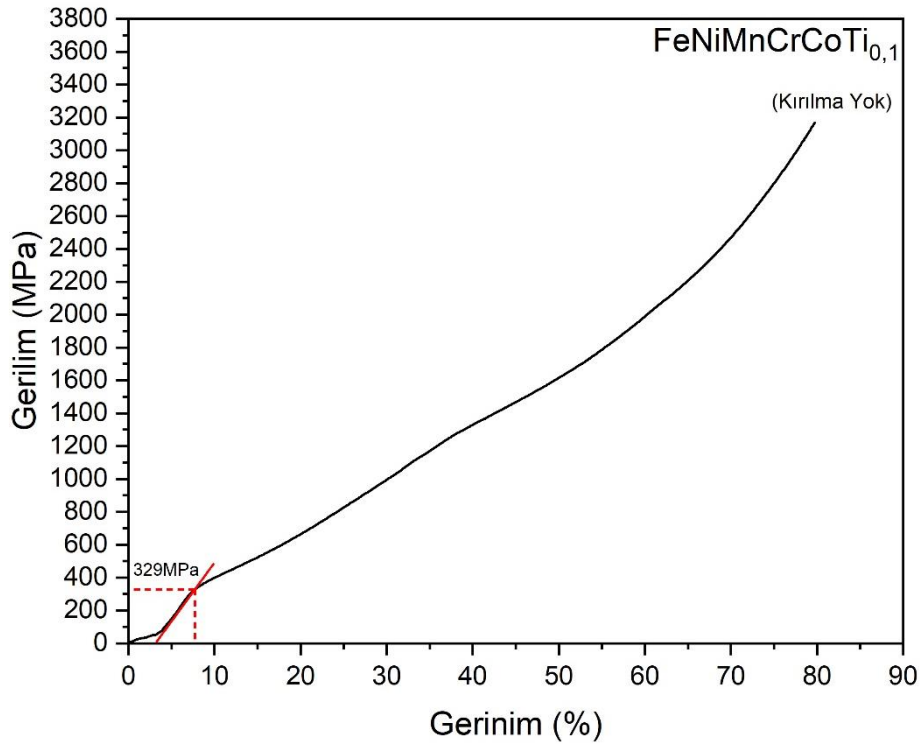


Şekil 4.15 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x alaşımlarının mikrosertlik grafiği.

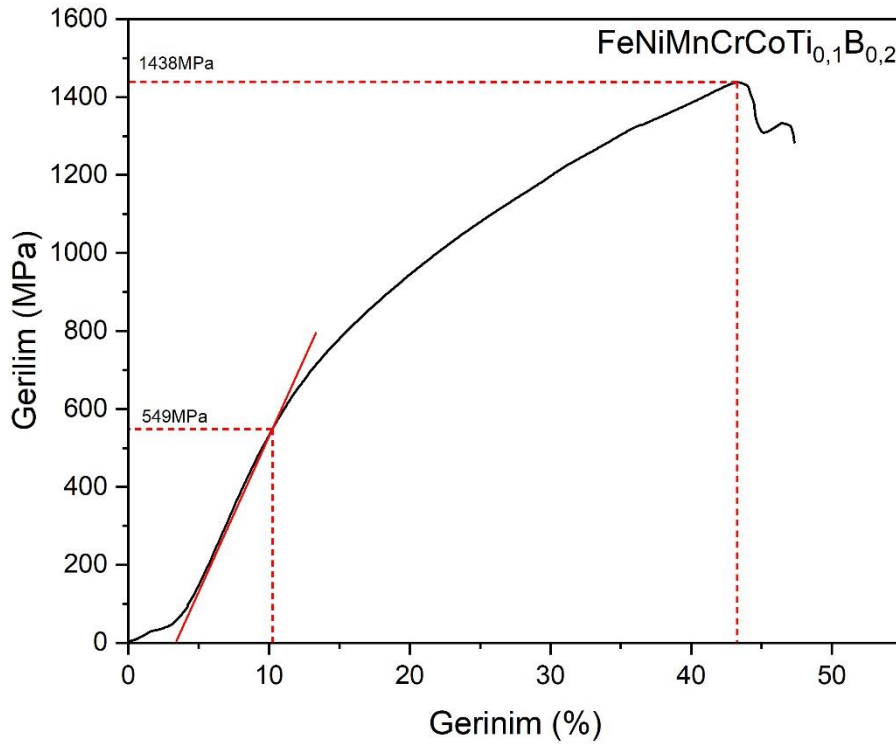
Şekil 4.15'de görüldüğü gibi, FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımına 0,1 Mo ilavesiyle ortalama mikrosertlik değeri 199,7 HV olarak ölçülmüştür, katkısız alaşımdaki sertlik değerleriyle neredeyse aynı sonuç verdiği görülmektedir. 0,2 ve 0,3 Mo ilavesiyle sertlik değerlerinin arttığı görülmektedir ve 0,3 Mo ilaveli alaşımda en yüksek 260,8 HV sertlik değerine ulaşıldığı görülmektedir. 0,4 ve 0,5 Mo ilaveli alaşımlar değerlendirildiğinde ilk ergitmeler sonrasında az miktarda da olsa kabuk şeklinde bir curuf tabakası oluştuğu ve bu tabakaların aynı bileşimlerde tekrar edilen ergitmelerde de görüldüğü göz önünde bulundurularak asıl stokiometrilere korunamadığı düşünülmektedir. Bu sorunun önüne geçilmeye çalışılsa da vakum atmosferinde gerçekleştirilmeyen bir proses izlendiği için bu durumun yaşanabileceği düşünülmüştür. 0,4 Mo ilaveli çalışmada ki 237,8 HV sertlik değerinin elde edilmesi ve 0,5 Mo ilaveli çalışmadaki 257,2 HV sertlik değerinin eldesi bu durumun sonucu olduğu kanısı hakimdir.

4.3.2 Basma Test Bulguları

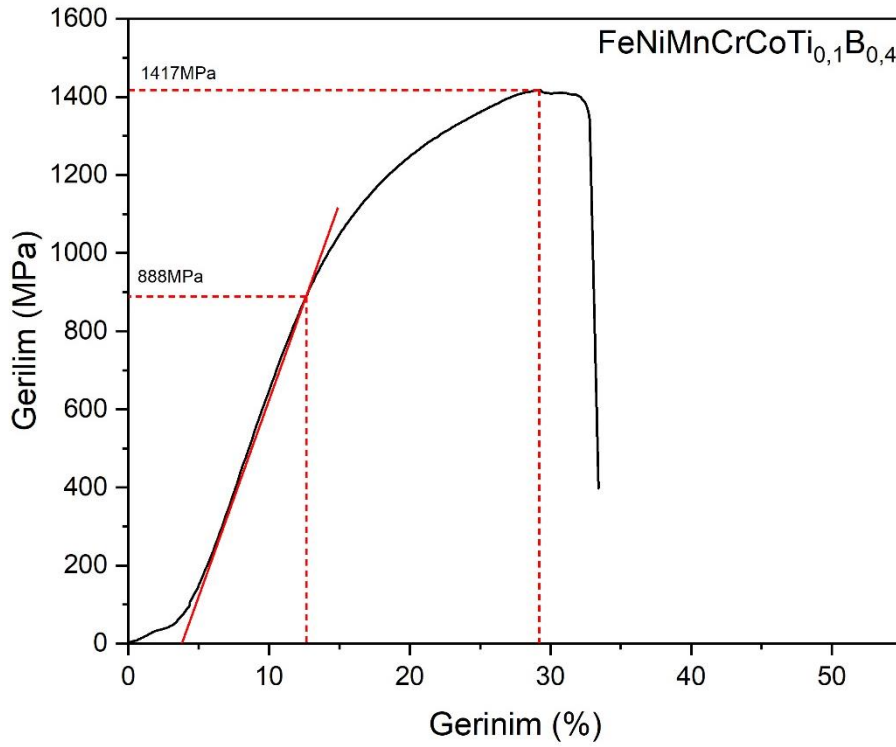
4.3.2.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x Alaşımlarının Basma Test Sonuçları



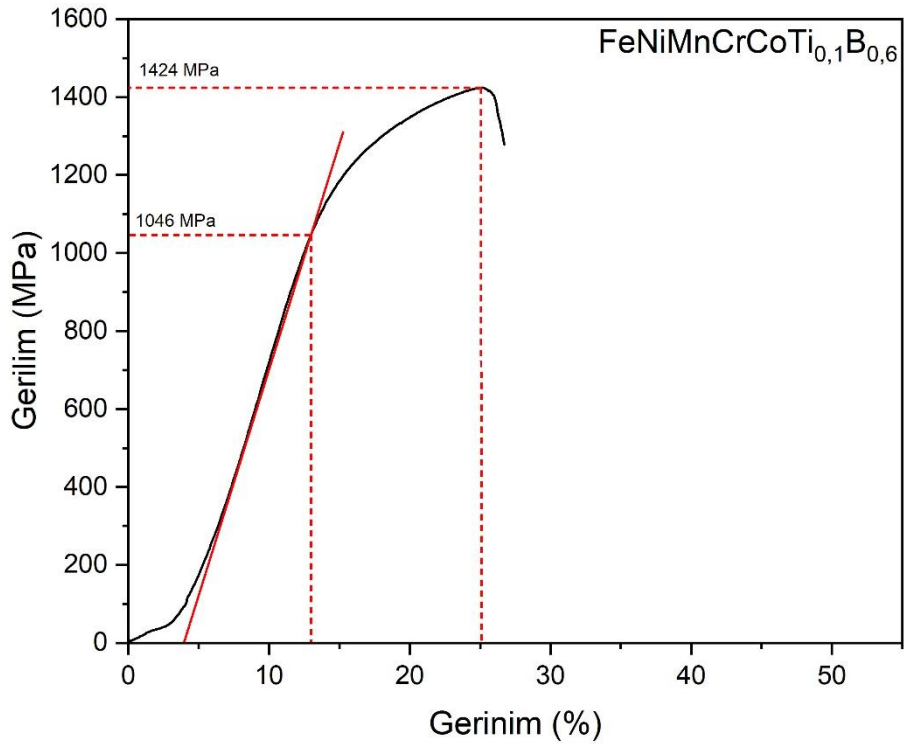
Şekil 4.16 FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.



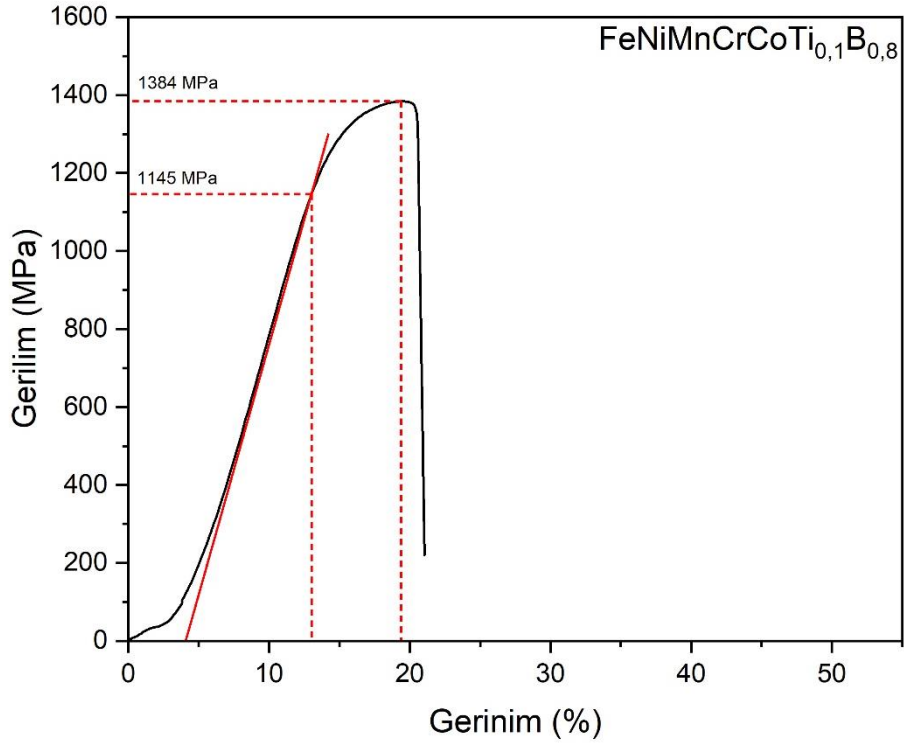
Şekil 4.17 FeNiMnCrCoTi_{0.1}B_{0.2} alaşıminın basma testi gerilim-gerinim grafiği.



