



T.C.
SELÇUK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ÖRTÜLÜ ELEKTROT KAYNAĞINDA OKSİT PARTİKÜL
İLAVELİ ELEKTROTUN YÜKSEK MUKAVEMETLİ GENEL
YAPI ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Mehmet Akif AYAZ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Ağustos-2024
KONYA
Her Hakkı Saklıdır

TEZ KABUL VE ONAYI

Mehmet Akif AYAZ tarafından hazırlanan “ÖRTÜLÜ ELEKTROT KAYNAĞINDA OKSİT PARTİKÜL İLAVELİ ELEKTROTUN YÜKSEK MUKAVEMETLİ GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ” adlı tez çalışması 29/08/2024 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

İmza

Başkan

Dr. Öğr. Üyesi Mehmet Şahin ATAŞ

.....

Danışman

Doç. Dr. Emin SALUR

.....

Üye

Dr. Öğr. Üyesi Halit SÜBÜTAY

.....

Yukarıdaki sonucu onaylarım.

Prof. Dr. Ömer Faruk YÜKSEL
FBE Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

DECLARATION PAGE

I hereby declare that all information in this document has been obtained and presented in accordance with academic rules and ethical conduct. I also declare that, as required by these rules and conduct, I have fully cited and referenced all material and results that are not original to this work.

İmza

Mehmet Akif AYAZ

Tarih: 29.08.2024

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ÖRTÜLÜ ELEKTROT KAYNAĞINDA OKSİT PARTİKÜL İLAVELİ ELEKTROTUN YÜKSEK MUKAVEMETLİ GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Mehmet Akif AYAZ

**Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Danışman: Doç. Dr. Emin SALUR
2024, 75 Sayfa**

**Jüri
Dr. Öğr. Üyesi Mehmet Şahin ATAŞ
Doç. Dr. Emin SALUR
Dr. Öğr. Üyesi Halit SÜBÜTAY**

Yüksek sıcaklık ve basınç gereksinimleri enerji üretimi, nükleer enerji ve petrokimya gibi endüstrilerde yaygın olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu ortamlarda kullanılan malzemeler için ana gereklilik, güçlü bir deformasyon ve oksidasyon direncidir. Fosil yakıtlı enerji santrallerinde, farklı sıcaklık koşullarında çeşitli tür ve kalınlıkta malzemeler kullanılmaktadır. Ayrıca, bu bileşenlerin kaynak işlemi, uygulama alanlarına bağlı olarak kaçınılmaz ve yaygın bir prosestir. Bu çalışmada, yüksek sıcaklık çeliklerinin (ferritik/martensitik çelikler) elektrik ark kaynaklarında kullanılan geleneksel elektrot tiplerine alternatif olarak iki farklı kaplanmış elektrot geliştirilmesi hedeflenmiştir. Bir elektrot, 316L paslanmaz çelik tozundan oluşurken, diğeri Y_2O_3 içeren oksit seramik ile güçlendirilmiş 316L çeliğidir. Kaplanmış elektrotları, Gedik Kaynak A.Ş.'nin prototip laboratuvarında, farklı 316L ve Y_2O_3 oranlarına sahip şekilde üretmek için geleneksel yöntemler kullanılmıştır. İlk olarak, alaşımsız çelik teller kesit inceltmek amacıyla çekilmiş ve standart ölçüler dikkate alınarak kesilmiştir. Ardından, bu tellerin üzerine istenilen tozlarla birlikte hazırlanan elektrot hamuru ekstrüzyon presi kullanılarak ekstrüde edilmiştir. İlk elektrot, ağırlıkça %80 temel flux karışımı ve %20 316L tozundan oluşurken; ikinci elektrot ise 316L tozuna ilaveten ağırlıkça %0.3 Y_2O_3 içermektedir. Her bir elektrot, üretimden 48 saat sonra 380-390°C'de bir saat kurutma işlemine tabi tutulmuştur. Elektrot kaplamasına eklenen 316L paslanmaz çelik ve Y_2O_3 seramik tozlarının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkilerini analiz etmek için karakterizasyonlar yapılmıştır. SEM incelemeleri, kullanılan 316L tozlarının yaklaşık 10 μm çapında küresel bir morfolojiye sahip olduğunu, Y_2O_3 tozlarının ise 40-50 nm boyutlarında keskin olmayan köşelere ve nispeten daha az küresel bir şekle sahip olduğunu ortaya koymuştur. Kaynak yapıldıktan sonra kaynak metalinin mikro yapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Yalnızca 316L paslanmaz çelik tozu katılan örtülü elektrot ile yapılan kaynak sonrasında yapıda tane sınırlarına yakın beynit iç yapısı oluştuğu gözlenmiştir. 316L+ Y_2O_3 karışımına sahip örtülü elektrot ile yapılan kaynak sonrasında yapıda iğnemsî ferrit iç yapısının oluştuğu gözlenmiştir. Üretilen bu iki elektrot arasındaki temel fark seramik esaslı oksit partikül olan Y_2O_3 'nin yapı içinde

inklüzyon şeklinde çekirdekleyici olarak katıldığı bu yüzden iğnemsî ferrit yapısı oluşturduğu gözlenmiştir. OX olarak adlandırılan Y_2O_3 katkılı örtülü elektrot ile yapılan kaynak sonrası Mikro-Vickers sertlik ölçümlerine göre; muadil olarak kabul edilen AWS 5.5 standartlarında yer alan E8018-B2L elektrodu ile yapılan bir kaynak sonrası ölçülen sertlik değerlerine göre yaklaşık olarak 2 kat daha sert bir iç yapı elde edildiği tespit edilmiştir. Tez kapsamında gerçekleştirilen elektrot karakterizasyonu, kaynak metali kimyasal analizleri, iç yapı ve sertlik analizleri sonucunda güncel bir elektrot örtüsünün başarılı bir şekilde üretildiği söylenebilmektedir.

Anahtar Kelimeler: Beynit, Elektrot, İğnemsî ferrit, Kaynak, Mikroyapı, Sertlik, Y_2O_3 , 316L



ABSTRACT

MS THESIS

THE EFFECT OF OXIDE PARTICLE-ADDED ELECTRODES ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH STRUCTURAL STEELS IN SHIELDED METAL ARC WELDING

Mehmet Akif AYAZ

**The Graduate School of Natural and Applied Science of Selçuk University
Department of Metallurgical and Materials Engineering**

Advisor: Associate Prof. Dr. Emin SALUR

2024, 75 Pages

Jury

Asst. Prof. Dr. Mehmet Şahin ATAŞ

Associate Prof. Dr. Emin SALUR

Asst. Prof. Dr. Halit SÜBÜTAY

High temperature and pressure requirements are commonly encountered in industries such as energy production, nuclear power, and petrochemicals. The main requirement for materials used in these environments is strong resistance to creep and oxidation. In fossil fuel power plants, materials of various types and thicknesses are used under different temperature conditions. Additionally, the welding process of these components is an inevitable and widespread practice, depending on their application areas. This study aims to develop two different covered electrodes as alternatives to traditional electrode types used in electric arc welding of high temperature steels (ferritic/martensitic steels). One electrode consists of 316L stainless steel powder, while the other is 316L steel reinforced with Y_2O_3 oxide ceramic. Covered electrodes were produced using traditional methods in Gedik Welding Inc.'s prototype laboratory with varying ratios of 316L and Y_2O_3 . Initially, unalloyed steel wires were drawn to a thinner section and cut according to standard dimensions. Subsequently, these wires were extruded with an electrode paste prepared with the desired powders using an extrusion press. The first electrode consisted of 80% basic flux mixture and 20% 316L powder by weight, while the second electrode contained 0.3% Y_2O_3 by weight in addition to the 316L powder. Each electrode underwent a drying process for one hour at 380-390°C, 48 hours after production. Characterizations were conducted to analyze the effects of the 316L stainless steel and Y_2O_3 ceramic powders added to the electrode cover on the microstructure and mechanical properties. SEM examinations revealed that the 316L powders used had a spherical morphology of approximately 10 μm in diameter, while the Y_2O_3 powders had rounded corners with dimensions of 40-50 nm and a relatively less spherical shape. After welding, microstructure examinations of the weld metal were carried out. After welding with a covered electrode containing only 316L stainless steel powder, it was observed that the structure had a bainite internal structure close to the grain boundaries. After welding with the covered electrode having 316L+ Y_2O_3 mixture, it was observed that acicular ferrite internal structure was formed in the structure.

The main difference between these two produced electrodes is that the ceramic-based oxide particle Y_2O_3 nucleates and solidifies in the form of inclusions within the structure, thus forming a needle-like ferrite structure. According to the Micro-Vickers hardness measurements after welding with the Y_2O_3 doped covered electrode called OX; it was determined that an internal structure approximately 2 times harder was obtained compared to the hardness values measured after welding with the E8018-B2L electrode included in the AWS 5.5 standards, which is accepted as equivalent. As a result of the electrode characterization, weld metal chemical analyses, internal structure and hardness analyzes carried out within the scope of the thesis, it can be said that an updated electrode cover has been successfully produced.

Keywords: Acicular ferrite, Bainite, Electrode, Hardness, Microstructure, Welding, Y_2O_3



ÖNSÖZ

Bu çalışmanın ortaya çıkmasında, büyük desteğini ve katkılarını esirgemeyen başta yüksek lisans tez danışmanı hocam Sayın Doç. Dr. Emin SALUR' a ve verdiği desteklerden dolayı Sayın Prof. Dr. Mustafa ACARER' e müteşekkirim.

Elektrodların üretiminde ve testlerinin gerçekleşmesinde desteklerini esirgemeyen Gedik Kaynak A.Ş. ve Sayın Selçuk KESKİNKILIÇ' a teşekkürü borç bilirim. Ayrıca, numunelerin üretilmesinde, test edilmesinde ve sonuçların işlenmesinde yardımını esirgemeyen sayın Dr. Öğr. Üyesi Halit SÜBÜTAY' a, Arş. Gör. Dr. Salih Bilal ÇETİNKAL' a ve Furkan ŞAFAK' a teşekkür ederim.

Son olarak, bu günlere gelmemde sonsuz emeği, desteği ve duası olan; tüm hayatım boyunca olduğu gibi bu ve bundan sonraki çalışmalarında da yanımda olacak olan aileme sabırlarından ve anlayışlarından dolayı teşekkürü bir borç bilirim.

Mehmet Akif AYAZ
KONYA-2024

İÇİNDEKİLER

ABSTRACT.....	vi
ÖNSÖZ.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR	xi
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	2
3. YÜKSEK SICAKLIKLARDA KULLANILAN ÇELİKLER VE KAYNAĞI	6
3.1. Sıcağa Dayanıklı Çelikler	10
3.1.1. Alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikler.....	11
3.1.2. Sıcağa dayanıklı Cr-Mo çelikleri	12
3.1.3. Sıcağa dayanıklı östenitik çelikler.....	15
3.2. Süper Alaşımlar (Yüksek Isıya Dayanıklı Çelikler)	16
3.3. Yüksek Sıcaklık Çeliklerinde Kullanılan Alaşım Elementleri ve Etkileri 17	
3.3.1. Krom (Cr).....	17
3.3.2. Nikel (Ni)	17
3.3.3. Molibden (Mo)	17
3.3.4. Vanadyum (V).....	18
3.3.5. Volfram/Tungsten (W).....	18
3.3.6. Kobalt (Co).....	18
3.3.7. Alüminyum (Al).....	18
3.3.8. Titanyum (Ti)	19
3.3.9. Niobyum (Nb)	19
3.4. Kaynak İşlemi	19
3.4.1. Yüksek sıcaklık çeliklerin kaynağında kullanılan elektrotlar	22
4. MATERYAL VE YÖNTEM.....	25

4.1. Giriş.....	25
4.2. Kaynak Elektrotu Üretimi	26
4.3. Kaynak Elektrotu Denemeleri.....	28
4.4. Mikroyapı Karakterizasyonu.....	30
4.4.1. Numune hazırlama	30
4.4.2. Optik mikroskop.....	31
4.4.3. Tarayıcı elektron mikroskobu (SEM).....	32
4.5. Sertlik Testi	33
4.6. Kimyasal Analiz.....	34
5. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	35
5.1. Toz Karakterizasyonu	35
5.2. Elektrot Karakterizasyonu.....	36
5.3. Kaynak Metali Kimyasal Analiz Sonuçları.....	39
5.4. Mikroyapısal İnceleme.....	40
5.5. Sertlik Sonuçları.....	47
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	56
6.1. Farklı Takviye Malzemelerinin İncelenmesi	57
6.2. Takviye Oranlarının Optimizasyonu.....	57
6.3. Kaynak Parametrelerinin Etkisi	57
6.4. Uzun Vadeli Dayanım Testleri.....	57
6.5. Farklı Metal Alaşımlarında Uygulamalar	57
6.6. Termal Etkilerin Analizi	58
6.7. Endüstriyel Ölçekli Deneyler.....	58
6.8. Takviyelerin Endüstriyel Uygulamalara Etkisi.....	58
6.9. Gelecekteki Çalışmalar İçin Öneriler.....	58
KAYNAKLAR	60
ÖZGEÇMİŞ.....	63

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

A	: Akım
Al	: Alüminyum
Al ₂ O ₃	: Alüminyum oksit
B	: Bor
CaO	: Kalsiyum oksit
CaF ₂	: Kalsiyum florid
Cr	: Krom
Cr _{eq}	: Krom eş değeriği
Cr ₂ O ₃	: Krom oksit
Cr ₃ C ₂	: Krom karbür
Cr ₇ C ₃	: Krom karbür
Co	: Kobalt
HCl	: Hidroklorik asit
K ₂ O	: Potasyum oksit
Mn	: Mangan
MgO	: Mangan oksit
Mo	: Molibden
Mo ₂ C	: Molibden karbür
N	: Azot
Na ₂ O	: Sodyum oksit
Nb	: Niyobyum
NbC	: Niyobyum karbür
Ni	: Nikel
Si	: Silisyum
SiO ₂	: Silisyum dioksit
T	: Sıcaklık (°C)
Ti	: Titanyum
TiC	: Titanyum karbür
TiO ₂	: Titanyum dioksit
Ti ₂ O ₃	: Titanyum trioksit
V	: Vanadyum
VC	: Vanadyum karbür
V ₄ C ₃	: Vanadyum karbür
Y	: İtiryum
Y ₂ O ₃	: İtiryum oksit
ZrO ₂	: Zirkonyum dioksit
W	: Tungsten
WC	: Tungsten karbür

Kısaltmalar

AWS	: American Welding Society Specifications and Standards - Amerikan Kaynak Topluluğu Özellikleri ve Standartları
Ar-Ge	: Araştırma Geliştirme
Bİ	: Baziklik indeksi
EBSD	: Electron backscatter diffraction - Elektron Gerisaçılım Difraksiyonu

EDS	: Energy Dispersive Spectrometry- Enerji Dağıtıcı Spektrometri
GMAW	: Gas Metal Arc Welding- Gaz Metal Ark Kaynağı
GTAW	: Gas Tungsten Arc Welding- Gaz Tungsten Ark Kaynağı
HAZ	: Heat-Affected Zone- Isıdan Etkilenen Bölge
HB	: Brinell Hardness Test- Brinell Sertlik Testi
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
HSLA	: High-Strength Low-Alloy Steel- Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
Çelik	
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
İLTEK	: İleri Teknolojiler ve Araştırma Uygulama Merkezi
MPa	: Mega Paskal
NDT	: Non-Destructive Testing- Tahribatsız Muayene
PWHT	: Post Weld Heat Treatment- Kaynak Sonrası Isıl İşlem
PQR	: Procedure Qualification Record- Kaynak Prosedür Onayı
SAW	: Submerged Arc Welding- Tozaltı Ark Kaynağı
SEM	: Scanning Electron Microscope- Taramalı Elektron Mikroskobu
SMAW	: Shielded metal arc welding- Örtülü Elektrot Metal Ark Kaynağı
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
XRF	: X-Ray Fluorescence- X-Işını Floresansı
WPS	: Welding Procedure Specification- Kaynak Prosedür Şartnamesi

1. GİRİŞ

Günümüzde tüketim artmaya devam ettiğinden enerji ihtiyacı artış göstermektedir. Artan enerji ihtiyaçlarını karşılayabilmek için enerji santrallerinin, petrol ve kimya tesislerinin sayısı giderek artmaktadır. Bu tür sanayilerin proseslerinde genel olarak yüksek basınç ve sıcaklık mevcuttur. Bu yüzden bu tür sanayi tesislerinin yapımında ilgili servis şartlarında çalışabilecek bazı mekanik özelliklere sahip Cr, Mo, W, V, Mn, Co, Si, Nb, N ve B gibi alaşım elementlerinin ilave edildiği yüksek basınç ve yüksek sıcaklıklarda çalışmaya dayanıklı alaşımlı çelikler kullanılmaktadır. Bu çelikler düşük bir ısı genleşme katsayısına sahiptir. Ayrıca hem yüksek basınç hem de yüksek sıcaklık altında çalışması ve daha yüksek korozyon ve sürünme direncine sahip alaşımlı çelikler elde etmek için tasarlanmaktadır. Bu tür tesislerin malzeme ihtiyacının karşılanabilmesi için yüksek sıcaklığa ve basınca dayanıklı malzeme tasarımlarına ihtiyaç duyulmaktadır. 2000’li yıllardan önce bu alandaki mevcut bilgi çok fazla olmadığından bu ihtiyaçların karşılanabilmesi için malzemeler çok kalın tasarlandıkları görülmektedir. Zamanla maliyet ve diğer sebeplerden dolayı farklı araştırma çalışmaları yapılarak aynı çalışma şartlarına dayanabilecek daha ince malzeme tasarımları gerçekleştirilmiştir. Her çalışma bir sonraki çalışmayı tetikleyerek günümüze kadar gelmiştir. Kabakcı (2017)’ya göre sıcaklık şartları ve buhar basıncı durumuna göre tesisin verimi düştüğünden dolayı zamanla yüksek verimde çalışan bir tesis elde edebilmek için yüksek sıcaklık ve buhar basıncına dayanıklı malzemelerin geliştirildiği görülmektedir. Bu durum günümüzde yeni kurulacak olan bir tesisin Kritik Altı olarak adlandırılan yaklaşık 550 °C sıcaklığa ve 18 MPa basınca dayanıklı oldukça kalın malzemelerin, yerini Süper Kritik olarak adlandırılan yaklaşık 538 °C sıcaklığa ve 24 MPa basınca dayanıklı malzemeler ile Ultra Süper Kritik olarak adlandırılan yaklaşık 630 °C sıcaklığa ve 24 MPa basınçtan daha fazla dayanıklı ince malzemelere bıraktığı görülmektedir.

Tez kapsamında yüksek sıcaklıklarda ve basınçlarda çalışan çeliklerin birleştirilmesi için elektrik ark kaynağında kullanılabilecek çeşitli oksit partikül (X, Y, Z) ilaveli örtülü elektrot üretilmesi amaçlanmaktadır. Çalışma kapsamında tasarlanan elektrotların üretimi “Gedik Kaynak A.Ş.” tarafından sanayide ilgili çelikler için kullanılmakta olan elektrot örtülerine çeşitli oksit partiküller (X, Y, Z) ilave edilerek gerçekleştirilmiştir. Bu çalışma sayesinde elektrot örtüsüne katılacak olan oksit partiküllerin kaynak dikişinin mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir.

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

Yüksek sıcaklığa dayanıklı çelikler ve bu çeliklerin kaynağı hakkında birçok araştırma yapıldığı görülmektedir. Ancak bu çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan elektrotların örtülerine çeşitli oksit partikül (X, Y, Z) ilave edilerek gerçekleştirilen kaynaktan sonra kaynak dikişinin mekanik ve mikro yapı özelliklerinin incelenmesi üzerine araştırmalar sınırlıdır. Yüksek sıcaklıkta çalışma, yüksek sıcaklıkta meydana gelen yüksek basınç dayanıklılık ve aşınma gibi, çalışma şartlarında önemli olan durumların araştırılması için elektrot örtüsüne katılan alaşım elementlerinin ve farklı hammaddelerin nasıl bir etki oluşturduğu incelenerek literatür taraması yapılan araştırmalar hakkında bilgiler aşağıda sunulmaktadır.

Enerji santralleri, daha yüksek sıcaklıklarda çalışacak şekilde tasarlanmış olup, kaliteli ve güvenilir kaynaklar üretebilecek ileri alaşımlar ve dolgu metallerinin kullanılmasını gerektirmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda çalışan süper ısıtıcı ve yeniden ısıtıcı bölümler için östenitik paslanmaz çelikler kullanılmaktadır. Tasarım sıcaklıklarının daha düşük olduğu yerlerde, düşük maliyetli alaşımlar, örneğin P22 (ferritik çelik) veya P91 (martensitik çelik) malzemeleri kullanılır (Polar ve ark., 1991; Arivazhagan ve Vasudevan, 2015). Farklı malzemelerin kaynağında, kaynak metalinin, esas metal ile aynı mekanik özelliklere sahip olması temel gereksinimdir, bu nedenle kaynak sarf malzemesinin seçimi, kaynak kalitesini ve diğer özelliklerini geliştirmek için önemli bir rol oynar. Kaynak sarf malzemesi geliştirmede, kaynak tozları da oldukça önemli bir rol oynar. Yüksek sıcaklıkta kaynak sırasında oksidasyon hızlı ve tehlikeli olabilir; oksitler, erimiş metalle karışabilir ve yapının bütünlüğünü etkileyen inklüzyonlar oluşturarak hapsolabilir (North ve ark., 1978). Kaynak tozu, erimiş metali ortamdan koruma, ark stabilitesi sağlama ve kaynak havuzunu temizleme gibi birçok işlevi yerine getirir; ayrıca düzgün kaynak ve daha iyi kaynak dikişi şekli ve geometrisi sağlamak için bir cüruf tabakası da oluşturur (Sham ve Liu, 2014). Kaynak tozu mineralleri genellikle CaO , SiO_2 , MgO , CaF_2 , Al_2O_3 ve diğer oksitlerden oluşmaktadır. Bu minerallerin bileşimine bağlı olarak, kaynak tozu asidik, bazik ve nötr olarak kategorize edilebilir. Baziklik indeksi ve genel toz bileşiminin önemli rol oynadığı farklı toz sistemleri için element transfer sürecinin farklı olduğu bildirilmiştir. Baziklik genellikle kaynak tozunun metalurjik davranışını tanımlamak için kullanılır (Bhandari ve ark., 2016). Baziklik indeksi (Bİ), tozu oluşturan bazik ve asidik bileşikler (oksitler ve florürler) arasındaki bir orandır. CaO ve Na_2O gibi bazik oksitler, silika ağırlı kırıcı olarak işlev görür ve bu durum

viskoziteyi azaltırken, asidik oksitler ağ oluşturuıcı olarak işlev görerek cürufun akışkanlığını azaltır. Bu oksitler, birleşerek yoğunluk, termal iletkenlik, erime sıcaklığı, termal katsayı ve viskozite gibi fizikokimyasal ve termofiziksel özellikleri etkiler. Kaynak tozunun baziklik indeksi, kaynakların mekanik özelliklerini de etkiler. Bazikliğin artması, kaynak metalindeki oksijen seviyesini düşürerek ve tokluğu artırarak, kaynakta metal dışı inklüzyonların daha az oluşmasına neden olmaktadır. Ayrıca kaynak sırasında hidrojenin emilimini de azalttığı belirtilmiştir. CaO içeren bazik tozlar daha yüksek kükürt giderme yeteneklerine sahiptir ve toz bileşiminde CaO'nun CaF_2 ile değiştirilmesiyle, kaynaklardaki oksijen içeriğini azaltmaya yardımcı olduğu çeşitli araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir (Lau ve ark., 1986; Pandey ve ark., 1994; Masao ve ark., 1995). Son yıllarda araştırmacılar farklı karışım tasarımı yaklaşımları kullanarak toz bileşimi tasarlamış ve geliştirmiştir (Cruz-Crespo ve ark., 2010; Jindal ve ark., 2013b; 2013a; Jindal ve ark., 2014). CaO miktarının toz bileşiminde artırılmasıyla kaynakta hidrojen miktarının azaldığı ve bu durumun kaynak performansını iyileştirdiği gözlemlenmiştir. Al_2O_3 , SiO_2 ve TiO_2 eklenmesi cürufun ayrılabilirliğini artırırken, CaF_2 cürufun ayrılabilirliğini azalttığı rapor edilmiştir. Yüksek baziklik indeksine sahip tozlar, genellikle önemli mekanik özellikler sağlama yetenekleri nedeniyle tercih edilmektedir. Kaynaktaki hidrojen konsantrasyonu da toz kaplamasının Bİ'sini artırarak ve kaynak işlemi öncesinde elektrotların düzgün bir şekilde pişirilmesiyle azaltılabilir (Sharma ve Chhibber, 2019).

Sharma ve Chhibber (2019) farklı mineraller içeren çeşitli kaynak tozları ve cürufların fizikokimyasal ve termofiziksel özelliklerini tahmin etmişlerdir. CaO-TiO₂ ikili karışımının yoğunluğu etkilediği, cürufun ayrılabilirliğini iyileştirdiği ve kaynak performansını artırmak için kaynakta hidrojen içeriğini azalttığı bulunmuştur. SiO₂-Al₂O₃ ikilisinin ise silika ve alüminanın ağ oluşturuıcı yapısından dolayı termal iletkenliği arttırdığını ifade etmişlerdir.

