



**AISI 430 VE HARDOX 500 ÇELİKLERİNİN COLD  
METAL TRANSFER KAYNAĞI YÖNTEMİ İLE  
BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

**Oğuzhan ÇİNAR**

**Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Engin KOCADAĞISTAN**  
**Yüksek Lisans Tezi**  
**Metaller ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı**  
**2022**

(Her hakkı saklıdır.)

T.C.  
ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
METALURJİ ve MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

**AISI 430 VE HARDOX 500 ÇELİKLERİNİN COLD METAL TRANSFER KAYNAĞI  
YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

(Investigation of the Joining of AISI 430 and Hardox 500 Steels by Cold Metal Transfer  
Welding Method)

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Oğuzhan ÇİNAR

Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Engin KOCADAĞISTAN

Erzurum  
Kasım, 2022

## KABUL VE ONAY TUTANAĞI

OĞuzhan ÇİNAR tarafından hazırlanan “AISI 430 ve Hardox 500 eliklerinin Cold Metal Transfer Kaynağı Yöntemi İle Birleştirilebilirliğinin Araştırılması” başlıklı çalışması 07 / 11 / 2022 tarihinde yapılan tez savunma sınavı sonucunda başarılı bulunarak jürimiz tarafından Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Malzeme Bilim Dalında Yüksek lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Başkanı: Prof. Dr. Tanju TEKER  
*Sivas Cumhuriyet Üniversitesi* Aslı Islak İmzalıdır

Danışman:  
(Jüri Üyesi) Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Engin KOCADAĞIĞAN  
*Atatürk Üniversitesi* Aslı Islak İmzalıdır

Jüri Üyesi: Dr. Öğr. Üyesi Sebahattin Yenal VANGÖLÜ  
*Atatürk Üniversitesi* Aslı Islak İmzalıdır

Bu tezin Atatürk Üniversitesi Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliği'nin ilgili maddelerinde belirtilen şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

**Prof. Dr. Saltuk Buğrahan CEYHUN**

**Enstitü Müdürü**

Aslı Islak İmzalıdır

Bu alışma BAP projeleri kapsamında desteklenmiştir.

Proje No: FYL-2021-9387

**Not:** Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaklardan yapılan bildiriş, izelge, şekil ve fotoğrafların kaynak olarak kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.



**T.C.**  
**ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ REKTÖRLÜĞÜ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ MÜDÜRLÜĞÜ**

**ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU**

Yüksek Lisans Tezi olarak *Dr. Öğr. Üyesi M. Engin Kocadağıştan* danışmanlığında sunulan AISI-430 ve Hardox 500 Çeliklerinin Cold Metal Transfer Kaynağı Yöntemi ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması” başlıklı çalışmanın tarafımızdan bilimsel etik ilkelere uyularak yazıldığını, yararlanılan eserlerin kaynakçada gösterildiğini, Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından belirlenmiş olan Turnitin Programı benzerlik oranlarının aşılmadığını ve aşağıdaki oranlarda olduğunu beyan ederiz.

Tez Bölümleri	Tezin Benzerlik Oranı (%)	Maksimum Oran (%)
Giriş	14	30
Kuramsal Temeller	0	30
Materyal ve Metot	10	35
Araştırma Bulguları ve Tartışma	9	20
Sonuçlar ve Öneriler	0	20
Tezin Geneli	9	25

**Not:** Yedi kelimeye kadar benzerlikler ile Başlık, Kaynakça, İçindekiler, Teşekkür, Dizin ve Ekler kısımları tarama dışı bırakılabilir. Yukarıdaki azami benzerlik oranları yanında tek bir kaynaktan olan benzerlik oranlarının %5’den büyük olmaması gerekir.

Sunulan bilgilerin doğru olduğunu, aksi halde doğacak hukuki sorumlulukları kabul ettiğimizi beyan ederiz.

Tez Yazarı (Öğrenci)	Tez Danışmanı
Oğuzhan Çınar	Dr. Öğr. Üyesi M. Engin Kocadağıştan
7.11.2022	7.11.2022
İmza: Aslı Islak İmzalıdır	İmza: Aslı Islak İmzalıdır

\* Tez ile ilgili YÖKTEZ’de yayınlamasına ilişkin bir engelleme var ise aşağıdaki alanı doldurunuz.

- Tezle ilgili patent başvurusu yapılması / patent alma sürecinin devam etmesi sebebiyle Enstitü Yönetim Kurulunun .../.../.... tarih ve ..... sayılı kararı ile teze erişim 2 (iki) yıl süreyle engellenmiştir.
- Enstitü Yönetim Kurulunun .../.../.... tarih ve ..... sayılı kararı ile teze erişim 6 (altı) ay süreyle engellenmiştir.

## TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanmasında desteğini hiçbir konuda esirgemeyen danışman hocam Sayın Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Engin KOCADAĞISTAN'a ayrıca bilgisini, tecrübesini ve zamanı esirgemeyen Saygıdeğer hocam Prof. Dr. Tanju TEKER'e teőekkürü borç bilirim.

Deneylelimin yapılmasında yardımcı olan Sayın Prof. Dr. Kadri Vefa EZİRMİK hocama, Sayın Dr. Öğr. Üyesi Sebahattin Yenal VANGÖLÜ hocama, Doç. Dr. Çağlar YÜKSEL hocama, Prof. Dr. Ersin ARSLAN hocama, Savaş KILIÇ'a ve Ozan BİNGÖL'e çok teşekkür ederim.

Çalışmalarımı FYL-2021-9387 no'lu proje kapsamında destekleyen Atatürk Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi (BAP)'ne teşekkür ederim.

Desteklerini devamlı hissettiğim eşim Saadet ÇİNAR'a ve oğlum Çağlar ÇİNAR'a anlayışlarından dolayı teşekkür ederim.

Oğuzhan ÇİNAR

## ÖZET

### YÜKSEK LİSANS TEZİ

#### AISI 430 VE HARDOX 500 ÇELİKLERİNİN COLD METAL TRANSFER KAYNAĞI YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Oğuzhan ÇİNAR

Danışman: Dr.Öğr. Üyesi Mustafa Engin KOCADAĞISTAN

**Amaç:** AISI-430 VE HARDOX 500 çeliklerini CMT kaynak yöntemi ile birleştirerek kaynak ve ITAB bölgelerinin mekanik özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

**Yöntem:** Bu çalışmada 10 mm kalınlığında 100x130 mm ebatlarındaki AISI 430 ve Hardox 500 çeliklerini kaynak ağzı açılarak ve AWS 307 ilave tel kullanarak CMT yöntemi ile kaynak işlemi yapılmıştır. Çelikler şerit testere ile uygun ebatlarda kesilerek kaynak işlemleri yapıldıktan sonra, Kaynaklı bölgelerin özelliklerini ve mikroyapısal değişimleri; Optik Mikroskop (OM), Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS), X-Işını Kırınımı (XRD) analizleri kullanılarak incelendi. Kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek için Mikrosertlik, Çentik Darbe ve Çekme testleri yapıldı. Deney numunelerinin çekme testinden sonra kopan yüzeyleri SEM kullanılarak incelenmiştir. Kaynak işlemi 140 A, 130 A ve 120 A akımda birleştirme işlemi yapılmıştır. Koruyucu gaz olarak %97,5 Argon ve %2,5 CO<sub>2</sub> gazı kullanılmıştır.

**Bulgular:** Kaynak sonrası optik görüntülerde farklı morfolojiler olduğu tespit edilmiştir. ITAB bölgelerinde kaba taneler oluşmuş fakat sınırlı kalmıştır. EDS analiz sonuçlarında bölgeler arasında, atomların geçişleri olduğu görülmüştür. Sertlik analizinde ITAB bölgelerinde ana metallere göre bir miktar sertlikte düşüş olmuştur. Çekme deneyinde N1 numunesinde kaynak bölgesinden koparken N2 ve N3 numunelerinde AISI 430 ana malzemedan kopmuştur.

**Sonuç:** CMT Kaynak ile birleştirilen AISI 430 ve Hardox 500 çeliklerinin birleştirme bölgesinin mekanik özellikleri önemli ölçüde artma görülmüştür. Kaynak edilebilirliğin mümkün olabileceği ortaya konmuştur.

**Anahtar Kelimeler:** AISI 430, Hardox 500, CMT kaynağı, mekanik özellikler, mikroyapı

Kasım 2022, 105 sayfa

## ABSTRACT

### MASTER THESIS

#### INVESTIGATION OF THE JOINING OF AISI-430 AND HARDOX 500 STEELS BY COLD METAL TRANSFER WELDING METHOD

Oğuzhan ÇİNAR

**Supervisor: Asst. Prof. Dr. Mustafa Engin KOCADAĞISTAN**

**Purpose:** By combining AISI-430 and HARDOX 500 steels with the CMT welding method, it is aimed to increase the mechanical properties of the welding and HAZ areas.

**Method:** In this study, AISI 430 and Hardox 500 steels of 10 mm thickness and 100x130 mm dimensions were welded by the CMT method by opening the welding mouth and using AWS 307 additional wire. After the welding processes are done by cutting the steels into suitable sizes with a band saw, the properties and microstructural changes of the welded areas; It was examined using Optical Microscope (OM), Scanning Electron Microscope (SEM), Energy Dispersion Spectrometer (EDS), X-Ray Diffraction (XRD) analyses. Microhardness, Notch Impact, and Tensile tests were performed to determine the mechanical properties of the welded samples. The ruptured surfaces of the test specimens after the tensile test were examined using SEM. The welding process was performed at 140 A, 130 A, and 120 A currents. 97.5% Argon and 2.5% CO<sub>2</sub> gas were used as shielding gas.

**Findings:** It has been determined that different morphologies occur in the optical images after welding. Coarse grains were formed in the HAZ regions but remained limited. In the EDS analysis results, it was observed that there were transitions of atoms between the regions. In the hardness analysis, there was a slight decrease in hardness in the HAZ regions compared to the base metals. In the tensile test, while the N1 sample broke from the weld area, AISI 430 broke from the base material in N2 and N3 samples.

**Results:** The mechanical properties of the joining zone of AISI 430 and Hardox 500 steels joined by CMT Welding have increased significantly. It has been demonstrated that weldability is possible.

**Keywords:** : AISI-430, HARDOX 500, CMT welding, Mechanical properties.

**November 2022, 105 pages**

## İÇİNDEKİLER

KABUL VE ONAY TUTANAĞI.....	i
ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU .....	ii
TEŞEKKÜR .....	iii
ÖZET .....	iv
ABSTRACT .....	v
İÇİNDEKİLER.....	vi
TABLolar DİZİNİ.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	xi
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ .....	xiv
GİRİŞ.....	1
Çalışmanın Amacı.....	3
KURAMSAL TEMELLER.....	4
Kaynak .....	4
Ark kaynağı.....	4
MIG ve MAG kaynağı .....	4
Metal Transfer Fiziği.....	5
Gazaltı kaynağında metal transferi.....	6
Kısa devre iletimi (kısa ark).....	7
Küresel metal transferi (globüler transfer).....	8
Sprey metal transferi .....	9
MIG-MAG Kaynağında Kullanılan Kaynak Parametreleri .....	11
Elektrot çapı .....	11
Koruyucu gazlar .....	11
Kaynak gerilimi (ark boyu).....	12
Kaynak hızı .....	13
Serbest elektrod uzunluğu .....	13
Elektrod açıları .....	13
Kaynak Pozisyonları .....	13
Soğuk metal transfer kaynağı (CMT) .....	14
Paslanmaz Çelikler.....	16
Paslanmaz çeliklerin temel türleri.....	16
Ferritik paslanmaz çelikler.....	17
Mikroyapısal özellikler .....	17

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği.....	19
Kaynak Klavuzu.....	19
Dolgu malzemesi seçimi .....	20
Isının tesiri altındaki bölge (ITAB).....	21
Hidrojen çatlağı.....	21
Tane kabalaşması .....	21
Martenzit oluşumu .....	22
Kırılgenlik olgusu .....	23
475 °C kırılgenliği.....	23
Sigma fazı ( $\sigma$ ) kırılgenliği.....	23
Laves fazı kırılgenliği .....	24
$M_{23}C_6$ ( $Cr_{23}C_6$ ) karbür hassaslaşması.....	24
Yüksek sıcaklık kırılgenliği .....	24
Hardox çeliğı.....	25
Hardox 500 çeliğı.....	26
Hardox çeliklerinin kaynağı.....	26
METARYAL VE YÖNTEM .....	27
Deneyde Kullanılan Malzemeler.....	27
CMT kaynağından önce deney numunelerinin hazırlanması.....	28
CMT kaynak işlemi.....	28
Metalografik inceleme işlemi.....	29
Mikrosertlik ölçümleri .....	33
Çekme testi ölçümleri .....	34
Darbe deneyi ölçümleri .....	35
Kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi.....	36
ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	37
Deney Makro Yapılarının İncelenmesi .....	37
Kaynakların Mikroyapısının İncelenmesi .....	37
Energy dispersive spectroscopy (EDS) analiz sonuçları.....	44
Mikrosertlik Sonuçları .....	75
Çentik darbe deneyinde kırık yüzeyin incelenmesi .....	76
Çekme deneyi sonuçları .....	80
XRD sonuçları.....	82
SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....	84
KAYNAKLAR.....	86



## TABLolar DİZİNİ

<b>Tablo 1.</b> Gazaltı Metal Ark Kaynağında Doğal Metal Transfer Modları. ....	10
<b>Tablo 2.</b> Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırması .....	19
<b>Tablo 3.</b> Hardox 500 Çeliğinin Kimyasal Bileşimi .....	27
<b>Tablo 4.</b> Hardox 500 Çeliğinin Mekanik Özellikleri .....	27
<b>Tablo 5.</b> AISI 430 Çeliğinin Kimyasal Bileşimi.....	27
<b>Tablo 6.</b> AISI 430 Çeliğinin Mekanik Özellikleri .....	27
<b>Tablo 7.</b> AWS 307 Kaynak Telinin Kimyasal Bileşimi .....	27
<b>Tablo 8.</b> Zımparalama ve Parlatma İçin Kullanılan Parametreler .....	31
<b>Tablo 9.</b> N1 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi .....	46
<b>Tablo 10.</b> N1 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi .....	46
<b>Tablo 11.</b> N1 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi .....	47
<b>Tablo 12.</b> N1 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi .....	48
<b>Tablo 13.</b> N1 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi .....	49
<b>Tablo 14.</b> N1 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi .....	50
<b>Tablo 15.</b> N1 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi.....	51
<b>Tablo 16.</b> N1 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi.....	51
<b>Tablo 17.</b> N1 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi.....	52
<b>Tablo 18.</b> N1 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi.....	53
<b>Tablo 19.</b> N1 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi.....	54
<b>Tablo 20.</b> N1 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi.....	55
<b>Tablo 21.</b> N2 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi .....	56
<b>Tablo 22.</b> N2 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi .....	56
<b>Tablo 23.</b> N2 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi .....	57
<b>Tablo 24.</b> N2 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi .....	58
<b>Tablo 25.</b> N2 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi .....	59
<b>Tablo 26.</b> N2 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi .....	60
<b>Tablo 27.</b> N2 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi.....	61
<b>Tablo 28.</b> N2 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi.....	61
<b>Tablo 29.</b> N2 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi.....	62
<b>Tablo 30.</b> N2 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi.....	63
<b>Tablo 31.</b> N2 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi.....	64

<b>Tablo 32.</b> N2 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi.....	65
<b>Tablo 33.</b> N3 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi .....	66
<b>Tablo 34.</b> N3 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi .....	66
<b>Tablo 35.</b> N3 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi .....	67
<b>Tablo 36.</b> N3 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi.....	68
<b>Tablo 37.</b> N3 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi.....	69
<b>Tablo 38.</b> N3 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi.....	70
<b>Tablo 39.</b> N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi.....	71
<b>Tablo 40.</b> N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi.....	71
<b>Tablo 41.</b> N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 4. Nokta EDS Analizi.....	72
<b>Tablo 42.</b> N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 5. Nokta EDS Analizi.....	73
<b>Tablo 43.</b> N3 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi.....	74
<b>Tablo 44.</b> N3 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi.....	74
<b>Tablo 45.</b> N3 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi.....	75
<b>Tablo 46.</b> N1 Numunesinin Kırık Yüzey 1. Nokta SEM ve EDS Analizi.....	78
<b>Tablo 47.</b> N2 Numunesinin Kırık Yüzey 1. Nokta SEM ve EDS Analizi.....	79
<b>Tablo 48.</b> N3 Numunesinin Kırık Yüzey 1. Nokta SEM ve EDS Analizi.....	80
<b>Tablo 49.</b> Çekme Deneyi Sonuçları .....	82
<b>Tablo 50.</b> N1, N2, N3 Numunesi XRD Analiz Sonuçları.....	83

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. Şematik gazaltı kaynak makinası ve şematik kaynak yönteminin gösterimi .....	4
Şekil 2. Ark kaynağında metal transferini etkileyen kuvvetler .....	6
Şekil 3. Temel transfer modlarında akım, voltaj ve koruyucu gaz ilişkisi .....	9
Şekil 4. Çeşitli gazlarda kaynak dikişi şekli ve nüfuziyetleri .....	12
Şekil 5. Gaz karışımlarının kaynak dikişine etkileri .....	12
Şekil 6. CMT prosesinde metal iletimi .....	14
Şekil 7. CMT prosesinin şematik diyagramında oklar ile telin hareketinin gösterimi .....	14
Şekil 8. Yüksek hızda CMT çevriminin üsteki şematik Şekil 7 ile eş zamanlı görüntüsü .....	15
Şekil 9. CMT prosesinde zamana karşı akım (I) (altta) ve voltaj (V) (üste) gösteren grafik ...	15
Şekil 10. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması (Aran ve Temel, 2003) .....	17
Şekil 11. (A) %0.01 veya daha az karbon içeren Fe-Cr-C denge diyagramı. (B) karbon ve azotun diyagrama etkileri (Anttila and Heikkinen, 2014) .....	18
Şekil 12. Hardox çeliğinin yeraltı madenciliğinde kullanım alanları .....	26
Şekil 13. Tel erozyon kesme makinesi .....	28
Şekil 14. Kaynaklı birleştirme şematik gösterimi .....	28
Şekil 15. Robotik CMT kaynak makinası .....	29
Şekil 16. Kaynaklı birleştirilmiş deney numunelerinin çıkarılması .....	29
Şekil 17. Metalografik inceleme numunesi .....	30
Şekil 18. Elektrolitik dağlama ünitesi .....	30
Şekil 19. Zımparalama ve parlatma makinası .....	31
Şekil 20. Optik mikroskop .....	32
Şekil 21. Taramalı elektron mikroskobu .....	32
Şekil 22. XRD cihazı .....	33
Şekil 23. Mikrosertlik ölçüm cihazı .....	33
Şekil 24. Mikrosertlik numunesi üzerindeki sertlik ölçüm noktaları .....	34
Şekil 25. Mikrosertlik ölçüm görüntüleri .....	34
Şekil 26. Bakalite alınmış numunelerin görüntüsü .....	34
Şekil 27. TSE 138 standardına uygun hazırlanmış çekme numunesi .....	35
Şekil 28. Çekme cihazı .....	35
Şekil 29. Çentik darbe deney numunesi .....	36
Şekil 30. Çentik darbe cihazı .....	36

Şekil 31. Kaynaklanmış metal çiftinin makro yapılarının görüntüsü.....	37
Şekil 32. N1, N2 ve N3 numunelerinin arakesit alınmış makroyapı görüntüleri.....	37
Şekil 33. AISI 430 malzemesi kaynak öncesi mikroyapısı .....	38
Şekil 34. Hardox 500 malzemesi kaynak öncesi mikroyapısı.....	38
Şekil 35. Kaynak metalinin mikroyapısının görüntüsü .....	39
Şekil 36. AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri ısının tesiri altında kalmış bölgeler .....	39
Şekil 37. AISI 430 ITAB mikroyapı görüntüsü .....	40
Şekil 38. Hardox 500 ITAB mikroyapı görüntüsü .....	40
Şekil 39. N1, N2, N3 numunelerinin AISI 430 - ITAB genişliklerinin optik görüntüsü .....	41
Şekil 40. N1 numunesi optik mikroyapısı .....	42
Şekil 41. N2 numunesi optik mikroyapısı .....	42
Şekil 42. N3 numunesi optik mikroyapısı .....	43
Şekil 43. N1 numunesi SEM mikroyapısı .....	43
Şekil 44. N2 numunesi SEM mikroyapısı .....	44
Şekil 45. N3 numunesi SEM mikroyapısı .....	44
Şekil 46. N1 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği .....	45
Şekil 47. N1 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği .....	46
Şekil 48. N1 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği .....	47
Şekil 49. N1 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği .....	48
Şekil 50. N1 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği .....	49
Şekil 51. N1 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği .....	49
Şekil 52. N1 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği.....	50
Şekil 53. N1 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği.....	51
Şekil 54. N1 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği.....	52
Şekil 55. N1 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği.....	53
Şekil 56. N1 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği.....	54
Şekil 57. N1 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği.....	54
Şekil 58. N2 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği .....	55
Şekil 59. N2 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği .....	56
Şekil 60. N2 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği .....	57
Şekil 61. N2 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği .....	58
Şekil 62. N2 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği .....	59
Şekil 63. N2 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği .....	59
Şekil 64. N2 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği.....	60
Şekil 65. N2 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği.....	61

Şekil 66. N2 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği.....	62
Şekil 67. N2 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği.....	63
Şekil 68. N2 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği.....	64
Şekil 69. N2 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği.....	64
Şekil 70. N3 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği .....	65
Şekil 71. N3 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği .....	66
Şekil 72. N3 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği .....	67
Şekil 73. N3 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği .....	68
Şekil 74. N3 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği .....	69
Şekil 75. N3 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği .....	69
Şekil 76. N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği.....	70
Şekil 77. N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği.....	71
Şekil 78. N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 4. nokta EDS grafiği.....	72
Şekil 79. N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 5. nokta EDS grafiği.....	72
Şekil 80. N3 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği.....	73
Şekil 81. N3 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği.....	74
Şekil 82. N3 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği.....	75
Şekil 83. Mikrosertlik grafiği .....	76
Şekil 84. Çentik darbe deneyi sonrası kırık numuneler.....	76
Şekil 85. Numunelerin darbe enerji grafiği.....	77
Şekil 86. N1, N2, N3 numunelerinin darbe deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri.....	77
Şekil 87. N1 numunesinin Kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS grafiği .....	78
Şekil 88. N2 numunesinin Kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS grafiği .....	79
Şekil 89. N3 numunesinin Kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS grafiği .....	80
Şekil 90. N1, N2, N3 numunelerinin çekme deneyi öncesi makro görünüşleri.....	81
Şekil 91. N1, N2, N3 numunelerinin çekme deneyi sonrası makro görünüşleri.....	81
Şekil 92. N1, N2, N3 numunelerinin XRD analiz grafikleri.....	82

## SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

A	: Amper
AISI	: American iron and steel institute
CMT	: cold metal transfer
CO <sub>2</sub>	: Karbondioksit
FSS	: Ferritic stainless steel
FSW	: Friction stir Welding
HV	: Hardness Vickers
ITAB	: Isının tesiri altındaki bölge
MAG	: Metal aktif gaz
MIG	: Metal inert gaz
M <sub>s</sub>	: Martenzit başlangıç
°C	: santigrad derece
YMK	: Yüzey merkezli kübik
γ	: östenit
δ	: Delta ferrit
μm	: Mikrometre
σ	: Sigma

## GİRİŞ

İlk insanlar altını süs eşyası olarak kullandığından beri metal insanların hayatında önemli yere sahiptir. Tarih boyunca insanoğlu dayanıklı metalleri eğmenin, kesmenin ve birleştirmenin en iyi yolunu bulmaya ve bu işlemlerle başa çıkmaya ihtiyaç duymuştur. Böylece malzemenin kullanışlı özelliklerinden avantaj sağlamıştır. Bunların önünde en önemli ve en büyük ilerlemelerden birisi kaynaktaki ilerlemeler ve gelişmelerdir. Kaynak insanlara metal parçalarını inanılmaz güçlü bir şekilde bağlamasına olanak sağlamak ve insanların metallerle yapabileceği sonsuz ihtimallerin kapısını açmaktadır (Farnsworth, 2010).

İki malzemenin sıcak ya da soğuk dövülerek kaynak edilmesi yaklaşık olarak 3500 yıl öncesinde bulunan metallerde tespit edilmiştir. Daha sonraki Mısır ve Roma medeniyetlerinde farklı malzemelerin kaynağına ait örnekler bulunmuştur. Endüstriyel anlamda kaynak, oksijenin büyük miktarlarda elde edilmesi ile oksijen-asetilen kaynağının kullanılmasını sağlamıştır. Ancak havadaki oksijen ve azotun olumsuz etkilerinden korumadığı için kaynak dikişinin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemiştir. 1904 yılında İsveçli Oscar Kjellberg örtülü elektrotu bulması ile daha kaliteli kaynak yapılmış. Birinci dünya savaşından sonra tamir ve sağlamlaştırmanın yanında üretim alanında da kullanılmaya başlaması ile hızla gelişmiştir. Türkiye’de ilk kaynak yapılması İstanbul tersanesinde yapılmıştır. Fakat ilk planlı kaynak Devlet Demiryollarının Eskişehir fabrikasında 1937 yılında Almanya’dan getirilen kaynak uzmanı ve yardımcılığına getirilen Nüvit OSMAY tarafından kurulmuştur. Bu sayede birçok kaynakçının yetiştirilmesi sağlanmıştır. Türkiye’de üniversitelerin ve kaynak kurslarının devreye girmesi ile kaynak endüstrisinin gelişimi hızlanmıştır (Anık, 1993).

Soğuk metal transfer kaynağı (CMT), Avusturya firması olan Fronius tarafından geliştirilen kısa ark prensibine dayanan modifiye edilmiş bir MIG kaynak yöntemidir. Kaynak esnasında oluşan sıcaklık kaynak ve ana metalde boyutsal, şekilsel ve kalıntı gerilmeleri gibi malzemenin özelliğinde önemli etkiye sahiptir. CMT, yenilikçi tel besleme sistemi ile düşük ısı girdisi ve kontrollü tel besleme ile bunu sağlar. CMT prosesinin iki önemli özelliği vardır: Birincisi düşük ısı girdisi için düşük akım ile kısa ark oluşumu, ikincisi kısa devre oluşumu kontrollü bir şekilde stabildir (Selvi *et al.* 2018).

Son yıllarda düşük alaşımlı aşınma dirençli martenzitik çelikler olarak sınıflandırılan metalik malzemeler yaygın bir şekilde kullanılmaya başlanmıştır. Bu metallerin genel özellikleri yüksek aşınma direncinin yanında çok kalın saclarda dahi yüksek mekanik

özelliklere sahip olmalarıdır. Bu özellikler fosfor ve sülfürün zararlı özelliklerini azaltmak (özellikle % 0.002-0.005 bor ilavesi) ve termo-mekanik işlemler ile elde edilen kimyasal bileşim sayesinde. Bu kapsamda üretilen Hardox 500 çelikleri iyi kaynak edilebilirliği ve kaynak bölgesinde nispi olarak iyi mekanik özelliklere sahip olduğu tespit edilmiştir (Konat, 2019).

Ferritik paslanmaz çelikler ısıtılınca östenit oluşumunu engelleyen alüminyum, colombiyum, molibden ve titanyum gibi ferrit stabilizatörlerine sahip Fe-Cr-C alaşımıdır. Bu yüzden sertleştirilemezler. Tavlanmış durumda düşük alaşımlı ferritik paslanmaz çelikler AISI 304 tipi östenitik paslanmaz çelikler ile benzer mekanik özellik gösterirler (Singh, 2020).

AISI 430 gibi ferritik paslanmaz çelikler kaynaktan sonra ITAB bölgesinde tane büyümesinden dolayı tokluğu düşer ve taneler arası korozyona hassastırlar. Bu nedenle kaynak esnasında özel önlemler almak gerekir (Holmberg, 2008).

Teker ve Gençdoğan 2020 yılında yaptıkları çalışmada AISI 430 ile Hardox 450 TIG kaynağı ile birleştirmiş mekanik ve kimyasal analizler yaparak sonuçları tartışmıştır. Her iki ITAB bölgesinde de hem ısı girdisi hem de ilave malzemedan dolayı farklı morfolojik oluşumlar tespit edilmiş. Ara tabakalı numunelerin çekme testinde AISI 430-ITAB bölgesinden bölgesinden koptuklarını ortaya koymuşlardır (Teker ve Gençdoğan, 2020).

Teker 2011 yılında yaptığı çalışmada AISI 430/AISI 1040 çelik çiftinin plazma ark kaynağı ile kaynak edilmesini ve sonuçlarını incelenmiştir. AISI 1040'nin ITAB asiküler ferrit, widmanstatten ferrit tespit edilirken AISI 430'nin ITAB bölgesinde irileşmiş ferrit taneleri, tane içi ve tane sınırlarına çökelmiş kromkarbür çökeltileri tespit edilmiştir (Teker, 2010).

Kaçar ve arkadaşları 2017 yılında yaptıkları çalışmada Hardoks 400–AISI 304 çelik çifti EAK ve GMAK yöntemleriyle kaynak edilebilirliğini incelemişlerdir. GMAK yönteminin EAK yönteminden çekme dayanımı, çentik darbe dayanımı ve şekillendirilebilirliğinin daha iyi olduğunu tespit etmişlerdir (Kaçar *et al.* 2018).

Kaya 2009 yılında yaptığı çalışmada 3 mm kalınlığında AISI 304 östenit paslanmaz çelik levha ile aynı kalınlıkta AISI 430 ferritik paslanmaz çelik levhaların TIG (Tungsten Inert Gas), MIG (Metal Inert Gas) ve Örtülü elektrot ark kaynak yöntemleri ile birleştirilmesini araştırmış ve sonuçlarını incelemiştir. En yüksek çekme dayanımı TIG kaynak yöntemi ile yapılan numunelerde tespit edilmiş ve bütün numuneler ferritik paslanmaz çelik ITAB bölgesinden kopmuştur (Kaya, 2010).

Yılmaz ve arkadaşlarının 2005 yılında yaptıkları çalışmada, Hardox 400 tipi çelik numunelerin yüzeylerine önce bir, sonra iki ve daha sonra üç pasolu dikişler çekilerek dolgu

kaynağı yapılmıştır. Böylece paso sayısının sertlik, aşınma ve mikroyapı üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Tek pasolu dolgu kaynakları çoklu pasolardan aşınma dayanımı daha azdır (Yılmaz vd. 2005).

Uluocak 2008 yılında yaptığı çalışmasında MAG yöntemi ile HARDOX 450 eliğini kaynak işlemine tabi tutmuş ve sonuçlarını incelemiştir. Çekme deneyinde numuneler ITAB bölgesinden kopmuş ve ITAB bölgesinde tane kabalaşmasının olduğunu belirlemiştir (Uluocak, 2008).

Ppe yaptığı çalışmada martenzitik çelikleri ve MILD eliklerini ‘CMT, ‘STT’, ‘RAPİTARC’, ‘FASTROOD’ ve ‘GMAW-P’ yöntemi ile kaynak yaparak karşılatırmıştır. Bu alışmada CMT ve RAPİTARC yöntemlerinde kök pasoda oksitlenme olmadığı tespit edilmiştir (Ppe, 2010).

Magowan yaptığı çalışmada ferritik paslanmaz eliğini CMT, CMT puls ve GMAW yöntemleri ile kaynak edilip sonuçlar tartışılmış ve sadece CMT yöntemi ile yapılan kaynakların CMT puls yöntemine kıyasla ITAB’ında daha kaba tanelerin olduğu tespit edilmiştir (Magowan, 2017).

### **Çalışmanın Amacı**

21. yüzyılda farklı özelliklerdeki metalleri bir arada kullanılmak amacıyla birleştirilmesi zorunlu hale gelmiştir. Östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla uygun fiyatından dolayı tercih edilen paslanmaz elik grubunda yer alan ve kaynağında dikkat edilmesi gerektiren AISI 430 eliği ile sürtünme direncinin önemli olduğu ekipmanlarda tercih edilen Hardox 500 eliği CMT yöntemi ile kaynak edilmesinin araştırılması ve birbirinden farklı iki metalin kaynak bölgelerinin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır.

## KURAMSAL TEMELLER

### Kaynak

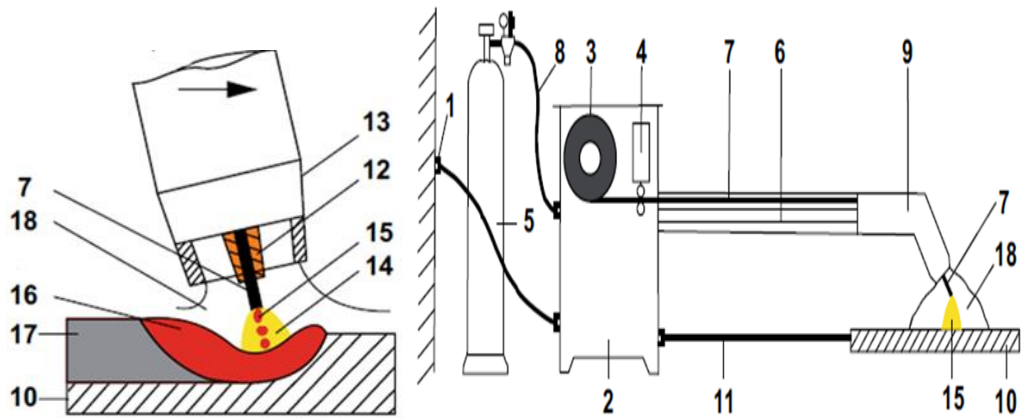
Metalik malzemeyi ısı veya basınç ile ya da ikisini de kullanarak aynı cinsten ve ergime aralığı aynı ya da birbirine yakın ilave tel katarak ya da katmadan birleştirmeye metal kaynağı denir (Anık, 1993).

### Ark kaynağı

Ark ısınmış katottan ayrılan elektronların yüksek hızda anota çarpması ile oluşur. Ortaya çıkan ısı yardımı ile metal ergir ve kaynak banyosu yardımı ile birleşme gerçekleşir (Teker, 2010).

### MIG ve MAG kaynağı

Metal inert gaz kaynağı (MIG) ve Metal aktif gaz kaynağı (MAG) ergiyen elektrodla yapılan gazaltı kaynak yöntemidir. MİG kaynağında koruyucu gaz olarak genelde argon kullanılır. Demir dışı metallerin kaynağında koruyucu gaz olarak argon, helyum veya ikisinin karışımı kullanılırken çeliklerde argon gazına oksijen ve karbondioksit ilave edilir. MAG kaynağında ise argon ve helyuma göre nispeten daha ucuz olan karbondioksit gazı koruyucu gaz olarak tercih edilir. Karbondioksit gazı havadan daha ağır olup çelikte reaksiyona girerek malzeme kayıplarına sebebiyet verebilir. Karbondioksit gazı daha derin nüfuziyet sağlar. Her iki yöntemde de kaynak prensibi benzer olup torç içerisinde otomatik beslenen tel elektrod ile iş parçası arasında oluşan ark sayesinde eriyen telin kaynak havuzuna geçmesi ve yine torç içerinden kaynak bölgesine koruyucu gazın üflenmesi ile oluşur (Anık, 1991).



Şekil 1. Şematik gazaltı kaynak makinası ve şematik kaynak yönteminin gösterimi

1- Primer güç kaynağı, 2- Güç kaynağı, 3- Tel makara, 4- Tel besleyici, 6- kablo, 7- Tel elektrod, 8- Silindirden gelen koruyucu gaz , 9- Torç, 10- İş parçası, 11- İş parçası kablosu, 12- Kaynak akımına temas eden tüp, 13- Koruyucu gaz nozulu, 14- Kaynak arkı, 15- Damla transferi, 16- Sıvı kaynak metal, 17- Katılaşmış kaynak metal, 18- Koruyucu gaz (Berichte *et al.* 2016).

### **Metal Transfer Fiziği**

Metal transferinin farklı tiplerini açıklamak için araştırmacılar damlacık üzerine etki eden kuvvetleri araştırmıştır (Zabirov, 2016). Gazaltı metal ark kaynağında damlacık üzerine etki eden yaygın bir şekilde kabul edilen dört kuvvet vardır: Yer çekimi ( $F_g$ ), damlacık etrafında koruyucu gaz akışından dolayı aerodinamik kuvvet ( $F_d$ ), yüzey gerilim kuvveti ( $F_\gamma$ ) ve elektromanyetik güç ( $F_{em}$ ) (Berichte *et al.* ; Soderstrom, 2007). Bu kuvvetlerin bazıları elektrod ucundaki damlacığın ayrılması yönünde kuvvet uygularken bazıları ayrılmaması yönünde kuvvet uygular.

Yerçekimi, düz pozisyonlarda yapılan kaynakta damlacığın ayrılmasını destekler (Soderstrom, 2007). Yukarı yönde yapılan kaynaklarda damlacık transferini olumsuz yönde etkilemektedir (Tapiola, 2017).

