

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**GAZALTI ÖZLÜ TELLE BİRLEŞTİRİLMİŞ ÇİFT-
FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE
% 3,5 NaCl ÇÖZELTİSİNDEKİ KOROZYONU**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tek. Öğr. Emrah ÖNAL

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Hüseyin UZUN

Şubat 2012

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**GAZALTI ÖZLÜ TELLE BİRLEŞTİRİLMİŞ ÇİFT-
FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE
% 3,5 NaCl ÇÖZELTİSİNDEKİ KOROZYONU**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tek. Öğr. Emrah ÖNAL

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Bu tez 06 / 02 /2012 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Hüseyin UZUN
Jüri Başkanı

Doç. Dr. Ramazan YILMAZ
Üye

Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL
Üye

TEŞEKKÜR

Tez çalışmamın yürütülmesi süresince maddi ve manevi desteğini esirgemeyen, her türlü bilgi ve birikiminden faydalandığım, saygıdeğer hocam Sayın Prof. Dr. Hüseyin UZUN'a sonsuz teşekkür ederim.

Deneyisel çalışmalarda yardımını ve zamanını esirgemeyen Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalürji Malzeme Mühendisliği, öğretim üyesi Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT'a, Sakarya Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalürji Malzeme Mühendisliği, Arş. Gör. Nuri ERGİN'e teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca çalışmalarım süresince yardımcı olan bilgi birikim sağlayan Gündoğdu Tersanesi, Sakarya Lazer ve Otokar A.Ş.'ye teşekkür ederim. Çalışmalarım sırasında bana yardımlarını esirgemeyen sevgili arkadaşlarım Yunus Emre GÜRSU, Hasan KARADENİZ, Kayra YILMAZ ve Erman FERİK 'e ve Yüksek lisans çalışmalarımda maddi destek sağlayan Bilimsel Araştırma Projelerinden dolayı Sakarya Üniversitesi Rektörlüğü'ne teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak bugünlere gelmemde bana daima destek olan ve haklarını hiçbir zaman ödeyemeyeceğim sevgili Babama, Anneme ve Kardeşlerime teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
İÇİNDEKİLER	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ	viii
TABLolar LİSTESİ.....	xiv
ÖZET.....	xv
SUMMARY	xv

BÖLÜM 1.

GİRİŞ	1
-------------	---

BÖLÜM 2.

ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER	4
2.1. Giriş.....	4
2.2. Çift-Fazlı Çeliklerin Genel Özellikleri.....	5
2.3. Çift-Fazlı Çeliklerin Üretilmesinde Uygulanan Isıl İşlem	7
2.3.1. Kritik sıcaklıklarda tavlama (kısmi östenitleme)	9
2.3.2. Östenitik dönüşüm ürünleri.....	11
2.4. Çift-Fazlı Çeliklerde Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi	19
2.4.1. Ferrit fazının özellikleri.....	22
2.4.2. İkinci faz (martenzit) morfolojisi	25
2.4.3. Martenzit karakteri ve martenzit hacim oranı (MHO)	26
2.5. Çift-Fazlı Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi ...	28
2.6. Çift-Fazlı Çeliklerde Mekanik Özellikler	31
2.6.1. Çift-fazlı çeliklerin akma dayanımı özellikleri	31
2.6.2. Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı özellikleri.....	32
2.6.3 Çift-fazlı çeliklerinde dayanım-süneklik ilişkisi	33

BÖLÜM 3.

ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN BİRLEŞTİRME YÖNTEMİ	34
3.1. Çift-Fazlı Çeliklerin Gazaltı Özlü Tel Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesi ...	34
3.1.1. MIG-MAG kaynağında özlü tel elektrotların sağladığı avantajlar	35
3.1.2. Gazaltı özlü tel kaynak yönteminde kullanılan özlü telin üretimi ve kullanımda sağladığı avantajlar.....	36

BÖLÜM 4.

ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN KOROZYONU.....	42
4.1. Giriş.....	42
4.2. Tanım	42
4.3. Elektrokimyasal Korozyon ve Reaksiyonları.....	43
4.3.1. Polarizasyon	44
4.4. Korozyon Türleri.....	47
4.4.1. Çukur korozyonu.....	47
4.4.2. Galvanik korozyon	50
4.4.3. Taneler arası korozyon	50
4.4.4. Seçimli korozyon	51
4.4.5. Erozyon korozyonu	51
4.4.6. Gerilmeli korozyon	52
4.4.7. Hidrojenle bozunma	52
4.4.8. Homojen dağılımlı (üniform) korozyon.....	53
4.5. Bulunduğu Ortama Göre Korozyon Çeşitleri	53
4.5.1. Deniz suyu içindeki korozyon.....	53
4.5.2. Atmosferik korozyon	55
4.6. Korozyon Hızına Etki Eden Bileşenler	56
4.6.1. Konsantrasyonun etkisi	57
4.6.2. Sıcaklığın etkisi	57
4.6.4. Korozif ortamda pH etkisi.....	57
4.7. Çift-Fazlı Çeliklerde Korozyon Davranışı	58

BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	61
--------------------------	----

5.1. Giriş.....	61
5.2. Malzemenin Kimyasal ve Mekanik Özellikleri	61
5.3. Deneysel İşlem Basamakları	62
5.3.1. Isıl işlem basamakları.....	63
5.3.2. Kaynaklı birleştirme işlem basamakları.....	66
5.3.3. Malzeme ön hazırlık işlemleri.....	71
5.3.4. Kaynak işleminin ve ön tav sıcaklığının tespiti	71
5.3.5. Isı girdisi hesaplaması	72
5.3.6. Kaynaklı numunelerden test parçalarının çıkarılması.....	72
5.4. Korozyon Deneyi	73
5.4.1. Ağırlık kaybı yöntemi	73
5.5. Mikroyapı Karakterizasyonu.....	76
5.6. Mikrosertlik Ölçümleri.....	77
5.7. Çekme Deneyi.....	79
5.7.2. Kaynaklı numunelerin çekme deneyi.....	80

BÖLÜM 6.

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	81
6.1. Çift-Fazlı Çeliklerin Martenzit Hacim Oranının Belirlenmesi	81
6.2. Gazaltı Özlü Telle Birleştirilen Çeliklerin Makroyapı ve Mikroyapı İncelemeleri	86
6.2.1. Grade-A çeliğinin makro ve mikro yapı incelemeleri.....	86
6.2.2. ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliğinin makro ve mikroyapı incelemeleri.....	88
6.2.3. ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğinin makro ve mikroyapı incelemesi.....	90
6.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	92
6.3.1. Grade-A çeliği ve çift-fazlı çeliklerin mikrosertlikleri	92
6.3.5. Kaynak dikişine dikey pozisyondaki sertlik dağılımı	100
6.4. Çekme Deneyi Sonuçları.....	101
6.4.1. Kaynaksız Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi	101
6.4.2. Kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi	104
6.5. Birleştirilmiş ve Birleştirilmemiş Çeliklerin Korozyon Davranışları	109
6.5.1. Birleştirilmiş Grade-A çeliğinin ağırlık kaybı deneyi.....	110
6.5.2. Birleştirilmiş ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliğinin ağırlık kaybı deneyi	111

6.5.3. Birleştirilmiş ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğinin korozyon davranışı	113
BÖLÜM 7.	
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	121
7.1 Sonuçlar.....	121
7.2. Öneriler	124
KAYNAKLAR	125
EKLER	134
ÖZGEÇMİŞ	154

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

ASTM	: Amerikan ve Malzeme Testleri Derneği
α	: Ferrit
γ	: Östenit
M	: Martenzit
P	: Perlit
B	: Beynit
σ	: Gerilme
$\sigma\epsilon$: Çekme mukavemeti
eT	: Toplam uzama
s	: Parça kalınlığı
I	: Akım
Sn	: Saniye
Ceş	: Karbon eşdeğerliği
Töntav	: Ön tav sıcaklığı
MHO	: Martenzit hacim oranı
HV	: Vicker's sertlik değeri
DP	: Dual phase
KTS	: Kritik tavlama sıcaklığı
YMK	: Yüzey merkezli kübik
HMK	: Hacim merkezli kübik
HMT	: Hacim merkezli tetragonal
IA	: Kritik tav
IQ	: Ara tav
SQ	: Kademeli tav
ITAB	: Isı tesiri altında kalan bölge
YMDA	: Yüksek mukavemetli düşük alaşımli
HSLA	: High strength low alloy

GRADE	: Gemi saclarının kalite standardı
STH	: Sürekli tavlama hatları
SMAW	: Örtülü elektrot ile kaynak
MAG	: Metal aktif gaz kaynağı
MİG	: Metal inert gaz kaynağı
FCAW	: Özlü telle gazaltı kaynağı
TIG	: Tungsten inert gaz kaynağı
SAW	: Tozaltı ark kaynağı
FSW	: Sürtünme kaynağı
CB&FCAW	: Seramik altlık üzerine özlü tel kaynağı
HB220	: %80 Argon, %18 CO ₂ , %2 O ₂

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	A ₁ ve A ₃ sıcaklıklarını gösteren demir- sementit (Fe- Fe ₃ C) denge diyagramı.....	4
Şekil 2.2.	Çift-fazlı bir çeliğe ait mikroyapı görüntüsü, (siyah renk olanlar Martenzit, açık gri renkler Ferrit fazını göstermektedir).....	5
Şekil 2.3.	Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdan, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşüm esnasında oluşan martenzit birim kafesi, (Koyu olan noktalar C atomudur).....	6
Şekil 2.4.	Farklı çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemlerinin şematik gösterimi....	7
Şekil 2.5.	Çeşitli Dual-Faz Mikroyapıları. (a) Ara Su Verme, (b) Direkt Su Verme, (c) Kademeli Su Verme.....	8
Şekil 2.6.	Ferrit+perlit mikroyapının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında kısmi östenitin oluşumu.....	10
Şekil 2.7.	Düşük karbonlu bir çeliğin TTT diyagramları a) % 0,08 C'lu, b) % 0,45 C'lu c) % 1,0 C'lu, A: Östenit B: Beynit C: Sementit F: Ferrit P: Perlit M: Martenzit.....	11
Şekil 2.8.	Östenitten martenzite dönüşümün şematik gösterimi.....	12
Şekil 2.9.	(a) şematik Mikroyapı Haritası. (b) Sabit Soğutma Hızlarında Oluşabilecek Fazların Tavlama Sıcaklığına Göre Değişimi.....	16
Şekil 2.10.	Perlitin büyümesini şematik olarak gösterilişi.....	17
Şekil 2.11.	Alt ve üst beynitik yapının oluşumun şematik Gösterimi.....	18
Şekil 2.12.	Beynitik Yapının şematik Gösterimi (a) Alt Beynitik Yapı (b) Üst Beynitik Yapı.....	18
Şekil 2.13.	Sade karbonlu ve SAE 980X, SAE 950X, M 980X (çift-fazlı) çeliklerinin mühendislik gerilme-%uzama eğrileri.....	20
Şekil 2.14.	Mn oranı %1.5 olan çift-fazlı çeliklerin gerilme-%uzama eğrisine temperleme sıcaklığının etkisi.....	23

Şekil 2.15.	1.5 Mn ve 1.7 Mn-Si-V içeren çift-fazlı çeliklerin toplam % uzama değerine temperleme sıcaklığının etkisi (Temperleme süresi sabittir).....	24
Şekil 2.16.	Ferrit hacim oranının %uzama üzerine etkisi.....	24
Şekil 2.17.	%0,8 C'lu çelik sac numunelerde %0.2 akma ve çekme mukavemetlerinin martenzit hacim oran yüzdesi ile değişimi.....	27
Şekil 2.18.	%0.8 C'lu çelik sac numunelerde üniform ve % uzama değerlerinin martenzit hacim oranı ile değişimi.....	28
Şekil 2.19.	Dual-fazlı çeliklerin %0.2 akma ve çekme dayanımlarının MHO ve östenitleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	33
Şekil 3.1.	Özlu tel üretim şeması.....	38
Şekil 3.2.	Nokta direnç kaynak yönteminin şematik gösterimi.....	40
Şekil 4.1.	Bir metal elektrottaki anodik ve katodik polarizasyon eğrileri....	46
Şekil 4.2.	Çukur korozyonunun oluşma mekanizması.....	49
Şekil 4.3.	Çukur korozyonu oluşma şekillerine örnekler.....	50
Şekil 4.4.	Gözle görülebilen korozyon çeşitleri.....	53
Şekil 4.5.	Çeliğin deniz suyu içindeki korozyonu.....	54
Şekil 4.6.	Çevre asitlerinin çeliğin korozyon hızına etkisi.....	58
Şekil 5.1.	Fe-Fe ₃ C diyagramı ile birlikte, deneyde uygulanan ısıl işlem şeması.....	64
Şekil 5.2.	Isıl işlem için kullanılan sıcaklık ölçüm sisteminin şematik gösterimi.....	65
Şekil 5.3.	Frezede kaynak ağzı açılmış deney parçalarının ölçüleri.....	68
Şekil 5.4.	Deney parçalarının puntalanması.....	68
Şekil 5.5.	Deney parçalarının montaj dizaynı, seramik altlığın yerleştirilmesi kaynak sırası ve paso.....	68
Şekil 5.6.	Kaynak pasoları.....	70
Şekil 5.7.	Kaynaklı parça üzerinden alınan test parçalarının geometrileri....	73
Şekil 5.8.	Korozyon test numunesi.....	74
Şekil 5.9.	Korozyon deney sistemi genel görünümü	75
Şekil 5.10.	Korozyon deney sisteminin teknik çizimi	76
Şekil 5.11.	Mikroyapı görüntü bölgeleri.....	77

