



**YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIM MATRİSLİ
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE
KARAKTERİZASYONU**

Yüksek Lisans

Burak YALMAN

ESKİŞEHİR 2019

**YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE
KARAKTERİZASYONU**

Burak YALMAN

YÜKSEK LİSANS

**Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Erhan AYAS**

**Eskişehir
Eskişehir Teknik Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Haziran 2019**

Bu tez çalışması BAP Komisyonu tarafından kabul edilen 1804F093 no.lu proje kapsamında desteklenmiştir.

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Burak Yalman'ının "YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU" başlıklı tezi 11/6/2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından değerlendirilerek "Eskişehir Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim dalında Yüksek Lisans olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Ünvanı Adı Soyadı

İmza

Üye (Tez Danışmanı)

Doç. Dr. Erhan AYAS

Üye

Doç. Dr. Hakan GAŞAN

Üye

Dr. Öğr. Üyesi Emrah DÖLEKÇEKİÇ

Prof. Dr. Murat TANIŞLI

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

ÖZET

YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Burak YALMAN

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Eskişehir Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Haziran 2019

Danışman: Doç. Dr. Erhan AYAS

Yüksek entropili alaşımlar keşfedildikleri yıldan günümüze çok sayıda araştırmacı ve bilim insanları tarafından araştırılmış çok bileşenli alaşım sistemleridir. Geleneksel alaşım sistemlerine göre sahip oldukları birçok mükemmel özellik sayesinde bu alaşımlar hızla gelişmektedir.

Tez çalışması kapsamında yüksek entropili alaşımların kompozit olarak değerlendirilmesi üzerine çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Matris fazı olarak CoCrFeNi esaslı yüksek entropili alaşım ve takviye fazı olarak da en sert iki seramik faz olan B_4C ve c-BN tercih edilmiştir. Takviye fazların oranı ağırlıkça %3, %5, %10 olacak şekilde kompozitler üretilmiştir. Kompozit numunelerin üretiminde toz metalürjisi yöntemleri kullanılmıştır. Sinterleme işlemi Spark Plazma Sinterlemesi tekniği ile c-BN takviyeli kompozitler için $1000^{\circ}C$ 'de, B_4C takviyeli numuneler için $900^{\circ}C$ 'de 10 kN yük altında gerçekleştirilmiş ve üretilen kompozitlerin yoğunlaşma ve mikroyapısal gelişimleri ayrıntılı olarak incelenmiştir.

Üretilen kompozitlerde takviye fazı ve miktarının; yoğunlaşma, mikroyapısal gelişim, elastik modül, sertlik ve aşınma direnci gibi özellikler üzerindeki etkisi irdelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre takviye oranı arttıkça sertlik değerinin ve aşınma davranışının iyileştiği belirlenmiştir. B_4C takviyeli numunelerde B_4C fazının matris içerisinde çözünmesi ile birlikte borür ve karbür fazları meydana gelmiş ve Oluşan bu yeni fazların sertlik ve aşınma üzerinde pozitif etkisi olduğu görülmüştür.

Anahtar Sözcükler: Yüksek Entropili Alaşım, Spark Plazma Sinterlemesi, Mekanik alaşımlama

ABSTRACT

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF HIGH ENTROPY ALLOY MATRIX COMPOSITES

Burak YALMAN

Department of Material Science and Engineering
Eskişehir Technical University, Institute of Graduate Programs, June 2019

Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Erhan Ayas

High entropy alloys are multicomponent alloy systems that have been researched by many researchers and scientists since their discovery. Thanks to their many excellent properties compared to conventional alloy systems, these alloys have developing rapidly.

In this scope of the thesis, studies have been carried out on the evaluation of high entropy alloys as composite. CoCrFeNi based high entropy alloy as matrix phase and B₄C and c-BN which are the two hardest ceramic phases were preferred as reinforcement phase. Composites were produced such that the proportion of reinforcement phases was 3%, 5%, 10% by weight. Powder metallurgy methods were used in the production of composite samples. Sintering process was carried out with Spark Plasma Sintering technique at 1000° C for c-BN reinforced composites and 900° C for B₄C reinforced samples under 10 kN load.

The effect of the phases and amount of reinforcement on composite properties such as condensation, microstructure development, elastic modulus, hardness and abrasion resistance were investigated. According to the results, it was determined that the hardness value and wear behavior improved as the reinforcement ratio increased. Boron and carbide phases were formed with the dissolution of B₄C phase in the B₄C reinforced samples and these new phases had a positive effect on hardness and abrasion.

Keywords: High entropy alloy, spark plasma sintering, mechanical alloying

ÖNSÖZ

Yüksek lisans tez çalışmalarım süresince fikirleriyle bende heyecan uyandıran, bilgi, tecrübe ve desteğini hiçbir zaman esirgemeyen, her zaman saygı ve sevgiyle hatırlayacağım değerli danışman hocam Doç. Dr. Erhan AYAS'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarım boyunca her zaman yanımda olan, tecrübe ve birikimlerini benden esirgemeyen değerli Araş. Gör. Kübra GÜRCAN'a teşekkür ederim

Yüksek entropili alaşımlar ve birçok konuda verdikleri değerli bilgiler ve destekler için Doç. Dr. Hakan GAŞAN ve Yüksek Metalurji ve Malzeme Mühendisi Akın ÖZCAN'a teşekkür ederim.

Hayatımın her anında desteğini, varlığını hissettiğim, her zaman yanımda olan ve zor anlarımda desteğini esirgemeyen değerli ablam Av. Büşra YALMAN KÖRÜK'e ve gerek manevi gerek akademik olarak destek olan eşi Araş. Gör. Serdar KÖRÜK'e en içten teşekkürlerimi sunarım.

Hayatım boyunca bana manevi, maddi her türlü desteği veren ve beni bu günlere yetiştiren değerli annem Hatife YALMAN ve babam Sadettin YALMAN'a teşekkür ederim.

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

Bu tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi; bu çalışmanın Eskişehir Teknik Üniversitesi tarafından kullanılan “bilimsel intihal tespit programı” ile tarandığını ve hiçbir şekilde “intihal içermediğini” beyan ederim. Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

Burak YALMAN

İÇİNDEKİLER

BAŞLIK SAYFASI	i
JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI.....	ii
ÖZET	iii
ABSTRACT.....	iv
ÖNSÖZ	v
ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	x
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
GÖRSELLER DİZİNİ	xv
SİMGE VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. ÇOK BİLEŞENLİ VE YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLAR	2
2.1. Alaşım Stratejisi.....	2
2.2. Yüksek Entropili Alaşımlar	4
2.2.1. Yüksek entropili alaşımların üzerinde dört önemli etki	6
2.2.1.1. Yüksek entropi etkisi	7
2.2.1.2. Aşırı latis bozulmasının etkisi	9
2.2.1.3. Yavaş difüzyon etkisi	10
2.2.1.4. Karışım etkisi	13

2.3. Yüksek Entropili Alaşımlarda Faz Oluşum Tahmini	15
2.4. Yüksek Entropili Alaşımların Üretimi	20
2.4.1. Ergitme ve döküm prosesi	21
2.4.2. Katı hal prosesi	23
2.4.2.1. Spark plazma sinterlemesi	25
2.4.3. Yüksek entropili alaşım kaplamalar	31
2.4.4. Yüksek entropili alaşımlara kompozit yaklaşımı	31
3. MATERYAL VE YÖNTEM	34
3.1. CoCrFeNi Yüksek Entropili Alaşımın Sentezlenmesi.....	34
3.2. CoCrFeNi-B ₄ C ve CoCrFeNi-c-BN Kompozitlerinin Hazırlanması	36
3.3. CCFN Yüksek Entropili Alaşımın ve Kompozitlerin SPS ile Sinterlenmesi....	37
3.4. Kompozit Numunelerin Karakterizasyonu	38
3.4.1. Yoğunluk ölçümleri	38
3.4.2. Faz analizi.....	38
3.4.3. Mikroyapı analizleri.....	39
3.4.4. Elastik modül ve poisson oranının belirlenmesi	39
3.4.5. Aşınma deneyi.....	39
3.4.6. Sertlik ölçümleri	40
4. DENEYSEL BULGULAR VE İRDELEME.....	41
4.1. CoCrFeNi Yüksek Entropili Alaşım Tozunun X-Işını Difraksiyonu ile Faz Analizi	41
4.2. CoCrFeNi Yüksek Entropili Alaşım Tozunun SPS Sonuçları	43
4.3. B ₄ C Takviyeli Kompozitlerin SPS Sonuçları ve XRD Analizi.....	44
4.4. c-BN Takviyeli Kompozitlerin SPS sonuçları ve XRD Analizi	49
4.5. Yoğunluk Ölçümleri	51

4.6. Mikroyapı İncelemeleri	52
4.7. Sertlik ve Elastik Modül Verilerinin Değerlendirilmesi	61
4.8. Aşınma Deneyi Sonuçları	62
5. GENEL SONUÇLAR.....	72
6. ÖNERİLER.....	73
KAYNAKÇA.....	74
ÖZGEÇMİŞ	1

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Geleneksel alaşımların karışım entropilerinin karşılaştırılması.....	6
Çizelge 2.2. Çeşitli fazların termodinamik değerlerinin karşılaştırılması.....	8
Çizelge 2.3. CoCrFeNi yüksek entropili alaşımındaki farklı atom çiftlerinin Miedema yöntemiyle hesaplanmış karışım entalpisi değerleri.....	18
Çizelge 2.4. CoCrFeNi yüksek entropili alaşımına ait parametreler.	19
Çizelge 3.1. Kompozit üretiminde kullanılan c-BN ve B4C seramik tozlarının toz boyutları.	36
Çizelge 3.2. Numune kompozisyonları ve kodları.....	37
Çizelge 4.1. Üretilen numunelerin Arşimed Prensibine göre yoğunluk değerleri.....	51
Çizelge 4.2. SPS ile üretilen CoCrFeNi yüksek entropili alaşım içerisinde meydana gelen fazların SEM/EDX analizi ile ölçülen kimyasal kompozisyonları.....	53
Çizelge 4.3. 3BCF kodlu numunenin SPS sonrası mikroyapı içerisinde meydana gelen fazların SEM/EDX analizi ile ölçülen kimyasal kompozisyonları.....	54
Çizelge 4.4. Kompozit numunelerin elastik modül ve Vickers Sertlik değerleri.....	62
Çizelge 4.5. 3BCF kodlu numunenin EDX analizi sonuçları.	66

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Yüksek entropili alaşımların keşfinden günümüze kadar yapılan çalışmaların yıllar bazında gösterimi	2
Şekil 2.2. Üçlü ve dörtlü faz diyagramları üzerinde çok bileşenli alaşımların ve geleneksel yöntem ile keşfedilen alaşımların şematik gösterimi	4
Şekil 2.3. Alaşımların Entropi değerlerine göre sınıflandırılması.....	5
Şekil 2.4. Latiste meydana gelen distorsiyonun gösterimi	9
Şekil 2.5. On farklı bileşenden meydana gelen latisin temsili gösterimi.....	10
Şekil 2.6. Atomların difüzyonu için gereken enerjinin karşılaştırılması. Yüksek entropili alaşımların difüzyonu için gereken enerjinin diğer alaşım ve saf metale göre daha fazla olduğu gözükmemektedir	11
Şekil 2.7. Yüksek entropili alaşımlardaki yavaş difüzyon için gereken aktivasyon enerjisinin karşılaştırılması	12
Şekil 2.8. Al ilavesi ile YEA'nın mikroyapısı üzerinde meydana gelen değişim	14
Şekil 2.9. Inconel ve Haynes süper alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda akma mukavemetlerinin yüksek entropili refrakter alaşımlar ile kıyaslanması.....	15
Şekil 2.10. ΔH , ΔS ve δ parametrelerine bağlı olarak oluşan fazlar	18
Şekil 2.11. VEC değerinin değişimine bağlı olarak kristal yapı değişimi. Tamamen kapalı şekiller YMK, yarı Kapalı şekiller HMK ve YMK kristal yapıyı, tamamen açık şekiller ise HMK kristal yapıyı temsil etmektedir	19
Şekil 2.12. Yüksek entropili alaşımlarda (a) Ω ve (b) ϕ değerlerine göre fazlar. ...	20
Şekil 2.13. Yüksek entropili alaşımların üretim yöntemleri.	21
Şekil 2.14. Farklı yöntemler kullanılarak yüksek entropili alaşımların üretim çalışmalarının sayıları.....	22

Şekil 2.15. Yüksek enerjili bilyalı öğütme sırasında toz ve bilyelerin çarpması sonucunda meydana gelen olayların temsili gösterimi	23
Şekil 2.16. MA prosesi ile üretilen AlFeTiCrZnCu eş atomik alaşımına ait XRD pikleri	24
Şekil 2.17. Spark Plazma Sinterlemesinin yöntem ve teknoloji bakımından tarihsel gelişimi.....	25
Şekil 2.18. Spark Plazma Sinterleme sisteminin basit gösterimi	26
Şekil 2.19. DC darbeleri akımın toz partikülleri üzerinden akışı	28
Şekil 2.20. SPS sırasında meydana gelen olayların şematik anlatımı	29
Şekil 2.21. SPS tekniği ile geleneksel sinterleme yöntemi arasındaki termal gradyan profiline gösterimi.....	29
Şekil 2.22. SPS sırasında iki tane arasında meydana gelen olayların gösterimi	30
Şekil 3.1. CoCrFeNi yüksek entropili alaşıma ait THERMO-CALC programı ile çizilen faz diyagramı.	35
Şekil 4.1. CoCrFeNi yüksek entropili alaşımın MA işlemi süresince faz değişimi.	41
Şekil 4.2. YMK yapıya ait XRD piklerinin yakından görünümü.	42
Şekil 4.3. Kompozit numunelerin ortalama kristal boyutları.....	42
Şekil 4.4. CoCrFeNi YEA'nın SPS grafiği.	43
Şekil 4.5. CoCrFeNi YEA'nın SPS sonrası XRD grafiği.	44
Şekil 4.6. CoCrFeNi- %5 B ₄ C takviyeli kompozit numunenin SPS grafiği. Sinterleme sıcaklığı 1000°C sıcaklıkta numunenin kalıptan aktığı gözükmemektedir.	45
Şekil 4.7. Fe-B faz diyagramı	46
Şekil 4.8. B ₄ C (ince) takviyeli kompozitlerin SPS grafiği.....	47

Şekil 4.9. B ₄ C (ince) takviyeli kompozitlerin SPS grafiği.....	47
Şekil 4.10. CoCrFeNi -B ₄ C takviyeli kompozitlerin XRD paternleri. (a) kaba partikül takviyeli, (b) ince partikül takviyeli kompozitler.	48
Şekil 4.11. c-BN (ince) takviyeli numunelerin SPS grafiği.....	49
Şekil 4.12. c-BN (kaba) takviyeli numunelerin SPS grafiği.	50
Şekil 4.13. a) Kaba c-BN b) İnce c-BN takviyeli kompozit numunelerin XRD sonuçları.....	51
Şekil 4.14. CoCrFeNi YEA SPS kesit yüzey SEM-BS görüntüsü.....	53
Şekil 4.15. 3BCF kodlu numunenin SEM görüntüsü.	54
Şekil 4.16. a) 3BCC b) 5BCC c) 10BCC kodlu numunelerin SEM görüntüleri.....	56
Şekil 4.17. 10BCC kodlu numuneye ait SPS sırasında sonrası sinterlenmemiş tane görüntüsü.	56
Şekil 4.18.CoCrFeNi-B ₄ C kompozit numunelerin SPS sonrası SEM görüntüleri: Sırasıyla (a), (b), (c) görüntüleri %3, %5, %10 ince B ₄ C partikül takviyeli kompozit numuneleri ifade etmektedir.	58
Şekil 4.19. 5BNİ kodlu numuneye ait SEM görüntüsü.....	59
Şekil 4.20. 5BNK kodlu numunenin SEM görüntüsü.....	60
Şekil 4.21.10BNK kodlu numunenin SEM görüntüsü.....	61
Şekil 4.22. CoCrFeNi matris alaşıma ait COF grafiği.....	63
Şekil 4.23. CoCrFeNi matris alaşıma ait aşınmış yüzey SEM görüntüsü.....	64
Şekil 4.24. B ₄ C takviyeli numunelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri: sırasıyla (a), (c), (e) 3BCF, 5BCF, 10BCF kodlu numunelere ait görüntüler ve (b), (d), (f) 3BCC, 5BCC, 10BCC kodlu numunelere ait görüntüler. ...	65

Şekil 4.25. a) Kaba B4C b) İnce B4C takviyeli numunelerin sürtünme direnci katsayısı grafikleri.	67
Şekil 4.26. B4C takviyeli numunelerin aşınma kaybı miktarları.	68
Şekil 4.27. c-BN takviyeli numunelerin sürtünme direnci katsayısı grafikleri.	69
Şekil 4.28. c-BN takviyeli numunelerin aşınma kaybı miktarları.	70
Şekil 4.29. c-BN takviyeli numunelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri: Sırasıyla (a), (c), (e) 3BNF, 5BNF, 10BNF kodlu numunelere ait görüntüler ve (b), (d), (f) 3BNC, 5BNC, 10BNC kodlu numunelere ait görüntüler.....	71

GÖRSELLER DİZİNİ

Görsel 3.1. Öğütme haznesinin Ar gazı ile doldurulması.....	34
Görsel 3.2. Friszth Pulverizette-6 öğütme cihazı.	35
Görsel 3.3. FCT GmbH firmasının HPD25 model Spark Plazma Sinterleme (SPS) cihazı.	38
Görsel 3.4. CSM Instrument Tribometer aşınma testi cihazı.....	40
Görsel 4.1. Grafit kalıp içerisinde sinterleme sırasında eriyen numune görüntüsü.....	45

SİMGE VE KISALTMALAR DİZİNİ

G	: Gibbs serbest enerjisi
S	: Entropi
H	: Entalpi
T	: Sıcaklık
Ω	: Katı çözeltili oluşumu tahmininde kullanılan parametre
δ	: Topografik parametre
DR	: Dentrit
ID	: İnterdentrit
DC	: Doğru akım
AC	: Alternatif akım
YHK	: Yüzey merkezli kübik
HMK	: Hacim merkezli kübik
SPS	: Spark plazma sinterlemesi
XRD	: X-Işını Difraksiyonu
COF	: Sürtünme Direnci Katsayısı
3BCF	: İnce partikül boyutuna sahip, %3 B ₄ C seramik partikül takviyeli kompozit
5BCF	: İnce partikül boyutuna sahip, %5 B ₄ C seramik partikül takviyeli kompozit
10BCF	: İnce partikül boyutuna sahip, %10 B ₄ C seramik partikül takviyeli kompozit
3BNF	: İnce partikül boyutuna sahip, %3 c-BN seramik partikül takviyeli kompozit
5BNF	: İnce partikül boyutuna sahip, %5 c-BN seramik partikül takviyeli kompozit
10BNF	: İnce partikül boyutuna sahip, %10 c-BN seramik partikül takviyeli kompozit
3BCC	: Kaba partikül boyutuna sahip, %3 B ₄ C seramik partikül takviyeli kompozit
5BCC	: Kaba partikül boyutuna sahip, %5 B ₄ C seramik partikül takviyeli kompozit
10BCC	: Kaba partikül boyutuna sahip, %10 B ₄ C seramik partikül takviyeli kompozit
3BNC	: Kaba partikül boyutuna sahip, %3 c-BN seramik partikül takviyeli kompozit
5BNC	: Kaba partikül boyutuna sahip, %5 c-BN seramik partikül takviyeli kompozit
10BNC	: Kaba partikül boyutuna sahip, %10 c-BN seramik partikül takviyeli kompozit

1. GİRİŞ ve AMAÇ

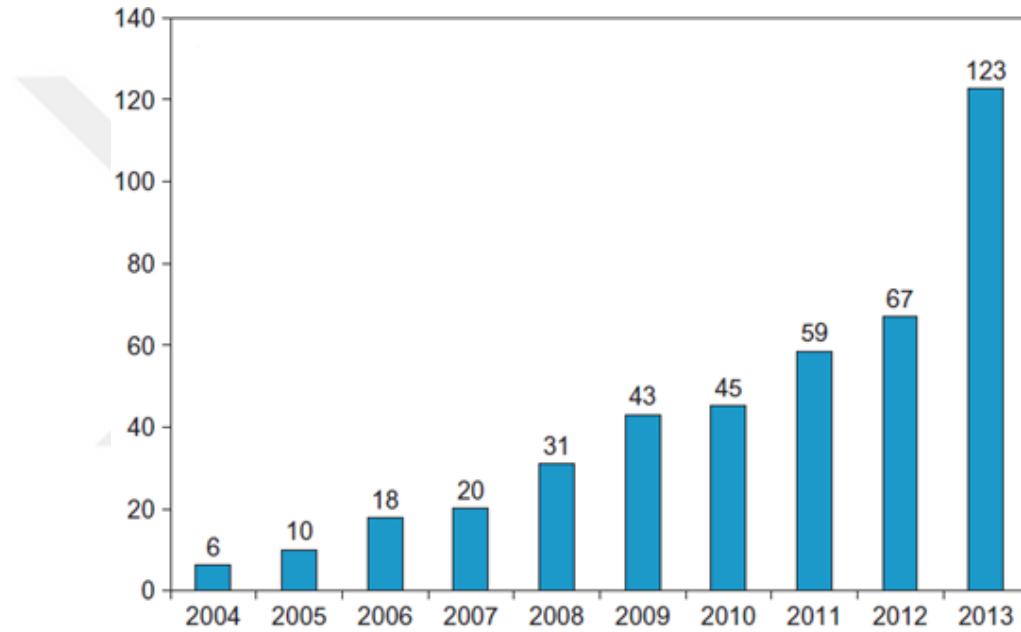
Malzemeler, insanoğlunun varoluşundan itibaren ona eşlik etmiştir. Eski çağlardan günümüze insanoğlu belirli amaçlarına hizmet etmesi amacıyla çeşitli malzemeler kullanmış ve yeni malzemeler geliştirmeye gayret etmiştir. İlk çağlarda, insanların kullandığı malzemeler arasında, taş ve odunun olduğu ve çeşitli amaçlarına yönelik kemik, tüy, hayvan derisi ve kil gibi malzemeleri kullandığı bilinmektedir [1,2]. İlk endüstri devrimi ile birlikte gelişen yeni teknolojilerin sonucunda birçok metalik malzeme geliştirilerek yeni alaşım sistemleri kullanımına sunulmuştur.

Yüksek entropili alaşımların (YEA) keşfi, geleneksel alaşım tasarımına yeni bir bakış açısı getirerek birçok uygulama için yeni malzemelerin üretilmesinde büyük bir potansiyel oluşturmuştur. YEA'ların keşfinden bugüne kadar çok çeşitli çalışmaların yapıldığı ve üstün özelliklere sahip malzemelerin üretildiği gözükmektedir. Yapılan literatür çalışmaları ile bu alaşım türünün henüz ülkemizde tam olarak tanınmadığı ve bu konuda yapılan çalışmaların çok kısıtlı olduğu görülmüştür. YEA'ların aynı zamanda matris malzemesi olarak kullanılabileceği ve üstün özelliklere sahip takviye malzemeleriyle kompozit üretimine uygun olduğu gözlemlenmiştir.

Bu tez çalışmasında CoCrFeNi esaslı YEA matris malzemesi olarak seçilmiş ve takviye olarak c-BN ve B₄C gibi üstün mekanik ve kimyasal özelliklere sahip takviye fazları matrisin özelliklerinin iyileştirilmesi ve geliştirilmesi için seçilmiştir.

2. ÇOK BİLEŞENLİ VE YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLAR

Çok bileşenli alaşımlar alanında ilk detaylı çalışma 1981 yılında Cantor ve öğrencisi Vincet tarafından [1] eş veya kısmen eş molar oranlarda kurucu elementler ile gerçekleştirilmiştir. Akabinde 1998 yılında yüksek lisans öğrencisi Peter Knight tarafından [1] benzer bir çalışma ile daha geniş bir alaşım aralığında çalışmıştır. Daha sonra bu çalışma Cantor ve arkadaşları tarafından 2004 yılında yayınlanmıştır [2]. 2003 yılında Ranganathan benzer tipteki alaşımları Çok bileşenli kokteyller (Multimaterial Cocktails) olarak tanımlamıştır ve daha sonra 2004 yılında Yeh tarafından bu alaşımlar ‘Yüksek Entropili Alaşımlar’ olarak tanımlanmıştır [1,3].



Şekil 2.1. Yüksek entropili alaşımların keşfinden günümüze kadar yapılan çalışmaların yıllar bazında gösterimi [1].

Şekil 2.1’de görüldüğü üzere keşfedildiği günden bugüne yüksek entropili alaşımlar ve çok bileşenli alaşımlar alanında sürekli artan çalışmalar, bu yeni alaşım tasarımının büyük bir potansiyele sahip olduğunu ve literatürdeki gelişmeler incelendiğinde üstün özelliklere sahip malzemelerin geliştirildiği gözükmektedir.

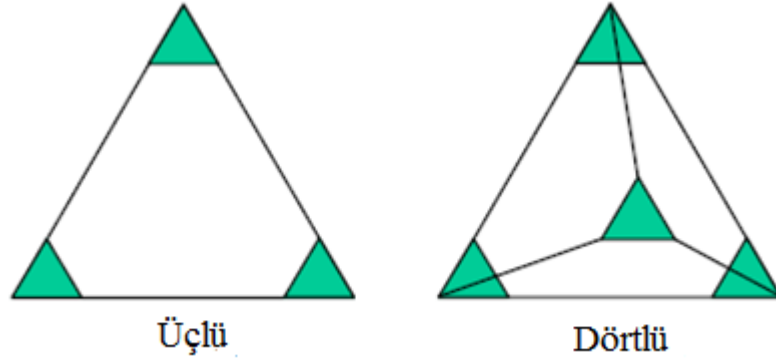
2.1. Alaşım Stratejisi

Geleneksel alaşım tasarımı, bir ana elemente veya bileşiğe dayanmaktadır. Saf metaller genellikle mücevher, elektriksel, optik gibi özel alanlarda ve uygulamalarda kullanılmalarına karşın, alaşım elementi olarak mekaniksel, fiziksel ve kimyasal özelliklerin iyileştirilmesi ve geliştirilmesi amacıyla kullanılmaktadır. Bu yönden

bakıldığında, alaşımlar çok bileşenli kompozisyona sahiptir. Alman bilim adamı ve metalurjist Karl Franz Achard, yeni bir bakış açısı ile eşit miktarlarda beş ila yedi elemente sahip çok bileşenli alaşımlar üreterek bu alaşımların özelliklerini incelemiştir [4]. Çalışma kapsamında ürettiği 900'ün üzerinde alaşım kompozisyonunu döküm metodu ile üretmiş olup, üretilen alaşımlara yoğunluk, sertlik, mukavemet, darbe mukavemeti, tokluk gibi birçok test uygulamıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda, üretilen alaşımların birçok özelliklere sahip olmalarına karşın çekici özelliklere sahip olmadığını gözükmemektedir. Fakat bu çalışma ile alaşımların daha yüksek oranlarda birden fazla esas alaşım elementine sahip olacak şekilde tasarlanabilir olduğu görülmüş ve yeni çalışmalar için öncü olmuştur.

Geleneksel alaşımlara bakıldığında birçok alaşım elementi içeren alaşım sistemlerinde çok sayıda intermetalik veya karmaşık fazların oluşması beklenmektedir [5]. Bu alaşımlara ait ikili faz diyagramları incelendiğinde; düzenli yapılarda, sitokiyometrik veya nispeten sitokiyometrik oranlarda veya geniş bileşim oranlarında, bileşik tipindeki katı çözeltiler olan ve ara fazlar olarak adlandırılan çok sayıda intermetalik fazların olduğunu görülmektedir. Üçlü faz diyagramlarında ise ikili faz diyagramlarına göre daha fazla intermetalik fazların oluştuğunu göstermektedir. Buradan anlaşılabileceği gibi, element sayısındaki artış ile denge halinde ya da yarı dengede intermetalik veya ara faz oluşmaktadır. Bu durum insanların çok sayıda elemente sahip alaşımlar geliştirmesini engellemektedir. Bu nedenle geleneksel bir veya iki majör alaşım elementine dayalı alaşım tasarımı, alaşım geliştirme alanına hakim olmaktadır. Bunun sonucunda, daha özel mikroyapıların keşfi ve daha iyi özelliklerin geliştirilmesi, yeni uygulamaların geliştirilmesi olasılığı düşmektedir [5].

İlk kez Prof. Cantor, geleneksel alaşımlama stratejisinin bir veya iki temel bileşene dayalı malzemeler hakkında çok sayıda bilgiye sahip olmayı sağladığını, ancak yaklaşık olarak eşit oranlarda birkaç ana bileşenden oluşan malzemeler hakkında çok az bilgiye sahip olma durumunu ortaya koymuştur [6]. Çok eksenli bir faz diyagramının köşelerine ve kenarlarına yakın kompozisyondaki alaşımlar hakkında, diyagramın merkezine denk gelen kompozisyonlara göre daha fazla bilgi mevcuttur ve bu alaşımlar daha fazla gelişmiştir. Şekil 2.2'de üçlü ve dördü faz diyagramlarının şematik olarak görüntüsü verilmiştir. Burada yeşil olan köşeler geleneksel olarak geliştirilen alaşımları, beyaz yüzeyler ise henüz tam olarak keşfedilmemiş olan alaşımlara ait bölgeleri temsil etmektedir [6].



Şekil 2.2.Üçlü ve dörtlü faz diyagramları üzerinde çok bileşenli alaşımların ve geleneksel yöntem ile keşfedilen alaşımların şematik gösterimi [6].

Şekil 2.2’de görüldüğü gibi, faz diyagramlarının merkez bölgelerinde henüz keşfedilmemiş birçok kompozisyon vardır. Çok bileşenli faz alanını keşfetmenin iki yöntemi vardır. İlki, geleneksel alaşım tasarım konseptini genişleterek büyük miktarlarda ve daha fazla alaşım elementi eklemesi yapmaktır. İkincisi ise bir malzeme üzerinden başlamak ve bu malzemenin kendi bileşenleri ile eş atomik veya nispeten eş atomik olan, kimyasal olarak benzer çok bileşenli karışım ile yer değiştirmektir. Her iki yöntemin de olağanüstü özelliklerde yeni malzemelere ve yeni yapıların gelişmesine yol açacağı öngörülmektedir [6].

2.2. Yüksek Entropili Alaşımlar

Yüksek entropili alaşımlar veya kısaca YEA en az beş farklı eş molar veya eş molarlara yakın elementin oluşturduğu alaşımlardır. Her bir element, %5 ila %35 atomik orana sahiptir. Temel elementlerin yanı sıra YEA’lar minör elementler (% 5 den az) içerebilmektedir [1,4,6]. YEA’lar YMK ve/veya HMK kristal yapıya sahip katı çözeltiler ve bazende içerisinde intermetalik fazlar bulunan sistemlerdir. Bu alaşımların yüksek karışım entropisine sahip olmaları, özellikle yüksek sıcaklıklarda yapının kararlı olarak kalmasını sağlamaktadır. Bu durum araştırmacılar açısından YEA sentezinin, analizini, işlenmesini kolaylaştırmaktadır [1]. Yüksek entropili alaşımları geleneksel alaşımlardan ayıran temel özellik, yüksek entropili alaşımların geleneksel alaşımlardan daha yüksek karışım entropisine sahip olmalarıdır. Bu ayırımı yapabilmek için termodinamik formüllerden faydalanılmaktadır. Bir sistemin karışım (konfigürasyonel) entropisi Eşitlik 2.1’de gösterilen Boltzmann eşitliği kullanılarak hesaplanmaktadır.

$$\Delta S_{konf} = k \ln w \quad (2.1)$$

Burada k Boltzmann sabiti, w ise enerjinin sistemdeki partiküller arasında karıştırılma veya paylaşılma yollarının sayısıdır. Böylece mol başına konfigürasyonel entropi değişimi, n kadar element ve x_i kadar mol oranı ile Eşitlik 2.2’de verilen eşitlik ile hesaplanmaktadır.

$$\Delta S_{konf} = -R \sum_{i=1}^n X_i \ln X_i \quad (2.2)$$

Eş atomik bir alaşımı sıvı halinde veya düzenli katı halde düşünecek olursak her bir mol element için konfigürasyonel entropisi ise Eşitlik 2.3’te verilen formülasyon ile hesaplanır.

$$\begin{aligned} \Delta S_{konf} &= -k \ln w = -R \left(\frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} + \frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} + \dots + \frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} \right) \\ &= -R \ln \frac{1}{n} = R \ln n \end{aligned} \quad (2.3)$$

R burada gaz sabitidir ve 8,314 J/K olarak alınmaktadır. Formül 2.3’ten yola çıkarak beş eş molar elemente sahip bir sistemin karışım entropisi 1,61R olarak hesaplanmaktadır. Miracle ve arkadaşları [7] YEA’lar için 1,5R taban değer olarak rapor etmişlerdir. Şekil 2.3’te alaşımların entropi değerlerine göre sınıflandırılması şematik olarak verilmiştir. 1,5R altında entropi değerine sahip alaşımlar ‘orta’ , 1R altında entropi değerine sahip alaşımlar ise ‘düşük’ entropili alaşımlar olarak adlandırılmaktadır [1,7].



Şekil 2.3 Alaşımların Entropi değerlerine göre sınıflandırılması [1].