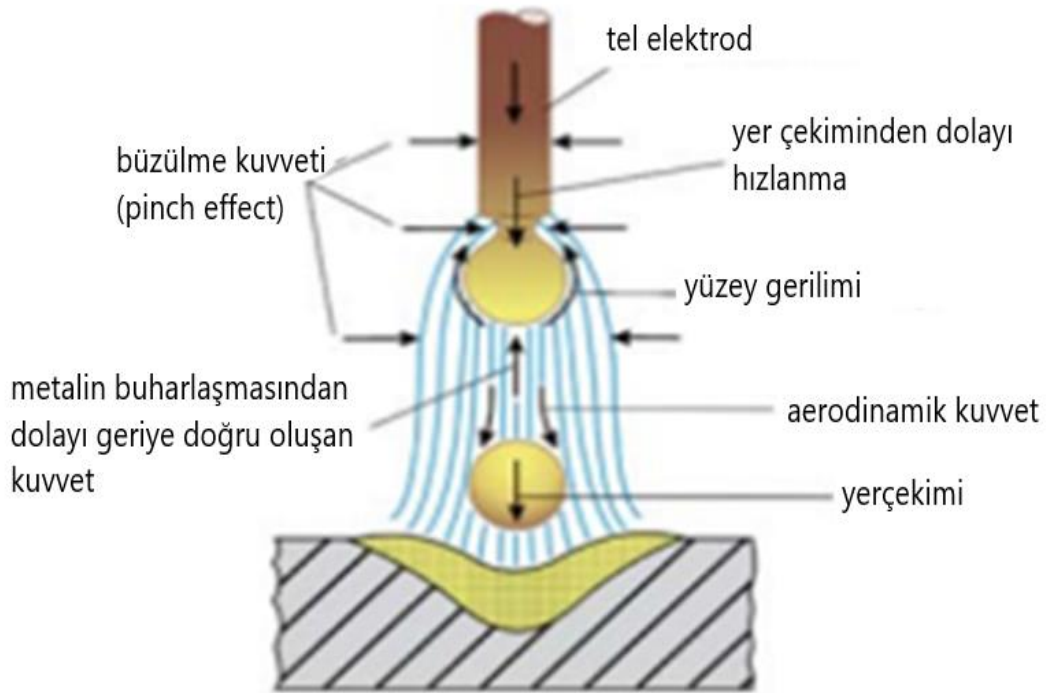
Sıvılar mümkün olduğunca dış yüzey alanını küçük tutarak hacimlerini koruma eğiliminde olduğundan damlacık sıvılar için en avantajlı şekildir. Yüzey gerilimi elektrod ucundaki damlacığın büyüklüğünü etkiler. Sıcaklık ve oksijen seviyesi arttıkça yüzey gerilimi azalır. Daha yüksek yüzey gerilimi ve vizkozite değerleri daha küçük damlacık büyüklüğüne neden olur (Tapiola, 2017). Yüzey gerilim kuvveti elektrod üzerinde damlacığı tutar (Tutucu güç). Yüzey gerilim değeri, ark atmosferindeki herhangi bir aktif gaz veya elektrodun kimyasal bileşimi etkileyecektir. Plazmada  $CO_2$  gazının ayrışması ile serbest oksijen ve karbon sıvı metalin yüzey gerilimini azaltacaktır (Soderstrom, 2007).

Ergimiş metal ve kaynak havuzu arasında kimyasal reaksiyonları önlemek için torç ucundan koruyucu gaz verilir. Bu gaz damlacık üzerinden akarak plazma oluşması ile aerodinamik kuvvet oluşturur. Ark içinde güçlü ark plazma akışı oluşur. Bu kuvvet ve ark içinde genişleyen gaz ses hızına yakın bir hızda plazma akışına neden olur. Sonuç olarak aerodinamik kuvvet damlacığın elektrod ucundan ayrılmasını destekler (Soderstrom, 2007). Bu kuvvet yerçekimi kuvvetinden daha büyük bir kuvvet oluşturur (Tapiola, 2017).

Elektromanyetik büzülme kuvveti, bir elektriksel alan içinde oluşan elektromanyetik alan büzülme kuvvetine neden olur. Bu kuvvet elektrod ve ucundaki ergimiş damlacık arasında büzülme kuvveti oluşturur. Büzülme kuvveti kaynak akımının karesi ile doğrudan ilişkilidir.

Bu kuvvet inert koruyucu gazla (Argon, argon karışımı) yapılan MIG/MAG kaynağında en önemli kuvvettir. Büzülme kuvveti kısa devre olmadan damlacığın çok küçük çaplarda transferini sağlayan güçlü bir kuvvettir (Tapiola, 2017).

Bunlara ilaveten damlacığın elektrodun ayrılmasını engelleyen iki kuvvet vardır. Direk damlacık altında oluşan ark damlacığa yukarı yönde kuvvet uygulayarak damlacığın ayrılmasını engelleyebilir. Ark aşırı sıcak olduğundan metalin buharlaşmasına neden olur. Bu buhar basıncı damlacığın yukarı yönde ya da arkın dışına itebilir. Bu kuvvet yüksek akımda ve CO<sub>2</sub> gazı altında yapılan MAG kaynağı ile alakalıdır (Tapiola, 2017).



Şekil 2. Ark kaynağında metal transferini etkileyen kuvvetler (Berichte *et al.* 2016).

### Gazaltı kaynağında metal transferi

Kısa devre, küresel veya spreyci gibi yöntemler akım ve voltaj gibi girilen elektriksel parametrelerin bir fonksiyonu ile oluşur. Tablo 1 genel olarak metal transfer şekilleri ve bu transfer esnasında etkin olan kuvvetler gösterilmiştir. Metal transfer yöntemlerine ilaveten elektrodun iş parçasına temasına veya temas etmemesine göre “damlacık temaslı” ve “damlama” olarak genel olarak gruplandırılır. Bir diğer bakış açısında metal taşınımı akım, voltaj ve koruyucu gaz ilişkisi Şekil 3’te gösterildiği gibi sınıflandırmak mümkündür. Ayrıca ark boyunun metal taşınımını etkilediği tespit edilmiştir (Scotti *et al.* 2012).

### **Kısa devre iletimi (kısa ark)**

Kısa devre iletimi, küçük elektrod çaplarında ve düşük akımda gerçekleşen kaynak modudur (Eryürek, 2007). Kısa devre olabilmesi için kaynak havuzu ile elektrod ucundaki damlacık arasında damlacığın kaynak havuzuna düşmeden önce temas etmesi gerekir. Kısa devre esnasında ark durur. Sıvı metal köprüsü oluşur. Damlacık yüzey gerilimi sayesinde kaynak havuzu içine çekildikçe büyür. Bu aşamada kısa devre akımı yüksek olmadığı için metal köprüyü kopmasını destekleyecek büzülme kuvveti için elektromanyetik kuvvet yeterli değildir. Metal köprüde elektriksel direnç azaldığından akım aşamalı olarak artar ve elektrod ısınır. Artan akımla artan elektromanyetik kuvvet ve yüzey gerilim kuvveti ile birlikte metal köprünün kopması sağlanır. Kısa devre esnasında besleme telinin erime oranı ve telin besleme hızı arasında bir denge olmasına rağmen kısa devrenin hemen sonrasında kısa devre akımı arttığından telin erime hızı besleme hızından fazla olur. Böylece ark boyunun artışı engeller. Sonradan akım düştükçe takibindeki birkaç milisaniye içerisinde tel erime hızı tel besleme hızıyla dengelenir. Akım yoğunluğu daha da küçüldükçe tel besleme hızı erime oranını geçerek elektrod ucundaki damlacığın kaynak havuzuna yaklaşması sağlanır (Scotti *et al.*, 2012). Ark esnasında metal iletimi oluşmaz (Eryürek, 2007). Elektrod iş parçasına saniyede 20-200 defa temas eder (Eryürek, 2007 ; American Iron and Steel Institute, 1988).

Ark periyodunun sonuna doğru damlacığın kaynak havuzuna yaklaşımı sürekli ve yavaştır. Bu periyotta tel erime oranı düşük ve damlacık oluşumu hızlıdır. Diğer önemli olay ark boyunun 1-2 mm değişimine sebep olan hem damlacığın hem de kaynak havuzunun salınımıdır. Eğer damlacık-havuz salınımı birbirine doğruysa kararlı bir kısa devre durumu meydana gelir. Salınımlar kaotik bir şekilde istenilenin dışında ise kaynak havuzu ve kaynak teli arasında hafif temas oluşur. Bu olaya kazara kısa devre denir. Metal iletimi olmaz ve sıçrama meydana gelir (Scotti *et al.* 2012).

Koruyucu gaz içeriği kısa devre süresini ve damlacık çapını etkiler. Ayrıca Koruyucu gazın tipi arkın çalışma karakteristiğini ve iş parçasına nüfuziyetini etkiler (Eryürek, 2007).

Genel olarak kısa devre metal transferi 50-225 A arası düşük akımda, 17-24 V gerilimde ve düşük çaplı elektrodta çalışır. Ark çok kararlıdır. Pozisyon sınırlaması yoktur ve geniş boşluk kaynaklarda kullanılır. Minimum seviyedeki sıcaklık girişi sayesinde kaynağın çarpılması ve metalürjik etkileri azalır (American Iron and Steel Institute, 1988).

Köprü transfer, damlacığın kaynak havuzu ile temasında meydana gelen oluşan damlacık temaslı grupta yer alır. Sadece düşük kısa devre akımında meydana gelir. Böylece damlacığın ayrılmasını sağlayan büzülme kuvvetini azaltarak yüzey gerilimi metal transferinin ana kuvveti olması ile gerçekleşir. Köprü transferinde damlacığın geri itilmesi (damlacık ve

kaynak havuzu salınımı düşük) ve sıçrama gözlenmez. Bu transfer şeklinde gerilim, akım ve kaynak hızı parametreleri sınırlandırılmıştır (Scotti *et al.*2012).

Zorlanmış kısa devre transferi, bu yöntemde ise yüksek tel besleme hızında (10-12 m/sn üzeri) ve 250-350 A kaynak akımında meydana gelen damlacık temaslı transferdir. Bu transferde güçlü elektromanyetik büzülme kuvveti (pinch effect) etkilidir. Damlacığın daha çok büyümesine sebep olan yüzey gerilim kuvvetinin minimum oranlarda olması sadece büzülme kuvvetinin etkili olması damlacık hacimlerinin küçük olması sağlanır. Sıçrama seviyesi yüksektir (Scotti *et al.* 2012).

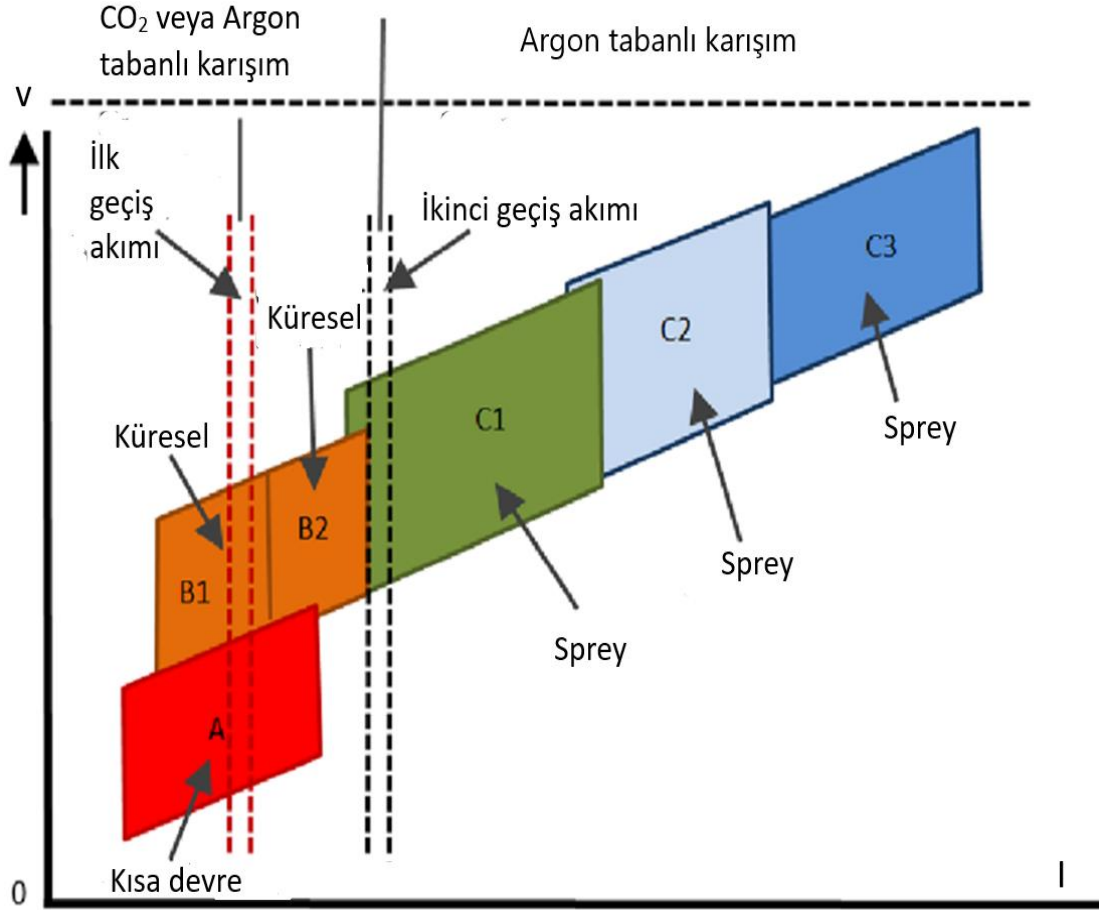
### **Küresel metal transferi (globüler transfer)**

Küresel metal taşınımı düşük ve orta akımda, orta ve yüksek voltajda yapılan kaynakta gözlemlenir. Metal transferi yeteri kadar ark boyunda yapıldığından kısa devre gerçekleşmez. Damlacık tel çapının 1.5-3 katına ulaşır. Bu transferin özelliği saniyede 1-10 damlacık oluşturacak kadar çok yavaş transfer şeklindedir. Damlacığın büyümesi esnasında elektrod ucunda kalmasını sağlayan yüzey gerilim kuvveti ve buhar basınç kuvveti iken damlacık kritik çap büyüklüğüne ulaştığında yüzey gerilim kuvveti ve aerodinamik kuvvet vasıtasıyla elektrod ucundan ayrılır. Elektromanyetik kuvvetler düşük akımdan dolayı ihmal edilebilir. Damlacık büyümeye başladığı zaman, damlacık yüzeyi ve elektrot ucu arasında boyun oluşur. Akım düşük olduğundan elektromanyetik kuvvetler damlacık oluşumuna yardımcı olur. Damlacık daha da büyüdükçe boyunda uzar. Bu noktada büzülme kuvveti metal transferine yardımcı olur. Damlacığın büyüklüğü ve davranışı koruyucu gaza, elektrod çapına, elektrod kompozisyonuna ve kaynak akım seviyesine bağlıdır (Scotti *et al.* 2012).

Geriye itilmiş küresel transferde, damla ayrılması bazı koruyucu gaz ve doğru akım düz kutuplama (DCEN) gibi durumlarda ortaya çıkar. Aşağıdaki Şekil 3 'B2' modunda gerçekleşir. Damlacığın altında büzülme kuvvetinin geriye doğru ve metalin buharlaşması ile oluşan ve damlacığı (geriye doğru) iten kuvvettir. Aşırı buhar, karbondioksitçe zengin bazı koruyucu gazlar ile birlikte kaynak havuzunda oluştuğu varsayılır. Tel yönünde damlacığı tersine iten kuvvet damlacığın daha fazla ve bir tarafa doğru büyümesine neden olur. Damla transferi yerçekimi ve aerodinamik kuvvetlerin geriye itilmiş ark kuvvetinden daha baskın duruma geldiğinde transfer olur (Scotti *et al.* 2012).

Düz pozisyonda yapılan her iki küresel transfer, uygulanan kaynak dışındaki kaynak pozisyonlarında sınırlı kullanım alanına sahiptir. Dikey pozisyonlarda bazı damlacıklar kaybolur. Çünkü damlacığın hacmi ve kütlesi elektrottan kaynak havuzuna doğru transferi engeller. Kısa devre birleşmede olduğu gibi tel besleme hızı ile birleşme oranı yaklaşık olarak

bir birine benzerdir. Fakat damlacık büyüme aşamasında ark boyu aşamalı olarak azalır ve akım orantılı olarak artar. Erime oranı tel besleme hızından daha fazla artar. Damla tüm yönlerde büyür. Elektrot kaynak havuzuna yaklaşmazken, damlacık gittikçe yaklaşır. Yerçekimi kuvvetinden dolayı boyunlanarak ayrılma başladığında, akım aşamalı olarak azalır. Erime oranları besleme hızından daha küçük olur. Hafif büzülme kuvveti ve yerçekimi kuvveti etkisiyle boyunlanan damlacık karşı yönde etkileyen yüzey gerilim kuvvetini yenerek damlacığın ayrılması sağlanır (Scotti *et al.* 2012).



Şekil 3. Temel transfer modlarında akım, voltaj ve koruyucu gaz ilişkisi (Kah *et al.* 2014)

### Sprey metal transferi

Eksenel sprey metal transferinde, elektrot çapına eşit damlacıkların kısa devre olmadan saniyede yüzlerce damlacığın elektrot ucundan kaynak havuzuna düzenli bir transfer oluşur. Kaynak havuzuna ısı girdisi yüksektir ve önemli miktarda sıçrama oluşmaz. Eksenel sprey transfer damlacıkların hacminden dolayı sadece düz pozisyonlarda kullanılır. Yüksek voltaj ve orta-yüksek arası akım da oluşur. Akım “geçiş akımı” olarak adlandırılan eşik değerinin altında kalırsa transfer küresel olur. Eğer akım eşik değerinin üzerinde ise damlacıklar küçülür ve transfer oranı artar. Geçiş akımı dolgu malzemesi, koruyucu gaz kompozisyonu, elektrod uzunluğu ve

elektrod çapı gibi birçok parametreye bağlıdır. Güçlü büzülme kuvveti damlacığın hacmi ve boyunu sınırlayarak daha küçük damlacık oluşmasını sağlar (Scotti *et al.* 2012).




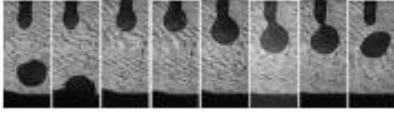
Kaynak akımı Şekil 3'deki C2 modundaki gibi artırıldığında daha küçük çaplı damlacıklar oluşur. Akımın artmasına ilaveten elektrod ucunda daha büyük ısı üretir. Böylece normalinden daha fazla elektrod tel hacmi ile plastik şekil değiştirir. Elektrodun ucu "koni" şeklini alır. Elektrod ucu metal konik bir sütun oluşturarak kaynak havuzuna doğru erimiş metalin akması ile oluşur. Böylece çok ince taneli damlacıklar oluşur. Elektrod ucundaki koni şekli kaynak havuzuna temas etmez. Bu nedenle de sıçrama olmaz.

Akımın daha da artırılması ile elektrod ucundaki konik şekil aşırı ısı nedeniyle iyice belirginleşir. Böylece C3 modunda Ergimiş metalin uzaması ile sonuçlanır. Yüksek akımdan dolayı oluşan elektromanyetik kuvvetler erimiş metal sütununun aksel olarak akmasını engeller. Aşırı ince damlacıklar oluşur (Scotti *et al.* 2012).


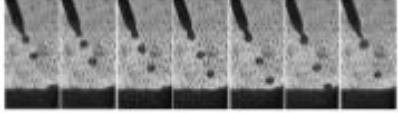



Belirli gaz ve elektrod kompozisyonu durumları altında elektrod ucundaki erimiş metalin patlayarak kaynak havuzuna transferi oluşur. Patlamanın damlacık içerisinde gaz-metal reaksiyonu ile oluştuğu düşünülür. Bu transfer şeklinde ince sıçrama oluşur (Scotti *et al.* 2012).

Paslanmaz çeliklerin kaynağında 250-300 A akımda ve 1.6 mm elektrod kalınlığında en iyi spreysel metal transferi olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca bütün paslanmaz çeliklerin kaynağında doğru akım ters kutuplama yapılır ve koruyucu gaz olarak argon ve %2 oksijen tavsiye edilir (American Iron and Steel Institute, 1988).

**Tablo 1.** Gazaltı Metal Ark Kaynağında Doğal Metal Transfer Modları (Scotti *et al.* 2012).

Transfer grubu	Tansfer şekli	Görünüş	Transferi etkileyen kuvvet
Damlacık Temaslı	Kısa devre		Yüzey gerilimi ve Büzülme kuvveti
	Köprü kısa devre		Yüzey gerilimi
	Forced kısa devre		Çok güçlü büzülme kuvveti
	Küresel		Yerçekimi kuvveti
Damlama			

**Tablo 1. (Devamı)**

Geriyeye itilmiş küresel		Yerçekimi kuvveti ve geriyeye itici kuvvetler
Sprey		Elektromanyetik kuvvet
Sprey		Elektromanyetik kuvvet
Sprey		Elektromanyetik kuvvet
patlama		Elektromanyetik kuvvet ve kimyasal reaksiyonlar

## MİG-MAG Kaynağında Kullanılan Kaynak Parametreleri

### Elektrot çapı

Daha büyük çaplı elektrotlar daha yüksek akımlarda kullanabildiklerinden daha büyük erime gücüne sahiptirler. Eşit çaplı iki elektrottan farklı büyüklüklerde akım geçirdiğimizde akımı yüksek olanın erime gücü daha büyüktür. Aynı akım şiddetinde ise elektrot çapı küçük olan daha derin kaynak dikişi oluşurken elektrot çapı büyük olanda ise daha geniş bir kaynak dikişi oluşur (Tülbentçi, 1990).

### Koruyucu gazlar

Demir esaslı metallerin kaynağında saf karbondioksit, argon-karbondioksit ve karbondioksit-oksijen kullanılan koruyucu gazlardır (Tülbentçi, 1990).

Karbondioksit oda koşullarında inerttir, fakat ark esnasında ve kaynak havuzu esnasında aktif gaz durumundadır. Karbondioksit, bu ortamda DC anot bölgesinde serbest karbon, karbonmonoksit ve oksijene parçalanır. Gazaltı kaynak için genellikle iş parçası olan DC katot bölgesinden daha soğuk olan bu bölgede karbondioksitin tekrar birleşimi gerçekleşir. Bu esnasında yüksek ısı meydana gelir. Bu ısı karbondioksit kullanımının genel özelliğinden dolayı olan derin nüfuziyet ve geniş kaynak dikişi meydana gelir. Tam birleşme olmadığında ana metaldeki silisyum, magnezyum ve demir ile oksit oluşturarak cüruf oluşumuna sebep olur. Koruyucu gaz olarak karbondioksit gazı altında yapılan kaynakta en yüksek erime gücü, en

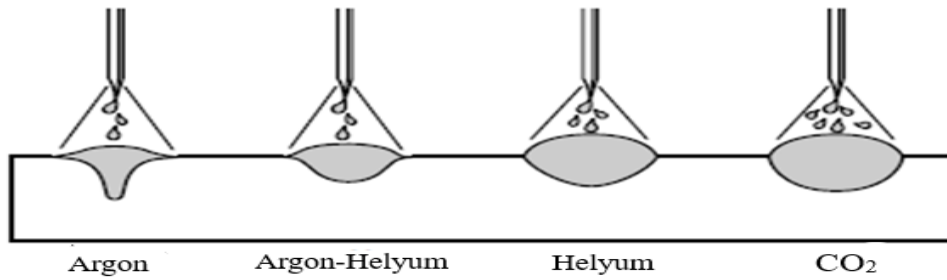
derin nüfuziyet ve en geniş kaynak dikişi elde edilir. Karbondioksit maliyet açısından daha uygundur. Fakat sıçrama en fazla ve duman oluşumu en fazla olan gazdır (Nadzam *et al.* 2014).

Argon en yaygın kullanılan inert gazdır. Argon ve argon-oksijen gazları karbondioksit gazının tam tersi özellik gösterir. En az nüfuziyet, en dar kaynak dikişi ve en az erime oluşurken en az sıçrama ve duman oluşumu gösterir. Nikel, bakır, alüminyum ve nikel alaşımlarında %100 argon gazı kullanılır (Nadzam *et al.* 2014).

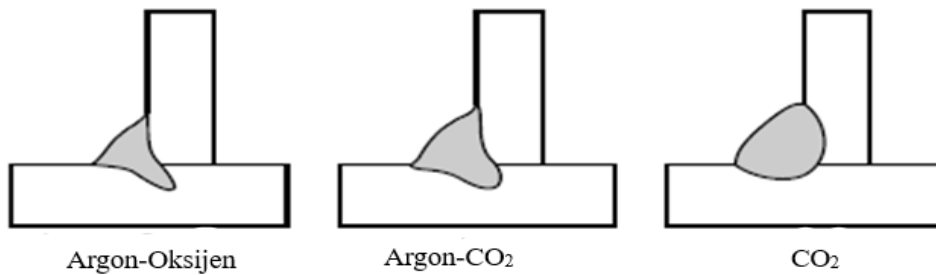
Oksijen, kaynak havuzunda oksit oluşturmak için eklenen oksitleyicidir. Argon ile birlikte % 1-5 oranında kullanılarak iyi bir ark kararlılığı ve güzel bir kaynak dikişi sağlanır.

Hidrojen, paslanmaz çelik ve nikel alaşımlarında argon gazı ile birlikte % 1-5 oranında eklenir. İyi ısı iletkenliği sağlayarak daha hızlı kaynak hızı kullanımına olanak sağlar (Nadzam *et al.* 2014).

Demir dışı metallerde helyum, argon ve bunların karışımı kullanılır. Helyum argona nazaran daha iyi nüfuziyet ve daha yüksek erime gücüne sahipken argona nazaran daha pahalıdır. Termal iletkenliği argondan fazladır. Helyum gazının havadan hafif olması nedeniyle kaynak pozisyonu ve yeri dikkate alınmalıdır (Tülbentçi, 1990).



Şekil 4. Çeşitli gazlarda kaynak dikişi şekli ve nüfuziyetleri (Nadzam *et al.* 2014).



Şekil 5. Gaz karışımlarının kaynak dikişine etkileri (Nadzam *et al.* 2014)

#### **Kaynak gerilimi (ark boyu)**

Kaynak gerilimi veya ark gerilimi miktarı, sabit gerilimli bir akım üreticinde elektrot ucu ve iş parçası arasındaki mesafeye bağlıdır. Ark gerilimi ve ark boyu genellikle birbiri yerine

kullanılan terimlerdir. Ark gerilimi ayarları koruyucu gaza, malzemeye ve malzeme iletim tipine göre değişir. MIG-MAG gaz altı kaynak yönteminde sabit gerilim karakteristikli kaynak akım üretici kullanılır. Bu makinalar, TIG ve örtülü elektrot ark kaynağında kullanılan sabit akım karakteristikli makinalardaki gibi ark boyu kaynakçı tarafından ayarlanmak zorunda değildir (Tülbentçi, 1990). Ark boyu tel besleme sistemi sayesinde sabit tutulur. Ark esnasında ark boyu artar ise akım azalır ve telin erime gücü azaldığından tel besleme hızı telin erime hızını geçerek ark boyunu dengeler. Eğer ark boyu azalırsa akım artacağından telin erime hızı telin besleme hızından fazla olacağından ark boyu dengelenir. Her iki durumda da ark boyu kaynakçıdan bağımsız olarak sabit kalması sağlanır (Nadzam *et al.* 2014).

### **Kaynak hızı**

Kaynak hızı, birim zamanda yapılan kaynak boyu veya arkın iş parçasındaki hareketine denir. Kaynak hızı yavaşladıkça metalin yığılmasına ve nüfuziyetin giderek azalmasına ve kaynak dikişinin genişlemesine sebep olur. Kaynak hızının artması ilk önce kaynak metaline ısı girdisi artışıyla olur ve kaynak hızının daha da artırılması ile kaynak metaline daha az ısı girdisine sebep olur. Bu nedenle ergitilen yola yeterince dolgu metali birikmediğinden dikiş kenarlarında yanma olukları gibi yarıkların oluşmasına neden olur (Eryürek, 2007).

### **Serbest elektrod uzunluğu**

Kontak tüpü ile elektrodun ucu arasındaki mesafeye serbest elektrod uzunluğu denir (Eryürek, 2007; Tülbentçi, 1990). Serbest elektrod uzunluğu arttıkça direnç artar. Böylece elektrod sıcaklığı artar ve kaynak telinin erime hızı artar. Ayrıca artan elektrik direnci kontak tüpü ile iş parçası arasındaki gerilimin düşmesine, bunu algılayan akım ünitesi akımı azaltarak telin erime hızı düşer. Böylece ark boyunun kısalması ile dolgu metali dar ve yüksek kaynak dikişi oluşturur (Eryürek, 2007).

### **Elektrod açıları**

Bütün ark kaynaklarındaki gibi elektrodun iş parçası ile olan açısı kaynak dikişine ve nüfuziyetini etkiler. Elektrodun ucu kaynak yönünün tersi yönde yani kaynak havuzuna doğru yapılan kaynağa sağa kaynak, elektrodun ucu kaynak yönünde yani soğuk metale doğru ise sola kaynak denir. En iyi nüfuziyet en dar kaynak dikişi sağa kaynakta oluşurken sola kaynakta kaynak nüfuziyeti daha az ve kaynak dikişi daha geniş oluşur (Eryürek, 2007).

### **Kaynak Pozisyonları**

Sprey metal iletimi ile gerçekleştirilen yöntemle oluk pozisyonunda iç köşe kaynakları yatay pozisyonda gerçekleştirilenlerden daha üniform oluşur. Düşey ve tavan pozisyonlarında

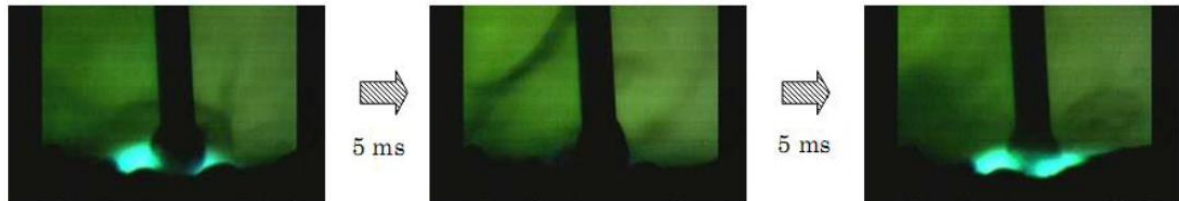
yerçekimi etkisini azaltmak için küçük çaplı elektrodlar, kısa devre metal iletimi veya darbeli spreyci iletimi kaynak yapmak gerekir. Zor pozisyonlarda kaynak için küçük çaplı elektrodlar kullanılır. Böylece daha düşük ısı girdisi ile hızlı bir katılma sağlanır. İnce saclarda yukarıdan aşağıya doğru kaynak tercih edilir.

Kaynak parçalarının oluk pozisyonunda, doğrusal bir bağlantıda iken aşırı dikiş taşması önlemek için kaynak eksenini yatayda 15 derecelik eğimle doğru kaynak yapılarak dikiş taşması azaltılabilir (Eryürek, 2007).

### Soğuk metal transfer kaynağı (CMT)

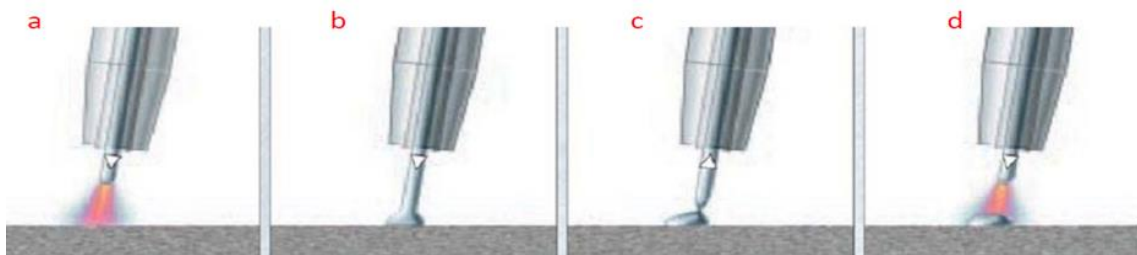
Soğuk metal transfer kaynağı Fronious firması tarafından geliştirilen nispeten yeni gazaltı metal ark kaynağıdır. CMT prosesinin ilk geliştirme çalışmaları 1991 başlamıştır. CMT yönteminde telin beslemesine ilaveten telin geriye çekme fikri, sadece ileri besleyen geleneksel gazaltı metal ark kaynaklarından ayıran en önemli farktır. Firma 1997 yılında sıçramasız ateşleme olarak adlandırılan teknolojiye geçmiş, 2002 yılında metalleri kaynak edebilecek bir teknoloji olduğunu ispatlamış ve 2004 yılından itibaren ticari pazara girmiştir.

CMT kaynakta, kaynak telinin tükenebilir elektrot vasıtasıyla kaynak havuzuna temas ile kısa devre metal transferi gerçekleşmektedir. Metal transferi aşağıdaki Şekil 6'daki gibi metal transferi gerçekleşir.

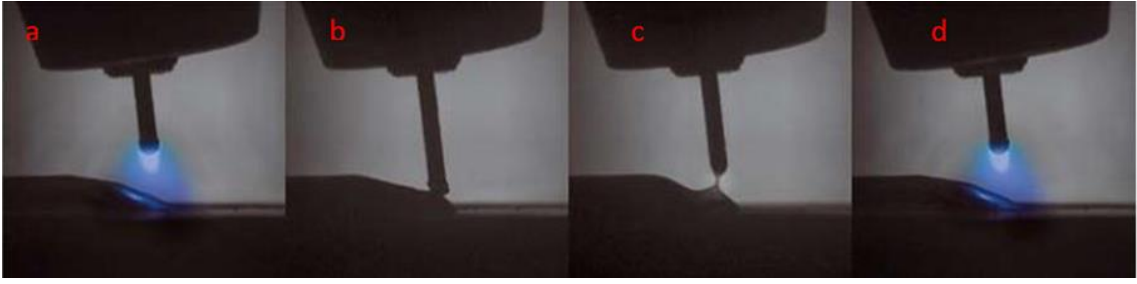


**Şekil 6.** Soldaki resimde elektrod ve iş parçası arasında ark oluşur. Tel beslendikçe elektrod ucundaki damlacık iş parçasına doğru hareket eder. İkinci (merkezdeki) resimde elektrod ve kaynak havuzu temas ederek kısa devre oluşur. Üçüncü resim (en sağdaki) tükenebilir elektrodun ucundaki erimiş damlacığın transferini gösterir ve tekrardan ark başlar.

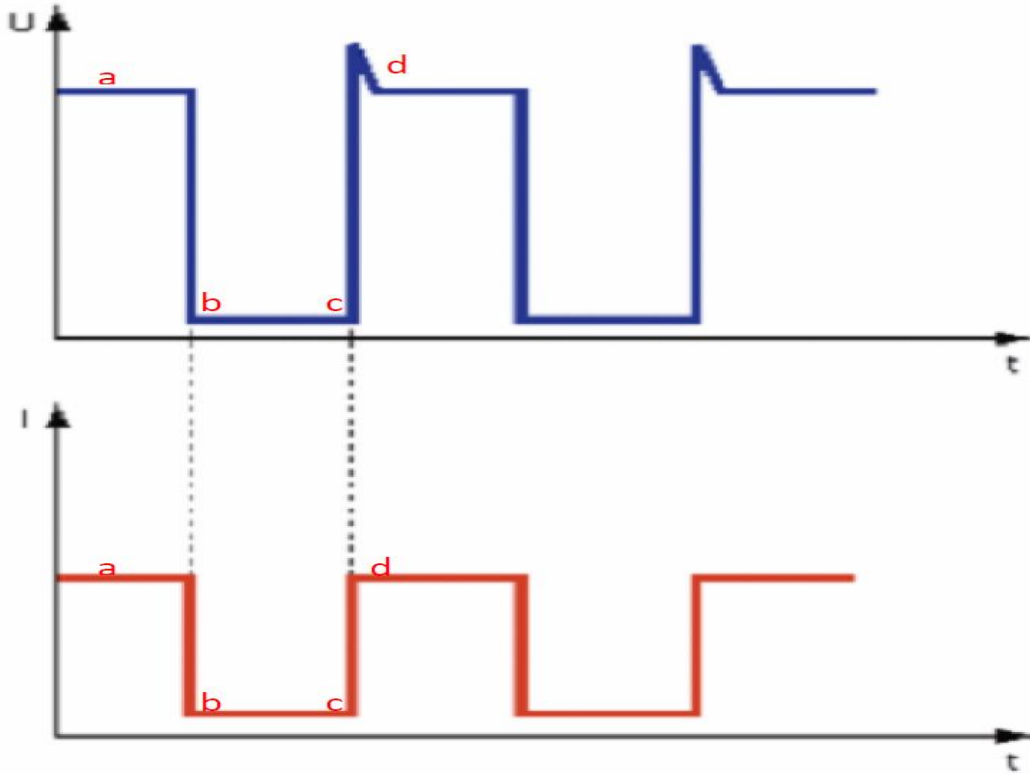
CMT kaynağının özelliklerinden birisi ve isminde bulunan “soğuk” kelimesinden de kaynaklanan kaynak bölgesine ısı girdisinin düşük olmasıdır. Bu proses ark kaynağıdır ve diğer gazaltı ark kaynak yöntemlerine göre “soğuk” bir prosestir.



