



**DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN TIG KAYNAĞINDA SOĞUMA
HIZI VE KORUYUCU GAZIN OLUŞAN MANYETİK FAZLARIN
ORANINA VE KAYNAKLI BAĞLANTININ ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Aziz Barış BAŞYİĞİT

**DOKTORA TEZİ
METAL EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

TEMMUZ 2014

Aziz Barış BAŞYİĞİT tarafından hazırlanan “Dubleks Paslanmaz Çeliklerin TIG Kaynağında Soğuma Hızı ve Koruyucu Gazın Oluşan Manyetik Fazların Oranına ve Kaynaklı Bağlantının Özelliklerine Etkisi” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Metal Eğitimi Anabilim Dalında DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Adem KURT

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

Başkan: Prof. Dr. Ramazan KAÇAR

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı, Karabük Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

Üye : Prof. Dr. Süleyman TEKELİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

Üye : Prof. Dr. Halil ARIK

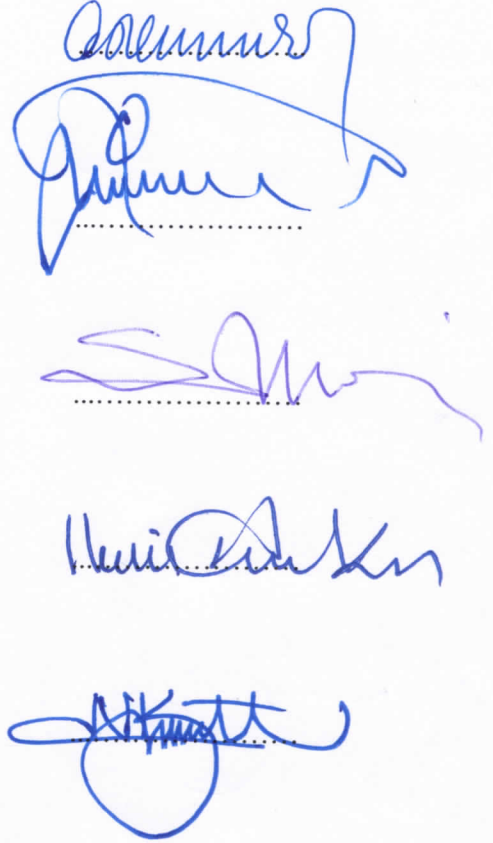
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

Üye : Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

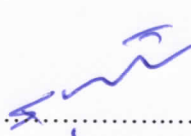
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı, Karabük Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum



Tez Savunma Tarihi: 10 /07/ 2014

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Doktora Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.



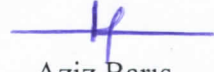
Prof. Dr. Şeref SAĞIROĞLU
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.


Aziz Barış
BAŞYİĞİT

DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN TIG KAYNAĞINDA SOĞUMA HIZI VE
KORUYUCU GAZIN OLUŞAN MANYETİK FAZLARIN ORANINA VE KAYNAKLI
BAĞLANTININ ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

(Doktora Tezi)

Aziz Barış BAŞYİĞİT

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Temmuz 2014

ÖZET

Bu çalışmada, UNS S32205 dubleks paslanmaz çeliklerin TIG kaynağında oluşabilecek farklı oranlardaki manyetik delta ferrit ile diğer önemli fazlar ve metallerarası bileşiklerin kaynaklı bağlantının mekanik ve korozyon davranışlarına etkileri araştırılmıştır. Bu amaçla; 3x40x145 mm boyutlarında UNS S32205 dubleks paslanmaz çelik sac lar W 22 9 3 NL (2209) ilave dolgu teli kullanılarak TIG kaynağı ile birleştirilmiştir. Koruyucu gaz olarak saf argon gazı ile birlikte argon gazına ilave edilen; %1, %3, %6, %9 oranlarındaki azot gazı kullanılmıştır. Gaz bileşiminin ve kaynak soğuma hızının delta ferrit-östenit dengesine etkisi belirlenmiştir. Mikroyapısal incelemeler, Charpy v-çentikli darbe testleri ile korozyon (ağırlık kaybı) testleri ASTM A 923 standartı uyarınca, manyetik delta ferrit ölçümleri EN ISO 17655 ve EN ISO 8249 standartlarına göre, mikroyapısal faz analizleri ise faz miktarlarının kıyaslanması için ASTM E 562 ve ASTM E 1245 standartlarına göre uygulanmıştır. Argon koruyucu gazına ilave edilen azot oranı arttıkça östenit miktarının arttığı ve bunun yanında delta ferrit oranının azaldığı görülmüştür. Kaynaklı bağlantıların mikroyapısal özellikleri, korozyon davranışları ve mekanik özellikleri, soğuma hızı ve koruyucu gaz bileşimlerine göre incelenmiştir.

Bilim Kodu : 710.3.019

Anahtar Kelimeler : Dubleks paslanmaz çelikler, delta ferrit, TIG kaynağı.

Sayfa Adedi : 155

Danışman : Prof. Dr. Adem KURT

THE EFFECTS OF COOLING RATE AND SHIELDING GASES ON MAGNETIC
PHASES RATIO AND WELDMENT PROPERTIES IN DUPLEX STAINLESS STEEL
TIG WELDS

(Ph. D. Thesis)

Aziz Barış BAŞYİĞİT

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

July 2014

ABSTRACT

In this study; the effects of different amounts of magnetic delta ferrite and other important phases or intermetallic compounds on weldments mechanical and corrosion properties were studied after TIG welding of duplex UNS S32205 stainless steels. For this purpose, 3x40x145 mm UNS S32205 duplex stainless steel plates were TIG welded with W 22 9 3 NL (2209) welding wires. Pure argon gas and mixtures of argon with varying amounts of %1, %3, %6, %9 nitrogen gas were used as shielding gases. The effects of shielding gas composition and cooling rate on delta ferrite and austenite ratio were determined. Microstructural surveys and the tests of Charpy-V impact, corrosion (weight loss) are applied according to ASTM A 923 and magnetic delta-ferrite measurements by EN ISO 17655, EN ISO 8249 and also microstructural image analysis by ASTM E-562, ASTM E 1245 are made for comparison of amounts of all phases. As the amount of nitrogen gas in the argon shielding gas increases, the ratio of austenite also increases and besides delta ferrite amount decreases. The weldments microstructural properties, corrosion behaviours and mechanical characteristics are studied due to the cooling rate and shielding gas compositions.

Science Code : 710.3.019

Key Words : Duplex stainless steels, delta ferrite, TIG welding.

Page Number : 155

Supervisor : Prof. Dr. Adem KURT

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım süresince öncelikle değerli katkı ve tecrübelerini esirgemeyen danışmanım kıymetli hocam Prof. Dr. Adem KURT'a, gereken her türlü teknolojik test, ekipmanlar ve cihazlarla yardımcı olan MKEK Çankırı Silah Fabrikası Müdürlüğü ve kaynak atölyesi personeli ile MKEK Mühimmat Fabrikası Giriş Kalite Mühendisi Turgut ECEVİT ve laboratuvar çalışma arkadaşlarına, derslerime devam etmemde bana müsaade eden işyeri Birim Müdürüm D. Mehmet OCAKÇIOĞLU'na, tezin 'Bilimsel Araştırma Projesi' kapsamında finansal destek almasından dolayı sarf malzemeleri ve teknik cihaz alımı için Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimine, gerek manevi gerekse maddi destekleriyle her zaman yanımda olan kıymetli babam Av. Seyfettin BAŞYİĞİT ile annem Özcan BAŞYİĞİT'e ve bu çalışmanın asla onlarsız yapılamayacağını anladığım değerli eşim Sevilay BAŞYİĞİT ile kızlarım Ecrin ve Elif'e teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xxi
1. GİRİŞ.....	1
2. DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLER	3
2.1. Dupleks Paslanmaz Çeliğin Tanımı.....	3
2.2. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanları.....	4
2.3. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Üretimi.....	4
2.4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerdeki Temel Alaşım Elementleri ve Etkileri	5
2.4.1. Krom.....	5
2.4.2. Nikel.....	6
2.4.3. Mangan	7
2.4.4. Silisyum	7
2.4.5. Molibden.....	7
2.4.6. Karbon ve azot	7
2.4.7. Diğer elementler.....	9
2.4.8. Östenit oluşturuucu elementlere karşı ferrit oluşturuucu elementler	9
2.5. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması	10
2.5.1. Standart Alaşımlar	10
2.5.2. Kaynak İlave Malzemeleri.....	11
2.6. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Metalurjisi.....	13

Sayfa

2.6.1. Östenit-ferrit faz dengesi.....	13
2.6.2. Çökelme reaksiyonları	15
2.7. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	16
2.8. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Metalurjisi	16
2.8.1. Katılaşma Davranışı.....	16
2.8.2. Azotun rolü	19
2.8.3. İkincil östenit ve etkileri	23
2.8.4. Isıdan etkilenen bölge (ITAB)	24
2.9. Ferrit-Östenit Dengesinin Kontrolü	26
2.9.1. Isı girdisinin etkileri.....	27
2.9.2. Soğuma hızının etkileri	27
2.10. Ferritik Katılaşmanın Etkileri	28
2.11. Empürite Elementlerinin Etkileri.....	29
2.12. Ferrit Tahmini ve Ölçümü	30
2.13. Kaynak Edilebilirlik.....	31
2.13.1. Kaynak katılaşma çatlağı.....	31
2.13.2. Orta sıcaklık kırılganlığı.....	32
2.14. Kaynak Metali Mekanik Özellikleri	33
2.15. Paslanmaz Çeliklerde Korozyon.....	34
2.15.1. Paslanmaz çeliklerde korozyon türleri	34
2.15.2. Metalurjik değişkenlerin paslanmaz çeliklerin korozyon davranışına olan etkileri.....	36
2.15.3. Paslanmaz çelik kaynaklı bağlantılarının korozyon dayanımı	37
3. DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERDE İÇ-YAPI TAHMİNİ	39
3.1. Oluşum Diyagramları	39
3.1.1. Schaeffler diyagramı	39

	Sayfa
3.1.2. DeLong diyagramı.....	41
3.1.3. Diğer diyagramlar.....	43
3.1.4. WRC-1988 ve WRC-1992 diyagramları	44
3.2. Paslanmaz Çeliklerde Manyetik Özellikler ve Fazların Tesbiti	45
3.2.1. Manyetizma	45
3.2.2. Paslanmaz çeliklerin manyetik özellikleri.....	46
3.3. Sinir-Ağı Yöntemiyle Faz Bileşenlerinin Tahmini.....	48
3.3.1. Paslanmaz çelik kaynaklarında Sinir-Ağı analizi kullanılarak delta ferrit tahmininin diğer analiz yöntemleriyle karşılaştırılması.....	48
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	53
4.1. Deneysel Metotlar	53
4.2. Deneysel Malzeme.....	54
4.3. Deney Numunelerinin TIG Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesi	54
4.3.1. Deney malzemesinin kaynak öncesi hazırlığı.....	54
4.3.2. Kaynak deney setinin hazırlığı.....	55
4.3.3. Kaynak sonrası farklı soğuma hızları oluşturabilmek için kullanılan kaynak altlık malzemeleri	56
4.3.4. Kaynak işlemi öncesi deney numunelerinin konumlandırılması	58
4.3.5. Kaynak Parametreleri ve Deney Numunelerinin Birleştirilmesi	59
4.4. Kaynaklı Birleştirmelerden Test Numunelerinin Çıkarılması	61
4.5. Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmelerin Mikro Yapı İncelemeleri	62
4.5.1. Mikro yapı numunelerinin dağlanması.....	62
4.5.2. Optik mikroskop mikro yapı incelemeleri	63
4.5.3. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) mikro yapı incelemeleri ve EDS analizleri	63
4.6. XRD (X-ışınları difraksiyonu) Analizleri.....	63
4.7. Kaynak Metali Faz Oranları Tespiti	64

Sayfa

4.7.1. Metalografik yöntemle kaynak metali faz oranları tespiti	64
4.7.2. Manyetik ölçüm tekniği İle kaynak metali delta ferrit miktarı tespiti	64
4.8. Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynak Metalindeki Fazların Mekanik Özelliklere Etkisi	66
4.8.1. Charpy v-çentikli darbe deneyi	66
4.8.2. Sertlik Ölçümleri	67
4.9. Kaynak Metalindeki Fazların Korozyon Özelliklerine Etkilerinin Tespiti	68
4.9.1. Korozyon deney düzeneği ve solüsyonunun hazırlığı	68
4.9.2. Korozyon deneyinin yapılışı	68
4.9.3. Korozyon deney sonuçlarının analitik hesaplanması	69
4.9.4. Isıl işlemle sigma fazının oluşturulması	69
4.10. Deney Numunelerine Uygulanan Testler ve İlgili Standartlar	70
5. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	71
5.1. Dupleks Paslanmaz Çelikte Fazların Tespiti	72
5.1.1. 2205 Dupleks paslanmaz çelik ana malzemenin mikro yapısal incelemesi	72
5.1.2. Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı incelemeleri	74
5.2. Ana Malzeme ve Kaynak Metali Faz Bileşiminin Metalografik ve Manyetik Yöntemlerle Belirlenmesi	93
5.2.1. Ana malzeme faz bileşiminin metalografik ve manyetik yöntemlerle belirlenmesi	94
5.2.2. Kaynak metali faz bileşiminin metalografik yöntemle belirlenmesi	95
5.2.3. Farklı soğuma hızına ve argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı miktarına bağlı olarak kaynak metali faz bileşiminin manyetik ölçüm yöntemiyle belirlenmesi	106
5.3. Kaynaklı Birleştirmede Oluşan Fazların Mekanik Özelliklere Etkileri	110
5.3.1. Kaynaklı birleştirmede oluşan fazların kaynak metalinin darbe enerjisine etkileri	110

Sayfa

5.3.2. Kaynaklı birleştirmelerde oluşan fazların birleştirmelerin sertliklerine etkileri	115
5.4. Kaynaklı Birleştirmede Oluşan Fazların Birleştirmenin Korozyon Dayanımına Etkileri	120
5.4.1. Farklı soğuma hızına bağlı olarak kaynaklı birleştirmede oluşan fazların birleştirmenin korozyon dayanımına etkileri	121
5.4.2. Argon koruma gazına ilave edilen artan azot gazı miktarına bağlı olarak kaynaklı birleştirmede oluşan fazların birleştirmenin korozyon dayanımına etkileri	122
5.5. Ana Malzeme, En Düşük ve En Yüksek Korozyon Direnci Sergileyen Numunelerin SEM-EDS Mikro Yapısal İncelemeleri ve XRD Analizleri	127
5.6. Dupleks Paslanmaz Çeliklerde Kullanım Koşulları veya Kaynak Sırasında Oluşabilen Zararlı Sigma Fazının Korozyon Dayanımına Etkileri	142
6. SONUÇ VE ÖNERİLER	147
KAYNAKLAR	151
ÖZGEÇMİŞ	155

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Dupleks paslanmaz çeliklerin bileşimleri	11
Çizelge 2.2. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak dolgu metali bileşimleri.....	12
Çizelge 3.1. Farklı FN tahmin etme yöntemlerinin RMS hatalarının kıyaslanması	50
Çizelge 4.1. 2205 dupleks paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi.....	54
Çizelge 4.2. W 22 9 3 N L (2209) TIG kaynak teli kimyasal içeriği.....	56
Çizelge 4.3. Bakır ve seramik kaynak altlık malzemesi ısı iletim özellikleri	58
Çizelge 4.4. TIG kaynak parametreleri.....	59
Çizelge 4.5. XRD (X-Işınları Difraksiyonu) analiz koşulları	63
Çizelge 4.6. Deney numunelerine uygulanan testler ve standartları.....	70
Çizelge 5.1. Kaynak metalinde soğuma hızı ve koruyucu gaz karışımına ilave edilen artan azot gazına bağlı olarak birleştirmelerin kaynak metalindeki metalografik olarak belirlenen faz oranları	104
Çizelge 5.2. Ana malzeme ve kaynaklı numunelerin ASTM tane boyut ölçümleri.....	105
Çizelge 5.3. Manyetik δ -ferrit fazının Ferritetester cihazı ile ölçüm sonuçları.....	107
Çizelge 5.4. Birleştirmelerin soğuma hızı ve koruyucu gaza ilave edilen azot gazına bağlı olarak birleştirmelerin kaynak metalindeki manyetik delta-ferrit içerikleri.....	108
Çizelge 5.5. 2205 Dupleks paslanmaz çeliğin (ana malzeme) darbe testi sonuçları.....	111
Çizelge 5.6. Farklı soğuma hızına bağlı olarak kaynaklı birleştirmelerde oluşan fazların kaynak metalinin darbe enerjilerine etkileri.....	112
Çizelge 5.7. Argon gazına ilave edilen artan azot gaz içeriğine bağlı olarak oluşan fazların kaynak metalinin darbe enerjilerine etkileri.....	113

Çizelge	Sayfa
Çizelge 5.8. Kaynak soğuma hızına ve argon koruma gazına ilave edilen artan azot gazı miktarına bağlı olarak farklı ferrit-östenit oranlarına sahip birleştirmelerin yapısındaki fazların sertlik ölçümleri	117
Çizelge 5.9. Korozyon (ağırlık kaybı) test sonuçları.....	122
Çizelge 5.10. Soğuma hızı ve argon koruma gazına ilave edilen azot gazına bağlı olarak farklı ferrit-östenit oranlarında oluşturulan birleştirmelerin ASTM A 923 standardına göre korozyon testi mdd değerleri	124
Çizelge 5.11. Ana malzeme, (13) %9N ₂ + argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ-ferrit ve (14) %6 N ₂ +argon koruma gazı, seramik altlık ve suda soğutma, %37 δ-ferrit içeren numunelerin SEM EDS analizi sonuçları	135

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Dupleks paslanmaz çeliklerde çökeltilerin oluşumu	16
Şekil 2.2. Dönüştürülmüş Fe-Cr-Ni ikili faz diyagramı	18
Şekil 2.3. Azotun ferrit ve östenit içerisindeki çözünürlüğü	19
Şekil 2.4. Yükek $Cr_{eşd}/Ni_{eşd}$ oranına sahip bir dupleks paslanmaz çeliğin ergime sınırına yakın ITAB ısı döngüleri	25
Şekil 2.5. Dupleks paslanmaz çeliğin ITAB ferrit içeriğine ısı girdisinin etkisi.....	27
Şekil 2.6. Katılaşma türünün tane sınırı kıvrımlılığına olan etkisi	29
Şekil 2.7. Dupleks paslanmaz çeliklerin yaklaşık bileşim aralığı gösterilen WRC-1992 diyagramı.....	31
Şekil 2.8. $Cr_{eşd}/Ni_{eşd}$ oranına karşılık kaynak katılaşma çatlağı hassasiyeti.....	31
Şekil 2.9. Dupleks paslanmaz çeliklerin gerilmeli korozyon çatlağı direnci.....	36
Şekil 3.1. Strauss-Mauer diyagramından eğri içeren 1947 yapım yılı Schaeffler Diyagramı	40
Şekil 3.2. Günümüzde halen kullanımda olan 1949 Schaeffler diyagramı.....	41
Şekil 3.3. 1956'da östenitik paslanmaz çelikler için oluşturulmuş DeLong diyagramı	42
Şekil 3.4. Ferrit sayısı kavramını ortaya koyan 1973 DeLong diyagramı	43
Şekil 3.5. WRC-1988 diyagramı.....	44
Şekil 3.6. WRC-1992 diyagramı.....	45
Şekil 3.7. Modellerde tahmin edilen ve ölçülen FN değerleri arasındaki ilişki.....	50
Şekil 4.1. Kaynak edilmek üzere hazırlanmış 2205 dupleks paslanmaz çelik numunelerin ölçüleri	54
Şekil 4.2. TS EN ISO 15614-1 standardına göre kaynaklı parçalardan test numunelerinin çıkarılışı	62
Şekil 4.3. EN ISO 17655 standardına göre kaynaklı numunelerden manyetik δ -ferrit fazı ölçüm noktaları	65

Şekil	Sayfa
Şekil 4.4. Charpy V- çentikli darbe test numunelerinin boyutları.....	66
Şekil 5.1. 2205 dubleks paslanmaz çeliğin TIG kaynağında soğuma hızının ve argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı miktarının % δ -ferrit miktarına etkileri	108
Şekil 5.2. Kaynaklı bağlantıların manyetik yöntem ve faz analizleri ile δ - ferrit miktarı ölçümlerinin karşılaştırılması	109
Şekil 5.3. Argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazının ve soğuma hızının kaynaklı numunelerin darbe enerjilerine etkileri.....	115
Şekil 5.4. Soğuma hızının ve argon koruma gazına ilave edilen azot gazının miktarının kaynaklı numunelerin kaynak metali östenit sertliğine etkileri.....	118
Şekil 5.5. Soğuma hızının ve argon koruma gazına ilave edilen azotun miktarının kaynaklı numunelerin kaynak metali delta ferrit sertliğine etkileri.....	119
Şekil 5.6. Fe-22Cr-5.5Ni-3.0Mo-0.12N alaşımlarının TIG kaynağında ferrit-östenit dengesinin çukurcuk korozyon direncine etkisi	125
Şekil 5.7. Ana malzeme çizgisel EDS analizi sonucu	129
Şekil 5.8. En zayıf korozyon direnci gösteren %9N ₂ +argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılan numunenin EDS analiz sonuçları	130
Şekil 5.9. En yüksek korozyon direnci gösteren %6 N ₂ +argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılarak suda soğutulan numunenin EDS analiz sonuçları	132
Şekil 5.10. Seramik altlık kullanılarak %9N ₂ +argon koruma gazıyla birleştirilen, %36 δ -ferrit içeren numunenin SEM-EDS analiz verilerinin grafiği	136
Şekil 5.11. Seramik altlık kullanılarak suda soğutulan %6N ₂ +argon koruma gazıyla birleştirilen, %37 δ -ferrit içeren numunenin SEM-EDS analiz verilerinin grafiği.....	137
Şekil 5.12. Ana malzeme XRD analizi	138
Şekil 5.13. %9N ₂ +argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan, %36 δ -ferrit içeren en zayıf korozyon direnci gösteren numunenin XRD analizi	139

Şekil**Sayfa**

Şekil 5.14. %6 N ₂ +argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan ve suda soğutulan yapısında%37 δ-ferrit fazı içeren yüksek korozyon direnci gösteren numunenin XRD analizi	141
---	-----

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. 2205 dubleks paslanmaz çelikte alaşım elementlerinin ayrışması.....	14
Resim 2.2. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak metali mikroyapıları.....	17
Resim 2.3. Düşük azotlu 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynak ergime bölgesi mikroyapıları ve alaşım elementlerinin ayrışması	21
Resim 2.4. Yüksek azotlu 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynak ergime bölgesi mikroyapıları ve alaşım elementlerinin ayrışması	22
Resim 2.5. ER 2209 ilave metalli, çok pasolu kaynak metali dolgusunda geniş ölçüde ikincil östenit çökmesi.....	24
Resim 2.6. Dubleks paslanmaz çeliğin mikroyapısına ferrit solvüsünün üzerinden soğuma hızının etkisi.....	28
Resim 4.1. TIG kaynağında kullanılan kaynak makinesi.....	55
Resim 4.2. Ar+ %1, %3, %6, %9 N ₂ içeren koruyucu karışım gaz tüpleri.....	56
Resim 4.3. Saf elektrolitik bakırdan imal edilmiş kaynak altlığı	57
Resim 4.4. Kendinden yapışkanlı seramik kaynak altlığı	57
Resim 4.5. Kaynak edilecek deney parçalarının konumlandırılması	58
Resim 4.6. Saf argon koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler	60
Resim 4.7. Ar +%1 N ₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler	60
Resim 4.8. Ar +%3 N ₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler	60
Resim 4.9. Ar +%6 N ₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler	61
Resim 4.10. Ar +%9 N ₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler.....	61

Resim	Sayfa
Resim 4.11. Manyetik delta-ferrit ölçüm cihazının görünüşü	65
Resim 4.12. Darbe test cihazının görünümü	67
Resim 4.13. Mikrovickers sertlik ölçüm tezgahının görünümü	67
Resim 4.14. Korozyon testinin yapılışı	68
Resim 5.1. 2205 dubleks paslanmaz çelik sacın temin edilmiş şekliyle mikroyapı incelemesi için hazırlanması	72
Resim 5.2. Ana malzeme mikroyapı görüntüleri	73
Resim 5.3. Bakır altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	75
Resim 5.4. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan kaynaklı birleştirmenin mikroyapı görüntüleri.....	76
Resim 5.5. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	77
Resim 5.6. Bakır altlık ve Ar+%1 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	80
Resim 5.7. Bakır altlık ve Ar+%3 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	81
Resim 5.8. Bakır altlık ve Ar+%6 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	82
Resim 5.9. Bakır altlık ve Ar+%9 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	83
Resim 5.10. Seramik altlık ve Ar+%1 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	85
Resim 5.11. Seramik altlık ve Ar+%3 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	86
Resim 5.12. Seramik altlık ve Ar+%6 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	87

Resim	Sayfa
Resim 5.13. Seramik altlık ve Ar+%9 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri	88
Resim 5.14. Seramik altlık ve Ar+%1 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri.....	89
Resim 5.15. Seramik altlık ve Ar+%3 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri.....	90
Resim 5.16. Seramik altlık ve Ar+%6 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri.....	91
Resim 5.17. Seramik altlık ve Ar+%9 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri.....	92
Resim 5.18. Ana malzeme faz analiz sonucu	94
Resim 5.19. Bakır altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analizi sonucu	95
Resim 5.20. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	96
Resim 5.21. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	96
Resim 5.22. Bakır altlık ve Ar+%1 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	97
Resim 5.23. Bakır altlık ve Ar+%3 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	98
Resim 5.24. Bakır altlık ve Ar+%6 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	98
Resim 5.25. Bakır altlık ve Ar+%9 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	99
Resim 5.26. Seramik altlık ve Ar+%1 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu.....	100
Resim 5.27. Seramik altlık ve Ar+%3 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu.....	100

Resim	Sayfa
Resim 5.28. Seramik altlık ve Ar+%6 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu.....	101
Resim 5.29. Seramik altlık ve Ar+%9 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu.....	101
Resim 5.30. Seramik altlık ve Ar+%1 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	102
Resim 5.31. Seramik altlık ve Ar+%3 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	102
Resim 5.32. Seramik altlık ve Ar+%6 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	103
Resim 5.33. Seramik altlık ve Ar+%9 N ₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu.....	103
Resim 5.34. Ana malzeme mikrovickers sertlik ölçüm görüntüleri	116
Resim 5.35. Korozyon testi sonrası örnek numune görüntüleri	121
Resim 5.36. Ana malzeme (A) SEM mikro yapı görüntüleri	127
Resim 5.37. %6 N ₂ +argon, seramik altlık suda soğutma, %37 δ-ferrit içeren numunenin SEM mikroyapı görüntüleri.....	128
Resim 5.38. %9 N ₂ + argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ-ferrit içeren numunenin SEM mikroyapı görüntüleri.....	128
Resim 5.39. Isıl işlem uygulanmış ana malzeme numunelerinin mikro yapı görüntüleri	142
Resim 5.40. 800°C’de 5,5 ve 16 saat bekletilen ve soğutulan numunelerle, ana malzemenin korozyon testi sonrası yüzey durumları.....	143
Resim 5.41. 800°C sıcaklıkta 5,5 saat bekletilmiş ve soğutulmuş ana malzemede çukurcuk korozyonu örnek görüntüleri	143
Resim 5.42. 800°C’de 16 saat bekletilen ana malzemede çukurcuk korozyonu görüntüsü	144
Resim 5.43. 800°C’de 5,5 saat bekletilen ve soğutulan ana malzeme numunesinin faz analizi sonucu.....	145
Resim 5.44. 800°C sıcaklıkta 16 saat bekletilen ve soğutulan ana malzeme numunesinin faz analizi sonucu.....	145

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklamalar

α	alfa-ferrit
δ	delta-ferrit
μm	mikron-metre
γ	östenit

Kısaltmalar

Açıklamalar

ASTM	American Society on Testing and Materials
$C_{Fe\delta}$	Krom eşdeğeri
FN	Ferrit Sayısı
ITAB	Isının Tesiri Altındaki Bölge
$Ni_{e\delta}$	Nikel eşdeğeri
T_m	Ergime sıcaklığı

1. GİRİŞ

Paslanmaz çelikler çeşitli endüstrilerde ve çevrelerde yaygın olarak kullanılmakta olan mühendislik malzemelerinin önemli bir sınıfını oluşturmaktadır. Kaynak, paslanmaz çelikler için önemli bir üretim tekniğidir ve son 75 yılda bu malzemeleri kaynak etmek için gereken teknikleri ve önlemleri kavramayı sağlamak için şartnameler ve el-kitapları yayınlanmıştır.

Genel olarak paslanmaz çelikler, kaynak edilebilir malzemeler olarak dikkate alınmaktadır ancak bu çeliklerin kolaylıkla hatasız bir şekilde kaynak edilebilmesi ve istenilen hizmeti yerine getirilebilmesini sağlayabilmek için kurallar bulunmaktadır. Bu kurallara uyulmadığı takdirde üretim esnasında veya kullanım sırasında problemler meydana gelebilecektir. Problemler çoğunlukla kaynak mikro yapısına ve buna bağlı özelliklerle birlikte kaynak prosedürlerinin malzemeye uygun olmamasına bağlıdır. Kaynağın sonucunda kaynak metalinin ve ana metale bağlı olarak ısıdan etkilenmiş bölgenin mikro yapısı değişeceğinden, bu durum arzu edilen faz dengesinde farklılaşmaya ve metaller-arası bileşiklerin oluşumuna, tane büyümesine, alaşım elementlerinin ve empüritelerin segregasyonuna ve reaksiyonlara neden olabilir. Bu koşullar yapısal özelliklerde ve performansta azalmaya neden olacağından tasarım ve üretimde bu hususlar dikkate alınmalıdır.

Paslanmaz çelikler; martenzitik, ferritik, östenitik, dubleks (ferritik-östenitik), çökelti sertleştirilmiş (PH) şeklinde baskın olan metalurjik fazlara göre sınıflandırılmaktadır.

Östenitik ve ferritik gruplar yaygın olarak kullanılmaktadır. Çökelti-sertleştirilebilir (PH) gruplar çok fazla kullanım alanına sahip değildirler. 1980'li yıllardan beri hızla gelişen ve üstün korozyon direnci ile mukavemetin birarada istendiği; 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, dubleks paslanmaz çeliklerin TIG kaynağı yöntemiyle kaynak edilmesi sırasında kaynak parametrelerinin kaynak sonrası oluşan çeşitli fazlardan dolayı mekanik ve korozyon özellikleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

Deneysel alışmalarda TIG kaynağı kullanılmıştır. Deneysel malzeme olarak UNS S32205 tür 3mm kalınlıkta olan dubleks paslanmaz elik saclar seçilmiştir. Argon koruma gazına farklı oranlarda ilave edilen azot gaz karışımları kullanımı ve değişen soğuma hızı koşulları neticesinde oluşan kaynaklı bağlantı mikro yapılarının hem mekanik hem mikroskobik özelliklerinin değişimi ile hem de koroziif ortama karşı dayanıklılık konuları araştırılmıştır.

Çalışmada, araştırmanın temelini oluşturan'Dubleks paslanmaz çeliklerde zararlı metaller arası fazların tespiti için standart test metodları'başlıklı ASTM A923 standardına uygun bir şekilde inceleme yapılmış ve elde edilen sonuçları yorumlamaya bu standart kılavuzluk etmiştir.

Bu araştırma, ülkemizde de giderek yaygınlaşmakta olan dubleks paslanmaz çelikleri kullanan endstirilere yararlı bir kılavuz olacaktır.

2. DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLER

2.1. Dupleks Paslanmaz Çeliğin Tanımı

Dupleks (ferritik-östenitik) paslanmaz çelikler, isimlerini normal oda sıcaklığındaki mikro-yapılarının yaklaşık olarak yarısının ferrit, yarısının da östenit olmasından almaktadırlar. Bu çelikler 1930'lu yıllardan beri bilinmektedirler. 1982'lerde 'Kaynak El Kitapları' dupleks paslanmaz çelikleri paslanmaz çeliklerden ayrı bir grup olarak ayırt etmemiştir. Bir paslanmaz çelik üreticisi bu alaşımın kaynak edilmemesini önermiştir. Döküm alaşımı olan CD4MCu 1950'lerde geliştirilmiş olup kaynak edildiğinde kırılma eğilimiyle bilinmekte idi. Dupleks paslanmaz çelikler 1980'li yılların başında geliştirilmişlerdir. Bu çelikler günümüzde çoğunlukla üstün korozyon direnci gerektiren geniş bir uygulama alanında kullanılmaktadır. Bu dönemde, bir alaşım elementi olarak aslında azotun kritik rolünün farkına varılmasına bağlı olarak bu alaşımların hem kaynak edilebilirlikleri hem de korozyon dirençlerinde kayda değer gelişimler elde edilmiştir.

Dupleks paslanmaz çelikler üstün korozyon dirençleri, mukavemetleri veya her iki avantajlarından faydalanan uygulamalarda kullanılmaktadırlar. Bunun nedenleri arasında östenitik paslanmaz çeliklere göre daha yüksek ferrit içeriklerine sahip olmaları ve dolayısıyla daha fazla ferromanyetik (manyetik özellikte) oluşları ve daha yüksek ısı iletimi ile daha düşük ısı genleşmeye katsayılarına sahip olmaları yer almaktadır. Dupleks paslanmaz çelikler, çoğunlukla korozyon dirençleri için tercih edilirlerken gerilmeli korozyon çatlağıyla çukurcuk korozyonunun önemli olduğu birçok uygulamalarda östenitik alaşımların yerine kullanılmaktadırlar. Çoğu koroziyon uygulamalarında ayrıca yapı çeliklerine göre üstündürler ve kıyaslanabilir mukavemete sahiptirler. Dupleks paslanmaz çelikler hem hem sahilde hem de kıyıda uzakta petrol ve gaz boru hatlarında yaygın bir şekilde kullanılmaktadırlar.

Dupleks paslanmaz çelikler nispeten düşük sıcaklıklarda bazı kırılma eğilimi çökeltiler oluşturduklarından dolayı yaklaşık olarak 280°C sıcaklığı geçen kullanım uygulamalarında tavsiye edilmemektedirler. Alaşım elementlerinin maliyetinden daha ziyade esasen döküm halindeki çeliğin son haldeki plaka, ince sac veya boru şekline getirilme işlem maliyetine

bağlı olarak östenitik paslanmaz çeliklerden daha pahalıdırlar. Belirgin korozyon avantajları ve ağırlık kazancı sunarlar.

Dubleks paslanmaz çelikler, östenitik paslanmaz çeliklerden belirgin bir şekilde daha yüksek mukavemete sahiptirler. Tipik akma mukavemetleri 210MPa olan östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla 425MPa değerinin üzerindedir. Dupleks paslanmaz çelikler östenitik gruplara göre daha mukavemetli olduklarından dolayı aynı zamanda daha serttirler. Korozyonun yanı sıra aşınma konusunda da bu durum onları cazip yapmaktadır. Günümüzdeki paslanmaz çeliklerin çoğu iyi tokluğa ve sünekliğe sahiptirler ancak düşük sıcaklıkta süneklikten kırılganlığa geçişle karşı karşıya gelirler, öyleki genel olarak sıfıraltı sıcaklıklarda kullanım için uygun değildirler. Dupleks paslanmaz çeliklerin kullanım sıcaklığı genel olarak -40°C ile 280°C aralığıyla sınırlıdır.

Dubleks alaşımların termal genişmesi karbon ve düşük alaşımlı çeliklere yakındır. Bu benzerliğin bir sonucu olarak karbon çelikleriyle birleştirildikleri basınçlı kaplar gibi yerlerde uygulama bulabilmektedirler. Isıl genişleme farklılıklarına bağlı olarak oluşan gerilimler östenitik alaşımlara nazaran azaltılabilir. Bununla birlikte, östenitik paslanmaz çeliklerde oluşan nispeten düşük sıcaklık çökeltme reaksiyonlarına bağlı olarak kaynak sonrası ısıl işlem gerektiren durumlarda kullanılmaları genellikle uygun değildir (Lippold ve Kotecki, 2005: 230-231).

2.2. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanları

Dubleks paslanmaz çelikler; ısı değiştiriciler, 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, insanlar için implant malzemeleri, tuzdan arındırma fabrikaları, jeotermal ısı değiştiriciler, yangın söndürme sistemleri gibi uygulama alanlarına sahiptirler (ASM Handbook Volume 6 1993:1217).

2.3. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Üretimi

Bir dupleks alaşımı konvansiyonel bir indüksiyon fırını veya elektrik ark fırınında üretilmektedir. Ardından (argon-oksijen dekarbürizasyonu) AOD veya (vakum-oksijen

dekarbürizasyonu) VOD fırınında işlem görürler. Bu işlem sonrası deoksidasyon ile rafinasyon tamamlanmakta, müteakiben solüsyona alma ve suda su verme ısıl işlemi uygulanmaktadır (Gunn, 2003: 14).

2.4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerdeki Temel Alaşım Elementleri ve Etkileri

Paslanmaz çelikler mekanik özellikleri ile korozyon direncini artırmak veya mikroyapıyı kontrol etmek amacıyla krom, karbon ve nikelin dışında bir miktar alaşımlama katkıları içerirler.

Ferritik ve martenzitik evsafir için paslanmaz çeliklerin temel alaşımlama katkıları krom ve karbon iken, östenitik ve dupleks evsafir için ise nikeldir. Üretilebilirliği geliştirmek, bazı özellikleri artırmak, korozyon direncini iyileştirmek veya mikroyapıyı etkilemek amacıyla katılan diğer alaşımlama elementleri arasında; molibden, niyobiyum, titanyum, alüminyum, bakır, tungsten, azot ve diğerleri yer almaktadır. Paslanmaz çeliklerde bulunan empürite elementleri yaygın olarak; azot, oksijen, kükürt ve fosfordur. Bütün alaşımlar ve empürite elementleri kaynak edilebilirlik ve performans üzerinde bazı etkilere sahiptirler. Çoğu durumda ana ve dolgu metalindeki bu elementlerin seviyesi çelik ile ilgili tahminde bulunabilmek için malzeme özellikleri tarafından kontrol edilirler.

2.4.1 Krom

Krom, çeliğe esas olarak korozyona karşı koruma sağlamak için katılmaktadır. Özellikle nitrik asit gibi oksitleyici ortamlarda etkilidir. Krom ilavesiyle çelik yüzeyinde $(Fe, Cr)_2O_3$ oksit stokiometrisi oluşur. Kromun oksijene olan ilgisi demire nazaran daha yüksek olduğundan oksidin kararlılığı artar. Ortam koşulları altında krom seviyesi yaklaşık olarak %10,5'den fazla olan çelikler paslanmaz kabul edilir. Daha agresif ortamlarda oksit kararlılığı için daha yüksek krom seviyeleri gerekli olabilir.

Krom ayrıca bir ferrit oluşturunusudur. Ağırlıkça %12'den fazla krom içeren demir-krom alaşımları tamamen ferritiktir. Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni-C alaşımlarında martenzitik, östenitik ve dupleks evsafirlerde, artan krom içeriği ferrit oluşumuna ve korunmasına yardım etmektedir. Ferritik alaşımlarda krom, ferritik mikro-yapıyı kararlı halde tutan ana alaşım elementidir.

Bununla birlikte; krom kuvvetli bir karbür oluşturunucudur. Krom ayrıca, azotla birleşerek nitrür oluşturur. Ferritik ve dubleks evsafalarda 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°C 'nin altında Fe-Cr sisteminin içerisinde oluşan bir (Fe-Cr) bileşiği olan sigma (σ) fazıdır. Sigma fazı aslında herhangi bir paslanmaz çelikte oluşabilmekte ancak yüksek kromlu östenitik, ferritik ve dubleks alaşımlarda çok yaygındır. Bununla birlikte krom, chi (χ) ve Laves (η) metaller-arası fazlar şeklinde de bulunabilmektedir.

Ferritik alaşımlardaki yüksek krom seviyeleri özellikle karbon ve azotun varlığında çok zayıf tokluk ve süneklığe sebep olmaktadır. Yüksek kromlu ferritik evsaflar, kaynak edilmiş halde kabul edilebilir mekanik özelliklere sahip olması için çok dikkatlice işlem görmeli veya karbon ve azot içerikleri çok düşük seviyelere doğru azaltılmalıdır.

2.4.2. Nikel

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

Ferritik alaşımlarda nikelin bulunması sülfirik asit gibi özellikle indirgeyici ortamlarda genel korozyon dayanımını artırdığı yönünde bazı bulgular bulunmaktadır. Ancak, nikelin gerilmeli korozyon çatlağı (SCC) direncinin azalmasıyla bağlantısı olduğu bilinmektedir. Nikel iyi bir katı çözelti güçlendiricisidir ancak martenzitik ve ferritik evsafların her ikisinde de tokluğun artmasında en çok yararı dokunmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005: 19-24).

2.4.3. Mangan

Mangan östenitik ve dubleks paslanmaz çelikler için 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: 18).

2.4.4. Silisyum

Silisyum tüm paslanmaz çeliklerde yer alır ve ergime sırasında esas olarak deoksidasyon için ilave edilmektedir. Silisyum, birçok alaşımda ağırlıkça %0,3 ile %0,6 arasında bulunmaktadır. Bazı durumlarda alüminyum silisyumun yerine deoksidant olarak kullanılabilen ancak bu duruma paslanmaz çeliklerde nadir rastlanmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005: 21). Silisyum, yoğun nitrik asit ortamına karşı dayanımda yararlı olmakta %3,5 ile %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 %1 değerinin altında tutulmaktadır (Gunn, 2003: 21).

2.4.5. Molibden

Molibden paslanmaz çeliklerde türlere bağlı olarak farklı fonksiyonlara sahip olmaktadır. Ferritik, östenitik ve dubleks evsafalarda molibden %6'ya kadar ilave edilebilmekte veya özellikle çukurcuk ve aralık korozyonuna karşı direnci artırmak amacıyla katılmaktadır. Molibden bir ferrit oluşturu elementtir ve varlığı ferrit oluşumuna destek olarak mikro-yapının korunmasını sağlamaktadır.

2.4.6. Karbon ve azot

Çoğu dövme dubleks paslanmaz çeliğin karbon içeriği, ağırlıkça %0,02 ile %0,03 aralığındadır. Bunun temel nedeni; korozyon dayanımını düşüren kromca zengin krom karbürlerin çökelme olasılığını azaltmaktır (Gunn 2003, 21).

Paslanmaz eliklerin birçoğunda azot genellikle bir empürite elementi olarak yer alırken bazı östenitik ve hemen hemen tüm dubleks paslanmaz çeliklerde azot kasıtlı bir ilave olmaktadır. Azot, östenitik ve dubleks paslanmaz çeliklerde, ferrite karşın östenit oluşturucu bir element fonksiyonu sergiler ve sigma fazının oluşumunu yavaşlatarak çukurcuk korozyon direncini artırmaktadır. Bununla birlikte azot dubleks paslanmaz çeliklerde krom ve molibden segregasyonunu azaltmaktadır (Roberge P. R, 2000: 732).

Karbona benzer olarak azot kuvvetli bir katı çözelti mukavemetlendiricidir ve ağırlıkça %0,15 kadar az bir ilaveyle östenitik alaşımların mukavemeti çarpıcı bir şekilde artmaktadır. Azotun östenit içerisindeki mukavemetlendirici etkisi özellikle kriyojenik sıcaklıklarda telafuz edilmektedir. Dubleks paslanmaz çeliklerinde azot, mukavemeti artırmak için katılmaktadır, ancak daha da önemlisi çukurcuk ve çatlak korozyonuna direnç için ilave edilmektedir. Bazı dubleks evsafları 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 dubleks evsaflarda eğer çözünürlük sınırı aşılışsa bu alaşımların kaynak metalindeki ısıdan etkilenen bölgelerinde eğer yaklaşık olarak 1100°C'nin üzerindeki sıcaklıklardan soğuması esnasında östenit önemli miktarda oluşamazsa Cr₂N ferrit fazı içerisinde çökelmektedir.

Karbon ve azot, östenit oluşturucu elementlerin içerisinde en güçlü olanlardır, bundan dolayı eğer mikro-yapı dengesi gerekliyse bu elementlerin miktarları dikkatli bir şekilde kontrol edilmelidir. Bu durum alaşımdaki her elementin seviyelerinin kontrol edilmesiyle veya karbürler (Nb, Ti) nitrürler (Ti, Al) oluşturan elementlerin ilavesiyle ve matris içerisindeki tesirlerini etkili bir biçimde azaltarak kontrol edilebilir. Eğer ark kaynağı sırasında koruma yeterli değılse atmosferden toplanan azot arzu edilen mikroyapıdan sapmaya neden olabilir. Yüksek azotlu östenitik ve dubleks alaşımlarında kaynak esnasındaki azot kaybı bir problem olabilir. Bu sebeple, dubleks paslanmaz çeliklerinde, kaynak metali azot seviyelerini sağılayabilmek için bazen koruyucu gaza azot ilave edilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005: 23-24).

2.4.7. Diğer elementler

Çok özel uygulamalar için paslanmaz çeliklere isteyerek katılan birçok diğer alaşımlama ilaveleri bulunmaktadır. 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. Alüminyum, genel korozyon direncini artırmak maksadıyla daha düşük kromlu ferritik evsafılarda kullanılmaktadır. Kobalt östenit oluşumuna destek olmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005: 24).

2.4.8. Östenit oluşturunu elementlere karşı ferrit oluşturunu elementler

Paslanmaz çelikler ağırlıkça %12 ile %50 arasında alaşımlama ilaveleri içeren demir esaslı alaşımlardır. Alaşım elementleri; östenit, ferrit ve martenzit fazlarının kararlılığına bağılı olarak denge faz ilişkilerini etkilerler. Paslanmaz çeliklere ilave edilen elementler ferrit veya östenit fazını oluşturma veya kararlı hale getirmelerine göre birbirinden ayrılırlar. Martenzitin yüksek sıcaklıklardan hızlı soğuma sonucunda oluşan bir dönüşüm ürünü olmasından hareketle, eğer yüksek sıcaklıklarda östenit oluşmaz ise martenzit düşük sıcaklıklarda oluşmamaktadır.

Östenitik paslanmaz çelikler östenit fazının oluşumuna destek olan yüksek seviyelerde nikel veya diğer östenit oluşturunu elementleri içerirler, bundan dolayı oda sıcaklığında ve altında bu yapılarını korurlar. Ferritin mevcut baskın faz olduğu ferritik paslanmaz çelikler, yüksek krom içeriğı ile birlikte diğer elementleri içerirler. Martenzitik paslanmaz çelikler yüksek sıcaklıklarda östenitiklerdir ancak bu östenit kararsızdır ve soğuma üzerine dönüşüm gösterirler. Östenit ve ferrit oluşturunu elementlerin dengelenmesiyle paslanmaz çeliklerin mikroyapıları kontrol edilebilmektedir. Bu denge; mekanik özellikler, korozyon direnci ve kaynak edilebilirliğe göre önemli ifadelerle sahiptir (Lippold ve Kotecki, 2005: 25).

2.5. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması

Sınıflandırmanın genellikle bileşime göre yapıldığı diğer malzeme sistemlerinden farklı olarak paslanmaz çelikler baskın olan metalurjik faza (veya fazlara) bağlı olarak kategorize edilirler. Paslanmaz çeliklerde görülen başlıca üç faz; martenzit, ferrit ve östenittir. Dupleks paslanmaz çelikler, her iki fazında arzu edilen özelliklerinin avantajını alarak yaklaşık %50 östenit, %50 delta ferrit içerirler.

Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI) paslanmaz çeliklerin tanımlanmasında özelliğine göre sonuna bir harf koyularak da ifade edilen üç basamaklı bir sistem kullanılmaktadır. Örnek olarak; 304, 304L, 410 ve 430 verilebilir. Bazı paslanmaz çeliklerin tanımlanmasında manyetik özellikler de kullanılabilir. Östenitik türler esas olarak manyetik değildir. Küçük bir miktarda kalıntı ferrit veya soğuk işlem hafif bir şekilde ferromanyetik hal oluşturabilir ancak bu durum manyetik bir malzemeye göre dikkate değer bir şekilde çok daha zayıf manyetik özellik sağlar. Ferritik ve martenzitik türler ferromanyektir. Dupleks paslanmaz çelikler yüksek ferrit içeriklerine bağlı olarak nispeten kuvvetli manyetik özellik sergilemektedirler (Lippold ve Kotecki, 2005: 4).

2.5.1. Standart Alaşımlar

Çizelge 2.1’de bazı dupleks paslanmaz çelik alaşımları listelenmektedir. Bu alaşımların 329 dövme ve CD4MCu olan 2 türü, sırasıyla ASTM A 240 veya ASTM A 890’da bir azot gerekliliği göstermemekte olması önemlidir. Bu iki alaşım, azotun önemi takdir edilmeden önce geliştirilmişler ve başarılı bir şekilde kaynak edilmelerinin çok zor olduğu ifade edilmiştir. Artırılmış korozyon direnci kadar kaynak edilebilirliğinde geliştirilebilmesi için azot değişimi ASTM yönergelerine (sırasıyla UNS S32950 ve CD4MCuN) eklenmiştir.

Günümüzde dupleks paslanmaz çelikler kimyasal bileşimleri ve artan korozyon dayanımlarına göre aşağıda ifade edildiği gibi dört ana kategoride incelenmektedirler.

- (a) Fe-23Cr-4Ni-0.1N
- (b) Fe-22Cr-5.5Ni-3Mo-0.15N
- (c) Fe-25Cr-5Ni-2.5Mo-0.17N-Cu
- (d) Fe-25Cr-7Ni-3.5Mo-0.25N-W-Cu (ASM Handbook Volume 6, 1993: 471).

Çizelge 2.1. Dubleks paslanmaz çeliklerin bileşimleri (Kaluç ve Taban, 2007:57)

Tür	UNS No:	Bileşim (Ağırlıkça%)										
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W
---	S32201	0,030	4,0-6,0	0,040	0,030	1,00	19,5-21,5	1,00-3,00	0,60	0,05-0,17	1,00	---
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	---	---
329	S32900	0,08	1,00	0,040	0,030	0,75	23,0-28,0	2,0-5,0	1,00-2,00	---	---	---
---	S32950	0,030	2,00	0,035	0,010	0,60	26,0-29,0	3,5-5,2	1,00-2,50	0,15-0,35	---	---
---	S31260	0,03	1,00	0,030	0,030	0,75	24,0-26,0	5,5-7,5	2,50-3,50	0,10-0,30	0,20-0,80	0,10-0,50
---	S32520	0,030	1,50	0,035	0,020	0,80	24,0-26,0	5,5-8,0	3,0-4,0	0,20-0,35	0,50-2,00	---
CD4MCu	---	0,04	1,00	0,04	0,04	1,00	24,5-26,5	4,75-6,00	1,75-2,25	---	2,75-3,25	---
CD4MCuN	---	0,04	1,00	0,04	0,04	1,00	24,5-26,5	4,7-6,0	1,7-2,3	0,10-0,25	2,7-3,3	---
255	S32550	0,04	1,50	0,040	0,030	1,00	24,0-27,0	4,5-6,5	2,9-3,9	0,10-0,25	1,50-2,50	---
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	---
---	S32760	0,030	1,00	0,030	0,010	1,00	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-4,0	0,20-0,30	0,5-1,0	0,5-1,0
CD3MWCuN	---	0,03	1,00	0,030	0,025	1,00	24,0-26,0	6,5-8,5	3,0-4,0	0,20-0,30	0,5-1,0	0,5-1,0

2.5.2. Kaynak İlave Malzemeleri

Kaynak elektrotları kaynak dolgusunda uygun faz dengesi oluşturmak ve en azından ana metalinkine eşit korozyon direnci sağlamak için seçilmektedir. Kaynakla bağlantılı hızlı soğuma esnasında östenit oluşumunu desteklemek için, nikel içerikleri uygun dolgu metallerinde artırılmıştır. Buna benzer bir dolgu metali %9 nikel içeren AWS ER/E2209 olup, %5 nikel içeren 2304 ve 2205 gibi ana metallerde tipik olarak kullanılmaktadır.

Çizelge 2.2’de AWS standartlarına göre bazı dolgu metali bileşimleri listelenmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005: 233).

Çizelge 2.2. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak dolgu metali bileşimleri

Sınıf	AWS Standardı	Bileşim (%Ağırlıkça)										
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W
E2209-XX	A5.4	0,04	0,5-2,0	0,04	0,03	1,00	21,5-23,5	8,5-10,5	2,5-3,5	0,08-0,20	0,75	---
ER2209	A5.9	0,03	0,5-2,0	0,03	0,03	0,90	21,5-23,5	7,5-9,5	2,5-3,5	0,08-0,20	0,75	---
E2209TX-X	A5.22	0,04	0,5-2,0	0,04	0,03	1,00	21,0-24,0	7,5-10,0	2,5-4,0	0,08-0,20	0,5	---
E2552-XX	A5.4	0,04	1,0	0,04	0,03	1,00	24,0-27,0	4,0-6,0	1,5-2,5	0,08-0,22	2,5-3,5	---
E2553-XX	A5.4	0,06	0,5-1,5	0,04	0,03	1,00	24,0-27,0	6,5-8,5	2,9-3,9	0,10-0,25	1,5-2,5	---
E2553TX-X	A5.22	0,04	0,5-1,5	0,04	0,03	0,75	27,0-27,0	8,5-10,5	2,9-3,9	0,10-0,20	1,5-2,5	---
ER2553	A5.9	0,04	1,5	0,04	0,03	1,0	24,0-27,0	4,5-6,5	2,9-3,9	0,10-0,25	1,5-2,5	---
E2593-XX	A5.4	0,04	0,5-2,5	0,04	0,03	1,00	24,7-27,0	8,5-11,0	2,9-3,9	0,08-0,25	1,5-3,0	---
E2594-XX	A5.4	0,04	0,5-2,0	0,04	0,03	1,00	24,0-27,0	8,0-10,5	3,5-4,5	0,20-0,30	0,75	---

Artırılmış nikel içeriklerine sahip dolgu metalleri henüz dolgu metali standartlarında yerlerini almamış olup daha yeni yüksek alaşımlı ana metallerin (Alaşım 2507 gibi süper-dubleks alaşımlar olarak ifade edilen) birleştirilmesinde çeşitli ticari isimler altında bulunabilmektedirler. 309L gibi yüksek alaşımlı östenitik dolgu metalleri, östenitik paslanmaz çeliklerle farklı birleştirmeler yapılırken kullanılabilirler. Nikel esaslı alaşımlar çok yüksek korozyon direnci gerektiren uygulamalarda veya farklı kombinasyonlarda tercih edilebilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005: 233).

2.6. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Metalurjisi

2.6.1. Östenit-ferrit faz dengesi

Dupleks paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni-N alaşım sistemlerine dayanmaktadırlar. Bu çeliklerin kimyasal bileşimi; ana metal mikroyapısı %50 ferrit ve %50 östenit ve böylece dupleks ifadesi olacak şekilde ayarlanmaktadır. Bununla birlikte bütün dupleks paslanmaz çelikler esasen bu dengeli mikro yapı için kısmi katı halde östenite dönüşüme bağlı olarak ve %100 ferritik olarak katılaşmaktadırlar.

Azot bir alaşım elementi olarak östenit fazının oluşumunu hızlandırarak kararlı hale getirmek için ve ayrıca çukurcuk korozyon direncini artırmak için ilave edilmektedir (Gunn N, 2003: 44, Lippold ve Kotecki, 2005: 234). Molibden, tungsten ve/veya bakır, bazı dupleks alaşımlarına korozyon direncini artırmak için katılmaktadır.

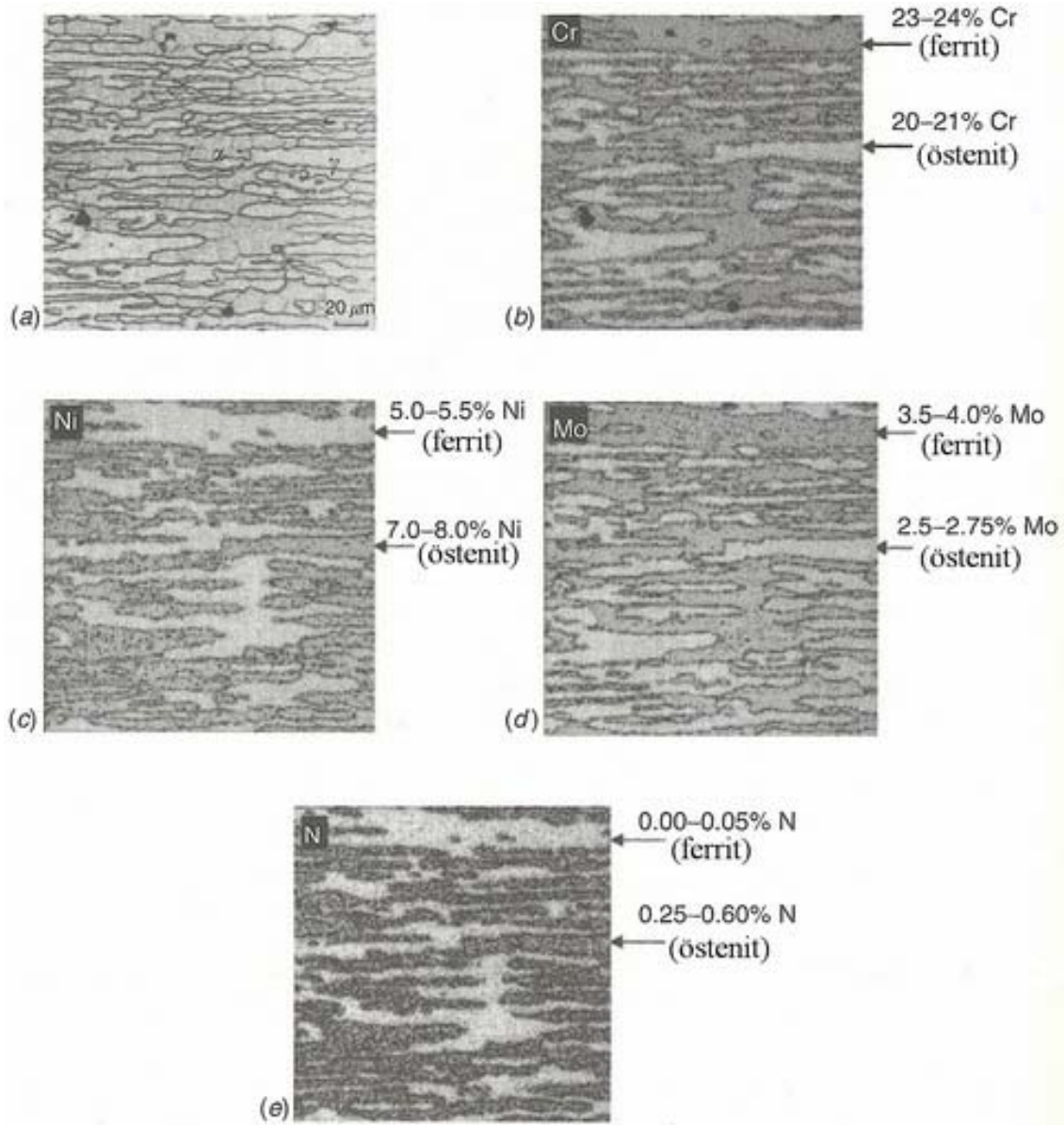
Dupleks paslanmaz çelik ana metalleri, östenitik paslanmaz çeliklere nazaran daha yüksek ferrit oluşturuç element/östenit oluşturuç element oranına sahiptirler. Bu gerçeği, dupleks paslanmaz çeliklerin aslında %100 ferritik yapıda katılaşması açıklamaktadır.

Yüksek sıcaklıklarda (alaşımın bileşimine bağlı olarak değişen ferrit solvüsünün üzerinde) alaşımlar %100 ferrit şeklinde kalmaktadır. Östenit sadece ferrit solvüsünün altında çekirdeklenip büyüebilmektedir.

