

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK ENTROPİLİ CoCrFeNiX (X= Ti, Nb, Hf, Zr)
ALAŞIMLARININ ÜRETİLEREK NH₃ GAZI
ORTAMINDA NİTRÜRLENMESİ VE
KARAKTERİZASYONU

DOĞANCAN CEYLAN

YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DANIŞMAN: PROF. DR. MEHMET TARAKÇI

OCAK 2024

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK ENTROPİLİ CoCrFeNiX (X= Ti, Nb, Hf,
Zr) ALAŞIMLARININ ÜRETİLEREK NH₃ GAZI
ORTAMINDA NİTRÜLENMESİ VE
KARAKTERİZASYONU**

DOĞANCAN CEYLAN

YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

DANIŞMAN: PROF. DR. MEHMET TARAKÇI

OCAK 2024

T.R.
GEBZE TECHNICAL UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL

**NITRIDING AND CHARACTERIZATION OF HIGH
ENTROPY CoCrFeNiX (X= Ti, Nb, Hf, Zr) ALLOYS
BY PRODUCTION IN NH₃ GAS ATMOSPHERE**

DOĞANCAN CEYLAN

A THESIS OF MASTER OF SCIENCE
DEPARTMENT OF MATERIAL SCIENCE AND
ENGINEERING

ADVISOR: PROF. DR. MEHMET TARAKÇI

JANUARY 2024

YÜKSEK LİSANS JÜRİ ONAY FORMU

GTÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulunun 25/12/2023 tarih ve 2023/26 sayılı kararıyla oluşturulan jüri tarafından 09/01/2024 tarihinde tez savunma sınavı yapılan Doğancañ CEYLAN'ın tez çalışması Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS tezi olarak kabul edilmiştir.

JÜRİ

ÜYE

(TEZ DANIŞMANI) : Prof. Dr. Mehmet TARAKÇI

ÜYE

: Doç. Dr. Sezgin CENGİZ

ÜYE

: Doç. Dr. Gökhan Özer

ONAY

Gebze Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulunun
...../...../..... tarih ve/..... sayılı kararı.

İMZA/MÜHÜR

ÖZET

Bu tez çalışmasında, farklı oranlarda Hf, Ti, Nb, Zr elementleri orta entropili CoCrFeNi alaşımına katkılanarak ötektik kompozisyondaki yüksek entropili alaşımlar ile ötektik olmayan yüksek entropili alaşımların farkları kıyaslanarak bunun yanında bu alaşımlara nitrürlemenin etkisini tespit etmek amaçlanmıştır. Kontrollü atmosferde vakum ark ergitme yöntemiyle ötektik ve ötektik altı kompozisyonlarda yüksek entropili alaşımlar üretilmiştir. Alaşımlar döküldüğü haliyle 510 °C sıcaklıkta 72 saat boyunca gaz nitrürleme işlemine tabi tutulmuştur. Alaşımlar ve nitrürlenmiş alaşımların XRD, SEM-EDS, Mikrosertlik Testi ile karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. CoCrFeNi alaşımına katkılanan Nb, Ti, Hf, Zr, elementleri alaşımın kristal yapısını değiştirmeden YMK yapıda katı çözeltili oluşturmuştur. Katkılama neticesinde YMK fazına ek olarak Laves fazlarının da oluştuğu tespit edilmiştir. Zr ve Hf elementlerince katkılanan (CoCrFeNi)_{88,85}(Zr)_{11,15} ve (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımları tamamiyle ötektik morfolojiye sahipken Ti ve Nb katkılanan alaşımlarda kısmen ötektik yapı elde edilmiştir. Tüm nitrürlenmiş alaşımlar üzerinde yoğun ve sürekli bir nitrür tabakası elde edilmiştir. CoCrFeNi alaşımı içerisine ilave edilen Nb, Ti, Hf, Zr, elementlerinin katkılanma miktarı arttıkça yüzeydeki nitrür tabakaların kalınlıkları genel olarak azalma eğilimindedir. Katı çözeltili CoCrFeNi-XN (X=Nb, Zr, Ti, Hf) nitrür fazının yanı sıra nitrürleme sonucunda katkılama miktarına ve katkılama elementine bağlı CrN, Fe₃N, Hf₃N₂, Nb₄N₅, Ti₂N, Zr₇O₁₁N₂ gibi nitrür ve oksinitrür fazların oluştuğu ve bu nitrür fazların da katı çözeltili şeklinde bulunduğu tespit edilmiştir. CoCrFeNi ve (CoCrFeNi)_{89,52}(Nb)_{10,48} alaşımlarını sertlikleri en düşük ve en yüksek olup, sırasıyla 258 HV ve 738 HV'dir. Nitrürleme sonrasında ise en düşük ve en yüksek sertlik değerleri sırasıyla CoCrFeNi (1164,78 HV) (CoCrFeNi)_{88,85}(Zr)_{11,15} (1543,13 HV) alaşımlarında elde edilmiştir. Genel olarak sertlik artışı katı çözeltili sertleşmesi ve nitrürleme sonucu oluşan nitrür fazların kombine etkisinden kaynaklanmaktadır.

Anahtar Kelimeler: Yüksek Entropili Alaşımlar, Gaz Nitrürleme, Ötektik, CoCrFeNi.

SUMMARY

In this thesis, it is aimed to compare the differences between high-entropy alloys in eutectic composition and non-eutectic high-entropy alloys by adding different amounts of Hf, Ti, Nb, Zr elements to the medium-entropy CoCrFeNi alloy, and also to determine the effect of nitriding on these alloys. High entropy alloys in eutectic and sub-eutectic compositions were produced by vacuum arc melting in a controlled atmosphere. The alloys, as cast, were subjected to gas nitriding at 510 °C for 72 hours. Characterization of alloys and nitrided alloys was carried out by XRD, SEM-EDS, Microhardness Test. Nb, Ti, Hf, Zr elements added to the CoCrFeNi alloy formed a solid solution with FCC structure without changing the crystal structure of the alloy. It was determined that, as a result of doping, Laves phases were also formed in addition to the FCC phase. While (CoCrFeNi)_{88.85}(Zr)_{11.15} and (CoCrFeNi)_{90.5}(Hf)_{9.5} alloys doped with Zr and Hf elements have a completely eutectic morphology, a partially eutectic structure was obtained in the alloys doped with Ti and Nb. A dense and continuous nitride layer was obtained on all nitrided alloys. As the doping amount of Nb, Ti, Hf, Zr elements added into the CoCrFeNi alloy increases, the thickness of the nitride layers on the surface generally tends to decrease. In addition to the solid solution CoCrFeNi-XN (X=Nb, Zr, Ti, Hf) nitride phase, nitride and oxynitride phases such as CrN, Fe₃N, Hf₃N₂, Nb₄N₅, Ti₂N, Zr₇O₁₁N₂ are formed as a result of nitriding, depending on the doping amount and doping element, and these nitride phases are also formed. It was found to exist in solid solution form. CoCrFeNi and (CoCrFeNi)_{89.52}(Nb)_{10.48} alloys have the lowest and highest hardness, 258 HV and 738 HV, respectively. After nitriding, the lowest and highest hardness values were obtained in CoCrFeNi (1164.78 HV) (CoCrFeNi)_{88.85}(Zr)_{11.15} (1543.13 HV) alloys, respectively. In general, the increase in hardness is due to the combined effect of solid solution hardening and nitride phases formed as a result of nitriding.

Key Words: High Entropy Alloy, Gas Nitriding, Eutectic, CoCrFeNi.

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimimde ve akademik hayatımda benden desteğini, bilgilerini, tecrübelerini ve yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyen değerli danışmanım Prof. Dr. Mehmet TARAKÇI'ya, bütün çalışmam boyunca yanımda olan, bilgi ve tecrübelerini benimle paylaşan değerli hocalarım, Prof. Dr. Yücel GENÇER'e, Doç. Dr. Sezgin CENGİZ'e, Dr. Kerem Özgür GÜNDÜZ'e, XRD ve SEM-EDS analiz çalışmalarımda verdikleri destekler için Adem ŞEN ve Ahmet NAZIM'a, bu günlere gelmemi sağlayan, her zaman yanımda olan, bana akademik sevgiyi aşılayan ve desteklerini hiçbir zaman benden esirgemeyen sevgili Babam ve Annem'e, çalışmalarım boyunca manevi desteğini hep hissettiren ve başarılarımı içtenlikle paylaşan Kayınpederim ve Kayıinvalidem'e ve son olarak her zaman her şartta yanımda olan beni motive eden, göstermiş olduğu desteklerinden ve anlayışından dolayı sevgili Eşim'e en içten teşekkürlerimi sunarım.



İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	v
SUMMARY	vi
TEŞEKKÜR	vii
İÇİNDEKİLER	viii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	x
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
TABLolar DİZİNİ	xiv
1. GİRİŞ	1
1.1. Tezin Amacı ve Kapsamı	1
1.2. Yüksek Entropili Alaşımlara Genel Bakış	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	3
2.1. Yüksek Entropili Alaşımların Gelişimi	3
2.2. Termodinamik Kavramlar	4
2.2.1. Cantor 'un Toplam Alaşım Sayısı Eşitliği	4
2.2.2. Faz Oluşumu ve Stabilitesi	4
2.2.3. Karışım Entropisi (ΔS_{mix})	6
2.2.4. Valans Elektron Konsantrasyonu	7
2.2.5. Atomik Boyut Farkı (δ)	8
2.2.6. Elektronegativite Farkı ($\Delta\chi$)	8
2.3. Yüksek Entropili Alaşım Tanımı	9
2.4. Yüksek Entropili Alaşımların Özellikleri	13
2.5. Yüksek Entropili Alaşımların Özelliklerine Etki Eden Faktörler	14
2.5.1. Yüksek Entropi Etkisi	15
2.5.2. Yavaş Difüzyon Etkisi	16
2.5.3. Latis Distorsiyonu Etkisi	16
2.5.4. Karışım Etkisi	17
2.6. Yüksek Entropili Alaşımların Üretim Teknikleri	17
2.6.1. Katı Halden Üretim	18
2.6.2. Sıvı Halden Üretim	18
2.6.3. İnce Film Biriktirme Yöntemiyle Üretim	18
2.7. Katı Çözelti Oluşumu	19
2.8. Eş atomik Yüksek Entropi Alaşımlarında Faz Oluşumu	19
2.8.1. HMK Faz Oluşumu Ve Özellikleri	19
2.8.2. YMK Faz Oluşumu	20
2.9. Geçiş Metallerinin Etkisi	20
2.10. İntermetalik Fazlar	21
2.10.1. Laves Fazı	21
2.10.2. Sigma Fazı	22

2.10.3. B2 Fazı	22
2.10.4. L12 Fazı	22
2.11. Nitrürleme	23
2.11.1. Sıvı Nitrürleme	23
2.11.2. Plazma Nitrürleme	24
2.11.3. Gaz Nitrürleme	25
2.11.4. Amonyagın Ayrışması	25
2.11.5 Nitrürlenmiş Yüzeylerin Özellikleri	26
2.11.6. Beyaz Tabaka Kalınlığının Kontrolü	27
2.11.7. Beyaz Tabakanın Aşınma Direncine Etkisi	27
2.11.8. Nitrürlenmiş Yüksek Entropili Alaşımlar ve Özellikleri	28
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	34
3.1. Alaşımların Hazırlanması	34
3.2. Numune Hazırlama	36
3.2.1. Hassas Kesici	36
3.2.2. Metalografik Numune Hazırlama	36
3.3. Alaşım Karakterizasyonu	36
3.3.1. Optik Mikroskop	36
3.3.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)	37
3.3.3. X-Işınları Difraksiyonu (XRD) Analizi	37
3.3.4. Alaşımın Nitrürlenmesi	37
3.3.5. Mikrosertlik Ölçümü	38
4. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	40
4.1. XRD Analiz Sonuçları	40
4.1.1. Alaşımların XRD Sonuçları	40
4.1.2 Nitrürlenmiş Alaşımların XRD Sonuçları	45
4.2. Nitrürlenmiş Alaşımların Kesit SEM Görüntüleri	50
4.3. Nitrürlenmiş Alaşımların Kesit SEM-EDS Analiz Sonuçları	63
4.4. Nitrürlenmiş Alaşımların Mikrosertlik Kıyaslama Grafikleri	85
4.5. Nitrürlenmiş Alaşımların Difüzyon Tabaka Kalınlıklarının Kıyaslanması	93
4.6 Sonuçların Genel Değerlendirilmesi	95
5. GENEL SONUÇLAR	99
KAYNAKLAR	102
ÖZGEÇMİŞ	110
EKLER	111

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

%	: Yüzde
$\Delta\chi$	: Elektronegativite Farkı
μm	: Mikrometre
Co	: Kobalt
Cr	: Krom
Cu	: Bakır
dk	: Dakika
Fe	: Demir
g	: Gram
H	: Hidrojen
Hf	: Hafniyum
kg	: Kilogram
Mo	: Molibden
N	: Azot
Nb	: Niyobyum
Ni	: Nikel
O	: Oksijen
$^{\circ}\text{C}$	: Santigrat derece
Ti	: Titanyum
V	: Vanadyum
W	: Tungsten
Zr	: Zirkonyum
δ	: Atomik Boyut Farkı
%At.	: Yüzde Atomik Miktar
ΔS_{mix}	: Karışım Entropisi
Al	: Alüminyum
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
CN	: Siyanür
CO	: Karbonmonoksit
CrN	: Krom Nitrür
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
FeN	: Demir Nitrür
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
HV	: Vickers Sertlik
KV	: Kilovolt
MPa	: Megapascal
NH ₃	: Amonyak
R	: Gaz Sabiti
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
TiN	: Titanyum Nitrür
VEC	: Valans Elektron Konsantrasyonu
XRD	: X-ışınları Kırınımı

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1: Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişimi.	4
Şekil 2.2: VEC değerine göre değişen kristal kafes yapısı.	8
Şekil 2.3: Maksimum entropi ve atomik oran şematiği.	11
Şekil 2.4: Yüksek, orta ve düşük entropili alaşımların, entropi sınır değerleri.	13
Şekil 2.5: Element sayısına bağlı olarak değişen karışım entropisi.	13
Şekil 2.6: Latis distorsiyonu etkisi şematik gösterimi.	18
Şekil 2.7: $Al_xCoCrCuFe$ alaşımında Al elementinin kompozisyon değişiminden kaynaklanan karışım etkisi.	19
Şekil 2.8: Plazma nitrürleme ünitesi şematik çizimi.	27
Şekil 2.9: Gaz nitrürleme ünitesi şematik çizimi.	29
Şekil 2.10: Nitrürlenmiş malzeme kesitinin şematik çizimi.	30
Şekil 2.11: $Al_{0,3}CoCrFeNi$ alaşımının nitrürleme sonrası haritalama tekniği ile mikroyapı analizi.	32
Şekil 2.12: $Al_{0,3}CoCrFeNi$ alaşımının sıcaklık-nanosertlik grafiği.	33
Şekil 2.13: $Al_{0,5}CrFe_{1,5}MnNi_{0,5}$ alaşımının plazma nitrülenmesi sonucunda elde edilen kesit SEM görüntüleri.	33
Şekil 2.14: Kesit ve yüzey için SEM mikrografları ($AlCrNbSiTiV$)N kaplamaların görünüşleri, 25°C (a, b), 100°C (c, d), 200°C (e, f), 300°C (g, h) ve 400°C (i, j).	35
Şekil 2.15: Ti ve Cr elementlerinin gözlenen difüzyon yollarının şematik gösterimleri.	36
Şekil 3.1: Deneysel çalışmalara ait akış diyagramı.	37
Şekil 3.2: Mikrosertlik testi uygulanan bölgedeki mikrosertlik izleri.	42
Şekil 4.1: $CoCrFeNi$ alaşımına ait XRD grafiği.	43
Şekil 4.2: $(CoCrFeNi)_x(Hf)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	44
Şekil 4.3: $(CoCrFeNi)_x(Ti)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	45
Şekil 4.4: $(CoCrFeNi)_x(Nb)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	46
Şekil 4.5: $(CoCrFeNi)_x(Zr)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	47
Şekil 4.6: Nitrürlenmiş $CoCrFeNi$ alaşımına ait XRD grafiği.	48
Şekil 4.7: Nitrürlenmiş $(CoCrFeNi)_x(Hf)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	49
Şekil 4.8: Nitrürlenmiş $(CoCrFeNi)_x(Ti)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	50
Şekil 4.9: Nitrürlenmiş $(CoCrFeNi)_x(Nb)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	51
Şekil 4.10: Nitrürlenmiş $(CoCrFeNi)_x(Zr)_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.	52
Şekil 4.11: Nitrürlenmiş $CoCrFeNi$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	53
Şekil 4.12: Nitrürlenmiş $(CoCrFeNi)_{97,6}(Hf)_{2,4}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	54
Şekil 4.13: Nitrürlenmiş $(CoCrFeNi)_{95,25}(Hf)_{4,75}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	55
Şekil 4.14: Nitrürlenmiş $(CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	56

Şekil 4.15:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,5} (Ti) _{2,5} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	57
Şekil 4.16:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,5} (Ti) _{4,82} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	58
Şekil 4.17:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{88,97} (Ti) _{11,03} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	59
Şekil 4.18:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,6} (Nb) _{2,4} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	60
Şekil 4.19:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,27} (Nb) _{4,73} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	61
Şekil 4.20:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{89,52} (Nb) _{10,48} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	62
Şekil 4.21:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,57} (Zr) _{2,43} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	63
Şekil 4.22:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,24} (Zr) _{4,76} alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.	64
Şekil 4.23:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{88,85} (Zr) _{11,15} alaşımının kesit SEM görüntüsü, a)250x, b)1000x.	65
Şekil 4.24:	Nitrürlenmiş CoCrFeNi alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	66
Şekil 4.25:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,6} (Hf) _{2,4} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	67
Şekil 4.26:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,25} (Hf) _{4,75} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	69
Şekil 4.27:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{90,5} (Hf) _{9,5} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	70
Şekil 4.28:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,5} (Ti) _{2,5} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	72
Şekil 4.29:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,18} (Ti) _{4,82} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	73
Şekil 4.30:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{88,97} (Ti) _{11,03} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	75
Şekil 4.31:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,6} (Nb) _{2,4} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	77
Şekil 4.32:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,27} (Nb) _{4,73} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	78
Şekil 4.33:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{89,52} (Nb) _{10,48} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	80
Şekil 4.34:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,57} (Zr) _{2,43} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	82
Şekil 4.35:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,24} (Zr) _{4,76} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	83
Şekil 4.36:	Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{88,85} (Zr) _{11,15} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.	85
Şekil 4.37:	CoCrFeNi alaşımının mikrosertliğine Hafniyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin etkisi.	87
Şekil 4.38:	CoCrFeNi alaşımının mikrosertliğine Titanyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin etkisi.	88
Şekil 4.39:	CoCrFeNi alaşımının mikrosertliğine Niyobyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin etkisi.	90

Şekil 4.40:	CoCrFeNi alaşımının mikrosertliğine Zirkonyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin etkisi.	91
Şekil 4.41:	CoCrFeNi alaşımına Hf, Ti, Nb, Zr elementlerini yüksek miktarda katkılamanın ve nitrürlemenin mikrosertliğe etkisi.	93
Şekil 4.42:	Nitrürlenmiş alaşımların difüzyon tabaka kalınlığı kıyaslama grafiği.	95



TABLÖLAR DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1: Element sayısına bağlı olarak eş atomlu alaşımlarda karışım entropisinin değişimi.	12
Tablo 2.2: Yüksek Entropili Alaşımların Notasyonu	15
Tablo 3.1: Alaşımların sistemleri ve teorik kompozisyonları.	38
Tablo 3.2: Alaşımların nitrürleme parametreleri	41
Tablo 4.1: Nitrürlenmiş CoCrFeNi alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	76
Tablo 4.2: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,6} (Hf) _{2,4} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	77
Tablo 4.3: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,25} (Hf) _{4,75} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	79
Tablo 4.4: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{90,5} (Hf) _{9,5} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	81
Tablo 4.5: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,5} (Ti) _{2,5} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	82
Tablo 4.6: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,18} (Ti) _{4,82} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	84
Tablo 4.7: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{88,97} (Ti) _{11,03} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	85
Tablo 4.8: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,6} (Nb) _{2,4} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	87
Tablo 4.9: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,27} (Nb) _{4,73} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	89
Tablo 4.10: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{89,52} (Nb) _{10,48} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	90
Tablo 4.11: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{97,57} (Zr) _{2,43} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	92
Tablo 4.12: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{95,24} (Zr) _{4,76} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	94
Tablo 4.13: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi) _{88,85} (Zr) _{11,15} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.	95

1.GİRİŞ

1.1. Tezin Amacı ve Kapsamı

Bu tez çalışması kapsamında orta entropili CoCrFeNi alaşımı Hafnium, Titanyum, Niyobyum ve Zirkonyum elementleri ile farklı oranlarda katkılanarak, nitrürlenecektir. Bu açıdan bakıldığında bu tez çalışması özgün konseptte olup, alaşım sistemlerinin gaz nitrülenmesi literatürde bulunmamaktadır. Farklı oranlarda katkılama ile kompozisyon etkisi, farklı elementlerin katkılanması ile bileşen etkisi ve nitrüleme ile oluşan fazların, mikroyapıların ve mekanik özelliklerin değişimi kıyaslanacaktır. Bu kapsamda bu tez çalışmasında geçiş metalleri öne çıkan özelliklerinden dolayı tercih edilmiş olup, alaşım sistemleri oluşturulmuştur. Geçiş metalleri içerisinde seçilen katkılama elementleri güçlü nitrür oluşturu elementlerdendir. Alaşım sistemlerinin oluşturulması Deneysel Çalışmalar bölümünde detaylı şekilde açıklanmıştır. Çalışmanın başlangıcında Ötektik Yüksek Entropili Alaşım konseptinden yola çıkılarak Hf, Ti, Nb, Zr katkılı ötektik CoCrFeNiX alaşımları sentezlemek hedeflenmiştir. Bu alaşım sistemlerinde, katı çözeltiler oluşturularak alaşım özelliklerini iyileştirmek ve nitrüleme prosesi ile mekanik özelliklerin geliştirilmesi hedeflenmiştir.

1.2. Yüksek Entropili Alaşımlara Genel Bakış

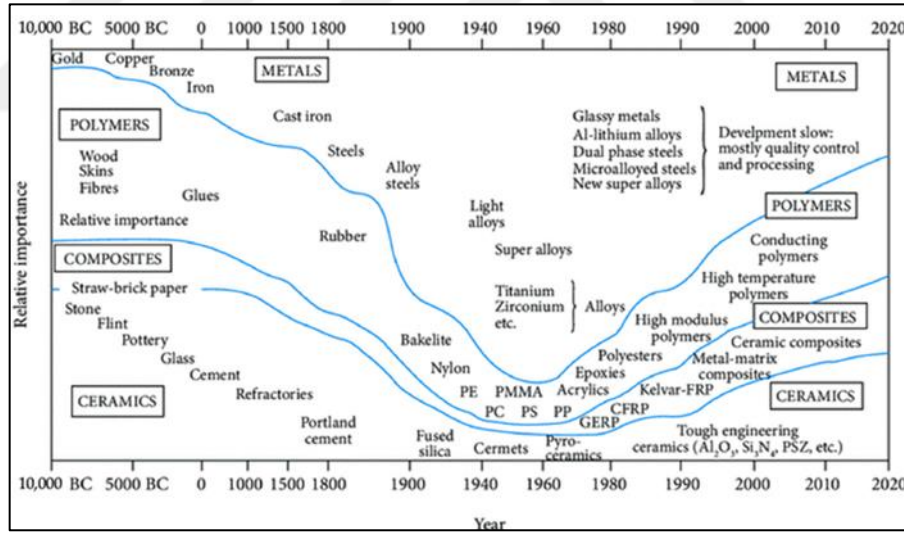
Yüksek entropili alaşımlar son yıllarda gelişmekte olan ve minimum 5 elementin eşit yada birbirine yakın oranlarda katı eriyik oluşturduğu alaşımlar olarak tanımlanmaktadır. Mikroyapı ve istenen özelliklere göre alaşımın kompozisyonu değiştirilebilmektedir. Birden fazla üstün özelliğin tek bir alaşımda elde edilebilir olması ile ciddi anlamda dikkat çekmektedir. Çok sayıda elementin kompozisyon olarak yakın oranlarda alaşım içinde bulunması yüksek karışım entropisine sebep olmaktadır. Dolayısıyla intermetalik fazların oluşumunu zorlaştırıp yerine basit, yüzey merkezli kübik (YMK) veya hacim merkezli kübik (HMK) ya da bu ikisinin bir arada bulunduğu katı eriyiklerin oluşumunu kolaylaştırmaktadır. Yüksek entropili alaşımlar ana alaşım elementlerinin yanında %5'in altında olmak üzere ikincil alaşım elementleri de içerebilir. Yüksek entropili alaşımların genel özelliklerine bakıldığında

yüksek sertlik, üstün aşınma dayanımı, yüksek sıcaklık dayanımı, yüksek yapı kararlılığı, iyi korozyon direnci, yüksek sıcaklık oksidasyon direncinden bahsedilebilir. Bunun yanında sertleştirilmiş yüzeylerin aşınmaya ve sürtünmeye karşı yumuşak olanlara göre daha yüksek aşınma direncine sahip oldukları da bilinmektedir. Aşınma direncinin artırılması için uygulanan en yaygın yüzey işlemlerinden biri de nitrürlemedir. Nitrürleme, numune yüzeyinin azot ile zenginleştirildiği termokimyasal bir prosestir. Nitrürleme yöntemlerinden en yaygın olanı gaz nitrürlemede, amonyak gazı 500-600 °C sıcaklıkları arasında hidrojen ve azota ayrışır, açığa çıkan azotun numune yüzeyine difüze olmasıyla nitrürleme gerçekleştirilir. Çok bileşenli nitrür malzemelerinde faz stabilitesini ve bağlanmayı tartışabilmek için, nitrojen ve diğer ilgili elementler arasındaki etkileşimlerdeki genel eğilimleri anlamak önemlidir. Geçiş metallerinin termodinamik olarak kararlı nitrür bileşikleri oluşturma yeteneği, periyodik tablo boyunca değişir. Periyodik tablonun 4-6B grubunda Ti, Nb, Zr, Hf elementleri de bulunmaktadır ve bu elementler güçlü nitrür oluşturunuculardır [1]. 7-11B grubundaki metaller ya zayıf nitrür oluşturur ya da hiç nitrür oluşturmazlar. Son derece kararlı geçiş metali nitrürleri, tipik olarak, metalin sıkı bir şekilde paketlenmesinde boşlukları işgal ettiği arayer bileşikler olarak adlandırılır. Arayer nitrürleri kovalent, metalik ve iyonik bağ karışımına sahiptir, bu da onlara yüksek sertlik ve yüksek elektriksel ve termal iletkenlikler gibi özellikler ve ayrıca tipik örnek TiN gibi nispeten yüksek kimyasal stabilite sağlar. Çok bileşenli nitrür kaplamaların en yaygın olarak incelenen özelliği, genellikle nano-indentasyon ile değerlendirilen sertliktir. Değerler, yaklaşık 10 GPa (bir nitrür malzemesi için yumuşak kabul edilmelidir) ile 40 GPa'nın üzerinde (yani süper sert) olarak yapılan çalışmalarda tespit edilmiştir. Bu sertlik değerleri Vickers sertlik skalasında 1020 Hv- 4070 Hv tekabül etmektedir [1].

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

2.1. Yüksek Entropili Alaşımların Gelişimi

Alaşımlama sadece metallere uygulanan bir proses değildir, aynı zamanda polimer ve seramik malzemeler de alaşımlanarak son ürün haline getirilebilirler. Alaşımlama konseptinin başka bir boyutu ise kompozitler oluşturmak amacıyla iki farklı sınıftaki malzemeyi karıştırmaktır. Bugün geldiğimiz medeniyet noktasına kadar geçen süreçte özellikle altın ve bakır metallerinin katkısı yadsınamaz bir gerçektir. Altın ve bakır gibi saf ve doğada kolaylıkla bulunabilen metaller ile başlayan uygarlık sürecinde artık günümüzde sayısız çeşitte malzemeye erişebilmekteyiz. Bize bu çeşitliliği sunan en temel kavram alaşımlamadır. Tarihsel açıdan bakılacak olursa alaşımlamanın tarihi aslında malzeme ve metalürji tarihinin pek çok yönden eş değeridir. Aşağıdaki Şekil 2.1’de mühendislik malzemelerinin gelişimi tarihsel süreç açısından ele alınmıştır [1].



Şekil 2.1: Mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişimi [1].

1735 yılında platin keşfedildiğinde yapılan araştırmalar ve incelemeler neticesinde platin metallerinin doğada karışım halinde bulunduğu tespit edildi. Bu açıdan bakıldığında platin genellikle diğer platin grubundaki metaller ve demir ile alaşımlar olarak bulunduğu için çok bileşenli YEA (yüksek entropili alaşım)’ların ilk örneklerinden biridir. Geleneksel alaşımlama tarihsel sürece bakıldığında alaşımların

tasarımından üretimine kadar tek bir ana elemente veya tek bileşik konsepti üzerine kurulmuştur. Bu teklığe dayanan konsept alaşım geliştirme avantajı sunsa da bazı dezavantaj ve kısıtlamaları da beraberinde getirmektedir. Tek ana bileşene dayanan bu konsept sistemin serbestlik derecesini sınırlayarak özel mikroyapıların, bazı özelliklerin ve uygulamaların geliştirilmesini kısıtlar. İşte tam da bu noktada YEA konsepti ile çok sayıda kompozisyon ve proses kombinasyonu bir araya getirilebilmektedir. Bu sayede farklı mikroyapılar, özellikler ve faz oluşumları elde edilebilmektedir [1].

2.2. Termodinamik Kavramlar

2.2.1. Cantor 'un Toplam Alaşım Sayısı Eşitliği

Cantor 2007 yılında yaptığı çalışmalarda alaşım bileşiminin her bir element için % “x” oranında değişmesine bağlı olarak, “C” sayıda bileşen ile oluşturulabilecek alaşımların toplam sayısını “N” ile aşağıdaki eşitlikte olduğu gibi ifade etmiştir [1].

$$N = \frac{(c + (\frac{100}{x}) - 1)!}{(c-1)! (\frac{100}{x})!} \quad (2.1)$$

2.2.2. Faz Oluşumu ve Stabilitesi

Katı çözeltiler, birbiri içerisinde belirli oranda farklı atomları çözebilen sistemlerdir. Katı çözeltilere, literatürde katı eriyik de denilmektedir. İkili alaşım sistemlerinde çözünen ve çözücünün birbirleri arasında çözünürlükleri bazı kurallara bağlıdır. Çözelti ve çözünen arasında atomların kristal kafesinde yerleşebilecekleri iki olasılık mevcuttur. Çözünen atomlar kristal kafes yapısına girseler bile, kristal yapı korunmaktadır. Bu iki olasılık ile oluşan çözeltilerden bir tanesi yer alan katı çözeltisi, diğeri ise ara yer katı çözeltisidir. Yer alan katı çözeltisinde çözücü, yani matris atomlar, bulundukları atom konumunu terk eder, yerlerine çözünen atomlardan yerleşmektedir [2] Yer alan katı çözeltisi oluşabilmesi için bazı şartların sağlanmış olması gerekmektedir. Bu kurallar Hume-Rothery kuralları olarak anılmaktadır. Hume-Rothery kuralları 4 ana başlıkta incelenmektedir. Bu kurallar kristal yapı, atomik boyut farkı, valans elektronu sayısı ve elektronegativite olarak kategorize

edilmiştir. Sağlanması gereken şartlar detaylıca incelenecek olursa, Çözen ve çözünen atomların kristal yapıları aynı olmalıdır [3]. Çözen ve çözünen elementlerin atomik yarıçap farkı %15'ten az olmalıdır. Boyut farkı azaldıkça katı çözelti oluşumu kolaylaşmaktadır. Boyut farkı %15'ten büyük olduğu durumlarda atomların yer değiştirme miktarlarında kısıtlılık meydana gelmektedir [3]. Çözücü ve çözünen atomların değerliklerinin aynı olması veya yakın olması gerekir. Maksimum çözünürlüğün sağlanabilmesi için ise çözücü ve çözünen atomların değerlikleri aynı olmalıdır. Eğer çözücü ve çözünen atomların değerlikleri aynı değil ise o zaman yapıda yük dengesinin korunması için örneğin boşluk oluşumu gibi bazı yapısal değişikliklerin de atomların yer değiştirmesi ile gerçekleşmesi gerekecektir [3]. Çözücü ve çözünen atomların elektronegatiflik değerlerinin birbirine yakın olması gerekir. Elektronegatiflikleri arasındaki farkın büyük olması durumunda ise atomlar arasında yer değiştirme yoluyla katı çözelti oluşturmak yerine metaller arası yeni bir bileşik oluşturmaları söz konusu olabilecektir [3]. Ara yer katı çözeltisi ise, çözünen atomların kristal kafeste çözücü atomlar arasındaki boşluklara yerleşerek meydana gelen katı çözeltilere denilmektedir. Çözücü yani matris atomları konumlarını değiştirmezler. Ara yer katı çözeltileri de yer alan katı çözeltileri gibi bazı şartlar sağlandığında oluşabilmektedir. Bu şartlar; çözünen atomların, çözücü yani matris atomlarının arasında kalan boşluktan küçük olması, çözücü ve çözünen atomların elektronegativite değerlerinin yakınsamasıdır. Ara yer boşluklarına girebilecek sınırlı sayıda atom vardır. Bunlar; Karbon, Hidrojen, Lityum, Oksijen, Bor ve Azot 'tur [2] Bu faktörler elementlerin birbirleri arasındaki etkileşime etki eder ve karışım entalpisinin, pozitif, negatif veya sıfır olmasını belirler. Karışım entalpisi sıfıra eşit olduğu durumlarda düzensiz katı çözelti oluşumu gözlemlenmektedir. Entalpinin negatif olduğu durumlarda, intermetaliklerin oluşumuna yol açan çekici etkileşim meydana gelir. Bunun aksine entalpinin pozitif olduğu durumlarda itici etkileşim oluşur ve bununla birlikte atomların kümelenmesi, segregasyonlar meydana gelmektedir[1]. Hume-Rothery kuralları klasik bir katı çözelti oluşumunu kontrol etmek için gerekli parametreler konusunda bize yol gösterse bile aynı durum YEA'lar için geçerli değildir. Örneğin eş atomik konsantrasyona sahip Co(HCP)-Cr(HMK)-Cu(YMK)-Fe(HMK)-Ni(YMK) alaşımının neden yüzey merkezli kübik (YMK) yapıda bir katı çözelti oluşturduğunu Hume-Rothery kuralları ile açıklamak mümkün değildir [3].

Zhang ve Guo yaptığı çalışmalarda Hume- Rothery kurallarına paralel olarak bazı ek kavramları ele alarak YEA'lar için yaklaşımlarda bulunmuştur. Bu kavramlar, atomik boyut farkı, karışım entalpisi, karışım entropisi, elektronegativite farkı ve valans elektron konsantrasyonu olarak aşağıda incelenecektir [3], [4].

2.2.3. Karışım Entropisi (ΔS_{mix})

Entropi kavramı, bir sistemdeki düzensizlik olarak tanımlanır ve S simgesi ile ifade edilmektedir. Bir sistem bütünü ile düzenli ise entropisi sıfıra eşit olabilir ancak düzensizlik miktarı arttıkça, entropi seviyesi de artmaktadır. Enerji değişimlerinde çevre ve sistemin entropi değişimlerinin toplamı daima ($S > 0$) pozitif olmaktadır. Bir sistemin 0 Kelvin noktasındaki entropisi sıfıra eşit kabul edilmektedir. Termodinamik hesaplamalar yapılırken 0 Kelvin referans olarak alınır ve bu referans noktasına mutlak entropi denir [5].

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

Denklem (2.2) entropiyi açıklamaktadır. Denklemdeki S entropi, Q ısı akışını, T sıcaklığı ifade etmektedir. Entropinin birimi J/K'dir. Eşit atomik veya eşit molar orana sahip alaşımlar için karışımın entropisi maksimuma ulaşmaktadır ve Denklem (2.3) ile ifade edilmektedir. Burada N sistemdeki eleman sayısını ve R gaz sabitini ifade etmektedir [6].

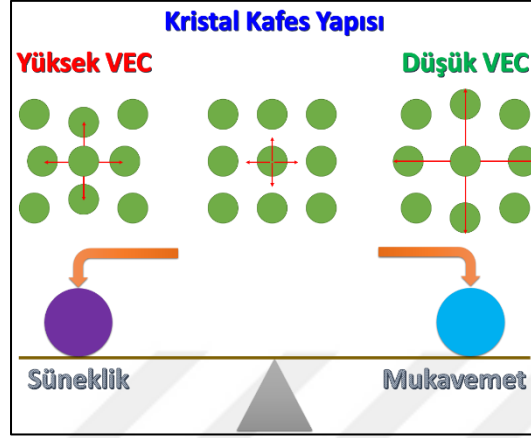
$$\Delta S_{mix} = R \ln N \quad (2.3)$$

$$\Delta S_{mix} = -R(\sum_{i=1}^n C_i \ln C_i) \quad (2.4)$$

Denklem 2.4'te C, elementin karışım içerisindeki atomik yüzdesini ifade etmektedir. R ise gaz sabitidir. Ve genellikle bilimsel netlik yakalamak adına numerik faktör 100 olarak kabul edilmektedir. Bu şekilde “i” tane element bir araya getirilerek oluşturulan bir YEA'nın karışım entropisi hesaplanabilmektedir. Yüksek karışma entropisine sahip alaşımlar katı çözelti fazlarının oluşumuna olanak sağlarlar [3].

2.2.4. Valans Elektron Konsantrasyonu (VEC)

Elektron konsantrasyonu faz stabilitesi ve fiziksel özellikler gibi alaşımların kritik özelliklerinde önem teşkil etmektedir.



Şekil 2.2: VEC değerine göre değişen kristal kafes yapısı.

Yüksek Entropili alaşımlarda bu kavram toplam valans elektron sayısı konsantrasyonu ile doğrudan ilişkilendirilebilmektedir ve kısaltma olarak “VEC” literatürde kullanılmaktadır. Şekil 2.2’de verilen şematiğe göre düşük VEC durumunda mukavemet iyileşirken kafes incelendiğinde latis parametresinde artış gözlemlenmektedir. Öte yandan yüksek VEC durumunda süneklik özelliği iyileşirken, kafes parametresinde düşüş gözlemlenmektedir. VEC özellikle YEA’larda intermetalik bileşiklerin faz stabilitesini belirlemede kullanılan bir parametredir. Guo’nun 2011 yılında yaptığı çalışmada YEA’larda YMK ve HMK fazların oluşumunun belirlenmesi için VEC kritik parametre olarak kabul edilmiştir. Guo’ya göre $VEC \geq 8$ YMK, $VEC < 6.87$ ise HMK fazı oluşumu, $6.87 < VEC < 8$ durumunda ise hem YMK hem hacim merkezli kübik (HMK) faz oluşumu gözlemlenmektedir.

$$VEC = \sum_{i=1}^n (c_i (VEC)_i) \quad (2.5)$$

Denklem 2.6’da belirtildiği şekilde VEC hesaplanabilmektedir. Bu açıdan ele alındığında VEC e/a’dan (atom başına düşen valans elektronu) farklıdır. Bu VEC’deki atom başına ortalama gezici elektron sayısı, valans bandında bulunan d-elektronları dahil olmak üzere toplam elektronları sayar [3].

2.2.5. Atomik Boyut Farkı (δ)

$$\delta = 100\sqrt{\sum_{i=1}^n c_i(1 - r_i / \bar{r})^2} \quad (2.6)$$

$$\bar{r} = \sum_{i=1}^n c_i r_i \quad (2.7)$$

Denklem 2.6’da ifade edildiği biçimde atomik boyut farkı faktörünü hesaplamak mümkündür. Burada “c” elementin karışım içerisindeki atomik yüzdesini, “r” sembolü ise atomik yarıçapı temsil etmektedir. Denklem 2.6’da bulunan “ $\bar{r}$ ” ortalama yarıçapı temsil etmekle birlikte Denklem 2.7’deki eşitlik vasıtasıyla hesaplanabilmektedir. Atomik boyut farkının alaşımların kimyasal bileşimine bağlı olabildiği ve YEA’larda latis distorsiyonunun bölgesel olarak değiştiğine etki ettiği yapılan çalışmalarda rapor edilmiştir [7]. Atomik boyut farkı küçük olduğunda katı çözelti faz oluşumu kolaylaşır. Büyük atomik boyut farkı, tane büyümesi için gereken çok yüksek miktarda aktivasyon enerjisi anlamına gelmektedir. Büyük δ , tek fazlı katı çözeltide latis distorsiyonu ile doğrudan ilişkilidir ve atomların kendiliğinden en kararlı durumda hareket etmesine neden olur ve böylelikle mevcut kusurların potansiyel enerjisini düşük bir seviyede azaltır; yani kusurlar kararlı atom kümeciklerinde muhafaza edilebilmektedir. Bu nedenle, büyük miktarda alaşım elementleri eklenmesiyle, kafes çarpılması doğrudan ilişkilidir. Ayrıca çözünen atomlar tercih ettikleri kafes bölgesine sabitlenirler ve her çözünen atom dislokasyonların hareketine engel görevi görebilir, böylece kilitlenmiş dislokasyonların daha düşük enerji seviyesi elde edilir, yani dislokasyonlar daha kararlı veya bir başka deyişle hareketsiz hale gelir [7].

2.2.6. Elektronegativite Farkı ($\Delta\chi$)

Hume-Rothery kurallarının yalnızca ikili alaşımlarda etkili olması dolayısıyla YEA’lar için elektronegativite farkı özel olarak açıklanabilmektedir. Katı çözeltilerin oluşumu üzerindeki elektronegatiflik etkisi Ji’nin çalışmasında incelenmiştir ve atom boyutuna ve elektronegatifliğe dayalı katı çözeltiler için bir oluşum kuralı önerilmiştir. Elektronegativite farkı Denklem 2.9 ve 2.10 vasıtasıyla hesaplanabilmektedir [8].

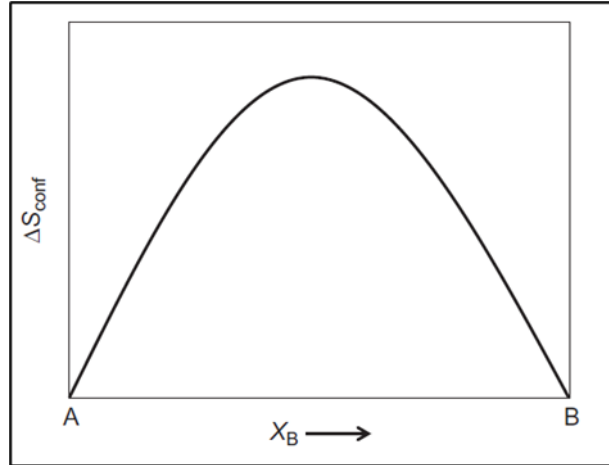
$$\Delta\chi = \sum_{i=1}^n c_i(\chi_i - \bar{\chi})^2 \quad (2.9)$$

$$\bar{\chi} = \sum_{i=1}^n c_i \chi_i \quad (2.10)$$

Her iki denklemde de “n” toplam bileşen sayısını “ c_i ”, “ χ_i ” ve “ r_i ” sırasıyla elementin atomik yüzdesi, Pauling elektronegativitesi ve atomik yarıçapı ifade etmektedir. $\Delta\chi$ parametresi küçüldükçe katı çözelti oluşturmak kolaylaşmaktadır. Ji yaptığı çalışmada buna paralel olarak elektronegativite farkının değerinin azalması ile birlikte katı çözeltilerin oluşumuna olanak sağlandığını tespit etmiştir. Buradan yola çıkarak düşük elektronegativite farkı değerlerinin yakalandığı alaşım gruplarını takip ederek yeni YEA’lar tasarlamak mümkündür sonucuna varılabilmektedir [8].

2.3. Yüksek Entropili Alaşım Tanımı

Yeh vd. ikili bir alaşımın karışım entropisinin elementler eş atomik orana sahip olduğunda maksimum olduğuna değinerek bunu Şekil 2.3’te şematize etmiştir. N elemanlı bir sistemin entropisi N sayısı arttıkça artacaktır. Bu termodinamik gerçeğe dayandırılarak bu tür çok elemanlı alaşımlara Yüksek Entropili Alaşımlar tanımı yapılması Yeh vd. tarafından uygun görülmüştür [9]



Şekil 2.3: Maksimum entropi ve atomik oran şematifi.

