

**FeNiCuTiW TİPİ YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN FARKLI KAYNAK
YÖNTEMLERİ ile BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

DOKTORA TEZİ

Başar Ersegün ÇELİK

Danışman

Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Ocak 2026

Bu tez çalışması 22.FEN. BİL.27 numaralı proje ile AKÜ-BAPK tarafından desteklenmiştir.

AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DOKTORA TEZİ

FeNiCuTiW TİPİ YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN FARKLI
KAYNAK YÖNTEMLERİ ile BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI

Başar Ersegün ÇELİK

Danışman

Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Ocak 2026

TEZ ONAY SAYFASI

Başar Ersegün ÇELİK tarafından hazırlanan “FeNiCuTiW tipi yüksek entropili alaşımların farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilebilirliğinin araştırılması” adlı tez çalışması lisansüstü eğitim ve öğretim yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca 02 / 01 / 2026 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından **oy birliği** ile Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

- Danışman** : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi
- Başkan** : Prof. Dr. Aytekin HİTİT
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi
- Üye** : Prof. Dr. Selçuk AKTÜRK
Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Fen Fakültesi
- Üye** : Dr. Öğr. Üyesi Rıza KARA
Uşak Üniversitesi, Teknik Bilimler MYO
- Üye** : Dr. Öğr. Üyesi Şükrü ÜLKER
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi

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

.....
Prof. Dr. Bekir YALÇIN

Enstitü Müdürü

BİLİMSEL ETİK BİLDİRİM SAYFASI
Afyon Kocatepe Üniversitesi

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

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

Beyan ederim.

02/ 01 / 2026

Başar Ersegün ÇELİK

ÖZET

Doktora Tezi

FeNiCuTiW TİPİ YÜKSEK ENTROPİLİ ALAŞIMLARIN FARKLI KAYNAK YÖNTEMLERİ ile BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Başar Ersegün ÇELİK

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

Yüksek entropili alaşımlar, malzeme bilimi alanında önemli bir ilerlemeyi temsil eder. Bu alaşımlar, yüksek mukavemet, mükemmel korozyon direnci ve benzersiz termal özelliklerin bir kombinasyonunu sunar ve bu da onları çeşitli endüstrilerde çok çeşitli uygulamalar için uygun hale getirir. Bu çalışmada, yüksek entropili alaşım (YEA) tasarımı anlayışı ile yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılacak malzemelerin tasarımı, üretilmesi ve bu malzemelerin Difüzyon Kaynağı ile kaynak edilmesi amaçlanmıştır. Mol oranınca farklı Tungsten (W) katkılı FeNiCuTiW_x (mol oranındaki x değerleri, x=0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1) yüksek entropili alaşımları ark ergitme yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen malzemelere difüzyon, elektrik direnç ısıtmalı aratabakalı sert lehimleme ve lazer kaynak işlemleri uygulanmıştır. Üretilen bu numunelere mikrosertlik testi uygulanmış, mikroyapıda oluşan değişiklikler taramalı elektron mikroskopu, enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX), XRD (X-ışını kırınımı) analizleri ve optik mikroskop gibi karakterizasyon teknikleri kullanılarak analiz edilmiştir. Difüzyon kaynağı işlemi başarısız olmasına karşın aratabakalı elektrik direnç ısıtmalı sert lehim uygulaması oldukça başarılı olmuştur. Lazer kaynak işlemide benzer şekilde başarılı olmuş ve kesme testi bu numunelere uygulanmıştır. Kesme testi sonuçları, Lazer kaynaklarının daha iyi kesme dayanımı performansı gösterdiğini ortaya koymuştur.

2026, xiv + 145 sayfa

Anahtar Kelimeler: Yüksek entropili alaşım, YEA, Ark ergitme, Difüzyon kaynağı.

ABSTRACT

Ph.D. Thesis

INVESTIGATION of THE JOINABILITY of FeNiCuTiW TYPE HIGH ENTROPY ALLOYS USING DIFFERENT WELDING METHODS

Başar Ersegün ÇELİK

Afyon Kocatepe University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Prof. Şükrü TALAŞ

High entropy alloys represent a significant advance in the field of materials science. These alloys offer a combination of high strength, excellent corrosion resistance, and unique thermal properties, making them suitable for a wide range of applications in various industries. In this study, the design, production, and diffusion welding of materials that can be used in high temperature applications with the concept of high entropy alloy (HEA) design were aimed. High entropy alloys with different tungsten (W) doping ratios (x values in mole ratio, $x=0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1$) were produced by arc melting method. Diffusion, electrically resistive heated interlayer hard soldering, and laser welding processes were applied to the produced materials. Microhardness testing was performed on these samples, and the changes in microstructure were analysed using characterisation techniques such as scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX), XRD (X-ray diffraction) analysis, and optical microscopy. Although the diffusion bonding process was unsuccessful, the hard soldering application using an electric resistance heater with a sublayer was quite successful. The laser welding process was similarly successful, and a shear test was applied to these samples. The shear test results revealed that laser welds exhibited better shear strength performance.

2026, xiv + 145 pages

Keywords: High entropy alloy, HEA, Arc melting, Diffusion welding.

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim ve tez çalışmam boyunca gerek fikir ve önerileriyle gerekse bilgi ve tecrübesiyle daima yanımda olan; akademisyenliği ve kişiliği ile bana rol model olan çok kıymetli hocam, danışmanım Prof. Dr. Şükrü TALAŞ'a, her zaman her konuda yanımda olmaya çalışan annem Serpil ÇELİK ve babam Ertürk ÇELİK'e, her türlü teknik desteği sağlayan Sivas Cumhuriyet Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu'ndan Öğr. Gör. Öztürk TATAR'a, ihtiyacım olduğunda her zaman yanımda olan ve yardımını esirgemeyen Sivas Cumhuriyet Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden Arş. Gör. Dr. Lütuf ERTÜRK'e, her türlü teknik desteği sağlayan Sivas Bilim ve Teknoloji Üniversitesi Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi'nden Arş. Gör. Muhammed Taha YILDIZ'a, bu tez çalışmasının yürütülmesinde 22.FEN.BİL.27 proje numarası ile destek sağlayan Afyon Kocatepe Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğüne, ikinci aşamada numunelerimin üretiminde yardımcı olan Prof. Dr. Aytekin HİTİT'e, tez çalışmam boyunca bana her türlü konuda yardımcı olan isimlerini sayamadığım herkese ve son olarak bu sürecin her anında sabırla hep yanımda olan, beni her zaman çok seven, inanan ve güvenen, bana her türlü desteği sağlayan sevgili eşim ve meslektaşım Dr. Öğr. Üyesi Esin Tuğba ŞİMŞEK ÇELİK'e ve hayatımıza girerek renk katan ve bana babalık duygusunu yaşatan canım kızım Elçin Ece ÇELİK'e sonsuz teşekkürlerimi sunuyorum.

Başar Ersegün ÇELİK
Afyonkarahisar 2026

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

	Sayfa
ÖZET	i
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER DİZİNİ	iv
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ	xii
RESİMLER DİZİNİ	xiii
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR BİLGİLERİ	6
2.1 Yüksek Entropili Alaşımlar	6
2.2 Yüksek Entropili Alaşımların Özellikleri	8
2.3 Yüksek Entropili Alaşımlarda Temel Etkiler	9
2.3.1 Yüksek Entropi Etkisi	9
2.3.2 Kafes Çarpımları	11
2.3.3 Yavaş Difüzyon Etkisi (Kinetik)	12
2.3.4 Kokteyl (Karışım) Malzeme Etkisi	14
2.4 Yüksek Entropili Alaşımların Uygulama Alanları ve Özellikleri	16
2.5 Yüksek Entropili Alaşımların Üretimi	17
2.5.1 Katı Halden Üretim	18
2.5.2 Sıvı Halden Üretim	21
2.5.3 Gaz Halinden Üretim	24
2.6 Yüksek Entropili Alaşımlarda Kafes Yapısı	25
2.7 Yüksek Entropili Alaşımlarda Katı Eriyikler	25
2.8 Yüksek Entropili Alaşımlarda İntermetalikler, Arayer Bileşikleri	28
2.8.1 İntermetalikler	28

2.8.2	Arayer Bileşikleri- Högg Fazları	29
2.9	Yüksek Entropili Alaşımların Tasarımı	30
2.9.1	Ampirik Hesaplama Yöntemi	30
2.9.2	Atomik Yaklaşımlar	31
2.9.3	Thermo-Calc Yazılımı	31
2.10	Difüzyon Kaynağı.....	32
2.10.1	Difüzyon Kaynağının Çeşitleri	34
2.10.2	Difüzyon Kaynağının Parametreleri	35
2.10.3	Difüzyon Kaynağının Avantaj ve Dezavantajları.....	38
2.10.4	Difüzyon Kaynağının Uygulamaları	39
2.11	Lazer Kaynak Yöntemi	41
2.11.2	Lazer Kaynak Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları	43
2.11.3	Lazer Kaynağı Kesitinde Oluşan Bölgeler	45
2.11.4	Lazer Kaynak Yöntemleri.....	46
2.11.5	Lazer Kaynak Parametreleri	49
2.12	Lehimleme	53
2.12.1	Lehimleme Yöntemleri	54
2.12.2	Dolgu Metali Seçimi.....	54
2.12.3	Dekapan (Flux) Görevleri.....	56
2.12.4	Dekapan (Flux) Çeşitleri	57
2.12.5	Lehim Pastalarının Oksit Gidermesi	60
2.12.6	Lehimleme Prosesinin Fiziksel Metalurjisi	60
2.12.7	Kılcal Akış	63
2.12.8	Sert Lehim Sürecini Etkileyen Faktörler	63
2.12.9	Farklı Cins Malzemelerin Sert Lehimleme ile Birleştirilmesi	66
2.12.10	Bakır ve Alaşımlarının Sert Lehimlenmesi	67
2.13	Literatür Özeti.....	68

3. MATERYAL VE METOT	79
3.1 Elektrik Direnç Kaynak Makinesi Yapımı	79
3.2 Malzemelerin Hazırlanması	81
3.3 Master Alaşım Üretim Süreci	82
3.4 Difüzyon Kaynağı	87
3.5 Lazer Kaynağı	89
3.6 Sert Lehim Tabakalı Elektrik Direnç Isıtma ile Birleştirme	90
3.7 Deney Numunelerin Testler İçin Hazırlanması, Uygulanan Testler ve Analizler	90
4. BULGULAR	95
4.1 Kristalografik Analiz Bulguları	95
4.1.1 FeNiCuTiW _x Alaşımlarının XRD Analiz Sonuçları	95
4.2 Mikroyapı Bulguları	98
4.2.1 FeNiCuTiW _x Alaşımlarının Optik ve SEM Görüntülerinin Analizi	98
4.3 Mekanik Test Bulguları	103
4.3.1 Mikrosertlik Test Bulguları	103
4.4 Difüzyon Kaynağı Bulguları	104
4.5 Lazer Kaynak ve Sert Lehim Aratabakalı Elektrik Direnç Isıtma ile Birleştirme Çalışması	114
4.6 Kesme Testleri ve Kırılma Yüzeyleri	121
5. SONUÇLAR	125
6. KAYNAKLAR	128

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

ΔS_{konf}	Konfigürasyonel entropi
σ_y	Akma gerilmesi
$\sigma_{0,2}$	%0,2 Akma gerilmesi
σ_{max}	Maksimum gerilme
$T\Delta S_{karışım}$	Karışım entropisini ve sıcaklığı
$\Delta S_{krş}$	Eşatomik alaşımlarda karışım entropisi
$\Delta G_{krş}$	Katı eriyiğin yüksek karışım entropisi
E_f	Kırılma gerinimi
C_i	Elementin atomik yüzdesi
Ag	Gümüş
Al	Alüminyum
Ar	Argon
B	Bor
Bi	Bizmut
C	Karbon
Cd	Kadmiyum
Cl	Klor
Co	Kobalt
Cr	Krom
Cu	Bakır
Fe	Demir
Ge	Germanyum
H	Hidrojen
Hf	Hafniyum
Li	Lityum
Mg	Magnezyum
Mn	Mangan
Mo	Molibden
N	Azot
Na	Sodyum
Nb	Niyobyum
Ni	Nikel
O	Oksijen
S	Kükürt
Sb	Antimuan
Sc	Skandiyum
Si	Silisyum
Sn	Kalay
Ta	Tantan
Ti	Titanyum
V	Vanadyum
W	Volfram
Zn	Çinko
Zr	Zirkonyum
E	Elastik Modül
G	Gibbs Serbest Enerjisi

H	Entalpi
R	Gaz Sabiti
S	Entropi
T	Sıcaklık
k	Boltzmann sabiti
Q	Isı Enerjisi
x_i	Alaşımdaki i elementin mol fraksiyonu
n	Alaşımdaki toplam element sayısı
P	Alaşımdaki faz sayısı
F	Serbestlik derecesi
C	Alaşımdaki bileşen sayısı

Kısaltmalar

AKÜ	Afyon Kocatepe Üniversitesi
DEA	Düşük entropili alaşım
DSS	Dubleks paslanmaz çelik
EDX	X ışını spektroskopisi
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
HMK	Hacim merkezli kübik
HSP	Hegzagonal sıkı paket
ITAB	Isı tesiri altındaki bölge
İLTEM	İleri teknolojiler merkezi
MA	Mekanik alaşımlama
OEA	Orta entropili alaşım
PVD	Fiziksel buhar biriktirme
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SI	Uluslararası birimler sistemi
SPS	Spark plazma sinterleme
TAUM	Teknoloji uygulama ve araştırma merkezi
TIG	Tungsten Inert ark kaynağı
VAR	Vakum ark ergitme
VEC	Valans elektronu
VIM	Vakum indüksiyon ergitme
XRD	X ışını kırınımı
YEA	Yüksek entropili alaşım
YFT	Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi
YMK	Yüzey merkezli kübik

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 2.1 Tek bir elemente (a), geleneksel alaşıma (b), yüksek entropili bir alaşıma (c) ait kafes yapısının şematik gösterimi.	7
Şekil 2.2 Alaşımdaki element sayısına göre karışım entropisinin değişimi.	10
Şekil 2.3 Saf metal ile yüksek entropili alaşımlara ait kafes yapıların şematik görünümü.	11
Şekil 2.4 Latis distorsiyonu etkisinin Bragg kırınımı üzerindeki şematik gösterimi: a) Eş atomlardan oluşan kafes yapısı b) Farklı büyüklükteki atomların katı çözültisi olan distorsiyona uğramış kafes, c) XRD şiddeti üzerinde sıcaklık ve distorsiyon etkileri.	12
Şekil 2.5 Farklı x değerlerine sahip CuCoNiCrAl _x Fe alaşım sisteminin sertlik değerleri ve latis sabitleri A) Alaşımın sertlik değerleri B) YMK yapıda latis sabiti değerleri C) HMK yapıda latis sabiti değerleri.	15
Şekil 2.6 YEA üretim yöntemleri.	18
Şekil 2.7 Mekanik alaşımlamanın şeması.	19
Şekil 2.8 Ark ergitme fırınının şematik gösterimi.	22
Şekil 2.9 Bridgman katılaşma metodu.	23
Şekil 2.10 Sıvı faz difüzyon kaynağı aşamaları Sıvı faz difüzyon kaynağı aşamaları a) Malzemelerin yerleştirilmesi b) Aratabakanın erimesi c) İzotermal olarak katılaşmış heterojen bağ d) Homojenizasyon.	35
Şekil 2.11 Lazer Kaynak yönteminin prensibi.	42
Şekil 2.12 Lazer makinesinin gösterimi.	46
Şekil 2.13 İletimsel lazer kaynağı uygulaması.	47
Şekil 2.14 Lazer nüfuziyet kaynağı aşamaları.	48
Şekil 2.15 Lazer ile yapılan kaynağın şematik kesit görünüşü.	49
Şekil 2.16 Lazer kaynak işleminde ilerleme hızı ve lazer çıkış gücünün kaynak performansı üzerindeki etkisi.	50
Şekil 2.17 Odak uzaklığı ve ışın çaplarının şematik gösterimi.	51
Şekil 2.18 Odak noktasının merkeze olan uzaklığının değişimiyle kaynak bölgesinde oluşan değişim.	51
Şekil 2.19 Lehimleme işlemi örneği.	53

Şekil 2.20	Lehim pastasının(dekapan) davranışı.....	57
Şekil 2.21	Metal ve alaşımların flux tipine bağlı olarak bağlı lehimlenebilirliği.....	58
Şekil 2.22	Katı yüzeydeki damlacığın temas açısı.	61
Şekil 2.23	Lehimlemede ısılatma açısı ve kapiler değişimin ilişkisi.....	62
Şekil 2.24	Lehim aralığının kapiler etki ilişkisi.	65
Şekil 2.25	Bağlantı aralığı ve çekme testi sonucunda oluşan gerilim eksenleri.....	66
Şekil 2.26	Bağlantı aralığı ve kapiler etki ilişkisi.....	66
Şekil 3.1	Deneysel çalışma akış şeması.	79
Şekil 4.1	Değişken tungsten içerikli yüksek entropili alaşımların XRD grafikleri.....	95
Şekil 4.2	Üretilen FeCoCrMnW _x (x = 0.2, 0.4, 0.6, 0.8 ve 1) YEA'ların XRD grafiği.	96
Şekil 4.3	Değişken W ile üretilen FeCoCrMnW _x YEA'ların latis parametreleri.	98
Şekil 4.4	FeNiCuTiW _x yüksek entropili alaşım optik mikro yapıları a) FeNiCuTiW ₁ , b) FeNiCuTiW _{0.8} c) FeNiCuTiW _{0.6} , d) FeNiCuTiW _{0.4} e) FeNiCuTiW _{0.2}	99
Şekil 4.5	FeNiCuTiW ₁ a) SEM görüntüsü ve b) Çizgi Analizi; FeNiCuTiW _{0.8} c) SEM görüntüsü ve d) Çizgi Analizi.	102
Şekil 4.6	FeNiCuTiW _{0.4} a) SEM görüntüsü b) Çizgi analizi.	103
Şekil 4.7	Değişken Tungsten oranına göre ortalama sertlik.....	104
Şekil 4.8	FeNiCuTiW ₁ difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü; b) Fe, Cu, Ti, W elementsel haritası; c) Fe elementsel haritası; d) Fe ve Cu elementsel haritası; e) Cu elementsel haritası.	107
Şekil 4.9	FeNiCuTiW ₁ difüzyon kaynağı sonrası ilk bölgenin a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.	108
Şekil 4.10	FeNiCuTiW ₁ difüzyon kaynağı sonrası ikinci bölgenin a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.	109
Şekil 4.11	FeNiCuTiW ₁ difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği, c) Çizgi analizi.....	110
Şekil 4.12	FeNiCuTiW _{0.4} difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü; b) Fe, Cu, Ti, W elementsel haritası; c) Fe elementsel haritası; d) Cu elementsel haritası; e) Ti elementsel haritası; f) W elementsel haritası.	111
Şekil 4.13	FeNiCuTiW _{0.4} difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.	112

Şekil 4.14 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.	112
Şekil 4.15 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.	113
Şekil 4.16 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.	113
Şekil 4.17 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği, c) Çizgi analizi.....	113
Şekil 4.18 Ek metalsiz lazer ile kaynaklanmış olan alaşımın a) düşük büyütmedeki görünümü, b) lazer izleri ve c) kaynak bölgesinde oluşan intermetalik oluşumuna işaret eden bölgeler ve kaynak sırasında oluşan porozite. d) kaynak bölgesi EDX çizgi analiz bölgesi e) EDX çizgi analizi.	116
Şekil 4.19 Ara tabaka olarak sert lehim malzemesi kullanarak yapılan direnç difüzyon kaynağı makro görüntüsü, b) sert lehim ile birleştirme bölgesi, c) birleşme bölgesinden alınan çizgi analiz d) A noktasından alınan alansal bileşim analizi.....	119
Şekil 4.20 Yüksek Entropili alaşım ve sert lehim arasında oluşan geçiş bölgesine ait çizgi EDX analizi.....	120
Şekil 4.21 Lazer ve sert lehim kullanılarak birleştirilen yüksek entropili alaşımların lazer, elektrik direnç ve işlem görmemiş numunelerin (0.4W) kesme dayanımı – uzama grafiği.	122
Şekil 4.22 a) İşlem görmemiş ana malzemenin kesme testi sonrası kırılma yüzeyi, b) lazer ile birleştirilmiş numunenin kırılma yüzeyi ve c) sert lehim aratabaka ile birleştirilmiş numunenin kırılma yüzeyleri (Ana malzemeden kırılmıştır).	123

ÇİZELGELER DİZİNİ

	Sayfa
Çizelge 2.1 Eşmolar alaşımlarda bileşen element sayısına göre karışım entropisinin değişimi.....	26
Çizelge 2.2 DIN 8511'e göre bakır esaslı malzemelerin sert lehimlenmesinde kullanılan dekapanlar.	59
Çizelge 3.1 Deneyleerde kullanılan elementlerin fiziksel özellikleri.	81
Çizelge 3.2 FeNiCuTiW _x (x=1) alaşımının elementsel içeriği.	81
Çizelge 3.3 FeNiCuTiW _x (x=0.8) alaşımının elementsel içeriği.	81
Çizelge 3.4 FeNiCuTiW _x (x=0.6) alaşımının elementsel içeriği.	82
Çizelge 3.5 FeNiCuTiW _x (x=0.4) alaşımının elementsel içeriği.	82
Çizelge 3.6 FeNiCuTiW _x (x=0.2) alaşımının elementsel içeriği.	82
Çizelge 3.7 AISI 1008 % ağırlıkça elementel analizi.	87
Çizelge 3.8 UNS S 31803 (2205) % ağırlıkça elementel analizi.	87
Çizelge 4.1 Imagine J programı ile yapılan % alansal W analizi.	100
Çizelge 4.2 Eşmolar W oranı 1 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (µm)	101
Çizelge 4.3 Eşmolar W oranı 0.8 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (µm)	101
Çizelge 4.4 Eşmolar W oranı 0.6 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (µm)	101
Çizelge 4.5 Eşmolar W oranı 0.4 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (µm)	101
Çizelge 4.6 Eşmolar W oranı 0.2 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (µm)	102

RESİMLER DİZİNİ

	Sayfa
Resim 3.1 Difüzyon kaynak makinesi genel görünüş.....	80
Resim 3.2 İndüksiyon bobini.....	80
Resim 3.3 Argon atmosferi sağlayan alüminyum boru.....	83
Resim 3.4 TIG kaynak cihazı.....	83
Resim 3.5 Bakır potada oluşturulan master alaşım ergime öncesi.....	84
Resim 3.6 Bakır potada oluşturulan master alaşım ergime sonrası.....	84
Resim 3.7 Vakum sistemi.....	85
Resim 3.8 Vakumla döküm bakır kalıbı.....	85
Resim 3.9 Yatay döküm kalıbı.....	86
Resim 3.10 Döküm işlemi gerçekleştirildikten sonra elde edilen örnek numune.....	86
Resim 3.11 Difüzyon kaynak numunesi.....	87
Resim 3.12 310S paslanmaz çelikten üretilen kalıplar.....	88
Resim 3.13 Afyon Kocatepe Üniversitesi'ndeki ısıtım fırını.....	88
Resim 3.14 1500 W'lık DNCLazer fiber lazer kaynak makinası ile kaynaklama.....	89
Resim 3.15 Lazer kaynağı sonrası numune.....	89
Resim 3.16 Sert lehimlemede kullanılan elektrik direnç nokta güç kaynağı.....	90
Resim 3.17 Hassas kesim cihazı.....	91
Resim 3.18 Bakalite alma cihazı.....	91
Resim 3.19 Zımparalama ve parlatma cihazı.....	92
Resim 3.20 XRD cihazı.....	92
Resim 3.21 Taramalı elektron mikroskopu.....	93
Resim 3.22 Optik mikroskop cihazı.....	93
Resim 3.23 Mikrosertlik cihazı.....	94
Resim 4.1 SiC kullanılarak yapılan ısıtım işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numuneleri.....	105
Resim 4.2 SiC kullanılarak yapılan ısıtım işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numunelerinin ayrılmış hali.....	105
Resim 4.3 Ar gazı kullanılarak yapılan ısıtım işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numuneleri.....	106

Resim 4.4 Ar gazı kullanılarak yapılan ısıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numunelerinin ayrılmış hali. 106

1. GİRİŞ

Sanayi alanındaki teknolojik gelişmelerin hız kazanması, mühendislik malzemeleri üzerine çalışan araştırmacıların yeni arayışlara yönelmesine neden olmaktadır. Araştırmacılar, geleneksel malzemeleri geliştirmenin yanı sıra, bu malzemelerin daha yüksek sıcaklıklarda çalışabilmesi, daha yüksek aşınma ve korozyon direncine sahip olması gibi özellikler elde etmeyi hedeflemektedirler. Ayrıca, malzemelerin dinamik ve mekanik yükler altında performans gösterebilmesi ve gerektiğinde bu yükleri daha yüksek seviyelere taşıyabilmesi istenmektedir (Zou vd. 2012). Bu tür özellikleri kazandırmanın yollarından biri, saf malzemeler kullanarak bileşenlerinden daha üstün özelliklere sahip alaşımlar üretmektir. Alaşım yapmak, istenen niteliklerde malzemeler elde etmenin yanı sıra, malzemenin fiziksel ve mekaniksel özelliklerini değiştirmek, ısı işlemlere uygun hale getirmek ve maliyeti azaltmak gibi birçok avantaj sağlar.

Geleneksel alaşımlar, ana çözücü elementin yanında bazı ilave katkı maddeleri içerir. Bu katkı maddeleri, ana çözücü elementin performansını iyileştirme işlevi görse de bazı durumlarda kırılabilirlik gibi istenmeyen özelliklere yol açabilirler. Bu nedenle, geleneksel alaşımlarla elde edilemeyen özellikleri sağlamak amacıyla, son yıllarda araştırmacıların ilgisini çeken çok elemanlı veya diğer adıyla yüksek entropili alaşımlar (YEA) geliştirilmektedir (Vallauri vd. 2008). Özellikle 2004 yılında Jien-Wei Yeh ve arkadaşları tarafından tanımlanan bu alaşımlar, üstün performansları ve basit konfigürasyonları sayesinde bilimsel araştırmalarda önemli bir yer edinmiştir ve günümüzde de gelişmeye devam etmektedir (Zou vd. 2012).

Yüksek Entropi Alaşımları (High Entropy Alloys), geleneksel alaşım üretim yöntemlerinin ötesine geçerek, tek bir metalden elde edilemeyecek özelliklere sahip yeni alaşımların geliştirilmesine olanak tanımaktadır. Bu alaşımlar, en az 5 elementin eşit veya eşite yakın oranlarda bir araya getirilmesiyle, küçük oranlarda eklenen minör elementlerle oluşturulmaktadır. Son yıllarda araştırmacılar, daha tok, daha dayanıklı ve düşük sıcaklıklarda bile daha sünek bir metal alaşımı geliştirmiştir. Yüksek entropili veya çok bileşenli olarak adlandırılan bu alaşımlar, krom, mangan, demir, kobalt ve nikel gibi elementleri içerir, ancak bu alaşımlarda baskın bir element bulunmamaktadır. Bu

alaşım, uzun zamandır bilinse de ancak yakın dönemde test edilebilir özellikler kazanmaya başlamıştır. Bu alaşımlara "yüksek entropili alaşımlar" denmesinin sebebi, içerdikleri karışım entropisinin yüksek olmasıdır. Karışım entropisindeki artış, basit yapıya katı eriyik fazlarının oluşumunu teşvik ederek sistemdeki faz sayısını azaltır. (Svensson 2014, Aristeidakis ve Tzini 2016, Gao vd. 2016).

Yüksek sıcaklıklarda, katı ergiyik fazları intermetaliklere kıyasla daha kararlıdır. Bu nedenle, bu fazlar kolayca sentezlenebilir, analiz edilebilir ve üretilebilir. Yüksek Entropili Alaşımlar (YEA'lar), yüzey merkezli kübik (YMK) ve hacim merkezli kübik (HMK) gibi basit katı eriyik fazlarının yanı sıra, intermetalik bileşikler şeklinde de çözültü oluşturabilirler. Bu alaşımlar, yalnızca ana elementlerin karıştırılmasıyla değil, aynı zamanda kompleks bileşiklerin ve fazların oluşumuyla da ortaya çıkar (Vallauri vd. 2008, Tsai ve Yeh 2014). YEA'larda, alaşım elementlerinin atomik oranlarda bir araya gelmesiyle Gibbs serbest enerjisinde bir azalma meydana gelir ve bu da bazı durumlarda en basit kristal yapılarla çözültü oluşumunu mümkün kılar. Bu özellikleri sayesinde YEA'lar, geniş bir yelpazede üstün fiziksel ve mekanik özellikler kazanmış ve çeşitli sanayi ile endüstri alanlarında kullanım alanı bulmuşlardır (Yurkova vd. 2019).

Bugüne kadar 300'ün üzerinde yüksek entropili alaşım geliştirilmiş olup, bu gelişmiş malzemeler hem geleneksel metalik malzemelerin hem de intermetalik bileşiklerin geliştirilmesine katkı sağlamaktadır. Yapılan çalışmalar, YEA'ların mekanik özellikleri, mikroyapıları ve faz yapıları arasındaki ilişkiyi anlamaya yönelik önemli veriler sunmaktadır (Tsai vd. 2013). Yüksek entropili alaşımların endüstride giderek daha fazla ilgi görmesinin başlıca nedenleri arasında; yüksek sıcaklıklarda çalışma kabiliyeti, yüksek dayanım, üstün sürünme direnci, yüksek sertlik, belirgin manyetik özellikler ve korozyona karşı güçlü direnç gibi avantajları yer almaktadır (Gludovatz vd. 2014). Bu özellikler sayesinde YEA'lar, rakiplerine göre daha avantajlı bir konuma yerleşmektedir (Li vd. 2018).

Yüksek entropili alaşım lazer kaynağı üzerine yapılan araştırmalar, son dönemde yayımlanan birkaç çalışmada bildirilmiştir (Kashaev vd. 2019, Sokkalingam vd. 2018). YEA'lar için lazer kaynak, anahtar deliği birleştirme yöntemi olarak öne çıkan ve

gelecekteki uygulamalara yönelik önemli potansiyel taşıyan bir teknolojidir (Guo vd. 2019). Lazer kaynağı, ısıdan etkilenen bölgenin (ITAB) dar olması, kaynaklı parçaların minimum deformasyonla üretilmesi ve vakum gerektirmeyen inert gaz ortamında çalışılabilmesi gibi özellikleriyle alaşım kaynak uygulamaları için ideal bir seçenek olarak kabul edilmektedir. Bununla birlikte, kaynak işlemi sonucu oluşan kaynaklı birleşimlerin yerel mikroyapısı ve mekanik özelliklerinin üniform olmadığına dikkat çekilmelidir (Luo vd. 2018). Bu nedenle, optimize edilmiş parametrelerle uygun kaynak süreçlerinin seçilmesi, YEA uygulamalarının geliştirilmesi açısından kritik önem taşımaktadır. Ancak, kaynaklı bağlantıların yapısı malzeme sistemleri, kaynak yöntemleri ve parametrelere göre değişiklik göstermektedir. YEA'ların uygulanması ve özellikle deniz ortamları gibi kaynaklı yapıların hizmet ömrünü sınırlayan korozyon gibi durumlarla başa çıkmak için, kaynaklı birleşimlerin yapılarının ve özelliklerinin sistematik olarak anlaşılması büyük önem taşımaktadır (Guo vd. 2019).

Lazer kaynak işleminde, metal parçalar lazer ışını tarafından sağlanan yoğun ısı kaynağı ile eritilir ve dar, derin bir kaynak oluşturularak birleştirilir. Bu yöntem, anahtar deliği veya penetrasyon modu kaynağına dayanmaktadır (Kong vd. 2008). Lazer ışını için ısı yoğunluğu oldukça yüksektir, bu nedenle kaynak noktaları/bölgeleri dardır ve soğutma işlemi çok hızlı gerçekleşebilir (Kong vd. 2008, Chen vd. 2018). Buna karşılık, lazer kaynağı ısıdan etkilenen bölgenin genişlemesini kısıtlayarak kaynaklı parçaların deformasyonunu en aza indirir (Benyounis vd. 2005). Sonuç olarak, YEA malzemelerin lazer kaynağı yöntemiyle başarılı bir şekilde birleştirilip birleştirilemeyeceği ve lazer kaynağının kaynaklı bağlantının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisinin daha fazla araştırılması gerekmektedir.

Difüzyon kaynağı, uygun bir atmosferde, temas halindeki yüzeyler arasında minimum makroskobik deformasyonla, belirli bir süre boyunca ısı ve basınç uygulayarak gerçekleştirilen kontrollü bir katı hal kaynağıdır (Anık 1996, Albom 1964, Taşgetiren vd. 2004). Bu yöntemde, atomların sabit halde difüzyonuyla metalurjik bir bağ oluşur. Soğuk pres kaynağının aksine, rekristalizasyon sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda daha düşük basınç ve daha az şekil değişimi ile işlem gerçekleştirilir (Anonim, 2025). Difüzyon kaynağı hem aynı hem de farklı türdeki malzeme çiftlerinin birleştirilmesinde

kullanılmakta olup; özellikle uçak, uzay ve nükleer teknoloji gibi, geleneksel kaynak yöntemlerinin yetersiz veya uygulanamaz olduğu ileri teknoloji alanlarında tercih edilmektedir. Bu yöntemle, aynı malzemelerin kaynağında, esas malzemenin dayanım değerlerine yakın sonuçlar elde edilebilir (Anonim, 1999). Ayrıca, kırılğan metalik fazlar oluşturan malzeme çiftleri, ergime sıcaklıkları ve elastik sınırları büyük ölçüde farklı olan malzemeler ile hatta metal-metal olmayan kombinasyonlar dahi bu yöntemle birleştirilebilmektedir (Anonim, 1994).

Difüzyon kaynağı, özellikle uçak, uzay ve savunma sanayilerinde yaygın olarak kullanılmakta ve bu alanlardaki teknolojik gelişmeleri önemli ölçüde artırmaktadır. Aynı zamanda, bu yöntem, çeşitli kompozit ve inorganik malzemelerin gelişimine de önemli katkılar sağlamaktadır. Ancak, bu kaynak yöntemini başarılı bir şekilde uygulayabilmek için teknolojik altyapının yeterli düzeyde olması gerekmektedir. Uygun koşullar sağlandığında, difüzyon kaynağı ile elde edilen kaynak verimi oldukça yüksek olmaktadır. Bu yöntemin temel işlem parametreleri sıcaklık, basınç ve süredir. Bununla birlikte, birleştirilecek parçaların yüzey durumu, kaynak atmosferi ve soğuma hızı da kaynak kalitesini doğrudan etkileyen önemli faktörler arasında yer alır. Sıcaklık; oksidasyon, deformasyon miktarı, allotropik dönüşümler, tane boyutu, yeniden kristalleşme ve işlem süresi gibi birçok değişken üzerinde belirleyici rol oynadığı için, difüzyon kaynağında en kritik parametre olarak kabul edilmektedir. Aynı malzeme çiftleri için difüzyon işlem sıcaklığı, genellikle malzemelerin ergime sıcaklığının %50-70'i aralığında seçilmektedir (Opara vd. 1991, Yokota vd. 1996, Kurşungöz ve Kurşungöz 1996).

Bu çalışmada, yüksek entropili alaşım (YEA) tasarımı anlayışı ile yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılacak malzemelerin tasarımı, üretilmesi ve bu malzemelerin Difüzyon Kaynağı ile kaynak edilmesi amaçlanmıştır. Mol oranınca farklı Tungsten (W) katkılı FeNiCuTiW_x (mol oranındaki x değerleri, x=0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1) yüksek entropili alaşımları ark ergitme yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen malzemelere difüzyon kaynak işlemi uygulanmıştır. Üretilen numunelere mikrosertlik testi uygulanmış, mikroskop görüntüleri incelenmiş, mikroyapıda oluşan değişiklikler taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile incelenmiş, enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ile analiz edilmiş,

XRD (X-ışını kırınımı) görüntüleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar karşılaştırılmış ve yorumlanmıştır.

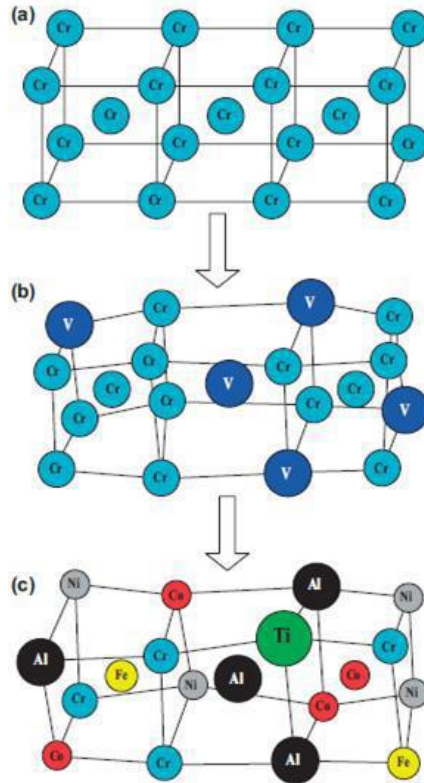
2. LİTERATÜR BİLGİLERİ

2.1 Yüksek Entropili Alaşımlar

Metalik malzemeler, mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerine göre çeşitli alanlarda kullanılmakta olup, bu malzemeler hayatımızın her alanında ihtiyaç duyulan gereksinimleri karşılamaktadır (Kotan vd. 2021a, Wang vd. 2022). Malzemelerin bu özellikleri, doğrudan iç yapılarıyla bağlantılıdır ve iç yapılarında yapılan değişikliklerle metalik malzemelerin kullanım alanları genişletilebilir (Suryanarayana 2005). Bu nedenle, yüksek veya düşük sıcaklık uygulamaları, aşınma, korozyon ortamları ve yük altında mekanik dayanım gerektiren koşullar gibi zorlu servis şartlarına maruz kalacak uygulamalarda, malzemelerin sürekli olarak geliştirilmesi ve iyileştirilmesi kaçınılmaz bir gerekliliktir. Bu doğrultuda, günümüze kadar alüminyum ve alaşımları (Ma vd. 2014), paslanmaz çelikler (Suryawanshi vd. 2017, Kotan vd. 2021b), nikel esaslı süper alaşımlar (Tsai vd. 2014) ve oksit dağılımıyla mukavemetlendirilmiş alaşımlar (Toualbi vd. 2013, Kotan 2019) gibi çeşitli yapısal malzemeler üzerine kapsamlı araştırmalar yapılmıştır. Ancak, geleneksel alaşımlama yöntemleriyle üretilen bu malzemelerde, alaşım elementlerinin sayısının sınırlı olması ve bu elementlerin faz diyagramlarında genellikle uzak bölgelerde yer alması, yani yalnızca çok düşük oranlarda alaşımlandırılabilmesi, bu malzemelerin ileri mühendislik uygulamaları için geliştirilmesini kısıtlayan temel etkenlerden biri olarak öne çıkmaktadır. Bu bağlamda, ülkelerin ekonomik ve teknolojik açıdan gelişimi ile küresel ölçekte rekabet edebilirliği, geleneksel malzeme ve üretim yöntemlerinin yerine yenilikçi yaklaşımların benimsenmesine doğrudan bağlıdır.

Alaşımlar, genellikle Al, Fe, Ti, Mg, Cu ve Ni gibi elementler kullanılarak oluşturulan ve yaklaşık 30 farklı alaşım sistemini içeren kombinasyonlarla geliştirilmiştir. Bu alaşımların en önemli özelliklerinden biri, birden fazla ana element üzerine kurulu sistemlerin oluşturulmasıyla, diğer alaşım elementlerinin özelliklerinin sağlanması amacıyla yüksek entropili alaşımların elde edilmesidir. Yüksek performanslı günümüz alaşımlarının çoğu, 1970'lerde, geleneksel (yüksek entropili olmayan) alaşımlar doygunluğa ulaştığında geliştirilmiştir. Gelişen teknolojiye paralel olarak talep edilen özelliklere sahip malzemeleri karşılamak için çeşitli yollar araştırılmaktaydı. Bu

araştırma yollarından biri de yüksek entropili alaşımlar oldu. "Yüksek entropili alaşım (YEA)" terimi, literatüre ilk olarak Yeh'in 2004 yılında yaptığı çalışmada (Yeh vd. 2004), çok bileşenli olarak ürettiği alaşımları bu isimle tanımlamasıyla girmiştir. Yüksek Entropili Alaşım (YEA) konseptinde, belirli bir ana element seçimi yapılmaksızın, en az beş farklı elementin atomik oranları %5 ile %35 arasında olacak şekilde bir araya getirilmesiyle alaşımlar oluşturulmaktadır (Tekin vd. 2021). Geleneksel alaşımlarda ise genellikle bir ana metal bulunur ve bu metalin özelliklerini iyileştirmek amacıyla düşük oranlarda alaşım elementleri eklenir. Buna karşın YEA'larda, tek bir baskın element yerine, birden fazla ana element birbirine yakın ya da eşit oranlarda kullanılarak alaşım elde edilir. Bu yaklaşım, alaşım yapısında benzersiz kafes dizilimlerinin oluşmasına olanak tanırken, aynı zamanda yüksek kimyasal kararlılık sağlamaktadır. Şekil 2.1'de bu dizilimlerden biri gösterilmektedir: (a) tek bir elementin oluşturduğu kafes dizilimi, (b) bir alaşım elementi eklenerek oluşturulan kafes dizilimi ve (c) yüksek entropili bir alaşımı gösteren kafes dizilimi (Y. Zhang vd. 2014).



Şekil 2.1 Tek bir elemente (a), geleneksel alaşıma (b), yüksek entropili bir alaşıma (c) ait kafes yapısının şematik gösterimi (Y. Zhang vd. 2014).

Şekil 2.1'de görüldüğü üzere, alaşım elementlerinin sayısı ve miktarındaki artış, kafes yapılarında düzensizliğin de artmasına neden olmaktadır. Bu durum, yüksek entropili alaşımlar (YEA'lar) için arzu edilen temel özelliklerden biridir. YEA'larda, ana alaşım elementlerinin atomik oranları genellikle %5 ile %35 arasında değişmektedir. Çoklu kafes dizilimlerine sahip olmaları sayesinde, YEA'lar istenilen özelliklerin elde edilmesine olanak tanır ve bu özelliklerin kontrollü bir şekilde ayarlanabilmesini sağlar (Miracle vd. 2014).

YEA'ların oluşumunda kullanılan elementlerin eşit veya birbirine yakın atomik oranlarda bir araya gelmesi, yüksek konfigürasyon entropisi (ΔS_{konf}) sağlar. Bu yüksek entropi, alaşımların genellikle basit yapıya tek fazlı veya iki fazlı katı çözeltiler olarak, hacim merkezli kübik (HMK), yüzey merkezli kübik (YMK) ya da hegzagonal sıkı paket (HSP) fazlarında kararlı hâlde bulunmasına neden olur (Yeh 2006, Sheng ve Liu 2011).

2.2 Yüksek Entropili Alaşımların Özellikleri

YEA'lar, birçok uyumlu element içermesi nedeniyle mekanik ve mikroyapısal özellikler açısından geleneksel alaşımlarla karşılaştırıldığında daha üstün özellikler gösterir (Kareer vd. 2019). Bu alaşımlar, genellikle malzemelerin davranışlarını değiştirerek istenilen özellikleri elde etmek, mekanik özelliklerini geliştirmek ve iyileştirmek amacıyla çeşitli elementlerin eklenmesiyle üretilir (Yang ve Zhang 2012). Geleneksel alaşımların sağlayamadığı özellikler, yüksek entropili alaşımlar sayesinde daha kolay ve kısa sürede elde edilebilir. Bu alaşımların başlıca üstün özellikleri şunlardır:

- Yüksek dayanım ve sertlik
- Aşınmaya karşı üstün direnç
- Yüksek sıcaklıklarda ısıya karşı yüksek mukavemet
- Farklı çalışma ortamlarında stabil performans gösterebilme
- Düşük ağırlılık
- Kolay şekil alma
- Yüksek manyetik özellik
- Çevre dostu olma (Kaya 2021)

2.3 Yüksek Entropili Alaşımlarda Temel Etkiler

YEA'larda malzemenin mikroyapısal ve mekanik özelliklerini etkileyen dört temel etki bulunmaktadır. Bu etkiler şunlardır:

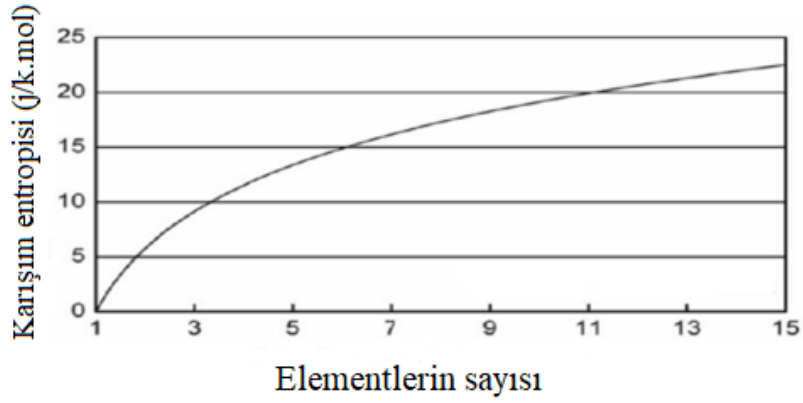
- Yüksek entropi etkisi,
- Kafes çarpılmalarının etkisi,
- Yavaş difüzyon etkisi,
- Kokteyl etkisi.

Bu etkiler, Yeh (2013) ve Zhang vd. (2014) tarafından belirtilmiştir.

Özetle, Yüksek entropi, mikro yapıyı basitleştirir. Bu nedenle, Yüzey Merkezli Kübik (YMK) ve Hacim Merkezli Kübik (HMK) yapılar, katı çözeltilerin oluşumunda önemli bir rol oynar. Mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikler, kafes çarpılmalarından etkilenir. Yavaş difüzyon, amorf veya nanokristalin yapıların oluşumunu artırır. Kokteyl etkisi, farklı elementlerin etkileşimleriyle bileşik bir etki yaratmada önemli bir rol oynar. Bu faktörler, yüksek entropili alaşımların (YEA'lar) birçok özelliğe sahip olmasını ve çeşitli uygulamalar için uygun hale gelmesini sağlar (Zhang 2019).

2.3.1 Yüksek Entropi Etkisi

Entropi, bir sistemdeki düzensizlikleri ifade eden bir termodinamik terimdir. Sistemdeki düzenlilik arttıkça entropi düşer. Entropi, enerjiyi belirlemede kullanılır ve elementlerin sayısının artması, karışım entropisinin de artmasına işaret eder. Bu durum, entropiyi artırarak katı çözeltilerin fazının stabilizasyonuna katkı sağlarken, aynı zamanda Gibbs serbest enerjisinin azalmasına yardımcı olur (Yeh 2006). Şekil 2.2'de, alaşım sistemine dahil edilen element sayısındaki artışın, karışım entropisinde meydana getirdiği değişim açıkça görülmektedir. Bu bağlamda, karışım entropisini artırmanın en etkili yollarından biri, sistemdeki element sayısını artırmaktır.



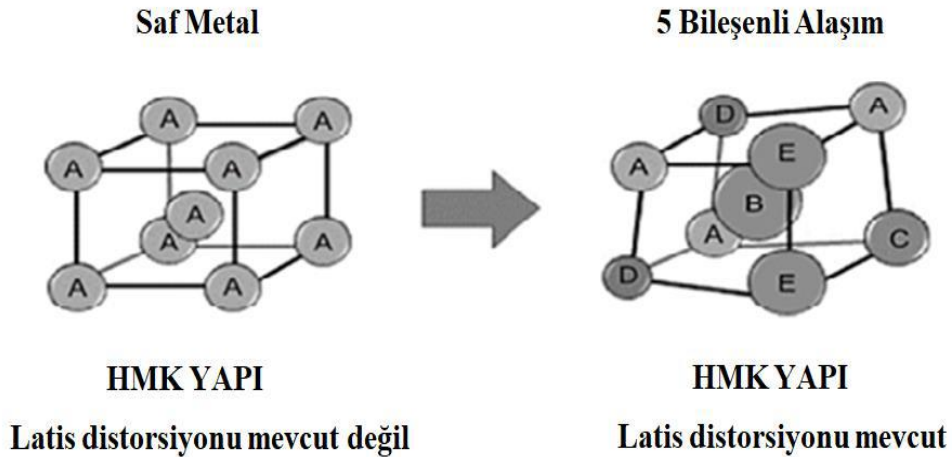
Şekil 2.2 Alaşımdaki element sayısına göre karışım entropisinin değişimi (Yeh vd. 2004)

Yüksek entropili alaşımlar, genellikle birçok ana element içerdiğinden, mekanik özellikler açısından kırılğan ve karmaşık mikroyapıya sahip olabilir. Bu durum, bu tür alaşımların yaygın olarak incelenmesini kısıtlamıştır. Ancak, kimyasal ve yapısal açıdan uyumlu elementlerin bir arada bulunması, çoğu zaman basit mikroyapıya sahip, tek fazlı veya en fazla iki fazlı malzemelerin oluşumuna neden olabilmektedir (Polat vd. 2022). Yüksek entropili alaşımlarda (YEA), yüksek entropi etkisi sayesinde elementlerin karşılıklı çözünürlüğünün artırılması ve böylece istenmeyen intermetalik fazların oluşumunun önlenmesi amaçlanmaktadır. Buna rağmen, bazı durumlarda YEA'lar içerisinde intermetalik fazlar gözlemlenebilmektedir; ancak bu fazlar genellikle belirli elementlerin yüksek oranlarda bulunması sonucunda ortaya çıkmaktadır (Tekin 2022).