Şekil 5.12.	Vickers (HV) sertlik ölçme yönteminin prensibi.....	77
Şekil 5.13.	Mikrosertlik ölçümünde kullanılan numune ve ölçüm noktaları...	78
Şekil 5.14.	Mikrosertlik ölçüm cihazı.....	78
Şekil 5.15.	Çekme deneyinde kullanılan cihazın şematik gösterimi.....	79
Şekil 5.16.	Kaynaksız numunelerin çekme deneyi ölçüleri.....	79
Şekil 5.17.	Kaynaklı numunelere ait çekme deney numune ölçüleri.....	80
Şekil 6.1.	Isıl işlem görmemiş Grade- A gemi sacının, tavlانیp ferrit ve perlit fazlarından oluşan mikroyapısı.....	83
Şekil 6.2.	730 °C'de ısıl işlem görerek çift fazlı çeliğe dönüştürülen çeliğin (ÇFÇ-730) mikro yapısı.....	84
Şekil 6.3.	800 °C'de ısıl işlem görerek çift fazlı çeliğe dönüştürülmüş çeliğin (ÇFÇ-730) mikroyapısı.....	84
Şekil 6.4.	Özlu tel ile birleştirilmiş Grade-A Çeliğinin makro görüntüsü.....	87
Şekil 6.5.	Grade-A çeliğinin kaynak bölgesine ait mikro yapıları (a) Grade-A (ana malzeme), (b) ITAB, (c) Kök paso, (d) Kapak paso.....	87
Şekil 6.6.	Özlu tel ile birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin makro görüntüsü.....	89
Şekil 6.7.	Özlu telle birleştirilmiş ÇFÇ-730 çeliğinin kaynak bölgesine ait mikroyapıları, (a) ÇFÇ-730 (ana malzeme), (b) ITAB ,(c) Kök... ..	89
Şekil 6.8.	Özlu tel ile birleştirilen ÇFÇ-800 çeliğinin makro görüntüsü.....	91
Şekil 6.9.	Gazaltı özlu tel ile birleştirilen ÇFÇ-800 malzemesinin mikroyapı görüntüsü, (a) ÇFÇ-800 (ana malzeme), (b) ITAB, (c) Kök paso, (d) Kapak paso.....	91
Şekil 6.10.	Grade A çeliği ve çift fazlı çeliğe dönüştürülmüş çeliklerin sertlik değerleri.....	93
Şekil 6.11.	Gazaltı özlu telle birleştirilen Grade-A çeliğinin kök ve kapak paso sertlik değerlerinin karşılaştırılması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı.....	94

Şekil 6.12.	Gazaltı özlü telle birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin kök ve kapak paso sertlik değerlerinin karşılaştırılması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı.....	96
Şekil 6.13.	Gazaltı özlü telle birleştirilen ÇFÇ-800 çeliğinin kök ve kapak paso sertlik değerlerinin karşılaştırılması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı.....	98
Şekil 6.14.	Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin kök ve kapak paso mikrosertlik değerlerinin karşılaştırması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı.....	99
Şekil 6.15.	Kaynak metalinin mikrosertlik değerleri.....	100
Şekil 6.16.	Kaynaksız Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin çekme-% uzama grafiği.....	102
Şekil 6.17.	Kaynaksız malzemelerin çekme resimleri ve kırılma tipleri.....	104
Şekil 6.18.	Özlü telle birleştirilen Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin çekme-%uzama grafiği.....	105
Şekil 6.19.	Özlü telle birleştirilen numunelerin kırılma bölgeleri.....	108
Şekil 6.20.	Grade-A numunesinin belirli periyotlardaki ağırlık kaybı grafiği.	111
Şekil 6.21.	ÇFÇ-730 çeliğinin belirli periyotlardaki ağırlık kaybı grafiği.....	112
Şekil 6.22.	ÇFÇ-800 çeliğinin belirli periyotlardaki ağırlık kaybı grafiği.....	114
Şekil 6.23.	Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin korozyon kayıplarının karşılaştırılması.....	114
Şekil 6.24.	Birleştirilmiş Grade-A çeliğinin korozyon sonucu makro fotoğrafı (90 gün).....	117
Şekil 6.25.	Birleştirilmiş ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliğin korozyon sonucu makro fotoğrafı (90 gün)	117
Şekil 6.26.	Birleştirilmiş ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin korozyon sonucu makro fotoğrafı (90 gün).....	118

- Şekil 6.27. Şematik olarak kaynaklı Grade-A parçasında muhtemel meydana gelen galvanik korozyon mekanizması. (a) Kaynak metali (katot) - ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) - ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizması (b) Perlit içindeki Fe_3C (katot) - perlit içi ferrit (anot) arasında ve perlit (katot) - perlit dışı ferrit (anot) fazı arasında mikro düzeyde meydana gelen galvanik hücre mekanizmaları..... 118
- Şekil 6.28. Şematik olarak kaynaklı çift-fazlı çelik malzemelerde muhtemel meydana gelen galvanik korozyon mekanizması. (a) Kaynak metali (katot) - ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) - ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizması (b) Ferrit (anot) –martenzit (katot) arasında mikro düzeyde meydana gelen galvanik hücre mekanizması..... 119

TABLolar LİSTESİ

Tablo 4.1.	Çeliğın çeşitli atmosferler içinde korozyon hızı.....	56
Tablo 5.1.	Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına ve Erdemir TAŞ' ye göre kimyasal bileşimi ve çift-fazlı çeliklerde asgari element seviyesi.....	62
Tablo 5.2.	Grade-A çeliğinin mekanik özellikleri.....	62
Tablo 5.3.	Grade-A çeliğinin kritik tavlama sınır sıcaklıkları.....	63
Tablo 5.4.	Kaynak işlemleri için işlem basamakları.....	66
Tablo 5.5.	Gazlı özlü telleri ile birleştirilen çift fazlı ve Grade-A çelikleri ve kodları.....	67
Tablo 5.6.	Kullanılan ilave tellerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri.....	70
Tablo 5.7.	Özlü tel kullanılarak yapılan kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri.....	71
Tablo 5.8.	Örnek korozyon deneyi numune kodları ve çözelti süreleri.....	75
Tablo 6.1.	Martenzit hacim oranının (MHO), kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	82
Tablo 6.2.	Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin mikro yapı ve MHO 'larının karşılaştırılması.....	83
Tablo 6.3.	Grade-A ve çift fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları.....	102
Tablo 6.4.	Kaynaklı ve kaynaklı çeliklerin çekme deney sonuçlarının karşılaştırılması.....	106
Tablo 6.5.	Grade-A çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı.....	111
Tablo 6.6.	ÇFÇ-730 çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı.....	112
Tablo 6.7.	ÇFÇ-800 çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı.....	113
Tablo 6.8.	Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çelik levhaların, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki hesaplanan yıllık korozyon kaybı değerleri.....	115

ÖZET

Anahtar Kelimeler: Grade A Çeliği, Gazaltı özlü tel kaynak yöntemi, Çift-fazlı çelikler, Korozyon davranışı

Bu çalışmada, Grade-A çeliği, ısıtma işlemi tekniği ile 730 °C ve 800 °C tavlama sıcaklığını takiben suda soğutularak çift-fazlı çeliğe dönüştürülmesi hedeflenmiştir. Dönüştürülen çift-fazlı çelikler ve Grade-A çeliği gazaltı özlü tel kaynak tekniği ile birleştirilmiş ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Kaynak bölgesinin mikro yapı incelemeleri optik mikroskop yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Ayrıca Grade-A ve çift-fazlı kaynaklı çelik numuneleri, %3,5 NaCl çözeltisi içerisine yerleştirilerek değişik zamanlarda bekletilerek korozyon davranışı incelenmiştir. Numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları tespit edilmiş ve korozyonun tercihli olarak kaynak bölgesinin hangi kısmından başladığı, makroyapı fotoğrafları çekilerek belirlenmiştir.

Sonuç olarak, Grade-A çeliği, ısıtma işlemi tekniği yardımıyla çift fazlı çeliğe başarıyla dönüştürülmüştür. Mikroyapı incelemelerinde Grade-A çeliğinin ferrit ve perlit fazlarından, dönüştürülen çift fazlı çeliklerin ise ferrit ve martenzit adacıklarından meydana geldiği belirlenmiştir. Isıtma işlemi aşamasında uygulanan tavlama sıcaklığı arttıkça çift-fazlı çeliğin martenzit hacim oranının da arttığı belirlenmiştir. Dönüştürülen çift-fazlı çeliklerin çekme mukavemetinin, Grade-A çeliğine göre daha yüksek fakat % uzama miktarlarının daha düşük olduğu belirlenmiştir. Kaynak bölgesinden alınan mikrosertlik dağılımları incelendiğinde, sertlik değerlerinin Grade-A çeliğinde en düşük, tavlama sıcaklığı 800 °C olan çift-fazlı çelikte ise en yüksek olduğu tespit edilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin korozyona uğrama hızının, Grade-A çeliğine göre daha yavaş olduğu tespit edilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin kaynaklı ve kaynaklı olmayan numuneleri, zamana bağlı olarak artan oranda korozyona uğradıkları belirlenmiştir. Kaynaklı çift-fazlı numunelerde, korozyon hızının daha fazla olduğu ve korozyonun tercihli olarak kaynak metali ile ısı tesiri altındaki bölgeyi (ITAB) birbirinden ayıran ergime hattı sınırı boyunca meydana gelip, ITAB'a doğru büyüdüğü görülmüştür.

MECHANICAL AND CORROSION BEHAVIOURS OF DUAL-PHASE STEELS WELDED BY FCAW IN 3.5% NaCl SOLUTION

SUMMARY

Keywords: Grade-A steel, Dual-phase steel, Flux-cored arc welding, Corrosion behaviour

The aim of this study is to demonstrate the transformation of Grade A steel into dual-phase steel by heat-treatment at the chosen 730°C and 800°C intercritical temperatures for 60 min followed by cold water quenching and the corrosion behaviour in 3.5% NaCl solution of Grade-A and dual-phase steels welded by flux-cored arc welding (FCAW). It has been investigated microstructure properties, microhardness and tensile test. It was carried out the mass loss measurements and investigated the macrostructure using by optical microscope.

The experimental results revealed that the tensile strength of the dual-phase steels is higher than that of the Grade-A steel. The microstructure investigation shows that while the microstructure of Grade-A steel consists of ferrite and pearlite phases, the microstructure of the dual-phase steels consists of ferrite and martensite phases. The results from the immersion test showed that the mass loss of the dual-phase steel is lower than that of the Grade-A steel. Dual-phase steels with or without welded have been the mass loss rate immersed in 3.5% NaCl solution. The corrosion has preferential started at fusion line and progressed towards the heat affected zone (HAZ) of the welded dual-phase steels.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Gemi üretim endüstrisinde, geminin imalat ağırlığını azaltarak mukavemetten de ödün vermeyerek yük taşıma kapasitesini arttırıp, yakıt ve maliyet tasarrufu sağlamak büyük bir önem taşımaktadır. Bu nedenle uygun nitelikli bir tasarıma sahip mukavemet/ağırlık oranlarının yüksek olduğu, yüksek kaliteli bir geminin üretimini gerçekleştirmek, gemi imalatında kullanılan çelik özellikleri ile doğrudan ilişkilidir. Günümüzde gemi gövdelerinin büyük bir kısmı, kaynak kabiliyeti iyi, maliyeti düşük ve yüksek mukavemetli Grade-A gemi saclarından imal edilmektedir. Gemi gövdesinin mukavemet özelliklerini arttırmak için kalın Grade-A gemi sacı tercih edilmektedir. Dolayısıyla boş gemi ağırlığı da artmaktadır. Yapılan literatür incelemesinde, Grade-A çeliğinden ısıtım işlem tekniği uygulayarak elde edilmiş çift-fazlı çeliklerin, gemi gövde imalatında kullanılabilir bir aday malzeme olduğu belirlenmiştir.

Çift-fazlı çelikler, günümüz uygulamalarında özellikle otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahip olmuştur. Çift-fazlı çeliklerle ilgili yapılan çeşitli araştırmalarda, bu çeliklerin özellikleri, kaynak kabiliyetleri, şekil değiştirmeleri, korozyon davranışları hakkında faydalı bilgiler sunulmuştur. Örneğin, Tamura ve arkadaşları, yaptıkları çalışmalarında martenzit fazının mukavemeti ve martenzit hacim oranı arasındaki ilişkiyi tespit etmişlerdir. Hayami ve Furukawa [1, 2] ise çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini tartışmışlardır. Rashid [3] çalışmalarında, standart bir vanadyumlu YMDA kalite çelik (GM 980 X) kullanarak, ticari çift-fazlı

çeliklerin üretimi üzerine yayımlar yapmış ve bu malzemelerin gelişimine büyük bir yardımda bulunmuştur.

Grade-A çeliğinin ısıtılma işlemi tekniği ile çift-fazlı çeliğe dönüştürülmesi ile ilgili ilk çalışmalar, Hayat'ın [1] doktora çalışması olarak yapılmıştır. Bu çalışmada, Grade-A çeliğinin mekanik özelliklerini daha da iyileştirerek mukavemet/ağırlık oranını daha da yükseltmek amacıyla, çeliğe ısıtılma işlemi (kritik tavlama ve hızlı soğuma) uygulanarak, mikroyapısı değiştirilmiştir. Ferrit ve perlit mikroyapısına sahip olan Grade-A çeliği, ferrit ana yapısı içerisinde sert martenzit parçacıklarının yer aldığı mikroyapıya sahip çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüştür. Böylece elde edilen çift-fazlı çeliklerin, çekme ve akma mukavemetlerinin ve mukavemet/ağırlık oranlarının Grade-A çeliğinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Aynı çalışmada, özlü kaynak telinin dolgu veriminin çok yüksek olması, öz maddesi yardımıyla kaynak esnasında koruyucu ortam oluşturması, sıçrama kayıplarının az olması, kaynak hızının yüksek olması ve derin nüfuziyetli kaynak elde edilmesi avantajları dikkate alınarak, Grade-A çeliğinden üretilmiş çift-fazlı çelikler, gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilmiş ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar gazaltı masif telle birleştirilen çift-fazlı çelik özellikleri ile de karşılaştırılmıştır.