Yüksek karıştırma entropisinin YEA’larda oluşacak fazlar, termodinamik kurallara bağlıdır. Bir sistem sabit basınç altında C tane bileşen içerdiğinde P adet faza sahiptir ve sahip olduğu serbestlik derecesi F ile ifade edilir, bunu veren Gibbs faz kuralı, şu şekilde ifade edilebilir:

$$P + F = C + 1 \quad (2.11)$$

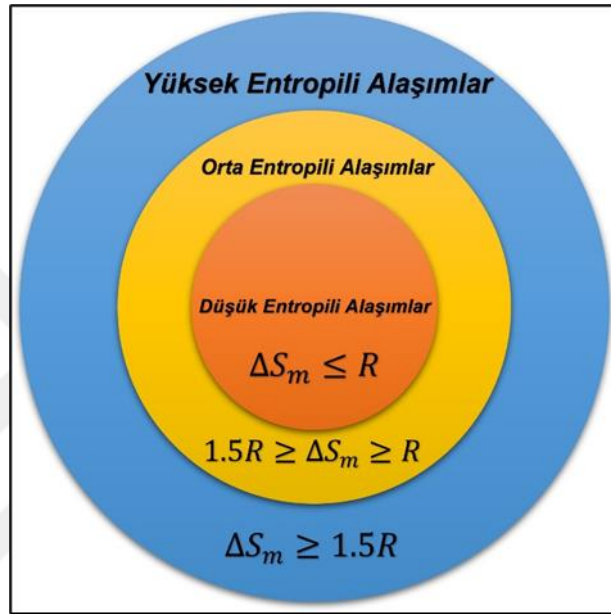
Gibbs faz kuralından, denge altında C bileşenden oluşan bir sistemde mümkün olan maksimum faz sayısı hesaplanabilir. Dolayısıyla ikili, üçlü, dördü ve beşli sistemler dengede sırasıyla 3, 4, 5 ve 6'dan fazla faza sahip olamaz. Bununla birlikte, YEA'larda gözlemlenen faz sayısının, faz kuralından beklenen maksimum faz sayısından önemli ölçüde daha az olduğu yapılan çalışmalardan bilinmektedir. Bu alaşımlardaki yüksek entropinin, katı çözelti fazları (düzensiz) oluşturmak için karşılıklı çözünürlüğü arttırdığını düşündürmektedir. Böylece çok sayıda fazın oluşumunu kısıtladığı düşünülmektedir. Ayrıca, YEA'lar çok sayıda alaşım elementinden meydana gelen alaşımlar olduğundan, atomların difüzyonunun düşük olması beklenir ve buna bağlı olarak difüzyon mekanizması kısıtlanmış olduğundan faz oluşumu engellenir. Bu nedenle, YEA'larda daha az sayıda fazın gözlemlenmesi, yalnızca bu alaşımların yüksek entropisinden değil, dolaylı olarak bu çok bileşenli yapıdan etkilenen düşük difüzyon hızından da kaynaklanmaktadır. YEA tanımı genel olarak beş ve üzeri sayıda ana elementi eşit atomik oranlarda veya eşite yakın atomik oranlarda içeren alaşımlar için kullanılmaktadır [1]. Temelde YEA konsepti yüksek sıcaklıkta katı çözelti fazların yüksek entropi ile kararlılıklarının intermetalik bileşiklere kıyasla daha yüksek olmasına dayandırılmaktadır. YEA'lar kompozisyona bağlı olarak %5 ile %35 arasında atomik yüzdeye sahip en az 5 ana element içeren alaşımlar olarak tanımlanırlar [1]. Bunun yanında YEA'lar sıklıkla minör elementlerle katkılanarak da üretilirler. Minör elementlerin atomik yüzdesi genellikle %5'i geçmemektedir.

Tablo 1.1: Element sayısına bağlı olarak eş atomlu alaşımlarda karışım entropisinin değişimi.

N	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
ΔS_m	0	0.69R	1.1R	1.39R	1.61R	1.79R	1.95R	2.08R	2.2R	2.3R	2.4R	2.49R	2.57R

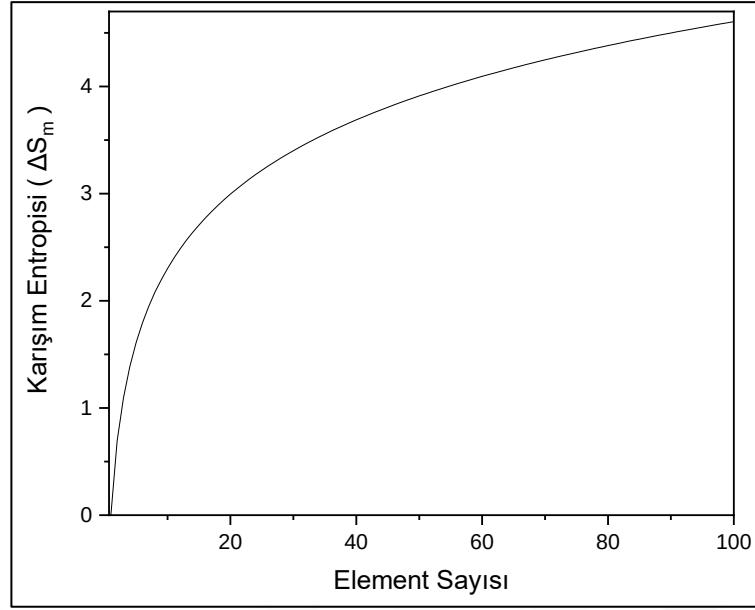
Tablo 2.1, gaz sabiti R (8,314 J/mol⁻¹K⁻¹) cinsinden değişen bileşen sayısına bağlı olarak eş atomlu alaşımların karışım entropisini listelemektedir. Denklem 2.3 için hesaplama yapıldığında Tablo 2'de bulunan değerler elde edilir. Bu değerlere bakıldığında örneğin N=5 için, 1.61R değeri bulunur. Bunun yanında N=10 için bu değer 2.3R'dır. Buradan açıkça görülmektedir ki element veya bileşen sayısı arttıkça

entropi değeri de artış göstermektedir. Entropi açısından kıyaslama yapıldığında $1.5R$ değeri yüksek ve orta entropi alaşımları arasında bir sınır çizgisi olarak kabul edilmektedir. Bunun yanında orta ve düşük entropi alaşımların için ise $1R$ değeri bir sınır olarak kabul edilmektedir. Bunun sebebi $1R$ 'den daha düşük bir karıştırma entropisinin (atomik)bağlanma enerjileri ile rekabet edecek gücünün olmamasından kaynaklıdır. Yüksek, orta ve düşük entropili alaşımların entropi sınır koşulları Şekil 2.4'te şematize edilmiştir.



Şekil 2.4: Yüksek, orta ve düşük entropili alaşımların, entropi sınır değerleri.

Karışım entropisi açısından bakıldığında, ana element sayısının sınırı göz önünde bulundurulursa örneğin 5 ana elementten oluşan bir sistemin karışım entropisi $1.61R$ değerine sahipken, bu değer sırasıyla; 10,13,14,15,20,40 elemanlı bir sistem için, $2.3R$, $2.57R$, $2.64R$, $2.71R$, $3.0R$, $3.69R$ değerine sahiptir. Bu artış Şekil 2.5'teki grafikte şematize edilmiştir.



Şekil 2.5: Element sayısına bağlı olarak değişen karışım entropisi.

Şekil 2.4 incelendiğinde eş atomik alaşımlar için özellikle 13 elementli alaşımlardan sonra karışım entropisindeki artış her bir ilave element için yaklaşık olarak $0.07R$ değerine denk gelmektedir. Bu olay, Şekil 2.5'teki grafiğin artış eğiliminin azalma gösterdiği kırılma noktasından sonra açıkça görülmektedir. Bu nedenle yüksek entropili alaşım konseptinde Yeh vd. 5 ile 13 arasında element içeren alaşım sistemleri önermişlerdir. 13 bileşen sonrasında karışım entropisinde önemli oranda değişim oluşmamaktadır. Bu daha yüksek karıştırma entropisinin herhangi bir fayda sağlamayacağı aksine artan bileşen sayısının alaşımların işlenmesinde, geri dönüştürülmesinde karmaşıklığa sebep olacağı şeklinde rapor edilmiştir [9], [10].

Kompozisyon açısından bakıldığında YEA tanımı yapmak oldukça belirsizlik içeren bir kavramdır. Eş atomik alaşım kavramı ele alındığında, atomik oranların birbirine eş miktarda dağılımı beklenmektedir. Ancak bu eş dağılımdan ufak miktarda sapmalar olduğunda da alaşım yine eş atomik kabul edilir ve YEA'lar kapsamındadır. Örneğin 11 ana elementten oluşan bir alaşım sisteminde elementlerin atomik oranları birbirine eşit değildir. Ancak bu sistemler yine de eş atomik YEA olarak kabul edilmektedirler[1]. Bir başka açıdan YEA'ları tanımlamada kullanılan notasyon vasıtasıyla ele alındığında, YEA'lar temelde çok sayıda elementten oluştuğu için kimyasal bileşimlerdeki elementlerin oranı ve sırası birden çok şekilde gösterime uygundur. Yaygın olarak YEA'lar tanımlanırken ana elementler alfabetik sırası ile yazılmaktadır ve ek (minör) alaşım elementi de sona eklenmektedir. Şayet birden fazla

ek alaşım elementi varsa da ek (minör) alaşım elementleri de kendi aralarında alfabetik sıraya göre yazılması kuralı uygulanmaktadır. Bunların yanında tercih edilebilecek diğerk bir yöntem de elementleri atom numarasına göre sıralamaktır. Ancak bu tür sıralama yapmak alfabetik sıralamanın sağladığı birtakım esneklikleri sağlamamaktadır. Notasyon yapılırken, elementin alt indisi veya alt simgesi olarak yazılan ifadeler; konsantrasyon, atomik oran veya atomik yüzdeyi ifade etmek için kullanılmaktadır [1].

Tablo 2.2: Yüksek Entropili Alaşımların Notasyonu

<i>Notasyon Türü</i>	<i>Notasyon</i>
Eş Atomik	ABCDEF
Eş Atomik Olmayan	$A_{0.5}B_{1.5}CDE_{1.5}F_{0.5}$
% Bileşim	$A_{8.3}B_{25}C_{16.7}D_{16.7}E_{25}F_{8.3}$
Değışken Oranlı Bileşim	$A_{0.5}B_xC_{1.5}D_{0.5}$ (x=0.5, 0.75, 1.0)
Katsayı Oranı	$ABCDE_{0.5}$

Bununla birlikte bazı kompozisyonlar özellikle vurgulanmak istenirse bu “x” alt indisi ile ifade edilir ve parantez içerisinde değışken oranlar belirtilmektedir. Bu yüzden YEA’lar tek bir stil ile notasyona sahip değillerdir. Tablo 2.2’de yaygın notasyonlar örnekleri ile verilmektedir. Ek (minör) alaşım elementi genellikle değışken oranlı bileşim notasyonuna uygun olarak ek (minör) alaşım elementinin sona yazılarak belirtilmesi ile ifade edilmektedir [1]. Örneğın Tablo 2.2’deki oran gösteriminde ABCD alaşımına E ek (minör) katkılanarak YEA oluşturulmuştur. A, B, C ve D elementleri oranca 1 kabul edilmiş ve E elementi oranca 0,5 kabul edilmiştir. Bu durumda E elementinin atomik yüzdesi, kendi oranının alaşımın toplamı 4,5 olacak şekilde kendi arasında oranlandığında %11 olarak bulunabilmektedir.

2.4. Yüksek Entropili Alaşımların Özellikleri

Yüksek entropili alaşımların yapılan çalışmalarda ortaya çıkarılan birçok özelliğı mevcuttur. Ve bu özellikler mikroyapı, mekanik, elektriksel, manyetik özellikler üzerine etkilerde bulunmaktadır. Yüksek entropili alaşımların diğerk alaşımlarla kıyaslandığında bazı eşsiz özellikleri onları diğerk alaşımlara göre üstün kılmaktadır [6]. Elektriksel özellikler açısından incelendiğinde mutlak sıfıra yakın sıcaklık

değerlerinde geleneksel alaşımlar ile kıyaslandığında alaşımların öz direnç seviyeleri daha yüksek tespit edilmiştir. Yüksek seviyedeki elektriksel direnç latis distorsiyonuna atfedilmiştir [11] Öte yandan, manyetik özellikler ele alındığında, Co, Fe ve Ni elementleri bir alaşım içerisinde bulunduklarında ferromanyetizma özelliklerini geliştirmektedir. Lucas vd. yaptığı çalışmalarda CoCrFeNi yüksek entropili alaşımlarının Fe ve Fe-Ni alaşımları ile kıyaslandığında düşük doyumluk mıknatıslılığına ve yüksek sıcaklıklarda yumuşak manyetik uygulamalar için zayıf davranış sergiledikleri sonuçlarına varmıştır [6]. Bunlara ek olarak mekanik özellikler incelendiğinde yüksek sertlik, yüksek akma mukavemeti, yüksek süneklik, iyi derecede yorulma direnci ve kırılma tokluğu YEA'ların fark yaratan özelliklerine örnek olarak verilebilmektedir. Yüksek entropili alaşımlar, alaşımlama proseslerine ve ısıtılma işlemlerine göre değişkenlik gösterse bile, 140-900 Hv aralığında sertlik değerine sahiptirler. Sertlik alaşımın mekanik olarak nasıl davrandığını kıyaslamada en temel yollarından bir tanesidir. Şüphesiz ki, sertlik değeri; alaşım elementlerinden, kompozisyonundan, işleme ve üretilme süreçlerinden doğrudan etkilenmektedir. Kristal yapı açısından YEA'lar incelendiğinde, YMK ve HMK fazların sertlikleri birçok parametreden etkilenmektedir. YMK yapıda sıkı paket kayma düzlemleri mevcuttur. Bu nedenle YMK'da kayma gerçekleşmesi için gereken enerji daha küçüktür. Bununla beraber, güçlü atomlar arası bağların yüksek elastiklik modülüne ve doğrudan yüksek sertliğe sebep olduğu bilinmektedir[6].

2.5. Yüksek Entropili Alaşımların Özelliklerine Etki Eden Faktörler

Yüksek entropili alaşımların özelliklerine ve mikro yapılarına etki eden çeşitli faktörler mevcuttur. Bunlar arasında genellikle dört temel etki yaygın şekilde ele alınmaktadır. Geleneksel alaşımlar birden fazla elemente dayanırlar ancak YEA'lar en az beş ana element içermektedirler. Bu sebeple YEA ve geleneksel alaşımlama arasında temel etki farkları mevcuttur. Bu yaygın ele alınan dört temel etkiye bakıldığında, bunlar; yüksek entropi etkisi, yavaş difüzyon etkisi, latis distorsiyonu etkisi ve karışım etkisidir [1].

Dört temel etki incelendiğinde, termodinamik açıdan, yüksek entropi etkisinin karmaşık fazların oluşumunu engellediğinden bahsedilebilir. Öte yandan kinetik açıdan bakıldığında yavaş difüzyon etkisi ile doğrudan faz dönüşümleri etkilenebilir

ve yavaşlayabilmektedir. Yapı açısından ele aldığımızda, latis distorsiyonu ile beraberinde gelen şiddetli kafes bozulması alaşımın özelliklerini etkilemektedir. Özellikler açısından ise karışım etkisinin farklı atomların karşılıklı etkileşimleri neticesinde karışım kuralında öngörülmüş miktarlarda artış yönünde sapmalar görülebilmektedir [1].

2.5.1. Yüksek Entropi Etkisi

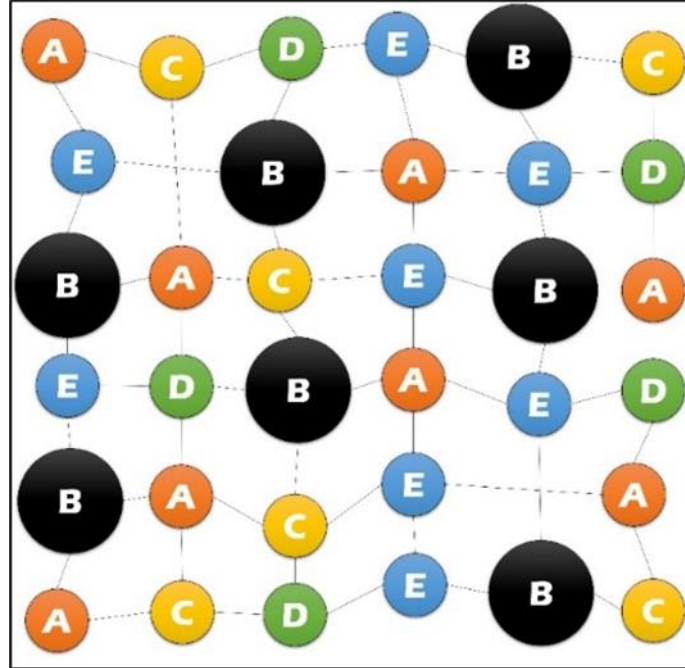
Yüksek entropi etkisi, katı çözeltilerin oluşumunu arttırmada çok büyük rol oynamaktadır. Bu sayede mikro yapı karmaşık bir halden daha basit bir hale gelmektedir. En az beş ana elementten oluşan YEA'larda geleneksel metalürjik kurallara dayandırılarak, çok sayıda elementin birbirleri arasında etkileşimleri neticesinde, ikili-dörtlü bileşikler, intermetalik fazlar oluşturması beklenmektedir [1]. Bu tip fazların (intermetalikler) analizi zor değildir ancak yapıları gereği kırılgandırlar. Ve bu tür yapısal kararsızlıklara yol açacak fazlar (intermetalikler) istenen fazlar değildir. Gibbs faz kuralı karışımlar için ele alındığında, ΔH_m mol başına karışım entalpisi ve ΔS_m mol başına karışım entropisini ifade etmektedir. Özellikle yüksek sıcaklıklarda çok sayıda element içeren karışımın serbest enerjisi düşük olmaktadır. Bir alaşım termodinamik olarak ele alındığında denge durumu termodinamiğin ikinci kanununa göre en düşük serbest karıştırma enerjisine sahip olduğu durumdur. Katı çözeltiler, geleneksel anlamda bakıldığında bir çözücü ve çözünen içermektedir. Yüksek entropili alaşımlarda eş atomik alaşımlama durumu var olduğu için çözücü ve çözüneni birbirinden ayırtmak oldukça zor bir durumdur. Yapılan çalışmalar göstermektedir ki, genellikle en az beş ana element içeren YEA'lar sadece hacim merkezli kübik (HMK) veya yüzey merkezli kübik (YMK) katı çözeltileri olarak şekillenebilir. Öte yandan faz sayısı açısından ele alındığında Gibbs faz kuralının izin verdiği maksimum faz sayısından çok daha az faz yapıda gözlemlenmektedir. Bu özellik aynı zamanda alaşımların yüksek entropisinin elementler arasında çözünübilirlik artışına sebep olduğunu açıkça göstermektedir. Buna ek olarak, stokiometrik intermetalik bileşiklerin karışım entropileri sıfırdır. Yüksek entropi etkisi ile, intermetalik fazların oluşumunu kısıtlanarak, bu fazların yerine katı çözeltiler faz oluşumu sağlanmaktadır [1], [10].

2.5.2. Yavaş Difüzyon Etkisi

Difüzyon mekanizması ile kontrol edilen faz dönüşümlerinde, yeni fazların oluşması için, yüksek entropili alaşımlarda farklı türlerdeki atomların difüzyonunun gerçekleşmesi gerekmektedir. YEA'ların kristal yapıları incelendiğinde, alaşım elementlerinin birbiri içerisinde tam çözünme durumu kabul edilmektedir. Tam çözülmüş matris içerisindeki boşluk aslında difüzyon sırasında farklı element atomları tarafından çevrelenmiştir. Bütün bunlar nedeniyle yüksek entropili alaşımlarda daha yavaş difüzyon mekanizması mevcuttur ve daha yüksek aktivasyon enerjisine sahip olduğu yapılan çalışmalarda rapor edilmiştir [1], [12].

2.5.3. Latis Distorsiyonu Etkisi

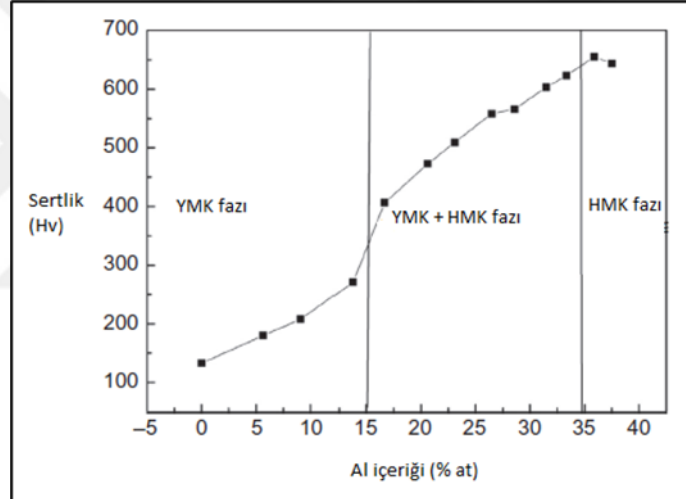
Yüksek entropili alaşımlarda, kristal yapı incelendiğinde tamamiyle çözülmüş bir yapı olduğu bilinmektedir. Kristal yapıdaki her atom çeşitlilik sebebi ile farklı atom türleri ile komşu atom ilişkilerine sahiptir Şekil 5'te gösterildiği gibi, farklı elementlerin atomik boyut farkı dolayısıyla, stres oluşur ve latis distorsiyona uğrar. Latis distorsiyonu sebebiyle, YEA'larda katı çözelti sertleşmesi görülmektedir[12], [13], [14].



Şekil 2.6: Latis distorsiyonu etkisi şematik gösterimi.

2.5.4. Karışım Etkisi

Yüksek entropili alaşımlar, birden fazla faza sahip olduklarından, bütün özellikleri ana alaşım elementlerinin genel anlamda yaptığı katkıdan kaynaklanmaktadır. Bu, fazın oranına, morfolojisine, matris içerisindeki dağılımına ve her bir fazın özelliklerine bağlıdır. Bununla birlikte fazlar kendi içlerinde atomik ölçekte düşünüldüğünde bir kompozit olarak tanımlanabilir. Kompozit özellikleri sadece karışımdaki elementlerin temel özelliklerinden değil, aynı zamanda tüm elementler arasındaki karşılıklı etkileşimlerden ve şiddetli latis bozunmalarından gelir. Şekil 2.7 $Al_xCoCrCuFe$ alaşımında Al elementinin kompozisyon değişiminden kaynaklanan karışım etkisini gösterir, bu da Al içeriği kritik değerin ötesinde arttırıldığında yüzey merkezli kübik yapısından hacim merkezli kübik faz dönüşümüne yol açmaktadır [1].



Şekil 2.7: $Al_xCoCrCuFe$ alaşımında Al elementinin kompozisyon değişiminden kaynaklanan karışım etkisi [1].

2.6. Yüksek Entropili Alaşımların Üretim Teknikleri

Yüksek entropili alaşımların üretilmesinde 3 temel üretim prosesi benimsenmiştir ve bu şekilde kategorize edilmiştir. Bunlar sırasıyla, katı halden üretim, sıvı halden üretim ve ince film biriktirme metodu ile üretim olarak kabul görmektedir. Katı halden üretim mekanik alaşımlama, sıvı halden üretim ergitme ve dökümü, ince film biriktirme ise kaplama prensibine dayandırılmaktadır.

2.6.1. Katı Halden Üretim

Mekanik alaşımlama; soğuk kaynak, kırılma ve toz partiküllerinin yüksek enerjili bilyeli değirmende tekrar kaynaklanmasını içeren katı durum toz prosesidir. Mekanik alaşımlama işleminin çeşitli avantajları bulunmaktadır. Kırılğan intermetalik bileşikler, kompozitler, sünek metal alaşımları da dahil olmak üzere bu yöntemle hemen hemen her türlü malzeme üretilmektedir. Mekanik alaşımlamanın dezavantajları arasında, öğütme ortamından veya atmosferden dolayı kirlenme problemi yaratması yer almaktadır. Kirlenme problemi, öğütme ortamının doğru seçimi ve yüksek saflıkta bir inert gaz veya vakum ortamında öğütülmesiyle en aza indirilebilir veya elimine edilebilmektedir [1].

2.6.2. Sıvı Halden Üretim

Yüksek entropili alaşımların üretiminde en çok tercih edilen yöntem sıvı halden üretim şeklidir. Bu yöntem temelde ergitme ve döküm proseslerine dayanmaktadır. Sıvı halden üretim içerisinde ise Ark Ergitme metodu öne çıkmaktadır. Ark ergitme yöntemi ile günümüzde 3100 °C sıcaklıklara ulaşabilmek mümkündür. Üstelik prosesin yapısı gereği bu kontrollü bir atmosferde gerçekleştirilebilmektedir. Bu proses yüksek entropili alaşımların çoğunu ergitecek enerjiyi sağlayabilmektedir. Ancak yine de bazı elementler düşük kaynama noktasına sahip olduklarından buharlaşabilmektedir ve bu alaşımların kompozisyonuna olumsuz etki etmektedir. Bu tip durumlarda alaşım hazırlamak için indüksiyon ile ergitme ve fırında ergitme metodu tercih edilmektedir. Sıvı halden üretimde karşılaşılan en büyük problemlerin başında, orta hızda katılaşma gerçekleştiği taktirde oluşan, segregasyonlara bağlı heterojen yapı gelmektedir [1].

2.6.3. İnce Film Biriktirme Yöntemiyle Üretim

Yüzey modifikasyonu ile yapılan geliştirmeler, kaplama olarak anılmaktadır. Buhar fazda yapılan kaplamaların en yaygın örneklerinden biri; plazma nitrürlemedir [6]. Saçtırma ile yapılan biriktirmelerde, kaplama yapılacak numune üzerine yüklü atomların gaz iyonları bombardıman şeklinde saçtırılır ve böylece ince bir film şeklinde kaplama elde edilir. Temelde bu yöntem ile numune yüzeyine ikincil bir ek yüzey oluşturulur [15]. Manyetik saçtırma yönteminde 10^{-3} mbar civarına kadar basınç

altında bulunan vakum çemberinde buhar çökeltimi uygulanır ve böylece çok ince bir kaplama elde edilir. Manyetik saçırmanın temel mantığı, elektrik ve manyetik alan prensiplerine dayanmaktadır. Bu parametreleri değiştirerek düşük argon basıncında daha çok birikim elde edilebilmektedir [1].

2.7. Katı Çözelti Oluşumu

Düzenli ve düzensiz fazların oluşumu yüksek entropili alaşımlarda yaygın olarak görülmektedir. Çözelti içerisindeki fazlar genellikle YMK, HMK, HSP gibi basit kristal yapılara ve NiAl, Ni₃Ti gibi karmaşık yapılara sahiptir. Yüksek entropili alaşımlar içerisindeki katı çözelti fazları genellikle yüksek sıcaklıklarda oluşmaktadır. Ancak buna rağmen düşük sıcaklıklarda da faz dönüşümleri gerçekleşebilmektedir. Bununla birlikte yavaş difüzyon, çekirdeklenme ve büyüme hızını azaltmada yani düşük sıcaklıklarda faz dönüşüm hızını azaltmakta olumlu bir etkiye sahiptir [1], [16].

2.8. Eş atomik Yüksek Entropi Alaşımlarında Faz Oluşumu

Başlangıçta yüksek entropili alaşım kavramı eş atomik bileşim üzerinden önerilmiştir. Yapılan çalışmalar da kararlı katı çözelti fazlarının nasıl oluştuğunu ve bu fazların özelliklerini anlamaya yönelik olarak eş atomik yüksek entropili alaşımlar üzerine yapılmıştır. Eş atomik yüksek entropili alaşımlarda genellikle YMK veya HMK ya da çok fazlı YMK+HMK kristal yapıları gözlemlenmektedir.

Eş atomik yapı dolayısı ile yüksek entropili alaşımlar yaygın olarak katı çözelti oluşturma eğilimindedir. İkincil veya intermetalik fazların neden oluşmadığı incelendiğinde, yüksek entropili alaşım sisteminin yavaş difüzyon etkisi dolayısıyla ikincil faz veya metaller arası bileşikler oluşturacak kadar zamanının olmayışından kaynaklı olmasıdır [1], [16].

2.8.1. HMK Faz Oluşumu ve Özellikleri

Hacim merkezli kübik faz oluşumu yüksek entropili alaşımlarda yaygın olarak görülmektedir. Manzoni vd. yaptıkları çalışmada, VEC sayısının 7.2 olması sebebi ile yapının YMK+HMK çift fazlı olarak tasarlamıştı. Ancak AlCoCrFeNi eş atomik yüksek entropili alaşımında HMK tek fazlı kristal yapı elde etmişlerdir. Tek fazlı

HMK yapının sebebini, Al elementinin konsantrasyonuna ve ana alaşım elementlerinin elektronegativite değerleri ile ilişkilendirmiştir. HMK yapılı ylıksek entropili alaşımlar, ylıksek sıcaklıklarda ylıksek mukavemet ve ylıksek sertlik gibi önemli mekanik özelliklere sahiptir. Senkov vd. yaptıkları çalışmada TaNbHfZrTi ylıksek entropili alaşımında HMK tek fazı olduğunu bildirmiştir ve bu sayede alaşımın 1200 °C'e kadar faz kararlılığına sahip olduğunu aynı zamanda 929 MPa (± 15) akma mukavemetine ulaşabildiğini rapor etmiştir. Bunun yanında bu alaşım 3826 MPa (~ 390 Hv) sertlik değerine sahiptir [1], [17], [18], [19].

2.8.2. YMK Faz Oluşumu

YMK kristal yapıdaki ylıksek entropili alaşımlar, HMK kristal yapıdakilere göre nadiren görülmektedir. YMK ylıksek entropili alaşımların en büyük avantajı atomik paketlenme faktörü sebebiyle daha yavaş difüzyon kinetiğine sahip olmalarıdır [1]. Bu nedenle YMK ylıksek entropili alaşımlar hem düşük hem ylıksek sıcaklıklarda daha fazla avantajı beraberinde getirmektedir. Gludovat vd. YMK CoCrFeMnNi ylıksek entropili alaşımında ylıksek paketlenme faktörünün etkisi ile düşük sıcaklıklarda ve hatta kriyojenik sıcaklıklarda üstün mekanik özellikler elde ettiğini bildirdi [20].

2.9. Geçiş Metallerinin Etkisi

En popüler ylıksek entropili alaşımlar kompozisyon olarak geçiş metallerini barındırmaktadırlar. Benzer atom boyutları ve elektronegatiflikleri yanında sahip oldukları daha az negatif değere sahip karışım entalpileri nedeniyle tercih edilmektedirler. Co, Cr, Fe, Ni, Mn, Cu elementleri ylıksek entropili alaşımlarda en çok tercih edilen geçiş metali elementleridir. Bununla birlikte ylıksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilen refrakter ylıksek entropili alaşımlarda Mo, Nb, V, Ti, Hf, Ta ve Cr gibi ylıksek ergime noktasına sahip olan geçiş metali elementler tercih edilmektedir. Qin vd. yaptıkları çalışmada, Co konsantrasyonundaki artışın ylıksek entropili alaşımdaki YMK faz oluşumunu desteklediğini ve bununla birlikte plastisiteyi artırdığını rapor etmiştir. Koppoju vd. alışmalarında, Ni elementinin de Co gibi YMK stabilizatörü olarak etkin rol oynadığını rapor etmiştir. Bununla beraber alaşım Ni elementince zenginleştiğinde alaşımın sertliğinde düşüşe neden olmuştur [21].

2.10. İntermetalik Fazlar

Yüksek entropili alaşımlarda katı çözeltilerin düzensiz olarak tanımlandığından bahsedilmiştir. Bu düzensiz katı çözeltilere ek, ikincil fazlar da yapıda intermetalik bileşikler olarak gözlemlenmektedir [1]. İntermetalik fazlar, alaşımların mekanik, kimyasal ve termal özelliklerine olumlu etki anlamında katkıda bulunabilmektedir. İntermetalik fazların oluşumu; alaşım elementlerine, alaşım elementi sayısına ve elektronegativite gibi parametrelere göre değişkenlik göstermektedir [22], [23]. Yaygın olarak yüksek entropili alaşımlarda görülmekte olan intermetalik fazlar ise şunlardır; Laves fazı, Sigma (σ) fazı, B2 fazı ve L12 fazı [1].

2.10.1. Laves Fazı

Laves fazları temelde üç ana gruba ayrılmaktadır. C14, C15 ve C36 bu grupları tanımlamaktadır. Laves fazları AB_2 stokiyometrisine sahiptir. C14 Laves fazı $MgZn_2$, C15 Laves fazı $MgCu_2$, C36 Laves fazı $MgNi_2$ tipindedir. Laves fazlarının oluşması için, Laves fazı oluşturacak elementlerin alaşım içerisinde bulunması ve Laves fazı oluşturacak miktara sahip olunması gerekmektedir. Yapılan çalışmalara göre, XRD analizlerinde alaşım elementi sayısı arttıkça Laves fazlarının piklerinde kayma görülmektedir. Pikler daha yüksek kırınım açısına doğru kaymaktadır [1], [22]. Hsieh vd. yaptıkları çalışmada $CoCrGeMnNiNb_x$ yüksek entropili alaşımının yüksek ergime sıcaklığına sahip olduğunu, yüksek mukavemete sahip olduğunu ve bunun yanında düşük yoğunluklu bir alaşım olduğunu rapor etmiştir. Bu yüksek entropili alaşımın $x=0.25$ (%at) kompozisyonunda kolaylıkla Laves fazı oluşturabildiği tespit edilmiştir. Bu çalışmada ek olarak Nb elementinin düşük karışım entalpisi ve aktif katyonların difüzyonunu bloke edebilmesi özellikleri ile Laves fazını stabilize ettiği ve böylece de yüksek entropili alaşımların oksidasyon direncini arttırdığı rapor edilmiştir [24]. Sensen vd. yaptıkları çalışmada, TIG kaynağı ile kaynaklanan $MgAlCaMn$ alaşımının mekanik özelliklerine Laves fazlarının etkisini araştırmıştır. Yapılan çalışmada, tane sınırlarında dağılan, kırılğan Mg_2Ca fazı tespit edilmiştir, bu faz, TIG kaynaklı $MgAlCaMn$ bağlantılarının çekme özelliklerine negatif etki etmektedir [25]. Xiao vd. yaptıkları çalışmada C15 Mg_2Ce Laves fazını karakterize etmişlerdir. C15 Laves fazının 15 GPa'ya kadar mekanik olarak kararlı olduğu rapor edilmiştir [26].

2.10.2. Sigma Fazı

Sigma fazı, çok sert ve kırılgan intermetalik fazdır. Bu faz “ σ ” sembolü ile ifade edilmektedir. Tetragonal kristal yapıda bulunmaktadır. Genellikle CrNi, FeCrNi, FeCrMn, FeCrMo ve FeCrNiMo gibi Cr içeren alaşım sistemlerinde gözlemlenmektedir [1], [24]. Unhae vd. yaptıkları çalışmada CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşımında Sigma fazının Cr elementince zengin olduğunu tespit etmiştir. Yapılan mikroyapı analizinde Sigma fazının tane sınırları etrafında oluştuğu tespit edilmiştir. Sigma fazı, matrisin sertliğinin ve bunun yanında elastik modülünün de artışına olumlu katkı sağlamıştır. Kinetik açıdan yapılan incelemelerde Sigma fazının Cr açısından zenginleşirken, Ni elementi açısından ise fakirleştiği yani sigma fazından dışarı difüze olduğu tespit edilmiştir [27].

2.10.3. B2 Fazı

B2 fazı, kırılgan olmakla birlikte HMK kristal yapıda bulunmaktadır. B2 fazı yaygın olarak, Co, Cr, Fe, Ni, Cu, Mn, Ti, katkılı Alüminyum içeren yüksek entropili alaşımlarda görülmektedir. B2 fazı kırılgan olmasının yanında bazı olumlu katkılara da olanak sağlamaktadır. Yapıda B2 fazı bulunması, korozyon direncine olumlu etki etmektedir. Yapılan çalışmalarda, Alüminyum elementinin alaşım içerisindeki miktarı ile B2 fazının da miktarının doğrudan etkilendiği görülmektedir [1], [28][29]. Meng vd. yaptıkları çalışmada soğutma hızının B2 fazı oluşumunu etkilediğini rapor etmişlerdir. Yavaş soğutma koşullarında B2 fazının oluşumu gözlemlenirken, hızlı soğutma koşulları bu durumu olumsuz yönde etkilemektedir. Yapılan çalışma B2 fazının yüksek termal kararlılığa sahip olduğuna işaret etmektedir. Bunun yanında yapılan testlerde B2 tek fazlı yüksek entropili alaşımın, basma altında yaklaşık 1900 MPa kadar akma dayanımı sergilediği rapor edilmiştir [29].

2.10.4. L12 Fazı

L12 fazı YMK kristal yapısında bulunmaktadır. Çok az sayıda yüksek entropili alaşımda bu fazın varlığı tespit edilmiştir ve hakkında yapılan çalışma sayısı oldukça kısıtlıdır. Ancak yapılan çalışmalarda, bu fazın geçiş metallerini içeren alaşım sistemlerinde sıklıkla görüldüğü şeklinde ortak bir çıkarıma varılmıştır. Bu faz az sayıda yüksek entropili alaşımlar içerisinde, Al ve Ni içeren alaşım sistemlerinde

yaygın şekilde görülmektedir. Ancak, Alüminyum elementinin miktarı arttıkça HMK ve B2 fazları oluşacağından, L12 fazının yapıda bulunabilirliği açısından Alüminyum elementinin miktarı önem arz etmektedir [1].

2.11. Nitrürleme

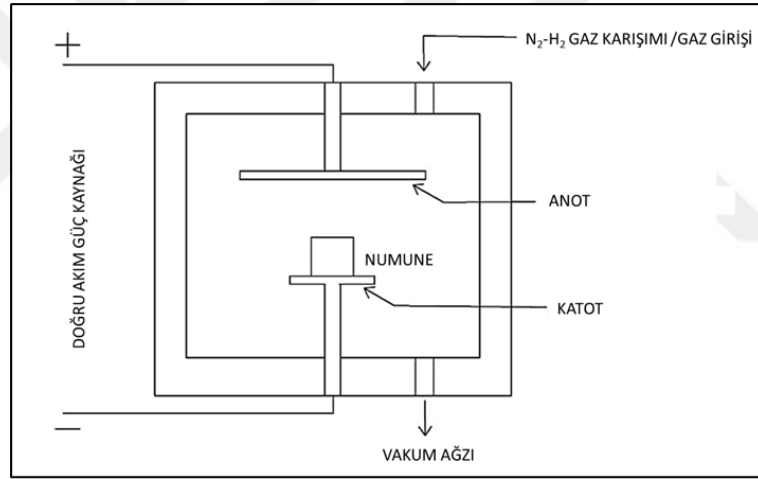
Sertleştirilmiş yüzeyler, yumuşak yüzeylere göre aşınma ve sürtünme etkilerine karşı koymakta daha iyilerdir. Diğer bir deyişle sertleştirilmiş yüzeyler, daha yüksek aşınma direncine sahiptirler. Bu nedenle birçok malzeme, yüzeylerinin istenen sertliğe ulaşmaları amacı ile çeşitli ısı işlemlere tabi tutulmaktadır. Aşınma direncinin artırılması amacıyla uygulanan en yaygın yüzey sertleştirme proseslerinden bir tanesi de nitrürlemedir. Nitrürleme, malzeme yüzeyine azot difüze edilmesi neticesinde yüzey özelliklerinin gelişmesine olanak sağlayan termokimyasal bir proses olarak tanımlanmaktadır. Özellikle çeliklerde yüzey özelliklerini geliştirmek ve çalışma ömrünün artması amacıyla uygulanmaktadır. Nitrürleme neticesinde çelik malzemelerin aşınma, korozyon ve yorulma dayanımları artmaktadır. Nitrürleme yöntemleri, gaz, sıvı, toz, plazma nitrürleme şeklinde farklı gruplara ayrılmaktadır. Bunlara ek olarak, nitrokarbürleme, sülfonitrürleme, sülfonitrokarbürleme, oksinitrürleme gibi detaylı alt gruplar da mevcuttur [30].

2.11.1. Sıvı Nitrürleme

Sıvı nitrürleme, bir diğer adıyla tuz banyosunda nitrürleme 570 °C sıcaklıkta ve ± 10 °C tolerans ile siyanür (CN) banyosunda gerçekleştirilen bir prosestir. Sıvı nitrürleme prosesinde siyanürün ihtiva ettiği karbon sıcaklıkla beraber ayrışarak, azotun difüzyonu esnasında eser miktarda dahi olsa malzeme yüzeyinden içeri difüze olmaktadır. Sıvı nitrürlemede işlem süresi, gaz nitrürlemeye kıyasla oldukça kısadır. 1-10 saat aralığında nitrürleme işlemi gerçekleştirilmektedir. Sıvı nitrürleme hız/zaman avantajının yanında gaz nitrürlemeye göre aşırı temperleme tehlikesi de içermemektedir. Malzeme yüzeyinde nitrürleme yapılırken matris özelliklerinin homojenitesini koruması gereken durumlarda yaygın şekilde sıvı nitrürleme prosesi kullanılmaktadır [30].

2.11.2. Plazma Nitrürleme

Plazma nitrürleme prosesi, sıvı ve gaz nitrürleme proseslerine kıyasla daha kompleks bir prosestir. Donanımsal olarak plazma nitrürleme bazı farklılıkları beraberinde getirmektedir. Proses, 0.1-100 mbar değerine kadar iyi derecede vakum altında soğuk cidarlı bir kaplama ünitesinde gerçekleştirilmektedir. Yüzeyi kaplanacak malzeme katot olarak, yani negatif kutup, kaplama ünitesinin cidarları ise anot olarak görev yapmaktadır. Tüm sistem topraklanmıştır. Yüzeyi nitrürle kaplama işleminde üniteye ilk olarak H_2 gazı ardından H_2-N_2 gazı akıtılmaktadır. Daha sonra, 1000 VDC değerinde doğru akım potansiyeli malzemeye uygulanarak plazma oluşturulmaktadır. İlk etapta gönderilen hidrojen gazı malzeme yüzeyini ısıtır ve 350-600 °C sıcaklıklara ulaşarak temizlik sağlayan bir akkor boşalması meydana getirmektedir. Proseslerin gerçekleştirildiği ünite Şekil 2.8’de şematize edilmiştir.



Şekil 2.8: Plazma nitrürleme ünitesi şematik çizimi [30].

Azot gazının ilavesi neticesinde nitrürleme prosesi başlamaktadır. Plazma nitrürlemeyi etkileyen faktörler arasında plazma gazlarının bileşimi ve akım yoğunluğu başta gelmektedir. Plazma nitrürleme süresi 10 dakika ile 48 saat arasında geniş bir aralığa sahiptir. 48 saatte istenen nitrür tabaka kalınlığına ulaşamadığı takdirde 60 saate varan nitrürleme süresi de yaygın olarak tercih edilmektedir. Malzeme içerisindeki elementlere bağlı olarak nitrürleme süresi ve kalınlık değişkenlik göstermektedir [30]. Plazma nitrürleme diğer nitrürleme tekniklerine kıyasla bazı üstünlüklere sahiptir. En başta plazma nitrürleme işleminin kolay olması, nitrürleme hızının yüksek oluşu, beyaz tabakanın kontrolü, yüksek yorulma mukavemeti, düşük gevreklik, yüksek

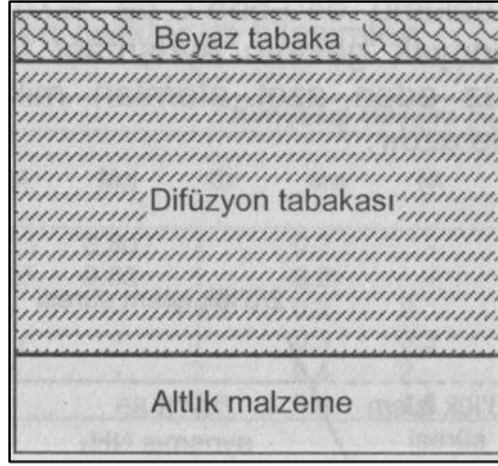
kimyasal azot potansiyeline sahip olan amonyak gazının azot kaynağı olarak kullanılması yaygın olarak tercih edilmektedir. Amonyağın, azot ve hidrojene ayrışması işlemi genellikle dışarıdan ısı uygulanması yolu ile gerçekleştirilmektedir. 500-570 °C sıcaklıklarda amonyak termodinamik olarak kararsız yapıdadır ve denklem 2.12’de belirtildiği gibi ayrışmaktadır [31].



