

T.C.
KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI



**SICAK PRESLEME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN TiC/WC
TAKVİYELİ AlCuNiFeCr YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

FATİMAH RIDHA ABBOOD AL SUDANI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

DR. ÖĞR. ÜYESİ MEHMET AKKAŞ

EYLÜL - 2020

KASTAMONU

TAAHHÜTNAME

Bu tezin tasarımı, hazırlanması, yürütülmesi, araştırmalarının yapılması ve bulgularının analizlerinde bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu; ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını, bilimsel etiğe uygun olarak kaynak gösterildiğini bildirir ve taahhüt ederim.



Fatimah Ridha Abbood AL SUDANI

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

SICAK PRESLEME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN TiC/WC TAKVİYELİ AlCuNiFeCr YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

FATİMAH RIDHA ABBOOD AL SUDANI

KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI
DANIŞMAN: DR. ÖĞR. ÜYESİ MEHMET AKKAŞ

Bu çalışmada, sıcak presleme tekniği kullanılarak TiC (titanyum karbür) ve WC (tungsten karbür) takviyeli AlCuNiFeCr yüksek entropili alaşımlar (YEA) üretilmiştir. AlCuNiFeCr toz karışımı, TiC ve WC sırasıyla %5, %10 ve %15 oranında ilave edilmiştir. Numunelerin oksitlenmesini önlemek için koruyucu argon gazı atmosferinde sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Yüksek entropili alaşımlar 900 °C sinterleme sıcaklığında ve 35 MPa basınç altında 4 dakika süreyle üretilmiştir. Üretilen numunelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla SEM ve EDS analizleri, XRD analizi, kırık yüzey SEM görüntüleri, elementel dağılımın SEM haritalaması ve EDX spektrumları, sertlik, üç nokta eğme testi ve korozyon testleri uygulanmıştır. Üretilen numunelerden alınan SEM görüntülerinde, genel olarak TiC ve WC parçacıklarının homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Buna ek olarak, EDS analiz sonuçları üretilen numuneleri desteklemektedir. SEM haritalamaları incelendiğinde, takviye parçacıklarının homojen bir şekilde dağıldığı açıkça görülmüştür. XRD grafiklerinde YMK ve HMK kafes yapısına sahip katı çözeltilerin oluştuğu tespit edilmiştir. Takviye edilmemiş yüksek entropili alaşımın çapraz kırılma dayanımları, takviye edilmiş numunelerden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. TiC ve WC parçacıklarının yüzde (%) oranlarının artırılması numunelerde çentik etkisi yaratarak daha düşük mukavemet değerlerine sahip olduğu üç nokta eğme testi sonucunda tespit edilmiştir. Üç nokta eğme testi sonrasında alınan kırık yüzey SEM görüntülerinde numunelerde çatlaklar ve gözenekler tespit edilmiştir. Yüksek entropili alaşımların sertliği, takviye parçacıklarının (TiC ve WC) ilavesine bağlı olarak artmıştır. Tafel eğrilerinde, TiC ve WC 'ün artması üretilen numunelerin korozyon performansını arttırmadığı tespit edilmiştir. Sonuç olarak, optimum özelliklere sahip AlCuNiFeCr -% 15 WC 'ye ait en iyi örnek olarak belirlenmiştir.

ANAHTAR KELİMELEER: Yüksek entropili alaşımlar, sıcak presleme, mekanik özellikler

Eylül 2020, 85 Sayfa
Bilim Kodu: 91

ABSTRACT

MSC THESIS

INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF TiC / WC REINFORCED AlCuNiFeCr HIGH ENTROPY ALLOYS PRODUCED BY HOT PRESSING METHOD

FATIMAH RIDHA ABBOOD AL SUDANI

KASTAMONU UNIVERSITY INSTITUTE OF SCIENCE

DEPARTMENT OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

SUPERVISOR: ASSIST. PROF. DR. MEHMET AKKAŞ

In this study, TiC (titanium carbide) and WC (tungsten carbide) reinforced AlCuNiFeCr high entropy alloys (HEA) were produced using the hot pressing technique. The AlCuNiFeCr powder mixture, TiC and WC were added at 5%, 10% and 15% respectively. Sintering processes were carried out in a protective argon atmosphere to prevent the samples from oxidizing. High entropy alloys were produced at 900 °C sintering temperature and 35 MPa pressure for 4 minutes. SEM and EDS analyzes, XRD analysis, fractured surface SEM images, SEM mapping of elemental distribution and EDX spectra, hardness, three-point bending test and corrosion tests were applied to determine the microstructure and mechanical properties of the produced samples. In the SEM images taken from the produced samples, it is seen that the TiC and WC particles are generally homogeneously distributed. In addition, EDS analysis results support the samples produced. When SEM mapping was examined, it was clearly seen that reinforcement particles were distributed homogeneously. It was determined that solid solutions with YMK and HMK lattice structures were formed in XRD graphs. It was determined that the unreinforced high entropy alloy had higher cross fracture strength than the reinforced samples. As a result of the three-point bending test, it has been determined that the increase in percentage (%) of TiC and WC particles creates a notch effect in the samples and has lower strength values. Cracks and pores in the samples were detected in the fracture surface SEM images taken after the three point bending test. The hardness of high entropy alloys increased due to the addition of reinforcing particles (TiC and WC). In tafel curves, it was determined that the increase in TiC and WC did not increase the corrosion performance of the produced samples. As a result, AlCuNiFeCr with optimum properties was determined as the best example of -15% WC.

KEYWORDS: High entropy alloys, hot pressing, mechanical properties

September 2020, 85 Page

Science Code: 91

TEŞEKKÜR

Düşleriniz dünyanın ucunda olsa bile onlara gidin ve onları gerçekleştirin, o yol ne kadar zor olursa olsun, son daha güzel olacaktır. Yanımda olan herkese ve aileme çok teşekkür ediyorum. Hayatını bizim için feda eden anneme, her zaman yanımda olan ve çalışma yolculuğumda bana çok yardımcı olan Dr. Öğr. Üyesi Mehmet AKKAŞ hocama teşekkürlerimi sunarken, Kastamonu Üniversitesi ve Türkiye 'ye bu değerli Türkiye'de eğitim alma fırsatını verdikleri için teşekkür ederim. Belki benim için yeni ufuklar açılır ve ayrıca ülkem Irak'a güvenini verdiği için teşekkür ederim. Herkese teşekkürler.

FATIMAH RIDHA ABBOOD ALSUDANI

Kastamonu, 2020

İÇİNDEKİLER

Sayfa

TEZ ONAYI	ii
TAAHHÜTNAME	iii
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
TABLolar DİZİNİ	xi
FOTOĞRAFLAR DİZİNİ	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xiii
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR TARAMASI	4
3. YÜKSEK ENTROPİ ALAŞIMLARI	10
3.1 Entropinin Tanımı	10
3.2 Yüksek Entropili Alaşımların Tanımı	13
3.3 Yüksek Entropili Alaşımların Tarihçesi	13
3.4 Yüksek Entropili Alaşımlarda Dört Ana Etki Faktörü	17
3.4.1 Yüksek Entropi Etkisi	17
3.4.2 Şiddetli Kafes Bozulma Etkisi	19
3.4.3 Yavaş Difüzyon Etkisi	22
3.4.4 Karışım Etkileri	24
3.5 Yüksek Entropili Alaşımların Üretim Yöntemleri	24
3.5.1 Geleneksel Alaşım Üretim Yöntemleri	25
3.5.2 Yüksek Entropili Alaşımları Üretmek İçin Özel Yöntemler	25
3.5.2.1 Sıvı halinden hazırlama	25
3.5.2.2 Katı çözelti hazırlama	28
3.5.2.3 Gaz çözelti hazırlama	28
4. KOMPOZİT MALZEMELER	31
4.1 Kompozit Malzeme Türleri	31
4.1.1 Matris Türüne Göre Sınıflandırma	31
4.1.1.1 Metal matrisli kompozit malzemeler	31
4.1.1.2 Polimer matrisli kompozit malzemeler	32
4.1.1.3 Seramik matrisli kompozit malzemeler	34
4.1.1.4 Karbon-karbon kompozit malzemeler	34
4.2 Kompozit Malzemelerin Avantajı	34
4.3 Kompozit Malzemelerin Dezavantajları	36
4.4 Kompozit Malzemelerin Uygulamaları	37
5. TOZ METALURJİSİ	39
5.1 Toz İşleme	40
5.2 Toz Numunesi Alımı ve Karıştırma	41
5.3 Presleme	43
5.3.1 Normal Basınç	45
5.3.1.1 Mekanik basınç	45
5.3.1.2 Hidrolik basınç	45

5.3.2	İzostatik Basınç.....	45
5.3.2.1	Soğuk izostatik basınç.....	46
5.3.2.2	Sıcak izostatik basınç.....	46
5.4	Sinterleme.....	48
6.	DENEYSEL CALISMALAR.....	52
6.1	Numune Hazırlama.....	52
6.2	Karakterizasyon Çalışmaları.....	55
7.	DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR.....	59
7.1	SEM-EDS Analiz Sonuçları.....	59
7.2	SEM Haritalama Analiz Sonuçları.....	61
7.3	XRD Analiz Sonuçları.....	62
7.4	Üç Noktalı Eğme Testi Analiz Sonuçları.....	64
7.5	Üç Noktalı Eğme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Analiz Sonuçları.....	65
7.6	Üç Noktalı Eğme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM-EDS Analiz Sonuçları.....	67
7.7	Sertlik Testi Analiz Sonuçları.....	70
7.8	Korozyon Testi Analiz Sonuçları.....	71
8.	GENEL SONUÇLAR.....	73
9.	ÖNERİLER.....	75
KAYNAKLAR	76
ÖZGEÇMİŞ	85

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 1.1 Üçlü ve dördü alaşım sistemleri	2
Şekil 3.1 Üçlü alaşım sistemi için kompozisyonun değişimi ile $\Delta S_{karışım}$ çizimi	11
Şekil 3.2 Tek bir elemente ait (a), geleneksel alaşım (b), yüksek entropili bir alaşım ait (c) kafes yapısının şematik gösterimi.....	15
Şekil 3.3 YEA'nın doğuşunu işaret eden mühendislik malzemelerinin tarihsel gelmiş diyagramı	16
Şekil 3.4 YEA alanında yıllar göre yayın sayısı	17
Şekil 3.5 Katı çözeltili durumundaki eş molar alaşımın element sayısına bağlı düzenlenme entropisi.....	19
Şekil 3.6 a) bir element (Cr), b) iki element (Cr, V) ve c) atomların rastgele dağıtıldığı altı element (Cr, Ni, Fe, Co, Al, Ti) bulunan bir hacim merkezli kübik kafesinin şematik gösterimi.....	20
Şekil 3.7 a) bir elemanlı kafes ve b) çok elemanlı kafes üzerindeki X-ışını kırınımı	20
Şekil 3.8 Ni, Al, Co, Cr, Fe veya/ve Si ile oluşan alaşımların X-ışını kırınım desenleri.....	21
Şekil 3.9 X ışını kırınım yoğunluğu üzerindeki sıcaklık ve bozulma etkilerinin şematik gösterimi.....	22
Şekil 3.10 Üç farklı alaşım için bir Ni atomunun hareketi sırasındaki potansiyel enerji değişiminin şematik diyagramı: saf metal (siyah), Fe-Cr-Ni (mavi) ve YEA alaşımı $CoCrFeMn_{0.5}Ni$ (kırmızı).....	23
Şekil 3.11 $Al_xCoCrCuFeAl$ alaşımındaki bileşen elementlerin etkileşimi ile ortaya çıkan kokteyl etkisi.....	24
Şekil 3.12 Ark eritme yönteminin şematik bir diyagramı.....	26
Şekil 3.13 $Al_xCoCrCuFeNi$ alaşım sisteminin farklı alüminyum içerikleri ile soğutulması sırasında faz oluşum dizisinin gösterilmesi.....	27
Şekil 3.14 Üç durumda $Al_{0.5}CoCrCuFeNi$ alaşımının XRD desenleri. QC: su söndürme	27
Şekil 3.15 Mekanik alaşımlama için şematik.....	28
Şekil 3.16 Püskürtme yönteminin şematik bir diyagramı	29
Şekil 3.17 Farklı N ₂ -toplam akış oranları (RN) ile depolanan (AlCrTaTiZr) N _x kaplamaların SEM yüzey morfolojileri ve kesitsel mikro yapıları.....	30
Şekil 4.1 Cam elyaf üretimi	33
Şekil 4.2 Kompozit malzeme maliyetleri.....	37
Şekil 5.1 Toz metalurjisi kullanımının ana nedenleri	40
Şekil 5.2 Karışımlar, 1: 1 oranında bileşenli, farklı karışımlarda karıştırılmış, cihazlar ile birlikte, statik karıştırıcı için model örneği.....	43
Şekil 5.3 Presleme yöntemleri	44
Şekil 5.4 Kalıp pres çeşitleri: a) tek etkili presleme; b) çift etkili presleme; c) yüzer kalıp presleme.....	45
Şekil 5.5 Tek yönlü sıkıştırma	46
Şekil 5.6 Çift yönlü sıkıştırma	47

Şekil 5.7 Sıcak izostatik preslemenin şematik resmi	47
Şekil 5.8 Sıcak izostatik presleme işlem adımları.....	48
Şekil 5.9 Sinterleme işlemi için ilk aşamalar	49
Şekil 5.10 Sinterleme aşamaları.....	49
Şekil 5.11 Demirde karbon ve demir için difüzyon katsayıları	50
Şekil 6.1 Üç boyutlu dönebilen toz karıştırma mikseri.....	53
Şekil 6.2 Grafit kalıbın perspektif görünümü	54
Şekil 6.3 SHIMADZU HMV-G21 model mikrosertlik ölçüm cihazı.....	57
Şekil 6.4 Üç noktalı eğme deneyinin şematik görünümü	57
Şekil 7.1 YEA'nın SEM görüntüleri: (a) YEA, (b) AlCuNiFeCr – 5% TiC,(c) AlCuNiFeCr – 10% TiC, (d) AlCuNiFeCr – 15% TiC.....	59
Şekil 7.2 YEA'nın SEM görüntüleri: (a) AlCuNiFeCr – 5% WC, (b) AlCuNiFeCr – 10% WC, (c) AlCuNiFeCr – 15% WC ve (d) AlCuNiFeCr – 5% TiC-5% WC.....	60
Şekil 7.3 AlCuNiFeCr -% 15 WC yapısının EDS analizi.....	60
Şekil 7.4 YEA 'ın temel dağılımının ve EDS spektrumlarının SEM haritalaması: (a) YEA, (b) AlCuNiFeCr -% 5 TiC, (c) AlCuNiFeCr -% 10 TiC, (d) AlCuNiFeCr -% 15 TiC	61
Şekil 7.5 YEA'ın temel dağılımının ve EDS spektrumlarının SEM haritalaması.....	62
Şekil 7.6 YEA 'nın XRD grafiği	63
Şekil 7.7 YEA + TiC 'ün XRD grafikleri.....	63
Şekil 7.8 YEA + TiC / WC 'ün XRD grafikleri	64
Şekil 7.9 YEA 'nın kırılma mukavemetleri	64
Şekil 7.10 Üç noktalı eğilme testi numunelerinin gerilme-uzama eğrileri	65
Şekil 7.11 YEA 'nın kırık yüzey SEM görüntüleri	66
Şekil 7.12 YEA 'nın kırık yüzey SEM-EDS analizi: (a) YEA, (b) AlCuNiFeCr -% 5 TiC, (c) AlCuNiFeCr -% 10 TiC ve (d) AlCuNiFeCr -% 15 TiC.....	68
Şekil 7.13 YEA 'nın kırık yüzey SEM-EDS analizi: (a) AlCuNiFeCr -% 5 WC, (b) AlCuNiFeCr -% 10 WC, (c) AlCuNiFeCr -% 15 WC ve (d) AlCuNiFeCr -% 5 TiC- % 5 WC.....	69
Şekil 7.14 YEA sertlik değerleri	70
Şekil 7.15 YEA için tafel eğrileri.....	72

TABLÖLAR DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 6.1 Referans numunenin kimyasal bileşimi.....	52
Tablo 6.2 Üretilen deney numunelerinin kimyasal bileşimleri.....	52
Tablo 7.1 Üretilen numunelerin elektrokimyasal sonuçları.....	71



FOTOĞRAFLAR DİZİNİ

Fotoğraf 6.1 Sıcak pres makinesi	54
Fotoğraf 6.2 FEI QUANTA 250 FEG SEM analiz cihazı	56
Fotoğraf 6.3 Bruker D8 Advance XRD analiz cihazı	56
Fotoğraf 6.4 Reference 3000 Potansiyostat / Galvanostat / ZRA cihazı.....	58



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Kısaltmalar

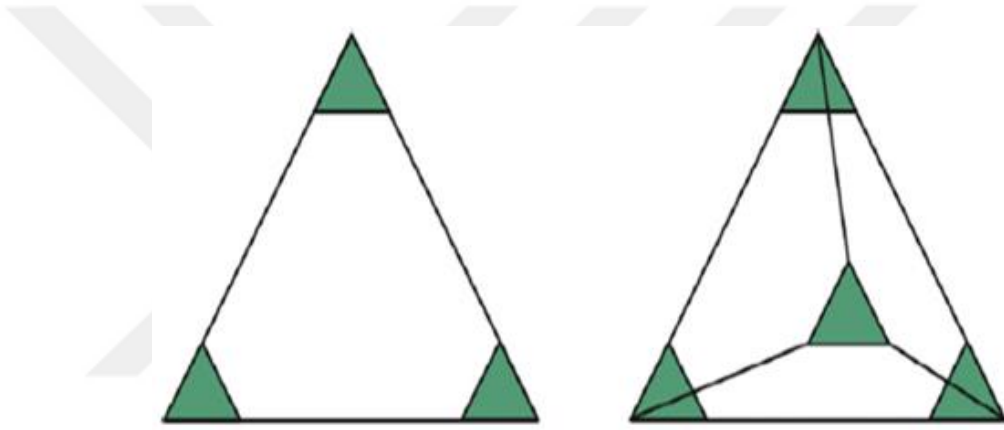
DSC	: Diferansiyel Tarama Kalorimetresi
EBSD	: Elektron Geri Saçılım Difraksiyonu
EDS	: Enerji Kırınım Spektrumu
FE-SEM	: Alan Emisyonu Taramalı Elektron Mikroskobu
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
MA	: Mekanik Alaşımlama
OEA	: Orta Entropili Alaşımlar
SEM	: Tarama Elektron Mikroskobu
SPS	: Spark Plazma Sinterleme
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu
WC	: Tungsten Karbür
XRD	: X Işını Kırınımı
YEA	: Yüksek Entropili Alaşımlar
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik

1. GİRİŞ

Gelişen endüstri ile birlikte yeni malzemelerin yüksek sıcaklarda aşınma direncine sahip olması arzu edilir. Buna ek olarak, malzemelerin dinamik ve mekanik yük altında çalışması gerektiğinde geliştirilmesi gerekmektedir (Bin vd., 2012). Geleneksel alaşımlar, bazı döküm katkı maddeleri ile birlikte bir ana çözücü elemanı içerebilir. Bu katkı maddeleri dökümlerin çalışma özelliklerini iyileştirme işlevi görür, ancak bazı katkı maddelerinin kırılma ve işleme sırasında bazı sorunlara neden olabileceğini beklenebilir. Bu nedenle, çok elemanlı alaşımlar literatürde kullanılmaktadır (Vallauri vd., 2012). Hızlı ve mükemmel olarak geliştirilen ve sınıflandırılan bu alaşımlar literatürde yüksek entropili alaşımlar (YEA) olarak tanımlanmaktadır. Bu alaşımlar, basit yapı ve üstün performansı nedeniyle bilimsel araştırmacıların dikkatini çekmektedir (Bin vd., 2012). YEA (eşit veya yakın atomik yüzdede beşten fazla ana element içeren katı çözeltiler) (yüzde olarak) olarak tanımlanabilir (Yeh vd., 2012). Bu alaşımlar (YEA), intermetalik bileşenlere ek olarak hacim merkezli kübik (HMK) ve yüzey merkezli kübik (YMK) gibi basit katı çözeltileri göstermektedir. Yüksek entropili alaşımlar, fazlar, kompleks bileşikler ve ana elementlerin karıştırılmasının bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır (Vallauri vd., 2012; Ming vd., 2014). Yüksek entropili alaşımları, alaşımlardaki metallerin kimyasal yapılarına ilişkin yeni kavramlar göstermişlerdir. Bu anlamda alaşım elementlerini konsantrasyonlara göre karıştırırken, Gibbs serbest enerjisi azalır ve bazılarında ek olarak en basit kristal yapı ile katı bir çözeltiler oluşur. YEA çok çeşitli özelliklerin bir sonucu olarak gelişmiştir ve farklı endüstri alanlarında kullanılmaktadırlar (Yurkova vd., 2019). 300 'den fazla yüksek entropili alaşımın geliştirildiği alanlarda, bu gelişmiş ve diğer metal malzeme alanlarının oluşumuna yol açmaktadır. Bu çalışmalar, mekanik özellikler, mikro yapı ve fazlar arasındaki ilişkiyi bulmak için önemlidir (Tsai, 2013). Yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikleri gibi piyasalarda yüksek entropili alaşımların ön planda olmasının birçok nedeni var (Gludovatz vd., 2014). Ayrıca bu alaşımların temel deformasyon davranışı ve kırılma dirençlerinin yüksek olması bu alaşımlara avantaj sağlamaktadır (Li vd., 2018). YEA olarak AlCoCrFeNi alaşımı, nispeten bol ve düşük maliyetli içerikleri nedeniyle dikkat çekmiştir. Ayrıca, mekanik özellikleri, yüksek entropili alaşımları temsil etmek için seçilmiştir. Ek

olarak, basit bir katı çözelti hacim merkezli kübik (HMK) ve yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına dönüştürüldükten sonra hacim merkezli kübik (HMK) gibi tek bir çözeltiden üretilebilir (Yang vd., 2017).

Cantor vd. (2004) 'nin çalışmaları geleneksel alaşımların evrimi, iki bileşenli ve hatta tek alaşımlı alaşımlar hakkında çok fazla bilgi edinmeye yol açmıştır. Fakat yarı-eşit orana sahip çoklu alaşımlar için bilgileri düşüktür ve üçlü diyagramı ve dört alaşımlı sistemler Şekil 1.1 'de gözlenirken, yüksek entropili alaşımlar dışında dört alaşım hakkında bilgi olmadığını görüyoruz ve bu dengesizlik, bileşenler arttıkça daha belirgin hale gelen üçlü alaşımlar için önemlidir (Zhang vd., 2014).



Şekil 1.1 Üçlü ve dördü alaşım sistemleri

Benzer malzemelerle çalışmak, uygulanabilir özellikleri uygulamak için uygulama koşullarını incelemeye ihtiyaç duymaktadır (Sriharitha vd., 2014). Örneğin, bazı geleneksel alaşımlar yüksek sıcaklıklarda özelliklerini kaybetmektedir ve bu konuda çok fazla çalışma yoktur. Yüksek entropili alaşımlarda ise sıcaklık ve basınç malzemenin özelliklerini çok fazla etkilememektedir (Jien vd., 2004). Yüksek entropili alaşımlar, çeşitli şekillerde üretilebilir. Bu işlemlerden biri, bir adım (aynı anda eşzamanlı ısı ve basınç) ile karakterize edilen sıcak basınçtır, iyi mekanik özellikler ve ayrıca benzersiz özellikler üretmek için uygulanabilir (Henriques vd., 2014).

Tungsten karbürün (WC) yüksek aşınma kabiliyeti, yüksek mukavemet ve ayrıca yüksek elastik modüllere sahip olduğu bilinmektedir (Moustafa vd., 2011). WC ayrıca yüksek sertlik, yüksek elastikiyet modülüne sahiptir (Upadhyaya, 2001). Bununla

birlikte, tokluğunu arttırmak ve kırılma tokluğu, plastik deformasyon, eğilme dayanımı, yüksek sıcaklık direnci gibi diğer kimyasal özellikleri geliştirmek için WC'e diğer karbürler ve titanyum karbürler eklenebilir. Ayrıca, karbürler malzemeye aşınma direnci, eğilme mukavemeti ve yüksek erime noktası sağlamaktadır (Jiao vd., 2015). TiC metal kesme aletlerinde kullanım için mükemmel bir kabiliyete sahiptir (Bin vd., 2012).

Bu çalışmada literatür araştırmaları sonucu, TiC/WC takviyeli AlCuNiFeCr yüksek entropili alaşımların üretilebilirliği ile ilgili bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu amaçla, literatürdeki bu boşluğu doldurabilmek amacıyla sıcak presleme yöntemiyle TiC/WC takviyeli AlCuNiFeCr yüksek entropili alaşımların üretimi çalışılmıştır.

2. LİTERATÜR TARAMASI

Unnikrishnan vd. (2017), Co, Ti ve Si 'un AlCuNiFe esaslı entropi alaşımlarının mikroyapı, sertlik ve aşınma özellikleri üzerindeki etkileri üzerine bir araştırma yapılmıştır. Yapmış oldukları çalışmadan aşağıdaki sonuçları çıkarmışlardır:

Entropi alaşımlarının sertliği geleneksel alaşımlardan daha yüksektir. Entropi alaşımlarının aşınma oranının geleneksel alaşımlardan daha düşük olduğu bulunmuştur. Aşınma oranı sertlik ile azalır ve bu gözlem Archard'ın teorisi ve önceki çalışmaların verileriyle tutarlıdır. Sertliğin en üst düzeye çıkarılması, AlCuNiFe sisteminde Si ve / veya Ti bulunarak elde edilebilir. Aşınma katsayısının tahmini değeri önceki çalışmaların verileriyle uyumludur. Sürtünme katsayısının sabit olduğu ve sertlik fonksiyonu olmadığı, önceki çalışmalarla uyumlu bir gözlem olduğu bulunmuştur. Sürtünme katsayısı değerlerinin önceki çalışmaların verilerinden değişimi, karşı-yüz malzemesinin etkisine atfedilebilir. Si, AlCuNiFe sisteminde ayrı bir faz oluşturma eğilimindedir Son olarak, Si ve Ti sertliğin artmasına önemli ölçüde katkıda bulunmuştur (Unnikrishnan vd., 2017).

Lee vd. (2017), AlCoCrFeNi yüksek entropili alaşımın üretimi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Yapmış oldukları çalışmada yüksek sıcaklıkta tavlama ve deformasyonun (1100 °C 'nin altında) AlCoCrFeNi alaşımının mikroyapı gelişimi üzerindeki etkisini incelediler. Bu çalışmada, tanelerin morfolojisi ve yapı dönüşümü açısından mikroskobik varyansı saptamak için X ışını kırınımı (XRD) ve alan emisyonu taramalı elektron mikroskobu (FE-SEM) ve elektron geri saçılmış (EBSD) kullanılmıştır. Son derece entropi AlCoCrFeNi alaşımındaki dönüşümün neden olduğu dinamik kristalizasyon ve çok aşamalı rafinasyonu araştırarak sonuçlandırdılar. Alaşım (Cr-Fe bakımından zengin), 1100 °C sıcaklığa maruz bırakıldığında hacim merkezli kübik kafes yapısından yüzey merkezli kübik kafes yapısına dönüştüğünü rapor etmişlerdir. Yeni yüzey merkezli kübik kafes yapısında (AlNi bakımından zengin) üretilen taneler, sadece kalan fazların yanı sıra önemli ölçüde iyileştirilebilir. 1100 °C 'lik yüksek basınç ve sıcaklıkta çift limitler ve mekanik yeniden kristalleşme üreterek, 1100 °C 'deki basınç sırasında yüzey merkezli kübik kafes ve hacim merkezli

kübik kafesin tane büyüklüğü sırasıyla 1,54 ve 97,1 G 'ye düştüğünü tespit etmişlerdir (Lee vd., 2017).

Jian vd. (2016), Zr içeriğinin AlCoCrFeNi yüksek entropili alaşımın mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Zirkonyuma (Zr) eklenen ve elektrikli ark eritme ile üretilen yüksek entropili alaşımın (AlCoCrFeNiZr) mekanik özelliklerinin ve mikroyapısının analizini içermektedir (Chen vd., 2016). Alaşım oluşturulmuş iki bölge sırasında, birincisi hacim merkezli kübik ve hacim merkezli kübik katı çözeltisinin fazıdır ve diğeri birbirine bağlanıp büyütülebilen faz hacim merkezli kübik ve faz lavlarının bir karışımıdır, Lavas aşaması ve spinodal ayrışma olabilir Zr 'nin büyük radyal tanelerinin eklenmesinden kaynaklanan herhangi bir kafes türüne atfedilebilir. Sadece 0,008 sırasında Lavas fazının ortaya çıkışı sırasında bir etkiye sahip olabilir. Hacim kırılması Zr ilavesiyle artmıştır. Maksimum Zr ilavesinin 0,1 ve en iyi oranın 0,008 olduğu sonucuna varmışlardır. Elementin ilavesinin makul bir sınıra yükseltilmesi, aşağıdaki değerlere göre alaşımın mekanik özelliklerini artırır ((Zr)_(0,008) için): kaynak mukavemeti = 1560 Mpa, kırılma mukavemeti = 3513 MPa olarak rapor etmişlerdir.

Xiao vd. (2017), AlCoCuFeNi yüksek entropili alaşımların mikroyapı, mekanik ve korozyon davranışları üzerine bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Yapmış oldukları çalışmanın sonuçları olarak aşağıda listelenmiştir:

Dendritik alaşımlar sadece katı bir hacim merkezli kübik ve yüzey merkezli kübik çözeltisi geliştirebilir ve titanyum ve krom ilave edilmesinin bakırın ayrılmasına yol açmıştır ve bu da yüzey merkezli kübik oluşumuna yol açmıştır. Titanyum içeren alaşımın farklı olduğunu göstermişlerdir. Hem Cr hem de Ti için %16,7 'de element ilavesi incelendiğinde, bu ilavede Cr'un aynı oranda titanyumdan farklı olarak yüksek ve düşük hacim merkezli kübik katı çözelti fazı oluşturulduğu, hacim merkezli kübik bariyerini kıran ve azaltan δ' 'yı artıran yüzey merkezli kübik kafes'den oluştuğunu tespit etmişlerdir. Bu alaşımın sıvı haldeki Al-Ni, Co-Al, Co-Ti, Cu-Cu, Cr-Fe çiftleri oluşur. Katılma sırasında Al-Ni zengini, Cr-Fe zengini ve Al-Ti-Ni-Co zengini çiftleri oluştuğunu belirlemişlerdir. Mekanik özelliklere ve korozyon direncine gelince, Ti 'nin hem 298 K hem de 366 K sıcaklıklarında korozyon direncini azalttığını

ve Ti 'nin lavas fazı gibi ince çökeltilerin oluşumu nedeniyle alaşımın mukavemetini arttırdığını tespit etmişlerdir. Cr katkı maddeleri Ti olmadan korozyon direncini artırır ve bundan kaynaklanan mekanik özellikler sırasıyla verilmiştir: 1857 MPa 'nın en yüksek kırılma mukavemeti ve AlCoCuFeTi alaşımının 1612 MPa 'lık yüksek bir akma dayanımı vardır.

Yurkova vd. (2019), mekanik alaşımlama ve spark plazma sinterleme yöntemi ile üretilen yüksek entropili AlCuNiFeCr alaşımın yapı oluşumu ve mekanik özellikleri üzerine bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Oluşan fazları, tane yapısını (yapısal dönüşüm) ve mekanik alaşımlama ve kıvılcım plazma sinterlemesi ile hazırlanan yüksek entropili alaşımın mekanik özelliklerini incelediler ve X ışını kırınım analizi, tarama ve iletim elektron mikroskopisi ve diferansiyel tarama kullanmışlardır. Nanokristalin yönteminin bir hacim merkezli kübik kristal yapısının oluşumuna yol açtığı ve yapının küçük nanoparçacıklara (60 nm 'den az) dönüştürüldükten sonra başlatılan, ancak mekanik alaşımlama sırasında çözünürlüğün yüksek olduğu ve mekanik yöntemlerin sınırlar ve sınırlı denge durumu türleri yerine katı çözeltilerin oluşumunu belirlemişlerdir. Kompozitin mikro yapısı, katı çözeltilerin bir yapısına ve yüzey merkezli kübik kafes yapısına sahip katı çözeltilerin ve (Fe, Cr)₂₃C₆ fazının dağınık sahip matrisi temsil ettiğini vurgulamışlardır. Spark plazma sinterleme yöntemi ile üretilen AlCuNiFeCr yüksek entropili alaşımların oda sıcaklığında basınç dayanımı 1960 MPa 'ya ulaşır ve 800 °C test sıcaklığıyla 110 MPa kadar düşer. Mekanik alaşımlama sırasında ve ısısının bir sonucu olarak, ilkel bileşenler yavaş difüzyon aktivitesine sahip elemanlara bağlı olarak katı bir çözeltisi olarak çözülmeye devam eder ve bu, mekanik alaşımlama sırasında aşamaları oluşturmak için difüzyonun doğasını doğruladığını vurgulamışlardır (Yurkova vd., 2019).

