

**UNS S 31803 DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİĞİN TUNGSTEN İNERT GAZ VE  
ÖRTÜLÜ ELEKTROD ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE  
KAYNAKLANABİLİRLİĞİ VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN  
ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Başar Ersegün ÇELİK

DANIŞMAN

Prof. Dr. Şükrü Talaş

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Haziran 2019

**AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**UNS S 31803 DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİĞİN TUNGSTEN  
İNERT GAZ VE ÖRTÜLÜ ELEKTROD ARK KAYNAK  
YÖNTEMLERİ İLE KAYNAKLANABİLİRLİĞİ VE MEKANİKSEL  
ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

**BAŞAR ERSEGÜN ÇELİK**

**DANIŞMAN**

**Prof. Dr. ŞÜKRÜ TALAŞ**

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**Haziran 2019**

## TEZ ONAY SAYFASI

Başar Ersegün ÇELİK tarafından hazırlanan “UNS S 31803 Dupleks Paslanmaz Çeliğin Tungsten İner Gaz ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemleri ile Kaynaklanabilirliği ve Mekaniksel Özelliklerinin Araştırılması” adlı tez çalışması lisansüstü eğitim ve öğretim yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca 11/06/2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

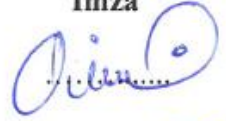
**Danışman** : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

**Başkan** : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR  
Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi

**Üye** : Prof. Dr. Şükrü Talaş  
Afyon Kocatepe Üniversitesi; Teknoloji Fakültesi

**Üye** : Dr. Öğr. Üyesi Mehmet ÇAKMAKKAYA  
Afyon Kocatepe Üniversitesi; Teknoloji Fakültesi

İmza



Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun

...../...../..... tarih ve

..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

.....  
Prof. Dr. İbrahim EROL

Enstitü Müdürü

**BİLİMSEL ETİK BİLDİRİM SAYFASI**  
**Afyon Kocatepe Üniversitesi**

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

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

**beyan ederim.**

11/09/2019

  
**Başar Ersegün ÇELİK**

## ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

### UNS S 31803 DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİĞİN TUNGSTEN İNERT GAZ VE ÖRTÜLÜ ELEKTROD ARK KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE KAYNAKLANABİLİRLİĞİ VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Başar Ersegün ÇELİK

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

**Danışman:** Prof. Dr. Şükrü TALAŞ

Bu araştırmada, UNS S31803 dubleks paslanmaz çeliklerin TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemleri ile elde edilen kaynaklı birleştirmelerinde farklı ısı girdileri sebebi ile oluşabilecek fazlar ve metaller arası bileşiklerin bağlantının mekanik ve korozyon davranışlarına etkileri araştırılmıştır. Bu amaçla; 21,44x323,9x250 mm boyutlarında UNS S31803 dubleks paslanmaz çelik boru ER2209 ilave dolgu teli kullanılarak TIG kaynağı ve E2209-15 örtülü elektrodu ile de Örtülü Elektrod Ark kaynağı ile birleştirilmiştir. Koruyucu gaz ve kök koruma gazı olarak saf argon gazı kullanılmıştır. Mikroyapısal incelemeler, manyetik delta ferrit, mekanik testler ile korozyon (ağırlık kaybı) testleri PTS ve ASME standartları temel alınarak; bu standartların yönlendirdiği standartlara göre uygulanmıştır.

**2019, xv + 90 sayfa**

**Anahtar Kelimeler:** Dubleks Paslanmaz Çelik, UNS S31803, TIG,

## **ABSTRACT**

M.Sc. Thesis

### **AN INVESTIGATION ON MECHANICAL PROPERTIES AND WELDABILITY OF UNS S 31803 DUPLEX STAINLESS STEEL WITH TUNGSTEN INERT GAS AND SHIELDED METAL ARC WELDING METHOD**

Başar Ersegün ÇELİK

Afyon Kocatepe University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

**Supervisor:** Prof. Şükrü TALAŞ

In this research, the effect of phases and intermetallic compounds that are resulting from different heat input in welded joints obtained from TIG and SMAW welding methods were investigated on the mechanical and corrosion properties of UNS S 31803 duplex stainless steel. For this purpose, UNS S31803 duplex stainless steel pipes with dimensions of 21,44 x 323,9 x 250 mm are joined with Tungsten Inert Gas Welding and Shielded Metal Arc Welding methods using E2209-15 electrode and ER2209 additional filler wire. Pure argon gas was used as a shielding gas and root protection gas. Microstructural investigations, magnetic delta ferrite, mechanical tests and corrosion (weight loss) were carried out according to the tests based on PTS and ASME standards.

**2019, xv + 90 page**

**Keywords:** Duplex Stainless Steel, UNS S31803, TIG, SMAW

## TEŞEKKÜR

Çalıőmalarım süresince öncelikle değerli katkı ve tecrübelerini esirgemeyen danıőmanım kıymetli hocam Prof. Dr. Şükrü TALAŞ'a, gereken her türlü malzeme, teknolojik test, ekipmanlar ve cihazlarla yardımcı olan İLK İNŞAAT A.Ő'nin değerli yöneticilerine, testlerimi gerçekleőtirmem için bana müsaade eden iőyeri Müdürüm Ceyhun KANDEMİR'e; bütün yardımlarından dolayı çok değerli dostum ve çalışma arkadaőım Orhan ÖZTÜRK'e, laboratuvar çalıőmalarım sırasında desteklerini esirgemeyen Arő. Gör. Melih ÖZÇATAL'a; gerek manevi gerekse maddi destekleriyle her zaman yanımda olan kıymetli babam Ertürk ÇELİK ile annem Serpil ÇELİK'e teőekkürü bir borç bilirim.

Başar Ersegün ÇELİK  
AFYONKARAHİSAR, 2019

## İÇİNDEKİLER DİZİNİ

	Sayfa
ÖZET .....	i
ABSTRACT .....	ii
TEŞEKKÜR .....	iii
İÇİNDEKİLER DİZİNİ .....	iv
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ .....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	viii
RESİMLER DİZİNİ.....	xii
1. GİRİŞ .....	1
2. LİTERATÜR BİLGİLERİ .....	3
2.1 Paslanmaz Çelikler.....	3
2.2 İy yapıya Göre Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması .....	3
2.2.1 Ferritik Paslanmaz Çelikler .....	6
2.2.2 Martenzitik Paslanmaz Çelikler .....	7
2.2.3 Çökme Yoluyla Sertleşebilen Paslanmaz Çelikler .....	8
2.2.4 Östenitik Paslanmaz Çelikler .....	10
2.2.5 Dupleks (östenitik-ferritik) Paslanmaz Çelikler .....	11
2.3 Dupleks (östenitik-ferritik) Paslanmaz Çeliklerin Özellikleri.....	13
2.3.1 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Tarihsel Gelişimi .....	14
2.3.2 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kimyasal Kompozisyonu ve Alaşım Elementlerinin Etkisi .....	16
2.3.2.1 Krom (Cr).....	17
2.3.2.2 Nikel (Ni) .....	17
2.3.2.3 Molibden (Mo) .....	18
2.3.2.4 Karbon (C) ve Azot (N) .....	18
2.3.2.5 Diğer Elementler.....	19
2.3.3 Dupleks Paslanmaz Çeliklerde Oluşan Yüksek Sıcaklık Fazları .....	20
2.3.3.1 Sigma Fazı.....	22
2.3.3.2 Chi Fazı .....	22
2.3.3.3 Nitrürler (Cr <sub>2</sub> N) .....	23
2.3.3.4 Karbürler (Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ve Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ).....	23
2.3.3.5 İkincil Östenit (γ <sub>2</sub> ).....	24
2.3.4 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	25



2.4 Kaynak ve Kaynak Yöntemleri .....	28
2.4.1 Kaynak Kabiliyeti.....	28
2.4.2 Bir Kaynak Havuzunun Oluşumu.....	29
2.4.3 Kaynak Metalinin Katılaşması .....	29
2.4.3.1 Isı Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB) .....	30
2.4.4 Kaynağın Sınıflandırılması .....	31
2.4.5 Kaynağı İşlemin Cinsine Göre Sınıflandırma .....	32
2.4.5.1 Ergime Kaynağı.....	32
2.4.5.2 Basınç Kaynağı.....	32
2.4.5.3 Plastik Malzeme Kaynağı .....	33
<i>Elektrik Ark Kaynağı</i> .....	34
<i>Gaz Tungsten Ark Kaynağı</i> .....	35
2.5 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı.....	35
2.5.1 Katılaşma Davranışının Etkisi.....	35
2.5.2 Azotun Etkisi .....	36
2.5.3 İkincil Östenitin Etkisi .....	40
2.5.4 Isı Etkisi Altında Kalan Bölge.....	41
3. MATERYAL ve METOT .....	45
3.1 Deneysel Metotlar.....	45
3.2 Deneysel Malzeme .....	45
3.2.1 Ana Malzeme.....	45
3.2.2 Kaynak İlave Metali.....	46
3.2.2.1 TIG Kaynak İlave Metali .....	46
3.2.2.2 Örtülü Elektrod Ark Kaynağı İlave Metali .....	46
3.2.3 TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak Makinesi.....	47
3.2.4 Kaynak İşlemi Öncesi Deney Numunesinin Konumlandırılması .....	48
3.2.5 Deney Numunelerini Birleştirilmesi ve Kaynak Parametreleri.....	49
3.3 Testler ve Analizler.....	54
3.3.1 Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmenin Mikroyapı İncelemeleri .....	55
3.3.2 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Delta Ferrit Miktarını Tespiti .....	56
3.3.3 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Mekanik Testleri.....	57
3.3.3.1 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Charpy V-çentik Darbe Testi .....	57
3.3.3.2 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Çekme Testi .....	60
3.3.3.3 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Eğme Testi .....	61
3.3.3.4 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Sertlik Ölçümü .....	61

3.3.4 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Korozyon Direnç Testi .....	63
4. BULGULAR.....	64
4.1 Dupleks Paslanmaz Çelikte Fazların Tespiti.....	64
4.1.1 UNS S31803 Dupleks Paslanmaz Çelik Ana Malzemenin Mikroyapı İncelenmesi .....	65
4.1.2 Kaynaklı Birleştirmenin Mikroyapı İncelemeleri.....	65
4.2 Dupleks Paslanmaz Çeliğin Ferrit Ölçümü Sonuçlarının İncelenmesi.....	70
4.3 Dupleks Paslanmaz Çelikte Sertlik Test Sonuçlarının İncelenmesi .....	74
4.4 Dupleks Paslanmaz Çelikte Çekme ve Eğme Testi Sonuçlarının İncelenmesi .....	77
4.4.1 Çekme Testi.....	77
4.4.2 Eğme Testi.....	79
4.5 Dupleks Paslanmaz Çelikte Çentik Darbe Testi Sonuçlarının İncelenmesi.....	79
4.6 Dupleks Paslanmaz Çeliğin Korozyon Testi Sonuçlarının İncelenmesi.....	83
5. TARTIŞMA ve SONUÇ .....	84
6. KAYNAKLAR .....	86
ÖZGEÇMİŞ.....	90

## SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

### Simgeler

---

$\alpha$	Alfa ferrit fazı
Rp	Akma dayanımı
N	Azot
Cu	Bakır
$\gamma$	Birincil östenit fazı
$\chi$	Chi fazı
$\delta$	Delta ferrit fazı
RM	Gerilme dayanımı
$\gamma_2$	İkincil östenit fazı
C	Karbon
Cr	Krom
S	Kükürt
Mo	Molibden
Ni	Nikel
Nb	Niobyum
$\sigma$	Sigma fazı
Si	Silisyum
Ti	Titanyum

### Kısaltmalar

---

ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society on Testing and Materials
PREN	Çukurcuk Korozyon Dayanımı Sayısı ( Pitting Resistance Equivalant Number)
DSS	Duplex Stainless Steel (Dubleks Paslanmaz Çelik)
FN	Ferrit Sayısı
ITAB	Isının Tesiri Altındaki Bölge
Creş	Krom eşdeğeri
Nieş	Nikel eşdeğeri
PTS	Petronas Tecnicl Standards
SAF	Steel of Austenitic and Ferritic ( Östenitik ve Ferritik Çelik)
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TIG	Tungsten (Wolfram) Inert Gas (WIG)
UNS	Unified Numbering System
Hv	Vickers Sertliği

---

## ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 2.1 Schaeffler ve Delong Diyagramları (Odabaş 2007).....	4
Şekil 2.2 WRC-1992 Diyagramı (Lippold and Kotecki 2005). ....	5
Şekil 2.3 %70 Fe İçeren Dupleks Paslanmaz Çelikte Soğuma Sırasında Oluşan Fazlar (Pohl <i>et al.</i> 2007).....	20
Şekil 2.4 Dupleks Paslanmaz Çeliklerde İkincil Fazların Oluşumu (Gunn 1997). ....	21
Şekil 2.5 2205 Dupleks Paslanmaz Çelikteki Çökeltilere Ait Sıcaklık ve Zaman Diyagramı ( Herbsleb and Schwaab 1983). ....	21
Şekil 2.6 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin ve 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Farklı Sıcaklıklardaki Akma Dayanımları (The International Molybdenum Association 2009).....	26
Şekil 2.7 Dupleks Paslanmaz Çelikler ve 316L Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Elastiklik Oranları (The International Molybdenum Association 2009). ....	27
Şekil 2.8 Soğuk Şekillendirmenin SAF 2205 (EN 1.4462) Dupleks Paslanmaz Çelikler Üzerindeki Etkisi (The International Molybdenum Association 2009). ....	27
Şekil 2.9 Ergiyen Bölge (İnt.Kay.2). ....	29
Şekil 2.10 Kaynak Metalinin Katılaşması (İnt.Kay.2).....	29
Şekil 2.11 Isı Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB) (İnt.Kay.2). ....	30
Şekil 2.12 Kaynak Metalinin Katılaşması (İnt.Kay.2).....	30
Şekil 2.13 Elektrik Ark kaynağı (Khan 2007).....	34
Şekil 2.14 Gaz Tungsten Ark Kaynağı (Khan 2007).....	35
Şekil 2.15 Ferrit ve Östenit Fazlarındaki Azot Çözünürlüğü (Lippold and Kotecki 2005). ....	37
Şekil 2.16 İkincil Östenitin Oluşum Mekanizması (Ramirez <i>et al.</i> 2003).....	41

<b>Şekil 2.17</b> Yüksek Creş/Nieş Oranındaki Dubleks Paslanmaz Çelik Malzemenin ITAB'nin Ergiyik Bölgeye Yakın Olan Bölümünün Sıcaklık Döngüsü. ....	42
<b>Şekil 2.18</b> Kaynak İşleminde Oluşan Isı Girdisinin Tane Boyutuna Etkisi (Lippold <i>et al.</i> 1994) .....	44
<b>Şekil 3.1</b> Kaynak Ağzı Detayı. ....	48
<b>Şekil 3.2</b> 6G Kaynak Pozisyon Detayı.....	48
<b>Şekil 3.3</b> Kaynak Katları ve Pasoları. ....	52
<b>Şekil 3.4</b> ASME SECTION IX Standarttı Mikro; Sertlik ve Korozyon Testleri İçin Numune Alınabilecek Bölgeler.....	55
<b>Şekil 3.5</b> % $\delta$ -Ferrit Ölçümü Alınan Bölgeler.....	56
<b>Şekil 3.6</b> Charpy V-çentikli Darbe Testi Numune Alınabilecek Bölgeler.....	57
<b>Şekil 3.7</b> Charpy V-çentikli Darbe Test Numune Boyutları. ....	58
<b>Şekil 3.8</b> P.T.S 20.191 Standardına Göre Test Yapılacak Bölgeler. ....	58
<b>Şekil 3.9</b> PTS 31.40.20.34 Standardına Göre Test Yapılacak Bölgeler. ....	59
<b>Şekil 3.10</b> Çekme Numuneleri Ölçüleri.....	60
<b>Şekil 3.11</b> Yan Eğme Numuneleri Çıkartılabilecek Bölgeler. ....	61
<b>Şekil 3.12</b> Eğme Testi Hazırlama Ölçüleri. ....	61
<b>Şekil 3.13</b> Sertlik Ölçümü Yapılan Bölgeler.....	62
<b>Şekil 4.1</b> UNS S 31803 Malzemeye Ait Schaeffler Diyagramı. ....	71
<b>Şekil 4.2</b> SFA/AWS A5.4 E2209-15 Kodlu Esab OK 67.55 2,5 mm Elektroda Ait WRC-1992 Diyagramı. ....	71
<b>Şekil 4.3</b> Kaynak Dolgu Metalinin WRC-1992 Diyagramı. ....	72
<b>Şekil 4.4</b> Sertlik Ölçümü Alınan Noktalar. ....	75

Şekil 4.5 Sertlik Ölçümü Değerleri. ....	75
--	----

## ÇİZELGELER DİZİNİ

	<b>Sayfa</b>
<b>Çizelge 2.1</b> Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Elementel %Ağırlık Bileşimleri (Kaluç ve Taban 2007).....	16
<b>Çizelge 2.2</b> Dupleks Paslanmaz Çeliklerin ASTM ve EN Standartlarına Göre Mekanik Özellikleri (The International Molybdenum Association 2009). ....	25
<b>Çizelge 3.1</b> UNS S 31803 Dupleks Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Birleşimi. ....	45
<b>Çizelge 3.2</b> OK TİGROD 2209 TIG Kaynak Teli Kimyasal İçeriği (%ağ.).....	46
<b>Çizelge 3.3</b> OK TİGROD 2209 TIG Kaynak Teli Bazı Mekanik Özelliği.....	46
<b>Çizelge 3.4</b> OK 67.55 2,5x300 mm ve 3,2x350mm Örtülü Elektrod Ark Kaynak Teli Kimyasal İçeriği.....	47
<b>Çizelge 3.5</b> OK 67.55 2,5x300 mm ve 3,2x350 mm Örtülü Elektrod Ark Kaynak Telinin Bazı Mekanik Özellikleri. ....	47
<b>Çizelge 3.6</b> Kaynak Parametreleri. ....	53
<b>Çizelge 4.1</b> Ferrit Fazı Ölçüm Sonuçları. ....	72
<b>Çizelge 4.2</b> Çekme Numuneleri Değerleri. ....	77
<b>Çizelge 4.3</b> Eğme Testi Sonuçları. ....	79
<b>Çizelge 4.4</b> Çentik Darbe Testi Sonuçları. ....	80

## RESİMLER DİZİNİ

### Sayfa

<b>Resim 2.1</b> Ferritik Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Industrial Heating 2014). .....	6
<b>Resim 2.2</b> Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Consonni and Abson 2012). .....	7
<b>Resim 2.3</b> Çökelme Yoluyla Sertleşebilen Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (İnt.Kyn.1). .....	9
<b>Resim 2.4</b> Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Industrial Heating 2014). .....	11
<b>Resim 2.5</b> Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Nippon Yakın 2012). .....	12
<b>Resim 2.6</b> Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynak Metali Mikroyapısı; a) %100 Ferrit Faz Oranı ve b) %70 Ferrit Faz Oranı (Lippold and Kotecki 2005). .....	36
<b>Resim 2.7</b> SAF 2205 Alaşımının Element Dağılımı; a) Düşük Azot İçerikli Dupleks Paslanmaz Çelik Esas Metalinin Mikroyapısı; Açık Bölgeler, Östenit; Koyu Bölgeler, Ferrit, b) %Cr Dağılımı, c) %Ni Dağılımı, d) %Mo Dağılımı, e) %N Dağılımı (Ogawa and Koseki 1989). .....	38
<b>Resim 2.8</b> Düşük Azot İçerikli 2205 Alaşımının Kaynağında Oluşan Ergimiş Bölge; a) Ergimiş Bölgenin Mikroyapısı, b) %N Dağılımı; Aydınlık Kontrastlı Alanlar: % 0,00-0,05 N, Siyah ve Gri Alanlar: % 0,05-0,25 N, Koyu Kontrastlı Alanlar: % 0,25-0,60 N (Ogawa and Koseki 1989). .....	39
<b>Resim 2.9</b> Yüksek Azot İçerikli SAF 2205 Alaşımının Kaynak Sonrası Oluşan Ergimiş Bölge Mikroyapısı; a) Mikroyapı, b) % N Dağılımı; Açık Kontrastlı Alanlar: %0,00-0,05 N, Siyah ve Koyu Gri Alanlar: %0,05-0,25 N, Koyu Kontrastlı Alanlar: %0,25-0,60 N (Ogawa and Koseki 1989). .....	39



<b>Resim 2.10</b> TIG Kaynak İşlemi Sonrası Dubleks Paslanmaz Çelik Malzemelerin ITAB'leri; a) SAF 2205 Alaşımı, b) SAF 2507 Alaşımı (Lippold and Kotecki 2005). .....	43
<b>Resim 3.1</b> TIG/Örtülü Elektrod Ark Kaynağında Kullanılan Kaynak Makinesi. ....	47
<b>Resim 3.2</b> Kaynak Yapılacak Numunenin Konumlandırılması. ....	49
<b>Resim 3.3</b> Hacimce % Oksijen İçeriği Tespiti İçin Kullanılan Düzenek. ....	49
<b>Resim 3.4</b> TIG Kaynak Yöntemi ile Yapılan Kök Pasonun Düzenek İçinden Görünümü. ....	50
<b>Resim 3.5</b> TIG Kaynak Yöntemi ile Birleştirme Yapılırken Dışarıdan Görüntüsü. ....	50
<b>Resim 3.6</b> TIG Kaynak Yöntemi ile Tamamlanmış Kök Paso. ....	51
<b>Resim 3.7</b> TIG Kaynak Yöntemi ile Yapılmış Kök Paso Görünümü. ....	51
<b>Resim 3.8</b> Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ile Devam Eden Birleştirme. ....	52
<b>Resim 3.9</b> Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ile Gerçekleştirilmiş Dolgu Paso. ....	52
<b>Resim 3.10</b> RT Sonuç Raporu. ....	54
<b>Resim 3.11</b> Ferrit Ölçüm Cihazı. ....	57
<b>Resim 3.12</b> Çentik Darbe Test Cihazı. ....	59
<b>Resim 3.13</b> Çekme Testi Deney Cihazı. ....	60
<b>Resim 3.14</b> Vickers Sertlik Ölçüm Cihazı. ....	62
<b>Resim 3.15</b> Korozyon Testi Öncesi Kök Paso Görünümü. ....	63
<b>Resim 3.16</b> Korozyon Testi Öncesi Kapak Paso Görünümü. ....	63
<b>Resim 4.1</b> Ana Malzemeye Ait 50x ve 200x Büyütmeli Mikroyapı. ....	65
<b>Resim 4.2</b> Kapak Paso Kaynağı, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); Kapak Paso ITAB Bölgesi 200x Büyütmeli Mikroyapı (sağda). ....	66

<b>Resim 4.3</b> Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ile Gerçekleştirilmiş Dolgu Paso, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda). .....	66
<b>Resim 4.4</b> ITAB+2 ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB+2 Ait 200x Büyütmeli Mikroyapı (sağda).....	66
<b>Resim 4.5</b> ITAB+5 ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB+5 Ait 200x Büyütmeli Mikroyapı (sağda).....	67
<b>Resim 4.6</b> Sıcak Paso Kaynağı, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda). .....	67
<b>Resim 4.7</b> Kök Paso Kaynak, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı; ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda). .....	67
<b>Resim 4.8</b> TIG Kaynak Yöntemi ile Gerçekleştirilmiş Kök Paso Kaynağı 50x ve 200x Büyütmeli Mikroyapı.....	68
<b>Resim 4.9</b> TIG Kaynak Yöntemi, Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); İki Farklı Kaynak Yöntemi Sonucu Oluşan ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda). .	68
<b>Resim 4.10</b> ITAB ve Kaynak Dolgu Metalinde Oluşan Widmanstätten ı Yapısı.....	69
<b>Resim 4.11</b> Kapak Paso Image J Programı İçin Temel Alınan Resim. ....	73
<b>Resim 4.12</b> İmaje J Programı ile Kaynak Dolgu Metalinin Görüntüsü.....	73
<b>Resim 4.13</b> İmaje J Programı ile ITAB Bölgesinin Görüntüsü. ....	74
<b>Resim 4.14</b> Birinci Numune Ait Yük Uzama Grafiği. ....	78
<b>Resim 4.15</b> Çekme Testi Sonrası Numunelerin Görünümü.....	78
<b>Resim 4.16</b> Eğme Testi Sonrası Numunelerin Görünümü. ....	79
<b>Resim 4.17</b> Charpy V-çentik Darbe Testi Sonrası Numuneler. ....	80

<b>Resim 4.18</b> Kök Paso Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 500x ile 1000x Büyütme Görüntüsü. ....	81
<b>Resim 4.19</b> Kep Paso Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 500x ile 2000x Büyütme Görüntüsü. ....	81
<b>Resim 4.20</b> ITAB'nin Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 1000x ile 5000x Büyütme Görüntüsü. ....	82
<b>Resim 4.21</b> ITAB+2 Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 1000x ile 5000x Büyütme Görüntüsü. ....	82
<b>Resim 4.22</b> ITAB+5 Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 1000x ile 2000x Büyütme Görüntüsü. ....	82
<b>Resim 4.23</b> Korozyon Testi Sonrası Kök Paso Görüntüsü. ....	83
<b>Resim 4.24</b> Korozyon Testi Sonrası Kapak(kep) Paso Görüntüsü. ....	83

## 1. GİRİŞ

Paslanmaz çelikler çok çeşitli endüstrilerde ve imalatlarda yaygın olarak kullanılmakta olan malzemelerin önemli bir sınıfını oluşturmaktadır. Kaynak ise paslanmaz çelikler için kullanım alanını genişletici önemli bir imalat tekniğidir. Bu malzemeleri kaynak edebilmek için gerekli teknikleri; önerileri ve kuralları oluşturmak için şartnameler ve el kitapları yayınlanmıştır.

Bu kurallara imalat sırasında uyulmadığı takdirde değişik problemler meydana gelmektedir. Bu problemler, çoğunlukla kaynak prosedürlerine uyulmamasına bağlı olarak kaynakçı veya operatör kaynaklı olup; kaynak yapısındaki değişimler ve kaynak hatalarına bağlıdır. Kaynaklı imalat sonucunda kaynak metali ve ısıdan etkilenmiş bölgenin mikroyapısı değişeceğinden dolayı istenilen fazlarda farklılaşmaya, metallerearası bileşiklerin oluşumuna ve tane büyümesine neden olabilir. Bu koşullar mekanik özelliklerde ana malzemeye oranla performansta azalmaya neden olabileceğinden tasarım ve üretimde bu hususlar dikkate alınmalıdır.

Geçmişten günümüze yıllardan beri hızla gelişen endüstrinin özellikle üstün korozyon direnci ile mukavemetin bir arada istenildiği alanlar olan kimyasal; petro kimyasal boru hatları, depolama tankları, kağıt endüstrileri, enerji santralleri, madencilik, gıda teknolojileri, köprüler gibi endüstrilerde dubleks paslanmaz çelikler artarak tercih edilmektedir.

Bu çalışmada, Hazar Denizinde yer alan bir petrol platformunda kullanılmış olan dubleks paslanmaz çeliğin TIG (Tungsten Elektrodlu Inert atmosferli Gaz Kaynağı ) ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesi sırasında kullanılan kaynak parametreleri ile ilişkili olarak kaynak sonrası oluşan çeşitli mikroyapısal ve faz çeşitliliklerinden dolayı bağlantının mekanik ve korozyon özelliklerinin üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

Çok pasolu boru birleştirmesinde TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynağı beraber kullanılmıştır. Deneysel malzeme olarak 21,44 mm et kalınlığında ve Ø323,9 mm

apında UNS S31803 dubleks paslanmaz elik boru seçilmiştir. Endüstri tarafından birlikte aktif olarak kullanılan bu iki farklı kaynak yönteminin bir arada kullanılması sonucu değişen ısı girdileri koşulları neticesinde oluşan kaynaklı bağlantının hem mekanik hem mikroskobik özelliklerinin değişimi hem de korozif ortama karşı dayanıklılık konuları akademik açıdan da araştırılmıştır.

Çalışmada, araştırmanın temelini oluşturan dubleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı imalatı sonucu yeterliliklerinin tespiti için PTS ve ASME standardına uygun bir şekilde inceleme yapılmış ve elde edilen sonuçları yorumlamaya da bu standartlar kılavuz olmuşlardır.

## 2. LİTERATÜR BİLGİLERİ

### 2.1 Paslanmaz Çelikler

Krom oranı en düşük (%ağ.) 10,5 üzerinde olan çelikler paslanmaz çelik olarak adlandırılabilirler. Paslanmaz çelikler içerisinde bulunan bu miktar ve üstü yüzde krom oranında çelik; yüzeydeki serbest krom atomlarının oksijen ile reaksiyona geçerek yüzeyde  $Cr_2O_3$  tabakası oluşturması sonucu çeliği pasifleştirerek korozyona karşı dirençli hale getirmektedir.

Yüzde krom oranının yükseltilmesi, daha fazla asit direncinin artmasına neden olur. Mo, N, Cu gibi daha başka alaşım elementlerinin ilave edilmesi ile korozyon direnci en yüksek seviyelere ulaştırılabilmektedir. Ni gibi diğer elementler ise düşük sıcaklıklarda işlenebilirliği ve kaynaklanabilirliği olumlu yönde etkilemektedir.

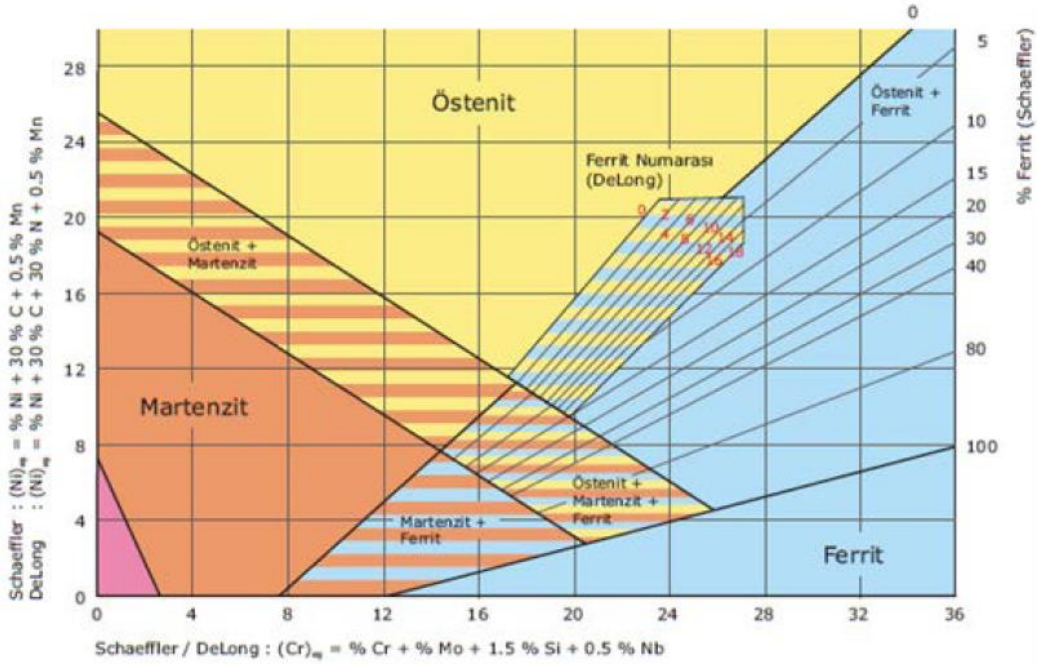
### 2.2 İçyapıya Göre Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması

Paslanmaz çeliklerin içinde bulunan alaşım elementlerinin miktarlarına bağlı olarak mekanik özellikleri ile içyapıları değişmektedir. İçyapılarına göre paslanmaz çelikler temel olarak 5 ayrı gruba ayrılmaktadırlar. Bunlar;

- Ferritik çelikler
- Martenzitik çelikler
- Çökelti sertleşmeli çelikler
- Östenitik çelikler
- Östenitik-Ferritik (Dubleks) çelikler'dir.