Denklemde mevcut olan azot ve hidrojen atomları termodinamik olarak kararsızdır ve moleküller oluşturmak için diğer atomlarla etkileşime geçerler. Böylelikle nitrürleme işlemi sırasında serbest azot nitrürleme sıcaklığında numune yüzeyine difüze olur ve bu yolla nitrürleme işlemi gerçekleştirilir. Gaz nitrürleme işleminde sıcaklık yükseldikçe azotun difüzyonu doğrudan etkilenir ve sıcaklıkla orantılı şekilde hızlı ve daha derin olmaktadır. Nitrürleme işlemi için optimum sıcaklık numunenin ısı işlem etkisi ile etkilenmediği ve maksimum nitrürlemenin elde edildiği sıcaklıktır [31].

2.11.5. Nitrürlenmiş Yüzeylerin Özellikleri

Nitrürleme işlemi sonrası, genellikle beyaz tabaka şeklinde tabir edilen bileşik bir tabaka ve bu tabaka altında bulunan difüzyon tabakası elde edilmektedir. Şekil 2.10’da nitrürleme sonrası oluşan tabakalar şematize edilmiştir. Nitrür tabaka, malzeme içerisine yayılan azot ve malzemenin matrisinde bulunan elementlerin oluşturduğu kimyasal bileşiklere denilmektedir. Metalik bir numune M_xN_y türünde nitrür bileşikler oluşmaktadır. Bunlar yüksek sertlikte metal nitrürler olarak kategorize edilmektedir. Difüzyon tabakası, Ti, Al, V, Cr, Mo ve W gibi nitrür yapıcı elementlerin metal nitrür şeklinde çökeldiği bölgedir. Malzeme yüzeyleri bu sayede aşınma direnci, korozyon dayanımı, yorulma dayanımı, servis ömrünün uzatılması açısından geliştirilebilmektedir. Aşınma ve korozyon açısından malzeme davranışını beyaz tabaka olarak isimlendirilen bileşik tabaka belirlemektedir. Mekanik özellikler açısından ise difüzyon bölgesi etkin rol oynamaktadır. Beyaz tabakanın porozitesi korozyon dayanımının bel kemiğini oluşturur. Minimize edilmiş porozite, iyileştirilmiş korozyon dayanımını beraberinde getirmektedir [30].



Şekil 2.10: Nitrürlenmiş malzeme kesitinin şematik çizimi [32].

2.11.6. Beyaz Tabaka Kalınlığının Kontrolü

Beyaz tabaka kalınlığını kontrol etmek amacı ile çeşitli yöntemler uygulanmaktadır. Bunlardan bir tanesi; beyaz tabakanın oluşması nitrürleme işlemi esnasında olacağından beyaz tabaka oluşumu engellenmeyerek prosesin doğal şekilde ilerlemesine müsaade edilmektedir. Böylece beyaz tabaka oluşumuna herhangi bir sınırlama getirilmemektedir. Ancak nitrürleme prosesi sonrasında yüzey taşlama işlemi ile beyaz tabaka yapıdan mekanik yollarla uzaklaştırılabilmektedir. Ancak bu yöntemde kullanılan taşlama, hassas bir biçimde gerçekleştirilmesi gerekeceğinden oldukça maliyetlidir. Bunun yanında siyanür çözeltisine alınma yöntemi ile de beyaz tabakayı kimyasal yollardan uzaklaştırmak mümkündür [32]. Bir başka yöntemde ise malzeme kompozisyonu ön plana çıkmaktadır. Malzemenin içerdiği alaşım elementleri ve miktarlarına göre amonyak ve hidrojen gazlarının oranı ayarlanmalıdır. Alaşım elementlerinin miktarına göre azotun yapı içerisindeki difüzyonu kısıtlanır veya tam tersi kolaylaşabilmektedir. Bu nedenle düşük nitrürleme potansiyeline sahip gazların seçimi ile yüzeyde beyaz tabaka oluşumu kısıtlanabilmektedir [32]. Bununla birlikte en az beyaz tabaka oluşan nitrürleme prosesi, plazma nitrürlemedir. Plazma nitrürlemede 2.5-5 µm kalınlığında az miktarda beyaz tabaka elde edilmektedir.

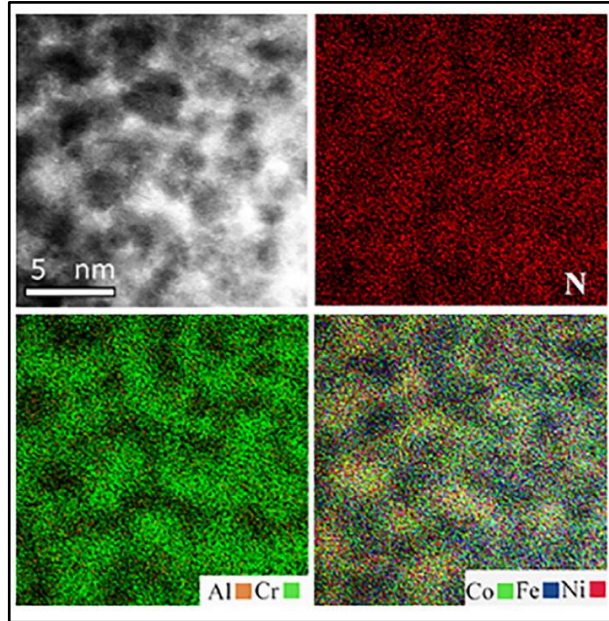
2.11.7. Beyaz Tabakanın Aşınma Direncine Etkisi

Beyaz tabakanın sertliği doğrudan aşınma direncini etkilemektedir. Beyaz tabaka olarak ifade edilen bileşke bölgenin sertliğindeki artış, aşındırıcı parçacıklar yolu ile meydana gelen aşınmaya karşı yüksek direncin oluşmasına katkı sağlamaktadır.

Bununla birlikte beyaz tabaka gözenekli olduğu bilinen bölgelere sahiptir. Aşınma davranışında poroziteli, yani gözenekli bölgede çatlak başlangıcı oluşabilir, bununla beraber bu bölgeden kopan sert parçacıklar nedeni ile aşınma dayanımı olumsuz etkilenebilmektedir. Bu sebeple beyaz tabakada gözenekli bölgenin olması istenmeyen bir durumdur ve minimize edilmesi önem teşkil etmektedir. Bunun yanında beyaz tabakanın beraberinde getirdiği bazı avantajlar da söz konusudur. Beyaz tabakanın gözenekli yapısı sebebiyle yağ tutucu özelliği oldukça iyidir ve bu nedenle yağlama ihtiyacı duyulan uygulamalarda avantaj sağlamaktadır [31].

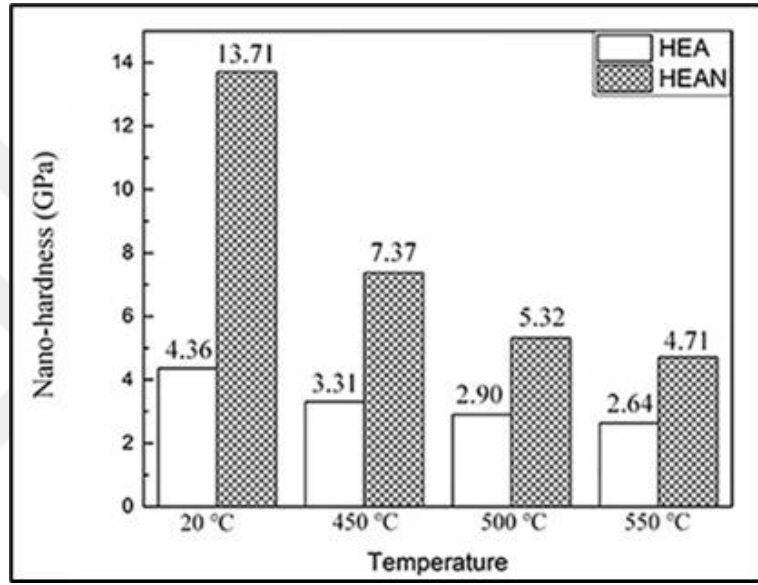
2.11.8. Nitrürlenmiş Yüksek Entropili Alaşımlar ve Özellikleri

Yüksek entropili alaşımlar sundukları avantajlı özelliklerin yanı sıra nitrürlendiklerinde çok daha fazla avantajı beraberinde getirmektedirler. Wandong vd. yaptıkları çalışmada $Al_{0.3}CoCrFeNi$ yüksek entropili alaşımını plazma nitrürleme ile yüzey sertleştirme işlemine tabi tutmuştur. Şekil 2.11’de görülmekte olan alaşıma yapılan haritalama neticesinde nitrürlü bileşiklerin yapıdaki varlığı doğrulanmıştır. Şekil 2.12’de küresel karanlık bölgeler Al ve Cr bakımından zenginleşirken Fe, Co ve Ni elementleri genellikle parlak alanlara dağılmış halde bulunmaktadır [33].



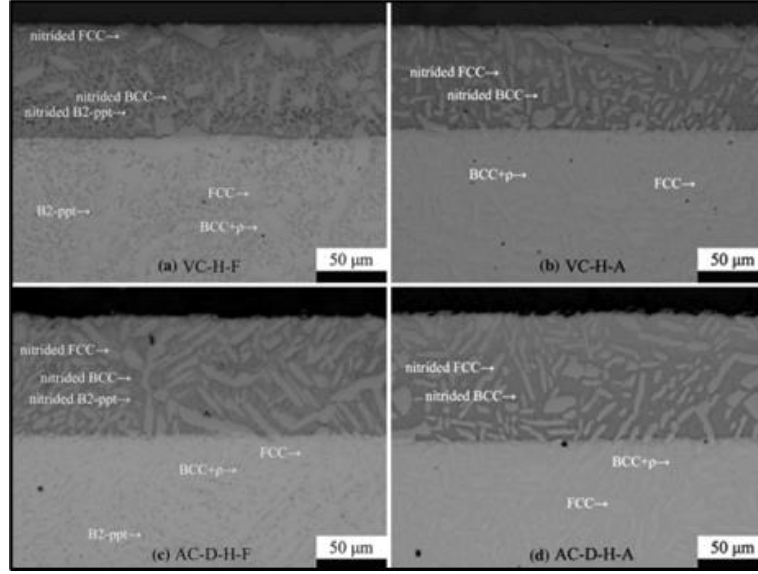
Şekil 2.11: $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alaşımının nitrürleme sonrası haritalama tekniği ile mikroyapı analizi [33].

Azotun mikroyapıdaki dağılımı ise homojeniteye sahiptir. Mikroyapıda Co-Fe-Ni elementlerince zenginleşmiş YMK fazlar ve Al-Cr açısından zenginleşmiş nitrürlü bileşikler rastgele dağılmış olarak görülmektedir. Yapılan nano sertlik sonuçları kayda değer derecede olumludur. Nitrürlenmiş alaşımın sertliği işlem görmemiş alaşımından oldukça yüksektir. Ancak nano sertlik sonuçlarının sıcaklığa bağlı olarak değişkenlik gösterdiği aynı çalışmada rapor edilmiştir. Şekil 2.12’de oda sıcaklığında nitrürlü alaşımın sertliği oldukça yüksekken, yüksek sıcaklıklara çıkıldığında alaşımın sertliğinde önemli ölçüde sertlik düşüşü gözlemlenmektedir [33].



Şekil 2.12: $\text{Al}_{0,3}\text{CoCrFeNi}$ alaşımının sıcaklık-nano sertlik grafiği [33].

Bunun yanında $\text{Al}_{0,3}\text{CrFe}_{1,5}\text{MnNi}_{0,5}$ alaşımının plazma nitrürlenmesi sonucunda elde edilen verilere göre; yaklaşık ortalama 80 μm kalınlığında nitrür tabaka elde edilmiştir. Yapılan sertlik ölçümlerinde yüzeye yakın bölgelerde 1300 Hv yaklaşık sertlik tepe değeri elde edilmiştir. Yapılan XRD analizinde oluşan temel nitrür fazları CrN, AlN ve $(\text{Mn, Fe})_4\text{N}$ olarak tespit edilmiştir. Altlıktan yapılan analizde ise B2 fazı, sigma fazı ve HMK fazı tespit edilmiştir. (B2 fazı Al ve Ni açısından zengin bir fazdır.) Yapılan aşınma testi sonucunda; nitrürlenmiş $\text{Al}_{0,3}\text{CrFe}_{1,5}\text{MnNi}_{0,5}$ alaşımının, nitrürlenmemiş $\text{Al}_{0,3}\text{CrFe}_{1,5}\text{MnNi}_{0,5}$ alaşımına göre, oldukça iyi aşınma direnci gösterdiği tespit edilmiştir [34].

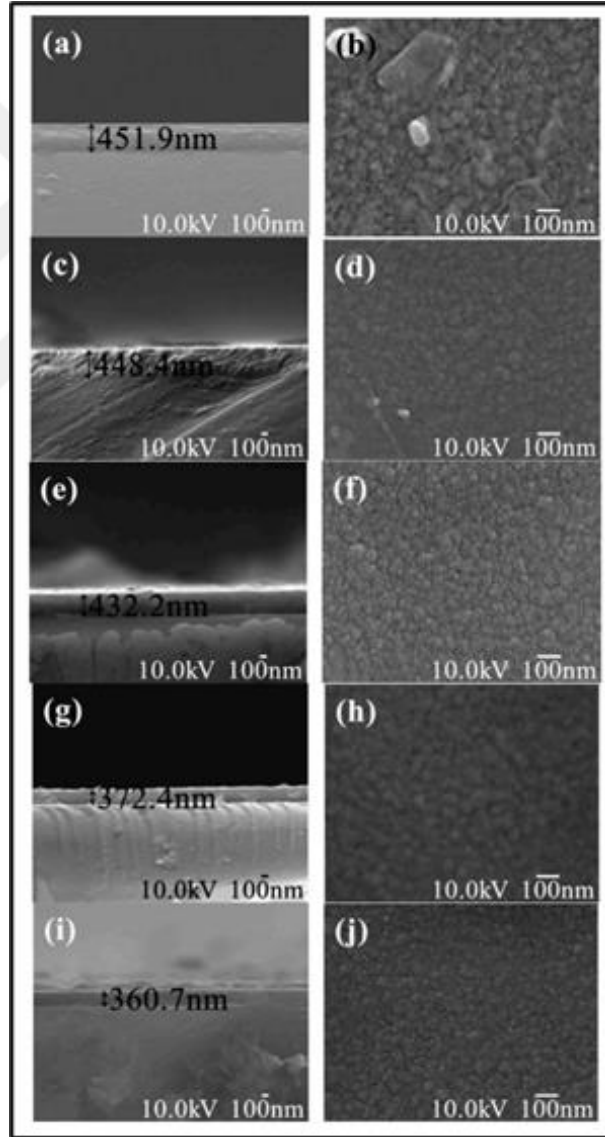


Şekil 2.13: $\text{Al}_{0.5}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ alaşımlarının plazma nitrülenmesi sonucunda elde edilen kesit SEM (taramalı elektron mikroskobu) görüntüleri [34].

Tang vd. yaptığı bir diğer çalışmada $\text{Al}_{0.5}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ alaşımlarının plazma nitrülenmesi ve karakterizasyonu incelenmiştir. Şekil 2.14’de alaşımlara ait kesit mikroyapı görüntüleri görülmektedir. Yaklaşık 75 μm kalınlığında nitrülenmiş tabaka elde edilmiştir ve 1250 Hv maksimum sertlik değerine ulaşılmıştır. Kıyaslama yapılan geleneksel nitrülenmiş çeliklere göre oldukça iyi aşınma direnci gösterdiği yapılan testler sonucu gözlemlenmiştir. XRD (X- ışınları kırınımı) analizinden elde edilen verilere göre nitrür tabakada HMK, YMK, CrN ve Fe_4N fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir [35]. Wang vd. $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ alaşımına plazma nitrüleme yöntemi ile yüzey sertleştirme işlemi uyguladıktan sonra deformasyon davranışını incelemiştir ve yüzeyde nano ölçekte nitrürlerin varlığı tespit edilmiştir. Bu nano-nitrürlerin 1428 Hv maksimum sertlik değerine arttırdığı görülmüştür. $\text{Al}_{1.3}\text{CoCuFeNi}_2$ yüksek entropili alaşımını plazma nitrüleme yöntemi ile nitrürlenmiş ve tribolojik özelliklerini de inceleyen Wang ve ark. döküm halindeki yüksek entropili $\text{Al}_{1.3}\text{CoCuFeNi}_2$ alaşımının YMK ve HMK fazlarını içerdiği, bunun yanında nitrürlü alaşımın ise AlN ve Fe_4N fazlarının nitrürlü tabakada bulunduğu tespit edilmiştir. Nitrürlenme öncesi 340 Hv olan sertlik değeri, nitrürlenme sonrasında 587 Hv sertlik değerine yükselmiştir [36]. Wang vd. çalışmasında nitrülenmiş AlCoCrFeNi’nin mikro yapısı ve aşınma özelliklerini incelemiştir. Döküm mikroyapısında YMK tek faz görülürken, nitrürlenme sonrası AlN, CrN, Fe_4N fazları görülmüştür. Nitrürlenme öncesi 522 HV sertlik değeri

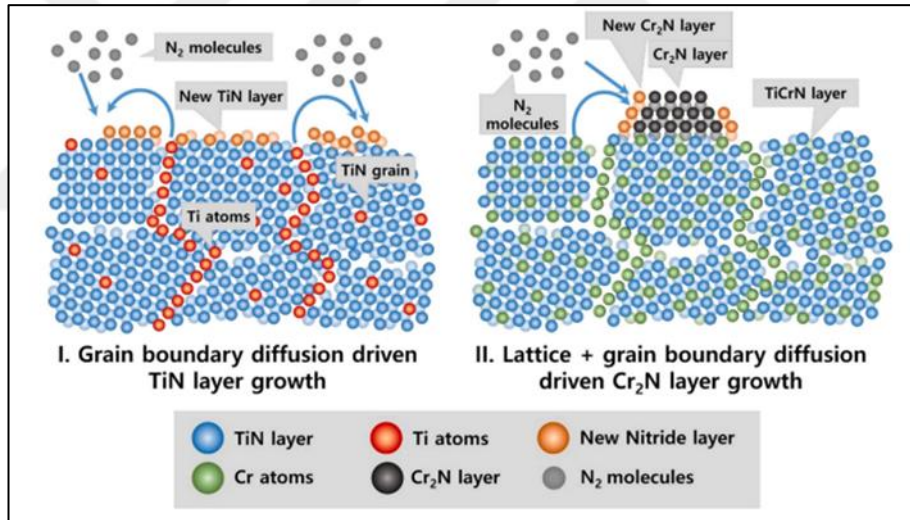
nitürleme sonrasında 720 HV değerine ulaşmıştır. Nitürlenmiş YEA'lar nitürlenmemişlere kıyasla daha iyi aşınma direnci göstermiştir [37].

Ivanov vd. YEA konseptinde nitürlü kaplamalar yaparak bu kaplamaları karakterize etmiştir. Yapılan YEA nitür kaplamaların çok katmanlı yapıdan meydana geldiği ve YMK kristal yapıda ve sütunsal mikroyapıya sahip olduğu tespit edilmiştir. Çok elementli nitür kaplama yapısının normal nitür kaplamalara kıyasla daha yüksek sertlik ve Young modülüne sahip olduğu sonucuna varılmıştır. Ortalama sertlik değeri 5098 HV olup Young modülü değeri ortalama 806 GPa'dır [38]. Chang vd. Manyetik püskürtme yöntemi ile AlCrNbSiTiV yüksek entropili alaşımını nitürleyerek mekanik özelliklerini ve kesici takım performansını incelemiştir.



Şekil 2.14: Kesit ve yüzey için SEM mikrografları (AlCrNbSiTiV)N kaplamaların görünümleri, 25°C (a, b), 100°C (c, d), 200°C (e, f), 300°C (g, h) ve 400°C (i, j) [39].

Kaplama mikroyapısı incelendiğinde sütunsal morfoloji gözlemlenmiştir. Kaplama sertliğinin 100 °C’de 2493 HV değerinde olduğu tespit edilmiştir. Kesici takım performansı incelendiğinde daha az yüzey kusuruna sahip olan kesici takım ucunun yan yüzey aşınmasının da azaldığı görülmektedir [39]. Chen vd. reaktif manyetron sputterlama yöntemiyle üretilen farklı bor içeriklerine sahip yüksek entropi nitrür AlCrNbTiBN kaplamalarını incelemiştir. Bor katkılama ile tane boyutunun küçüldüğü ve tüm kompozisyonlarda YMK yapı olduğunu tespit etmişlerdir. Sertlik değerinin 2549 HV’den 3161 HV’e yükseldiği ve kaplamaların aşınmaya karşı dirençli olduğu tespit edilmiştir [40]. Meng ve Baker 800 ve 1000 °C sıcaklıkta 100 saat boyunca saf azot atmosferinde FeNiMnAlCr yüksek entropili alaşımının nitrürlemiştir. Yüzeyde AlN oluşumu dolayısıyla sertlik artışı gözlemlendiği rapor edilmiştir. Nitrürleme işlemi sonucu matristeki Al atomları yüzeye doğru difüze olarak matris YMK tek fazlı yapıya dönüşmüştür.



Şekil 2.15: Ti ve Cr elementlerinin gözlenen difüzyon yollarının şematik gösterimleri [42].

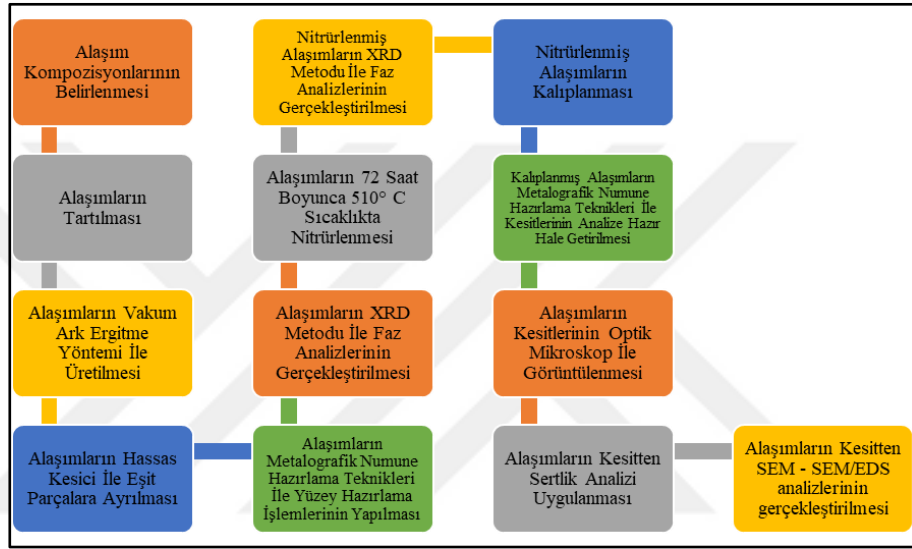
Yapıdaki Cr elementi azotun difüzivitesinde olumlu katkı sağlamıştır [41]. Haq vd. CoCrFeNi_{0.5} YEA tozunun nitrürleme kinetiğini incelemek için 700 ve 900 °C sıcaklıklarda 1-12 saat arasında çalışma yapmıştır. Bu çalışmada yüzeyde nitrürleme işleminin başlamasıyla tercihlili TiN oluşumu gözlemlenmiştir. TiN oluşumu, Ti atomlarının yüzeye difüzyonu ve ardından azot ile reaksiyonu sonucunda gerçekleşmiştir. TiN oluşumu ile nitrürleme sıcaklığı arasında parabolik bağıntı olduğu tespit edilmiştir. Yapılan analizlerde TiN tane sınırları boyunca Ti

katyonlarının dışı doğru hareketi ile oluşum kinetiği açıklanmıştır. Ti difüzyonu dolayısıyla azalan Ti konsantrasyonuna bağlı olarak Cr elementi TiN yapısı boyunca difüzyon gerçekleştirir ve yüzeyde Cr_2N nitrür fazını oluşturur. Yüzeyde hem TiN hem Cr_2N fazının oluşumunun termal ve mekanik özelliklerde iyileşmeye neden olduğu tespit edilmiştir. 700 °C sıcaklıkta 12 saat süre sonunda 0,13 μm kalınlıkta nitrür tabaka oluşumu tespit edilmiştir. Bu kalınlık değeri 800 °C için aynı süre sonunda 0,47 μm olup 900 °C sıcaklıkta 1 saat süre sonunda 0,58 μm 'dir . Bu durum sıcaklıkla olan parabolik bağıntıyı açıklamaktadır [42].



3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu tez çalışması kapsamında, yapılan deneysel çalışmalarda farklı elementlerin yüksek entropili CoCrFeNi alaşımına katkılanması ile oluşacak etkilerin incelenmesi ve bunun yanında katkılı alaşımların nitrürlenmesi üzerine deneysel program belirlenmiştir. Bu bağlamda; yapılan çalışmayı özetleyen iş akışı Şekil 3.1’de ve nitrürlenme parametrelerine ait bilgiler Tablo 3.1’de mevcuttur.



Şekil 3.1: Deneysel çalışmalara ait akış diyagramı.

3.1. Alaşımların Hazırlanması

Alaşımlar katkılama elementi etkisini ve katkılama miktarı etkisinin araştırılması amacıyla CoCrFeNi eş atomik alaşımına katkılama sonucunda oluşacak ötektik ve ötektik altı kompozisyonlar belirlenerek, alaşım sistemleri oluşturulmuştur. Ötektik kompozisyonlar Jiang vd. yaptıkları çalışma neticesinde belirlenmiştir [43]. Ötektik altı kompozisyonlar katkılama miktarı etkisini tespit etmek amacıyla yaklaşık %50 atomik yüzde artırımı yolu ile belirlenmiştir. Bu kapsamda oluşturulan alaşım sistemleri Tablo 3.1’ de verilmiştir.

Tablo 3.1: Alaşımların sistemleri ve teorik kompozisyonları.

Alaşım Adı/Bileşim	%At.				
	Teorik Elementel Dağılım				Katkılama Elementi (X)
	Co	Cr	Fe	Ni	X=(Nb,Ti, Hf,Zr)
CoCrFeNi	25	25	25	25	0
(CoCrFeNi) _{97,6} (Nb) _{2,4}	24,4	24,4	24,4	24,4	2,4
(CoCrFeNi) _{95,27} (Nb) _{4,73}	23,81	23,81	23,81	23,81	4,73
(CoCrFeNi) _{89,52} (Nb) _{10,48}	22,38	22,38	22,38	22,38	10,48
(CoCrFeNi) _{97,5} (Ti) _{2,5}	24,37	24,37	24,37	24,37	2,5
(CoCrFeNi) _{95,18} (Ti) _{4,82}	23,79	23,79	23,79	23,79	4,82
(CoCrFeNi) _{88,97} (Ti) _{11,03}	22,24	22,24	22,24	22,24	11,03
(CoCrFeNi) _{97,6} (Hf) _{2,4}	24,4	24,4	24,4	24,4	2,4
(CoCrFeNi) _{95,25} (Hf) _{4,75}	23,81	23,81	23,81	23,81	4,75
(CoCrFeNi) _{90,5} (Hf) _{9,5}	22,62	22,62	22,62	22,62	9,5
(CoCrFeNi) _{97,57} (Zr) _{2,43}	24,39	24,39	24,39	24,39	2,43
(CoCrFeNi) _{95,24} (Zr) _{4,76}	23,81	23,81	23,81	23,81	4,76
(CoCrFeNi) _{88,85} (Zr) _{11,15}	22,21	22,21	22,21	22,21	11,15

Her bir alaşım için yapılan hesaplamalar neticesinde Sartorius CPA225D marka ve model hassas terazide alaşım elementleri tartılarak, alaşım üretimine hazır hale getirilmiştir. Alaşımların hazırlanmasında; %99,5 saflıkta CAS 7440-48-4 granül Kobalt, %99,99 saflıkta CAS 7440-47-3 granül Krom, %99,99 saflıkta CAS 7439-89-6 granül Demir, %99,9 saflıkta CAS 7440-02-0 çubuk Nikel, %99,99 saflıkta CAS 7440-32-6 çubuk Titanyum, %99,2 saflıkta CAS 7440-67-7 çubuk Zirkonyum, %99,9 saflıkta CAS 7440-03-1 granül Niyobyum ve %97 saflıkta CAS 7440-58-6 çubuk Hafniyum Sigma-Aldrich firmasından temin edilerek, kullanılmıştır. Hassas terazi ile tartılan elementler fiziksel karıştırmanın ardından ark ergitme yöntemi ile alaşımlamaya hazır hale getirilmiştir. Alaşımlar atmosfer kontrollü Edmund Bühler GmbH Turbo.Drive TD20 Classic marka ve model, çift cidarlı vakum ark ergitme sisteminde 2.1×10^{-6} mbar vakuma alındıktan sonra plazma oluşturmak amacıyla 700

mbar, %99.999 saflıkta argon atmosferi oluşturulmuştur. Ark ergitme işlemi çift cidarlı vakum odası içerisinde, su soğutmalı bakır kalıpta gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan alaşımlar, homojen bir karışım elde etmek amacıyla 5 kez yeniden argon atmosferinde ergitilmiş ve 40x10x5 mm ölçülerinde kütükler halinde katılaşması sağlanmıştır.

3.2. Numune Hazırlama

3.2.1. Hassas Kesici

Hazırlanan alaşımlar, Buehler Isomet 1000 marka ve model hassas kesicide 150 rpm dönüş hızında Johnson Brothers Lapidary marka 330-4-14-12 model 114,3 mm çapında, 0,3 mm kalınlığında elmas testere kullanılarak, düşük hızda 10x10x2,5 mm boyutlarında kesilerek boyutlandırılmıştır.

3.2.2. Metalografik Numune Hazırlama

Kesilen numuneleri karakterizasyon analizlerine hazır hale getirebilmek için numunelerin yüzeyleri sırasıyla 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2500, 4000 grit Struers marka SiC aşındırıcı kağıtlar kullanılarak Strues LaboPol-5 marka ve model cihazda zımparalanmıştır. Numune yüzeyleri zımparalamanın ardından Buehler, Lake Bluff alümina parlatma solüsyonu (0,5 µm aşındırıcı parçacık boyutu) kullanılarak, Strues LaboPol-5 marka ve model cihazda parlatıldı. Parlatılan numunelerin yüzeyleri su ile yıkandıktan sonra etil alkol içerisinde ultrasonik banyoda 5 dakika süre ile temizlenmiştir. Yüzeyleri parlatılan numuneler XRD ve SEM analizlerinin ardından nitrürlendikten sonra kesitten incelemek için Struers marka epoksi reçine (12,5 gram) ve Struers marka sertleştirici (1,5 gram) karışımı ile kalıplanmıştır.

3.3. Alaşım Karakterizasyonu

3.3.1. Optik Mikroskop

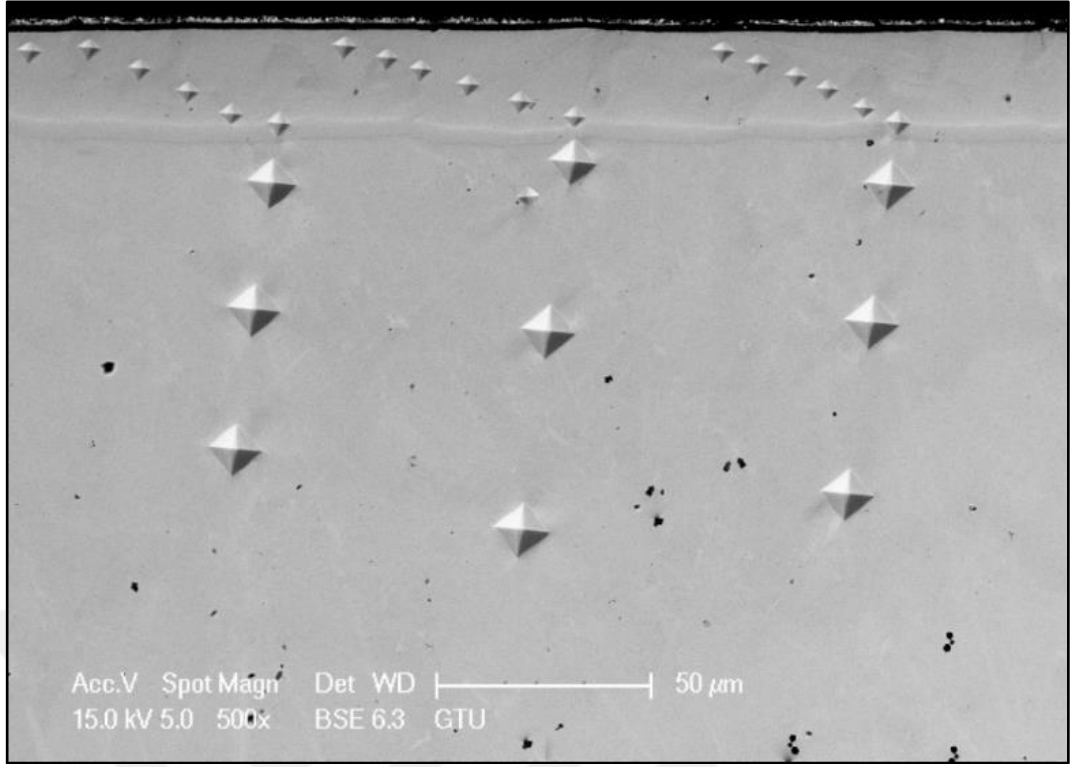
Soğuk kalıplama yöntemi ile epoksi reçine içerisine alınan nitrürlenmiş numuneler gerekli metalografik yüzey hazırlama işlemlerinin ardından Nikon marka optik ışık mikroskobu ile incelenmiştir.

Tablo 3.2: Alaşımların nitrürleme parametreleri

Alaşım Adı	Nitrürleme Parametreleri	
	Süre (Saat)	Sıcaklık (°C)
CoCrFeNi	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{97,6} (Nb) _{2,4}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{95,27} (Nb) _{4,73}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{89,52} (Nb) _{10,48}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{97,5} (Ti) _{2,5}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{95,18} (Ti) _{4,82}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{88,97} (Ti) _{11,03}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{97,6} (Hf) _{2,4}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{95,25} (Hf) _{4,75}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{90,5} (Hf) _{9,5}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{97,57} (Zr) _{2,43}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{95,24} (Zr) _{4,76}	72	510 °C
(CoCrFeNi) _{88,85} (Zr) _{11,15}	72	510 °C

3.3.5. Mikrosertlik Ölçümü

Nitrürleme işleminin ardından, soğuk kalıplama işlemi ile kalıba alınan numuneler, gerekli metalografik yüzey hazırlıklarının sonrasında mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Kalıplanmış numuneler Mitutoyo HM112 marka ve model mikrosertlik cihazı ile kesitten mikrosertlik analizleri yapılmıştır. Difüzyon tabakası ve altlık bölgesinde 5 saniye süre ile 0,02 kg yük uygulanarak 3 µm aralıklarla yüzeyden altlığa doğru mikrosertlik ölçümü gerçekleştirilmiştir. Bu yükten daha yüksek yüklerde beyaz tabakaya yakın bölgelerde, beyaz tabakanın kırılğan, gevrek yapısından dolayı çatlaklar meydana gelmiştir. Mikrosertlik izleri oluşturulduktan sonra, izlerden yola çıkarak Vickers sertlik değerini hesaplamak amacıyla, izlerin köşegen uzunlukları Philips XL30 SFEG marka elektron mikroskobu ile ölçülmüştür.

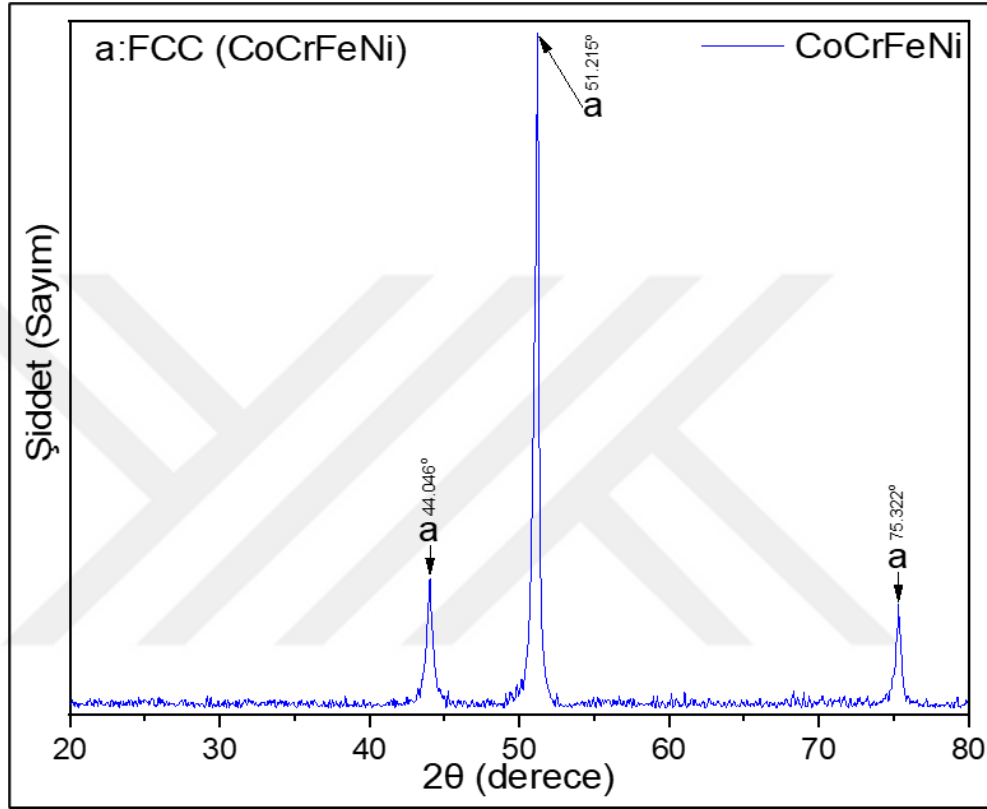


Şekil 3.2: Mikrosertlik testi uygulanan bölgedeki mikrosertlik izleri.

4. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

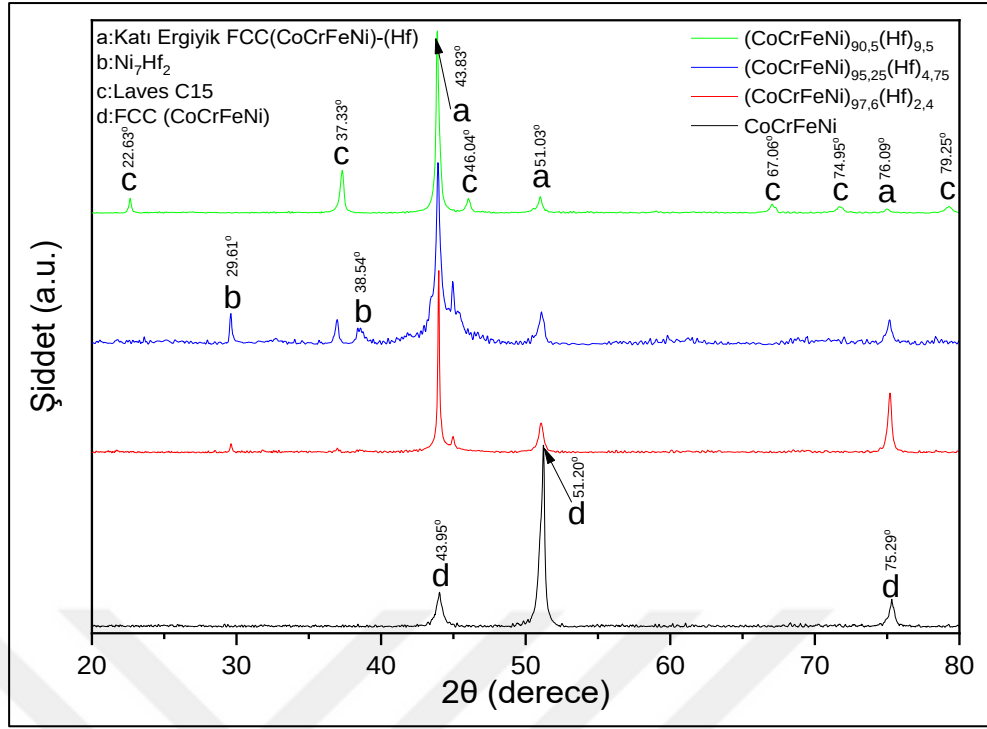
4.1. XRD Analiz Sonuçları

4.1.1. Alaşımların XRD Sonuçları



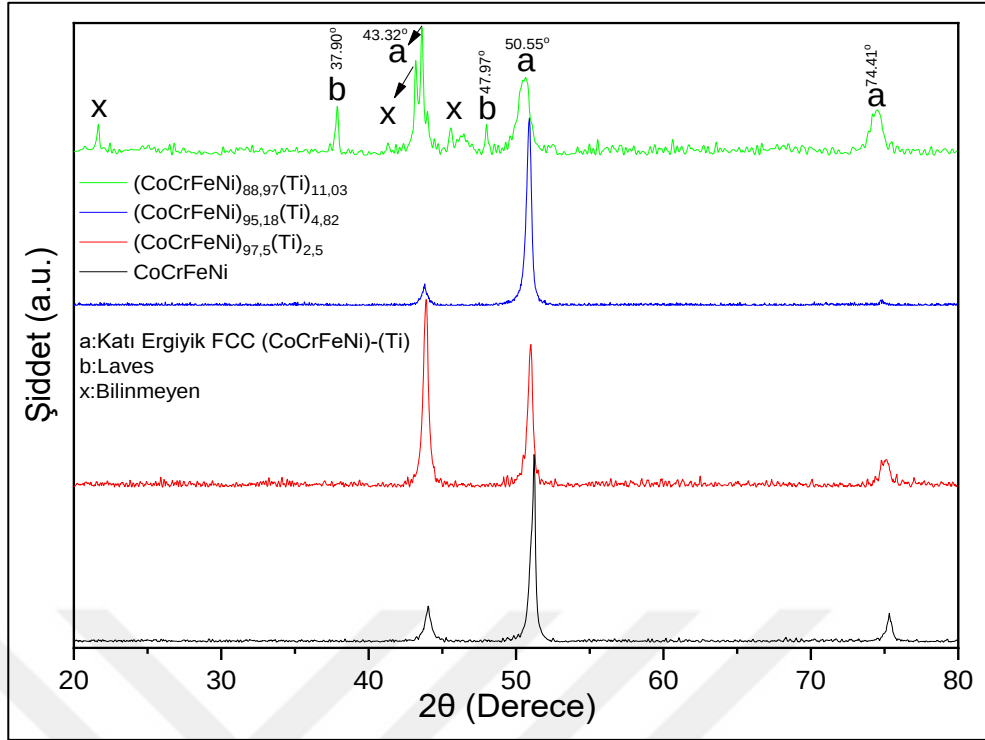
Şekil 4.1: CoCrFeNi alaşımına ait XRD grafiği.

Şekil 4.1’de nitrürleme öncesi, vakum ark ergitme yöntemi ile üretilmiş, CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına ait XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veritabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. Şekil 4.1’de bulunan pikler yüzey merkezli kübik, YMK (CoCrFeNi) (PDF#00-041-0943) fazına aittir [44]. CoCrFeNi eşmolar yüksek entropili alaşımı tek fazlı YMK yapıya sahip katı çözelti olarak kabul edilmektedir.