Pandey ve ark. (1994) kaynak parametreleri ve tozun baziklik indeksinin kaynak kimyası ve element transferi üzerindeki etkisini incelemiş ve voltajın, kaynak metalinin bileşimini kontrol etmede kaynak akımından daha etkili olduğunu sonucuna varmışlardır. Element transferinin tamamen tozun baziklik indeksine bağlı olduğunu rapor etmişlerdir. Kaynak metalinin mekanik özellikleri, kaynak metalinin kimyasına, element transferine ve mikro yapısına bağlıdır ki bunlar da toz, işletim değişkenleri ve kaynak termal geçmişine bağlıdır (Mitra ve Eagar, 1991b). Kaynak değişkenleri, mekanik özelliklerin kontrol edilmesine yardımcı olurken, elektrot polaritesi, kaynak hızı ve akım ise element

transferini kontrol eder. Kaynak parametreleri; akım, voltaj, elektrot uzantısı ve düz polarite, toz tüketimini artırma eğilimindedir (Mitra ve Eagar, 1991a). Kanjilal ve ark. (2004) çalışmalarında, CaO'nun, bireysel olarak ve diğer bileşenlerle etkileşimde bulunarak, kaynak metalindeki iğnemsiz ferit içeriğini kontrol etmede en etkili bileşen olduğunu sonucuna varmışlardır. Yazarlar, yüksek mukavemetli kaynak metallerinin bileşimsel ve mikro yapısal özelliklerini ve inklüzyonlarını incelediği çalışmada, farklı ana metaller için kaynak metalinin karbon eşdeğerinin 0.25 ile 0.73 arasında değiştiğini ve karbon eşdeğeri 0.47 veya daha yüksek olan ana metallerde sahip kaynak metallerinde martenzit görüldüğünü gözlemlemiştir. Literatürde yer alan bazı çalışmalarda ise Taguchi yönteminin, toz altı ark kaynak işlemlerinin ve ürünlerinin sürekli iyileştirilmesi için kullanılabileceğini önermektedir.

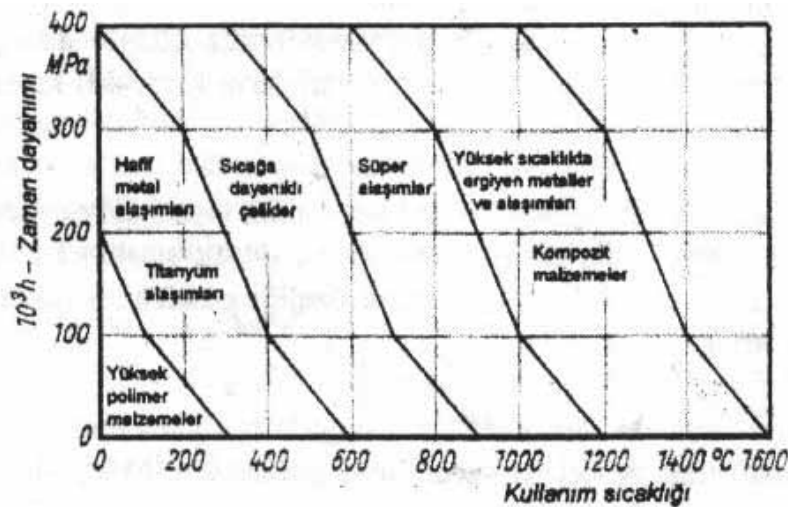
Yüksek sıcaklık çeliklerinin kaynağında oksit partiküllerinin etkisi üzerine yapılan çalışmalar oldukça sınırlıdır. Ulaşılabilen literatür çalışmaları geniş kapsamlı incelenmiş ve bu tez çalışması kapsamında faydalanılabilecek çalışmalar irdelenmiştir. Yüksek sıcaklık çeliklerinin haricinde literatürde basit karbonlu düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında farklı oksitlerin etkisinin araştırıldığı çalışmalar da yer almaktadır. Bilindiği üzere Si ve Mn, düşük karbonlu düşük alaşımlı çeliklerde temel alaşım elementleridir ve makul bir şekilde kontrol edilen alaşım bileşimi, kaynak metalinin mekanik özelliklerini iyileştirebilir (WANG ve ZHANG, 2021). SiO₂-MnO bazlı kaynak tozları, O, Si ve Mn elementlerinin ayrışmasını ve yayımlanmasını sağlamak için yaygın olarak kullanılır, bu elementler nihayetinde cüruf-metal reaksiyonu aracılığıyla kaynak metaline aktarılabilir (Chai ve Eagar, 1981; Zhang ve ark., 2021). Ancak, SiO₂-MnO bazlı kaynak tozlarının viskozitesi hakkında ise sınırlı araştırma rapor edilmiştir (Kim ve Sohn, 2013; Wang ve ark., 2022a). Mevcut çalışmalar, mükemmel kaynak şekillendirilebilirliğini sağlamak için kaynak tozlarının viskozitesinin kontrol edilmesi gerektiğini öne sürmüştür. Toz tasarımı yapılırken, O potansiyelini en aza indirmek için genellikle CaF₂ eklendiği rapor edilmiştir (Park ve Sohn, 2013; Wang ve ark., 2022b). Al₂O₃, cürufun ayrılabilirliğini önemli ölçüde artırabilen faydalı bir bileşen olarak hareket ederek, SiO₂'yi ikame etmek için kullanılır ve böylece kaynak metaline aşırı oksijen aktarılmasını önler (Wang ve ark., 2022a). Ancak, SiO₂'nin Al₂O₃ ile aşırı ikame edilmesi, cüruf sisteminin silikat bazlı bir yapıdan alüminosilikat bazlı bir yapıya veya hatta alüminat bazlı bir yapıya dönüştürülmesine neden olabilir, bu da fizikokimyasal özelliklerini etkileyebilir. Bununla birlikte, SiO₂'nin Al₂O₃ ile ikamesinin, Al₂O₃/SiO₂ kütle oranları geniş aralıkta değişen SiO₂-MnO-CaF₂-Al₂O₃ tozlarının yapısı üzerindeki ikame etkileri henüz tam olarak anlaşılmamıştır.

Ayrıca, $\text{SiO}_2\text{-MnO-CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ toz sistemi yapısının ortaya çıkarılması, tozlardaki Al^{3+} 'ün amfoterik rolünü daha ayrıntılı olarak açıklayabilir ve SiO_2 ile Al_2O_3 'ün viskozite değişimi üzerindeki sinerjik etkisini, esas olarak termodinamik tarafından yönlendirilen bir süreç olarak aydınlatılabilir (Chen ve ark., 2019).

Yukarıda kapsamlı olarak sunulan kaynak araştırmasından faydalananarak: kaynak tozlarının kimyasal bileşiminin, nihai kaynak kimyasını ve özelliklerini etkilediğini, bu durumun ise birçok araştırmacı tarafından geniş bir şekilde tartışıldığı ve kabul edildiği görülmektedir. Cüruf-metal reaksiyonları esnasında meydana gelen bileşim transferi/taşınımı konusu hala karmaşıktır ve açıkça tanımlanmamıştır, bu durum kaynak sarf malzemeleri için toz seçimini daha önemli hale getirir. Bu tez çalışmasının ana motivasyonu ve literatürde yer alan çalışmalardan ayıran esas kısmı elektrot hamuruna/kaynak tozuna nadir toprak elementlerinden biri olan Y'nin oksitli bileşiği olarak yer alan Y_2O_3 partiküllerinin etkisini incelemek ve geleneksel elektrotlara alternatif olarak yeni nesil elektrotların geliştirilerek kaynak metalinin üretimini sağlamaktır. Daha sonrasında bu üretilen elektrotlardan elde edilen kaynak metallerinin yapı-özellik ilişkisi içerisinde detaylı bir şekilde analizinin yapılması ve elde edilen sonuçların literatürde hala boş bırakılan bu alana aktarılması ana hedeflerdendir.

3. YÜKSEK SICAKLIKLARDA KULLANILAN ÇELİKLER VE KAYNAĞI

Özellikle makine, kimya ve enerji endüstrilerinde yer alan yapı elemanları ve konstrüksiyon malzemeleri çok yüksek sıcaklıklar altında çalışmaya maruz kalabilmektedir. Bu üretim tesislerinin ekonomikliği çoğunlukla proses esnasında maruz kalınan sıcaklığa bağlı olmaktadır. Proses sıcaklığının yükselmesiyle birlikte kullanılacak olan malzeme için önemli özelliklerden termoşok dayanımı, yüksek sıcaklıklarda sergileyeceği mekanik özellikleri, artan çalışma sıcaklıklarında sergilediği kimyasal dayanıklılığı ve gaz korozyonuna karşı direnci gibi teknik özellikleri ön planda tutulmaktadır. Bu ön planda tutulan özellikleri sağlayan çelik malzeme gruplarına ait sıcaklıkla 10^3h zaman içindeki dayanımları Şekil 3.1’de verilmiştir (Topbaş, 1998). Genel olarak sıcağa dayanıklı malzemeler olarak $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerinde kullanılmaya uygun olan malzemeler anlaşılmaktadır. Ancak, bu sıcaklık aralığında uygun olan titanyum alaşımları, yüksek üretim maliyetleri nedeniyle genellikle iyi korozyon direnci sunmaları sebebiyle tercih edilmektedir. Bu nedenle, sıcağa dayanıklı malzemeler olarak genellikle alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikler ile belirli çelik döküm türleri kullanılmaktadır. Sıcaklık arttıkça, yüksek alaşımlı östenitik ve ferritik çelikler, kobalt ve nikel bazlı süper alaşımlar yüksek sıcaklıklara dayanıklı yapı malzemeleri olarak tercih edilmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda ise, yüksek sıcaklıklarda eriyen metallerle karıştırılmış karbür bazlı kompozit malzemeler ekonomik çözümler olarak kullanılmaktadır. Çok daha yüksek sıcaklıklar için ise, az mekanik yük altında kalabilen seramik bazlı refrakter ve cam malzemeler uzun süreli ateş dayanıklılığı sağlamak için tercih edilmektedir.



Şekil 3.1. Sıcaklığa bağlı olarak, değişik malzeme gruplarının 10^3h -zaman dayanımları (Topbaş, 1998).

Sıcağa dayanıklı çeliklerin kaynak yapılması, bu malzemelerin yüksek sıcaklık koşullarında koruması gereken özel özellikler nedeniyle benzersiz zorluklar ve gereksinimler sunar. Bu çelikler, yüksek termal gerilmelere dayanacak şekilde tasarlandığından, türbin kanatları, ocak bileşenleri ve ısı değiştiricileri gibi kritik uygulamalarda kullanılır. Sıcağa dayanıklı çeliklerin kaynak işlemi, çeliğin kimyasal bileşimi, termal stabilitesi ve mekanik özelliklerinin dikkatlice değerlendirilmesini gerektirir. Önemli bir zorluk, kaynak işlemi sırasında çeliğin ısıya dayanıklılığını ve mekanik özelliklerini korumaktır; bu işlem metalin erimesi ve yeniden katılaşmasını içerir. Bu, termal çatlama veya malzeme özelliklerinin bozulması gibi sorunları önlemek için sıcaklık, kaynak hızı ve soğutma oranları gibi kaynak parametrelerinin hassas kontrolünü gerektirir.

Bu zorlukları aşmak için uygun kaynak tekniğinin ve dolgu malzemelerinin seçilmesi kritik öneme sahiptir. Sıcağa dayanıklı çelikler için yaygın olarak kullanılan kaynak yöntemleri arasında gaz tungsten ark kaynağı (GTAW), gaz metal ark kaynağı (GMAW) ve batık ark kaynağı (SAW) bulunur. Bu yöntemlerin her biri, uygulamanın özel gereksinimlerine bağlı olarak farklı avantajlar sunar. Örneğin, GTAW yüksek hassasiyet ve kontrol ile bilinir, bu nedenle ince kesitler ve kritik eklemler için uygundur. Diğer yandan, SAW, yüksek eriyik hızı ve derin penetrasyon yetenekleri nedeniyle daha kalın kesitler için sıklıkla kullanılır. Dolgu malzemelerinin seçimi de eşit derecede önemlidir, çünkü bunlar temel metal ile uyumlu olmalı ve kaynak dikişinin istenilen ısıya dayanıklılık, güç ve süneklik özelliklerini korumasını sağlamalıdır.

Sıcağa dayanıklı çeliklerin kaynak işlemlerinde bir diğer kritik faktör, kalıntı gerilmeleri ve deformasyon yönetimidir. Sıcağa dayanıklı çelikler, kaynak sırasında önemli termal döngülere maruz kalabilir ve bu da kaynaklı yapıdaki kalıntı gerilmeleri ve deformasyonlara yol açabilir. Bu sorunları hafifletmek için ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıtma işlemleri yaygın olarak kullanılmaktadır. Ön ısıtma, kaynak bölgesi ile temel metal arasındaki termal gradyanı azaltarak termal gerilmeleri minimize eder ve çatlama riskini azaltır. Kaynak sonrası ısıtma işlemleri, örneğin tavlama veya gerilme giderme ısınması, mikro yapıyı normalize etmek ve kalıntı gerilmelerini gidermek için kullanılır, böylece kaynak dikişi optimal mekanik özellikler ve ısıya dayanıklılık elde eder.

Sıcağa dayanıklı çeliklerin kaynak işlemi ayrıca kaynakların bütünlüğünü ve performansını sağlamak için titiz kalite kontrolü ve denetim gerektirir. Porozite, çatlaklar veya inklüzyonlar gibi kaynak performansını tehlikeye atabilecek kusurları tespit etmek için ultrasonik test, radyografik test ve boya penetrant testi gibi tahribatsız test (NDT)

yöntemleri kullanılır. Ayrıca, kaynak prosedür spesifikasyonu (WPS) ve prosedür niteliklendirme kaydı (PQR) gibi belgeler, kaynak parametrelerini, tekniklerini ve kullanılan malzemeleri tanımlar ve kaynak sürecinin endüstri standartlarına ve spesifikasyonlarına uygun olmasını sağlar. Sürekli araştırma ve geliştirme çabaları, kaynak teknolojilerini, dolgu malzemelerini ve süreçlerini geliştirmeye odaklanarak, sıcağa dayanıklı çelik kaynaklarının giderek daha talepkar uygulamalardaki performansını ve güvenilirliğini artırmayı amaçlamaktadır.

Çizelge 3.1’de yıllara göre geliştirilen Martenzitik/Ferritik çeliklerin çalışma sıcaklıkları, çelik modifikasyonları ve sürünme dayanımları gösterilmektedir.

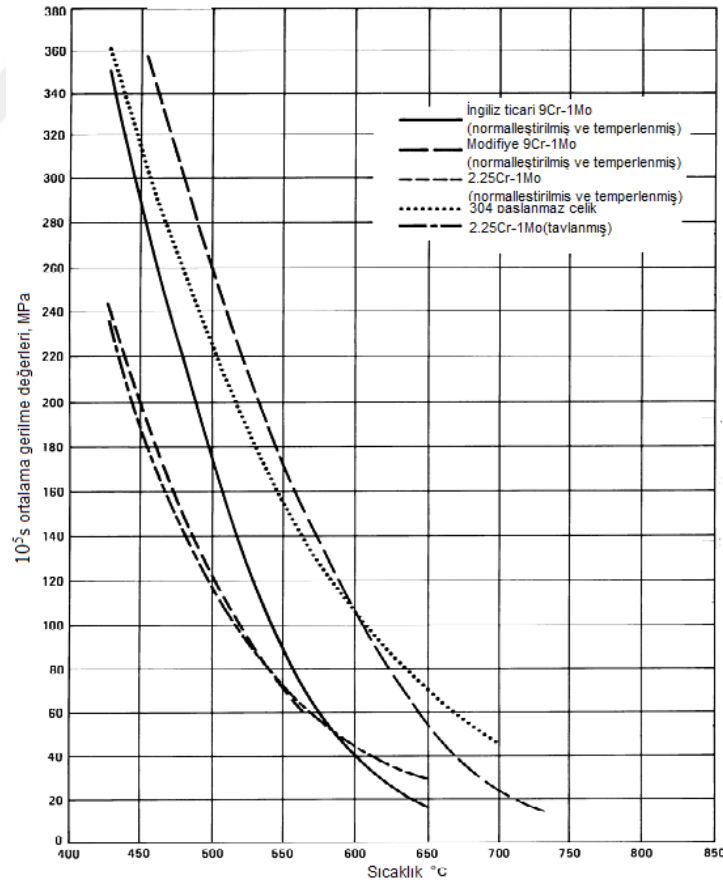
Çizelge 3.1. Yüksek sıcaklıklarda kullanılan çeliklerin tarihsel gelişimi (Klueh, 2005)

Yıllar	Çelik modifikasyonları	600 °C’de 10 ⁵ Saatteki Kopma Dayanımı (MPa)	Çelik Kalitesi	Maksimum Çalışma Sıcaklığı (°C)
1940-60	-	40	T/P22, T/P9	520-538
1960-70	Cr-Mo çeliklerine Mo, Nb, V ilavesi	60	EM12, HCM9M, HT9, HT91	565
1970-85	C, Nb, V, N’un optimizasyonu	100	HCM12, T/P91, HCM12S	593
1985-95	W’nin Mo ile kısmi yer değişimi ve Cu, B ilavesi	140	T/P92, E911, HCM12A	620
Gelecekte	W’nin artırılması ve Co ilavesi	180	NF12, SAVE12	650

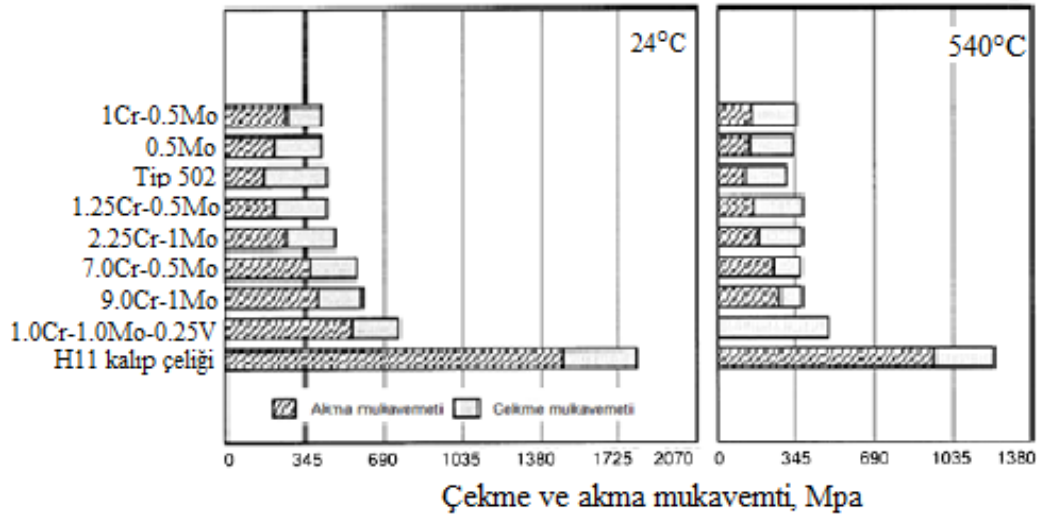
1940-60’lı yıllarda geliştirilen çelikler; oksidasyon ve korozyon dayanımını geliştirmek için %9 ile 12 arasında Cr ihtiva etmektedir. 1960-70’li yıllarda geliştirilen çeliklerde krom elementine ek olarak karbür yapıcı elementlerden Nb ve V, T/P9 ve T/P22 bileşimine katı çökelti sertleşmesi elde etmek için ilave edilmiştir. Bazı şartlarda, katı eriyik sertleşmesi için molibden (Mo) yanı sıra tungsten (W) de bileşime eklenmiştir. Bu çelikler, 1950’lerin sonlarında kullanılmaya başlanmıştır. Genellikle, %9 ila %12 krom içeren çelikler, ferrit ve östenit dengesini sağlamak amacıyla tasarlanmıştır. Bu çeliklerin hedefi, östenit oluşumu sırasında %100 östenit elde etmek ve sonrasında su verme veya normalizasyon işlemiyle %100 martenzit oluşturmaktır. Ancak, bazı durumlarda özellikle %12 krom içeren çeliklerde %1’den daha az miktarda delta ferrit, yapı içinde kalabilmektedir. 1970-85’li yıllarda geliştirilen çelikler; Nb, V ve C

elementleriyle optimize edilmiştir. Verimli çalışabileceği sıcaklık 593°C'ye kadar çıkarılmıştır. Bu çelikler modifiye edilmiş, T/P91, HCM12 ve 9Cr-1Mo çelikleri olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu çelikler yapı olarak duplex olup yapı içinde δ -ferrit ve temperlenmiş martenzit içermektedir. T/P91 çeliği enerji tesislerinde fazla miktarda hâlâ kullanılmaktadır. 1985-95'li yıllarda geliştirilen çelikler, temel olarak önceki jenerasyon çeliklerde, Mo ve W'nin birbirlerinin yerine değiştirilerek kullanılmasıyla imal edilen çeliklerdir. Son olarak da ileri jenerasyon olarak adlandırılan gelecekte kullanılacak çelikler günümüzde geliştirilmeye devam etmektedir. Proses sıcaklığının 650°C'ye ve daha da yükseğe ulaşması amacıyla çalışılmaktadır. Güncel olarak %3 oranında Co kullanılmış olan ve 10^5 saatlik zamanda sürünme mukavemeti 600 °C'de 180 MPa olarak elde edilen çelikler üretilmiştir (Klueh, 2005).

Bazı çeliklerin sıcaklığa bağlı olarak ortalama gerilme değerleri Şekil 3.2'de oda sıcaklığı ve kısa süreli 540°C sıcaklıkta çekme ve akma mukavemetleri de Şekil 3.3 de gösterilmektedir.



Şekil 3.2. Bazı çeliklerin 10⁵s ortalama gerilme değeri ile sıcaklık arasındaki ilişki (Metals Handbook, 1961).



Şekil 3.3. Bazı çeliklerin oda sıcaklığı ve kısa süreli 540°C’de çekme-akma mukavemetleri (Metals Handbook, 1961).

Yüksek sıcaklıklarda kullanılan çelikleri genel olarak **sıcağa dayanıklı çelikler** ve **süper alaşımlar** (yüksek ısıya dayanıklı çelikler) olmak üzere iki ana başlıkta inceleyebiliriz.

3.1. Sıcağa Dayanıklı Çelikler

Isıya dayanıklı çelikler, yüksek sıcaklıklarda mekanik özelliklerini ve yapısal bütünlüğünü koruyacak şekilde özel olarak tasarlanmış malzemelerdir. Bu çelikler, enerji üretimi, havacılık ve endüstriyel süreçler gibi yüksek termal streslerin olduğu uygulamalar için hayati öneme sahiptir. Geleneksel çeliklerin aksine, ısıya dayanıklı çelikler, termal döngülere ve uzun süreli yüksek sıcaklık maruziyetine dayanabilme yeteneklerini artıran alaşım elementleriyle formüle edilmiştir. Önemli alaşım elementleri arasında, oksidasyonu önlemek için koruyucu bir oksit tabakası oluşturan krom; yüksek sıcaklıklarda çeliğin yapısını stabilize eden nikel ve çelik matrisini güçlendirerek akma direncini artıran molibden bulunur. Bu çeliklerin, aşırı termal koşullar altında deformasyona karşı direnç göstermesi ve mekanik özelliklerini koruması, türbin kanatları, ocak parçaları ve ısı değiştiricileri gibi bileşenlerin güvenilirliğini ve güvenliğini sağlamak için kritik öneme sahiptir.

Isıya dayanıklı çeliklerin geliştirilmesi, dayanım, sertlik ve termal stabilite gibi özellikleri dengelemek için bileşimlerinin ve ısıl işlem süreçlerinin optimize edilmesini

içerir. İleri düzey ısıya dayanıklı çelikler genellikle, tane incelmelerini artıran ve akma deformasyonuna karşı direnci geliştiren vanadyum ve niyobyum gibi elementler içerir, böylece yüksek sıcaklık ortamlarında bileşenlerin ömrünü uzatır. Bu çeliklerin performansı ayrıca, hassas alaşım ve ısıt işlemler yoluyla şekillendirilebilen mikro yapılarından etkilenir. Örneğin, kontrollü soğutma ve tavlama gibi gelişmiş işleme tekniklerinin kullanımı, çeliğin tane yapısını inceleştirerek termal yorgunluk ve oksidasyona karşı direncini daha da artırabilir. Endüstriler sıcaklık ve gerilme sınırlarını zorlamaya devam ederken, devam eden araştırmalar, ısıya dayanıklı çeliklerin performansını artırmak için yeni alaşım kombinasyonları ve işleme yöntemleri geliştirmeyi amaçlamaktadır, böylece bu çeliklerin giderek artan taleplere uygunluğu sağlanabilir.

