KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

TIG KAYNAĞI, ÖZLÜ TEL İLE ARK KAYNAĞI VE ELEKTRİK ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE BİRLEŞTİRİLEN X1CrNiMoCuN20-18-7 (SMO 254) VE S355J2N MALZEMELERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPISAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

CEVAT CÜNEYT SATIROĞLU

KOCAELİ 2025

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

TIG KAYNAĞI, ÖZLÜ TEL İLE ARK KAYNAĞI VE ELEKTRİK ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE BİRLEŞTİRİLEN X1CrNiMoCuN20-18-7 (SMO 254) VE S355J2N MALZEMELERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPISAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

CEVAT CÜNEYT SATIROĞLU

Prof. Dr. Emel TABAN		
Danışman,	**Kocaeli Üniversitesi**	**.....**
Prof. Dr. Muharrem YILMAZ		
Jüri Üyesi,	**Kocaeli Üniversitesi**	**.....**
Prof. Dr. Oğuzhan YILMAZ		
Jüri Üyesi,	**Gazi Üniversitesi**	**.....**

Tezin Savunulduğu Tarih: 24.09.2025

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ

Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez/proje çalışmasında,

- Bu tezin/projenin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu,
- Çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı,
- Bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi,
- Bu çalışmanın Kocaeli Üniversitesi'nin abone olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Fen Bilimleri Enstitüsü'nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun olduğunu,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Tezin/Projenin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez/proje çalışması olarak sunmadığımı,

beyan ederim.

☐ Bu tez/proje çalışmasının herhangi bir aşaması hiçbir kurum/kuruluş tarafından maddi/alt yapı desteği ile desteklenmemiştir.

■ Bu tez/proje çalışması kapsamında üretilen veri ve bilgiler Beşiktaş Tersane A.Ş. tarafından scrubber imalatı projeleri kapsamında maddi/alt yapı desteği alınarak gerçekleştirilmiştir.

Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

.....
(İmza)

Cevat Cüneyt SATIROĞLU

YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI

Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından onaylanan lisansüstü tezimin/projemin tamamını veya herhangi bir kısmını, basılı ve elektronik formatta arşivleme ve aşağıda belirtilen koşullarla kullanıma açma izninin Kocaeli Üniversitesi'ne verdiğimi beyan ederim. Bu izinle Üniversiteye verilen kullanım hakları dışındaki tüm fikri mülkiyet haklarım bende kalacak, tezimin/projemin tamamının ya da bir bölümünün gelecekteki çalışmalarda (makale, kitap, lisans ve patent vb.) kullanımı bana ait olacaktır.
Tezin/projenin kendi özgün çalışmam olduğunu, başkalarının haklarını ihlal etmediğimi ve tezimin/projenin tek yetkili sahibi olduğumu beyan ve taahhüt ederim. Tezimde yer alan telif hakkı bulunan ve sahiplerinden yazılı izin alınarak kullanılması zorunlu metinlerin yazılı izin alarak kullandığımı ve istenildiğinde suretlerini Üniversiteye teslim etmeyi taahhüt ederim.
Yükseköğretim kurulu tarafından yayınlanan ***"Lisansüstü Tezlerin Elektronik Ortamda Toplanması, Düzenlenmesi ve Erişime Açılmasına İlişkin Yönerge"*** kapsamında tezim aşağıda belirtilen koşullar haricinde YÖK Ulusal Tez Merkezi/ Kocaeli Üniversitesi Kütüphaneleri Açık Erişim Sisteminde erişime açılır.

☐ Enstitü yönetim kurulu kararı ile tezimin/projemin erişime açılması mezuniyet tarihinden itibaren 2 yıl ertelenmiştir.
☐ Enstitü yönetim kurulu gerekçeli kararı ile tezimin/projemin erişime açılması mezuniyet tarihinden itibaren 6 ay ertelenmiştir.
■ Tezim/projem ile ilgili gizlilik kararı verilmemiştir.

.....
(İmza)

Cevat Cüneyt SATIROĞLU

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez çalışmamın hazırlanması sürecinde bana yol gösteren, değerli bilgi ve deneyimlerini paylaşarak her aşamada destek olan saygıdeğer danışmanım Prof. Dr. Emel TABAN'a en içten teşekkürlerimi sunarım.
Tez çalışmamın gerçekleştirilmesi sırasında fikirleri, eleştirileri ve önerileriyle katkıda bulunan jüri üyelerine, ayrıca laboratuvar çalışmalarında bana destek veren Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı çalışanlarına teşekkür ederim.
Deneysel çalışmaların yürütülmesi esnasında yardım ve katkılarını esirgemeyen tüm arkadaşlarıma, özellikle numune hazırlama, test ve analiz aşamalarında yanımda olan Beşiktaş Tersane A.Ş. Sn. İbrahim Aydın ve Sn. Halil Topuçar'a, İmkosan A.Ş. Sn. İnan Geçmen 'e teşekkür ederim.
Hayatımın her döneminde bana koşulsuz destek olan sevgili eşim Zeynep Satıroğlu'na, aileme, sabırları, anlayışları ve manevi destekleri için sonsuz teşekkürlerimi sunarım.
Son olarak, bu çalışmanın gerçekleşmesinde katkısı olan ve adını burada tek tek anamadığım herkese teşekkür ederim.

Eylül - 2025 Cevat Cüneyt SATIROĞLU

İÇİNDEKİLER

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ i
YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI ii
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR iii
İÇİNDEKİLER iv
ŞEKİLLER DİZİNİ vi
TABLOLAR DİZİNİ viii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ ix
ÖZET x
ABSTRACT xi
1. GİRİŞ 1
2. GENEL BİLGİLER 5
2.1. Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirlikleri 5
2.2. Paslanmaz Çeliklerde Alaşım Elementlerinin Rolü 7
2.2.1. Krom 9
2.2.2. Nikel 10
2.2.3. Molibden 11
2.2.4. Mangan 12
2.2.5. Azot 13
2.2.6. Silisyum 14
2.2.7. Karbon 14
2.2.8. Bakır 15
2.3. Paslanmaz Çeliklerin Faz Diyagramları 15
2.3.1. Fe-Cr İkili Faz Denge Diyagramı 16
2.3.2. Fe-Cr-C Üçlü Faz Denge Diyagramı 17
2.3.3. Fe-Cr-Ni Üçlü Faz Diyagramı 18
2.4. Mikroyapısal Karakterizasyon Diyagramları 18
2.4.1. Schaeffler Diyagramı 19
2.4.2. DeLong Diyagramı 21
2.4.3. WRC Diyagramı 23
2.5. Scrubber Sistemleri ve Malzeme Seçimi 24
2.5.1. Scrubber Sistemlerinin Temel Çalışma Prensibi 24
2.5.2. Scrubber Türleri 25
2.5.3. Scrubber Sistemlerinin Avantajları ve Dezavantajları 26
2.5.4. Scrubber Ekipmanları ve SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) Malzemesi 26
2.5.5. SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) Malzemesi ve Korozyon Direnci 27
3. MALZEME VE YÖNTEM 30
3.1. SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) Malzemesinin Özellikleri 30
3.2. S355J2N Malzemesinin Özellikleri 31
3.3. Kaynak Yöntemleri ve Uygulamaları 32
3.3.1. Kaynak Teknolojilerine Genel Bakış 32
3.3.2. TIG Kaynağı (Tungsten Inert Gas Kaynağı) 33
3.3.3. Özlü Tel ile Ark Kaynağı (FCAW) 33
3.3.3.1. Özlü Telin Özellikleri 34
3.3.4. Elektrik Ark Kaynağı (SMAW) 37

4. BULGULAR 39
4.1. Giriş 39
4.2. Numune Hazırlama Süreci 41
4.3. Malzemeler ve Deneysel Çalışmalar 43
4.3.1. Malzemeler 43
4.3.2. Kaynaklı Bağlantıların Oluşturulması 44
4.3.3. Deneysel Sonuçlar ve Tartışmalar 46
4.3.3.1. Makroyapılar 47
4.3.3.2 Mikroyapılar 48
4.3.3.3. SEM-EDX İncelemesi 61
4.3.3.4. Sertlik değerleri 66
4.3.3.5. Çekme Deneyi Sonuçları ve Kırılma Yüzeyleri SEM İncelemesi 69
4.3.3.6. Eğme Test Sonuçları 76
4.3.3.7. Çentik Darbe Testi Sonuçları 77
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 80
KAYNAKLAR 83
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 101
ÖZGEÇMİŞ 102

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. a) Ferrit yapıcılar, b) Östenit yapıcılar 8
Şekil 2.2. Alaşım elementlerinin anodik polarizasyon eğrisine olan etkilerinin görsel özeti 9
Şekil 2.3. Alaşım elementlerinin çökelti oluşum süreçlerindeki katkılarının şematik gösterimi 12
Şekil 2.4. Fe- Cr ikili faz denge diyagramı 16
Şekil 2.5. Fe-Cr-C diyagramında C etkisi 17
Şekil 2.6. Fe-Cr-Ni diyagramları 18
Şekil 2.7. Schaeffler Diyagramı 20
Şekil 2.8. Ferrit içeriği ve katılaşma çeşidi için DeLong diyagramı 22
Şekil 2.9. WRC 92 diyagramı 23
Şekil 3.1. Kaynak Yöntemine göre Kaynak Görüntüleri 36
Şekil 3.2. Gaz Korumalı Özlü Teli ile Ar Kaynağı 37
Şekil 4.1. SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliği ve S355J2N çeliği için hazırlanan kaynaklı bağlantılara ait test numuneleri a) Çekme deneyi numuneleri, b) Eğme deneyi numuneleri c) Makro-mikro yapı numuneleri 42
Şekil 4.2. a) 05A-TIG b) 05M-FCAW c) 05E-SMAW hazırlanan kaynaklı bağlantılara ait makroyapılar 47
Şekil 4.3. a) 05A-SMO254 Esas Metal 100x b) 05A-SMO254 Esas Metal 200x c) 05A-S355J2N Esas Metal 500x d) 05A-S355J2N Esas Metal 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 50
Şekil 4.4. a) 05A-SMO254 ITAB 100x b) 05A-SMO254 ITAB 200x c) 05A-SMO254 ITAB 500x d) 05A-SMO254 ITAB 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 52
Şekil 4.5. a) 05A-SMO254 Kaynak Metali 500x b) a) 05A-SMO254 Kaynak Metali 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 54
Şekil 4.6. a) 05M-SMO254 Esas Metal 100x b) 05M-SMO254 Esas Metal 250x c) 05M-S355J2N Esas Metal 200x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 54
Şekil 4.7. a) 05M-SMO254 ITAB 100x b) 05M-SMO254 ITAB 100x c) 05M-SMO254 ITAB 250x d) 05M-SMO254 ITAB 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 55
Şekil 4.8. a) 05M-SMO254 Kaynak Metali 100x b) a) 05M-SMO254 Kaynak Metali 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 56
Şekil 4.9. a) 05E-SMO254 Esas Metal 100x b) a) 05E-SMO254 Esas Metal c) 05M-S355J2N Esas Metal 200x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 57
Şekil 4.10. a) 05E-SMO254 ITAB 100x b) 05E-SMO254 ITAB 100x c) 05E-SMO254 ITAB 250x d) 05E-SMO254 ITAB 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 58
Şekil 4.11. a) 05E-SMO254 Kaynak Metali 13x b) a) 05E-SMO254 Kaynak Metali 100x c) 05E-SMO254 Kaynak Metali 500x d) 05E-SMO254 Kaynak Metali 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar 60

Şekil 4.12. ITAB Mikroyapılarının karşılaştırılması a) TIG-05A b) FCAW-05M c) SMAW-05E 60
Şekil 4.13. TIG kaynaklı bağlantılara ait SEM/EDX görüntüleri 62
Şekil 4.14. TIG kaynaklı bağlantılara ait TIG-EDX Grafiği 63
Şekil 4.15 FCAW kaynaklı bağlantılara ait SEM/EDX görüntüleri 63
Şekil 4.16. FCAW kaynaklı bağlantılara ait FCAW-EDX Grafiği 64
Şekil 4.17. SMAW kaynaklı bağlantılara ait SEM/EDX görüntüleri 64
Şekil 4.18. SMAW kaynaklı bağlantılara ait SMAW-EDX Grafiği 65
Şekil 4.19. Kaynaklı bağlantılara ait sertlik ölçüm noktaları 67
Şekil 4.20. Kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri grafiği 69
Şekil 4.21. Kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi grafikleri a) TIG (05A) b) FCAW (05M) c) SMAW (05E) 71
Şekil 4.22. Kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi numuneleri 73
Şekil 4.23. TIG kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi kırılma yüzeyleri SEM incelemesi 73
Şekil 4.24. FCAW kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi kırılma yüzeyleri SEM incelemesi 74
Şekil 4.25. SMAW kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi kırılma yüzeyleri SEM incelemesi 75
Şekil 4.26. Çekme Deneyi Kırılma Yüzeyleri a) TIG b) FCAW c) SMAW 75
Şekil 4.27. Nick break testi 76
Şekil 4.28. Kaynaklı bağlantılara ait çentik darbe deneyi sonuç grafikleri 79

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 2.1. Alaşım elementlerinin paslanmaz çelikler üzerindeki etkisi 8
Tablo 4.1. SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliğinin ve S355J2N çeliğinin kimyasal bileşim ve mekanik özellikleri..... 44
Tablo 4.2. ERNiCrMo-3, ENiCrMo-3 T1-4, ENiCrMo-3 T1 Tellerin Kimyasal Bileşimi 46
Tablo 4.3. SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliği ve S355J2N çeliği için hazırlanan kaynaklı bağlantılara ait kaynak parametreleri..... 46
Tablo 4.4. TIG kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri..... 68
Tablo 4.5. FCAW kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri 68
Tablo 4.6. SMAW kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri 68
Tablo 4.7. Kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi sonuçları..... 70
Tablo 4.8. Kaynaklı bağlantılara ait çentik darbe deneyi sonuçları..... 78

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

CPT	: Kritik çukurcuklanma sıcaklığı (Critical Pitting Temperature)
Cr_eq	: Krom eşdeğeri (Chromium Equivalent)
Fe_2O_3	: Demir(III) oksit
H_2SO_3	: Sülfüröz asit
H_2SO_4	: Sülfürik asit
HB	: Brinell sertliği
HCl	: Hidroklorik asit
Na_2SO_3	: Sodyum sülfit
Na_2SO_4	: Sodyum sülfat
Ni_eq	: Nikel eşdeğeri (Nickel Equivalent)
PREN	: Pitting Resistance Equivalent Number (Korozyon direnci eşdeğeri)
σ	: Sigma Fazı
SO_2	: Kükürt dioksit
T	: Sıcaklık (°C)
t	: Numune kalınlığı (mm)
χ	: Chi fazı
YMK	: Yüzey merkezli kübik kristal yapı
HMK	: Hacim merkezli kübik kristal yapı

Kısaltmalar

AISI	: American Iron & Steel Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)
CPT	: Critical Pitting Temperature (Kritik Korozyon Sıcaklığı)
EDX	: Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi)
EN	: Avrupa Standardı
FCAW	: Flux Cored Arc Welding (Özlü Tel Ark Kaynağı)
FN	: Ferrit numarası
HFO	: Heavy Fuel Oil
IMO	: International Maritime Organization (Uluslararası Denizcilik Örgütü)
ISO	: International Organization for Standardization (Uluslararası Standardizasyon Örgütü)
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
MAG	: Metal Active Gas Welding (Aktif gaz altı kaynağı)
MARPOL	: Marine Pollution Convention (Deniz kirliliği uluslararası sözleşmesi)
MIG	: Metal Inert Gas Welding (İnert gaz altı kaynağı)
SASS	: Super Austenitic Stainless Steel (Süper östenitik paslanmaz çelik)
SEM	: Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
SMAW	: Shielded Metal Arc Welding (Örtülü elektrot ark kaynağı)
TIG	: Tungsten Inert Gas Welding (Tungsten inert gaz kaynağı)
TSE	: Türk Standardı (Türk Standartları Enstitüsü)
WRC	: Welding Research Council (Kaynak Araştırma Konseyi)

TIG KAYNAĞI, ÖZLÜ TEL İLE ARK KAYNAĞI VE ELEKTRİK ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE BİRLEŞTİRİLEN X1CrNiMoCuN20-18-7 (SMO 254) VE S355J2N MALZEMELERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPISAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Gemi inşaa uygulamalarında paslanmaz çelik malzemelerin tercih edilmesi, zorlu işleme koşulları ve maliyetler nedeniyle riskli kabul edilse de, bazı özel uygulamalarda sundukları üstün korozyon direnci nedeniyle tercih edilmeleri zorunlu hale gelmiştir. Uluslararası Denizcilik Örgütü (IMO) tarafından yayımlanan düzenlemeler doğrultusunda, dizel yakıt kullanımından kaynaklanan sülfür emisyonlarının azaltılması amacıyla, düşük sülfür içerikli yakıt kullanımı veya desülfürizasyon (scrubber) sistemlerinin kullanımı zorunlu hale getirilmiştir. Bu sistemlerde kullanılan malzemelerin korozyon direncinin yüksek olması büyük önem taşımaktadır. Yapılan çalışmalar sonucunda, yüksek alaşımlı östenitik paslanmaz çeliklerden SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7), üstün korozyon dayanımı (PRE $\geq$ 42,5), yüksek mekanik özellikleri ve klorür içeren zorlu ortamlardaki performansı ile scrubber sistemlerinde yaygın olarak tercih edilmektedir. Bu çalışmanın amacı, SMO 254 ve S355J2N gibi farklı karakterdeki malzemeler üzerinde uygulanan farklı kaynak yöntemlerinin (TIG ve FCAW) mikro yapı, mekanik özellikler ve metalürjik davranışlar üzerindeki etkilerini karşılaştırmalı olarak incelemektir. Özellikle kaynak dikişi ve ısıdan etkilenen bölgelerde (ITAB) meydana gelen mikroyapısal değişimler, çekme mukavemeti, sertlik dağılımı, faz dönüşümleri ve olası kaynak kusurları (çatlak, ayrışma, delta ferrit oluşumu vb.) detaylı olarak analiz edilmiştir. SMO 254'ün yüksek sıcaklık (380 °C), düşük pH ve yüksek klorür içeriği gibi zorlu koşullara karşı gösterdiği direnç, bu çeliği scrubber sistemlerinde tercih edilir kılmaktadır. Bu bağlamda, scrubber ekipmanlarının gemi gövdesine kaynatılmasında, SMO 254 ve S355J2N arasındaki kaynaklı birleşimlerin davranışı da çalışmanın temel inceleme konularındandır.

Anahtar Kelimeler: Desülfürizasyon, Emisyon, Isı Tesiri Altındaki Bölge, Korozyon, Mikroyapı.

INVESTIGATION OF MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF X1CrNiMoCuN20-18-7 (SMO 254) AND S355J2N MATERIALS JOINED BY TIG WELDING, FLUX-CORED ARC WELDING, AND SHIELDED METAL ARC WELDING METHODS

ABSTRACT

In shipbuilding practices, the use of stainless steel materials is considered risky due to challenging processing conditions and high costs; however, in certain specialized practices, their superior corrosion resistance makes their use indispensable. According to regulations issued by the International Maritime Organization (IMO), the use of low-sulfur fuels or the installation of desulfurization (scrubber) systems on ships has become mandatory to reduce sulfur emissions from diesel fuel combustion. In these systems, materials with high corrosion resistance are crucial for efficient operation. Studies have shown that highly alloyed austenitic stainless steel SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) is an ideal choice due to its excellent corrosion resistance (PRE ≥ 42.5), high mechanical strength, and superior performance in chloride-rich and aggressive environments. The aim of this study is to comparatively evaluate the effects of different welding methods (TIG and FCAW) on materials with distinct characteristics, such as SMO 254 and S355J2N. The study focuses on the influence of welding on microstructure, mechanical properties (tensile strength, hardness distribution), phase transformations, and potential metallurgical issues (cracks, segregation, delta ferrite formation) in the weld metal and heat-affected zones (HAZ). SMO 254 demonstrates exceptional resistance to harsh service conditions, including high temperatures (up to 380 °C), low pH, and high chloride concentrations, making it a widely preferred material in scrubber systems. Therefore, the behavior of welded joints between SMO 254 and S355J2N is of significant interest, especially when integrating scrubber equipment into ship structures.

Keywords: Desulfurization, Emission, Heat-affected Zone, Corrosion, Microstructure.

1. GİRİŞ

Uluslararası Denizcilik Örgütü (IMO), dizel motorlarla seyreden ve HFO yakıt kullanan tüm gemilerin atmosfere saldıkları sülfür miktarını sınırlandırmaları konusunda MARPOL 73/78-ANNEX VI mevzuatını yayınlamıştır. Bu mevzuat ile birlikte, gemilerin daha pahalı olan düşük sülfürlü yakıt kullanımı ve atmosfere atılan SO2 (sülfür dioksit) gazı miktarını azaltmak için gemi bacasında bir gaz temizleme ekipmanı ile birlikte HFO kullanmaya devam etme alternatifleri bulunmaktadır. Bu da daha ekonomik bir yöntem olarak SO2 gazı salınımını azaltacak gaz temizleyici ekipmanlara gerçek bir ihtiyaç duyulduğu anlamına gelmektedir. Gaz temizleyici sistem (Scrubber System) ile birlikte HFO yakıtındaki ortalama %2,7 sülfür içeriği %1,5-0,1 değerine düşürülmektedir. (E. Aragon ve diğ., 2009) Metalik malzemelerin deniz suyu veya diğer asidik tuzlu su çözeltilerine karşı korozyon direnci konusunda hem laboratuvar testleri hem de saha koşullarında uzun süreli korozyona maruz kalma testleri yapılmıştır. Çalışmalar sonucunda, baca gazı desülfürizasyon sistemi üretimi için en uygun malzeme olarak titanyum veya Ni alaşımlarının olduğu görülmüştür. Ancak bu malzemelerin maliyetleri yüksek ve kaynaklanabilirliği zordur ve bu bakımdan Paslanmaz Çeliklerin (SS) daha uygun olacağı düşünülmüştür. Bu alanda, temel bir seçim kriteri olarak, Korozyon Direnci Eşdeğeri (PRE = % Cr + % 3,3 Mo + % 16 N olarak tanımlanır) dikkate alınmıştır. Isıdan etkilenen bölgelerin korozyon direncine özellikle dikkat çekilmiştir. Süper östenitik paslanmaz çeliklerin (SASS, PRE > 40, Mo içeriği > %6), kaynaklanabilirlik açısından uygun bir malzeme olacağı gösterilmiştir. Yüksek sıcaklıktaki (380 ºC) mekanik direnç de dikkate alınmış ve dubleks alaşımlardan ziyade süper östenitik alaşımlar seçilmiştir (Mater Corros 1997;48:791–8 / Wallén B, Bergvist A., 1997)

SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7**)**, geleneksel östenitik paslanmaz çelikler olan 304, 316 ve 347'den daha yüksek miktarda Cr, Ni, Mo içeren tam östenitik paslanmaz çeliktir. İçine eklenen nitrojen 254'ün korozyon direncini artırır. İyi darbe tokluğuna ve gerilmeli korozyonu çatlaması ile aralık korozyonuna karşı mükemmel dirence sahiptir. Bu çelik, mükemmel işlenebilirliğe sahip 316 L'ye göre hidrojen gevrekleşmesine karşı daha yüksek direnç göstermektedir. Ayrıca, SMO 254 gerinim sırasında belirgin östenit

kararlılığı gösterebilir (Stenvall P. ve diğ., 1996; Cui T. ve Lundin C., 2005; Malik A. ve diğ., 1994)

SMO 254, çukurcuk korozyonu ve çatlak korozyonuna karşı mükemmel direnci nedeniyle tuzdan arındırma, petrokimya, enerji, deniz suyu boruları, baca gazı desülfürizasyonu, atık yakma tesisleri ve ilaç fabrikası alanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır, ayrıca deniz suyu korozyonuna ve biyolojik kirlenmenin neden olduğu korozyona karşı mükemmel direnç gösterirler (Stenvall P. ve diğ., 1996; Cui T. ve Lundin C., 2005) TIG kaynağı, özellikle paslanmaz çeliklerde yüksek kalite, düşük defekt oranı ve kontrollü kaynak ısısı sağladığı için tercih edilmektedir. Örneğin, 316L paslanmaz çelikte yapılan TIG kaynak çalışmalarında, kaynak bölgesinde ince taneli östenitik yapının korunduğu ve δ-ferrit oranının %1-2 seviyelerinde olduğu rapor edilmiştir (Wang Y. ve diğ., 2020). Kaynak parametrelerinin (akım, gaz koruma, hız) kaynak dikiş geometrisi ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri detaylı olarak incelenmiş; uygun parametre seçiminin çekme mukavemeti ve mikrosertlik üzerinde olumlu etkisi olduğu bulunmuştur (Lee J. ve Kim S., 2023). Bu sayede TIG yöntemi, yüksek sünekliğe ve korozyon direncine sahip bağlantılar elde edilmesini sağlamaktadır (Chen X. ve diğ., 2023).

FCAW, yüksek dolgu hızı, otomasyona uygunluk ve kalın kesit kaynaklarında ekonomik oluşuyla öne çıkar. Paslanmaz çeliklerde yapılan araştırmalarda, FCAW ile kaynak edilen 316L ve 2205 dubleks çeliklerde, gaz karışımlarına bağlı olarak kaynak dikişinde farklı δ-ferrit morfolojileri ve mikroyapı özellikleri gözlemlenmiştir (Martinez L., Perez R. ve Gonzalez A., 2022). Ayrıca, kaynak parametrelerinin mikrosertlik ve mekanik dayanıklılık üzerinde önemli etkileri olduğu belirlenmiştir; CO_2+Ar gaz karışımı kullanılan FCAW kaynaklarında yüksek çekme mukavemeti ve homojen sertlik dağılımı sağlanmıştır (Singh R. ve Sharma V., 2024). FCAW'nin yüksek yığma kabiliyeti ve derin nüfuziyetli kaynak yapabilmesi, gemi inşa gibi sektörlerde avantaj sağlamaktadır (Patel D. ve Kumar P., 2023)

SMAW, manuel uygulamalar ve saha kaynakları için tercih edilen güvenilir bir yöntemdir. Örneğin, AISI 304N paslanmaz çelikte yapılan SMAW deneylerinde, kaynak sonrası tane boyutunda artış ve δ-ferrit içeriğinde dalgalanmalar gözlenmiş, bu durumun çekme mukavemeti ve tokluğu etkilediği raporlanmıştır (Li H. ve Wang Z., 2022; Singh

R. ve diğ., 2023). Ayrıca, SS316L paslanmaz çelikte elektrod tipi ve kaynak akımının mikrosertlik üzerinde kritik etkileri olduğu; 80 A akımda 223 HV'ye kadar sertlik artışı sağlandığı bulunmuştur (Singh R. ve diğ., 2023). Dissimilar kaynaklarda (örneğin A516 karbon çelik ile östenitik paslanmaz çelik birleşimleri) SMAW ile geçiş bölgesinde martensitik yapılar oluşmakta, 600°C sonrası yapılan ısıl işlemlerle δ-ferrit oranı azalarak mekanik özellikler iyileştirilmektedir (Patel D. ve Kumar A., 2020). Bu sonuçlar SMAW'nin mikroyapı üzerindeki etkilerini ortaya koymakta ve SMO 254–S355J2N gibi malzemelerle yapılan karşılaştırmalı çalışmalarda SMAW'nin de dikkate alınması gerektiğini göstermektedir (E. Taban ve diğ., 2021).

Scrubber sistemlerinin etkin çalışabilmesi için kullanılan malzemelerin korozyon direnci büyük önem taşır. Bu bağlamda, SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliği, yüksek korozyon direnci ve sülfürlü ortamlara karşı dayanıklılığı ile scrubber sistemlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Özellikle yüksek sıcaklıklar, düşük pH değerleri ve yüksek klorür içeriği gibi zorlu çevresel koşullara karşı üstün performans sergileyen SMO 254, bu çalışmada, scrubber ekipmanlarında kullanılan malzeme olarak ele alınacaktır.

Scrubber sistemlerinde kullanılan malzemeler, sıcaklık ve kimyasal koşullara dayanıklı olmalıdır. SMO 254 malzemesi, özellikle yüksek sıcaklıklar (380°C), düşük pH ve yüksek klorür konsantrasyonlarına karşı gösterdiği üstün dayanımı ile scrubberların subcooling bölgelerinde tercih edilmektedir ve scrubber ekipmanı gemi bünyesine kaynatılacağı için S355J2N malzemesi ile birleşimleri söz konusu olmuştur.

Sanayi devriminden bu yana kaynak teknolojileri, metal malzemelerin kalıcı olarak birleştirilmesinde en önemli imalat yöntemlerinden biri olmuştur. Özellikle inşaat, enerji, kimya ve denizcilik gibi sektörlerde kullanılan yapısal çelikler ile yüksek alaşımlı paslanmaz çeliklerin birleştirilmesi gerek mekanik dayanım gerekse korozyon direnci açısından karmaşık problemleri beraberinde getirmektedir. Bu bağlamda, farklı kimyasal bileşim ve mikroyapıya sahip malzemelerin birleştirilmesinde kaynak yönteminin ve kaynak parametrelerinin doğru seçilmesi büyük önem arz etmektedir.

SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7); yüksek alaşımlı, östenitik bir paslanmaz çelik olup, mükemmel korozyon dayanımı, yüksek mukavemet ve klorür içeren ortamlarda

üstün performans göstermesiyle bilinmektedir. Bu nedenle kimya tesisleri, denizcilik endüstrisi ve ısı değiştirici sistemlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Öte yandan S355J2N, yapı çelikleri grubunda yer alan, yüksek sünekliğe ve kaynak kabiliyetine sahip bir düşük alaşımlı çeliktir ve daha çok inşaat ve taşıyıcı sistemlerde kullanılmaktadır.

Bu iki farklı malzemenin birleştirilmesi, özellikle ısı girdisi, ısıl genleşme katsayısı farkı, metalürjik uyumsuzluk ve korozyon potansiyel farkı nedeniyle zorluklar içermektedir. Bu nedenle, uygun kaynak yönteminin seçilmesi ve parametrelerin optimize edilmesi kaçınılmazdır.

Bu tez çalışmasında, SMO 254 ve S355J2N malzemeleri, üç farklı kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilmiştir; Tungsten Inert Gas (TIG) Kaynağı, Özlü Tel ile Ark Kaynağı (FCAW), Elektrik Ark Kaynağı (SMAW).

Her bir kaynak yöntemi sonrası oluşan kaynak dikişi ve ısıdan etkilenmiş bölgeler, mekanik özellikler (çekme, sertlik) ve mikroyapısal değişim açısından değerlendirilmiştir. Elde edilen sonuçlar, hem kaynaklı imalat süreçlerinde kullanılacak yöntemlerin seçiminde mühendislik kararlarına ışık tutmayı, hem de literatürde sınırlı sayıda bulunan heterojen malzeme kaynakları üzerine katkı sağlamayı amaçlamaktadır.

Bu çalışmanın temel amacı, farklı kaynak yöntemlerinin SMO 254 ve S355J2N gibi farklı karakterdeki malzemeler üzerindeki etkilerini karşılaştırmalı olarak değerlendirmektir. Özel olarak; kaynak yöntemlerinin oluşturduğu mekanik özellikler üzerindeki etkisini ortaya koymak (çekme mukavemeti, sertlik dağılımı), oluşan mikroyapıların kaynak dikişi ve ITAB bölgelerinde nasıl değiştiğini analiz etmek, kaynak sonrası oluşabilecek metalürjik problemlerin (çatlak, ayrışma, delta ferrit vb.) varlığını araştırmak, literatürde benzer çalışmalarla karşılaştırma yaparak uygun kaynak yöntemini belirlemektir. Yüksek alaşımlı paslanmaz çelikler ile yapısal karbon çeliklerinin birleştirilmesi, günümüzde birçok mühendislik uygulamasında ihtiyaç duyulan fakat teknik açıdan karmaşık bir işlemdir. Bu nedenle bu tez, malzeme bilimi, kaynak mühendisliği ve imalat süreçleri açısından önemli bilgiler sunmakta, ayrıca endüstride karşılaşılan pratik problemlere çözüm getirme potansiyeli taşımaktadır.

2. GENEL BİLGİLER

2.1. Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirlikleri

Paslanmaz çelikler, klasik alaşımlı çeliklerle karşılaştırıldığında oldukça karmaşık bir kimyasal bileşime sahiptir. Bu malzemelerde yer alan farklı alaşım elementleri (örneğin Cr, Ni, Mo gibi), çeliğin iç yapısında görülen fazların oluşumunu ve kristal örgü düzenini doğrudan belirlemektedir. Alaşım elementlerinin oranının yüksek olması, saf demirin temel yapısında ciddi değişimlere yol açar; bu durum faz dönüşümlerinin anlaşılmasını güçleştirmektedir. Genel olarak paslanmaz çelikler, ferritik, östenitik ve martenzitik olmak üzere üç ana faz yapısında sınıflandırılmaktadır (Blondeau, 2008).

Bu çeliklerin çeşitliliği şu etkenlere bağlıdır:

- Farklı fazların bir araya gelmesi,
- Fazların bileşimlerindeki değişiklikler,
- Belirli amaçlar doğrultusunda ikinci fazların ilavesi (McGuire, 2008)

Demir esaslı bir grup olan paslanmaz çelikler, en az %10,5 oranında krom içermektedir. Genellikle %30'dan yüksek krom veya %50'den düşük demir barındıran türleri oldukça sınırlıdır. Çeliğe özgü "paslanmazlık" niteliği, yüzeyde krom açısından zengin, ince ve kararlı bir oksit bölgesinin varlığı sayesinde gerçekleşir. Bu tabaka oksijenin bulunduğu ortamlarda kendini yenileyebilme özelliğine sahiptir. Malzemenin performansını artırmak amacıyla nikel, molibden, bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum, azot, kükürt ve selenyum gibi elementler de farklı oranlarda alaşıma katılmaktadır. Karbon oranı ise çok düşük seviyelerde (%0,03'ün altında) tutulabileceği gibi, martenzitik paslanmazlarda %1'in üzerine çıkabilmektedir (Washko ve Aggen, 2005).

Paslanmaz çelikler esas olarak demir-krom, demir-krom-karbon ve krom-nikel alaşım sistemlerine dayanmaktadır. Bu geniş alaşım ailesinin mikroyapı karakterizasyonunu sağlamak amacıyla, faz dönüşümlerine etki eden dengeleyici elementlerin katkısını ifade eden "krom eşdeğeri" ve "nikel eşdeğeri" kavramları geliştirilmiştir. Bu eşdeğerlikler aracılığıyla oluşturulan karşıt eksenli (Schäffler, DeLong veya WRC) diyagramlar, paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimlerine bağlı olarak kaynak sonrası mikroyapısal dönüşümleri öngörme imkânı sunar.

Söz konusu diyagramlarda ferritik, östenitik, martenzitik ve dubleks paslanmaz çelikler belirli kimyasal bileşim aralıklarında konumlandırılmıştır. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde ferrit oranı genellikle %5–10 arasında değişirken, dubleks paslanmaz çeliklerde bu oran %50'nin üzerine çıkabilir (Blondeau, 2008; Lippold, 2005; Kotecki, 1992; Lippold ve Kotecki, 2005).

Kaynak metalindeki ferrit miktarının tahmini, kaynaklı birleşimlerin mekanik özellikleri (örneğin, mukavemet ve tokluk) ile korozyon direnci açısından kritik öneme sahiptir. Bu nedenle, kaynak sonrası mikroyapının kontrolü ve tasarımı açısından ferrit içeriğinin öngörülmesi, özellikle endüstriyel uygulamalarda önemli bir parametre olarak kabul edilir. (Vitek ve diğ., 2003).

Krom, ferrit fazını stabilize eden bir elementtir ve yeterli miktarda çözünebilen krom varlığında, alaşımın yüzeyinde homojen, aderansı yüksek, tekrardan oluşan ve korozyona karşı dirençli bir pasif oksit tabakası meydana gelir. Paslanmazlık özelliği, genellikle krom içeriğinin %10,5 seviyesinin üzerine çıkmasıyla kazanılır. Bu eşik değerin aşılması durumunda, malzeme yüzeyinde korozyonu ve oksidasyonu engelleyen ince, sürekli ve görünmez bir pasif film oluşur.

Ancak yalnızca bu düzeydeki krom içeriği, özellikle HCl ve H_2SO_4 gibi güçlü asidik ortamlarda yeterli korozyon direncini sağlayamaz. Bu nedenle, mikroyapısal kararlılığı artırmak, düşük sıcaklıklardaki tokluk ve yüksek mekanik dayanım gibi istenen özellikleri sağlamak amacıyla kromun yanı sıra nikel, molibden ve azot gibi elementlerle alaşımlama tercih edilir (Gunn, 1997; Taban, 2006; Lippold & Kotecki, 2005).

Bu tür çeliklerin tercih edilmesinde göz önünde bulundurulması gereken başlıca kriterler; korozyon direnci, şekillendirilebilirlik, üretim süreçlerine uygunluk, hedef sıcaklık aralığında mekanik performans ve maliyet etkinliğidir (Washko & Aggen, 2005). Korozyon direncinin ötesinde, paslanmaz çelikler kriyojenik sıcaklıklarda dahi üstün tokluk özellikleri sergilemeleri nedeniyle sıvılaştırılmış gazların depolandığı tankların imalatında tercih edilmektedir. Bu özelikler, alaşım sisteminin temelini oluşturan krom ve nikel elementlerinin metalurjik etkileriyle doğrudan ilişkilidir (Abington Publishing, 1994).

Paslanmaz çelikler, konvansiyonel çeliklere kıyasla daha yüksek maliyetli olmalarına rağmen, bakım kolaylığı, uzun servis ömrü, geri dönüştürülebilirlik ve çevresel sürdürülebilirlik açısından önemli avantajlara sahiptir. Bu nedenlerle, pek çok endüstriyel uygulamada tercih edilmektedirler. Ayrıca, günümüzde üretim teknolojilerinde yaşanan ilerlemeler sayesinde, paslanmaz çeliklerin diğer alternatif malzemelerle olan maliyet farkının azalacağı öngörülmektedir.