Bu çeliklerin tavlama ve sıcak işlem operasyonları, genellikle östenit ve ferritin bir arada denge halinde bulunduğu ferrit solvüsünün altındaki sıcaklıklarda uygulanmaktadır. Bu sıcaklıktan işlem sıcaklığının ve soğuma hızının kontrol edilmesiyle dövme ürünündeki ferrit ve östenitin oran ve dağılımları kontrol edilebilmektedir.

Tavlama veya sıcak şekillendirme sıcaklığı azaldıkça denge mikroyapısı artan bir şekilde daha fazla östenit ve daha az ferrit içerecektir.

Denge koşulları altında ferrit oluşturuç elementler (krom, molibden, tungsten) difüzyon yoluyla ferrit içerisinde yoğunlaşırken aynı zamanda östenit oluşturuç elementler (nikel, karbon, azot ve bakır) ise difüzyonla östenit içerisine yoğunlaşırlar (Bkz. Resim 2.1).



Resim 2.1. 2205 dubleks paslanmaz çelikte alaşım elementlerinin ayrışması (Lippold ve Kotecki, 2005: 236)

Alaşım Bileşimi: %22 Cr, %6 Ni, %3 Mo, %0.12N

- (a) Düşük azotlu dubleks paslanmaz çelik ana metali; beyaz: östenit, gri: ferrit
- (b) Krom dağılımı: beyaza yakın %20-21 arası, siyah ve koyu gri %21-23 arası, açık gri %23-24 arası krom
- (c) Nikel dağılımı: beyaza yakın %5,0-5,5 arası; siyah ve koyu gri %5,5-7,0 arası; açık gri %7,0-8,0 arası nikel
- (d) Molibden dağılımı: beyaza yakın %2,5-2,75 arası; siyah ve koyu gri %2,75- 3,50 arası, açık gri %3,5-4,0 arası molibden
- (e) Azot dağılımı: beyaza yakın %0,00-0,05 arası; siyah ve koyu gri %0,05-0,25 arası, açık gri %0,25-0,60 arası azot

Düşen sıcaklıkla birlikte ferrit ve östenitin denge bileşimleri östenit ve ferrit solvüs hattı bileşimlerine göre sürekli olarak değişmektedir. Aynı anda, difüzyon düşen sıcaklıkla

birlikte yavaşlamaktadır. Soğuma sırasında bazı sıcaklıklarda difüzyon iki fazın denge bileşimlerine daha fazla ayak uyduramaz ve o anda herhangi bir bileşim ve faz dengesi sonra sanki o sıcaklıktan su verilmiş gibi alaşımın içerisine doğru katılaşır.

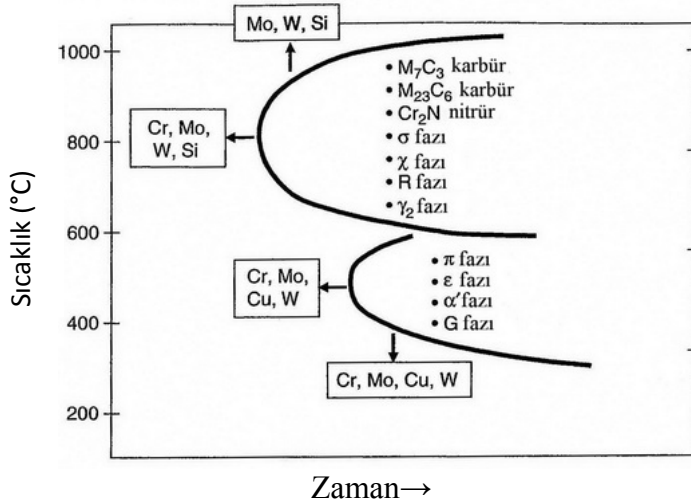
Bir dubleks paslanmaz çelikte eğer su verme sıcaklığı yüksekse (alaşımın bileşimine göre değişen ferrit solvüs sıcaklığına yakın ise) faz dengesi ferritçe yüksek olacaktır. Eğer su verme sıcaklığı ferrit solvüs sıcaklığının epey altındaysa daha fazla östenit olacaktır. Pratikte tavlama sıcaklığı veya sıcak-işlem sıcaklığı, herhangi bir çökelti fazını çözeltiliye alabilecek kadar mümkün olduğunca düşük ancak yeteri kadar da yüksek seçilir. Bu uygulama ferrit fazındaki geriye kalan azot miktarını en aza indirir (Lippold ve Kotecki, 2005: 235).

2.6.2. Çökelme reaksiyonları

Dubleks paslanmaz çeliklerin karmaşık alaşımlanmasından dolayı yaklaşık olarak 1000°C'nin altındaki sıcaklıklarda bazı çökelme reaksiyonları oluşabilmektedir (Bkz. Şekil 2.1). Bu çökeltilerin birçoğu dubleks alaşımları kırılganlaştırmakta ve önlenmeleri gerekmektedir. Bunlar arasında; sigma(σ), chi (χ) ve krom-nitrürün yanı sıra alfa-prime (α') yer almaktadır.

Bununla birlikte, Cr, Mo ve W ilavesi veya artırılmış seviyeleri özellikle sigma ve chi fazları gibi bazı çökeltilerin oluşumunu hızlandırmaktadır. Bu hızlanma, kaynak sonrası ısıtıl işlem veya çok pasolu kaynak esnasında kırılganlıkla ilgili önemli anlamlara sahiptir.

Bu sebeplerden dolayı, daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşen çökelme reaksiyonları dubleks alaşımların kullanım sıcaklığını 280°C'nin altına etkin bir şekilde sınırlamaktadır.



Şekil 2.1. Dupleks paslanmaz çeliklerde çökeltilerin oluşumu (ASM Handbook Volume 6, 1993:476)

2.7. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

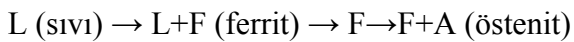
Dövme dupleks paslanmaz çelikler için çekme mukavemeti koşulları ASTM A240'da, döküm dupleks paslanmaz çelikler için ise ASTM A890'da yer almaktadır. Yüksek seviyelerde krom ve azot içeren alaşımlar, standart alaşımlara nazaran daha yüksek mukavemete sahip olmaktadır.

2.8. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Metalurjisi

2.8.1. Katılaşma Davranışı

Bütün dupleks paslanmaz çelikler ferritik olarak katılaşırlar ve katılaşmanın sonunda tamamen ferritiktirler. Bileşime bağlı yaklaşık olarak yüksek sıcaklık aralığı ferrit solvüs sıcaklığının altına düşmeden ve östenite dönüşüm başlamadan önce ferrit fazı kararlıdır.

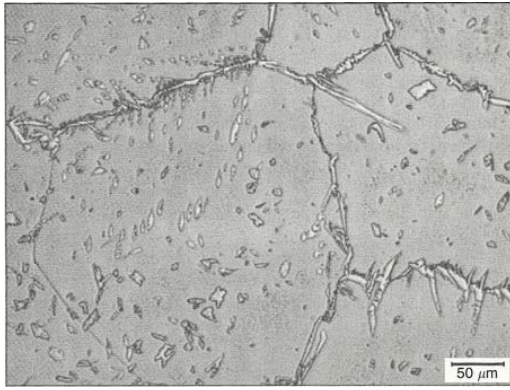
Ferrit-östenit dönüşümünün yapısı hem bileşime hem de soğuma hızına bağlıdır. Kaynak metalindeki en son ferrit-östenit dengesini belirleyen bu dönüşümdür. Dupleks paslanmaz çeliklerin dönüşüm sıralaması aşağıda verilmektedir.



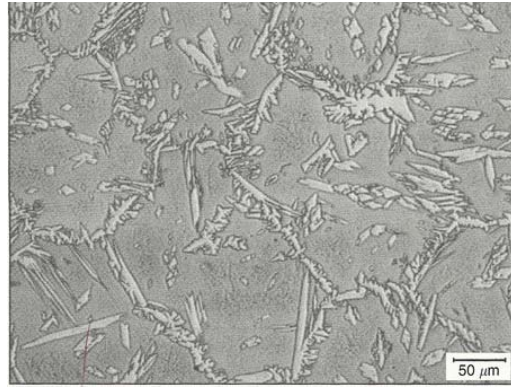
Dubleks paslanmaz çelik kaynak metalleri östenit ve ferrit karışımı içerirler. Katılaşma ferrit olarak meydana geldiğinde ve (F tipi) katılaşma sonunda hiç östenit oluşmadığından dolayı yüksek sıcaklıkta katı halde ferrit kararlı olacaktır.

Ferrit solvüsünün altında östenite dönüşüm başladığında ferrit tane sınırları boyunca önce östenit oluşacak, bu durum bir çekirdeklenme ve büyüme işlemiyle gerçekleşecek ve genellikle östenit tane sınırlarının tamamen östenit tarafından kapsanmasından ileri gelecektir.

Tane sınırı östenitin dışında Widmanstatten plakalar veya ferrit taneleri içerisinde taneler içi olarak ilave östenit oluşabilir. Resim 2.2’de yüksek ve orta ferrit içeriğine sahip dubleks paslanmaz çelik kaynak metali mikro yapı örnekleri gösterilmektedir.



(a)



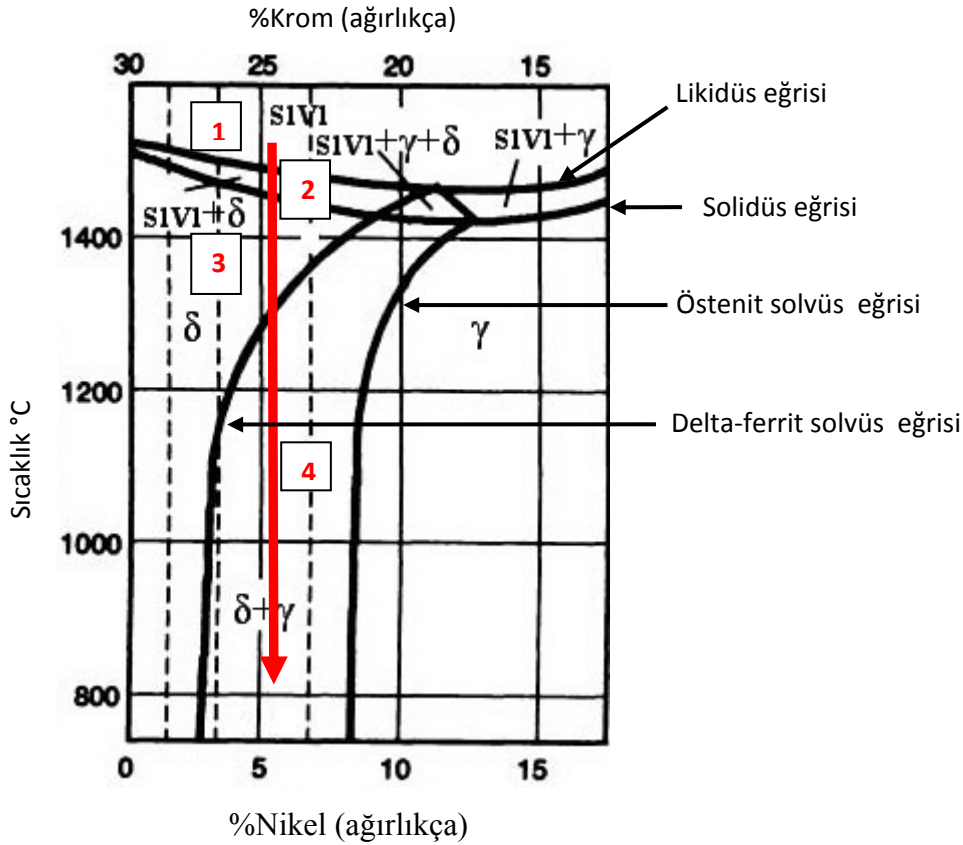
(b)

Resim 2.2. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak metali mikroyapıları

(a) yüksek ferrit içeriği; FN 100

(b) orta ferrit içeriği; FN 70 (Lippold ve Kotecki, 2005: 239)

Kaynak soğuma hızının değiştirilmesiyle kaynaklı bağlantıdaki nihai oda sıcaklığı mikro yapısı UNS S32205 dubleks paslanmaz çeliği için, Şekil 2.2’de verilen Fe-Cr-Ni dönüştürülmüş ikili faz diyagramı ile açıklanabilir.



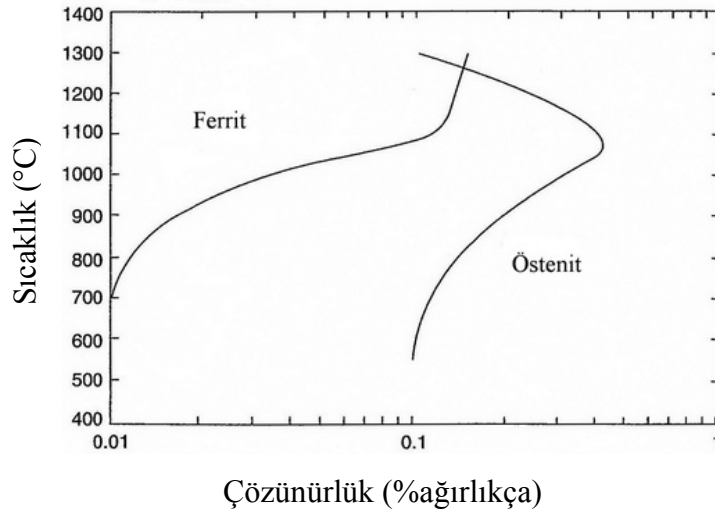
Şekil 2.2. Dönüştürülmüş Fe-Cr-Ni ikili faz diyagramı (ASM Handbook Volume 6, 1993:478)

Şekil 2.2'deki diyagramda 2205 dubleks paslanmaz çelik için olan yaklaşık %6 nikel ve %24 Cr içeriğindeki kırmızı ile gösterilen oka dikat edilirse, '1' noktasında alaşım tamamen sıvıdır. Alaşım soğudukça ('2' alanına girilince) ilk ferrit taneleri oluşurken sıvı ferritçe zenginleşmeye başlar. Sıcaklık düşmeye devam ettikçe '3' numaralı alana girilince yapı tamamen katı halde ferritik durumdadır. Giderek daha fazla soğumayla delta ferrit solvüs eğrisi geçilince (4 numaralı bölge) alaşımda östenit taneleri oluşur ve alaşım bu bölgedeki soğuma hızının azalmasına bağlı olarak östenitçe zenginleşir. Nihai oda sıcaklığı yapısı soğuma hızına ve alaşımın bileşimine bağlıdır. Alaşımın krom eşdeğerliğinin nikel eşdeğerliğine olan oranı arttıkça alaşımın nihai yapısı ferritçe zenginleşmektedir.

Tamamen ferritik bölgeden çok hızlı soğutmayla alaşımın ferritten östenite dönüşümü bastırılır ve yüksek sıcaklıkta baskın olan ferritik yapı korunur. Dolayısıyla bu laşımlarda $\Delta T_{12/8}$ (1200°C'den 800°C'ye düşüş hızı) süresi oda sıcaklığı final yapısını belirlemede önem taşımaktadır. Ancak bununla birlikte bu süre daha çok alaşımın bileşimiyle ilgili olmaktadır (ASM Handbook Volume 6, 1993: 473).

2.8.2. Azotun rolü

Günümüzde modern dubleks paslanmaz çeliklere mukavemet ve çukurcuk korozyon direncini artırmak amacıyla azot ilave edilmektedir. Azot bileşim aralığı ağırlıkça %0,08 ile %0,35 arasında değişmektedir. Sıcaklığa karşı çözünürlük (Bkz. Şekil 2.3.) bağıntısından da görüleceği üzere bu azot seviyeleri yaklaşık olarak 1000°C'nin altındaki sıcaklıklarda ferrit içerisindeki çözünürlük sınırının oldukça üzerindedir. Aksine, azotun östenit içerisindeki çözünürlüğü ferrite göre çok daha yüksektir. Azotun çözünürlüğündeki bu farklılık bu alaşımlardaki nitrür çökmesiyle ilgili önemli anlamlar içermektedir. Mikroyapı dengelendiğinde (yüksek sıcaklıkta tutmanın ardından hızlı soğutmayla elde edilen yaklaşık %50-%50 karışım yapısı) ferrit ve östenit arasında azot parçalanır ve katı çözeltide baskın bir şekilde kalır.



Şekil 2.3. Azotun ferrit ve östenit içerisindeki çözünürlüğü (Lippold ve Kotecki, 2005: 240)

Hızlı soğuma koşulları altındaki kaynak metali ve ITAB'da olduğu gibi eğer ferrit içeriği yüksekse, ferritin çözünürlük sınırı geçildiğinden ve azotun östenite parçalanması (ayrılması) için yeterli zamana sahip olmadığından dolayı soğuma üzerine şiddetli bir çökme reaksiyonu meydana gelir. Çoğu durumda bu nitrürler kromca zengindir ve esasen Cr₂N olarak dikkate alınırlar. Bu yoğun çökelmenin sonuçları; bilhassa süneklik, tokluk ve korozyon direnci kaybı gibi ferritik alaşımlardakilere benzerlik göstermektedir.

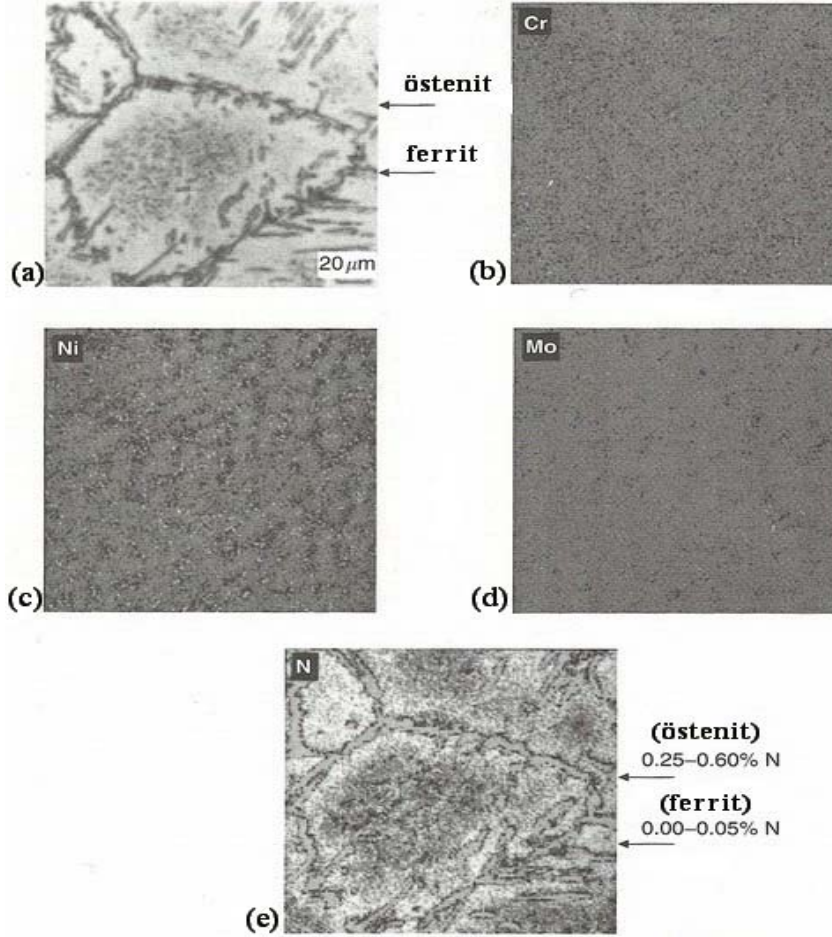
Bununla birlikte kaynaklar ve ısıdan etkilenen bölgeleri ferrit solvüsünün yakınındaki sıcaklıklardan hızlıca soğurlar, böylece bir dubleks paslanmaz çeliğin ana metaline nazaran kaynak metali ve ITAB'ında oldukça daha fazla ferrit içerme eğilimi bulunmaktadır.

Bir dubleks paslanmaz çelik kaynaklı bağlantıdaki faz dengesi ağırlıklı olarak difüzyona bağlı olduğundan dolayı, ITAB faz dengesi dövme veya döküm dubleks paslanmaz çelik ana metaline yaklaşabilmesi için etkin su verme sıcaklığının düşürülmesinde azot anahtar bir elementtir. Bu durumun nedeni; dubleks paslanmaz çeliklerin karbon ve azot haricindeki bütün alaşım elementlerinin büyük yer alan atomlar olmasıdır. Aslında bu atomların difüzyon hızları oldukça düşüktür. Buna karşın, dubleks paslanmaz çeliklerde normal tavlama sıcaklıklarında ve üzerinde (1040 °C ve daha yüksek) çok daha hızlı difüzyon hızlarında, ferrit solvüs sıcaklığına kadar karbon ve azot küçük ara-yer atomlarıdır. Korozyon direncindeki ters etkilerine ve konsantrasyonunun genellikle mümkün olduğunca düşük tutulmasına bağlı olarak karbon elbette istenmeyen bir alaşım elementidir. Bundan dolayı azot içeriği kaynak soğuma koşulları altında faz dengesini değiştirmede kilit rolü haline gelir. Ayrıca; yapılan bir çalışmada argon koruyucu gazına ilave edilen azotun, ark enerjisini iş parçasına daha çok iletmediği ve ısı girdisini artırarak soğuma hızını yavaşlatması sonucunda delta ferrit içeriğini düşürmeye yardımcı olduğu bildirilmiştir (Lin, Chen, 2000).

Azot, 1040 °C sıcaklığın üzerinde ferrit solvüs sıcaklığına doğru ferrite nazaran östenit içerisinde çok daha fazla çözünebilmektedir. %0,127 azot içeren 2205 ana metalindeki azotun parçalanmasında östenit ağırlıkça %0,30 azot içerirken ferrit ağırlıkça %0,05'den az azot içermiştir. Alaşım ferrit solvüs sıcaklığından daha düşük bir sıcaklıktayken azot ferritten östenite doğru yayılır. Eğer soğutma hızı, azot için östenite ulaşmada çok yüksek olursa azotun bir kısmı ferrit içerisinde öylece kalmakta ve krom-nitrürler şeklinde sonradan çökmektedir. (Lippold ve Kotecki, 2005:241). Cr_2N çökeltilerinin ferrit tanelerinin içerisinde oluşumuna, esasen Cr ve azottan meydana gelen aşırı doymuş katı çözelti oluşturan hızlı soğuma yardım etmektedir (Palmer, Elmer, Babu, 2004).

Resim 2.1, dövme alaşım 2205'deki parçalanmayı gösterirken, Resim 2.3, ilave metal olmadan TIG kaynağı ile ergitilen aynı alaşımın ergime bölgesini göstermektedir. Dövme (ana) metale karşın, kaynak metalinin ferrit içeriğinde çok büyük bir artış vardır. Dövme metaldeki %49 ferrit içeriğine karşılık kaynak metalinde %74 ferrit olduğu tespit edilmiştir. Resim 2.3-a'dan da anlaşılacağı üzere ferrit taneleri içerisinde sadece birkaç küçük östenitle birlikte esasen ferrit tane sınırları boyunca östenit oluşumu bulunmaktadır. Kaynak metali ayrıca geniş ölçüde krom-nitrür çökmesi (östenitten biraz uzakta ferrit tanelerinin içerisinde Resim 2.3-a'daki koyu renkler) sergiler. Östenite yakın olan bölgeler

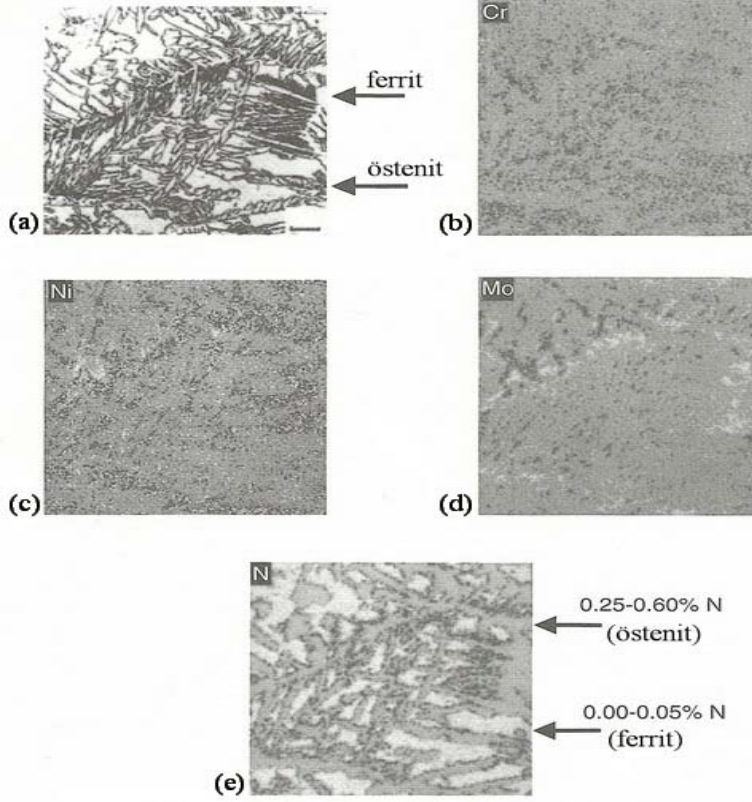
nitrür içermez çünkü azot ilk başta bu bölgelerde östenite yayılmak (difüzyon) için yeterli zamana sahiptir (Lippold ve Kotecki, 2005: 242).



Resim 2.3. Düşük azotlu 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynak ergime bölgesi mikroyapıları ve alaşım elementlerinin ayrışması

Bileşim: %22Cr, %6Ni, %3Mo, %0,12N olup, burada; (a) Düşük azotlu dubleks paslanmaz çelik ergime bölgesi mikroyapısı (b) Cr dağılımı; beyaza yakın %20-21 arası, siyah ve koyu gri %21-23 arası (kromun ferrit ve östenit arasında kayda değer bir ayrışma göstermediği anlaşılmaktadır), açık gri %23-24 arası (c) Ni dağılımı; beyaz 5,0-5,50 arası, siyah ve koyu gri 5,50-7,0 arası (biraz hücrel segregasyon olmasına rağmen östenit ve ferrit arasında nikelin belirgin bir ayrışması yoktur, bileşim tamamen %5,50-7,0Ni arasındadır), açık gri %7-8 arası (d) Molibden dağılımı; beyaz 2,50-2,75 arası, siyah ve koyu gri 2,75-3,50 arası (östenit ve ferrit arasında belirgin bir Molibden ayrışması yoktur, bileşim tamamen 2,75 ile 3,50 Mo arasında Molibdendir), açık gri %3,50-4,0 arası (e) Azot dağılımı; beyaza yakın %0,000-0,05 arası, siyah ve koyu gri %0,05-0,25 arası, açık gri %0,25-0,60 arası olarak ifade edilmektedir.

Diğer taraftan, Resim 2.4-e’de gösterildiği gibi ara-yer azotu mümkün olduğunca kuvvetli bir şekilde östenite ayrılır. Ergimiş bölgedeki östenitin azot seviyesi Resim 2.1’de verilen dövme malzemenin östenit seviyesine yaklaşmaktadır. Resim 2.4’de görüleceği üzere, Resim 2.3’deki daha düşük azotlu alaşıma göre, azot östenite ulaşmak için daha kısa bir mesafede yayınması gerekecektir (Lippold ve Kotecki, 2005: 243).



Resim 2.4. Yüksek azotlu 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynak ergime bölgesi mikroyapıları ve alaşım elementlerinin ayrışması

Burada bileşim: %22Cr, %6Ni, %3Mo, %0.18N şeklinde olup; (a) Yüksek azotlu dubleks paslanmaz çelik ergime bölgesi mikroyapısı (b) Cr dağılımı; beyaza yakın %20-21 arası, siyah ve koyu gri %21-23 arası (kromun ferrit ve östenit arasında kayda değer bir ayrışma göstermediği anlaşılmaktadır), açık gri %23-24 arası (c) Ni dağılımı; beyaza yakın 5.0-5.50 arası, siyah ve koyu gri 5.50-7.0 arası (östenit ve ferrit arasında nikelin belirgin bir ayrışması yoktur, bileşim tamamen %5.50-7.0Ni arasındadır), açık gri %7-8 arası (d) Molibden dağılımı; beyaza yakın 2.50-2.75 arası (östenit ve ferrit arasında biraz Molibden ayrışması, bu %2.50-2.75 molibden sadece eski ferrit tane sınırları boyunca östenitte görünür), siyah ve koyu gri 2.75-3.50 arası (eski ferrit tane sınırlarındaki östenit haricinde eski ferrit tane sınırlarında olmayan östenit levhaları arasında belirgin bir Molibden ayrışması yoktur, bileşim tamamen 2.75 ile 3.50 Mo arasında Molibdendir), açık gri

%3.50-4.0 arası (e) Azot dağılımı; beyaza yakın %0.000-0.05 arası, siyah ve koyu gri %0.05-0.25 arası, açık gri %0.25-0.60 arası şeklinde ifade edilmektedir.

Kaynak metali, azotun uygun bir faz dengesi ayarlamada kritik bir rol oynadığı tek bölge değildir. 1300°C'ye (ferrit solvüs sıcaklığının üzeri) ısıtılan 75°C/sn ile 2°C/sn arasında değişen soğuma hızlarıyla soğutulan Alaşım 2205 (%0,3N) ve Alaşım 255 (%0,17N)'in simule edilmiş ITAB mikro-yapılarını ve özelliklerini incelenmiş, her iki alaşımda da, 75°C/sn soğuma hızında geniş ölçüde, 50°C/sn soğuma hızında orta derecede, 20°C/sn soğuma hızında düşük ve 2°C/sn soğuma hızında ise çok düşük nitrür çökmesi bildirilmiştir. 1300°C'deki tutma süresi 1 saniyeden 10 saniyeye artırıldığında tane büyümesi tespit edilmiştir ancak bu durum nitrür çökmesinin miktarını etkilememiştir (Lippold ve Kotecki, 2005: 244).

2.8.3. İkincil östenit ve etkileri

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 (γ_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.

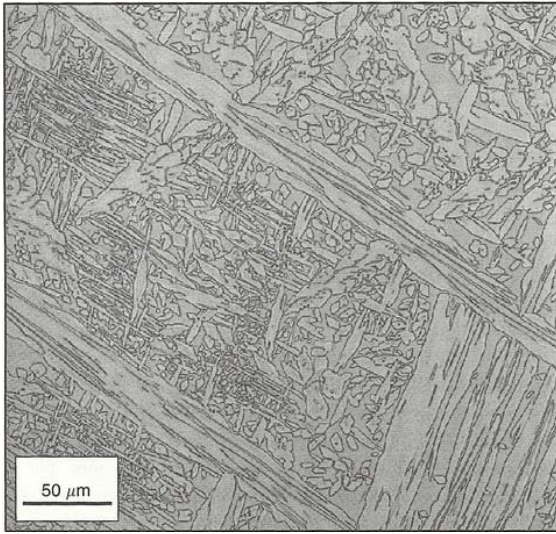
Çok pasolu kaynak sırasında, kaynak ısı girdileri ve ısıl aşamalar, kaynak metalindeki bir önceki dolgu tarafından yeniden ısıtılarak düzenlenen geniş ölçüdeki ikincil östenit oluşumunu desteklemektedir.

Çukurcuk korozyonunun ikincil östenit-ferrit ara-yüzeyini tercih ettiği görüldüğünden dolayı ikincil östenitin varlığının çukurcuk korozyon direncini azaltabileceği şeklinde bazı deliller ileri sürülmüştür. İkincil östenitte, birincil östenittekinin (%0,43 ile %0,54 arası) yarısı kadar (%0,19 ile %0,26 arası) azot bulunduğu bildirilmiştir.

Çukurcuk direnci ile ilgili olarak azotun çok önemli bir alaşım elementi olmasından dolayı ikincil östenitte azotum azalması çukurcuk korozyonundaki azalmayı açıklamaktadır.

İkincil östenitin farklı iki türü ileri sürülmüş, birinci türü mevcut östenitten kolaylıkla gelişmekte olup diğeri ferrit fazı içerisinde çekirdeklenerek oluşmakta ve daha evvelden çökelen krom-nitrürlerle bağlantılı olmaktadır. Bu mekanizmaya göre, Cr ve Mo gibi ferrit oluşturu elementlerin bölgesel bir azalmasına sebep olan Cr_2N , öncelikle ara-faz ara-yüzeyinde çekirdeklenmektedir. Bu bölgesel fakirleşme daha sonra ara-yüzeyde γ_2 çekirdeklenmesi ve büyümesine neden olur. Ferritten ayrılmasından dolayı ilk Cr_2N daha sonradan çözünmektedir (Lippold ve Kotecki 2005: 244-246).

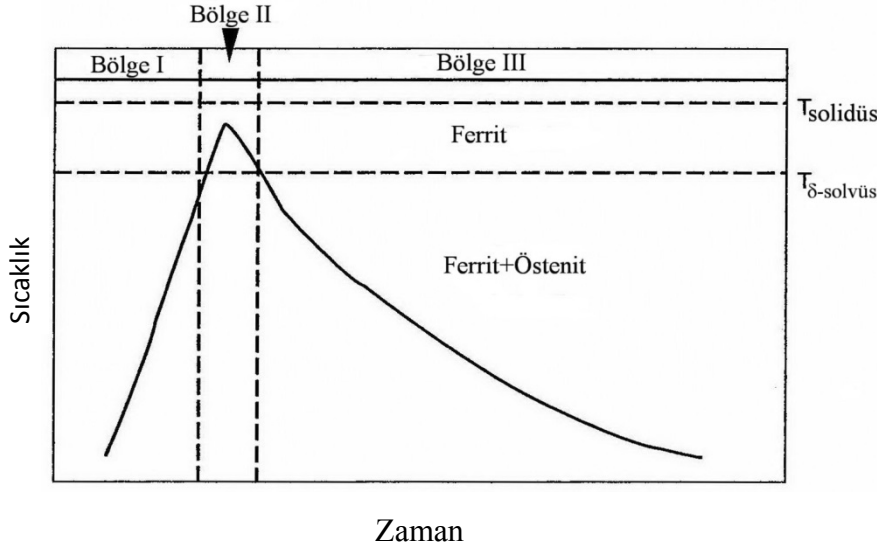
Tane içindeki Cr_2N 'de ayrıca γ_2 için uygun bir çekirdeklenme bölgesidir ve yeniden ısıtma sırasında dubleks paslanmaz çeliklerde önemli taneler-içi çökelmeler meydana gelebilmektedir. Çok pasolu kaynak esnasında karşılaşılanlara benzer çoklu yeniden ısıtma aşamaları Resim 2.5'de gösterildiği gibi kaynak metalinde çok yüksek oranda bir ikincil östenite yol açabilir.



Resim 2.5. ER 2209 ilave metali, çok pasolu kaynak metali dolgusunda geniş ölçüde ikincil östenit çökmesi (Lippold ve Kotecki, 2005: 247)

2.8.4. Isıdan etkilenen bölge (ITAB)

Ergime sınırının hemen yanındaki alandaki ITAB ısıtma aşamaları üç farklı zaman bölgelerine ayrılabilir. Şekil 2.4, %0,1 azota sahip Alaşım 2205 gibi yüksek sıcaklıkta tamamen ferritik olan bir dubleks paslanmaz çeliği göstermektedir.



Şekil 2.4. Yükek Cr_{esd}/Ni_{esd} oranına sahip bir dubleks paslanmaz çeliğin ergime sınırına yakın ITAB ısı döngüleri (Lippold ve Kotecki, 2005:247)

Zaman bölgesi 1'de ana metal, ferrit solvüsüne yaklaşan sıcaklıklara ısınmaktadır. Bu sıcaklık aralığında bütün nihai yapı ferritik olana kadar bir difüzyon kontrollü büyüme işlemi yoluyla östenit ferrite dönüşür. Aynı sıcaklık aralığının üzerinde önceki termomekanik işleme bağlı olarak yapıda bulunan çökeltilerin çoğu çökmeye başlar. Bu çökeltieler esas olarak karbürler ve özellikle nitrürlerden meydana gelmektedir.

Zaman bölgesi 2'de, ferrit solvüsünün üzerinde, büyümeyi engelleyen ikinci bir faz (östenit) veya çökeltieler bulunmadığından ferrit tane büyümesi meydana gelir. Bu durum ferritik paslanmaz çeliklerde gözlemlenen hızlı tane büyümesine benzemektedir. Bu tane büyümesi daha düşük ferrit solvüsünde daha fazla telaffuz edilecektir. Mikro-yapının tamamen ferritik olduğu ferrit solvüsünün üzerindeki zaman tane büyümesi miktarıyla orantılıdır.

Zaman bölgesi 3'de ferrit solvüsünün altına soğuma üzerine östenit çekirdeklenecek ve büyüyecek, çökeltieler tekrar oluşacaktır. Belirli bir alaşım için ferritten östenite olan dönüşüm, dönüşümü geciktiren daha yüksek soğuma hızlarıyla daha yüksek ITAB ferrit içerikleri ile sonuçlanan soğuma hızları ile kontrol edilebilir. Ferrit içeriğine soğuma hızının etkisinin belirlenmesinde çoğunlukla 1200°C ve 800°C arasındaki soğuma hızı ($\Delta T_{12/8}$) kullanılmaktadır. Çökelme derecesi soğuma hızının bir fonksiyonudur. Ferritin korunmasını destekleyen daha yüksek soğuma hızlarında ferrit fazında karbürler ve nitrürlerin çökmesi çok daha fazla telaffuz edilir.

Ferrit solvüs sıcaklığı üzerindeki zamanın ferrit tane büyümesi üzerinde çarpıcı bir etkisi bulunmaktadır. Bu sıcaklığın üzerinde tane büyümesine etkili bir şekilde engel yoktur ve tane boyutu çarpıcı bir şekilde artmaktadır. Ferrit tane boyutunun tokluk ve süneklik üzerinde kuvvetli bir etkisi bulunmasından dolayı tamamen ferritik bölgede bulunma zamanının en aza indirilmesi genel olarak tavsiye edilmektedir.

Dubleks paslanmaz çeliklerde; ferrit solvüs sıcaklığı, bileşime bağlı olarak yaklaşık 1250°C ile 1350°C aralığında değişmektedir. Bundan dolayı ITAB'daki tamamen ferritik bolgenin genişliği belirgin bir şekilde değişir. 2205 (düşük azotlu) ve 2304 gibi alaşımlar nispeten düşük ferrit solvüsüne sahip olma eğilimindeyken daha yüksek azotlu 2205 ve süper-dubleks alaşımlar 1350°C'de veya üzerinde ferrit solvüs sıcaklıklarına sahiptirler (Lippold ve Kotecki 2005: 248).

2.9. Ferrit-Östenit Dengesinin Kontrolü

Kaynak metali ferrit içeriği bileşim ve kaynak ısı koşullarının bir arada ayarlanması sayesinde kontrol edilebilmektedir. Uygun ferrit içeriklerinden daha yüksek ferrit olmasına sebep olan hızlı soğuma hızı etkileriyle başa çıkabilmek için dolgu metallerinin çoğu ana metalden daha yüksek seviyelerde nikel içerirler. Dolgu ve ana metaldeki daha yüksek azot içeriği de faydalı olmasına rağmen gözenek oluşumu eğilimine karşın dolgu metalleri için yaklaşık olarak (ağırlıkça) %0,30'dan %0,35'e kadar bir üst sınır uygulanmaktadır.

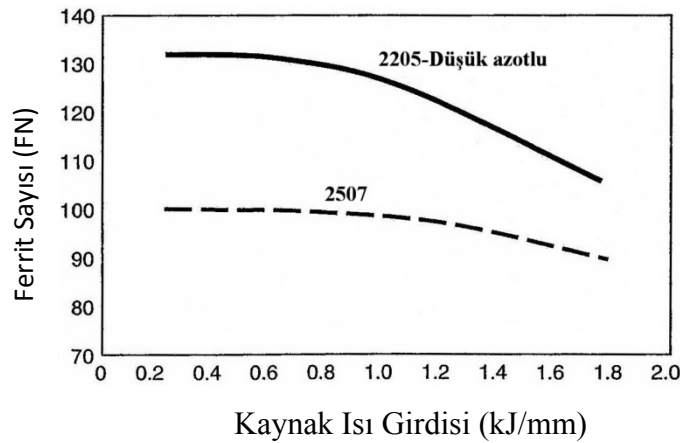
Daha yüksek nikel ve/veya daha yüksek azot etkin bir şekilde Cr_{esd}/Ni_{esd} oranını azaltır ve daha yüksek bir ferrit solvüs sıcaklığına bağlı olarak daha yüksek sıcaklıkta östenitin oluşumuna imkan verir. Ayrıca soğuma esnasında daha yüksek östenit oluşumunu destekler. Kaynak soğuma hızını yavaşlatmak ve daha fazla tamamlanmış bir ferrit-östenit dönüşümüne imkan verebilmek için bir dereceye kadar ön ısıtma ve pasolar-arası sıcaklık kontrolü kullanılabilir. Kaynak sonrası ısı işlem de ayrıca uygulanabilir ancak kırılmalığa karşı önlemler alınmalıdır (Lippold ve Kotecki 2005: 250).

Ana metal bir kez seçildiğinde ITAB'daki ferrit-östenit dengesi sadece ısı aşamaların ayarlanmasıyla kontrol edilebilir. Ana malzemenin homojen olmayan başlangıç yapısı dönüşüm hızını yavaşlatmaktadır (Zhang, Debroy, Palmer, Elmer 2005). Bir dubleks paslanmaz çelik kaynaklı bağlantısının önceden tasarım aşamasında mümkün olduğunca

daha yüksek azot içeriğine sahip ana metalin seçilmesi tavsiye olunur. Düşük ısı girdileri veya kalın kesitlerin bir sonucu olarak hızlı soğuma hızları ergime sınırına çok yakın ITAB'da çok yüksek derecede bir ferritik mikroyapıya neden olabilir. Verilen bir alaşımın ITAB mikroyapısını kontrol etmek için ön ısıtma, pasolar arası sıcaklık ve kaynak ısı girdi kontrol ölçümlerinin tümü kullanılabilir.

2.9.1. Isı girdisinin etkileri

Dubleks paslanmaz çeliklerin ferrit içeriğini kontrol etmede en etkin yol bileşimdir. Makul ısı girdisi seviyelerinde, Alaşım 2205 ve 2507'nin otojen TIG kaynaklarında (Bkz. Şekil 2.5) gösterildiği gibi, kaynak ferrit içerikleri hafifçe değişir. İki alaşımın Cr_{eq}/Ni_{eq} oranları arasındaki farkın ısı girdisine nazaran çok daha fazla baskın bir etkiye sahip olmaktadır. Nispeten yüksek ısı girdilerinde meydana gelen yavaş soğuma hızları kaynak ferrit içeriklerini azaltırlar.

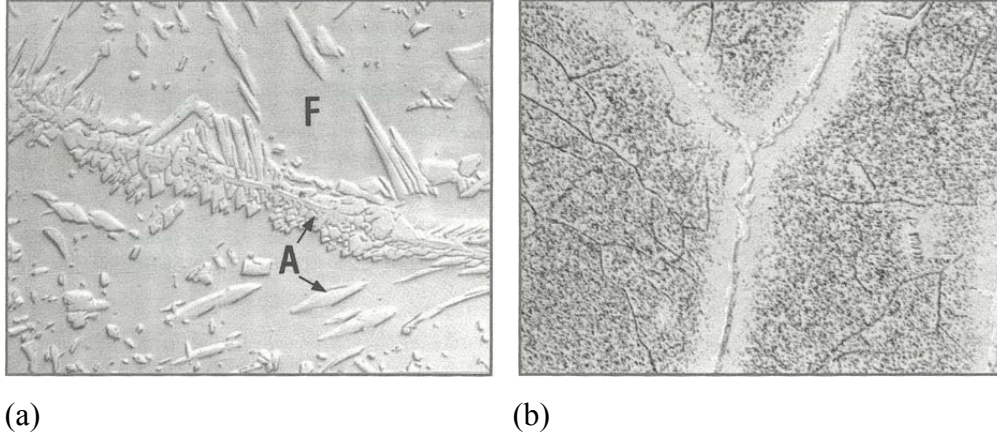


Şekil 2.5. Dupleks paslanmaz çeliğin ITAB ferrit içeriğine ısı girdisinin etkisi (Lippold ve Kotecki, 2005: 251)

2.9.2. Soğuma hızının etkileri

Ferrit solvüsünün üzerinden aşırı soğuma hızlarında ferrit-östenit dengesi çarpıcı bir şekilde etkilenir. Resim 2.6'da, bir Alaşım 255'in normal kaynak soğuma hızları ile birlikte 1350°C'den (ferrit solvüsünün üzerinden) su verilmesi sonucundaki mikro-yapıları görülmektedir. Su verilmiş mikroyapıda ferrit tane sınırları boyunca sadece çok az bir miktarda östenit gözlemlenmiştir. Ferrit solvüs sıcaklığının üzerinde yer alan büyük ferrit tanelerinin içerisinde östenit bulunmamaktadır. Buna ilaveten ferrit taneleri içerisinde

kuvvetli bir çökelme reaksiyonu yer alır. Bunlar su verme üzerine ferrit içerisinde azotun hızla aşırı doymasından ileri gelen Cr_2N çökeltileridir. Bu durum dubleks paslanmaz çeliklerin; direnç, lazer ışın, elektron ışın ve saplama kaynaklarında bulunabilmektedir. Mekanik özellikler (süneklik ve tokluk) şiddetli bir şekilde ferrit tarafından azaltılır ve korozyon direnci krom-nitrür oluşumuyla azalır.



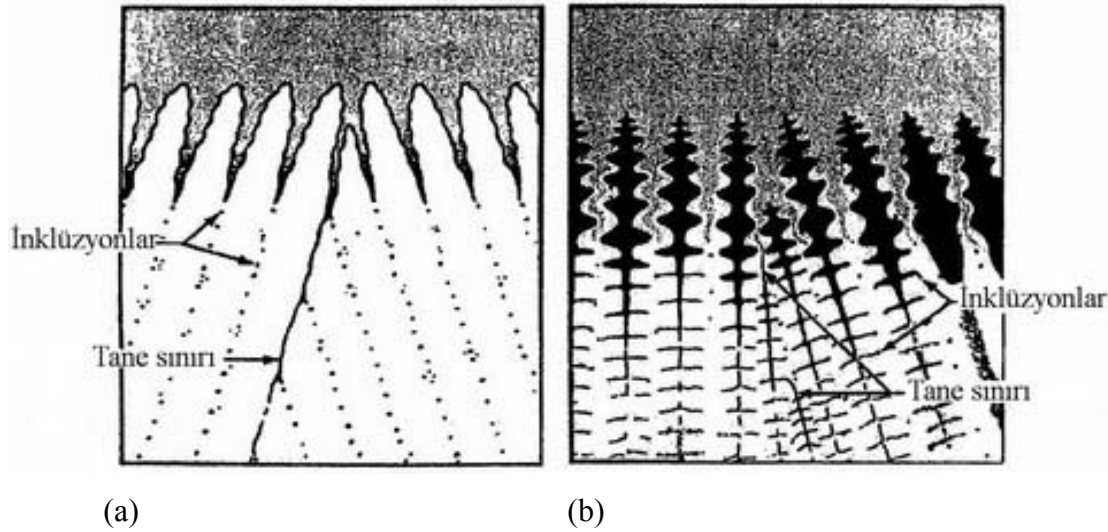
Resim 2.6. Dubleks paslanmaz çeliğin mikroyapısına ferrit solvüsünün üzerinden soğuma hızının etkisi
 (a) normal kaynak soğuma hızı
 (b) ferrit solvüsü üzerinden su verilmiş halde (Lippold ve Kotecki, 2005: 252)

2.10. Ferritik Katılaşmanın Etkileri

Birincil ferrit katılaşması sırasında kükürt ve fosfor gibi empürite elementlerinin ferritteki çözünürlüğü, bu elementlerin dendritler arası bölgelerde parçalanmasını sınırlandıracak şekilde daha yüksektir. Bununla birlikte sınır ıslatma yapıları önem arz etmektedir. Paslanmaz çeliklerde empürite elementleri katılaşma sırasında katılaşma tane sınırları boyunca düşük ergime noktalı sıvı filmlerin oluşmasına neden olduklarından kaynak katılaşma çatlağı çoğunlukla katılaşma tane sınırlarında meydana gelmektedir. FA (ferritik-östenitik) tipi katılaşmada; katılaşmanın sonunda hem sıvı film tabakalarının ıslatabilmesi için zor olan hem de düzlemsel olmayan (kırımlı) bir çatlak yolu sergileyen bir ferrit-östenit sınırı yer almaktadır. Bundan dolayı çatlak bir kez başlamışsa, bu kırımlı sınır boyunca yayılması çok güç hale gelmektedir.

Östenit-östenit (A tipi) ve ferrit-ferrit (F tipi) katılaşmalarda, ikincil katılaşma ürünü olmadığından dolayı her ikisinin de sınırları çok daha düzdür. Bu durum çatlak yayılımını daha kolay hale getirir. Diğer bir ifadeyle, A tipi katılaşma altında bu sınırlar çok düz olup

kalıntı ferrit içermezler ve eğer bir sıvı film tabakası sınırı ıslatırsa çatlak oluşumuna az direnç ortaya koyarlar. Buna karşın FA katılaşması altındaki bir katılaşma tane sınırı, sıvı film ıslatmasını azaltan ve çatlağın çok kıvrımlı bir östenit-ferrit ara-yüzeyini takip etmesi gerekmesinden dolayı çatlak yayılımını zorlaştıran bir ferrit-östenit karışımı içerir (Bkz. Şekil 2.6.).



Şekil 2.6. Katılaşma türünün tane sınırı kıvrımlılığına olan etkisi

(a) A tipi katılaşma,

(b) FA tipi katılaşma ve iskeletimsi ferrit (Lippold ve Kotecki, 2005: 176)

Piyasada bulunan östenitik paslanmaz çeliklerin ve dolgu metallerinin bileşimlerine dayanarak ferrit içeriklerinin 0 ile 20 FN aralığında olmaları beklenir. Böylece, bir kaynak metalinin katılaşma çatlağı hassasiyeti, bileşiminin WRC-1992 diyagramı üzerine çizilip karşılaşılabilecek katılaşma türünün belirlenmesiyle tahmin edilebilir. A veya AF bölgelerinde yer alan bileşimler FA bölgelerinde yer alanlara göre çatlama karşı daha hassas olacaktır.

Bununla birlikte; Luppo, Hazarabedian, Ovejero-Garcia (1999) yaptıkları bir çalışmada, artan ferrit içeriği ile birlikte hidrojen gevrekliğinin arttığını ileri sürmüşlerdir.

2.11. Empürite Elementlerinin Etkileri

Özellikle fosfor ve kükürt gibi empürite elementlerinin çeliklerde katılaşma çatlağını desteklediği bilinmektedir. Eğer katılaşma birincil östenit (A veya AF) olarak meydana

gelirse bu elementlerin düşük konsantrasyonları bile östenitik paslanmaz çelik kaynaklarında çatlamayı destekleyebilir.

Katılaşma sonunda ferrit-ferrit tane sınırlarının varlığı, FA katılaşmasında yer alan ferrit-östenit sınırlarına göre kükürtçe zengin sıvı filmler vasıtasıyla daha iyi ıslatmaya imkan sağlarlar.

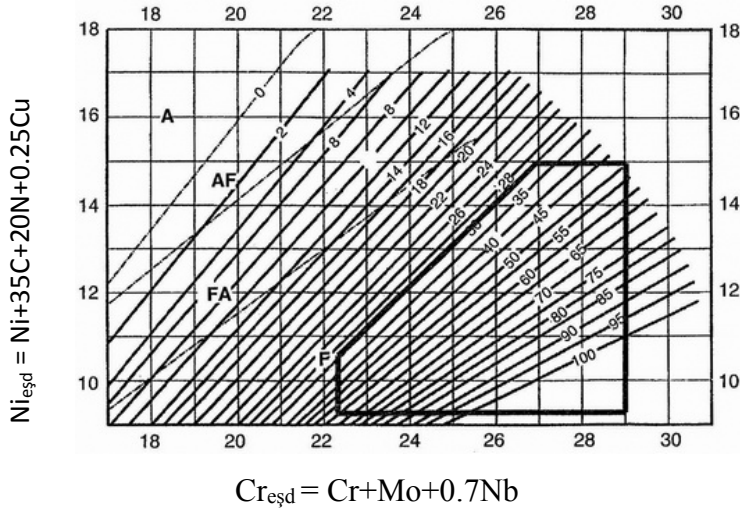
2.12. Ferrit Tahmini ve Ölçümü

Östenitik alaşımlarda ferrit tahmini ve ölçümü için kullanılan araçların aynısı dubleks paslanmaz çeliklere de uygulanabilmektedir. WRC-1992 diyagramı, bileşimi esas alarak 100FN'ye kadar ferrit tahminine imkan vermektedir. Bu diyagramın uzatılmış eksenlere çizilen diğer bir türü, farklı dolgu metalleri kullanıldığında veya dubleks alaşımların farklı ana metallere kaynak edilmesi halinde faydalı olmaktadır. Ferritin ferromanyetik olmasından dolayı MagneGage, Ferritscope, InspectorGauge gibi manyetik cihazlar ferrit miktarını ölçmede sıklıkla kullanılmaktadır.

Dubleks alaşımlar için kabaca FN'den hacimsel yüzdeye dönüşüm %70'dir. Örnek olarak; 100FN, yaklaşık olarak %70 hacimsel olarak ferrite karşılık gelmektedir. WRC-1992 diyagramı bileşimi esas alarak ferrit miktarını (FN cinsinden) ve katılaşma davranışını tahmin etmede kullanılabilmektedir. Bu diyagram Kaynak Araştırma Kurulu (WRC), Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı Alt Komitesi ve Uluslararası Kaynak Enstitüsünün (II no'lu komisyon) girişimleri sayesinde geliştirilmiştir.

Dünyadaki çeşitli laboratuvarlarda bileşimin bir fonksiyonu olarak Ferrit sayısının belirlenmesi için yüzlerce kaynak analiz edilmiştir. FN aralığı 100FN'ye kadar uzandığından dolayı WRC-1992 diyagramı (Bkz. Şekil 2.7.) hem östenitik hem de dubleks alaşımlar için kullanılabilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005:254).

Merinov ve arkadaşları (1978) yaptıkları bir çalışmada östenitik paslanmaz çelik kaynak metalllerinde delta ferrit ölçümü için manyetik yöntem ile istatistiksel gerileme analizleri kullanmışlar, manyetik yöntemlerin tahribatsız oluşunun avantajlarından bahsetmişlerdir.

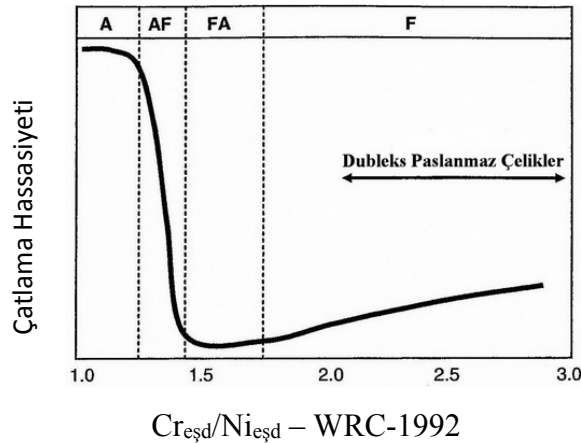


Şekil 2.7. Dubleks paslanmaz çeliklerin yaklaşık bileşim aralığı gösterilen WRC-1992 diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005:254)

2.13. Kaynak Edilebilirlik

2.13.1. Kaynak katılaşma çatlaklığı

Kaynak katılaşma çatlaklığı Cr_{essd}/Ni_{essd} oranına karşı hassasiyetin bir çizimi olarak Şekil 2.8’de şematik olarak gösterildiği gibi bileşimin kuvvetli bir fonksiyonudur. Aslında bütün dubleks alaşımları F tipinde katılaşır ve FA tipinde katılaşan östenitik alaşımlara göre doğal olarak daha yüksek katılaşma çatlaklığı hassasiyetine sahiptirler. Bu artış, katılaşmanın sonunda sıvı filmlerin ferrit-östenit sınırlarına göre ferrit-ferrit sınırlarını daha kolay ıslatmasına bağlıdır. Dubleks alaşımlarda katılaşma çatlaklığına karşı hassasiyet A tipinde katılaşan östenitik alaşımlara göre çok daha düşüktür.



Şekil 2.8. Cr_{essd}/Ni_{essd} oranına karşılık kaynak katılaşma çatlaklığı hassasiyeti (Lippold ve Kotecki, 2005: 255)

Dubleks paslanmaz çelik alaşımları kaynak katılaşma çatlağına karşı genel olarak oldukça dirençlidirler. Bu durum nispeten düşük empürite seviyelerine sahip olmalarına ve sürekli tane sınırı sıvı filmlerinin küçük olması gerçeğine bağlıdır.

2.13.2. Orta sıcaklık kırılabilirliği

Metaller-arası fazların oluşumu; süneklige, tokluğa ve korozyon direncine zararlıdır. Dubleks paslanmaz çelikler, eğer belirli sıcaklık aralığına maruz kalırlarsa, yüksek Cr ve Mo içeriklerine bağlı olarak bu fazların çökeltmeleri muhtemeldir. Bunun bir sonucu olarak, dubleks paslanmaz çelikler yaklaşık olarak (en fazla) 280°C kullanım sıcaklığı sınırına sahiptirler.

Alfa-prime çökmesi oluşturan sıcaklıklardan daha yüksek sıcaklıklar, metaller-arası bileşik çökeltleri oluştururlar. Chi fazının ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ veya yaklaşık olarak Fe_3CrMo) oluşabilmesine rağmen metaller-arası bileşiklerin en önemlisi sigma (FeCr) fazıdır. Metaller-arası bileşik oluşumu yaklaşık olarak 570°C’de başlar ve yaklaşık olarak 800°C ile 850°C aralığında en hızlıdır. Yaklaşık olarak 1000 °C’nin üzerinde alaşımın bileşimine bağlı olarak bu metaller-arası bileşikler tekrar çözünürler.

Kaynak ITAB’ı ve tekrar ısıtılmış kaynak metali, sigma fazının ve diğer metaller-arası fazların oluştuğu tek veya çok pasolu kaynaklarla, 570°C ile 1000°C aralığına sürekli olarak maruz kalınan alanlara sahiptir. %22 krom içeren bir dubleks paslanmaz çelikte kaynak edilmiş halde metaller-arası fazların oluşumu normalde belirgin değildir. Bununla birlikte %25Cr içeren dubleks paslanmaz çeliklerde metaller-arası fazların oluşumu çok daha hızlıdır ve kaynak edilmiş halde bu iki fazdan bütünüyle kaçınmak pek mümkün değildir. Ancak bu fazlar küçük süreksiz bölgelere hapsedildiğinde kaynaklı bağlantıların özelliklerine çok az etki ederler.

Dubleks paslanmaz çelik kaynaklı bağlantılar; bilhassa döküm alaşımlar, mikroyapılarını en uygun hale getirmek amacıyla tavlama gerektirebilirler. ASTM A 240’daki dövme paslanmaz çelikler ve ASTM A 890 standartındaki döküm dubleks paslanmaz çeliklerin her iki grubu da en az 1040°C sıcaklıkta tavlamanın ardından suda su verme gerektirirler. Bununla birlikte, kaynaklı bir bağlantının tavlama sıcaklığının seçilmesinde artırılmış nikel

içeriğine sahip kaynak dolgu metallerinin kullanımının hesaba katılması gerekir (Lippold ve Kotecki 2005: 258).

2.14. Kaynak Metali Mekanik Özellikleri

Dubleks paslanmaz çelik kaynak metalinin kaynak edilmiş haldeki en düşük çekme mukavemeti gereklilikleri AWS A5.4 ve A5.22 yönergelerinde verilmiştir, ancak AWS A5.9 yönergesinde verilmemiştir. Genel olarak uyan kaynak metali bileşimleri (her ne kadar çoğu durumda artırılmış nikelle birlikte olsa da) uyan çekme mukavemeti özellikleri sağlamaktadır. Genel olarak kaynaklı bağlantıların tavlanması birleştirmenin akma mukavemetini azaltmaktadır. Bazı durumlarda, tavlanmış kaynak metali ana metallerin minimum akma mukavemet gerekliliklerini karşılamayabilmektedir.