Yapılan literatür çalışması kapsamında Grade-A çeliğinden elde edilmiş birleştirilmiş veya birleştirilmemiş çift fazlı çeliklerin korozyon davranışlarının incelenmediği belirlenmiştir. Özellikle gemi gövdesi imalatına aday olan bu çift fazlı çeliklerin, tuzlu su ortamındaki korozyon davranışının da incelenmediği tespit edilmiştir. Genel olarak çift-fazlı çeliklerin korozyon davranışlarının incelenmesi ile ilgili az da olsa bazı çalışmalar yapılmıştır. Örneğin, çift-fazlı çeliklerin korozyon davranışları ile ilgili ilk çalışma Trejo ve arkadaşları [4,12] tarafından yapılmıştır. Çift-faz çeliğinin beton içerisindeki korozyon davranışını ağırlık kaybı yöntemi ile inceleyen Trejo, çift-faz çeliğin, üretildiği çeliğe göre yüksek korozyon direncine sahip olduğu ileri sürülmüştür. Aksoy [4] tarafından, çift-fazlı çeliğin NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon davranışı, galvanostatik polarizasyon tekniği kullanılarak incelenmiş ve Trejo ile benzer sonuçlar bulunmuştur. Ancak, Sarkar ve arkadaşları [5] tarafından %3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki çift-faz çeliğinin korozyon davranışını belirlemek amacıyla yapılan çalışmada, diğer çalışmaların aksine çift-faz çeliğin üretildiği çeliğe

göre düşük korozyon direncine sahip olduğu belirlenmiştir. Çift-faz çeliğinin korozyon davranışını belirlemek amacıyla yapılan çalışmalar konuyu yeterince açıklığa kavuşturamamış olup, bu konudaki belirsizliğin devam ettiği görülmektedir.

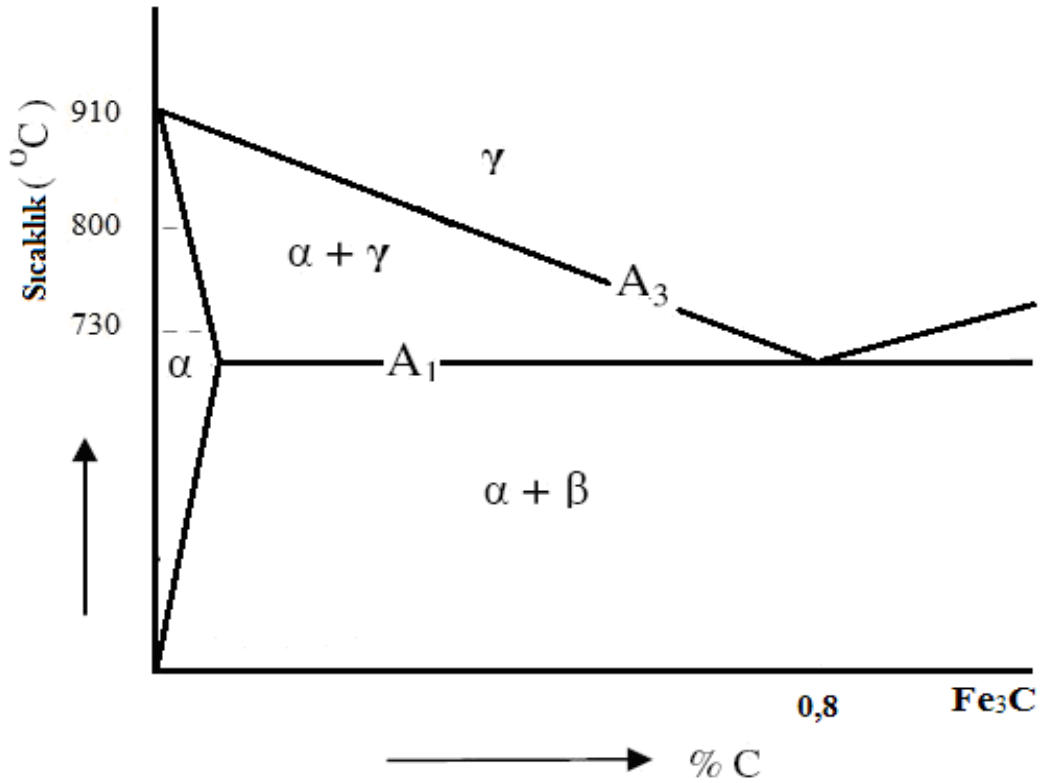
Bu tez çalışmasında, literatürde eksik olarak belirlenen Grade-A çeliğinden elde edilmiş çift fazlı çeliklerin gazaltı özlü tel ile birleştirildikten sonra % 3.5 NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon davranışının nasıl olacağı, martenzit hacim oranının ve mikroyapı karakterizasyonunun korozyon davranışını nasıl etkileyeceği konularını incelemek amaçlanmıştır.

Bu çalışmada ilk olarak, Grade-A çeliği, hesaplanan kritik sıcaklık aralığı içerisinde seçilen, iki farklı tavlama sıcaklık değeri (730 °C ve 800 °C) kullanılarak, çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüştür. Üretimi yapılan çift-fazlı çeliklerin ve Grade-A çeliğinin mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Daha sonra Grade-A ve çift-fazlı çelikler, gazaltı özlü tel yöntemiyle birleştirilmiş ve kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri de incelenmiştir. Çift-fazlı ve Grade-A çeliklerinden elde edilen sonuçlar birbirleri ile karşılaştırılarak, belirlenen farklar ve nedenleri hakkında yorumlar yapılmıştır. Ayrıca birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin % 3,5 NaCl çözeltisi ortamındaki korozyon davranışı incelenmiştir. Kaynaklı ve kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin korozyon davranışları birbirleri ile karşılaştırılarak, farklılıklar ve olası nedenler tartışılmıştır. Yüksek martenzit hacim oranına sahip çift-fazlı çelikler ile düşük martenzit hacim oranına sahip çift fazlı çeliklerin korozyon davranışları arasında mikroyapının nasıl bir etkiye sahip olduğu belirlenmeye çalışılmıştır. Çelikler üzerinde gözlenen çukurcuk (pitting) korozyon mekanizmalarının nasıl meydana gelebileceği hakkında yorum yapılmıştır.

BÖLÜM 2. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER

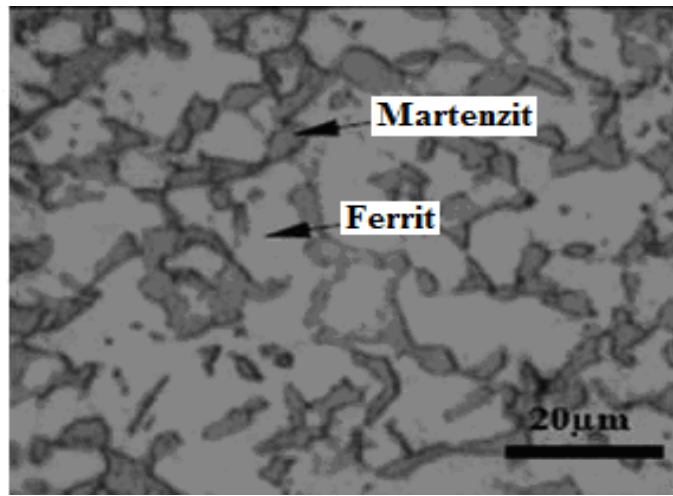
2.1. Giriş

Çift-fazlı çelikler kimyasal bileşimi itibariyle sade karbonlu çeliklerdir. Çift-fazlı yapılar sade karbonlu bu çeliklere uygulanan ısıl işlemlerle elde edilir. Şekil 2.1’de verilmiş olan demir-karbon (Fe-Fe₃C) denge diyagramında A₁-A₃ kritik sıcaklıklar arası (ferrit-östenit bölgesi) tavlama bölgesine kadar ısıtılan çelik, ferrit (α) ve östenit (γ) fazlarını birlikte içermektedir. Bu bölgede bir süre tutulduktan sonra yeterli bir hızla soğutulan çelik, östenitin martenzite dönüşmesi sonucunda ferrit-martenzit fazlarını içeren bir yapıya dönüşmektedir [1,6,7,22].



Şekil 2.1. A₁ ve A₃ sıcaklıklarını gösteren demir-sementit (Fe-Fe₃C) denge diyagramı [22]

Çift-fazlı çelikler yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerin bir çeşididir. Mikroyapılarında, Şekil 2.2’de görüldüğü gibi, ferrit matris içinde adacıklar şeklinde martenzit fazı içermektedirler. Çift-fazlı çelikler yumuşak ferrit (α) ve sert martenzit (M) fazını bir arada bulundurduklarından dolayı hem yüksek mukavemet hem de yüksek sünekliğe sahiptirler [1,6,7]. Ayrıca soğuma hızına bağlı olarak çift-faz mikroyapısında ferrit ve martenzitin yanı sıra arzu edilmeyen beynit, perlit ve kalıntı östenit fazları da bulunmakla birlikte bu yapıların oluşumu mümkün olduğunca önlenmeye çalışılır [9].



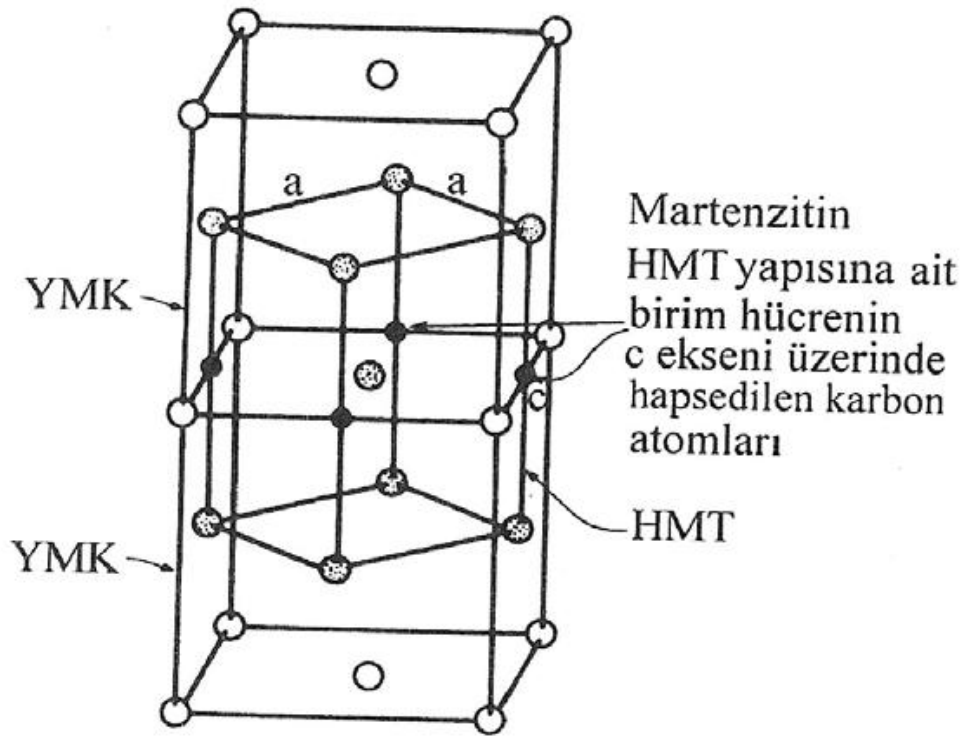
Şekil 2.2 Çift-fazlı bir çeliğe ait mikroyapı görüntüsü, (siyah renk olanlar Martenzit, açık gri renkler Ferrit fazını göstermektedir) [9]

Genellikle ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin sağlanması için %15-20 martenzit hacim oranı tercih edilir. Çift-fazlı çeliklerin yapısında bulunan martenzit miktarı tavlama sıcaklığı, soğuma hızı ve çeliğin karbon içeriğine bağlı olarak değişmektedir. Martenzit miktarının artması çift-fazlı çeliğin mukavemetini artırırken sünekliğin azalmasına neden olmaktadır [9].

2.2. Çift-Fazlı Çeliklerin Genel Özellikleri

Çift-fazlı yapının üretimi sırasında martenzit, östenitten dönüşümü sonucu hacimce büyümekte ve çevresindeki matris durumunda bulunan ferrit fazını zorlayarak ferritte bölgesel gerilmeler oluşturmaktadır [9,10].

Bu yapı nedeniyle genel olarak, eşit çekme mukavemetindeki ferrit + perlit mikroyapısındaki çeliklerden (HSLA veya karbon çelikleri) daha yüksek süneklığe sahip olan çift-fazlı çeliklerin gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinde elastik deformasyondan plastik deformasyona geçerken süreksiz akma görülmez. Düşük birim şekil değiştirme hızlarında deformasyon şekil değiştirme değerleri daha yüksektir [5].



Şekil 2.3. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdan, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşüm esnasında oluşan martenzit birim kafesi, (Koyu olan noktalar C atomudur) [9].