Çizelge 2.1’de günümüzde ticari olarak kullanılan bazı alaşımların entropi değerleri verilmiştir. Bu çizelgede birçok geleneksel alaşımın düşük entropili alaşım (<1R) olduğu görülmektedir. Yalnızca Ni esaslı, Co esaslı süper alaşımlar ve yığınsal metalik camlar (BMC) 1 ile 1,5R arasında kalmaktadır. Yani, hiçbir geleneksel alaşım yüksek entropiye sahip değildir [6].

Çizelge 2.1. Geleneksel alaşımların karışım entropilerinin karşılaştırılması [6].

Sistem	Alaşımlar	Sıvı Haldeki ΔS_{konf}
Düşük Alaşımlı Çelik	4340	0.22R
	304	0.96R
Paslanmaz Çelik	316	1.15R
Yüksek Hız Çeliği	M2	0.73R
Mg Alaşımı	AZ91D	0.35R
	2024	0.29R
Al Alaşımı	7075	0.43R
Cu-Alaşımı	7-3 Pirinç	0.61R
	Inconel 718	1.31R
Ni-Esaslı Süper alaşım	Hastelloy X	1.37R
Co-Esaslı Süper alaşım	Stellite 6	1.13R
	$\text{Cu}_{47}\text{Zr}_{11}\text{Ti}_{34}\text{Ni}_8$	1.17R
BMG	$\text{Zr}_{53}\text{Ti}_5\text{Cu}_{16}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{16}$	1.30R

2.2.1. Yüksek entropili alaşımların üzerinde dört önemli etki

YEA’lar geleneksel alaşımlara göre birçok üstün özelliğe sahiptir. Bunlar; yüksek sertlik, üstün aşınma direnci [8], mükemmel yüksek sıcaklık direnci, iyi ısıl kararlılık, oksitlenme ve korozyon direnci [9] gibi özelliklerdir. Bilinen bu özellikler doğrudan çok bileşeli alaşımların tasarımında ‘çekirdek etkisi (core effects)’ olarak isimlendirilen; yüksek entropi, yavaş difüzyon, aşırı latis distorsiyonu ve karışım etkisi gibi etkilerle ilişkilidir. Bu etkiler arasından en önemli olanı yavaş difüzyon etkisidir.

Bu etki yüksek sıcaklık direnci, yüksek sıcaklıkta yapısal kararlılık gibi faydalar sağlamaktadır [9].

Yüksek entropili alaşımların mikroyapı ve özelliklerini belirleyen dört önemli mekanizma bulunmaktadır. Bunlar sırasıyla; yüksek entropi etkisi, yavaş difüzyon etkisi, ağır latis distorsiyonu ve kokteyl etkisi olarak adlandırılan mekanizmalardır. Termodinamik açıdan, yüksek entropi etkisi kompleks yapılı fazların oluşmasını önlemektedir. Kinetik olarak yavaş difüzyon etkisi faz dönüşümünü yavaşlatmaktadır. Farklı atomik boyutlara sahip ana elementlerin aşırı latis distorsiyonuna sebep olmasında dolayı alaşımın özelliklerini bir anda değiştirebilmektedir. Özellikler açısından kokteyl etkisi, farklı elementlerin ortak çözünürlüğü ve aralarındaki etkileşim sebebiyle yapıya bir nevi kompozit gibi özellikler kazandırmaktadır [1,2,4-7].

2.2.1.1. Yüksek entropi etkisi

Bir alaşım katı durumda üç olası faza sahip olmaktadır. Bu olası fazlar: elementel faz, intermetalik bileşikler ve katı çözeltilerdir. Faz diyagramlarına bakıldığında elementel fazlar tek bir metal elemente dayanan saf bileşenlerdir. İntermetalik bileşikler süper latise sahip stokiometrik oranlardaki bileşiklerdir. Katı çözeltiler düzenli ve düzensiz katı çözeltiler olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Düzensiz katı çözeltiler farklı bileşenlerin olasılık dahilinde latis bölgesinde bulundukları katı çözeltilerdir. Bunlar; HMK, YMK veya HMT yapıda olabilirler. Düzenli katı çözeltiler intermetalik fazlar veya ara fazlardır [4]. Faz diyagramlarında farklı stokiometrik bileşikler etrafındaki geniş aralıklarda görüldü gibi intermetalik bileşiklere dayanan kristal yapılı katı çözeltilerdir. Bazı durumlarda farklı kurucu elementler, latis içerisinde farklı bölgeleri işgal etmektedir. Bu durumda onların düzenlilik dereceleri, tamamen düzenli olan yapılardan daha düşüktür. Bu yapılar kısmen düzenli katı çözeltiler olarak adlandırılmaktadır. Bu fazlar intermetalik yapılara sahip olmalarına ve intermetalik olarak sınıflandırılmalarına karşın kurucu elementler arasındaki dikkate değer çözünürlükleri sebebiyle katı çözeltiler olarak sınıflandırılmaktadır. Çizelge 2.2.'de elementel faz, bileşik, düzensiz ve kısmen düzenli katı çözeltilerin ΔH_{mix} , ΔS_{mix} ve ΔG_{mix} değerleri karşılaştırılması verilmiştir.

Çizelge 2.2. Çeşitli fazların termodinamik değerlerinin karşılaştırılması [1].

Mümkün Haller	Elemental Fazlar	Bileşikler	Düzensiz Katı Çözeltiler	Kısmen Düzenli Katı Çözeltiler
ΔH_{kar}	~ 0	$\gg \text{negatif}$	$> \text{negatif}$	$> \text{negatif}$
$-T\Delta S_{kar}$	~ 0	~ 0	$-RT \ln n$	$< -RT \ln n$
ΔG_{kar}	~ 0	$\gg \text{negatif}$	$\gg \text{negatif}$	$\gg \text{negatif}$

Tek bir esas elemente dayalı elementel fazlar sıfıra yakın değerlere sahipken, bileşikler daha negatif ΔH değerine ve sıfıra yakın ΔS değerine sahiptir. Çok elementli katı çözeltilere bakıldığında ΔH değeri orta seviyede negatif değere sahipken, yüksek ΔS değerine sahiptir. Sonuç olarak, katı çözeltiler fazları bileşik fazlarla denge durumuna geçme konusunda, özellikle yüksek sıcaklıklarda, yarışabilir duruma gelmektedir.

Yüksek entropi etkisi, katı çözeltiler oluşumunu arttırmak ve mikroyapı oluşumunu beklenenden daha kolay hale getirdiği için en önemli etkidir. Geleneksel metalurji kavramlarına göre bu tür alaşımlarda, elementler arasında birçok farklı etkileşim olması ve birçok farklı bileşik veya segregasyon şeklindeki fazların oluşması beklenmektedir [4]. Yüksek entropi etkisi bu tarz oluşumları engellemektedir. Termodinamiğin ikinci kanununa göre, verilen sıcaklıkta ve basınçta, Gibbs serbest enerjisinin en düşük olduğu konumda termodinamik olarak dengeye ulaşan faz kararlı olarak kalmaktadır.

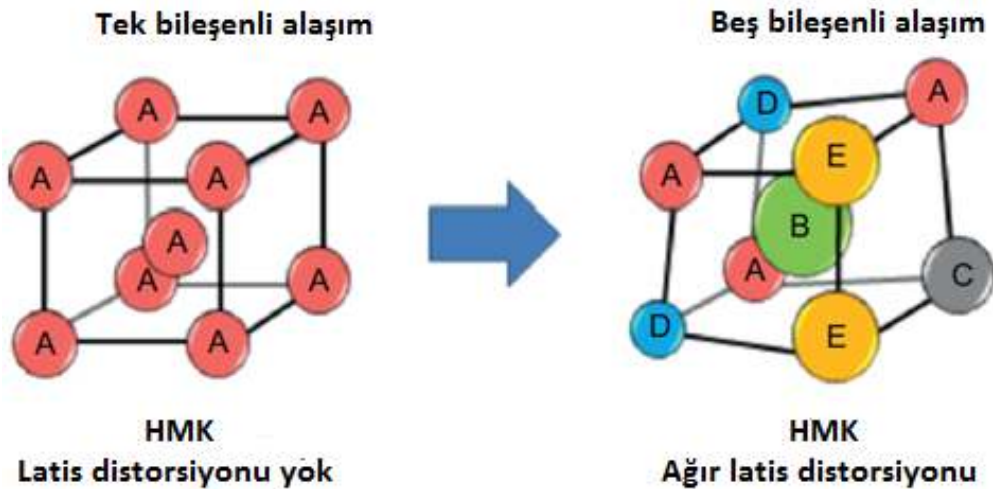
$$\Delta G_{kar} = \Delta H_{kar} - T\Delta S_{kar} \quad (2.4)$$

Burada ΔH_{mix} karışım entalpisi, ΔS_{mix} karışım entropisini göstermektedir. Element sayısının daha yüksek olması, karışım entropisinin artmasına ve özellikle daha düşük serbest enerjiye sebep olmaktadır [1,2,4]. Bir alaşımların katı çözeltiler bölgesinde, sayısız mümkün durum varken, en düşük serbest enerjiye sahip faz denge durumunda kalmaktadır. YEA'lar geleneksel alaşımlardan beklenenin aksine YMK, HMK, HMT gibi basit kristal yapılarda katı eriyik oluşturmak için karşılıklı çözünebilirlik sergilerler. Bu alaşımlarda, katı çözeltiler fazının karışım entropisinin önemli ölçüde yüksek olması, Gibbs serbest enerjisini oldukça düşürmekte ve basit kristal yapıları (YMK, HMK veya HMT) kararlı katı çözeltiler meydana getirmektedir. Özellikle yüksek sıcaklıklarda intermetalikler ile karşılaştırıldığında katı çözeltiler fazlarının kararlılığını arttırmaktadır [1,2,4].

Çok bileşenli ve her birinin kurucu element olduğu katı çözeltilerin orta derecede ΔH değerine sahip olması, bu alaşımlarda farklı atomik çiftlerin bir orana sahip olmasından dolayıdır. Bir örnek ile açıklanacak olursa, ikili intermetalik bileşik olan NiAl intermetalığı tamamen düzenli yapıda olduğunda, bir mol NiAl intermetalığı $1/2 \times 8N$ kadar Ni-Al bağına sahiptir. Burada NiAl intermetalığı HMK (B2) kristal yapısına sahip olduğundan koordinasyon sayısı 8'dir. Aynı şekilde bir mol düzensiz katı durumundaki NiAl intermetalığı $1/2 \times 1/2 \times 8N$ kadar Ni-Al bağına sahiptir ve katı çözeltili durumundaki karışım entalpisi, tamamen düzenli durumun yarısı kadardır. Benzer şekilde beş eş molar elemente sahip alaşımda bu oran $4/5$ 'tir. Yine eş molar sekiz elemente sahip bir alaşım düşünüldüğünde bu oran $7/8$ olmaktadır. Görüldüğü gibi element sayısında artış ile düzensiz katı çözeltilerin sahip olduğu entalpi değeri, düzenli duruma doğru yaklaşmaktadır. Bu durumda eş molar düzensiz katı çözeltilerin sahip olduğu yüksek entropi ile birlikte düzensiz katı çözeltiler karalı fazlar olarak düzenli katı çözeltiler ile yarışabilmektedir [1,2]

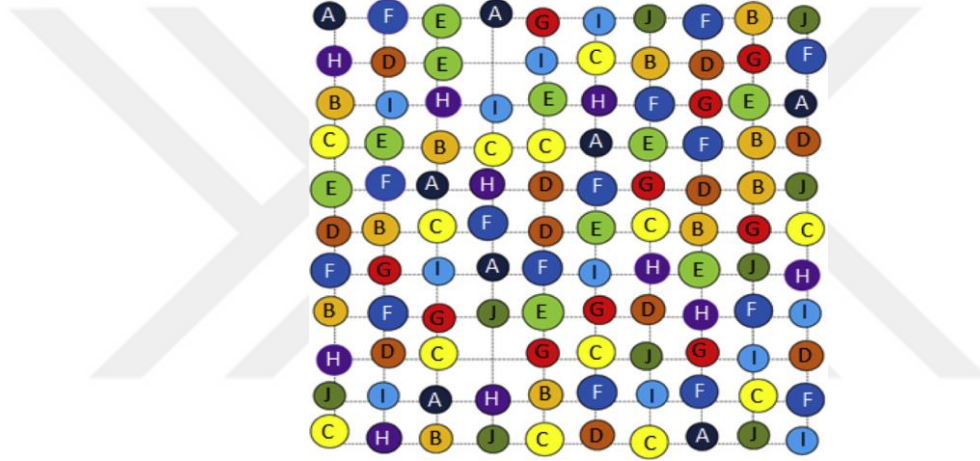
2.2.1.2. Aşırı latis bozulmasının etkisi

YEA'lar da latis farklı tür atomların aynı latisi oluşturmaları ile meydana gelmektedir. Tercih edilen elementlerin atom boyutu farklılığı latis üzerinde distorsiyona neden olmaktadır. Diğer atomlardan daha büyük boyuta sahip bir atom latis içerisindeki komşu atomu itmesi ile latis içerisinde daha küçük boyuta sahip başka bir atom, ekstra alana sahip olmaktadır. Şekil 2.4'te şematik olarak görülebileceği gibi latisin şekli bozulmakta ve aşırı bir distorsiyon oluşmaktadır [1,2].



Şekil 2.4 Latiste meydana gelen distorsiyonun gösterimi [2].

Atomik boyut farkının yanı sıra, kurucu elementler arasında farklı bağ enerjisi, kristal yapı, bir atom etrafında simetrik olmayan komşu atomlar, simetrik olmayan bağ ve elektronik yapı bile aşırı bir distorsiyona sebep olmaktadır. Böylece genel latis distorsiyonu, çoğu matris atomunun veya çözücü atomlarının komşularıyla aynı türde olan geleneksel alaşımlara göre daha şiddetli olmaktadır. Latis içerisinde oluşan distorsiyon ile meydana gelen gerinim enerjisi alaşımın toplam serbest enerjisini etkilemektedir. Ayrıca latis içerisinde oluşan distorsiyon, dislokasyon hareketini engelleyerek, katı çözelti sertleşmesi olarak adlandırılan mukavemet artırıcı mekanizmanın oluşmasını sağlamaktadır [1].



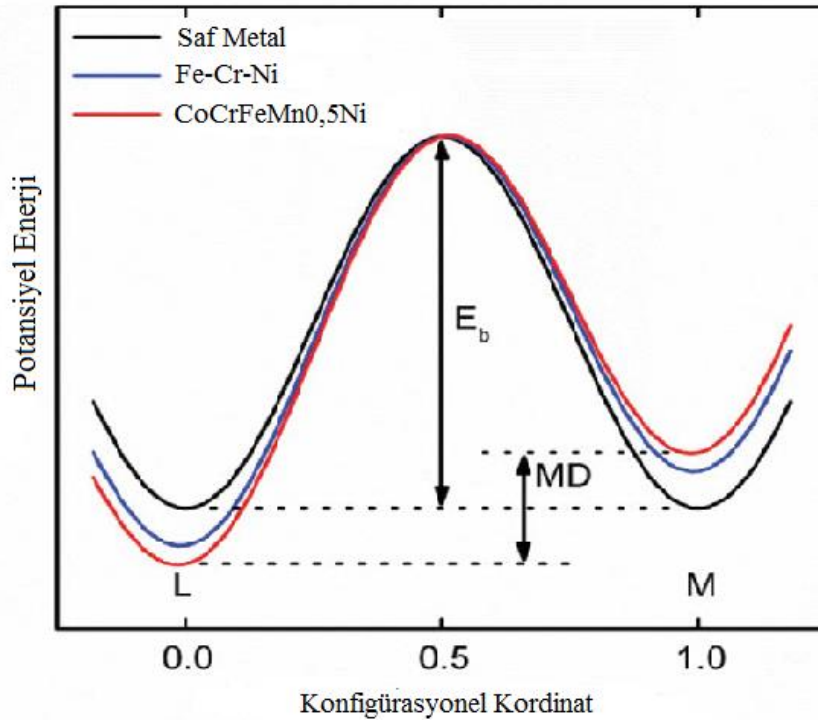
Şekil 2.5. On farklı bileşenden meydana gelen latisin temsili gösterimi [1].

Şekil 2.5'te YEA'larda latisi meydana getiren alaşım elementlerinin farklı atomik boyutlara sahip olduğu ve meydana gelen boşlukların temsili gösterimi verilmektedir. YEA'larda latis distorsiyonunun çeşitli özellikler üzerinde etkili olmasına karşın ayrıca bu özellikler üzerindeki ısı etkisi düşürmektedir. Eş atomik YMK yapıya sahip CoCrFeMnNi YEA homojen haliyle ve karışım kuralına göre sırasıyla 1192 HV ve 864 HV değerlere sahiptir [1]. YEA'ların XRD piklerine göre, latis üzerindeki aşırı distorsiyon, XRD piklerinin şiddetlerinde düşüş meydana getirmektedir. Latis distorsiyonu aynı zamanda elektron saçılımına ve elektriksel iletkenlik üzerinde azalmaya neden olmaktadır [1,10].

2.2.1.3. Yavaş difüzyon etkisi

YEA'lar düzensiz katı çözeltiler ve/veya düzenli katı çözeltiler içermektedir. Aynı zamanda matrisleri bütün olarak çözülmüş matrisler olarak bilinmektedir. Bu

matris içerisindeki difüzyon geleneksel bir alaşımanın matrisine göre farklıdır. YEA’larda her bir komşu atomun latis içerisindeki konumu, komşu atomların farklı atom olması, farklı atomik konfigürasyonu, her bir konum için farklı bağ ve dolayısıyla farklı enerjilere yol açmaktadır. Bir atom düşük enerjili bir konuma atladığı bu konumdan başka bir konuma atlama şansı düşmektedir. Tersini düşünecek olursak, eğer konum yüksek enerjili konum ise, atomun orijinal konumuna geri dönme şansı yüksektir. Bu nedenlerden dolayı difüzyon hızı düşmektedir [11].

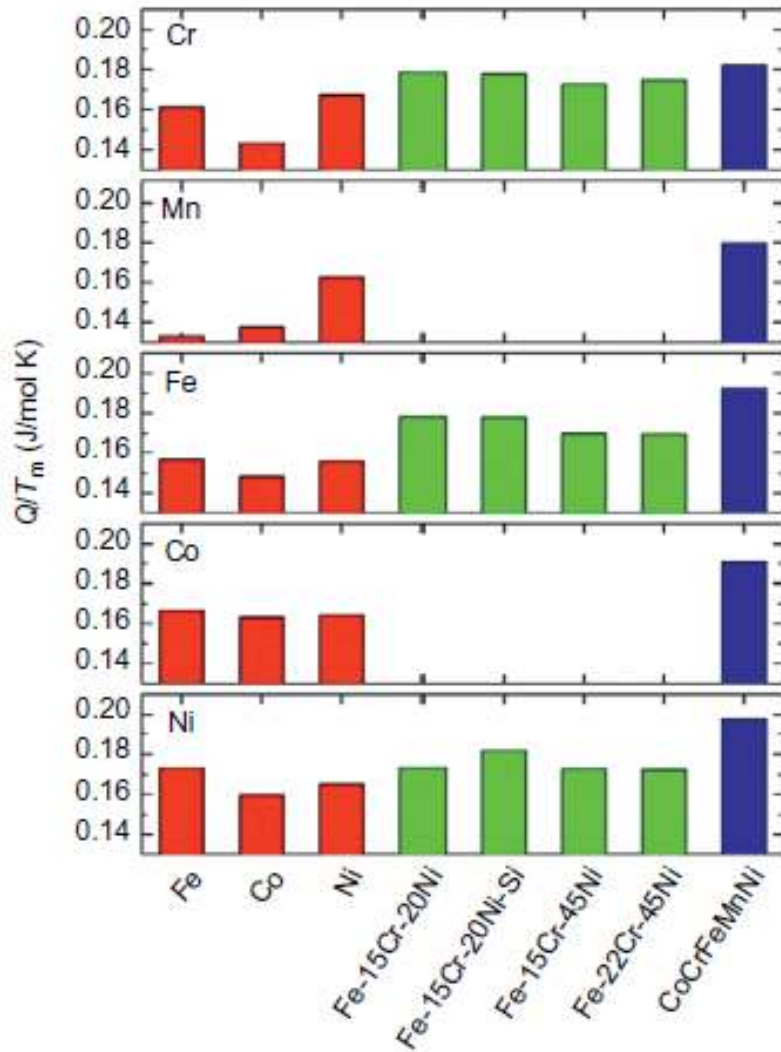


Şekil 2.6. Atomların difüzyonu için gereken enerjinin karşılaştırılması. Yüksek entropili alaşımların difüzyonu için gereken enerjinin diğer alaşım ve saf metale göre daha fazla olduğu gözükmemektedir [1].

Şekil 2.6’da da görüldüğü gibi difüzyon zorluğunu ifade eden ilk parametre olan ortalama fark (MD) saf metallerde sıfırdır. Diyagram iki latis konumu arasındaki mesafenin fonksiyonu olarak latis potansiyel enerjisini göstermektedir. L noktası atomun önceki konumunu, M noktası atomun yer değiştirdiği konumu belirtmektedir. Saf metal için yer değiştirme öncesi ve sonrası potansiyel enerji farkı yoktur. E_b değeri saf metal içerisindeki bir atomun, iki konum arasında yer değiştirmesi için gerekli aktivasyon enerjisidir. Diğer iki alaşım için simetrinin kaybolduğu ve atomların L noktasında M noktasına yer değiştirmesi için gereken aktivasyon enerjisi E_a , yaklaşık olarak MD değerinin yarısı kadar artmaktadır. Bu durumda, bu alaşımlar için M noktası meta-stabil noktadır ve atomun L noktasına geri atlama olasılığı yüksektir. Sonuç

olarak, atomun yer değiştirmesindeki zorluk sebebiyle difüzyon zorlaşmaktadır. Difüzyonun yavaş olmasının bir diğer sebebi ise her elementin farklı difüzyon katsayısına sahip olmasıdır. Bazı elementler daha az aktif ve lokal potansiyel enerjileri (LPE) daha düşük değere sahiptir [1].

Tsai ve arkadaşları, yüksek entropili alaşımların difüzyon davranışlarını anlamak için [11] Co-Cr-Fe-Ni-Mn eş atomik YMK yapıya sahip alaşım sistemi ile kendi elementlerinin matris içerisindeki difüzyon parametrelerini incelemişlerdir. Oluşturulan difüzyon çiftleri şekil 2.7’de verilmiştir. şekil incelendiğinde Mn, Cr, Fe, Co ve Ni elementlerinin matris içerisindeki difüzyon oranlarının düştüğü ve benzer şekilde YMK kristal yapıya sahip Fe-Ni-Cr(-Si) alaşımı ve saf metaller karşılaştırıldığında, Fe-Ni-Cr(-Si) alaşımının yüksek aktivasyon enerjisine ihtiyaç duyduğu görülmüştür [11].



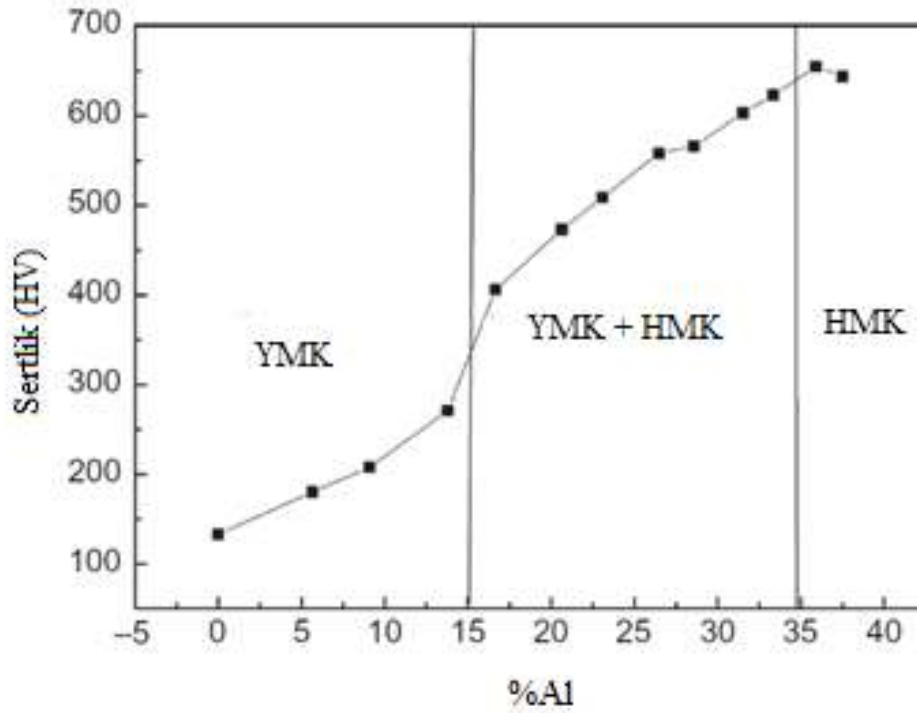
şekil 2.7. Yüksek entropili alaşımlardaki yavaş difüzyon için gereken aktivasyon enerjisinin karşılaştırılması [11].

Yavaş difüzyon etkisi mikroyapının ve özelliklerin kontrollünde çeşitli avantajlar sağlamaktadır. Aşırı doymuş durumu yakalama ve ince çökelti yakalama kolaylığı, yeniden kristalleşme sıcaklığını arttırma, yavaş tane büyümesi, tane kabalaşma oranının azaltılması, sürünme direncinin arttırılması gibi avantajlar sağlamaktadır [1].

2.2.1.4. Karışım etkisi

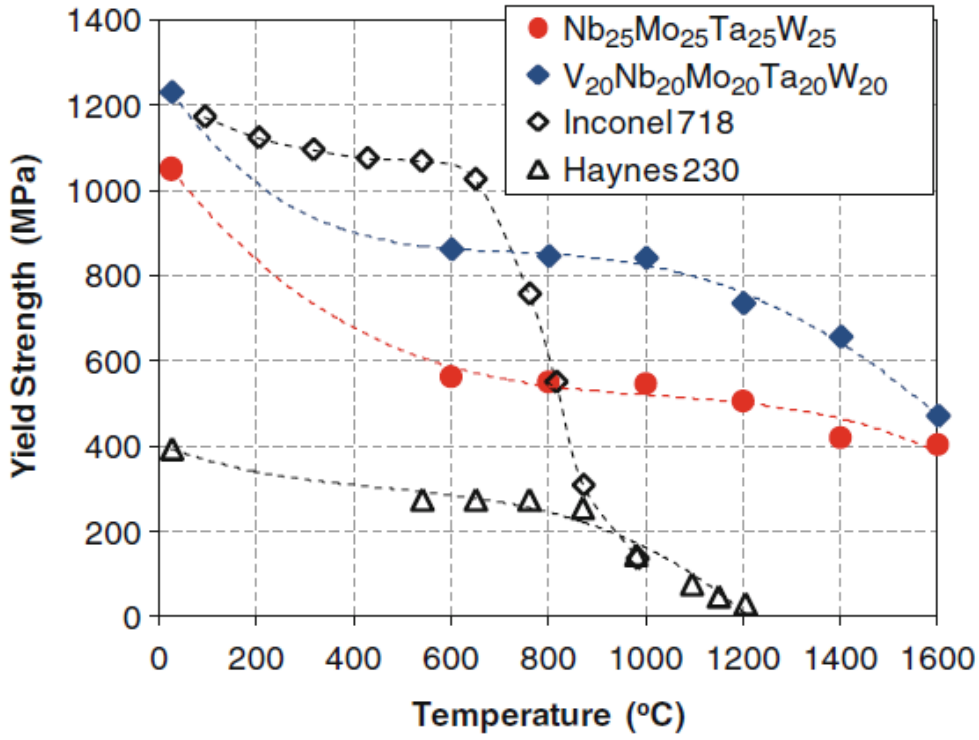
‘Multimetalik Kokteyl’ terimi ilk kez Rangthanatan tarafında vurgulanmıştır [1]. Geleneksel alaşımlarda da bu mekanizma olmasına rağmen, YEA’larda en az beş majör elementin, özellikler üzerinde etkisi olduğundan dolayı daha da ön plana çıkmaktadır. Yüksek entropili alaşımlar üretim yöntemlerine ve kompozisyonlarına göre basit faz, ikili, üçlü ve daha fazla faza sahip olabilirler. Sonuç olarak bütün özellikler, ana fazların tane morfolojisinden, tane boyutu dağılımından, tane ve faz sınırlarından ve her bir fazın özelliği gibi etkilerden kaynaklanmaktadır. Ayrıca her faz birden çok temel elemente sahip katı çözeltilerden meydana geldiği için atomik ölçekte kompozit olarak değerlendirilmektedir. Bu kompozitlerin özellikleri sadece elementlerinin sahip olduğu temel özelliklerinde değil, elementlerin arasındaki etkileşim ve ağır latis distorsiyonundan etkilenmektedir [1,4].

Kokteyl etkisine bir örnek verecek olursak, $Al_xCoCrCuFeAl$ yüksek entropili alaşımı Şekil 2.8’de de gösterildiği üzere, alaşımın kompozisyonunda Al içeriğinin belirli bir değerden sonra faz dönüşümü gerçekleştirerek, yapının YMK yapıdan HMK+YMK ver daha sonra tamamen HMK yapıya dönüştüğünü göstermiştir [4].



Şekil 2.8. Al ilavesi ile YEA'nın mikroyapısı üzerinde meydana gelen değişim [4].

Kokteyl etkisine örnek olarak iki çalışma verilmektedir. Bunlardan birincisi MoNbTaW ve MoNbTaVW yüksek entropili refrakter alaşımlardır [12] Bu alaşımların sahip oldukları ergime sıcaklıkları Şekil 2.9'da verilen grafikte görüldüğü gibi Co esaslı ve Ni esaslı alaşımların sahip olduğu ergime noktasından daha yüksektir. Karışım kuralına göre bu iki alaşımın erime noktası 2600 °C'nin üzerindedir. Sonuç olarak bu iki alaşım süper alaşımlardan daha yüksek yumuşama mukavemeti sergilemektedir. 1600 °C de 400 MPa akma mukavemeti sergilemektedir.



Şekil 2.9. Inconel ve Haynes süper alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda akma mukavemetlerinin yüksek entropili refrakter alaşımlar ile kıyaslanması [12].

Bir başka örnek ise [13] FeCoNi(AlSi)_{0-0,8} alaşımının optimum manyetik, elektriksel ve mekanik özelliklerin eldesi için uygun kompozisyonun belirlenmesi üzerine Zhang ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmadır. En iyi özelliklerin elde edildiği FeCoNi(AlSi)_{0,2} kompozisyonunda doygunluk manyetizasyonu (1,145T), koersivite (1400 A/m), elektriksel direnç (69 $\mu\Omega\text{cm}$), akma mukavemeti (342 MPa) ve %50 gerinme ile optimum değerler yakalanmıştır. Burada alaşım tasarımı HMK kristal yapısından daha yüksek atomik paketlenme faktörüne sahip sünek YMK fazı oluşturmak için eş molar ferromanyetik elementlerin (Fe, Co ve Ni) seçimine ve manyetik olmayan elementlerin uygun bir şekilde ilave edilmesine dayanmaktadır. Yüksek mıknatıslanma, düşük koersivite, yüksek mukavemet, yüksek plastisite ve yüksek elektrik direnci elde edilmesinde olumlu bir kokteyl etkisi sergilemiştir.

2.3. Yüksek Entropili Alaşımlarda Faz Oluşum Tahmini

YEA'ların tek fazlı katı çözelti oluşturmasının büyük ölçüde alaşımın tasarımında kullanılan elementlerin seçimi ile kararlaştırıldığı görülmektedir. Bu durumda, bir alaşım elementinin başka bir ortamda çözülebilmesi için gereken koşulları tanımlamak için geliştirilen Hume-Rotary kuralları karşımıza çıkmaktadır [1].

- Çözen ve çözünen atomlar arasındaki yarıçap farkı %15'ten fazla olmamalıdır. Tamamen çözünebilmeleri için atomik boyut farkı %8'den az olmalıdır.
- İki elementin yüksek konsantrasyonlarda katı çözelti oluşturabilmeleri için kristal yapıları aynı veya benzer olmalıdır.
- Çözen ve çözünen aynı valans değerine sahip olduğunda geniş çözünebilirlik meydana gelmektedir.
- İki element aynı elektronegativite değerine sahip olmalıdır. Bu durumda intermetalik bileşik oluşmayacaktır.

Bu kurallar, farklı bileşenler arasında etkileşimler de hesaba katılması gerektiğinde, çok bileşenli katı çözeltiler bağlamında yeniden gözden geçirilmelidir [2].

Denge termodinamiği, yüksek entropili alaşımlarda farklı fazların Gibbs serbest enerjisi hesaplanarak bu alaşımlardaki faz kararlılığını belirlemeyi amaçlamaktadır. Bu doğrudan karşılaştırmaya uygun fazları tanımlamak için daha elverişli olmasına rağmen çok bileşenli alaşımlar için düşünüldüğünde, bu alaşımlar için olası bütün fazlara ilişki verilerin bilinmesi gerekmektedir. Ayrıca bu alaşımlar için klasik molekül dinamiği simülasyonları gibi yöntemler uygulamak oldukça zordur. Alternatif olarak, yüksek entropili alaşımlar için deneysel ve yarı deneysel olarak bazı kurallar önerilmiştir. Bu kurallar ile YEA'ların tasarımı ve faz kararlılığı anlaşılabilir. Bu kurallar teorik modellerin, mevcut deneysel veriler ile karşılaştırılması ile belirlenmiş ve hem denge hem de yarı dengede fazlar için geçerlidir [8].