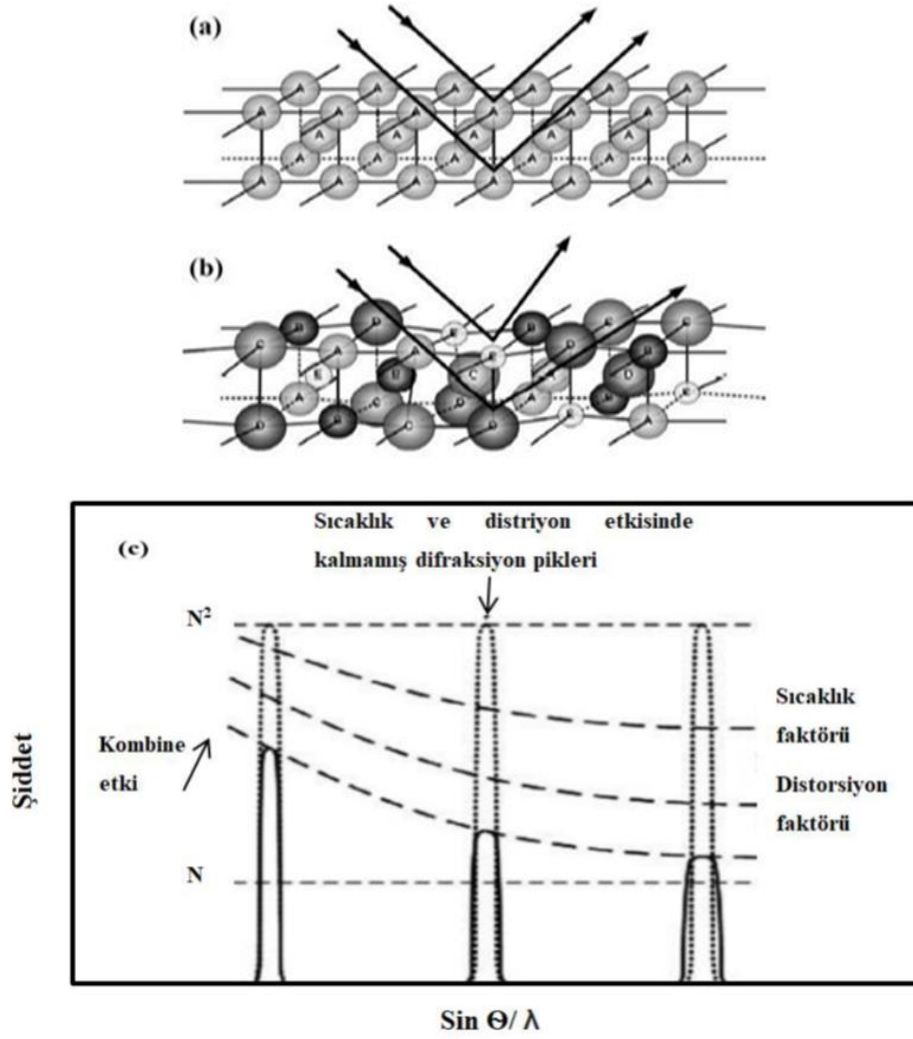
YEA'ların karışım entropisi, sıcaklık artışıyla birlikte yükselir. Bu, boşluk miktarının ve zayıf bağların çözünürlüğünün artmasıyla ilişkilidir. Ayrıca, intermetalik bileşikler ana elementlerin çözünürlüğünü artırmaktadır. Karışım entropisini ve sıcaklığı temsil eden ($T\Delta S_{\text{karışım}}$), sıcaklık arttıkça entropinin baskın olacağını gösterir. Bu nedenle, YEA'lar yüksek entropi değerleri sayesinde katı eriyiklerin ve oluşan intermetalik fazların çözünürlüğünü geliştirir. Özellikle yüksek sıcaklıklara maruz kaldıklarında, bu alaşımlar basit çoklu element fazları oluşturmaktadır (Tekin 2022).

2.3.2 Kafes Çarpımları

Yüksek entropili alaşımlarda, atomların yapısı gereği çok elementli bir kafes içinde tüm atomlar simetrik bir şekilde bağlanamazlar. Bu durum, kafes yapısında ciddi bozulmalara yol açar. Bu etkiler, kafes çarpımları veya şiddetli lattice distorsiyonu olarak adlandırılır (Y. Zhang vd. 2014, Miracle ve Senkov 2017). Literatürdeki çalışmalar, YEA'larda HMK yapısına sahip olanların mukavemetinin daha yüksek olduğunu göstermektedir (Zhang vd. 2013). Şekil 2.3, HMK yapıya sahip kafes çarpımlarını şematik olarak göstermektedir. Şekil 2.3'e bakıldığında, saf metalde atomların düzgün olarak dağıldığı görülürken, 5 bileşenli alaşımda atom boyutlarının farklı olmasından kaynaklanan şiddetli lattice distorsiyonuna maruz kalan kafes yapısında bozulmaların meydana geldiği gözlemlenmektedir. Farklı çalışmalar, çok bileşenli kafes çarpımlarının XRD (X-ışını kırınımı) piklerinin şiddetlerinde bir düşmeye yol açtığını belirtmektedir (Y. Zhang vd. 2014). Şekil 2.4, şiddetli lattice distorsiyonuna uğramış bir kafes yapısının görünümünü ve bu durumun XRD piklerinde oluşturduğu değişimleri göstermektedir (Yeh vd. 2007). Şekil 2.4 incelendiğinde, XRD'deki pik şiddetlerinin farklılık gösterdiği görülür. Düzenli kafes yapısına sahip saf metaller ile düzensiz kafes yapısına sahip YEA'ların XRD piklerindeki şiddetler karşılaştırıldığında, saf metallerde piklerin çok daha belirgin olduğu açıkça gözlemlenmektedir (Yeh vd. 2007).



Şekil 2.3 Saf metal ile yüksek entropili alaşımlara ait kafes yapıların şematik görünümü (Murty vd.2014).



Şekil 2.4 Latis distorsiyonu etkisinin Bragg kırınımı üzerindeki şematik gösterimi: a) Eş atomlardan oluşan kafes yapısı b) Farklı büyüklükteki atomların katı çözeltisi olan distorsiyona uğramış kafes, c) XRD şiddeti üzerinde sıcaklık ve distorsiyon etkileri (Yeh vd. 2007).

2.3.3 Yavaş Difüzyon Etkisi (Kinetik)

Yüksek entropili alaşımların mikroyapısal ve mekanik özelliklerine etki eden faktörlerden biri yavaş difüzyon etkisidir. Yüksek entropili alaşımların saf metaller ve diğer alaşımlarla kıyaslandığında difüzyon katsayılarının çok düşük olduğu belirtilmektedir. Bu düşük difüzyon katsayılarının nedeni kısaca kafes çarpılmaları olarak açıklanmaktadır (Tekin vd. 2022). Bir çalışmada, difüzyon hızının saf metallerde en yüksek, yüksek entropili alaşımlarda ise en düşük olduğu ifade edilmiştir (Y. Zhang vd. 2014).

Faz dönüşümleri, faz boyunca ortak difüzyon eylemiyle elementlerin dengeli dağılımına bağlıdır. Ancak, yüksek entropili alaşımlarda difüzyon sınırlıdır çünkü kafes bozulması nedeniyle atom hareketleri engellenir. Bu alaşımlar, döküm işlemi sırasında yüksek sıcaklıklarda soğutma esnasında faz ayrımını engeller. Bu sebeple, düşük sıcaklıklara kadar faz ayrımı engellenir ve yüksek entropili alaşımlar bazen nano boyutta çökeltili yapılar oluşturabilir (Yeh 2006, Y. Zhang vd. 2014).

Yüksek entropili alaşımlarda (YEA) faz dönüşümü ve difüzyon kinetiği, geleneksel alaşımlara göre genellikle daha yavaştır. Bu durum iki açıdan analiz edilmelidir. Birincisi, tüm kafes noktalarındaki atomların komşuları biraz farklıdır. Bu nedenle, önceki ve sonraki komşu atomların boşluklara sıçraması farklılık gösterir. Yerel atom yapılandırmalarındaki bu farklılık, her nokta için farklı bağlar ve enerji seviyeleri ile sonuçlanır. Atom düşük enerjili bir noktaya geçtiğinde, sıkışır ve yerini o noktadan çıkarma olasılığı düşer. Ancak, atom yüksek enerjili bir noktaya geçerse, orijinal noktaya geri dönme olasılığı yüksektir. Bu durum, difüzyon sürecini yavaşlatır (Tsai ve Yeh 2014).

İkinci senaryoda, yüksek alaşımlardaki elementlerin difüzyon oranları farklıdır. Her elementin, bazıları için belirgin şekilde daha düşük olan farklı aktivite seviyeleri vardır. Bu elementlerin boşluklara hareket etme kabiliyetleri düşüktür. Ancak, faz dönüşümleri için, bileşen elementlerin benzer aktivite seviyelerine sahip olması ve koordineli bir difüzyon gerçekleştirmesi esastır. Örneğin, yeni bir fazın çekirdeklenmesi ve büyümesi, hedef bileşime ulaşılabilmesi için elementlerin yeniden dağılımını zorunlu kılar. Tane büyümesi ise, tüm elementlerin tane sınırları boyunca etkin şekilde birleşmesini ve bu bölgelerden göç ederek yapısal bütünlüğün sağlanmasını mümkün kılar. Bu süreçlerde, elementlerin yavaş hareketi dönüşüm üzerinde sınırlayıcı bir etki yapar.

Yavaş difüzyon, difüzyon kontrollü faz dönüşümlerinde çekirdeklenmeyi, büyümeyi, dağılımı ve yeni faz morfolojisini etkiler. Bu durum, mikro yapı ve özelliklerin kontrolünü, aşırı doymuş ince çökeltilerin oluşumunu sağlar. Ayrıca, yüksek yeniden kristalleşme sıcaklığı, azaltılmış tane irileşmesi ve yüksek sürünme direnci gibi avantajlar sunar. Sonuç olarak, yavaş difüzyon, yüksek entropili alaşımların metalurjik özellikleri

üzerinde olumlu bir etki yaratır; ince çökeltiler, tane yapısı ve mukavemet gibi özelliklerin iyileştirilmesine olanak sağlar ve yüksek sürünme direnci ile yüksek sıcaklıklarda çalışan parçaların hizmet ömrünü artırır (Tsai ve Yeh 2014, Gao vd. 2016, Murty vd. 2019).

Yavaş difüzyon etkisi, faz oluşumunda önemli bir rol oynar ve bu etki sayesinde difüzyon bariyer kaplamaları olarak kullanılabilir. Alaşım içindeki element sayısının artması, difüzyon hızını azaltır. Tsai ve arkadaşlarının (Tsai vd. 2014) yaptığı çalışmada, yüksek entropili alaşımlarda (YEA), element sayısındaki artışın difüzyon hızlarını azalttığı deneysel olarak ortaya konmuştur.

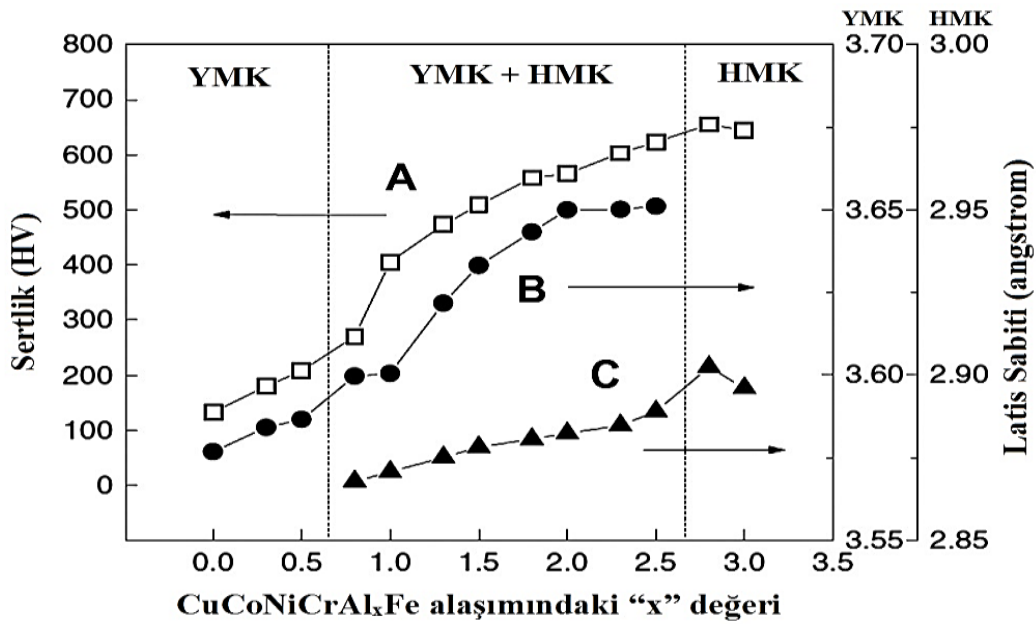
2.3.4 Kokteyl (Karışım) Malzeme Etkisi

Metalik alaşımlar için, birçok elementi karıştırarak herhangi bir elemente dayalı olarak elde edilemeyen özellikleri elde etme yeteneğine kokteyl etkisi denir. Alaşımı oluşturan elementlerin özellikleri, yüksek entropili alaşımların (YEA'lar) özelliklerinin nasıl şekilleneceği konusunda büyük bir etkiye sahiptir. Bu sayede, kokteyl etkisiyle alaşımların bileşimini değiştirmek, alaşımın özelliklerinin önemli ölçüde ayarlanmasına yol açar. Örneğin, düşük yoğunluklu elementlerin kullanılması alaşımın yoğunluğunu azaltabilir. Ancak, elementlerin birbiriyle etkileşimleri ve her bir bileşenin bireysel özellikleri de dikkate alınmalıdır (Miracle vd. 2014, Y. Zhang vd. 2014).

Yoğunlaştırılmış katı çözeltilerde, her faz genellikle atomik ölçekte bir kompozit olarak kabul edilir. Bu kompozitlerin özellikleri yalnızca elementlerin temel özelliklerine dayanarak belirlenemez; ayrıca kafes bozulmaları ve kompozit içindeki tüm elementlerin etkileşimleri de dikkate alınmalıdır. Bu nedenle, kokteyl etkisi; kompozisyon, kristal yapı, kafes bozulması ve mikro yapının genel bir sonucudur. Örneğin, hafif alaşımlar oluşturmak için hafif metaller tercih edilmeli, yüksek erime noktalarına ulaşmak için refrakter elementler kullanılmalı ve oksidasyona dirençli alaşımlar elde etmek için Al, Cr veya Si gibi elementler bileşime eklenmelidir (Cheng vd. 2017).

Yüksek entropili alaşımlarda, elementler arasındaki etkileşimler ve bileşimdeki elementlerin özellikleri dikkate alınmalıdır. Örneğin, düşük erime noktasına sahip olan ve yumuşak bir element olan alüminyum (Al), eklenmesi durumunda yüksek entropili alaşımların sertliğini artırabilir (Tsai ve Yeh 2014).

Örneğin Şekil 2.5'te CoCrCuNiAl_xFe YEA'da Al içeriğinin değiştirilmesi ile birlikte sertlikte, kafes yapısında ve latis sabitlerinde gerçekleşen değişimler gösterilmektedir. Al oranındaki bu değişiklikler, alaşımın mekanik ve mikroyapısal özellikleri üzerinde önemli ölçüde etkili olmuş; dolayısıyla malzemenin performansında belirgin farklılıklar ortaya çıkmıştır (Tekin 2022). CoCrCuNiAl_xFe alaşımının sertliğinin alaşımdaki Al yüzdesi arttıkça arttığı gösterilmiştir. Sertlikteki bu artış hem sert HMK faz oluşumundan hem de alüminyumun büyük atom boyutu nedeniyle diğer elementlerle güçlü bir şekilde bağlanmasından kaynaklanır. (Tsai ve Yeh 2014). YEA'nın kafes yapısı önce YMK ve HMK yapılarının birlikte bulunduğu, daha sonra ise HMK yapısına dönüştüğünü göstermektedir. Böylece YEA'nın mukavemetinde artış olduğu gözlemlenmiştir (Tekin 2022). Yüksek entropili alaşımların özellikleri yalnızca ana elementlerin ortalama özelliklerine bağlı değildir, aynı zamanda elementler arası reaksiyonların ve kafes bozulmalarının etkisini de içerir (Tsai ve Yeh 2014).



Şekil 2.5 Farklı x değerlerine sahip CuCoNiCrAl_xFe alaşım sisteminin sertlik değerleri ve latis sabitleri A) Alaşımın sertlik değerleri B) YMK yapıda latis sabiti değerleri C) HMK yapıda latis sabiti değerleri (Yeh vd. 2004).

2.4 Yüksek Entropili Alaşımların Uygulama Alanları ve Özellikleri

Yüksek entropili alaşımların uygulama alanları ve kullanım özellikleri şu şekilde özetlenmiştir:

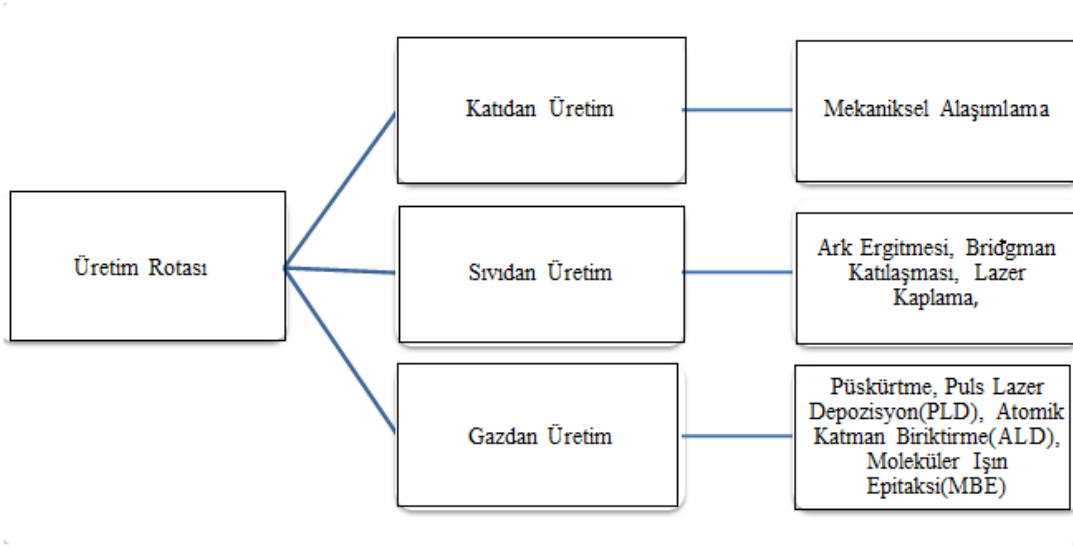
- Motor bileşenleri: Yüksek sıcaklık ve oksidasyon direnci sayesinde motor sistemlerinde tercih edilmektedir.
- Nükleer uygulamalar: Düşük nötron absorpsiyonu ve yüksek sıcaklık dayanımı ile nükleer reaktörlerde kullanılabilirlik sunar.
- Takım malzemeleri: Yüksek aşınma direnci, sıcaklık dayanımı, darbe direnci ve oksidasyona karşı dayanıklılık gerektiren uygulamalarda etkilidir.
- Atık yakma sistemleri: Korozyon, yüksek sıcaklık, aşınma ve oksidasyon direnci nedeniyle atık yakma tesislerinde uygun malzeme olarak kullanılmaktadır.
- Refrakter yapı kaplamaları: Yangın sırasında yüksek sıcaklığa karşı direnç göstererek yapısal güvenliği destekler.
- Hafif taşıma sistemleri: Yüksek sürünme direnci, dayanıklılık, tokluk ve işlenebilirlik özellikleri sayesinde hafif yapıları araçlarda kullanılmaktadır.
- Yüksek frekanslı iletişim sistemleri: Yüksek manyetik özellikler ve iyi elektriksel dayanım nedeniyle elektronik ve iletişim bileşenlerinde yer bulur.
- Fonksiyonel kaplamalar: Yüksek aşınma direnci ve anti-bakteriyel özellikleri ile çeşitli yüzey kaplamalarında kullanılır.
- Hidrojen depolama: Düşük maliyet, yüksek hacimsel ve gravimetrik hidrojen yoğunluğu nedeniyle enerji sistemlerinde avantaj sağlar.
- Süper iletken teknolojiler: Yüksek sıcaklık dayanımı ile süper iletken uygulamalarda kullanılabilir.
- Havacılık sektörü: Yüksek korozyon direnci ve mukavemet özellikleri sayesinde uçak yapımında tercih edilmektedir.

- Biyomedikal uygulamalar: Biyouyumlu yapısı nedeniyle protez ve implant malzemelerinde kullanılmaktadır.
- Kesici takımlar: Yüksek tokluk özellikleri sayesinde kesici uç ve takım üretiminde kullanılmaktadır.
- Nükleer endüstri: Yüksek korozyon direnci sayesinde zorlu ortamlarda uzun ömürlü performans sağlar.
- Hız çelikleri: Yüksek sertlik ve aşınma direnci ile yüksek performanslı kesici ve işleme takımlarında yer alır.
- Termodinamik sistemler: Aşınma direnci yüksek olduğu için enerji dönüşüm ve transfer sistemlerinde kullanılmaktadır (Kaya 2021).

Buradaki önemli nokta, geleneksel alaşımlarla elde edilemeyen özelliklerin Yüksek entropili alaşımlar sayesinde elde edilebilmesidir. Ayrıca, 2000'li yılların başlarından beri üzerinde çalışılan Yüksek entropili alaşımların, yakın bir gelecekte hayatımızın neredeyse her alanında kullanılabilme potansiyeline sahip olması ve bu alaşımların işlenebilirlik özelliklerinin de kanıtlanmış olması önemli bir husustur.

2.5 Yüksek Entropili Alaşımların Üretimi

Yüksek entropili alaşımların mikroyapısal ve fizikokimyasal özellikleri, bu alaşımların üretim yöntemlerini belirlemede kritik bir rol oynar. Alaşım bileşimleri, erime noktaları ve elementlerin saflık seviyeleri, tercih edilecek üretim yöntemlerini etkiler (Y. Zhang vd. 2014). Bu özel alaşımlar üretilirken en yaygın olarak kullanılan yöntem döküm yöntemidir. Döküm işlemi, yüksek entropili alaşımların ark ergitme fırınlarında, argon gazı kullanılan ergitme fırınlarında veya vakum ortamında çalışan standart ergitme fırınlarında dökülerek üretilmesini içerir (Butler ve Weaver 2016, Fujieda vd. 2015). Vakum ark ergitme (VAR) ve vakum indüksiyon ergitme (VIM) yöntemleri, vakum ergitme işlemlerinde yaygın olarak kullanılır. Ayrıca katı hal ve gaz halinden üretim gibi alternatif yöntemler de YEA üretiminde tercih edilir. Şekil 2.6'da YEA üretim yöntemlerinin şeması gösterilmiştir.

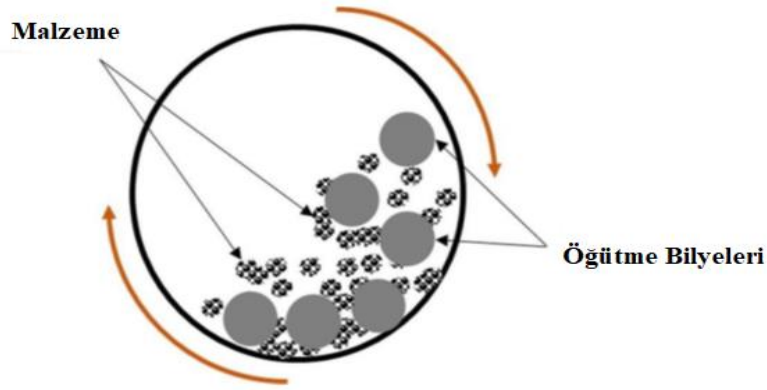


Şekil 2.6 YEA üretim yöntemleri (Yeh vd. 2007).

2.5.1 Katı Halden Üretim

Polikristalin malzemeler, genellikle alaşım elementlerinin oda sıcaklığında karıştırılması ve ardından yüksek sıcaklıkta yoğunlaştırılması yoluyla sentezlenir. Bu süreci takiben toz üretimi, karıştırma, sinterleme, sıcak/soğuk presleme, ekstrüzyon ve haddeleme gibi işlemler, katı hal üretim prosedürlerinin tipik örnekleridir (Alshataif vd. 2020). YEA tozlarının elde edilmesinde en yaygın kullanılan yöntem mekanik alaşımlamadır (Şekil 2.7). Mekanik alaşımlama, mikron veya nano boyutlu tozların üretilmesi ve farklı erime sıcaklıklarına sahip çeşitli metalik alaşımların elde edilmesi için kullanılan çok yönlü bir üretim tekniğidir. Ancak bu yöntemin en büyük dezavantajı, üretilen alaşımlarda beklenen fazların oluşmamasıdır. Bunun nedeni, mekanik gerilmelerin nanoskalada meydana gelmesidir ve oluşacak fazları önceden tahmin etmek genellikle mümkün değildir (Vaidya vd. 2019).

Mekanik alaşımlama sürecinde, istenen alaşım kombinasyonunu elde etmek için elementler, soğuk kaynak ve taşlama yöntemleriyle tekrar tekrar toz haline getirilir. İlk olarak oksit dağılımı ile güçlendirilmiş alaşımların üretiminde kullanılan mekanik alaşımlama yöntemi, daha sonra nanokristalin metaller ve alaşımlar, yarı kristaller ve amorf malzemeler gibi metastabil malzemelerin üretiminde de uygulanmıştır (Gao vd. 2016).



Şekil 2.7 Mekanik alaşımlamanın şeması (Alshataif vd. 2020).

Genel olarak, oda sıcaklığında ve daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen mekanik alaşımlama, döküm ve ergitme gibi sıvı faz yöntemlerinde karşılaşılan potansiyel sorunları ortadan kaldırır. Örneğin, sıvı fazda alaşım üretimi sırasında, farklı ergime veya buharlaşma sıcaklıklarına sahip elementlerin işlenmesi zordur. Ancak, mekanik alaşımlama yöntemi bu tür alaşımların üretimini kolaylaştırır. Ayrıca, mekanik alaşımlama ile elde edilen nanokristalin alaşım tozlarının yoğunlaştırılması aşamasında, tozların uzun süre yüksek sıcaklıklara maruz kaldığı geleneksel sinterleme yönteminde görülen tane büyümesini önlemek için genellikle Spark Plazma Sinterleme (SPS) ve Mikrodalga Sinterleme gibi hızlı sinterleme teknikleri tercih edilmektedir (Alshataif vd. 2020, Murty vd. 2019). Spark Plazma Sinterleme yöntemi, genellikle grafit bir kalıp içinde yer alan örneğe yüksek amperli darbeli akım (5000 Ampere kadar) uygulanması esasına dayanır. Bu süreçte aynı anda yaklaşık 100 MPa'a kadar mekanik basınç da uygulanabilir. Uygulanan darbeli akım, toz partikülleri arasındaki kısa temas noktalarında kıvılcım plazmasının oluşmasına neden olur ve bu sayede parçacıklar ani bir şekilde ısınarak sinterleme etkin bir biçimde gerçekleşir. Konvansiyonel sinterlemede sinterleme yoğunluğuna ulaşmak saatler sürerken, bu yöntem sinterlemeyi birkaç dakika gibi kısa bir süre içinde tamamlar. Bu sayede, tane kabalaşması için gereken süre azalır ve mekanik alaşımlama ile elde edilen nanoyapılar mikroyapı içinde korunabilir (Fu vd. 2013a, Fu vd. 2013b, Fan vd. 2014, Murty vd. 2014). Mekanik alaşımlama yönteminde, birçok parametre birbiriyle etkileşim içinde olduğundan, işlem karmaşık hale gelebilir. Ancak, istenilen homojen bir yapının elde edilebilmesi için öğütme süresi, öğütme ortamı/atmosferi, bilya/toz oranı, öğütme hızı, öğütücü tipi, bilya tipi ve öğütme sıcaklığı

gibi faktörlerin mekanik alaşımlama (MA) işlemi için iyi bir şekilde bilinmesi gerekmektedir.

2.5.1.1 Öğütme Süresi

Öğütme süresi, mekanik alaşımlama (MA) süreci açısından kritik bir parametre olup, öğütücü tipine ve toz/bilya oranına bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Bu süreçte dikkat edilmesi gereken temel hususlardan biri, öğütme işleminin parçacıklar arasında soğuk kaynaklanma ve kırılma olaylarının ideal bir dengeye ulaşmasının ardından sonlandırılmasıdır. Aksi hâlde, istenmeyen fazların oluşumu gibi olumsuz sonuçlar ortaya çıkabilir. Prusa vd. (2018) yaptıkları çalışmada, öğütme sırasında oluşan ısınma ve oksidasyonu minimize edebilmek için sistemin belirli aralıklarla durdurularak çalıştırılmasının uygun olduğunu belirtmişlerdir. Bu doğrultuda, bu tez çalışmasında MA işlemi, 20 dakika çalışma ve 20 dakika dinlenme döngüsüyle gerçekleştirilmiştir.

2.5.1.2 Öğütme Ortamı/Atmosferi

Mekanik alaşımlamada genellikle paslanmaz çelik bilyalar tercih edilir. Bu tercih, işlem sırasında bilyaların sertlik özelliklerini kaybetmemesi gerekliliğinden kaynaklanır. Ayrıca, bilyalarla aynı malzemedan yapılmış bir öğütme haznesi kullanmak, bilyalar ve hazne arasındaki olası tepkimeleri engeller. MA işlemi sırasında tozların oksitlenmesini önlemek amacıyla, tozlar helyum veya argon gazı ortamında muhafaza edilerek işlem yapılır.

2.5.1.3 Bilya /Toz Oranı

Literatürde yapılan çalışmalar incelendiğinde, genellikle 10/1 oranının kullanıldığı ve bu oranın Mekanik alaşımlama için ideal olarak kabul edildiği görülmüştür. Ancak, farklı oranların da kullanıldığı çalışmaların mevcut olduğu unutulmamalıdır.

2.5.1.4 Öğütme Hızı

Mekanik alaşımlamada öğütme hızı sistemden sisteme değişiklik göstermektedir. Ancak, çok yüksek öğütme hızları, sisteme fazla enerji verilmiş olduğunu gösterir. Bu da yapıda istenmeyen kristalleşmelere yol açabileceğinden, ideal hızda çalışılması gerekmektedir. Bu çalışmada, sistem 350 devir/dakika hızında işletilmiştir.

2.5.1.5 Öğütücü Tipi

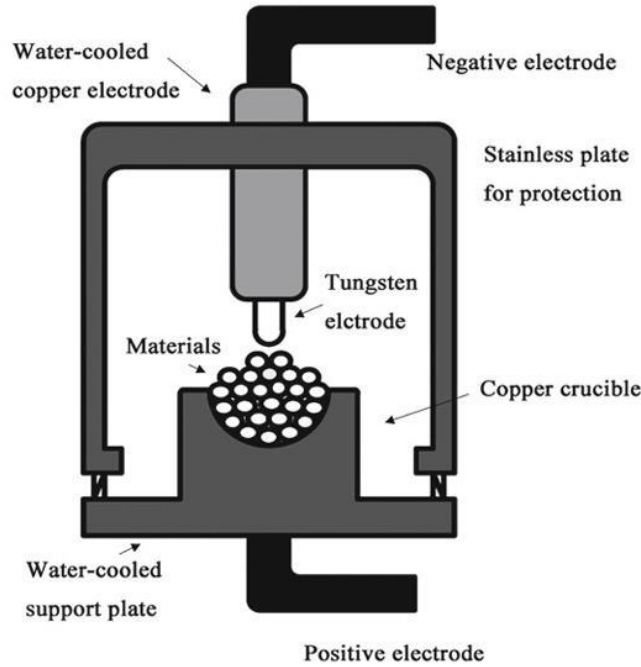
Mekanik alaşımlamada kullanılan çeşitli öğütücü tipleri bulunmakla birlikte, en çok kullanılanlar daire şeklinde dönen yüksek enerjili değirmenlerdir. Bu değirmenlerde yatay olarak dönen bir tabla bulunmaktadır. Tabla dönerken bilyalar metal tozunun üzerine düşer ve böylece tozun boyutu küçülür.

2.5.2 Sıvı Halden Üretim

Yüksek entropili alaşımların sıvı halde üretimi açısından döküm yöntemi en yaygın kullanılan yöntemdir. Döküm işlemi sırasında alaşımlar genellikle birkaç kez ergitilerek tekrar katılaştırılır. Bu işlemlerin tekrarlanmasının amacı, alaşımın yapısında homojenlik sağlamaktır. Ancak, döküm tekniğinde hızlı katılma ve katılma kontrolünün zorluğu nedeniyle, alaşımların yüzeyleri ve merkezleri arasında homojen olmayan yapılar oluşabilir. Bu durum, alaşım yüzeyi ile merkezi arasında farklı mikro yapısal özellikler yaratabilir. Ayrıca, döküm sırasında kaçınılmaz olarak oluşan segregasyon, mikroskobik ve makroskobik gerilmeler, çatlaklar ve gözenekler gibi kusurlar, yüksek entropili alaşımların mekanik özelliklerini doğrudan etkileyebilir. Bu kusurları gidermek ve yapıda homojenlik sağlamak için döküm işlemlerinden sonra tavlama gibi ek işlemler gerekebilir. Sıvı halde üretim yöntemleri olarak birçok seçenek mevcuttur: Vakum Ark Ergitme, Vakum İndüksiyon Ergitme, Bridgman -Stockbarger katılaştırma ve Kendiliğinden Yayılan Yüksek Sıcaklık Sentezi (Self Propagating High Temperature Synthesis) (Zhang 2019).

2.5.2.1 Vakum Ark Ergitme

En iyi bilinen sıvı hal üretim yöntemi vakum ark ergitmedir (VAM). Tipik bir fırının şematik gösterimi Şekil 2.8'de verilmiştir. Bu yöntemde, çok yüksek işlem sıcaklıkları ($>3000^{\circ}\text{C}$) için elektrikle kontrol edilen ark ergitme fırını kullanılır. Yüksek ergime noktasına sahip elementlerin çoğu sıvı hallerinde bu tip fırınla karıştırılabilir. Ancak düşük ergime sıcaklığına sahip alaşımlar (Mg, Zn, Mn gibi) kolayca buharlaşabilir. Bu elementleri içeren alaşımlar için ark fırını bileşim kontrolü için en iyi seçim olmayabilir (Murty vd. 2019, Zhang 2019).



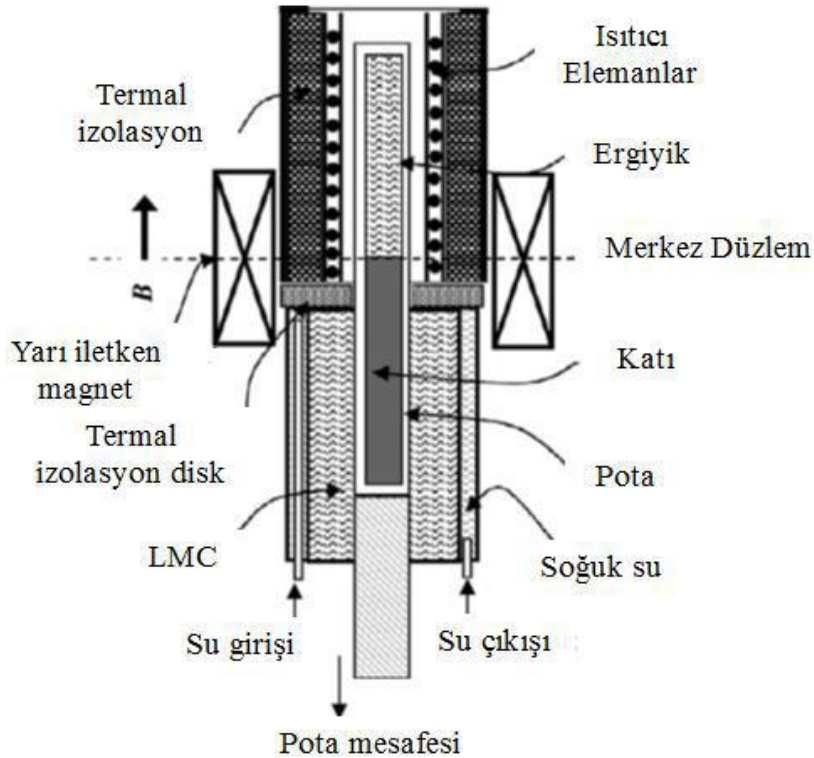
Şekil 2.8 Ark ergitme fırınının şematik gösterimi (Zhang 2019).

Ark ergitme yöntemi, düşük enerji tüketimi, zamandan tasarruf ve düşük gözeneklilik oranları gibi birçok avantaja sahiptir ve bu sayede silindirik külçeler yüksek soğutma hızlarında başarıyla üretilebilir. Ancak, bu yöntemin dezavantajı, hızlı katılaşma nedeniyle katılaşma süreci üzerinde herhangi bir kontrol sağlanamamasıdır. Sıvı hal üretiminde kullanılan bir diğer yöntem ise vakum indüksiyon yöntemidir. Bu yöntem, ark ergitme yöntemine benzer bir prensibe dayanır, ancak ergitme işlemi Eddy akımları tarafından gerçekleştirilir. Bir diğer teknik olan Bridgman yöntemi ise seramik kalıbın radyasyon yardımıyla ısıtılması ve soğutulması prensibine dayanır. Bu yöntem, özellikle

yüksek entropili alaşımların mikro yapısını kontrol ederek özelliklerini iyileştirmek için tercih edilir.

2.5.2.2 Bridgman-Stockbarger

Bridgman-Stockbarger yöntemi veya kısaca Bridgman katılaştırma yöntemi, sıvı hal üretim tekniklerinden biridir ve genellikle tek kristal malzemelerin üretiminde kullanılır. Bu yöntem ilk olarak tek kristal külçelerin üretiminde uygulanmıştır (Ma vd. 2013). İşlemden önce, malzemeler ergime sıcaklıklarına kadar ısıtılır ve ardından kabın bir ucundaki çekirdek kristalin bulunduğu taraftan başlayarak yavaşça soğutulur. Bu soğuma süreci sırasında, çekirdek üzerinde tek bir kristal oluşur ve aynı kristalografik yönelime sahip olarak kademeli bir şekilde büyür, kabın içine doğru uzanarak şekil almaya başlar. Bridgman yöntemi, dikey veya yatay pozisyonlarda uygulanabilir ve yarı iletken kristallerin üretiminde de sıklıkla tercih edilen bir yöntemdir. Bridgman katılma metodu Şekil 2.9'da gösterilmiştir.



Şekil 2.9 Bridgman katılma metodu (Suryanarayana 2001).

2.5.2.3 Vakum İndüksiyon Yöntemi

Vakum indüksiyon ergitme, özellikle yüksek alaşımlı çelikler ve süper alaşımların üretiminde yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Bu işlem, O₂ ve N₂ elementlerinden arındırılmış bir ortamda üretilmesi gereken alaşımlar için tasarlanmıştır. Vakum indüksiyon ergitme fırını, yüksek hızlı bir vakum sistemiyle donatılmış çelik bir kabuk içinde bulunan bir ergitme potası içerir. Fırının ortasında ısıtma ve soğutma bobinleri yer alır ve pota refrakterle kaplanır. Fırın, bir dizi indüksiyon bobininden geçen elektrik akımıyla ısıtılır; bu bobinler, tüpten akan suyla soğutulan bakır borulardan yapılmıştır. Bobinlerden geçen akım, refrakter içindeki yükte bir akım oluşturan bir manyetik alan yaratır. Yük malzemesi ısındığında ve tamamen ergidiğinde, bu manyetik alanlar ergimiş alaşımı sürekli olarak karıştırarak yüksek saflaştırma sağlar. Yüksek karıştırma etkisi sayesinde daha ince taneli yapılar elde edilebilir (Winkler 1971).

2.5.3 Gaz Halinden Üretim

Yüksek entropili alaşımların gaz fazında üretimi genellikle metal buharlarının bir alt tabaka üzerine biriktirilmesiyle ince film oluşturulmasına dayanır. Bu süreçte, fiziksel buhar biriktirme (PVD) yöntemleri, istenen hedef malzemenin buharlaştırılması ve alt tabaka üzerinde yoğunlaşması esasına dayanır. PVD yöntemleri arasında elektron ışınlama fiziksel buhar biriktirme, katodik ark biriktirme, uçucu biriktirme, püskürtme biriktirme ve darbeli lazer biriktirme gibi çeşitli vakum biriktirme teknikleri bulunur (Gao vd. 2016). Yüksek entropili alaşımların film olarak biriktirilmesinde en yaygın kullanılan yöntemler magnetron püskürtme ve plazma nitrürlemedir. Buhar fazlı yüzey kaplama tekniklerinde ise en sık tercih edilen yöntem magnetron püskürtmedir. Kaplama işlemleriyle, düşük karbonlu çelik ve Al alaşımları gibi malzemelerin yüzeyleri, korozyona, oksidasyona ve aşınmaya karşı daha dirençli hale getirilir. Magnetron püskürtme tekniğinde, daha düşük argon basınçlarında daha yüksek püskürtme verimi elde etmek için hem doğru akım hem de radyo frekansları kullanılarak, elektron yol uzunluğunu artırmak amacıyla manyetik ve elektrik alanları uygulanır (Y. Zhang vd. 2014). Plazma nitrürleme yöntemi, magnetron püskürtme tekniğine kıyasla sertleştirilmiş yüzey oluşturma amacıyla daha sınırlı şekilde kullanılmaktadır. Ancak, bu yöntem

genellikle daha kalın yüzey kaplamalarının elde edilmesi gerektiğinde tercih edilmektedir (Feng vd. 2013, Lai vd. 2006).

2.6 Yüksek Entropili Alaşımlarda Kafes Yapısı

YEA'lar diğer alaşımlar gibi YMK (Yüzey Merkezli Kübik), HMK (Hacim Merkezli Kübik) ve HSP (Hegzagonal Sıkı Paket) gibi basit kristal kafes dizilimlerine sahiptirler. Kafes yapılarını bulmak için VEC (Valans Elektronu) hesabı kullanılmaktadır. Hesabı gösteren denklem (2.1) aşağıda verilmiştir.

$$VEC = \sum_{i=1}^n C_i(VEC)_i \quad (2.1)$$

C_i : Elementin atomik yüzdesi

VEC (Valans Elektronu) hesabının sonucunda;

VEC < 6,87 ise, HMK

VEC \geq 8,00 ise, YMK

VEC 6,87 < HMK-YMK \leq 8,00 olmaktadır (Huo vd. 2015).

YEA'larda, yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapısının elde edilmesinde genellikle Ni, Cu ve Al gibi elementler tercih edilir. Hacim merkezli kübik (HMK) yapının oluşumu için ise Cr, Mo ve Si elementleri yaygın olarak kullanılır. Ayrıca, hegzagonal sıkı paket (HSP) kristal yapısını elde etmek amacıyla Zn ve Co gibi elementler örnek olarak verilebilir.

2.7 Yüksek Entropili Alaşımlarda Katı Eriyikler

Yüksek entropili alaşımlar intermetaliklerin yerine düzensiz ve kısmen düzenli HMK, YMK veya HSP katı eriyikler oluşturma eğilimindedirler. Bu, karışım entropisine atfedilmektedir. Eşatomik alaşımlarda karışım entropisini veren denklem (2.2) aşağıda verilmiştir.

$$\begin{aligned}\Delta S_{krş} &= -k \ln w = -R \left(\frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} + \frac{1}{n} \ln + \dots + \frac{1}{n} \ln \frac{1}{n} \right) \\ &= -R \ln \frac{1}{n} = R \ln n\end{aligned}\quad (2.2)$$

n : element sayısı

R : gaz sabiti

Çizelge 2.1’de eşmolar alaşımlarda artan element sayısına göre karışım entropisi ($\Delta S_{krş}$) değerleri verilmiştir (Murty vd. 2014, Gao vd. 2016).

Çizelge 2.1 Eşmolar alaşımlarda bileşen element sayısına göre karışım entropisinin değişimi (Murty ve ark., 2016).

N	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
$\Delta S_{krş}$	0	0.69R	1.1R	1.39R	1.61R	1.79R	1.95R	2.08R	2.2R	2.3R	2.4R	2.49R	2.57R

Çizelge 2.1’de görüldüğü üzere, üçlü eşmolar alaşımların karışım entropisi 1R’nin biraz üzerindeyken, dördü eşmolar alaşımlarda bu değer 1R’ye kıyasla %61 oranında daha fazladır. Karışım entropisi ($\Delta S_{krş}$) için önerilen 1,5R değeri, yüksek entropili alaşımlar ile orta entropili alaşımlar arasındaki sınır olarak kabul edilmektedir. Buna karşılık, 1R ve daha düşük değerler, kuvvetli bağlarla rekabet edebilecek yeterliliğe sahip olmadıkları için, düşük ve orta entropili alaşımlar arasındaki sınırı tanımlar. (Murty vd. 2014, Gao vd. 2016)

Yüksek karışım entropisi, katı eriyiklerin serbest enerjisini Gibbs serbest enerji denklemi $\Delta G_{krş} = \Delta H_{krş} - T\Delta S_{krş}$ uyarınca düşürerek, özellikle yüksek sıcaklıklarda katı eriyik fazlarının kararlı hale gelmesini sağlar (Murty vd. 2014). Hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip yüksek entropili alaşımlar (YEA’lar), yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahip YEA’lara kıyasla özellikle yüksek dayanım gerektiren uygulamalarda daha yüksek akma dayanımı ve gelişmiş mekanik özellikler sergilerler. HMK yapısının oluşumu, alaşımda bulunan ikili element çiftlerinin çoğunun HMK kafesinde kristalleşmesiyle gerçekleşir. AlCoCrFeNi alaşımı, birçok çalışmada incelenmiş ve sadece Fe ile Cr elementlerinin HMK yapıda olmasına rağmen, proses yönteminden bağımsız olarak HMK fazı gösterdiği tespit edilmiştir (Manzoni vd. 2013, Wang ve Zhang 2008 Li vd. 2013). Benzer

şekilde, AlCoCuNiTiZn alaşımı ise bileşenlerinden hiçbiri HMK yapıda olmamasına rağmen, oda sıcaklığında tek fazlı HMK yapıya sahiptir (Varalakshmi vd. 2010). YMK yapıları YEA'lar, sıkı paket yapıları sayesinde daha düşük difüzyon kinetiklerine sahiptir ve bu nedenle yüksek sıcaklıklarda HMK yapıları YEA'lara göre daha uygun olabilirler. YMK yapının oluşumu, ikili bileşenlerin YMK yapıda kristalleşmesi ile kolaylaşır. Örneğin, AlCoCrFeNi alaşımı A2 + B2 yapısı gösterirken, Al elementinin yerine Cu konulduğunda YMK yapı oluşur (Cui vd. 2011, Li vd. 2009). Bu alaşımda CoFe, CoNi, CuCo, CuNi, ve FeNi ikilileri YMK yapıya sahiptir ve böylece YMK fazı kararlı hale gelir. Ark ergitme yöntemiyle üretilen CoCrFeNiMn ve CoCrFeNi alaşımları YMK kafes yapısı gösterirken, V elementi katkılı CoCrFeNiMnV ve CoCrFeNiV alaşımlarında ise matris, tetragonal yapıları sigma fazından oluşur ve içinde YMK kristal kafese sahip ikincil partiküller bulunur (Murty vd. 2014, Salishchev vd. 2014). Katı eriyiklerde HMK yapıyı oluşturan başlıca elementler arasında Cr, Al, Ti, Fe, Nb, Mo, V, Ta ve W sayılabilir.

Al elementinin durumu diğerlerinden farklıdır çünkü YMK yapıdır. Alüminyum, şimdiye kadar çoğu YEA'da alaşım elementi olarak kullanılmıştır. Düşük konsantrasyonlarda Al, YMK yapıyı kararlı hale getirirken, yüksek oranlarda HMK yapının kararlılığını artırır. Al'nin HMK yapıyı stabilize etme etkisi, yeterli miktarda katıldığında AlFe, AlNi, AlCo gibi kararlı HMK yapıları bileşikler oluşturmasına bağlıdır. Cu, Co ve Ni elementleri YMK yapıdır ve YMK yapıyı stabilize ederler. Bakır ise diğer elementlerle pozitif karışım entalpisine sahip olduğundan, genellikle dendritler arası bölgelerde segregasyona uğrar. Bakır miktarı, yapıda segregasyon mekanizmasına karar verir; düşük oranlarda dendritler arası bölgede toplanırken, yüksek oranlarda bakırca zengin fazlar olarak gözlenebilir (Mishra vd. 2012, Mridha vd. 2013). Nikel, güçlü bir YMK yapı kararlaştırıcıdır. Mo elementi ise HMK fazını stabilize eder veya sigma fazının oluşumunu destekler. Cr elementi de HMK yapıyı stabilize ederken, Co, Fe ve Ni varlığında sigma fazının oluşumunu teşvik eder. Ti oda sıcaklığında hegzagonal sıkı paket (HSP) yapıya sahipken, yüksek sıcaklıklarda HMK yapıya dönüşür. Ti, genel olarak Al gibi HMK kararlaştırıcıdır ve alaşıma katıldığında korozyon dayanımını artırırken katı eriyik sertleşmesi ile mekanik dayanımı da yükseltir (Murty vd., 2014).

2.8 Yüksek Entropili Alaşımlarda İntermetalikler, Arayer Bileşikleri

Son on yılda YEA'lar üzerine yapılan araştırmalar, yüksek atomik boyut farkı ve bileşen elementler arasındaki güçlü atomik etkileşimlerin olduğu durumlarda, karışım entropisinin tek başına basit katı eriyik oluşumunu açıklamak için yeterli olmadığını ortaya koymuştur. Bu tür durumlarda, proses şartlarına bağlı olarak çeşitli intermetalik fazlar veya bazı amorf fazlar ortaya çıkabilmektedir. Bu intermetalik fazlara örnek olarak B2, sigma (σ) ve Laves fazları verilebilir (Murty vd. 2014).

2.8.1 İntermetalikler

2.8.1.1 B2 Fazı

Birçok Yüksek Entropili Alaşımda (YEA) B2 fazı, birincil ya da ikincil faz olarak gözlemlenmektedir. Bazı durumlarda ise ısıtma işlemi sırasında HMK fazından çökme şeklinde ortaya çıkabilmektedir. B2 fazının bulunduğu alaşımların çoğu, Al ile Cr, Ti, Fe, Mn, Ni, Co ve Cu gibi 3d geçiş elementlerini içermektedir. Bu 3d geçiş elementleri arasında özellikle Fe ile Al, Ni ve Co, B2 fazı oluşturmak için güçlü bir afiniteye sahiptir. B2 fazı içeren alaşımların bileşenleri dikkatle incelendiğinde, hepsinin Al ile bu üç elementten en az birini (Co, Fe veya Ni) içerdiği görülmektedir. YEA literatüründe, bu üç elementin kombinasyonu olmadan B2 fazı gösteren tek bir alaşım henüz bildirilmemiştir. Bu nedenle, bu alaşımlarda gözlenen B2 fazının, Al'nin Co, Fe veya Ni ile etkileşimi sonucu oluştuğu; Al ile güçlü bağlar oluşturan diğer elementlerin ise karışım entropisi etkisiyle B2 fazına karıştığı ifade edilmektedir (Murty vd. 2014).

2.8.1.2 L1₂ Fazı

L1₂ fazı, düzenli yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahip bir fazdır (Pearson sembolü: cP4). Bu yapıda, kafesin köşe noktalarında bir tür atom yer alırken, yüzeylerin merkezinde başka bir atom türü bulunur. Yüksek entropili alaşımlarda (YEA) L1₂ fazının varlığı nadiren gözlemlenmiştir. Bu fazı içeren alaşımlar genellikle Ni ve Al elementlerini içerir, YMK yapısına sahiptir ve L1₂ fazı matriste bulunur. Ancak, Al içeriğinin yüksek olması durumunda HMK ve B2 fazlarının oluşması söz konusu olacağından, Al oranı belirli bir seviyenin üzerinde olmamalıdır (Murty vd. 2014).

2.8.1.3 Sigma Fazı

Sigma (σ) fazı genellikle Cr içeren çeliklerde görülür ve eşit atomlu FeCr tetragonal yapısına sahiptir. Ayrıca, σ fazı Fe-Mo ve Co-Cr ikili alaşımlarında, eşit atomlu FeMo veya CoCr bileşimlerinde de ortaya çıkabilir (Murty vd. 2014). Co ve/veya Fe ile yüksek miktarda Mo ve/veya Cr içeren birçok yüksek entropili alaşım (YEA), proseslerinin çeşitli aşamalarında σ fazı içerir. YEA'larda σ fazı çok bileşenli bir katı eriyik olarak bulunur. Bu fazın oluşumu, yalnızca karışım entropisine değil, aynı zamanda elementlerin atomik boyut farklarına ve aralarındaki etkileşimlere bağlı olarak farklı katı eriyik türlerinin meydana gelebileceğinin göstergesidir. Cr, Yüksek entropili alaşımların önemli bir bileşeni olup HMK fazını kararlı hale getirirken, Co, Fe ve Ni varlığı ise σ fazının oluşumunu kolaylaştırır (Murty vd. 2014).