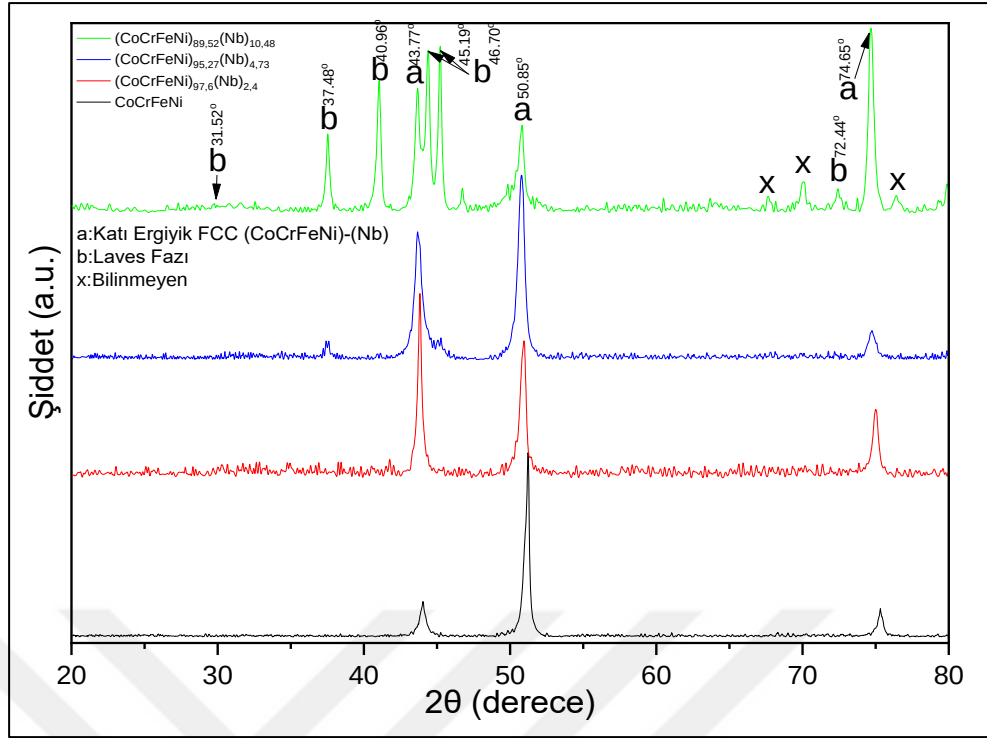
Şekil 4.2: $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Hf})_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.

Şekil 4.2’de nitrürleme öncesi, vakum ark ergitme yöntemi ile üretilmiş, CoCrFeNi alaşımının yanı sıra yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Hf elementi katkılanmış alaşımlara ait XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veritabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Hf})_{2,4}$ ve $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşımlarında Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Hf})$, Ni_7Hf_2 intermetalığı ve Laves C15 fazlarının yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{90,5}(\text{Hf})_{9,5}$ alaşımında ise YMK ve Laves C15 fazlarının yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Hf katkılanması sonucunda XRD piklerinde daha düşük kırınım açılarına kaymalar meydana gelmiştir. Pik kayması, CoCrFeNi kafesine difüze olan Hf atomlarının katı çözelti oluşumuna bağlı olarak kafeste yaptığı genişlemeye atfedilmiştir [45].



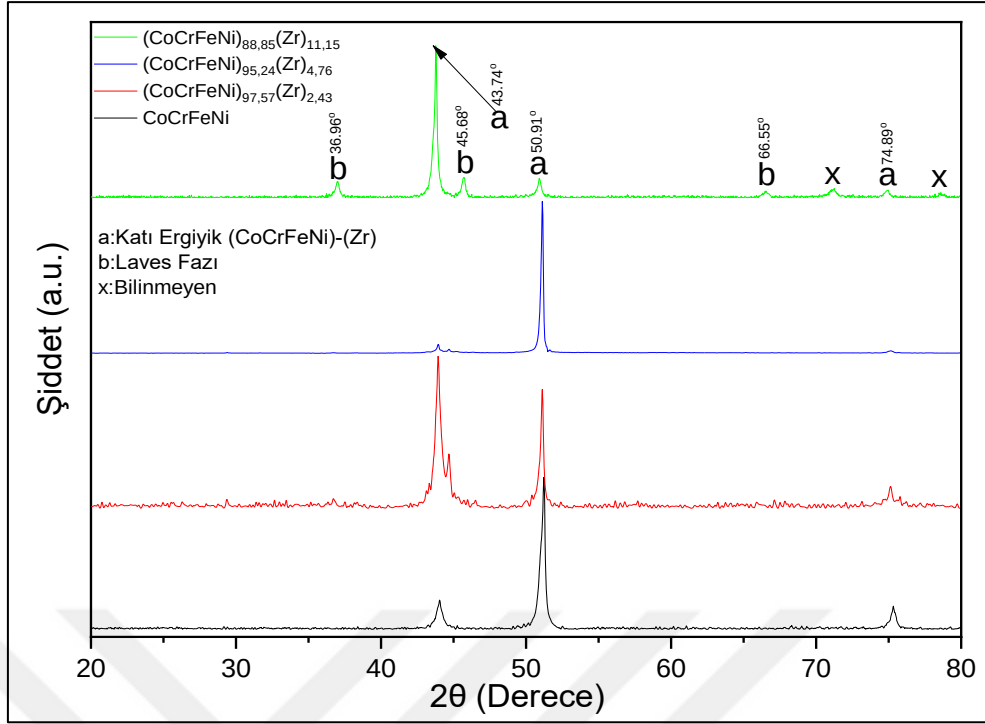
Şekil 4.3: (CoCrFeNi)_x(Ti)_{100-x} alaşımına ait XRD grafiği.

Şekil 4.3'te nitrüleme öncesi, vakum ark ergitme yöntemi ile üretilmiş, CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Ti elementi katkılanmış alaşımlara ait XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veritabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. (CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{2,5} ve (CoCrFeNi)_{95,18}(Ti)_{4,82} alaşımlarının yalnızca Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti) tek fazlı yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Titanyum elementinin miktarı ayrı bir faz oluşturmak için yeterli olmadığı için (CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{2,5} ve (CoCrFeNi)_{95,18}(Ti)_{4,82} alaşımları katı çözelti oluşturarak CoCrFeNi kafesinde Titanyum atomları difüze olarak çözülmüş olup tek fazlı YMK yapı korunmuştur. Tespit edilen fazlar literatür çalışmalarında elde edilen fazlar ile uyumludur [46]. (CoCrFeNi)_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında artan Titanyum elementinin miktarına bağlı olarak Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti), Laves fazı gibi birden çok fazın yapıda bulunduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.4: $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Nb})_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.

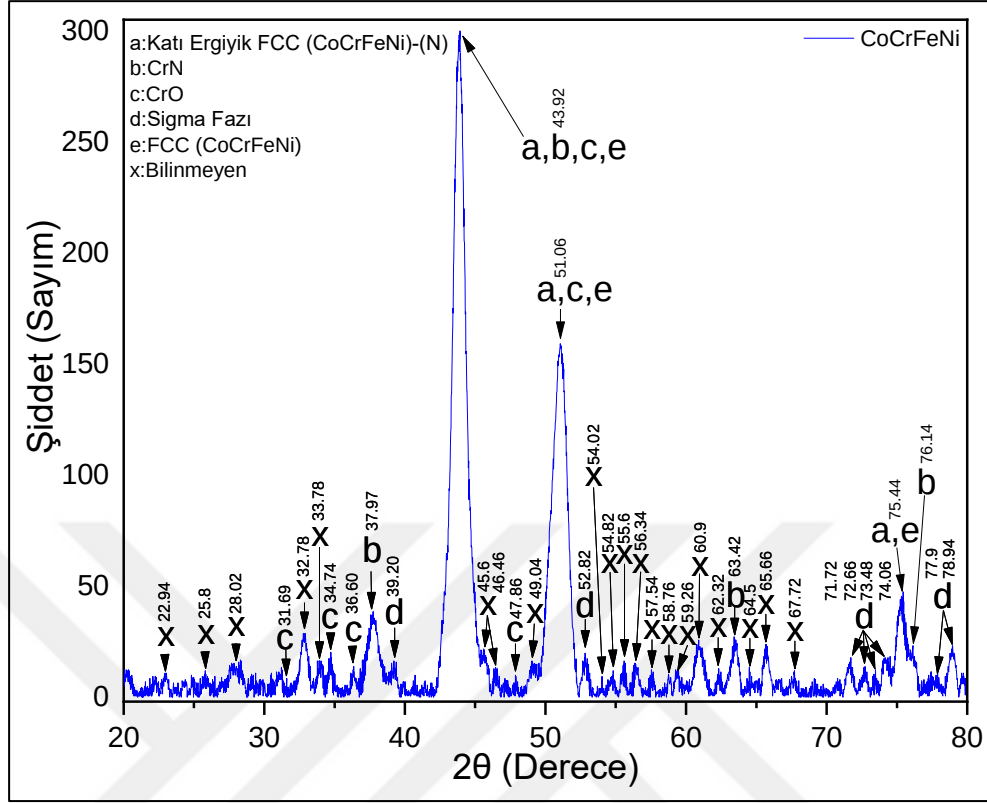
Şekil 4.4'te nitrüleme öncesi, vakum ark eritme yöntemi ile üretilmiş, CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Nb elementi katkılanmış alaşımlara ait XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veri tabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Nb})_{2,4}$, $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ ve $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımlarında Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Nb})$ ve Laves fazı gibi birden çok fazın yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Tespit edilen fazlar literatür çalışmalarında elde edilen fazlar ile uyumludur [47].



Şekil 4.5: (CoCrFeNi)_x(Zr)_{100-x} alaşımına ait XRD grafiği.

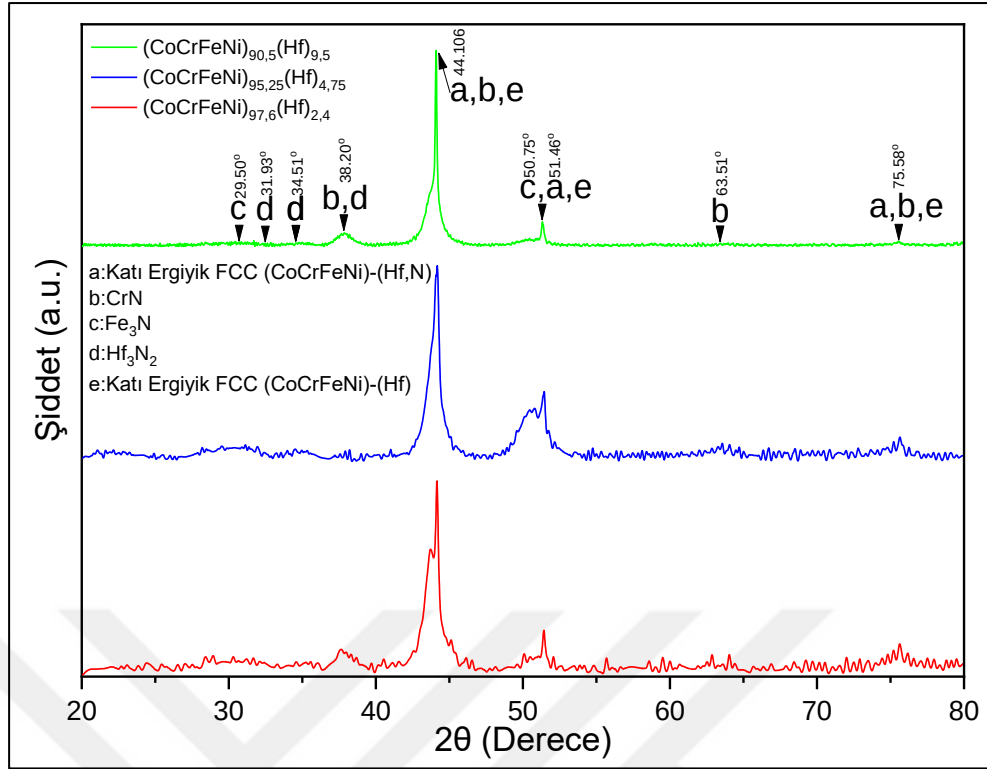
Şekil 4.5'te nitrüleme öncesi, vakum ark ergitme yöntemi ile üretilmiş, CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Zr elementi katkılanmış alaşımlara ait XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veri tabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. (CoCrFeNi)_{95,57}(Zr)_{2,43}, (CoCrFeNi)_{95,24}(Zr)_{4,76} ve (CoCrFeNi)_{88,85}(Zr)_{11,15} alaşımında Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Zr) ve Laves gibi birden çok fazın yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Tespit edilen fazlar literatür çalışmalarında elde edilen fazlar ile uyumludur [48], [49].

4.1.2. Nitr rl nmiş Alayımların XRD Sonuçları



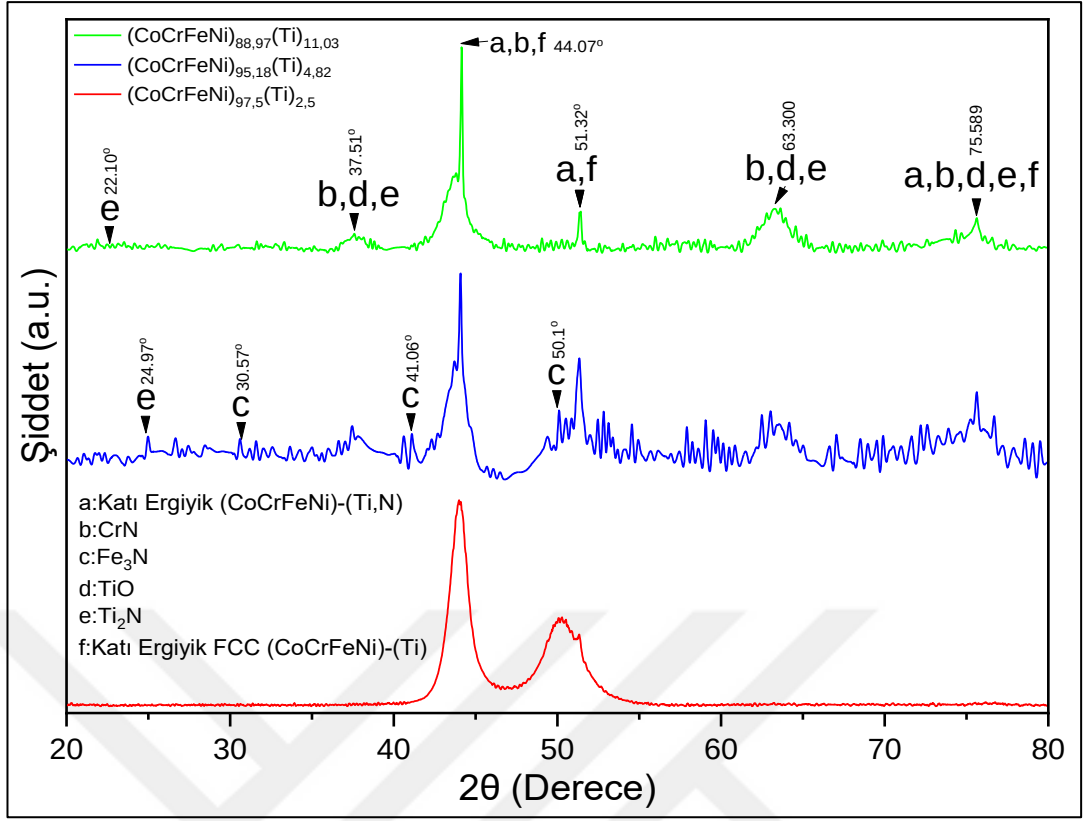
şekil 4.6: Nitr rl nmiş CoCrFeNi alayımına ait XRD grafiği.

şekil 4.6'da nitrürleme sonrası, CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alayımına ait XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veri tabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(N), CrN (PDF#00-011-0065), CrO (PDF#00-008-0254), Sigma fazı gibi birden çok fazın yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Gaz nitrürleme prosesinden kaynaklı Krom Oksit oluşumu tespit edilmiş olup bununla birlikte Krom Nitrür oluşumu da tespit edilmiştir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(N) fazı, CoCrFeNi YMK kafes yapısına Azot katkılanması ile oluşan katı    ltiyi ifade etmektedir. YMK (CoCrFeNi) fazı nitrür katmanın altında bulunan alayım matrisinden toplanan sinyaller neticesinde tespit edilmiştir. Nitr rl nmemiş alayım ile kıyaslandığında piklerde kayma ve genişleme tespit edilmiş olup bunun sebebi nitrürleme dolayısıyla Azot atomlarının yapıya difüze olarak katı    lti oluşturması ve kristal kafeste oluşan gerilmelerden kaynaklıdır [50].



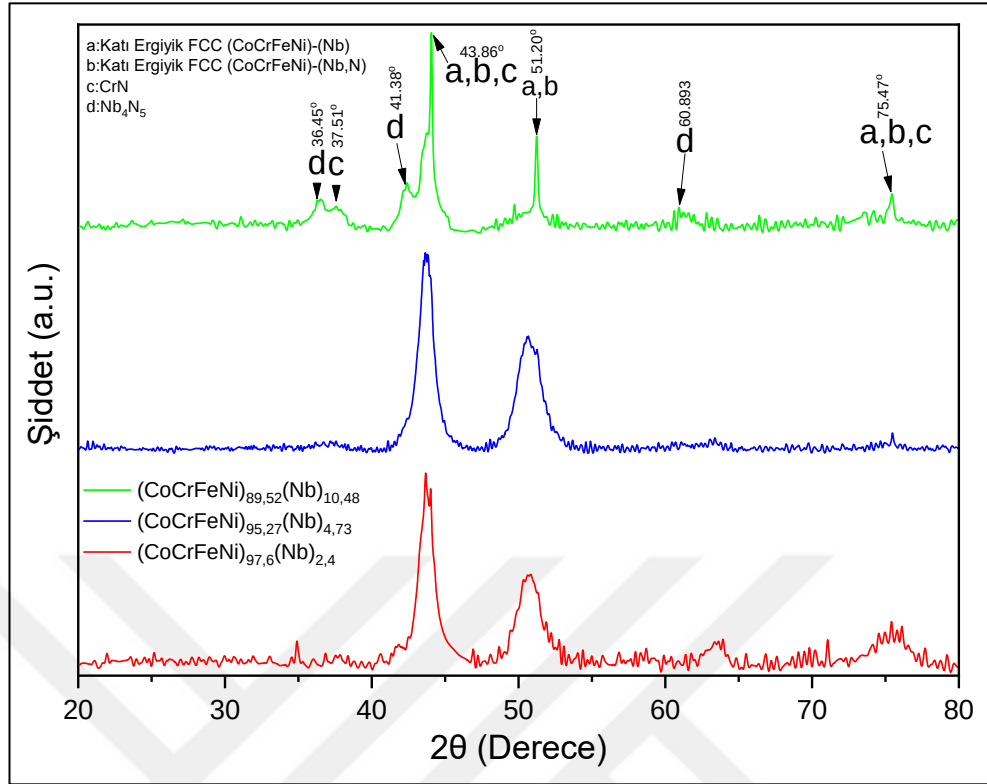
Şekil 4.7: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Hf})_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.

Şekil 4.7’de CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Hf elementi katkılanmış alaşımlara ait nitrüleme sonrası XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veri tabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. Tüm alaşımlarda Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf) fazı XRD analizi sırasında tabaka kalınlığına bağlı olarak alaşım matrisinden sinyal toplanması neticesinde tespit edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Hf})_{2,4}$ alaşımında, Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N), CrN (PDF#00-011-0065), Fe_3N (PDF#00-049-1664), $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşımında, Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N), CrN (PDF#00-011-0065), Fe_3N (PDF#00-049-1664) ve $(\text{CoCrFeNi})_{90,5}(\text{Hf})_{9,5}$ alaşımında, Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N), CrN (PDF#00-011-0065), Fe_3N (PDF#00-049-1664) ve Hf_3N_2 (PDF#00-023-1097) fazlarının yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Diğer alaşımlardan farklı olarak $(\text{CoCrFeNi})_{90,5}(\text{Hf})_{9,5}$ alaşımında Hafniyum Nitrür olduğu tespit edilmiştir. Tüm alaşımlarda Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N) fazı, CoCrFeNi-(Hf) YMK kafes yapısına Azot katkılanması ile oluşan katı çözeltiyi ifade etmektedir.



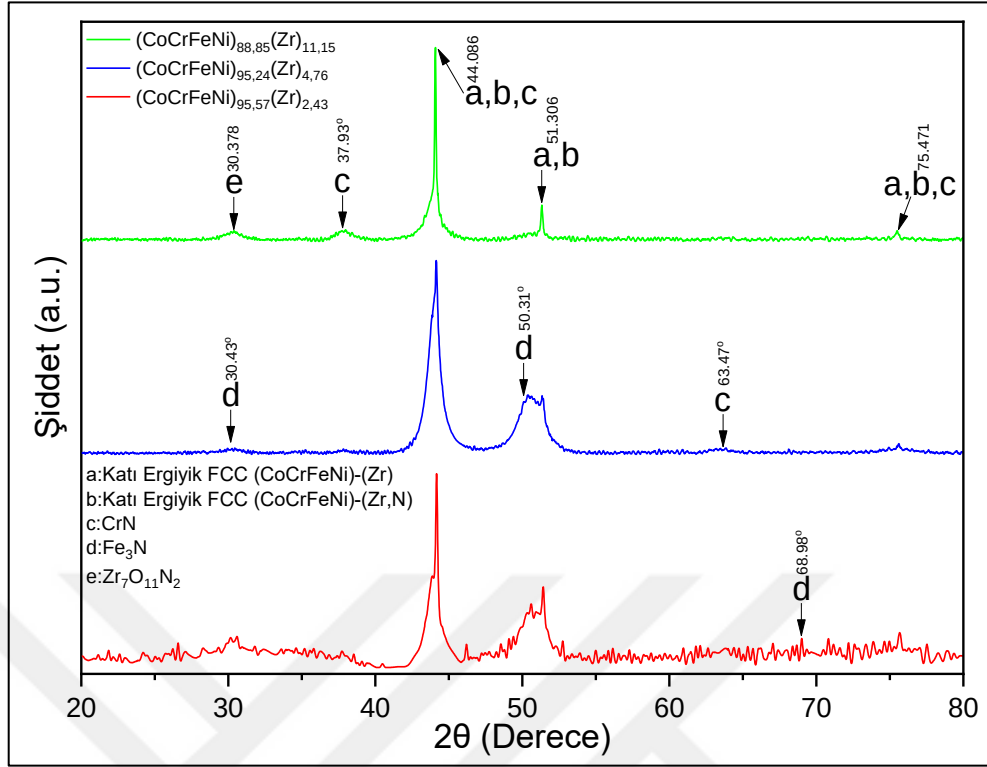
Şekil 4.8: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Ti})_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.

Şekil 4.8’de CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Ti elementi katkılanmış alaşımlara ait nitrüleme sonrası XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veri tabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. Tüm alaşımlarda Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti) fazı XRD analizi sırasında tabaka kalınlığına bağlı olarak alaşım matrisinden sinyal toplanması neticesinde tespit edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{2,5}$ alaşımında Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti,N), $(\text{CoCrFeNi})_{95,18}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımında, Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti,N), CrN (PDF#00-011-0065), Fe_3N (PDF#00-049-1664), TiO (PDF#00-008-0117), Ti_2N (PDF#00-023-1455) ve $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımında Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti,N), CrN (PDF#00-011-0065), TiO (PDF#00-008-0117), Ti_2N (PDF#00-023-1455) gibi birden çok fazın yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Yapıdaki Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti,N), (CoCrFeNi)-(Ti) YMK kafes yapısına Azot katkılanması ile oluşan katı çözeltiliyi ifade etmektedir. $(\text{CoCrFeNi})_{95,18}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımında Krom ve Demir Nitrür oluşumu gözlemlenmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımında artan Titanyum element konsantrasyonuna bağlı olarak Titanyum Nitrür oluştuğu ve Demir Nitrür oluşmadığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.9: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Nb})_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.

Şekil 4.9’da CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Nb elementi katkılanmış alaşımlara ait nitrüleme sonrası XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veri tabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. Tüm alaşımlarda Kıta Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb) fazı XRD analizi sırasında tabaka kalınlığına bağlı olarak alaşım matrisinden sinyal toplanması neticesinde tespit edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Nb})_{2,4}$ ve $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşımında Kıta Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb,N), CrN (PDF#00-011-0065), $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımında ise Kıta Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb,N), CrN (PDF#00-011-0065), Nb_4N_5 (PDF#00-051-1327) gibi birden çok fazın yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Artan Niyobyum elementi konsantrasyonuna bağlı olarak $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımında Niyobyum Niyobyum Nitrür oluşumu gözlemlenmiştir. Yapıdaki Kıta Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb,N), (CoCrFeNi)-(Nb) YMK kafes yapısına Azot katkılanması ile oluşan kıta çözeltiyi ifade etmektedir.

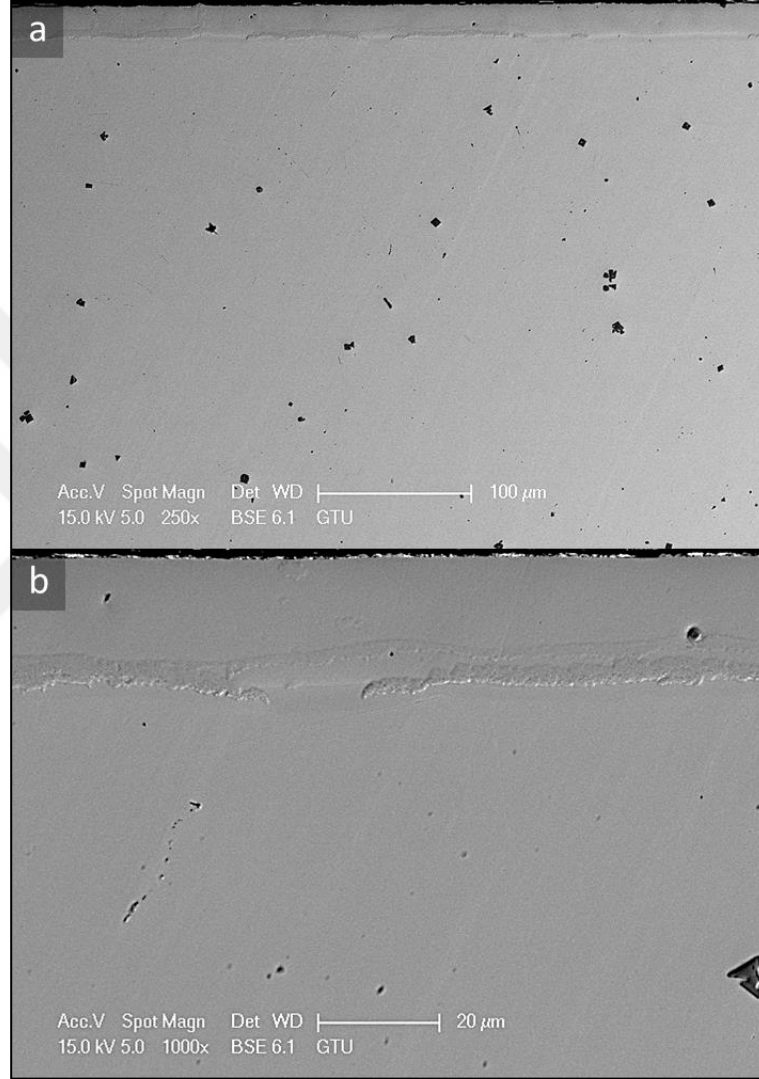


Şekil 4.10: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Zr})_{100-x}$ alaşımına ait XRD grafiği.

Şekil 4.10'da CoCrFeNi eşatomik yüksek entropili alaşımına farklı oranlarda Zr elementi katkılanmış alaşımlara ait nitrüleme sonrası XRD deseni verilmiştir. XRD pikleri veri tabanındaki XRD desenleri ile eşleştirilerek piklerin hangi fazlara ait olduğu analiz edilmiştir. Tüm alaşımlarda Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr})$ fazı XRD analizi sırasında tabaka kalınlığına bağlı olarak alaşım matrisinden sinyal toplanması neticesinde tespit edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{95,57}(\text{Zr})_{2,43}$ ve $(\text{CoCrFeNi})_{95,24}(\text{Zr})_{4,76}$ alaşımında, Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr},\text{N})$, CrN (PDF#00-011-0065), Fe_3N (PDF#00-049-1664), $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımında, Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr},\text{N})$, CrN (PDF#00-011-0065), $\text{Zr}_7\text{O}_{11}\text{N}_2$ (PDF#00-048-1637) gibi birden çok fazın yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{95,57}(\text{Zr})_{2,43}$ ve $(\text{CoCrFeNi})_{95,24}(\text{Zr})_{4,76}$ alaşımında Demir Nitrür fazı tespit edilirken, artan Zirkonyum elementi konsantrasyonuna bağlı olarak, $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımlarında Demir Nitrür oluşmadığı bunun yerine Zirkonyum OksiNitrür oluşumu gözlemlenmiştir. Yapıdaki Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr},\text{N})$, $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr})$ YMK kafes yapısına Azot katkılanması ile oluşan katı çözeltiyi ifade etmektedir.

4.2. Nitr rl nmiş Alayımların Kesit SEM Görüntüleri

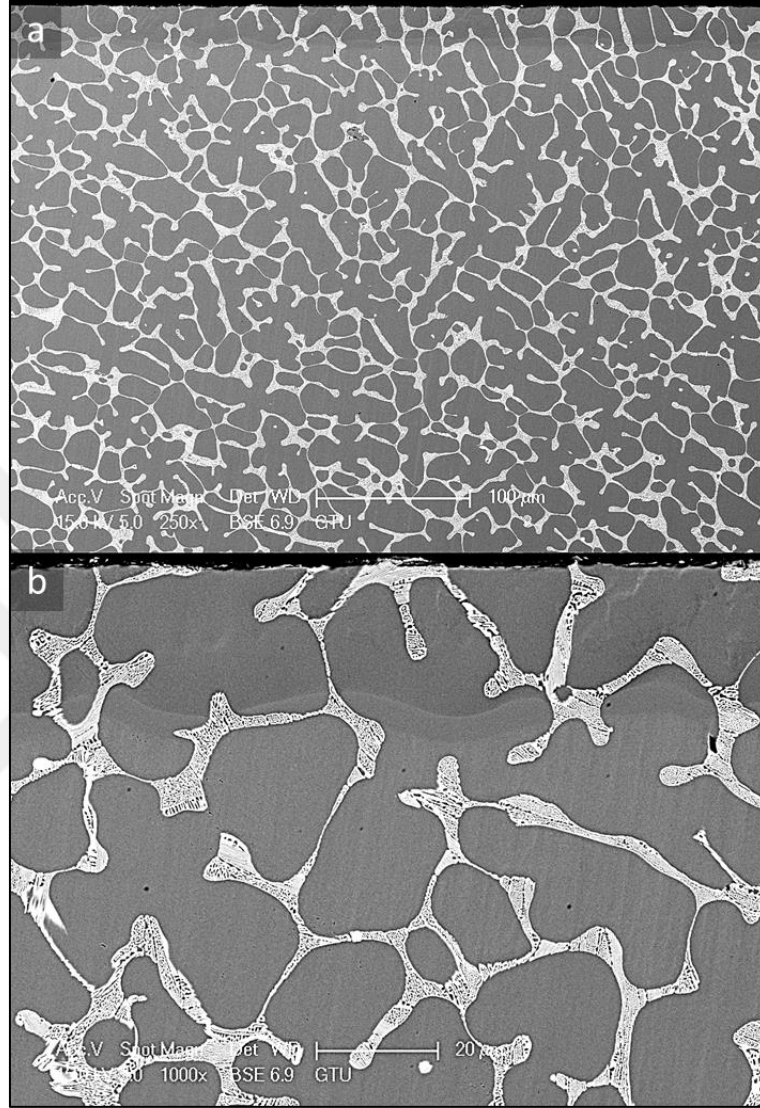
şekil 4.11-4.23’de izotermal 510  C, 72 saat gaz nitrürleme işlemine tabi tutulan alayımların kesitinin SEM ile incelemesi sonucu elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



şekil 4.11: Nitr rl nmiş CoCrFeNi alayımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

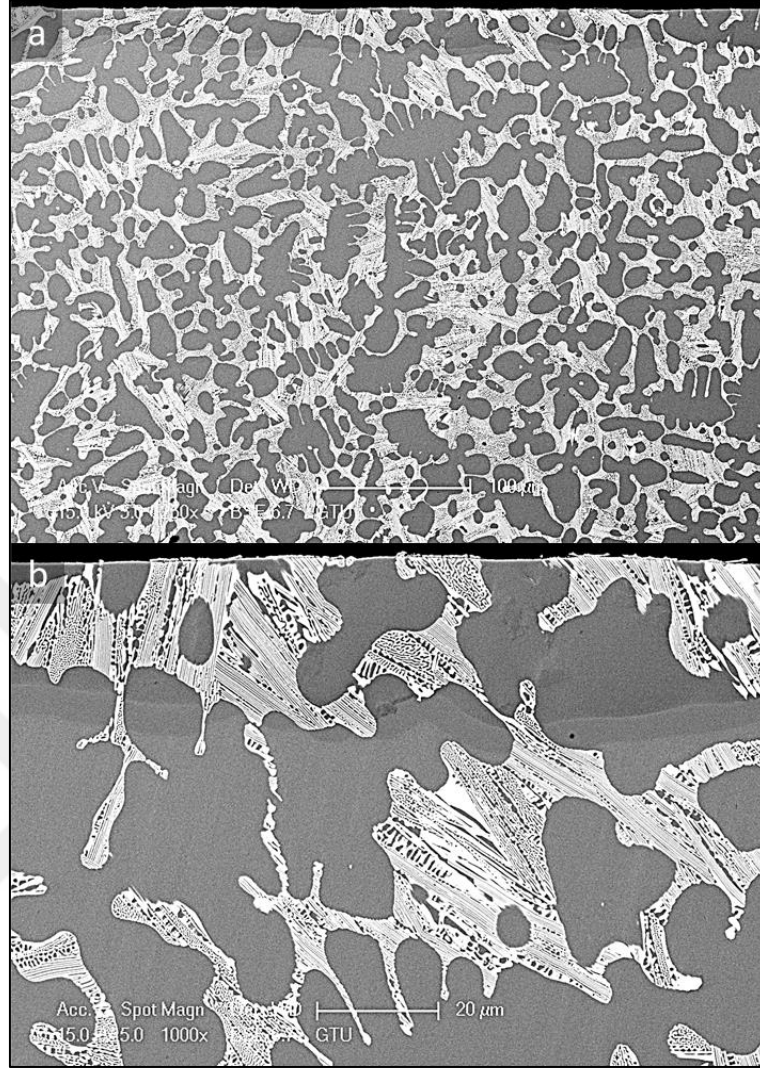
şekil 4.11’de CoCrFeNi alayımının nitrürleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrürleme sonrası görülen Beyaz Tabaka, ortalama 0,67  m ($\pm 0,17$) olup, Difüzyon tabakası ortalama 22,29  m ($\pm 1,46$) kalınlığa sahiptir. Beyaz tabakanın numune hazırlama işlemleri sırasında bölgesel olarak dökülerek sürekliliğini yitirdiği bölgeler mevcuttur. Mikroyapıda  okeltiler veya intermetaliklerin oluşmadığı ,

literatürdeki çalışmalarda da difüzyon tabakasının altında kalan matriste tek fazlı yapı elde edilmiştir [51].



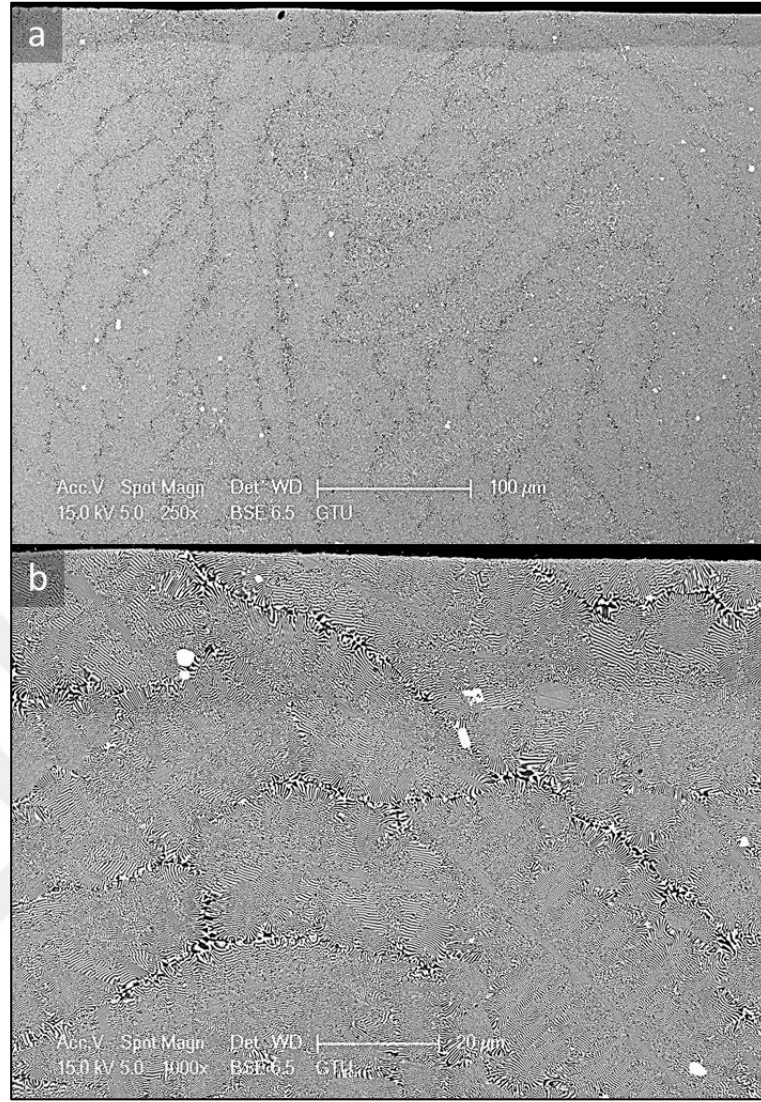
Şekil 4.12: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Hf})_{2,4}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.12’de $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Hf})_{2,4}$ alaşımının nitrüleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrüleme sonrası görülen Beyaz Tabaka, ortalama $0,85 \mu\text{m}$ ($\pm 0,4$) olup, Difüzyon tabakası ortalama $27,51 \mu\text{m}$ ($\pm 1,52$) kalınlığa sahiptir. Beyaz tabakanın numune hazırlama işlemleri sırasında bölgesel olarak dökülerek sürekliliğini yitirdiği bölgeler mevcuttur. Difüzyon bölgesinin altında, matriste bulunan parlak beyaz ötektik morfolojideki bölgeler Laves Fazı olarak tanımlanan bölgelerdir [22], [25], [26]. Yüzeyden ortalama $28,36 \mu\text{m}$ ($1,92$) aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Hf})_{2,4}$ alaşım matrisi görülmektedir.



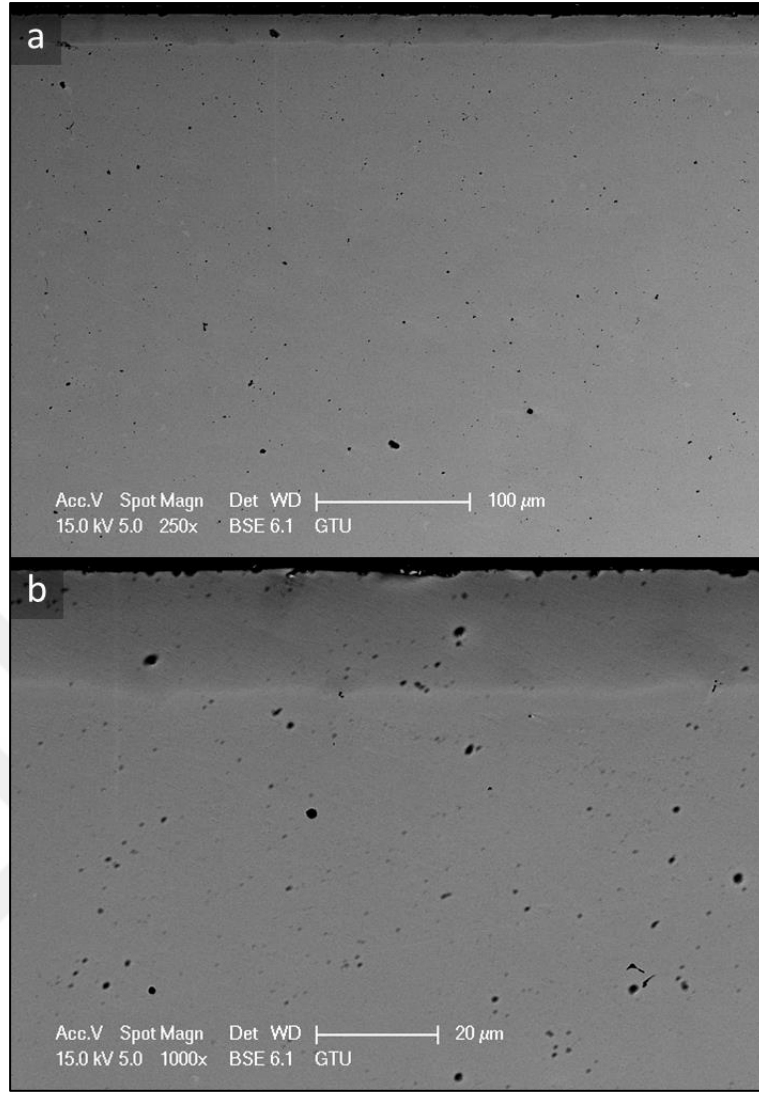
Şekil 4.13: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.13'te $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşımının nitrürleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrürleme sonrası görülen Beyaz Tabaka, ortalama $0,42 \mu\text{m}$ ($\pm 0,1$), difüzyon tabakası ortalama $28,43 \mu\text{m}$ ($\pm 2,12$) kalınlığa sahiptir. Beyaz tabakanın numune hazırlama işlemleri sırasında bölgesel olarak dökülerek sürekliliğini yitirdiği bölgeler mevcuttur. Difüzyon bölgesinin altında, matriste bulunan parlak beyaz ötektik morfolojideki bölgeler Laves fazı olarak tanımlanan bölgelerdir. Yüzeyden ortalama $28,85 \mu\text{m}$ ($\pm 2,22$) aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşım matrisi görülmektedir.



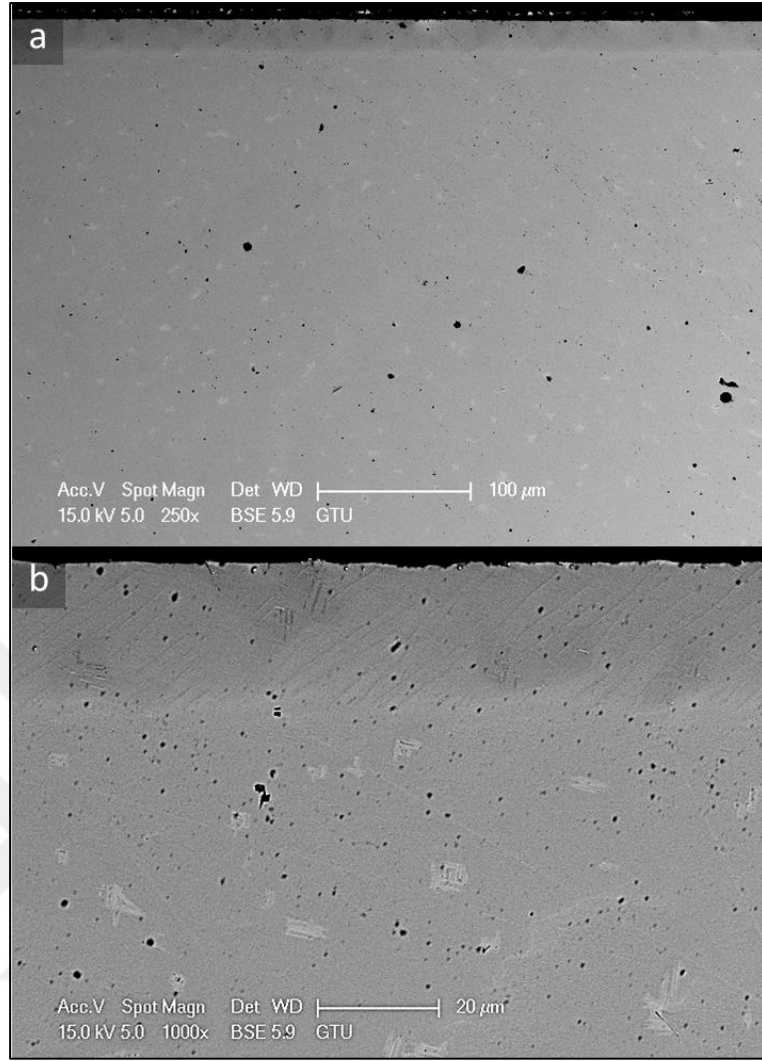
Şekil 4.14: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{90,5}(\text{Hf})_{9,5}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.14'te $(\text{CoCrFeNi})_{90,5}(\text{Hf})_{9,5}$ alaşımının nitrüleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrüleme sonrası görülen Beyaz Tabaka, ortalama $0,31 \mu\text{m}$ ($\pm 0,07$), difüzyon tabakası ortalama $24,53 \mu\text{m}$ ($\pm 2,63$) kalınlığa sahiptir. Beyaz tabakanın numune hazırlama işlemleri sırasında bölgesel olarak dökülerek sürekliliğini yitirdiği bölgeler mevcuttur. Difüzyon bölgesinin altında, matriste bulunan parlak beyaz ötektik morfolojideki bölgeler Laves fazı olarak tanımlanan bölgelerdir. Yüzeyden ortalama $24,84 \mu\text{m}$ ($\pm 2,7$) aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{90,5}(\text{Hf})_{9,5}$ alaşım matrisi görülmektedir. Alaşım kesit morfolojisi incelendiğinde tamamiyle ötektik morfolojiye sahip olduğu görülmektedir.