Moravcika vd. (2017), toz metalurjisi yöntemi ile üretilen CoCrNi orta entropili alaşımın mekanik ve mikroyapısal karakterizasyonu üzerine bir çalışma yapmışlardır. Spark Plazma Sinterleme (SPS) ve mekanik alaşımlama da mekanik özelliklerin sentezi ve sınıflandırılmasının yanı sıra oluşan mikroyapı ve kimyasal bileşim ve fazların incelenmesi ile orta entropili alaşımın (OEA) termal özellikleri üzerinde incelemeler yapmışlardır. Yapmış oldukları çalışmada sonuç olarak aşağıdaki verileri bulmuşlardır (Moravcika vb., 2017). Üretilen alaşımlar, döküm fazı tarafından üretilen

alaşımların aksine, bir faz içeren iki mikroskobik yapı içerir, bu soğutma koşullarına bağlı olabilir. Elde edilen mekanik özellikler şu şekilde ifade edilebilir: 652 MPa yüksek çekme akma dayanımı; 1024 MPa nihai gerilme mukavemeti; kırılmaya karşı çekme uzaması %25,9 ve 222 GPa 'lık elastik modülü. Kayma ile plastik deformasyon meydana gelmez, kayma çıkıklarının kesişiminin eşleştirme deformasyon mekanizmaları ile karıştırılmasıyla yapıldığını tespit etmişlerdir. Mikroyapı termal olarak kararlıdır ve nispeten yüksek olup MMC için ümit verici bir kararlı matris malzemesi verdiğini vurgulamışlardır.

Abdukadir vd. (2019), tarafından TiC ilaveli yüksek mukavemetli CrMnFeCoNi bazlı yüksek entropili alaşımların üretilebilirliğini incelenmişlerdir. Yüksek mukavemetli CrMnFeCoNi bazlı yüksek entropili alaşıma ve yüksek mukavemete farklı titanyum oranlarının eklenmesinin etkisini incelemeye, mekanik özellikleri ve ortaya çıkan yapıyı araştırmaya ve ayrıca mekanik özellikleri iyileştirmek için yeni yöntemlere odaklanmışlardır. CrMnFeCoNi alaşımının titanyum karbür ilavesinin en iyi yüzdesinin %5 olduğu sonucuna varmışlar, buradaki alaşımda, çekme alaşımının gerilme mukavemeti yüksek ve 723 MPa değere ulaştığını vurgulamışlardır (Abdukadir vd., 2019).

Xiaodong vd. (2018), TiC parçacık takviye edilmiş yüksek entropili alaşım FeCoNiCu matris kompozitleri üzerine çalışmaları yürütmüşlerdir. Üretilen numuneler aşağıdaki verilen testleri uygulamışlardır: diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC); Faz tipi ve mikroyapı X-ışını kırınımı (XRD); alan emisyon tarama elektron mikroskobu (SEM); enerji kırınım spektrumu (EDS). Mekanik özellikler üniversal çekme test makinesi ile analiz edilmiştir. Ayrıca kristal yapı ve detaylı mikroyapı transmisyon elektron mikroskobu (TEM) ile analiz edilmiştir. Sonuç olarak, Fe, geçici faz FeTi oluşturmak için Ti ile reaksiyona girdiğini tespit etmişler. FeTi 'nin (FeTi Fe + Ti) ayrışması ile meydana geldiğini belirlemişler. Ti takviye olarak mikron altı TiC parçacıkları oluşturmak üzere C ile reaksiyona girdiğini vurgulamışlar. Fe, C ötektoid reaksiyonu meydana geldiğini tespit etmişler. TiCp + Cw / FeCoNiCu sırasında, TiCp ve grafit düzensiz dağılmıştır ve titanyum karbür yapıda yüzey merkezli kübik kafes bulunduğunu vurgulamışlardır. Çekme geriliminin orijinal FeCoNiCu yüksek entropili alaşıma kıyasla %57,7 oranında iyileşti ve 566 MPa değere ulaştığını tespit etmişlerdir.

Bo. L vd. (2018), Ni-Cr-Fe-Ti alaşımının sıcak deformasyon özelliklerinin araştırılması üzerine bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Farklı deformasyonlar altında sıcak deformasyonun Ni-Cr-Fe-Ti alaşımı üzerindeki etkisi incelemişlerdir. Ni-Cr-Fe-Ti alaşımının sıcak deformasyon özellikleri göz önünde bulundurulmuştur Ni-Cr-Fe-Ti kombinasyonunun sıcak basınç davranışı farklı hazırlama parametrelerinden etkilendiğini rapor etmişlerdir. Ni-Cr-Fe-Ti kombinasyonunun kullanım kılavuzu, test çalışması belirtildiği şekilde oluşturmuşlardır. 0.3 değerinde yeterlilik sıcaklıkları 980-1030 °C 'yi ve gerinim hızı aralığı 0,01–1,03s – 1. Dinamik yeniden kristalleştirme taneleri 980 °C / 0,1s at 1 'de bulunabilir. İdeal sıcak şekillendirilebilirlik parametreleri gerinim oranlarında 0,01–0,15 s – 1 olur ve sıcaklıklar 930 'u uzatır. 1030 °C. Ek olarak, model tarafından belirlenen tanelerin hacim kısımları test bilgilerinin büyük ölçüde uygun olduğunu tespit etmişlerdir. Daha sonra, Ni-Cr-Fe-Ti kombinasyonunun uygulamasına önerilen dinamik model ile değerlendirilebileceğini belirtmişlerdir (Bo. L vd., 2018).

Anand vd. (2019), toz metalurjisi yöntemi ile hazırlanan Ti-Al-Ni-Co-Fe bazlı yüksek entropili alaşımların mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerine çalışma yapmışlardır. TiAlNiCo, TiAlNiFe ve TiAlNiCoFe gibi bileşimlere sahip alaşımları seçmişler, mekanik alaşımlama ve ardından Spark Plazma Sinterleme (SPS) yöntemi ile üretmişlerdir. TiAlNiCo, TiAlNiFe ve TiAlNiCoFe çok bileşenli bileşiklerin, Spark Plazma Sinterleme tarafından takip edilen temel tozların top işlenmesi yoluyla etkili bir şekilde düzenlendiği sonucuna varmışlardır. 8 saatlik işlemden sonra homojen karıştırma ve hacim merkezli kübik kafes yapısı aşamasının düzenlenmesi görölmüştür. SPS 'den sonra, XRD tasarımları önemli bir hacim merkezli kübik kafes ve küçük hacim merkezli kübik kafes yapısı aşamasının yakınlığını gösterdiğini tespit etmişlerdir. Mikroyapının, iki hacim merkezli kübik aşamasının TiC nanopartiküllerinin ince saçılımının yanı sıra ince bir saçılımını gösterdiğini belirlemişlerdir. TiAlNiCoFe bileşiği, 4-segmentli kompozit ile kontrastlı ince TiC nanoparçacıkları gösterdi, tembel yayılma nedeniyle orta derecede bir gelişme oranı gösterdi. Tüm kombinasyonlarda EDS kullanılarak üç ayrı yerde elde edilen temel organizasyonlar, bileşenlerin daha fazla veya diğer yandan daha az tutarlı bir şekilde taşındığını göstermektedir. Kompozitler üzerindeki TEM incelemesi, ultra ince dağınık iki hacim merkezli kübik aşamasının yakınlığını teyit eder. Vickers indikatörü

kullanılarak tahmin edilen kompozitlerin sertliği ayrıca 700 HV 'ye yakın değerlerle harika sonuçlar gösterir. Tüm alaşımlar oda sıcaklığında iyi bir sıkıştırma kalitesi (> 2 GPa) gösterdiğini tespit etmişlerdir (Anand vd., 2019).

Zhezhen vd. (2018), TiNiFeCrCoAl yüksek entropili alaşımları TiB₂-TiC bazlı kompozitler için yeni metalik bağlayıcılar olarak araştırmışlardır. Çeşitli seramik matrislerde (TiB₂, ağırlıkça %60 TiB₂-40 ağırlıkça TiC, TiC) metalik bağlayıcılar (ağırlıkça %10) olarak TiNiFeCrCoAl yüksek entropili alaşımların (YEA) kullanımını incelenmiştir. Ayrıca sinterleme, mikroyapı ve mekanik özellikler arasındaki ilişki tartışılmıştır ve aşağıdaki sonuçları çıkarmışlardır (Zhezhen vd., 2018). TiB₂-YEA ve TiC-YEA, yoğunluğunu 1550 °C sıcaklıkta %67 'ye kadar geliştirebilir, ancak (TiB₂-TiC-YEA), boyutuna bağlı olarak 1600 sıcaklıkta bunu yapabilir. Elde edilen numunelerin küçük tane boyutuna sahip olması nedeniyle yüksek sertlikleri vardır ve bu numunelerle karşılaştırıldığında farklı TiB₂ ve TiC sertlikleri ve bitişiklik sertliği etkiler. Numuneler yüksek kırılma tokluğuna sahiptir, ancak toklaşma mekanizmaları farklıdır. TiB₂-YEA ve TiB₂-TiC-YEA örnekleri için, çatlak sapmaları ve tane çekmesi yüksek kırılma tokluğuna katkıda bulunur. TiC-YEA örneği için muntazam mikro yapı göreceli yüksek kırılma tokluğuna yol açtığını tespit etmişlerdir.

3. YÜKSEK ENTROPİ ALAŞIMLARI

3.1 Entropinin Tanımı

Entropi bir sistemdeki düzensizlik olarak tanımlanır ve “S” simgesi ile gösterilmektedir. Bir sistem tamamı ile düzenli ise entropisi sıfır olmaktadır, fakat düzensizlik arttıkça entropide artmaktadır. Entropi kavramı, 19. yüzyılın ortalarında, termodinamiği (iki nesne arasındaki ısı değişimi süreçlerini veya gazların nasıl yayıldığını) ve sıcaklık, hacim ve basınç gibi değişkenleri açıklayarak ortaya çıktı (Frigg vd., 2010). Entropi, termodinamik işlem sırasında bir iş için gerekli enerji miktarını belirlemek amacıyla makinelerde, motorlarda, vb. güç dönüşüm cihazlarında kullanılan dinamik bir özellik olarak tanımlanabilir. Entropi, aşağıdaki denklemde ifade edilebilir:

$$dS = \frac{\Delta Q}{T} \quad (3.1)$$

Bu denklemde S entropi, Q ısı akışı ve T mutlak sıcaklıktır. Termodinamik entropi enerjinin sıcaklığa bölümüdür, birimi ise Uluslararası Birimler Sisteminde J/K'dir (Zhang vd., 2014).

Ludwig Boltzmann, 9. yüzyılda Entropinin istatistik mekaniğinin tanımı olarak geliştirdi (Gearhart vd., 1990). Bu, sistemin mikroyapı bileşenlerini inceleyerek ve istatistiksel davranışını inceleyerek yapıldı (Ruffa vb., 1982). Bir durumun meydana gelme sıklığı, makroskopik sisteme karşılık gelen muhtemel kısmi olayların sayısı ile verilmektedir. Aşağıdaki denklem olarak:

$$S = k \ln W \quad (3.2)$$

Buradaki k ($= 1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$), Boltzmann'ın sabitidir ve logaritma, doğal üs (e) olarak alınır (Zhang vd., 2014). Ancak alaşımlar için bunların enerjisi Gibbs 'in serbest enerjisi ile aşağıdaki denklem olarak ifade edilebilir:

$$\Delta G_{\text{karışım}} = \Delta H_{\text{karışım}} - T \Delta S_{\text{karışım}} \quad (3.3)$$

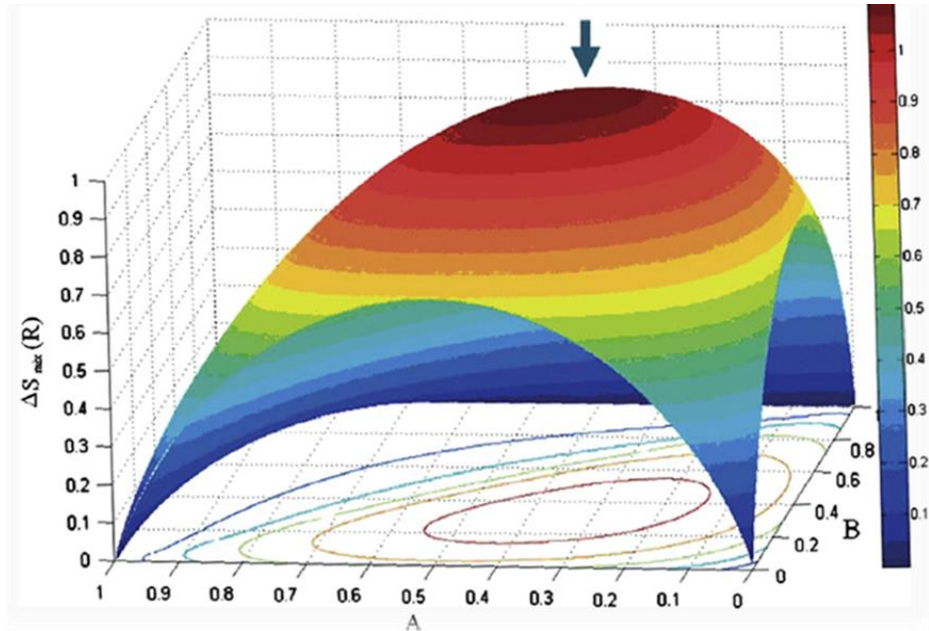
$\Delta G_{karisim}$, Gibbs 'in karışımın serbest enerjisi olduğu yerde, $\Delta H_{karisim}$, karışımın entalpisidir, $\Delta S_{karisim}$, karışımın entropisidir ve T , mutlak sıcaklıktır. Yukarıdaki denklem sırasında, eğer (ΔH karışımı) sabit kalırsa (sabit tutulursa) sistemin yüksek entropi sırasında düşük Gibbs serbest enerjisinin bir sonucu olarak kararlı hale geleceği sonucuna varırız.

Yüksek entropili alaşımlara sahip alaşımlar için, sabit N içeren rasgele katı çözelti için (bir dizi malzeme için), karışık entropinin yapılandırması aşağıdaki denklemde olduğu gibidir:

$$\Delta S_{karisim} = -R \sum_i c_i \ln c_i \quad (3.4)$$

Buradaki R ($= 8.31 J/K mol$), gaz sabitidir ve c_i , i. bileşenin molar içeriğidir. Karışımın konfigürasyon entropisi, eşit atomların alaşımlarında ve aynı zamanda eşkenar yanlarda maksimize edilir (Zhang vd., 2014) ve şöyle yazılabilir:

$$\Delta S_{karisim} = R \ln N \quad (3.5)$$



Şekil 3.1 Üçlü alaşım sistemi için kompozisyonun değişimi ile $\Delta S_{karisim}$ çizimi (Zhang vd., 2008)

Üçlü alaşımlar eşit molar oranlı üçlü alaşımlardır, $\Delta S_{mix} = 1.1 R$, üç alaşımlı için maksimum değeri gösterir. Şekil 3.1, karışımların entropi fonksiyonunu göstermektedir (Zhang vd., 2008). Füzyon durumunda malzemenin entropisi artar ve bu değer her zaman pozitifdir. Uzun vadeli bir katıdan türbülanslı bir yapıya geçerken, türbülans derecesi daha da artacaktır. Füzyon entropisi, ΔS_f sembolü ile gösterilebilir ve Gibbs serbest enerjisi normal faz değişimleriyle ilişkili olduğunda negatif olan J / mol K cinsinden ölçülebilir (Zhang vd., 2014). Füzyon entropisi, aşağıdaki denklemde ifade edilebilir:

$$\Delta S_f = \frac{\Delta H_L}{T_f} \quad (3.6)$$

ΔH_L füzyon ısısı veya gizli füzyon ısısı olduğunda, T_f erime noktasıdır. Saf metaller tek bir T_f değerine sahiptir, ancak alaşımlar bir katı T_s oluşum noktasına ve katı bir sıvı T_i 'ye dönüşme noktasına sahiptir ve bunlar arasında çelik ve sıvı arasında ortak olan karışımlar (fazlar) vardır ve eşit mol alaşımlarının entropi füzyon sabiti $\Delta S = 1,6 R$ 'dir. Saf alaşımlarda olduğu gibi $1R$ 'dir (Ruffa, 1982). Bunu daha fazla açıklamak için, yüksek entropili alaşımları için, bileşikler ve katılar arasındaki ve çoklu elemanlar arasındaki entropi farkı, izotropik kompozisyonun entropisi, $1,6R$. İzotopik çözeltinin entropisinin, düzenlenmiş faza oranı ve erimiş hal % 60 'tır, yani saf metalin sıvı ile katı hal arasındaki farktan daha büyük olduğu anlamına gelir ve bu, katı çözeltinin hidrojen hidroksit içindeki kararlılığını yüksek sıcaklıklarda mümkün kılar ve tahmin edilebilir kılar (Ruffa, 1982; Jien vd., 2014). Diğer bir deyişle, elementlerin sayısı arttıkça, rastgelelik artacak ve alaşım sisteminin serbest enerjisi azalacak ve tek bir faz katı çözeltisi oluşacaktır (Aijun vd., 2016).

Alaşımlardaki katı bir çözeltinin bile yüksek sıcaklıklarda rastgele bir katı çözeltiye dönüştürülebildiği bir gerçektir, ancak eğer metallerin termal içeriği varsa, entropi ve bunun yüksek sıcaklıklarda etkisini aşarak kararlı kalabilir (Ming vd., 2014). Yüksek molar deneme alaşımları ve entropi füzyon alaşımları arasındaki alaşımlar arasındaki fark yüksek olduğunda, yüksek entropi alaşımlarının payı yüksektir. Bununla birlikte, entropinin ve onun yapısının açıklaması çok karmaşıktır ve çalışılması gerekir. Bu analiz rastgeledir ve entropi, bulunduğu sisteme bağlı olarak pozitif veya negatif

olabilen elektronik ve manyetik titreşimler ve hareketlerle bir çizgi değişiminin varlığından etkilenebilir (Oriani, 2007).

3.2 Yüksek Entropili Alaşımların Tanımı

Yüksek entropili alaşımlar veya eşit atomik yüzdeye eşit (yaklaşık % olarak) beş veya daha fazla ana element içeren katı çözelti alaşımları olarak tanımlayabiliriz ve YEA olarak kısaltılabilir. Bu elementlerin her birinin YEA olarak %5 ila 35 arasında bir konsantrasyona sahip olduğu beş veya daha fazla metalik element, konsantrasyonunda %5 'in altında bir konsantrasyonda küçük elementler olarak adlandırılan ve karşıt elementlerde daha yüksek oranda ana elementler olarak adlandırılmaktadır (Danial vd., 2014). Fakat malzemede bir fark olmasına rağmen, alaşımların entropisinden oluşmaktadır (Miracle vd., 2005; Chikumba, 2015).

Yüksek entropili alaşımların (YEA) oluşumunun temeli, intermetalik fazlar veya diğer fazlar yoluyla katı bir çözeltinin oluşmasıdır. Yüksek entropili alaşımları (YEA), belirli konsantrasyonlarda karıştırıldığında katı bir çözelti oluşturan elementlerin seçilmesiyle tasarlanmıştır (Vincen, 1981). Yüksek entropili alaşımlar farklı metallerden yapılır (Al, Fe, Co, Ni, Cr, Mg, Zn, Cu) gerekli alaşımı elde etmek için birbirleri ile karıştırılır. Örneğin AlFeCoNiCr (Ming vd., 2014). Bu yüksek entropi alaşımları, alaşımların uygulanması ve geliştirilmesinde çok önemlidir (Knight, 1995).

3.3 Yüksek Entropili Alaşımların Tarihçesi

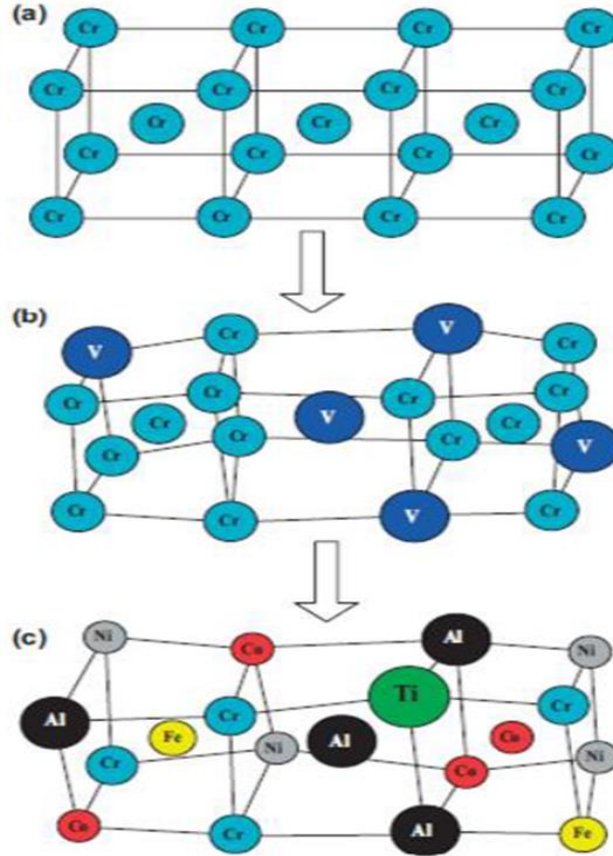
Yeni bir malzemenin eklenmesi ve herhangi bir malzemenin oranlarının değiştirilmesi veya özelliklerde değişiklik elde etmek için bir malzemenin çıkarılması, malzeme iki ana elementten oluştuğu için geleneksel alaşımların yapılması veya geliştirilmesi sürecinde kullanılan yöntemlerden biri olarak kabul edilir.

1. Yeni bir materyal geliştirmek ne kadar zaman alır?
2. Sistemin önemli bir bileşen olması, alaşımın bir uygulama için uygun olma olasılığını azaltır.

Geleneksel alaşımları anlamaya odaklanan ve keşfedilmemiş olan üç ve dört alaşımlarını açıklamaktadır. Vincent (1981) ve Knight (1995) bu alanı anlamaya çalışmışlardır (Danial, 2019). Gorse vd. malzemelerin kimyasal özelliklerini üzerine yapmış oldukları çalışmalarında kullanmış oldukları numuneleri çok bileşenli alaşımlar olarak tanımlamışlardır (Gorsse vd., 2018).

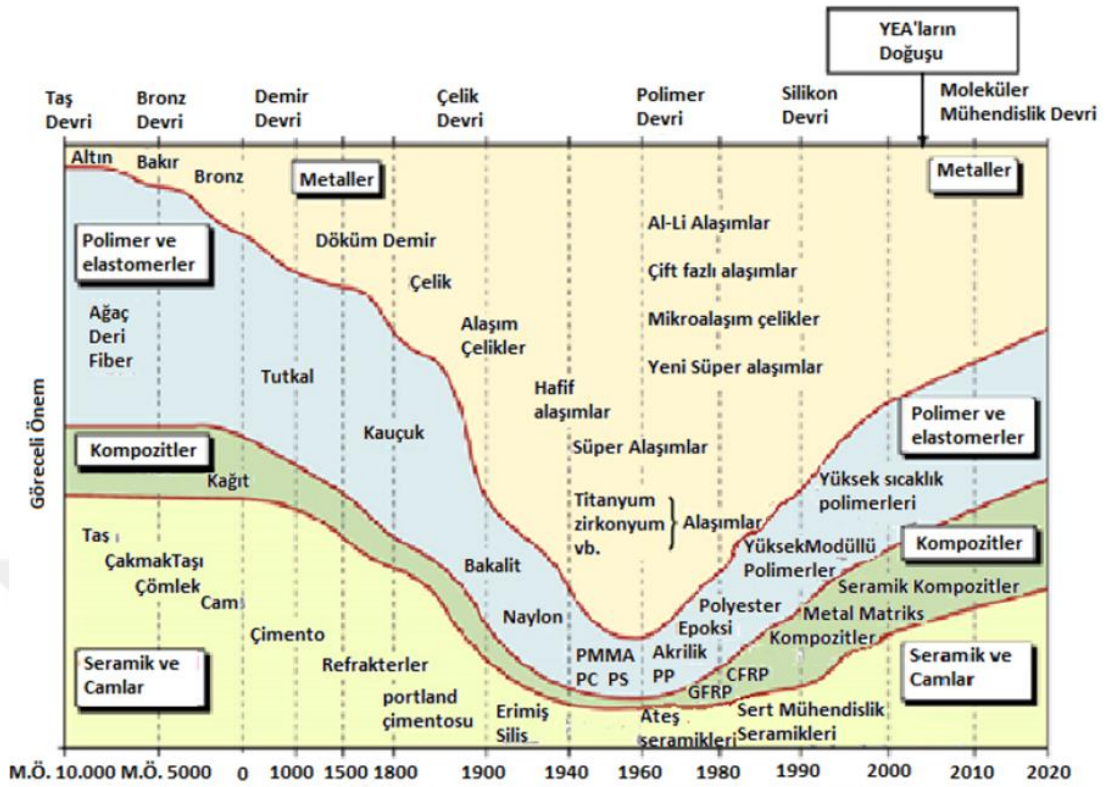
Alaşımların geliştirilmesi sırasında ve 5000 yıldan daha uzun bir süre önce, bakır ve bronz kullanılmış ve tüm uygarlıklarda başarılı olmuşturç. O zamandan beri, sadece 12 'den az element biliniyor olmasına rağmen, aynı yaklaşım alaşımları geliştirmek için uygulanmıştır. Malzemelerin özelliklerini geliştirmek için küçük veya farklı miktarlardaki elementlerin başka elementlere eklenmesini keşfetmişlerdir (Tian vd., 2015). Bu yöntem (alaşıma hafif bir karışım elementlerinin eklenmesi) yaygın olarak geliştirilmiştir (Novak vd., 2019). Fakat alaşım, on ikinci element içermesine rağmen, alaşımın ana bileşenini olan bir elemente sahip olduğunu rapor etmişlerdir (Tian vd., 2015).

Yüksek entropili alaşımların adı ilk kez 2004 yılında bilim adamı Yeh tarafından tanıtılmıştır. Burada küçük (mikro) bir yapıdan üretilen bir alaşım ve bu adla (YEA) oluşan çoklu bileşenleri adlandırılmıştır (Danial, 2014). 2004 yılından sonra, ince yapısı ve değişen performansı nedeniyle yoğun bir konu haline gelmiştir (Tsai vd., 2013). Bu alaşımlar (YEA) birbirine karışan elementlerden oluşur ve diğer alaşımlardan farklı olarak neredeyse eşit oranlarda atomlara sahiptir (Cantor, 2004). Şekil 3.2. 'ye bakıldığında, tek bir alaşım elementinin ve yüksek entropili alaşım yapısının diferansiyel kompozisyonunu gösterdiğine dikkat ediniz (Zhang vd., 2008). Son zamanlarda, YEA, bilim adamları tarafından tartışma konusu haline gelmiştir ve bu alanla ilgilenmişlerdir, çünkü çok bileşenli alaşım sistemlerinin ve fazlarının termodinamiği ve hareketi hakkında hiğbir bilgi yoktur (Zhang vd., 2014).



Şekil 3.2 Tek bir elemente ait (a), geleneksel alaşım (b), yüksek entropili bir alaşım ait (c) kafes yapısının şematik gösterimi (Zhang vd., 2008)

Yukarıda bahsedildiği gibi, yüksek entropili alaşımlara bir element ekleyerek malzemelerin mukavemet, elektriksel direnç, termal ve manyetik özellikler, atomik boyut, mikroskobik yapılar, vb. gibi farklı özelliklerini geliştirmek için eşit oranlarda atomlarla hazırlanmaktadır (Shun vd., 2010; Xu vd., 2015). Ayrıca, AlCoCrCu0.5FeNi alaşımını yüksek entropi elementlerinden oluşan bir örnek olarak almak için deneysel çalışmalar yapmışlardır (Middleburgh, 2014; Huo vd., 2015). Elektro termal uygulamalarda kullanım için yüksek oksidasyon direncine sahip olanlar veya üstün korozyon direncine sahip olanlar dahil olmak üzere çeşitli YEA tipleri geliştirilmiştir (Murty vd., 2014). Termodinamik, kinetik ve yayılma davranışının yanı sıra yeniden kristalleşme ve sistem oluşumu için gereken aktivasyon enerjisinin davranışı da incelenmiştir (Alotaibi, 2017). Şekil 3.3, seramik malzemelerin, polimerlerin, metallerin ve on bin yıl öncesine dayanan tüm kompozit malzemelerin evrimini göstermektedir (Liu vd., 2013).



Şekil 3.3 YEA'nın doğuşunu işaret eden mühendislik malzemelerinin tarihsel gelişim diyagramı (Liu vd., 2013)

18. yüzyılın sonunda, Franz Karl-Ashard, 1788 Fransız grubunda, YEA 'a ortak 5 ila 7 element içeren çok bileşenli alaşımların alaşım sistemi ve 900 'den fazla alaşım oluşumları hakkında kapsamlı bilgi sağladığını bilmediğini açıklamıştır. Demir, bakır, kalay, kurşun, çinko, bizmut, antimon, arsenik, gümüş, kobalt, platin ve aynı zamanda üçüncül, dördü, çift, beşgen alaşımları vb. değişimleri için öngörülemeyen alaşımlar tasarlanmıştır (Smith, 1963). Yirminci yüzyılın sonunda, Birleşik Krallık 'ta, Brian Kantor vd. (2000) tarafından, çalışmalar geleneksel alaşımları etkilemiştir ve sonlandırılmaya başlamıştır. Şekil 3.4, YEA ile ilgili araştırmaların sayısını göstermektedir (Yeh, 2013).

Araştırmanın keşfi, yayılması ve külçe teşviki devam etmiştir. 2002 yılında, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Dergisi, çok bileşenli izotonik alaşımlar hakkında yayımlar yapmıştır (Cantor vd., 2004). 1995 'te JW Yeh tek başına çalışmış ve çok bileşenli alaşım dünyasını keşfetmiş ve daha sonra 1996 'da ekibi, 5-9 elementten oluşan YEA yayını yaklaşık 40 yöntemle eritmiş ve ardından 2013 yılına kadar 89 tezden oluşan

ekibiyle keşfetmişlerdir. YEA 'ın bileşimi ve üretim metotlarının yanı sıra farklı özelliklere sahip malzemeler için doktora çalışmaları yapılmıştır (Yeh, 2013).



Şekil 3.4 YEA alanında yıllar göre yayın sayısı

İngiltere 'deki Sanayi Devrimi sırasında alaşımlar, farklı niteliklere sahip çeşitli yeni malzemelerin üretimi için ana teknolojilerden birini oluşturmaktadır. Demiryolları, tekneler ve gaz türbinleri gibi birçok uygulama üretmek için kullanılmıştır. 1930 'larda Amerika Birleşik Devletleri'nde, 60 yıl boyunca malzemelerin gelişmesi ve metal camlar ve yarı kristalin gibi çeşitli alaşımların üretimi ile süper alaşımlar geliştirilmiştir (Danial vd., 2017).

3.4 Yüksek Entropili Alaşımlarda Dört Ana Etki Faktörü

“Çekirdek etkisi” terimi bazen yüksek entropili alaşımların etkilerini ifade etmek için kullanılır. Bunlar arasında şunlar bulunur: yüksek entropi etkisi, kafes bozulma etkisi, halsiz difüzyon ve “kokteyl” etkileri (Yeh vd., 2006). Kokteylin etkisi diğer üç hipotezden farklıdır ve bu hipotezler 12 yıl süren çalışmalara dayanarak toplanmıştır.