Genel olarak ana metal ve kaynak dolgu metali şartnameleri tokluk koşullarını içermezler. Bazı Avrupa standartları (EN 14532-1) ve endüstriyel uygulama standartları minimum kullanım sıcaklıklarında 40J'lik CVN absorbe edilmiş darbe enerjisi gerektirirler. Bu nedenle belirli uygulamalarda dubleks alaşımlarının kullanımında tokluk kontrolü anahtar bir unsur durumundadır. Yüksek ferrit içeriklerine sahip olabildiklerinden, bu alaşımların kaynak metali ve ITAB'ı ferritik paslanmaz çeliklere (örnek olarak; ferritin tane boyutu ve bileşimi tokluğu etkileyebilmektedir) benzer davranış gösterebilirler. Ana metallerin ve kaynaklı bağlantıların her ikisi de yüksek ferrit oranından dolayı süneklikten kırılganlığa geçiş sıcaklığı sergilerler. ITAB için tokluk gerektiğinde bu ihtiyacı karşılamak için yüksek azot içeriğine sahip ana metal kullanmak gerekmektedir.

Kaynak metali tokluğu, ferrit ve oksijen içeriğinden etkilenmektedir. Daha düşük oksijen içeriğine sahip kaynak metali elde ettiren kaynak prosesleri genelde daha yüksek tokluğa sahip kaynak metali elde ettirir. Düşük ısı girdisine sahip SMAW ve TIG kaynakları, uyan dolgu metalleriyle birlikte uygulandığında kaynak edilmiş halde yüksek ferrit içeriklerine bağlı olarak daha düşük tokluk sergileyeceklerdir. Dolgunun FN'sini azaltan nikel içeriği artırılmış dolgu metallerinin kullanımı belirgin bir iyileşme ile sonuçlanabilir, düşük oksijenli MIG/MAG ve TIG prosesleri ile neredeyse ana metalin tokluk seviyelerine yaklaşabilmektedir.

2.15. Paslanmaz Çeliklerde Korozyon

Birçok durumda, paslanmaz çelikler korozyon ve ısıya karşı direnç özellikleri için tercih edilirler. Paslanmaz çelikler bir korozif ortama karşı dayanıklı iken diğer başka korozyon türlerine karşı hassas olabilirler ve seçimleri ile uygulamaları dikkatli bir şekilde kullanım ortamına göre yapılmalıdır (Lippold ve Kotecki, 2005: 5).

Paslanmaz çelikler, artan krom ve molibden içerikleriyle birlikte agresif çözeltilere karşı daha dirençli hale gelirler. Daha yüksek nikel içeriği ise gerilmeli korozyon çatlağı riskini azaltmaktadır.

Paslanmaz çeliklerin korozyon direnci sadece bileşimin değil ayrıca yüzeyinin termodinamik aktivitesini değiştirebilecek ve böylece korozyon direncini çarpıcı bir şekilde etkileyebilecek tüm ısıtma işlemi, yüzey kalitesi durumu ve üretim yöntemleri gibi unsurların da bir fonksiyonudur (Roberge P. R, 2000: 723).

2.15.1. Paslanmaz çeliklerde korozyon türleri

Paslanmaz çeliklerde meydana gelebilecek korozyon çeşitleri arasında çukurcuk, aralık ve tanelerarası korozyon türleri yer almaktadır. Bu korozyon türleri paslanmaz çelikte tahribatla sonuçlanırlar.

Çukurcuk korozyonu

Çukurcuk korozyonu, yapısal bütünlüğü şiddetlice riske atabilecek bir şekilde derin çukurların içerisinde hızlıca gelişebilen bölgesel yüzey tahribatı olarak tanımlanmaktadır. Çukurlaşma pasif tabakanın bölgesel bozunumu ve bir tane sınırı veya metallerarası bileşen gibi bazı metalurjik özelliklerle bağlantılı olmaktadır. Bu bozunum bir kere olursa alttaki malzemedeki korozyon tahribat meydana gelir ve yüzeyde küçük bir çukurcuk oluşur. Zamanla, çukurun içerisindeki çözelti kimyası değişir ve artan bir şekilde daha da agresif (örneğin asidik) hale gelir. Bunun sonucunda, hızlı alt yüzey tahribatı oluşur ve bitişik çukurlar da nihayetinde bozulmaya yol açar.

Paslanmaz çeliklerde çukurcuklanmaya karşı direnç esas olarak bileşimin bir fonksiyonudur ve bu etkiyi göstermek için birkaç çukurcuk direnç eşdeğerliği (PRE) geliştirilmiştir. Bunların en popüler olanı aşağıda gösterilmektedir. Azotun, çukurcuk direncine olan kuvvetli etkisine dikkat edilmelidir. 40 değerinin üzerinde olan PRE_N değerleri bir alaşımın kabaca süper-dubleks olarak tanımlanması için kullanılabilir.

$$PRE_N = Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16N \quad (2.1)$$

Aralık korozyonu

Mekanik olarak çukurcuk korozyonuna benzerdir ancak başlaması için metalurjik bir özelliğin olması gerekmez. Daha doğrusu sınırlı bir boşluktan (civata-somun v.b.) oluşan bir çatlak, çözelti kimyasının benzer bir şekilde değiştiği yerde olmalıdır. Çukurcuk ve aralık korozyonunun her ikisi de klor iyonları (deniz suyu gibi) içeren çözeltilerde kolaylıkla oluşabilmektedir.

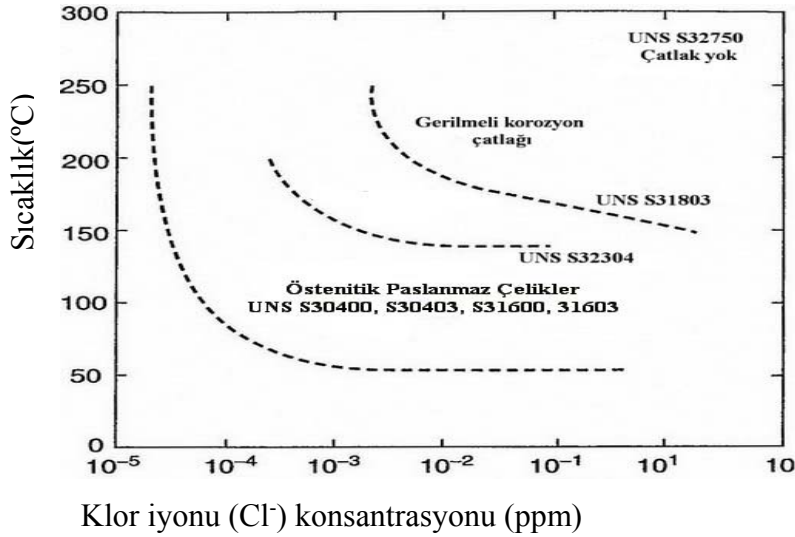
Tanalar-arası korozyon

Kaynak metali 600°C ile 850°C aralığındaki sıcaklıklara maruz kaldığında, paslanmaz çelikte bulunan karbon, kromca zengin krom-karbür bileşikleri oluşturarak tane sınırlarında çökelmelerine neden olurlar. Matriste krom içeriğini azaltan ve korozyon dayanımını bölgesel olarak düşüren bu durum östenitik paslanmaz çeliklerin düşük karbonlu olan L indisli türlerinin dışında olanların çoğunda görülebilmektedir. Ancak, dubleks paslanmaz çeliklerde karbon içeriği genel olarak düşük olduğundan (%0,030<) bu tür karbürlerin oluşumu, dolayısıyla taneler arası korozyon çoğunlukla beklenmemektedir.

Gerilmeli korozyon çatlağı

Dubleks paslanmaz çelikler çoğunlukla östenitik paslanmaz çeliklere göre olan üstün korozyon dirençlerinden dolayı tercih edilmektedirler. Düşük nikel ve yüksek krom içeriklerinden dolayı klor içeren ortamlarda özellikle gerilmeli korozyon çatlağına karşı dirençlidirler. Şekil 2.9'da sıcaklığın ve Cl⁻ konsantrasyonunun bir fonksiyonu olarak gerilmeli korozyon çatlağına karşı direnç gösterilmektedir. Alaşım 2205'in (UNS 31803) Alaşım 2304'e göre daha üstün olduğu görülmektedir. Süper-dubleks Alaşım 2507 (UNS

32750), Şekil 2.9’da gösterilen sıcaklık ve Cl^- iyonu konsantrasyonu altında gerilmeli korozyon çatlaklarına hiç hassasiyet göstermemektedir.



Şekil 2.9. Dupleks paslanmaz çeliklerin gerilmeli korozyon çatlak direnci (ASM Handbook Volume 6, 1993:1214)

İkincil bir etki olan mikroyapı bilhassa yüksek ferrit içerikleri ve geniş ölçüde nitrür çökmesi olduğunda da çukurcuk korozyon direncini etkileyebilmektedir. (ASM Handbook Volume 13-A 787; Lippold ve Kotecki, 2005:230-261).

2.15.2. Metalurjik değişkenlerin paslanmaz çeliklerin korozyon davranışına olan etkileri

Metalurjik değişkenler; östenitik, ferritik, dupleks ve martenzitik paslanmaz çeliklerin korozyon davranışını etkileyebilmektedir. Karbonun dağılımı bu alaşımların taneler-arası korozyona karşı hassasiyetini etkileyen en önemli değişkendir. Ancak azot ve metalik fazlar; özellikle yüksek alaşımlı paslanmaz çeliklerde önem taşımaktadır.

Kaynak, paslanmaz çeliklerin taneler-arası korozyona karşı hassaslaşmasının temel nedenidir. Ferritik ve östenitik paslanmaz çeliklerin taneler-arası korozyona karşı hassasiyetleri arasında farklılıklar bulunmaktadır. Birinci farklılık; azotun östenit içerisindeki çözünürlüğü, östenitik çeliklerde krom-nitrür çökmesinin taneler-arası korozyonun önemli bir nedeni olamayacak kadar yüksek olmasıdır. Bununla birlikte, bu durum ferritik paslanmaz çeliklerde önemli bir nedendir. İkincisi, hassaslaşmanın meydana

geldiği sıcaklıktır. Östenitik çeliklerdeki hassaslaşma, 425°C ile 925°C aralığına ısıtmayla oluşmaktadır. Geleneksel ferritik alaşımlarda, hassaslaşma 925°C'nin üzerine ısıtmada meydana gelmektedir. Bu fark, karbon ve azotun ferrit içerisindeki nisbi çözünürlüğünün bir sonucudur. Hassaslaşma sıcaklıkları östenitik ve ferritik çelikler için farklı olduğundan dolayı hassas çeliklerin kaynağının farklı bölgelerde taneler-arası korozyona neden olması hiç de şaşırtıcı değildir. Östenitik çeliklerde, taneler-arası korozyon, kaynak esnasında tepe sıcaklığın yaklaşık olarak 675°C'ye ulaştığı yerde kaynaktan biraz uzakta meydana gelmektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerin hassaslaşması daha yüksek sıcaklıklarda meydana geldiğinden dolayı ergime bölgesi ve kaynağın kendisi taneler-arası korozyon için en muhtemel yerlerdir. Ferritik paslanmaz çeliklerdeki taneler-arası tahribatı önlemenin en kolay yöntemi ara-yer içeriklerini sınırlamaktır.

Sıcak çatlamaya karşı daha fazla dayanım elde etmek için bazı paslanmaz çeliklerin dengelenmesi sonucunda oluşan ferritin, kuvvetli asitlere olan direncinin yanı sıra çukurcuk korozyon direncini de düşürdüğü görülmektedir. Martenzitin varlığı belirli koşullar altında çelikleri hidrojen kırılgenliğine karşı hassas hale getirebilir. 430 evsafındaki martenzitin, kaynayan $\%50\text{H}_2\text{SO}_4 + \text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ içerisinde, etrafındaki ferrite göre daha yüksek bir hızla korozyona uğradığı tespit edilmiştir. Bu farklılık kromun yüksek sıcaklıklarda ferrit ve östenit arasında paylaşımından ileri gelmektedir. Östenitin kromu daha az olduğundan dolayı oluşan martenzitin de kromu daha az olacaktır (Fritz J.D, 2003: 266-274).

2.15.3. Paslanmaz çelik kaynaklı bağlantılarının korozyon dayanımı

Dövme metal veya alaşımının belirli bir ortama karşı dayanıklı olmasına rağmen kaynak edilmiş emsali dayanıksız olabilmektedir.

Ancak, bazı durumlarda kaynağın kaynak edilmemiş ana metalden daha üstün korozyon direnci gösterebildiği de görülmektedir. Uygun ana metal ve dolgu metali seçilmesine endüstriyel kodlamalar ve standartlar takip edilmesine ve kaynaklar tam nüfuziyetli olarak uygun şekil ve biçimde dolgu edilmesine rağmen kaynaklarda korozyon hataları oluşabilmektedir.

Kaynaklı bağlantının tasarımı, üretim tekniği, kaynağın uygulanması, kaynak planı (sıralaması), nem kirliliği, organik ve inorganik kimyasal çözeltiler, oksit film tabakaları, kaynak cürufları, yetersiz kaynak nüfuziyeti veya ergimesi, gözeneklilik, çatlaklar, yüksek kalıntı gerilmeler, uygun olmayan dolgu metali seçimi, nihai yüzey kalitesi gibi nedenler kaynaklı bağlantıları korozyona uğratabilmektedir.

Kaynak işlemi esnasında meydana gelen ısıtma ve soğutma döngüleri gibi metalurjik faktörler kaynakların ve yakınındaki ana metalin mikroyapısını ve yüzey bileşimini değiştirebilmektedir. Bunun bir sonucu olarak, mikro-segregasyon, ikincil fazların çökmesi, karışmayan bölgelerin oluşumu, kaynak metali ve ısının tesiri altındaki bölgede (ITAB) yeniden kristalleşme ve tane büyümesi, alaşım elementlerinin ergimiş kaynak banyosundan buharlaşması, katılaştıran kaynak banyosunun kirlenmesinden dolayı otojen kaynaklarının ve uygun dolgu metali ile yapılan kaynakların korozyon direnci ana metalinkinden aşağı düzeyde olabilmektedir.

Kaynak edilmiş halde korozyon direnci, belirli çökme reaksiyonlarını engellemek amacıyla; genellikle alaşım bileşimlerinin dengelenmesi, kaynak ortamındaki reaktif gazlardan ergimiş ve sıcak metal yüzeylerinin korunması, termal renk vermiş yüzeylerden kromca fakirleşmiş oksitlerin ve kromca fakirleşmiş ana metalin giderilmesi ve uygun kaynak metali parametrelerinin seçilmesiyle sağlanabilmektedir.

Kaynak işlemi esnasında kaynaklı bağlantının korozyon davranışını önemli derecede etkileyen birtakım değişiklikler meydana gelmektedir. Isı girdisi ve kaynak tekniği önemli derecede rol oynamaktadır. Kaynağın katılma şekli kaynaklı bağlantıların koroziv ortamlarda nasıl davranış göstereceğini anlamada öneme sahip olmaktadır (ASM Handbook, Volume 13-B, 771- 772).

Dubleks paslanmaz çeliklerde yeterli korozyon dayanımı ve uygun mekanik değerler için kaynak metali delta ferrit değeri %60 sınırını geçmemesi ayrıca klor içeren ortamlardaki korozyona yeterli dayanım için en az %25 delta ferrit içeriği gerektiği belirtilmektedir (ASM Handbook Volume 13-A, 2003). Diğer taraftan, östenitik paslanmaz çeliklerde bu delta ferrit oranı %5 ile %10 arasında tavsiye olunmaktadır (Kou, 2003: 216).

3. DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERDE İÇ-YAPI TAHMİNİ

3.1. Oluşum Diyagramları

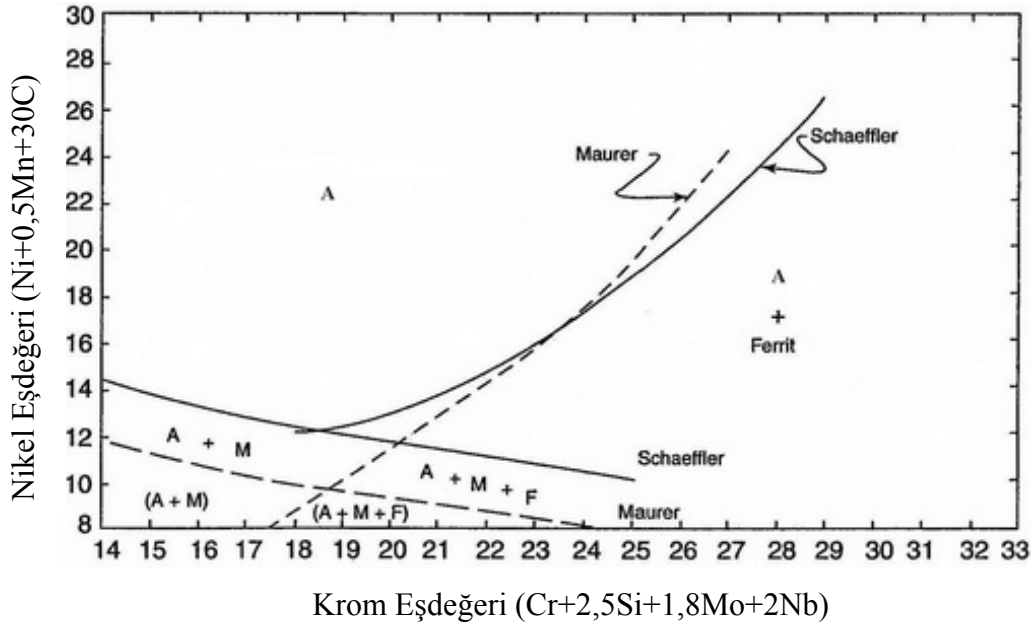
Geçen 75 yılda paslanmaz çeliklerin kaynak metalinin oluşumunun tahmini ile ilgili dikkate değer çabalar verilmiştir. Araştırmaların çoğu bileşimlerin bu alaşımların kaynak mikroyapılarına olan etkileriyle ilgili olmuştur. İlgili alaşımların kimyasal bileşimlerine dayanarak yapılan çeşitli tahmin diyagramları ve denklemler geliştirilmiştir.

Paslanmaz çeliklerin kaynak metali oluşumunun tahmininde en çok ilgi çeken östenitik ve östenitik-ferritik alaşım sistemleri olmuştur. Bu ilginin kaynağı; Strauss ve Maurer'in dövme, yavaşça soğutulmuş çeliklerin mikroyapılarındaki çeşitli fazların tahminine imkan veren nikel-krom diyagramını takdim etmeleriyle 1920'lerde başlamıştır.

3.1.1. Schaeffler diyagramı

Anton Schaeffler, araştırmalarını kimyasal içeriğe bağlı olarak kaynak metali mikroyapısının tahminine olanak verecek şekilde kaynak metallerinin oluşum diyagramını elde etmeye yoğunlaşmıştır. Diyagramı, özel kaynak metali mikroyapısal fazlarının aralıkları ile eksenler için krom eşdeğeri ve nikel eşdeğeri formüllerini kapsamıştır. Östenit oluşturun elementler nikel eşdeğerinde yer alırken ferrit oluşturun elementler krom eşdeğerinde yer almıştır.

Şekil 3.1'de Schaeffler diyagramının orijinali görülmektedir. Kaynak mikroyapısının tahmininde bu temel bir gelişmedir ve diğer diyagramlara öncülük etmiştir.

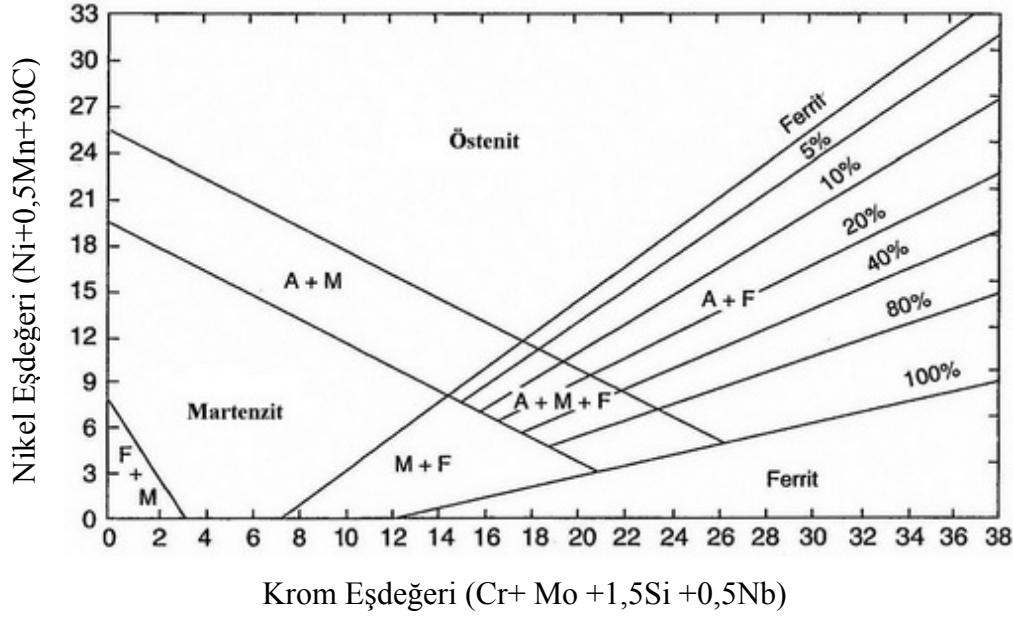


Şekil 3.1. Strauss-Mauer diyagramından eğri içeren 1947 yapım yılı Schaeffler Diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005: 29)

Schaeffler denklik formüllerinin hesaplanmasındaki çarpım faktörlerini daha önceki çalışmalarına ve kendi tecrübelerine dayandırmıştır. Güçlü bir östenit oluşturunca davranışına rağmen Schaeffler'in nikel eşdeğerlik formülüne azotu dahil etmemiş olması ilginç bir durumdur. Bunun nedeni muhtemelen onun zamanında çeliklerdeki azot miktarının belirlenmesindeki zorluk olabilmektedir.

Diyagram, normal azot içeriği yaklaşık olarak ağırlıkça %0,06 olarak hesaplandığı korumalı metal ark kaynağı prosesi kullanılarak geliştirilmiştir. Bu düşük değerlerden dolayı azot, Schaeffler tarafından bir alaşımlama elementi olarak hesaba katılmamıştır, daha doğrusu diyagramın içerisine ağırlıkça %0,06 olan sabit bir değerde basitçe dahil edilmiştir.

Schaeffler 1949'da Şekil 3.2'de gösterilen ve hala kullanımda olan versiyonunu diyagramının son hali olarak tanıtmıştır.



Şekil 3.2. Günümüzde halen kullanımda olan 1949 Schaeffler diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005: 31)

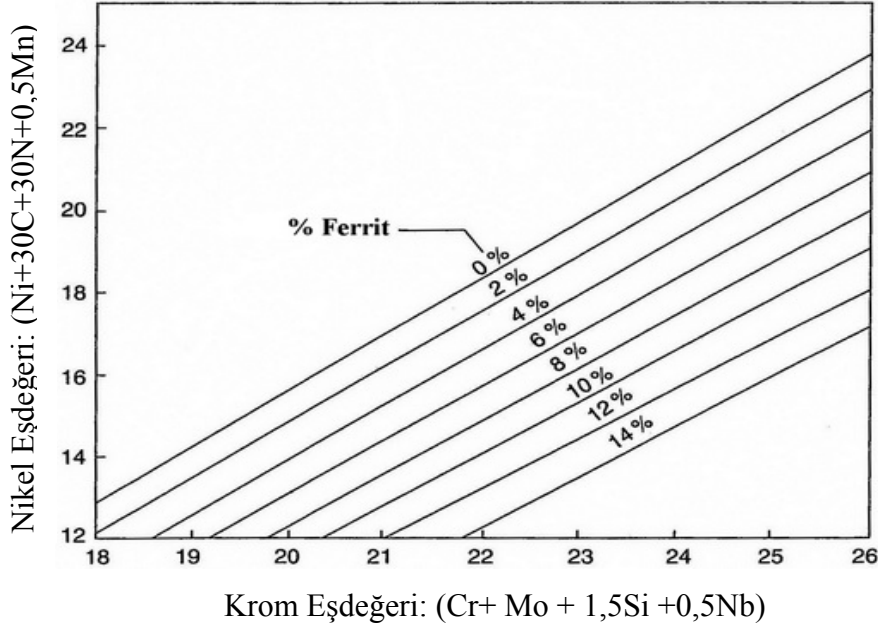
Bu diyagram kaynak metallerinin birçok ilave incelemelerinin bir sonucu olup neticede silisyum, molibden ve niyobyum için katsayılar tekrar düzeltilmiş ve faz sınırları az bir miktarda tekrar yerleştirilmiştir. Diğer araştırmacılar Schaeffler'in diyagramına benzer diyagramlar sunmuşlardır.

3.1.2. DeLong diyagramı

1956'da DeLong ve arkadaşları oluşum diyagramlarının gelişiminde gelecek ana eğilimin ne olabileceğini ifade etmişlerdir.

Paslanmaz çeliklerin bütün bileşim aralığı için kaynak metali yapısının tahmininden ziyade bu araştırmacılar özel bir ilgi olarak 300 serisi paslanmaz çeliklere odaklanmışlardır. Genişletilmiş ölçek ve daha doğru çizgi konumları sayesinde östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak metalindeki ferrit içeriğinin daha dataylı bir şekilde tahmini mümkün olmuştur.

Şekil 3.3'de gösterilen orijinal DeLong diyagramı Schaeffler diyagramından birkaç yoldan aynı bölgede farklılık gösterir. Diyagramdaki çizgilerin konumunu etkileyen azot terimi nikel eşdeğerliğine ilave edilmiştir.

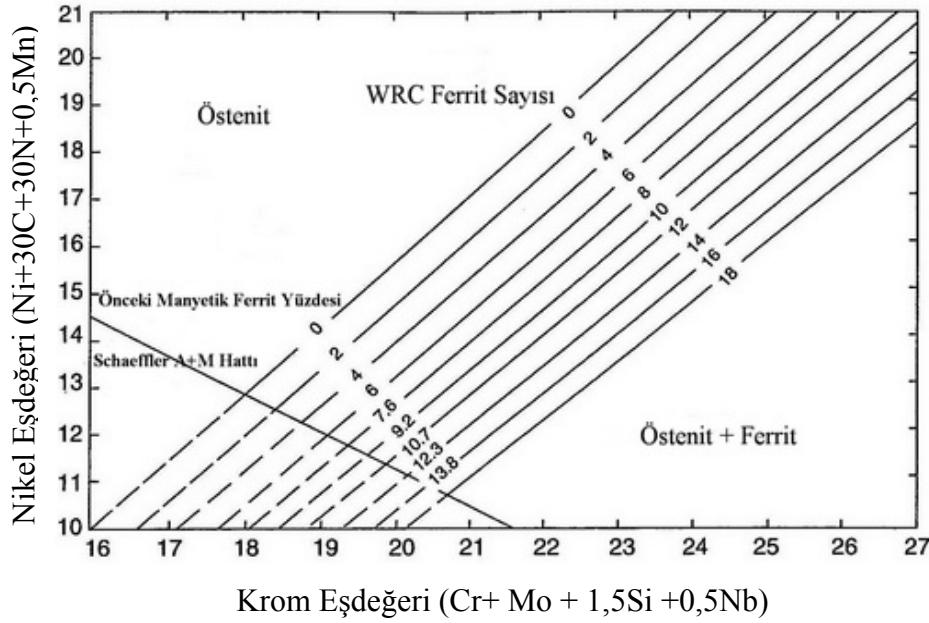


Şekil 3.3. 1956'da östenitik paslanmaz çelikler için oluşturulmuş DeLong diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005: 33)

Long ve DeLong 1973'de bu diyagrama daha da ileri değişiklikler getirmişlerdir. Tekrar düzeltilen diyagram Şekil 3.4'de gösterilmektedir.

İleri araştırmalar sonrası delta ferriti tahmin etme yeteneğini geliştirmek için diyagram üzerindeki çizgilere bazı değişiklikler uygulanmıştır. Bu noktada yapılan temel değişiklik diyagrama Ferit Sayılarının (FN) eklenmesi olmuştur. Paslanmaz çeliklerin kaynaklarında hacimsel olarak ferrit içeriğinin miktarının ölçüm zorluğundan dolayı bu terim ortaya çıkmıştır.

FN değerleri, hacim merkezli kübik yapıda olan delta ferritin ferromanyetik özellikte olması ancak yüzey merkezli kübik yapıda olan östenitin ferromanyetik özellikte olmamasından faydalanılan manyetik ölçümleri esas almaktadır. FN birimleri 10'un altındaki değerlerde benzer olmalarına rağmen doğrudan ferrit yüzdesiyle bağlantılı olması hedeflenmemiştir.



Şekil 3.4. Ferrit sayısı kavramını ortaya koyan 1973 DeLong diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005: 34)

Paslanmaz çeliklerin kaynağındaki Kaynak Araştırma Kurulu Alt Komitesi 1973’de ferritin ölçümü için FN değerlerini kabul etmişlerdir ve kalibrasyon yöntemi, AWS A 4.2 ve ISO 8249 standartlarında belirtilmiştir. Long ve DeLong ayrıca DeLong-WRC diyagramı olarak isimlendirdikleri diyagramlarının, ark kaynağı ile ilişkili olarak ısı girdisi değişikliklerinin normal aralığına karşı oldukça duyarsız olduğunu belirtmişlerdir. Böylece, korumalı metal-ark kaynağı, TIG kaynağı, gaz-altı kaynağı, elle ark kaynağı gibi proseslerde makul derecelerde bir doğrulukla uygulanabilmektedir.

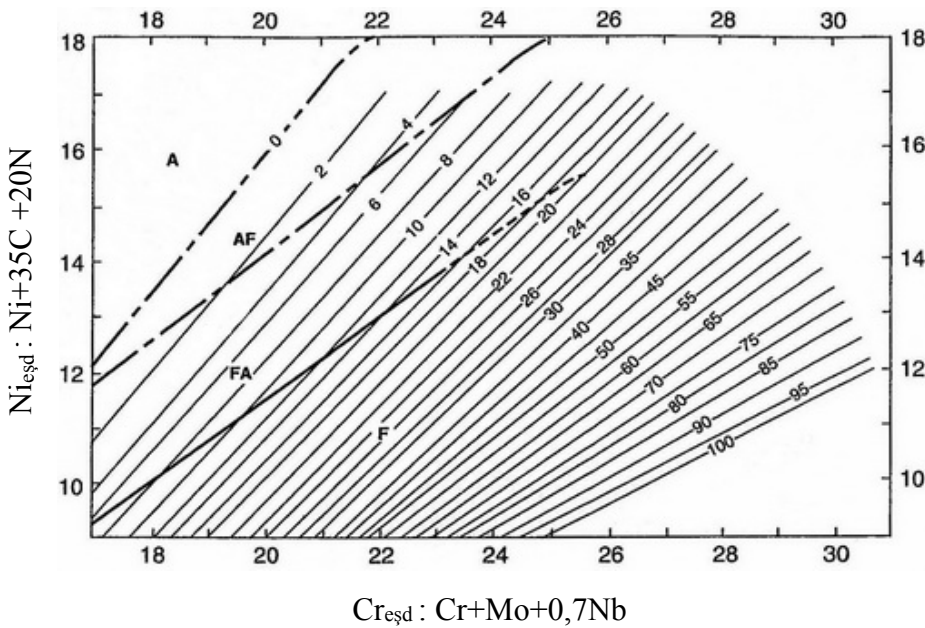
3.1.3. Diğer diyagramlar

Çeşitli araştırmacılar tarafından ileri sürülen diğer şekillerde birkaç oluşum diyagramları bulunmaktadır.

DeLong-WRC diyagramları; ASME Kazan ve Basınçlı Kap Yönetmeliği ve diğer standartlarda kapsanarak belirtildiği gibi, östenitik paslanmaz çeliklerin kaynaklarında FN tahmini için standart olarak yaygın bir şekilde kabul edilmiş ve birkaç yıl kullanılmıştır. Ancak, araştırmacılar FN tahminini geliştirebilmek için katsayılar, denklemler ve diyagramlarda değişiklikler tavsiye etmeye ve belirli elementlerin etkilerini araştırmaya devam etmişlerdir.

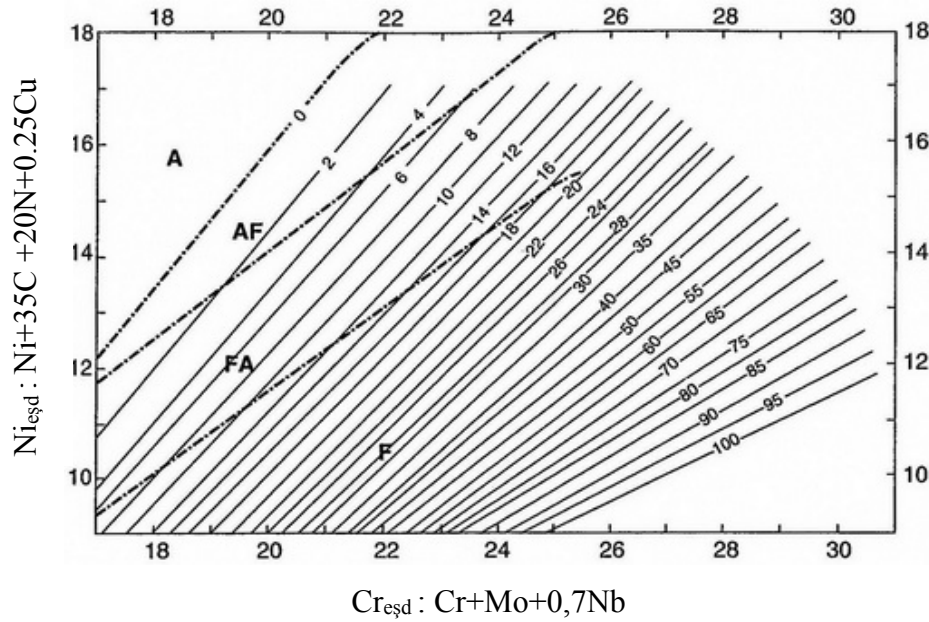
3.1.4. WRC-1988 ve WRC-1992 diyagramları

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 Siewert ve arkadaşlarının bir çalışmasında’0’ile’18’aralığında ferrit sayıları içeren DeLong diyagramına kıyasla’0-100’aralığına sahip ferrit sayıları içeren genişletilmiş bir bileşim aralığını içeren yeni bir tahmin diyagramı ileri sürülmüştür. Bu diyagram (Bkz. Şekil 3.5), diğer araştırmacıların tanımladıkları katılaşma durumu çalışmalarını esas alarak ayrıca sınırları da içermekte olup, WRC-1988 diyagramı olarak tanınır hale gelmiştir. Bu diyagram elektrot üreticilerinden, araştırma enstitülerinden ve literatürden elde edilen yaklaşık olarak 950 adet kaynak veri tabanından geliştirilmiştir. Çoklu doğrusal gerileme analizleri ve diğer istatistikî teknikler, çalışmanın detaylı türünde de bulunabileceği gibi bu diyagramın geliştirilmesinde kullanılmıştır. Bu diyagramın bir önemli özelliği; önceki diyagramlarda kimyasal analiz bilgilerinin çoğunlukla veya tamamen tek kaynaklı bilgiler olmasına karşın bunun çok sayıda kaynaklardan bilgi almasından dolayı WRC-1988 diyagramı kimyasal analizlerle nispeten herhangi bir sapma içermemesidir.



Şekil 3.5. WRC-1988 diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005: 41)

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 3.6'da sunulmaktadır.



Şekil 3.6. WRC-1992 diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005: 42)

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 ve Kotecki, 2005: 29-42).

3.2. Paslanmaz Çeliklerde Manyetik Özellikler ve Fazların Tesbiti

3.2.1. Manyetizma

Manyetizmanın temelinde elektronların birbirleriyle ve manyetik alanlarla olan etkileşimleri bulunmaktadır (Luborsky ve Livingston, 1996). Genel olarak çift sayıda elektronu olan bir elementte bir yöne dönen elektron sayısı kadarı da diğer yöne

döndüğünden net sonuç olarak manyetik özellik olmaz. Valans altı kabukları elektronla dolu olmayan elementlerde ise bir yöne dönen elektronların sayısı diğer yöne dönenlerden fazladır dolayısıyla bu elementlerin manyetik bir momenti vardır. Bu durum ferromanyetizmayı oluşturur. Çoğu elementin bir miktar manyetik özelliği bulunmaktadır (Vlack, 1972). Bu karakteristik özellikler; diyamanyetik, paramanyetik, ferromanyetik, anti-ferromanyetik ve ferrimanyetik olmak üzere beş gruba ayrılmaktadır. Diyamanyetik malzemelere, bir manyetik alan uygulandığında çok küçük değerde bir manyetizma gösterirler. Malzemelerin karakteristiği olan 'Curie' sıcaklığının üzerindeki durum paramanyetizma (manyetik olmayan), altındaki durum ise ferromanyetizma veya ferrimanyetizma (manyetik olan hal) şeklinde ifade edilir. Antiferromanyetizma ise yine malzemelerin karakteristik sıcaklığı olan Neel sıcaklığının üzerinde paramanyetik, altında ise antiferromanyetik olan ve bu durumda diyamanyetizmaya benzeyen davranış sergileme durumudur. Ferromanyetik özellikler demir, nikel, kobalt ve bunların alaşımları ile neredeyse sınırlıdır. Ferrimanyetizma ise ferromanyetik elementlerin oksitlerinin manyetizmasıdır. Bu beş gruptan sadece ferromanyetik ve ferrimanyetik olanlar pratik uygulamalarda kullanım için yararlı olmaktadır. (Brandes ve Brook, 1992: 20; Hosford W.F. 2005: 441).

3.2.2. Paslanmaz çeliklerin manyetik özellikleri

Malzemelerdeki manyetik davranışlara empüriteler, alaşım elementleri, ısıtma işlemleri, ortamın sıcaklığı, kalıntı gerilmeler, tane boyutu ve kristal yapı, soğuk işlem durumu gibi koşullar etki edebilmektedir. Bütün östenitik paslanmaz çelikler tavlama halde tamamen östenitik durumda paramanyetiktir (manyetik değildir). Bu nedenle manyetik olmayan davranışları daha çok ilgi çekicidir. Zayıf ferromanyetik parçaların varlığı bile performansı olumsuz etkilediğinden, evlerde ve güvenlik ölçüm ve kontrol amaçlı kullanılan manyetik ölçüm cihazları gibi bazı uygulamaların parçaları çeliğin manyetik olmamasını gerektirir. Ferritik paslanmaz çelikler ferromanyetik olup; solenoidler, nüveler ve kutup parçaları gibi ürünlerde manyetik bileşenler olarak kullanılmaktadırlar. Martenzitik paslanmaz çeliklerin tamamı ve çökelti sertleştirilebilir paslanmaz çeliklerin çoğu ferromanyetiktir (Dietrich, 1990: 2179-2226).

Alaşımlar bir veya daha fazla ferromanyetik faz içerdiklerinde manyetik ölçümler önemli metalurjik bilgiler sağlarlar. Örneğin; Curie sıcaklıkları belirli fazların ve bileşimlerin bir

karakteristiği olduğundan termomanyetik analizlerle belirlenebilmekte ve bu analizlerle faz diyagramlarının oluşturulması da mümkün olmaktadır. Manyetik ölçümlerle fazların belirlenmesi ve bileşimleri ile ilgili bilgilerin elde edilmesinin yanı sıra; tane boyutu, iç gerilimler, sertlikler, dislokasyon yoğunlukları v.b. mikroyapısal parametrelerle ilgili bilgiler de sağlanabilmektedir. Bu durumda; çeliklerde ferritin ve martenzitin manyetik özellikte oluşu ancak buna karşın östenitin manyetik özellikte olmayışı manyetik ölçümler ile fazların miktarsal olarak tespitini mümkün kılmaktadır (Luborsky ve Livingston, 1996:2558-2560; Pulnikov ve arkadaşları, 2004; Gorkunov ve arkadaşları 2009; Prabhakar ve Kale 1978; Cahn ve Haasen).

Paslanmaz çeliklerde fazların tahmini için yalnızca bileşimin kullanımı yeterli olmayabilmekte çünkü çeşitli analitik tekniklerle bileşimde elde edilen küçük değişiklikler tahmini davranışta büyük değişimlere neden olabilmektedir. Bu, özellikle karbon ve azot gibi östenit oluşumunu etkili bir şekilde destekleyen elementler için geçerlidir. Bundan dolayı kaynak metallerinin ferrit içeriğini tam olarak ölçmek hassaslık gerektirir. Çoklu kesitler ve özel karakterizasyon teknikleri gerektiren metalografik ölçüm tekniklerini kullanmak mümkündür. Bu tekniklerin üç temel dezavantajı bulunmaktadır. Birincisi, esas kaynaklı bağlantıdan kesitler alınması gerektiği için tahribatlıdır. Bu durum bu yöntemlerin kaynakların sahada incelenmesi yönünden kullanımlarını kısıtlamaktadır. İkincisi, çeşitli konumlarda ve yönlerde birçok kesit incelemedikçe doğal olarak hatalı olmakta ve çok zaman almaktadır. Üçüncüsü, birçok laboratuvar içinde metalografik araçlarla ferrit yüzdesinin belirlenmesi çok da sağlıklı olmamıştır.

Bu sebeplerden dolayı manyetik teknikler yaygın bir şekilde benimsenmiş ve standartlaştırılmıştır. Bu teknikler, oda sıcaklığında ferritin ferro-manyetik özellikte olması ve östenitin olmaması gerçeğinin avantajından yararlanmaktadır. En yaygın olarak kullanılan tekniklerden birisi kaynak yüzeyinden küçük bir mıknatısı çekmek için gereken kuvvetle (ayırma, koparma kuvveti) ferrit içeriği arasındaki bağıntıyı içermektedir. Bu prensibi kullanan birkaç cihaz tasarlanmıştır. AWS A4 2-98 standardı, kaynak metali numuneleri kaplama kalınlığı standartları kullanarak cihaz kalibrasyonuna imkan vermek için geliştirilmiştir. Aynı prensipler ve kalibrasyon prosedürleri uluslararası standart olan ISO 8249'da ifade edilmiştir.

Bir diğerk teknikte, ferrit içeriğini ölçmek için Eddy akımları prensibi kullanılmaktadır. Fischer FerritScope gibi türlerden olan cihaz portatif oluşundan ve küçük alanlarda kullanılabildiğinden dolayı sahalarda çok yararlı olmaktadır. Bunun gibi cihazlar sadece ikincil kaynak metali standartlarıyla birlikte kalibre edilebilmekte ancak bir MagneGage ile elde edilenlere eş sonuçlar üretmektedir. Bütün cihazlar ferrit içeriğini Ferrit sayısı'türünden ölçmek için de kalibre edilebilmektedir. FN, tam olarak ferritin hacim yüzdesiyle bağlantı kurmamakta ve ferritin bileşimine bağlı olarak 0 ile 140 FN aralığında değişmektedir veya daha çok 8'in altındaki değerlerde FN çoğunlukla yaklaşık olarak hacim yüzdesine eşit olarak dikkate alınmaktadır. Yaygın östenitik ve dubleks paslanmaz çelik kaynak metallerinde daha yüksek FN seviyeleri bulunabilmekte, ferritin hacim yüzdesi yaklaşık olarak FN değerinin %70'i olmaktadır. (Lippold ve Kotecki, 2005:181-182).

3.3. Sinir-Ağı Yöntemiyle Faz Bileşenlerinin Tahmini

Sinir ağları; birbirine bağlanmış bir düğüm sistemi vasıtasıyla girdi bilgilerinin çıktı sonuçlarıyla ilişkilendirilmesi sayesinde kurulan basit bir mimariye dayanmaktadır. Bu ağların sinir terimiyle ifade edilmesinin nedeni; insan beyninin fonksiyonunu taklit etmeleridir. Normal olarak; bir girdi katmanı, bir gizli katman ve bir çıkış katmanı olmak üzere üç çeşit düğüm katmanlarından meydana gelirler.

WRC-1992 diyagramını oluşturmada kullanılan FN bilgileri ile bileşimlerinin ve diğer kaynaklardan bilgilerin kullanılmasıyla sinir ağı eğitilir. Bu ağların, WRC-1992 diyagramından daha doğru sonuçlar verebildiği bildirilmektedir. Çok yakın geçmişte soğuma hızının etkisi de ağın içerisine dahil edilmiştir. Bu ağlar şu anda internette erişilebilir durumdadır (Lippold ve Kotecki, 2005: 25-51).

3.3.1. Paslanmaz çelik kaynaklarında Sinir-Ağı analizi kullanılarak delta ferrit tahmininin diğer analiz yöntemleriyle karşılaştırılması

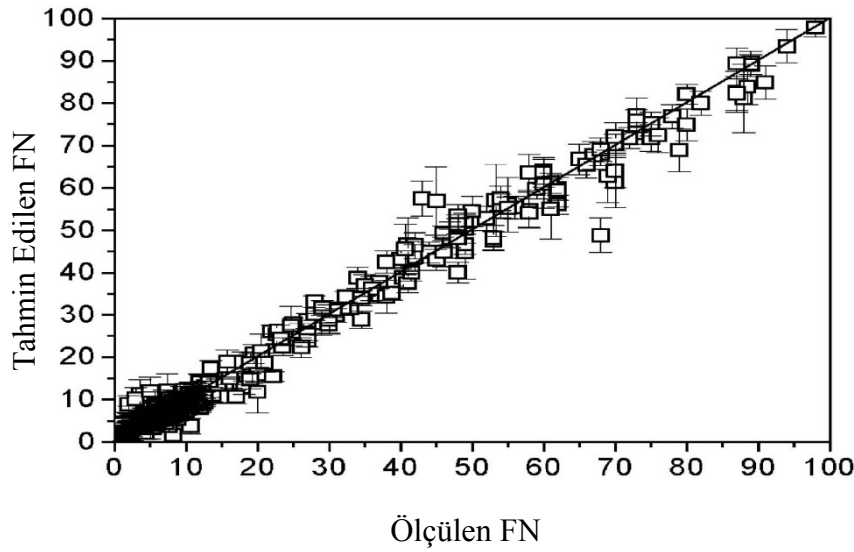
Paslanmaz çeliklerin kaynaklarında delta-ferrit içeriğinin tahmin edilmesiyle ilgili; Oluşum Diyagramları, Fonksiyonel Uyum Modeli, İleri Besleme Geri Yayılma ve Sinir Ağı Modeli de dahil olmak üzere birçok model ileri sürülmüştür. Tüm bu metotların içerisinde Sinir Ağı Modeli diğer metotlara nazaran daha doğru sonuçlar vermiştir.

Paslanmaz çelik kaynağında delta-ferrit içeriğinin tahmini için Bayesian Sinir Ağı (BNN) modeli geliştirilmiştir. Elementlerin değişen konsantrasyonlarının delta-ferrit içeriğine olan etkileri dikkate alınarak, BNN modelinin paslanmaz çelik kaynaklarında delta-ferrit içeriğini tahmin etmede diğer metotlara nazaran daha doğru tahminler yaptığı tespit edilmiştir.

Dolgu metali seçiminde yaygın olarak δ -ferrit içeriğini tahmin etmek için genellikle en doğru sonuçlar veren diyagram olan WRC-1992 kullanılmaktadır. WRC-1992 oluşum diyagramını meydana getirmede kullanılan Cr_{eqd} ve Ni_{eqd} formüllerinin sınırı, kaynağın temel bileşimindeki değişime bakmaksızın değişmeden kalan farklı elementlerin katsayı değerleridir. Bu ifadeler elementler arasındaki etkileşimleri göz ardı edecektir. Ayrıca, WRC-1992 diyagramında hesaba katılmamış birkaç alaşım elementi bulunmaktadır. Önemlerine bağlı olarak delta-ferrit içeriğini etkiledikleri bilinse bile Si, Ti, W gibi elementler bu bağıntılarda verilmemişlerdir. Bundan dolayı WRC-1992 diyagramı kullanılarak tahmin edilen delta ferrit içeriğinin doğruluğu nispeten daha az olabilmekte ve asla gerçek ölçülmüş değerlere tam yaklaşamamaktadır.

WRC-1992 diyagramının en büyük sınırlaması Ni_{eqd} ve Cr_{eqd} formüllerinin katsayı birimleri sabit olmasından ötürü her elementin FN üzerindeki etkisi temel bileşimdeki değişime bakılmaksızın aynı olmasıdır.

Yapay Sinir Analizi ile bağlantılı bir potansiyel risk ise, eğitici bilgilerin aşırı dalgalanmasıdır. Aşırı dalgalanmanın önlenmesi amacıyla Bayesian sistemi geliştirilmiştir. Çalışma, kimyasal bileşimin bir fonksiyonu olarak FN için bir model olduğundan, WRC-1992 diyagramını oluşturmada kullanılan yaygın 300 serisi paslanmaz çelikleri (308, 308L, 309, 309L, 316, 316L v.b.), dubleks paslanmaz çelikleri temsil eden ark kaynağı bileşimleri ve delta-ferrit içerikleri için 924 veri tabanının veri kümeleri kullanılmıştır. Nb, Ti, V, Cu ve Co gibi elementlerin bileşim değerlerinin veri tabanlarının bulunamadığı durumlarda değerleri sıfır kabul edilmiştir. 5 farklı rast gele kaynaklar kümeleriyle 1'den 16'ya kadar sayılarda değişen gizli birimlere sahip veri kümeleri kullanılarak 80 farklı sinir ağı modeli oluşturulmuştur.



Şekil 3.7. Modellerde tahmin edilen ve ölçülen FN değerleri arasındaki ilişki (Vasudevan, Bhaduri, Raj, Rao 2003)

Şekil 3.7’de ölçülen ve tahmin edilen FN değerleri arasındaki mükemmel uyum görülmektedir. Bağlantı katsayısı 0,98025 olarak tespit edilmiştir.

Mevcut BNN modelinin hata dağılım analizi (ölçülmüş FN-tahmin edilmiş FN) eğitimde kullanılan veri kümelerinin çoğunluğunda mutlak hata 2,5 değerinden az iken FNN-1999 modelinde bu durum 3’ün altındadır. FNN-1999 modelinin WRC-1992 diyagramına ve fonksiyon uyum modeline göre kıyaslaması yapıldığında daha doğru sonuçlar verdiği bildirilmiştir. Mevcut BNN modeli ile diğer üç metodların ölçülmüş ve tahmin edilmiş FN değerlerinin ortalama karekök hata değerleri (RMS) kıyaslanmış BNN modelinin en düşük hataya sahip olduğu görülmüştür. Çizelge 3.1, bütün 4 metodun RMS hata değerlerini göstermektedir. Bu değerler, çeşitli modellerin eğitildikleri veri kümelerine uyum derecesinin miktarsal ölçümünü temsil ettiğinden dolayı BNN modeli en doğru sonuç veren model olarak açıkça görülmektedir (Vasudevan ve diğerleri, 2003).

Çizelge 3.1. Farklı FN tahmin etme yöntemlerinin RMS hatalarının kıyaslanması (Vasudevan ve diğerleri, 2003)

Tahmin Yöntemi	RMS Hatası
BNN Modeli	1,99
FNN-1999	3,5
WRC-1992	5,8
Fonksiyon Uyum Modeli	5,6

Vasudevan ve arkadaşları (2005) yaptıkları bir çalışmada, östenitik paslanmaz çelikler ve Zircaloy-2 alaşımlarının kaynaklarında ferrit içeriğinin artan bir doğruluk payı ile yapay sinir ağı örneklemeyle tespit edilebildiğini belirtmişlerdir.

Yeni tahmin araçlarının gelişimine paralel olarak, paslanmaz çeliklerin kaynağında ferrit sayısının (FN) termodinamik ve kinetik modelleme ile yazılımsal olarak doğrudan hesaplanması konusunda da önemli ilerlemeler bulunmaktadır (Vitek, Koseki, Babu, 2003).

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. DeneySEL Metotlar

Endüstrilerin dubleks paslanmaz çelik ihtiyaçları gün geçtikçe artmakta ve bu çeliklerin kaynağı önem kazanmaktadır. Bu çalışmada, ASTM A 923 standardı temel alınarak; TIG kaynak yöntemiyle farklı oranlarda azot ihtiva eden koruyucu gaz karışımı ve kaynak sonrası farklı soğuma hızları kullanılarak, kaynaklı bağlantının yapısında meydana gelebilecek Cr_2N , sigma v.b. muhtelif zararlı metaller arası faz ve bileşikler ile birlikte farklı oranlarda manyetik ferrit ile manyetik olmayan östenit fazları oluşturulması hedeflenmiştir. UNS S32205 (2205) dubleks paslanmaz çelik kaynak metalinde oluşan bu fazların miktarının, birleştirmenin mekanik ve korozyon özelliklerine etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu amaca yönelik çalışmada kaynak metalindeki manyetik fazların miktarlarının belirlenmesinde mikro yapısal inceleme ve Ferritemeter ile yapılan manyetik ölçüm tekniği kullanılmıştır.

2205 dubleks paslanmaz çelik kaynak metalindeki zararlı fazların kaynak metalinin mekanik özelliklere etkisi Charpy V-çentikli darbe testi ile belirlenmiştir. Bu sebeple çalışmada kaynak sonrası farklı soğuma hızlarında soğutulan ve farklı karışım koruma gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı deney numunelerin mekanik özelliklerinde farklı kaynak koşullarına göre değişen oranlarda oluşan fazların tokluk özellikleri üzerindeki etkileri tespit edilmiştir. Ayrıca birleştirmelerin ana malzeme kaynak metali ve ITAB bölgelerindeki farklı fazların sertlik taramaları da gerçekleştirilmiştir.

Bununla birlikte çalışmada farklı oranlarda oluşturulan ferrit-östenit ve diğer fazlar ile bileşiklerin, elde edilen kaynaklı deney numunelerin korozyon özelliklerine etkileri korozyon testi ile belirlenmiştir.

Bu sebeple çalışmanın deneysel metot bölümünün ilk kısmı çalışmada kullanılan malzemeden kaynaklı birleştirmelerin elde edilerek deney numunelerinin çıkarılması işlemlerini kapsarken, sonraki kısım ASTM A923 standardı önerileri doğrultusunda testlerin uygulanışını içermektedir.

4.2. Deneysel Malzeme

Bu çalışmada, yapısında farklı ferrit-östenit ve Cr_2N , sigma v.b. zararlı olarak tanımlanan faz ve bileşikleri oluşturmaya uygun UNS S 32205 (2205) dubleks paslanmaz çelik kullanılmıştır. 2205 dubleks paslanmaz çelik malzeme 3x900x1200 mm boyutlarında temin edilmiştir. Deneylerde kullanılacak olan dubleks paslanmaz çeliğin kimyasal içeriği spektral analiz yöntemiyle belirlenmiş ve sonuçlar %ağırlıkça olarak Çizelge 4.1’de verilmektedir.

Çizelge 4.1. 2205 dubleks paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi

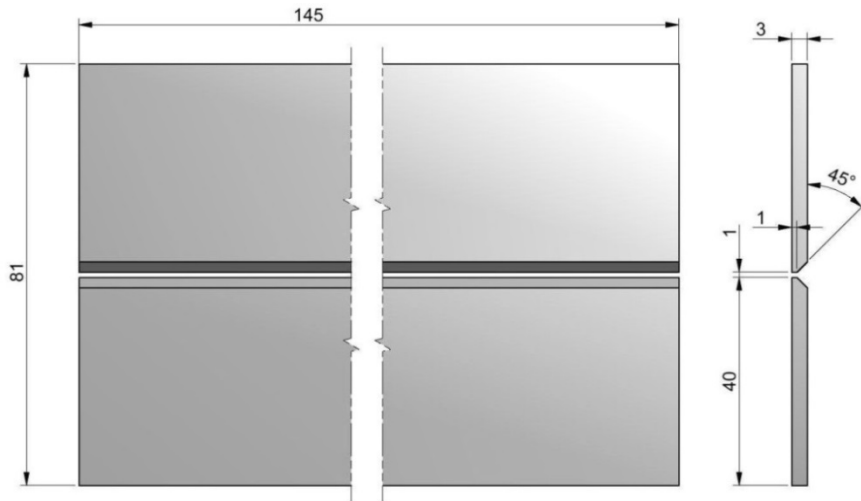
Element (%ağırlık)											
C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Fe	N	Cu	Diğer
0,031	0,832	0,024	0,004	0,423	24,957	6,638	3,511	62,10	0,306	0,2152	0,9588

Çizelge 4.1’de görüldüğü gibi Dubleks paslanmaz çelik malzemenin kimyasal bileşiminde yaklaşık %25 Cr, %6,6 Ni, %3,5 Mo ve %0.3 N bulunmaktadır.

4.3. Deney Numunelerinin TIG Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesi

4.3.1. Deney malzemesinin kaynak öncesi hazırlığı

2205 dubleks paslanmaz çelik malzemeler kaynak öncesi Şekil 4.1’de gösterilen ölçülerde kesilerek hazırlanmıştır.



Şekil 4.1. Kaynak edilmek üzere hazırlanmış 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerinin ölçüleri

Şekil 4.1’den görüldüğü gibi iş parçalarına yeterli nüfuziyeti sağlayabilmek amacıyla ağız açısı 45° olacak şekilde frezede kaynak ağzı açılmıştır. Dupleks sac malzemeler kaynak öncesi alın altına konumlandırılırken aralarında 1mm boşluk bırakılarak puntalanmıştır.

4.3.2. Kaynak deney setinin hazırlığı

TIG kaynak makinesi

Çalışmada dupleks paslanmaz çelik sacları birleştirmek için TIG kaynak ünitesinden yararlanılmıştır. Lincoln Electric marka Squarewave TIG 355 model olan TIG kaynak makinesi %40 devrede kalma oranında 350 amper akım 34 volt, %30 devrede kalma oranında ise 375 amper 35 volt akım ve gerilim değerleri verme kapasitesine sahiptir. Kullanılan TIG kaynak makinesi Resim 4.1’de gösterilmiştir.



Resim 4.1. TIG kaynağında kullanılan kaynak makinesi

- (a) Ön panel
- (b) genel görünüm

Kaynak ilave metali seçimi

Çalışmada dupleks paslanmaz çelik sacları birleştirmek için 2 mm çapında AWS A5.9 2209 EN ISO 14343-A W 22 9 3 N L (2209) kodlu TIG kaynak ilave teli kullanılmıştır.

Kaynak ilave telinin kimyasal bileşimi Çizelge 4.2’de verilmiştir.

Çizelge 4.2. W 22 9 3 N L (2209) TIG kaynak teli kimyasal içeriği

Element (%ağırlık)										
C	P	S	Cu	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe	N
0,01	0,02<	0,01<	0,10	0,44	1,50	23,0	8,6	3,1	63,06	0,16

Çizelge 4.2’den görüldüğü gibi Dubleks paslanmaz çelik ilave telinin kimyasal bileşiminde yaklaşık %23 Cr, %8.6 Ni, %3,1 Mo ve %0.16 N bulunmaktadır.

Kaynak koruyucu gaz seçimi

Çalışmada dubleks kaynak metalinde, azotun östenit oluşturunca etkisinden dolayı farklı ferrit östenit faz oranları oluşturabilmek ve kaynak sıvı banyosunu atmosferin zararlı tesirlerinden koruyabilmek için saf argon ve içeriğinde ve farklı oranlarda (Ar + %1, %3, %6 ve %9) azot ihtiva eden karışım koruma gazı temin edilmiştir. Kaynak işlemi için tedarik edilen sertifikalı koruyucu karışım gaz tüpleri Resim 4.2’de gösterilmiştir.

Resim 4.2. Ar+ %1, %3, %6, %9 N₂ içeren koruyucu karışım gaz tüpleri

Kaynak işlemi sürecinde kaynak bölgesine gönderilen koruma gazları 6 litre/dakika olacak şekilde gaz debimetresinden ayarlanmıştır.

4.3.3. Kaynak sonrası farklı soğuma hızları oluşturabilmek için kullanılan kaynak altlık malzemeleri

Dubleks paslanmaz çelik kaynak metalinde farklı ferrit-östenit dengesi veya diğer bir ifadeyle farklı oranlarda manyetik delta ferrit ve manyetik olmayan östenit fazı

oluşturabilmek için kaynak sonrası farklı soğuma şartları oluşturmak amacıyla seramik ve bakır altlıklar kullanılmıştır.