**Şekil 7.** CMT prosesinin şematik diyagramında oklar ile telin hareketinin gösterimi



Şekil 8. Yüksek hızda CMT çevriminin üsteki şematik Şekil 7 ile eş zamanlı görüntüsü



Şekil 9. CMT prosesinde zamana karşı akım (I) (altta) ve voltaj (V) (üste) gösteren grafik

Bu yöntemde ark başladığında, erimiş metal damlacık elektrotun ucunda oluşur. Geleneksel iş parçasında olduğu gibi tel iş parçasına doğru beslenir. Elektrot kaynak havuzuna temas eder etmez kısa devre oluşur. Bu kontrol prosesin yazılımı tarafından tespit edilir. Kontrol sistemleri otomatik olarak Şekil 7, 8, 9 da “b” safhasında akım azalır. Standart gazaltı ark kaynağında kısa devrede akım artmaya devam eder ve iş parçasına ısı transferi artar. Sonra sistem elektrotu geri çeker. Erimiş kaynak havuzunun yüzey gerilim kuvveti elektrotun ucundaki damlacığın ayrılmasına yardımcı olur. Yöntem, yukardaki şekillerde “c” safhasında olduğu gibi sıçramasız bir prosestir. En sonunda elektrot yeteri kadar geri çekilerek elektrot ucundaki erimiş damlacığın ayrılması sağlanır. Daha sonra kısa devre sonlanır. Kontrol yazılımı bunu tespit eder. Böylece akım hızlı bir şekilde artar. Yeniden ark başlasın diye elektrot hareketi geriye döner. Bu şekilde telin ileri geri hareketi saniyede 70 kez gerçekleşir.

Alüminyum parçaların kaynağında geleneksel darbeli MİG kaynağıyla yapılan kaynaktakine nazaran CMT yöntemi ile (aynı kaynakta) daha az akım kullanıldığı tespit edilmiştir. Böylece CMT yöntemi ile yapılan kaynakta daha hızlı kaynak ve daha düşük enerji maliyetleri sağlanmış olur.

CMT yöntemi ile geleneksel MIG kaynağına kıyaslandığında CMT yönteminde daha az ısı girdisinin olması nedeniyle daha dar ITAB bölgesi ve daha az kalıntı gerilimi olduğu tespit edilmiş olup CMT yönteminin geleneksel gazaltı metal ark kaynağına göre avantajlı olduğu ortaya konmuştur (Magowan, 2017).

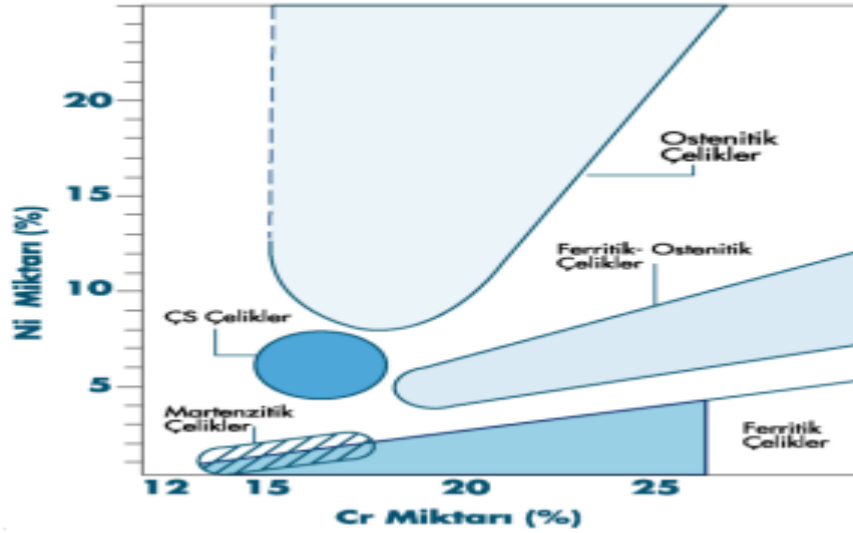
### **Paslanmaz Çelikler**

Paslanmaz çelikler içerisinde en az % 11 Cr içeren çeliklerdir. Paslanmaz çelikler genel olarak Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni sistemlerinden oluşur ve koruyucu ve kalıcı bir kromoksit film tabakasına sahiptirler. Korozyon direncini artırmak amacıyla krom yanında nikel ve molibden ilavesi de yapılmaktadır (Teker, 2010). Kromoksit tabakası amorf yapıda kimyasal olarak korozif ortamlarda kararlı olan ince film tabakasıdır. Herhangi bir işlemde veya darbede film tabakasının kırılması durumunda oksijenin olduğu bir ortamda tekrardan koruyucu oksit tabaka meydana gelir (Tapiola, 2016).

#### **Paslanmaz çeliklerin temel türleri**

Paslanmaz çelikler martenzitik paslanmaz çelik dışında genelde karbon oranı düşük tutulur. Paslanmaz çelikler içerdiği krom-nikel miktarına göre 5'e ayrılır.

- Ferritik Paslanmaz Çelikler,
- Martenzitik Paslanmaz Çelikler,
- Östenitik Paslanmaz Çelikler,
- Ferritik-Östenitik (dupleks) Paslanmaz Çelikler,
- Çökeltme Sertleşmesi Uygulanabilen Paslanmaz Çelikler (Aran ve Temel, 2003).



**Şekil 10.** Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması (Aran ve Temel, 2003).

### **Ferritik paslanmaz çelikler**

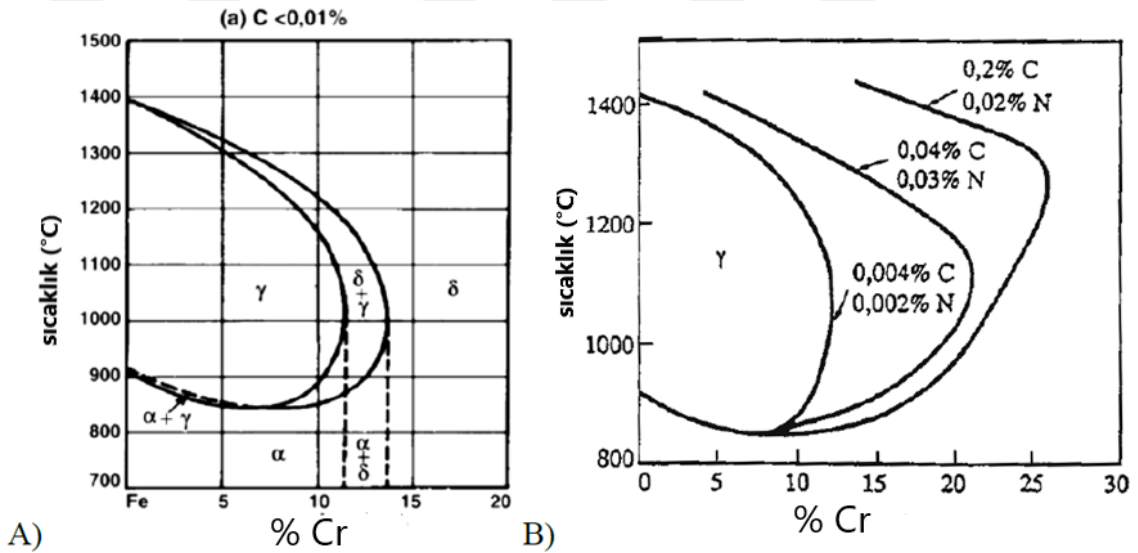
İlk ferritik paslanmaz çelikler korozyon, kaynaklanabilirlik gibi özellikler açısından östenitik paslanmaz çeliklerle rekabet edemezken modern ferritik çelikler ticari olarak rekabet edebilir durumdadır. Modern ferritik paslanmaz çeliklerin ısı direnci, oksidasyon ve korozyon direnci iyidir. Bu çeliklerde, östenitik paslanmaz çeliklerde oluşan stres korozyon çatlakları görülmez. İlaveten östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla daha iyi ısı iletkenlik ve daha düşük ısı genleşme katsayıları vardır. Bu özellik ısı döngülerde kaynaklanabilirlik ve yorulma performansını artırır. Ferritik paslanmaz çelikler yüksek ısı iletkenlik ve düşük ısı genleşme katsayısına sahip olduklarından kaynaklanabilirliği açısından iyidir. Çünkü kaynakta, yüksek ısı iletkenlik kaynak bölgesinden ısı akışını sağladığından istenen bir özelliktir. Yüksek iletkenlik ısıyı etkili bir şekilde dağıtır ve kaynak bölgesi uzun süre istenmeyen sıcaklıkta kalmasını engeller. Kaynakta burulmaya sebep olan termal genleşme katsayısı karbon çeliklerine eşitken östenitik paslanmaz çelikler de bu katsayı daha yüksektir. Bu nedenle ferritik paslanmaz çeliklerin ısı işleminde daha az distorsiyon olur. Ferritik paslanmaz çeliklerin korozyon direnci atmosferde şartlarında iyidir. Bu nedenle ‘pahalı’ östenitik paslanmaz çelik ile ‘paslı’ karbon çeliği arasında iyi bir seçimdir. Günümüzün çevresel değerleri ve geri dönüşüm maliyetleri açısından ferritik paslanmaz çelik lehinde fiyatları da düşürebilir (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Mikroyapısal özellikler**

Ferritik paslanmaz çeliklerin özelliklerini ve mikroyapısını belirlemede krom ve karbon ana elementtir. Bu çelikler titanyum, niyobyum gibi stabilize elementlere veya daha korozyon direnci sağlamak amacıyla molibden ilavesi gibi değişkenlere bağlı gruplamalar olsa da genel

olarak krom içeriğine göre: %10.5-13.5 Cr içeren Düşük kromlu paslanmaz çelikler, %14-18 Cr içeren orta kromlu paslanmaz çelikler, %20 ve daha üzeri Cr içeren Yüksek kromlu paslanmaz çelikler olarak 3 ana gruba ayrılır. Ferritik paslanmaz çelikleri krom içeriğine göre gruplamak başlangıç için iyi bir noktadır.

Artan krom içeriği korozyon direncini artırır. Düşük ve orta kromlu paslanmaz çeliklerin agresif olmayan ve atmosfer koşullarında ki korozyon direnci daha iyidir. Yüksek kromlu paslanmaz çelikler endüstriyel uygulamalarda yaygın olarak uygulanır. Sabit karbon içeriğine göre Fe-Cr denge diyagramı Şekil 11'A grafiğindeki gibidir. Bu diyagram farklı sıcaklıklarda değişen azot ve karbon içeriğine göre faz yapılarını nispeten doğru bir şekilde tanımlar. Düşük kromlu paslanmaz çelikler çoğunluğu ferrit ve bir miktar östenit olan ikili faz, dış gama yayı ( $\gamma+\delta$ ) içinde yer alır. Orta kromlu çelikler Şekil 11'B gibi karbon ve azot içeriği gama yayını genişlettiği için ya ikili faz ya da tamamen ferrit oluşur.



**Şekil 11.** (A) %0.01 veya daha az karbon içeren Fe-Cr-C denge diyagramı. (B) karbon ve azotun diyagrama etkileri (Anttila and Heikkinen, 2014).

Bu ikili faz düşük kromlu çeliklere paslanmaz çeliklerin korozyon direnci ve karbon çeliklerinin mühendislik özelliklerinin birleşimi şeklinde bir özellik kazandırır. Soğuma esnasında martenzit oluşur. Düşük karbon içeriğinde nispeten tok ve yumuşak ince yapıli martenzit oluşurken yüksek karbonlu içerikte sert plaka martenzit oluşur. Yüksek kromlu çelikler tüm sıcaklıklarda tamamen ferritik kalır. Tamamen ferritik paslanmaz çelikler yüksek krom içeriğinden dolayı daha iyi korozyon direncine sahiptir. Fakat yüksek krom çelikte çeşitli kırılmalıklara sebep olur. Bu çelikler kırılmalığa duyarlılığından dolayı genellikle stabilize edilirler. Ferritik paslanmaz çeliklere Titanyum ve Niyobyum eklendiğinde serbest karbon ve azotu bağlayarak taneler arası korozyonu önler ve daha az şiddetli olan karbür ve nitrür oluşur. Titanyum ve Niyobyumun karbona afinitesi kromdan daha fazla olduğundan krom karbür

oluşmadan bu elementler karbür oluşturur. Bu nedenle oluşan karbürler olası krom karbür çökeltilerini etkili şekilde baskılar.

Daha önce bahsedilen demir-krom denge diyagramına bakılarak yapılan krom içeriğine göre gruplandırmanın günümüz standartlarında modası geçmiştir. Modern ferritik paslanmaz çeliklerin gruplandırılması martenzit oluşumuna, stabilizatörlerin eklenmesine ve bunların arayer element içeriğine göre değişir (Anttila and Heikkinen, 2014). Uluslararası paslanmaz çelik formu modern ‘ferritik paslanmaz çelik ailesini’ aşağıdaki Tablo 2’deki gibi sınıflandırmıştır.

**Tablo 2.** Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırması (Anttila and Heikkinen 2014).

1. GRUP	2. GRUP	3. GRUP	4. GRUP	5. GRUP
%10-14	%14-18	%14-18 Stabilize edilmiş	Mo eklenmiş	Diğerleri
AISI 409,410,420 Cr içeriği: %10-14	AISI 430 Cr içeriği: %14-18	AISI 430Ti,439,441 Cr içeriği: %14-18 Ti ve Nb gibi stabilize elementler eklenmiş	AISI 434,436,444 % 0.5 üzerinde Mo eklenmiş	Krom içeriği %18-30 veya diğer gruplara ait olmayan

### **Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği**

İlk jenerasyon ferritik paslanmaz çelikler iyi işlenebilir özelliğe sahiptirler. Fakat bunların kaynağına dikkat edilmelidir. Çünkü süneklik ve korozyon direnci azalır. Yüksek karbon ve azot içeriğinden dolayı bu çeliklerde tanelerarası korozyon, tane kabalaşması ve martenzit oluşumu gözlenir. Kaynağında ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıl işlem yapılır. İkinci jenerasyon ferritik paslanmaz çelikler artan krom içeriği, alaşım elementleri ve stabilize elementlerin ilavesi kırılğan yapılar oluşur. Tamamen ferritik olan paslanmaz çelikler tane kabalaşması görülür. Üçüncü jenerasyon ferritik paslanmaz çelikler düşük ve iyi kontrol edilen C, N, H, O içeriği ve ilave edilen stabilize elementler ile kaynaklanabilirliği önemli ölçüde artırır. Yapısı tamamen ferritiktir ve martenzit oluşmaz. Fakat tane kabalaşmasına hassastır. Bu çeliklerde ön ısıtma soğumayı yavaşlattığından ön ısıtma tafiye edilmez.

### **Kaynak Klavuzu**

Kaynak metali ve ITAB’de aşırı tane büyümesini önlemenin genel yöntemi kaynak ısı girdisini azaltmaktır. Düşük ısı girdisi kaynak dikişinde soğuma hızını artıracak ve martenzit oluşumunu azaltacaktır. Bu nedenle düşük ısı girdisi olan kaynak yöntemleri tercih edilmelidir.

Ön ısıtma kaynak bölgesi ve etkilenmeyen ana metal arasındaki ısı farkını azaltır ve kalıntı gerilmelerin azaltılmasını ve dehidrojenasyon garantiler. ASM kılavuzuna göre 6

mm'nin altındaki parça kalınlıklarında ön ısıtma tafskiye edilmez. Östenitik ve martenzitik paslanmaz çeliklerde ön ısıtma yaklaşık 100 °C'de yapılırken ferritik paslanmaz çeliklerde 250 °C yapılır. Ferritik dolgu metali kullanıldığında hidrojen çatlağı olma riski vardır. Kaynak işleminde hidrojen girişi engellemeye çalışılırsa bir miktar çevreden absorbe edilir. Kalıntı gerilmeler ön ısıtma yapılarak azaltılır. Ön ısıtma, tamamen ferritik yapılar tane kabalaşmasına hassas olduğundan kaçınılmalıdır. Ön ısıtma oda sıcaklığına soğumayı yavaşlatır ve ITAB bölgesinde tane kabaşması için daha çok zaman oluşur.

İhtiyaç olduğunda kaynak sonrası ısıl işlem iki amaç için yapılır: hidrojenin uzaklaştırılması ve martenzitin temperlenmesi. Hidrojen gazının uzaklaştırılması kaynaktan hemen sonra asla 100 °C sıcaklığın altına düşmeden yapılmalıdır. Uygun sıcaklık Mf sıcaklığının altında olmalıdır. Çünkü bu sıcaklığın altında tüm östenit martenzite dönüşür ve hidrojenin difüzyonu hızlanır. Eğer östenit kalırsa hidrojenin uzaklaşması yavaşlar ve çatlaklar oluşur. Ms ve Mf sıcaklıkları aşağıdaki formülden hesaplanır.

$$Ms (°C) = 540 - (497 \times \%C + 6.3 \times \%Mn + 36.3 \times \%Ni + 10.8 \times \%Cr + 46.6 \times \%Mo)$$

$$Mf (°C) = Ms - 100$$

Düşük krom ve düşük karbon içeriğine sahip ferritik paslanmaz çelikler nikel yokluğundan dolayı Mf sıcaklığı 250-300 °C arasındadır.

Temperleme kaynak esnasında kısmen östenite dönüşen daha sonra soğutulduğunda martenzite dönüşen çeliklere yapılır. Temperleme sert ve kırılğan martenziti yumuşatır. Aşırı karbona sahip ferritler karbür olarak çöker. Kaynaktaki iç sitresler azalır. Kaynak sonrası ön ısıtma 8 mm ve üzerindeki kalın parçalarda yapılır. Kabaca ısıl işlem 750°C 1-2 saat bekletilerek yapılır. Yinede 475 °C kırılğanlığını engellemek için 500 °C üzerinde yapılmalıdır. Kaynak sonrası ısıl işlem Yüksek sıcaklık kırılğanlığında önler (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Dolgu malzemesi seçimi**

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak dolgu malzemesi kompozisyonu ana malzeme ile birbirine yakın veya aynı olmalıdır. Birinci ve ikinci jenerasyon ferritik paslanmaz çeliklerde östenitik paslanmaz çelik dolgu malzemesi kullanılır. Üçüncü jenerasyon paslanmaz çelikler için bu dolgu malzemesini kullanmak risk oluşturur. Çünkü bu çelik grubu klorlü ortamlara direnç istenilen çevrelerde kullanılır. Östenitik paslanmaz çeliklerin klorlü ortamlarda korozyon direnci ferritik paslanmaz çeliklere nazaran düşüktür. Nikel temelli dolgu malzemesi ferritik paslanmaz çelikler için uygundur ve kaynak dikişi metali tamamen östenit olarak oluşur. Bu dolgu malzemesi yüksek krom içeriğine sahip çeliklerde iyi korozyon direnci ve iyi kaynak

mekaniksel özelliği sağlar. Östenit ve nikel temelli dolgu malzemeleri ferrit ve diğer metallerin birbirine kaynatılmasında kullanılır (Lippold and Kotecki, 2005).

### **Isının tesiri altındaki bölge (ITAB)**

Erimiş metalin ana metal tarafında ısıl döngülerden etkilenmiş bu nedenle de mikroyapısında değişimler oluşmuş bölgesine ITAB denir. Bu bölge ana metal ile kaynak malzemesinin birleştiği çizgiden başlar ve ısıl döngüler nedeniyle metalin özelliklerinin etkilendiği bölgedir (Anık, 1993).

### **Hidrojen çatlakları**

Bütün ferritik çelikler hidrojen çatlaklarına hassastır. Bu çeliklerin kaynağı esnasında hidrojen aşırılığı soğuma esnasında ITAB bölgesine difüzyon oluşturur. Katılma esnasında oluşan gözenekler hidrojen atomlarının toplanarak H<sub>2</sub> molekülü oluşturur. Sıcaklık hızla düştüğünde hidrojen atomları yerlerinde hapsolmakta ve artan baskı çatlaklara sebep olabilmektedir. Ferritik mikroyapılar hidrojen için tehlikelidir. Hacim merkezli kübik yapıya sahip ferritte az miktarda hidrojen çözünür. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip östenit, hidrojen için daha uygundur. Sorun ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıl işlem veya hidrojen için barınma yeri olarak hareket eden östenitik dolgu malzemesi kullanılarak giderilir. Bu sebeple kaynak bölgesinde hidrojen koruyucu gazı kullanılmamalı ve nem su buharı ve yağ gibi hidrojen kaynakları uzaklaştırılmalıdır. Hidrojen ya kaynaktan sonra çatlaklara, ya da herhangi bir belirtisi görülmeden tokluğun düşmesine sebep olur. Hidrojenin uzaklaştırılması veya dehidrojenasyon 90-200 °C arasında ısıl işlem ile yapılır. Oda sıcaklığında birkaç gün de yapılabilmektedir (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Tane kabalaşması**

Tane kabalaşması ferritik paslanmaz çeliklerde önemli bir kırılma olayıdır. Bu olay kimyasal kompozisyona bağlı olarak 1100 °C ve üzeri sıcaklıklarda meydana gelir. Sıcaklığın 900 °C altında tutulması tane kabalaşmasını sınırlar. Bu nedenle kaynak ve diğer ısıl işlemler tane kabalaşmasına sebep olan yüksek ısı girdisinin kanıtıdır. Dolayısıyla minimum kaynak ısı girdisi tercih edilmelidir. Tane kabalaşması kırılma özellikleri faz dönüşümü olmadığı için oluşur. Hacim merkezli yapılar hızlı difüzyona olanak sağlar ve tane kabalaşması olayı çoğunlukla difüzyonla kontrol edilir. Düşük ve orta kromlu ferritik paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıkta bir miktar östenit oluşur. Bu östenit tane sınırlarında engel oluşturarak tane büyümesini baskılar. Tane büyümesi katı çözeltilerde östenitin varlığı baskıladığı için düşük ve orta kromlu ferritler yüksek ısı girdilerini tolere edebilir. Bu sadece ısıtıldığında yüksek sıcaklıklarda östenitin varlığında oluşur. Dönüşüm fazının olmayışı tamamen ferritik paslanmaz çeliklerde

ITAB'ta tane kabalaşmasının ana nedenidir. Stabilize çelikler tane kabalaşmasına daha dayanıklıdır. Çünkü niyobyum karbonitrür tane sınırlarında engelleme yaparak tane kabalaşmasını önler. Östenit oluşumu kadar etkili değildir (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Martenzit oluşumu**

Düşük ve orta kromlu ferritlerde yüksek sıcaklıkta bir miktar östenit oluşur. Kaynak ısıl döngülerde östenit oluşumu iyidir. Çünkü kaynağın sebep olduğu tane kabalaşmasını sınırlar. Bu östenitin soğuması sonrası, sert ve mühtemelen kırılğan martenzit oluşumu görülür. Oluşan martenzitin miktarı ve yapısı çeliğin kompozisyonuna ve soğuma hızına bağlıdır. Soğuma oranı yeteri kadar hızlıysa delta ferritin östenite nihayetinde martenzite dönüşümünü baskılar. İkili faz(gama yayı) içinde yavaş soğutma daha fazla martenzit oluşumuna sebep olur. İki fazlı ferrit-martenzit paslanmaz çeliklerin genel faz dönüşümü aşağıdaki gibidir.

Isıtma esnasında;

- I- Ferrit  $Ac_1$  sıcaklığında kısmen östenite dönüşür.
- II- Östenit  $Ac_4$  sıcaklığının üzerinde delta ferrite dönüşmeye başlar.
- III- Tüm yapı  $Ac_5$  sıcaklığına ulaştığında tamamen delta-ferrit oluşur. Eğer östenit stabilizatörleri eklenerek gama yayı genişlerse  $Ac_5$  sıcaklığı oluşmaz.

Soğuma esnasında;

- IV- Delta-ferrit  $Ar_5$  sıcaklığının altında kısmen östenite dönüşür.
- V- Östenit  $Ms$  sıcaklığının altında martenzite dönüşür.

Kaynak esnasında östenite faz dönüşümü olur. Östenit miktarı ısıl döngülerdeki süreye bağlıdır. Çünkü soğuma döngüsü  $Ar_1$  sıcaklığının altında (IV-V) östenitin ferrite dönüşümü çok kısadır. Bir miktar delta-ferrit, yüksek sıcaklıklardan soğumaya başladığı ilk safhasında (IV) yeniden östenite dönüşür. Kompozisyona daha çok östenit stabilizatörü eklenirse genişlemiş gama yayı östenit miktarını artıracaktır. Katı çözeltiler bir miktar östenit içerir ve soğuma esnasında doğal olarak martenzite dönüşür. Sonuç olarak yapı delta-ferrit adalarına sahip dominant martenzit şeklinde oluşur.

Kaynak ısı girdisi faz dengesi üzerinde etkilidir. Östenitin çoğu soğuma esnasında oluşur ve ısıtma esnasında oluşan tane kabalaşmasını engelleyemez.

Karbon miktarı ne tür martenzit oluşacağına önemli role sahiptir. Karbon içeriği fazla ise soğuma esnasında istenmeyen kırılğan yüksek karbonlu plaka martenzit oluşur. İğne martenzit olarak bilinen düşük karbonlu martenzit nispeten yumuşak ve toktur. Düşük ve orta kromlu ferritler bu tip martenzitler için uygundur. Ferrit içinde çok az karbon çözülebilir ve

geri kalanı tane sınırlarında birikir. Bazı araştırmalarda tane sınırlarındaki martenzitten kaçınılması gerektiği bildirilmiştir. Çünkü bu yapı ITAB'ın tokluğunu azaltır. Fakat dűřük karbonlu martenzitlerde belli sınırlarda tercih edilebilir. ITAB'ta yűksek martenzit içeriğinin (%90 űzeri) tokluğu artırdığı da rapor edilmiştir.

Karbon ve azot gűlű űstenit yapıcıdır. Daha kararlı űstenit ITAB'ta daha fazla martenzit içeriđi oluřturur. Daha fazla arayer atomu űstenit içeriđini artırır ve delta-ferrit tane bűyűmesini sınırlar. Bunun űtesinde artan sertlik tokluđu dűřűrűr (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Kırılđanlık olgusu**

Ferritik paslanmaz çelikler belli sıcaklıklara maruz kaldıklarında yapı içinde kırılđanlık olayı beklenmektedir. Ana kırılđanlık mekanizması ikincil faz kırılđanlıđı ve yűksek sıcaklık kırılđanlıđından oluşur. Yűksek sıcaklık kırılđanlıđına, taneler arası korozyona sebep olan  $M_{23}C_6$  ( $Cr_{23}C_6$ ) karbűrű de dahil edilebilir. İkincil faz kırılđanlıđı belli bir sıcaklıkta uzun sűre bekletildiğinde oluşmakta ve diğer taraftan kaynak veya ısıl işlemler bu kırılđanlık olayına sebep olabilmektedir (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **475  C kırılđanlıđı**

Ferritik paslanmaz çelikler 400-550  C sıcaklığa uzun sűre maruz kaldığında kromca zengin ferrit fazı okmekte, ikincil faz oluşumu çeliğin hem mekanik hemde korozyon direncini etkilemektedir. Bu okelme 475  C sıcaklıkta zirve yaptığı için 475  C kırılđanlıđı denir. Bu olay %12-70 Cr içeren tűm ferritik çeliklerde oluşur. Kabaca %17'nin űzerinde krom içeren çeliklerde herhangi bir eřik değer olmadan başlar ve faz yapısı daha kırılđandır. Bu nedenle orta ve yűksek krom içeren çeliklerde daha yaygındır (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Sigma fazı ( $\sigma$ ) kırılđanlıđı**

Sigma fazı 600-800  C sıcaklık aralıđında uzun sűre maruz kalan çelikte oluřan intermetalik fazların genel ismidir. Bu fazların çođunluđu demir, krom, molibden ve silisyum içerir. Kompleks tetragonal yapısından dolayı oldukça sert ve kırılđandır. Ferritik yapıda difűzyon oluřmasının ana sebebi atomik difűzyon oranıdır. Ferritik yapılarda difűzyon hızı űstenitik yapılardan yűz kez daha hızlıdır. Çünkü hacim merkezli kűbik yapı daha geniřtir. Östenit daha sıkı pakettir ve atomların difűzyonu daha zordur. Difűzyon oranları 700-800  C sıcaklık aralıđında maksimumdur.

%20 altında krom içeren ferritik çeliklerde sigma fazı kırılđanlıđı oluşması beklenmemesine rağmen kaynak esnasında oluşabilir. Alaşım elementlerinin katılaşma

yapılarına bağlıdır. Bu elementler zararlı intermetalik fazlar oluşturabilirler. Bu yüzden ana metal sigma fazı kırılma hızına hassas olmasa bile bu reaksiyonlar kaynak bölgesinde oluşur (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Laves fazı kırılma hızı**

Laves fazı yüksek yüksek krom ve molibden içeren ve/veya stabilize ferritlerdir laves fazı çeşitleri kompozisyona bağlı olarak değişir ( $Fe_2Ti, Fe_2Nb, Fe_2Mo$ ). Molibden laves fazı kırılma hızı riskini artırır. Laves fazı tane sınırlarında ve dislokasyonlarda oluşur. Laves fazı iki farklı oluşma mekanizması vardır. Düşük sıcaklıkta ( $600-675\text{ }^{\circ}C$ ) dislokasyonlarda oluşmaya başlar. Yüksek sıcaklıklarda ( $750-825\text{ }^{\circ}C$ ) tane sınırlarında oluşur. Laves fazı yüksek sıcaklık dayanımını azaltır (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **$M_{23}C_6$ ( $Cr_{23}C_6$ ) karbür hassaslaşması**

Paslanmaz çeliklerin korozyon direnci çeliğin yüzeyini pasifleştiren krom oksit tabakasına borçludur. Krom oksit tabakasındaki hassaslaşma düzgün bir şekilde oluşmaz. Kromlar serbest karbonlarla birleşerek kromca zengin karbürler ( $Cr_{23}C_6$ ) tane sınırlarında çökeltiler oluşur. Pasif tabaka özellikle düşük kromlu çeliklerde kararsız olur. Bu reaksiyon olduğunda çelik tanelerarası korozyona hassaslaşır. Bu reaksiyon kromun difüzyonunun çok düşük olduğu fakat hala karbür oluşturabildiği bir sıcaklıkta ( $700^{\circ}C$  altında) oluşur. Sıcaklık  $760\text{ }^{\circ}C$  üzerine çıkıldığında kromun difüzyonu için yeterli enerjiye sahip olur ve bazı krom karbürler matriks içinde tekrar çözünür. Modern ferritlerde alaşım kontrollü olduğundan krom karbür oluşması için gerekli serbest karbon bulunmaz. Fakat bu her zaman olmaz. Alaşım elementleri eklenir. Titanyum ve niyobyum çeşitli karbonitürler oluşturmak için karbon ve azotla reaksiyona girer. Bu reaksiyon üretim prosesinde ve kaynağın katılması esnasında oluşur. Bu işleme stabilize etmek denir (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Yüksek sıcaklık kırılma hızı**

Tüm sıcaklıklarda ferrit olan orta ve yüksek kromlu ferritik paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklık kırılma hızı oluşur. Tane kabalaşması ile direkt alakalıdır. Bu olay sadece ısıtma işlemi ve kaynakta oluşabilir.

Yüksek sıcaklıkta, karbon ve azot katı çözelti içinde çözünür. Soğuma esnasında ferrit arayüz atomları karbon ve azotla hızlıca doygunlaşır. Fazla olan karbon ve azot krom ile reaksiyona girerek krom karbür veya nitür oluşturur. Bu çökeltiler tane içinde ve taneler arasında oluşur. Tane içindeki çökeltiler çeliğe sertlik ve dayanım sağlarken taneler arası çökeltiler ise çeliğin tanelerarası korozyona sebep olur. Yüksek sıcaklık kırılma hızı stabilize

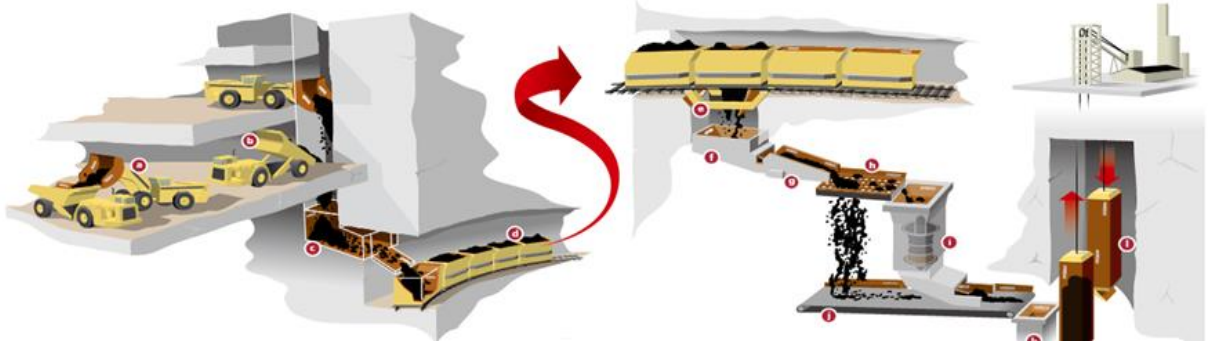
element kullanılarak azaltılabilir. Titanyum ve niyobyum nisbeten kararlı bileşik oluşturur ve fazla oksijeni ve azotu bağlar. Bu kırılabilirlik olduğunda tokluk ve sertlik 800 °C sıcaklıkta tavlansak iyileştirilir (Anttila and Heikkinen, 2014).

### **Hardox çeliği**

Hardox çeliği İsveçli firma SSAB tarafından ilk defa 1970 yılında piyasaya sürülmüştür (Aran ve Temel, 2004). Hardox çelikleri yüksek toklukları, bükülebilmeleri ve iyi kaynak edilebilmesi sayesinde yük taşıyıcı görevlerde ve yüksek aşınma direncinin olması ile aşınmanın fazla olduğu alanlarda ekipman ve makine parçalarının ömürlerini uzatmıştır. Bu çeliklerin yüksek mukavemeti, sertliği ve tokluğu su verme ve menevişlemesi sayesinde. Bu proses sayesinde alaşım elementleri asgari düzeyde tutulabilir. Bu hem malzeme hem de çevre açısından önem arz etmektedir (Bilen, 2016). Sertlik bu çelikleri aşınmaya karşı güçlü ve dirençli yaparken tokluk herhangi çatlak oluşmadan bükülebilir, şekillendirilebilir ve kaynaklanabilir özelliği sağlar. Hardox çeliği akma mukavemetinin üzerinde gerdirilirse çatlama dayanacaktır. Yerel çatlak oluşumunda ise çatlak yayılmasına karşı direnç gösterir.

Hardox çeliği standart kalitede ki çeliklere kıyasla daha hafiftir. Hardox çeliğinden üretilmiş kamyon konteyneri %10-20 arası daha fazla yük taşımaya sağlar. Neticede yollarda daha az taşıt, yakıt tasarrufu ve daha az gaz emisyonu sağlanır. Kullanım ömrünü tamamladıktan sonra yeni ve tasarruflu şekilde geri dönüştürülür.

Hardox çeliğinin kullanım alanları arasında çimento üretimi yapılan kireç ocağının yükleme ve son ürünün teslimatına kadar çimento üretiminin tüm aşamalarında kullanılır. Aşındırıcı uygulamalara örnek taşın kazılma, ezilme, elenme ve bilenme aşamaları gösterilebilir. Yeraltı madenciliğinde de Hardox çelikleri kullanılır. Kaynak özellikleri iyi olması ekipmanı yüzeye çıkarmadan yerinde tamir edilebilir üretim devamlılığını ve bakım maliyetlerini düşürür. Atıkların parçalanmasında kullanılan geri dönüşüm ekipmanlarının zorlu şartlarda üretimin devamlılığı için dayanıklı olması istenir. Hardox çelikleri, geri dönüşüm ekipmanlarının ömürlerini uzatır. Taş ocağı işletmesi ve açık ocak madenciliğinde Hardox çeliği yaygın olarak kullanılır. Ayrıca yol yapımı, ağır malzemeleri uzun mesafelere taşıyan kamyonlardan, hafriyat yaparken yoğun aşınmaya dayanan makinalara kadar bu özellikte birçok ekipmana ihtiyaç duyulmaktadır..



**Şekil 12.** Hardox çeliğinin yeraltı madenciliğinde kullanım alanları (Anonymous 2021).

SSAB firması kullanım alanlarına göre Hardox 400, Hardox 450, Hardox 500, Hardox 550, Hardox 600 ve Hardox HiTuf gibi mekanik özellikleri farklı çelikler üretmiştir.

### **Hardox 500 çeliği**

Bükülebilir, kaynaklanabilir ve yüksek düzeyde aşınmaya dayanıklı çeliktir. Hardox 500, 500 HBW nominal sertliğe sahip bir çeliktir. Daha yüksek aşınma direnci gerektiren uygulamalar için uygundur. Hardox 500, yük kapasitesini ve servis ömrünü artırırken, iyi işlenebilirlik ve tokluğu sürdürür. Ayrıca 4-13 mm kalınlığında plakanın karbon eş değeri 0.37 olarak tesbit edilmiştir.