2.8.1.4 Laves Fazı

Laves fazı, intermetalik bir bileşik olup AB_2 stokiyometrik oranında oluşur ve atomik boyut farklılığı 1,05 ile 1,67 arasında olduğunda meydana gelir. 3 tür Laves fazı vardır: kübik $MgCu_2$ (C315), hekzagonal $MgZn_2$ (C14) ve hekzagonal $MgNi_2$ (C36). Bu bileşiklerde A atomları, elmas, altıgen elmas veya benzer yapılarıdaki gibi düzenli pozisyonlarda yer alırken, B atomları A atomları çevresinde tetrahedral pozisyon alır. A ve B atomlarının atomik boyut oranı yaklaşık 1,225 olduğunda, topolojik olarak tetrahedral sıkı paket yapılar oluşur ve bu yapının atomik paketlenme faktörü 0,71'dir (Murty vd. 2014).

2.8.2 Arayer Bileşikleri- Högg Fazları

Arayer bileşikleri, küçük atomların metal kafesindeki özel arayer boşluklarını doldurmasıyla oluşur ve aynı zamanda Högg fazı olarak da adlandırılırlar. Örneğin, geçiş metalleri genellikle hekzagonal sıkı paket veya yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir ve bu yapılarda tetrahedral ile oktahedral boşluklar bulunur. Bu bileşiklerin tipik stokiyometrik oranları MX , M_2X , MX_2 , M_3X ve M_6X şeklindedir; burada M Ti, Zr, Cr, V, Fe gibi elementleri temsil ederken, X ise B, H, N veya C elementlerinden biri olabilir (Murty vd. 2014). Yüksek entropili alaşım (YEA) kavramı, karbürler, nitrürler, oksitler

ve bunların kombinasyonlarını kapsayan yüksek entropili seramikler şeklinde de genişletilebilir. Yeni arayer bileşikleri, çok bileşenli kafeslerle reaktif püskürtme yöntemleri kullanılarak sentezlenmiştir. İlk olarak 2004 yılında, FeCoNiCrCuAl_{0.5} yüksek entropili alaşımı üzerine reaktif magnetron püskürtme yöntemiyle YEA nitrür filmi biriktirilmiştir (Chen vd. 2004). 2012 yılında yapılan bir çalışmada, geçiş elementli (CrNbTiVW)₅₀C₅₀ sistemi, mekanik alaşımlama ve katı hal sinterlemesi ile sentezlenen ilk yüksek entropili karbürdür. Sinterlenmiş karbür, beş ikili karbürün termal olarak kararlı olduğu NaCl tipi YMK'nın katı bir çözeltisinden oluşuyordu. Mekanik alaşımlama ile üretilen nanotoz, karıştırma kuralına uygun olarak 1723 K'lık düşük bir sıcaklıkta basınçsız sinterleme ile başarıyla elde edilmiştir (Murty vd. 2019).

2.9 Yüksek Entropili Alaşımların Tasarımı

YEA'lar, geniş bir kompozisyon evrenine sahip oldukları için üretilebilecek alaşımların sayısını büyük ölçüde artırır. Ancak, bu kompozisyonlar arasında istenen özelliklere sahip alaşımları bulmak oldukça zordur. Bu sorunu çözmek amacıyla çeşitli yöntemler geliştirilmiştir. Alaşımların üretiminde kullanılan elementlerin ve bu elementlerin kompozisyonlarına bağlı olarak oluşacak fazların tahmin edilmesi için çalışmalar yürütülmüştür. Bu çalışmaların bazıları ampirik yaklaşımlara dayansa da termodinamik modelleme ve atomistik yaklaşımlar da sıklıkla kullanılmaktadır.

2.9.1 Ampirik Hesaplama Yöntemi

YEA'larda katı çözelti oluşum koşullarını belirlemek için kritik termodinamik parametreler aşağıda sıralanmıştır. Çok bileşenli sistemlerde katı çözelti oluşumunu tahmin etmede ΔS_{mix} ve ΔH_{mix} parametreleri büyük önem taşır. Ayrıca, Yang ve arkadaşları 2012 yılında yaptıkları çalışmada bu parametrelere ek olarak yeni bir parametre tanımlamışlardır. Bu parametre Ω dır. Çok bileşenli alaşımlar için faz oluşumu, çalışmada Ω parametrelerinin hesaplanmasıyla (Denklemler 2.3) tahmin edilmiştir (Yang ve Zhang 2012).

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S_{mix}}{|\Delta H_{mix}|} \quad (2.3)$$

Denklemdaki “ T_m ” terimi önemli bir terimdir çünkü entropi teriminin uygulandığı alaşımlar ergime sıcaklığına yakın fazlar oluşturur. Bu terim karışım kuralına göre hesaplanır (Denklem 2.4).

$$T_m = \sum_{i=1}^n C_i(T_m) i \quad (2.4)$$

Temel termodinamik kriterlere ek olarak, Ω terimi çok bileşenli bir alaşım sisteminde katı çözültü oluşumunu belirlemek için kritik bir noktadır. $\Omega > 1$ ise alaşım yapısında katı çözültü fazının ortaya çıkması beklenir. Bu değerin 1'e eşit veya daha az olduğu durumlarda yapıda intermetalik fazların oluşacağı öngörülür. Bu deneysel hesaplamalar kullanılarak tüm YEA'lar tasarlanmıştır (Yao vd. 2016, Zheng vd. 2019).

2.9.2 Atomik Yaklaşımlar

Ab initio Moleküler Dinamik (AIMD), moleküler dinamiklerin simülasyonlarını elektronik yapı hesaplamalarıyla birleştiren Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi'ne (YFT) dayalı bir tekniktir. YFT kullanılarak bir katının veya molekülün enerjisinin hesaplanması sırasında bu yaklaşım geliştirilmiştir. Genellikle, AIMD simülasyonları çeşitli sıcaklıklarda malzemelerin termodinamik özelliklerini ve yapısal, dinamik, optimum geometrilerini, elektron bant yapılarını, toplam enerjilerini ve mıknatıslanma özelliklerini belirlemek için kullanılır (Kresse 1995, Lin vd. 2021). Üretime başlamadan önce, AIMD simülasyonları rutin olarak kullanılır. AIMD simülasyonlarında kullanılan HEA'lar çok çeşitli bileşimlerin araştırılmasını sağlar. Örneğin, Gao ve arkadaşlarının çalışmasında, ilk adımda seçilmiş yüksek entropili alaşımların AIMD simülasyonları gerçekleştirildi (Gao ve Alman 2013).

2.9.3 Thermo-Calc Yazılımı

CALPHAD yöntemine dayanan Thermo-Calc yazılımı, malzemenin bileşimi, yapısı ve özelliklerini tahmin etmek amacıyla kullanılan bir hesaplama yaklaşımıdır. Bu hesaplamalar, termodinamik ve kinetik prensiplerin birleşimiyle gerçekleştirilir. Thermo-Calc veri tabanı, kapsamlı bilimsel çalışma, deneysel veriler ve teorik bilgileri birleştirerek kendi alanlarında uzman malzeme mühendisleri tarafından oluşturulmuştur. CALPHAD yaklaşımı, geliştirilecek yüksek entropili alaşım (YEA) sistemlerinin faz

yapısı, bileşimi ve mikro yapısı hakkında bilgi edinmeyi sağlayan etkili bir yöntemdir. Mevcut ikili ve üçlü denge sistemlerinden elde edilen verilerin termodinamik ekstrapolasyonu ile, YEA sistemlerinin elementleri kullanılarak kuaterner, beşli veya daha yüksek bileşimli denge sistemleri oluşturulabilir (F. Zhang vd. 2014).

Günümüzdeki bilgisayar yazılımları, termodinamik hesaplamalara ve çok bileşenli sistemler için faz diyagramlarının oluşturulmasına dayanarak CALPHAD yöntemini uygular. Bu yöntemin anlaşılması, sistemdeki fazların termodinamik fonksiyonlarının matematiksel açıklamasına ve Gibbs serbest enerjisini azaltmaya dayanmaktadır. Sistemdeki her fazın toplam serbest enerji değerini hesaplamak için, saf bileşenin serbest enerji değerinin, karışımın ideal çözelti oluşturma durumundaki serbest enerji değerinin ve katı çözelti karışımının kalan serbest enerji değerinin toplamı kullanılır. CALPHAD yöntemi, karışık kimyasal bileşimlere sahip çeşitli malzemelerin faz dengesinin hassas bir şekilde hesaplanmasına izin verdiği için faz diyagramları oluşturmak için geleneksel yöntemlerin yerini almıştır. Faz diyagramlarının hesaplanması son derece hassas termodinamik veriler gerektirir. Termodinamik özelliklerle ilgili verilerin toplanması, işlenmesi ve doğrulanması ile metal alaşımları, cüruflar, seramik malzemeler, erimiş tuzlar ve sulu çözeltilerin denge diyagramlarının hesaplanması, önde gelen araştırma merkezlerinde görev yapan uzman ekipler tarafından gerçekleştirilir. Scientific Group Thermocata Europe- SGTE ekibi tarafından oluşturulan SGTE veritabanı, termodinamik hesaplamalarda kullanılan ticari yazılımlar için dünya standardını oluşturmaktadır. Thermo-Calc yazılımı çeşitli modülleri içerir: termodinamik veritabanı (TDB) modülü; tablolu (TAB) modülü; POLY_3 modülü; Gibbs enerji sistemi (GES) modülü; POST modülü ve PARROT deneyi modülü (Zyska vd. 2017).

2.10 Difüzyon Kaynağı

Katı hâl kaynak yöntemleri kapsamında ele alınan difüzyon kaynağı hem katı hâl difüzyon kaynağı hem de sıvı faz difüzyon kaynağı olarak incelenebilmektedir. Katı hâl difüzyon kaynağında, aynı ya da farklı iki malzeme, ergitilmeksizin katı yüzeyleri arasında gerçekleşen bir birleşme ile bir araya getirilmektedir. Difüzyon kaynağı aşağıdaki temel esaslar doğrultusunda tanımlanabilir (Meriç vd. 2008):

- Birleştirilecek iki yüzeyin temas hâlinde olması,
- İşlemin malzemelerin ergime noktalarının altında bir sıcaklıkta gerçekleştirilmesi,
- Malzemelerde belirgin bir plastik deformasyona neden olmayacak düzeyde bir basınç uygulanması,
- Atomik difüzyon yoluyla yüzeyler arasında metalürjik bağ oluşmasının sağlanması,

Buna karşılık sıvı faz difüzyon kaynağında, malzemelerin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklık etkisiyle eriyen bir ara tabaka kullanılması söz konusudur. Kristal yapıya sahip katı malzemelerde ise atomlar arasındaki çekim kuvvetleri, kohezyon kuvvetlerini meydana getirmektedir (Kejanlı ve Avcı 2018).

Her atom, üzerine etki eden net kuvvetin sıfır olduğu bir denge konumunu işgal eder. Ancak bir katı malzeme dış bir kuvvet altında gerildiğinde, atomlar bu denge konumlarından uzaklaşır ve kristal yapı içerisinde, dış kuvvet tarafından dengelenen bir iç gerilim meydana gelir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, aralarındaki mesafe arttıkça belirli bir değere kadar yükselir, maksimum noktaya ulaştıktan sonra ise azalma eğilimi gösterir. Farklı bağlanma yüzeyleri arasında etkili olan bu çekici kuvvet, yapılma (adezyon) olarak adlandırılmaktadır. Kohezyonun sağlanabilmesi, başka bir ifadeyle malzeme yüzeyleri arasında atomik bağların oluşabilmesi için, yüzeylerin atomlar arası bağlanmaya imkân verecek kadar birbirine yaklaştırılması gerekmektedir (Gürsel ve Yıldız 2021).

Difüzyon kaynağında, yüzeyler kalıntı ve makro pürüzlülüklerden arındırılarak temas ettirildiğinde yapıştırma süreci başlatılmış olur. Atomlar arası bağların oluşmasına olanak sağlayacak kadar yakın temas sağlandıktan sonra, sıcaklığın etkisiyle difüzyon başlar ve yüzey ara yüzeyindeki boşluklar doldurulur. Difüzyon kaynağı mekanizmasını açıklamak üzere birçok farklı model önerilmiş olup (Kaçmaz vd. 2015), sınırlı bir süre boyunca eş zamanlı olarak uygulanan basınç ve sıcaklık, bağ oluşum mekanizmasının karmaşık bir yapıya sahip olmasına neden olmaktadır.

Modelde yer alan mekanizmalar ve aralarındaki ilişkiler, her bir mekanizmanın boşlukların doldurulmasına farklı biçimlerde katkı sağladığı varsayımıyla geliştirilmiştir.

Ancak bu yaklaşım, mekanizmalar arasındaki etkileşimi göz ardı etmekte ve bazı mekanizmaların bağ oluşumuna olan katkısının gerçekte olduğundan daha yüksek tahmin edilmesine neden olabilmektedir. Yapılan çalışmalar incelendiğinde, difüzyon kaynağı mekanizması aşağıdaki başlıklar altında özetlenmektedir (Özdemir 2020):

- Yük altında plastik deformasyon
- Sürünme Deformasyonu
- Difüzyon
- Yeniden kristalleşme ve tane sınırı göçü

Ayrıca, metal folyo veya kaplama şeklinde bir ara katman kullanılması durumunda, kaynak işlemi için gerekli sıcaklık, basınç ve süre değerlerinin düşürülebildiği belirtilmektedir (Özçanak 2008).

2.10.1 Difüzyon Kaynağının Çeşitleri

Difüzyon kaynağı basınç işlemine, ara tabakanın kullanımına ve oluşan geçici fazlara göre çeşitli bölümlere ayrılabilir.

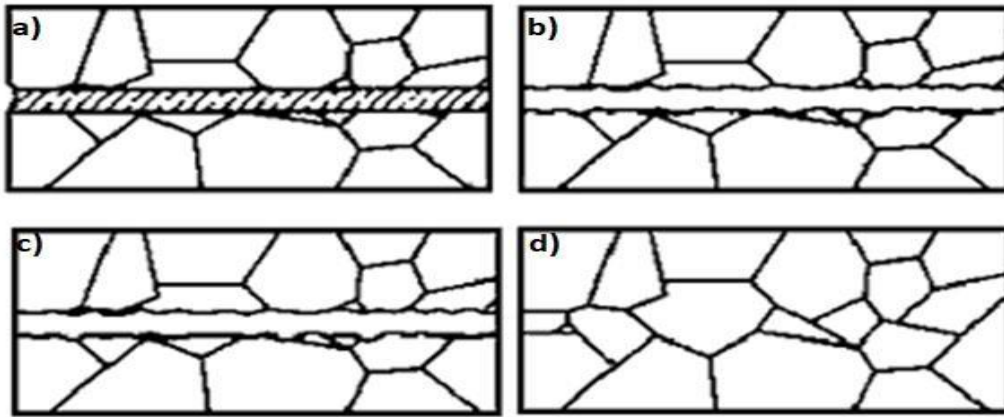
2.10.1.1 Katı Faz Difüzyon Kaynağı

Katı fazda difüzyon kaynağı işlemi, çoğunlukla vakum ortamında veya koruyucu bir atmosfer altında gerçekleştirilir. Isı, radyan, indüksiyon, doğrudan ya da dolaylı dirençli ısıtma yöntemleriyle uygulanabilir. Birleştirme sırasında basınç tek eksenli veya izostatik olarak uygulanmaktadır. Özellikle metal–seramik bağlantıları gibi farklı malzemelerin birleştirilmesinde, birleştirme sürecini kolaylaştırmak ve kaynak sonrası gerilim dağılımını düzenlemek amacıyla tekli veya çoklu ara katman malzemelerinin kullanılması mümkündür (Dunkerton 2001).

2.10.1.2 Sıvı Faz Difüzyon Kaynağı

Bu teknik, yalnızca farklı malzeme kombinasyonlarına veya farklı bir metal ara parça kullanılan benzer malzemelere uygulanabilmektedir. Katı hâl difüzyon süreçleri sonucunda, kaynak ara yüzeyinde bileşim değişikliği meydana gelir ve oluşan fazın erime

sıcaklığı kaynak sıcaklığı olarak seçilir. Alternatif bir yaklaşımda ise, ana malzemeye kıyasla daha düşük sıcaklıkta eriyen farklı bir metal ara parça kullanılır. Bu durumda, ara yüzey boyunca ince bir sıvı tabaka yayılır ve ana malzemelerin herhangi birinin erime noktasının altında bir sıcaklıkta birleşme sağlanır. Kaynak sıcaklığının düşürülmesiyle eriyik katılaşır; ardından bu faz, belirli bir süre sıcaklıkta tutularak ana malzemelere doğru difüze edilebilir (Dunkerton 2001, Kejanlı 2007).



Şekil 2.10 Sıvı faz difüzyon kaynağı aşamaları a) Malzemelerin yerleştirilmesi b) Aratabakanın erimesi c) İzotermal olarak katılaşmış heterojen bağ d) Homojenizasyon (Dunkerton 2001).

2.10.1.3 Süperplastik Difüzyon Kaynağı

Bu teknik, özellikle havacılık endüstrisi için geliştirilmiş olup endüstriyel önemi bu bağlamda ayrı olarak değerlendirilmelidir. İşlem, ticari uygulamalarda titanyum ve titanyum alaşımlarında kullanılmaktadır. Söz konusu malzemeler, belirli gerinim oranı koşulları altında yüksek sıcaklıklarda süperplastik davranış sergiler. Bu sıcaklık ve basınç koşulları, kaynak işlemi için gerekli koşullarla büyük ölçüde örtüşmekte olup, bu durum iki işlemin ardışık olarak ya da birlikte, tek bir üretim süreci içerisinde uygulanabilmesini mümkün kılmıştır (Dunkerton 2001, Kejanlı 2007).

2.10.2 Difüzyon Kaynağının Parametreleri

Difüzyon kaynağı belirli parametre koşulları altında malzemelerin birleştirilme işlemidir. Difüzyon kaynağının kaliteli ve dayanıklı olması belirleyen çeşitli parametreler mevcuttur.

Bu parametreler genellikle;

1. Sıcaklık
2. Basınç
3. Süre (Zaman)
4. Numune yüzeyi
5. Ara tabaka etkisi
6. Çalışma ortamı (atmosfer)

2.10.2.1 Sıcaklık

Difüzyon kaynağında sıcaklık, süreç üzerinde belirleyici bir parametredir. Sıcaklık arttıkça malzemenin akma gerilmesi azalmakta, bu durum ilk plastik deformasyonun oluşmasını ve yüzey pürüzlülüklerinin giderilmesini kolaylaştırmaktadır. Kaynak edilecek yüzeyler arasında mikro ölçekte deformasyonun gerçekleşmesi istenir. Bu nedenle, kaynak işleminin malzemelerin ergime sıcaklığının altında bir sıcaklıkta ve uygun bir basınç altında gerçekleştirilmesi büyük önem taşımaktadır. Uygun olmayan şekilde düşük sıcaklık ve basınç uygulanması durumunda, yüzeyler arasında istenmeyen boşluklar oluşmakta ve yetersiz birleşme meydana gelmektedir. Öte yandan, seçilen malzemelerden birinin ergime sıcaklığının üzerinde bir sıcaklık uygulanması hâlinde malzemede erime gerçekleşir ki bu da difüzyon kaynağı açısından istenmeyen bir durumdur (Bilgin 2007, Say 2021).

2.10.2.2 Basınç

Difüzyon kaynağında basınç, birleştirilecek yüzeyler arasında ilk temasın sağlanması ve difüzyon mekanizmasının etkin bir şekilde gerçekleşmesi açısından kritik bir parametredir. Bu nedenle uygulanacak basınç değeri dikkatle belirlenmelidir. Basınç seçimi yapılırken sıcaklık ile olan ilişkisi mutlaka göz önünde bulundurulmalıdır. Zira yüksek sıcaklıklarda malzemelerin sünekliliği artmakta, bu durumda gereğinden fazla basınç uygulanması malzemede istenmeyen deformasyonlara yol açabilmektedir. İdeal bir kaynak elde edebilmek için uygulanacak basınç, yüzey pürüzlülüklerini ortadan

kaldırabilecek kadar yüksek; ancak birleştirilen parçaları makroskopik deformasyona uğratmayacak kadar düşük olmalıdır (Bilgin 2007, Delice 2021).

2.10.2.3 Süre (Zaman)

Difüzyon kaynağında numunelere uygulanan kaynak sıcaklığının gereğinden uzun süre devam ettirilmesi, numunelerin mekanik özelliklerinde kayıplara yol açabilmektedir. Buna karşılık, kaynak süresinin olması gerekenden kısa tutulması durumunda ise gerekli birleşme sağlanamaz ve kaynak işlemi başarısız olur. Genellikle sıcaklık ve basınç değerlerinin artırılmasıyla kaynak süresi kısaltılabilmektedir. Ayrıca sabit sıcaklık ve basınç koşullarında uygulanan sürenin uzatılması, belirli bir seviyeye kadar bağlantı mukavemetinin artmasına katkı sağlamaktadır (Bilgin 2007, Say 2021).

2.10.2.4 Numune Yüzeyi

Difüzyon kaynağı uygulanacak malzemelerin yüzeylerinin mümkün olduğunca pürüzsüz olmasına özen gösterilmelidir. Kaynak edilecek metallerin yüzeyleri kir, yağ ve oksit kalıntılarında arındırılmalıdır. Yüzeylerde aşırı pürüzlülük veya şekil bozuklukları bulunması durumunda, bu kusurlar zımparalama işlemiyle giderilmelidir. Numune yüzeylerinin temiz ve düzgün olması, difüzyonun daha sağlıklı gerçekleşmesini ve elde edilen kaynağın kalitesinin artmasını sağlayacaktır (Kejanlı 2007).

2.10.2.5 Ara Tabaka Etkisi

Aynı veya farklı malzemelerin difüzyon kaynağı ile birleştirilmesi sırasında ara tabaka kullanımı tercih edilebilmektedir. Kaynak işlemi, ana malzemelerin ergime sıcaklıklarının altında bir sıcaklıkta gerçekleştirilmelidir. Ara tabakalar, kaynaklanacak yüzeylere elektrolitik kaplama, toz partikül hâlinde ya da folyo formunda uygulanabilmektedir (Kitapçı 2020). Ara tabaka kullanımının sağladığı başlıca avantajlar şu şekilde sıralanabilir:

- Aynı veya farklı malzeme türlerinin birleştirilmesine imkân tanır.

- Ara bölgede kullanılan ara tabaka, daha düşük basınç değerlerinde plastik deformasyonun gerçekleşmesini sağlayabilir.
- Yüksek sıcaklık ve uzun bekleme süreleri gerektiren malzemelerin birleştirilmesi, ara tabaka kullanımı sayesinde daha düşük sıcaklık ve daha kısa sürelerde mümkün hâle gelir.
- Ana malzemeler ile ara tabaka kombinasyonu sayesinde farklı mekanik özellikler elde edilebilir.
- Yüzeyler arasındaki birleşme mekanizmasını hızlandırır.

2.10.2.6 Çalışma Ortamı (Atmosfer)

Difüzyon kaynağı uygulanacak parçaların yüzeylerinde ve arakesitlerinde oluşabilecek oksitlenmenin önlenmesi amacıyla kaynak işlemi koruyucu bir atmosfer altında gerçekleştirilmelidir. Bu kapsamda, kaynak edilecek numuneler vakum ortamında veya soy gaz atmosferi altında işleme tabi tutulur. Koruyucu atmosfer olarak argon, azot ya da helyum gazlarından biri tercih edilebilir. Oksijen miktarını azaltmada etkili olan hidrojen, indirgeyici bir atmosfer oluşturabilmektedir; ancak titanyum, zirkonyum, kolombiyum ve tantal alaşımlarında hidrür oluşumuna yol açtığından bu tür malzemelerin kaynağında kullanılmamaktadır. Soy gazlar atmosferdeki oksijen seviyesini yalnızca belirli bir düzeye kadar düşürebildiğinden, kararlı oksit tabakasına sahip metallerin difüzyon kaynağında vakum ortamı tercih edilmektedir (Bilgin 2007, Fidan 2006).

2.10.3 Difüzyon Kaynağının Avantaj ve Dezavantajları

Difüzyon kaynağının tercih edilmesinin başlıca nedenleri şunlardır:

- Difüzyon kaynağı yöntemi ile en az iki malzeme olacak şekilde, aynı türden iki metalin ya da bir metal ile metal olmayan bir malzemenin birleştirilmesi kolaylıkla gerçekleştirilebilmektedir.
- Kaynak işlemi sonrasında parçaların yüzeyinde çapak gibi istenmeyen bozukluklar oluşmadığından, ilave bir son işlem yapılmasına gerek duyulmaz.
- Belirli sayıdaki parçanın difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi aynı anda mümkün olup, bu durum sürecin verimliliğini artırmaktadır.

- Ayrıca, kaynak öncesinde ön ısıtma gerektiren parçalar bu yöntemle rahatlıkla kaynak edilebilmektedir.
- Ergitme kaynaklarında sıkça karşılaşılan deformasyonlar ile ön ve son tavlama işlemlerine difüzyon kaynağında ihtiyaç duyulmaz.
- Diğer ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi zor olan malzemeler, bu yöntem sayesinde yüksek verimle bir araya getirilebilmektedir.
- Özellikle seramik ve kompozit malzemelerin metal ya da farklı türdeki malzemelerle birleştirilmesinde, difüzyon kaynağı en faydalı ve etkili yöntemlerden biri olarak öne çıkmaktadır (Bilgin 2007, Tolun 2013).

Bununla birlikte, difüzyon kaynağının bazı dezavantajları da bulunmaktadır:

- Kaynak işlemi için kullanılan ekipmanların maliyeti yüksektir ve işlemin gerçekleştirilebilmesi özel ortamlar ile aparatların kullanılmasını gerektirir.
- Yöntem, büyük ölçekli seri üretim için uygun değildir; ancak belirli sayıdaki numunelerin aynı anda birleştirilmesi mümkündür.
- Ayrıca, birleştirilecek parçaların yüzeylerinin diğer kaynak yöntemlerine kıyasla çok daha özenli bir şekilde temizlenmesi ve işlem sırasında koruyucu gaz atmosferinin sağlanması gerekmektedir (Bilgin 2007, Tolun 2013).

2.10.4 Difüzyon Kaynağının Uygulamaları

Difüzyon kaynağının uygulama alanları oldukça geniştir ve özellikle ileri mühendislik uygulamalarında önemli avantajlar sağlamaktadır. Bu avantajlar;

- Havacılık ve uzay sanayisinde, difüzyon kaynağı; daha hafif, verimli, düşük maliyetli ve tasarımı kolay parçaların üretimine olanak tanımaktadır. Difüzyon kaynağı ile süper plastik şekillendirme yönteminin birlikte kullanılması sayesinde titanyum alaşımlarından F-15 füze yuvası, B-1 bombardıman uçağı için patlama lülesi, T-38 uçağı ana iniş takımı arka kapısı ve rüzgâr kanatçıkları imal edilmiş; bu sayede üretim maliyetlerinde önemli düşüşler sağlanmıştır (Kejanlı 2007, Fidan 2006).

- Savunma sanayisinde, diğ er üretim yöntemleriyle tek parça hâlinde üretimi zor veya maliyetli olan bileşenlerin imalatında difüzyon kaynağı tercih edilmektedir. Özellikle hidrojenin sorun oluşturduğu martenzitik yapıya sahip kaynaklı bağlantılarda bu yöntem etkin bir çözüm sunmaktadır. Ayrıca planör tipi uçakların imalatında kullanılan çelik ve alüminyum malzemelerin birleştirilmesinde de önemli kolaylıklar sağlamaktadır (Kejanlı 2007).
- Nükleer sanayide, difüzyon kaynağı yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Barttle tarafından geliştirilen Sıcak-İzostatik Difüzyon Kaynağı yöntemi, küçük UO₂ levhacıkları kullanılarak düz plaka tipi yakıt elemanlarının üretiminde uygulanmış; bu parçalar Westinghouse Bettis basınçlı su reaktöründe ikinci çekirdek yüklemesinde kullanılmıştır. Ayrıca Amerikan ordusu için geliştirilen seyyar güç reaktörlerinde, tüp formundaki paslanmaz çelik ve UO₂'den oluşan yakıt elemanlarının üretiminde de bu yöntem tercih edilmiştir (Kejanlı 2007, Fidan 2006).
- Elektronik sanayisinde, difüzyon kaynağı vakum ekipmanlarının üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Elektronik cihazların imalat sürecinde bu yöntemin uygulanmasıyla X-ışını depolama tüplerinin ve benzeri bileşenlerin ömrünün 10–12 kat uzadığı, ayrıca cihazların güvenilirliğinde %300–400 oranında iyileşme sağlandığı belirlenmiştir (Fidan 2006).
- Genel mühendislik uygulamalarında ise difüzyon kaynağı; kaynak çatlağı oluşma riski bulunan ve metaller arası gevrek fazların meydana gelmesinin istenmediği durumlarda tercih edilmektedir (Kejanlı 2007).

Difüzyon kaynağının özel avantaj sağladığı bağlantı türleri aşağıda sıralanmaktadır:

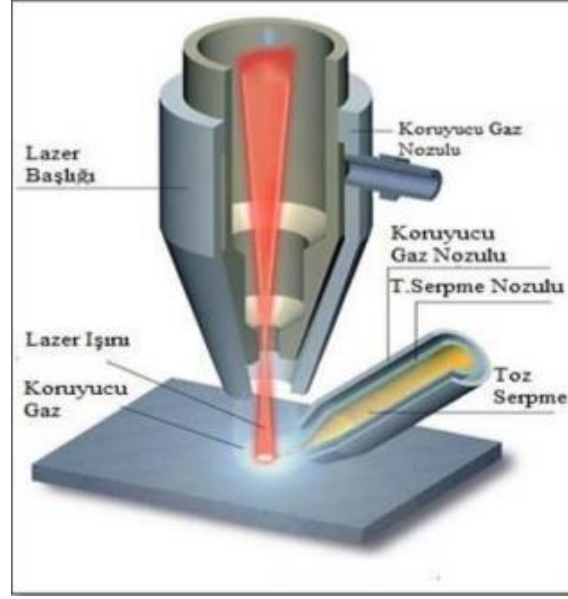
- Yüzey kaplama uygulamaları,
- Difüzyon kaynağı ile tek işlemd e birleştirilebilen karmaşık geometrili ve içi boş yapı elemanları,
- Döküm ve dövme ile üretilen parçalarda difüzyon kaynağı uygulamaları; dökümde karmaşık maçaların, dövmede ise girinti ve çıkıntıların neden olduğu üretim zorluklarının aşılmasında etkin bir çözüm sunmaktadır (Kejanlı 2007).

2.11 Lazer Kaynak Yöntemi

1960'lı yıllardan itibaren yüksek güçlü lazerlerin geliştirilmesi, malzeme birleştirme teknolojilerinde önemli bir dönüm noktası oluşturmuştur. Yüksek hassasiyet ve hız gerektiren uygulamalarda lazer kaynağı, farklı kalınlık ve türdeki malzemelerin birleştirilmesinde etkin bir yöntem olarak öne çıkmaktadır (Xu vd. 2012). Yüksek enerji yoğunluğuna sahip lazer kaynağı, malzemeleri eriterek güçlü ve dayanıklı bağlantılar oluşturur. Bu yöntemin sunduğu hız, hassasiyet ve güvenilirlik gibi avantajlar, üretim süreçlerinde verimliliği artırırken ürün kalitesinin de önemli ölçüde iyileştirilmesini sağlamaktadır (Chen vd. 2011).

Lazer kaynağında enerji transferi, geleneksel kaynak yöntemlerine kıyasla farklı bir mekanizmaya sahiptir. Lazer ortamında üretilen ışın, yönlendirme aynaları aracılığıyla kaynak sistemine iletilir. Odaklama işlemiyle lazer ışını çok dar bir alana yoğunlaştırılır ve bu yoğun enerji, malzemenin bölgesel olarak erimesine ve kısmen buharlaşmasına neden olur. Lazer enerjisi malzemeye nüfuz ederken, buharlaşan malzeme ile koruyucu gazın etkileşimi sonucu yoğun bir plazma oluşur. Plazma içinde açığa çıkan ısı, erime bölgesindeki malzemeye aktarılarak iş parçasına iletilir (Şekil 2.11).

Malzeme içerisinde, yüksek sıcaklık ve basınç farkları nedeniyle sıvı metalin yer değiştirdiği, akışkan özellik gösteren bir kanal (kaynak çukuru) meydana gelir. Lazer ışınının hareket ettirilmesiyle kaynak işlemi sürdürülür. Eriyik metal, oluşan buhar basıncı etkisiyle yüzeye doğru yükselirken; yüzey gerilimi, viskozite ve yerçekimi gibi kuvvetler bu hareketi dengelemektedir. Lazer ışınının ilerleme yönünde metal erirken, ışının geçtiği bölgede erimiş metal hızlı bir şekilde katılır.



Şekil 2.11 Lazer Kaynak yönteminin prensibi (Beersiek 1999).

Bu süreç sonucunda, homojen yapıya sahip ve düzgün bir kaynak dikişi elde edilir. Lazer kaynağında ısı girdisinin düşük olması nedeniyle, ısıdan etkilenen bölge (ITAB) oldukça dar bir alanda oluşur. Özellikle kalın sacların kaynağında, kaynak çukuru mekanizması yardımıyla parçaların birleştirilmesi yaygın olarak kullanılmaktadır (Beersiek 1999, Karaaslan 2001).

Kaynak sırasında uygulanan ışın enerjisi, malzemenin buharlaşma sıcaklığının altında tutulur. Kaynak nüfuziyeti, iletilen ısı miktarına bağlı olduğundan, lazer kaynak yöntemlerinde birleştirilen malzemelerin kalınlığı genellikle 0,8 inch'in (yaklaşık 2 mm) altındadır. Ancak günümüzde gelişmiş lazer sistemleri sayesinde 8–10 mm kalınlıktaki malzemelerin kaynağı da mümkün hale gelmiştir.

Yoğunlaştırılmış enerji etkisiyle, ısının tesiri altındaki bölge (ITAB) oluşmadan önce malzemede önce ergime, ardından birleşme gerçekleşir. Kaynak yapılan iş parçasının kalın olması ve ısı iletkenliğinin yüksek olması durumunda (örneğin alüminyum), ısı tesiri altındaki bölge daha küçük olmaktadır (Limmaneevichitr ve Kou 2002).

2.11.1.1 Lazerlerin Temel Elemanları ve Özellikleri

Lazer ışınının oluşabilmesi için optik bir rezonatör sistemi gereklidir. Bu sistem; “pompa kaynağı” olarak adlandırılan ve lazer ortamını uyaran bir ışık kaynağını, lazer ışınının üretildiği aktif ortamı (örneğin CO₂ gazı veya erbiyum katkılı bir kristal), aktif ortamın iki ucunda yer alan biri tam yansıtıcı diğeri yarı yansıtıcı aynaları ve lazer ışınının çıkışında bulunan mercekleri içerir (Özcan 2003). Lazer kaynakları, ışık kaynağının etkilediği aktif ortamın gaz, katı, sıvı ya da yarı iletken olmasına göre farklı adlar alır. Üretim ortamında inert gazlar (argon, kripton, ksenon) ile reaktif gazların (florin veya klorin) karışımı bulunması durumunda excimer lazer; organik solvent içeren sıvı ortamlar söz konusu olduğunda dye lazer olarak adlandırılır. Gaz ortamlı lazerlerde ise kullanılan gazın ismi lazerin adı olur; örneğin argon gazı içeren sistemler argon lazeri, CO₂ gazı içerenler CO₂ lazeri, helyum ve neon gazı içerenler He-Ne lazeri olarak tanımlanır. Yarı iletken lazerlerde, alüminyum-galyum-arsenid (AlGaAs) levhalarından oluşan mikroçip yapılar kullanılır ve bu tür lazerler diyot lazer olarak adlandırılır. Katı hâl (solid-state) lazer sistemlerinde ise kristalin optik özelliklerini geliştirmek amacıyla düşük oranlarda eklenen katkı maddesinin (örneğin neodimiyum, holmiyum, erbiyum, erbiyum-krom) adı ile kristalin adı birlikte kullanılır. Bu doğrultuda Nd:YAG, Ho:YAG, Er:YAG ve Er,Cr:YSGG gibi farklı lazer türleri ortaya çıkar. Aktif ortam, lazerin optik kazanç sağlamasında temel rol oynar. Aktif ortamın bir ucundan giren ışık demeti, ortamdaki geçerken uyarılmış fotonların etkisiyle yoğunluğu artmış şekilde diğer uçtan çıkar ve bu süreç lazerlerde optik güçlendirme sağlar (Özcan 2003).

2.11.2 Lazer Kaynak Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları

Lazer kaynak yönteminin avantajları şunlardır:

- Lazer kaynağı, diğer kaynak yöntemlerine kıyasla daha derin nüfuziyet sağlaması ve yüksek hızlarda uygulanabilmesi ile öne çıkmaktadır. Isı girdisinin dar bir alanda yoğunlaşması sayesinde deformasyon ve çarpıklıklar oldukça az olmakta, hatta bazı durumlarda tamamen ortadan kalkabilmektedir (Pakdil vd. 2005).

- Lazer ışınının çok küçük bir alana odaklanabilmesi, özellikle ince parçaların birleştirilmesinde ve kesme işlemlerinde bu yöntemi son derece avantajlı kılmaktadır (Püskülcü ve Koçlular 2009).
- Lazer kaynağı, diğer kaynak yöntemleriyle birlikte kullanılabilen; özellikle lazer-ark hibrit kaynak yöntemi sayesinde kalın numunelerin kaynağı ve geniş kaynak boşluklarının çok pasolu olarak doldurulması mümkün olmaktadır (Yavuz ve Çam 2005).
- Bu yöntemle 10 m/dakikanın üzerinde yüksek kaynak hızlarına ulaşılabilen, otomasyon sistemlerine kolayca entegre edilebilen ve mevcut üretim hatlarına uyum sağlayabilmektedir.
- Ayrıca estetik görümlü, dar kaynak dikişleri elde edilmekte ve çoğu durumda kaynak sonrası taşlama gibi ilave işlemlere ihtiyaç duyulmamaktadır.
- Lazer kaynağı ile klasik yöntemlerle kaynağı zor olan veya benzer olmayan (dissimilar) malzemelerin birleştirilmesi başarıyla gerçekleştirilebilmektedir.
- Bunun yanı sıra erişilmesi güç veya klasik yöntemlerle kaynak yapılması mümkün olmayan bölgelerde de etkili bir çözüm sunmaktadır (Tokdemir vd. 2010).
- Yüksek ısı yoğunluğu ve küçük odak çapı sayesinde kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapı değişimleri oldukça sınırlı olmakta; dar ve derin kaynak dikişleri oluşturulmaktadır. Isının tesiri altındaki bölgenin (ITAB) dar olması, tane büyümesini ve metalürjik hasarı en aza indirirken, daha ince ve homojen mikroyapı sayesinde aşınma dayanımı da artmaktadır.
- Parça tasarımına esneklik sağlaması, çok küçük ve ince malzemelerin dahi kaynak edilebilmesi, dar ve spesifik bölgelerde uygulanabilir olması ve ısıya duyarlı parçaların yakın çevresinde güvenle kaynak yapılabilmesi lazer kaynağının diğer önemli avantajları arasında yer almaktadır.

Bununla birlikte lazer kaynak yönteminin bazı dezavantajları da bulunmaktadır:

- Lazer ışınının dar olması nedeniyle kaynak yapılacak yüzeylerin düzgün ve hassas hazırlanmış olması gerekmektedir.
- Yüksek derinlik/genişlik oranı ve kaynak bölgesinin geometrisi dolgu metalinin ilave edilmesini zorlaştırmaktadır.

- Ayrıca yüksek yansıtıcılığa sahip metaller lazer kaynağını güçleştirmektedir.
- Sert malzemelerde darbeli lazer kullanımı, kaynak bölgesinde mikroskobik çatlaklara ve kırılganlığa neden olabilmektedir.
- Bunlara ek olarak lazer kaynak sistemlerinin ilk yatırım maliyetinin yüksek olması, yöntemin en önemli dezavantajlarından biridir.

2.11.3 Lazer Kaynağı Kesitinde Oluşan Bölgeler

Lazer kaynağı yönteminde kullanılan farklı parametreler, kaynak bölgesinde çeşitli değişimlere neden olmakta; bu değişimler malzemenin mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerinde doğrudan etkili olmaktadır. Kaynak işlemi sonucunda malzeme üç ana bölgeye ayrılmaktadır: temel malzeme (TM), ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve ergime bölgesi (EB). Kaynak sırasında uygulanan ısının etkilediği ve kaynak temasının gerçekleştiği tüm alan, genel olarak kaynak bölgesi olarak adlandırılmaktadır. Bu bölge, ergime bölgesi ve ısı tesiri altındaki bölge olmak üzere iki ana kısımdan oluşur.

- Ergime Bölgesi (EB):

Ergime bölgesi, kaynak işlemi sırasında uygulanan ısının etkisiyle malzemenin eridiği ve işlem sonrasında katılarak kaynaklı bir birleşim oluşturduğu alandır.

- Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB):

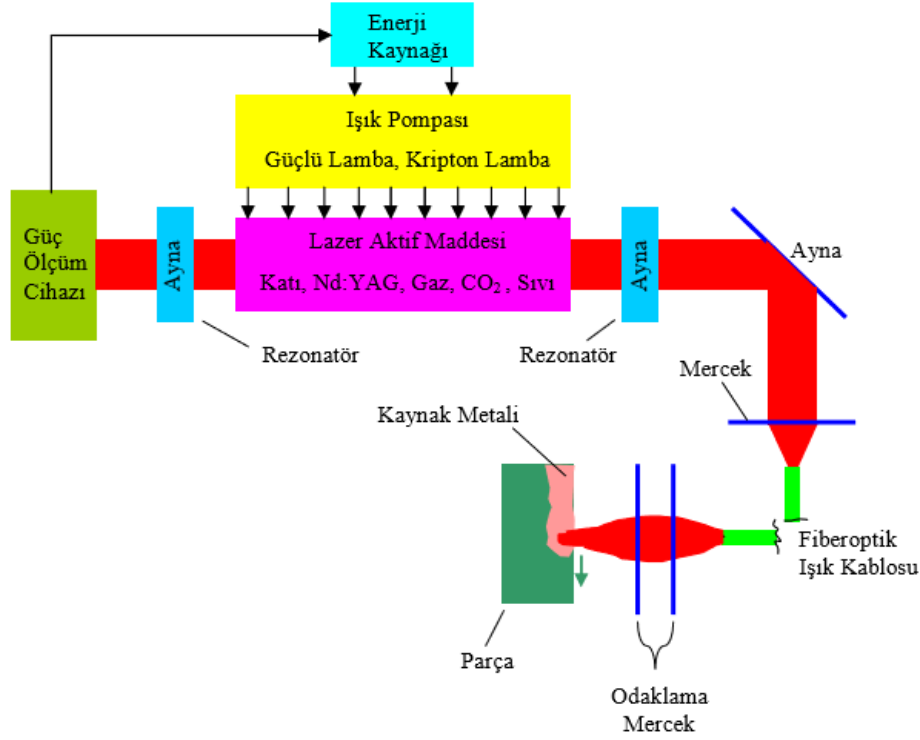
Isı tesiri altındaki bölge, ergime bölgesine yakın konumda bulunmakta olup, kaynak işlemi sırasında oluşan ısının etkisiyle malzemenin mikro yapısında ve mekanik özelliklerinde değişimlerin meydana geldiği bölgedir. Bu bölgede ısı etkisi nedeniyle tane büyümesi gözlemlenirken, plastik deformasyon oluşmamaktadır.

- Temel (Esas) Malzeme (TM):

Temel malzeme bölgesi, kaynak bölgesinden yeterince uzak olup deformasyona uğramamaktadır. Bu bölgede ısı etkisi çok sınırlı düzeyde hissedilmekte, ancak söz konusu etki mikro yapı ve mekanik özelliklerde belirgin bir değişime yol açacak düzeyde değildir (Çetin 2019).

2.11.4 Lazer Kaynak Yöntemleri

Lazer ışını güç yoğunluğunun yüksek olması (10^6-10^8 Wcm^2) ve yön verilebilir özellikleri nedeniyle bir ısı kaynağı olarak kaynakla bir araya getirme işlemlerinde kullanılmaktadır.



Şekil 2.12 Lazer makinesinin gösterimi (Özden ve Gürsel, 2004).

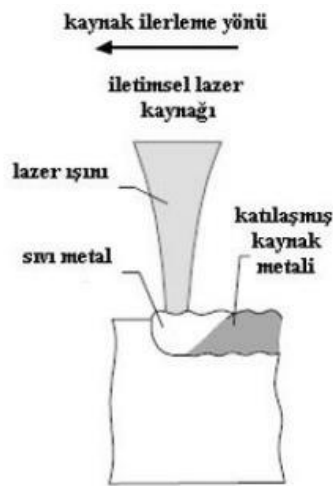
Lazer ışınlarının oluşumu, rezonatör aynalar yardımıyla kuvvetli ve yönlendirilmiş bir ışık demetine dönüştürülmesiyle sağlanır. Bu ışık demeti, lazer türüne uygun aynalar ve mercekler aracılığıyla ya da fiber optik kablolar kullanılarak odaklama sistemine iletilir (Şekil 2.12). Lazer ışınının iletim yöntemine bağlı olarak dalga boyu değişiklik göstermektedir. Nd:YAG ve CO₂ lazer kaynaklarında dalga boyu nispeten düşüktür. Nd:YAG lazerlerde ışın iletimi fiber optik kablolarla gerçekleştirilirken, CO₂ lazerlerde iletim ayna sistemleri aracılığıyla sağlanmaktadır (Özden ve Gürsel, 2004).

Lazer ışın demetinin enerji yoğunluğuna bağlı olarak uygulanan kaynak yöntemi değişmektedir. İnce malzemelerin birleştirilmesinde iletimle kaynak yöntemi tercih edilirken, daha kalın malzemelerin kaynatılmasında nüfuziyet (anahtar deliği) kaynak

yöntemi kullanılmaktadır (Duley vd. 1991). İletim kaynağında lazer ışını malzeme içerisine derinlemesine işlemediğinden, yalnızca sıvı metal ve sınırlı miktarda gaz absorbe edilir. Buna karşılık, nüfuziyet kaynağıyla yapılan işlemlerde kaynak bölgesinde gözenekli bir yapı oluşma riski bulunmaktadır. Bu istenmeyen durumun önüne geçmek amacıyla koruyucu gaz kullanılması önerilmektedir (Abbott ve Albright 1994).

2.11.4.1 Lazer İletim Kaynağı

İletim kaynağı, ince parçaların birleştirilmesinde kullanılan bir lazer kaynak yöntemidir. Bu yöntemde lazer ışınının enerji yoğunluğu düşüktür; bu nedenle erime, parçanın yüzeyine yakın bölgelerde gerçekleşir ve kaynak derinliği sınırlı kalır. İletim kaynağının nüfuziyet kaynağından ayıran en önemli özellik, oluşan kaynak havuzunun kapalı olmasıdır. Lazer ışını, parçanın yüzeyinden soğurularak malzeme içerisinde dağılır. Kaynak işleminin gerçekleşebilmesi için lazer enerjisinin, parça sıcaklığını malzemenin ergime sıcaklığının üzerine çıkarmayacak bir seviyede tutulması gerekir. Bu sayede buharlaşma en aza indirilir ve ergime yoluyla parçaların birleştirilmesi sağlanır. Lazer ışınıyla parça sıcaklığı arttıkça ergime miktarı da artar ve buna bağlı olarak kaynak derinliği yükselir. Birleştirilecek parçaların geometrisine ve birleştirme şekline bağlı olarak lazer ışını, darbeli modda punta kaynağı şeklinde veya sürekli modda birleştirme yüzeyi boyunca doğrusal olarak ilerletilerek uygulanır (Akman 2006).

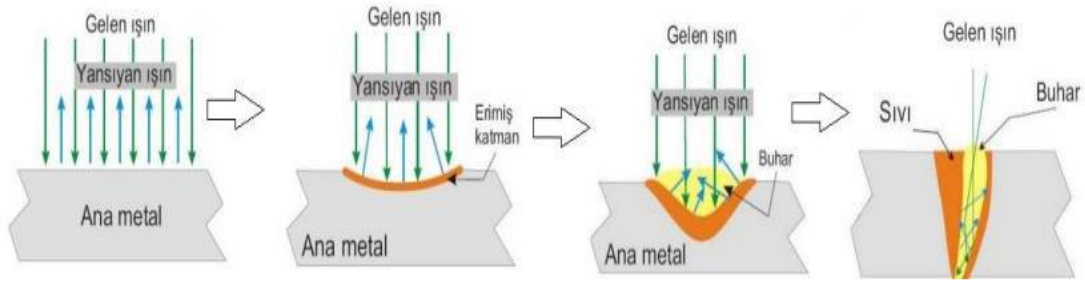


Şekil 2.13 İletimsel lazer kaynağı uygulaması (Özdemir 2012).

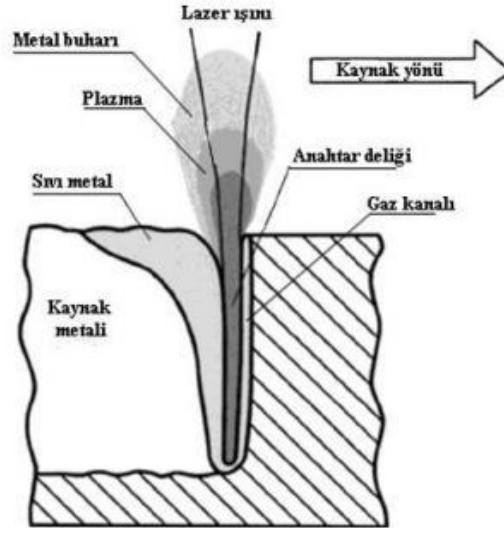
2.11.4.2 Lazer Nüfuziyet Kaynağı

Lazer nüfuziyet kaynağı, lazer ışınının yüksek enerji yoğunluğuna sahip olduğu durumlarda kullanılan bir kaynak yöntemidir. Bu yöntemde, yüksek enerji etkisiyle meydana gelen erime yalnızca parça yüzeleriyle sınırlı kalmaz, daha derin bölgelere nüfuz eder ve parça içerisinde açık bir kaynak havuzu oluşur (Şekil 2.14). Kaynak bölgesinde oluşan kaynak metali kesitinin şekli nedeniyle bu yöntem İngilizcede “*keyhole*” (anahtar deliği) olarak adlandırılmakta, Türkçede ise nüfuziyet kaynağı olarak ifade edilmektedir. Yüksek enerjili lazer ışını sayesinde elde edilen derin kaynak nüfuziyeti, bu yöntemi özellikle kalın parçaların birleştirilmesi için uygun hale getirmektedir.