3.4.1 Yüksek Entropi Etkisi

Serbest sıkıştırma kuralına göre, bilim adamları daha yüksek bir entropinin, mineral sayısından ziyade katı bir çözelti oluşumu üzerinde etkili olacağını, faz sayısının P

olarak ifade edilebildiği ve denklemin yazılabileceğini öne sürdü (Jien vd., 2004). Aşağıdaki gibi:

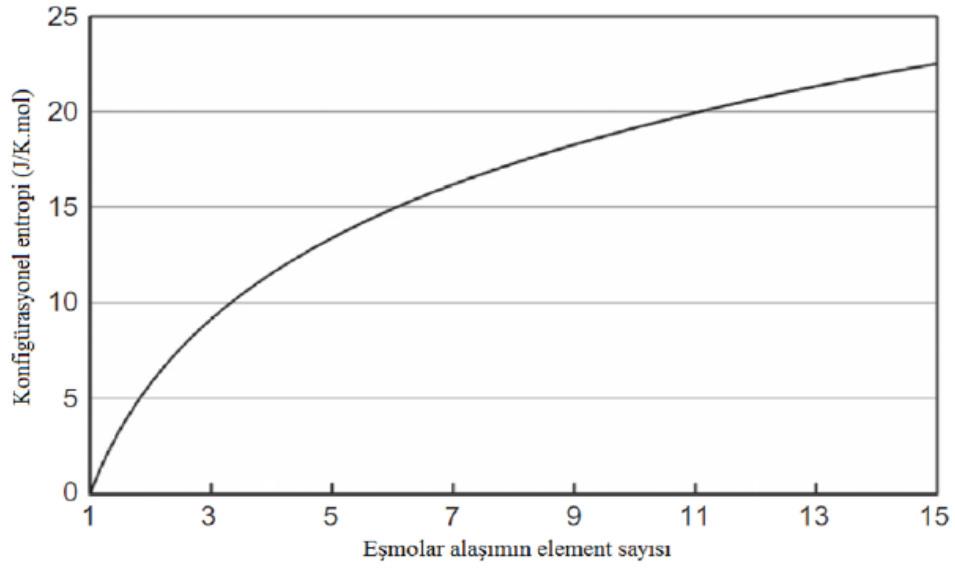
$$P = C + 1 - F \quad (3.7)$$

Burada, “C”, bileşenlerin sayısını ve “F”, serbestlik derecesini belirtir. 6 bileşenli bir sistemde 7 denge durumunun elde edilebileceği ve basıncın sabit olması gerektiği anlamına gelir. Bununla birlikte, tüm malzemeler, atomları dengesiz olan ara bileşiklerin katı çözeltileri olmayacak, ancak sadece kesin olarak seçilmiş YEA, çok sayıda metalik bileşik yerine katı bir çözelti olacaktır (Zhang vd., 2014). YEA, katı çözeltinin ve mikroskobik yapıların bileşimi ve geliştirilmesi üzerindeki önemli entropi etkisinden sonra adlandırılırlar, bu da onları çok basit hale getirir (Jien vd., 2004).

Denklem (3.2) 'ye (termodinamik denklem) atıfta bulunarak, H (entalpi) ve S (entropi)' nin denge durumuna doğrudan etkisi gözlemlenebilir ve belirlenebilir. Entropi, denk (3.5) 'e göre hesaplanabilir. Elementlerin sayısının artırılması entropiyi artırır, bu da serbest presleme enerjisini azaltır ve katı bir çözüm oluşturur (Yeh vd., 2006). Şekil 3.5., eşkenar alaşımdaki elementlerin sayısı arttıkça karışımın entropisindeki değişimi göstermektedir (Murty vd., 2014).

Başka bir konseptte, yüksek entropi yalnızca YEA 'a (beklenen) bağlanır, çünkü alaşımlar eşit değildir ve 5 veya daha fazla elemente sahiptir. İdeal formülasyon entropisi ile saf metallerin entropi füzyonu arasındaki karşılaştırmaya göre ara bileşikler oluşturmak için katı bir çözelti oluşturma olasılığı daha yüksektir (Jien vd., 2004; Murty vd., 2014).

Denge durumunun çelikte karıştırmak için çok az serbest enerjiye sahip olduğunu belirten ikinci termodinamik yasasına göre, birden fazla olası rekabet örneği olmasına rağmen, üç olası aşama arasında, yani ilk aşama ve amorf arasındaki ayrılma aşaması arasında rekabet vardır. Bileşikler ve çözelti aşamaları. Çelik, alaşım sırasında en düşük erime noktasının altında kalmaktadır (Yeh, 2013).

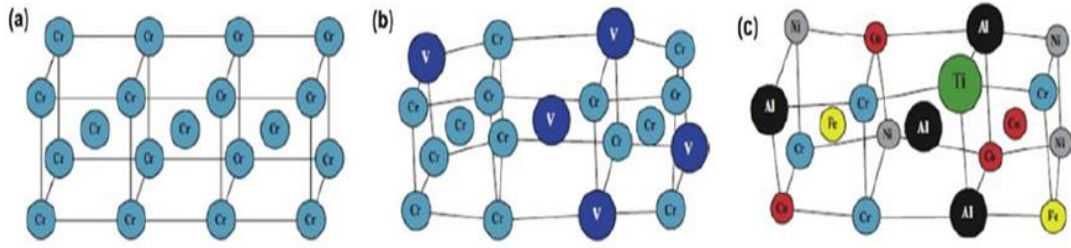


Şekil 3.5 Katı çözeltili durumdaki eş molar alaşımın element sayısına bağlı düzenlenme entropisi. (Murty vd., 2014)

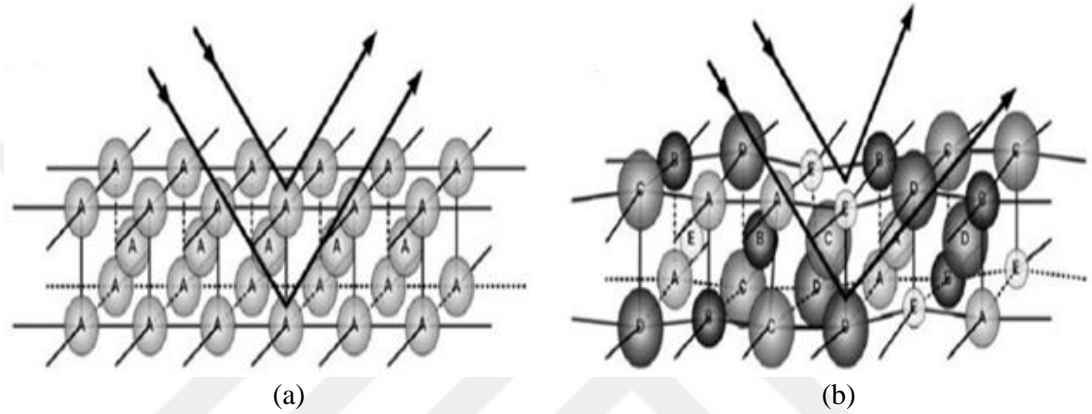
3.4.2 Şiddetli Kafes Bozulma Etkisi

YEA 'ın birkaç farklı elementten oluştuğu ve bu elementlerin farklı ebatlarda ve farklı formlarda olabileceği bilindiğinden, büyük ebatların daha fazla alana ihtiyaç duyması ve bunun için de bileşenler arasında hasar meydana gelmiş (deformasyon) olabilir. Bu hareket (büyük iyonların baskısı ve küçüklerin gerilimi) güçlü iç strese yol açmaktadır (Şekil 3.6). Sadece kılcal ağı etkileyen boyutlar değil, aynı zamanda aralarındaki enerjinin boyutu (bağ), çünkü güçlü bağlar zayıf bağların aksine kısa mesafeli olmayı tercih eder ve böylece ağın gerilme enerjisini artırır. Bu tek etki değil, stres alanının ve ağı üzerinden tekdüze olması, iyonların hareketini azaltmak için YEA tarafından yerel bir stres üretilmesine neden olur ve bu da difüzyonu yavaşlatır. Bu deformasyonun incelenmesi alaşımın kararlı olup olmadığını belirlediği için çok önemlidir, alaşım elementlerinin distorsiyon enerjisi kristal yapısının kompozisyon enerjisinden daha yüksek ise, alaşım kararsız olacaktır ve kafes yapısı sonunda şekilsiz olmaktadır (Zhang vd., 2004; Ming vd., 2014).

Alaşım elementlerindeki artış, kılcal ağın deformasyonunda bir artışa ve röntgen sapmasına neden olur. Bu nedenle, çok bileşenli alaşımların röntgeninin, aynı koşullar altında daha az element içeren alaşımlardan daha az kırınımına sahip olmasının nedeni ortaya çıkarmaktadır (Jien vd., 2007).



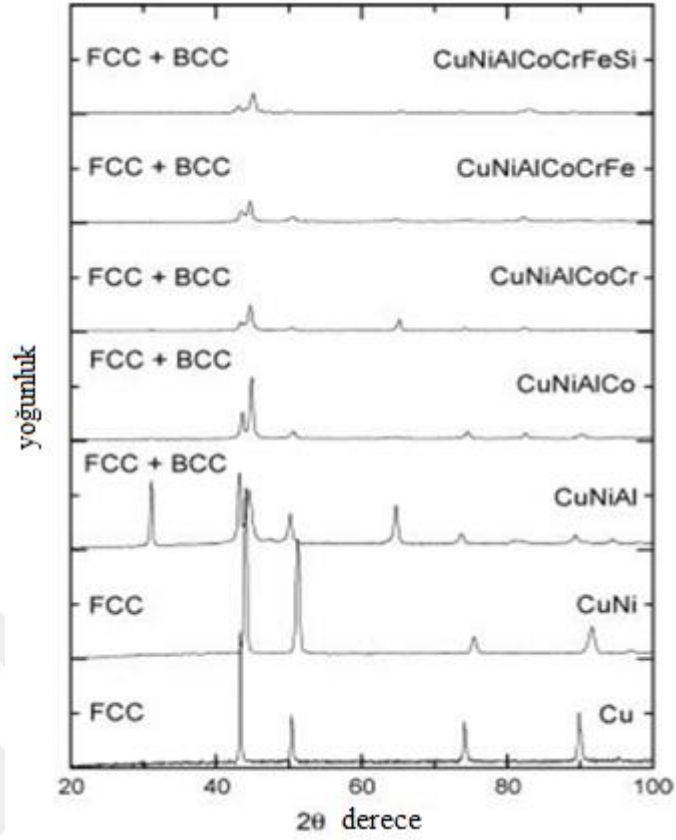
Şekil 3.6 a) bir element (Cr), b) iki element (Cr, V) ve c) atomların rastgele dağıtıldığı altı element (Cr, Ni, Fe, Co, Al, Ti) bulunan bir hacim merkezli kübik kafesinin şematik gösterimi (Zhang vd., 2004)



Şekil 3.7 a) bir elemanlı kafes ve b) çok elemanlı kafes üzerindeki X-ışını kırınımı (Zhang vd., 2004)

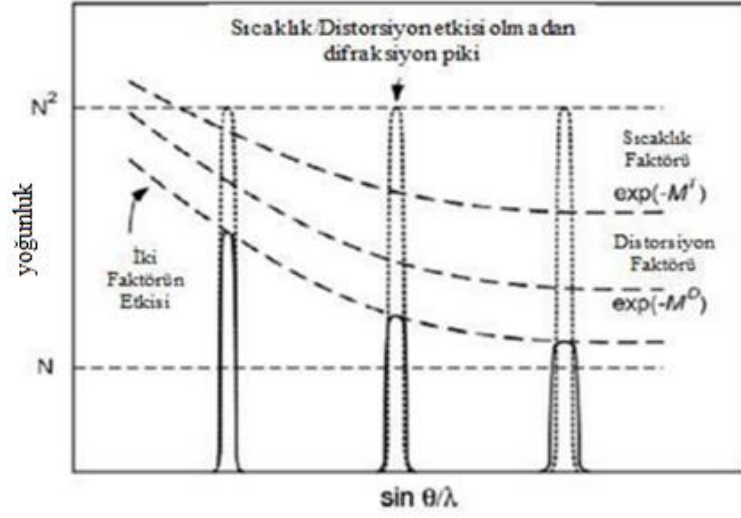
Şekil 3.7 incelendiğinde, tepe noktaları yüksek entropili alaşım olduğu ve daha yüksek açılardan düşük açılardan daha yoğun olduğu söylenen ve daha fazla sayıda bileşene sahip alaşımlar için mukavemetini düşürmektedir (Jien vd., 2007).

Bununla birlikte, X-ışını difraksiyonunun yoğunluğunun e^{-MT} 'den daha düşük olduğunu belirten Debye-Waller etkisinden dolayı sıfır olmayan sıcaklıkta yoğunluk düşüktür (burada MT Debye-Waller sıcaklık faktörüdür). MT $(\sin \frac{\vartheta}{\lambda})^2$ ile orantılıdır. Burada ϑ , X ışını ışınının açısıdır ve λ dalga boyudur, bunun nedeni sıcaklıktaki artış, bu da X ışınlarını azaltır (X ışını yoğunluğu), ancak sonuç olarak ve sıcaklık dikkate alındığında, X ışını yoğunluğu beklenenden çok daha düşüktür (Jien vd., 2007).



Şekil 3.8 Ni, Al, Co, Cr, Fe veya/ve Si ile oluşan alaşımların X-ışını kırınım desenleri (Jien vd., 2007)

Beklentiler daha sonra başka bir faktör önerildikten ve kılcal distorsiyonun etkisinin hesaba katılmasıyla üretilen verilere benzer hale geldi ve bu diğer faktör, e^{-MT} 'nin ısı faktörü ve Debye ile benzer olduğu X ışını kırınım varyasyonunun yoğunluğudur. Wave distorsiyon faktörü $(\sin \frac{\theta}{\lambda})^2$ ile orantılıdır. Şekil 3.8., kırılma tepe noktalarının yoğunluğunun yerleşimini doğrusal bir işlev olarak göstermektedir (Jien vd., 2007).

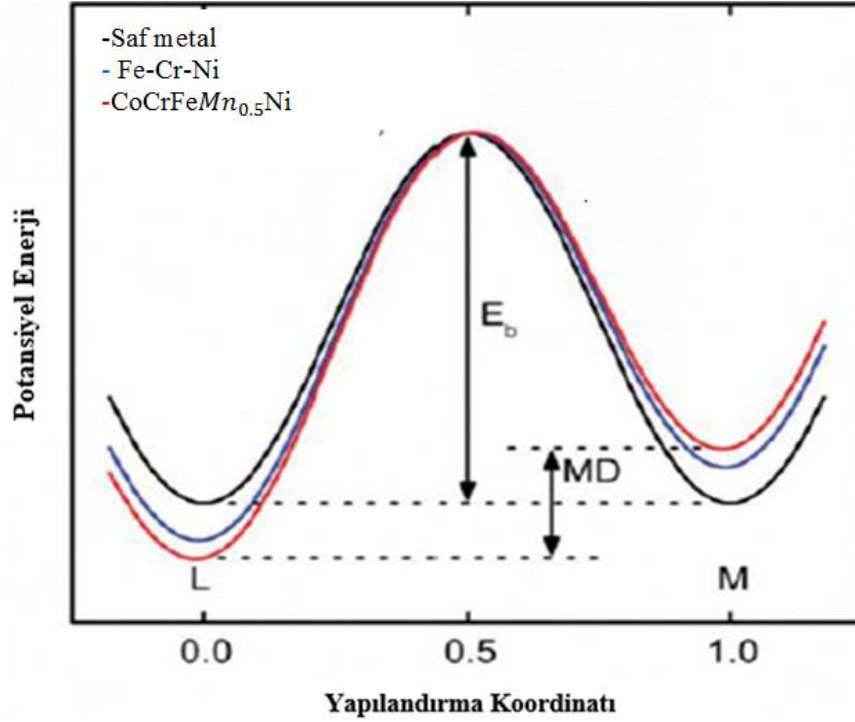


Şekil 3.9 X ışını kırınım yoğunluğu üzerindeki sıcaklık ve bozulma etkilerinin şematik gösterimi (Jien vd., 2007)

3.4.3 Yavaş Difüzyon Etkisi

Gibbs serbest enerji denklemi sırasında entropinin mutlak sıcaklıkla (genellikle alaşımın erime sıcaklığı) çarpılmasıyla hesaplanabilir ve bu dikkate alınmalıdır. Sıcaklık düştüğünde, YEA 'ın faz dönüşümlerine maruz kalır veya soğutma sırasında ara bileşiklerin yeniden düzenlenmesi veya çökertilmesine neden olur, ancak yavaş soğutma ilerlemesi sırasında yayılmaya dayanan faz ayrılması önlenir ve yayılma, aynı zamanda, saf metal ve paslanmaz çelik alaşımında da oluşabilir. Denklem $(\tau_{(YEA)} > \tau_{ss} > \tau_{pm})$ burada $\tau_{(YEA)}$, YEA için karakteristik difüzyon süresi, paslanmaz çelikler için τ_{ss} ve saf metaller için τ_{pm} 'dir. Bu etki iki katkıdan kaynaklanmaktadır (Jien vd., 2004; Zhang vd., 2004). Bu etki, iki nedenden dolayı ortaya çıkmaktadır. Birinci olarak, atomların hareketinin değişmesi ve hareket sırasında atomların oluşum farkının, ikinci olarak ise farklı atomlar ve farklı yerel potansiyeller arasında bir bağlantıya yol açmasıdır. Örneğin, bir atom yerel enerjisinin düşük olduğu bir yere atlıyorsa (farklı yerel potansiyel), olasılık düşük olacaktır, tuzağa düşecek ve orada uzun süre kalacaktır. Öte yandan, bir atom yerel enerjisinin yüksek olduğu bir yere atlırsa, orijinal yerine geri dönmesine yardımcı olacaktır. Her iki durumda, yayılma yavaştır, ancak bu, geleneksel alaşımlarda gerçekleşmez, çünkü atomların enerjisi çevrelerine benzer, yani tüm atomların enerjisinin neredeyse aynı olduğu anlamına gelmektedir (Zhang vd., 2004; Ming H.T vd., 2014).

Potansiyel enerjideki (MD) ortalama fark, hareket zorluğunun ifadesidir ve sıfır saf metal olacaktır (Şekil 3.10). Üç farklı sistemin tam enerjisinin bir diyagramını gösterdiği ve ağ üzerinden iki bölge arasındaki mesafenin bir fonksiyonu olarak ifade ettiği bu gösterimin şeması, L, Göçten önceki ve sonraki atomların yerlerini ifade eder. Saf metallere ayındır ve Eb sembolüyle L 'den M 'ye saf metale geçmek için gereken enerjiyi sembolize eder.



Şekil 3.10 Üç farklı alaşım için bir Ni atomunun hareketi sırasındaki potansiyel enerji değişiminin şematik diyagramı: saf metal (siyah), Fe-Cr-Ni (mavi) ve YEA alaşımı CoCrFeMn0.5Ni (kırmızı) (Ming vd., 2014)

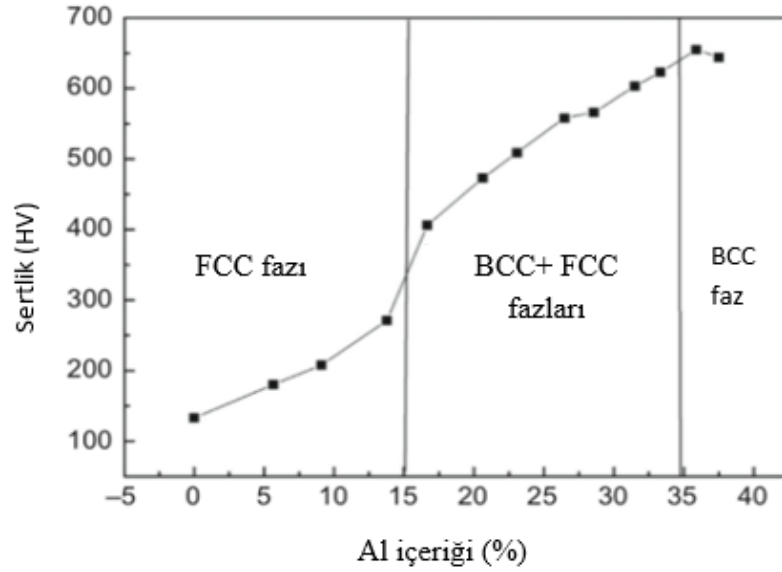
Diğer iki alaşım için simetri kaybolur ve $\frac{MD}{2}$, $Ea = Eb + \frac{MD}{2}$ için atomun L bölgesinden M'ye hareket etmesi için aktivasyon enerjisi Ea artar ve atomun başka bir şekilde hareket etmesi için $MD/2$ için $Ea = Eb - \frac{MD}{2}$ düşürülmüştür. Böylece, bu alaşımlarda, M pozisyonu metastabildir ve atomların L pozisyonuna atlamaları için daha yüksek bir şans vardır, çünkü enerjisel olarak daha elverişlidir (Ming vd., 2014).

İkinci etki, bazı elementlerin düşük MD aktivitesi veya düşük yerel enerjiye sahip olması nedeniyle, farklı elementlerin farklı alaşımlardaki YEA 'ın difüzyon hızıdır. Faz kayması ve bununla ilişkili yavaş hareketin yavaş yayılma hızından sorumlu

olması için birçok eleman hareket etmelidir. Bu difüzyon(yavaş), alaşımlara YEA 'a, yüksek sıcaklıklar ve kristal yapının stabilitesi için daha iyi kuvvet dâhil olmak üzere çeşitli avantajlar sağlar ve ayrıca difüzyon ve sürünme direncine bir engel görevi görmektedir (Ming vd., 2014).

3.4.4 Karışım Etkileri

Çoklu elemanların yüksek entropili alaşımın bir sonucu olarak, ortaya çıkan özellikler tahmin edilemez olabilir. Monolitik alaşımların aksine, özellikler, elemanlar arasındaki etkileşimden ve ağın deformasyonundan etkilenir. Yeh (2006), bu etkiyi, yapı fazının yükselirken yüzey merkezli kübik kafesten hacim merkezli kübik kafese değiştiğini gösteren elementlerin ($Al_xCoCrCuFeA$) oluşturduğu alaşım üzerinde göstermiştir.



Şekil 3.11 $Al_xCoCrCuFeAl$ alaşımındaki bileşen elementlerin etkileşimi ile ortaya çıkan kokteyl etkisi (Yeh, 2006)

3.5 Yüksek Entropili Alaşımların Üretim Yöntemleri

İki farklı şekilde yüksek entropili alaşımları üretmek mümkündür. Bu yöntemler aynı zamanda ilgili dalları da içermektedir. Bu yöntemler aşağıda verilmiştir.

3.5.1 Geleneksel Alaşım Üretim Yöntemleri

Yeni işlemciler çoklu anahtar elemanların imalatına girmiştir ve bu teknolojiler hızlı sertleşen ve karmaşık mekanik alaşımlardır (Davis, 1990). Bunlar, aşağıdaki yöntemlerden biri kullanılarak da üretilebilir. Bu yöntemler; erime direnci, metal tozu, elektrik ark eritme, hızlı sertleşme, mekanik döküm veya indüksiyon eritme (Lu vb., 2015). Ark eritmeye gelince, sızdırmaz argon gazı yapısında meydana gelir ve sonra erimiş elementleri atar, böylece bakır ve gümüşün erimesi veya dökülmesi zorluğu, bu elementlerin birbirleriyle birleşme eğiliminde olmaları ve izole olma eğiliminde olmaları anlamına gelmektedir. Diğer elementlerden toz metalurjisi metodu için, örneğin, AlCo alaşımı kireçlenme eğilimindedir (Senkov vd., 2010). Mekanik alaşımlama metodu, tüm bileşenleri bir araya getirilir ve karıştırma işlemi gerçekleştirilir (Chen vb., 2004).

Lityum ve magnezyum gibi alaşımları hazırlamak için mekanik alaşımlama ve döküm yöntemi kullanılır (Chen vb., 2004; Cantor, 2014). Mikro-yapının iyileştirilmesinin önemli olduğu, briketlerin ark eritilmesi ve dökülmesi gibi geri kalan yöntemlere gelince, termal ve yenilenebilir işlemlerde, eritme yöntemini kullanarak alaşım üretiminde (CrMnFeCoNi) yüksek saflıkta hammaddeler kullanılabilir. Bundan sonra, oda sıcaklığında soğuk şekillendirme ve ara sıra haddeleme işlemine maruz kalır, burada alaşımlar yeniden kristalleştirmeden sonra paralel bir yapıya sahiptir (Senkov vd., 2010).

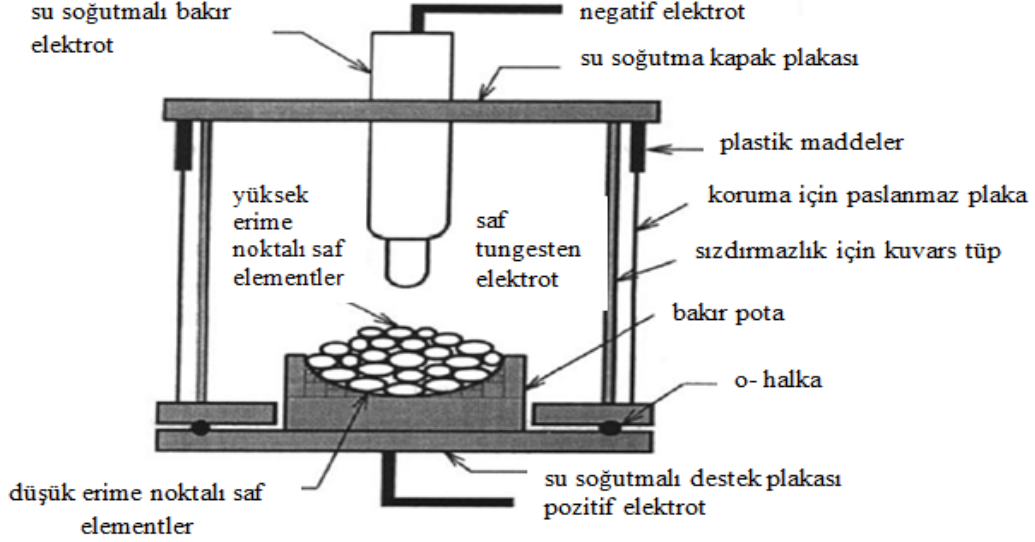
3.5.2 Yüksek Entropili Alaşımları Üretmek İçin Özel Yöntemler

Yüksek alaşımı birkaç şekilde hazırlamak mümkündür ve hazırlama yöntemleri de sınıflandırılır. Hazırlama yöntemleri şunları içerir:

3.5.2.1 Sıvı halinden hazırlama

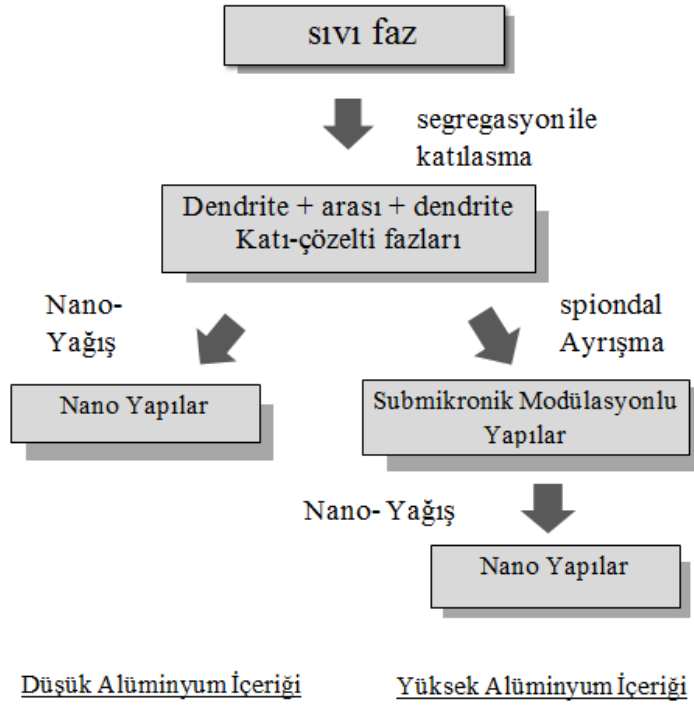
Sıvı halde yüksek entropili alaşımları hazırlamak için yaygın yöntemlerden biri, erime yöntemidir, çünkü alev sıcaklığı 3000 °C 'nin üzerinde çok yüksektir ve Şekil 3.12 'de fırının çekilmesini göstermektedir. Bu yöntem ile, metaller sıvı halde karıştırılabilmektedir (Guo vd., 2012). Ancak erime metodu, hızlı bir şekilde

buharlaşan bazı elementler için uygun değildir, çünkü bileşikleri kontrol etmek zordur. İndüksiyonla ısıtma, bu durumda genellikle en iyisidir.



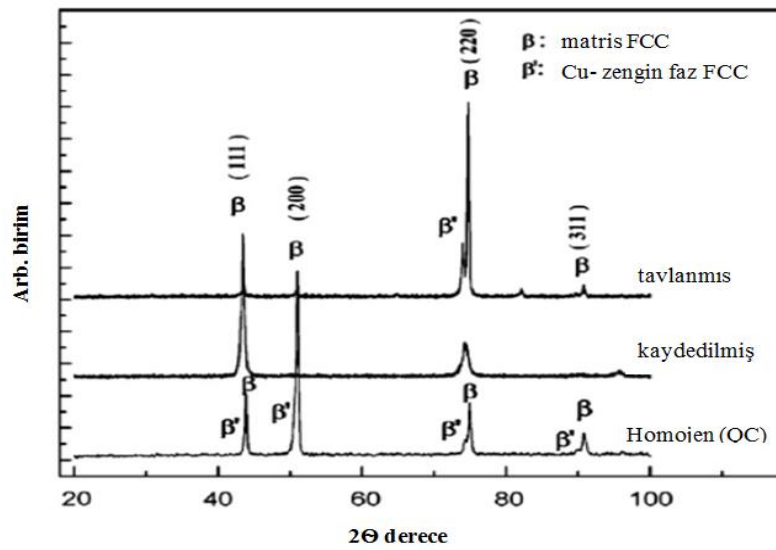
Şekil 3.12 Ark eritme yönteminin şematik bir diyagramı (Guo vd., 2012)

Şekil 3.13 incelendiğinde soğutma işlemleri sırasında bir $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ 'nin (x ile 30) x 'lik bir alaşımının enerjisini göstermektedir (Tong vd., 2005). Bir kabın yüksek oranda alüminyuma sahip olması durumunda alaşımın sinodal ayrışması meydana gelir ve bu sonuçta modüle edilmiş bir submikron yapı ortaya çıkmaktadır. Düşük A alaşımlarından ($\text{Al}_{0.5}\text{CoCrCuFeNi}$) oluşan bir desen Şekil 3.13 'tedir (Tsai vd., 2010). Çeşitli işlemlerde (tavlama, haddeleme, homojenlik) gösterilir. 1173 k 'da tavlama işleminden sonra ve 5 saat sonra, faz oluşumu büyük ölçüde arttırıldıysa, Cu-zengin yüzey merkezli kübik kafes yapısı daha güçlü hale gelir (Şekil 3.14). Bridgman katılaşması veya Bridgman-Stockbarger yöntemi (Distanov vd., 2002; Volza vd., 2002). Tek kristal külçelerini yetiştirmek için kullanılan bir tekniktir. Bu yöntem sırasında, malzeme erime noktasının üzerinde ısıtılır ve daha sonra bir tohum kristalinin bulunduğu kabının bir ucundan yavaşça soğutulur. Tohum materyali ile aynı kristalografik oryantasyondaki tek bir kristal tohum üzerinde büyütülür ve aşamalı olarak kabın uzunluğu boyunca oluşturulur. Bridgman yöntemi, belirli yarı iletken kristalleri üretmek için kullanılır ve yatay veya dikey bir geometride gerçekleştirilebilir. Bridgman yöntemi, Czochralski işleminin yapıldığı yarı iletken kristalleri üretmek için popüler bir yoldur (Walkera vd., 2002).



şekil 3.13 Al_xCoCrCuFeNi alaşım sisteminin farklı alüminyum içerikleri ile soğutulması sırasında faz oluşum dizisinin gösterilmesi (Tong CJ vb., 2005)

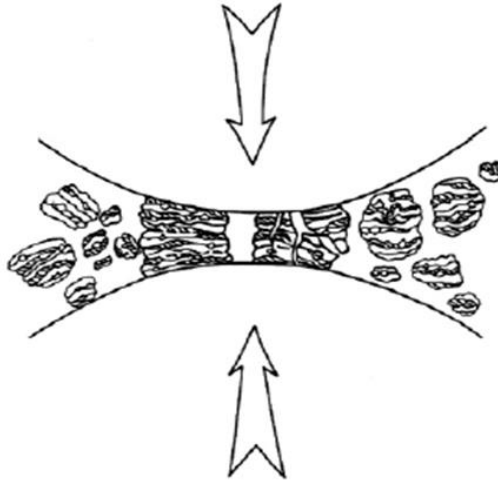
YEA 'da kaplama imalatı için bir termal püskürtme teknoloğisi uygulanmıştır. Bu işlemdede malzeme eriyene kadar yavaş yavaş ısıtılır ve termal püskürtme tabancası düzleştirilir ve ince trombositler oluşturmak için yüzeyine vurur. Daha sonra, püskürtülmüş parçacıklar soğutma sırasında substrat üzerinde birikir ve bu şekilde yapışkan bir yapı oluşur (Zhang vd., 2011).