### **Hardox çeliklerinin kaynağı**

Hardox çeliğinin kaynağında hidrojen çatlak oluşmaması için ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklığa dikkat edilirken ısı girdisi, kaynak dolgu malzemeleri, koruyucu gaz, kaynak sırası ve bağlantı arası mesafe parametrelerine dikkat edilmelidir. Hardox çeliği düşük karbon eşdeğerinden dolayı diğer yüksek dayanımlı çeliklere nazaran hidrojen çatlakına dayanıklıdır. Hidrojen çatlak oluşmaması için birinci kural; doğru ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklık uygulamak, düşük hidrojen içerikli dolgu malzemesi kullanmak, kaynak bölgesini temiz tutmaktır. Kaynak bölgesindeki gerilmeleri en aza indirmek için ikinci kural ise; gerekli olunmadığı sürece yüksek dayanımlı dolgu malzemesi kullanmamak, kaynak sırasına dikkat etmek ve kaynak bağlantı aralığı maksimum 3 mm olarak ayarlamaktır. Çeliğin alaşım elementlerine bakılarak karbon eşdeğeri hesaplanmaktadır.

Hardox çeliklerinin kaynağında östenitik paslanmaz çelik dolgu malzemesi kullanılabilir. İlk tercih olarak AWS 307, ikinci tercih olarak AWS 309 dolgu malzemeleri tercih edilir. AWS 307 sıcak çatlamaya karşı daha dirençlidir (Anonymous 2021).

## METARYAL VE YÖNTEM

### Deneyde Kullanılan Malzemeler

Deneyisel çalışmada piyasadan satın alınan 600 mm uzunluğunda 400 mm genişliğinde 10 mm et kalınlığında AISI 430 ve Hardox 500 malzeme çifti ve AWS 307 1.2 mm tel kullanılmıştır. Deneyde kullanılan AISI 430 ve Hardox 500 çeliklerinin mekanik özellikleri ve kimyasal bileşimleri Tablo 3-6'da verilmiştir. Tablo 7'de kaynak telinin kimyasal bileşimi verilmiştir.

**Tablo 3.** Hardox 500 Çeliğinin Kimyasal Bileşimi (Anonymous 2021)

Ürün kalitesi	C (max %)	Si (max %)	Mn (max %)	P (max %)	S (max %)	Cr (max %)	Ni (max %)	Mo (max %)	B (max %)
Hardox 500	0.27	0.50	1.60	0.025	0.010	1.20	0.25	0.25	0.005

**Tablo 4.** Hardox 500 Çeliğinin Mekanik Özellikleri (Anonymous 2021 ; Bensaid *et al.* 2021)

Ürün kalitesi	Sertlik(HV)	Akma dayanımı (Mpa)	Çekme dayanımı (Mpa)	Çentik darbe dayanımı	Uzama (%)
Hardox 500	525	1400	1550	37	10

**Tablo 5.** AISI 430 Çeliğinin Kimyasal Bileşimi (Alizadeh *et al.* 2014 ; Mallaiah *et al.* 2016)

Ürün kalitesi	C (max %)	Si (max %)	Mn (max %)	Al (max %)	Cr (max %)	Ni (max %)	Mo (max %)
AISI 430	0.05	0.28	0.48	0.011	16.9	0.16	0.2

**Tablo 6.** AISI 430 Çeliğinin Mekanik Özellikleri (Alizadeh *et al.* 2014 ; Mallaiah *et al.* 2016 ; Calıgulu *et al.* 2012)

Ürün kalitesi	Sertlik(HV)	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Çentik darbe dayanımı	Uzama (%)
AISI 430	172	318	490	22	18

**Tablo 7.** AWS 307 Kaynak Telinin Kimyasal Bileşimi

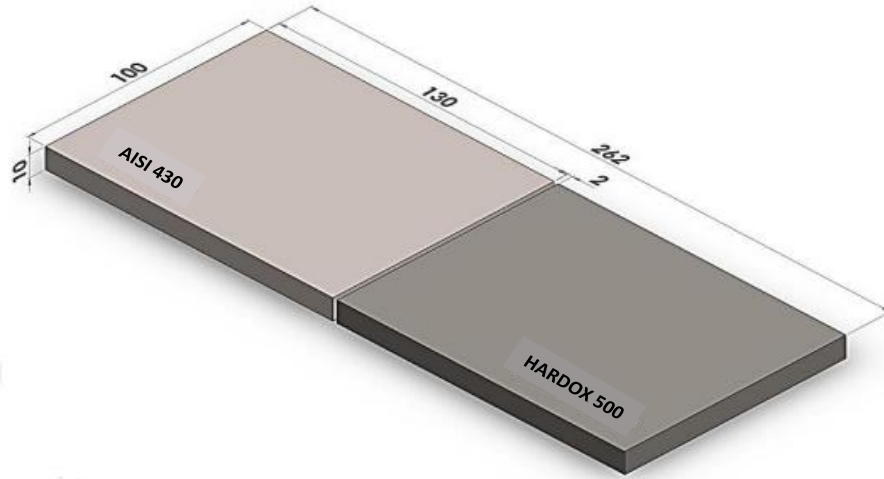
Ürün kalitesi	C (max %)	Si (max %)	Mn (max %)	Cr (max %)	Ni (max %)
AWS 307	0.08	1.45	6.62	19.10	9.03

### CMT kaynağından önce deney numunelerinin hazırlanması

Kaynak numuneleri kaynak işleminden önce 10 mm kalınlıktaki parçalar 130 x 100 mm boyutlarında olacak şekilde OPTIMUM marka metal kesici şerit testerede (Şekil 13) ve Şekil 14'deki ölçülerde kesilmiştir. Daha sonra "V" şeklinde kaynak ağızı açılmış ve numuneler arasında 2 mm boşluk kalacak şekilde puntalanmıştır.



Şekil 13. Tel erozyon kesme makinesi



Şekil 14. Kaynaklı birleştirme şematik gösterimi

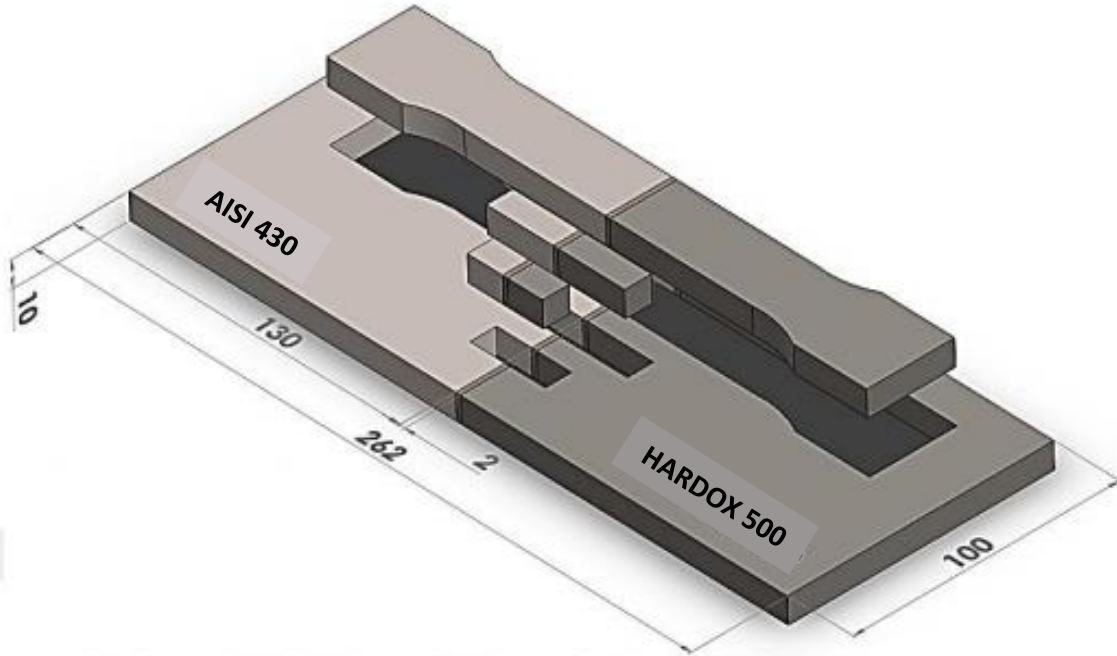
### CMT kaynak işlemi

10 mm'lik parçaların kaynaklı birleştirmeleri Fronius İst. El. Tic. ve Ser. Ltd. Şti.'de "Fronius-Tps500i" marka kaynak makinası ( Şekil 15) ile robotik olarak CMT yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemlerinde AWS 307 1.2 mm tel kullanılarak 6 pasoda kaynak gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 15.** Robotik CMT kaynak makinası

Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra Şekil 16'daki gibi kaynaklı numuneden deney numuneleri metal kesici tel testere ile çıkarılmıştır.

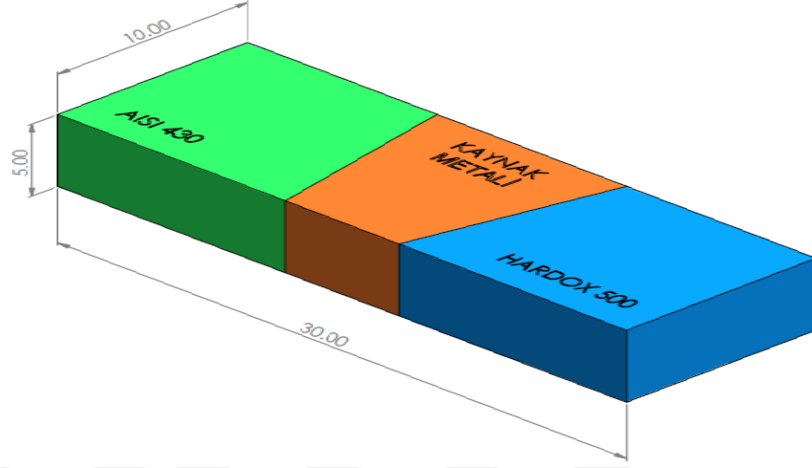


**Şekil 16.** Kaynaklı birleştirilmiş deney numunelerinin çıkarılması

#### **Metalografik inceleme işlemi**

Kaynaklı birleştirmeden sonra numunelerin (Şekil 17) yüzeyleri laboratuvarında zımpara ve parlatma makinasında (Şekil 19) Tablo 8'de verilen parametreler ile zımparalanmış ve parlatılmış, daha sonra bu numuneler etil alkol (etanol  $C_2H_5OH$ ) içerisine 4 - 6 dakika

daldırılarak parlatma sırasında oluşan empüritelere arındırılmıştır. Numuneler kaynak işlemi sırasında oluşan mikroyapısal farklılıkları tespit edebilmek amacıyla HARDOX 500 numune tarafı %98 etil alkol ve %2 nitrik asit ile dağlama işlemine tabi tutulmuştur. AISI 430 numunesi de Şekil 16’da verilen elektrolitik dağlama cihazında %49 etil alkol, %49 hidroklorikasit ve %2 nitrik asit içerisinde 12V gerilimde dağlama ünitesi (Şekil 18) ile dağlanmıştır.



Şekil 17. Metalografik inceleme numunesi



Şekil 18. Elektrolitik dağlama ünitesi



**Şekil 19.** Zımparalama ve parlatma makinası

**Tablo 8.** Zımparalama ve Parlatma İçin Kullanılan Parametreler

Zımpara ve Parlatma Makinesi Çalışma Parametreleri		
Zımpara Tane Boyutu	AISI 430	HARDOX 450
80	200 rpm	200 rpm
180	200 rpm	200 rpm
240	200 rpm	200 rpm
400	200 rpm	200 rpm
500	300 rpm	300 rpm
800	300 rpm	300 rpm
1000	300 rpm	300 rpm
1200	300 rpm	300 rpm
Parlatma Keçesi	200 rpm	200 rpm

Metalografik inceleme için elde edilen numunelerin Atatürk Ü., Müh. Fak., Metalurji ve Malzeme Müh. Böl. laboratuvarında mevcut olan ‘‘Nikon LV 150’’ marka optik mikroskopta (Şekil 20) AISI 430 ve Hardox 500 numunelerinin bir kesit yüzeyindeki ITAB tarafları ile kaynak metali ve ana metal olmak üzere farklı bölgesinden fotoğraflar alınmıştır.



**Şekil 20.** Optik mikroskop

Kaynaklı birleştirmelerin kaynak ve ısının tesiri altında kalan bölgelerin SEM analizleri E.T.Ü.-YÜTAM Laboratuvarında QUANTA – FEG 250 marka SEM cihazı ( Şekil 21) ile yapılmıştır.



**Şekil 21.** Taramalı elektron mikroskobu

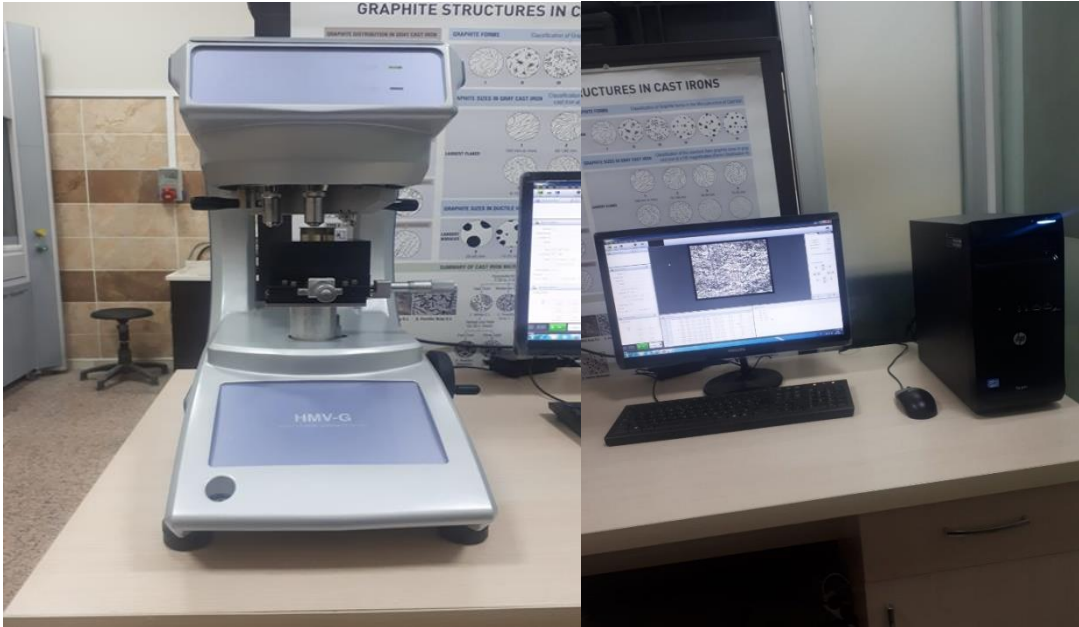
Kaynak işlemi sonrası kaynak birleşim bölgesiyle ITAB'da oluşan faz değişiklikleri ve bileşikler  $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$  dalga boyunda Cu-K $\alpha$  ışın kaynağı uygulanarak E.T.Ü.-YÜTAM Laboratuvarında bulunan GNR-Explorer XRD cihazı (Şekil 22) ile bulunmuştur.



Şekil 22. XRD cihazı

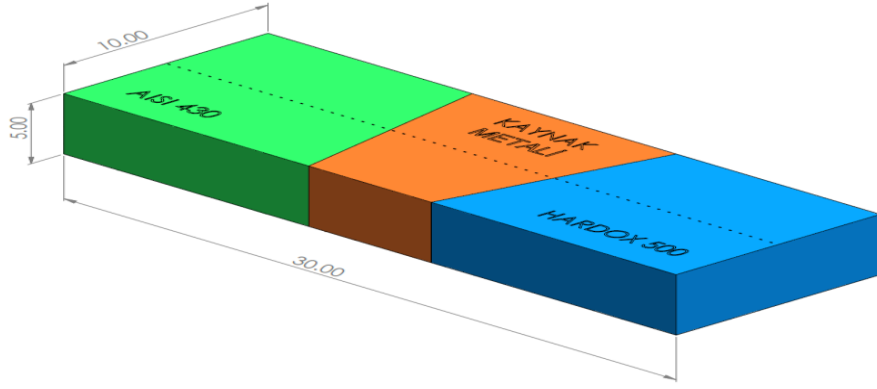
### Mikrosertlik ölçümleri

Kaynaklı bağlantılarda kaynak sonucu meydana gelen ısıl dönüşümler nedeniyle kaynak metali ve ısının tesiri altında kalan bölgelerdeki sertliklerde oluşan değişikliklerin incelenmesi için önce (daha iyi ölçüm alabilmek amacıyla) bakalit içine alınan numuneler (Şekil 26) daha sonra Atatürk Üni., Müh. Fak., Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümü laboratuvarında “SHIMADZU HMV-G” marka mikrosertlik cihazı (Şekil 23) ile 100 gr’lık yükte 0.5 mm aralıklarda belirlenmiştir.

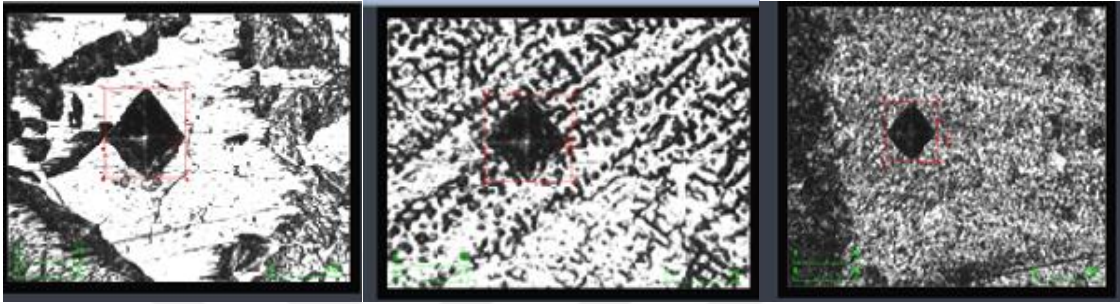


Şekil 23. Mikrosertlik ölçüm cihazı

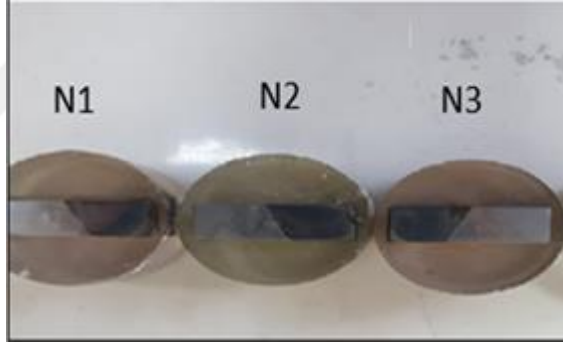
Bu ölçümlerde her numunenin bir yüzeyinden ölçüm alınarak mikrosertlikler Şekil 24’te gösterildiği gibi ölçülmüş ve Şekil 25’te gösterildiği gibi mikrosertlik ölçüm cihazı görüntüsü alınmıştır.



Şekil 24. Mikrosertlik numunesi üzerindeki sertlik ölçüm noktaları



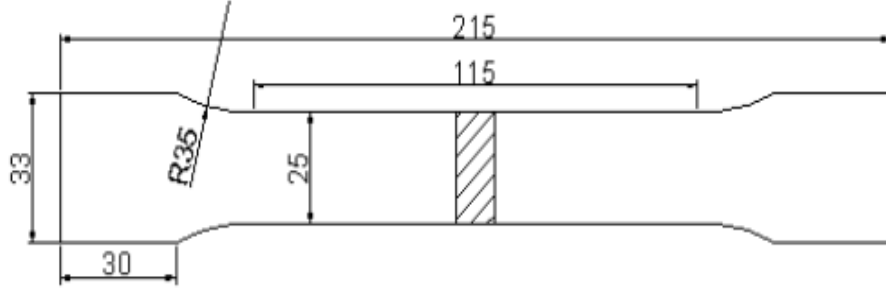
Şekil 25. Mikrosertlik ölçüm görüntüleri



Şekil 26. Bakalite alınmış numunelerin görüntüsü

### Çekme testi ölçümleri

Kaynaklı birleştirmelerin azami yük taşıma kapasitelerinin tespiti amacıyla her kaynaklı birleştirme bölgesinden OPTIMUM marka metal kesici şerit testere (Şekil 13) kullanılarak TSE 138 standardına uygun olarak çekme test numunesi çıkarılmıştır (Şekil 27). Çekme deneyleri, Atatürk Üni. Malzeme laboratuvarında 100 KN çekme kapasiteli “SHIMADZU” marka hidrolik çekme cihazında (Şekil 28) 25°C (oda sıcaklığında) gerçekleştirilmiştir.



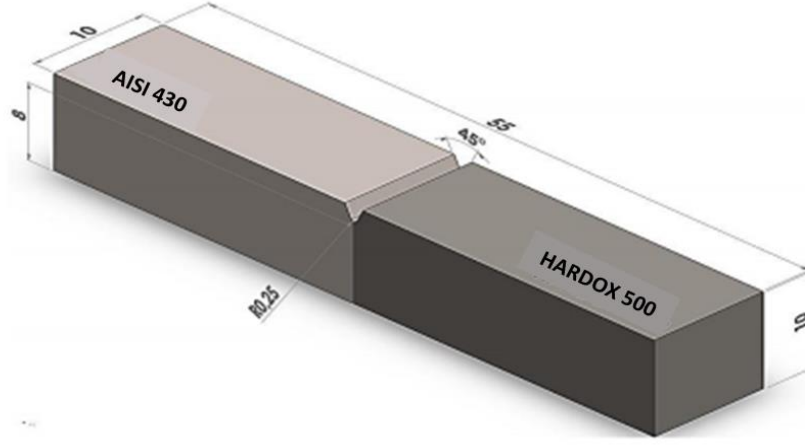
**Şekil 27.** TSE 138 standardına uygun hazırlanmış çekme numunesi



**Şekil 28.** Çekme cihazı

### **Darbe deneyi ölçümleri**

Kaynaklı bağlantıların kırılma enerjisi Erzurum Teknik Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi laboratuvarında “Yılmaz Redüktör ” marka darbe deneyi makinesinde (Şekil 30) 300 J'lük çekiç kullanarak kırma işlemi yapılmıştır. Numune boyutları TSE 269 standartına göre (Şekil 29) hazırlanmıştır.



Şekil 29. Çentik darbe deney numunesi



Şekil 30. Çentik darbe cihazı

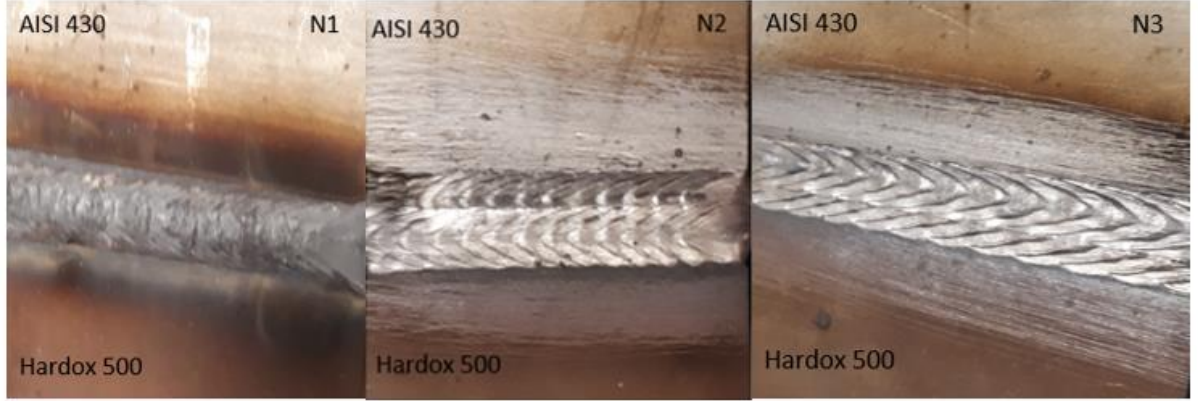
### **Kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi**

Kaynak işlemi sonrasında numunelerden kesilerek hazırlanan çekme numuneleri ile darbe deneyi sonrasında numunelerin kırık yüzeylerinin morfolojisi E.T.Ü.-YÜTAM Laboratuvarında bulunan “QUANTA – FEG 250” marka SEM ile enerji dağılım spektroskopisi tespit edilmiştir.

## ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

### Deney Makro Yapılarının İncelenmesi

Deneyde numuneler CMT yöntemi ile 0 derece torç açısı, 45cm/dk ilerleme hızı, Arco 2.5 gaz, 5.4 cm/dk tel sürme hızı parametreleri ve 1.2 mm kalınlığında AWS - 307 kaynak teli kullanılarak robotik olarak kaynak edilmiştir. Kaynak işlemi 1 kök paso, 3 dolgu, 2 bindirme işlemi uygulanmıştır. N1 numunesi 120 A akımda, N2 numunesi 130 A akımda N3 numunesi 140 A akımda kaynak yapılmıştır. N3 numunesinin kaynak dikişi genişliği N2 ve N1 numunesinden daha geniş olduğu tespit edilmiştir. Akım arttıkça kaynak dikişi genişliğinin arttığı makro görüntülerde tespit edilmiştir (Şekil 31).



Şekil 31. Kaynaklanmış metal çiftinin makro yapılarının görüntüsü

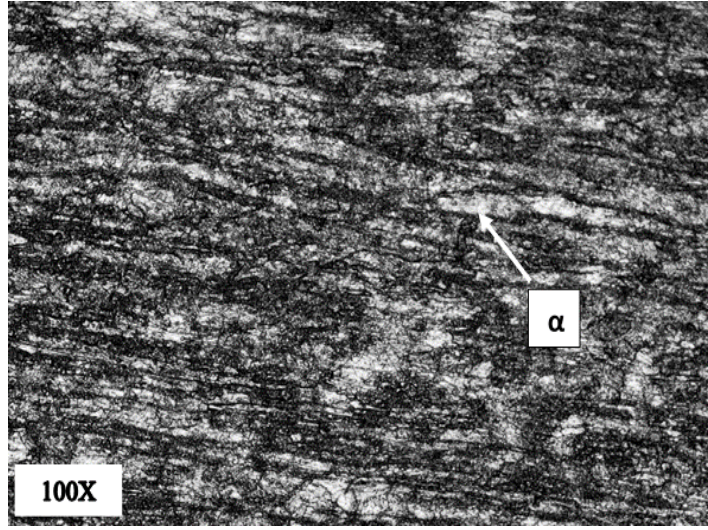
N1, N2 ve N3 numunelerinin kesit görüntüleri Şekil 32'de verilmiştir. Her üç numunede tam nüfuziyet sağlanmış ve "V" şeklinde kaynak dikişi oluşmuştur.



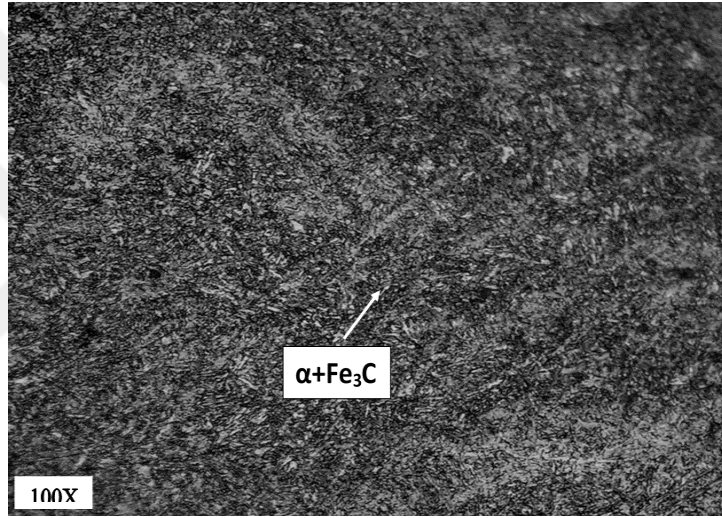
Şekil 32. N1, N2 ve N3 numunelerinin arakesit alınmış makroyapı görüntüleri

### Kaynakların Mikroyapısının İncelenmesi

Kaynak öncesi Hardox 500 ve AISI 430 çeliklerinin mikro yapıları incelenmiştir. Hardox 500 çeliğinin yapısı perlit ( $\alpha+Fe_3C$ ) (Şekil 33), AISI 430 çeliği ferrit ( $\alpha$ ) fazından (Şekil 34) oluştuğu görülmüştür. AISI 430 çeliğinde beyaz fazlar Ferrit ( $\alpha$ ) koyu gözüken tekstürlerden oluşmaktadır.



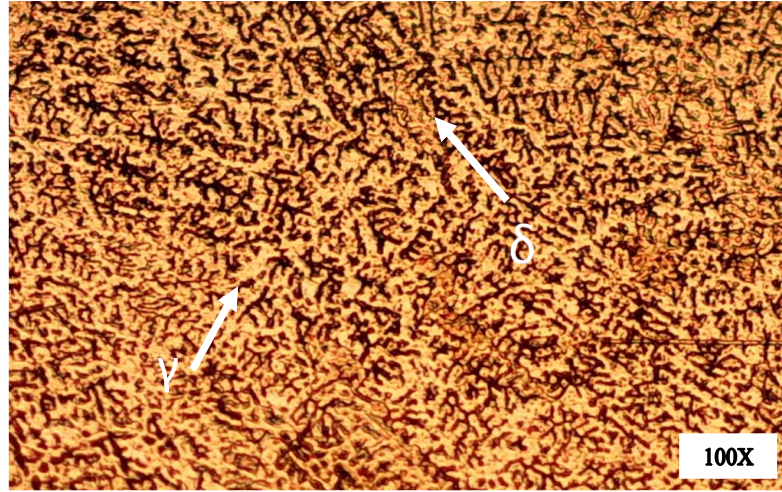
Şekil 33. AISI 430 malzemesi kaynak öncesi mikroyapısı



Şekil 34. Hardox 500 malzemesi kaynak öncesi mikroyapısı

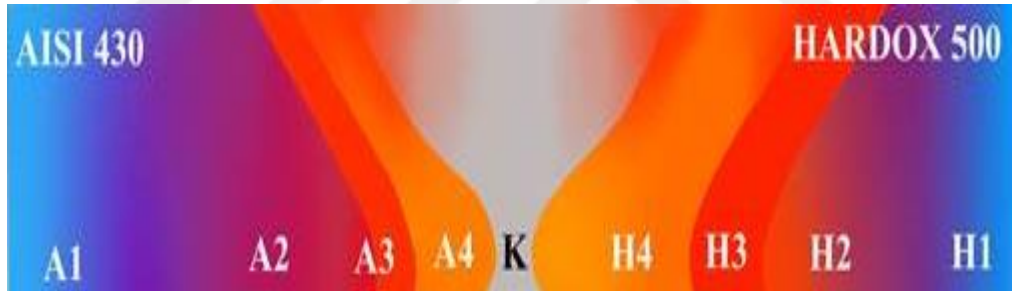
Şekil 35'te AISI 430 ve Hardox 500 çeliğinin CMT kaynağı sonucunda oluşan kaynak metali mikroyapısı verilmiştir. Kaynak bölgesinde dentritik bir yapı elde edilmiştir. Kaynak yapısının östenit ( $\gamma$ ) ve delta ferritlerden ( $\delta$ ) oluştuğu görülmüştür. Metal içerisinde impürileri absorbe ettiği için delta ferritlerin belirli oranda olmasının mekanik özellikleri iyileştirdiği bildirilmiştir (Singh, 2020).

Yapılan benzer çalışmalarda CMT kaynak yöntemi yapılan birleştirmelerde kaynak bölgesinde daha düşük ısı girdisi ve daha yüksek soğuma oranları ve daha ince tanelerin oluştuğu ortaya konmuştur (Nagasai *et al.* 2022).



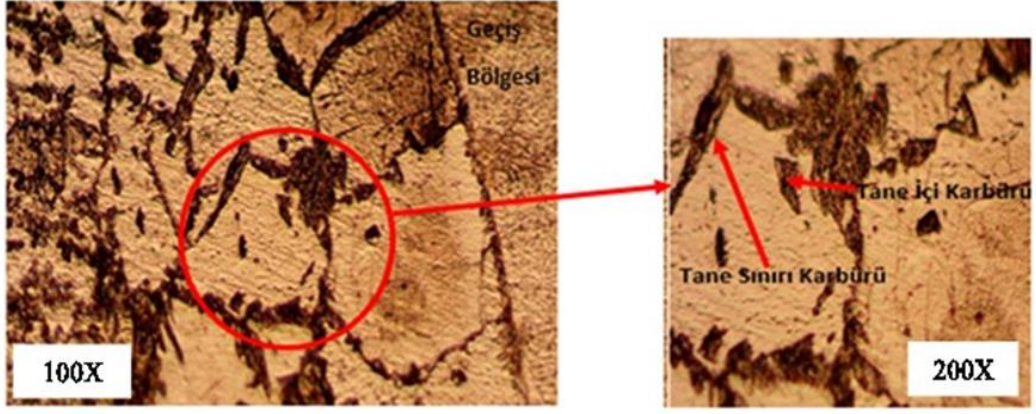
**Şekil 35.** Kaynak metalinin mikroyapısının görüntüsü

Kaynak esnasında oluşan ısının termal iletkenliği yüksek olan metale doğru yöneleceği bilinmektedir (Reddy and Ramana, 2012). AISI 430 metalinin ısı iletkenliği Hardox 500'den düşük olduğundan ITAB bölgesi daha dardır ve A4'te kaba taneler, A3 daha ince taneler, A2 kısmen dönüşmüş bölge, A1 ısı olarak etkilenmemiş bölgeler ; Hardox 500 metalinin H4 yüksek sıcaklık, H3 orta sıcaklık, H2 düşük sıcaklık, ısı olarak etkilenmemiş bölgesi H1 olarak Şekil 36'da gösterilmiştir.



**Şekil 36.** AISI 430 ve HARDOX 500 çelikleri ısının tesiri altında kalmış bölgeler

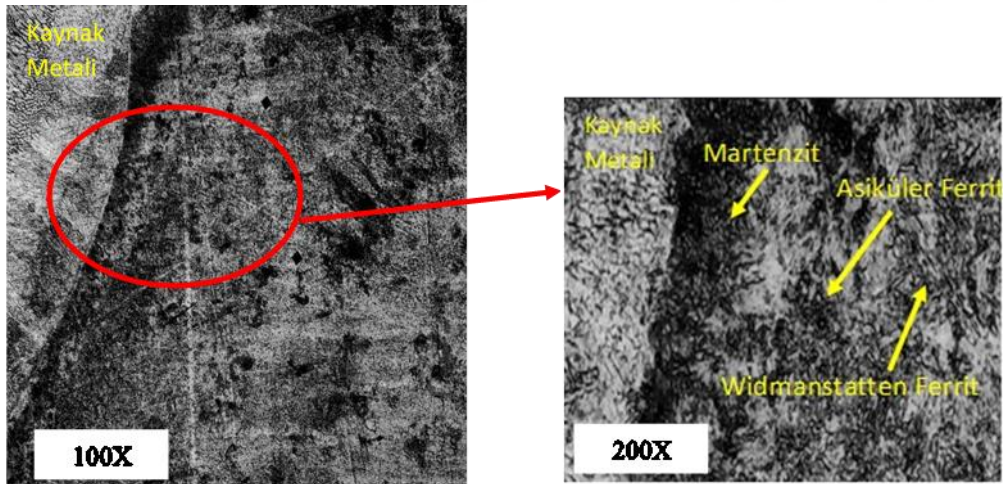
Şekil 37'deki mikroyapıda AISI 430 numunesinin kaynak metalinin hemen yanında oluşan kaba tanelerin olduğu ITAB bölgesi gösterilmiştir. Büyütülmüş Mikroyapı fotoğrafında tane sınırı karbürü ve tane içi karbürü gösterilmiştir. İncelenen optik görüntülerde artan akım şiddeti ile beraber soğuma hızının artması iğnemsiliği artan çita tipi karbürler tane içinde biberimsi karbürler ve tane sınırı karbürleri tesbit edilmiştir. ITAB bölgesinde Kaynak işlemi esnasında kaba tanelerin oluşması normal bir durumdur (Teker ve Gençdoğan, 2020).



**Şekil 37.** AISI 430 ITAB mikroyapı görüntüsü

Şekil 38’de Hardox 500 numunesinin mikroyapısına bakıldığında AISI 430’a göre daha geniş bir ITAB bölgesi ve soğuma hızı ile martenzit oluştuğu görülmektedir (Erdoğan, 2000).

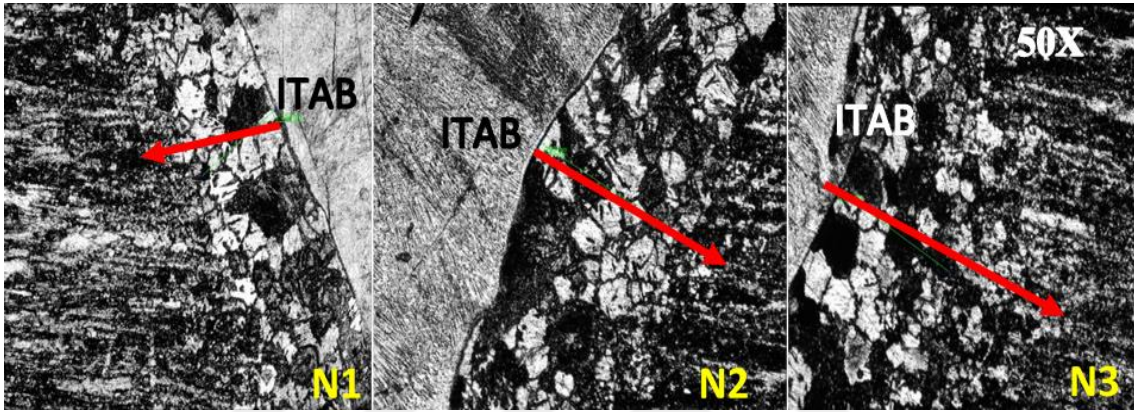
ITAB bölgesinde kaynak esnasında oluşan ısıl girdiler nedeniyle asiküler ferrit ve widmanstatten ferrit görülebilmektedir. Artan akım ile birlikte artan soğuma hızı neden N3 numunesinin mikroyapısında N1 numunesinin mikroyapısına kıyasla kısmen daha fazla asiküler ferrit oluştuğu açıklanabilir. Artan soğuma hızı ile birlikte yapı içerisinde çita tipi martenzitik yapı görülmüştür (Teker ve Gençdoğan, 2020). Isı tesiri altında kalan bölgede (ITAB) artan akımla birlikte artan ısıl girdiler daha iğnemsiz martenzit oluştuğu görülmüştür.