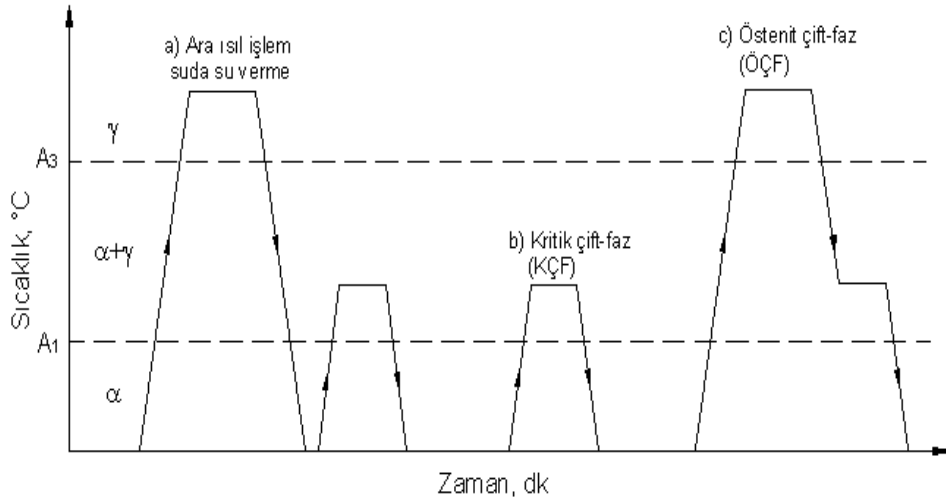
Akma mukavemetinin çekme mukavemetine oranı düşük ve biçimlenebilme kabiliyeti yüksek olan çift-fazlı çelikler, yüksek “mukavemet/ağırlık” parametrelerine de sahip olduklarından taşıt ağırlığını ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmak amacıyla otomotiv sanayinde kullanılmaktadır [10].

2.3. Çift-Fazlı Çeliklerin Üretilmesinde Uygulanan Isıl İşlem

Çift-fazlı çelikler, ötektoid altı çeliklerin Fe-Fe₃C denge diyagramındaki A₁-A₃ sıcaklıkları arasındaki kritik bölgede, bir süre tutulup (minimum 1.5 dakika), bu sıcaklıkta ferrit ile birlikte bulunan östenitin uygun hızda soğutularak martenzite dönüştürülmesiyle üretilirler. Farklı ısıl işlem basamakları izlenerek farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çelik üretimi mümkündür. Aşağıda genelde uygulanan çift-fazlı çelik üretim modelleri verilmiştir [11]:

1. Ara su verme (Intermediate quenching)
2. Kritik faz bölgesinde ($\alpha+\gamma$) ısıl işleme tabi tutma (Intercritical annealing)
3. Kademeli su verme (Step quenching) (Şekil 2.5).

Bu ısıl işlemlerle elde edilen çift-fazlı çeliklerin mekanik özellikleri, mikroyapıları nedeniyle birbirinden farklıdır. Şekil 2.4'de çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemlerinin şematik gösterimi verilmektedir [10].



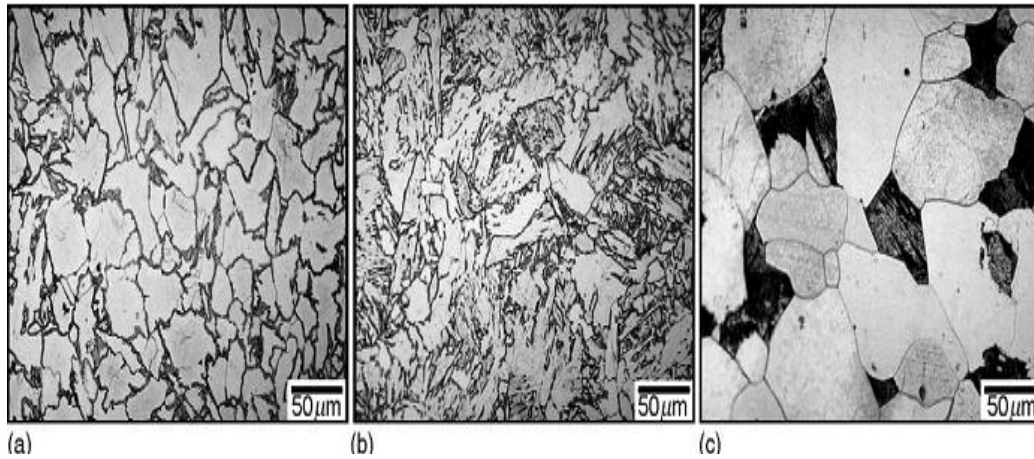
Şekil 2.4. Farklı çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemlerinin şematik gösterimi [12].

Şekil 2.4 (a)'da görülen ara su verme işleminde östenit bölgesinden su verilmiş malzemenin tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martenzit dilim sınırları

boyunca östenitin çekirdeklenmesine neden olur. Bu işlem sonucu ince fiberli (lifli) martenzit ferrit matriks içinde dağılır (Ara su verme) [12].

Şekil 2.4 (b)'de başlangıçta ferrit ve perlitten ibaret olan yapı ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavllanır. Ferrit-sementit ara yüzeyinde oluşan östenit çekirdekleri zamanla büyür. Su verildikten sonraki mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince martenzit tanelerinden ibarettir (Direkt su verme) [12].

Şekil 2.4 (c)'de ki kademeli su verme işleminde ise, önce östenitleme yapılır, sonra ($\alpha + \gamma$) bölgesine soğutulur. Östenit tane sınırlarında ferrit çekirdekleri oluşur. Ferrit östenitten ibaret yapı, hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martenzit tanecikleri meydana gelir (Kademeli su verme) [12].



Şekil 2.5. Çeşitli Çift-Faz Mikroyapıları. (a) Ara Su Verme, (b) Direkt Su Verme, (c) Kademeli Su Verme [12].

Bayram ve arkadaşları, Kim and Thomas , Kim and Lee , Das ve diğerleri kimyasal bileşimleri farklı olan malzemelerle yapmış oldukları deneylerde, farklı yöntemleri kullanarak çift-fazlı çelik üretmeyi amaçlamışlardır [13,14].

İdeal çift-fazlı çelik yapısının üretilmesinde kimyasal kompozisyon ile birlikte üretim aşamaları ve fabrika üretim şartları, sertleşebilirlik-tavlama-soğuma profili arasındaki ilişkiden dolayı çok etkilidir. Her fabrikanın üretim şartlarına göre normal çift-fazlı çelik yapısı ve özelliklerini elde edebilecek şekilde alaşım elementi miktarını tespit etmesi gerekmektedir. Üretim şartları hassas olan bir fabrika daha az

miktarda alaşım elementi kullanarak üretimini gerçekleştirebilir. Ancak üretim Şartları hassas olmayan bir fabrikanın daha fazla alaşım elementi kullanması gerekmektedir.

Sürekli tavlama da elik kısa bir sürede (1.5 dk) kritik sıcaklık bölgesine ısıtılır ve ferrit + östenitten oluşan bir yapı elde edilir. Bu işlemi takiben hızlı bir soğutma ile (6 °C/s) yapıdaki östenitin martenzite dönüşü sağlanır.

Kutu tavlama da çift-fazlı elik üretimi ise, sürekli tavlama ya benzer, fakat ısıtma süresi fazla (3 saat civarında) ve soğuma hızları daha yavaştır (10 °C/saat). Yavaş soğuma hızları nedeniyle, kutu tavlama için yüksek alaşım elementi içeriğine sahip çeliklere ihtiyaç vardır. Yüksek Mn içeriği ise çeliğin maliyetini arttırmakla birlikte yapıda segregasyon oluşumunu arttırabilmektedir [12].

2.3.1. Kritik sıcaklıklarda tavlama (kısmi östenitleme)

Kritik tavlama sırasında perlitin östenite dönüşümü, normal (tam) Östenitleme işlemindekiinden iki açıdan farklıdır.

Birincisi; ift-faz ısıtma işleminde, östenit hacim oranı ve östenitin karbon içeriği kritik tavlama sıcaklığıyla (terazi kuralı) belirlenir. Kısa süreli kritik tavlama Şartlarında dönüşümü karbon difüzyonu kontrol eder. Dolayısıyla faz oranları ve kompozisyonlarını karbon difüzyonu belirler.

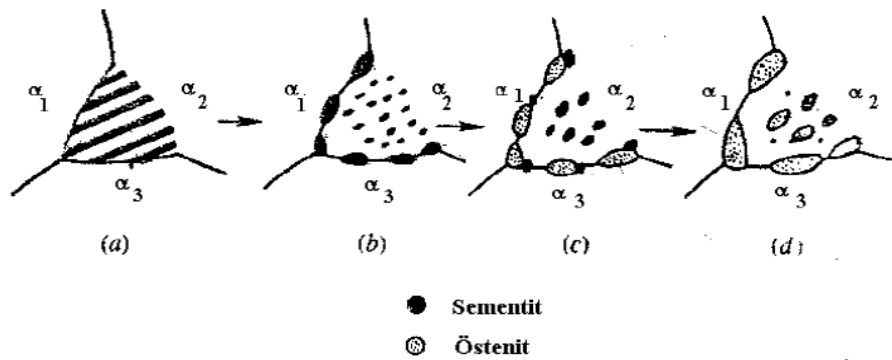
İkincisi; kritik tavlama sıcaklığından (KTS) soğuma süresince yeni ferritin oluşumu için çekirdeklenme safhası gerekli değildir. Yeni ferrit kritik soğuma hızlarından daha yavaş soğuma hızlarında, genel bir kanaat olarak var olan eski ferrit üzerinde çekirdeklenme olmaksızın oluşarak östenit taneleri ilerine doğru büyüyebilir [12].

Kısmi östenitleme sırasındaki mikroyapısal dönüşümler ve sonuç mikroyapısı, kimyasal kompozisyon, tavlama sıcaklığı, süresi ve başlangıç mikroyapısına bağlı olarak değişmektedir. Bunlara ilaveten sürekli tavlama hatlarında (STH) üretim sırasında kritik sıcaklıkta tutma sürelerinin yanında ısıtma hızı da östenitleme ve

sonuç yapısı üzerinde etkili olabilir. Sonuç mikroyapısına bağlı olarak çekme özellikleri değişmektedir. Kısmi östenitleme iki önemli aşamada incelenebilir. Birincisi östenitin çekirdeklenmesi, ikincisi ise östenitin büyümesidir [12].

2.3.1.1. Östenitin çekirdeklenmesi

Östenitin çekirdeklenmesi östenit ve dolayısıyla martenzit dağılımını etkilemektedir. Araştırmacılar (Davies, Xlie-Ling and Owen,), östenit çekirdeklenmesinin öncelikli olarak ferrit-ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde başladığı konusunda mutabıktırlar. Bu konudaki en önemli çalışmalardan bir tanesi Young'a aittir (1985). Çalışmalarında %0.08C, %1.45Mn ve %2Si bileşimine sahip çelik malzeme kullanmışlardır. Normalize edilmiş ve soğuk haddelenmiş olmak üzere iki farklı başlangıç numunesi üzerinde çalışmışlardır. Kullandıkları çelikler için kısmi östenitleme işlemini Şekil 2.6'da görüldüğü gibi şematik bir gösterimle açıklamışlardır. Kritik tavlama sırasında östenit, normalize edilmiş numunelerde genel olarak ve öncelikle ferrit tane sınırlarındaki sementit üzerinde çekirdeklenirken, soğuk haddelenen numunelerde ferrit tane içlerinde de çekirdeklenmiştir [14].



Şekil 2.6. Ferrit+perlit mikroyapının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında kısmi östenitin oluşumu [14].

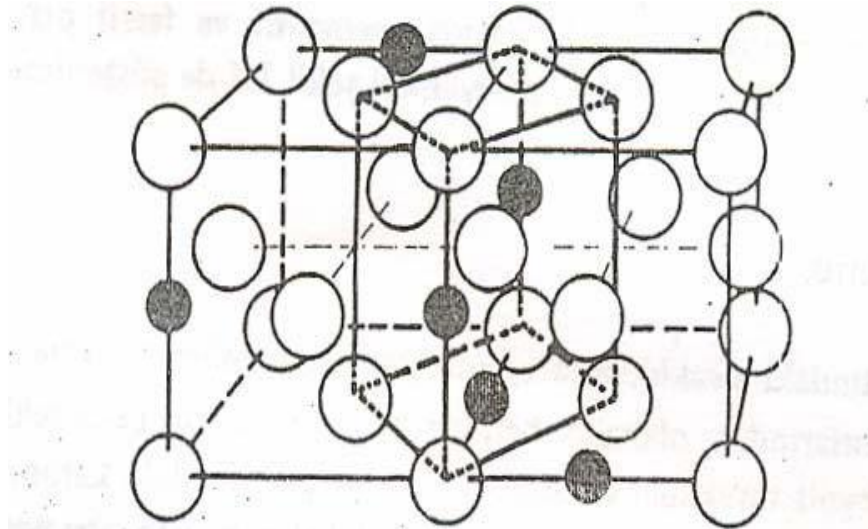
Şekilde 2.6. (a)'da Ferrit+perlitten oluşan başlangıç mikroyapısı, (b) Ferrit-ferrit faz tane sınırında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıklarının büyümesi, (c) Ferrit-ferrit faz tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları üzerinde östenitin

çekirdeklenmesi, (d) Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında büyümesini ifade etmektedir [12].