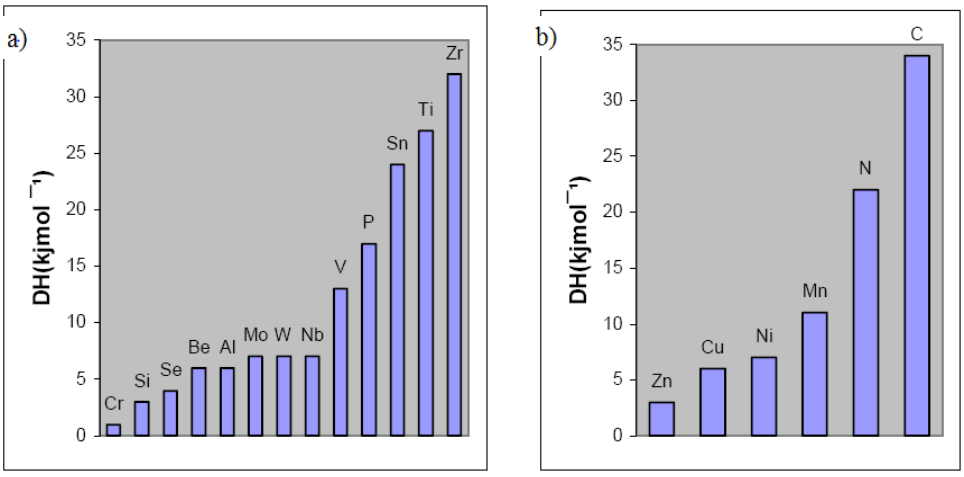
Farklı uygulama alanlarına uygun olarak geliştirilmiş paslanmaz çelik çeşitleri mevcuttur (Lippold ve Kotecki, 2005; Blondeau, 2008) ve bu türler genel olarak sınıflandırılabilir:

- Östenitik paslanmaz çelikler
- Martenzitik paslanmaz çelikler
- Ferritik paslanmaz çelikler
- Dubleks paslanmaz çelikler
- Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler

2.2. Paslanmaz Çeliklerde Alaşım Elementlerinin Rolü

Paslanmaz çeliklerde, korozyon direncini sağlayan elementlerin yanı sıra, malzemenin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini etkileyen farklı alaşım elementleri de bulunmaktadır. Bu elementlerin çeşitli oranlarda çeliğe ilave edilmesi, malzemenin performansının iyileştirilmesine önemli katkılar sağlamaktadır (Karasakal, 2005).

Paslanmaz çelik bileşimlerinde, paslanmazlık özelliğini kazandıran krom gibi temel elementlerin dışında, farklı mühendislik gereksinimlerini karşılamak için ilave edilen veya üretim sürecinde kaçınılmaz olarak yapıda bulunan karbon gibi elementler de yer almaktadır (Kaluç ve Tülbentçi, 1998). Esasen demir tabanlı alaşımlar olan paslanmaz çeliklerin, demir oranı genel olarak %50 ile %88 arasında değişmektedir. Krom ve karbon, martenzitik ve ferritik paslanmaz çeliklerin karakteristik elementleri iken; nikel, östenitik ve dubleks paslanmaz çeliklerde ana alaşım unsuru olarak dikkat çeker. Bunun yanı sıra, her paslanmaz çelik tipinde belirli miktarlarda mangan ve silisyum katkısı mevcuttur (Şekil 2.1).



Şekil 2.1. a) Ferrit yapıcılar, b) Östenit yapıcılar

Paslanmaz çeliklere eklenen alaşım elementleri; çeliğin hem korozyon direncini hem de mekanik ve mikroyapısal özelliklerini geliştirmede kritik rol oynar. Bunun yanı sıra, üretim sırasında kaçınılmaz olarak oksijen, sülfür, fosfor ve azot gibi kalıntı elementler de yapıda bulunur. Bu elementler, malzemenin genel kullanım performansı ile birlikte kaynak sırasında sergilediği davranışı da doğrudan etkiler.

Çoğu durumda söz konusu elementlerin miktarları, malzemenin teknik şartnamelerde belirtilen gereklilikleri karşılayabilmesi için esas metal veya eklenen dolgu metalleri aracılığıyla kontrol edilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005). Alaşım elementlerinin paslanmaz çelikler üzerindeki genel etkileri Tablo 2-1'de özet olarak verilmiştir.

Tablo 2.1. Alaşım elementlerinin paslanmaz çelikler üzerindeki etkisi

Elementlerin Etkisi	**Elementler**
Katı çözelti güçlendiriciler	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
γ′ - $Ni_3(Al,Ti)$ fazını oluşturan elementler	Al, Ti
γ′ fazını katı çözelti ile güçlendiren elementler	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
γ″ - Ni_3Nb fazını oluşturan element	Nb
Karbür oluşturan elementler: MC ve M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
Karbür oluşturan elementler: M_7C_3	Cr
Karbür oluşturan elementler: $M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
Karbür oluşturan elementler: M_6C	Mo, W
TCP fazlarını (σ, P, μ, Laves) oluşturan elementler	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Koruyucu yüzey oksit (Cr_2O_3 / Al_2O_3) oluşturan elementler	Cr, Al

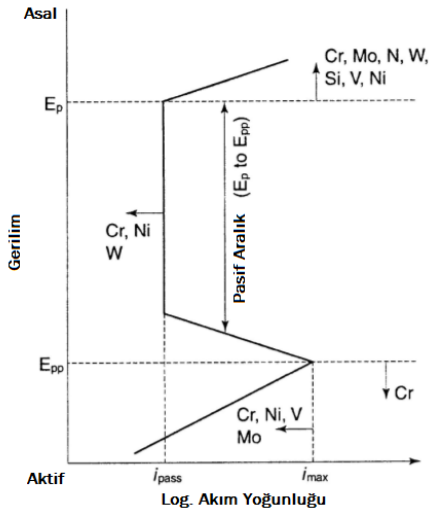
2.2.1. Krom

Paslanmaz çeliklerde kromun en belirgin yararı, malzemenin korozyona karşı dayanımını artırmasıdır. Bu özellik, yüzeyde oluşan krom açısından zengin oksi-hidroksit film tabakası, yani $(Fe,Cr)_2O_3$ sayesinde ortaya çıkar. Pasif bölgenin genişliği (Şekil 2.1), genel korozyon hızının düşmesine (i_{pass}) katkı sağlamaktadır. Her ne kadar farklı alaşım elementleri değişken etkiler gösterse de, krom ve benzeri elementler ferrit fazını kararlı hale getirmektedir. Bu amaçla, krom eşdeğeri (Cr_{es}) adı verilen bir denklem geliştirilmiş ve elementlerin etkisi sayısal olarak Denklem (2.1)'deki gibi;

$$Cr_{es} = \%Cr + \%Mo + 0{,}7\times\%Nb \qquad (2.1)$$

ifade edilmiştir.

Krom, güçlü bir ferrit yapan elementtir. Demir,krom alaşımlarında krom oranı %12'nin üzerine çıktığında yapı tamamen ferritik olmaktadır. Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni-C alaşımlarında krom oranının artırılması, ferrit fazının oluşumunu teşvik ederken, martenzitik, östenitik ve dubleks yapıların oluşmasını sınırlandırmaktadır. Dolayısıyla krom, ferrit fazını stabilize eden en önemli elementlerden biri olarak öne çıkmaktadır. Şekil 2.2'te alaşım elementlerinin anodik polarizasyon eğrilerine etkileri gösterilmektedir.



Şekil 2.2. Alaşım elementlerinin anodik polarizasyon eğrisine olan etkilerinin görsel özeti

Krom yalnızca ferrit dengeleyici değil, aynı zamanda güçlü bir karbür oluşturucu elementtir. Paslanmaz çeliklerde en sık karşılaşılan kromca zengin karbür tipi $M_{23}C_6$'dır. Buradaki "M" simgesi baskın olarak kromu ifade etmekle birlikte, yapının belirli kısımlarında demir ve molibden atomları da bulunabilmektedir. Paslanmaz çeliklerin büyük bölümünde bu durum olağan kabul edilmekte ve baskın element olan krom esas alınarak $M_{23}C_6$ terimi kullanılmaktadır. Bu karbür türü, neredeyse tüm paslanmaz çelik sınıflarında gözlenmektedir. Daha nadir olarak ortaya çıkan bir diğer karbür çeşidi ise Cr_7C_3 olup, yaygınlığı oldukça sınırlıdır. Krom ayrıca karbonla olduğu gibi azotla da bileşikler oluşturabilmekte; Cr_2N nitritleri ve $M_{23}(C,N)_6$ karbonitritleri bu tür örneklerdendir. Özellikle Cr_2N formundaki krom nitrit fazı, ferritik ve dubleks paslanmaz çeliklerde görülmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005; Lo ve diğ., 2009; Alsarraf, 2010; Gunn, 1997).

Çeliğe ilave edilen kromun miktarının belirli bir üst sınırı vardır. Aşırı krom ilavesi, istenmeyen intermetalik fazların oluşumuna sebep olabilir. Bu tür fazların ortaya çıkması malzemenin gevrekliğini artırırken, tokluk ve korozyon direncini olumsuz yönde etkilemektedir. Özellikle sigma (σ) fazı, 815 °C'nin altındaki sıcaklıklarda Fe-Cr sisteminde oluşabilen bir bileşik olup paslanmaz çeliklerin birçok türünde ortaya çıkabilmektedir. Bununla birlikte sigma fazı oluşumuna en yatkın olanlar, yüksek krom içeren östenitik, ferritik ve dubleks paslanmaz çeliklerdir (Gunn, 1997; Lippold ve Kotecki, 2005).

2.2.2. Nikel

Nikel, güçlü bir östenit dengeleyici element olarak bilinmektedir. Yeterli miktarda ilave edildiğinde östenit faz bölgesini önemli ölçüde genişletmekte ve bu fazın oda sıcaklığında hatta daha düşük sıcaklıklarda dahi kararlı kalmasını sağlamaktadır. Nikel, karbür bağlayıcı bir element değildir. İntermetalik fazların oluşumuna katılmaz. Fakat bazı çalışmalar, nikelin alaşım sistemlerinde çökelme süreçlerinin hızını ve mekanizmasını etkileyebildiğini göstermektedir.

Kromun ferrit fazını stabilize edici etkisine karşılık, östeniti kararlı hale getiren farklı element grupları da bulunmaktadır. Ni eşdeğeri (Ni_{es}) Denklem (2.2)'deki gibi;

$$Ni_{es} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0{,}25 \times \%Cu \quad (2.2)$$

ifade edilmiştir.

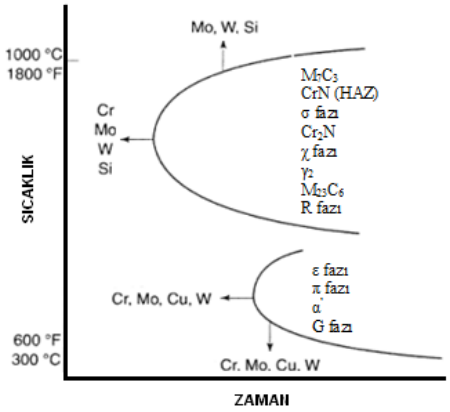
Dubleks paslanmaz çeliklerde yaklaşık %40–60 oranında ferrit ve geri kalanının östenit olması istenir. Bu dengeyi sağlayabilmek için östenit kararlaştırıcı elementler ile ferrit dengeleyici elementlerin uygun bir şekilde dengelenmesi gereklidir. Bu nedenle dupleks paslanmaz çeliklerde eklenmesi gereken nikel miktarı, esas olarak krom içeriğiyle ilişkilidir.

Nikelin fazla miktarlarda bulunması östenit oranının %50'nin üzerine çıkmasına yol açar. Bu durumda, ferrit fazında Cr ve Mo oranı artar ve 650–950 °C sıcaklık aralığında ferritten intermetalik fazlara dönüşüm eğilimi yükselir. Ayrıca, yüksek nikel içerikleri ferrit içinde alfa diziliminin oluşumunu hızlandırarak gevrekleşmeye sebep olabilir. Sonuç itibarıyla, nikel paslanmaz çeliklerde elementler arası uyumu sağlayarak faz dengesinin korunmasında kilit bir görev üstlenmektedir (Gunn, 1997; Lippold ve Kotecki, 2005).

2.2.3. Molibden

Paslanmaz çeliklere belirli miktarlarda molibden (Mo) ilavesi, kullanılan çelik türüne bağlı olarak farklı etkiler ortaya çıkarır. Süper östenitik paslanmaz çeliklerde %6 veya daha üzerindeki Mo katkısı, özellikle korozyon direncini artırmak amacıyla tercih edilmektedir. Östenitik paslanmazlarda ise molibdenin eklenmesi, yüksek sıcaklıklarda malzemenin mekanik dayanımını güçlendirir. Örneğin, 18Cr-8Ni bileşimli paslanmaz çeliklere %2 Mo ilavesi, 760 °C'de çekme dayanımının yükselmesini sağlamaktadır. Bununla birlikte Mo'nun olumsuz etkileri de söz konusudur; sıcak şekillendirme kabiliyetini düşürebilir ve bazı martenzitik paslanmaz çeliklerde karbür oluşturarak istenmeyen sonuçlar doğurabilir.

Molibden aynı zamanda ferrit kararlaştırıcı bir elementtir. Çelik yapısında yer aldığında ferrit oluşumunu kolaylaştırır ve bu fazın mikroyapıda kalıcı olmasına yol açar. Martenzitik paslanmaz çeliklerde bu durum problem oluşturabilir, çünkü oda sıcaklığında kalan artık ferrit, malzemenin kırılma tokluğunu ve sünekliğini azaltmaktadır.



Şekil 2.3. Alaşım elementlerinin çökelti oluşum süreçlerindeki katkılarının şematik gösterimi

Klorlu ortamlarda molibden, paslanmaz çeliklerin çukurcuk korozyonuna karşı direncini artırır. Krom ile birlikte davranarak pasif tabakanın stabilitesini geliştirir ve aktif bölgede korozyon hızını azaltır (Şekil 2.3). Yüksek sıcaklıkta deniz suyuna maruz kalan çeliklerde, bu tür korozyonun önlenebilmesi için bileşimde en az %3 Mo bulunması önerilmektedir. Ancak, yüksek sıcaklıklarda sigma fazı oluşumunu hızlandırdığı için molibden miktarı çoğunlukla %4 ile sınırlandırılır. (Gunn, 1997; Lippold ve Kotecki, 2005).

2.2.4. Mangan

Mangan (Mn), çelik türlerinde tercih edilen bir alaşım elementidir. Östenitik paslanmaz çeliklerde genellikle %1–2 aralığında bulunurken, martenzitik ve ferritik paslanmazlarda bu oran çoğunlukla %1'in altındadır. Üretim sırasında mangan ilavesinin temel amacı, sıcak gevrekliğin önüne geçmektir.

Mn, östenitik ve dubleks paslanmaz çeliklerde östenit dengeleyici bir element olarak görev yapar. Dubleks çeliklerde faz dengesine katkısı sınırlıdır ve bu nedenle Ni-Cr eşdeğerlik hesaplamalarında dikkate alınmaz. Çeliğe mangan eklenmesi, malzemenin aşınma direncini artırırken süneklik kaybına yol açmadan çekme dayanımını yükseltmektedir. Ayrıca Mn, azotun katı çözünürlüğünü artırarak gaz çıkışı riskini yükseltmeden çelikte daha yüksek azot miktarlarının tutulmasına olanak sağlar.

Bununla birlikte, Mn seviyesinin artışı bazı olumsuz sonuçlar da doğurabilir. Örneğin, azot miktarı sırasıyla %0,1 ve %0,23 olduğunda mangan oranı %3 ve %6'nın üzerine

çıkarsa, kritik korozyon sıcaklığında (CPT) belirgin azalma görülmektedir. Bu durum, oyukların başlama noktası olarak görev yapan MnS bileşiklerinden kaynaklanmaktadır. Günümüzde kullanılan modern paslanmaz çeliklerde ise mangan ve azotun birlikte eklenmesi sayesinde çukurcuk korozyon direnci artırılmakta, Mn kaynaklı olumsuz etkiler ise büyük ölçüde giderilmektedir (Sathiya ve diğ., 2009; Gunn, 1997; Lippold ve Kotecki, 2005; Narayanan, 2009).

2.2.5. Azot

Azot, paslanmaz çeliklerde pek çok önemli role sahiptir; bunların başında çukurcuk korozyon direncini artırması, östenit fazının miktarını yükseltmesi ve mekanik dayanımı güçlendirmesi gelmektedir. Krom ve molibden ile benzer şekilde pasifleşme potansiyelini artırarak, pasif bölgenin genişlemesine katkıda bulunur (Şekil 2.1). Molibdenin varlığı bu etkiyi daha da kuvvetlendirir ve Mo ile N arasında çukurcuk korozyon davranışında sinerjik bir ilişki olduğu belirtilmiştir. Azot, metal-film arayüzeyinde konsantrasyonu artırarak ve faz içindeki çözünürlüğü yükselterek östenit bölgelerini stabilize eder. Asidik çözeltilerde uzun süreli pasivasyon sırasında, yüzeyde azot zenginleşmesi meydana gelir ve bu durum yeniden pasifleşme sürecini kolaylaştırır. Buna karşılık, pasif tabakanın kırılması için yüksek anodik akım yoğunluğu gerekmektedir. 316L paslanmaz çeliğin 4M HCl çözeltisinde incelenmesi, azotun yüzeyde birikerek çözünmeyi engellediğini göstermiştir. Bu etkinin, azotun hidrojen atomlarıyla birleşerek amonyum iyonları oluşturmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Katodik bir reaksiyon olan bu süreç oldukça yavaş ilerlediğinden, yüzeyde azot birikimine olanak tanımaktadır. Ayrıca azotun oyuklanma korozyon direncini artırdığı da gözlemlenmiştir.

Azotun bir diğer kritik etkisi, dubleks paslanmaz çeliklerde sigma (σ) ve chi (χ) gibi fazların çökelmesini engelleyerek yapıyı stabilize etmesidir. Yüksek azot oranları aynı zamanda nitrür çökelme riskini azaltır. Çeliklerde güçlü bir östenit oluşturucu olan azot, bu fazın miktarını artırarak taneler arasındaki mesafeyi küçültür ve böylece mikroyapısal dayanımı yükseltir. Karbon ve azot, katı çözeltiye girerek hem ferrit hem de östenit fazlarını güçlendirir. Azotun, östenitten ferrite dönüşüm hızını artırdığı ve ayrıca her iki fazda kromun daha homojen dağılmasına yardımcı olduğu bildirilmiştir. Karbonun hassaslaştırma riskinden ötürü genellikle sınırlı tutulduğu durumlarda, azotun

tercih edilmesi yaygındır. Azotun özellikle dubleks paslanmaz çeliklerde östenit fazını desteklediği, kaynak ısısından etkilenen bölgede (ITAB) yeniden östenit oluşumunu kolaylaştırdığı belirtilmiştir (Bhatt ve diğ., 1999; Gunn, 1997). Ayrıca dayanımı artırsada, literatürde kırılma tokluğu üzerinde küçük de olsa olumsuz bir etki yaratabileceği ifade edilmektedir (du Toit, 2002).

2.2.6. Silisyum

Silisyum, neredeyse paslanmaz çelik türlerinin tamamında bulunan bir elementtir ve genellikle ergitme sırasında oksidasyonu önlemek amacıyla eklenir. Çoğu alaşımda Si oranı %0,3–0,6 aralığında değişmektedir. Silisyumun, bazı alaşımlarda alüminyum yerine deoksidasyon olarak kullanılabildiği bilinmekle birlikte, paslanmaz çeliklerde bu durum oldukça seyrek görülmektedir. Silisyum, paslanmaz çeliklerde korozyon direncini yükseltmek için %4–5 seviyelerine kadar eklenebilir. Ayrıca bazı ısıya dayanıklı alaşımlarda yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direncini geliştirmek amacıyla %1–3 oranında kullanıldığı bilinmektedir.

Silisyumun fazlar üzerindeki etkisi tam olarak kesinleşmemiştir. Östenitik paslanmaz çeliklerde %1'e kadar Si bulunması mikroyapı üzerinde belirgin bir değişim yaratmazken, daha yüksek oranlarda ferrit dengeleyici etki göstermektedir. %3,5–5,5 aralığında yüksek silisyum içeriği, dubleks paslanmaz çeliklerde çukurcuk korozyonuna karşı dayanımı güçlendirir. Yüksek sıcaklık koşullarında oksidasyon dayanımını yükseltmesi ve özellikle nitrik asit gibi agresif ortamlarda paslanmaz çeliklerin davranışını iyileştirmesi nedeniyle silisyum önemli bir katkı elementi olarak değerlendirilmektedir. (Gunn, 1997; Lippold ve Kotecki, 2005).

2.2.7. Karbon

Çeliklerin temel bileşenlerinden biri olan karbon, her çelik türünde farklı oranlarda bulunur. Ancak C-Mn çeliklerinde ve düşük alaşımlı çeliklerde, özellikle martenzitik tipler dışında, genellikle %0,1'in altında tutulması tercih edilmektedir. Karbon, şekil değiştirme dayanımı açısından kritik bir role sahiptir ve sıvı fazda, yüksek sıcaklıklarda tanelerarası mukavemeti artırıcı etki göstermektedir. Çoğu alaşım sisteminde karbon, diğer elementlerle birleşerek karbür oluşturur. Özellikle kromca zengin $M_{23}C_6$

karbürlerinin oluşması, paslanmaz çeliklerde korozyon direncinin düşmesine yol açmaktadır. Bu nedenle düşük karbonlu paslanmaz çeliklerde karbon oranı %0,04'ün altında sınırlandırılmaktadır.

Karbon aynı zamanda güçlü bir östenit kararlaştırıcı elementtir. Ancak mikroyapısal dengenin korunabilmesi için karbon seviyesinin dikkatle kontrol edilmesi gerekmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005; Narayanan, 2009).

2.2.8. Bakır

Yüksek alaşımlı östenitik paslanmaz çeliklere bakır ilavesi, özellikle oksitleyici olmayan ortamlarda (örneğin sülfürik asitte) korozyon hızını düşürmektedir. Örneğin, %25 Cr içeren bazı dubleks paslanmazlarda %1,5 oranında Cu katkısı, 60 °C'de %70'lik H_2SO_4 çözeltisinde en uygun korozyon direncini sağlamaktadır. Benzer şekilde, kaynayan HCl çözeltisine %0,5 bakır eklenmesi yapılması, aktif çözünme hızını ve çukurcuk korozyonunu belirgin şekilde düşürmektedir. Bununla birlikte, bakırın yüksek oranlarda bulunması, sıcak şekillendirme sünekliğini düşürmekte ve sertleşmeye olumsuz etki etmektedir. Bu nedenle, dubleks paslanmaz çeliklerde bakır miktarı genellikle %2 seviyesini geçmeyecek şekilde sınırlandırılmaktadır (Gunn, 1997).

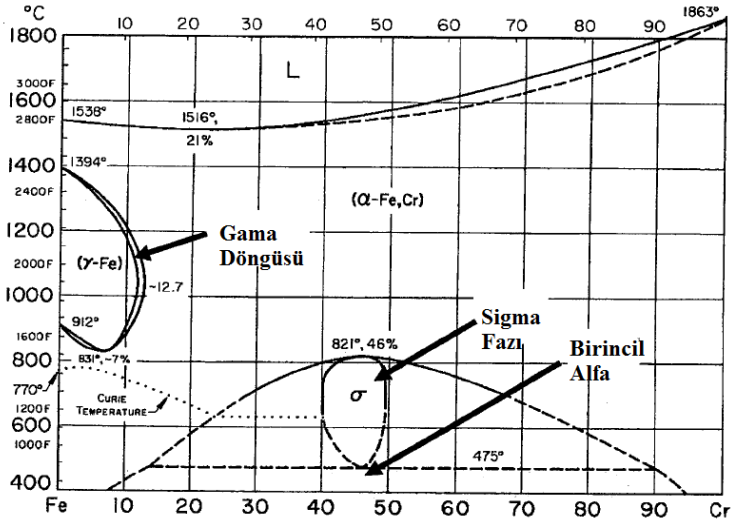
2.3. Paslanmaz Çeliklerin Faz Diyagramları

Paslanmaz çeliklerde faz dengesi ile faz dönüşümlerinin açıklanmasında faz diyagramları temel bir araç olarak kullanılmaktadır. Bu malzemelerin faz yapılarının değerlendirilmesinde özellikle Fe-Cr ikili sistemi ile Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni üçlü sistemleri kullanılmaktadır ve kaynak işlemi sonrasında oluşan mikroyapısal değişimleri yalnızca yaklaşık düzeyde ifade edebilmektedir. Paslanmaz çelikler, gerek ana malzeme gerekse dolgu teli içerikleri itibarıyla ondan fazla alaşım elementi bulundurabilmektedir. Bu nedenle, standart faz diyagramları bu karmaşık yapıyı doğrudan yansıtmakta yetersiz kalmaktadır. Faz diyagramlarının değerlendirilmesinde çoğunlukla eşdeğer bileşimler dikkate alınır; fakat eşdeğerlik dışındaki koşullarda elde edilen kaynak yapıları, yüksek ısı girdisi ve hızlı ısıtma-soğutma süreçleri ile ilişkilidir (Lippold ve Kotecki, 2005; Landanova, 2003).

2.3.1. Fe-Cr İkili Faz Denge Diyagramı

Demir-krom ikili faz diyagramında, Cr oranı %13'ün üzerine çıktığında östenit bölgesinin kaybolduğu, tüm sıcaklık aralıklarında yapının ferritik karakterde kaldığı görülmektedir. %12–13 Cr aralığında dar bir östenit bölgesi yer almaktadır. Bu bağlamda, sıvı fazdan katılaşma sırasında ortaya çıkan ferrit fazı, δ-ferrit olarak isimlendirilmektedir. Fe-Cr sistemi, paslanmaz çeliklerin temelini oluşturmaktadır. Şekil 2.4'te, başlıca alaşım elementi krom olan demir-krom denge diyagramı gösterilmiştir. Krom elementi, HMK kristal kafes oluşumunu stabilize ederek ferrit fazını kararlı hale getirmektedir (Kaluç ve Taban, 2007).

Yüksek sıcaklıklarda Cr, demir matrisi içerisinde tamamıyla çözünebilmektedir ve bu nedenle Fe-Cr alaşımları genel olarak ferritik biçimde katılaşmaktadır. Daha düşük krom içeriklerinde, yaklaşık 912–1394 °C aralığında östenitik bir halka oluşmaktadır. Ferrit bölgesi genişledikçe östenit alanı küçülmektedir. Fe-Cr alaşımlarının katılaşma aralığı sınırlıdır. %12,7'nin üzerinde krom içeren alaşımlar yüksek sıcaklıklarda tamamıyla ferritik yapıya sahipken, daha düşük krom seviyelerinde γ bölgesinde kısmi östenit oluşabilmektedir. %12'nin altında krom bulunduran alaşımlar ise bu sıcaklık aralığında tamamen östenitik özellik göstermektedir. Ayrıca, hızlı soğuma koşullarında oluşan östenit fazı martenzite dönüşebilmektedir.



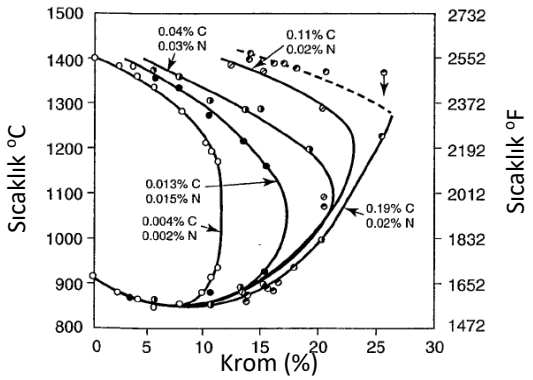
Şekil 2.4. Fe- Cr ikili faz denge diyagramı

Fe-Cr sisteminde düşük sıcaklıklarda ortaya çıkan eşdeğer faz, literatürde sigma fazı olarak tanımlanmaktadır. Bu faz, stokiyometrik yapıya sahip olup tetragonal kristal kafesi ile karakterize edilmektedir. Krom oranı yaklaşık %20'nin üzerine çıktığında sigma fazı kolaylıkla oluşabilmektedir. Bunun nedeni, düşük sıcaklıklarda atom hareketliliğinin sınırlı olması ve fazın 600–800 °C aralığında uzun süreli beklemeler sonucunda çökelmesidir. Sert ve kırılgan özellik gösteren sigma fazının, paslanmaz çeliklerin bünyesinde bulunması arzu edilmez (Lippold ve Kotecki, 2005; Abington Publishing, 1994; Sieurin ve Sandstrom, 2007; Brozda ve Lomozik, 2002; Lo ve diğ., 2009).

2.3.2. Fe-Cr-C Üçlü Faz Denge Diyagramı

Demir-krom alaşımlarına karbon ilavesi, östenitin meydana geldiği yüksek sıcaklık aralıklarında krom oranının etkili olduğu bölgeyi genişletmektedir. Bu durum faz diyagramlarının yapısını değiştirerek sistemi daha karmaşık hale getirmektedir. Karbon, östenit oluşturan bir elementtir. Yüksek sıcaklıklarda, hatta daha yüksek krom içeriklerinde, östenit fazını kararlı hale getirerek γ bölgesinin genişlemesine neden olur (Şekil 2.5). Ayrıca, farklı alaşım elementlerinin varlığı da diyagramların formunu etkilemektedir. Özellikle C ve Mn gibi elementler, östenit fazının dengelenmesine katkı sağlamaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005; Abington Publishing, 1994).

Östenitik alanın sınırları, %0,6 karbon içeriğinde en fazla %18 krom seviyesine ulaşmaktadır. Karbon miktarının %0,6'nın üzerine çıkması durumunda ise serbest karbürlerin oluşumu görülebilmektedir (Smith, 1999).

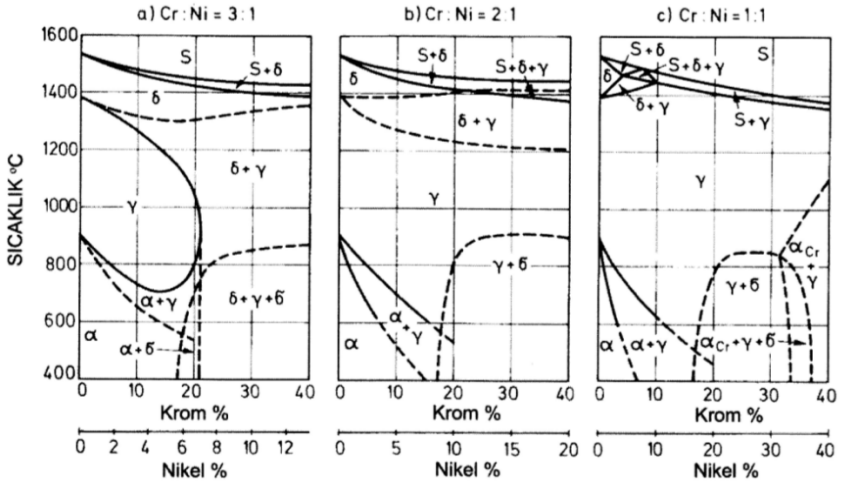


Şekil 2.5. Fe-Cr-C diyagramında C etkisi

2.3.3. Fe-Cr-Ni Üçlü Faz Diyagramı

Nikel, demir içerisine eklendiğinde östenit fazını stabilize etmektedir. Bunun nedeni, nikelin de östenit gibi yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapıya sahip olmasıdır. Bu özellikten dolayı nikel, demirde güçlü bir östenit kararlaştırıcı olarak görev yapmakta ve kromun ferrit oluşturucu etkisini dengelemektedir. Nikelin belirli bir miktarda düşük karbonlu çeliklere katılması, oda sıcaklığında östenitik mikroyapının stabil şekilde oluşmasına olanak sağlar.

Fe-Ni-Cr üçlü faz diyagramında nikel ve kromun etkileri Şekil 2.6'da gösterilmektedir. Bu diyagramda, Cr:Ni oranı 3,1 olan 12:4 ve 15:5 krom-nikel alaşımlarının katılaşma ve soğuma süreçlerinde gözlenen fazlar da yer almaktadır. Söz konusu alaşımlar başlangıçta δ-ferrit taneleri halinde katılaşmakta, yaklaşık 1300 °C'de ferrit östenit dönüşümü başlamakta ve bu dönüşüm 1200 °C civarında gerçekleşen denge koşullarında sona ermektedir. (Kaluç ve Taban, 2007; Lippold ve Kotecki, 2005).



Şekil 2.6. Fe-Cr-Ni diyagramları

2.4. Mikroyapısal Karakterizasyon Diyagramları

Çeliklerin kaynakla birleştirilmesindeki esas hedef, doğru ve sorunsuz bir kaynak dikişi elde etmektir. Ancak kaynak sırasında gözenek oluşumu veya kaynak sonrası sertleşme çatlakları gibi kusurlar meydana gelebilir. Çeliklerin kaynak edilebilirliği esas olarak mikroyapı özelliklerine bağlıdır. Alaşımsız çeliklerde kaynak kabiliyeti, karbon oranının %0,22'nin altında tutulmasıyla değerlendirilirken; az alaşımlı çeliklerde karbon

eşdeğeri, ince taneli yapı çeliklerinde ısı girdisi (yol enerjisi), yüksek alaşımlı çeliklerde ise Schaeffler Diyagramı esas alınarak belirlenmektedir. Günümüzde, Schaeffler Diyagramı'na ek olarak teknolojik ilerlemeler doğrultusunda çeşitli diyagramlar da ortaya konmuştur.

Paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası mikroyapısal yapısını tahmin etmek için dört temel diyagram kullanılmaktadır: Schaeffler, De Long ve WRC diyagramları. Bu diyagramlar arasında, krom ve nikel eşdeğerlerinin hesaplanma yöntemleri ile faz bölgelerinin sınırlarında farklılıklar bulunmaktadır. Kaynak edilen malzemenin kimyasal bileşimi bilindiğinde, bu diyagramlar yardımıyla kaynak dikişindeki ferrit miktarı veya ferrit numarası öngörülebilmektedir. Özellikle son 20 yıl içerisinde Schaeffler ve De Long diyagramları yaygın kullanım alanı bulmuştur. Katılaşma sırasında ilk oluşan delta-ferrit, sıcak çatlakların önlenmesinde kritik rol oynar. Delta-ferrit miktarı, öncelikle krom ve nikel içerikleri tarafından belirlenirken, diğer elementler de katılaşma sürecine etki etmektedir. Bu nedenle, Creş ve Nieş kavramları geliştirilmiş ve östenit ile ferrit yapıcı elementlerin etkileri dikkate alınarak çeşitli formüller tanımlanmıştır (Yüksel ve diğ., 1997; Rao ve Kumar, 1988; Olson, 1985; Lippold ve Kotecki, 2005).

Mikroyapı tahmin diyagramlarının yanında, paslanmaz çeliklerde ferrit miktarını doğrudan ölçmeye yarayan cihazlar da kullanılmaktadır. Bu amaçla Magne Gage, Severn Gage, Fischer Gage ve Feritscope gibi cihazlar tercih edilmekte ve literatürde yaygın olarak raporlanmaktadır (Siewert ve diğ., 1988; Kotecki, 1997; Balmforth ve Lippold, 2000; Dhanuka, 2003; Smith, 1983; Kotecki, 1998; Palani ve diğ., 2006).

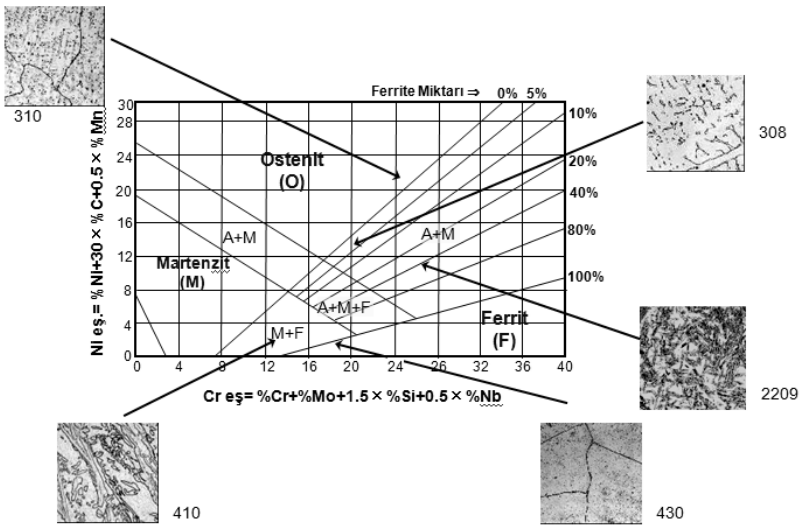
2.4.1. Schaeffler Diyagramı

Krom-nikel esaslı paslanmaz çelik kaynak metallerinde ortaya çıkan delta ferrit fazı üzerine yapılan deneysel çalışmalar, bu fazın miktarının kaynak metalinin mikroyapısındaki oranına bağlı olarak sıcak çatlama eğilimini artırdığını ortaya koymuştur. Bu nedenle, östenitik paslanmaz çelik kaynak metallerinde sıcak çatlak riskinin iyileştirilmesi açısından delta ferrit kristallerinin katılaşma süreciyle kontrol edilmesi ve miktarının belirlenmesi büyük önem taşımaktadır. Paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılan sarf malzemeler, kaynak metalinin içyapısını doğrudan etkilemektedir. Dolayısıyla kaynak metalinde delta ferrit miktarının kontrolü, yalnızca

uygulamaya değil aynı zamanda seçilen elektrota ve uygulama koşullarına da bağlıdır. Bu gereksinimlerden hareketle araştırmacılar, kaynak metalinin kimyasal durumunu belirlemeye yönelik farklı diyagramlar geliştirmiştir (Lippold ve Kotecki, 2005; Gunn, 1997).

Östenitik paslanmaz çelik kaynak metallerinde delta ferritin belirlenmesine yönelik ilk çalışmaları 1949 yılında Anton Schaeffler yapmıştır. Schaeffler diyagramında (Şekil 2.7), ferrit oluşturan elementler krom eşdeğeri (Cr_{es}) olarak yatay eksende, östenit kararlaştırıcı elementler ise nikel eşdeğeri (Ni_{es}) olarak düşey eksende gösterilmektedir. Bu diyagramda fazla azot içerikleri dikkate alınmamış olup yalnızca %0,05–0,1 aralığındaki azot seviyeleri için geçerlidir. Karbonun en az %0,03'lük değeri ile silisyumun %0,3'lük seviyesi varsayımsal olarak ele alınmaktadır. Bunun yanında, Schaeffler diyagramının yüksek mangan içeren paslanmaz çelikler için kullanımı sınırlı doğruluk sağlamaktadır. Diyagramın geliştirilmesinden sonra pek çok araştırmacı üzerinde çalışarak daha hassas tahminler yapılmasına olanak sağlayan revizyonlar gerçekleştirmiştir.

Günümüzde Schaeffler diyagramı, paslanmaz çeliklerin üretimi, kaynak elektrotlarının geliştirilmesi ve bu çeliklerin kaynak işlemleriyle ilgili çalışmalarda mühendisler ve teknisyenler tarafından hala yaygın şekilde kullanılan temel bir araç konumundadır (Kaluç ve Tülbentçi, 1998; Lippold ve Kotecki, 2005).



Şekil 2.7. Schaeffler Diyagramı

2.4.2. DeLong Diyagramı

Schaeffler diyagramının en önemli olumsuzluğu, bir denge diyagramı olmasıdır. Denge koşullarını esas alması, ısınma ve soğuma süreçlerinin yavaş gerçekleştiği varsayımına dayanır. Oysa pratikte kaynak işlemlerinde karşılaşılan soğuma hızları bu varsayıma uymaz ve gerçek uygulamalarda denge koşulları hiçbir zaman tam olarak sağlanamaz. Bu nedenle Schaeffler diyagramının yayımlanmasının ardından diyagramı geliştirmeye ve tamamlamaya yönelik çalışmalar yapılmıştır.