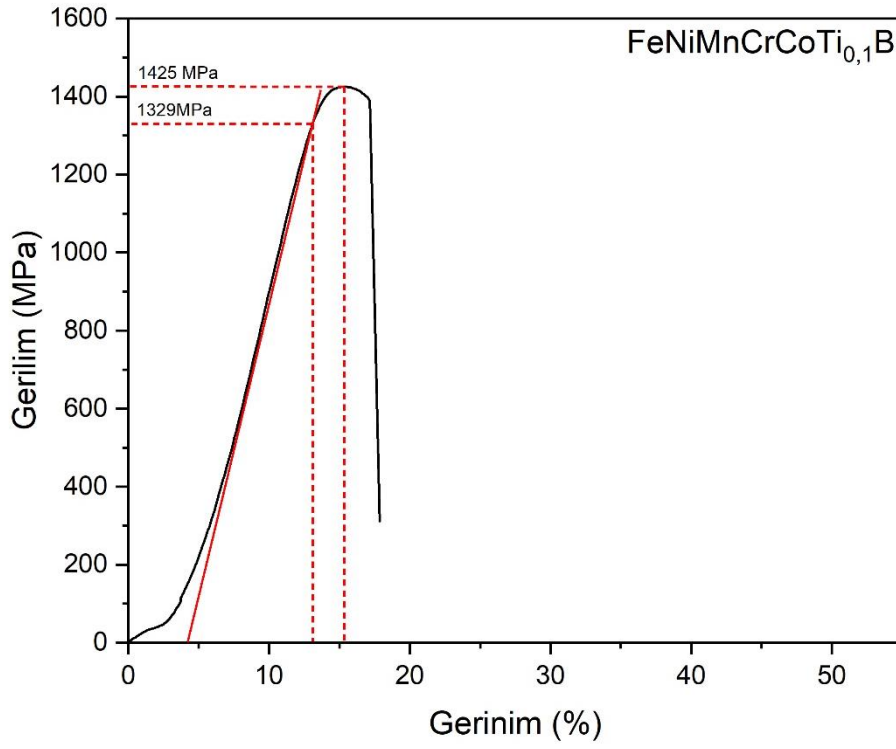
Şekil 4.18 FeNiMnCrCoTi_{0.1}B_{0.4} alaşıminın basma testi gerilim-gerinim grafiği.



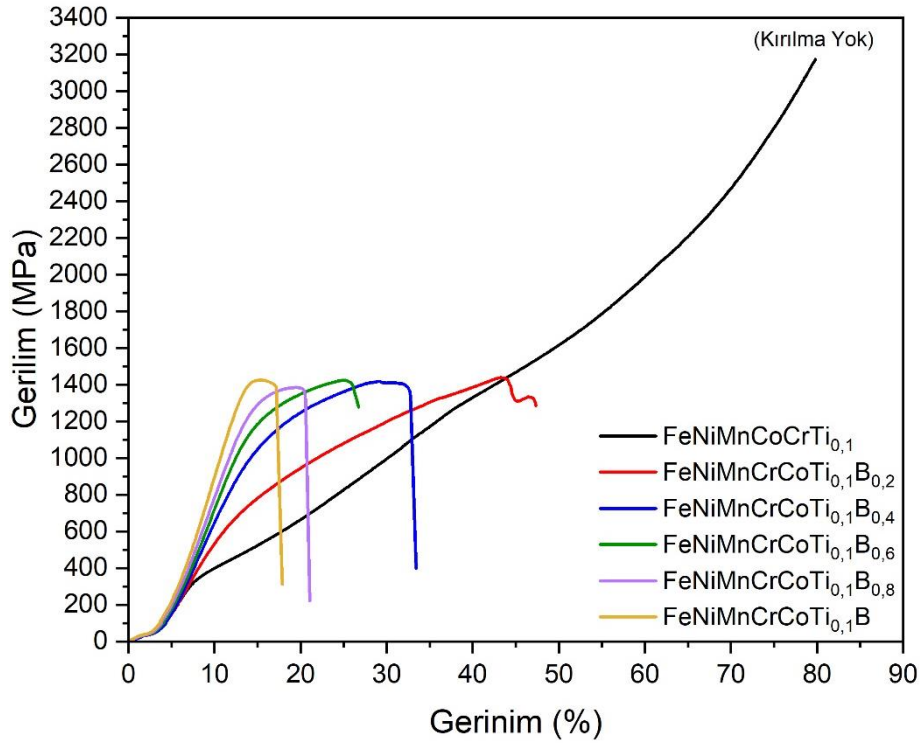
Şekil 4.19 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,6} alaşıminın basma testi gerilim-gerinim grafiği.



Şekil 4.20 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,8} alaşıminın basma testi gerilim-gerinim grafiği.

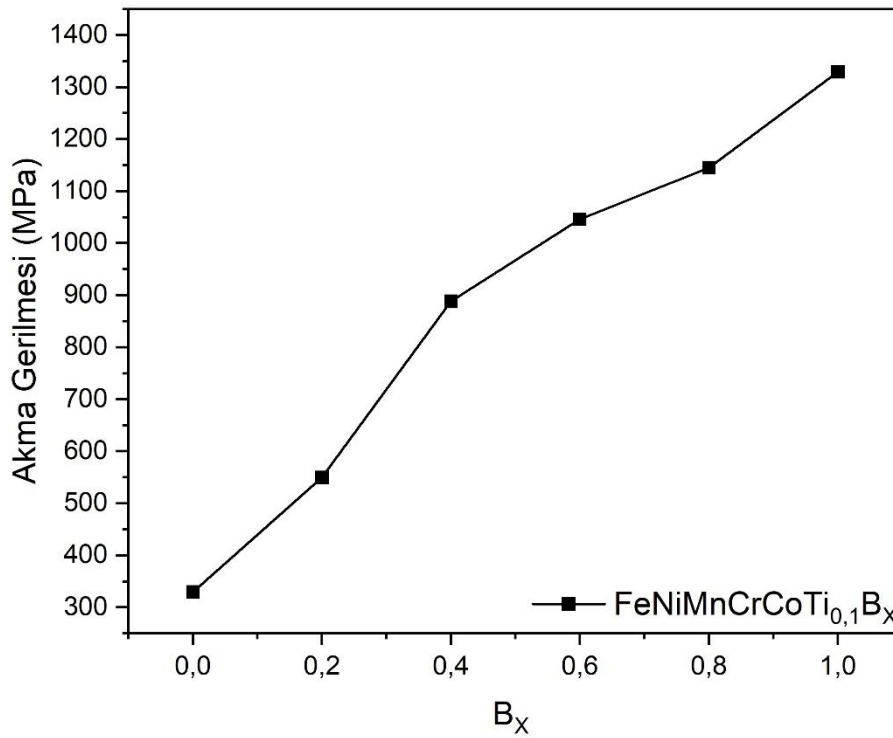


Şekil 4.21 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.



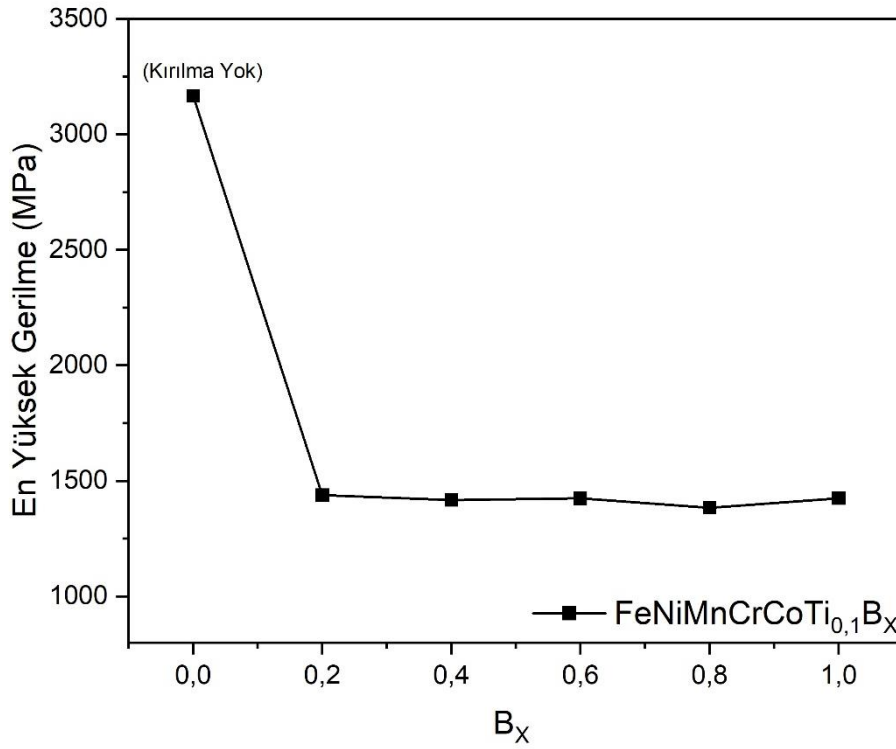
Şekil 4.22 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.

Şekil 4.22'de, $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}\text{B}_x$ alaşımının oda sıcaklığında yapılan basma testinin gerilme-gerinim eğrileri görülmektedir. Grafikte üst üste yerleştirilen eğriler incelendiğinde, $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}$ YEA'ından $x: 0,2$ B katkılı YEA'ına gerinim yüzdesi önemli ölçüde azalmaktadır. Ancak, bor ilavesi $x: 0,4 - x: 1$ aralığında olduğunda, gerinim daha az düşmüştür. Buna rağmen, gerinim artış oranından bağımsız olarak, akma gerilmesi kademeli olarak artmaktadır.



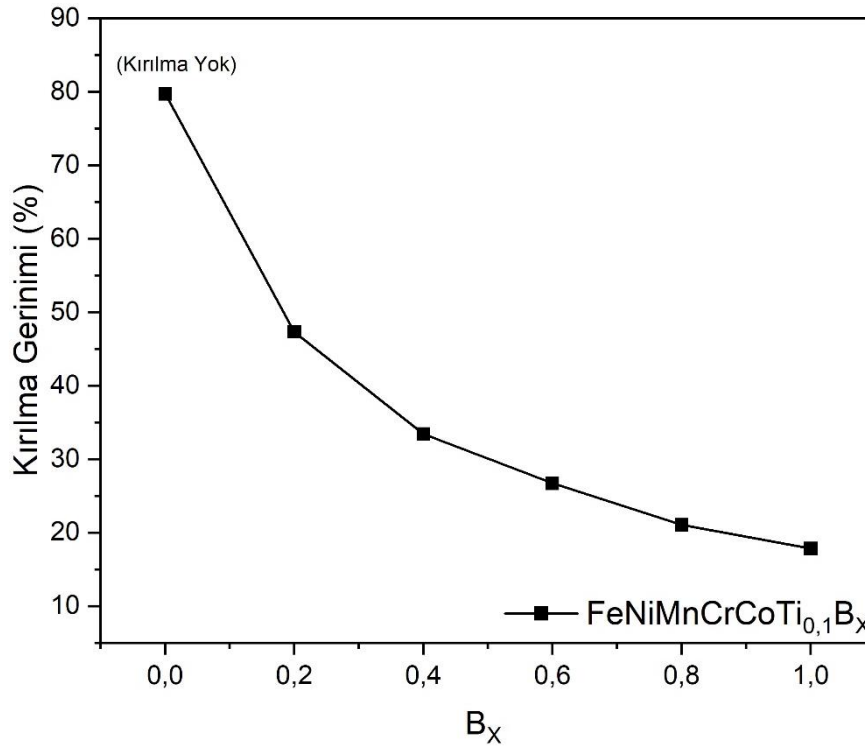
Şekil 4.23 $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}\text{B}_x$ alaşımlarının basma testi akma gerilim grafiği.

Şekil 4.23'te, bor içeriği ile değişen akma gerilimi grafiği gösterilmektedir. Grafikte görüldüğü gibi, $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}$ yüksek entropili alaşımın akma gerilimi 329 MPa'dır. Bor ilavesi arttıkça, akma geriliminin kademeli olarak arttığı gözlemlenmiştir, bu durumun iğne benzeri yapıların artışına bağlı olduğu düşünülmektedir. En yüksek akma gerilimi, 1329 MPa'ye ulaşan $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}\text{B}$ alaşımında elde edilmiştir. İğnelerin en-boy oranının bor ilavesinin artışıyla uzadığı kanıtlanmıştır. Bu durum, mukavemetin iğne sayısından çok iğnelerin uzunluğu, yani en-boy oranı tarafından daha fazla etkilendiğini ima etmektedir; çünkü daha büyük çökelti varsa deformasyon kapasitesini etkiler ve bu numunelerde çatlak oluşumu ve ilerlemesi engellenir.



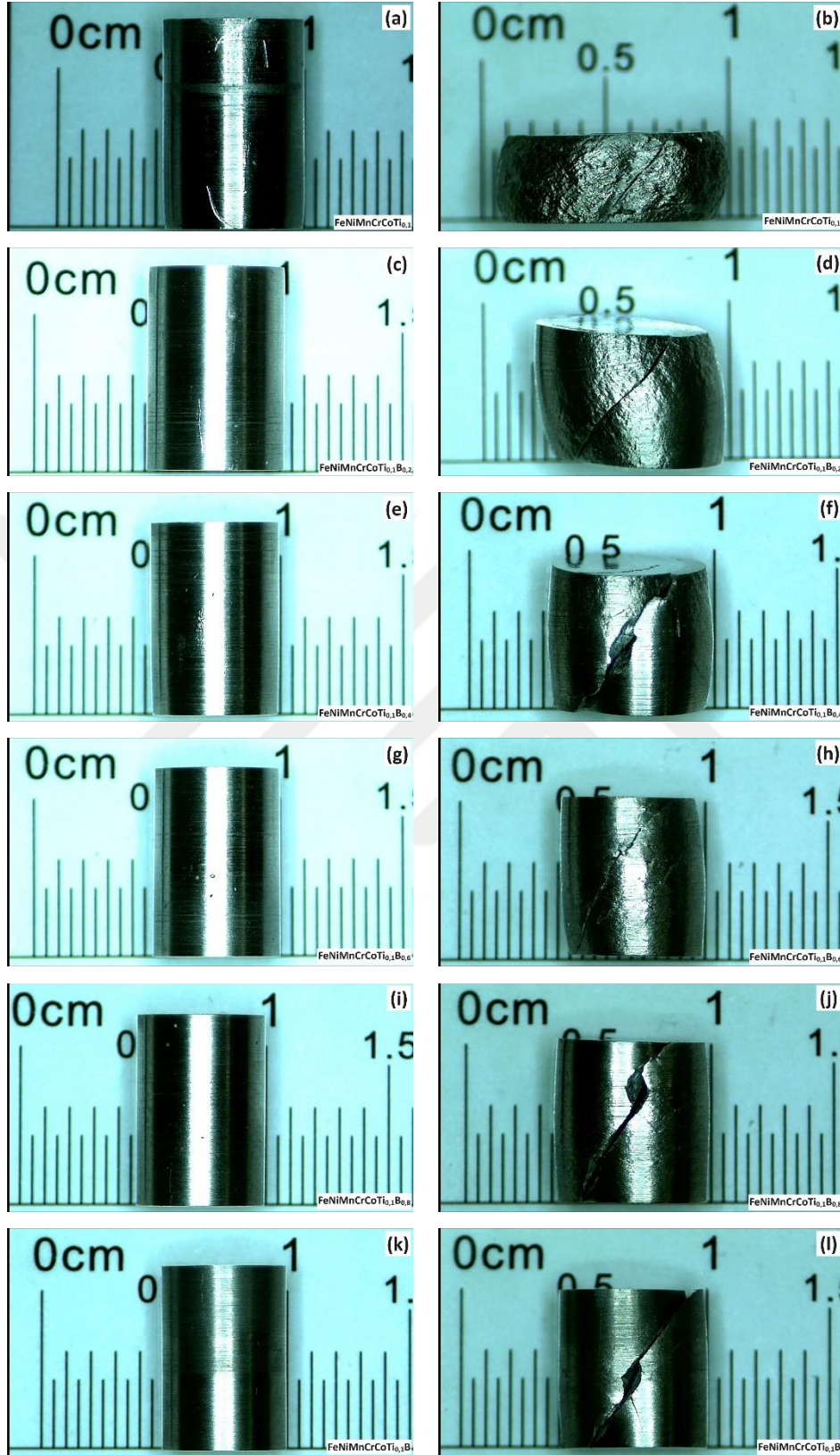
Şekil 4.24 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının basma testi en yüksek gerilme grafiği.