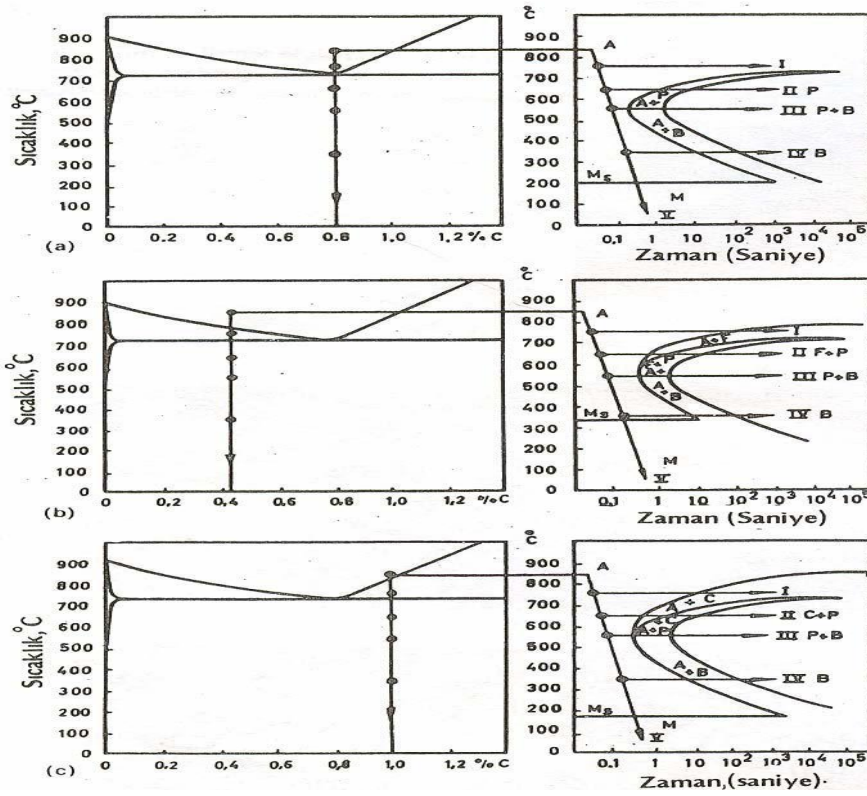
2.3.2. Östenitik dönüşüm ürünleri

2.3.2.1. Martenzit

Şekil 2.8’de düşük karbonlu bir çeliğin TTT (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramı verilmiştir [15]. Diyagrama göre eğer soğuma V eğrisi ile gösterildiği şekilde çok hızlı meydana gelirse östenit, M ile gösterilen bölgeye ulaştığında ferrite dönüşmeye başlayacaktır. Eğer soğutma işlemine Ms’nin altında devam edilirse östenitin dönüşümü esnasında çok az karbon hareketi olacak, böylece karbon atomları α -demiri katı eriyiği içerisinde kalacaklardır. α -demiri içerisinde karbon atomlarının yerleşebilecekleri boşluklar γ -demirine oranla daha az olduğundan α -demiri kafesinde bir genişleme söz konusu olacak ve böyle bir gerilmeli hal çeliğin sertleşmesine neden olacaktır. Sertleşme sonrası oluşan ve γ -demiri içerisinde karbonun aşırı doymuş bir eriyiği olan bu yeni faz martenzittir.



Şekil 2.7. Östenitten martenzite dönüşümün şematik gösterimi [15].



Şekil 2.8. Düşük karbonlu bir çeliğin TTT diyagramları a) % 0,08 C'lu, b) % 0,45 C'lu c) % 1,0 C'lu, A: Östenit B: Beynit C: Sementit F: Ferrit P: Perlit M: Martenzit [15]

Şekil 2.7'de östenitten martenzite dönüşümü temsil eden basit bir model görülmektedir. Martenzit birim hücrelerinin kenarlarında yerleşmiş karbon atomları birim hücrenin bir yönde uzamasına ve sonuçta tetragonal kafesin ortaya çıkmasına neden olurlar [15].

Martenzit dönüşüm başlama sıcaklığı M_s , martenzit dönüşüm bitiş sıcaklığı ise M_f ile gösterilir. Yapı M_s sıcaklığının altına inildiğinde tamamen martenzit olmaz. Sıcaklık düşerken martenzit oranı artar. Yapının tamamen martenzite dönüşümü için sıcaklığın M_f sıcaklığının altına inmesi gerekmektedir. M_s ve M_f her ikisi de çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak değişir. M_s sıcaklığı için Andrews bağıntısı Eşitlik 2.1'de verilmiştir [16]. M_f sıcaklığı ise özellikle karbon oranından etkilenmektedir. Karbon oranı % 0,5–0,6 civarında sıfır dereceye düşmektedir ve karbon oranı arttıkça da sıfırın altına düşmektedir [17]. Çift-fazlı çelikler oluşurken yapıda az da olsa bulunan kalıntı östenitin varlığından da M_f sıcaklığı ile açıklamak mümkündür.

$$M_s (^\circ C) = 550 - 350 (\%C) - 40 (\%Mn) - 20 (\%Cr) - 10 (\%Mo) - 17 (\%Ni) - 8 (\%W) - 10 (\%Cu) + 15 (\%Co) + 30 (\%Al) \quad (2.1)$$

Ms sıcaklığını etkileyen başlıca faktörleri şu şekilde sıralayabiliriz;

- Co ve Al gibi önemli birkaç alaşım elementi Ms sıcaklığını yükseltir,
- Mekanik gerilmelerin meydana getirilmesiyle martenzit dönüşümü hızlandırılır. Küçük miktarlardaki plastik deformasyonda Ms sıcaklığı yükselirken kuvvetli plastik deformasyonda ise Ms sıcaklığı azalır.
- Östenitik yapıda karbür ne kadar fazla çözünebilirse, östenit ne kadar fazla karbon içerirse Ms sıcaklığı o kadar düşer. Bu nedenle kritik tavlama sıcaklığı artırıldığında ya da tavlama süresi uzatıldığında katı çözeltilerde çözünen karbon miktarı artacağından Ms sıcaklığı da düşer. Ancak kritik tavlama sıcaklığı ve tavlama süresini fazlaca artırmak östenitte tane kabalaşmasına neden olacağından Ms sıcaklığı üzerinde yükseltici etki yapar. Ayrıca Ms sıcaklığına da benzer etki yapabilir [16].

Martenzitin oluşabilmesi için çeliğin yeterli karbon oranına ve yeterli soğutma hızına sahip olması gerekmektedir. Dönüşüm diyagramlarından da görüldüğü gibi, perlit ve beynitin oluşması zamana bağlı olarak ilerlediği halde, martenzit oluşumunda böyle bir durum söz konusu değildir. Ms'nin altındaki her bir sıcaklık belirli bir martenzit oluşum yüzdesine tekabül eder. Ancak oluşan martenzit miktarı çeliğin cinsine, östenitleme işleminin koşullarına ve sertleştirme için uygulanacak olan soğutma hızına bağlıdır. Östenitin büyük oranlarda martenzite dönüşümünü sağlayabilmek için kritik bir soğutma hızına ihtiyaç vardır. Soğutma hızı üzerinde etkili faktörleri östenit tanelerinin büyüklüğü ve östenit içerisinde erimiş bulunan karbon miktarıdır. Ancak kritik soğutma hızı üzerinde en büyük etkiyi başta Mn olmak üzere alaşım elementleri yapmaktadır. Mn'nin soğutma hızı üzerindeki açıklayabilmek için Chang ve arkadaşları [18] tarafından belirlenen $M_{neş}$ denkliğinden faydalanılabilir (Eşitlik 2.4. ve Eşitlik 2.5.).

$$\% M_{neş} = \% Mn + 2,67 \% Mo + 1,3 \% Cr \quad (2.4)$$

$$\text{Log (Soğutma Hızı)} = 1,73 M_{\text{neş}} + 3,185 \quad (2.5)$$

Malzemenin tüm kesitinde martenzit oluşumunu sağlayan söz konusu soğutma hızı, üst kritik soğutma hızı olarak da adlandırılır. Martenzitik yapı elde etmek için soğutma, en azından kritik soğutma hızını aşacak şekilde yapılmalıdır. Martenzit oluşumunun ilk olarak görüldüğü soğutma hızı da alt kritik soğutma hızı olarak adlandırılır. Eğer soğutma hızı, üst ve alt soğutma hızı kritik soğutma hızları arasında kalırsa martenzitin yanı sıra ara kademe fazı olarak da bilinen beynit ile soğutma hızına ve yukarıda belirtildiği gibi alaşım elementlerinin türüne bağlı olarak perlit ve ferrit de oluşabilir [18].

Yapının tamamen martenzite dönüşmesi arzu edildiğinde, sertliği önemli ölçüde düşürdüğü için bu yapıların oluşması istenmemekle birlikte alaşım durumuna da bağlı olarak özellikle kalın kesitlerde önlenmesi oldukça zordur. Ancak fazlı yapılar elde edilirken, gerekli hacimde martenzitin elde edilmesi için yüksek tokluğa imkan veren beynit ve perlitin varlığında arzulanır [19].

Tavlama sıcaklığı hem östenit hacim oranını hem de östenit içerisinde erimiş halde bulunan karbon içeriğini kontrol ettiği, soğutma hızının ise kayma ve difüzyon hızı arasındaki dengeyi belirlediği düşünüldüğünde çift faz ısıtım işleminin her iki adımının da martenzit dönüşümünde etkili olduğu açıkça görülmektedir.

Ferrit içerisinde dağılmış olan ikinci fazın tane boyutu, hacim oranı ve yerleşimi gibi özellikler çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini belirgin şekilde etkiler. Martenzit, çift-fazlı çeliklerin mekanik özellikleri üzerinde en etkili olan fazdır. Çünkü bu çeliklerin sahip olduğu karakteristik özellikler olan yüksek mukavemet ve süneklik üzerinde martenzit fazının özellikleri en önemli etkiye sahiptir. Gerek kritik tavlama sıcaklığı ve östenit hacim oranı gerekse östenit morfolojisi ve soğutma hızı ile kontrol edilebilmesi nedeniyle martenzit fazı çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerinin denetlenebilmesini sağlar.

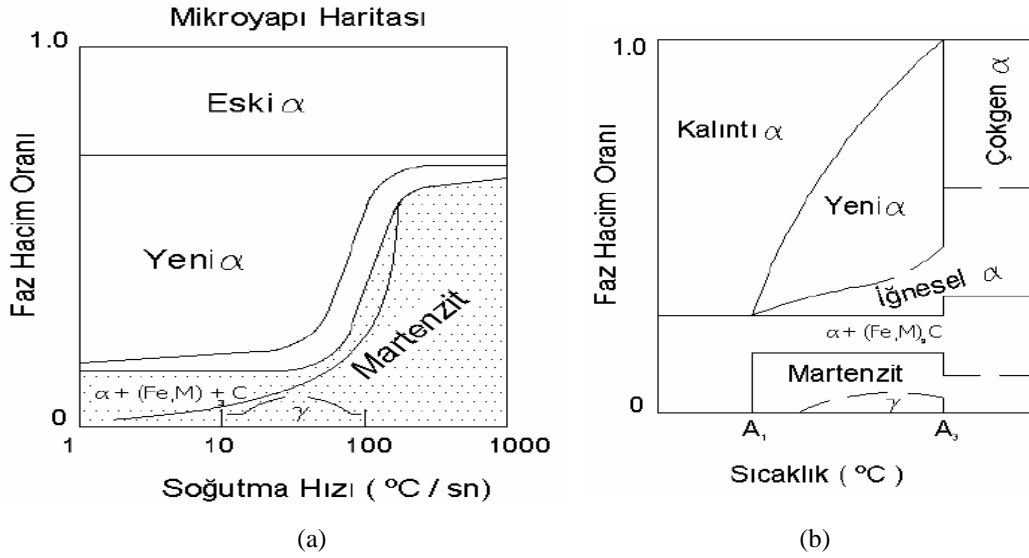
Martenzit miktarının artmasıyla mukavemet artarken süneklik azalmaktadır. Mikroyapıda genellikle %20'den daha az martenzit bulunması arzu edilir [20].

Çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini belirleyen en önemli etkenler martenzit mukavemeti, martenzit hacim oranı, martenzit morfolojisi ve martenzitin karbon içeriğidir [20].

Martenzitin mukavemeti ve martenzit hacim oranı; malzemenin karbon oranı, kritik tavlama sıcaklığı, kritik tavlama süresi ve östenitin sertleşebilirliği ile yakından ilgilidir. Araştırmacılar, genel olarak kritik tavlama sıcaklığının artmasıyla östenit içerisinde çözünen karbon miktarının da arttığını savunmaktadırlar. Böylelikle soğutma sırasında östenitten dönüşen martenzitin de sertliğinin artan kritik tavlama sıcaklığı ile arttığı düşünülmektedir. Martenzitin dayanımı karbon oranına oldukça duyarlıdır [19].

2.3.2.2. Ferrit

Şekil 2.9'daki (a) ve (b) grafiklerinden de açıkça görülebileceği gibi kritik tavlama sıcaklıklarından hızlı soğutma sırasında, kritik soğuma hızlarından daha düşük sıcaklıklar söz konusu olduğunda östenitten martenzit dışı fazların dönüşümü gerçekleşir. Ferrit fazı martenzitle birlikte çift-fazlı yapıya adını veren ikinci fazdır. Kritik tavlama öncesi yapıda zaten bir miktar ferrit (kalıntı ferrit) bulunmakla birlikte düşük soğutma hızlarında bir miktar ferrit de östenitten dönüşmektedir. Mikroyapıda kritik tavlama öncesi bulunan ferrit eski ferrit, soğutma sonrasında eş eksenli olarak ferrit tane sınırlarında çekirdeklenen ferrite ise yeni ferrit ya da eş eksenli ferrit olarak bilinmektedir [21].



Şekil 2.9. (a) şematik Mikroyapı Haritası. (b) Sabit Soğutma Hızlarında Oluşabilecek Fazların Tavlama Sıcaklığına Göre Değişimi [20]

Yukarıdaki diyagramlardan da açıkça görülebildiği gibi ferritin oluşumu üzerinde soğutma hızı oldukça etkilidir. Bu fikirden yola çıkan Chang ve Kim [19], kritik tavlama sıcaklığına yakın soğutma sırasında ferrit oluşumunu inceledikleri çalışmada 830 °C'de 30 dakika kritik tavladıkları % 0,13C'lu çeliği iki farklı soğutma hızında soğutmuşlardır. Sonuçta yeni ferritin, düşük soğutma hızlarında (0,1 °C/sn) öncelikli olarak östenitin merkezinde var olan eski ferritin üzerinde, yüksek soğutma hızlarında ise (5,6 °C/sn) östenit çevresindeki eski ferrit üzerinde büyüdüğünü göstermişlerdir.