şekil 3.14 Üç durumda Al_{0.5}CoCrCuFeNi alaşımının XRD desenleri. QC: su sındırme (Tong vd., 2005)

3.5.2.2 Katı çözeltili hazırlama

Mekanik alaşımlama yeniden yapılandırılmış soğuk kaynaklama, çatlama ve toz parçacıklarının yeniden kaynaklanmasını içerir (Murty, 1998; Suryanarayana vd., 2001). Mekanik alaşımlama üç aşamada gerçekleşir. Başlangıç olarak, bileşik malzemeler bir bilye tesisinde birleştirilir ve ince tozlara öğütülür. Sıcak izostatik pres işlemi daha sonra tüm paket süresine bağlanır ve tozları sinterlenir. Son sıcaklık işlem organizasyonu, kullanılabilir herhangi bir soğuk sıkıştırma sırasında ortaya çıkan mevcut iç kaygıları ortadan kaldırmaya yardımcı olur. Mekanik alaşımlama prosedürü, yüksek ısı türbini keskin kenarları ve diğer havacılık parçaları için uygun bileşikleri etkili bir şekilde sunmaktadır. Mekanik alaşımlama yönteminin şematik gösterimi Şekil 3.15 'de verilmiştir.

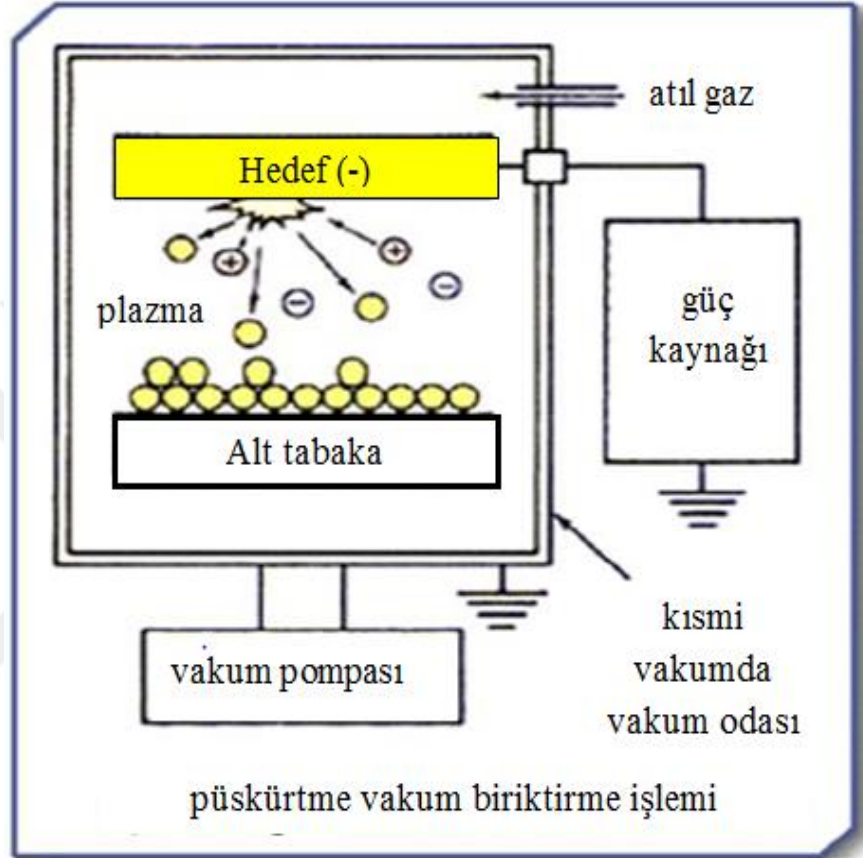


Şekil 3.15 Mekanik alaşımlama için şematik (URL-1)

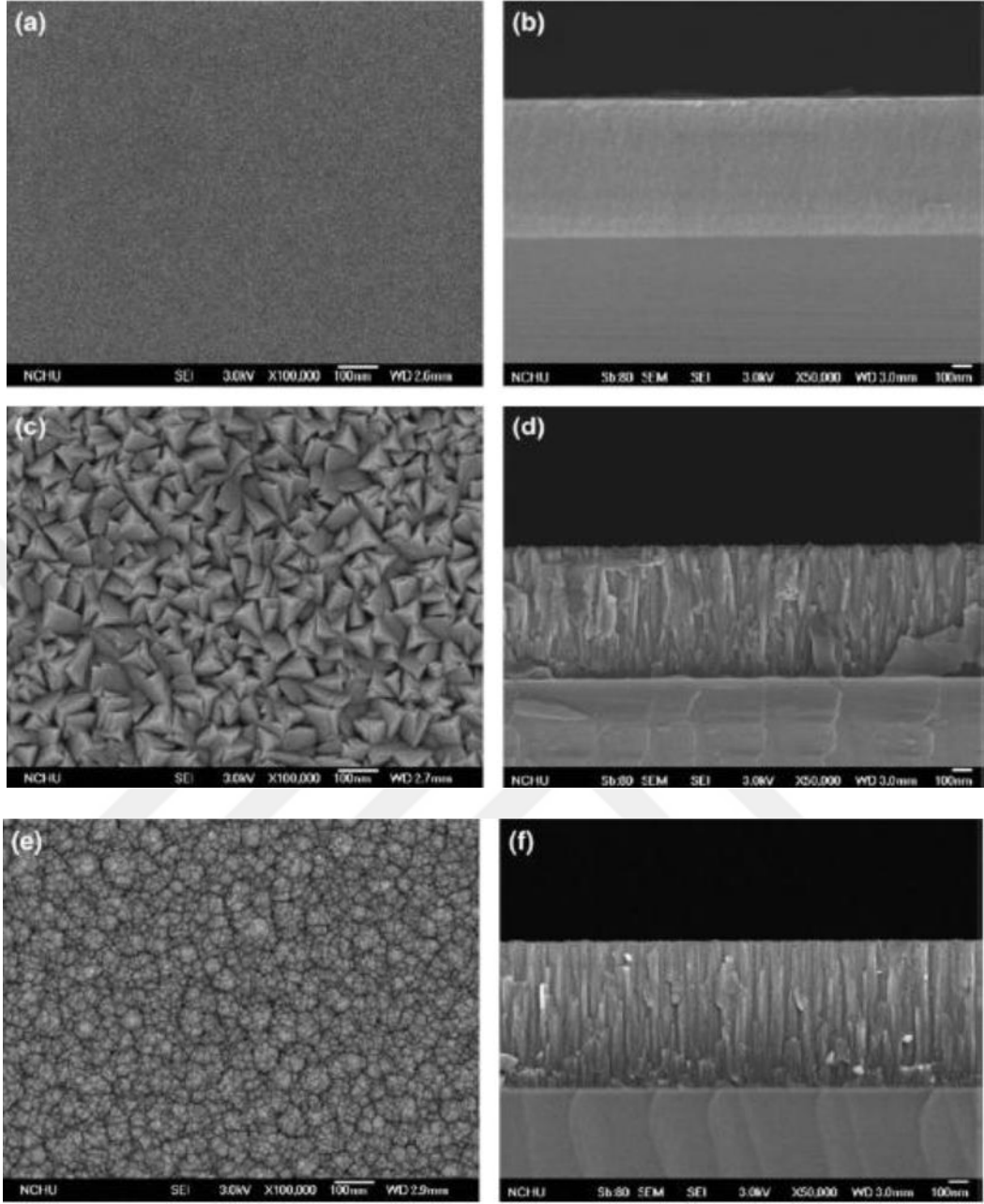
3.5.2.3 Gaz çözeltili hazırlama

YEA tribolojik uygulamalar olarak kullanmak için, (Guo vb., 2012), Şekil 3.16 'da (Dolique vd., 2011) gösterilen püskürtme sistemini kullanarak (AlCrTaTiZr) Nx çok parçalı kaplamaları üretmişlerdir. Mekanik özellikler, sürünme uygulamaları, şekil verme aletleri ve (AlCrTaTiZr) Nx kaplamaların çeşitli N maddeli kaplamaların arayüz tutuşları açıklanmıştır. N₂ ile (N₂ + Ar) akış oranının (RN), püskürtme ifadesi arasında genişlemesiyle, (AlCrTaTiZr) Nx kaplamaları, şekilsiz bir aşamadan nano-kompozit olarak, en sonunda bir kristalin nitrür yapısına dönüşmektedir. Kaplamaların

ihtiyaca göre sertliği 13 GPa 'dan yaklaşık 30 GPa 'ya kadar yükselmektedir (URL-2, 2017). RN =% 0 ile depolanan belirsiz kaplamanın plastik çarpımı, kesme gruplarının düzenlenmesi ve genişlemesi ile devam ederken, ayırma egzersizleri, RN =% 10 ve % 30 ile kaydedilen kristalli nitrit kaplamaların bozulma davranışı göstermektedir.



Şekil 3.16 Püskürtme yönteminin şematik bir diyagramı (Dolique vd., 2011)



Şekil 3.17 Farklı N₂-toplam akış oranları (RN) ile depolanan (AlCrTaTiZr) N_x kaplamaların SEM yüzey morfolojileri ve kesitsel mikro yapıları: (a) yüzey ve (b) RN =%0 için kesit; (c) yüzey ve (d) RN =%10 için kesit; (e) yüzey ve (f) RN =%30 için enine kesit (Chang vd., 2010)

4. KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit malzemeler, kompozit olarak da adlandırılabilir iki veya daha fazla malzemenin (takviye, dolgu maddeleri, vb.) bir kombinasyonudur. Bu malzemeler fiziksel ve kimyasal özelliklerde farklı olan iki malzemenin yapılıp, ancak birleştirildiğinde farklı bir malzeme elde edilir ancak bu onların özlerini kayb ettikleri anlamına gelmez. Kompozit malzemelerin faydaları, karbon fiber gibi mukavemet ve sertliklerinde yatmaktadır. Örneğin, mukavemeti büyüktür ve stres ve elyaf yoğunluğuna direnci daha düşüktür. Kompozit malzemeleri diğer malzemelerle karşılaştırırken yoğunluk ikincisinden daha düşüktür. Kompozit malzemeler her yönde aynı boyuttadır. Partiküllerden tamamladığınız kompozit malzemeler, sürekli liflerden daha zayıf ancak daha ucuzdur (Piyoosh vd., 2013).

Birleşik malzemeler, ABD 'de hafif, yüksek mukavemeti ve yüksek sertliği nedeniyle temiz enerji üretiminde önemli bir teknoloji olarak tanımlanmıştır. Ulaşım sektörünü ve enerji üretme ve yenilenebilir enerjiyi artırma ve ayrıca yakıtların depolanmasını ve taşınmasını iyileştirme yeteneğine sahiptir, ancak bu tür uygulamalara ulaşmak için maliyet ve enerji hedeflerine ulaşmak için gelişmiş teknoloji ve teknikler gerektirir (Quadrennial Technology Review, 2015). Kompozit malzemeler iki bölüme oluşur: takviye (lifler, parçacıklar, folyolar veya dolgu maddeleri) ve matrisler (polimerler, metaller ve seramikler). Matrisler takviye sağlar. Takviye ve işlevi tüm matrisin mekanik özelliklerini geliştirmektir (Rahul, 2017).

4.1 Kompozit Malzeme Türleri

Kompozit malzemeler iki tipte sınıflandırılabilir.

4.1.1 Matris Türüne Göre Sınıflandırma

4.1.1.1 Metal matrisli kompozit malzemeler

Bu kompozitler metale bir matris olarak sahip oldukları için bu adla adlandırılmıştır. Tipleri arasında alüminyum matris, magnezyum matris ve titanyum matris bulunur.

Karbon veya silikon karbürün takviye olarak kullanılabilmesi mümkündür ve bu özelliklerin artırılması veya azaltılması gerektiğinde. Örneğin, silikon karbür eklenirken metallerin mukavemeti artabilir, elektrik iletkenliği ve termal genleşme katsayısı azalabilir (Autar, 2006).

Bu bileşiklerin özelliklerinden biri, alaşımlarının benzersiz özellikleri olabilmeleridir. Örneğin, titanyum ve alüminyum gibi hafif veya düşük yoğunluklu metallerle takviye edilmiş bileşikler yüksek özgül mukavemet içerir. Takviyeli grafitin ısıl genleşme katsayısı çok azdır. Metal-matrisli kompozitler, nem hassasiyeti, yüksek elektriksel ve termal iletkenlik, ayrıca aşınma ve yorulma direnci gibi polimer-matrisli kompozitlerden daha üstün özelliklere sahiptir (Autar, 2006).

4.1.1.2 Polimer matrisli kompozit malzemeler

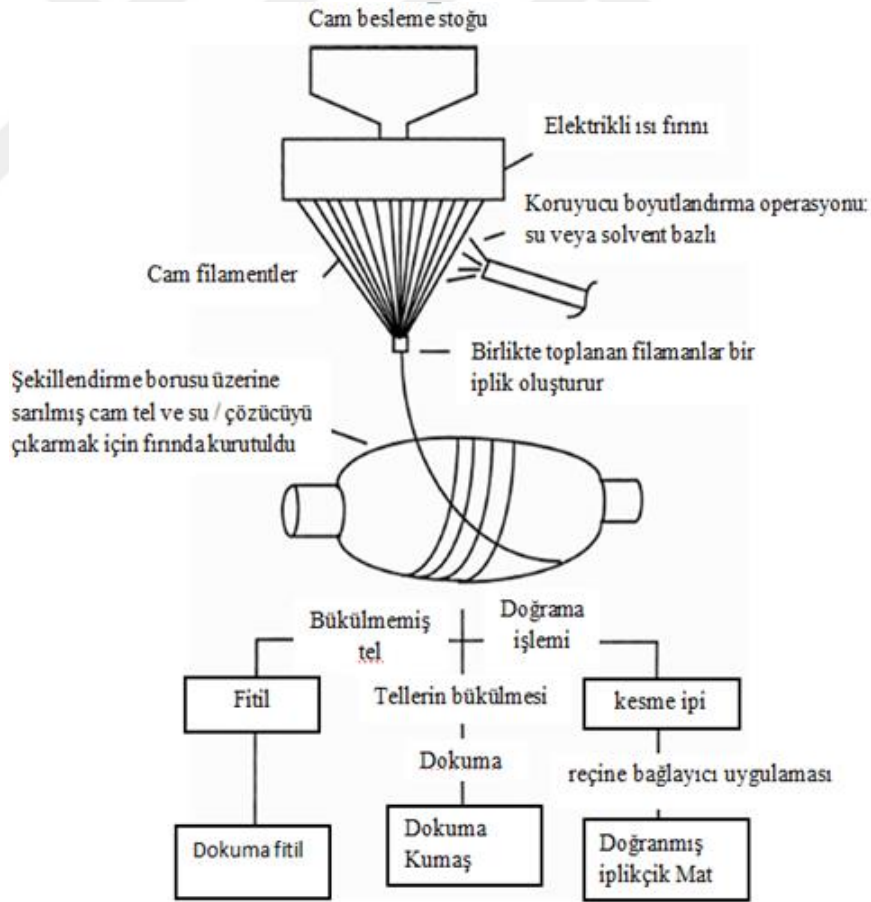
Polimerik esaslı kompozit malzemeler en önemli kompozit malzemelerden biri olarak kabul edilir ve bunlar lifler tarafından desteklenen (epoksi, polyester, üretan) oluşmaktadır. Türleri (grafit, aramid ve bor), burada grafit / epoksiden oluşan bileşik hafif baz çeliğinden en az beş kat daha iyidir (Zhang vd., 2011). Isı toleransına göre üç bölüme ayrılabilir (Klárová, 2015).

- Termoplastik
- Termosetler
- Elastomerler

Polimerik kompozitler kullanmanın avantajlarından biri, basit oluşumları ve düşük maliyetleridir. Polimer matris kompozit malzemelerin takviye elyaflarındaki farktan dolayı, cam elyafları örnek olarak alıyoruz ve üretimini ve avantajlarını açıklıyoruz. Bu liflerin, en önemlileri düşük maliyet, yüksek mukavemet, yüksek kimyasal direnç gibi çeşitli avantajlara sahip oldukları için polimerik esaslı kompozit malzemelerin takviyesi sırasında en yaygın olduğu yerlerde gerilme direncini, düşük yorulma direncini, yüksek özgül ağırlığı ve düşük elastik modülü azaltır (Autar, 2006). Cam elyaf, E cam dahil olmak üzere çeşitli tiplere ayrılabilir ve elektrik üretimi ve yapısal

uygulamalar gibi diğer kullanımlar için kullanılır. İkinci tip, yüksek oranda silikon içeren ve Eglass 'ın aksine yüksek sıcaklıklarda gücün yüksek kaldığı ve havacılık endüstrisinde de kullanılan yüksek sıcaklık gerektiren uygulamalarda kullanılan S camdır (Autar, 2006).

Fiberglas, Şekil 4.1 'de gösterildiği gibi üretilir ve burada fiberglasın genellikle erimiş olduğu bilinmektedir (Partridge vd., 1989). Ve bu erimiş kum, kireçtaşı ve alüminyum karışımıdır, daha sonra 1400 °C 'lik bir sıcaklıkta fırına girer, bu sırada belirli bir sıcaklıkta sabit kalır. Daha sonra yaklaşık 10 um çapında ısıtılmış bir platin alaşımından geçer ve daha sonra filamanları 25 m /s 'ye kadar yüksek bir hızda çeker ve daha sonra lifleri haşıl çözeltisiyle (bağlayıcılardan, yağlayıcılardan ve kuplajdan karıştırılarak) ayırır. Antistatik, ajanlar) çizmeden önce, daha sonra bir tüp formunda oluşturmak için çeker (Autar, 2006).



Şekil 4.1 Cam elyaf üretimi (Matthews vd., 1994)

4.1.1.3 Seramik matrisli kompozit malzemeler

Bu isimle adlandırılmıştır, çünkü lifle güçlendirilmiş bir seramik matrisine ve bu matrisin türleri alümina, kalsiyum alümino, silikat gibi lif türleri silikon karbid veya karbondur (Autar, 2006). Seramik esaslı kompozitler, sertlik, düşük yoğunluk, yüksek mukavemet, vb. gibi diğerlerinden ayıran avantajlara da sahiptir. Ancak genel olarak, gerginlik veya basınç altındaki seramiklerin kırılma direnci düşüktür, ancak bir lifle takviye edildiğinde, artar. Kırılma direncine sahiptir ve yüksek mekanik özellikler gerektirdiğinde bu tip bir bileşik kullanır (Autar, 2006).

4.1.1.4 Karbon-karbon kompozit malzemeler

Bir karbon matrisinden oluşur ve karbon fiberlerle takviye edilmiştir. Bu bileşikler, 3315 santigrat dereceye kadar çok yüksek sıcaklıklar gerektiren ve grafit liflerden 20 kat daha güçlü olan uygulamalarda kullanılır (Klein, 1986; Chawla, 1993). Karbon takviyeli kompozit malzemeler ve karbon matris, düşük sıcaklıklara ve yoğunluğa, düşük sürünme, yüksek termal iletkenliğe, yüksek kırılma katsayısına, yüksek yorulma direncine, yüksek gerilme mukavemetine ve sıkıştırmaya sahiptir. Dezavantajları arasında çok yüksek sıcaklıklarda yüksek maliyet ve oksidasyon ile düşük kayma mukavemeti bulunmaktadır (Strife vd., 1988).

4.2 Kompozit Malzemelerin Avantajı

Kompozit malzemeler, diğer malzemeler gibi, onları diğer malzemelerden ayıran bir özelliğe sahiptir. Bazen onları ön plana çıkaran bazı özelliklere sahiptirler ve bunlar aşağıdakileri içerir (Rahul, 2017).

- Yüksek mukavemet: Kompozit malzemeler, belirli bir yönde güçlü oldukları yerlerde üretilir ve mukavemetleri, her yöne kuvvetler için tasarlanmış bu alüminyum ve çeliği aşmaktadır (Rahul, 2017).
- Hafiflik: Kompozit malzemeler hafiflikleri ile karakterize edilir ve şu anda kullanılan budur ve yoğunluğun azaltılması hızı arttırmak veya hareket etmeye

başlamak için gereken yakıtı azalttığı için uçak ve arabaların üretiminde seçilir. Kompozit malzemeler ahşap ve diğer bazı minerallerden daha hafif olabilir.

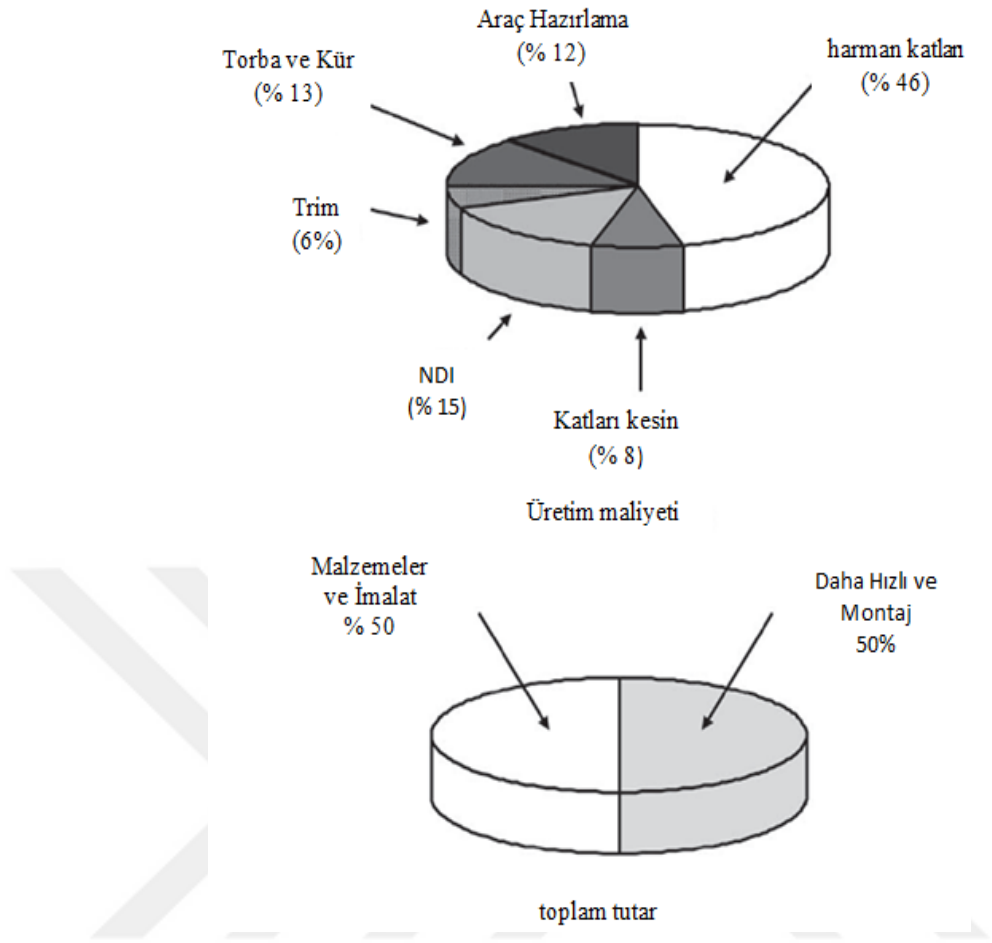
- Korozyon direnci: Hava, sıcaklık veya kimyasal reaksiyonların değiştirilmesi söz konusu olduğunda, kompozit malzemeler yükleme veya depolama sırasında çarpışma veya yük değişikliğine karşı direnciniz olduğu için en iyi seçimdir (Rahul, 2017).
- Yüksek darbe mukavemeti: Çatılar ve basınçları emme kabiliyetine sahip oldukları için çatı, uçak kanadı, bina vb.
- İletken olmayan: Kompozit malzemeler elektriksel olarak iletken değildir, yani stabildirler, ancak kompozit malzemelerle birleştirilmesi gerekiyorsa, elektrik iletken malzemeler üretmek mümkündür (Rahul, 2017).
- Boyutsal kararlılık: Kompozit malzemeler hava koşullarından etkilenmediği için, yani genişlemez, küçülmez ve nem veya kuraklıktan etkilenmezler, uçak kanatları yapmak için iyi bir seçenektir.
- Tasarım kolaylığı: Kompozit malzemeleri diğer malzemelerle karşılaştırıldığında, gerekli şekillere göre şekillendirmenin daha kolay olduğunu görüyoruz ve bu tasarımcılara her şeyi tasarlama özgürlüğü veriyor. Kompozit malzemeler, tasarımı zor şekillerle tasarlandıkları için tekne endüstrilerinde kullanılmaktadır (Rahul, 2017).
- Kompozit malzemeler, bir grup alet veya cihazın makinede değiştirilebileceği parçaları azaltan başka bir özelliğe sahiptir. Bu özellik bakım kolaylığı ve süresinin azaltılması için kullanılabilir (Rahul, 2017).
- Kompozit malzemeler, mineraller içerdiği için manyetik bir özelliğe veya manyetik iletkenliğe de sahip değildir.

- Düşük ısı iletkenliği: Kompozit malzemeler soğuktan veya ısıdan etkilenmediği için iyi bir ısı özelliği vardır. Bu yüzden pencere, kapı ve panel gibi binalarda birçok uygulamada kullanılırlar (Rahul, 2017).
- Güç ve ağırlık oranı.
- Mukavemet-oran-ağırlık: Bazı malzemeler güçlü ve ağır, bazıları güçlü ve hafif ve kompozit malzemeler güçlü tipindedir, bu da onları uçak üretimi için ve inşaat tek yönlü tasarım gerektirdiğinde bile iyi bir seçim haline getirmektedir. Diğer malzemelerin eklenmesi ağırdır, bu da kompozitleri güçlü ve hafif oldukları için iyi bir seçim haline getirir, şimdi en yüksek güç / ağırlık oranına sahiptir (Rahul, 2017).

4.3 Kompozit Malzemelerin Dezavantajları

Kompozit malzemeler, diğer malzemeler gibi, sahip oldukları avantajlar karşılığında bazı dezavantajlara sahiptirler. Bu dezavantajlardan biri, bir şey yapmak için kompozit malzemelerin birleştirilmesinin pahalı olması, yani hammaddenin pahalı olması ve üretimin çok fazla ekipman gerektirmesidir. Şekil 4.7 'de malzemelere ek olarak üretim için gerekli maliyetleri göstermektedir. Kompozit malzemeler ısı ve nemden etkilenir (Campbell, 2010). Kompozit malzemeler, yükleme yolları pabuçlar ve bağlantı parçaları kadar karmaşık olduğunda kullanılamaz, çünkü uçağın dış yönlerinde etkilenebilir, hasar görebilir veya ayrılabilmesi ve onarımının yüksek bir maliyet gerektirdiği için zayıf mukavemete sahiptirler (Campbell, 2010).

Düşük termal sıcaklıklar liflerin özelliklerini büyük ölçüde etkilemediğinden, sıcaklık kompozit malzemelerin mekanik özelliklerini etkiler. Yüksek sıcaklıklara gelince, matrisin özelliklerini etkilemektedir. İşlenmiş camın (Tg) işlem sıcaklığı, yüksek sıcaklıklar için reçine seçimini bilmek görevinin en önemli uygulamasıdır (Campbell, 2010). Nem aynı zamanda kompozitlerin mekanik özelliklerini de etkiler, çünkü donma ve çözülme dönüşü sırasında nem genişlediğinde matris kırılabilir. Ayrıca ısı dalgalanmaları sırasında buhara dönüştürülebilir (Campbell, 2010).



Şekil 4.2 Kompozit malzeme maliyetleri (Campbell, 2010)

Kompozit malzemelerde başka hasarlar da meydana gelir. Örneğin, imalat sırasında, önceden ambalajlanmış kağıt gibi bazı yabancı malzemeler kalıpta kalabilir, Montaj sırasında, yanlış parçaların işlenmesi ve yanlış takılması sonucu deşarjlar meydana gelebilir. Servis sırasında, forkliftlerin veya düşen aletler düşük hızlarından dolayı hasara neden olabilir ve çatlak küçük başlasa bile, yükleme yorgunluğu nedeniyle daha büyük hale gelebilir ve sorun yaratabilir (Campbell, 2010). Kompozit malzemelerin gerekli tüm özellikleri; şekillendirilebilirlik, korozyon direnci, birleşme kabiliyeti, uygun fiyat, tokluk ve mukavemet vermesi şart değildir (Piyoosh vd., 2013).

4.4 Kompozit Malzemelerin Uygulamaları

Kompozit malzemeler, uzay, ulaşım, inşaat, deniz ürünleri, vb. dâhil olmak üzere çeşitli endüstrilerde yer almaktadır. Daha pahalı olmasına rağmen, diğer yandan daha dayanıklı ve daha verimlidir. Örneğin, karbon fiberleri kullanırken, maliyetle

mukavemet ve hafifliği dikkate alır. Ağırlık önemli değilse, ucuz cam elyafları kullanmak mümkündür.



5. TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi (TM), toz halinde bulunan karbon, saf metaller, seramik ve plastik malzemelerin belirli oranlarda karıştırılması sürecine dayanmaktadır. Oluşturulan karışım daha sonra belirlenen basınç altında prese maruz bırakılır. Partiküllerin temas yüzeyleri arasındaki bağı kuvvetlendirmek ve istenilen özellikleri sağlamak amacıyla, "sinterleme" adıyla bilinen ısıtma işlemine tabi tutulur. Bu ısıtma işlemi kullanılan metal tozlarının ergime noktasının altındaki bir sıcaklık değerinde yapılır (Yavuz ve Güner, 2002). Karışım halindeki toz için, karışımdaki en yüksek ergime noktasına sahip tozun ergime sıcaklığı baz alınarak işleme tabi tutulur (Anık vd., 1999; Delarbre vd., 2018). Toz parçacıkları tek bir taneden oluşur. Bu taneler düzenli kristal yapıda olabilecekleri gibi amorf yapıda da olabilirler. Taneler aynı zamanda tek kristalli tek bir tane yapısında olabileceği gibi çok kristalli tane yapısına da sahip olabilirler. Metal tozlarının üretim yöntemleri, tozlara ait birçok özelliği belirlememizi sağlar. Bu nedenle kullanım alanlarına göre farklı yöntemlerle üretilen tozlar, parça imalatında kullanılabilirler (James vd., 2015). Alaşımların kurulumunu ve üretimini ve ekonomik sanayileşmeyi kontrol etme yeteneği, toz metalürjisini çeşitli uygulamalarda en iyisi yapmaktadır. Buna ek olarak, sürekli gelişmekte ve döküm gibi farklı aşamalarda üretime giren malzemelerin israfını azaltan veya önleyen üretim yöntemi olmaktadır (Yavuz, 1996).

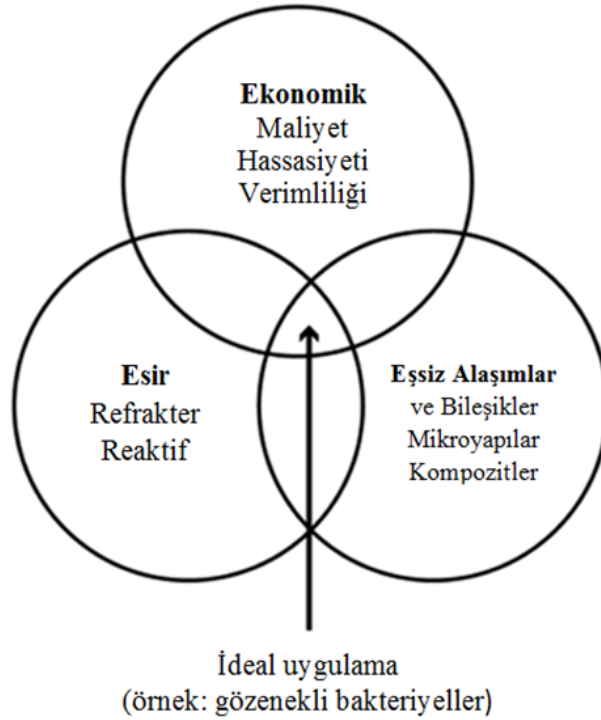
Şekil 5.1 'de toz metalurjisi tekniğini kullanmanın ana nedenlerini gösterilmektedir. Bazı uygulamalar yüksek hassasiyetli parçalara sahip olduğundan ve bu, örneğin otomobil parçaları yaparken büyük bir maliyet gerektirdiğinden, parçaların %70 'i toz metalürjisinin imalatına müdahale eder. Eşsiz mikroskobik yapıya gelince, gözenekli filtreler ve (titanyum-hidroksiapatit) ve dağınık güçlendirilmiş alaşımlar gibi işlevsel olarak sınıflandırılmış malzemeleri içerir. Diğer uygulamalara gelince, diğer alternatif yöntemlerle üretilmeyen veya üretilmesi zor olan malzemeler anlamına gelir ve ısıya dayanıklı ve reaktif mineraller içermektedir (James vd., 2015). Toz metalürjisi aşağıdaki gibi dört ana adım içerir (Black vd., 2003).