Şekil 4.24'de bor içeriği ile değişen maksimum basma gerilmesi grafiği gösterilmektedir. FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropi alaşımının maksimum basma gerilmesi değeri 3167 MPa'dır. Bu değer, basma test makinesinin kapasitesi olan 80 kN'luk uygulanan yük ile elde edilmiş ve numune kırılmadan kalmıştır. Bor ilavesine bağlı olarak maksimum basma gerilmesi 1384 MPa ile 1438 MPa arasında değişmektedir. En yüksek basma gerilimi 1438 MPa'ya ulaşarak FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,2} alaşımında elde edilmiştir. Bununla birlikte, iğnelerin en boy oranının maksimum sıkıştırma mukavemeti üzerinde çok az etkisi vardır, çünkü dağılıma ek olarak matris fazının da yüksek bir sıkıştırma oranı elde etmede baskın bir faktör olduğunu gösterebilir.



Şekil 4.25 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının basma testi kırılma gerinimi grafiği.

Şekil 4.25'de bor içeriğine göre kırılmaya kadar değişen yüzde uzama grafiği gösterilmektedir. En yüksek yüzde uzama FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropi alaşımında %79,73 olarak ölçülmüştür. En düşük yüzde uzama ise FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşımında %17,85 olarak ölçülmüştür. Şekil 4.3 (a) ve Şekil 4.4 (b)'de verilen mikroyapılar aynı anda iki farklı morfolojinin var olduğu bimodal mikroyapı tanımına uygunken, Şekil 4.5 (c) den Şekil 4.8 (f)'ye kadar verilen mikroyapılar bilamellar yapı tanımına uygundur. Bor miktarı arttıkça, maksimum basma mukavemetindeki gerinim, iğne morfolojisinin sayıca fazla ve boyut olarak küçükten sayıca az ancak şekil olarak uzun forma dönüşmesiyle dramatik bir şekilde düşmektedir. Daha yüksek bor içeriğine sahip alaşımların deformasyon kapasitesi, bir çatlakın geçemediği kalın faz sınırlarından etkilenebilirken, iğnelerin daha ince bölümleri çatlak (yayılma) etkisiyle kolayca kırılabilir veya dislokasyon hareketi ile geçilebilir. Bilamellar yapının çatlak ilerlemesini yönlendirmede bimodal mikroyapılara göre daha etkili olduğu gösterilmiştir (Tan vd., 2021; Tan vd., 2017). Resim 4.1 de verilen çatlak özelliklerinin görünümü de çatlakın meydana geldiği yükseklik nedeniyle bu görüşle uyumludur.



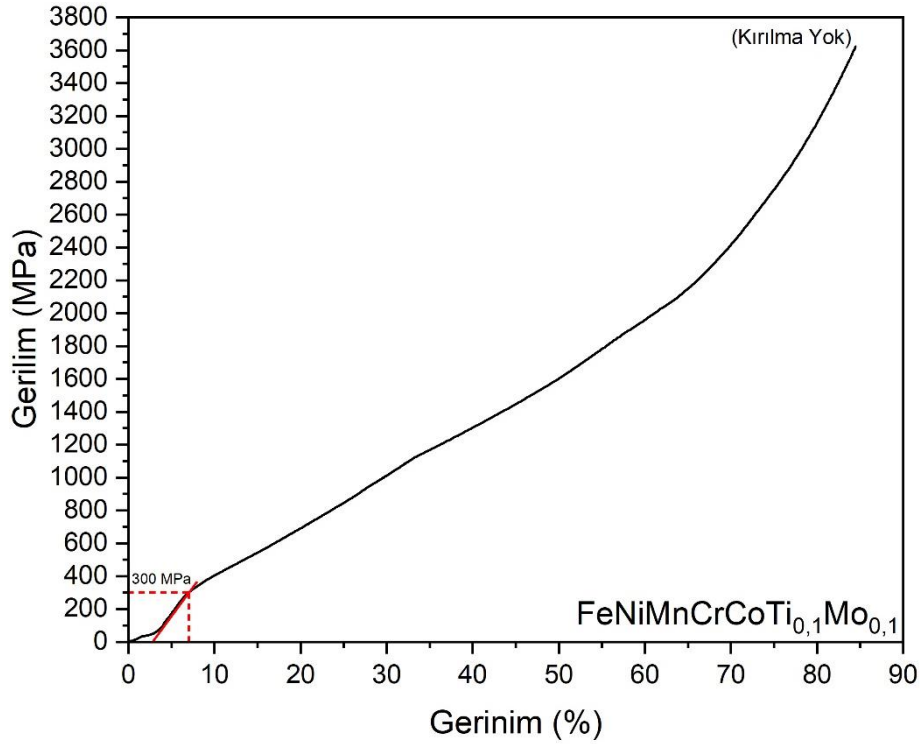
Resim 4.1 FeNiMnCrCoTi_{0.1}B_x alaşımlarının basma testi öncesi (a, c, e, g, i, k) ve sonrası (b, d, f, h, j, l) numune görüntüleri.

Resim 4.1'de sıkıştırma testinden önceki ve sonraki numune görüntüleri verilmiştir. Artan bor içeriği ile birlikte basmadan kaynaklı numune boylarındaki kısalma azalmıştır, yani bor içeriği x: 0, x: 0,2, x: 0,4 olan numuneler bor içeriği x:0,6, x:0,8 ve x:1 olan numunelere göre basma kuvvetinden daha fazla etkilenmişlerdir. Bu durum, bu çalışmada test edilen alaşımların bor ilavelerine göre mekanik özelliklerini gösteren Tablo 3'te de gözlemlenebilir.

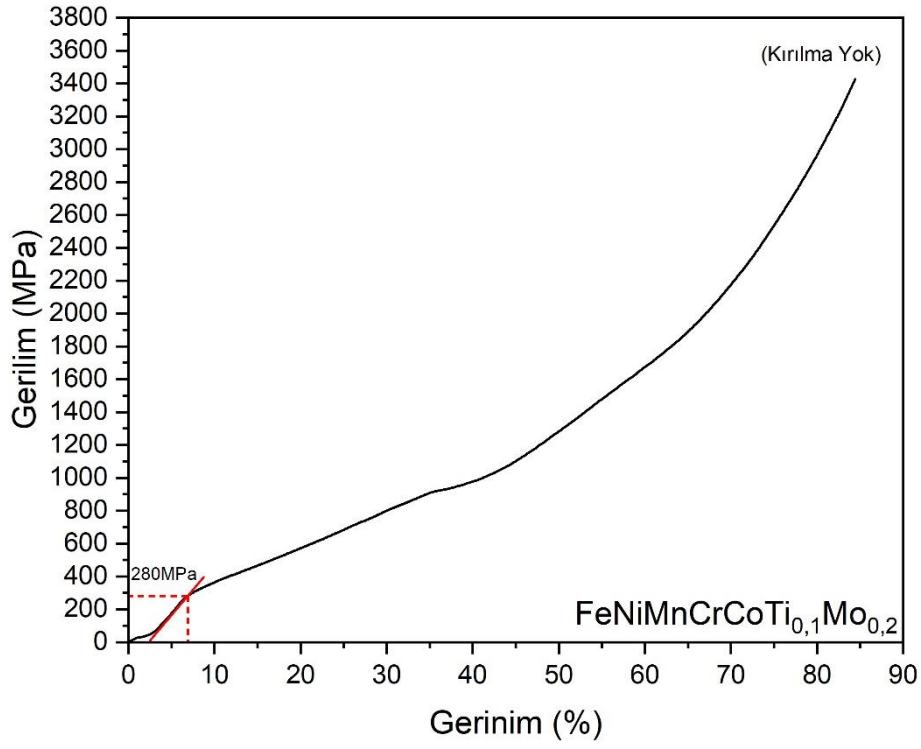
Çizelge 4.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının mekanik özellikleri.

Alaşımlar	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ_f (%)	HV
FeNiMnCrCoTi _{0,1}	329	--	79,73	200,4
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,2}	549	1438	47,33	293,9
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,4}	888	1417	33,42	355,8
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,6}	1046	1424	26,71	412,8
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,8}	1145	1384	21,05	530,1
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B	1329	1425	17,85	593,8

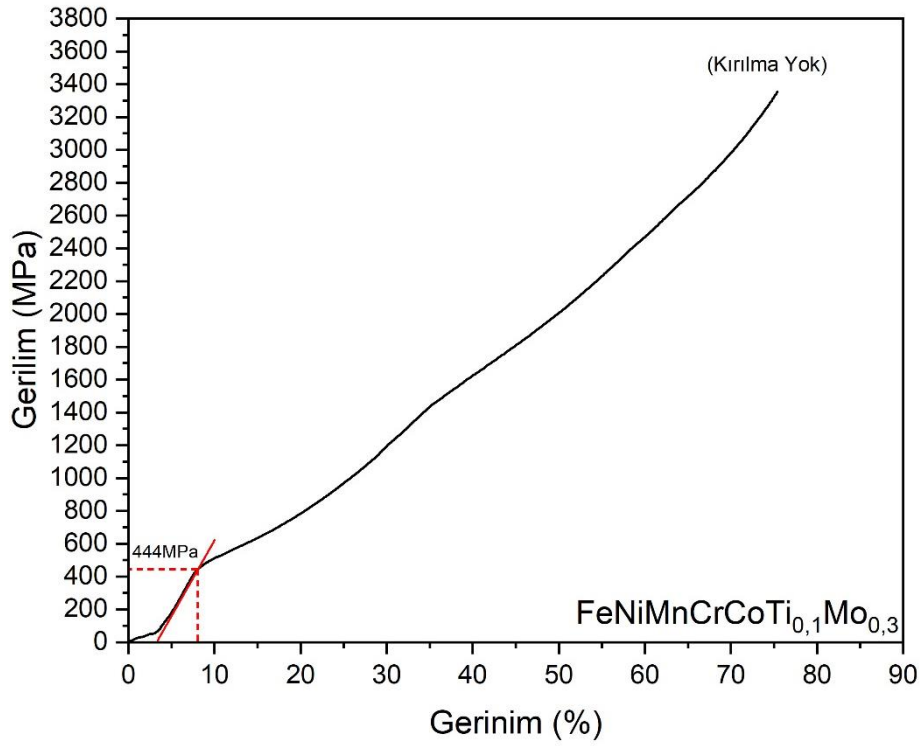
4.3.2.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x Alaşımlarının Basma Test Sonuçları



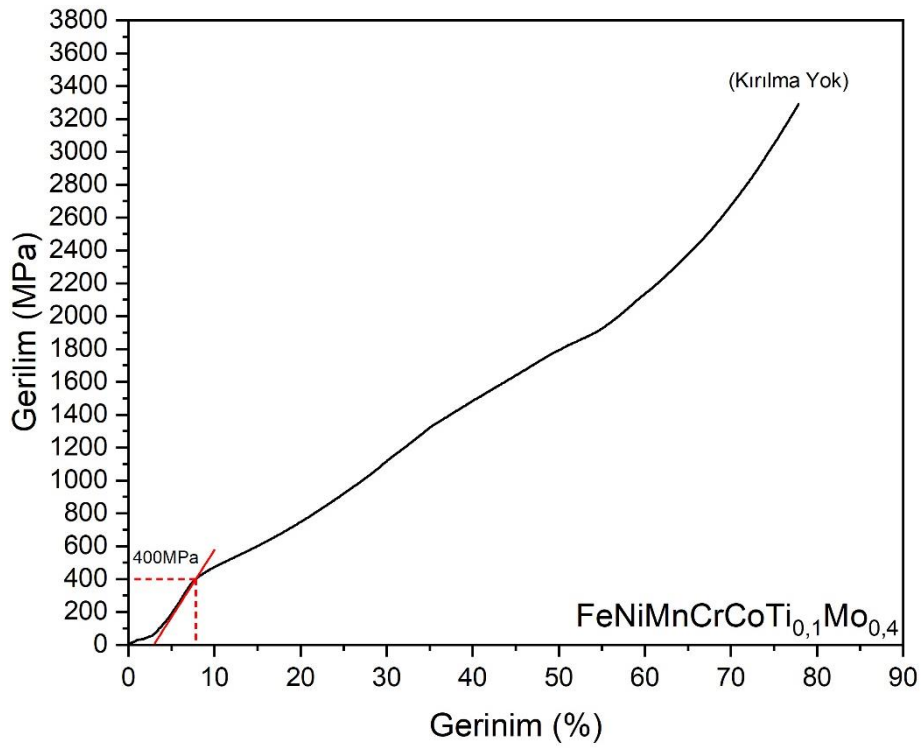
Şekil 4.26 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,1} alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.