**Şekil 38.** Hardox 500 ITAB mikroyapı görüntüsü

Kaynak edilen numunelerin farklı amperlerde (A) fakat diğer parametreleri sabit tutularak birleştirilen çelik çiftinin optik görüntüleri Şekil 40 - 42’de SEM görüntüleri Şekil 43 - 45’de kaynak metali – ITAB denk gelecek şekilde verilmiştir. Numuneler N1 - N3 şeklinde sıralanmış ve isimlendirilmiştir. Optik mikroskopta numunelerin AISI 430 tarafı AISI 430 - ITAB olarak, Hardox 500 tarafı ise Hardox 500 - ITAB olarak isimlendirilmiştir.

N1, N2 ve N3 numunelerinin AISI 430 çeliği tarafı incelendiğinde (Şekil 39), N1 numunesinin ITAB bölgesindeki kaba taneli bölgesi daha dar olduğu, akım arttıkça kaba taneli bölgenin daha da genişlediği mikro görüntülerde görülmüştür. Ortalama N1 ve N3 numunelerinin ITAB bölgeleri kıyaslandığında belirgin bir fark oluşmuştur. N3 numunesinin ITAB bölgesi N1 numunesinin ITAB bölgesinden % 44 daha geniş olduğu ölçülmüştür. N2 numunesinin ITAB bölgesi N1 numunesinin ITAB bölgesinden %29 daha geniş olduğu olduğu ölçülmüştür. Aynı bölgelerde akım artışı ile doğru orantılı nispi olarak tanelerin kabalaştığı tespit edilmiştir.



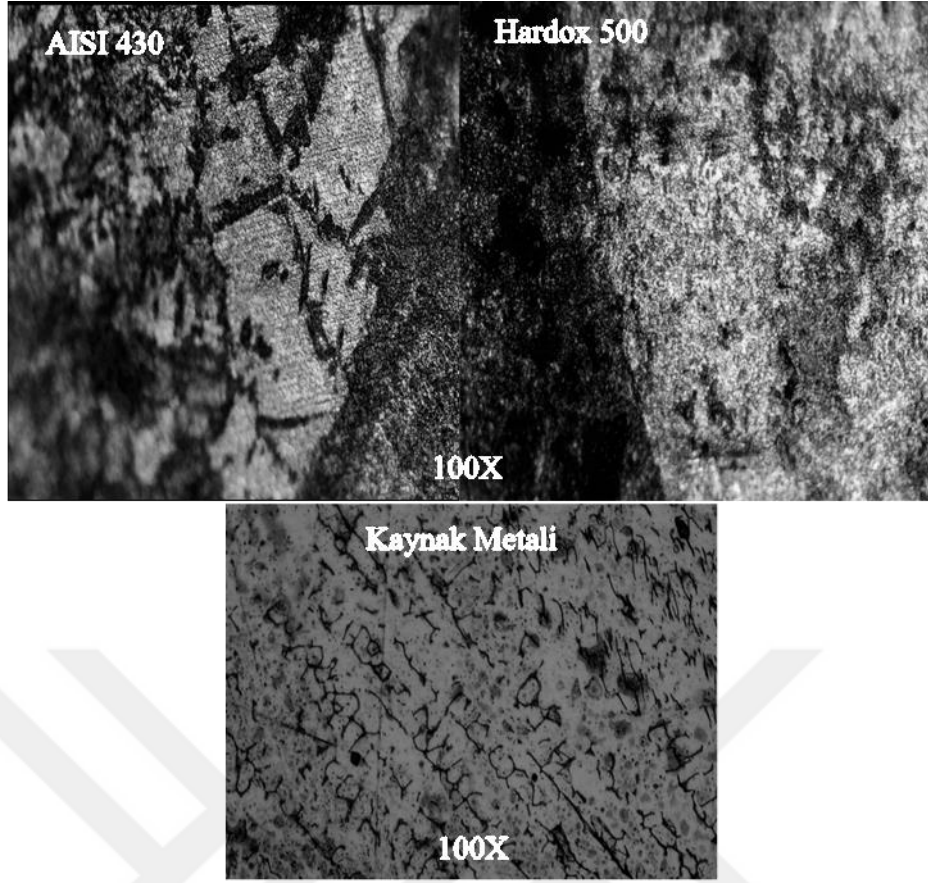
Şekil 39. N1, N2, N3 numunelerinin AISI 430 - ITAB genişliklerinin optik görüntüsü

Soğuk metal transfer kaynağının (CMT), geleneksel gaz metal ark kaynağı (GMAW)'na göre daha daha ince taneler ve daha fazla ferrit içerdiği bildirmiştir ( Nagasai *et al.* 2022).

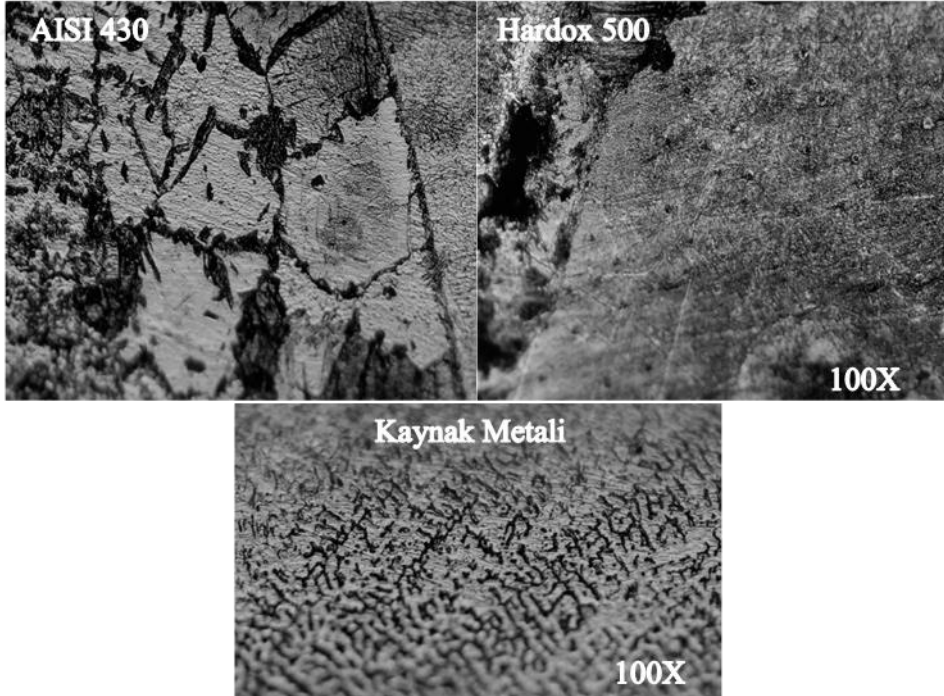
AISI 430 - ITAB bölgesinde tane içinde biberimsi karbürler oluştuğu bu soğuma anında oluşan karbürlerden oluşur (Ramkumar *et al.* 2015).

Kaynak metalinin mikroyapısında artan akım, soğuma hızını artırarak daha kaba dentritik bir yapı oluşmuştur.

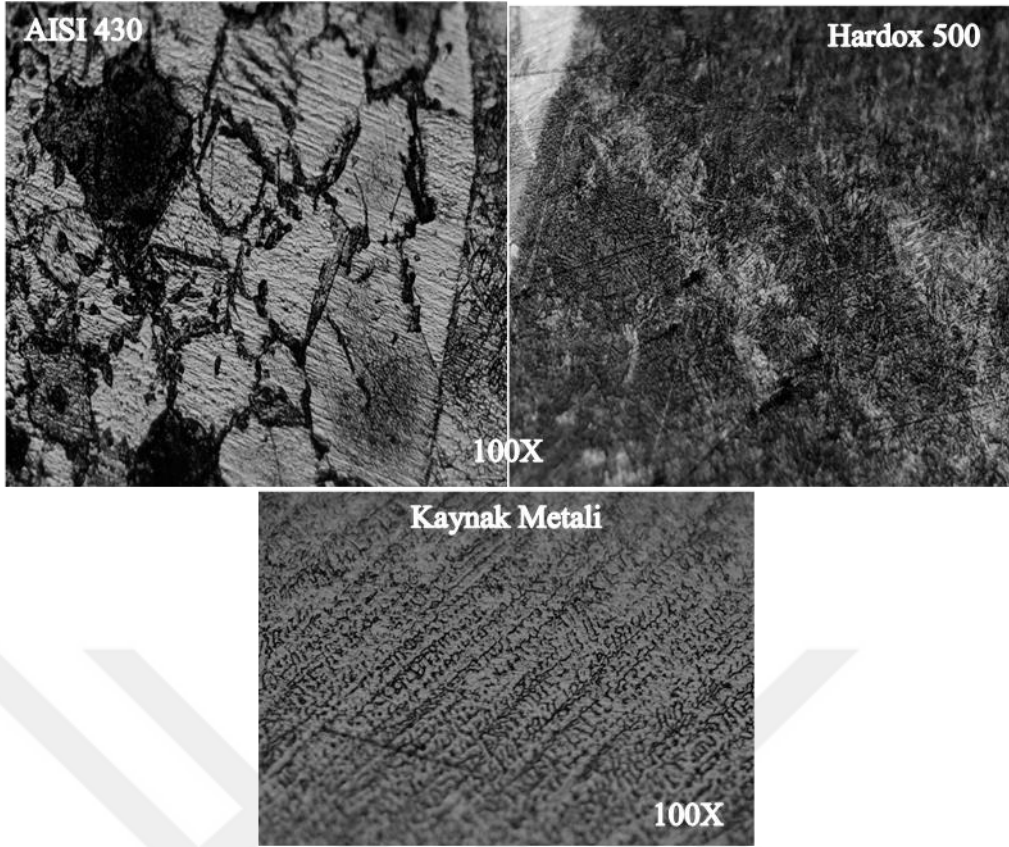
Bütün kaynaklı birleştirmelerde herhangi bir çatlak görülmemiştir.



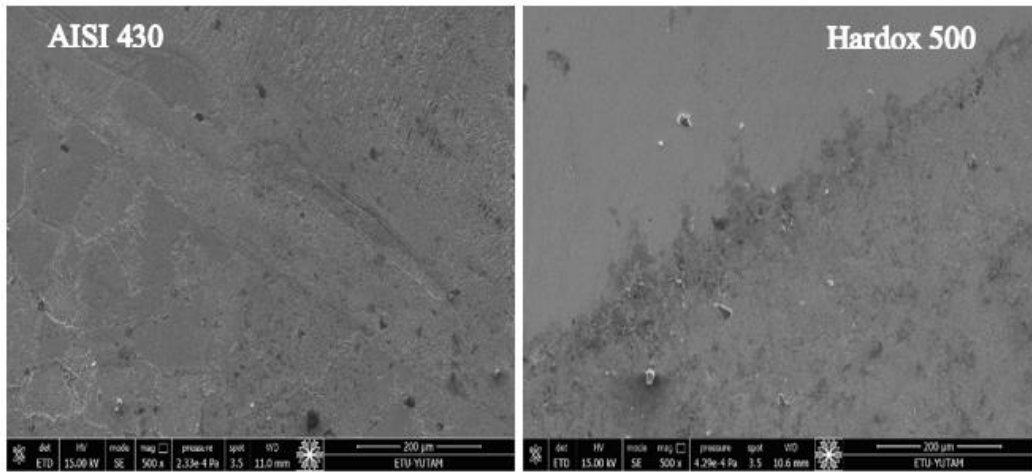
Şekil 40. N1 numunesi optik mikroyapısı



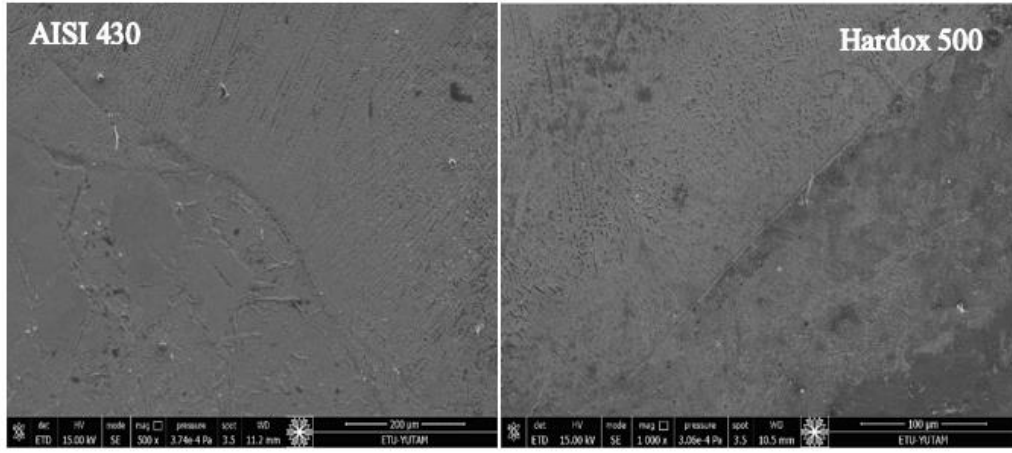
Şekil 41. N2 numunesi optik mikroyapısı



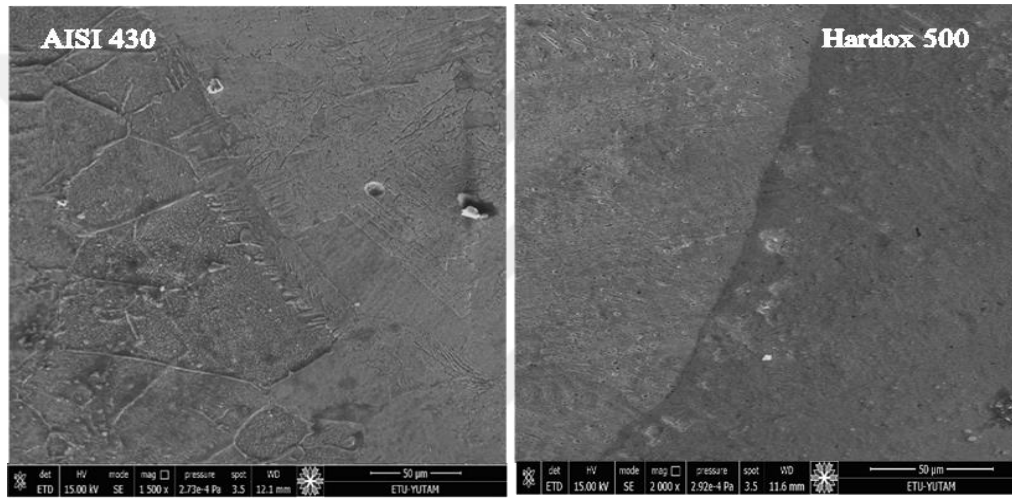
Şekil 42. N3 numunesi optik mikroyapısı



Şekil 43. N1 numunesi SEM mikroyapısı



Şekil 44. N2 numunesi SEM mikroyapısı



Şekil 45. N3 numunesi SEM mikroyapısı

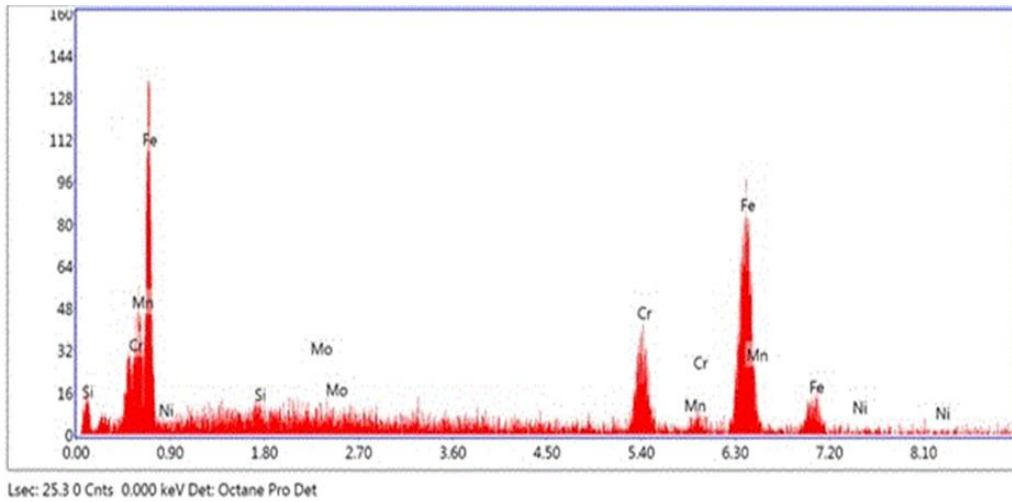
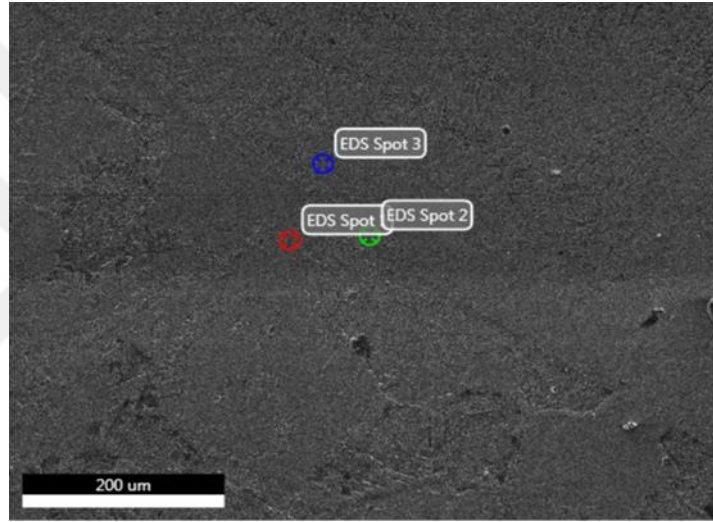
### Energy dispersive spectroscopy (EDS) analiz sonuçları

Her numunenin bir yüzünün alt ve üst bölgelerinden olacak şekilde farklı noktalardan ölçümler alınmıştır. N1, N2, N3, numunelerin EDS sonuçları Şekil 46 - 82'de verilmiştir. Ayrıca % atom ağırlıkları Tablo 9 - 45 arasında verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde kaynak metal ve ana metalde demir (Fe), krom (Cr), mangan (Mn), nikel (Ni), molibden (Mo), karbon (C) ve silisyum (Si) elementleri görülmektedir. En fazla demir (Fe) atomu N1 numunesi Hardox 500 üst bölgesi 3. Noktasında %89.90 olduğu görülmüştür. Krom (Cr) oranı en fazla N3 numunesi AISI 430 üst bölge 5. Noktasında % 22.82 olarak tespit edilmiştir. En düşük karbon (C) oranı % 1.24 ile N1 numunesi AISI 430 alt bölge 3. noktasında ölçülmüşken en fazla karbon oranı N3 numunesi Hardox 500 üst bölge 2. noktasında % 14.72 olarak tespit edilmiştir. Mangan (Mn) en yüksek N3 numunesi Hardox 500 üst bölge 3. noktasında %20.54 olarak ölçülmüştür. Kullanılan telin içeriğinden dolayı en fazla nikel (Ni) kaynak metalinde %8.02 ile N3 numunesi AISI 430 üst bölge 3. noktasında tespit edilmiştir. Numunelerin ITAB

bölgeleri kıyaslandığında AISI 430 - ITAB bölgesinde en yüksek nikel (Ni) N3 numunesi AISI 430 alt bölgesinde 1. nokta %1.59, en düşük N1 numunesi AISI 430 üst bölgesinde 3. Noktasında % 0.68 olarak ölçülmüştür. Hardox 500 – ITAB bölgesi incelendiğinde en yüksek nikel (Ni) N2 numunesi Hardox 500 alt bölge 3. Noktasında %0,92, en düşük N1 numunesi Hardox 500 alt bölge 3. Noktasında %0.42 olarak tespit edilmiştir.

Kıyaslama açısından kaynak metalinde bulunan elementlerin neden AISI 430 – ITAB’ında Hardox 500 – ITAB’ından daha fazla bulunması atom yoğunluğu ile açıklanabilir. Atomlar yüksek atom yoğunluğundan düşük atom yoğunluğuna geçtiği bilinir (Teker ve Gençdoğan, 2020).

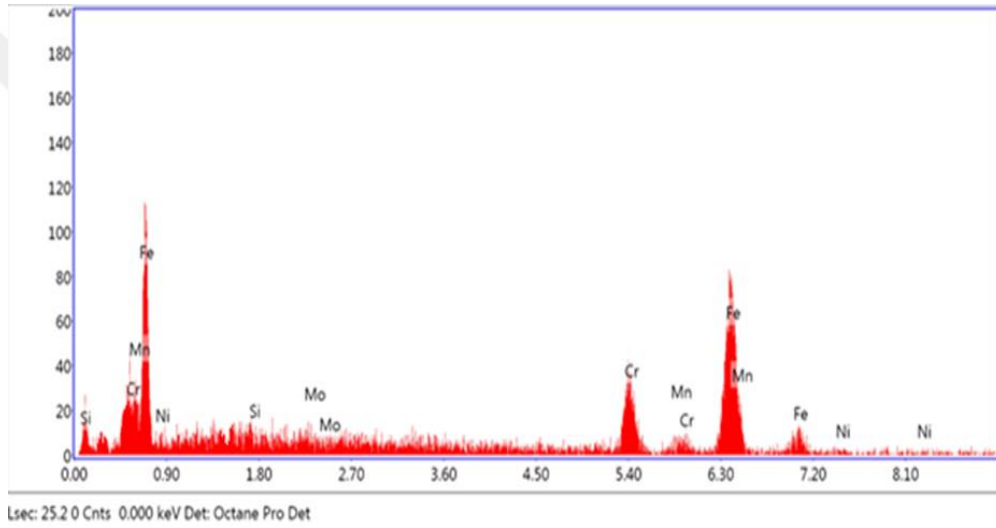
Akım arttıkça elementlerin bölgeler arası geçişleri arttığı gözlemlenmiştir.



**Şekil 46.** N1 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 9.** N1 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

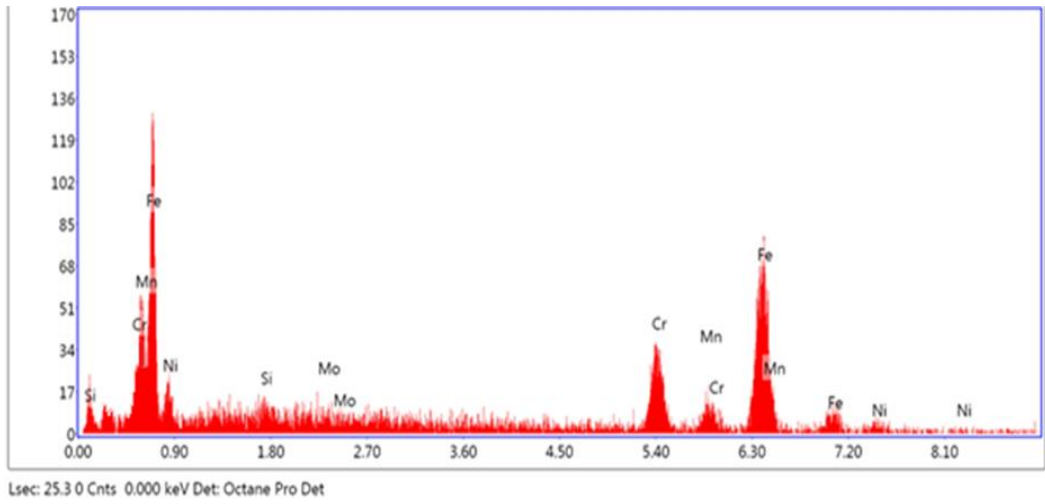
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	77,82
Si	0,41
Mo	0,16
Cr	17,78
Mn	0,77
C	2,34
Ni	0,72
Toplam	100



**Şekil 47.** N1 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

**Tablo 10.** N1 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

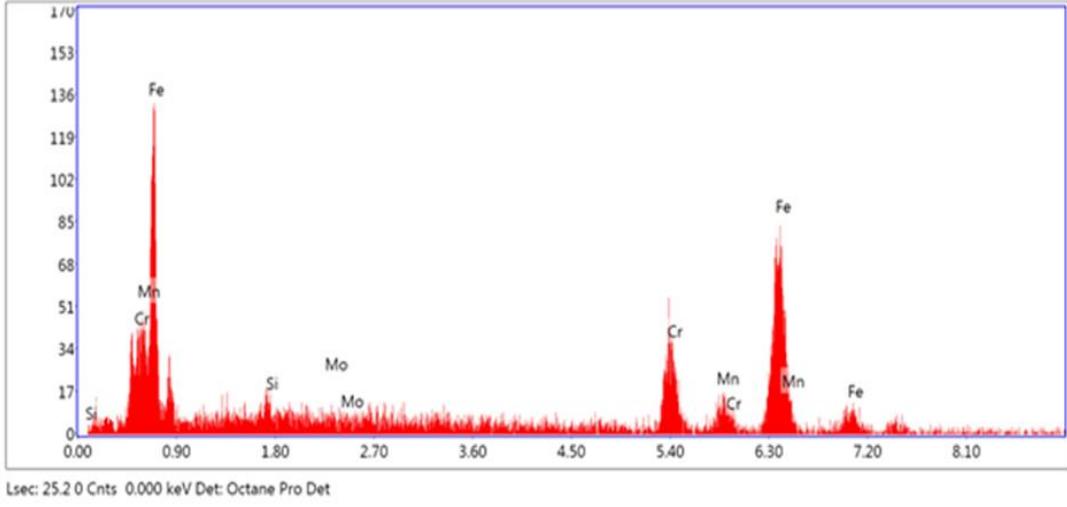
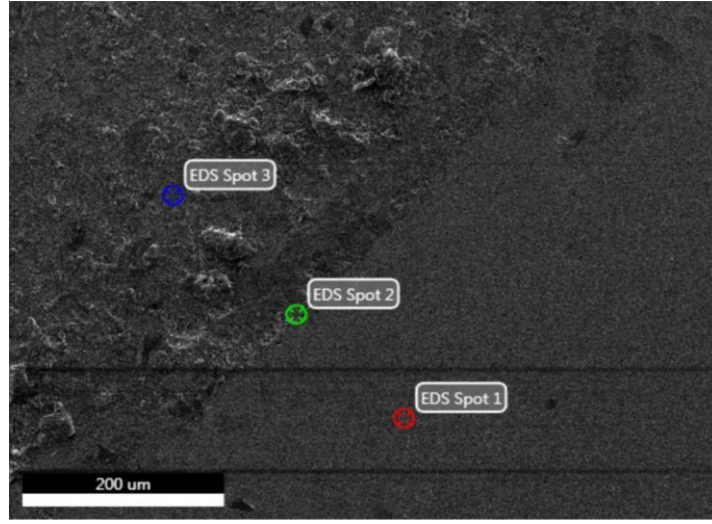
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	72,18
Si	0,98
Mo	0,37
Cr	18,09
Mn	3,47
C	2,48
Ni	2,43
Toplam	100



**Şekil 48.** N1 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 11.** N1 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

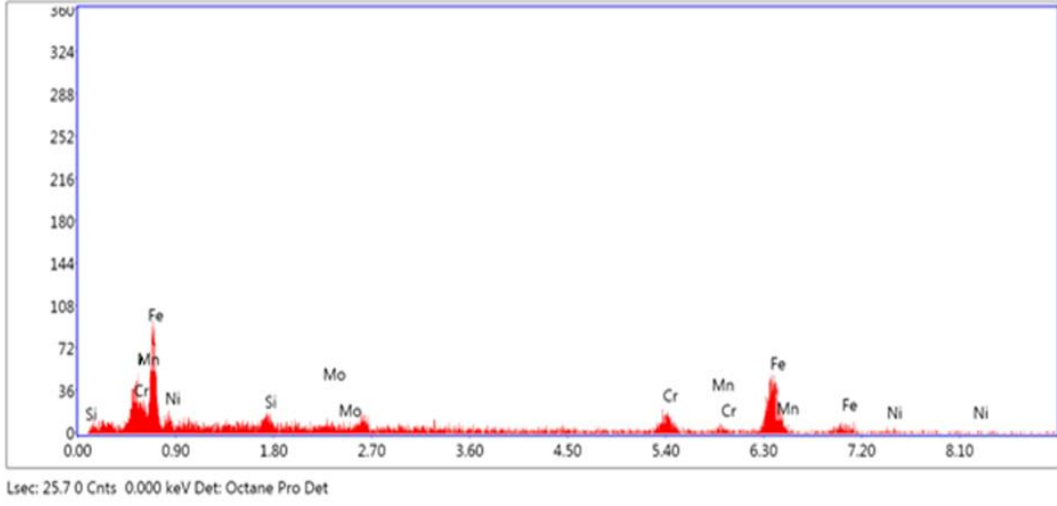
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	69.14
Si	0,97
Mo	0,16
Cr	18,80
Mn	4,89
C	1,24
Ni	4,80
Toplam	100



Şekil 49. N1 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

Tablo 12. N1 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

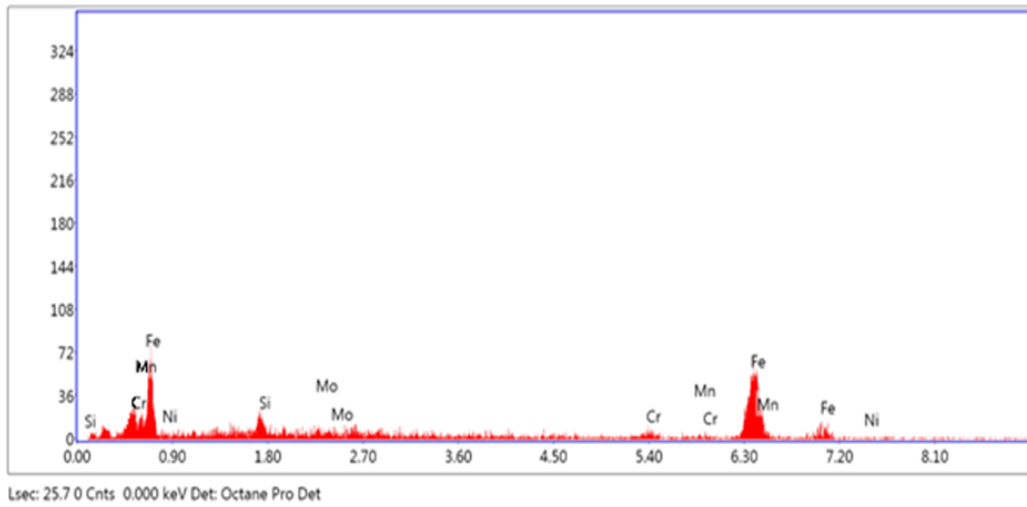
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	64.58
Si	0.61
Mo	0.13
Cr	16.47
Mn	5.48
C	5.98
Ni	6.75
Toplam	100



Şekil 50. N1 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

Tablo 13. N1 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

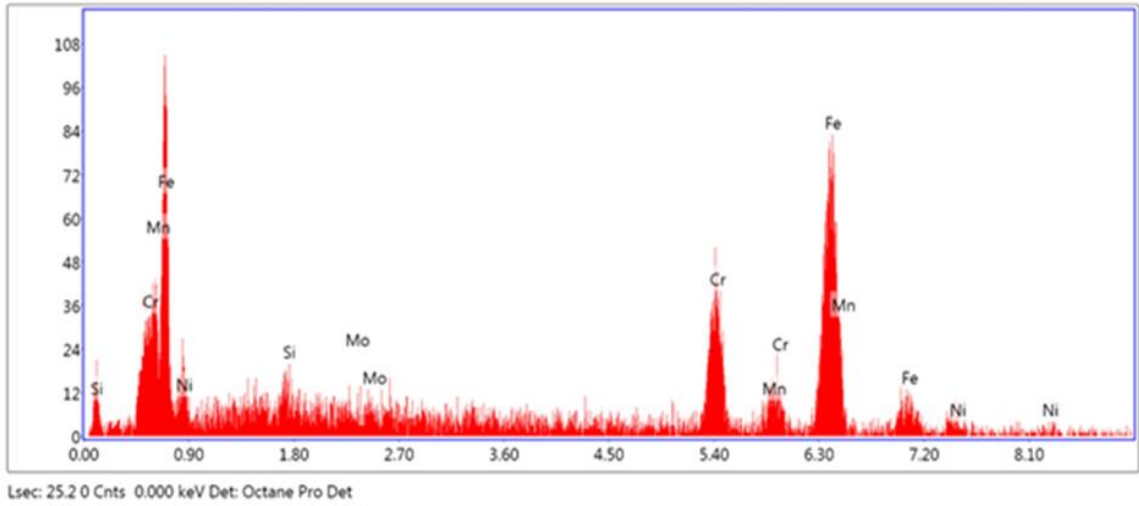
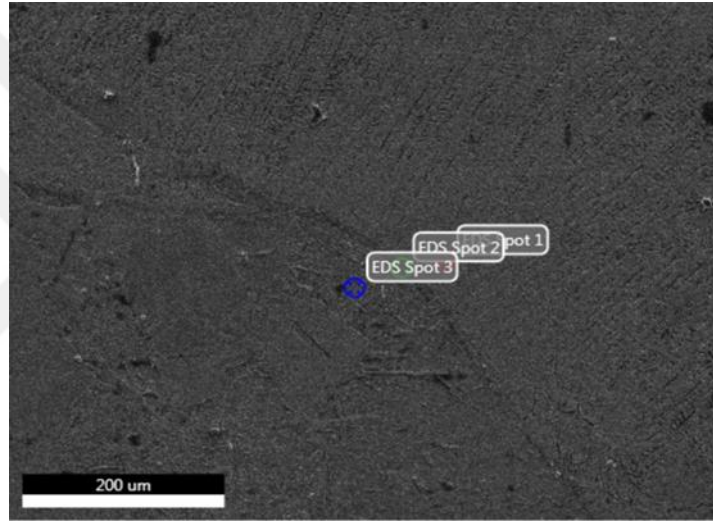
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	80.48
Si	0.44
Mo	0.09
Cr	4.09
Mn	1.49
C	8.98
Ni	2.43
Toplam	100



Şekil 51. N1 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 14.** N1 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

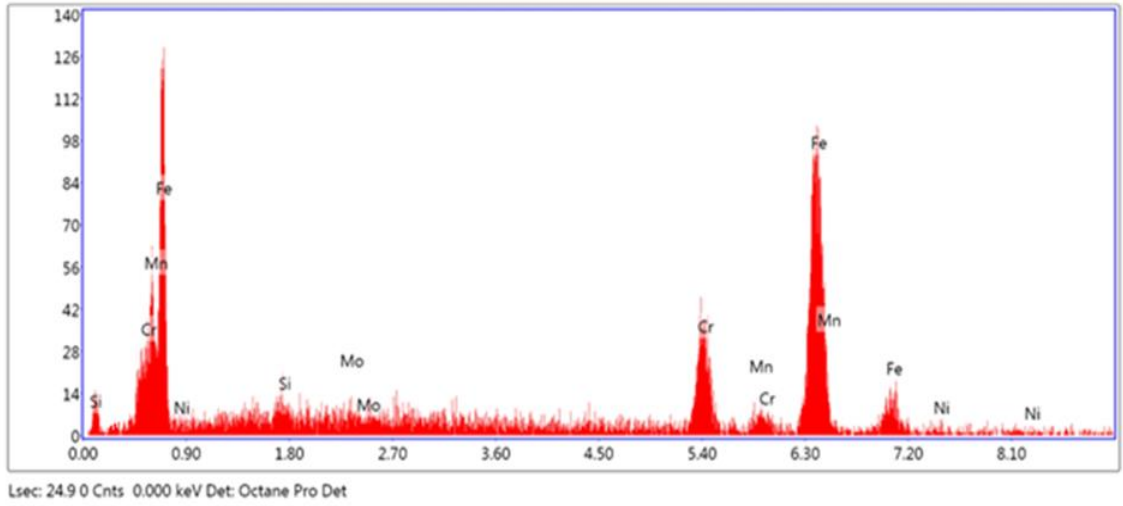
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	89.21
Si	1.16
Mo	0.64
Cr	1.15
Mn	0.93
C	6,48
Ni	0.43
Toplam	100



**Şekil 52.** N1 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 15.** N1 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