- Toz İşleme

- Karıştırma veya karıştırma
- Basılması
- Sinterleme

5.1 Toz İşleme

Daha önce belirtildiği gibi, toz metalurjisi birkaç adımdan oluşur ve ilk adım, tozun gerektiği gibi döküm kalıplarında büyük miktarlarda preslendiği ve bazen etilen gibi bir kayganlaştırıcının mineral ile karıştırıldığı tozun üretilmesidir. Toz toz parçacıkları arasında sürtünmeyi önlemek ve aynı zamanda kolaylaştırmak için kalıp duvarlarından numuneden çıkarılır. Diğer yöntemlerle üretilen bazı alaşımlar kimyasal olarak kararsız olabilirken, toz metalurjisi ile üretilen alaşımlar iyi bir şekilde homojen yapıda olmaktadır. Ancak diğer elementlerin iyi bir şekilde olması koşuluyla, toz metalurjisi tozların hibrit alaşımlar veya ana element ile karıştırılmasından kaynaklanabilir. Kimyasal bileşim, ürünün ne kadar sert olduğunu ve birleştirilen mikroskobik yapıları belirler (James vd., 2015).



Şekil 5.1 Toz metalurjisi kullanımının ana nedenleri (German vd., 2005)

Ancak uzun veya çok seviyeli alaşımlar üretilirken, buna sürtünme ve her yerde aynı olmadığı için basınçtaki bir değişiklik sonucu numunenin veya uygulamanın yeşil yoğunluğunda bir değişiklik olmaktadır. Amaç her tarafta düzgün bir yoğunluk elde etmektir. Bununla birlikte, tozun en ufak bir hareketine maruz kalan nötr bir yoğunluk bölgesi olabilir. Çelik kalıp sadece ondan çıkarılabilen parçalar için kullanılır ve süreç veya özellikler sinterleme ile teşhis edilmektedir. Sıkıştırılmış parçalar, mukavemeti arttırmak için yüksek sıcaklıklarda sinterlemeye tabi tutulur, çünkü parçalar, malzemeleri bir arada tutmak için indirgenmiş bir atmosferde ana alaşım bileşeninin erime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa ısıtılır. Sinterleme, malzemeyi yayarak döküm alanında büzülme veya azalma olarak bilinir. Alaşım bileşenleri arasında bağlar oluşur, daha sonra gözenekler büyür ve şekil olarak düzensiz hale gelir. Kalsifikasyon, 1150 °C 'nin üzerindeki yüksek sıcaklıklarda sürekli örgü bant fırınları kullanılarak gerçekleşir. (James vd., 2015).

5.2 Toz Numunesi Alımı ve Karıştırma

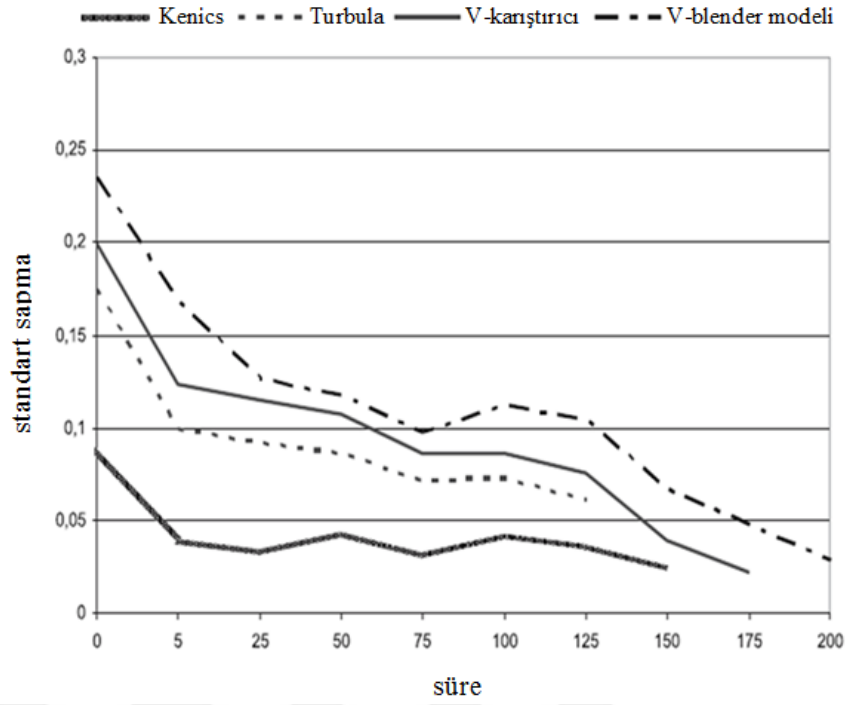
Toz numunesi alma önemli ve meşakkatli bir işittir. Numune alma işlemi birçok noktadan küçük numuneler alınıp harmanlamak suretiyle yapılmalıdır. Parçacıklar genellikle kohesiv yapıdadır, dolayısıyla birbirlerine yapışma eğilimleri de yüksektir. Bu yüzden parçacıkların topaklanma oluşması kaçınılmazdır. Yüzey neminden kaynaklanan topaklanmalar sık görülür. Bu topaklanmalar, çok küçük kayma gerilmeleriyle ortadan kaldırılabilir zayıf kuvvetlerle tutunan parçacıklar kümesi olarak tanımlanmaktadır. Birçok parçacık için yüzey aktifleştiren sıvılar, mekanik ve ultrasonik çalkalama yöntemleri parçacıkların dağıtılması ve özelliklerin belirlenmesinde etkin rol oynar (Sarıtaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011). Karıştırma işleminin kullanımı endüstride yaygındır, ancak tozlar yüksek sıcaklıklara veya neme maruz kaldıklarında topaklaşabilirler ve bu da küçük parçacıkların altta topaklaşmasına neden olur, yani büyük parçacıklar tepeye yükselir, yani düzensiz dağılımlar ortaya çıkmaktadır. Başka bir sorun, parçacık boyutu ve elastikiyetinin yanı sıra yoğunluğun şeklinin değişmesi nedeniyle ayrılmanın zor olması ve karıştırma işleminin amacının en az enerji ve en kısa sürede homojen bir ürün yapmaktır (Bauman vd., 2008). Karıştırma işlemi sırasında, karıştırma makinesinin kalitesi, tasarımı ve nasıl çalıştırılacağı üç önemli husus dikkate alınmalıdır (Muttio vd., 2004). Tozların

mekanik özellikleri, şekli ve boyutu, karıştırıldıktan sonra nihai ürünün özelliklerini belirler (Gilbertson vd., 2003).

Tozların öğütülmesi ve hazırlanmasından sonra, karıştırma işlemi gelmektedir. Madde bir tipten oluşuyorsa, ortaya çıkan özellikler istenmeyen olabilir, bu nedenle iki veya daha fazla elementin kombinasyonu ve bunları birlikte karıştırmak için elde edilen özelliklerin değişken ve mevcut olduğu yerlerde karıştırmak veya oranı örneğin ürünün korozyon direncinden değişebilir veya daha fazla güç verebilir. Karışım iyi ise toz parçacıklarının şeklini birleştirir. Karıştırma sırasında, moleküller arasındaki sürtünmeyi azaltmak için yağlayıcılar kullanılabilir, ancak kullanılan yağlayıcı türü üründen ürüne değiştiği için dikkate alınmalıdır ve yoğunluğu artıran malzemeler eklenebilir (Pradeep, 2018).

Karıştırma cihazları iki tipten oluşur, ancak en yaygın tip ayrıntılı karıştırıcıdır, ayırma iyidir, çünkü tozların yüksek bir difüzyonuna sahiptir ve bu nedenle iyi hareket eder ve bu termal karıştırma mekanizmalarına sahiptir. Karıştırma işlemi seçme işlemi, malzemenin esnekliği, boyutu, sertliği, kütlesi ve gözenekliliği gibi fiziksel özelliklerin çoğunun değiştiği karıştırma maddesine göre yapılmalıdır. Ayrıca, nem, hava ve basınç gibi dış faktörler de karıştırma işlemi etkileyebilir (Gilbertson vd., 2003).

Bir grup toz, klasik V-şekilli mikser olan üç boyutlu cihazda karıştırılır ve endüstride geniş kullanım alanına sahiptir (Lakshman, 2006). İkinci bir mikser turbula (Turbula T2C Heavy-Duty Shaker-Mixer 2004) ve sıvıları korumak için düzenli bir üçüncü mikserdir. Sonuç olarak tozlar her türlü karıştırıcı ile karıştırılabiliyor, fakat son ürünü belirlemek için tozların hareketi dikkate alınmalıdır (Bauman vd., 2008). Karışım bileşenlerin oranının karıştırma işleminde önemli olduğunu belirtmek gerekir, çünkü 1: 1 oranı Şekil 5.2 'de gösterildiği gibi en iyi karışımı verir ve ölçüm yaparken, tüp içindeki tozlar önemlidir, çünkü yetersiz elementlerin karıştırılması istenmeyen ürünün sonuçları verebilir (Bauman vd., 2008).

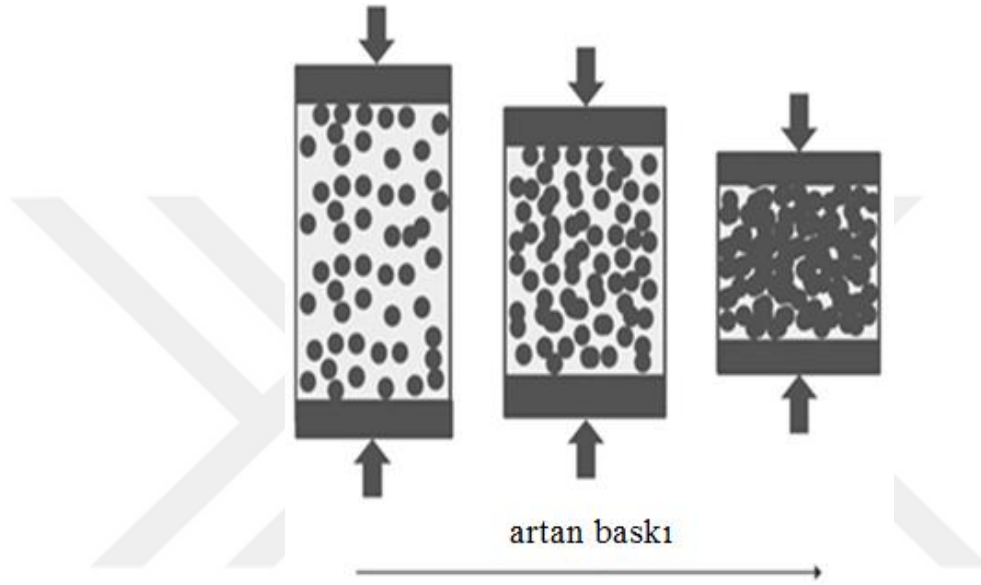


Şekil 5.2 Karışımlar, 1: 1 oranında bileşenli, farklı karışımlarda karıştırılmış, cihazlar ile birlikte, statik karıştırıcı için model örneği (Bauman vd., 2008)

5.3 Presleme

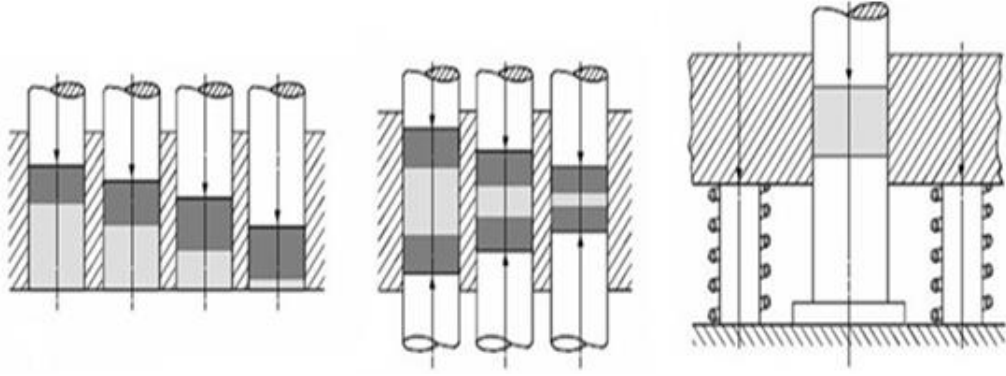
Presleme işlemi, üretilecek malzeme için uygun sertlik ve aşınma direncine sahip bir kalıp (sıkıştırma çelik veya karbür kalıp) içerisinde, 300- 800 MPa basınç aralığında yapılır. Presleme öncesinde yapılan malzeme şarjı sırasında kalıp dışında kalan tozlar bir sonraki preslemede kullanılabilir. Tek yönlü veya çift yönlü çalışan pistonlar yardımıyla gerçekleştirilen preslemede karmaşık şekilli parçaları tek bir proses sürecinde 25 parça/ dakika hızla üretebilmek mümkündür. Presleme neticesinde kompakt hale getirilen parçalar kalıptan çıkartılarak mukavemetlerinin artırılması amacıyla sinterleme işlemi uygulanmaktadır. Döküm sırasında parçacıklar düzenlenir ve bunlar arasındaki sürtünmeyi azaltan ve serbestçe muamele edilen daha katıdır. Toz mekanik yüke maruz kaldığında, toza uygulanan basınç tozu dağıtacaktır, ancak homojen olmayacaktır. Çünkü parçacıklar ve kalıp duvarları arasındaki sürtünmeyi veya arasındaki sürtünmeyi azaltmak için öngörülen enerjinin bir kısmı tüketilmektedir. Tozun kompaktlığı bastırarak sıkıştırılması sırasında, kompakt yoğunluk, tozlar ve kalıp duvarları arasındaki gerilimlerin ve sürtünme yoğunluğunun hesaplanmaması durumunda ekstraksiyon kuvvetinin bir fonksiyonudur. Şekil 5.3 'te başlangıçta tam boşluklu parçacıkların düzenlenmesinin meydana geldiği ve ikinci

aşama tozun kıvamını arttırdığı ve aralarında güçlendiği, daha sonra basıncın arttığı ve parçacıkların gücünün arttığı, ancak parçacıkların onaylandığı presleme aşamalarını göstermektedir. Farklı boyutlarda ve yapılarda elastikiyetlerini kaybetmek için parçalanır ve bu işlem birkaç kez tekrarlanabilir. Yoğunluk ve gözeneklilik ölçüm özelliklerini, toz boyutunu, elektrik iletkenliğini ve oksidasyon derecesini etkiler (Skotnicová vd., 2014).



Şekil 5.3 Presleme yöntemleri (Skotnicová vd., 2014)

Çift basınç kullanılabilir, çünkü tek basınç, yoğunluğu üstte ve altta az olduğu için düzensiz olabilir ve bu, kalıp duvarları ile sürtünmeyi etkiler. Eşit olmayan basınç, bir plaka şeklinde yatay bir tabaka oluşturur ve kaynak yaparken parçacıkları kesmez. Ancak çift basınç daha homojendir ve yükseklik / çap oranını düşürmek için mümkün olduğunca çalışma yapılır. Aralarındaki temas alanlarının farklı olduğu karışık tozun şekil ve boyutlarını değiştirirken yapıda kusurlar meydana gelebileceği için basıncı kötü etkileyebilir. Bu, ayrışma gibi sinterlemede, dakikaların göreceli alanında bir değişikliğe ve temas alanının genişlemesine ve yüzey oksidasyon katmanlarının başarısızlığına bağlı kusurlarda bir artışa yol açan çeşitli değişikliklere yol açar. Bunun için, ortaya çıkan mekanik özellikler basınç işlemine bağlıdır ve Şekil 5.4 'te çift basıncın en yaygın olduğu basınç tiplerini göstermektedir (Skotnicová vd., 2014).



Şekil 5.4 Kalıp pres çeşitleri: a) tek etkili presleme; b) çift etkili presleme; c) yüzer kalıp presleme (URL-3, 2019)

5.3.1 Normal Basınç

5.3.1.1 Mekanik basınç

Basınç, 1000 kN civarındadır ve kısa sürede birkaç döküm üretme kabiliyetine sahiptir ve döngü sayısı dakikada 20-100 döngüdür.

5.3.1.2 Hidrolik basıncı

Basınç 1000 kN 'dan fazla ve basınç kapasitesini ve 10-15 rpm dönüş sayısını kontrol etme yeteneğidir.

5.3.2 İzostatik Basınç

İzostatik sıkıştırma, akışkan basıncı yardımıyla tozların sıkıştırılması işlemidir. Oda sıcaklığında yapılan sıkıştırma işlemine soğuk izostatik presleme (CIP) adı verilir (Ekşi ve Sarıtaş, 2002). Soğuk izostatik presleme uygulamasında, tozlar kauçuk bir kalıba doldurularak yağ ile dolu basma hücresine yerleştirilir. Basma pistonu ile basınç uygulandığında, yağ sayesinde kalıbın her yerine eşit baskı uygulanabilir. Bu sayede numunenin her tarafı eşit yoğunluğa sahip olur (Aydın, 1997). İzostatik basınç sırasında toz, gaz ve kauçukta iletilen basıncı içeren bir kılıf içine sarılır. Yüksek basınçlı dökülme sırasında, basıncın toza eşit olarak aktarılması için bir araç olmalıdır. Bununla birlikte, standart basınç sırasında, bu madde şeklini korumak için sağlam davranmalıdır. Eşit olarak uygulanan basınç daha yüksek yoğunluklar verir. İzostatik basınç iki türe ayrılır.

5.3.2.1 Soğuk izostatik basınç

Operasyon için ve eşit basınç altında bir çelik basınçlı kap kullanılır. Kap kapatıldığında, element tozları için basınç 200 'den 400 MPa 'a çıkarılır. Uygun makineyi seçerek, birkaç saniye boyunca basınç yeterli olabilir, ancak tamamlandığında düşük basınçlı yerlerde çatlakları önlemek için yavaş yavaş azaltılır. Özel olarak uyarlanmış bir çerçevede sıkıştırılmış kapaklı bir basınçlı kabın kullanıldığı iki tip basınçlı makine ve tasarımı vardır (Skotnicová vd., 2014; URL-4, 2019).

5.3.2.2 Sıcak izostatik basınç

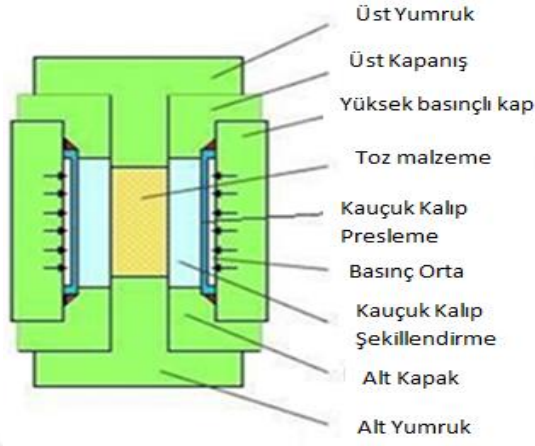
Bu sırada basınç sayacına bir ısıtma cihazı monte edilir ve sıcaklık 2000 °C 'ye ulaşabilir. En önemli kısım, yüksek sıcaklık uygulama alanını (çalışma alanı) ve ısıyı tutan katı kabı ayıran bir ısı yalıtım silindirin varlığıdır. Değeri 150 °C 'yi geçmemelidir. Bazen gözeneksiz malzemeler eşit basınçta oldukları için başka prosedürlere ihtiyaç duymazlar. Gözenekli malzemeler çelik veya titanyumdan yapılmış bir kalıba yerleştirilir ve eşit sıcak basınç yüksek bir sıcaklıkla ilişkilidir (Skotnicová vd., 2014).



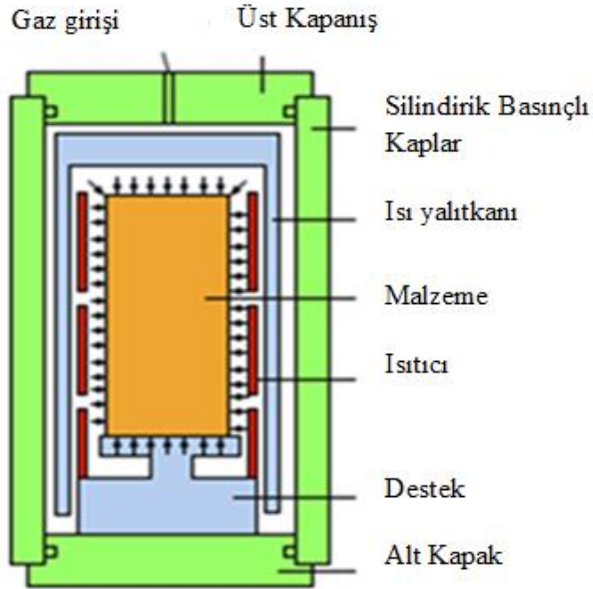
Şekil 5.5 Tek yönlü sıkıştırma (URL-4, 2019)

Kap havadan boşaltıldıktan sonra sıkıca kapatılır ve basınç inert gazdan aktarılır ve basınç yüksek ısı ile artar. Bu yöntem, daha az gözenekli büyük sinterlenmiş alaşımlar ürettiği için yüksek hızlı çelik ve süper alaşımlar üretmek için kullanılabilir ve bu

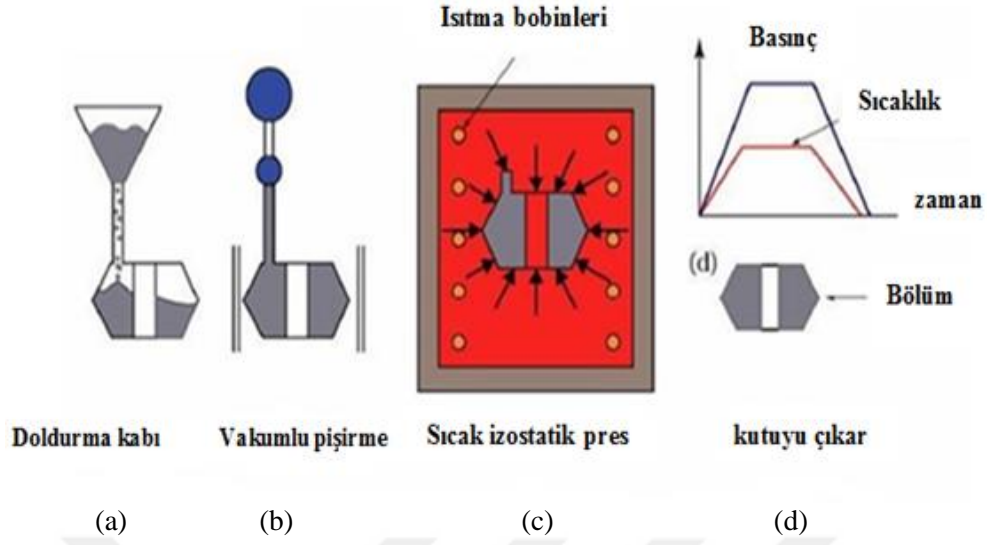
işlemin avantajları, kararlı mukavemet, süneklik, korozyon direnci ve üretilen parçaların uzun servis ömrüdür (Skotnicová vd., 2014).



Şekil 5.6 Çift yönlü sıkıştırma (URL-4, 2019)



Şekil 5.7 Sıcak izostatik preslemenin şematik resmi (URL-5, 2019)



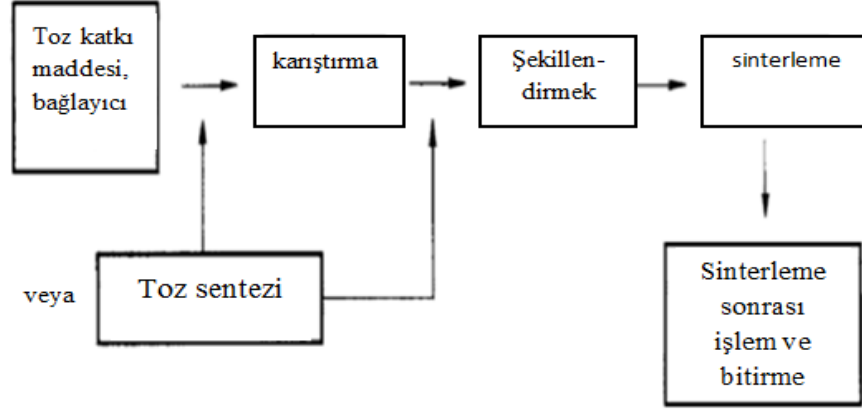
Şekil 5.8 Sıcak izostatik presleme işlem adımları (URL-6, 2018)

5.4 Sinterleme

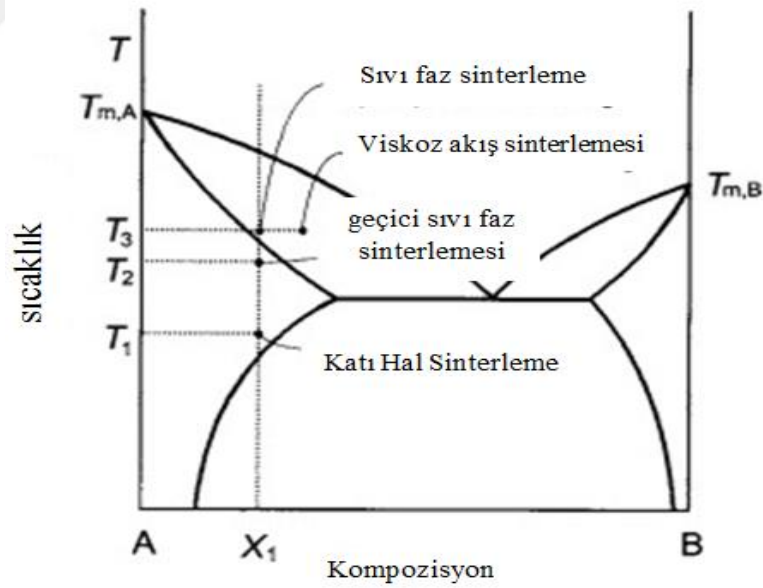
Sinterleme, toz halindeki malzemenin erime sıcaklığı altındaki bir sıcaklığa belli bir süre maruz bırakıp tozların birbirine değdikleri noktadan başlayarak kaynaşması olarak tanımlanabilir. Parçacıklar arasında oluşan mekanik bağlar kimyasal birer nitelik kazanmaktadırlar. Bu bağlanma çoğu durumda sıvı faz oluşumu ile birlikte gerçekleşse de ergime sıcaklığının altında katı halde atom hareketleriyle de oluşabilmektedir. Parçacıklar arası bağlanma mikroyapıda temas eden parçacıklar arasında boyun büyümesi ile kendini göstermektedir. Bu tür boyun büyümesi ham mukavemete oranla mukavemetin artmasına olanak sağlamaktadır. Sinterleme, erime noktasının altında bir sıcaklıkta tozların veya preslenmiş tozların ısıl işleminden geçirilmesi olarak tanımlanabilir ve bunların yararları, basınç dayanımını arttırmaktır. Şekil 5.9, parçaların sinterlemeye tabi tutulduğu en önemli aşamaları göstermektedir (Peter vd., 2017).

Sinterleme işlemi, toz metalurjisinin üretimine büyük ölçüde katkı sağlamıştır. Ayrıca seramik bileşenlerin imalatında da önemli bir role sahiptir (DeHo vd., 2010). Sinterleme işlemi endüstriyel olarak çeşitli tipler içerir ve bu tipler katı faz sinterleme (tek durumlu), sıvı faz sinterleme, reaktif sinterleme, mobil sıvı sinterleme ve aktif sinterlemeyi içerir (German vd., 2001). Ancak yaygın sinterleme işlemi olarak katı faz sinterleme ve sıvı fazı sinterleme ve aralarındaki fark, sıvı sinterlemenin, katı halde

ezilmiş toz sinterleme sırasında sıvı fazın varlığında meydana geldiği sıvı halindedir. Şekil 5.10 'da iki durumun şematik olarak verilmiştir. İki durumu karşılaştırırken katı halin alaşımın mikro yapısını kontrol edebildiğini, ancak diğer taraftan mekanik özellikler gibi bazı önemli özellikleri azalttığı tespit edilmiştir (Joong vd., 2005; Karamchedu vb., 2011).



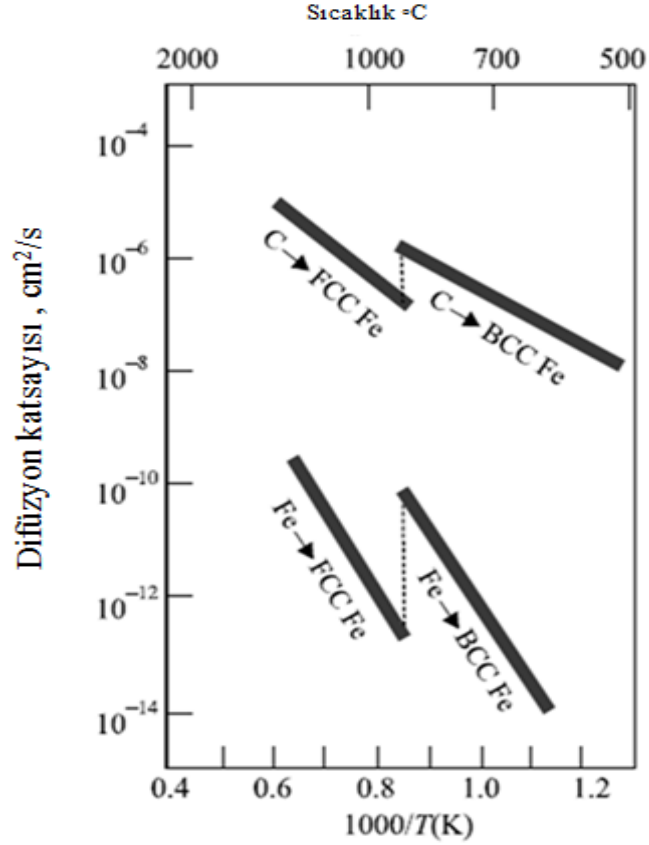
Şekil 5.9 Sinterleme işlemi için ilk aşamalar (Peter vd., 2017)



Şekil 5.10 Sinterleme aşamaları (Joong vd., 2005)

Çalışma gereksinimlerinin bu aşamasında (ilk sinterleme aşaması), tüm yağlama yağları yakılmalı (buharlaştırılmalı veya ayrıştırılmalıdır) ve sinterlenmiş parçanın içinde veya dışında bir iz olmamalı ve ayrıca kurum içermemelidir. Yüzey kurum lekeleri oluşturma eğilimi olabilir, ancak bu yüksek yoğunluk gerektiren parçalar içindir, çünkü bu durumda yağlayıcı boyuttan yüzeye serbestçe hareket edemez.

Yanma yöntemleri esas olarak oksitleyici maddelerden oluşan malzemeler ilave edilerek geliştirilebilir ve böylece bu oksitleyici maddeler yağlama işlemi sırasında tamamen çözüleceğinden parçaların iyi yağlanması ve yüzey temizliği gerçekleştirilir (Bockel vd., 2004; Bocchini vd., 2004).



Şekil 5.11 Demirde karbon ve demir için difüzyon katsayıları

İkinci aşamada, oksitleri azaltmak için parçacıklar arasındaki temas artırılır ve bu işlem 900 °C hava geçirmez bir sıcaklıkta gerçekleşir. Gazın orta fırın alanına yerleştirildiği yerlerde sürekli bant fırınları kullanılır. Fırın girişine dağıtılır ve daha sonra fırın çıkışına gider. Üçüncü aşamada külçe aynı sıcaklıkta kalır (Kruzhanov vd., 2018). Fakat şimdi azot ve hidrojen karışımı %5-10 oranında kullanılmaktadır ve toz kalitesini arttırmak için artırılmıştır (Bockel vd., 2004; Bocchini vd., 2004). Bazen sinterleme alanındaki fırın dışındaki karbon içeriğinin metan gibi başka bir gazla karıştırılmasıyla kontrol edilmesi gerekebilir. Difüzyon işlemi sırasında hem yüzey ve sıvı (sıvı fazda) hem de granüller sınırlar, toz partiküllerinin sinterlenmesi veya bağlanması meydana gelir ve bu difüzyon işlemleri esas olarak sinterlemenin sıcaklığına ve kontrolüne bağlıdır (Kruzhanov vd., 2018). Örneğin, çeliği sinterlerken,

karbonun demir paçacıklarına difüzyonu katı demir oluşumuna yol açar ve elementlerin (W, Mo, Ni) demir partiküllerine difüzyonu gelişmiş mekanik özelliklere yol açar ve demir partiküllerinin difüzyonu difüzyon bağının oluşumu ortaya çıkarır. Demir atomlarının karbon atomlarından daha düşük difüzyon katsayıları vardır, çünkü 30 dakika içinde 1200 °C sıcaklıkta normal sinterleme sıcaklığında hareket edebilirler ve bu iş için yeterlidir (difüzyon bağı). Uyarıcı elemanlar tanzim edilen derinliklere yayıldığından sınırlı bir kimyasal homojenlik vardır, fakat paçacıkların merkezine yayılmaz (Şekil 5.11) (Kruzhanov vd., 2018).