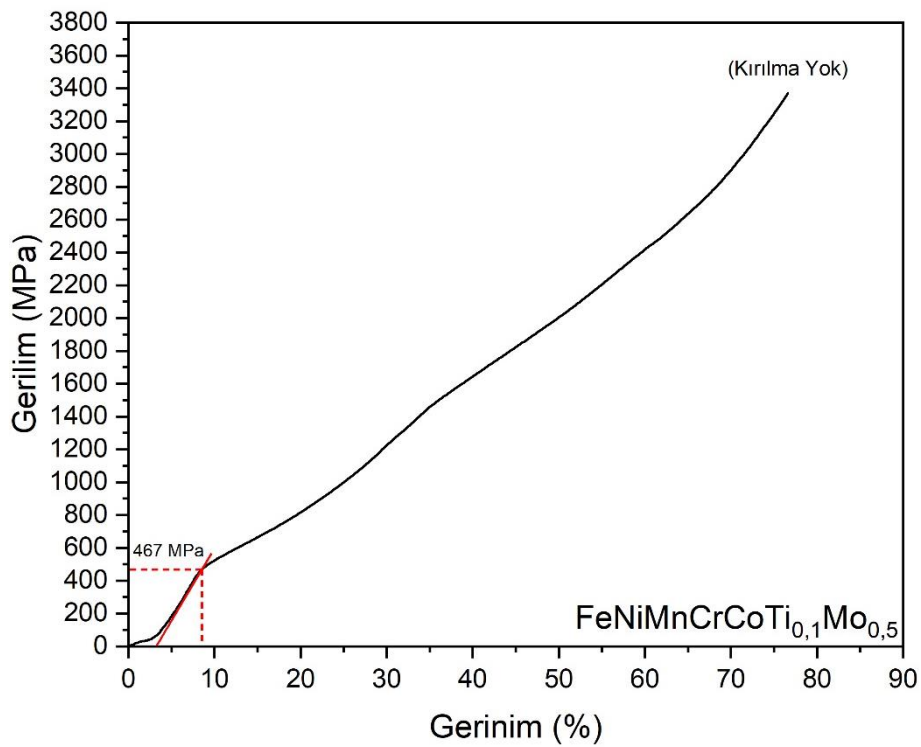
Şekil 4.27 FeNiMnCrCoTi_{0.1}Mo_{0.2} alaşıminın basma testi gerilim-gerinim grafiği.



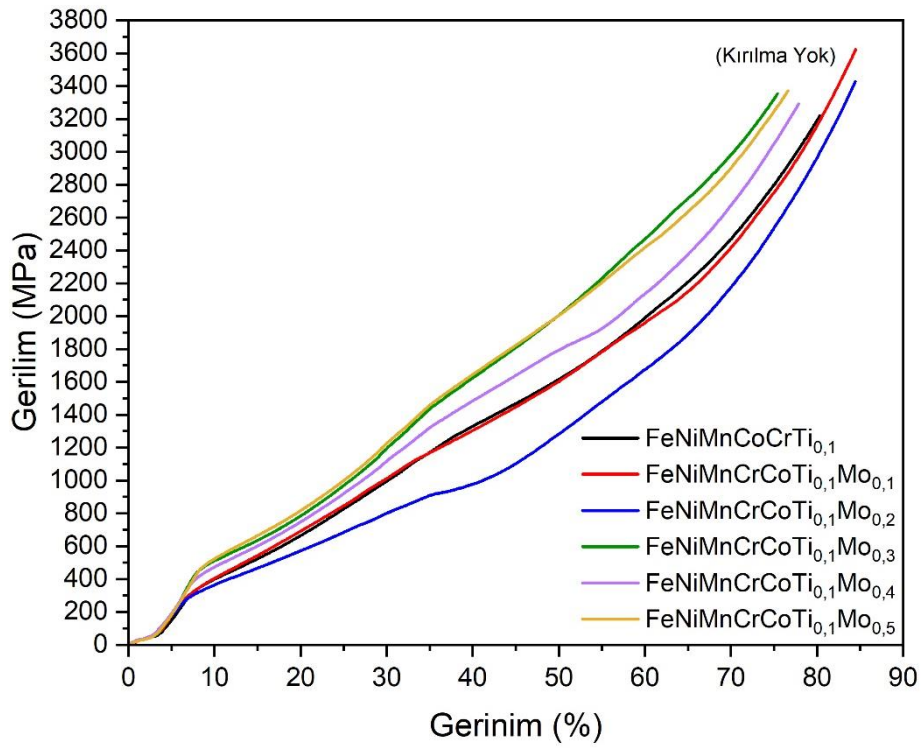
Şekil 4.28 FeNiMnCrCoTi_{0.1}Mo_{0.3} alaşıminın basma testi gerilim-gerinim grafiği.



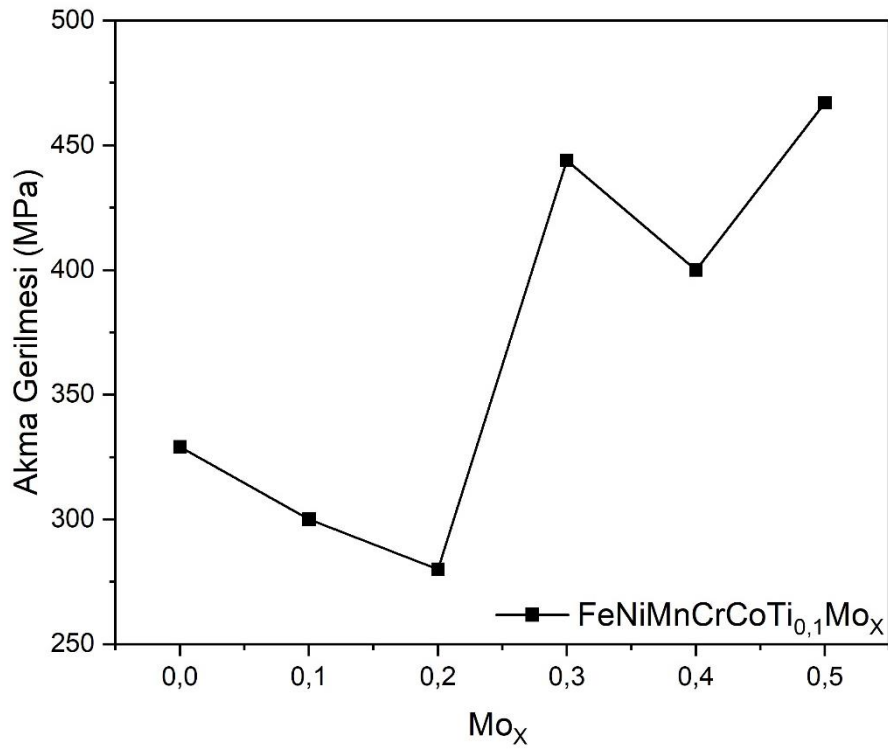
Şekil 4.29 $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}\text{Mo}_{0,4}$ alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.



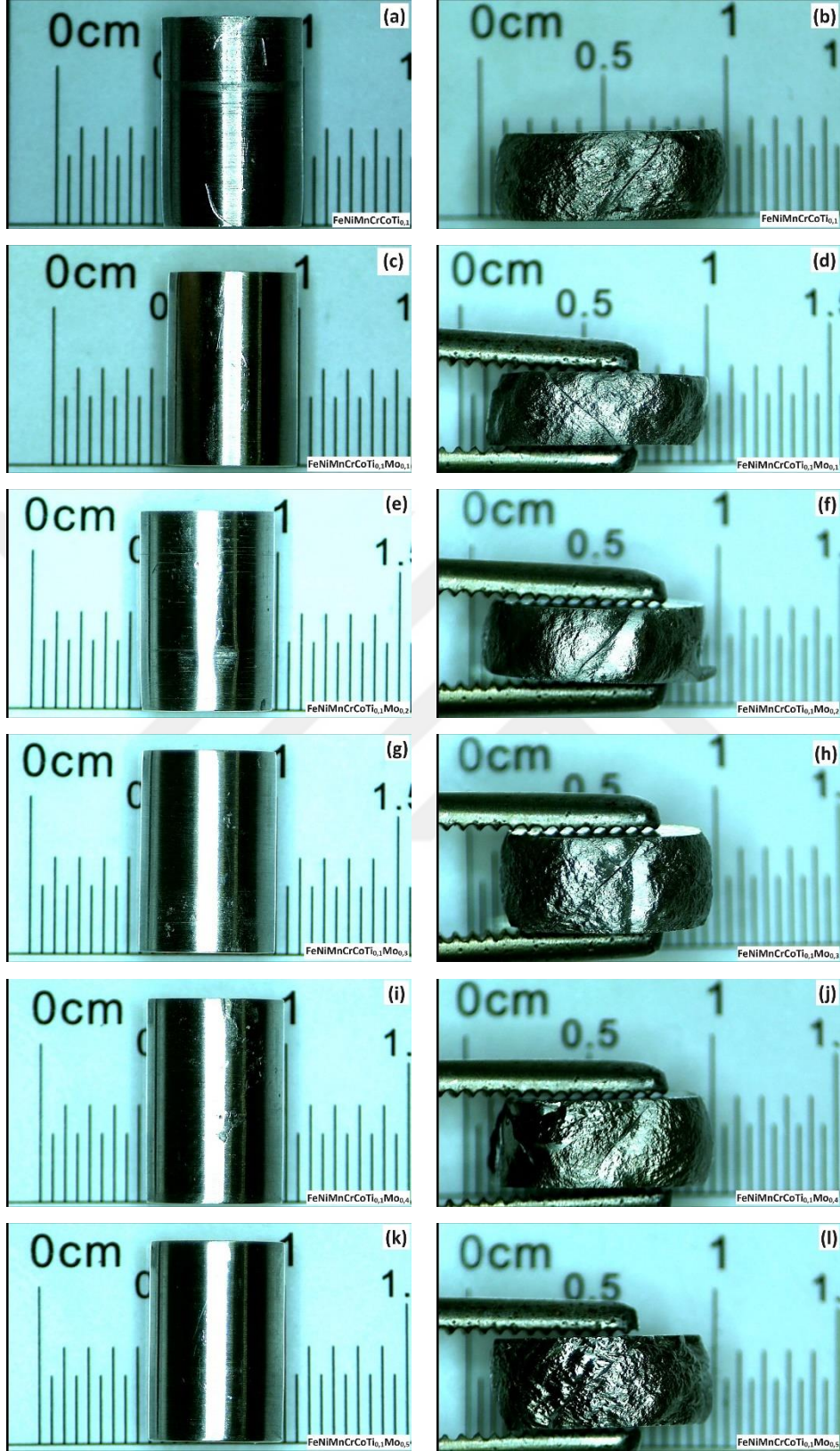
Şekil 4.30 $\text{FeNiMnCrCoTi}_{0,1}\text{Mo}_{0,5}$ alaşımının basma testi gerilim-gerinim grafiği.



Şekil 4.31 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x alaşımlarının basma testi gerilim-gerinim grafiği.



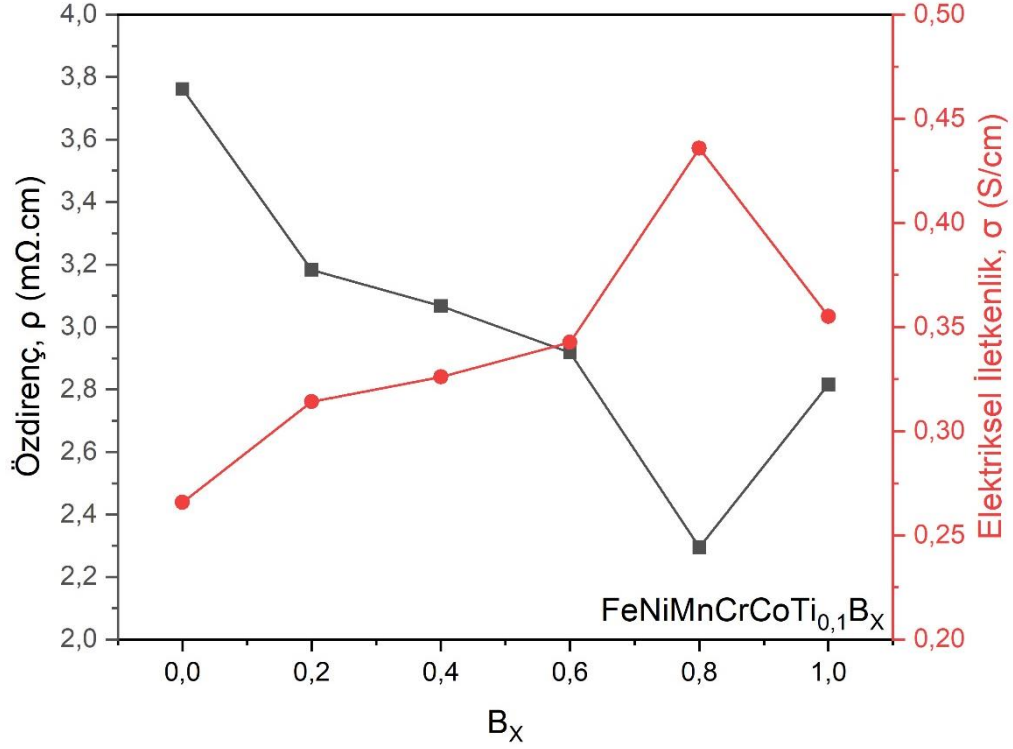
Şekil 4.32 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x alaşımlarının basma testi akma gerilim grafiği.