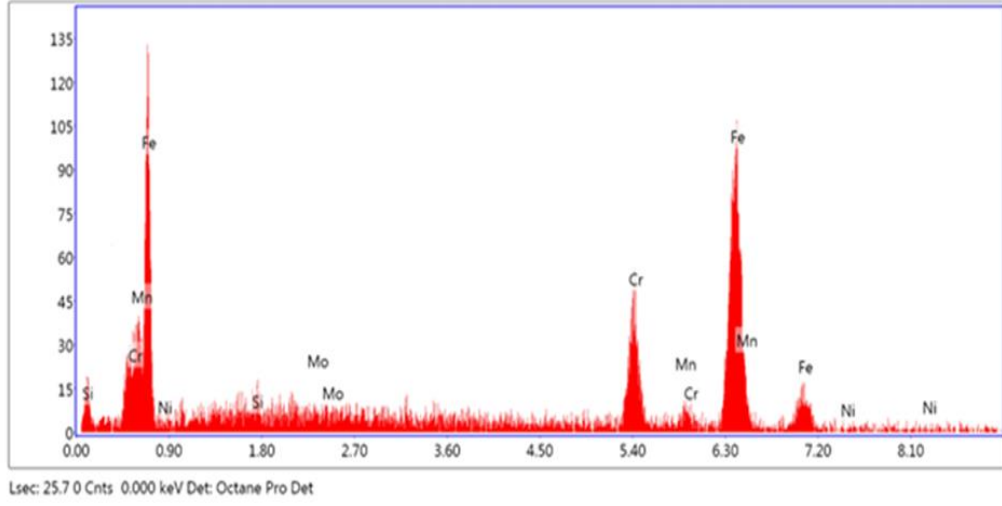
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	66.13
Si	1,68
Mo	0,11
Cr	18,53
Mn	5,65
C	2,89
Ni	5.11
Toplam	100



**Şekil 53.** N1 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

**Tablo 16.** N1 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

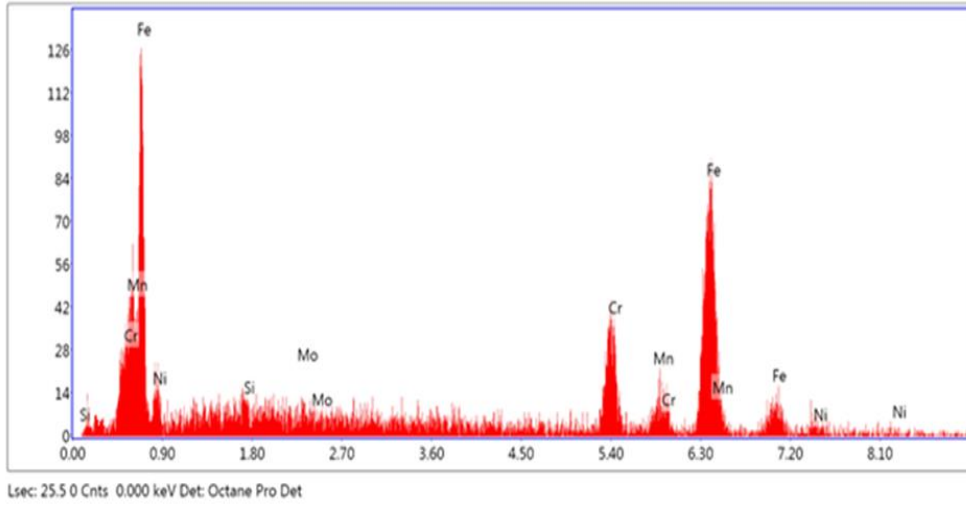
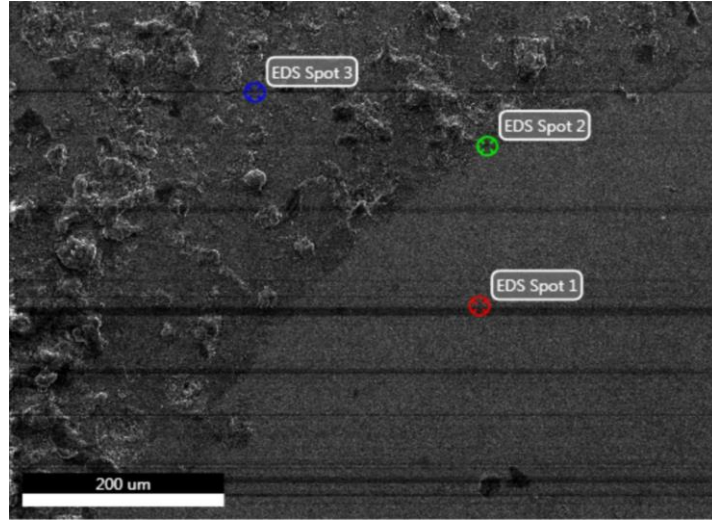
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	72,35
Si	0,80
Mo	0,25
Cr	18,12
Mn	1,37
C	2,42
Ni	4,69
Toplam	100



**Şekil 54.** N1 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 17.** N1 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

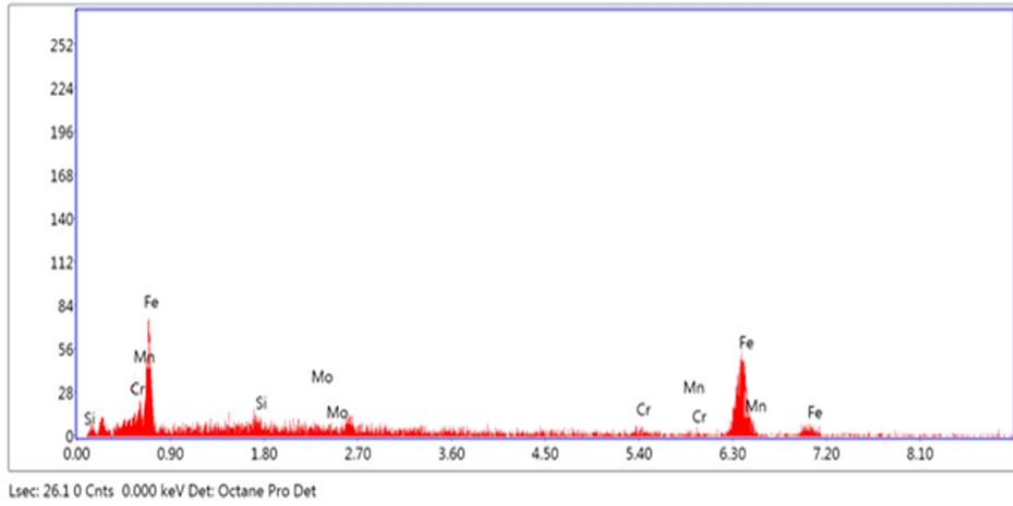
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	77,73
Si	0,68
Mo	0,60
Cr	17,53
Mn	1,05
C	3,73
Ni	0,68
Toplam	100



**Şekil 55.** N1 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 18.** N1 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

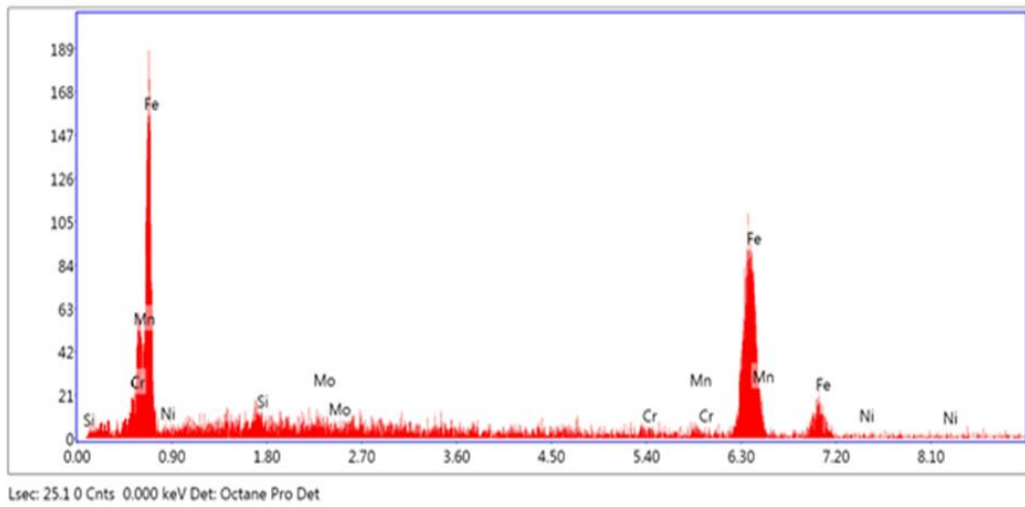
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	75.67
Si	0.56
Mo	0.17
Cr	13.01
Mn	2.77
C	5.18
Ni	2.64
Toplam	100



Şekil 56. N1 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

Tablo 19. N1 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

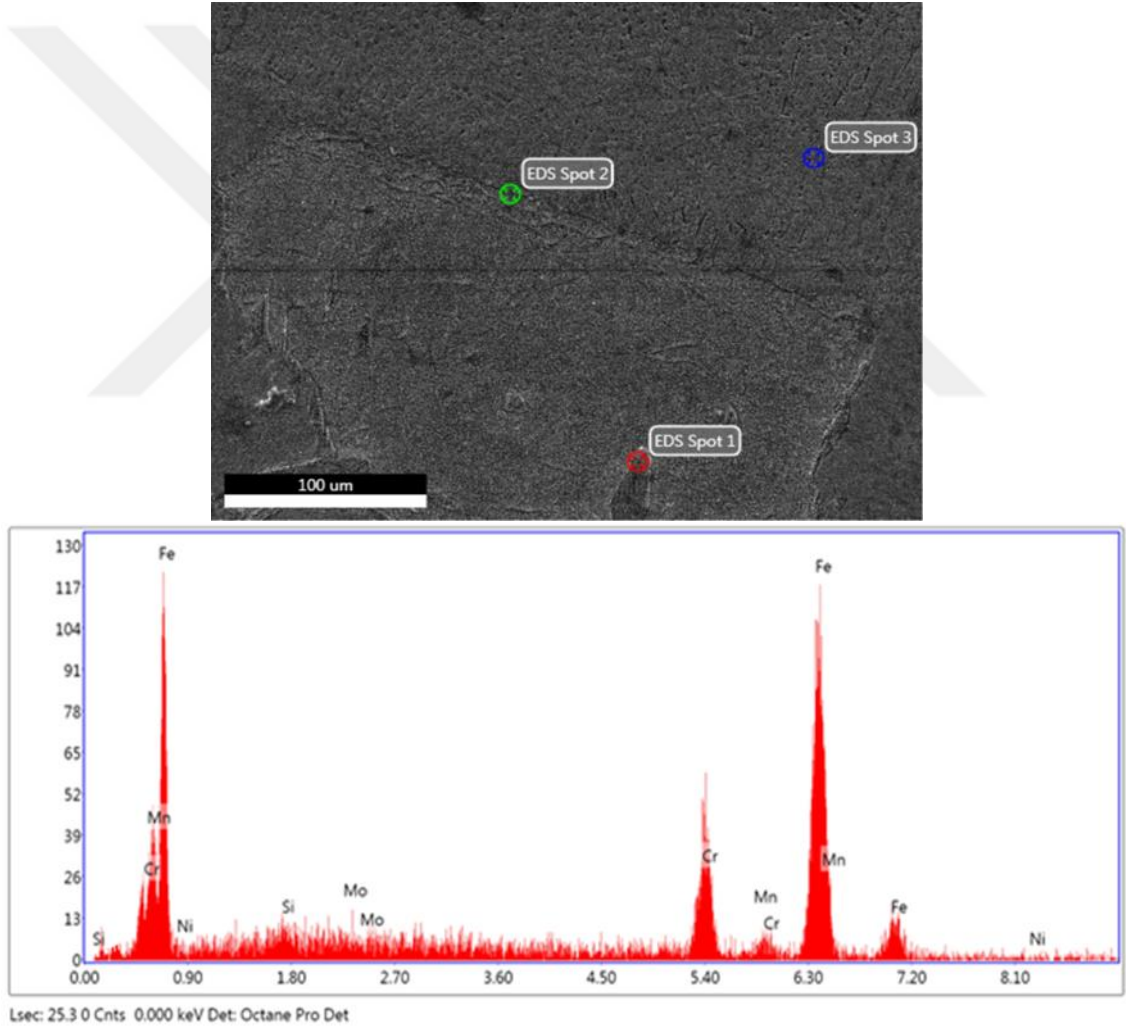
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	83.96
Si	0.30
Mo	0.07
Cr	6.07
Mn	1.33
C	4.32
Ni	3.95
Toplam	100



Şekil 57. N1 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 20.** N1 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

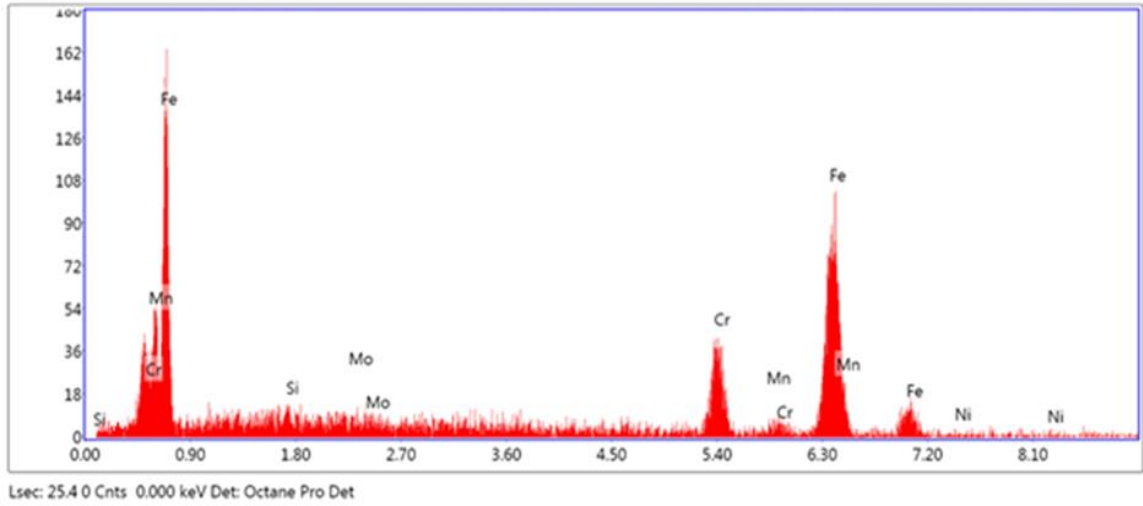
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	89.90
Si	0.63
Mo	0.17
Cr	0.67
Mn	0.72
C	7.32
Ni	0.59
Toplam	100



**Şekil 58.** N2 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 21.** N2 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

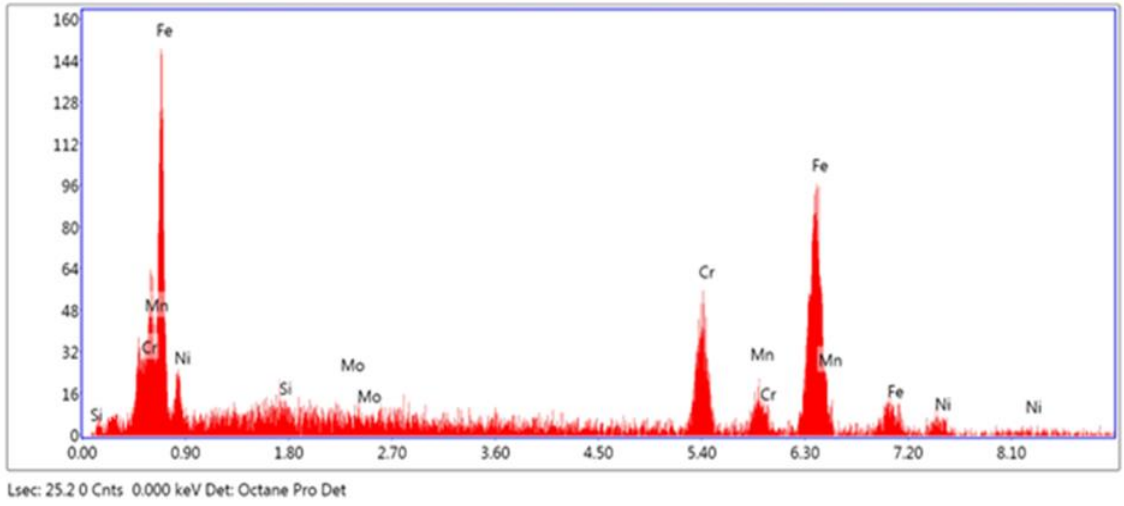
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	71,22
Si	0,54
Mo	0,19
Cr	19,94
Mn	3,75
C	3,45
Ni	0,91
Toplam	100



**Şekil 59.** N2 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

**Tablo 22.** N2 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

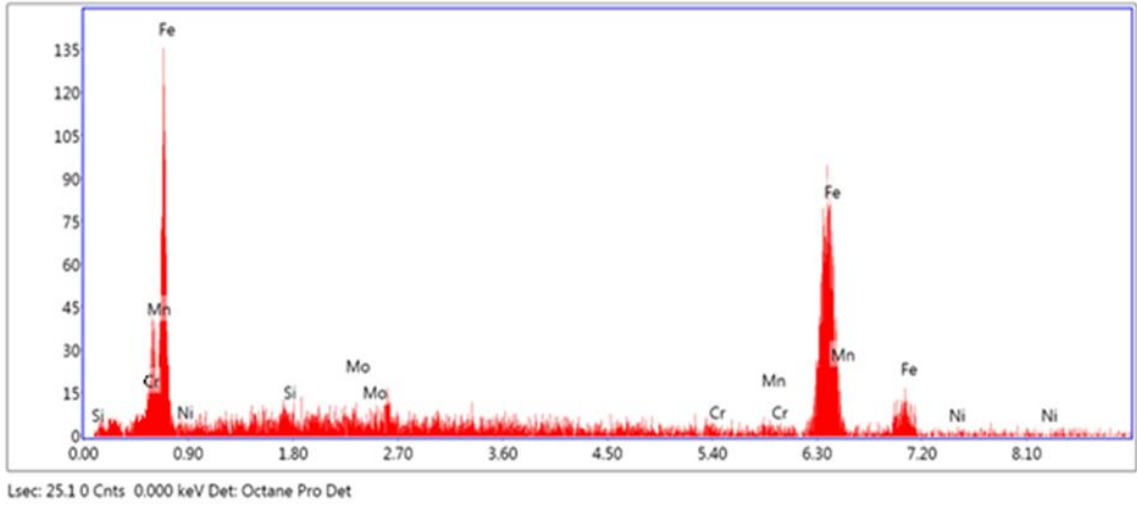
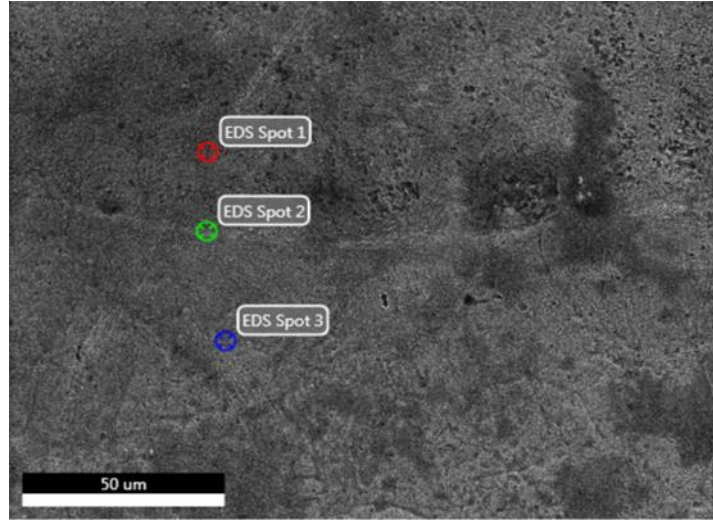
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	63,66
Si	0,94
Mo	0,31
Cr	20,71
Mn	4,40
C	3,84
Ni	6,46
Toplam	100



**Şekil 60.** N2 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 23.** N2 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

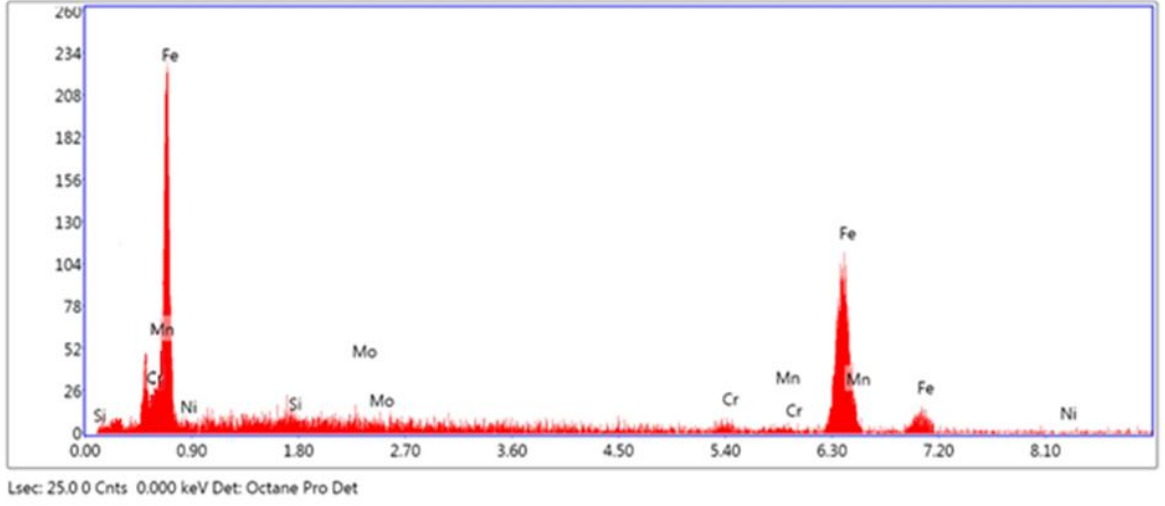
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	62,01
Si	0,96
Mo	0,18
Cr	19,65
Mn	5,53
C	3,92
Ni	7,75



Şekil 61. N2 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

Tablo 24. N2 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

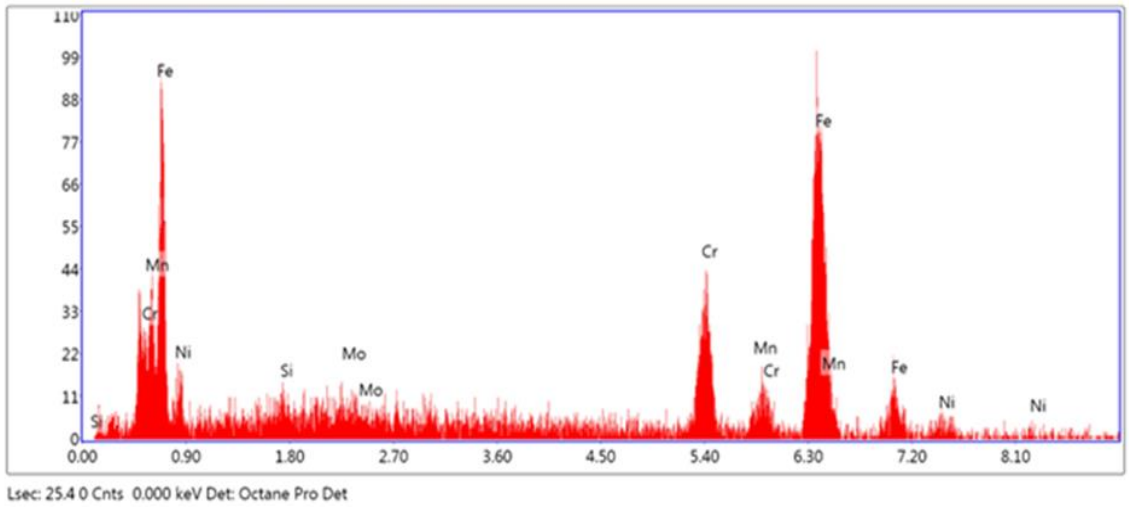
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	70.61
C	2.63
Si	0.53
Mo	0.28
Cr	17.03
Mn	3.03
Ni	5.89
Toplam	100



Şekil 62. N2 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

Tablo 25. N2 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

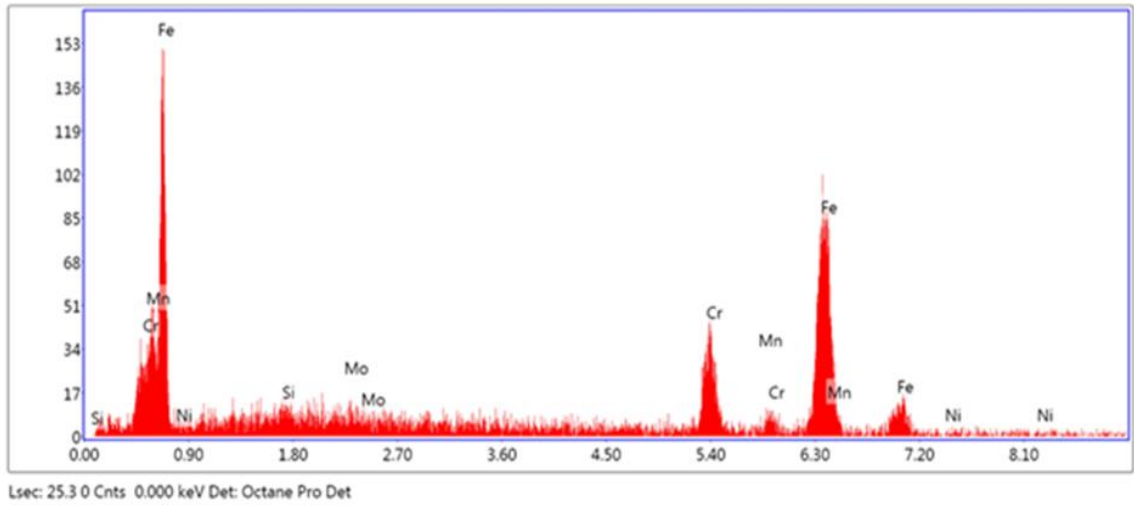
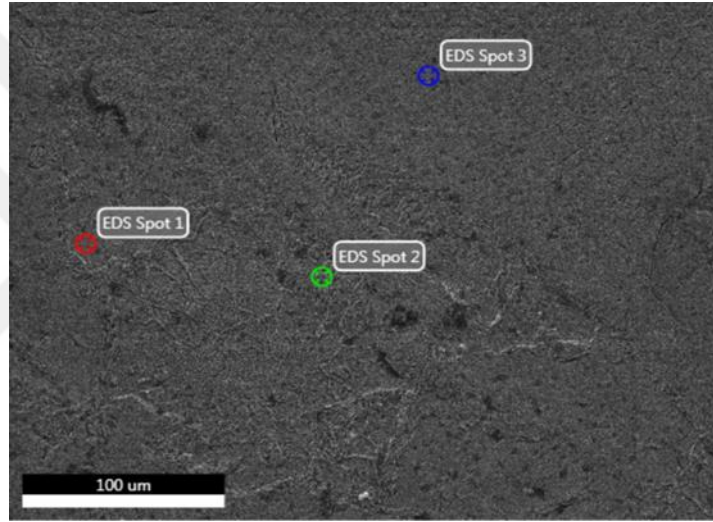
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	69.73
Si	0.56
Mo	0.15
Cr	4.64
Mn	16.43
C	6.97
Ni	1.52
Toplam	100



Şekil 63. N2 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 26.** N2 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

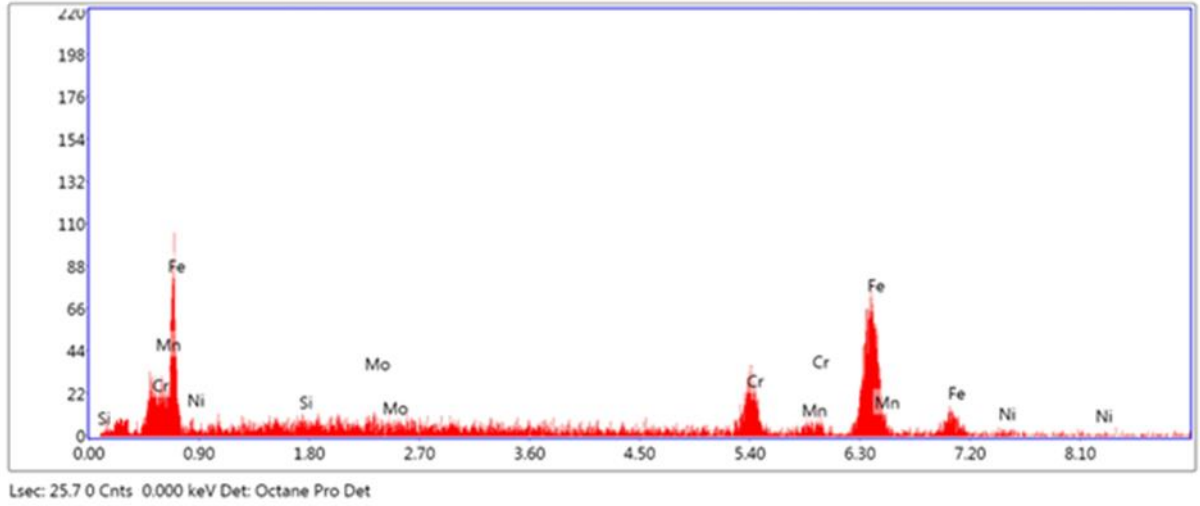
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	72.28
Si	0.66
Mo	0.40
Cr	7.72
Mn	10.79
C	7.23
Ni	0.92
Toplam	100



**Şekil 64.** N2 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 27.** N2 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

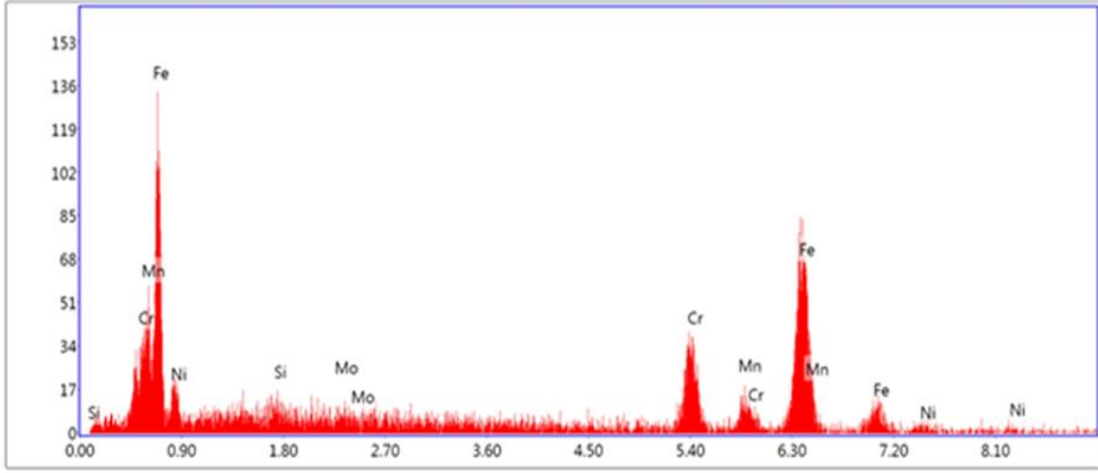
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	71,51
Si	0.56
Mo	0.26
Cr	19.81
Mn	3.89
C	2,83
Ni	1,14
Toplam	100



**Şekil 65.** N2 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

**Tablo 28.** N2 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	64.12
Si	0.23
Mo	0.17
Cr	20.39
Mn	4.52
C	3.84
Ni	6.73
Toplam	100

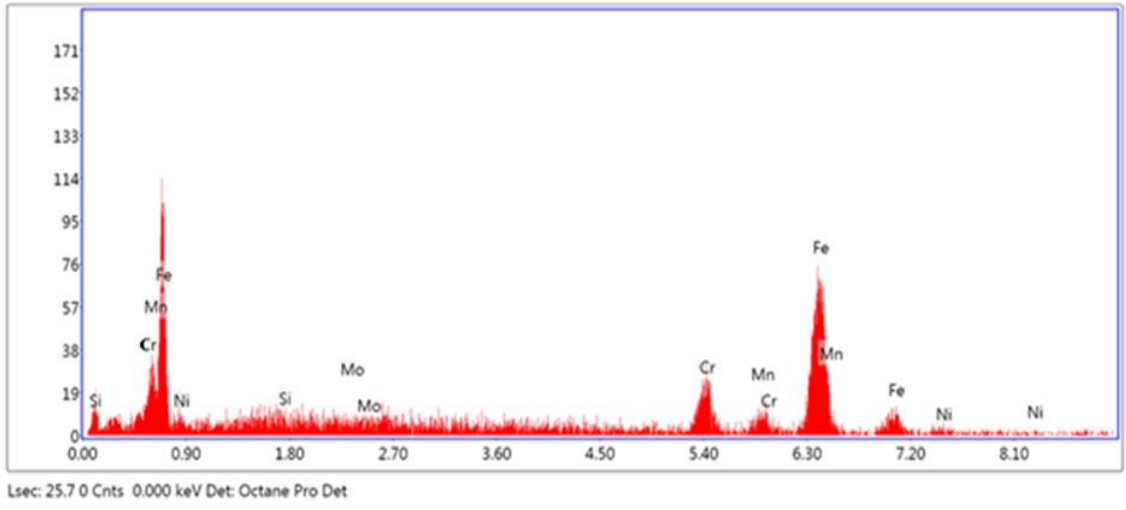
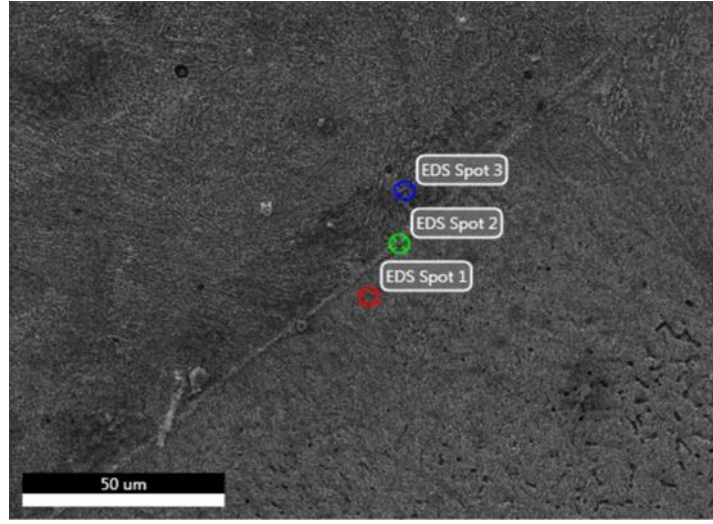


Lsec: 25.5 0 Cnts 0.000 keV Det: Octane Pro Det

**Şekil 66.** N2 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 29.** N2 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

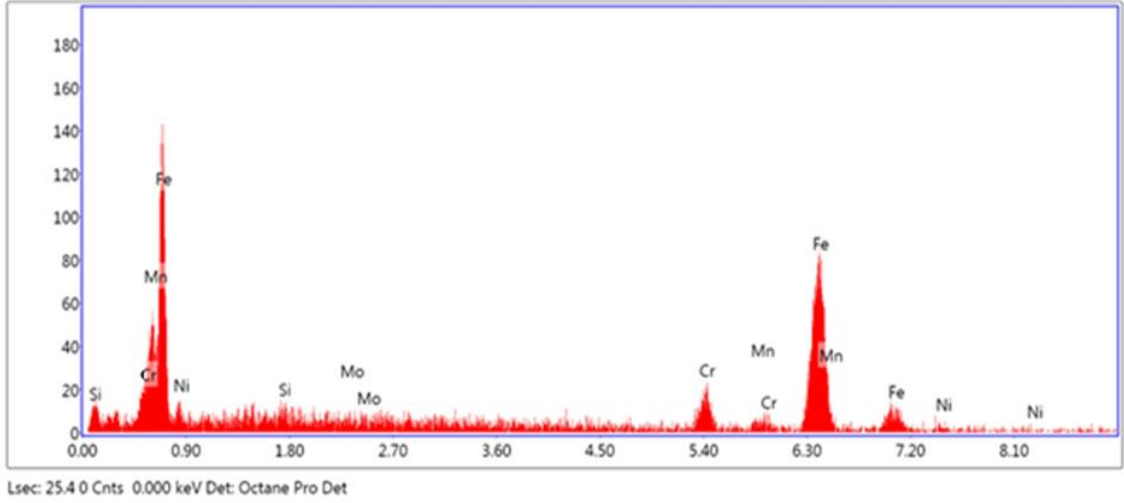
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	60.86
Si	0.48
Mo	0.12
Cr	21.13
Mn	6.56
C	3.26
Ni	7.59
Toplam	100