3.1.1. Alaşım ve düşük alaşımlı çelikler

Alaşım ve düşük alaşımlı çelikler, maliyet, performans ve işlenebilirlik dengesini sağlayan, yaygın olarak kullanılan çelikler arasında önemli bir kategori oluşturur. Genellikle karbon çelikleri olarak adlandırılan alaşım ve düşük alaşımlı çelikler, esas olarak demir ve karbon içerir; karbon içeriği genellikle %0.05 ile %2.1 arasında değişir. Bu çelikler üç ana gruba ayrılır: düşük karbon çelikleri (hafif çelikler), orta karbon çelikleri ve yüksek karbon çelikleri. Düşük karbon çelikleri, %0.25'e kadar karbon içerir ve mükemmel süneklikleri ve kaynaklanabilirlikleri ile bilinir, bu da onları yapı uygulamaları, otomotiv bileşenleri ve boru hatları için ideal hale getirir. Orta karbon çelikleri, %0.25 ile %0.60 arasında karbon içerir ve iyi bir güç ve dayanıklılık dengesi sunar, makineler ve yapısal bileşenlerde kullanılır. Yüksek karbon çelikleri ise %0.60'tan yüksek karbon içeriği ile arttırılmış sertlik ve aşınma direnci ile karakterize edilir, bu da onları aletler, bıçaklar ve yaylar için uygun hale getirir.

Düşük alaşımlı çelikler ise, genellikle toplamda %5'ten az olan nispeten küçük miktarlarda alaşım elementi eklenmiş çeliklerdir. Bu alaşım elementleri, mangan, silikon, nikel, krom ve molibden gibi, çeliğin güç, sertlik ve aşınma ve korozyona karşı direnç gibi özel özelliklerini geliştirir. Örneğin, mangan çeliğin sertleşebilirliğini ve çekme mukavemetini artırırken, krom korozyon ve oksidasyona karşı direncin artmasına katkıda bulunur. Düşük alaşımlı çelikler, belirli alaşım elementlerine ve kullanım amaçlarına göre sınıflandırılabilir. Örneğin, nikel eklenen çelikler düşük sıcaklıklarda dayanıklılığı ile bilinirken, krom eklenen çelikler yüksek sıcaklık ve korozyona karşı direnci ile kullanılır.

Düşük alaşımlı çelikler için yüksek sıcaklıktaki dayanım özellikleri, karbür oluşturan Mo, V ve Cr gibi elementlerin bu çeliklerin bünyesine katılarak alaşım oluşturulmasından kaynaklanmaktadır. Yüksek oranda karbür oluşturan Mo yüksek bir öneme sahip olmaktadır. Buna karşılık Cr ve V ise tek başlarına bünyeye katıldıklarında sürünme direnci için belirgin bir gelişme sağlamamaktadırlar.

Alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerin performansı, önemli ölçüde ısıtılma süreçlerinden etkilenir. Tavlama, su verme ve temperleme gibi ısıtılma işlemler, çeliğin mikro yapısını değiştirerek mekanik özelliklerini iyileştirebilir. Örneğin, tavlama işlemi çeliği yumuşatır, sünekliğini artırır ve işlenebilirliğini iyileştirir; su verme ve temperleme ise çeliğin sertlik ve dayanıklılığını artırır. Bu işlemler, çeliğin özelliklerini çeşitli uygulamaların özel gereksinimlerini karşılayacak şekilde şekillendirmede kritik öneme sahiptir; inşaat, otomotiv, üretim ve enerji sektörlerinde kullanılır.

Avantajlarına rağmen, alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerin de sınırlamaları vardır. Alaşımsız çelikler genellikle daha gelişmiş alaşımların korozyon direnci ve yüksek sıcaklık dayanımına sahip olmadığından, zorlu çevre koşullarında kullanımını kısıtlayabilir. Düşük alaşımlı çelikler, alaşımsız çeliklere kıyasla iyileştirilmiş performans sunmasına rağmen, dayanıklılıklarını ve çevresel faktörlere karşı direncini artırmak için ek işlemler veya kaplamalar gerektirebilir. Çelik metalurjisi alanındaki sürekli araştırma ve geliştirme çalışmaları, bu sınırlamaları aşmak için alaşım bileşimlerini ve işleme tekniklerini geliştirmeyi amaçlayarak, alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerin geniş bir endüstriyel uygulama yelpazesinde çok yönlü ve maliyet etkin malzemeler olarak kalmasını sağlar.

3.1.2. Sıcağa dayanıklı Cr-Mo çelikleri

Günümüze kadar başta enerji üretim tesislerinde olmak üzere çalışma sıcaklığı yüksek sıcaklık olarak isimlendirilebilecek neredeyse çoğu tesiste bu tür çelikler tercih edilerek kullanıldığından en çok bilinen ve kullanılan yüksek sıcaklık çelikleri olarak karşımıza çıkmaktadırlar. Özellikle %9-12 Cr ihtiva eden türleri piyasada çok fazla kullanılmaktadır.

Cr-Mo çelikleri kimya endüstrisi, petrol rafineleri, enerji santrallerinde ısı değiştiriciler, basınçlı kazanlar, boru imalatı ve ısıtma kazanlarında çok yaygın kullanılmaktadır. Bu tür çeliklerin en önemli avantajı Cr-Mo ilavesiyle iyileştirilmiş sürünme direnci ve Cr ilavesiyle de arttırılmış korozyon dayanımına sahip olmalarıdır. Bu tür çelikler yüksek sıcaklıkta sergiledikleri sürünmeye, hidrojen korozyonu-

gevrekliğine ve temper gevrekliğine karşı dirençli olmaktadır. Cr-Mo çeliklerinin yüksek sıcaklıktaki sürünme direnci; ferrit matristeki C, Mo ve Cr'un meydana getirdiği katı ergiyik sertleşmesi ve karbürlerin sağladığı çökelme sertleşmesinden kaynaklanmaktadır (Metals Handbook, 1961; Marinkovic ve ark., 2002).

%12 oranında Cr ihtiva eden çeliklere genel olarak bakıldığında yüksek sıcaklıklarda kullanılan bu çelikler, Mo içeren %12 Cr'lu çelikler ve karbür yapıcı elementler ile Mo elementine ek olarak Co ihtiva eden %12 Cr'lu çelikler olmak üzere iki ana gruba ayrılmaktadırlar. Karbür meydana getiren elementlerin ve Co miktarının artmasıyla östenitik sahadan normal soğuma sonucunda δ -ferrit barındıran martenzitik bir ana yapı içinde intermetalik ve karbür bağlantılardan meydana gelen ikincil fazlar olduğundan dolayı bu çeliklerin sıcağa dayanıklılığı yüksek olup sıcağa dirençli Cr çelikleri ayrıca oksidasyona da dayanıklıdır. Bunlar, kısmen fiyatın önemli olduğu östenitik çeliklerin yerine ve ferritik-perlitik çeliklerle östenitik çeliklerin arasındaki dayanım boşluğunda kullanılmaktadırlar (Hilkes ve Gross, 2009).

Genel olarak endüstride yoğun olarak kullanılan Cr-Mo çelikler ve uluslararası gösterimleri Çizelge 3.2'da kimyasal bileşim ve kullanım sıcaklıkları ise Çizelge 3.3'te gösterilmektedir.

Çizelge 3.2. Endüstride kullanılan Cr-Mo çelik türleri ve uluslararası gösterimleri (Hilkes ve Gross, 2009).

Cr-Mo Çelikleri	Uluslararası Standartlar		
	ASTM/ASME	DIN/TÜV	EN
0.5Mo	T/P1	16 Mo 3	8MoB5-4
1.25Cr-0.5Mo	T/P11	10CrMo5-5	10CrMo5-5
1.25Cr-1MoV	-	15CrMoV5-10	-
-	T/P36	15NiCuMoNb5(WB36)	15NiCuNb5
2.25Cr-1Mo	T/P22	10CrMo9-10	10CrMo9-10
2.25Cr-1MoV	T/P22V	-	-
2.25Cr-MoVW	T/P23	HCM 2S	7CrWVMoNb9-6
2.25Cr-1MoVTiB	T/P24	7CrMoVTiB 10-10	7CrMoVTiB10-10
5Cr-0.5Mo	T/P502	12CrMo19-5	-
9Cr-1Mo	T/P9	X12CrMo9-1	X12CrMo9-1
9Cr-1Mo	T/P91	X10CrMoVNb9-1	X10CrMoVNb9-1
9Cr-0.5MoWV	T/P911	X11CrMoWVNb9-1-1	X11CrMoWVNb9-1-1
9Cr-0.5MoWV	T/P92	X10CrWMoNb9-2	-

Çizelge 3.3. ASTM/ASME standartlarına girmiş Cr-Mo çelikleri kimyasal bileşim ve kullanım sıcaklıkları
(Hilkes ve Gross, 2009)

ASTM/ ASME Kodu	Kimyasal bileşim % ağırlık										°C
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	Nb	Diğer	
T/P1	0,16	0,30	0,82	<0,3	0,32	<0,3	-	-	-	-	<460
T/P11	0,10	0,32	0,68	1,25	0,50	-	-	-	-	-	<545
T/P12	0,13	0,70	0,60	1,00	0,50	-	-	-	-	-	<545
T/P36	0,15	0,35	0,95	-	0,45	1,12	-	-	0,2 2	Cu: 0.62	<545
T/P22	0,10	0,36	0,69	2,20	1,02	-	-	-	-	-	<545
T/P23	0,08	0,34	0,42	2,32	<0,3	-	0,0 2	1,5 5	0,0 6	N<0,01 N<0,01 B:15-	<550
T/P24	0,07	0,28	0,60	2,25	1,04	-	0,2 4	-	-	70ppm Ti:0.05-0.10	<550
T/P502	0,12	0,35	0,65	5,10	0,54	-	-	-	-	-	<550
T/P9	0,12	0,60	0,40	9,00	1,00	-	-	-	-	-	<585
T/P91	0,10	0,36	0,52	8,82	1,02	<0,4	0,2 2	-	0,0 8	N:30-70 ppm	<585
T/P911	0,11	0,28	0,54	8,80	1,02	0,25	0,2 2	1,0 5	0,0 8	N: 0.05- 0.09	<625
T/P92	0,10	<0,5	0,55	8,80	0,52	<0,4	0,2 3	1,5 5	0,0 8	N:0,03-0,07 B:0,001-0,006	<625

3.1.3. Sıcağa dayanıklı östenitik çelikler

Isıya dayanıklı östenitik çelikler hem korozyon direncinin hem de yapısal bütünlüğün kritik olduğu yüksek sıcaklık ortamlarında güvenilir performans gösterecek şekilde tasarlanmış, özel bir paslanmaz çelik sınıfıdır. Bu çelikler, esas olarak yüksek nikel ve krom seviyeleri ile stabilize edilen östenitik mikro yapılarıyla karakterize edilir ve yüksek sıcaklıklarda mükemmel tokluk, süneklik ve oksidasyon ile ölçeklenmeye karşı direnç sağlar. Molibden, azot ve bazen nadir toprak elementleri gibi alaşım elementlerinin varlığı, yüksek sıcaklık mukavemetini ve çukurlaşma ve yarık korozyonu da dahil olmak üzere çeşitli korozyon türlerine karşı direncini daha da artırır. Ferritik ve martenzitik çeliklerin aksine, östenitik çelikler, geniş bir sıcaklık aralığında manyetik olmayan, yüzey merkezli kübik (YMK) yapılarını koruyarak, termal döngü koşulları altında tutarlı

performans sağlar. Fırın parçaları, ısı eşanjörleri ve egzoz sistemleri gibi uygulamalarda yaygın olarak kullanılan ısıya dayanıklı östenitik çelikler, petrokimya, enerji üretimi ve havacılık gibi endüstrilerde, bileşenlerin 500°C ila 1200°C arasında değişen sıcaklıklara rutin olarak maruz kaldığı yerlerde vazgeçilmezdir. Bu çeliklerin, mekanik özelliklerini koruma ve bu kadar yüksek sıcaklıklarda deformasyona karşı direnç gösterme kabiliyeti, onları zorlu termal ortamlarda güvenlik, güvenilirlik ve uzun ömür sağlamak için tercih edilen malzeme haline getirir.

3.2. Süper Alaşımlar (Yüksek Isıya Dayanıklı Çelikler)

Süper alaşımlar, özellikle yüksek sıcaklıkların ve mekanik gerilmelerin yaygın olduğu aşırı ortamlarda mükemmel performans gösterecek şekilde tasarlanmış ileri düzey malzemelerdir. Bu alaşımlar, ağırlıklı olarak nikel, kobalt veya demir bazlı olup, yüksek sıcaklıklarda (genellikle 1000°C'nin üzerinde) mukavemetlerini koruyacak, şekil bozulmasına direnç gösterecek ve korozyon ve oksidatif koşullara dayanacak şekilde özel olarak formüle edilmiştir. Süper alaşımların olağanüstü özellikleri, oksidasyon direnci için krom, çökeltme sertleşmesi için alüminyum ve titanyum, sürtünme direnci için molibden veya tungsten gibi elementleri içeren karmaşık bileşimlerinden kaynaklanır. En yaygın kullanılan nikel bazlı süper alaşımlar, özellikle yüksek termal ve mekanik yüklere dayanabilme yetenekleri sayesinde, türbin kanatları ve jet motorları gibi havacılık uygulamalarında büyük değer taşır. Sıcak korozyon direnciyle bilinen kobalt bazlı süper alaşımlar ve daha az talep edilen koşullar için uygun maliyetli bir çözüm sunan demir bazlı varyantlar, bu malzemelerin çeşitli endüstrilerdeki kullanım alanını daha da genişletmektedir. Süper alaşımların sürekli gelişimi, performans sınırlarını zorlamak için mikro yapıları ve kimyasal bileşimlerini optimize etmeye odaklanmakta olup, bu malzemeleri aşırı koşullar altında güvenilirliğin kaçınılmaz olduğu enerji üretimi, otomotiv ve nükleer uygulamalarda vazgeçilmez kılmaktadır.

3.3. Yüksek Sıcaklık Çeliklerinde Kullanılan Alaşım Elementleri ve Etkileri

Yüksek sıcaklık çelikleri, enerji santralleri, kimya endüstrisi ve jet motorları gibi aşırı ısıya maruz kalan ortamlarda kullanılan özel olarak tasarlanmış malzemelerdir. Bu çeliklerin yüksek sıcaklıklardaki performansı, alaşım elementlerinden büyük ölçüde etkilenir. Bu elementler, çeliğin dayanım, sertlik, korozyon direnci ve sürünme direnci gibi özelliklerini geliştirmek amacıyla kasıtlı olarak çelik matrisine eklenir. Aşağıda, yüksek sıcaklık çeliklerinde kullanılan temel alaşım elementleri ve bunların etkileri üzerine ayrıntılı bilgiler yer almaktadır.

3.3.1. Krom (Cr)

Krom, yüksek sıcaklık çeliklerinde korozyon ve oksidasyon direncini artırmaktan sorumlu temel alaşım elementlerinden biridir. Yüksek sıcaklıklarda, krom çelik yüzeyinde kararlı bir oksit tabakası (Cr_2O_3) oluşturarak alttaki metali daha fazla oksidasyondan korur. Krom, katı çözelti sertleşmesi ve dislokasyon hareketini engelleyen karbürlerin (örneğin Cr_7C_3 ve Cr_3C_2) oluşumu yoluyla çeliğin dayanımına ve sertliğine katkıda bulunur. Aynı zamanda mikro yapıyı stabilize ederek ve yüksek sıcaklıklarda tanelerin büyümesini geciktirerek sürünme direncini artırabilir.

3.3.2. Nikel (Ni)

Nikel, özellikle düşük sıcaklıklarda, yüksek sıcaklık çeliklerinin tokluk ve sünekliğini artırır. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahip olan ve hacim merkezli kübik (HMK) yapıya göre daha sünek olan östenitik fazı stabilize eder. Nikel, özellikle krom oksitlerinin daha az kararlı olabileceği indirgeme ortamlarında korozyon ve oksidasyon direncini artırır. Nikel ilavesi, östenitik paslanmaz çeliklerde olduğu gibi yüksek sıcaklıklarda da kararlı bir östenitik yapı oluşturarak çeliklerin sürünme dayanımını artırabilir.

3.3.3. Molibden (Mo)

Molibden, yüksek sıcaklık çeliklerinde sürünme dayanımını artıran kritik bir alaşım elementidir. Karmaşık karbürler (örneğin Mo_2C) oluşturarak çeliği güçlendirir ve tane sınırlarını sabitleyip dislokasyon hareketini engeller. Molibden, özellikle klor içeren ortamlarda çeliğin çukurlaşma ve yarık korozyonuna karşı direncini artırır. Mo, demir

matrisine çözülerek çeliğin genel sertliğini ve çekme dayanımını artırarak katı çözelti sertleşmesine katkıda bulunur.

3.3.4. Vanadyum (V)

Vanadyum, çeliğin sertliğine ve aşınma direncine katkıda bulunan vanadyum karbürler (V_4C_3) oluşturur. Bu karbürler yüksek sıcaklıklarda kararludur ve çeliğin mekanik özelliklerini korumaya yardımcı olur. Vanadyum, yüksek sıcaklık çeliklerinin tokluk ve dayanımını artıran tane inceltme yetenekleriyle de bilinir. Kararlı karbürler oluşturarak vanadyum, özellikle uzun süreli yüksek sıcaklıklara maruz kalan uygulamalarda çeliklerin sürünme direncini artırır.

3.3.5. Volfram/Tungsten (W)

Tungsten, yüksek sıcaklık çeliklerine yüksek sıcaklık dayanımı ve sürünme direncini artırmak amacıyla eklenir. Molibden gibi, tungsten de çelik matrisini güçlendiren kararlı karbürler (WC) oluşturur. Tungsten, demir matrisine çözülerek çeliğin sertliğini artırarak katı çözelti sertleşmesine katkıda bulunur. Tungsten'in yüksek erime noktası, onu aşırı sıcaklık ortamlarında kullanılan çeliklerde özellikle faydalı kılar.

3.3.6. Kobalt (Co)

Kobalt, yüksek sıcaklık çeliklerinde östenitik fazı stabilize etmek ve yüksek sıcaklıklarda çeliğin dayanımını artırmak için kullanılır. Kobaltın yüksek sıcaklıklarda dayanımı koruma yeteneği, gaz türbinleri ve jet motorları gibi uygulamalarda kritik öneme sahiptir. Kobalt, özellikle krom ve alüminyum ile birlikte kullanıldığında oksidasyon direncine katkıda bulunur.

3.3.7. Alüminyum (Al)

Alüminyum, yüksek sıcaklık çeliklerine oksidasyon direncini artırmak amacıyla eklenir. Çelik yüzeyinde, krom oksit gibi, alttaki metalin daha fazla oksidasyona uğramasını önleyen koruyucu bir Al_2O_3 tabakası oluşturur. Alüminyum ayrıca, çeliğin tokluk ve sünekliğini korumak için kritik olan karbür oluşumunu ve dağılımını kontrol etmek için de kullanılabilir.

3.3.8. Titanyum (Ti)

Titanyum, mikro yapıyı stabilize etmeye ve çeliğin sertliğini ve yüksek sıcaklıklardaki dayanımını artırmaya yardımcı olan titanyum karbürler (TiC) oluşturur. Vanadyum gibi titanyum, çeliğin tokluğunu artıran bir tane inceltici olarak işlev görür. Titanyum, paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında krom karbürlerin çökmesine neden olarak taneler arası korozyona yol açan duyarlılığı önlemek için sıklıkla kullanılır.

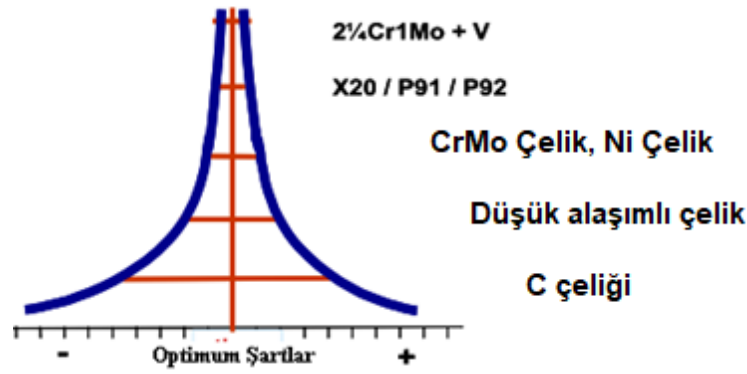
3.3.9. Niyobyum (Nb)

Niyobyum, mükemmel sürünme direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı sağlayan niyobyum karbürler (NbC) oluşturur. Bu karbürler yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve çeliğin genel mekanik özelliklerine katkıda bulunur. Niyobyum, yüksek sıcaklık çeliklerinin tokluk ve dayanımını artıran tane inceltici etkileriyle de bilinir. Niyobyum, sigma fazı gibi çeliği gevrekletirebilecek zararlı fazların oluşumunu önleyerek çelik yapısını stabilize etmeye yardımcı olur.

Yüksek sıcaklık çeliklerinde kullanılan alaşım elementleri, çeliklerin aşırı koşullardaki performanslarını belirlemede kritik bir rol oynar. Her bir element, dayanım, tokluk, oksidasyon direnci ve sürünme direnci gibi özelliklere katkıda bulunur ve bu da zorlayıcı ortamlarda kullanımlarını mümkün kılar. Bu alaşım elementlerinin dikkatli seçimi ve kontrolü, yüksek sıcaklık çeliklerinin özelliklerini optimize etmek ve hizmette güvenilirliklerini sağlamak için önemlidir. İleri düzey araştırmalar, yüksek sıcaklık uygulamalarında üstün performans sağlayan çelikler geliştirmeyi amaçlayan yeni alaşım kombinasyonlarını ve etkilerini keşfetmeye devam etmektedir.

3.4. Kaynak İşlemi

Alaşımsız veya basit alaşımlı çeliklerin kaynağına kıyasla yüksek sıcaklık çeliklerinin kaynak işlemi oldukça kompleks bir işlemdir. Kaynak işleminden önce, kaynak esnasında ve sonrasında olmak üzere çok aşamalı dikkat edilmesi gereken bir durumdur. Şekil 3.4’de farklı tür sade karbonlu veya yüksek sıcaklık çelikleri için gereken en ideal kaynak şartları gösterilmektedir. Bu şekilden de anlaşılacağı üzere alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklere kıyasla daha nitelikli özelliklere sahip ısıya dayanıklı farklı çelik malzemelerin kaynaklanması işlemi için gereken ideal koşulların oldukça dar bir alanda sınırlı kaldığı görülmektedir (Kabakci).



Şekil 3.4. Farklı tür çeliklere ait optimum kaynak şartları (Hilkes ve Gross, 2009).

Yüksek çalışma sıcaklıklarında kullanılacak olan çelikler proses sıcaklıklarında gerekli teknik özellikleri sağlayabilmeleri açısından genellikle alaşımlı çeliklerden meydana gelmektedir. Çelikte bulunan her alaşım elementinin kaynak kabiliyetine olumlu ve olumsuz etkileri bulunmaktadır. Bundan dolayı yüksek sıcaklıklarda kullanılacak olan çeliklerin kaynak işlemine başlanılmadan önce, kaynağa başladıktan sonra kaynak esnasında ve kaynak işlemi bittikten sonra yapılması gereken işlemler bulunmaktadır.

Kaynak yapılacak olan malzemenin kimyasal bileşimine ve mekanik özelliklerine uygun kaynak elektrotu ve kaynak tozu gibi sarf malzemeler seçilerek uygun kaynak yöntemine karar verilmesi gerekmektedir. Sonrasında ana malzemenin içerdiği alaşım elementleri göz önünde bulundurularak öncesi ön ısıtma yapılması gerekip gerekmediği kontrol edilmesi gerekmektedir. Ön ısıtma işlemi, ısıнын etkisi altındaki bölgede ergimeye bitişik olan sınır bölgede meydana gelen sertliğin en aza indirilmesi için gerekmektedir. İlave olarak bu sınır bölgede oluşan sertliğin en aza indirilmesi hidrojen gevrekliği hassasiyetinin de azalmasına yardımcı olmaktadır. “Karbon eşdeğeri” metalürjide çeliklerin ve diğer alaşımların kaynaklanabilirliğini ve mekanik özelliklerini tahmin etmek için kullanılan kritik bir parametredir. Bu ölçüm, çeliklerin sertliği ve çatlama hassasiyetini etkileyen karbon ile manganez, krom, molibden ve nikel gibi diğer alaşım elemanlarının birleşik etkisini hesaba katar. Karbon eşdeğerini hesaplamak, genellikle Amerikan Kaynak Derneği (AWS) tarafından geliştirilen formüller kullanılarak yapılır ve mühendislerin bu elemanların eklenmesinin çeliğin kaynak işlemlerindeki davranışını nasıl etkileyeceğini tahmin etmelerini sağlar. Yüksek karbon eşdeğeri, özellikle yüksek karbonlu veya yüksek alaşımlı çeliklerde sertleşme ve çatlama riskinin arttığını gösterir. Bu kavram, kaynak prosedürlerini optimize etmek ve kaynaklı bağlantıların yapısal bütünlüğünü ve performansını çeşitli endüstriyel uygulamalarda sağlamak için esastır.

$$C_{eş} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

Karbon eşdeğeri kullanılarak bir çelik için gerekli ön tavlama sıcaklığı, aşağıdaki tabloda belirtilen şekilde önerilmiştir.