Paslanmaz çeliklerin iç yapılarının tahmin edilmesinde Şekil 2.1'de gösterilen Schaeffler ve Delong Diyagramı'ndan yararlanılmaktadır. Çelik içerisindeki elementel % ağırlıkların bilinerek malzemenin  $Cr_{eş}$  ve  $Ni_{eş}$  değerlerinin 2.1 ve 2.2'de verilen denklemlerle hesaplanarak bu diyagramlarda malzemenin iç yapısında oluşabilecek fazlar tahmin edilebilmektedir. Schaeffler diyagramında elementel % ağırlığı

kullanılırken delong diyagramında, ferrit numaraları ile ferrit östenit oranları üzerinden hesaplama yapılır.



Şekil 2.1 Schaeffler ve DeLong Diyagramları (Odabaş 2007).

Schaeffler ve DeLong diyagramlarında  $Cr_{eş}$  ve  $Ni_{eş}$  değerleri

$$Cr_{eş} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times Nb \quad (2.1)$$

ve

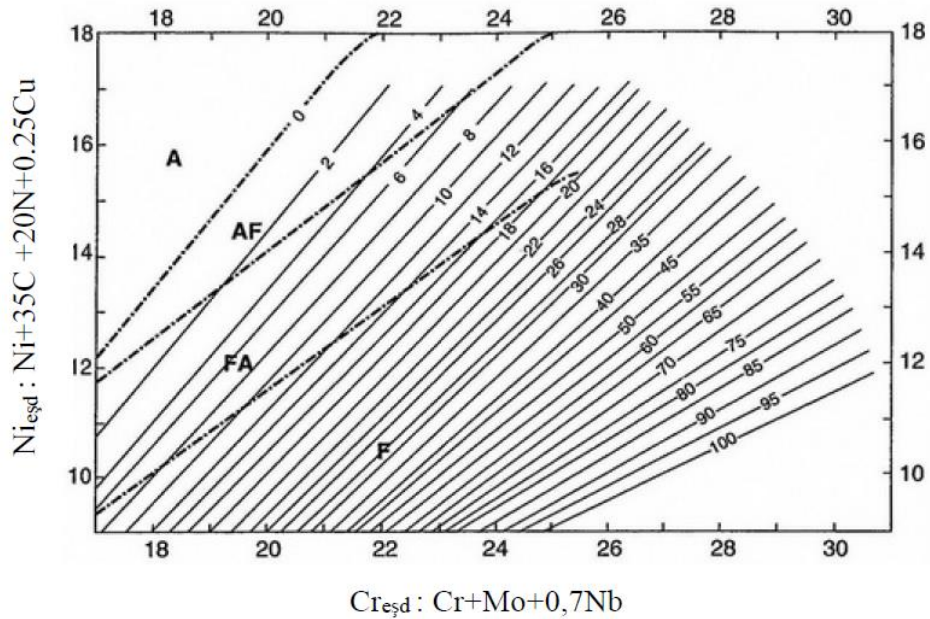
$$Ni_{eş} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn + [30 \times \%N] \quad (2.2)$$

olarak tanımlanır.

Schaeffler ve DeLong diyagramlarına göre  $Cr_{eş}$  değeri arttıkça içyapı ferritik özellik kazanmaktadır. Bunu temel olarak Cr, Mo, Si ve Nb gibi alaşım elementleri östenit bölgesini daraltarak sıvı halden dönüşerek meydana gelen ferriti oda sıcaklığına kadar herhangi bir dönüşüme uğratmadan sağlamaktadır.  $Ni_{eş}$  değeri arttıkça ise içyapı östenitik özellikler kazanmaktadır. Ni, C, N, ve Mn alaşım elementleri östenit bölgesini genişletici etki sağlayarak oda sıcaklığında yapının östenit fazından oluşumuna etki etmektedir.

1980 yılının ortasında, Kaynak Araştırma Kurulu (WRC) paslanmaz çeliklerin kaynak metalindeki ferrit tahmin doğruluğunu artırmak için Schaeffler ve DeLong diyagramlarında tekrar düzeltme yapıp genişletmek amaçlı çalışmalar başlatmışlardır. 1988’de WRC tarafından finanse edilen grup ’0-100’aralığına sahip ferrit sayıları içeren genişletilmiş bir bileşim aralığını içeren yeni bir tahmin diyagramı ileri sürülmüştür. Bu diyagram WRC-1988 diyagramı olarak tanınır hale gelmiştir.

WRC-1988 diyagramının tanıtılmasından sonra %2’ye kadar bakır içerebilen dubleks paslanmaz çeliklerin kullanımındaki artıştan dolayı bakırın ferrit içeriğine olan etkisi ilginç bir konu haline gelmiştir. 1992’de nikel eşdeğerliğindeki bakır için bir 0,25 katsayısı haricinde WRC-1998 diyagramıyla tamamen aynı olan yeni bir diyagram ileri sürülmüştür; WRC-1992 diyagramı Şekil 2.2’de gösterilmiştir.



Şekil 2.2 WRC-1992 Diyagramı (Lippold and Kotecki 2005).

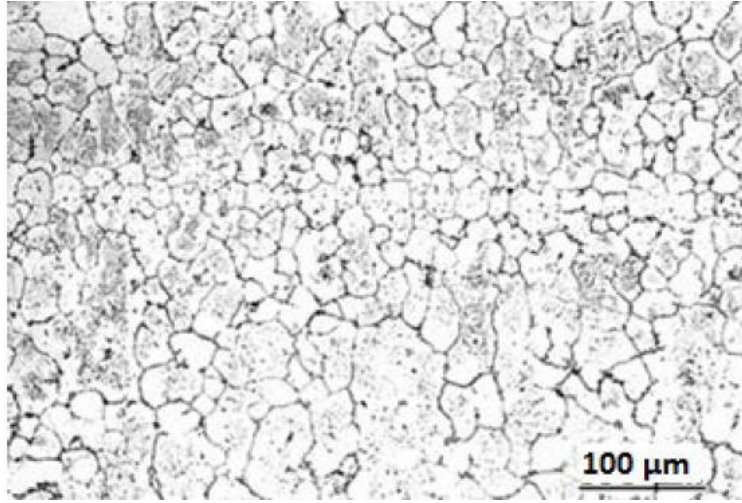
Günümüzde WRC-1992 diyagramı, östenitik ve dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak metalindeki ferrit sayısının tahmin edilmesinde en güvenilir ve geçerli diyagramdır. Dünya çapında yaygın olarak kabul edilmiş ve ASME standardındaki DeLong diyagramı yerine geçen birkaç uluslararası yönetmelik ve standartları içine almıştır. WRC-1992 diyagramı ve önde gelen diğer birçok diyagramın tek potansiyel kusuru titanyum için bir faktörü olmamasıdır (Lippold and Kotecki 2005).



İçyapı, mekanik özellikler ile bağlantılı olduğu için istenilen paslanmaz çelik türü uygun alaşımlandırma ile sağlanmalıdır. İçyapıya göre sınıflandırılan paslanmaz çelik türleri aşağıdaki başlıklarda incelenecektir.

### 2.2.1 Ferritik Paslanmaz Çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler içerisinde ağ. en fazla (%ağ.)0,02 oranında C, (%ağ.)12-18 oranında Cr ve en fazla (%ağ.)0,2 oranında Ni ihtiva eden paslanmaz çeliklerdir. İçerisinde ayrıca Al, Nb, Ti ve Mo gibi ferrit kararlaştırıcı elementler de bulunmaktadır. Ferritik paslanmaz çelikler bütün sıcaklıklarda ferritik yapıda bulunma özelliği göstermektedirler. Bunun için ferritik paslanmaz çeliklerin ısıtılma işlemi ile içyapılarının ve mekanik özelliklerinin değiştirilmesi olanaksızdır (Aran ve Temel 2004, Odabaş 2007). Resim 2.1’de ferritik paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop görüntüsü paylaşılmıştır.



**Resim 2.1** Ferritik Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Industrial Heating 2014).

Ferritik çeliklerin geliştirilme amacı, Ni-alaşımli çeliklerden daha ucuz fakat aynı korozyon direncini sağlayan bir malzeme elde etmektir.

Ferritik paslanmaz çeliklerin başlıca özellikleri;

- Krom miktarına bağlı orta ya da iyi derecede korozyon dayanımına sahiptirler.
- Sertlikleri ısıtılma işlemiyle arttırılamaz.

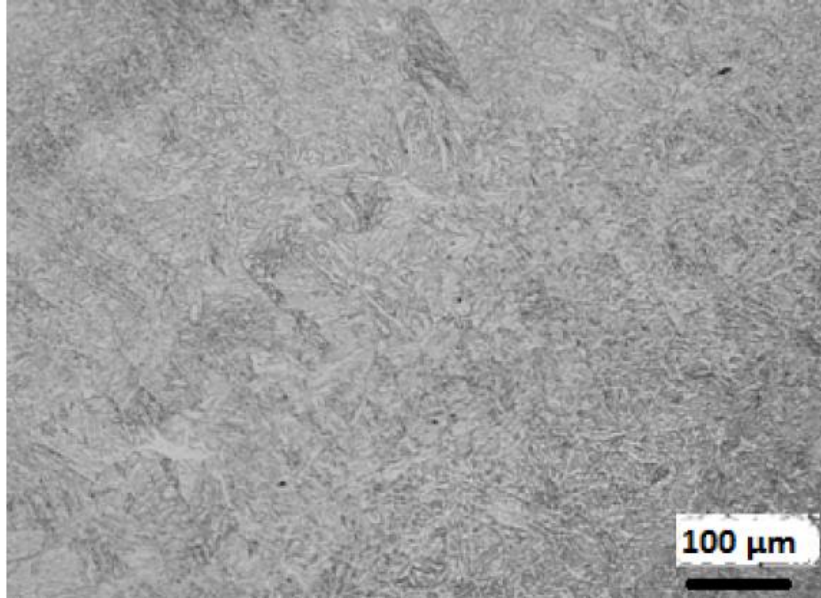
- Manyetik özellik gösterirler.
- Zor şekillendirilirler.
- Kaynak dikişinde tane büyümesi görüldüğü için tokluk düşüşü meydana gelir. Bu nedenle kaynak kabiliyetleri düşüktür.

Başlıca kullanım alanları ise;

- Sıcak su tankları,
- Mutfak gereçleri,
- Dekoratif uygulamalar
- Otomobil şasi parçaları şeklinde sıralanabilir.

### 2.2.2 Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler içerisinde kütlece en az %0,1 oranında C ve kütlece %11-17 oranında Cr içeren paslanmaz çeliklerdir. Paslanmaz çelikler, 950-1050°C (östenitleme sıcaklığı) arasındaki sıcaklıklarda bekletilmeleri durumunda, östenitik türde içyapı özelliği gösterirler. Oluşan bu östenitik yapıya su verme işlemi gerçekleştirildiği takdirde, oda sıcaklığında Resim 2.2’de ki gibi martenzitik yapıya dönüşür. Bu sayede sertliği ve mekanik dayanımı artar (Aran ve Temel 2004, Odabaş 2007).



**Resim 2.2** Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Consonni and Abson 2012).

Martenzitik yapı, sert ve kırılğan bir yapı olduğu için, bu paslanmaz çeliklerin martenzitik yapıdayken kullanılmaları ve kaynak edilebilmeleri oldukça zordur. Malzemelerin daha yüksek tokluk özelliğine sahip olmaları için ıslah ve temperleme işlemleri yapılır. Karbon ve alaşım elementi miktarları göz önünde bulundurularak 205-315°C sıcaklıkları arasında menevişleme işlemi yapılmaktadır. Önerilen ısı işlem sıcaklıkları sağlandığında malzeme korozyona karşı daha dirençli olmaktadır (Odabaş 2007).

Martenzitik paslanmaz çeliklerin başlıca özellikleri;

- Cr içeriğinden dolayı orta derecede korozyon dayanımına sahiptir.
- Isıl işlemler sayesinde yüksek dayanım ve sertlik elde edilebilir.
- Martenzitik yapının sert ve kırılğan olması nedeniyle kaynak dikişinde çatlama görülür. Bu nedenle kaynak kabiliyetleri düşüktür.
- Manyetik özellik gösterirler.

Başlıca kullanım alanları;

- Bıçaklar,
- Ameliyat aletleri,
- Kalıp parçaları,
- Miller ve pimler olarak sıralanabilir.

### **2.2.3 Çökelme Yoluyla Sertleşebilen Paslanmaz Çelikler**

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin içerisinde bakır, molibden, niobyum, titanyum ve alüminyum gibi alaşım elementlerini içeren, bu elementlerin bir veya birkaçının etkisi ile çökelme sertleşmesi gösteren Fe-Cr-Ni' li paslanmaz çelikler ailesinin bir grubudur (Tülbentçi *et al.* 1993). Resim 2.3'de çökelme yoluyla sertleşebilen paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop görüntüsü verilmiştir.



**Resim 2.3** Çökeltme Yoluyla Sertleşebilen Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (İnt.Kyn.1).

Çökeltme sertleşmesi, prensip olarak alaşımı çözeltiye alma tavından sonra uygulanan hızlı soğumayı takip eden bir yaşlandırma işlemidir. Yukarıda belirtilen ve çeliğin içinde bulunan alaşım elementleri çözeltiye alma tavlama sırasında çözünürler. Yaşlandırma işlemi sırasında da çok küçük zerrecikler halinde çökerek matrisin sertlik ve mukavemetini artırır.

Bu işlem sonucu çelik, martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine ve östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon direncine sahip olabilmektedirler. Bu tür çeliklerin üretimde sahip olabildikleri en önemli üstünlük, normalize halde kolaylıkla işlenip biçimlendirildikten sonra 480-600 °C derecede bir ısıl işlem uygulanarak mekanik özelliklerinin geliştirilmesidir. Mukavemetleri yaklaşık 1700MPa'a kadar çıkarılabilmekte ve böylece, martenzitik paslanmaz çeliklerin mukavemetlerinin üzerinde değerlere ulaşılabilir.

Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler, çözeltiye alma tavlamasından sonraki işlemler sonucu çeliğin yapısal değişimine ve özelliklerine bağlı olarak üç türde gruplanır. Bunlar; martenzitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler, yarı-östenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler ve östenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerdir.

Bu tür çeliklerin sahip olduğu başlıca özellikler şunlardır;

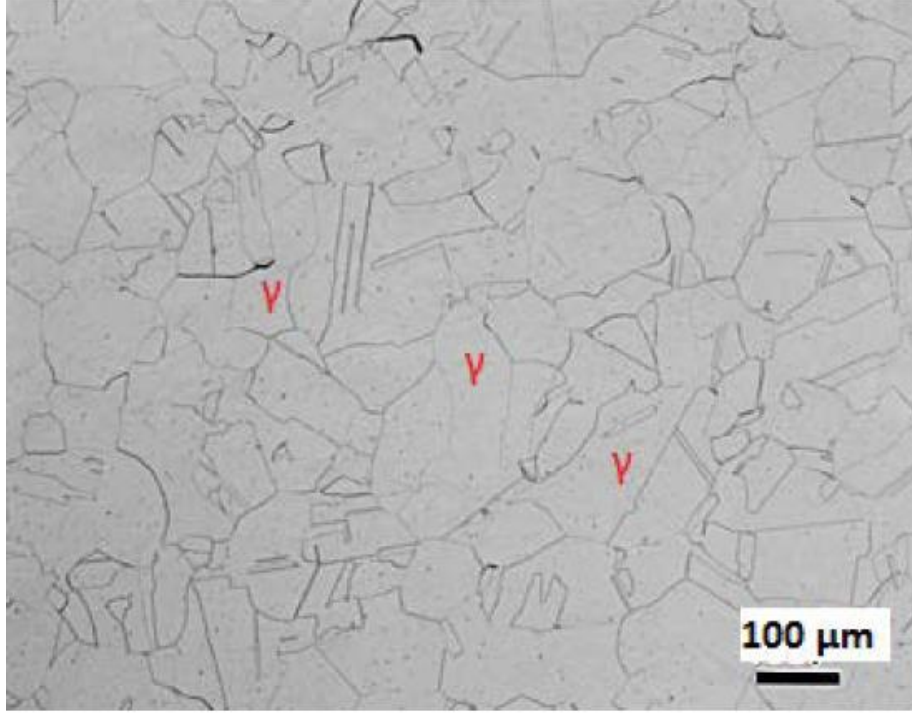
- Orta ile iyi derecede korozyon dayanımına sahiptir,
- Çok yüksek mekanik dayanım göstermektedir,
- Oldukça iyi kaynak kabiliyetine sahiptir,
- Miknatıslanma özelliğine sahiptir.
- Çökelme yoluyla sertleşebilen martensitik ve yarı östenitik paslanmaz çelikler yüksek kaynak kabiliyetine sahipken, çökelme yoluyla sertleşebilen östenitik paslanmaz çelikler sıcak çatlak oluşumu nedeniyle zor kaynak edilir.

Bu çeliklerin en önemli özelliklerinden birisi kolay üretilmeleri ve aynı zamanda yüksek dayanım süneklik ve korozyon direncine sahip olmalarıdır.

#### **2.2.4 Östenitik Paslanmaz Çelikler**

Östenitik paslanmaz çelikler içerisinde (%ağ.)16-25 oranında Cr, (%ağ.)10-24 oranında Ni+Mn ve en fazla (%ağ.)0,4 oranında C içerirler. Karbonlu çeliklerin sıcaklığı azaldığında, östenit  $\alpha$ -ferrit ve sementite dönüşümü gözlenmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerde ise, krom ve nikel oranı fazla olduğunda dönüşüm stabil hale gelmektedir. Bu yüzden östenitik paslanmaz çelikler oda sıcaklığında olsalar bile tamamen östenit fazından oluşmaktadırlar. Böyle bir durumda sıcaklığın azaldığı sırada nikel elementi östenit fazı korur. Krom elementi ise dönüşümü azaltır. Tamamen östenitik yapı olması için nikel oranının (%ağ.)8 den fazla olması gerekmektedir (Aydoğdu ve Aydınol 2014).

Östenitik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları ve kafes yapısı sayesinde biçimlendirilme, mekanik özellikleri ve korozyon dayanımı açısından imalat sektöründe kullanımları çok yaygındır. Resim 2.4 te östenitik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı gösterilmiştir. Süneklikleri, toklukları ve biçimlendirilme kabiliyetleri düşük sıcaklıklarda bile mükemmeldir. Kaynak uygulamaları düşük sıcaklıklarda yapılır. Manyetik olmayan bu çeliklere, östenitik içyapıları dönüşüm göstermediği için normalleştirme veya sertleştirme ısı işlemleri uygulanmamaktadır.

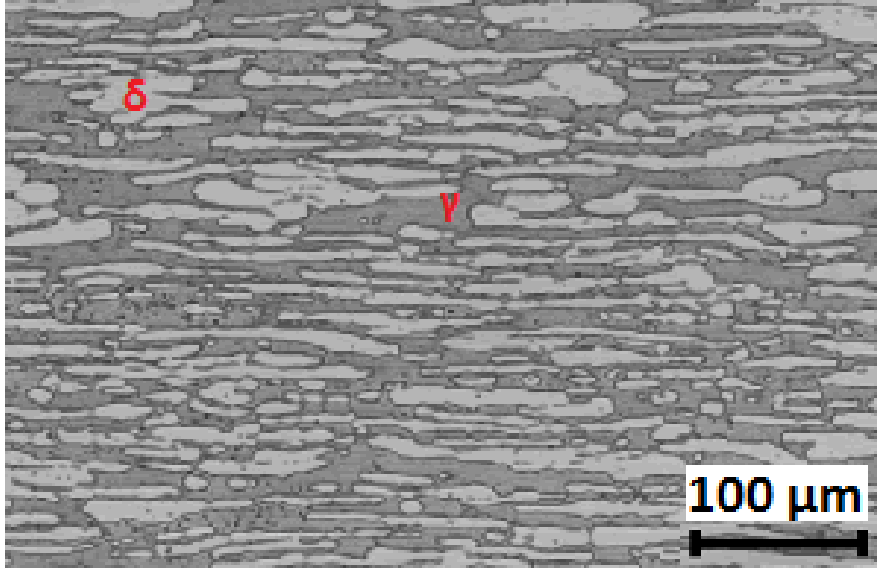


**Resim 2.4** Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Industrial Heating 2014).

### **2.2.5 Dupleks (östenitik-ferritik) Paslanmaz Çelikler**

Dupleks paslanmaz çelikler östenit ve ferrit fazlarının özelliklerini bir arada kullanmak için geliştirilmiş paslanmaz çelik türleridir. Mikroyapısal olarak neredeyse eşit miktarda ferrit ve östenit içerir. Yapıdaki ferrit, mekanik dayanım ve gerilmeli korozyon çatlama karşı direnç sağlarken, östenit yapısı süneklik ve genel korozyon direnci sağlamaktadır

Dupleks paslanmaz çeliklerin C içeriği (%ağ.)0,03-0,04 aralığında olup (%ağ.)18-28 Cr, (%ağ.)4,5-8 Ni ve (%ağ.)2,5-4 oranında Mo içermektedir. Nikel oranının (%ağ.)8'den düşük olması içyapının tamamen östenitik olmasını engellemektedir. Şekil 2.5'te dupleks paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop görüntüsü verilmiştir.



**Resim 2.5** Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Optik Mikroskop Görüntüsü (Nippon Yakın 2012).

Başlıca özellikleri;

- Gerilmeli korozyona karşı yüksek dayanıma sahiptir.
- Östenitik ve ferritik çeliklerle kıyaslandığında daha yüksek mekanik özelliklere sahiptir.
- Kaynak kabiliyeti yüksektir
- Şekillendirilmesi kolaydır.

Öneriler dikkate alındığında kaynak edilebilirlikleri iyidir. Kimyasal işlemlerde kullanılmakta olan parçaların imalatı, arıtma tesisleri ve deniz veya off-shore teknolojisi kullanım alanlarından bazılarıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerin korozyona karşı dayanımı fazladır. Bu nedenle de deniz suyu, tuzlu su ve seyreltik asitli ortamlarda, valf endüstrisinde ve pompalarda iyi işlev görmektedirler (Atkinson and King 1982).

Dupleks paslanmaz çeliklerin korozyona karşı üstün dayanımlarının ve mekanik özelliklerinin iyi olmasından dolayı deniz altından geçen sıvı iletimi yapılan boru hatlarında, yakıt, yağ ve gaz endüstrisinde kendisine kullanılmalarını kolaylaştırmıştır. (Noble 1992).

### 2.3 Dupleks (östenitik-ferritik) Paslanmaz Çeliklerin Özellikleri

Dupleks paslanmaz çelikler; korozyona karşı dayanımlarının iyi olması, mukavemetlerinin fazla olması ve imalatlarının zor olmaması gibi özellikleri birlikte sağlayabilmeleri için geliştirilmişlerdir (The International Molybdenum Association 2009).

Dupleks alaşımlar, imalat endüstrilerinde sıklıkla karşılaşılan korozyondan dolayı oluşan sorunlar için iyi çözümler sağlamaktadırlar. Malzeme ömrü, maliyet ve çevresel faktörlerden dolayı daha birçok farklı endüstri alanında da kendine büyük oranda yer edinmiştir (Gagnepain *et al.* 2008).

Bu çelikler; eşanjörler, kimyasal madde tankerleri, kimyasal reaktör boruları, baca gazı filtreleri, asetik ve fosforik asit taşıma sistemleri, yağ ve gaz endüstrisi ekipmanları, kağıt üretimi endüstrileri, deniz suyu borulama sistemleri, insan vücudunda kullanılan implant malzemeleri, tuzdan arındırma fabrikaları, jeotermal ısı değiştiriciler, yangın söndürme sistemleri gibi birçok farklı alanda kullanılmaktadırlar (ASM Volume 6 1993).

Dupleks paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri östenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerinkine benzer. Fakat ferritik paslanmaz çeliklere ve karbon çeliklerine daha fazla benzer özellik gösterirler. Dupleks paslanmaz çeliklerin tamamının sünekliği ve tokluğu fazladır, fakat östenitik paslanmaz çeliklerden daha fazla mukavemete sahiptir. Dupleks paslanmaz çeliklerin korozyon direnci, tıpkı östenitik paslanmaz çeliklerdeki gibi alaşım içeriği ile alakalı bir durumdur (Nirosta 2014).

Dupleks paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıklarda zamanla bazı çökeltiler oluştuğundan dolayı yaklaşık olarak 280°C sıcaklığı geçen kullanım uygulamalarında tavsiye edilmemektedirler. Günümüzdeki paslanmaz çeliklerin çoğu iyi tokluğa ve sünekliğe sahiptirler. Ancak düşük sıcaklıkta süneklikten kırılabilirliğe geçişle karşı karşıya gelirler ve tokluk değerleri düşer. Dupleks paslanmaz çeliklerin kullanım sıcaklığı genel olarak -40°C ile 280°C aralığıyla sınırlıdır.



Dubleks paslanmaz çeliklerin klorürlü aralık korozyonuna ve çatlak korozyonuna karşı gösterdiği direnç; krom, molibden, tungsten ve azot içeriğine bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Bütün dubleks paslanmaz çelikler, AISI 300 serisi östenitik paslanmaz çeliklere göre, klorürlü aralık korozyonuna karşı daha fazla dayanım sağlamaktadır (The International Molybdenum Association 2009).

Dubleks paslanmaz çeliklerin sürekli gelişimi sağlanmaktadır ve şu an kullanılmakta olan modern dubleks paslanmaz çelikler kimyasal bileşimlerine ve korozyona karşı göstermiş oldukları dayanımlara göre 4 gruptan oluşmaktadır (Kıyasöz ve Karaaslan 2012).

- %23 Cr içeren, Mo içermeyen dubleks paslanmaz çelikler; PREN 25
- %22 Cr ve Mo içeren dubleks paslanmaz çelikler; PREN 30-35
- %25 Cr ve %0-2,5 Cu içeren dubleks paslanmaz çelikler; PREN<40
- %25-26 Cr ve %3 Mo içeren süper dubleks paslanmaz çelikler; PREN>40

Paslanmaz çeliklerde çukurcuk korozyonuna karşı direnci destekleyen alaşım elementleri; krom (Cr), molibden (Mo) ve azottur (N). Çukurcuk korozyon direnci eşdeğer sayısı (PREN); paslanmaz çeliklerin alaşım elementi içeriğiyle korozyon direnci arasındaki ilişkiyi tanımlamaktadır.

PREN sayısı değeri

$$PREN = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N \quad (2.3)$$

olarak tanımlanır.

Eşitlik (2.3)'de verilen PREN değerini etkileyen alaşım elementleri Cr, Mo ve N; sırasıyla krom, molibden ve azotun (%ağ.) değerlerini göstermektedir (Nirosta 2014).

### 2.3.1 Dubleks Paslanmaz Çeliklerin Tarihsel Gelişimi

Mikroyapılarında  $\gamma$  ve  $\delta$ -ferrit fazlarını bir arada bulunduran dubleks paslanmaz çelikler yaklaşık olarak 80 yıldır kullanılmaktadır. 1930'da İsveç'te kağıt endüstrisinde

kullanılan dövme dubleks alaşımlar ilk defa üretilmiştir. Yüksek karbonlu östenitik paslanmaz çeliklerde oluşan taneler arası korozyon problemini en aza indirmek için dövme dubleks alaşımlar geliştirilmiştir (The International Molybdenum Association 2009, Nirosta 2014).

Dubleks dökümler; Uranüs 50 denilen alaşımın öncüsüdür. AISI 329 alaşımı, ikinci dünya savaşından sonra nitrik asit için eşanjör boru malzemesi olarak kullanılmaya başlanmıştır. Özellikle gerilmeli korozyon çatlama için geliştirilen ilk dubleks alaşımlardan biri 3RE60'dır. Daha sonraları, dubleks dövme ve döküm alaşımları, özellikle eşanjörler ve pompalarda ve daha birçok farklı endüstride kullanılmak üzere kendine yer edinmiştir (The International Molybdenum Association 2009).

Dubleks alaşımları olarak üretilen ilk nesil çelikler çok iyi performans özellikleri sağlamalarına rağmen kaynaklı imalat sırasında sorunlarla karşılaşmıştır. Bu ilk nesil çeliklerin kaynaklı parçaların ITAB'lerinde aşırı ferrit oluşumu nedeniyle dayanım düşüktür ve ITAB, esas metale göre önemli ölçüde düşük korozyon direncine sahiptir. 1968'de dubleks paslanmaz çeliklerin üretiminde azot, alaşım elementi olarak kullanılmaya başlanmıştır. Azot; östenit yapıcı özelliği sebebi ile östenitin kararlılığını arttırmakta ve zararlı intermetalik fazların oluşum hızını azaltmaktadır. Dubleks paslanmaz çeliklerde azotun üretim sırasında alaşım elementi olarak kullanılmasıyla, ITAB daki östenit miktarı artırılarak tokluğu ve korozyon direnci ana metale yakın değerlere ulaşmıştır.

Azot alaşımlı bu dubleks paslanmaz çelikler ikinci nesil dubleks paslanmaz çelikler olarak tanımlanmaktadır. Bu ticari gelişme; 1970'lerin sonunda off-shore gaz ve petrol platformlarının geliştirilmesiyle birlikte klorürlü ortamda oluşan çukurcuk korozyona karşı yüksek dirence ve dayanıma sahip paslanmaz çeliklere talebin artmasıyla sektörde kalıcılığını sağlamıştır.

UNS S31803 (SAF 2205) ikinci nesil dubleks paslanmaz çelikler; deniz platformlarında, gaz toplama hatlarında ve proses uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Yüksek dayanıma sahip bu çelikler düşük cidar kalınlığında

üretilebilmekte ve bu durumda toplam yük miktarını büyük ölçüde etkilemekle beraber, denizde bulunan serbest klor iyonlarının çukurcuk korozyonuna sebep olması ve bu malzemenin bu tür korozyonlara dirençli olması sebebi ile platformlarda kullanılan malzemelerin başında yer almaktadır.

### 2.3.2 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kimyasal Kompozisyonu ve Alaşım Elementlerinin Etkisi

Dupleks paslanmaz çeliklerde genellikle %40-60 aralığındaki  $\delta$ -ferrit/  $\gamma$  faz dengesiyle istenen özellikler elde edilmektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerin mevcut ticari üretimlerinde, iyi tokluk ve işleme özellikleri için  $\delta$ -ferrit ve  $\gamma$  fazlarının olabildiğince eşit miktarda içeren alaşımlar kullanılmaktadır.

Ana alaşım elementlerinden özellikle krom, molibden, azot ve nikelin etkileşimi oldukça karmaşıktır. Kararlı bir dupleks çelik yapısı elde etmek için bu elementlerin her birinin doğru miktar oranlarında olması gerekmektedir. Çizelge 2.1’de bazı dupleks alaşımlarının içerdikleri alaşım elementleri ve bunların miktarları verilmiştir. Ana alaşım elementleri yanında üretilebilirliği ve işlenebilirliği artırmak, korozyon direncini iyileştirmek ve mikroyapıyı etkilemek amacı ile diğer alaşım elementleri niobiyum, titanyum, alüminyum, bakır, tungsten, azot, oksijen, kükürt ve fosfor olarak sıralanabilir. Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik, fiziksel ve korozyon özelliklerini etkileyen en önemli alaşım elementleri; krom, molibden, azot ve nikelidir. Bu alaşım elementlerinin etkileri aşağıdaki bölümlerde açıklanmıştır.