İlk defa Miedema tarafından elektronegativite farkı ($\Delta\phi$) ve saf metallerin tane sınırlarındaki elektron yoğunluğu (Winner-Seitz hücresi) (Δn_{ws}) parametrelerini kullanarak intermetalik alaşımların oluşum ısılarını başarılı şekilde hesaplamıştır [1]. Daha sonra Alonso ve Simozar elektronegativite ve elektron yoğunluğuna ek olarak atomik boyutu da ekleyerek bu yaklaşımı daha da ileriletmişlerdir [1]. Böylece, matris element içerisinde farklı elementlerin çözünebilirliklerini açıklamıştır. Bu yaklaşım Miedema tarafından önerildiği gibi, Eşitlik 2.5'te ΔH_c olarak gösterilen basit bir parametre içerisinde elektronegativite ve elektron yoğunluğunun kombinasyonu kullanılmaktadır [1].

$$\Delta H_c = -P(\Delta\phi)^2 + Q(\Delta n_{ws}^{1/3})^2 - R \quad (2.5)$$

Burada P, Q, R sabitlerdir.

Alonso ve Simozar tarafından; karışım entropisi, atomik boyut farkı ve maksimum çözünürlüğü iyi bir şekilde ilişkilendirmiştir. Bu yöntem ile iki element arasındaki kristal yapı, elektronegativite, valans gibi değerlerden, çözünürlük tahmininde daha iyidir [1].

Yüksek entropili alaşımların faz oluşum tahmini ve eğilimi hakkında çeşitli parametrik yaklaşımlar bulunmaktadır. ΔH_{kar} , ΔS_{kar} ve topolojik parametre olan δ (atomik boyut farkı) gibi fiziksel parametreler çok bileşenli alaşımlarda, bulk metalik camlar ile katı çözelti oluşum koşullarının ayrımında kullanılmaktadır [1]. Eşitlik 2.5 ve Eşitlik 2.6'da bu parametrelerin eşitlikleri verilmektedir.

$$\Delta H_{kar} = \sum_{i=1, i \neq j}^n \Omega_{ij} c_i c_j \quad (2.5)$$

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

Burada c_i ve c_j , i. ve j. elemente ait atomik yüzdeyi, r_i kompozisyon ve atomik çap, $\bar{r}$ ise ortalama atomik çapı simgelemektedir.

$$\Omega_{ij} = (4\Delta H_{A-B}^{kar}) \quad (2.7)$$

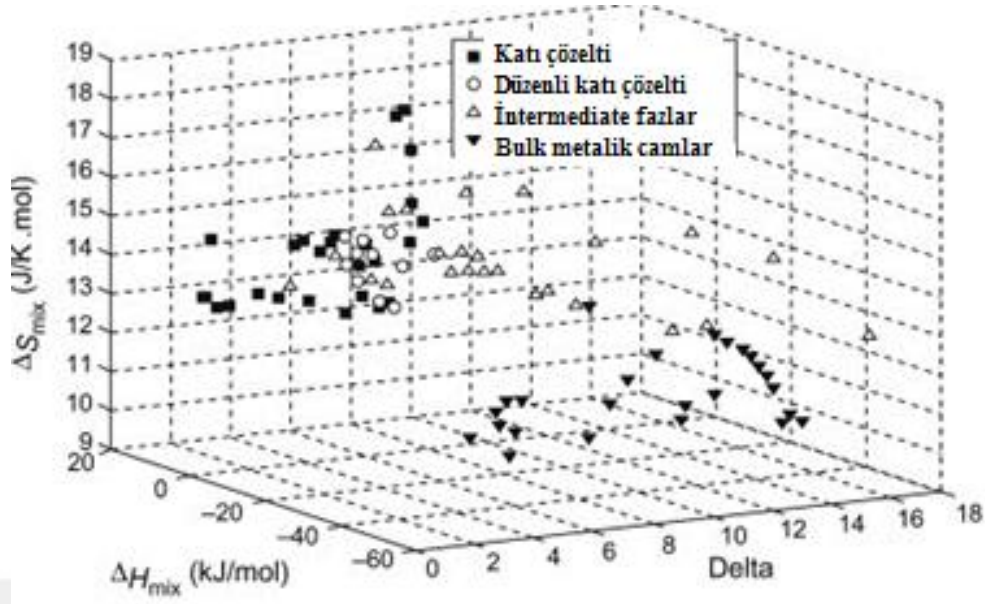
Eşitlik 2.7'de verilen denklem ise i. ve j. element arasındaki etkileşimin parametresidir.

Bir başka katı çözelti oluşumu tahmininde kullanılan parametre olan Ω (ΔH_{kar} ve ΔS_{kar} parametrelerinin çok bileşenli katı çözeltiler üzerindeki kombine etkisi ise Eşitlik 2.8 ve Eşitlik 2.9 verilen denklemler ile hesaplanmaktadır [14];

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S_{kar}}{|\Delta H_{kar}|} \quad (2.8)$$

$$T_m = \sum_{i=1}^N c_i (T_m)_i \quad (2.9)$$

Burada T_m , N elementli alaşımın ortalama ergime sıcaklığı, $(T_m)_i$ alaşımın i'inci bileşeninin ergime sıcaklığıdır.



Şekil 2.10. ΔH , ΔS ve δ parametrelerine bağlı olarak oluşan fazlar [17].

Zhang ve arkadaşlarına göre [15] bu parametreler; $-15 \leq \Delta H_{kar} \leq 5 \text{ kJ/mol}$, $12 \leq \Delta S_{kar} \leq 17,5 \text{ J/K.mol}$, $6,4 \geq \% \delta$ aralığında olması durumunda katı çözelti oluşturmaktadır. Şekil 2.10’da verilen aralıklarda katı çözelti faz bölgesine tekabül ettiği gözükmemektedir. Bu aralıkların dışında intermetalik bileşikler ve amorf fazlar meydana gelme şansı artmaktadır.

Çizelge 2.3.CoCrFeNi yüksek entropili alaşımındaki farklı atom çiftlerinin Miedema yöntemiyle hesaplanmış karışım entalpisi değerleri [16].

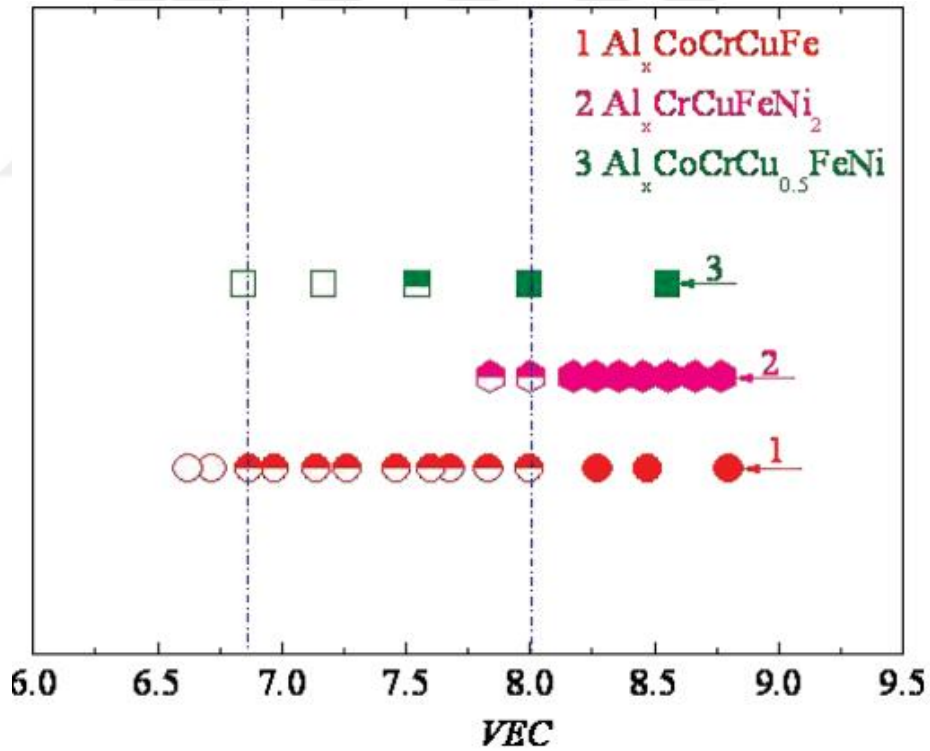
Elementler A-B	Co	Cr	Fe	Ni	B	C
Co	-	-4	-1	0	-24	-42
Cr	-	-	-1	-7	-31	-61
Fe	-	-	-	-2	-26	-50
Ni	-	-	-	-	-24	-39

Eşitlik 2.5, 2.6, 2.7, 2.9 ile Çizelge 2.3’te atom çiftlerinin karışım entalpisi değerleri kullanılarak CoCrFeNi yüksek entropili alaşımının fiziksel parametreleri hesaplandığında, bu alaşım sisteminin tek katı çözeltiye sahip olduğu söylenebilmektedir. Çizelge 2.4.’te alaşımın hesaplanan parametreleri verilmektedir.

Çizelge 2.4. CoCrFeNi yüksek entropili alaşımına ait parametreler.

Alaşım	ΔS_{kar}	ΔH_{kar}	Ω	% δ	VEC
CoCrFeNi	11,52	-3,75	5,75	1,176	8,25

Guo ve Liu [17] aynı şekilde ΔH_{kar} , ΔS_{kar} ve δ parametrelerinin katı çözeltili oluşumunu tanımlamak için gerekli olduğuna dikkat çekmiştir. Yaptıkları çalışmalar ile katı çözeltili fazının oluşumu için parametrelerin $-22 \leq \Delta H_{mix} \leq 7$ kJ/mol, $0 \leq \delta \leq 8.5$ ve $11 \leq \Delta S_{mix} \leq 19.5$ J/K mol aralıklarında olması gerektiğini belirtmişlerdir. Bir başka çalışmada [18] valans elektron konsantrasyonu (VEC), YEA’larda HMK, YMK veya HMT gibi kristal yapıların oluşumunu belirlemek adına kritik parametre olduğunu belirtmişlerdir. Aşağıda verilen aralıklara göre kristal yapının şekli belirlenmektedir. şekil 2.11’de de görüldüğü üzere $VEC \geq 8$ ise YMK, $VEC < 6,87$ HMK, $VEC = 2,8$ [8] olduğunda HMT kristal yapıları meydana gelmektedir.



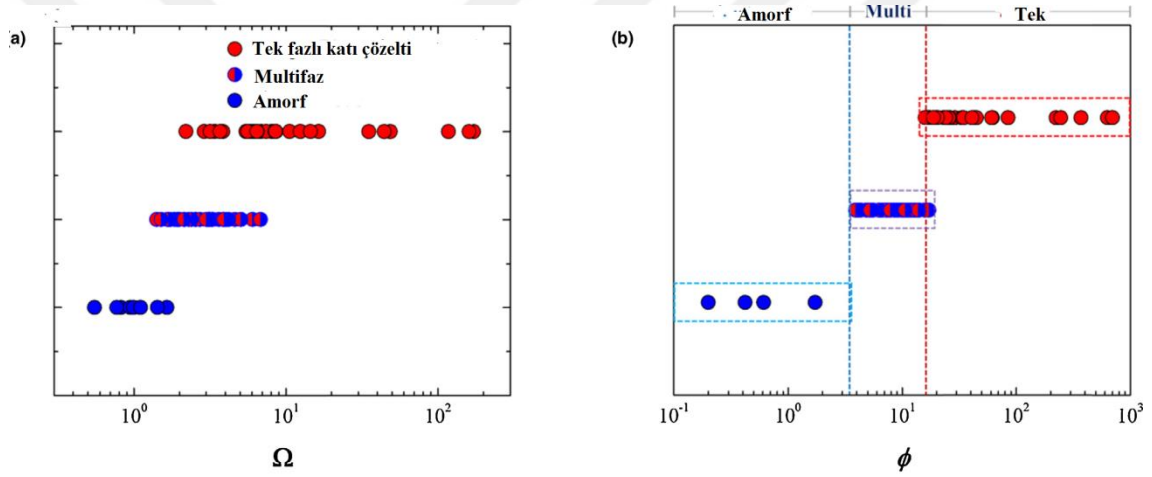
şekil 2.11. VEC değeri ile kristal yapı değişimi. Tamamen kapalı şekiller YMK, yarı kapalı şekiller HMK ve YMK kristal yapıyı, tamamen açık şekiller ise HMT kristal yapıyı temsil etmektedir [18].

King ve arkadaşları [19] katı çözeltili oluşumunun düzenli faz oluşumunu bastırmasını değerlendirmek amacıyla ΔG_{ss} ve ΔG_{max} parametrelerinin bileşimi ile yeni

bir parametre kullanmışlardır. Bu parametre ile ilgili denklem Eşitlik 2.10'da verilmiştir.

$$\phi = \frac{\Delta G_{ss}}{-|\Delta G_{max}|} \quad (2.10)$$

Burada ΔG_{ss} , kendi elementlerinden meydana gelen tamamen düzensiz katı çözeltideki Gibbs serbest enerjisi değişimi, ΔG_{max} , karışımdaki bileşenlerden meydana gelebilecek ikili sistemlerin meydana getirebildiği en düşük (intermetalik) veya en yüksek (ayrılmış) Gibbs serbest enerjisidir [19]. Burada ϕ parametresinin aldığı değer önemlidir.



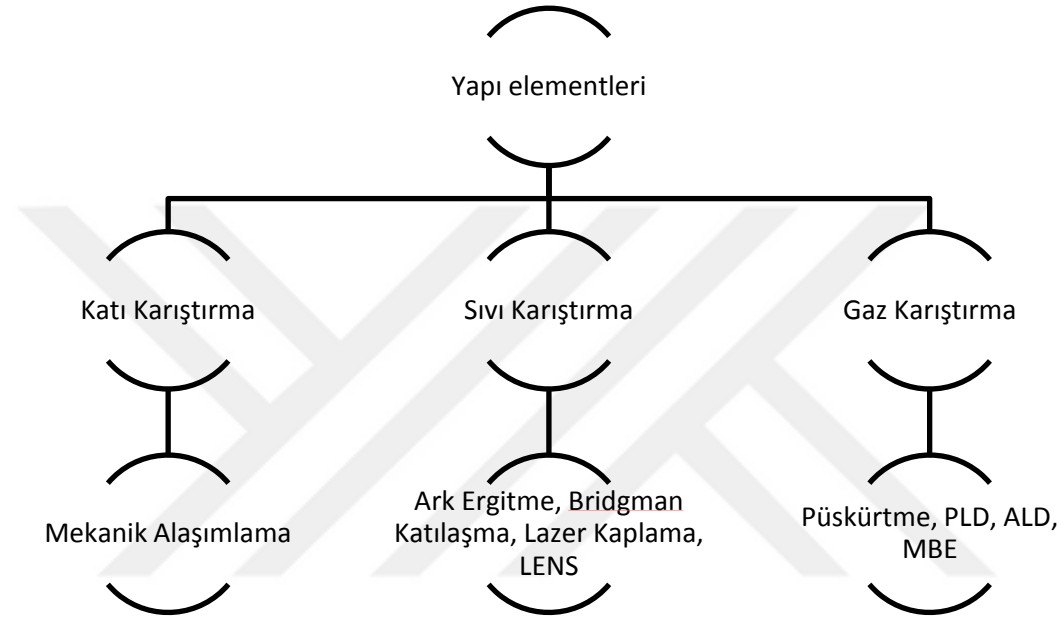
Şekil 2.12. Yüksek entropili alaşımlarda (a) Ω ve (b) ϕ değerlerine göre fazlar.

ϕ değerinin negatif olması durumunda katı çözeltinin pozitif oluşum entalpisine sahip olduğu ve katı çözeltinin oluşmayacağı anlamına gelmektedir. Bu değer YEA'lar da büyük olması istenmektedir [19]. Şekil 2.12 (a)'da ϕ değerinin artması ile birlikte yapının tek fazdan meydana geldiği görülmektedir. Aynı şekilde Şekil 2.12 (b)'de Ω değerinin yüksek olması entropinin yükseldiğini ve tek fazlı katı çözeltilerin oluşumunun desteklendiği gözükmemektedir.

2.4. Yüksek Entropili Alaşımların Üretimi

YEA'lar döküm parçaları, toz metalürjisi parçaları ve film şeklinde üretilmektedir. YEA'ların üretim yöntemleri genel olarak üç grupta toplanmaktadır (Şekil 2.13). Şekil 2.13'te verilen şemada da görüldüğü üzere ; sıvı hal sentezi, katı hal sentezi, buhar hal sentezidir. Sıvı hal sentezi; ark eritme, elektriksel direnç ile eritme,

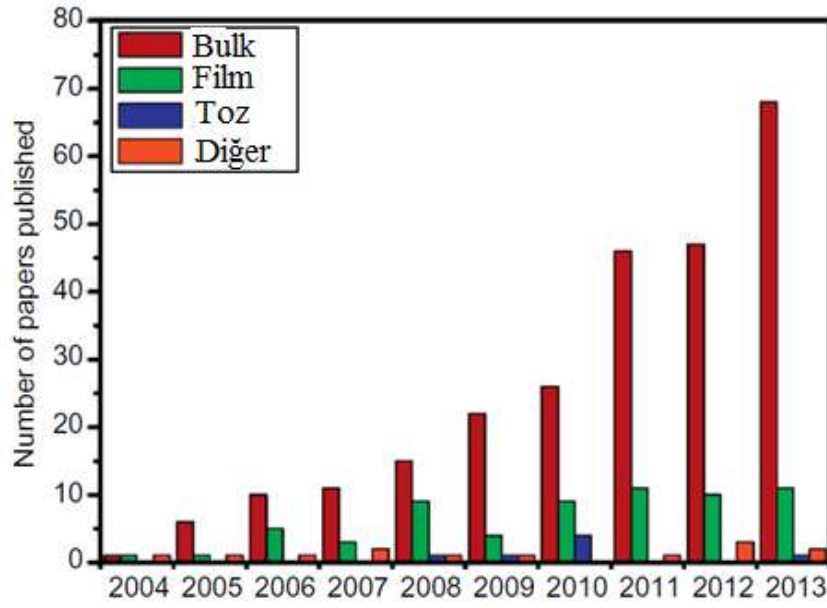
indüksiyon ile ergitme, lazer ergitme, lazer kaplama ve lazer ile tasarlanmış net şekillendirme yöntemi (LENS) gibi yöntemleri kapsamaktadır. Katı hal sentezi mekanik alaşımlama ve ardından yoğunlaştırma işlemini içermektedir. Buhar hal sentezi ise; püskürtme ile biriktirme (Sputter Deposition), darbeli lazer ile biriktirme (Pulse Laser Deposition), atomik tabaka biriktirme (Atomic Layer Deposition) ve moleküler ışın ile ince film kaplama (Molecular Beam Epitaxy) gibi yöntemleri içermektedir [1,2].



Şekil 2.13. Yüksek entropili alaşımların üretim yöntemleri.

2.4.1. Ergitme ve döküm prosesi

YEA'ların üretiminde birçok yöntem kullanılmaktadır. Şekil 2.14'te yıllar bazında yayınlanan çalışmalarda yüksek entropili alaşımların üretim yöntemlerinin sıklıkları kıyaslanmaktadır. Yüksek entropili alaşımların üretiminde en çok kullanılan yöntem, ergitme ve döküm yöntemidir.



Şekil 2.14. Farklı yöntemler kullanılarak yüksek entropili alaşımların üretim çalışmalarının sayıları [1].

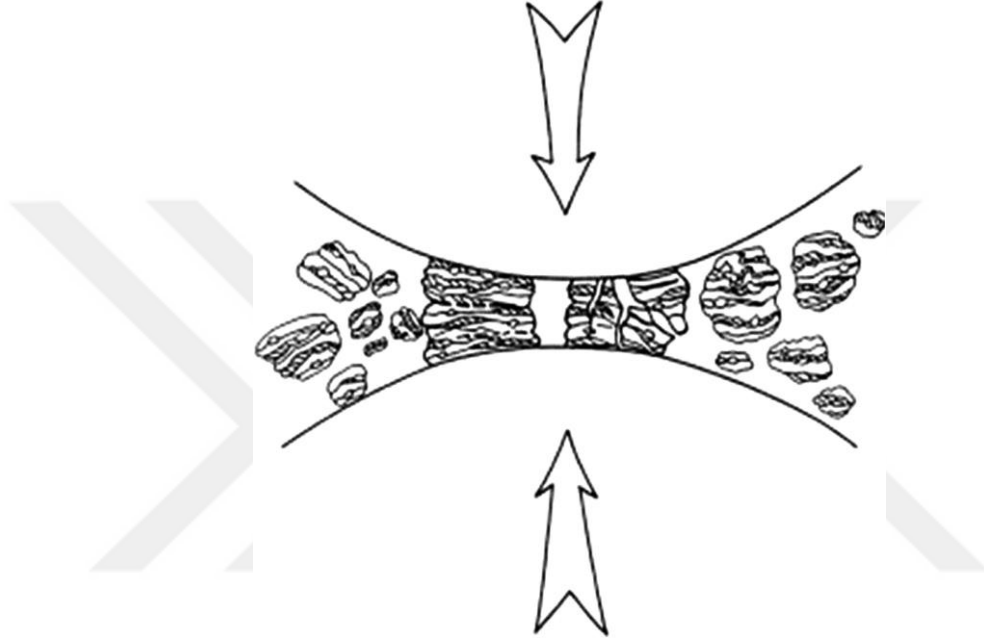
Ergitme Ark ergitme ve indüksiyon ile ergitme YEA üretiminde en popüler yöntemlerdir. Bu yöntemde ana elementler ergitilerek bakır krozelere dökülmektedir. Ark ergitme yönteminde sıcaklığın yaklaşık 3000°C sıcaklıklara çıkabilmesi birçok metalin YEA üretiminde kullanılabilmesine olanak sağlamaktadır. Fakat bu yöntemin en önemli dezavantajı, düşük kaynama sıcaklığına sahip metaller ile çalışırken buharlaşma olması sonucu istenen kompozisyonun kontrol altında tutulmasının zor olmasıdır. Bu gibi durumlarda indüksiyon ve direnç ile ısınan fırınlar alaşım üretiminde kullanılmaktadır [1,4].

Ergitme ve döküm yönteminin bir başka kısıtlaması da yavaş soğuma şartları ile oluşan bazı segregasyon mekanizmalarıdır. Ark ergitme ve döküm yöntemi ile üretilen yüksek entropili alaşımlarda dendritik (DR) ve interdendritik (ID) segregasyonların olduğu gözükmemektedir [2].

Ark ergitme yöntemi ile tek fazlı yapı oluşturmak mümkündür. Singh ve arkadaşları tarafından [20] ark ergitme ve indüksiyon ile ergitme kullanılarak AlCoCrFeCuNi YEA üretiminde DR ve ID yapıların yanı sıra düzenli çökeltiler (B2, L12) gibi fazların olduğu görülmüştür. Rastlantı eseri aynı alaşım hızlı soğutma ile üretildiğinde HMK matris ve düzenli B2 çökeltilerinin olduğu görülmüştür. Buradan anlaşılabileceği üzere, hızlı soğutma ile ikinci fazların çökmesi kısıtlanmakta ve ağırlıklı olarak tek faz oluşumu desteklenmektedir.

2.4.2. Katı hal prosesi

Malzemelerin öğütülmesi, toz metalürjisi ve seramik endüstrisinin ana bileşenidir. Malzemelerin öğütülmesi; partikül şeklinin değiştirilmesi, partikül boyutunun düşürülmesi, karıştırma ve öğütme gibi amaçları kapsamaktadır. Bununla birlikte tozların bilyeli öğütme ile katı hal alaşımlaması, yani mekanik alaşımlama (MA) başarıyla gerçekleştirilmektedir [4].

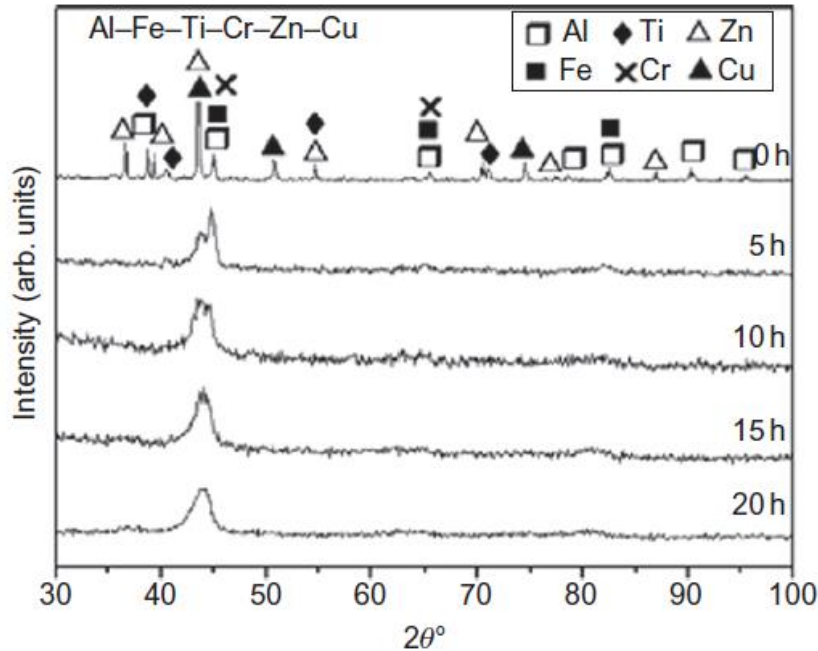


Şekil 2.15. Yüksek enerjili bilyalı öğütme sırasında toz ve bilyelerin çarpışması sonucunda meydana gelen olayların temsili gösterimi [1].

Mekanik alaşımlama prosesi, Ni esaslı süper alaşımının oksit dispersiyonu ile mukavemet kazandırılması amacıyla geliştirilmiştir. Mekanik alaşımlama kontrollü olarak ince mikroyapılı kompozitlerin üretiminin metal alaşım tozları ile kuru, yüksek enerjili öğütme işlemi olarak tanımlanmaktadır. Mekanik alaşımlama işleminde, üzerinde çalışılan toz partiküllerinin tekrarlanan soğuk kaynak ve tozların kaynaması ile deformasyonun artışı sonucu partiküllerin sertleşerek tekrar kırılması yoluyla elde edilen nihai tozların bileşimi, ilk başta şarj edilen tozların yüzdesine karşılık gelene kadar gelişmektedir. Şekil 2.15'te mekanik alaşımlama sırasında meydana gelen olayların şematik bir gösterimi verilmiştir. Mekanik alaşımlama prosesi yaklaşık kırk yıldan beri nano malzemeler, intermetalikler, yarı kristalin malzemeler, amorf malzemeler ve nano kompozitler gibi ileri malzemelerin geliştirilmesinde kullanılabilir bir yöntem olduğunu ispat etmiştir [1].

Mekanik alaşımlama yöntemi çeşitli avantajlara sahiptir. Hemen hemen her türlü malzeme bu yöntem ile üretilmektedir. Oda sıcaklığında veya altında ki mekanik alaşımlama işlemi, ergitme ve döküm yöntemlerinin farklı buhar basıncına sahip birçok elementin çoğunlukla katılma sırasında sorun teşkil etmesi, segregasyonların oluşması gibi potansiyel problemleri göstermediği için çeşitli metallerin kullanıldığı çalışmalarda oldukça avantajlıdır. Bu yöntemin dezavantajı iste öğütme elemanlarından (öğütme haznesi ve bilya) veya öğütme atmosferinden dolayı meydana gelebilecek olan kirliliklerdir. Öğütme atmosferinin vakum altında gerçekleştirilmesi veya inert gazların kullanılması ile öğütme elemanlarından meydana gelen safsızlıklar ise öğütme yapılacak malzemeye benzer bir malzeme seçimi ile elimine edilebilmektedir [4].

Mekanik alaşımlama yöntemi ile tek fazlı nano yapılı YEA üretilmektedir. Varalanshmi ve arkadaşları [21] yaptıkları bir çalışma ile bunu ispatlamıştır. AlFeTiCrZnCu eş atomik YEA tek fazı HMK yapıya sahiptir. Şekil 2.16'da çeşitli süreler ile yaptıkları MA işlemi ile tek faz oluşumunu gösteren XRD paternleri incelendiğinde, 20 saat sonunda tek fazlı HMK kristal yapıya sahip bir fazın oluştuğu görülmektedir.



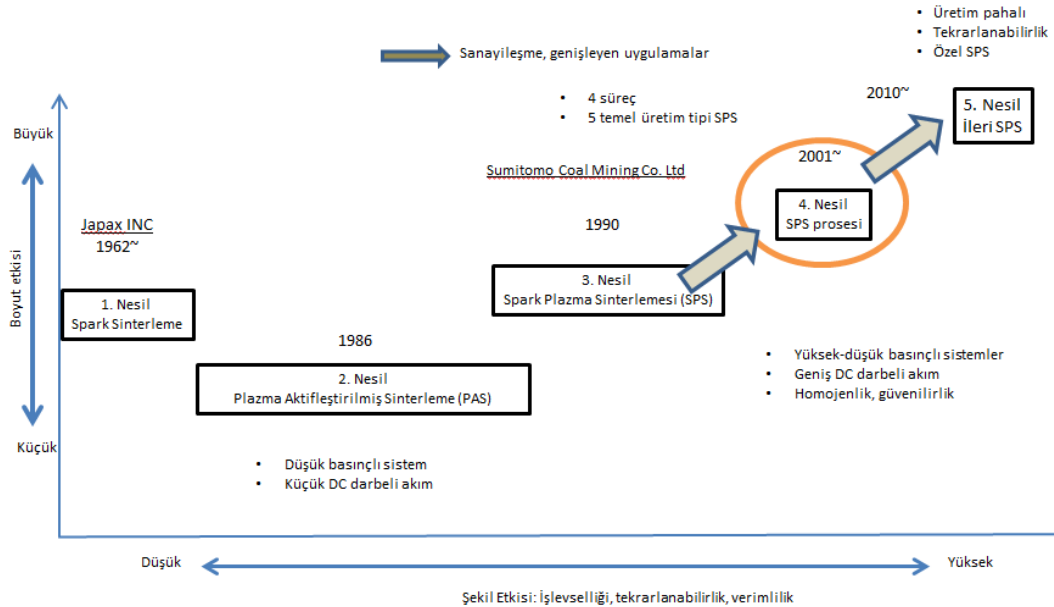
Şekil 2.16. MA prosesi ile üretilen AlFeTiCrZnCu eş atomik alaşımına ait XRD pikleri [21].

MA işleminin bir başka avantajı ise, mükemmel derecede homojen alaşım kompozisyonlarının oluşturulabilmesini sağlamaktır.

2.4.2.1. Spark plazma sinterlemesi

Spark Plazma Sinterleme (SPS), homojen, yoğun nano yapılı ince seramiklerin, kompozit malzemelerin, aşınmaya dayanıklı malzemelerin ve biyomalzemelerin sinterlenip kompakt hale getirilmesinde kullanılmaktadır. Hâlihazırda, SPS tekniği Japonya’da farklı endüstrilerde kullanılmaktadır. SPS tekniği akademi/AR-GE prototipi iken sınıf atlayıp endüstriyel olarak değerlendirilmektedir. Kalıp endüstrisi, kesici takım, elektronik ve otomotiv endüstrisi gibi farklı alanlarda kullanılabilmektedir [22].

SPS tekniğine benzer ilk çalışma 1910 yılında Almanya’da toz malzemelerin elektrik enerjisi uygulamalı teknik ile sinterlenmesi ile yapılmıştır [22]. SPS tekniği ilk olarak 1962 yılında Japonya’da Japax şirketinde Dr. Kiyoshi Inoue tarafından üretilen ‘Spark Sinterleme’ olarak icat edilmiştir [22]. 1989 yılında mevcut SPS, Sumitomo Coal Mining şirketi tarafında tanıtılmıştır [22]. Endüstriyel uygulamalara uygun SPS için donanım ve yazılım alanında yapılan araştırma ve geliştirmeler sonucunda, yeni malzemelerin üretimi için kutu tipi deneysel amaçlı SPS ve tak kafalı açık tip SPS geliştirilmiştir. Ardından 2001 den 2009 yılına kadar 4. Nesil teknoloji olarak, ürün imalatı alanına uyum sağlayabilecek, orta ölçekli üretimden seri üretime kadar uyumlu beş tip SPS üretim sistemi geliştirilmiştir [22]. SPS tekniğinin gelişim süreci Şekil 2.17’de özet olarak verilmektedir.