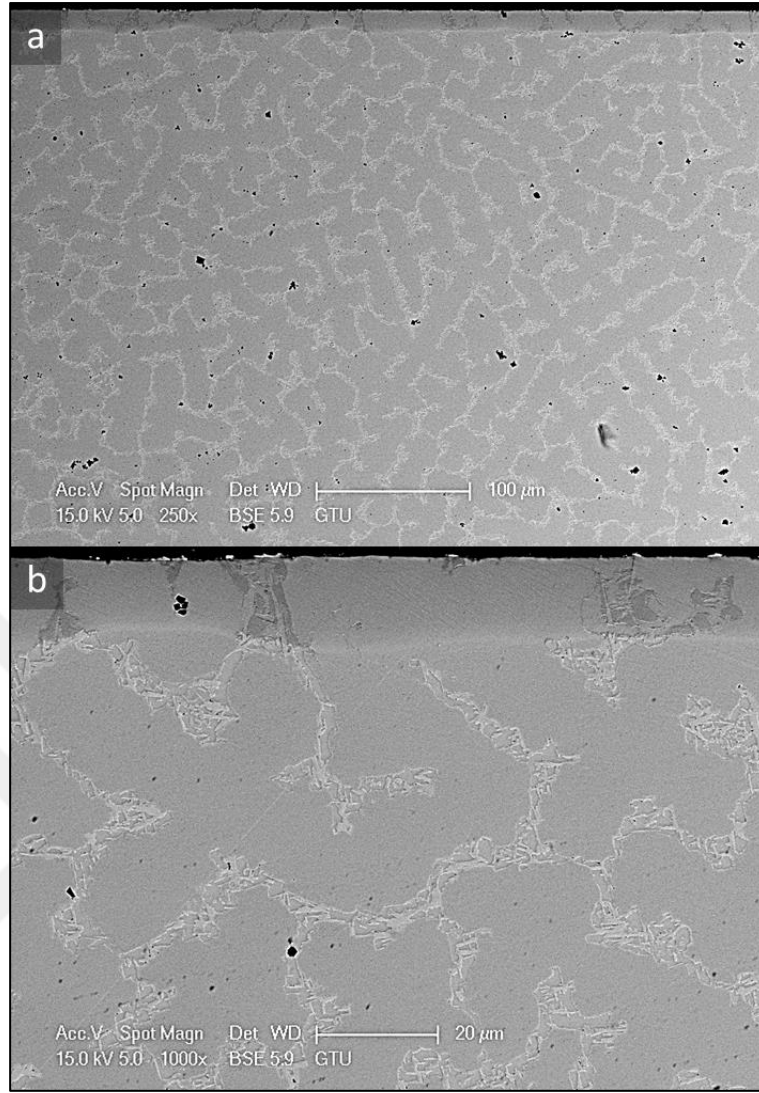
Şekil 4.15: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{2,5}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.15’te $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{2,5}$ alaşımının nitrürleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Katı çözelti alaşım tek fazlı morfolojiye sahiptir. Nitrürleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirdiği için kalınlık ölçümü gerçekleştirilememiştir. Difüzyon tabakası ortalama $19,28 \mu\text{m} (\pm 0,82)$ kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $19,28 \mu\text{m} (\pm 0,82)$ aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{2,5}$ alaşım matrisi görülmektedir.



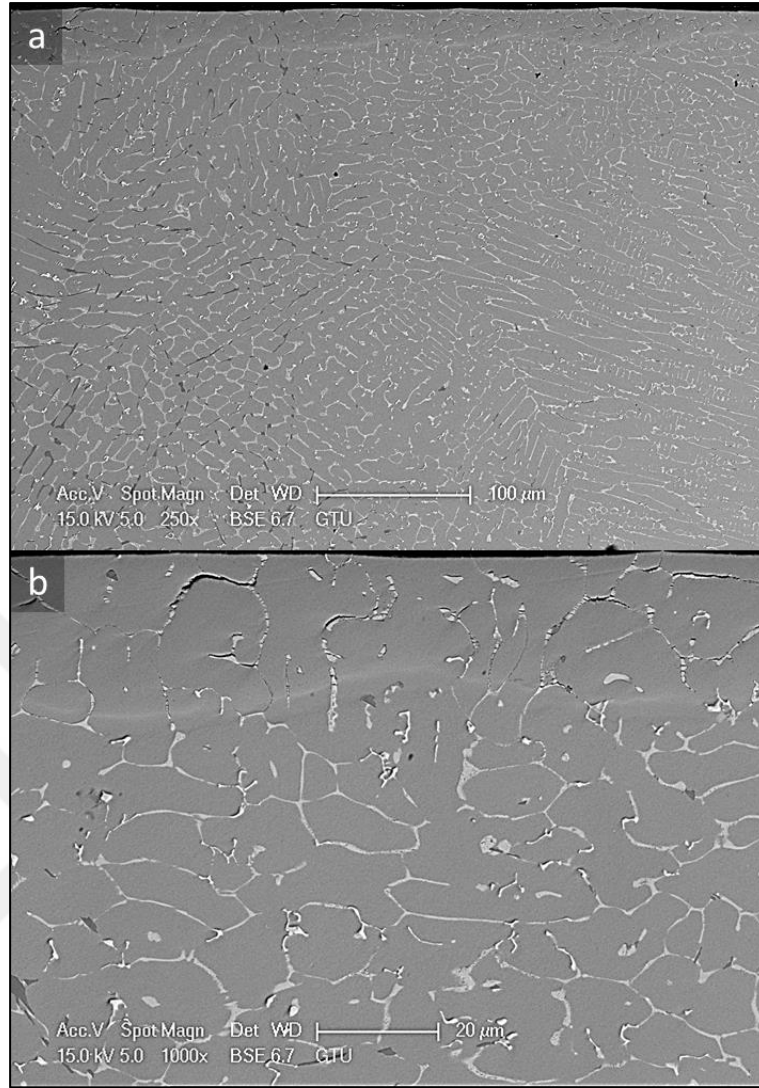
Şekil 4.16: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.16’da $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımının nitrüleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrüleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirdiği için kalınlık ölçümü gerçekleştirilememiştir. Difüzyon tabakası ortalama $23,03 \mu\text{m} (\pm 1,29)$ kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $23,03 \mu\text{m} (\pm 1,29)$ aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşım matrisi görülmektedir.



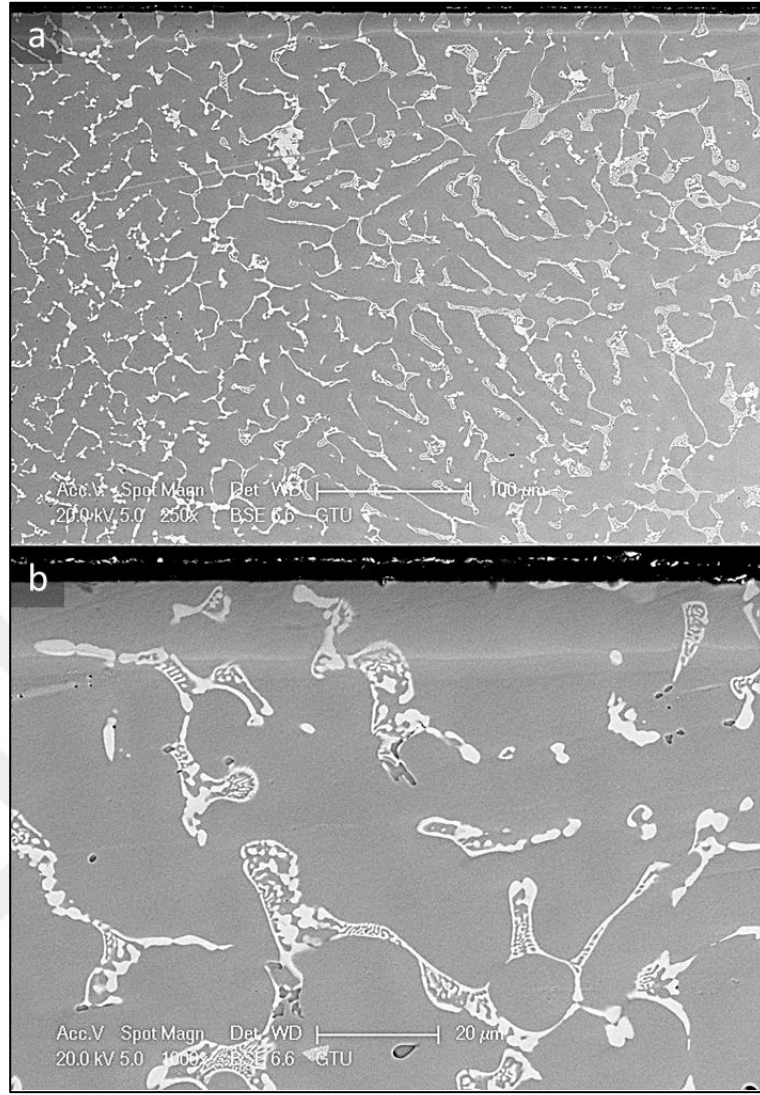
Şekil 4.17: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.17’de $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımının nitrürleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrürleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirmiş olup, dökülmeyen bölgelerden yapılan ölçümlerde ortalama $0,45 \mu\text{m}$ ($\pm 0,17$) kalınlığa sahiptir. Difüzyon tabakası ise ortalama $13,33 \mu\text{m}$ ($\pm 1,79$) kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $13,78 \mu\text{m}$ ($\pm 1,96$) aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşım matrisi görülmektedir. Difüzyon bölgesindeki koyu çökeltiler ve alaşım matrisinde görülen parlak beyaz çökeltiler Laves fazı olarak tanımlanan bölgelerdir. Difüzyon bölgesindeki siyah çökelti kümelenmeleri tespit edilmiştir.



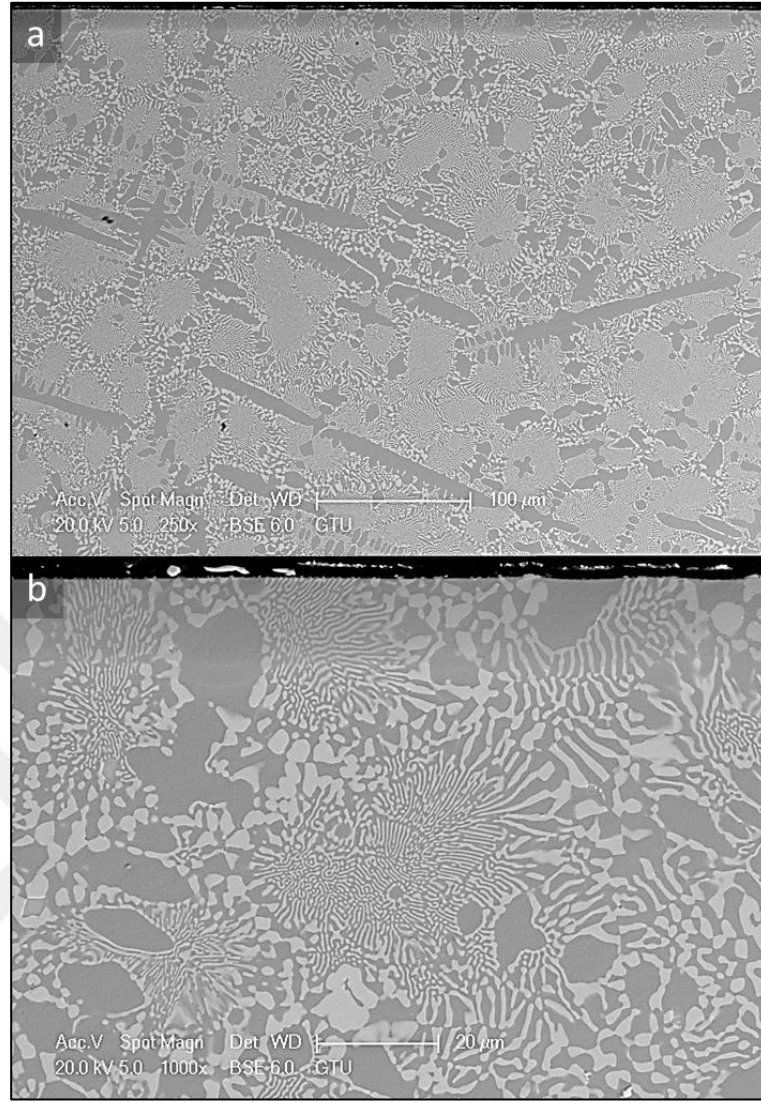
Şekil 4.18: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Nb})_{2,4}$ alaşımasının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.18’de $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Nb})_{2,4}$ alaşımasının nitrüleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrüleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirdiği için kalınlık ölçümü gerçekleştirilememiştir. Difüzyon tabakası ortalama $23,28 \mu\text{m} (\pm 2,72)$ kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $23,28 \mu\text{m} (\pm 2,72)$ aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{97,6}(\text{Nb})_{2,4}$ alaşım matrisi görülmektedir. Matristeki çökelti bölgeleri Laves fazı olarak tanımlanan çökeltilerdir.



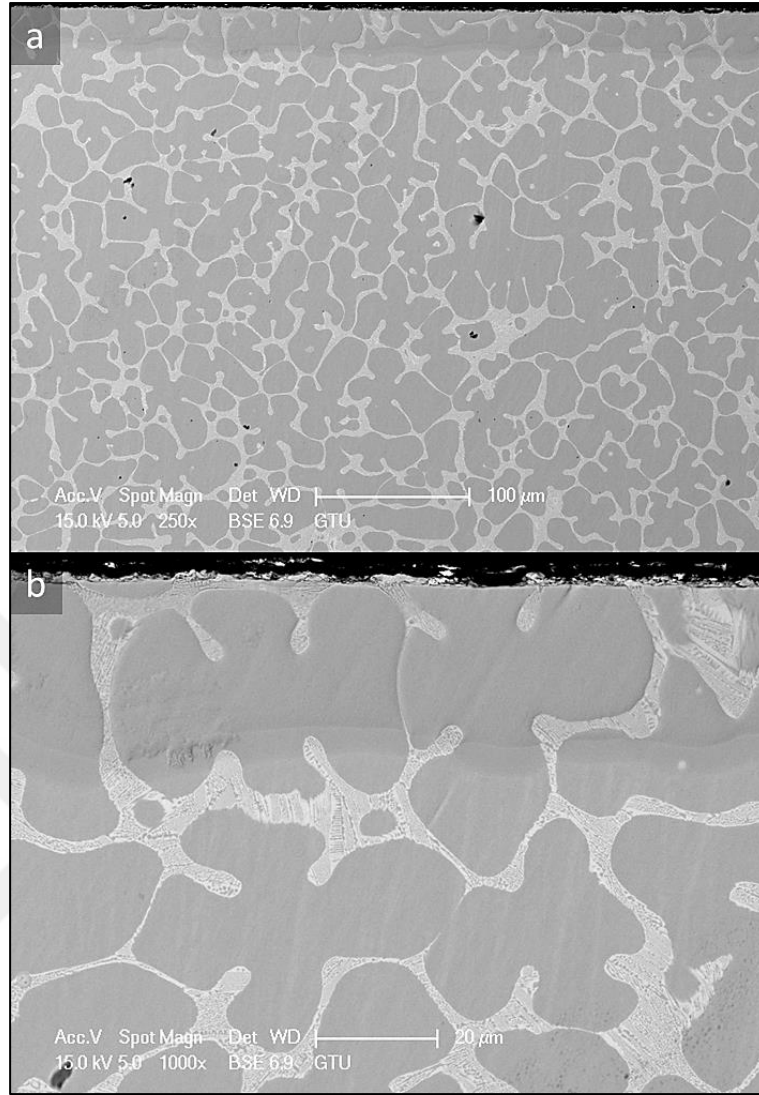
Şekil 4.19: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.19’da $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşımının nitrürleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrürleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirdiği için kalınlık ölçümü gerçekleştirilememiştir. Difüzyon tabakası ortalama $12,85 \mu\text{m} (\pm 0,78)$ kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $12,85 \mu\text{m} (\pm 0,78)$ aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşım matrisi görülmektedir. Matristeki çökelti bölgeleri Laves fazı olarak tanımlanan çökeltilerdir.



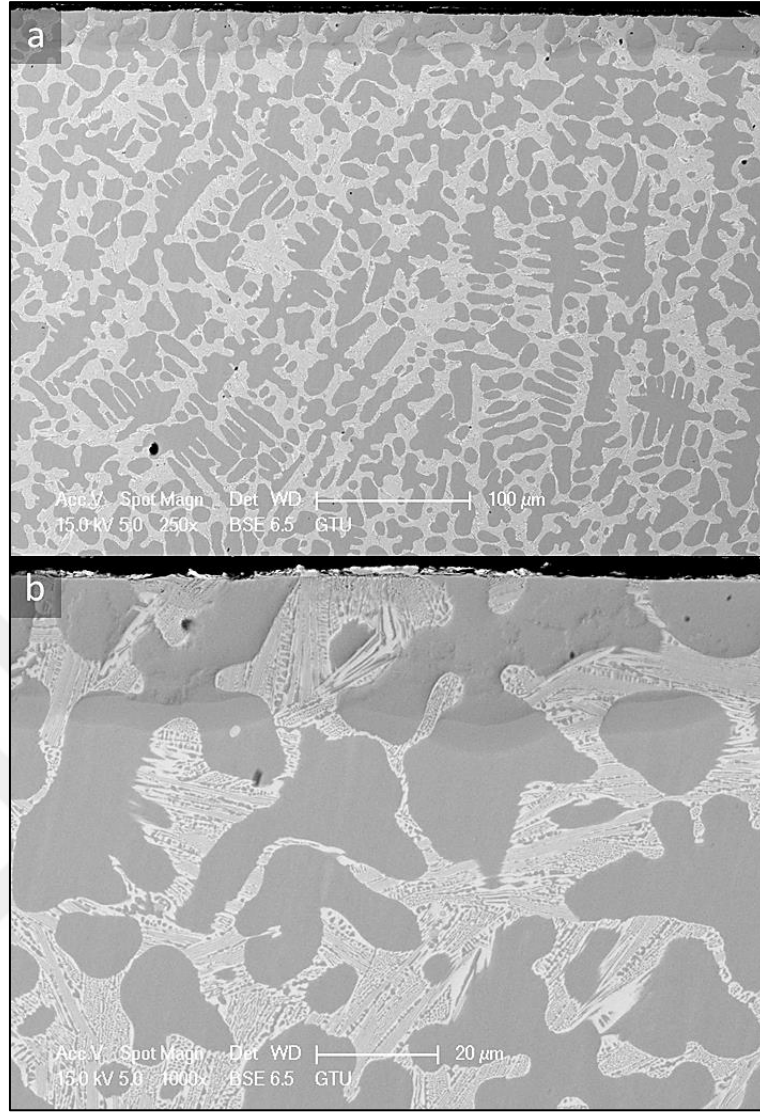
Şekil 4.20: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.20’de $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımının nitrüleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrüleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirdiği için kalınlık ölçümü gerçekleştirilememiştir. Difüzyon tabakası ortalama $16,12 \mu\text{m} (\pm 1,48)$ kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $16,12 \mu\text{m} (\pm 1,48)$ aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşım matrisi görülmektedir. Alaşım kesit morfolojisi incelendiğinde dentritik katılma dolayısıyla oluşan dentritik yapılar görülmektedir.



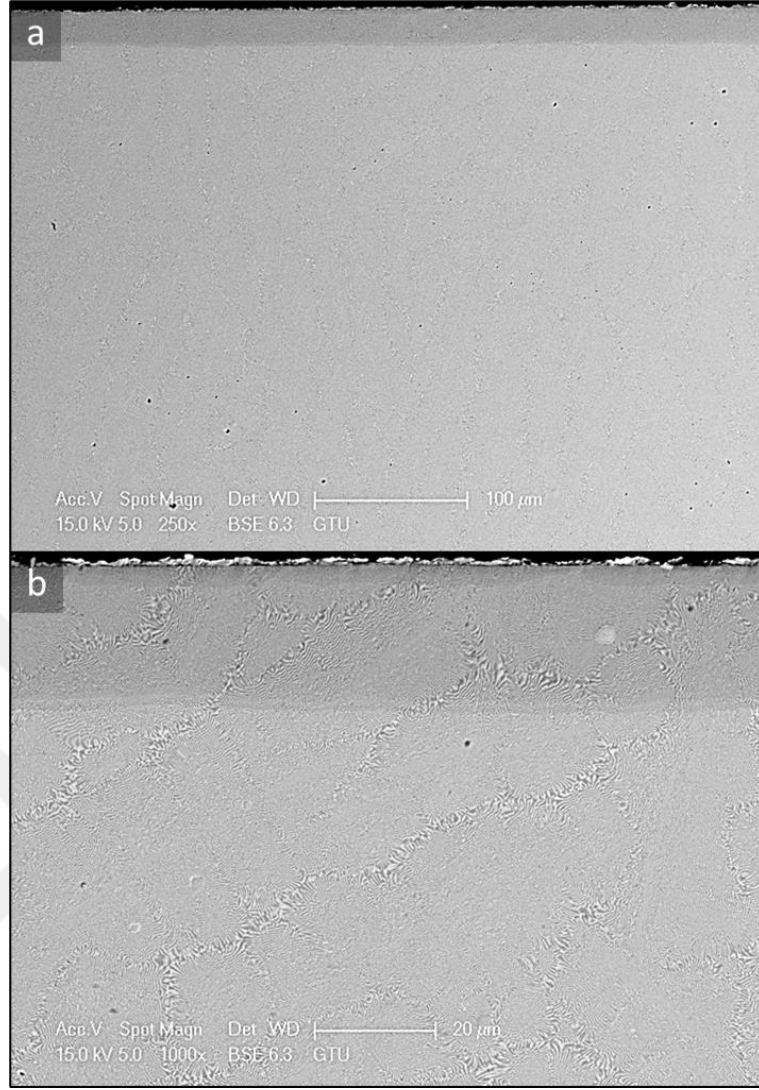
Şekil 4.21: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşımasının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

Şekil 4.21’de $(\text{CoCrFeNi})_{97,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşımasının nitrürleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrürleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirmiş olup, dökülmeyen bölgelerden yapılan ölçümlerde ortalama $1,3 \mu\text{m}$ ($\pm 0,45$) kalınlığa sahiptir. Difüzyon tabakası ise ortalama $30,07 \mu\text{m}$ ($\pm 1,6$) kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $31,37 \mu\text{m}$ ($\pm 2,05$) aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{97,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşım matrisi görülmektedir.



Şekil 4.22: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,24}(\text{Zr})_{4,76}$ alaşımasının kesit SEM görüntüsü a)250x, b)1000x.

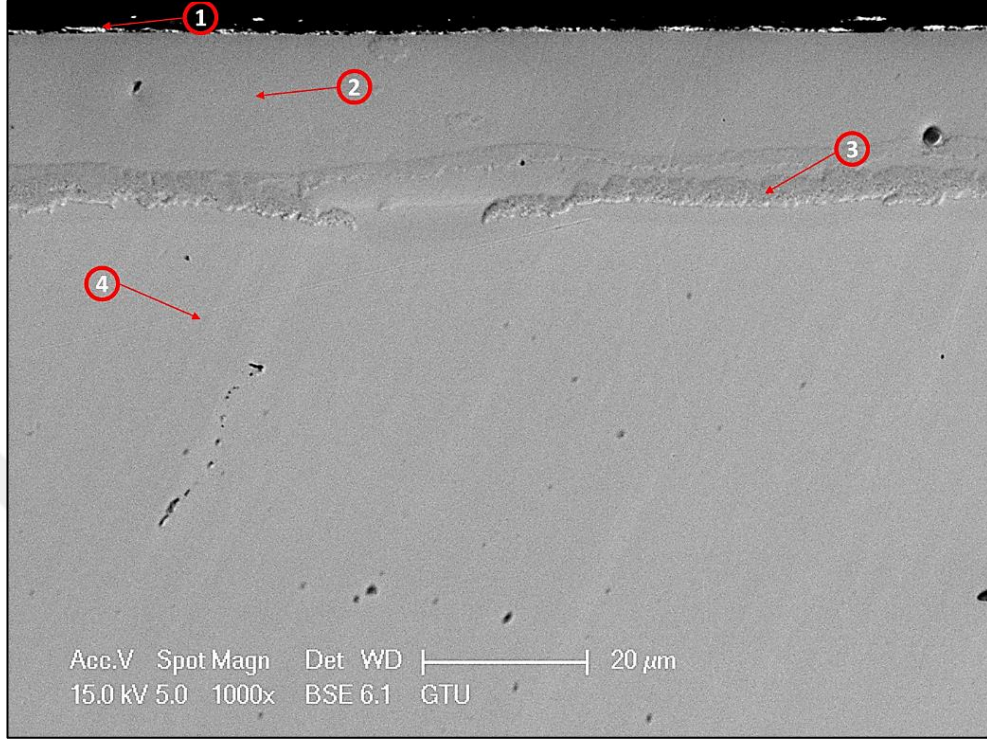
Şekil 4.22’de $(\text{CoCrFeNi})_{95,24}(\text{Zr})_{4,76}$ alaşımasının nitrüleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrüleme sonrası görülen Beyaz Tabaka numune hazırlama işlemleri sırasında dökülerek sürekliliğini yitirmiş olup, dökülmeyen bölgelerden yapılan ölçümlerde ortalama $1,06 \mu\text{m}$ ($\pm 0,45$) kalınlığa sahiptir. Difüzyon tabakası ise ortalama $24,32 \mu\text{m}$ ($\pm 2,23$) kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $25,38 \mu\text{m}$ ($\pm 2,68$) aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{95,24}(\text{Zr})_{4,76}$ alaşım matrisi görülmektedir.



Şekil 4.23: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımasının kesit SEM görüntüsü, a)250x, b)1000x.

Şekil 4.23'te $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımasının nitrürleme sonrası kesit SEM görüntüsü mevcuttur. Nitrürleme sonrası görülen Beyaz Tabaka ortalama $1,13 \mu\text{m}$ ($\pm 0,43$) kalınlığa sahiptir. Difüzyon tabakası ise ortalama $23,65 \mu\text{m}$ ($\pm 0,59$) kalınlığa sahiptir. Yüzeyden ortalama $24,78 \mu\text{m}$ ($\pm 1,02$) aşağıda, $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşım matrisi görülmektedir. Kesit morfolojisi incelendiğinde alaşımın tamamıyla ötektik morfolojiye sahip olduğu görülmektedir.

4.3. Nitr rl nmiş Alayımların Kesit SEM-EDS Analiz Sonuçları



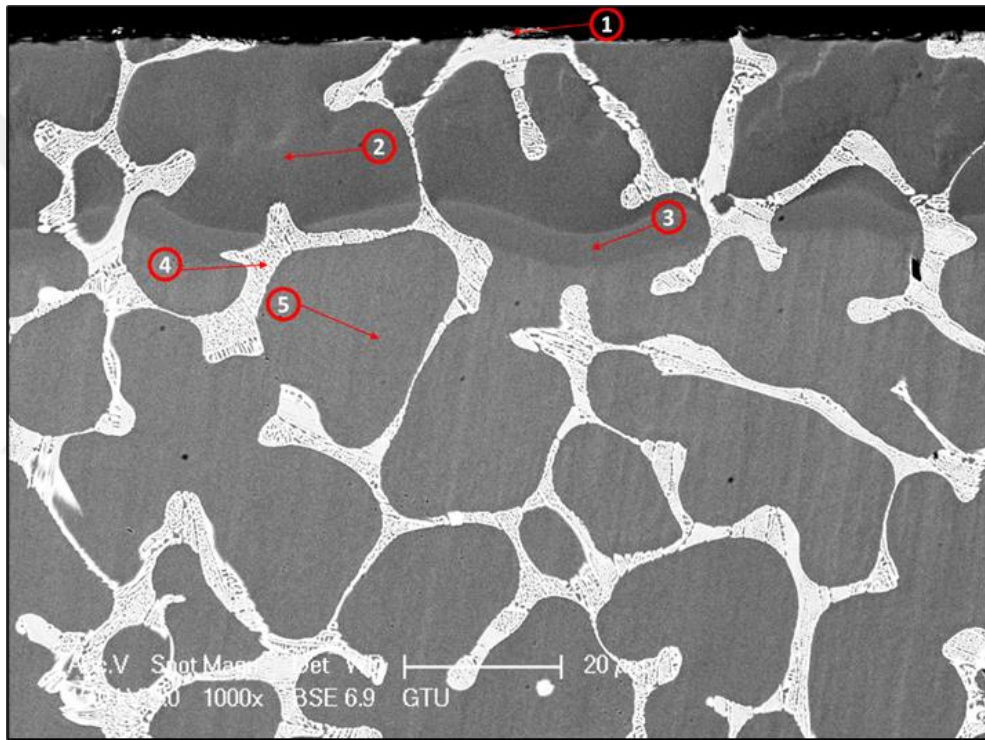
şekil 4.24: Nitr rl nmiş CoCrFeNi alayımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.1: Nitr rl nmiş CoCrFeNi alayımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

Bölge	Element (%At.)				
	Co	Cr	Fe	Ni	N
1	14,3	10,97	13,44	15,82	45,47
2	21,62	19,6	21,19	20,3	17,29
3	22,11	19,42	21,64	20,78	16,05
4	25,28	22,2	23,83	24,59	4,09

şekil 4.24'te nitr rl nmiş CoCrFeNi alayımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.1'de verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no'lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Co,Cr,Fe,Ni elementlerinin mikroyapıda homojen şekilde dağılarak matrinden yapılan analizde Katı

Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(N) katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. Değerler teorik olarak hesaplanan eş atomik alaşım kompozisyonu ile uyumludur. Difüzyon tabakası Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(N) fazını temsil etmektedir. YMK (CoCrFeNi) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. XRD analizinde elde edilen CrN fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur. Nokta SEM-EDS analizleri de XRD sonuçlarını desteklemektedir .

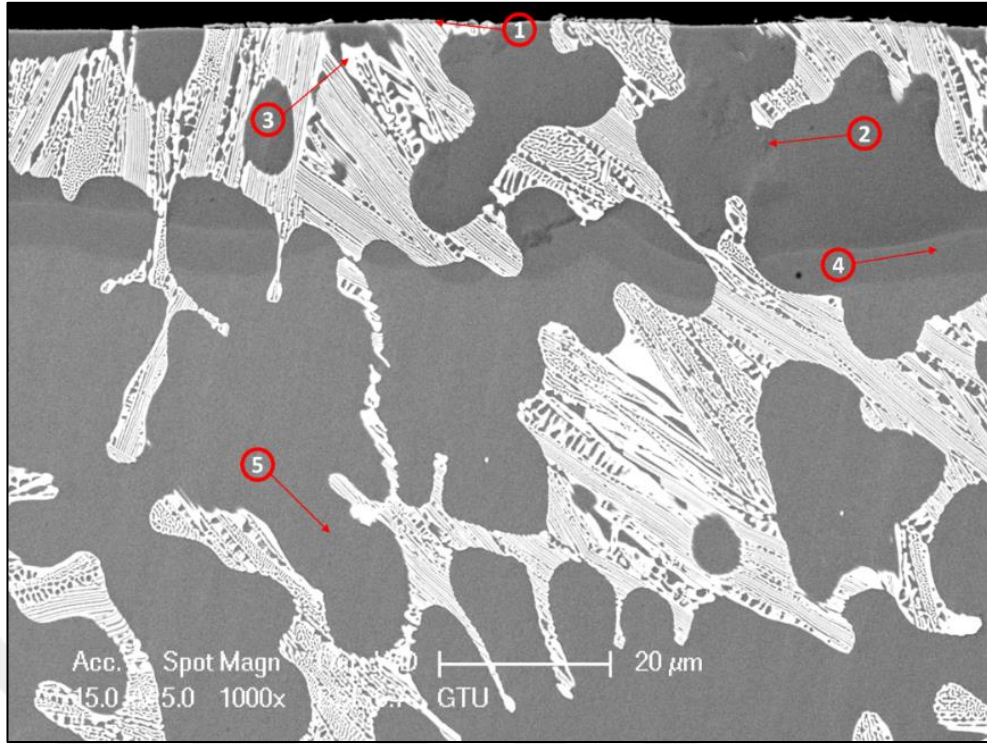


Şekil 4.25: Nitrülenmiş (CoCrFeNi)_{97,6}(Hf)_{2,4} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.2: Nitrürleşmiş (CoCrFeNi)_{97,6}(Hf)_{2,4} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

	Element (%At.)					
Bölge	Co	Cr	Fe	Ni	Hf	N
1	12,45	3,06	8,28	20,48	1,53	54,19
2	21,1	21,11	22,16	18,27	0,17	17,19
3	23,25	22,25	24,02	19,75	0,16	10,57
4	20,59	15,65	16,49	28,67	6,56	12,04
5	23,52	23,15	25,15	20,22	0,26	7,7

Şekil 4.25'te nitrürleşmiş (CoCrFeNi)_{97,6}(Hf)_{2,4} alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.2'de verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no'lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Hafniyum elementinin mikroyapıda Laves fazı olarak tanımlanan ötektik morfolojiye sahip bölgelerde yoğunlaşarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. 4 no'lu bölgeden yapılan analiz sonuçları bunu desteklemektedir. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katılanan (Hf) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir[53]. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir ve 2 no'lu analizde bu bölgelere ait elementel dağılım mevcuttur. Difüzyon bölgesinin altında, matriste bulunan parlak beyaz ötektik morfolojideki bölgeler Laves Fazı olarak tanımlanan Hafniyum ve Nikel elementince zengin bölgelerdir. XRD analizinde tespit edilen Ni₇Hf₂ fazı bu bölgelerde bulunmaktadır. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir ve 5 no'lu analizde bu bölgelere ait elementel dağılım mevcuttur. XRD analizinde elde edilen CrN, Fe₃N fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN, Fe₃N fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



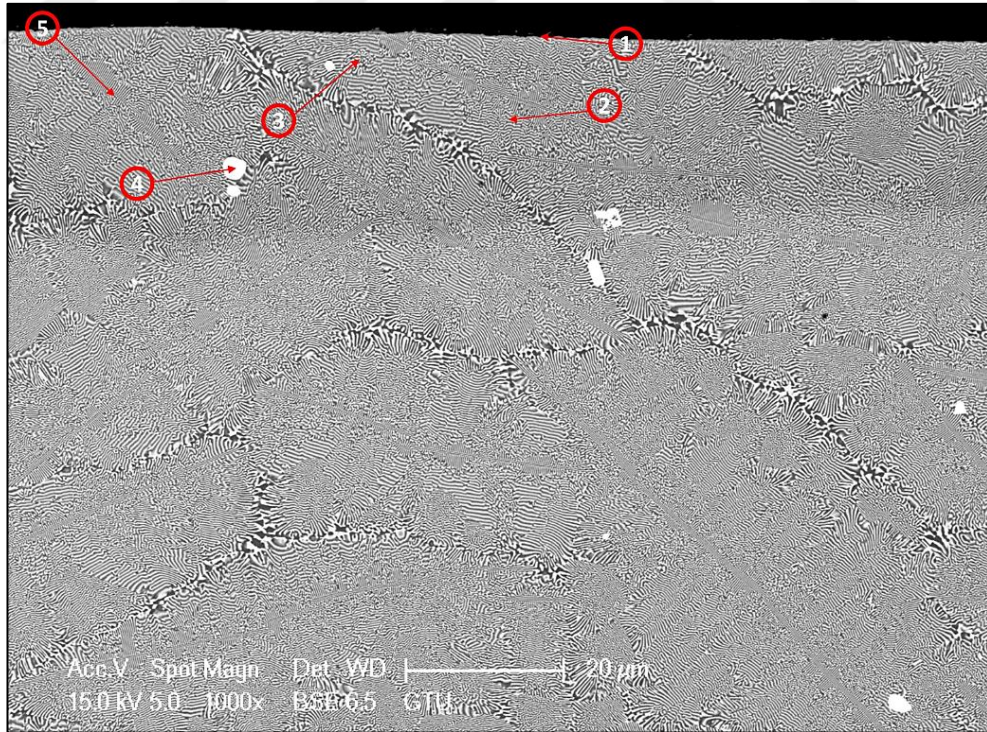
Şekil 4.26: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.3: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

Bölge	Element (%At.)					
	Co	Cr	Fe	Ni	Hf	N
1	15,14	2,8	11,96	23,96	1,19	44,95
2	20,77	22,37	22,82	16,37	0,23	17,44
3	19,77	7,14	11,64	32,2	12,81	16,44
4	21,73	23,46	24,43	17,09	0,27	13,03
5	19,77	21,96	22,03	25,31	1,67	8,27

Şekil 4.26’te nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,25}(\text{Hf})_{4,75}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.3’te verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Hafniyum elementinin mikroyapıda Laves fazı olarak tanımlanan ötektik morfolojiye sahip bölgelerde yoğunlaşarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. 3 no’lu

bölgeden yapılan analiz sonuçları bunu desteklemektedir. Matriste bulunan benzer morfolojiye sahip parlak beyaz bölgeler Laves fazı olarak tanımlanmaktadır. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katkılanan (Hf) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53]. Hafniyum elementinin zenginleştiği parlak beyaz bölgelerde Krom elementinin diğer elementlere kıyasla daha az bulunduğu tespit edilmiştir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Difüzyon bölgesinin altında, matriste bulunan parlak beyaz ötektik morfolojideki bölgeler Laves fazı olarak tanımlanan Hafniyum ve Nikel elementince zengin bölgelerdir. XRD analizinde tespit edilen Ni_7Hf_2 fazı bu bölgelerde bulunmaktadır. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir ve 5 no'lu analizde bu bölgelere ait elementel dağılım mevcuttur. XRD analizinde elde edilen CrN, Fe_3N fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN, Fe_3N fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



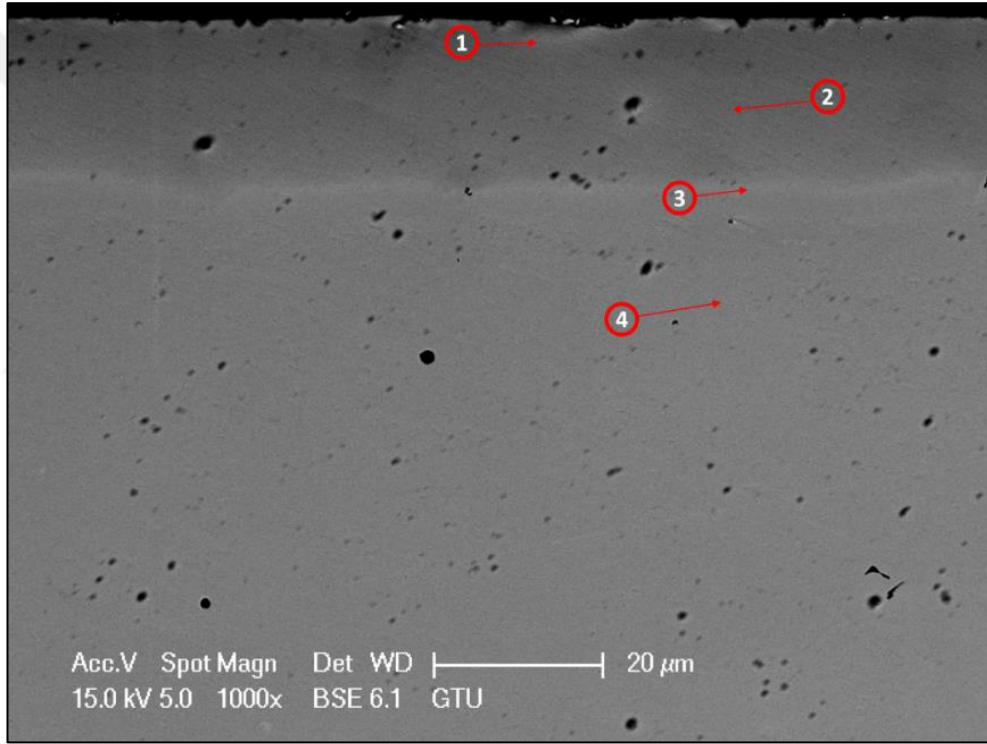
Şekil 4.27: Nitrülenmiş $(CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5}$ alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.4: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

	Element (%At.)					
Bölge	Co	Cr	Fe	Ni	Hf	N
1	18,59	14,43	18,38	18,24	5,12	25,25
2	18,91	19,59	18,56	18,78	5,56	18,61
3	18,59	17,17	19,17	18,13	5,58	21,36
4	20,54	19,48	20,17	20,04	6,69	13,08
5	18,7	20,8	19,25	17,85	4,21	19,2

Şekil 4.27’de nitrürlenmiş (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.4’te verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Hafniyum elementinin mikroyapıda Laves fazı olarak tanımlanan ötektik morfolojiye sahip bölgelerde yoğunlaşarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. 4 no’lu bölgeden yapılan analiz sonuçları bunu desteklemektedir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir ve Difüzyon bölgesinin altında, matriste bulunan parlak beyaz ötektik morfolojideki bölgeler Hafniyum ve Nikel elementince zengin Laves fazı olarak tanımlanan bölgelerdir. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katılanan (Hf) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53]. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Kesit mikroyapısı incelendiğinde tamamiyle ötektik morfolojiye sahip olduğundan lamelli yapının her bir lamel için SEM-EDS ile elementel analizini mümkün değildir. Ancak Jiang vd. yaptıkları çalışmada bu kompozisyonun Ötektik Yüksek Entropili Alaşım konseptine dahil olduğu sonucuna ulaşmıştır. Jiang vd. çalışmasında alaşımın kesit mikroyapılarında bu tez çalışmasında elde edilen kesit mikroyapısına benzer mikroyapıları benzer kompozisyonlarda gözlemlemiştir. Bununla birlikte yaptığı DSC analizinde bu kompozisyonun ötektik oluşuna kanıt olarak, ısıtma ve soğutma işlemi sırasında yalnızca bir adet keskin endotermik/ekzotermik pik gözlemlenmesini göstermiştir. Yapılan diğer çalışmalar da

Co,Cr,Fe ve Ni elementlerinin Hf ile ötektik alaşımlar oluşturabileceğini kanıtlamaktadır [53], [54], [55]. XRD analizinde elde edilen CrN, Fe₃N, Hf₃N₂ fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Bu fazlar saf CrN, Fe₃N, Hf₃N₂ fazlarından ziyade bu nitrür fazlarının katı eriyiği şeklindedir, bu açıdan bakıldığında bu fazların içerisinde alaşımda bulunan diğer elementlerin nitrürleri de bulunmaktadır. Diğer bir deyişle bu nitrür fazlar alaşımdaki diğer elementleri ve nitrürleri çözmüştür. Difüzyon tabakasında CrN, Fe₃N, Hf₃N₂ fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.