**Çizelge 2.1** Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Elementel %Ağırlık Bileşimleri (Kaluç ve Taban 2007).

Tür	UNS No.	Elementel (%ağırlık)										
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W
2304	S32304	0,030	2,50	0,040	0,030	1,00	21,5- 24,5	3,0- 5,5	0,05- 0,60	0,05- 0,20	0,05- 0,60	-
2205	S31803	0,030	2,00	0,030	0,020	1,00	21,0- 23,0	4,5- 6,5	2,5- 3,5	0,08- 0,20	-	-
2205	S32205	0,030	2,00	0,030	0,020	1,00	22,0- 23,0	4,5- 6,5	3,0- 3,5	0,14- 0,20	-	-
2507	S32750	0,030	1,20	0,035	0,020	0,80	24,0- 26,0	6,0- 8,0	3,0- 5,0	0,24- 0,32	0,50	-

### 2.3.2.1 Krom (Cr)

Atmosferik korozyona karşı çeliğin korunması için krom oksijen ile birleşerek krom oksit ( $Cr_2O_3$ ) tabakası ile pasif film oluşturmaktadır. Yeterli ve kararlı bir pasif film için yapıda yaklaşık olarak minimum (%ağ.)10,5 oranında krom bulunması gerekmektedir. Kromun oksijene olan ilgisi demire nazaran daha yüksek olduğundan oksidin kararlılığı artar. Paslanmaz çeliklerin korozyon direnci, krom içeriğiyle artış göstermektedir. Krom, ferrit yapıcı element olarak yapıya katılmaktadır ve kübik hacim merkezli demir yapısını teşvik etmektedir. Yüksek oranlarda krom içeren paslanmaz çeliklerde östenitik veya dubleks (ferritik-östenitik) yapı oluşturmak için daha fazla nikel ilavesi gerekmektedir. Genellikle östenitik çeliklerde en az (%ağ.)16, dubleks çeliklerdeyse en az (%ağ.)20 oranında krom bulunmaktadır. Yüksek krom oranı aynı zamanda intermetalik faz oluşumunu desteklemektedir. Krom ayrıca, azotla birleşerek nitrür oluşturabilmektedir. Dubleks paslanmaz çeliklerde görülen en yaygın olan nitrür  $Cr_2N$ 'dir. Krom ayrıca, paslanmaz çelikleri kırılgan hale getiren birçok metaller arası bileşiklerin oluşumu için anahtar bir bileşendir. En yaygın olanı,  $815^{\circ}C$ 'nin altında Fe-Cr sisteminin içerisinde oluşan bir (Fe-Cr) bileşiği olan sigma ( $\sigma$ ) fazıdır. Sigma fazı aslında herhangi bir paslanmaz çelikte oluşabilmekte ancak yüksek kromlu östenitik, ferritik ve dubleks alaşımlarda çok yaygındır. Bununla birlikte krom, chi ( $\chi$ ) ve Laves ( $\eta$ ) metaller-arası fazlar şeklinde de bulunabilmektedir.

### 2.3.2.2 Nikel (Ni)

Dubleks paslanmaz çeliklerde (%ağ.)1,5-8 oranında nikel bulunmaktadır. Nikel ilavesi, östenitik paslanmaz çeliklerde intermetalik faz oluşumunu geciktirir. Fakat dubleks paslanmaz çeliklerde nikelin bu özelliği azota göre daha az etkilidir. Yüzey merkezli kübik kristal yapı, östenitik paslanmaz çeliklerde mükemmel tokluk özellikleri sağlamaktadır. Dubleks paslanmaz çeliklerde ise mikroyapının yaklaşık olarak yarısı bu durumdadır. Ferritik paslanmaz çeliklerle kıyaslandığında dubleks paslanmaz çeliklerin tokluğu büyük oranda artmaktadır.

Nikelin temel fonksiyonu baskın olarak östenitik veya östenitik-ferritik alaşımların üretilmesi için östenitik fazı desteklemektir. Yeterli miktarda nikel ilavesiyle östenit faz alanı oldukça genişleyerek oda sıcaklığı ve altında östenit kararlı olmaktadır. Nikel kuvvetli bir karbür oluşturuçu değildir ve alaşımda bulunması çökeltme kinetiğini etkileyebileceği bulgusuna rağmen genellikle metaller arası bileşiklerin oluşumunu desteklememektedir.

### **2.3.2.3 Molibden (Mo)**

Paslanmaz çeliklerde, kromla birlikte oyuklanma korozyonuna karşı direncin artırılmasını sağlamaktadır. Krom oranı en az (%ağ.)18 olan paslanmaz çeliklerde molibden ilavesiyle, klorür içeren ortamlarda korozyona karşı üç kat daha fazla direnç göstermektedir.

Molibden elementi, hem ferrit oluşumunu hem de paslanmaz çeliklerde intermetalik faz oluşumuna yatkınlığı arttırmaktadır. Bu sebeple molibden elementi, östenitik paslanmaz çeliklerde en fazla (%ağ.)7,5 oranında ve dubleks paslanmaz çeliklerde ise en fazla (%ağ.)4 oranında bulunur (The International Molybdenum Association 2009)..

Ferritik, östenitik ve dubleks kalitelerinde molibden (%ağ.)6'ya kadar ilave edilebilmekte veya özellikle çukurcuk ve aralık korozyonuna karşı direnci artırmak amacıyla katılmaktadır. Molibden bir ferrit oluşturuçu elementtir ve varlığı ferrit oluşumuna destek olarak mikroyapının korunmasını sağlamaktadır.

### **2.3.2.4 Karbon (C) ve Azot (N)**

Dubleks paslanmaz çeliklerin karbon içeriği (%ağ.)0,02 ile (%ağ.)0,03 aralığındadır. Bu durum korozyon dayanımını düşüren kromca zengin krom karbürlerin çökeltme olasılığını azaltmaktadır.

Azot da karbon gibi östenit oluşturuçu elementtir ve östenitik paslanmaz çeliklerde nikel yerine kullanılabilir. Dubleks paslanmaz çeliklerde azot; nikel ile birlikte istenen faz dengesini ayarlamak için yapıda gerekli miktarlarda bulunur.  $\delta$ -ferrit

fazını oluşturan krom ve molibden ile  $\gamma$  fazını oluşturan nikel ve azot, çift fazlı mikroyapıyı geliştirmek için dengededir.

Karbona benzer olarak azot kuvvetli bir katı çözeltili mukavemetlendiricidir ve ağırlıkça (%ağ.)0,15 kadar az bir ilaveyle östenitik alaşımların mukavemeti çarpıcı bir şekilde artmaktadır. Azotun östenit içerisindeki mukavemetlendirici etkisi özellikle kriyojenik sıcaklıklarda kendisini göstermektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerinde azot, mukavemeti artırmak için katılmaktadır, ancak daha da önemlisi çukurcuk ve çatlak korozyonuna direnç için faydalıdır. Bazı dupleks paslanmaz çelikler ağırlıkça %0,3'e kadar azot içerebilir.

Azotun paslanmaz çeliklerin içerisindeki çözünürlüğü, özellikle ferrit fazı içerisinde nispeten düşüktür. Östenitik paslanmaz çeliklere mangan ilavesi azotun çözünürlüğünü artırmaktadır. Ferritik ve dupleks çeliklerde azotun çözünürlük sınırı aşılmış ise bu alaşımların kaynak metalindeki ısıdan etkilenen bölgelerin de yaklaşık olarak 1100°C'nin üzerindeki sıcaklıklardaki ergime sonrası soğuma esnasında östenitin oluşma miktarına bağlı olarak  $Cr_2N$  bileşiği ferrit fazı içerisinde çöker.

### **2.3.2.5 Diğer Elementler**

Östenitik ve dupleks paslanmaz çelikler için mangan iyi bir östenit stabilizatörüdür. Aşınma direncini artırırken süneklikten ödün vermeden çekme mukavemetini artırmaktadır. Mangan; azotun çözünürlüğünü artırırken, kükürtle birleştiğinde oluşan  $MnS$  bileşikleri çukurcuk korozyonu oluşumu için uygun ortamı sağlayacağından çukurcuk korozyonu direncini bu durumda düşürebilmektedir (Gunn 2003).

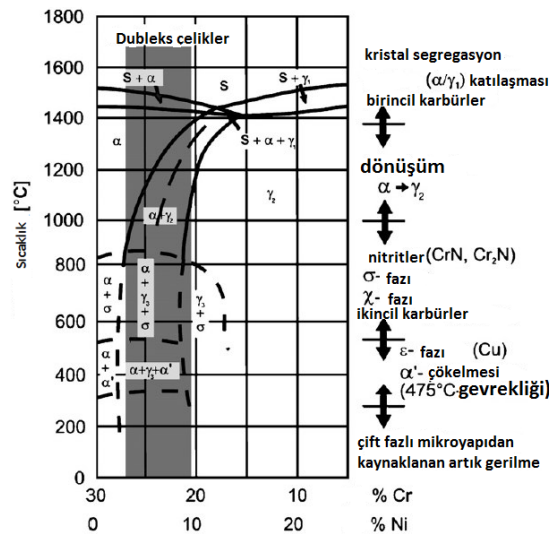
Silisyum tüm paslanmaz çeliklerde yer alır ve ergime sırasında esas olarak deoksidasyon için ilave edilmektedir. Silisyum, birçok alışımda ağırlıkça %0,3 ile %0,6 arasında bulunmaktadır. Bazı durumlarda alüminyum silisyumun yerine deoksidant olarak kullanılabilen ancak bu duruma paslanmaz çeliklerde nadir rastlanmaktadır (Lippold and Kotecki 2005).

Silisyum, yoğun nitrik asit ortamına karşı dayanımda yararlı olmakta (%ağ.)3,5 ile (%ağ.)5,5 gibi yüksek konsantrasyonlarda dubleks paslanmaz çeliklerde bulunduğu çukurcuk korozyon direncini artırdığı gibi gerilmeli korozyon çatlağına karşı da direnç sağlar. Ancak sigma fazını oluşumuna destek olmasından dolayı genellikle miktarı (%ağ.)1 değerinin altında tutulmaktadır (Gunn 2003).

Dubleks paslanmaz çeliklere isteyerek katılan birçok diğer alaşım ilaveleri bulunmaktadır. Nb ve Ti alaşım elementleri kullanıldığında karbür oluşumlarını kontrol ederken, Ti ve Al alaşım elementleri nitrür oluşumlarını kontrol eder. .Kükürt, selenyum ve kurşun yüksek işleme hızları ve artan takım ömrüne olanak vermek maksadıyla işlenebilirliği artırmak için ilave edilmektedirler. Tungsten, bazı dubleks paslanmaz çeliklere çukurcuk korozyonuna karşı olan direnci geliştirmek için ilave edilmekte ve ferrit oluşumuna destek verdiği görülmektedir. Kobalt östenit oluşumuna destek olmaktadır.

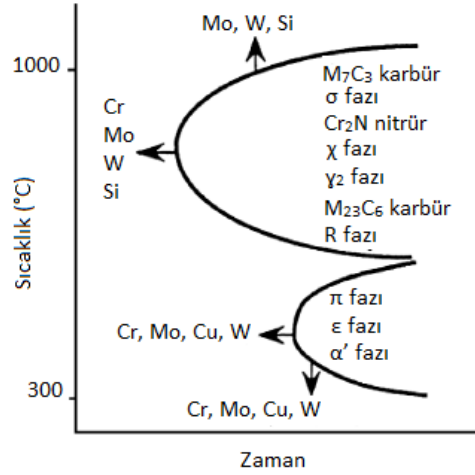
### 2.3.3 Dubleks Paslanmaz Çeliklerde Oluşan Yüksek Sıcaklık Fazları

Dubleks paslanmaz çelikler, içerdikleri yüksek alaşım elementi nedeniyle karmaşık bir katılaşma davranışı sergilemektedir. Birincil faz olarak çekirdeklenen ferrit ve östenitin dışında değişen sıcaklıklarda farklı fazlar da çekirdeklenmektedir. Ağırlıkça %70 Fe içeren dubleks paslanmaz çelikte soğuma sırasında oluşan fazlar Şekil 2.3'de gösterilmiştir.



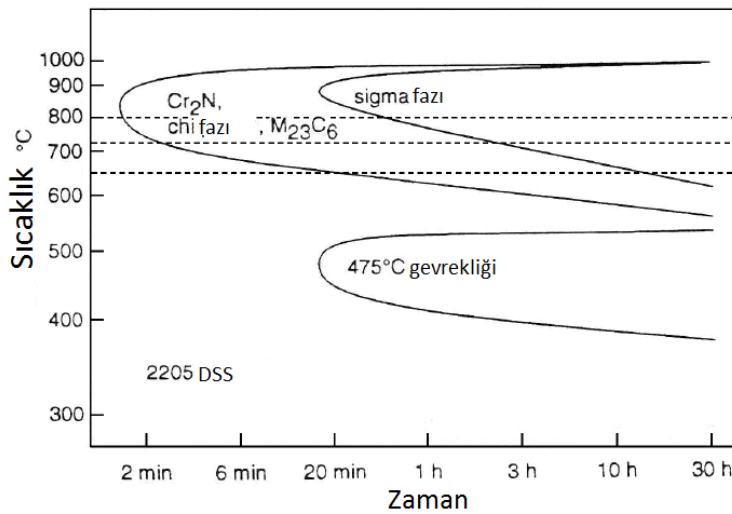
Şekil 2.3 %70 Fe İçeren Dubleks Paslanmaz Çelikte Soğuma Sırasında Oluşan Fazlar (Pohl et al. 2007).

Dubleks paslanmaz çeliklerin mekanik ve korozyon özelliklerinde çökelen bu fazların etkisi son derece büyüktür. Dupleks paslanmaz çeliklerde istenen tokluk özellikleri, uygun ısıl işlemler ve soğuma oranlarıyla elde edilmektedir. Şekil 2.4’de verilen zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramından da görüldüğü gibi, 650-950°C aralığında uzun süre beklendiğinde, yüksek sıcaklıklardan soğuma sırasında ya da kaynak işleminde ısı etkisi altında kalan bölgede  $\sigma$  fazı çökelmektedir.



Şekil 2.4 Dupleks Paslanmaz Çeliklerde İkincil Fazların Oluşumu (Gunn 1997).

Şekil 2.5’te verilen grafikte SAF 2205 dupleks paslanmaz çelikte oluşan diğer intermetaliklerle birlikte sigma fazının da çökmesinin sıcaklık ve zaman bağlı grafiği verilmiştir. Bu grafikte ilgili sıcaklıkta tutma zamanıyla birlikte sigma fazının oluşum aralığında genişlediği görülmektedir.



Şekil 2.5 2205 Dupleks Paslanmaz Çelikteki Çökeltilere Ait Sıcaklık ve Zaman Diyagramı (Herbsleb and Schwaab 1983).



### 2.3.3.1 Sigma Fazı

Yapıda sigma fazının oluşumu dubleks paslanmaz çeliklerin kullanımını sınırlayan en önemli faktörlerden biridir. Sigma fazı dubleks paslanmaz çeliklerin mekanik, korozyon ve kaynak özellikleri gibi öne çıkan avantajlarını olumsuz etkilemektedir. Bu fazın yapıda oluşumu, döküm, haddeleme, kaynak, dövme ve yaşlandırma gibi işlemler sırasında gerçekleşmektedir.

Sigma fazı, 650-950°C aralığında oluşan; krom ve molibden zengin, sert ve gevrek çökteldir. Genellikle darbe özellikleri ve korozyon direncinin azalmasıyla ilişkilidir. 750°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda  $\delta/\gamma$  ara yüzeylerinde ve  $\delta/\delta$  tane sınırlarında çekirdeklenir. Faz sınırlarında  $\delta$ -ferrit;  $\gamma$  veya  $\gamma_2$ 'ye dönüştüğünde, krom ve molibden zengin, nikelce fakir bölgeler oluşmaktadır. Bu bölgelerde  $\sigma$  fazının oluşumu artmakta ve büyüme, kararsız  $\delta$ -ferrit içine doğru ilerlemektedir (Gunn 1997).

Krom, molibden, silisyum ve mangan elementleri;  $\sigma$  faz oluşumunu artırırlar. Nikel, denge hacim oranını düşürdüğü için  $\sigma$  oluşumunu yükseltir. Böyle bir durum; Nikelin  $\gamma$  oluşumuna yarar sağlamasıyla ve bunun sonucu olarak da  $\sigma$  oluşturucu elementlerin  $\delta$ -ferritteki konsantrasyonunu yükseltmesiyle meydana gelmektedir (Gunn 1997).

### 2.3.3.2 Chi Fazı

Chi fazı, dubleks paslanmaz çeliklerde en sık görülen üç intermetalik fazdan biridir. Bu intermetaliklerin oluşumu; matristeki Cr, Mo ve Nb gibi alaşım elementlerinin miktarını azaltarak tokluk kaybı ve korozyon dayanımının azalması gibi istenmeyen sonuçlara yol açmaktadır.

Chi fazı, 700-900°C sıcaklık aralığında ve  $\sigma$  fazına göre daha düşük oranlarda çökelmektedir. İntermetalik oluşturan elementlerce zengin ferritin, uzun süre 700°C civarındaki sıcaklıklara maruz kalması  $\chi$  fazının çökmesine neden olur. Sigma gibi  $\chi$  fazı da  $\delta/\gamma$  arayüzeyinde oluşur ve ferrit tanelerinin içine doğru büyür.

Dubleks paslanmaz çeliklerde  $\chi$ -fazının  $\sigma$ -fazına göre daha az seviyelerde meydana gelmesi sebebiyle bu konuda fazla çalışma yoktur. Fakat yine de malzemenin özellikleri bakımından tehlike arz ettiği gözlemlenmiştir (Padilha *et al* 2007).

Chi fazı ve  $\sigma$  fazının, korozyona karşı göstermiş olduğu etkiler aynıdır. Ama bu iki fazın birlikte olduğu şartlarda ayrı ayrı etkilerinin belirlenmesi kolay değildir (Gunn 1997).

### 2.3.3.3 Nitrürler ( $\text{Cr}_2\text{N}$ )

Azot, dubleks alaşımlara östeniti kararlaştırmak ve dayanımla korozyon direncini geliştirmek için eklenir. Azotun çözünürlüğü, östenit fazında ferrite kıyasla çok daha yüksektir. Su verme sıcaklığının ( $\sim 1050^\circ\text{C}$ ) üzerine çıkıldığında, ferrit hacim oranı artar ve katılma hattının altında mikroyapı tamamen ferritken bazı alaşımlar östenit fazını da içerir. Bu sıcaklıklarda ferrit içerisinde azot çözünürlüğü yüksektir. Fakat soğuma sırasında çözünürlük düşer ve ferrit fazı; azot bakımından aşırı doymun hale gelir. Ferrit taneleri içinde iğne benzeri  $\text{Cr}_2\text{N}$  çökeltileri oluşur. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak işlemindeyse ITAB'de kübik yapıdaki  $\text{Cr}_2\text{N}$  oluşumu gerçekleşir.

Taneler arası  $\text{Cr}_2\text{N}$  çökeltileri,  $700-950^\circ\text{C}$  sıcaklıklarda bulduklarında;  $\delta/\delta$  arayüzeylerinde, alt tane sınırlarında, üçlü noktalarda, kalıntılarda ve dislokasyonlar boyunca ince tabakalar şeklinde meydana geldikleri gözlemlenir (Gunn 1997).

### 2.3.3.4 Karbürler ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ve $\text{Cr}_7\text{C}_3$ )

Dubleks alaşımları, (%ağ.)0,02'den az oranda karbon içerdiği için karbür oluşumu çok nadir gözlenir. Yaklaşık olarak (%ağ.)0,03 oranında karbon içeren özel dubleks alaşımlarında ise  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  tipindeki karbürler,  $650-950^\circ\text{C}$  aralığında hızlıca çökeler. Karbür çökeltileri  $800^\circ\text{C}$  sıcaklıkta, 1 dakikadan daha kısa sürede oluşur. Çökelti baskın olarak  $\delta/\gamma$  ara yüzeylerinde; kromca zengin ferritin, kromca zengin östenitle kesiştiği bölgelerde oluşmaktadır.  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  karbürleri ayrıca  $\delta/\delta$  ve  $\gamma/\gamma$  sınırlarında ve daha düşük oranlarda  $\delta$ -ferrit ve östenit tanelerinin içinde de oluşabilir.

$Cr_7C_3$ ; 950-1050°C sıcaklık aralığında  $\delta/\gamma$  arayüzeyinde meydana gelmektedir. Oluşum 10 dakikaya yakın devam ettiğinden dolayı, normal su verme teknikleriyle önlenemez (Gunn 1997).

### 2.3.3.5 İkincil Östenit ( $\gamma_2$ )

Kaynaklı bağlantının yeniden ısıtılması, mevcut östenitin daha da gelişmesine veya yeni östenitin çekirdeklenmesine neden olan ilave difüzyonun meydana gelmesine neden olur. Bu ikincil çekirdeklenme ikincil östenit olarak adlandırılan yapıyla ( $\gamma_2$ ) sonuçlanmaktadır. İkincil östenit oluşumu çok pasolu kaynak esnasında kaynak metali ve ITAB'da çok yaygın olup mikroyapının ferrit-östenit dengesini belirgin bir şekilde değiştirir.

İkincil östenit yapı, sıcaklıkla değişkenlik gösterecek şekilde farklı mekanizmalarda meydana gelmektedir. 650°C'den daha düşük sıcaklık değerlerinde ferrit yapısı ile bileşimleri benzer özellik gösterir. Martenzit dönüşümüne benzeyen difüzyonsuz dönüşüm ile meydana gelmektedir ve 650-800°C sıcaklıklarında, difüzyonun daha çabuk olduğu sıcaklıklarda Widmanstätten yapısında östenit çökelmektedir. Ferrit matrisine göre azot içeriği miktarı daha çoktur, ama birincil östenite göre krom ve azot içeriği azdır. 700-900°C sıcaklıklarında ötektoid  $\gamma_2+\sigma$  meydana gelmektedir.  $\gamma_2$ , nikeli absorbe ederken krom ve molibdeni saf dışı bırakarak krom ve molibden zengin  $\sigma$  fazının çökmesine sebep olur.  $\delta/\gamma$  arayüzeyinde  $Cr_2N$  ile birlikte çöker. Böyle bir durum, krom miktarı az olan bölgelerin oluşmasına ve her iki difüzyon kontrollü reaksiyon, korozyona dayanımı az olan bölgelerin meydana gelmesine sebebiyet vermektedir (Gunn 1997).

İkincil östenitin farklı iki türü olduğu ortaya atılmış, birinci türü mevcut olan östenitten basit bir şekilde gelişmekte olup diğeri ferrit fazı içerisinde çekirdeklenerek meydana gelmekte ve daha önceden çökelmiş olan krom-nitrürlerle bağlantılı olmaktadır. Bu mekanizmaya göre, Cr ve Mo gibi ferrit oluşturu elementlerin bölgesel düşüşler yaşamasına neden olan  $Cr_2N$ , ilk başta ara faz arayüzeyinde çekirdeklenmektedir. Bu bölgesel azalma sonraları ara yüzeyde  $\gamma_2$  çekirdeklenmesi ve boyut artışına sebebiyet

verir. Ferritten ayrılması sebebiyle ilk Cr<sub>2</sub>N daha sonradan çözünebilmektedir (Lippold and Kotecki 2005).

Çok pasolu kaynak sırasında, kaynak ısı girdileri ve ısıl aşamalar, kaynak metalindeki bir önceki dolgu tarafından yeniden ısıtılarak düzenlenen geniş ölçüdeki ikincil östenit oluşumunu desteklemektedir.

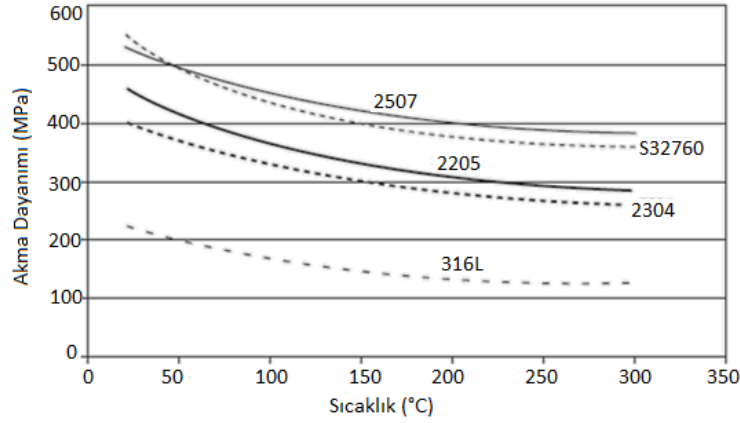
### 2.3.4 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Dupleks paslanmaz çelikler, çift fazlı mikroyapıları nedeniyle çok iyi mekanik özelliklere sahiptir. Çizelge 2.2’de standart dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri verilmiştir. Tavlanmış durumdaki dupleks paslanmaz çeliklerin akma dayanımları, alaşım elementi olarak azot bulundurmayan standart östenitik paslanmaz çeliklerden çok daha fazladır. Bu durum, bazı uygulamalarda cidar kalınlığının azaltılmasına olanak sağlamaktadır. Dupleks paslanmaz çeliklerin ve 316L östenitik paslanmaz çeliklerin, oda sıcaklığında ve 300°C’deki akma dayanımları Şekil 2.6’da gösterilmiştir.

**Çizelge 2.2** Dupleks Paslanmaz Çeliklerin ASTM ve EN Standartlarına Göre Mekanik Özellikleri (The International Molybdenum Association 2009).

Alaşım	UNS No.	ASTM			EN No.	EN		Uzama A5 %
		Akma Dayanımı %0.2 MPa	Gerilme Dayanımı MPa	Uzama		Akma Dayanımı Rp0.2 MPa	Çekme Dayanımı RM MPa	
2304	S32304	400	600	25	1.4362	400	630	25
2205	S32205	450	655	25	1.4462	460	640	25
2507	S32750	550	795	15	1.4410	530	640	20

Ferritik fazda oluşabilecek 475°C gevrekliği tehlikesi nedeniyle dupleks paslanmaz çelikler, ilgili sıcaklığın uygulanması gereken basınçlı kap gibi uygulamalarda kullanılmamalıdır

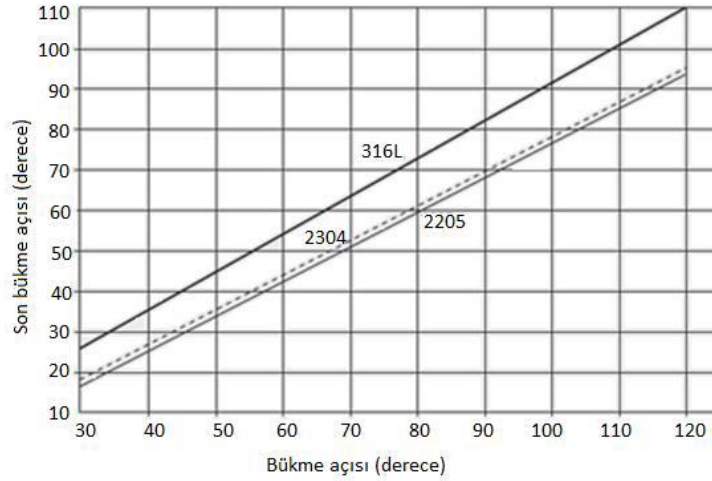


**Şekil 2.6** Dupleks Paslanmaz Çeliklerin ve 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Farklı Sıcaklıklardaki Akma Dayanımları (The International Molybdenum Association 2009).

Dupleks paslanmaz çeliklerin katılaşma yapısı oldukça izotropiktir. Hadde veya dövme sonrasında mevcut her iki faz da tavlınır. Nihai üründe iki fazın görünümü, işlem yönünü ortaya çıkarır. Mukavemet; haddeleme yönünde, haddelemeye dik olan yöne göre çok daha yüksektir. Çentik dayanımı haddeleme yönünde daha fazladır.

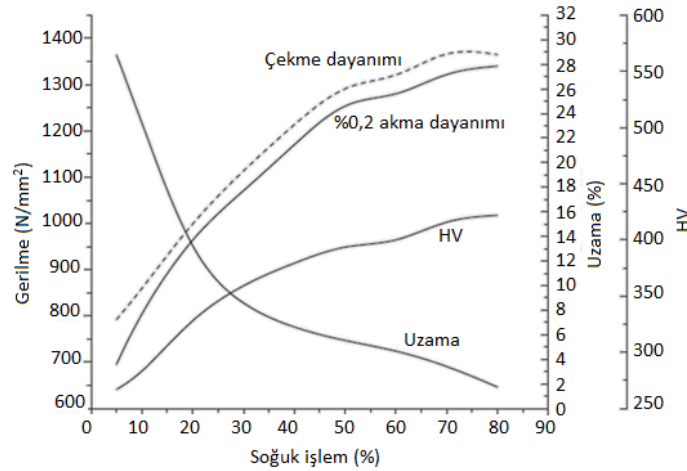
Dupleks paslanmaz çelikler, yüksek mukavemet özellikleriyle iyi süneklik ve tokluk gösterir. Karbon çeliği veya ferritik paslanmaz çeliklerle karşılaştırıldığında sünek-gevrek geçişi çok daha yavaştır. Dupleks paslanmaz çelikler, düşük sıcaklıklarda ( $-40^{\circ}\text{C}$ ) bile tokluk özelliklerini korur. Ancak süneklik ve tokluk özellikleri östenitik paslanmaz çeliklerden daha düşüktür. Östenitik paslanmaz çelikler sünek-gevrek geçişi göstermez ve kriyojenik sıcaklıklarda mükemmel tokluk sergilerler.

Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu yüksek mukavemet, plastik deformasyonun gerçekleşmesi için yüksek kuvvet uygulanmasını gerektirir. Uygulanan bu yüksek kuvvet nedeniyle, bükme işlemleri sırasında elastiklik, östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla daha fazladır. Dupleks paslanmaz çelikler ile 316L östenitik paslanmaz çeliklerin elastiklik oranları Şekil 2.7’de gösterilmiştir.



**Şekil 2.7** Dupleks Paslanmaz Çelikler ve 316L Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Elastiklik Oranları (The International Molybdenum Association 2009).

Dupleks paslanmaz çeliklerin, östenitik paslanmaz çeliklerden süneklikleri daha azdır ve artan bükülme yarıçapıyla meydana gelecek çatlamanın engellenmesi lazımdır. Dupleks paslanmaz çeliklerin sertliklerinin ve pekleşme oranlarının fazla olması sebebiyle, genel işleme süreçlerinde takım ömrünü düşürmektedirler ya da standart östenitik paslanmaz çeliklerle karşılaştırılacak olurlarsa daha çok işlem süresine ihtiyaç duymaktadırlar. Dupleks paslanmaz çeliklerin sünekliği, östenitik çeliklerin yaklaşık yarısı kadar olduğundan dolayı, şekillendirme ve bükme işlemlerine tabi tutulduklarında ara tav işlemi gerçekleştirilmesi lazımdır. Soğuk şekillendirmenin SAF 2205 dupleks paslanmaz çelik malzeme özelliklerine etkisi Şekil 2.8’de görülmektedir (The International Molybdenum Association 2009).



**Şekil 2.8** Soğuk Şekillendirmenin SAF 2205 (EN 1.4462) Dupleks Paslanmaz Çelikler Üzerindeki Etkisi (The International Molybdenum Association 2009).