Çizelge 3.4 Karbon eşdeğerine bağlı olarak gereken ısıtıl işlem sıcaklıkları

$C_{eş}$ (%)	Ön tavlama sıcaklığı (°C)
<0,45	Gerek yok
0,45-0,60	100-200
0,60<	200-350

Kaynak öncesi yapılan hazırlık işlemlerinin başarılı bir şekilde devam etmesi için kaynak esnasında yapılması gereken bazı işlemler bulunmaktadır. Kalın malzemelerin çok pasolu kaynaklarında cüruf temizliği, kullanılan sarf malzemelere ve ana malzemeye uygun kaynak parametreleri uygulanması, bazı özel durumlarda kaynak hızı yavaşlatılarak önceki pasonun gerilimini gidermeye yardımcı olarak ısı girdisinin kontrollü bir şekilde artmasını sağlamak ve yine bazı özel durumlarda bir sonraki pasoya geçmeden sağlanması gereken pasolar arası sıcaklık uygulamaları bulunmaktadır. Anık, Tülbentçi ve Kaluç (1991)'a göre Kaynak esnasında da pasolar arası sıcaklığın bazı kullanılan formülleri olsa da genel olarak kaynak öncesi uygulanan ön tav sıcaklığının altına düşmemesine ve 450°'yi aşmamasına dikkat etmek gerekmektedir.

Kaynak öncesinde ve esnasında yapılan işlemlerin başarılı bir şekilde tamamlanabilmesi için kaynak bitirildikten sonra gerekli durumlarda kaynak sonrası ısıtıl işlem (PWHT) uygulanmaktadır. Kaynak sırasında ve soğuma esnasında malzemede meydana gelen bozulmalar malzemenin çalışma ortamında tam performansla çalışmadan kopmasıyla sonuçlanabilmektedir. Bu yüzden gerektiği durumlarda kaynaklanan malzemenin çalışma ortamı da göz önünde bulundurularak uygun bir kaynak sonrası ısıtıl işleme (PWHT) tabi tutulması gerekmektedir.

3.4.1. Yüksek sıcaklık çeliklerin kaynağında kullanılan elektrotlar

Kaynak işlemi küresel çapta hemen hemen her alanda ve hemen hemen dünyanın her bölgesinde gerçekleştirilmektedir. Her kaynak elektrotunun kullanılacak kaynak yöntemi, pozisyonu, teknik özellikleri ve kaynak edilecek malzemelere uygunluğu gibi bir takım teknik özelliklere sahip olması gerekmektedir. Bu yüzden kaynak konusunda dünyada önde gelen ülkelerin kendi kaynak ve elektrot standartları bulunmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda çalışacak olan çeliklerin kaynaklarında AWS'nin AWS A5.5 elektrot standardına göre genel olarak kullanılan elektrotlar ve kimyasal bileşimleri Çizelge 3.5'te gösterilmektedir.

Çizelge 3.5. AWS A5.5 elektrot standardına göre yüksek sıcaklık çeliklerinin kaynağında kullanılan elektrotlar ve kimyasal bileşimleri

Sınıflandırma	Kimyasal bileşim											
	Cr	Mo	C	Si	Mn	P	S	Ni	V	Nb	N	W
E 7018-A1	-	0,5	0,09	0,5	0,8	0,025	0,02	-	-	-	-	-
E 8013-G	1,1	0,5	0,1	0,3	0,6	0,02	0,02	-	-	-	-	-
E 8018-B2	1,1	0,5	0,1	0,5	0,8	0,025	0,02	-	-	-	-	-
E 8018-B6	5,0	0,5	0,07	0,4	0,7	-	-	0,05	-	-	-	-
E 9015-B91	9,0	0,9	0,1	0,2	0,6	0,008	0,008	0,6	0,2	0,05	0,05	-
E 9015-B92	8,5	0,5	0,1	0,2	0,6	-	-	0,5	0,2	0,05	0,04	1,7
E 9016-B91	9,0	1,0	0,1	0,3	0,9	0,008	0,008	0,5	0,2	0,08	0,03	-
E 9018-B3	2,4	1,0	0,06	0,5	0,9	0,025	0,02	-	-	-	-	-
E 9018-B9	9,0	0,9	0,09	0,3	0,9	0,01	0,01	0,6	0,2	0,06	0,04	-

AWS A 5.5: E 7018-A1: Temel olarak %0,5Mo içeren ısıya ve akmaya dirençli çeliklerin kaynağı için çoğunlukla kazan ve boru yapımında kullanılan bazik karakterli bir elektrottur. Genel olarak -40°C ile 525°C arasındaki çalışma sıcaklıklarına uygundur. Ayrıca hidrojen içeriği düşüktür (<5 ml/100 g).

AWS A 5.5: E 8013-G: Cr-Mo alaşımlı çelikten yapılmış, buhar üretim tesisleri, buhar boruları ve benzeri bağlantıların kaynağında kullanılan rutil çubuk elektrot. Kaynak metali 550°C'ye kadar çalışma sıcaklıklarına dayanıklıdır. Benzer alaşımlı çelikler için olduğu gibi, sementasyon ve nitratlama için su verilmiş ve temperlenmiştir. Buhar tesisleri, gemi, atık tesisleri, sementasyon çelikleri, kazan işleri, borular, ısı eşanjörleri gibi çok çeşitli alanlarda kullanılmaktadır.

AWS A 5.5: E 8018-B2: E 8013-G elektrot standardının özelliklerine sahip olup bazik karakterli bir elektrot standart türü olup hidrojen içeriği düşüktür (<5 ml/100 g).

AWS A 5.5: E 8018-B6: Elektrik santralleri, petrol ve kimya tesislerinin inşaatı ve bakımında kullanılabilir. 600°C 'ye kadar çalışma sıcaklıklarında sürünmeye dirençli çeliklerin ve çelik dökümlerin kaynağı için Cr ve Mo alaşımlı bazik karakterli elektrot standardıdır.

AWS A 5.5: E9015-B91: 9015-B9, geliştirilmiş uzun vadeli sürünme özellikleri sağlamak üzere az miktarda vanadyum ve tungsten ilaveleriyle modifiye edilmiş eşdeğer 'T91 tipi' T92 CrMo çeliklerini kaynaklamak için tasarlanmıştır. Bu sarf malzemeleri, özellikle yüksek sıcaklıkta yüksek bütünlüklü yapısal hizmet için tasarlanmıştır; böylece sürünme mukavemetinden sorumlu olan küçük alaşım ilaveleri, tatmin edici performans sağlamak için gerekli olduğu düşünülen minimum değer üzerinde tutulur. Fosil yakıtlı enerji üretim tesislerinde başlıklar, ana buhar boruları ve türbin muhafazaları. Petrol rafinerileri ve kömür sıvılaştırma ve gazlaştırma tesisleri. Ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığı 200°C - 300°C . Isıya dayanıklı çelikler olarak uygulamalarda sıklıkla kullanılan T/P91 ve T/P92 için Cr ve Mo alaşımlı bazik karakterli bir elektrot standardıdır.

AWS A 5.5: E 9015-B92: 9015-B9 (P92), baz metalin sürünme özelliklerine uyacak şekilde %1,6 Tungsten ile modifiye edilmiş eşdeğer tipi T/P92 CrMo çeliklerini kaynaklamak için tasarlanmıştır. Bu sarf malzemeleri, özellikle yüksek sıcaklıkta yüksek bütünlüklü yapısal hizmet için tasarlanmıştır. Fosil yakıtlı enerji üretim tesislerinde başlıklar, ana buhar boruları ve türbin muhafazaları. Petrol rafinerileri ve kömür sıvılaştırma ve gazlaştırma tesisleri. Ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığı 200°C - 300°C . Temel olarak T/P92 kalite çelik için Cr ve Mo alaşımlı bazik karakterli bir elektrot standardıdır.

AWS A 5.5: E9016-B91: 9016-B9, geliştirilmiş uzun vadeli sürünme özellikleri sağlamak üzere az miktarda Tungsten ve Vanadyum ilaveleriyle modifiye edilmiş eşdeğer 'tip T91' T92 CrMo çeliklerini kaynaklamak için tasarlanmıştır. Bu sarf malzemeleri, özellikle yüksek sıcaklıkta yüksek bütünlüklü yapısal hizmet için tasarlanmıştır. Fosil yakıtlı enerji üretim tesislerinde başlıklar, ana buhar boruları ve türbin muhafazaları. Petrol rafinerileri ve kömür sıvılaştırma ve gazlaştırma tesisleri. Ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığı 200°C - 300°C . Isıya dayanıklı çelikler olarak uygulamalarda sıklıkla kullanılan T/P91 ve T/P92 için Cr ve Mo alaşımlı bazik karakterli bir elektrot standardıdır.

AWS A 5.5: E 9018-B3: Düşük sıçrama oluşumu ve çok kararlı ark ile mükemmel kaynak özellikleri. Dikey aşağı hariç tüm pozisyonlarda kaynak yapmaya uygundur. Kök kaynağı için mükemmel boşluk köprü oluşturma özelliğine sahiptir. Konteyner, kazan, makine ve boru işleri inşaatı. Buhar kazanları ve türbin yapımı. Sürünmeye dirençli çelik kaynağı için temel elektrot standardıdır.

AWS A 5.5: E 9018-B9: E 9018-B9, geliştirilmiş uzun vadeli sürünme özellikleri sağlamak üzere az miktarda niyobyum ve Vanadyum ilaveleriyle modifiye edilmiş eşdeğer 'T91 tipi' CrMo çeliklerini kaynaklamak için tasarlanmıştır. Bu sarf malzemeleri, özellikle yüksek sıcaklıkta yüksek bütünlüklü yapısal hizmet için tasarlanmıştır. Fosil yakıtlı enerji üretim tesislerinde başlıklar, ana buhar boruları ve türbin muhafazaları. Petrol rafinerileri ve kömür sıvılaştırma ve gazlaştırma tesisleri. Ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığı 200°C-300°C. Isıya dayanıklı çelikler olarak uygulamalarda sıklıkla kullanılan T/P91 ve T/P92 için Cr ve Mo alaşımlı bazik karakterli bir elektrot standardıdır.

4. MATERYAL VE YÖNTEM

4.1. Giriş

Tez çalışması kapsamında AWS 5.5 standartlarında yer alan E8018-B2L elektrotuna yakın özellikler sergileyen ve kimyasal özellikleri Çizelge 4.1’ de verilen bazik elektrotların üretimi ve nihai olarak yapı-özellik karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Bunun için bazik kaynak elektrotlarına 316L (NOK) ve $Y_2O_3 + 316L$ (OX) toz karışımlarının takviye edilmesi hedeflenmiş ve bunların neticesinde alternatif bir elektrot üretiminin başarıyla gerçekleştirilmesi daha sonrasında ise karakterizasyonun yapılması amaçlanmıştır.

Çizelge 4.1. Elektrot hamurunun kimyasal özellikleri

Bileşim (ağ%)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	V	Fe
NOK	0,081	0,338	1,215	1,075	0,165	0,807	0,014	0,051	0,014	kalan
OX	0,072	0,238	1,001	1,148	0,164	0,783	0,014	0,049	0,015	kalan
E8018-B2L (AWS 5.5)	0,05-0,12	0,2-0,8	0,9	1-1,5	0,4	-	-	-	-	kalan

Çalışmadaki bazik elektrot, 2,5mm kalınlığındaki düşük alaşımlı tel ve kimyasal özellikleri Çizelge 4.1 de verilen örtü hamurundan oluşmaktadır. Elektrot içerisine takviye edilecek olan 10 μm boyuttaki saf 316L tozunu ve nano boyuttaki saf Y_2O_3 tozunun özellikleri Çizelge 4.2’de verilmiştir.

Çizelge 4.2. Elektrot örtüsüne dahil edilecek tozların özellikleri

Özellik	316L	Y_2O_3
Üretici Firma	Nanografi Nanoteknoloji A.Ş.	Nanografi Nanoteknoloji A.Ş.
Yoğunluk(g/cm^3)	8	5,10
Form	Küresel	Küresel
Boyut	10 μm	25-50 nm
Safılık(%)	99,999	99,999

Çalışma kapsamında kullanılan takviye olarak kullanılacak olan alaşım ve tozların özellikleri, üretim süreçleri ile ilgili bilgiler bu bölümün alt başlıklarında detaylı bir şekilde anlatılmıştır.

4.2. Kaynak Elektrotu Üretimi

Elektrot üretim süreci; çekirdek telinin (filmaşın) hazırlanması, örtü hamurunun hazırlanması ve çekirdeğin örtü hamuru ile kaplanması olmak üzere 3 ana aşamaya ayrılmıştır.

Üretimi yapılan kaynak elektrotunun çekirdeğinde 3,2 mm çapında 350 mm boyunda alaşımsız çelik tel yer almaktadır. Çekirdekteki tel haddeleme yöntemiyle rulo formda üretilir. Rulo halindeki çelik tel, tel açma makinası yardımıyla açılır. Bu işlem sırasında önce yüzeydeki kir ve pas temizlenir ardından mil rulolar yardımıyla düzleştirilir. Düz forma gelen mil giyotin yardımıyla istenilen boyutta kesilir.



Şekil 4.1. a) Tozun tartılıp örtü hamurunun üretimi, b) Örtü hamurunun briket haline getirilme süreci, c) Elektrot telinin örtü hamuru ile kaplanması

Çıplak tel yüzeyinin kaplanmasında kullanılacak olan örtü hamuru içerisindeki malzemeler tartılarak, Şekil 4.1.a da verilen taşıma kabı içerisine konur. Çalışmada takviye edilecek olan 316L ve Y_2O_3 tozları Çizelge 4.3'te verilen oranlarda tartılarak aynı hazneye ilave edilir. Karıştırma ve yoğurma işlemi için taşıma kabı içerisindeki tüm tozlar tek seferde miksera dökülür. Mikser içerisine yabancı madde veya topaklanmış toz girmemesi için haznedeki toz elekten geçirilir. Toz karışımına, mikserde 1 saat boyunca çift yönlü olacak şekilde düşük devirde karıştırılırken kademeli olarak bağlayıcı görevi görmesi için potasyum oksit (K_2O) ve silika (SiO_2) karışımı özel cam suyu ilave edilmiştir. Karıştırmanın işlemi bitince mikser içerisindeki sıyrıcıların yardımıyla ıslak olan örtü hamuru alınır (Şekil 4.1.a).

Ayrıca ilave edilen cam suyunun mükemmel termal stabilitesi, neme karşı iyi direnç sağlaması ve yüksek erime noktası gibi önemli özelliklere sahiptir. Sahip olduğu bu özellikler yüksek sıcaklıkları da içeren sağlam ve dayanıklı bağlantılara ihtiyaç duyulan kaynak uygulamalarında avantajlı hale getirmektedir. Potasyum silikat içerikli cam suyu örtüde yer alan içerikleri bağlayıcı görevi görmesinin yanı sıra örtü ile çekirdek tel arasında güçlü bir bağ oluşturarak başarılı bir şekilde örtülü elektrot üretimini de sağlamaktadır. İlave cam suyu, kaynak esnasında atmosferin kaynak dikişi için zararlı ve oksitleyici ortamından korunması için cüruf tabakası oluşumunu artırmakla birlikte kaynak dikişinin mekanik mukavemetine ve bütünlüğüne fayda sağlamaktadır.

Çizelge 4.3. Elektrot örtüsünde kullanılacak malzemelerin özellikleri

İçerikler	NOK	OX
316L miktarı (gr)	202	199,6
Y_2O_3 miktarı (gr)	0	2,4
Örtü hamuru miktarı (gr)	798	798
Cam suyu (ml)	160	160

Elde edilen örtü hamuru hidrolik preste bulunan hazne içerisine aktarılır. Hazne girişi kapatıldıktan sonra Gedik A.Ş. Gebze Ar-Ge Merkezinde bulunan “Halsan” marka “P116” model hidrolik pres yardımıyla örtü hamuru, briket adı verilen silindirik formda sıkıştırılır. Sıkıştırma işlemi tamamlanınca üst kapak açılır ve briket dışarı çıkarılır. Aşamaları Şekil 4.1.b de gösterilen presleme işlemi mikserden çıkan tüm hamur bitene kadar tekrarlanır.

Briketler sırayla Gedik A.Ş. Gebze Ar-Ge Merkezinde bulunan “S.M.E.” marka “LEX3” model ekstrüzyon presinin yataydaki haznesinin içerisine konur. Çıplak teller ise biriket girişine 90° açılı ve yatay yönde olan arka girişten otomatik olarak beslenir. Çıplak tel ekstrüzyon makinasının ön taraftan Şekil 4.1.c de görüldüğü gibi dış yüzeyi örtü ile kaplanmış halde çıkar. Kaplama işleminde tele tutunamayan hamurlar biriktirilip tekrar hidrolik preste briket haline getirilip kullanılmaktadır.

Ekstrüzyondan çıkan elektrotlar Gedik A.Ş. Gebze Ar-Ge Merkezinde bulunan “ZK713X” kodlu özel balans cihazıyla kontrol edilmektedir. Elektrot üretiminde laboratuvar tipi ekstrüzyon cihazı kullanıldığı için ilk basılan elektrotların balansına göre ekstrüzyon çıkışındaki yataklamalar üzerinden hassas balans ayarı yapılmaktadır. Bu kalibrasyon işlemi tamamlanmasına rağmen çalışma için üretilen tüm elektrotlara tek tek balans kontrolü Şekil 4.2’deki cihaz ile yapılmıştır.



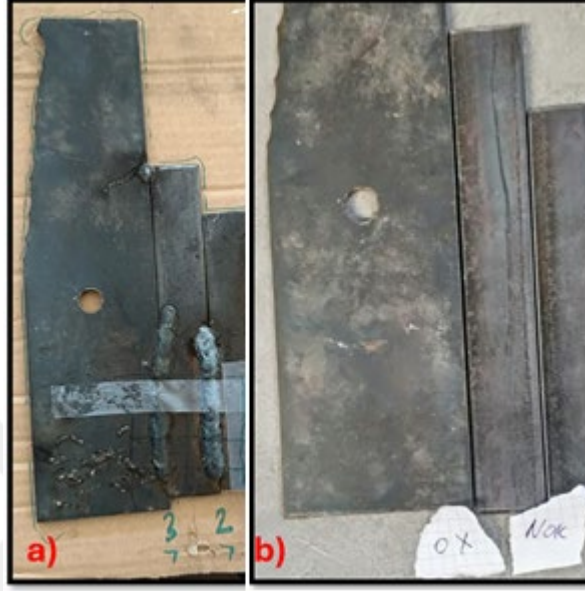
Şekil 4.2. Balans kontrol makinası

İlk kurutma fırınında 150°C’de kurutulan bazik elektrotlar elektrot tepsilerine aralıklı bir şekilde dizilir. İlk iki saat 200°C’ ta ve damper açık olarak ısıtıldıktan sonra damper kapatılır. Fırının sıcaklığı 400°C’a çıkarılır, bu sıcaklıkta yaklaşık 3 saat kalırlar ve elektrot örtüleri yeterince kurumuş olur. Damper açılarak yaklaşık 150° C’ye kadar fırında elektrotlar soğutulur ve daha sonra fırının kapakları açılarak elektrotlar dışarı çıkarılır. Nem tayini 1000° C’deki istenilen teknik özelliklere uygun ise elektrot kurumuş sayılır, değilse yeniden kurutma işlemi yapılır.

4.3. Kaynak Elektrotu Denemeleri

Kaynak metali, 130 A akım ve 33 V gerilim değerinde, elektrot pozitif (+) kutupta doğru akım kaynak makinesi kullanılarak üretilmiştir. AWS 5.5 standardına uygun

olarak, iki plaka ve altlık malzeme arasındaki boşluk çok pasolu kaynak işlemi ile doldurulmuştur. Yalın kaynak metali için yaklaşık 20 pasodan oluşacak şekilde kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Üretilen kaynak metallerinden mikro yapı ve mekanik özellikleri incelemek için Şekil 4.4.'de görüldüğü gibi numuneler çıkarılmıştır.



Şekil 4.3. a) Kaynak sonrası görüntü, b) Kaynak öncesi görüntü



Şekil 4.4. Mikroyapı ve sertlik özelliklerini incelemek için hazırlanan numuneler

Geleneksel olarak kullanılan elektrotların yerine alternatif olarak üretimi hedeflenen elektrotlar da üretim işleminin başarıyla sonuçlandığı anlamak adına Şekil 4.5'de görüldüğü üzere 4 farklı kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu üretilen parçalar

makro boyutta incelendiğinde ise tez çalışması kapsamında öne sürdüğümüz alternatif elektrot üretiminin başarıyla gerçekleştirildiği söylenebilir. Tüm bu kaynak işlemleri için yaklaşık 10 adet elektrot harcanmıştır. Kaynak metalini elde ederken izlenen adımlar kaynak prosedür şartnamesine (WPS) uygun olarak takip edilmiştir. Kaynağın doldurulacağı malzemeler ısı farklılıklardan oluşacak hasarları en aza indirmek için yaklaşık 250 °C sıcaklıkta bir ön ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Kaynak metalleri üretildikten sonra faz dönüşümlerinin sağlıklı bir şekilde tamamlanabilmesi için numuneler oda sıcaklığına gelene kadar açık atmosferde soğumaya bırakılmıştır. Gaz boşluklarının fazla olduğu veya eriyiğin kaynak dikişine yeterince nüfuz edemediği numunelerden inceleme yapılmamıştır.

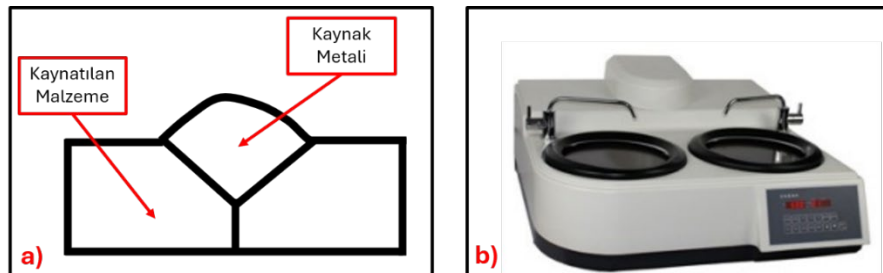


Şekil 4.5. Farklı denemeler sonucu elde edilen kaynak yapılmış parçalar

4.4. Mikroyapı Karakterizasyonu

4.4.1. Numune hazırlama

Üretilen kaynak elektrotları ile kaynak işlemi yapıldıktan sonra numune kesme makinasını yardımıyla numune istenilen ölçülerde kesilir. Numune kesilirken sadece kaynak metalinden değil, Şekil 4.6.a'deki gibi hem ısı tesiri altında kalan kaynak bölgesi (ITAB) hem de kaynak dikişini kapsayacak malzemeler şeklinde kesilir. Kesme işlemi sonrasında, Selçuk Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalografi Laboratuvarında bulunan “Metkon Forcipol V2” marka model metalografik numune hazırlama cihazında numuneler zımparalama işlemine tabi tutulur (Şekil 4.6.b).



Şekil 4.6. a) Kaynak bölgesinden alınan numune, b) Zımparalama ve parlatma cihazı

İlk önce geleneksel zımparalama işlemi yapılır. Numune kesimi sırasında kesme diskinden gelen izler çok kaba olmadığı için 400 grid zımpara ile başlamak yeterli görülmüştür. Sonrasında 2000 grid zımparaya kadar zımparalama işlemi kademeli olarak yapılmıştır. Zımparalama işleminden sonra parlatma işlemi iki aşamada yapılmıştır. İlk aşamada 3 mikron elmas pasta ile 2. Aşamada ise 1 mikron elmas pasta ile yapılmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri bittikten sonra numune alkol ile iyice temizlenmiş ve optik mikroskopta görüntü almaya uygun hale gelmiştir.

4.4.2. Optik mikroskop

Numune hazırlama işlemi tamamlandıktan sonra numuneler optik mikroskop ile incelendiğinde herhangi bir gözlem gerçekleştirilmemiştir. Mikroyapılarının daha iyi görülebilmesi ve daha detaylı analizlerinin gerçekleştirilebilmesi için numunelere dağlama işlemi yapılmıştır. Bu nedenle parlatılan yüzeyler 2.5 gr pikrik asit, 2.5 ml hidroklorik asit (HCl) ve 100 ml ethanolden oluşan özel adı Pikral olan dağlayıcı ile dağlanarak mikroyapı incelemeleri için uygun hale getirilmiştir. Pikral çözeltisi laboratuvarda hazırlanıp, daldırma yöntemiyle numune yüzeyine 30 sn. süre boyunca uygulanmıştır.

Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra tüm numunelerin mikroyapı görüntüleri Selçuk Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalografi Laboratuvarında bulunan Şekil 4.7’de gösterilen “Nikon MA100 Eclipse” marka model optik mikroskop ile alınmıştır.