6. DENEYSEL CALISMALAR

Deneyleerde kullanılmak üzere sekiz çeşit alaşım, toz metalürjisi yöntemi ile üretilmiştir. Alaşımın üretimlerinde yaklaşık olarak %99,9 saflıkta ve tane iriliği 325 mesh olan Al, Cu, Ni, Fe, Cr, TiC ve WC tozları kullanılmıştır. Öncelikle saf Al, Cu, Ni, Fe, Cr'den meydana gelen bir referans malzeme üretilmiştir.

6.1 Numune Hazırlama

Referans numune olarak üretilen AlCuNiFeCr alaşımının elde edilmesi için her elementten %20 'şer atomik oranda olacak şekilde hazırlanmıştır (Tablo 6.1).

Tablo 6.1 Referans numunenin kimyasal bileşimi

	Al (%)	Cu (%)	Ni (%)	Fe (%)	Cr (%)
AlCuNiFeCr alaşımının hazırlanması	20	20	20	20	20

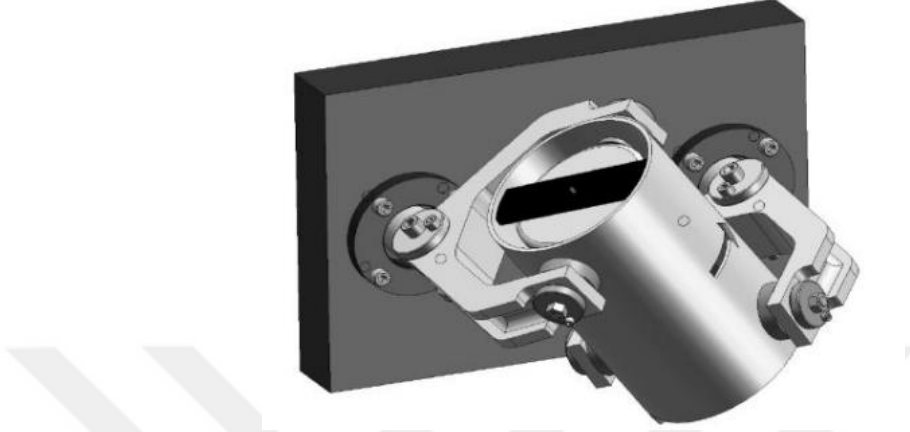
Üretilen referans malzemesine değişik oranlarda TiC ve WC ilave edilerek bunun referans malzemelere etkilerini anlamak amacıyla yeni yedi çeşit deney malzemesi üretilmiştir (Tablo 6.2).

Tablo 6.2 Üretilen deney numunelerinin kimyasal bileşimleri

Numune No	AlCuNiFeCr (%)	TiC (%)	WC (%)
1	100	-	-
2	95	5	-
3	90	10	-
4	85	15	-
5	95	-	5
6	90	-	10
7	85	-	15
8	90	5	5

Karışımların hazırlanması saf haldeki metal tozlarının birbirleriyle iyice karışarak homojen bir karışım elde edilmesi amacıyla 88 tipi, kapalı toz hazneli, iki kg toz kapasiteli, üç boyutlu dönebilen bir karışım mikseri kullanılmıştır (Şekil 6.1) (Liu vd., 2015). Bu mikserin toz haznesi özellikle kapalı tipte olup toz içine konulduktan sonra

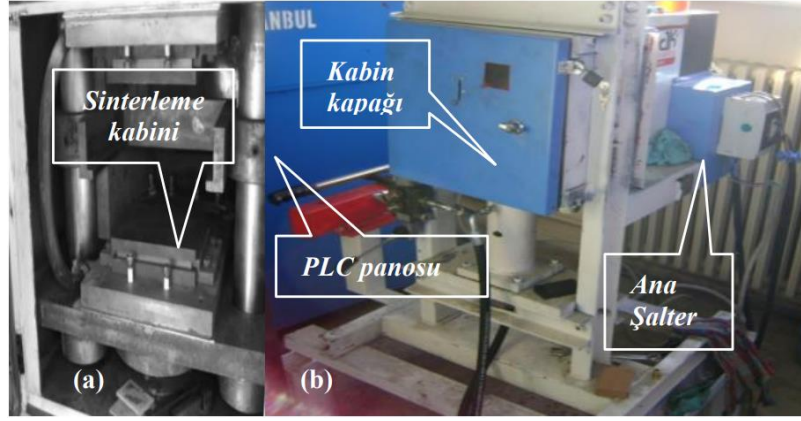
dış ortam ile tozların ilişkisini kesmek amacıyla kapağı sıkıca kapatılmaktadır. Mikser çalıştırdıktan sonra tozun iyice karışabilmesi için toz haznesi 360 derecelik turlarla her yöne dönebilmekte ve böylece tozların birbiriyle iyice karışması sağlanmaktadır.



Şekil 6.1 Üç boyutlu dönebilen toz karıştırma mikseri

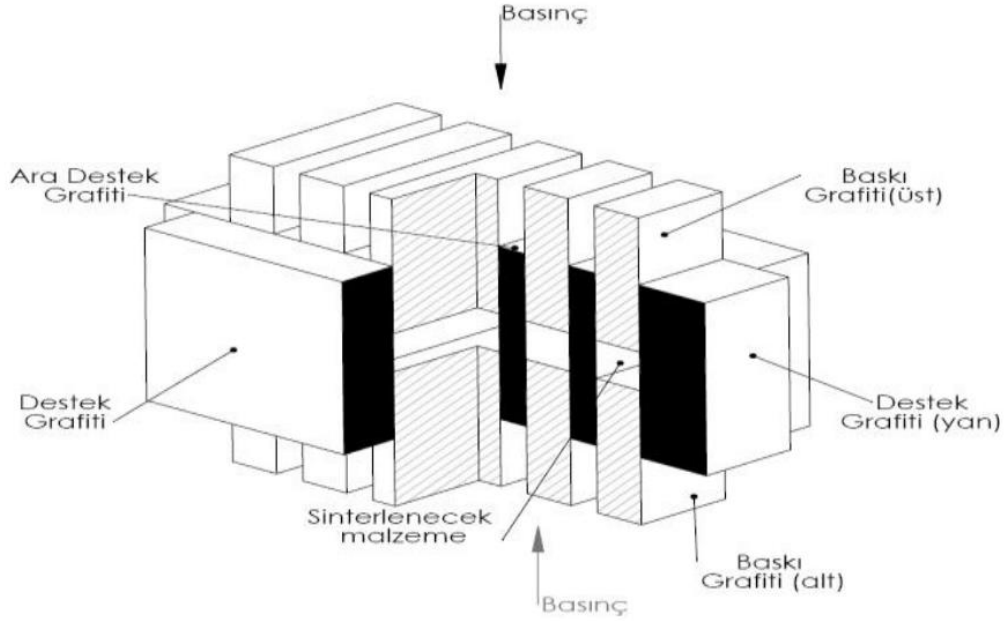
Belirli oranlarda hazırlanan metal tozları iki aşamada üç boyutlu karıştırma makinesinde karıştırılmıştır. Alaşım tozları 1,2 litre hacmindeki sızdırmaz bir paslanmaz çelik kutuya bırakılmıştır ve 20 dak süre ile 20 dev/dak hızda karıştırılmıştır. İkinci aşamada alaşım tozlarına TiC ve WC tozları eklenmiştir. TiC ve WC dağılımının homojen olarak elde edilmesi ve metal tozlarının grafit kalıplardan küçük oranlarda da olsa dökülmemesi için ağırlıkça %1 oranında Polietilen Glikol (PEG) yağlayıcı karışıma eklenerek Cr ile kaplanmış çelik bilyeler ile birlikte 20 dakika daha karıştırılmıştır. Metal kaplı bilye kullanımındaki amaç karışıma katılan PEG'in topak oluşturmasını engellemek ve TiC/WC konsantrasyonunun homojen olmasını sağlamak amacıyla. Karıştırma işlemi bittikten sonra hazırlanan karışım oksitlenmeyi önlemek amacıyla hava almayan kilitli plastik bir torbaya bırakılarak korunmaya alınmıştır.

Mükemmel mikro yapı ve mekanik özellikler elde edebilmek amacıyla numunelerin üretiminde sıcak presleme yöntemi kullanılmıştır. Tablo 6.2 'de oranları verilen metal tozların sıcak preslenebilmesi amacıyla kullanılacak olan Sıcak Pres Makinesinin montaj resmi çizimi ve çeşitli açılardan çekilmiş fotoğrafları Fotoğraf 6.1 'de görülmektedir.



Fotoğraf 6.1 Sıcak pres makinesi (a) Sinterleme Kabini, (b) Makinenin Fotoğrafı

Sıcak pres cihazında metal tozu karışımının üzerinden elektrik akımı geçirilip ısıtılarak basınç altında sinterlenmesi için grafit kalıp kullanılmıştır (Şekil 6.2). Bu kalıp baskı grafiti, ara destek grafiti, yan destek grafiti parçalarından meydana gelmektedir.



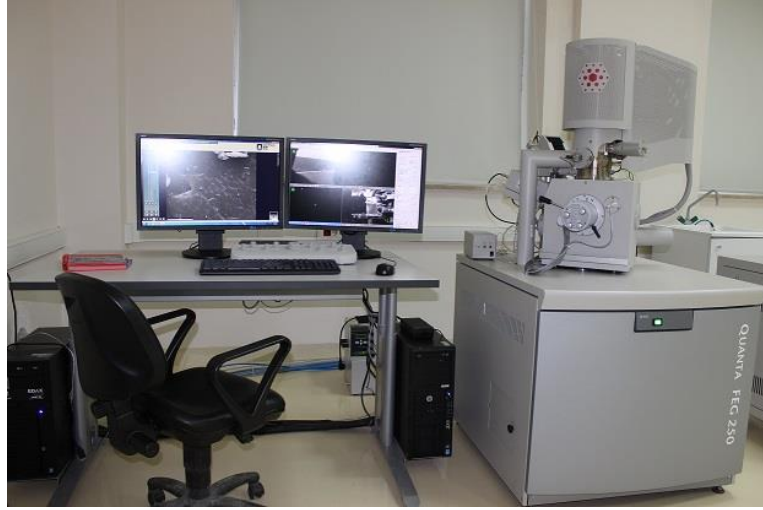
Şekil 6.2 Grafit kalıbın perspektif görünümü

Hazırlanan grafit kalıp çelik bir çekirdek etrafında tork anahtarı ile baskı pimlerinden 100 Newton kuvvetle sıkıştırılmıştır. Çelik çekirdek ile grafit kalıp arasına amyant plaka konularak kalıbın yalıtılması sağlanmıştır. Sıcaklığın doğru olarak görülmesi için termokupl ucu kalıp merkezindeki grafit parça üzerindeki 3,5 mm çapındaki deliğe denk getirilerek yerleştirilerek kabin kapağı kapatılmaktadır. Sinterlenmeye hazır hale getirilen toz karışımı yüklenmiş grafit kalıp bloğu sıcak pres bölgesine sinterleme kabine yerleştirildikten sonra PLC sistem devreye alınmaktadır. Başlangıçta toz

karışımının birim alanı üzerine yaklaşık 15 MPa basınçtan ve 900 °C sıcaklığa ayarlı olan otomasyon 900 °C 'ye ulaştığında basınç 35 MPa olacak şekilde baskı yapılarak sabit sıcaklık ve basınçta dört dakika bekletilmiştir. Daha sonra ısıtma ünitesi devreden çıkarak numunelerin kalıp içerisinde 35 MPa basınçta oda sıcaklığına soğuyana kadar beklenmiştir. Bu işlemler sinterleme kabine verilen koruyucu argon gazı atmosferi altında gerçekleştirilmiştir. Daha sonra otomasyon sistemi kabin sıcaklığının belirli dereceye ulaşip kalıp soğuyunca kalıbı serbest halde bırakılmıştır. Bunun üzerine kalıp kabinden çıkarılarak çözülmüştür ve içindeki sinterlenmiş numuneler çıkartılmıştır.

6.2 Karakterizasyon Çalışmaları

Sıcak presleme işlemi sonrasında deney numunelerinden taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile görüntü alabilmek amacıyla metalografik işlemler uygulanmıştır. Bu uygulanan metalografik işlemler sırasıyla bakalite alma, zımparalama, parlatma ve dağlama olarak uygulanmıştır. Bakalite alma işlemi her numune için ayrı ayrı 100 °C sıcaklıkta uygulanmıştır. Bakalite alınan numunelerin yüzeylerine 120, 200, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh zımparalar ile sırasıyla zımparalama işlemi uygulanmıştır. Daha sonra numunelerin yüzeyleri sırasıyla 3 ve 1 µm elmas süspansiyonlar ile parlatılmıştır. Son olarak ise, 2 ml HF + 3 ml HCl + 5ml HNO₃ + 190 ml H₂O olarak hazırlanan dağlama reaktifine yaklaşık olarak 10 sn daldırma yöntemiyle dağlama işlemine tabi tutulmuşlardır. Dağlama işlemi tabi tutulan numunelerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri, EDS analizleri, mapping analizleri ve kırık yüzey görüntüleri Kastamonu Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarlarında bulunan “FEI QUANTA 250 FEG” marka cihazdan alınmıştır (Fotoğraf 6.2).



Fotoğraf 6.2 FEI QUANTA 250 FEG SEM analiz cihazı

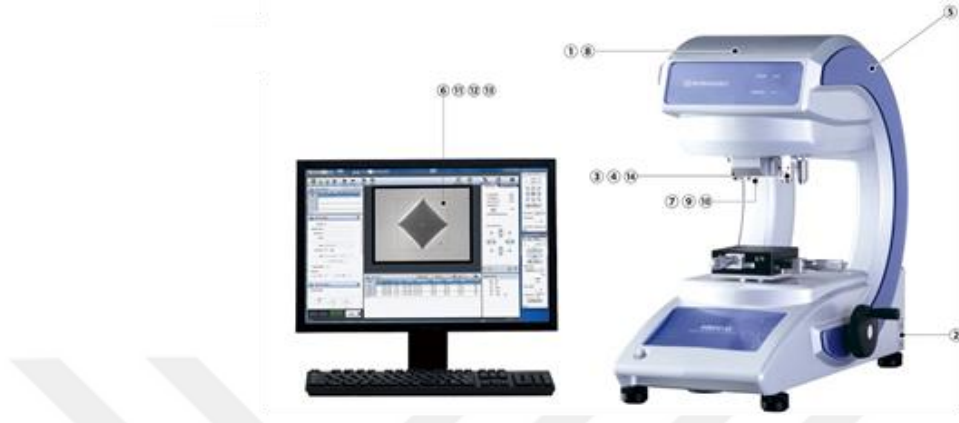
Üretilen numunelerin XRD ölçümleri Bruker D8 Advance marka cihaz (Fotoğraf 6.3) ile yapılmıştır. Ölçümler, Kastamonu Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarlarında yapılmıştır. X-ışını difraksiyonu (XRD), kristalin atomik ve moleküler yapısını incelemek için kullanılan bir yöntemdir.



Fotoğraf 6.3 Bruker D8 Advance XRD analiz cihazı

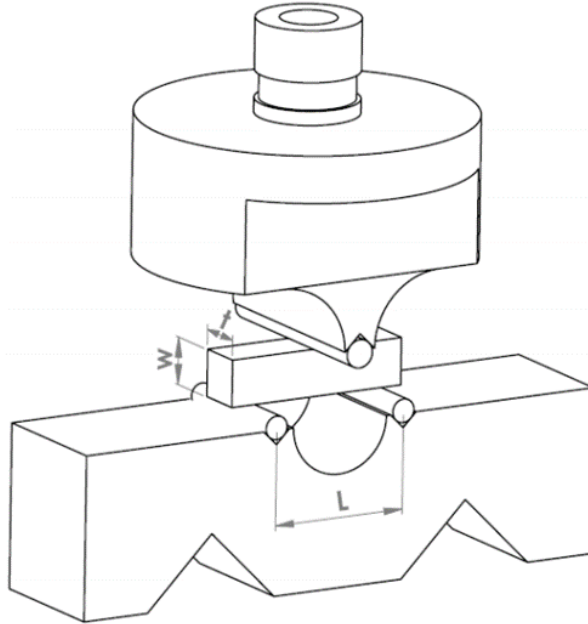
Deney numunelerine metalografik işlem basamakları sırasıyla uygulandıktan sonra, bu tez çalışmasında üretilen numuneler için TiC ve WC miktarına bağlı olarak ortaya çıkan sertlik değerlerinin nasıl etkilendiği mekanik bir özellik olarak araştırılmıştır. Numunelerin sertlik ölçümlerinde mikro sertlik ölçüm metodu kullanılmıştır. Bu ölçümler, Kastamonu Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan ve HV kg yük altında SHIMADZU marka HMV-G21 model

mikrosertlik ölçüm cihazı (Şekil 6.3) kullanılarak yapılmıştır. Numunelerde sertlik ölçümlerinin sağlıklı bir şekilde belirlenebilmesi için en az 5 noktadan ölçüm yapılmıştır.



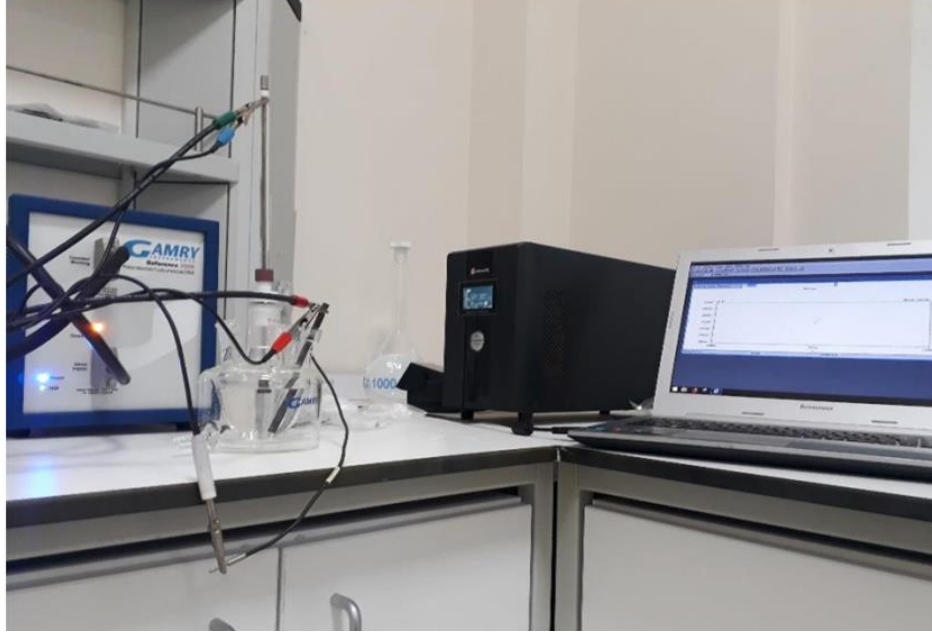
Şekil 6.3 SHIMADZU HMV-G21 model mikrosertlik ölçüm cihazı

Üretilen deney numunelerinin mukavemeti, çekme deney numunesi şekil ve boyutlarında olmadığından üç noktalı eğme deneyi ile ölçülmüştür. Eğme deneyleri SCHIMATZU tipi üniversal deney makinesi ile ASTM B 528-83 'a standardına göre gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.7 'de gösterilen özel bir aparat yapılarak numunelerin eğilme dayanımları TRAPEZIUMX yazılımı kullanılarak ölçülmüştür.



Şekil 6.4 Üç noktalı eğme deneyinin şematik görünümü (Çelik, 2009)

Korozyon testleri Kastamonu Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan Reference 3000 Potansiyostat / Galvanostat / ZRA cihazında ölçülmüştür. Korozyon deney düzeneği ve kullanılan cihaz Şekil 6.8 'de gösterilmiştir. Korozyon deneylerine başlamadan önce hazırlanan numuneler 35 °C 'de 15 dk aseton, 15 dk distile edilmiş su ve 15 dk etanol ile ultrasonik temizlenmiştir.

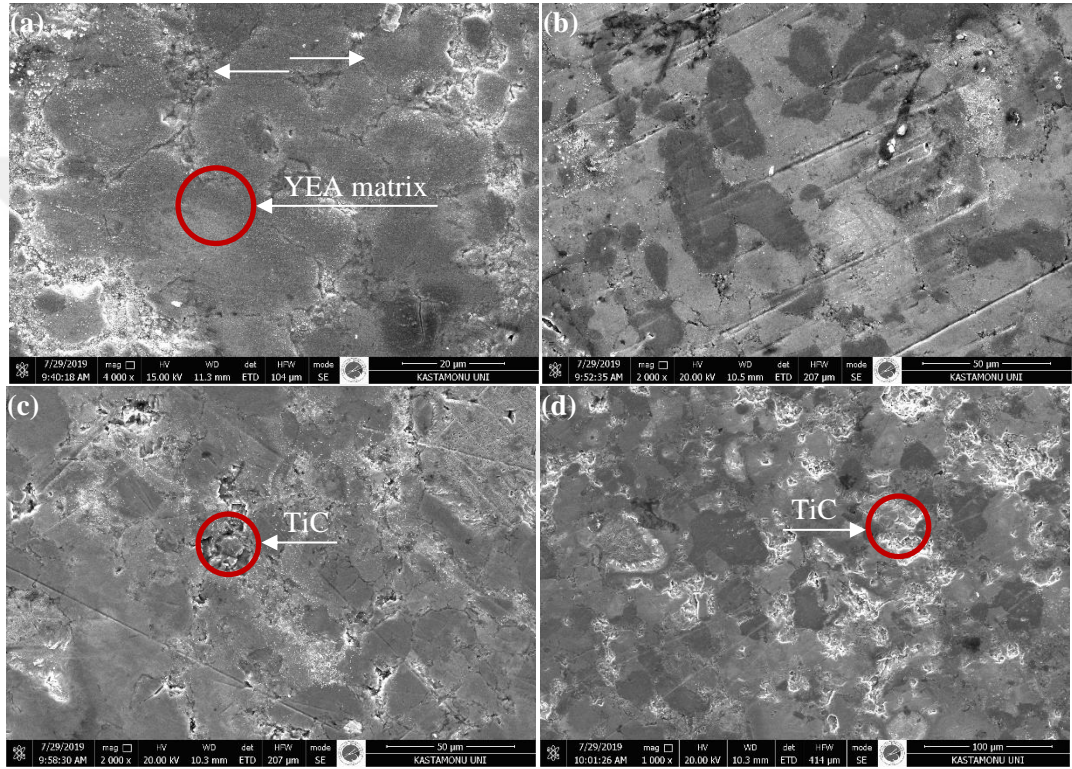


Fotoğraf 6.4 Reference 3000 Potansiyostat / Galvanostat / ZRA cihazı

7. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR

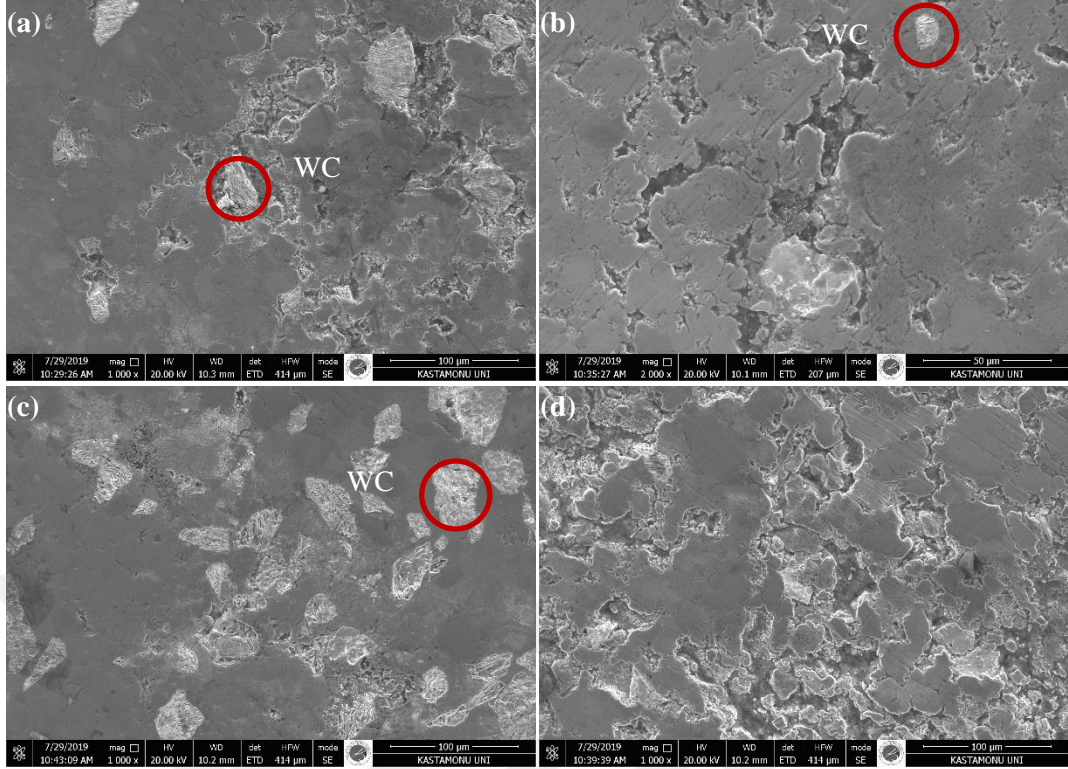
7.1 SEM-EDS Analiz Sonuçları

Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen YEA 'ın SEM görüntüleri alınmış ve elde edilen görüntülere göre değerlendirmeler yapılmıştır.

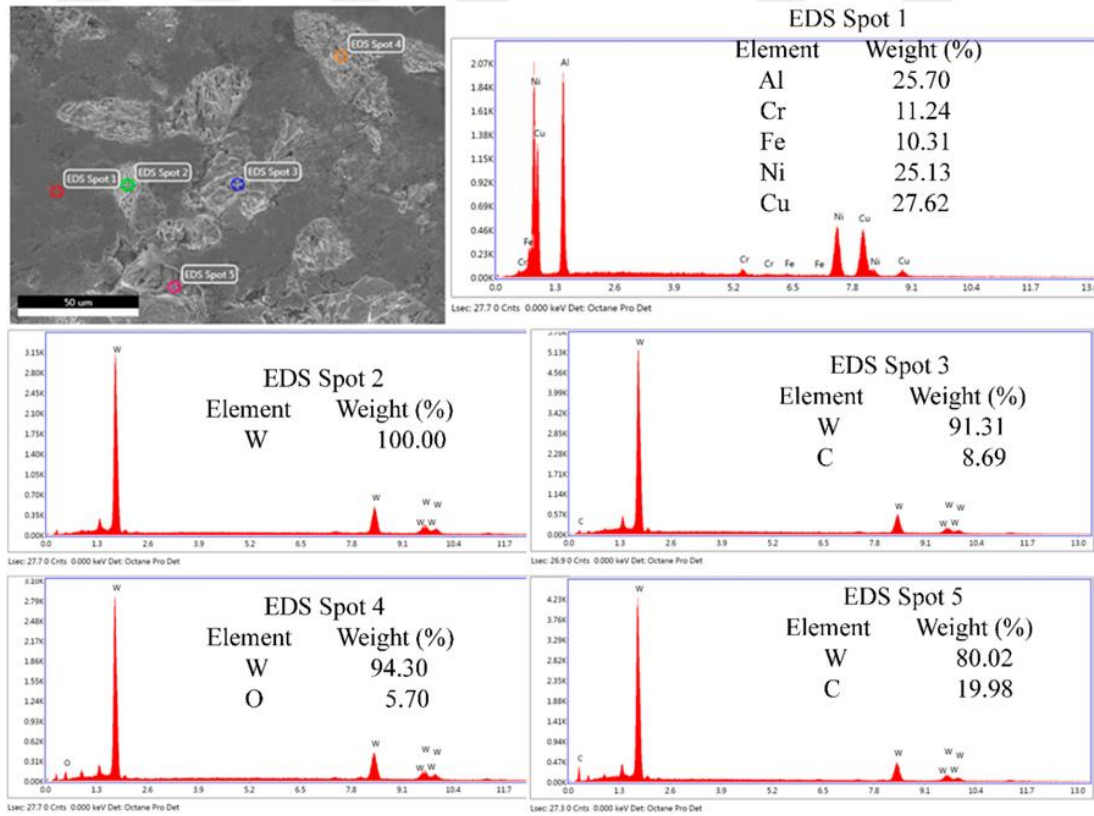


Şekil 7.1 YEA'nın SEM görüntüleri: (a) YEA, (b) AlCuNiFeCr – 5% TiC, (c) AlCuNiFeCr – 10% TiC, (d) AlCuNiFeCr – 15% TiC

Şekil 7.1 ve 7.2 'de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde iki farklı yapının varlığı açıkça görülebilir. Koyu gri alanlar yüksek entropili alaşım matrisini, beyaz ve keskin kenarlı tanecikleri TiC ve WC 'ü belirtmektedir. Genel olarak TiC ve WC parçacıklarının homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Yüksek entropili alaşımın mekanik özellikleri TiC ve WC partiküllerinin homojen olarak dağılmadığı durumlarda olumsuz etkilenmektedir (Islak vd., 2014). Şekil 7.1 'de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde TiC ve WC miktarları arttıkça TiC ve WC parçacıklarının da arttığı açıkça görülmektedir. AlCuNiFeCr -% 15 WC yapısının EDS analizi Şekil 7.3 'de verilmiştir.