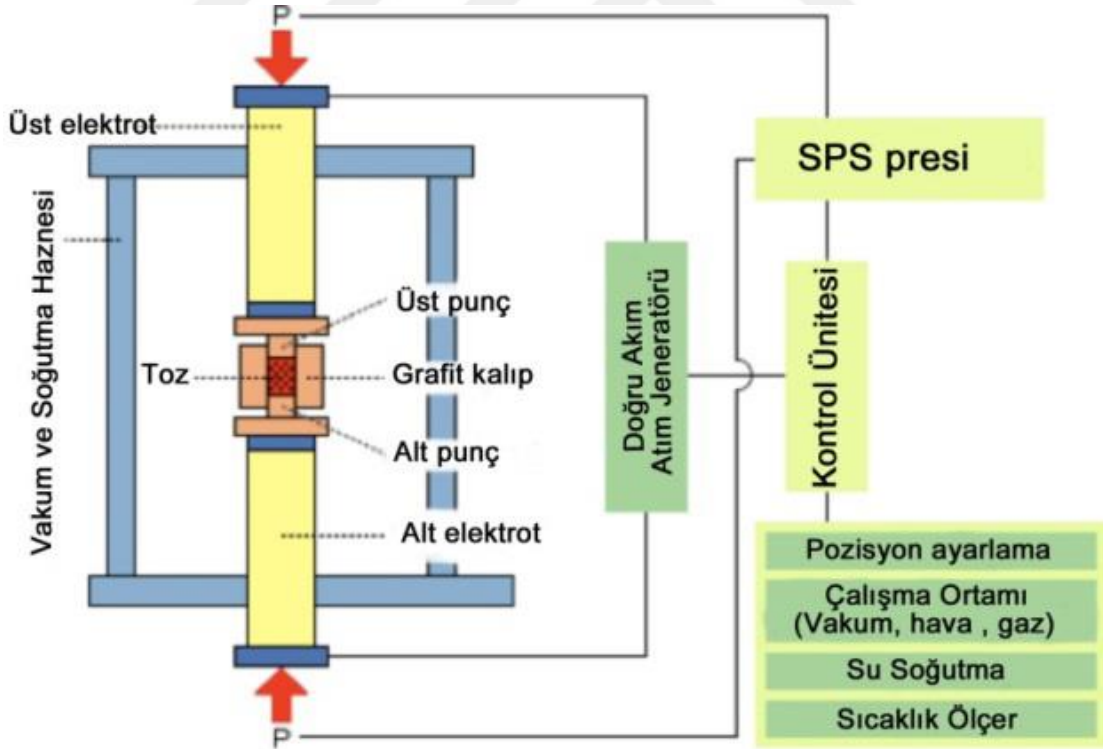
Şekil 2.17. Spark Plazma Sinterlemesinin yöntem ve teknoloji bakımından tarihsel gelişimi [22].

Toz kullanılan geleneksel üretim yöntemlerinin yerine geçen dört nesil sistem üretilmiştir ve kendi içerisinde dört çeşit SPS prosesine ayrılmaktadır. Sinterleme

işleminin yanı sıra katı faz difüzyon ile bağlama, yüzey modifikasyonu, tek kristal üretimi gibi işlemler gerçekleştirilebilmektedir. 2010 yılından itibaren ‘İleri SPS’ olarak adlandırılan 5. Nesil SPS prosesi ile pratik bir üretim dönemi başlamıştır [22].

SPS basit bir yapıya sahiptir. SPS yapısına ilişkin Şekil 2.18’de görüldüğü gibi, tek eksenli pres, grafit punç, elektrotlar, su soğutmalı reaksiyon çemberi, vakum/gaz/hava atmosferi kontrol mekanizması, DC pulse jeneratörü ve sıcaklık, basınç, pozisyon kontrolü sağlayan yazılımdan meydana gelmektedir [23].

SPS cihazı yüksek akımlar üretmek için (1-10kA) düşük voltaj (<10kV) kullanmaktadır. Bu iyi elektriksel iletkenliğe sahip teçhizat malzemeleri ile sağlanabilmektedir. Isıtma hızının 1000°C/dk gibi yüksek hızlara sinterleme basıncının ise 50-250 kN basınçlara çıkabildiği rapor edilmiştir. Maksimum sıcaklığın grafit takımlar kullanılarak 2400°C’lere kadar çıkabildiği soğutma hızının 150°C/dk ile 400°C/dk aralığında ilave bir gaz soğutucu ile sağlanabilmektedir. SPS cihazının esas ekipmanı DC akım pulse jeneratörüdür [23].



Şekil 2.18. Spark Plazma Sinterleme sisteminin basit gösterimi [22].

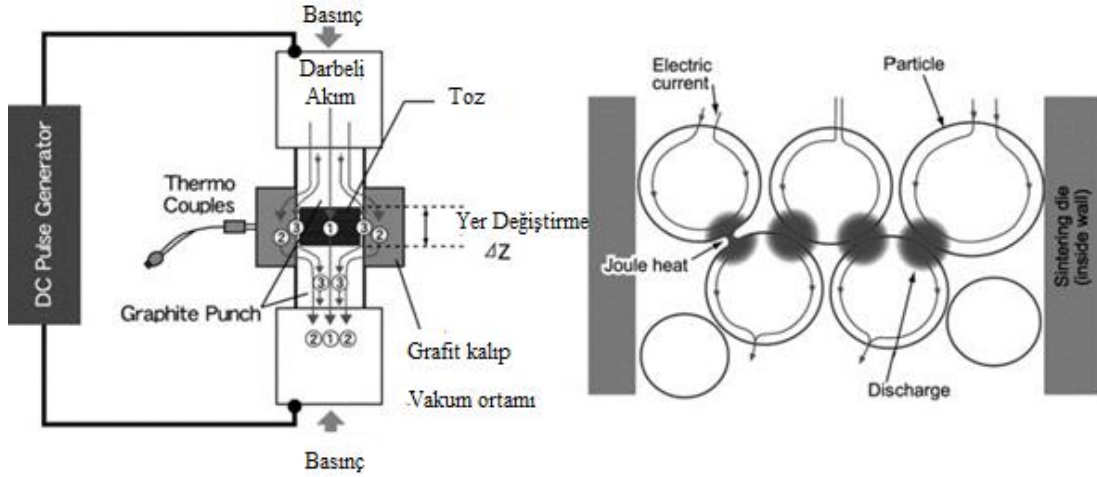
Sinterleme mekanizması; mekaniksel, termal, elektriksel mekanizmalardan meydana gelmektedir. Mekaniksel etki tek eksenli basınç ile meydana gelmektedir. Fakat uygulanan stres, pres takımlarının (grafit kalıp ve punçlar) yüksek sıcaklıklarda

kopma mukavemetleri ile sınırlı kalmaktadır. Daha yüksek basınçlar altında çalışabilmek için grafit kalıp yerine sürünme direnci, tokluğu daha iyi olan ve daha pahalı olan Si_3N_4 veya WC kalıplar tercih edilmektedir [23].

Basınç etkili sinterleme ile partiküllerin düzene girmesi ve daha verimli paketlenmesi ile porların azalması ve yüksek yoğunlukların elde edilmesi sağlanmaktadır. Fakat tane büyümesi olayı yüksek basınç altında baskılanmasına rağmen tam olarak elimine edilememektedir. Yüksek sıcaklıklarda sürünme ile ilave densifikasyon mekanizmaları ortaya çıkmaktadır. Böylece termal etki tüm proses boyunca çok önemli rol oynamaktadır [23].

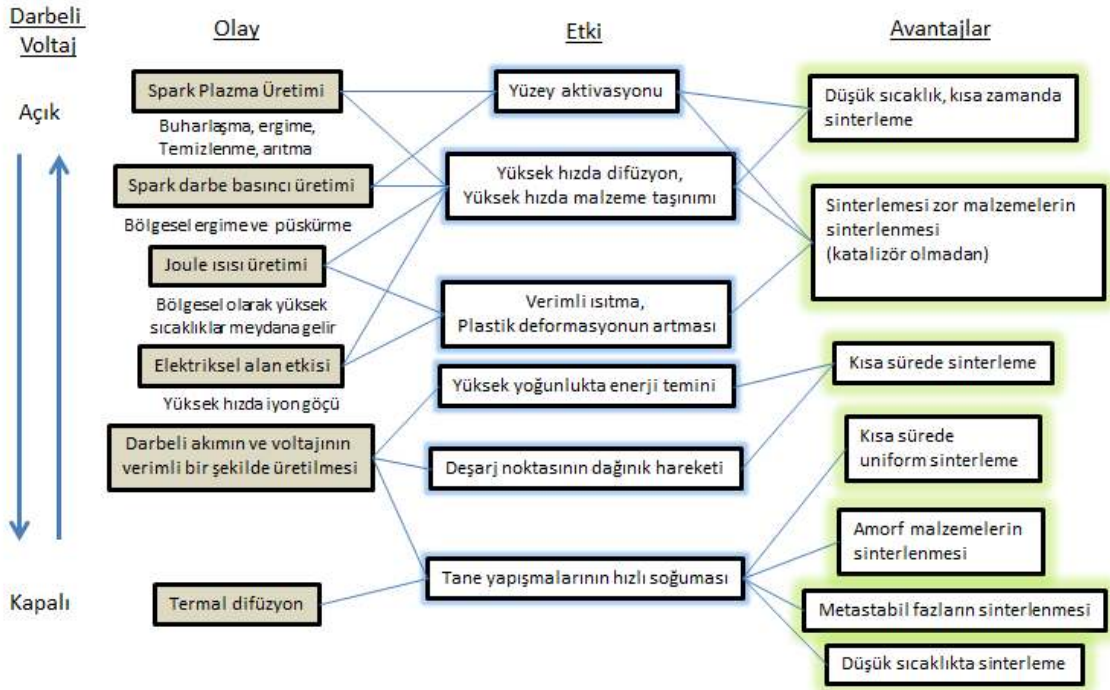
Hızlı soğutma oranı mikroyapı kabalaşmasını önlerken densifikasyonu arttırmaktadır. Kısa sürede proses sinterleme sıcaklığına ulaştığından dolayı kabalaşma önlenmektedir. Ayrıca hızlı ısıtma oranları ve kısa sinterleme süreleri grafit takım ile numune arasında etkileşimi engellemektedir. Böylece grafit takımdan dolayı meydana gelebilecek kontaminasyon engellenmektedir [23].

SPS prosesi, sinterlenen malzeme özellikleri ile birlikte sinterleme işleminin ilk aşamasından sonraki aşamalarına kadar değişen dinamik bir denge dışı işlem olgusudur. SPS işlem mekanizması incelendiğinde, AÇIK/KAPALI DC darbeleri enerji verme yöntemi ile spark plazma üretimi, spark darbe basıncı, joule ısıtması, elektrik alan difüzyon etkisi üretmektedir. SPS prosesinde toz partiküllerinin yüzeyleri, geleneksel elektriksel sinterleme proseslerine göre daha kolay aktifleşir ve malzeme transferi makro ve mikro ölçeğe geleneksel alaşımlara göre daha kolay gerçekleşmektedir. Böylece, geleneksel sinterleme yöntemlerine göre daha kısa sürede ve daha düşük sıcaklıklarda kompakt bir sinterleme gerçekleşmektedir [22].



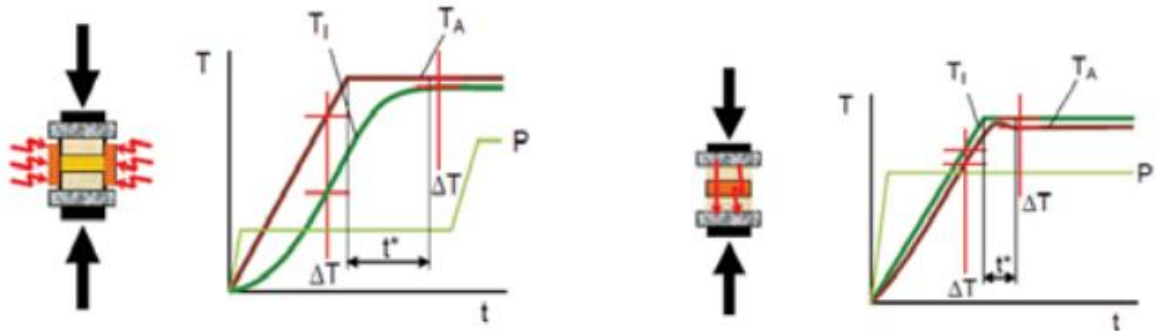
Şekil 2.19. DC darbeli akımın toz partikülleri üzerinden akışı [22].

Şekil 2.19’da DC akım üreticinde üretilen darbeli akımın akış yolunu, grafit kalp ve punçların üzerinden toz tanecikleri arasından nasıl aktığını göstermektedir. Geleneksel elektriksel sıcak pres sinterleme işlemlerinde DC veya AC akım kullanılmaktadır. Burada iki faktör sinterleme işlemini desteklemektedir. Bunlar güç üretici veya yüksek frekanslı endüksiyon ısıtma elemanları tarafında üretilen joule ısı ve hidrolik veya mekanik olarak uygulanan pres altında malzemede meydana gelen plastik akıştır. SPS işleminde ise özel bir güç üretici tarafından üretilen darbeli voltaj ve akım, yukardaki anlatıma ek olarak toz partikülleri arasında darbenin ilk anında deşarj olarak sinterleme için gerekli enerjiyi sağlamaktadır. Spark meydana geldiğinde, spark plazma ve spark darbe basıncı tarafında meydana getirilen püskürtme olayına sahip yüksek sıcaklık bölgesi, absorblanan gazları, toz partikülleri üzerindeki oksit filmleri ve yabancı maddeleri ortadan kaldırmaktadır. Uygulanan darbeli voltaj birçok olayı daha meydana getirmektedir. Şekil 2.20’de bu olayları gösterilmektedir [22].

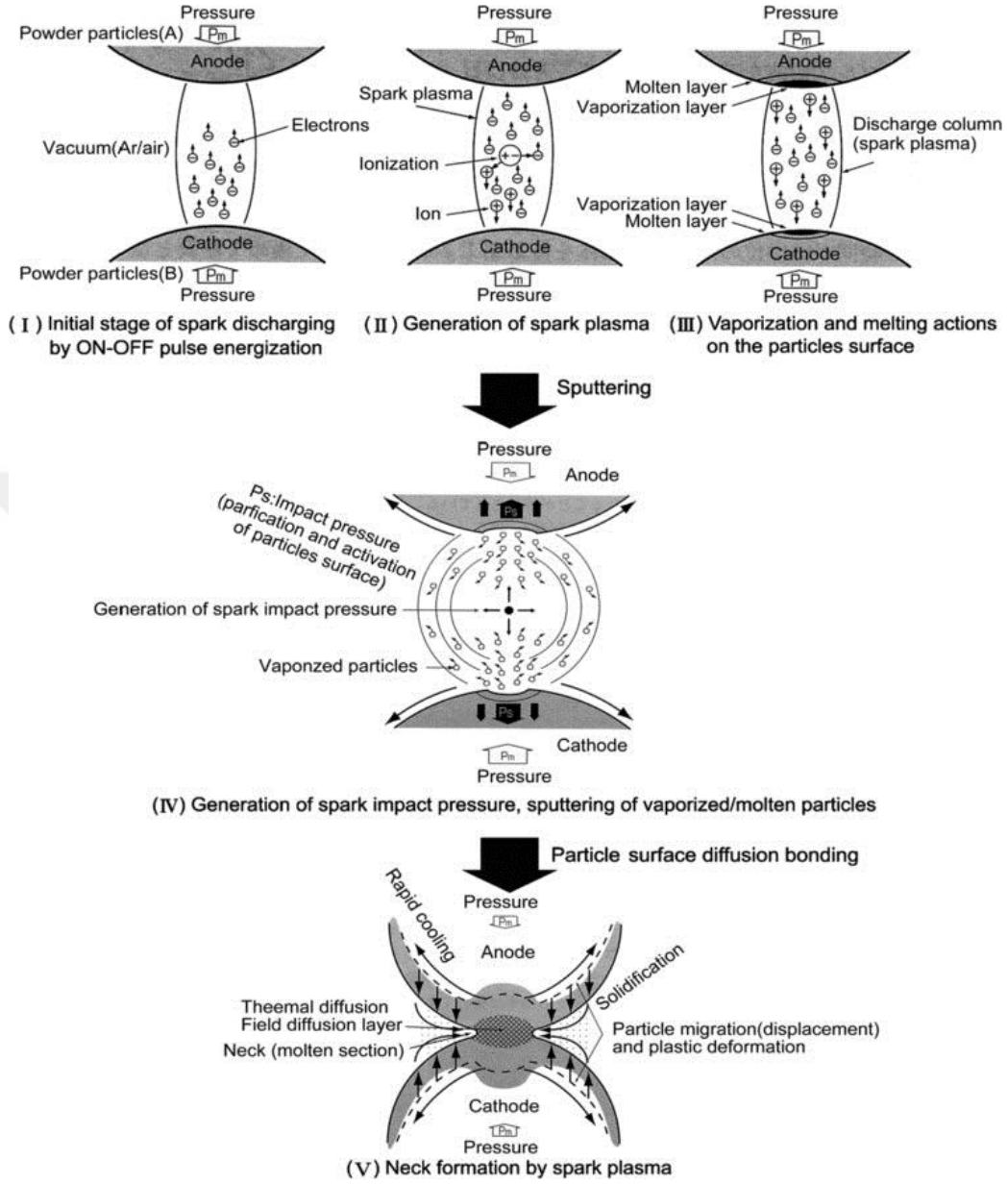


Şekil 2.20. SPS sırasında meydana gelen olayların şematik anlatımı [23].

Şekil 2.21’de geleneksel sinterleme yöntemi ile SPS tekniği arasında sinterleme sırasında meydana termal gradyant farkı kıyaslaması verilmektedir. SPS işleminin termal profiline bakıldığında, yüksek ısıtma oranlarında numunenin merkezi ve yüzeyi arasındaki termal gradyantın geleneksel sinterleme yöntemine göre çok küçük olduğu görülmektedir. Yüksek termal gradyant malzemenin iç gerilmelerinin artmasına ve mikro çatlakların oluşmasına sebep olmaktadır. SPS işlemi küçük termal gradyant profiline sahip olduğundan dolayı iç gerilmeler ve mikro çatlaklar görülmemektedir [23].



Şekil 2.21. SPS tekniği ile geleneksel sinterleme yöntemi arasındaki termal gradyant profilinin gösterimi [23].



Şekil 2.22. SPS sırasında iki tane arasında meydana gelen olayların gösterimi [22].

Şekil 2.22’de SPS sırasında iki toz partikülü arasında meydana gelen mekanizmaların ayrıntılı gösterimi verilmektedir. SPS tekniğinde toz partikülleri arasında boyun oluşumu ve yoğunlaşma tarafına baktığımızda, toz partiküllerinin arasında ve temas ettikleri noktalarda darbeli akım ilk deşarj olduğunda bölgesel olarak anlık olarak sıcaklık 10000°C sıcaklığa kadar yükselmektedir. Bu durum toz partiküllerinin yüzeyinde buharlaşma ve ergimeye sebep olarak toz partikülleri arasında boyun oluşumunu sağlamaktadır [22].

2.4.3. Yüksek entropili alaşım kaplamalar

Bölüm 2.4.1’de verilen Şekil 2.14’de de görüldüğü üzere yüksek entropili alaşımların üretiminde kaplama yaklaşımına dayalı çalışmalar gün geçtikçe artmaktadır. Buhar ve sıvı fazdan birçok teknik ile ince film/kaplama çalışmaları yapılmaktadır. Buhar fazı esaslı yüzey modifikasyonu yönteminde iki teknik ön plana çıkmaktadır. Bunlar magnetron püskürtme ve spark plazma nitrürleme teknikleridir. Birçok araştırmacı düşük karbonlu çelikler, Al alaşımları gibi altlık malzemelerin oksidasyon direncini arttırma, aşınma direncini arttırmak için YEA ince film veya tabaka ile kaplanması konusunda çalışmalar yapmaktadırlar [1].

2.4.4. Yüksek entropili alaşımlara kompozit yaklaşımı

Yüksek entropili alaşımlar sahip olduğu birçok mükemmel özellikleri ile akademik ve uygulama perspektifinden bakıldığında bir çeşit ileri alaşım sistemleridir [24]. Geleneksel alaşımlar ise bir veya iki esas elemente dayalı alaşım sistemleridir. Yüksek entropili alaşımlarda ise kendisini meydana getiren elementler aynı zamanda sistemin kurucu elementleridir. Bu bakımdan yüksek entropili alaşımlar geleneksel alaşımlara göre üstün özellikler gösterebilmektedirler.

CoCrFeNi yüksek entropili alaşımı sahip olduğu iyi özellikler ve endüstriyel uygulama değeri bulunduğundan dolayı CoCrFeNi alaşım esaslı birçok çalışma bulunmaktadır. Ayrıca yüksek entropili alaşımlar arasında CoCrFeNi yüksek entropili alaşımı kapsamlı olarak çalışılmış en temel alaşım sistemidir. Örneğin; CoCrFeNi yüksek entropili alaşımını geleneksel alaşımlar ile karşılaştıracak olursak, Ni ve Co esaslı süper alaşımlarına göre, CoCrFeNi yüksek entropili alaşımı daha iyi bir termal kararlılığa ve mekanik özellikler sergilemektedir [24,25]. Holcomb vd [26] CoCrFeNi alaşımının 650°C sıcaklıkta östenitik paslanmaz çeliğe göre daha iyi bir oksidasyon direncine sahip olduğunu rapor etmiştir. Zhang vd [27] CoCrFeNi alaşımının yüzey özelliklerinin karbürizasyon işlemi ile geliştirilmesini çalışmıştır. Liu vd [28] CoCrFeNi alaşımının çökelti sertleşmesi mekanizması ile mekanik özelliklerin ve mikroyapının incelendiği çalışmalar yapmıştır. CoCrFeNi alaşımına Y, Mn, V, Nb gibi elementlerin ilavesi ile mikroyapı ve malzeme özelliklerinde meydana gelen değişimlerin incelendiği çalışmalar da bulunmaktadır [29-31].

Yüksek entropili alaşımlar ile ilgili bir başka çalışma konusu bu alaşımların kompozit yaklaşımı için matris veya bağlayıcı faz olarak değerlendirilmesidir. Yapılan

alışmalar incelendiğinde çeşitli YEA sistemleri ile kompozit üretim çalışmaları bulunmaktadır. Seramik takviye partikülleri ile birlikte metal matris kompozitler (MMK) sahip oldukları yüksek spesifik mukavemetleri, gelişmiş mekanik özellikleri, gelişmiş sürünme dirençleri ile çeşitli yapısal uygulamalar için potansiyel adaydır. Bu bakımdan YEA'ların sahip olduğu üstün özellikler ile seramik takviyelerin üstün özelliklerin bir araya gelmesi ile oluşacak yeni malzemenin daha iyi özelliklere sahip olacağı düşünölmektedir. Bu tarz çalışmalara örnek olarak aşağıda birkaç çalışma verilmektedir.

Örneğin, Zhou vd AlCrFeNiV YEA ile polikristal tungsten metalinin sıvı faz sinterlemesi ile üretimini gerçekleştirmiştir [32]. Yüksek entropili alaşımin W metalı üzerinde düşük ısılatma açısına sahip olduğu ve W ile YEA arasında %4-5 gibi bir çözünme ile densifikasyonun arttığı görölmektedir. Meydana gelen çözünmenin ısılatmayı desteklediği ve ısılatma açısının düşük olmasından dolayı yüksek entropili alaşımların tungsten metalinin sıvı faz sinterlemesi işlemi için uygun olduğu rapor edilmiştir. Zhu vd [33] Ti(C,N)-AlCoCrFeNi kompozit üretimi çalışmasında 1050°C ve yukarısında malzeme mükemmel bir oksidasyon direnci göstermiştir. Yine yaptıkları çalışma sonucu 1787 MPa sertlik ve 11.4 MPa.m^{1/2} kırılma tokluğu elde etmişlerdir. CoCrFeNi YEA ile Ag ve BaF₂/CaF₂ katı yağlayıcı fazların kullanıldığı çalışmada kompozit malzemenin aşınma direnci ve mekanik özellikleri incelenmiştir [34]. Mekanik özelliklerin matris malzemesi ile kıyaslandığında geliştirildiği görölmüştür. Mekanik testlerin sonucunda 151HV sertlik, 18.3 MPa.m^{1/2} kırılma tokluğu elde edilmiştir. Oda sıcaklığından 800°C sıcaklığa kadar yapılan aşınma testleri sonucunda aşınma direnci ve aşınma kaybı sırasıyla 0,26 ve 10⁻⁵mm³/Nm değeriinin altındadır. Yüksek entropili alaşım katkısı ile geniş sıcaklık aralığında iyi mekanik özellikler ve mükemmel tribolojik sonuçlar elde edilmiştir. Yüksek entropili alaşımların matris olarak değeriendirildiği bir başka alışma Rogal ve arkadaşları tarafından yapılmıştır [35]. Çalışma kapsamında CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşım matris içerisine SiC ve Al₂O₃ takviyesi yapılmıştır. MA ve akabinde HIP (sıcak izostatik pres) sinterleme tekniğinin kullanıldığı çalışmada M₂₃C₆ ve M₇C₃ karbür fazları ve sigma fazı görölmüştür. Takviye malzemelerinin sertlik ve mukavemet üzerine büyük etki göstermiştir. %5 SiC takviyesi ile akma mukavemeti 1480 MPa'dan 1940MPa değeriine yükselmiştir. Al₂O₃ takviyesi ile akma mukavemeti 1180 MPa'dan 1600 MPa'ya yükselirken malzemenin plastisitesi azalmıştır [36]. Cheng vd. [37] PTA (Plasma

Transferred Arc) kaplama yöntemi ile yerinde (in situ) TiC-Ti₂B takviyeli CoCrCuFeNi YEA kompozit kaplama çalışması gerçekleştirerek mikroyapı gelişimini ve mekanik özellikleri incelemiştir. Ayrıca sertlik/elastik modül oranının ile aşınma direnci arasındaki ilişkiyi tartışmıştır. Yim vd. [38] su atomizasyonu, mekanik alaşımlama ve nihai işlem olarak SPS tekniği ile sinterledikleri TiC takviyeli CoCrFeNiMn kompozit çalışmasında TiC takviyesi numunelerin tokluğunun azalmasına karşın akma mukavemeti, basma kopma mukavemetinde kayda değer artış görülmüştür. Vaidya vd. [39] CoCrFeNi YEA'nın faz kararlılığının inceledikleri çalışmada, alaşımin 800°C ve 1100°C sıcaklıklarda sahip olduğu YMK yapıyı koruduğu gözlenmiştir .

Yukarıda verilen YEA'ların kompozit yaklaşımı ile matris olarak değerlendirildiği çalışmalarda bu yeni alaşım türünün matris olarak değerlendirilebilir olduğu ve iyi sonuçlar verdiği gözükmemektedir. Dolayısıyla CoCrFeNi YEA'nın YMK yapıya sahip temel alaşım olup geliştirilebilir olması, yüksek sıcaklıklarda YMK yapının kararlı olması nedeniyle B₄C ve c-BN takviye fazları için matris malzemesi olarak seçilmiştir.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. CoCrFeNi Yüksek Entropili Alaşımın Sentezlenmesi

YEA'ların üretiminde en çok kullanılan yöntemlerden birisi Mekanik Alaşımlama yöntemidir. Deney süresince yüksek saflıkta Alfa Aesar firmasında temin edilen Cr ($d_{50}<10\mu\text{m}$), Fe ($d_{50}<10\mu\text{m}$), Ni ($d_{50}<53\mu\text{m}$) ve Advanced Material firmasında temin edilen Co ($d_{50}<1,5\mu\text{m}$) metal tozları kullanılmıştır. Eş molar metal tozları 80 ml'lik temperlenmiş çelik hazne ve 10 mm çapında çelik bilyeler ile 10:1 toz/bilye oranında Friszth Pulverizette-6 cihazı yardımıyla öğütülmüştür. Cihaz görseli Görsel 3.2'de verilmektedir.



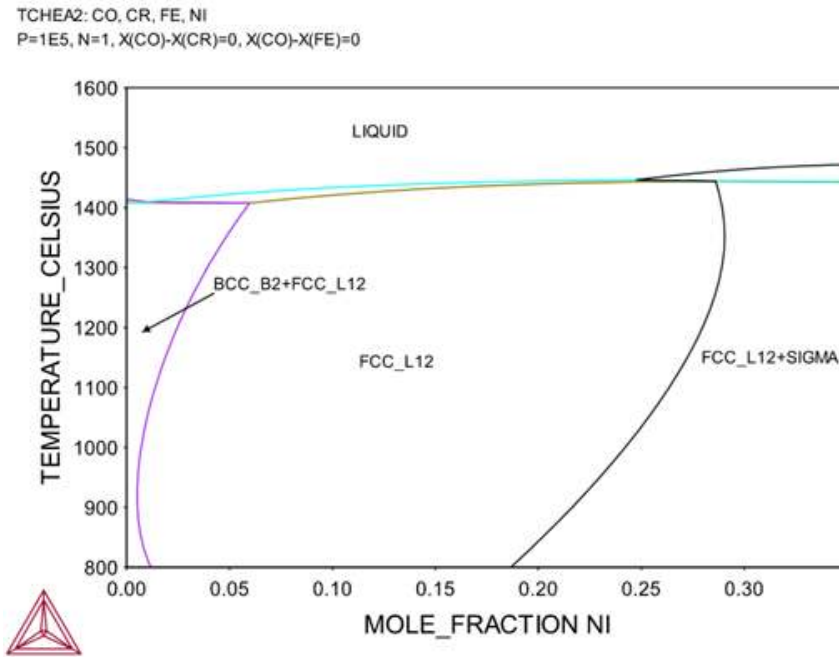
Görsel 3.1. Öğütme haznesinin Ar gazı ile doldurulması.

Öğütme işlemi 400 rpm hızda ve aşırı ısınmayı önlemek amacıyla 60 dk öğütme 15 dk bekletme şeklinde bir çevrim ile toplam öğütme süresi 20 saat olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Öğütme esnasında topaklanmayı ve yapışmayı önlemek amacıyla stearik asit kullanılmıştır. Ayrıca kullanılan metal tozlarının işlem süresince oksitlenmesini önlemek amacıyla hazne içerisine saf Argon gazı beslenmiştir. Görsel 3.1'de öğütme haznesi ve Ar gazı besleme işlemi gösterilmektedir.



Görsel 3.2. Friszth Pulverizette-6 öğütme cihazı.

Şekil 3.1’de CoCrFe-Ni_x alaşımına ait Thermo-Calc programı ile çizilen faz diyagramı verilmiştir. Faz diyagramı incelendiğinde göre eş molar kompozisyonda ve yaklaşık 1050°C sıcaklıktan itibaren YMK yapının oluştuğu görülmektedir. SPS prosesinde yüksek basınç etkisinden dolayı, verilen faz diyagramı oluşacak fazlar ile ilgili kesin bir bilgi vermemesine karşın, kompozit numunelerin Bölüm 4.3’te verilen sinterleme koşulları altında YMK yapını yanında sigma fazının da meydana gelmesi beklenmektedir.



Şekil 3.1. CoCrFeNi yüksek entropili alaşıma ait THERMO-CALC programı ile çizilen faz diyagramı.

3.2. CoCrFeNi-B₄C ve CoCrFeNi-c-BN Kompozitlerinin Hazırlanması

Çalışma kapsamında eş molar CCFN alaşım matris içerisine c-BN ve B₄C partikül takviyeleri yapılmıştır. BN hegzagonal ve kübik olmak üzere iki farklı kristal yapıya sahiptir. Hegzagonal yapısı grafit kadar iyi bir katı yağlayıcıdır. Kübik yapısı ise elmadan sonra en sert ikinci malzemedir ve 2,1 gr/cm³ gibi düşük bir yoğunluğa sahiptir. Sahip olduğu yüksek sertlik, iyi termal iletkenlik, iyi kimyasal kararlılık neticesinde c-BN, sertleştirilmiş çelikler ve dökme demir gibi malzemelerin işlenmesinde kullanılan kesici takımların üretiminde kullanılmaktadır [40]. c-BN seramik partiküllerinin kovalent bağlara sahip olmaları ve B ve N elementleri arasındaki difüzyon katsayılarının düşük olması sebebiyle sinterlenip yoğunlaştırılması oldukça zordur. Bu nedenle işlenebilirlikleri ve tokluk değerlerinin düşük olması bu malzemelerin potansiyel uygulamalarını engellemektedir. c-BN uygulamalarını kolaylaştıracak, daha ucuz daha etkili yöntemlerin bulunması oldukça önemlidir.

B₄C yüksek sertliği, düşük yoğunluğu (2,52 gr/cm³), iyi nötron absorpsiyonu ile stratejik bir malzemedir. Askeri endüstri, nükleer endüstri gibi alanlarda kullanılmaktadır. c-BN'den sonra üçüncü en sert malzemedir [41].

Deney süresince kompozitlerin üretiminde kullanılan bu iki takviye fazının tane boyutu analizi sonucu Çizelge 3.1'de verilmiştir. Takviye edilen seramik partiküllerin boyutları çalışma kapsamında ince ve kaba olarak tanımlanmıştır.

Çizelge 3.1. Kompozit üretiminde kullanılan c-BN ve B₄C seramik tozlarının toz boyutları.

Takviye Fazı	İnce			Kaba		
	d(0.1)	d(0.5)	d(0.9)	d(0.1)	d(0.5)	d(0.9)
c-BN	5,23 µ	7,87µ	11,67 µ	14,41 µ	20,64 µ	29,38 µ
B ₄ C	0,93 µ	3,9 µ	8,61 µ	36,52 µ	49,79 µ	69,64 µ

Mekanik alaşımlama işlemi ile üretilen CCFN YEA tozları Çizelge 3.2'de gösterilen kompozisyonlarda B₄C ve c-BN tozları ile homojen bir karışım elde edilecek şekilde karıştırılmıştır. Karıştırma işlemi 400 rpm hızda 30 dk süreyle ve 10:1 toz/bilya oranında bir önceki MA prosesinde kullanılan cihaz, bilya ve hazne ile gerçekleştirilmiştir. Her bir numune için 10 gr CoCrFeNi tozu kullanılmıştır. Aynı takviye fazından ince ve kaba olacak şekilde iki farklı tane boyutuna sahip toz

kullanılmıştır. Takviye fazı oranları ağırlıkça %3, %5, %10 olacak şekilde numuneler hazırlanmıştır.

Çizelge 3.2. Numune kompozisyonları ve kodları.