Şekil 4.7. Optik mikroskop

4.4.3. Tarayıcı elektron mikroskobu (SEM)

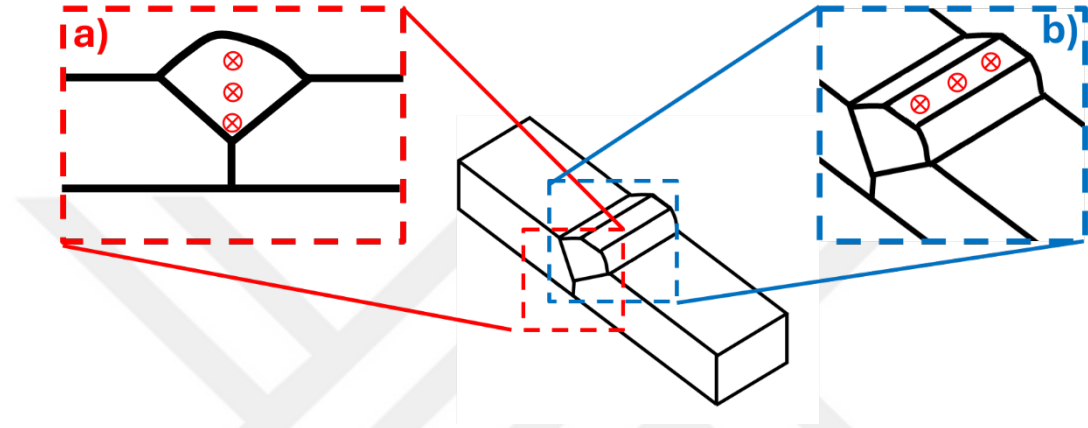
Tarayıcı Elektron Mikroskobu (SEM), malzemelerin yüzey yapısını, pürüzlülüğünü, mikroskobik kusurları ve tanelerin yapısal değişikliklerini incelemekte kullanılmaktadır. Yüksek büyütme oranları sayesinde mikroyapı daha detaylı inceleme görüntüleme olanağı sağlamaktadır. Ek ekipmanlarla birlikte Haritalama (EDS) modu kullanıldığında, numunenin kimyasal bileşimini ve elementel analizini yapma imkânı sağlamaktadır. Numuneler Şekil 4.8’de verilen Selçuk Üniversitesi İleri Teknolojiler ve Araştırma Uygulama Merkezinde (İLTEK) bulunan "ZEISS EVO LS 10" marka ve model SEM cihazı ile incelenmiştir. Numunelerden hem mikroyapı görüntüsü hem de haritalama görüntüsü alınmıştır. SEM incelemelerinde sadece kaynak metalleri değil örtülü elektrotların hamurları da toz haline getirilerek incelenmiştir. Buradaki amaç örtü hamuruna ilave edilen 316L metalik tozu ve Y_2O_3 seramik tozları ile birlikte hamurun içerisinde yer alan diğer bileşenlerin homojen bir şekilde hazırlandığını kontrol etmektir.



Şekil 4.8. SEM cihazı

4.5. Sertlik Testi

Sertlik ölçümü alınırken iki farklı bölgeden ölçüm alınmıştır. İlk olarak metalografik hazırlık yapılmış olan numunelerin Şekil 4.9.a'daki gibi yüzeyinden, ikinci olarak ise kaynaklı parçanın üst yüzeyi işlenerek (kaynak boyunca) Şekil 4.9.b'deki bölgeden ölçümler alınmıştır. Her iki farklı bölgeden alınan 3'er adet ölçümün ortalaması alınarak standart sapma değerleri ile birlikte sertlik değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 4.9. a) Metalografik hazırlık için kesilen numune kesiti, b) Taranan kaynak yüzeyi

Sertlik ölçümleri için, Selçuk Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Mekanik Laboratuvarında bulunan "DIGIROCK LC-RBOV" marka model sertlik test cihazı kullanılmıştır. Şekil 4.10'da gösterilen sertlik cihazında yapılan ölçümlerde 187,5 kg yük ve 2,5 mm çapında bilyeli uç kullanılmıştır.



Şekil 4.10. Brinell sertlik cihazı

4.6. Kimyasal Analiz

Üretilen yalın kaynak metallerinin kimyasal içeriklerini belirlemek için XRF (X-Ray Fluoresence) analizleri gerçekleştirilmiştir. XRF spektroskopisi, malzemelerin kimyasal bileşimini belirlemek için kullanılan bir analitik tekniktir. XRF cihazı ile analiz edilecek malzeme, cihazın analiz yapabileceği şekilde hazırlanmalıdır. Bu da iki durumda; katı numunelerin düzleştirilmesi veya toz numunelerin tablet haline getirilmesi gibi adımları içerebilir. Tez çalışması kapsamında üretimi gerçekleştirilen kaynak metallerinin kimyasal içeriklerinin belirlenmesi için ITAB veya esas metal bölgesinden tamamen arındırılmış Şekil 4.11’de gösterildiği gibi tamamen kaynak metalini temsil edecek numuneler talaşlı imalat yöntemlerinden faydalanarak hazır hale getirilmiş ve daha sonra bu numuneler metalografik numune hazırlama adımlarından geçirilerek parlatılmıştır. Daha sonrasında bu numuneler X-MET” marka taşınabilir XRF ölçüm cihazı kullanılarak kimyasal analizlerinin tayini gerçekleştirilmiştir. Her kaynak metalinden 3’er ölçüm alınarak ortalamaları hesaplanmıştır.



Şekil 4.11. XRF analizi için hazırlanan kaynak metalleri

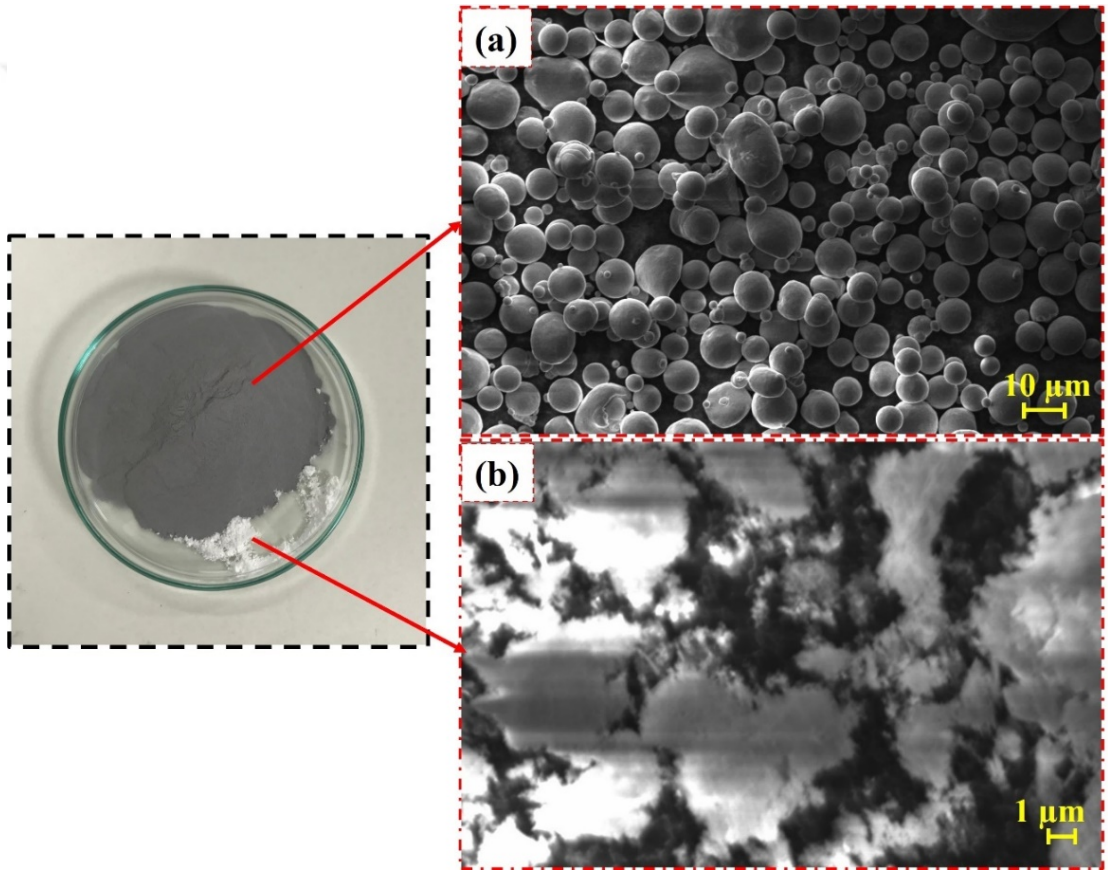
5. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

Bu çalışmanın ana amacı, geleneksel olarak SMAW kaynak teknolojisinde kullanılan bazik kaynak elektrotlarına 316L paslanmaz çelik ve Y_2O_3 (itriyum oksit) toz karışımlarının eklenmesiyle alternatif bazik elektrotların üretilmesi ve daha sonra bu elektrotlarla üretilen kaynak metalinin mekanik ve mikroyapısal özelliklerini incelemektir. Deneysel sonuçlar, alternatif elektrot üretiminin başarıyla gerçekleştirildiğini ve elektrot örtüsüne katılan takviye malzemelerinin kaynak dikişi üzerinde anlamlı etkiler yarattığını göstermektedir. Tez çalışması kapsamında elde edilen tüm sonuçlar ve bu sonuçların yapı-özellik-performans ilişkisi içerisinde neden-sonuca dayandırılarak detaylı bir şekilde irdelenmesi; elden edilen bulguların literatürle uyumlu ve ters düşen noktaları tartışılarak alt başlıklar halinde sunulmuştur.

5.1. Toz Karakterizasyonu

Tez çalışmasının daha önceki bölümlerinde çeşitli yerlerde belirtildiği üzere iki farklı bazik elektrot üretimi gerçekleştirilmişti. Bunlardan birincisinin elektrot hamuruna sadece 316L tozu ikincisine ise 316L+ Y_2O_3 tozları belirlenen oranlarda eklenmişti. Bilindiği üzere kullanılan bu tozların boyutu, morfolojisi, vb. diğer karakteristik özellikleri de nihai ürünün performansını etkilemektedir. O nedenle başlangıç tozu olarak adlandırdığımız bu tozların da karakterizasyon işlemleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.1’ de çalışma kapsamında elektrot örtüsüne ilave edilen 316L ve Y_2O_3 tozlarının SEM görüntüleri gösterilmektedir. SEM görüntülerinden kullanılan 316L tozunun son derece düzgün ve neredeyse mükemmel kürelerden meydana geldiği ve parçacık boyutunun yaklaşık 10 μm olduğu görülmektedir. Bu küresel tozların sahip olduğu, tutarlı boyut dağılımı ve pürüzsüz yüzey dokusu daha iyi paketleme yoğunluğu ve akışkanlık sunar, bu da elektrot hamurunu filmaşınlere yedirmeden önce hidrolik preste elde edilen ön sıkıştırılmış örtü hamurunun daha iyi preslenebilirlik ve daha yüksek kaliteli parça özelliklerine sahip olmasına neden olur. Y_2O_3 tozları incelendiğinde ise, yüksek yüzey alanı-hacim oranına sahip nispeten daha düzensiz nanometrik skalalarda boyutlara sahip oldukları görülmektedir. Nano ölçekli partiküller, kütle halindeki muadillerine kıyasla önemli ölçüde daha yüksek bir yüzey alanına sahiptir. Bu artan yüzey alanı, reaktivite ve diğer maddelerle etkileşim alanını artırır. Sahip oldukları küçük boyutları ve yüksek yüzey enerjisi nedeniyle genellikle artırılmış mekanik özellikler, örneğin daha yüksek

sertlik ve mukavemet sergiledikleri için birçok imalat yönteminde takviye malzemesi olarak tercih edilirler. Bizim çalışmamız kapsamında tercih etme nedenimiz ise yukarıda da bahsedildiği üzere nano oksit partiküllerinin yapıda ne tür bir çekirdeklenmeye yol açtığı ve bu durumun kaynak metalinin mikroyapısına ve mekanik özelliklerine ne tür katkı sağladığını araştırmaktır. Salur ve ark. nano oksitlerin aglomere olabileceğini ve bunun da sağlayacakları benzersiz özelliklerinin kaybolmasına yol açabileceğini söylemişlerdir. Dağılımlarını ve işlevselliklerini korumak için stabilizatörler ve yüzey modifikasyonlarının ve/veya farklı üretim yöntemlerinin denenebileceği de çeşitli çalışmalarda rapor edilmiştir.

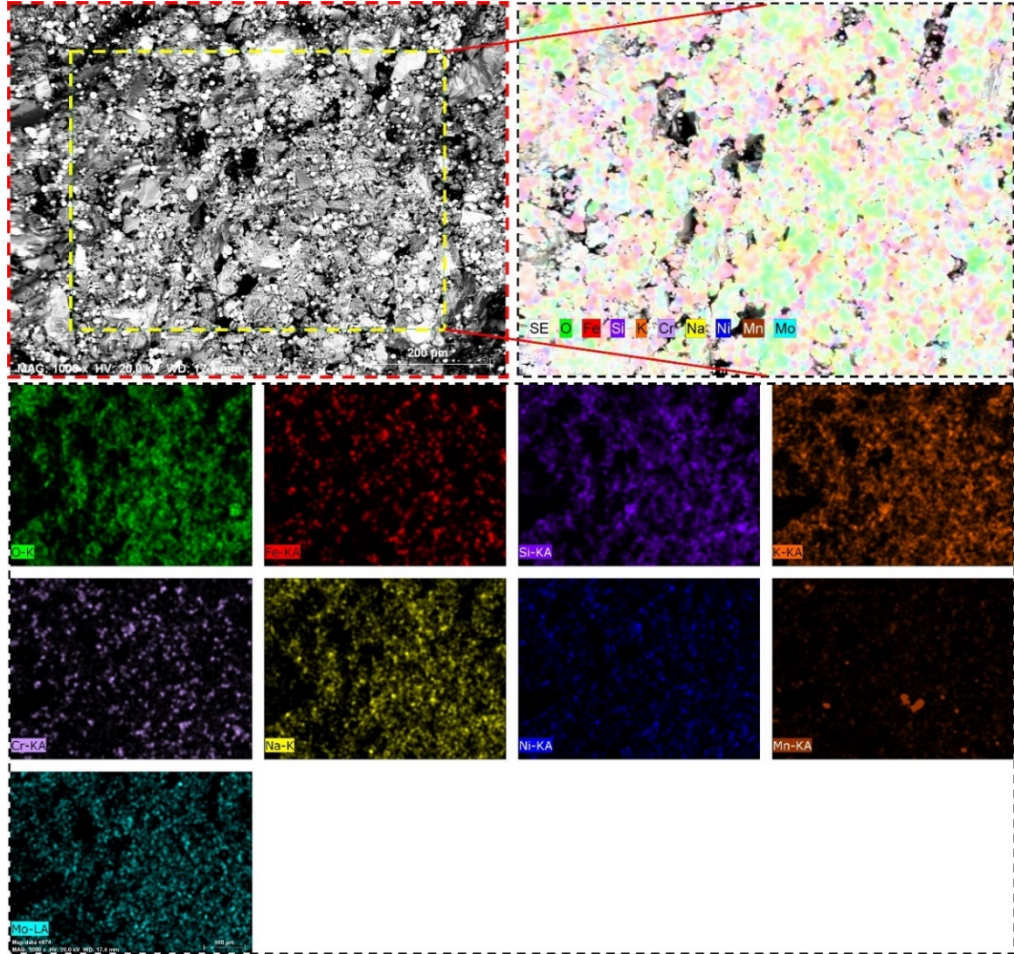


Şekil 5.1. Elektrot hamuruna katılan a) 316L metal ve b) Y_2O_3 seramik tozları

5.2. Elektrot Karakterizasyonu

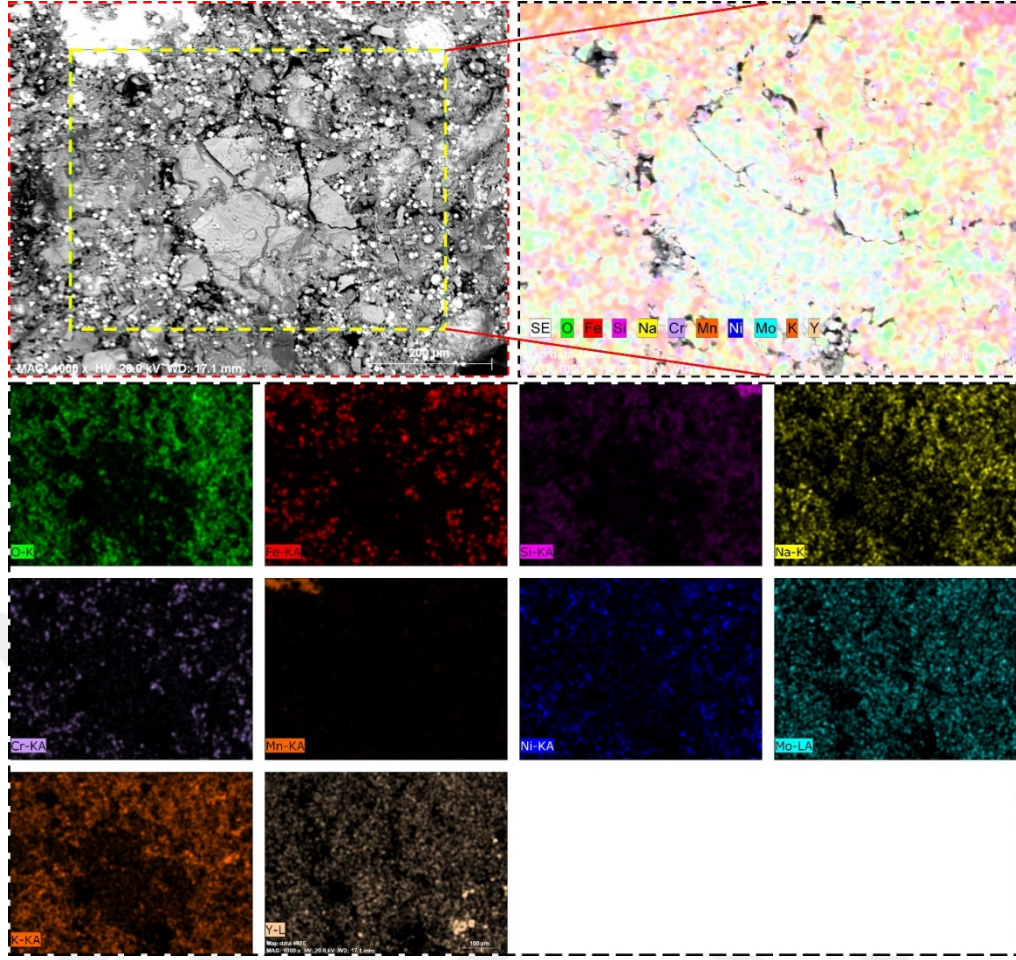
Filmaşınleri kaplamak üzere üretilen elektrot hamuruna ilave edilen 316L ve Y_2O_3 tozlarının diğer bileşenlerle beraber homojen bir dağılım sergileyip sergilemediğini anlamak için elektrot örtüsünden alınan parçalar toz haline getirilerek SEM-haritalama ile analiz edilmiştir. Sadece 316L ilave edilmiş elektrottan hazırlanan toz parçaları ve içerisinde olması beklenen muhtemel elementlerin haritalama görüntüleri Şekil 5.2' de

verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde flux ve diğer bileşenlerden oluşan bazik elektrotta homojen bir karışımın elde edildiği söylenebilir. Bunun oluşmasındaki temel etken örtüye katılmak üzere hazırlanan tozların ve diğer bileşenlerin turbula mikser ile belirli bir süre karışımının sağlanmış olmasıdır. Sadece Mn elementi yer yer aglomere olmuş görülmektedir. Fakat bu durum aslında pek mümkün değildir. Çünkü Mn elementi daha önce Çizelge 4.1’de gösterildiği gibi 316L tozunun içerisindeki alaşım elementlerinden biridir ve Fe matrisin içerisinde çözülmüş olarak bulunmaktadır. Olası nedenlerden birisi şu olabilir örtüden hazırlanan tozun o kısmında lokal/bölgesel olarak 316L tozları birikmiş olabilir. Bunun neticesinde haritalama görüntülerinde böyle bir sonuç ortaya çıkmış yorumu yapılabilir. Burada amaç hazırlanan örtünün içerisinde bileşenlerin nasıl bir dağılım davranışı sergilediğini incelemektir. Filmaşine yedirilmeden önce hidrolik pres yardımıyla ön form verilmiş hamurdan ziyade kaynak metalini oluşturmak için kullanılan elektrotun kendisinden parçalar alınmış ve bunlar el yardımıyla toz haline getirilmiş ve bu tozlar üzerinden analizler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.2. NOK numunesinin elektrot hamurunu oluşturan tozların SEM-haritalama görüntüsü

Şekil 5.3' de ise 316L tozuna ek olarak ilave edilen Y_2O_3 takviyeli elektrot hamurundan yine aynı şekilde işlemler uygulanarak elde edilen tozların SEM-haritalama sonuçları gösterilmektedir. Sadece 316L içeren elektrot grubuna benzer şekilde burada da istenilen homojen bir dağılımın meydana geldiğinden söz edilebilir. İki grup arasında gözle görülen temel farklılık nano ölçekli Y_2O_3 tozlarının minimal kısmi bir bölgede topaklandığıdır. Fakat Y' nin haritalama sonucu incelendiğinde bu bölgesel topaklanmalar haricinde homojen bir dağılım sergilediği söylenebilir. Genel olarak iki yöntemde de tam uniform bir dağılım elde edilmemiş olsa da ciddi manada yapı içerisinde homojen bir dağılım davranışından söz edebiliriz. Buradan yola çıkarak hamurun hazırlanmasında izlenen prosedürlerin özellikle karıştırma işleminin doğru bir yaklaşım olduğu kanısına ulaşabiliriz. Tez çalışması kapsamında kullanılan Y_2O_3 gibi yüksek yüzey alanına sahip aglomere eğilimi fazla olan nano ölçekli takviye elemanlarının yapı içerisinde istenilen düzeyde homojen dağıtılması zaten literatürde de belirtildiği üzere oldukça zorlu bir işlemdir. Yapı içerisinde daha homojen bir dağılım sağlanması segregasyon ve aglomerasyonun önüne geçilmesi için yüksek hızlarda çalışan mekanik alaşımlama/öğütme cihazlarından faydalanılabileceği de farklı araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir.



Şekil 5.3. OX numunesinin elektrot hamurunu oluşturan tozların SEM-haritalama görüntüsü

5.3. Kaynak Metali Kimyasal Analiz Sonuçları

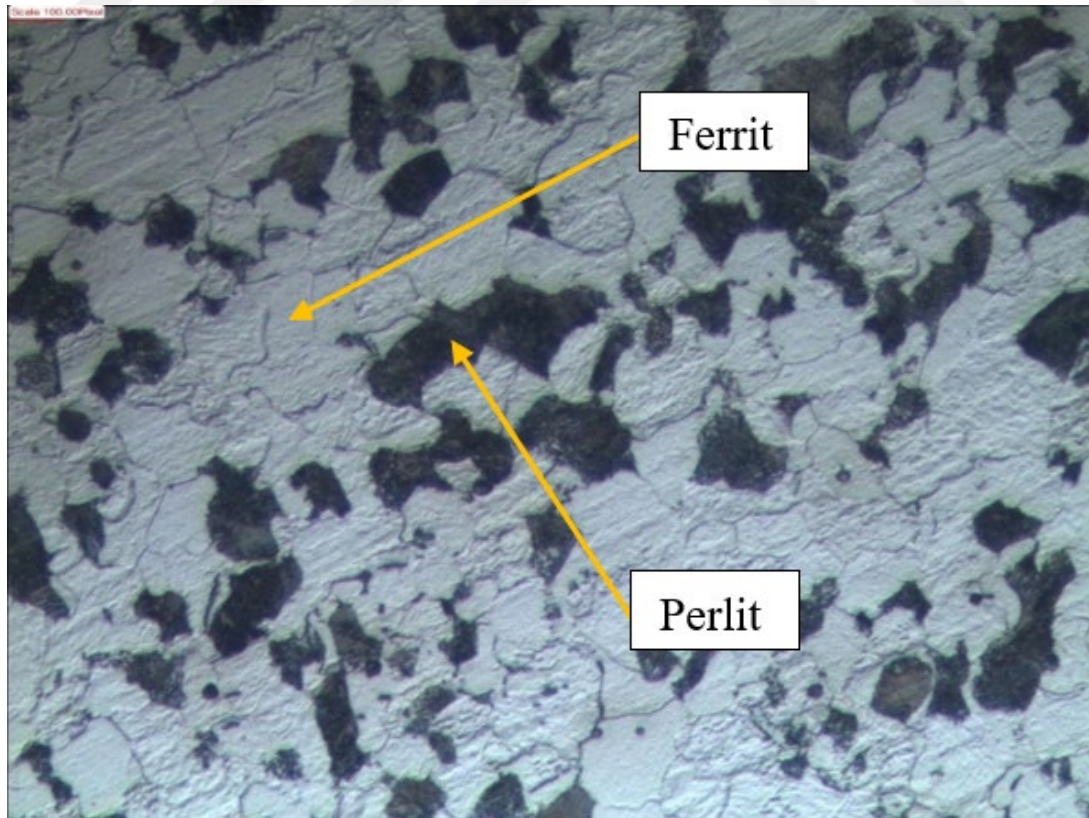
Tez çalışması kapsamında üretilen iki farklı elektrot kullanılarak elde edilen kaynak metallerinin kimyasal analiz sonuçları için daha öncesinde Şekil 4.11’de gösterildiği gibi hazırlanan numunelere XRF analizleri gerçekleştirilmiştir. Sonuçların kendi içerisinde tutarlılığının sağlanması amacı ile iki farklı XRF cihazıyla analizler yapılmıştır. İki analizin sonucu da birbirine benzer olduğu için kimyasal analiz sonuçları tek bir tablo halinde Çizelge 5.1’de görüldüğü gibi belirli aralık değerlerinde verilmiştir. ASW 5.5 standartlarında yer alan E8018-B2L kodlu elektrottan küçük sapmalar gösterecek şekilde benzer içeriklere sahip elektrotların üretildiği sonucuna varılmıştır. Tez çalışması kapsamında üretilen kaynak metallerinin mikroyapısal ve mekanik özelliklerini daha iyi tartışabilmek adına sonuçlar kısmında referans numune olarak E8018-B2L elektrotu ile üretilen kaynak metali dikkate alınmıştır.