Kaynak işleminde kullanılan aynı form ölçülerine (1,3 mm derinlik, 13 mm genişlik, 5 mm et kalınlığı) sahip olan bakır ve seramik altlıklar sırasıyla Resim 4.3 ve Resim 4.4’de gösterilmektedir.



Resim 4.3. Saf elektrolitik bakırdan imal edilmiş kaynak altlığı



Resim 4.4. Kendinden yapışkanlı seramik kaynak altlığı

Kaynak sonrası en yüksek soğuma hızı oluşturması hedeflenen bakır altlık ve en düşük soğuma hızı oluşturması hedeflenen seramik altlık ısı iletim özellikleri Çizelge 4.3’de verilmiştir.

Çizelge 4.3. Bakır ve seramik kaynak altlık malzemesi ısı iletim özellikleri (Topbaş, 1991: 157; Bayazıtöğlu, Özışık, 1988: 419)

Kullanılan altlık malzemesi	Bileşimi	Isıl iletkenlik katsayısı
Elektrolitik saf bakır	%99,9 E-Cu	372-374 W/m [°] K
Seramik (yarı-şamot tuğla sınıfı) altlık	SiO ₂ :%61,80, Fe ₂ O ₃ : %0,63, Al ₂ O ₃ : %24,03, CaO: %0,68, MgO: %1,17, K ₂ O: %2,38, Na ₂ O: %0,97, diğer: %6,99	0,96-1,40 W/m [°] K

Ayrıca kullanılan bu iki kaynak altlığına göre orta derecede soğuma hızı oluşturabilmek için beş adet deney malzemesi seramik altlık üzerinde kaynak edildikten sonra oda sıcaklığındaki suda soğutma işlemine tabi tutulmuştur.

4.3.4. Kaynak işlemi öncesi deney numunelerinin konumlandırılması

Kaynak öncesi deney parçaları Resim 4.5’de gösterildiği gibi bakır ve seramik altlıklar üzerine konumlandırılmıştır.



Resim 4.5. Kaynak edilecek deney parçalarının konumlandırılması

Konumlandırılan parçalar işkenceler ve pensellerle sabitlenerek her iki ucundan da ountalanmış ve kaynağa hazır hale getirilmiştir.

4.3.5. Kaynak Parametreleri ve Deney Numunelerinin Birleştirilmesi

Çalışmada yürütülen denemeler neticesinde kullanılacak kaynak parametreleri tespit edilmiştir. Birleştirme işlemi için seçilen kaynak koşulları Çizelge 4.4’de verilmiştir.

Çizelge 4.4. TIG kaynak parametreleri

Altlık Türü	Koruyucu Gaz Türü	Gaz Debisi (litre/dakika)	Pasolar-arası sıcaklık °C	Tungsten Elektrot	Kaynak İlerleme Hızı (mm/sn)		Kaynak Akımı DC (-) (Amper)		Kaynak Gerilimi (Volt)		Isı girdisi (ikinci paso-joule)
					Kök Paso	İkinci Paso	Kök Paso	İkinci Paso	Kök Paso	İkinci Paso	
Seramik Altlık	Saf argon (Ar+ %1, 3, 6, 9 N ₂)	6	150	%2Th içeren tungsten elektrot	2,16	2,13	75A	100A	12V	13V	427,23
Seramik Altlık+S u ile Soğutma					2,16	2,13					
Bakır Altlık					1,88	2,04			11V	13V	446,08

Kaynaklı birleştirmelerin ısı girdisinin hesaplanması için aşağıdaki net ısı girdisi (H_{net}) eşitliğinden (Bkz. Eş 4.1.) yararlanılmıştır (Chon L, ASM Handbook, Volume 6: 7-17, Weisman C, 1981).

$$H_{net} = (\eta \times E \times I) / V \quad (4.1)$$

Bu eşitlikte yer alan; η : kaynak verimi, E: gerilim (Volt), I: Akım (Amper), V: kaynak ilerleme hızını (mm/sn) ifade etmektedir. Bu eşitliğe göre ısı girdisi hesabında; TIG (DC-) kaynak yöntemi için η : 0,70, olmakta ve E: 13Volt, I:100A, V:2,13mm/sn; şeklinde TIG kaynağı sırasında kaynak makinesi ekranından tespit edilmiş olup, değerler net ısı girdisi eşitliğinde yerine koyulursa; seramik altlık kullanılan birleştirmeler için,

$$H_{net} = 0,7 \cdot 13 \cdot 100 / 2,13, \quad H_{net} = 427,23 \text{ joule/mm}$$

ve bakır altlık kullanılan birleştirmeler için;

$$H_{net} = 0,7 \cdot 13 \cdot 100 / 2,04, \quad H_{net} = 446,08 \text{ joule/mm}$$

şeklinde tespit edilmiştir.

Çizelge 4.4’de verilen kaynak parametrelerine göre TIG kaynak yöntemiyle birleştirilen deney numuneleri Resim 4.6-4.10’da gösterilmiştir.



Resim 4.6. Saf argon koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler



Resim 4.7. Ar +%1 N₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler



Resim 4.8. Ar +%3 N₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler



Resim 4.9. Ar +%6 N₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler

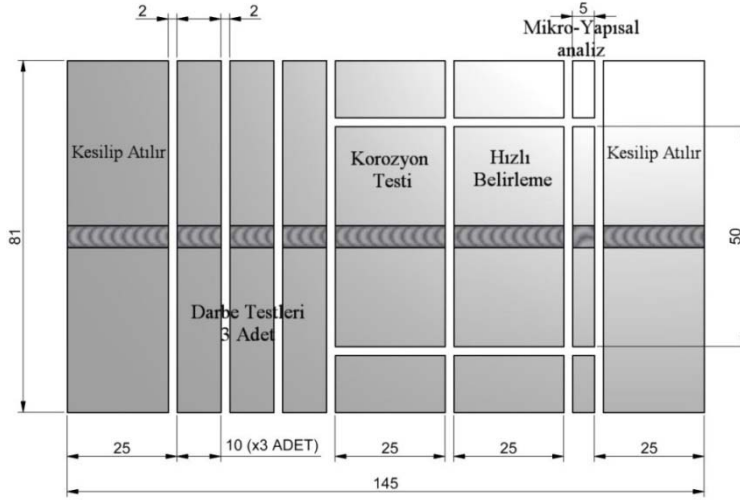


Resim 4.10. Ar +%9 N₂ karışım koruma gazıyla bakır, seramik ve seramik altlık kullanılarak birleştirme sonrası suda soğutularak elde edilen birleştirmeler

Resim 4.6-4.10'dan görüldüğü gibi dubleks paslanmaz çelik sac malzemeler TIG kaynak yöntemiyle Çizelge 4.4'de verilen parametrelerle elle başarılı bir şekilde tam nüfuziyet ile birleştirilmiştir.

4.4. Kaynaklı Birleştirmelerden Test Numunelerinin Çıkarılması

Yapısında farklı ferrit-östenit oranları oluşturacak şekilde birleştirilen deney parçalarından ASTM A 923'de dubleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde zararlı fazların etkisini tespit edebilmek için mikro yapı incelemesi, mekanik özellik belirlenmesi ve korozyon karakteristiklerinin belirlenmesi için Şekil 4.2'de gösterilen bölgelerden TS EN ISO 15614-1 standardına göre belirtilen ölçülerde numuneler çıkarılmıştır.



Şekil 4.2. TS EN ISO 15614-1 standardına göre kaynaklı parçalardan test numunelerinin çıkarılışı

Şekil 4.2’den görüldüğü gibi, kaynaklı numunenin 25mm boyunda her iki ucu hatalı bölge olasılığı yüksek olduğundan kesilip atılmış ve sırasıyla 3'er adet Charpy-V çentikli darbe testi ile bir korozyon (ağırlık kaybı) test numunesi ile birlikte bir adet mikro yapı inceleme numunesi oluşturulmuştur.

4.5. Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmelerin Mikro Yapı İncelemeleri

Çalışmada ana malzeme ile birlikte farklı ferrit östenit oranlarında yapı oluşturacak şekilde kaynak edilen deney numunelerinin mikro yapılarının incelenmesinde optik ve taramalı elektron mikroskobu cihazlarından yararlanılmıştır.

Bu incelemeler için hazırlanan tüm numuneler şeffaf bakalit kalıplama işlemine alındıktan sonra sırasıyla; 240, 320, 400, 600, 800, 1200 numaralı zımparalarla zımparalanmış ardından 3µm ve 1µm elmas pastalarla parlatma çuhasında parlatılmışlardır.

4.5.1. Mikro yapı numunelerinin dağılması

Farklı kaynak koşulları ile kaynak edilmiş olan 15 adet kaynaklı numune; %40 NaOH-saf su bileşimli çözeltide 1,3-1,6 amper akım aralığında ve 2,5V gerilimde yaklaşık 20 saniye süreyle elektrolitik dağılama yöntemiyle dağılmışlardır.

Ana malzeme ile birlikte bir adet kaynaklı numune; farklı dağlayıcı ile farklı kontrast oluşturarak fazların dağılımını tespit etmek amacıyla, %10 oxalik asit-saf su bileşimli çözeltide 4 sn. süreyle 13,8V ve 3A değerlerinde elektrolitik olarak dağlanmışır.

4.5.2. Optik mikroskop mikro yapı incelemeleri

Optik mikroskop ile mikro yapısal incelemelerde 1000X büyütme kapasiteli Carl-Zeiss Jena marka metalurji mikroskobu kullanılmışır. Mikroskobun kamera ile çekim yaparak Kameram ve Metalim yazılımları vasıtasıyla; faz analizi, ASTM tane boyutu saptama, sertlik ölçümlerini hesaplama yetenekleri bulunmaktadır. Optik metalografi incelemeleri ASTM A 923 ile ASTM E562, ASTM E1245 standartlarına göre 100X ve 500X büyütme oranlarında uygulanmışır.

4.5.3. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) mikro yapı incelemeleri ve EDS analizleri

SEM mikro yapı incelemeleri; ODTÜ-SEM-EDS Laboratuvarı JEOL JSM 6400 20KV Tungsten Flamanlı SEM taramalı elektron mikroskobu ile uygulanmışır. Elektron mikroskobu; 10 ile 300 000 arasında büyütme kapasiteli olup çözünürlüğü 10 nm'dir. SEM mikro yapı numuneleri 3x10x20 mm boyutlarında olacak şekilde hazırlanmışır. EDS analizi, SEM cihazına adapte edilmiş olan Noran System Six marka cihaz vasıtasıyla yapılmışır.

4.6. XRD (X-ışınları difraksiyonu) Analizleri

X ışınları difraksiyonu ile element ve bileşik analizleri; Gazi Üniversitesi XRD Laboratuvarı X-Ray Diffractometer APD 2000 Pro GNR Optica marka ve model olan cihaz ile yapılmışır. Analiz koşulları Çizelge 4.5'de verilmektedir. Numuneler 3x10x20 mm boyutlarında hacimsel'bulk'tipi hazırlanmışır.

Çizelge 4.5. XRD (X-ışınları Difraksiyonu) analiz koşulları

X ışınları tüpü	Işın dalga boyu (λ , Å°)	Tarama hızı (°/dk)	Tarama açısı (2 θ)
Cu-K α	1,5406	4,55	2,5-80° (adım:0,05°)

4.7. Kaynak Metali Faz Oranları Tespiti

Bu çalışmada 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynak metali faz oranlarının tespitinde karşılaştırma yapıp sonuçlardan emin olmak amacıyla metalografik ve manyetik yöntemler olmak üzere iki ayrı teknik kullanılmıştır.

4.7.1. Metalografik yöntemle kaynak metali faz oranları tespiti

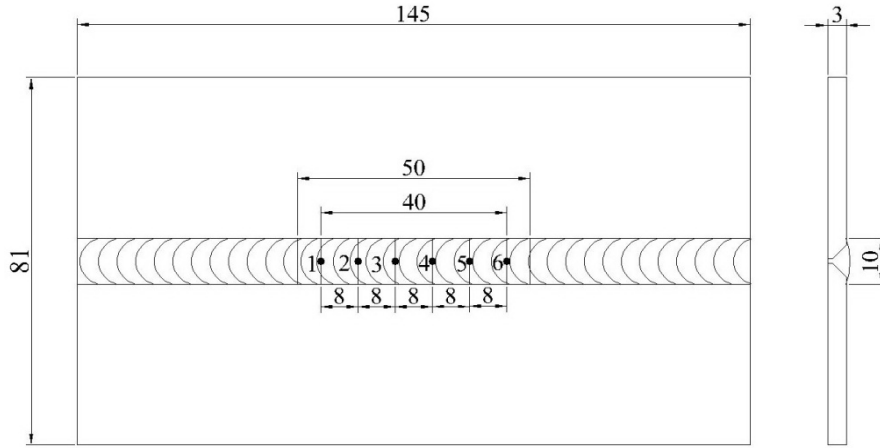
Birleştirmelerin kaynak metali faz miktarlarını tespit edebilmek için ASTM E562, ASTM E1245 standartlarına göre 'Faz (Görüntü) Analizi' tekniğinden yararlanılmıştır. Bunun için optik mikroskop ile mikro yapısal incelemelerde kullanılan 1000X büyütme kapasiteli Carl-Zeiss Jena marka metalurji mikroskobunun 'Kameram' ve 'Metalim' yazılımlarından yararlanılmıştır.

Faz analizleri için 100X büyütme oranı kullanılmıştır. Faz analizleri kaynak metaline uygulanmıştır. Faz analizi yazılımının tane boyutu ölçüm modülü kullanılarak kaynak metali mikro yapısının östenit ve delta ferrit fazlarının tane boyutları her numune için ölçülmüştür.

4.7.2. Manyetik ölçüm tekniği ile kaynak metali delta ferrit miktarı tespiti

Kaynaklı birleştirmelerden EN ISO 17655 ve EN ISO 8249 standartlarına göre manyetik yöntemle δ -ferrit ölçümü için numunelerin kaynak üst ve alt yüzeylerindeki fazlılıklar taşlama ile giderilmiştir. δ -ferrit fazı miktarı manyetik ferrit ölçüm cihazı (Ferritetester SP 10-a) ile belirlenmiştir.

Manyetik δ -ferrit fazı ölçüm işlemi, Şekil 4.3'de gösterildiği gibi EN ISO 17655 standardına göre birbirine 8 mm. eşit mesafede kaynak merkez hattına konumlandırılmış 6 farklı noktadan ölçülmüş ve aritmetik ortalamaları alınarak δ -ferrit fazı miktarları tespit edilmiştir.



Şekil 4.3. EN ISO 17655 standardına göre kaynaklı numunelerden manyetik δ -ferrit fazı ölçüm noktaları

Çalışmada yararlanılan manyetik yöntemle delta ferrit ölçümü yapan Ferritetester cihazı Resim 4.11. (a) ve (b)'de gösterilmiştir. Ferritetester cihazı temaslı olarak çalışmakta olup her ölçüm sonucu anlık olarak hem FN (ferrit sayısı) hem de % δ -ferrit birimlerinden ekrana yansıyabilmektedir.



(a)

FERRITE TESTER



(b)

Resim 4.11. Manyetik delta-ferrit ölçüm cihazının görünüşü (Ferritetester SP-10.a)

(a) Ölçümün yapılışı

(b) Cihazın genel görünümü

Deneysel çalışmalar için temin edilen 2205 evsafı dubleks paslanmaz çelik sacın manyetik ferrit ölçüm cihazı sonuçları, ferritin manyetik yapıda bir faz olması yanında östenitin manyetik özellikte bir faz olmamasından faydalanılması prensibine dayanmaktadır. Kullanılan Ferritetester SP-10.a cihazı; ISO 8249 ve ANSI/AWS A4.2 standartları doğrultusunda kalibrasyon sertifikalarına sahiptir. Cihazın ayrıca iki farklı değere bağımsız laboratuvarca onaylanmış iki kalibrasyon bloğu bulunmakta, ölçümlerin doğruluğu her an

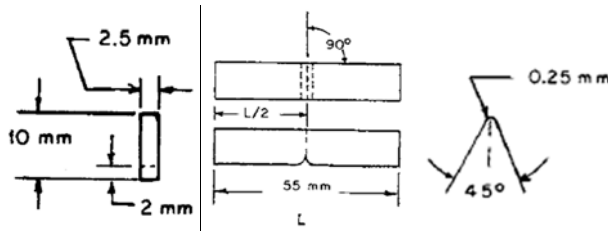
teyit edilebilmekte ve gerekirse tekrar kalibre edilebilmektedir. Cihazın ölçüm hassasiyeti %30 Ferrit değerine kadar ± 2 ve %80 Ferrit değerine kadar ise ± 3 'tür. Cihazın ölçüm belirsizliği ± 0.4 (FN) şeklindedir. Cihaz %0,1-%80 ferrit (0,1-110FN) aralığında manyetik ferrit fazı ölçümü yapabilmektedir.

4.8. Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynak Metalindeki Fazların Mekanik Özelliklere Etkisi

Çalışmada farklı ferrit östenit dengesinde üretilen birleştirmelerin mekanik özelliklerine etkisi darbe v-çentik deneyi ile belirlenmiştir. Ayrıca kaynaklı birleştirmelerde oluşan fazların mikrovickers sertlik ölçümleri yapılmıştır.

4.8.1. Charpy v-çentikli darbe deneyi

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak metalinde meydana gelen manyetik karakterli delta ferrit ve manyetik olmayan östenit fazlarının birleştirmenin tokluğuna etkisi incelenmiştir. Bu amaçla Şekil 4.4'de boyutları 2,50x10x55 mm olarak verilen kaynaklı numune başına 3 adet olmak üzere toplam 45 adet standart ölçü altı numune ASTM A370 ve ASTM E23 standartlarına göre hazırlanmıştır.



Şekil 4.4. Charpy V- çentikli darbe test numunelerinin boyutları

Numunelerin Charpy v-çentikli darbe testi, ASTM A 370'e göre Şekil'de boyutları verilen numunelere ASTM A 923 uyarınca $-40 \pm 1^\circ$ sıcaklıkta Resim 4.12'de gösterilen AVERY marka darbe çentik deney cihazında test edilmiştir. Testler bütün numunelere 30kgm yük hücresi altında ve 5,25 m/sn çarpma hızı ile aynı koşullarda uygulanmıştır.



Resim 4.12. Darbe test cihazının görünümü

Her bir kaynak koşulu için üç deney numunesi test edilmiştir. Sonuçlar bu üç numunenin aritmetik ortalaması ile hesaplanmıştır.

4.8.2. Sertlik Ölçümleri

Kaynaklı deney numunelerinin; kaynak metalinde oluşan fazların makro ve mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Mikrovikers sertlik ölçüm cihazı Resim 4.13’de görülmektedir. Mikrovikers sertlik taramaları; HV10g-10kg yük kapasiteli Emcotest DuraScan 20 mikrovikers sertlik ölçüm tezgahı ile yapılmıştır.



Resim 4.13. Mikrovikers sertlik ölçüm tezgahının görünümü

4.9. Kaynak Metalindeki Fazların Korozyon Özelliklerine Etkilerinin Tespiti

4.9.1. Korozyon deney düzeneği ve solüsyonunun hazırlığı

ASTM A 923-08 standardına göre kaynaklı numunelere ve ana malzemeye ağırlık kaybı korozyon (ağırlık kaybı) testi uygulanmıştır.

Kaynaklı parçalardan ve ana malzemeden çıkarılan taşlama öncesi ilk kaba ölçüleri 3x25x50 mm olacak şekilde kesilmiş sonra korozyon test numunelerinin taşlanmış haldeki bütün ebatları ölçülmüştür.

Numunelerin toplam yüzey alanı hesaplanmış ve her numune test öncesi 0,001g hassasiyetinde terazide tartılarak ağırlığı tespit edilmiştir. $\text{FeCl}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ + saf su karışımı korozyon test çözeltisi PH derecesi 1.3 olacak şekilde hazırlanmış ve numuneler 24 saat süreyle laboratuarda 22°C sıcaklıkta bu çözeltide bekletilmiş, oluşan korozyon ürünleri temizlendikten sonra tekrar terazide tartılmışlardır.

4.9.2. Korozyon deneyinin yapılışı

Korozyon testi numuneleri alkol ile fırçalanarak temizlendikten sonra her numune için ayrı olacak şekilde 150 ml demir klorür çözeltisi bulunan beher içerisine koyulmuşlardır. Korozyon test numunelerinin cam kap içerisinde bekletilirken örnek görüntüleri Resim 4.14'de verilmektedir.



Resim 4.14. Korozyon testinin yapılışı

4.9.3. Korozyon deney sonuçlarının analitik hesaplanması

ASTM A 923 standardında korozyon miktarı (mdd) tespiti için ağırlık kaybını esas alarak hesaplama yapılan eşitlik (Bkz. Eş 4.2.) kullanılmaktadır.

$$\text{Korozyon hızı (mdd)} = \frac{\text{Ağırlık Kaybı (mg)}}{\text{numune toplam yüzey alanı (dm}^2\text{)} \times \text{zaman (gün)}} \quad (4.2)$$

Test numunelerinin hesaplanmış olan toplam yüzey alanları, test öncesi ve test sonrası ağırlık ölçümleri farkı (ağırlık kaybı) ile birlikte test süresi esas alınarak Eşitlik 4.2’de yerine koyulur ve her test numunesi için ayrı ayrı hesap yapılır.

Hesaplama sonrası çıkan değerler ASTM A 923’e göre 10 mdd değerinden yüksek ise kaynaklı bağlantıda risk oluşturabilecek düzeyde zararlı metaller-arası faz veya bileşiklerin olabileceği ifade edilmektedir. Bulunan sonuç 10 mdd değerinin altında ise testin bir kez daha tekrarına izin verilmektedir.

4.9.4. Isıl işlemle sigma fazının oluşturulması

Bu çalışmada dubleks paslanmaz çeliklerde TIG kaynaklı parçalarda değişen kaynak koşullarına göre kaynak metalinde oluşabilecek fazların tespit edilmesi ve korozyon ile mekanik davranışlara etkileri incelenmesi amaçlanmıştır, bu fazlardan olan zararlı sigma fazı iki ayrı ana malzemede ısıtıl işlem ile oluşturulmuş, mikro yapısal ve korozyon davranış durumları da incelenmiştir. Bunun için, literatürde (Lippold ve Kotecki 2005: 256) ifade edilen, sigma fazının en hızlı oluştuğu 800°C sıcaklığı ısıtıl işlem amacıyla seçilmiş ve iki ayrı numuneye 5,5 saat ve 16 saat sürelerle ısıtıl işlem uygulanarak bu sıcaklıkta bekleme süresinin sigma fazının miktarına olan etkisi ortaya konmuştur.

Bu durumda oluşturulan sigma fazının kaynaklı bağlantıdaki mikro yapılarla karşılaştırılması imkanı da sağlanmıştır.

4.10. Deney Numunelerine Uygulanan Testler ve İlgili Standartlar

Deney numunelerine uygulanan testler ve standartları, Çizelge 4.6’da görülmektedir.

Çizelge 4.6. Deney numunelerine uygulanan testler ve standartları

Deney Yöntemi	Cihaz	Özellikler ve kapasite	İlgili uygulama standartları
Mikro yapısal incelemeler	Metallurji mikroskobu Carl Zeiss Jena	1000X büyütme kapasiteli	ASTM A 923
Charpy V-çentikli darbe testi	Darbe test cihazı Avery Impact tester England	15-30 kgm çarpma kuvveti	ASTM A 923, ASTM A 370
Korozyon (ağırlık kaybı) testi	Cam beherler, Hassas Terazî Sartorius Analytic A 200S	0.001g tartım hassasiyeti	ASTM A 923
Sertlik testi	Mikrovickers sertlik ölçüm tezgahı Emcotest Durascan 20	HV10g-10kg yük kapasiteli	TS EN ISO 14271 ve TS EN ISO 6507
Ana malzeme kimyasal analizi	Spektrometre Quantovak	Alaşımlı alaşımsız ve yüksek alaşımlı çeliklerin analizi	--
TIG ilave metali kimyasal analizi	Üretici firma kimyasal analiz raporu		EN ISO 14343-A SFA/AWS A5.9 EN 10204-3.1
Görüntü (Faz) Analizleri	Metallurji mikroskobu Carl Zeiss Jena, Kameram ve Metalim yazılımları	1000X büyütme kapasiteli Tane boyutu hesaplayabilme	ASTM E562, ASTM E1245 ASTM E 112
Manyetik %δ-ferrit miktarı analizi	Ferritemeter FP30	Hassasiyet: %30 Ferrit değerine kadar %±2 ve %80 Ferrit değerine kadar ise %±3’tür. Cihazın ölçüm belirsizliği %±0.4 (FN)	EN ISO 17655, EN ISO 8249
SEM-mikro yapısal inceleme	ODTÜ-SEM-EDS Laboratuvarı SEM cihazı JEOL JSM 6400	20KV Tungsten Flamanlı	--
X ışınları difraksiyonu (XRD) analizi	Gazi Üniversitesi XRD Lab. X-Ray Diffractometer APD 2000 Pro GNR Optica	X ışınları tüpü: Cu-K _α Toz ve bulk tipi numuneler	--
EDS Analizi	Noran System Six	Çizgisel ve noktasal olarak numune analiz imkanı	--

5. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu çalışmada TIG kaynak yöntemiyle birleştirilen UNS S322205 (2205) dubleks paslanmaz çelik kaynak metalinde oluşan fazların miktarına; kaynak sonrası soğuma hızı ve farklı oranlarda azot ihtiva eden argon koruyucu gaz karışımının 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. Mikro yapısal incelemeyle metalografik olarak fazların belirlenmesi işleminin yanı sıra yöntemin hızlı oluşu ve insan hatasını azaltmasından dolayı mikroyapı görüntüleri üzerinden 'Image Analyzer' yardımıyla faz analizleri gerçekleştirilmektedir. Aynı zamanda bu fazlardan manyetik karakterde olanların tespitinde Ferritemeter, Magnagage, gibi manyetik faz ölçüm cihazları kullanılmaktadır. Bu çalışmada, kaynak sonrası farklı soğuma hızları ve farklı oranlarda azot içeren argon koruma gazı karışımları 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. Bu sebeple çalışmada, kaynak sonrası farklı soğuma hızlarıyla soğutulan ve farklı karışım koruma gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı deney numunelerinde oluşan fazların kaynaklı bağlantının mekanik özelliklerine etkisi darbe testi ile belirlenmiştir. Ayrıca, birleştirmelerin ana malzeme ve kaynak metalindeki farklı fazların mikrosertlik 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.

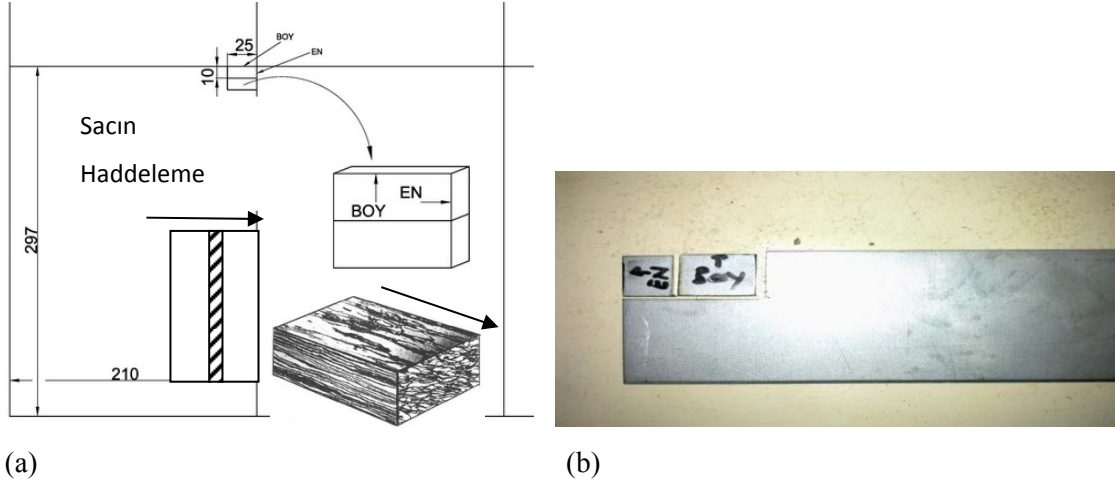
Bu sebeple, çalışmada elde edilen bulgular ASTM A923 standardı önerileri doğrultusunda düzenlenerek sunulmuştur.

5.1. Dupleks Paslanmaz Çelikte Fazların Tespiti

Ana malzeme ve kaynak metalindeki fazların belirlenmesinde manyetik ölçümler ve faz analizlerinden yararlanılmıştır. Fazların oranlarının belirlenmesi, yapıyı oluşturan fazların hacimsel oranını metalografik olarak faz analizleri ile tespit ederek manyetik fazların manyetik ölçüm teknikleriyle ölçülmesi esasına dayanmaktadır. Bu çalışmada; kaynak sonrası farklı soğuma hızlarında soğutularak ve ayrıca kuvvetli östenit oluşturuıcı özelliği nedeniyle saf argon koruma gazına farklı oranlarda azot ilave edilerek, farklı ferrit-östenit dengesinde kaynak metalleri elde edilmiştir. Farklı ferrit östenit oranlarına sahip deney numunelerinin kaynak metallerinde manyetik fazların miktarının tespit edilebilmesi ve kaynak metalinin yapısal incelemesini gerçekleştirmek için mikroyapı incelemeleri ve manyetik fazların tespiti sırasıyla açıklanacaktır.

5.1.1. 2205 Dupleks paslanmaz çelik ana malzemenin mikro yapısal incelemesi

Ana malzemenin mikroyapı incelemesi için hazırlanması işlemi Resim 5.1 (a) ve (b)'de gösterilmiştir.



Resim 5.1. 2205 dupleks paslanmaz çelik sacın temin edilmiş şekliyle mikroyapı incelemesi için hazırlanması

(a) hadde yönü

(b) numune kesimi

Resim 5.1. (a) ve (b)'den görüleceği gibi dupleks paslanmaz sacın haddeleme yönü kaynak dikiş yönüne diktir.

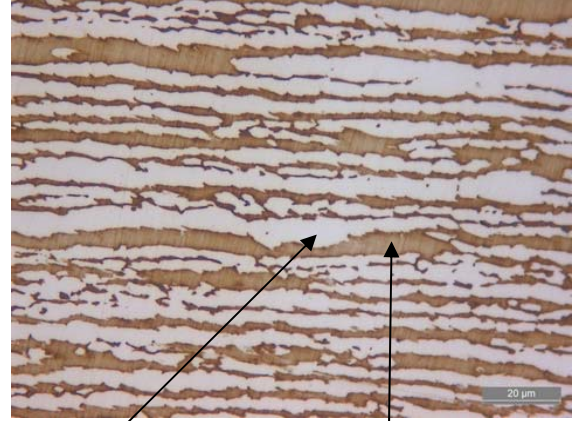
UNS S322205 dupleks paslanmaz çelik ana malzemenin kaynak öncesi mikroyapı görüntüleri incelenmiş, kaynak sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri ile

karşılaştırmaları yapılmıştır. Dupleks paslanmaz çelik ana malzeme mikroyapı görüntüleri Resim 5.2’de gösterilmiştir. Resim 5.2’de görülen açık renkli fazlar (beyaz) östeniti, koyu renkli (kahverengi) fazlar ise δ -ferriti göstermektedir. Östenit ve δ -ferritin hadde yönüne doğru lameller şeklinde yönlendiği görülmektedir.

Yapıdaki fazların ve hadde yönünün etkisinin daha net görülebilmesi için ana malzeme farklı büyütme ölçeklerinde mikro yapısal olarak görüntülenmiştir. Resim 5.2. (a) ve (b) sırasıyla 100x ve 500x büyütme ile hadde yönüne paralel yapıyı gösterirken, Resim 5.2. (c) ve (d) sırasıyla 100x ve 500x büyütme ile hadde yönüne dik doğrultudaki yapıyı yansıtmaktadır.

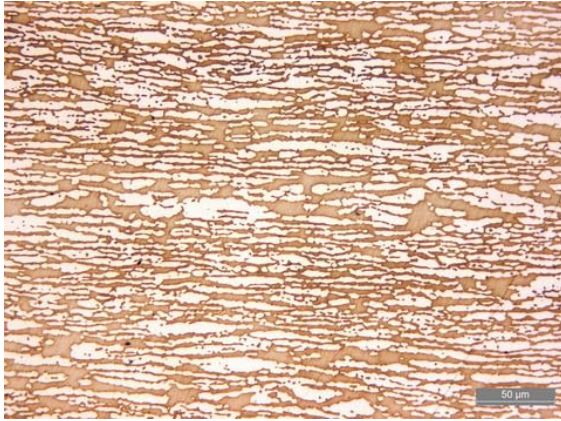


(a)

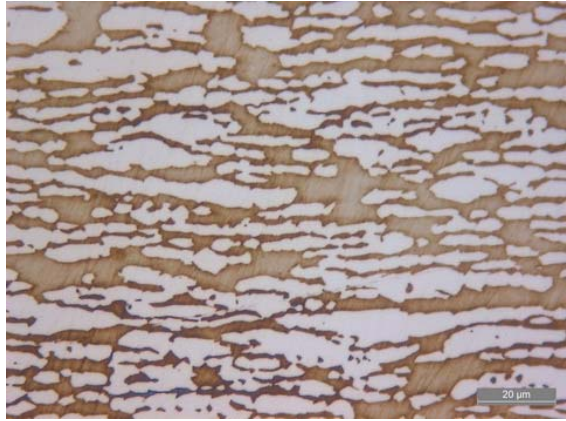


(b) östenit

delta ferrit



(c)



(d)

Resim 5.2. Ana malzeme mikroyapı görüntüleri

(a) hadde yönüne paralel (100x)

(b) hadde yönüne paralel (500x)

(c) hadde yönüne paralel dik (200x)

(d) hadde yönüne paralel dik (500x)

5.1.2. Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı incelemeleri

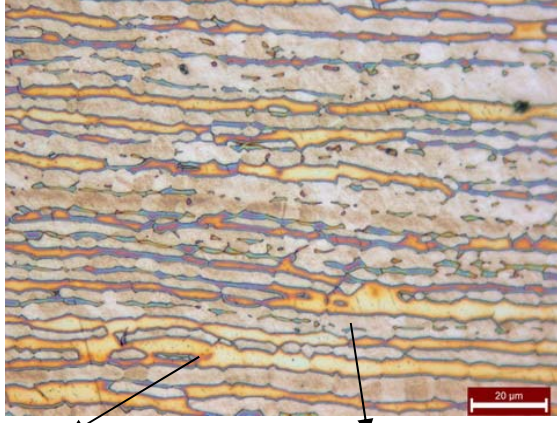
Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapıları incelemeleri kaynak koşullarına göre numunelerin gruplandırılması ile yapılmıştır.

Kaynak sonrası soğuma hızının birleştirmenin mikroyapı özelliklerine etkileri

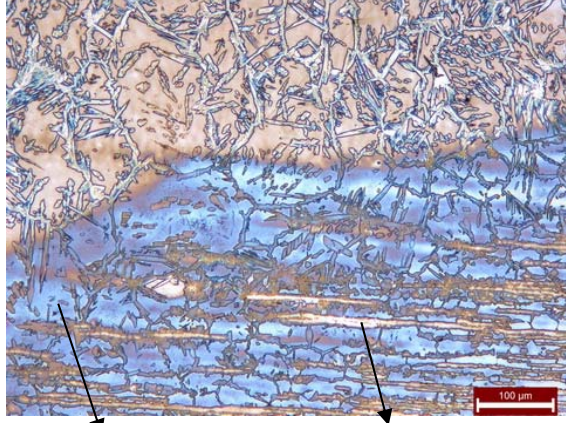
Çalışmada, TIG kaynak yöntemiyle 2209 kodlu kaynak ilave (dolgu) metali kullanılarak iki pasolu olarak birleştirilen deney numunelerinin kaynak metali yapısındaki ferrit-östenit oranına etki eden başlıca parametreler içerisinde çeliğın kimyasal bileşimi, kaynak ısı girdisi ve kaynak sonrası soğuma hızı yer almaktadır. Deney numunelerinde farklı delta ferrit-östenit oranlarını oluşturabilmek için kaynak sonrası soğuma hızı değiştirilerek etkileri incelenmiştir. Bu amaçla beş adet deney numunesinin kaynak işlemi ısı iletim özellikleri ve boyutları deneysel yöntem bölümünde verilen bakır altlık üzerinde birleştirilmişlerdir. Diğeri beş adet numuneler, ısı iletim özellikleri deneysel yöntem bölümünde belirtilen seramik altlık üzerinde birleştirilmiştir. Son beş adet numuneler ise kaynak sonrası orta derecede soğuma hızı elde edebilmek amacıyla seramik altlık kullanılarak birleştirildikten sonra derhal oda sıcaklığındaki suda soğutulma işlemine tabi tutulmuştur. Böylece en yüksek soğuma hızı bakır altlık kullanılarak birleştirilen numunede, en düşük soğuma hızı ise seramik altlık kullanılarak elde edilen deney numunelerinde oluşturularak kaynak metallerinde farklı ferrit-östenit oranları meydana getirilmiştir.

Çalışmada saf argon koruyucu gazı kullanılarak TIG kaynak yöntemiyle üç farklı soğuma hızları oluşturularak elde edilen deney numunelerinin mikroyapıları sırasıyla Resim 5.3-5.5’de gösterilmektedir.

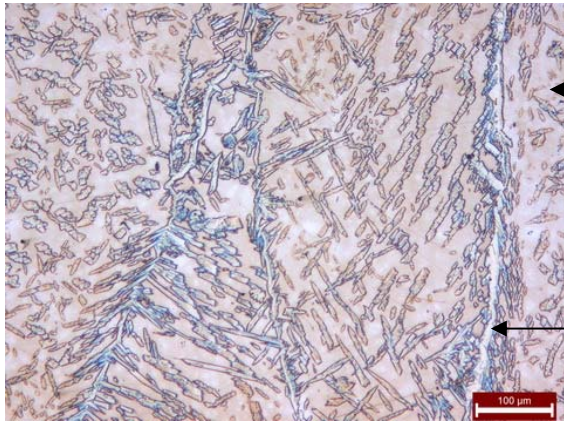
Resim 5.3’de bakır altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen UNS S32205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmesinin ana malzeme, ITAB (Isının Tesiri Altındaki Bölge) ve kaynak metali mikro yapıları görölmektedir.



(a) δ -ferrit (kahverengi), östenit



(b) δ -ferrit (mavi), östenit (beyaz),



(c)

Resim 5.3. Bakır altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

(a) ana malzeme (500x)

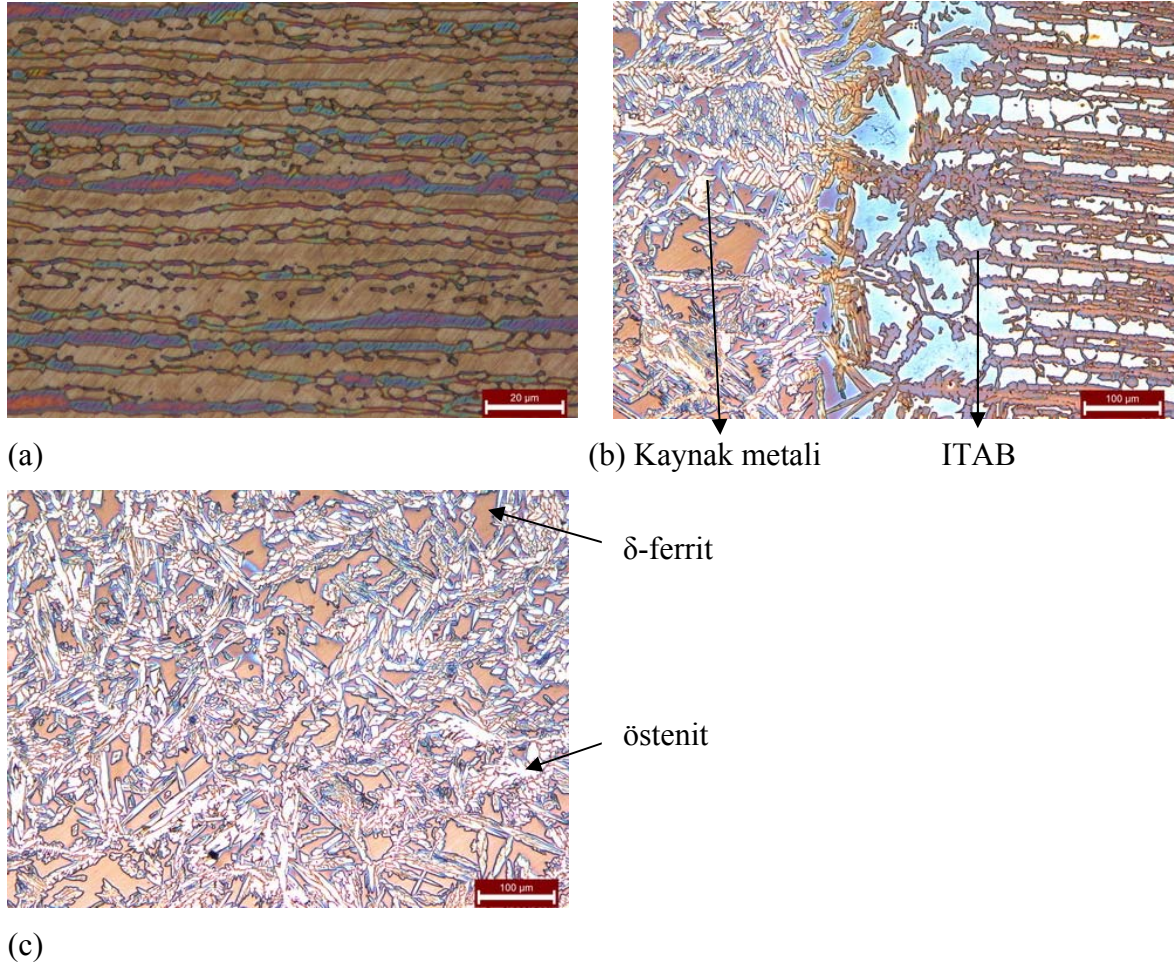
(b) ITAB (100x)

(c) kaynak metali (100x)

Resim 5.3'de görüldüğü gibi, δ -ferrit, ana malzemede ve kaynak metalinde kahverengi, ITAB'da ise mavi renkli olarak görülmektedir. Açık renkli (beyaz) yapılar ise östeniti ifade etmektedir.

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

Çalışmada seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak birleştirildikten sonra suda soğutulan kaynaklı birleştirmenin mikroyapı görüntüleri Resim 5.4’de gösterilmiştir.



Resim 5.4. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan kaynaklı birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

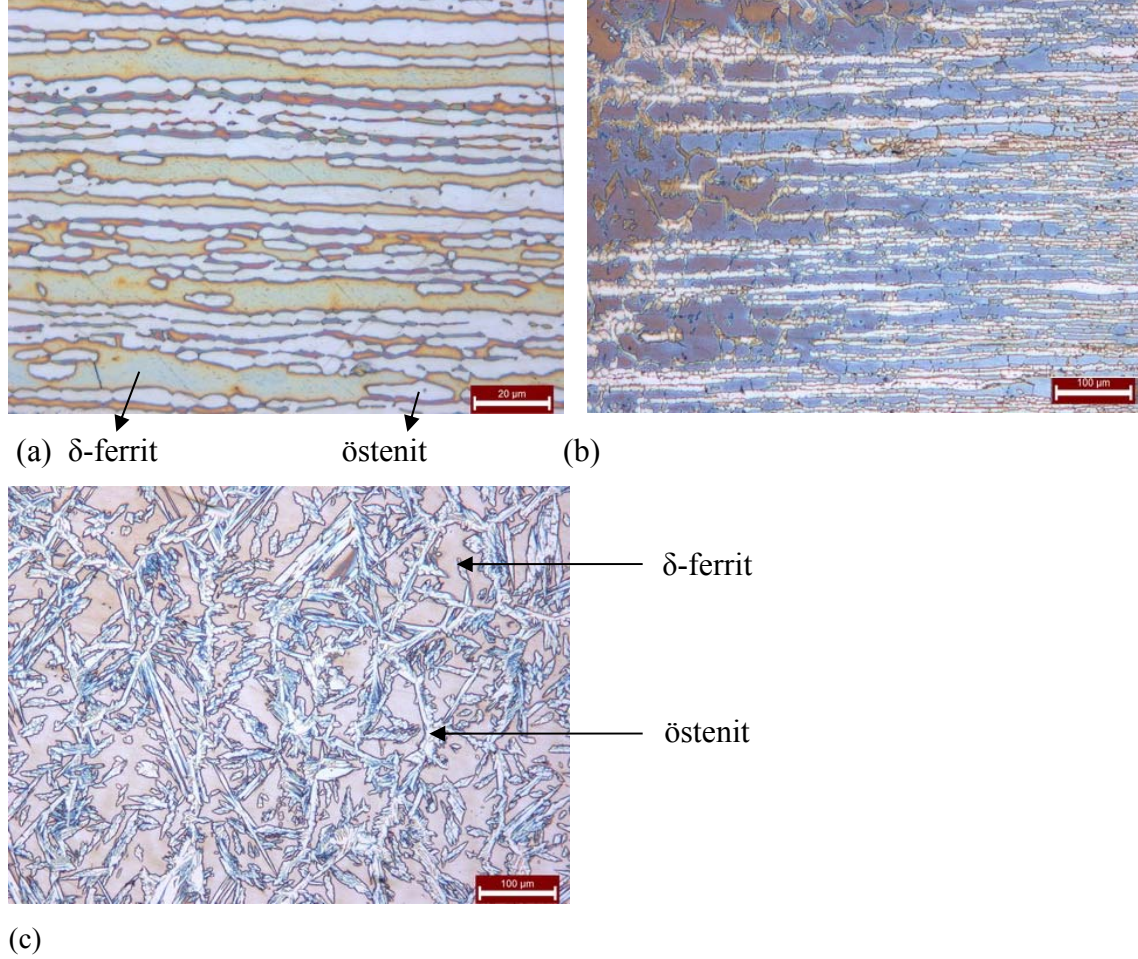
(a) ana malzeme (500x)

(b) ITAB (100x)

(c) kaynak metali (100x)

Seramik altlığın yanı sıra kaynak sonrası derhal suda soğutma işlemi; sadece seramik altlık kullanılan numuneye göre daha yüksek ancak bakır altlık kullanılan numuneye göre yapıda daha düşük delta ferrit oluşumuna neden olmuştur. Bunda seramik altlığın ısı iletim katsayısının düşük olması kaynak sonrası soğuma hızını düşürerek delta ferrit-östenit dönüşümü için daha fazla zaman tanınmasının etkili olduğu düşünülmektedir.

Son olarak yalnızca seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmesinin mikroyapı görüntüsü ise Resim 5.5’de gösterilmiştir.



Resim 5.5. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

- a) ana malzeme (500x)
- (b) ITAB (100x)
- (c) kaynak metali (100x)

Resim 5.5’de görüldüğü gibi, seramik altlık kullanılarak yavaş soğuyan deney numunesinde ferrit-östenit dengesinin dengeli fakat daha ziyade östenit miktarı lehine artış eğilimi gösterdiği göze çarpmaktadır. Kaynak metali final mikro yapısında ısı girdisi, kimyasal bileşim ve kaynak sonrası soğuma hızının kontrolü en etkili parametreler olduğu için deney numunelerinde östenit lehine ortaya çıkan ferrit-östenit dengesi beklenen bir durum olarak görülmektedir.

Genel olarak Resim 5.3-5.5’de gösterilen mikro yapı görüntüleri bir arada değerlendirildiğinde birleştirmenin kaynak termal çevriminden etkilenmeyen ana malzeme yapısı %50-%50 ferrit-östenit dengesinde oluşan ferritik matriks içerisinde östenit tanelerinden oluşmaktadır. Ana malzeme yapısında ferrit fazı klor içeren korozif bir ortamda östenite göre daha fazla etkilendiği için elektrolitik olarak dağlanan bu numunelerde ferrit kahverengi veya mavi, östenit fazı ise beyaz renkli görülmektedir. Dupleks paslanmaz çelikler optimum mekanik ve korozyon özelliklerini bir arada sergileyebilmeleri için oda sıcaklığı mikro yapıları yaklaşık olarak eşit ferrit-östenit dengesinde olması istenmektedir. Bu sebeple; 2205 dupleks paslanmaz çelikler, üretim aşamalarında son işlem olarak 1050-1060°C sıcaklıkta solüsyona alma ısıl işlemine tabi tutulduktan sonra hızla oda sıcaklığına suda soğutulmaktadırlar. Kimyasal bileşimlerine ve soğuma hızına bağlı olarak dupleks paslanmaz çeliklerde yapı ferrit-östenit dengesinde meydana gelmektedir. Bu sebeple, çalışmada kullanılan deney malzemelerinin bu ferrit-östenit dengesi kaynak bölgesinden uzaklığa bağlı olarak kaynak termal çevriminden etkilenmemiştir.

Birleştirmelerin ısı tesiri altındaki bölgelerinin mikro yapısında ise kaynak sonrası en yüksek soğuma hızının etkisi görülürken kaynak termal çevrimine bağlı olarak ITAB ferrit-östenit dengesi bu bölgede ulaşılan sıcaklığa bağlı olarak ferrit lehine değişim gösterirken aynı zamanda ferrit tanelerinin kabalaştığı net olarak görülmektedir. İlave olarak ITAB genişliği bakır altlık kullanılarak elde edilen numunenin, seramik altlık kullanılarak elde edilen numuneye oranla yüksek soğuma hızından dolayı daha dar tespit edilmiştir.

Ferrit-östenit dengesi ısı iletiminin yüksek olduğu bakır altlık kullanılarak elde edilen yüksek soğuma hızı numunede ferrit lehine daha fazla değişim gösterirken en düşük ısı iletiminin olduğu numunede ise ferrit tanelerinin daha fazla kabalaştığı görülmektedir. Dupleks paslanmaz çelikler için yararlanılan denge diyagramı göz önünde bulundurulduğunda kaynak metalinin ITAB bölgesinde ulaşılan sıcaklıklar metalin ergime katılma sıcaklığına kadar ulaştığından yapıdaki ferritin ulaşılan sıcaklığa ve bu sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak kabalaşması kaçınılmaz olmaktadır. Soğuma sürecinde ise bu fazın dönüşümü için yeterli zaman bulunmadığından yapıda kaba olarak kalmaktadır. Dupleks paslanmaz çeliklerin bilhassa ITAB ferrit tanelerinde Cr_2N gibi ikincil faz metallerarası bileşiklerin oluşması ulaşılan sıcaklığa ve bu sıcaklıkta bekleme süresine göre değişmektedir. Bu oluşan metallerarası bileşiklerin olduğu bölgeler dağlama sırasında

çözültiden etkilenecek hassaslaşmış bir bölge olarak görülebilmektedir. Ancak bu çalışmada bu tür hassaslaşmış bölgelere rastlanmamıştır.

Farklı soğuma rejimlerine maruz kalan deney numunelerinin kaynak metali mikroyapı incelemelerinde göze çarpan en belirgin husus ana metal mikro yapısının tamamen kaynak termal çevriminden ve kaynak ilave metalinden etkilenecek sıvı kaynak banyosunun katılma sürecinde ITAB kaba tanelerinden başlayarak kaynak merkezine doğru kolonsal taneler şeklinde katılarak, katılma sonrasında oda sıcaklığına doğru soğuma sürecinde matrisi oluşturan kolonsal ferrit tane sınırlarından oluşan levhalı widmanstatten ve tane içinde oluşan östenit tanelerinden meydana geldiği görülmektedir.

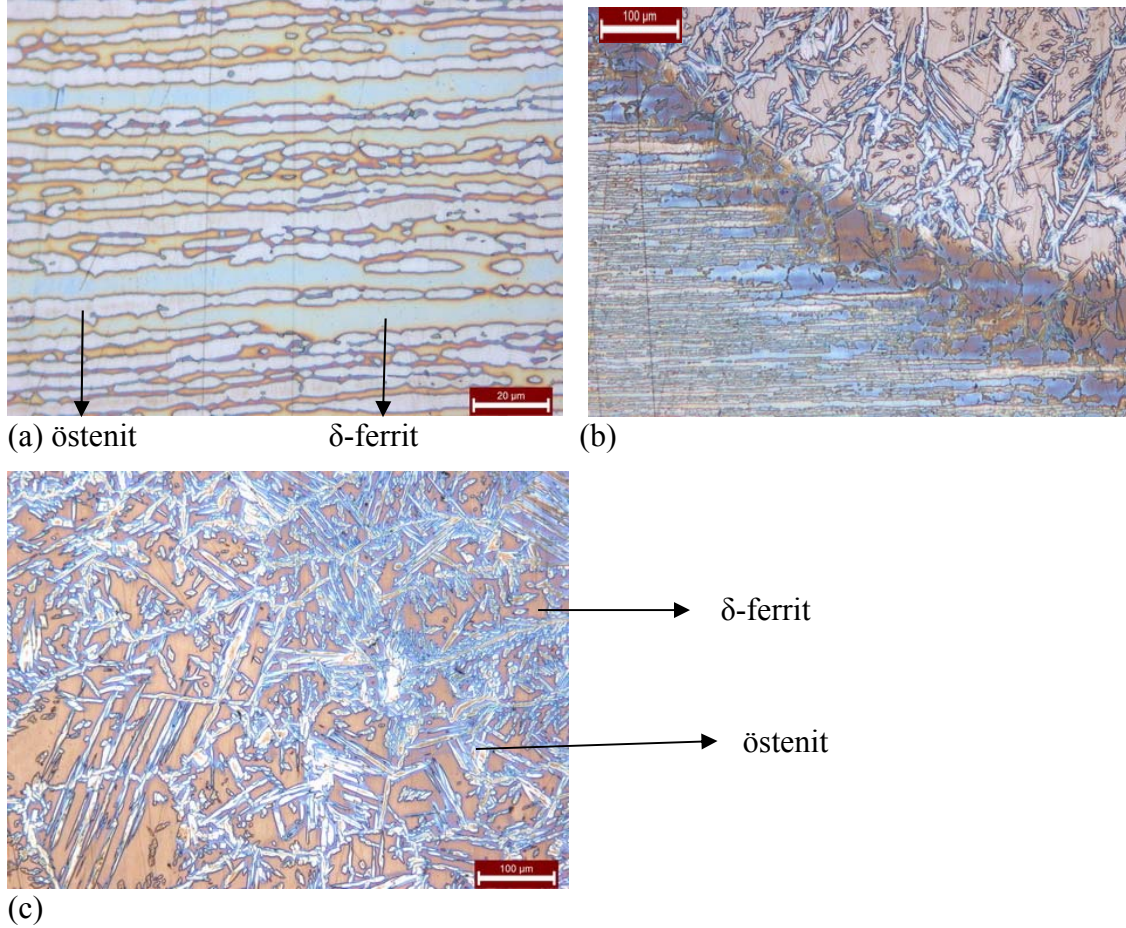
Ancak kaynak metali mikro yapısında en çok dikkat çeken husus, ana metaldeki yaklaşık eşit ferrit-östenit dengesi kaynak sonrası soğuma hızına bağlı olarak bozulmasıdır. Yüksek soğuma oranının elde edildiği bakır altlık kullanılan numunede ferrit miktarındaki artış eğilimi fazla iken, seramik altlık kullanılarak yavaş soğuyan deney numunesinde ferrit östenit dengesinin dengeli fakat daha ziyade östenit miktarı lehine artış eğilimi gösterdiği göze çarpmaktadır. Dupleks kaynak metali final mikroyapısında ısı girdisi, kimyasal bileşim ve kaynak sonrası soğuma hızının kontrolü en etkili parametreler olduğu için deney numunelerinde ortaya çıkan bu farklı ferrit-östenit dengesi beklenen bir durum olduğu düşünülmektedir.

Kaynak koruyucu gaz karışımının birleştirmenin mikro yapısına etkisi

Çalışmada kaynak metalinde farklı ferrit-östenit dengesi oluşturabilmek için TIG kaynak yönteminde kuvvetli östenit oluşturuca azot gazının koruyucu argon gazına farklı oranlarda (%1, 3, 6 ve 9) ilavesiyle elde edilen karışım gazları kullanıldığından dolayı bakır, seramik altlık ve seramik altlıkla birlikte suda soğutulan numuneler için koruma gazına farklı oranlarda ilave edilen azot gazının ferrit-östenit oranları üzerindeki etkisi incelenmiştir. Diğer bir ifadeyle; farklı soğuma hızlarında soğutulan dupleks paslanmaz çelik kaynak metalinde oluşan manyetik fazların oluşumunda koruma gazına ilave edilen azot gazının birleştirme mikroyapısı üzerindeki etkileri de incelenmiştir.

Bu amaçla farklı soğuma hızlarında soğutulan, ancak koruma gazı olarak saf argon kullanılarak elde edilen deney numunelerinin mikro yapısına bir üst bölümde değinildiği

için çalışmanın bu bölümünde sırasıyla bakır altlık kullanılarak farklı oranlarda (%1, 3, 6 ve 9) N₂ ihtiva eden Ar+N₂ gaz karışımı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikro yapıları sırasıyla gösterilmiştir. Resim 5.6'da bakır altlık ve Ar+%1 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikro yapısı gösterilmektedir.

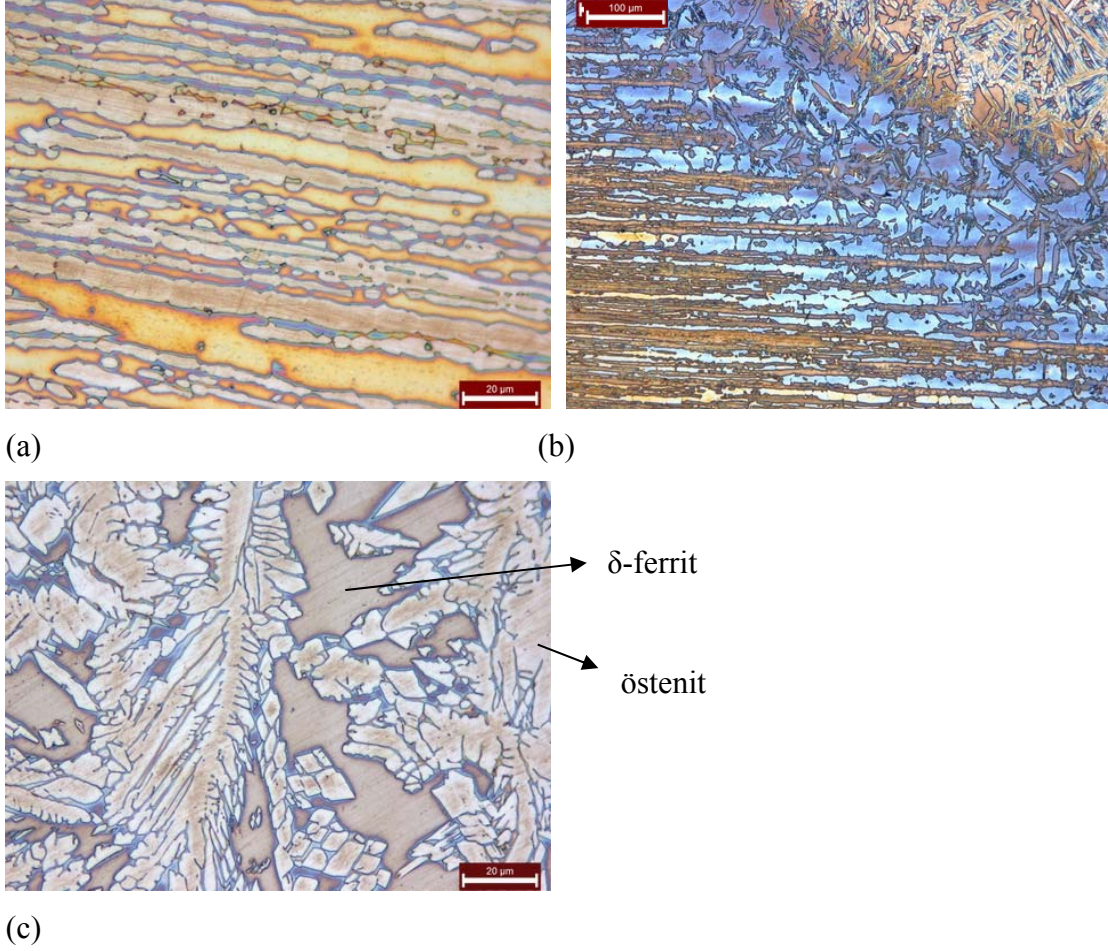


Resim 5.6. Bakır altlık ve Ar+%1 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri
 (a) ana malzeme (500x)
 (b) ITAB (100x)
 (c) kaynak metali (100x)

Resim 5.6'da görüldüğü gibi %1 azot gazı ilavesi, azotun östenit oluşturunca etkisinin bir sonucu olarak östenit oranını artırmıştır. Bakır altlık ve saf argon gazı kullanılan deney numunesine göre delta ferrit oranı, %71 değerinden %53'e düşmüştür.