## **2.4 Kaynak ve Kaynak Yöntemleri**

Kaynak; metalik veya termoplastik malzemelerin ısı, basınç veya ikisinin de birlikte etkisi ile bir malzeme ilave edilerek veya ilave edilmeden oluşturulan bir birleştirme işlemidir. Birleştirilmek istenen malzemelerin kaynak bölgeleri plastik veya sıvı hale getirilmekte, eş iki malzemenin birleştirilmesiyle meydana gelen kaynak dikişinin özellikleri de ana malzemeninkiyle benzer olmaktadır. Kaynak işlemin gerçekleştirilmesinde birleştirilecek malzemelerin özellikleri, kaynak yöntemine başvurma nedeni, kaynak esnasındaki oluşumlar ve konstrüksiyonunun türü gibi faktörlere göre bazı önlemler alınmalıdır. Ergitme esaslı kaynak uygulamalarında kaynak bölgelerinin genellikle yardımcı malzemelerle korunması lazımdır. Seçilmiş olan ilave malzemelerin ise, ana malzemeyle olabildiğince aynı ergime aralığına sahip olması, işlemin emniyeti için önemlidir. Buradaki eş malzemedeki kasıt, metalurjik olarak malzemelerin tamamen aynı olması değil, malzemelerin birbiri içerisinde karışabilmesi demektir (Çelik 2006).

### **2.4.1 Kaynak Kabiliyeti**

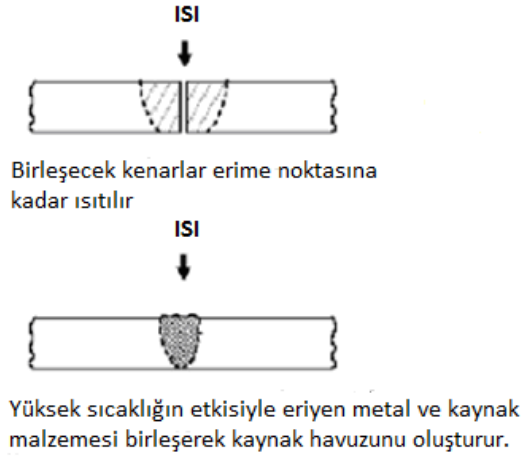
Bütün metalik ve metalik olmayan malzemeler, kaynak işlemi ile şekillendirmeye aynı derecede yatkın değildirler. Kaynağa elverişlilik olarak tanımlanabilecek bu kavram; bir birleştirme veya dolgu işleminde seçilen malzeme, uygulanan yöntem, konstrüksiyon ve kalınlık gibi faktörlerin bir arada düşünülmesiyle anlam kazanmaktadır.

Bir malzemenin kaynak kabiliyetinin iyi olduğu ifadesinden; o malzemenin öngörülen yöntemle, herhangi bir önlem almadan, tasarlanmış konstrüksiyona uygulanabilmesi anlaşılmaktadır. Bu uygulama sonucu elde edilen kaynak dikişinin ise amaçlanan kalite seviyesinde olması ön şart olarak görülmektedir.

Malzemenin kaynak edilebilirliği; kimyasal bileşimi, üretim metodu ve daha sonraki aşamalarda geçirdiği işlemlerin etkilerine göre değiştirilerek sağlanabilmektedir (Aksoy 2000).

## 2.4.2 Bir Kaynak Havuzunun Oluşumu

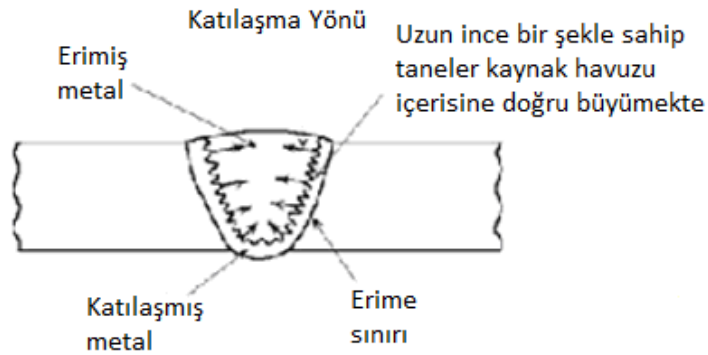
Kaynak sırasında ana malzeme bir miktar erir, bununla birlikte kaynak malzemesi de erir. Her iki erimiş metalin karışması sonucu ortaya çıkan katı sıvı tersinir dönüşüme uğramış alan ergiyen bölge olarak tanımlanır. (Şekil 2.9)



Şekil 2.9 Ergiyen Bölge (İnt.Kay.2).

## 2.4.3 Kaynak Metalinin Katılaşması

Ergiyen bölgenin katılaşması kendini çevreleyen metale ısı iletimi ile sağlanır. Ergiyen bölgenin tane yapısı kolon şekline benzeyen iri tanelerden meydana gelmektedir. Şekil 2.10'da kaynak katılaşması gösterilmiştir.

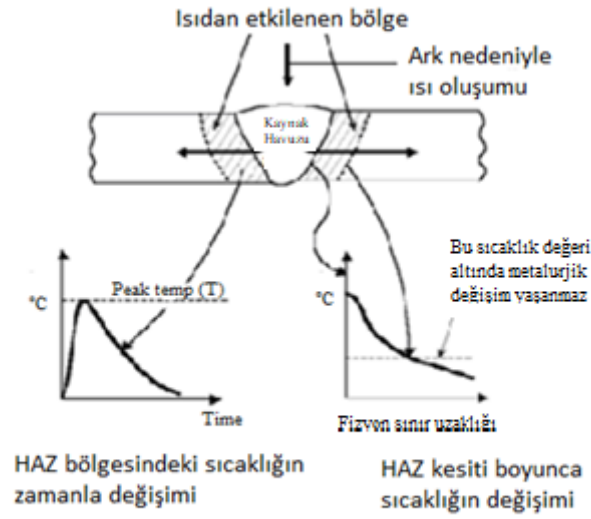


Şekil 2.10 Kaynak Metalinin Katılaşması (İnt.Kay.2).



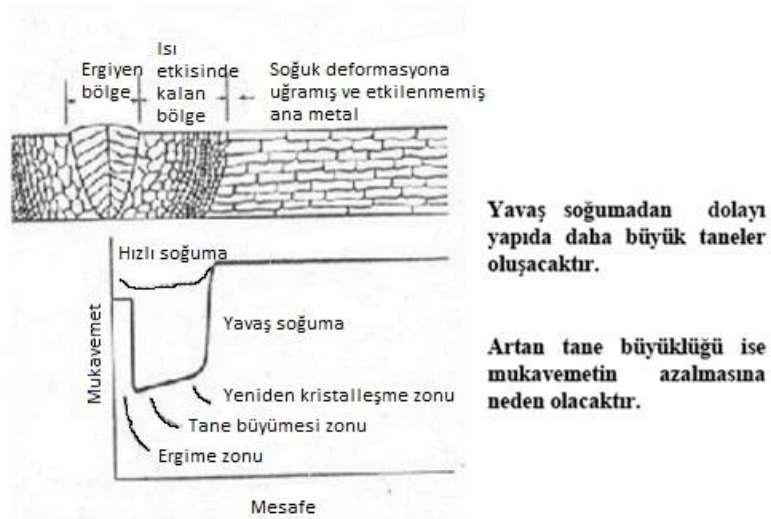
### 2.4.3.1 Isı Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)

Eriyen bölgenin bitiminden başlayarak içeriye doğru uzanan ve ısı etkisiyle mikro ve makro yapısında önemli değişikliklerin meydana geldiği bölge olarak adlandırılmaktadır. Çelik malzemelerde bu bölgedeki sıcaklık 700-1400 °C arasında değişmektedir. Şekil 2.11-2.12'de ITAB bölgesi ve tanelerde gözlenen değişiklikler gösterilmiştir.



Şekil 2.11 Isı Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB) (İnt.Kay.2).

### Kaynak metalinin katılaşması



Şekil 2.12 Kaynak Metalinin Katılaşması (İnt.Kay.2).

#### 2.4.4 Kaynağın Sınıflandırılması

Kaynak metotlarını çeşitli bakımlardan sınıflandırmak mümkündür. Temel olarak kaynaklanan malzemenin cinsine, kaynak sırasında yapılan işlemlere ve kaynak işleminin cinsine göre sınıflandırma yapılır.

Kaynak uygulandığı malzeme cinsine göre "Metal Kaynağı" ve "Plastik Malzeme Kaynağı" olmak üzere ikiye ayrılır.

Kaynak yapılış gayesine göre de "Birleştirme Kaynağı" ve "Doldurma Kaynağı" diye ikiye ayrılır.

1- Birleştirme kaynağı; iki veya daha fazla parçayı sökülemez bir bütün haline getirmek için kaynak yapmaktır.

2- Doldurma kaynağı; bir iş parçasının hacmindeki eksikliği tamamlamak veya hacmini arttırmak, ayrıca korozyona veya aşındırıcı etkilere karşı korumak amacıyla üzerine sınırlı bir alanda malzeme kaynak etmektedir. Örneğin; kaplama, zırlama ve tampon tabaka kaplama doldurması gibi (Anık 1991).

Kaynak yapımı esnasında takip edilen yola göre dörde ayrılır. Bunlar el kaynağı, yarı mekanize kaynak, tam mekanize kaynak ve otomatik kaynaktır.

1- El ile yapılan kaynak:

Kaynak, sadece el ile sevk edilen bir kaynak aleti aracılığıyla yapılır.

2- Yarı mekanize kaynak:

Kaynak aleti, el yerine tamamen mekanize olmayan bir araç ile sevk edilir.

3- Tam mekanize kaynak:

Kaynak aleti, el yerine tamamen mekanize olan bir makina ile sevk edilir.

4- Otomatik kaynak:

Kaynak işlemi, iş parçasının değiştirilmesi gibi ana ve yardımcı işlemlerin hepsi tamamen mekanize edilmiştir (Anık 1991).

## **2.4.5 Kaynağı İşlemin Cinsine Göre Sınıflandırma**

Kaynak işlemleri yöntemlerine göre üç ana grupta incelenmektedir

### **2.4.5.1 Ergime Kaynağı**

Ergitme kaynağı malzemeyi sadece sıcaklığın etkisi ile bölgesel olarak eritilip bir ilave metalle veya ilave metal olmadan birleştirmektedir. Metallerin ergitme kaynağında başlıca aşağıdaki yöntemler kullanılmaktadır.

1. Döküm Ergitme Kaynağı
2. Elektrik Direnç Ergitme Kaynağı
3. Gaz Ergitme Kaynağı (Oksi-Asetilen Kaynağı)
4. Elektrik Ark Kaynağı

Karbon Arkı ile Kaynak

Metal Arkı ile Kaymak

Koruyucu Gazla Kaynak

A. TIG Kaynağı

a) Normal TIG Kaynağı

b) Plazma TIG Kaynağı

c) Ark Atom Kaynağı

B. MIG Kaynağı

a) Normal MIG Kaynağı

b) Aktif Gazla MIG Kaynağı

Metal Koruyucu Altındaki Kaynak

a) Toz altı Kaynağı

5. Elektron Bombardıman ile Kaynak

6. Lazer Işını ile Kaynak (Aksoy 2000).

### **2.4.5.2 Basınç Kaynağı**

Basınç kaynağı; malzemeyi ilave metal katmadan basınç uygulayarak bölgesel olarak

ısıtıp birleştirmektir. Metallerin basınç kaynağındaki başlıca aşağıdaki yöntemler kullanılmaktadır.

- Döküm Basınç Kaynağı
- Elektrik Direnç Kaynağı
- Gaz Basınç Kaynağı
- Elektrik Ark Basınç Kaynağı
- Sürtünme Kaynağı
- Soğuk Basınç Kaynağı
- Ocak Kaynağı
- Ultrasonik Kaynak
- Difüzyon Kaynağı (Aksoy 2000).

#### **2.4.5.3 Plastik Malzeme Kaynağı**

Plastik malzeme kaynağı; aynı veya farklı türden termoplastik denilen sertleşme özelliği göstermeyen plastik malzemeyi ısı ve basınç kullanarak aynı türden bir plastik malzemeye ekleyerek veya eklemeden birleştirmektir.

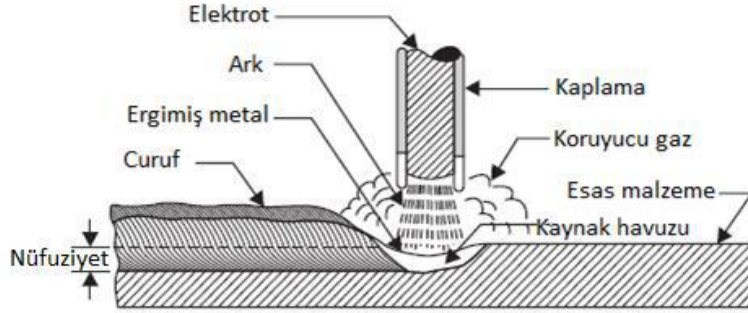
Kaynak işlemi, kaynak yapılacak malzemelerin karşılıklı temas halinde olan yüzeylerinin sıcaklığını sıcak plastik hale gelme sıcaklığına çıkararak gerçekleştirilir. Bu sırada sınır yüzeylerindeki serbest hareketli molekül zincirleri birbiri içerisine akarak kümeleşirler.

- 1.- Plastik malzeme kaynağı usulleri
  - 1.1.- Sıcak gaz kaynağı
  - 1.2.- Sıcak eleman kaynağı
    - A.- Direkt sıcak eleman kaynağı
    - B.- İndirekt sıcak eleman kaynağı
  - 1.3.- Sürtünme kaynağı
  - 1.4.- Yüksek frekans kaynağı
  - 1.5.- Ultrasonik (ultrason ile) kaynak (Anık 1991).

## ***Elektrik Ark Kaynağı***

Elektrod ve iş parçası arasında meydana gelen ark, kaynak işlemi için gerekli ısıyı temin etmektedir (Messler (2004). Ark; iletken ortamda meydana gelen elektrik boşalmasından ibarettir. Ark sıcaklığı, meydana gelen arkın enerji yoğunluğuna değişiklik gösterir (Khan 2007).

Bütün kaynak yöntemlerinde işlemi gerçekleştirebilmek için bir kaynak enerjisine, bu enerjiyi sağlayan ve kaynak bölgesine taşıyan bir donanıma, kaynak ağzını doldurmak için bir ek kaynak metaline gereksinim vardır. Kaynağın üç temel elemanı olarak adlandırılan bu üç unsur elektrik ark kaynağında; ark, kaynak makinesi ve kaynak elektrodu tarafından sağlanmaktadır.



**Şekil 2.13** Elektrik Ark kaynağı (Khan 2007).

Ark meydana gelmesi için kullanılan elektrotlar ergiyen ve ergimeyen elektrotlar olarak iki çeşittir. Bu elektrotlar, sürekli (tel) veya süreksiz (çubuk) olarak imal edilmektedirler (Khan 2007). Şekil 2.13’de elektrik ark kaynağı gösterilmiştir.

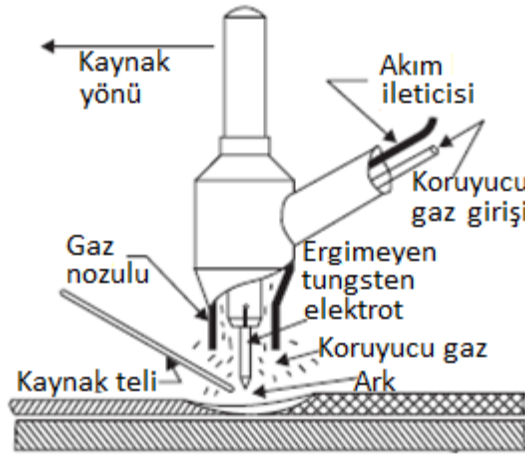
Kaynak yapılmasında ergimeyen elektrot kullanıldığında, arandığı özellikleri oluşturmak için uygun bileşimdeki dolgu metali kullanılabilir.

- Akım oluşturmak ve akımın sürekliliğini sağlamak,
- Ergiyerek akımın iş parçasına iletimini sağlamak ve dolgu metalini oluşturmak,
- Eğer varsa koruyucu kaplamayı yakmak için kullanılmaktadır.

Ayrıca arkı ve kaynak havuzunu atmosferin zararlı etkisinden korumak için koruyucu atmosfer yaratılmasını ve sıcak kaynak metalini oksidasyondan korumak için curuf adı verilen koruyucu bir artık tabaka meydana gelmesine katkıda bulunmaktadır (Messler (2004), Khan 2007).

### ***Gaz Tungsten Ark Kaynağı***

Uygulamada ark, ergimeyen bir wolfram elektrod ile iş parçası arasında meydana gelmektedir. Bu yöntem, Wolfram (Tungsten) Inert Gas kelimelerinin baş harflerinden oluşturulan WIG (TIG) yöntemi olarak isimlendirilir. Yöntemin uygulamasında, ark ortamı ve metalsel kaynak banyosu bir soy gaz ile korunmaktadır. Nötr gazlardan Helyum ve argon gazları ile, ortamda oksidasyon veya nitrür oluşumu gibi istenmeyen durumlar engellenmektedir. İşlem boyunca, korunan basınç farkı ile atmosfer gazlarının ortamdaki uzak tutulması sağlanmaktadır (Messler (2004), Khan 2007). Şekil 2.14’de gaz tungsten ark kaynağı gösterilmiştir.



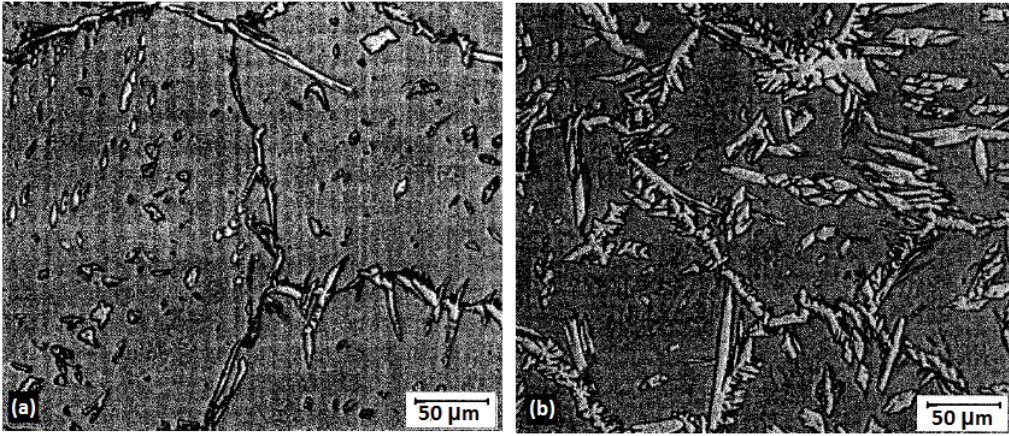
Şekil 2.14 Gaz Tungsten Ark Kaynağı (Khan 2007).

## **2.5 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı**

### **2.5.1 Katılaşma Davranışının Etkisi**

Dupleks paslanmaz çelikler, ferrit olarak katılaşır ve katılaşma sonunda tamamen ferritik yapıdadırlar. Bileşime bağlı olarak, ferrit fazı; katılaşma sıcaklığının altında kalan yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. Ferrit-östenit dönüşümü hem bileşime hem de soğuma hızına bağlıdır.

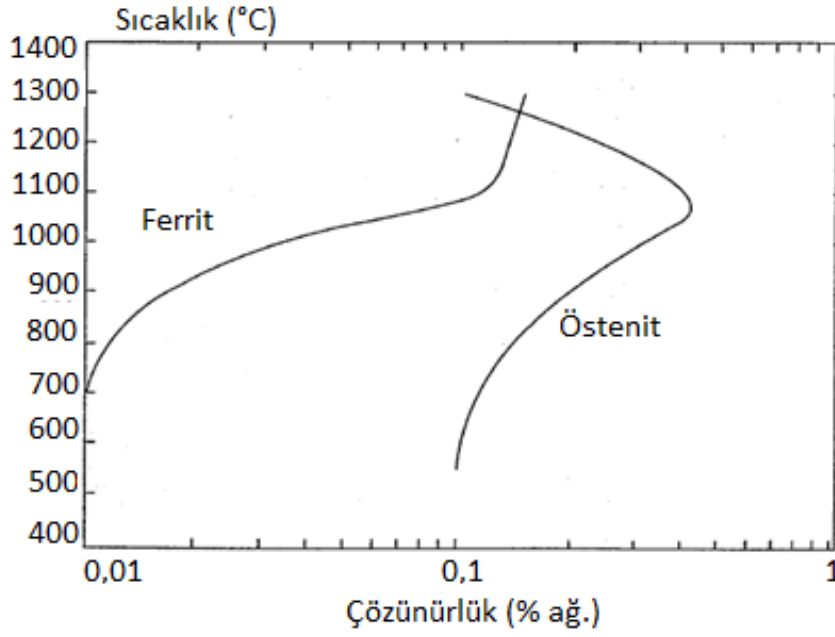
Dubleks paslanmaz çelik kaynak metalleri, östenit ve ferrit fazlarından oluşur.  $\delta$ -ferrit katılaşma sıcaklığı üzerinde östenit dönüşümü başladığında, östenit öncelikle  $\delta$ -ferrit tane sınırlarında meydana gelir. Çekirdeklenme ve büyüme ile meydana gelen oluşum sonunda, genellikle, ferrit tane sınırları tamamen östenitle kaplanır. Östenit fazı; tane sınırlarında Widmanstätten yapısında (Resim 2.6b) veya ferrit tanelerinin içinde (Resim 2.6a) meydana gelebilir. (%100 ferrit) ve (%70 ferrit) ferrit fazı içeren dubleks paslanmaz çelik kaynak metalleri Resim 2.6'da gösterilmiştir (Lippold and Kotecki 2005).



**Resim 2.6** Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynak Metali Mikroyapısı; a) %100 Ferrit Faz Oranı ve b) %70 Ferrit Faz Oranı (Lippold and Kotecki 2005).

### 2.5.2 Azotun Etkisi

Dubleks paslanmaz çeliklerde azot, dayanımı ve korozyon direncini artırma özelliğinden dolayı yapısına ilave edilir. Azot içeriği (%ağ.)0,08-0,35 seviyelerindedir. Şekil 2.15'de görüldüğü gibi bu oranda azot içeriğine sahip dubleks paslanmaz çeliklerde azot; 1000°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda ferritte çözünme özelliği gösterir. Azotun, östenit yapı içerisindeki çözünürlüğü daha fazladır. Azot çözünürlüğü bu tür alaşımlarda nitrür çökeltilerinin meydana gelmesine çok etki eder (Lippold and Kotecki 2005).



Şekil 2.15 Ferrit ve Östenit Fazlarındaki Azot Çözünürlüğü (Lippold and Kotecki 2005).

Ferrit içeriği fazla olduğu takdirde, hızlı soğuma durumlarında kaynak metali ve ITAB'da, soğuma esnasında ferrit çözünürlük sınırının üzerinde ve östenite difüzyon için yeterli süre bırakılmadığında yoğun şekilde nitrürler çöker. Çoğunlukla kromnitrürler ( $Cr_2N$ ) ilk olarak çökelmektedir (Brandi and Ramirez 1997). Bu durumun bir sonucu olarak ferritik alaşımlarda süneklik, dayanım ve korozyon direnci azalmaktadır.

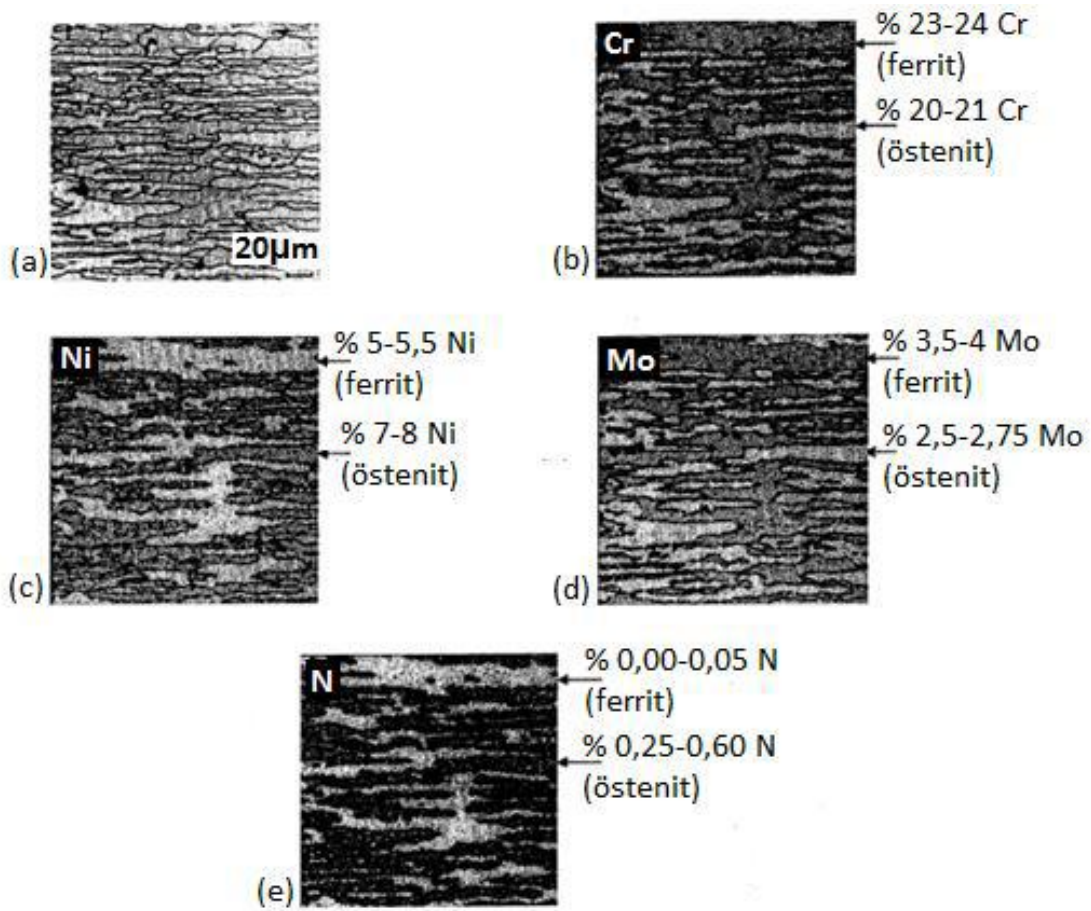
Kaynak edilen malzemelerde ITAB, ferrit fazının katılma sıcaklığı civarından hızlı soğutulur. Bu nedenle dubleks paslanmaz çeliklerin ITAB ve kaynak metalinde, esas metale göre daha yüksek oranda ferrit fazı bulunmaktadır. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak işlemi, faz dengesi nedeniyle ağırlıklı olarak azotun difüzyonuna bağlıdır. Azot, etkin su verme sıcaklığını düşürmektedir. Böylece ITAB faz dengesi, dubleks paslanmaz çelik esas metaline yaklaşabilir

Dubleks paslanmaz çeliklerde azot ve karbon elementleri haricindeki alaşım elementleri yer alan atomlardır ve bunların difüzyon hızları düşüktür. Karbon ve azot ise ara yer atomlarıdır ve difüzyon hızları dubleks paslanmaz çeliklerin ısıtma sıcaklıklarında ( $1040^{\circ}C$  ve üzerinde) çok daha fazladır. Karbon, korozyon direncini düşüren bir elementtir ve istenmez. Bu yüzden çeliğin bileşiminde çok düşük oranlarda bulunur. Bu



sebeple azot, kaynak soğuma durumlarında faz dengesinin sağlanması için önem arz eder (Lippold and Kotecki 2005).

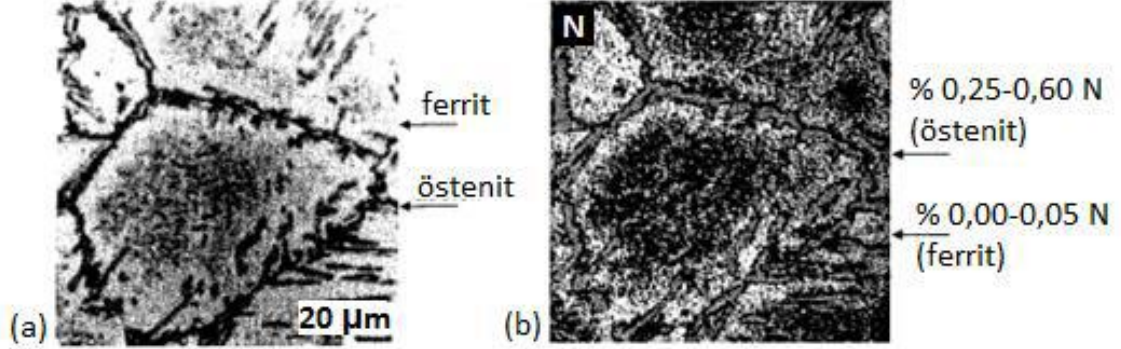
Yapılan çalışmalarda (Ogawa and Koseki 1989) azot elementinin SAF 2205 (EN 1.4462) alaşımındaki dağılımı araştırılmış ve ferrit fazında %0,05'ten az, östenit fazındaysa %0,3 civarında olduğu belirlenmiştir. SAF 2205 alaşımının alaşım elementi dağılımı Resim 2.7'de gösterilmiştir. Aynı alaşımın ilave metal kullanılmadan yapılan TIG kaynağı sonucunda oluşan kaynak bölgesi Resim 2.8'de gösterilmiştir.



**Resim 2.7** SAF 2205 Alaşımının Element Dağılımı; a) Düşük Azot İçerikli Dupleks Paslanmaz Çelik Esas Metalinin Mikroyapısı; Açık Bölgeler, Östenit; Koyu Bölgeler, Ferrit, b) %Cr Dağılımı, c) %Ni Dağılımı, d) %Mo Dağılımı, e) %N Dağılımı (Ogawa and Koseki 1989).

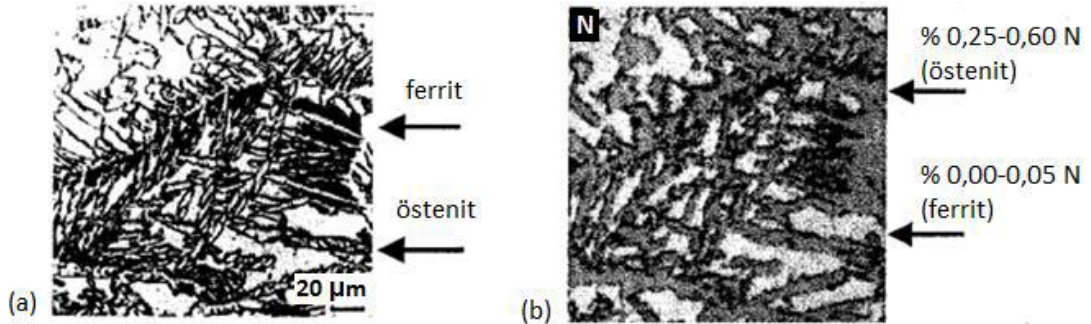
Resim 2.7 ve 2.8 karşılaştırıldığında, ferrit içeriğinde çok büyük artış görülmektedir. Esas metal %49 ferrit oranına sahipken, ergimiş bölgede ferrit oranı %74'e ulaşmıştır.

Östenit oluşumunun genellikle ferrit tane sınırlarında meydana geldiği gözlemlenmektedir. Ergimiş metalde ayrıca fazla miktarda krom nitrür çökelmiştir. Östenit fazına yakın bölgelerde sıcaklık düşüşünün hızlı olması sebebiyle nitrür yoktur (Lippold and Kotecki 2005).



**Resim 2.8** Düşük Azot İçerikli 2205 Alaşımının Kaynağında Oluşan Ergimiş Bölge; a) Ergimiş Bölgenin Mikroyapısı, b) %N Dağılımı; Açık Kontrastlı Alanlar: % 0,00-0,05 N, Siyah ve Gri Alanlar: % 0,05-0,25 N, Koyu Kontrastlı Alanlar: % 0,25-0,60 N (Ogawa and Koseki 1989).