Şekil 7.2 YEA'nın SEM görüntüleri: (a) AlCuNiFeCr – 5% WC, (b) AlCuNiFeCr – 10% WC, (c) AlCuNiFeCr – 15% WC ve (d) AlCuNiFeCr – 5% TiC-5% WC

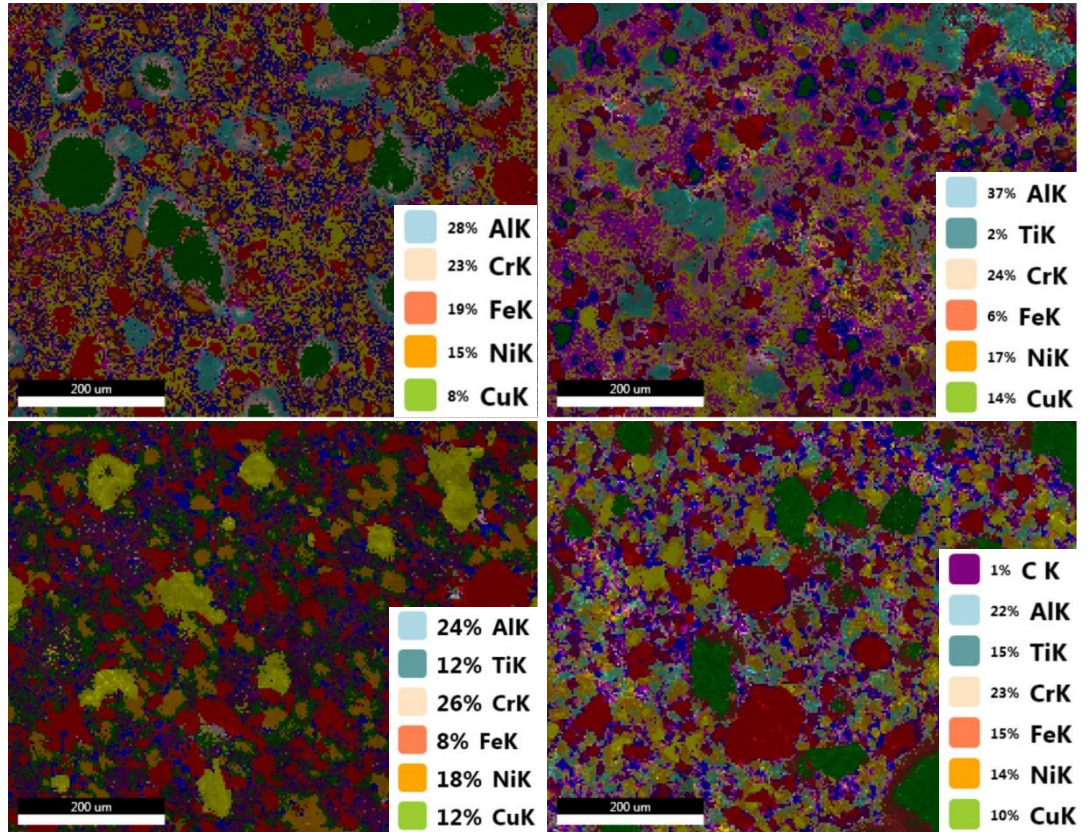


Şekil 7.3 AlCuNiFeCr - % 15 WC yapısının EDS analizi

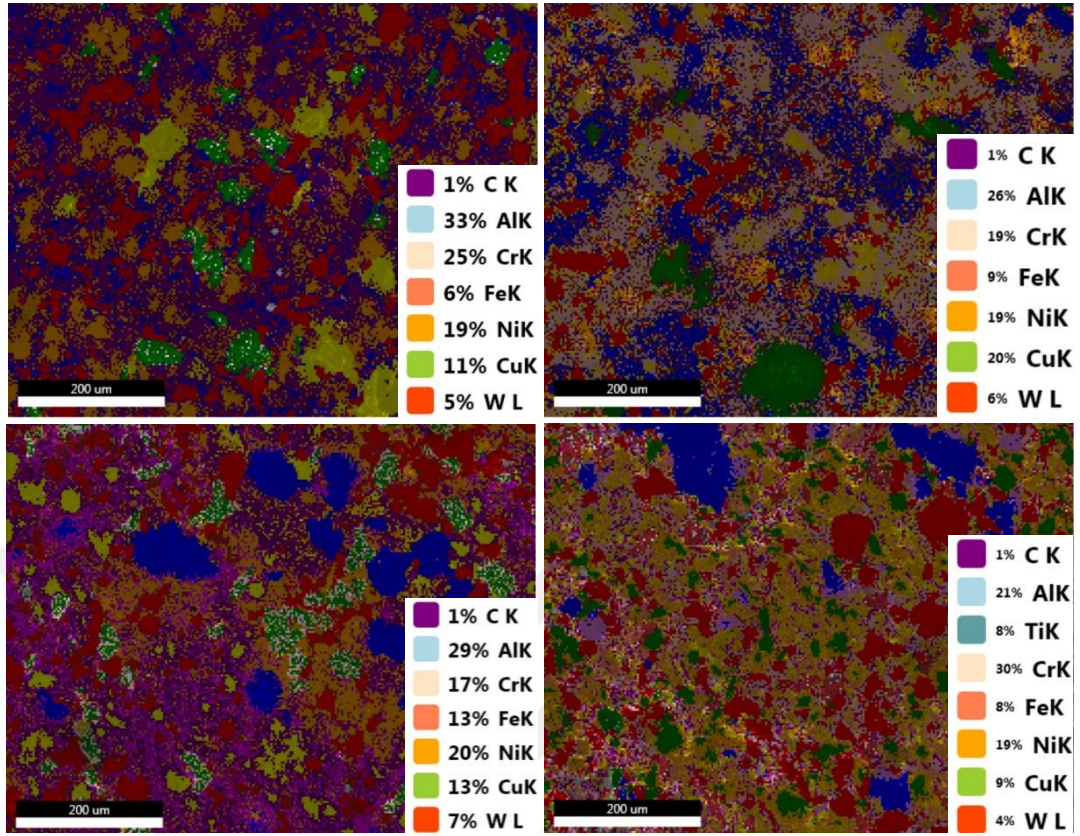
Şekil 7.3 'de verilen analizler incelendiğinde, AlCuNiFeCr -%15 WC 'ün EDS analizinin sonucu ve üretilen numuneyi desteklemektedir. EDS spot 1 'de %25,70 Al, %11,24 Cr, %10,31 Fe, %25,13 Ni ve %27,62 Cu bulunmaktadır. EDS spot 2 'de %100 W içerir. EDS spot 3 'te %91,31 W ve %8,69 C içerir. EDS spot 4 'te %94,30 W ve %5,70 O içerir. EDS spot 5 'de %80,02 W ve %19,98 C içermektedir.

7.2 SEM Haritalama Analiz Sonuçları

Yüksek entropili alaşımlarda TiC ve WC parçacıklarının dağılımını belirlemek için elemental dağılımın SEM haritalaması ve EDS spektrumları analizi kullanılarak analiz edilmiştir (Şekil 7.4 ve 7.5). Temel elementler Al, Cu, Ni, Fe ve Cr 'dur. Takviye parçacıkları Ti, W ve C 'dur. Şekil 7.4 'te verilen SEM haritalamaları incelendiğinde, takviye parçacıklarının homojen bir şekilde dağıldığı açıkça görülmektedir. Elementlerin homojen dağılımı malzemenin fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri üzerinde olumlu bir etkiye sahiptir (Buytoz vd., 2014).



Şekil 7.4 YEA 'ın temel dağılımının ve EDS spektrumlarının SEM haritalaması: (a) YEA, (b) AlCuNiFeCr -% 5 TiC, (c) AlCuNiFeCr -% 10 TiC, (d) AlCuNiFeCr -% 15 TiC



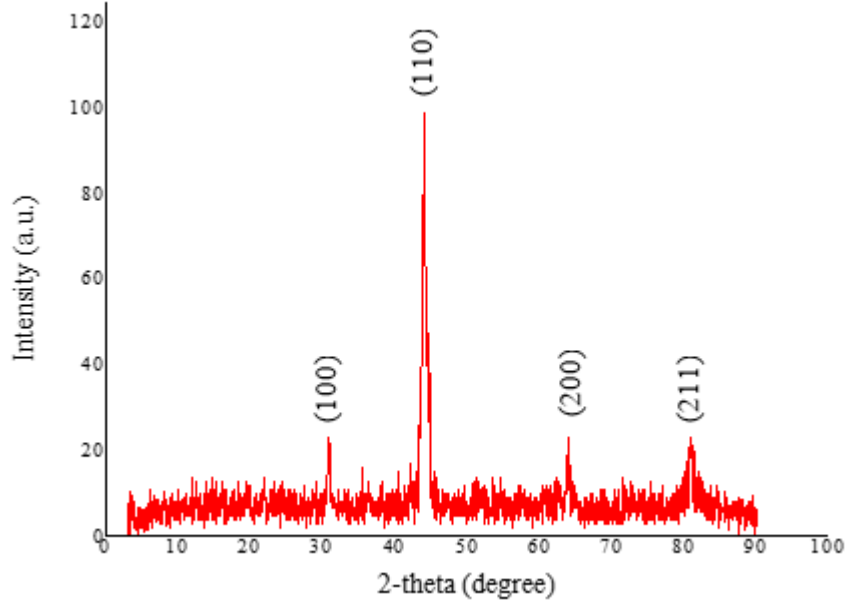
Şekil 7.5 YEA'nın temel dağılımının ve EDS spektrumlarının SEM haritalaması: (a) AlCuNiFeCr -% 5 WC, (b) AlCuNiFeCr -% 10 WC, (c) AlCuNiFeCr -% 15 WC ve (d) AlCuNiFeCr -% 5 TiC -% 5 WC

7.3 XRD Analiz Sonuçları

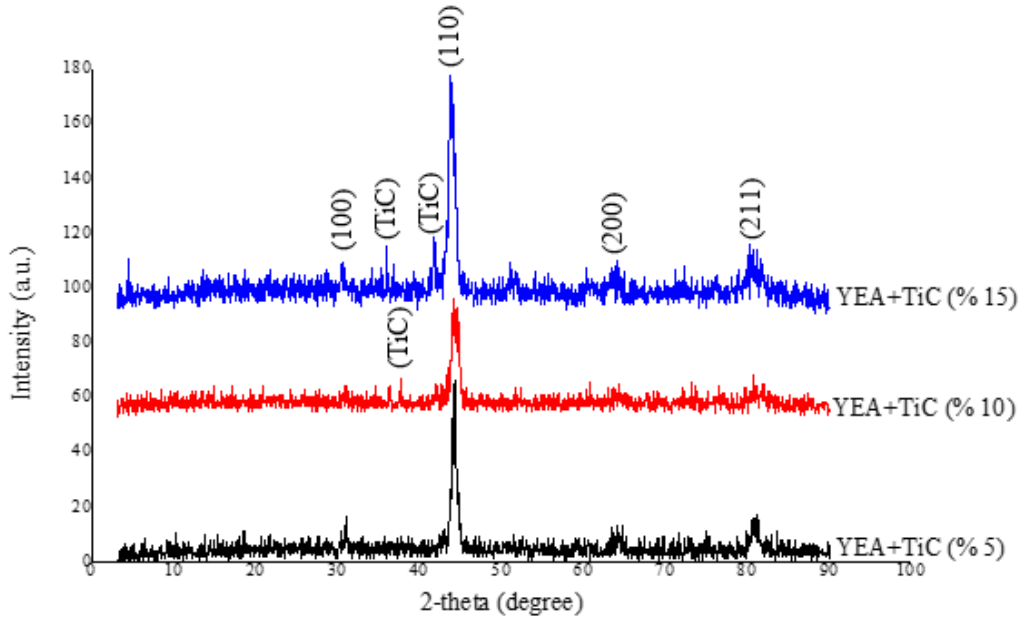
Üretilen numunelerin XRD analizi her YEA için (Şekil 7.4, 7.5 ve 7.6) matrisin arayüzünde YEA 'ya bağlanmayı sağlayacak bir fazın oluşup oluşmadığını ve TiC / WC parçacıklarına takviye edilip edilmediğini belirlemek için yapılmıştır.

Şekil 7.6, 7.7 ve 7.8 'de verilen XRD grafikleri incelendiğinde YMK ve HMK kafes yapısına sahip katı çözeltilerin oluştuğu tespit edilmiştir. Sıcak presleme işlemi ve sinterleme sürecinde Al, Cu, Fe, Cr, Ni, Ti, W ve C elementleri arasında oluşan etkileşimden dolayı YMK, HMK, TiC ve WC fazlarının mevcut olduğu görülmektedir. YEA-TiC 'ün XRD sonuçlarına göre, TiC ilaveli bu numunelerin TiC fazlarıyla ilişkili katı çözeltiler oluşturduğunu göstermektedir (Amar vd., 2019). YEA-WC 'ün XRD grafikleri incelendiğinde, WC miktarı arttıkça WC piklerinin yoğunluğunun arttığı

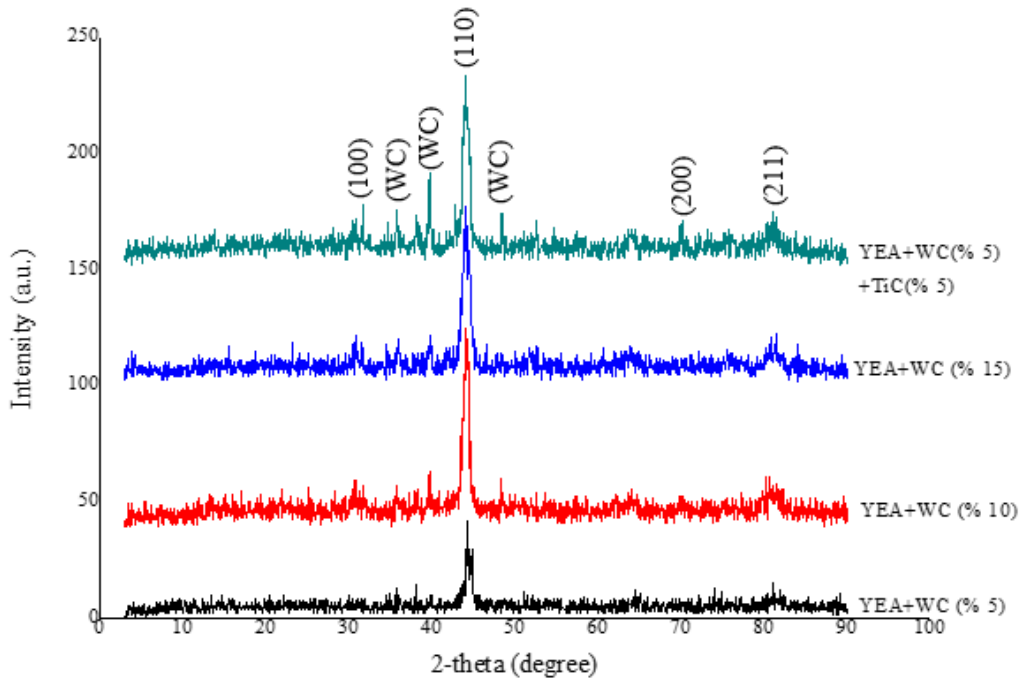
görülmüştür (Şekil 7.8). Yurkova vd. (2019) 'nin, yaptıkları benzer bir çalışmada benzer piklere rastlamışlardır.



Şekil 7.6 YEA 'nın XRD grafiği



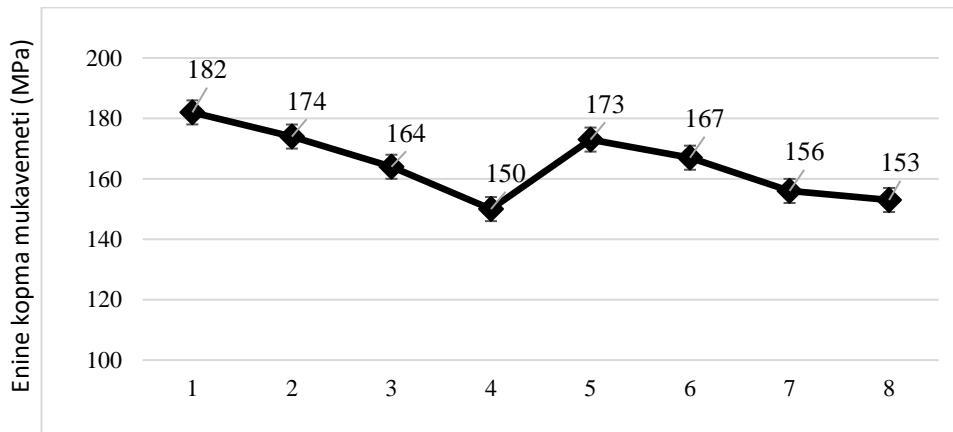
Şekil 7.7 YEA + TiC 'ün XRD grafikleri



Şekil 7.8 YEA + TiC / WC 'ün XRD grafikleri

7.4 Üç Noktalı Eğme Testi Analiz Sonuçları

Yüksek entropili alaşımların kırılma dayanımlarını belirlemek için, ASTM B 528-83a standardına uygun olarak 1 mm / dk hızında üç noktalı eğme testi için $40 \times 10 \times 10$ mm boyutlarında numuneler kullanılmış ve her numune için test üç kez tekrarlanmıştır. Takviye parçacıklarının (TiC ve WC) etkisi, değerlerin ortalaması hesaplanarak belirlenmiştir. Şekil 7.9, TiC ve WC ilavesinin yüksek entropili alaşımının kırılma mukavemetleri üzerindeki etkilerini göstermektedir.

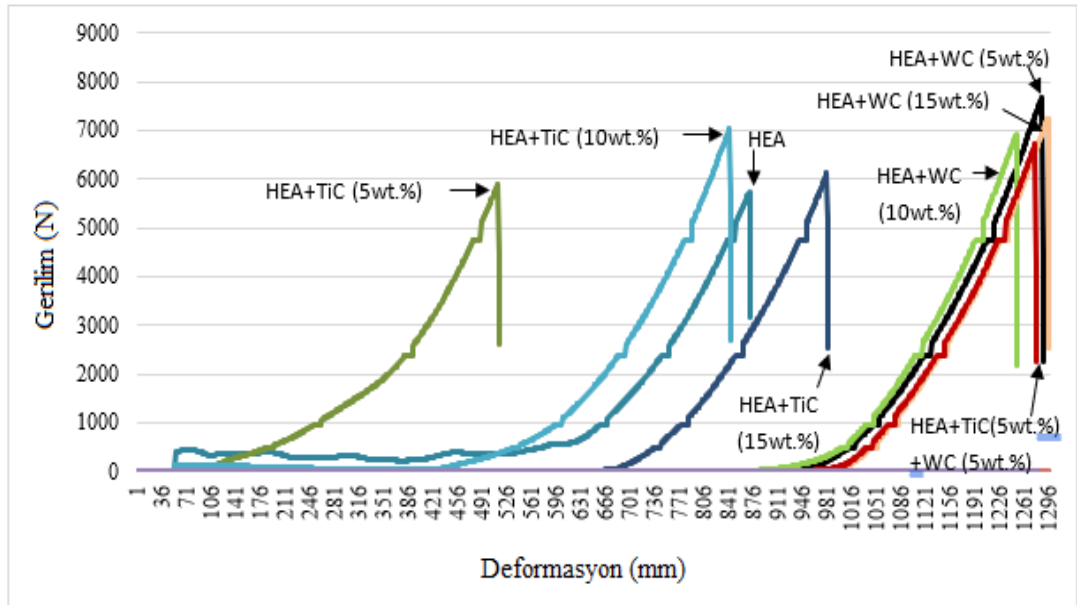


Şekil 7.9 YEA 'nın kırılma mukavemetleri

YEA, YEA+TiC (%5), YEA+TiC (%10), YEA+TiC (%15), YEA+WC (%5), YEA+WC (%10), YEA+WC (%15) ve YEA+TiC (%5) + WC (%5) yüksek entropili alaşımların çapraz kırılma dayanımları (TRS) sırasıyla 182, 174, 164, 150, 173, 167, 156 ve 153 MPa olarak tespit edilmiştir. Takviye edilmemiş yüksek entropili alaşımın çapraz kırılma dayanımları, takviye edilmiş numunelerden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni, artan sertlik durumunda açıklandığı gibi, takviye parçacıklarının dislokasyon hareketini engellemesidir. Bunun nedeni, karbürlerin sertliğinin yüksek olması ve bu çalışmada kullanılan karbürlerin numune içerisinde çentik etkisi yapmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Çelik vd., 2017).

Üç noktalı eğme testinin uygulandığı numunelerin her biri için gerilme-uzama eğrileri Şekil 7.10 'da verilmiştir.

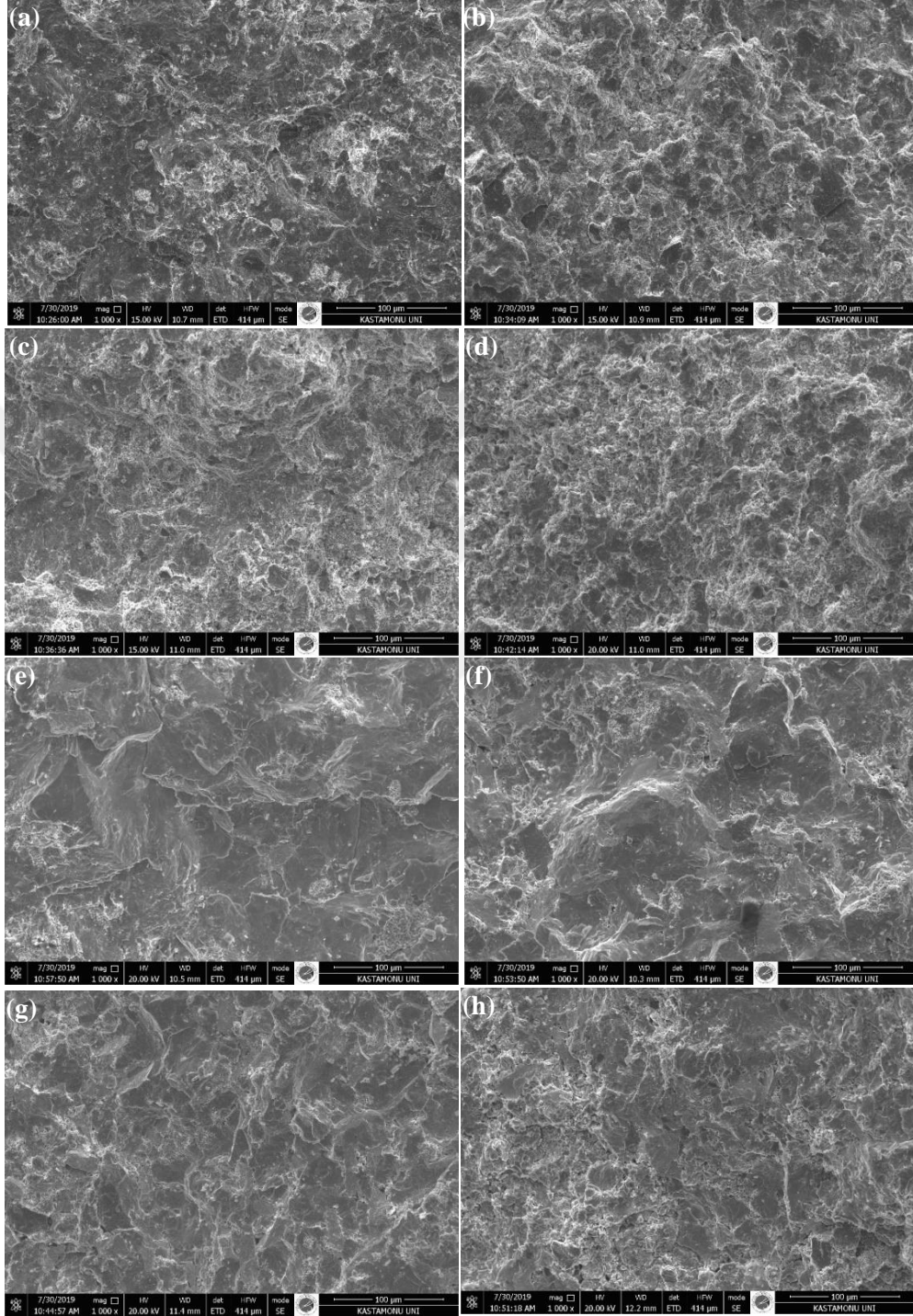
Şekil 7.10 'da verilen gerilme-gerinim grafikleri incelendiğinde, YEA-TiC numunelerinde gevrek kırılma oluşurken, YEA-WC numunelerinde YEA-TiC numunelerine göre plastik deformasyon sonucu daha sünek kırılma olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca WC 'ün artan WC miktarının bir sonucu olarak çentik etkisi yaratarak daha düşük mukavemet değerlerine neden olduğu sonucuna varılmıştır.



Şekil 7.10 Üç noktalı eğilme testi numunelerinin gerilme-uzama eğrileri

7.5 Üç Noktalı Eğme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Analiz Sonuçları

Şekil 7.11 'de üç noktalı eğme testlerinden sonra numunelerin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir.

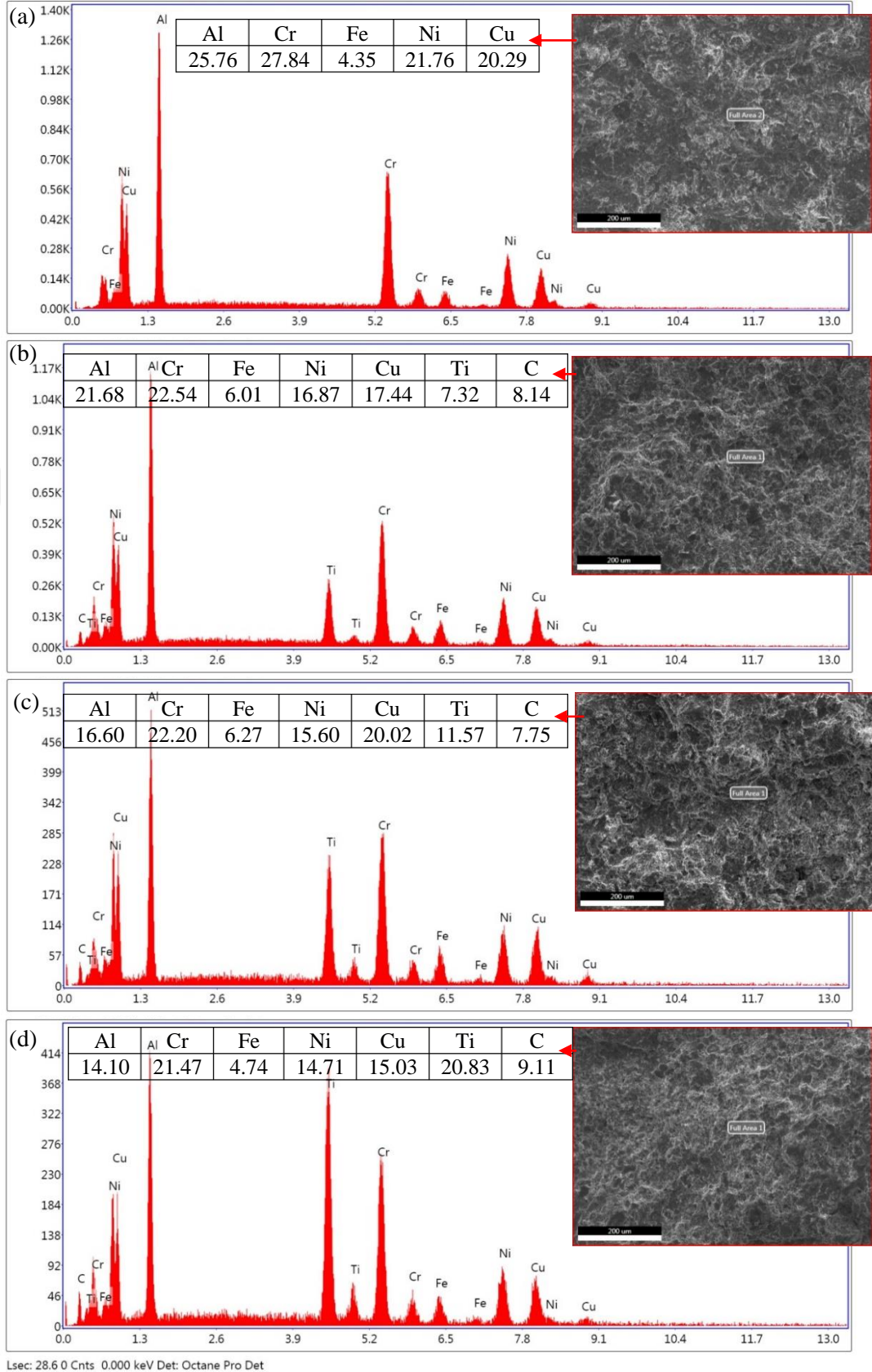


Şekil 7.11 YEA'nın kırık yüzey SEM görüntüleri: (a) YEA, (b) AlCuNiFeCr -% 5 TiC, (c) AlCuNiFeCr -% 10 TiC ve (d) AlCuNiFeCr -% 15 TiC, (e) AlCuNiFeCr - 5 % WC, (f) AlCuNiFeCr -% 10 WC, (g) AlCuNiFeCr -% 15 WC ve (h) AlCuNiFeCr -% 5 TiC -% 5 WC

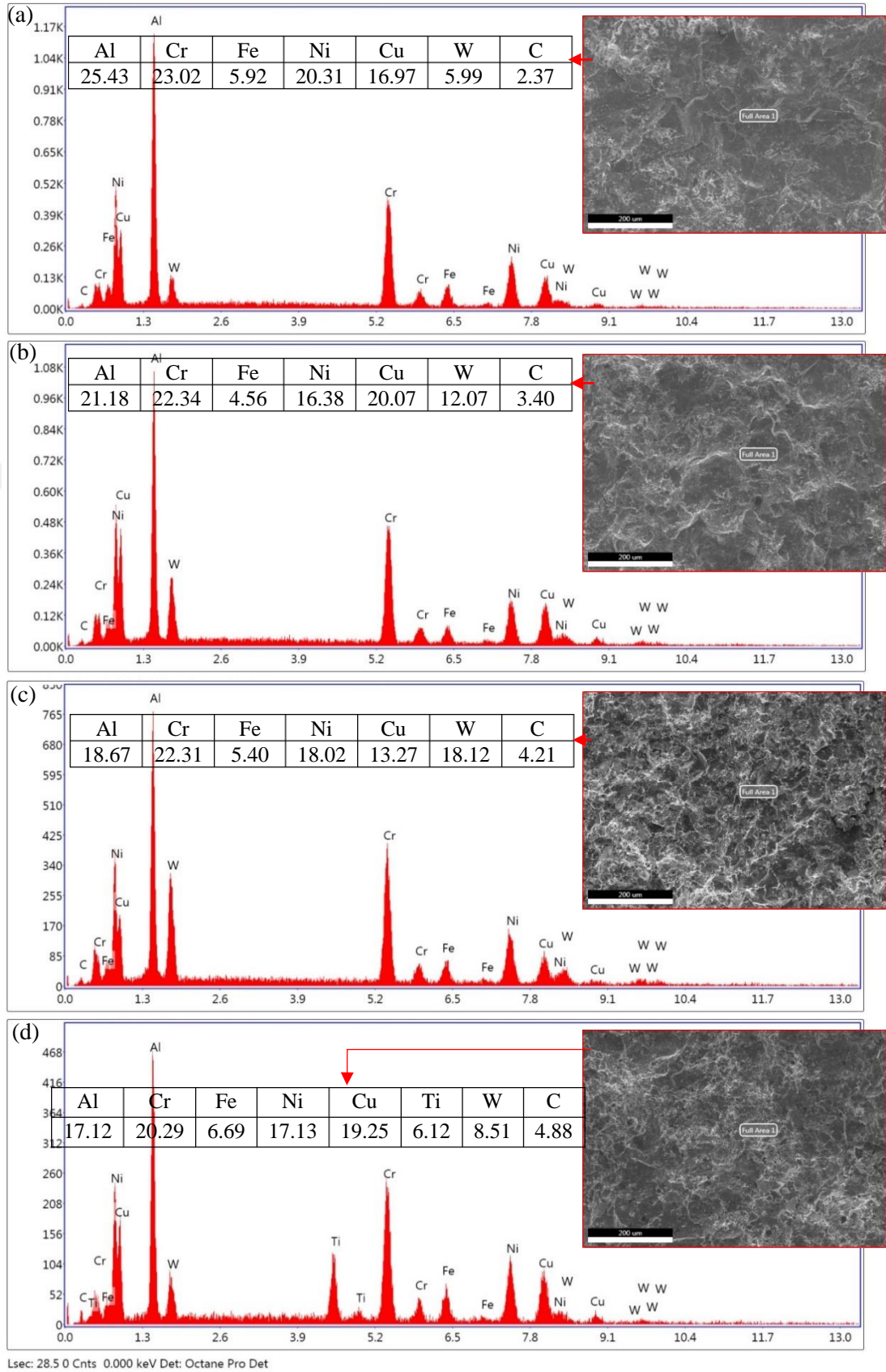
Şekil 7.11 'de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde, görüntülerin çatlaklar ve gözenekler içerdiği tespit edilmiştir. Buna ek olarak, TiC oranı %5 'den %15 'e arttırıldığı zaman gözeneklerin miktarının ve hacmini arttığı görülmüştür. WC 'deki artış, plastik deformasyona bağlı olarak çatlak deformasyonunu arttırdığı yorumlanmaktadır (Fu vd., 2018).

7.6 Üç Noktalı Eğme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM-EDS Analiz Sonuçları

Şekil 7.12 ve 7.13, üç noktalı eğme testlerinden sonra numunelerin kırık yüzeylerinin SEM-EDS analizini göstermektedir. Ammar vd. (2019) 'nin yapmış oldukları bir çalışmada, eklenen TiC 'deki bir artışın diğer katkı maddeleriyle karşılaştırıldığında daha iyi Al dağılımına yol açtığını tespit etmişlerdir. Bununla birlikte, %15 WC ilavesiyle oran 25.76 'dan 18.67 'ye düştüğü için WC ilavesi de alüminyumun dağılımını olumlu yönde etkilemiştir. %5 TiC +%5 WC 'ye gelince, en iyi oran %15 TiC 'de görülmesine rağmen, aynı zamanda iyi kabul edilen 17,12 'ye bir azalma gözlemlenmiştir.