Beyaz renkli ve iğnesel yapıda olan östenitin miktarı kaynak metalinde giderek artış göstermektedir. Östenit adacıkları oluşmaya başlamıştır. Delta ferrit ise kahverengi görünümüyle matriste yer almaktadır. Östenitin tane boyutu belirgin bir şekilde artmaktadır.

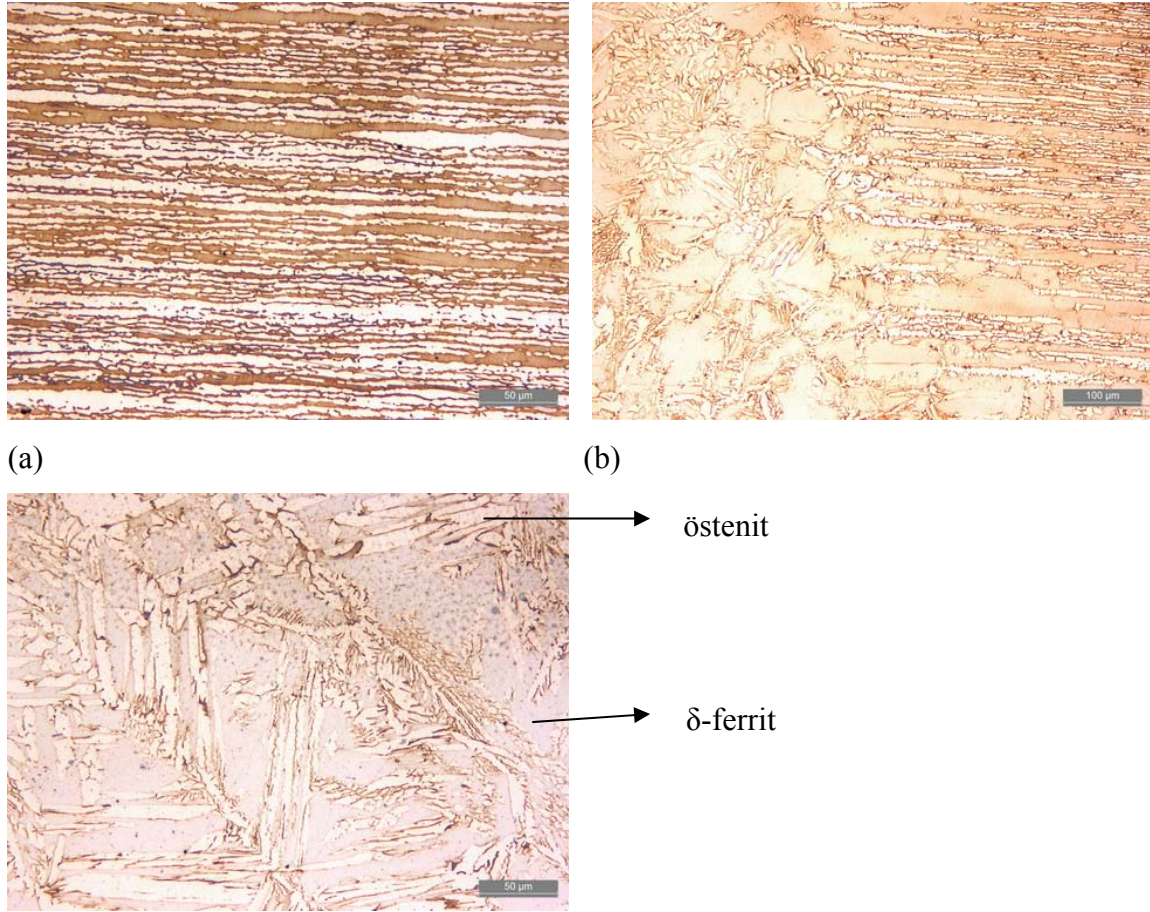
Resim 5.7’de bakır altlık ve Ar+%3 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikro yapısı görülmektedir.



Resim 5.7. Bakır altlık ve Ar+%3 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri
 (a) ana malzeme (500x)
 (b) kaynak metali (100x)
 (c) kaynak metali geçiş (500x)

Resim 5.7’de görüldüğü gibi, argon koruma gazındaki azot gazının %3 değerine çıkarılmasıyla bakır altlık ve %1 azot gazı kullanılan %53 delta ferrit içeren numuneye göre delta ferrit içeriği %48’e düşmüştür. Artan azot gazı yapıdaki östenit miktarını arttırırken ferrit oranını düşürmektedir. %52 değerine çıkan östenit oranı ile birlikte östenit adacıklarının boyutları da artış göstermektedir. Östenit tanelerinin katılma sınırından itibaren kaynak metali merkez soğuma yönüne doğru yönlendiği tane sınırlarının delta ferrit ağlarıyla belirgin şekilde ayrıldığı ve östenit tane içlerine doğru delta ferritin kenar levhaları şeklinde büyüdüğü görülmüştür.

Resim 5.8’de ise bakır altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı karışımı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikro yapısı gösterilmiştir.

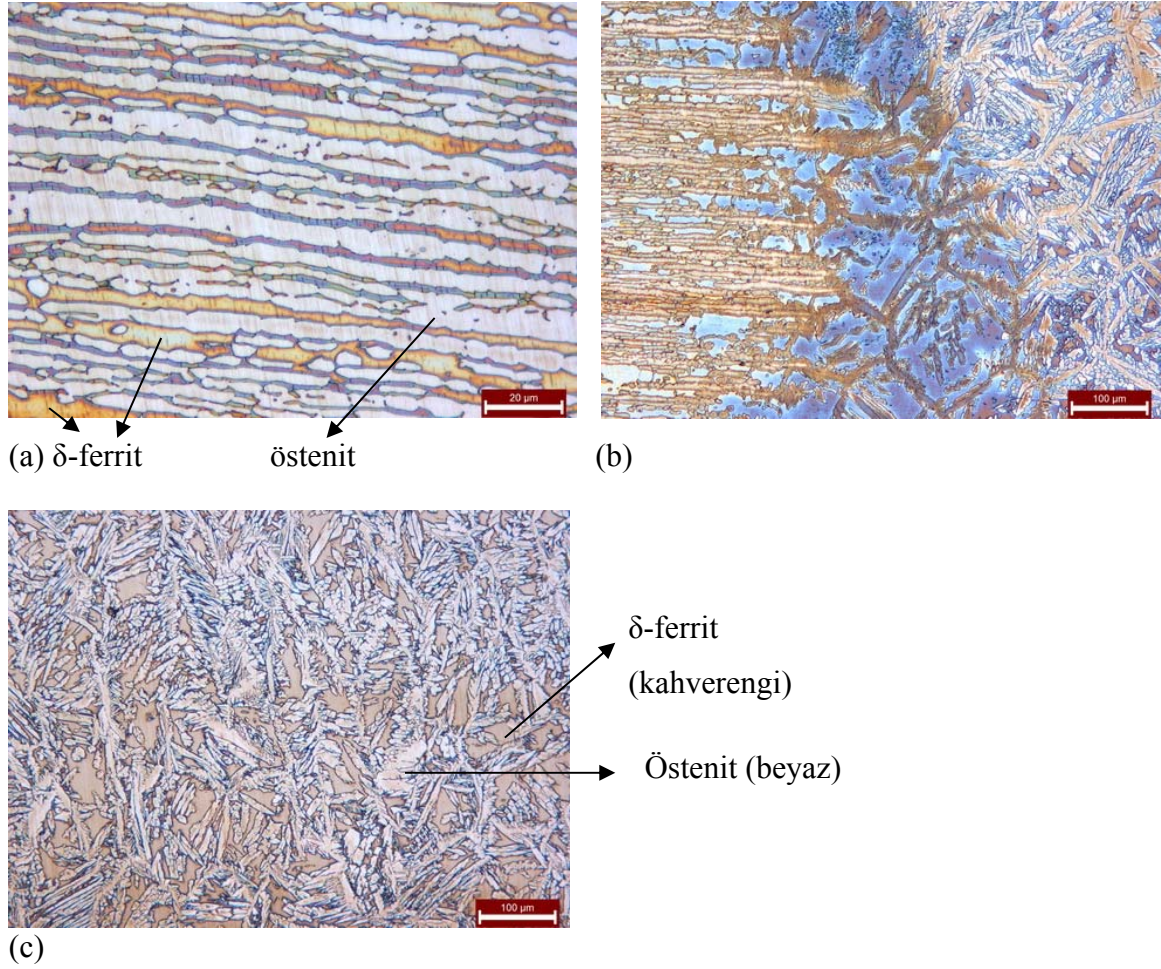


Resim 5.8. Bakır altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri
 (a) ana malzeme (50x)
 (b) ITAB (100x)
 (c) kaynak metali (200x)

Resim 5.8’de görüldüğü gibi, bu numune diğer kaynaklı numunelerden farklı olarak fazların dağılımını farklı bir kontrastta görebilmek için %10 oxalik asit çözeltisinde elektrolitik olarak renksiz dağlanmıştır. Böylece renkli dağlama yapılan diğer numunelere göre sadece beyaz fazın östenit oluşu ile birlikte kaynak metalinde kahverengi ITAB’da ise kahverengi ve mavi renkli fazın delta ferrit olduğu ortaya çıkmıştır. Argon koruyucu gazına %6 azot ilave edildiğinde ve bakır altlık kullanıldığında %47 delta ferrit %53 östenit fazından oluştuğu ölçülmüştür. Ana metalden kaynak metaline doğru yaklaşıldıkça östenit plakalarının kalınlaştığı, kaynak metalinden iri taneli östenit ve tane sınırlarında delta ferrit ağlarının oluştuğu gözlenmiştir. Delta ferrit tane sınırlarından östenit tane içlerine doğru kenar plakalarının uzadığı, bazı tanelerde karşı tane sınırına kadar geliştiği görülmektedir. Benzer durum sade karbonlu çeliklerin kaynak metalinde de

görülebilmektedir. Eğer östenit taneleri içerisinde inklüzyon ve yeni faz çekirdeklenmesi oluşturacak elementler yok ise widmanstatten kenar levhaları, karşı östenit tanelerine kadar büyüebilmektedir. Burada, azotun östenit oluşturuıcı etkisi, östenit içerisinde yeni fazların teşekkülüne sebep olacak inklüzyonların bulunmamasının bu duruma sebep olduğu düşünülmektedir.

Çalışmanın bu kısmında ise Resim 5.9'da bakır altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikro yapısı gösterilmektedir.



Resim 5.9. Bakır altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri
 (a) ana malzeme (500x)
 (b) ITAB (100x)
 (c) kaynak metali (100x)

Koruyucu gazdaki artan azot içeriği kaynak metali yapısındaki östenit fazının miktarını daha da artırmış, dönüşüm aralığını geciktirerek daha çok östenit oluşumuna neden olmuştur. Koruyucu gaza %9 azot ilave edilip bakır altlık kullanıldığında azotun östenit

oluşturucu etkisi sebebiyle %48 delta ferrit ve %52 östenit oluşurken soğuma hızının yüksekliği ITAB genişliğinin azalmasına yaklaşık 100-120 μm civarında oluşmasına neden olmuştur. ITAB bölgesine yaklaşıldıkça delta ferrit plakaları irileşerek sürekliliklerini kesip toparlanmışlar ve bu delta ferrit taneleri ile östenit tanelerinden başlayarak kaynak metali katılaşması tamamlanmıştır.

Resim 5.6-5.9 arasındaki mikro yapı görüntüleri birlikte ele alındığında bakır altlık ve farklı oranlarda azot ihtiva eden argon koruyucu gaz karışımı kullanılarak elde edilen deney numunelerinin ana metal ve ITAB bölgelerinin mikro yapısı yukarıdaki bölümde açıklanan saf argon ile birleştirilen deney numunesinin yapısından farklılık göstermemektedir. Koruyucu gaz karışımındaki azot gazının ana metalde ve ITAB'da ergime katılaşma meydana gelmemesi ve dönüşüm olmaması sebebiyle etkisi beklenmemektedir. Ancak yeterli zaman olması durumunda ana malzeme ve ITAB yüzeyine kaynak ark atmosferinde atomik hale geçen azotun difüzyon yoluyla girerek ara yer atomu olarak yüzey bölgelerinde azda olsa sertleşme etkisi göstermesi beklenebilir. Aynı zamanda, bu bölgelerde oluşabilecek nitrürler, ITAB'da tane sınırlarında yüksek sıcaklıklara kadar kararlılıklarını koruyarak tane irileşmesine engel olabilmektedir.

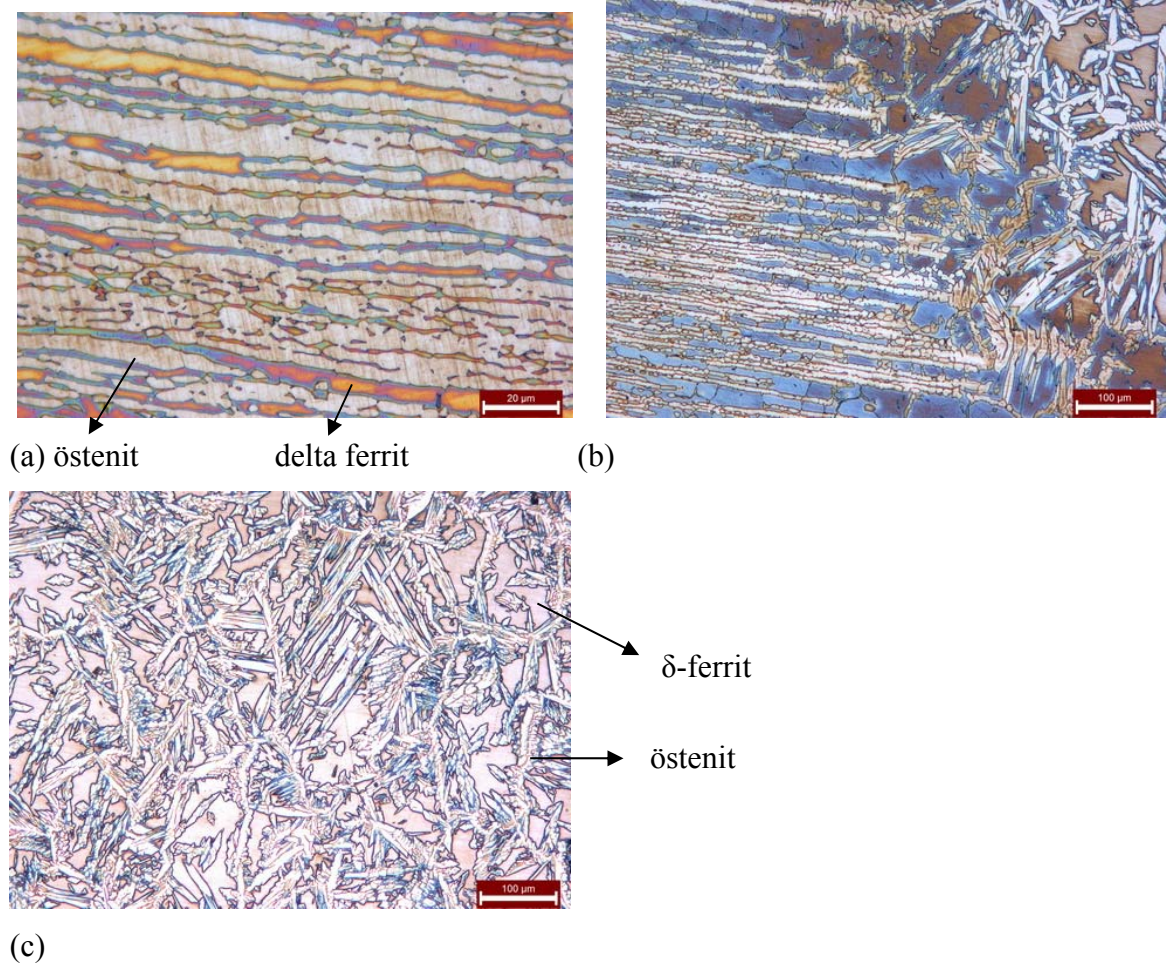
Bu sebeple azotun ferrit östenit dengesi üzerindeki etkisi daha ziyade kaynak metali mikro yapısı üzerinde yapıda oluşan manyetik karakterli ferrit fazı morfolojisi üzerinde görülmektedir. Kaynak metali mikro yapı görüntüleri koruyucu gaz içeriğindeki artan azot gazı miktarına bağlı olarak ferrit östenit dengesi belirgin şekilde saf argonla elde edilen numuneyle ve kendi aralarında mukayese edildiğinde, yapıda ferrit fazı miktarında azalma ve östenit miktarında belirgin bir artışla kendini göstermektedir.

Ayrıca kolonsal ferrit matriks tanelerinin tane sınırlarından tane içlerine doğru uzanan levhalı widmanstatten östenitik yapı artan azot miktarıyla ferrit tane içlerinin tamamen östenit tanecikleriyle dekore edilmesiyle dikkat çekmektedir.

Bilindiği üzere azot di-atomik bir gazdır. Kaynak ark atmosferinde Sievert yasası gereğince artan kısmi gaz basıncına bağlı olarak sıvı kaynak banyosu tarafından atomik haldeki azotun emilme olasılığı artmaktadır. Kuvvetli östenit oluşturucu bir element olan azot, artan oranlarda sıvı kaynak banyosu tarafından absorbe edildiği için sıvı kaynak banyosunun $L (sıvı) \rightarrow F (ferrit) \rightarrow F+A (östenit)$ dönüşüm sıralaması gereğince, delta ferritten östenite dönüşümü arttırarak kaynak metali final mikro yapısının östenit fazı

miktarını artırması beklenmektedir. Çalışmada ark atmosferinde artan miktarlarda çözünen azot gazı atomik halde sıvı kaynak banyosuna difüze olarak kaynak metali ferrit-östenit dönüşüm sıcaklığını yukarı çekip ferritin daha fazla östenit fazına dönüşümüne yardım etmiştir.

Çalışmada seramik altlık kullanılarak farklı oranlarda Ar+N₂ gaz karışımı uygulama sonrası suda soğutulan birleştirmelerin mikro yapıları sırasıyla Resim 5.10, Resim 5.11 Resim 5.12 ve Resim 5.13’de gösterilmektedir.



Resim 5.10. Seramik altlık ve Ar+%1 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

(a) ana malzeme (500x)

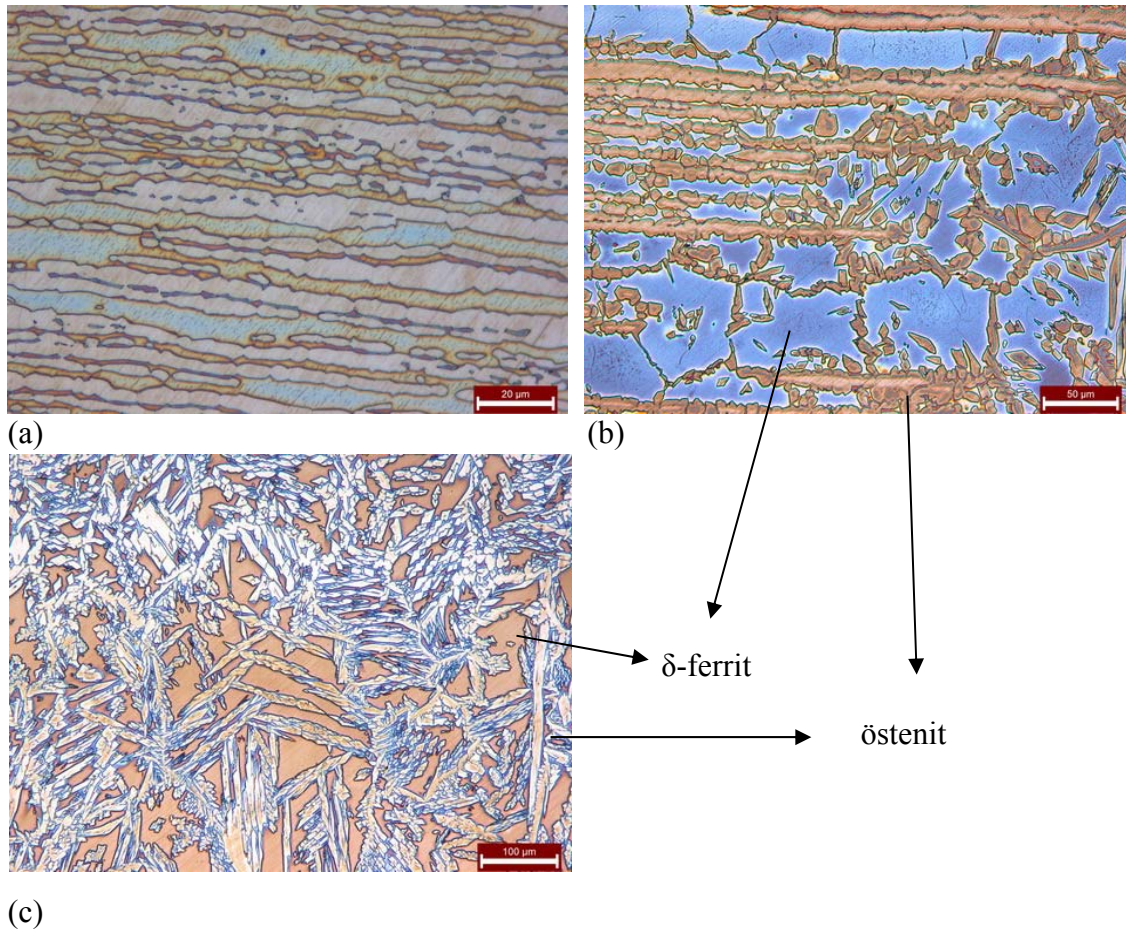
(b) ITAB (100x)

(c) kaynak metali (100x)

Resim 5.10’den görüldüğü gibi %1 azot gazı kullanımı ile delta ferrit oranı seramik altlık, seramik altlık sonrası suda soğutma ve bakır altlık kullanımında birleştirmenin kaynak metali yapısında önemli değişiklik göstermemiştir. Sebep olarak kaynak metaline nispeten

düşük miktarda nüfuz eden azotun östenit ve ferrit fazları arasında çözünürlük sınırı aşılmadan paylaşımı ortaya çıkmaktadır (Lipold ve Kotecki, 2005:240). Bu durumda tespit edilen öne çıkan durum östenit tanelerinin daha da belirginleşerek kalınlıklarının artmasıdır. Geçiş bölgesinden hadde doğrultusundaki yönlenmiş tanelerin bozulmadan geçiş bölgesine kadar devam ettiği görülmektedir. Ancak bu bölgede hadde yönü doğrultusunda kalan tanelerin delta ferritteki kalınlığının arttığı ve delta ferrit ile östenit plakalarından kaynak metali katılaşmasının başladığı görülmektedir.

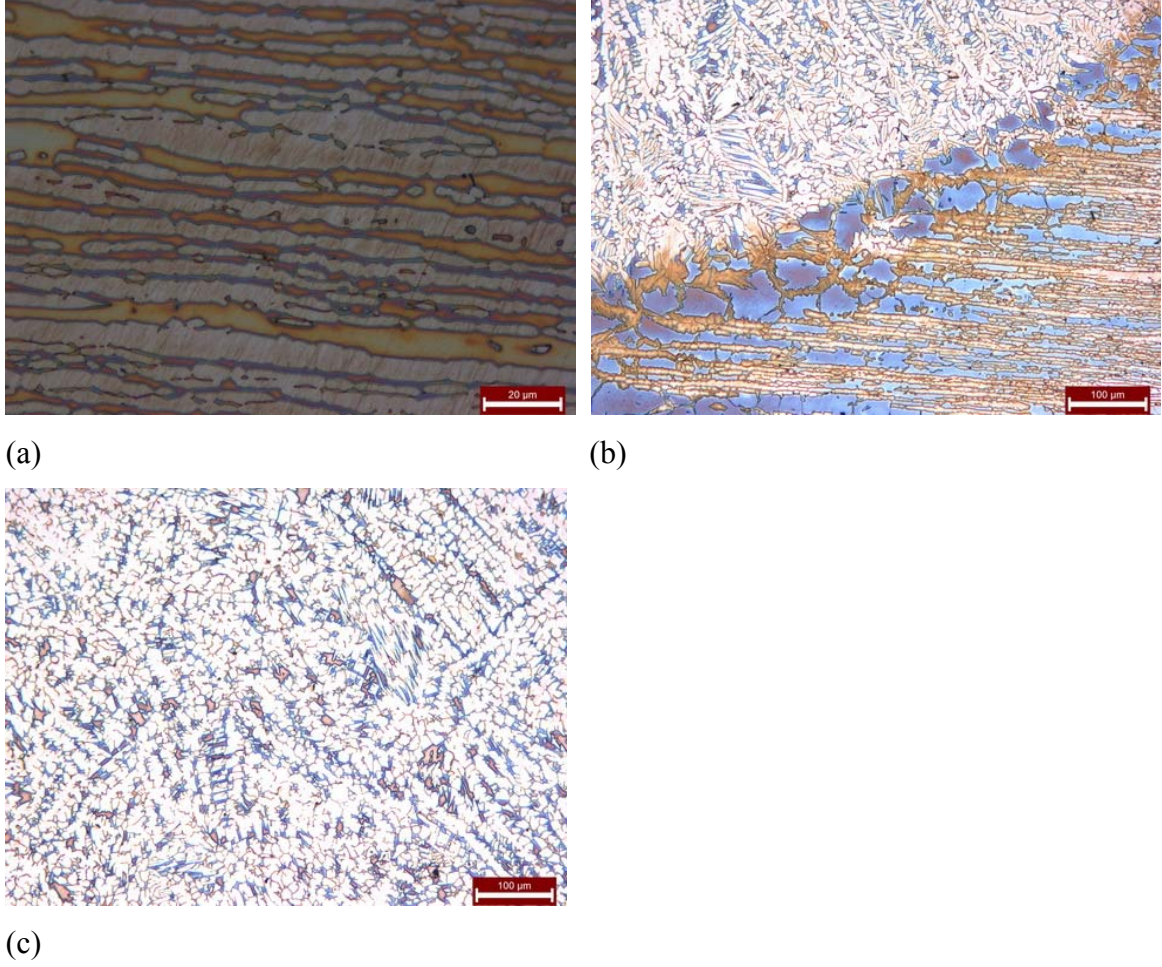
Resim 5.11’de ise seramik altlık ve Ar+%3 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikro yapısı gösterilmektedir.



Resim 5.11. Seramik altlık ve Ar+%3 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri
 (a) ana malzeme (500x)
 (b) ITAB (100x)
 (c) kaynak metali (100x)

Resim 5.11’de dikkat çeken husus; ITAB’da sadece delta ferrit tanelerinin toparlandığı östenitin hadde yapısını muhafaza ettiği şeklindedir. Toparlanamamış delta ferrit tanelerinde ise hadde yönü plakalarının kalınlaştığı görülmektedir.

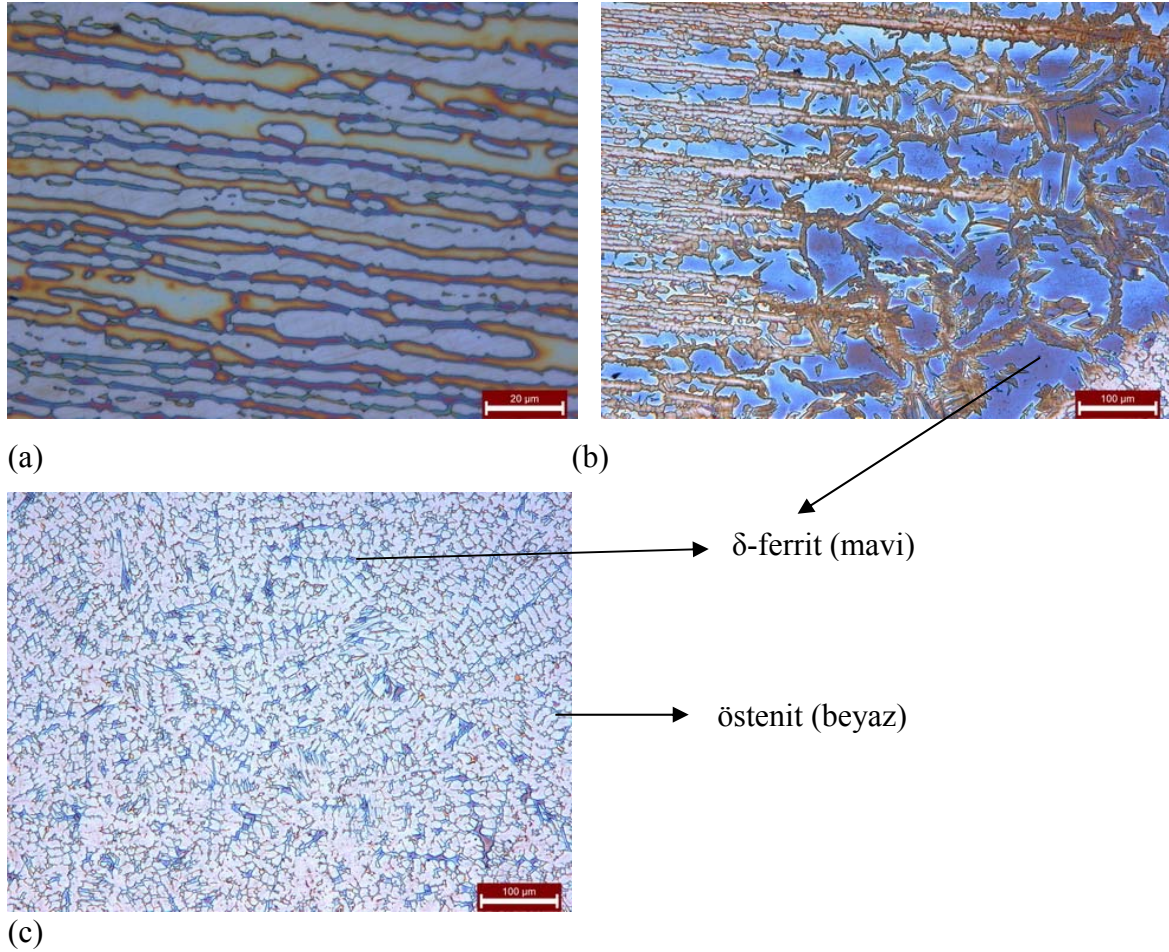
Bu bölümde, Resim 5.12’de ise seramik altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikro yapısı gösterilmiştir.



Resim 5.12. Seramik altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri
 (a) ana malzeme (500x)
 (b) ITAB (100x)
 (c) kaynak metali (100x)

Resim 5.12’de görüleceği üzere geçiş bölgesinde kaynak metali ince taneli (küresel) östenit yapı şeklinde katılaşma göstermiştir. Östenit tanelerinin oval şekiller aldığı mısır koçanı şeklinde dendritik katılaşma sergilediği de gözlenmiştir. Östenit tane sınırlarında delta ferritlerin ince plakalar şeklinde ısı dağılım gradyanına dik şekillerde yönelerek katılaştığı gözlenmiştir. Argon koruyucu gazına %6 azot gazı ilavesi ile östenit içeriği %63 değerine kadar yükselmiştir.

Son olarak bu bölümde ise Resim 5.13’de seramik altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikro yapısı gösterilmektedir.



Resim 5.13. Seramik altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

(a) ana malzeme (500x)

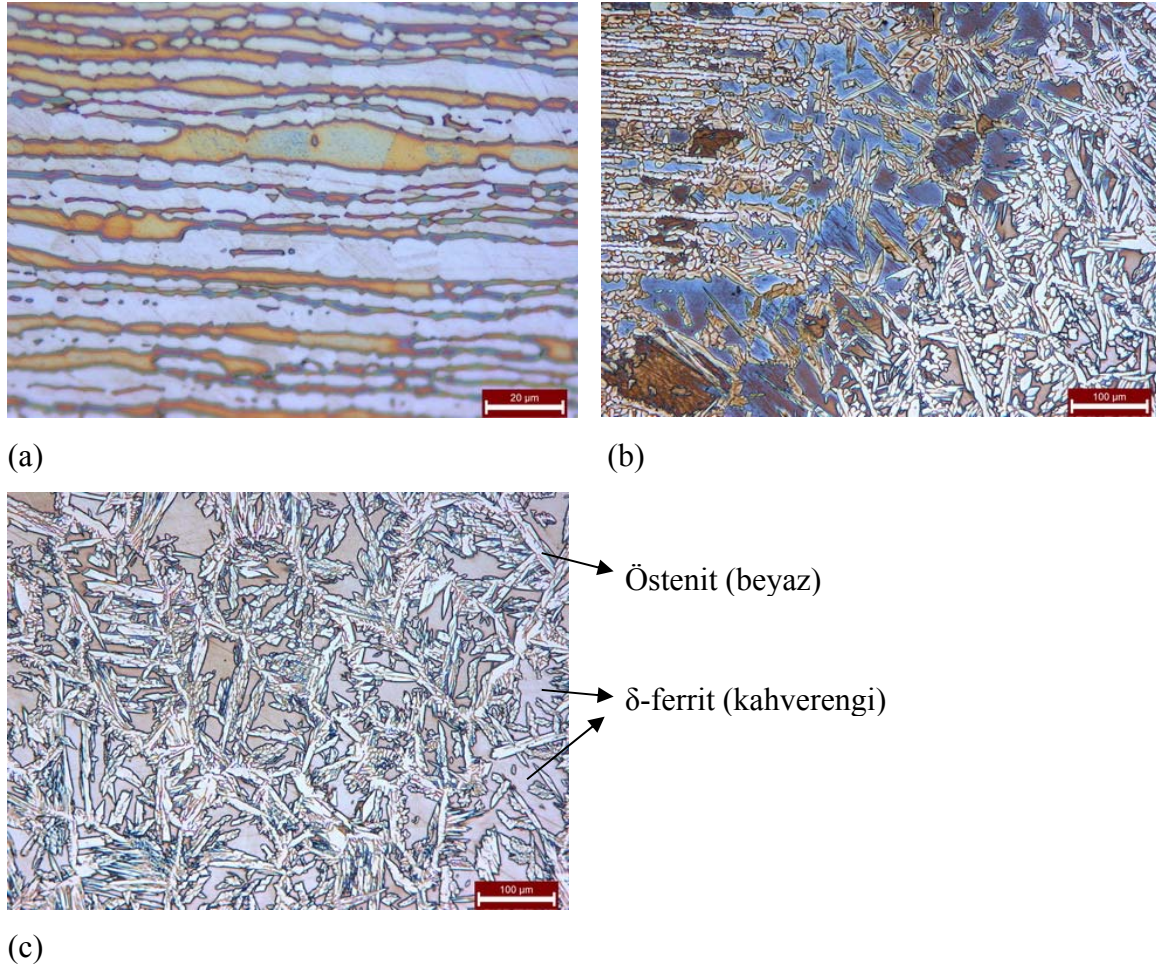
(b) ITAB (100x)

(c) kaynak metali (100x)

Resimden görüldüğü gibi koruyucu argon gazına %9 azot gazı ilavesiyle kaynak metalinde östenit oranı %66 değerine yükselmiştir. Bakır altlık kullanılan %9 azot ilaveli argon karışım gazı ile kaynak edilen numuneye göre daha yavaş soğutucu ortam oluşturulduğundan dolayı delta ferrit oranı %48’den %34 değerine kadar düşmüştür. Koruyucu gazın bileşiminin yanı sıra, soğuma hızının da östenit oranını önemli derecede etkilediği buradan anlaşılmaktadır. Kaynak metalinin büyük çoğunluğunun östenitik yapıda olduğu ve östenit tane sınırları ile plakaları arasında delta ferritin bulunduğu görülmektedir. ITAB’da delta ferrit tanelerinin yaklaşık 50-100 μm boyut aralığında oluştuğu görülmektedir.

Genel olarak Resim 5.10-5.13 arası mikro yapılar birlikte ele alındığında seramik altlık kullanılarak farklı oranlarda Ar+N₂ gaz karışımı kullanıldıktan sonra suda soğutulan birleştirmelerin mikro yapısı ana malzeme ve ITAB açısından mikro yapısal olarak değerlendirilmemiş, yalnızca kaynak metali için ele alınmıştır. Seramik altlık suda soğutmanın ferrit östenit dengesi üzerindeki etkisinden daha ziyade koruyucu gaz içerisinde ilave edilen azotun kuvvetli östenit yapıcı özelliği üzerinde durulmuştur. Artan azot miktarı kaynak metali ferrit östenit dengesini östenit lehine doğru değiştirmiştir.

Son olarak çalışmada yalnızca seramik altlık kullanılarak en yavaş soğuma koşulu gerçekleştirilen farklı oranlarda Ar+N₂ gaz karışımı uygulamasıyla elde edilen birleştirmelerin mikroyapıları sırasıyla Resim 5.14-5.17’de gösterilmektedir.



Resim 5.14. Seramik altlık ve Ar+%1 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

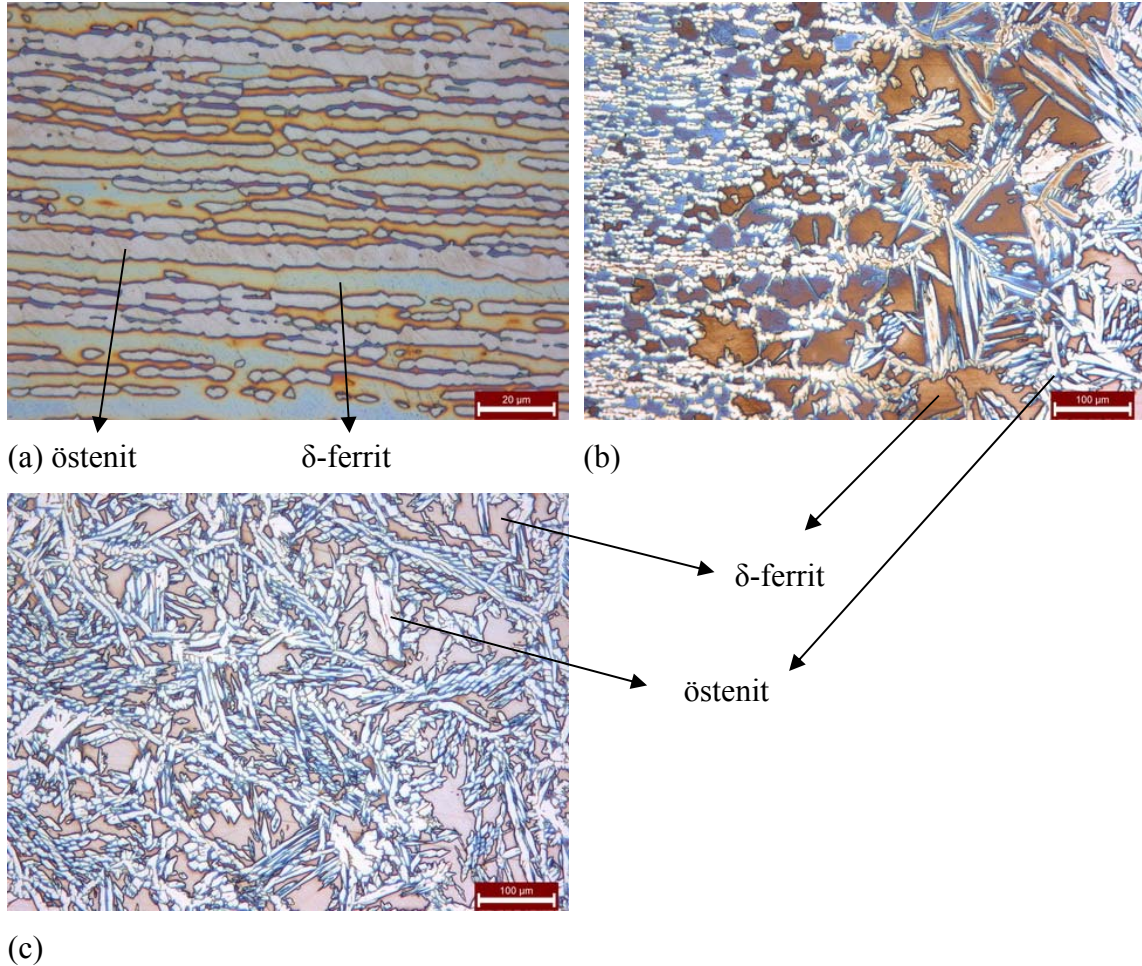
(a) ana malzeme (500x)

(b) ITAB (100x)

(c) kaynak metali (100x)

Resim 5.14'den görüldüğü gibi seramik altlık ile %1 azot gazı kullanılan grup içerisinde kaynak sonrası soğuma hızı en düşük seviyeye düşmüş bunun bir sonucu olarak kaynak metalinde ferrit fazı miktarı en düşük seviye olan %51 değerine inmiştir. Yaklaşık yarı yarıya bir östenit ferrit faz dengesi kurulmuştur. Koruyucu gaz içerisindeki artan azot içeriği ile birlikte östenit fazı oluşumu giderek artış göstermektedir. Geçiş bölgesine yaklaştıkça delta ferrit plaka kalınlıklarının arttığı ve yaklaşık 120 μm mesafede delta ferrit tanelerinin toparlandığı ve kaynak metali katılaşmasının delta ferrit ağlarından oluşan ve östenit tane içerisine doğru büyüyen Widmanstatten yapılarından oluştuğu görülmektedir.

Resim 5.15'de ise seramik altlık ve Ar+%3 N_2 koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikro yapısı gösterilmektedir.



Resim 5.15. Seramik altlık ve Ar+%3 N_2 koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

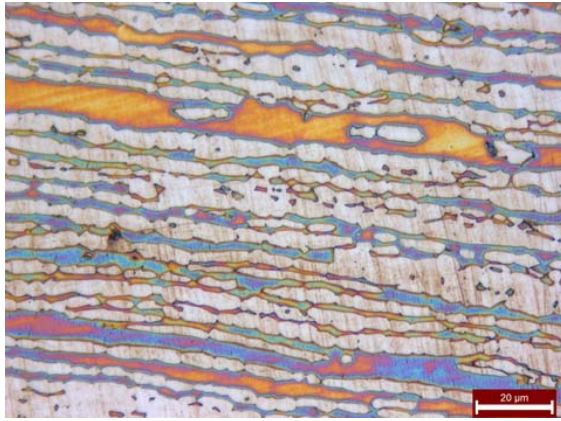
(a) ana malzeme (500x)

(b) ITAB (100x)

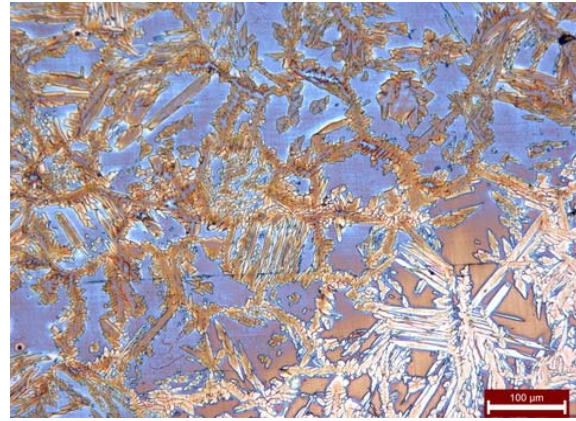
(c) kaynak metali (100x)

Resim 5.15-(b)'de görüldüğü gibi, östenitik yapı ağırlıklı olarak kaynak metali geçiş bölgesine kadar devam etmekte, kaynak metali geçiş bölgesinde delta ferrit taneleri toplanarak katılaşmanın bu tanelerden başlayarak tamamlandığı görülmektedir. Kaynak metali içerisinde östenit faz miktarının artarken delta ferrit oranının azaldığı gözlenmiştir. Yavaş soğutucu ortam olan seramik altlık kullanımında delta ferrit plakalarının kalınlıklarının arttığı tespit edilmiştir.

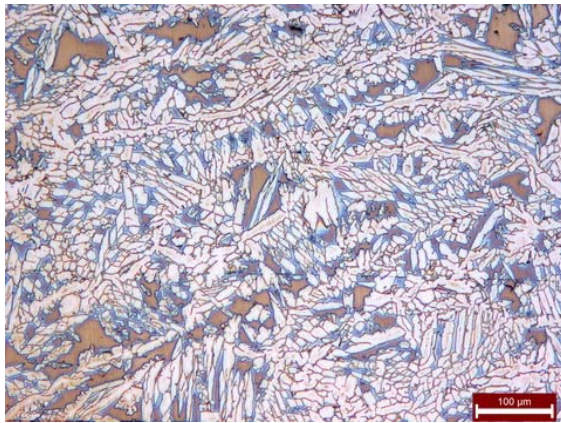
Bu bölümde Resim 5.16'da seramik altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapısı gösterilmektedir.



(a)



(b)



(c)

Resim 5.16. Seramik altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

(a) ana malzeme (500x)

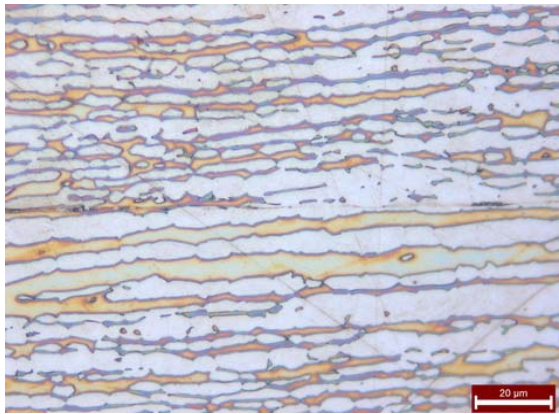
(b) ITAB (100x)

(c) kaynak metali (100x)

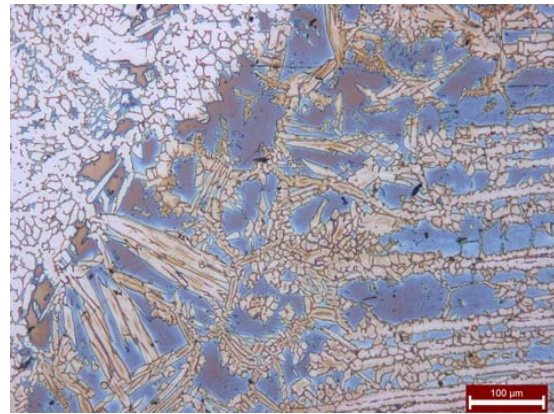
Bakır altlık kullanımı ile daha hızlı soğutulan argona %6 N₂ ilaveli numuneye göre daha yavaş soğuma hızı sonucunda daha düşük delta ferrit içeriği ile katılaşma tamamlanmıştır.

Resim 5.16-(b)'deki %6 azot ilaveli seramik altlıkla soğutulmuş ITAB-kaynak metali geçiş mikro yapısına bakıldığında seramik altlığın ısı iletimini düşük olması sebebiyle ITAB'da yaklaşık 500 ile 1000 μm arasında mesafelerde delta ferritin plaka kalınlıklarının artarak toparlandığı görülmektedir. Hızlı soğuma ortamlarında ITAB genişliğinin 100-500 μm arasında olduğu gözlenmiştir. Seramik altlıklı soğutucu kullanımı ile yapı %35 delta ferrit %65 östenit fazlarından oluşmuştur.

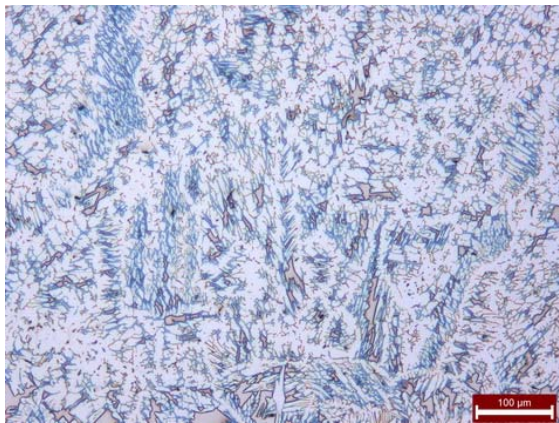
Son olarak Resim 5.17'de seramik altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikro yapısı gösterilmektedir.



(a)



(b)



(c)

Resim 5.17. Seramik altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin mikroyapı görüntüleri

(a) ana malzeme (500x)

(b) ITAB (100x)

(c) kaynak metali (100x)

Koruyucu gaza %9 azot gazının ilavesi ve en yavaş soğutucu koşul olan seramik altlık seçildiğinde delta ferrit oranının orta derecedeki soğuma oranıyla (seramik altlık ve suda soğutma) yaklaşık olarak aynı olduğu (%36) gözlenmiştir.

Seramik altlık ve farklı oranlarda Ar+N₂ gaz karışımı kullanılarak elde edilen birleştirmenin yapısı bir değişiklik oluşmaması sebebiyle ana malzeme ve ITAB mikro yapısal olarak değerlendirilmemiştir.

Sonuç olarak; dubleks kaynak metalinde oluşan manyetik karakterli delta ferit fazının miktarı artan kaynak sonrası soğuma hızıyla birlikte ferrit lehine eğilim gösterirken azalan soğuma hızıyla ise östenit lehine eğilim göstermektedir.

Ayrıca tüm farklı soğuma hızlarında elde edilen deney numunelerinin kaynak metali ferrit-östenit dengesi üzerinde koruyucu gaza ilave edilen azotun etkisi belirgin bir şekilde görülmektedir. Karışım gaz muhteviyatında artan azot gazına bağlı olarak ferrit-östenit dengesi belirgin bir şekilde etkilenmekte ve östenit miktarında artışa neden olurken aynı zamanda östenit morfolojisine de etki ettiği görülmektedir.

5.2. Ana Malzeme ve Kaynak Metali Faz Bileşiminin Metalografik ve Manyetik Yöntemlerle Belirlenmesi

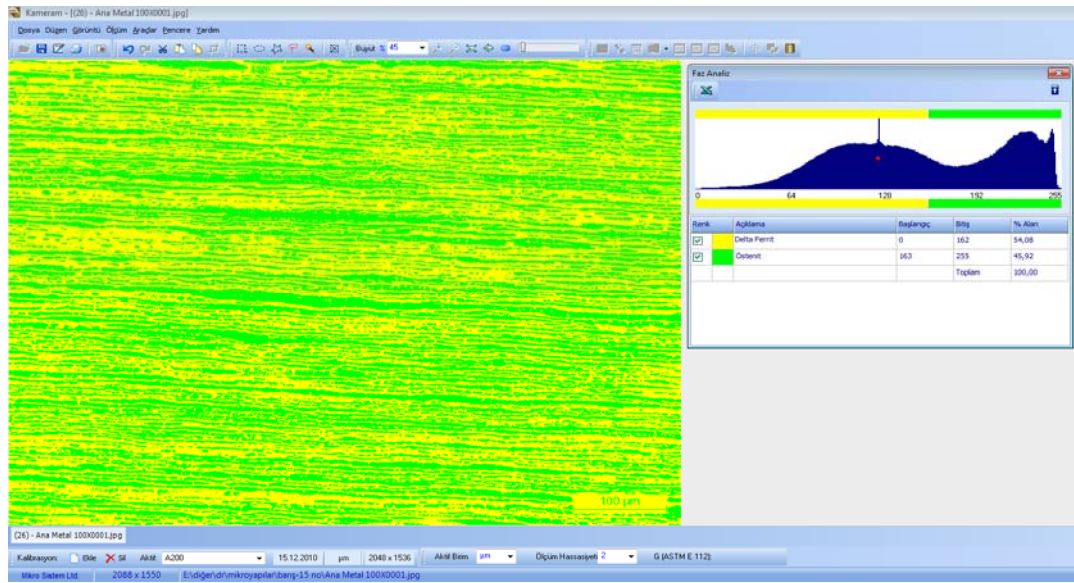
Daha öncede belirtildiği üzere; ana malzeme ve kaynak metalindeki fazların miktarının belirlenmesi, mikroyapısal karakterizasyon ve manyetik ölçüm teknikleriyle yapılabilmektedir. Ayrıca kaynak metalinin mikro yapısını oluşturan fazların miktarının tahmini için geliştirilmiş Scheaffler, Delong ve WRC tahmin diyagramlarından da yararlanılmaktadır.

Bu diyagramlar kaynak parametrelerinin ve kimyasal bileşiminin değişmediğini varsayarak tahmin ileri sürdükleri için bu çalışmada deney numunelerinin kaynak metalleri mikro yapı görüntülerinden 'Image analyser' programından yararlanılarak ölçüm yapılarak miktar belirleme yöntemi tercih edilmiştir.

Ana malzemenin yanı sıra, bu kaynak koşullarına göre değişen oranlarda oluşan fazların miktarları manyetik ölçüm sonuçları ile karşılaştırma yapabilmek için ayrıca metalografik faz analizi yöntemleriyle de incelenmiştir.

5.2.1. Ana malzeme faz bileşiminin metalografik ve manyetik yöntemlerle belirlenmesi

Ana malzemenin 100x büyütme kapasitesinde uygulanan metalografik faz analiz sonucu Resim 5.18’de görülmektedir.



Resim 5.18. Ana malzeme faz analiz sonucu

Faz analizi sonucunda Resim 5.18’de görülen ana malzemedeki yeşil faz östeniti (%45,92) sarı faz ise delta ferriti (%54,08) temsil etmektedir.

Ana malzemeye manyetik yöntemle (Ferritetester) uygulanan ölçümlerde, delta ferrit içeriği ortalama olarak %55, geriye kalan östenit içeriği ise %45 oranlarında tespit edilmiştir.

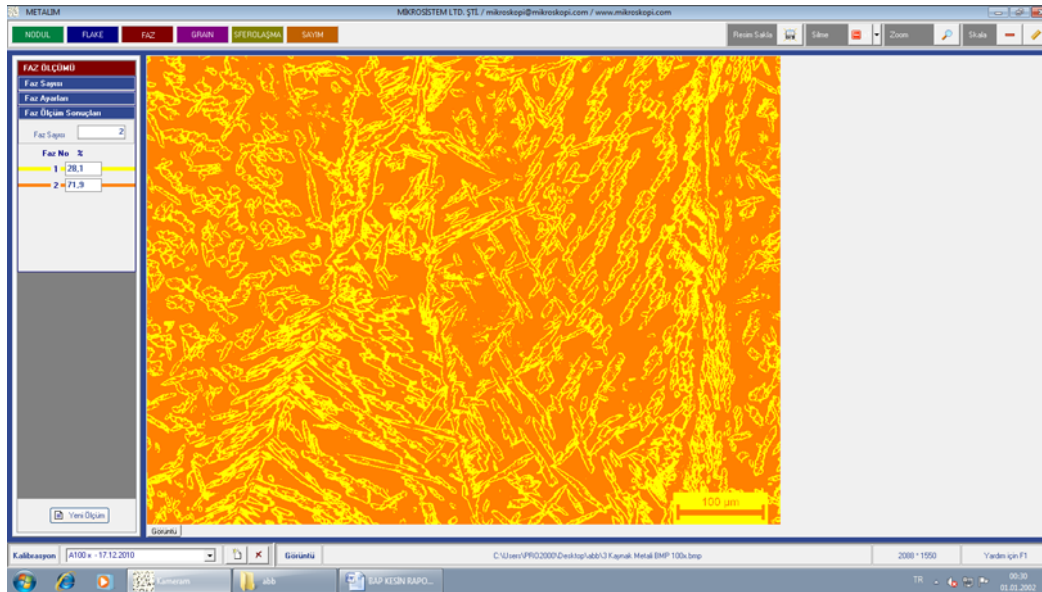
Resim 5.18’de görüleceği gibi, ana malzemenin faz bileşiminin, manyetik yöntemler ile metalografik faz analizleri sonuçları birbirine yakın olduğu tespit edilmiştir. Bu durum dubleks paslanmaz çelik üretim süreci göz önünde bulundurulduğunda optimum özelliklerin sergilenmesi açısından beklenen ve arzu edilen bir durumdur.

5.2.2. Kaynak metali faz bileşiminin metalografik yöntemle belirlenmesi

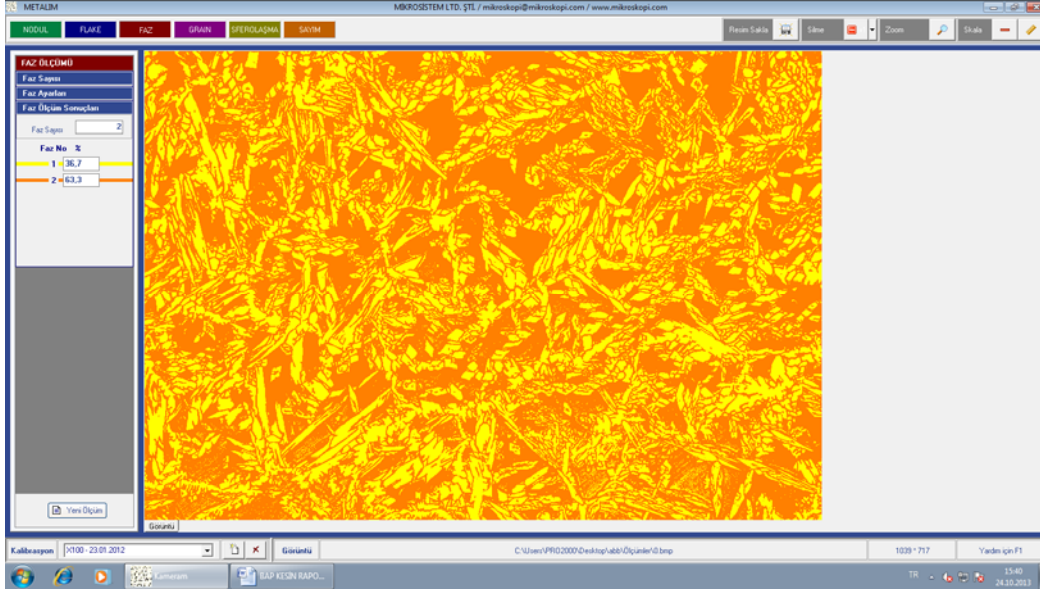
Daha öncede belirtildiği üzere; çalışmada, deney numunelerinde farklı ferrit-östenit oranlarını oluşturabilmek için kaynak sonrası soğuma hızını değiştirme uygulamasıyla; beş adet deney numunesi bakır altlık üzerinde, beş adet seramik altlık üzerinde ve son olarak beş adedi de kaynak sonrası orta derecede soğuma hızı elde edebilmek amacıyla seramik altlık kullanılarak birleştirildikten hemen sonra derhal oda sıcaklığındaki suda soğutulma işlemine tabi tutulmuştur.

Farklı soğuma hızına bağlı olarak kaynak metali faz bileşiminin metalografik yöntemle belirlenmesi

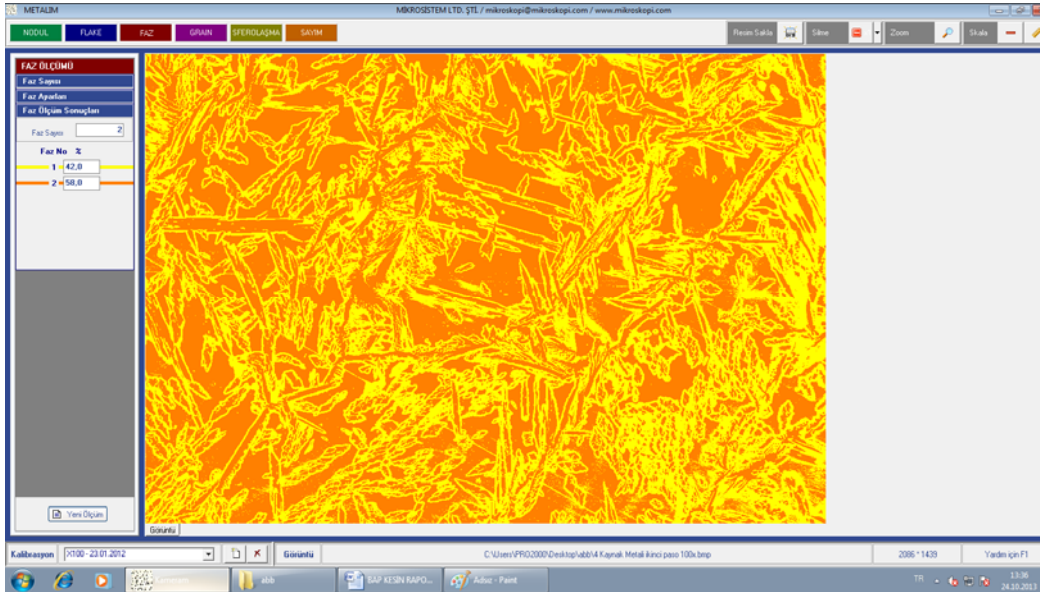
Çalışmanın bu bölümünde öncelikle saf argon koruyucu gazı kullanılarak TIG kaynak yöntemiyle farklı soğuma hızları oluşturularak elde edilen deney numuneleri kaynak metali mikro yapıları sırasıyla Resim 5.19 - Resim 5.21’de gösterilmiştir.