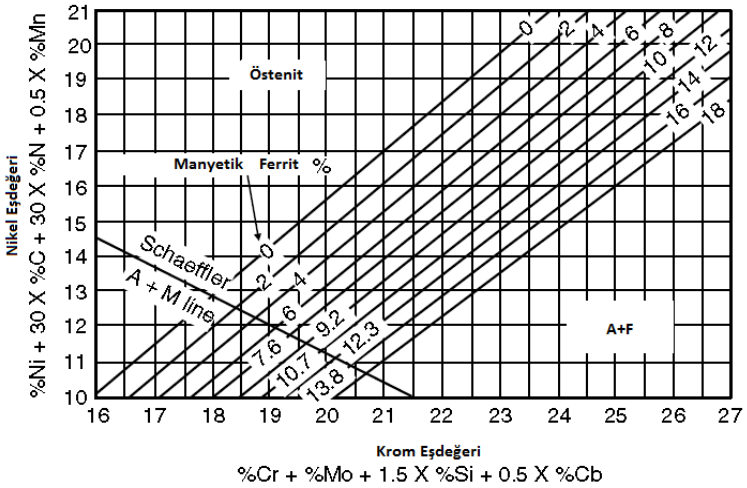
İlk aşamada, östenit matrisle birlikte bulunan ferrit miktarının daha hassas nasıl ölçülebileceği tartışılmıştır. Cr-Ni esaslı çeliklerde kaynak dikişinde ferrit bulunması, kükürdün ferrit fazında daha yüksek çözünürlüğe sahip olması sayesinde sıcak çatlak riskini önemli ölçüde azaltmaktadır. Bu sebeple, kaynak dikişinde az miktarda ferrit bulunması arzu edilen bir durumdur (Yüksel ve diğ., 1999; König ve Yüksel, 1997).

Bu tecrübeler ışığında, De Long, kaynak metallerinin sıcak çatlamaya karşı dayanımını artırmak amacıyla delta ferrit miktarının ölçülmesinde yaşanan sorunlara çözüm getirmiştir. Araştırmaları sonucunda geliştirdiği De Long diyagramı ilk kez 1956 yılında yayımlanmıştır (De Long ve diğ., 1956).

De Long diyagramında (Şekil 2.8), Schaeffler diyagramından farklı olarak, nikel eşdeğerinde (Ni_{es}) azotun güçlü östenit dengeleyici etkisi de dikkate alınmıştır. Çünkü östenit stabilizasyonunda karbon ve azot, nikelden yaklaşık 30 kat daha etkilidir. Ayrıca, çok düşük seviyelerde bulunan bazı elementler bile mikroyapı üzerinde etkili olabilmektedir. Örneğin, az miktarda titanyum içeren bir kaynak metalinde ferrit oranı birkaç ferrit numarası artış gösterebilir. De Long diyagramında, geniş bir ölçekte daha yakın aralıklarla belirlenmiş bölüntüler sayesinde delta ferrit miktarının tespitinde hata payı azaltılmış ve optimum ferrit içeriği %0–15 aralığında gösterilmiştir (Kaluç ve Tülbentçi, 1998; Lippold ve Kotecki, 2005).

Aslında De Long diyagramı, Schaeffler diyagramının belirli bir kısmının geliştirilmiş halidir. Bu diyagramların uygulanması, basit hesaplamalarla diyagram üzerinde konumlandırma yapılarak mümkün olduğu gibi, günümüzde bu amaçla geliştirilmiş

bilgisayar yazılımları da yaygın biçimde tercih edilmektedir (Kaluç ve Tülbentçi, 1998; Lippold ve Kotecki, 2005).



Şekil 2.8. Ferrit içeriği ve katılaşma çeşidi için DeLong diyagramı

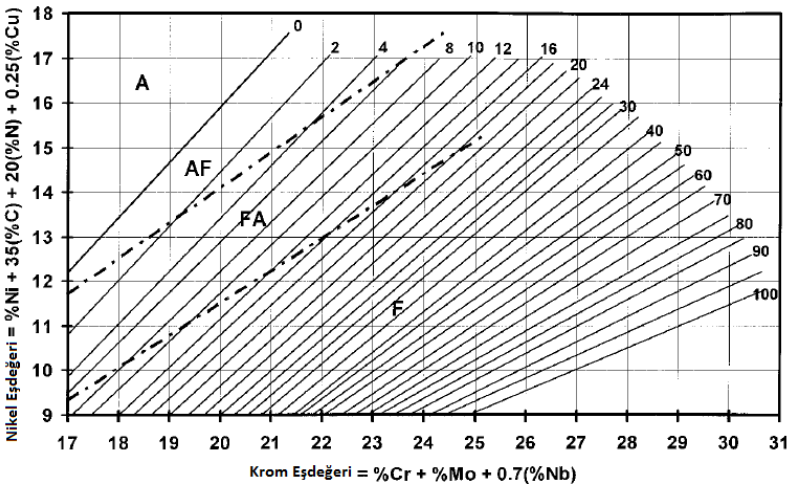
De Long diyagramında, ferrit numarası (FN) kullanılarak ferrit miktarının daha pratik bir şekilde ifade edilebileceği kabul edilmektedir. Ferrit miktarını belirlemek için kullanılan manyetik yöntemlerde, ferrit bileşimi ferrit numarası üzerinden tanımlanmaktadır. Kaynak metalindeki ferrit miktarını kesin değerlerle ortaya koyabilecek ve mevcut ferritin zararlı ya da zararsız etkisini doğrudan gösterebilecek bir deneysel yöntem bulunmamaktadır. Bu nedenle, çeşitli yardımcı yöntemler geliştirilmiş ve yaygın biçimde kullanılmaya başlanmıştır. Uluslararası alanda "Ferrit Numarası (FN)" ifadesi standart hale gelmiş olup, bu değer kaynak metalindeki ferrit içeriğini belirlemek amacıyla ISO 8249 ve AWS A4.2-74 standart prosedürlerine göre tanımlanmaktadır. Düşük FN değerlerinde ferrit numarası ile ferrit yüzdesi birbirine oldukça yakın sonuçlar vermektedir.

De Long diyagramında, ölçülen ferrit değerleri ile hesaplanan ferrit oranları arasındaki farklılıklar ferrit miktarı arttıkça büyümektedir. Bununla birlikte, De Long diyagramında kullanılan krom ve nikel eşdeğerleri, Schaeffler diyagramına göre daha dar kapsamlı bir değer aralığı sunmakta ve bu sayede kaynak sonrası mikroyapı tahminlerinin doğruluk payını artırmaktadır. Diyagram, 18 FN'e kadar olan değerleri kapsamaktadır ve bu sınır, tüm östenitik paslanmaz çelik kaynak metallerini içine alacak şekilde belirlenmiştir (Yüksel ve diğ., 1997; Can, 1999).

2.4.3. WRC Diyagramı

1980'lerin ortalarına gelindiğinde, Kaynak Araştırma Konseyi (WRC) Alt Komitesi, paslanmaz çeliklerin kaynağında ferrit miktarını daha doğru tahmin edebilmek ve mevcut diyagramların sınırlarını geliştirmek amacıyla çalışmalar başlatmıştır. Bu kapsamda 1988'de, WRC tarafından desteklenen Siewert ve ekibi, De Long diyagramının sunduğu 0–18 FN aralığını yetersiz bularak, ferrit numarasını 0'dan 100'e kadar genişleten yeni bir diyagram önermiştir.

Ancak bu ilk versiyon (WRC-1988 diyagramı), özellikle bakır (Cu) içeren paslanmaz çelikler ve farklı metal bağlantılarında hatalı sonuçlar verme eğilimindeydi. Bu nedenle, 1992'de diyagram yeniden düzenlenerek WRC-1992 diyagramı oluşturulmuştur. Bu güncellenmiş diyagramda, bakırın nikel eşdeğeri üzerindeki etkisi doğrusal bir denklemle tanımlanmış ve formüle eklenmiştir. Böylelikle, özellikle Cu oranı yüksek çeliklerde ferrit numarasının (FN) daha güvenilir biçimde tahmin edilmesi sağlanmıştır. Buna karşın WRC-1988 diyagramında yüksek bakır içeriği, FN değerlerinin hatalı hesaplanmasına yol açabilmekteydi (Lippold ve Kotecki, 2005; Kotecki ve Siewert, 1992).



Şekil 2.9. WRC 92 diyagramı

Şekil 2.9'da verilen bu diyagram, paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası mikroyapı tahmininde geliştirilen en son versiyon olup ferrit oranlarını ferrit numarası (FN) cinsinden göstermektedir. Diyagram kullanılarak bulunan hesaplama sonuçları ile deneysel olarak ölçülen ferrit değerleri birbirine oldukça yakındır. 1992'de oluşturulan

son WRC diyagramında, silisyum (Si) ve mangan (Mn) içerikleri etkilerinin sınırlı kabul edilmesi nedeniyle hesaplamalarda dikkate alınmamaktadır. Bu diyagram, özellikle Amerikan çeliklerinde 300 serisi ve bunların karşılığı olan EN 10088 standardındaki Avrupa çelikleri ile dubleks paslanmaz çelikler için uygulanabilmektedir. Ancak, %0,2'nin üzerinde N içeren veya %10'dan fazla Mn içeren çeliklerde WRC diyagramının geçerli olmadığı belirtilmektedir (König ve Yüksel, 1997).

2.5. Scrubber Sistemleri ve Malzeme Seçimi

Scrubber sistemleri, özellikle deniz taşımacılığında gemilerden kaynaklanan kükürt emisyonlarını azaltmak amacıyla kullanılan önemli çevre teknolojileridir. Bu sistemler, egzoz gazındaki SO_2'nin deniz suyu veya uygun alkali çözeltiler aracılığıyla nötralize edilmesini sağlar. Scrubber tasarımında malzeme seçiminin korozyon dayanımı, sıcaklık değişimlerine karşı tolerans ve kimyasal etkileşimler gibi faktörlere bağlıdır. Bu bağlamda, yüksek korozyon direnci ve kimyasal kararlılığıyla öne çıkan SMO 254 paslanmaz çeliği, scrubber ekipmanlarında tercih edilen malzemeler arasında yer almaktadır.

Scrubber sistemleri yalnızca denizcilik sektöründe değil, aynı zamanda çeşitli endüstriyel tesislerde de gaz arıtımı amacıyla kullanılmaktadır. Özellikle sülfür dioksit (SO_2) gibi zararlı bileşenlerin giderilmesi, atmosfere salınan emisyonların azaltılmasında kritik rol oynamaktadır. Böylece çevresel kirliliğin önlenmesine katkı sağlanırken, yürürlükteki yasal düzenlemelere de uyum mümkün hale gelmektedir.

Denizcilik sektöründe ise MARPOL 73/78-ANNEX VI kapsamında getirilen düzenlemeler doğrultusunda, gemilerin sülfür emisyonlarını belirli sınırlar altında tutmaları zorunludur. Ağır yakıt yağlarının (HFO) yanması sırasında açığa çıkan SO_2'nin atmosfere salınımı, scrubber sistemleri sayesinde kontrol altına alınmakta ve çevresel sürdürülebilirlik desteklenmektedir.

2.5.1. Scrubber Sistemlerinin Temel Çalışma Prensibi

Scrubber sistemleri, gazın bir sıvı (genellikle deniz suyu) ile karşılaştırılarak zararlı bileşenlerin temizlenmesi işlemine dayanır. Çoğunlukla deniz suyu, SO_2'nin

çözünürlüğü nedeniyle en yaygın kullanılan sıvıdır. Scrubber sistemi, genellikle üç ana bölgeden oluşur: gaz girişi bölgesi, buharlaşma bölgesi ve gaz çıkış bölgesi.

Gaz Girişi Bölgesi: Burada, gaz, sülfür dioksit (SO_2) ve diğer kirleticilerle birlikte, scrubber cihazına girer. Giriş bölgesinde gazın sıcaklığı genellikle yüksektir ve bu sıcaklık, sülfür dioksit gazının sıvı ile daha verimli bir şekilde etkileşmesini sağlamak için azaltılır.

Buharlaşma Bölgesi: Bu bölümde, deniz suyu (veya başka bir alkalin sıvı) gazın içerdiği kirleticileri çözerek kimyasal reaksiyonları başlatır. SO_2 gazı, sıvıda çözünerek sülfürik asit (H_2SO_4) ve sülfüröz asit (H_2SO_3) gibi bileşiklere dönüşür. Bu asitler, deniz suyunun alkalinite (bazik) özellikleri sayesinde sodyum sülfat (Na_2SO_4) ve sodyum sülfür (Na_2SO_3) gibi tuzlara dönüşür. Gaz Çıkış Bölgesi: Temizlenen gaz daha sonra scrubber sisteminden çıkar ve atmosfere salınmadan önce son bir işlemden geçer. Bu çıkış gazının sülfür emisyonu önemli ölçüde azalmış olur.

Scrubber sistemlerinde kullanılan deniz suyu, gazın içinde bulunan SO_2'yi çözerek bir kimyasal reaksiyon başlatır. Bu reaksiyon sayesinde, emisyonlar deniz suyu ile nötralize edilir ve sistemdeki gazlar daha temiz hale gelir.

2.5.2. Scrubber Türleri

Scrubber sistemleri farklı tasarımlara ve çalışma prensiplerine sahip olabilir. Başlıca iki tür scrubber sistemi vardır:

Açık Devre (Open-loop) Scrubber: Açık devre scrubberları, deniz suyunun doğrudan kullanıldığı ve sistemdeki kirli suyun denize geri bırakıldığı bir yapıya sahiptir. Bu sistem, daha düşük maliyetli ve daha basittir, ancak çevresel etkiler denetim altına alınmalıdır çünkü kirli su denize geri dökülmektedir.

Kapalı Devre (Closed-loop) Scrubber: Kapalı devre scrubberları, sıvının sürekli olarak bir sistem içinde dolaştırıldığı ve kirli suyun arıtıldıktan sonra tekrar kullanılmak üzere geri gönderildiği sistemlerdir. Bu tür scrubberlar, daha çevre dostu olabilir çünkü denize herhangi bir kirli su bırakılmaz, ancak daha pahalıdır ve karmaşık arıtma sistemleri gerektirir.

Karışık Devre (Hybrid) Scrubber: Karışık devre scrubberları, hem açık devre hem de kapalı devre çalışma prensiplerini birleştirir. Bu tür sistemler, açık denizlerde kullanılabilirken, limanlarda veya çevresel düzenlemelerin daha katı olduğu bölgelerde kapalı devre moduna geçebilirler.

2.5.3. Scrubber Sistemlerinin Avantajları ve Dezavantajları

Avantajlar:

- Emisyon Kontrolü: Scrubber sistemleri, gemilerin çevreye zararlı sülfür emisyonlarını büyük ölçüde azaltır ve MARPOL düzenlemelerine uyumu sağlar.
- Düşük Maliyetli Alternatif: Düşük kükürtlü yakıt kullanımı yerine HFO kullanarak ekonomik açıdan daha uygun olabilir.
- Çevre Dostu: Açık devre scrubberları, deniz suyunun doğal alkalin özelliklerinden faydalanarak çevreyi korur.

Dezavantajlar:

- Korozif Ortam: Scrubber sistemleri sürekli olarak asidik ve yüksek klorürlü sıvılarla etkileşimde olduğundan, korozyon direnci yüksek malzemeler gerektirir. Bu nedenle, SMO 254 gibi yüksek kaliteli paslanmaz çeliklerin kullanımı yaygındır.
- Enerji Tüketimi: Scrubber sistemlerinin çalışması, bazı enerji maliyetlerine yol açabilir. Özellikle kapalı devre sistemlerinde enerji ve suyun arıtılması gereklidir.
- Çevresel Etkiler: Açık devre sistemlerinde, denize salınan atık suyun çevreye etkisi, belirli bölgelerde sorun oluşturabilir. Bu nedenle, yerel düzenlemelere dikkat edilmelidir.

2.5.4. Scrubber Ekipmanları ve SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) Malzemesi

SMO 254 malzemesi, scrubber sistemlerinde kullanılan malzemeler için ideal bir seçimdir çünkü bu malzeme, yüksek korozyon direnci, aşındırıcı ortamlara karşı direnç ve yüksek sıcaklık dayanıklılığı sunar. Bu malzeme özellikle deniz suyu ile etkileşimde olan bölgelerde ve sülfürik asit gibi agresif bileşiklerin bulunduğu alanlarda kullanılır. Ayrıca, SMO 254'ün sülfür dioksit ve klorürlü çözeltilere karşı yüksek direnç göstermesi, onu scrubber sistemlerinde kullanım için mükemmel bir malzeme haline getirir.

Scrubber sistemleri, denizcilik endüstrisinde çevresel kirleticilerin kontrol altına alınmasında kritik bir rol oynamaktadır. Bu sistemler, gemilerin yakıtlarında bulunan sülfür dioksit emisyonlarını önemli ölçüde azaltarak çevreyi korur. SMO 254 gibi yüksek performanslı malzemeler, scrubber sistemlerinin uzun ömürlü ve verimli olmasını sağlayarak, bu tür sistemlerin başarıyla çalışabilmesi için gereklidir.

2.5.5. SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) Malzemesi ve Korozyon Direnci

SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7), yüksek alaşım içerikli bir östenitik paslanmaz çelik olup, sülfürik asit ve klorür iyonlarının bulunduğu ortamlarda gösterdiği üstün korozyon direnciyle bilinmektedir. Bu nedenle deniz suyuyla temas eden yapılar, kimya endüstrisindeki ekipmanlar ve yüksek sıcaklığa maruz kalan sistemler gibi zorlu çalışma koşullarında sıkça tercih edilmektedir. Malzemenin içerdiği nikel (Ni), molibden (Mo) ve azot (N) elementleri, korozyon dayanımını önemli ölçüde artırarak uzun süreli hizmet ömrü sağlar. Kaynaklı birleştirmeler sırasında hem kaynak metali hem de ısıdan etkilenen bölgelerin (ITAB) korozyona karşı davranışı geniş bir şekilde incelenmiştir. Araştırmalar, uygulanan kaynak sıcaklıkları ve işlem parametrelerinin mikroyapısal özellikleri değiştirerek malzemenin korozyon direncinde farklılıklara yol açabileceğini ortaya koymaktadır.

SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7); yüksek alaşımlı, östenitik bir paslanmaz çelik olup, mükemmel korozyon dayanımı (PRE ≥42.5), yüksek mukavemet ve klorür içeren ortamlarda üstün performans göstermesiyle bilinmektedir. Nikel (Ni), molibden (Mo) ve azot (N) gibi alaşım elementleri, korozyon direncini artırarak bu malzemenin zorlu ortamlarda uzun süre dayanmasını sağlar. Bu nedenle kimya tesisleri, denizcilik endüstrisi ve ısı değiştirici sistemlerde yaygın olarak kullanılmaktadır.

Scrubber sistemlerinin etkin çalışabilmesi için kullanılan malzemelerin korozyon direnci büyük önem taşır. Bu bağlamda, SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliği, yüksek korozyon direnci ve sülfürlü ortamlara karşı dayanıklılığı ile scrubber sistemlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Özellikle yüksek sıcaklıklar (380°C), düşük pH değerleri ve yüksek klorür içeriği gibi zorlu çevresel koşullara karşı üstün performans sergilemektedir v scrubber ekipmanı gemi bünyesine kaynatılacağı için S355J2N malzemesi ile birleşimleri söz konusu olmuştur.

Öte yandan S355J2N, yapı çelikleri grubunda yer alan, yüksek sünekliğe ve kaynak kabiliyetine sahip bir düşük alaşımlı çeliktir ve daha çok inşaat ve taşıyıcı sistemlerde kullanılmaktadır.

İki farklı malzemenin kaynak yöntemiyle bir araya getirilmesi ve buna uygun dolgu metalinin seçilmesi, mühendislik açısından oldukça karmaşık bir süreçtir. Doğru analizlerin yapılabilmesi için hem ana metallerin hem de ilave metalin özelliklerinin ayrıntılı şekilde bilinmesi gerekmektedir. Elde edilen kaynak dikişi yalnızca dolgu telinden oluşmaz; aynı zamanda esas metallerden kaynaklanan belirli oranlarda alaşım elementlerini de içerir. Genellikle ilave metal, birleştirilen ana metalden daha fazla alaşım elementi barındıracak şekilde tercih edilmektedir. Bu yaklaşım çoğu durumda olumlu sonuçlar verse de bazı durumlarda kaynak bölgesinde istenmeyen özelliklerin ortaya çıkmasına neden olabilmektedir. Özellikle farklı türde malzemelerin birleştirilmesinde, kaynak metali ve esas malzeme arasındaki karışım sonucunda oluşan kimyasal bileşim ve mikroyapı büyük önem taşır. Literatürde, karbon çelikleriyle yapılan birleşimlerde ergime sınırı boyunca çatlak oluşumlarının görülebildiği rapor edilmiştir (Kaçar ve diğ., 2003; Zhao ve diğ., 2010). Farklı türde malzemelerin kaynakla birleştirilmesinde çeşitli problemlerle karşılaşılmaktadır. Bunlardan bazıları şu şekilde sıralanabilir: yüksek karbon içeren alaşımlardan, karbon oranı daha düşük olan çeliklere karbon geçişi; malzemelerin ısıl genleşme katsayılarındaki farklılıklar nedeniyle kaynaklı birleşimin çeşitli bölgelerinde artık gerilmelerin oluşması; kaynak metalinin elektrokimyasal özelliklerinden kaynaklanan çevresel korozyon sorunları ve kaynak sonrası gerilme giderme işlemlerinin uygulanmasında yaşanan güçlüklerdir.

Farklı metal türlerinin kaynakla birleştirilmesi sırasında kullanılan ana ve ilave metallerin kimyasal bileşimleri ile uygulanan kaynak parametreleri, kaynak metalinde seyrelme oranını ve oluşan mikroyapıyı doğrudan etkilemektedir (Sireesha, 2000a; Sireesha, 2000b; Maruyama, 2003). Bu nedenle kaynak bölgesi yalnızca ilave metalden ibaret olmayıp, aynı zamanda ana malzemelerden gelen alaşım elementlerini de içermektedir (Lippold ve Kotecki, 2005). Özellikle farklı malzemelerin birleştirilmesi sırasında, yüksek karbonlu alaşımlı çeliklerden daha az karbon oranına sahip çeliklere doğru karbon difüzyonu gerçekleşebilmekte, ayrıca malzemeler arasındaki farklı ısıl genleşme katsayıları, kalıntı gerilmeler, elektrokimyasal davranış farklılıkları ve kaynak

sonrası uygulanması gereken ısıl işlemler gibi çeşitli sorunlar ortaya çıkabilmektedir (Lundin, 1982; Srinivasan ve diğ., 2006; Srinivasan ve diğ., 2009; Sireesha ve Shankar, 2000).

Bir çeliğin karbon etkisi hem karbon miktarına hem de diğer alaşım elementlerinin oranlarına bağlıdır. Karbür oluşturan elementleri düşük seviyede içeren bir çelik, bu elementleri daha fazla içeren çeliğe kaynaklandığında, karbon yüksek alaşımlı malzemeye doğru geçerek karbür çökelmesine neden olur. Özellikle ferritik–östenitik birleşmelerde, uzun süre yüksek sıcaklıkta bekleme sonucunda, östenitik tarafta karbür açısından zengin, ferritik tarafta ise karbon açısından yoksullaşmış bölgeler oluşmaktadır. Karbonca fakir bu bölgeler malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz etkilerken, zenginleşmiş bölgeler sertleşmeye neden olmaktadır. Bununla birlikte N ve O gibi elementler de alaşımlı çeliğe difüze olabilmekte ve malzemenin sünekliğini ve tokluğunu zayıflatabilmektedir (Çalık, 2004).

Kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan ısıl çevrimler, farklı bölgelerde kimyasal dengesizliklere yol açmaktadır. Ferritik çelik tarafında karbonun azalmasıyla karbonca yoksul bölgeler oluşurken, paslanmaz çelik tarafında ise karbonun zenginleştiği alanlar meydana gelmektedir (Sireesha ve Shankar, 2000; Srinivasan ve diğ., 2006; You ve diğ., 2001; Vigraman, 2012). Bu durum, ferritik bölgede düşük sürünme dayanımına sahip ve gerilme çatlaklarına yatkın alanların ortaya çıkmasına sebep olmaktadır. Üstelik yüksek sıcaklığa maruz kalındığında bu zayıf bölgelerin genişlediği rapor edilmiştir (You ve diğ., 2001). Kaynak metaline yakın karbonca zenginleşmiş alanlarda sert fazların oluşması, bölgesel sertlik artışına neden olmaktadır. Buna karşılık, ferritik paslanmaz çeliklerde aşırı ısı girdisi tane büyümesine yol açarak süneklik ve tokluk özelliklerini olumsuz etkilemektedir.

Farklı türde paslanmaz çeliklerin düşük alaşımlı çeliklerle birleştirilmesinde yaygın olarak tozaltı ark kaynağı, TIG ve MIG yöntemleri uygulanmaktadır. Bu tür birleşimlerde dolgu malzemesi olarak çoğunlukla nikel esaslı teller veya krom esaslı teller tercih edilmektedir (Sireesha ve Albert, 2000; Sireesha ve Shankar, 2000; Jang ve diğ., 2008; Rowe ve diğ., 1999; Wang ve diğ., 2011; Çelik ve Alsaran, 1999; Kurt ve Çalık, 2009).

3. MALZEME VE YÖNTEM

Bu tezde, TIG kaynağı, Özlü Tel ile Ark Kaynağı (FCAW) ve Elektrik Ark Kaynağı (SMAW) yöntemleriyle birleştirilen iki ana malzeme kullanılmıştır: SMO 254 ve S355J2N. Her iki malzeme de farklı mekanik özelliklere ve uygulama alanlarına sahip olup, belirli işlevsel gereksinimleri karşılamak için seçilmiştir. Aşağıda, bu malzemelerin özellikleri detaylı bir şekilde ele alınacaktır.

3.1. SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) Malzemesinin Özellikleri

SMO 254, aşındırıcı ve korozyonlu ortamlarda kullanılan super-austenitik paslanmaz çelik sınıfına ait bir malzemedir. Bu malzeme, özellikle deniz suyu, kimyasal endüstriler ve asitli ortamlarda yüksek performans sergileyen üstün korozyon direncine sahip olmasıyla bilinir.

Kimyasal Bileşim: Cr (Krom): %19-21, Ni (Nikel): %18-20, Mo (Molibden): %6, Cu (Bakır): %0,5-1, N (Azot): %0.18-0.22, Fe (Demir): Kalan kısmı

Mekanik Özellikler: Çekme Dayanımı (Tensile Strength): 620–880 MPa, Süreklilik Dayanımı (Yield Strength): 290 MPa, Uzama (Elongation): %40 (en az). Sertlik: 220 HB (Brinell)

Yüksek Korozyon Direnci: SMO 254, deniz suyu ve diğer korozyonlu ortamlarda mükemmel direnç gösterir. Yüksek molibden içeriği sayesinde, klorürlere karşı yüksek direnç sağlar.

Yüksek Mukavemet: Yüksek çekme dayanımı ve iyi uzama oranı ile yüksek mekanik direnç sunar.

Sıcaklık Direnci: 300°C'ye kadar sıcaklık dayanımına sahiptir ve ısıya karşı dirençlidir.

Asidik Ortamlar: Özellikle sülfürik asit, fosforik asit ve klorürlü çözeltiler gibi asidik ortamlarda çok iyi performans gösterir.

Denizcilik Uygulamaları: SMO 254, özellikle deniz suyu sistemleri ve scrubber sistemleri gibi uygulamalarda kullanılır. Bu malzeme, deniz suyu ile temas eden ekipmanlar için son derece uygundur.

SMO 254, denizcilik sektöründe kullanılan scrubber ekipmanları için ideal bir malzeme olarak öne çıkar. Scrubber sistemlerinde, sülfür dioksit (SO2) emilimini gerçekleştiren

ve korozyonlu ortamlara dayanıklı malzemeler gereklidir; SMO 254 bu özelliklere sahiptir ve uzun ömürlü, dayanıklı çözümler sunar.

3.2. S355J2N Malzemesinin Özellikleri

S355J2N, yapısal çelik sınıfında yer alan ve Avrupa standardına (EN 10025-2) göre tanımlanmış bir malzemedir. Bu çelik, orta karbonlu yapısal çelikler arasında yer alır ve yüksek dayanım ile işlenebilirlik sunar. Genellikle inşaat, makine yapımı ve tüplü yapılar gibi geniş uygulama alanlarında kullanılır.

Kimyasal Bileşim: C (Karbon): %0.17, Si (Silisyum): %0.25, Mn (Mangan): %1.50, P (Fosfor): %0.035 (maks.), S (Kükürt): %0.035 (maks.), Fe (Demir): Kalan kısmı

Mekanik Özellikler: Çekme Dayanımı (Tensile Strength): 470–630 MPa, Süreklilik Dayanımı (Yield Strength): 355 MPa (en az), Uzama (Elongation): %22 (en az), Sertlik: 170 HB (Brinell)

Yüksek Dayanım: S355J2N, yüksek çekme ve akma dayanımına sahip olup, ağır yük taşıma kapasitesine sahiptir. Bu nedenle, büyük yapılar ve inşaat uygulamaları için tercih edilir.

İyi İşlenebilirlik: Orta karbon içeriği sayesinde, S355J2N iyi işlenebilirlik sunar ve kaynak yapılması kolaydır.

Düşük Sıcaklık Dayanımı: S355J2N, -20°C'ye kadar düşük sıcaklıklara dayanıklıdır ve bu da onu soğuk hava koşullarında kullanılan yapılar için uygun hale getirir.

Yapısal Uygulamalar: Genellikle köprüler, binalar, makineler ve endüstriyel yapılar gibi büyük inşaat projelerinde kullanılır.

Kaynak Yapılabilirlik: S355J2N, kaynaklanabilir bir malzemedir ve genellikle MAG ve MIG kaynak yöntemleriyle kaynatılır.

Bu malzeme, genellikle inşaat sektöründe ve makine yapımında kullanılsa da, aynı zamanda scrubber sistemlerinde ve gemicilik endüstrisinde kullanılan yapısal bileşenlerde de kullanılabilir. Özellikle ısıl işleme tabi tutulmuş S355J2N, mekanik dayanıklılık ve korozyon dirençli olması açısından SMO 254 ile birlikte kullanıldığında, çok sağlam bir yapısal bütünlük sağlar.

SMO 254 ve S355J2N malzemeleri, farklı özellikleriyle birbirini tamamlayıcı özellikler sunar. SMO 254, yüksek korozyon direnci ve asidik ortamlara karşı dayanıklılığı ile dikkat çekerken, S355J2N malzemesi, yüksek mukavemeti ve işlenebilirliği ile yapıların ana taşıyıcı bileşenlerinde kullanılmak üzere idealdir. Bu malzemeler, scrubber sistemlerinde veya diğer marin uygulamalarda kullanıldığında, her iki malzemenin de özellikleri, uzun süreli dayanıklılık ve performans sağlar.

3.3. Kaynak Yöntemleri ve Uygulamaları

Metal malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri, özellikle farklı malzeme türlerinin birleştirilmesinde önemli bir rol oynamaktadır. Tungsten Inert Gas (TIG) kaynağı, yüksek kaliteli kaynak dikişleri üretmesi ve geniş uygulama yelpazesi ile öne çıkarken, özlü tel ile ark kaynağı (FCAW) ve elektrik ark kaynağı (SMAW) gibi yöntemler daha dayanıklı ve hızlı bir üretim imkânı sunmaktadır. Özellikle, paslanmaz çelikler ve yapısal çelikler arasındaki bağlantılarda, her bir kaynak yönteminin farklı avantajları ve dezavantajları bulunmaktadır. Daha önce yapılan çalışmalar, kaynak yöntemlerinin mekanik özellikler üzerindeki etkilerini detaylandırarak, kaynak bölgesinin mikro yapısal değişimlerini incelemiş ve bu yöntemlerin farklı malzeme kombinasyonlarıyla performansını değerlendirmiştir.

3.3.1. Kaynak Teknolojilerine Genel Bakış

Kaynak, metal işleme alanındaki en kritik işlemlerden biridir. İki veya daha fazla metal parçasının birbirine bağlanmasını sağlayan bu işlem, ısı ve/veya basınç uygulayarak gerçekleştirilir. Kaynak teknolojilerinin her biri, malzeme özellikleri, uygulama koşulları, maliyet ve işçilik gereksinimlerine göre farklı avantajlar sunar. Kaynak yöntemleri, genellikle ısı ile kaynak ve elektrik ark ile kaynak gibi kategorilere ayrılmaktadır.

Isı ile kaynak yöntemlerinde, kaynağın yapılacağı malzemenin yüzeyini yüksek sıcaklıklarla eritip birleştiren yöntemler kullanılır. Elektrik ark kaynağında ise, elektriksel ark kullanılarak metal yüzeyler ısıtılır ve birleştirilir. Bu başlık altında, Tungsten Inert Gas (TIG) Kaynağı, Özlü Tel ile Ark Kaynağı (FCAW) ve Elektrik Ark Kaynağı (SMAW) gibi yaygın kaynak yöntemlerine detaylı bir bakış sunulacaktır.

3.3.2. TIG Kaynağı (Tungsten Inert Gas Kaynağı)

Tungsten Inert Gas (TIG) kaynağı, inert bir gaz (genellikle argon) kullanılarak yapılan, tungsten elektrot ile gerçekleştirilen bir kaynak yöntemidir. Kaynak dikişlerinde üstün kalite elde edilmesini sağlayan başlıca yöntemlerden biri bu tekniktir. TIG kaynağı, özellikle hassas malzemeler için uygun bir yöntemdir.

Çalışma Prensibi: TIG kaynağında, tungsten elektrot, kaynak bölgesinde ark oluşturur ve ısı sağlar. Bu ark, metalin erimesini sağlar ve kaynağın birleşim alanını oluşturur. Koruyucu gaz (argon veya helyum) kullanılarak, kaynak bölgesindeki oksidasyon ve kontaminasyon engellenir. Bu, özellikle ince malzemelerde yüksek kaliteli bir dikiş elde edilmesini sağlar. Avantajlar; Yüksek kaliteli dikişler: TIG kaynağı, neredeyse mükemmel kaynak dikişleri sağlar, bu nedenle yüksek hassasiyet ve estetik gerektiren uygulamalarda kullanılır. Minimum distorsiyon: Kaynak işlemi sırasında kullanılan düşük ısı, malzemenin şekil değiştirmesini (distorsiyon) minimuma indirir. Farklı malzeme türleriyle uyumlu: Özellikle paslanmaz çelik, alüminyum, tungsten ve titanyum gibi malzemelerde başarılı sonuçlar verir. İnce malzemelerde verimli: İnce metal levhalarda mükemmel birleştirme sağlar.

Sınırlamalar; Yavaş kaynak hızı: Diğer kaynak yöntemlerine kıyasla daha düşük kaynak hızına sahiptir, bu da üretim verimliliğini düşürebilir. Ekipman maliyeti: TIG kaynağı için kullanılan ekipman, diğer kaynak yöntemlerine kıyasla genellikle daha pahalıdır. Operatör bilgisi gerektirir: TIG kaynağı, uzmanlık gerektiren bir yöntemdir ve deneyimsiz operatörler için zorluklar yaşanabilir.

3.3.3. Özlü Tel ile Ark Kaynağı (FCAW)

Özlü Tel ile Ark Kaynağı (FCAW), sürekli bir elektrot tel kullanılarak yapılan bir kaynak yöntemidir. FCAW kaynağında, özlü tel hem elektrot hem de koruyucu gaz kaynağını sağlar. Bu özellik, özellikle dış mekân uygulamaları ve kötü hava koşulları altında avantajlıdır.

Çalışma Prensibi; FCAW kaynağında, kaynak bölgesinde bir elektrik arkı oluşur ve tel elektrot, eriyerek kaynak dikişini oluşturur. Kalıp ve koruyucu gaz, kaynağı çevresel etkilerden (oksidasyon, kirlenme) korur. FCAW kaynağı hem iç hem de dış mekanlarda

rahatça uygulanabilir, bu da onu inşaat ve ağır sanayi projeleri için ideal bir seçenek yapar.

Avantajlar; Yüksek kaynak hızı: FCAW, hızlı kaynak yapma imkânı sağlar, bu da büyük projelerde verimliliği artırır. İyi penetrasyon: FCAW, özellikle kalın malzemeler için mükemmel penetrasyon sağlar. Dış mekân uygulamaları için uygun: FCAW, dış mekanlarda ve zorlu koşullarda dahi etkili bir şekilde çalışabilir. Daha düşük ekipman maliyeti: Diğer yöntemlere kıyasla ekipman maliyeti daha düşüktür.

Sınırlamalar; Daha fazla duman ve sprey: FCAW kaynağında duman ve metal spreyinin fazla olması, çevreye olan etkileri artırabilir. Yüzey temizliği: FCAW kaynağında, bazen temizlenmesi gereken kalıntılar ve atıklar oluşabilir. Daha az hassasiyet: Bu yöntem, özellikle ince malzeme ve hassas işçilik gerektiren uygulamalarda daha az verimli olabilir.

3.3.3.1. Özlü Telin Özellikleri

Son otuz yılda, yüksek verimlilik sağlaması nedeniyle özlü tellerin kaynak sarf malzemeleri arasında kullanımı giderek artmıştır. Kaynaklı imalat yöntemleri, üretim endüstrisinde büyük öneme sahiptir. Günümüzde otomotiv, makine ve gemi inşa sanayilerinde yaygın olarak kullanılan bu yöntemlerin, tüm imalat teknikleri içindeki payı %75–80 düzeyine ulaşmıştır (Asarkaya, 2005; Kim ve diğ., 2008; Gençkan, 2009).

Örtülü elektrotlar ile gerçekleştirilen uygulamalarda ise otomasyon seviyesi ve verimlilik, elektrot boyu, nüfuziyet derinliği ve dıştaki örtü tabakası gibi faktörler nedeniyle sınırlı kalmaktadır. Bu sınırlamaların aşılabilmesi için dünya genelinde, ihtiyaç duyulan alanlarda otomatik kaynak teknikleri kullanılarak kaynak telleri ile birleştirme yöntemlerine başvurulmaktadır. Son yıllarda özellikle özlü tel kaynak yöntemine olan ilgi belirgin şekilde artmıştır (Pitrun ve diğ., 2002).

Her bir kaynak sarf malzemesi ve kaynak yöntemi (örneğin gaz altı, tozaltı, difüzyon, sürtünme-karıştırma, lazer veya lazer-hibrid) kendine özgü avantajlar ile sınırlılıklar taşımaktadır. Bununla birlikte, teknolojik ilerlemeler sonucunda daha verimli sarf malzemeleri ve yöntemlerin tercih edilmesi, üretim hızını artırmakta, maliyetleri azaltmakta ve kaliteyi iyileştirmektedir.

Bu doğrultuda, özlü tel kullanılarak yapılan gaz altı ark kaynağı, üretkenliği kayda değer ölçüde artıran bir teknik olarak öne çıkmaktadır.