Çizelge 5.1. Üretilen kaynak metallerinin kimyasal bileşimi

Bileşim (ağ%)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	V	Fe
NOK	0,081	0,338	1,215	1,075	0,165	0,807	0,014	0,051	0,014	kalan
OX	0,072	0,238	1,001	1,148	0,164	0,783	0,014	0,049	0,015	kalan
E8018-B2L (AWS 5.5)	0,05-0,12	0,2-0,8	0,9	1-1,5	0,4	-	-	-	-	kalan

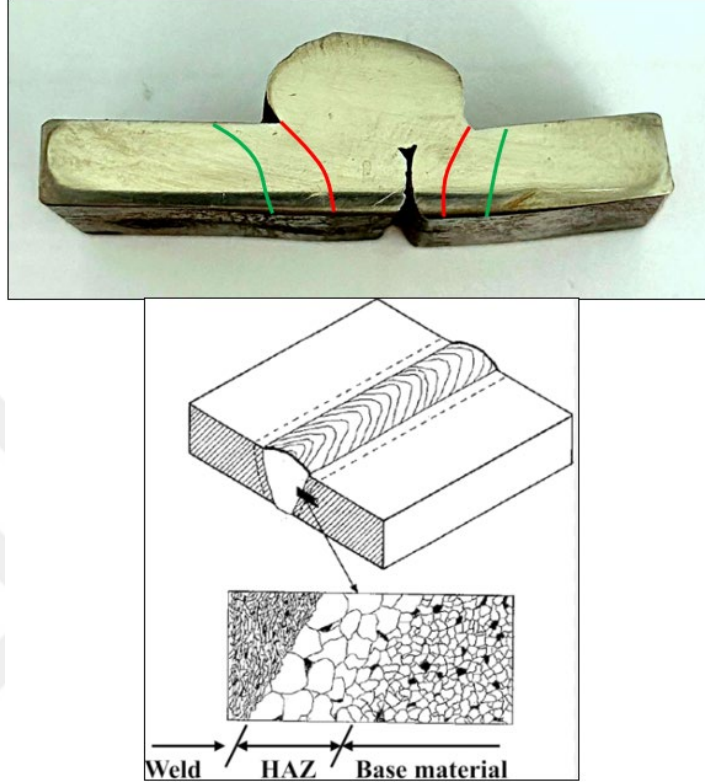
5.4. Mikroyapısal İnceleme

İki farklı toz takviyesiyle elde edilen elektrotlardan aynı parametrelerde (paso sayısı, akım, voltaj, soğuma ortamı, esas metalin türü vb.) üretilen kaynak metallerinin optik mikro yapı görüntüleri geleneksel metalografik numune hazırlama teknikleri kullanılarak elde edilmiştir. Şekil 5.4’ de esas metalin mikroyapısı yer almaktadır. Şekilden de anlaşılabacağı üzere çelik malzeme ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Siyah bölgeler perlitik mikroyapıyı temsil ederken beyaz bölgeler ferritik yapıyı göstermektedir. Kullanılan ana metalin düşük karbonlu AISI 1020 çeliği olduğu mikroyapı görüntülerinden anlaşılmaktadır.



Şekil 5.4. Ana metalin optik mikroskop görüntüsü

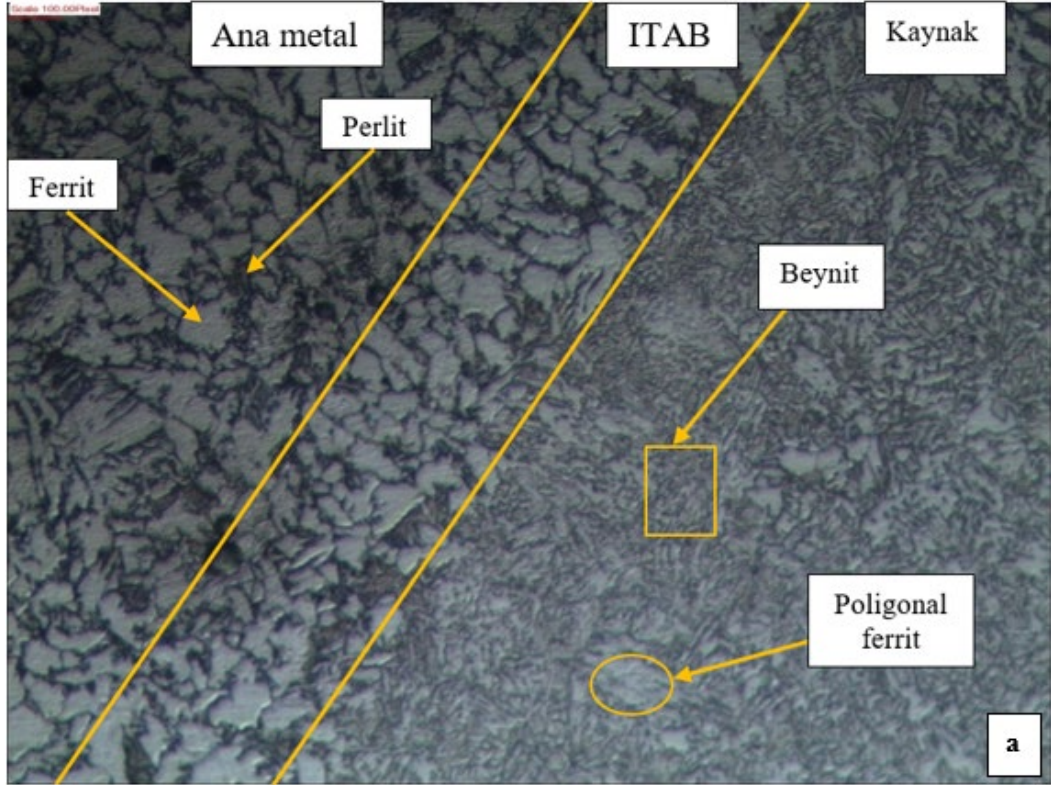
Bilindiği üzere kaynak işleminden sonra 3 tane farklı mikroyapı bölgesi oluşmaktadır. Bunun daha rahat anlaşılması için Şekil 5.5’ de şematik bir gösterim sunulmuştur. Bu bölgeler esas metal, ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve kaynak metali olarak adlandırılabilir.

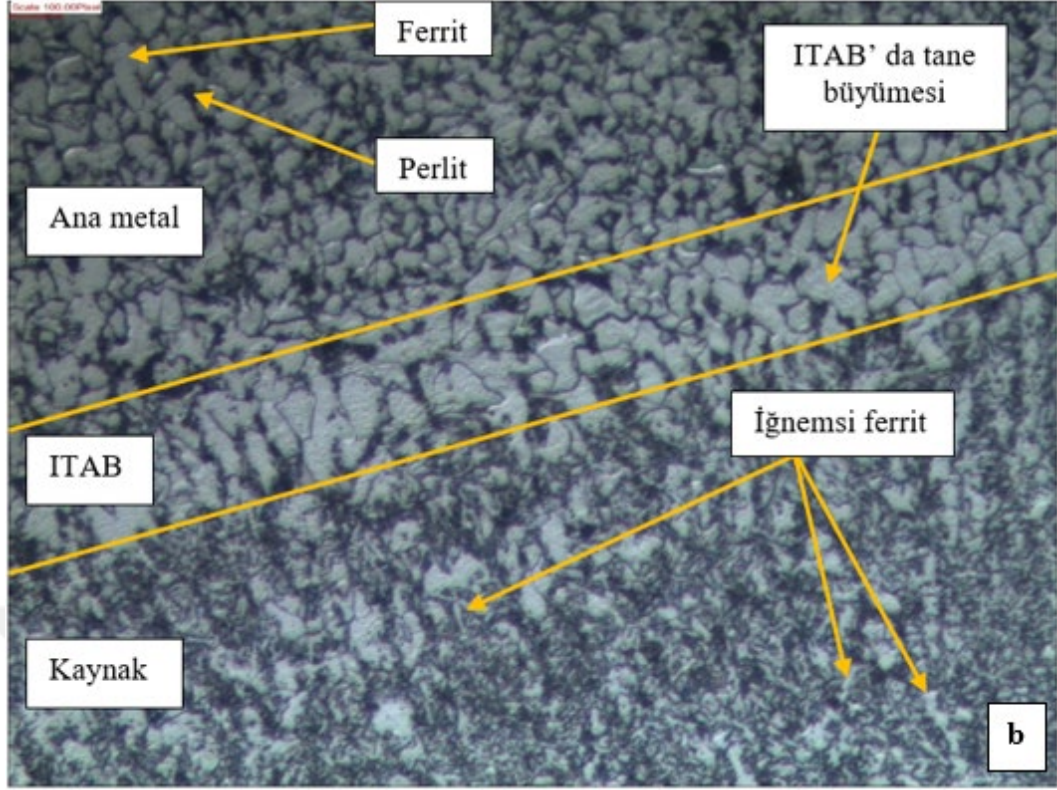


Şekil 5.5. Kaynak işleminde meydana gelen bölgeler ve oluşan mikroyapılar (Song ve ark., 2012)

İki farklı üretilen kaynak metallerinin esas metal ve kaynak metali geçiş bölgesini gösteren mikroyapı görüntüleri ise Şekil 5.6’ da gösterilmektedir. Şekil 5.6a’da sadece 316L ilave edilmiş olan elektrottan üretilen kaynak metali ve ana metal geçiş bölgesi gösterilirken, Şekil 5.6b’de ise Y_2O_3 ilavesiyle üretilen kaynak metali ve esas metal geçiş bölgesi yer almaktadır. Şekil 5.6a’da geçiş bölgesinin ardında yer alan ITAB bölgesinde beynit ve poligonal ferrit yer alırken, Şekil 5.6b’ de ise iğnemsî ferrit ve poligonal ferrit yapıları görülmektedir. Bilindiği üzere; kaynak bölgesi, ITAB ve esas metal bölgesi mikroyapıları, kaynak işlemine maruz kalma şekilleri nedeniyle önemli ölçüde farklılık gösterir. Kaynak bölgesi, metalin tamamen eridiği ve yeniden katılaştığı bölgedir ve bu, prosese ve değişkenlere bağlı olarak ince/kaba taneli bir mikroyapı ile sonuçlanır. Bu bölgede genellikle, uygulanan kaynak tekniğine ve soğuma hızına özgü dentritik yapılar ve katılama desenleri bulunur ve bu durum, mukavemet ve tokluk gibi mekanik özellikleri etkileyebilir. Kaynak bölgesinin çevresinde yer alan ITAB yüksek sıcaklıklara maruz kalır, ancak tam anlamıyla da erimez. ITAB, termal döngüler sonucu tane

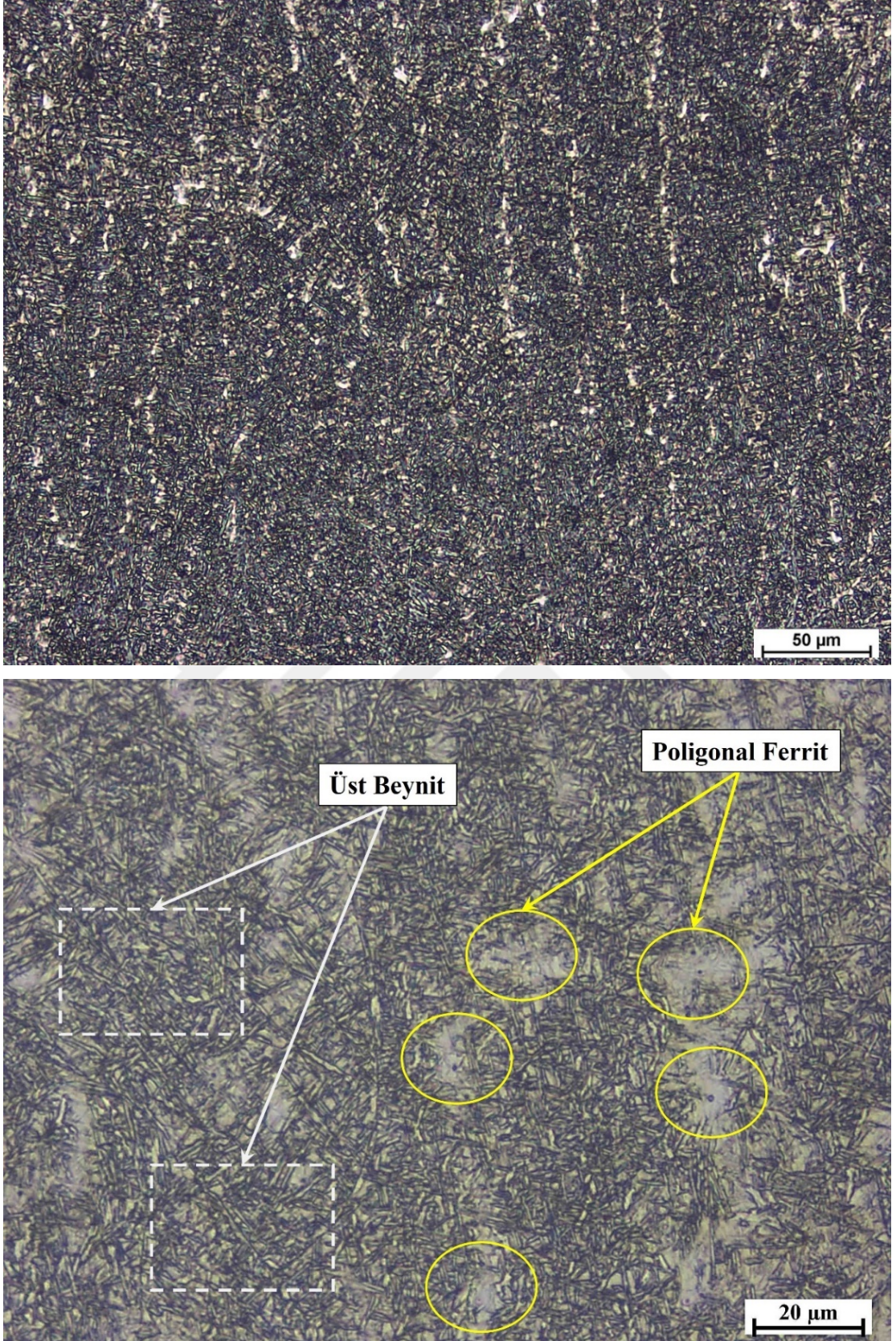
büyümesi ve faz dönüşümleri ile karakterize edilen bir mikroyapı değişimi gradyanına sahiptir. Bu değişikliklerin derecesi, ulaşılan tepe sıcaklıklara ve malzemenin ısı iletkenliğine bağlıdır ve bu bölgedeki olası gevrekleşme veya yumuşama riskini artırabilir. Son olarak, ana metal bölgesi ITAB'ın ötesinde yer alır ve kaynak sıcaklığından büyük ölçüde etkilenmez. Bu bölge genellikle kaynaktan önce malzemenin işlenme geçmişiyle uyumlu olan orijinal mikroyapısını korur. Bu bölgeler arasındaki mikroyapı farklılıkları, kaynaklı bağlantının mekanik performansı üzerinde doğrudan bir etkiye sahiptir ve ITAB, genellikle sertlik, mukavemet ve toklukta meydana gelebilecek değişiklikler nedeniyle en hassas bölge olarak kabul edilir. Fakat bu tez çalışmasının ana motivasyon kaynağı alternatif elektrot üretimi ve bu elektrotlardan elden edilen kaynak bölgesinin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonu olduğu için ITAB ve esas metal bölgesinden ziyade kaynak bölgesinde meydana gelen değişiklikler incelenmiştir.



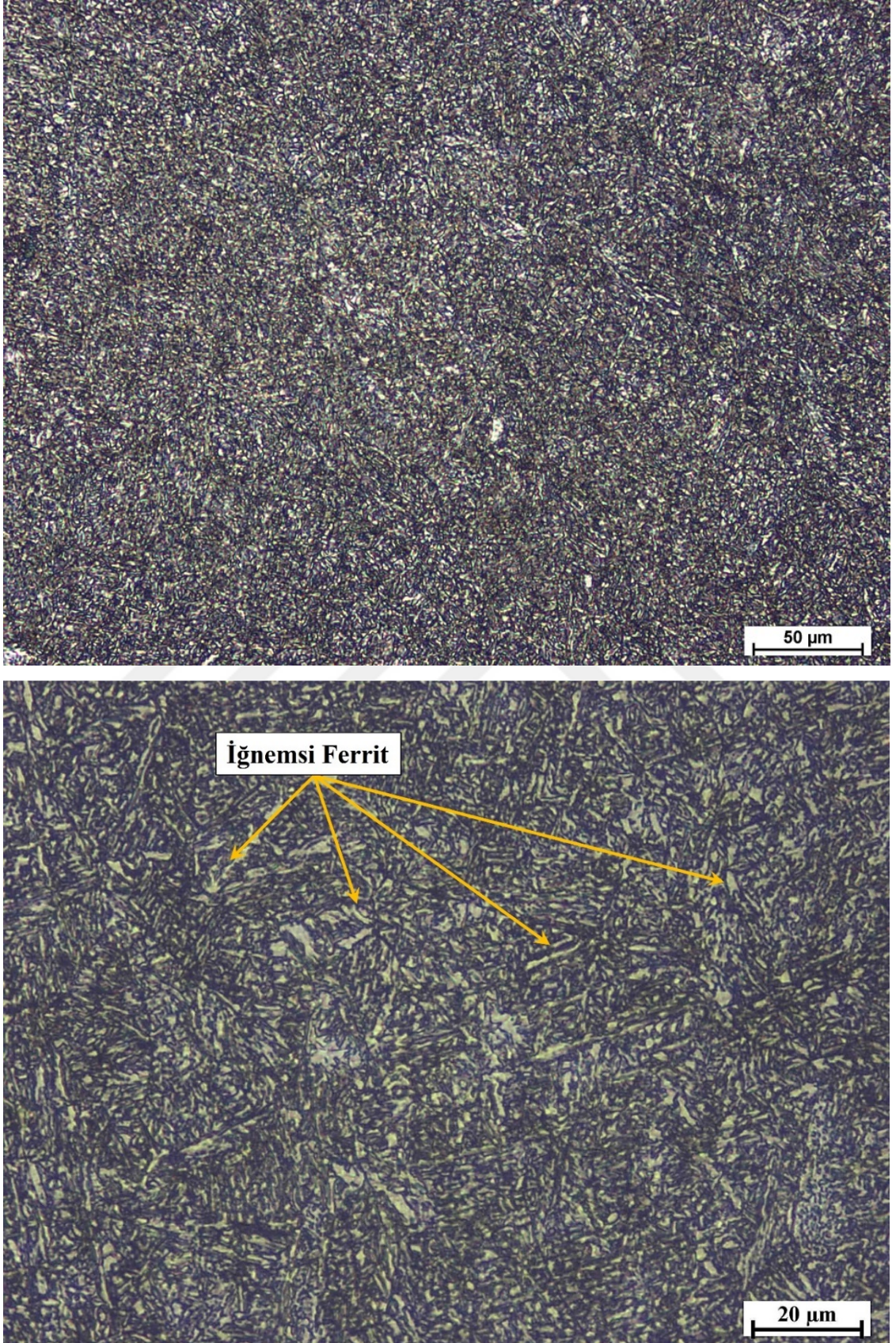


Şekil 5.6. Farklı elektrotlardan üretilen kaynak metal ve ana metal geçiş bölgesi (a) NOK, (b) OX numunesi

Tez kapsamında esas incelenecek olan kaynak bölgesi mikroyapılarına gelince Şekil 5.7’ de 316L takviyeli elektrottan üretilen kaynak bölgesi, Şekil 5.8’de ise Y_2O_3 takviyeli elektrottan üretilen kaynak bölgesi mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. Meydana gelen değişimleri daha sağlıklı değerlendirmek için her iki mikroyapı da optik mikroskobun sahip olduğu en büyük büyütme oranı olan 500X de alınmıştır. Genel olarak optik görüntülerinde iğnemsiz ferrit, poligonal ferrit, üst beynit ve metalik olmayan yani Y_2O_3 ’den kaynaklanan inklüzyonlardan oluşan bir mikroyapı görünmektedir. Fakat kullanılan oksit partiküllerin boyutu nano ölçekte olduğu için optik mikroskopla tespiti mümkün değildir. Fakat literatürde yer alan birçok kaynakta inklüzyonların varlığının iğnemsiz ferrit tanelerini çekirdeklendirdiği açıkça gösterilmektedir. NOK numunesinin kaynak bölgesi incelendiğinde üst beynit ve poligonal ferritin var olduğu tespit edilmiştir. OX numunesinden alınan görüntü de iste poligonal ferrit mikroyapısı yok denecek kadar azken yapı neredeyse tamamıyla iğnemsiz ferritten oluşmaktadır. İğnemsiz ferritin taneler içinde küçük ve rastgele yönlendirilmiş ferrit plakalarından oluştuğunu, ancak beynitin tane sınırında iğnemsiz ferritin karmaşık düzenine nispeten daha nizami olan aynı yönde hizalanmış ferrit plakalarından oluştuğunu söyleyebiliriz. Bu çalışma kapsamında elde edilen mikroyapılara dayanarak yapılan yorumlar literatürdeki çalışmalarla da uyum içerisindedir.



Şekil 5.7. NOK numunesinden elde edilen kaynak bölgesinin mikroyapı görüntüsü (200X, 500X)



Şekil 5.8. OX numunesinden elde edilen kaynak bölgesinin mikroyapı görüntüsü (200X, 500X)

İğne benzeri şekli ve yüksek en-boy oranı ile karakterize edilen asiküler (iğnemsî) ferrit, mükemmel mekanik özelliklere sahiptir. İğnemsî ferritin oluşumunda kilit faktörlerden biri, Nb, V ve Ti gibi belirli alaşım elementlerinin veya inklüzyonların (oksit, nitrür vb.) bileşenlerin varlığıdır. Kaynak metali, akı malzemesi ve çevredeki atmosferle etkileşime girdiğinde, iğnemsî ferritin oluşumuna katalizör olarak hizmet eden faydalı inklüzyonların oluşmasına yol açar. Literatürde iğnemsî ferritin inklüzyon destekli oluşumunu ayrıntılı bir şekilde açıklayan birçok makale bulunmaktadır. Sadece kimyasal bileşim değil aynı zamanda sıcaklık da faz dönüşümlerinde en etkin mekanizmalardan birisidir. Buna bağlı olarak, soğuma hızı çok yavaş olursa, çelik istenmeyen mikroyapılara, örneğin perlit veya ferrit-perlit yapısına dönüşebilir. Dönüşüm sıcaklığı çok yüksek olursa, çeliğin oda sıcaklığına ulaşmadan önce iğnemsî ferrit oluşturmak için yeterli zamanı olmayabilir. Ancak, doğru şekilde oluştuğunda, iğnemsî ferrit mekanik özellikler ve çeşitli endüstriyel uygulamalarda performans açısından önemli faydalar sağlayabilir.

Malekinia ve ark. (2024) tarafından yapılan çalışmada iğnemsî ferritin yüksek tokluk ve çatlak yayılımına karşı direnç sağlayan, birbirine kenetlenen, hizalanmamış plakalarla mikroyapıda kendisini gösterdiği rapor edilmiştir. İğnemsî ferrit genellikle beynitten daha düşük sıcaklıklarda, genellikle 350-550°C aralığında oluşur. Dönüşüm, alaşım bileşimi, soğutma hızı ve çekirdeklenme alanı olarak işlev gören metalik olmayan inklüzyonların varlığı tarafından etkilenir. Oksitler, sülfürler ve nitrürler gibi inklüzyonlar, dönüşüm için gereken aktivasyon enerjisini azaltarak iğnemsî ferritin çekirdeklenmesini teşvik eder. İğnemsî ferritin kenetlenmiş içyapısı, yüksek tokluk ve iyi kırılgenlik direnci sağlar, bu da onu boru hatları ve basınçlı kapların inşasında olduğu gibi yüksek darbe direnci gerektiren uygulamalar için tercih edilen bir malzeme grubu haline getirir.

Beynit ise, çelikte izotermal dönüşüm veya sürekli soğutma sırasında oluşan bir mikroyapıdır. Ferrit ve sementitin ince bir karışımından oluşur ve karakteristik çita veya plaka benzeri bir morfolojiye sahiptir. Beynit, iğnemsî ferritten daha yüksek sıcaklıklarda, tipik olarak 400-600°C arasında oluşur (Capdevila ve ark., 2008). Kesin sıcaklık aralığı, çeliğin bileşimine ve soğutma hızına bağlıdır. Soğuma sıcaklığına bağlı olarak iki farklı türde beynit oluşabilir. Üst beynit: beynit dönüşüm aralığında daha yüksek sıcaklıklarda oluşur ve çita sınırları boyunca dağıtılmış sementit parçacıkları içeren ferrit çitalarından oluşur. Alt beynit ise daha düşük sıcaklıklarda oluşur ve ferrit

çıtaları içinde daha ince, daha belirgin sementit parçacıklarıyla daha rafine bir yapıya sahiptir.