Resim 5.19. Bakır altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analizi sonucu (sarı: östenit %28,1 turuncu: delta-ferrit %71,9)



Resim 5.20. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edildikten sonra suda soğutulan birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (turuncu: delta-ferrit %63,3 sarı: östenit %36,7)



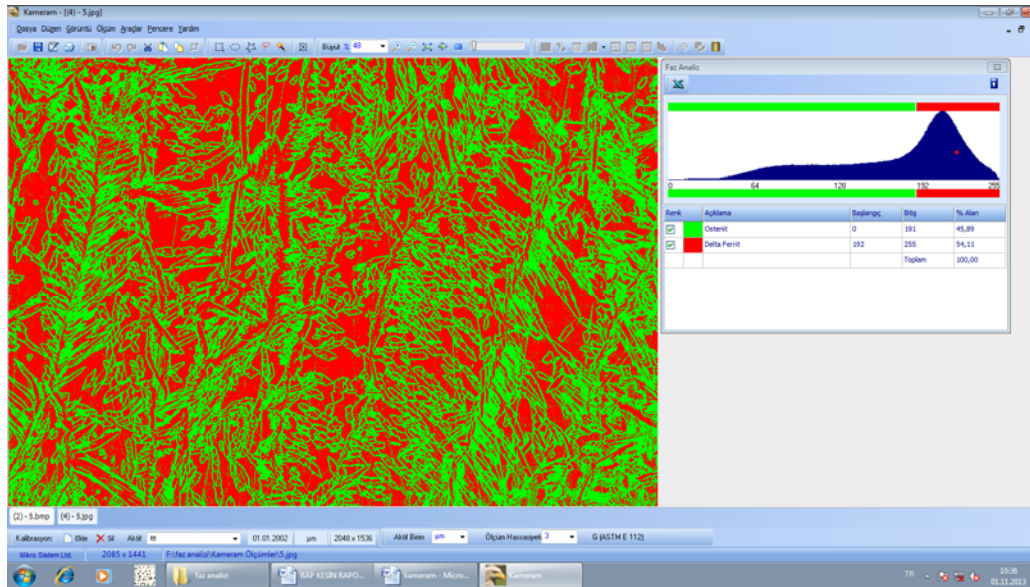
Resim 5.21. Seramik altlık ve saf argon koruyucu gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (sarı: östenit %42, turuncu: delta-ferrit: %58)

Resim 5.19-5.21'deki faz analizlerinden görüldüğü gibi, kaynak sonrası soğuma hızı üzerindeki etkisi sebebiyle bakır altlık kullanılarak yüksek soğuma hızında soğutulan numunenin ferrit-östenit dengesi ferrit lehine artış gösterirken seramik altlık ile elde edilen numunelerde yavaş soğuma sebebiyle östenit lehine değişim göstermektedir.

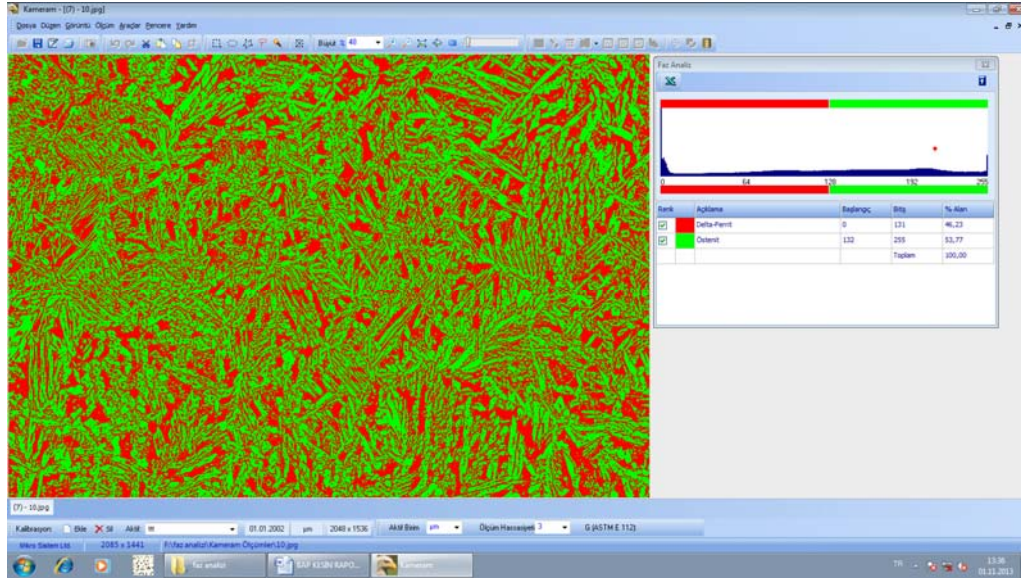
Argon koruma gazına ilave edilen azot gazı miktarına bağlı olarak kaynak metali faz bileşiminin metalografik yöntemle belirlenmesi

Çalışmanın bu bölümünde koruyucu saf argon gazına farklı oranlarda azot gazı ilavesiyle kaynak edilen birleştirmelerin kaynak metali yapılarındaki ferrit ve östenit fazı miktarları metalografik olarak 'Image Analyser' programından yararlanılarak belirlenmiştir.

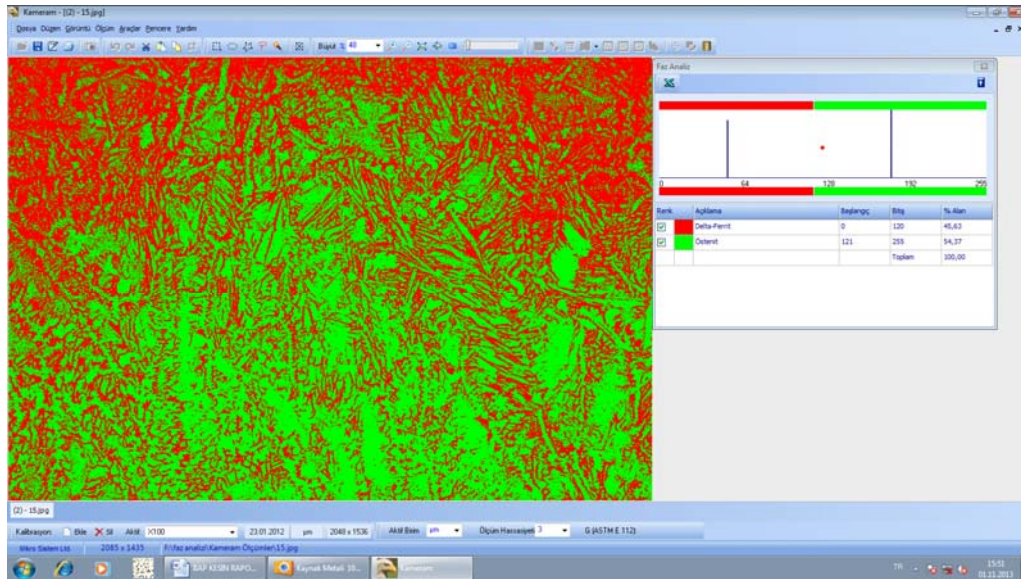
Kaynak sonrası farklı soğuma hızlarını temel alarak koruyucu gaz içerisine ilave edilen azot gazı miktarları dikkate alınarak deney numuneleri kaynak metali faz analiz sonuçları sırasıyla Resim 5.22-5.25'de gösterilmektedir.



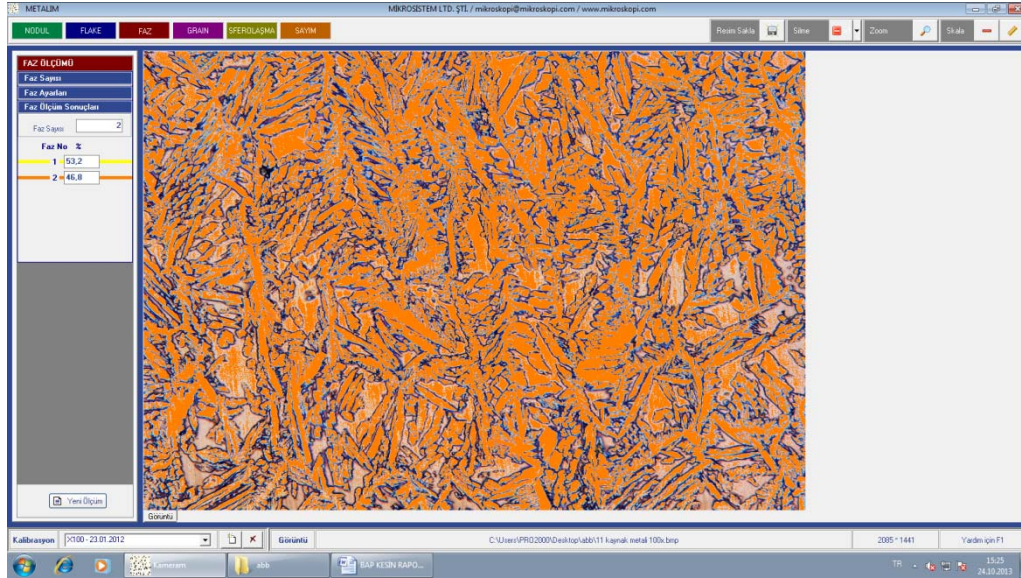
Resim 5.22. Bakır altlık ve Ar+%1 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %54,11 yeşil: östenit %45,89)



Resim 5.23. Bakır altlık ve Ar+%3 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %46,23 yeşil: östenit %53,77)



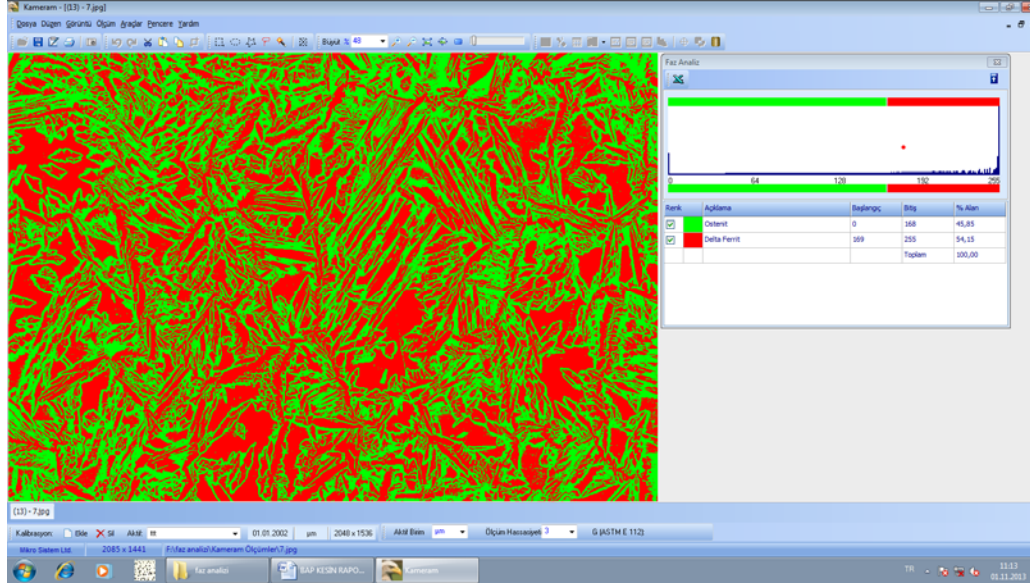
Resim 5.24. Bakır altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %45,63 yeşil: östenit %54,37)



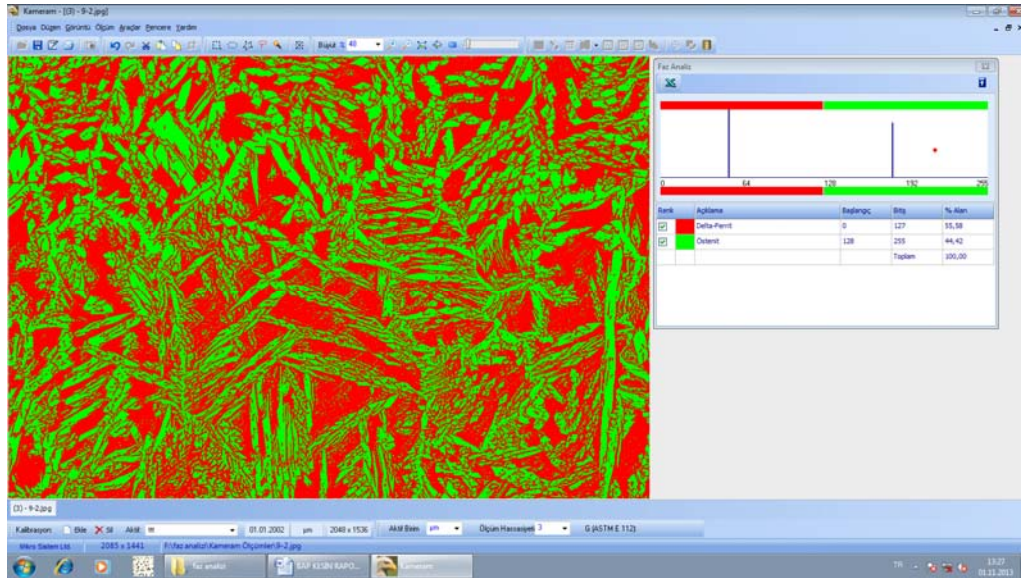
Resim 5.25. Bakır altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (turuncu: östenit %46,8 geri kalanı delta-ferrit: %53,2)

Resim 5.22-5.25’den görüldüğü gibi artan azot gazı miktarına bağlı olarak kaynak metali ferrit miktarında azalma göze çarpmaktadır. Bunda arayar atomu olarak kaynak sıvı banyosuna nüfuz eden azotun kuvvetli östenit yapıcı bir element olmasının etkili olduğu düşünülmektedir.

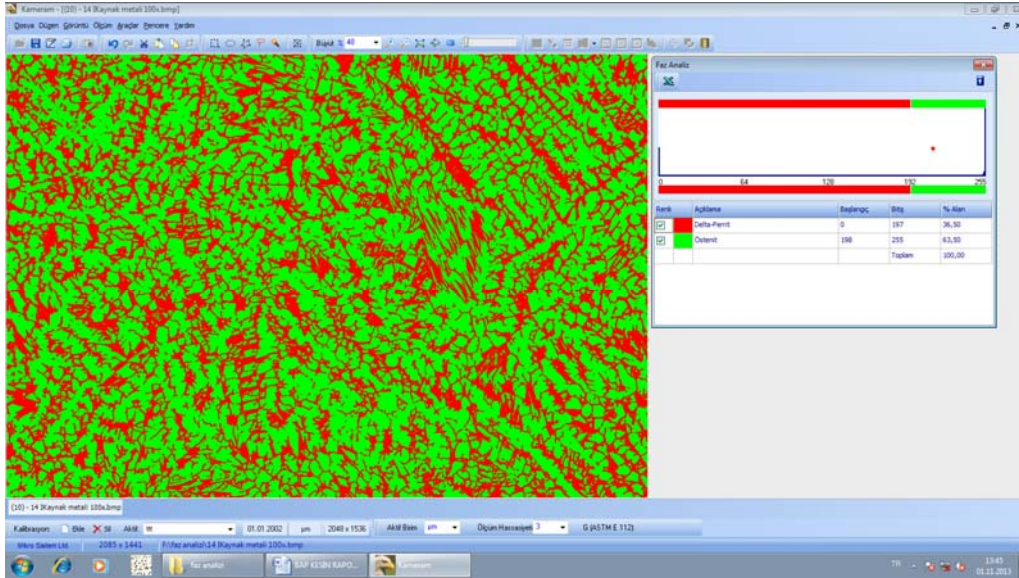
Kaynak sonrası orta derecede soğuma hızını oluşturabilmek için seramik altlık ve koruma gazına ilave edilen farklı oranlarda azot gazı kullanılarak elde edilen birleştirmelerin 25°C su içerisinde oda sıcaklığına soğutulması sonucunda farklı ferrit-östenit oranlarında oluşturulan deney numunelerinin kaynak metali faz oranları analiz sonuçları sırasıyla Resim 5.26- 5.29 ‘da gösterilmektedir.



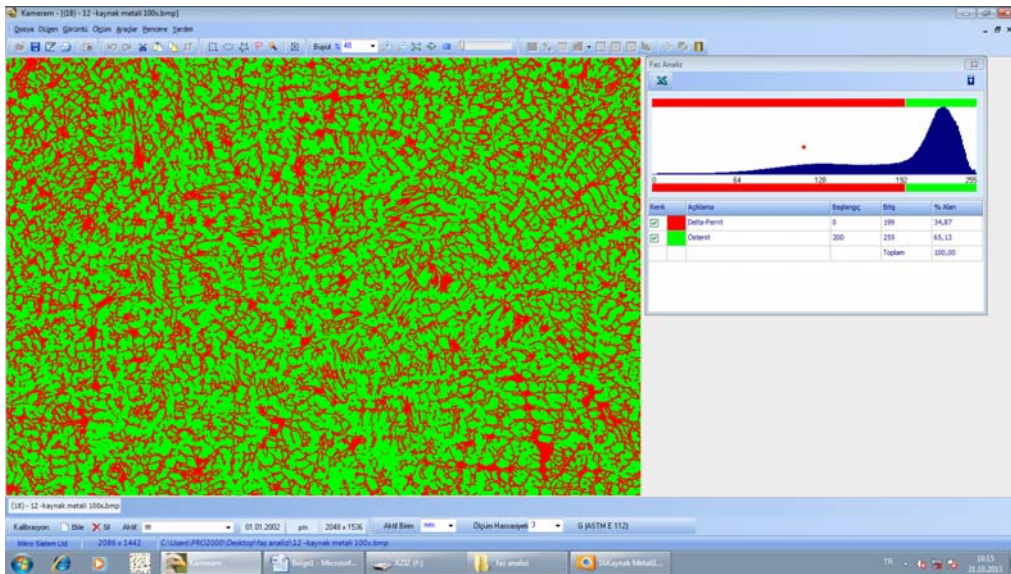
Resim 5.26. Seramik altlık ve Ar+%1 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %54,15 yeşil: östenit %45,85)



Resim 5.27. Seramik altlık ve Ar+%3 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu (yeşil: östenit %44,42 kırmızı: delta ferrit %55,58)



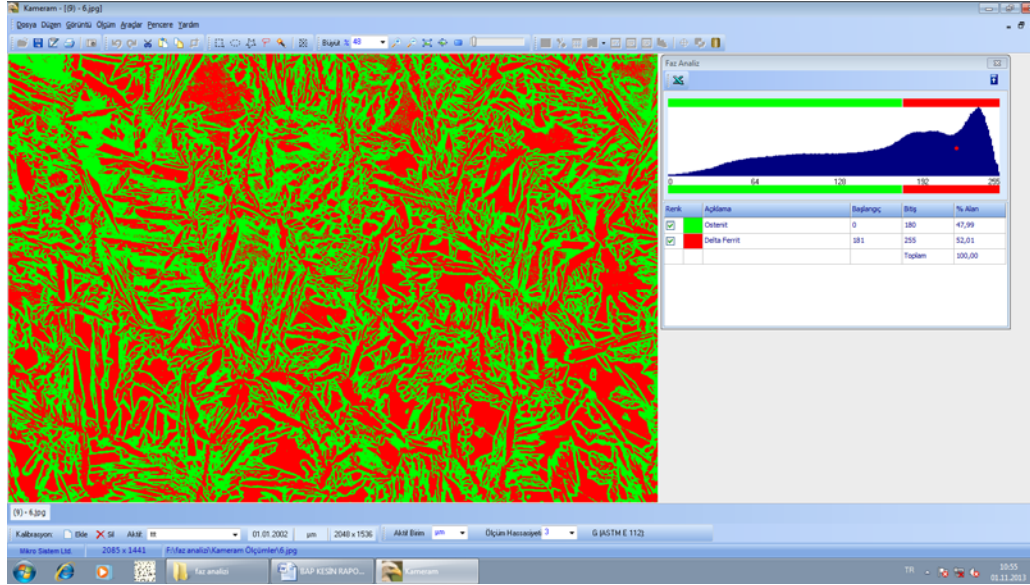
Resim 5.28. Seramik altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %36,50 yeşil: östenit %63,50)



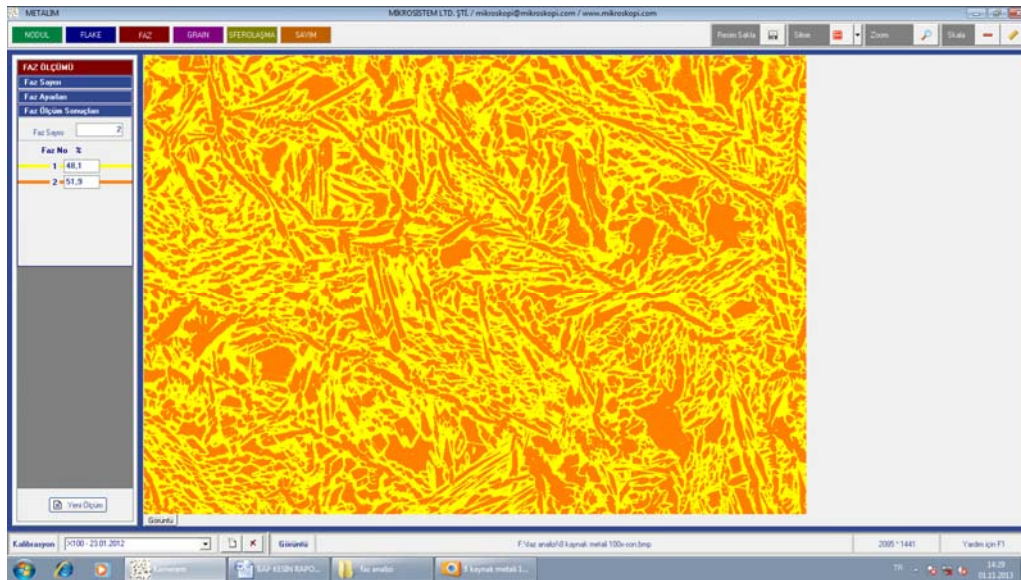
Resim 5.29. Seramik altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin suda soğutulması sonrası kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %34,87 yeşil: östenit %65,13)

Resim 5.26-5.29'dan görüldüğü gibi artan azot gazı miktarına bağlı olarak kaynak metali ferrit miktarında azalma göze çarpmaktadır. Daha önce belirtildiği gibi bunda arayer atomu olarak kaynak sıvı banyosuna nüfuz eden azotun kuvvetli östenit yapıcı bir element olmasının etkili olduğu düşünülmektedir. Ayrıca seramik altlığın ısı transferini düşürmesi sebebiyle kaynak metali katılaşması sürecinde ferrit östenit dönüşümüne daha fazla zaman imkanı bulmaktadır. Kaynak sonrası en düşük soğuma hızını oluşturabilmek için yalnızca

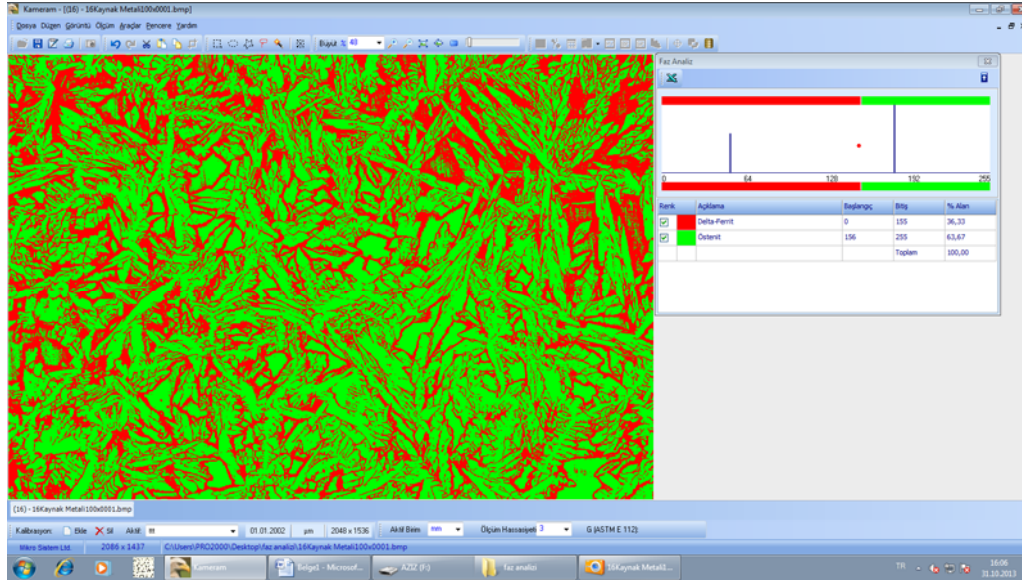
seramik altlık ve koruma gazına ilave edilen farklı oranlarda azot gazı kullanılarak elde edilen birleştirmelerin farklı ferrit ve östenit faz oranları içeren deney numunelerinin kaynak metali faz analiz sonuçları sırasıyla Resim 5.30-5.33’de gösterilmektedir.



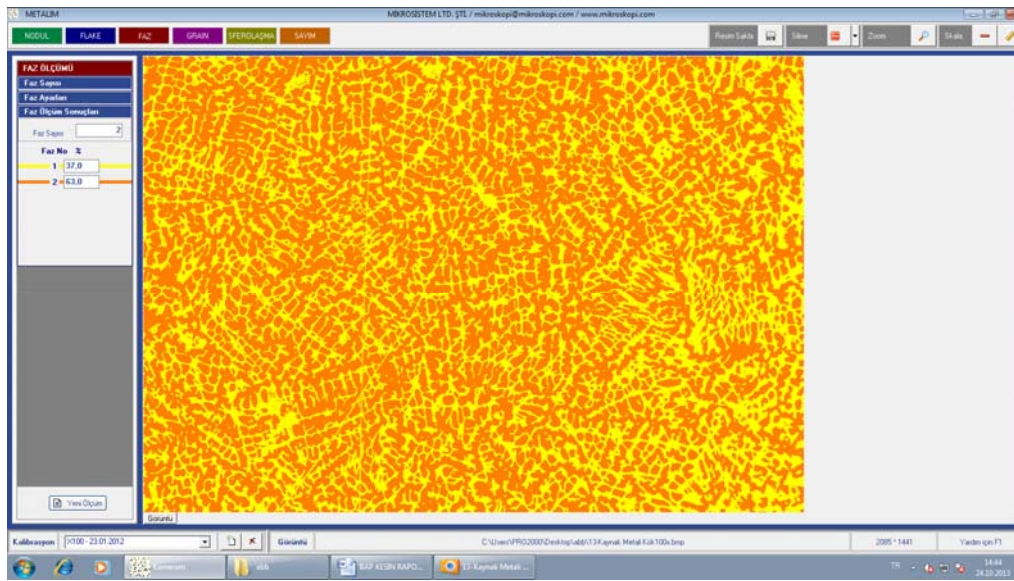
Resim 5.30. Seramik altlık ve Ar+%1 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %52,01 yeşil: östenit %47,99)



Resim 5.31. Seramik altlık ve Ar+%3 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (turuncu: delta-ferrit %51,9 sarı: östenit %48,1)



Resim 5.32. Seramik altlık ve Ar+%6 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (kırmızı: delta-ferrit %36,33 yeşil: östenit %63,67)



Resim 5.33. Seramik altlık ve Ar+%9 N₂ koruma gazı kullanılarak elde edilen birleştirmenin kaynak metali faz analiz sonucu (sarı: delta-ferrit %37 turuncu: östenit %63)

Resim 5.30-5.33'den görüldüğü gibi seramik altlığın ısı transferini düşürmesi sebebiyle kaynak metali katılaşması sürecinde ferrit-östenit dönüşümüne daha fazla zaman bulmasının yanı sıra artan azot gazı miktarına bağlı olarak kaynak metali ferrit miktarında azalmaya neden olduğu görülmektedir.

Çalışmada mukayese yapabilmek amacıyla bütün kaynak koşulları için kaynak metali mikro yapı görüntülerinden yararlanılarak 'Image Analyser' yazılımı yardımıyla belirlenen delta ferrit ve östenit fazlarının miktarları Çizelge 5.1'de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Kaynak metalinde soğuma hızı ve koruyucu gaz karışımına ilave edilen artan azot gazına bağlı olarak birleştirmelerin kaynak metalindeki metalografik olarak belirlenen faz oranları

Kaynak Altlıkları (soğuma koşulları)	Kaynak Koruyucu Gaz Bileşimi	%δ-ferrit Faz Analizi ASTM E562, ASTM E1245
Bakır	Saf argon	71,9
	Ar+%1 N ₂	54,1
	Ar+%3 N ₂	46,2
	Ar+%6 N ₂	45,6
	Ar+%9 N ₂	53,2
Seramik+Suda Soğutma	Saf argon	63,3
	Ar+%1 N ₂	54,2
	Ar+%3 N ₂	55,6
	Ar+%6 N ₂	36,5
	Ar+%9 N ₂	33,8
Seramik	Saf argon	58,0
	Ar+%1 N ₂	52,0
	Ar+%3 N ₂	51,9
	Ar+%6 N ₂	36,3
	Ar+%9 N ₂	37,0

Çizelge 5.1'de, kaynak metali mikro yapısında koruyucu gaz içeriğindeki artan azot gazına bağlı olarak ferrit östenit dengesi östenit lehine artış gösterdiği anlaşılmaktadır.

Ancak kaynak sonrası farklı soğuma hızı ve argon koruyucu gazına farklı oranlarda ilave edilen azot gazının kaynak metalinin yapısında oluşturulan ferrit fazı üzerindeki etkisi birlikte ele alındığında, en yüksek soğuma hızının elde edildiği bakır altlık kullanılan numunelerde, ferrit lehine daha fazla eğilim gösterirken, seramik altlık kullanılan numunelerin yapısında delta ferrit fazı miktarında azalma, östenit fazında ise belirgin bir artış göze çarpmaktadır.

Çalışmada ayrıca, değerlendirmeye yardımcı olması amacıyla faz (görüntü) analiz programının tane boyutu modülü kullanılarak ana malzeme ile birlikte kaynaklı

birleştirmelerin kaynak metali östenit ve delta ferrit fazlarının ASTM E 112 standardına göre tane boyutları hesaplanmış, bulgular Çizelge 5.2’de verilmektedir.

Çizelge 5.2. Ana malzeme ve kaynaklı numunelerin ASTM tane boyut ölçümleri

Numune Adı	Gaz bileşimi	Kaynak Altlığı (soğuma koşulu)	Tane boyutu (10 adet bağımsız ölçüm ortalaması)			
			Östenit		Delta Ferrit	
			µm	ASTM No. (ASTM E 112)	µm	ASTM No. (ASTM E 112)
3 (A-1)	Saf argon	Bakır	7,02	11,0	21,36	8,0
0 (A-2)		Seramik+su	8,15	10,5	21.67	8,0
4 (A-3)		Seramik	9,77	10,0	28.54	7,0
5 (B-1)	Ar+ %1N ₂	Bakır	10,04	10,0	25.71	7,5
7 (B-2)		Seramik+su	15,60	8,5	26,70	7,0
6 (B-3)		Seramik	16,40	8,5	33.10	6,5
10 (C-1)	Ar+ %3N ₂	Bakır	12,30	9,5	23,14	7,5
9 (C-2)		Seramik+su	15,63	8,5	27.48	7,0
8 (C-3)		Seramik	13,80	9,0	29,61	7,0
15 (D-1)	Ar+ %6N ₂	Bakır	7,99	10,5	22,62	7,5
14 (D-2)		Seramik+su	12,70	9,5	8,35	10,5
16 (D-3)		Seramik	9,72	10,0	19,81	8,0
11 (E-1)	Ar+ %9N ₂	Bakır	11,35	9,5	22,55	7,5
12 (E-2)		Seramik+su	13,63	9,0	6,06	11,5
13 (E-3)		Seramik	17,19	8,5	11,04	9,5
Ana malzeme (A)			8,14	10,5	7,94	10,5

Çizelge 5.2’den görüleceği gibi, bütün kaynaklı numunelerde delta ferritin tane boyutu östenitin tane boyutundan büyüktür. Bir başka ifadeyle östenitin yapısı delta ferrite göre ince taneli bir yapıya sahiptir. Bu durum sertlik ölçümleri bölümünde açıklanacağı üzere, kaynaklı numunelerde östenitin mukavemet değerlerinin (aynı zamanda sertlik değerlerinin) delta ferritten daha yüksek olmasına neden olacaktır.

Ana malzemenin östenit ve delta ferrit tane boyutları sırasıyla ASTM E 112’ye göre 10,5 (8,14µm) ve 10,5 (7,94µm) olarak tespit edilmiş, bu denge tane boyutu değeri kaynaklı numunelerde östenitte 8,5-11,0 (15,60µm-7,02µm) aralığında, delta ferritte ise 6,5-11,5 (33,10-6,06µm) aralığında görülmüştür.

Genel olarak aynı koruyucu gaz bileşiminde kaynaklı numunelerde altlık kullanımına göre soğuma hızı arttıkça östenit ve delta ferritin tane boyutu incelmıştır. Ancak bu etki

koruyucu gaz bileşiminden etkilenmiş ve düzenli olmamakla birlikte argon gazına ilave edilen azot gazı oranı arttıkça tane yapısı kabalaşmıştır. Saf argon gazı kullanımında östenitin tane yapıları en ince halini almıştır. En ince tane yapısı grup olarak saf argon koruyucu gazında elde edilmiştir. Azotun ısı iletim katsayısının ($k:0,057 \times 10^{-3} \text{ cal/cm}^\circ\text{C}$) argondan ($k:0,039 \times 10^{-3} \text{ cal/cm}^\circ\text{C}$) yüksek oluşu sebebiyle azotun ark ısını kaynağın bölgesine argon gazına göre daha çok taşınması sebebiyle ısı girdisini artırmasının buna neden olabileceği düşünülmektedir (American Institute of Physics Handbook: 386, 672).

5.2.3. Farklı soğuma hızına ve argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı miktarına bağlı olarak kaynak metalinin faz bileşiminin manyetik ölçüm yöntemiyle belirlenmesi

Çalışmanın bu bölümünde öncelikle saf argon koruyucu gazı kullanımı ile birlikte kaynak altlık koşulları değiştirilip farklı soğuma hızları oluşturularak yapıda farklı oranlarda ferrit-östenit dengesi elde edilen deney numunelerinin faz bileşimi ölçülmüştür. Bununla birlikte argon koruma gazına ilave edilen farklı oranlarda azot gazından dolayı tüm şartlar için kaynak metalinde oluşturulan manyetik delta ferrit fazı Ferritester yardımıyla ölçülmüş ve bulunan sonuçlar bir arada Çizelge 5.3’de verilmiştir.

Çizelge 5.3’de görüldüğü gibi %100 saf argon korumalı gazla yapılan kaynaklarda Cu altlık kullanıldığında %71, seramik altlık ve sonrasında suda soğutulduğunda %62, sadece seramik altlık kullanıldığında kaynak metalinde %60 oranında δ -ferrit ölçülmüştür. Bu durumda soğuma hızı arttıkça delta ferrit içeriği de artmaktadır.

Bununla birlikte argon koruyucu gaz içeriğine ilave edilen azot oranı arttıkça azotun kuvvetli östenit oluşturunca bir element olması nedeni ile delta ferrit içeriğinin de azaldığı anlaşılmaktadır.

Çizelge 5.3. Manyetik δ -ferrit fazının Ferritetester cihazı ile ölçüm sonuçları

Numune No	Gaz Bileşimi	Kaynak altlıkları	(Ferritetester- ISO 8249 ve ANSI/AWS A4.2- cihazı kullanılarak) EN ISO 17655 Standardına göre Bağımsız 6 Farklı Manyetik δ -ferrit Fazı Ölçüm Sonuçları ve Aritmetik Ortalamaları						
			1.Ölçüm	2.Ölçüm	3.Ölçüm	4.Ölçüm	5.Ölçüm	6.Ölçüm	Aritmetik Ortalama
3 (A-1)	%100 Argon	Bakır	73,8	72,3	77,6	67,6	68,0	67,4	71
0 (A-2)		Seramik+Suda Soğutma	61,6	61,9	64,0	61,3	62,3	61,9	62
4 (A-3)		Seramik	59,5	59,1	61,2	61,6	59,4	59,6	60
5 (B-1)	%1 N ₂ +Ar gon	Bakır	57,7	60,1	57,1	57,3	58,1	59,6	53
7 (B-2)		Seramik+Suda Soğutma	52,4	51,1	54,4	53,2	54,3	53,9	53
6 (B-3)		Seramik	50,7	50,3	51,8	51,3	52,6	50,2	51
10 (C-1)	%3 N ₂ +Ar gon	Bakır	47,0	48,0	47,4	48,3	47,4	47,2	48
9 (C-2)		Seramik+Suda Soğutma	53,9	54,9	50,9	46,9	51,3	48,7	51
8 (C-3)		Seramik	47,0	48,0	47,4	48,3	47,4	47,2	48
15 (D-1)	%6 N ₂ +Ar gon	Bakır	47,1	46,4	46,4	47,8	45,8	46,4	47
14 (D-2)		Seramik+Suda Soğutma	36,2	36,2	36,1	35,4	36,7	39,5	37
16 (D-3)		Seramik	34,6	32,2	34,5	36,0	35,2	36,3	35
11 (E-1)	%9 N ₂ +Ar gon	Bakır	48,7	47,3	47,3	47,0	48,5	46,9	48
12 (E-2)		Seramik+Suda Soğutma	32,6	33,6	34,4	34,2	33,0	33,7	34
13 (E-3)		Seramik	37,3	36,2	36,2	35,2	34,9	38,7	36
1 (A)	Ana malzeme		53,8	53,6	55,5	55,9	56,1	56,7	55

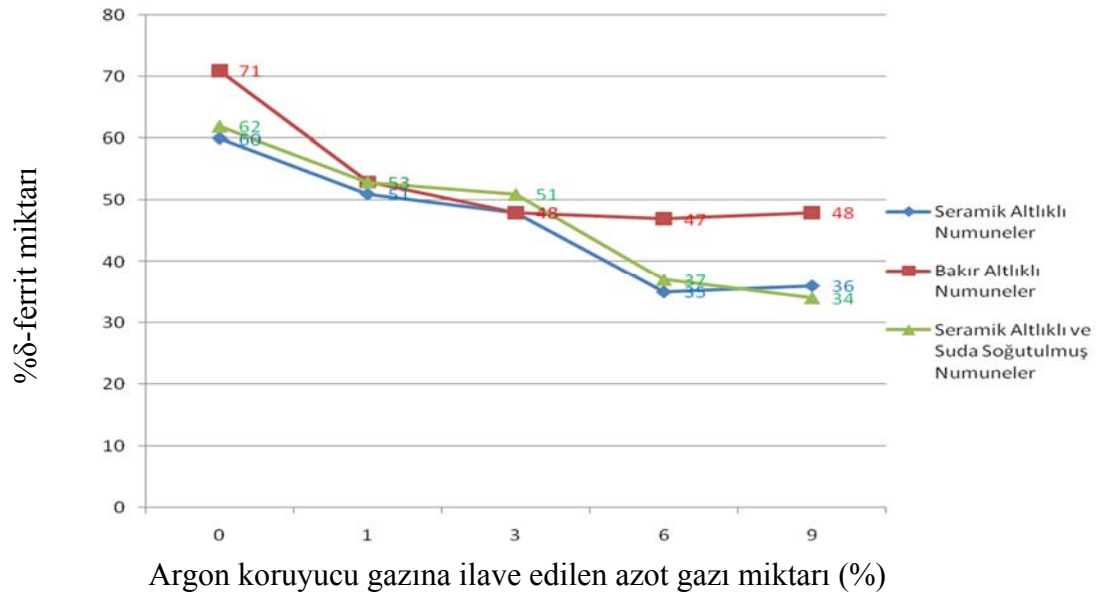
EN ISO 17655 standardına göre aritmetik ortalaması verilen kaynaklı bağlantıların manyetik δ -ferrit %oranları Çizelge 5.4’de kaynak parametrelerine göre özetlenmektedir.

Çizelge 5.4’de görüleceği üzere; manyetik Ferritetester ölçümlerinde, standarda göre ölçümün yanı sıra kaynak eksenine dik olacak şekilde tarama ile ölçüm noktalarında tespit edilen en yüksek değerler de ayrıca kayıt altına alınmıştır.

Çizelge 5.4. Birleştirmelerin soğuma hızı ve koruyucu gaza ilave edilen azot gazına bağlı olarak birleştirmelerin kaynak metalindeki manyetik delta-ferrit içerikleri

Kaynaklı numune No	Kaynak Altlıkları (soğuma koşulları)	Kaynak Koruyucu Gaz Bileşimi	Manyetik % δ -ferrit Miktarı (Ferritetester, EN ISO 17655, EN ISO 8249)	
			Kaydedilen En Yüksek Değerler	Standarda göre Tespit
3 (A-1)	Bakır	Saf argon	72	71
5(D-1)		Ar+%1 N ₂	59	53
10 (C-1)		Ar+%3 N ₂	54	48
15 (D-1)		Ar+%6 N ₂	49	47
11 (E-1)		Ar+%9 N ₂	50	48
0 (A-2)	Seramik+Suda Soğutma	Saf argon	63	62
7 (B-2)		Ar+%1 N ₂	58	53
9 (C-2)		Ar+%3 N ₂	52	51
14 (D-2)		Ar+%6 N ₂	39	37
12 (E-2)		Ar+%9 N ₂	36	34
4 (A-3)	Seramik	Saf argon	62	60
6 (B-3)		Ar+%1 N ₂	53	51
8 (C-3)		Ar+%3 N ₂	51	48
16 (D-3)		Ar+%6 N ₂	41	35
13 (E-3)		Ar+%9 N ₂	38	36

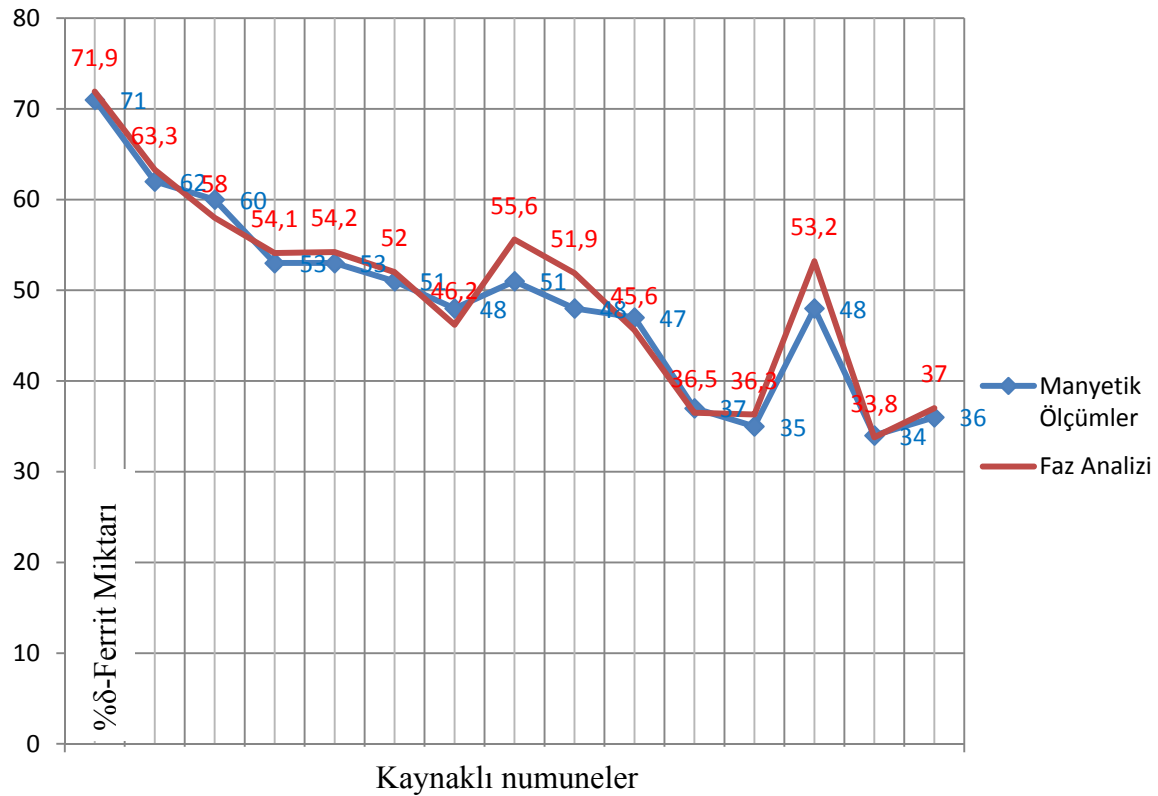
Argon gazına ilave edilen azot gazı miktarının faz oranına etkisi ve ayrıca kaynak atlığı kullanımının soğuma hızını değiştirmesi durumunun δ -ferrit miktarına olan etkileri Şekil 5.1’de grafiksel olarak gösterilmektedir.



Şekil 5.1. 2205 dubleks paslanmaz çeliğin TIG kaynağında soğuma hızının ve argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı miktarının % δ -ferrit miktarına etkileri

Şekil 5.1 incelendiğinde, koruyucu gaza ilave edilen azotun östenit faz oranını artırdığı ve bakır altlığın yüksek ısı iletkenliğinin soğuma hızını artırması ve saf argon gazı kullanımının en yüksek delta ferrit fazı oluşumuna neden olduğu görülmektedir. Seramik altlığın ısı iletkenlik katsayısının bakıra göre çok düşük oluşu soğuma hızının en yavaş koşulda gerçekleşmesine neden olmuştur. Bunun yanında her koruyucu gaz çeşidi için seramik altlık kullanılan numunelerin kaynak sonrası 25°C’deki suda soğutulması ile bakır altlık ile seramik altlık kullanımının arasında bir soğutma hızı sağlanmıştır. Çizelge 5.2’deki δ -ferrit manyetik ölçüm sonuçları bu hususu desteklemektedir.

Kaynak metalindeki ferrit fazı oranlarının tespit edildiği manyetik ölçüm ile faz analizi ölçüm sonuçlarının kıyaslandığı grafik Şekil 5.2’de gösterilmiştir.



Şekil 5.2. Kaynaklı bağlantıların manyetik yöntem ve faz analizleri ile δ -ferrit miktarı ölçümlerinin karşılaştırılması

Manyetik ölçümler ile faz analizleri birlikte incelendiğinde Şekil 5.2’den 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 Ferritetester SP 10-a cihazının ölçüm doğruluğu ise; ferrit içerikleri

bağımsız laboratuvar tarafından onaylanmış olan iki adet kalibrasyon bloğu ile kontrol edilebilmekte ayrıca çalışmanın deneysel metotlar bölümünde belirtildiği üzere; cihazın ölçüm hassasiyeti, %30 ferrit değerine kadar ± 2 ve %80 ferrit değerine kadar ise ± 3 'tür. Cihazın ölçüm belirsizliği $\pm 0,4$ (FN) şeklindedir. Manyetik yöntemler; tahribatsız, hızlı ve pratik oluşlarından dolayı metalografik yöntemlere tercih edilebilmektedir.

5.3. Kaynaklı Birleştirmede Oluşan Fazların Mekanik Özelliklere Etkileri

Daha öncede ifade edildiği gibi; ASTM A923 standardına göre, UNS S32205 dubleks paslanmaz çelik kaynak metalindeki zararlı fazların kaynak metalinin mekanik özelliklerine etkisini belirlemek için, Charpy V-çentikli darbe testi önerilmektedir. Bu sebeple, çalışmada kaynak sonrası farklı soğuma hızlarında soğuyan, ve farklı karışım koruma gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı deney numunelerinin mekanik özelliklerine oluşan fazların etkisi kaynak metaline uygulanan darbe çentik deney testi ile belirlenmiştir. Ayrıca birleştirmelerin kaynak metalinde oluşan fazlardan sertlik ölçümleri de yapılmıştır.

5.3.1. Kaynaklı birleştirmede oluşan fazların kaynak metalinin darbe enerjisine etkileri

Birleştirmelerin kaynak metalinde farklı soğuma ortamına ve koruyucu gaz içerisine farklı oranlarda ilave edilen azot gazına bağlı olarak oluşturulan farklı ferrit östenit dengesinin kaynak metali darbe çentik dayanımına etkisi deneysel bölümde ifade edilen standart altı numunelere -40°C sıcaklıkta test uygulanarak belirlenmiştir. Karşılaştırma yapabilmek amacıyla ana malzemeyle birlikte kaynak sonrası soğuma hızının ve koruyucu gaz içeriğine ilave edilen azotun oluşturmuş olduğu yapıdaki farklı ferrit östenit oranlarının darbe çentik dayanımına etkileri sırasıyla açıklanacaktır.

Ana malzemenin darbe enerjisi

AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin temin edildiği şekliyle yapılan Charpy V Çentikli darbe testi ASTM A 370 ASTM E23 standartlarına göre 2,5x10x55mm boyutlarında (ölçü-altı numune) olacak şekilde uygulanmıştır.

Darbe testleri -40°C’de ana malzemeyi temsilen toplam üç adet numuneye uygulanmış olup sonuçları Çizelge 5.5’ de verilmektedir.

Çizelge 5.5. 2205 Dupleks paslanmaz çeliğin (ana malzeme) darbe testi sonuçları

Test Numunesi	ASTM A 923 İstenen minimum değer ölçü-altı numune (joule)	Darbe Enerjisi ölçü-altı numune (joule)	Ortalama Darbe Enerjisi ölçü-altı numune (joule)
Ana Metal A1	13,50	44,145	46,107
Ana Metal A2		47,088	
Ana Metal A3		47,088	

ASTM A 923-08’e göre 2205 dupleks paslanmaz çelik ana malzeme darbe enerjisi en az 54 joule olması gerekmektedir. Ölçü altı numune için sınır değer, standarda göre tam ölçü numuneye kıyasla kesit alanı ile doğru orantılı olacak şekilde değiştiğinden dolayı standartta yer alan minimum 54 joule değeri tam ölçü numuneler (10x10x55mm) için verilmiş olup ölçü altı numuneler (2,5x10x55mm) için ise standarda göre testte kullanılan ölçü altı numunelerinin kesit alanı ile doğru orantılı olacak şekilde 4 ile bölünerek minimum 13,50 joule sınır değer elde edilir. Bu durumda; ortalaması 46,107j bulunan ana malzemenin darbe enerjisi sonucuna göre, Çizelge 5.5’de verilen darbe test sonuçları ASTM A 923’de verilen minimum değer üzerinde olduğu görülmektedir.

Farklı soğuma hızına bağlı olarak birleştirmede meydana gelen fazların kaynak metalinin darbe enerjilerine etkileri

Kaynaklı birleştirmelerde farklı ferrit-östenit oranları oluşturabilmek için kaynak sonrası soğuma hızını değiştirme amaçlı; beş adet deney numunesi yüksek soğuma hızı koşulu için bakır altlık üzerinde, beş adedi düşük soğuma hızı koşulu için seramik altlık üzerinde ve beş adedi ise kaynak sonrası orta derecede soğuma hızı elde edebilmek amacıyla seramik altlık kullanılarak birleştirildikten sonra oda sıcaklığındaki suda soğutulma işlemine tabi tutulduğu önceki bölümlerde ifade edilmiştir.

Çalışmanın bu bölümünde yalnızca saf argon gazı kullanılarak kaynak sonrası farklı soğuma hızlarında soğutulan deney numunelerinin yapısındaki farklı oranlardaki fazların

kaynak metalinin tokluğuna etkisi ASTM A 923'e göre -40°C sıcaklıkta test edilerek belirlenmiştir. Birleştirmelerin darbe enerjileri Çizelge 5.6'da verilmiştir.

Çizelge 5.6. Farklı soğuma hızına bağlı olarak kaynaklı birleştirmelerde oluşan fazların kaynak metalinin darbe enerjilerine etkileri

Soğuma Koşulu	Koruyucu Gaz Bileşimi	Darbe Enerjisi ölçü-altı numune ASTM A 923 (>8,5 joule)
Bakır Altlık	Saf Argon	43,164
	%1 N ₂ +argon	41,221
	%3 N ₂ +argon	39,894
	%6 N ₂ +argon	38,259
	%9 N ₂ +argon	41,202
Seramik altlık+suda soğutma	Saf Argon	36,297
	%1 N ₂ +argon	39,894
	%3 N ₂ +argon	37,932
	%6 N ₂ +argon	37,605
	%9 N ₂ +argon	37,932
Seramik altlık	Saf Argon	38,586
	%1 N ₂ +argon	38,259
	%3 N ₂ +argon	37,278
	%6 N ₂ +argon	36,951
	%9 N ₂ +argon	39,240

Çizelge 5.6'da görüleceği gibi, soğutma ortamı kaynaklı numunelerin darbe enerjilerini etkilemiştir. Saf argon gaz korumalı kaynakta; kaynak sonrası en hızlı soğutma oranına sahip bakır altlık kullanılan numuneler 43,164 joule darbe enerjisi gösterirken, bakır altlığa göre daha yavaş soğutucu olan seramik altlık ve suda soğutma koşulunda 36,297 joule, en yavaş soğutma ortamı olarak seçilen sadece seramik altlık kullanılan numunelerde ise 38,586 joule darbe enerjisi tespit edilmiştir. ASTM A923 standardına göre, 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynak metali darbe enerjisi minimum 34 joule olması gerekirken yine tam ölçü numune için verilen bu değer test numunesi kesit alanı ile doğru orantılı olacak şekilde 4 ile bölünerek azaltılırsa sınır değer minimum 8,50 joule olarak hesaplanmaktadır. Çizelge 5.6'da, bütün kaynaklı numuneler ASTM A923'de belirtilen sınır darbe enerjisi değerinin üzerinde sonuç vermişlerdir.

%1N₂+argon karışım gazı ve bakır altlık kullanılarak elde edilen numunede 41,221 joule darbe emme enerjisi, seramik altlık kullanılıp suda soğutulan numunede 39,894 joule darbe

enerjisi, sadece seramik altlık kullanılan numunede ise 38,259 joule darbe enerjisi tespit edilmiştir.

Çizelge 5.6’da yer alan bütün soğuma koşulları bu şekilde incelendiğinde, aynı koruyucu gaz bileşimi için, azalan soğuma hızının darbe enerjisini azalttığı artan soğuma hızının ise bütün koşullarda darbe enerjilerini artırdığı görülmektedir. Normalde azalan soğuma hızıyla kaynak metali ferrit-östenit dengesinin östenit lehine doğru eğilim göstermesi, östenitin tok bir faz olması darbe emme enerji değerini arttırması beklenmektedir. Ancak burada tersi bir durum çıkması birleştirmelerin kaynak metali mikro yapı morfolojisi ve tane boyutu ile ilgili olduğu düşünülmektedir (Gunn 2003: 58).

Argon koruma gazına ilave edilen artan azot gazı içeriğine bağlı olarak oluşan fazların kaynak metalinin darbe enerjilerine etkileri

Çalışmanın bu bölümünde yalnızca koruma gazına farklı oranlarda ilave edilen azot gazına bağlı olarak birleştirmenin kaynak metalinde oluşan farklı oranlardaki manyetik delta ferrit ile manyetik olmayan östenit fazının kaynak metalinin tokluğuna etkisi -40°C sıcaklıkta test edilerek belirlenmiştir. Birleştirmelerin darbe enerjileri Çizelge 5.7’de verilmiştir.

Çizelge 5.7. Argon gazına ilave edilen artan azot gaz içeriğine bağlı olarak oluşan fazların kaynak metalinin darbe enerjilerine etkileri

Koruyucu Gaz Bileşimi	Soğuma Koşulu	Darbe Enerjisi ölçü-altı numune (joule)
Saf Argon	Bakır Altlık	43,164
	Seramik altlık+suda soğutma	36,297
	Seramik altlık	38,586
Ar+ %1 N ₂	Bakır Altlık	41,221
	Seramik altlık+suda soğutma	39,894
	Seramik altlık	38,259
Ar+ %3 N ₂	Bakır Altlık	39,894
	Seramik altlık+suda soğutma	37,932
	Seramik altlık	37,278
Ar+ %6 N ₂	Bakır Altlık	38,259
	Seramik altlık+suda soğutma	37,605
	Seramik altlık	36,951
Ar+ %9 N ₂	Bakır Altlık	41,202
	Seramik altlık+suda soğutma	37,932
	Seramik altlık	39,240

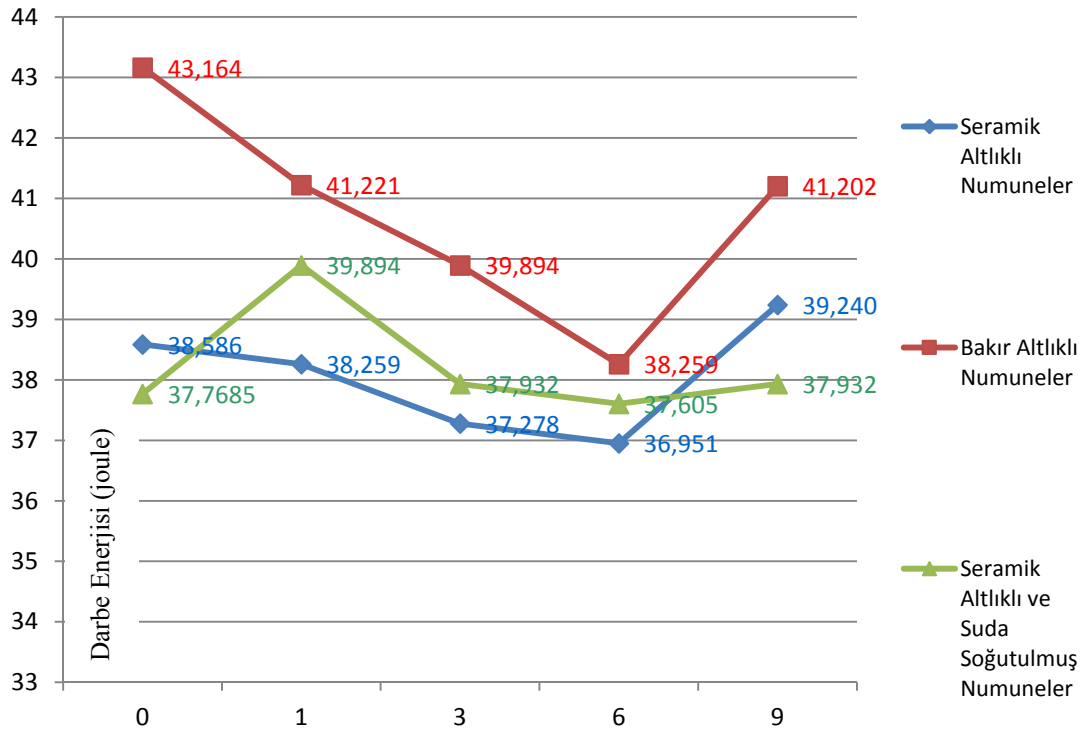
Çizelge 5.7 incelendiğinde 2205 dubleks paslanmaz çeliğin TIG kaynağında argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı miktarı %6 değerine kadar arttıkça kaynaklı bağlantının darbe enerjisinde azalma eğilimi görülmektedir. Bunun nedenleri arasında; artan azot gazının kaynaklı bağlantıda kaynak metaline difüze etmesiyle birlikte azotun östenit içerisinde ferrite göre daha çok çözünürlüğe sahip olmasıyla azotun ferrit içerisindeki çözünürlük sınırı aşılmış, azotun daha da artmasıyla kaynaklı bağlantıdaki soğuma hızından dolayı oluşabilecek krom-nitrürlerin tercihan ferrit içerisine yoğun bir şekilde çökelmeleri yer almaktadır. Krom nitrürler kaynaklı bağlantının tokluğunu azaltmıştır. Krom nitrürlerin; dubleks paslanmaz çeliklerde hem kaynaklı bağlantılarda kaynak sonrası hem de ana malzemelerde ısıtıl işlem sonrası yeterince hızlı soğuma sırasında kolaylıkla oluşabildiği ifade edilmektedir (Gunn, 2003: 44).