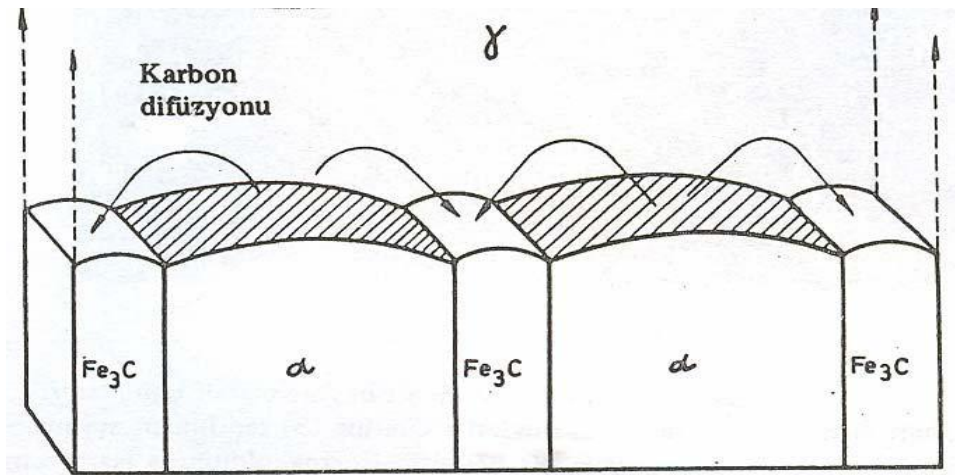
Çift-fazlı yapıda ferritin içerisindeki karbon oranı hem kritik tavlama sıcaklığına hem de soğutma hızına bağlıdır. Karbonun çözünebilirliği artan kritik tavlama sıcaklığı ile azalır. Ayrıca soğutma hızı azaldıkça sementit daha düşük karbon içeriğine bağlı olarak oluşabilir.

2.3.2.3. Perlit

Östenitik bölgeden soğutma işlemine Şekil 2.8-b eğrisinde gösterildiği gibi devam edilirse perlit dönüşümü gerçekleşir. Perlit oluşum sıcaklığı düştükçe perlit lamelleri çok inceleşir ve tüm yapı sert olur. Perlit oluşumu östenit tane sınırlarında veya östenit tanelerinin içerisindeki diğer düzensiz bölgelerde bağlar. Hillert, perlit

oluşumunun ferrit ya da sementit üzerinde başladığını ve dallanarak büyüdüğünü belirterek şekil 2.10’da gösterilen modeli sunmuştur [16].

Östenitten ince sementit plakalarının kenarlarına karbon iletimi ferrit plakalarının kenarlarının karbon bakımından fakirleşmesine neden olduğu için sementit ve ferrit plakaları yan yana büyürler.



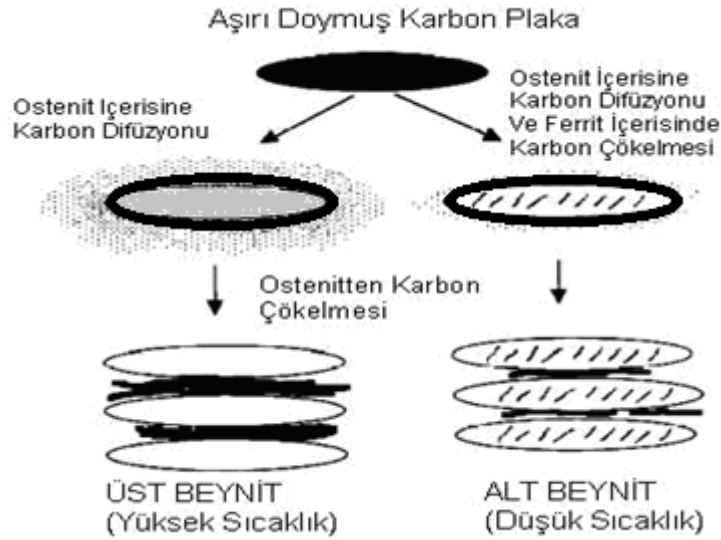
Şekil 2.10. Perlitin büyümesini şematik olarak gösterilişi [16]

2.3.2.4. Beynit

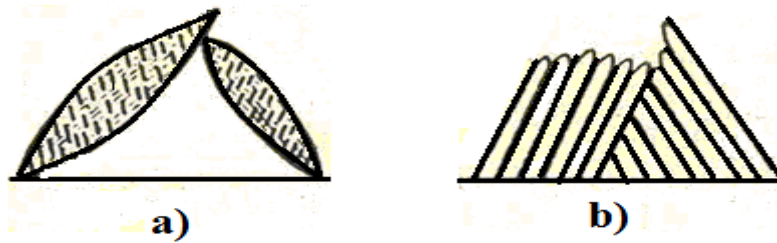
Şekil 2.7’deki diyagramlardan da görülebileceği gibi (TTT) diyagramlarında perlit kademesi ile martenzit kademesi arasındaki ara dönüşüm sahasında dönüşümü gerçekleştiren faz beynittir. 550 °C’nin altındaki sıcaklıklarda beynit perlitle beraber ayrışmaya başlar. Beynit oluşumunun tane sınırlarından plakalar halinde büyüyen ferrit çekirdeklerinin üzerinde başladığı varsayılır. Beynit oluşumu sırasında östenitin çevresindeki karbon miktarı sürekli olarak artar. Bu artış belli bir sınıra geldiğinde ferrit plakaları ile yan yana pozisyonda da sementit plakaları meydana gelir [22].

Sıcaklık düştükçe beynit oluşumu östenit tanelerinin içerisinde de başlar, aynı zamanda beynitin meydana geliş şekli değişir. Metalurjik amaçlı mikroskopta beyniti diğer fazlardan ayırt etmek zordur. Beynit, oluşum sıcaklığına bağlı olarak üst ve alt beynit olarak ikiye ayrılabilir. Üst beynit gevrek , alt beynit ise toktur. Beynitik dönüşüm sahasının perlitte yakın sıcaklık bölgelerinde oluşan yapı “üst beynitik

yapı”, martenzite yakın sıcaklık bölgelerinde oluşan yapı ise “alt beynitik yapı” olarak adlandırılır [16]. Şekil 2.11’de alt ve üst beynitik yapıların oluşumu, şekil 2.12’de ise bu yapıların görünümü şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.11. Alt ve üst beynitik yapının oluşumun şematik Gösterimi [22]



Şekil 2.12. Beynitik yapı (a) Alt Beynitik Yapı (b) Üst Beynitik Yapı [22]

Beynitik yapı martenzitik yapı ile büyük benzerliğe sahiptir [18]. İki yapı arasındaki temel fark beynitik yapıda karbürlerin varlığıdır. Alt beynit kademesinde çubuk formunda karbürler, üst beynit tabakasında ise paralel ve yatık uzanmış karbürler ferrit plakaları ile beraber bulunur [22].

Mikroyapıdaki beynit süneklik değerlerini artırarak dinamik yüklere karşı daha fazla direnç sağlar [22].

2.3.2.5. Kalıntı östenit

Soğutma sırasında östenitin dönüşmemiş olarak yapıda kalan kısmına kalıntı östenit denir. Çift-fazlı çelik ısıl işleme sırasında yapıda bir miktar kalıntı östenitin varlığı kaçınılmazdır. Bu miktar % 2-9 arasında değişmektedir. Oran yavaş soğutulan çift-fazlı çeliklerde % 9 seviyelerinde iken, hızlı soğutulanlarda % 2'ye kadar düşebilir [20].

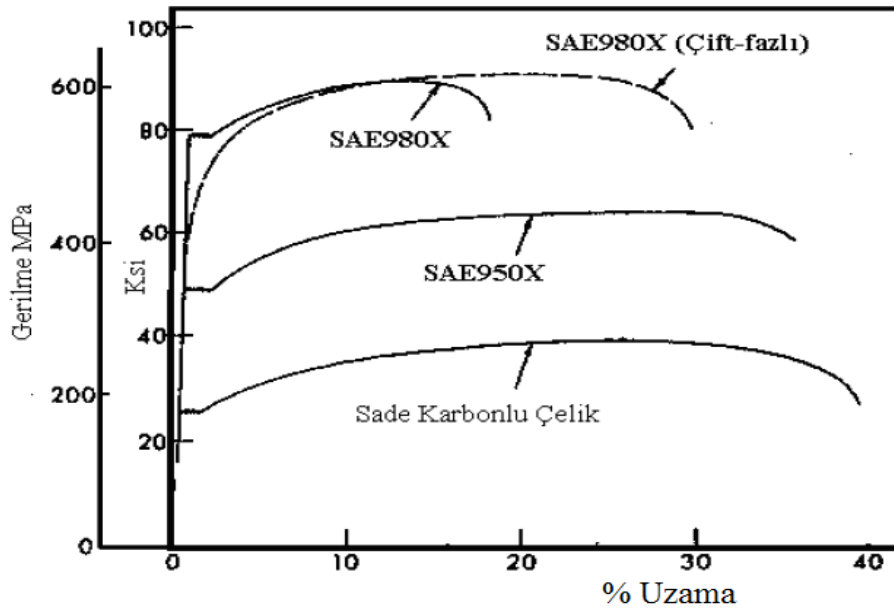
Kalıntı östenit süneklik değerlerini artırır. Fakat çift-fazlı çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı çok düşük düzeyde olduğu için bu etkileri de düşük olacaktır. Dolayısıyla değerlendirmede kalıntı östenitin çift-fazlı çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi ihmal edilebilir. Ancak yüksek karbonlu ve yüksek alaşımlı çeliklerde yapıda açıkça tanınacak şekilde görülebilir [22].

2.3.2.6. Sementit

Soğutma hızı azaldıkça daha azalan karbon içeriğine bağlı olarak, östenit parçacıkları çevresinde östenitten dönüşen sementit birikmesi oluşabilir [23].

2.4. Çift-Fazlı Çeliklerde Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi

Çift-fazlı çelikler genel olarak düşük akma, yüksek çekme dayanımı, pekleşme hızı, yüksek üniform ve toplam uzama gibi çekme özellikleri ile tanımlanmaktadır. Üretildikleri yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çelikler ile karşılaştırıldığında benzer çekme dayanımına sahiptirler üniform ve toplam uzama değerleri ise çok üstün bir düzeydedir. Bu özellikler ile çift-fazlı çelikler YMDA çeliklere göre iyi şekillendirilebilme ve şekillendirme sonrası yüksek dayanım gibi önemli özelliklere sahiptirler. Bu üstün özellikler Şekil 2.12'de SAE980X, SAE950X ve sade karbonlu çeliklerin çekme diyagramları görülmektedir [1,10].



Şekil 2.13. Sade karbonlu ve SAE 980X, SAE 950X, M 980X (çift-fazlı) çeliklerinin mühendislik gerilme-%uzama eğrileri [10]

Şekil 2.13’de görüldüğü gibi ticari 980X çeliğinden elde edilen çift-fazlı çeliğin akma dayanımı 550 MPa’dan 380 MPa değerine düşmüş, toplam uzama %18’den %27 değerine yükselmiş ve çekme dayanımı 690 MPa olarak gerçekleşmiştir. Bu sonuç çekme dayanımında belirli bir kayıp olmadığını göstermektedir.

Çift-fazlı çeliklerin benzer sınıftaki çeliklerle kıyaslandıklarında sahip oldukları üstün çekme özellikleri, mikroyapılarını oluşturan ferrit ve martenzit fazlarından ileri gelmektedir. Sert ve dayanıklı martenzit ile yumuşak ve sünek olan ferritin karışımından oluşan çift-fazlı çeliğin çekme özelliklerine bakıldığında, dayanımı martenzitin, sünekliği ise daha çok ferrit fazı özelliklerinin belirlediği anlaşılmaktadır. Bazı araştırmacılar, çift-fazlı çeliklerin özelliklerini karışım teorisi ile açıklamaktadırlar. Bunun yanında ferritin dayanım üzerinde ve martenzitin de süneklik üzerinde etkisi vardır. Çift-fazlı çeliklerin optimum özellikleri için ferrit ve martenzit fazlarının optimum özelliklerine ihtiyaç vardır.

Kim and Thomas, çift-fazlı çeliklerin çekme özelliklerine etki eden faktörleri aşağıdaki şekilde ifade etmiştir.

1. Ferrit ve martenzitin özellikleri

2. Ferrit ve özellikle martenzit (İkinci faz) morfolojisi
3. Martenzit hacim oranı (MHO) ve martenzit karbon içeriği [24].

Bunları ise şu değişkenler belirlemektedir:

1. Alaşım elementleri
2. Kritik tavlama sıcaklığı ve süresi
3. Soğutma hızı

Das ve arkadaşları, %0.07 C içeren HSLA çeliğine ara tav ve kademeli ısıl işlem uyguladıkları deneylerinde artan tavlama sıcaklığıyla, MHO'nun arttığını ve buna paralel olarak sertlik değerlerinin yükseldiğini ara tav işleminde 740 °C'de %30 MHO'da, sertlik değerinin 180 vickers olduğu, kademeli ısıl işlemde 740 °C'de sertlik değerinin 140 vickers olduğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca ara tav sonucunda elde edilen yapının iğne şeklindeki martenzite, kademeli ısıl işlemde ise bloksal martenzite sahip olduğu rapor edilmiştir [25].

Chen and Chenge, sırasıyla %0.1-%0.14-%0.19 oranlarında karbon içeren çelik numuneler kullanmışlar ve çeşitli sürelerde tavlamışlardır. Tavlama sıcaklıklarının artmasıyla MHO değerlerinin arttığını belirlemişlerdir. Bu üç çeliğin martenzit hacim oranlarının maksimum değerlerinde yani %80 MHO'da çekme mukavemetlerinin %0.1C'de 1100MPa, %0.14C'de 1200 MPa ve %0.19C'de 1390 MPa olduğunu tespit etmişlerdir. Bu numunelerin aynı %Vm değerlerinde en yüksek çekme mukavemetinin karbon oranı en yüksek numunede görüldüğü rapor edilmiştir [26].