SAF 2205 alaşımında azot içeriğinin yükseltilmesi ile, azot difüzyonu geniş bölgelerde ve daha hızlı oluşmaktadır. Böylece östenit fazı, yüksek sıcaklıklarda ve tane içinde çekirdeklenmektedir. Sonuç olarak ergimiş bölgede nitrür oluşumu Resim 2.9’da gösterildiği gibi yok edilmiştir. Düşük azot içerikli alaşıma göre, östenit miktarının fazla miktarda yükseldiği ve tane içinde dağıldığı gözlemlenmektedir. Bu şekilde azot difüzyonu daha az mesafelerde bulunan östenite doğru oluşmaktadır (Ogawa and Koseki 1989).



**Resim 2.9** Yüksek Azot İçerikli SAF 2205 Alaşımının Kaynak Sonrası Oluşan Ergimiş Bölge Mikroyapısı; a) Mikroyapı, b) % N Dağılımı; Açık Kontrastlı Alanlar: %0,00-0,05 N, Siyah ve Koyu Gri Alanlar: %0,05-0,25 N, Koyu Kontrastlı Alanlar: %0,25-0,60 N (Ogawa and Koseki 1989).

ITAB'da ferrit içeriği yüksek hızlarda sıcaklığın düşmesi sonucunda ana metale yaklaşmıştır. Ama düşük soğuma hızlarında ITAB, esas metalin ferrit seviyesine erişemez (Lippold *et al.* 1994).

Azotun fazla miktarda olması, dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak işleminde östenit oluşum miktarını yükseltir. Ayrıca ilave metal kullanılan kaynak işlemlerinde uygun faz dengesinin meydana gelmesinde ilave metalin tasarımı da önemlidir (Ogawa and Koseki 1989).

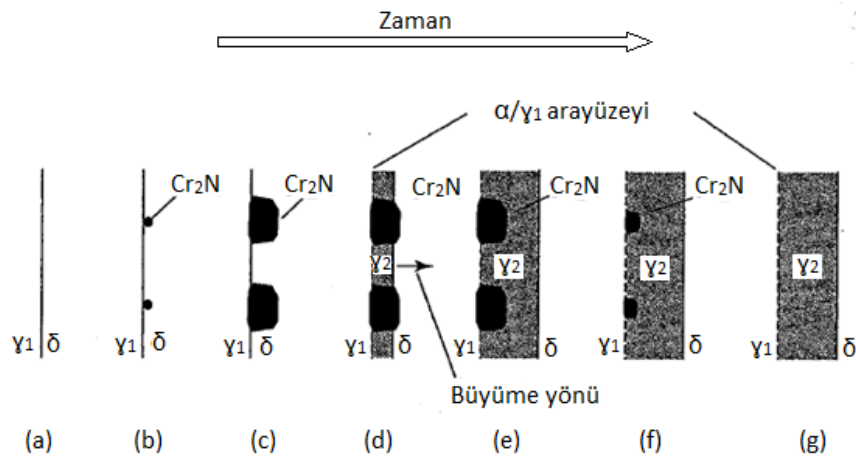
### 2.5.3 İkincil Östenitin Etkisi

Hızlı soğuma koşullarında, dubleks paslanmaz çelik kaynak metali ve ITAB'de ferrit-östenit faz dengesi, belirli bir bileşim için, daha yüksek olma eğilimindedir. Bunun bir sonucu olarak, kaynak parçasının yeniden ısıtılması difüzyonla mevcut östenitin büyümesine ya da yeni östenitin çekirdeklenmesine neden olmaktadır. Yeni çekirdeklenen östenit fazı, ikincil östenit olarak adlandırılmaktadır. İkincil östenit oluşumu, çok pasolu kaynak işlemi sırasında yaygın olarak kaynak bölgesi ve ITAB'de görülmektedir. Bu bölgelerde faz dengesini belirgin olarak değiştirir.

İkincil östenit varlığı,  $\gamma$ 2-ferrit arayüzeylerin de korozyon meydana gelebileceği için, çukurcuk korozyonuna karşı direncin düşmesini sağlayabilir. Yapılan çalışmalarla (Nilsson vd. 1994), ikincil östenitteki azot miktarının (%0,19-0,26), birincil östenittekinin (%0,43-0,54) yarısı olduğu görülmüştür. Azot, çukurcuk korozyonuna karşı direnç göstermede önem arz eden bir alaşım elementidir. Bu sebeple, ikincil östenit meydana gelmesi çukurcuk korozyon direncinin düşmesini sağlamaktadır (Nilsson *et al.* 1994)

İkincil östenit oluşumu iki farklı şekilde olmaktadır. İkincil östenit, yapıdaki mevcut östenitten büyür veya ferrit fazının içinde çökeler ve önceden oluşan krom nitrür ( $Cr_2N$ ) çökeltileriyle birleşir. Şekil 2.16'da ikincil östenitin  $\delta$ - $\gamma$  ara yüzeyinde oluşumu gösterilmiştir (Ramirez *et al.* 2003).

Bu mekanizmaya göre;  $Cr_2N$  öncelikle faz arayüzlerinde çekirdeklenir ve bu bölgelerde ferrit yapıcı element olan krom ve molibden miktarının düşmesine sebep olur. Ferrit yapıcı elementlerin bölgesel olarak bitmesinin sonucu olarak ikincil östenit fazı oluşmaktadır. Ferritten izole olan  $Cr_2N$  çökeltileri daha sonra çözünür. Tane içinde bulunan  $Cr_2N$  çökeltileri, dubleks paslanmaz çeliklerin çok pasolu kaynak işlemi gibi yeniden ısıtılmasına ihtiyaç duyulan işlemlerde, ikincil östenit çekirdeklenme bölgeleridir ve östenitin kaynak metalinde yüksek miktarda oluşmasına sebebiyet vermektedir (Lippold and Kotecki 2005).



Şekil 2.16 İkincil Östenitin Oluşum Mekanizması (Ramirez *et al.* 2003).

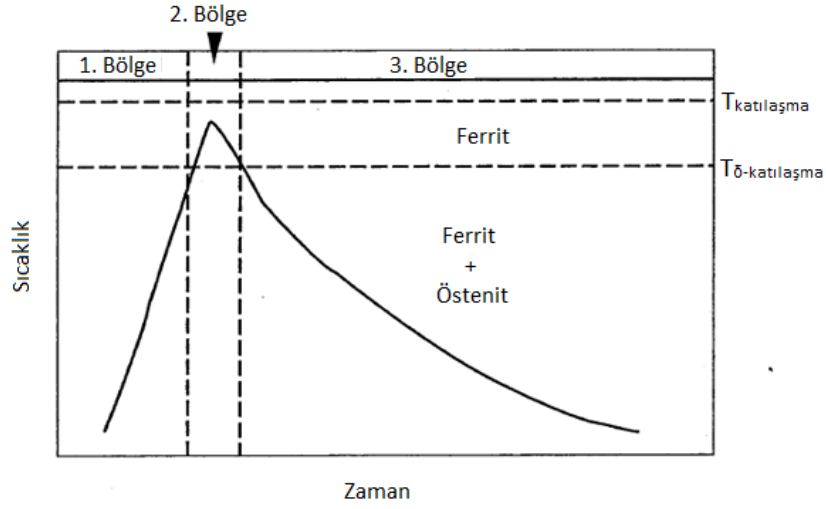
#### 2.5.4 Isı Etkisi Altında Kalan Bölge

Ergime sınırına komşu alandaki ITAB, sıcaklık döngüsüne bağlı olarak üç ayrı zaman bölgesine ayrılabilir. Şekil 2.17’de (%ağ.)0,1 oranında N içeren SAF 2205 alaşımının ITAB sıcaklık döngüsü gösterilmektedir.

Birinci bölgede esas metal, ferrit katılma sıcaklığına kadar ısıtılmıştır. Bu sıcaklık aralığında östenit, tüm yapı ferritik olana kadar, difüzyon kontrollü büyüme ile ferrite dönüşmeye başlamaktadır. Aynı sıcaklık aralığının üzerinde, yapıda bulunan çökeltiler (öncelikli olarak karbür ve nitrürler) çözülmeye başlamaktadır.

İkinci bölgede ferrit katılma sıcaklığının üzerinde, ikincil faz veya büyümeyi engelleyen çökelti kalmayana kadar, ferrit tane büyümesi oluşmaktadır.

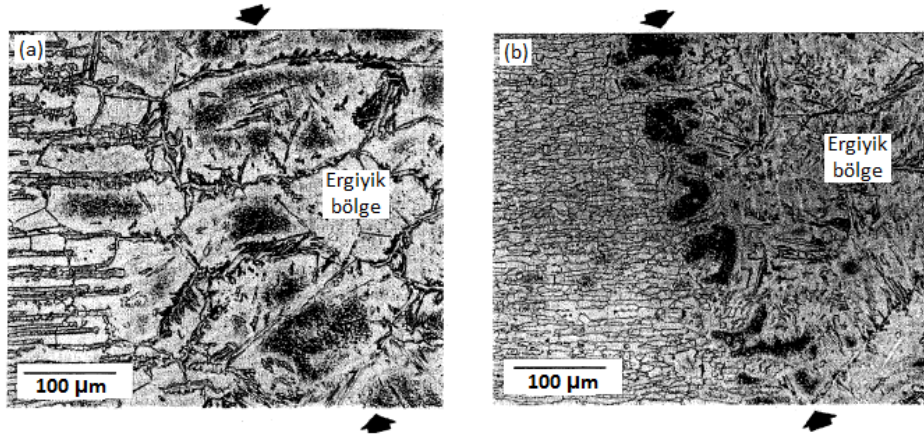
Üçüncü bölgede ferrit katılaşma sıcaklığının altına soğutulduktan sonra, östenit çökmesi ve büyümesi ile çökeltilerin tekrar oluşumu olmaktadır. Ferrit-östenit dönüşümü soğuma hızıyla kontrol edilmekte, yüksek soğuma hızlarında dönüşüm zamanında olmamaktadır. Sonuçta yüksek ferrit içeriği bulunan ITAB meydana gelmektedir. 1200-800°C ( $\Delta T_{12-8}$ ) aralığındaki soğuma hızı genellikle, soğuma hızının ferrit içeriğine etkisini ölçmek için faydalanılır. Çökme miktarı ayrıca soğuma hızının bir fonksiyonudur. Ferrit fazının oluşumuna fayda sağlayan yüksek soğuma hızlarında, karbür ve nitrür tanelerinin ferrit fazında oluşumu daha üstündür (Lippold and Kotecki 2005).



**Şekil 2.17** Yüksek Creş/Nieş Oranındaki Dupleks Paslanmaz Çelik Malzemenin ITAB'nin Ergiyik Bölgeye Yakın Olan Bölümünün Sıcaklık Döngüsü.

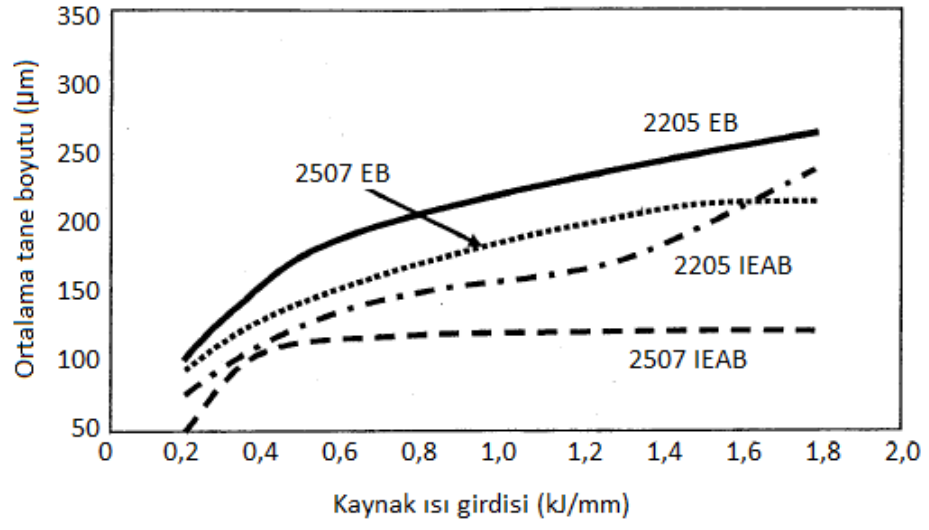
Daha önce bahsedildiği gibi ferrit katılaşma sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklar, ferrit fazının büyümesine neden olmaktadır. Ferrit tane boyutu, dayanım ve sünekliği önemli ölçüde etkilemektedir. Bu nedenle tamamen ferritik bölgede geçen sürenin azaltılması gerekmektedir. Bu durum, alaşım seçimi veya kaynak işleminde ısı girdisi ve ısı koşullarının kontrolüyle sağlanmaktadır. Şekil 2.17'de verilen ITAB sıcaklık döngüsü için Creş/Nieş oranının azalmasıyla, ferrit katılaşma sıcaklığı artar ve bu arada geçen süre azalır. Creş/Nieş oranının düzeltilmesiyle ısı girdisi azaltılarak daha dik bir termal gradyan oluşturulmakta ve tamamen ferritik bölgede geçen zaman en aza indirilmektedir.

Ferrit katılma sıcaklığı, kimyasal bileşimle alakalı olarak dubleks paslanmaz çelikler için 1250-1350°C sıcaklık aralığında değişim göstermektedir. Bu nedenle ITAB’de tamamen ferritik bölgelerin genişliği fazla miktarda değişiklik sergilemektedir. Resim 2.10’da az miktarda azot içerikli (%ağ. 0.12) SAF 2205 alaşımı ile 2507 alaşımlarının ITAB’si gösterilmektedir. Tane kabalaşması gözlenen bölge, SAF 2205 alaşımında fazlaca geniştir. Bu durum Şekil 2.17’de gösterildiği gibi ferrit dönüşümünün nihayete ermesinden dolayıdır. SAF 2507 alaşımında tane kabalaşması, yalnızca ergiyik bölgeye birleşik bölgede meydana gelmiştir ve tane kabalaşma bölgesi, bir tanenin çapı genişliğindedir (Ramirez *et al.* 2003). ITAB’de pik sıcaklığı, ferrit katılma sıcaklığını aştığında tane kabalaşma oluşumu azalmaktadır.



**Resim 2.10** TIG Kaynak İşlemi Sonrası Dubleks Paslanmaz Çelik Malzemelerin ITAB’leri; a) SAF 2205 Alaşımı, b) SAF 2507 Alaşımı (Lippold and Kotecki 2005).

Şekil 2.18’de, SAF 2205 ve 2507 alaşımlarının TIG kaynak işleminden sonra oluşan ergiyik bölge ve ITAB’lerinde oluşan ısı girdisiyle alakalı olarak tane büyümesi gösterilmektedir. Kaynak metali ve ITAB’de tane boyutu, ısı girdisi ile bağlantılı olarak artış göstermektedir (Lippold and Kotecki 2005).



Şekil 2.18 Kaynak İşleminde Oluşan Isı Girdisinin Tane Boyutuna Etkisi (Lippold *et al.* 1994)

### 3. MATERYAL ve METOT

#### 3.1 Deneysel Metotlar

Bu araştırmada, ASME SECTION IX standardı ve PTS (Petronas Teknik Standartları) temel alınarak; TIG (Tungsten Asal Gaz Kaynağı) ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemleri ile kaynatılmış olan, kaynaklı bağlantının mekanik özelliklerinin incelenmesi hedeflenmiştir. UNS S31803 dubleks paslanmaz çelik kaynak metal yapısında meydana gelebilecek metaller arası faz ve bileşiklerin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu amaca yönelik çalışmada ana malzeme, kaynak metali ve ITAB bölgelerin de ferrit fazı ölçümü, mikroyapısal incelemeleri, Charpy V-çentikli darbe testi, çekme ve eğme testleri, sertlik ölçümü ve korozyon direnç testi gerçekleştirilmiştir.

Bu sebeple çalışmanın materyal ve metot bölümü, çalışmada kullanılan malzemeden kaynaklı birleştirme sonrası ASME SECTION IX ve PTS standartlarına göre deney numunelerinin çıkarılmasını ve testlerin uygulanışını içermektedir.

#### 3.2 Deneysel Malzeme

##### 3.2.1 Ana Malzeme

Bu araştırmada, yapısı ferrit ve östenitten oluşan UNS S31803 dubleks paslanmaz çelik kullanılmıştır. UNS S31803 olarak dökülmüş, ASTM 240 standartları çerçevesinde plaka şekline dönüştürülmüş daha sonrada ASTM 928 standartları çerçevesinde dikişli boru olarak üretici firmadan temin edilmiştir. Deneyslerde kullanılacak dubleks paslanmaz çelik dikişli boru 21,44x323,9x250 mm boyutlarında iki parça olacak şekilde ayarlanmıştır. Dikişli dubleks paslanmaz çelik borunun kimyasal içeriği % ağırlık olarak Çizelge 3.1' de verilmektedir.

**Çizelge 3.1** UNS S 31803 Dubleks Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Birleşimi.

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



### 3.2.2 Kaynak İlave Metali

#### 3.2.2.1 TIG Kaynak İlave Metali

Çalışmada dubleks paslanmaz çelik borularının çok pasolu birleştirmelerinde başlangıç kaynakları (kök, sıcak, birinci dolgu) için SFA/AWS A5.9 ER2209 (EN ISO 14434-A W 22 8 3 N L) kodlu ESAB OK TIGROD 2209 marka 2,4x1000 mm TIG ilave metali kullanılmıştır.

Bu ilave kaynak metali yüksek genel korozyon direncine sahip olup klorür ve hidrojen sülfür içeren ortamlarda çukurcuk ve stres korozyonuna karşı yüksek direnç göstermektedir. Kaynak ilave telinin kimyasal bileşimi Çizelge 3.2’de verilmiştir.

**Çizelge 3.2** OK TIGROD 2209 TIG Kaynak Teli Kimyasal İçeriği (%ağ.).

Elementel % ağırlık									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
0,02	0,55	1,5	0,02	<0,01	22,6	8,4	3,1	0,1	0,18

OK TIGROD 2209 kaynak ilave metalinin mekanik özellikleri Çizelge 3.3’de verilmiştir.

**Çizelge 3.3** OK TIGROD 2209 TIG Kaynak Teli Bazı Mekanik Özelliği.

R <sub>p</sub> 0,2 (Mpa)	R <sub>m</sub> (MPa)	% Uzama	Tokluk (J) (-60 C <sup>0</sup> )
600	770	27	70

#### 3.2.2.2 Örtülü Elektrod Ark Kaynağı İlave Metali

Çalışmada TIG kaynak yönteminin devamında dolgu ve kapak pasoları için Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemi kullanılmıştır. Kaynak ilave metali olarak SFA/AWS A5.4 E2209-15 (EN ISO 3581-A E 22 9 3 N L B 2 2) kodlu ESAB OK 67.55 2,5x300 mm ile ESAB OK 67.55 3,2x350 mm olan iki farklı çap kullanılmıştır.

OK 67.55 dubleks paslanmaz çelikler için özel hazırlanmış bazik örtülü ilave kaynak telidir. Ergimiş kaynak metali -60C derecede yüksek süneklik sağlar. Açık deniz

uygulamaların da dubleks boruların kaynaklanması için özellikle uygundur. ESAB OK 67.55 2,5x300 mm ve 3,2x350 mm kaynak ilave telinin kimyasal birleşimi Çizelge 3.4 verilmiştir.

**Çizelge 3.4** OK 67.55 2,5x300 mm ve 3,2x350mm Örtülü Elektrod Ark Kaynak Teli Kimyasal İçeriği.

Elektrod Çapı (mm)	Elementel % ağırlık									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
2,5	0,04	0,65	0,9	0,0017	0,003	23,3	9	3,1	0,11	0,14
3,2	0,04	0,53	0,8	0,0018	0,004	23,5	9,3	3,3	0,19	0,16

OK 67.55 kaynak ilave metalinin üretici mekanik özellikleri Çizelge 3.5’de verilmiştir.

**Çizelge 3.5** OK 67.55 2,5x300 mm ve 3,2x350 mm Örtülü Elektrod Ark Kaynak Telinin Bazı Mekanik Özellikleri.

R <sub>p</sub> 0,2 (Mpa)	R <sub>m</sub> (MPa)	% Uzama	Tokluk (J) (-60 C <sup>0</sup> )
650	800	28	65

### 3.2.3 TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak Makinesi

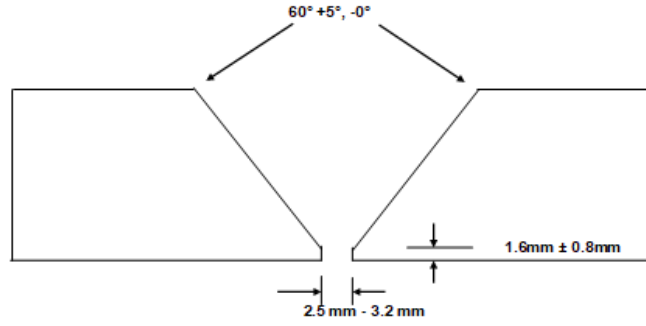
Çalışmada dubleks paslanmaz dikişli boruları birleştirmek için TIG/Örtülü Elektrod Ark Kaynak ünitesinden yararlanılmıştır. ESAB marka Origo TIG 3001i model TA24 kontrol panelli TIG/Örtülü Elektrod Ark Kaynak makinesi %35 devrede kalma oranında 300 amper akım 22 volt, %60 derede kalma oranında 240 amper akım 19,6 volt; %100 devrede kalma oranında 200 amper akım 18 volt akım ve gerilim değerleri verme kapasitesine sahiptir. Kullanılan TIG/Örtülü Elektrod Ark Kaynak makinesi Resim 3.1 de gösterilmiştir.



**Resim 3.1** TIG/Örtülü Elektrod Ark Kaynağında Kullanılan Kaynak Makinesi.

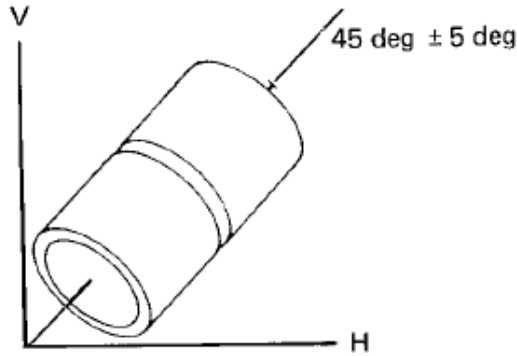
### 3.2.4 Kaynak İşlemi Öncesi Deney Numunesinin Konumlandırılması

UNS S 31803 dubleks paslanmaz dikişli boru 21,44x323,9x250 ölçülerinde kesilerek kaynak ağızları açılmıştır. Kaynak ağızları karşılıklı olarak gönye ve terazi yardımı ile hizalanarak aynı malzemedен kesilerek yapılmış ve kaynak ağızına oturacak şekilde hazırlanan parçalar yardımı ile puntalanmış ve kaynağa hazır hale getirilmiştir. Şekil 3.1’de kaynak ağızı detayı verilmiştir.



Şekil 3.1 Kaynak Ağızı Detayı.

Daha sonra ASME SECTION IX standardında belirtilen 6G pozisyonunda çalışma masasına sabitlenmiştir. Şekil 3.2’de 6G pozisyonu gösterilmiştir.



Şekil 3.2 6G Kaynak Pozisyon Detayı.

Çalışma masası karbon çeliği olup normal şartlarda dubleks paslanmaz çelik ile teması uygun değildir. Ancak numunenin temas yüzeyi test numunelerinin çıkarılması sırasında kesilerek çıkarılacağı için önemli değildir. Resim 3.2’de kaynak yapılacak numunenin konumlandırılması gösterilmiştir.



**Resim 3.2** Kaynak Yapılacak Numunenin Konumlandırılması.

### 3.2.5 Deneysel Numunelerin Birleştirilmesi ve Kaynak Parametreleri

P.T.S 20.191'e göre oksijen içeriğinin en yüksek hacimce %0.05 olması istenmektedir. Bu nedenle deneysel numunesinin her iki tarafında baraj oluşturulmuş kaynak yapılacak yüzeyde kağıt bant ile kapatılarak içine %99,9 saflıkta 25L/dk debi ile Ar gazı gönderilmiş bu sayede kök koruması sağlanmıştır. Bu işlem kaynak sonlanana kadar devam etmiştir. Argon debisi ve Oksijen içerikleri Resim 3.3'de gösterilmiştir.



**Resim 3.3** Hacimce % Oksijen İçeriği Tespiti İçin Kullanılan Düzenek.

Uygun şartlar sağlandıktan sonra kök pasodan başlanarak, sıcak paso ve bir dolgu pasoları TIG kaynak yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. TIG kaynak yönteminde %99,9 saflıkta Ar gazı 15 L/dk debi ile kullanılmıştır.

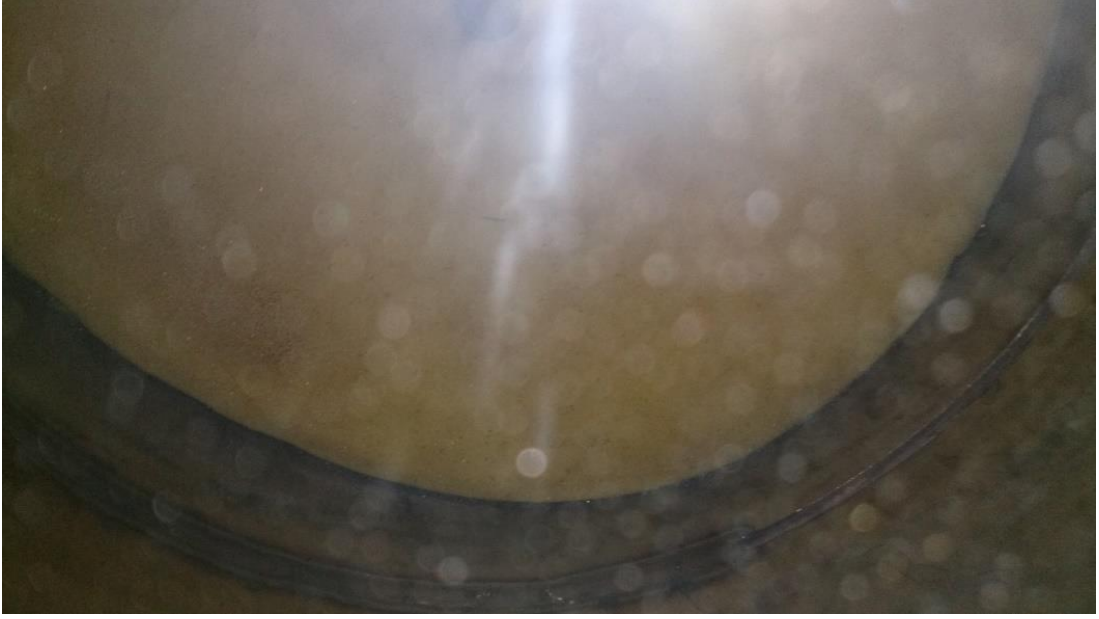
Kırmızı renk kodlu WT20 2,4x175 mm %2 Toryum alaşımlı Tungsten elektrod kullanılmıştır. Resim 3.4-3.7’de TIG kaynak yöntemi ve bu kaynak yöntemi ile gerçekleştirilmiş pasolar gösterilmiştir.



**Resim 3.4** TIG Kaynak Yöntemi ile Yapılan Kök Pasonun Düzenek İçinden Görünümü.



**Resim 3.5** TIG Kaynak Yöntemi ile Birleştirme Yapılırken Dışarıdan Görüntüsü.



**Resim 3.6** TIG Kaynak Yöntemi ile Tamamlanmış Kök Paso.

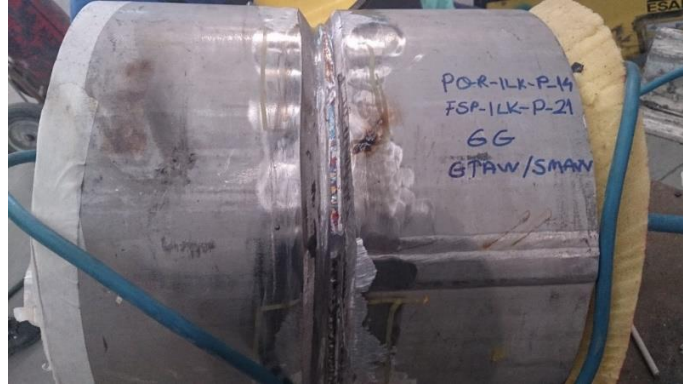


**Resim 3.7** TIG Kaynak Yöntemi ile Yapılmış Kök Paso Görünümü.

TIG kaynak yöntemi ile tamamlanan üç kaynak paso katmanı sonrası Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemine geçilerek kaynak işlemine devam edilmiştir. Resim 3.8-3.9’da Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemi ve bu kaynak yöntemi ile gerçekleştirilmiş pasolar gösterilmiştir.

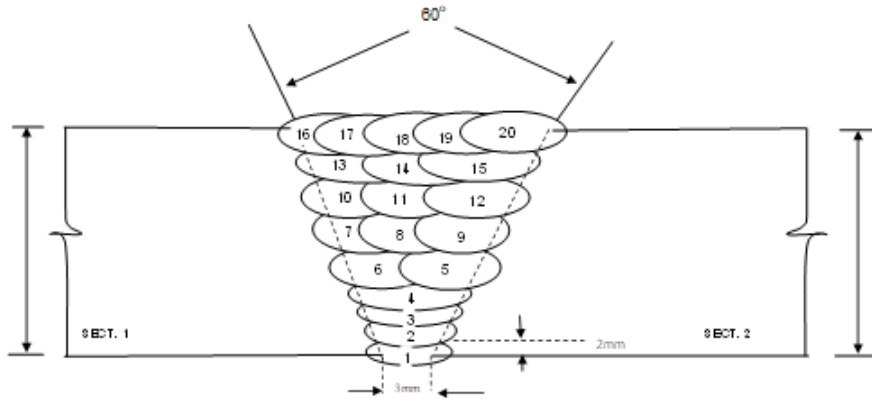


**Resim 3.8** Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ile Devam Eden Birleştirme.



**Resim 3.9** Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ile Gerçekleştirilmiş Dolgu Paso.

TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemleri ile gerçekleştirilmiş olan birleştirmenin kaynak paso katmanları ve kaynak paso detayı Şekil 3.3’de gösterilmiştir.



**Şekil 3.3** Kaynak Katları ve Pasoları.

Çalışmada yürütülen TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemlerinin her paso kaynakların da amper, voltaj, zaman ve pasolar arası sıcaklık gibi parametrelerin kayıtları tutularak Çizelge 3.6’da verilmiştir.