Resim 4.2 FeNiMnCrCoTi_{0.1}Mo_x alaşımlarının basma testi öncesi (a, c, e, g, i, k) ve sonrası (b, d, f, h, j, l) numune görüntüleri.

4.4 Elektriksel Özellik Test Bulguları

4.4.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x Alaşımlarının Elektriksel Özellik Test Sonuçları



Şekil 4.33 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının özdirenç-elektriksel iletkenlik grafiği.

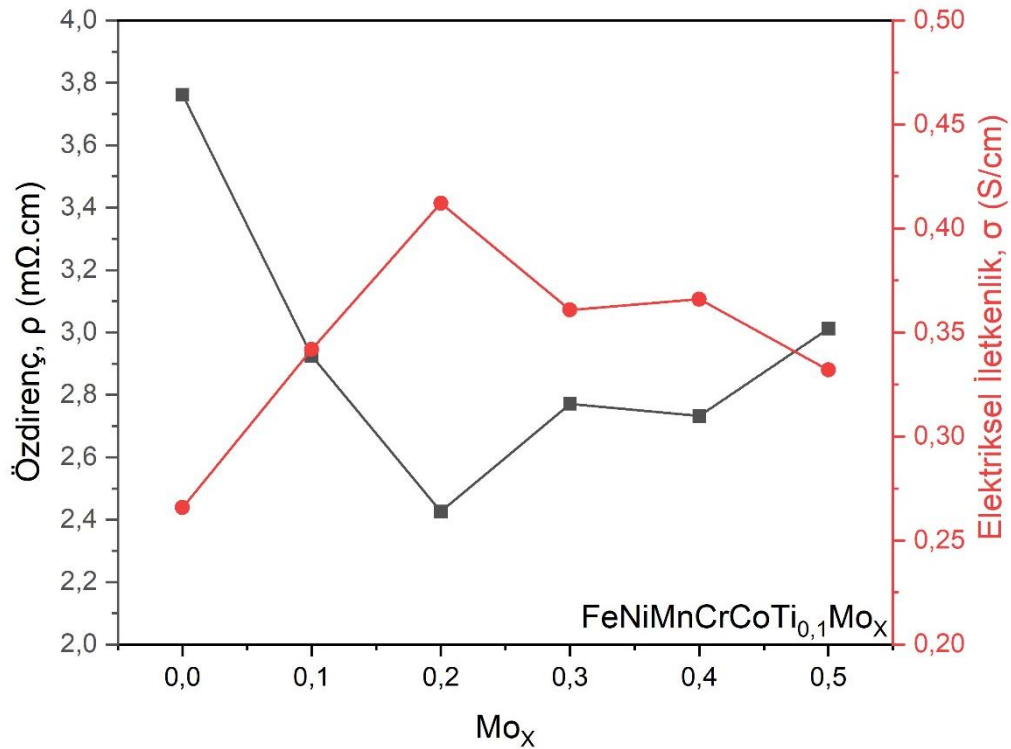
LCR Metre ile gerçekleştirilen ölçümlerde B ilavesinin Şekil 4.33 de ki grafikte de gördüğü gibi X: 0,8 bor ilavesine kadar özdirencin 2,29 mΩ.cm'ye kadar düştüğü gözlemlenmektedir. En yüksek özdirence sahip alaşımların 3,76 mΩ.cm'yle katkısız FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımı olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum Şekil 4.33'deki grafikte de görüldüğü gibi FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,8} alaşımında elektriksel iletkenliğin en yüksek 0,44 S/cm'ye kadar yükseldiğini göstermektedir. En düşük iletkenlik değerinin de 0,27 S/cm'yle FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımı olduğu görülmektedir. FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x yüksek entropili alaşımlarının tüm özdirenç ve elektriksel iletkenlik değerleri Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Çizelge 4.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x alaşımlarının özdirenç ve iletkenlik sonuçları.

Alaşımlar	İletkenlik (σ) (S/cm)	Özdirenç (ρ) (m Ω .cm)
FeNiMnCrCoTi _{0,1}	0,2658	3,7621
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,2}	0,3142	3,1829
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,4}	0,3260	3,0670
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,6}	0,3427	2,9184
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B _{0,8}	0,4358	2,2946
FeNiMnCrCoTi _{0,1} B	0,3551	2,8162

4.4.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x Alaşımlarının Elektriksel Özellik Test Sonuçları

LCR Metre ile gerçekleştirilen ölçümlerde molibden ilavesinin Şekil 4.34 de ki grafikte de gördüğü gibi en düşük özdirenç X: 0,2 molibden ilavesinde 2,43 m Ω .cm olarak ölçüldüğü görülmektedir. Bu durum Şekil 4.34'daki grafikte de görüldüğü gibi elektriksel iletkenliğin 0,41 S/cm'ye kadar yükseldiğini göstermektedir. FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x yüksek entropili alaşımlarının tüm özdirenç ve elektriksel iletkenlik değerleri Çizelge 4.3'de verilmiştir.



Şekil 4.34 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x alaşımlarının özdirenç-elektriksel iletkenlik grafiği.

Çizelge 4.3 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x alaşımlarının özdirenç ve iletkenlik sonuçları.

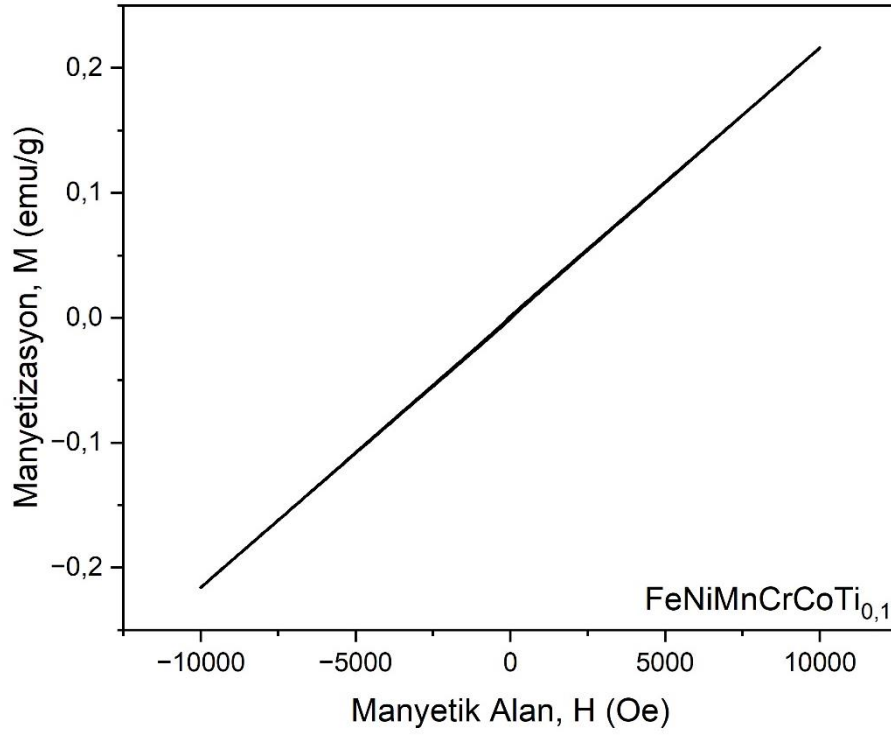
Alaşımlar	İletkenlik (σ) (S/cm)	Özdirenç (ρ) (m Ω .cm)
FeNiMnCrCoTi _{0,1}	0,2658	3,7621
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,1}	0,3418	2,9256
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,2}	0,4121	2,4265
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,3}	0,3608	2,7712
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,4}	0,3660	2,7322
FeNiMnCrCoTi _{0,1} Mo _{0,5}	0,3320	3,0123

4.5 Manyetik Özellik Test Bulguları

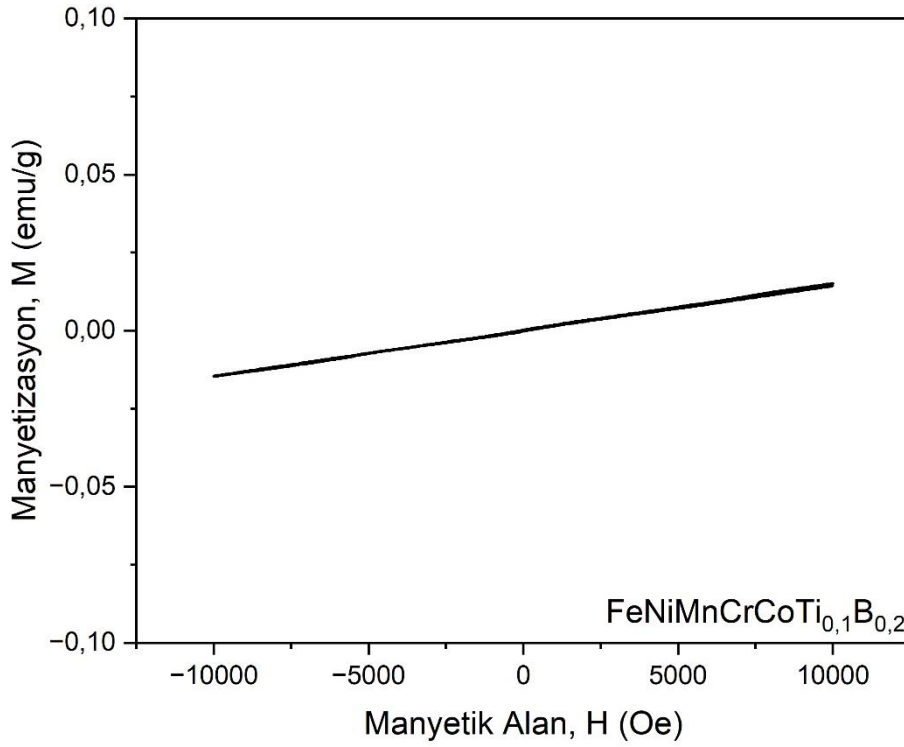
Hem FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x YEA'ları hem de FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x YEA'ları yapılan VSM analizlerinden alaşımların iç yapılarında Fe, Ni, Co gibi ferromanyetik elementler olmasına rağmen elde edilen bulgulara güçlü ferromanyetik özellik sergilemedikleri görülmektedir. Özellikle Şekil 4.35 ve Şekil 4.36'deki histerezis grafiklerinde görüldüğü gibi katkısız alaşımın 0,2160 emu/g ve 0,2 B katkılı alaşımın 0,01508 emu/g doyumluk manyetizasyonuna sahip oldukları ve paramanyetik özellik sergiledikleri görülmektedir. Şekil 4.37'deki grafikte görüldüğü gibi 0,4 B ilavesiyle manyetik alan arttırıldıkça manyetizasyonun negatif değerler aldığı ve doyumluk manyetizasyonun -0,0059 emu/g olarak ölçüldüğü görülmektedir ve bu durum paramanyetik özellikten diyamanyetik özelliğe geçişi ifade etmektedir. Şekil 4.38'deki grafikte görüldüğü gibi 0,6 B ilavesiyle doyumluk manyetizasyonunun -0,0491 emu/g olarak ölçüldüğü görülmektedir. Şekil 4.39'deki grafikte görüldüğü gibi 0,8 B ilavesiyle doyumluk manyetizasyonunun -0,1499 emu/g olarak ölçülmüştür. Şekil 4.40'deki grafikte görüldüğü gibi 1 B ilavesiyle manyetik alan arttıkça tekrardan manyetizasyonun pozitif değerler aldığı ve doyumluk manyetizasyonunun te 0,1456 emu/g olarak ölçüldüğü görülmektedir.

FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımına Şekil 4.41'de görüldüğü gibi 0,1 Mo ilavesiyle 0,0107 emu/g doyumluk manyetizasyonuna sahip olduğu, Şekil 4.42'de görüldüğü gibi 0,2 Mo ilavesiyle 0,0461 emu/g doyumluk manyetizasyonuna sahip olduğu, Şekil 4.43'de görüldüğü gibi 0,3 Mo ilavesiyle 0,0011 emu/g doyumluk manyetizasyonuna sahip olduğu, Şekil 4.44'da görüldüğü gibi 0,4 Mo ilavesiyle $0,4557 \times 10^{-4}$ emu/g doyumluk manyetizasyonuna sahip olduğu ve Şekil 4.45'de görüldüğü gibi 0,5 Mo ilavesiyle 0,0059 emu/g doyumluk manyetizasyonuna sahip olduğu görülmektedir.