Takviye Fazları	Takviye Fazı Toz Boyutu (μm)	Takviye Oranları (%w)	Numune Kodları
B₄C	3,9 (İnce)	3	3BCİ
		5	5BCİ
		10	10BCİ
	49,795 (Kaba)	3	3BCK
		5	5BCK
		10	10BCK
c-BN	7,872 (İnce)	3	3BNİ
		5	5BNİ
		10	10BNİ
	20,634 (Kaba)	3	3BNK
		5	5BNK
		10	10BNK

3.3. CCFN Yüksek Entropili Alaşımın ve Kompozitlerin SPS ile Sinterlenmesi

Hazırlanan tozların sinterlenmesi ve yoğunlaştırılması işlemi Spark Plazma Sinterlemesi yöntemi ile yapılmıştır. Bu işlem FCT GmbH firmasının HPD25 model Spark Plazma Sinterleme (SPS) cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işleminde yüksek sıcaklıklara (2500°C) ve yüksek basınca (100 MPa) dayanabilen 20 mm çapa sahip grafit kalıplar kullanılmıştır. Tozların kalıp ile etkileşime girmesini önlemek amacıyla kalıp cidarları grafit folyo ile kaplanmıştır. Sinterleme işlemi 30 MPa basınç altında 1000°C ile 100°C/dk ısıtma hızı uygulanarak gerçekleştirilmiştir.



Görsel 3.3. FCT GmbH firmasının HPD25 model Spark Plazma Sinterleme (SPS) cihazı.

B₄C takviyeli tozların sinterlenmesi esnasında 1000°C sıcaklıkta ve 30 MPa basın altında yumuşama sonucu kalıptan dışarı akması nedeniyle, B₄C takviyeli tozların sinterlenmesi için 900°C sinterleme sıcaklığı seçilmiştir. Ergimenin gerçekleşme sebebi ve detayları mikroyapı inceleme bölümünde ayrıntılı şekilde tartışılmıştır.

3.4. Kompozit Numunelerin Karakterizasyonu

3.4.1. Yoğunluk ölçümleri

Sinterleme işlemi tamamlanan numunelerin yoğunlukları Arşimed prensibinden yararlanarak hesaplanmıştır. Eşitlik 3.1’de verilen formülde numunelerin kuru ağırlığı (m_1), sıvı sızdırılmış hali (m_2), askıdaki ağırlığı (m_3) kullanılarak numunelerin yoğunlukları hesaplanmıştır. Formülde kullanılan d_{su} değeri suyun öz kütlesidir ve 1 g/cm³ olarak alınmıştır.

$$Yığılmsal\ Yoğunluk = \frac{m_1}{m_2 - m_3} \times d_{su} \quad (3.1)$$

3.4.2. Faz analizi

Numunelerin faz analizleri Rigaku marka Rint 2000 model X-Işınları Kırınım (XRD) cihazı ile gerçekleştirilmiştir. XRD çekim işlemi 2°/dk tarama hızı ile 20-100° 2θ açı aralığı ile gerçekleştirilmiştir. XRD çekiminden elde edilen pikler, olası fazların JSPDS kartları ile karşılaştırılarak faz analizleri yapılmıştır.

3.4.3. Mikroyapı analizleri

Numuneler öncelikle mikroyapı analizleri için numune hazırlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Her biri 20 mm çapındaki numuneler kesit alanı incelenecek şekilde kesilip sıcak kalıplama yöntemi ile bakalit kalıplara alınmıştır. Daha sonra uygun parlatma diskleri ile numunelerin parlatma işlemi otomatik olarak gerçekleştirilmiştir.

Numunelerin mikroyapı analizleri Zeiss marka Supra 50VP model taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile gerçekleştirilmiştir. Numunelerin elementel analizi SEM cihazının sahip olduğu EDX modülü ile gerçekleştirilmiştir.

3.4.4. Elastik modül ve poisson oranının belirlenmesi

Numunelerin sertlik ve elastik modül özellikleri ölçülmüştür. Sertlik için numunelerin kesit yüzeylerinden ölçüm yapılmıştır. Elastik modül ve Poisson oranının belirlenmesinde ultrasonik ses dalgalarından yararlanılmıştır. Deney sırasında elde edilen veriler ile Eşitlik 3.4, 3.5, 3.6 kullanılarak elastik modül ve poisson oranı hesaplanmıştır.

$$V_{L,S} = \frac{\text{Numune kalınlığı}}{\text{Sinyal gidiş-dönüş süresi}/2} \quad (3.4)$$

$$\nu = \frac{1 - 2\left(\frac{V_S}{V_L}\right)^2}{2 - 2\left(\frac{V_S}{V_L}\right)^2} \quad (3.5)$$

$$E = \frac{V_L^2 \rho (1 + \nu)(1 - 2\nu)}{1 - \nu} \quad (3.6)$$

Burada V_S ve V_L sırasıyla ses dalgasının boylamsal hızı ve kayma hızı, ν , poisson oranı, E , elastik modülü göstermektedir.

3.4.5. Aşınma deneyi

Numunelerin aşınma testi için CSM Instrument Tribometer cihazı kullanılmıştır. Cihaz görseli Görsel 3.4'te verilmektedir. Numunelerin aşınma öncesi yüzey pürüzlülüğü R_a değerinin 0,03 olacak şekilde parlatma işlemi yapılmıştır. Deney için 'ball on disk' yöntemi kullanılmıştır. Numunelerin aşındırılması için 5 mm çapında ZrO_2 bilye kullanılmıştır. Deney 2N yük altında 3cm/sn lineer hızda ve 3 cm iz çapında gerçekleştirilmiştir.



Görsel 3.4. CSM Instrument Tribometer aşınma testi cihazı.

3.4.6. Sertlik ölçümleri

Numunelerin sertlik ölçümleri, numunelerin kesit alanından gerçekleştirilmiştir. Bakalit kalıba alınan ve parlatılan numunelerin sertlik değerleri Vickers sertlik ölçme yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Deney kapsamında Emco marka M1C010 model cihazı kullanılmıştır. Her bir numune içi kesit alanından 3 ölçüm alınmıştır. Sertlik ölçümü 5kgf yük altında 10 sn bekleme ile yapılmıştır. Sertlik hesaplamaları Eşitlik 3.7 ile yapılmıştır.

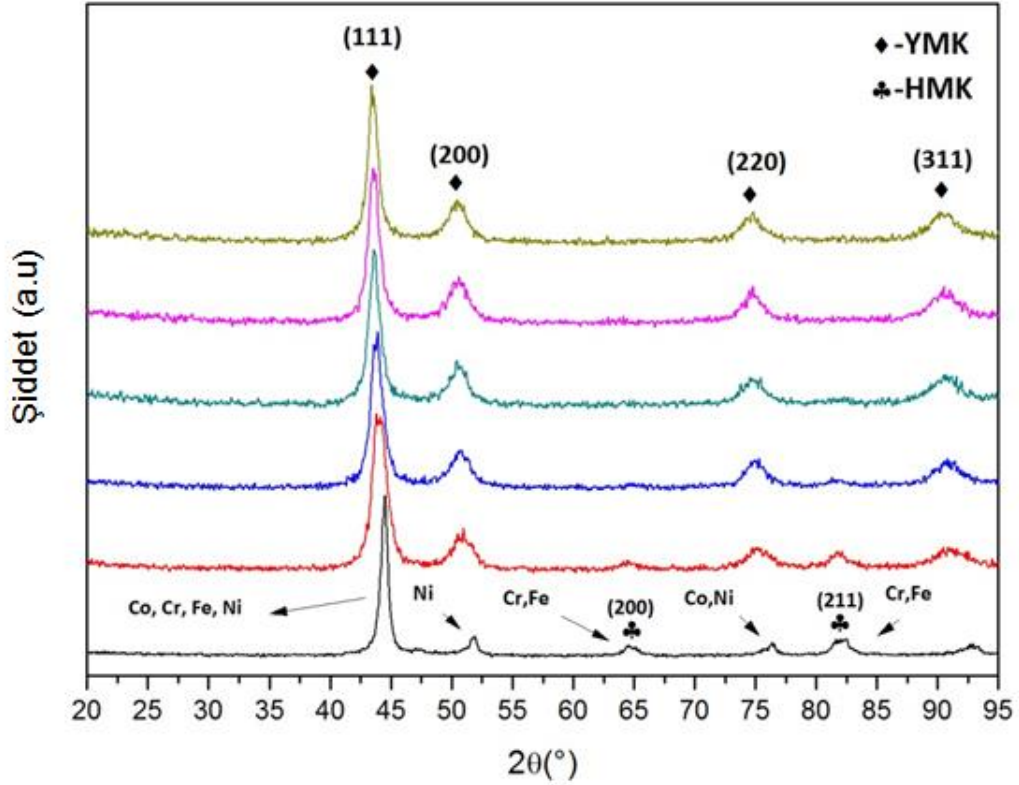
$$H_v = 1,8544 \times \frac{F}{d^2} \quad (3.7)$$

Burada F uygulanan yükü, d ise köşegen uzunluklarının ortalamasıdır.

4. DENEYSEL BULGULAR ve İRDELEME

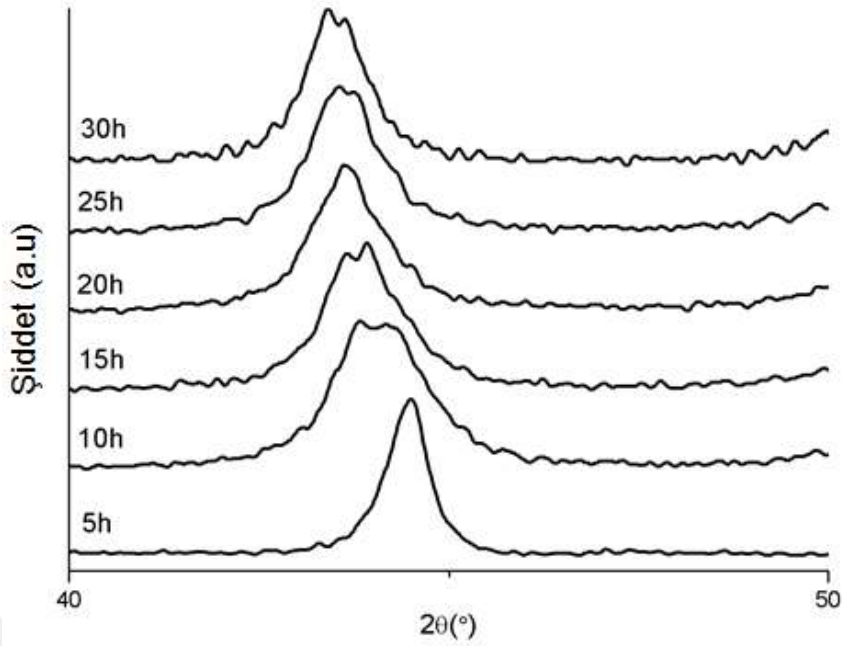
4.1. CoCrFeNi Yüksek Entropili Alaşım Tozunun X-Işını Difraksiyonu ile Faz Analizi

MA işlemi ile üretilen CoCrFeNi YEA'nın farklı öğütme süreleri (5, 10, 15, 20, 25 ve 30 saatlik) sonucunda elde edilen X-Işınları paternleri karşılaştırmalı olarak Şekil 4.1'de verilmiştir.



Şekil 4.1. CoCrFeNi yüksek entropili alaşımın MA işlemi süresince faz değişimi.

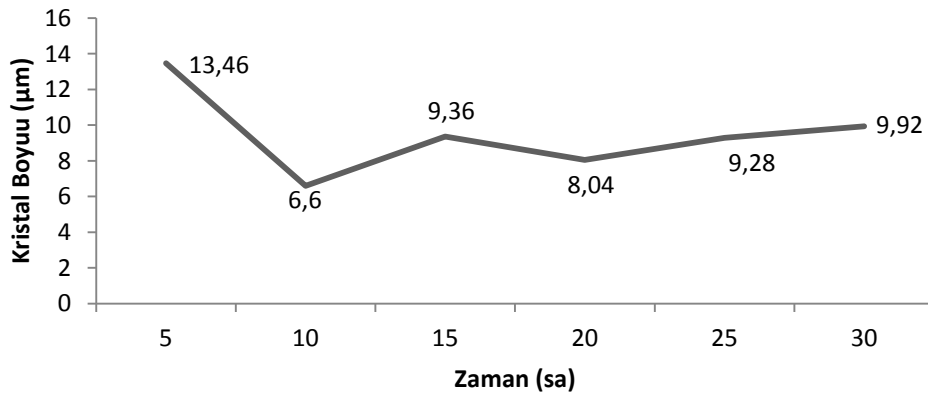
Öğütme süresinin artışıyla birlikte kristal yapının YMK yapıya dönüştüğü ve 20 saatlik öğütme ve sonrasında yapının tamamen YMK yapıdan meydana geldiği gözükmemektedir. 5 saatlik öğütme sonrası elde edilen piklerde, şiddeti en yüksek olan pik incelendiğinde, YMK yapıyı Co, Cr, Fe, Ni metal elementleri birlikte oluşturmaktadır. Yine ilk öğütme sonrası gözükten HMK yapı Cr ve Fe metal elementleri tarafından meydana geldiği ve sonrasında kaybolduğu gözükmemektedir. Şekil 4.2'de piklerin yakından incelemesi verilmiştir.



Şekil 4.2. YMK yapıya ait XRD piklerinin yakından görünümü.

Öğütme işleminin 10. Saatinden itibaren yapıda iki ayrı YMK kristal yapı oluştuğu görülmektedir.

Şekil 4.2’de öğütme süresinin artışı ile birlikte piklerin sol tarafa kaydığı açık bir şekilde gözükmemektedir. Bu kayma MA işlemi süresince tozların sürekli ve şiddetli bir şekilde distorsiyona uğraması ve bu durumun kristal yapıyı da distorte etmesinden kaynaklanmaktadır. XRD paternlerinden hesaplanan ortalama kristal boyutu değerleri Şekil 4.3’te verilmiştir. 5 saatlik öğütme sırasında ortalama kristal boyutunun keskin şekilde düştüğü ve 20 saat ile birlikte değişimlerin azaldığı görülmektedir.

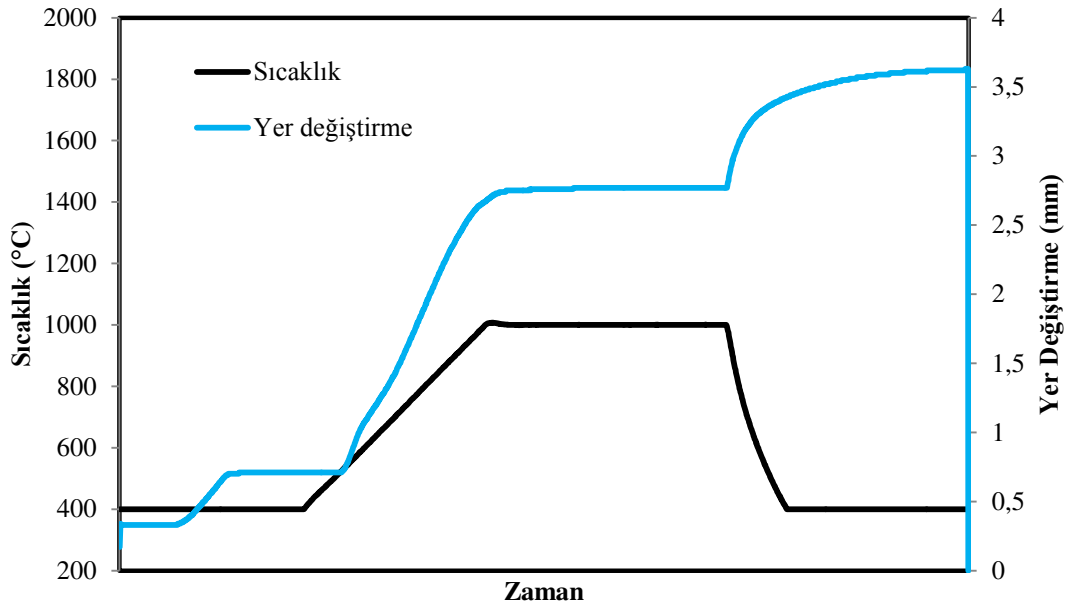


Şekil 4.3. Kompozit numunelerin ortalama kristal boyutları.

Elde edilen veriler incelendiğinde CoCrFeNi YEA üretimi için ideal öğütme koşullarının 400 rpm hız ile 20 saat öğütme süresi olarak belirlenmiştir.

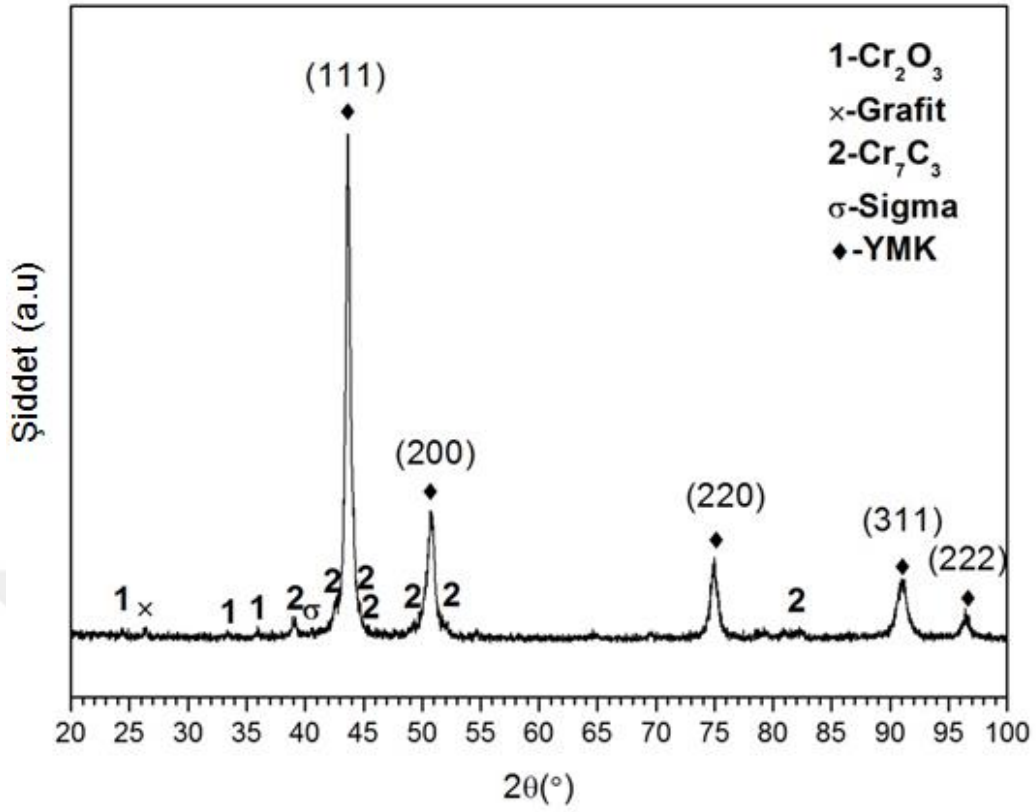
4.2. CoCrFeNi Yüksek Entropili Alaşım Tozunun SPS Sonuçları

MA sonrası tozların sinterleme işlemi 100°/dk ısıtma ile 1000°C sıcaklığa kadar vakum atmosferinde ve 30 MPa tek eksenli basınç altında gerçekleştirilmiştir. Öncelikle kompozit numunelerin matris malzemesi olan CoCrFeNi yüksek entropili alaşım tozları sinterlenmiştir. Sinterleme işlemine ait grafiği Şekil 4.4'te verilmektedir.



Şekil 4.4. CoCrFeNi YEA'nın SPS grafiği.

Grafikten de görüldüğü gibi verilen sıcaklık ve basınç altında malzemenin densifikasyonunu tamamladığı görülmektedir. Ayrıca Arşimed yöntemi ile yapılan yoğunluk ölçümü ve teorik yoğunluk karşılaştırıldığında, %98 gibi yüksek relatif yoğunluğun yakalanması sinterleme işleminin başarılı olduğunu göstermektedir. Sinterleme işlemi sonucunda elde edilen CoCrFeNi YEA numunesine ait XRD çekimi Şekil 4.5'te verilmektedir.

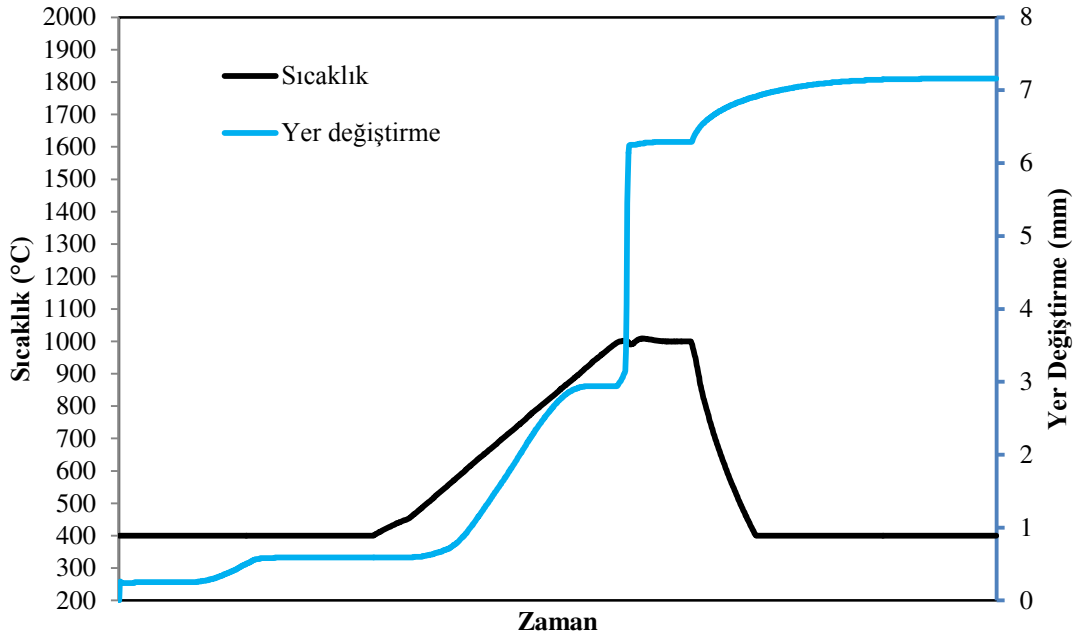


Şekil 4.5. CoCrFeNi YEA'nın SPS sonrası XRD grafiği.

Şekil 4.5 incelendiğinde kristal yapının major olarak YMK kristal yapıdan meydana geldiği ayrıca minör olarak da sigma fazının bulunduğu görülmüştür. Sigma fazının oluşması önceki bölümde verilen faz diyagramından da anlaşılaacağı üzere seçilen sinterleme sıcaklığında oluşması beklenmektedir. Ayrıca yapıda meydana gelen karbür fazlarının MA prosesi sırasında kontrol ajanı olarak eklenen stearik asit ve sinterleme sırasında kullanılan grafit kalıp ve kâğıttan dolayı meydana geldiği düşünülmektedir. Diğer yandan az miktarda krom oksit oluşumu mevcuttur.

4.3. B₄C Takviyeli Kompozitlerin SPS Sonuçları ve XRD Analizi

CoCrFeNi alaşım tozunun sinterleme parametreleri ile B₄C takviyeli kompozit numunelerin sinterlenmesi gerçekleştirilmiştir. Sinterleme sırasında, kalıp sıcaklığının 1000°C sıcaklığa ulaşmasından bir süre sonra kalıptan dışarıya taşıdığı görülmüştür. Kalıp görüntüsü Görsel 4.1'de verilmektedir.



Şekil 4.6. CoCrFeNi- %5 B4C takviyeli kompozit numunenin SPS grafiği. Sinterleme sıcaklığı 1000°C sıcaklıkta numunenin kalıptan aktığı gözükmemektedir

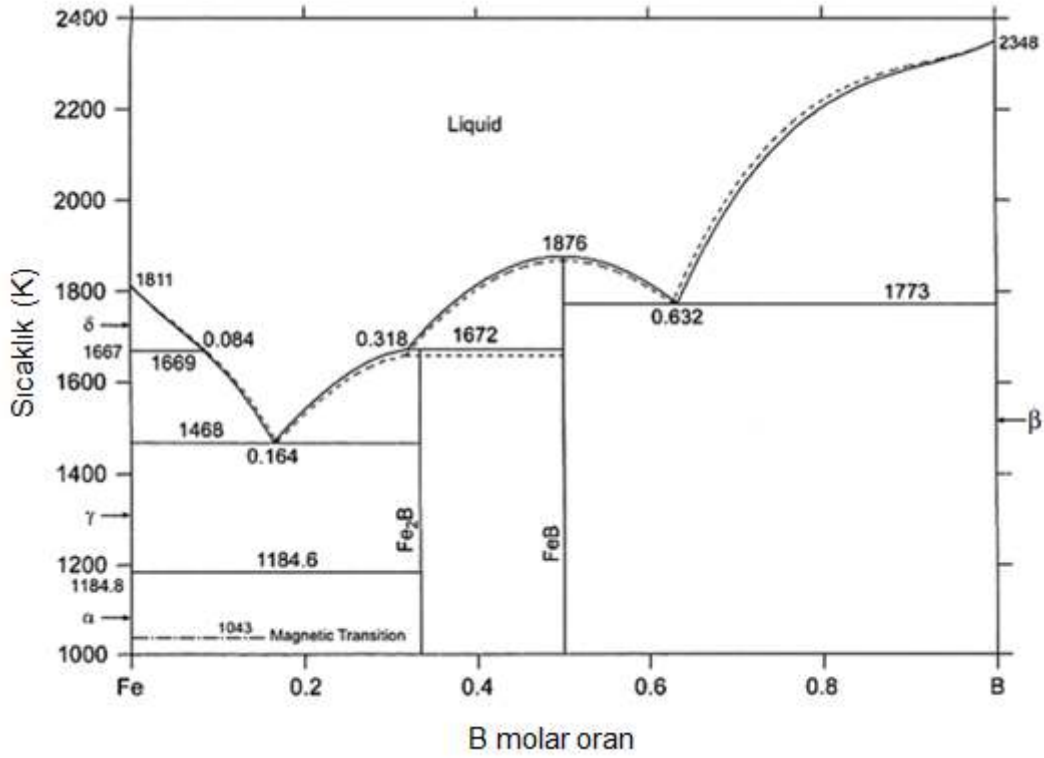
Şekil 4.6’da verilen SPS işlemine ait grafik incelendiğinde, yaklaşık 600°C sıcaklıklarda sinterleme işleminin başladığı ve 900°C sıcaklıkta yer değiştirme miktarı sabit kalmakta ve sinterleme işlemi bitmektedir fakat sıcaklığın 1000°C ye ulaşması ile numunedeki yer değişimini gösteren çizginin hızla yükselmekte ergime oluşumu gerçekleşmektedir.



Görsel 4.1. Grafit kalıp içerisinde sinterleme sırasında eriyen numune görüntüsü.

Bor, sıvı faz sinterlemesi açısından Fe esaslı malzemeler için mükemmel bir alaşım elementidir. Diğer yandan bakır ve fosfor sıvı faz sinterlemesi ile üretilen

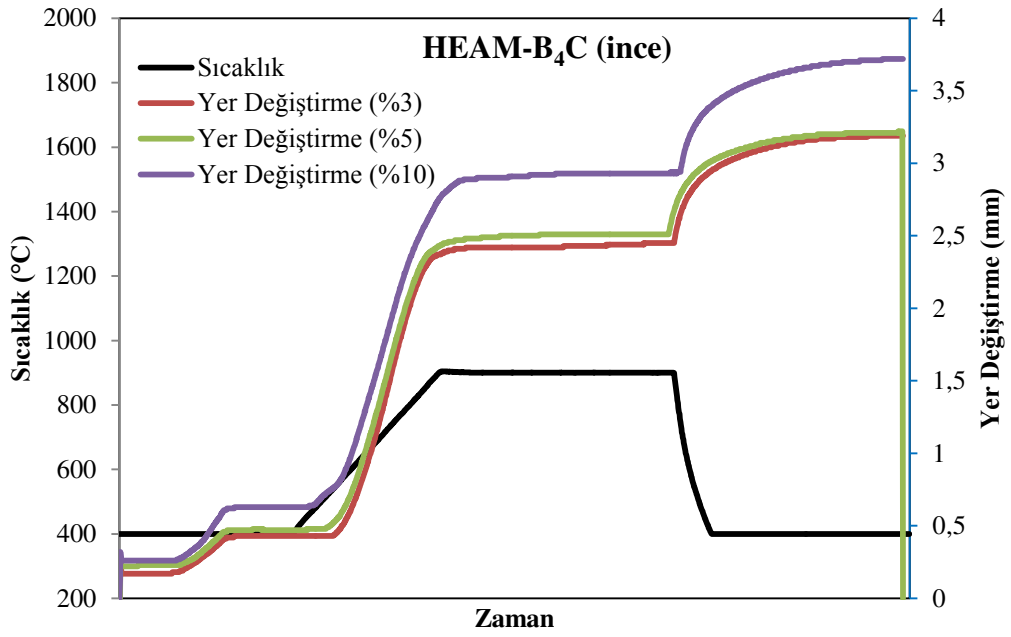
eliklerde poroziteyi azaltıp yoğunluğu arttırma konusunda çok etkilidir. Bor demir esaslı malzemelerde ötektik reaksiyona ($\text{Fe} + \text{Fe}_2\text{B} = \text{Sıvı}$) neden olmaktadır [42-45]. Şekil 4.7’de Fe-B faz diyagramı verilmektedir.



Şekil 4.7. Fe-B faz diyagramı [42].

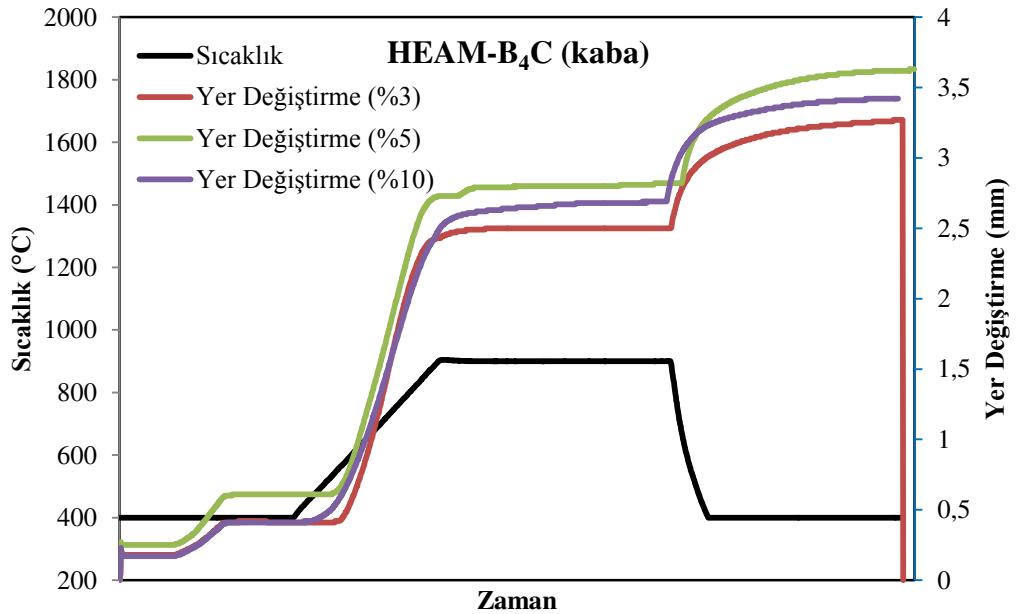
Faz diyagramına göre bor miktarının artışı ile birlikte ötektik reaksiyon meydana gelmektedir. Ötektik sıcaklığı bakıldığında verilen faz diyagramına göre 1195°C sıcaklıkta gerçekleşmektedir. Tez alıŐması kapsamında sinterleme işlemi için seçilen sıcaklık 1000°C olduğu göz önüne alındığında, sinterleme işlemi bir nevi sıvı faz sinterlemesi olarak meydana gelmiştir ve oluşan sıvı faz basınçlı sinterlemeninde etkisiyle kalıptan dışarı taŐmıŐtır.

Şekil 4.8 ve 4.9 incelendiğinde B_4C takviyeli kompozitlerin sinterleme işleminin 900°C sıcaklıkta tamamlandığı gözükmektedir. Yer değiştirme miktarını veren mavi çizgi grafik üzerinde sıcaklık miktarını veren siyah çizgi ile çakıŐtırıldıęı zaman, yer değiştirme miktarının sabitleŐtięi nokta 900°C sıcaklığa denk gelmektedir. Bu durum malzemenin densifikasyon işleminin sona erdiği anlamına gelmektedir. Bu sebeple B_4C takviyeli kompozitlerin SPS ile sinterleme işlemi 100°/dk ısıtma hızı ile 900°C sıcaklıkta 10kN tek eksenli yük altında vakum atmosferinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.8. B₄C (ince) takviyeli kompozitlerin SPS grafiği.