Nüfuziyet kaynağında kaynak oluşumunun fiziksel aşamaları, iletim kaynağından farklıdır. Yüksek güç yoğunluğuna sahip lazer ışını parça üzerine odaklandığında, ergimenin yanı sıra buharlaşma da meydana gelir. Ergimiş sıvı malzeme ile oluşan buharın basıncı, malzeme içerisinde anahtar deliği şeklinde bir kanal oluşmasına neden olur. Buharlaşan malzemenin oluşturduğu plazma, lazer ışınını soğurarak kanalın yan duvarlarına etki eder ve bu bölgelerin ergimesiyle kanalın genişlemesini sağlar. Buhar basıncı, plazma etkisi ve yüzey gerilimi kuvvetlerinin etkisiyle ergimiş sıvı metal ileri yönde hareket ederek açık bir kaynak havuzu oluşturur. Lazer ışını bölgeden uzaklaştıkça kaynak havuzu soğur ve katılaştır; sonuç olarak parçalar birbirine kalıcı olarak birleştirilmiş olur.



Şekil 2.14 Lazer nüfuziyet kaynağı aşamaları (Akman 2006).



Şekil 2.15 Lazer ile yapılan kaynağın şematik kesit görünüşü (Özdemir 2012).

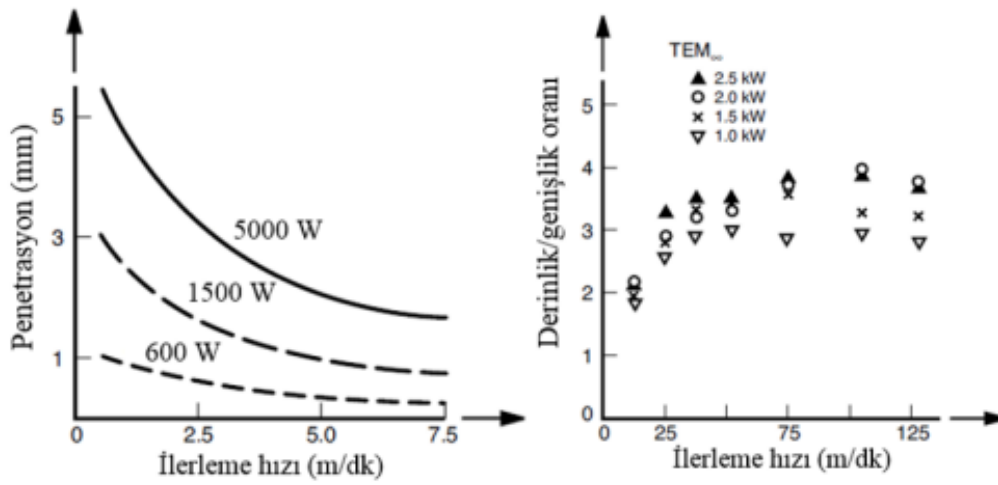
2.11.5 Lazer Kaynak Parametreleri

Lazer kaynak parametreleri, kaynak dikişinin kalitesi, nüfuziyet derinliği, mikroyapı oluşumu ve mekanik özellikler üzerinde doğrudan etkili olup prosesin başarısında kritik bir rol oynamaktadır. Lazer gücü, odak noktası konumu, ilerleme hızı ve koruyucu gaz debisi gibi parametrelerin uygun şekilde belirlenmesi; sıçrama, porozite ve çatlak gibi kaynak hatalarının oluşumunu önlemektedir. Bu parametrelerin, kullanılan malzemenin alaşım türü ve kalınlığına bağlı olarak optimize edilmesi gerekmektedir. Aksi takdirde, hatalı parametre seçimi kaynak bölgesinde gevrek yapıların oluşmasına veya ergime kusurlarına neden olarak kaynak bütünlüğünü olumsuz yönde etkileyebilir. Dolayısıyla, her bir parametrenin sistematik biçimde değerlendirilmesi hem kalite hem de maliyet açısından verimli bir kaynak prosesi için büyük önem taşımaktadır.

2.11.5.1 Lazer Gücü ve İlerleme Hızı

Lazer kaynağında lazer gücü, kaynak işleminin başarısı ve elde edilen kaynak dikişinin karakteristik özellikleri üzerinde belirleyici bir etkiye sahiptir. Yapılan çalışmalarda, lazer gücündeki artışın kaynak dikişinin nüfuziyet derinliğini doğrudan etkilediği ortaya konmuştur. Bu bağlamda lazer gücü, uygulanacak kaynak türünün seçiminde önemli bir parametre olarak öne çıkmaktadır. Ancak lazer gücünün tek başına kaynak işleminin

karakterini tamamen belirlemediği de göz önünde bulundurulmalıdır. Kaynak işleminin nihai sonucu, lazer gücü ile kaynak hızı dikkate alınarak değerlendirilmelidir. Sabit bir lazer gücü altında dahi, kaynak hızındaki değişimler lazer ışınının malzeme ile etkileşim süresini değiştirerek elde edilen nüfuziyet miktarını önemli ölçüde etkileyebilmektedir (Akman 2006). Diğer tüm işlem parametreleri sabit tutulduğunda, lazer gücünün artırılması kaynak dikişinde daha fazla nüfuziyet oluşmasına ve dikişin derinlik/genişlik oranının artmasına neden olurken; ilerleme hızının artması ise bunun tersine bir etki yaratarak nüfuziyetin azalmasına ve kaynak derinliğinin düşmesine yol açmaktadır.



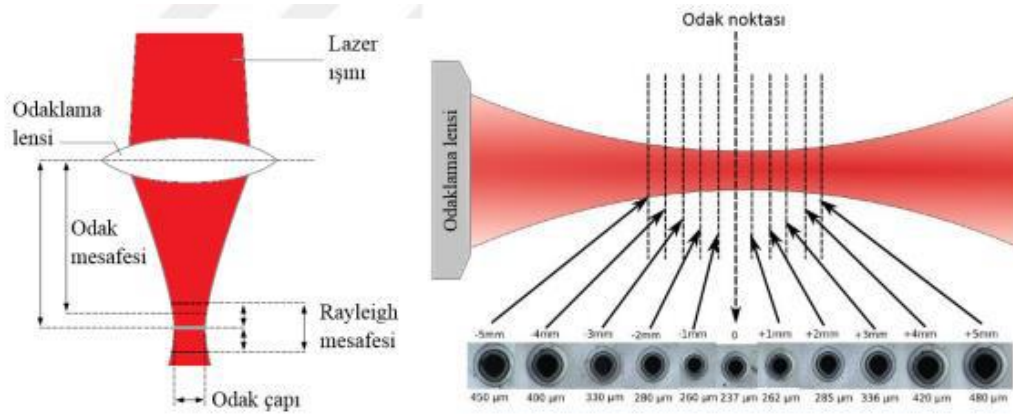
Şekil 2.16 Lazer kaynak işleminde ilerleme hızı ve lazer çıkış gücünün kaynak performansı üzerindeki etkisi (Kannatey-Asibu 2009).

Kaynak hızının düşük olması durumunda, diğer parametreler sabit tutulduğunda daha geniş bir eriyik havuzu oluşmaktadır. Buna karşılık, yüksek kaynak hızları yerel deformasyonları azaltabilmekle birlikte açılmalarda artışına neden olabilmektedir (Schubert vd. 2001).

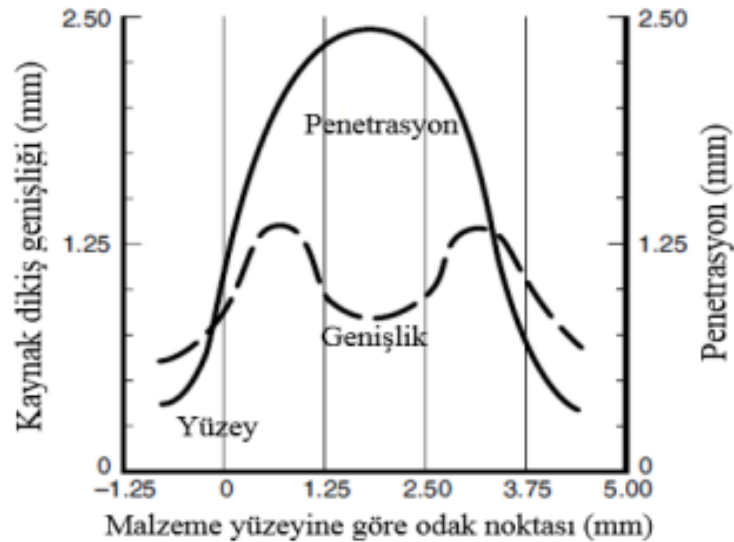
2.11.5.2 Odak Mesafesi

Lazer kaynak süreçlerinde, lazer ışınının malzeme yüzeyine ulaştığı enerji yoğunluğu ve odak noktasının büyüklüğü (spot çapı), kaynak işleminin verimliliğini doğrudan etkileyen kritik parametrelerdir. Odak mesafesi, lazer ışınının optik mercekler aracılığıyla kaynak bölgesine ne derece hassas bir şekilde odaklanacağını belirleyen temel bir faktör olarak

öne çıkmaktadır. Kaynak uygulamaları çoğunlukla, son odaklama merceğinin odak noktasında gerçekleştirilmektedir. Lazer spot çapı ise kullanılan lazer kaynağının başlangıç ışın çapına ve odaklama merceğinin optik özelliklerine bağlıdır. Bu nedenle, odak mesafesinde meydana gelen değişimler lazer spotunun boyutunu ve dolayısıyla enerji yoğunluğunu etkileyerek kaynak işleminin karakteristiklerini belirleyen önemli bir unsur haline gelmektedir.



Şekil 2.17 Odak uzaklığı ve ışın çaplarının şematik gösterimi (Prakash ve Kumar 2017).



Şekil 2.18 Odak noktasının merkeze olan uzaklığının değişimiyle kaynak bölgesinde oluşan değişim (Kannatey-Asibu 2009).

Lazer kaynak uygulamalarında odak mesafesinin ayarlanması; lazer ışınının parça yüzeyine, yüzeyin altına ya da yüzeyin üzerine odaklanması olmak üzere üç farklı konfigürasyonda gerçekleştirilebilmektedir. Bu odak konumlarının her biri, elde edilen kaynak kalitesi ve nüfuziyet üzerinde belirleyici bir etkiye sahiptir. Negatif odak noktası, lazer ışınının odak noktasının iş parçası yüzeyinin üzerinde konumlandırıldığı durumu ifade eder. Şekil 2.18’de ayrıntılı olarak gösterildiği üzere, lazer ışınının kontrollü bir şekilde parça malzemesinin belirli bir derinliğine odaklanması, kaynak nüfuziyetinin istenen düzeyde artırılmasına imkân sağlamaktadır.

2.11.5.3 Koruyucu Gaz

Lazer kaynak işlemlerinde koruyucu gaz, kaynak kalitesini doğrudan etkileyen en önemli parametrelerden biridir. Koruyucu gazın temel işlevleri iki başlık altında toplanabilir. İlk olarak, kaynak bölgesinde plazma oluşumunu baskılayarak lazer ışınının iş parçasına daha etkin bir şekilde nüfuz etmesini sağlar. İkinci olarak ise, ergimiş metalin atmosferik gazlarla temasını engelleyerek yüzeyde oksitlenmenin önüne geçer.

Koruyucu gazın etkisi yalnızca gazın türü ile sınırlı değildir; aynı zamanda gazın çıkış hızı, iş parçasına uygulanma açısı ve kullanılan nozulun geometrisi de kaynak kalitesini belirleyen önemli faktörlerdir. Gaz çıkış hızının yetersiz olması durumunda kaynak bölgesi yeterince korunamaz ve oksitlenme meydana gelebilir. Buna karşılık, aşırı yüksek gaz hızları ergimiş metal üzerinde basınç oluşturarak kaynak dikişinde şekil bozukluklarına yol açabilmektedir (Akman 2006).

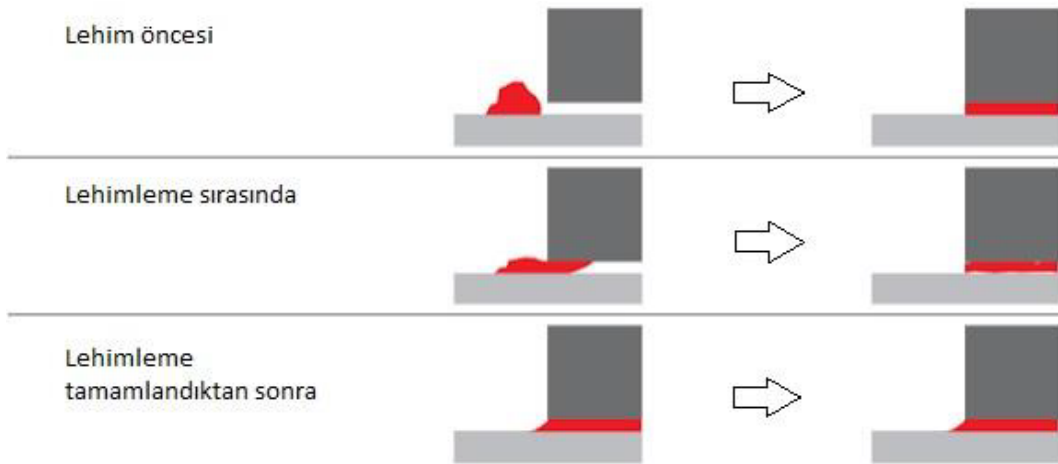
Lazer kaynak uygulamalarında, ana malzemenin türüne bağlı olarak farklı koruyucu gazlar tercih edilmektedir. Bu kapsamda, en yaygın kullanılan gazlar argon (Ar) ve helyumdur (He). Helyumun argona kıyasla daha yüksek iyonizasyon enerjisine sahip olması, plazma oluşumunu engellemede daha etkili olmasını sağlamakta ve özellikle derin nüfuziyetin hedeflendiği uygulamalarda avantaj sunmaktadır. İyonizasyon enerjisi helyum ve argon arasında yer alan azot (N_2) gazı da plazma baskılamada kullanılabilir; ancak bu gazın kullanımı sırasında nitrür oluşumu riski ve buna bağlı olarak malzemenin kırılabilirliğinde artış meydana gelebileceği göz önünde bulundurulmalıdır.

2.12 Lehimleme

Lehimleme, aynı ya da farklı türdeki iki veya daha fazla malzemenin, ana malzemelerin hiçbirinde ergime olmadan, uygun bir ilave dolgu metali kullanılarak birleştirilmesi işlemidir. Bu yöntemde yalnızca ilave dolgu metali erir ve katılarak ana metallerle bağ oluşturur.

Kullanılan dolgu metalinin ergime sıcaklığına göre lehimleme ikiye ayrılır. Eğer dolgu metali 450 °C'nin üzerinde eriyorsa sert lehimleme, 450 °C'nin altında eriyorsa yumuşak lehimleme olarak adlandırılır. Her iki yöntemde temel prensipler benzer olmakla birlikte; kullanılan dekapanlar, ilave dolgu metalleri, lehimleme öncesi hazırlık aşamaları ve birleşme bölgesinin tasarımı farklılık gösterir. Her iki lehimleme türünde de yalnızca ilave dolgu metali erir, ana metallerde herhangi bir ergime meydana gelmez. Birleşme, ana metallerde uygun lehimleme sıcaklığında gerçekleşir.

Lehimleme işlemi, birleştirilecek bölgenin şekline göre lehim kaynağı ve kapiler lehimleme olmak üzere iki şekilde uygulanır. Lehim kaynağında, birleştirilecek parçalara kaynak ağzı açılır ve ergitme kaynağında olduğu gibi ergimiş lehim metali bu bölgeye doldurularak birleştirme sağlanır. Kapiler lehimlemede ise parçalar arasında 0,03–2 mm aralığında bir boşluk bırakılır; ergimiş lehim metali kapiler etki sayesinde bu boşluğa kendiliğinden dolarak birleşmeyi gerçekleştirir (Şekil 2.19).



Şekil 2.19 Lehimleme işlemi örneği (Özdemir 2023).

Lehim işlemleri basit gibi görünse de uygulanan her aşamanın kontrollü ve doğru şekilde gerçekleştirilmesi son derece önemlidir. Birleştirme sırasında kullanılan tekniğin yetersiz olması, hatalı ve zayıf birleşmelere yol açabilir. Başarısız bir lehim birleşmesinin başlıca nedenleri şunlardır:

- Uygun olmayan bağlantı elemanlarının kullanılması
- Lehim işlemi sırasında yeterli destek veya askı sistemlerinin bulunmaması
- Birleştirme süresince ısı kontrolünün ve homojen ısı dağılımının sağlanamaması
- Kullanılan dolgu metalinin uygulamaya uygun olmaması
- Dolgu metalinin yetersiz miktarda uygulanması
- Lehim sonrası ani soğutma yapılması veya erimiş dolgu metal kalıntılarının temizlenmesi sırasında yapılan hatalar

2.12.1 Lehimleme Yöntemleri

- Havya ile lehim: Yumuşak lehimde kullanılan bir yöntemdir.
- Direnç lehim: Alçak ve yüksek frekans gönderilerek lehimleme gerçekleşir. Seri imalatda tercih edilir.
- Daldırma lehim: Yumuşak/sert lehime de uygulanır. Ergimiş lehim banyosu kullanılır.
- Alev ile lehim: Yumuşak/sert lehime de uygulanır. Torç ile parçalar ısıtılır ve lehim teli ile birleştirilir.
- Fırında lehim: Yumuşak/sert lehime uygulanır. Genellikle folyo, tel ve halka şeklindeki lehimler kullanılır.

2.12.2 Dolgu Metali Seçimi

Dolgu metali, lehimleme işleminde ana metallerin birleştirilmesini sağlamak amacıyla dışarıdan ilave edilerek eritilen metaldir. Dolgu metalinin ergime sıcaklığı, ana metallerin ergime sıcaklığından daha düşük olmalıdır. Lehimleme sırasında dolgu metali ısıtılarak eritilir, ana metaller arasında bağlantı oluşturur ve soğuma sonrası lehimli bir birleşme meydana gelir.

Lehimlemeye uygun dolgu metalinin seçimi aşağıdaki faktörlere bağlıdır:

- Seçilen dolgu metali ile ana metaller arasındaki metalurjik uyum,
- Kullanılan lehimleme yöntemine uygunluk; bazı sert lehimleme yöntemlerinde belirli dolgu metalleri uygun değildir (örneğin, vakumlu lehimlemede uçucu çinko içeren dolgu metalleri),
- Lehimleme sıcaklığının ana malzemelerin ergime sıcaklığından düşük olması; böylece ana metallerde ergime oluşmasının önlenmesi,
- İlave metalin fiziksel formu (tel, folyo vb.),
- Servis koşullarının uygunluğu; çalışma sıcaklığı ve ortamı, mekanik yükleme türü (statik veya dinamik), yük düzeyi, aşındırıcı ortam varlığı ve galvanik korozyon riski,
- Yeterli ıslatma özelliklerini sağlayacak uygun lehimleme aralığı,
- Gerekli bölgelerde uygun kaynak ağzı tasarımı,
- Yasal gereklilikler ve düzenlemeler; bazı lehimleme işlemlerinde belirli elementlerin kullanımı yasaklanmıştır (örneğin, kadmiyum içeren lehimlerin gıda, süt ürünleri ve ilaç endüstrilerinde kullanılan ekipmanlarda kullanımı, 2012 yılında yürürlüğe giren Avrupa Birliği düzenlemeleriyle yasaklanmıştır (Davis 2001, European Commission 2011)).

Lehimlenecek ana malzemeler ve bağlantının çalışma koşulları genellikle dolgu metali seçilmeden önce belirlenmiş olur. Bağlantı bölgesinin tasarımı ve lehimleme sıcaklığı ise ikinci aşamada, estetik gereksinimler ve dolgu metali maliyeti gibi kriterler göz önünde bulundurularak seçilir. Kullanım kolaylığı ve pratiklik açısından, seçilen dolgu metalinin mümkün olan en düşük ergime sıcaklığına ve uygulama gereksinimlerini karşılayan en yüksek ıslatma kabiliyetine sahip olması tercih edilir.

2.12.2.1 Bakır Esaslı Dolgu Metalleri

Bakır esaslı dolgu metalleri çoğunlukla Cu içeriğine ek olarak ağırlıkça %5–7,5 oranında fosfor (P) ve eser miktarlarda gümüş (Ag) ile kalay (Sn) içeren alaşımlardan oluşur. Bu alaşımların diğer dolgu metallerine kıyasla en önemli avantajı, saf bakır parçaların hava ortamında lehimlenmesi sırasında fluks kullanımına ihtiyaç duymamalarıdır. Bu durum hem maliyet hem de zaman açısından önemli bir tasarruf sağlar. Atmosferdeki oksijenin

fosfor ile reaksiyona girerek fosfor pentaoksit oluşturması, oluşan cüruf tabakasının yüzeydeki CuO ile etkileşime girmesini engeller ve böylece korozyon oluşumu önlenmiş olur (Roberts 2013).

Bununla birlikte, bakır-fosfor esaslı alaşımların bazı dezavantajları da bulunmaktadır. Bu alaşımlar kırılğan yapıya sahip olma eğilimindedir ve servis koşullarında yalnızca belirli seviyedeki mekanik yükleri taşıyabilirler. Ayrıca, nikel (Ni) veya demir (Fe) içeren herhangi bir bakır alaşımı, bakır-fosfor alaşımları ile birlikte lehimlenemez. Bunun nedeni, lehimleme sırasında oluşan nikel ve demir fosfat fazlarının son derece kırılğan bir yapı sergilemesidir.

2.12.2.2 Gümüş (Ag) Esaslı Dolgu Metalleri

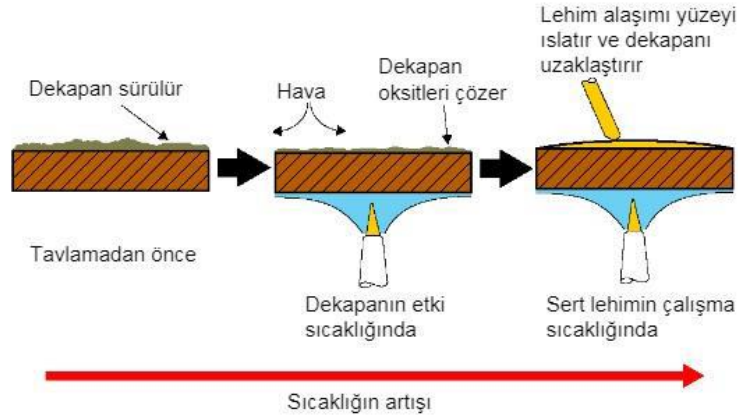
Gümüş esaslı sert lehim dolgu metalleri; uygun ergime ve katılaşma sıcaklıklarına, dar katılaşma aralığına, yüksek mekanik dayanım ve işlem performansına sahip olmalarının yanı sıra genellikle iyi bir ıslatma kabiliyeti gösterirler. Ancak, gümüş içeriğinin artması maliyeti önemli ölçüde yükselttiğinden, dolgu metali seçimi yapılırken performans gereksinimleri ile maliyet unsuru birlikte değerlendirilmelidir.

2.12.3 Dekapan (Flux) Görevleri

Dekapan, lehimleme işlemi sırasında parça yüzeyine uygulanır. Temel görevleri; parça yüzeyindeki gerilimi azaltmak, lehimleme öncesinde ve sırasında oluşan oksit tabakasını temizlemek, ısı iletimini iyileştirmek ve lehimin yüzeyi daha iyi ıslatmasını sağlamaktır. Bu sayede çözünür ve istenmeyen yan ürünlerle birleşerek yüzeyin temiz kalmasına yardımcı olur (şekil 2.20).

Dekapanın başlıca görevleri şunlardır:

- Düzgün ve homojen bir lehimleme yüzeyinin oluşmasını sağlar.
- Parçaların kullanım ömrünü uzatır.
- Uygun viskozite ve yapışkanlık özellikleri kazandırır.
- Lehim bölgesindeki yüzeyi ve oluşan oksitleri temizler.
- Lehimleme sırasında birleştirme bölgesini atmosferin olumsuz etkilerine karşı korur.
- İşlem sonrasında zararsız artıklar bırakır.



Şekil 2.20 Lehim pastasının(dekapan) davranışı. (Özdemir 2023)

2.12.4 Dekapan (Flux) Çeşitleri

Dekapanlar (flux), lehimleme işlemlerindeki etkinlik derecelerine göre dört ana grupta sınıflandırılır. En yüksek aktiviteye sahip olanlar inorganik flux'lardır. Bunları orta derecede aktif olan organik flux'lar izler. En düşük aktiviteye sahip olanlar ise reçine (rosin) bazlı flux'lardır. Belirli uygulamalara yönelik olarak geliştirilen flux'lar ise özel flux'lar grubunda yer alır.

2.12.4.1 İnorganik Flux'lar

İnorganik flux'lar, inorganik asitler ve tuzlardan oluşur. Aşındırıcı yapıları sayesinde hızlı etki gösterir ve yüksek akma kabiliyetine sahiptirler. Yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen lehimleme uygulamalarında, yanma veya kömürleşme oluşturmaları için tercih edilirler. Ancak lehimleme sonrasında flux kalıntıları kimyasal olarak aktif kaldığından, parçanın mutlaka temizlenmesi gerekir.

2.12.4.2 Organik Flux'lar

Organik flux'ların temel bileşenleri organik asitler ve bazlardır. Genellikle 90–320 °C sıcaklık aralığında kullanılırlar. Isı etkisiyle inaktif, cüruf benzeri bir yapı oluşturarak temizlenirler. Aktif bileşenlerin yüzeyde kalmaması için uçma, yanma veya kömürleşme yoluyla tamamen tüketilebilirler.

2.12.4.3 Özel Flux'lar

Özel flux'lara örnek olarak alüminyum lehimlemede kullanılan reaksiyon tipi lehim pastaları verilebilir. Bu flux'lar, uygulama yüzeyinde metalik bir film oluşturarak mevcut oksit tabakasını dönüştürür ve bu sayede lehimleme işlemini mümkün kılar.

2.12.4.4 Rosin (Reçine) Flux'lar

Rosin flux'lar, temel olarak abietik asitten oluşur. Yaklaşık 175-315 °C sıcaklık aralığında aktif olup, soğuma sırasında etkilerini kaybederler. Aşındırıcı özellik göstermezler ve katılaştıklarında eski formlarına geri dönerler. Lehimleme sonrasında kalıntıların temizlenmesi zor olmasına rağmen, elektronik uygulamalarda yaygın olarak tercih edilirler.

Ana Metal, Alaşım, veya Son İşlem	Flux Tipi				Lehimleme Önerilmez ^(A)
	ROSİN	ORGANİK	İNORGANİK	ÖZEL FLUX VE LEHİM	
Aluminum	X	...
Aluminum-Bronze	X	...
Beryllium	X
Beryllium-Copper	X	X	X
Brass	X	X	X
Cadmium	X	X	X
Cast Iron	X	...
Chromium	X
Copper	X	X	X
Copper-Chromium	X
Copper-Nickel	X	X	X
Copper-Silicon	X
Gold	X	X	X
Inconel	X	...
Lead	X	X	X
Magnesium	X
Manganese-Bronze (High Tensile)	X
Monel	...	X	X
Nickel	...	X	X
Nickel-Iron	...	X	X
Nichrome	X	...
Palladium	X	X	X
Platinum	X	X	X
Rhodium	X
Silver	X	X	X
Stainless Steel	...	X	X
Steel	X
Tin	X	X	X
Tin-Bronze	X	X	X
Tin-Lead	X	X	X
Tin-Nickel	...	X	X
Tin-Zinc	X	X	X
Titanium	X
Zinc	...	X	X
Zinc Die Castings	X

Şekil 2.21 Metal ve alaşımların flux tipine bağlı olarak bağlı lehimlenebilirliği (ASM International 1993).

Metalik malzemelerin lehimlenmesinde kullanılan dekapanlar, DIN 8511'de tesir sıcaklıklarına göre dört grupta toplanmıştır:

Çizelge 2.2 DIN 8511'e göre bakır esaslı malzemelerin sert lehimlenmesinde kullanılan dekapanlar (European Commission 2011).

Tipi	Bileşim ve tesir sıcaklığı
F - SH1	<ul style="list-style-type: none">▪ Bor bileşikleri ile florürlerden oluşur.▪ Etki sıcaklığı 550 °C'den itibaren başlar (800 °C'ye kadar)▪ Çalışma sıcaklığı 600 °C'den yüksek olan lehimler için kullanılır.
F - SH2	<ul style="list-style-type: none">▪ Bor bileşiklerinden oluşur.▪ Etki sıcaklığı 750 °C'den itibaren başlar. (1100 °C'ye kadar).▪ Çalışma sıcaklığı 800 °C'den yüksek olan lehimler için kullanılır.
F - SH3	<ul style="list-style-type: none">▪ Tesir sıcaklıkları 1000 °C'nin üzerindedir. Fosfatlar ve silikatlardan oluşurlar.▪ Bu grup yüksek tesir sıcaklığına sahip olduğundan bakır alaşımların lehimlenmesinde kullanılmaz.
F - SH4	<ul style="list-style-type: none">▪ Genellikle klorür ve florürlerden oluşur.▪ Etki sıcaklığı 600 °C ile 100 °C arasında bulunur.▪ Çalışma sıcaklığı 600 °C'nin üzerinde olan lehimler için kullanılır.

Etki sıcaklığı 750 °C'nin altında olan dekapanlar

Bu gruptaki dekapanlar, ergime sıcaklığı düşük olan fosforlu ve gümüş lehim alaşımlarında tercih edilmektedir. DIN 8511 standardına göre F-SH1 ve F-SH4 grubu dekapanlar bu sınıfa dâhildir. Bu dekapanlar florür bileşikleri içerir ve genellikle bor asidi ile potasyum florürden oluşur. Lehimleme işlemi sırasında operatörlerin dekapanı çıplak elle uygulamaması gerekmektedir. Lehimleme sonrası dekapan artıklarının temizlenmemesi durumunda korozyon oluşumu söz konusu olabilir (Anık 1996).

Etki sıcaklığı 750 °C'nin üzerinde olan dekapanlar

Bu grupta en yaygın kullanılan dekapan borakstır. Boraks, büyük kristaller hâlinde bulunur ve kristal suyu içerir. Yaklaşık 300 °C'ye kadar ısıtıldığında önce şişer, ardından kristal suyunu tamamen kaybeder. Isıtma sırasında meydana gelen bu şişme istenmeyen bir durum olduğundan, kristal suyunun önceden uzaklaştırılması gerekir. Bu nedenle

yanmış veya erimiş boraks tercih edilmektedir. Boraks 741 °C’de erir ve etkili olduğu sıcaklık bu değerden itibaren başlar. Oksit çözme kabiliyeti sınırlı olmakla birlikte, pirinç ve yüksek ergime sıcaklığına sahip gümüş alaşımlarının lehimlenmesinde kullanılabilir. Uygulamalarda genellikle boraks ve bor asidinin karışımı tercih edilmektedir. Dekapanın yüzey üzerindeki etkisini artırmak amacıyla mutfak tuzu, soda, silikatlar ve fosfatlar gibi katkı maddeleri ilave edilerek, dekapan uygulama alanına uygun hâle getirilir (Anık 1996).

2.12.5 Lehim Pastalarının Oksit Gidermesi

Oksit giderme, lehimleme işleminin en kritik aşamalarından biridir. Bu işlem genellikle dekapanın yüzeye uygulanmasıyla gerçekleştirilir. Dekapan, parça yüzeyinde ince bir tabaka oluşturarak mevcut oksitlerle reaksiyona girer ve bu oksitleri yüzeyden uzaklaştırır. Vakum altında gerçekleştirilen lehimleme işlemlerinde dekapan kullanımına gerek duyulmazken, havada yapılan lehimleme uygulamalarında atmosferin olumsuz etkilerinden korunmak amacıyla dekapan kullanımı zorunludur. Dekapanlar sızdırmaz bir özellik göstermediğinden yüzeyin yeniden oksitlenmesini tamamen engelleyemez; ancak yüzey boyunca oksijenin difüzyonu sonucu oluşan oksitlerle reaksiyona girerek bunların giderilmesini sağlar.

2.12.6 Lehimleme Prosesinin Fiziksel Metalurjisi

Kapiler akış, sert lehimleme uygulamalarında birleşme kalitesini doğrudan etkileyen önemli bir faktördür. İyi bir kapiler etki, dolgu metalinin birleşme yüzeyini etkin bir şekilde ıslatmasıyla sağlanır ve bu durum sağlam bir birleşmenin oluşmasına katkıda bulunur. Kapiler etkinin yeterli düzeyde olabilmesi için birleşme aralığının uygun şekilde ayarlanması gerekmektedir. Islatma davranışını etkileyen başlıca faktörler; yüzeydeki oksit tabakası, ana metallerin yüzey temizliği ve pürüzlülüğü ile ana metal ve dolgu metali arasındaki metalurjik uyumdur. Bu etkenler, birleşmenin kalitesini doğrudan belirler.

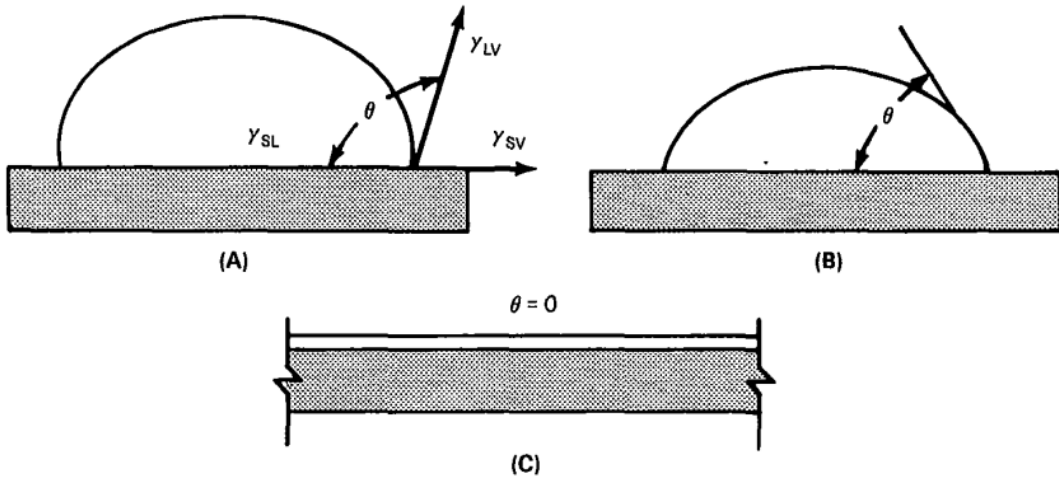
Pratikte sert lehimlemenin başarılı olabilmesi için ergimiş dolgu metalinin birleşme bölgesinde ana metal yüzeyi boyunca yayılması istenir. Bu yayılma, dolgu metalinin ana metal ile metalurjik uyum sağlayarak yüzeyde bir alaşım oluşturmasıyla mümkün olur.

Örneğin, kurşun demir ile alaşım oluşturamadığından demir yüzeyini ıslatamaz ve bu nedenle yüzey üzerinde damlacıklar halinde toplanır. Buna karşılık demir, kalay ile alaşım oluşturabildiği için kalay–kurşun alaşımları demir yüzeyini ıslatabilmektedir (Olson vd. 1993).

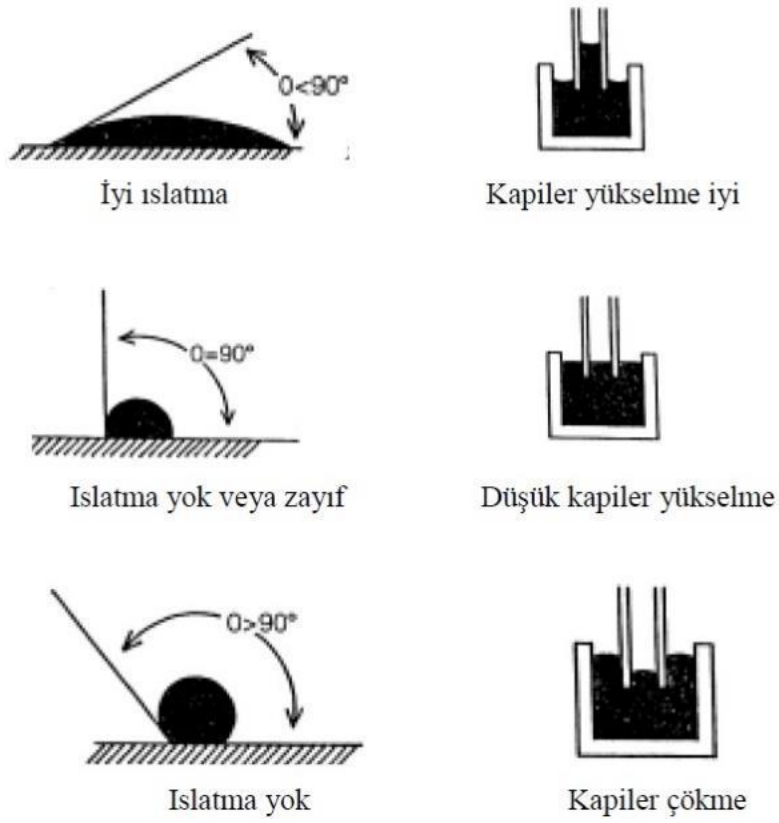
Young denklemi, bir sıvı damlanın katı bir yüzey üzerindeki ıslatma davranışını üç yüzey enerjisi terimiyle açıklar: katı–sıvı arayüzey gerilimi (γ_{SL}), katının yüzey serbest enerjisi (γ_{SV}) ve sıvının yüzey gerilimi (γ_{LV}). Denklem aşağıdaki şekilde ifade edilir:

$$\gamma_{SL} = \gamma_{SV} - \gamma_{LV} \cos \theta \quad (2.5)$$

Bu denklem, sert lehimleme prosesinde yüzey enerjilerinin önemini ortaya koymaktadır. Temas açısının 90° 'den küçük olması durumunda ıslatma gerçekleşir ve bu da başarılı bir birleşmenin sağlanmasına olanak tanır. Enerji dengesi, temas açısının 90° 'den küçük olabilmesi için katı–buhar yüzey enerjisinin, katı–sıvı yüzey enerjisinden daha büyük olması gerektiğini göstermektedir (Şekil 2.22).



Şekil 2.22 Katı yüzeydeki damlacığın temas açısı (American Welding Society 2002).



Şekil 2.23 Lehimlemede ıslatma açısı ve kapiler değişimin ilişkisi (Olson vd. 2003).

Burada,

- γ_{LV} : sıvı/buhar arayüzeyinde yüzey gerilimi.
- γ_{SL} : katı/sıvı arayüzeyinde yüzey gerilimi.
- γ_{SV} : katı/buhar arayüzeyinde yüzey gerilimi.

Metaller, ıslatma kabiliyetlerine göre az, uygun ve iyi olmak üzere sınıflandırılmaktadır. Titanyum (Ti), zirkonyum (Zr) ve bunların alaşımları ile seramikler, cam ve titanyum karbür gibi bileşikler düşük ıslatma kabiliyetine sahiptir. Alüminyum (Al), dökme demir, tungsten (W), molibden (Mo), tantal (Ta) ve refrakter oksit oluşturan metalleri %5'ten fazla içeren alaşımlar ise uygun düzeyde bir ıslatma kabiliyeti göstermektedir. Bakır (Cu), nikel (Ni), kobalt alaşımları, çelikler ve değerli metallerin ıslatma ve lehimleme kabiliyeti ise oldukça iyidir (Jadidi 2013).

Bir sıvı damlanın katı bir yüzeyi ıslatabilmesini açıklamak için geliştirilen en yaygın teori, Şekil 2.23'te gösterilmektedir. Şekilden de görüldüğü üzere, temas açısı (θ) 90° 'den küçük olduğunda ergimiş sıvı damlacık katı yüzey üzerinde yayılmakta, böylece ıslanma gerçekleşmekte ve başarılı bir birleştirme için gerekli koşullar sağlanmaktadır.

2.12.7 Kılcal Akış

Lehimleme işleminde ergimiş dolgu metali, birleştirilecek bölgeye kılcal akış (kapiler etki) sayesinde dolar. Kılcal akışın etkinliği; ilave lehim telinin ıslatma kabiliyeti, birleştirme aralığı, yüzey temizliği, ıslatma açısı, ısıtma hızı ve ısının homojen dağılımı gibi birçok faktöre bağlıdır. Dolgu metalinin iyi ıslanabilirliğe sahip olması ve birleştirme aralığının küçük tutulması durumunda, lehim akışı daha etkin gerçekleşir ve kaliteli bir birleşme elde edilir.

2.12.8 Sert Lehim Sürecini Etkileyen Faktörler

Başarılı, sağlam ve güvenilir bir sert lehimli birleştirme elde edebilmek için; birleştirilecek yüzeylerin temizlenmiş olması, yüzey pürüzlülüğünün uygun seviyeye getirilmesi, parçalar arasındaki boşluğun optimum düzeyde seçilmesi ve dolgu metalinin doğru belirlenmesi gerekmektedir.

- Bağlantı Bölgesi Temizliği

Parça yüzeylerinde bulunan yağ, gres, kir ve oksit tabakaları gibi kirlilikler temizlenmediği takdirde, dolgu metalinin yüzeyi ıslatmasını ve kılcal akışını olumsuz yönde etkileyerek başarısız birleşmelere neden olabilir. Sert lehimleme işleminde yüzey temizliğinin kaliteli ve güvenilir bir birleşme için kritik öneme sahip olduğu bilinmesine rağmen, bu konudaki deneysel çalışmalar sınırlıdır. Bobzin ve arkadaşları, lehimleme öncesinde paslanmaz çelik ve Inconel alaşımlarına uygulanan ön temizlik ve plazma temizliği işlemlerini incelemiş; bu işlemlerin yüzey enerjisini artırarak daha iyi ıslatma davranışı ve geliştirilmiş bağlantı kalitesi sağladığını rapor etmiştir (Bobzin vd. 2017).

- Yüzey Pürüzlülüğü

Yüzey pürüzlülüğü, dolgu metalinin akış yönünü ve ıslatma davranışını doğrudan etkilediğinden sert lehimleme süreci üzerinde önemli bir role sahiptir. Farklı ana metaller ve dolgu metallerine yönelik yapılan çok sayıda çalışmada, daha pürüzsüz yüzeylerin daha yüksek ıslatma kabiliyeti ve daha yüksek bağlantı kayma dayanımı sergilediği sonucuna ulaşılmıştır.

Bakır üzerinde Cu-9.7Sn-5.7Ni-7P dolgu metali ile yapılan çalışmada, yüzey pürüzlülüğünün yaklaşık 0,1 µm'ye düşürülmesiyle boşluk hacminin azaldığı, buna bağlı olarak yüzey enerjisinin ve kesme dayanımının arttığı belirlenmiştir (Zaharinie vd. 2015).

Öte yandan, seramiklerin (alümina, hafniyum karbür ve silika) sıvı bakır, galyum ve kalay ile sert lehimlenmesine yönelik çalışmalarda, yüzey pürüzlendirme işleminin genellikle ıslanabilirliği azalttığı görülmüştür (Hitchcock vd. 1981). Ayrıca, erimiş Al damlası ile TiN yüzeyi arasındaki temas açısının yüzey pürüzlülüğü (Ra) ile azaldığı ve minimum Ra değerinin yaklaşık 0,3 µm olduğu tespit edilmiştir. Cu ile kaplanmış Al₂O₃ yüzeyinin pürüzlendirilmesi durumunda ise Sn-Bi lehimlerinin ıslatılabilirliğinin azaldığı rapor edilmiştir (Chen vd. 2000).

- Birleşme Aralığı

Lehimli birleşmenin mekanik dayanımını etkileyen bir diğer önemli faktör bağlantı aralığıdır. Bağlantı aralığı, ergimiş dolgu metalinin derz içerisine akmasını sağlayan kılcal basıncın oluşumunda belirleyici rol oynar. Kılcal hareketten kaynaklanan basınç farkı ($\Delta\rho$), Young–Laplace denklemi kullanılarak aşağıdaki şekilde ifade edilir:

$$\Delta\rho = \frac{2\gamma}{R} \quad (2.6)$$

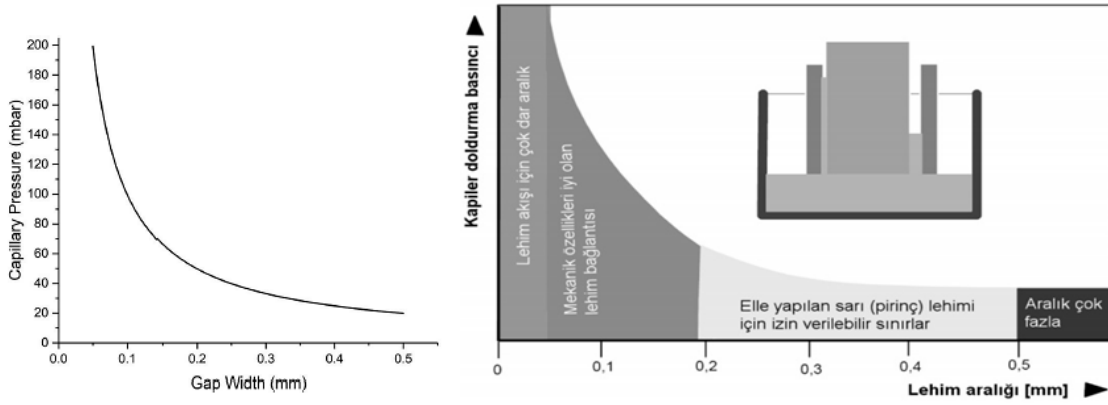
Burada R menisküsün eğrilik yarıçapı, γ ise dolgu metalinin yüzey gerilimidir. Eğrilik yarıçapı, temas açısı (θ) ve derz genişliği (2α) ile ilişkilidir:

$$R = \frac{\alpha}{\cos \theta} \quad (2.7)$$

Bu durumda kılcal basınç farkı şu şekilde ifade edilebilir:

$$\Delta\rho = \frac{2\gamma\cos\theta}{\alpha} \quad (2.8)$$

Bu bağıntılar, bağlantı aralığı ile kılcal basınç arasında ters bir ilişki olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla, daha dar bir bağlantı aralığının daha etkin dolgu akışı sağlayarak daha sağlam ve dayanıklı bir sert lehimli birleşme oluşturması beklenmektedir.

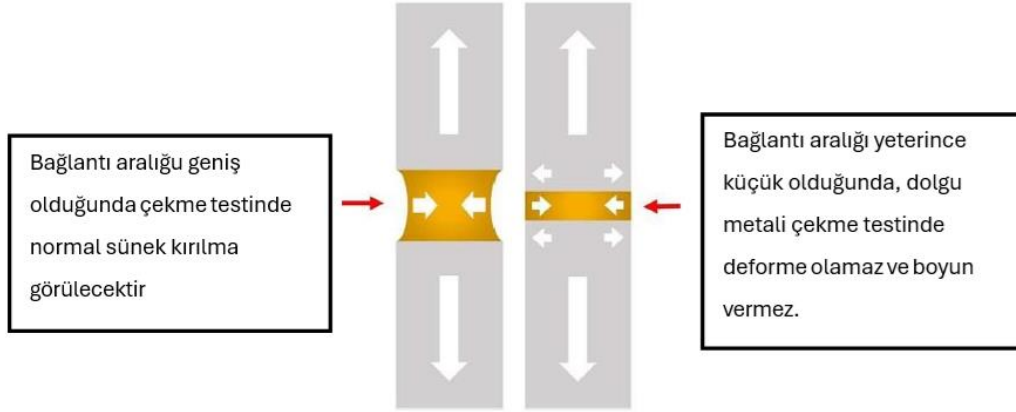


Şekil 2.24 Lehim aralığının kapiler etki ilişkisi.

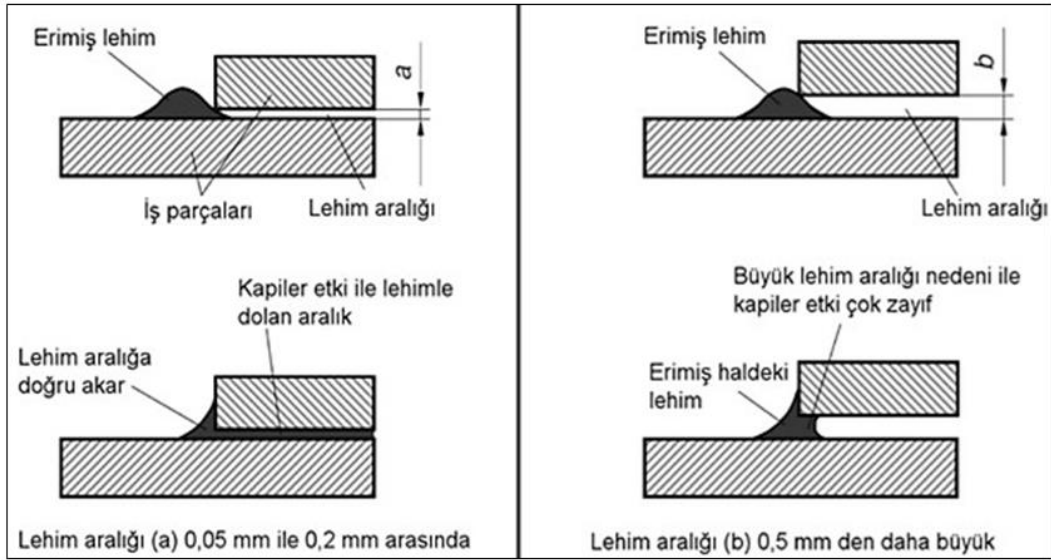
Dayanımın en yüksek değere ulaştığı belirli bir lehim aralığı bulunmaktadır. Ana parçalar arasındaki lehim aralığı, kapiler etkiyi engellemeyecek kadar dar; aynı zamanda ergiyen dolgu metalinin akışını kısıtlamayacak kadar da geniş olmalıdır. Bu açıklık; ana metalin ve ilave metalin türüne, işlem koşullarına ve bağlantı geometrisine bağlı olarak değişiklik gösterir.

Sert lehimli bağlantıların sergilediği mukavemet artışı (tek başına dolgu metaline kıyasla), boyun oluşumunu engelleyen eklem geometrisinden kaynaklanmaktadır (Şekil 2.25). Dolgu metalinin küçük hacmi, ana malzeme ile oluşturduğu metalurjik bağ

nedeniyle sınırlandırılır ve bu durum dolgu metalinde yüksek düzeyde üç eksenli gerilme oluşmasına yol açar. Gerilmenin üç eksenenden karşılanması sayesinde, bağlantı daha yüksek nominal yükleri taşıyabilir.



Şekil 2.25 Bağlantı aralığı ve çekme testi sonucunda oluşan gerilim eksenleri.



Şekil 2.26 Bağlantı aralığı ve kapiler etki ilişkisi.

2.12.9 Farklı Cins Malzemelerin Sert Lehimleme ile Birleştirilmesi

Parçalar arasındaki metalürjik uyumsuzluk nedeniyle farklı türdeki malzemelerin ergitmeli birleştirme yöntemleriyle birleştirilemediği durumlarda sert lehimleme yöntemi tercih edilmektedir. Sert lehimleme ile birçok farklı metalin birleştirilmesi mümkün

olmakla birlikte, başarılı bir birleşme için bazı önemli kriterlerin sağlanması gerekmektedir.