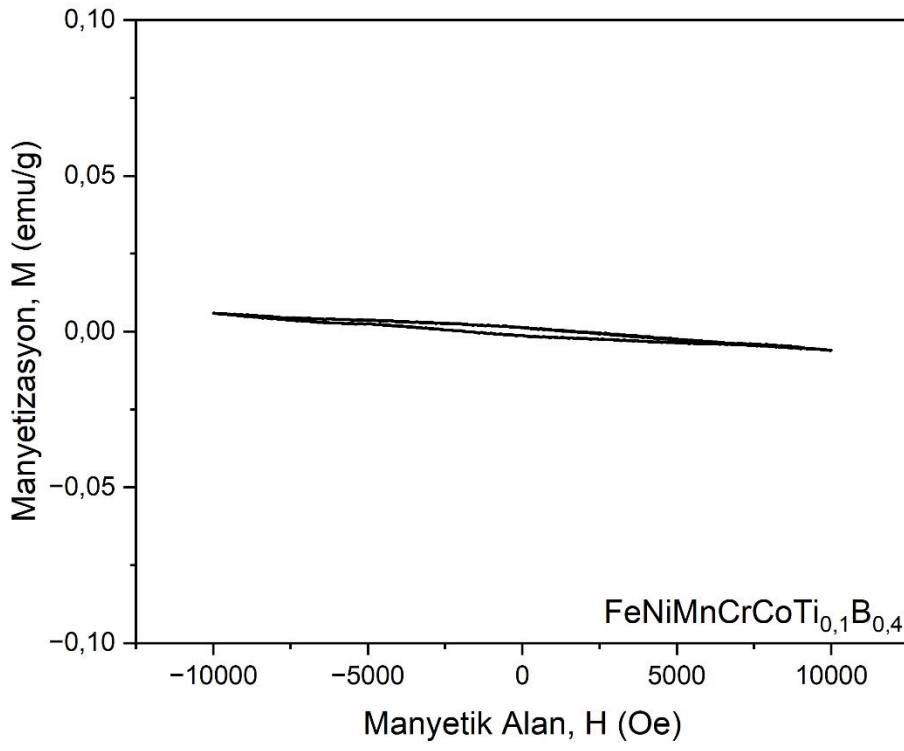
4.5.1 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_x Alaşımlarının Manyetik Özellik Test Sonuçları



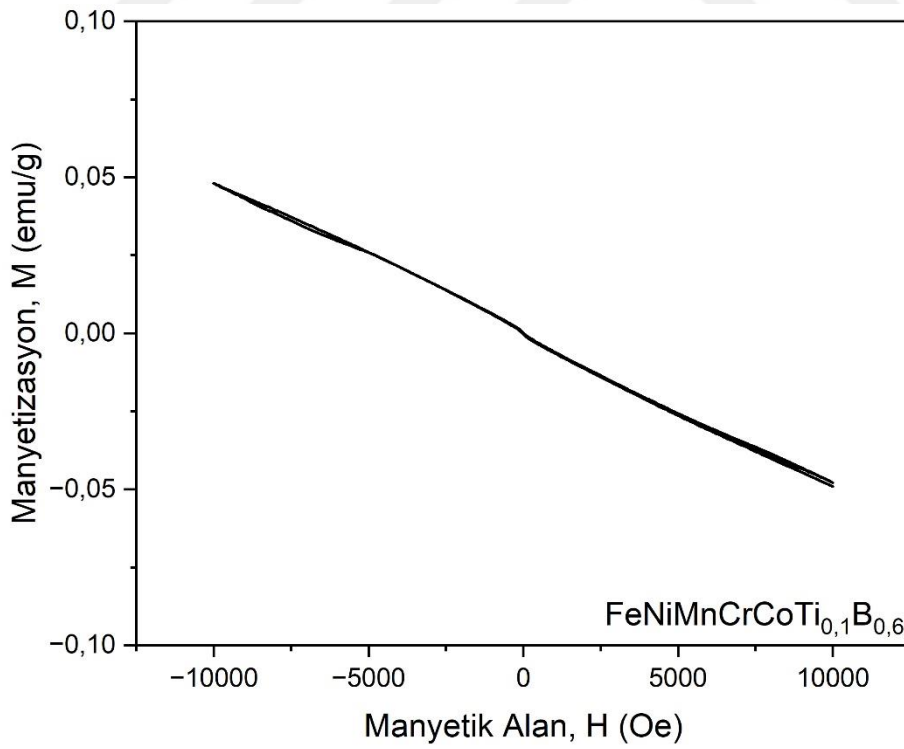
Şekil 4.35 FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımı manyetik histerezis grafiği.



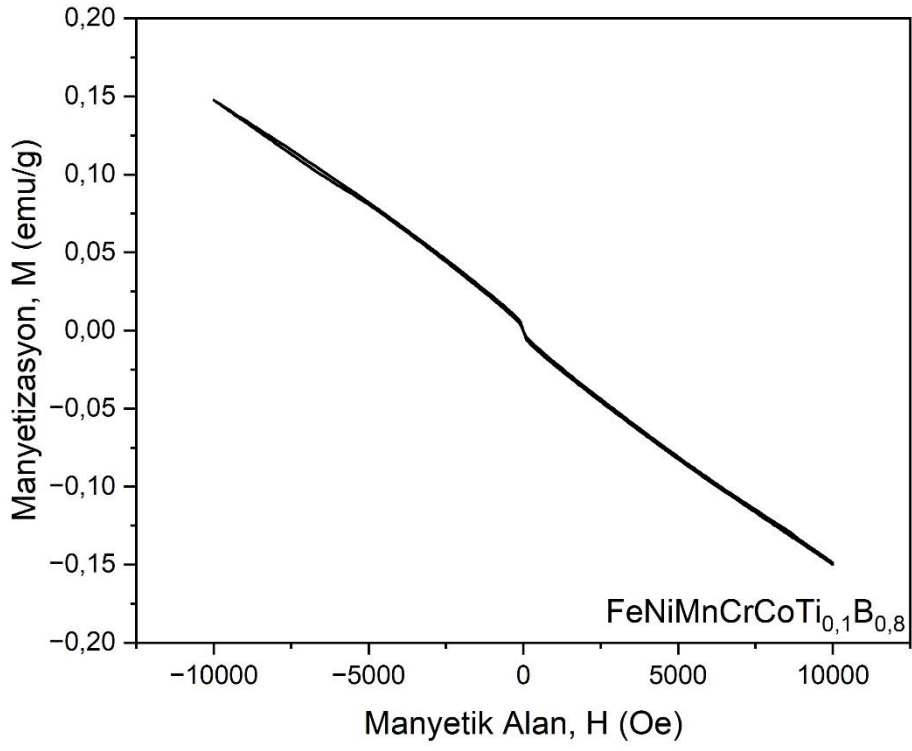
Şekil 4.36 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,2} alaşımı manyetik histerezis grafiği.



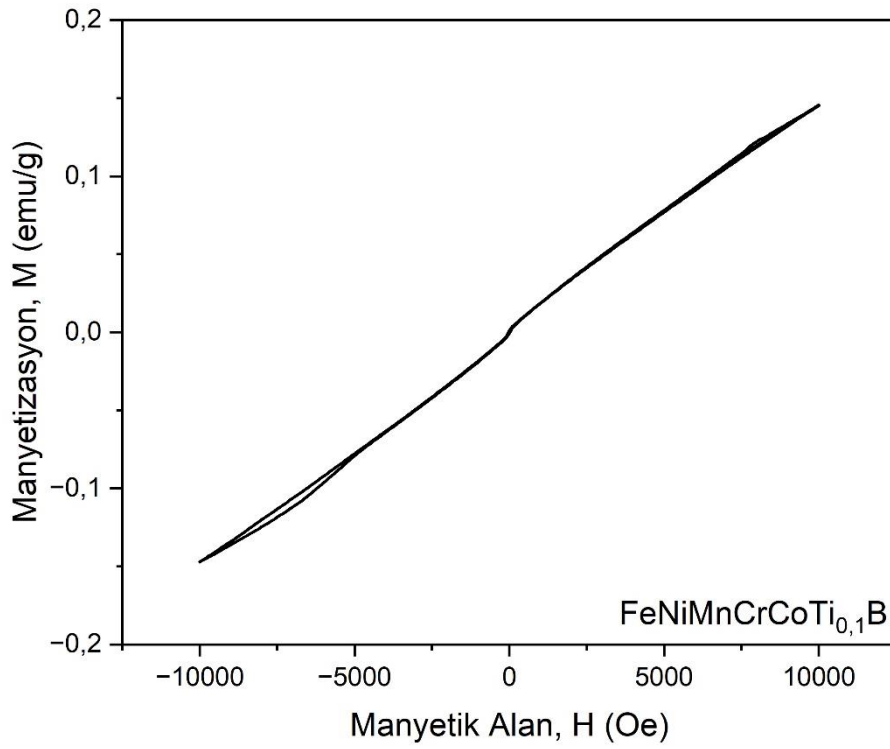
Şekil 4.37 FeNiMnCrCoTi_{0.1}B_{0.4} alaşıımı manyetik histerezis grafiği.



Şekil 4.38 FeNiMnCrCoTi_{0.1}B_{0.6} alaşıımı manyetik histerezis grafiği.

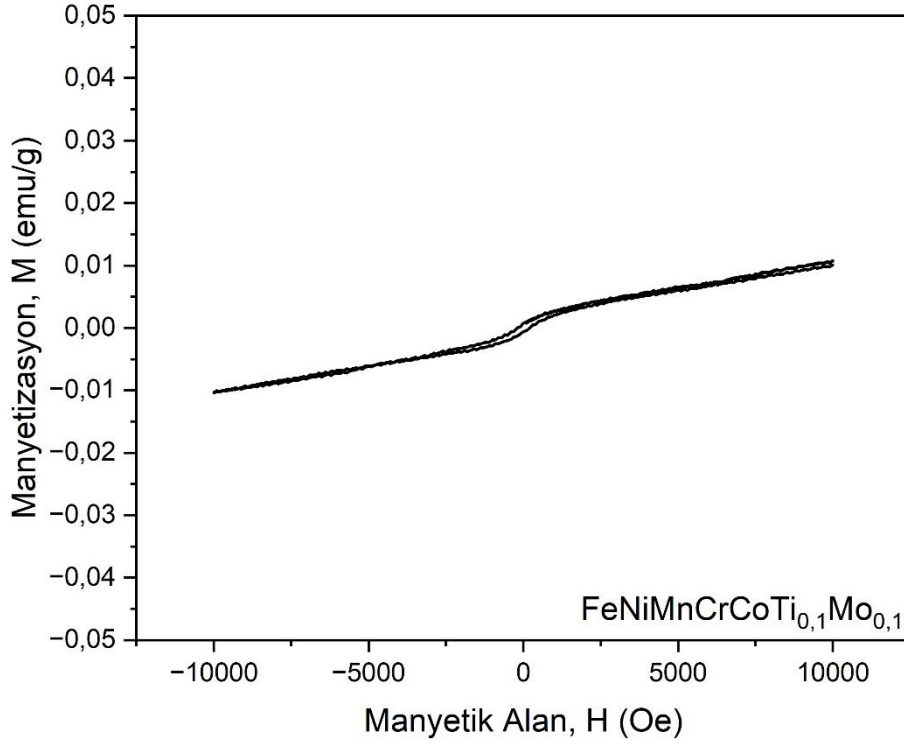


Şekil 4.39 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B_{0,8} alaşımı manyetik histerezis grafiği.

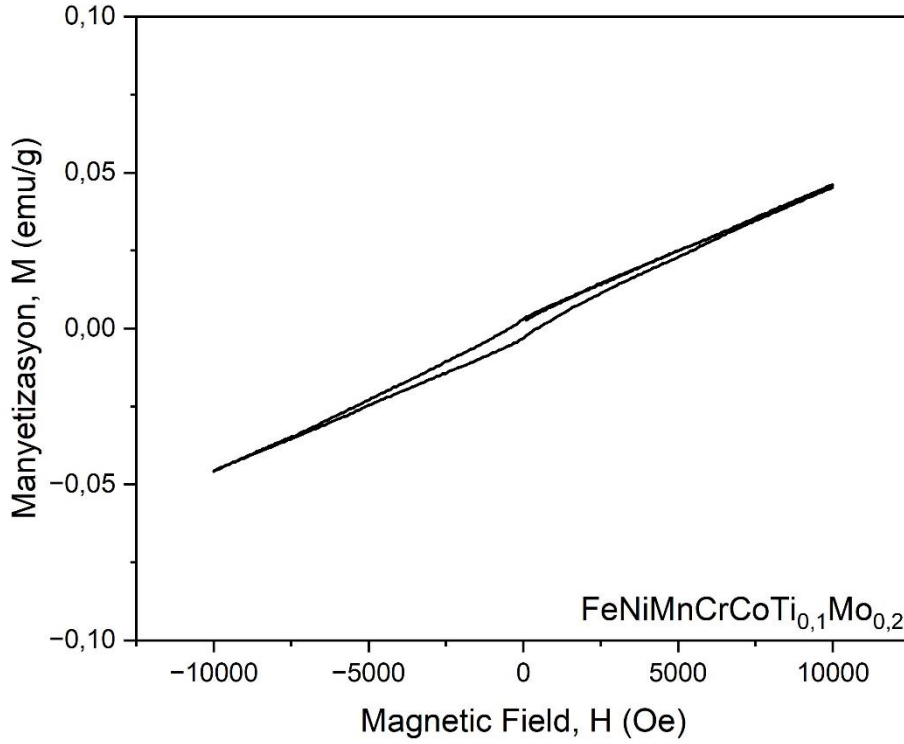


Şekil 4.40 FeNiMnCrCoTi_{0,1}B alaşımı manyetik histerezis grafiği.