Şekil 67. N2 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

Tablo 30. N2 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

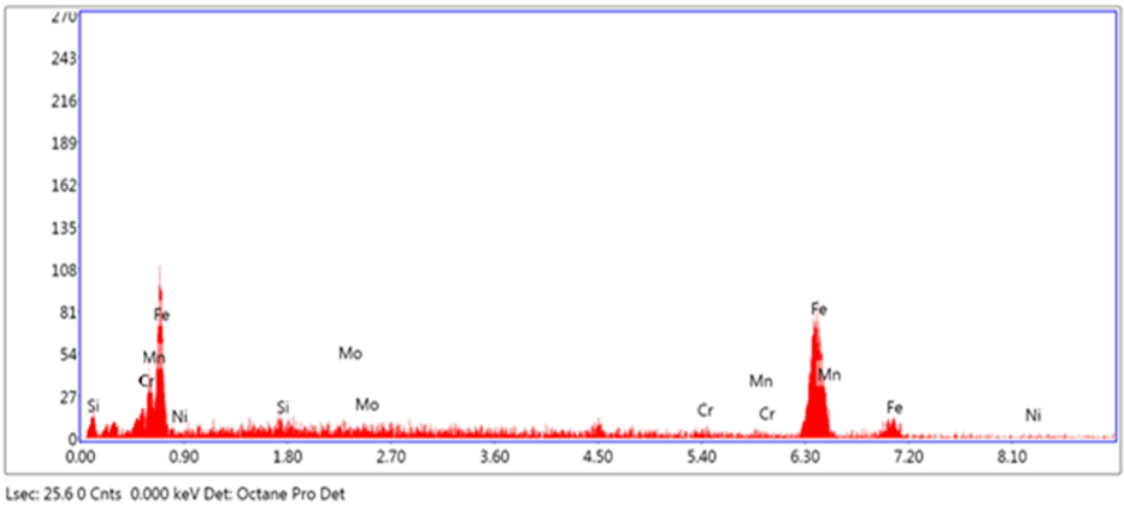
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	71.48
Si	0.29
Mo	0.09
Cr	16.43
Mn	3.47
C	2.22
Ni	6.02
Toplam	100



Şekil 68. N2 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

Tablo 31. N2 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

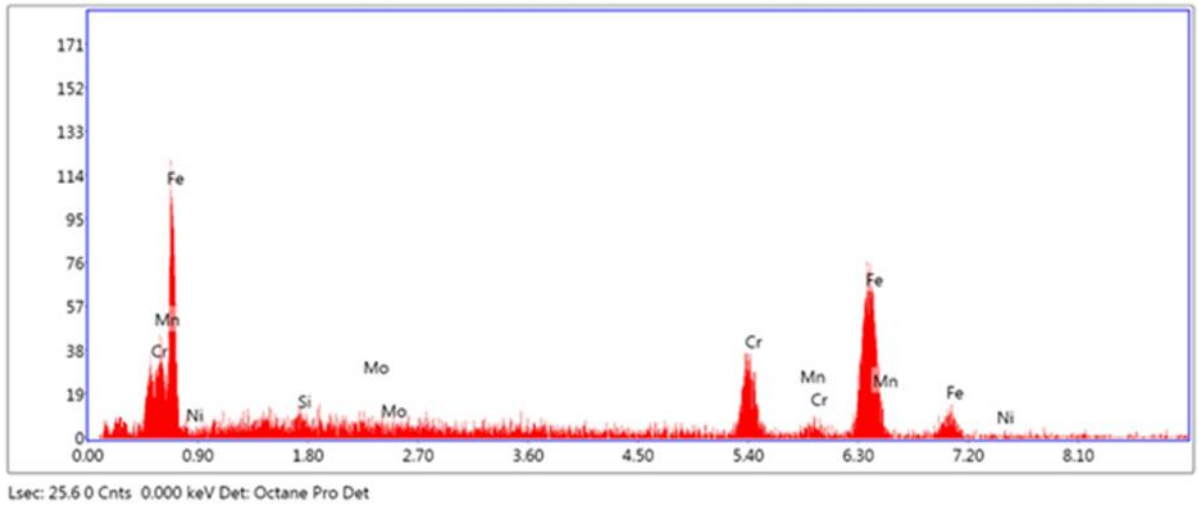
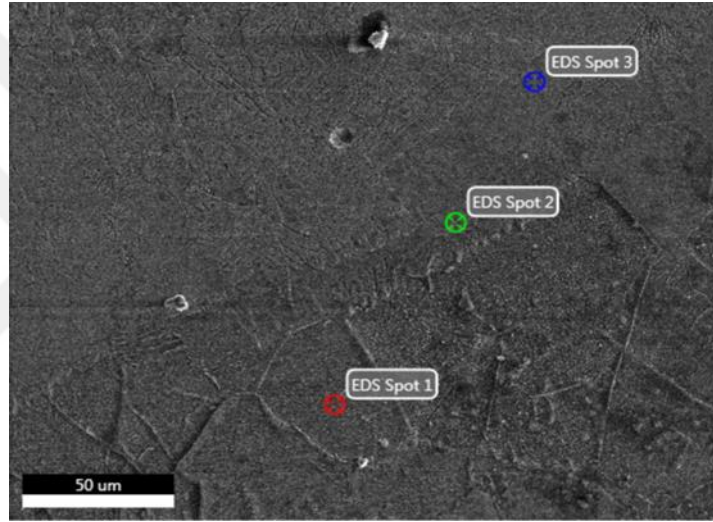
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	71.87
Si	0.29
Mo	0.05
Cr	5.13
Mn	15.70
C	6.14
Ni	0.82
Toplam	100



Şekil 69. N2 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 32.** N2 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

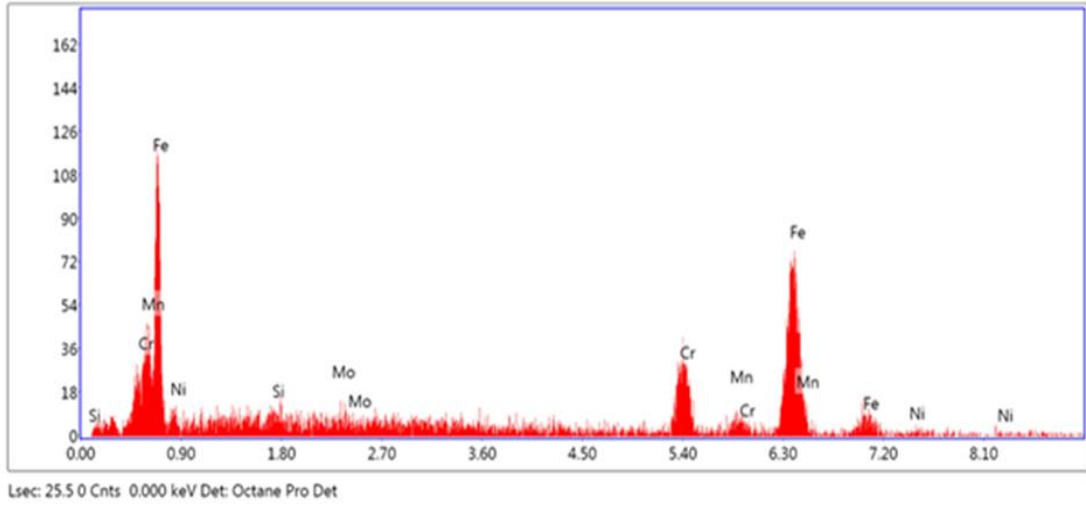
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	72.54
Si	0.33
Mo	0.11
Cr	4.56
Mn	15.40
C	6.60
Ni	0.46
Toplam	100



**Şekil 70.** N3 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 33.** N3 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

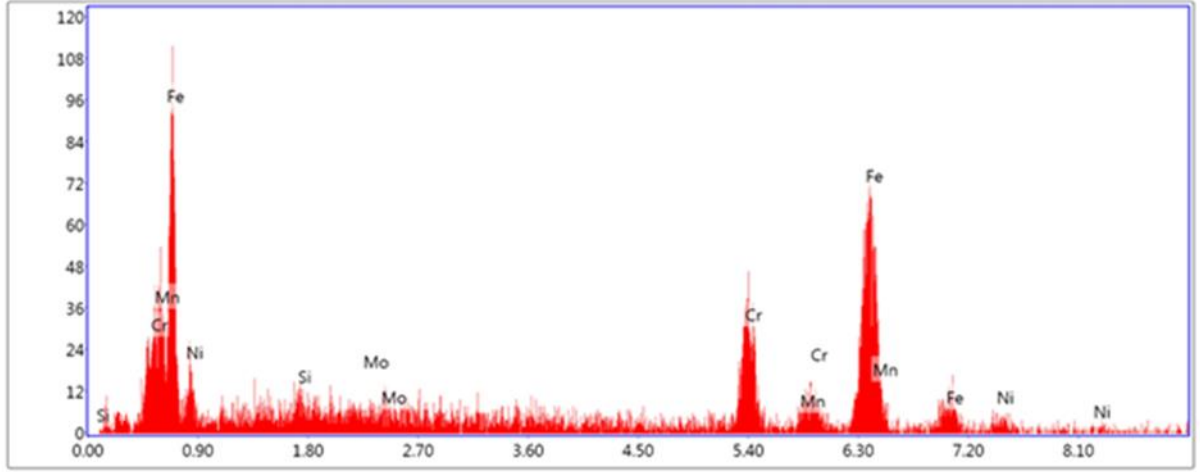
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	70.68
Si	0.33
Mo	0.12
Cr	20.51
Mn	4.49
C	2.28
Ni	1.59
Toplam	100



**Şekil 71.** N3 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

**Tablo 34.** N3 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	62.85
Si	0.39
Mo	0.13
Cr	21.33
Mn	5.21
C	3.18
Ni	6.91
Toplam	100

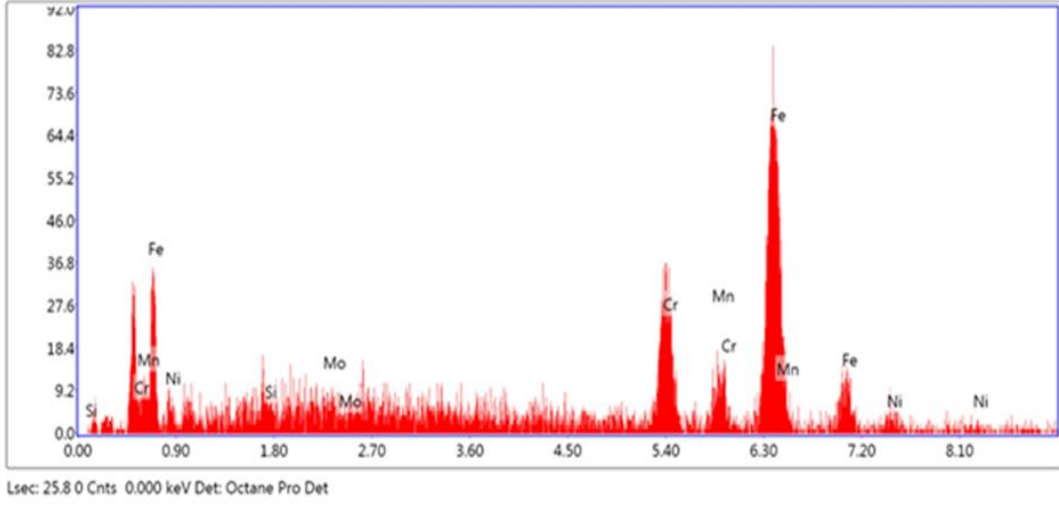
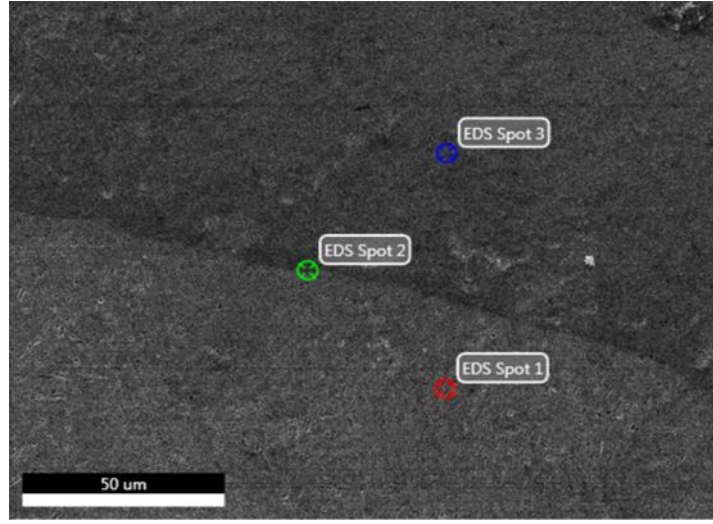


Lsec: 25.4 0 Cnts 0.000 keV Det: Octane Pro Det

**Şekil 72.** N3 numunesi AISI 430 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 35.** N3 Numunesi AISI 430 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

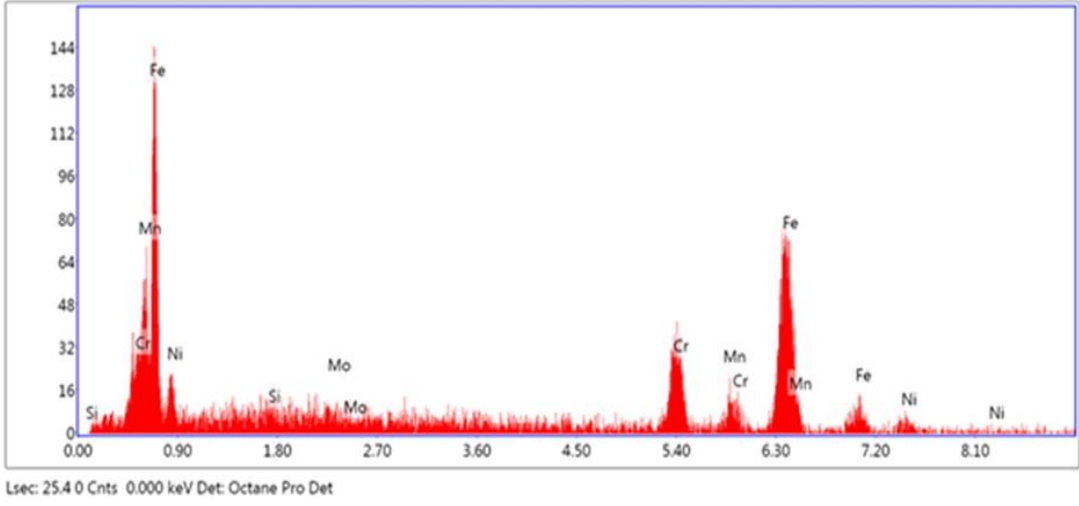
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	59.06
C	3.55
Si	0.67
Mo	0.18
Cr	22.07
Mn	6.78
Ni	7.69
Toplam	100



**Şekil 73.** N3 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 36.** N3 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

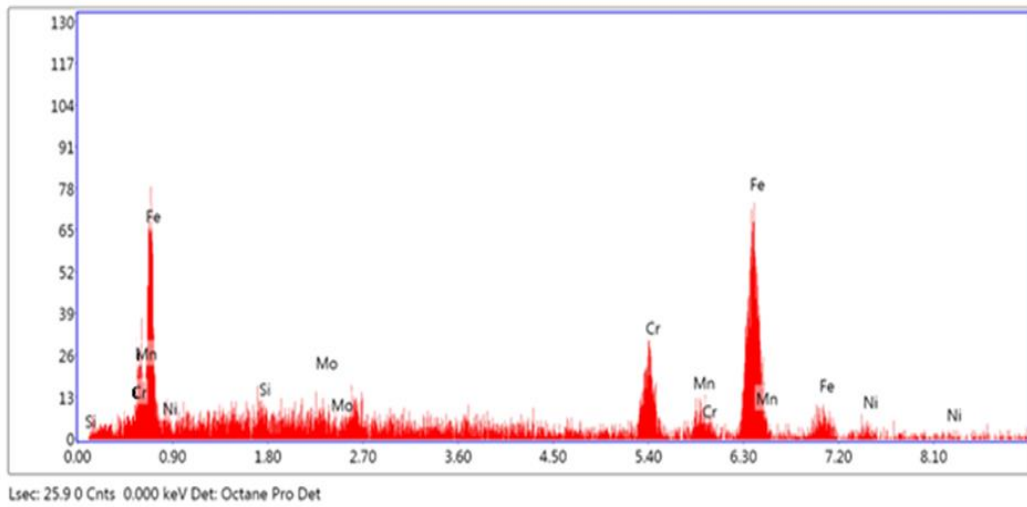
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	59.31
Si	0.71
Mo	0.26
Cr	21.39
Mn	6.82
C	4.20
Ni	7.31
Toplam	100



Şekil 74. N3 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

Tablo 37. N3 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

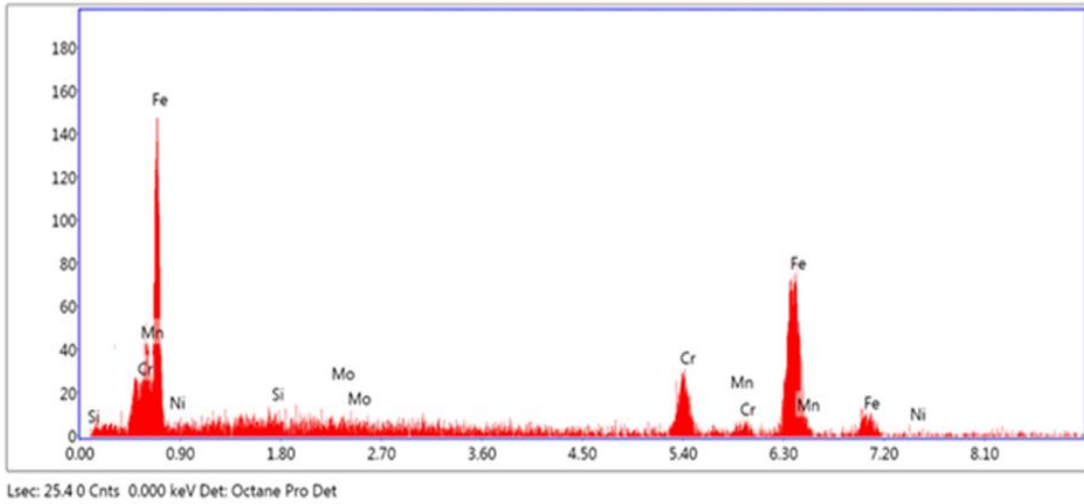
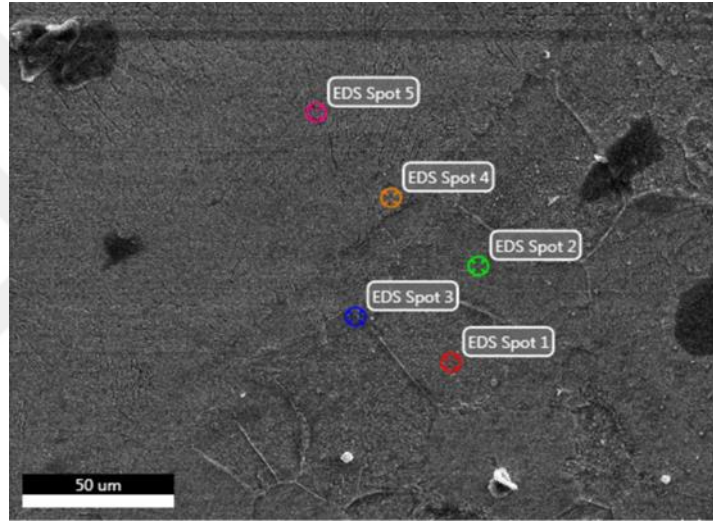
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	61.36
Si	0.24
Mo	0,38
Cr	4.53
Mn	19.49
C	10.73
Ni	3.27
Toplam	100



Şekil 75. N3 numunesi Hardox 500 alt bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

**Tablo 38.** N3 Numunesi Hardox 500 Alt Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

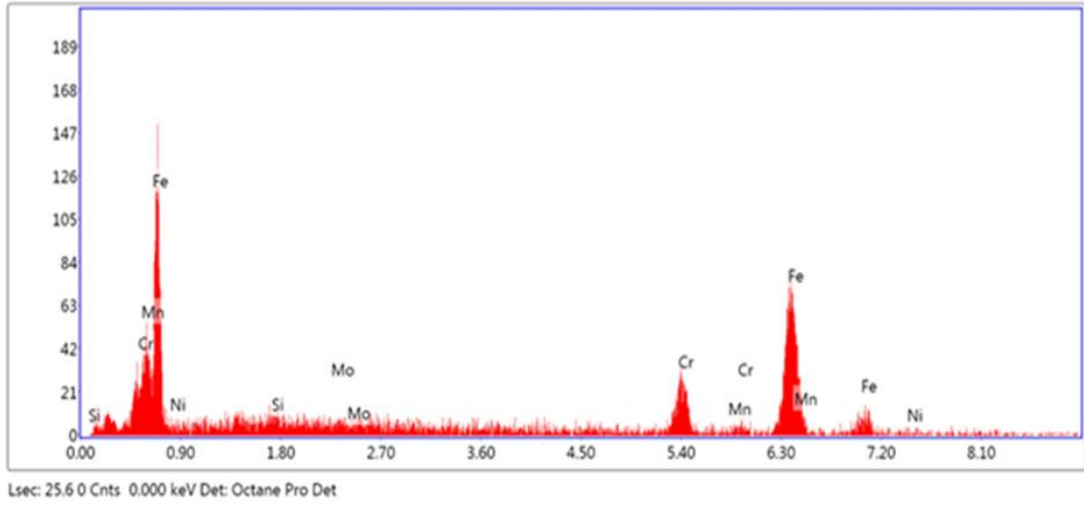
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	62.17
Si	0.61
Mo	0.25
Cr	4.86
Mn	19.54
C	11.80
Ni	0.77
Toplam	100



**Şekil 76.** N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 39.** N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

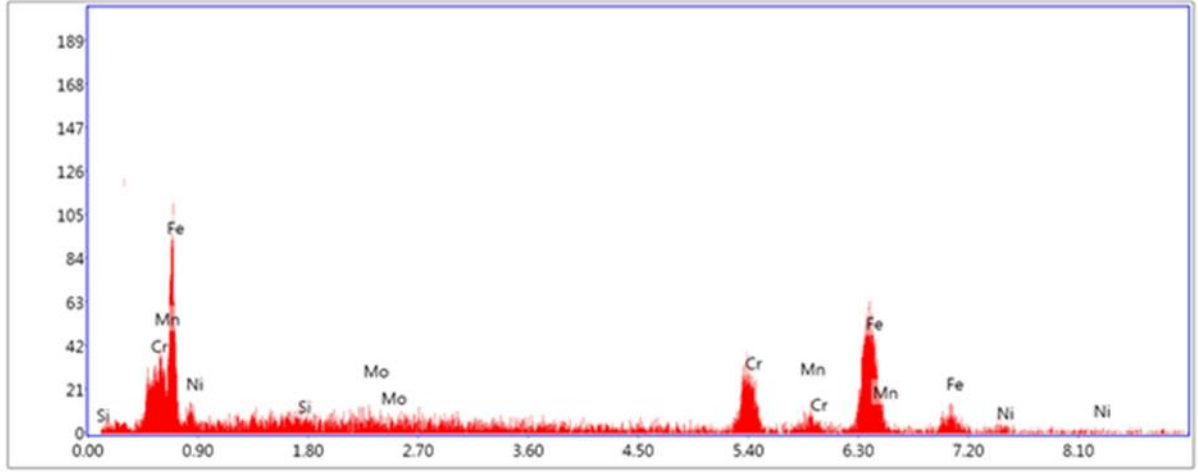
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	70.78
Si	0.22
Mo	0.10
Cr	20.16
Mn	4.56
C	2.75
Ni	1.43
toplam	100



**Şekil 77.** N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

**Tablo 40.** N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

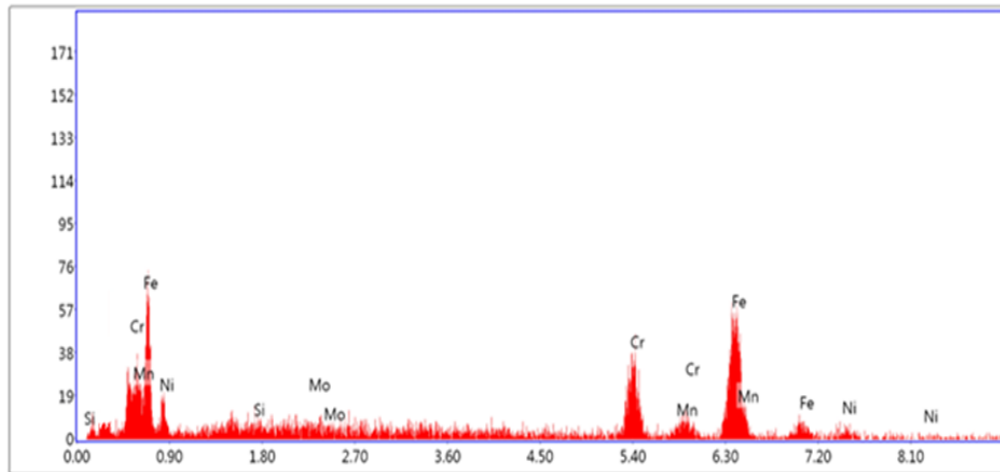
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	64.43
Si	0.32
Mo	0.07
Cr	20.92
Mn	5.45
C	3.07
Ni	5.74
Toplam	100



Şekil 78. N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 4. nokta EDS grafiği

Tablo 41. N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 4. Nokta EDS Analizi

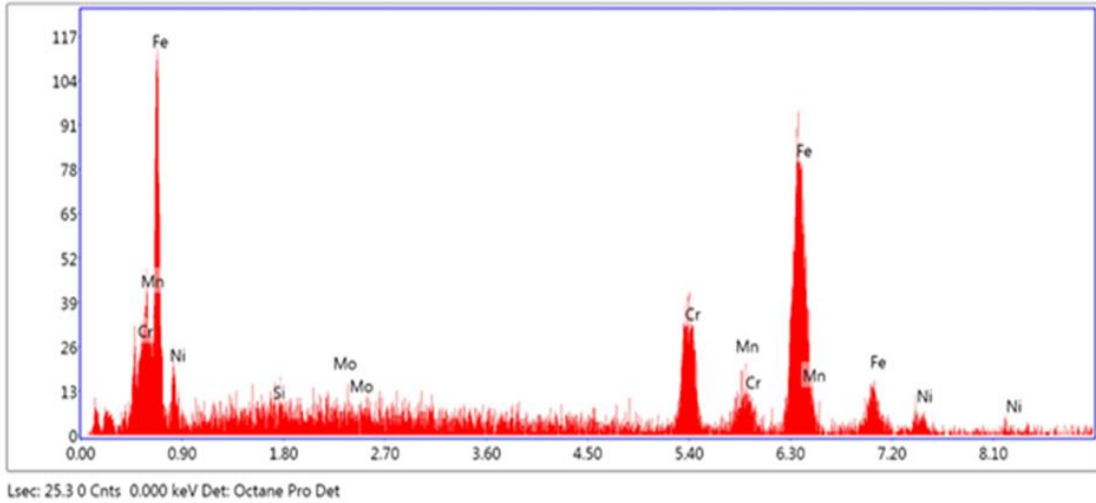
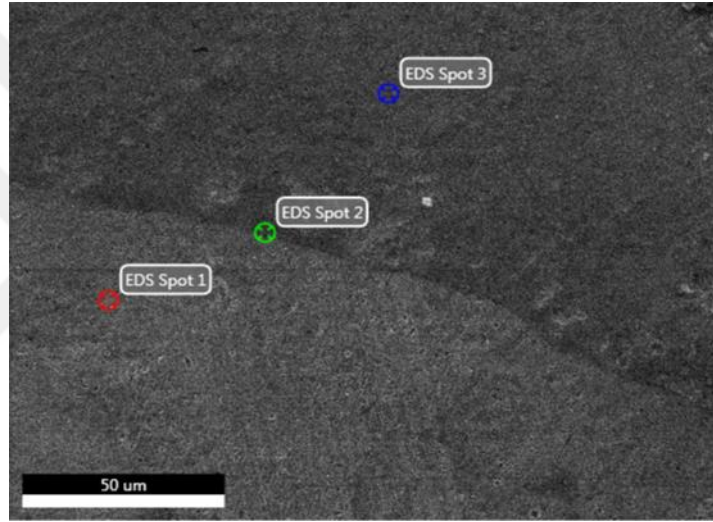
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	62.02
Si	0.35
Mo	0.18
Cr	22.09
Mn	6.28
C	2.71
Ni	6.37
Toplam	100



Şekil 79. N3 numunesi AISI 430 üst bölge SEM ve 5. nokta EDS grafiği

**Tablo 42.** N3 Numunesi AISI 430 Üst Bölge SEM ve 5. Nokta EDS Analizi

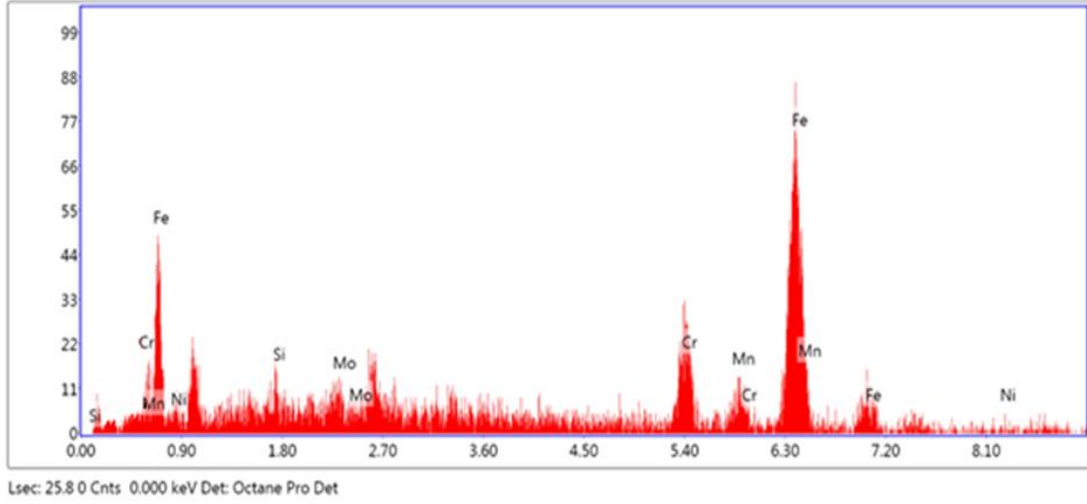
Elementler	% Atom Ağırlıkları
Fe	59.02
Si	0.24
Mo	0.14
Cr	22.82
Mn	7.64
C	2.12
Ni	8.02
Toplam	100



**Şekil 80.** N3 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 1. nokta EDS grafiği

**Tablo 43.** N3 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 1. Nokta EDS Analizi

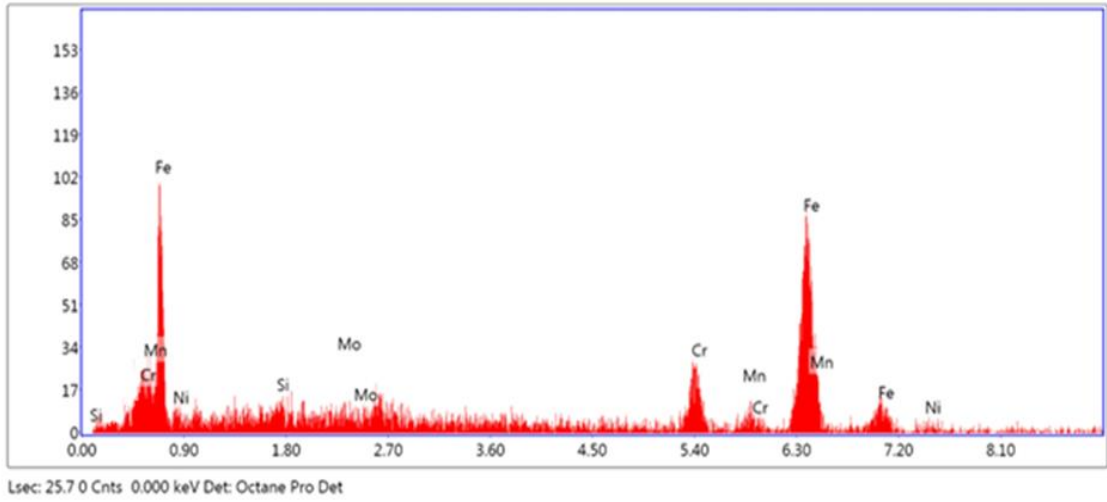
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	59.13
Si	0.71
Mo	0.26
Cr	20.49
Mn	4.82
C	5.28
Ni	9.31
Toplam	100



**Şekil 81.** N3 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 2. nokta EDS grafiği

**Tablo 44.** N3 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 2. Nokta EDS Analizi

Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	60.02
Si	0.24
Mo	0.19
Cr	4.53
Mn	19.03
C	14.72
Ni	1.27
Toplam	100



**Şekil 82.** N3 numunesi Hardox 500 üst bölge SEM ve 3. nokta EDS grafiği

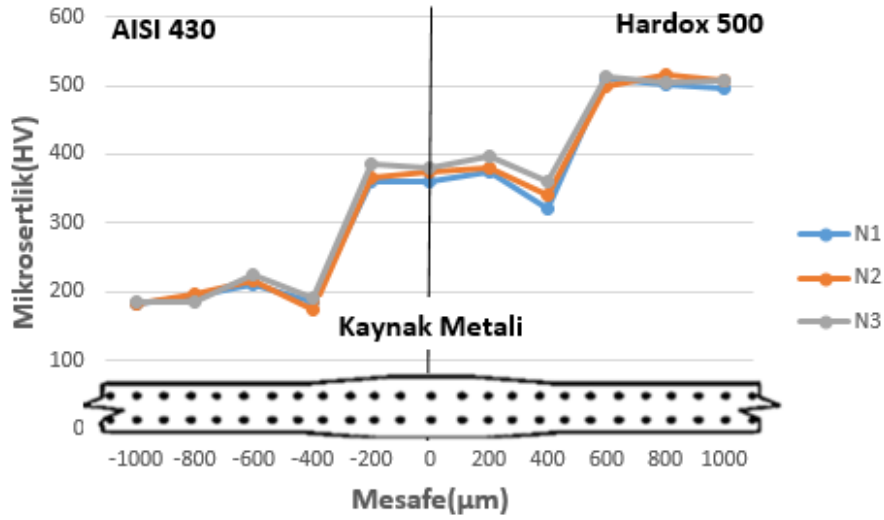
**Tablo 45.** N3 Numunesi Hardox 500 Üst Bölge SEM ve 3. Nokta EDS Analizi

Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	61.07
Si	0.61
Mo	0.25
Cr	4.86
Mn	20.54
C	11.80
Ni	0.87
Toplam	100

### Mikrosertlik Sonuçları

CMT kaynak yöntemi ile kaynak edilen AISI 430 ve Hardox 500 çelikleri uygun aralıklarla yapılan sertlik ölçümleri; ana metal, kaynak metali, ITAB bölgeleri olacak şekilde yapılmış ve Şekil 83'te veriler doğrultusunda grafik oluşturulmuştur. En düşük sertlik N2 numunesinin AISI 430 - ITAB 173 HV olarak ölçülmüştür. En yüksek sertlik N3 numunesinin Hardox 500 ana metalinde 538 HV ölçülmüştür. Kaynak metalinde oluşan östenitik yapı AISI 430 ana metalinden yüksek, Hardox 500 ana metalinden ise daha düşük sertlik değerlerine sahiptir. Kaynak metalinde çökelen karbürler sertliği artırdığı düşünülmektedir (Alizadeh *et al.* 2014). AISI 430 ana metalden AISI 430 - ITAB bölgesine geçişte sertlik değerlerinde bir miktar azalma gözlenmiştir. Bunun sebebi tane kabalaşmasına rağmen tane içi ve tane sınırı bölgesinde oluşan karbürler nedeniyle olduğu düşünülmektedir. Ayrıca kaynak metalinden ana metallere karışan nikel ve mangan, krom karbür oluşumunu azalttığı düşünülmektedir (James and Sudhish, 2016). Hardox 500 ana metalinden Hardox 500 - ITAB bölgesine geçişte genel olarak

sertlikte azalma görülmüş bunun da temperlenmiş martenzitten kaynaklandığı tahmin edilmektedir (Frydman and Pękalski, 2008; Kurt *et al.* 2009).