Ancak bununla birlikte, çalışmada dikkat çeken husus; argon koruyucu gazına %9 azot gazı ilavesiyle birlikte bütün soğutma koşullarında darbe enerjisinde artış meydana gelmesidir. Bu durumda, azotun östenit oluşturuıcı etkisiyle birlikte argon gazına ilave edilen azot gazı içeriği artışı kaynaklı bağlantıdaki östenit içeriğini artırdığı hem manyetik ölçümler hem de metalografik faz analizleri sonucunda ortaya koyulmuştur. Çalışmanın sertlik ölçüm sonuçları bölümünde ifade edildiği üzere; östenit fazının sertliği bütün kaynaklı numunelerde delta ferritten daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Artan östenit fazının ferrite göre daha yüksek sertliğe sahip oluşu darbe enerjilerinin düşüş nedenlerinden birisi olarak daha karşımıza çıkmaktadır. Metalik malzemelerde sertlik ile darbe enerjileri ters orantılı davranış sergilemektedir. Azotun dubleks paslanmaz çeliklerde mukavemeti artırıcı rol oynadığı bilinmektedir (Gunn 2003:44-58-59). Argon gazındaki artan azot içeriği dubleks paslanmaz çelik kaynaklı bağlantıdaki mukavemeti artırmış ve dolayısıyla darbe enerjilerini de düşürmüştür.

Y.C. Lin ve P.Y. Chen'in (2001) yaptıkları bir çalışmada; östenitik paslanmaz çeliklerin TIG kaynağında argon koruyucu gazına %8 değerine kadar ilave edilen azot gazının kaynaktaki kalıntı gerilmeleri artırdığı bunun nedeni olarak azotun kaynakta ısı transferini artırarak iş parçasına daha çok ısı taşınması sonucuna bağlamışlardır.

Çalışmanın bu bölümünde bütün kaynak koşulları için birleştirmelerin darbe dayanımları grafiksel olarak Şekil 5.3'de özetlenmektedir.

Şekil 5.3’de görüleceği gibi, argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı oranı ile birlikte kaynaklı numunelerin darbe enerjisi %9 azot içeriğine kadar azalmakta, grafikte yeşille ifade edilen seramik altlık ve suda soğutma koşulu ile birleştirilen numuneler diğer soğutma koşullarına paralel davranış sergilemiş ancak bu saf argon kullanımı durumunda darbe enerjisi ölçümleri için ASTM A 370 standardına göre en az üç adet yapılan testlerde bir numune darbe enerjisini düşürdüğünden grafik bu şekilde oluşmuştur.



Argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı oranı (%hacimce)

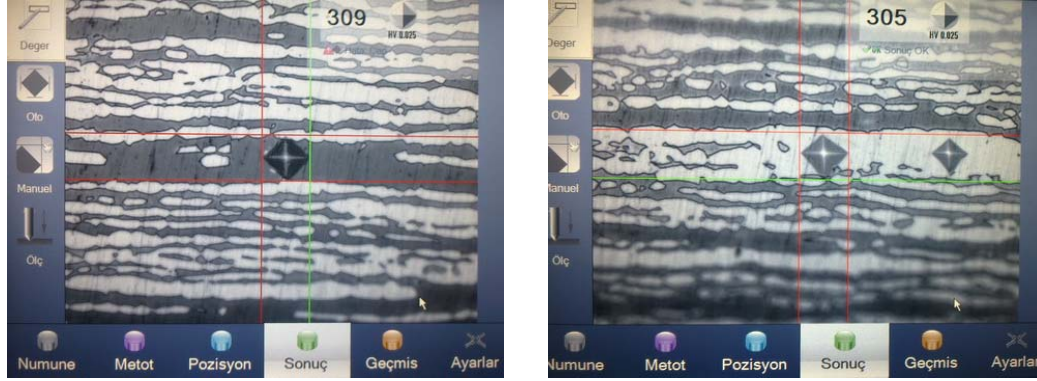
Şekil 5.3. Argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazının ve soğuma hızının kaynaklı numunelerin darbe enerjilerine etkileri

Şekil 5.3’den görüldüğü gibi artan soğuma hızıyla birlikte darbe enerjileri artmaktadır. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında soğuma hızının artmasıyla birlikte yapının ferrit içeriği artmaktadır. Bu çalışmada sertlik ölçüm sonuçlarında ifade edildiği üzere östenitin sertliği bütün kaynaklı numunelerde delta ferritten yüksek tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre artan soğuma hızının delta ferrit içeriğin artırmasıyla birlikte kaynaklı bağlantıda azalan östenit fazı içeriği darbe enerjilerini artırdığı düşünülmektedir.

5.3.2. Kaynaklı birleştirmelerde oluşan fazların birleştirmelerin sertliklerine etkileri

Birleştirmelerin kaynak metalinde farklı soğuma ortamına ve koruyucu gaz içerisine farklı oranlarda ilave edilen azot gazına bağlı olarak oluşturulan farklı ferrit-östenit oranlarının

birleştirmenin sertliğine etkisi numune üzerinden deneysel bölümde ifade edilen bölgelerde oluşan fazların üzerinden mikro sertlik ölçümü olarak gerçekleştirilmiştir. Resim 5.34'de UNS S32205 dubleks paslanmaz çelik mikro yapısında bulunan ferrit ve östenit fazlarından gerçekleştirilen mikro sertlik ölçümleri gösterilmektedir.



(a)

(b)

Resim 5.34. Ana malzeme mikrovickers sertlik ölçüm görüntüleri (40X)

(a) delta ferrit (309 HV_{0,025})

(b) östenit (305 HV_{0,025})

Resimden görüldüğü gibi AISI2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme makro sertliği ~260HB (Brinell), ~26HRC (Rockwell-C) olarak ölçülmüştür. Yapı üzerinden mikro-sertlik ölçümlerine göre; östenit fazı: 305 HV_{0,025} ve delta ferrit fazı ise: 309 HV_{0,025} sertliğe sahiptir. Bu değerler dubleks paslanmaz çeliklerin ASTM A 240/A240M-12a standardındaki maksimum 310 HV olarak ifade edilen sertlik sınırları dahilinde olduğu görülmüştür.

Farklı soğuma hızına bağlı olarak kaynaklı birleştirmede oluşan fazların birleştirmenin sertliğine etkileri

Çalışmanın bu bölümünde yalnızca saf argon gazı kullanılan ve kaynak sonrası farklı soğuma hızlarında soğutulan kaynaklı deney numunelerinin kaynak metalindeki fazların sertlik ölçümü gerçekleştirilmiştir. Sonuçlar alt bölümde koruma gazına ilave edilen azot gazının etkilerini de göz önünde bulundurulacak şekilde birlikte verilmiştir.

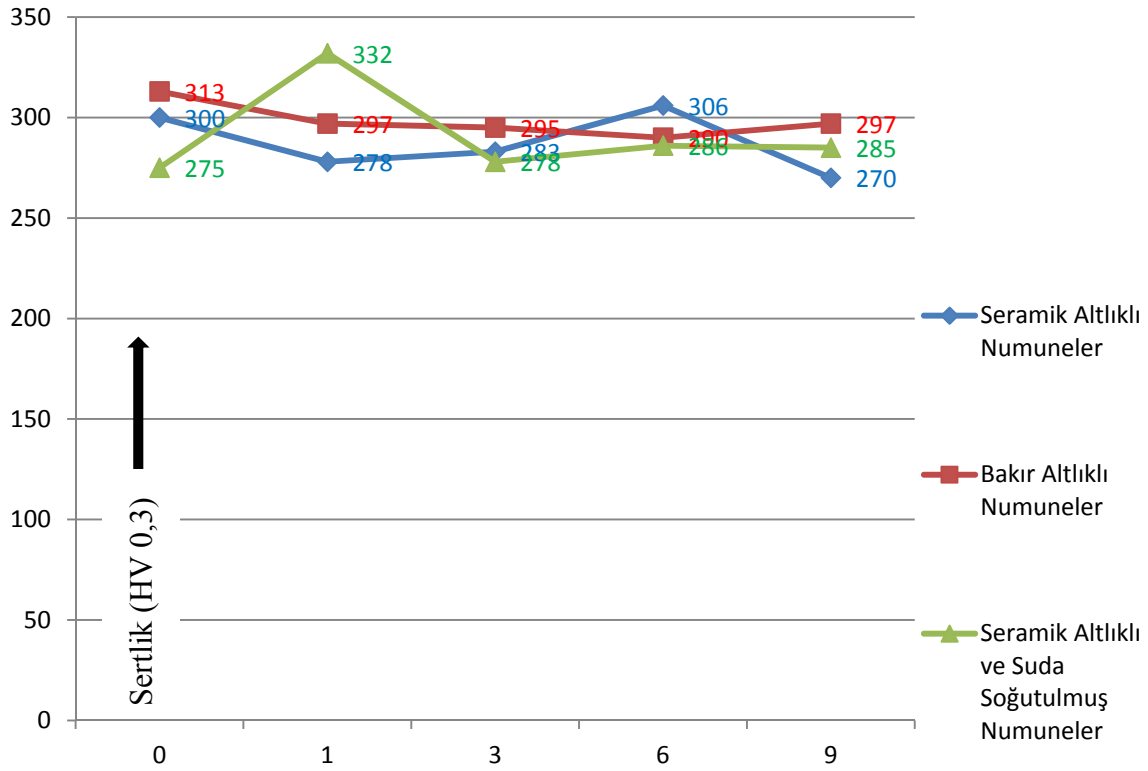
Argon koruma gazına farklı oranlarda ilave edilen artan azot gazı miktarına bağlı olarak kaynaklı birleştirmede oluşan fazların birleştirmenin sertliğine etkileri

Argon koruma gazına farklı oranlarda ilave edilen azot gazına miktarına bağlı olarak birleştirmenin kaynak metalinde oluşan fazların sertliği belirlenmiş ve elde edilen sonuçlar tüm kaynak koşulları için Çizelge 5.8’de verilmiş ve ayrıca grafiksel olarak Şekil 5.4 ve Şekil 5.5’de gösterilmektedir.

Çizelge 5.8. Kaynak soğuma hızına ve argon koruma gazına ilave edilen artan azot gazı miktarına bağlı olarak farklı ferrit-östenit oranlarına sahip birleştirmelerin yapısındaki fazların sertlik ölçümleri

Kaynak altlığı (Soğuma koşulu)	Koruyucu gaz içeriği	Manyetik %δ-ferrit miktarı (Ferritemeter, EN ISO 17655, EN ISO 8249)	Mikro-vickers sertlik değeri (HV0,3)	
			Östenit	Delta ferrit
Ana malzeme (işlem görmemiş)		55	309	305
Bakır	saf argon	71	313	313
	%1 N ₂ + Argon	53	297	285
	%3 N ₂ + Argon	48	295	285
	%6 N ₂ + Argon	47	290	286
	%9 N ₂ + Argon	48	297	295
Seramik altlık + suda soğutma	saf argon	62	275	257
	%1 N ₂ + Argon	53	332	272
	%3 N ₂ + Argon	51	278	269
	%6 N ₂ + Argon	37	286	275
	%9 N ₂ + Argon	34	285	272
Seramik altlık	saf argon	60	300	290
	%1 N ₂ + Argon	51	278	270
	%3 N ₂ + Argon	48	283	281
	%6 N ₂ + Argon	35	306	285
	%9 N ₂ + Argon	36	270	261

Çizelge 5.8’de verilen sertlik değerlerine göre hem östenit hem de delta ferrit fazları için ayrı sertlik akış grafiği oluşturulmuştur. Soğuma hızının ve argon koruma gazına ilave edilen azot gazının miktarının kaynaklı numunelerin kaynak metali östenit fazı sertliğine etkileri Şekil 5.4’de gösterilmektedir.



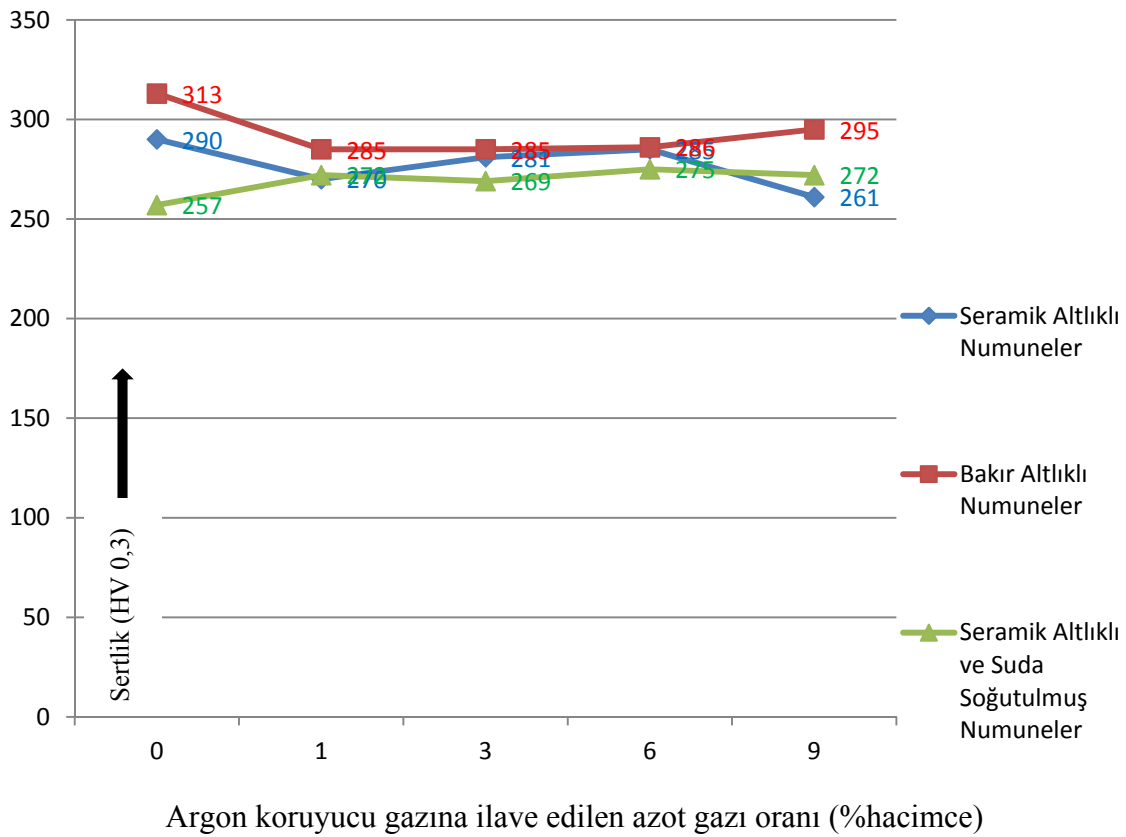
Argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı oranı (%hacimce)

Şekil 5.4. Soğuma hızının ve argon koruma gazına ilave edilen azot gazının miktarının kaynaklı numunelerin kaynak metalindeki östenit sertliğine etkileri

Şekil 5.4'den görüldüğü gibi soğuma hızı arttıkça az miktarda da olsa kaynaklı bağlantıdaki östenit fazının sertliği de artmaktadır. Kaynak metalindeki östenit fazının içerisinde ikincil fazların çökmesi ile ikincil östenit oluşumu ve ısının tesiri ile birlikte soğuma hızının östenitin tane boyutunu etkilemesinin bu duruma neden olduğu düşünülmektedir.

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 hızının ve argon koruma gazına ilave edilen azot gazının miktarının kaynaklı numunelerin kaynak metalinde oluşan delta ferrit fazının sertliğine etkileri Şekil 5.5'de gösterilmektedir.



Şekil 5.5. Soğuma hızının ve argon koruma gazına ilave edilen azotun miktarının kaynaklı numunelerin kaynak metali delta ferrit sertliğine etkileri

Şekil 5.5'den görüldüğü gibi 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: 58).

Bununla birlikte, Çizelge 5.8'deki verilere göre kaynaklı numunelerin kaynak metalindeki sertlik profilleri incelendiğinde, östenit fazının sertliği delta ferrit fazının sertliğinden daha yüksek bulunmuştur.

Östenit fazının kaynak metali genelinde delta ferritten daha ince taneli yapıda olmasının buna yol açtığı düşünülmektedir. Çalışmanın mikro yapı incelemeleri bölümünde faz analizleri ile birleştirmelerin kaynak metallerindeki östenitin ve delta ferritin tane boyutu ölçümleri bu durumu desteklemektedir.

Sonuç olarak, artan soğuma hızı her iki fazında sertliğini artırmıştır. Araştırmacılar; östenitin sertliğinin ferritten yüksek olmasının nedenlerini arayer katı çözelti sertleşmesine

(C, N), yer alan katı çözeltili sertleşmesine (Cr, Mo, Ni v.b.), iki fazın bir arada bulunmasıyla tane incelmesinden dolayı mukavemet artış mekanizmasına ve tavlama sıcaklığından soğuma üzerine iki fazın ısı büzülme özelliklerinin farklı olması sebebiyle gerinim artışına bağlamışlardır.

Ancak en çok azot atomunun etkilerine dikkat çekerek artan azot içeriğinin arayer katı çözeltili sertleştirmesine neden olacak şekilde tercihan östeniti ferritten daha mukavemetli olmasına sebep olduğunu ifade etmişlerdir (Gunn 2003: 58).

Cho J.Y. ve arkadaşları (2000); yaptıkları bir çalışmada, östenitik paslanmaz çeliklerde termal koşulların delta ferritin morfolojisini, dağılımını, miktarını ve içeriğini değiştirdiğini belirtmişler, dolayısıyla kaynak termal koşullarının delta ferritin yapısını da değiştirdiği düşünülmektedir.

Buna ilaveten; Hauser ve Vanecho (1982) östenitik paslanmaz çelik kaynaklarındaki artan delta ferrit miktarının gerilmeli kopma değerlerini azalttığını ifade etmişlerdir.

5.4. Kaynaklı Birleştirmede Oluşan Fazların Birleştirmenin Korozyon Dayanımına Etkileri

ASTM A923 standardı, UNS S32205 dubleks paslanmaz çelik kaynak metalindeki zararlı fazların kaynak metalinin korozyon direnci üzerinde etkisi demir-klorürlü ortamda korozyon testi uygulamayı önermektedir.

Bu sebeple çalışmada kaynak sonrası farklı soğuma hızlarında soğutulan, ve farklı karışım koruma gazı kullanılarak elde edilen kaynaklı deney numunelerinin korozyon dayanımlarına oluşan fazların etkileri, ağırlık kaybı hesabına dayanan korozyon testi ile belirlenmiştir.

Çalışmada tüm korozyon numuneleri yerine Resim 5.35’de korozyona yüksek direnç ve düşük direnç sergileyen 5 adet numunelerin test sonrası görüntüleri örnek olarak gösterilmiştir.



Resim 5.35. Korozyon testi sonrası örnek numune görüntüleri (En düşük korozyon dayanımı veren 800°C'de 5,5 ve 16 saat bekletilerek ısıtıl işlem uygulanan ana malzemeler (F1, F2), %9 N₂+Argon karışım gazı ile seramik altlık kullanılan kaynaklı numuneler (E-3), en yüksek korozyon direnci gösteren ana malzeme (A) ve %6 N₂+Argon karışım gazı ile seramik altlık kullanılarak suda soğutulan korozyon test numuneleri, D-2)

Korozyon testi sonrası görüntülerini ifade eden Resim 6.35'de görüleceği üzere ana malzeme ve %6 N₂+Argon karışım gazı ile seramik altlık kullanılarak suda soğutulan numuneler korozyon testinden etkilenmemişlerdir. Ancak 800°C'de 5,5 ve 16 saat bekletilerek ısıtıl işlem uygulanan ana malzemeler, korozyon dayanımı en düşük çıkan kaynaklı numuneye göre bile yaklaşık 150 kat daha zayıf korozyon direnci sergilemişlerdir. Bu durumun nedeni; dubleks paslanmaz çeliklerde arzu edilmeyen bir Fe-Cr bileşiği olan sigma fazı 570°C ile 1000°C arasında oluşmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005: 256). Bu nedenle bu çalışmada ısıtıl işlem sıcaklığı 800°C seçilerek bu sıcaklıkta oluşan sigma fazının krom içeriğini azaltması sebebiyle korozyona uğradığı düşünülmektedir.

5.4.1. Farklı soğuma hızına bağlı olarak kaynaklı birleştirmede oluşan fazların birleştirmenin korozyon dayanımına etkileri

Çalışmanın bu bölümünde yalnızca saf argon gazı kullanılarak ancak kaynak sonrası farklı soğuma hızlarında soğutulan kaynaklı deney numunelerinin yapısındaki manyetik delta ferrit fazının birleştirmenin korozyon direncine etkisi, yöntem ve uygulanma biçimi deneysel bölümde ifade edilen ağırlık kaybı prensibine göre korozyon testi ile belirlenmiştir. Ağırlık kaybı sonuçları bir alt bölümde koruma gazı içerisine ilave edilen azot gazının etkisini de içerecek şekilde bir alt bölümde birlikte verilecektir.

5.4.2. Argon koruma gazına ilave edilen artan azot gazı miktarına bağlı olarak kaynaklı birleştirmede oluşan fazların birleştirmenin korozyon dayanımına etkileri

Argon koruma gazına farklı oranlarda ilave edilen artan azot gazı miktarına bağlı olarak birleştirmenin korozyon dayanımına etkisi korozyon testi ile belirlenmiş ve tüm kaynak koşulları için ağırlık kaybı sonuçları Çizelge 5.9’da bir arada verilmiştir.

Çizelge 5.9. Korozyon (ağırlık kaybı) test sonuçları

Numune No	Numune Boyutları (mm)	Toplam Yüzey Alanları (dm ²)	Test Öncesi Ağırlık 1. Tartım (g)	Test Öncesi Ağırlık 2. Tartım (g)	Test Öncesi Ağırlık 3. Tartım (g)	Test Öncesi Ağırlık Ortalama (g)	Test Sonrası Ağırlık 1. Tartım (g)	Test Sonrası Ağırlık 2. Tartım (g)	Test Sonrası Ağırlık 3. Tartım (g)	Test Sonrası Ağırlık Ortalama (g)
3 (A1)	2,78x24,16x50,18	0,28380280	26,5555	26,5557	26,5556	26,5556	26,5543	26,5542	26,5542	26,5542
0 (A2)	2,60x25x50	0,28900000	25,8056	25,8056	25,8057	25,8056	25,8051	25,8054	25,8051	25,8052
4 (A3)	2,78x24,64x50,33	0,28970956	27,3204	27,3206	27,3205	27,3205	27,3199	27,3200	27,3199	27,3199
5 (B1)	2,8x25x50	0,29200000	27,1595	27,1595	27,1595	27,1595	27,1590	27,1590	27,1589	27,1590
7 (B2)	2,6x25x50	0,28900000	25,5230	25,5232	25,5229	25,5230	25,5218	25,5222	25,5222	25,5221
6 (B3)	2,75x25x50	0,29125000	26,8064	26,8065	26,8065	26,8065	26,8058	26,8059	26,8059	26,8059
10 (C1)	2,8x25x50	0,29200000	28,0963	28,0961	28,0961	28,0962	28,0954	28,0954	28,0955	28,0954
9 (C2)	2,8x25x50	0,29200000	26,8946	26,8946	26,8944	26,8945	26,8940	26,8940	26,8939	26,8940
8 (C3)	2,8x25x50	0,29200000	27,7389	27,7389	27,7387	27,7388	27,7379	27,7378	27,7380	27,7379
15 (D1)	2,8x25x50	0,29200000	27,9090	27,9089	27,9088	27,9089	27,9079	27,9079	27,9080	27,9079
14-1 (D2)	2,8x25x50	0,29200000	27,5674	27,5674	27,5674	27,5674	27,5674	27,5673	27,5674	27,5674
14-2 (D2)	2,61x23,63x49,50	0,27211086	23,8760	23,8759	23,8759	23,8759	23,8759	23,8759	23,8760	23,8759
16 (D3)	2,8x25x50	0,29200000	27,9018	27,9018	27,9018	27,9018	27,9016	27,9016	27,9015	27,9016
11 (E1)	2,8x25x50	0,29200000	27,5094	27,5093	27,5093	27,5093	27,5088	27,5088	27,5088	27,5088
12 (E2)	2,8x25x50	0,29200000	26,5359	26,5359	26,5358	26,5359	26,5351	26,5350	26,5350	26,5350
13-1 (E3)	2,73x25,18x50,26	0,29429960	27,2759	27,2752	27,2758	27,2756	27,2730	27,2731	27,2732	27,2731
13-2 (E3)	2,37x23,70x49,74	0,27057816	21,3788	21,3788	21,3788	21,3788	21,3764	21,3765	21,3765	21,3765
1 (ana malzeme)	2,92x23,43x49,72	0,27570752	25,6975	25,6977	25,6976	25,6976	25,6977	25,6976	25,6975	25,6976
2.1 (F1)	2,95x23,50x49,69	0,27672510	26,5029	26,5030	26,5030	26,5030	26,1561	26,1561	26,1560	26,1561
2.2 (F2)	2,88x23,49x49,72	0,27575352	25,4963	25,4963	25,4964	25,4963	25,1113	25,1113	25,1113	25,1113

Çizelge 5.9’da görüldüğü gibi 15 adet kaynaklı numune ve ana malzeme deneysel metot bölümünde ifade edildiği üzere ısıtma işlemi uygulanan iki adet ana malzemenin korozyon test öncesi ve test sonrası yapılan tartımla elde edilen sonuçları yansıtmaktadır.

Ayrıca deneysel metot bölümünde ifade edildiği gibi tüm numunelerin test öncesi toplam yüzey alanları ölçülerek toplanmış, test öncesi ve sonrası ölçülüp kayıt edilen ağırlıkları deneysel metotlar bölümünde verilen eşitlik vasıtasıyla (Bkz. Eşitlik 5.1) ASTM A 923 standardına göre korozyon (ağırlık kaybı) hesabı yapılmıştır. Eşitlik 5.1’e göre hesaplanan; tüm numunelerin korozyon test sonuçları aşağıda verilmektedir.

Korozyon miktarı (0-A2): $(0,0004) \text{ g} / 0,28900000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 1,3841 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (1-A): $(0,0000) \text{ g} / 0,27570752 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 0,0000 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (2.1-F1): $(0,3469) \text{ g} / 0,27672510 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 1253,6 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (2.2-F2): $(0,385) \text{ g} / 0,27575352 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 1396,17 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (3-A1): $(0,0014) \text{ g} / 0,28380280 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 4,9330 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (4-A3): $(0,0006) \text{ g} / 0,28970956 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 2,0710 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (5-B1): $(0,0005) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 1,7123 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (6-B3): $(0,0006) \text{ g} / 0,29125000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 2,0601 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (7-B2): $(0,0009) \text{ g} / 0,28900000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 3,1142 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (8-C3): $(0,0009) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 3,0822 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (9-C2): $(0,0005) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 1,7123 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (10-C1): $(0,0008) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 2,7397 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (11-E1): $(0,0005) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 1,7123 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (12-E2): $(0,0009) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 3,0822 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (13-1/E3): $(0,0027) \text{ g} / 0,29429960 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 9,1743 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (13-2/E3): $(0,0023) \text{ g} / 0,27057816 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 8,5000 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (14-1/D2): $(0,0000) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 0,0000 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (14-2/D2): $(0,0000) \text{ g} / 0,27211086 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 0,0000 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (15-D1): $(0,0010) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 3,4246 \text{ mdd}$.
 Korozyon miktarı (16-D3): $(0,0002) \text{ g} / 0,29200000 (\text{dm}^2) \times 1 (\text{gün}) = 0,6849 \text{ mdd}$.

Çalışmada 13 (E-3) ve 14 (D-2) numaralı numuneler ekstrem sonuçlar verdiği için testler birer defa daha tekrarlanmıştır. Benzer korozyon dayanımı sonuçları elde edilmiştir.

Sonuç olarak tüm şartlar için kaynaklı bağlantıların korozyon testi sonrası yukarıda verilen eşitlik ile hesaplanan mdd ($\text{mg}/\text{dm}^2 \times \text{day-gün}$) değerleri Çizelge 5.10'da verilmektedir.

Çizelge 5.10. Soğuma hızı ve argon koruma gazına ilave edilen azot gazına bağlı olarak farklı ferrit-östenit oranlarında oluşturulan birleştirmelerin ASTM A 923 standardına göre korozyon testi mdd değerleri

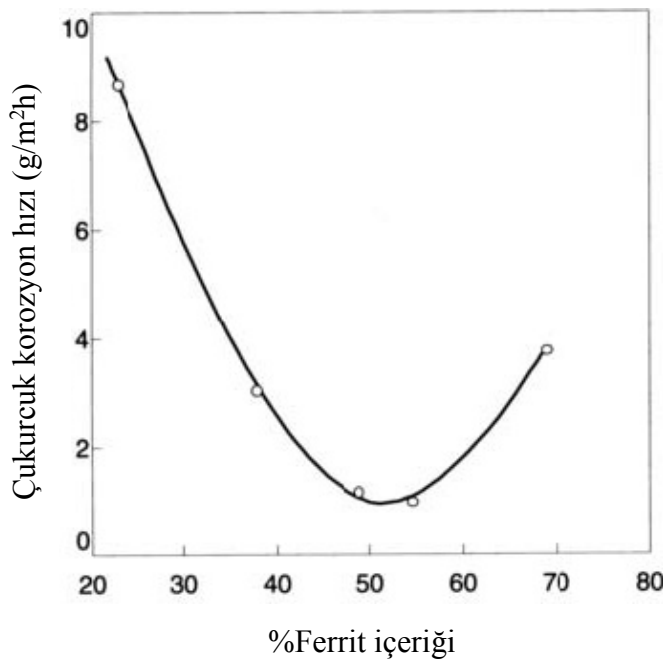
Korozyon Numunesi No.	Numune Koşulları	Koruyucu Gaz Bileşimi	%δ-ferrit içeriği	Hesaplanan Mdd değeri <10mdd (sınır değer)
3 (A-1)	Bakır Altlık	Saf Argon	71	4,9330
0 (A-2)	Seramik Altlık+Suda soğutma		62	1,3841
4 (A-3)	Seramik Altlık		60	2,0710
5 (B-1)	Bakır Altlık	%1N ₂ +Argon	53	1,7123
7(B-2)	Seramik Altlık+Suda soğutma		53	3,1142
6 (B-3)	Seramik Altlık		51	2,0601
10 (C-1)	Bakır Altlık	%3N ₂ +Argon	48	2,7397
9 (C-2)	Seramik Altlık+Suda soğutma		51	1,7123
8 (C-3)	Seramik Altlık		48	3,0822
15 (D-1)	Bakır Altlık	%6N ₂ +Argon	47	3,4246
14-1 (D-2)	Seramik Altlık+Suda soğutma		37	0,0000
14-2 (D-2)				0,0000
16 (D-3)	Seramik Altlık		35	0,6849
11(E-1)	Bakır Altlık	%9N ₂ +Argon	48	1,7123
12 (E-2)	Seramik Altlık+Suda soğutma		34	3,0822
13-1 (E-3)	Seramik Altlık		36	9,1743
13-2 (E-3)				8,5000
1 (A)	Ana Malzeme		55	0,0000

Çizelge 5.10'da görüldüğü gibi ASTM A 923'e göre korozyon testi sonrası hesaplanan bu değerlerin sonucu 10 mdd değerini geçmemelidir. Sonuç 10 değerinin altında ise; kaynaklı birleştirmede, bağlantının korozyon ve mekanik özelliklerini kullanım yerinde olumsuz

etkileyecek düzeyde sigma, nitrür veya diğer metallerarası zararlı bileşiklerin olmadığı anlaşılmaktadır.

Bununla birlikte; Çizelge 5.10’da görüldüğü gibi; %71 delta ferrit içeriğine sahip olan saf argon koruma gazı ve bakır altlık ile birleştirilmiş numuneler, %62 delta ferrit içeriğine sahip olan saf argon ile birlikte seramik altlık kullanılıp suda soğutulan numunedeki korozyon değerinin yaklaşık 3,6 katı daha zayıf korozyon direnci sergilemiştir. Bu duruma dubleks paslanmaz çeliklerde uygun korozyon ve mekanik dayanım için normal koşullarda %55-60 aralığında olması gereken delta ferrit içeriğinin %71 değerine çıkmasıyla ferrit içerisinde yapıdaki kromu azaltabilen zararlı metallerarası bileşikler oluşturmalarının neden olduğu düşünülmektedir.

Şekil 5.6’da Fe-22Cr-5.5Ni-3.0Mo-0.12N alaşımlarının TIG kaynağında ferrit-östenit dengesinin çukurcuk korozyon direncine olan etkisi görülmektedir (ASM Handbook Volume 13-A, 787).



Şekil 5.6. Fe-22Cr-5.5Ni-3.0Mo-0.12N alaşımlarının TIG kaynağında ferrit-östenit dengesinin çukurcuk korozyon direncine etkisi (ASM Handbook Volume 13-A, 787)

Şekil 5.6’da görüldüğü gibi, dubleks paslanmaz çeliklerde optimum korozyon direnci için en uygun delta ferrit fazı miktarı yaklaşık eşit ferrit-östenit fazını barındırdığı hali olan %50-55 aralığında olması önerilmektedir.

Kaynak işlemi esnasında kaynaklı bağlantının korozyon direncini önemli derecede etkileyen birtakım değişiklikler meydana gelmektedir. Isı girdisi ve kaynak tekniği önemli derecede rol oynamaktadır. Kaynağın katılma şekli kaynaklı bağlantıların korozif ortamlarda nasıl davranış göstereceğini anlamada öneme sahiptir (ASM Handbook, Volume 13-B, 771- 772).

Dubleks paslanmaz çeliklerde yeterli korozyon direnci ve uygun mekanik özellikler için kaynak metali delta ferrit fazı miktarı %60 sınırını geçmemesi gerekir. Ayrıca klor içeren ortamlardaki korozyona yeterli direnç için en az %25 delta ferrit içeriği gerektiği belirtilmektedir (ASM Handbook Volume 13-A, 2003). Diğer taraftan, östenitik paslanmaz çeliklerde bu oran %5 ile %10 arasında tavsiye olunmaktadır (Kou, 2003: 216).

Çizelge 5.10'da görüldüğü gibi, koruma gazına ilave edilen azot gazı miktarı kaynaklı bağlantıdaki östenit oranını arttırmaktadır. ASTM A 923'e göre demir-klorürlü korozyon çözeltisinde test edilen kaynaklı numunelerdeki östenitin klor içeren ortamlara dayanıksız oluşu ve bunun yanında delta ferritin bu çözeltiye daha dayanıklı olması sonucunda bağlantıdaki östenit miktarı koruyucu gaza %1 ve %3 azot ilavesi durumlarında delta ferritle yaklaşık olarak eşit oranlarda bulunmuş ve korozyon testlerinde başarılı olmuşlardır.

Bununla birlikte korozyon testlerinde dikkat çeken diğer husus argon koruyucu gazına %6 azot ilavesiyle birleştirilen ve %37 delta ferrit fazı içeren numune korozyon testinden ana malzemede görüldüğü gibi etkilenmemiştir. Şekil 6.2'den görüldüğü gibi bu numunede az da olsa korozyon beklenmelidir. Bu durumu netleştirmek için aynı kaynaklı bağlantıdan tekrar yeni bir korozyon test numunesi oluşturulmuş ancak yine aynı sonuç alınmıştır.

Argon koruyucu gazına ilave edilen azot gazı miktarı %9 değerine çıkarıldığında Çizelge 5.10'da görüldüğü gibi seramik altlıkla yavaş soğutulan numunede korozyon direnci en düşük değerine ulaşmıştır. Bu numunede %64 olan östenit fazı miktarı ile birlikte argon gazına ilave edilen çok yüksek azot içeriğinin daha yoğun krom-nitrürler oluşturarak korozyon dayanımını azalttığı düşünülmektedir.

Bütün kaynak koşullarında numunelerin ASTM A 923'e göre uygulanan korozyon (ağırlık kaybı) testinde sınır değer olan 10 mdd'nin altında sonuçlar verdiği ve tüm numunelerin başarılı olduğu görülmektedir.

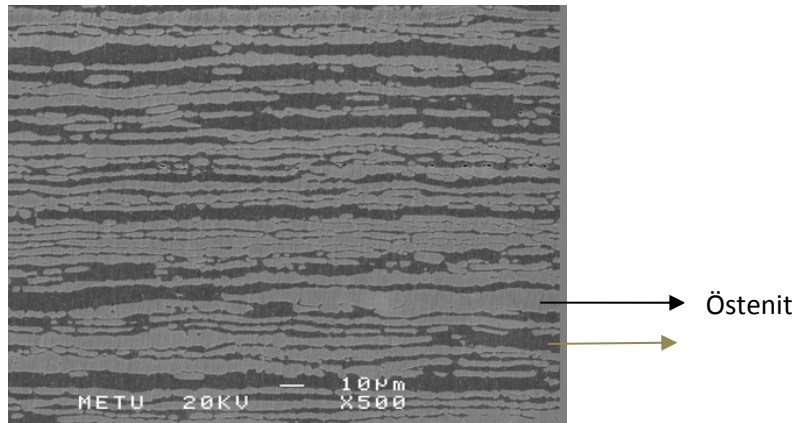
Korozyon test sonuçlarına göre optimum korozyon direnci için dubleks paslanmaz çeliklerin temin edildiği şekliyle yapısı olan %55-60 delta ferrit fazı içeriğine sahip kaynaklı bağlantıların elde edilmesinin uygun olacağı düşünülmektedir.

5.5. Ana Malzeme, En Düşük ve En Yüksek Korozyon Direnci Sergileyen

Numunelerin SEM-EDS Mikro Yapısal İncelemeleri ve XRD Analizleri

Çizelge 5.10'da verilen sonuçlara göre en düşük ve en yüksek korozyon direnci sergileyen numuneler ile birlikte referans olması için ana malzemedeki korozyona neden olabilecek muhtemel faz veya metallerarası zararlı bileşikler tespit etmek amacıyla 'Taramalı Elektron Mikroskobu' ve 'EDS' analizlerinden yararlanılmıştır. Ayrıca meydana gelecek fazları tanımlamada X ışınları difraksiyonu (XRD) analizi gerçekleştirilmiştir. Sonuçlar sırasıyla verilmektedir.

Ana malzeme, en yüksek korozyon direnci gösteren ana malzeme yapısı Resim 5.36'da gösterilmiştir.

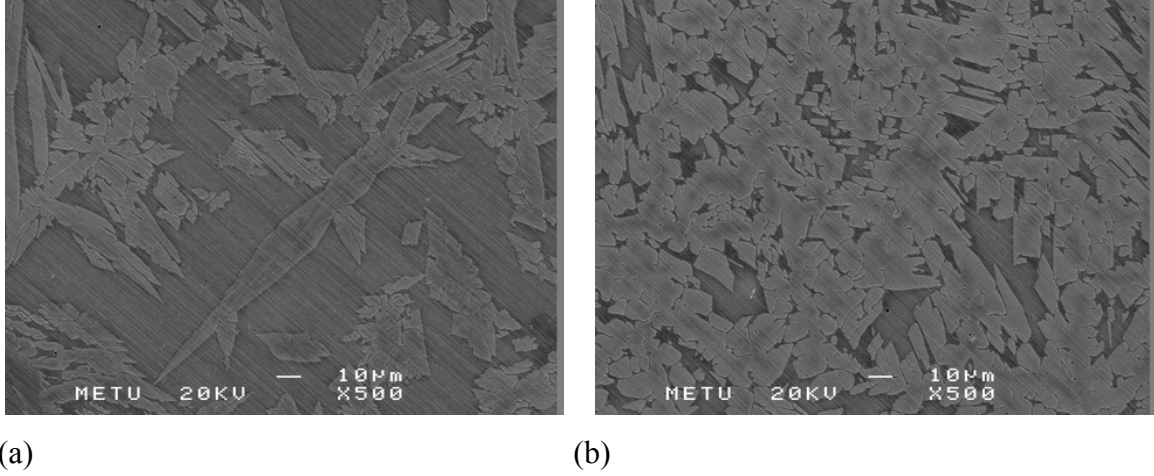


Resim 5.36. Ana malzeme (A) SEM mikro yapı görüntüleri (koyu faz: delta ferrit açık faz: östenit, 500x)

Resim 5.36'da görüldüğü gibi yapı; östenit ve delta ferrit fazlarından meydana gelmektedir. Östenit ve ferrit fazı dışında herhangi bir metallerarası bileşik tespit

edilememiştir. Daha yüksek büyütme oranlarında da tarama yapılmış ancak oluşan düşük kontrast ile birlikte metalografik olarak başka faz veya bileşikler bulunamamıştır.

Resim 5.37’de en yüksek korozyon direnci gösteren %6 N₂+argon, seramik altlık, suda soğutma, ile elde edilen ve yapısında %37 δ -ferrit fazı barındıran kaynaklı numunenin (D-2) ITAB ve kaynak metali mikroyapıları gösterilmiştir.

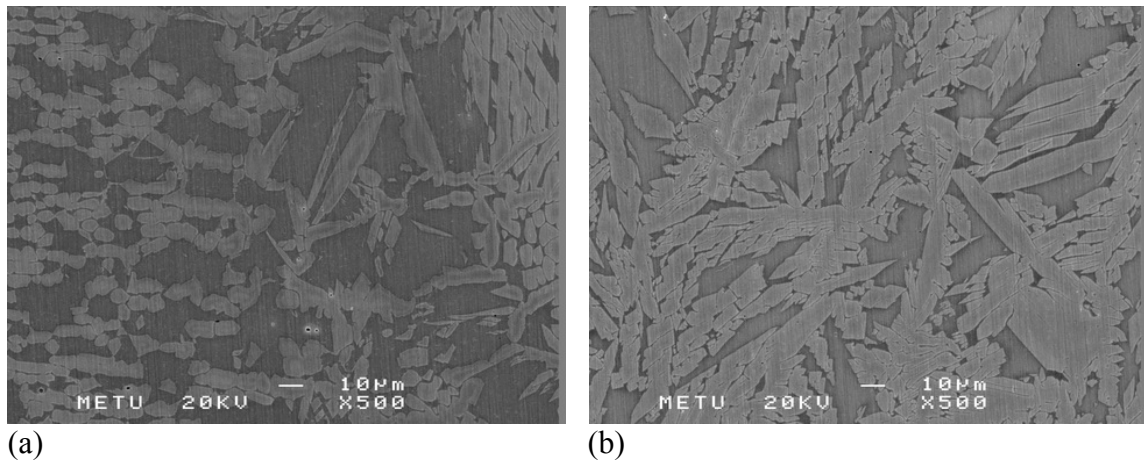


Resim 5.37. %6 N₂+argon, seramik altlık suda soğutma, %37 δ -ferrit içeren numunenin SEM mikroyapı görüntüleri

(a) ITAB

(b) kaynak metali (koyu faz: delta ferrit açık faz: östenit, 500x)

Resim 5.38’de ise en zayıf korozyon direnci gösteren %9 N₂+ argon koruma gazı, seramik altlık kullanarak yapısında %36 δ -ferrit içeren kaynaklı numunenin (E-3) ITAB ve kaynak metali mikro yapısı görülmektedir.



Resim 5.38. %9 N₂+ argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ -ferrit içeren numunenin SEM mikroyapı görüntüleri

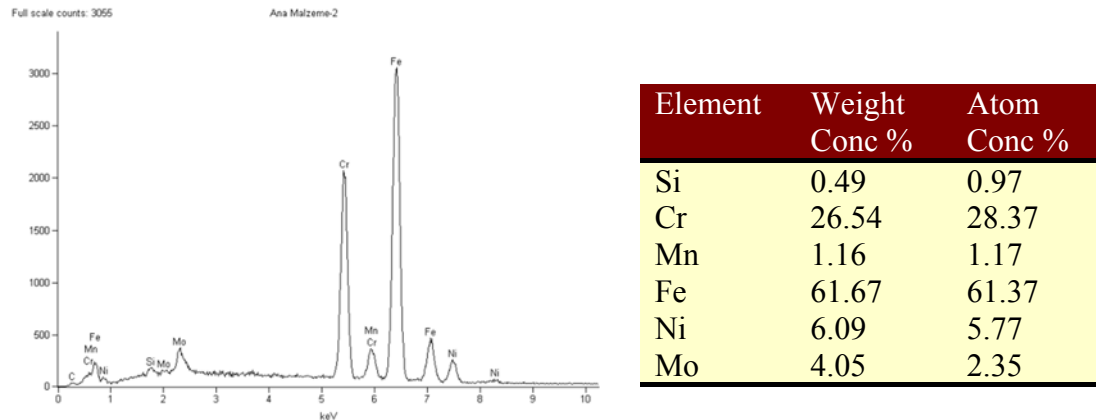
(a) ITAB

(b) kaynak metali (koyu faz: delta ferrit açık faz: östenit, 500x)

Resim 5.37 ve 5.38’de görüldüğü gibi, kaynak metalinde östenit fazının ağırlıkta olduğu yapı baskın iken ITAB’da küçük küresel östenit tanelerinin ağırlıkta olduğu bir yapı görülmektedir.

Araştırmacılar, dubleks paslanmaz çeliklerdeki muhtemel çökeltilerin metalografik yöntemlerle teşhisinin oldukça güç olduğu ifade edilmektedir (ASM Handbook Volume 6, 1218-1220). SEM mikro yapı görüntülerinden östenit ve delta ferrit fazı dışında başka bir metaller-arası bileşik veya faz tespit edilememesi üzerine yine referans olması için ana malzeme ve en yüksek korozyon direnci gösteren kaynaklı numune (%6 N₂+argon koruma gazı, seramik altlık, suda soğutma, %37 δ -ferrit) ile en zayıf korozyon dayanımı gösteren kaynaklı numune (%9 N₂+ argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ -) numune üzerinde korozyona neden olabilecek unsurları tespit edebilmek amacıyla EDS analizine tabi tutulmuşlardır.

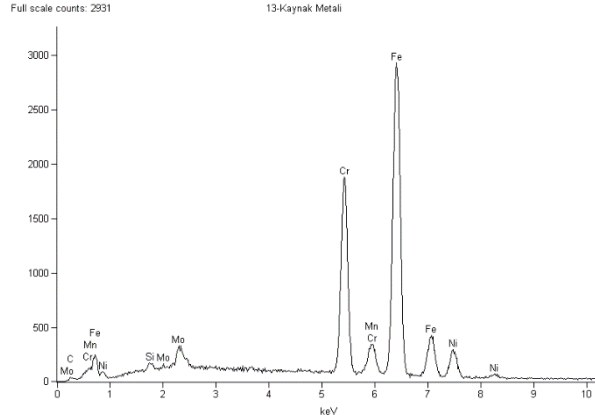
Ana malzemedan (A) alınan çizgisel EDS analizi sonuçları Şekil 5.7’de gösterilmektedir.



Şekil 5.7. Ana malzeme çizgisel EDS analizi sonucu

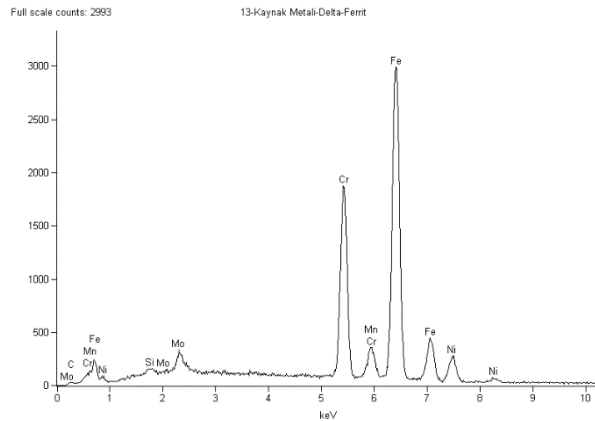
Şekil 5.7 de görüldüğü gibi, çizgisel EDS analiz sonucu, ana malzemenin Cr içeriği %26,54, nikel içeriği %6,09, molibden ise %4.05 tespit edilmiştir.

Kaynaklı bağlantılar arasında en zayıf korozyon direnci gösteren numune (E-3, %9N₂+argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ -ferrit), kaynak metali çizgisel, kaynak metali noktasal delta ferrit fazı noktasal, kaynak metali östenit fazı noktasal, ITAB çizgisel, ITAB delta ferrit fazı noktasal ve ITAB östenit fazı noktasal EDS analizi sonuçları sırasıyla Şekil 5.8 (a), (b), (c), (d), (e), (f)’de gösterilmiştir.



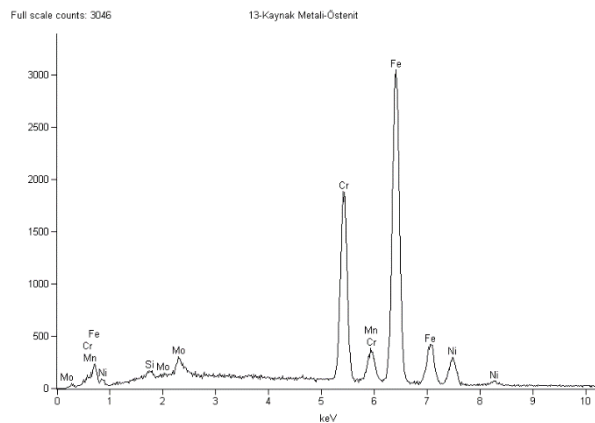
Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.55	1.09
Cr	24.84	26.57
Mn	1.28	1.30
Fe	61.78	61.55
Ni	7.57	7.18
Mo	3.97	2.30

(a)



Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.52	1.03
Cr	24.72	26.43
Mn	1.35	1.37
Fe	62.20	61.92
Ni	7.51	7.11
Mo	3.70	2.15

(b)

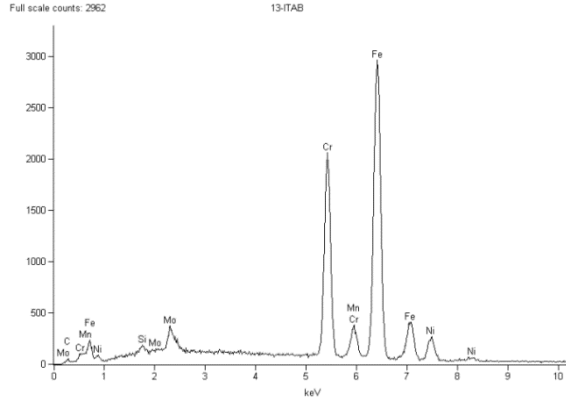


Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.51	1.01
Cr	24.88	26.52
Mn	1.40	1.41
Fe	62.67	62.18
Ni	7.65	7.22
Mo	2.90	1.67

(c)

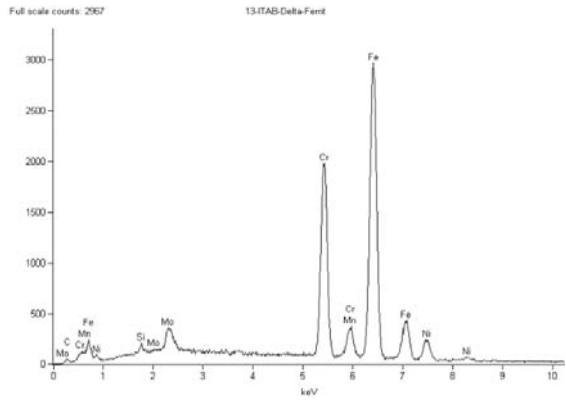
Şekil 5.8. En zayıf korozyon direnci gösteren %9N₂+argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılan numunenin EDS analiz sonuçları

- (a) Kaynak metali (çizgisel)
- (b) Kaynak metali delta ferrit fazı (noktasal)
- (c) kaynak metali östenit fazı (noktasal)
- (d) ITAB (çizgisel)
- (e) ITAB delta ferrit fazı (noktasal)
- (f) ITAB östenit fazı (noktasal)



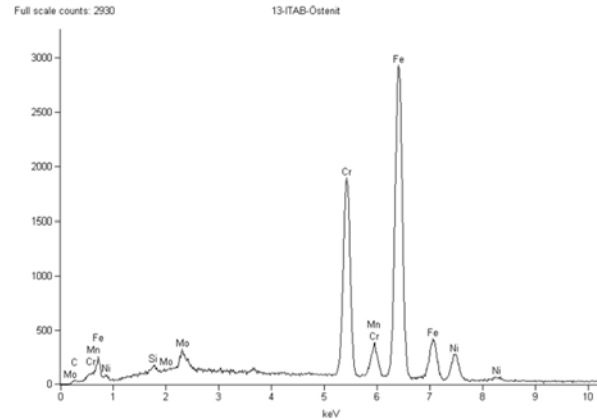
Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.52	1.03
Cr	26.06	27.89
Mn	1.12	1.14
Fe	61.48	61.26
Ni	6.55	6.21
Mo	4.27	2.47

(d)



Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.54	1.08
Cr	26.71	28.60
Mn	1.03	1.05
Fe	60.94	60.75
Ni	6.20	5.88
Mo	4.58	2.66

(e)



Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.52	1.02
Cr	25.86	27.55
Mn	1.09	1.10
Fe	61.55	61.06
Ni	7.97	7.52
Mo	3.02	1.74

(f)

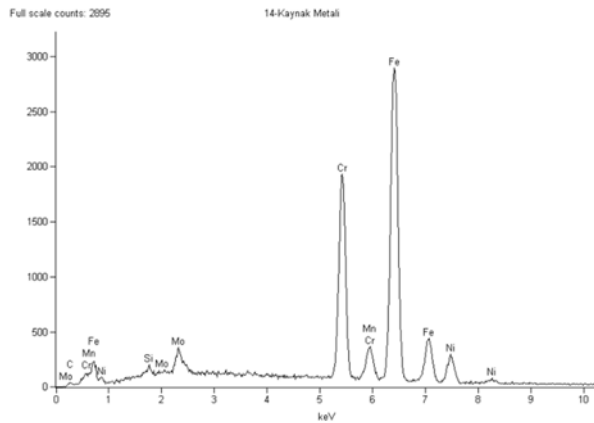
Şekil 5.8. (devam) En zayıf korozyon direnci gösteren %9N₂+argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılan numunenin EDS analiz sonuçları

- (a) Kaynak metali (çizgisel)
- (b) Kaynak metali delta ferrit fazı (noktasal)
- (c) kaynak metali östenit fazı (noktasal)
- (d) ITAB (çizgisel)
- (e) ITAB delta ferrit fazı (noktasal)
- (f) ITAB östenit fazı (noktasal)

Şekil 5.8’de görüldüğü gibi, en zayıf korozyon direnci gösteren %9N₂+argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılan numunenin krom içeriği; kaynak metalinde %24,84, delta ferritte %24,72, östenitte ise %24,88 olarak tespit edilmiştir.

Ana malzemede bu değer %26,54 olarak bulunmuştur. Kaynaklı bağlantıda krom içeriği ana malzemeye göre azalma göstermiştir.

Çalışmada kaynaklı numuneler arasında en yüksek korozyon direnci gösteren (D-2, %6 N₂+argon koruma gazı, seramik altlık ve suda soğutma, %37 δ-ferrit) numunenin kaynak metalini çizgisel, kaynak delta ferrit fazı noktasal, kaynak metalini östenit fazı noktasal, ITAB çizgisel, ITAB delta ferrit fazı noktasal ve ITAB östenit fazı noktasal EDS analizi sonuçları ise sırasıyla Şekil 5.9 (a), (b), (c), (d), (e), (f)’de gösterilmiştir.