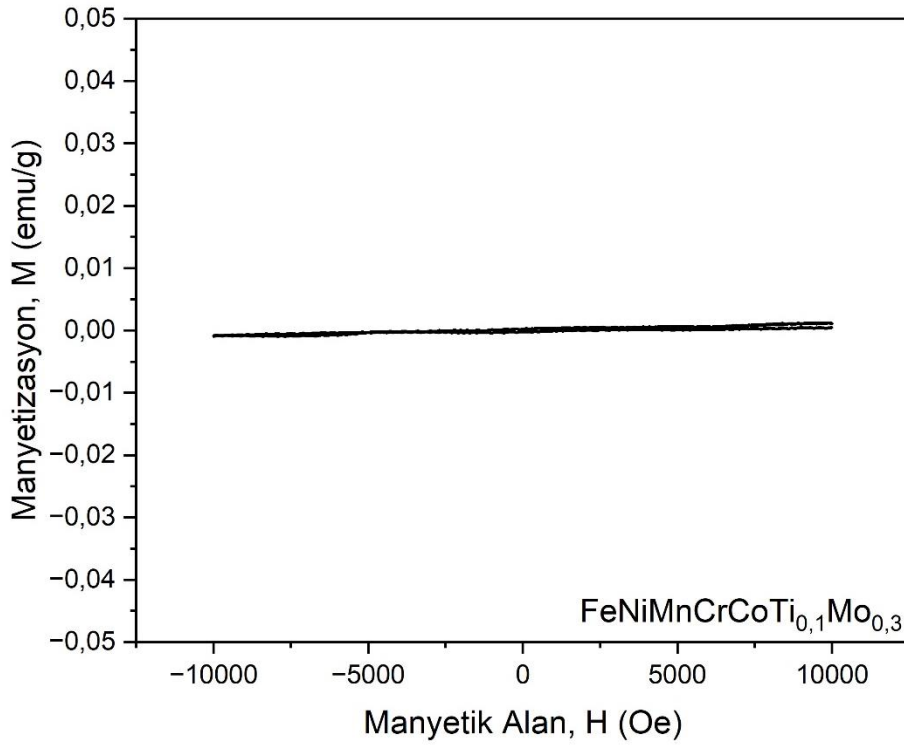
4.5.2 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_x Alaşımlarının Manyetik zellik Test Sonuları



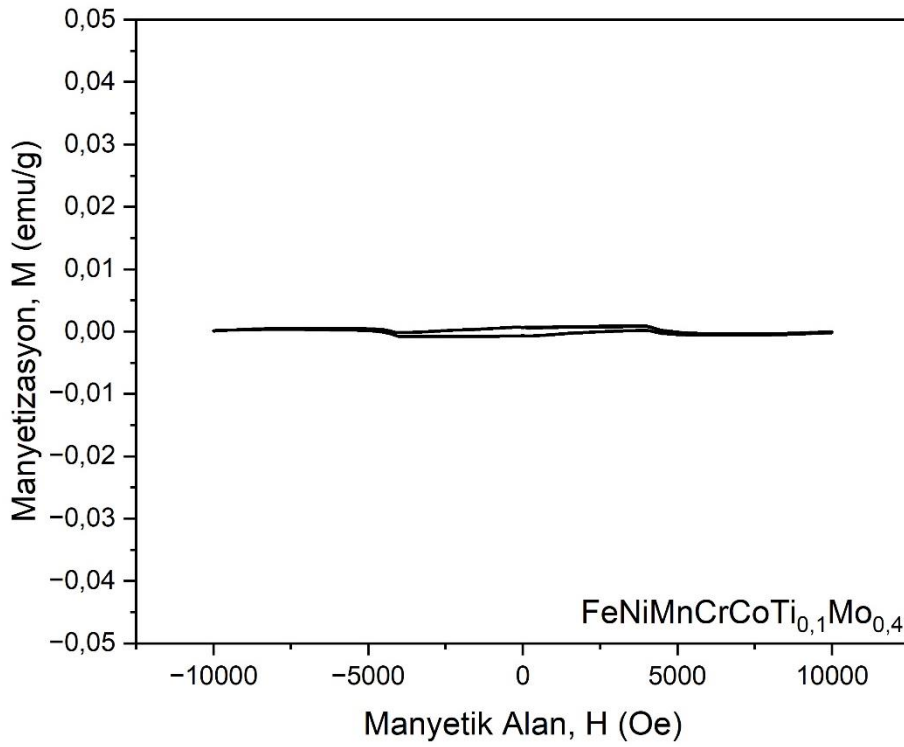
şekil 4.41 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,1} alaşımı manyetik histerezis grafiği.



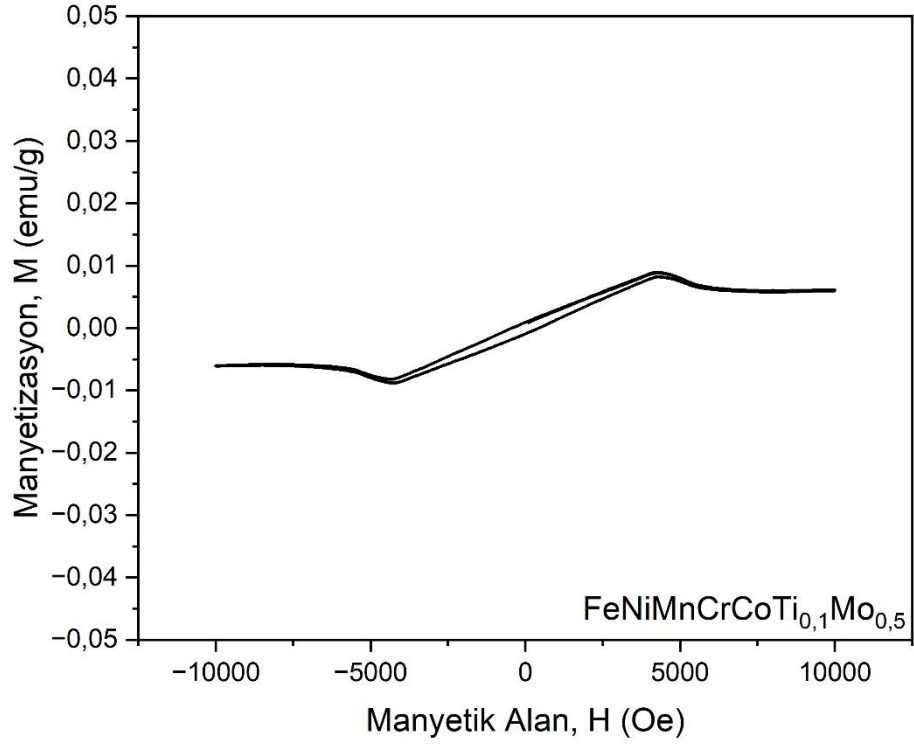
şekil 4.42 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,2} alaşımı manyetik histerezis grafiği.



Şekil 4.43 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,3} alaşıımı manyetik histerezis grafiği.



Şekil 4.44 FeNiMnCrCoTi_{0,1}Mo_{0,4} alaşıımı manyetik histerezis grafiği.



Şekil 4.45 FeNiMnCrCoTi_{0.1}Mo_{0.5} alaşıımı manyetik histerezis grafiği.

5. TARTIŞMA ve SONUÇ

FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropi alaşımına B ilave edilerek elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- Açık atmosferde argon üflenerek ark ergitme işlemi gerçekleştirilmesine rağmen XRD analiz sonuçlarında oksitli veya nitrürlü bileşikler gözlemlenmemiştir. Bu durum endüstriyel manada üretim yapılabilirlik açısından vakum ark ergitme yöntemine göre daha elverişlidir.
- Yapılan XRD analizlerinde üretilen bor ilaveli alaşımların YMK kristal yapıya sahip oldukları görülmektedir.
- SEM ve EDX analiz sonuçları dikkate alındığında Ti elementinin segregasyon oluşturduğu gözlemlenmiştir aynı zamanda bor ilavesi arttıkça da XRD sonuçları da göz önünde bulundurularak iğnemsî şekilde CrB çökeltilerinin oluştuğu görülmüştür.
- Yapılan mikrosertlik testlerinde B oranı arttıkça alaşımın sertliğinin de arttığı görülmüştür.
- Yapılan basma testleri sonucunda da akma gerilmesinin B oranı arttıkça arttığı ve yüzde birim uzamanın da azaldığı görülmüştür.
- Yapılan elektriksel ölçümlerde B ilavesi arttıkça öz direncin düşüp elektriksel iletkenliğin arttığı gözlemlenmektedir.
- Yapılan VSM ölçümlerinde B ilaveli ve ilavesiz üretilen tüm alaşımlarda ferromanyetik özellik görülmemektedir. Bor ilavesiz FeNiMnCrCoTi_{0,1} YEA paramanyetik özellik gösterirken B ilavesi arttıkça diyamanyetik özellik göstermektedir. En son bor ilavesi eşmolar olunca alaşım tekrardan paramanyetik özellik sergilemektedir.

FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropi alaşımına Mo ilave edilerek elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- Açık atmosferde argon üflenerek ark ergitme işlemi gerçekleştirilmesine rağmen XRD analiz sonuçlarında oksitli veya nitrürlü bileşikler gözlemlenmemiştir.
- Yapılan XRD analizlerinde üretilen Mo ilaveli alaşımların YMK kristal yapıya sahip oldukları görülmektedir.
- SEM ve EDX analiz sonuçları dikkate alındığında Ti elementinin Mo ilavesi ile birlikte sistemden uzaklaştığı görülmektedir. Bunu sebebi Mo ilavesiyle özellikle ilk ergitmelerde gerçekleşen kabuk tabakası oluşumudur ve tel fırçayla temizlerken bu tabakayla birlikte Ti elementinin sistemden uzaklaştığı düşünülmektedir. Mo ilavesiyle mikroyapının dentritik form kazandığı görülmektedir.
- Yapılan mikrosertlik testlerinde Mo oranı arttıkça alaşımın sertliğinin de arttığı görülmüştür.
- Yapılan basma testleri sonucunda da akma gerilmesinin 0,2 Mo ilavesine kadar az miktarda düştüğü ve sonrasında 0,3 Mo ilavesiyle akma gerilmesinde bir sıçrama gerçekleşmiştir.
- Yapılan elektriksel ölçümlerde 0,2 Mo ilavesine kadar öz direncin artıp 0,3 Mo ilavesinden sonra öz direnç düşmüştür. Elektriksel iletkenlikte ona göre değişmektedir.
- Yapılan VSM ölçümlerinde Mo ilaveli ve ilavesiz üretilen tüm alaşımlarda güçlü bir ferromanyetik özellik görülmemektedir. Mo ilavesiz FeNiMnCrCoTi_{0,1} YEA paramanyetik özellik göstermektedir ve Mo ilavesi arttıkça yumuşak ferromanyetik özellik gözlemlenirken 0,3 Mo ilaveli alaşımda paramanyetik özellik gözlemlenmiştir.

Sonuç olarak FeNiMnCrCoTi_{0,1} alaşımına B ilavesinin üstün mekanik özellikler kazandırdığı ve Mo ilavesinin de mekanik özellikleri B ilavesi kadar olmasa da iyileştirdiği bu tez çalışmasında görülmüştür. Manyetik özellikler nezdinde de yeni çalışmalara teşvik edici sonuçlar elde edilmiştir. Yapılan bu tez çalışması sırasında ve sonrasında yapılabilecek çalışmalar tespit edilip öneri olarak sunulmuştur.

Öneri olarak, FeNiMnCrCoTi_{0,1} yüksek entropi alaşımına B ilavesiyle manyetik özelliklerin incelendiği çalışmada B ilavesi arttıkça paramanyetik özellik sergileyen alaşımların 0,4 B ilavesiyle diyamanyetik özellik göstermesi ilginç bulunmuş olup. Özellikle bu çalışmanın sıcaklığa bağlı manyetik özelliklerinin de incelenmesi önerilmektedir. Bu duruma da bağlı olarak üretilen alaşımların termal özelliklerinin de incelenmesi önerilmektedir. Bu çalışmada üretilen alaşımların sadece döküm halindeki özellikleri incelenmiştir bu alaşımlara ısıtma işlemi uygulayarak özelliklerinin iyileştirilip iyileştirilemeyeceği konusunda da bir çalışma yapılması önerilmektedir.

6. KAYNAKLAR

- Algan Şimşek İ B, Arık M N, Talaş Ş, Kurt A, 2021, The effect of B addition on the microstructural and mechanical properties of FeNiCoCrCu high entropy alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 52, 1749-1758.
- Algan Şimşek İ, Talaş S, Kurt A, 2022, The evolution of phases in FeNiCoCrCuB_x high entropy alloys produced through microwave sintering and vacuum arc melting, *Revista de Metalurgia*, 58(1).
- Alshataif Y A, Sivasankaran S, Al-Mufadi F A, Alaboodi A S, Ammar H R, 2020, Manufacturing methods, microstructural and mechanical properties evolutions of high-entropy alloys: a review, *Metals and Materials International*, 26, 1099-1133.
- Altunay Karabaş B, 2018, SiC Takviyeli CoCrFeNi Yüksek Entropili Kompozitin Üretilmesi ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 69s, Eskişehir.
- Anonim, 2000, Demirdışı Metaller Sanayii Özel İhtisas Komisyonu Raporu, Devlet Planlama Teşkilatı (DPT), Ankara.
- Anonim, 2007, Alaşım Metalleri ve Kimyasallar, Milli Eğitim Bakanlığı, Ankara
- Ashby M F, 2011, *Materials Selection in Mechanical Design*, Elsevier, 523p, United States.
- Bansal S A, Khanna V, Gupta P, 2023, *Metal Matrix Composites Fabrication, Production, and 3D Printing*, Vol. 1, CRC Press.
- Bauccio M L, 1993, *ASM Metals Reference Book*, 3rd Edition, ASM International, 614p, United State.
- Callister W D, Rethwisch DG, 2010, *Materials Science and Engineering an Introduction*. John Wiley & Sons, Inc., 885p, 111 River Street, Hoboken, NJ 07030-5774.
- Cantor B, Chang I T H, Knight P, Vincent A J B, 2004, Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 375, 213-218.
- Çelik S, 2010, *Demir Dışı Metaller*, Ders Notu, Balıkesir Üniversitesi, Makine

Mühendisliği Bölümü, 40s, Balıkesir.