**Çizelge 3.6 Kaynak Parametreleri.**

Kaynak Katı	Kaynak Pasosu	Kaynak Yöntemi	Kaynak Pozisyonu	Kaynak İlave Metali Çapı (mm)	Kaynak İlave Metal Kodu	Elektriksel Yüğü	Amper	Volt	Zaman(sn)	Çap(mm)	İlerleme Hızı(mm/dk)	Isı Girdisi(KJ/mm)	Pasolar arası sıcaklık(C°)
1	1	TIG	6G	2,4	ESAB OK TIGROD 2209	DC -	100	10,6	1480	1017	41,23	1,08	-
2	2	TIG	6G	2,4	ESAB OK TIGROD 2209	DC -	150	11,8	745	1017	81,91	0,91	75C°
3	3	TIG	6G	2,4	ESAB OK TIGROD 2209	DC -	150	12	720	1017	84,75	0,89	120C°
4	4	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	85	23,1	738	1017	82,68	1,14	85C°
5	5	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	85	24	680	1017	89,74	1,09	110C°
5	6	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	85	23,2	640	1017	95,34	0,99	100C°
6	7	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	80	23,9	678	1017	90	1,02	80C°
6	8	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	80	24,2	686	1017	88,95	1,04	95C°
6	9	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	80	23,4	704	1017	86,68	1,04	100C°
7	10	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	83	24,1	690	1017	88,43	1,09	115C°
7	11	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	83	23,3	710	1017	85,94	1,08	90C°
7	12	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	83	23,4	687	1017	88,82	1,05	90C°
8	13	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	92	23,6	640	1017	95,34	1,09	110C°
8	14	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	92	24,6	632	1017	96,55	1,13	110C°
8	15	SMAW	6G	3,2	ESAB OK 67.55	DC +	79	24,4	678	1017	90	1,03	115C°
9	16	SMAW	6G	2,5	ESAB OK 67.55	DC +	79	23,9	681	1017	89,60	1,01	120C°
9	17	SMAW	6G	2,5	ESAB OK 67.55	DC +	75	22,4	902	1017	67,65	1,19	130C°
9	18	SMAW	6G	2,5	ESAB OK 67.55	DC +	75	22,2	895	1017	68,18	1,17	125C°
9	19	SMAW	6G	2,5	ESAB OK 67.55	DC +	75	22,2	890	1017	68,56	1,17	110C°
9	20	SMAW	6G	2,5	ESAB OK 67.55	DC +	75	22,6	876	1017	69,66	1,17	120C°





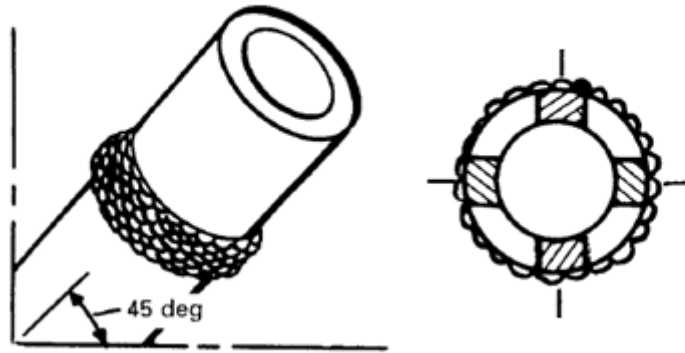
Penetrant yapılacak bölge önce temizlenmiş daha sonra penetrant sıvısı püskürtülerek 20 dakika beklenmiştir. Penetrant sıvısının oluşmuş olabilecek yüzey hatalarının içine girmesi beklendikten sonra dikkatli bir şekilde ara yıkama gerçekleştirilmiştir. Ara yıkama sayesinde yüzey hataları haricinde fazlalık olan penetrant sıvısı temizlenmiştir. Ara yıkama sonrası geliştirici kullanılarak penetrant sıvısının yüzey hatalarından dışarıya çıkması amaçlanmıştır. Yapılan test sonrası herhangi bir hata tespit edilmemiştir.

Muayene sonuçlarında herhangi bir hata tespit edilmeyen numune mikroyapı incelemesi, ferrit miktarının tespiti, mekanik özelliklerinin ve korozyon direncinin belirlenmesi amacı ile ASME SECTION IX ve PTS standartlarında belirtilen ölçülerde ve sayıda numuneler çıkarılmıştır.

### 3.3.1 Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmenin Mikroyapı İncelemeleri

Çalışmada ana malzeme ve kaynak bölgesini içeren numune ASME SECTION IX standardına göre belirlenerek çıkartılmıştır. Şekil 3.4' de bu bölgeler gösterilmiştir.

#### 45 Dereceyle Sabitlenmiş Boru



Şekil 3.4 ASME SECTION IX Standartı Mikro; Sertlik ve Korozyon Testleri İçin Numune Alınabilecek Bölgeler.

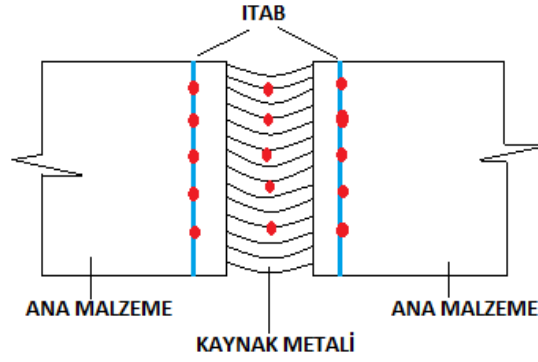
Numunenin mikro yapısının incelenmesinde Kozo Stereo mikroskobu ve Kozo ters metal mikroskobundan 100X ve 500X büyültmeler için yararlanılmış; Nikon Eclipse MA100 optik mikroskobu ile Olympus BX60 optik mikroskoplarından 50X, 100X,

200X, 500X ve 1000X büyütme için yararlanılmıştır.

Bu incelemeler için hazırlanan numune sırasıyla 400, 600, 800,1200 numaralı zımparalarla zımparalanmış ardından alümina oksit pastası ile parlatma çuhasında parlatılmıştır. Dağlama işlemi eşit hacimli HNO<sub>3</sub>+HCl+H<sub>2</sub>O karışımı ile yapılmıştır.

### 3.3.2 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Delta Ferrit Miktarını Tespiti

Kaynaklı birleştirmeden ASTM E562 standardına göre manyetik yöntem ile sağ ITAB bölgesi, kaynak metali ve sol ITAB bölgesi olmak üzere her bölgeden beş adet nokta ölçümü yapılarak toplamda 15 noktadan ölçüm alınarak % $\delta$ -ferrit fazı miktarları tespit edilmiştir. Şekil 3.5’de % $\delta$ -ferrit değerleri alınan bölgeler verilmiştir.



Şekil 3.5 %  $\delta$ -Ferrit Ölçümü Alınan Bölgeler.

$\delta$ -Ferrit faz miktarı manyetik ferrit ölçüm cihazı Ferritscope FMP30 ile belirlenmiş olup Resim 3.11’de gösterilmiştir. Cihaz %  $\delta$ -Ferrit değeri ve ferrit numarası olmak üzere iki farklı ölçüm yapabilmektedir. Ölçüm aralığı %0,1-%80  $\delta$ -Ferrit (0,1-110 FN) aralığındadır.



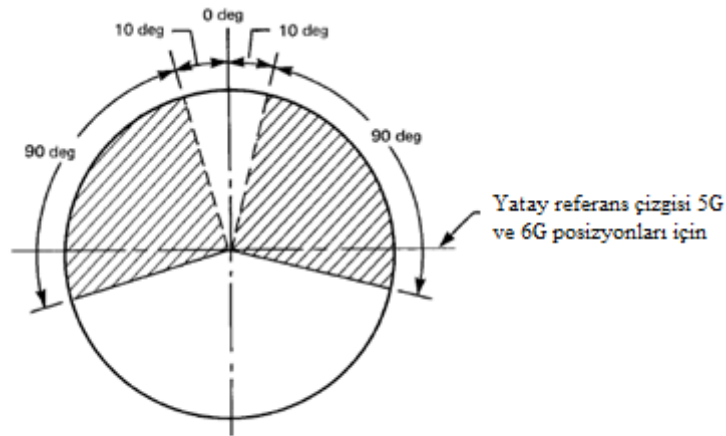
**Resim 3.11** Ferrit Ölçüm Cihazı.

### 3.3.3 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Mekanik Testleri

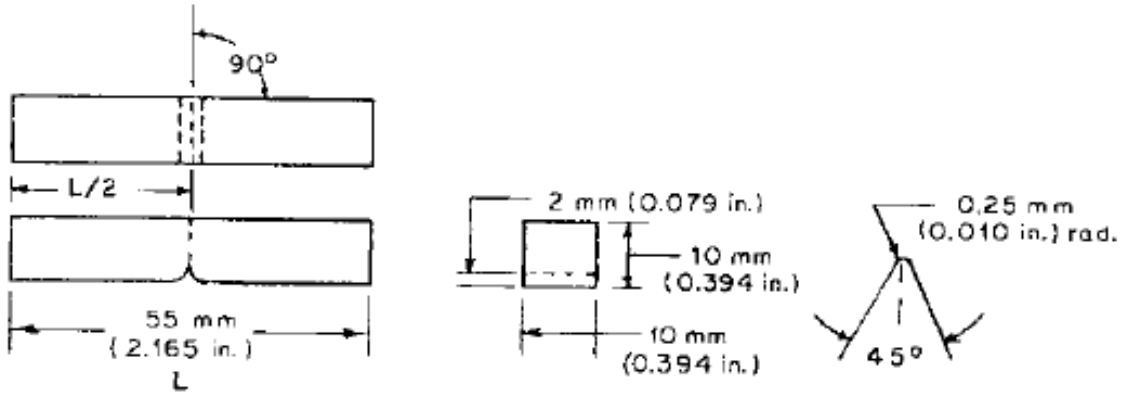
Çalışmada kullanılan iki farklı kaynak yönteminin mekanik özelliklerine etkisi incelemek üzere yapılmıştır. Mekanik testler; Charpy V-çentikli darbe deneyi, çekme deneyi, eğme testleri ve sertlik ölçümü olarak dört başlıkta yapılmıştır.

#### 3.3.3.1 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Charpy V-çentik Darbe Testi

Dubleks paslanmaz çeliğin iki farklı kaynak yöntemi ile kaynatılmasının tokluğuna etkisi incelenmiştir. Bu amaçla Şekil 3.6'da yer alan bölgelerden ASME SECTION IX a göre parçalar kesilmiştir. Daha sonra bu parçalar Şekil 3.7'de boyutları 10x10x55 mm verilen kaynaklı numune ASTM A370 ve ASTM E23 standartlarına göre her bölgeden üç numune hazırlanmıştır.

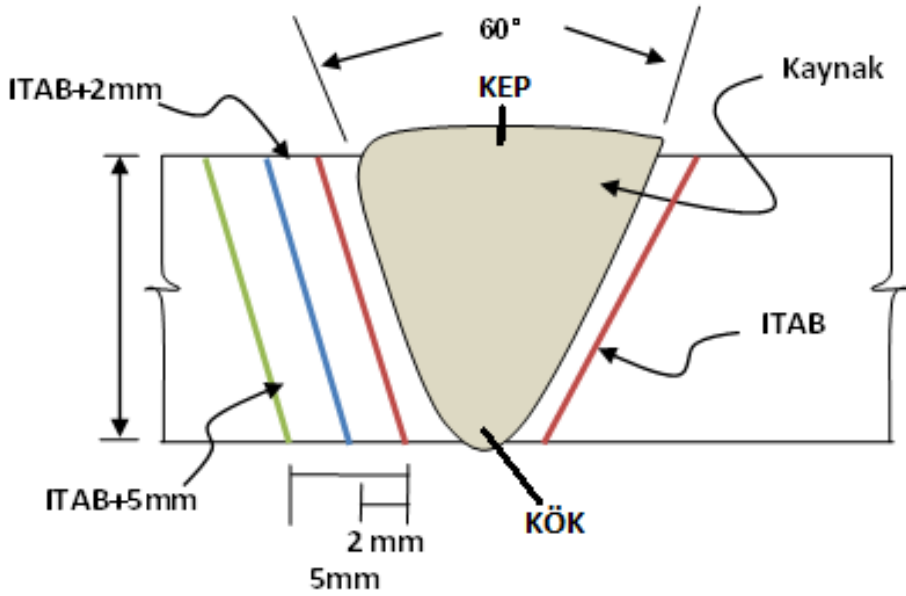


**Şekil 3.6** Charpy V-çentikli Darbe Testi Numune Alınabilecek Bölgeler.

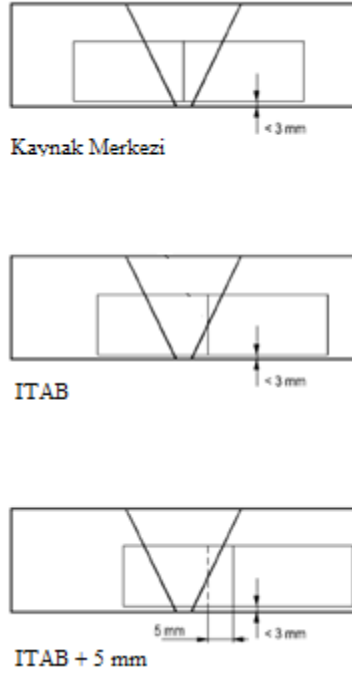


Şekil 3.7 Charpy V-çentikli Darbe Test Numune Boyutları.

Numune çıkartıldıktan sonra test yapılacak olan bölgeler PTS 20.191 ve PTS 31.40.20.34 standartlarına göre kaynak merkezi kep ve kök olarak ayrılmış ayrıca ITAB; ITAB+2 mm; ITAB+5 mm olmak üzere toplam beş bölgeye ayrılmıştır. Bu bölgeler Şekil 3.8-3.9'da gösterilmiştir.



Şekil 3.8 P.T.S 20.191 Standardına Göre Test Yapılacak Bölgeler.



Şekil 3.9 PTS 31.40.20.34 Standardına Göre Test Yapılacak Bölgeler.

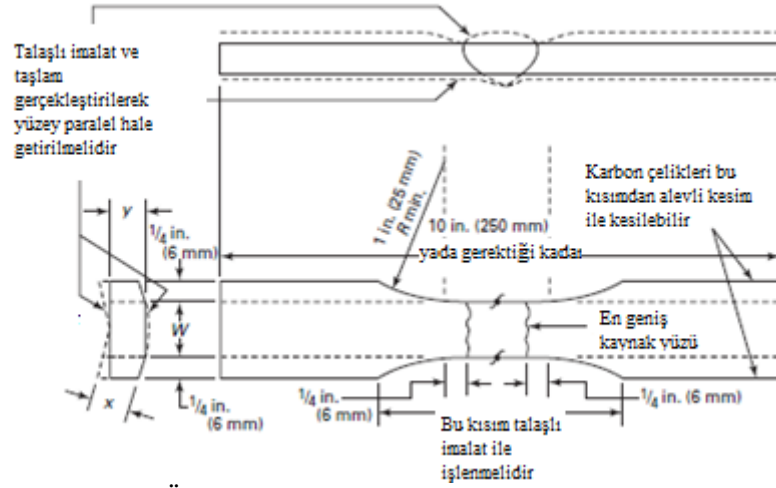
Hazırlanan 15 adet numune çalışma ve imalat dizaynı uyarınca sızdı azot yardımı ile  $-50 \pm 1^\circ$  sıcaklıkta Resim 3.12’de gösterilen Instron 450 MPX 3630 marka çentik darbe deney cihazında test edilmiştir.



Resim 3.12 Çentik Darbe Test Cihazı.

### 3.3.3.2 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Çekme Testi

Çekme testi numuneleri Şekil 3.10'da verilen ASME SECTION IX standardına göre iki adet hazırlanmıştır.



Şekil 3.10 Çekme Numuneleri Ölçüleri.

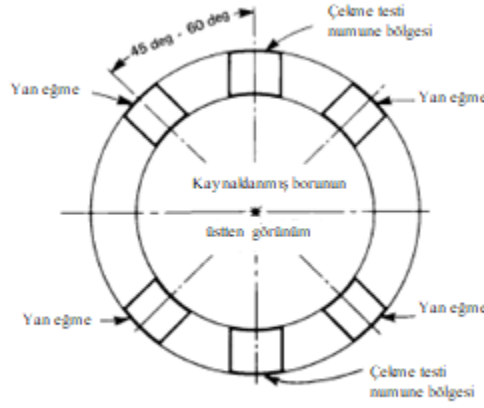
Çekme kesit alanları 19,99x19,1 ve 19,96x19,08 mm olan iki numune  $20 \pm 1^\circ$  de 3mm/dak hız ile Resim 3.13'de gösterilen Instron 5989 L3619 marka çekme ve eğme test cihazında test edilmiştir. Cihaz 600 kN kapasiteye sahip olup  $\pm 0,5\%$  ölçüm doğruluğu vardır.



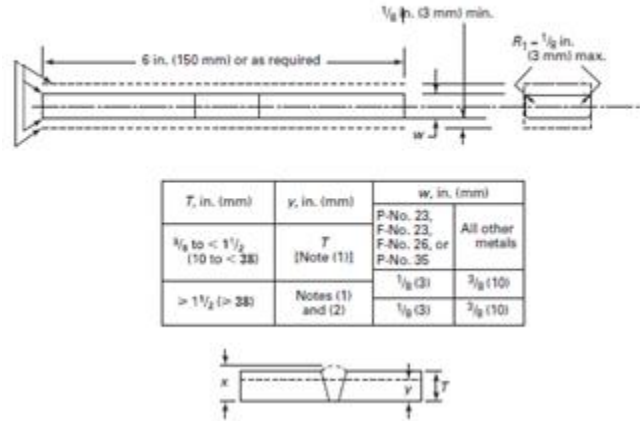
Resim 3.13 Çekme Testi Deney Cihazı.

### 3.3.3.3 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Eğme Testi

Eğme test numuneleri Şekil 3.11’de gösterilen bölgelerden; Şekil 3.12’de gösterilen boyutlarda da dört adet yan eğme numunesi hazırlanmıştır. Numune ölçüleri ASME SECTION IX standardına göre 10x21.4x150mm olarak belirlenmiştir.



Şekil 3.11 Yan Eğme Numuneleri Çıkartılabilecek Bölgeler.



Şekil 3.12 Eğme Testi Hazırlama Ölçüleri.

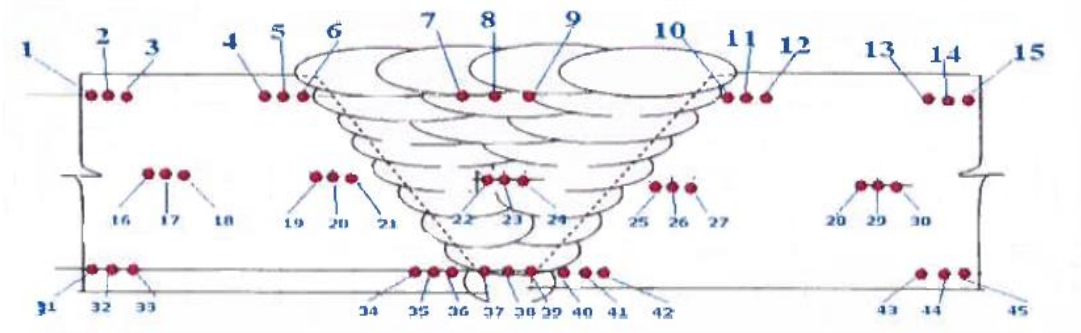
Test  $20 \pm 1^\circ$  de mandrel çapı 40 mm mandreller arası mesafe 69 mm eğme açısı  $180^\circ$  de Instron 5989 L3619 marka çekme ve eğme test cihazında test edilmiştir.

### 3.3.3.4 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Sertlik Ölçümü

Kaynaklı deney numunesinin; iki kaynak yöntemi ile oluşturulmuş kaynak dolgu metali,



ITAB bölgesi ve ana malzeme olmak üzere toplam 45 noktadan sertlik ölçümleri ASME SECTION IX standardına göre gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.13’ de sertlik ölçümü alınan bölgeler gösterilmiştir.



Şekil 3.13 Sertlik Ölçümü Yapılan Bölgeler.

Vickers Sertlik taramaları HV50gr-10kg yük kapasiteli QNESS Q 10M Otomatik Vickers Sertlik Ölçüm cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Resim 3.14’de sertlik ölçüm cihazı görülmektedir.

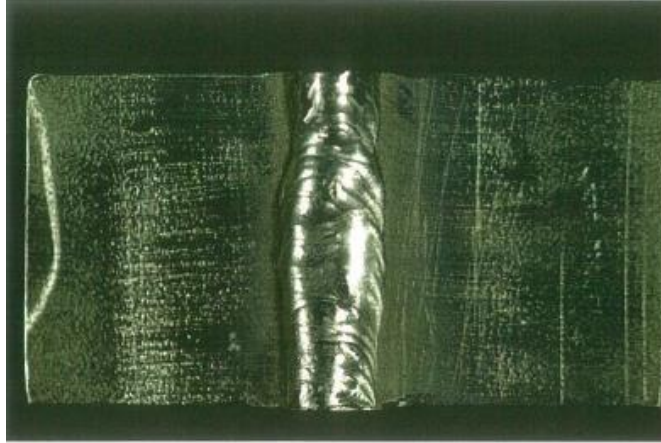


Resim 3.14 Vickers Sertlik Ölçüm Cihazı.

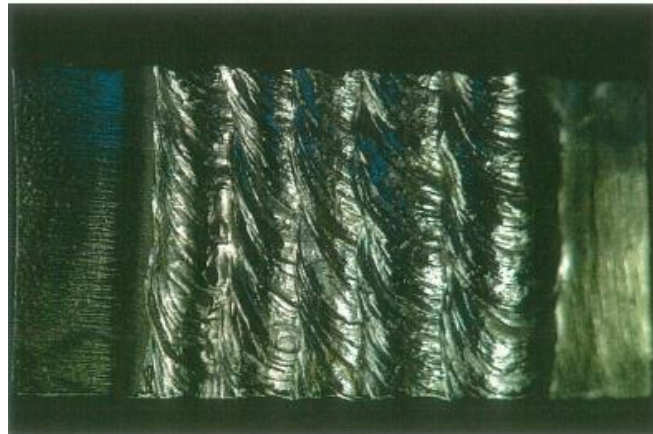
### 3.3.4 Ana Malzeme ile Kaynak Metalinin Korozyon Direnç Testi

PTS 31.40.20.34 ve ASTM G48-11 Method A standartlarına göre kaynaklı numune ve ana malzemeye ağırlık kaybı testi uygulanmıştır.

Numune Resim 3.15-3.16'da gösterildiği üzere 50x25x21.4mm kesilmiş daha sonra 1200 numara zımpara ile taşlanmış magnezyum oksit pasta ile iyice temizlenmiştir. Bu işlemlerden sonra numune ölçüleri 49,7x25,2x19,4 mm olarak ölçülmüştür. Numune toplam yüzey alanı 54,11 cm<sup>2</sup> olarak hesaplanmıştır. Hassas terazi yardımı ile ağırlığı 207,940 g olarak ölçülmüştür. Test 20±1° de 600 ml FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O çözeltide 24 saat bekletilerek gerçekleştirilmiştir ve tekrar ağırlığı ölçülerek kayıp miktarı tespit edilmiştir.



**Resim 3.15** Korozyon Testi Öncesi Kök Paso Görünümü.



**Resim 3.16** Korozyon Testi Öncesi Kapak Paso Görünümü.

## 4. BULGULAR

Bu çalışmada TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemiyle çok pasolu olarak birleştirilen UNS S31803 (2205) dubleks paslanmaz çelik borunun; iki farklı kaynak yönteminin değişken ısı girdileri sebebi ile kaynak metalinde oluşan fazlara, mekanik özelliklerine ve korozyon direncine etkileri araştırılmıştır.

2205 dubleks paslanmaz çeliğin kaynağında oluşan fazların tespiti ve etkilerinin belirlenmesinde yararlanılan yöntemler ASTM A923 standardında belirtilmektedir. Bu standarda göre kaynak metalindeki fazların belirlenmesinde kullanılan yöntem mikroyapısal incelemedir. Aynı zamanda bu fazlardan manyetik karakterde olanların tespitinde Ferritemeter manyetik faz ölçüm cihazları kullanılmaktadır.

Bu çalışmada, kaynak sonrası farklı soğuma hızları ve farklı kaynak yöntemleri kullanılarak elde edilen kaynaklı deney numunelerinin kaynak metalinde oluşan manyetik karakterde olan delta ferrit fazı Image Analysis (faz analizi) yönteminin yanı sıra Ferritemeter ile ölçülerek belirlenmiş ve sonuçlar karşılaştırılmıştır.

ASTM A923 standardında, dubleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde kaynak metalindeki zararlı fazların kaynak metalinin mekanik özelliklerine etkisi, darbe testi ile belirlenmesi önerilmektedir. Ayrıca, birleştirmelerin ana malzeme ve kaynak metalindeki farklı fazların sertlik ölçümleri de yapılmıştır.

Bununla birlikte; ASTM A923 standardında, dubleks paslanmaz çelik kaynak metalindeki zararlı fazların kaynak metalinin korozyon özelliklerine etkisinin tespiti için korozyon (ağırlık kaybı) testi önerilmektedir. Bu sebeple çalışmada elde edilen kaynaklı numunelerin korozyon dirençlerindeki değişimler korozyon testi ile belirlenmiştir.

### 4.1 Dubleks Paslanmaz Çelikte Fazların Tespiti

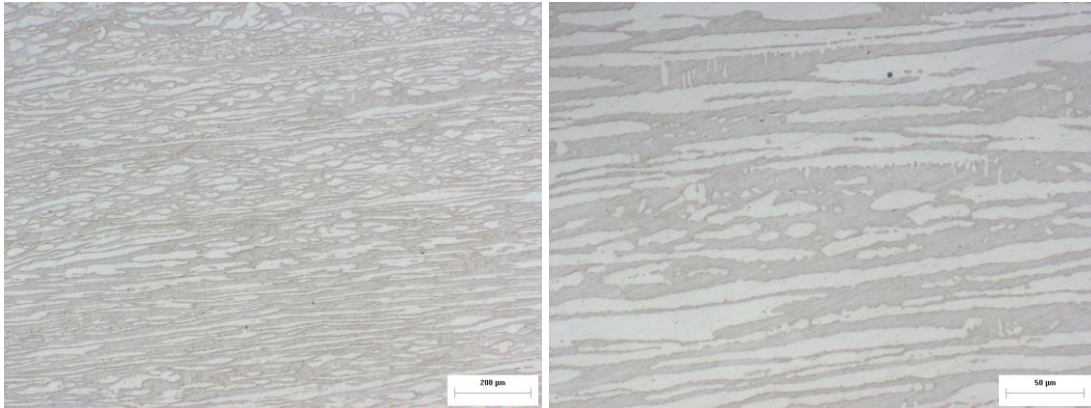
Ana malzeme ve kaynak metalindeki fazların belirlenmesinde delta ferrit ölçümleri kullanılarak faz analizleri yapılmıştır. Fazların oranlarının belirlenmesi, yapıyı oluşturan

fazların hacimsel oranını metalografik olarak incelenmesi ile manyetik fazların ferrit ölçüm teknikleriyle ölçülerek doğrulanması esasına dayanmaktadır.

#### **4.1.1 UNS S31803 Dupleks Paslanmaz Çelik Ana Malzemenin Mikroyapı İncelenmesi**

UNS S31803 dupleks paslanmaz çelik ana malzemenin kaynak öncesi mikroyapı görüntüleri incelenmiştir. Dupleks paslanmaz çelik ana malzeme mikroyapı görüntüleri Resim 4.1’de gösterilmiştir. Resim 4.1’de görülen açık renkli fazlar östeniti, koyu renkli fazlar ise  $\delta$ -ferriti göstermektedir. Östenit ve  $\delta$ -ferritin hadde yönüne doğru lameller şeklinde yönlendiği görülmektedir.

Yapıdaki fazların ve hadde yönünün etkisinin daha net görülebilmesi için ana malzeme farklı büyütmelerde mikroyapısal olarak görüntülenmiştir.

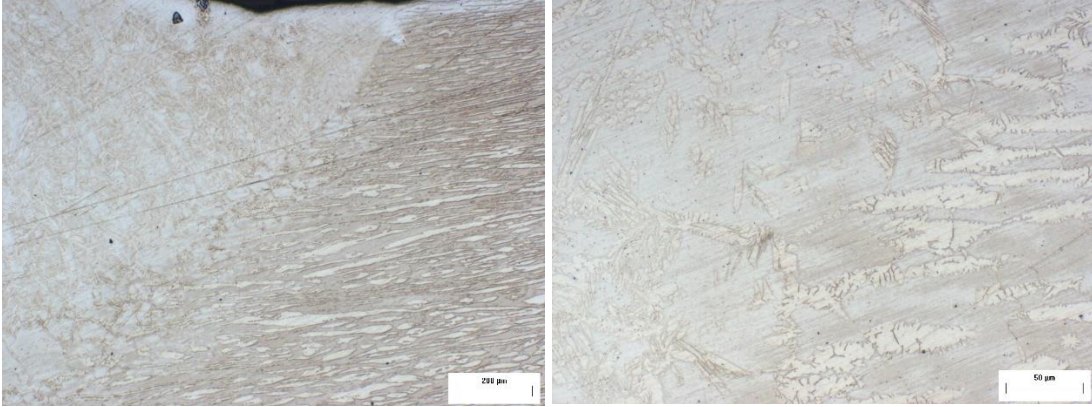


**Resim 4.1** Ana Malzemeye Ait 50x ve 200x Büyütmeli Mikroyapı.

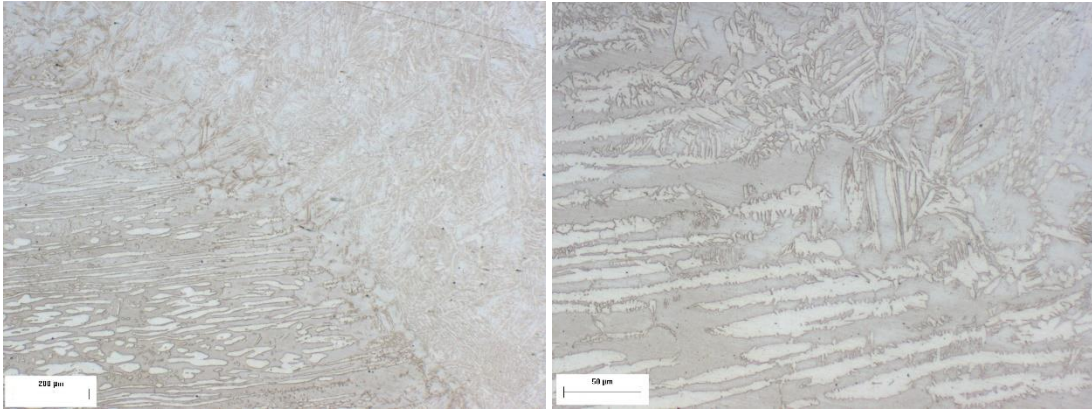
#### **4.1.2 Kaynaklı Birleştirmenin Mikroyapı İncelemeleri**

Çalışmada TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemleri ile ER 2209 ile E2209-15 kodlu kaynak ilave (dolgu) metali kullanılmıştır. Çoklu pasolu olarak birleştirilen deney numunelerinin kaynak metali yapısındaki ferrit-östenit oranına etki eden başlıca parametreler içerisinde çeliğin kimyasal bileşimi, kaynak ısı girdisi ve kaynak sonrası soğuma hızlarına bağlı olarak kapak pası, dolgu pası, ITAB bölgesi, ITAB+2, ITAB+5, TIG ve Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemlerinin birleşme noktalarından 50x, 100x,

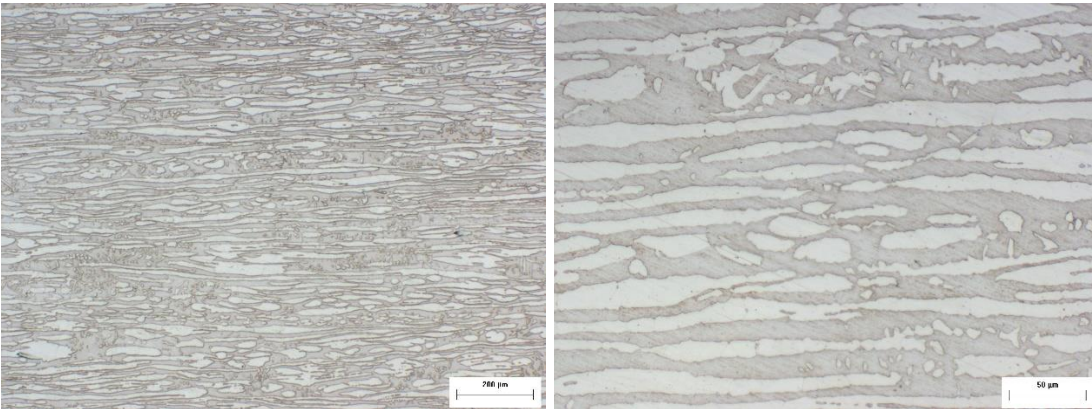
200x, 500x ve 1000x lik büyütme ile mikroyapıları incelenmiştir. Resim 4.2-4.9 da alınan bölge ve büyütme oranları verilmiştir.