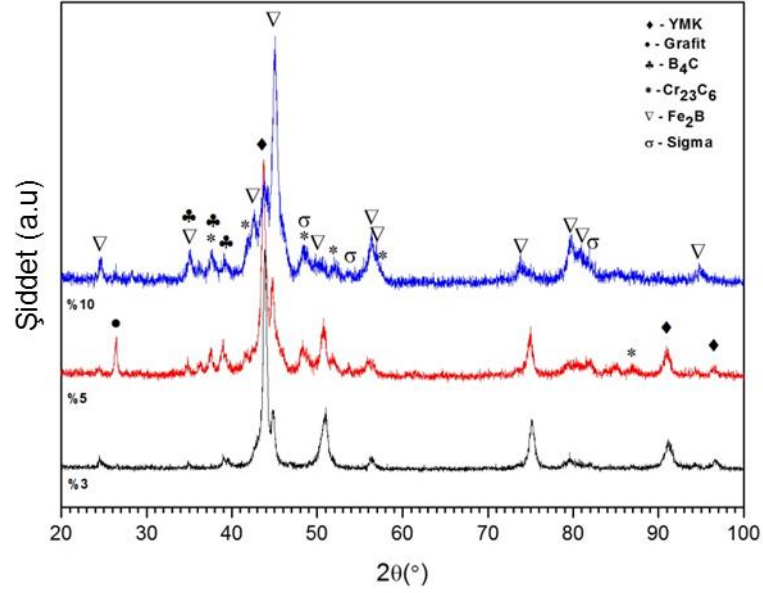
Şekil 4.8 ve 4.9 incelendiğinde tüm kompozisyonların yaklaşık 600°C sıcaklıkta sinterlenmeye başladığı ve 900°C sıcaklığa kadar tamamen sinterlendiği gözükmektedir.



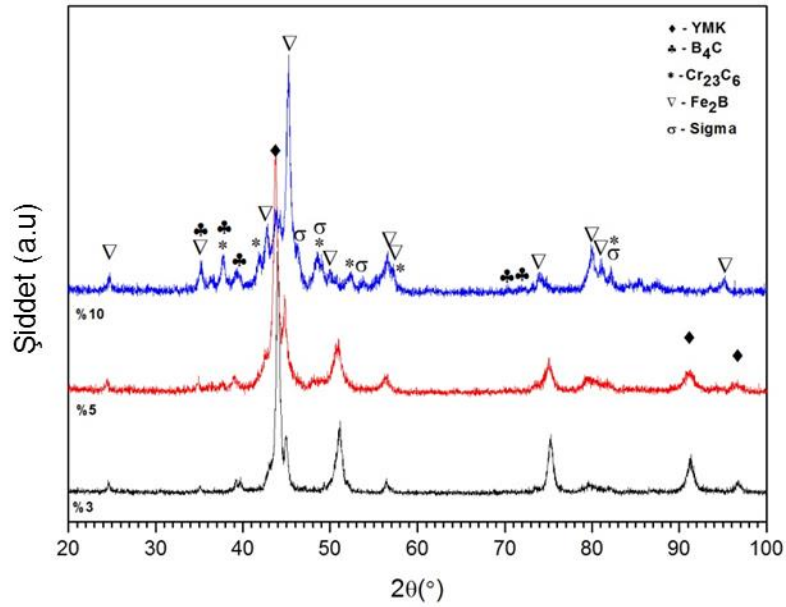
Şekil 4.9. B₄C (ince) takviyeli kompozitlerin SPS grafiği.

Sinterleme işlemi tamamlanan numunelerin XRD inceleme sonuçları Şekil 4.10 (a) ve (b) de verilmektedir. B₄C takviye fazı oranı arttıkça YMK kristal yapının bozulup

B₄C fazının matris ile reaksiyona girmesiyle karbür, borür fazlarının ve sigma fazının oluştuğu gözükmemektedir.



(a)



(b)

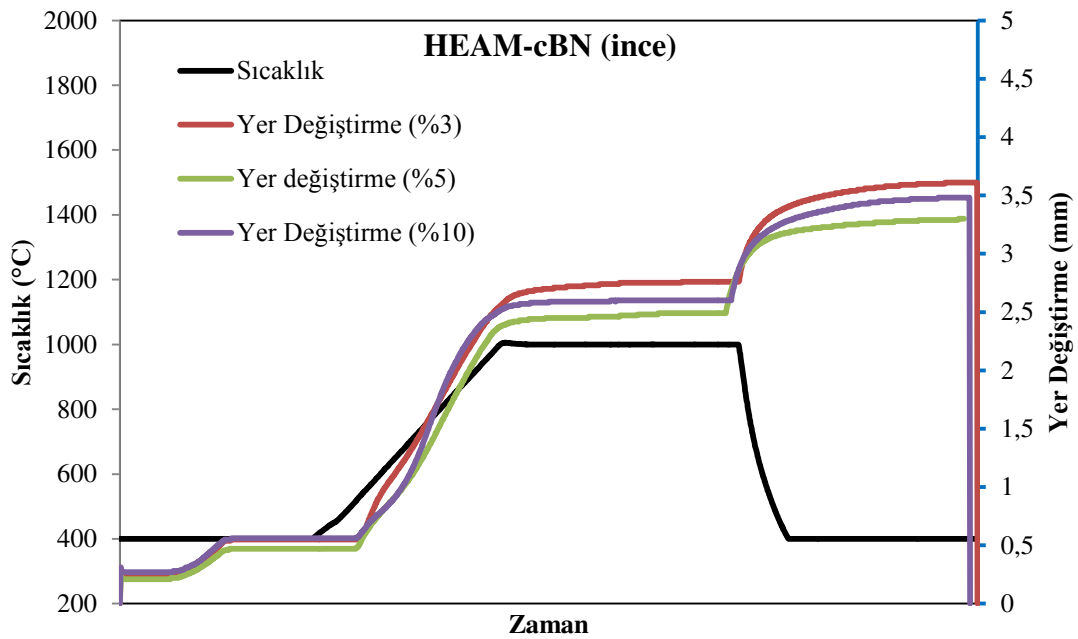
Şekil 4.10. CoCrFeNi -B₄C takviyeli kompozitlerin XRD paternleri. (a) kaba partikül takviyeli, (b) ince partikül takviyeli kompozitler.

Rogal ve arkadaşlarının CoCrFeMnNi-SiC ve CoCrFeMnNi-Al₂O₃ kompozit

çalışmalarında $M(CrFe)_{23}C_6$ ve M_7C_3 tipi karbürlerin meydana geldiği görülmektedir [35,36]. Cr ve Fe elementinin C elementine olan afinitesinin yüksek olmasından dolayı karbür fazlarının oluşumu gözlenebilmektedir. Ayrıca Şekil 4.10 (a) ve (b) de verilen XRD piklerinde karbür fazlarının piklerinin şiddetindeki artış takviye oranının artışıyla yükselmektedir. Matris içerisinde bor karbür artışının matris ile reaksiyonu arttırdığı görülmektedir. Matris ile bor karbür fazının reaksiyona girdiğini gösteren bir başka parametre Fe_2B fazının oluşumudur. Aynı şekilde takviye oranı artışı ile sisteme giren bor elementi oranının artması sonucu Fe_2B fazının oluşumunda ciddi artış gözükmemektedir.

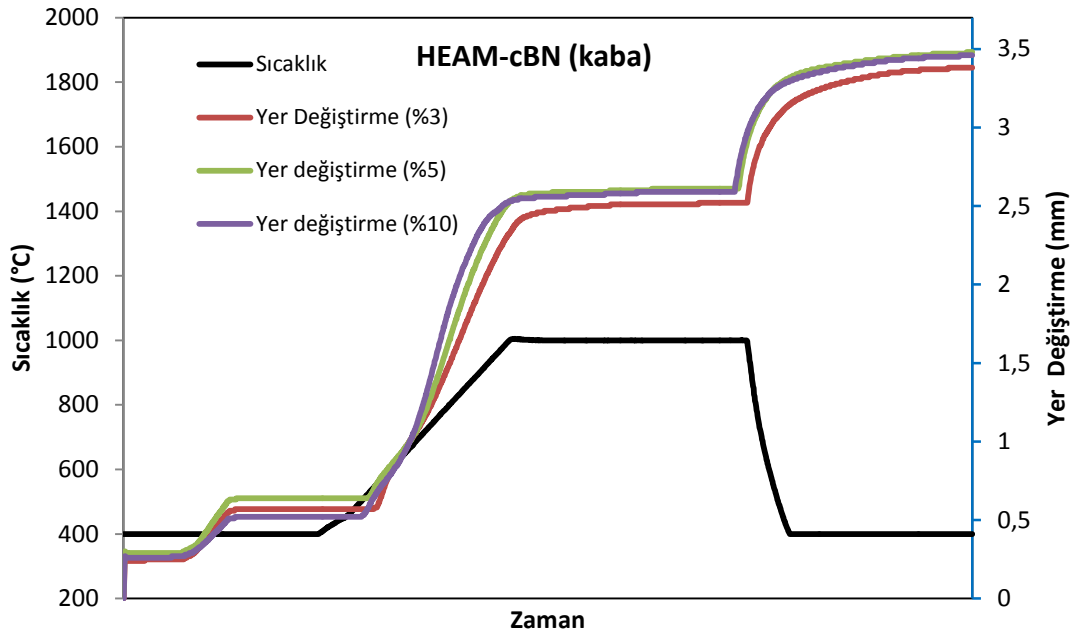
4.4. c-BN Takviyeli Kompozitlerin SPS sonuçları ve XRD Analizi

c-BN takviyeli kompozitlerin sinterleme işlemi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. Numunelerin sinterleme işlemi $100^\circ C/dk$ ısıtma hızıyla $1000^\circ C$ sıcaklıkta ve 10kN yük altında gerçekleştirilmiştir.



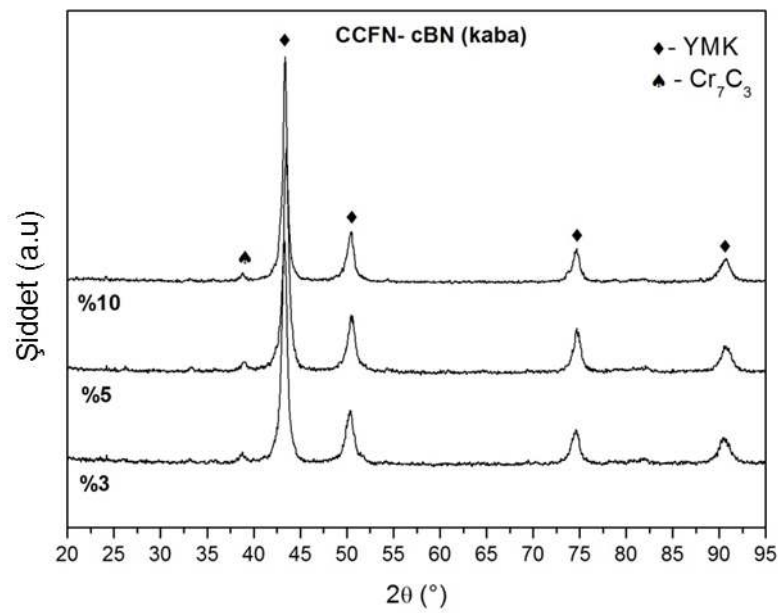
Şekil 4.11. c-BN (ince) takviyeli numunelerin SPS grafiği.

Şekil 4.11'de görüldüğü üzere ince c-BN takviyeli numunenin sinterleme işlemi yaklaşık $600^\circ C$ 'de başlamaktadır. $1000^\circ C$ sıcaklığa gelindiğinde yer değiştirme çizgisinin doğrusal devam ettiği, numunenin yoğunlaşma işleminin tamamlandığı görülmektedir.

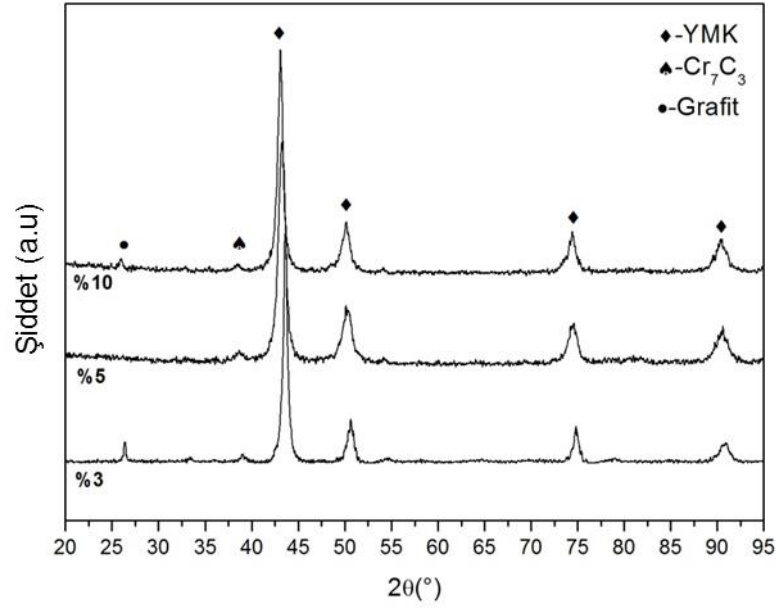


Şekil 4.12. c-BN (kaba) takviyeli numunelerin SPS grafiği.

Şekil 4.12’de kaba c-BN takviyeli numunelerin yoğunlaşma işleminin tamamlandığı ve sinterleme işlemlerinin başarılı olduğu gözükmemektedir. c-BN takviyeli numunelerin yoğunluk ölçüm sonuçlarına bakıldığında numunelerin %98-92 arasında yüksek bir yoğunluğa sahip olduğu ve sinterleme işleminin başarılı olduğunu göstermektedir.



(a)



(b)

Şekil 4.13. a) Kaba c-BN b) İnce c-BN takviyeli kompozit numunelerin XRD sonuçları.

Şekil 4.13'te verilen XRD sonuçları incelendiğinde mikroyapının YMK kristal yapıya sahip CoCrFeNi alaşım matris ve çok az miktarda Cr_7C_3 fazından meydana geldiği görülmektedir. Buradan anlaşılabileceği takviye edilen c-BN partikülleri matris içerisinde kararlı olup herhangi bir reaksiyona sebep olmamıştır.

4.5. Yoğunluk Ölçümleri

Numunelerin yoğunluk ölçümleri Arşimed Prensibine göre gerçekleştirilmiştir. Bu prensibe göre elde edilen veriler Eşitlik 3.1 kullanılarak numunelerin yoğunlukları hesaplanmıştır. Çizelge 4.1'de numunelere ait yoğunluk değerleri verilmektedir.

Çizelge 4.1. Üretilen numunelerin Arşimed Prensibine göre yoğunluk değerleri.

Numune Kodu	Takviye Oranları (%w)	Yoğunluk (gr/cm^3)	Teorik Yoğunluk (gr/cm^3)	Relatif Yoğunluk (%)
Matris	-	8,02	8,18	98
3BCİ	3	7,53	8,06	93
5BCİ	5	7,35	7,96	92

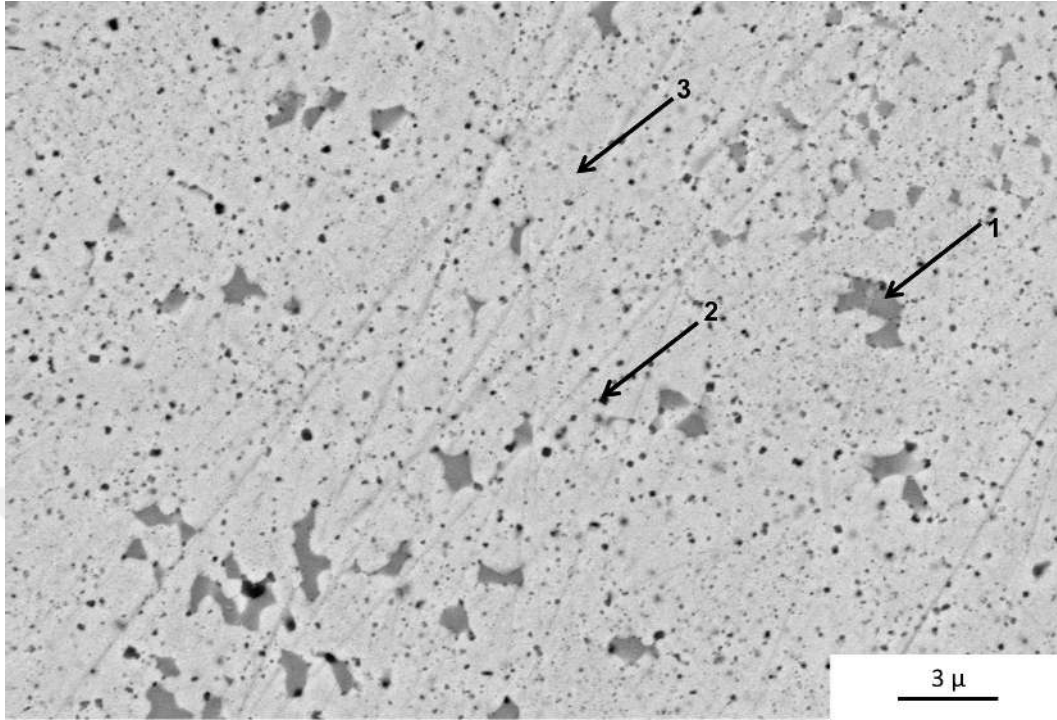
10BCİ	10	6,7	6,78	98,8
3BCK	3	7,48	8,06	92,8
5BCK	5	7,43	7,96	93,3
10BCK	10	6,8	6,78	100
3BNİ	3	7,76	7,84	98,9
5BNİ	5	7,58	8	95
10BNİ	10	7,14	7,8	91,5
3BNK	3	7,72	8,09	95
5BNK	5	7,48	8	93,5
10BNK	10	7,17	7,8	92

Çizelge 4.1’de takviye fazı oranı artışı ile birlikte kompozit numunelerin yoğunluklarının düştüğü görülmektedir. Burada ilgi çeken konu, B₄C takviyeli numunelerin takviye oranı ile birlikte relatif yoğunun yükselmesidir. XRD incelemelerinin ve SPS grafiklerinin bize verdiği bilgiler doğrultusunda, B₄C takviyeli numunelerin sinterlenmesi sırasında meydana gelen yeni fazların bu davranışa sebep olduğu görülmüştür. Özellikle ötektik reaksiyonun meydana gelmesi ile oluşan sıvı fazın, mikroyapı içerisinde oluşan porozitelerin doldurulmasına sebep olarak relatif yoğunluğun yükselmesine sebep olmuştur. C-BN takviyeli kompozitlerde, matris ile takviye partikülü arasında herhangi bir reaksiyon sonucu yeni bir faz meydana gelmemesinden dolayı bu davranış görülmemiştir.

4.6. Mikroyapı İncelemeleri

CoCrFeNi yüksek entropili alaşımın geri yansımali elektron modundan alınmış genel SEM görüntüsü Şekil 4.14’te verilmiştir. Çizelge 4.2’de verilen EDX analizine göre 3 numaralı ok ile gösterilen açık renge sahip faz bölgesi CoCrFeNi YEA matris fazını, 1 numaralı ok ile gösterilen koyu gri bölgeler ise krom karbür tanelerini göstermektedir. 2 numaralı ok ile gösterilen noktalar ise krom oksit fazını göstermektedir. Rogal vd. CoCrFeMnNi-SiC kompozit çalışmasında benzer bir mikroyapı elde edilmiştir. Bu çalışma kapsamında yapılan SEM-EDS incelemeleri sonucu açık renk bölgelerin Cr açısından fakirleştiği ama bazı bölgelerde Cr oranının yükseldiği görülmüştür. Cr elementi açısından zengin olan taneler ile MA prosesi için kullanılan stearik asidin ihtiva ettiği karbonun reaksiyona girmesi ile karbür fazları

oluşmaktadır [35].

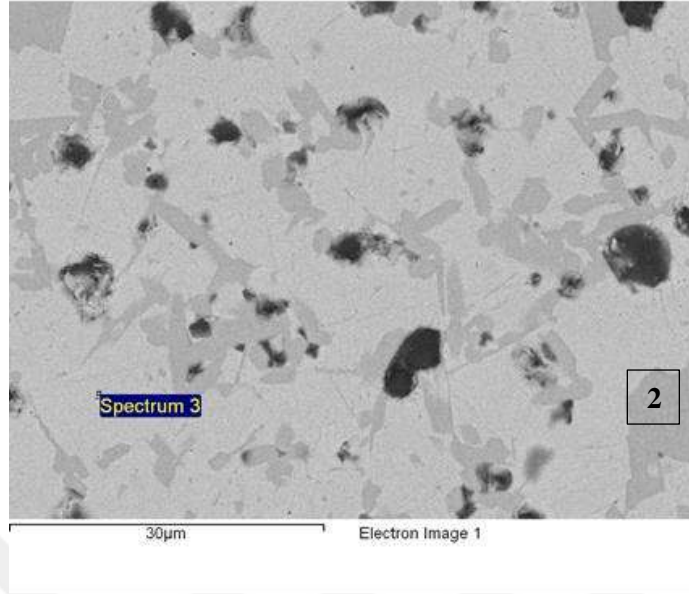


Şekil 4.14. CoCrFeNi YEA SPS kesit yüzey SEM-BS görüntüsü.

Çizelge 4.2. SPS ile üretilen CoCrFeNi yüksek entropili alaşım içerisinde meydana gelen fazların SEM/EDX analizi ile ölçülen kimyasal kompozisyonları.

Numune	Analiz Noktası	Elementler (ağ %)					
		Co	Cr	Fe	Ni	C	O
CoCrFeNi	1	9,58	51,3	11,91	7,56	19,65	-
	2	12,91	13,91	12,49	11,90	8,74	40,04

Şekil 4.16’da kaba B₄C partikül takviyeli CoCrFeNi alaşım matrisli numunelerin genel mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Takviye fazını genel görünüm itibariyle homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Matris alaşım içerisine B₄C ilavesi ile birlikte farklı kontrastlara sahip yeni fazların meydana geldiği görülmektedir. Takviye oranı artışı ile birlikte yeni fazların miktarlarının artmaktadır. Bölüm 4.3’te oluşan yeni fazlar ve meydana gelme sebepleri tartışılmıştır. Şekil 4.15’te işaretlenen 3 numaralı açık renk bölgelerin yaklaşık eş atomik element konsantrasyonuna sahip olduğu fakat Cr elementinin daha az miktarda olduğu Çizelge 4.3’te verilen EDX sonuçlarında görülmektedir.

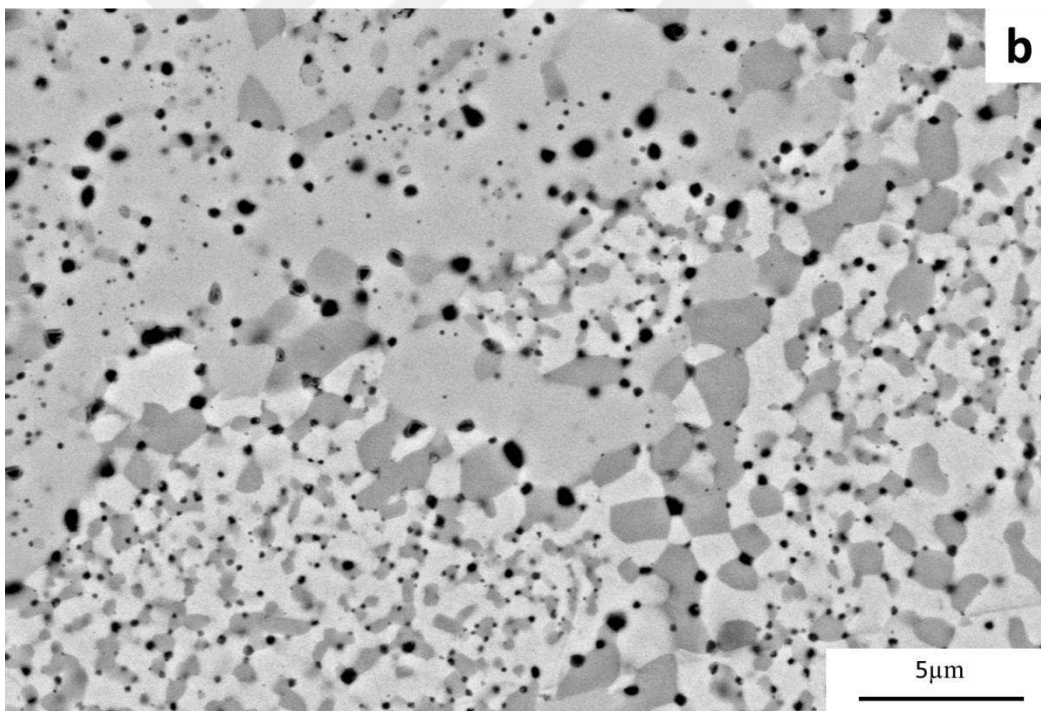
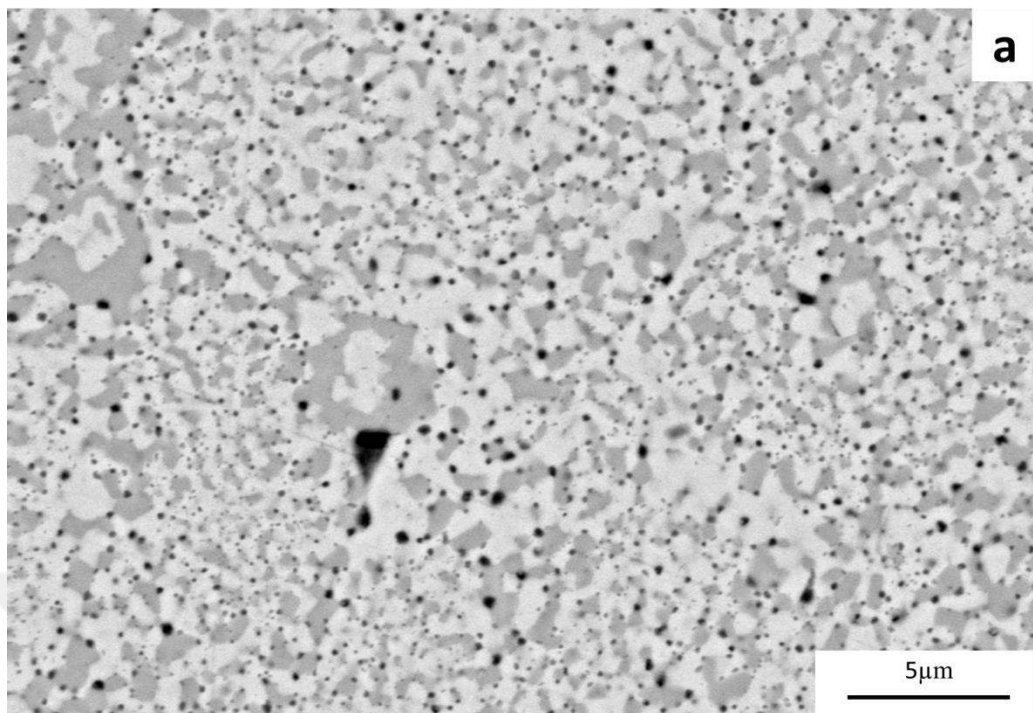


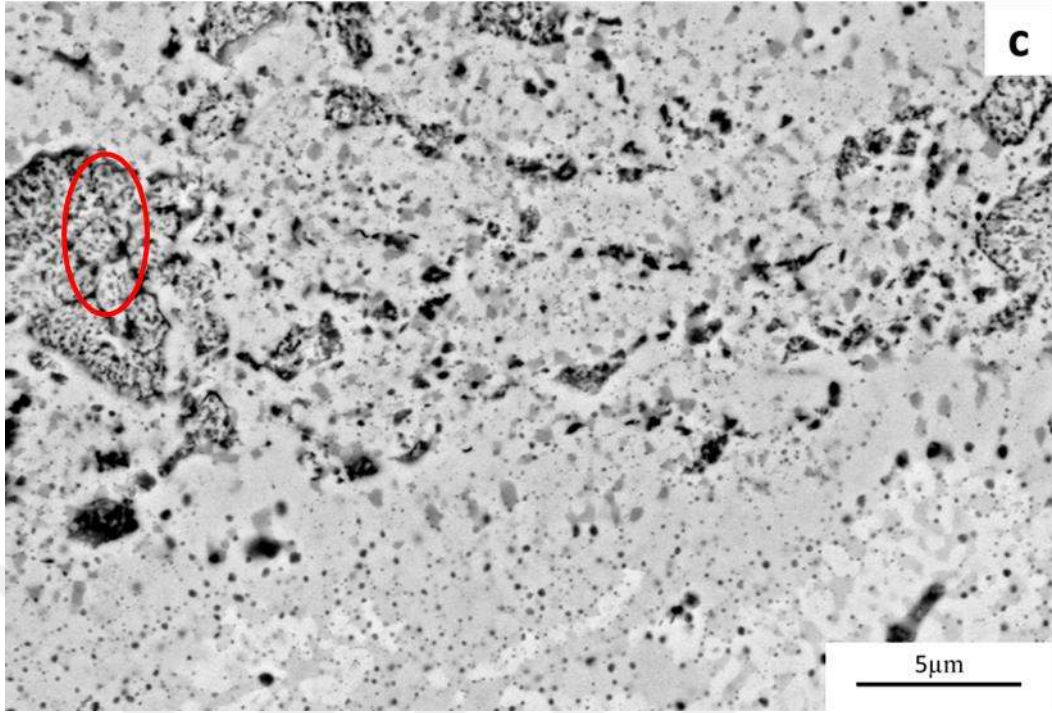
Şekil 4.15. 3BCF kodlu numunenin SEM görüntüsü.

Çizelge 4.3. 3BCF kodlu numunenin SPS sonrası mikroyapı içerisinde meydana gelen fazların SEM/EDX analizi ile ölçülen kimyasal kompozisyonları.

Numune	Analiz Noktası	Elementler (ağ%)					
		Co	Cr	Fe	Ni	C	O
3BCF	3	16,82	8,25	15,81	17,09	6,67	35,34
	2	8,69	36,25	10,97	2,17	5,21	36,71

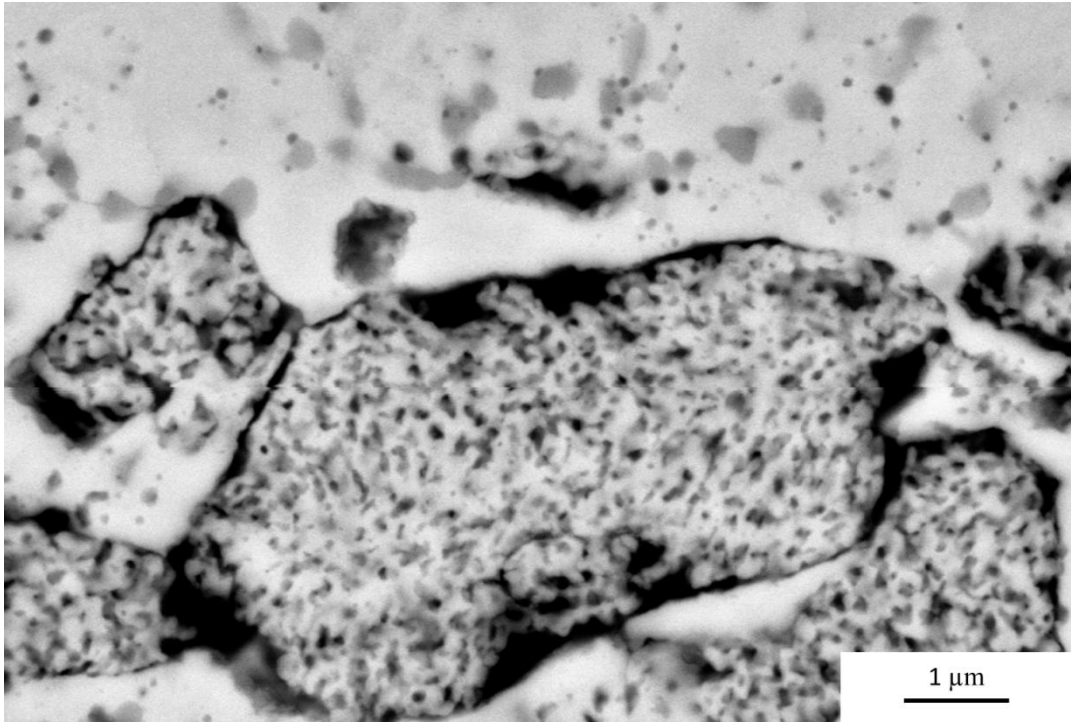
B_4C takviyesi ile birlikte Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ ve Fe_2B fazlarının meydana geldiği XRD incelemeleri sonucunda ortaya çıkmıştır. Çizelge 4.3'te verilen EDX analizlerine göre gri bölgelerin karbür fazı olduğu desteklenmektedir. Literatürde yapılan birkaç çalışma kapsamında MA prosesi süresince öğütme ajanı olarak kullanılan stearik asit karbon kaynağı olarak davranıp Cr elementi bakımından yüksek bölgelerde reaksiyona girerek karbür fazı oluşumuna sebep olduğu belirtilmektedir. [35,36]. Pickering vd. ark ergitme ile üretilen CoCrFeMnNi alaşımının ısıtılma sonrası mikroyapıda $M_{23}C_6$ karbür fazı tespit etmiştir [47]. Bu çalışma kapsamında sinterleme işleminde kullanılan grafit kalıplar kullanıldığı göz önüne alındığında, sistem içerisine karbon girmesine sebep olup karbür fazlarını oluşturduğu düşünülmektedir.