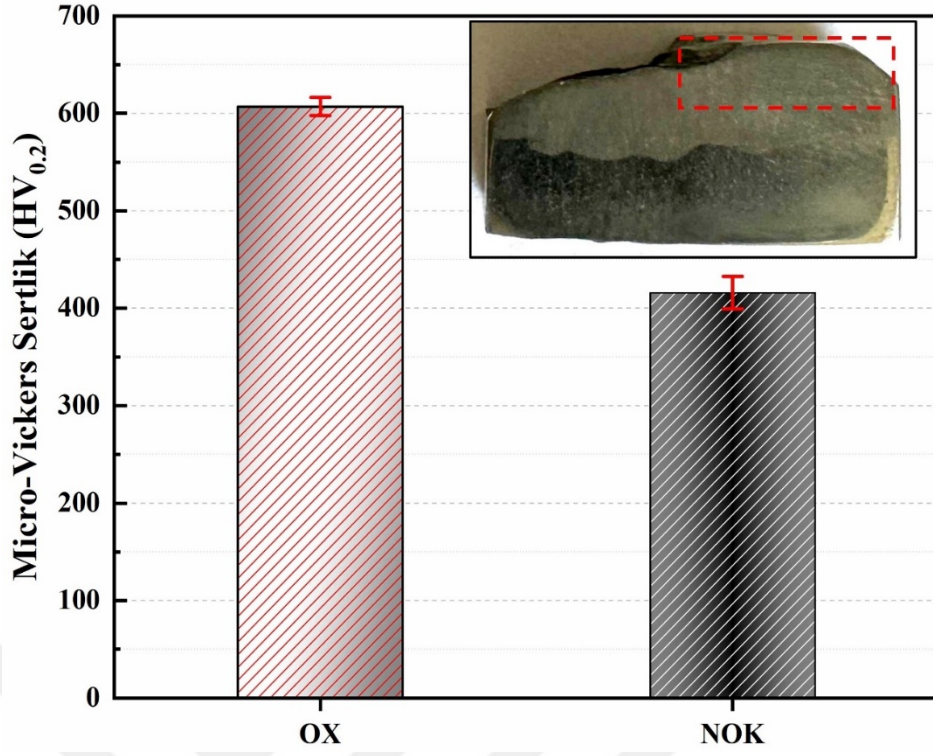
Hem tez çalışması kapsamında elde edilen verilere hem de literatürde çalışmalara dayanarak etkin olarak kaynak metalllerinde gözlemlediğimiz iğnemsî ferrit ve beynit arasındaki farklardan bahsedecek olursak; iğnemsî ferrit: rastgele yönlendirilmiş ve kenetlenen ince, iğne benzeri plakalar içerir. Beynit ise dağılmış sementit içeren ferrit çıtaları veya plaka benzeri yapılar içerir, üst beynit daha kaba çıtalara ve alt beynit ise daha ince, belirgin parçacıklara sahiptir. İğnemsî ferrit dönüşüm için katalizör görevi gören metalik olmayan inklüzyonlar üzerinde tercihli olarak çekirdeklenir. Beynit ise birincil östenit taneleri sınırları ve çelik matrisindeki diğer kusurlar üzerinde çekirdeklenir.

Östenitten evrilen ilk faz, tane sınırları boyunca poligonal ferrit olarak görünen ötektoid öncesi ferrittir (proötektoid ferrit), ardından Widmanstätten ferrit olarak adlandırılan yan plakalar oluşur ve düşük sıcaklıklarda iğnemsî ferrit veya beynit oluşumu takip eder. İğnemsî ferrit geniş ölçüde oluşursa, çok az beynit oluşur. Buna karşılık, uygun metalik olmayan inklüzyonların yokluğunda iğnemsî ferrit oluşma şansı bulamaz ve dolayısıyla beynit, östenit tane sınırlarında ferrit plakalarının çekirdeklenmesiyle baskın hale gelir. Beynit, hizalanmış ferrit plakalarından oluşan paketler halinde büyür, ancak bu, iğnemsî ferritteki kilitlenmiş ferrit plakalarının düzeninden farklıdır. İğnemsî ferrit, boru hatları, basınçlı kaplar ve darbe yüklerine maruz kalan yapısal bileşenler gibi yüksek tokluk gerektiren uygulamalarda sıklıkla kullanılır. Beynit ise otomotiv bileşenleri, dişliler ve demiryolu rayları gibi güç ve tokluk kombinasyonu gerektiren çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılır. Sonuç olarak iğnemsî ferrit ve beynit arasındaki oluşum ve farkların anlaşılması, belirli uygulamalar için çelik tasarlarken metalürji uzmanları ve malzeme mühendisleri için çok önemlidir. Bu mikroyapılar arasındaki seçim, mekanik özelliklerin istenen dengesine, alaşım bileşimine ve termal işleme koşullarına bağlıdır.

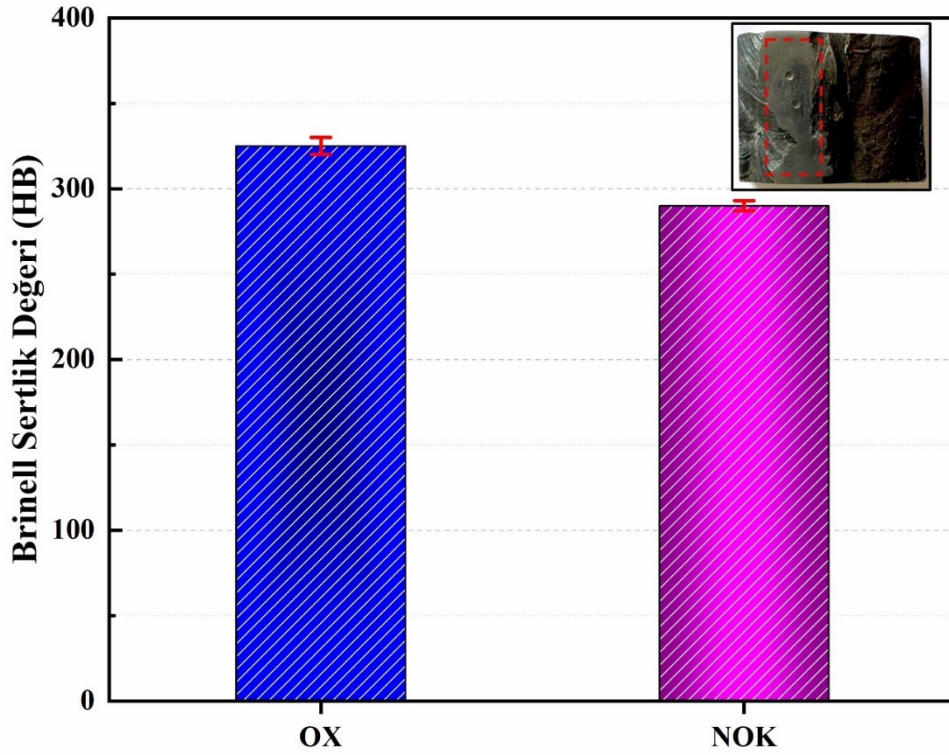
5.5. Sertlik Sonuçları

Mikroyapı incelemeleri tamamlanan iki farklı kaynak metalinin sertlik değerlerini belirlemek için Mikro-Vickers ve Brinell sertlik testleri gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde iki yöntemin de gerçekleştirilmesinin ana nedeni tezin ana motivasyonundan kaynaklanmaktadır. Tez çalışmasının esas hedefi sağlıklı bir şekilde alternatif elektrotlar

retmek ve bu üretilen elektrotların mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin incelenmesiyle hem literatüre hem de örtülü elektrot kaynak prosesine katkıda bulunmaktadır. Bu nedenle kaynak bölgesinin net olarak sertlik değerlerini ölçmek adına kaynak bölgesinin n yüzeyinden bakıldığında ITAB veya esas metal bölgesine dahil olmadan sadece kaynak bölgesinden ölçümler almak için daha hassas olan Mikro-Vickers sertlik sonuçları gerçekleştirilmiş ve sonuçlar şekil 5.9'da gösterilmiştir. Kaynak bölgesinin sertliği hakkında daha geniş alanda ölçüm yaptığı Brinell sertlik yöntemi de kaynak yapılan bölgenin üstten görünüşüne dik olarak uygulanmıştır ve sonuçlar şekil 5.10'da verilmiştir. NOK numunesi 415,67 HV ve 291,35 HB sertlik değeri sergilerken; OX numunesi 607,33 HV ve 328,85 HB sertlik değeri sergilemiştir. İki farklı takviyeli elektrotla üretilen kaynak metallerinin, E8018-B2 standart elektrotlarla üretilenlere kıyasla çok daha yüksek (2 kat) sertlik değerlerine sahip olduğunu ortaya koymuştur. Literatürde yer alan çalışmalarda (amagi ve ark., 2018; Montero ve ark., 2019; Waghmare ve ark., 2019) bu standart elektrotlarla üretilen kaynak metallerinde elde edilen sertlik değerleri 200-300 HV arasında değişirken tez çalışması kapsamında OX numunesinde elde edilen değer (607 HV) literatürde bulunanların 2-3 katıdır. Bu durum, özellikle kaynak metalinde yüksek aşınma direnci ve mukavemet gerektiren uygulamalarda takviyeli elektrotların avantaj sağladığını göstermektedir. Sertlik artışı, genellikle takviye malzemelerinin, özellikle Y_2O_3 'nin seramik yapısının, kaynak metali içerisinde daha sert faz, ince taneli yapı ve inklüzyon gibi davranarak iğnemsiz ferit çekirdeklenmesini oluşturmasıyla ilişkilendirilmiştir.



Şekil 5.9. Kaynak bölgesinden alınan Mikro-Vickers sertlik sonuçları



Şekil 5.10. Kaynak bölgesinden alınan Brinell sertlik sonuçları

Genellikle beynitin mikroyapısal bileşimi ve sementit varlığı nedeniyle iğnemsî ferrite göre daha yüksek sertlik sergilediği kabul edilse de belirli koşullar altında iğnemsî ferrit benzer veya daha yüksek sertlik gösterebilir. Bu koşulların ve altta yatan nedenlerin

ayrıntılı incelemesi olarak şunlar söylenebilir: mikroyapı, karbon içeriği ve dağılımı, tane boyutu ve dislokasyon yoğunluğu, çökelme sertleşmesi, alaşım elementleri, ısıtılma işlem ve soğutma hızları ve çekirdeklenme koşulları.

İğnemsî ferrit; genellikle düşük karbonlu çeliklerde oluşur ve ince, birbirine kenetlenen iğne benzeri ferrit plakaları ile yapıda kendini gösterir. İğnemsî ferritte sertlik, esas olarak ince taneli yapı ve sonuçta oluşan tane sınırı güçlendirmesinden kaynaklanır. Beynit ise daha yüksek sıcaklıklarda oluşur ve çıta sınırlarında sementit çökeltileri olan ferrit çıtaları veya plakaları içerir. Üst beynitteki karbon içeriği daha yüksektir, bu da sert sementit parçacıklarının oluşumuna katkıda bulunarak sertliği artırır. İğnemsî ferrit; çok ince bir tane boyutuna sahiptir, bu da Hall-Petch etkisiyle sertliği artırır. Yüksek dislokasyon yoğunluğu ve ince, kenetlenen yapı, mukavemete önemli oranda katkıda bulunur. Üst beynit ise ince taneli olmasına rağmen, üst beynitteki tane boyutu iğnemsî ferrite göre daha kaba olabilir, bu da bazı durumlarda daha düşük sertliğe yol açar. İğnemsî ferrit; tipik olarak önemli miktarda karbür çökeltileri içermez, daha çok ince tane yapısı ve dislokasyon yoğunluğu artışına dayanarak yapıya sertlik kazandırır. Üst beynitte ise ferrit çıtalarının sınırlarında sementit bulunur, bu da çökelti sertleşmesi yoluyla sertliğe önemli ölçüde katkıda bulunabilir. Belirli alaşım elementleri (niyobyum, vanadyum ve titanyum gibi mikro alaşım eklemeleri) iğnemsî ferritin tane yapısını inceletebilir ve ince çökelti oluşturarak dislokasyon hareketini engelleyerek sertliği artırabilir. Hızlı soğutma hızları, çok ince taneli bir iğnemsî ferrit yapısının oluşumunu teşvik edebilir, bu da sertliği artırabilir. Buna karşılık, üst beynit üreten daha yavaş soğutma hızları daha kaba yapılar ve biraz daha düşük sertliğe yol açabilir. İğnemsî ferritteki metalik olmayan inklüzyonların (oksitler ve nitrürler gibi) varlığı, daha ince ve daha kenetlenen bir mikroyapıya yol açarak sertliği artırabilir. Bu tez çalışması kapsamında görülen en etkin mekanizmalardan birisi budur. Yapı içerisinde ince homojen dağıtılmış oksit partiküllerinin etrafında iğnemsî ferritler çekirdeklenerek daha ince taneli bir mikroyapı oluşumunu tetiklemiştir ve bu da nihai olarak sertlik değerleri üzerinde bir artışa neden olmuştur.

Mikroyapıyı doğrudan etkileyen üretim ve ısıtılma işlem sırasında işlem parametrelerinin optimize edilmesi, soğutma hızının kontrol edilmesi ve mikroyapıyı iyileştiren kaynak sonrası ısıtılma işlemlerin uygulanması gibi yöntemlerle iğnemsî ferritin sertliği daha da artırılabilir. Fakat bu çalışma kapsamında tüm üretim parametreleri ve diğer değişkenler sabit tutulmuş elektrot örtüsünde yer alan bileşenlerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Literatürde yer alan farklı çalışmalar

incelendiğinde ise beynitin, sementit varlığı nedeniyle genellikle iğnemsî ferrite göre daha sert olduğu, ancak belirli koşullar altında iğnemsî ferritin özellikle çelik bileşimi, tane yapısını inceleyen ve ince çökelti oluşturarak alaşım elementleri ile optimize edildiğinde daha yüksek sertlik değerleri sergilediğine ulaşılabılır. Sonuç olarak özetle, beynitin genel olarak karbürlerin varlığı ve genel mikroyapı nedeniyle iğnemsî ferritten daha sert olduğu beklenir. Ancak, alaşım bileşimi, soğutma hızları ve ısıtma işlemi gibi belirli koşullar altında iğnemsî ferrit benzer veya daha yüksek sertlik gösterebilir. Bu koşulların anlaşılması ve işlem parametrelerinin optimize edilmesi, çelik mikroyapılarında istenen mekanik özelliklerin elde edilmesinde anahtar rol oynamaktadır.

Literatürde yer alan çalışmalarda iğnemsî ferrit sadece sertlik özellikleri için değil özellikle hem mukavemet hem de tokluk üzerindeki önemli etkisi nedeniyle oldukça değer görmüştür. Garcia (2017) iğnemsî ferritte yer alan rastgele hizalanmış ve birbirine bağlı ferrit plakalarının kaotik düzeninin, çatlak yayılmasını önlemede daha etkili olmasından kaynaklandığını bildirmiştir. Yazar yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerde, katı çözelti sertleşmesi, tane boyutunun küçülmesi, dislokasyon sertleşmesi, çökelti sertleşmesi ve inklüzyon şekli kontrolü gibi çeşitli mekanizmalarla dayanımın arttığını gözlemlemiştir.

Madariaga ve ark. (2001) iğnemsî ferrit ve beynit, oluşum mekanizmalarındaki benzerlik ve atfedilen kristalografik özellikler temelinde, çeliklerin ve kaynak bölgelerinin mekanik özelliklerine katkıları açısından karşılaştırılmıştır. İğnemsî ferritin avantajları, Edmonds ve Cochrane (1990) tarafından, yarıma kırılması yüzeyinin boyutundaki azalmanın, çatlak ilerlemesi sırasında enerji yayılımının artması nedeniyle kırılma tokluğunu artırması sonucunda gösterilmiştir. Mikroyapıda beynit baskın hale geldiğinde, kırılma tokluğunda keskin bir düşüş gözlemlenmiştir. Yang ve ark. (1993), karbür çökmesinin olmaması nedeniyle beynit tokluğunun olağanüstü bir şekilde artırılmasına rağmen, iğnemsî ferritin ultra düşük karbonlu çelikte beynitten daha yüksek darbe tokluğu sergilediğini bildirmiştir. İğnemsî ferrit hacim oranının beynit yapısına kıyasla artırılmasının, kaynak bölgelerinin tokluğunu iyileştirdiğine dair sonuçlar bulunmaktadır.

İğnemsî ferrit ve beynitin mekanik özellikleri kontrol eden etkili yapısal birim açısından açık bir karşılaştırması, elektron geri saçılım kırınımı (EBSD) kullanılarak yapılmıştır (Diaz-Fuentes ve ark., 2003). Bir paket içindeki tüm ferrit plakalarının aynı dönüşüm kristalografisi ile tanıdığı göz önüne alındığında, beynitin mekanik özelliklerini etkili bir şekilde kontrol eden mekanizmanın paket boyutu olduğu rapor

edilmiştir. Ancak, iğnemsî ferritin etkili boyutu, bireysel plaka genişliği ile iyi bir şekilde korelasyon gösterir ve bu, beynitin paket boyutundan çok daha küçüktür. Üst beynit ve iğnemsî ferritten kesilen mikro sütunların kırılma testleriyle birlikte EBSD analizlerini birleştiren Costin ve ark. (2016), daha açık bir karşılaştırma sağlamıştır. İğnemsî ferrit için daha yüksek sertlik, akma mukavemeti ve deformasyon sertleşmesi üssü değerleri elde etmişlerdir. Mikro gözeneklerin oluşumu ve birleşmesini, iğnemsî ferrit sütununda çatlak ilerlemesi ile ilişkilendirmişlerdir. Gerekli dislokasyon yığılmaları için yeterli çıta genişliğinin olmamasının, beynitte homojen plastik deformasyona yol açtığını belirtmişlerdir.

Sourmail ve ark. (2017) Vanadyumun östenit tane sınırlarına segregasyonunun, poligonal veya Widmanstätten ferrit oluşumunu yavaşlatarak, ardından iğnemsî ferrit veya beynit oluşumunu kolaylaştırdığını ifade etmişlerdir. Ayrıca absorbe edilen vanadyum tarafından poligonal ferritin minimize edilmesi, V-tipi kaynak metalinin çekme özelliklerinde bir iyileşme ile sonuçlanmıştır. Daha da önemlisi, vanadyum yüksek sıcaklıklarda beynit oluşumunu hızlandırırken, düşük sıcaklıklarda minimal etkiler göstermiştir.

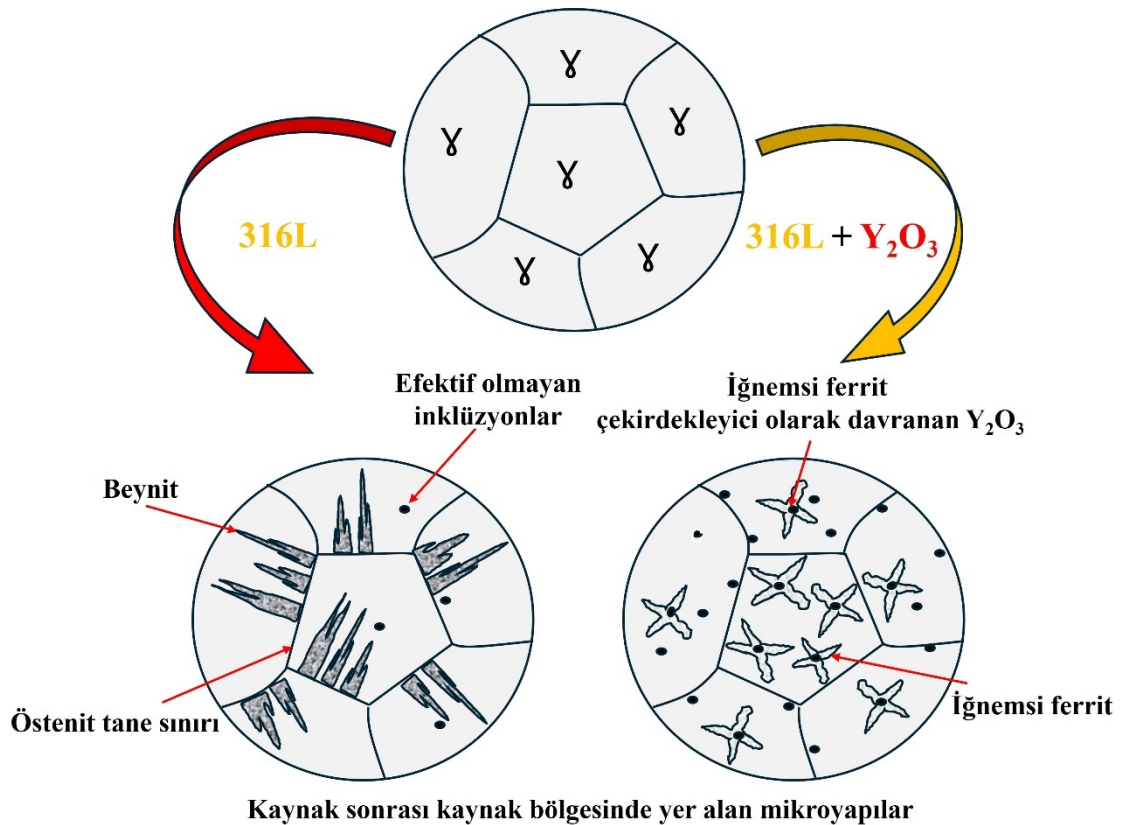
He ve Edmonds (2002) tarafından yapılan kapsamlı bir çalışma, iğnemsî ferrit oluşumu için işlenmiş bir dizi vanadyumlu çelik üzerinde, mevcut inklüzyonların iğnemsî ferrit çekirdeklenmesindeki etkinliğini savunmuştur. Ölçülen vanadyum segregasyonu, vanadyum açısından zengin bölgelerin inklüzyonlar üzerinde veya önceden mevcut ferrit plakaları üzerinde ferrit plakalarının oluşumunu olumlu şekilde teşvik edebileceğini öne sürmüşlerdir. Bulgularına paralel olarak, V-tipi kaynak metalindeki metalik olmayan inklüzyonların popülasyonunun, taneler arası ferrit çekirdeklenmesine etkili bir şekilde katkıda bulunması olası değildir ve bu da belirgin bir iğnemsî yapının evrilmesine neden olmuştur. Vanadyum açısından zengin bölgelerle ilişkili olarak bu iğnemsî yapının oluşumunun altında yatan mekanizmalar hâlâ net değildir. Malekinia ve ark. (2024) ekstra titanyum oksitin, önemli ölçüde daha ince bir iğnemsî ferrit oluşumuna yol açtığını, inklüzyon sayısını ve mikro-faz bileşenlerinin boyutunu olumsuz şekilde artırdığını rapor etmişlerdir. Sonuç olarak, çekme özelliklerinde akma ve çekme mukavemetlerinde sırasıyla yaklaşık %7 ve %6 oranında bir iyileşme sağlamışlardır.

İğnemsî ferritten oluşan mikroyapılarda meydana gelen bu özellik, malzemelerin aşırı sıcaklık ve basınçlara maruz kaldığı petrol ve gaz gibi endüstrilerde özellikle değerlidir. Gücü, mikroyapının ince taneli doğasından kaynaklanmaktadır; bu, dislokasyon hareketi için geniş bir yüzey alanı sağlar ve malzemenin deformasyona karşı

direncini artırır. Bu özellik, farklı bileşenleri birleştirmek için kaynak işleminin yaygın olarak kullanıldığı inşaat ve imalat gibi endüstrilerde esastır.