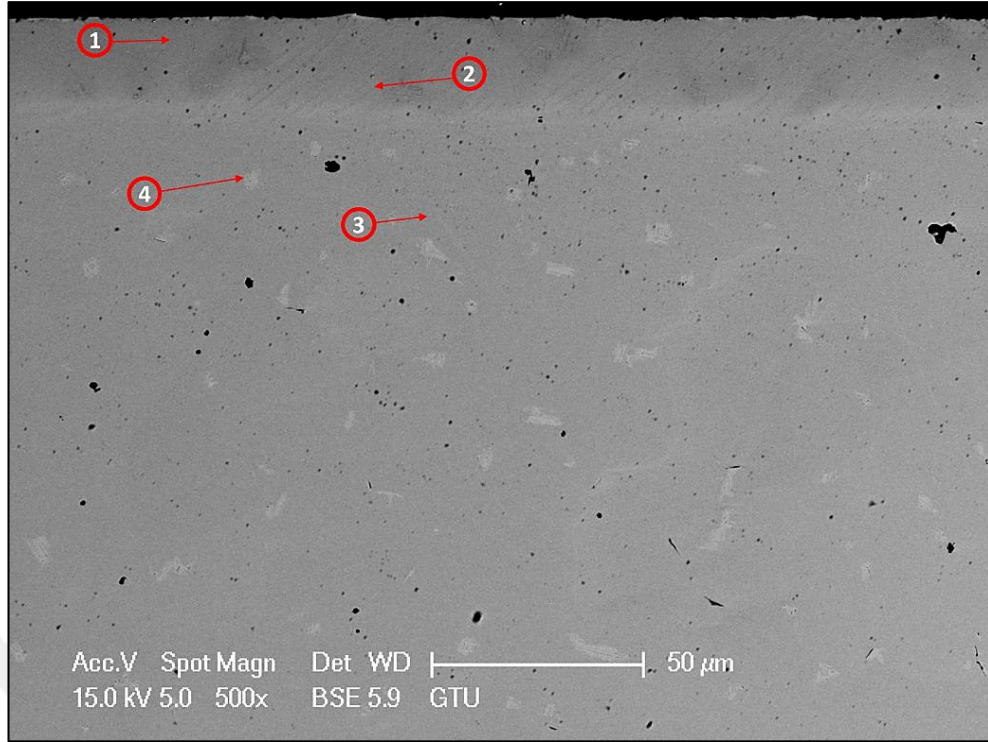


Şekil 4.28: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{2,5} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.5: Nitr rl nmiş (CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{2,5} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

	Element (%At.)					
Bölge	Co	Cr	Fe	Ni	Ti	N
1	19,7	18,74	18,58	20,42	3,86	18,7
2	20,47	20,42	20,02	20,46	3,11	15,53
3	21,66	21,56	20,75	21,42	3,1	11,5
4	26,08	21,73	25,03	23,58	1,18	2,4

şekil 4.28’de nitr rl nmiş (CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{2,5} alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.5’te verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Titanyum elementinin mikroyapıda homojen şekilde dağılarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. Analiz yapılan tüm bölgelerde Titanyum elementi bulunmaktadır. Bu katı çözelti oluşumunu desteklemektedir. Titanyum elementinin mikroyapıya dağılımı incelendiğinde difüzyon bölgesinde Titanyum konsantrasyonunun daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi nitrürleme etkisi ile oluşan difüzyon etkisi ile Titanyum atomlarının yüzeye doğru difüze olarak konsantrasyonun matrise oranla yükselmesine atfedilmektedir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Katı   zelti alaşım tek fazlı morfolojiye sahiptir [56].



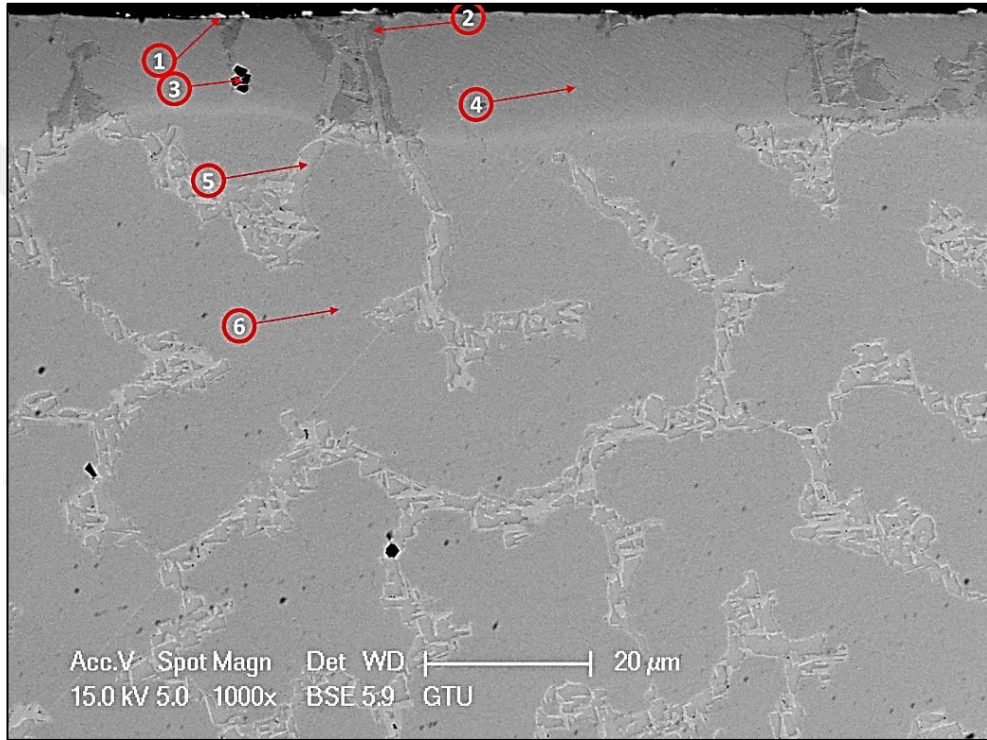
Şekil 4.29: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,18}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.6: Nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,18}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

Bölge	Element (%At.)					
	Co	Cr	Fe	Ni	Ti	N
1	19,95	19,31	19,15	19,49	4,99	17,11
2	20,1	20,18	20,7	18,98	3,11	16,93
3	22,52	22,13	22,95	21,37	3,6	7,43
4	21,56	10,96	13	28,28	15,7	10,5

Şekil 4.29’de nitrülenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,18}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.6’da verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{2,5}$ alaşımına kıyasla matris ve difüzyon bölgesinde homojen şekilde dağılmış çökeltiler tespit edilmiştir. Bu çökeltiler 4 no’lu analizde olduğu gibi Titanyum elementi konsantrasyonu açısından zengin çökeltilerdir. Katı Ergiyik YMK

(CoCrFeNi)-(Ti,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. XRD analizinde elde edilen CrN, Fe₃N, Ti₂N fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN, Fe₃N, Ti₂N fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



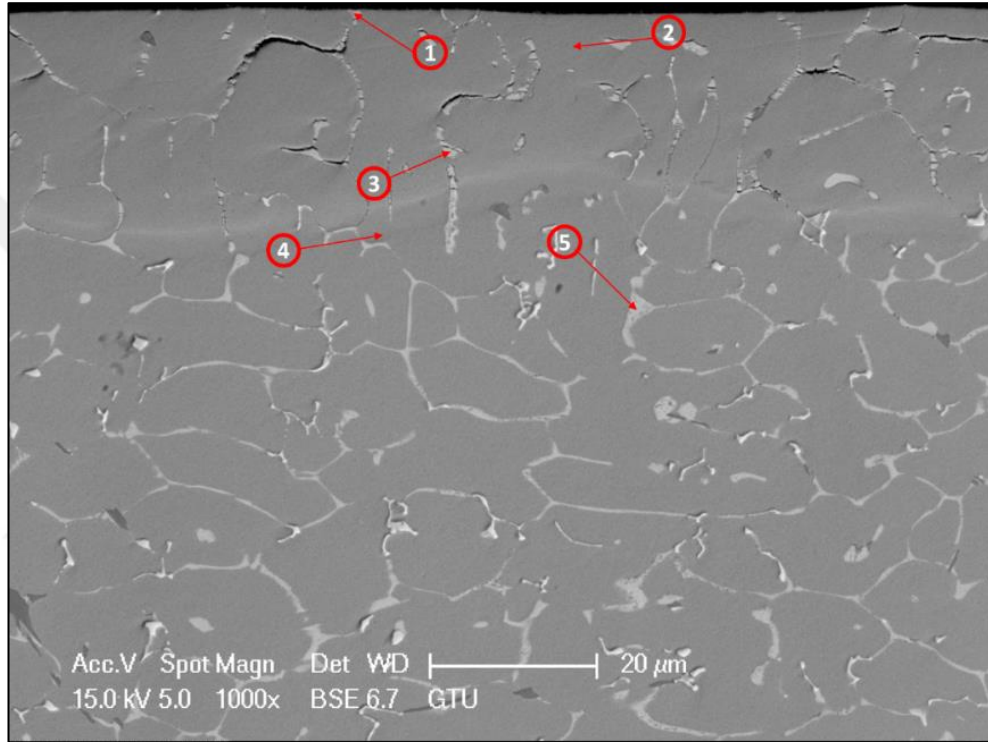
Şekil 4.30: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi)_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.7: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

	Element (%At.)					
Bölge	Co	Cr	Fe	Ni	Ti	N
1	22,98	4,68	14,51	33,74	5,08	19,02
2	17,26	12,58	15,34	16,56	15,41	22,85
3	12,77	9,13	10,28	11,78	36,62	19,41
4	18	19,21	18,85	16,68	6,78	20,49
5	21,93	14,18	16,05	17,27	21,22	9,36
6	20,38	13,24	13,79	25,49	18,73	8,38

Şekil 4.30'da nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.7'de verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no'lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Titanyum elementinin mikroyapıda homojen şekilde dağılarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. 4 ve 6 no'lu analizler katı çözelti oluşumunu desteklemektedir. Titanyum elementinin mikroyapıya dağılımı incelendiğinde difüzyon bölgesinde Titanyum konsantrasyonunun daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi nitrürleme etkisi ile oluşan difüzyon etkisi ile Titanyum atomlarının yüzeye doğru difüze olarak konsantrasyonun matrise oranla yükselmesine atfedilmektedir. $(\text{CoCrFeNi})_{95,18}(\text{Ti})_{4,82}$ alaşımına kıyasla matris ve difüzyon bölgesinde homojen şekilde dağılmış çökeltilerin miktarının arttığı tespit edilmiştir. Bu çökelti 2 ve 5 no'lu analizde olduğu gibi Titanyum elementi konsantrasyonu açısından zengin çökeltilerdir. Bu çökeltilerin Ni ve Ti elementince zengin oluşu ikili elementler arasındaki negatif karışım entalpisinin bu çökeltilerin oluşumunu kolaylaştırmasıdır [46]. Bununla birlikte difüzyon bölgesinde bulunan 3 no'lu analizde siyah çökeltilerin de Titanyum elementi açısından yüksek konsantrasyona sahip oldukları görülmektedir. Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Ti},\text{N})$ fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Difüzyon bölgesindeki koyu çökelti ve alaşım matrisinde görülen parlak beyaz çökelti Titanyum ve Nikel elementince zengin Laves fazı olarak tanımlanan bölgelerdir. Difüzyon bölgesindeki siyah çökelti

kümelenmeleri de Titanyum elementince oldukça zengin bölgelerdir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. XRD analizinde elde edilen CrN, Ti₂N fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN, Ti₂N fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



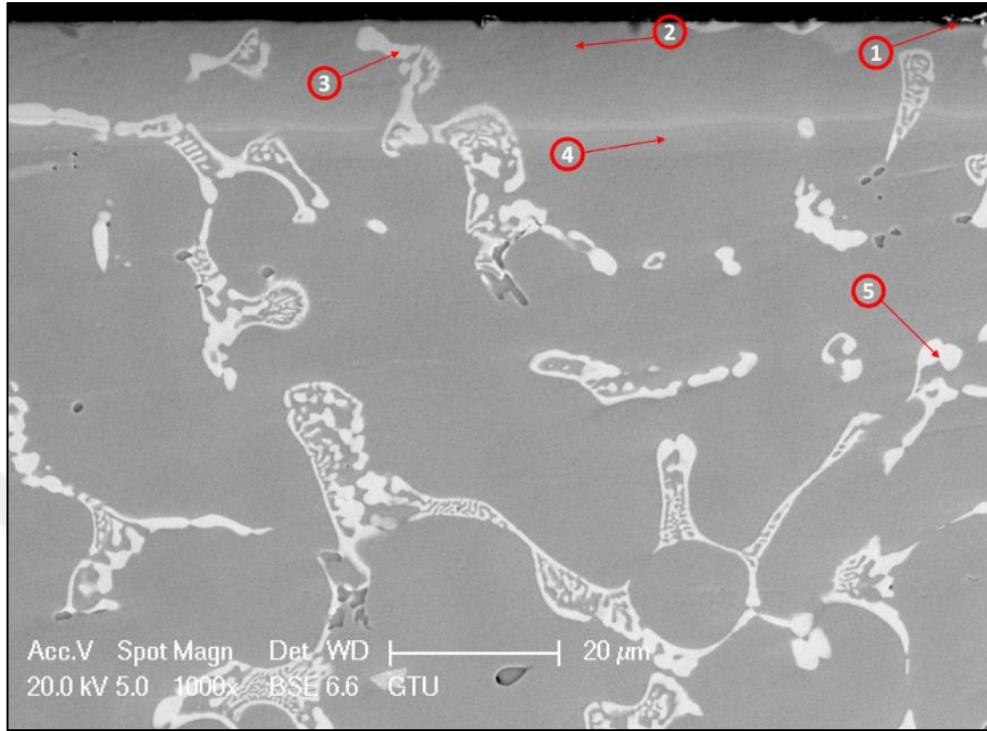
Şekil 4.31: Nitrülenmiş (CoCrFeNi)_{97,6}(Nb)_{2,4} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.8: Nitrürlenmiş (CoCrFeNi)_{97,6}(Nb)_{2,4} alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

	Element (%At.)					
Bölge	Co	Cr	Fe	Ni	Nb	N
1	6,76	4,25	6,43	6,69	9,18	66,69
2	21,38	19,78	22,32	20,62	0,46	15,43
3	20,85	22,09	16,77	17,78	9,54	12,95
4	23,05	21,93	23,67	22,23	0,57	8,54
5	5,51	7,45	6,17	5,17	37,17	38,53

Şekil 4.31’de nitrürlenmiş (CoCrFeNi)_{97,6}(Nb)_{2,4} alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.8’de verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Niyobyum elementinin mikroyapıda homojen şekilde dağılarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. 2 ve 4 no’lu analizler katı çözelti oluşumunu desteklemektedir. Parlak beyaz çökeltilerin yapıya homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Bu çökeltiler 5 no’lu analizde olduğu gibi Niyobyum elementi konsantrasyonu açısından oldukça zengin çökeltilerdir. Matriste bulunan parlak beyaz bölgeler Laves fazı olarak tanımlanmaktadır. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katkılanan (Nb) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53], [57], [58], [59], [60]. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Difüzyon bölgesinde bulunan koyu renkli çökeltiler Niyobyum elementince zengin çökeltilerdir ve buna karşında aynı bölgede bulunan parlak çökeltiler koyu çökeltilere göre yaklaşık 3 kat daha fazla Niyobyum elementi konsantrasyonuna sahiptir. Matristeki çökelti bölgeleri difüzyon bölgesinde olduğu gibi Niyobyum ve Nikel elementince zengin Laves fazı olarak tanımlanan çökeltilerdir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. XRD analizinde elde edilen CrN fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları

ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



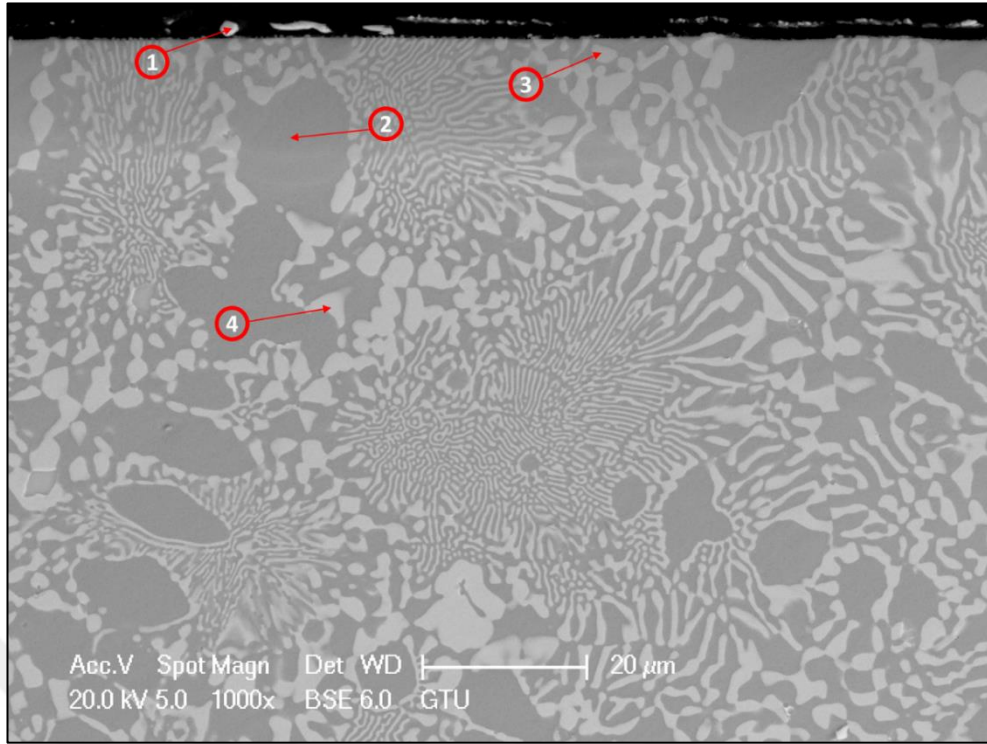
Şekil 4.32: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.9: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

Bölge	Element (%At.)					
	Co	Cr	Fe	Ni	Nb	N
1	18,05	15,01	16,44	17,11	7,25	26,15
2	19,15	19,32	19,84	18,6	1,99	21,2
3	18,2	12,91	13,03	13,93	17,3	24,64
4	22,39	22,53	23,04	21,64	2,05	8,36
5	22,22	13,72	14,48	19,67	19,08	10,84

Şekil 4.32’de nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.9’da verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu

kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Niyobyum elementinin mikroyapıda homojen şekilde dağılarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. 2 ve 4 no'lu analizler katı çözelti oluşumunu desteklemektedir. Parlak beyaz çökeltilerin yapıya homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Bu çökeltiler 3 ve 5 no'lu analizde olduğu gibi Niyobyum elementi konsantrasyonu açısından oldukça zengin çökeltilerdir. Matriste bulunan benzer morfolojiye sahip parlak beyaz bölgeler (5 no'lu analiz) Laves fazı olarak tanımlanmaktadır. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katılanan (Nb) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53], [57], [58], [59], [60]. Katı Ergiyik YMK (C,CrF,Ni)-(Nb,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Difüzyon bölgesinde bulunan koyu renkli çökeltiler Niyobyum elementince zengin çökeltilerdir ve buna karşında aynı bölgede bulunan parlak çökeltiler koyu çökeltilere göre yaklaşık 3 kat daha fazla Niyobyum elementi konsantrasyonuna sahiptir. Matristeki çökelti bölgeleri difüzyon bölgesinde olduğu gibi Niyobyum ve Nikel elementince zengin Laves fazı olarak tanımlanan çökeltilerdir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. XRD analizinde elde edilen CrN fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



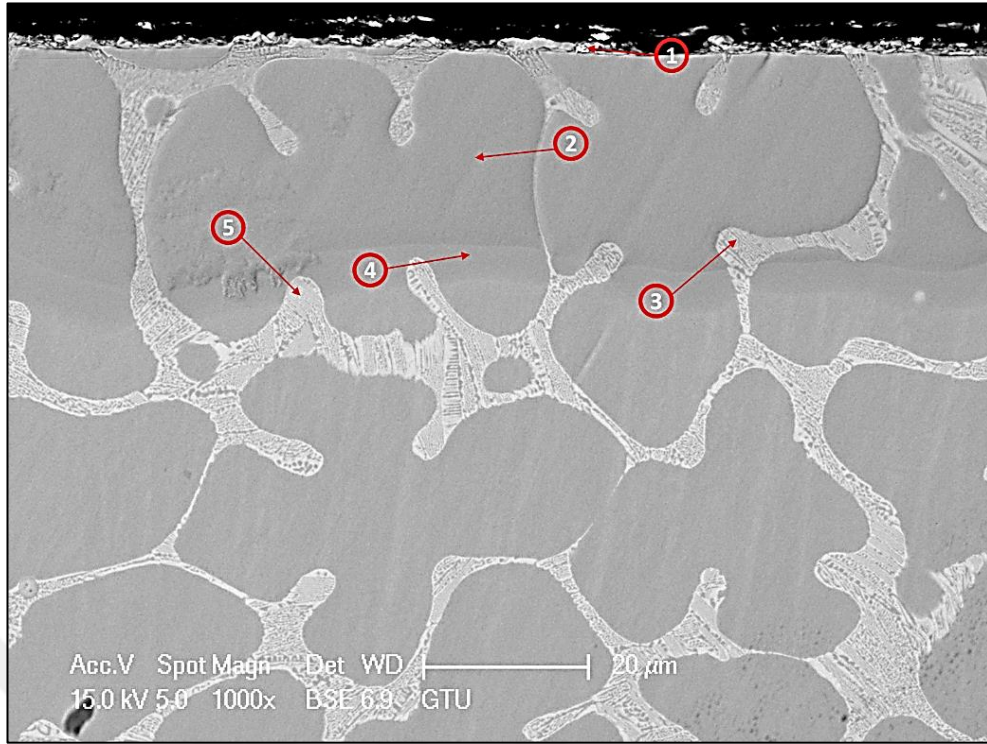
Şekil 4.33: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.10: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

Bölge	Element (%At.)					
	Co	Cr	Fe	Ni	Nb	N
1	15,45	12,98	15,17	13,07	12,32	31,02
2	18,73	20,76	21,91	17,36	1,92	19,31
3	16,84	13,04	14,75	13,1	16,38	25,9
4	20,01	14,97	15,22	18,43	17,75	13,63

Şekil 4.33’de nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.10’da verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Parlak beyaz çökeltilerin yapıya homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Bu çökeltiler 3 no’lu analizde olduğu gibi Niyobyum elementi konsantrasyonu açısından oldukça zengin çökeltilerdir. Matriste bulunan benzer morfolojiye sahip parlak beyaz bölgeler

Laves fazı olarak tanımlanmaktadır. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katılanan (Nb) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53], [57], [58], [59], [60]. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir ve bu tabaka ile matriste bulunan parlak beyaz bölgeler Niyobyum elementince zengin çökelti içerir. Alaşım matrisi ve difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler parlak bölgelere kıyasla daha fakir Niyobyum elementi konsantrasyonuna sahiptir. Matristeki çökelti bölgeleri difüzyon bölgesinde olduğu gibi Niyobyum elementince zengin çökeltilerdir. 4 no'lu analizde bu bölgelere ait elementel dağılım mevcuttur. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Nb) fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. 2 no'lu analiz bu fazın katı çözelti oluşturduğunu desteklemektedir. Niyobyum elementi ile en yüksek katkılama yapılan $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımı teorik olarak hesaplanan $(\text{CoCrFeNi})_{87}(\text{Nb})_{13}$ kompozisyonuna ulaşılmadığı için tamamiyle ötektik morfoloji gözlemlenememiştir. Yapılan çalışmalarda Nb katkılaması sonucunda ötektik morfolojinin oluşacağı, Co,Cr,Fe ve Ni elementlerinin Nb ile ötektik oluşturabileceği bildirilmiştir [53], [61], [62], [63], [64]. XRD analizinde elde edilen CrN, Nb₄N₅ fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN, Nb₄N₅ fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



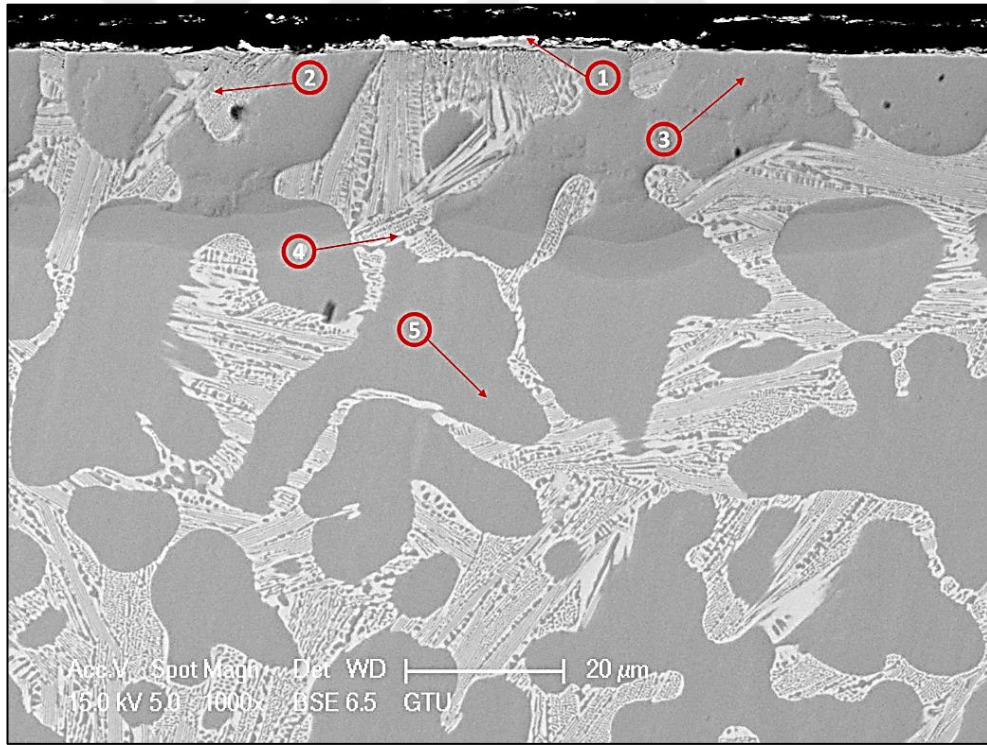
Şekil 4.34: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.11: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

Bölge	Element (%At.)					
	Co	Cr	Fe	Ni	Zr	N
1	22,61	4,47	16,36	38,26	1,99	16,31
2	20,73	21,17	21,15	17,74	0,03	19,18
3	19,24	14,85	15,98	25,07	6,89	17,97
4	23,23	23,3	24,05	19,75	0,02	9,61
5	21,01	15,33	16,47	29,07	8,75	9,37

Şekil 4.34'te nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{97,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.11'de verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no'lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Parlak beyaz çökeltilerin yapıya homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Bu çökeltiler 3 ve 5 no'lu analizde olduğu gibi Zirkonyum elementi konsantrasyonu açısından

oldukça zengin çökeltilerdir. Difüzyon bölgesinde ve matriste bulunan parlak beyaz bölgeler Zirkonyum elementi konsantrasyonu açısından zengin bölgelerdir. Alaşım matrisi ve difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler parlak bölgelere kıyasla Zirkonyum elementi konsantrasyonu açısından daha fakirdir. Matriste bulunan parlak beyaz bölgeler Laves fazı olarak tanımlanmaktadır. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katılanan (Zr) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53]. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Zr,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. XRD analizinde elde edilen CrN, Fe₃N, fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN, Fe₃N fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.

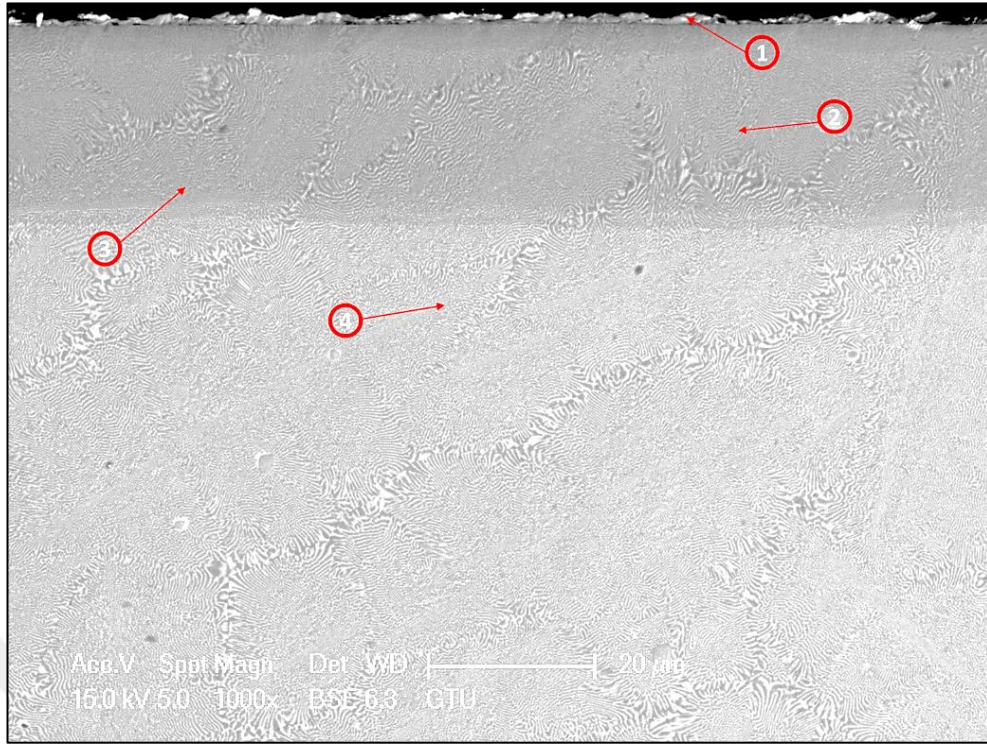


Şekil 4.35: Nitrülenmiş (CoCrFeNi)_{95,24}(Zr)_{4,76} alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

Tablo 4.12: Nitrürleşmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,24}(\text{Zr})_{4,76}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

	Element (%At.)					
Bölge	Co	Cr	Fe	Ni	Zr	N
1	19,79	3,34	14,85	32,37	0,86	28,79
2	17,84	15,36	17,74	21,77	8,59	21,69
3	20,59	22,25	22,79	16,3	0,04	18,05
4	18,28	14,21	14,49	24,03	7,86	21,14
5	22,66	24,54	25,28	17,9	0,06	9,56

Şekil 4.35'te nitrürleşmiş $(\text{CoCrFeNi})_{95,24}(\text{Zr})_{4,76}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.12'de verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no'lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Parlak beyaz çökeltilerin yapıya homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Bu çökeltiler 2 ve 4 no'lu analizde olduğu gibi Zirkonyum elementi konsantrasyonu açısından oldukça zengin çökeltilerdir. Difüzyon bölgesinde ve matriste bulunan parlak beyaz bölgeler Zirkonyum elementi konsantrasyonu açısından zengin bölgelerdir. Matriste bulunan benzer morfolojiye sahip parlak beyaz bölgeler Laves fazı olarak tanımlanmaktadır. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katılanan (Zr) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53]. Difüzyon tabakasında bulunan koyu bölgeler Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr},\text{N})$ fazını temsil etmektedir. Alaşım matrisi ve difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler parlak bölgelere kıyasla Zirkonyum elementi konsantrasyonu açısından daha fakirdir. Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr})$ fazının alaşım matrisi bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. XRD analizinde elde edilen CrN , Fe_3N fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN , Fe_3N fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.



Şekil 4.36: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımına SEM-EDS analizi yapılan bölgeler.

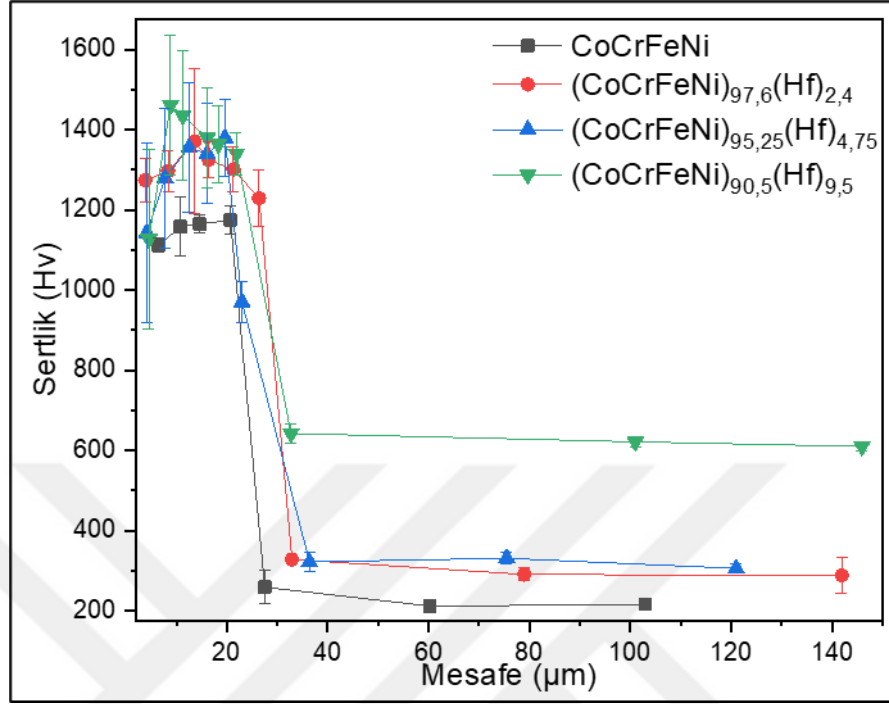
Tablo 4.13: Nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımına ait SEM-EDS analiz sonuçları.

Bölge	Element (%At.)					
	Co	Cr	Fe	Ni	Zr	N
1	7,44	3,45	7,08	8,85	2,03	71,15
2	17,89	17,17	17,81	17,31	7,56	22,26
3	17,2	18,04	17,1	16,93	7,52	23,2
4	19,11	18,54	18,98	18,2	7,79	17,38

Şekil 4.36’da nitrürlenmiş $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımına ait SEM-EDS yapılan noktalar işaretlenmiştir. Bu noktaların detaylı elementel analizi Tablo 4.13’te verilmiştir. En yüksek Azot elementi konsantrasyonu 1 no’lu bölgededir. Yüzeyden matrise doğru Azot konsantrasyonunun azaldığı görülmektedir. SEM-EDS sonucu kıyaslandığında difüzyon bölgesinde Azot elementinin zenginleştiği görülmektedir. Zirkonyum elementinin mikroyapıda homojen şekilde dağılarak katı çözelti oluşturduğu tespit edilmiştir. Yapılan nokta analizlerinde hem koyu hem de parlak beyaz bölgelerin yakın elementel dağılıma sahip olduğu tespit edilmiştir. Difüzyon

bölgesinde bulunan koyu bölgeler parlak bölgelere kıyasla Zirkonyum elementi konsantrasyonu açısından daha fakirdir. Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Zr,N) fazının difüzyon bölgesinde bulunan koyu bölgeler olduğu görülmektedir. Alaşım matrisinde bulunan koyu bölgeler ise Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Zr) fazını temsil etmektedir. Bununla birlikte yapı tamamıyla ötektik morfolojiye sahip olduğundan lamelli yapının SEM-EDS ile elementel analizini çok hassas şekilde yapmak, analiz sırasında analiz yapılan noktanın çevresinden de sinyal alındığı için pek mümkün değildir. Ancak Jiang vd. yaptıkları çalışmada bu kompozisyonun Ötektik Yüksek Entropili Alaşım konseptine dahil olduğu sonucuna ulaşmıştır. Jiang vd. çalışmasında alaşımın kesit mikroyapılarında bu tez çalışmasında elde edilen kesit mikroyapısına benzer mikroyapıları benzer kompozisyonlarda gözlemlemiştir. Matriste bulunan benzer morfolojiye sahip parlak beyaz bölgeler Laves fazı olarak tanımlanmaktadır. Laves fazları yapılan çalışmalarda TEM analizinde katılanan (Zr) element açısından zengin faz bölgeleri olarak tespit edilmiştir [53]. Bununla birlikte yaptığı DSC analizinde bu kompozisyonun ötektik oluşuna kanıt olarak, ısıtma ve soğutma işlemi sırasında yalnızca bir adet keskin endotermik/ekzotermik pik gözlemlenmesini göstermiştir. Yapılan diğer çalışmalar da Co,Cr,Fe ve Ni elementlerinin Zr ile ötektik alaşımlar oluşturabileceğini kanıtlamaktadır [53], [65], [66], [67], [68]. XRD analizinde elde edilen CrN, Zr₇O₁₁N₂ fazının yapıda farklı bir faz olarak gözükmemesinin sebebi katı çözelti oluşumundan kaynaklanmaktadır. Difüzyon tabakasında CrN, Zr₇O₁₁N₂ fazı katı çözelti olarak bulunmaktadır [52]. Bu durum XRD sonuçları ve SEM-EDS sonuçları ile tutarlıdır. XRD paternlerindeki pik kaymaları ve genişlemeleri bu katı çözelti oluşumunu destekleyen bir unsurdur.

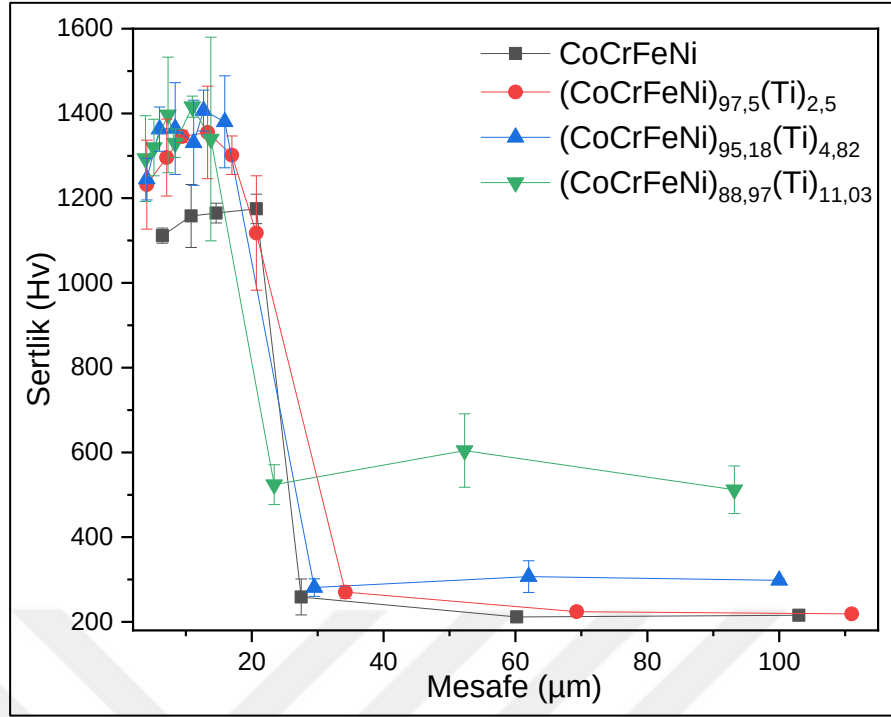
4.4. Nitr rl nmiş Alaşımların Mikrosertlik Kıyaslama Grafikleri



şekil 4.37: CoCrFeNi alaşımının mikrosertliğine Hafniyum elementinin katkılanması ve nitr rl menin etkisi.

şekil 4.37’de CoCrFeNi alaşımına Hafniyum elementinin katkılanması ve nitr rl menin sonucunda değişen sertlik değerleri grafikte gösterilmiştir. Grafik, hem nitr rl me etkisini hem de katkılamanın etkisini, yüzeyden mesafeye bağlı sertlik ve katkılama miktarının ilişkisi ile ele almaktadır. Grafikte yaklaşık 20  m sonrası ani sertlik düşüşü gözlemlenmektedir. Nitr rl me sonucunda oluşan difüzyon bölgesinden matrise ge erirken azalan Azot konsantrasyonuna bağlı olarak alaşımda sertlik düşüşü görülmektedir. Katkılamanın etkisi 20  m mesafe sonrası sertlik değerleri ile, nitr rl menin ve katkılamanın kombine etkisi ise 20  m mesafeye kadar verilen sertlik değerleri ile kıyaslanabilmektedir. Bu değerler incelendiğinde, alaşım matrisinde katkılamanın etkisine bakıldığında en yüksek sertlik değerlerinin (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımına ait olduğu görülmektedir. Bu alaşıma ait en yüksek sertlik değeri 642,24 HV ($\pm 23,01$) olup yüzeyden 32,7  m mesafededir. Hafniyum elementinin katkılama miktarı azaldıkça sertlik değerlerinde düşüşü gözlemlenmektedir. Katkılamanın olmadığı CoCrFeNi eş atomik alaşımında 27,5  m mesafede 258,83 HV ($\pm 42,41$) tepe sertlik değerine ulaşılmıştır. Katkılamanın etkisi

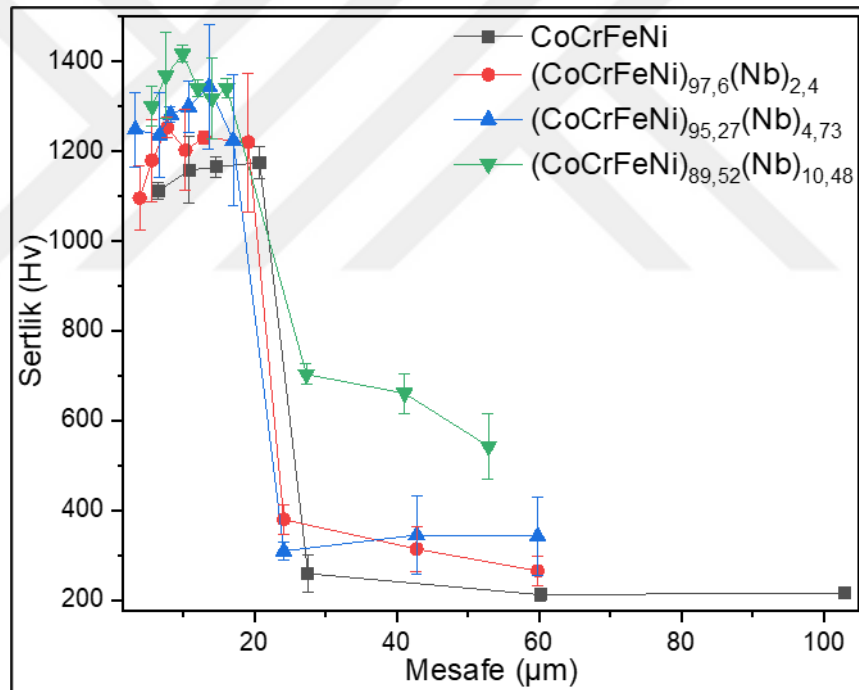
kıyaslandığında sertliğin 258,83 HV ($\pm 42,41$)’den 642,24 HV ($\pm 23,01$)’e yükseldiği görülmektedir. Hafniyum katkılanması alaşımın sertliğine olumlu yönde katkı sağlamıştır. Nitrürleme ve katkılamanın kombine etkisi kıyaslandığında nitrür tabakada en yüksek sertlik değerine Hafniyum elementince katkılamanın en yüksek olduğu (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımında ulaşılmıştır. Bu sertlik değeri 1461,30 HV ($\pm 174,38$) olup, yüzeyden 8,82 μm uzaklıktadır. Bu sertlik değerine bu katkılama miktarında oluşan Hf₃N₂ fazının yapıya etkisi neticesinde ulaşıldığı tespit edilmiştir. Yüzeyden 6,45 μm mesafede CoCrFeNi alaşımı için sertlik değeri 1164,78 HV ($\pm 23,18$) olarak görülmektedir. Bu değerler kıyaslandığında nitrürleme ile Hafniyum katkılanmasının kombine etkisinin alaşımın sertliğini artırdığı görülmektedir. Nitrürlemenin tek başına etkisi kıyaslandığında 258,83 HV ($\pm 42,41$) sertlik değerinin 1164,78 HV ($\pm 23,18$) sertlik değerine ulaştığı ve yükseldiği görülmektedir. En yüksek katkılamanın olduğu (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımı için nitrürlemenin etkisi kıyaslandığında 642,24 HV ($\pm 23,01$) sertlik değerinin 1461,30 HV ($\pm 174,38$) sertlik değerine ulaştığı ve yükseldiği görülmektedir. Sertlik değerlerinin katkılama miktarına göre değişimi katı çözelti oluşumuna bağlı olarak katı çözelti sertleşmesi meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır. Bununla birlikte ötektik morfoloji oluşumu da sertliği önemli ölçüde iyileştirmektedir [43], [69].



Şekil 4.38: CoCrFeNi alaşımasının mikrosertliğine Titanyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin etkisi.