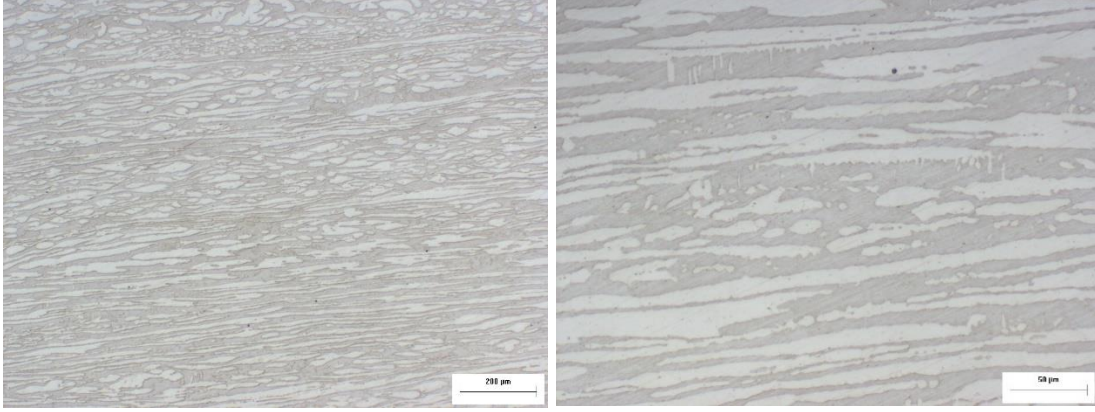
**Resim 4.2** Kapak Paso Kaynağı, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); Kapak Paso ITAB Bölgesi 200x Büyütmeli Mikroyapı (sağda).



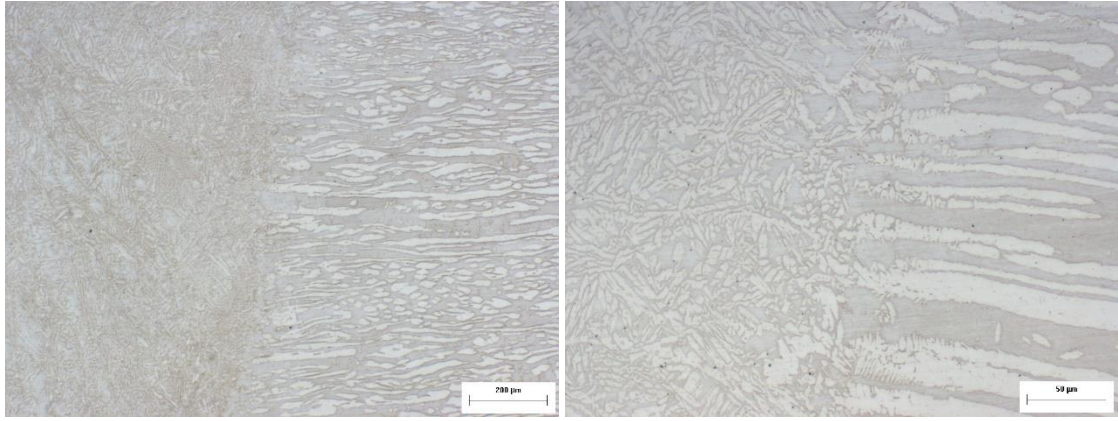
**Resim 4.3** Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ile Gerçekleştirilmiş Dolgu Paso, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda).



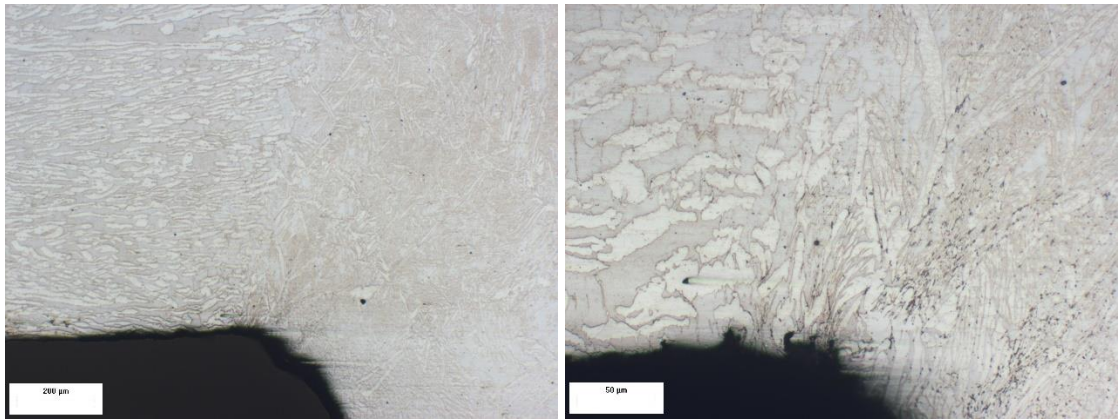
**Resim 4.4** ITAB+2 ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB+2 Ait 200x Büyütmeli Mikroyapı (sağda).



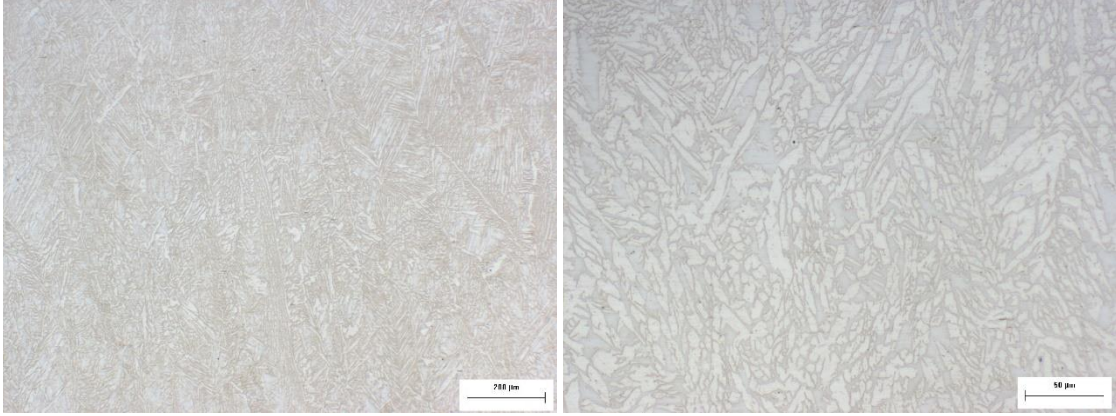
**Resim 4.5** ITAB+5 ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB+5 Ait 200x Büyütmeli Mikroyapı (sağda).



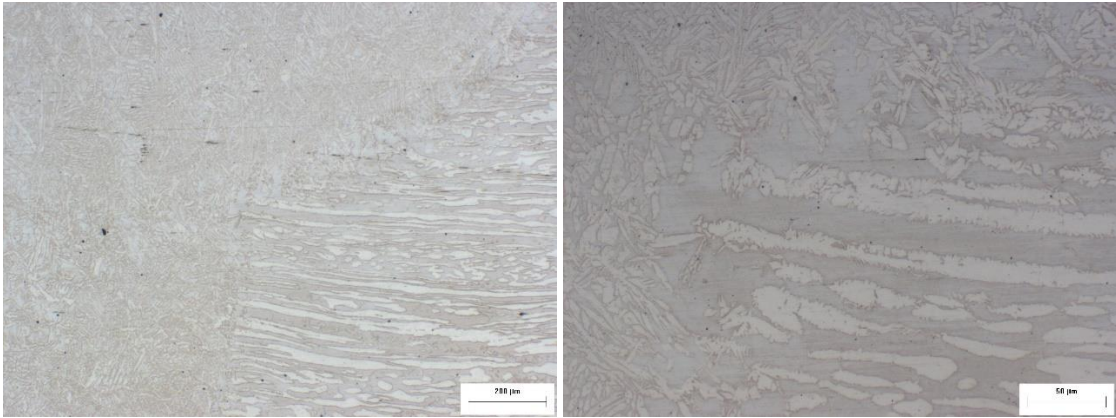
**Resim 4.6** Sıcak Paso Kaynağı, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda).



**Resim 4.7** Kök Paso Kaynak, ITAB ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı; ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda).



**Resim 4.8** TIG Kaynak Yöntemi ile Gerçekleştirilmiş Kök Paso Kaynağı 50x ve 200x Büyütmeli Mikroyapı.



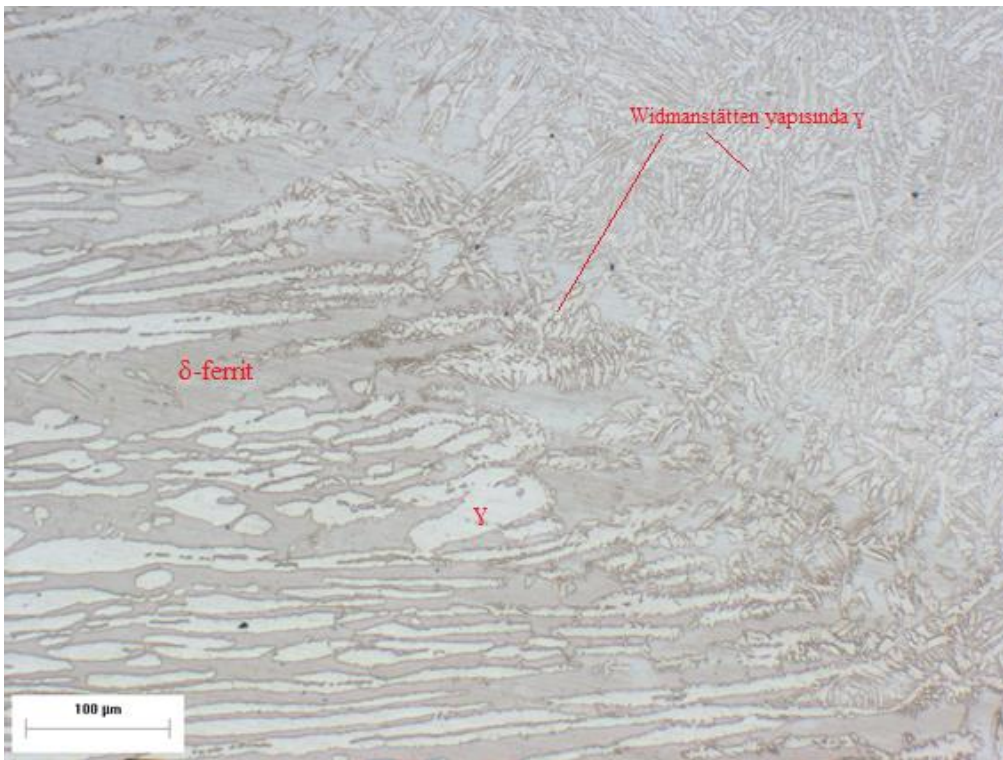
**Resim 4.9** TIG Kaynak Yöntemi, Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi ve Ana Malzemeye Ait 50x Büyütmeli Mikroyapı (solda); İki Farklı Kaynak Yöntemi Sonucu Oluşan ITAB'nin 200x Büyütmeli Mikroyapısı (sağda).

Genel olarak;  $\delta$ -ferrit, ITAB, ana malzemede ve kaynak metalinde koyu renkli olarak görülmektedir. Açık renkli yapılar ise östenit fazını ifade etmektedir. ITAB'a kadar hadde yönünü koruyan ana malzeme yapısında ITAB'ın başlamasıyla  $\delta$ -ferrit taneleri toparlanmaya başlamaktadır. Geçiş bölgesinden itibaren sıvı kaynak metal,  $\delta$  ferrit tanelerinden çekirdeklenerek katılaşmasını sürdürmektedir. ITAB+5 bölgesinden kaynak metalinde doğru gidildikçe ikincil östenitik yapı dendrit kolları şeklinde uzamıştır.

PTS 31.40.20.34 baz alındığında  $1 \text{ mm}^2$  lik alanda hacimce %0,5 intermetalik faz veya üçüncü faz çökeltileri (sigma fazı vb.) birbiri ile fiziki teması olamamakla beraber aynı zamanda tane sınırlarında da sürekli veya film tabakası halinde bulunmamaktadır. Bu

nedenle mikroyapının incelenmesi sonucunda standartlara uygun ve beklenen yapıda mikroyapı oluşumu gözlemlenmiştir.

Kaynak işlemi gerçekleştirilen SAF 2205 dubleks paslanmaz çeliklerde, ergiyik bölgede Widmanstätten yapısında  $\gamma$  oluştuğu görülmüştür (Young *et al.* 2007). Soğuma hızının yüksek olduğu durumda ergiyik bölgede delta ferrit fazının oluşum miktarı çok fazladır. Bu bölgede gerçekleşen faz dengesindeki bozulma; esas malzemeye kıyasla, ergiyik bölgede düşük N içeriği nedeniyle ortaya çıkmaktadır (Young *et al.* 2007). Resim 4.10'da görülen kaynak dikişinde Widmanstätten yapısında  $\gamma$  oluştuğu gözlenmiştir.



**Resim 4.10** ITAB ve Kaynak Dolgu Metalinde Oluşan Widmanstätten  $\gamma$  Yapısı.

Kaynak dikişinden uzaklaştıkça ısı etkisi, malzemenin ısı iletim katsayısına bağlı olarak azalmaktadır. Bunun sonucu olarak kaynak bölgesinden ana malzemeye doğru yapısal farklılıklar görülmüştür. Yapılar Widmanstätten  $\gamma$  -  $\delta$ -ferrit fazlarından normal östenit ve  $\delta$ -ferritte doğru ilerlemektedir. ITAB de bu dönüşüm kısmı olduğundan dolayı çok iyi gözlemlenebilmektedir.



ITAB'a kadar hadde yönünü muhafaza eden ana malzeme yapısında ITAB'ın başlamasıyla  $\delta$ -ferrit taneleri toparlanmaya başlamakta ve geçiş bölgesine doğru iri taneli yapıya dönüşmektedir. Geçiş bölgesinden itibaren sıvı kaynak metali,  $\delta$ -ferrit tanelerinden çekirdeklenerek katılaşmasını sürdürmektedir. Kaynak metalinde delta ferrit, tane sınırlarında östenitik yapı bir ağ tabakası şeklindedir. Tane sınırlarından tane içlerine doğru dendrit kolları şeklinde östenitik yapıdaki kollar uzamıştır.

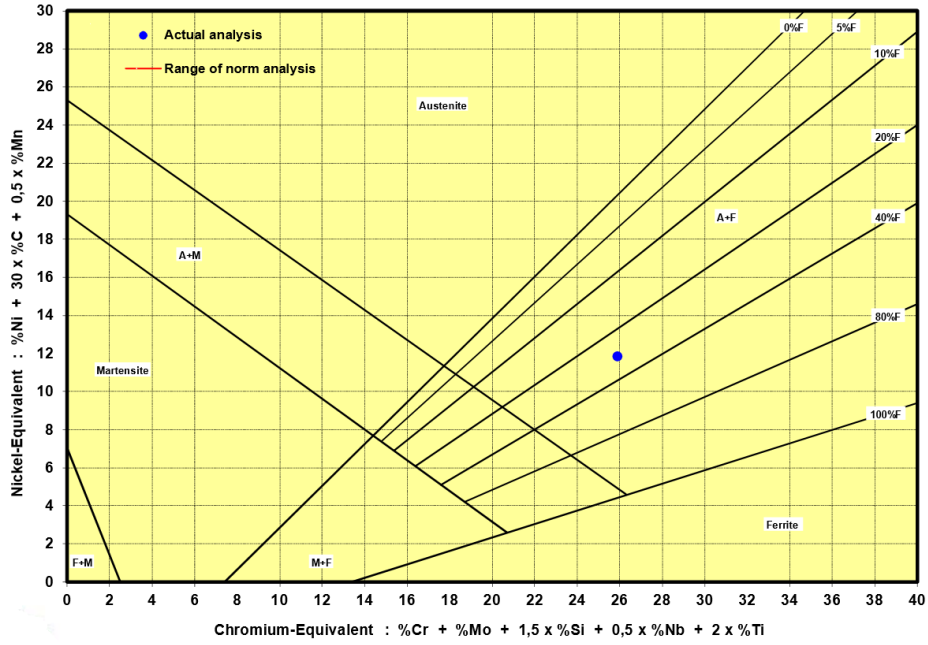
Soğuma sırasında ikincil fazların oluşum sıcaklığı olan 650-900°C aralığına maruz kalan bölümlerde ikincil fazlar çekirdeklenir. 900°C'de  $\sigma$  fazı,  $\delta/\gamma$  tane sınırlarında oluşur ve  $\delta$ -ferrit içine doğru büyür. Bu durum, sertlik değerlerinin de artmasına neden olmaktadır. 750°C'de ikincil fazlar daha düşük oranda ve daha küçük boyutta oluşmaktadır. Oluşum  $\delta/\gamma$  tane sınırlarındadır. 650°C'de ise  $\delta/\gamma$  ve  $\delta/\delta$  faz sınırlarında ikincil fazların oluşumu için gereken süre fazladır (Chen *et al.*2002).

Kaynak işleminden sonra soğuma sırasında ikincil fazların oluşumu ITAB'nin kaynak dikişine yakın bölümlerinde gözlemlenebilmektedir. Ancak çalışmada ısı girdisi ve pasolar arası sıcaklık kontrol edilerek kaynak işlemi gerçekleştirildiğinden dolayı oluşabilecek ikincil fazlar en aza indirgenmeye çalışılmıştır. Ayrıca çoklu paso sayesinde bir önceki kaynağın bir nevi ısı işlem gördüğü düşünüldüğünde ilk kaynak sırasında oluşabilecek ikincil fazlar yeni kaynak sırasında çözünerek arta kalan ikincil faz miktarının büyük ölçüde giderildiği düşünülmektedir.

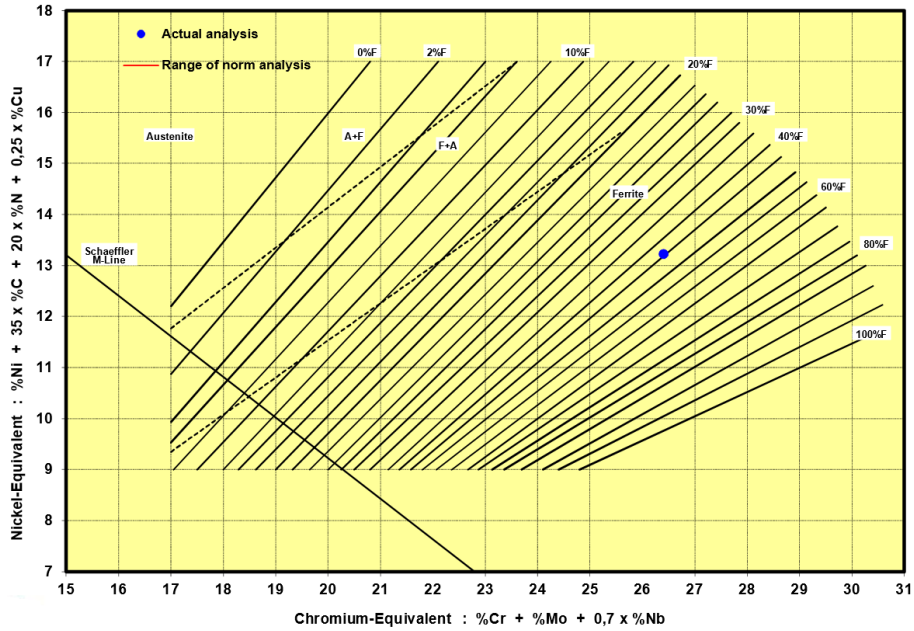
#### **4.2 Dupleks Paslanmaz Çeliğin Ferrit Ölçümü Sonuçlarının İncelenmesi**

Ana malzeme ve kaynak metalindeki fazların miktarının belirlenmesi, mikroyapısal karakterizasyon ve manyetik ölçüm teknikleriyle yapılabilmektedir. Ayrıca kaynak metalinin mikroyapısını oluşturan fazların miktarının tahmini için geliştirilmiş Scheaffler, Delong ve WRC tahmin diyagramlarından da yararlanılmaktadır. Bu diyagramlar kaynak parametrelerinin ve kimyasal bileşiminin değişmediğini varsayarak tahmin ileri sürdükleri için değerlendirme sürecinde tercih edilebilirler. Ana malzeme için Scheaffler diyagramı temel alınmış olup Şekil 4.1 de gösterilmiştir. Kaynak dolgu elektrodu ile kaynak dolgusu için ise WRC diyagramı daha detaylı bir sonuç

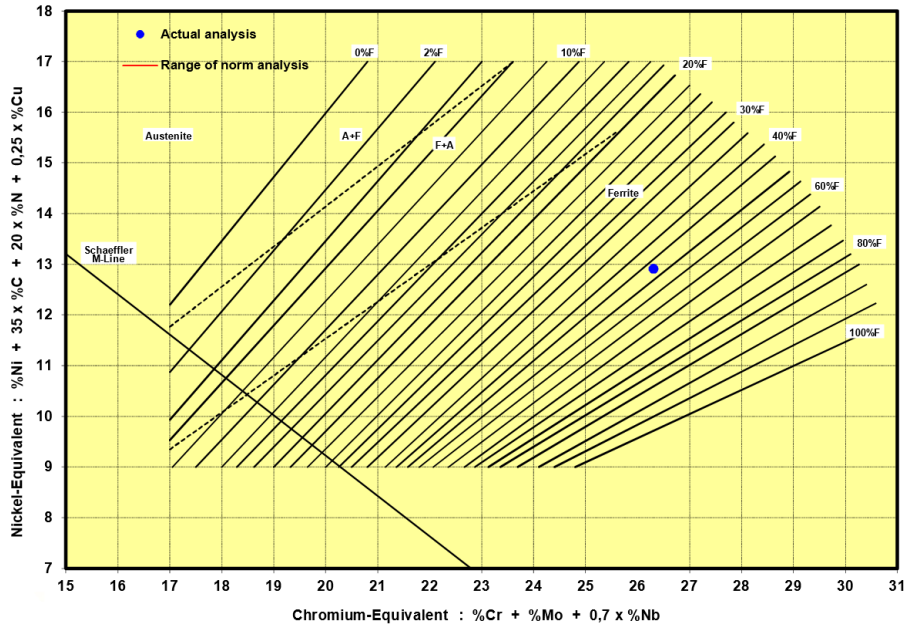
verdiğinden dolayı tercih edilmiş ve Şekil 4.2 ve Şekil 4.3 te detaylı inceleme sonuçları gösterilmiştir.



Şekil 4.1 UNS S 31803 Malzemeye Ait Schaeffler Diyagramı.



Şekil 4.2 SFA/AWS A5.4 E2209-15 Kodlu Esab OK 67.55 2,5 mm Elektroda Ait WRC-1992 Diyagramı.



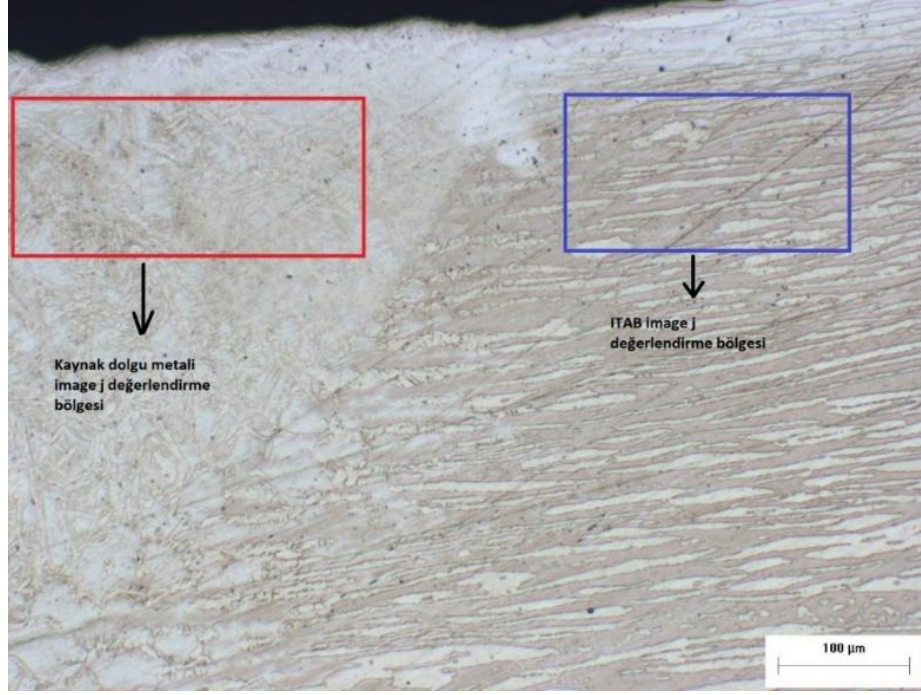
Şekil 4.3 Kaynak Dolgu Metalinin WRC-1992 Diyagramı.

PTS 31.40.20.34' e göre kaynak metali ile ITAB da ferrit içeriği %35-65 aralığı kabul edilebilir düzeydedir. Ferrit metre ile ölçülen ölçüm sonuçları Çizelge 4.5'de verilmiştir.

Çizelge 4.1 Ferrit Fazı Ölçüm Sonuçları.

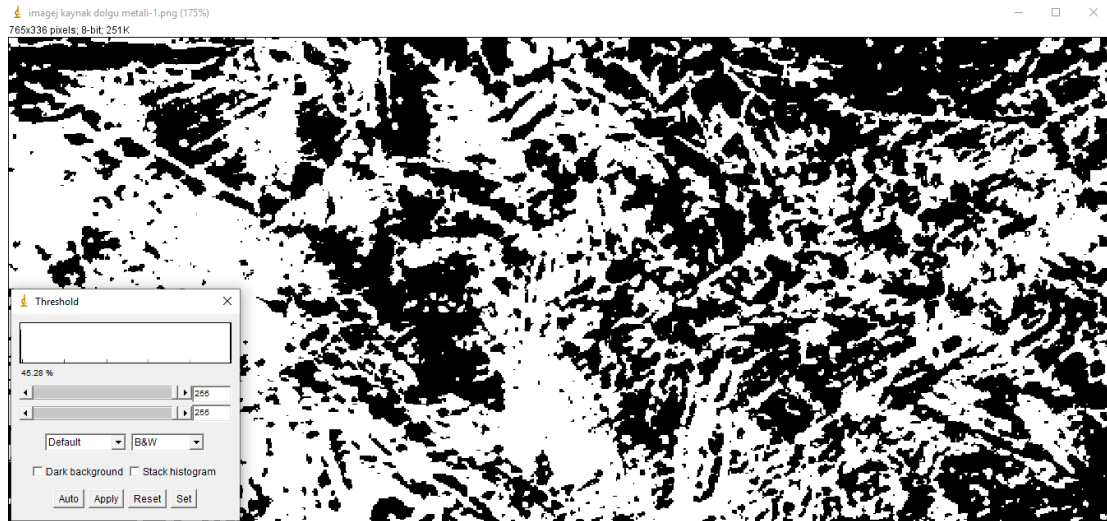
İnceleme yapılan bölge	Ferrit Değeri					Ortalama
	1	2	3	4	5	
Sağ ITAB	43	43,7	44,4	45,1	44,2	44,08
Kaynak Metali	42,6	43,2	44	42,1	43,8	43,14
Sol ITAB	44,2	44,9	43	43,7	44,6	44,08

Sonuç olarak %ferrit miktarları istenilen değerler aralığında olup test başarılı sonuçlanmıştır. Testi doğrulamak ve akademik açıdan da irdelemek amaçlı image j programı yardımı ile de bir çalışma gerçekleştirilmiştir. Ferrit metre ile ölçüm malzemenin dış yüzeyinden yapıldığından dolayı; çalışma için Resim 4.11 temel alınarak karşılaştırmanın doğru değerlendirilebilmesi için olabildiğince kapak pasoya yakın bölgeler seçilmiştir. Seçilen bölgeler Resim 4.11'de gösterilmiştir.



**Resim 4.11** Kapak Paso Image J Programı İçin Temel Alınan Resim.

Image J programı ile yapılan değerlendirme sonrası kaynak dolgu metali Resim 4.12’de gösterilmiş olup % ferrit oranı yaklaşık olarak %45,28 oranına; ITAB ise Resim 4.13’de gösterilmiş olup % ferrit oranı yaklaşık olarak %46,33 olarak bulunmuştur.



**Resim 4.12** İmaje J Programı ile Kaynak Dolgu Metalinin Görüntüsü.

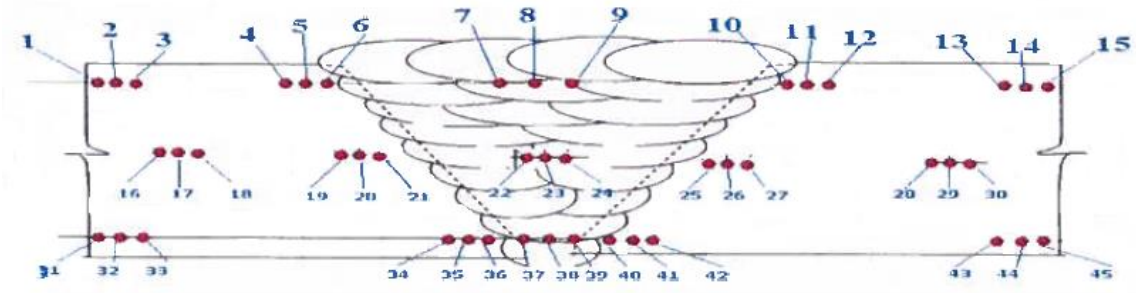


**Resim 4.13** İmaje J Programı ile ITAB Bölgesinin Görüntüsü.

Manyetik ölçümler ile faz analizleri birlikte incelendiğinde görüleceği üzere; her iki yöntemin de sonuçları birbirine yakındır. Metalografik faz analizlerinde, ASTM E 562 standardına göre %95 doğruluk payı ifade edilmektedir. Manyetik yöntemlerle ölçüm tekniklerinde cihazın ölçme yeteneğine bağlı olarak güvenilirlik oranı değişmektedir. Bu çalışmada kullanılan ferrit metre cihazının ölçüm doğruluğu ise; ferrit içerikleri bağımsız laboratuvar tarafından onaylanmış olan iki adet kalibrasyon bloğu ile kontrol edilebilmektedir. Manyetik yöntemler; tahribatsız, hızlı ve pratik oluşlarından dolayı metalografik yöntemlere tercih edilebilmektedir.