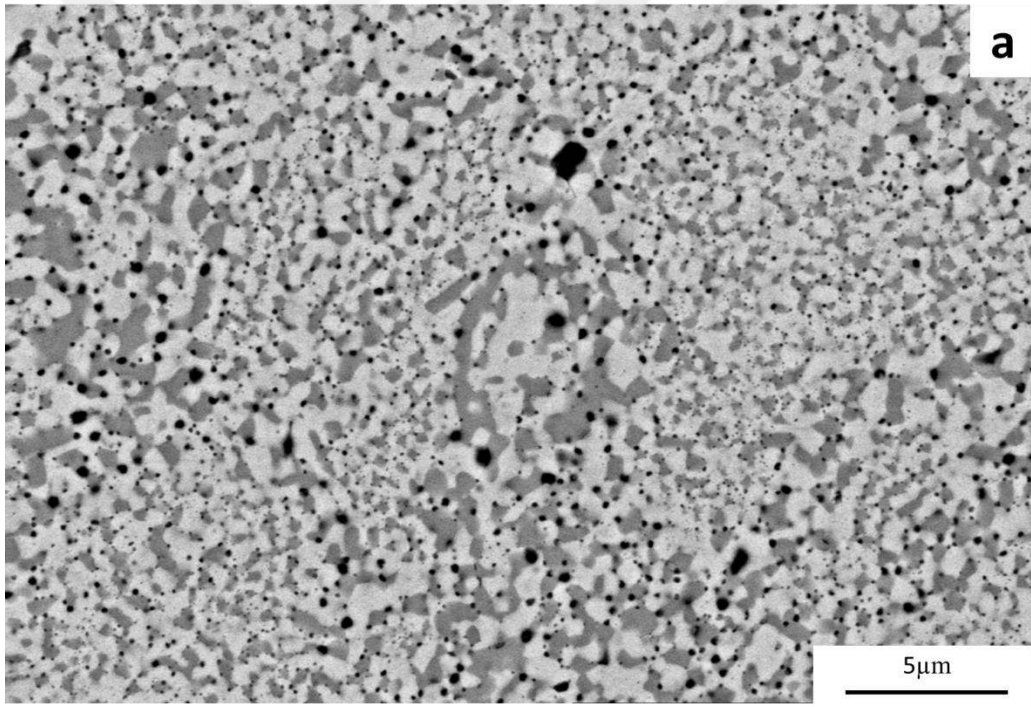
Şekil 4.16. a) 3BCC b) 5BCC c) 10BCC kodlu numunelerin SEM görüntüleri.

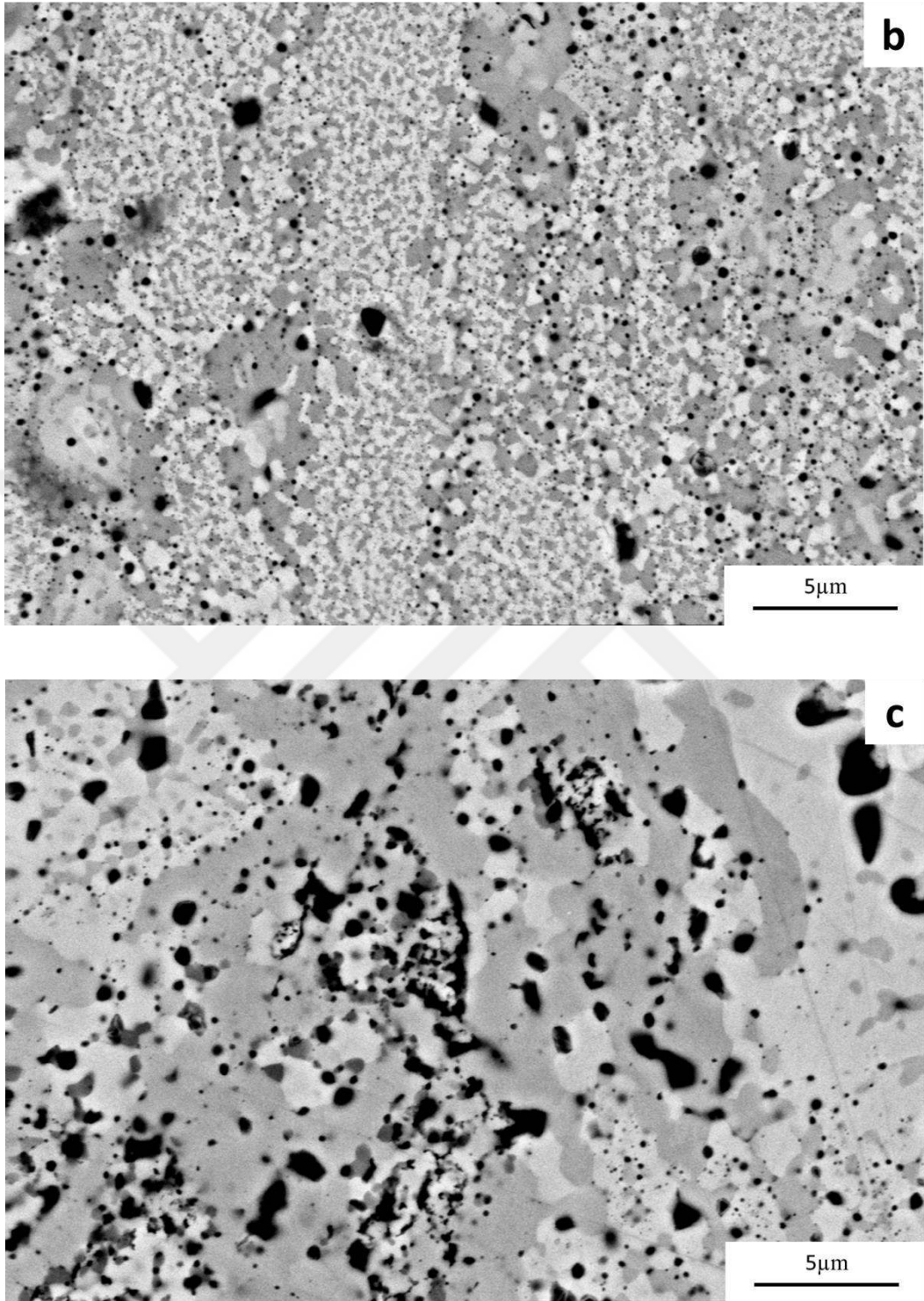
XRD incelemeleri sonucunda sinterleme sonrasında Fe_2B fazının meydana geldiği görülmüştür. Bu fazın meydana gelmesi, sinterleme süresince B_4C takviye fazı ile matris arasında reaksiyon meydana geldiğini göstermektedir.



Şekil 4.17. 10BCC kodlu numuneye ait SPS sırasında sonrası sinterlenmemiş tane görüntüsü.

Şekil 4.16’da verilen SEM görüntüsünün kırmızı daire ile işaretlenmiş bölgenin yüksek büyütmedeki görüntüsü Şekil 4.17’de verilmektedir. Burada %10 B₄C takviye oranlarında mikroyapı içerisinde CCFN-B₄C tozunun sinterlenmediği bölgeler olduğunu göstermektedir. Yoğunluk ölçümleri sonucunda, B₄C takviyeli numuneler için, artan takviye oranı ile birlikte relatif yoğunluğun arttığı gözükmemektedir. %10 takviyeli numunelerde sinterlenmemiş bölgelerden dolayı oluşan boşluklara rağmen relatif yoğunlukta artış görülmesi, B₄C ile matris arasında meydana gelen reaksiyon sonucu yeni fazların, özellikle Fe₂B fazının oluşmasından kaynaklanmaktadır. c-BN takviyeli numunelerde ise matris ile c-BN partikülleri arasında reaksiyon meydana gelmemesi nedeni ile takviye oranı artışı ile birlikte numunelerin yoğunlukları ve relatif yoğunlukları azalmaktadır.

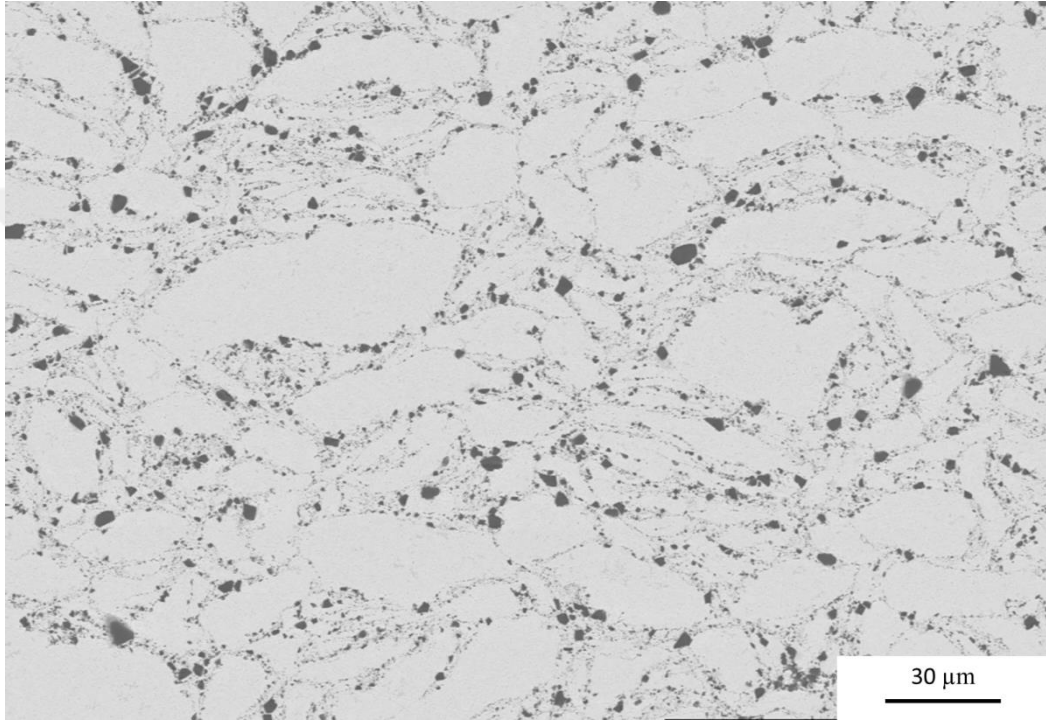




Şekil 4.18.CoCrFeNi-B4C kompozit numunelerin SPS sonrası SEM görüntüleri: Sırasıyla (a), (b), (c) görüntüleri %3, %5, %10 ince B4C partikül takviyeli kompozit numuneleri ifade etmektedir.

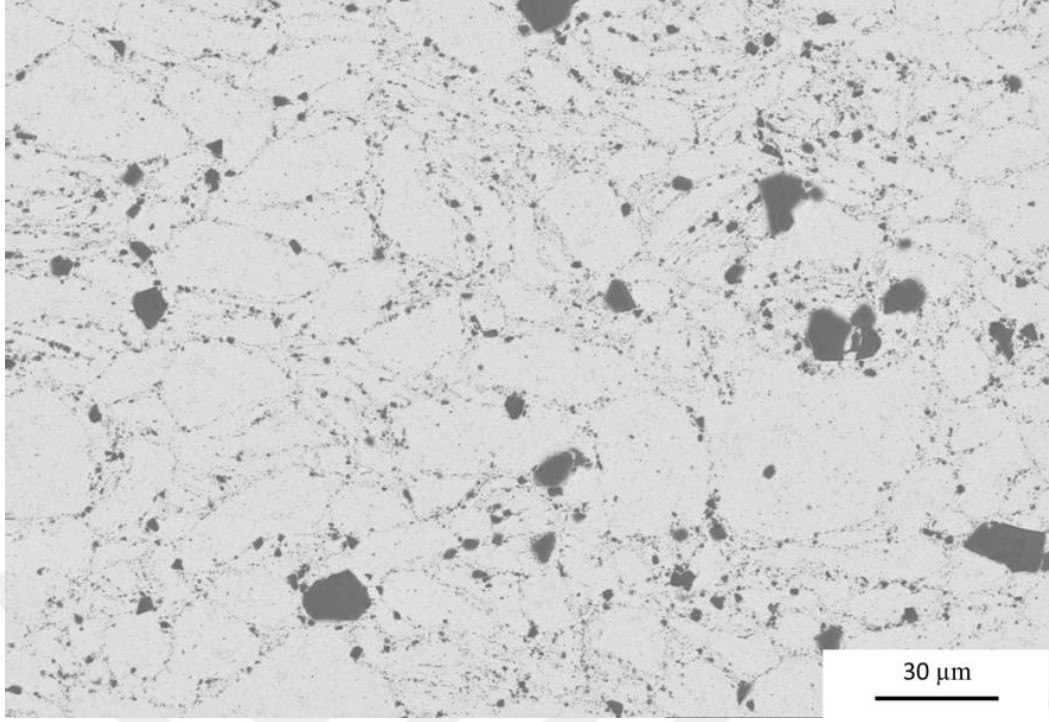
Şekil 4.17 ve 4.18 ince ve kaba B₄C takviyeli numunelerin görüntüleri mukayese edildiğinde; B₄C partiküllerinin her ikisinde de homojen dağıldığı, ince B₄C partiküllerin ince karbür fazlarının çekirdeklenmesine sebep olmuştur. Ayrıca, Şekil

4.19’da verilen c-BN takviyeli numunelerin SEM görüntüleri ile kıyaslandığında mikroyapının daha ince tanelerden meydana geldiği görülmektedir. İnce tanelerin oluşması B_4C takviyeli numunelerin $900^{\circ}C$ ’de sinterlenmesinden dolayı olduğu düşünülmektedir. Diğer yandan takviye fazının artışı ile birlikte gri bölgelerin oranının yükseldiği SEM görüntüleri ile gözlenmektedir. XRD paternleri karşılaştırıldığında YMK kristal yapıya ait piklerin şiddetlerindeki azalma bu durumu desteklemektedir.



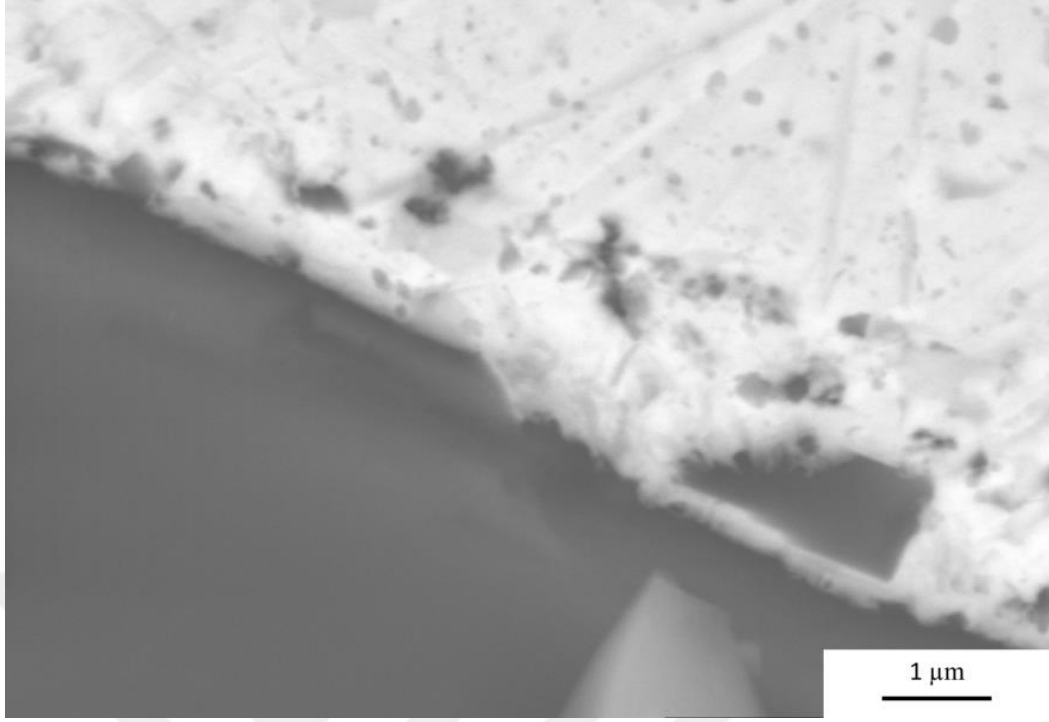
Şekil 4.19. 5BNİ kodlu numuneye ait SEM görüntüsü.

c-BN takviyeli numunelerin SEM ve XRD sonuçlarında görüldüğü gibi yeni bir faz oluşmamaktadır. Siyah renk c-BN takviye fazını, beyaz bölgeler YMK matris fazını göstermektedir. Yine Şekil 4.19’a verilen görüntü incelendiğinde, c-BN takviye partiküllerinin tane sınırlarında bulunduğu gözükmemektedir. Takviye fazlarının tane sınırlarında çökelmesinin sebebinin bor ve karbon elementlerinin matris malzemesi olarak kullanılan yüksek entropili CoCrFeNi alaşımında bulunana elementler ile yüksek değerde oluşum entropisine sahip olmasından dolayı ve tane sınırlarının ayrıca daha kararsız bölgeler olmalarından dolayı, takviye fazları tane sınırlarına taşınmaktadır. Benzer bir durum Rogal vd. CoCrFeMnNi-SiC yüksek entropili kompozit çalışmasında gözlenmektedir [36]. Çizelge 2.3’te Miedema yöntemi ile hesaplanmış oluşum entropileri verilmektedir.



Şekil 4.20. 5BNK kodlu numunenin SEM görüntüsü.

Şekil 4.19 ve 4.20’de sırasıyla ince ve kaba c-BN partikül takviyeli numunelerin SEM görüntüleri verilmektedir. Burada görüldüğü üzere partikül boyutundaki değişim, c-BN partiküllerinin tane sınırlarına taşınması üzerinde bir etkisinin olmadığı gözükmemektedir.



Şekil 4.21.10BNK kodlu numunenin SEM görüntüsü.

Şekil 4.21’de c-BN partikülü ile matris arasındaki ara yüzeyin görüntüsü verilmektedir. Ara yüzey incelendiğinde herhangi bir boşluk bulunmadığı görülmektedir. Bunun neticesinde matris alaşımının c-BN partiküllerinin iyi şekilde ıslattığı düşünülmektedir.

4.7. Sertlik ve Elastik Modül Verilerinin Değerlendirilmesi

Kompozit numunelerin elastik modül ve poisson değerleri ultrasonik ses dalgası yöntemi ile belirlenmiştir. Bu yöntem ile elde edilen veriler Eşitlik 3.4, 3.5 ve 3.6’da verilen eşitliklerde yerine koyularak elastik modül hesaplanmıştır.

Numunelerin sertlik değerleri Vickers sertlik yöntemi ile belirlenmiştir. Her bir numuneye 5kg yük 10 sn süreyle uygulanmış ve oluşan izden sertlik hesaplanmıştır. Hesaplanan sertlik değerleri GPa birimi olarak verilmektedir. Elde edilen sertlik ve elastik modül değerleri Çizelge 4.4’te verilmektedir.

Sertlik değerleri incelendiğinde, B₄C takviye fazı oranının artışı ile sertlik değerinin önemli ölçüde yükseldiği görülmektedir. Ayrıca B₄C takviyeli numunelerde Fe₂B ve karbür fazlı oluşumu sertlik üzerinde etki göstermektedir. B₄C takviyeli numunelerin elastik modülleri kıyaslandığında açık bir artış gözükmemektedir. Yeni fazların meydana gelmesi elastik modül değerlerini etkilememektedir.

c-BN takviyeli numunelerde takviye oranı artışı ile birlikte sertlikte belirgin bir

değişim gözükmemektedir. Takviye oranı artışı ile elastik modül değeri yükselmektedir. Karışım kuralı bu artışı desteklemektedir.

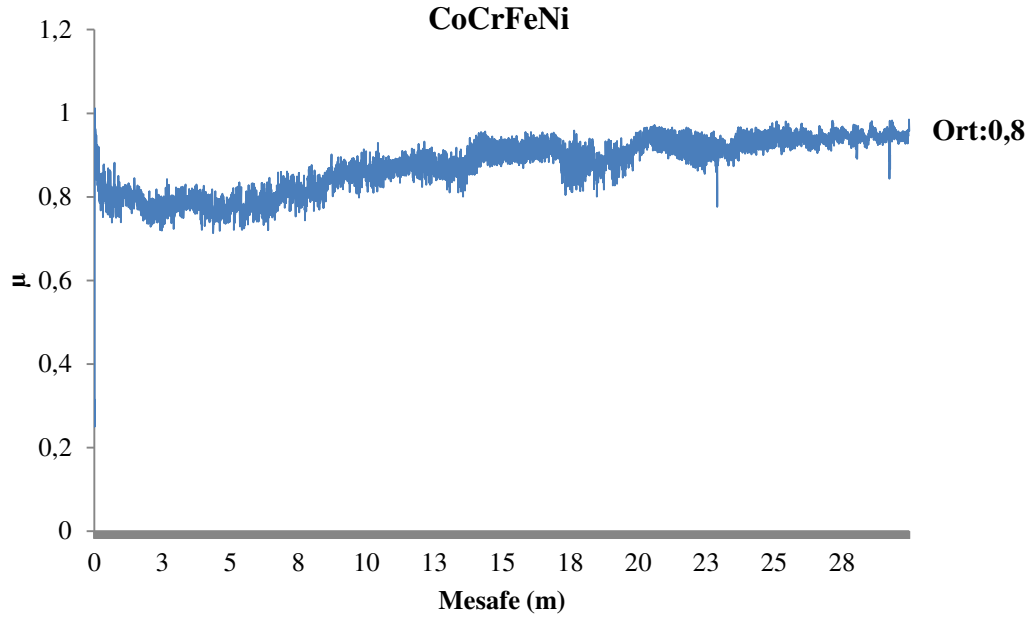
Çizelge 4.4. Kompozit numunelerin elastik modül ve Vickers Sertlik değerleri

Numune Kodu	Takviye Oranları (%w)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Relatif Yoğunluk (%)	Elastik Modül (GPa)	Sertlik (GPa)
Matris	-	8,02	98	203	2,66
3BCİ	3	7,53	93	208	3,47
5BCİ	5	7,35	92	206	5
10BCİ	10	6,7	98,8	217	10
3BCK	3	7,48	92,8	207	3,48
5BCK	5	7,43	93,3	201	4,79
10BCK	10	6,8	100	220	8,69
3BNİ	3	7,76	98,9	232	3,62
5BNİ	5	7,58	95	235	3,36
10BNİ	10	7,14	91,5	256	3,22
3BNK	3	7,72	95	224	3,31
5BNK	5	7,48	93,5	221	3,20
10BNK	10	7,17	92	263	3,71

4.8. Aşınma Deneyi Sonuçları

Deney kapsamında CoCrFeNi alaşım matrisli, B₄C ve c-BN takviyeli kompozitlerin aşınma özellikleri incelenmiştir. Deney ball-on disk yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Optimum deney koşulları olarak 30 m mesafe 2 N yük seçilmiştir. Aşınma deneyi için karşı malzeme olarak 4 mm çapında ZrO₂ bilye kullanılmıştır. Deney sonrası aşınma kaybı oranlarının belirlenmesi için aşınmış yüzeylerin profilometre ile profilleri çıkartılıp Archard formülüne göre aşınma kaybı miktarı hesaplanmıştır.

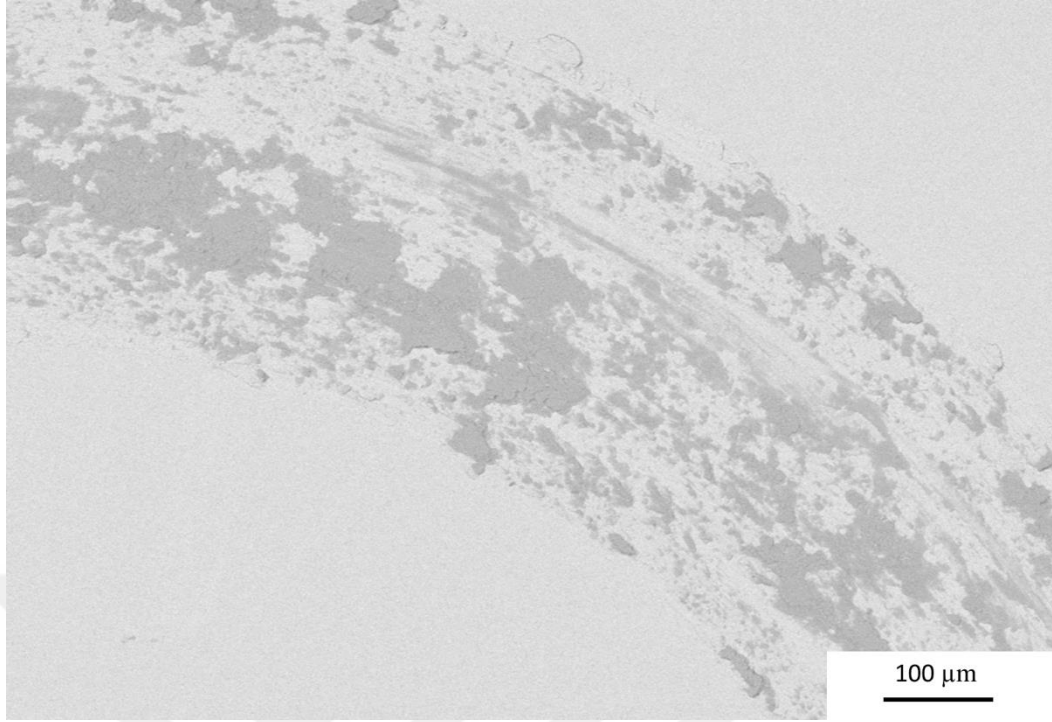
Şekil 4.22’de matris alaşımına ait sürtünme direnci katsayısı (COF) verilmektedir. Deney süresince matrise ait COF değerinin kararlı olarak devam ettiği görülmektedir.



Şekil 4.22. CoCrFeNi matris alaşıma ait COF grafiği.

Şekil 4.23'te matris alaşımına ait aşınmış yüzey SEM-BE görüntüsü verilmektedir. Yüzeyde koyu gri bölgelerin aşınma deneyi süresince sürtünme kaynaklı oluşan yüksek sıcaklık sebebiyle meydana gelen tribokimyasal tabaka oluştuğu gözlenmiştir. Adhesif aşınma sonucu oluşan malzeme taşınımı ve delaminasyon, yüksek sıcaklığın aşınma yüzeyinde oksitlenme meydana getirmesi ile birlikte tribokimyasal tabaka meydana getirdiği düşünülmektedir. Çizelge 4.5'te verilen EDX analiz sonuçları bu görüşü desteklemektedir.

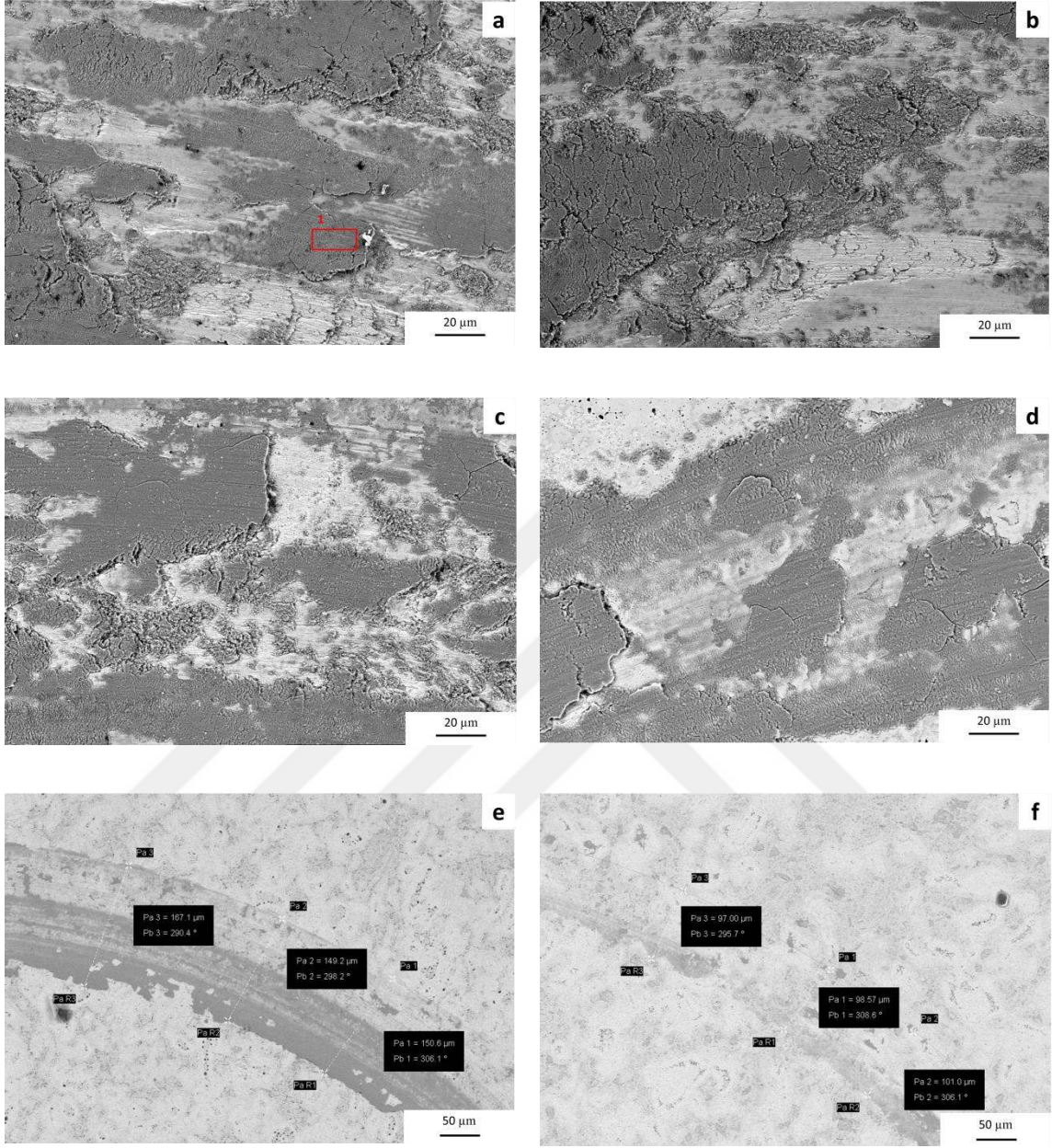
Şekil 4.22'de verilen grafikte ki dalgalanmanın sebebi, yüzeyde oluşan tribokimyasal tabakanın kırılıp tekrar oluşmasından dolayı meydana gelmektedir.



Şekil 4.23. CoCrFeNi matris alaşıma ait aşınmış yüzey SEM görüntüsü.

B₄C takviye edilmiş kompozitlerin aşınmış yüzeylerinden alınan EDX analizleri takviye fazı ilavesinin tabaka oluşumunu engellemediğini göstermektedir. Çizelge 4.5'te verilen EDX analizinde tribokimyasal tabakanın kimyasal kompozisyonu incelendiğinde matris alaşımının kurucu elementlerinin yanı sıra yüksek oranda oksijen bulunduğu gözükmemektedir. Oksijen varlığı bu tabakanın oksitlerden meydana geldiği düşünülmektedir. Zhang vd. [25] yaptıkları çalışmada CoCrFeNi alaşımının iyi tribolojik özellikler sergilediğini rapor etmiştir. Bu çalışma kapsamında CoCrFeNi alaşımının aşınma özellikleri 25°C'den 800°C'ye kadar incelenmiştir. Deneyler sonucunda alaşımın artan sıcaklık ile daha iyi aşınma direnci gösterdiği ve yüzeyde aşınmış yüzeyde oksit tabakasının meydana geldiği rapor edilmiştir. Oluşan tabakanın tribolojik özelliklere pozitif yönde etki ettiği gözükmemektedir.

Çizelge 4.5 incelendiğinde analiz sonucunda tribokimyasal tabaka içerisinde bir miktar Zr elementi bulunmaktadır. Zr elementi varlığı aşınma süresince aşındırıcı olarak kullanılan ZrO₂ bilyada aşınma meydana geldiğini göstermektedir.



Şekil 4.24. B₄C takviyeli numunelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri: sırasıyla (a), (c), (e) 3BCF, 5BCF, 10BCF kodlu numunelere ait görüntüler ve (b), (d), (f) 3BCC, 5BCC, 10BCC kodlu numunelere ait görüntüler.