Tez çalışması kapsamında elde edilen araştırma sonuçlarını ve bu sonuçların arkasında yatan mekanizmaları iki ana başlık halinde toplayabilir ve bu başlıkları kısa ve öz olacak şekilde özetleyebiliriz. Tezin çeşitli kısımlarında vurgulandığı üzere çalışmanın esas amaçlarından birisi örtülü elektrot kaynağı prosesinde kullanılan endüstrileşmiş elektrotlara alternatif olarak iki farklı elektrodun üretimi başarıyla gerçekleştirilmiştir. Bu durumun başarı ölçütü ise ticarileşmiş elektrotlarla üretilen kaynak metallerine benzer şekilde iki parçanın kaynakla birleştirilmesi üretilen iki farklı elektrotla da sağlıklı bir şekilde gerçekleştirilmiş olmasıdır. Çeşitli denemeler sonucu elde edilen makro ve mikro incelemelerde kaynak bölgesinde ergimeyen herhangi bir bölgeyle, çatlak oluşumuyla, birleşmeme durumları vb. problemlerle karşılaşılmamıştır. Bu durum bile alternatif elektrot üretimi noktasında tez çalışması kapsamında öne sunulan fikrin başarılı olduğunu göstermektedir. Fakat sadece üretimin başarıyla gerçekleştirilmesi yeterli değildir. Farklı elektrotlarla üretilen kaynak metallerinin mikroyapısal ve mekaniksel özelliklerinin de analizleri sonucu kaynak işleminde olması beklenen benzer hatta literatürde yer alan birçok çalışmadan daha gelişmiş özellikler sunan kaynak metalleri üretilmiştir. Sadece 316L takviye edilen elektrottan üretilen kaynak metalinin mikroyapısı üst beynit ve poligonal ferritten oluşurken Y_2O_3 takviyesiyle üretilen elektrotlardan elde edilen kaynak metalinin mikroyapısı nerdeyse tamamen iğnemsî ferritten oluşmaktadır. İğnemsî ferritten oluşan mikroyapının ise sertlik üzerinde ciddi anlamda bir iyileştirme yaptığını sertlik sonuçları bölümünde belirtmiştik. Tezin araştırma sonuçları ve tartışma bölümünü sonlandırırken de meydana gelen bu mikroyapısal değişimleri daha iyi anlamak için Şekil 5.11’de beynit ve iğnemsî ferrit oluşum mekanizmaları şematik bir şekilde resmedilmiştir. Kaynak sonrası soğuma esnasında elektrodun türüne bağlı olarak östenitik fazdan 316L ilave edilmiş kısımda tane sınırlarında üst beynit çekirdeklenmesi gerçekleşmiştir. Y_2O_3 ilave edildiğinde ise bu durum iğnemsî ferritin çekirdeklenmesini tetiklemiştir. Burada oksit partikülleri verimli inklüzyonlar gibi davranarak tane sınırlarından ziyade tane içerisinde rastgele yönlendirilmiş karmaşık bir düzen içerisinde iğnemsî ferritlerin çekirdeklenmesine yardımcı olmuştur. Inklüzyonlar sadece oksit partiküllerinden kaynaklanmamaktadır. Efektif olmayan inklüzyonların etrafında çekirdeklenme meydana gelmemiş ve inklüzyonlar yapı içerisinde de hapsolmuş olabilir. Kaotik bir düzen içerisinde yapının her yerinde çekirdeklenerek oluşan iğnemsî ferritler

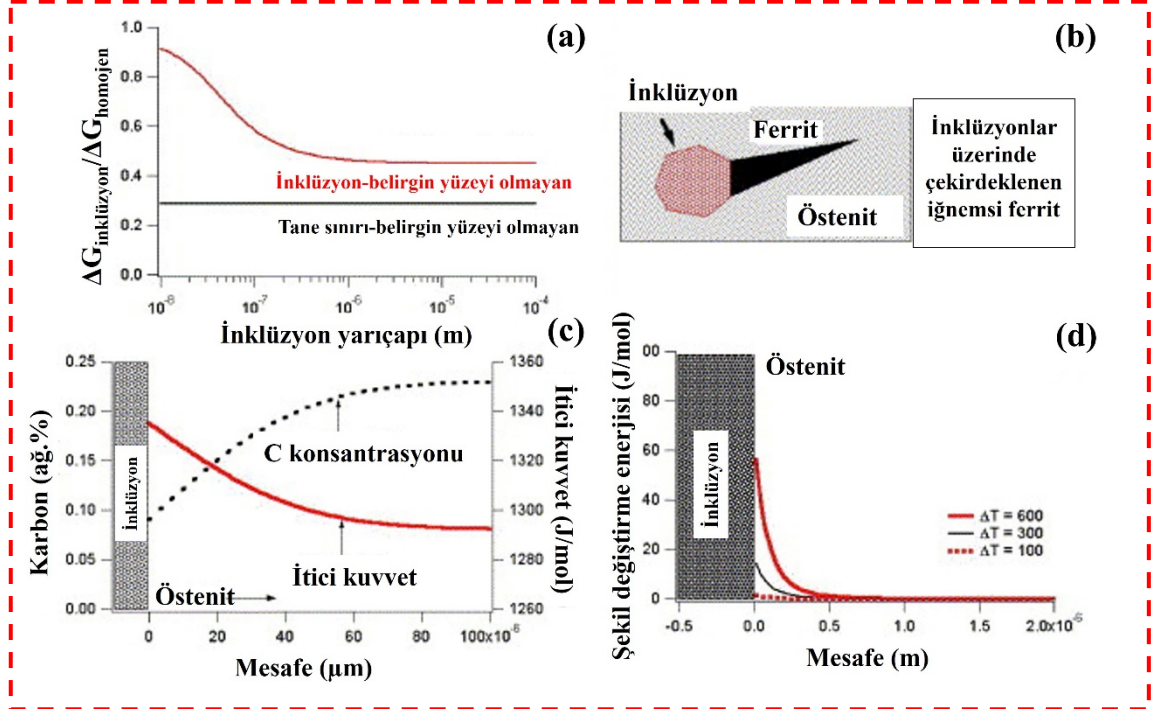
dislokasyon hareketlerine birer engel oluşturarak kaynak metalinin sertliği üzerinde de önemli bir artışa neden olmuştur.



Şekil 5.11. İki farklı elektrotla üretilen NOK ve OX kaynak metalllerinde meydana gelen mikroyapısal gelişimin şematik gösterimi

Tüm çalışmanın bir özeti olarak, iğnemsî ferritin oluşum mekanizmasını anlamak için, onun neden inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenme eğiliminde olduğunu anlamak gerekir. Hem yayınlanmış literatüre hem de tez kapsamında elde edilen bilgi birikimlerimize dayanarak, iğnemsî ferritin çekirdeklenmesini açıklamak için dört ana mekanizma öne sürülebilir. Bu mekanizmaların şematik bir görseli Babu (2004) tarafından çok anlaşılır bir şekilde izah edilmiştir ve bu çalışmada yer alan görsel olduğu gibi Şekil 5.12’de gösterilmiştir. (1) İlk mekanizmada, inklüzyonlar eylemsiz yüzeyler olarak hareket eder ve aktivasyon enerjisinin azalmasına yol açarak iğnemsî ferritin çekirdeklenmesini teşvik eder. Hesaplamalar, inklüzyonlar üzerindeki çekirdeklenme için aktivasyon enerjisinin homojen çekirdeklenmeye oranının inklüzyon çapının artmasıyla azalacağını göstermektedir. (2) Inklüzyonlar ile iğnemsî ferrit arasında iyi bir kafes uyumu da çekirdeklenme için aktivasyon enerjisini azaltabilir. Östenit ve ferrit arasında tekrarlanabilir bir yönelim ilişkisi kısıtlaması nedeniyle, inklüzyon ile ferrit ve ayrıca ferrit ile östenit arasında uygun yönelim ilişkilerini sağlama olasılığı zor olabilir. (3)

İnklüzyonlar, östenitten C, Mn ve Si gibi elementleri tüketebilir. Bu tüketim, inklüzyon yüzeyinde östenitten ferrit çekirdeklenmesi için sürücü kuvvetinde yerel bir artışa yol açabilir. Bu durum tez çalışması kapsamında kaynak metallerine yapılan kimyasal analiz sonuçları ile de büyük bir uyum göstermektedir. (4) Östenit ve inklüzyonların termal genleşme katsayıları arasındaki fark ($\Delta\epsilon$) nedeniyle, inklüzyon-östenit arayüzü yakınında termal gerilmeler gelişebilir ve bu da ferrit çekirdeği oluşumu için aktivasyon enerjisini azaltabilir.



Şekil 5.12. İğnemsî ferritin inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmesi için farklı mekanizmaların şematik gösterimleri: (a) Inklüzyon yüzeyi, çekirdeklenme için eylemsiz bir yüzey olarak hareket eder ve bu nedenle büyük inklüzyonlar güçlü çekirdeklenme bölgeleridir. (b) Ferrit ve inklüzyon kafesleri arasındaki uyum, inklüzyon-ferrit arayüzündeki enerjiyi, inklüzyon-östenit arayüzüne kıyasla azaltır. (c) Karbon ve/veya mangan gibi sertleştirici elementlerin yerel olarak tükenmesi, östenitten ferrit çekirdeklenmesi için itici kuvvetinde bir artışa yol açabilir. (d) Östenit ve inklüzyon arasındaki termal genleşme farkları nedeniyle inklüzyon yakınındaki gerilme enerjisi artabilir ve bu durum çekirdeklenme için aktivasyon enerjisini azaltabilir. (Babu, 2004)

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışması kapsamında örtülü elektrot kaynağı işleminde kullanılan ticarileşmiş bazik elektrotlara alternatif olarak iki farklı türde elektrot üretimi gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda bazik kaynak elektrotlarına yapılan 316L paslanmaz çelik ve Y_2O_3 takviyelerinin etkileri incelenmiştir. Daha sonrasında bu elektrotlardan üretilen kaynak metalinin mikroyapı ve sertlik özellikleri karakterize edilmiştir. Elde edilen bulgular, bu takviyelerin kaynak metalinin mekanik ve mikroyapısal özelliklerini önemli ölçüde iyileştirdiğini göstermiştir. Tez çalışması kapsamında elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir.

Öne sunulan alternatif elektrot üretim yöntemi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. Üretilen elektrotlar NOK ve OX olarak kodlanmıştır. NOK elektrotunun hamuruna 316L paslanmaz çelik tozu ilave edilirken, OX elektrotuna 316L tozuna ek olarak nano boyutta Y_2O_3 tozları da eklenmiştir. Makro ve mikro incelemeler neticesinde bu elektrotlardan üretilen kaynak metallerinde başarılı bir sonuç elde edilmiştir.

Elektrot hamurundan alınan parçalar toz haline getirilmiş ve hamuru oluşturan bileşenlerin dağılım davranışı SEM-haritalama analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Sonuçlar, takip edilen elektrot üretim yönteminin bileşenlerin yapıda homojen dağılımını sağladığını göstermektedir.

NOK numunesinin mikroyapısı incelendiğinde yapıda üst beyrit ve poligonal ferritin varlığı tespit edilmiştir. OX numunesine bakıldığında ise yapının bütünüyle iğnemsî ferritten oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu durumun meydana gelmesindeki esas etken ise inklüzyon gibi davranan Y_2O_3 partiküllerinin iğnemsî ferrit çekirdekleyicisi olarak davranmasıdır.

Üretilen iki farklı kaynak metalinin ön ve üst görünüşlerinden sırasıyla mikro-Vickers ve Brinell sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. NOK numunesi 415,67 HV ve 291,35 HB sertlik değeri sergilerken; OX numunesi 607,33 HV ve 328,85 HB sertlik değeri sergilemiştir. Sertlikte meydana gelen bu önemli artış Y_2O_3 partiküllerinin çekirdeklenmesini tetiklediği ince taneli ve karmaşık bir düzene sahip olan iğnemsî ferritin yapıda tane içlerinde çekirdeklenmesi sonucu yayılmasıyla birlikte dislokasyon hareketini engelleyici bir davranış sergilemesine atfedilmiştir.

Mikroyapı ve sertlikte meydana gelen bu önemli farklılıklar tez çalışması kapsamında elde edilen sonuçlar ve literatüre dayandırılarak malzeme biliminin temelini

oluşturan yapı ve özellik ilişkisi içerisinde detaylı olarak irdelenmiştir. Bu çalışma kapsamında elde edilen bulguların hem örtülü elektrot kaynak işleminde hem de literatürde eksik bulunan noktalara olumlu bir katkı sağlayacağı kanısına ulaşılmıştır. Bununla birlikte, daha kapsamlı sonuçlara ulaşmak ve mevcut bulguları derinleştirmek için aşağıdaki öneriler ışığında ileri araştırmalar yapılabilir:

6.1. Farklı Takviye Malzemelerinin İncelenmesi

Bu çalışmada kullanılan 316L ve Y_2O_3 ' nin yanı sıra, farklı seramik ve metalik tozlar (örneğin, TiC, Al_2O_3 , ZrO_2) ile takviye edilmiş elektrotların kaynak dikişleri üzerindeki etkileri araştırılabilir. Bu sayede, en uygun takviye malzemelerinin belirlenmesi ve bu malzemelerin kombinasyonlarının sinerjik etkileri ortaya çıkarılabilir.

6.2. Takviye Oranlarının Optimizasyonu

Takviye malzemelerinin farklı oranlarda eklenmesinin kaynak metali üzerindeki etkileri daha detaylı olarak incelenebilir. Optimum takviye oranlarının belirlenmesi hem kaynak performansını artırmak hem de malzeme maliyetlerini optimize etmek açısından önemlidir.

6.3. Kaynak Parametrelerinin Etkisi

Takviyeli elektrotlarla yapılan kaynak işlemlerinde, akım, voltaj, kaynak hızı gibi parametrelerin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri detaylı olarak araştırılmalıdır. Bu parametrelerin optimizasyonu, takviyeli elektrotların endüstriyel kullanımını daha yaygın hale getirebilir.

6.4. Uzun Vadeli Dayanım Testleri

Takviye edilmiş elektrotlarla yapılan kaynak dikişlerinin uzun vadeli performansları (örneğin, yorulma, korozyon, sürünme dayanımı) incelenmelidir. Bu tür testler, takviyeli elektrotların zorlu çevre koşullarında kullanılabilirliğini ve güvenilirliğini değerlendirmek için gereklidir.

6.5. Farklı Metal Alaşımlarında Uygulamalar

Bu çalışmada elde edilen bulgular, farklı metal alaşımlarında da test edilmelidir. Özellikle yüksek mukavemetli çelikler, alüminyum alaşımları ve nikel bazlı

süperalaşımalar gibi özel malzemelerde takviyeli elektrotların performansları incelenmelidir. Bu, takviyeli elektrotların geniş bir yelpazede uygulanabilirliğini sağlayacaktır.

6.6. Termal Etkilerin Analizi

Kaynak sırasında oluşan termal döngülerin, takviyeli elektrotlarla yapılan kaynak dikişleri üzerindeki etkileri detaylı bir şekilde incelenmelidir. Termal analizler, mikroyapısal değişimlerin anlaşılmasına ve bu değişimlerin mekanik özelliklerle ilişkilendirilmesine katkıda bulunacaktır.

6.7. Endüstriyel Ölçekli Deneyler

Laboratuvar ölçekli deneylerin ötesine geçerek, takviyeli elektrotların endüstriyel uygulamalarda nasıl performans gösterdiği araştırılmalıdır. Bu tür çalışmalar, takviyeli elektrotların gerçek dünya koşullarındaki başarısını değerlendirmek için kritiktir.

Bu öneriler, bazik kaynak elektrotlarına yapılan takviye çalışmalarının daha geniş bir perspektifle ele alınmasına ve bu alandaki bilimsel bilgi birikiminin artırılmasına katkı sağlayabilir.

6.8. Takviyelerin Endüstriyel Uygulamalara Etkisi

Takviye edilen elektrotlar, özellikle ağır sanayi uygulamalarında ve yüksek mukavemetli çeliklerin kaynaklanmasında potansiyel bir avantaj sunmaktadır. Y_2O_3 ve 316L takviyeleri, kaynak metalinde artan mekanik dayanım ve iyileşmiş mikroyapısal özellikler sayesinde, daha yüksek güvenilirlik ve uzun ömür sunan kaynak bağlantılarının elde edilmesini sağlamaktadır. Bu tür malzemelerin kullanımı, özellikle zorlu çevre koşullarında çalışan metal yapılar için kritik öneme sahiptir. İleri düzeyde korozyon direnci ve termal dayanım gerektiren ortamlarda, takviyeli elektrotların sağladığı performans iyileştirmeleri, bu malzemelerin endüstriyel kullanım alanlarını genişletmektedir.

6.9. Gelecekteki Çalışmalar İçin Öneriler

Bu çalışmanın bulguları, bazik elektrotlara yapılan takviyelerin kaynak metalinin performansını artırabileceğini ortaya koymakla birlikte, gelecekteki araştırmalar için birkaç önemli alan da işaret etmektedir. Öncelikle, farklı takviye malzemelerinin ve bu

malzemelerin farklı konsantrasyonlarının kaynak performansı üzerindeki etkilerinin daha detaylı olarak incelenmesi gerekmektedir. Ayrıca, bu takviyelerin kaynak sırasında oluşan termal döngüler üzerindeki etkileri ve bu etkilerin kaynak metalinin uzun vadeli dayanıklılığı üzerindeki rolü de araştırılmalıdır. Son olarak, bu tür takviyeli elektrotların farklı metal alaşımlarındaki performanslarının karşılaştırılması, bu teknolojinin endüstriyel uygulanabilirliğini artıracaktır.



KAYNAKLAR

- Arivazhagan, B. ve Vasudevan, M., 2015, Studies on A-TIG welding of 2.25 Cr-1Mo (P22) steel, *Journal of Manufacturing Processes*, 18, 55-59.
- Babu, S. S., 2004, The mechanism of acicular ferrite in weld deposits, *Current opinion in solid state and materials science*, 8 (3-4), 267-278.
- Bhandari, D., Chhibber, R., Arora, N. ve Mehta, R., 2016, Investigation of TiO₂-SiO₂-CaO-CaF₂ based electrode coatings on weld metal chemistry and mechanical behaviour of bimetallic welds, *Journal of Manufacturing Processes*, 23, 61-74.
- Čamagić, I., Sedmak, S., Burzić, Z. ve Sedmak, A., 2018, Influence of temperature and exploitation time on hardness and micro-structure of a welded joint in a reactor mantle, *Procedia Structural Integrity*, 13, 2249-2254.
- Capdevila, C., García Mateo, C., Chao, J., García Caballero, F. ve García de Andrés, C., 2008, Mechanical properties of continuous cooled steels for long products applications: bainite vs. acicular ferrite nucleated on V (C, N) precipitates.
- Chai, C. ve Eagar, T., 1981, Slag-metal equilibrium during submerged arc welding, *Metallurgical Transactions B*, 12, 539-547.
- Chen, Z., Wang, H., Sun, Y., Liu, L. ve Wang, X., 2019, Insight into the Relationship Between Viscosity and Structure of CaO-SiO₂-MgO-Al₂O₃ Molten Slags, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 50, 2930-2941.
- Costin, W. L., Lavigne, O. ve Kotousov, A., 2016, A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite, *Materials Science and Engineering: A*, 663, 193-203.
- Cruz-Crespo, A., Fuentes, R. F. ve Scotti, A., 2010, The influence of calcite, fluorite, and rutile on the fusion-related behavior of metal cored coated electrodes for hardfacing, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19, 685-692.
- Diaz-Fuentes, M., Iza-Mendia, A. ve Gutierrez, I., 2003, Analysis of different acicular ferrite microstructures in low-carbon steels by electron backscattered diffraction. Study of their toughness behavior, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34, 2505-2516.
- Edmonds, D. ve Cochrane, R., 1990, Structure-property relationships in bainitic steels, *Metallurgical Transactions A*, 21, 1527-1540.
- Garcia, C., 2017, High strength low alloyed (HSLA) steels, In: *Automotive Steels*, Eds: Elsevier, p. 145-167.
- He, K. ve Edmonds, D., 2002, Formation of acicular ferrite and influence of vanadium alloying, *Materials science and technology*, 18 (3), 289-296.
- Hilkes, J. ve Gross, V., 2009, Welding CrMo steels for Power Generation and Petrochemical applications, *Past, Present & future*.
- Jindal, S., Chhibber, R. ve Mehta, N., 2013a, Effect of flux constituents and basicity index on mechanical properties and microstructural evolution of submerged arc welded high strength low alloy steel, *Materials Science Forum*, 242-246.
- Jindal, S., Chhibber, R. ve Mehta, N., 2013b, Investigation on flux design for submerged arc welding of high-strength low-alloy steel, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 227 (3), 383-395.
- Jindal, S., Chhibber, R. ve Mehta, N. P., 2014, Modeling flux chemistry for submerged arc weldments of high-strength low-alloy steel, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 228 (10), 1259-1272.

- Kabakci, F., T/P92 çelikleri için elektrod örtüsünde Ni/Co ilavesi ile kaynak metali mikroyapı ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi.
- Kanjilal, P., Majumdar, S. ve Pal, T., 2004, Prediction of submerged arc weld-metal composition from flux ingredients with the help of statistical design of mixture experiment, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 33 (3), 146-159.
- Kim, J. ve Sohn, I., 2013, Influence of TiO₂/SiO₂ and MnO on the viscosity and structure in the TiO₂-MnO-SiO₂ welding flux system, *Journal of non-crystalline solids*, 379, 235-243.
- Klueh, R., 2005, Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors, *International Materials Reviews*, 50 (5), 287-310.
- Lau, T., Weatherly, G. ve McLean, A., 1986, Gas/metal/slag reactions in submerged arc welding using CaO-Al₂O₃ based fluxes, *Welding journal*, 65 (2), 343-347.
- Madariaga, I., Gutierrez, I. ve Bhadeshia, H., 2001, Acicular ferrite morphologies in a medium-carbon microalloyed steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 2187-2197.
- Malekinia, M., Zargari, H. H., Ito, K. ve Nedjad, S. H., 2024, Flux Enhancement with Titanium or Vanadium Oxides Addition for Superior Submerged Arc Welding of HSLA Steel Plates, *Journal of Advanced Joining Processes*, 100238.
- Marinkovic, B. A., Avillez, R. R. d., Barros, S. K. ve Assunção, F. C. R., 2002, Thermodynamic Evaluation of Carbide Precipitates in 2.25 Cr³/₄ 1.0 Mo Steel for Determination of Service Degradation, *Materials Research*, 5, 491-495.
- Masao, U., Bahaa, Z., Wafaa, M., Abdel-Monem, E. ve Amin, M. M., 1995, Effect of Submerged Arc Welding Flux Chemical Composition on Weldment Performance (Materials, Metallurgy & Weldability), *Transactions of JWRI*, 24 (1), 45-53.
- Metals Handbook, V., 1961, Properties and Selection of Metals, *American Society for Metals, Metals Park, OH*, 481.
- Mitra, U. ve Eagar, T., 1991a, Slag-metal reactions during welding: Part III. Verification of the theory, *Metallurgical Transactions B*, 22, 83-100.
- Mitra, U. ve Eagar, T., 1991b, Slag-metal reactions during welding: Part II. Theory, *Metallurgical Transactions B*, 22, 73-81.
- Montero, J., Filgueira, A., Garcia-Diez, A., Mier, J. L. ve Camba, C., 2019, The Wear Responses of the Welded Joints of ASTM A335 Gr. P11 Steels Affected by Accelerated Flow Corrosion, *Materials*, 12 (21), 3630.
- North, T., HB, B., Nowicki, A. ve Craig, I., 1978, SLAG/METAL INTERACTION, OXYGEN AND TOUGHNESS IN SUBMERGED ARC WELDING.
- Pandey, N., Bharti, A. ve Gupta, S., 1994, Effect of submerged arc welding parameters and fluxes on element transfer behaviour and weld-metal chemistry, *Journal of Materials Processing Technology*, 40 (1-2), 195-211.
- Park, J.-Y. ve Sohn, I., 2013, The Effects of CaF₂, basicity, and atmospheric conditions on the solubility of carbon and nitrogen in the CaO-SiO₂-Al₂O₃-based slag system, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 44, 123-132.
- Polar, A., Indacochea, J. ve Blander, M., 1991, Fundamentals of the chemical behavior of select welding fluxes, *Welding Journal*, 70 (1).
- Sham, K. ve Liu, S., 2014, Flux coating development for SMAW consumable electrode of high nickel alloys, *Welding Journal*, 93 (8), 271s-281s.
- Sharma, L. ve Chhibber, R., 2019, Design and development of submerged arc welding fluxes using TiO₂-SiO₂-CaO and SiO₂-CaO-Al₂O₃ flux system, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 233 (4), 739-762.
- Song, K.-n., Hong, S.-d., Lee, S.-h. ve Park, H.-y., 2012, Effect of mechanical properties in the weld zone on the structural analysis results of a plate-type heat exchanger

- prototype and pressurized water reactor spacer grid, *Journal of nuclear science and technology*, 49 (9), 947-960.
- Sourmail, T., Garcia-Mateo, C., Caballero, F., Cazottes, S., Epicier, T., Danoix, F. ve Milbourn, D., 2017, The influence of vanadium on ferrite and bainite formation in a medium carbon steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48, 3985-3996.
- Topbaş, M. A., 1998, Çelik ve ısıt işlemleri el kitabı, Prestij Yayıncılık, p.
- Waghmare, U., Dhoble, A., Taiwade, R., Verma, J. ve Vashishtha, H., 2019, Prediction of heat affected zone and other mechanical properties of welded joints of HSLA A588-B of jet blast deflector, *World Journal of Engineering*, 16 (4), 438-444.
- WANG, C. ve ZHANG, J., 2021, Fine-tuning weld metal compositions via flux optimization in submerged arc welding: an overview, *Acta Metall Sin*, 57 (9), 1126-1140.
- Wang, Z., Zhang, J., Zhong, M. ve Wang, C., 2022a, Insight into the viscosity–structure relationship of MnO–SiO₂–MgO–Al₂O₃ fused submerged arc welding flux, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 53 (3), 1364-1370.
- Wang, Z., Zheng, X., Zhong, M., Li, Z. ve Wang, C., 2022b, Crystallization behavior of CaF₂-TiO₂ fluxes geared towards high heat input submerged arc welding, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 591, 121716.
- Yang, J., Huang, C., Huang, C. ve Aoh, J., 1993, Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal, *Journal of materials science letters*, 12, 1290-1293.
- Zhang, J., Wang, C. ve Coetsee, T., 2021, Thermodynamic evaluation of element transfer behaviors for fused CaO-SiO₂-MnO fluxes subjected to high heat input submerged arc welding, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 52 (4), 1937-1944.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Mehmet Akif AYAZ
Uyruğu : T.C.

EĞİTİM

Derece	Adı, İlçe, İl	Bitirme Yılı
Lise	: Özel Tufan Yıldızlar Lisesi, Dörtyol, HATAY	2011
Üniversite	: Karadeniz Teknik Üniversitesi, Merkez, TRABZON	2016
Yüksek Lisans	: Selçuk Üniversitesi, Merkez, KONYA	2024

İŞ DENEYİMLERİ

Yıl	Kurum	Görevi
2017-2018	Balkan Enerji	Kaynak Mühendisi
2020-Devam	KOSGEB	Uzman Yardımcısı

UZMANLIK ALANI

Kaynaklı imalat

YABANCI DİLLER

İngilizce

YAYINLAR

Ayaz, M.A., Acarer, M. ve Salur, E., 2024, Alternative Electrode Production and Their Characterization for Welding High-Temperature Steels, *4th International Conference on Scientific and Academic Research*, 233, ISBN 978-625-6314-25-2.