Şekil 4.38’de CoCrFeNi alaşımına Titanyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin sonucunda değişen sertlik değerleri grafikte gösterilmiştir. Grafik hem nitrürleme etkisini hem de katkılamanın etkisini, yüzeyden mesafeye bağlı sertlik ve katkılama miktarının ilişkisi ile ele almaktadır. Grafikte yaklaşık 20 µm sonrası ani sertlik düşüşü gözlemlenmektedir. Nitrürleme sonucunda oluşan difüzyon bölgesinden matrise geçerken azalan Azot konsantrasyonuna bağlı olarak alaşımda sertlik düşüşü görülmektedir. Katkılamanın etkisi 20 µm mesafe sonrası sertlik değerleri ile, nitrürlemenin ve katkılamanın kombine etkisi ise 20 µm mesafeye kadar verilen sertlik değerleri ile kıyaslanabilmektedir. Bu değerler incelendiğinde, alaşım matrisinde katkılamanın etkisine bakıldığında en yüksek sertlik değerlerinin (CoCrFeNi)_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımına ait olduğu görülmektedir. Bu alaşıma ait en yüksek sertlik değeri 523,88 HV ($\pm 47,14$) olup yüzeyden 23,4 µm mesafedir. Titanyum elementinin katkılama miktarı azaldıkça sertlik değerlerinde düşüş gözlemlenmektedir. Katkılamanın olmadığı CoCrFeNi eş atomik alaşımında 27,5 µm mesafede 258,83 HV ($\pm 42,41$) tepe sertlik değerine ulaşılmıştır. Katkılamanın etkisi kıyaslandığında sertliğin 258,83 HV ($\pm 42,41$)’den 523,88 HV ($\pm 47,14$)’e yükseldiği görülmektedir. Titanyum katkılanması alaşımın sertliğine olumlu yönde katkı sağlamıştır. Nitrürleme ve katkılamanın kombine etkisi kıyaslandığında nitrür

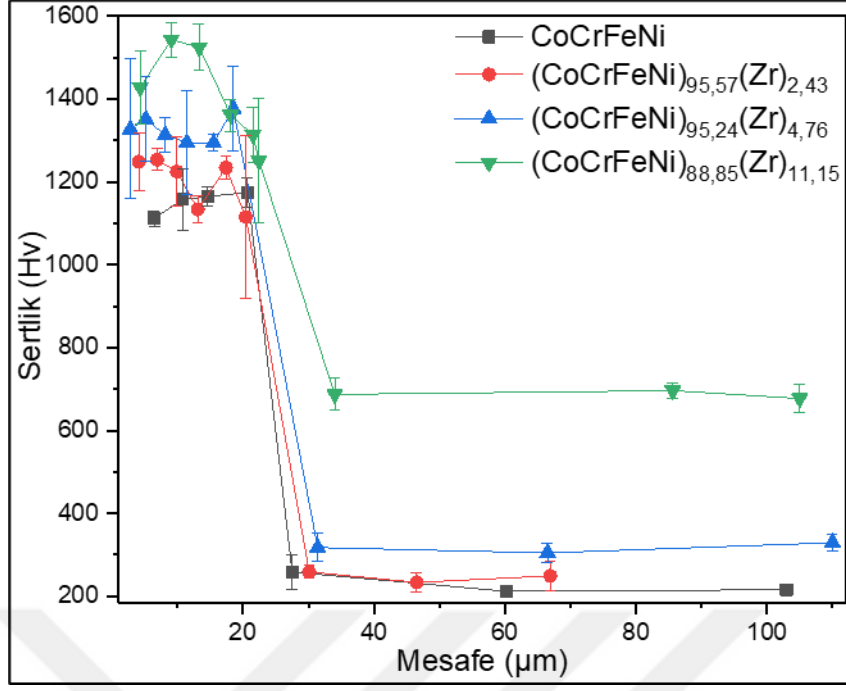
tabakada en yüksek sertlik değerine Titanyum elementince katkılamanın en yüksek olduğu $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımında ulaşılmıştır. Bu sertlik değeri $1415,93 (\pm 24,93)$ olup, yüzeyden $11 \mu\text{m}$ uzaklıktadır. Yüzeyden $6,45 \mu\text{m}$ mesafede CoCrFeNi alaşımı için sertlik değeri $1164,78 \text{ HV} (\pm 23,18)$ olarak görülmektedir. Bu değerler kıyaslandığında nitrürleme ile Titanyum katkılamanasının kombine etkisinin alaşımın sertliğini artırdığı görülmektedir. Nitrürlemenin tek başına etkisi kıyaslandığında CoCrFeNi alaşımı için $258,83 \text{ HV} (\pm 42,41)$ sertlik değerinin $1164,78 \text{ HV} (\pm 23,18)$ sertlik değerine ulaştığı ve yükseldiği görülmektedir. Bu sertlik değerine bu katkılama miktarında oluşan Ti_2N fazının yapıya etkisi neticesinde ulaşıldığı tespit edilmiştir. En yüksek katkılamanın olduğu $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımı için nitrürlemenin etkisi kıyaslandığında $523,88 \text{ HV} (\pm 47,14)$ sertlik değerinin $1415,93 (\pm 24,93)$ sertlik değerine ulaştığı ve yükseldiği görülmektedir.



Şekil 4.39: CoCrFeNi alaşımının mikrosertliğine Niyobyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin etkisi.

Şekil 4.39'da CoCrFeNi alaşımına Niyobyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin sonucunda değişen sertlik değerleri grafikte gösterilmiştir. Grafik hem nitrürleme etkisini hem de katkılamanın etkisini, yüzeyden mesafeye bağlı sertlik ve katkılama miktarının ilişkisi ile ele almaktadır. Grafikte yaklaşık $20 \mu\text{m}$ sonrası ani sertlik düşüşü gözlemlenmektedir. Nitrürleme sonucunda oluşan difüzyon bölgesinden

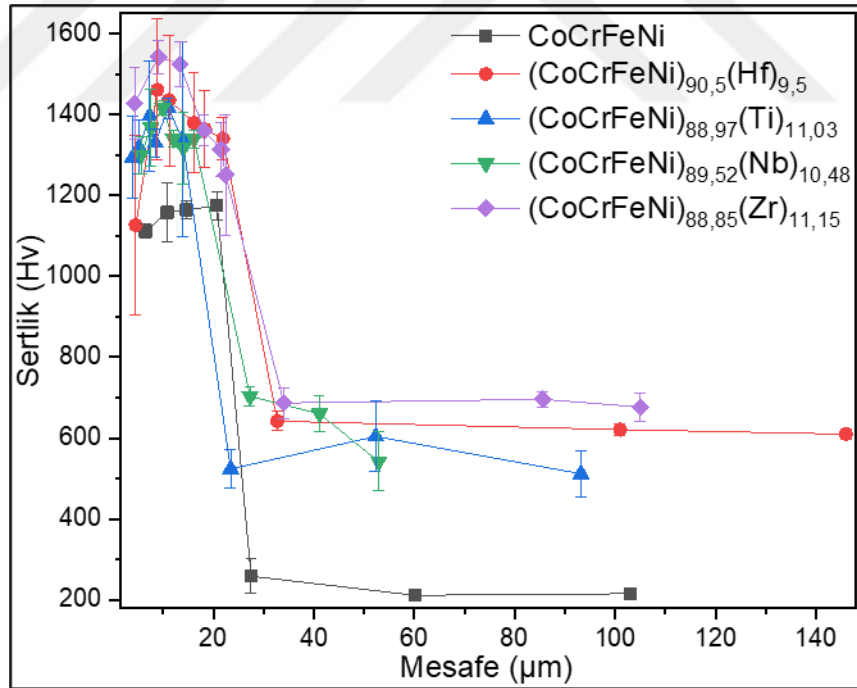
matrise geerirken azalan Azot konsantrasyonuna baėlı olarak alařımda sertlik dűřűőű gűrűlmektedir. Katkılamanın etkisi 20  m mesafe sonrası sertlik deėerleri ile, nitrűrlemenin ve katkılamanın kombine etkisi ise 20  m mesafeye kadar verilen sertlik deėerleri ile kıyaslanabilmektedir. Bu deėerler incelendiėinde, alařım matrisinde katkılamanın etkisine bakıldıėında en yűksek sertlik deėerlerinin (CoCrFeNi)_{89,52}(Nb)_{10,48} alařımına ait olduėu gűrűlmektedir. Bu alařıma ait en yűksek sertlik deėeri 703,08 HV ($\pm 23,32$) olup yűzeyden 27,3  m mesafededir. Niyobyum elementinin katkılama miktarı azaldıkça sertlik deėerlerinde dűřűőű gűzlemlenmektedir. Katkılamanın olmadıėı CoCrFeNi eř atomik alařımında 27,5  m mesafede 258,83 HV ($\pm 42,41$) tepe sertlik deėerine ulařılmıřtır. Katkılamanın etkisi kıyaslandıėında sertliėin 258,83 HV ($\pm 42,41$)’den 703,08 HV ($\pm 23,32$)’e yűkseldiėi gűrűlmektedir. Niyobyum katkılanması alařımın sertliėine olumlu yűnde katkı saėlamıřtır. Nitrűrleme ve katkılamanın kombine etkisi kıyaslandıėında nitrűr tabakada en yűksek sertlik deėerine Niyobyum elementince katkılamanın en yűksek olduėu (CoCrFeNi)_{89,52}(Nb)_{10,48} alařımında ulařılmıřtır. Bu sertlik deėeri 1416,76 HV ($\pm 18,76$) olup, yűzeyden 9,9  m uzaklıktadır. Yűzeyden 6,45  m mesafede CoCrFeNi alařımı için sertlik deėeri 1164,78 HV ($\pm 23,18$) olarak gűrűlmektedir. Bu deėerler kıyaslandıėında nitrűrleme ile Niyobyum katkılanmasının kombine etkisinin alařımın sertliėini artırdıėı gűrűlmektedir. Bu sertlik deėerine bu katkılama miktarında oluřan Nb₄N₅ fazının yapıya etkisi neticesinde ulařıldıėı tespit edilmiřtir. Nitrűrlemenin tek bařına etkisi kıyaslandıėında CoCrFeNi alařımı için 258,83 HV ($\pm 42,41$) sertlik deėerinin 1164,78 HV ($\pm 23,18$) sertlik deėerine ulařtıėı ve yűkseldiėi gűrűlmektedir. En yűksek katkılamanın olduėu (CoCrFeNi)_{89,52}(Nb)_{10,48} alařımı için nitrűrlemenin etkisi kıyaslandıėında 703,08 HV ($\pm 23,32$) sertlik deėerinin 1416,76 HV ($\pm 18,76$) sertlik deėerine ulařtıėı ve yűkseldiėi gűrűlmektedir.



Şekil 4.40: CoCrFeNi alaşımasının mikrosertliğine Zirkonyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin etkisi.

Şekil 4.40’da CoCrFeNi alaşımına Zirkonyum elementinin katkılanması ve nitrürlemenin sonucunda değişen sertlik değerleri grafikte gösterilmiştir. Grafik hem nitrürleme etkisini hem de katkılamanın etkisini, yüzeyden mesafeye bağlı sertlik ve katkılama miktarının ilişkisi ile ele almaktadır. Grafikte yaklaşık 20 µm sonrası ani sertlik düşüşü gözlemlenmektedir. Nitrürleme sonucunda oluşan difüzyon bölgesinden matrise geçerken azalan Azot konsantrasyonuna bağlı olarak alaşımda sertlik düşüşü görülmektedir. Katkılamanın etkisi 20 µm mesafe sonrası sertlik değerleri ile, nitrürlemenin ve katkılamanın kombine etkisi ise 20 µm mesafeye kadar verilen sertlik değerleri ile kıyaslanabilmektedir. Bu değerler incelendiğinde, alaşım matrisinde katkılamanın etkisine bakıldığında en yüksek sertlik değerlerinin (CoCrFeNi)_{88,85}(Zr)_{11,15} alaşımına ait olduğu görülmektedir. Bu alaşıma ait en yüksek sertlik değeri 696,20 HV ($\pm 18,39$) olup yüzeyden 85,6 µm mesafededir. Zirkonyum elementinin katkılama miktarı azaldıkça sertlik değerlerinde düşüş gözlemlenmektedir. Katkılamanın olmadığı CoCrFeNi eş atomik alaşımında 27,5 µm mesafede 258,83 HV ($\pm 42,41$) tepe sertlik değerine ulaşılmıştır. Katkılamanın etkisi kıyaslandığında sertliğin 258,83 HV ($\pm 42,41$)’den 696,20 HV ($\pm 18,39$)’e yükseldiği görülmektedir. Zirkonyum katkılanması alaşımın sertliğine olumlu yönde katkı sağlamıştır. Nitrürleme ve katkılamanın kombine etkisi kıyaslandığında nitrür

tabakada en yüksek sertlik değerine Zirkonyum elementince katkılamanın en yüksek olduğu $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımında ulaşılmıştır. Bu sertlik değeri 1543,13 HV ($\pm 41,20$) olup, yüzeyden 9,04 μm uzaklıktadır. Yüzeyden 6,45 μm mesafede CoCrFeNi alaşımı için sertlik değeri 1164,78 HV ($\pm 23,18$) olarak görülmektedir. Bu değerler kıyaslandığında nitrüleme ile Zirkonyum katkılanmasının kombine etkisinin alaşımın sertliğini artırdığı görülmektedir. Bu sertlik değerine bu katkılama miktarında oluşan $\text{Zr}_7\text{O}_{11}\text{N}_2$ fazının yapıya etkisi neticesinde ulaşıldığı tespit edilmiştir. Nitrülemenin tek başına etkisi kıyaslandığında CoCrFeNi alaşımı için 258,83 HV ($\pm 42,41$) sertlik değerinin 1164,78 HV ($\pm 23,18$) sertlik değerine ulaştığı ve yükseldiği görülmektedir. En yüksek katkılamanın olduğu $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımı için nitrülemenin etkisi kıyaslandığında 696,20 HV ($\pm 18,39$) sertlik değerinin 1543,13 HV ($\pm 41,20$) sertlik değerine ulaştığı ve yükseldiği görülmektedir. Sertlik değerlerinin katkılama miktarına göre değişimi katı çözelti oluşumuna bağlı olarak katı çözelti sertleşmesi meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır. Bununla birlikte ötektik morfoloji oluşumu da sertliği önemli ölçüde iyileştirmektedir [43].



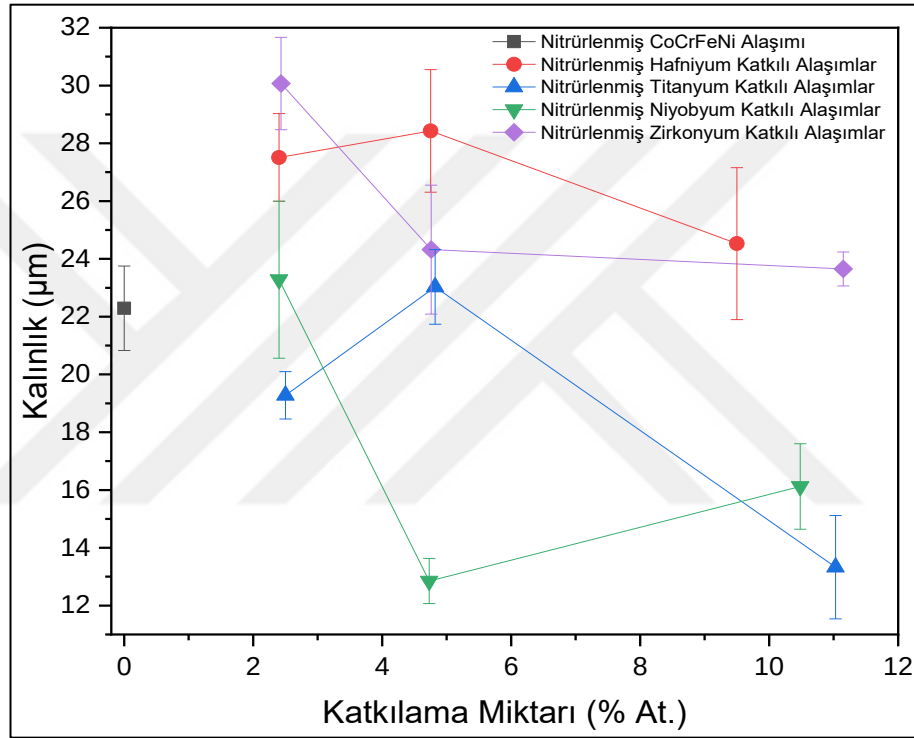
Şekil 4.41: CoCrFeNi alaşımına Hf, Ti, Nb, Zr elementlerini yüksek miktarda katkılamanın ve nitrülemenin mikrosertliğe etkisi.

Şekil 4.41’de CoCrFeNi alaşımına yüksek miktarda Hf, Ti, Nb, Zr elementlerinin katkılanması ve nitrülemenin sonucunda değişen sertlik değerleri grafikte

gösterilmiştir. Grafik hem nitrürleme etkisini hem de katkılamanın etkisini, yüzeyden mesafeye bağlı sertlik ve katkılama miktarının ilişkisi ile ele almaktadır. Grafikte yaklaşık 20 μm sonrası ani sertlik düşüşü gözlemlenmektedir. Nitrürleme sonucunda oluşan difüzyon bölgesinden matrise geçerken azalan Azot konsantrasyonuna bağlı olarak alaşımda sertlik düşüşü görülmektedir. Hf, Ti, Nb, Zr katkılamanın etkisi 20 μm mesafe sonrası sertlik değerleri ile, nitrürlemenin ve katkılamanın kombine etkisi ise 20 μm mesafeye kadar verilen sertlik değerleri ile kıyaslanabilmektedir. Bu değerler incelendiğinde, alaşım matrisinde katkılamanın etkisine bakıldığında CoCrFeNi alaşımının en yüksek sertlik değerinin 258,83 HV ($\pm 42,41$), Hafniyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımında 642,24 HV ($\pm 23,01$), Titanyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında 523,88 HV ($\pm 47,14$), Niyobyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{89,52}(Nb)_{10,48} alaşımında 703,08 HV ($\pm 23,32$) ve Zirkonyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{88,85}(Zr)_{11,15} alaşımında 696,20 HV ($\pm 18,39$) sertlik değerinde olduğu görülmektedir. CoCrFeNi eş atomik alaşımının sertliği 258,83 HV ($\pm 42,41$)’den 703,08 HV ($\pm 23,32$) değerine CoCrFeNi_{89,52}(Nb)_{10,48} alaşımında tepe sertlik değerine ulaşmıştır. Katkılama açısından en çok etkileyen element Niyobyum olarak görülmektedir. Sertliğe en az etki eden element CoCrFeNi_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında 523,88 HV ($\pm 47,14$) değeri ile Titanyum elementidir. Nitrürleme ve katkılamanın kombine etkisi kıyaslandığında CoCrFeNi alaşımının en yüksek sertlik değerinin 1164,78 HV ($\pm 23,18$), Hafniyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımında 1461,30 HV ($\pm 174,38$), Titanyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında 1415,93 ($\pm 24,93$), Niyobyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{89,52}(Nb)_{10,48} alaşımında 1416,76 HV ($\pm 18,76$) ve Zirkonyum katkılanması sonucu bu değer CoCrFeNi_{88,85}(Zr)_{11,15} alaşımında 1543,13 HV ($\pm 41,20$) sertlik değerinde olduğu görülmektedir. CoCrFeNi eş atomik alaşımının sertliği 1164,78 HV ($\pm 23,18$)’den 1543,13 HV ($\pm 41,20$) değerine CoCrFeNi_{88,85}(Zr)_{11,15} alaşımında tepe sertlik değerine ulaşmıştır. Katkılama açısından en çok etkileyen element Zirkonyum olarak görülmektedir. Sertliğe en az etki eden element CoCrFeNi_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında 1415,93 ($\pm 24,93$) değeri ile Titanyum elementidir. Sertlik değerlerinin katkılama miktarına göre değişimi katı çözelti oluşumuna bağlı olarak katı çözelti sertleşmesi meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır. Bununla birlikte ötektik morfoloji oluşumu da

sertliği önemli ölçüde iyileştirmektedir [43]. Mukarram vd. yaptıkları çalışmada Yüksek Entopili Alaşımlarda artan katkılama miktarı ile katı çözelti sertleşmesinin oluştuğunu ve sertliği iyileştirdiğini tespit etmiştir. Bunun yanında ötektik morfolojilerin mikroyapıda bulunmasının majör sertlik artışına sebep olduğunu rapor etmiştir [70].

4.5. Nitrürlenmiş Alaşımların Difüzyon Tabaka Kalınlıklarının Kıyaslanması



Şekil 4.42: Nitrürlenmiş alaşımların difüzyon tabaka kalınlığının katkılama miktarına bağlı değişimini kıyaslama grafiği.

Kesit mikroyapı analizlerinden elde edilen difüzyon bölgesi tabaka kalınlıklarına ait grafik Şekil 4.42’de görülmektedir. Alaşım elementi etkisi kıyaslandığında, en yüksek difüzyon tabakası kalınlığı 30,07 µm (±1,6) olup, Zirkonyum katkı (CoCrFeNi)_{95,57}(Zr)_{2,43} alaşımında bu kalınlık değeri elde edilmiştir. En düşük difüzyon tabakası kalınlığı 12,85 µm (±0,78) olup, Niyobyum katkı (CoCrFeNi)_{95,27}(Nb)_{4,73} alaşımında bu kalınlık değeri elde edilmiştir. Hafniyum katkı alaşımlarda difüzyon bölgesi tabaka kalınlığı önce artış göstermiş daha sonra azalmıştır. Titanyum katkı alaşımlar da Hafniyum katkı alaşımlara benzer şekilde

katkılama miktarı artınca difüzyon tabaka kalınlığı önce artış göstermiş daha sonra azalmıştır. Buna karşın Niyobyum katkılı alaşımlarda artan katkılama miktarı ile difüzyon tabaka kalınlığı önce azalmış daha sonra artmıştır. Zirkonyum katkılı alaşımlarda diğer alaşımlardan farklı olarak katkılama miktarı arttıkça difüzyon tabaka kalınlığında azalma tespit edilmiştir. Elde edilen veriler neticesinde katkılama elementine veya katkılama miktarına göre difüzyon tabaka kalınlığı ile doğrudan korelasyon kurulamamaktadır. Ancak difüzyon tabaka kalınlıkları değerlendirildiğinde, tabaka kalınlıklarındaki değişimin çeşitli sebepleri bulunmaktadır. Bunlar, Tang ve ark. Çalışmasında 3 ana başlık altında açıklanmıştır; Topolojik etki, latis distorsiyon etkisi ve bağlanma etkisidir. Topolojik etkinin, nitrür fazlarının oluşumundan kaynaklandığı düşünülmektedir, matriste oluşan nitrür fazlar, nitrojenin difüzyonunu engelleyebilir. Buradan yola çıkarak, yapıda oluşan daha yüksek miktarda nitrür faz, Azot atomları için difüzyon bariyeri etkisi yaratarak Azotun difüzyonuna engel olacaktır ve nitrürlenmiş katmanın yani difüzyon tabakasının daha yavaş büyümesine neden olacaktır. Alaşımların tümünde difüzyon tabaka kalınlıkları incelendiğinde en yüksek katkılama miktarında difüzyon tabaka kalınlıklarının önceki katkılama miktarlarından daha düşük olduğu görülmektedir. XRD sonuçları ile bağlantı kurulduğunda en yüksek katkılama miktarında alaşımlarda özellikle katkılama elementince zengin yeni nitrür fazların oluşma eğilimi olduğu görülmektedir. Böylelikle nitrür faz miktarı artmakta ve Azotun difüzyonuna engel teşkil etmektedir. Tabaka kalınlıklarındaki düşüşün sebeplerinden bir tanesi de budur [71]. Latis distorsiyon etkisi açısından difüzyon tabaka kalınlıklarının değişimi ele alındığında, katkılanan alaşım elementinin atomları latis distorsiyonuna neden olur, dolayısıyla Azotun difüzyonunun zorluğunu artırabilir. Yapıya katkılanan alaşım elementlerinin atomik yarıçapları kıyaslandığında; Hafnium 1,55 Å, Titanyum 140 Å, Niyobyum 145 Å ve Zirkonyum 1,55 Å'dur. Bu açıdan bakıldığında katkılama elementlerinin atomik yarıçapları birbirine oldukça yakındır ve etkisi kıyaslamaya elverişli değildir. Bağlanma etkisi açısından difüzyon tabaka kalınlıkları ele alındığında, katkılama elementi ile diğer elementler arasındaki bağ enerjisinin büyük olması atomlar arası bağın daha kuvvetli olmasına ve dolayısıyla difüzyonun enerji bariyerini de arttırmasına yol açmaktadır.

Bununla birlikte oluşan fazların hacimsel fraksiyonunun da difüzyon tabaka kalınlıklarını etkileyeceği düşünülmektedir. Doğrusal artış veya azalış olmamasının bu

sebeple ortaya çıktığı sonucuna varılmıştır. Oluşan fazlar her alaşım ve katkılama için farklı olduğundan difüzyon tabaka kalınlıkları da buna bağlı olarak değişkenlik göstermektedir.

4.6. Sonuçların Genel Değerlendirilmesi

Nitrürleme öncesi CoCrFeNi alaşımı tek fazlı YMK yapıya sahipken, nitrürleme sonrasında Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(N), CrN (PDF#00-011-0065), CrO (PDF#00-008-0254), Sigma fazı gibi çeşitli fazların oluştuğu tespit edilmiştir. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde nitrürleme sonrası XRD sonuçlarında elde edilen fazların alaşımda katı çözelti olarak bulunduğu, ayrı bir faz olarak bulunmadığı, bununla birlikte mikroyapıda farklı morfolojilerin de bulunmadığı gözlemlenmiştir. Yapılan SEM-EDS analizlerinde yüzeyden aşağıya doğru mesafeye göre değişen Azot konsantrasyonuna bağlı olarak diğer elementlerin kendi içlerinde eşit ya da eşite yakın dağılıma sahip oldukları tespit edilmiştir. Bu açıdan bakıldığında katı çözelti oluşumu desteklenmektedir. Nitrürleme öncesi CoCrFeNi alaşımında yüzeyden 27,5 µm mesafede 258,83 HV ($\pm 42,41$) en yüksek sertlik değerine ulaşılmıştır. Nitrürleme sonrası alaşımın sertlik değeri 1164,78 HV ($\pm 23,18$) ulaşarak artmıştır. XRD sonuçlarında da tespit edilen CrN vb. nitrür fazların katı çözelti sertleşmesi ile kombine şekilde sertliği arttırdığı tespit edilmiştir. Nitrürleme öncesi (CoCrFeNi)_x(Hf)_{100-x} alaşımlarının faz analizinde Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf), Ni₇Hf₂ ve Laves fazlarının bulunduğu tespit edilmiştir. Katı çözelti oluşumuna bağlı olarak piklerde düşük kırınım açılarına doğru kaymalar meydana gelmiştir. Bu da CoCrFeNi alaşımının kafes yapısında çözünen Hf atomlarının difüzyonu ile ilişkilendirilmiştir. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde parlak beyaz ötektik lamelli morfolojiye sahip bölgelerin Laves fazlarına ait olduğu literatür çalışmaları tarafından da doğrulanmaktadır. SEM-EDS sonuçları ile birlikte değerlendirildiğinde bu bölgelerin Hf ve Ni elementlerince zenginleştiği tespit edilmiştir. Bu Laves fazlarının karakteristik elementel dağılımının bir sonucudur. Artan Hf katkılanma miktarı ile bu bölgelerin Hf açısından zenginleştiği tespit edilmiştir. Nitrürleme sonrasında Katı Ergiyik faz içerisinde Azot atomlarının da çözünerek analizinde Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Hf,N) fazını oluşturduğu ve bunun yanında CrN, Fe₃N, Hf₃N₂ gibi çeşitli nitrür fazların da oluşumu gözlemlenmiştir. Artan Hf elementi konsantrasyonuna bağlı olarak ötektik morfolojideki bölgelerin hacimsel fraksiyonunda artış gözlemlenmiştir.

(CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımında ise tamamiyle ötektik morfoloji tespit edilmiştir. Nitrürleme öncesinde CoCrFeNi alaşımının sertlik değeri Hf katkılamaşı ile ötektik alaşımda maksimum değere ulaşarak 258,83 HV ($\pm 42,41$)’den 642,24 HV ($\pm 23,01$)’e yükseldiği görölmektedir. (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımının nitrürleme öncesi sertliği maksimum 642,24 HV ($\pm 23,01$) iken nitrürleme sonrası bu değer tamamiyle ötektik (CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5} alaşımında 1461,30 HV ($\pm 174,38$)’e ulaşmıştır. Sertlik değerlerinin katkılama miktarına göre değişimi katı çözeltili oluşumuna bağlı olarak katı çözeltili sertleşmesi meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır ve kafes yapısındaki gerilmelere atfedilmektedir. Öte yandan oluşan CrN, Fe₃N, Hf₃N₂ gibi nitrürlü fazların alaşımların tümünde sertliğin artmasında önemli bir rol oynadığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte ötektik morfoloji oluşumu da sertliği önemli ölçüde iyileştirmektedir [43], [69]. Nitrürleme öncesi (CoCrFeNi)_x(Ti)_{100-x} alaşımlarının XRD analizlerinde Ti elementi katkılamaşına bağlı olarak Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti) fazının ve Laves fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir. Katkılamanın düşük olduğu (CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{2,5} ve (CoCrFeNi)_{95,18}(Ti)_{4,82} alaşımlarında yalnızca Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti) fazı oluştuğu tespit edilmiştir. Nitrürleme sonrası Katı Ergiyik YMK (CoCrFeNi)-(Ti,N), CrN (PDF#00-011-0065), Fe₃N (PDF#00-049-1664), TiO (PDF#00-008-0117), Ti₂N (PDF#00-023-1455) gibi çeşitli fazların Ti katkılı alaşımların katkılama miktarına bağlı olarak oluştuğu tespit edilmiştir. Alaşım mikroyapı görüntüleri incelendiğinde en düşük Ti katkılanan alaşımda XRD sonuçları ile paralel olarak tek fazlı morfoloji gözlemlenmiştir. (CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{4,82} alaşımında artan Ti miktarına bağlı olarak Ti ve Ni elementlerince zengin çökeltilerin oluşumu gözlemlenmiştir. (CoCrFeNi)_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında parlak beyaz morfolojideki bu Ti elementince zengin çökeltilerin hacimsel fraksiyonunda artış gözlemlenmiştir. CoCrFeNi alaşımının sertlik değerinin 258,83 HV ($\pm 42,41$), 523,88 HV ($\pm 47,14$) değerine en yüksek Ti katkılamaşının olduğu (CoCrFeNi)_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında ulaşılmıştır. Bu sertlik artışında oluşan Ti ve Ni elementlerince zengin Laves fazı olarak adlandırılan parlak beyaz morfolojideki faz bölgelerinden kaynaklandığı tespit edilmiştir. Ti atomlarının alaşımın mikroyapısında çözünerek katı çözeltili sertleşmesine neden olduğu gözlemlenmiştir. Ti katkılama miktarı arttıkça alaşımların sertlik değerlerinde de doğru orantılı olarak artış tespit edilmiştir. Nitrürleme sonrası (CoCrFeNi)_{88,97}(Ti)_{11,03} alaşımında 1415,93 ($\pm 24,93$) sertlik değerine yüksek miktarda Ti katkılamanın ve nitrürlemenin etkisi ile ulaşılmıştır. Bu bilgiler ışığında

en yüksek katkılamanın olduğu $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımında 523,88 HV ($\pm 47,14$)’den 1415,93 ($\pm 24,93$)’e sertlik değerinin yükseldiği çıkarımı yapılabilmektedir. Bununla birlikte bu sertlik artışının Katı Ergiyik fazların yanı sıra oluşan Ti_2N gibi yüksek sertlik değerine sahip nitrürlerin oluşumuna atfedilmektedir. $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Nb})_{100-x}$ alaşımlarının nitrürleme öncesi XRD faz analizlerinde Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Nb})$ ve Laves fazları tespit edilmiştir. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde tüm katkılama miktarlarında parlak beyaz morfolojide çökeltilerin yapıda bulunduğu gözlemlenmektedir. Artan Nb katkılama miktarı ile çökeltilerin hacimsel fraksiyonunda artış gözlemlenmiştir. Bu çökeltilerin SEM-EDS analizlerinde Nb elementince zengin çökeltiler olduğu analiz edilmiştir. Nitrürleme sonrası Azot’un da katı çözelti oluşturarak Katı Ergiyik oluşturduğu XRD sonuçlarından tespit edilmiştir. Bununla birlikte alaşımlarda CrN (PDF#00-011-0065), Nb_4N_5 (PDF#00-051-1327) gibi nitrür fazların da oluştuğu tespit edilmiştir. Sertlik değerleri açısından kıyaslama yapıldığında CoCrFeNi alaşımının 258,83 HV ($\pm 42,41$) sertlik değerinin en yüksek Nb katkılamanın olduğu $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımında 703,08 HV ($\pm 23,32$) sertlik değerine yükseldiği tespit edilmiştir. Nb katkılama miktarı arttıkça alaşımların sertlik değerlerinde de artış gözlemlenmiştir. Nitrürleme sonrası en yüksek Nb katkılamanın olduğu alaşım olan $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımının 703,08 HV ($\pm 23,32$) sertlik değerinin 1416,76 HV ($\pm 18,76$) ‘e yükseldiği ve maksimum sertlik değerine ulaştığı tespit edilmiştir. Bu yükselişin nedenleri arasında Azot’un Katı Ergiyik oluşturması ve Nb_4N_5 , CrN gibi nitrür fazlarının oluşumu ve artan Nb elementi miktarına bağlı hacimsel fraksiyonlarının artışı sayılabilmektedir. Nb miktarı arttıkça Nb elementince zengin çökeltilerin mikroyapıdaki miktarı da artmakta ve nitrürleme sonrası bu çökeltiler Azot elementi açısından zenginleşerek sertlik artışına katkı sağlamaktadır. $(\text{CoCrFeNi})_x(\text{Zr})_{100-x}$ alaşımlarının nitrürleme öncesi XRD faz analizlerinde Katı Ergiyik YMK $(\text{CoCrFeNi})-(\text{Zr})$ ve Laves fazları tespit edilmiştir. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde tüm katkılama miktarlarında parlak beyaz morfolojide çökeltilerin yapıda bulunduğu gözlemlenmektedir. Artan Zr katkılama miktarı ile çökeltilerin hacimsel fraksiyonunda artış gözlemlenmiştir. $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımının tamamiyle ötektik morfolojiye sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu çökeltilerin SEM-EDS analizlerinde Zr ve Ni elementlerince zengin çökeltiler olduğu analiz edilmiştir. Nitrürleme sonrası Azot’un da katı çözelti oluşturarak Katı Ergiyik

oluşturduğu XRD sonuçlarından tespit edilmiştir. Bununla birlikte alaşımlarda CrN (PDF#00-011-0065), Fe₃N (PDF#00-049-1664), Zr₇O₁₁N₂ (PDF#00-048-1637) gibi nitrür fazların da oluştuğu tespit edilmiştir. Sertlik değerleri açısından kıyaslama yapıldığında CoCrFeNi alaşımının 258,83 HV ($\pm$ 42,41) sertlik değerinin en yüksek Zr katkılanan olduğu (CoCrFeNi)_{88,85}(Zr)_{11,15} alaşımında 696,20 HV ($\pm$ 18,39) sertlik değerine yükseldiği tespit edilmiştir. Zr katkılama miktarı arttıkça alaşımların sertlik değerlerinde de artış gözlemlenmiştir. Nitrürleme sonrası en yüksek Zr katkılanan olduğu alaşım olan (CoCrFeNi)_{88,85}(Zr)_{11,15} alaşımının 696,20 HV ($\pm$ 18,39) sertlik değerinin 1543,13 HV ($\pm$ 41,20)'e yükseldiği ve maksimum sertlik değerine ulaştığı tespit edilmiştir. Bu yükselişin nedenleri arasında Azot'un Katı Ergiyik oluşturması ve Fe₃N, Zr₇O₁₁N₂, CrN gibi nitrür fazlarının oluşumu ve artan Zr elementi miktarına bağlı hacimsel fraksiyonlarının artışı sayılabilmektedir. Zr miktarı arttıkça Zr elementince zengin ötektik bölgelerin mikroyapıdaki miktarı da artmakta ve nitrürleme sonrası bu bölgeler Azot elementi açısından zenginleşerek sertlik artışına katkı sağlamaktadır. Difüzyon Tabaka kalınlıkları değerlendirildiğinde, tabaka kalınlıklarındaki değişimin çeşitli sebepleri bulunmaktadır. Matriste oluşan nitrür fazlar, nitrojenin difüzyonunu engelleyebilir. Alaşımların tümünde difüzyon tabaka kalınlıkları incelendiğinde en yüksek katkılama miktarında difüzyon tabaka kalınlıklarının önceki katkılama miktarlarından daha düşük olduğu görülmektedir. Bu açıdan bakıldığında mikroyapıda tespit edilen ötektik/Laves/çökelti bölgelerinin miktarının artışı ile ilişkilendirilebilir. Latis distorsiyon etkisi açısından yapıya katkılanan alaşım elementlerinin atomik yarıçaplarındaki farkın bu tabaka kalınlık farklarına neden olabileceği çıkarımı yapılmaktadır. Genel değerlendirmede alaşımlarda katkılama etkisi ile sertlik değerlerinin yükseldiği, bunun yanı sıra nitrürleme ile bu sertlik değerinin daha da artarak önemli ölçüde değiştiği tespit edilmiştir. Alaşıma katkılanan elemente göre bu sertlik değerleri değişkenlik göstermektedir. Bunun temel sebebi alaşıma katkılanan elementin alaşımlarda oluşturduğu fazlar, ötektik morfolojiler/çökelti ve bunların hacimsel fraksiyonu olarak gösterilebilmektedir. Ötektik/Laves/Çökelti olarak alaşıma katkılanan elemente göre değişkenlik gösteren morfolojilerin tüm alaşım gruplarında katkılama elementi ve Ni açısından zenginleştiği tespit edilmiştir.

5. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada farklı oranlarda Hf, Ti, Nb, Zr içeren CoCrFeNi alaşımlarının vakum ark ergitme yöntemiyle üretilerek gaz nitrüleme prosesi ile izotermal olarak 510 °C’de 72 saat süreyle nitrülenerek mikroyapı ve sertlik davranışları incelenmiştir. Alaşımlar nitrüleme öncesi ve sonrasında XRD, SEM, SEM-EDS, mikrosertlik cihazı kullanılarak karakterize edilmiş ve aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır:

- SEM-EDS sonuçları ve XRD sonuçları, oluşan fazlar ve elementel dağılımları açısından birbirleri ile tutarlı sonuçlardır.
- CoCrFeNi alaşımı tek fazlı YMK kristal yapıya sahip bir katı çözüldür.
- CoCrFeNi alaşımına katılan Nb,Ti,Hf ve Zr elementleri alaşımın kristal yapısını değiştirmeden CoCrFeNi alaşımı ile katı çözülti oluşturmuştur.
- Gaz nitrüleme sonucunda CoCrFeNi alaşımı ve Nb, Ti, Hf, Zr katkılı alaşımların tümünde Azot ve katkılama elementlerinin atomları kafes yapısına difüze olarak, alaşımlar YMK kristal yapısını koruyarak, kristal yapıda değişim gözlemlenmemiştir.
- Katkılama neticesinde YMK fazına ek olarak Laves fazlarının da oluştuğu tespit edilmiştir.
- Laves fazlarının katkılama elementince zenginleştiği tespit edilmiştir.
- Nitrüleme sonucunda Hf_3N_2 , Nb_4N_5 , Ti_2N , $Zr_7O_{11}N_2$ gibi nitrür ve oksinitrür fazların oluştuğu tespit edilmiştir.
- Nitrürlü fazların mikroyapıda ayrı bir faz olarak değil, katı çözülti olarak bulunduğu tespit edilmiştir.
- Kesit mikroyapıları incelendiğinde katkılama miktarına bağlı olarak $(CoCrFeNi)_{97,5}(Ti)_{2,5}$ alaşımı haricinde tüm alaşımlarda, katkılama elementince zengin çökeltilerin yapıda homojen olarak dağılım gösterdiği ve artan katkılama miktarı ile hacimsel fraksiyonunda artış meydana geldiği tespit edilmiştir.
- Zirkonyum ve Hafniyum elementlerince katılan $(CoCrFeNi)_{88,85}(Zr)_{11,15}$ ve $(CoCrFeNi)_{90,5}(Hf)_{9,5}$ alaşımlarında tamamiyle ötektik morfolojiye sahip mikroyapının bulunduğu tespit edilmiştir.

- Niyobyum elementi ile en yüksek katkılama yapılan $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımı teorik olarak hesaplanan $(\text{CoCrFeNi})_{87}(\text{Nb})_{13}$ kompozisyonuna ulaşılmadığı için tamamiyle ötektik morfoloji gözlemlenememiştir.
- Nitrürleme neticesinde oluşan nitrürlü bileşikler içeren Beyaz Tabaka, gevrek yapısı dolayısı ile bazı alaşımlarda metalografik numune hazırlama prosesi sırasında aşınarak/dökülerek sürekliliğini yitirdiği tespit edilmiştir.
- $(\text{CoCrFeNi})_{97,5}(\text{Ti})_{2,5}$ alaşımındaki katı çözeltili oluşumu dışında çökelti oluşmadığı tespit edilmiş olup, diğer alaşımlarda katkılama ile oluşan çökeltilerin tüm alaşımların sertliğini artırdığı tespit edilmiştir.
- Katkılama miktarı arttıkça artan çökeltilerin miktarına bağlı olarak alaşımların sertliğinin de arttığı tespit edilmiştir.
- Nitrürleme sonucunda oluşan Hf_3N_2 , Nb_4N_5 , Ti_2N , $\text{Zr}_7\text{O}_{11}\text{N}_2$ gibi nitrür fazlarının sertliği artırdığı tespit edilmiştir.
- Katkılama elementlerinin miktarları açısından kıyaslama yapıldığında tüm alaşımlarda en yüksek katkılama miktarında en yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.
- Katkılama elementlerinin sertliğe etkisi kıyaslandığında, CoCrFeNi eş atomik alaşımının sertliği 258,83 HV ($\pm 42,41$)’den 703,08 HV ($\pm 23,32$) değerine $(\text{CoCrFeNi})_{89,52}(\text{Nb})_{10,48}$ alaşımında tepe sertlik değerine ulaşmıştır.
- Nitrürlemenin sertliğe etkisi kıyaslandığında, CoCrFeNi eş atomik alaşımının sertliği 1164,78 HV ($\pm 23,18$)’den 1543,13 HV ($\pm 41,20$) değerine $(\text{CoCrFeNi})_{88,85}(\text{Zr})_{11,15}$ alaşımında tepe sertlik değerine ulaşmıştır.
- Katkılama açısından sertliği en çok etkileyen element Zirkonyum olarak tespit edilmiştir.
- Nitrürleme sonucunda katkılama elementlerinin sertliğe etkisi kıyaslandığında, Sertliğe en az etki eden element $(\text{CoCrFeNi})_{88,97}(\text{Ti})_{11,03}$ alaşımında 1415,93 ($\pm 24,93$) değeri ile Titanyum elementidir.
- En yüksek Beyaz Tabaka kalınlığı $(\text{CoCrFeNi})_{97,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşımında 1,3 μm ($\pm 0,43$) olarak tespit edilmiştir.
- En yüksek difüzyon tabakası kalınlığı 30,07 μm ($\pm 1,6$) olup, Zirkonyum katkılı $(\text{CoCrFeNi})_{95,57}(\text{Zr})_{2,43}$ alaşımında bu kalınlık değeri elde edilmiştir.
- En düşük difüzyon tabakası kalınlığı 12,85 μm ($\pm 0,78$) olup, Niyobyum katkılı $(\text{CoCrFeNi})_{95,27}(\text{Nb})_{4,73}$ alaşımında bu kalınlık değeri elde edilmiştir.

- Sertlik değerlerinin yükselmesine neden olan temel sebepler, katkılama dolayısıyla meydana gelen katı çözelti sertleşmesi ve ötektik morfolojilerin oluşumu ve bunun yanı sıra çeşitli nitrür fazların oluşumu olarak tespit edilmiştir.



KAYNAKLAR

- [1] B. S. Murty, “High-entropy alloys”, *Butterworth-Heinemann*, **2014**.
- [2] W. D. Callister, “Materials science and engineering”, John Wiley, **1991**, 30, 282–283.
- [3] S. GUO and C. T. LIU, “Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase”, *Progress in Natural Science: Materials International*, **2011**, 21, 433–446.
- [4] Y. Zhang, Y. J. Zhou, J. P. Lin, G. L. Chen, and P. K. Liaw, “Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys”, *Adv Eng Mater*, **2008**, 10, 534-538
- [5] Mustafa İlhan, “Mekanokimyasal sentez yöntemiyle BaTa₂O₆ üretimi, Fe giderimi, lüminesans ve termodinamik özellikler”, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Ve Mühendislik Bilimleri Dergisi*, **2013**.
- [6] Karabaş B., (2018), “SiC Takviyeli CoCrFeNi Yüksek Entropili Kompozitin Üretilmesi ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi.
- [7] C. S. Wu, P. H. Tsai, C. M. Kuo, and C. W. Tsai, “Effect of atomic size difference on the microstructure and mechanical properties of high-entropy alloys”, *Entropy*, **2018**, 20, 967.
- [8] X. Ji, “Relative effect of electronegativity on formation of high entropy alloys”, *International Journal of Cast Metals Research*, **2015**, 28, 229-233.
- [9] J. W. Yeh *et al.*, “Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes”, *Adv Eng Mater*, **2004**, 6, 299-303.
- [10] J. W. Yeh, “Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys”, *JOM*, **2013**, 65, 1759-1771.