Özlü tel elektrotlar, örtülü elektrottaki örtü bileşenlerinin elektrotun içine yerleştirilmesiyle elde edilmektedir. Literatürde "ters elektrot" olarak da adlandırılan bu sarf malzemeleri, kaynak teknolojisine yeni bir boyut kazandırmıştır. Özlü tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak uygulamaları, fazla metal yığma kapasitesi, kesintisiz kaynak süreçlerine uygunluğu, farklı kaynak pozisyonlarında uygulanabilirliği, kullanım pratikliği ve dayanımı yüksek, düzgün dikişler sağlaması sayesinde maliyet açısından avantajlı bir yöntem olarak öne çıkmaktadır (Liu, 1998). Günümüzde, çeşitli kaynak teknikleri ve malzemeler için geliştirilmiş çok sayıda özlü tel tipi bulunmaktadır. Özellikle MAG yöntemiyle yapılan mekanize kaynak işlemlerinde, özlü tel kullanımı giderek daha fazla önem kazanmaktadır.

Özlü kaynak telleri, ince çaplı boru biçiminde üretilmiş, içerisinde farklı metal ve mineral tozları barındıran özel kaynak sarf malzemeleridir. İç kısımlarındaki bu toz ve minerallerin uygun oranlarda karıştırılmasıyla kaynakta istenen kimyasal bileşim ve buna bağlı mekanik, metalurjik ya da korozyon özellikleri elde edilebilmektedir. Üretim süreçleri, klasik kaynak tellerine göre daha karmaşık ve çok aşamalı bir yapıya sahiptir (Gençkan ve Saraçoğlu, 2009; Bauné ve diğ., 2000).

Özlü tellerin başlıca işlevleri şunlardır:

- Kaynak bölgesinin kimyasal bileşimini dengeleyerek gerekli mukavemet, kararlılık ve korozyon direnci sağlar.
- Kaynak banyosunu bir cüruf örtüsü ile izole ederek ortamdaki oksijen, azot ve hidrojenin olumsuz etkilerini sınırlar.
- Kendinden koruyucu tiplerde koruyucu gaz ortamı meydana getirerek homojen ve kaliteli bir kaynak metalinin oluşumuna olanak tanır.
- Cüruf ile banyo arasındaki tepkimeler yoluyla, banyoda bulunması istenmeyen artıkların miktarı azaltılır.
- Farklı alaşımlı metallerin kaynağında ve dolgu uygulamalarında alaşım elementlerini dengeleyici rol oynar.

- Kaynak dikişinin düzgün form almasına yardımcı olur (Gençkan ve Saraçoğlu, 2009; Kannan ve Murugan, 2006).

Günümüzde özlü tel elektrotların kullanım oranı, masif tellere kıyasla sürekli artış göstermektedir. Bunun en önemli nedeni, farklı uygulama avantajlarına sahip üç temel tipinin bulunmasıdır: rutil, bazik ve metal özlü teller.

- Rutil özlü teller, yumuşak ark karakteri, kaynak kabiliyeti, kolay kaynak sonrası temizliği ve düzgün görünüm sağlamaktadır. Çeşitli pozisyonda kaynak yapılabilmesi nedeniyle özellikle tersanelerde en çok tercih edilen tel tipidir.
- Bazik özlü teller, ince taneli ve yüksek dayanımlı çeliklerde sağladıkları üstün mekanik özellikler nedeniyle tercih edilir. Ancak yalnızca yatay ve düz pozisyonlarda kullanılabilmeleri sebebiyle gemi inşa sektöründe yaygın değildir.
- Metal özlü teller, sprey ark modunda yatay pozisyonda yüksek dolgu oranı sunarak verimlilik sağlar. Sürekli tel besleme özelliği sayesinde zamandan tasarruf sağlar. Ayrıca düşük sıçrama kaybı, önemli bir avantaj olarak öne çıkar (Asarkaya, 2005; Palani ve Murugan, 2006; Aloraier ve diğ., 2006).

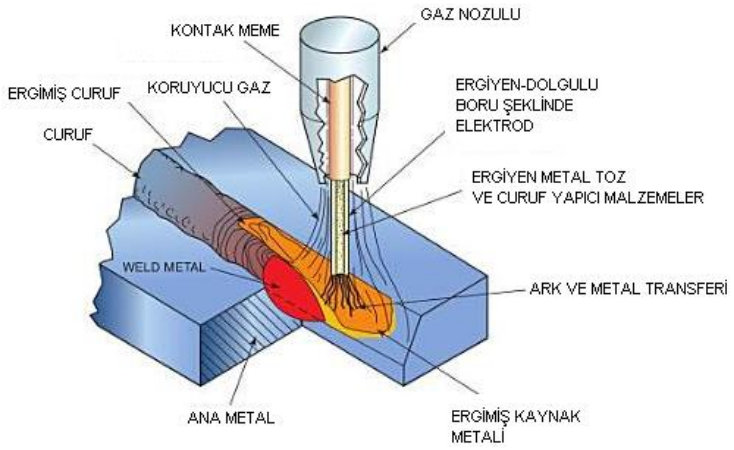


Şekil 3.1. Kaynak Yöntemine göre Kaynak Görüntüleri

Özlü teller genellikle boru kök pasolarında ve üst yapıların yukarıdan aşağıya yapılan köşe kaynaklarında tercih edilmektedir. Ancak tersanelerde kapalı alanların sınırlı olması nedeniyle açık alan uygulamalarında yeterli gaz koruması sağlanamamakta, ayrıca kaynak öncesinde gerekli yüzey hazırlıklarının (kaynak ağzındaki yağ, pas, cüruf ve nemin giderilmesi) istenilen standartlara uygun yapılmaması halinde, özlü tel ile yapılan gazaltı kaynaklarında çoğunlukla gözenek oluşumu ve cüruf kalıntısı hataları ortaya çıkmaktadır. Kaynak yöntemlerine göre görüntüler Şekil 3.1'de verilmiştir.

Özlü tel kaynak yönteminde, elektrod ile iş parçası arasında meydana gelen ark, kaynak için gerekli ısı enerjisini sağlar. Ark, iyonize olmuş gaz ortamından geçen elektrik akımıyla oluşur. Uygulanan gerilim sonucunda gaz molekülleri parçalanarak atomlar elektron kaybeder ve iyonlaşır. Bu süreçte, pozitif gaz iyonları anottan katoda; elektronlar ise katottan anoda doğru hareket eder. Isı enerjisinin yaklaşık %95'i elektronlar, kalan %5'i ise iyonlar tarafından taşınır. Böylece ark sıcaklığı, hem elektrodun hem de iş parçasının ergimesini sağlayacak seviyeye ulaşır (Kahraman, 2002). Şekil 3.2'de özlü tel kullanılarak yapılan gazaltı ark kaynağının şematik gösterimi verilmiştir.

Bu yöntemde kullanılan kaynak ekipmanları, MIG/MAG kaynak sistemlerinde kullanılan ekipmanlarla aynıdır. Ancak telin yapısal özelliklerinden dolayı yöntem, Özlü Tel Ark Kaynağı olarak adlandırılmaktadır (FCAW). Kaynak esnasında ergiyen metal, ya harici olarak verilen koruyucu gaz tabakasıyla ya da özlü telin iç bileşiminden açığa çıkan gaz atmosferi sayesinde çevresel etkilerden korunmaktadır.



Şekil 3.2. Gaz Korumalı Özlü Teli ile Ar Kaynağı

3.3.4. Elektrik Ark Kaynağı (SMAW)

Elektrik Ark Kaynağı (SMAW), en eski ve en yaygın kullanılan kaynak yöntemlerinden biridir. SMAW kaynağı, bir elektrik arkı kullanarak iki metal parçasını birleştirir. Bu kaynak yöntemi, özellikle taşınabilirliği ve düşük ekipman maliyetleri ile bilinir.

Çalışma Prensibi; SMAW kaynağında, bir elektrot kullanılarak bir ark oluşturulur. Ark, metalin erimesine ve iki metal parçasının birleşmesine yol açar. Kaynak sırasında,

elektrot başlığı, metalin birleştiği bölgedeki oksidasyonu engelleyen bir koruyucu kaplama sağlar.

Avantajlar; taşınabilirlik, SMAW kaynağı, taşınabilir ve hafif ekipman gerektirdiğinden, mobil uygulamalar için idealdir. Düşük ekipman maliyeti, SMAW kaynağı, genellikle düşük maliyetli bir yöntemdir ve başlangıç yatırımları daha düşüktür. Zorlu koşullarda kullanılabilir. Bu yöntem, dış mekanlarda ve zor hava koşullarında rahatça uygulanabilir.

Sınırlamalar; daha düşük kaynak hızı, SMAW, özellikle ince malzemelerde daha yavaş bir kaynak hızına sahiptir. Yüksek duman ve gaz üretimi, SMAW kaynağında daha fazla duman ve gaz üretilir, bu da iş güvenliği açısından risk yaratabilir. Daha fazla temizlik gereksinimi, SMAW ile yapılan kaynaklarda, elektrot başlıklarından kalıntılar ve atıklar oluşabilir.

4. BULGULAR

4.1. Giriş

Kaynak yöntemleri ve SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7**)** malzemesinin kullanımı üzerine yapılan araştırmalar, malzeme özelliklerinin ve işlem parametrelerinin kaynak dikişi ve ITAB üzerinde önemli etkiler yarattığını ortaya koymuştur. Birçok çalışma, kaynak sonrası ısıl etki alanlarında (ITAB) oluşan mikroyapı değişikliklerinin, korozyon ve sertlik üzerinde doğrudan etkisi olduğunu belirtmiştir (Kou, 2003; Lippold ve Kotecki, 2005; Brooks ve Thompson,1991; Pawar ve diğ., 2010; Shankar ve diğ., 2003). Ayrıca, kaynak yöntemlerinin farklı sülfür emisyon kontrol sistemlerinde kullanımı, malzemenin korozyon direnci ve dayanıklılığı üzerinde değişiklikler yaratabilir.

Literatürde, SMO 254 malzemesinin farklı kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar sınırlıdır. Çoğu araştırma, yalnızca tek bir kaynak yöntemi veya belirli bir malzeme kombinasyonu üzerinde yoğunlaşmıştır. Literatürde, SMO 254 malzemesinin farklı kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi üzerine kapsamlı karşılaştırmalı çalışmalar sınırlıdır. Örneğin, çoğu araştırma yalnızca TIG yönteminin sabit ya da puls akım modları ile SMO 254 malzemesi üzerine odaklanmaktadır (Roshith ve diğ., 2019; Kumar ve Baskaran, 2024; Kumar ve diğ., 2023). Bu çalışma, SMO 254 ve S355J2N malzemelerinin farklı kaynak yöntemleriyle birleştirilmesinin etkilerini kapsamlı bir şekilde inceleyerek literatürdeki bu boşluğu doldurmayı amaçlamaktadır. Özellikle, kaynak bölgesinin mikro yapısı, korozyon direnci ve mekanik özellikler üzerine odaklanarak, denizcilik sektöründe kullanılan scrubber sistemlerinin tasarımına katkıda bulunmayı hedeflemektedir.

Bu bölümde, kaynak yapılan numunelerin hazırlanması, kaynak parametrelerinin belirlenmesi ve deneysel testlerin uygulanma süreci detaylandırılacaktır. Elde edilen veriler, kullanılan kaynak yöntemlerinin performansını ve malzeme özelliklerini değerlendirmek için önemlidir.

Kaynak edilen numunelerin mekanik, mikroyapısal ve kimyasal özelliklerini değerlendirebilmek için çeşitli testler uygulanacaktır. Bu testler, kaynağın performansını ve malzemenin dayanıklılığını ölçmek için gereklidir.

Çekme testi, numunenin kaynak bölgesinden ve ısı etkilenmiş bölgesinden (ITAB) alınan örneklerin gerilme, kopma ve deformasyon özelliklerini incelemek için yapılır. Bu testin amacı, kaynak dikişi ve çevresindeki malzemenin çekme dayanımı ve akma sınırını belirlemektir. Ayrıca, kaynağın plastik deformasyon ve kopma özellikleri de bu test ile ortaya konur.

Mekanik özelliklerin belirlenmesi için TS EN ISO 4136 Standardına göre çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Numuneler standart çekme testi cihazlarında test edilir. Test sırasında, numune üzerinde belirli bir hızla gerilme uygulanır ve kopma noktasına kadar ölçümler yapılır. Önemli Parametreler: Çekme dayanımı (Tensile strength), Akma noktası (Yield point), Uzama miktarı (Elongation). Kök ve yüz eğme testleri TS EN 5173 Standardına göre çekme testleri gerçekleştirilmiştir. INSTRON 300 MPX cihazı ile (300 joule anma enerjisi) TS EN ISO 9016 Standardına göre çentik darbe testleri gerçekleştirilmiştir

10kg yük altında (HV10) Vickers sertlik ölçümleri TS EN ISO 9015-1 Standardına göre kaynak metalinden esas metale doğru hat boyunca belirli aralıklarla sertlik testleri gerçekleştirilmiştir Kaynağın sertlik özellikleri, malzemenin aşınmaya karşı direncini gösterir. Sertlik testi, kaynağın dayanıklılığını, özellikle ısı etkilenmiş bölgedeki (ITAB) ve kaynak bölgesindeki sertlik farklarını incelemek için yapılır. Genellikle Brinell veya Vickers sertlik testi uygulanır. Bu testlerde, belirli bir kuvvetle bir indenter yüzeye itilerek sertlik ölçülür. Kaynak bölgesi ve ITAB arasındaki sertlik farkları, kaynağın yapısal bütünlüğü hakkında bilgi verir.

Elektrolitik olarak ADLER ETCHING-TSE CEN ISO/TR 16060 ayıracı ile kimyasal olarak dağlanmıştır. Kral suyu HNO_3+3 HCl ve nital solüsyonu kullanılmıştır. Oluşturulan tüm kaynaklı bağlantıların mikroyapı incelemeleri için metalografi numuneleri hazırlanmıştır. TS EN ISO 17639 Standardına göre Makro-Mikro yapı inceleme testleri gerçekleştirilmiştir.

Makro yapı gözlemleri, kaynağın bütünsel yapısını incelemek için yapılır. Bu test, kaynak dikişinin genişliği, derinliği ve homojenliğini kontrol etmek için gereklidir. Ayrıca, kaynak bölgesindeki çatlaklar, içsel delikler ve yetersiz dikişler gibi kusurların tespit edilmesi amaçlanır. Kaynak dikişi ve çevresi kesilip, uygun kimyasal işlemlerle

(asitleme vb.) incelenir. Dikişin düzgünlüğü, içsel hataların olup olmadığı ve kaynak metalinin yapısal durumu gözlemlenir.

Mikroyapı incelemeleri, kaynağın mikroskobik düzeydeki yapısal özelliklerini ve malzemenin homojenliğini incelemek için yapılır. Optik mikroskop ve SEM (Tarama Elektron Mikroskobu) gibi yüksek çözünürlüklü cihazlar kullanılarak, numunelerdeki butterfly yapıları, dikiş geometrisi, porozite ve soğuma oranları gibi özellikler gözlemlenir. Optik Mikroskop, kaynak dikişinin yüzeyine uygulanan kimyasal etching işlemi sonrası mikroskopla incelenir.

SEM, daha yüksek çözünürlükle mikro yapı analizi yapılır. Özellikle çatlaksız dikiş ve mikro yapısal homojenlik gözlemlenir.

Tahribatsız testler, kaynağın veya malzemenin bütünlüğünü tahrip etmeden incelemek için kullanılır. Yaygın tahribatsız testler arasında ultrasonik test, manyetik parçacık testi, ve duman testi yer alır. Numune yüzeyinde herhangi bir bozulma olmadan, yüksek frekanslı ses dalgaları ya da manyetik parçacıklar kullanılarak yüzeydeki çatlaklar ve diğer hatalar tespit edilir.

4.2. Numune Hazırlama Süreci

Numune hazırlama, kaynağın ve malzemenin özelliklerinin doğru bir şekilde analiz edilebilmesi için çok önemlidir. Deneysel çalışmalarda kullanılacak numuneler, belirli boyut ve şekillerde hazırlanır. SMO 254 ve S355J2N malzemelerinin kaynaklı bağlantılarının incelenebilmesi için uygun numune geometrisi ve ölçüleri seçilir. Tipik olarak, numuneler şu şekilde hazırlanır:

Numune Boyutları ve Şekilleri: Kaynak yapılacak numuneler genellikle dikdörtgen levhalar veya halkalar şeklinde kesilir. Bu levhaların kalınlığı ve uzunluğu, kullanılan kaynak yöntemine ve yapılacak testlere bağlı olarak belirlenir.

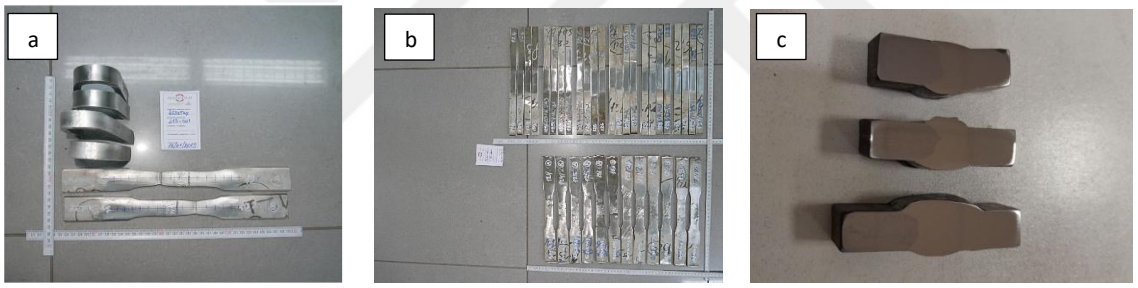
Yüzey Temizliği: Numuneler, kaynak işlemine başlamadan önce temizlenir. Yüzeydeki yağ, kir ve oksitler, kaynağın kalitesini olumsuz etkileyebileceği için, numuneler aşındırıcı temizleme (zımparalama veya asidik temizleme) işlemiyle temizlenir.

Kaynak Dikişi Oluşumu: Numuneler kaynak yapılarak birleştirilir. Bu aşamada, TIG, FCAW ve SMAW yöntemleri kullanılarak, belirli kaynak parametrelerine göre kaynak dikişi oluşturulur. Kaynaklı bağlantılara ait deney numuneleri Şekil 4.1'de görülmektedir.

Kaynak parametreleri, kaynağın kalitesini ve malzemenin özelliklerini doğrudan etkileyen önemli faktörlerdir. Bu çalışmada, kullanılan TIG, FCAW ve SMAW kaynak yöntemlerinin her biri için aşağıdaki parametreler dikkate alınmıştır:

Kaynak Akımı (Amperaj): Kaynak akımı, metalin erimesini ve dolayısıyla kaynak dikişinin oluşumunu sağlar. Kaynak akımı, malzeme türüne ve kalınlığına göre optimize edilmiştir.

Gerilim (Voltaj): Voltaj, kaynak arkının istikrarlı bir şekilde oluşmasını sağlar. Yüksek voltaj, daha geniş bir kaynak dikişi ve düşük voltaj, daha derin bir penetrasyon sağlar.



Şekil 4.10. SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliği ve S355J2N çeliği için hazırlanan kaynaklı bağlantılara ait test numuneleri a) Çekme deneyi numuneleri, b) Eğme deneyi numuneleri c) Makro-mikro yapı numuneleri

Kaynak Hızı: Kaynak hızı, kaynak işleminin hızını belirler. Çok hızlı bir kaynak, düşük bir eriyik havuz sıcaklığına neden olabilir, çok yavaş bir kaynak ise fazla ısınmaya yol açarak malzeme özelliklerini olumsuz etkileyebilir.

Gaz Akışı ve Karışımı: Kaynak sırasında kullanılan koruyucu gazın türü ve akış hızı da kaynak kalitesini etkiler. Argon veya Karbon Dioksit gibi gazlar, kaynak bölgesindeki oksidasyonu önler ve kaliteli bir kaynak sağlar.

Elektrot Türü ve Çapı (TIG, FCAW, SMAW): TIG, Özlü tel kaynağı ve elektrik ark kaynağında elektrot türü ve çapı, kaynak dikişi ile birleşen metalin özelliklerini etkiler.

Kaynak Sıcaklıkları ve Ön Isıtma, kaynak sırasında malzemelerin ısınması, özellikle yüksek alaşımlı çeliklerde, çatlama ve hızlı soğuma gibi olumsuzlukları engellemek için önemlidir. Ön ısıtma işlemi de kullanılabilir.

4.3. Malzemeler ve Deneysel Çalışmalar

4.3.1. Malzemeler

Tablo 4.1. ’de, 10 mm kalınlığındaki sac malzemelerin kimyasal bileşim ve mekanik özellikleri verilmektedir.

Bu bölümde, kaynak yapılan numunelerin hazırlanması, kaynak parametrelerinin belirlenmesi ve deneysel testlerin uygulanma süreci detaylandırılacaktır. Elde edilen veriler, kullanılan kaynak yöntemlerinin performansını ve malzeme özelliklerini değerlendirmek için önemlidir. Kaynak yapılacak numuneler, EN ISO 15614-1 standardında belirtilen esaslara uygun olarak 400 × 150 × 10 mm boyutlarında ve 60° V kaynak ağzı açısı verilerek hazırlanmıştır. Bu standart, kaynak prosedürlerinin şartlandırılması amacıyla deney numunelerinin geometrisi ve hazırlanışını tanımlamaktadır. Hazırlanan bu numunelerden mekanik deneyler (çekme, çentik darbe, bükme) için test parçaları ise ilgili alt standartlara (örneğin EN ISO 9015, EN ISO 4136) uygun şekilde alınmıştır.

Numuneler, kaynak işlemine başlamadan önce temizlenir. Yüzeydeki yağ, kir ve oksitler, kaynağın kalitesini olumsuz etkileyebileceği için, numuneler aşındırıcı temizleme (zımparalama veya asidik temizleme) işlemiyle temizlenir. Bu aşamada, TIG, FCAW ve SMAW yöntemleri kullanılarak, belirli kaynak parametrelerine göre kaynak dikişi oluşturulmuştur.

Kaynak parametreleri, kaynağın kalitesini ve malzemenin özelliklerini doğrudan etkileyen önemli faktörlerdir.

Bu çalışmada, kullanılan TIG, FCAW ve SMAW kaynak yöntemlerinin her biri için aşağıdaki parametreler dikkate alınmıştır.

Tablo 4.1. SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliğinin ve S355J2N çeliğinin kimyasal bileşim ve mekanik özellikleri

Kimyasal Bileşimler											
Malzeme türü	**C**	**Si**	**Mn**	**Cr**	**Mo**	**Ni**	**Cu**	**N**	**P**	**S**	**Fe**
SMO254	0,016	0,42	0,58	20,20	6,50	18,5	0,73	0,23	0,027	0,001	Kalan
S355J2N	0,12	0,22	1,26	0,10	0,02	0,13	0,2	0,0	0,01	0,014	Kalan

Mekanik özellikler			
Malzeme türü	**Akma mukavemeti ($R_{P0.2}$) MPa**	**Çekme Mukavemeti (R_m) MPa**	**Uzama %**
SMO254	352	713	56
S355J2N	466	582	26

4.3.2. Kaynaklı Bağlantıların Oluşturulması

Paslanmaz çelik ile karbon çelik arasında gerçekleştirilen farklı metal kaynaklı bağlantıların oluşturulmasında, farklı alaşım sistemlerinin mekanik ve mikroyapısal özellikleri dikkate alınmıştır. Uygulamada TIG (Tungsten Inert Gaz), FCAW (Flux Cored Arc Welding) ve SMAW (Shielded Metal Arc Welding) kaynak yöntemleri kullanılmıştır. Her bir kaynak yöntemi için PA, PF ve PE olmak üzere üç farklı kaynak pozisyonunda toplam dokuz adet kaynaklı bağlantı oluşturulmuştur. Bu bağlantılar arasından özellikle PF kaynak pozisyonunda oluşturulan 3 adet numune üzerinde mekanik ve mikroyapısal deneyler yapılmış ve değerlendirmeler bu numuneler üzerinden gerçekleştirilmiştir.

Kaynak pasoları sırasında, koruyucu gaz kullanılan yöntemlerde Argon 8 L/dk, karışım gaz ise 15 L/dk debi ile uygulanmıştır. Örtülü elektrotla yapılan işlemlerde (SMAW) ise ek bir koruyucu gaz kullanılmamıştır. Farklı malzemeler arasındaki termal genleşme farklarından doğabilecek gerilmeleri ve çatlak oluşumlarını önlemek amacıyla, pasolar arası sıcaklık 100–150 °C aralığında tutulmuştur. Bu sıcaklık aralığı, mikro yapı kontrolü sağlamak ve çatlak riskini azaltmak açısından kritik öneme sahiptir.

TIG (GTAW), FCAW ve SMAW kaynaklı bağlantılar, SMO254 paslanmaz çelik ve S355J2N karbon çelik malzemeler için oluşturulmuştur. Kaynak edilecek numuneler, 400x150x10 mm boyutlarında ve 60º V kaynak ağzı olacak şekilde hazırlanmıştır.

Kaynaklı birleşimlerde yeterli korozyon direncinin sağlanabilmesi için, ilave metal seçimi genellikle yalnızca esas metal ile uyumluluk dikkate alınarak değil, aynı zamanda farklı çatlama mekanizmalarına duyarlılık da göz önünde bulundurularak yapılmaktadır. Bu nedenle, esas metale kıyasla krom, nikel ve molibden gibi belirli alaşım elementlerinin daha yüksek oranda bulunduğu dolgu malzemeleri sıklıkla tercih edilmektedir.

Sıcak çatlama çoğunlukla östenitik paslanmaz çeliklerde meydana gelirken, martenzitik ve ferritik paslanmaz çelik kaynaklarında ise soğuk çatlaklara daha sık rastlanmaktadır. Her iki çatlama türünü de önlemek için çoğu durumda az miktarda ferrit içeren östenitik dolgu metalleri kullanılmakta ve böylece ferritik esaslı dolgu metalleri ikame edilmektedir.

Ek kaynak metali olarak TIG kaynaklı bağlantılarda 2,4 mm çapında ERNiCrMo-3 ve FCAW kaynaklı bağlantılarda 1,2 mm çapında ENiCrMo-3 T1-4 özlü tel ve SMAW kaynaklı bağlantıda 2,5 çapında ENiCrMo-3 T1 elektrod kullanılmıştır. Tellerin kimyasal bileşimleri Tablo 4.3'te verilmektedir.

Kök paso ve dolgu pasolar için koruma gazı olarak Ar gazı kullanılan TIG kaynaklı bağlantı 05A olarak adlandırılmıştır. 2,4 mm çapında ERNiCrMo-3 tür ilave tel ve 0,75 kj/mm toplam ısı girdisi ile kök pasoya ilaveten 9 dolgu pasoda kaynak edilmiştir.

FCAW kaynaklı bağlantıda, koruma gazı olarak M21 (Ar+%15-25 CO2) gazı kullanılmıştır ve kaynaklı bağlantı 05M olarak adlandırılmıştır. 1,2 mm çapında ENiCrMo-3 T1-4 özlü tel ve 2,35 kj/mm toplam ısı girdisi ile kök pasoya ilaveten 2 pasoda kaynak edilmiştir.

SMAW kaynaklı bağlantı 05E olarak adlandırılmıştır. 2,5 mm çapında elektrod ve 3,65 kj/mm toplam ısı girdisi ile kök pasoya ilaveten 3 pasoda kaynak edilmiştir. Bu değerler Tablo 4.4'te gösterilmiştir.

Tablo 4.2. ERNiCrMo-3, ENiCrMo-3 T1-4, ENiCrMo-3 T1 Tellerin Kimyasal Bileşimi

Ek kaynak metali türü	Kimyasal bileşim (wt.%)						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Diğer
ERNiCrMo-3 (TIG) ESAB OK TIGROD NiCrMo3	0,02	0,06	0,04	22,7	64,8	8,6	+Nb, +Ta
ENiCrMo-3 T1-4 (FCAW) BOHLER NIBAS 625 PW-FD	0,03	0,4	0,4	21,5	Balance	9,0	+Nb
ENiCrMo-3 T1 (SMAW) ESAB OK NiCrMo-3	0,03	0,4	0,2	21,7	62,8	9,3	+Nb

Tablo 4.3. SMO254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) paslanmaz çeliği ve S355J2N çeliği için hazırlanan kaynaklı bağlantılara ait kaynak parametreleri

Kaynaklı Malzeme kodu	Koruma gazı türü, gaz debisi (l/dk)	Kaynak parametreleri (V/A)	Kaynak hızı (mm/s)	Toplamısı girdisi (kj/mm)	Kaynak Pozisyonu
05A	100% Argon, 8 l/dk	8,9-9,3 / 69-83 DC (-)	0,67-0,72	0,75	PF
05M	Ar + %15-25 CO2 15 l/dk	25,7-26,5 / 158-165 DC (+)	1,34-1,67	2,35	PF
05E	---	16-17/ 80-110 DC (+)	1,46-1,67	3,65	PF

4.3.3. Deneysel Sonuçlar ve Tartışmalar

Mekanik özelliklerin belirlenmesi için TS EN ISO 4136 Standardına göre çekme testleri gerçekleştirilmiştir.

Kök ve yüz eğme testleri TS EN 5173 Standardına göre çekme testleri gerçekleştirilmiştir.

INSTRON 300 MPX cihazı ile (300 joule anma enerjisi) TS EN ISO 9016 Standardına göre çentik darbe testleri gerçekleştirilmiştir

Elektrolitik olarak ADLER ETCHING-TSE CEN ISO/TR 16060 ayıracı ile kimyasal olarak dağlanmıştır. Kral suyu HNO_3+3 HCl ve nital solüsyonu kullanılmıştır.

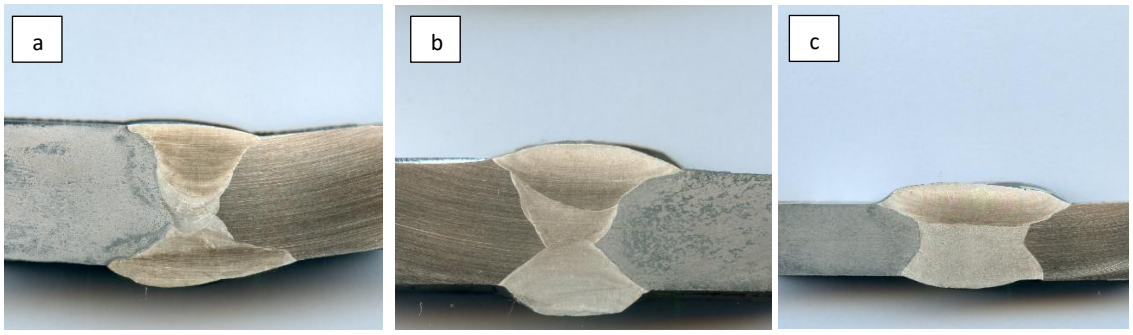
10kg yük altında Vickers sertlik ölçümleri TS EN ISO 9015-1 Standardına göre sertlik testleri gerçekleştirilmiştir.

Oluşturulan tüm kaynaklı bağlantıların mikroyapı incelemeleri için metalografi numuneleri hazırlanmıştır. TS EN ISO 17639 Standardına göre Makro-Mikro yapı inceleme testleri gerçekleştirilmiştir.

4.3.3.1. Makroyapılar

Kaynaklı birleşimlerde makroyapı incelemeleri, kaynak dikişinin bütünlüğünü, nüfuziyet derinliğini ve olası makroskobik hataları ortaya koymak için uygulanmaktadır. Uygun şekilde kesilen numuneler dağlama işlemine tabi tutulduğunda, kaynak metali, ergime hattı ve ısı tesiri altında kalan bölgeler (ITAB) net bir şekilde gözlenmiştir. Yapılan incelemelerde, Şekil 4.2'de görüldüğü gibi, TIG yöntemi ile elde edilen kaynaklarda daha düzgün ve simetrik bir dikiş profili, homojen ergime çizgi hattı ve yeterli nüfuziyet belirlenmiştir. Buna karşılık FCAW ve SMAW yöntemleriyle yapılan kaynaklarda yüksek ısı girdisi nedeniyle daha geniş bir kaynak banyosu ve bazı düzensizlikler ortaya çıkmıştır.

Literatürde de benzer şekilde, TIG kaynağında daha dar ve kontrollü bir kaynak bölgesi oluştuğu, yüksek ısı girdisine sahip yöntemlerde ise geniş kaynak dikişi ve heterojen ergime çizgi hattı görüldüğü rapor edilmiştir (Wang ve diğ., 2025).



Şekil 4.2. a) 05A-TIG b) 05M-FCAW c) 05E-SMAW hazırlanan kaynaklı bağlantılara ait makroyapılar

TIG, FCAW ve SMAW alın kaynaklı bağlantıların makro görüntüleri hatasız tam nüfuziyetli bir bağlantı elde edilebileceğini ortaya koymaktadır (Şekil 4.2.). Ayrıca, yüzeysel hataları tespit etmek için kaynaklı bağlantılara tahribatlı muayene numune işleme öncesi sıvı-penetrant tahribatsız muayene uygulanarak çatlak kontrolü yapılmıştır. Ek olarak, gama ışını radyografisi ve ultrasonik test uygulanarak, üç kaynaklı bağlantıda da kaynak metalinde herhangi bir kaynak hatası tespit edilmemiştir. Kaynaklı bağlantıların makro yapıları optik ve SEM tabanlı analizler ile incelendiğinde çatlak oluşmadığı görülmüştür.

4.3.3.2 Mikroyapılar

Mikroyapı incelemeleri, kaynaklı birleşimlerin farklı bölgelerindeki faz dağılımlarını, tane morfolojisini ve mikroskobik kusurları ortaya koyarak, malzeme davranışının anlaşılmasında önemli bir rol oynamaktadır. Yapılan optik ve SEM tabanlı analizlerde, SMO 254 ana metalinde tipik östenitik taneler net bir şekilde gözlenmiş, bu yapı yüksek alaşımlı östenitik paslanmaz çeliklerin karakteristik özelliğini yansıtmıştır. Buna karşın, S355J2N düşük alaşımlı çeliğinde ferrit–perlit matrisinin hâkim olduğu bir mikroyapı görülmüştür. Böylelikle, iki farklı esas metalin kaynaklı birleşiminde, temel faz farklılıkları ve metalurjik uyumsuzluklar açıkça ortaya çıkmıştır.

Kaynak metali bölgelerinde, kullanılan yöntemlere bağlı olarak farklı mikroyapısal karakteristikler elde edilmiştir. TIG kaynağıyla gerçekleştirilen birleştirmelerde daha ince taneli, homojen ve segregasyonun minimum olduğu bir yapı oluşmuştur. Bu durum, TIG yönteminin düşük ısı girdisi, yüksek ark stabilitesi ve etkin koruyucu gaz ortamı ile açıklanabilir. FCAW ve SMAW yöntemlerinde ise daha yüksek ısı girdisi ve elektrot kaplama/özlü tel içerisindeki elementlerin etkisi nedeniyle tane irileşmesi, heterojen faz dağılımları ve inklüzyon oluşumları daha belirgin hale gelmiştir. Özellikle FCAW yönteminde, kaynak metalinde dendritik yapılar göze çarpmış, ince eş eksenli dendritlerin oluşmasıyla sertlik değerlerinde artış meydana gelmiştir. SMAW yönteminde ise heterojen faz dağılımı ve iri taneli bölgeler mikroyapısal süreksizliklere yol açmıştır.

Isıdan etkilenmiş bölgeler (ITAB) incelendiğinde, SMO 254 tarafında sınırlı düzeyde tane büyümesi ile karşılaşılmış, östenitik yapının genel özelliklerini koruduğu

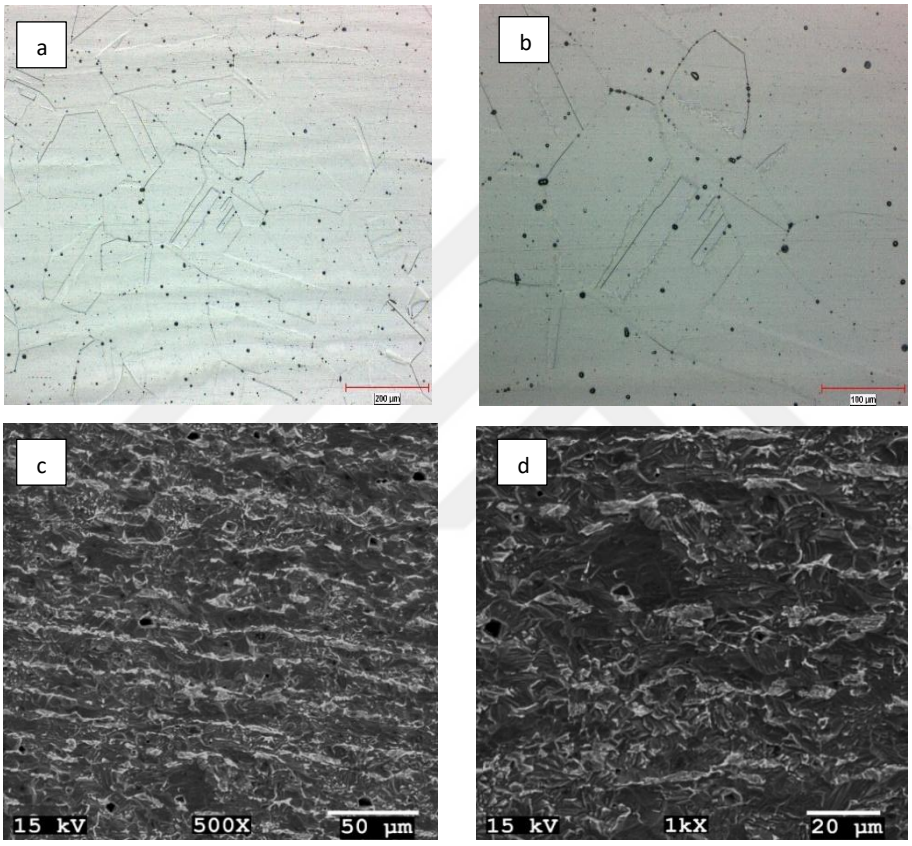
görülmüştür. Buna karşın, S355J2N tarafında ısıl çevrim nedeniyle ferrit–perlit dönüşümlerinin yanında yer yer martenzitik yapılar oluşmuştur. Martenzitik bölgeler, özellikle hızlı soğuma etkisiyle meydana gelmiş ve bu bölgelerde sertlik artışı ile birlikte gevrekleşme potansiyeli ortaya çıkmıştır. Literatürde de belirtildiği üzere, düşük alaşımlı çeliklerin ITAB bölgelerinde oluşan martenzitik dönüşümler, kaynaklı birleşimlerin tokluk özelliklerini önemli ölçüde zayıflatabilen kritik faktörlerdendir (Li ve diğ., 2025; Gourgues ve Pineau, 2004; Jia ve diğ., 2024).