Sudhakar and Dwarakadas, deneylerinde %0.14 C içeriğine sahip C1003 çeliği kullanmış olup, östenitleme işleminin ardından numunelere 730 ila 850 °C arasındaki 8 farklı sıcaklıkta 1 saat tavlamanın ardından %9 tuzlu suda su vermişlerdir. 850 °C'de en yüksek MHO (%76) elde edilmiştir. Bu en üst sıcaklık değerinde akma mukavemeti (630 MPa) ve kopma mukavemetinin (940 MPa) en yüksek değerine ulaştığını, %uzamanın ise en düşük değerinde (%12) olduğu saptanmıştır [27].

2.4.1. Ferrit fazının özellikleri

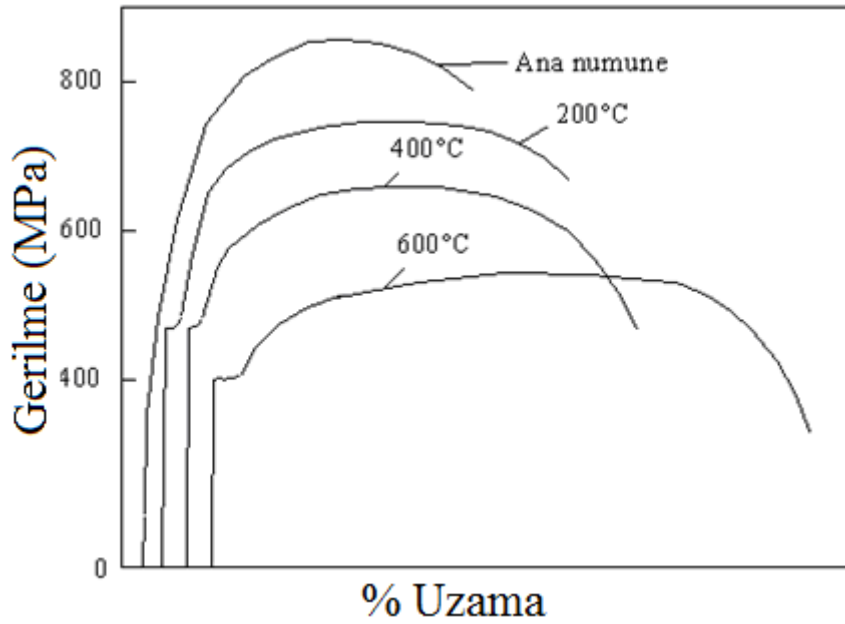
Ferritin, özellikle çeliğin akma mukavemeti, akma tarzı ve süneklik üzerinde etkili olduğu bildirilmektedir. Ferrit hacim oranı ile süneklik arasında doğrusal bir ilişki vardır. Ferritin dayanımı özellikle ferrit tane boyutuna ve saflığına bağlı olarak değişmektedir.

Çift-fazlı çeliklerde ferrit tane boyutu azaldıkça perlitik çeliklerde olduğu gibi dayanım ve sünekliği geliştirir. Optimum çift-fazlı çelik özellikleri için eşksenel ve küçük boyutlu (ferrit tane boyutu $<5\mu\text{m}$) ferrit tanelerine sahip çift-faz yapısı önerilmektedir. Ferrit matris içinde çok ince dağılmış karbür veya karbonitrür partiküllerinin bulunması sünekliği azalttığı için ferritin temiz olması gerekmektedir.

Ferritin saflığı, içerisinde çözünen elementlere ve çökelen karbür veya karbonitrürlere bağlıdır. Ferritin saflığı azaldıkça dislokasyonların hareketi zorlaşacağı için akma gerilmesi yükselir ve süneklik azalır. Çift-fazlı çeliklerde ferritin katı eriyik atomlarından özellikle karbon atomlarından azami derecede arındırılması gereklidir. Bundan dolayı çift-fazlı çelik üretimi için, karbon oranı düşük çelikler seçilir. Ayrıca çift-fazlı çeliklerin yukarıda belirtilen problemlere yol açmayacak şekilde alaşımlandırılması için P ve Si önerilmektedir. Yavaş soğutulan çeliklerde ferritte çözünen karbon az olduğu için akma mukavemeti düşük ve süneklik değerleri yüksek olur.

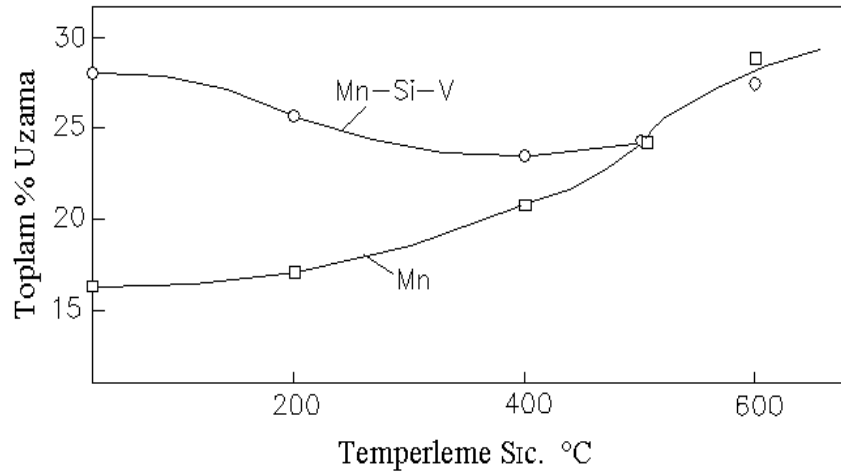
Hızlı soğutulmuş çift-fazlı çeliklerde karbon miktarı daha fazla olduğundan akma mukavemeti yüksek ve süneklik düşük olur. Ferrit fazındaki aşırı doymuş C miktarını azaltarak sünekliği arttırmak amacıyla temperleme işlemi yapılır. Temperleme ile ferrit matris içinde karbürler çökeler ve çökelen bu karbürler irileştikçe ferritin sünekliği artar. 200-400 °C arasındaki temperleme sıcaklıklarında çift-faz çeliğin mikroyapısında bulunan kalıntı östenit ferrit/karbür karışımına dönüşmektedir [10].

Bolvadin ve Tekin, yaptıkları çalışmada, çeşitli sıcaklıklardaki (200-400-600 °C) temperleme işlemlerinin çift-fazlı yapı çeliklerinin mekanik özelliklerine ve iç yapısına etkilerini incelemiştir. Sonuçta temperleme işleminin çeliklerin sertliklerinde düşüşe neden olduğunu, en düşük sertlik değerinin de buna bağlı olarak 600 °C’de 30 ve 120 dakikalarda temperleme işlemlerinde elde edildiği bildirilmiştir. Temperleme sıcaklığı ve süresi düştükçe çeliklerin sertliklerindeki düşüş hızı azalmıştır. Şekil 2.14’te temperleme sıcaklığının mukavemet ve % uzamaya etkileri gösterilmektedir [10].



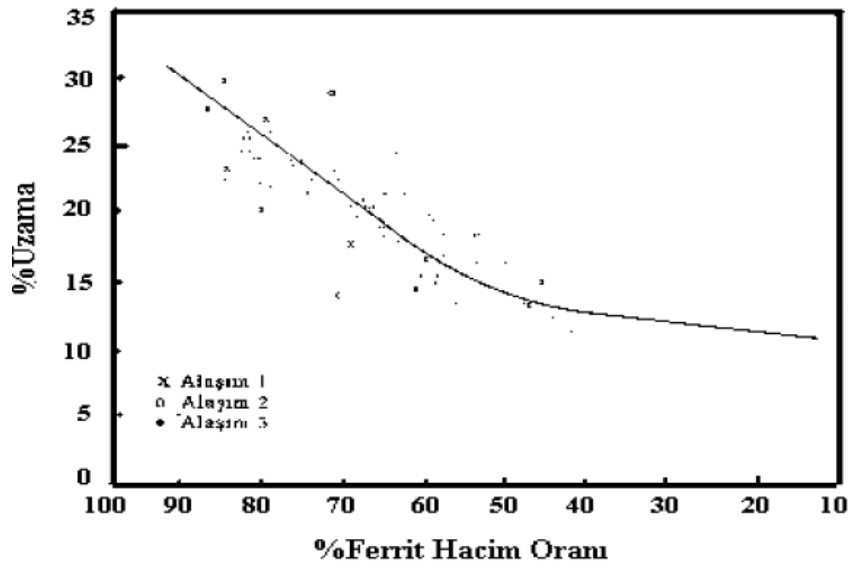
Şekil 2.14. Mn oranı %1.5 olan çift-fazlı çeliklerin gerilme-%uzama eğrisine temperleme sıcaklığının etkisi [10]

Çimenoğlu ve Kayalı, 1.5 Mn ve 1.7 Mn-Si-V içeren çift-fazlı çeliklerin akma mukavemetinin yükselen temperleme sıcaklığı ile arttığını ve belirli bir sıcaklıktan sonra da azaldığını yaptıkları çalışmalarda belirlemişlerdir ve bunun nedenini karbon atomlarının dislokasyonlarda toplanarak dislokasyonları bağlaması ve kalıntı gerilmelerin yok edilmesi gibi çeşitli faktörlere bağlamışlardır. Şekil 2.15’te alaşımlı çeliğin alaşımsız çeliğin temperleme sıcaklığı ile toplam % uzama değerlerindeki değişimler verilmiştir [10].



Şekil 2.15. 1.5 Mn ve 1.7 Mn-Si-V içeren çift-fazlı çeliklerin toplam % uzama değerine temperleme sıcaklığının etkisi (Temperleme süresi sabittir) [10]

Çift-fazlı çeliklerin sünekliği, ferrit fazı hacim oranının artması, diğer bir deyişle MHO' nun azalmasıyla artar. Çok iyi süneklik değerleri için ferrit fazı miktarının %80'den büyük olması arzu edilir. Ferrit fazı miktarına bağlı olarak süneklik değerlerindeki değişimi Şekil 2.16'da görüldüğü gibi bildirilmiştir.



Şekil 2.16. Ferrit hacim oranının %uzama üzerine etkisi [12].

Optimum çift-fazlı çelik çekme özellikleri için ferritin dayanımını artırmak gereklidir. Bu amaçla tane boyutunun inceltilmesi önerilmektedir. Bunun yanında ferritin saflığının en az derecede etkilenmesine dikkat edilir. Bazı alaşım elementleri özellikle karbon, sertliği dolayısıyla dayanımı arttırırken sünekliği düşürür [10]. Bu

yüzden süneklikten en az şekilde kaybetmek için çift-fazlı çeliklerin dizaynında, katılacak alaşım elementlerinin, dayanımı artırmalarının yanında ferrit içerisinde oksit veya karbür oluşumundan dolayı ferritin saflığının bozulması gibi bir problem oluşturmayacak miktarlarda seçilmesine dikkat edilmelidir [12].

2.4.2. İkinci faz (martenzit) morfolojisi

Çift-fazlı çeliklerde mikroyapı morfolojisi uygulanan ısı işlem rotasına bağlı olarak gelişir. Elde edilen morfolojiye özellikle de ikinci faz (martenzit) morfolojisine bağlı olarak çift-fazlı çeliklerin özellikleri de değişmektedir. Hedeflenen özelliklere göre, uygun ısı işlem yöntemi belirlenerek arzu edilen morfolojiye sahip çift-fazlı çelik elde edilebilir. Örneğin çift-fazlı çeliklerin optimum çekme özellikleri için ikinci fazın ince taneli ve birbirlerinden bağlantısız bir morfolojiye sahip olması istenir. İri taneli ve birbirleriyle bağlantılı şekilde oluşmuş martenzit morfolojisine sahip çift-fazlı çelikler düşük seviyelerde süneklik değeri göstermişlerdir [10].

Erdoğan ve Şeker, yaptıkları çalışmada farklı martenzit parçacık boyutuna sahip çift-fazlı çelikler elde ederek, bu çeliklerin işlenebilirliğini incelemişlerdir. Bu yapıyı elde etmek için AISI-SAE 8620 çeliğini kullanarak çeşitli tür ısı işlemlerle ince martenzit parçacık boyutu (MPB), orta kaba MPB ve kaba MPB'ye sahip çift-fazlı çelikler elde etmişlerdir. Sabit martenzit hacim oranında martenzit parçacık boyutu (μm) azaldıkça yüzey pürüzlüğünün azaldığı belirlenmiştir. Sabit martenzit hacim oranında martenzit parçacık boyutu arttırıldığında ise; sertlik değerlerinde azalma olduğu bildirilmiştir. Bu da göstermiştir ki; en sert yapı ince MPB sahip numunedir [28].

Thomas and Koo, martenzit morfolojisi üzerine yaptıkları çalışmada, farklı ısı işlem basamakları kullanarak değişik morfolojiye sahip çift-fazlı çelikler üretmişlerdir. Kademeli su verme işlemiyle elde ettikleri martenzitin, ara ısı işlem suda su verme yöntemiyle elde ettikleri martenzite oranla daha iri taneli, birbiriyle bağlantılı şekilde oluştuğunu ve daha düşük süneklik değerleri gösterdiğini bildirmişlerdir [24].

2.4.3. Martenzit karakteri ve martenzit hacim oranı (MHO)

Çift-fazlı çeliklerin dayanımı büyük oranda martenzit fazı özelliklerine bağlıdır. Sert ve deformasyona dirençli olan martenzit fazı çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini kontrol eden en önemli mikroyapı bileşenidir. Çeliğin yüksek sıcaklıklarda hızlı soğutulması ile yüzey merkezli yapıya (YMK) sahip östenitten, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıdaki yeni bir faz oluşur ve oluşan bu faza martenzit adı verilir. Meydana gelen dönüşüme ise martenzitik dönüşüm denilmektedir [1,10].

Ani soğuma şartlarında difüzyon engellendiğinden östenit ile martenzit fazının bileşimi aynıdır. Martenzitin dayanımı ve MHO aşağıdaki faktörlere bağlı olarak değişmektedir [1,10].