- [11] H. P. Chou, Y. S. Chang, S. K. Chen, and J. W. Yeh, “Microstructure, thermophysical and electrical properties in $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ ($0 \leq x \leq 2$) high-entropy alloys”, *Mater Sci Eng B Solid State Mater Adv Technol*, **2009**, 163, 184-189.
- [12] K. Y. Tsai, M. H. Tsai, and J. W. Yeh, “Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys”, *Acta Mater*, **2013**, 61, 4887-4897.
- [13] Y. F. Kao, S. K. Chen, T. J. Chen, P. C. Chu, J. W. Yeh, and S. J. Lin, “Electrical, magnetic, and Hall properties of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys”, *J Alloys Compd*, **2011**, 509, 1607-1614.
- [14] J. W. Yeh, S. Y. Chang, Y. der Hong, S. K. Chen, and S. J. Lin, “Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu-Ni-Al-Co-Cr-Fe-Si alloy systems with multi-principal elements”, *Mater Chem Phys*, **2007**, 103, 41-46.
- [15] Erdal Z., (2020), “Structural And Mechanical Characterization Of Scale-Up FeCoCrNi , FeCoCrNiCu_x , and FeCoCrNiAl_x High Entropy Alloys”, Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi.
- [16] Z. Wang, S. Guo, and C. T. Liu, “Phase Selection in High-Entropy Alloys: From Nonequilibrium to Equilibrium”, *JOM*, **2014**, 66, 1966-1972.
- [17] A. Manzoni, H. Daoud, R. Völkl, U. Glatzel, and N. Wanderka, “Phase separation in equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy”, *Ultramicroscopy*, **2013**, 132, 212-215.
- [18] J. M. Park *et al.*, “Role of HMK phase on tensile behavior of dual-phase Al 0.5 CoCrFeMnNi high-entropy alloy at cryogenic temperature”, *Materials Science and Engineering A*, **2019**, 746, 443-447.
- [19] O. N. Senkov, J. M. Scott, S. v. Senkova, D. B. Miracle, and C. F. Woodward, “Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy”, *J Alloys Compd*, **2011**, 509, 6043-6048.

- [20] Z. Li, S. Zhao, R. O. Ritchie, and M. A. Meyers, “Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys”, *Progress in Materials Science*, **2019**, 102, 296-345.
- [21] S. Koppoju, S. P. Konduri, P. Chalavadi, S. R. Bonta, and R. Mantripragada, “Effect of Ni on Microstructure and Mechanical Properties of CrMnFeCoNi High Entropy Alloy”, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **2020**, 73, 853-862.
- [22] S. S. Mishra, T. P. Yadav, O. N. Srivastava, N. K. Mukhopadhyay, and K. Biswas, “Formation and stability of C14 type Laves phase in multi component high-entropy alloys”, *J Alloys Compd*, **2020**, 832.
- [23] T. Yang *et al.*, “Multicomponent intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys”, *Science (1979)*, **2018**, 362, 933-937.
- [24] C.-C. Hsieh and W. Wu, “Overview of Intermetallic Sigma Phase Precipitation in Stainless Steels”, *ISRN Metallurgy*, **2012**, 2012, 1-16.
- [25] S. Chai *et al.*, “Transformation of Laves phases and its effect on the mechanical properties of TIG welded Mg-Al-Ca-Mn alloys”, *J Mater Sci Technol*, **2022**, 120, 108-117.
- [26] X. F. Wang, J. W. Yang, and J. J. Zheng, “Structure, mechanical stability, lattice dynamics and thermodynamic properties of C15-Laves phase Mg₂Ce”, *Solid State Commun*, **2022**, 342.
- [27] U. Lee, B. Straumal, and N. Park, “Dynamic precipitation of σ -phase and element partitioning in equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy”, *Materials Science and Engineering A*, **2021**, 804.
- [28] J. Y. He *et al.*, “Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system”, *Acta Mater*, **2014**, 62, 105-113.
- [29] Y. H. Meng, F. H. Duan, J. Pan, and Y. Li, “Phase stability of B2-ordered ZrTiHfCuNiFe high entropy alloy”, *Intermetallics (Barking)*, **2019**, 111.

- [30] Ereğli Demir ve Çelik Fab. T.A.Ş., (2006), “Çelik Yüzeylerin Kaplanması”.
- [31] Korkmaz K., (2020), “Gaz Nitrüleme Sonucu Oluşan Beyaz Tabakanın Nitrasyon Çeliğinin Aşınma Davranışına Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Gebze Teknik Üniversitesi.
- [32] Sarıkaya Ö., (2007), “Aşınmaya Karşı Yüzey Mühendisliği Yöntemleri”, Sakarya Üniversitesi.
- [33] W. Wang, S. Song, K. M. Reddy, W. Li, P. Liu, and X. Wang, “Deformation behavior of ultrahard Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy treated by plasma nitriding”, *Mater Lett*, **2019**, 255.
- [34] W. Y. Tang, M. H. Chuang, S. J. Lin, and J. W. Yeh, “Microstructures and mechanical performance of plasma-nitrided Al 0.3CrFe 1.5MnNi 0.5 high-entropy alloys”, *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, **2012**, 43, 2390-2400.
- [35] W. Y. Tang, M. H. Chuang, H. Y. Chen, and J. W. Yeh, “Microstructure and mechanical performance of new Al_{0.5}CrFe1.5MnNi0.5 high-entropy alloys improved by plasma nitriding”, *Surf Coat Technol*, **2010**, 204, 3118-3124.
- [36] W. Wang, S. Song, K. M. Reddy, W. Li, P. Liu, and X. Wang, “Deformation behavior of ultrahard Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy treated by plasma nitriding”, *Mater Lett*, **2019**, 255.
- [37] Y. Wang, Y. Yang, H. Yang, M. Zhang, S. Ma, and J. Qiao, “Microstructure and wear properties of nitrided AlCoCrFeNi high-entropy alloy”, *Mater Chem Phys*, **2018**, 210, 233-239.
- [38] Y. F. Ivanov, N. A. Prokopenko, E. A. Petrikova, V. V. Shugurov, A. D. Teresov, and O. S. Tolkachev, “Structure and Properties of Hard Nitride Coatings from a High-Entropy Alloy”, *Journal of Surface Investigation*, **2022**, 16, 1061-1068.
- [39] C. H. Chang, P. W. Li, Q. Q. Wu, M. H. Wang, C. C. Sung, and C. Y. Hsu, “Nanostructured and mechanical properties of high-entropy alloy nitride films prepared by magnetron sputtering at different substrate temperatures”, *Materials Technology*, **2019**, 34, 343-349.

- [40] T.L. Chen, “Mechanical and High Temperature Tribological Properties of (AlCrNbTiB)N High Entropy Alloy Nitride Coatings”, *SSRN*, **2022**.
- [41] F. Meng and I. Baker, “Nitriding of a high entropy FeNiMnAlCr alloy”, *J Alloys Compd*, **2015**, 645, 376-381.
- [42] M. A. Haq, “Diffusion kinetics and elemental transport in selective surface nitriding of CoCrFeNiTi0.5 high entropy powder”, *J Alloys Compd*, **2022**.
- [43] Y. Lu *et al.*, “A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys”, *Sci Rep*, **2014**, 905.
- [44] Y. Liu, J. Chen, J. Liu, P. Zhang, and Y. Wang, “Core-shell structure mediated microstructure and mechanical properties of high entropy alloy CoCrFeNi/Al composites”, *Vacuum*, **2021**, 192.
- [45] H. Ma and C. H. Shek, “Effects of Hf on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy”, *J Alloys Compd*, **2020**, 827.
- [46] T. T. Shun, L. Y. Chang, and M. H. Shiu, “Microstructures and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiTix alloys”, *Materials Science and Engineering: A*, **2012**, 556, 170-174.
- [47] W. H. Liu, J. Y. He, H. L. Huang, H. Wang, Z. P. Lu, and C. T. Liu, “Effects of Nb additions on the microstructure and mechanical property of CoCrFeNi high-entropy alloys”, *Intermetallics (Barking)*, **2015**, 60, 1-8.
- [48] W. Huo, H. Zhou, F. Fang, Z. Xie, and J. Jiang, “Microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiZrx eutectic high-entropy alloys”, *Mater Des*, **2017**, 134, 226-233.
- [49] S. Sheikh, H. Mao, and S. Guo, “Predicting solid solubility in CoCrFeNiMx (M = 4d transition metal) high-entropy alloys”, *J Appl Phys*, **2017**, 121, 19.

- [50] Y. Peng, J. Gong, T. L. Christiansen, and M. A. J. Somers, “Surface modification of CoCrFeNi high entropy alloy by low-temperature gaseous carburization”, *Mater Lett*, **2021**, 283.
- [51] B. Wang *et al.*, “Deformation of CoCrFeNi high entropy alloy at large strain”, *Scr Mater*, **2018**, 155, 54-57.
- [52] A. Nishimoto, T. Fukube, and T. Maruyama, “Microstructural, mechanical, and corrosion properties of plasma-nitrided CoCrFeMnNi high-entropy alloys”, *Surf Coat Technol*, **2019**, 376, 52-58.
- [53] L. Wang *et al.*, “A new method to design eutectic high-entropy alloys by determining the formation of single-phase solid solution and calculating solidification paths”, *Materials Science and Engineering: A*, **2022**, 830, 142325.
- [54] V. I. A. Novokshonov ; K, J. A. Gschneidner, F. W. A. Calderwood ; K, L. A. Eyring ; K, and F. W. Calderwood, “Intra Rare Earth Binary Alloys: Phase Relationships, Lattice Parameters and Systematics”, *North-Holland Publishing Co*, **1980**.
- [55] K. Ishida and T. Nishizawa, “The Co-Hf (Cobalt-Hafnium) system”, *Journal of Phase Equilibria*, **1991**, 12, 424-427.
- [56] I. Kalay, “Microstructure and Mechanical Properties of CoCrFeNi(Ti-Al) High Entropy Alloys”, *Hittite Journal of Science & Engineering*, **2020**, 7, 157-162.
- [57] F. He *et al.*, “Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNb_x”, *J Alloys Compd*, **2016**, 656, 284-289.
- [58] Q. Fang, Y. Chen, J. Li, Y. Liu, and Y. Liu, “Microstructure and mechanical properties of FeCoCrNiNbX high-entropy alloy coatings”, *Physica B Condens Matter*, **2018**, 550, 112-116.
- [59] W. H. Liu, J. Y. He, H. L. Huang, H. Wang, Z. P. Lu, and C. T. Liu, “Effects of Nb additions on the microstructure and mechanical property of CoCrFeNi high-entropy alloys”, *Intermetallics (Barking)*, **2015**, 60, 1-8.

- [60] H. Jiang *et al.*, “Effect of Niobium on Microstructure and Properties of the CoCrFeNb_xNi High Entropy Alloys”, *J Mater Sci Technol*, **2017**, 33, 712-717.
- [61] H. Okamoto, “Co-Nb (Cobalt-Niobium)”, *J Phase Equilibria Diffus*, **2010**, 31, 94-95.
- [62] H. Okamoto, “Nb-Ni (Niobium–Nickel)”, *J Phase Equilibria Diffus*, **2008**, 29, 210.
- [63] M. Venkatraman and J. P. Neumann, “The Cr–Nb (Chromium-Niobium) system”, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, **1986**, 7, 462-466.
- [64] H. Okamoto, “Comment on Fe-Nb (iron-niobium)”, *Journal of Phase Equilibria*, **1995**, 16, 369-370.
- [65] H. Okamoto, “Ni-Zr (nickel-zirconium)”, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, **2007**, 28, 409.
- [66] T. O. Malaldaova and Z. M. Alekseyeva, “Phase Diagram Li-Pd (Lithium-Palladium)”, **1981**.
- [67] H. Okamoto, “Co-Zr (Cobalt-Zirconium)”, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, **2011**, 32, 169-170.
- [68] H. Okamoto, “Cr-Zr (chromium-zirconium)”, *Journal of Phase Equilibria*, **1993**, 14, 768.
- [69] Z. Q. Xu, Z. L. Ma, G. H. Xia, M. Wang, T. B. Xie, and X. W. Cheng, “Microstructures and mechanical properties of CoCrFeNiHf_x high-entropy alloys”, *Materials Science and Engineering A*, **2020**, 792.
- [70] M. Mukarram, M. A. Munir, M. Mujahid, and K. Yaqoob, “Systematic development of eutectic high entropy alloys by thermodynamic modeling and experimentation: An example of the CoCrFeNi-Mo system”, *Metals (Basel)*, **2021**, 11.

[71] W. Y. Tang and J. W. Yeh, “Effect of aluminum content on plasma-nitrided $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, **2009**, 1479-1486.



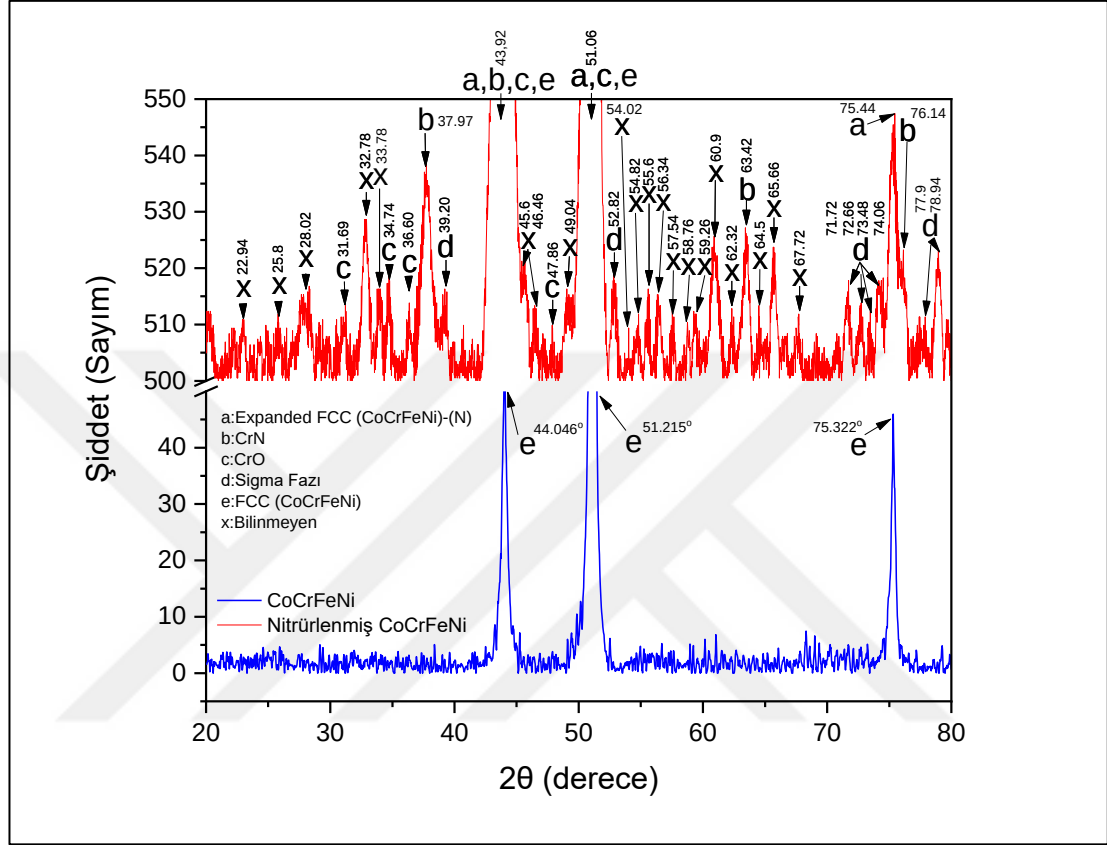
ÖZGEÇMİŞ

Doğancan CEYLAN, lisans eğitimini 2021 yılında Gebze Teknik Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği bölümünde tamamladı. 2021 yılında yüksek lisans eğitimine Gebze Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında başladı. 2022 yılından bu yana Gebze Teknik Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği bölümünde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır.

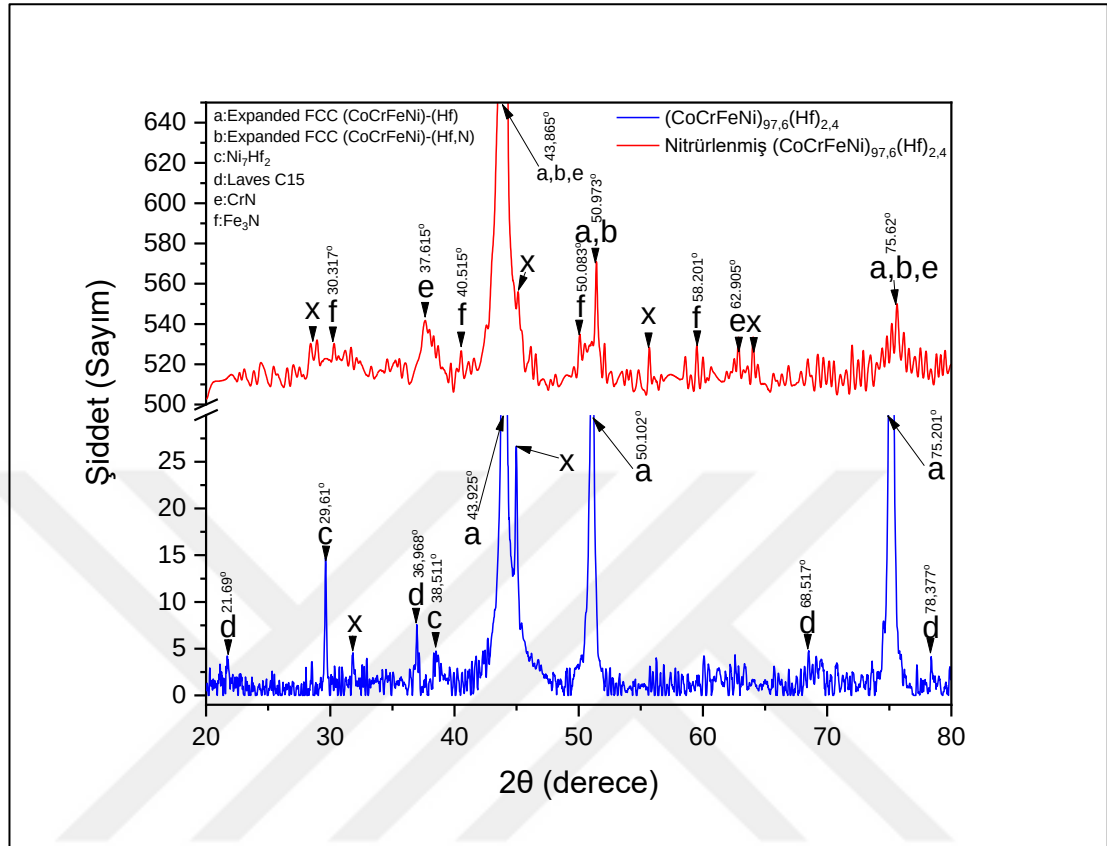


EKLER

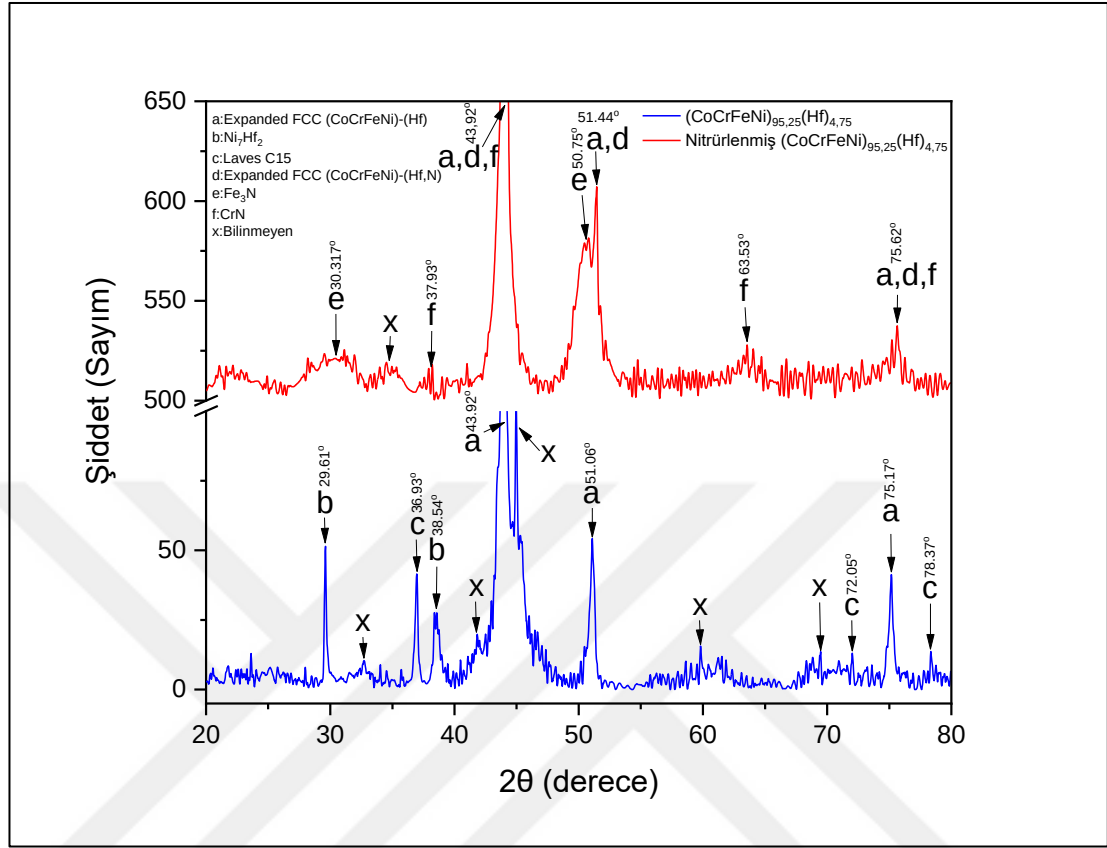
Ek-A: CoCrFeNi alaşımasının nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



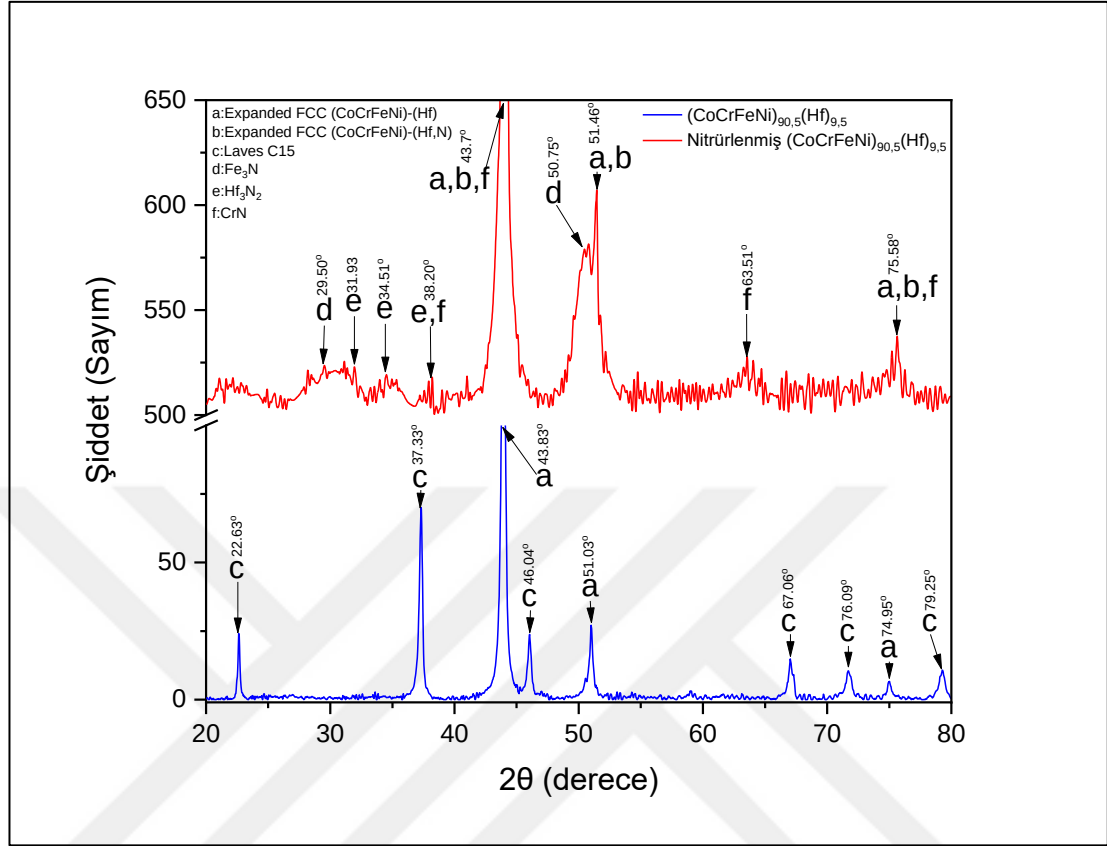
Ek-B: CoCrFeNi alaşımına %2,4 at. Hf elementi katkılanmasının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



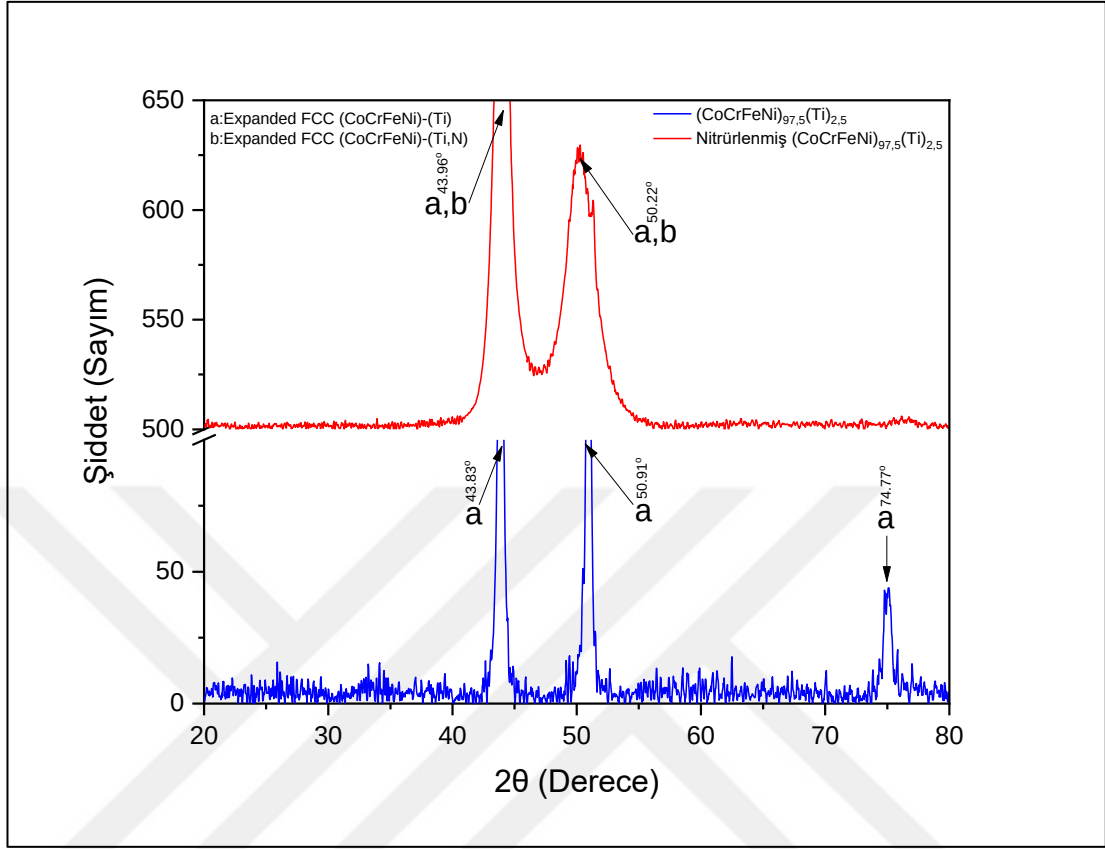
Ek-C: CoCrFeNi alaşıma %4,75 at. Hf elementi katkılanmasının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



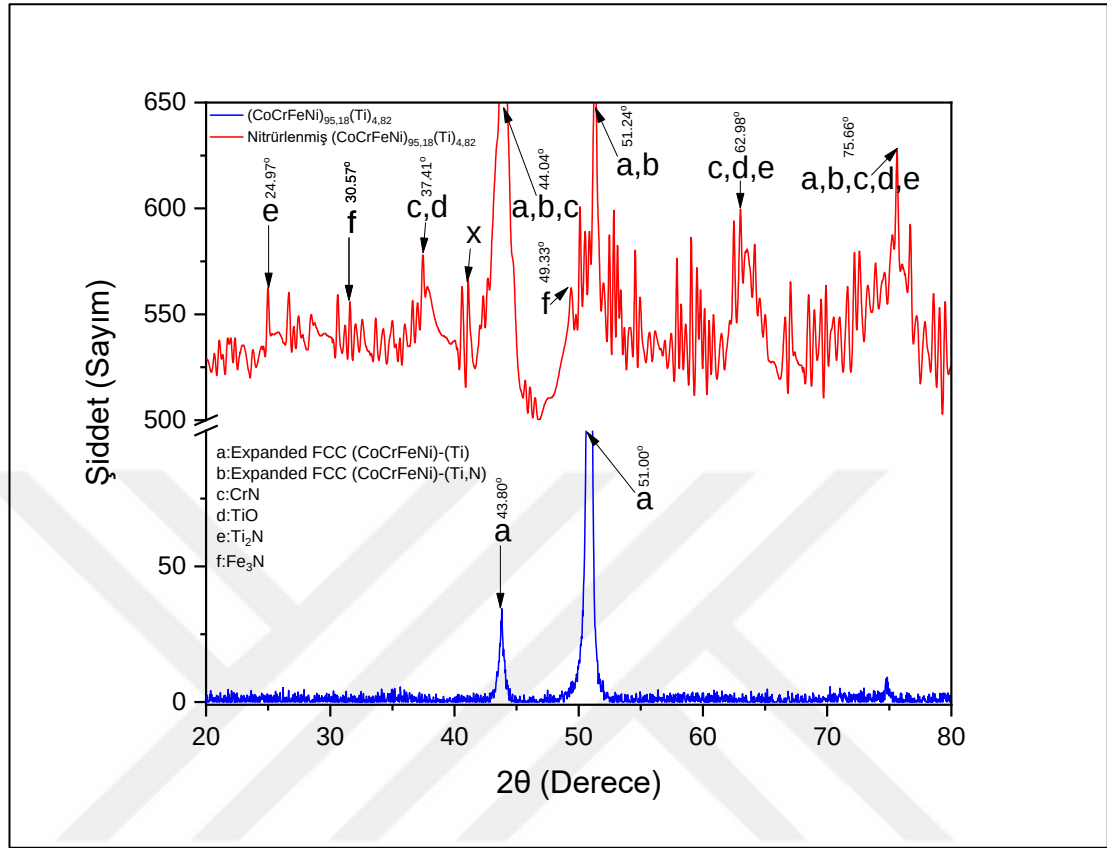
Ek-D: CoCrFeNi alaşımına %9,5 at. Hf elementi katkılamaının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



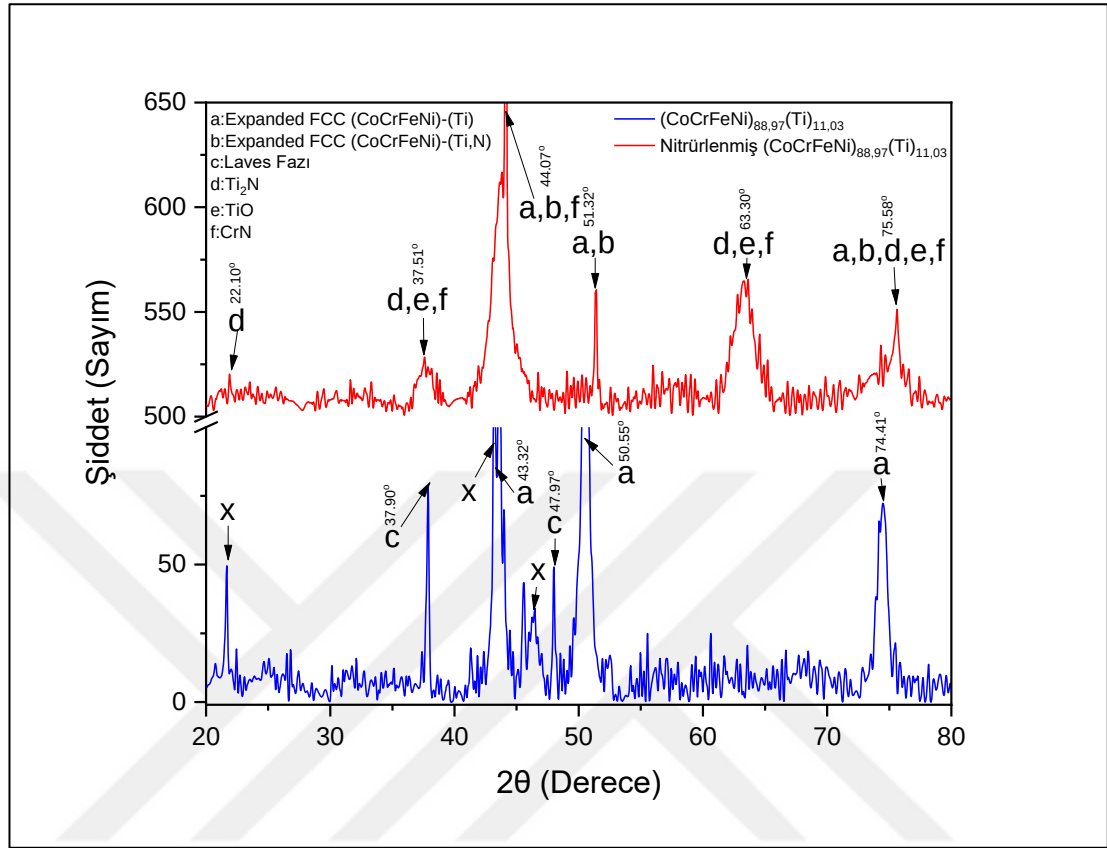
Ek-E: CoCrFeNi alaşımına %2,5 at. Ti elementi katkılamasının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



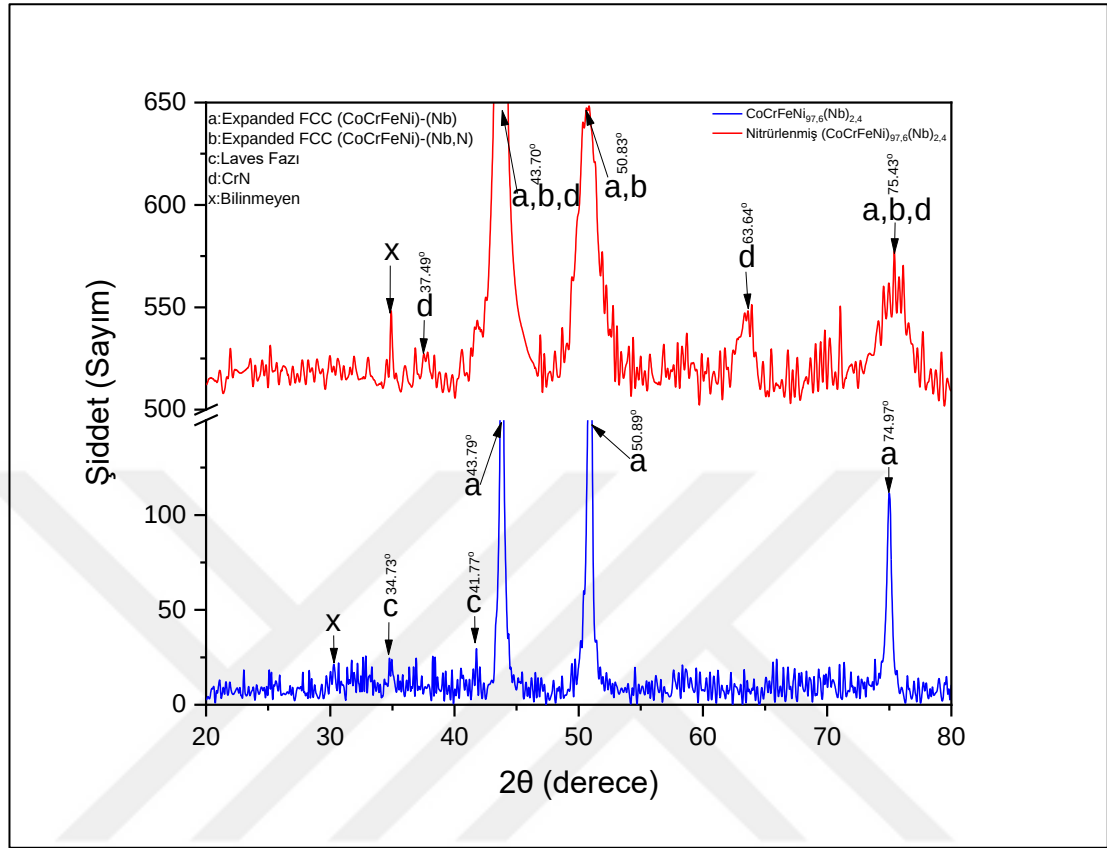
Ek-F: CoCrFeNi alaşıma %4,82 at. Ti elementi katkılamaının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



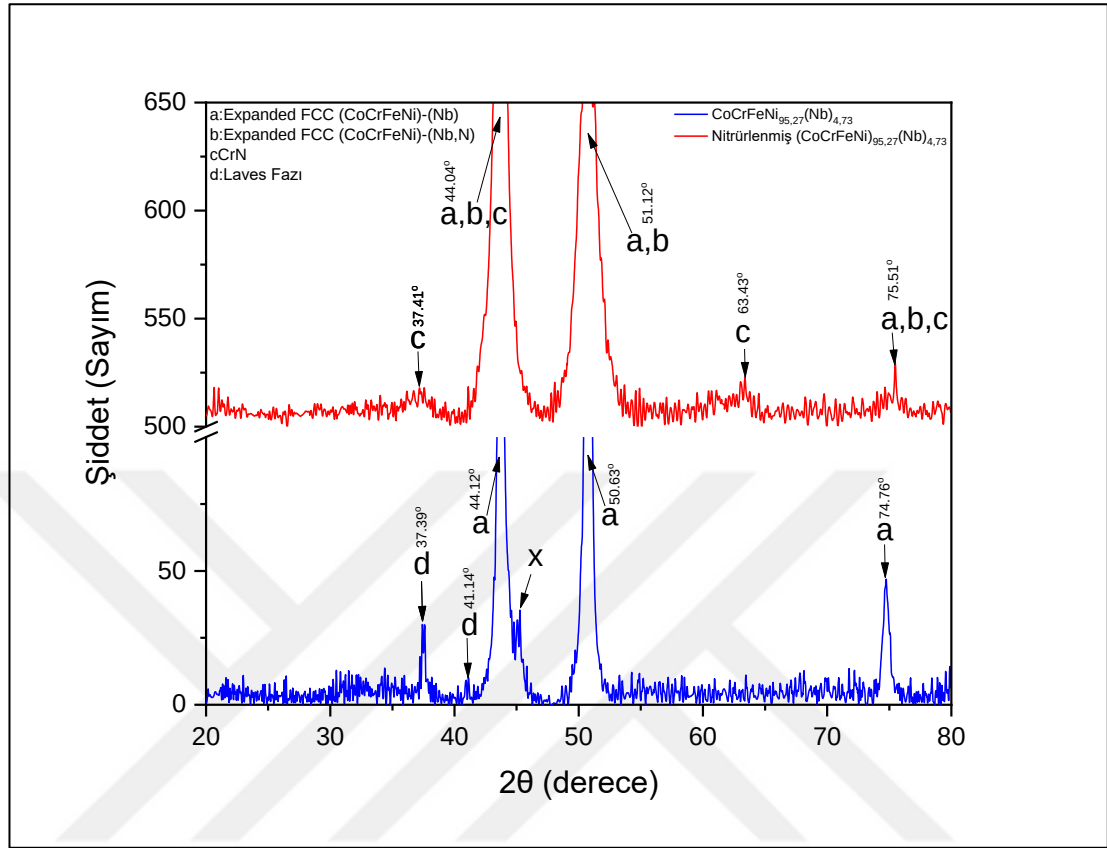
Ek-G: CoCrFeNi alaşıma %11,03 at. Ti elementi katkılanmasının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



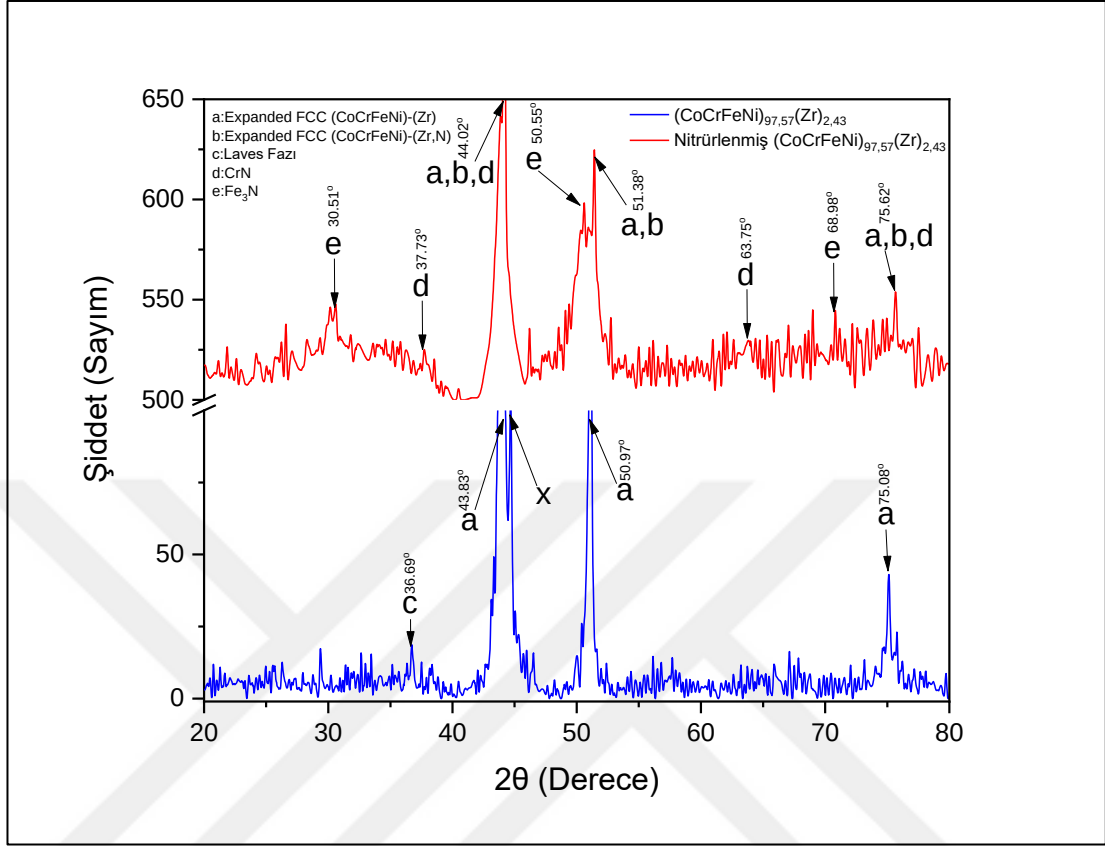
Ek-H: CoCrFeNi alaşıma %2,4 at. Nb elementi katkılanmasının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



Ek-J: CoCrFeNi alaşımına %4,73 at. Nb elementi katkılamasının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



Ek-L: CoCrFeNi alaşımına %2,43 at. Zr elementi katkılamaının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi



Ek-M: CoCrFeNi alaşımına %4,76 at. Zr elementi katkılamasının, nitrürleme öncesi ve sonrasına ait detaylı XRD faz analizi