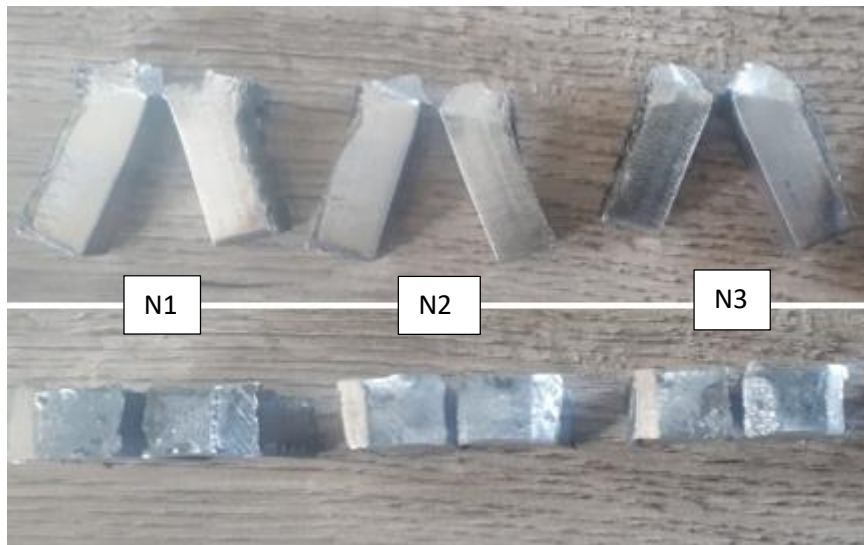


Şekil 83. Mikrosertlik grafiği

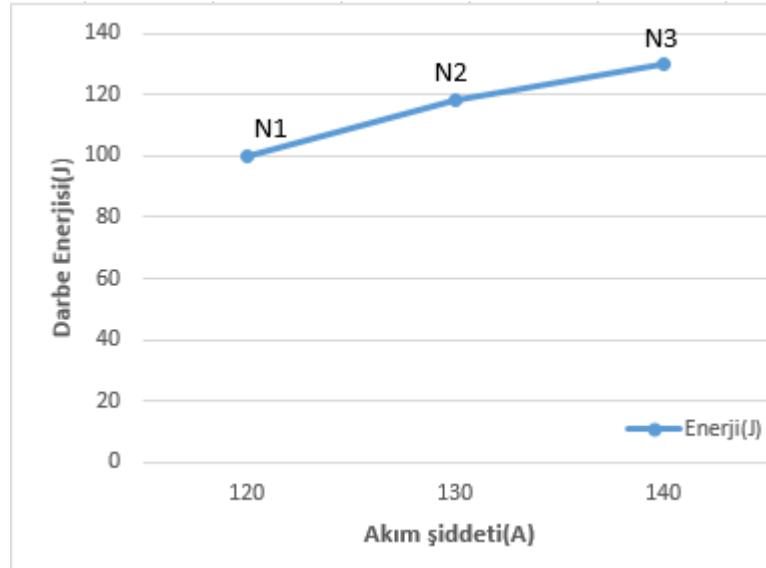
Daha geniş kaynak havuzu ve daha yavaş soğuması, daha kaba tanelere sahip mikro yapı ve çekme mukavemeti ve sertlikte azalmaya neden olur. Nagasai ve arkadaşlarının yapmış olduğu bir çalışmada, CMT kaynak yönteminde teli geri çekme mekanizması ile ısı girdisinin azaldığını ve kısa devre metal transferi ile kaynak havuzu büyüklüğü ve soğuma oranlarının aynı şekilde azaldığını bildirmişlerdir. (Nagasai *et al.* 2022).

#### Çentik darbe deneyinde kırık yüzeyin incelenmesi

AISI 430 ve Hardox 500 kaynaklanmış metal çifti standartlara uygun hazırlanmış ve çentik darbe deneyi sonucunda numunelerin darbe enerjileri N1:99.99 J, N2:118.43 J, N3: 128.9 J olarak tespit edilmiştir. Numunelerin makro fotoğrafı Şekil 84 ve darbe enerji grafiği Şekil 85'te verilmiştir. Numunelerin tamamı çentiğin açıldığı kaynak bölgesinden kırılmıştır.

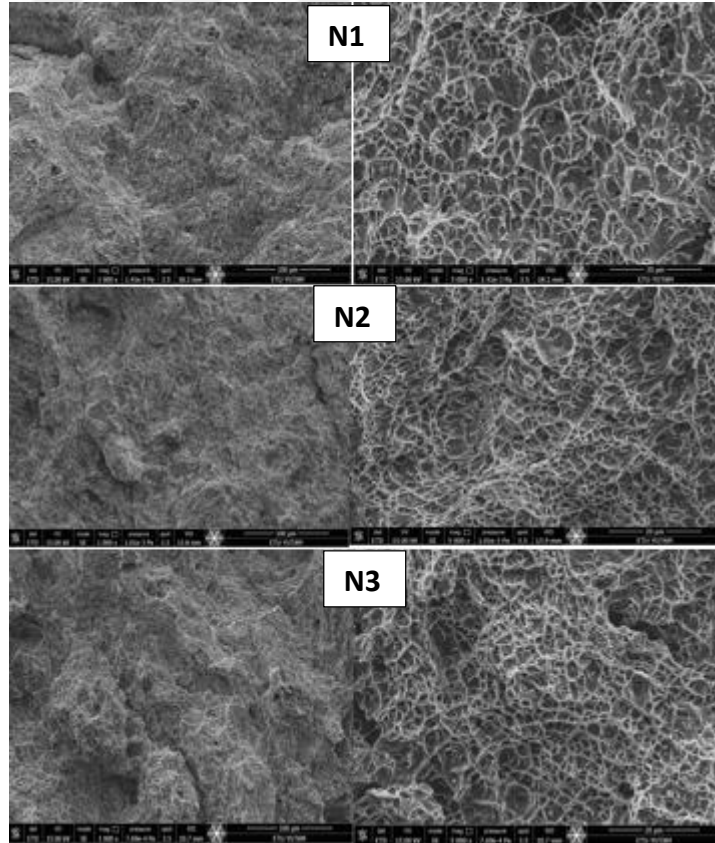


Şekil 84. Çentik darbe deneyi sonrası kırık numuneler



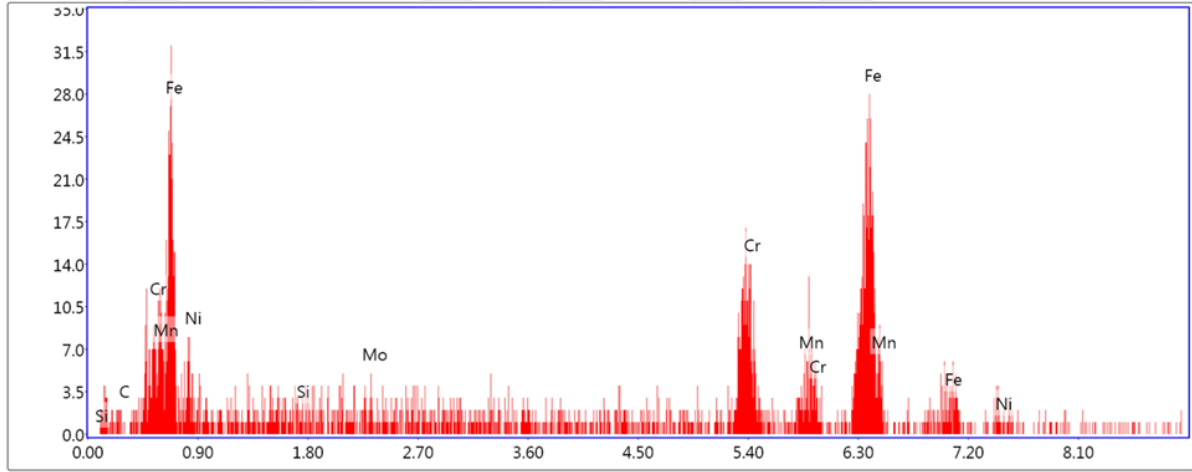
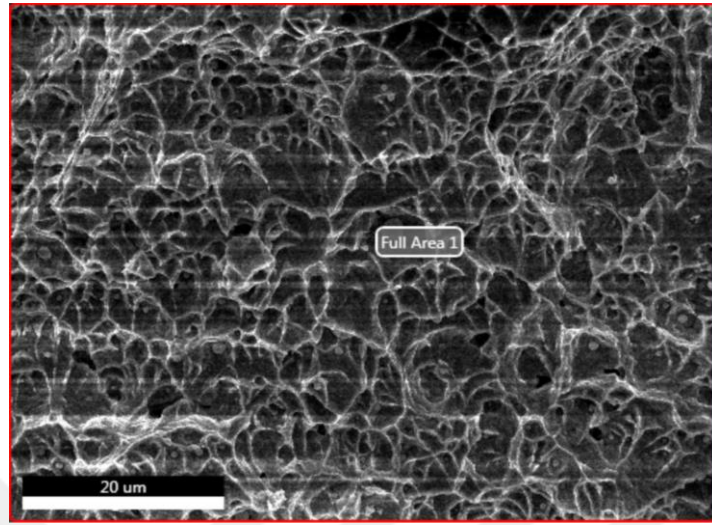
**Şekil 85.** Numunelerin darbe enerji grafiği

CMT yöntemi ile AISI 430 ve Hardox 500 ilave tel kullanılarak kaynaklanmış metal çiftinden elde edilen N1, N2, N3 numunelerinin darbe deneyi sonucunda yüzeylerinden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri Şekil 86'da verilmiştir. Kırık yüzey SEM fotoğrafları incelendiğinde yüzeylerin sünek kırıldığı ve süngerimsi bir yapının olduğu görülmektedir. Diğer çalışmalarda da ilave tel kullanılarak yapılan birleştirmelerde sünek kırılma sağladıkları bildirilmiştir (Teker, 2013).



**Şekil 86.** N1, N2, N3 numunelerinin darbe deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri

Kırık yüzeylerden alınan EDS grafikleri Şekil 87 - 89'da ve Tablo 46 - 48 yüzde atom ağırlıkları verilmiştir. Genel olarak demir, krom, mangan ve nikel miktarları yüksek çıkmıştır. Mangan sertliği artırıcı kırılma tokluğunu azaltıcı etkiye sahip olduğu bilinir (Uygur, 2007).

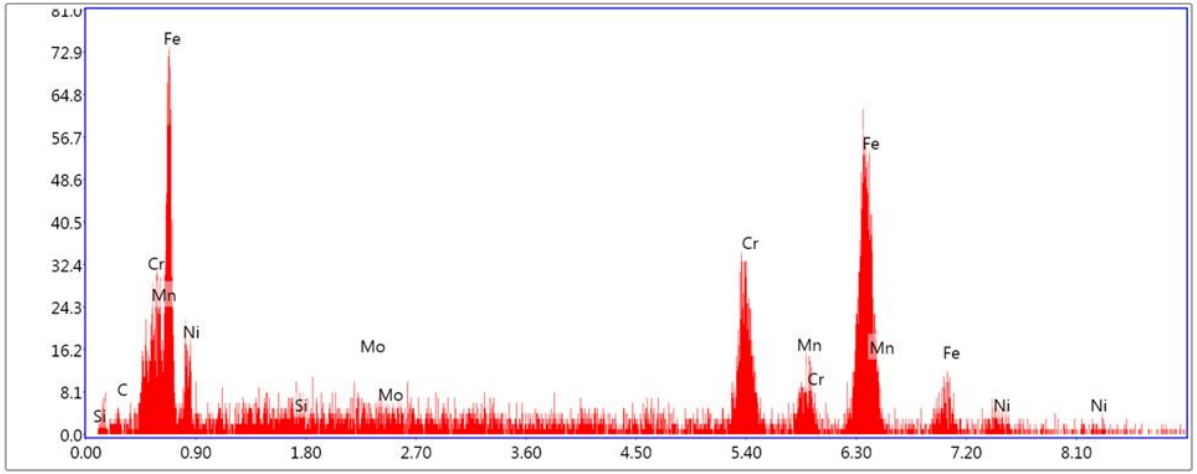
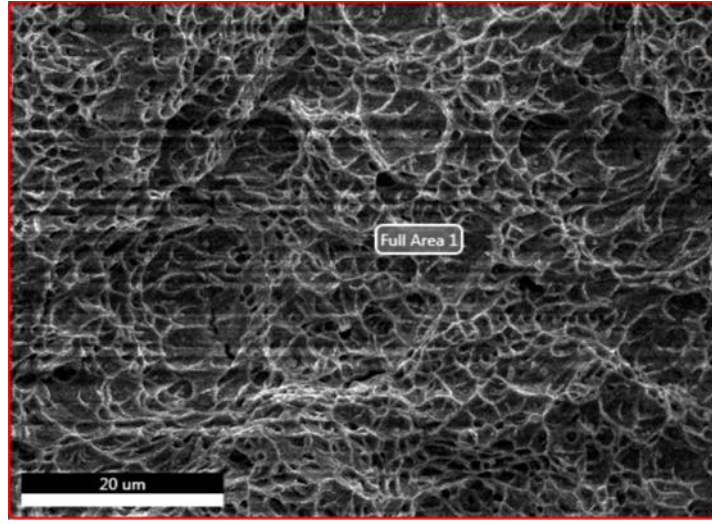


Lsec: 24.9 0 Cnts 0.000 keV Det: Octane Pro Det

**Şekil 87.** N1 numunesinin Kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS grafiği

**Tablo 46.** N1 Numunesinin Kırık Yüzey 1. Nokta SEM ve EDS Analizi

Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	62.58
Si	0.87
Mo	0.53
Cr	16.21
Mn	9.09
C	6.69
Ni	4.03
Toplam	100

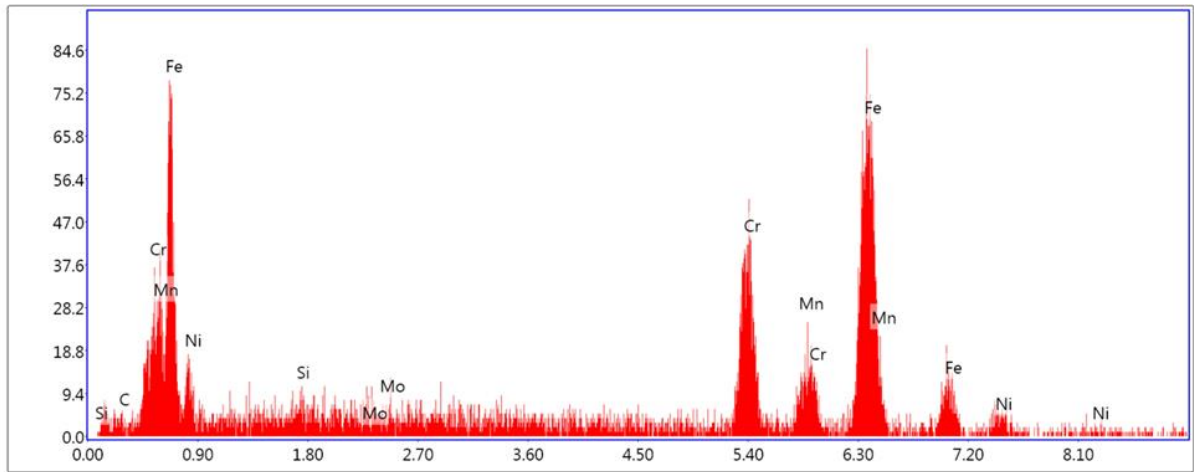
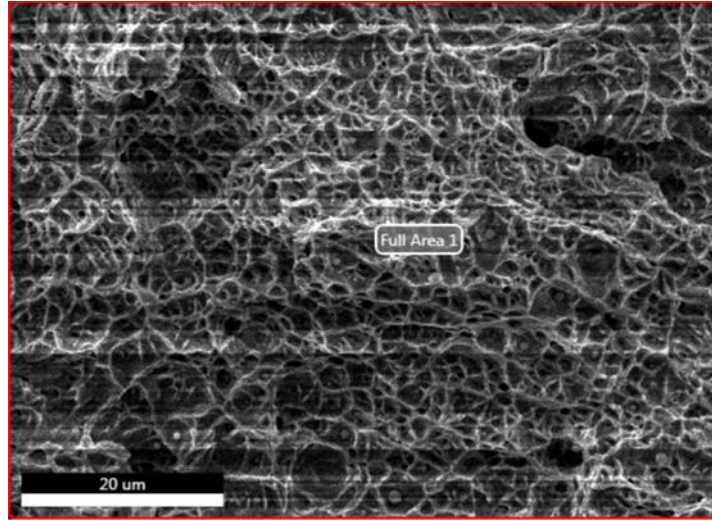


Lsec: 24.7 0 Cnts 0.000 keV Det: Octane Pro Det

**Şekil 88.** N2 numunesinin kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS grafiği

**Tablo 47.** N2 Numunesinin Kırık Yüzey 1. Nokta SEM ve EDS Analizi

Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	59.68
Si	0.83
Mo	0.42
Cr	18.53
Mn	6.65
C	6.77
Ni	7.12
Toplam	100



Lsec: 25.6 0 Cnts 0.000 keV Det: Octane Pro Det

**Şekil 89.** N3 numunesinin kırık yüzey 1. nokta SEM ve EDS grafiği

**Tablo 48.** N3 Numunesinin Kırık Yüzey 1. Nokta SEM ve EDS Analizi

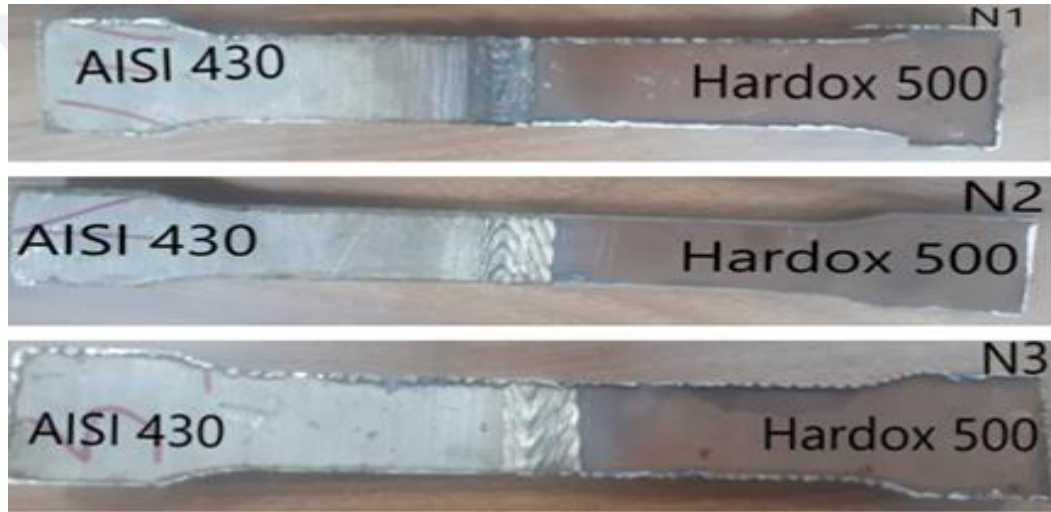
Elementler	% Atom ağırlıkları
Fe	55.94
Si	0.78
Mo	0.45
Cr	19.18
Mn	8.15
C	9.58
Ni	5.92
Toplam	100

### Çekme deneyi sonuçları

CMT yöntemi ve ilave tel kullanılarak AISI 430, Hardox 500 çeliklerinin kaynak edilmiş çekme numunelerinin (N1, N2, N3) deney öncesi makro görüntüsü Şekil 90 ve çekme deneyi sonrası makro görüntüsü Şekil 91'de verilmiştir. Çekme deneyi sonuçları Tablo 49'da

verilmiştir. Çekme sonucunda N1 numunesi kaynak bölgesinin AISI 430 tarafından kırılmıştır. Bunun nedeni ITAB bölgesinde kromkarbürlerin çökmesi ve sıvı fazdan direk katı ferrit fazına geçmesi ile tane kabalaşması oluşmasındandır (Sathiya *et al.* 2007). Diğer bir faktör de yetersiz nüfuziyetin olmuş olması düşünülmektedir. N2, N3 numuneleri AISI 430 ana metal kısmından kopmuştur. Bunun nedeni ilave telin kaynak metalinde intermetalik fazların oluşumunu engellediği ve AISI 430 çelik kısmında karbür oluşumunu düşürdüğü olarak tahmin edilmektedir. (Muralimohan, 2016; Teker and Karakurt, 2020). N2 ve N3 numuneleri boyun vererek koparken N1 numunesi makro boyutta boyun vermeden kopmuştur.

CMT kaynak yöntemi ile MIG kaynak yöntemi kıyaslandığında; CMT kaynak yöntemi ile kaynak edilen numunelerde MIG kaynak yöntemine göre ihmal edilecek kadar daha az çarpılma olduğu bildirilmiştir (Kaluç *et al.* 2014).



Şekil 90. N1, N2, N3 numunelerinin çekme deneyi öncesi makro görünüşleri



Şekil 91. N1, N2, N3 numunelerinin çekme deneyi sonrası makro görünüşleri

CMT-P kaynak yöntemi ve sürtünme karıştırma kaynak (FSW) yöntemi ile robotik uygulamada düşük ısı girdisi ve yüksek kaynak hızından dolayı yakın değerlere sahipken diğer ark kaynağı yöntemlerinden yüksek çekme mukavemetine sahip olduğu bildirilmiştir (Kaluç *et al.* 2014).

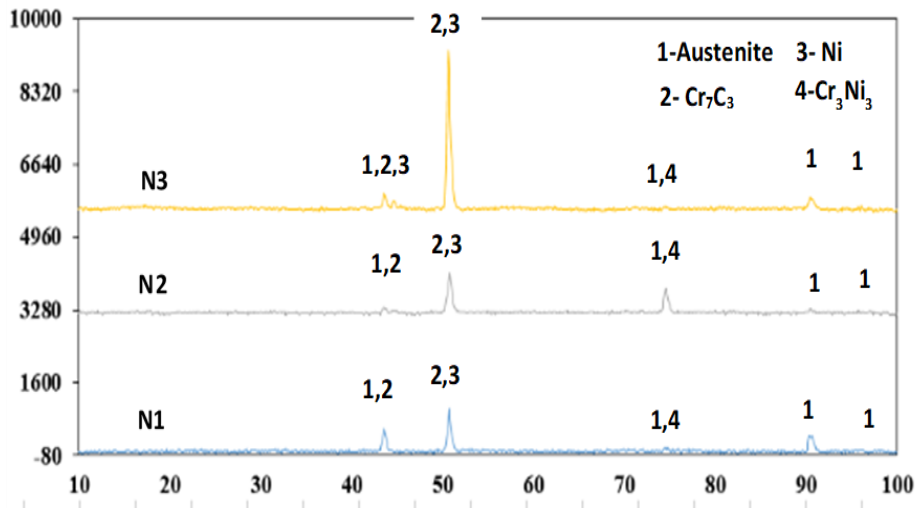
**Tablo 49.** Çekme Deneyi Sonuçları

	Çekme Dayanımı (MPa)	Max. Uzaması (mm)
N1	280	5,11
N2	486	15,27
N3	493	16,32

Tablo 49’da çekme dayanımları N1: 280 MPa, N2:486 MPa, N3:493 MPa olarak tespit edilmiştir. N2 ve N3 numunelerinin ana metalden kırılması kullanılan ilave tel sayesinde kaynak metalinde oluşan östenitik yapı krom karbür ve martenzit oluşumunu azalttığı ve intermetalik bileşiklerin oluşumunu engellediği düşünülür (Teker and Karakurt, 2020 ; Muralimohan *et al.* 2016). N1 numunesinde düşük akımda yapıldığından boşlukların ve tam birleşmenin olmaması test sonuçlarında görülmüştür. Akım arttıkça çekme dayanımının arttığı görülmüştür.

### XRD sonuçları

Kaynak sonrası N1, N2 ve N3 numunelerinin malzeme yapısında meydana gelen fazlar X ışını kırınımı yöntemi ile tespit edilmiştir. XRD deney sonuçları Şekil 92 ve Tablo 50’de verilmiştir. Sonuçlara göre yapı içerisinde Östenit,  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_3Ni_3$ , Ni faz ve bileşikleri ile bazı metaller tespit edilmiştir. Bu fazlar sert ve kırılğan bir yapıya sahiptir. Fakat Nikel YMK yapısına sahiptir ve yüksek tokluğa sahip östenit oluşturduğu ve östenit malzemenin mekanik özelliğini artırdığı da düşünülmektedir (Teker ve Gençdoğan, 2020).



**Şekil 92.** N1, N2, N3 numunelerinin XRD analiz grafikleri

**Tablo 50.** N1, N2, N3 Numunesi XRD Analiz Sonuçları

<b>X-RAY Değerleri</b>	
<b>2<math>\Theta</math>(°)</b>	<b>Faz</b>
<b>43.6</b>	<b>Austenite-Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub></b>
<b>44.6</b>	<b>Ni</b>
<b>50.9</b>	<b>Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>-Cr<sub>3</sub>Ni<sub>3</sub></b>
<b>74.6</b>	<b>Austenite-Cr<sub>3</sub>Ni<sub>3</sub></b>
<b>90.50</b>	<b>Austenite</b>
<b>95.90</b>	<b>Austenite</b>



## SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada CMT kaynak yöntemi ile Hardox 500 ve AISI 430 çelikleri ilave tel kullanılarak ve kaynak ağzı açılarak birleştirilmiştir. Yapılan kaynaklı birleştirmelerde diğer parametreler sabit tutularak (Gaz debisi, ilerleme hızı, torç açısı, Tel sürme hızı, ark boyu) fakat amper parametresi değiştirilerek 120 A, 130 A, 140 A'de Hardox 500 ve AISI 430 metal çifti birleştirilmiştir. Mikroyapı ve mekanik özelliklerinde meydana gelen değişiklikler incelenmiş aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

Farklı mekanik ve kimyasal özelliklere sahip 10 mm kalınlıktaki Hardox 500 ve AISI 430 çelikleri ilave tel kullanılarak CMT kaynak yöntemi ile başarılı bir şekilde kaynak edilmiştir.

Kaynaklı birleştirme yan yüzeylerinden alınan mikroyapı fotoğraflarında numunelerin ITAB - AISI 430 ve Hardox 500 - ITAB'da çatlak ve boşluk görülmezken, AISI 430 - ITAB'da tane içi krom karbürler ve tane sınırı karbürler, Hardox 500 - ITAB'da ise asiküler ferrit, widmanstatten ferrit ve martenzit görülmüştür. Mikroyapıda istenilen tane küçülmesi elde edilmiştir.

Kaynaklı birleştirmelere yapılan EDS analiz sonuçlarına göre genel olarak akım arttıkça Demir (Fe) elementinin ITAB bölgelerinde azaldığı görülmüştür. AISI 430 metalinden krom (Cr), mangan (Mn), nikel (Ni), molibden (Mo) atomlarının kaynak metaline geçtiğini, Kaynak metalinden de AISI 430 metaline karbon (C) geçişi olduğu tespit edilmiştir. Aynı şekilde kaynak metalinden Hardox 500 metaline krom (Cr), mangan (Mn), nikel (Ni), molibden (Mo) atomlarının geçtiğini Kaynak metalinden de Hardox 500 metaline karbon (C) geçişi olduğu gözlenmiştir. Kaynak metalindeki elementlerin AISI 430 – ITAB bölgesinde Hardox 500 – ITAB'ından daha fazla görülmesi atom yoğunluğu ile alakalı olduğu düşünülmektedir.

Kaynaklı birleştirmelerde mikrosertlik ölçümlerinde kaynak metalinden AISI 430 metaline geçerken ITAB bölgesinde sertlikte düşüş olmuştur. Kaynak metalinden Hardox 500 metaline geçerken ITAB bölgesinde sertlikte azalma olmuştur. En düşük sertlik N2 numunesinin AISI 430 - ITAB bölgesinde 173 HV olarak ölçülmüştür. En yüksek sertlik N3 numunesinin Hardox 500 ana metalinde 538 HV ölçülmüştür. Bu veriler ışığında kaynak metalindeki sert yapılar ve kırılma fazlar oluşmuş ve bu sayede kaynak metalindeki dayanım artmıştır. Ayrıca kaynak metalinde tespit edilen martenzitlerin ve kromkarbür oluşumlarının da mukavemetin artmasında etkisi olmuştur.

Kaynaklı birleştirmelerin çentik darbe deney analiz sonuçlarında genel olarak birbirine yakın sonuçlar elde edilmiştir. En yüksek darbe enerjisi N3 numunesi 128.9 J, en düşük darbe enerjisi N1 numunesi 99.99 J olarak tespit edilmiştir. Akım arttıkça darbe enerjileri arttığı görülmüştür. Kırık yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde yüzeylerin sünek kırılma gösterdiği tespit edilmiştir.

Yapılan çekme deneyleri sonucunda N1 numunesi 280 MPa çekme kuvvetinde ve 5,12 mm uzama göstererek AISI 430 - ITAB bölgesinden kırılmıştır. N2 numunesi 486 MPa çekme kuvveti, N3 numunesi 493 MPa çekme kuvvetinde AISI 430 ana metalinden kopmuşlardır. N2 numunesi 15.27 mm, N3 numunesi 16.32 mm uzama göstermiştir.

Kaynaklı birleştirmelerden alınan XRD sonuçlarına göre Östenit,  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_3Ni_3$  ve Ni faz ve bileşikleri tespit edilmiştir.



## KAYNAKLAR

- Ali, A., & Bhadeshia, H. K. D. H. (1991). Microstructure of high strength steel refined with intragranularly nucleated Widmanstätten ferrite. *Materials science and technology*, 7(10), 895-903.
- Alizadeh-Sh, M. A. R. A. S. H. I., Marashi, S. P. H., & Pouranvari, M. (2014). Resistance spot welding of AISI 430 ferritic stainless steel: phase transformations and mechanical properties. *Materials & Design (1980-2015)*, 56, 258-263.
- Anık, S., Anık, E. S., & Vural, M. (1993). 1000 Soruda kaynak teknolojisi el kitabı. Birsen Yayınevi.
- Anık, S. (1991). Kaynak Tekniği El Kitabı. In Gedik Eğitim Vakfı.
- American Iron and Steel Institute. (1988). *Welding of Stainless Steels and Other Joining Methods*. NiDI and AISI, 1-46.
- Anttila, S., & Heikkinen, H.-P. (2014). *Structural Applications of Ferritic Stainless Steels (SAFSS) (Vol. 1, Issue March)*.
- Anonymous, 2021. <https://www.ssab.com.tr/products/brands/hardox> -10.05.2021
- Aran, A., & Temel, M. A. (2004). Paslanmaz çeliklerin üretimi, kullanımı, standartları. *Sarıtaş Teknik Yayınları*, 1, 54-65.
- Bensaid, K., Dhiflaoui, H., Bouzaiene, H., Yahyaoui, H., & Fredj, N. B. (2021). Effects of the cooling mode on the integrity and the multi-pass micro-scratching wear resistance of Hardox 500 ground surfaces. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 113(9), 2865-2882.
- Bilen, F. A. (2016). Hardox 400-AISI 304 çelik çiftlerinin Plazma Transferli Ark kaynak yöntemi ile birleştirilebilirliğinin araştırılması (Yüksek Lisans Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü (türkey)).
- Çalığülü, U., Calıgulu, U., Dıkbaz, H., & Taskın, M. (2012). Microstructural characteristic of dissimilar welded components (AISI 430 ferritic-AISI 304 austenitic stainless steels) by CO2 laser beam welding (LBW). *Gazi University Journal of Science*, 25(1), 35-51
- da Costa Pépe, N. V. (2010). *Advances in gas metal arc welding and application to corrosion resistant alloy pipes*.
- Erdoğan, M. (2000). *Mühendislik alaşımlarının yapı ve özellikleri*. Nobel Yayın, Ankara.
- Eryürek, İ. B. (2007). *Gazaltı ark kaynağı*. ASKAYNAK Kaynak Tekniği Sanayi ve Ticaret AŞ, İstanbul, 74.
- Farnsworth, S. R. (2010). *Welding for dummies*. John Wiley & Sons.
- Frydman, S., & Pękalski, G. (2008). Structure and hardness changes in welded joints of Hardox steels. *Archives of civil and mechanical engineering*, 8(4), 15-27.
- James, J. A., & Sudhish, R. (2016). Study on effect of interlayer in friction welding for dissimilar steels: SS 304 and AISI 1040. *Procedia Technology*, 25, 1191-1198.
- Gungor, B., Kaluc, E., Taban, E., & Aydin, S. I. K. (2014). Mechanical and microstructural properties of robotic Cold Metal Transfer (CMT) welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys. *Materials & Design (1980-2015)*, 54, 207-211.

- Holmberg, B. (2008). Stainless steels – their properties and their suitability for welding. In AvestaPolarit.
- Kaçar, R., Emre, H. E., İşineri, A. Ü., & Najafiharehtapeh, A. (2018). Effects of welding methods on the mechanical properties of joining dissimilar steel couple. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 33(1), 255–265. <https://doi.org/10.17341/gazimmfd.406797>
- Kah, P., Latifi, H., Suoranta, R., Martikainen, J., & Pirinen, M. (2014). Usability of arc types in industrial welding. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 9(1), 1-12.
- Kaya, Y. (2010). An investigation on joinability of the AISI 304 and AISI 430 stainless steel by TIG, MIG and shielded metal arc welding methods. In *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University* (Vol. 25, Issue 3).
- Konat, Ł. (2019). Structural aspects of execution and thermal treatment of welded joints of hardox extreme steel. *Metals*, 9(9), 915.
- Kou, S. (2003). *Welding metallurgy*. New Jersey, USA, 431(446).
- Konat, Ł., Białobrzaska, B., & Białek, P. (2017). Effect of welding process on microstructural and mechanical characteristics of Hardox 600 steel. *Metals*, 7(9), 349.
- Kurt, B., Orhan, N., Somunkiran, I., & Kaya, M. (2009). The effect of austenitic interface layer on microstructure of AISI 420 martensitic stainless steel joined by keyhole PTA welding process. *Materials & Design*, 30(3), 661-664.
- Lippold, J. C., & Kotecki, D. J. (2005). *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Canada. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken. 2005. 1–357.
- Magowan, S. (2017). Effects of cold metal transfer welding on properties of ferritic stainless steel. Sheffield Hallam University (United Kingdom).
- Mallaiah, G., Kumar, A., Reddy, P. R., & Reddy, G. M. (2012). Influence of grain refining elements on mechanical properties of AISI 430 ferritic stainless steel weldments–Taguchi approach. *Materials & Design* (1980-2015), 36, 443-450.
- Muralimohan, C. H., Ashfaq, M., Ashiri, R., Muthupandi, V., & Sivaprasad, K. (2016). Analysis and characterization of the role of Ni interlayer in the friction welding of titanium and 304 austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(1), 347-359.
- Nadzam, J., Armao, F., Byall, L., Kotecki, D., & Miller, D. (2014). *Gas Metal Arc Welding—Product and Procedure Selection*. Lincoln Global Inc.: Cleveland, OH, USA, C4.
- Ramkumar, K. D., Chandrasekhar, A., Singh, A. K., Ahuja, S., Agarwal, A., Arivazhagan, N., & Rabel, A. M. (2015). Comparative studies on the weldability, microstructure and tensile properties of autogeneous TIG welded AISI 430 ferritic stainless steel with and without flux. *Journal of Manufacturing Processes*, 20, 54-69.
- Sathiya, P., Aravindan, S., & Noorul Haq, A. (2007). Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 31(11), 1076-1082.
- Scotti, A., Ponomarev, V., & Lucas, W. (2012). A scientific application oriented classification for metal transfer modes in GMA welding. *Journal of materials processing technology*, 212(6), 1406-1413.
- Soderstrom, E. J. (2007). Influence of Ar-CO<sub>2</sub> mixtures and thin electrodes on metal transfer in gas metal arc welding (Doctoral dissertation, Colorado School of Mines).

- Singh, R. (2020). Applied welding engineering: processes, codes, and standards. Butterworth-Heinemann.
- Tapiola, J. (2017). Cold metal transfer cladding of wear and corrosion resistant coatings in engine applications (Master's thesis, Tampere University of Technology, (Finland)).
- Teker, T. (2010). AISI 430/AISI 1040 çelik çiftinin anahtar deliği plazma kaynak yöntemi ile birleştirilmesi, mikroyapı ve mekanik özelliklerin araştırılması/Investigation of microstructure and mechanical properties of AISI 430/AISI 1040 steel couple welded by keyhole plasma welding technique. , (Doktora tezi, Fırat Üniversitesi ,Fen Bilimleri Enstitüsü ,Metalurji Eğitimi Ana Bilim Dalı, (ELAZIĞ)).
- Teker, T. (2013). The effect of austenitic interlayer on microstructure and mechanical behaviors in keyhole plasma transfer arc welding of ferritic stainless steel couple. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 69(5), 1833-1840.
- Teker, T. T., & Gençdoğan, D. (2020). Phase and chemical structure characterization in double sided TIG arc welding of Hardox 450 and AISI 430 steel. Cumhuriyet Science Journal, 41(4), 987-994.
- Teker, T., & Karakurt, E. M. (2020). Examination of mechanical properties of high chromium white cast iron/AISI1030 steel welded by friction welding with nickel interlayer. Science and Technology of Welding and Joining, 25(2), 150-156.
- Tülbentçi, K. (1990). Mig-Mag eriyen elektrod ile gazaltı kaynağı. Modern Kaynak Teknolojisi, 1-50.
- Uluocak, M. E. (2008). Hardox 450 çeliklerinin Mag kaynak bölgesi mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi (Doctoral dissertation, Marmara Üniversitesi (Turkey)).
- Uygur, I. (2007). Fe-Cu-C çeliklerine mangan ilavesinin mekanik özelliklere etkisi. Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi, 22(3).
- Yılmaz, R., Gedikli, M., & Barlas, Z. (2005). Hardox 400 çeliğinin sert dolgu kaynağında paso sayısının sertliğe, aşınmaya ve mikroyapıya etkisi. Technology, 8(1-2), 57-64.
- Yorulmazel, S. C. (2007). Paslanmaz çelik konstrüksiyonlarda oluşan distorsyonların etüdü. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Zabirov, A. (2016). Investigation of droplet formation and transfer in GMA welding (Doctoral dissertation, Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2016)..

## ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
<b>Adı Soyadı:</b>	Oğuzhan ÇINAR
<b>Doğum tarihi:</b>	
<b>Doğum Yeri:</b>	
<b>E-mail:</b>	
Eğitim	
<b>Lise:</b>	Erzurum Adnan Menderes Lisesi
<b>Lisans:</b>	Yıldız Teknik Üniversitesi/Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Yabancı Dil Bilgisi	
<b>İngilizce:</b>	İyi
İş Deneyimi	
Türkiye Cumhuriyeti Devlet Demiryolları (2017-Halen)	