Yapılan mikroyapı analizlerinde, kaynak metalinde inklüzyonlar ve elementel segregasyonların varlığı belirlenmiştir. Özellikle FCAW ve SMAW yöntemlerinde oksit inklüzyonlarının (ör. Al_2O_3, TiOx, MnO) daha yoğun gözlenmesi, alaşım elementlerinin lokal segregasyonu ile birlikte, mekanik özellikleri sınırlayan önemli bir etken olmuştur. Literatürde de benzer şekilde, FCAW parametrelerinin oksijen alımını artırarak inklüzyon oluşumunu hızlandırdığı (Burger ve diğ., 2021), paslanmaz çelik kaynak metallerinde oksit inklüzyonlarının mekanik özellikleri olumsuz etkilediği (Moonngam ve diğ., 2023) ve mikrosegregrasyon ile kapanımların sıcak çatlak eğilimini artırdığı (Shankar ve diğ., 2003) rapor edilmiştir. Bu bulgular, elde edilen deneysel sonuçlarla tutarlılık göstermektedir.

TIG kaynağı düşük ısı girdisiyle dar ITAB ve ince taneli yapılar sağlamaktadır. Wu ve arkadaşları, farklı ısı girdilerinde mikroyapı ve mekanik özellikleri incelemiş ve düşük ısı girdisinin ince taneler ve yüksek sertlik sağladığını, yüksek ısı girdisinin ise tane büyümesine yol açtığını raporlamıştır (Wu ve diğ., 2023). Benzer şekilde Inconel-718 üzerinde yapılan bir çalışmada da artan ısı girdisinin tane irileşmesiyle mekanik özelliklerin düştüğü bildirilmiştir (Kumar ve diğ., 2018).

FCAW yöntemi yüksek ısı girdisiyle daha hızlı ergime sağlar, fakat bu durum tane büyümesine ve segregasyona yol açabilir. Qiao ve arkadaşları, Q690 çeliğinde yüksek ısı girdisinin korozyon direncini olumsuz etkilediğini göstermiştir (Qiao ve diğ., 2018). Ayrıca yapısal çelikler üzerinde yapılan başka bir çalışmada 0,56–2,52 kJ/mm arasında değişen ısı girdilerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri doğrudan etkilediği rapor edilmiştir (Saini ve diğ., 2022).

SMAW genellikle en yüksek ısı girdisine sahiptir ve bu durum ITAB'da tane büyümesine neden olur. Osoba ve arkadaşları, karbon ve paslanmaz çeliklerin kaynaklarında 1250–2030 J/mm arası ısı girdilerinde dikiş profili ve mekanik özellikleri incelemiş; yüksek ısı girdisinin karbon çelikte sertliği artırırken paslanmaz çelikte çekme dayanımını düşürdüğünü bildirmiştir (Osoba ve diğ., 2021). Wu ve arkadaşlarının çalışması da benzer şekilde SMAW gibi yüksek ısı girdili yöntemlerde iri taneler nedeniyle darbe tokluğunun azaldığını vurgulamıştır (Wu ve diğ., 2023).



Şekil 4.3. a) 05A-SMO254 Esas Metal 100x b) 05A-SMO254 Esas Metal 200x c) 05A-S355J2N Esas Metal 500x d) 05A-S355J2N Esas Metal 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

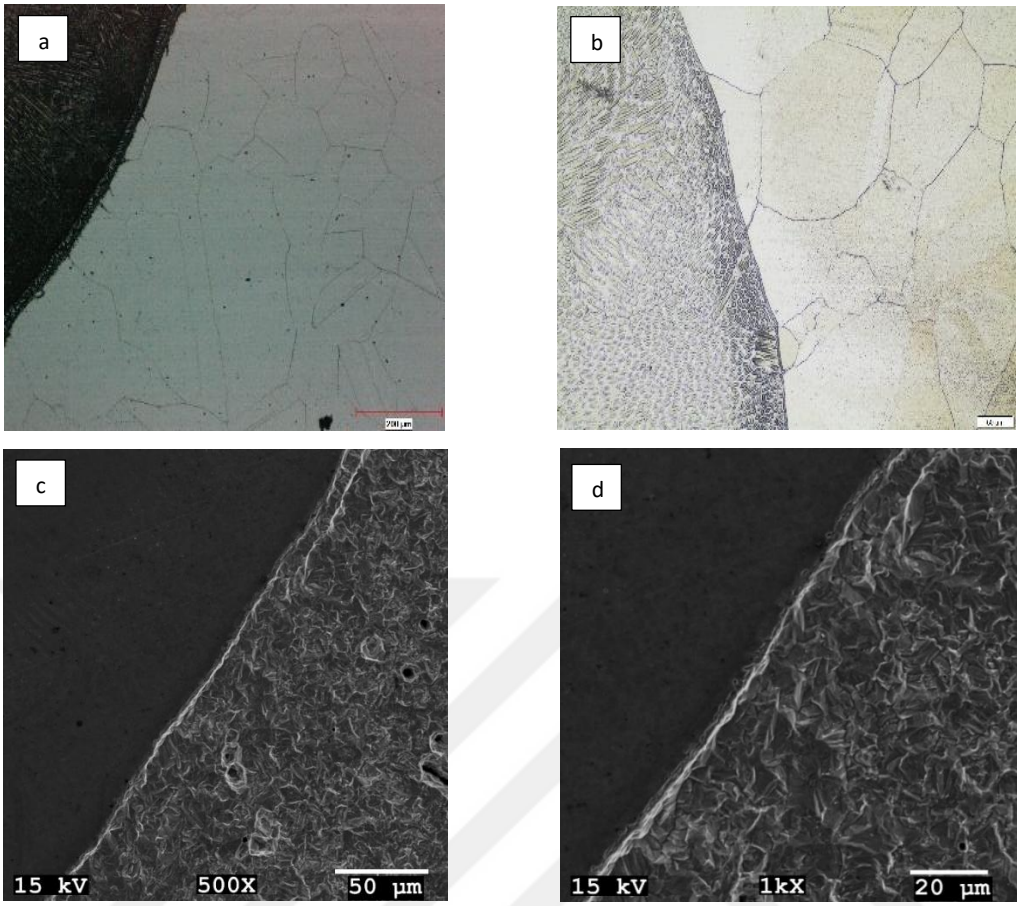
Sonuç olarak, esas metal mikroyapısının SMO 254 tarafında tam östenitik bir tane yapısı, S355J2N tarafında ise ferrit–perlit esaslı yapı olarak korunduğu; kaynak metali ve ITAB bölgelerinde ise kaynak yöntemine bağlı olarak belirgin mikroyapısal farklılıkların ortaya çıktığı görülmüştür (Şekil 4.3.). TIG kaynağı homojen ve ince taneli bir yapı sunarken, FCAW yöntemi dendritik oluşumlarla sertlik artışına katkıda bulunmuş, SMAW yöntemi ise daha iri taneli ve heterojen bir yapı meydana getirmiştir.

Bu bulgular, kaynak yönteminin mikroyapısal özellikler üzerinde doğrudan belirleyici bir etkiye sahip olduğunu bir kez daha göstermektedir.

Bu bulgular, kaynaklı birleşimlerde heterojenliklerin kaynak kalitesini sınırlayan faktörler olduğunu göstermektedir. Benzer şekilde, literatürde de yüksek ısı girdisi ve koruyucu gaz/elektrot etkilerinin inklüzyon oluşumunu artırdığı belirtilmektedir. (Wang ve diğ., 2025; Tao ve diğ., 2025; Moonngam ve diğ., 2023).

Esas metal mikroyapısı tam östenitik bir tane yapısı olarak görülmektedir. TIG yöntemiyle elde edilen kaynaklı bağlantılarda esas metal mikroyapısı tam östenitik bir tane yapısı olarak korunmuştur. Isıdan etkilenmiş bölgede (ITAB), ergime çizgisine yakın kısımlarda değişime uğramamış bölgeler gözlenirken, bazı alanlarda tane sınırlarının kalınlaştığı dikkat çekmiştir. Bu durum, TIG yönteminde kullanılan dolgu telinin (ERNiCr-3 veya benzeri Ni esaslı teller) kimyasal bileşiminin farklılaşması (Dolgu telinin esas metallere göre farklı alaşım oranına sahip olması) ve seyreltme (Kaynak sırasında esas metallerin eriyip kaynak metaline karışarak dolgu telinin kimyasal dengesini değiştirmesi) etkisi ile açıklanabilir. Dolgu malzemesinin Ni ve Cr bakımından zengin yapısı, kaynak metalinde östenitik matrisin kararlılığını desteklemiş; ancak lokal olarak oluşan elementel segregasyon, tane sınırlarında hafif kalınlaşmalara sebep olmuştur. Buna rağmen TIG kaynağının düşük/orta ısı girdisi, kaynak metalinde homojen bir katılaşma sağlamış ve belirgin bir mikrosegregasyon veya inklüzyon oluşumuna yol açmamıştır. Bu homojen yapı, deneysel olarak da çekme ve darbe testlerinde gözlenen yüksek süneklik ve tokluk değerleriyle uyumludur.

Literatürde de TIG kaynağında düşük ısı girdisinin tane irileşmesini sınırladığı ve daha kararlı bir östenitik mikroyapı sağladığı rapor edilmiştir (Kou, 2003; Lippold ve Kotecki, 2005; Wu ve diğ., 2023). FCAW kaynaklı bağlantılarda, mikroyapı incelendiğinde ince eş eksenli dendritlerin oluştuğu, bu durumun daha az ayrışmaya neden olarak metalurjik özelliklerin iyileştirilmesine ve kaynak metalinde sertliğin artmasına sebep olduğu söylenebilir.



Şekil 4.4. a) 05A-SMO254 ITAB 100x b) 05A-SMO254 ITAB 200x c) 05A-SMO254 ITAB 500x d) 05A-SMO254 ITAB 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

SMO 254 (X1CrNiMoCuN20-18-7) süper östenitik paslanmaz çelik malzemesinin ısı tesiri altındaki bölgesi (ITAB), kaynak sırasında maruz kaldığı ısıl çevrim nedeniyle ana metal mikroyapısından belirgin farklılıklar göstermektedir. Şekil 4 incelendiğinde, ana metalin östenitik matris yapısının korunmasına karşın ITAB bölgesinde daha kıvrımlı, heterojen ve kontrastlı bir doku ortaya çıktığı görülmektedir. Bu durum, ITAB'da tane sınırlarının belirginleştiğini ve bu bölgelerde karbür veya nitrür tipi çökelmelerin meydana gelmiş olabileceğini göstermektedir. Özellikle molibden ve krom içeriği yüksek olan SMO 254'te, bu çökelmelerin tane sınırlarında yoğunlaşması intergranüler korozyon direncini olumsuz yönde etkileyebilmektedir (Li ve diğ., 2025; Kumar ve diğ., 2019; Li ve diğ., 2018; Pohl ve diğ., 2007; Arivazhagan ve diğ., 2013).

Ayrıca ITAB'da ısıl çevrimin etkisiyle tane büyümesi ve intermetalik faz oluşumuna (σ veya χ fazı) zemin hazırlayan bölgeler gözlenmiştir. Bu fazların varlığı doğrudan SEM-EDX analizleriyle teyit edilebilse de mevcut mikrograf üzerinde kontrast farklılıkları ve

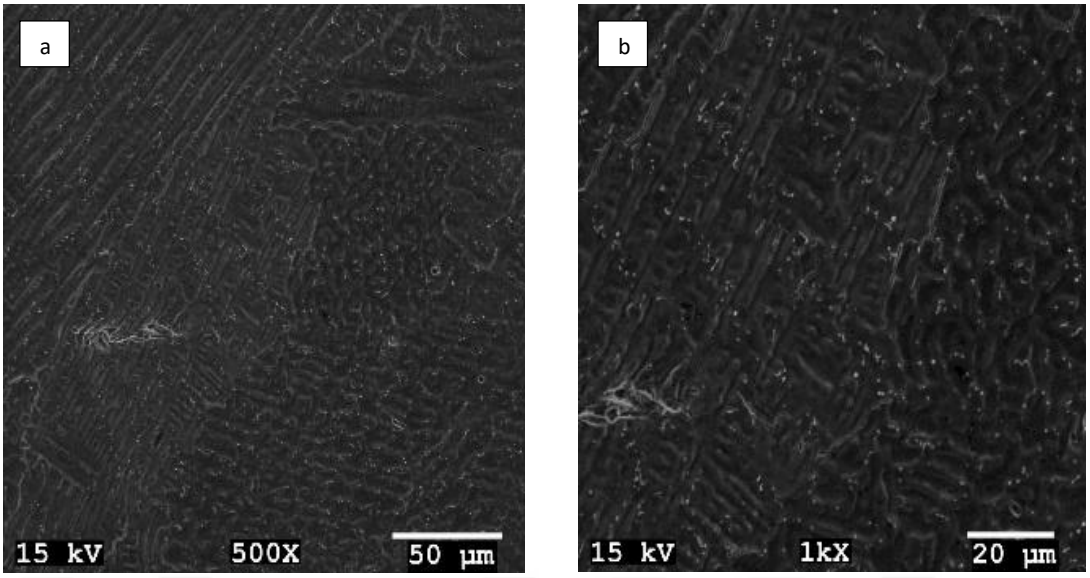
düzensiz doku bu tür çökelmelerin muhtemel işareti olarak değerlendirilmektedir. Bunun yanı sıra, bazı bölgelerde yuvarlak boşluk benzeri morfolojiler göze çarpmaktadır; bunlar ya numune hazırlığı sırasında oluşan artefaktlar ya da kaynak sırasında oluşan mikroboşluklar olabilir. Söz konusu mikro boşluklar, özellikle darbe dayanımı üzerinde olumsuz etkiler yaratabilmektedir.

Sonuç olarak, SMO 254'ün ITAB mikroyapısında gözlenen bu değişimler, kaynaklı birleştirmenin mekanik ve korozyon davranışları açısından kritik öneme sahiptir. Ana metale kıyasla daha heterojen ve potansiyel olarak gevrek fazların oluşumuna yatkın olan bu bölge, birleşimin zayıf halkası olarak değerlendirilmektedir. Bu nedenle, uygun kaynak parametrelerinin seçimi ve ısıl girdinin kontrol altında tutulması, ITAB'da istenmeyen mikroyapısal dönüşümlerin önlenmesi açısından büyük önem taşımaktadır.

SMO 254 süper östenitik paslanmaz çelik ile S355J2N yapı çeliğinin TIG (Tungsten Inert Gaz) kaynağı ile birleştirilmesi sonucunda elde edilen kaynak metali, karakteristik olarak dendritik östenitik matris yapısı sergilemektedir. Şekil incelendiğinde, kaynak metalinde yönlenmiş dendritler ve bu dendritler arası interdendritik bölgeler net bir biçimde görülmektedir. TIG yönteminin düşük ısı girdisi ve yüksek ark stabilitesi sayesinde, kaynak metalinde gözenek ve yetersiz ergime gibi kusurlar minimum düzeyde kalmıştır.

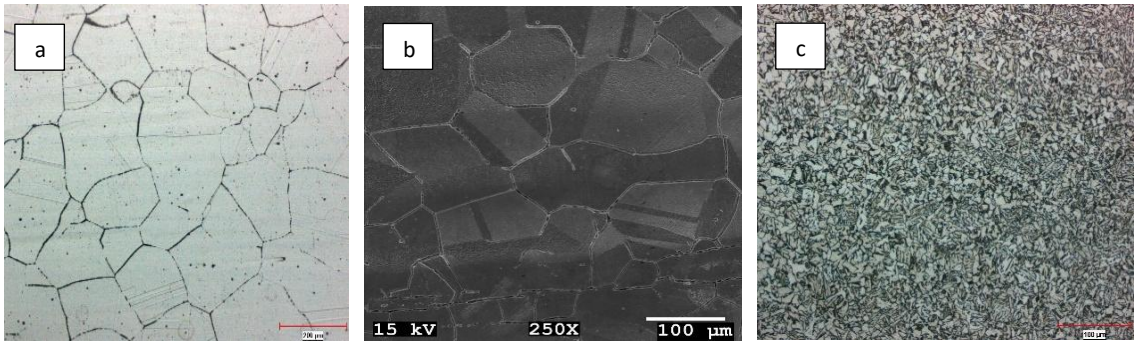
Düşük ısı girdisi sayesinde kaynak metalinde aşırı tane büyümesi gözlenmemiş, bunun yerine ince taneli ve düzenli dendritik bir morfoloji oluşmuştur (Wu ve diğ., 2023; Kumar ve diğ., 2018). Bu durum, mekanik özellikler ve özellikle darbe tokluğu açısından olumlu bir katkı sağlamaktadır. Bununla birlikte, interdendritik bölgelerde alaşım elementlerinin (özellikle Mo, Cr ve Ni) segregasyonu söz konusu olabilir. Bu lokal segregasyon, korozyon direnci bakımından heterojenlik yaratabilmektedir.

TIG kaynağında ısı girdisinin kontrollü olması, σ (sigma) veya χ (chi) gibi gevrek intermetalik fazların oluşum riskini azaltmaktadır. Ancak yine de yüksek alaşım içeriğine sahip SMO 254'ün katkısı nedeniyle uzun süreli veya tekrarlı ısıl çevrimlerde bu fazların oluşma ihtimali göz ardı edilmemelidir. S355J2N ile birleşim hattında ise karbon difüzyonu ve karbür çökelmeleri meydana gelebilir; bu durum, birleşim bölgesinde lokal sertleşmelere ve tokluk kayıplarına neden olabilmektedir.



Şekil 4.5. a) 05A-SMO254 Kaynak Metali 500x b) a) 05A-SMO254 Kaynak Metali 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

Sonuç olarak, TIG kaynağı ile birleştirilen SMO 254 ve S355J2N malzemelerinin kaynak metalinde ince taneli dendritik östenitik yapı, interdendritik segregasyonlar ve sınırlı mikroyapısal heterojenlik gözlemlenmiştir. TIG yönteminin sağladığı düşük ısı girdisi, bu heterojenliği ve olası gevrek faz oluşumlarını büyük ölçüde sınırlandırmakta, birleşimin mekanik ve korozyon özelliklerine olumlu katkı sunmaktadır.



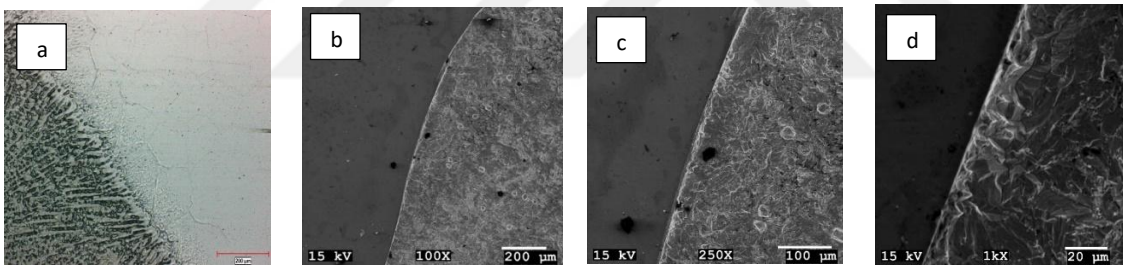
Şekil 4.6. a) 05M-SMO254 Esas Metal 100x b) 05M-SMO254 Esas Metal 250x c) 05M-S355J2N Esas Metal 200x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

S355J2N yapı çeliğinin esas metaline ait mikroyapı incelendiğinde, tipik ferrit + perlit fazlarından oluşan düşük alaşımlı çelik yapısı net biçimde gözlemlenmektedir. Görüntüde açık renkli alanlar ferrit fazını, koyu renkli kolonlu veya adacık şeklindeki bölgeler ise perlit fazını temsil etmektedir. Ferrit, düşük karbonlu matris yapısını oluştururken; perlit, ferrit içinde lamelli sementit ve ferrit karışımıyla mukavemet ve sertliği artıran bir faz olarak bulunur.

Bu mikroyapı, S355J2N çeliğinin karbon oranının (%0,17 civarı) düşük olması nedeniyle ferritçe zengin ve perlitçe sınırlı bir dağılım göstermektedir. Ferrit fazının yüksek oranı, malzemenin yüksek süneklik ve iyi kaynaklanabilirlik özelliklerini desteklerken; perlit kolonları malzemenin çekme mukavemetine katkı sağlamaktadır.

Tane boyutu açısından bakıldığında, mikroyapı genel olarak homojen bir dağılım sergilemektedir. Nispeten ince taneli ferrit ve perlit bölgeleri, çeliğin tokluk özelliğini artırıcı bir etkiye sahiptir. Özellikle S355J2N malzemesinde uygulanan normalizasyon işlemi, homojen bir ferrit-perlit dağılımı sağlayarak mekanik özelliklerin dengelenmesine yardımcı olur.

Sonuç olarak, S355J2N esas metalinin mikroyapısı ferrit matris içerisinde dağılmış perlit kolonlarından oluşmaktadır. Bu yapı, malzemeye yüksek süneklik, iyi darbe dayanımı ve yeterli mukavemet kazandırmaktadır. Dolayısıyla, S355J2N düşük karbonlu çelikler arasında hem kaynak kabiliyeti hem de mekanik özellikler bakımından dengeli bir performans sunmaktadır.



Şekil 4.7. a) 05M-SMO254 ITAB 100x b) 05M-SMO254 ITAB 100x c) 05M-SMO254 ITAB 250x d) 05M-SMO254 ITAB 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

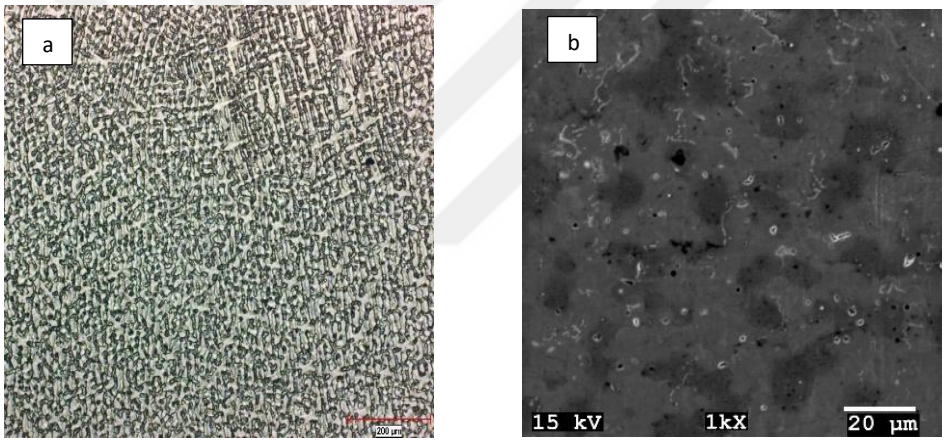
SMO 254 malzemesinin FCAW yöntemiyle birleştirilmesi sonucunda elde edilen ITAB mikroyapısı incelendiğinde, östenitik ana metal ile ITAB arasındaki sınırın belirgin bir şekilde gözlemlendiği görülmektedir. Şekilde sol tarafta homojen östenitik matris yapısına sahip esas metal yer alırken, sağ tarafta FCAW işleminin yüksek ısı girdisine bağlı olarak daha heterojen ve kıvrımlı bir yapı gösteren ITAB bulunmaktadır (Qiao ve diğ., 2018; Saini ve diğ., 2022).

FCAW yönteminin yüksek ısı girdisi, ITAB bölgesinde tane sınırı çökelmeleri, segregasyon ve lokal karbür/nitrür oluşumlarını teşvik etmektedir. Özellikle Cr ve Mo elementlerinin difüzyonu sonucunda tane sınırlarında karbür çökelmeleri meydana

gelmiş olabilir. Bu durum, ITAB'da intergranüler korozyon direncinin azalmasına ve mekanik açıdan kırılgan davranışların ortaya çıkmasına neden olabilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005; Brooks ve Thompson, 1991; Shanmugam ve diğ., 2009).

Mikroyapıda dikkat çeken unsurlardan biri de gözenek ve mikro boşlukların varlığıdır. FCAW yönteminde kullanılan özlü tellerin içeriğinden dolayı kaynak metalinde ve ITAB'da cüruf kalıntısı veya gaz boşluğu kaynaklı kusurlar görülebilmektedir. Bu tip kusurlar, ITAB'ın mekanik dayanımını olumsuz etkileyen önemli faktörlerdir.

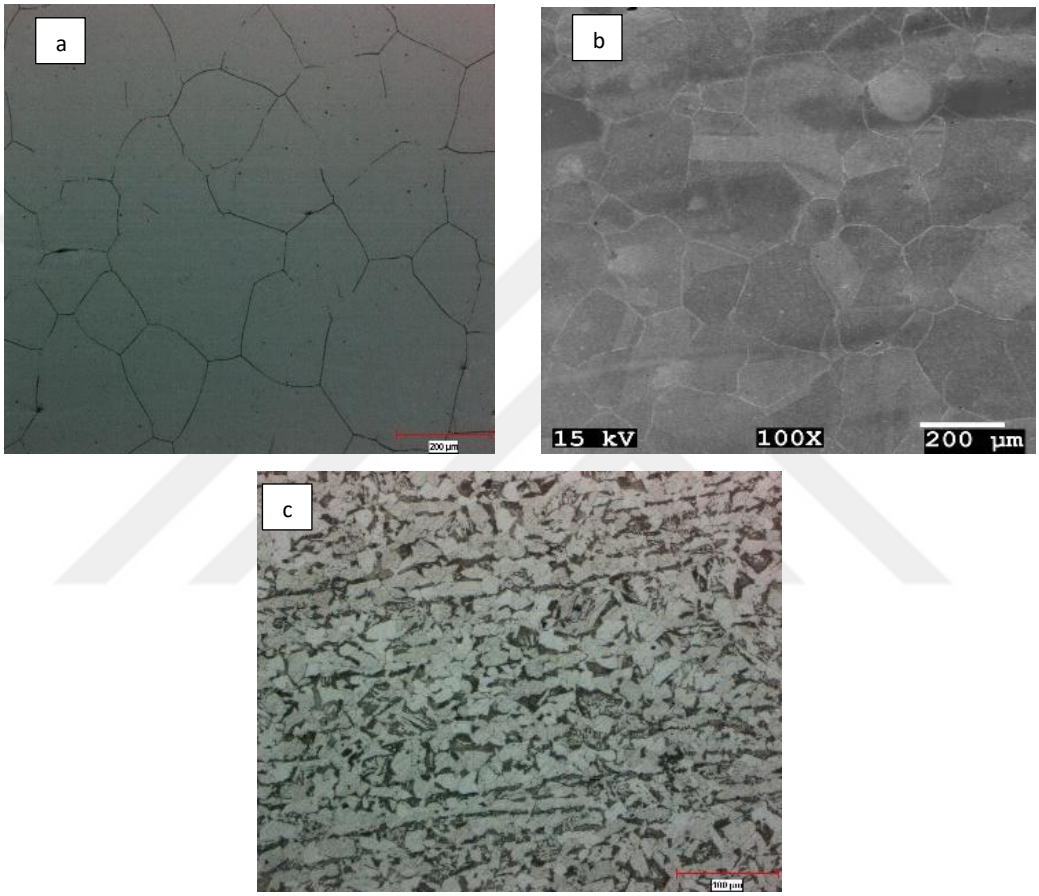
Ayrıca, ITAB'da ısı girdisinin yüksekliği nedeniyle σ (sigma) ve χ (chi) gibi intermetalik gevrek fazların oluşma riski, TIG yöntemine kıyasla daha yüksektir. Bu fazların varlığı özellikle darbe tokluğunu olumsuz etkilemekte ve birleşimin zayıf halkası olarak ITAB'ı öne çıkarmaktadır.



Şekil 4.8. a) 05M-SMO254 Kaynak Metali 100x b) 05M-SMO254 Kaynak Metali 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

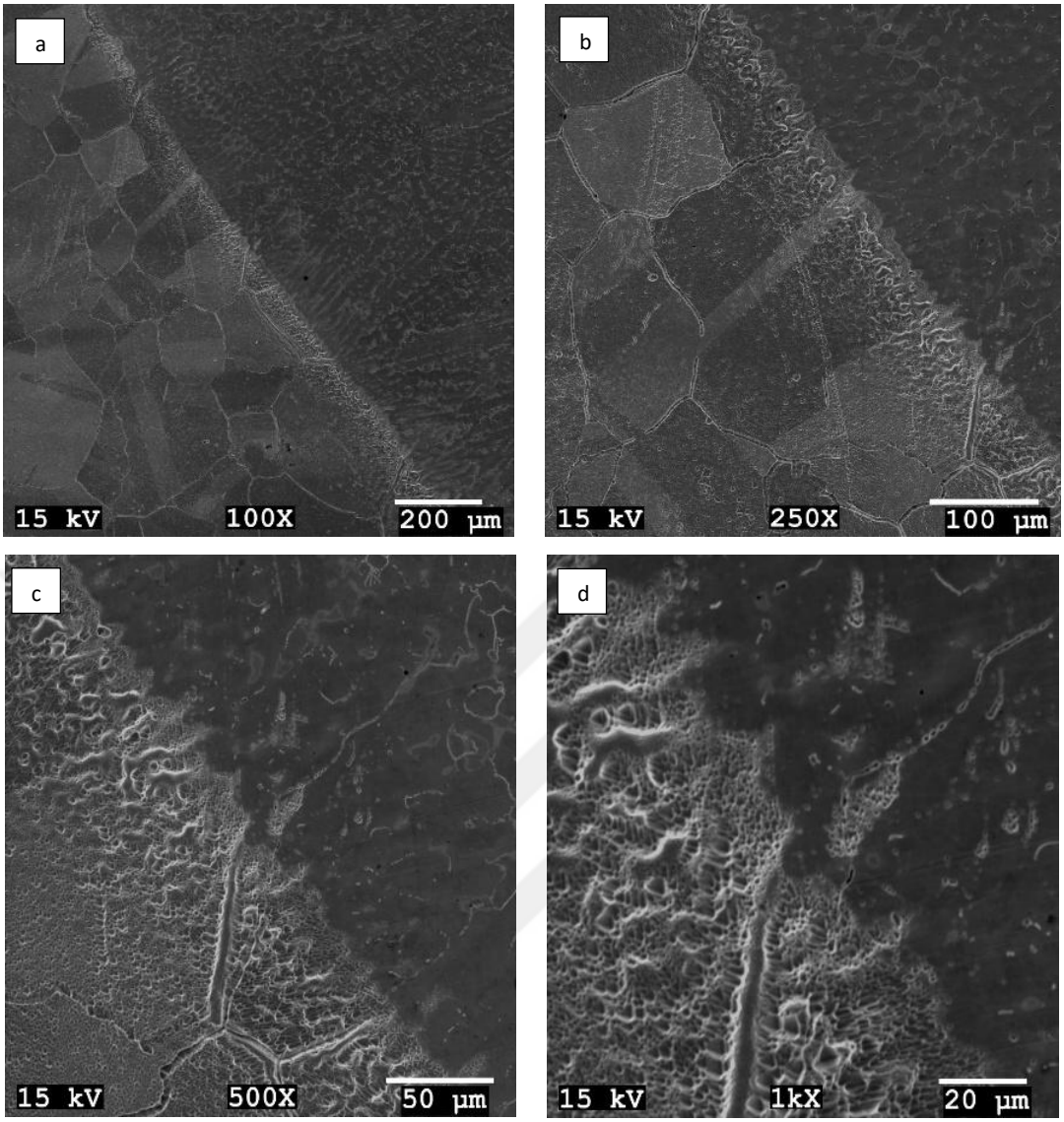
FCAW yöntemiyle elde edilen kaynak metalinde dendritik östenitik yapı hakimdir. İnterdendritik bölgelerde alaşım elementlerinin segregasyonu ve mikro çökelmeler gözlemlenmektedir. Ayrıca kullanılan özlü telin yapısından kaynaklı oksit ve sülfür bazlı inklüzyonlar ile mikro boşluklar dikkat çekmektedir. Bu heterojenlik, özellikle tokluk ve korozyon direncinde lokal zayıflamalara yol açabilmektedir. Bununla birlikte, dendritik östenitik matris yapısı kaynak metaline yüksek süneklik ve korozyon dayanımı kazandırmaktadır (Brooks ve Thompson, 1991; Evans, 1986; Shanmugam ve diğ., 2009).

Sonuç olarak, FCAW yöntemiyle elde edilen SMO 254 ITAB mikroyapısı, TIG yöntemine kıyasla daha heterojen, çökelmelere ve mikro boşluklara daha yatkın bir yapı sergilemektedir. Bu durum, kaynaklı birleşimin hem mekanik özellikleri hem de korozyon direnci üzerinde olumsuz etkiler yaratabilmektedir. Dolayısıyla, FCAW yöntemi kullanılırken uygun kaynak parametrelerinin seçimi, cüruf temizliği ve koruyucu gaz optimizasyonu gibi faktörler büyük önem arz etmektedir.



Şekil 4.9. a) 05E-SMO254 Esas Metal 100x b) 05E-SMO254 Esas Metal c) 05M-S355J2N Esas Metal 200x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

SMO 254'ün SMAW ile yapılan birleştirmesinde ITAB mikroyapısı incelendiğinde, ana metalin iri taneli östenitik yapısı ile ITAB'daki heterojen ve kıvrımlı doku arasındaki fark net olarak görülmektedir. SMAW yönteminin nispeten yüksek ısı girdisi, ITAB'da belirgin tane sınırı çökelmeleri, segregasyon ve yer yer iri taneli yapı oluşmasına yol açmıştır.



Şekil 4.10. a) 05E-SMO254 ITAB 100x b) 05E-SMO254 ITAB 100x c) 05E-SMO254 ITAB 250x d) 05E-SMO254 ITAB 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

Özellikle Cr ve Mo elementlerinin difüzyonuyla tane sınırlarında karbür/nitrür çökelmeleri meydana gelmiş olabilir. Bu çökelmeler ITAB'ın korozyon direncini olumsuz etkilerken, aynı zamanda gevrek davranışa neden olabilir. Ayrıca SMAW yönteminde kullanılan örtülü elektrotlardan kaynaklı olarak kaynak metaline cüruf kalıntısı ve oksit partikülleri taşınabilmekte, bu durum ITAB'da da mikro boşluklar ve inklüzyonlara yol açabilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005; Brooks ve Thompson, 1991; Kou, 2003).

SMAW işleminin yüksek ısı girdisi nedeniyle bu bölgede σ (sigma) ve χ (chi) fazlarının oluşma ihtimali TIG ve FCAW yöntemlerine kıyasla daha yüksektir. Bu fazlar gevrek

yapılarıyla darbe tokluğunu ve sünekliği olumsuz etkileyebilir (Osoba ve diğ., 2021; Wu ve diğ., 2023).

Sonuç olarak, SMAW yöntemiyle birleştirilen SMO 254'ün ITAB mikroyapısı, iri taneli yapı, tane sınırı çökelmeleri ve muhtemel intermetalik faz oluşumları ile karakterize edilmektedir. Bu heterojenlik, ITAB'ı birleşimin en zayıf halkası haline getirmektedir.

SMAW yöntemiyle birleştirilmiş SMO 254'ün ITAB bölgesinde, yüksek ısı girdisinin etkisiyle belirgin dendritik yapılar ve interdendritik segregasyonlar gözlemlenmektedir. Tane sınırları boyunca oluşan kontrast farkları, karbür veya intermetalik çökelmelere işaret etmektedir. Ayrıca bölgede yer yer mikro boşluklar ve inklüzyonlar dikkati çekmektedir.

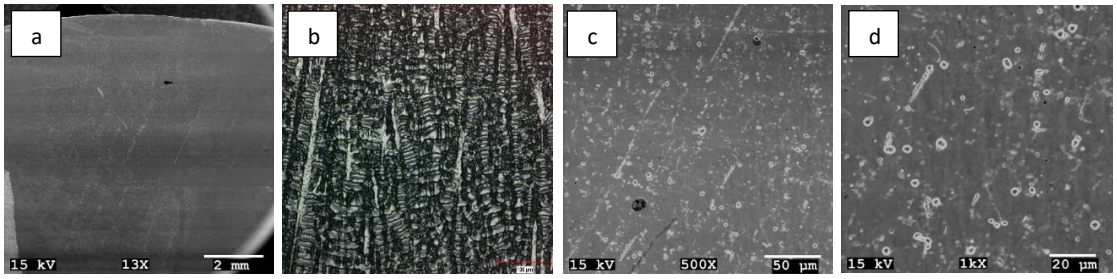
Bu heterojen yapı, TIG'e göre daha belirgin, FCAW'a ise benzer şekilde mekanik ve korozyon performansını sınırlayan bir karakter sergilemektedir.

SMAW yöntemiyle elde edilen kaynak metalinde homojen bir yapı beklenmesine rağmen, mikrograf incelendiğinde çok sayıda inklüzyon ve porozite benzeri boşlukların dağıldığı görülmektedir.

Bu tür kusurlar, örtülü elektrot kullanımı ve katılaşma sırasında gaz hapsi nedeniyle SMAW kaynaklarında yaygın olarak karşılaşılan mikroyapısal problemlerdir.

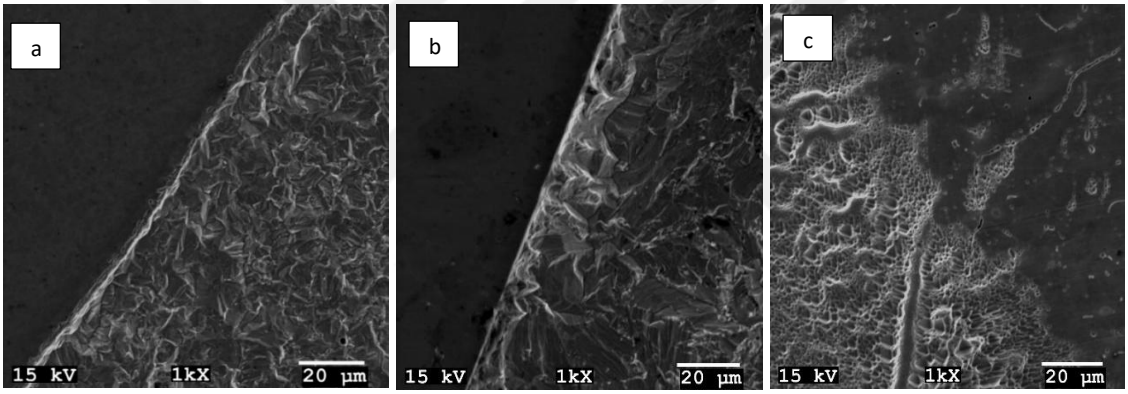
Kaynak metalinin matrisi östenitik karakterde olup, SMO 254'ün yüksek alaşım içeriği (Cr, Ni, Mo) sayesinde korozyon direnci açısından avantaj sağlamaktadır. Ancak, yüksek ısı girdisi ve S355J2N çeliğiyle birleşim hattındaki elementel difüzyon, karbür çökelmeleri ve segregasyonlara yol açabilmektedir. Bu durum, kaynak metalinde mekanik özelliklerin lokal olarak zayıflamasına ve özellikle darbe tokluğunun düşmesine neden olabilir.

Ayrıca, görüntüde seçilebilen küçük dairesel boşluklar ve koyu kontrastlı partiküller, kaynak metalinde oksit ve sülfür bazlı inklüzyonların varlığını işaret etmektedir. Bu inklüzyonlar, SMAW yönteminin diğer yöntemlere (TIG, FCAW) kıyasla en büyük dezavantajlarından biridir.