- Chaudhary V, Chaudhary R, Banerjee R, Ramanujan R V, 2021, Accelerated and conventional development of magnetic high entropy alloys, *Materials Today*, 49, 231-252.
- Chen M R, Lin S J, Yeh J W, Chen S K, Huang Y S, Tu C P, 2006, Microstructure and properties of $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrCuFeNiTi}_x$ ($x= 0-2.0$) high-entropy alloys, *Materials transactions*, 47(5), 1395-1401.
- Chen W, Hilhorst A, Bokas G, Gorsse S, Jacques P J, Hautier G, 2023, A map of single-phase high-entropy alloys, *Nature Communications*, 14(1), 2856.
- Chen Y Y, Duval T, Hung U D, Yeh J W, Shih H C, 2005, Microstructure and electrochemical properties of high entropy alloys—a comparison with type-304 stainless steel, *Corrosion science*, 47(9), 2257-2279.
- Chuang M H, Tsai M H, Wang W R, Lin S J, Yeh J W, 2011, Microstructure and wear behavior of $\text{Al}_x\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_y$ high-entropy alloys, *Acta Materialia*, 59(16), 6308-6317.
- Eccles A P, 1998, The Evolution of an Alloy, 12th Annual Santa Fe Symposium.
- Erdogan A, Zeytin S, 2019, Yüksek Entropili Alaşımlar: Prensipler ve Alaşım Tasarımı, *Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 8(2), 1160-1178.
- Fathalizadeh A, 2012, Eski Çağda Demir Üretim, Teori ve Teknolojisi, *Metalurji*, 164, 53-60.
- Feng J J, Gao S, Han K, Miao Y D, Qi J Q, Wei F X, vd., 2021, Effects of minor B addition on microstructure and properties of $\text{Al}_{19}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{41}$ eutectic high-entropy alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 31(4), 1049-1058.
- Fujieda T, Shiratori H, Kuwabara K, Kato T, Yamanaka K, Koizumi Y, vd., 2015, First demonstration of promising selective electron beam melting method for utilizing high-entropy alloys as engineering materials, *Materials Letters*, 159, 12-15.
- Gao M C, Miracle D B, Maurice D, Yan X, Zhang Y, Hawk J A, 2018, High-entropy functional materials, *Journal of Materials Research*, 33(19), 3138-3155.

- Gao M C, Yeh J W, Liaw P K, Zhang Y, (Eds.), 2016, High-entropy alloys: fundamentals and applications, Springer, 516p, Switzerland.
- Gündüz S, 2017, Metalurjide Faz Diyagramları, Seçkin, 222s, Ankara
- Gürses A, Sözbilir M, Açıkyıldız M, 2010, Düzensizlik ve Mikro Haller: Entropi, Atatürk Üniversitesi Kazım Karabekir Eğitim Fakültesi Dergisi, 11, 577-589.
- He J Y, Liu W H, Wang H, Wu Y, Liu X J, Nieh T G, Lu Z P, 2014, Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system, Acta Materialia, 62, 105-113.
- Hsu W L, Tsai C W, Yeh A C, Yeh J W, 2024, Clarifying the four core effects of high-entropy materials, Nature Reviews Chemistry, 1-15.
- Huo W Y, Shi H F, Ren X, Zhang J Y, 2015, Microstructure and Wear Behavior of CoCrFeMnNbNi High-Entropy Alloy Coating by TIG Cladding, Advances in Materials Science and Engineering, 2015(1), 647351.
- Ibrahim P A, Özkul İ, Canbay C A, 2022, An overview of high-entropy alloys, Emergent Materials, 5(6), 1779-1796.
- İçin K, 2024, Investigation of phase transformation related magnetic properties of Ti addition to FeCoCuNiMn and FeCoCuNiAl high entropy alloys by vacuum arc melting, Materials Today Communications, 39, 108821.
- İçin K, Sünbül S E, Yıldız A, 2023, Cantor Yüksek Entropili Alaşımına Mn Yerine Cu İkamesinin Yapısal ve Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisinin Araştırılması, Gazi University Journal of Science Part C: Design and Technology, 11(2), 379-387.
- Kao Y F, Chen S K, Chen T J, Chu P C, Yeh J W, Lin S J, 2011, Electrical, magnetic, and Hall properties of $Al_xCoCrFeNi$ high-entropy alloys, Journal of alloys and compounds, 509(5), 1607-1614.
- Küçükelyas, B, Safaltın Ş, Gürmen S, 2018, FeNiCoCu yüksek entropi alaşım nano partiküllerin aerosol tekniği ile üretimi, Metalurji, 186, 31-36.
- Li W, Xie D, Li D, Zhang Y, Gao Y, Liaw P K, 2021, Mechanical behavior of high-entropy alloys, Progress in Materials Science, 118, 100777.

- Li X C, Dou D, Zheng Z Y, Li J C, 2016, Microstructure and properties of FeAlCrNiMo_x high-entropy alloys, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25, 2164-2169.
- Li Z, Zhao S, Ritchie R O, Meyers M A, 2019, Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys, *Progress in Materials Science*, 102, 296-345.
- Liu L, Zhu J B, Li J C, Jiang Q, 2012, Microstructure and magnetic properties of FeNiCuMnTiSn_x high entropy alloys, *Advanced Engineering Materials*, 14(10), 919-922.
- Lu Z P, Wang H, Chen M W, Baker I, Yeh J W, Liu C T, vd., 2015, An assessment on the future development of high-entropy alloys: Summary from a recent workshop, *Intermetallics*, 66, 67-76.
- Luan H W, Shao Y, Li J F, Mao W L, Han Z D, Shao C, vd., 2020, Phase stabilities of high entropy alloys, *Scripta Materialia*, 179, 40-44, 2020.
- Lucas M S, Mauger L, Munoz J A, Xiao Y, Sheets A O, Semiatin S L, vd., 2011, Magnetic and vibrational properties of high-entropy alloys, *Journal of Applied Physics*, 109(7).
- Mehranpour M S, Shahmir H, Derakhshandeh A, Nili-Ahmadabadi M, 2021, Significance of Ti addition on precipitation in CoCrFeNiMn high-entropy alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 888, 161530.
- Miracle D B, Miller J D, Senkov O N, Woodward C, Uchic M D, Tiley J, 2014, Exploration and development of high entropy alloys for structural applications, *Entropy*, 16(1), 494-525.
- Miracle D B, Senkov O N, 2017, A critical review of high entropy alloys and related concepts, *Acta materialia*, 122, 448-511.
- Murty B S, Yeh J W, Ranganathan S, 2014, High-entropy alloys. Elsevier, 204p, London.
- Oğuz B, 1989, Malzeme Bilgisine Giriş, Erdini Basın ve Yayınevi, 111s, İstanbul.

- Otto F, Dlouhý A, Pradeep K G, Kuběnová M, Raabe D, Eggeler G, vd., 2016, Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures, *Acta Materialia*, 112, 40-52.
- Otto F, Dlouhý A, Somsen C, Bei H, Eggeler G, George E P. 2013, The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy, *Acta Materialia*, 61(15), 5743-5755.
- Özkan D, Karaoğlu C, 2021, High Entropy Alloys: production, properties and utilization areas, *El-Cezeri*, 8(1), 164-181.
- Pickering E J, Jones N G, 2016, High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects, *International Materials Reviews*, 61(3), 183-202.
- Qin G, Chen R, Zheng H, Fang H, Wang L, Su Y, vd., 2019, Strengthening FCC-CoCrFeMnNi high entropy alloys by Mo addition, *Journal of materials science & technology*, 35(4), 578-583.
- Reardon A C, 2011, *Metallurgy for the Non-Metallurgist*, 2nd Edition, ASM International, United State of America.
- Saravanan R, Rani M P, 2012, *Metal and Alloy Bonding: An Experimental Analysis*, Springer, 151p, London
- Shackelford J F, 2015, *Introduction to Materials Science for Engineers*, 8th Edition, Pearson Higher Education, 601p, United State of America.
- Shahmir H, Mehranpour M S, Shams S A A, Langdon T G, 2023, Twenty years of the CoCrFeNiMn high-entropy alloy: Achieving exceptional mechanical properties through microstructure engineering, *Journal of Materials Research and Technology*, 23, 3362-3423.
- Shao Y, Ma H, Wang Y, 2020, Effect of Mo addition on the microstructure and mechanical properties of CoCuFeNi high entropy alloy, *Metals*, 10(8), 1017.
- Shun T T, Chang L Y, Shiu M H, 2012, Microstructures and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiTi_x alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 556, 170-174.

- Smith C S, 1963, Four outstanding researches in metallurgical history, American Society for Testing and Materials.
- Soy U, 2017, 1000 Soruda Malzeme Bilimi, Değişim Yayınları, 705s, İstanbul
- Srivatsan T S, Gupta M, 2020, High entropy alloys: innovations, advances, and applications, CRC Press, 733p, India.
- Tan C, Sun Q, Xiao L, Zhao Y, Sun J, 2017, Slip transmission behavior across α/β interface and strength prediction with a modified rule of mixtures in TC21 titanium alloy, Journal of Alloys and Compounds, 724, 112-120.
- Tan C, Sun Q, Zhang G, 2021, Role of microstructure in plastic deformation and crack propagation behaviour of an α/β titanium alloy, Vacuum, 183, 109848.
- Tong C J, Chen M R, Yeh J W, Lin S J, Chen S K, Shun T T, Chang S Y, 2005, Mechanical performance of the $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements, Metallurgical and Materials Transactions A, 36, 1263-1271.
- Tsai M H, 2013, Physical properties of high entropy alloys, Entropy, 15(12), 5338-5345.
- Tsai M H, Yeh J W, 2014, High-entropy alloys: a critical review, Materials Research Letters, 2(3), 107-123.
- Vaidya M, Muralikrishna G M, Murty B S, 2019, High-entropy alloys by mechanical alloying: A review, Journal of Materials Research, 34(5), 664-686.
- Vignolo M, Bovone G, Capra M, Loria F, Bernini C, Vilenò B, 2021, Magnetism: Another Idiosyncrasy of Boron?, European Journal of Inorganic Chemistry, 2021(13), 1224-1229.
- Wang X F, Zhang Y, Qiao Y, Chen G L, 2007, Novel microstructure and properties of multicomponent CoCrCuFeNiTi_x alloys, Intermetallics, 15(3), 357-362.
- Wang Z, Zhang S, 2023, Research and application progress of high entropy alloys, Coatings, 13(11), 1916.
- William F S, 1993, Structure and Properties of Engineering Alloys, 2nd Edition, McGraw-Hill, 630p, United State of America.

- Xiaotao L, Wenbin L, Lijuan M, Jinling L, Jing L, Jianzhong C, 2016, Effect of boron on the microstructure, phase assemblage and wear properties of $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloy, *Rare Metal Materials and Engineering*, 45(9), 2201-2207.
- Yang X, Zhang Y, 2012, Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys, *Materials Chemistry and Physics*, 132(2-3), 233-238.
- Yeh J W, 2013, Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys, *Jom*, 65, 1759-1771.
- Yeh J W, Chang S Y, Hong Y D, Chen S K, Lin S J, 2007, 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.
- Yeh J W, Chen S K, Lin S J, Gan J Y, Chin T S, Shun T T, vd., 2004, Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes, *Advanced engineering materials*, 6(5), 299-303.
- Yeh J. W, 2006, Recent progress in high entropy alloys, *Annales De Chimie Science des Materiaux*, 31(6), 633-648.
- Yıldız K, 2013, Demir-Çelik Metalurjisi, Ders Notu, Sakarya Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 109s, Sakarya
- Yılmaz Ş, Kurnaz S C, 2001, Metalurjik Süreçler ve Arkeometalurji, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 5(1), 45-49.
- Zhang K B, Fu Z Y, Zhang J Y, Shi J, Wang W M, Wang H, vd., 2010, Annealing on the structure and properties evolution of the CoCrFeNiCuAl high-entropy alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 502(2), 295-299.
- Zhang K B, Fu Z Y, Zhang J Y, Shi J, Wang W M, Wang H, vd., 2010, Annealing on the structure and properties evolution of the CoCrFeNiCuAl high-entropy alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 502(2), 295-299.
- Zhang W, Liaw P K, Zhang Y, 2018, Science and technology in high-entropy alloys. *Sci. China Mater*, 61(1), 2-22.
- Zhang Y, 2023, High entropy materials (Vol. 1498). Rijeka: IntechOpen.

- Zhang Y, Zuo T T, Tang Z, Gao M C, Dahmen K A, Liaw P K, vd., 2014, Microstructures and properties of high-entropy alloys, Progress in materials science, 61, 1-93.
- Zhou Y J, Zhang Y, Wang Y L, Chen G L, 2007, Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi_x with excellent room-temperature mechanical properties, Applied physics letters, 90(18).
- Zhu J M, Fu H M, Zhang H F, Wang A M, Li H, Hu Z Q, 2010, Synthesis and properties of multiprincipal component AlCoCrFeNiSi_x alloys, Materials Science and Engineering: A, 527(27-28), 7210-7214.