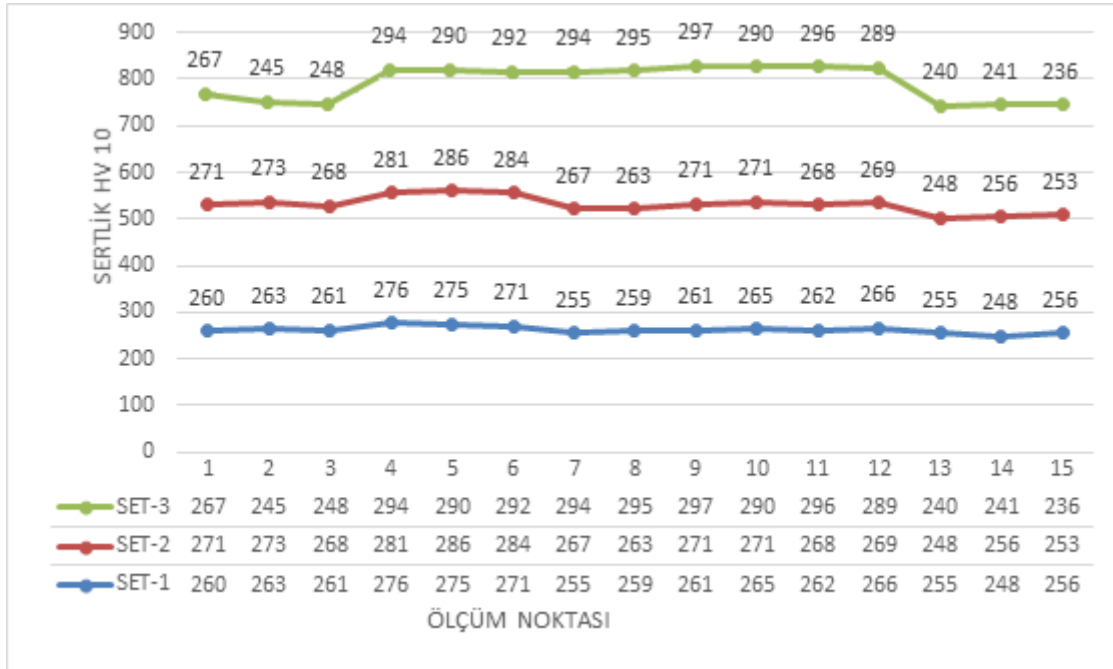
### **4.3 Dupleks Paslanmaz Çelikte Sertlik Test Sonuçlarının İncelenmesi**

Farklı kaynak yöntemleri ile birlikte farklı ısı girdisi ve farklı soğuma hızlarına sahip olan kaynaklı birleştirmenin; bu değişkenliklere bağlı olarak oluşan farklı ferrit-östenit oranlarının birleştirmenin sertliğine etkisi numune üzerinden deneysel bölümde ifade edilen bölgelerden toplam 45 nokta üzerinden sertlik ölçümü olarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.4'de sertlik alınan noktalar detaylıca verilmiştir.



Şekil 4.4 Sertlik Ölçümü Alınan Noktalar.

ASME SECTION IX standardına göre ölçüm alınan noktaların değerlendirilmesi PTS 31.40.20.34'e göre yapılmış olup dubleks paslanmaz çeliklerde ana malzeme 290 HV<sub>10</sub>, ITAB ve Kaynak metali için 330 HV<sub>10</sub> en yüksek izin verilen sertlik değerleridir.



Şekil 4.5 Sertlik Ölçümü Değerleri.

Çizelge 4.2'de ölçülen sertlik değerleri verilmiş olup ana malzemede 290 HV<sub>10</sub>, kaynak ve ITAB'da 330 HV<sub>10</sub> değerlerini geçen sertlik değerleri ile karşılaşılmamıştır. Bu bilgiler ışığında ölçülen sertlik değerleri müsaade edilen değerlerin atında olduğundan dolayı test sonuçları başarılıdır.

Kaynak işlemi gerçekleştirilen malzemenin Vickers sertlik değerleri, kaynak dikişinde ve ITAB'nin dikiş komşu bölümlerinde yüksektir. Kaynak dikişinin ortasında sertlik değeri 270 HV olarak ölçülmüştür. Bu bölgede bulunan Widmanstätten yapısındaki  $\gamma$  fazı, sertlik değerinin yükselmesine neden olmuştur. Sathiya vd. (2009) kaynak dikişinde elde edilen sertlik değerinin ITAB'ye göre fazla olmasını, kaynak dikişinde daha yüksek miktarda ikincil östenit fazının bulunmasıyla açıklamıştır.

ITAB'ye gelindiğinde sertlik değerinde yüksek oranda düşüş gözlenmektedir. Bu bölgede gözlenen  $\delta$ -ferrit fazının yüksek oranda oluşması nedeniyle malzemenin sertliği daha düşüktür. ITAB'de 7-10 mm arasında sertlik değerinde ani artışlar görülmektedir. Mikroyapı incelemesinde bu bölgelerde ikincil fazların çökeldiği görülmüştür. Literatürde, ikincil fazların oluşumu nedeniyle sertlik değerlerinin arttığı belirlenmiştir (Kim 2008).

Santos ve arkadaşları, 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin sürtünme karıştırma kaynağı ile ilgili yaptıkları bir çalışmada; kaynak sonrası östenitin sertlik değerlerinin delta ferritten daha yüksek çıkmasını östenitin delta ferrite göre çok daha ince taneli bir yapıda katılaşmayı tamamlamasına bağlamışlardır.

Soğuma hızı arttıkça az miktarda da olsa kaynaklı bağlantıdaki delta ferrit fazının sertliği de artmaktadır. Östenite benzer şekilde ikincil fazların çökmesi ve kaynak metalindeki delta ferritin tane boyutundaki bölgesel farklılıkların bu duruma neden olduğu düşünülmektedir (Gunn, 2003).

Bu bilgiler ışığında, Çizelge 4.2'de ki verilere göre kaynaklı numunelerin kaynak metalindeki sertlik profilleri incelendiğinde, östenit fazının sertliği delta ferrit fazının sertliğinden daha yüksek olduğundan dolayı kaynak dolgu metali ve ITAB ın sertlik miktarları yüksek bulunmuştur. İkincil östenit fazının kaynak metali genelinde delta ferritten daha ince taneli yapıda olmasının buna yol açtığı düşünülmektedir.

Sonuç olarak, artan soğuma hızı her iki fazında sertliğini artırmıştır. Araştırmacılar, ikincil östenitin sertliğinin delta ferritten yüksek olmasının nedenlerini; arayer katı çözelti sertleşmesi (C, N) ile yer alan katı çözelti sertleşmesine (Cr, Mo, Ni v.b.)

bağlamaktadır. Bu mekanizma ile sertliği artmış iki fazın bir arada bulunmasıyla, ayrıca tane incelmelerinden dolayı mukavemet artış mekanizmasına ve tavlama sıcaklığından soğumasıyla iki fazın ısıl büzülme özelliklerinin farklılığından dolayı ortaya çıkan iç gerilim artışına bağlamışlardır.

Ancak en çok azot atomunun etkilerine dikkat çekerek artan azot içeriğinin arayer katı çözelti sertleştirmesine neden olacak şekilde tercihen östeniti ferritten daha mukavemetli olmasına sebep olduğunu ifade etmişlerdir (Gunn 2003).

#### 4.4 Dupleks Paslanmaz Çelikte Çekme ve Eğme Testi Sonuçlarının İncelenmesi

##### 4.4.1 Çekme Testi

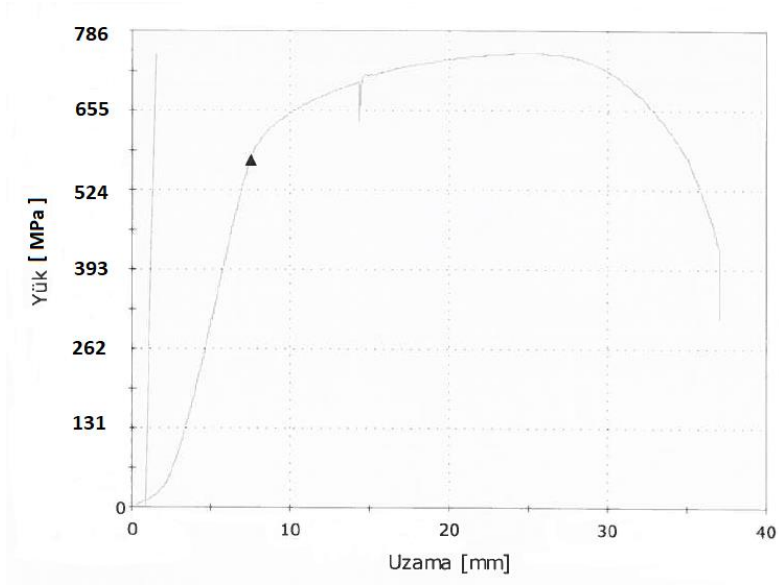
Çalışmada standartlarca hazırlanan iki numuneye çekme testi yapılmıştır. PTS 31.40.20.34'e göre en düşük izin verilen ana malzeme akma gerilimi 488 MPa, kopma gerilimi 620 MPa ve % uzama 25'tir.

Numunelerin çekme testi sonuçları Çizelge 4.3'de verilmiş olup; Resim 4.14'de ilk numuneye ait yük uzama grafiği verilmiştir. Çekme numuneleri kaynaklı bölge ve ITAB'den kopmayarak ana malzemedan kopmuşlardır. Resim 4.15'de çekme numunelerinin test sonrası kopma bölgeleri gösterilmiştir. Ayrıca standartlarda belirtilen minimum akma ve kopma mukavemetlerini aşarak kullanım konusunda herhangi bir sıkıntı ile karşı karşıya olmadığı kanısına varılmıştır.

Çizelge 4.2 Çekme Numuneleri Değerleri.

Numune No	Kesit Alanı (mm <sup>2</sup> )	ReH (N/mm <sup>2</sup> )	Rp%0,2 (N/mm <sup>2</sup> )	Fmax (kN)	Rm (N/mm <sup>2</sup> )	% Uzama
Numune 1	381,80	586,68	574,10	285,68	748,23	28,21
Numune 2	380,83	585,02	571,41	284,28	746,45	31,22





**Resim 4.14** Birinci Numune Ait Yük Uzama Grafiği.



**Resim 4.15** Çekme Testi Sonrası Numunelerin Görünümü.

#### 4.4.2 Eğme Testi

Hazırlanan dört adet yan eğme numunesi Çizelge 4.4’de verilen eğme testi parametreleri ile test yapılmıştır. Test sonucunda herhangi bir yırtılmaya ve çatlama tespit edilmemiş, soğuk yapışma gibi kaynak hatalarına da rastlanmamış olup testi başarı ile geçmiştir. Resim 4.16’da eğme testi sonrası numuneler gösterilmiştir.

Çizelge 4.3 Eğme Testi Sonuçları.

Numune No	Test Tipi	Boyut (mm)	Mandrel Çapı (mm)	Mandreller Arası Mesafe (mm)	Eğme Açısı
Numune 01	Yan bükme	10x21,4x150	40	69	180 <sup>0</sup>
Numune 02	Yan bükme	10x21,4x150	40	69	180 <sup>0</sup>
Numune 03	Yan bükme	10x21,4x150	40	69	180 <sup>0</sup>
Numune 04	Yan bükme	10x21,4x150	40	69	180 <sup>0</sup>



Resim 4.16 Eğme Testi Sonrası Numunelerin Görünümü.

#### 4.5 Dupleks Paslanmaz Çelikte Çentik Darbe Testi Sonuçlarının İncelenmesi

Standartlarca hazırlanmış olan numuneler tokluk değerlerinin ölçümü için Charpy-V çentik darbe testi gerçekleştirilmiştir. PTS 31.40.20.34 standardına göre -50C derecede numune başına en az 45 J set ortalaması ise 60 J olması gerekmektedir. Test bölgeleri ve sonuçları Çizelge 4.5’de verilmiş olup; sonuçlar incelendiğinde en az istenen değerlere yaklaşmakla beraber test başarılı olmuştur. Test sonrası bazı test numuneleri Resim 4.17’de verilmiştir.

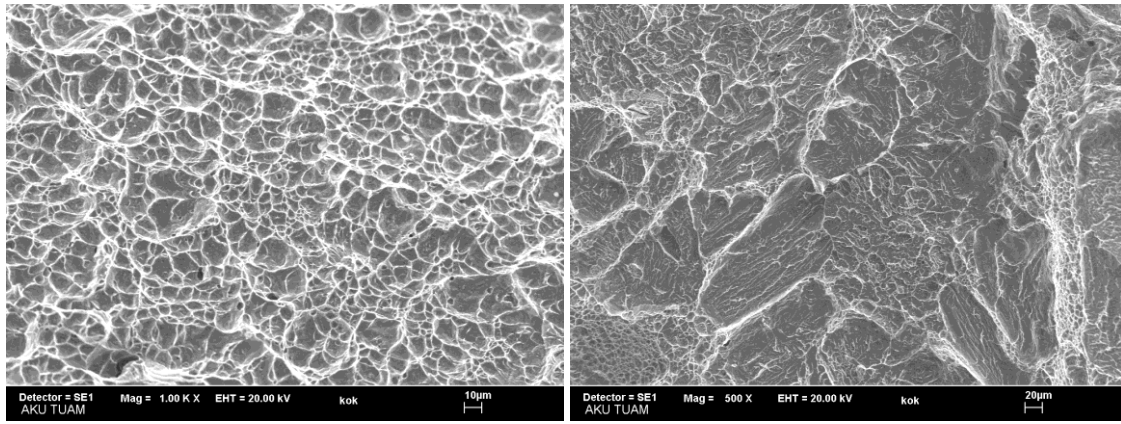
**Çizelge 4.4** Çentik Darbe Testi Sonuçları.

Test Parçası adı	Darbe Tokluğu (J/cm <sup>2</sup> )	Test sonucu (J)	Ortalama (J)
Kapak 1	98	78,59	
Kapak 2	95	76,04	74,51
Kapak 3	86	68,9	
Kök 1	71	57,17	
Kök 2	64	50,88	52,4
Kök 3	61	49,05	
ITAB 1	189	151,42	
ITAB 2	203	162,78	164,99
ITAB 3	227	180,78	
ITAB+2mm 1	210	168,49	
ITAB+2mm 2	178	142,12	155,81
ITAB+2mm 3	196	156,83	
ITAB+5mm 1	407	325,83	
ITAB+5mm 2	363	290,78	312,81
ITAB+5mm 3	402	321,84	

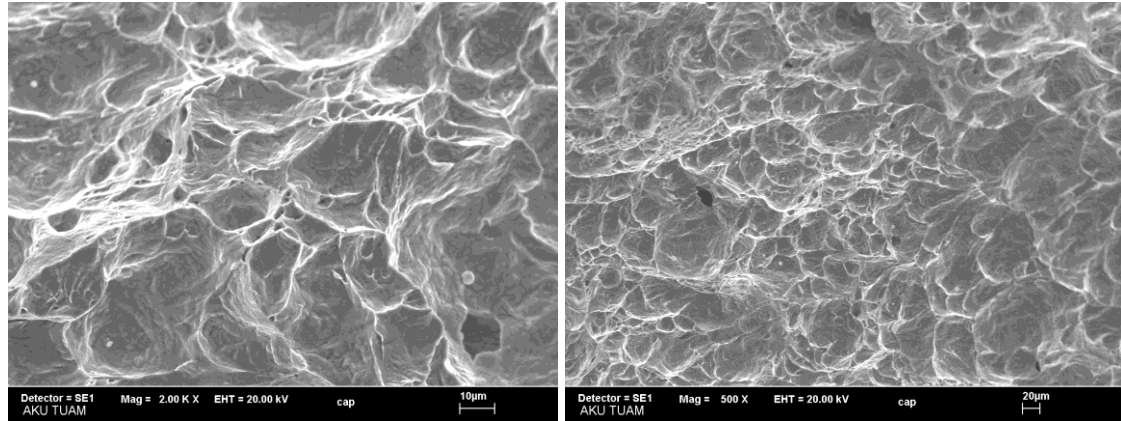


**Resim 4.17** Charpy V-çentik Darbe Testi Sonrası Numuneler.

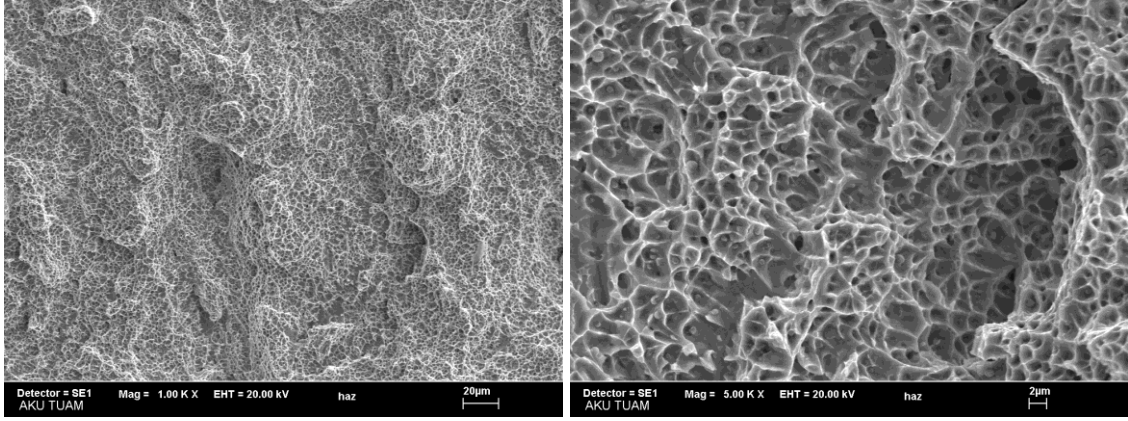
Çentik darbe numunelerinin kırılma yüzeyleri Resim 4.18-4.22 de verilmiştir. Numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde çatlama ilerlemesinin intragranüller arasında ilerlediği ayrıca mikro boşluklar (dimples) küçük ve derin olması sonucunda yapının sünek kırıldığı gözlemlenmiştir. YMK kafes yapısında ki östenit fazın sünek gevrek kırılma geçişkenliği olmadığı için kriyojenik sıcaklıklarda bile iyi bir tokluk ve süneklik verdiği sonuçlarda gözlemlenmiş bunun yanısıra HMK kafes yapısında ki  $\delta$ -ferrit fazının sünek gevrek kırılma geçişkenliği, aynı bölgelerden alınan numunelerin çentik darbe enerjilerinin birbirlerinden farklı olmasının nedenlerinden biridir.



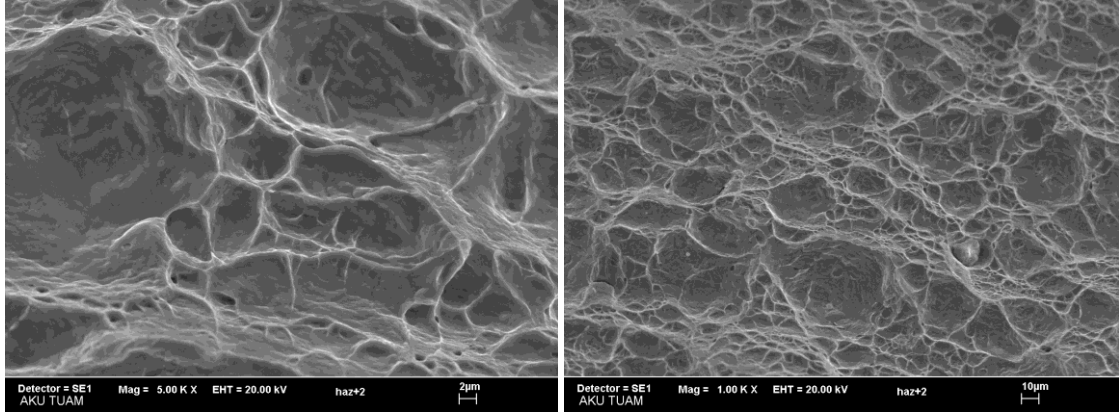
**Resim 4.18** Kök Paso Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 500x ile 1000x Büyütme Görüntüsü.



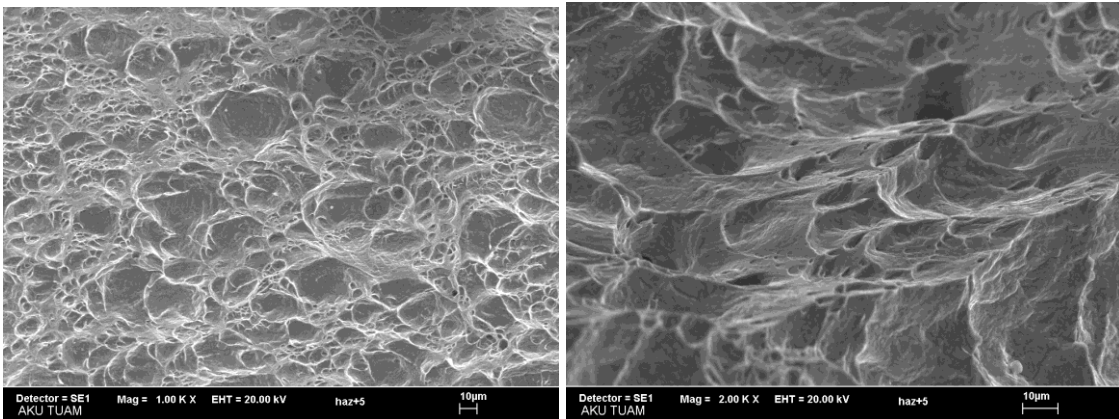
**Resim 4.19** Kep Paso Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 500x ile 2000x Büyütme Görüntüsü.



**Resim 4.20** ITAB'nin Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 1000x ile 5000x Büyütme Görüntüsü.



**Resim 4.21** ITAB+2 Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 1000x ile 5000x Büyütme Görüntüsü.



**Resim 4.22** ITAB+5 Çentik Darbe Numunesinin Kırılma Sonrası SEM ile 1000x ile 2000x Büyütme Görüntüsü.

#### 4.6 Dupleks Paslanmaz Çeliğin Korozyon Testi Sonuçlarının İncelenmesi

Standartlarca korozyon testi sonucunda yüzeylerde de herhangi bir çukurcuk oluşumu da istenmemekle beraber numune ağırlık kaybının  $4,0 \text{ g/m}^2$  den az olması istenmektedir. Test sonrası kapak ve kök paso görüntüleri Resim 4.23-4.24’de gösterilmiştir.

Numunede test sonrası bir miktar yüzeyde aşınma görülmesine rağmen herhangi bir çukurcuğa rastlanmamış olup; ağırlık kaybı ise  $0,7 \text{ g/m}^2$  olarak ölçülmüştür.



**Resim 4.23** Korozyon Testi Sonrası Kök Paso Görüntüsü.



**Resim 4.24** Korozyon Testi Sonrası Kapak(kep) Paso Görüntüsü.

## 5. TARTIŞMA ve SONUÇ

Bu tez çalışmasında çalışmada UNS S 31803 dubleks paslanmaz çelik malzemede, iki farklı kaynak yöntemi kullanılması sonucunda oluşan fazlar ve buna bağlı olarak mekanik, metalürjik ve korozif özelliklerine etkisinin belirlenmesi amacı ile yapılan bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Kaynak işleminin kontrollü ısı girdisi ile yapılması ihtiyacından dolayı pasolar arası sıcaklıkları kontrollü yapılmıştır bu şekilde ikincil faz oluşumlarına sebep olacak sıcaklıklara izin verilmemiş dolayısıyla bu tür fazlar gözlemlenmemiştir.
- İkincil faz oluşumlarından kaynaklanabilecek olan mekanik ve korozif dayanım düşüklükleri belirlenmemiştir.
- Çoklu paso sayesinde soğuma hızı yavaş olduğundan dolayı kaynak dolgu metali içerisinde delta ferrit – ikincil östenit dönüşümü için yeterli zaman sağlanmış ve östenit miktarında artış görülmüştür.
- Kaynaklı birleştirmenin farklı yöntem ve çoklu pasoya bağlı olarak soğuma koşulları östenit ve delta ferrit fazlarının sertlik değerlerinin artışına sebep olduğu görülmüştür.
- Kök pasoda TIG kaynak yöntemi ile yapılan kaynak ve ITAB sinde sertliğin en yüksek, kapak pasoda Örtülü Elektrod Ark Kaynak yöntemi ile yapılan kaynak ve ITAB sinde sertliğin daha düşük ve ana malzemeye yakın olduğu görülmüştür.
- Bu bölgeler arası sertlik değişiminin temel sebebinin soğuma hızı ile beraber oluşan ikincil östenitin sebep olduğu düşünülmektedir.
- Fazların; gerek manyetik yöntem gerekse faz analizi ile belirlenmesi sonucunda birbirine yakın, kararlı delta-ferrit ve östenit fazları miktarı görülmüştür. Manyetik yöntem ile delta ferrit içeriğinin tespiti daha pratik, hızlı ve tahribatsız olarak yapıldığından dolayı tercih edilmektedir.
- Çekme numuneleri kaynak veya ITAB den kopmamıştır. Bu durum iki farklı kaynak yöntemi yapılmış olan kaynaklı birleştirmenin mukavemet açısından yeterli ve hatta ana malzemeye göre daha mukavemetli olduğu sonucunu vermektir.

- Kopan çekme numuneleri incelendiğinde malzemenin sünek uzayarak koptuğunun bu nedenle şekillendirilebilirliğinin yüksek olduğu görülmüştür.
- Eğme numuneleri incelendiğinde de malzemede herhangi bir yırtılma ve açılma ile karşılaşılmasıdır.
- Çentik darbe test sonuçlarına göre kaynaklı imalattan istenilen test sonuçlarını başarılı bir şekilde karşılamıştır. Ancak sertlik miktarı ile de bir ters orantılı durum içerisinde. Sertlik artıkça tokluk düşmektedir. Bunun yanı sıra elektrod üreticilerinin vermiş oldukları tokluk değerlerine yakın değerler ile kaynak dolgu metalinde karşılaşılmasıdır.
- Darbe test numunelerinin kırılma yüzeyleri incelendiğinde malzemenin kriyojenik sıcaklıklarda bile sünek davrandığı görülmüştür.
- Korozyon testi için belirlenen 24 saatlik süre içerisinde hiçbir çukurcuk korozyonu gözlemlenmemiş olup başarılı bir korozyon direnci sergilemiştir.



## 6. KAYNAKLAR

- Aksoy, M. (2000). Basınç Kaynağı ve Uygulama Alanları, Makine Mühendisliği Diploma Çalışması Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü.
- Ank, S. (1991). Kaynak Tekniği El Kitabı Yöntemler ve Donanımlar, GEV Gedik Eğitim Vakfı Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü.
- Aran, A. ve Temel, A., (2004). Paslanmaz Çelik Yassı Mamüller.
- ASM Handbook Volume 6, (1993):1217.
- Association I. M., (2009). Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel, Second Edition.
- Atkinson, R.F.; King, R.W., (1982)“The Properties and Applications of Two Cast Duplex Stainless Steels, Duplex Stainless Steels”, Conference Proceedings American Society For Metals, Ohio, 399-413.
- Aydoğdu, G. H. ve Aydınol, M. K., (2014). AISI 316L Tipi Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Tanelerarası Korozyona Duyarlılığının Elektrokimyasal Polarizasyon Yöntemiyle Belirlenmesi.
- Brandi S. ve Ramirez A. J., (1997). “The Corrosion Resistance of Simulated Multipass Welds of Duplex and Superduplex Stainless Steels”, Duplex Stainless Steels '97, KCI Publishing, Zutphen, 411–418.
- Chen T. H., Weng K. L. and Yang J. R., (2002). “The Effect of High Temperature Exposure on the Microstructural Stability and Toughness Property in a 2205 Duplex Stainless Steel”, *Materials Science and Engineering A*, **338**: 259–270.
- Consonni, M. ve Abson, D. J., (2012). “Investigation of Weld Repair Without Post-Weld Heat Treatment for P91”, 10th International EPRI Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants.
- Çelik, Ö. (2006). Gemi İnşaatında Kullanılan Kaynak Yöntemlerinin İncelenmesi.
- Gagnepain J., Industeel A., and Creusot L., (2008). “Duplex Stainless Steels: Success Story and Growth Perspectives”, Stainless Steel World America Conference &

Expo.

Gunn R. N., (1997). Duplex Stainless Steels: Microstructure Properties and Applications, First Edition, Abington Publishing, Cambridge.

Gunn R. N. (2003). Duplex Stainless Steels, Microstructure properties and applications, Abington Publishing.

Herbsleb, G. ve Schwaab, P., (1983). "Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF 22 Duplex Steel and Their Influence on Corrosion Behavior in Acids", *Mannesmann Forschungsber*, **957**: 26.

Industrial Heating, Microstructure of Ferrous Alloys, (2014).

Kaluç E., Taban E. (2007). Paslanmaz Çelikler Geliştirilen Yeni Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri, *TMMOB Yayınları*, **461**, Ankara

Khan I., (2007). Welding Science and Technology, New Age International Publishers, New Delhi.

Kısaşöz, A. ve Karaaslan, A., (2012). "Dubleks Paslanmaz Çeliklerde Oluşan Yüksek Sıcaklık Fazlarına Genel Bir Bakış", *Metallurji*, **162**: 57–61.

Kim Y.-J., Chumbley L. S. and Gleeson B., (2008). "Continuous Cooling Transformation in Cast Duplex Stainless Steels CD3MN and CD3MWCuN", *Journal of Materials Engineering and Performance*, **17**: 234–239.

Lippold J. C., Varol I., ve Beaslack W. A., (1994). "The Influence of Composition and Microstructure on The HAZ Toughness of Duplex Stainless Steels at -20°C", *Welding Journal*, **73**: 75–79.

Lippold J. C. and Kotecki D. J. (2005) Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. New Jersey. Wiley-Interscience Publications, 1-258.

Messler R. W. J., (2004). Principles of Welding Processes: Physics, Chemistry and Metallurgy, Second Edition, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Singapore.

Nilsson J. O., Jonsson P., and Wilson A., (1994). "Formation of Secondary Austenite in Super Duplex Stainless Steel Weld Metal and its Dependence on 104 Chemical Composition", Paper 39 in Duplex Stainless Steels'94, vol.1, Abington

Publishing, Cambridge.

- Nippon Yakin Co. Ltd.,NAS (2012). High Corrosion Resistant Duplex Stainless Steel.
- Nirosta K. T., (2014). Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels, Third Edition, The International Molybdenum Association, London.
- Noble, D. N., (1992) “Oil and Gas Industry Experience with Duplex Stainless Steel Fabrication”, 8th Annual North American Welding Research Conference, Arco Alaska, pp. 1-2.
- Odabaş, C., (2007). Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, 1, Eczacıbaşı, İstanbul.
- Ogawa T. ve Koseki T., (1989). “Effect of Composition Profiles on Metallurgy and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Weld Metals”, *Welding Journal*, **68**: 181–191.
- Padilha, A. F., Plaut, R. L. ve Rios, P. R., (2007). Stainless Steels Heat Treatment (Chapter 12), 2, Boca Raton, FL USA.
- Pohl, M., Storz, O. and Glogowski, T., (2007). “Effect of Intermetallic Precipitations on The Properties of Duplex Stainless Steel”, *Materials Characterization*, **58**: 65-71.
- Ramirez A. J., Brandi S., and Lippold J. C., (2003). “The Relationship Between Chromiumnitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **34 A** : 1575–1597.
- Sathiya P., Aravindan S., Soundararajan R. and Noorul Haq A., (2009). “Effect of Shielding Gases on Mechanical and Metallurgical Properties of Duplex Stainless-steel Welds”, *Journal of Material Science*, **44**: 114-121.
- Türkyılmazoğlu A., (2006). Dupleks, Martenzitik ve Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Adapazarı.
- Tülbentçi, K., Kaluç, E. ve Yılmaz, M. (1993). "Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı,"*Kaynak Dünyası*, Sayı: **47**, 18- 24.
- Young M. C., Tsay L. W., Shin C., Shin S. and Chan S. L. I., (2007). “The Effect of Short Time Post-Weld Heat Treatment on the Fatigue Crack Growth of 2205 Duplex Stainless Steel Welds” *International Journal of Fatigue*, **29**: 2155–2162.

## **İnternet Kaynakları**

- 1) <http://www.gozdempaslanmaz.com/paslanmaz-celik.asp?ha=1#pcc>, 06.06.2014
- 2) <http://detaykalite.com/teknik/46.pdf> 18.10.2013

## ÖZGEÇMİŞ

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

### Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)

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

Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl : İlk İnşaat A.Ş. 2013  
Gemak A.Ş. 2015  
Sılakalite A.Ş. 2016  
İlk İnşaat A.Ş. 2018