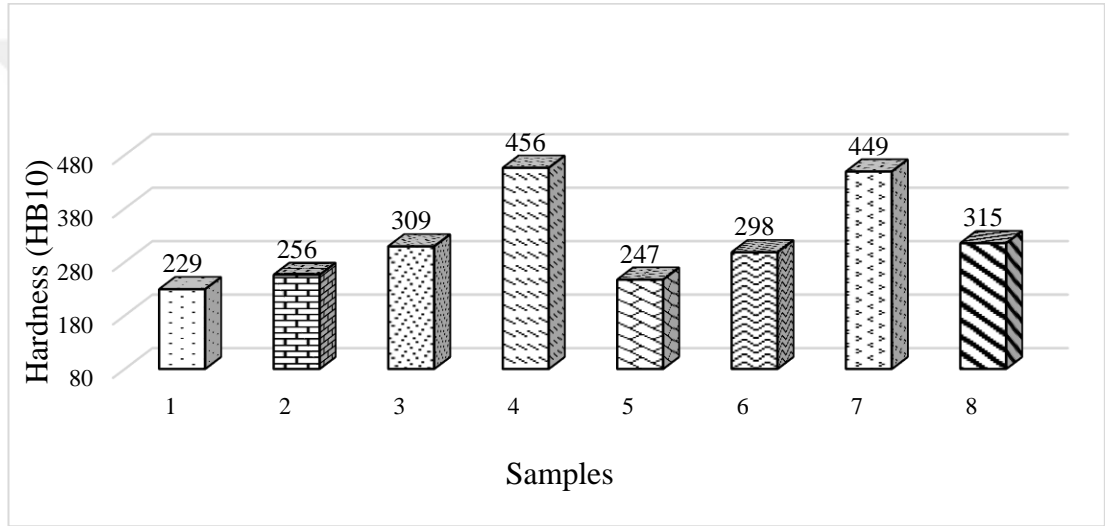
Şekil 7.12 YEA 'nın kırık yüzey SEM-EDS analizi: (a) YEA, (b) AlCuNiFeCr -% 5 TiC, (c) AlCuNiFeCr -% 10 TiC ve (d) AlCuNiFeCr -% 15 TiC



Şekil 7.13 YEA 'nın kırık yüzey SEM-EDS analizi: (a) AlCuNiFeCr -% 5 WC, (b) AlCuNiFeCr -% 10 WC, (c) AlCuNiFeCr -% 15 WC ve (d) AlCuNiFeCr -% 5 TiC- % 5 WC

7.7 Sertlik Testi Analiz Sonuçları

Yüksek entropili alaşımların sertlik değişimleri Şekil 7.14 'de gösterilmektedir. Takviyesiz YEA, yaklaşık 229 HV ile en düşük sertliği göstermiştir. Yüksek entropili alaşımların sertliği, takviye parçacıklarının (TiC ve WC) ilavesine bağlı olarak artmıştır. Dislokasyon hareketine engel olan sert TiC ve WC parçacıklarının varlığından dolayı sertlik değerlerinin arttığı düşünülmektedir. Sert parçacıklar dislokasyon hareketini önler ve yüksek entropili alaşımların mukavemetini artırır (Yang vd., 2018; Islak, 2019).



Şekil 7.14 YEA sertlik değerleri: (1) YEA, (2) YEA + TiC (ağırlıkça %5), (3) YEA + TiC (ağırlıkça %10), (4) YEA + TiC (ağırlıkça %15), (5) YEA + WC (ağırlıkça %5), (6) YEA + WC (ağırlıkça %10), (7) YEA + WC (ağırlıkça %15) ve (8) YEA + TiC (ağırlıkça %5) + WC (ağırlıkça %5)

Şekil 7.14 'de verilen sertlik değerleri incelendiğinde, yüksek entropili alaşımların sertliği farklı TiC ve WC içeriği ile gösterilmiştir. Takviyesiz YEA numunesi ile karşılaştırıldığında, YEA + TiC ve YEA + WC 'ün sertliğinin açıkça arttığı görülebilir. Sertlik artışına esas olarak TiC ve WC 'ün dispersiyon güçlendirme etkisi neden olmuştur (Islak vd., 2014). Sonuç olarak, TiC ve WC içeriği ile üretilen numunelerin sertlik artmıştır.

7.8 Korozyon Testi Analiz Sonuçları

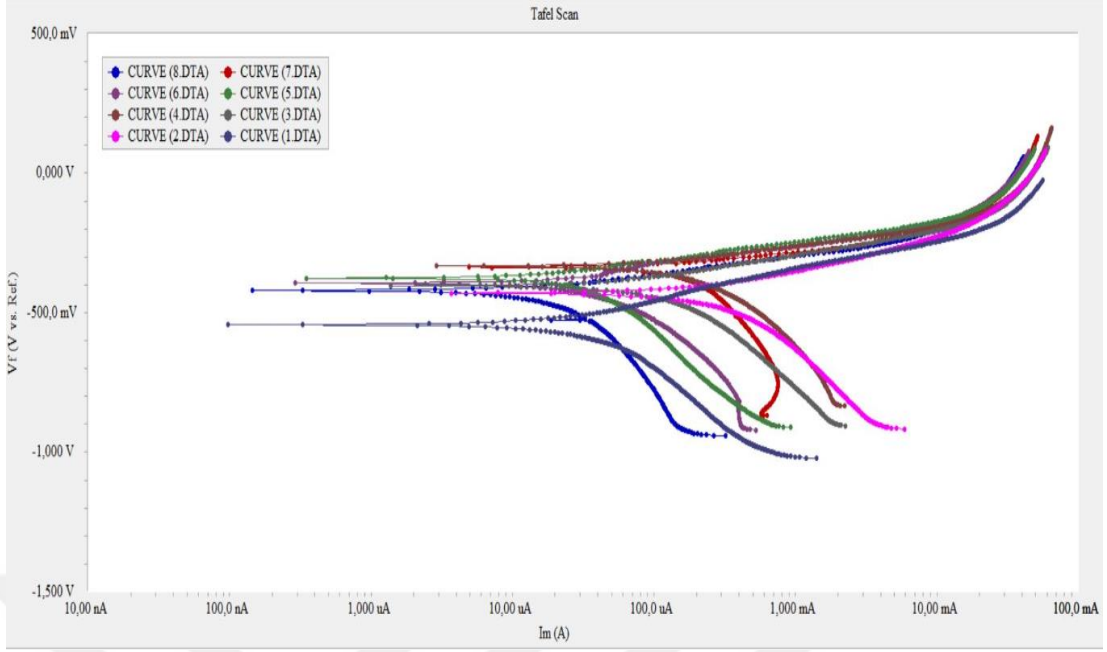
Korozyon testi için alaşım, yuvarlak bir epoksi kalıba yerleştirilmiştir. Kalıba alınan numuneler zımparalama ve parlatmaya tabi tutulmuştur. Alaşımlar sırayla damıtılmış su ve başlangıç potansiyeli -0.25 olan %3.5 NaCl içeren bir kaba yerleştirildi. E_{corr} (korozyon potansiyeli), I_{corr} (korozyon akımı), β_a (anodik tafel eğrisi), β_c (katodik tafel eğrisi) ve korozyon oranını belirlemek için Tafel eğrileri kullanıldı. R_p değeri (korozyon direnci) Stern-Geary denklemi (Stern vd., 1957) kullanılarak hesaplanmıştır.

$$I_{corr} = \frac{\beta_a \times \beta_c}{2.303 \times R_p (\beta_a + \beta_c)} \quad (7.2)$$

Üretilen numunelerin elektrokimyasal sonuçları Tablo 7.1 'de verilmiştir. Takviyesiz alaşımın en yüksek korozyon direncine sahip olduğu ve bunu takviyesiz YEA 'nın izlediği tespit edilmiştir. En düşük, 12.42 $k\Omega.cm^2$ 'lik bir korozyon direnci sergileyen %5 TiC için gözlenmiştir. Tam sonuçlar Tablo 7.1 'de gösterilmektedir.

Tablo 7.1 Üretilen numunelerin elektrokimyasal sonuçları

Alaşımlar	E_{corr} (mV)	I_{corr} (μAcm^{-2})	B_a (mV)	B_c (mV)	Korozyon oranı (mpy)	Korozyon direnci ($k\Omega.cm^2$)
YEAs	-542	26,70	123,8	326,9	12,37	146,03
YEAs+5% TiC	-430	600	229,7	679,3	331,3	12,42
YEAs+10% TiC	-332	394	200,4	734,5	305	17,35
YEAs+15% TiC	-403	187	177,4	513,8	130,5	30,62
YEAs+5% WC	-393	64,80	151,9	568,7	45,36	80,33
YEA+10% WC	-377	49,20	141,6	527,1	30,07	98,50
YEAs+15% WC	-420	32,50	141,1	753,4	21,58	121,95
YEAs+(5% TiC+5% WC)	-338	323	100,2	100	255,6	67,28



Şekil 7.15 YEA için tafel eğrileri

Üretilen numunelerin korozyon direnci performansları Tablo 7.1 'de verilen verilerden hesaplanmıştır. Buna ek olarak, Şekil 7.15 'te verilen tafel eğrileri incelendiğinde, TiC ve WC 'ün artması üretilen numunelerin korozyon performansını arttırmadığı tespit edilmiştir. Sonuç olarak, AlCuFeCrNi, TiC ve WC arasında bir tepki var. TiC ve WC parçacıkları, korozyonu hızlandırmak için etkili bir anot görevi görür. Böylece YEA-TiC ve YEA-WC için korozyon oranının azaldığı görülmüştür. Korozyon deneyinde TiC ve WC takviyeli yüksek entropili alaşımların korozyon direncinin düşük çıkması TiC ve WC parçacıklarının bir bariyer oluşturduğundan kaynaklandığı düşünülmektedir (Jayaraj vd., 2017).

8. GENEL SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, AlCuFeCrNi-TiC/WC YEA sıcak presleme yöntemi ile başarılı bir şekilde üretilmiştir. Üretilen numunelere taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını difraktogramı (XRD), sertlik, kırık yüzey SEM görüntüleri, elemental dağılım ve EDX spektrumlarının SEM haritalaması, sertlik, üç noktalı eğme ve korozyon testleri başarıyla uygulanmıştır. Deneysel sonuçların raporu aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- SEM analizi sonucunda TiC ve WC parçacıklarının genel olarak homojen dağıldığı tespit edildi.
- SEM-EDS analizinde YEA 'da bulunan Al, Cr, Fe, Ni, Cu, W ve C pikleri açıkça görülmüştür.
- TiC ve WC parçacıklarının dağılımını belirlemek için elemental dağılımın SEM haritalamasında ve EDS spektrum analizinde. Temel elementler Al, Cu, Ni, Fe ve Cr 'dur. Takviye parçacıkları Ti, W ve C olduğu tespit edilmiştir.
- XRD analizi sonucunda YMK ve HMK kafes yapısına sahip katı çözeltilerin olduğu tespit edilmiştir. Sıcak presleme işlemi ve sinterleme sürecinde Al, Cu, Fe, Cr, Ni, Ti, W ve C elementleri arasında oluşan etkileşimden dolayı YMK, HMK, TiC ve WC fazlarının mevcut olduğu belirlenmiştir.
- Üretilen numunelerin kırık yüzey SEM görüntülerinde çatlak ve gözenekler bulunmaktadır.
- Gerilme-gerinim grafiklerinde, YEA-TiC numunelerinde gevrek kırılma oluşurken, YEA-WC numunelerinde YEA-TiC numunelerine kıyasla plastik deformasyonun bir sonucu olarak daha sünek kırılma olduğu belirlenmiştir.
- Sertlik değerleri takviyesiz YEA numunesi ile karşılaştırıldığında, YEA + TiC ve YEA + WC 'ün sertliğinin arttığı tespit edilmiştir. Sertlik artışına esas

olarak TiC ve WC 'ün dispersiyon güçlendirme etkisi neden olduğu rapor edilmiştir.

- YEA 'da TiC ve WC takviyelerinin arttırılmasının numunelerin korozyon performansını arttırmadığı tespit edilmiştir.



9. ÖNERİLER

Çalışma sonuçlarının neticesinde şu öneriler yapılabilir:

1. Yüksek entropili alaşımın üretiminde normal üç boyutlu turbula ile karışım yerine mekanik alaşımlama yapılabilir.
2. Üretilen numunelere sıcak presleme işleminden sonra ısıl işlem yapılabilir.
3. Yüksek entropili alaşımın mekanik özelliklerini arttırmak için farklı takviye parçacıkları ilave edilebilir.

KAYNAKLAR

- Abdukadir A., J. Lib, Sh. Xiang, X.Liub, Y.Zhoub, G.Leb, X.Wangb, F.Qub, S.Mab, W.Dongb & Q.Li. (2006). Additive manufacturing of high-strength CrMnFeCoNi-based High Entropy Alloys with TiC addition. *Intermetallics* 109 (2019) 162–166.
- Aijun, Zhang, J. Han & J. Meng. (2016). Rapid preparation of AlCoCrFeNi high entropy alloy by spark plasma sintering from elemental powder mixture, *Mater. Lett.* 181 82-85.
- Alotaibi S. (2017). Microstructure and Mechanical Properties of CoCrFeMnNi High Entropy Alloy, M.Sc. Thesis, University of California, 115 p.
- Amar, A., Li, J., Xiang, S., Liu, X., Zhou, Y., Le, G., ... & Li, Q. (2019). Additive manufacturing of high-strength CrMnFeCoNi-based High Entropy Alloys with TiC addition. *Intermetallics*, 109, 162-166.
- Anand S.R., S. Samal, N. Nayan, & S. R. Bakshi. (2019). Microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Ni-Co-Fe based high entropy alloys prepared by powder metallurgy route. *Journal of Alloys and Compounds* 787, 123-132.
- Anık, S., Dikicioğlu, A., Vural, M. (1999). “İmal Usulleri”, İ.T.Ü. Makina Fakültesi, İstanbul.
- Autar K. Kaw, (2006). *MECHANICS Composite Materials* NewYork, Taylor & Francis Group.
- Aydın, R. (1997). T/M çelik parçalarda ısıl işlemlerin mekanik özelliklere etkisi (Doctoral dissertation, SDÜ Fen Bilimleri Enstitüsü).
- Bauman I., & D. Curic. (2008). Mixing of solids in different mixing devices. *S^{adnan}a* Vol. 33, Part 6, December 2008, 721–731.
- Bin Z., C. Huang, J. Song, Z. Liu, L. Liu, & Y. Zhao. (2012). Effects of sintering processes on mechanical properties and microstructure of TiB₂-TiC+8wt% nano-Ni composite ceramic cutting tool material, *Mater. Sci. Eng.: A* 540, 235–244.
- Black J.T., & Kohser, R.A. (2003). *DeGarmo's Materials and Processes in Manufacturing*.
- Bo.L., Y. Dub, & Z. Penga. (2018). Investigation on the hot deformation characteristics of Ni-Cr-Fe-Ti alloy. *Vacuum* 157, 299–305.

- Bockel M., H. Davin, D. Domergue, B. Hofmann, & V. Kruzhanov. (2004). "Industrial performance of low reactive atmospheres on sintering furnaces," in: Proc. Int. Conf. PM, Vienna, Austria, 2, 211–216.
- Bocchini G.F. (2004). "Influence of controlled atmospheres on the proper sintering of carbon steels," Powder Metall. Prog., 4, 1–34.
- Buytoz, S., Dagdelen, F., Islak, S., Kok, M., Kir, D., & Ercan, E. (2014). Effect of the TiC content on microstructure and thermal properties of Cu–TiC composites prepared by powder metallurgy. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 117(3), 1277-1283.
- Campbell F.C. (2010). *Structural Composite Materials United States of America*: ASM International.
- Cantor B, Chang, ITH, Knight P., & Vincent, AJB. (2004). Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Mater Sci Eng, A*;375–377:213–8.
- Cantor B. (2014). Multicomponent and High Entropy Alloys. *y.*; 16(9):, *|| Entrop*, vol. 16, no. 9, pp. 4749-4768.
- Chawla, K.K., *Ceramic Matrix Composites*, Chapman & Hall, London, Chap. 4, 1993.
- Chen. Swe-Kai , Y. Jien -wei, L. Su-Jien, G. Jon-Yiew, C. Tsung-Shen, S. Tao Tsung , T. Tsu-Huei and C. Shou-Yi, —Nanostructured High Entropy Alloys with multiple principal elements: Novel alloy design, concepts and outcomes,*|| Advanced Engineering Materials*, vol. 6, no. 5, p.2004.
- Chen J., P.Niu , Y.Liub, Y.Lua, X.Wac, Y.Penga, & J. Liu.(2016). Effect of Zr content on microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy. *Materials and Design* 94 39–44.
- Chikumba S. & Rao V. (2015). *High Entropy Alloys: Development and Applications*, ICLTET'2015, South Africa, 15 p.
- Çelik E., "Elmaslı kesici takımlarda alternatif bağlayıcılar," *Doktora Tezi*, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elâzığ, 2009
- Çelik, E., & Aslan, A. K. (2017). The effect of porosity and cu rate on microstructure and mechanical properties of co alternative powder metallurgy compound. *Science of Sintering*, 49(3)
- Danial B. M., J. D. Miller, O. N. Senkov, C. Woodward, M. D. Uchic, & J. Tiley. (2014). Exploration and development of high entropy alloys for structural applications, *Entropy* 16 (1) 494 525.

- Danial B.M., & O.N. Senkov. (2017). A critical review of high entropy alloys and related concepts, *Acta Materialia* 122, 448e511.
- Danial B. Miracle, (2019). High entropy alloys as a bold step forward in alloy development. Apr 18. doi: 10.1038/s41467-019-09700-1.
- Davis J. R., *Metals Handbook*, Metals Park, OH: ASM International, 1990, p. Vol. 1
- Dolique V, Thomann AL, & Brault P. (2011). High-entropy alloys deposited by magnetron sputtering. *IEEE Trans Plasma Sci*;39(11):2478–9.
- Distanov & Nenashev BG, Kirdyashkin AG, Serboulenko MG. (2002). Proustite single-crystal growth by the Bridgman-Stockbarger method using ACRT. *J Cryst Growth*; 235:457–64.
- Delarbre P., & B. Hornof. (2018). Influence of the Sintering Conditions on the Properties of PM Materials. *Int J Metall Met Phys* 2018, 3:013.
- DeHo R. T. (2010). 3- Path and kinetics of microstructural change in simple sintering, Woodhead Publishing, 65-85.
- Ekşi, A., & Sarıtaş, S. (2002). Effects of powder hardness and particle size on the densification of cold isostatically pressed powders. *Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences*, 26(5), 377-384.
- Frigg R., & C. Werndl, (2010). *Entropy - A Guide for the Perplexed*.
- Fu, Z., & Koc, R. (2018). TiNiFeCrCoAl high entropy alloys as noval metallic binders for TiB₂-TiC based composites. *Materials Science and Engineering: A*, 735, 302-309.
- Henriques, B., Soares, D., Teixeira, J.C., & Silva, F.S., (2014). Effect of Hot Pressing Variables on the Microstructure, Relative Density and Hardness of Sterling Silver (Ag-Cu alloy) Powder Compacts, *j.Mater.rese.* 664-671.
- Huo, W.-y., Shi, H.-f., Ren, X. & Zhang, J.-y. (2015). Microstructure and wear behavior of CoCrFeMnNbNi high-entropy alloy coating by TIG cladding. *Advances in Materials Science and Engineering*.
- Islak, S., Kır, D., & Buytoz, S. (2014). Effect of sintering temperature on electrical and microstructure properties of hot pressed cu-tic composites. *Science of Sintering*, 46(1).
- Islak, S. (2019). Mechanical and Corrosion Properties of AlCu Matrix Hybrid Composite Materials. *Science of Sintering*, 51(1).

- German R.M. (2005). Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, p 8.
- German R.M. (2001). Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Elsevier Science, 8641–8643. doi:10.1016/b0-08-043152-6/01542-4.
- Gilbertson MA, & Eames I (2003). The influence of particle size on the flow of fluidized powders, Powder Technol. 131: 197–205
- Gludovatz B, Hohenwarter A, & Catoor D. (2014). A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. Science.;345(6201):1153–1158.
- Gorsse, S., Couzinié, J.-P. & Miracle, D. B. (2018). From high entropy alloys to complex concentrated alloys. C.R. Phys. 19, 721–736.
- Guo S, & Liu CT. (2012). Phase stability in high entropy alloys: formation of solid-solution phase or amorphous phase. Prog Nat Sci: Mater Int; 21:433–46.
- James W. B. (2015). H. Corporation, retired. Powder Metallurgy Methods and Applications. 2015 ASM International, vol.7.
- Jayaraj, J., Thinaharan, C., Ningshen, S., Mallika, C., & Mudali, U. K. (2017). Corrosion behavior and surface film characterization of TaNbHfZrTi high entropy alloy in aggressive nitric acid medium. Intermetallics, 89, 123-132.
- Jien.W. Y., S.K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, & S.Y. Chang, (2004). Adv. Eng. Mater. 6 299–303.
- Jien W. Y. (2007). Materials Chemistry and Physics 103, 41-46.
- Jiao G.J., J.L. Kai, S.J. Peng, L.G. Xing, AN Jing, XIE Jun-Cai, CAO Lei, & LV Ming (2015). Effects of TiC Content on Microstructure and Mechanical Property of WC-TiC-TaC Cemented Carbides.
- Joong S., L. Kang,2005, Sintering, ScienceDirect IDO <https://scihub.tw/https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-6385-4.X5000-6>
- Klárová M., (2015). Composite materials. VSB - Technical University of Ostrava.
- Klein, A.J., (1986). Carbon/carbon composites, Adv. Mater. Processes, 64, November
- Knight P. (1995). Multicomponent alloys. Bsc part 2, Univeristy of Oxford.
- Karamchedu S., E. Hryha, and L. Nyborg, “Influence of process parameters on the delubrication of PM steels,” Powder Metall. Prog., 11, 90–96 (2011).

- Kruzhanov V.S., MODERN MANUFACTURING OF POWDER-METALLURGICAL PRODUCTS WITH HIGH DENSITY AND PERFORMANCE BY PRESS-SINTER TECHNOLOGY, Russian Original Vol. 57, Nos. 7-8, July-August, 2018.
- Lee K.S., B. Bae, J.-H. Kang, K.R. Lim, & Y.S. Na. (2017). Multi-phase refining of an AlCoCrFeNi high entropy alloy by hot compression. *Materials Letters*, 198 81–84.
- Li W, Liaw PK, & Gao Y. (2018). Fracture resistance of high entropy alloys: a review. *Intermetallics*;99:69–83.
- Liu, C.-G., J. (2013). *Alloys Compd.*, 553, 216.
- Liu, W. H., He, J. Y., Huang, H. L., Wang, H., Lu, Z. P., & Liu, C. T. (2015). Effects of Nb additions on the microstructure and mechanical property of CoCrFeNi high-entropy alloys. *Intermetallics*, 60, 1-8.
- Lu Z. P., H. Wang, M. W. Chen, I. Baker, J. W. Yeh and C. T. Liu, —An assessment on the future development of high-entropy alloys: Summary from a recent workshop, *Intermetallics (Impact Factor: 2.13)*.2015.
- Matthews, F.L. & Rawlings, R.D. (1994). *Composite Materials: Engineering and Science*, Chapman & Hall, London, p. 81.
- Ming.H. T., & J.W. Yeh, (2014). High-entropy alloys: a critical review, *Mater. Res. Lett.* 2 107–123.
- Moustafa S F, Abdel-Hamid Z, Osama G. (2011). Hussien, Synthesis of WC hard materials using coated powders. *Adv. Powder Technol.*, 22: 596–601.
- Moravcika I., J. Cizekb, Z. Kovacovac, J. Nejezchlebovad, M. Kitzmantelc, E. Neubauerc, I. Kubenae, V. Hornike, & I. Dlouhya. (2017). Mechanical and microstructural characterization of powder metallurgy CoCrNi medium entropy alloy. *Materials Science & Engineering A*, 701, 370–380.
- Middleburgh, S., King, D., Lumpkin, G., Cortie, M. & Edwards, L. (2014). Segregation and migration of species in the CrCoFeNi high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 599, 179-182.
- Muttio F J, Alexander A, Goodridge C L, Shen E, & Shinbrot, Z. (2004). *Solid Mixing Part A: Fundamentals of Solids Mixing*. E L Paul, V A Atemio-Obeng, S M Kresta, (eds) *The Handbook of Industrial Mixing Science and Practice* (New York: Wiley)
- Murty B.S., Yeh J.W., & Ranganathan S., (2014). *High Entropy Alloys*.

- Novak, T. G., Vora, H. D., Mishra, R. S., Young, M. L. & Dahotre, N. B. (2014). Synthesis of Al 0.5 CoCrCuFeNi and Al 0.5 CoCrFeMnNi High-Entropy Alloys by Laser Melting. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 45(5), 1603-1607.
- Oriani RA. (2007). Thermodynamics of metallic solutions. *Adv Chem Phys*;2:119–46.
- Pradeep K. (2018) Jha, Principles of Metal Forming Technology, Lec39.
- Partridge, I.K., *Advanced Composites*, Elsevier Applied Science, New York, 1989..
- Peter M Derlet, Sintering theory, PSI, Powder Technology Course Autumn semester 2017.
- Piyooosh T, Pawan S, & Manish B. (2013). An Approach Of Composite Materials In Industrial Machinery: Advantages, Disadvantages and Applications. *IJRET*, Vol 02 Issue:
- Quadrennial Technology Review (2015). Technology Assessments. Composite Materials. U.S. Department of Energy.
- Rahul R.N. (2017). Composite Materials- History, Types, Fabrication Techniques, Advantages, and Applications. *IJMPE*, Vol 5, Issue-9.
- Ruffa AR. (1982). Thermal potential, mechanical instability, and melting entropy. *Phys Rev B*;25(9):5895–900.
- Sarıtaş, S., Türker, M., & Durlu, N. (2007). Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri. *Türk Toz Metalurjisi Yayınları*, 5, 2-34.
- Senkov O. N., G. B. Wilks, D. B. Miracle, C. P. Chuang & B. Miracle. (2010). Refractory high-entropy alloys, *Intermetallics*, vol. 18, p. 1758–1765
- Shun, T.-T., Hung, C.-H. & Lee, C.-F. (2010). Formation of ordered/disordered nanoparticles in FCC high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 493(1-2), 105-109.
- Skotnicová K., M. Kurša, & I.Szurman.(2014), *Powder Metallurgy*, Technical University of Ostrava.
- Sriharitha R., B.S. Murty, & R.S. Kottada, (2014). Alloying, thermal stability and strengthening in spark plasma sintered Al_xCoCrCuFeNi high entropy alloys, *J. Alloys Compd.* 583, 419e426. Suryanarayana C. (2001). Mechanical alloying and milling. *Prog Mater Sci* ;46:1–184.

- Stern, M., & Geary, A. L. (1957). Electrochemical polarization: I. A theoretical analysis of the shape of polarization curves. *Journal of the electrochemical society*, 104(1), 56.
- Strife, J.R. & Sheehan, J.E. (1988). Ceramic coatings for carbon-carbon composites, *Ceramic Bull.*, 67, 369.
- Tian, F., Varga, L. K., Chen, N., Shen, J. & Vitos, L. (2015). Empirical design of single phase high-entropy alloys with high hardness. *Intermetallics*, 58, 1-6. doi:10.1016/j.intermet.10.010.
- Tsai M-H. Physical properties of high entropy alloys. *Entropy*. (2013);15(12):5338–5345.
- Tsai, M.-H., Tsai, K.-Y., Tsai, C.-W., Lee, C., Juan, C.-C. & Yeh, J.-W. (2013). Criterion for sigma phase formation in Cr-and V-containing high-entropy alloys. *Materials Research Letters*, 1(4), 207-212.
- Tsai CW, Tsai MH, Yeh JW. & Yang CC. (2010). Effect of temperature on mechanical properties of Al_{0.5}CoCrCuFeNi wrought alloy. *J Alloy Compd*;490(1–2):160–5.
- Tong CJ, Chen YL, Yeh JW, Lin SJ, Chen SK, & Shun TT, (2005). Microstructure characterization of Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metall Mater Trans A*;36(4):881–93.
- URL-1. <http://what-when-how.com/materialsparts-and-finishes/mechanical-alloying/>. Erişim tarihi: 11/11/2019.
- URL-2. <http://www.tcbonding.com/sputtering.html>. Erişim tarihi: 11/11/2019
- URL-3. http://www.wzl.rwthachen.de/en/629c52491e476b86c1256f580026aef2/mtii_12.pdf. Erişim tarihi: 11/11/2019.
- URL-4. http://www.kobelco.co.jp/english/machinery/products/ip/product/cip/cip_01.html. Erişim tarihi: 11/11/2019.
- URL-5. <http://www.kobelco.co.jp/english/machinery/products/ip/technology/hip.htm>. Erişim tarihi: 11/11/2019.
- URL-6. <http://www-old.me.gatech.edu/jonathan.colton/me4210/powder.pdf>. 11/11/2018.

- Walkera JS, Henry D, & BenHadid H. (2002). Magnetic stabilization of the Buoyant convection in the liquid-encapsulated Czochralski process. *J Cryst Growth*;243:108–16.
- Unnikrishnan T. G, C.Paulb, R. Sellamuthuc, & S.Aruld . (2017). An investigation on the effects of Co, Ti and Si on microstructure, hardness and wear properties of AlCuNiFe based entropy alloys. *Materials Today*. 4, 178–187.
- UPADHYAYA G S. Materials science of cemented carbides – an overview. *Mater. Des.*, 2001, 22: 483–489.
- Vallauri D., I.C. Atías Adrián, A. Chrysanthou, TiC–TiB₂ composites: a review of phase relationships, processing and properties, *J. Eur. Ceram. Soc.* 28 (8) (2008) 1697–1713.
- Vincent. A. (1981). A study of three multicomponent alloys. PhD thesis, University of Sussex.
- Volza MP, Schweizerb M, Kaiserc N, Cobba SD, Vujisicd L, & Motakefd S. (2002). Bridgman growth of detached GeSi crystals. *J Cryst Growth*;237–239:1844–8.
- Xiao D.H., P.F. Zhoua, W.Q.Wu , H.Y. Diaob, M.C. Gaoc,d, M. Song , P.K. Liawb.(2017). Microstructure, mechanical and corrosion behaviors of AlCoCuFeNi-(Cr,Ti) high entropy alloys. *Materials and Design* 116 (2017) 438–447.
- Xiao dong S, H.Zhu, J.Lia, J.Huanga, & Z. Xie. (2018). High entropy alloy FeCoNiCu matrix composites reinforced with in-situ TiC particles and graphite whiskers. *Materials Chemistry and Physics* 220, 449–459.
- Xu, X., Liu, P., Guo, S., Hirata, A., Fujita, T., Nieh, T., Liu, C. & Chen, M. (2015). Nanoscale phase separation in a fcc-based CoCrCuFeNiAl 0.5 high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 84, 145-152.
- Yavuz N., (1996), MECHANICS OF DYNAMIC POWDER COMPACTION PROCESS, *Journal of Engineering Sciences* 2 (2) 129-134.
- Yang C.C., J.L.H. Chau, C.-J. Weng, C.-S. Chen & Y.-H. Chou. (2017). Preparation of hightentropy AlCoCrCuFeNiSi alloy powders by gas atomization process, *J. Mater. Chem. Phys.* 202, 151e158.
- Yang, S., Guo, Z., & Xia, M. (2018). Effect of TiB Content on the Properties of Al-TiB Composites. *Science of Sintering*, 50(2).
- Yavuz, N., & Güner, R. (2002). Demir Esaslı Toz Metal Parçaların Elektrik Direnç Kaynağında Optimum Kaynak Şartlarının Belirlenmesi.

- Yeh, J. W. (2006). Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie: Science des Materiaux*, 31(6), 633-648. doi:10.3166/acsm.31.633-648
- Yeh, J.W., (2013b). Future trends of high-entropy alloys. High-Value Metals Forum, MRS-T Annual Meeting-2013, Jhongli, Taiwan.
- Yeh JW. Private discussion; 2012
- Yurkova, A. I., Cherniavsky, V. V., Bolbut, V., Krüger, M., & Bogomol, I. (2019). Structure formation and mechanical properties of the high-entropy AlCuNiFeCr alloy prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 786, 139-148.
- Zhang Y. (2004). *Progress in Material Science* 61, 1-21.
- Zhang Y, Zhou YJ, Lin JP, Chen GL, & Liaw PK. (2008). Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys. *Adv Eng Mater*;10(6):534–8.
- Zhang H, Pan Y, & He Y. (2011). Effects of annealing on the microstructure and properties of 6FeNiCoCrAlTiSi high-entropy alloy coating prepared by laser cladding. *J Therm Spray Technol*;20(5):1049–55.
- Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K. ve Lu, Z. P. (2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 61(October 2013), 1-93. doi:10.1016/j.pmatsci.2013.10.001.
- Zhezhen F. & R. Koc. (2018). TiNiFeCrCoAl high-entropy alloys as novel metallic binders for TiB₂-TiC based composites. *Materials Science & Engineering A* 735, 302–309.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Fatimah Ridha Abbood AL SUDANI
Doğum Yeri ve Yılı : Bağdat, 1994
Medeni Hali : Bekar
Yabancı Dili : Türkçe, İngilizce
E-posta : alsoudany29@gmail.com



Eğitim Durumu

Lise : Almusib Secondary School, 2013
Lisans : University of Babylon Materials Engineering, 2017