Şekil 4.11. a) 05E-SMO254 Kaynak Metali 13x b) 05E-SMO254 Kaynak Metali 100x c) 05E-SMO254 Kaynak Metali 500x d) 05E-SMO254 Kaynak Metali 1000x kaynaklı bağlantılara ait mikroyapılar

Sonuç olarak, SMO 254 ve S355J2N birleşiminin SMAW kaynak metalinde östenitik matris yapısı içinde yaygın porozite ve inklüzyonlar gözlenmiştir. Bu heterojenlik, birleşimin mekanik özelliklerini sınırlamakta ve kaynak metalini özellikle tokluk ve yorulma direnci açısından zayıf bir bölge haline getirmektedir.



Şekil 4.12. ITAB Mikroyapılarının karşılaştırılması a) TIG-05A b) FCAW-05M c) SMAW-05E

Kaynak yöntemleri karşılaştırıldığında, TIG kaynağı düşük ısı girdisi nedeniyle dar bir ITAB ve homojen bir mikroyapı sergilemiş, ince taneli yapı sayesinde mekanik açıdan daha dengeli ve sünek özellikler kazandırmıştır. FCAW yönteminde ise TIG'e kıyasla daha yüksek ısı girdisi nedeniyle tane boyutlarının belirgin şekilde büyüdüğü, ITAB genişliğinin arttığı ve kısmi segregasyonların oluştuğu görülmüş, ancak çok paso kaynağın etkisiyle yeniden kristalleşme sonucu belirli bir homojenlik sağlanmıştır. SMAW kaynağında ise en yüksek ısı girdisinin etkisiyle en geniş ITAB oluşmuş, iri taneli ve heterojen bir mikroyapı ortaya çıkmış, hatta bazı bölgelerde martenzitik sertleşme eğilimleri gözlenmiş olup bu durum mekanik özellikler açısından olumsuz sonuçlara yol açabilecek bir davranışı işaret etmiştir (Şelik 4.12.).

4.3.3.3. SEM-EDX İncelemesi

SEM-EDX incelemelerinde KOÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Tarama Elektron Mikroskobisi Laboratuvarında yapılmıştır. Jeol JSM-6060 marka tarama elektron mikroskobu ve EDX analiz ataşmanlı opsiyonel kiti cihazları ile çalışılmıştır.

Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), kaynaklı birleşimlerin mikroyapısal karakterizasyonunda yaygın olarak kullanılmaktadır. Elektron demetinin yüzey ile etkileşimi sonucunda elde edilen sekonder ve geri saçılan elektron sinyalleri, malzemenin morfolojik özelliklerini detaylı şekilde inceleme imkânı sunar (Goldstein ve diğ., 2017). Özellikle farklı malzemelerin kaynaklı birleştirilmesinde ortaya çıkan mikroyapısal heterojenlikler, SEM incelemeleri ile açıkça gözlemlenebilmektedir (Kou, 2003).

SEM cihazına entegre EDX (Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi) sistemi, malzemelerin elementel analizinde etkin bir yöntemdir. Elektron demetinin numune atomlarını uyarmasıyla yayılan karakteristik X-ışınları, ilgili bölgedeki element bileşimini ortaya koyar (Williams ve Carter, 2009). Bu özellik, özellikle paslanmaz çelik ve düşük alaşımlı çelik gibi farklı içeriklere sahip malzemelerin birleşim bölgelerindeki element dağılımlarını incelemede büyük avantaj sağlar (Lippold ve Kotecki, 2005).

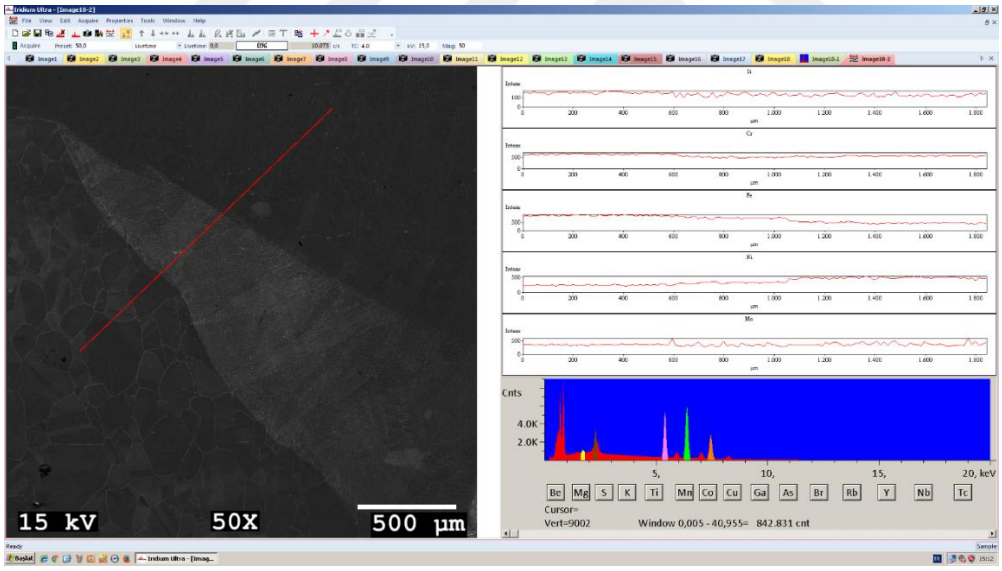
SMO 254 paslanmaz çeliği yüksek miktarda Ni, Cr ve Mo içerirken, S355J2N düşük alaşımlı bir yapı çeliğidir. Kaynak işlemi sırasında bu elementler birleşim bölgesinde difüzyon, segregasyon ve karışım davranışları sergiler. Nitekim yapılan çalışmalar, paslanmaz çelik–düşük alaşımlı çelik birleşimlerinde kaynak metalinde Cr ve Mo zenginleşmeleri ile Fe oranında artışlar görüldüğünü göstermektedir (Chen ve diğ., 2015). Benzer şekilde, TIG kaynağıyla elde edilen birleşimlerde daha homojen element dağılımları rapor edilmiş, özlü tel ve elektrik ark kaynağında ise inklüzyonların ve segregasyonların daha belirgin olduğu belirtilmiştir (Shanmugam ve diğ., 2009).

Kaynak sırasında oluşan oksitler ve inklüzyonlar da SEM-EDX yardımıyla tespit edilebilmektedir. Bu inklüzyonların bir kısmı Fe-Cr-Ni esaslı bileşiklerden oluşurken, bazıları ise oksijen ve silisyum içeren yapılar şeklinde gözlemlenmiştir (Kou, 2003). Bu

tür inklüzyonların kaynak metalinin mekanik özellikleri ve korozyon direnci üzerinde olumsuz etkiler yaratabileceği literatürde vurgulanmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005).

Sonuç olarak, SEM-EDX analizi SMO 254 ve S355J2N malzemelerinin birleştirilmesinde mikroyapısal ve elementel değişimlerin anlaşılması için vazgeçilmez bir yöntemdir. Hem literatürde hem de bu çalışmada elde edilen bulgular, özellikle TIG kaynağının daha temiz ve homojen bir birleşim sağladığını, özlü tel ve elektrik ark kaynağında ise daha fazla inklüzyon ve element segregasyonu gözlemlendiğini ortaya koymaktadır (Chen ve diğ., 2015; Shanmugam ve diğ., 2009).

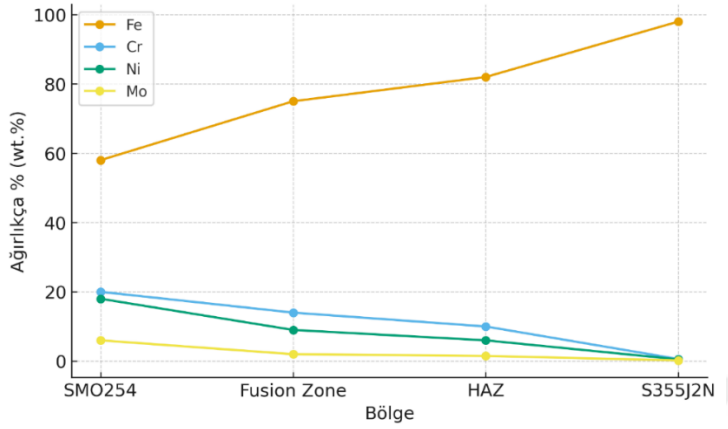
TIG kaynağı, düşük ısı girdisi ve yüksek ark stabilitesi sayesinde paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde en çok tercih edilen yöntemlerden biridir. Literatürde, TIG ile yapılan kaynaklarda kaynak banyosu daha kontrollü olduğu ve mikroyapıda ince taneli yapılar elde edildiği belirtilmektedir. SEM görüntülerinde de benzer şekilde ince taneli bir kaynak metali yapısı gözlemlenmiştir (Chen ve diğ., 2015; Shanmugam ve diğ., 2009).



Şekil 4.13. TIG kaynaklı bağlantılara ait SEM/EDX görüntüleri

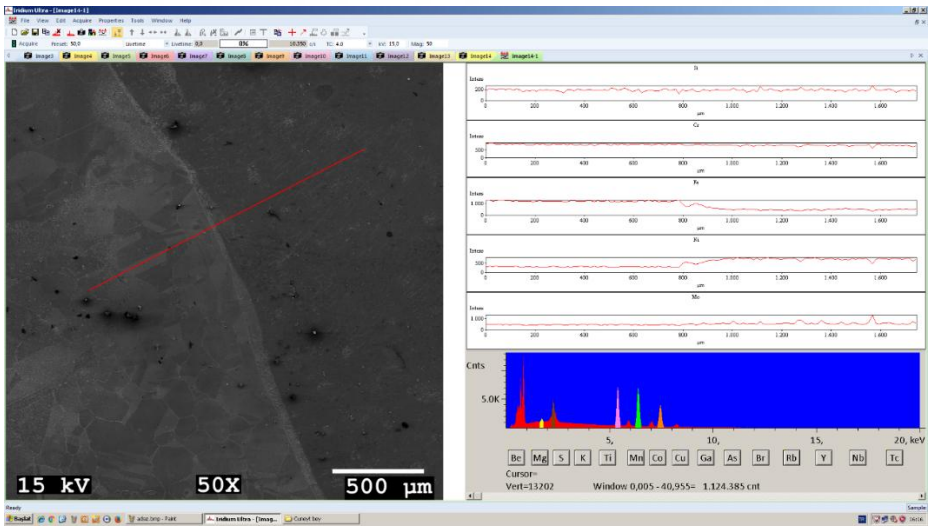
EDX analizleri, SMO 254 tarafındaki yüksek alaşım elementlerinin (Cr, Ni, Mo) kaynak metaline homojen şekilde dağıldığını; ayrıca argon koruyucu gazının etkisiyle oksit inklüzyonlarının diğer yöntemlere kıyasla daha az olduğunu göstermektedir. Bu bulgular, TIG kaynağı ile elde edilen birleşimlerin daha temiz bir mikroyapı ve daha yüksek korozyon direnci sunacağı yönündeki literatür ile uyumludur (Hedhibi ve diğ., 2021; Touileb ve diğ., 2022; Szwajka ve diğ., 2024; Nickel Institute, 2010; IMOA,

2019; Roshith ve diğ., 2019). Bu durum, TIG kaynağı ile elde edilen birleşimlerin daha temiz bir mikroyapı ve daha yüksek korozyon direncine sahip olacağını desteklemektedir.



Şekil 4.14. TIG kaynaklı bağlantılara ait TIG-EDX Grafiği

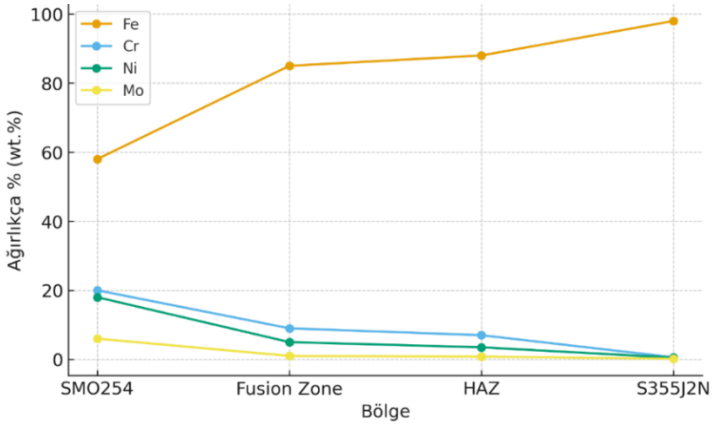
Özlü tel kaynağında kullanılan özlü elektrotlar ve yüksek ısı girdisi, kaynak metalinde daha geniş bir kaynak banyosu oluşmasına neden olmaktadır. Bu durum, SEM incelemelerinde gözeneklerin ve mikroyapısal kusurların daha sık gözlemlenmesine yol açmıştır.



Şekil 4.15. FCAW kaynaklı bağlantılara ait SEM/EDX görüntüleri

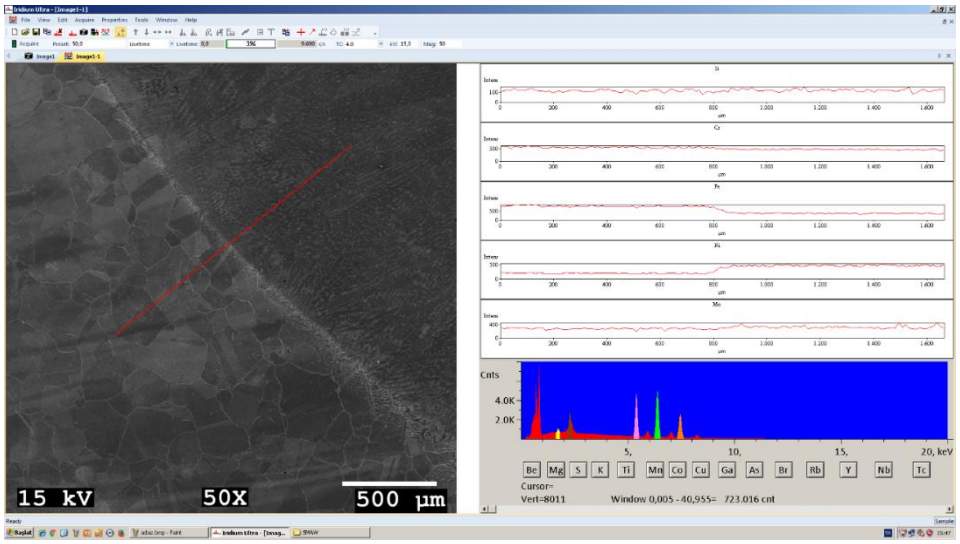
Literatürde de FCAW yöntemiyle yapılan birleştirmelerde Fe oranında artış, buna karşılık Cr ve Mo elementlerinin yer yer segregasyona uğradığı bildirilmiştir (Lippold ve Kotecki, 2005; Brooks ve Thompson, 1991; Shanmugam ve diğ., 2009). Ayrıca özlü tel içerisindeki katkı elementlerinin (örneğin Ti, Nb) kaynak sırasında lokal inklüzyon

oluşturabileceği ve bunun mikroyapıda heterojenliğe neden olabileceği ifade edilmektedir. Bu bulgular, FCAW yönteminde kaynak kalitesinin sınırlanabileceğini göstermektedir.



Şekil 4.16. FCAW kaynaklı bağlantılara ait FCAW-EDX Grafiği

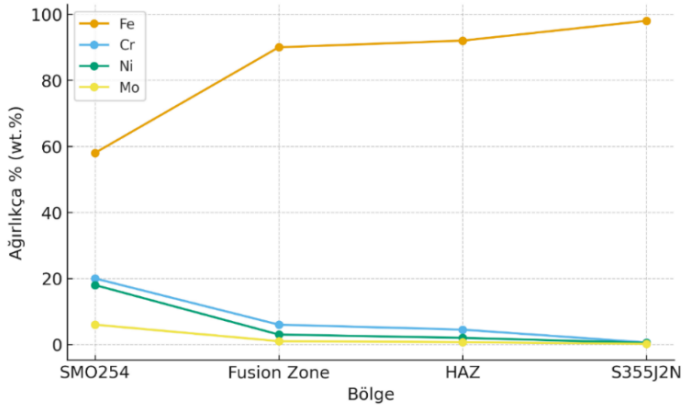
Elektrik ark kaynağı (örtülü elektrot kaynağı), kullanılan elektrot örtüsü nedeniyle kaynak metalinde farklı tür inklüzyonların oluşmasına yol açabilmektedir. SEM görüntülerinde tane sınırlarında yoğun inklüzyonlar gözlemlenmiştir. EDX analizleri ise özellikle oksijen (O) ve silisyum (Si) içeren inklüzyonların varlığını ortaya koymuştur.



Şekil 4.17. SMAW kaynaklı bağlantılara ait SEM/EDX görüntüleri

Literatürde, yüksek ısı girdisinin kaynak metalinde tane irileşmesine yol açtığı ve bunun mekanik özelliklerde gevrekleşmeye sebep olabileceği ifade edilmektedir (Kou, 2003; Lippold ve Kotecki, 2005; Liu ve diğ., 2021; Wu ve diğ., 2023). Ayrıca Cr ve Ni

elementlerinin dağılımının TIG kaynağına kıyasla daha dengesiz olması, SMAW yöntemiyle yapılan birleşimlerin korozyon direncini olumsuz etkilemektedir.



Şekil 4.18. SMAW kaynaklı bağlantılara ait SMAW-EDX Grafiği

Kaynak yöntemlerine bağlı olarak elde edilen EDX taramaları, kaynak metali ve ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge) bölgelerindeki alaşım elementlerinin dağılımını ve olası segregasyon etkilerini ortaya koymaktadır. TIG (05A) kaynaklı numunede Fe, Cr, Ni ve Mo sinyallerinin hattın tamamında oldukça kararlı bir dağılım sergilediği, ergime çizgi hattına yaklaşıldığında yalnızca yumuşak bir gradyan oluştuğu görülmüştür. Bu durum, TIG yönteminin düşük/orta ısı girdisi ve daha temiz kaynak metali kimyasal bileşimi sayesinde iyi bir karışım ve sınırlı segregasyon sağladığını göstermektedir. Homojen element dağılımı, çekme ve çentik darbe testlerinde gözlenen yüksek süneklik ve tokluk değerleri ile doğrudan uyumludur (Kou, 2003; Lippold ve Kotecki, 2005; Wu ve diğ., 2023).

FCAW (05M) kaynaklı numunede ise Fe–Cr–Ni elementlerinde hafif dalgalanmalar, Mn ve Si kanallarında ise yer yer küçük pikler tespit edilmiştir. Ergime çizgi hattına yakın bölgede Cr ve Ni konsantrasyonunda ılımlı düşüş, buna karşılık Fe oranında artış gözlenmiştir. Özlü telin içerdiği deoksidan elementler kaynak metalinde Mn–Si zengin inklüzyonların oluşumunu tetiklemiş, bu da EDX ölçümlerinde lokal pikler halinde kendini göstermiştir. Bu inklüzyonlar tanelerin kontrolünde rol oynayarak ITAB bölgesinde ferrit oluşumunu desteklemiş ve böylece tokluk değerlerinin nispeten korunmasına katkı sağlamıştır. Ancak TIG'e kıyasla daha yüksek ısı girdisi nedeniyle Cr–Ni miktarlarındaki azalmalar daha belirgin olmuş ve tokluk/mukavemet değerleri orta seviyede kalmıştır. Bu gözlemler literatürde FCAW yöntemi ile ilgili rapor edilen

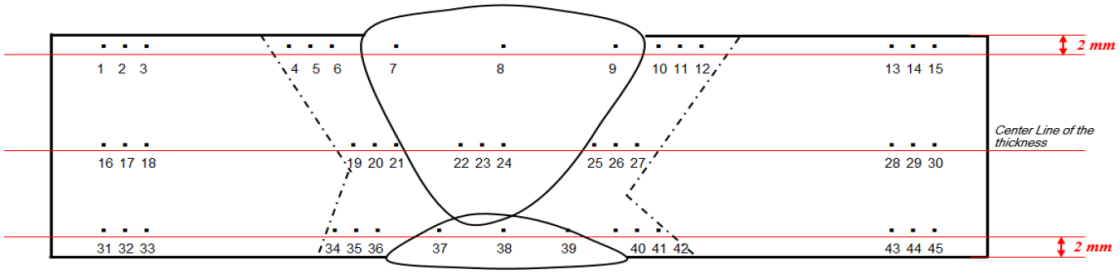
bulgularla uyumludur (Evans, 1986; Lippold ve Kotecki, 2005; Qi ve diğ., 2024; Senthilkumar ve diğ., 2023).

SMAW (05E) kaynaklı numunede ise hat boyunca Cr ve Ni elementlerinde daha belirgin dalgalanmalar ve ergime çizgi hattı çevresinde keskin Cr–Ni düşüşleri ile birlikte Fe oranında artış tespit edilmiştir. Yer yer segregasyon bantları şeklinde sinyal değişimleri görülmüş, bu da SMAW yönteminin nispeten yüksek ısı girdisi ve çok geçişli uygulamaları nedeniyle ortaya çıkan kimyasal heterojenliği göstermektedir. Özellikle ergime çizgi hattındaki lokal Cr tükenmesi ve Fe zenginleşmesi, kırılganlık eğilimini riskini artırarak ITAB bölgesinde düşük çentik darbe enerjisi değerleriyle uyumlu sonuçlar vermiştir. Bu bulgular, paslanmaz çeliklerin kaynaklarında Cr ve Mo segregasyonunun klasik bir problem olduğunu belirten literatür ile paralellik göstermektedir (Brooks ve Thompson, 1991; Kou, 2003; Liu ve diğ., 2021; Qi ve diğ., 2024).

Sonuç olarak, TIG yöntemi homojen element dağılımı ve düşük segregasyon eğilimi ile en dengeli kimyasal profili sunarken, FCAW yöntemi Mn–Si kaynaklı lokal farklılıklar oluşturmasına rağmen orta seviyede dengeli bir performans sergilemiştir. SMAW yöntemi ise belirgin Cr–Ni dalgalanmaları ve keskin seyreltme nedeniyle kimyasal heterojenlik oluşturmuş, bu da ITAB bölgesinde gözlenen düşük tokluk değerleriyle örtüşmüştür.

4.3.3.4. Sertlik Değerleri

HV (Vickers Hardness) sertlik testi, malzemelerin yüzey sertliğini ölçmek için kullanılan yöntemlerden biridir. “HV10” ifadesi, Vickers sertlik testinde 10 kgf (yaklaşık 98,07 N) yük uygulanarak yapılan ölçümü ifade eder. Yani burada kullanılan yükün büyüklüğü testin adında yer alır. Kaynak metalinin sertliği, kullanılan dolgu metali, kaynak yöntemi ve ısı girdisi ile doğrudan ilişkilidir. TIG kaynağı ile yapılan birleştirmelerde düşük ısı girdisi sayesinde kaynak metalinde homojen yapı elde edilir; HV10 değerleri genellikle dengeli çıkar (örneğin 200–230 HV10 aralığında).



Şekil 4.19. Kaynaklı bağlantılara ait sertlik ölçüm noktaları

Özlü tel (FCAW) kaynağında yüksek ısı girdisi ve tel içerisindeki alaşım elementlerinin etkisiyle daha geniş sertlik aralıkları görülür; lokal sertlik artışları veya düşüşleri yaşanabilir.

Elektrik ark kaynağı (SMAW) yüksek ısı girdisi ve elektrot örtüsünden kaynaklanan inklüzyon nedeniyle tane irileşmesi oluşturabilir. Bu da sertlik değerlerinin bazı bölgelerde düşmesine, bazı bölgelerde ise gevrekleşmeye neden olacak şekilde artmasına yol açabilir (örneğin 180–260 HV10 aralığı).

TIG kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri Tablo 4.4 ‘de, FCAW kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri Tablo 4.5. ‘de ve SMAW kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri Tablo 4.6’da verilmiştir.

Tablo 4.4. TIG kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri

05-A			**SERTLİK ÖLÇÜMLERİ (HV10)**											
ESAS METAL			**ITAB**			**KAYNAK**			**ITAB**			**ESAS METAL**		
1	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**	**10**	**11**	**12**	**13**	**14**	**15**
172,1	174,6	166	175,5	195,9	209,3	186,5	191,4	198,4	199	195,1	208,2	183,4	202,8	219
16	**17**	**18**	**19**	**20**	**21**	**22**	**23**	**24**	**25**	**26**	**27**	**28**	**29**	**30**
161,1	158	159,1	183,3	195,6	203,3	228,8	231,9	223,4	250,4	232,7	229,2	219,7	236,3	236,5
31	**32**	**33**	**34**	**35**	**36**	**37**	**38**	**39**	**40**	**41**	**42**	**43**	**44**	**45**
157,2	163,4	167,8	197,4	203,6	225,2	251,4	246	244,7	197,1	213,3	201,2	200,3	197,8	234,5

SMO 254 tarafındaki ITAB bölgesinde, östenitik paslanmaz çeliklerde ITAB genellikle düşük sertlik değerleri gösterir, ancak karbür çökelmeleri (ör. krom-karbür) olursa lokal sertlik artışları görülebilir.

S355J2N tarafındaki ITAB bölgesinde, ısıya bağlı olarak ferrit ve perlit yapısında dönüşümler meydana gelir. Soğuma hızına göre martenzitik yapılar oluşursa sertlik

değerleri ani şekilde yükselebilir (örneğin 300 HV10'un üzerine çıkabilir). Bu durum, kaynaklı birleşimde kırılgan bölgeler oluşturur.

Kaynaklı birleşimlerde sertlik profilinin düzgün ve ani sertlik değişimlerinin az olması istenir. TIG yöntemi, HV10 profili açısından en dengeli sonuçları verir. FCAW ve SMAW yöntemlerinde inklüzyonlar, yüksek ısı girdisi ve heterojenlik nedeniyle sertlik dağılımında düzensizlikler görülebilir. HV10 sonuçları, kaynaklı birleşimlerin hem mekanik dayanımını hem de servis ömrünü tahmin etmede önemli bir parametredir.

Tablo 4.5. FCAW kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri

05-M			**SERTLİK ÖLÇÜMLER (HV10)**											
ESAS METAL			**ITAB**			**KAYNAK**			**ITAB**			**ESAS METAL**		
1	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**	**10**	**11**	**12**	**13**	**14**	**15**
192,4	199,5	196,3	195,6	215,0	219,9	199,9	211,7	201,6	211,7	232,1	232,6	206,4	172,9	176,4
16	**17**	**18**	**19**	**20**	**21**	**22**	**23**	**24**	**25**	**26**	**27**	**28**	**29**	**30**
179,2	192,1	186,4	191,3	194,9	207,6	192,9	190	196,7	221,7	201,3	204,9	194,3	181,8	180,5
31	**32**	**33**	**34**	**35**	**36**	**37**	**38**	**39**	**40**	**41**	**42**	**43**	**44**	**45**
180,4	188,6	190,6	222,8	207,6	208,1	196,7	196,3	197,7	218,3	203,9	204,9	174,8	175	180,4

FCAW kaynak yönteminde, kaynak metalindeki maksimum sertlik değeri (225 HV) ısıdan etkilenmiş bölge (213 HV) ve esas metaldeki (195 HV) değerden nispeten daha yüksektir. Çok pasolu kaynak işlemi nedeniyle hızlı katılaşma ve yeniden ısıtma eylemleri nedeniyle kaynak bölgesindeki daha ince mikroyapı, kaynak bölgesindeki artan sertliğe atfedilebilir.

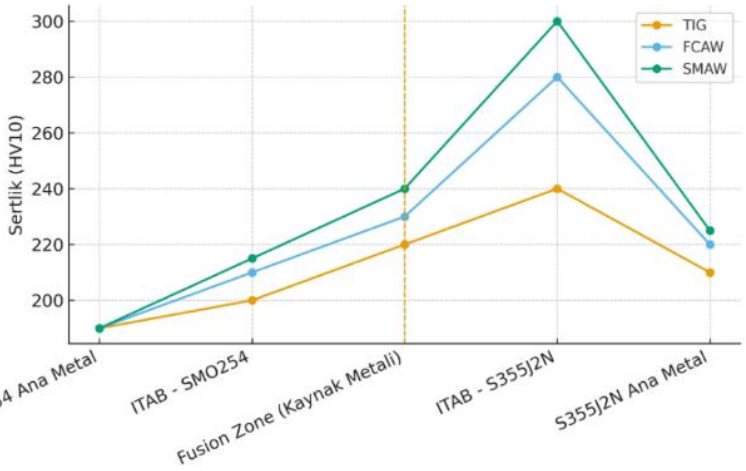
Tablo 4.6. SMAW kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri

05-E			**SERTLİK ÖLÇÜMLER (HV10)**											
ESAS METAL			**ITAB**			**KAYNAK**			**ITAB**			**ESAS METAL**		
1	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**	**10**	**11**	**12**	**13**	**14**	**15**
213,0	205,4	226,0	220,0	237,8	221,7	253,1	269,1	275	236,9	196,4	204,3	202,4	201,5	215,1
16	**17**	**18**	**19**	**20**	**21**	**22**	**23**	**24**	**25**	**26**	**27**	**28**	**29**	**30**
184,7	176,1	186,7	198,2	216,4	202,0	203,6	219,3	233,4	228,4	227,7	200,6	190,2	202,5	217,3
31	**32**	**33**	**34**	**35**	**36**	**37**	**38**	**39**	**40**	**41**	**42**	**43**	**44**	**45**
204,2	192,4	193,6	192,8	220,2	246,3	341,9	322,3	345,5	221,3	219,6	225,2	192	197,7	197,9

Kaynak ortasında östenitik hücresel yapıların ve kaynak arayüzünde östenitik tanelerin varlığı, sertlik değerinin kaynak merkezinden esas metale doğru kademeli olarak azalmasıyla ilişkilendirilebilir. SMAW kaynaklı bağlantılarına ait sertlik ölçümlerinde

daha düşük sertlik değerleri ölçülmüştür. TIG kaynaklı bağlantılara ait ölçümler devam etmektedir.

TIG kaynağında esas metal sertlik değerleri 160–175 HV civarında olup, ITAB bölgesinde 190–225 HV aralığında artış göstermiştir. Kaynak metalinde ise sertlik 230–250 HV seviyelerine ulaşmış ve genel olarak dengeli bir dağılım elde edilmiştir.



Şekil 4.20. Kaynaklı bağlantılara ait sertlik değerleri grafiği

FCAW kaynağında esas metalde 175–195 HV değerleri ölçülmüş, ITAB bölgesinde sertlik 210–230 HV seviyelerine yükselmiştir. Kaynak metalinde 190–215 HV aralığında değerler elde edilmiş ve daha homojen bir dağılım gözlenmiştir.

SMAW kaynağında esas metalde sertlik 185–210 HV arasında, ITAB'da ise 220–246 HV seviyelerinde ölçülmüştür. Kaynak metalinde ise bazı noktalarda 340 HV'ye kadar çıkan değerler tespit edilmiş, bu da daha heterojen bir dağılıma işaret etmektedir.

Genel olarak en dengeli sertlik dağılımı TIG kaynağında elde edilirken, FCAW yöntemi daha homojen ancak daha düşük sertlik göstermiş, SMAW yöntemi ise en yüksek sertlik değerleri ve dalgalanmaları sergilemiştir.

4.3.3.5. Çekme Deneyi Sonuçları ve Kırılma Yüzeyleri SEM İncelemesi

Kaynaklı birleşimlerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde çekme testi temel yöntemlerden biridir. Bu çalışmada yapılan çekme testleri sonucunda, Tablo 4.7. 'de görüldüğü üzere, SMO 254 östenitik paslanmaz çeliğin yüksek sünekliği ve nispeten düşük sertliği nedeniyle daha yüksek uzama değerleri sergilediği, buna karşılık

S355J2N yapı çeliğinin daha düşük süneklik ve daha yüksek mukavemet değerleri gösterdiği belirlenmiştir. Kaynaklı birleşimlerde elde edilen sonuçlar incelendiğinde, genellikle kopmanın düşük mukavemetli malzeme tarafında veya S355J2N çeliğinin ısı tesiri altındaki bölgesinde (ITAB) gerçekleştiği gözlenmiştir.

Tablo 4.7. Kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi sonuçları

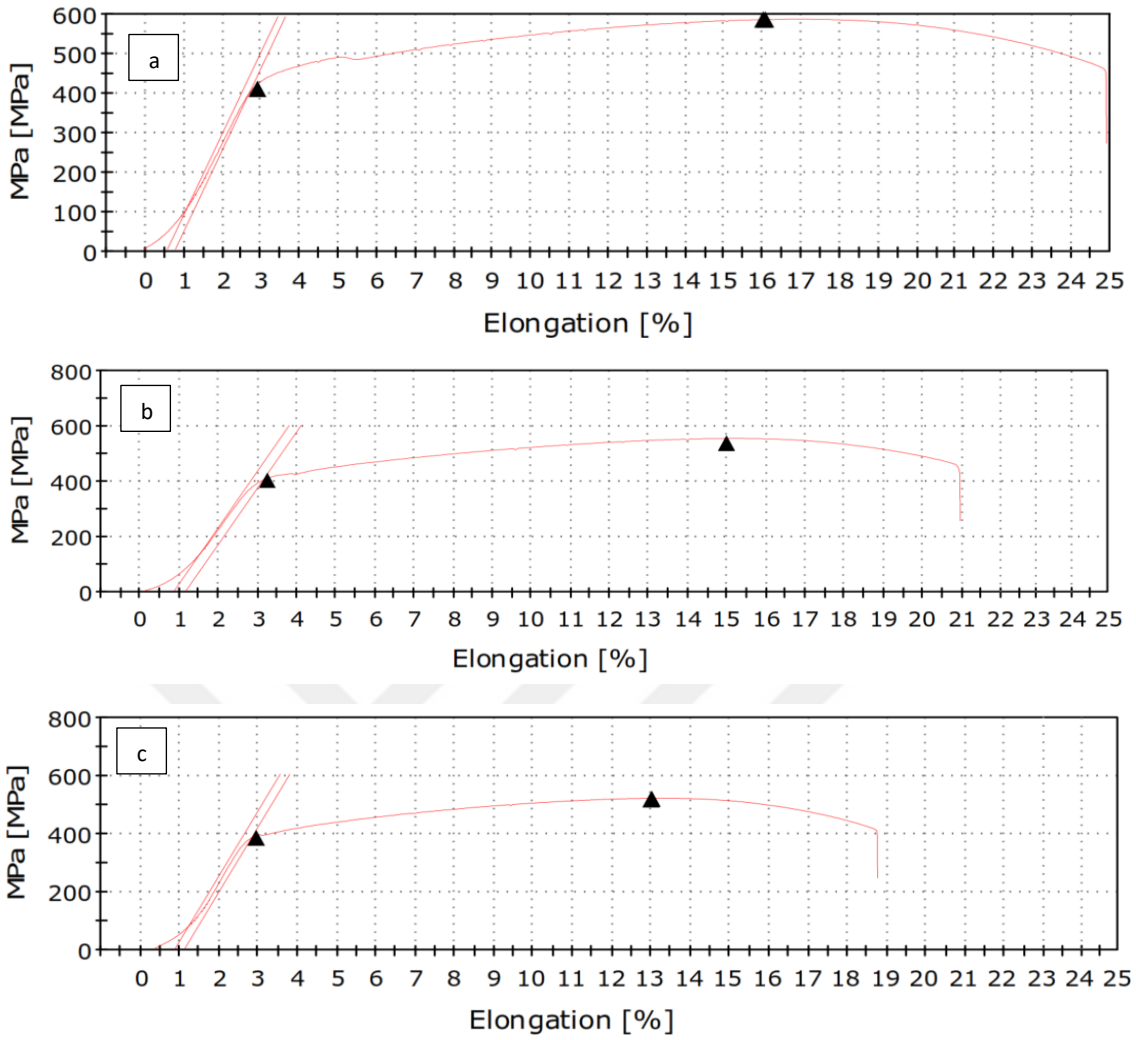
Kaynaklı malzeme kodu	Boyutlar mm/mm2	Akma Dayanımı N/mm2	Çekme Dayanımı N/mm2	Uzama A %	Kırılma Bölgesi
05A	10x25	437	593	25	S355J2N
05M	10x25	417	537	21	S355J2N
05E	10x25	400	522	18,7	S355J2N

Çekme deneyi sonuçları üzerinden yapılan tokluk değerlendirmesi, kaynak yöntemi ve uygulanan ısı girdisinin mikroyapı üzerindeki etkileriyle doğrudan ilişkilidir (Şekil 3.23.).

Düşük ve orta seviyede ısı girdisi uygulanan kaynaklarda soğuma hızının yüksek olması, mikroyapının ince taneli kalmasını sağlamış; bu durum gerilme–uzama eğrisi altında kalan alanın genişlemesiyle kendini göstermiştir. Geniş eğri alanı, yüksek enerji absorblama kapasitesi ve dolayısıyla daha tok bir davranış anlamına gelmektedir. Nitekim Wu vd. (2023), yüksek ısı girdisinin tane irileşmesini teşvik ederek tokluğu ve çekme dayanımını düşürdüğünü rapor etmiştir.

Benzer şekilde Liu ve diğ. (2021), kaynaklı çeliğin ısı tesiri altındaki bölgesinde (ITAB) artan ısı girdisi ile tane irileşmesi ve tokluk kaybı arasında doğrudan bir ilişki olduğunu ortaya koymuştur. Senthilkumar ve diğ. (2023) de artan ısı girdisinin kaynaklı bağlantılarda çekme dayanımı ve sertlik değerlerinde belirgin bir azalmaya yol açtığını göstermiştir.

Ayrıca Qi ve diğ. (2024), yüksek ısı girdisi koşullarında hem eritme bölgesinde hem de ITAB'da tane büyümesinin hızlandığını ve buna bağlı olarak düşük sıcaklıkta çentik darbe tokluğunun 174 J'den 67 J'ye kadar düştüğünü rapor etmiştir.



Şekil 4.21. Kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi grafikleri a) TIG (05A) b) FCAW (05M) c) SMAW (05E)

Bu çalışmanın bulguları da literatürle uyumlu olarak, TIG kaynağı ile elde edilen numunelerde düşük ısı girdisi sayesinde en geniş eğri alanı ve en yüksek uzama değerlerinin oluştuğunu, mikroyapının ince taneli yapısını koruduğunu göstermektedir. FCAW yöntemi ile kaynak edilen numunelerde ise eğri altında kalan alan TIG'e kıyasla daha sınırlı kalmış, ancak orta seviyedeki ısı girdisi nedeniyle mikroyapı kısmen dengeli kalabilmiş ve belirli düzeyde enerji yutumu sağlanmıştır. SMAW yöntemi ile kaynak edilen numunelerde ise en yüksek ısı girdisinin etkisiyle eğri alanı daralmış, uzama kabiliyeti azalmış ve kopma daha ani gerçekleşerek süneklik bakımından zayıf bir davranış sergilenmiştir. Dolayısıyla üç kaynak yöntemine ait çekme eğrilerinin karşılaştırılması, literatürde yaygın olarak kabul edilen "arttırılmış ısı girdisi → tane

irileşmesi → süneklik ve tokluk kaybı" yaklaşımı ile tam bir paralellik göstermektedir (Wu ve diğ., 2023; Liu ve diğ., 2021; Senthilkumar ve diğ., 2023; Qi ve diğ., 2024).