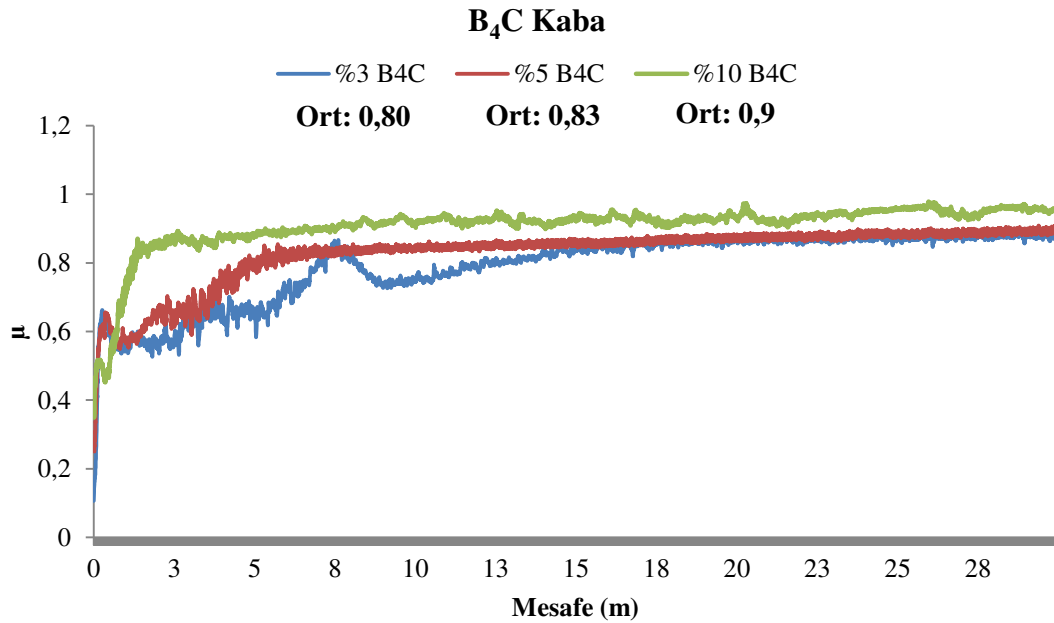
Şekil 4.24 incelendiğinde, mikroyapı içerisinde B₄C partikül miktarı artışı ile birlikte yüzeylerde yoğun biçimde tribokimyasal tabaka meydana geldiği gözükmemektedir. Fakat ağırlık %10 B₄C takviyesi ile birlikte, XRD sonuçlarında da görüldüğü üzere yüksek miktarda oluşan Fe₂B fazının aşınma miktarını azalttığı ve bağlantılı olarak tribokimyasal tabakanın oluşmadığı görülmüştür. Aşınmış yüzeylerde paralel kanalların oluşumu aşınma mekanizmasının tipik olarak abrasif aşınma olduğu, fakat yüzeyde meydana gelen delaminasyon ve tribokimyasal tabakanın adhesif

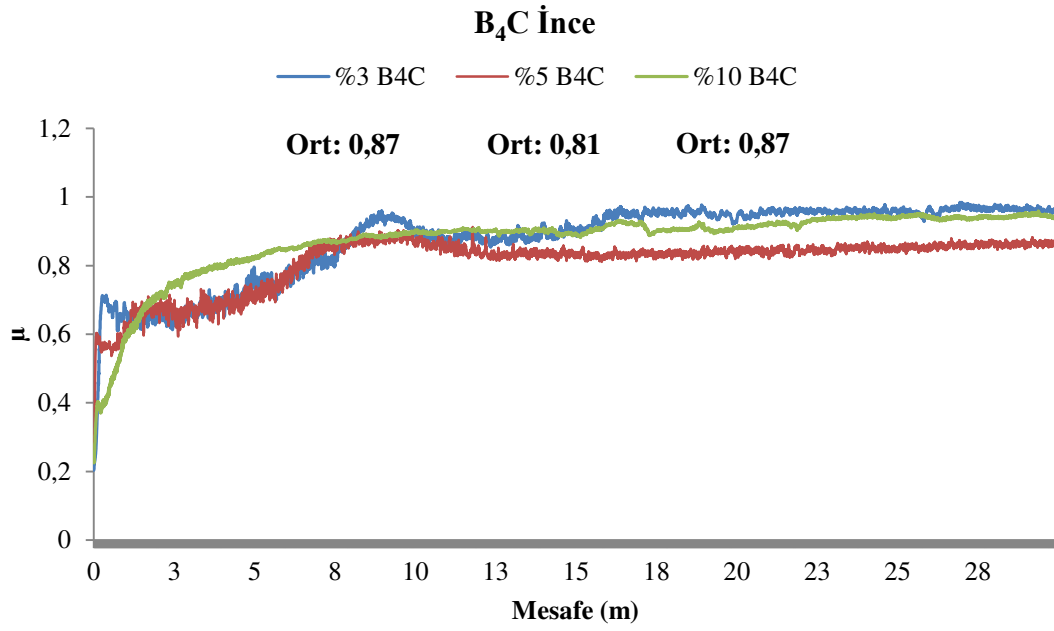
aşınmanın da meydana geldiğini göstermektedir.

Çizelge 4.5. 3BCF kodlu numunenin EDX analizi sonuçları.

Numune	Analiz Noktası	Elementler (ağ%)						
		Co	Cr	Fe	Ni	C	O	Zr
3BCF	1	12,1	10,87	11,9	11,2	7,2	37,97	8,5

Şekil 4.25'te B_4C takviyeli kompozit numunelere ait COF grafikleri verilmektedir. İnce ve kaba partikül boyutuna sahip B_4C takviyeli kompozit numunelerin sürtünme direnci katsayıları, takviye oranlarına göre kendi aralarında karşılaştırıldıklarında açık bir fark gözükmemektedir. Belirgin bir farkın oluşmama sebebi, aşınmış yüzeyde meydana gelen tribokimyasal tabakadan dolayıdır.

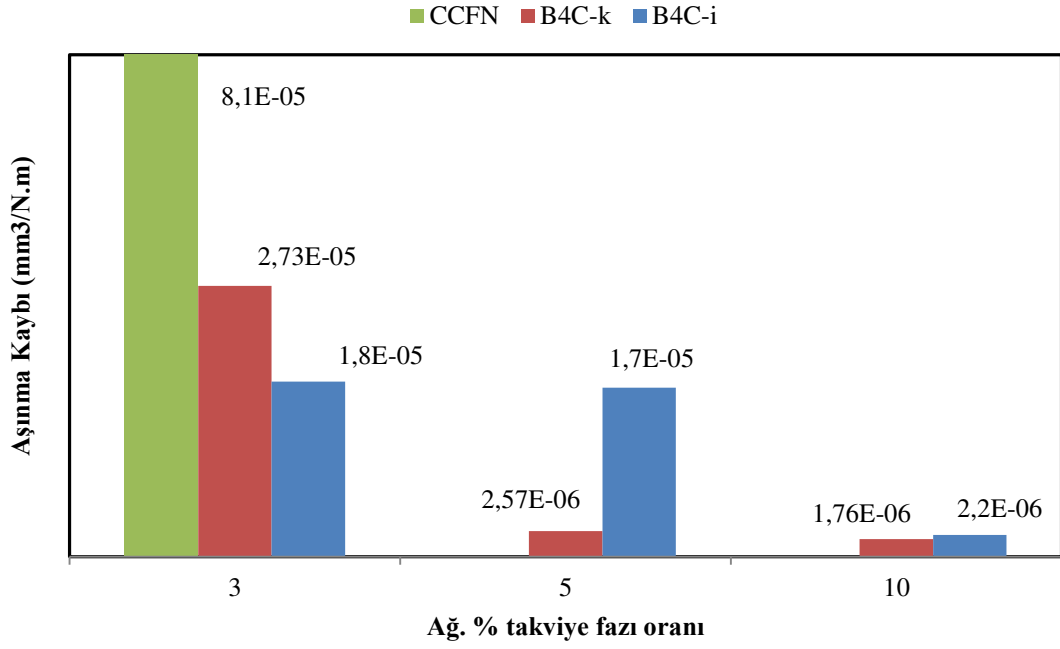




(b)

Şekil 4.25. a) Kaba B4C b) İnce B4C takviyeli numunelerin sürtünme direnci katsayısı grafikleri.

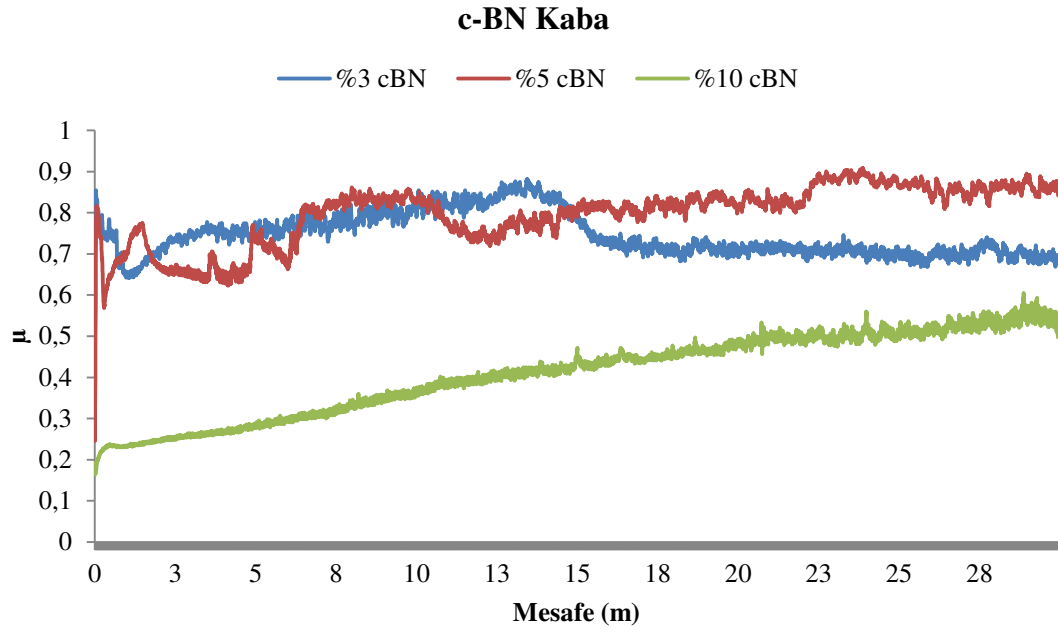
Şekil 4.26’da verilen aşınma kaybı miktarları incelendiğinde, B₄C takviye miktarına bağlı olarak aşınma kaybında açık bir düşüş elde edilmiştir. Burada elde edilen bu azalışın kompozit numunelerin sertliğindeki artışın etkili olmasının yanı sıra, sinterleme prosesi sırasında mikroyapıda meydana gelen Fe₂B fazının aşınma kaybı üzerinde ciddi etki gösterdiği düşünülmektedir. Literatürde çeliklere uygulanan borlama prosesi ile FeB+Fe₂B tabakası oluşturarak veya sadece Fe₂B tabakası oluşumunu sağlayarak, çelik malzemenin tribolojik özelliklerin geliştirilmesinin sağlandığı çalışmalar mevcuttur.



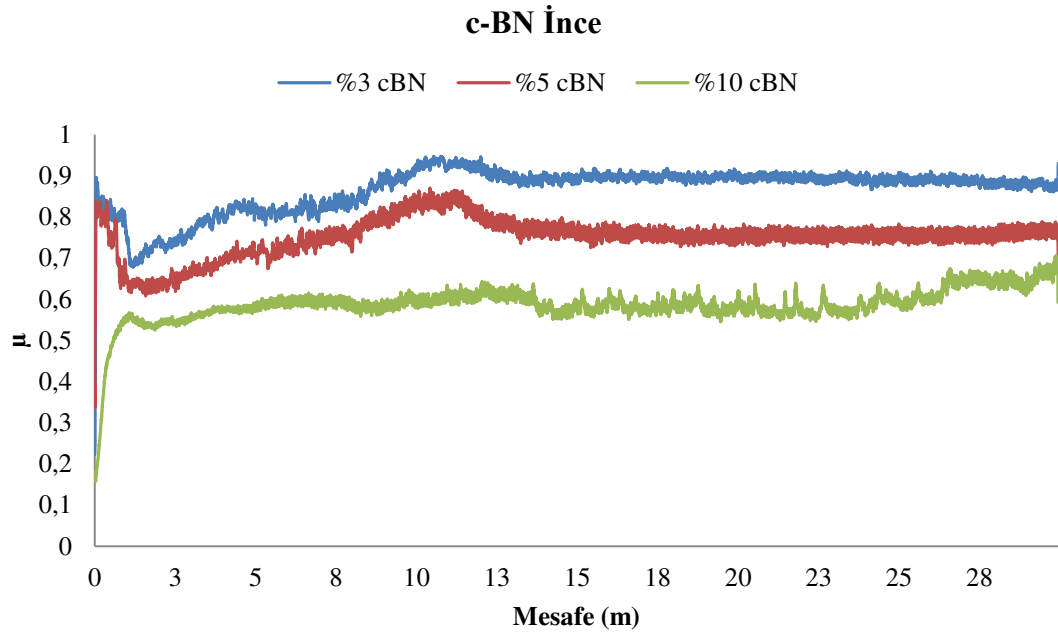
Şekil 4.26. B4C takviyeli numunelerin aşınma kaybı miktarları.

Farklı partikül boyutuna sahip takviye fazı kullanımı aşınma miktarları üzerinde etkili olmuştur. Kaba partikül takviyeli numunelerde, aşınma yüzeyi üzerinde karşı malzemenin kaba partikül üzerinden geçip matrise teması daha az olacağından aşınma kaybını düşürecektir. Lakshmikanthan vd. [48] A357-SiC kompozitlerinin aşınma mekanizması ve mekanik özelliklerin incelenmiştir. Burada SiC takviyesi ince ve kaba olarak iki farklı partikül boyutu kullanılmıştır. Çalışma kapsamında kaba partikül oranının yüksek olduğu (%4 kaba+%2 ince SiC+ A357) kompozit numunesinin en az aşınma miktarına sahip olduğu rapor edilmiştir.

Şekil 4.27’de c-BN takviyeli numunelerin sürtünme direnci katsayıları grafiği verilmiştir. c-BN takviyeli numunelerin takviye oranı ile birlikte sürtünme direnci katsayılarının düştüğü görülmektedir. Şekil 4.27 (a)’da %10 kaba c-BN takviyeli kompozitin sürtünme direnci katsayısı sürekli artış göstermektedir. Diğer numuneler ile karşılaştırıldığında, bu numune için aşınmanın henüz tamamlamadı söylenebilmektedir.



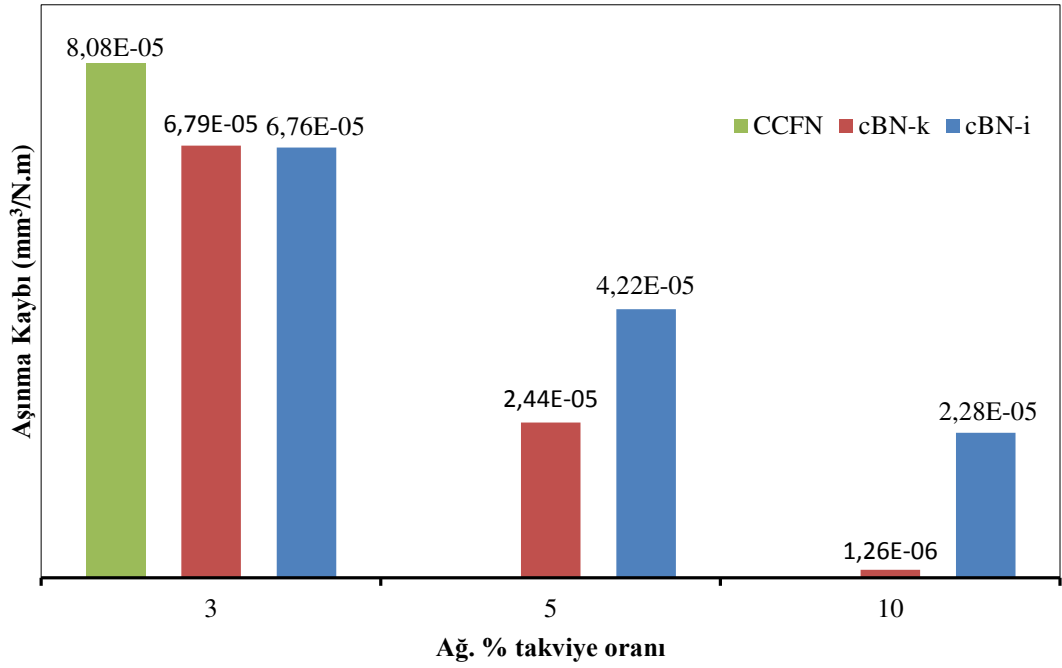
(a)



(b)

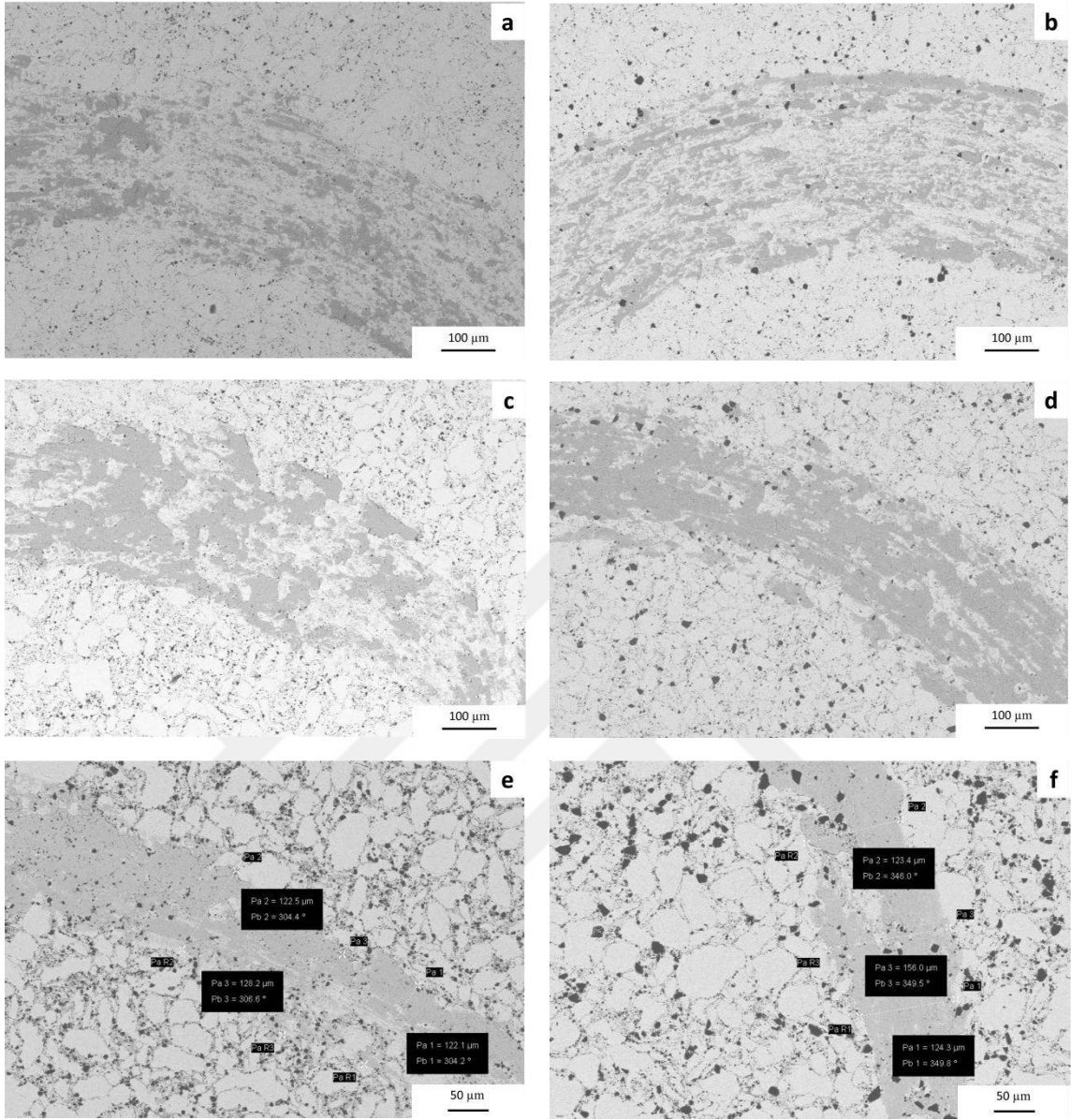
Şekil 4.27. c-BN takviyeli numunelerin sürtünme direnci katsayısı grafikleri.

Şekil 4.29’da verilen aşınmış yüzey görüntüleri incelendiğinde takviye oranı artışının aşınma izi genişliğinin azaldığı ve buna bağlı olarak aşınma direnci yükseldiği söylenebilir.



Şekil 4.28. c-BN takviyeli numunelerin aşınma kaybı miktarları.

Şekil 4.28’da verilen aşınma kayıpları bu durumu desteklemektedir. Şekil 4.29’da aşınma yüzeyinde oluşan delaminasyon sonucu yüzeyden kopan matris partiküllerinin oksit tabakası oluşturduğu görülmektedir. c-BN takviyeli numunelerin Çizelge 4.4’te verilen sertlik değerleri ile aşınma miktarları kıyaslandığında, sertliklerinde belirgin bir artış olmamasına rağmen aşınma kaybı düşmektedir. Bu durumda matrisin c-BN partiküllerini iyi ıslattığı ve bu yüzden partiküllerin yerinden çıkıp aşınmayı arttırmadığı düşünülmektedir.



Şekil 4.29. c-BN takviyeli numunelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri: Sırasıyla (a), (c), (e) 3BNF, 5BNF, 10BNF kodlu numunelere ait görüntüler ve (b), (d), (f) 3BNC, 5BNC, 10BNC kodlu numunelere ait görüntüler.

5. GENEL SONUÇLAR

SPS yöntemi ile tüm numuneler başarılı bir şekilde sinterlenmiştir. CoCrFeNi yüksek entropi alaşımından %98 gibi yüksek bir relatif yoğunluk elde edilmiştir

XRD sonuçları incelendiğinde B₄C takviyeli numunelerde, takviye fazının matris ile reaksiyona girmesi sonucu oluşan Fe₂B, M₂₃C₆, Cr₇C₃ fazlarının malzemenin sertliği üzerinde etki gösterdiği düşünülmektedir. CCFN/c-BN takviyeli numunelerin XRD sonuçlarına göre matris ile takviye c-BN tanelerinin reaksiyona girmediği belirlenmiştir. B₄C takviyeli kompozit numunelerde takviye oranı artışı ile birlikte Fe₂B fazı oluşumu artmış bununla birlikte, ötektik reaksiyon meydana gelmesi sonucu oluşan sıvı faz relatif yoğunluğun yükselmesini sağlamıştır.

B₄C ve c-BN seramik partikülleri ilavesi sonucu olarak tüm numunelerin başlangıç numunesi CCFN'ye göre elastik modülleri takviye oranına bağlı olarak artmıştır.

Sertlik deneyi sonuçları incelendiğinde, en iyi sertlik değerinin 10BCİ kodlu numuneden elde edildiği görülmüştür. Aşınma testi sonuçlarına göre en az aşınma oranı 10BNK kodlu numuneden elde edilmiştir. Aşınma testi süresince aşındırıcı bilya ve malzemenin temas ettiği yüzeyde artan sıcaklık sonucunda tribokimyasal tabaka meydana gelmiştir.

6. ÖNERİLER

- CoCrFeNi yüksek entropili alaşımın aşınma davranışının, yüksek sıcaklıklarda tribokimyasal tabaka oluşumu gözlemlendiğinden dolayı, bir sonraki çalışmalarda yüksek sıcaklıklarda denenmesi,
- CoCrFeNi yüksek entropili alaşımının yapılan deneysel çalışmalar sonucunda bağlayıcı faz olarak değerlendirilip yüksek kimyasal ve mekanik özelliklere sahip seramik malzemelerin sinterlenmesi için kullanılması önerilmektedir.



KAYNAKÇA

- [1] Murty, B. S., Yeh, J. W., Ranganathan, S.(2014). *High Entropy Alloys*. Butterworth-Heinemann.
- [2] Cantor, B., Chang, I.T.H., Knight, P., Vincent, A.J.B.(2004). Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 375-377, 213-218.
- [3] Ranganathan, S.(2003). Alloyed pleasures: multimetallic cocktails. *Curr. Sci.*, 85, 1404-1406.
- [4] Michael, C. G., Yeh, J. W., Zhang, Y. (2016). *High Entropy Alloys: Fundamental and Applications*, İsviçre.
- [5] Yeh, J.W., Chen, S.K., Lin, S.J., Gan, J.Y., Chin, T.S., Shun, T.T., Tsau, C.H., Chang, S.Y. (2004). Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Desing Concepts and Outcomes. *Advence Engineering Materials*, 6, 299-303.
- [6] Cantor, B. (2014). Multicomponent and High Entropy Alloys. *Entropy*, 16, 4749-4768.
- [7] Miracle, D.B., Miller, J.D., Senkov, O.N., Woodward, C., Uchic, M.D., Tiley, J.(2014). Exploration and development of high entropy alloys for structural applications. *Entropy* 16, 494-525.
- [8] Ye, Y. F., Wang, Q., Lu, J., Yang, L., Yang, Y. (2016). High-entropy alloy: challenges and prospects. *Elsevier*, 19 (6), 349-362.
- [9] Tsai, M.H., Yeh, J.W. (2014). High-Entropy Alloys: A Critical Review. *Material Research Letters*, 2:3, 107-123.
- [10] Pickering, E. J., Jones, E. G. (2016). High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects. *International Materials Rewievs*. 61 (3), 183-202.
- [11] Tsai, K.Y., Tsai, M.H., Yeh, J.W. (2013). Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 61, 4887-4897.
- [12] Senkov, O.N., Wilks, G.B., Scott, J.M., Miracle, D.B.(2011). Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys. *Intermetallics*, 19, 698-706.

- [13] Zhang, Y., Zuo, T.T., Cheng, Y.Q., Liaw, P.K. (2013). High-entropy alloys with high saturation magnetization, electrical resistivity and malleability. *Sci. Rep.*, 3, 1-7.
- [14] Zhang, Y., Yang, X., Liaw, P.K. (2012). Alloy design and properties optimization of high entropy alloys. *JOM*, 64, 830-838.
- [15] Zhang, Y., Zhou, Y.J., Lin, J.P., Chen, G.L., Liaw, P.K. (2008). Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys. *Adv. Eng. Mater.* 10, 534-538.
- [16] Takeuchi A., Inoue, (2005) A. Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and Period of Constituent Elements and Its Application to Characterization of the Main Alloying Element, *Material Transactions*, 46, 2817-2829.
- [17] Guo, S., Liu, C.T. (2011). Phase stability in high entropy alloys: formation of solid-solution phase or amorphous phase. *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.* 21, 433-446.
- [18] Guo, S, Ng C, Lu J, Liu, C.T.(2011]. Effect of valence electron concentration on stability of FCC or BCC phase in high entropy alloys. *Journal of Applied Physics*, 109, 103505.
- [19] King, D.J.M., Middleburgh, S.C., McGregor, A.G., Cortie, M.B. (2016). "Predicting the formation and stability of single phase high-entropy alloys", *Acta Materialia*, 104, 172-179.
- [20] Singh, S., Wanderka, N., Murty, B.S., Glatzel, U., Banhart, J.(2011). Decomposition in multicomponent AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Acta Material*, 59, 182-190.
- [21] Varalakshmi, S., Kamaraj, M., Murty, B.S. (2008). Synthesis and characterization of nanocrystalline AlFeTiCrZnCu high entropy solid solution by mechanical alloying. *J. Alloys Compound*. 460, 253-257.
- [22] Tokita, M. (2013). Spark Plasma Sintering (SPS) Method, Systems, and Applications. *Handbook of Advanced Ceramics*, 1149-1177.
- [23] Matizamhuka, W.R. (2016). Spark Plasma Sintering- an advanced sintering technique for structural nanocomposite materials. *J.S. Afr. Inst. Min. Metall.*, (12), 116, 1171-1180.
- [24] Zhang, Y., Zuo, T.T., Tang, Z., Gao, M.C., Dahmen, K.A., Liaw, P.K., Lu, Z.P.(2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys, *Prog. Mater. Sci.* 61, 1-93.

- [25] Zhang, A., Han, J., Su, B., Li, P., Meng, J. (2017). Microstructure, mechanical properties and tribological performance of CoCrFeNi high entropy alloy matrix self-lubricating composite. *Materials and Design*, 114, 253-263.
- [26] Holcomb, G.R., Tylczak, J., Carney, C. (2015). Oxidation of CoCrFeMnNi High Entropy Alloys. *The Minerals, Metals & Materials Society*, 67, 2326-2339.
- [27] Zhang, L.J., Jiang, Z.K., Zhang, M.D., Fan, J.T., Liu, D.J., Yu, P.F., Li, G., Liu, R.P. (2018). Effect of solid carburization on the surface microstructure and mechanical properties of the equiatomic CoCrFeNi high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 769, 27-36.
- [28] Liu, W.H., Yang, T., Liu, C.T. (2018). Precipitation hardening in CoCrFeNi- based high entropy alloys. *Mat. Chemistry and Physics*, 210, 2-11.
- [29] Salishchev, G.A., Tikhonovsky, M.A., Shaysultanov, D.G., Stepanov, N.D., Kuznetsov, A.V., Kolodiy, I.V., Torkita, A.S., Senkov, O.N. (2014). Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high entropy alloys based on CoCrFeNi system. *Journal of Alloys and Compounds*, 591, 11-21.
- [30] Zhang, L.J., Zhang, M.D., Zhou, Z., Fan, J.T., Cui, P., Yu, P.F., Jing, Q., Ma, M.Z., Liaw, P.K. (2018). Effects of rare-earth element, Y, additions on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy. *Mat. Science and Engineering A*, 725, 437-446.
- [31] Jiang, H., Jiang, L., Qiao, D., Lu, Y., Wang, T., Cao, Z., Li, T. (2017). Effect of Niobium on Microstructure and Properties of the CoCrFeNb_xNi High Entropy Alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 33, 712-717.
- [32] Zhou, S., Liang Y.-J., Zhu, Y., Jian, R., Wang, B., Xue, Y., Wang, L., Wang, F. High Entropy Alloy: Promising matrix for high-performance tungsten heavy alloys, *J. Alloys and Compounds*, 777, 1184-1190.
- [33] Zhu, G., Liu, Y., Ye, J. (2013). Fabrication and properties of Ti(C,N)-based cements with multi-component AlCoCrFeNi high entropy alloys binder. *Materials Letters*, 113, 80-82.
- [34] Zhang, A., Han, J., Su, B., Meng, J. (2017). A novel CoCrFeNi high entropy alloy matrix self-lubricating composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 725, 700-710.
- [35] Rogal, L., Kalita, D., Tarasek, A., Bobrowski, P., Czerwinski, F. (2017). Effect of SiC nano-particles on microstructure and mechanical properties of the CoCrFeMnNi high entropy alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 708, 344-352.

- [36] Rogal, L., Kalita, D., Litynska-Dobrzynska, L.(2017). CoCrFeMnNi high entropy alloy matrix nanocomposite with addition of Al₂O₃, *Intermetallics*, 86, 104-109.
- [37] J. Cheng, D. Liu, X. Liang, Y. (2015). Evolution of microstructure and mechanical properties of in situ synthesized TiC–TiB₂/CoCrCuFeNi high entropy alloy coatings *Surf. Coating. Technol.*, 281, 109-116
- [38] Yim, D., Sathiyamoorthi, P., Hong, S-J., Kim, H-S. (2019). Fabrication and Mechanical Properties of TiC reinforced CoCrFeMnNi high entropy alloy matrix composite by water atomization and spark plasma sintering, *Journal of Alloys and Compounds*, 781, 389-396.
- [39] Vaidya, M., Guruvidyathri, K., Murty, B.S.(2019). Phase formation and thermal stability of CoCrFeNi and CoCrFeMnNi equiatomic high entropy alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 774, 856-864.
- [40] Benko, E., Wyczescany, A., Barr, T.L. (2000). c-BN-Metal/Mryal Nitride Composites, *Ceramics International*, 26, 639-644.
- [41] Sanjay, S.J., Naik, S.K., Shashishekar, C. Effect of artificial Ageing on Wear behaviour of Al 7010/B4C Composite, *Materials Today: Proceedings*, 4, 11194-11200.
- [42] Lakshmikanthan, A., Bontha, S., Krishna, M., Koppard, P.G., Ramprabhu, T.(2019). Microstructure, mechanical and wear properties of the A357 composites reinforced with dual sized SiC particles. *Journal of Alloys and Compounds*, 746, 570-580.
- [43] Wu, M.W., Fan, Y.C., Huang, H.Y., Cai, W.Z. 2015. Liquid Phase Sintering of Boron Containing Powder Metallurgy Steel with Chromium and Carbon. *The Min., Metallurgical and Materials Transactions A*, 11, (46), 5285-5295.
- [44] Sunduram, M.V., Surreddin, K.B., Hryha, E., Veiga, A., Berg, S., Castro, F., Nyborg, L. (2018). Enhanced Densification of PM Steel by Liquid Phase Sintering with Boron- Containing Master Alloy. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 49, 255-263.
- [45] Fu, L., Yang, J., Bi, Q., Li, L., Liu, W. (2008). Microstructure and mechanical behavior of nano-eutectic Fe₈₃B₁₇ alloy prepared by a self-propagating high temperature synthesis combining rapid solidification. *Journal Of Physics D: Applied Physics*, 41, (23), 235401.
- [446] Takeuchi A., Inoue, (2005) A. Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and Period of Constituent Elements and Its

Application to Characterization of the Main Alloying Element, *Material Transactions*, 46, 2817-2829.

- [47] Pickering, E.J, Munoz-Moreno, R., Stone, H.J, Jones, N.G. (2016). Precipitation in the equiatomic high-entropy alloy CrMnFeCoNi, *Scr. Mater.*, 113, 106-109.
- [48] Lakshmikanthan, A., Bontha, S., Krishna, M., Koppard, P.G., Ramprabhu, T.(2019). Microstructure, mechanical and wear properties of the A357 composites reinforced with dual sized SiC particles. *Journal of Alloys and Compounds*, 746, 570-580.



ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Burak YALMAN

Doğum Yeri ve Yılı : Bursa, 1994

E-Posta : yalman.burak@gmail.com

Öğrenim Durumu

- **2016-2019** : Eskişehir Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı
- **2012-2016** : Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü

Mesleki Deneyimler ve Başarılar

Deneyim

2015 : Stajyer Mühendis, Oyak-Renault Otomobil Fabrikaları

2014 : Stajyer Mühendis, Çemtaş Çelik Mak. San. Tic. A.Ş

Başarılar

2016 : Yüksek Onur Öğrencisi

Yüksek Lisans Tezinden Türetilen Projeler

- Yüksek Entropili Alaşım Matrisli Kompozitlerin Üretimi ve Karakterizasyonu, Anadolu Üniversitesi, Bilimsel Araştırma Projeleri, Proje No: 1804F093, 2018-2019.