Bu kriterlerin başında, birleştirilecek metaller arasındaki ısı genleşme farkları gelmektedir. Ayrıca kullanılan ilave dolgu metalinin her iki ana metal ile de metalürjik olarak uyumlu olması zorunludur. Dolgu metali seçiminde ana metallerin ergime sıcaklıkları arasındaki fark dikkate alınmalı; oksidasyon veya korozyon riski söz konusuysa, dolgu metalinin ergime sıcaklığı en düşük ergime sıcaklığına sahip ana metalden düşük veya buna yakın olmalıdır. Bununla birlikte, galvanik korozyona yol açabilecek metal çiftlerinin birleştirilmesinden kaçınılmalı, aksi takdirde çukur korozyonu gibi hasarlar meydana gelebilmektedir.

Sert lehimleme işlemi sonrasında ana metaller ile dolgu metali arasında metalürjik reaksiyonlar gerçekleşebilir ve bu durum istenmeyen, gevrek ve düşük ergime sıcaklığına sahip bileşiklerin oluşmasına neden olabilir. Örneğin bakır ve alüminyumun lehimlenmesi sırasında, bakır alüminyum ile reaksiyona girerek gevrek bir ara faz oluşturur. Bu tür olumsuz yapıların oluşumunu önlemek amacıyla, ana metallerden biri diğer metal ile daha uyumlu bir metal ile kaplanabilir. Örneğin bakır, gümüş veya gümüş alaşımları ile kaplanarak daha sağlıklı bir birleşme elde edilebilir.

2.12.10 Bakır ve Alaşımlarının Sert Lehimlenmesi

Bakır ve bakır alaşımları; yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, yüksek süneklik ve mukavemet özellikleri ile günlük kullanım koşullarında iyi bir korozyon direncine sahiptir. Bu özellikleri sayesinde sert lehimleme uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Ancak sert lehimleme sırasında bakır alaşımlarının bazı karakteristik özellikleri dikkate alınmalıdır. Bunlar:

- Oksitlerinin kimyasal olarak kararlı olması,
- Birçok bakır alaşımında kadmiyum ve çinko gibi uçucu elementlerin bulunması,
- Yapısında oksijen bulunan bakır alaşımlarının hidrojen gevrekleşmesine yatkınlığı,
- Erimiş ilave metal ile temas halinde bakır alaşımlarının gevrek kırılmaya eğilimli olmasıdır (Özdemir 2007).

Bazı bakır alaşımlarının lehimleme sırasındaki özellikleri aşağıda özetlenmiştir:

- Kırmızı pirinçler, %20'ye kadar çinko içeren bakır alaşımlarıdır. Lehimleme sırasında dekapan kullanımına ihtiyaç duyulmaktadır.
- Sarı pirinçler, %25–40 oranında çinko içerir ve lehimlenmeleri görece kolaydır. Birleştirme sırasında ana metalden kalay elementinin ayrılmasını önlemek amacıyla düşük ergime sıcaklığına sahip ilave dolgu metalleri tercih edilmelidir.
- Kalay içeren pirinçler, termal şoka karşı dirençlidir ve yüksek kurşun içeren pirinçlere kıyasla sıcak çatlamaya karşı daha dayanıklıdır.
- Kurşun içeren pirinçler, yapılarındaki kurşun nedeniyle çüruf oluşumuna ve dolgu metalinin akışının engellenmesine neden olur. Bu nedenle lehimleme sırasında dekapan kullanımı zorunludur. Ayrıca kurşun, sıcak çatlamaya yatkınlığı artırır. Kurşun oranı %3'ün üzerinde olan alaşımlarda sert lehimleme özellikleri belirgin şekilde azalırken, %5'in üzerindeki oranlarda lehimleme genellikle tercih edilmez.
- Fosfor bronzları, yaklaşık %0,25 fosfor içeren bakır–kalay alaşımlarıdır. Fosfor, alaşımda deoksidasyon görevi görmektedir. Bu alaşımlar sıcak çatlamaya karşı hassas olmakla birlikte, lehimlenebilirlikleri iyidir. Çatlama riskini azaltmak amacıyla birleştirme öncesinde 290-345 °C aralığında tavlama işlemi uygulanması önerilmektedir.

2.13 Literatür Özeti

Adomako ve Kim (2021a) yapmış oldukları çalışmada, Lazer kaynağı kullanarak bir CoCrFeMnNi-yüksek entropi alaşımı (YEA) ile dubleks paslanmaz çelik (DSS) arasında bir bindirme bağlantısı oluşturmuştur. Kaynağın mikro yapı morfolojisi, DSS tarafının bir birincil östenit fazı ve bir ikincil delta ferrit fazı içeren üst kısmı ile değişmiştir. DSS'den akan ve ferrit olarak karakterize edilen karışmamış bir bölge, kaynağın ana metalurjik özelliği olarak gözlenmiştir. Alt kısım, iri taneli tek östenit fazı ile karakterize edilmiştir.

Sertlik dalgalanmaları, karışmamış bölgenin en yüksek sertliği sergilediği kaynakta meydana gelmiştir. Bağlantının çekme mukavemeti 470 MPa bulunmuştur.

Chen vd. (2020) yapmış oldukları çalışmada, yüksek güçlü katı hal lazeri, FeCoNiCrMn yüksek entropili alaşım plakalarını kaynaklamak için başarıyla kullanmıştır. Bağlantının çekme mukavemeti 524 MPa'ya ulaşmıştır. FeCoNiCrMn yüksek entropi alaşımli bağlantı, geliştirilmiş sertliğe ve mükemmel döngüsel deformasyon direncine sahiptir. Füzyon bölgesinde dendritler incelmış ve Mn elementleri dendritlerin sonunda dağılmıştır. İnce tanelerin ve ultra ince Mn-C açısından zengin çökeltilerin, bağlantıların mekanik özelliklerini etkili bir şekilde iyileştirebileceği gözlenmiştir.

Nam vd. (2019) yapmış oldukları çalışmada, döküm ve haddelenmiş yüksek entropi alaşımlarının (YEA) lazer benzeri kaynağını, cantor sistemi ($Co_{0.2}Cr_{0.2}Fe_{0.2}Mn_{0.2}Ni_{0.2}$) kullanarak yapmıştır. Kaynak hızı 6'dan 10 m dk⁻¹'e yükseltildiğinde, büzülme boşlukları, birincil dendrit kol aralığı ve dendrit paket boyutu azalmış, böylece döküm ve haddelenmiş YEA kaynaklarının mekanik özellikleri iyileştirilmiştir. Dökme YEA kaynakları, ana metalinkilerle (BM) karşılaştırılabilir çekme özellikleri göstermiştir. Tüm numunelerde kırılma, ısıdan etkilenen bölgenin yakınında ve BM'de 298 K'da meydana gelmiştir. Bununla birlikte, haddelenmiş YEA kaynakları BM'den daha düşük çekme mukavemeti göstermiş ve kaynak metalinde (WM) kırılma meydana gelmiştir. Bu, WM'nin BM'nin tane boyutundan daha büyük dendrit paket boyutuna bağlanabilir. Ek olarak, numunelerin kriyojenik sıcaklıktaki çekme özellikleri, döküm ve haddelenmiş YEA kaynaklarına bakılmaksızın 298 K'de gözlemlenenlerden daha üstün olmuştur. Bunun nedeni, deformasyon ikizlerinin ve çıkıkların oluşumunun 77 K'de baskın olmasıdır. Bu nedenle, lazer benzeri döküm ve haddelenmiş YEA kaynakları kriyojenik uygulamalar için uygun olmaktadır.

Wang vd. (2021) yapmış oldukları çalışmada, Ti-6Al-4V titanyum alaşımını ve FeCoNiCrMn yüksek entropi alaşımını kaynaklamak için yüksek güçlü bir katı hal lazeri kullanmıştır. Lazer kaynağı için saf bir Cu dolgu katmanı eklenerek, güçlü bir kaynaklı bağlantı elde edilmiş ve lazer kaynaklı Ti-6Al-4V/FeCoNiCrMn bağlantısının ortalama çekme mukavemeti 140 MPa'yı aşmıştır. Lazer kaynaklı Ti-6Al-4V/FeCoNiCrMn

eklemindeki fazların bileşimi ve mekanik özellikleri optik mikroskop, elektron probu mikroanaliz tekniği, taramalı elektron mikroskobu ve nanoindentasyon tekniği ile incelenmiştir. Füzyon bölgesi esas olarak Cu bakımından zengin ve FeCoNiCrMn bakımından zengin bölgelerden oluşmaktadır. Cu açısından zengin fazlar, sürekli bir kırılmalı bileşik tabakasının oluşumunu önlemek için Ti-Fe gibi kırılmalı intermetalik bileşikler dağıtabilmekte, böylece kaynaklı bağlantının plastisitesini iyileştirmekte ve bağlantı oluşumunu teşvik etmektedir. Füzyon bölgesindeki sıcaklık dağılım modeli kurulmuş ve füzyon bölgesindeki element dağılımı ve faz kompozisyonu analiz sonuçları ile birleştirilerek, füzyon bölgesinin oluşumu için mikro yapı mekanizması önerilmiştir.

Kashaev vd. (2018) yapmış oldukları çalışmada, kendinden yayılan yüksek sıcaklık sentezi (SHS) ile üretilen bir CoCrFeNiMn tipi yüksek entropi alaşımının (YEA) fiber lazer ışını kaynağını rapor etmiştir. SHS ile üretilen alaşım, hem diğer ana bileşenlere kıyasla ~2 kat azaltılmış Mn içeriği hem de Al, C, S ve Si dahil olmak üzere safsızlıkların varlığı ile karakterize edilmiştir. Üretildiği gibi alaşım, MnS'nin kaba çökeltileri ve ince Cr açısından zengin $M_{23}C_6$ karbürleri olan sütunlu fcc tanelerinden oluşmaktadır. 2 kW lazer gücü ve 5 m/dk kaynak hızı kullanılarak alaşımın hatasız başarılı alın bağlantısı elde edilmiştir. Kaynak, fcc matrisinin dokusunda ve yapısında değişikliklere neden olmuştur. Ayrıca kaynak bölgesinde nano ölçekli B2 fazı parçacıklarının çökeltilmesi gözlemlenmiştir. (153 ± 3) HV 0,5'ten (temel malzeme) (208 ± 6) HV 0,5'e (füzyon bölgesi) mikrosertlikte belirgin bir artış gözlemlenmiştir. Kaynak sonrası B2 fazı çökeltilmesinin ThermoCalc tahminleriyle makul bir uyum içinde olduğu bulunmuştur. Kantitatif analiz, sertlikteki artışın B2 fazı çökmesi ile ilişkili olabileceğini göstermiştir. Lazer işleme sonrası içsel sertleşme kabiliyetine sahip YEA'ların geliştirme olasılıkları tartışılmıştır.

Kashaev vd. (2019) yapmış oldukları çalışmada, CoCrFeNiMn tipi yüksek entropi alaşımından alın bağlantıları üretmek için lazer ışını kaynağı kullanmıştır. Başlangıç durumundaki alaşım, fcc tek fazlı kaba taneli bir yapıya sahiptir. Lazer kaynağı, fcc matrisinde M_7C_3 tipi karbür çökmesine neden olmuştur. Karbür parçacıklarının çökmesi, sinterlenmiş durum için 150 HV 0.5'ten füzyon bölgesinde 205 HV 0.5'e mikrosertlikte önemli bir artışla sonuçlanmıştır. Lazer ışını kaynağı, alaşımın hem statik mekanik özellikleri hem de yorulma davranışı üzerinde ihmal edilebilir bir etkiye sahiptir.

Her iki tip numunenin (yani kaynak dikişli ve dikişsiz) dayanıklılık limiti 200 Mpa bulunmuştur. Lazer ışını kaynaklı dikişlere sahip tüm numunelerin kırılması hem çekme hem de yorulma testi sırasında temel malzeme alanında meydana gelmiştir. Kaynağın alaşımın statik/yorulma davranışı üzerindeki zayıf etkisi, füzyon bölgesinin daha yüksek sertliğine atfedilebilmekte, bu da ana malzeme alanında gerinim lokalizasyonuna neden olmaktadır. Yükteki bir artış, ikincil kayma sistemlerinin aktivasyonu ve yorulma numunelerinde deformasyon ikizlerinin oluşumu ile sonuçlanmıştır.

Adomako vd. (2021b) yapmış oldukları çalışmada, Lazer ışını kaynağı ile CoCrFeMnNi-HEA ve dubleks paslanmaz çelik (DSS) arasında farklı bir bağlantı oluşturmuştur. SEM/EBSD/XRD analizi kullanılarak yapılan mikroyapı incelemesi, kaynak metalinin (WM), zararlı intermetalik bileşikler veya mikro segregasyon oluşturmadan kaynak sonrası ısıl işlem (PWHT) sıcaklığından (800 ve 1000 °C) bağımsız olarak bir FCC fazı sergilediğini ortaya çıkarmıştır. CoCrFeMnNi-HEA'nın ısıdan etkilenen bölgesi CrMn oksit kapanımları gösterirken DSS'ninki hiçbir kapanım göstermemiştir. Ayrıca, kaynak sonrası ana metale kıyasla WM tarafından daha düşük bir sertlik kaydedilmiştir. PWHT'den sonra, WM, CoCrFeMnNi-HEA ve DSS'nin sertliği, PWHT sıcaklığındaki artışla azalmıştır. Bununla birlikte, HEA'nın sertliğindeki azalma, WM ve DSS'den daha önemlidir. Sertlikteki bu azalmanın nedeni, yeniden kristalleşme ve tane büyümesine bağlanmıştır. Ek olarak, kaynaktan sonra düşük süneklik ile 584 MPa'lık bir mukavemet kaydedilmiştir. Elde edilen mukavemet, BM'lerinkinden daha düşüktür, ancak kaynaklı CoCrFeMnNi-HEA'ninkiyile karşılaştırılabilir. PWHT uygulaması, mukavemette sadece marjinal bir azalma ile süneklikte %20'nin üzerinde bir artışla sonuçlanmıştır. Kaynaklı birleştirmedeki deformasyon mekanizması esas olarak dislokasyon tarafından domine edilirken, ısıl işlem görmüş birleştirmede ise ikizlenme baskın olmuştur.

Zhang vd. (2021) yapmış oldukları çalışmada, yüksek entropili alaşımların (YEA) katı hal kaynağını ve ergitme kaynağını gözden geçirmiştir. YEA'ların katı hal kaynağı için, mikro yapı değişikliğinin ve kaynak parametrelerinin kaynaklı bağlantıların özellikleri üzerindeki etkisini tartışmıştır. YEA'ların ergitme kaynağı için lazer kaynağı, elektron ışını kaynağı ve gaz tungsten ark kaynağı uygulamalarını analiz etmiştir. Daha sonra ilgili kaynak mekanizmalarını, tanelerin katılma davranışını ve YEA'ların ergitme

kaynağında faz oluşumunu tartışmıştır. Parametrelerin ayarlanması, kaynak öncesi ısıtma işleminin kullanımı ve kaynak sonrası ısıtma işleminin yanı sıra benzer olmayan YEA'ların kaynağında metalik ara katmanların uygulanması dahil, kaynaklı bağlantıların özelliklerini ve mikro yapısını optimize eden yöntemleri tartışmıştır. YEA kaynağında sayısal simülasyon uygulaması, deneysel parametrelerin optimizasyonunu kolaylaştırabilmektedir. Ayrıca kaynak yöntemlerine dayalı olarak malzemelerin özelliklerini ve ömrünü iyileştirmek için kaplamalar olarak YEA'lar uygulanmış ve kaynakta YEA dolgu maddelerinin uygulanması da sağlanmıştır.

Stepanov vd. (2015) yaptıkları çalışmada, CoCrFeMnNiV_x ($x = 0, 0,25, 0,5, 0,75, 1$) alaşımlarını vakum ark ergitme yöntemiyle üretmişlerdir. Kimyasal homojenliğin sağlanması için her alaşım beş kez ergitilmiş ve ardından 1000°C 'de 24 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuştur. Döküm sonrası yapılan XRD analizlerinde, V içeriği düşük olan CoCrFeMnNi ve $\text{V}_{0,25}$ alaşımlarında yalnızca yüzey merkezli kübik (YMK) faz gözlemlenirken, V oranı arttıkça tetragonal yapıya yeni bir faz ortaya çıkmıştır. V oranına bağlı olarak YMK yapının kafes parametresi $\text{V}_{0,5}$ 'e kadar artmış, ardından sabit kalırken, tetragonal fazın kafes parametresi ise sürekli artış göstermiştir. V içermeyen ve $\text{V}_{0,25}$ olan numunelerde dendritik yapı oluşmuş; dendrit bölgeleri Cr, Co ve Fe açısından zengin, dendritler arası bölgeler ise Mn ve Ni bakımından yüksek oranda bulunmuştur. V oranı $0,5$ 'e yükseldiğinde, YMK yapıya matrisin yanında açık kontrastlı bir faz ve içinde koyu kontrastlı küçük partiküller ortaya çıkmıştır. Açık partiküller V ve Cr açısından zengin iken, koyu partiküller ve matris Cr ve Ni açısından zengindir. V oranının $0,75$ ve 1 olduğu numunelerde benzer durum gözlenmiş ve sadece açık partiküllerin oranı artmıştır. Homojenizasyon sonrası tanelerde kabalaşma meydana gelirken, genel olarak kimyasal kompozisyonda da değişimler yaşanmıştır. Tavlama işlemi sonrası düşük V oranlarında sertlikte hafif bir azalma görülürken, V içeriği $0,5$ üzerinde olan numunelerde özellikle matris sertliklerinde belirgin bir artış olmuştur. Basma dayanımı testlerinde, düşük V oranlarında alaşımlar düşük dayanım ve yüksek uzama göstermiş; V oranının artmasıyla dayanım değerlerinde de artış kaydedilmiştir. Alaşımlarda V atomlarının YMK faz içinde çözünmesi mekanik özellikler üzerinde önemli bir etki yapmazken, oluşan tetragonal sigma fazı mekanik özelliklerde asıl

belirleyici olmuştur. CoCrFeMnNiVx alaşımlarında sigma fazı oranı arttıkça mekanik özellikler de doğrudan artış göstermiştir.

Lei vd. (2020) yapmış oldukları çalışmada, Yüksek entropili alaşım Al_{0.85}CoCrFeNi, vakum difüzyon bağlanması yoluyla TiAl alaşımına birleştirmişlerdir. Al_{0.85}CoCrFeNi/TiAl birleşiminin tipik ara yüz mikro yapısı TiAl/ α -Ti₃Al+katı çözelti ile güçlendirilmiş FeNi, AlNiTi / γ -TiAl / Cr(Fe, Co) / Al(Co, Ni)₂Ti / Al_{0.85}CoCrFeNi idi. Al(Co, Ni)₂Ti fazının ve Cr(Fe, Co) tabakasının oluşumu, Ni ve Co atomlarının Al_{0.85}CoCrFeNi'den TiAl substratına difüzyonu ve Fe ve Cr atomlarının Al_{0.85}CoCrFeNi tarafında birikmesi sonucu ortaya çıkmıştır. Birleştirme sıcaklığının ve tutma süresinin birleşimlerin mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri ortaya çıkarılmıştır. 30 MPa basınç altında 1,5 saat boyunca 850°C'lik birleştirme sıcaklığında maksimum kayma gerilmesi ~70 MPa olan birleşim elde edilmiştir. Kırılma yolu, FeNi, AlNiTi'nin bulunduğu katı güçlendirilmiş γ -TiAl tabakasından Cr(Fe, Co) tabakasına doğru saptırılmıştır.

Ding vd. (2020) yapmış oldukları çalışmada, Bakır ve 304 paslanmaz çelik, CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşım ara tabakasıyla vakum katı hal difüzyon yöntemi kullanarak bağlanmış ve sıcaklığın difüzyon reaksiyon mekanizması ve özellikleri üzerindeki etkisi SEM, EDS ve mikro sertlik testi kullanılarak araştırılmıştır. İkinci Fick yasası, CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşımındaki Cu/Fe difüzyon katsayısını hesaplamak için benimsenmiştir. Difüzyon ara yüzünün faz bileşenleri XRD ile tespit edilmiş ve faz oluşumunu tartışmak için faz seçimi kriterleri de kullanılmıştır. Sonuçlar, difüzyon arayüzünün iyi bağlandığını ve tüm elementlerin 800~900 °C sıcaklık aralığında karşılıklı olarak difüzlendiğini, CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşımındaki Cu/Fe difüzyon hızının artan sıcaklıkla birlikte arttığını ve difüzyon arayüzünde hiçbir intermetalik bileşiğin tespit edilmediğini ve mikro sertliğin difüzyon arayüzü yakınında sürekli olarak arttığını göstermiştir. CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşımının Cu/304 paslanmaz çeliğin farklı malzemelerin bağlanması için etkili bir difüzyon bariyeri olarak kullanılabileceği araştırılmıştır.

Ding vd. (2021) yapmış oldukları çalışmada, Bakır ve Titanyum, CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşım ara tabakasıyla vakum katı hal difüzyon yöntemi kullanılarak bağlanmış, sıcaklığın difüzyon reaksiyon mekanizması üzerindeki etkisi incelenmiştir. Cu/CoCrFeMnNi arayüzünde, reaksiyon tabakasında yalnızca FCC tipi katı çözelti oluşmuş ve difüzyon arayüzü iyi bağlanmıştır. CoCrFeMnNi/Ti arayüzünde, katı çözelti yapısı ve intermetalik Mn_2Ti ve Cr_2Ti fazları oluşmuştur. 800 °C 900 °C difüzyon sıcaklığı aralığında, Cu/CoCrFeMnNi/Ti birleşimi sıkıca bağlanmıştır. Bileşen elementlerin difüzyon katsayıları hesaplanmış ve $Mn > Cr > Fe > Co > Ni$ oranını takip etmiştir. CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşımdaki atomların standart aktivasyon enerjisi, Cu atomundan daha yüksektir. CoCrFeMnNi yüksek entropili alaşımının Cu/Ti'nin farklı malzemelere bağlanmasında etkili bir difüzyon bariyeri olarak kullanılabileceği araştırılmıştır.

Li vd. (2020a) yapmış oldukları çalışmada, potansiyel mühendislik uygulamalarını keşfetmek için, elementlerin difüzyon davranışı, arayüz mikro yapısı ve AlCoCrFeNi_{2.1} ötektik yüksek entropili alaşım ile GH4169 süper alaşımı arasındaki difüzyonla bağlanmış bağlantının kayma gerilmesini incelemiştir. Difüzyon bölgesinin genişliği, bağlama sıcaklığı arttıkça artmış ve boşluklar, elementlerin artan difüzyon hızı ve yüksek sıcaklık sürünmesi nedeniyle kademeli olarak kaybolmuştur. Ötektik yüksek entropili alaşımda B2 fazı ve FCC fazı arasındaki elementlerin difüzyon hızı farkından kaynaklanan yeni bir yüz-merkez-kübik (FCC') fazı tabakası difüzyon bölgesinde oluşmuş ve bağlantıların kayma gerilmesini artırmıştır. Orijinal FCC fazının önünde yeni oluşturulan FCC' fazı tabakasının genişliği, B2 fazının önündekinden daha geniştir. Elde edilen bağlantıların kayma mukavemeti artmış ve kırılma modu, bağlama sıcaklığı arttıkça gevrek kırılmadan sünek kırılmaya dönüşmüştür. 528 MPa'lık maksimum kayma gerilmesi elde edilmiş ve kırılma yüzeylerindeki çukurluklar 1050 °C'lik bağlama sıcaklığında bulunmuştur.

Li vd. (2020b) yapmış oldukları çalışmada, yüksek sıcaklık yapılarında potansiyel mühendislik uygulamalarını keşfetmek için, bağlanma arayüzünün mikro yapı evrimi, AlCoCrFeNi_{2.1} ötektik yüksek entropili alaşım (EHEA) ve TiAl alaşımı arasındaki difüzyonla bağlanmış bağlantının elementel difüzyon davranışı ve mekanik özelliği

araştırılmıştır. EHEA'nın FCC fazına yakın difüzyon bölgesinde dört reaksiyon tabakası (çubuk benzeri B2 fazı, Al (Co, Ni)₂Ti, T3-Al₃NiTi₂ + TiAl, T3-Al₃NiTi₂ + TiAl + Ti₃Al) oluşmuştur, ancak B2 fazına yakın üç tabaka (Al (Co, Ni)₂Ti, T3-Al₃NiTi₂ + TiAl, T3-Al₃NiTi₂ + TiAl + Ti₃Al) oluşmuştur. Al ve Ni, EHEA ve TiAl alaşımının reaksiyon difüzyonunu kontrol etmiş, iğnemesi çökelmiş B2 fazını kabalaştırmış ve TiAl fazını T3-Al₃NiTi₂ ve Al (Co, Ni)₂Ti fazlarına dönüştürmüştür. Tüm bu reaksiyon katmanları, bağlanma sıcaklığının bir fonksiyonu olarak parabolik bir şekilde büyümüştür. Çubuk benzeri B2 fazı, 125,2 kJ/mol'lük en düşük büyüme aktivasyon enerjisine sahiptir ve B2 fazına yakın T3-Al₃NiTi₂ + TiAl katmanının büyüme aktivasyon enerjisi, FCC fazına yakın olandan çok daha düşüktür. Difüzyon bölgesinde oluşan penetrasyon olayı ve dışbükey yapı, birbirine kenetlenme etkisine neden olmuş ve ortaya çıkan bağlantıların mukavemetini artırmıştır. 449 MPa'lık en yüksek kayma gerilmesi 950 °C'de elde edilmiştir. Gevrek kırılma genellikle Al (Co, Ni)₂Ti ve T3-Al₃NiTi₂ + TiAl katmanları arasındaki arayüzde başlamıştır.

Li vd. (2022) yapmış oldukları çalışmada, yeni tasarlanmış bir AlCoCrCuNi₂ yüksek entropili alaşım (YEA) ara katmanı, TC4 titanyum alaşımının (TC4) 316L paslanmaz çeliğe (316L) vakum difüzyon bağlanması için kullanmışlardır. Yavaş difüzyon etkisi, metallar arası bileşiklerin (IMC'ler) oluşumunu ve büyümesini bastırmıştır. Bağlama sıcaklığının mikro yapı değerlendirmesi, element difüzyon davranışı ve birleştirmenin mekanik özelliği üzerindeki etkisi araştırılmıştır. YEA ara katmanı ve 316L alt tabaka güvenilir bir metalurjik kombinasyon sunar ve katı çözeltili bölgesi YEA/316L arayüz difüzyon bölgesinde oluşmuştur. TC4/YEA difüzyon bölgesinin tipik mikro yapısı $\alpha + \beta$ -Ti/Ti₂Ni/Ti (Co, Ni)/Al(Co, Ni)₂Ti+Cr-zengin faz/kesikli çökelme bölgesi/YEA ara katmanından oluşmuştur. B2 fazına yakın difüzyon bölgesi, 316L tarafındaki FCC fazına yakın olandan daha düşük bir büyüme enerjisi göstermiştir. Bağlama sıcaklığı 860 °C'den 1010 °C'ye çıktıkça, TC4/Ti₂Ni arayüzü düz yapıdan tırtıklı yapıya dönüşmüş, bu da çatlak yayılmasını önlemiş ve eklem mekanik özelliklerini geliştirmiştir. 214 MPa'lık maksimum kayma gerilmesi, 1010 °C'lik bağlama sıcaklığında elde edilmiştir.

Gao vd. (2023) yapmış oldukları çalışmada, nispeten daha düşük bir sıcaklıkta yüksek entropili alaşımın (YEA) difüzyon bağlama bağlantılarını gerçekleştirmek için yüzey

mekanik aşınma işlemi (SMAT) stratejisi önerilmiştir. EDS sonuçları, SMAT'tan sonra daha fazla kazanç sınırı olduğu için Fe atomlarının difüzyon mesafesinin önemli ölçüde arttığını göstermektedir. Dahası, bu yöntemle YEA/paslanmaz çelik eklemi, 850 C'lik (~0,63 Tm, Erime Sıcaklığı) nispeten daha düşük bir sıcaklıkta 320 MPa'lık kullanılabilir bir mukavemete ulaşabilir. Moleküler dinamik simülasyonları, çok kristalli modelde Fe'nin görünen difüzyonunun, tane sınırlarında hızlı difüzyon nedeniyle, yani tane sınırlarının hızlı difüzyon kanalları olması nedeniyle, tek kristalli modele göre önemli ölçüde daha yüksek olduğunu göstermektedir. Daha detaylı mikro yapı analizi, SMAT'tan sonra dislokasyonların yoğunluğunun artmasına rağmen, elementel difüzyon yeteneğinin tane sınırlarına kıyasla çok daha zayıf olduğunu göstermektedir. Bu çalışma, YEA'larda difüzyon bağının uygulanması için uygulanabilir bir yol sunmaktadır ve bu da YEA'ların uygulama alanlarını büyük ölçüde genişletebilir.

Miao vd. (2020) yapmış oldukları çalışmada, CoCrFeNiCuTi_x ($x = 0.25, 0.50, 0.75, 1.00$ molar) yüksek entropili alaşımlar (YEA'lar) vakumlu sıcak pres sinterleme ile hazırlanmıştır. Ti içeriğinin CoCrFeNiCuTi_x YEA'ların mikroyapısı ve korozyon direnci üzerindeki etkileri optik mikroskop (OM), X-ışını difraktometresi (XRD), taramalı elektron mikroskobu (SEM), HVS-1000B dijital mikrosertlik test cihazı ve elektrokimyasal ile araştırılmış ve analiz edilmiştir. Sonuçlar, molar bazında farklı Ti içeriklerine sahip CoCrFeNiCuTi_x HEA'ların dendritik kristal mikroyapıları ile yüz merkezli kübik faz yapısına sahip olduğunu göstermektedir. Ti içeriğinin artmasıyla dendritik yapı sayıca gerilemiş ve CoCrFeNiCuTi_x YEA'ların sertliği önce artmış sonra azalmış; hazırlanan YEA'ların mikrosertliği $x=0.5$ 'te HV 755'e kadar maksimuma ulaşmıştır. Hazırlanan YEA'ların kendi kendine korozyon potansiyeli 45# çeliğe göre pozitifdir; Ti içeriğinin molar olarak artması ile hazırlanan YEA'ların kendi kendine korozyon potansiyeli önce artmakta sonra azalmakta ve en iyi korozyon direnci $x=0,5$ 'te elde edilmektedir.

Soni vd. (2021) yapmış oldukları çalışma, yeni bir eş atomlu FeCoCrMnW tabanlı Yüksek Entropi Alaşım sistemi, iyi bilinen termodinamik parametrelerin yanı sıra 'TOPSIS' adlı çok kriterli karar verme aracına dayalı benzersiz bir öğrenme stratejisinin yardımıyla tasarlanmıştır. Çalışma, dökülmüş FeCoCrMnW_x YEA'lar üzerindeki W

ilavesinin bunların faz kimlikleri ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini açıklamaktadır. Sonuçlar, dökme FeCoCrMnW_x (molar oran $x = 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1$) YEA'ların BCC, FCC ve birkaç küçük Fe-Cr ve Co-Cr tipi σ fazından oluştuğunu göstermiştir. Transmisyon Elektron Mikroskobu (TEM) analizi, küçük miktarlarda potansiyel olarak kırılğan intermetalik fazların oluşumunu doğrulamıştır. Tasarlanan HEA'lar, oda sıcaklığında 1771 MPa'lık arzu edilen bir sıkıştırma kırılma mukavemeti ve %17,1'lik bir sıkıştırma plastisitesi sergilemiştir. Vickers mikrosertliği ve basınç dayanımı değerlerindeki artış, tane inceltme ve katı çözeltili güçlendirmede çok önemli bir rol oynayan 'W' büyük atomik yarıçapına bağlanabilir. Çalışma, YEA'ların karar verme çalışmalarında yeni ve temel bakış açılarıyla ilerleme sağlamakla kalmamış, aynı zamanda malzeme bilimi alanındaki bazı kritik inançlar arasındaki olası gizli ilişkileri de ortaya koymuştur.

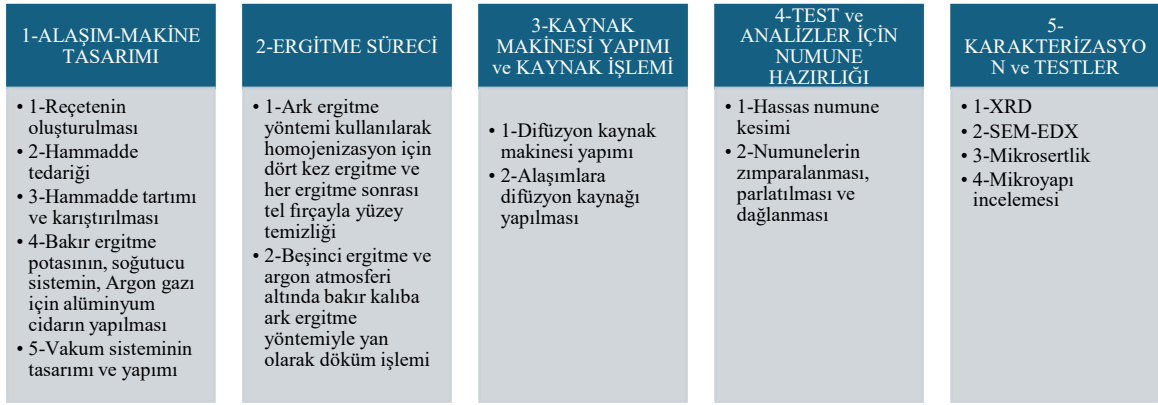
Liu vd. (2012), ark ergitme yöntemiyle FeCoCuNi yüksek entropili alaşımlar üzerinde çalışmalar yapmışlardır. Araştırmalarında, yüksek entropili alaşıma kalay (Sn) ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Yaptıkları analizlerde, alaşımın kafes yapısının yüzey merkezli kübik (YMK) olduğunu belirlemişlerdir. %0,05'e kadar kalay eklendiğinde YMK kafes yapısında herhangi bir değişiklik gözlenmezken, %0,05'in üzerindeki kalay oranlarında Cu₈₁Sn₂₂ intermetalik bileşiklerin oluştuğu tespit edilmiştir. Mekanik özellikler açısından ise, yüksek entropili alaşımın çekme dayanımının 450 ila 633 MPa arasında değiştiği bulunmuştur.

Unnikrishnan vd. (2017), yaptıkları çalışmada Ti, Co ve Si ilavelerinin AlCuNiFe entropi alaşımlarının mikro yapı, aşınma özellikleri ve sertlik üzerindeki etkilerini anlamak için bir araştırma yürütmüştür. Entropi alaşımı numuneleri argon atmosferi altında ark eritme işlemi ile hazırlanmıştır. Sertlik ve aşınma oranı sırasıyla bir mikro sertlik test cihazı ve bir Pin-On-Disc aşınma test cihazı kullanılarak ölçülmüştür. Ayrıca EDAX ve XRD analizleri de gerçekleştirilmiştir. Entropi alaşımları, birkaç geleneksel alaşıma kıyasla yüksek sertlik ve düşük aşınma oranı göstermiştir. Si ve Ti, AlCuNiFe sisteminde Co ile karşılaştırıldığında sertliğin artmasına önemli ölçüde katkıda bulunmaktadır. Si, karıştırma entropisinin etkisi nedeniyle ayrı bir faz oluşturma eğilimindedir. Bu çalışmanın sonuçları, önceki çalışmaların sonuçlarıyla karşılaştırılabilir niteliktedir.

Xiao vd. (2017) yapmış oldukları çalışmada, eşmolar AlCoCuFeNi- (Cr, Ti) yüksek entropili alaşımlar (YEA'lar), Cr ve Ti'nin HEA'ların mekanik ve korozyon özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmak için ark ergitme ile sentezlenmiştir. Sonuçlar, döküm halindeki AlCoCuFeNi- (Cr, Ti) YEA'ların, katı-çözeltili yüz merkezli kübik (FCC), gövde merkezli kübik (BCC) fazları ve intermetalikler gözlemlenebilen çok fazlı bir mikro yapıya sahip olduğunu göstermiştir. Ab initio moleküler dinamik (AIMD) simülasyonları, AlCoCuFeNiCrTi sıvı yapısında Al-Ni, Co-Cr, Cr-Fe ve Ti-Co çiftlerinin tercih edilen kısa menzilli sıralamasının varlığını göstermektedir. AIMD simülasyonları, katılaşma sırasındaki deneysel gözlemlerle tutarlıdır. Segregasyonlar ve FCC Cu açısından zengin faz, AIMD hesaplamalarıyla uyumlu olan AlCoCuFeNiCrTi alaşımında görülmektedir. AlCoCuFeNi'ye Cr eklenmesi, AlCoCuFeNiCr alaşımında BCC fazlarının oluşumunu kolaylaştırmış, bu da daha büyük Ω ve daha küçük δ değerleriyle açıklanmıştır. Büyük Ti atomlarının eklenmesi, Ti'nin AlCoCuFeNi alaşımının BCC katı çözeltilisinin Ω değerini azaltma ve δ değerini artırma açısından kolayca parçalanmasına neden olacağı gerçeğinden kaynaklanan FCC fazının oluşumunu kolaylaştırmıştır. Cr eklenmesi, AlCoCuFeNi alaşımlarının korozyon direncini iyileştirmiştir.

3. MATERYAL VE METOT

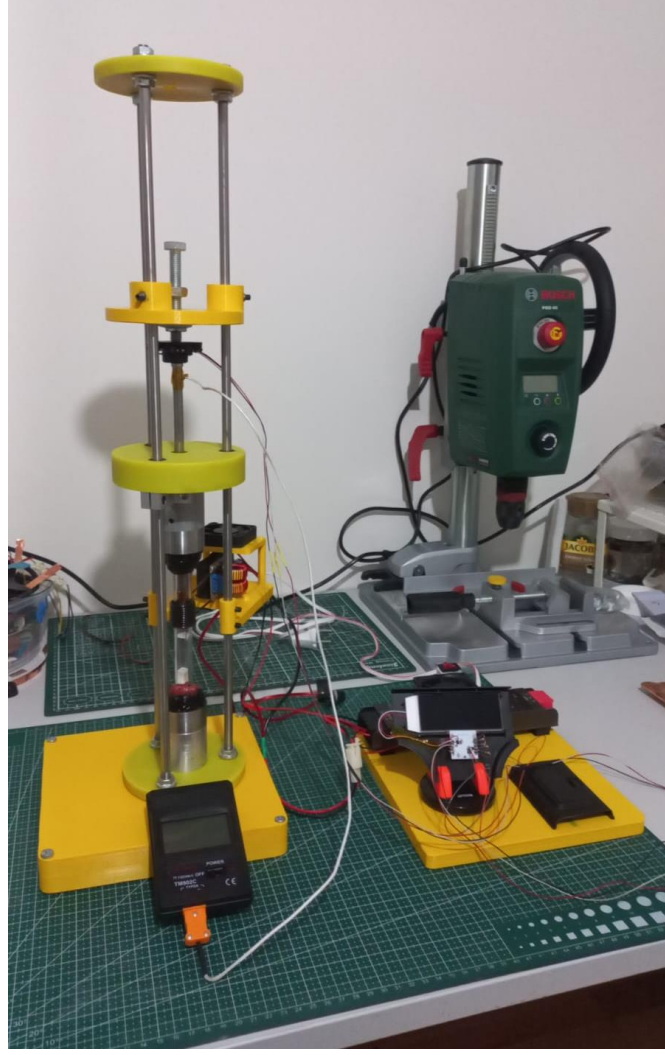
Bu tez çalışmasında deneysel çalışma için Şekil 3.1’de verilen deneysel çalışma akış şeması takip edilmiştir. Yüksek entropili alaşımların üretim süreci, Alaşım tasarımı, ergitme süreci, kaynak makinesi yapımı ve kaynak işlemi, test ve analizler için numune hazırlığı ve son olarak karakterizasyon ve testler olmak üzere beş ana adımdan oluşmaktadır.



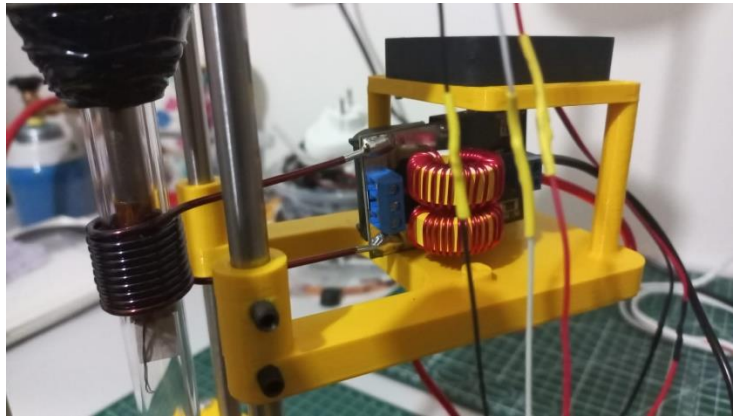
Şekil 3.1 Deneysel çalışma akış şeması.

3.1 Elektrik Direnç Kaynak Makinesi Yapımı

Öncelikle difüzyon kaynak makinesinin 3 boyutlu tasarımı yapılarak teknik resmi çizilmiştir. Yapılan difüzyon kaynak makinesi Resim 3.1’de gösterilmiştir. Difüzyon kaynak sisteminin alt ve üst yuvası 316L kalite paslanmaz çelikten üretilmiş olup, soğutmaya sağlamak amacı ile 6061 alüminyum bloklar kullanılmıştır. Alt paslanmaz yuvaya Ø12 mm borasilikat cam tüp yerleştirilecek şekilde yuva açılmıştır. Aynı zamanda sistemin içerisine koruyucu gaz atmosferi oluşturmak amacı ile iç delik sistemi torna yardımı ile yapılmıştır. Yük hücresi sistemi, çubuk tipi 10 kg olan hazır sistem kullanılmıştır. Numunelere ısı uygulamak amacı ile indüksiyon ısıtıcı modül 120w DC 5/12v mini bobin sistemi kullanılmıştır. Resim 3.2’de gösterilmiştir



Resim 3.1 Difüzyon kaynak makinesi genel görünüş.



Resim 3.2 İndüksiyon bobini.

3.2 Malzemelerin Hazırlanması

Bu çalışmada elde edilecek numuneler için ilk önce kullanılacak olan elementler ve atomik oranlarının ardından atomik ağırlık yüzdeleri belirlenmiş ve argon gazlı koruyucu atmosfer ortamında hazırlanmıştır. Kullanılan elementler Fe, Ni, Cu, Ti, W_x olarak belirlenmiştir. Üretilen alaşımı oluşturan pelet miktarları hassas terazide tartılmıştır. Tungsten oranları 1, 0.8, 0.6, 0.4, 0.2 katsayılı olarak 5 farklı numune için pelet karışımları hazırlanmıştır.

Çizelge 3.1’de deneylerde kullanılan elementlerin bazı fiziksel özellikleri ve yüzde olarak atomik ağırlıkları verilmiştir. Çizelge 3.2-3.6’da hazırlanmış olan yüksek entropili alaşımların elementsel içerikleri gösterilmiştir.

Çizelge 3.1 Deneylerde kullanılan elementlerin fiziksel özellikleri.

	Yoğunluk (g/cm³)	Ergime Noktası (°C) (Nanografi Değerleri)	Kaynama Noktası (°C) (Nanografi Değerleri)
Fe	7.8	1535	3000
Ni	8.9	1453	2730
Cu	8.94	1085	2562
Ti	4.5	1668	3260
W	19.25	3387	5927

Çizelge 3.2 FeNiCuTiW_x (x=1) alaşımının elementsel içeriği.

Element	Fe	Ni	Cu	Ti	W	Toplam
Mol	0.04	0.04	0.04	0.04	0.04	0.2
Ağırlık (g)	2.2338	2.3477	2.5418	1.9147	7.3536	16.3916
Yüzde (%)	20.00	20.00	20.00	20.00	20.00	100.00

Çizelge 3.3 FeNiCuTiW_x (x=0.8) alaşımının elementsel içeriği.

Element	Fe	Ni	Cu	Ti	W	Toplam
Mol	0.042	0.042	0.042	0.042	0.032	0.2
Ağırlık (g)	2.3455	2.4651	2.6689	2.0104	5.8829	15.3728
Yüzde (%)	21.00	21.00	21.00	21.00	16.00	100.00

Çizelge 3.4 FeNiCuTiW_x (x=0.6) alaşımının elementsel içeriği.

Element	Fe	Ni	Cu	Ti	W	Toplam
Mol	0.044	0.044	0.044	0.044	0.024	0.2
Ağırlık (g)	2.4572	2.5825	2.7960	2.1061	4.4122	14.3540
Yüzde (%)	22.00	22.00	22.00	22.00	12.00	100.00

Çizelge 3.5 FeNiCuTiW_x (x=0.4) alaşımının elementsel içeriği.

Element	Fe	Ni	Cu	Ti	W	Toplam
Mol	0.046	0.046	0.046	0.046	0.016	0.2
Ağırlık (g)	2.5689	2.6999	2.9231	2.2019	2.9414	13.3352
Yüzde (%)	23.00	23.00	23.00	23.00	8.00	100.00

Çizelge 3.6 FeNiCuTiW_x (x=0.2) alaşımının elementsel içeriği.

Element	Fe	Ni	Cu	Ti	W	Toplam
Mol	0.048	0.048	0.048	0.048	0.008	0.2
Ağırlık (g)	2.6806	2.8173	3.0502	2.2976	1.4707	12.3164
Yüzde (%)	24.00	24.00	24.00	24.00	4.00	100.00

3.3 Master Alaşım Üretim Süreci

Master alaşım üretme süreci için Ø60x50 mm ölçülerinde bakır silindirin içerisine Ø45x13 mm yarım küresel yuva açılmıştır. Bu bakır pota, master alaşımı için ark ile ergitme potası olarak kullanılmıştır. Bakır silindirin maruz kalacağı ısı göz önüne alındığında sistem içerisinde soğutma blok ihtiyacı söz konusudur. Soğutma blok malzemesi olarak iki adet Ø120x30 mm 6061 alüminyum kullanılmıştır. Alüminyum bloklar içerisine su geçişini sağlamak amacı ile torna yardımı ile su kanalları açılmış olup mikro su pompası ile su devir daimî yapılmıştır. Gaz girişi için ticari olarak temin edilen boru bağlantı elemanına uygun şekilde delik ve dış açılmış olup; hortum yardımı ile Argon tüpüne bağlanmıştır. Resim 3.3'te gösterilmiştir.



Resim 3.3 Argon atmosferi sağlayan alüminyum boru.

Hazırlanan elementler tungsten elektrot uca sahip Migatronic marka MTE 220 Dirlog model TIG (Tungsten Inert Gaz) kaynak cihazı kullanılarak, bakır potada, vakum ortamı olmaksızın, su soğutmalı olarak hem torçtan hem de numuneye yandan argon üfleyen alüminyum cidar sayesinde 145-170 Amper akım aralığında ark ergitme yöntemiyle ilk ergitmeler gerçekleştirilmiştir. TIG kaynak cihazı Resim 3.4'te gösterilmiştir. Bakır potada oluşturulan master alaşım ergime öncesi Resim 3.5'te ergime sonrası Resim 3.6'da gösterilmiştir.



Resim 3.4 TIG kaynak cihazı.



Resim 3.5 Bakır potada oluşturulan master alaşım ergime öncesi.



Resim 3.6 Bakır potada oluşturulan master alaşım ergime sonrası.

Bu işlemde kimyasal homojenliği sağlamak için numuneler dörder kere ergitildi. Bunun yanı sıra, her ergitmeden sonra yüzeydeki safsızlıkları temizlendi.

Dört kez gerçekleştirilen ergitme işleminin ardından, numunelerin analiz ve testlerinin yapılabilmesi amacıyla, 145-170 A akım aralığında 5 mm çapında silindirik numuneler elde etmek için argon atmosferi altında bakır kalıba ark ergitme yöntemiyle vakum döküm işlemi yapılmıştır.

Vakumla döküm işlemi için kullanılacak olan vakum tankı kısmını, düdüklü tencere haznesi oluşturmaktadır. Resim 3.7’de gösterilmiştir. Düdüklü tencerenin üst kısmına elastomer conta yapıştırılarak sızdırmazlık sağlanmıştır. Sistem kompresör yardımıyla öncelikli olarak vakum tankındaki havayı boşaltarak -0,7 Bar civarında vakum ortamı oluşturmuştur. Daha sonrasında vanaların açılmasıyla ani bir vakum ortamı sağlanmış olup, kalıpta ergitilen metalin kalıbın içerisine hava boşluğu olmadan düzgün bir şekilde dökülmesi amaçlanmıştır. Yapılan ilk denemelerde Al ve Fe vakum ile dökümleri başarılı bir şekilde sağlanmıştır. Hazırlanan yüksek entropili alaşımlar dökülmeye çalışıldığında, ark ile ergimiş haldeki yüksek entropili alaşımın yüzeyinde bulunan moleküllerin birbirlerine karşı çekim kuvveti olan yüzey gerilimi kırılmasına rağmen vakum açıldığında dökümün gerçekleşmediği görülmüştür. Resim 3.8’de kullanılan vakum ile döküm kalıbı gösterilmiştir.



Resim 3.7 Vakum sistemi.



Resim 3.8 Vakumla döküm bakır kalıbı.

Vakum ile yapılan döküm işleminin başarısız olması sonrasında bakırdan yatay bir kalıp yapılmıştır. Resim 3.9'da gösterilmiştir. Master alaşımların birçok kez ergitilmesi ve bakır ilavesi sonrası elementsel ağırlıkları değişmesi sebebi ile yeni master alaşımlar yapılmıştır. Yapılan yeni master alaşımların içerikleri ilk yapılan sistemle aynıdır. Düğme şeklinde üretilen master alaşımlar kırılarak homojen bir döküm yapabilmek amacı ile yatay kalıpta argon atmosferi altında ergitme işlemi yapılmıştır.



Resim 3.9 Yatay döküm kalıbı.

Döküm işlemi gerçekleştirildikten sonra elde edilen örnek numune Resim 3.10'da gösterilmiştir.



Resim 3.10 Döküm işlemi gerçekleştirildikten sonra elde edilen örnek numune.

3.4 Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı için karbon çeliği olarak AISI 1008 tercih edilmiş olup; dubleks paslanmaz çelik olarak UNS S 31803 (2205) tercih edilmiştir. Piyasadan tedarik edilen Ø8 mm AISI 1008 çubuğun spektrometre ile elementel analizi yapılmıştır. Çizelge 3.7’de gösterilmiştir. 2205 dubleks paslanmaz çelik ise Ø8 mm temin edilememiş olup, plakadan tel erozyon yöntemi ile Ø8 mm olacak şekilde kesilmiştir. Elementel analizi Çizelge 3.8’de gösterilmiştir.