Sonuç olarak, üç farklı kaynak yöntemi arasında belirgin mekanik farklılıklar ortaya çıkmıştır. TIG kaynağı ile elde edilen numunelerde, gerilme–uzama eğrisi altında kalan alanın en geniş olduğu görülmüş, kopma uzaması yaklaşık %25 seviyesine ulaşmıştır. Bu durum, TIG kaynaklı numunelerin kırılmadan önce yüksek oranda plastik deformasyon kabiliyetine sahip olduğunu ve daha tok bir davranış sergilediğini göstermektedir. FCAW yöntemi ile kaynak edilen numunelerde ise maksimum gerilme değerleri yüksek olmakla birlikte, kopma uzaması %21 civarında kalmış ve eğri altında kalan alan TIG'e kıyasla daha dar gözlenmiştir. Bu sonuç, FCAW kaynaklı numunelerin yeterli mukavemet sunduğunu ancak tokluk açısından TIG'e göre daha sınırlı bir performans sergilediğini ortaya koymaktadır. SMAW kaynağı ile elde edilen numunelerde ise kopma uzaması yaklaşık %19 olarak belirlenmiş, eğri altında kalan alan en dar seviyede kalmıştır. Ayrıca eğrinin kopma noktasına yaklaşırken daha keskin bir şekilde düşmesi,

SMAW kaynaklı numunelerde gevrek davranış eğiliminin daha baskın olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla genel değerlendirmede, en yüksek tokluk ve süneklik TIG kaynaklı numunelerde elde edilirken, FCAW yöntemi orta seviyede bir performans sergilemiş, SMAW yöntemi ise en düşük enerji absorblama kapasitesine sahip olmuştur.

TIG yöntemi ile yapılan birleştirmelerde kaynak banyosu daha kontrollü oluşması ve kusurların azlığı sayesinde çekme dayanımı ve uzama değerleri daha dengeli çıkmıştır. Özlü tel ark kaynağı (FCAW) ve elektrik ark kaynağı (SMAW) ile yapılan birleşimlerde ise kaynak metalinde oluşan inklüzyon ve gözeneklerin etkisiyle dayanım değerlerinde düşüşler meydana gelmiştir.

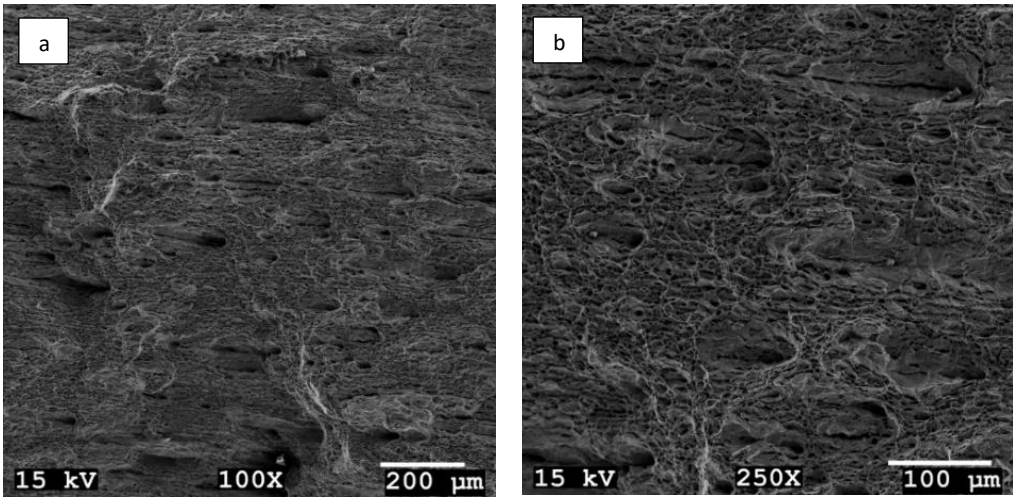
Genel olarak, çekme dayanımı değerlerinin ana metal değerlerine yakın, ancak daha düşük seviyelerde olduğu; uzama değerlerinde ise özellikle S355J2N tarafındaki ITAB etkisiyle belirgin azalmalar görüldüğü tespit edilmiştir.



Şekil 4.22. Kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi numuneleri

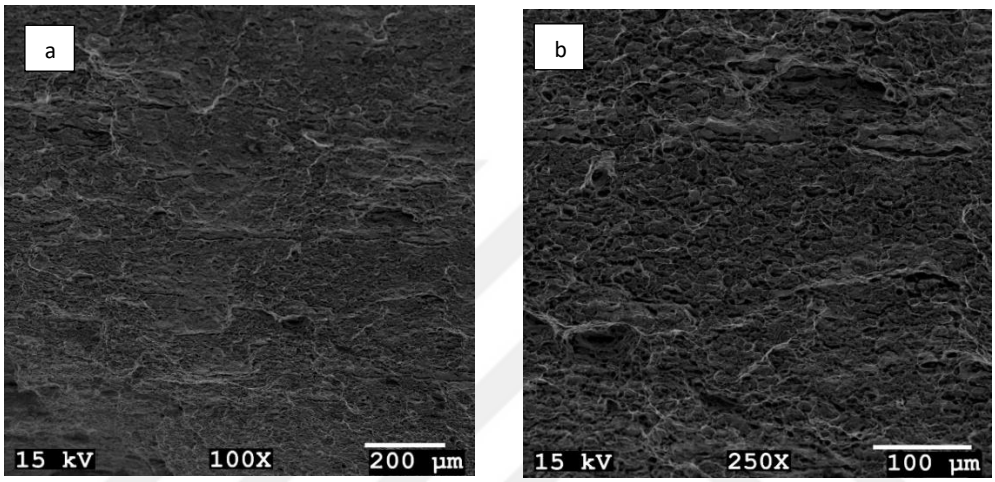
Çekme deneyi ile oluşan kırılma yüzeyleri SEM ile incelendiğinde, farklı bölgelerde farklı kırılma mekanizmalarının geliştiği görülmüştür. SMO 254 tarafında sünek kırılma davranışı baskın olup, SEM görüntülerinde mikrogözeneklerin birleşmesi sonucu oluşan tipik çukurcuk yapıları gözlenmiştir. Bu durum malzemenin sünek karakterini desteklemektedir.

S355J2N çeliğinin ITAB bölgesinde ise daha gevrek karakterli kırılma mekanizmaları tespit edilmiştir. Bu bölgelerde SEM görüntülerinde tane sınırı ayrılmaları, ayrılma yüzeyleri ve düz kırılma yüzeyleri belirginleşmiştir. Bu tür yapılar, kaynak sırasında oluşan yüksek ısı girdisi ve hızlı soğuma nedeniyle martenzitik bölgelerin oluşmasına ve bunun da gevrekleşmeye yol açtığını göstermektedir.



Şekil 4.23. TIG kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi kırılma yüzeyleri SEM incelemesi

Çekme testleri ve SEM incelemeleri birlikte değerlendirildiğinde, SMO 254 – S355J2N kaynaklı birleşimlerde kırılma davranışının büyük ölçüde heterojen olduğu, ancak genel olarak en kritik bölgenin S355J2N ITAB olduğu sonucuna varılmıştır. Bu bölgede ani sertlik artışları ve mikroyapısal dönüşümler kırılganlık eğilimini artırmıştır. TIG kaynağı, diğer yöntemlere kıyasla daha homojen yapı ve daha sünek kırılma davranışı göstermiştir. FCAW ve SMAW yöntemlerinde ise inklüzyon ve segregasyonların etkisiyle gevrek kırılma eğilimi artmıştır.

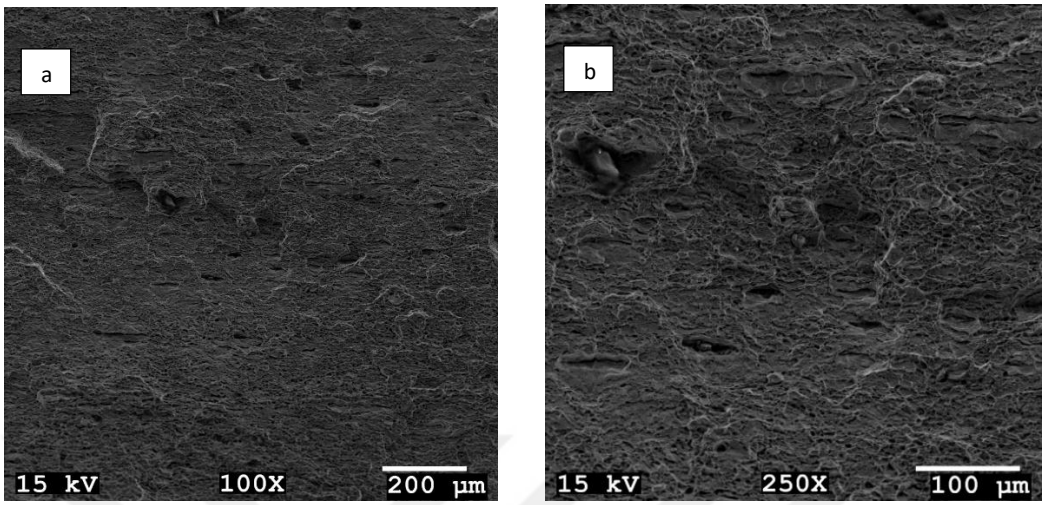


Şekil 4.24. FCAW kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi kırılma yüzeyleri SEM incelemesi

Görselde yüzey genel olarak mikrogözenek (void) oluşumu ve bunların koalesansı ile karakterize olmuş durumda. Bu, sünek kırılmanın (ductile fracture) tipik göstergesidir.

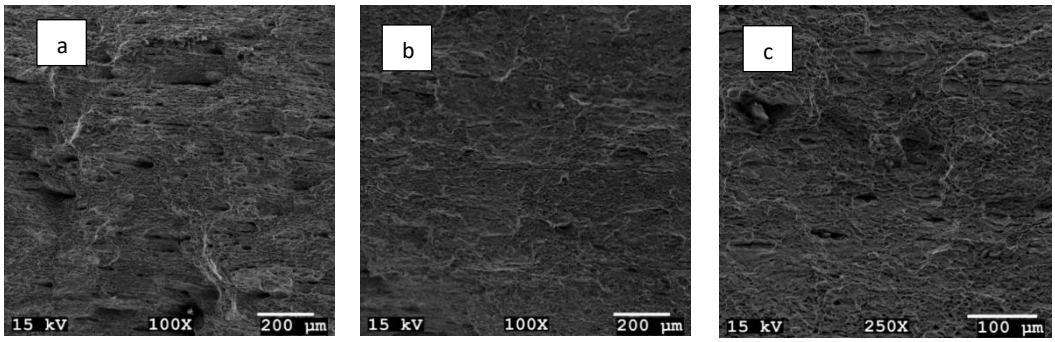
Oval veya düzensiz şekilli boşluklar, çekme yükü altında çekirdeklenip büyüyen boşlukların daha sonra birleşmesiyle meydana gelir. Bu mekanizma, malzemenin sünek davranış sergilediğini göstermektedir. Yüzeyin bazı bölgelerinde çekilme yönüne paralel lifli yapılar izlenmektedir. Bunlar, malzemenin plastik deformasyon sonrası kırıldığının açık kanıtıdır. Keskin ve düz kırık yüzeyler gözlenmemekte, yani gevrek kırılmaya ait tipik izler yoktur. Çeliklerdeki inklüzyonlar genellikle oksit, sülfür veya nitrür bileşiklerinden oluşur ve tane sınırlarında ya da matris içinde bulunabilir. Bunlar genellikle gerilme yığılmalarına yol açarak mikrogözeneklerin çekirdeklenme noktalarıdır. Görselde küçük koyu bölgeler (yuvarlak gözenek başlatıcıları) muhtemelen inklüzyon kaynaklı boşluk başlangıç noktaları olabilir. Ancak kesin tanımlama için

SEM-EDX elementel analiz yapılması gerekir. EDX analiziyle MnS, Al2O3 veya SiO2 tipi inklüzyonların varlığı doğrulanabilir.



Şekil 4.25. SMAW kaynaklı bağlantılara ait çekme deneyi kırılma yüzeyleri SEM incelemesi

Bu durumda, yüzeydeki boşluk çekirdeklenmelerinin bazıları inklüzyonlardan kaynaklanmış olabilir, yani burada inklüzyon etkisiyle başlatılmış sünek kırılma söz konusudur.



Şekil 4.26. Çekme Deneyi Kırılma Yüzeyleri a) TIG b) FCAW c) SMAW

Çekme testleri ve SEM incelemeleri birlikte değerlendirildiğinde, SMO 254 – S355J2N kaynaklı birleşimlerde kırılma davranışının büyük ölçüde heterojen olduğu, ancak genel olarak en kritik bölgenin S355J2N ITAB olduğu sonucuna varılmıştır. Bu bölgede ani sertlik artışları ve mikroyapısal dönüşümler kırılganlık eğilimini artırmıştır. TIG kaynağı, diğer yöntemlere kıyasla daha homojen yapı ve daha sünek kırılma davranışı göstermiştir. FCAW ve SMAW yöntemlerinde segregasyonların etkisiyle gevrek kırılma eğilimi artmıştır.

4.3.3.6. Eğme Test Sonuçları

Kaynaklı birleştirmelerin süreksizliklerini ve süneklik özelliklerini değerlendirmek amacıyla eğme testi uygulanmaktadır. Bu testte, kaynaklı numune belirli bir açıya kadar (genellikle 180°'ye kadar) bükülür ve kaynak dikişi ile ısı tesiri altında kalan bölgedeki davranış gözlemlenir. Test sırasında kaynak yüzeyinde veya kök bölgesinde çatlama, açılma ya da kopma meydana gelip gelmediği incelenir.

Eğme testi, özellikle kaynak metalinin ve ITAB'ın süneklik kabiliyetini ortaya koymaktadır. Yüksek süneklik sergileyen birleşimlerde numune çatlamadan bükülebilirken, gevrek bölgeler barındıran birleşimlerde erken çatlamalar meydana gelir. TIG yöntemiyle elde edilen birleşimlerde daha homojen ergime ve düşük inklüzyon oranı nedeniyle eğme testlerinde iyi performans gösterildiği belirlenmiştir. Özlü tel (FCAW) ve elektrik ark kaynağı (SMAW) ile yapılan birleşimlerde ise kaynak metalinde inklüzyon ve porozite oluşumu, bükme esnasında çatlakların başlama noktası haline gelebilmektedir.

Nick-break testi, kaynak dikişinin iç yapısını ve kusurlarını değerlendirmek için uygulanan basit ama etkili bir tahribatlı muayene yöntemidir. Numune kaynak dikişinin orta bölgesinden kontrollü bir çentik açıldıktan sonra eğilerek kırılır. Bu sayede kaynak dikişinin iç yüzeyi çıplak gözle incelenebilir (Şekil 4.24.).



Şekil 4.27. Nick break testi

Nick-break testi sonucunda, kaynak metalinde oluşan gözenekler, cüruf inklüzyonları, ergime kusurları ve bağlanma eksiklikleri doğrudan görülebilir. Bu test, özellikle kaynak kalitesinin hızlı bir şekilde değerlendirilmesinde ve kaynak parametrelerinin uygunluğunun kontrolünde tercih edilmektedir. İncelenen birleşimlerde TIG kaynağında daha temiz ve homojen bir kırılma yüzeyi elde edilirken, FCAW ve SMAW yöntemlerinde bazı numunelerde gözenek ve inklüzyonların varlığı gözlemlenmiştir. Bu kusurlar, kaynağın iç kalitesini olumsuz yönde etkilemektedir.

SMO254 TIG, FCAW ve SMAW kaynaklı bağlantılardan çıkarılan kök eğme ve yüz eğme test numunelerindeki kök eğme ve yüz eğme testleri sonucunda hiçbir hataya rastlanmamıştır.

4.3.3.7. Çentik Darbe Testi Sonuçları

Kaynaklı birleşimlerin darbe yükleri altındaki davranışlarını belirlemek amacıyla yapılan çentik darbe testlerinde, farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilen SMO 254 ve S355J2N malzemelerinin darbe tokluğu değerlerinde belirgin farklılıklar gözlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, TIG kaynağı ile üretilen numuneler en yüksek darbe enerjisi değerlerini göstermiştir. Bunun temel nedeni, TIG yönteminde daha düşük ısı girdisi ile daha homojen bir ergime havuzu oluşması ve kaynak metalinde gözenek, inklüzyon gibi kusurların daha az bulunmasıdır. Bu numunelerde kırılma sırasında daha yüksek enerji absorbe edilmiş ve kırılma yüzeylerinde sünek kırılmaya özgü dimple yapıları daha yoğun şekilde gözlemlenmiştir.

Özlü tel ile yapılan kaynaklarda (FCAW) darbe enerjisi değerleri TIG'e göre daha düşük çıkmıştır. Bunun başlıca nedeni, yüksek ısı girdisi ile birlikte kaynak metalinde lokal segregrasyonlar ve inklüzyonların meydana gelmesidir. Bu durum kırılma sırasında enerji absorpsiyonunu azaltmış ve numunelerin daha düşük darbe tokluğu göstermesine yol açmıştır. Kırılma yüzeylerinde sünek ve gevrek kırılma modlarının birlikte bulunduğu karışık bir yapı tespit edilmiştir.

Elektrik ark kaynağı (SMAW) ile elde edilen numunelerde ise darbe tokluğu değerleri en düşük seviyelerde kaydedilmiştir. Yüksek ısı girdisi nedeniyle tane irileşmesi, ayrıca elektrot örtüsünden kaynaklanan oksit inklüzyonları ve cüruf kalıntıları bu sonuçta etkili

olmuştur. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde gevrek kırılmaya özgü cleavage yüzeyleri ve tane sınırı ayrılmaları belirgin hale gelmiş, bu da darbe enerjisinin düşük çıkmasına neden olmuştur.

Tablo 4.8. Kaynaklı bağlantılara ait çentik darbe deneyi sonuçları

Kaynaklı malzeme kodu	**Boyutlar (mm)**	**Numune-1 (Joule)**	**Numune-2 (Joule)**	**Numune-3 (Joule)**	**Ortalama (Joule)**
05A KAYNAK	7,5x10x55	74,08	75,20	71,11	73,46
05A ITAB	7,5x10x55	51,66	43,12	40,12	44,96
05M KAYNAK	7,5x10x55	51,75	56,69	47,76	52,06
05M ITAB	7,5x10x55	41,73	43,45	62,72	49,30
05E KAYNAK	7,5x10x55	85,94	42,71	37,49	55,38
05E ITAB	7,5x10x55	46,09	41,33	40,84	42,75

Kaynaklı birleştirmelerin çentik darbe dayanımlarını ölçmek amacıyla, 300 J kapasiteli Instron marka test cihazı kullanılmıştır.

Tüm kaynaklı levhalar için referans sıcaklık 0 °C olarak belirlenmiş ve deneyler bu sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir.

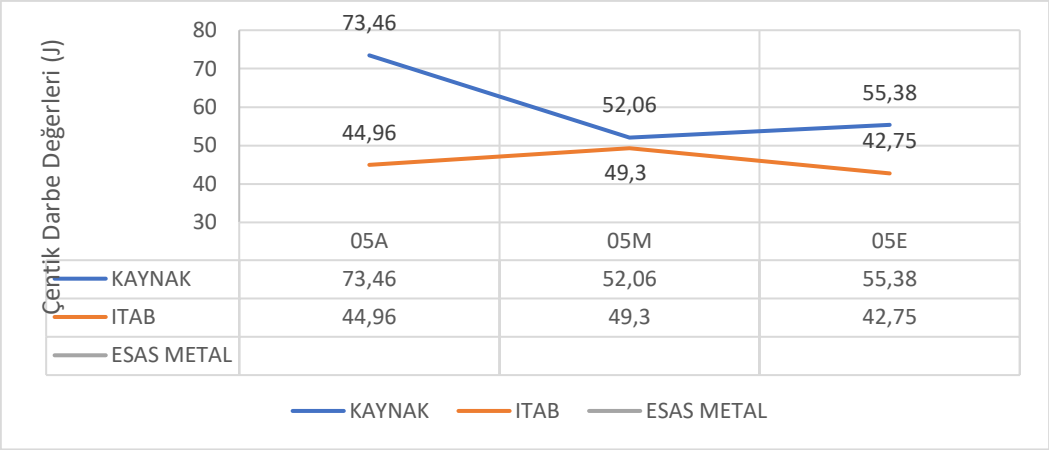
Çentik darbe (Charpy-V) deneyi sonuçları TIG (05A), FCAW (05M) ve SMAW (05E) kaynaklı numuneler için ayrı ayrı değerlendirilmiştir.

TIG (05A) kaynaklı numunelerde kaynak metali ortalama 73,46 J, ITAB bölgesi ise 44,96 J enerji absorbe etmiştir.

TIG yönteminde düşük ısı girdisi sayesinde kaynak metalinde ince taneli yapı korunmuş, bu da daha yüksek tokluk sağlamıştır.

Buna karşılık ITAB bölgesinde kısmi tane büyümesi ve sertleşme etkisiyle darbe tokluğu nispeten düşmüştür.

Literatürde, Wu ve diğ. (2023) ve Liu ve diğ. (2021), düşük ısı girdisinin tokluğu artırdığını, yüksek ısı girdisinin ise iri taneli yapı oluşturarak ITAB'da tokluğu düşürdüğünü rapor etmiştir.



Şekil 4.28. Kaynaklı bağlantılara ait çentik darbe deneyi sonuç grafikleri

FCAW (05M) kaynaklı numunelerde kaynak metalinde ortalama 52,06 J, ITAB bölgesinde 49,30 J değerleri ölçülmüştür. Kaynak ve ITAB bölgelerindeki yakın değerler, FCAW yönteminde kullanılan özlü telin oluşturduğu cüruf ve inklüzyonların ferrit yapılarının oluşumunu kolaylaştırması ile açıklanabilir. Bu durum, ITAB bölgesinde beklenenden daha yüksek bir tokluk sağlamıştır. Bhadeshia ve Honeycombe (2017) ferrit yapıların darbe tokluğunu artırıcı etkisini vurgulamaktadır. SMAW (05E) kaynaklı numunelerde kaynak metalinde ortalama 55,38 J, ITAB bölgesinde ise 42,75 J ölçülmüştür. SMAW yönteminde daha yüksek ısı girdisi nedeniyle kaynak tokluğu TIG'e göre düşük kalmış, ITAB tokluğu ise üç yöntem arasında en düşük seviyede olmuştur. Yüksek ısı girdisi ve tekrar ısınma etkileri, iri taneli yapılar ve martenzitik bölgeler oluşturarak gevrek davranışı artırmıştır. Qi ve diğ. (2024) ve Senthilkumar ve diğ. (2023), artan ısı girdisinin ITAB'daki çentik darbe enerjisini belirgin şekilde azalttığını raporlamışlardır. Genel olarak, kaynak bölgelerinde en yüksek tokluk TIG'de, ITAB bölgelerinde ise görece yüksek tokluk FCAW'da elde edilmiştir. SMAW ise her iki bölgede de en düşük tokluğu göstermiştir. Bu bulgular literatürde sıkça vurgulanan "ısı girdisi arttıkça tane irileşmesi ve gevrekleşme eğilimi artar" yaklaşımı ile tam uyumludur (Kou, 2003; Lippold ve Kotecki, 2005; Liu ve diğ., 2021; Wu ve diğ., 2023). Çentik darbe testi sonuçlarına göre, üç kaynak yöntemi arasında en yüksek darbe tokluğu TIG kaynağı ile sağlanmıştır. FCAW yöntemi orta düzeyde tokluk değerleri verirken, SMAW yönteminde inklüzyon ve mikroyapısal kusurların fazlalığı nedeniyle darbe tokluğu en düşük seviyede kalmıştır. Özellikle S355J2N tarafındaki ısı tesiri altında kalan bölge, düşük darbe enerjisi değerleriyle birleşimlerin en kritik bölgesi olarak öne çıkmıştır.

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, SMO 254 süper östenitik paslanmaz çeliği ile S355J2N yapı çeliği, TIG, FCAW ve SMAW kaynak yöntemleriyle alın kaynağı yapılarak birleştirilmiş ve elde edilen numuneler üzerinde mekanik, mikroyapısal ve kimyasal incelemeler gerçekleştirilmiştir. Araştırma kapsamında gerçekleştirilen deneysel çalışmalar sonucunda, kullanılan kaynak yöntemlerinin kaynak dikişi, ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve kaynak metalinin yapısal özellikleri üzerinde doğrudan etkili olduğu ortaya konulmuştur.

Makroyapı incelemeleri sonucunda, her üç kaynak yöntemiyle de tam nüfuziyetli ve makroskopik açıdan hatasız birleşimler elde edilebildiği görülmüştür. Tahribatsız muayene yöntemleri (sıvı penetrant, radyografik ve ultrasonik testler) sonucunda da kaynaklı bağlantılarda herhangi bir yüzeysel veya içsel kaynak hatası tespit edilmemiştir. Bu durum, doğru kaynak parametreleri seçildiğinde söz konusu malzeme çiftinin farklı yöntemlerle de başarıyla birleştirilebileceğini göstermektedir.

Mikroyapı incelemeleri, kaynak yöntemleri arasında belirgin farklılıklar olduğunu ortaya koymuştur. TIG yöntemi düşük ısı girdisi sayesinde dar ITAB, ince taneli ve homojen bir yapı ortaya çıkarmıştır. FCAW yönteminde dendritik östenitik yapılar, elementel segregasyon ve Mn–Si esaslı inklüzyonlar belirgin hale gelirken, SMAW yönteminde yüksek ısı girdisinin etkisiyle iri taneli, heterojen ve inklüzyonlu bir yapı oluşmuştur. SEM/EDX analizleri de bu gözlemleri desteklemiş, TIG kaynağında Cr, Ni ve Mo gibi alaşım elementlerinin daha homojen dağıldığı, FCAW kaynağında segregasyonların daha sınırlı fakat yer yer inklüzyonların bulunduğu, SMAW kaynağında ise Cr–Ni dalgalanmaları ve Fe zenginleşmeleriyle kimyasal heterojenliğin arttığı belirlenmiştir.

Sertlik testleri sonucunda, TIG yöntemi en dengeli sertlik dağılımını göstermiştir. Esas metalde sertlik 160–175 HV civarında iken, ITAB'da 190–225 HV, kaynak metalinde ise 230–250 HV değerleri elde edilmiştir. FCAW yönteminde esas metalde 175–195 HV, ITAB'da 210–230 HV ve kaynak metalinde 190–215 HV seviyeleri ölçülmüştür. SMAW yöntemi ise en heterojen dağılımı sergilemiş; esas metalde 185–210 HV, ITAB'da 220–246 HV, kaynak metalinde ise yer yer 340 HV'ye ulaşan değerler tespit

edilmiştir. Bu sonuçlar, düşük ısı girdili TIG yönteminin daha dengeli ve güvenilir bir sertlik profili sunduğunu, yüksek ısı girdisine sahip SMAW yönteminin ise ani sertlik değişimlerine ve gevrekleşmeye neden olabildiğini göstermektedir.

Çekme testleri sonuçlarına göre, TIG kaynağı ile elde edilen numuneler en yüksek uzama (%25) ve süneklik değerlerini göstermiş, gerilme-uzama eğrisi altında kalan alan en geniş olmuştur. Bu durum TIG kaynağının yüksek enerji absorblama kapasitesi ve tokluğa sahip birleşimler sağladığını göstermektedir. FCAW yöntemiyle elde edilen numunelerde uzama %21 civarında kalmış, mekanik dayanım yeterli düzeyde olsa da süneklik TIG'e kıyasla sınırlı olmuştur. SMAW yönteminde ise en düşük uzama (%19) ve en dar eğri alanı gözlenmiş, gevrek kırılma eğiliminin daha baskın olduğu görülmüştür. Kopmalar genellikle düşük mukavemetli malzeme olan S355J2N tarafında veya bu malzemenin ITAB bölgesinde gerçekleşmiştir.

Kırılma morfolojisi incelemeleri, malzemelerin davranış farklılıklarını net biçimde ortaya koymuştur. SMO 254 tarafında sünek kırılmaya işaret eden dimple yapıları gözlenirken, S355J2N'in ITAB bölgesinde martenzitik dönüşümlere bağlı gevrek kırılma mekanizmaları tespit edilmiştir. Bu durum, farklı mikroyapısal özelliklere sahip malzemelerin birleştirilmesinde ITAB'ın kritik rolünü ve kaynak parametrelerinin mekanik davranış üzerindeki belirleyici etkisini göstermektedir.

Bu bulgular ışığında, yüksek süneklik, tokluk ve homojenlik gerektiren uygulamalarda TIG kaynağı en uygun yöntem olarak öne çıkmaktadır. FCAW yöntemi, üretim hızının ve maliyetin ön planda olduğu, orta seviyede mekanik özelliklerin yeterli görüldüğü uygulamalarda değerlendirilebilir. SMAW yöntemi ise yüksek ısı girdisi, iri taneli yapı, inklüzyon ve porozite oluşumları nedeniyle kritik uygulamalarda sınırlı olarak kullanılmalı, daha çok basit ve düşük maliyetli kaynak işlemlerinde tercih edilmelidir.

Sonuç olarak, SMO 254 ve S355J2N malzemelerinin farklı kaynak yöntemleriyle birleştirilmesine ilişkin elde edilen deneysel bulgular, hem mekanik hem de mikroyapısal açıdan kaynak yönteminin kritik bir rol oynadığını ortaya koymuştur. Doğru kaynak parametrelerinin seçimi, düşük ısı girdisinin tercih edilmesi ve uygun dolgu metalleri kullanılması, kaynaklı birleşimlerin performansını önemli ölçüde iyileştirmektedir. İlerleyen çalışmalarda, bu tür birleştirmelerin farklı dolgu metalleriyle

gerçekleştirilmesi, hibrit kaynak yöntemlerinin denenmesi, ayrıca uzun süreli korozyon, yorulma ve darbe dayanımı testlerinin yapılması önerilmektedir. Bu tür çalışmalar, özellikle denizcilik sektöründe kullanılan scrubber sistemleri gibi zorlu koşullarda çalışan konstrüksiyonların tasarımına ve güvenilirliğine katkı sağlayacaktır. Bulgular, kaynak yönteminin kaynak dikişi bütünlüğü, mikroyapı homojenliği ve mekanik özellikler üzerinde doğrudan belirleyici olduğunu göstermektedir. TIG kaynağı, düşük ısı girdisi sayesinde ince taneli ve homojen bir yapı oluşturmuş, yüksek süneklik ve tokluk değerleri sağlamıştır. FCAW kaynağı, üretim hızı ve maliyet avantajı ile öne çıkarken, dendritik yapılar, inklüzyonlar ve heterojenlikler nedeniyle kalite kontrol açısından sınırlılıklar taşımaktadır. SMAW kaynağı ise düşük maliyeti ve pratikliğiyle basit uygulamalarda kullanılabilir olsa da, yüksek ısı girdisi ve mikroyapısal kusurlar nedeniyle en düşük performansı sergilemiştir. Genel olarak, yüksek mekanik dayanım ve uzun ömürlü kullanım gereken uygulamalarda TIG yöntemi öncelikli tercih olmalı, FCAW hız ve maliyet avantajı için, SMAW ise daha düşük kalite beklentili uygulamalar için uygun görülmektedir.

Bu çalışmanın bulguları ışığında bazı öneriler ortaya çıkmıştır. Öncelikle, yüksek alaşımlı paslanmaz çeliklerde özellikle ITAB bölgesinde tane büyümesi ve intermetalik faz oluşumunu sınırlamak amacıyla düşük ve orta ısı girdili parametrelerin tercih edilmesi önemlidir. TIG yöntemi bu açıdan en uygun seçenek olarak öne çıkmakta, FCAW ve SMAW yöntemlerinde ise daha dengeli sonuçlar elde edebilmek için uygun kaynak hızı, kontrollü ön ısıtma ve paso sayısının artırılması önerilmektedir. Dolgu metal seçiminin de kaynak performansı üzerinde belirleyici bir rol oynadığı görülmüştür. Cr, Ni ve Mo açısından zengin Ni esaslı dolgu telleri, kaynak metalinde homojenliği artırmakta ve segregasyon riskini sınırlamaktadır. Bununla birlikte, ferrit dengeleyici elementler içeren dolgu metalleri kullanılarak ITAB'da martenzitik dönüşümlerin önüne geçilmesi mümkündür. Endüstriyel uygulamalar açısından değerlendirildiğinde, yüksek mekanik dayanım ve uzun ömürlü kullanım gerektiren kritik birleşimlerde TIG kaynağı öncelikli tercih edilmelidir. FCAW yöntemi maliyet ve üretim hızı avantajı nedeniyle büyük ölçekli projelerde kullanılabilir, ancak bu durumda sıkı kalite kontrol süreçleri, özellikle cüruf temizliği ve ara tahribatsız muayeneler mutlaka uygulanmalıdır. SMAW yöntemi ise düşük maliyetli ve daha basit uygulamalarla sınırlı tutulmalıdır.

KAYNAKLAR

Abuç, S. (2006). Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Gazaltı Kaynak Yöntemi ile Kaynağında Koruyucu Gazın Mekanik Özelliklere Etkisi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2–75.

Ahmed, N. (2005). New Developments in Advanced Welding. Woodhead Publishing Limited, Abington Hall, Abington, 21–30.

Aloraier, A., İbrahim, R., & Thomson, P. (2006). FCAW Process to Avoid The Use of Post Weld Heat Treatment. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, *83*, 394–398.

Alsarraf, J. (2010). Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Super Duplex Stainless Steels. Cranfield University, School of Applied Sciences, Phd Thesis, 38.

Arab, S.T., Abdulsalam, M.I., & Alghamdi, H.M. (2014). Susceptibility of 254 SMO Alloys to Crevice Corrosion in Nacl Solution. *Arabian Journal for Science and Engineering*, *39*(7), 5405–5412.

Aragon, E., Woillez, J., Perice, C., Tabaries, F., & Sitz, M. (2009). Corrosion Resistant Material Selection for The Manufacturing of Marine Diesel Exhaust Scrubbers. *Materials and Design*, *30*, 1548–1555.

Arivazhagan, B., Sundaresan, S., & Kamaraj, M. (2009). A Study on Influence of Shielding Gas Composition on toughness of Flux-Cored Arc Weld of Modified 9Cr–1Mo (P91) Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, *209*, 5245–5253.

Arivazhagan, N., Singh, S., Prakash, S., & Reddy, G.M. (2011). Investigation on AISI 304 Austenitic Stainless Steel to AISI 4140 Low Alloy Steel Dissimilar Joints by Gas Tungsten Arc, Electron Beam and Friction Welding. *Materials and Design*, *32*, 3036–3050.

Arivazhagan, N., Reddy, G.M., & Prasad Rao, K. (2013). Impact of CC and PCTIG Welding on SMO 254 Joints Using Alloy 625 Filler. *Indian Journal of Science and Technology*, *6*(6), 4780–4787.

Asarkaya, M. (2006). Gemi inşasında Kullanılan Kaynak Yöntemlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Sakarya.

Asarkaya, M. (2004). Tersanelerde Uygulanan ve Uygulanabilecek Kaynak Yöntemleri. *Gemi Mühendisliği ve Sanayimiz Sempozyumu.*

Balmforth, M.C., & Lippold, J.C. (2000). A New Ferritic-Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram. *Welding Journal*, *79*(12), 339s–345s.

Barnhouse, J., & Lippold, J.C. (1988). Microstructure/Property Relationships in Dissimilar Welds Between Duplex Stainless Steel and Carbon Steels. *Welding Journal*, 477–487.

Bauné, B.E., Bonnet, C., & Liu, S. (2000). Reconsidering The Basicity of A FCAW Consumable — Part 1: Solidified Slag Composition of A FCAW Consumable As A Basicity indicator. *Welding Research*, March, 1–6.

Baylan, O. (2003). Elektrik Ark Kaynak Yöntemiyle Birleştirilen Östenitik–Martenzitik Farklı Paslanmaz Çeliklerin Kaynaklı Bağlantılarında Mikroyapı ile Özellikler Arasındaki İlişkinin Araştırılması. Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Haziran, 1–100.

Bhadeshia, H.K.D.H., & Honeycombe, R. (2017). *Steels: Microstructure and Properties* (4th Ed.). Butterworth-Heinemann, 1–450.

Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2006). *Steels: Microstructure and Properties* (3rd Ed.). Elsevier Ltd., UK, 1–400.

Bhatt, R.B., Kamat, H.S., Ghosal, S.K., & De, P.K. (1999). Influence of Nitrogen in The Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*, *8*(5), 591–598.

Bingham, R.V., & Nuttall, D. (2018). Corrosion Control for Safer Living. *Corrosion Engineering, Science and Technology, 53*(3), 163–172.

Blondeau, R. (2008). *Metallurgy and Mechanics of Welding*, 399–426. John Wiley & Sons, Inc.

Böhler Welding. (N.D.). Flux Cored Welding Wires for Stainless Steel. Data Sheet.

Brooks, J.A., & Thompson, A.W. (1991). Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds. *International Materials Reviews*, *36*(1), 16–29.

Brozda, J., & Lomozik, M. (2002). Welding of Stainless-Duplex Steels: Properties of Welded Joints. *Welding International*, *16*(1), 5–12.

Burger, G., Schick, M., Hensel, J., & Schnick, S. (2021). Influence of Flux-Cored Arc Welding Parameters on Oxygen Content and inclusions in Weld Metal. *Welding in The World*, *65*(1), 45–58.

Calliari, I., Zanesco, M., & Ramous, E. (2006). Influence of İsothermal Aging on Secondary Phases Precipitation and toughness of A Duplex Stainless Steel SAF 2205. *Journal of Materials Science*, *41*, 7643–7649.

Can, H. (1999). Zamanla Paslanmaz Çeliklerin Standartlardaki Değişimi. Pamukkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 117–122.

Cavcar, M., & Dolutaş, H. (2007). Dubleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı. *Kaynak Teknolojisi VI. Ulusal Kongresi ve Sergisi*, 9–10 Kasım, 1–6.

Charles, J., verneau, M., & Bonnefois, B. (1999). Some Superaustenitic Applications, Test Results and Practical Experiences. *Proceedings Stainless Steel World Conference*, 203–212.

Chen, S., Chen, L., & Lu, F. (2015). Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Welded Joints Between Duplex Stainless Steel and Low Alloy Steel. *Materials and Design*, *65*, 921–927.

Chen, T.H., & Yang, J.R. (2002). Microstructural Characterization of Simulated Heat Affected Zone in A Nitrogen-Containing 2205 Duplex Stainless Steel. *Materials Science and Engineering A*, *338*, 166–181.

Chen, X., Huang, R., & Liu, F. (2023). Corrosion Resistance and Mechanical Properties of TIG Welded Joints in Marine Environments. *Metals*, *13*(6), 1127.

Cheng, X., Et Al. (2019). Materials İssues and Solutions in Wet Scrubbing Systems for Flue Gas Cleaning. *Corrosion Reviews, 37*(6), 1515–1530.