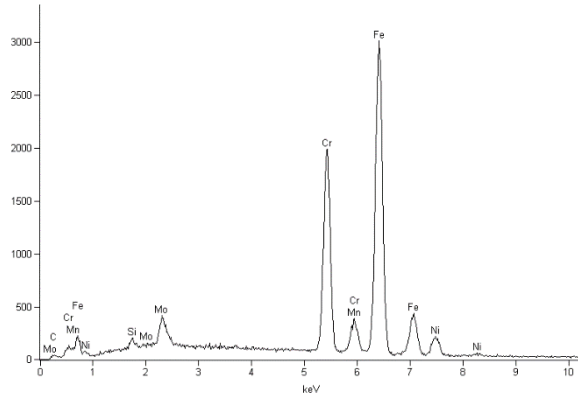
Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.53	1.05
Cr	25.20	26.96
Mn	1.51	1.53
Fe	61.26	61.01
Ni	7.60	7.20
Mo	3.90	2.26

(a)

Şekil 5.9. En yüksek korozyon direnci gösteren %6 N₂+argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılarak suda soğutulan numunenin EDS analiz sonuçları

- (a) Kaynak metalini çizgisel
- (b) Kaynak metalini delta ferrit fazı noktasal
- (c) Kaynak metalini östenit fazı noktasal
- (d) ITAB çizgisel
- (e) ITAB delta ferrit fazı noktasal
- (f) ITAB östenit fazı noktasal

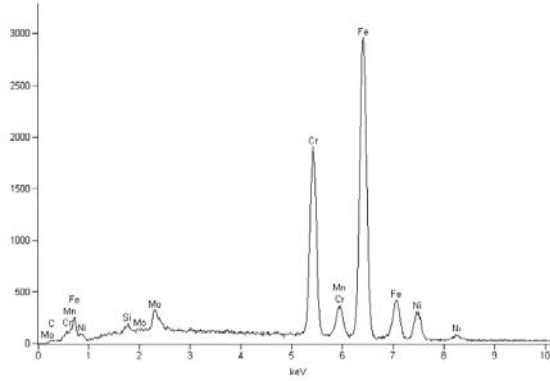
Full scale counts: 3009 14-Kaynak Metali-Delta-Ferit



Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.62	1.24
Cr	26.08	27.98
Mn	1.56	1.58
Fe	60.91	60.85
Ni	5.56	5.28
Mo	5.27	3.07

(b)

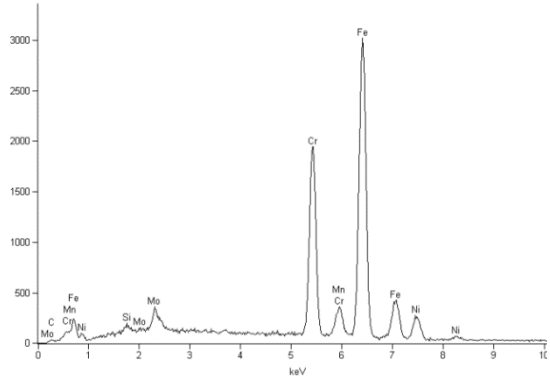
Full scale counts: 2958 14-Kaynak Metali-Östenit



Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.53	1.05
Cr	25.23	26.94
Mn	1.50	1.52
Fe	60.85	60.50
Ni	8.47	8.01
Mo	3.42	1.98

(c)

Full scale counts: 3017 14-ITAB

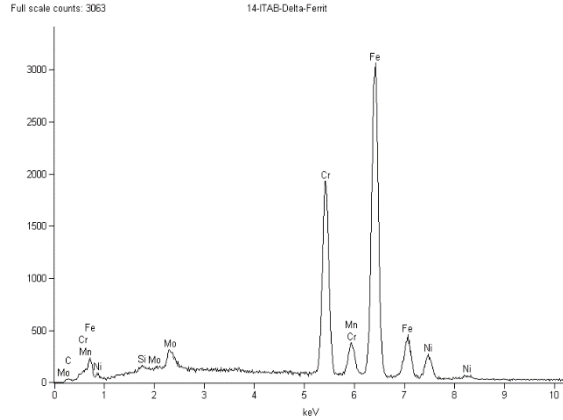


Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.52	1.04
Cr	25.68	27.46
Mn	1.13	1.14
Fe	61.37	61.10
Ni	7.37	6.98
Mo	3.92	2.27

(d)

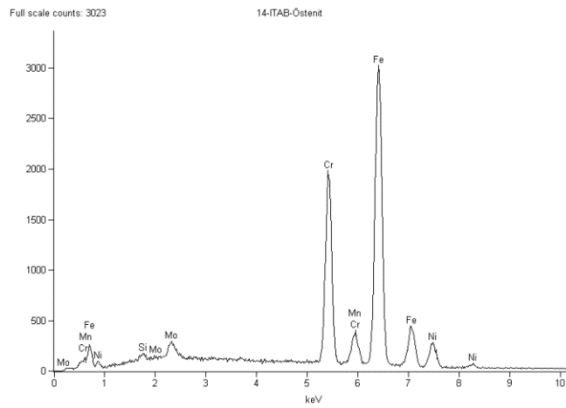
Şekil 5.9. (devam) En yüksek korozyon direnci gösteren %6 N₂+argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılarak suda soğutulan numunenin EDS analiz sonuçları

- (a) Kaynak metali çizgisel
- (b) Kaynak metali delta ferrit fazı noktasal
- (c) Kaynak metali östenit fazı noktasal
- (d) ITAB çizgisel
- (e) ITAB delta ferrit fazı noktasal
- (f) ITAB östenit fazı noktasal



Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.36	0.72
Cr	25.80	27.58
Mn	1.81	1.84
Fe	61.65	61.36
Ni	6.80	6.44
Mo	3.58	2.07

(e)



Element	Weight Conc %	Atom Conc %
Si	0.47	0.92
Cr	25.51	27.24
Mn	1.49	1.51
Fe	61.80	61.43
Ni	7.34	6.94
Mo	3.39	1.96

(f)

Şekil 5.9. (devam) En yüksek korozyon direnci gösteren %6 N₂+argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılarak suda soğutulan numunenin EDS analiz sonuçları

- (a) Kaynak metali çizgisel
- (b) Kaynak metali delta ferrit fazı noktasal
- (c) Kaynak metali östenit fazı noktasal
- (d) ITAB çizgisel
- (e) ITAB delta ferrit fazı noktasal
- (f) ITAB östenit fazı noktasal

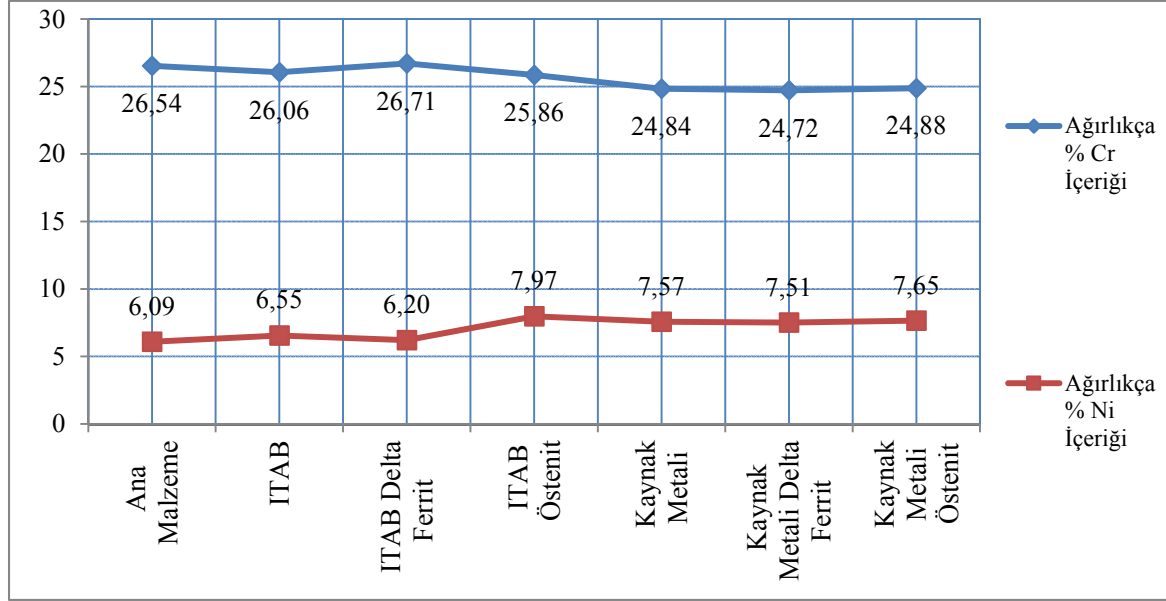
Şekil 5.9'da görüldüğü gibi, en yüksek korozyon direnci gösteren %6 N₂+argon koruma gazı ve seramik altlık kullanılarak suda soğutulan numunenin kaynak metali krom içeriği %25,20, delta ferritte %26,08, östenitte %25,23 olarak bulunmuş ana malzemede bu değer %26,54 olarak tespit edilmiştir. En yüksek korozyon direnci sergileyen bu numunede ana malzemeye göre kaynak metali krom içeriği nispeten diğer kaynaklı numunelere göre kayda değer bir azalma göstermemiştir.

Ayrıca çalışmada ana malzeme, %9N₂+argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ-ferrit ve %6 N₂+argon koruma gazı, seramik altlık ve suda soğutma, %37 δ-ferrit içeren numunelerin EDS analizi sonuçları Çizelge 5.11’de özetlenmiştir.

Çizelge 5.11. Ana malzeme, (13) %9N₂+ argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ-ferrit ve (14) %6 N₂+argon koruma gazı, seramik altlık ve suda soğutma, %37 δ-ferrit içeren numunelerin SEM EDS analizi sonuçları

Numune Adı ve İnceleme Bölgesi	Element (%Ağırlıkça Bileşim)					
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Ana Malzeme (A)	0,49	26,54	1,16	61,67	6,09	4,05
13 (E-3) Kaynak Metali	0,55	24,84	1,28	61,78	7,57	3,97
13 (E-3) Kaynak Metali Delta Ferrit	0,52	24,72	1,35	62,20	7,51	3,70
13 (E-3) Kaynak Metali Östenit	0,51	24,88	1,40	62,67	7,65	2,90
13 (E-3) ITAB	0,52	26,06	1,12	61,48	6,55	4,27
13 (E-3) ITAB Delta Ferrit	0,54	26,71	1,03	60,94	6,20	4,58
13 (E-3) ITAB Östenit	0,52	25,86	1,09	61,55	7,97	3,02
14(D-2) Kaynak Metali	0,53	25,20	1,51	61,26	7,60	3,90
14 (D-2) Kaynak Metali Delta Ferrit	0,62	26,08	1,56	60,91	5,56	5,27
14 (D-2) Kaynak Metali Östenit	0,53	25,23	1,50	60,85	8,47	3,42
14 (D-2) ITAB	0,52	25,68	1,13	61,37	7,37	3,92
14 (D-2) ITAB Delta Ferrit	0,36	25,80	1,81	61,65	6,80	3,58
14 (D-2) ITAB Östenit	0,47	25,51	1,49	61,80	7,34	3,39

İlave olarak seramik altlık kullanılarak %9N₂+argon koruma gazıyla birleştirilen, yapısında %36 δ-ferrit içeren numunenin EDS analiz sonuçlarına göre Cr ve Ni içeriği grafiksel olarak Şekil 5.10’da gösterilmiştir.

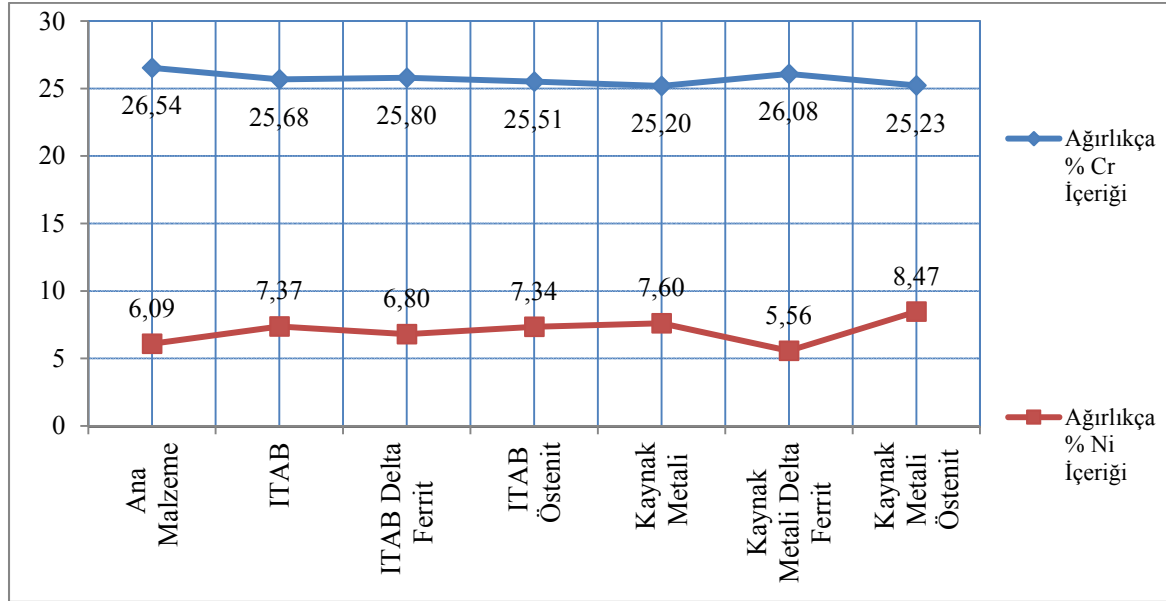


Şekil 5.10. Seramik altlık kullanılarak %9N₂+argon koruma gazıyla birleştirilen, %36 δ-ferrit içeren numunenin SEM-EDS analiz verilerinin grafiği

Çizelge 5.11 ve Şekil 5.10’da görüldüğü gibi ana malzemenin %26.54 olan krom içeriği seramik altlık kullanılarak %9N₂+argon koruma gazıyla birleştirilen ve yapısında %36 δ-ferrit içeren numunenin kaynak metalinde ferrit miktarı %24.72’ye kadar düşmüştür. Bu düşüşün muhtemel nedeninin literatürde dubleks paslanmaz çeliklerde hem kaynak işleminde soğuma esnasında hem de ana malzemede solüsyona alma ve suda soğutma ısıtma işlemleri sonrasında görülebilen tercihan ferrit içerisinde oluşabilecek Cr₂N bileşikler olduğu düşünülmektedir (Gunn 2003: 44).

Bununla birlikte kromun ferrit oluşturunca etkisi sebebiyle kaynak metalinde ve ITAB’da delta ferrit östenitten daha yüksek krom içeriğine sahip olmuştur. Ayrıca ana malzemede %6.09 olarak tespit edilen nikel içeriği kaynaklı numunede kaynak metalinin delta ferrit fazında %7.51 ve östenit fazında ise %7.65 değerine kadar yükselmiştir. Bu artışın nedeni, deneysel metotlar bölümünde ifade edildiği üzere kaynak ilave telinin ana malzemedan yüksek olan nikel içeriğidir.

Çalışmada, Şekil 5.11’de ise %6 N₂+argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılarak birleştirilen ve suda soğutulan yapısında %37 δ-ferrit fazı içeren kaynaklı numunenin SEM EDS analizi EDS analiz sonuçlarına göre Cr ve Ni içeriği grafiksel olarak gösterilmiştir.



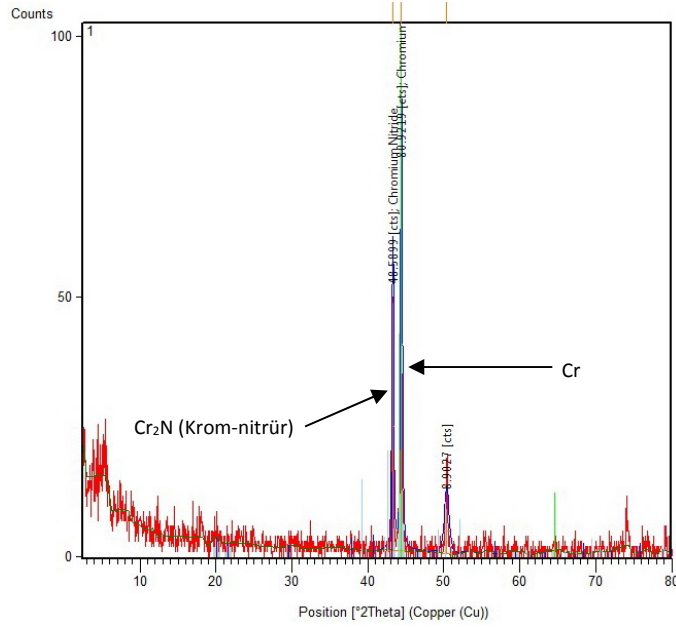
Şekil 5.11. Seramik altlık kullanılarak suda soğutulan %6N₂+argon koruma gazıyla birleştirilen, %37 δ-ferrit içeren numunenin SEM-EDS analiz verilerinin grafiği

Şekil 5.11’de görüldüğü gibi ana malzemede %26.54 olan krom elementi miktarı kaynaklı numunede kaynak metalinin delta ferrit fazında 26,08 olarak tespit edilmiştir. Kaynaklı numunede delta ferritin krom içeriğinde kayda değer bir düşüş gözlenmemiştir. Bundan dolayı numunede önemli miktarda bir krom-nitrür bileşiği oluşumu beklenmemektedir. Kaynaklı bağlantıların korozyon direnci testi bölümünde verildiği üzere bu kaynaklı numunenin korozyon test sonuçları incelendiğinde korozyon testinden etkilenmediği anlaşılmaktadır. Bu numunede korozyon test sonuçları ile SEM-EDS analizleri birbirini desteklemektedir.

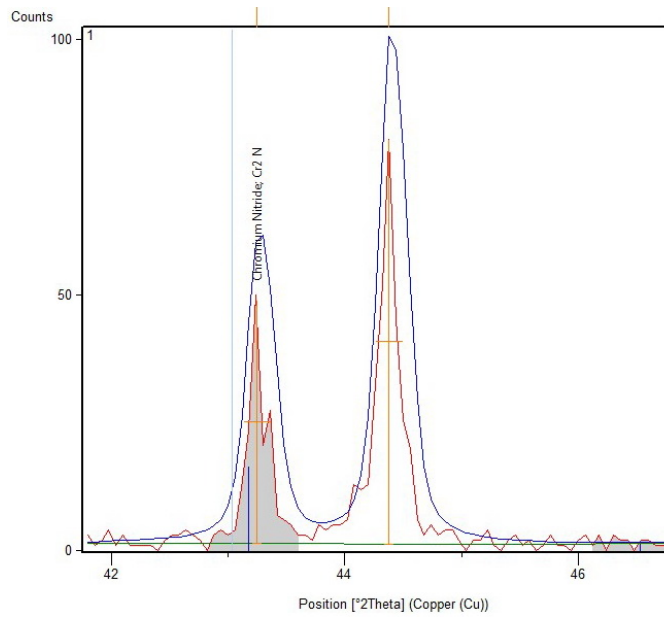
Seramik altlık kullanılarak %9N₂+argon koruma gazıyla birleştirilen, yapısında %36 δ-ferrit fazı içeren numuneye benzer şekilde bu numunede de ana malzemede %6,09 olan nikel elementi miktarı kaynak metali östenit fazında %8.47 değerine kadar yükselmiştir. Bu duruma yüksek nikel içeren kaynak ilave teli neden olmuştur.

SEM-EDS analizleri sonucunda ana malzemeye göre kaynak metalinde tespit edilen krom içeriğindeki azalma üzerine yine referans olması için ana malzeme ve en yüksek korozyon direnci gösteren kaynaklı numune (%6 N₂+argon koruma gazı, seramik altlık, suda soğutma, %37 δ-ferrit) ile en zayıf korozyon direnci gösteren kaynaklı numunede (%9 N₂+argon koruma gazı, seramik altlık, %36 δ-ferrit) korozyona neden olan faz veya bileşikler

tespit edebilmek amacıyla X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi uygulanmıştır. XRD analiz sonuçları sırasıyla; Şekil 5.12 ve Şekil 5.13’de gösterilmiştir.



(a)



(b)

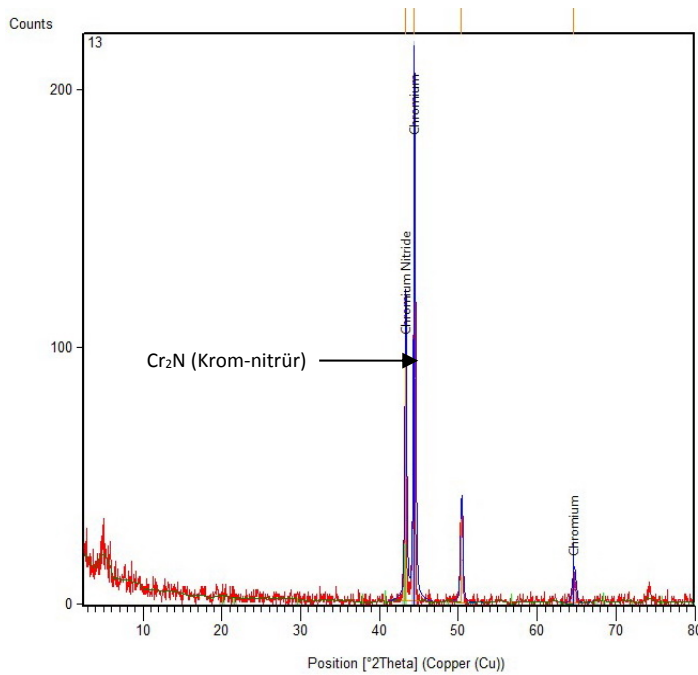
Şekil 5.12. (a) ve (b) Ana malzeme XRD analizi

Şekil 5.12. (a) ve (b)’de görüldüğü gibi ana malzemede (numune-A) krom-nitrür bileşiği tespit edilmiştir. Dubleks paslanmaz çeliklere ferritik-östenitik (çift fazlı) yapılarını elde etmek için üretimleri sonrasında alaşıma göre değişen sıcaklıklarda ($\sim 1050^{\circ}\text{C}$ ’de) tavlansın suda hızlı soğutma ısıl işlemi uygulanmaktadır. Araştırmacılar; kaynak işlemi sonrasında

olabildiği gibi çözeltiye alınıp suda soğutma ısıt işlemleri sonrasında da krom-nitrürlerin oluşabildiğini ve artan soğuma hızının krom nitrürlerin miktarının arttığını belirtmektedirler (Gunn 2003: 44; Lippold ve Kotecki: 244). Şekil 5.12’de ana malzemede tespit edilen krom-nitrür bileşiği bunu doğrulamaktadır.

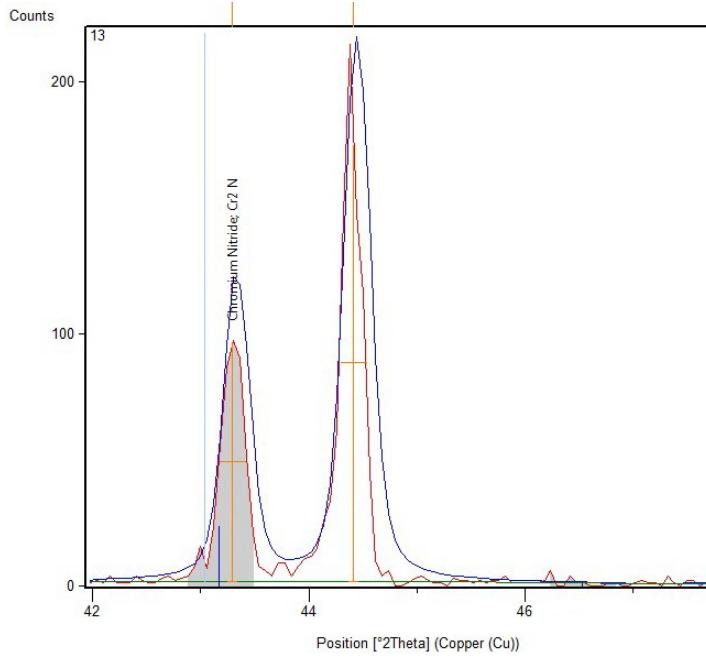
Scridhar ve Kolts (1987), dubleks paslanmaz çelikler üzerine yaptıkları bir çalışmalarında, yüksek sıcaklıklardan soğuma üzerine azotun korozyon dayanımının düşmesine neden olacak şekilde ferrit içerisinde zararlı metallerarası bileşikler (örnek olarak Cr_2N) oluşturacağını bildirmişlerdir.

Şekil 5.13. (a) ve (b)’de ise; %9 N_2 +argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan, %36 δ -ferrit içeren, en zayıf korozyon direncine sahip (E-3) numunenin XRD analizi sonucu gösterilmiştir.



(a)

Şekil 5.13. (a) ve (b) %9 N_2 +argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan, %36 δ -ferrit içeren en zayıf korozyon direnci gösteren numunenin XRD analizi



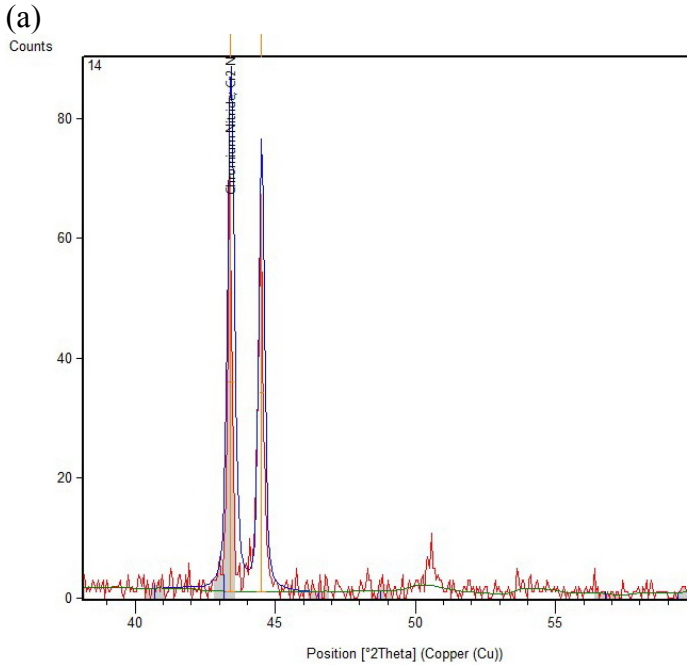
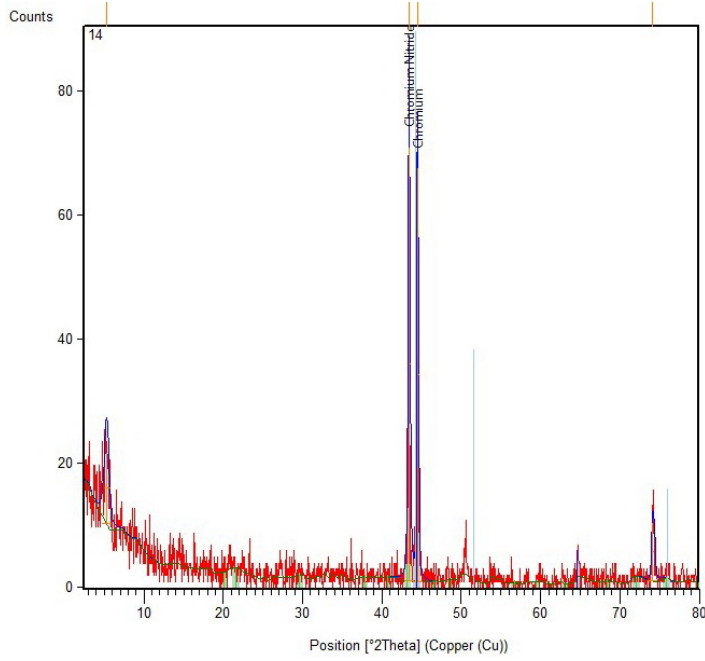
(b)

Şekil 5.13. (devam) (a) ve (b) %9N₂+argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan, %36 δ -ferrit içeren en zayıf korozyon direnci gösteren numunenin XRD analizi

Şekil 5.13. (a) ve (b)'de görüldüğü gibi %9N₂+argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan ve yapısında %36 δ -ferrit fazı bulunduran numunede krom-nitrür bileşiği tespit edilmiştir.

Koruyucu gaz çok yüksek azot içeriği (%9) ile ferritin içerisinde azotun çözünürlük sınırının aşılmasına bağlı olarak yoğun krom nitrürlerin oluşumuna neden olduğu düşünülmektedir (Lippold ve Kotecki 2005: 240). Korozyon test sonuçlarında bu numunede en zayıf korozyon direnci tespit edilmiştir.

Çalışmada Şekil 5.14. (a) ve (b); ise %6 N₂+argon koruma gazı ile seramik altlıkla birleştirilen ve suda soğutulan ve yapısında %37 δ -ferrit fazı içeren en yüksek korozyon direnci gösteren (D-2) numunenin XRD analizi sonucunu göstermektedir.



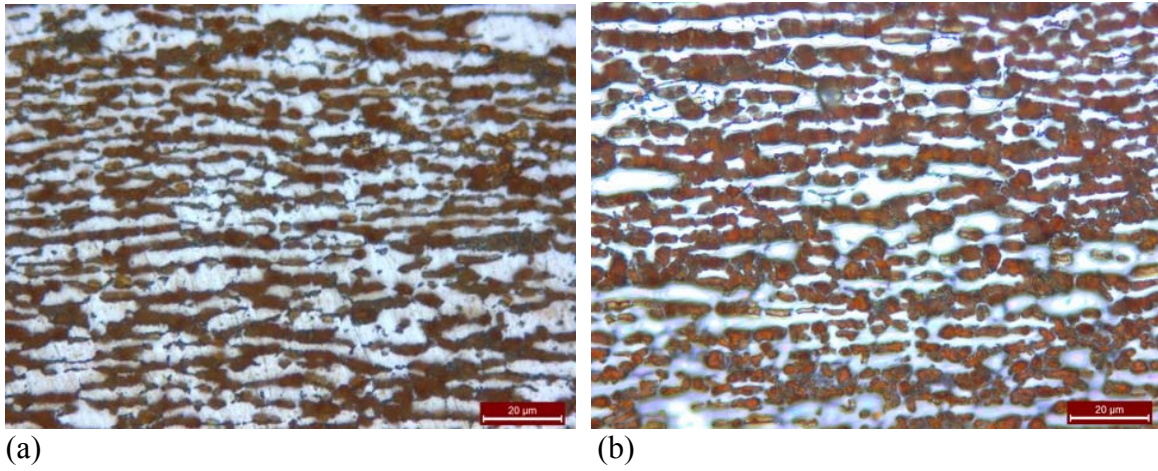
(b)

Şekil 5.14. (a) ve (b) %6 N₂+argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan ve suda soğutulan yapısında %37 δ-ferrit fazı içeren yüksek korozyon direnci gösteren numunenin XRD analizi

Şekil 5.14 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; %6 N₂+argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılarak suda soğutulan yapısında %37 δ-ferrit fazı bulunan numunede krom-nitrür çökeltileri tespit edilmiştir. Koruyucu gazdaki yüksek azot içeriği (%6) krom nitrürlerin oluşumuna neden olduğu düşünülmektedir. Ancak korozyon test sonuçlarına göre bu bileşiklerin miktarının %9N₂+argon koruma gazı ile seramik altlık kullanılan %36 δ-ferrit fazı içeren kaynaklı numuneye ve ana malzemeye göre daha az olduğu düşünülmektedir.

5.6. Dupleks Paslanmaz Çeliklerde Kullanım Koşulları veya Kaynak Sırasında Oluşabilen Zararlı Sigma Fazının Korozyon Dayanımına Etkileri

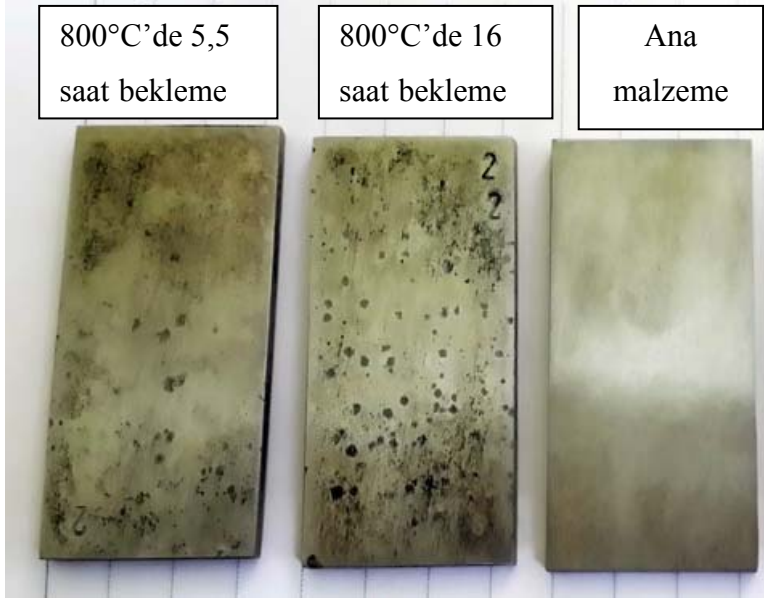
Çalışmanın deneysel metotlar bölümünde ifade edildiği üzere sigma fazı oluşturmak ve kaynaklı bağlantılarda bu yapının bulunup bulunmadığını kontrol edebilmek amacıyla ana malzemeye 5.5 saat ve 16 saat süreyle 800°C’de ısıtılma işlemi uygulanmış ve neticede bu iki ana malzeme numunelerinde meydana gelen sigma fazı mikro yapı görüntüleri Resim 5.39’da gösterilmiştir.



Resim 5.39. Isıl işlem uygulanmış ana malzeme numunelerinin mikro yapı görüntüleri (beyaz: östenit, açık kahve: delta-ferrit, koyu kahve sigma fazları 500x)
 (a) F-1 (2.1): 800°C’de 5.5 h.bekleme ve soğutma,
 (b) F-2 (2.2): 800°C’de 16 h.bekleme ve soğutma.

Resim 5.39’da görüldüğü gibi, yapıda açık renkli (beyaz) olanlar östenit, açık kahve renkli olanlar delta ferrit ve koyu kahve renkli yapılar ise sigma fazını göstermektedir. Artan ısıtılma işlem süresi ile, oluşan sigma fazının boyutlarının da arttığı görülmektedir. Araştırmacılar yaptıkları çalışmalarda sigma fazının 570°C-1000°C aralığında oluştuğunu ve bu oluşumun en hızlı 800-850°C’de meydana geldiğini belirtmişlerdir (Lippold ve Kotecki, 2005: 256). Bu çalışmada da sıcaklık 800°C seçilerek artan ısıtılma işlem süresiyle sigma fazının irileştiği belirlenmiştir. Isıl işlem süresinin artmasıyla malzemelerde sigma faz oranı artmış ve böylece korozyon direnci de giderek azalmıştır.

Korozyon testinde cam kap içerisindeki çözeltiye bırakılan numunelerin cam tabanına temas eden yüzeylerinde damlacıklar halinde bulunan korozyon demir-klörür çözeltisi alt yüzeylerde çukurcuk korozyonuna sebep olmuştur. Resim 5.40’da görüldüğü gibi ısıtılmamış ana malzemede herhangi bir korozyon durumu oluşmazken ısıtılma işlemiyle sigma fazı oluşturulan numunelerde ısıtılma işlem süresi arttıkça korozyonun arttığı görülmektedir.



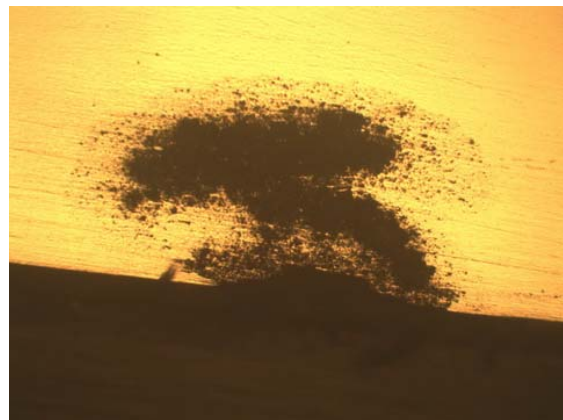
Resim 5.40. 800°C'de 5,5 ve 16 saat bekletilen ve soğutulan numunelerle, ana malzemenin korozyon testi sonrası yüzey durumları

Östenit fazının klor içeren ortamlara karşı zayıflığı, ferrit fazının ise bu klor içeren test ortamına östenite göre daha dayanıklı oluşu, korozyon test çözeltilerindeki klor iyonlarının östeniti daha fazla korozyona uğrattığı sonucunu ortaya çıkarmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005: 87, 201).

Resim 5.41 (a) ve (b) ile Resim 5.42'de 800°C sıcaklıkta sırasıyla 5,5 ve 16 saat bekletilen ve suda soğutulan numunelerde tespit edilen çukurcuk korozyon örnek şekilleri ve boyutları gösterilmiştir.

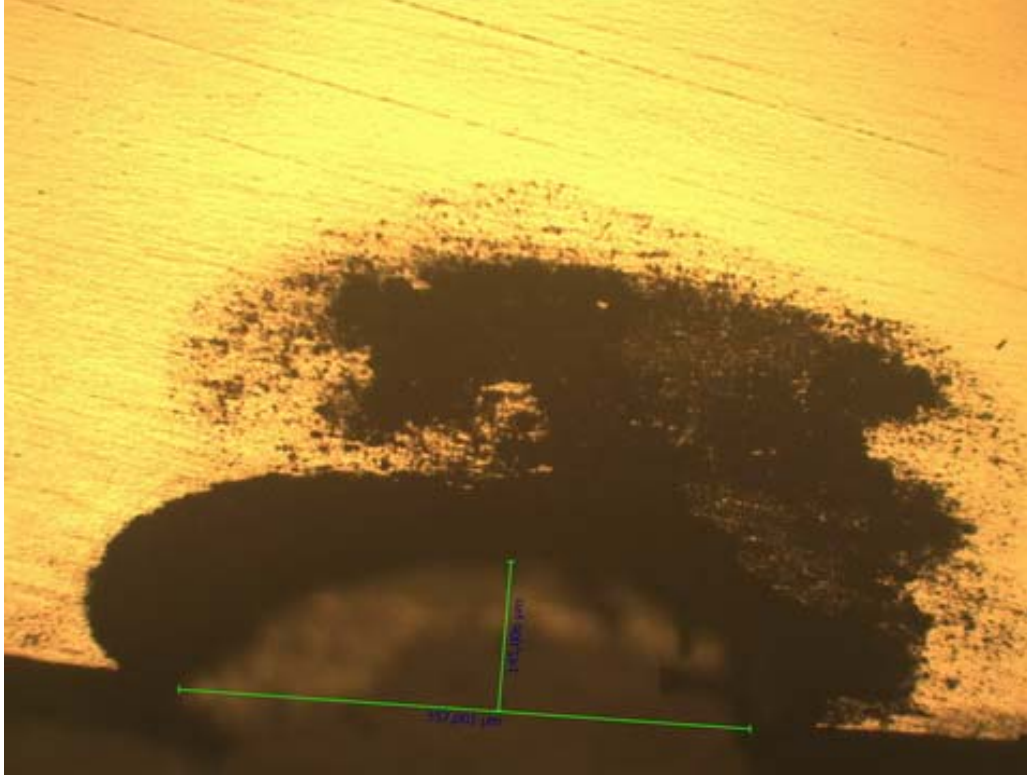


(a)



(b)

Resim 5.41. (a) ve (b) 800°C sıcaklıkta 5,5 saat bekletilmiş ve soğutulmuş ana malzemede çukurcuk korozyonu örnek görüntüleri

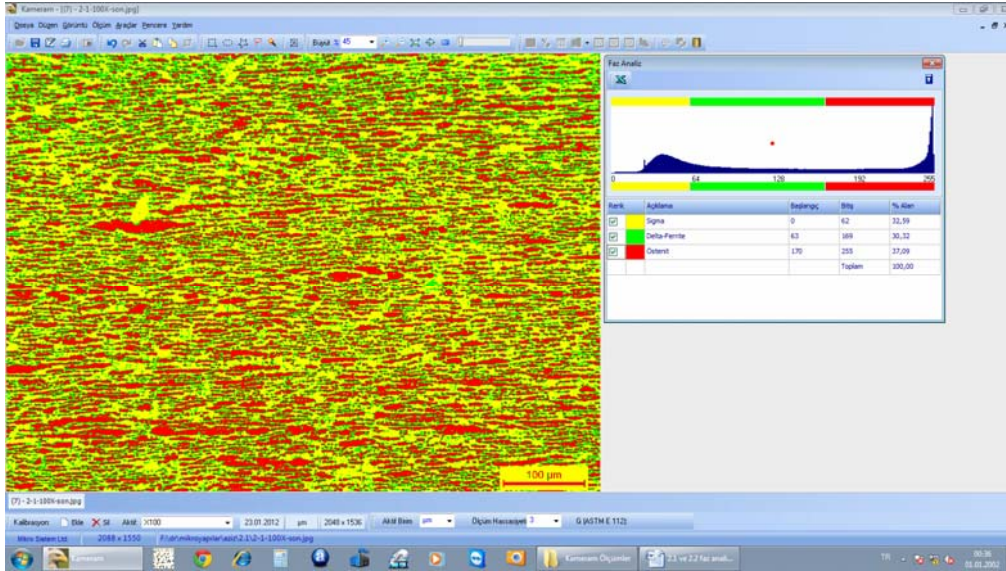


Resim 5.42. 800°C’de 16 saat bekletilen ana malzemede çukurcuk korozyonu görüntüsü (çukurcuk genişliği: 557,001µm, çukurcuk derinliği: 145,006 µm)

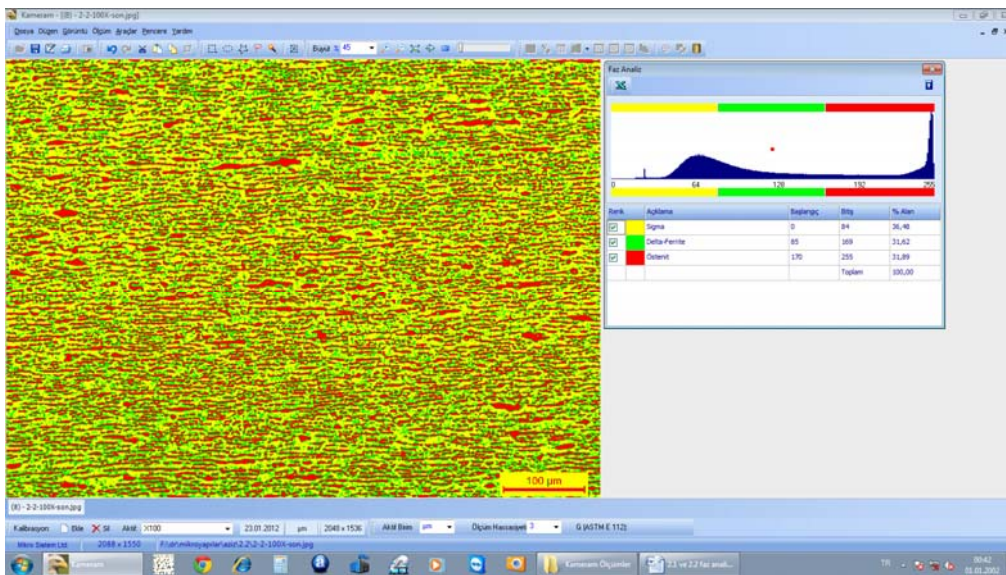
Resimlerden görüldüğü gibi, 800°C sıcaklıkta 16 saat bekletilip suda soğutularak sigma fazı oluşturulan numunedeki çukurcuk korozyonu örneğinde, çukurcuk boyutları yaklaşık olarak 0,557 mm genişlikte ve 0,145 mm derinlikte tespit edilmiştir.

Ana malzemeye ısıtıl işlem uygulayarak oluşturulan sigma fazının mikroyapıları literatürle (ASM Handbook Volume 9, 2004: 670-700) benzerlik göstermektedir.

Çalışmada, Resim 5.43 ve Resim 5.44’de ise iki ana malzemeye uygulanan 800°C sıcaklıkta 5.5 ve 16 saat bekletildikten sonra soğutma ısıtıl işlemi sonucunda elde edilen numunelerin faz analiz sonuçları gösterilmiştir.



Resim 5.43. 800°C’de 5,5 saat bekletilen ve soğutulan ana malzeme numunesinin faz analizi sonucu (kırmızı: östenit: %37.09, yeşil: delta ferrit: %30.32, sarı: sigma: %32.59)



Resim 5.44. 800°C sıcaklıkta 16 saat bekletilen ve soğutulan ana malzeme numunesinin faz analizi sonucu (kırmızı: östenit: %31,89, yeşil: delta ferrit: %31,62, sarı: sigma: %36,48)

Resim 5.43 ve Resim 5.44’de görüldüğü gibi, iki ayrı ana malzemeye uygulanan 800°C sıcaklıkta 5,5 saat bekleme ve soğutma ısı işlemleri sonucunda elde edilen numuneye yapılan faz analizinde %32,59 sigma fazı tespit edilirken, 800°C’de 16 saat bekleme ve soğutma ısı işlemleri uygulanan numunede ise %36,48 sigma fazı tespit edilmiştir. Sigma fazının en hızlı oluştuğu 800°C sıcaklıkta artan sürelerle bulunma sigma fazı oranını artırmıştır.

Tehovnik F. ve arkadaşlarının (2011) 2507 dubleks paslanmaz çeliklere yaptıkları çalışmalarında dubleks paslanmaz çeliklerde sigma fazı oluşumunun sertlikteki artışın temel nedeni olduğunu vurgulamışlardır.

Cardoso P. H. S. ve arkadaşlarının (2003) yaptıkları bir çalışmada; delta ferritin AISI 416 paslanmaz çeliğinin burulma mukavemetine olumsuz etki ettiğine ve sıcak işlem görme yeteneğini kötüleştirdiğine vurgu yapmışlardır.

Bununla birlikte; Byung Sup Ro ve arkadaşlarının (2000) 304L paslanmaz çelikleri üzerine olan bir çalışmalarında 304L paslanmaz çeliklerinde delta ferritin yorulma ömrünü azalttığı ifade edilmiştir.

Ancak Wang P. ve arkadaşları (2010) yaptıkları bir çalışmada delta ferritin martenzitik paslanmaz çeliklerin darbe enerjisi özelliklerini kötüleştirdiği ifade etmişlerdir. Lothongkum G ve arkadaşları (2001) ise TIG kaynak parametrelerinin delta ferritin miktarı ile birlikte yapısını değiştirdiğini ifade etmişlerdir.

Schafer L. (1998) ise yaptığı bir araştırmada delta ferritin tek başına değil karbürlerin oluşumuyla birlikte martenzitik bir çeliğin tokluğunu azalttığını bildirmişlerdir.

Zhang W. ve arkadaşları (2005) bir çalışmalarında; 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin orijinal (ilk) mikroyapılarının homojen olmasının delta ferrit östenit dönüşüm hızını artırdığına ve bu durumun tane boyutuna etki ettiğine dikkat çekmişlerdir.

Bir Fe-Cr bileşiği olan sigma fazının tercihan delta ferrit içerisinde çökmesi nedeniyle araştırmacıların yaptıkları bu çalışmalarda delta ferritin dubleks paslanmaz çeliklerde östenitle olan denge bileşimini (%50-%55) geçmesi durumunda bir başka ifadeyle delta ferritin miktarının kaynaklı bağlantıda yükselmesi durumunda sigma fazının delta ferrit içerisine çökme olasılığı artacak ve bağlantının korozyon ve mekanik özellikleri de o nispette azalacaktır. Bu çalışmada ısıtılma işlemle ana malzemede oluşturulan sigma fazı korozyon testleri sonuçlarından da görüleceği üzere malzemede tahribata yol açmıştır.

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

2205 dubleks paslanmaz çeliğin TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde koruyucu argon gazına ilave edilen %1, %3, %6, %9 oranlarda azot gazının kullanımı ve kaynak soğuma koşullarının değiştirilmesiyle kaynak metalinde oluşan manyetik karakterdeki delta ferrit ve manyetik olmayan östenit fazları ile zararlı faz ve bileşiklerin miktarının kaynaklı birleştirmenin mekanik, metalürjik ve korozyon özelliklerine etkisinin belirlenmesi amacıyla yapılan bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. Kaynak metalinin soğuma hızının etkisini görmek amacıyla üç farklı soğuma ortamı oluşturulmuş ve soğuma hızı yavaş olan numunelerde östenit oranı artmış, delta ferrit oranı azalmış, soğuma hızı yüksek olan numunelerde ise delta ferrit oranının arttığı görülmüştür.
2. En yüksek soğuma hızında ve saf argon koruyucu gazıyla yapılan kaynak işlemi sonucunda delta ferrit oranı artarak %71 değerine kadar yükselmiş ve bu değerdeki delta ferrit içeriğinin korozyon dayanımını düşürdüğü tespit edilmiştir.
3. Kaynak sırasında kullanılan saf argon ve argon gazına ilave edilen %1, %3, %6, %9 azot gazı kullanılarak koruyucu gaz bileşiminin kaynak metali mikroyapıları ile mekanik ve korozyon özelliklerine etkileri incelenmiştir. Argon gazına ilave edilen azot oranı arttıkça delta ferrit oranının azaldığı ve östenit oranının arttığı görülmüştür.
4. Argon koruyucu gazına artan azot gazı ilavesinin delta ferrit oranını azaltması sonucunda korozyon direncinin azaldığı görülmektedir. Artan azot gazı içeriği ile birlikte miktarı artan östenitin klor içeren korozyon çözeltisine karşı dirençsiz, ferritin ise östenite göre daha dirençli olması korozyon direncinin artışa sebep olduğu düşünülmektedir.
5. Kaynaklı bağlantıları soğutma koşulları, östenit ve delta ferrit fazlarının sertlik değerlerini etkilemiş, artan soğuma hızının her iki fazın sertliğinde artışlara neden olduğu görülmüştür.
6. Kaynaklı numunelerde östenitin mikro sertlik değerleri delta ferritten yüksek çıkmıştır. Yapılan faz analizli tane boyutu incelemelerinde de görüldüğü gibi östenitin ASTM tane

- boyutu delta ferritten daha ince yapıda çıkmıştır. Bunun bir sonucu olarak ince taneli yapı sertlikte artışa neden olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte iki pasolu olarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda ikincil östenit oluşumu ve koruyucu gazda artan azot miktarının arayer katı çözelti sertleşmesine neden olarak östenitin sertliğinin delta ferrite göre daha yüksek değerlere çıkmasına yardım ettiği düşünülmektedir.
7. Fazların; gerek manyetik yöntem gerekse faz (görüntü) analizi ile tahlil edilmesi sonucunda birbirine yakın kararlı delta-ferrit ve östenit miktarsal analiz sonuçları elde edilmiştir. Manyetik yöntemlerle delta ferrit içeriğinin tespiti daha pratik, hızlı ve tahribatsız sonuçlar verdiği için metalografik yöntemlerin zorluğu ve zaman alıcılığı karşısında tercih edilmektedir.
 8. Korozyon test sonuçları incelendiğinde; en dirençli korozyon dayanımını ana malzeme ile birlikte %6 azot ilave edilmiş ve seramik altlıkla yavaş soğuma şartları oluşturulan %37 delta ferrit-%63 östenit faz oranlarındaki numuneler göstermiştir. Yüksek östenit içeriği ile birlikte nispeten daha düşük miktarda krom nitrür çökmesinin neden olduğu düşünülmektedir.
 9. En zayıf korozyon dayanımını %9N₂ ilaveli argon koruma gazı kullanılan, seramik altlıklı, %36 delta ferrit içeren numune göstermiş, sonucun kararlı olması için test tekrarlanmış benzer sonuçlar elde edilmiştir. Nispeten düşük delta ferrit içeriğine rağmen %9 olan çok yüksek azot oranı yoğun krom-nitrürler oluşturarak korozyon dayanımını düşürdüğü XRD ve SEM-EDS analizlerinden anlaşılmıştır.
 10. Bununla birlikte, bütün kaynaklı test numuneleri ASTM A 923 standardında belirtilen korozyon sınır değerinin altında sonuçlar vererek başarılı korozyon davranışı sergilemişlerdir.
 11. Korozyon testleri için belirlenen 24 saatlik süre içerisinde ana malzemede herhangi bir korozyon gözlenmemiştir.
 12. İki adet ana malzemeye, sigma gibi zararlı fazların olduğu 570°C ile 1000°C olan sıcaklık aralığına göre 800°C'de 5,5 saat ve 16,5 saat süreyle ısıtılma işlemi uygulanmış, metalografik olarak tespiti güç olan sigma fazı oluşturulmuş ve sonuç olarak bu iki numune korozyon testinde en zayıf dayanım gösteren %9 azot ilaveli argon gazı ile seramik altlık kullanılarak kaynak edilmiş numuneye göre yaklaşık 150 kat zayıf

korozyon dayanımı sergilediği korozyon test sonuçlarında anlaşılmıştır. Bu iki numunede yoğun bir şekilde çukurcuk korozyonu tespit edilmiştir. Oluşan sigma fazı sertliği ve gevrekliği artırmış ve test edilebilecek kadar mukavemet göstermeden el ile kırılabilir derecede zayıf dayanım özelliği sergilemiştir.

13. Bununla birlikte mikro yapısal incelemelerde de belirtildiği üzere kaynaklı bağlantıların hiçbirisinde kuluçka periyodu için yeterli zaman olmadığı için sigma fazına rastlanmamıştır.
14. Darbe test sonuçlarına göre bütün kaynaklı numuneler ASTM A 923'de belirtilen darbe enerjilerini sağlamışlardır. Bu durumda kaynaklı bağlantılarda; bağlantının kullanımını riske atabilecek düzeyde zararlı metallerarası bileşiklerin oluşmadığı anlaşılmaktadır. Ancak argon koruyucu gazına ilave edilen artan azot gazı içeriği ile birlikte kaynaklı bağlantıların darbe enerjileri azalmış %9 ilaveli azot içeriği durumunda bütün kaynaklı numunelerde darbe enerjileri artmıştır. Bu artışa rağmen korozyon testleri ile birlikte değerlendirildiğinde yarı yarıya ferritik-östenitik yapılardan meydana gelen dubleks paslanmaz çelikler kaynak öncesi bu faz dağılımlarını kaynak işlemleri sonrasında da koruyabilmeleri amacıyla hem korozyon hem mekanik dayanımlar bakış açılarından argon koruyucu gazına ilave edilen %3 azot gazının tatminkar kaynaklı bağlantı güvenliği sağlayacağı düşünülmektedir.

Dubleks paslanmaz çeliklerde zararlı metallerarası fazların tespiti başlıklı ASTM A 923 standardının 2008 yılında çıkarılmış olan son versiyonunda; bu çeliklerde ve kaynaklı bağlantılarında oluşabilecek muhtemel faz ve çökeltilerin nasıl tespit edileceği ve miktarlarının malzemeyi kullanım yerinde tehlikeye sokup sokmayacağı hususları ifade edilmiştir. Ancak bahse konu standartta tüm dubleks paslanmaz çelikleri grubu için kabul/ret seviye ve sınırları listelenmemiştir. Bu durum sadece üç farklı dubleks paslanmaz çelik için referans olmuştur. İlerleyen yıllarda bu standardın diğer dubleks paslanmaz çelikleri de kapsamı ve standartta anılan sınır değerler ve tabloların kapsamının artmasına bağlı olarak yeni çalışma konularının oluşacağı beklenmektedir.

KAYNAKLAR

- ASM Handbook Volume 6. (2003). *Welding, brazing, soldering: Microstructural development of duplex stainless steels*, ASM International.
- ASM Handbook Volume 13-A. (2003). *Corrosion fundamentals, testing and protection*, Corrosion of stainless steel weldments. ASM International, 301-316.
- ASM Handbook Volume 13-B. *Corrosion*. Corrosion of weldments. ASM International, 771.
- ASTM A 240/A240M. (2012). *Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*. ASTM International, USA.
- ASTM A 370. (2011). *Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products*. ASTM International, USA.
- ASTM A 923. (2008). *Standard test methods for detecting detrimental intermetallic phase in duplex austenitic/ferritic stainless steels*. ASTM International, USA.
- ASTM E 23, (2012). *Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*, ASTM International, USA.
- ASTM E 562, (2011). *Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count*, ASTM International, USA.
- ASTM E 1245. (2008). *Standard practice for determining the inclusion or second phase constituent content of metals by automatic image analysis*. ASTM International, USA.
- Bayazıtöğlu Y. Özışık M. N. (1988). *Elements of Heat Transfer*. McGraw-Hill Book Company, USA, 419.
- Brandes E. A. Brook G. B, (1992). Magnetic materials and their properties, *Smithells metals reference book*, Great Britain. Butterworth. Heinemann, Chapter 20-1.
- Cahn R. W. Haasen P. Luborsky F. E. Livingston J. D (1996). Magnetic properties of metals and alloys, *Physical Metallurgy Volume 3*, The Netherlands.
- Cho J. Y. Czervinski F. Szpunar J.A. (2000). The effect of reheating conditions and chemical composition on δ -ferrite content in austenitic stainless steel slabs. *Journal of Materials Science*, Kluwer Academic Publishers.
- Chon L. Tsai Chin M. (1993). Heat flow in Welding. Ohio State University. *ASM Handbook Volume 6*. ASM International, USA, 7-17.

- Cordoso P. H. S. Kwietniewski C. K. Porto J. P. Reguly A. Strohaecker T. R. (2003). The influence of delta ferrite in the AISI 416 stainless hot workability. Materials Science and Engineering, Brazil.
- Dietrich D.W. (1990). Magnetically soft materials. *ASM Handbook Volume 2*. USA, 2179-2226.
- Dwight E. G. (1972). American Institute of Physics Handbook 3rd. Edition, 386.
- EN ISO 8249. (2000). *Welding-determination of ferrite number (FN) in austenitic and duplex ferritic-austenitic Cr-Ni stainless steel weld metals*, European standard, Brussels.
- EN ISO 17655. (2003). *Destructive tests on welds in metallic materials-method for taking samples for delta ferrite measurement*. European Standard, Brussels.
- Fritz J.D. (2003). *ASM Handbook Vol 13A Corrosion Fundamentals Testing and Protection* Effects of Metallurgical Variables on Corrosion of Stainless Steels. ASM International. 266-274.
- Gorkunov E. S. Mitropol'skaya S. Yu. Solov'ev K.E, Tueva E.A, (2009). Influence of structural features of welded joints of low alloy steels on magnetic and micromagnetic properties, *Russian Journal of Nondestructive Testing*,
- Gunn R. N. (2003). *Duplex Stainless Steels, Microstructure properties and applications*, Abington Publishing. Cambridge, England.
- Hauser D, Vanecho J.A, (1982). Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds, *Welding Journal*, American Welding Society, Welding Research Council, USA.
- Hosford W.F. (2005). Physical Metallurgy. Taylor and Francis Group, USA.
- Kaluç E. Taban E. (2007). Paslanmaz Çelikler Geliştirilen Yeni Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri, TMMOB Yayınları, Ankara
- Kou S, (2003). *Welding Metallurgy*. New Jersey. Wiley-Interscience Publications, 47-52, 216-232.
- Krysiak K. F. Gubb J. F. Pollard B. Campbell R. D. Selection of ferritic stainless steels. *ASM Handbook Volume 6. Welding Brazing Soldering*, ASM International.
- Lin Y. C. Chen P. Y. (2001) Effect of nitrogen content and retained ferrite on the residual stress in austenitic stainless steel weldments. Taiwan. *Materials Science and Engineering*.
- Lippold J. C. ve Kotecki D. J. (2005) *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New Jersey. Wiley-Interscience Publications, 1-258.

- Lothongkum G. Viyanit E. Bhandhubanyong P. (2001). Study on the effects of pulsed TIG welding parameters on delta-ferrite content, shape factor and bead quality in orbital welding of AISI 316L stainless steel plate. Thailand, *Journal of Materials Processing Technology*.
- Luborsky F. E. Livingston J. D. (1996). Magnetic properties of metals and alloys. *Physical Metallurgy* (Third Edition). USA, Chapter 29, 2502-2560.
- Luppo M. I. Hazarabedian A. Ovejero-Garcia J. (1999). Effects of delta ferrite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steel welds, *Corrosion Science*.
- Merinov P. Entin B. Runov A. (1978). The magnetic testing of the ferrite content of austenitic stainless steel weld metal. *NDT International*, USA.
- Palmer T. A. Elmer J. W. Babu S. S. (2004). Observations of ferrite/austenite transformations in the heat affected zone of 2205 duplex stainless steel spot welds using time resolved X-ray diffraction, *Materials Science and Engineering*.
- Prabhakar R. Kale R. D. (1978). Measurement of delta ferrite by magnetic saturation method, Atomic Energy Commission, Reactor Research Centre India.
- Pulnikov A. Permiakov V. Petrov R. Gyselinck J. Langelaan G. Wisselink H. Dupre L. Houbaert Y. Melkebeek J. (2004). Investigation of residual stresses by means of local magnetic measurement. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Elsevier
- Rho B. S. Honk H. U. Nam S. W. (2000). The effect of delta ferrite on fatigue cracks in 304L steels, *International Journal of Fatigue*.
- Roberge P. R. (2000). *Handbook of Corrosion Engineering*. Chapter 8. Materials Selection, Mc Graw Hill Publications.
- Santos T. F. A. Marmho R. R. Paes M. T. P. Ramirez A. J. Microstructure evaluation of UNS S 32205 duplex stainless steel friction stir welds, Brazil.
- Schafer L. (1998). Influence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel, Germany, *Journal of Nuclear Materials*.
- Sridhar N. Kolts J. (1987). Effects of nitrogen on the selective dissolution of a duplex stainless steel. *Corrosion*. Volume 43. No:11. 646-651.
- Stefanescu D. M. Ruxanda R. (2004). *Solidification structures of steels and cast irons, Metallography and microstructure*., *ASM Handbook Volume 9*, ASM International, 97-106.
- Tehovnik F. Arzensek B. Arh B. Skobir D. Pirnar B. Zuzek B. (2011). Microstructure evolution in SAF 2507 super-duplex stainless steel, Slovenia.
- Topbaş M. A. (1991). *Endüstri Fırınları. Cilt I*. Kurtiş Yayıncılık. İstanbul, 157.

- Vasudevan M. Bhaduri A. K. Raj. Rao K. P. (2003). Delta-ferrite prediction in stainless steel welds using neural network analysis and comparison with other prediction methods. *Journal of Materials Processing Technology*, India.
- Vasudevan M. Rao B. P. C. Venkatraman B, Jayakumar T. Raj Baldev. (2005). Artificial neural network modelling for evaluating austenitic stainless steel and Zircaloy-2 welds. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier.
- Vlack L. H. V. (1972). *Malzeme bilimine giriş*. İstanbul. Birsen Yayınevi, (Eserin orijinali 1964'de yayınlandı), 135-136.
- Voort G. F. Lucas G. M. Manilova (2004). E. P. Metallography and microstructures of stainless steels and maraging steels. Metallography and microstructures *ASM Handbook Volume 9*. 670-700
- Vtek J. M. Koseki T. Babu S. S. (2003). Direct calculation of ferrite number from thermodynamic and kinetic methods. Detroit, Michigan, *AWS Annual Convention*.
- Wang P. Lu S. P. Xiao N. M. Li D. Z. Li Y.Y. (2010). Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr-4Ni martensitic stainless steel. China, *Materials Science and Engineering*.
- Weisman C. *AWS Welding Handbook*. 7th Edition. (1981). Heat flow in welding, 81.
- Zhang W. Debroy T. Palmer T. A. Elmer J. W. (2005). Modeling of ferrite formation in a duplex stainless steel weld considering non-uniform starting microstructure, USA, *Actamaterialia Journals*.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : BAŞYİĞİT, Aziz Barış
 Uyruğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 28.07.1975, Kırıkkale
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 533 612 05 21
 e-mail : abbasyigit@gazi.edu.tr



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Doktora	Gazi Üniversitesi	Devam Ediyor
Yüksek lisans	Kırıkkale Üniversitesi	2002
Lisans	Sakarya Üniversitesi	1998
Lise	Kırıkkale Anadolu Lisesi	1993

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
1998-2008	MKEK Çankırı Silah Fabrikası	Mühendis
2008-Halen	MKEK Mühimmat Fabrikası	Mühendis

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

Hobiler

Gezi, bisiklet kullanmak.



GAZİ GELECEKTİR