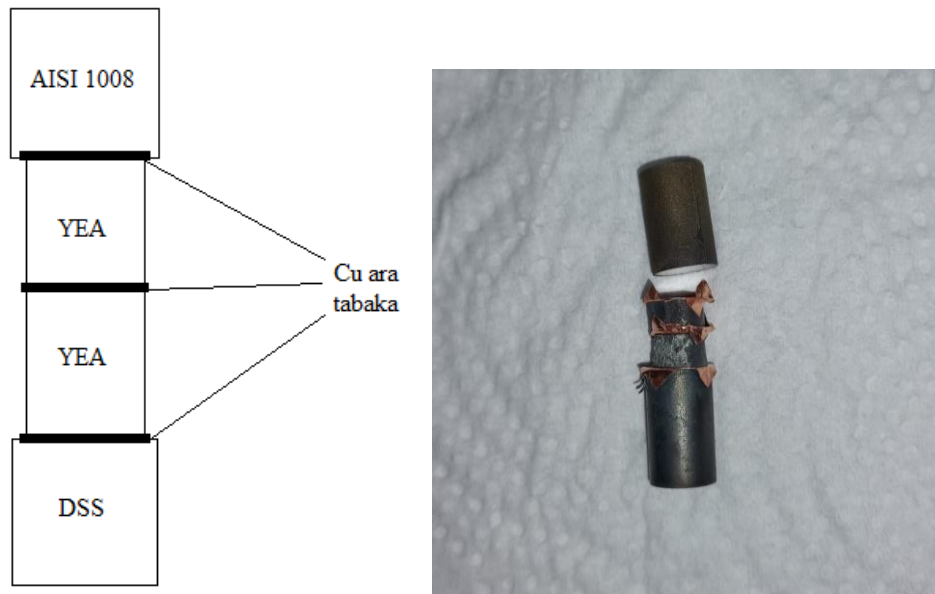
Çizelge 3.7 AISI 1008 % ağırlıkça elementel analizi.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
0,0854	0,4460	0,1670	0,0387	0,0118	0,0551	0,0811	0,0083	0,0030	0,2380

Çizelge 3.8 UNS S 31803 (2205) % ağırlıkça elementel analizi.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
0,0180	1,7880	0,3050	0,0270	0,0010	22,916	4,5760	2,5120	0,1940	0,2060

Sistem, dubleks paslanmaz çelik-YEA-YEA-1008 karbon çeliği olarak tasarlanmış olup ara tabaka olarak 0,15 mm saf bakır levha kullanılmıştır. Resim 3.11’de gösterilmiştir. Saf bakır levhadan yüzeyinde bulunan oksit tabakası temizlenmiştir.



Resim 3.11 Difüzyon kaynak numunesi.

Dubleks paslanmaz çelik ve karbon çeliği 12 mm uzunluğunda hassas kesim ile kesildikten sonra sırasıyla 400, 600, 800, 1200, 2500 zımpralar ile zımparalama işlemi sonrasında 1µm elmas solisyon ile parlatılmıştır. YEA'lar ise 5 mm uzunluğunda kesilerek aynı zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Argon gazı ile oksijenin süpürülmesi sonrası argon gazı 3 lt/dk debiye düşürüldükten sonra indüksiyon ısıtıcı açılmıştır. Numune sıcaklığı 450 °C'ye ulaşmış ancak daha yüksek derecelere çıkmamıştır. 60 dk'lık süreç sonrası numune çıkartılmış ve difüzyon kaynağının başarısız olduğu gözlemlenmiştir. Resim 3.12'de 310S paslanmaz çelikten üretilen kalıplar, Resim 3.13'te ısıtıl işlem fırını gösterilmiştir.



Resim 3.12 310S paslanmaz çelikten üretilen kalıplar.



Resim 3.13 Afyon Kocatepe Üniversitesi'ndeki ısıtıl işlem fırını.

3.5 Lazer Kaynağı

Lazer kaynaklama işlemi, endüstriyel tip 1500 W lık DNCLazer fiber lazer kaynak makinası kullanılarak yapılmıştır. Resim 3.14'te gösterilmiştir. 200W lık lazer ışınının ergitme işleminde numuneyi tamamen ergitmesi ve ergiyin akması sonucu kullanılamaz olması nedeniyle, 100W lık Lazer gücü kullanılmıştır. Bu durumda nüfuziyetin 1mm den fazla olduğu bilindiği için, elmas diskle kesilen numuneler alın kaynak şeklinde kaynaklanmıştır. Resim 3.15'te gösterilmiştir. Dolgu metali kullanılmamıştır.



Resim 3.14 1500 W'lık DNCLazer fiber lazer kaynak makinası ile kaynaklama



Resim 3.15 Lazer kaynağı sonrası numune.

3.6 Sert Lehim Tabakalı Elektrik Direnç Isıtma ile Birleştirme

Elektrik direnç sert lehim aratabakalı kaynak için, atelye tipi AC çıkışlı ayak baskı kontrollü nokta kaynak makinasının güç kaynağı kullanılmıştır. Resim 3.16’da gösterilmiştir. Değişik kademeleri bulunan nokta kaynak makinasının 1. Kademesi (20-30A) kullanılmıştır. Kaynak bölgesine Ar püskürtülmesine rağmen bir miktar oksidasyonun yüzeyde oluştuğu görülmüştür. Aratabaka olarak 200 mikron kalınlığında 50Cu30Al20Ag bileşimine sahip sert lehim kullanılmıştır.



Resim 3.16 Sert lehimlemede kullanılan elektrik direnç nokta güç kaynağı.

3.7 Deney Numunelerin Testler İçin Hazırlanması, Uygulanan Testler ve Analizler

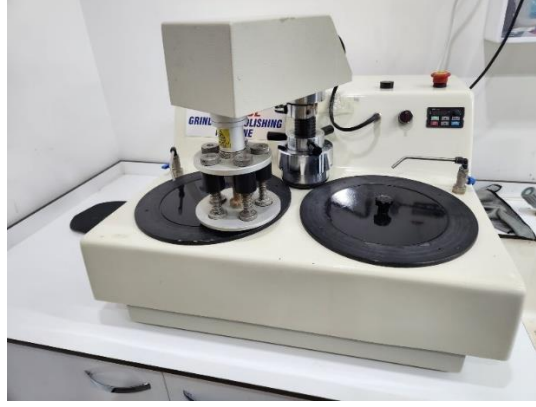
Döküm işlemi gerçekleştirilmiş tüm numuneler istenilen boyutlarda kesilmesi için Resim 3.17’de gösterilen Presi marka Mecatome T202 model hassas kesim cihazı kullanılmıştır. Kesilen numunelerin bakalite alınması işlemi için Resim 3.18’de gösterilen Metkon marka Ecopress 102 model sıcak bakalite alma cihazı kullanılmıştır. Bakalite alınan numunelerin Resim 3.19’da gösterilen METKON FORCIPOL 2V cihazıyla zımparalaması yapılmış ve 1µm tane boyutlu dimond süspansiyon ile yüzeyler parlatılmıştır.



Resim 3.17 Hassas kesim cihazı.



Resim 3.18 Bakalite alma cihazı.



Resim 3.19 Zımparalama ve parlatma cihazı.

İstenilen kristal yapının elde edilip edilmediğini görebilmek için hazırlanan numuneler mineralojik analiz için Bruker D8 Advance X-ışını kırınımı (XRD) cihazı kullanılarak Cu-K α ($\lambda = 1,542 \text{ \AA}$) 56 radyasyon kaynağı ile 30 mA akım ve 40 kV voltaj uygulanarak $2\theta = 20-100^\circ$ aralığında tarama yapıldı ve XRD pikleri analiz edilmiştir. XRD cihazı Resim 3.20’de gösterilmiştir.



Resim 3.20 XRD cihazı.

Analizleri yapılan numuneler için kral suyu olarak bilinen hidroklorik asit (HCl) ve nitrik asitin (HNO₃) 3:1 oranında karıştırılmasıyla elde edilen 50 ml’lik çözelti hazırlanmıştır ve numuneler istenilen yüzey morfolojisi yakalanıncaya kadar farklı sürelerde dağlanmıştır. Kral suyuyla dağlanan numuneler mikroyapı analizi için LEO 1430 VP

taramalı elektron mikroskopuyla (SEM) geri saçılım dedektörü (BSE) kullanılarak mikroyapı incelemeleri ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) dedektörü ile de yarı kantitatif olarak elementel analizleri yapılmıştır. Taramalı elektron mikroskopu Resim 3.21’de gösterilmiştir.



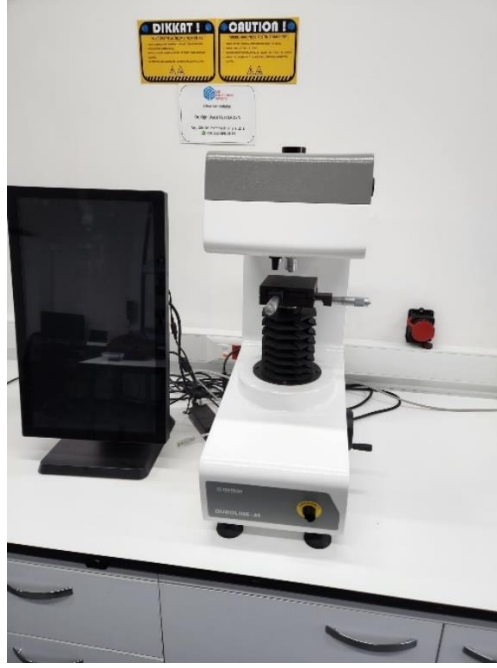
Resim 3.21 Taramalı elektron mikroskopu.

Kral suyu ile dağılanan numunelerin mikroyapılarını görüntülemek için Resim 3.22’de gösterilen Soif marka MDS 400 model optik mikroskop cihazı kullanılmıştır.



Resim 3.22 Optik mikroskop cihazı.

Mikroskop görüntüleri elde edilen numuneler vickers uç kullanılarak Resim 3.23’te gösterilen Metkon marka Duroline M model mikrosertlik cihazıyla 300 g yük altında sertlik testine tabi tutulmuştur.



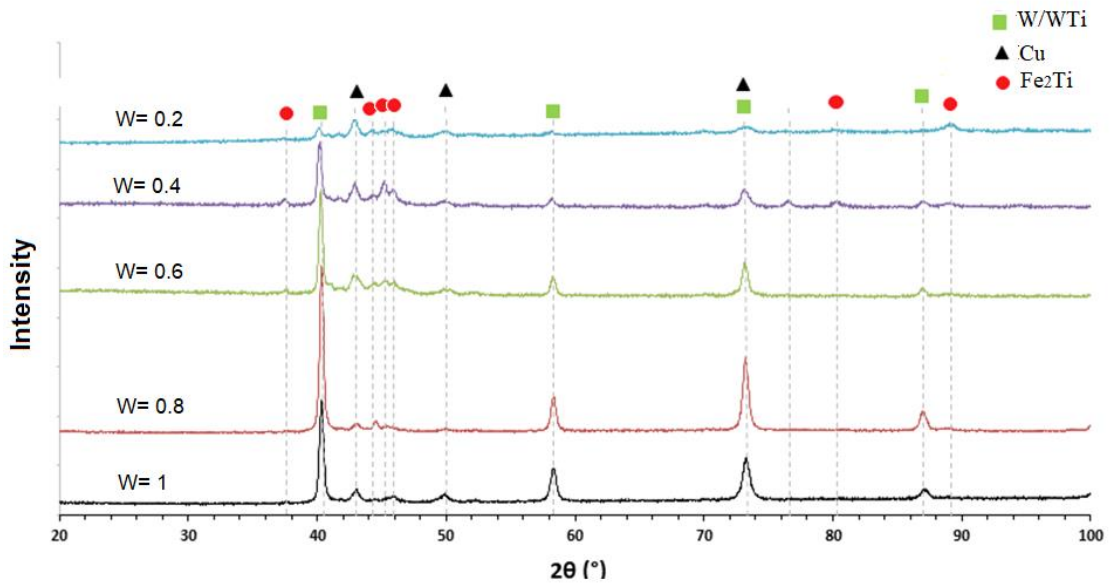
Resim 3.23 Mikrosertlik cihazı.

4. BULGULAR

4.1 Kristalografik Analiz Bulguları

4.1.1 FeNiCuTiW_x Alaşımlarının XRD Analiz Sonuçları

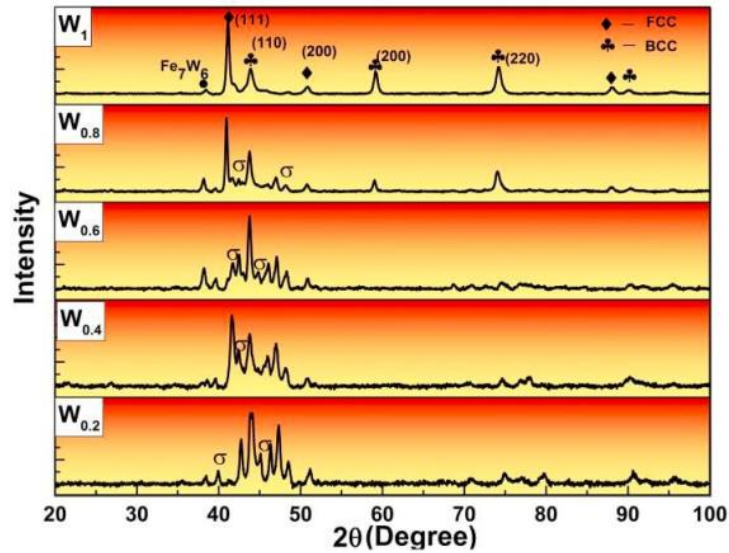
Değişen tungsten içeriğine sahip yüksek entropili alaşımların XRD grafikleri Şekil 4.1'de gösterilmiştir. FeNiCuTi alaşımına 0.2 mol oranında W eklenmesinin, W=0.2 eklemeli XRD sonucunda görüldüğü gibi küçük bir etkisi olduğu görülmektedir. Bu, fazların çoğunluğunun YMK yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Faz, Cu fazı olarak görünmektedir; aslında YMK yapıdadır ve ana tepe noktasının ideal pozisyonu $2\theta = 44^\circ$ 'dir; ancak burada Cu'nun ana tepe noktası diyagramın soluna kaymıştır ve bu, birden fazla elementten oluştuğunu, yani muhtemelen kristal yapıdaki yabancı atomlar nedeniyle artan kafes parametrelerine sahip CuNiTiFe olduğunu ve matris fazı olma olasılığını göstermektedir. Alaşımdaki W miktarı arttıkça, ana W/WTi tepe yüksekliği artar ve pozisyonunu değiştirmez; bu da Ti veya başka herhangi bir element için denge çözünürlük sınırının doğrudan ergimiş halden elde edildiğini göstermektedir.



Şekil 4.1 Değişken tungsten içerikli yüksek entropili alaşımların XRD grafikleri.

Şekil 4.1'deki XRD sonuçları, W/WTi (HMK) ve Ni/Cu (YMK) elementlerinin piklerinin kesin bir örtüşme sağladığını gösterirken, yapıda çok değişken intermetalik faz yapıları da gözlemlendi. Belirlenebilen ana intermetalik faz Fe_2Ti (HSP) dir. En yüksek W ilavesiyle, yapının W ve Cu/Ni kristal yapıları tarafından domine edildiği ve Fe_2Ti piklerinin kaybolduğu görülmektedir. Fe_2Ti piklerinin kaybolması, Şekil 4.1'de görüldüğü gibi, katı halde yaklaşık %20 Ti'yi çözebilen (Ångqvist vd. 2019) ve %5 ağırlıkça Fe içeren HMK yapısı oluşturabilen (Elghazaly ve Elkady 2018) W ilavesiyle ilişkili olabilir. Ti, Fe'de sınırlı bir çözünürlüğe sahip olmasına rağmen, Fe'de veya Fe'nin Ti'de az miktarda çözünürlüğü vardır ve bu, katılaşma süreci sırasında Fe_2Ti yapısını oluşturmuş olabilir. Eşik seviyelerinin altında olduğunda XRD diyagramlarında gösterilmeyen ancak daha küçük hacim oranlarında başka fazların da bulunması çok olasıdır.

Soni vd. (2021) yapmış oldukları çalışmada üretilen $FeCoCrMnW_x$ alaşımlarının XRD'leri Şekil 4.2'de verilmiştir. XRD spektrumları, mevcut alaşımın öncelikle YMK, HMK katı çözeltili fazlarından ve az miktarda ' σ ' fazından oluştuğunu ortaya koymaktadır. Son zamanlarda Koppoju vd. (2019), iki fazlı bir yapı (YMK katı çözeltili fazı ve tetragonal fazları) sergileyen döküm halindeki W içermeyen $FeCoCrMn$ HEA'yı incelemiştir.

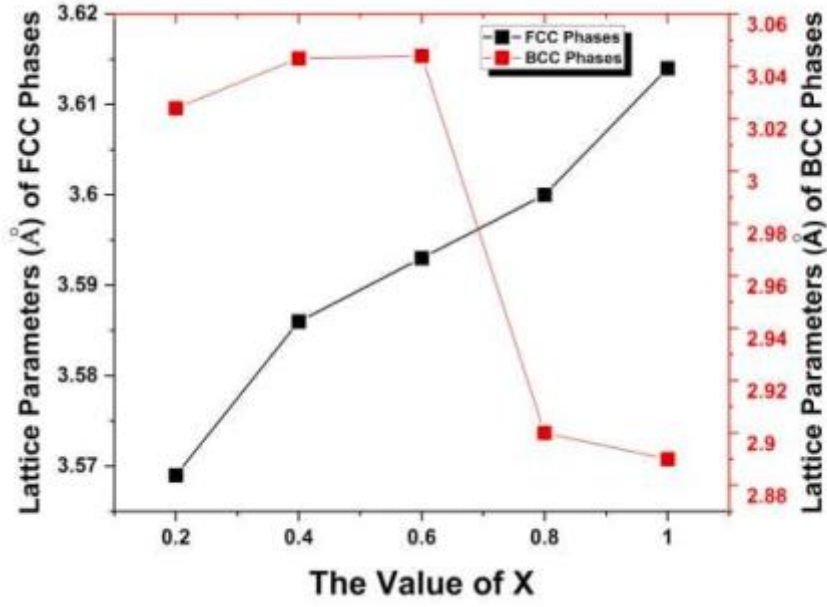


Şekil 4.2 Üretilen $FeCoCrMnW_x$ ($x = 0.2, 0.4, 0.6, 0.8$ ve 1) YEA'ların XRD grafiği. (Soni vd. 2021)

FeCoCrMnW_{0.2} YEA, 3.0240 Å'lik bir kafes parametresine sahip HMK katı çözeltilisinin (Cr–W fazı ICSD Kart no. 98-010-2858) yanı sıra, kafes parametresi 3.5690 Å olan YMK tabanlı kristal kafes ve çok sayıda küçük tepe noktasının intermetalik sert 'σ' fazlarını (Fe–Cr tipi, ICSD Kart no. 98-010-2748 ve Co–Cr tipi, ICSD Kart no. 98-062-2447) gösterdiği katı çözeltili fazının oluşumunu sergilemiş olup; bu faz sırasıyla kafes parametresi $a = 8.80 \text{ Å}$, $c = 4.54 \text{ Å}$ ve $a = 8.7850 \text{ Å}$, $c = 4.553 \text{ Å}$ olan tetragonal bir yapıya sahiptir. W'nin daha fazla eklenmesi, YMK ve HMK katı çözeltili fazlarının tepe yoğunluğunun artırdığını ve bunun da FeCoCrMnW_x alaşımlarında YMK ve HMK katı çözeltili fazlarının hacim oranının arttığını gösterdiğini ortaya koymuştur σ fazına karşılık gelen yansıma tepe noktası artan W konsantrasyonu ile azalmıştır. Bu arada, HMK fazının yansıma tepe noktası ve HMK kırınım tepe noktasının yoğunluğu artan W konsantrasyonu ile artmıştır.

W konsantrasyonunun ($x = 0,6$ ila 1) eklenmesiyle, kafes parametreleri $a = 4,7560 \text{ Å}$, $c = 25,7280 \text{ Å}$ olan ve hegzagonal bir yapıya sahip Fe₇W₆ tipi faza (ICSD Kart no. 98-063-4063) karşılık gelen yeni bir yansıma tepe noktası ortaya çıkmıştır. Benzer sonuçlar FeCoCrNiW_x YEA'larda rapor edilmiştir (Niu vd. 2019).

YMK ve HMK fazlarının kafes parametreleri hesaplanmış ve Şekil 4.3'te çizilmiştir. Muhtemelen, kafes parametresi HMK fazları $x = 0,2$ 'den $x = 0,6$ 'ya yoğun artışlar göstermiş ve daha sonra HMK katı çözeltilisinde W'nin çözünmesi nedeniyle azalmıştır. Ayrıca, W elementinin atom yarıçapı (136,7 pm), Fe (124,12 pm), Co (125,1 pm), Cr (124,91 pm) ve Mn (135 pm) elementlerinden daha büyüktür. Bu nedenle, YMK katı çözeltilisindeki bileşen elementlerin düzgün olmayan kafes parametrelerinden kaynaklanan kafes çarpılması nedeniyle önemli kafes bozulması ortaya çıkar (Dong ve Lu 2017). Kafes çarpılma enerjisini azaltmak için, fazla W atomları HMK katı çözeltili fazının oluşumunu teşvik eder.

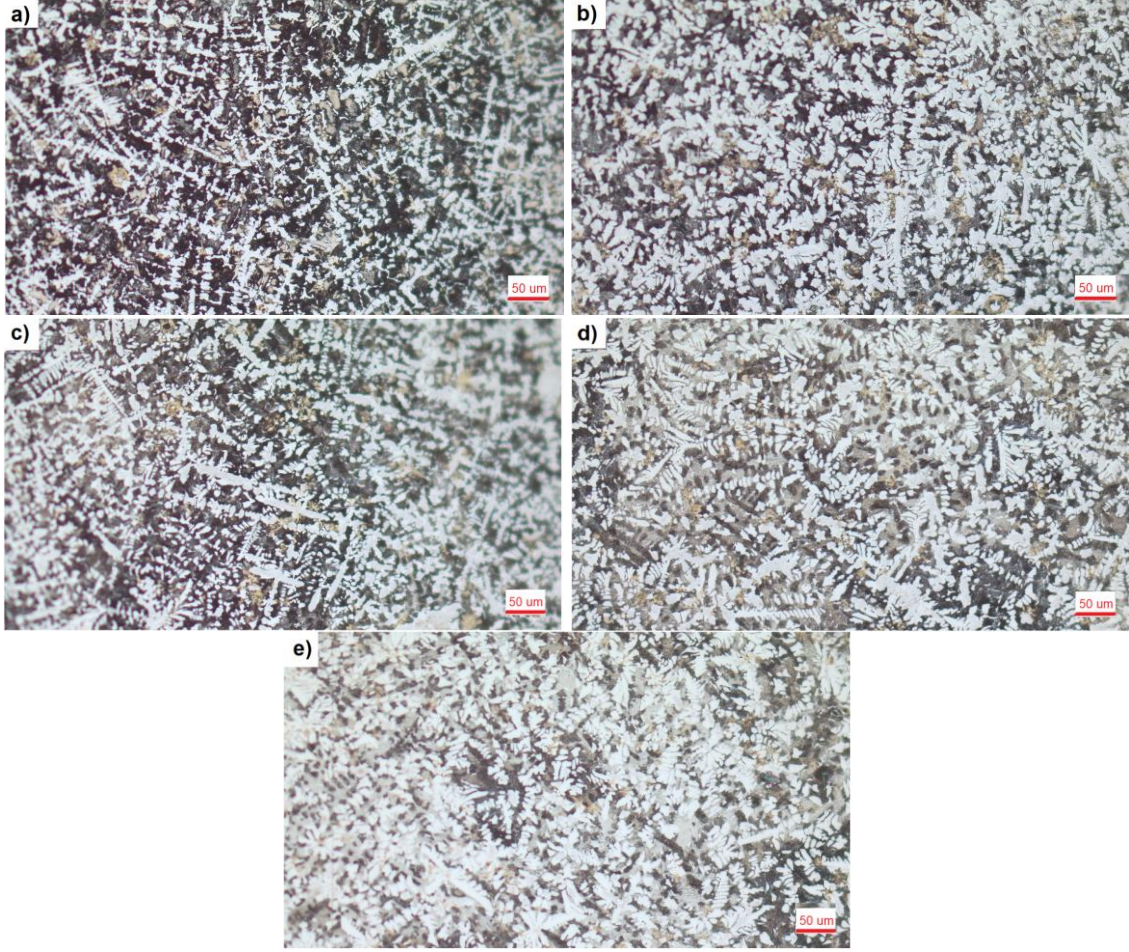


Şekil 4.3 Değişken W ile üretilen FeCoCrMnW_x YEA'ların latis parametreleri. (Soni vd. 2021)

4.2 Mikroyapı Bulguları

4.2.1 FeNiCuTiW_x Alaşımlarının Optik ve SEM Görüntülerinin Analizi

Şekil 4.4 a-e'de ark ertitme ile ertitilmiş ve ısı işlem görmemiş numunelerden alınan FeNiCuTiW_x mikro yapı görüntüleri gösterilmektedir. İncelenen mikro yapılar dendritik yapılar ve farklı renk tonlarına sahip iki farklı faz içerir. Dendritlerin homojen dağılımı, azalan W içeriğiyle birlikte gözlemlenmiştir ve W'deki azalma dendrit kollarının ayrılmasına ve genel yapının kalınlaşmasına neden olarak hacim oranında bir artışa neden olur. En yüksek W içeriğine sahip fazların hacim oranı, ikincil fazların daha baskın olduğunu ve W içeriği azaldıkça dendritik olmayan ikincil fazların sırayla azaldığını ve daha yüksek W içeriğine sahip mikro yapılara kıyasla daha net görüldüğünü gösterir. Genel olarak, mikro yapısal çalışma, az miktarda tungstenin matriste tamamen çözünmediğini ve matrisin üçten fazla farklı faza sahip olduğunu göstermektedir. Ancak alaşım karışımındaki eşmolar oran azaldıkça, arta kalan tungstenin daha iyi parçalandığı, kalan ertitmemiş tungstenden görülebilir. Tungstenin genel olarak dendritik bir yapıya sahip olduğu da söylenebilir.



Şekil 4.4 FeNiCuTiW_x yüksek entropili alaşım optik mikro yapıları a) FeNiCuTiW₁, b) FeNiCuTiW_{0.8} c) FeNiCuTiW_{0.6}, d) FeNiCuTiW_{0.4} e) FeNiCuTiW_{0.2}.

Tüm SEM görüntüleri (Şekil 4.5 ve Şekil 4.6) incelendiğinde, iki husus belirginleşebilir. Birincisi, beyaz bölgelerin sayısı azalmaktadır ve ikincisi, Tungsten küresel fazları etrafındaki matris fazının gri tonu da artmaktadır. Gri tonlarına göre dört farklı bölge belirlenebilir. Beyaz bölge tungsten ve tungsten-demir bileşiğidir; siyah bölge titanyum ve koyu gri bölge titanyum-demir bileşiğidir veya bazen Cu da içerir; benekli gri bölge titanyum-demir-nikel-bakır bileşikleridir. FeNiCuTiW₁'in SEM görüntüsü Şekil 4.5a'da, Şekil 4.5b'de de okla gösterilen bölgeden FeNiCuTiW₁'in çizgi EDX analiz grafiği gösterilmiştir. Şekil 4.5c'de, FeNiCuTiW_{0.8}'in SEM görüntüsü ve Şekil 4.5d'de EDX analiz grafiği gösterilmiştir. FeNiCuTiW_{0.4}'ün SEM görüntüsü, Şekil 4.6a'da gösterilmiştir; belirtilen bölgeden çizgi EDX analizi ise Şekil 4.6b'de gösterilmiştir. Her iki görüntü de W açısından zengin beyaz küresel yapıların ikincil fazlarının nispeten homojen dağılımını göstermektedir. Ancak, optik görüntülerde de W açısından zengin

bölgenin dendritik oluşumunun (Şekil 4.4) SEM görüntülerinde geçerli olmadığı, optik görüntülerde büyütmenin düşük olması nedeniyle fark edilir. Dendritik kolların ayrılması genellikle matris fazının miktarındaki artışın ve ikincil fazların daha fazla oluşumunun, belirli alaşım elementlerini ana fazdan yavaş bir şekilde dağılmasının sonucudur. Bu olgu, genellikle birden fazla ana elementten oluşan baskın bir kristal yapı ile karakterize edilen bozulmuş bir kafes yapısı kavramıyla açıklanır. Böyle bir bozulma, bir atomun bir yerden diğerine transferi için kafes potansiyel enerjisinde (LPE) bir değişikliğe yol açar. Bu transfer, çeşitli atom ve bağ tiplerinden oluşan atom kümelerinin çevresinden etkilenir ve bu da çeşitli bağ enerjileriyle sonuçlanır (Tsai vd. 2013, Yeh 2016). Bu nedenle, katılma süreci sırasında soğuma hızı ve termal davranış hakkında bulgular sağlamasına rağmen, dendrit kol aralığı davranışını bu bağlamda dikkate almak gerekir. Daha küçük dendrit kol aralığı genellikle daha hızlı soğumayı gösterirken, daha büyük aralık daha yavaş katılma gösterir. Ancak, bu çalışmada soğuma hızı ve sonraki termal geçmiş değiştirilmemiştir. Şekil 4.4 a-e'nin Image J programı ile yapılan % alansal W analizi Çizelge 4.1'de gösterilmiştir. Yapılan bu çalışmada matris içerisinde çözünmeyen saf W dendritik yapıların matrise oranları incelenmiştir. Matris içerisinde çözünme sonrası arta kalan W'lar oransal olarak her numunede yakalaşık olarak aynıdır. Bu durumdan matrisin çözebileceği kadar W'i çözdüğü sonucu çıkartılabilir.

Çizelge 4.1 Image J programı ile yapılan % alansal W analizi.

W_x	x=1	x=0.8	x=0.6	x=0.4	x=0.2
% Alan	33.188	39.571	35.207	38.921	37.857

Eşmolar W oranı (1, 0.8, 0.6, 0.4, 0.2) olan numunelerin mikroyapısındaki dendritik W'ların birbirine uzaklıkları (μm) Çizelge 4.2-4.6 arasında gösterilmiştir. Image J programı ile değişken W oranlı numunelerde oluşan dendritik W'ların birbirlerine olan mesafeleri incelenmiştir. Azalan W oranına bağlı olarak küreselleşme eğilimi gösteren dendritik yapıların arasındaki mesafelerinde azaldığı görülmüştür.

Çizelge 4.2 Eşmolar W oranı 1 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (μm)

W_x=1			
	Sağ Bölge	Orta Bölge	Sol Bölge
1	39.63	60.75	27.91
2	42.43	45.6	26.27
3	29.55	52.9	31.35
4	34.32	59.44	34.86
5	30.07	44.91	44.96
Ort	35.2	52.72	33.07

Çizelge 4.3 Eşmolar W oranı 0.8 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (μm)

W_x=0.8			
	Sağ Bölge	Orta Bölge	Sol Bölge
1	33.75	32.66	31.03
2	19.63	29.12	44.11
3	37.54	23.13	46.45
4	51.63	21.8	49.01
5	24.8	43.23	32.72
Ort	33.47	29.988	40.664

Çizelge 4.4 Eşmolar W oranı 0.6 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (μm)

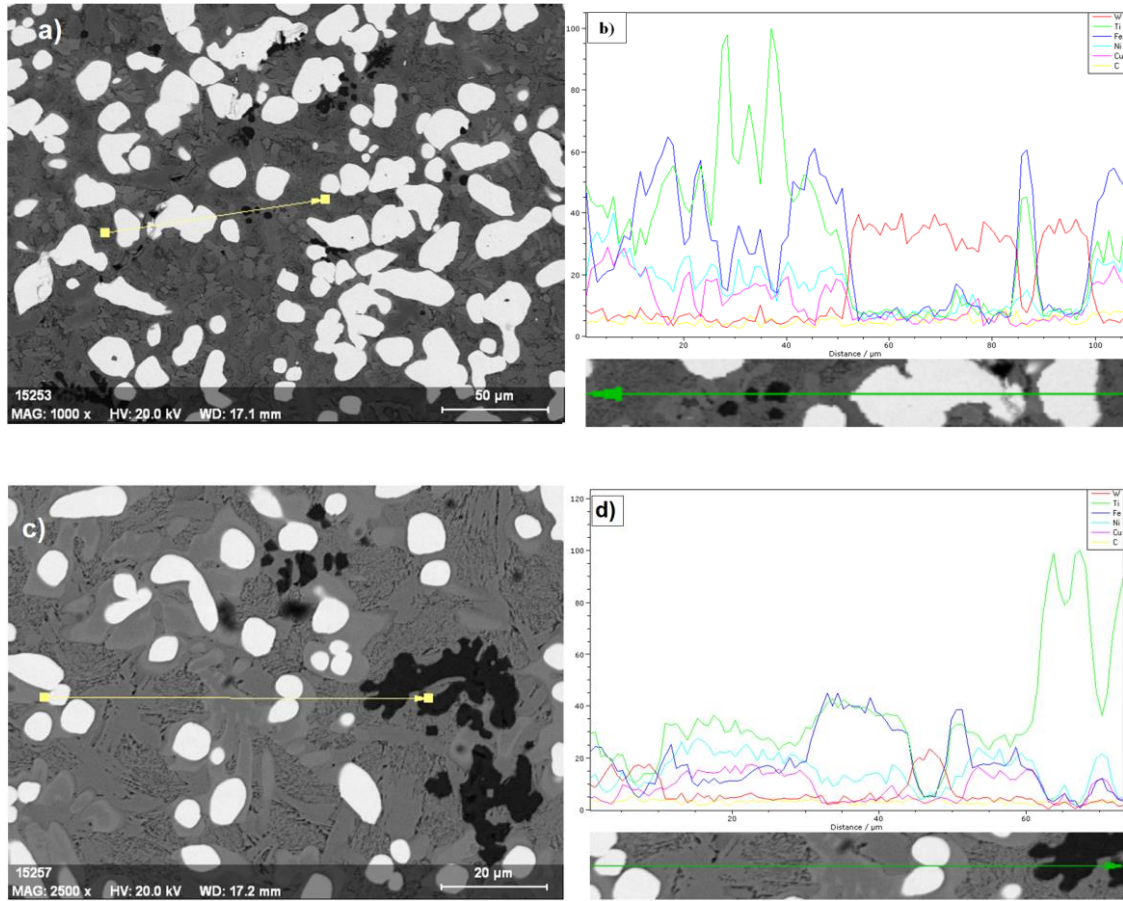
W_x=0.6			
	Sağ Bölge	Orta Bölge	Sol Bölge
1	48.94	21.84	24.42
2	35.77	31.63	25.2
3	60.87	36.64	29.31
4	47.36	54.4	37.13
5	46.51	41.49	36.26
Ort	47.89	37.2	30.464

Çizelge 4.5 Eşmolar W oranı 0.4 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (μm)

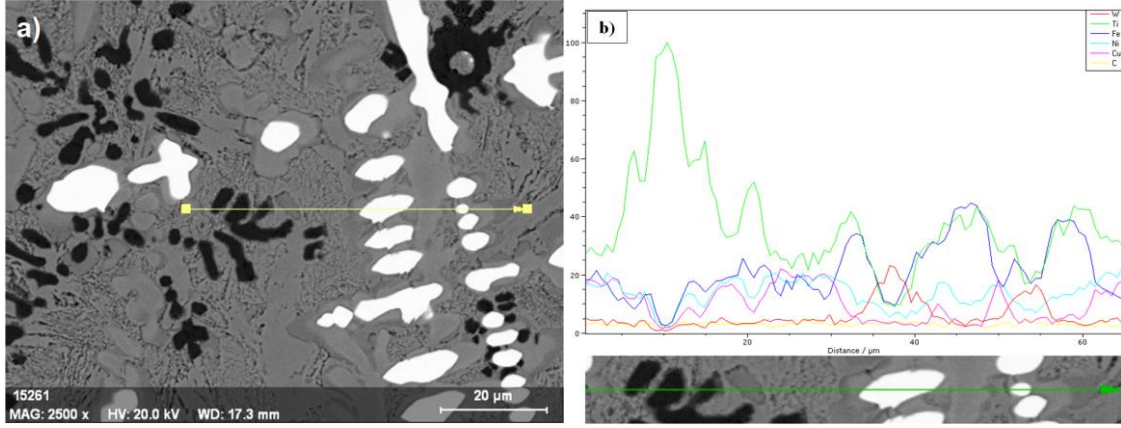
W_x=0.4			
	Sağ Bölge	Orta Bölge	Sol Bölge
1	29.27	31.97	41.26
2	25.74	38.48	44.75
3	27.6	44.27	49.24
4	21.03	36.06	39.96
5	20.14	33.58	41.3
Ort	24.756	36.872	43.302

Çizelge 4.6 Eşmolar W oranı 0.2 olan numunenin mikroyapısındaki dentritik W'ların birbirlerine uzaklıkları (μm)

W_x=0.2			
	Sağ Bölge	Orta Bölge	Sol Bölge
1	24.01	33.5	27.94
2	32.91	36.61	23.01
3	33.78	43.93	22.25
4	27.09	37.07	27.35
5	45.35	43.15	34.88
Ort	32.628	38.852	27.086



Şekil 4.5 FeNiCuTiW1 a) SEM görüntüsü ve b) Çizgi Analizi; FeNiCuTiW0.8 c) SEM görüntüsü ve d) Çizgi Analizi.



Şekil 4.6 FeNiCuTiW0.4 a) SEM görüntüsü b) Çizgi analizi.

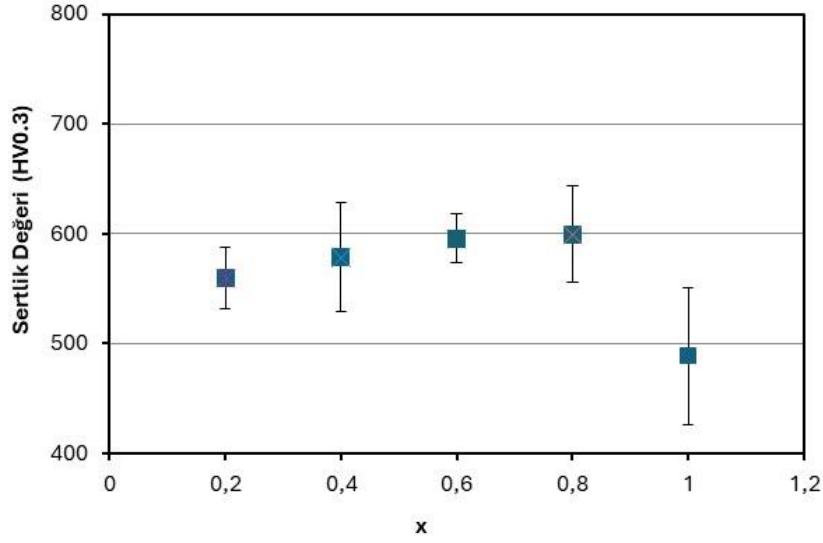
W azaldıkça W açısından zengin beyaz faz bölgelerinin sayısı FeNiCuTiW1'de 58 ± 2 'den FeNiCuTiW0.4 alaşım sisteminde 27 ± 5 'e düşer. TiFe bölgelerinin miktarı, Tungsten açısından zengin bölgelerin eksik hacim oranını 18 ± 8 'den 31 ± 5 'e kadar değiştirir. Bazı çizgi analizi sonuçlarında, WTi fazı görünür, ancak nadir bir bileşiktir. Fakat W'nin katı çözültide 15 ağırlıkça Ti'yi çözmesi mümkündür (Murray 1981). Genel olarak, matris fazının FeNiCuTiW1 alaşımında yaklaşık olarak Ti30Ni25Cu20Fe15W10 ve gri bölge için $50/50$ FeTi'den oluştuğu önerilebilir. FeNiCuTiW0.2 alaşımına doğru inildikçe matris bölgesi için oran yaklaşık olarak Ti30Cu25Ni20Fe15W10'a dönüşür ve gri bölge kompozisyonu Fe40Ti40Ni20'ye dönüşerek daha kalın hale gelir ve dendritik bir görünüm oluşturur.

4.3 Mekanik Test Bulguları

4.3.1 Mikrosertlik Test Bulguları

FeNiCuTiW_x yüksek entropili alaşımda Tungsten oranının değişmesine bağlı olarak ortalama sertlik değişimi Şekil 4.7'de verilmiştir. En yüksek eş mol alaşımında (FeNiCuTiW1), sertlik değeri, daha az Tungsten içeren diğer alaşımlara kıyasla daha düşüktür. Mikrosertlik ölçümü, alaşımdaki tungsten miktarına ve matris içindeki tutarlı dağılımına ve boyut dağılımına göre sertlik değerlerinde bir artış görülebileceğini göstermiştir. Bununla birlikte, eş mollü olarak yapılan ilk numunede, tungstenin homojen

olarak ergimemesi sonucu olabileceği gibi büyük küresel ikincil fazlar olarak biriktiği ve bu nedenle sertlik oranında ani bir düşüş olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 4.7 Değişken Tungsten oranına göre ortalama sertlik.

Ancak, Şekil 4.4'te görüldüğü gibi, W açısından zengin faz bölgelerinin dağılımı genel olarak mikro yapıda çok baskındır. Tungsten elementi genellikle yüksek sertliği ile bilinmesine rağmen, ITER dereceli %99,99 saf Tungsten'in sertlik değeri yaklaşık 450HV'dir (Yu vd. 2020). Bu durum, bu çalışmada da ölçü olarak yüksek Tungstenli YEA'nın daha düşük sertlik değerlerine sahip olmasının şaşırtıcı olmadığını göstermektedir. Diğer örneklerde, azalan tungsten oranının, ince dağılmış dendritik W açısından zengin bölgelerin ve FeTi bölgelerinin varlığından kaynaklanabilecek sertlikteki artış açısından sertliğe olumlu yansıdığı görülmektedir. Farklı tipte intermetaliklerin varlığı da genel sertliğe katkıda bulunur. Ancak, bu olası intermetalik fazların dağılımı, intermetalik yapıların, demir veya nikel bazlı katı çözeltilerde olduğu gibi dislokasyonların serbestçe hareket etmesine izin vermeyen üst yapıları nedeniyle deforme edilmesi zor olduğundan sertlikte bir artışa neden olabilir (Talaş 2017).

4.4 Difüzyon Kaynağı Bulguları

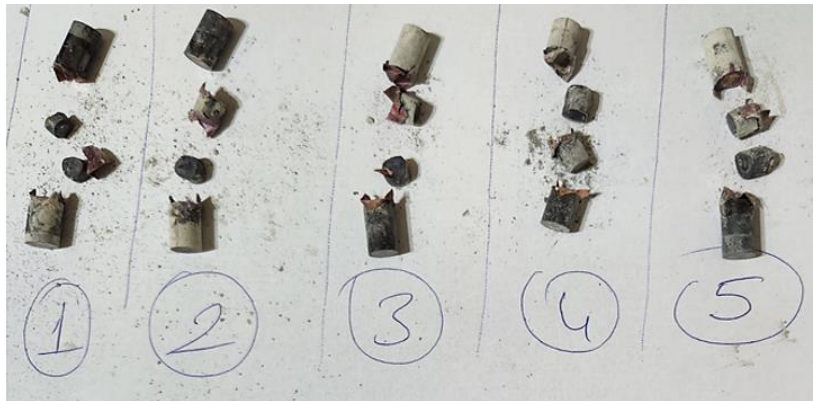
SiC kullanılarak yapılan ısıtıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numuneleri Resim 4.1'de, SiC kullanılarak yapılan ısıtıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numunelerinin ayrılmış hali Resim 4.2'de gösterilmiştir.

Ar gazı kullanılarak yapılan ısıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numuneleri Resim 4.3'te, Ar gazı kullanılarak yapılan ısıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numunelerinin ayrılmış hali Resim 4.4'te gösterilmiştir.

SiC kullanılarak ve Ar gazı kullanılarak yapılan ısıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numunelerinin ayrılması durumuna sebep olarak, azalan W miktarının difüzyonu olumlu etkilemesinin yanı sıra artan Ti oranının ise difüzyonu olumsuz etkilediği düşünülmektedir. Ancak difüzyon kaynağı tam anlamı ile gerçekleşmediği için bu durum kanıtlanamaz. Bu nedenle difüzyon kaynağı olmamış numunelerin SEM ve XRD sonuçları incelenmesi yapılmıştır.



Resim 4.1 SiC kullanılarak yapılan ısıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numuneleri.



Resim 4.2 SiC kullanılarak yapılan ısıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numunelerinin ayrılmış hali.

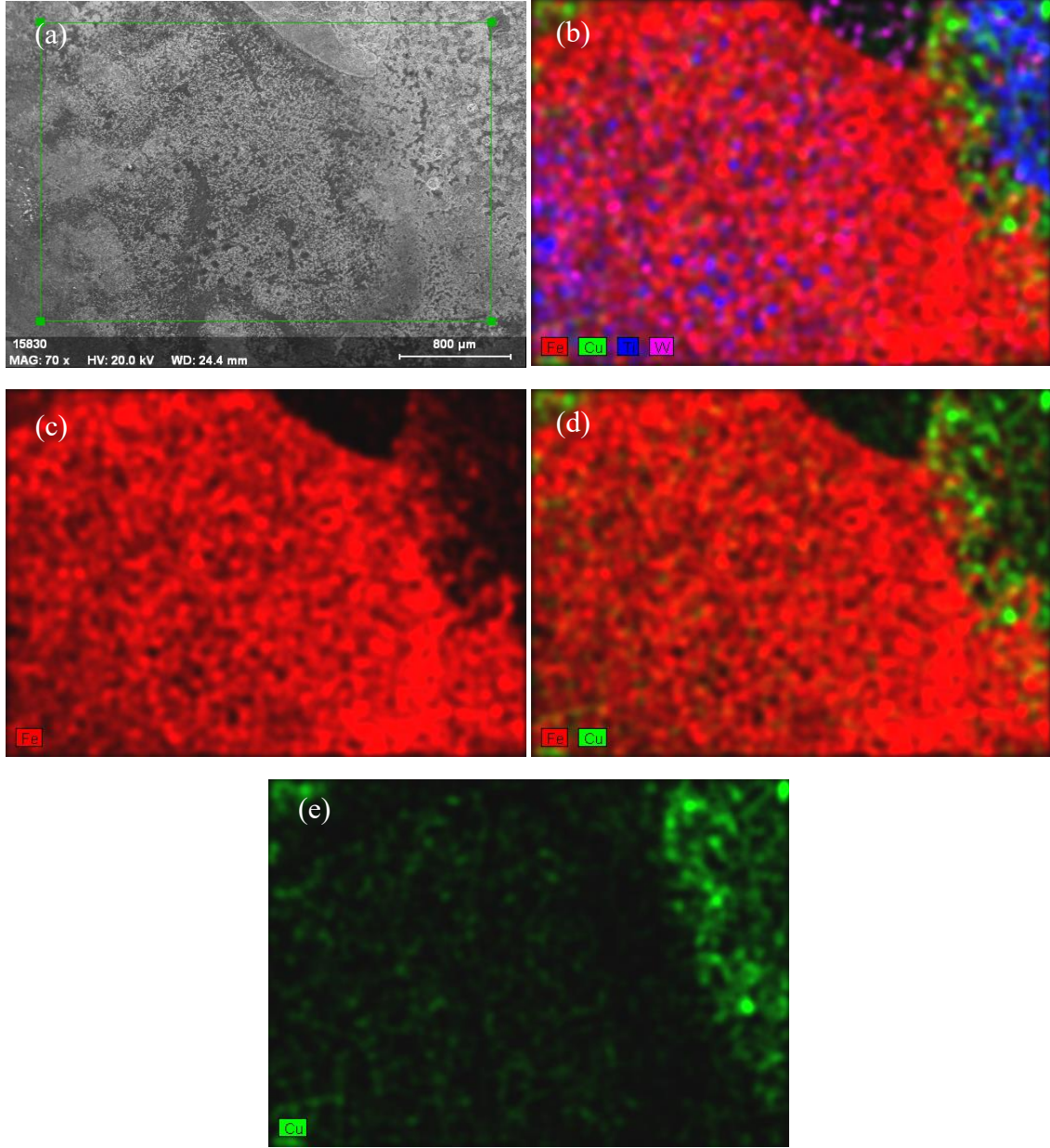


Resim 4.3 Ar gazı kullanılarak yapılan ısıtıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numuneleri.



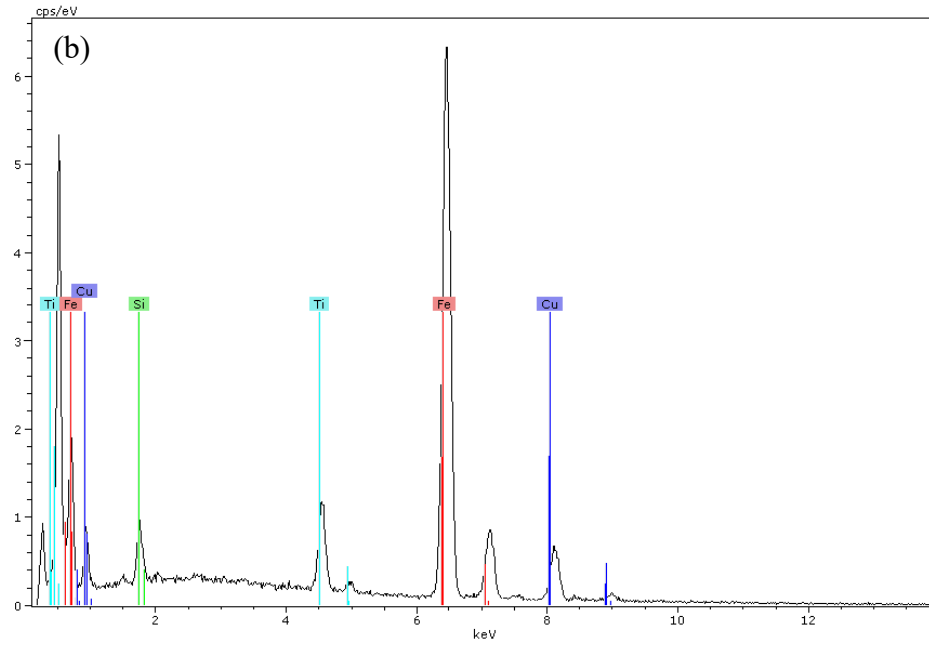
Resim 4.4 Ar gazı kullanılarak yapılan ısıtıl işlem sonrası kalıplardan çıkartılan difüzyon kaynak numunelerinin ayrılmış hali.

FeNiCuTiW difüzyon kaynağı yapılmış olan numunesinde gerçekleştirilen SEM ve XRD sonuçlarına göre Şekil 4.8’de yüzeyde yoğun miktarda Fe gözlemlenmiştir. Yüzeyde gözlemlenen Fe’nin yanında; bölgesel olarak yoğunlaşmış Cu ile karşılaşmış olup, matriste Ti ve W’de Fe’nin yoğun olduğu bölgede görülmüştür.