Cleiton, C.S., Hélio, C. De M., Hosiberto, B. De S., & Jesualdo, P.F. (2009). Microstructure, Hardness and Petroleum Corrosion Evaluation of 316L/AWS E309mol-16 Weld Metal. *Materials Characterization*, *60*, 346–352.

Cui, T., & Lundin, C. (2005). Evaluation of initial Corrosion Location in E316L Austenitic Stainless Steel Weld Metal. *Materials Letters*, *59*, 1542–1546.

Çalık, A. (2004). Elektron Işın Kaynağı ile Birleştirilmiş İki Farklı Çelik Malzemenin Kaynak Bölgesinin incelenmesi. Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Doktora Tezi, 29–33.

Çelik, A., & Alsaran, A. (1999). Mechanical and Structural Properties of Similar and Dissimilar Steel Joints. *Materials Characterization*, *43*, 311–318.

Davis, J.R. (1994). *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels.* ASM International, Materials Park, 1–450.

Delong, W.T., Ostrom, G.A., & Szumachowski, E.R. (1956). Measurement and Calculation of Ferrite in Stainless-Steel Weld Metal. *Welding Journal*, *35*(11), 521–528.

Dhanuka, M.P. (2003). Measurement of Delta Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Weld Metals Using WRC-92 Diagram. *Proceedings of International Welding Symposium*, Mumbai, India.

Dieter, G.E. (1988). *Mechanical Metallurgy.* Mcgraw-Hill, London, 476.

Dobranszky, J., Szabo, P.J., Berecz, T., Hrotko, V., & Portko, M. (2004). Energy-Dispersive Spectroscopy and Electron Backscatter Diffraction Analysis of İsothermally Aged SAF 2507 Type Superduplex Stainless Steel. *Spectrochimica Acta Part B*, *59*, 1781–1788.

Eid, N. (1989). Localized Corrosion At Welds in Structural Steel Under Desalination Plant Conditions. *Desalination*, *73*, 397–406.

Evans, G.M. (1986). The Effect of Weld Metal Composition on The Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. *Welding Journal*, *65*(3), 95–104.

Fu, V.D. (2023). Effects of Heat input on Microstructures and Mechanical Properties of LAZ931 Magnesium-Lithium Alloy by CO_2 Laser Welding. *Journal of Materials Science, 58*(7), 3250–3260.

Gençkan, D., & Saraçoğlu, E. (2009). Özlü Tel Kaynak Teknolojisi. *Mühendis ve Makine*, *50*(599), 74–77.

Gençkan, H.D., Keskinkılıç, S., Saraçoğlu, E., & Koçak, M. (2010). The Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of Flux-Cored Wires (FCW). *63rd Annual Assembly & International Conference of The International Institute of Welding*, 19–24, Istanbul, Turkey, 11–17 July.

Ghazanfarı, H., Et Al. (2020). Materials Selection for Wet Flue Gas Desulfurization Systems: Corrosion Resistance and Performance Evaluation. *Journal of Materials Engineering and Performance*, *29*, 7080–7092.

Goldstein, J.I., Newbury, D.E., Joy, D.C., Lyman, C.E., Echlin, P., Lifshin, E., Sawyer, L., & Michael, J.R. (2017). *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis.* Springer, Berlin, 1–830.

Gomez De Salazar, J.M., Soria, A., & Barrena, M.I. (2007). The Effect of N_2 Addition Upon The MIG Welding Process of Duplex Steels. *Journal of Materials Science*, *42*(13), 4892–4898.

Gooch, T. (1982). Recent Developments in The Joining of Duplex and Superduplex Stainless Steels. *8th Annual North American Welding Research Conference*, TWI, Cambridge, UK, 1–3.

Gourgues, A.F., Flower, H.M., & Pineau, A. (2000). Microstructure of Martensite–Austenite Constituents in Heat-Affected Zones of High Strength Low Alloy Steel Welds and İts influence on toughness Properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *31*(9), 2439–2455.

Gunn, N.R. (1997). *Duplex Stainless Steels.* Abington Publishing, England, 14.

Gültekin, N. (1991). *Kaynak Tekniği.* Genişletilmiş İkinci Baskı, 162.

Hao, Y., Cao, G., Li, C., Li, J., Liu, W., Zhang, W., Et Al. (2019). The Aging Precipitation Behavior of 20Cr–24Ni–6Mo Super-Austenitic Stainless Steel Processed by Conventional Casting and Twin-Roll Strip Casting. *Materials Characterization*, *147*, 21–30.

Hao, Y.S., Liu, W.C., & Liu, Z.Y. (2018). Microstructure Evolution and Strain-Dependent Constitutive Modeling to Predict The Flow Behavior of 20Cr–24Ni–6Mo Super-Austenitic Stainless Steel During Hot Deformation. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, *31*(4), 401–414.

Hayat, F. (2009). Masif ve Özlü Kaynak Telleri ile Birleştirilen Çift-Fazlı Çeliklerin Mekanik ve Mikroyapı Özellikleri. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Hedhibi, A., Khalfallah, M., Boujelbene, M., & Haddar, N. (2021). "Comparative Study of TIG and Activated TIG Welds: Microstructure and Mechanical Properties of 316L Stainless Steel." *Materials*, *14*(23), 7081.

Hill, R., & Perez, A.L. (2017). New Steels and Corrosion-Resistant Alloys. In *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies* (Pp. 613–626).

Hodgkiess, T., Hanbury, W., Arndt, M., & Eid, N. (1979). The Corrosion of Welded Samples in Seawater. *Desalination*, *31*, 399.

Hu, M.L., Yang, T.C., Wu, H.C., & Chen, C. (2005). Fusion Zone Purification of Metal Containing Oxide inclusions Via Laser Welding. *Journal of Materials Science*, *40*, 4125–4127.

Huang, M.L., & Wang, L. (1998). Carbon Migration in 5Cr–0.5Mo/21Cr–12Ni Dissimilar Metal Welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *29A*, 3038–3046.

Jana, S. (1992). Effect of Heat input on The HAZ Properties of Two Duplex Stainless Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, *33*, 247–261.

Jang, C., Lee, J., Kim, J.S., & Jin, T.E. (2008). Mechanical Property Variation Within Inconel 82/182 Dissimilar Metal Weld Between Low Alloy Steel and 316 Stainless Steel. *International Journal of Pressure vessels and Piping*, *85*, 635–646.

Jeffus, L., & Lawrence, B. (2009). *Welding: Skills, Processes and Practices for Entry Level Welders: Book 2* (P. 115).

Jimenez, J.A., Carsi, M., & Ruano, O.A. (2000). Characterization of A A/Γ Duplex Stainless Steel. *Journal of Materials Science*, *35*, 907–915.

Jia, H., Li, X., Wang, X., Et Al. (2024). Effect of Martensite–Austenite Constituent Characteristics on toughness of The Heat-Affected Zone in High Strength Pipeline Steels. *Journal of Materials Science & Technology*, *161*, 34–45.

Kaçar, R., Gündüz, S., Acarer, M., & Demir, B. (2003). 304 Paslanmaz Çelik ve Mikroalaşımlı Çeliklerin Ark Kaynağı ile Birleştirilmesinde Mikroyapı–Mekanik Özellik İlişkisinin incelenmesi. *6. Uluslararası Kırılma Sempozyumu*, 10–12, Konya.

Kaçar, R., & Acarer, M. (2003). Microstructure–Property Relationship in Explosively Welded Duplex Stainless Steel–Steel. *Materials Science and Engineering A*, 363, 290–296.

Kaçar, R., & Baylan, O. (2004). An investigation of Microstructure/Property Relationships in Dissimilar Welds Between Martensitic and Austenitic Stainless Steels. *Materials Design*, *25*, 317–329.

Kahraman, F. (2002). Masif ve Özlü Telle Yapılmış Gazaltı Kaynak Dikişlerinin Karşılaştırılmalı Olarak incelenmesi. Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 43–44.

Kaluç, E., & Taban, E. (2007). *Paslanmaz Çelikler: Geliştirilen Yeni Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri.* Ankara: TMMOB Makina Mühendisleri Odası, 54.

Kaluç, E. (2004). *Kaynak Teknolojisi El Kitabı*, Cilt 1. MMO Yayını, Kocaeli.

Kaluç, E., & Tülbentçi, K. (1998). Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği. *Kaynak Teknolojisi Araştırma, Eğitim ve Uygulama Merkezi Seminer Notları*, Kocaeli Üniversitesi, *6*, 83–84.

Kannan, T., & Murugan, N. (2006). Effect of Flux Cored Arc Welding Process Parameters on Duplex Stainless Steel Clad Quality. *Journal of Materials Processing Technology*, *176*, 230–239.

Karasakal, E. (2005). Ferritik, Östenitik ve Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyetlerinin Araştırılması ve Karşılaştırmalar. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 6.

Khanna, A.S. (2016). Selection of Materials for Corrosion and Materials in The Oil and Gas industries. In *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies*, Vol. 3, 197.

Kim, J.H., Seo, J.S., Kim, H.J., Ryoo, H.S., Kim, K.H., & Huh, M.Y. (2008). Effect of Weld Metal Microstructures on Cold Crack Susceptibility of FCAW Weld Metal. *Metals and Materials International*, *14*(2), 239–245.

König, R., & Yüksel, M. (1997). Schaeffler ve Sonrası Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Son Gelişmeler. *Kaynak Teknolojisi 1. Ulusal Kongresi Bildiriler Kitabı*, ODTÜ Kültür ve Kongre Merkezi, Ankara, 103–116.

Kotecki, D.J. (1997). Ferrite Determination in Stainless Steel Welds – Advances Since 1974. *Welding Journal*, *76*(1), 24–36.

Kotecki, D.J. (1998). Standards and industrial Methods for Ferrite Measurement. *Welding Journal*, *77*(5), 49–52.

Kotecki, D.J., & Siewert, T.A. (1992). WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of The WRC-1988 Diagram. *Welding Research Supplement*, 171–178.

Kou, S. (2003). *Welding Metallurgy.* Wiley-Interscience.

Kovach, C.W. (N.D.). *High Performance Stainless Steels.* Nickel Development Institute.

Kölük, F. (2000). Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Kaynak Yönteminin Isı Tesiri Altında Kalan Bölgeye Etkisinin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.

Kumar, A., & Baskaran, R. (2024). Parameter Optimization in DP-TIG Welding of SMO 254 Using Response Surface Methodology. *Materials today: Proceedings*, *87*, 271–276.

Kumar, P.J.R., Arivazhagan, N., & Reddy, G.M. (2019). Investigations on induced Residual Stresses, Mechanical and Metallurgical Properties of CO_2 Laser Beam and Pulse Current GTA Welded SMO 254. *Materials Science and Engineering A*, *756*, 1–12.

Kumar, R., & Singh, R. (2018). Corrosion Behavior of Stainless Steels and Alloys in Scrubber Environments of Thermal Power Plants. *Materials today: Proceedings*, *5*, 11971–11977.

Kumar, R., Et Al. (2018). Comprehensive Analysis of TIG Welded Inconel-718 Alloy for Different Heat input Conditions. *Materials Characterization*, *145,* 1–10.

Kurt, B., & Çalık, A. (2009). Interface Structure of Diffusion Bonded Duplex Stainless Steel and Medium Carbon Steel Couple. *Materials Characterization*, *60,* 1035–1040.

Ladanova, E. (2003). Microstructural Transformations and Carbide Precipitation in The HAZ of Supermartensitic Stainless Steels. Phd Thesis, Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim.

Lancaster, J.F. (1999). *Metallurgy of Welding* (6th Ed.), Abington Publishing, England, 319–320.

Lee, D.J., byun, J.C., Sung, J.H., & Lee, H.W. (2009). The Dependence of Crack Properties on The Cr/Ni Equivalent Ratio in AISI 304L Austenitic Stainless Steel Weld Metals. *Materials Science and Engineering A, 513–514*, 154–159.

Lee, J., & Kim, S. (2023). Effect of Welding Parameters on Microstructure and Hardness of GTAW Joints in Stainless Steel. *Journal of Manufacturing Processes*, *74*, 1015–1023.

Liao, M.T., & Chen, W.J. (1999). A Comparison of Gas Metal Arc Welding With Flux-Cored Wires and Solid Wires Using Shielding Gas. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 49–53.

Liao, M.T., & Chen, P.Y. (1998). The Effect of Shielding-Gas Compositions on The Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Weldments. *Materials Chemistry and Physics*, *55*, 145–151.

Liao, M.T., & Chen, P.Y. (1998). The influence of Shielding Gas on Notch toughness of Stainless Steel Weld Metals. *Materials and Manufacturing Processes*, *13*(4), 565–573.

Lippold, J.C. (2005). Introduction to The Selection of Stainless Steels. *ASM Handbook*, Edison Welding Institute, Publication Information and Contributors, Vol. 6, 1110.

Lippold, J.C. (1992). Recent Developments in The Welding and Weldability of Austenitic Stainless Steels. *8th Annual North American Welding Research Conference*, Edison Welding Institute, Columbus, Ohio, U.S.A., 1–7.

Lippold, J.C., & Kotecki, D.J. (2005). *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, 8–16. John Wiley & Sons, Amerika.

Liu, D. (2021). Effect of Welding Heat input on The Microstructure and Mechanical Properties of offshore Engineering Steel.

Li, H., & Wang, Z. (2022). Effect of Welding Parameters on Microhardness and Tensile Properties of SMAW Welded 304 Stainless Steel Plates. *Materials Science and Engineering A, 830*, 142188.

Li, H., Zhang, C., Wang, Z., Et Al. (2025). Transformation Mechanism of Martensite–Austenite (M–A) Constituents in Heat Affected Zones of Low Alloy Steels. *Materials today Communications, 38*, 107546.

Li, Y., Zhao, X., Wu, Y., & Sun, J. (2018). Precipitation Behavior and Phase Transformation in A New Type Super Austenitic Stainless Steel (S32654). *Materials Science and Engineering A, 733*, 379–389.

Li, Z., Wang, Y., & Liu, H. (2025). Solidification Microstructure and Secondary-Phase Precipitation Behavior of 254SMO Super Austenitic Stainless Steel. *Metals*, 15(10), 1091.

Llewellyn, D.T., & Hudd, R.C. (1998). *Steels: Metallurgy and Applications* (3rd Ed.), 337.

Lo, K.H., Shek, C.H., & Lai, J.K.L. (2009). Recent Developments in Stainless Steels. *Materials Science and Engineering R,* 65, 39–104.

Lu, B., Chen, Z., Luo, J., Patchett, B., & Xu, Z. (2005). Pitting and Stress Corrosion Cracking Behavior in Welded Austenitic Stainless Steel. *Electrochimica Acta, 50,* 1391–1403.

Lu, S., Fuji, H., & Nogi, K. (2005). Effects of CO_2 Shielding Gas Additions and Welding Speed on GTA Weld Shape. *Journal of Materials Science, 40*, 2481–24857.

Lundin, C.D. (1982). Metal Welds–Transition Joints Literature Review. *Welding Journal*, *61*, 58s–63s.

Malik, A., Sidiqi, N., & andijani, I. (1994). Corrosion Behaviour of Some Highly Alloyed Stainless Steels in Seawater. *Desalination*, *97*, 189–197.

Mario, T., & Fabio, M. (2010). The influence of The Shielding Gas Composition on GMA Welding of ASTM A516 Steel. *Welding International*, *24*(3), 222–230.

Martinez, L., Perez, R., & Gonzalez, A. (2022). Microstructural Characteristics of FCAW Welded Duplex Stainless Steels Under Different Shielding Gases. *Welding Journal*, *101*(2), 45–52.

Maruyama, T. (2003). Arc Welding Technology for Dissimilar Joints. *Welding International*, *17*(4), 276–281.

Mcguire, M.F. (2008). *Stainless Steel for Design Engineers*. ASM International, The Materials Information Society, 1–8.

Mcpherson, N.A., Chi, K., Mclean, M.S., & Baker, T.N. (2003). Structure and Properties of Carbon Steel to Duplex Stainless Steel Submerged Arc Welds. *Materials Science and Technology*, *19*, 219–226.

Missori, S., & Koerber, C. (1997). Laser Beam Welding of Austenitic–Ferritic Transition Joints. *Welding Journal*, *76*(3), 125s–134s.

Moonngam, S., Kim, J.W., Kim, S.H., Park, J., & Kim, J.H. (2023). Effect of Oxide inclusions on Mechanical Properties of Stainless Steel Weld Metals. *Materials*, *16*(4), 123.

Mukhopadhyay, S., & Pal, T.K. (2006). Effect of Shielding Gas Mixture on Gas Metal Arc Welding of HSLA Steel Using Solid and Flux-Cored Wires. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *29*, 262–268.

Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., & Sundaresan, S. (2003). Effect of Weld Metal Chemistry and Heat input on The Structure and Properties of Duplex Stainless Steel Welds. *Materials Science and Engineering A*, *358*, 9–16.

Naffakh, H., Shamanian, M., & Ashrafizadeh, F. (2009). Dissimilar Welding of AISI 310 Austenitic Stainless to Nickel-Based Alloy Inconel 657. *Journal of Materials Processing Technology*, *209*, 3628–3639.

Nakade, K., Oe, K., & Kuroda, T. (2001). Precipitation Behaviour of Σ Phase During Reheating Duplex Stainless Steel Weld Metal. *Welding International*, *15*(9), 709–715.

Narayanan, B.K. (2009). Effect of Alloying on Microstructure and Precipitate Evolution in Ferritic Weld Metal. The Ohio State University, Graduate Program in Materials Science and Engineering, 121–123.

Nelson, T.W., Lippold, J.C., & Mills, M.J. (1999). Nature and Evolution of The Fusion Boundary in Ferritic–Austenitic Dissimilar Metal Welds, 1: Nucleation and Growth. *Welding Journal*, *78*(10), 329–337.

Nelson, T.W., Lippold, J.C., & Mills, M.J. (2000). Nature and Evolution of The Fusion Boundary in Ferritic–Austenitic Dissimilar Metal Welds, 2: on-Cooling Transformations. *Welding Journal*, *79*(10), 267–277.

Nishimoto, K. (2001). Fundamentals of Stainless Steel Welding. Part 1 – Structures of Stainless Steel Welds. *Welding International*, *15*(1), 74–80.

Nickel Institute. (2010). *High-Performance Stainless Steels*. Toronto, Canada: Nickel Institute.

International Molybdenum Association (IMOA). (2019). *Practical Guidelines for The Fabrication of Austenitic Stainless Steels*.

Roshith, P., Arivazhagan, N., & Reddy, G.M. (2019). Investigations on induced Residual Stresses, Mechanical and Metallurgical Properties of CO_2 Laser Beam and Pulse Current GTA Welded SMO 254. *Materials Science and Engineering A*, *756*, 1–12.

Norrish, J. (2006). Advanced Welding Processes. *Woodhead Publishing in Materials*, 25–82.

Nowacki, J., & Zajac, P. (2011). Mechanical Properties of Duplex Steel Welded Joints in Large-Size Constructions. *Welding International*, İfirst Article, 1–12.

Nowacki, J. (2004). Duplex-Steel Welding Problems in The Building of Chemical Cargo Ships. *Welding International*, *18*(7), 509–515.

Nowacki, J. (2009). Ferritic–Austenitic Steel and İts Weldability in Large Size Constructions. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, *32*(2), February.

Nowacki, J., Urbański, M., & Zając, P. (2009). FCAW Welding of Duplex Steel in Construction of Chemical Cargo Carriers. *Welding International, 23*(1), 34–42, January.

Nowacki, J., & Zając, P. (2008). Microstructure and Corrosion Resistance of The Duplex Steel Wide-Gap one-Side Flux-Cored Wire Welded Joints. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, *28*.

Odabaş, C. (2002). *Paslanmaz Çelikler*, 66–67. As Kaynak Yayınları, İstanbul.

Olson, D.L. (1985). Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. *Welding Journal*, *64*(10), 281–295.

Olsson, J., & Wasielewska, W. (1997). Application and Experience With A Superaustenitic 7Mo Stainless Steel in Hostile Environments. *Materials and Corrosion, 48*, 791–798.

Osoba, O.L., Et Al. (2021). Influence of Heat inputs on Weld Profiles and Mechanical Properties of Carbon and Stainless Steel.

Kumar, P.J.R., Sellamuthu, N.R., & Muthupandi, G. (2023). Impact of CC and PC-TIG Welding on SMO 254 Joints Using Alloy 625 Filler. *Indian Journal of Science and Technology*, *16*(12), 928–937.

Palani, P.K., & Murugan, N. (2006). Prediction of Delta Ferrite Content and Effect of Welding Process Parameters in Claddings by FCAW. *Materials and Manufacturing Processes, 21*, 431–438.

Palani, P.K., & Murugan, N. (2006). Development of Mathematical Models for Prediction of Weld Bead Geometry in Cladding by Flux Cored Arc Welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *30*, 669–676.

Patel, D., & Kumar, A. (2020). Microstructural Evolution and Mechanical Performance of Dissimilar SMAW Joints Between Carbon Steel and Austenitic Stainless Steel. *International Journal of Advanced Materials and Processes*, *8*(4), 120–129.

Patel, D., & Kumar, P. (2023). Advances in FCAW for Thick Section Stainless Steel Welding in Shipbuilding. *Journal of Ship Production and Design*, *39*(3), 167–175.

Pawar, S.J., Et Al. (2010). Effect of Heat input on Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Welds. *Journal of Materials Processing Technology*.

Pitrun, M., Nolan, D., & Dunne, D. (2002). Diffusible Hydrogen Content in Flux-Cored Arc Welds As A Function of The Welding Parameters. *Welding in The World*, *48*.

Pohl, M., Storz, O., & Glogowski, T. (2007). Effect of Secondary Phase Precipitation on The Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels. *Materials Characterization*, *58*(1), 65–71.

Posch, G., Baumgartner, S., & Fiedler, M. (2009). GMA-Welding of Creep Resistant Steels With Flux Cored Wires (FCAW): Perspectives and Limitations. *Proceedings of The IIW 2009 International Conference on Advances in Welding and Allied Technologies*, Singapore, July 16–17, 619–624.

Qi, H., Vd. (2024). Effect of High Welding Heat input on Microstructure and toughness in Steel EH36. *Scientific Reports*.

Qiao, Y., Et Al. (2018). Effects of Welding Heat input on Microstructure and Electrochemical Behavior of FCAW Q690 Steel.

Qi, X., Et Al. (2024). Influence of Heat input on Microstructure and İmpact toughness of Stainless Steel Welds. *Materials Science and Engineering A*.

Quintana, M.A., Mclane, J., Babu, S.S., & David, S.A. (2001). Inclusion formation in Self-Shielded Flux Cored Arc Welds. *Welding Research Supplement*, *99*, April.

Rajala, P., Bomberg, M., Huttunen-Saarivirta, E., Priha, O., Tausa, M., & Carpén, L. (2016). Influence of Chlorination and Choice of Materials on Fouling in Cooling Water System Under Brackish Seawater Conditions. *Materials*, *9*(6), 475.

Rajeev, R., Samajdar, I., Raman, R., Harendranath, C.S., & Kale, G.B. (2001). Origin of Hard and Soft Zone formation During Cladding of Austenitic/Duplex Stainless Steel on Plain Carbon Steel. *Materials Science and Technology*, *17*, 1005–1011.

Rao, P.K., Krishnan, K.N., Rao, R.V., & Guru Raja, G.J. (1986). Effect of Welding Parameters on The Content of Delta Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld and Clad Metals. *Proceedings of National Welding Seminar*, Madras, India, Oct 16–18.

Roshith, P., Ariviarasu, M., Arivazhagan, N., Srinivasan, A., & Phani Prabhakar, K.V. (2019). Investigations on induced Residual Stresses, Mechanical and Metallurgical Properties of CO_2 Laser Beam and Pulse Current Gas Tungsten Arc Welded SMO 254. *Journal of Manufacturing Processes*, 81–90.

Roshith, P., Kumar, S., & Ramkumar, K.D. (2019). Autogenous Welding of Superaustenitic Stainless Steel (UNS S31254) Using CO_2 Laser and Pulsed Current Gas Tungsten Arc Welding Techniques. *Materials and Design*, *181*, 107942.

Rowe, M.D., Nelson, T.W., & Lippold, J.C. (1999). Hydrogen-induced Cracking Along The Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds. *Welding Journal*, *78*(2), 31–37.

Saini, J.S., Et Al. (2022). Heat input Effect of The FCAW Process on The Microstructure and Mechanical Properties of Structural Steel Joints.

Sathiya, P., Aravindan, S., Soundararajan, R., & Noorul Haq, A. (2009). Effect of Shielding Gases on Mechanical and Metallurgical Properties of Duplex Stainless-Steel Welds. *Journal of Materials Science*, *44*, 114–121.

Sato, T. (2001). Influence of Shielding Gases on Quality and Efficiency in Gas Shielded Arc Welding. *Welding International*, *15*(8), 616–621.

Satyanarayana, V.V., Madhusudhan, R.G., Mohandas, T., & Rao, S.A. (2005). Dissimilar Metal Friction Welding of Austenitic–Ferritic Stainless Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, *160*, 128–137.

Savgu, F. (2007). Kök Koruma Gazları Gerekli Mi? *Kaynak Teknolojisi VI. Ulusal Kongresi ve Sergisi*, Ankara, 9–10 Kasım.

Selver, R., Katı, E., & Karakuş, M.A. (2010). Akışkanın Yüzey Gerilim Hareketlerinin Dikdörtgenler Prizması İçerisinde incelenmesi. *Electronic Journal of Machine Technologies*, *7*(1), 83–96.

Senthilkumar, S. (2023). Influence of Heat input on The Mechanical Characteristics of Weld Joints.

Shankar, V., Gill, T.P.S., Mannan, S.L., & Sundaresan, S. (2003). Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds – Role of Microsegregation and inclusions. *Sadhana*, *28*(3–4), 359–382.

Shanmugam, N.S., Buvanashekaran, G., Sankaranarayanasamy, K., & Balasubramanian, V. (2009). Some Studies on Weld Bead Geometry, Microstructure, and Mechanical Properties of FCA Welded Ferritic Stainless Steel Joints. *Materials & Design*, *30*(10), 4148–4155.

Shanmugam, N.S., Buvanashekaran, G., Sankaranarayanasamy, K., & Manonmani, K. (2009). Some Studies on Weld Characteristics of Dissimilar Stainless Steels by Gas Tungsten Arc Welding (GTAW). *Materials & Design*, *30*(2), 490–496.

Sieurin, H., & Sandström, R. (2007). Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steel 2205. *Materials Science and Engineering A*, *444,* 271–276.

Sieurin, H., & Sandström, R. (2006). Austenite Reformation in The Heat-Affected Zone of Duplex Stainless Steel 2205. *Materials Science and Engineering A*, *418,* 250–256.

Siewert, T.A., Mccowan, C.N., & Olson, D.L. (1988). Ferrite Number Prediction to 100 FN in Stainless Steel Weld Metal. *Welding Journal*, *67*(12), 289s–296s.

Sireesha, M., Albert, S.K., Shankar, V., & Sundaresan, S. (2000). A Comparative Evaluation of Welding Consumables for Dissimilar Welds Between 316LN Austenitic Stainless Steel and Alloy 800. *Journal of Nuclear Materials*, *279*(1), 65–76.

Singh, R., & Sharma, V. (2024). Influence of Shielding Gas Composition on Mechanical Properties of FCAW Welds in Stainless Steels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *128*(1), 890–900.

Singh, R., Patel, S., & verma, N. (2023). Influence of Welding Current and Electrode Type on The Microhardness and Tensile Strength of SMAW Joints in SS316L. *International Journal of Welding Science*, *9*(1), 35–42.

Slania, J. (2002). Investigations into The Effect of The Gas-Mixture İonisation Potential, Linear Energy of Welding, and The Conditions for Heat Extraction on The Content of Ferrite in Austenitic-Steel Welds. *Welding International*, *16*(10), 761–766.

Smith, D.V. (1988). A Practical Approach to Ferrite in Stainless Steel Weld Metal. *Welding Journal*, *67*(6), 57–69.

Smith, W.F. (1999). *Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri*, Cilt 1, 171–214. University of Central Florida.

Sönmez, U. (2009). Gemi Saclarının Özlü Tel Elektrod ile Kaynağında Kaynaklı Birleştirmenin Dayanım ve Mikroyapı Özelliklerinin Araştırılması. Ege Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 14, İzmir.

Srinivasan, P.B., Muthupandi, V., Dietzel, W., & Sivan, V. (2006). An Assessment of İmpact Strength and Corrosion Behaviour of Shielded Metal Arc Welded Dissimilar Weldments Between UNS 31803 and IS 2062 Steels. *Materials and Design*, *27*, 182–191.

Srinivasan, P., & Satish, K. (2009). Microstructural and Electrochemical Characterization of A Thin-Section Dissimilar Stainless Steel Weld Joint. *Materials Chemistry and Physics*, *115*, 179–184.

Srisuwan, N. (2010). The investigation of Chromium Carbide Precipitation on Austenitic Stainless Steel in Welding Process. *63rd Annual Assembly & International Conference of The International Institute of Welding*, Istanbul, Turkey, 1–2 (11–17 July 2010).

Stenvall, P., Jas, M., & Wallén, B. (1996). Performance of High Molybdenum Superaustenitic Stainless Steel Welds in Harsh Chloride Environment. In *Proceedings Corrosion NACE 1996*. Berlin: Springer, 1–19, March.

Szwajka, K., Winczek, J., & Matusiak, J. (2024). Influence of Shielding Gas Flow Rate in TIG Welding on Weld Pool Protection and Oxidation Behavior. *Materials*, *17*(5), 1820.

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., & Kaluç, E. (2008). Flux-Cored Arc Welding Properties of Modified 12% Cr Ferritic Stainless Steel. *Welding and Cutting*, Issue 6.

Taban, E., Vd. (2021). TIG (GTAW) Kaynaklı Östenitik Paslanmaz Çelik Borularda Kök Koruma Gazının Mekanik, Mikroyapı, tokluk ve Korozyon Özellikleri Üzerine Etkileri. *Kaynak Teknolojisi 12. Ulusal Kongre ve Sergisi*, Ankara, 247–257.

Taban, E. (2006). *Yapısal Uygulamalar İçin Geliştirilen Modifiye 12 Cr Ferritik Paslanmaz Çeliğinin Özellikleri ve Kaynak Kabiliyeti*. Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi – Fen Bilimleri Enstitüsü.

Taban, E. (2008). Joining of Duplex Stainless Steel by Plasma Arc, TIG, and Plasma Arc + TIG Welding Processes. *Materials and Manufacturing Processes*.

Taban, E. (2008). Toughness and Microstructural Analysis of Superduplex Stainless Steel Joined by Plasma Arc Welding. *Journal of Materials Science*, *43*, 4309–4315.

Tanrıverdi, O., Cavcar, M.M., & Dolutaş, H. (2009). Kimyasal Tanker İmalatında Dubleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı. *Kaynak Teknolojisi VII. Ulusal Kongre ve Sergisi*, 231–242.

Tao, R., Li, C., Zhang, L., & Xu, H. (2025). Effect of Heat input on Microstructural Evolution and İmpact Properties of Welded Joints. *Alexandria Engineering Journal*, *84*, 1515–1526.

Tavares, S.S.M., Terra, V.F., Pardal, J.M., & Fonseca, M.P.C. (2005). Influence of The Microstructure on The toughness of A Duplex Stainless Steel UNS S31803. *Journal of Materials Science*, *40*, 145–154.

Tavares, S.S.M., Pardal, J.M., Lima, L.D., Bastos, I.N., Nascimento, A.M., & De Souza, J.A. (2007). Characterization of Microstructure, Chemical Composition, Corrosion Resistance and toughness of A Multipass Weld Joint of Superduplex Stainless Steel UNS S32750. *Materials Characterization*, *58*, 610–616.

Tehçi, T. (2011). Kaynak Parametrelerinin AISI 316 Serisi Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Nüfuziyetine ve Mekanik Özelliklere Etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

Tetsunao, I. (Y.Y.). *Welding Duplex Stainless Steel*. Kobe Steel, Technical Dept., Japonya.

Toit, M. (2002). Filler Metal Selection for Welding A High Nitrogen Stainless Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, *11*(3), 306.

Touileb, A., Abdelkrim, M., & Bahloul, L. (2022). Effect of TIG Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Joints. *Metals*, *12*(4), 635.

Tumer, M., & Yılmaz, R. (2011). The Effects of Welding Parameters and Gases Composition on Microstructure and Penetration of Stainless Steels. *International Congress on Advances in Welding Science and Technology for Construction, Energy and Transportation Systems (AWST-2011)*, Antalya, Turkey, 24–25 October 2011.

Tülbentçi, K. (1990). *MIG–MAG Eriyen Elektrod ile Gazaltı Kaynağı*. İstanbul: Gedik Holding Yayınları.

Tülbentçi, K. (1998). *MIG–MAG Kaynak Yöntemi*. Arctech Yayın No: 2, İstanbul.

Türkkan, G. (2008). Koruyucu Gaz Kaynağında (MIG/MAG) Gaz Debisinin Kaynak Nüfuziyeti ve Kaynak Hızına Etkisi. Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 24.

Ureña, A., Otero, E., Utrilla, M.V., & Muñez, C.J. (2007). Weldability of A 2205 Duplex Stainless Steel Using Plasma Arc Welding. *Journal of Materials Processing Technology*, *182*, 624–631.

Uzun, H., & Hayat, F. (2009). Grade A Gemi Sacının Çift-Fazlı Çeliğe Üretilebilirliğinin incelenmesi. *5. Uluslararası ileri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)*, Karabük, Türkiye, 13–15 Mayıs 2009.

Vigraman, T., Narayanasamy, R., & Ravindran, D. (2012). Microstructure and Mechanical Property Evaluation of Diffusion-Bonded Joints Made Between SAE 2205 Steel and AISI 1035 Steel. *Materials and Design*, *35,* 156–169.

Vitek, B.J.M., David, S.A., & Hinman, C.R. (2003). Improved Ferrite Number Prediction Model That Accounts for Cooling Rate Effects – Part 1: Model Development. *Welding Research*, January. (Also Presented At AWS Annual Meeting, March 4–7, 2002, Chicago, IL.)

Wallén, B., & Bergvist, A. (1997). The Seawater Resistance of Superaustenitic 7Mo Stainless Steel. In *Proceedings Eurocorr '97*, Trondheim, Norway, September.

Wang, S.G., Dong, G.P., & Ma, Q.H. (2009). Welding of Duplex Stainless Steel Composite Plate: influence on Microstructural Development. *Materials and Manufacturing Processes*, *24,* 1383–1388.

Wang, S., Ma, Q., & Li, Y. (2011). Characterization of Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Dissimilar Welded Joint Between 2205 Duplex Stainless Steel and 16mnr. *Materials and Design*, *32,* 831–837.

Wang, S., Zhang, Y., Li, J., & Chen, L. (2025). Effect of TIG Welding Parameters on Microstructure and Properties of Superaustenitic Stainless Steel Joints. *Materials today Communications*, *39,* 108543.

Wang, Y., Li, H., & Zhang, J. (2020). Microstructural Evolution and Mechanical Properties of GTAW Welded 316L Stainless Steel. *Materials Technology*, *35*(4), 225–234.

Washko, S.D., & Aggen, G. (2005). *ASM Handbook*, Vol. 1, "Properties and Selection: İrons, Steels, and High Performance Alloys" – Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys: Wrought Stainless Steels, 1303.

Weman, K. (2003). *Welding Processes Handbook*, *52*. Woodhead Publishing Ltd., Abington Hall, Abington.

Williams, D.B., & Carter, C.B. (2009). *Transmission Electron Microscopy: A Textbook for Materials Science*. Springer.

Wu, H., Vd. (2023). Effect of Heat input on Microstructure and Mechanical Properties. *Materials*, *16*(8).

Yan, J., Gao, M., & Zeng, X. (2010). Study on Microstructure and Mechanical Properties of 304 Stainless Steel Joints by TIG, Laser and Laser–TIG Hybrid Welding. *Optics and Lasers in Engineering*, *48,* 512–517.

Yılmaz, R., & Abuç, S. (2008). The Effect of Shielding Gases on The toughness of Stainless Steels Weldments. *14th International Metallurgy & Materials Congress*, 105–112, 16–18 October 2008.

Yılmaz, R., & Barlas, Z. (2005). The Effect of Shielding-Gas Compositions on The Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Weldments. *Pamukkale University Journal of Engineering Sciences*, *11*(3), 391–400.

Yılmaz, R., & Tumer, M. (2010). The Effect of Shielding Gases on The Microstructure and Thoughness of Stainless Steels Weldments by FCAW. *63rd Annual Assembly & International Conference of The International Institute of Welding*, 847–852, 11–17 July 2010, Istanbul, Turkey.

You, Y.Y., Shiue, R.K., Shiue, R.H., & Chen, C. (2001). The Study of Carbon Migration in Dissimilar Welding of The Modified 9Cr–1Mo Steel. *Journal of Materials Science Letters*, *20,* 1429–1432.

Yüksel, M., Can, H., & König, R. (1999). Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Sonrası Yapıları. *Kaynak Teknolojisi 2. Ulusal Kongresi Bildiriler Kitabı*, Ankara, 41–51, 11–14 Kasım 1999.

Zhang, L., Li, X., & Wang, J. (2021). Microstructural and Mechanical Properties of SMAW Joints in AISI 304N Stainless Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, *30*(12), 8845–8854.

Zhao, Y., Dong, J., Ma, Y., Zhao, L., & Pei, X. (2010). Mechanical and Galvano-Chemistry Property Variation Within Dissimilar Metal Weld Between 1Cr18Ni9Ti and 1Cr13 Stainless Steel. *Journal of Materials Science and Technology*, *26*(5), 477–480.

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

Satıroğlu, C. C., Taban, E., (2023) TIG Kaynağı ve Özlü Tel ile Ark Kaynağı Yöntemleri ile Birleştirilen X1CrNiMoCuN20-18-7 (SMO254) Malzemesinin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi, *13. Ulusal Kaynak teknolojileri Kongre ve Sergisi*, Ankara, Türkiye, 17-18 Kasım 2023.

ÖZGEÇMİŞ

İlk ve orta eğitimini Sakarya ‘da tamamladı. Lise eğitimini İstanbul Atatürk Fen Lisesi ‘nde tamamladı. 2010 yılında başladığı Yıldız Teknik Üniversitesi Gemi İnşaatı ve Gemi Makineleri Mühendisliği bölümünü 2015 yılında bitirdi. 2015-2018 yılları arasında Kıran Tersanesinde, Üretim Mühendisi ve sonrasında Kalite Kontrol Mühendisi olarak çalıştı. 2017 yılında Gedik Eğitim Vakfı ‘nda Uluslararası Kaynak Mühendisliği eğitimini tamamladı. Sonrasında tahribatsız muayene eğitimlerini seviye 3 olarak tamamladı ve 2018 yılında SSPC (AMPP) Koruyucu Kaplama (Boya) Enspektörlüğü eğitimini tamamladı. 2018 yılından itibaren Beşiktaş Tersane A.Ş. bünyesinde Kalite Kontrol Müdür Yardımcısı olarak çalışmakta ve kaynak eğitimleri vermektedir. Halen Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Yüksek Lisans eğitimine devam etmektedir.