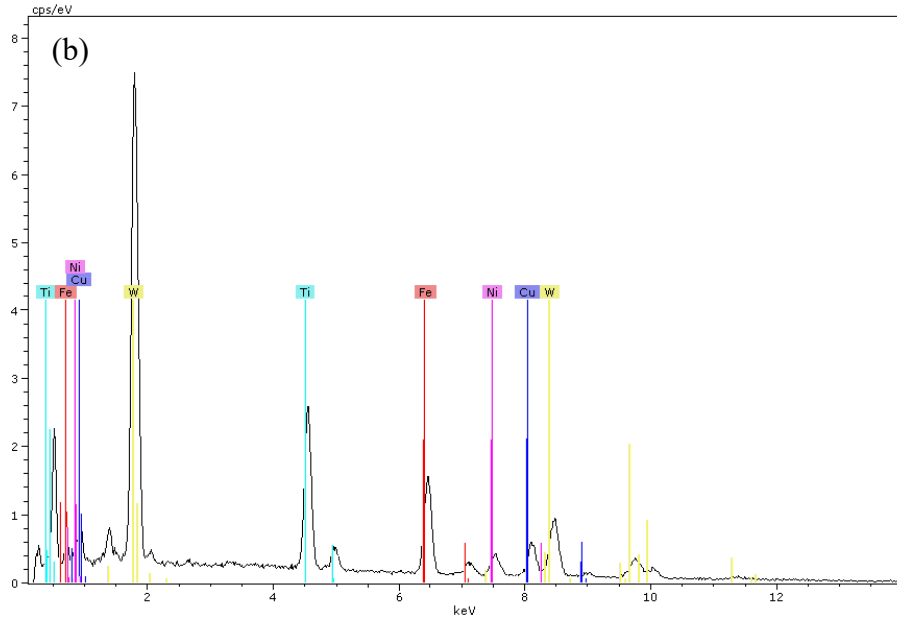
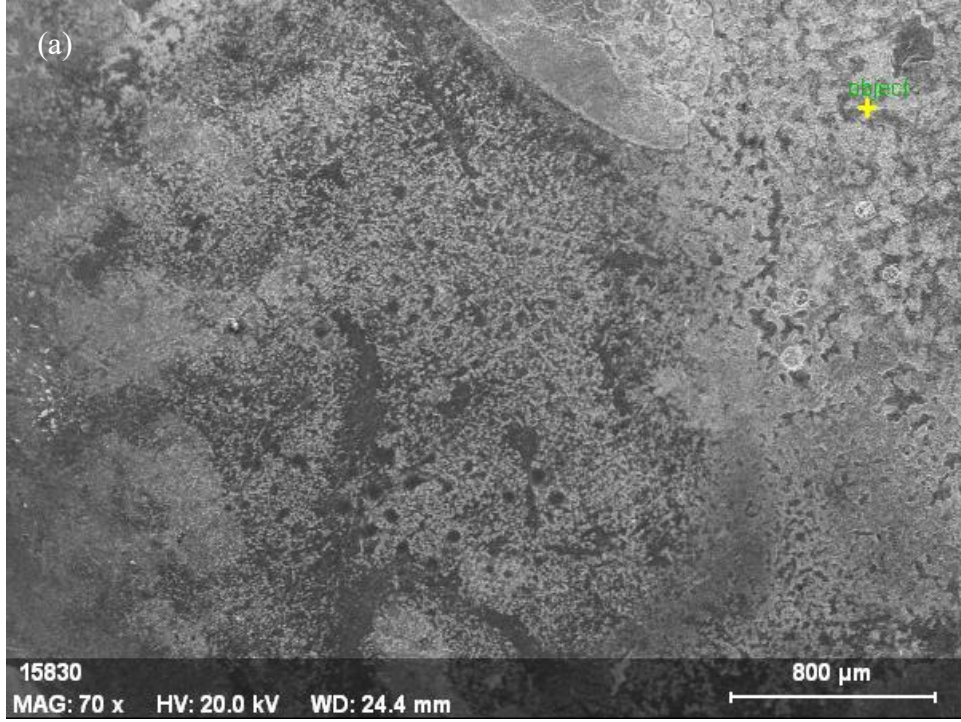
Şekil 4.8 FeNiCuTiW1 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü; b) Fe, Cu, Ti, W elementsel haritası; c) Fe elementsel haritası; d) Fe ve Cu elementsel haritası; e) Cu elementsel haritası.

Şekil 4.9'da ilk noktadan alınmış olan SEM ve EDX grafiği incelendiğinde elementsel haritayı destekleyecek şekilde yüksek Fe ve Ti içerdiği gözlemlenmiştir.

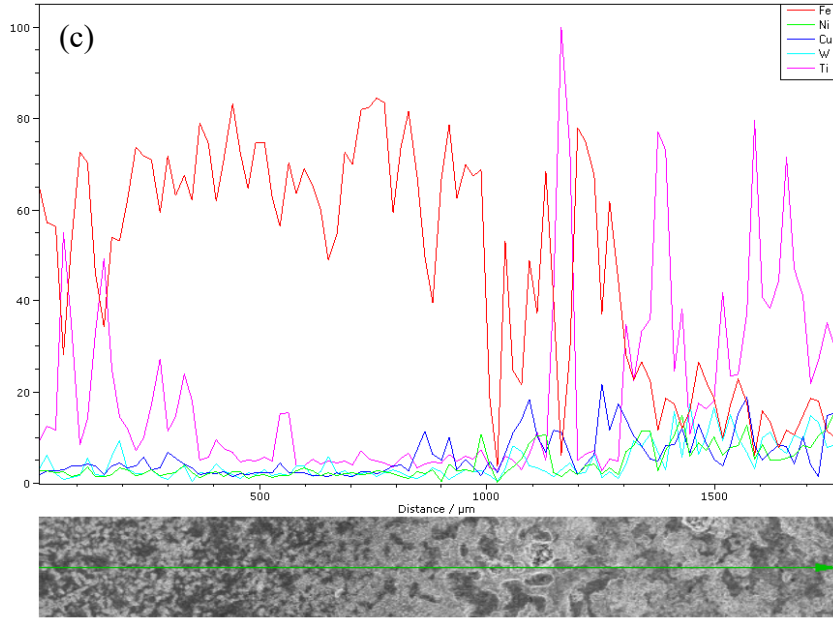
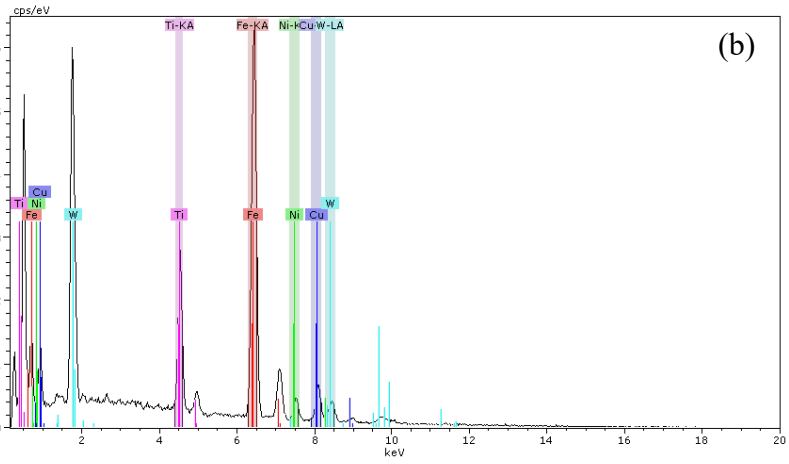
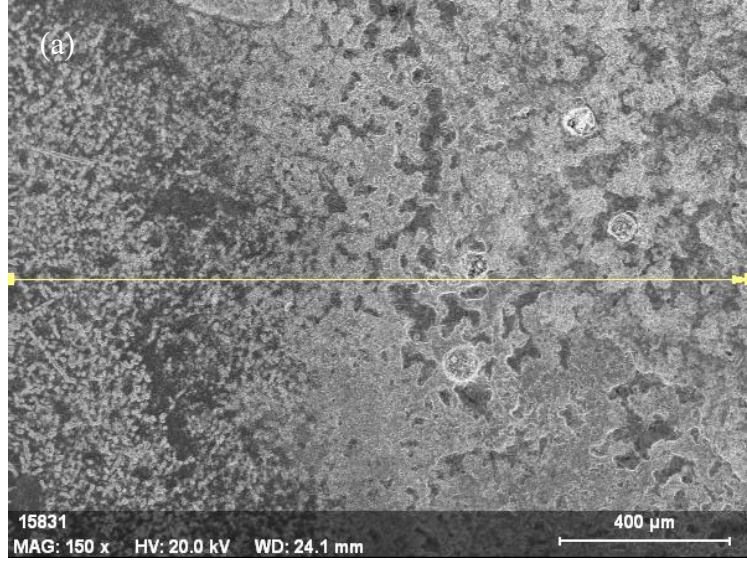


Şekil 4.9 FeNiCuTiW1 difüzyon kaynağı sonrası ilk bölgenin a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.

Şekil 4.10'da ikinci noktadan alınmış olan SEM ve EDX grafiği incelendiğinde yüksek oranda W içerdiği gözlemlenmiştir.

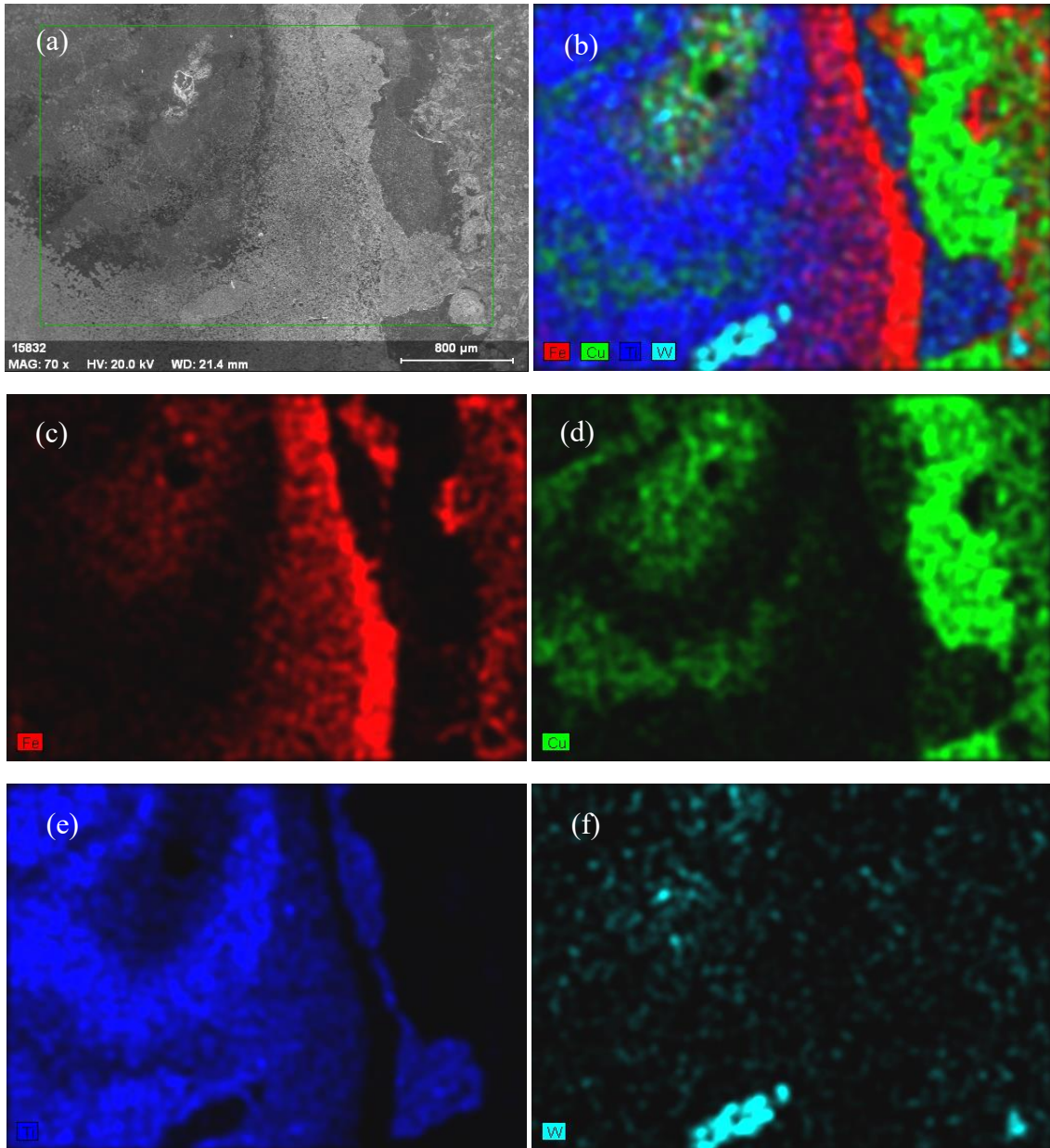


Şekil 4.10 FeNiCuTiW1 difüzyon kaynağı sonrası ikinci bölgenin a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.



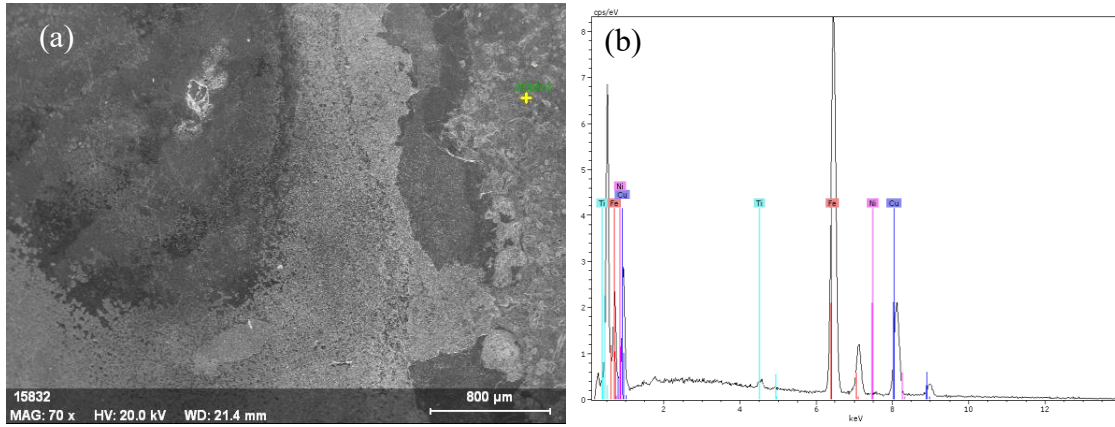
Şekil 4.11 FeNiCuTiW1 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği, c) Çizgi analizi.

Şekil 4.11’de çizgisel EDX grafiği incelendiğinde ise Fe ve Ti piklerinin ayrıştığı gözlemlenmiştir. Bu ayrışımın oluşumu, Fe ve Ti içerikli intermetalik benzeri oluşumların oluşmadığını ve özellikle, difüzyon işlemi sırasında Ti bölgelerinin ayrıca oluştuğu veya sehrehagasyona maruz kaldığı görülmektedir. Fe₃Ti veya FeTi benzeri oluşumların oluşmaması yanında, Fe ve Ti’nin ayrıştığı ve daha sonra Cu’nun da ayrışmasına sebep olduğu görülmektedir. Bu 4 elementin birbiri içerisindeki sınırlı çözünürlükleri muhtemelen faz ayrışmasına sebep olmuştur.

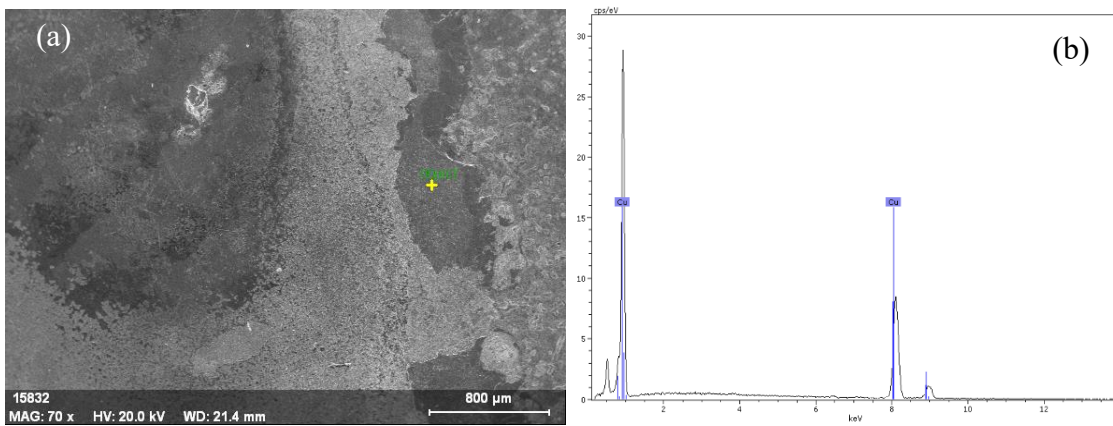


Şekil 4.12 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü; b) Fe, Cu, Ti, W elementel haritası; c) Fe elementel haritası; d) Cu elementel haritası; e) Ti elementel haritası; f) W elementel haritası.

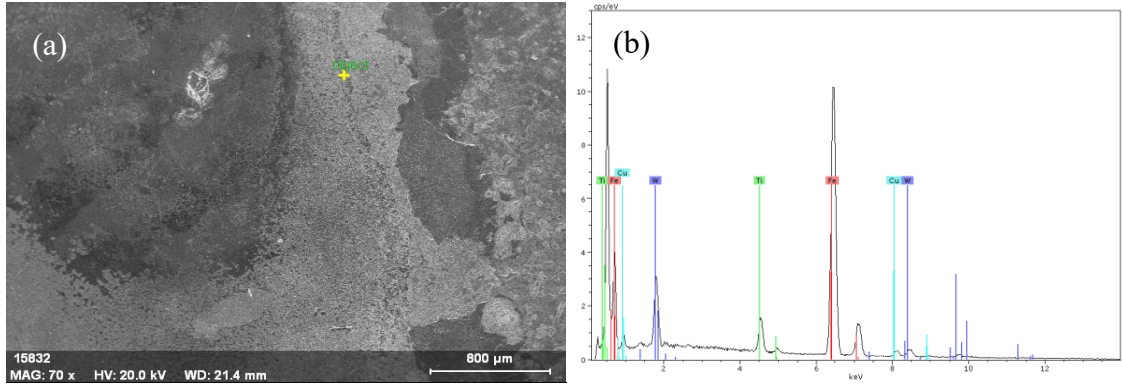
Şekil 4.12’de FeNiCuTiW0.4 yüzey elementsel haritası incelendiğinde daha homojen olmayan bir sistemle karşılaşılmıştır. Fe, Ti ve Cu’ın bölgesel olarak ayrışırken; W’nin matris içerisinde kısmi homojen bir şekilde dağıldığı söylenebilir. W’in kısmi olarak rastgele dağılımı, diğer elementlerin bölgesel dağılımı daha çok Cu’nun Bakır-Tungsten sistemleri, bu sınırlı çözünürlük nedeniyle katı çözeltiler yerine kompozitler oluşturur. Bakırın kaynama noktasında, maksimum çözünürlük yaklaşık %0,97 at. % W'a ulaşır, bu da kabaca ağırlıkça %1,3'e eşdeğerdir, ancak daha düşük sıcaklıklarda keskin bir şekilde düşer. Ni veya Fe gibi katkı maddeleri, daha iyi performans için Cu'daki W çözünürlüğünü biraz artırabilir (Zhang vd, 2022).



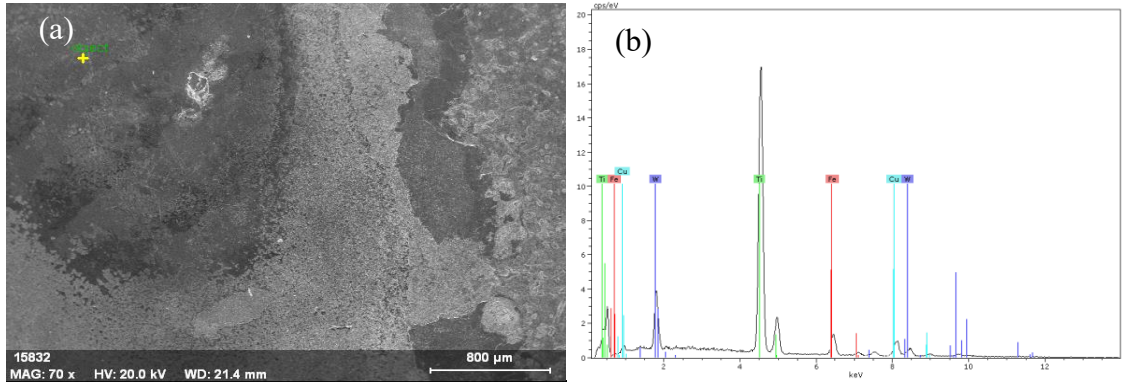
Şekil 4.13 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.



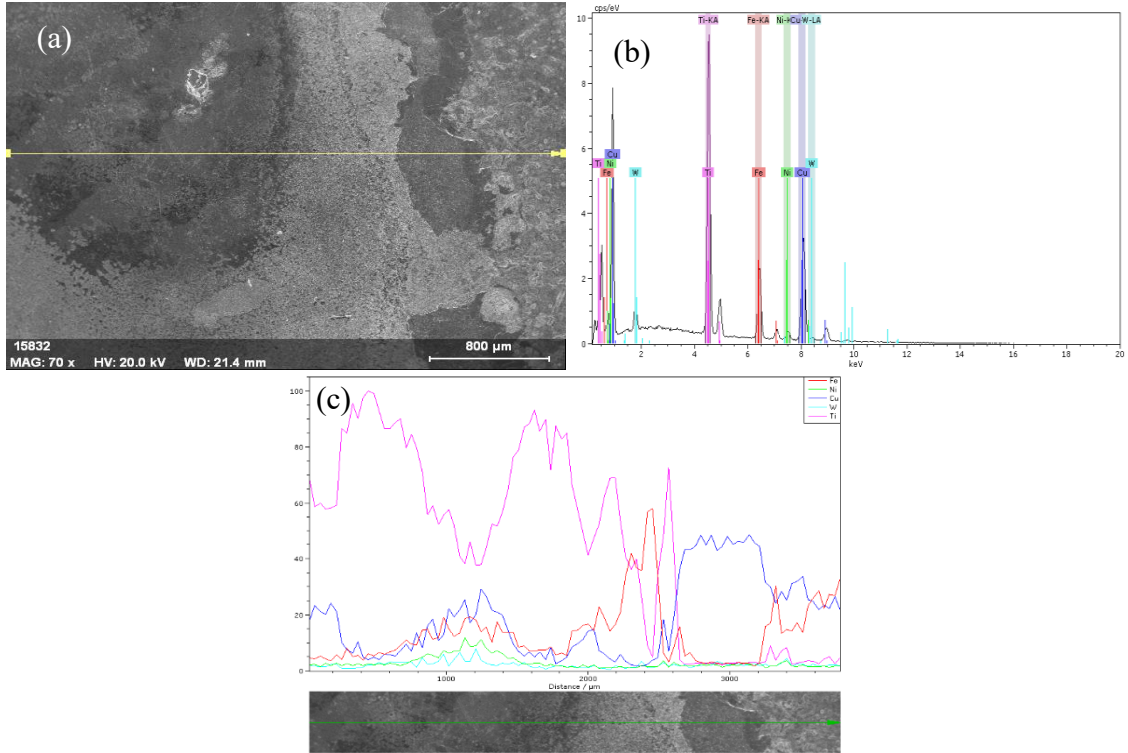
Şekil 4.14 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.



Şekil 4.15 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.



Şekil 4.16 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği.



Şekil 4.17 FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynağı sonrası a) SEM görüntüsü, b) EDX grafiği, c) Çizgi analizi.

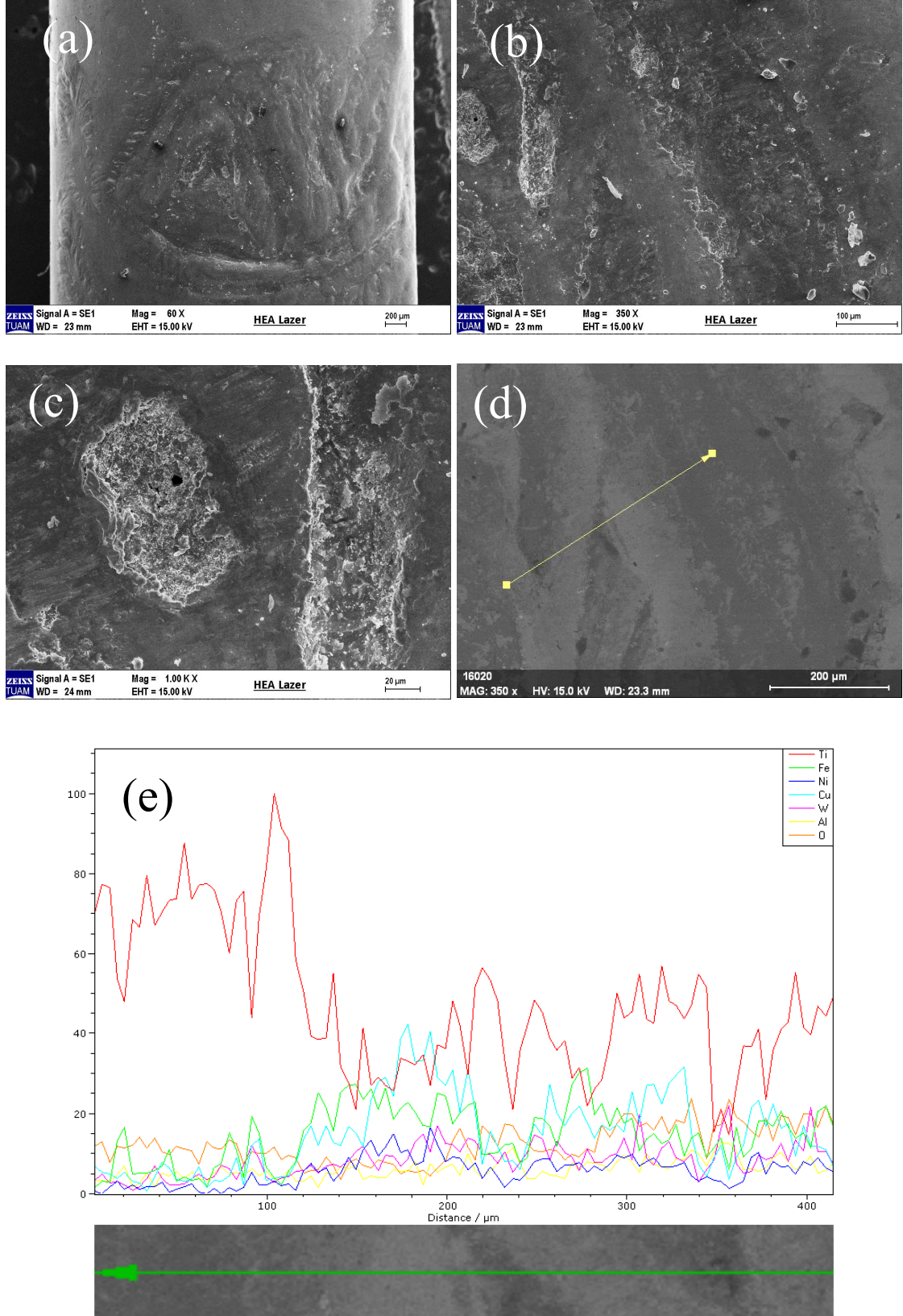
Şekil 4.13- Şekil 4.17 arasındaki EDX grafikleri incelendiğinde Cu-Ni sistemin bereber çalıştığı, W'nin matris içerisinde kısmı olarak çözüldüğü, Ti ve Fe'in birbirlerinden bölgesel olarak ayrıştığı görülmektedir.

Sonuç olarak; FeNiCuTiW1 ile FeNiCuTiW0.4 difüzyon kaynak numunelerinin SEM ve EDX sonuçları incelendiğinde bölgesel olarak değişen Fe ile Ti oranları söz konusudur. Difüzyon kaynağı 850 °C'de gerçekleşmiş olup homojenleşme için düşük bir sıcaklıktır. Ancak ana malzeme üretimi sırasında yapılmış olan EDX analizleri ile kaynak sonrası EDX analizleri karşılaştırıldığında yüzeyde bölgesel olarak artan Fe ve Ti söz konusudur. Bu durum ise yüzeyde ince bir flim tabakası şeklinde oluşan FeO ve TiO₂ nedeni ile oluştuğu düşünülmektedir.

4.5 Lazer Kaynak ve Sert Lehim Aratabakalı Elektrik Direnç Isıtma ile Birleştirme Çalışması

Şekil 4.18'de 100W lık lazer gücü ile üretilen kaynak dikişinin dış görünümü verilmektedir. Kaynak bölgesinin SEM görüntüsü lazer ışının geçtiği bölgede yüzey perforasyonunu işaret etmektedir. Yüzeyde ortaya çıkan homojen olmayan morfolojik değişimler ergime ve katılaşma aşamalarının bir sonucudur. Lazer kaynak dikişi genişliği tam orta bölgeden yaklaşık olarak 1.2 mm genişliğindedir ve kaynak işlemi bir tur dönmede tamamlanmış ve kaynak sırasında ergimeyi iyileştirmek için zikzak hareketi yapılmaya çalışılmıştır. Şekil 4.18 a-c'de verilen resimlerin altında ve üstünde görüldüğü gibi, kaynak bölgesinde lazer kaynağı sırasında ve takip eden katılaşma sırasında bir derinlik ortaya çıkmıştır ve yükseltiler ve alçalma bölgelerinin ortaya çıktığı için bu durumun sadece katılaşma çekmesi ile alakalı değil aynı zamanda, yüksek enerjili ışının temas ettiği bölgedeki buharlaşma ile ilgili olacağı düşünülmektedir. Herhangi bir ön işleminden geçirilmeden yapılan SEM incelemesinde, Şekil 4.18b ve Şekil 4.18c, yüzeyde kaynaktan sonra dikiş üzerinde tabaka kalkmasına benzer kopmaların olduğu ve dikiş bölgesinde Ar altında yapılmasına rağmen boşlukların görüldüğü tesbit edilmiştir. Bu tür kopmalar, ark ergitme sonrasında ortaya çıkan intermetalik oluşumlarla ortaya çıkan ısıl uyumsuzlukla ilişkili çatlak ve dökülme ile benzerlik taşımaktadır. Şekil 4.18b'de görüldüğü gibi, sağ üst köşede işaret edildiği gibi, ısıl genleşme uyumsuzluğuna benzer

şekilde parça kopması görülmektedir. Lazer kaynaklarında ısıl genişleme sorunları, yoğun ve lokalize ısı girdisi nedeniyle malzemenin eşit olmayan genişlemesi ve büzülmesinden kaynaklanır; bu da termal gerilimler, şekilsel bozulma (distortion) ve eğrilik gibi kusurlara yol açar. Bölgesel ısı girişi, lazerin küçük bir alana odaklanmasıyla dik sıcaklık gradyanları oluşturur ve malzemenin hızlı ısıtılıp soğutulması genişleme-büzülme döngülerini tetikler. Isıdan etkilenen bölge (HAZ) çevresinde mikro yapısal değişiklikler gerilim birikimine neden olur; yüksek termal genişleme katsayısına sahip malzemeler (örneğin bazı alüminyum alaşımları ve nikel esaslı alaşımların bazıları) bu sorunu daha fazla yaşar. Hızlı soğuma, ani sıcaklık değişimlerini artırarak kalıntı gerilimler ve çatlak riskini yükseltir. Isıl genişleme sonuç olarak, iş parçasında boyutsal hatalara, eğilmeye sebep olur; ince malzemelerde bükülme daha belirgindir. Aşırı ısı, malzeme yanması veya HAZ genişlemesiyle kaynak kalitesini bozar. Bu tür kusurlar, Lazer gücü ve kaynak hızını optimize ederek ısı girişini dengelemek ile giderilebilse de darbeli veya kısa süreli duraklama yöntemi kaynak teknikleri termal gradyanları azaltır. Ancak en önemli ve efektif yöntem ön ısıtma (yüksek Isıl Genleşme Katsayılı (CTE)'li malzemeler için) uygulamaktır ve soğuma hızının kontrol edilmesi soğutma sırasında iç gerilimleri minimize eder ve kırılmayı veya çatlamayı engeller.

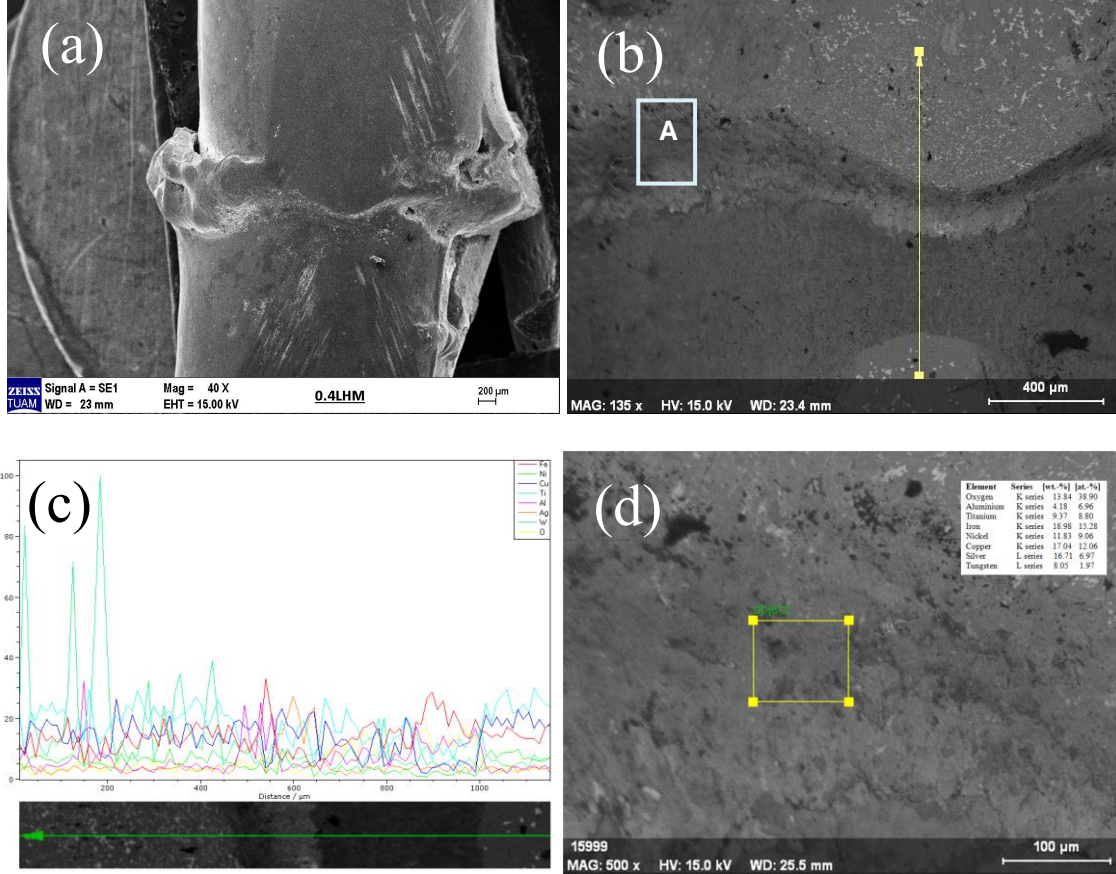


Şekil 4.18 Ek metallsiz lazer ile kaynaklanmış olan alaşımın a) düşük büyütmedeki görünümü, b) lazer izleri ve c) kaynak bölgesinde oluşan intermetalik oluşumuna işaret eden bölgeler ve kaynak sırasında oluşan porozite. d) kaynak bölgesi EDX çizgi analiz bölgesi e) EDX çizgi analizi.

Bir önceki resimde görülen Lazer kaynağı yapılan bölgeden alınan EDX çizgi analizi alınmış hali, elementel seviyede çok ciddi değişikliklerin ve morfolojik değişimlerin olduğunu göstermektedir. Ti içeriğindeki değişim diğerlerine çok daha fazla miktarda ve muhtemelen yüzeydeki derinlik veya çukurumsuz oluşumlar yüzünden EDX sensörüne giden sinyallerinden kaynaklanan farklılıkta dolayı olduğu düşünülmektedir. Ti un bölgesel değişimi demire göre ters bir şekilde değişiyor. Ayrıca Cu nun değişimi demirine benzer bir davranış gösteriyor. Ti elementinin yüzeyde çok ince bir tabaka olarak kaldığı ve aynı zamanda, çok hızlı bir şekilde oksit yaptığı düşünülürse (Ellingham diyagramına göre Al'dan sonra en aktif element olma özelliği taşımaktadır), yüzeyde yüksek miktarda bulunması bu şekilde açıklanabilir. Bununla beraber, Al üretim sırasında hızlı bir şekilde oksit oluşumu ile kaybolacaktır ve bu oksit miktarının çok fazla olmasına gerek yoktur. Alüminyumun (Al) oksitlenmesi için gereken minimum oksijen kısmi basıncı, $4/3Al + O_2 \rightleftharpoons 2/3Al_2O_3$ reaksiyonu için Ellingham diyagramlarından termodinamik denge ile belirlendiği gibi sıcaklığa bağlıdır. PO_2 dengesinin altında, kararlı Al_2O_3 oluşamaz ve oksidasyonu önler. 1000 K'de ($\sim 727^\circ C$) bu basınç yaklaşık 10^{-30} atm'dir; 2000 K gibi daha yüksek sıcaklıklarda ise yaklaşık 10^{-10} atm'ye yükselir. Alüminyum, çok daha yüksek kısmi basınçlarda (örneğin, yüksek sıcaklıklarda $>10^{-20}$ atm) bile kolayca oksitlenir ve havada veya düşük PO_2 ortamlarında ince bir pasif Al_2O_3 tabakası oluşturur. Büyüme oranları, yüzey adsorpsiyon kinetiği nedeniyle oksijen basıncı ile artar. Denge PO_2 miktarı, sıcaklık ile üstel fonksiyon şeklinde olarak artar ve oksidasyon dengenin üzerinde gerçekleşir ancak ultra düşük basınçlarda yavaşlar. Buna karşın Ti ise daha farklı davranır. Titanyumun (Ti) oksitlenmesi için minimum oksijen kısmi basıncı, Ellingham diyagramlarında gösterildiği gibi, termodinamik olarak $Ti + O_2 \rightleftharpoons TiO_2$ (veya TiO gibi daha düşük oksitler) reaksiyonunun dengesi ile belirlenir ve sıcaklıkla güçlü bir şekilde değişir. 1000 K ($\sim 727^\circ C$) gibi tipik sıcaklıklarda, denge PO_2 değeri 10^{-20} ila 10^{-15} atm civarındadır, alüminyumdan çok daha yüksektir ancak yine de son derece düşüktür ve bu eşiğin altında kararlı oksit oluşumunu önler. 2000 K'de yaklaşık 10^{-5} atm'ye yükselir. Titanyum, havada (0,21 atm O_2) veya daha düşük basınçlarda (yüksek sıcaklıklarda $>10^{-10}$ atm) kolayca pasif bir TiO_2 tabakası oluşturur ve artan adsorpsiyon ve difüzyon nedeniyle PO_2 yükseldikçe oksidasyon kinetiği hızlanır. TiAl alaşımları üzerinde yapılan çalışmalar, düşük oksijen kısmi basınçlarında oksit tabakasının çatlaması sonucu daha hızlı oksidasyon hızları gözlemlenmektedir.

Benzer argümanlar sert lehim aratabaka kullanılarak yapılan kısa süreli difüzyon prosesine maruz kalan elektrik dirençle ısıtılmalı numune içinde ifade edilebilir. Şekil 4.19'da verildiği gibi, ara tabakalı birleştirme işleminde, sert lehimin sıcaklığın etkisiyle dışarı doğru taşıdığı ve kısmen dikey kırılmalı bölgelerin oluştuğu görülmektedir. Özellikle sıcaklığın ve baskı kuvvetinin fazlalığı nedeniyle (20 Kg) bir numunede çatlak oluşumu ve yatay yarılmaları meydana gelmiştir. Bir sonraki testte bu kuvvet 5 Kg a indirilmiştir ve kesme testi yapılmıştır. Ara tabakanın bileşimi ve her iki ana mazlemeye ne kadar ilerlediğini görmek amacıyla, EDX ve çizgi analizi yapılmıştır. XRD analizi alanın çok dar olması nedeniyle yapılamamıştır ve elde edilecek analiz süresinin yaklaşık olarak 3 saat'den fazla sürecek olması ve elde edilecek olan verinin parazit içerme olasılığının yüksek olması nedeniyle vazgeçilmiştir. Şekil 4.19 c'de verilen çizgi analizinde, her iki kenardaki ana malzemedeki W miktarının yüksekliği rahatlıkla görülmektedir. Ancak ara bölgedeki Ti, Cu ve Ag'nin miktarlarındaki artış ve diğer elementlerin miktarlarındaki artış bariz bir şekilde görülmektedir. Buna karşın, Al'un miktarı en düşük seviyededir. Şekil 4.19 d'de verilen A bölgesinden alınan alan analizine göre ise, Fe, Ni, ve Cu'nun daha çok bulunduğu ve bu elementlerin aslında çözücü matris olarak davrandıkları anlaşılmaktadır. Öyleki, sıcaklık ve faz diyagramlarına bağlı olarak tipik olarak alfa-Fe (ferrit) veya gama-Fe (östenit) fazlarında ağırlıkça %1 ila %5 arasında demirde (Fe) katı çözünürlük sergiler; Mn ötektoid sıcaklıkta ($\sim 727^{\circ}\text{C}$) yaklaşık ağırlıkça %2-3 çözünürlüğe kadar; Si 1200°C civarında, birkaç element, ağırlıkça %1-2 civarında maksimum, ancak bazı durumlarda genellikle %4-5'e kadar belirtilir ve Cr östenit sıcaklıklarında karbür oluşturmadan önce ferritte ağırlıkça %1-2 ile sınırlıdır. Nikel (Ni) içinde ağırlıkça %1 ile %5 arasında katı çözünürlüğe sahip elementler sınırlıdır, çünkü Ni yakınındaki birçok elementle tam katı çözeltiler oluşturur (örn, Cu $> \%5$, Pd $> \%5$) ancak faz diyagramı sınırları, kristal yapı uyumsuzlukları veya düzen eğilimleri nedeniyle diğerleriyle sınırlı çözünürlük gösterir; Al, Ni_3Al intermetalikleri oluşturmadan önce yüksek sıcaklıklarda ymk Ni'de ağırlıkça %2-3 civarında maksimum çözünürken, Ni_3Ti faz oluşumu ile sınırlı $\sim \%3-4$ çözünürlüğe kadar gider. Ti ve Ni matrisinde yaklaşık ağırlıkça %1-2 Cr, daha yüksek miktarlar hmk fazlarına veya karbürlere yol açar. Fe, yüksek sıcaklıklarda Ni içinde ağırlıkça $\sim \%5-10$ maksimum, hmk faz ayrışması ile sınırlı olmak üzere çözünür; Cu ise tüm bileşimlerde tam katı çözeltiliye sahiptir. Bunlar denge maksimumlarıdır, tipik olarak yüksek sıcaklıklarda ($\sim 800-1400^{\circ}\text{C}$); oda sıcaklığı

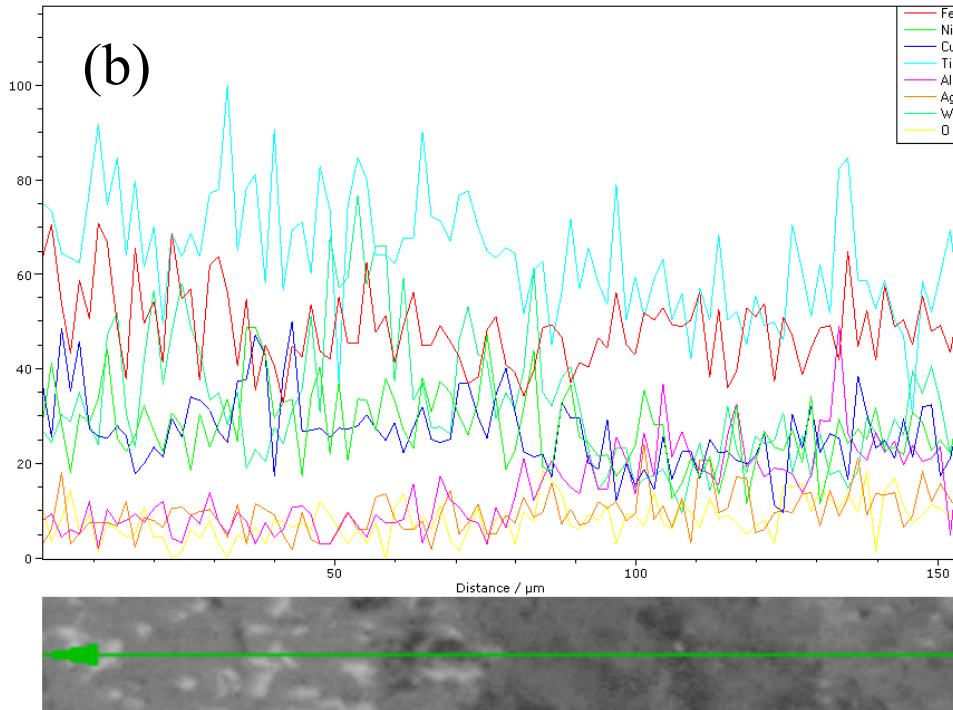
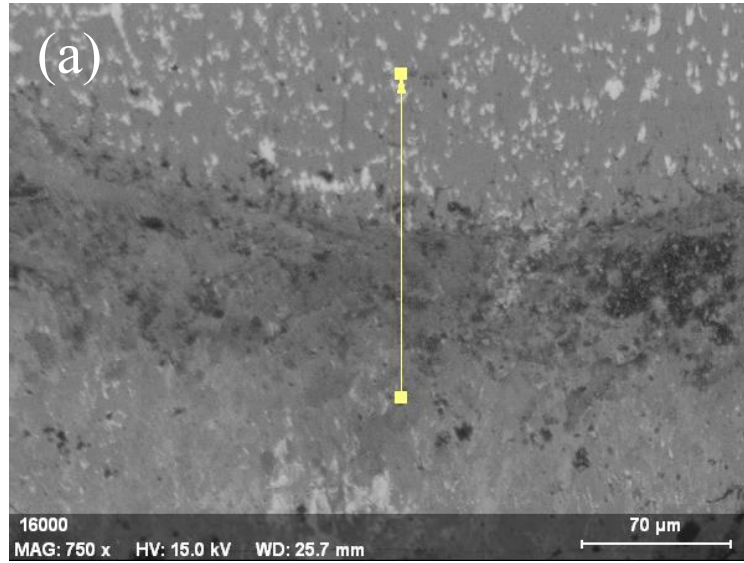
değerleri düzenlenme veya çökelme nedeniyle daha düşüktür. Al/Ti gibi elementler ağırlıkça <math><1-5</math> civarında Ni içerisinde kalır.



Şekil 4.19 Ara tabaka olarak sert lehim malzemesi kullanarak yapılan direnç difüzyon kaynağı makro görüntüsü, b) sert lehim ile birleştirme bölgesi, c) birleşme bölgesinden alınan çizgi analiz d) A noktasından alınan alansal bileşim analizi.

Sert lehim aratabaka ile ana malzemeler arasındaki, geçiş bölgesinin elemental olarak daha iyi bilgi verebileceği düşünülerek EDX çizgi analizi yapılmıştır (Şekil 4.20). Bu analizden de görüldüğü gibi, Fe, N, Ti ve W elementlerinin elektrik direnci ısıtma sırasında difüzyonal harekete veya daha doğru bir ifade ile taşınma maruz kaldığı görülmektedir. Taşınım prosesi sırasında matrisin çözünürlüğü, yukarıda da ifade edildiği gibi, oldukça önemli olup, özellikle W'un Fe içerisindeki çözünürlüğü ve Ni'in hem bakır ve hem de Ti'ü yüksek sayılabilecek bir oranda yaklaşık olarak %3-4 oranında çözmesi bu sonucu doğurmuştur. Sert lehim aratabakasının YEA kısmında Al ve Ag elementlerinin miktarının düşmesi ancak varlığı ise oldukça ilginçtir ki, arayüzeyden yüksek miktarda YEA içerisinde taşınımını yine bu elementlerin Ni içerisindeki yüksek

miktarda çöznürlüklerinden kaynaklanmaktadır. Fe elementinin miktarının difüzyon çizgisi veya EDX çizgisi boyunca değişmemesi ise, oldukça ilgi çekiçidir. Çünkü Fe'nin diğer elementler içerisindeki çöznürlüğü düşük olup, sadece Ni içerisinde yüksek miktarda çöznürmektedir. Ni içerisinde özellikle gama demir içerisinde yani östenit içerisinde, %100 oranında çöznürken, alfa demir içerisinde yaklaşık olarak %3 oranında çöznürmektedir ki, Fe ve Ni çizgilerinin neredeyse yan yana olmasının sebebi bu olabilir.



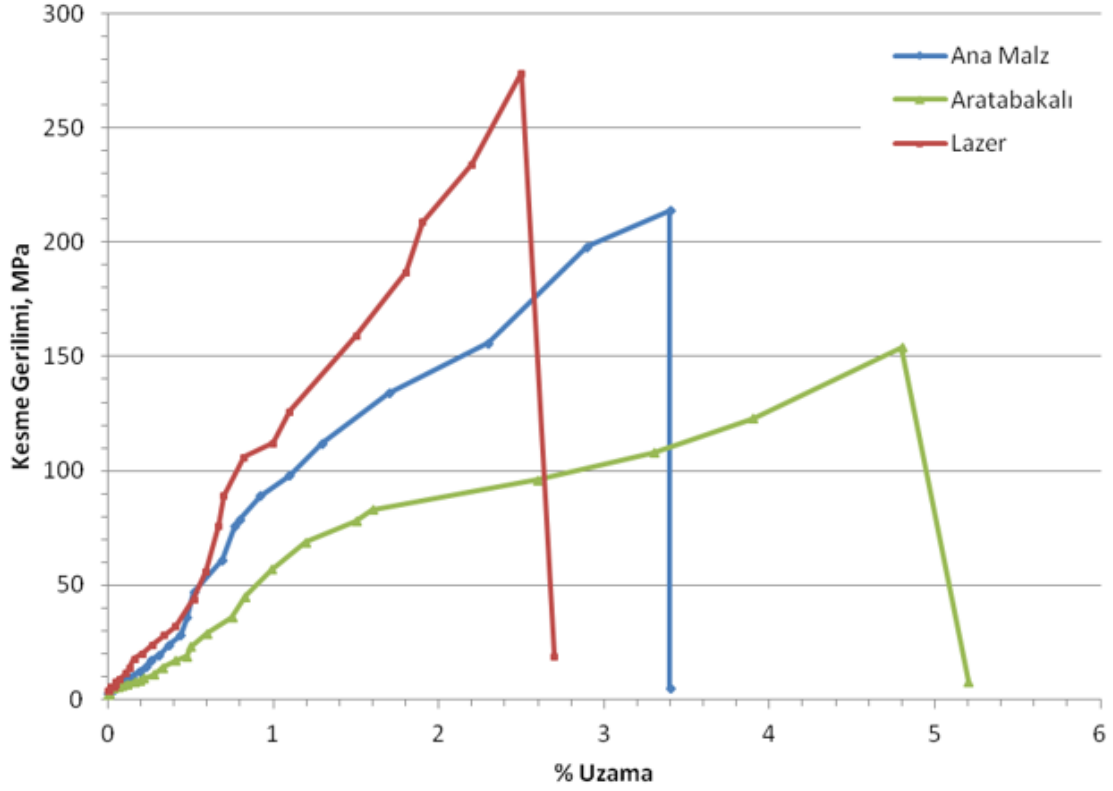
Şekil 4.20 Yüksek Entropili alaşım ve sert lehim arasında oluşan geçiş bölgesine ait çizgi EDX analizi.

4.6 Kesme Testleri ve Kırılma Yüzeyleri

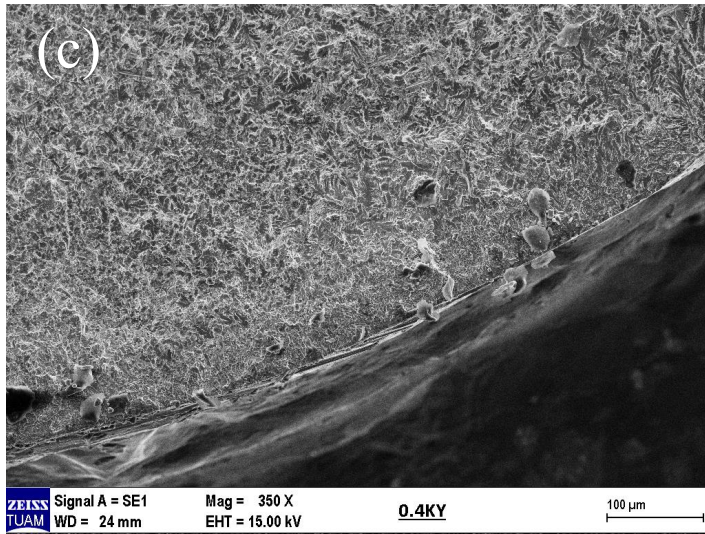
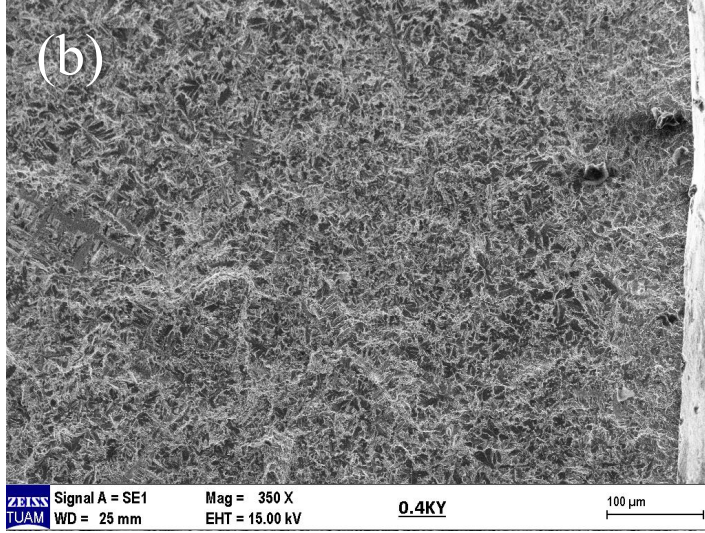
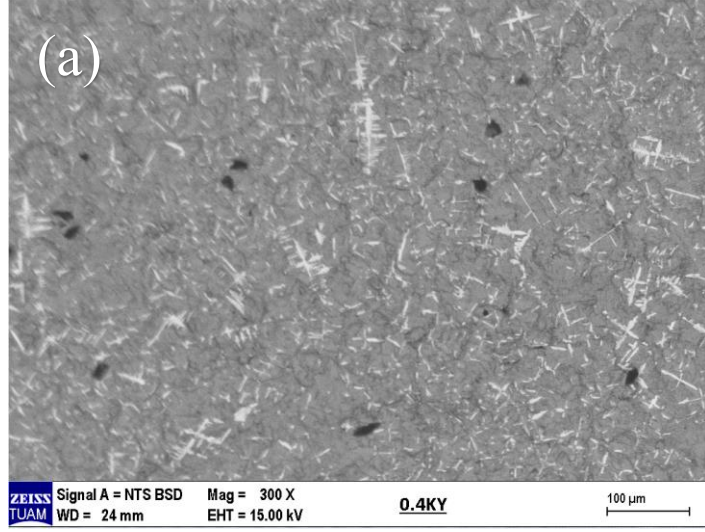
Lazer ve elektrik direnç ısıtmalı sert lehim tabakalı birleştirme ile üretilen numuneler, 100kN üniversal çekme test cihazında kesme aparatı kullanılarak test edilmiştir. Newton (N) olarak okunan değerler kesme alanına bölünerek kesme dayanımı bulunmuş ve uzama değerlerine göre çizdirilmiştir (Şekil 4.21). Lazer kesimdeki hızlı soğuma ve kesmedeki kırılma kuvvetinin ana malzemenin dayanımına oldukça yakın olduğu görülmektedir. Kaynak bölgesinin en dar olması nedeniyle, kaynaklandıktan sonra kaynak bölgesinin üzerinde bir daha gidilmiş ve geniş bir kaynak yüzey eldesine çalışılmıştır. Ayrıca, kaynağın olduğundan emin olmak içinde bu süreç gerçekleştirilmiştir. Numunelerin kesme testi sırasında çok sayıda yüzeysel kırıklar oluşmuş özellikle Lazer kaynağı ile üretilen ve işlem görmemiş numunelerde bu kırılmalar oldukça fazla bir şekilde oluşmuştur. Elektrik direnç ile yapılan birleştirme numunesinde ise, uzun süreli ısıtma olduğu için ve soğuma koşullarının yavaş olması nedeniyle daha yumuşak bir yapının ortaya çıktığı düşünülmektedir. Bu nedenle, kırılma yüzey morfolojileri incelenmiş ve kırılma yüzey resimleri Şekil 4.22’de verilmiştir.

Isıl işlem görmemiş veya birleştirme için kullanılmayan ana malzemenin kesme testi sonrasında elde edilen kırılma yüzey SEM resmi Şekil 4.22’de verilmiştir. Isıl işlem görmemiş olan numunenin üretildiği durumdaki hızlı soğutulmasında dikkate alınırca oldukça kırılma yüzeyinin oldukça düz olduğu ve gevrek kırılma modunda kırıldığı görülmektedir. SEM-BSE modunda çekilen resimde beyaz bölgelerin W’ce zengin bölgeler olduğu ve homojen bir şekilde dağıldığıda görülmektedir. Buna karşın, Şekil 4.21 b ve c’de verile kırılma yüzeylerinde ise, biraz daha fazla süneklik mevcut olup lokal plastik deformasyon izleri görünmektedir. Hem lazer ve hemde sert lehimle üretilen birleştirme numunelerinde ana malzemeye yakın veya ana malzemedan kırılma meydana gelmiştir.

Difüzyon ve Lazer ile Birleştirilmiş FeNiCrCuTiW0.4 Alaşımlarının Kırma Mekanik Özellikleri



Şekil 4.21 Lazer ve sert lehim kullanılarak birleştirilen yüksek entropili alaşımların lazer, elektrik direnç ve işlem görmemiş numunelerin (0.4W) kırma dayanımı – uzama grafiği.



Şekil 4.22 a) İşlem görmemiş ana malzemenin kesme testi sonrası kırılma yüzeyi, b) lazer ile birleştirilmiş numunenin kırılma yüzeyi ve c) sert lehim aratabaka ile birleştirilmiş numunenin kırılma yüzeyleri (Ana malzemedan kırılmıştır).

Birçok YEA'da, parçacıkların başlattığı boşluklardan (örneğin, Cr veya Mn bakımından zengin) kaynaklanan çukurlar ve çatlak uçlarında gerilme bölgeleri içeren sünek hasar ile kopma daha çok görülür. Hacim merkezli kübik (HMK) YEA'lar kırılma kesme ile daha düşük tokluk eğilimi gösterirken, karışık fazlı mikroyapı içeren alaşımlarda ise ikizlenme veya faz dönüşümü gibi deformasyon modlarına göre hasar meydana gelmektedir. Sünek olan YEA sistemlerinde, kafes bozulması ve istifleme hatası enerji azalmaları, ikizlenme kaynaklı plastisiteyi (TWIP) veya dönüşüm kaynaklı plastisiteyi (TRIP) etkinleştirerek sünekliği artırır. Katmanlı üretim gibi işlemler ile üretilen numunelerde, mukavemetten ödün vermeden kısmi hasar yaratan ikizlenme gibi deformasyon yoluyla tokluğu artıran mikro yapılar oluşturur. Kırılma tokluğu, kırılma durumlarda $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'nin altından optimize edilmiş YMK YEA'larda $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'nin üzerine kadar çıkar ve geleneksel alaşımlardan daha iyi performans gösterir. Darbe ve yorulma, çökme ile güçlendirilmiş alaşım sistemlerinde sünek modları daha da ortaya çıkaracak şekilde eğilim gösterir. Refrakter Yüksek entropili alaşımlar (RHEA'lar) öncelikle oda sıcaklığında transgranüler yarıma veya taneler arası hasar gibi gevrek kırılma modları sergiler, kink bant oluşumu gibi mekanizmalar nedeniyle yüksek sıcaklıklarda daha sünek davranışlara geçiş yapar (Long vd, 2019; Tung vd 2007). Normal ortam koşullarında, NbMoTaW gibi alaşımlar düşük toklukla (yaklaşık $3-10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) kesme kırılma gösterirken, NbTaTiHf kristal vida deformasyonu yoluyla üstün dayanım (-196°C 'de bile $\sim 86 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) gösterir. Daha yüksek sıcaklıklarda (1200°C 'ye kadar) NbMoTaW taneler arası kırılmaya eğilim gösterirken, eş eksenli mikroyapılar tokluğu sütunlu olanlara göre üç kat artırır. Artan iç gerinim, çoklu dislokasyon dinamikleri (birden fazla dislokasyon modlarının aktif olduğu) ve kesme bantları yoluyla gevrek davranışın arttığı karışık sünek-kırılma modları teşvik eder (Murty vd, 2014; Murty vd 2019).

5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, mol oranınca farklı Tungsten (W) katkılı FeNiCuTiW_x (mol oranındaki x değerleri, x=0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1) yüksek entropili alaşımları ark ergitme yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen malzemelere difüzyon kaynak işlemi uygulanmıştır. Üretilen numunelere mikrosertlik testi uygulanmış, mikroskop görüntüleri incelenmiş, mikroyapıda oluşan değişiklikler taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile incelenmiş, enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ile analiz edilmiş, XRD (X-ışını kırınımı) görüntüleri incelenmiştir. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- SEM ve optik mikroskop görüntüleri, Ti-Fe-Ni-Cu sisteminin homojen bir alaşım oluşturduğunu, tungstenin ise çok az miktarda W/W-Fe katı hal veya intermetalik faz oluşturma eğiliminde olduğunu göstermiştir.
- Artan tungsten oranı, belirli bir miktara kadar sertliğe olumlu katkıda bulunmuştur.
- FeNiCuTiW alaşım sistemi, değişen miktarlarda dört farklı faz içermektedir. Bunlar FeNiCuTiW matris fazı, FeTi/FeTiNi fazı, Ti açısından zengin Ti/TiCu fazı ve W veya WTidir.
- Mikrosertlik sonuçları, ikincil fazların, yani FeTi&FeTiNi ve Ti/TiCu'nun, 0,8'e kadar azalan W miktarıyla arttığını ve genel mikro sertlik değerlerinin FeNiCuTiW_{0,8}'den itibaren azaldığını göstermektedir. FeNiCuTiW₁ en düşük mikro sertliği göstermektedir.
- FeTi/FeTiNi zengin ikincil faz bölgeleri arasında FeNiCuTi katı çözeltilisinden ayrılan FeTi ve FeTiNi ve TiCu olan ikincil fazlar, W miktarının azalmasıyla artmaktadır.
- Hazırlanan yüksek entropili alaşımlar dökülmeye çalışıldığında, ark ile ergimiş haldeki yüksek entropili alaşımın yüzeyinde bulunan elementlerin birbirlerine karşı çekim kuvveti olan yüzey gerilimi kırılmasına rağmen vakum açıldığında

dökümün gerçekleşmediği görülmüştür. Bunun sebebi olarak W'un refrakter bir malzeme oluşu nedeniyle ark ergitmenin bütün yapıyı tam olarak eritememesi ve ayrıca Ti'un da benzer bir etkide segregasyon olup çekirdeklenmeyi veya tane oluşumunu hızlandırması söylenebilir.

- Sistemde pelet yerine toz formunda tungsten kullanımını erimeme sorununa yardımcı olacaktır. Ayrıca, FeNiCuTiW alaşım sisteminde kullanılan tungsten miktarı azaltılabilir.
- Lazer kaynak yöntemi ile kaynaklanan YEAlarda kesme dayanımı en iyi değeri vermiştir. Lazer kaynağı sırasındaki elementel dağılım yüzeyden bazı elementlerin buharlaşmış olabileceğini ve aynı zamanda katılaşma sırasında ayrılmaya sebep olduğunu göstermektedir. Yüzeysel perforasyon lazer ışınının erimeyi kolaylaştırmak amacıyla zig-zag yapmasından dolayı olduğunu ve elementel buharlaşmaya katkı yaptığını düşündürmektedir.
- Yüksek kesme dayanımının kesin mekanizması bilinmemekle beraber, çok yüksek sıcaklıklara ani olarak çıkılması ve bazı intermetalik oluşumları engellediği düşünülmektedir.
- Elektrik Direnç ısıtım Sert lehim aratabakalı birleştirmede, Ag'nin lehimlemeye etkisi daha önceki çalışmalarda bilinmemekle beraber, bu çalışmada da lehimin yayılımına ve Yüksek Entropili alaşımın içine difüze olmasına sebep olmuştur.
- Elektrik Direnç ısıtım Sert lehim aratabakalı birleştirmede, Yüksek Entropili alaşımı içerisindeki Ni ve Cu'nun lehimin yayılmasına etkisi önemli bir etken olarak düşünülmüştür. Bununla beraber, Ag'nin YEA içerisindeki yayılımının daha fazlası lehim içerisine Ni, W ve Ti nin ilerlemesi ile sınırlanmıştır. Ag içeriği yüksek olan bu lehimin bu elementleri çözmesinin sert lehimin başarılı olmasına ve daha sünek olmasında faydalı olduğu düşünülmektedir.

Sonuç olarak FeNiCuTiW_x alaşımının üretimi esnasında vakum yöntemim ile dökülemediği; her ne kadar korucu Ar atmosferi altında olsa bile el ile kalıp içerisinde ergitme yönteminin oksitlenmeye engel olamadığı belirlenmiştir. Alaşımın kaynaklanabilirliğine bakıldığında ise oksit tabakaları nedeni ile başarısız olan difüzyon kaynağının yanısıra başarılı olan lazer ve ara tabakalı elektrik direnç kaynakları olup; mekaniksel özellikler açısından da lazer kaynağının yeterli olduğu görülmüştür. Yapılan bu tez çalışması sırasında ve sonrasında yapılabilecek çalışmalar tespit edilip öneri olarak sunulmuştur.

Öneri olarak, FeNiCuTiW_x yüksek entropi alaşımına W ilavesiyle özelliklerin incelendiği çalışmada W ilavesi arttıkça sertliğin düştüğü ilginç bulunmuş olup. Özellikle bu çalışmanın W pelet yerine toz şeklinde eklenmesi önerilmektedir. Ayrıca döküm sırasında oluşan oksitlenme ve ani katılaşma süreci göz önünde bulundurularak koruyucu atmosfer altında modifiye edilmiş santrifüj döküm sistemi kullanılması önerilmektedir. Bu duruma da bağlı olarak üretilen alaşımların termal özelliklerinin de incelenmesi önerilmektedir.

6. KAYNAKLAR

- Abbott D H, Albright C E, 1994, CO₂ Shielding Gas Effects in Laser Welding Mild Steel, Journal of Laser Applications, 6, 69-80.
- Adomako N K, Kim J H, 2021a, Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Laser Lap Joint Between CoCrFeMnNi-High Entropy Alloy and Duplex Stainless Steel, Materials Letters, 288, 129354.
- Adomako N K, Shin G, Park N, Park K, Kim J H, 2021b, Laser Dissimilar Welding of CoCrFeMnNi-High Entropy Alloy and Duplex Stainless Steel, Journal of Materials Science & Technology, 85, 95-105.
- Akman E, 2006, Ti6Al4V Titanyum Alaşımlarının Atımlı Nd:YAG Lazeri Kullanılarak Kaynak Edilmesi ve Kaynak Parametrelerinin Belirlenmesi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli.
- Albom M J, 1964, Solid State Bonding, Welding Journal, 491-504.
- Alshataif Y A, Sivasankaran S, Al-Mufadi F A, Alaboodi A S, Ammar H R, 2020, Manufacturing Methods, Microstructural and Mechanical Properties Evolutions of High-Entropy Alloys: A Review, Metals and Materials International, 26(8), 1099-1133.
- American Welding Society, 2002, Brazing Handbook, Fourth Edition, Miami, 8.
- Ångqvist M, Rahm J M, Gharaee L, Erhart P, 2019, Structurally Driven Asymmetric Miscibility in the Phase Diagram of W-Ti, Physical Review Materials, 3(7), 073605.
- Anık S, 1996, Bakır ve Alaşımlarının Sert Lehimlenmesinde Kullanılan Lehim Alaşımları ve Dekapanlar, Kaynak Dünyası, 3-8.
- Anık S, 1996, Kaynak Tekniği, Birsen Yayınevi.
- Anonim, 2025, Gedik Eğitim Yayınları, Kaynak Teknolojisi, 320-336.
- Anonim, 1999, Kaynak Teknolojisi İkinci Sempozyumu, 21-226.
- Anonim, 1994, Mühendis Makine Dergisi, Kaynak Özel Sayısı.

- Aristeidakis I S, Tzini M I T, 2016, High Entropy Alloys, University of Thessaly Department of Mechanical Engineering Laboratory of Materials, Yüksek Lisans Tezi.
- ASM International, 1993, Welding, Brazing, and Soldering, Asm Handbook Volume 6, ABD.
- Beersiek J, 1999, On-line Monitoring of Keyhole Instabilities During Laser Beam Welding, 1. Baskı, Prometec GmbH, Aerchan.
- Benyounis K Y, Olabi A G, Hashmi M S J, 2005, Effect of Laser Welding Parameters on the Heat Input And Weld-Bead Profile, Journal of Materials Processing Technology, 164, 978-985.
- Bilgin B, 2007, Ti-6Al-4V/304L Malzeme Çiftinin Bakır Aratabaka Kullanılarak Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Bobzin K, Öte M, Wiesner S, 2017, Investigation of the Effect of Contaminations and Cleaning Processes on the Surface Properties of Brazing Surfaces, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 181-012027.
- Butler T M, Weaver M L, 2016, Oxidation Behavior of Arc Melted AlCoCrFeNi Multi-Component High-Entropy Alloys. Journal of Alloys and Compounds, 674, 229-244.
- Chen H, Pinkerton A J, Li L, Liu Z, Mistry A T, 2011, Gap-Free Fibre Laser Welding of Zn-Coated Steel on Al Alloy for Light-Weight Automotive Applications, Materials and Design, 32(2), 495-504. doi: 10.1016/j.matdes.2010.08.034.
- Chen S, Tong Y, Liaw P K, 2018, Additive Manufacturing of High-Entropy Alloys: A Review., Entropy, 20, 937.
- Chen T K, Shun T T, Yeh J W, Wong M S, 2004, Nanostructured Nitride Films of Multielement High-Entropy Alloys by Reactive DC Sputtering, Surface and Coatings Technology, 188, 193-200.

- Chen Y Y, Duh J G, Chiou B S, 2000, Effect of Substrate Surface Roughness on the Wettability of Sn-Bi Solders, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 11, 279-283.
- Chen Z, Wang B, Duan B, Zhang X, 2020, Mechanical Properties and Microstructure of Laser Welded FeCoNiCrMn High-Entropy Alloy, *Materials Letters*, 262, 127060.
- Cheng C Y, Yang Y C, Zhong Y Z, Chen Y Y, Hsu T, Yeh J W, 2017, Physical Metallurgy of Concentrated Solid Solutions from Low-Entropy to High-Entropy Alloys, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 21(6), 299-311.
- Cui H, Zheng L, Wang J, 2011, Microstructure Evolution and Corrosion Behaviour of Directionally Solidified FeCoNiCrCu High Entropy Alloy, *Applied Mechanics and Materials*, 66-68, 146-149.
- Çetin Ş, 2019, Lazer Kaynağı ile Birleştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik Sacların Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Bursa Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Bursa.
- Davis J R, 2001, Copper and Copper Alloys, *ASM Specialty Handbook*, 305.
- Delice U, 2021, 1,4462 Dupleks Paslanmaz Çelik Malzemelerin Nikel Ara Tabaka Kullanarak Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi, Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Ding W, Wang X, Liu N, Qin L, 2020, Diffusion Bonding of Copper and 304 Stainless Steel with an Interlayer of CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy, *Acta Metall Sin*, 56(8), 1084-1090.
- Ding W, Liu N, Fan J, Cao J, Wang X, 2021, Diffusion Bonding of Copper to Titanium Using CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy Interlayer, *Intermetallics*, 129, 107027.
- Dong Y, Lu Y, 2017, Effects of Tungsten Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Near-Eutectic AlCoCrFeNi₂ High-Entropy Alloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27, 109-115.
- Dunkerton S, 2001, Diffusion bonding, *TWI World Centre For Materials Joining Technology*, 1-5.

- Duley W W, Mao Y L, Kinsman G, 1991, Laser and Electron Beam, Proceedings Conference, Columbia University, New York, USA, 206.
- Elghazaly W S, Elkady O, 2018, Influence of Tungsten and Cobalt Contents on the Microstructure Changes and Fracture Behavior of New Carbon-Free Steel-Alloy Composites, *Journal of Materials Science and Engineering B*, 8, 181-187.
- European Commission, 2011, Commission Regulation, Official Journal of the European Union, 494(54), 2-5.
- Fan Q, Li B S, Zhang Y, 2014, Influence of Al and Cu Elements on the Microstructure and Properties of (FeCrNiCo)Al_xCu_y High-Entropy Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 614, 203-210.
- Feng X, Tang G, Ma X, Sun M, Wang L, 2013, Characteristics of Multi-Element (ZrTaNbTiW)_N Films Prepared by Magnetron Sputtering and Plasma Based Ion Implantation, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 301, 29-35.
- Fidan L, 2006, Saf Alüminyum ve Saf Bakırın Difüzyon Kaynağında Arafazların Oluşumu ve Etkisi, Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Fu Z, Chen W, Fang S, Zhang D, Xiao H, Zhu D, 2013a, Alloying Behavior and Deformation Twinning in A CoNiFeCrAl_{0.6}Ti_{0.4} High Entropy Alloy Processed by Spark Plasma Sintering, *Journal of Alloys and Compounds*, 553, 316-323.
- Fu Z, Chen W, Xiao H, Zhou L, Zhu D, Yang S, 2013b, Fabrication and Properties of Nanocrystalline Co_{0.5}FeNiCrTi_{0.5} High Entropy Alloy by MA-SPS Technique, *Materials And Design*, 44, 535-539.
- Fujieda T, Shiratori H, Kuwabara K, Kato T, Yamanaka K, Koizumi Y, vd., 2015, First Demonstration of Promising Selective Electron Beam Melting Method for Utilizing High-Entropy Alloys as Engineering Materials, *Materials Letters*, 159, 12-15.
- Gao M C, Alman D E, 2013, Searching for Next Single-Phase High-Entropy Alloy Compositions, *Entropy*, 15(10), 4504-4519.

- Gao M C, Yeh J W, Liaw P K, Zhang Y, 2016, Fundamentals and Applications, Gao M C, Yeh J W, Liaw P K, Zhang Y (Eds.), High-Entropy Alloys, Springer, 1-516.
- Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D, Chang E H, George E P, Ritchie R O, 2014, A Fracture-Resistant High-Entropy Alloy for Cryogenic Applications, Science, 345(6201), 1153-1158.
- Guo J, Tang C, Rothwell G, Li L, Wang Y C, Yang Q, Ren X, 2019, Welding of High Entropy Alloys, Entropy, 21, 431.
- Gürsel A, Yıldız S, 2021, Yapıştırıcı Birleştirmelerde Bağlantı Mukavemetini Etkileyen Faktörler: Yüzey Morfolojisi ve Yüzey Enerjisi, Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi, 9 (2), 987-996.
- Habashi F, 2008, Alloys: Preparation, Properties, Applications, John Wiley & Sons.
- Hitchcock S J, Carroll N T, Nicholas M G, 1981, Some Effects of Substrate Roughness on Wettability, Journal of Materials Science, 16, 714-732.
- 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, 1, 647351.
- Jadidi A, 2013, Karbonlu Çelik Malzemelerin Lehim Pastası Kullanılarak Fırında Sert Lehimlemesine Etki Eden Parametrelerin Deneysel Olarak Optimizasyonu, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İzmir.
- Kaçmaz B, Topal A, Şengöz B, Tanyel S, 2015, Farklı Tip Esnek Kaplamaların Yol Yüzey Özelliklerinin Arazi Ölçümleriyle Değerlendirilmesi, Teknik Dergi, 26 (3), 7115-7137.
- Kannatey-Asibu E, 2009, Principles of Laser Materials Processing, John Wiley & Sons, Inc.
- Karaaslan A, Yumurtacı S, Sönmez N, 2001, Lazer Işını ile Birleştirilmiş Farklı Malzemelerin Kaynak Dikişlerinde Sertlik Değişimleri, II. Makine Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Sempozyumu, Manisa, Türkiye.

- Kareer A, Waite J C, Li B, Couet A, Armstrong D E J, Wilkinson A J, 2019, Low Activation, Refractory, High Entropy Alloys for Nuclear Applications, Journal of Nuclear Materials, 526, 151744.
- Kashaev N, Ventzke V, Stepanov N, Shaysultanov D, Sanin V, Zherebtsov S, 2018, Laser Beam Welding of A CoCrFeNiMn-type High Entropy Alloy Produced by Self-Propagating High-Temperature Synthesis, Intermetallics, 96, 63-71.
- Kashaev N, Ventzke V, Petrov N, Horstmann M, Zherebtsov S, Shaysultanov D, vd., 2019, Fatigue Behaviour of A Laser Beam Welded Cocrfenimn-Type High Entropy Alloy, Materials Science & Engineering A, 766, 138358.
- Kaya F, 2021, Titanyum (Ti) Katkılı AlCoCuNi Yüksek Entropili Alaşımların Mekaniksel Alaşımlama ile Üretilmesi ve Karakterizasyonu, Batman Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, Batman.
- Kejanlı H, 2007, Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilmiş Ni-Ti-Cu Alaşımlarının Sıvı Faz Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Kejanlı H, Avcı M, 2018, T/M Yöntemiyle Üretilmiş Mg-Ti Alaşımının Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesine Aratabakanın Etkisi, Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Mühendislik Dergisi, 9 (1), 279-289.
- Kitapcı S, 2020, AISI 4340 VE AISI 316 L Çelik Çiftinin Difüzyon Kaynağı, Nevşehir Hacı Bektaşı Veli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Kong X, Yang Q, Li B, Rothwell G, English R, Ren X J, 2008, Numerical Study of Strengths of Spot-Welded Joints of Steel, Materials & Design, 29, 1554-1561.
- Koppoju S, Prasad S, Prashanthi K, 2019, Effect of Ni on Microstructure and Mechanical Properties of CrMnFeCoNi High Entropy Alloy, Transactions of the Indian Institute of Metals.
- Kotan H, 2019, Effect of Y and Nano Y₂O₃ Additions on Grain Growth and Hardness of Nanocrystalline Austenitic Stainless Steels Produced by Mechanical Alloying, Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University, 34(3), 1266-1272.

- Kotan H, Darling K A, Luckenbaugh T, 2021a, High Temperature Mechanical Properties and Microstructures of Thermally Stabilized Fe-Based Alloys Synthesized by Mechanical Alloying Followed by Hot Extrusion, *Metals and Materials International*, 27, 1790-1797.
- Kotan H, Polat G, Yildiz A B, 2021b, Effect Of Hf Additions on Phase Transformation, Microstructural Stability, and Hardness of Nanocrystalline 304L Stainless Steels Synthesized by Mechanical Alloying, *Advanced Powder Technology*, 32(8), 3117-3124.
- Kresse G, 1995, Ab Initio Molecular Dynamics for Liquid Metals, *Journal Of Non-Crystalline Solids*, 192-193, 222-229.
- Kurşungöz N, Kurşungöz H, 1996, Difüzyon Kaynağı, *Uluslararası Kaynak Teknolojisi Sempozyumu*.
- Lai C H, Lin S J, Yeh J W, Chang S Y, 2006, Preparation and Characterization of AlCrTaTiZr Multi-Element Nitride Coatings, *Surface and Coatings Technology*, 201, 3275-3280.
- Lei Y, Hu S P, Yang T L, Song X G, Luo Y, Wang G D, 2020, Vacuum Diffusion Bonding of High-Entropy Al_{0.85}CoCrFeNi Alloy to TiAl Intermetallic, *Journal of Materials Processing Technology*, 278, 116455.
- Li C, Li J C, Zhao M, Jiang Q, 2009, Effect of Alloying Elements on Microstructure and Properties of Multiprincipal Elements High-Entropy Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 475, 752-757.
- Li P, Sun H, Wang S, Xia Y, Dong H, Wen G, vd., 2020a, Diffusion Bonding of AlCoCrFeNi_{2.1} Eutectic High Entropy Alloy to GH4169 Superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 793, 139843.
- Li P, Wang S, Xia Y, Hao X, Dong H, 2020b, Diffusion Bonding of AlCoCrFeNi_{2.1} Eutectic High Entropy Alloy to TiAl Alloy, *Journal of Materials Science & Technology*, 45, 59-69.
- Li P, Li C, Dong H, Wu B, Ma Y, Zou C, vd., 2022, Vacuum Diffusion Bonding of TC4 Titanium Alloy to 316L Stainless Steel with AlCoCrCuNi₂ High-Entropy Alloy Interlayer, *Journal of Alloys and Compounds*, 909, 164698.

- Li Q H, Yue T M, Guo Z N, Lin X, 2013, Microstructure and Corrosion Properties of AlCoCrFeNi High Entropy Alloy Coatings Deposited on AISI 1045 Steel by the Electrospark Process, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44, 1767-1778.
- Li W, Liaw P K, Gao Y, 2018, Fracture Resistance of High Entropy Alloys: A Review, *Intermetallics*, 99, 69-83.
- Limmaneevichitr C, Kou S, 2002, Visualization of Marangoni Convection in Simulated Weld Pool, *Welding Journal*, 79, 231.
- Lin G, Guo J, Ji P, 2021, Molecular Dynamics Study on the Diffusion Process of AuAgCuNiPd High-Entropy Alloy Metallurgy Induced by Pulsed Laser Heating, *Physical Chemistry Chemical Physics*, 23(35), 19482-19493.
- Liu L, Zhu J, Zhang C, Li J, Jiang Q, 2012, Microstructure and the Properties of FeCoCuNiSnx High Entropy Alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 548, 64-68.
- Long, Y., Liang, X., Su, K., Peng, H., Li, X., 2019, A fine-grained NbMoTaWVCr refractory high-entropy alloy with ultra-high strength: Microstructural evolution and mechanical properties, *Journal of Alloys and Compounds*, 780, 607-617,
- Luo P, Zhang Q, Bao Y, Zhou A, 2018, Fatigue Evaluation of Rib-To-Deck Welded Joint Using Averaged Strain Energy Density Method, *Engineering Structures*, 177, 682-694.
- Ma K, Wen H, Hu T, Topping T D, Isheim D, Seidman D N, vd., 2014, Mechanical Behavior and Strengthening Mechanisms in Ultrafine Grain Precipitation-Strengthened Aluminum Alloy, *Acta Materialia*, 62, 141-155.
- Ma S G, Zhang S F, Gao M C, Liaw P K, Zhang Y, 2013, A Successful Synthesis of the CoCrFeNiAl_{0.3} Single-Crystal, High-Entropy Alloy by Bridgman Solidification. *JOM*, 65(12), 1751-1758.
- Manzoni A, Daoud H, Völkl R, Glatzel U, Wanderka N, 2013, Phase Separation in Equiatomic AlCoCrFeNi High-Entropy Alloy, *Ultramicroscopy*, 132, 212-215.

- Meriç C, Köksal N S, Erdoğan M T, Okur A, 2008, Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilmiş Farklı Malzemelerin Kaynak Bölgesinin İncelenmesi, Celal Bayar University Journal of Science, 4 (2), 135-144. ISSN 1305-1385.
- Miao Z, Zhu F, Liu Q, 2020, Study on Microstructure and Corrosion Resistance of CoCrFeNiCuTi X High-Entropy Alloy, Powder Metallurgy Technology, 38 (1), 10-17.
- Miracle D B, Miller J D, Senkov O N, Woodward C, Uchic M D, Tiley J, 2014, Exploration and Development of High Entropy Alloys for Structural Applications, Entropy, 16(1), 494-525.
- Miracle D B, Senkov O N, 2017, A Critical Review of High Entropy Alloys and Related Concepts, Acta Materialia, 122, 448-511.
- Mishra A K, Samal S, Biswas K, 2012, Solidification Behaviour of TiCuZnFeCoNi High Entropy Alloys, Transactions of the Indian Institute of Metals, 725-730.
- Mridha S, Samal S, Khan P Y, Biswas K, Govind, 2013, Processing and Consolidation of Nanocrystalline CuZnTiFeCr High-Entropy Alloys Via Mechanical Alloying, Metallurgical and Materials Transactions A, 44, 4532-4541.
- Murray J L, 1981, The Ti-W (Titanium-Tungsten) System, Bulletin of Alloy Phase Diagrams, 2(2), 192-196.
- Murty B S, Yeh J W, Ranganathan S, 2014, High Entropy Alloys, Butterworth-Heinemann Ltd, Verlag.
- Murty B S, Yeh J W, Ranganathan S, Bhattacharjee P P, 2019, High-Entropy Alloys, Elsevier.
- Nam H, Parka C, Moonc J, Nab Y, Kimc H, Kanga N, 2019, Laser Weldability of Cast and Rolled High-Entropy Alloys for Cryogenic Applications, Materials Science & Engineering A, 742, 224-230.
- Niu Z, Xu J, Wang T, Wang N, Han Z, Wang Y, 2019, Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of CoCrFeNiW_x (x= 0, 0.2, 0.5) High Entropy Alloys, Intermetallics 112, 106550.

- Olson D L, Siewert T A, Liu S, Edwards, G R, 1993, ASM Handbook (6.Cilt), Welding, Brazing and Soldering. ABD, ASM International.
- Olson D L, Siewert T A, Liu S, Edwards G R, 2003, Welding, Brazing and Soldering, American Technical Publishers Ltd., 80-85.
- Opara V S, Demidenko L Y, Yurchenko E S, 1991, Heat Effect on Contact Pressure Between Tube and Tube Lattice, Tyazheloe Mashinostroiye, 26.
- Özcan M, 2003, Değişik Malzemelerin İşlenmesinde Kullanılan Nd:YAG Lazerleri için Etkin Bir Güç Kaynağının Tasarımı ve Uygulaması, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elektrik ve Elektronik Mühendisliği Anabilim Dalı, Doktora tezi, Konya.
- Özcanak T, 2008, Kataforez Kaplama Öncesinde Yüzey Hazırlama, Kurutma ve Kaplama Proseslerinin İncelenmesi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul.
- Özdemir E, 2020, Biyomedikal Endüstrisinde Kullanılan Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Talaşlı İmalat Sürecinde Yüzey Bütünlüğü ve Fonksiyonel Performansının Geliştirilmesi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Ankara.
- Özdemir F, 2023, Paslanmaz Çelik ve Bakır Malzemenin Sert Lehimleme ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Ankara.
- Özdemir U, 2012, Lazer Kaynaklı Alüminyum Alaşım Bağlantıların Kırılma Mekanik ve Mukavemet Açısından İncelenmesi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, İzmir.
- Özdemir T, 2007, Fırında Lehimlemeye Etki Eden Parametrelerin İncelenmesi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İzmir.
- Özden H, Gürsel K, 2004, Gemi İnşaatı ve Deniz Yapılarında Lazer Işın İmalat Yöntemlerinin Uygulanması, Gemi Mühendisliği ve Sanayimiz Sempozyumu, İstanbul, 240-251.
- Pakdil M, Çam G, Erim S, 2005, Lazer Kaynağının Avantajları, Makinatek, 95,116-119.

- Polat G, Tekin M, Kotan H, 2022, Role of Yttrium Addition and Annealing Temperature on Thermal Stability and Hardness of Nanocrystalline CoCrFeNi High Entropy Alloy, *Intermetallics*, 146, 107589.
- Prakash S, Kumar S, 2017, Experimental and Theoretical Analysis of Defocused CO₂ Laser Microchanneling on PMMA for Enhanced Surface Finish, *Journal of Micromechanics and Microengineering*, 27.
- Prusa F, Senkova A, Kucera V, Capek J, Vojtech D, 2018, Properties of A High-Strength Ultrafine-Grained CoCrFeNi High-Entropy Alloy Prepared by Short-Term Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering, *Materials Science and Engineering: A*, 734, 341-352.
- Püskülcü G, Koçlular F, 2009, Lazer Kaynak Yöntemi ve Uygulamaları, *Mühendis ve Makina*, 50 (599), 8-17.
- Roberts P, 2013, *Industrial brazing practice*, 2nd edition, Boca Raton, Florida, CRC Press.
- Say M, 2021, Mikro Alaşım Bor İçerikli AISI 8620 Çeliğinin Nikel Ara Folyo Kullanılarak Difüzyon Kaynağının Araştırılması, Nevşehir Hacı Bektaşî Veli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Schubert E, Klassen M, Zerner I, Walz C, Sepold G, 2001, Light-Weight Structures Produced by Laser Beam Joining for Future Applications in Automobile and Aerospace Industry, *Journal of Materials Processing Technology*, 115(1), 2-8.
- Salishchev G A, Tikhonovsky M A, Shaysultanov D G, Stepanov N D, Kuznetsov A V, Kolodiy I V, vd., 2014, Effect of Mn and V on Structure and Mechanical Properties of High-Entropy Alloys Based on CoCrFeNi System, *Journal of Alloys and Compounds*, 591, 11-21.
- Sheng G U O, Liu C T, 2011, Phase Stability in High Entropy Alloys: Formation of Solidsolution Phase or Amorphous Phase, *Progress in Natural Science: Materials International*, 21(26), 433-446.
- Sokkalingam R, Sivaprasad K, Muthupandi V, Duraiselvam M, 2018, Characterization of Laser Beam Welded Al_{0.5}CoCrFeNi High-Entropy Alloy., *Key Engineering Materials*, 775, 448-453.

- Soni V K, Sanyal S, Sinha S K, 2021, Influence of Tungsten on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Selected Novel FeCoCrMnWx High Entropy Alloys, *Intermetallics*, 132, 107161.
- Stepanov N D, Shaysultanov D G, Salishchev G A, Tikhonovsky M A, Oleynik E E, Tortika A S, vd., 2015, Effect of V Content on Microstructure and Mechanical Properties of the CoCrFeMnNiVx High Entropy Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 628, 170-185.
- Suryanarayana C, 2001, Mechanical alloying and milling, *Progress in Materials Science*, 46(1-2), 1-184.
- Suryanarayana C, 2005, Recent Developments in Nanostructured Materials, *Advanced Engineering Materials*, 7(11), 983-992.
- Suryawanshi J, Prashanth K G, Ramamurthy U, 2017, Mechanical Behavior of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel, *Materials Science and Engineering: A*, 696, 113-121.
- Svensson D O, 2014, High Entropy Alloys: Breakthrough Materials for Aero Engine Applications at Department of Materials and Manufacturing Technology Chalmers University of Technology, Yüksek Lisans Tezi.
- Talaş Ş, 2017, Chapter: Nickel aluminides, Rahul Mitra (Eds), *Intermetallic Matrix Composites: Properties and Applications*, Woodhead Publishing, Elsevier, ISBN:9780857093462
- Taşgetiren S, Aslantaş K, Çakmakkaya M, 2004, Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmiş Bakır ve Çelik Levhalarda Birleşme Hatasının Kırılma Mekanizması ile Analizi, *Makine Teknolojik Araştırmalar Dergisi*, 9-16.
- Tekin M, Polat G, Kalay Y E, Kotan H, 2021, Grain Size Stabilization of Oxide Dispersion Strengthened CoCrFeNi-Y2O3 High Entropy Alloys Synthesized by Mechanical Alloying, *Journal of Alloys and Compounds*, 887, 161363.
- Tekin M, 2022, Nano-Kristal Yapılı Yüksek Entropi Alaşımının Termal Kararlılığın ve Mekanik Özelliklerinin İyileştirilmesi, Necmettin Erbakan Üniversitesi, Doktora Tezi, 13-14.

- Tekin M, Polat G, Kotan H, 2022, An Investigation of Abnormal Grain Growth in Zr Doped CoCrFeNi Heas Through in-situ Formed Oxide Phases, *Intermetallics*, 146, 107588.
- Tokdemir M, Ünlü B S, Yılmaz S S, Meriç C, 2010, Lazer Kaynağı ve Uygulamaları, *Makinatek*, 152, 122-128.
- Tolun F, 2013, Bakır ve Porselen Malzemelerin Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilebilirliğinin İncelenmesi ve Analizi, Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Toualbi L, Cayron C, Olier P, Logé R, de Carlan Y, 2013, Relationships Between Mechanical Behavior and Microstructural Evolutions in Fe 9Cr–ODS During the Fabrication Route of SFR Cladding Tubes, *Journal of Nuclear Materials*, 442(1-3), 410-416.
- 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 M H, Yeh J W, 2014, High-Entropy Alloys: A Critical Review, *Materials Research Letters*, 2(3), 107-123.
- Tsai Y L, Wang S F, Bor H Y, Hsu Y F, 2014, Effects of Zr Addition on the Microstructure and Mechanical Behavior of A Fine-Grained Nickel-Based Superalloy at Elevated Temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 607, 294-301.
- Tung, C.C., Yeh, J.W., Shun, T.T., Chen, S.K., Huang, Y.S., Chen, H.C., 2007, On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system, *Material Letters* 61, 1-5.
- Unnikrishnan T G, Paul C, Sellamuthu R, Arul S, 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.
- Vaidya M, Muralikrishna G M, Murty B S, 2019, High-Entropy Alloys by Mechanical Alloying: A Review, *Journal of Materials Research*, 34(5), 664-686.

- Vallauri D, Atías Adrián I C, Chrysanthou A, 2008, Tic–Tib₂ Composites: A Review of Phase Relationships, Processing and Properties, *Journal Of The European Ceramic Society*, 28 (8) 1697-1713.
- Varalakshmi S, Kamaraj M, Murty B S, 2010, Formation and Stability of Equiatomic and Nonequiatomic Nanocrystalline CuNiCoZnAlTi High-Entropy Alloys by Mechanical Alloying, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41, 2703-2709.
- Wang B, Peng H, Chen Z, 2021, Microstructure and Mechanical Properties of A Laser Welded Ti-6Al-4V Titanium Alloy/FeCoNiCrMn High Entropy Alloy With A Cu Filler Layer, *Journal of Materials Research and Technology*, 12,1970-1978.
- Wang F J, Zhang Y, 2008, Effect of Co Addition on Crystal Structure and Mechanical Properties of Ti_{0.5}CrFeNiAlCo High Entropy Alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 496, 214-216.
- Wang N, Nutor R K, Li Y X, Cao Q P, Ding S Q, Wang X D, vd., 2022, Tuning Mechanical Properties of High Entropy Alloys by Electro-Pulsing Method, *Journal of Alloys and Compounds*, 902, 163684.
- Winkler O, 1971, *Thermodynamics and Kinetics in Vacuum Metallurgy*, Vacuum Metallurgy Books.
- Xiao D H, Zhou P F, Wu W Q, Diao H Y, Gao M C, Song M, vd., 2017, Microstructure, Mechanical and Corrosion Behaviors of AlCoCuFeNi-(Cr,Ti) High Entropy Alloys, *Materials and Design*, 116 438-447.
- Xu W, Westerbaan D, Nayak S S, Chen D L, Goodwin F, Biro E vd., 2012, Microstructure and Fatigue Performance of Single and Multiple Linear Fiber Laser Welded DP980 Dual-Phase Steel, *Materials Science and Engineering A*, 553, 51-58. doi: 10.1016/j.msea.2012.05.091
- Yang X, Zhang Y, 2012, Prediction of High-Entropy Stabilized Solid-Solution in Multi-Component Alloys, *Materials Chemistry and Physics*, 132(2-3), 233-238.
- Yao H W, Qiao J W, Gao M C, Hawk J A, Ma S G, Zhou H F, vd., 2016, NbTaV-(Ti, W) Refractory High-Entropy Alloys: Experiments And Modeling, *Materials Science and Engineering: A*, 674, 203-211.

- Yavuz H, Çam G, 2005, Lazer-Ark Hibrit Kaynak Yöntemi, Mühendis ve Makina, 46 (543), 14-19.
- Yeh J W, 2006, Recent Progress in High-Entropy Alloys, Annales de Chimie, Science des Matériaux, 31(6), 633-648.
- Yeh J W, 2013, Alloy Design Strategies and Future Trends in High-Entropy Alloys, Jom, 65, 1759-1771.
- Yeh J W, Chen S K, Lin S J, Gan J Y, Chin T S, Shun T T, vd., 2004, Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. Advanced Engineering Materials, 6(5), 299-303.
- Yeh J W, Chen Y L, Lin S J, Chen S K, 2007, High-Entropy Alloys—A New Era of Exploitation, In Materials Science Forum, 560, 1-9.
- Yeh J W, 2016, High-Entropy Alloys, Gao M, Yeh J W, Liaw P, Zhang Y (Eds), Physical Metallurgy, Springer.
- Yokota T, Otsuka M, Haseyama T, Ueki T, Tokisue H, 1996, Solid Phase Welding of Alloy AA6061 and SiC-p Reinforced Alloy AA6061 at Intermediate Temperature, Materials Science Forum, 242, 225-230.
- Yu J H, Tanigawa H, Hamaguchi D, Nozawa T, 2020, Mechanical Properties of Three Kinds of ITER-Grade Pure Tungsten with Different Manufacturing Processes, Fusion Engineering and Design, 157, 111679.
- Yurkova A I, Cherniavsky V V, Bolbut V, Krüger M, Bogomol I, 2019, Structure Formation and Mechanical Properties of the High-Entropy Aluminiferous Alloy Prepared by Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering, Journal of Alloys and Compounds, 786, 139-148.
- Zaharinie T, Huda Z, Izuan M F, Hamdi M, 2015, Development of Optimum Process Parameters and A Study of the Effects of Surface Roughness on Brazing of Copper, Applied Surface Science, 331, 127-131.
- Zhang F, Zhang C, Chen S L, Zhu J, Cao W S, Kattner U R, 2014, An Understanding of High Entropy Alloys from Phase Diagram Calculations, Calphad, 45, 1-10.

- Zhang Y, 2019, High-Entropy Materials: A Brief Introduction, High Entropy Materials Books.
- Zhang Y, Jiang X, Fang Y, Fang Y, Liu B, Sun H, vd., 2021, Research and Development of Welding Methods and Welding Mechanism of High-Entropy Alloys, Materials Today Communications, 28, 102503.
- Zhang Y, Zuo T, Cheng Y, Liaw P K, 2013, High-Entropy Alloys with High Saturation Magnetization, Electrical Resistivity, and Malleability, Scientific Science, 1455.
- Zhang Y, Zuo T T, Tang Z, Gao M C, Dahmen K A, Liaw P K, vd., 2014, Microstructures and Properties of High-Entropy Alloys, Progress in Materials Science, 1-93.
- Zhang, H., Liu, J-R, Zhang, G-H, 2022, Preparation and properties of W-30 wt% Cu alloy with the additions of Ni and Fe elements, Journal of Alloys and Compounds, 928, 167040
- Zheng M, Ding W, Cao W, Hu S, Huang Q, 2019, A Quick Screening Approach for Design of Multi-Principal Element Alloy with Solid Solution Phase, Materials & Design, 179, 107882.
- Zyska A, Konopka Z, Łągiewka M, Kordas P, 2017, Thermocalc Application for the Assessment of Binary Alloys Non-Equilibrium Solidification, Archives of Foundry Engineering, 17(1), 163-168.
- Zou B, Huang C, Song J, Liu Z, Liu L, Zhao Y, 2012, Effects of Sintering Processes on Mechanical Properties and Microstructure of $Ti_2-TiC+8wt\%$ Nano-Ni Composite Ceramic Cutting Tool Material, Materials Science And Engineering A, 540, 235-244.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Başar Ersegün ÇELİK
Doğum Yeri ve Tarihi : Eskişehir, 02.11.1987
Yabancı Dili : İngilizce
İletişim (Telefon / e-posta) : 0 544 389 05 17 / basarerseguncelik@msn.com

Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)

Lise : Afyon Milli Piyango Anadolu Lisesi, (2001-2005)
Lisans : Balıkesir Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü,
(2006-2010)
Yüksek Lisans : Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü,
Makine Mühendisliği ABD, (2011-2019)
Doktora : Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü,
Makine Mühendisliği ABD, (2019-2026)

Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl

: İlk İnşaat A.Ş. 2013
: Gemak A.Ş. 2015
: Sılakalite A.Ş. 2016
: İlk İnşaat A.Ş. 2018
: IC İçtaş İnşaat 2022
: TCDD Teknik 2023

Yayınları (SCI ve diğer) :

Çelik B E, Talaş Ş, 2025, Structural Characterization of FeNiCuTiW Type High Entropy Alloys, International Advanced Researches and Engineering Journal, 9(3), 162-168.

Çelik B E, Talaş Ş, 2024, Mechanical Properties of UNS S31803 (2205) Duplex SS Welds Deposited with GTAW and SMAW Methods, Soldagem & Inspeção, 29, e2913.

- Çelik E T Ş, Çelik B E, Talaş Ş, 2024, Weldability Study of Dissimilar Joints of A 312 TP 316L and A106 Gr. B Steels Using GTAW and SMAW with ER309L, ER309L-15, INCONEL 82 and INCONEL 182 Electrodes, Türk Doğa ve Fen Dergisi, 13(4), 41-48.
- Çelik B E, Şimşek E T, 2021, Spot Welding of AISI 1010 Steel Sheets Coated with WC by ESD Technique, Journal of Materials and Mechatronics: A, 2(2), 90-98.
- Çelik E T Ş, Çelik B E, Talaş Ş, 2025, Investigation on Weldability and Post-Weld Heat Treatment of A 333 Gr. 6 and A350LF-2 Steels, Manufacturing Technologies and Applications, 6(1), 111-123.
- Çelik E T Ş, Çelik B E, Talaş Ş, Microscopical and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded 430 Stainless Steel, 5. Uluslararası Mühendislik Araştırmaları Sempozyumu (5th International Engineering Research Symposium), 7- 09 Mart 2024, Düzce, Türkiye.
- Çelik B E, Şimşek E T, Kayalı Y, Talaş Ş, WC Kaplanmış AISI1010 Çelik Plakaların Nokta Kaynağı ile Birleştirilmesi, 1st International Symposium on Innovations in Civil Engineering and Technology CIVILTECH 2019, 23- 25 Ekim 2019, cilt.1, 946-954.
- Çelik B E, Şimşek E T, Talaş Ş, Çift Fazlı Çeliklerin Nokta Direnç Kaynağında Kaynak Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi, 1st International Symposium on Innovations in Civil Engineering and Technology CIVILTECH, 23- 25 Ekim 2019, cilt.2, 937-945.