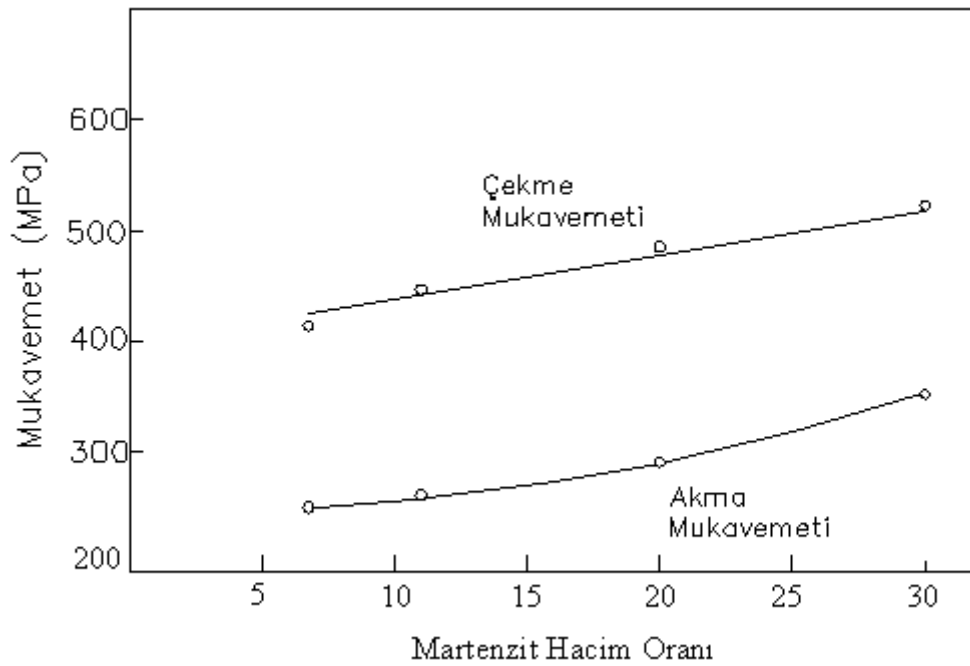
1. Malzemenin karbon içeriği
2. Tavlama sıcaklığı
3. Östenitin sertleşebilirliği

Çift-fazlı çeliklerde östenitin martenzite dönüşümü esnasında meydana gelen hacim genişlemesi (yaklaşık %2-4) ferrit fazında plastik deformasyona sebep olur. Bu nedenle ferrit tanelerinin ferrit/martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerinde dislokasyon yoğunluğu yüksek, ferrit taneleri içinde ise düşüktür. Çift-fazlı çeliklerde martenzit hacim oranının artması mukavemetin artmasına ve sünekliğin azalmasına neden olur [10].

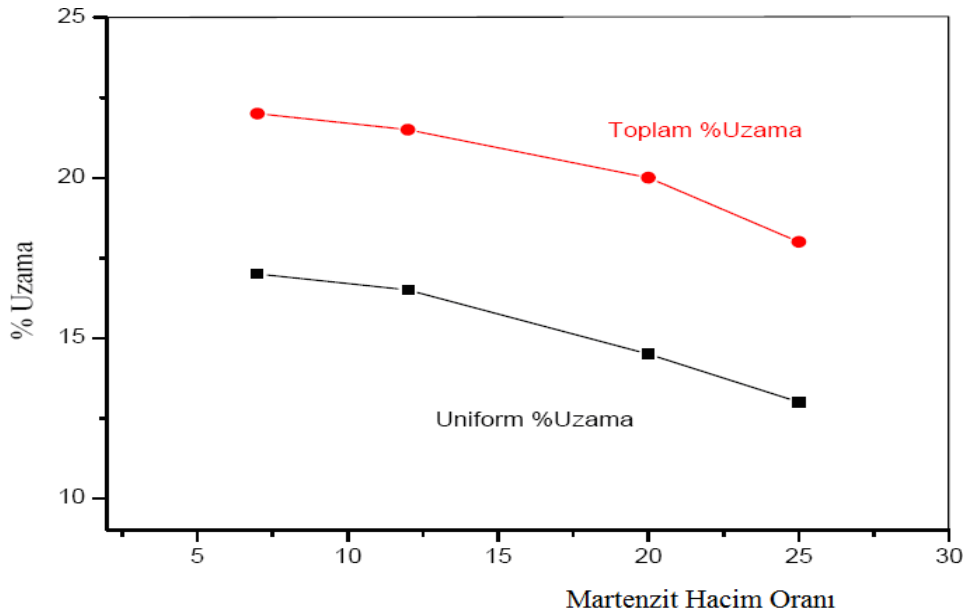
Martenzit hacim oranı sabitken, martenzit fazının karbonca zenginleşmesi çift-fazlı çeliğin akma ve çekme mukavemetlerini arttırır, fakat akma mukavemetindeki artış çekme mukavemetine kıyasla daha azdır [13]. Çift-fazlı çeliklerin mukavemetlerinin MHO'na bağlı olduğunu fakat martenzitin karbon içeriğine bağlı olmadığını ileri sürmüştür. Bunun tersi olarak Speich, karbon içeriğinin de etkin olduğunu bildirmiştir.

Su verme işlemi ile östenitin tamamen martenzite dönüşmemesi çift-fazlı çeliklerin mikroyapısında %2-9 oranında kalıntı östenit bulunmasına neden olur. Kalıntı östenitin deformasyon ile martenzite dönüşmesi uniform ve toplam uzamayı arttırmasına rağmen, kalıntı östenit miktarı düşükse, üniform ve toplam uzamadaki artış ihmal edilecek seviyede kalır.

Çimenoğlu ve Kayalı, %0.8 C içeren çift-faz mikroyapısına sahip çelik sac numunelerinin martenzit hacim oranının değişimi ile mukavemet ve %uzamadaki değişimleri Şekil 2.17 ve 2.18’de verilmiştir [1,6,7].



Şekil 2.17. %0,8 C’lu çelik sac numunelerde %0.2 akma ve çekme mukavemetlerinin martenzit hacim oran yüzdesi ile değişimi [10]



Şekil 2.18. %0.8 C'lu çelik sac numunelerde üniform ve % uzama değerlerinin martenzit hacim oranı ile değişimi [10]

2.5. Çift-Fazlı Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi

Çift-fazlı çeliklerde alaşım elementlerinin belirgin rolü, ısıl işlem sırasında sertleşme kabiliyetini artırmak yani martenzitik dönüşümü kolaylaştırmaktadır. Alaşım elementlerinin ikinci bir etkise de ferriti, katı eriyik sertleştirmesi ve çökelme sertleşmesiyle dayanımlandırmalarıdır [15].

Artan alaşım elementleri oranı dayanımı artırmakla birlikte sünekliğin azalmasına sebep olabilirler. Bu yüzden çift-fazlı çeliklerde, alaşım elementlerinin dayanım-süneklik ilişkisi bozmayacak şekilde, mümkün olduğu kadar az miktarda eklenmesi tercih edilir. Aşağıda bazı elementlerin çift-fazlı çeliklere etkileri verilmiştir.

1 - Karbon:

Çift-fazlı çelik içerisindeki en önemli alaşım elementi 'C' dir. Karbon çeliğin yapısal ve mekanik özelliklerini en fazla etkileyen alaşım elementidir [29].

Çift-fazlı çeliklerin karbon oranı %0.1 veya daha az olması istenir. Bu şekilde fazlar içerisindeki karbonun kontrolü kolaylaşır. Bu oran gerekli sünekliği ve tokluğu

sağlar, ayrıca kaynak kabiliyetinin iyi olması için bu seviyelerde tutulması istenir. Aksi takdirde çeliğin karbon miktarının artması, kaynak kabiliyetini ve direncini azaltmaktadır. Martenzit fazının gevrek olmaması bu faz içerisindeki karbon miktarının düşük olması ile sağlanır. Ayrıca karbon, M_S sıcaklığını düşürerek östenitin kararlılığını artırır [29].

2 - Manganez (Mangan):

Hızlı soğutmada martenzitin oluşmasını sağlar. Manganez; çeliğin A_1 ve A_3 sıcaklıklarıyla, dönüşüm ürünlerinin tane boyutunu küçültür. Manganezin çözültide bulunması mukavemeti artırırken, sünekliği azaltmamaktadır. Ayrıca M_S sıcaklığını düşürerek östeniti kararlı yapar. Kaynak kabiliyetini düşürmemesi için çift-fazlı çeliklerde manganez miktarı % 1-1.5 civarında olması istenir.

3 - Silisyum:

Silisyum, katı eriyik sertleşmesi amacıyla ilave edilir ve mukavemet-süneklik ilişkisini geliştirir. Genel olarak silisyumun, çeliklerin soğuk deformasyonu sırasında şiddetli şekilde deformasyon sertleşmesine yol açtığı bilinmektedir. Silisyum, çeliğin A_1 ve A_3 dönüşüm sıcaklıklarını artırdığından, tavlama sırasında ferrit tanelerinin irileşmesine yol açar. Ayrıca kritik tavlama sırasında karbonun östenit difüzyonunu hızlandırır ve bu şekilde ferritin saflığını artırır [1,6,7].

4 - Vanadyum:

Ferrit tane boyutunu küçültür ve çözültideyken östenitin sertleşebilme kabiliyetini artırır. Vanadyum içerisinde ince çökelti fazlarının oluşmasına ve ferrit/ikincil faz ara yüzeyinde yarı kararlı çökelmeye neden olur. Ayrıca ferrit içerisinde titanyum, niobyum gibi arayer elementlerinin çözünürlüğünü azaltır. Çift-fazlı çeliklerde vanadyum kesin rolü bilinmemekle beraber ferrit ve perlit oluşumunu engellediği bilinmektedir [29].

Terao and Baugnet, diğer tüm element miktarları aynı fakat sırasıyla V, Cr, Ti, W elementleri ilave edilerek farklı 4 çeşit çelik malzemeyi elde ederek 4 numune kullanılmışlardı. Bu numuneleri değişik sıcaklıklarda, eşit sürelerde tavlایarak çift-faz elde etmişlerdir. Çalışmada, alaşım elementlerinin (Cr, Ti, V, W) mekanik özelliklere etkileri incelenmiştir. V içeren numunenin elastik gerilme değerleri diğer üç numunenin değerlerinden daha yüksek bulunmuştur. Ayrıca vicker sertlik değerleri en yüksek olan çelik V'lu çeliktir. Vanadyumun çekme mukavemetine ve sertlik değerlerine olan etkisinin diğer elementlere göre daha fazla olduğu saptanmıştır [27].

5 - Molibden:

Molibden çift-faz bölgesinde tavlamaıyla oluşan östenitin sertleşme kabiliyetini artırarak martenzit dönüşümü teşvik eder. Molibden ayrıca A₃ sıcaklık eğimini artırarak ısıl işlem alanını genişletir. Molibden içeren çeliğin ferrit tane boyutuna bir etkisi yoktur, dolayısıyla tane inceltici bir element değildir. Çift-fazlı çeliklerde 0.1-0.5 oranında molibden bulunmaktadır [29]

6 - Krom:

Krom düşük oranlarda bulunduğu zaman, çeliğe etkisi genellikle olumludur. Ancak fazla miktarlarda krom, derin çekme özeliğini azaltır. Genel olarak çelikteki bakır ve fosfor elementleriyle birlikte, korozyon direncini artırdığı bilinmektedir [29].

7 - Niyobyum:

Niyobyum A₃ sıcaklık eğrisinin eğimini artırır ve yapının ince taneli olmasını sağlar. Ferritin arayer içeriğini azaltır. Bu elementin oluşturduğu karbonitrürler, tavlama sıcaklığında çözünemezler. %0.02 Nb ilavesi, akma gerilmesini 70-100 MPa

oranında artırır. Buna ek olarak çökelme sertleşmesi sağlayarak mukavemet artışına katkıda bulunur [29].

8 - Alüminyum:

Alüminyum karbonu aktive ederek, ferritin sünekliğini artırır. Ferrit/martenzit ara yüzeyinde karbür oluşumunu önler. A3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısıtım alanını genişletir ve dönüşüm sıcaklıklarını artırır. Ayrıca mikroyapıyı inceltirerek dayanımı artırır [29].

2.6. Çift-Fazlı Çeliklerde Mekanik Özellikler

2.6.1. Çift-fazlı çeliklerin akma dayanımı özellikleri

Çift-faz çeliklerin çekme deneylerinden elde edilen gerilme uzama eğrilerinde belirgin bir akma noktası görülmemiştir. Aynı zamanda bu çelikler düşük akma dayanımına sahiptir [30,31]. Çift-faz çeliklerinin akma bölgesi göstermemesi ve akma dayanımlarının düşük değerlerde olmasının nedeni, $(\alpha + \gamma) \rightarrow (\alpha + M)$ dönüşümü esnasında meydana gelen %2–4 oranındaki hacim büyümesinin sebep olduğu deformasyondan dolayı, martenzite sınır ferrit tane sınırlarında oluşan hareketli dislokasyonlar ve kalıntı iç gerilmeleridir [32]. Ancak temperleme ısıtım işleminin uygulanması ile veya belirli oranlarda ön soğuk deformasyon işleminden sonra uygulanan temperleme suretiyle, akma dayanımı değerleri artmakta ve akma bölgesi belirgin olarak görülmektedir [33].

Çift-faz ısıtım işlemi sırasında, yüksek tavlama sıcaklığı nedeniyle martenzit parçacıkları arasındaki mesafenin büyük olması veya yavaş soğutma nedeniyle östenitin martenzite dönüşümünün tam olarak gerçekleşmemesinden dolayı yapıda martenzitin yanında perlitin de bulunması Çift-fazlı çeliklerde süreksiz akmaya sebep olabilir [32].

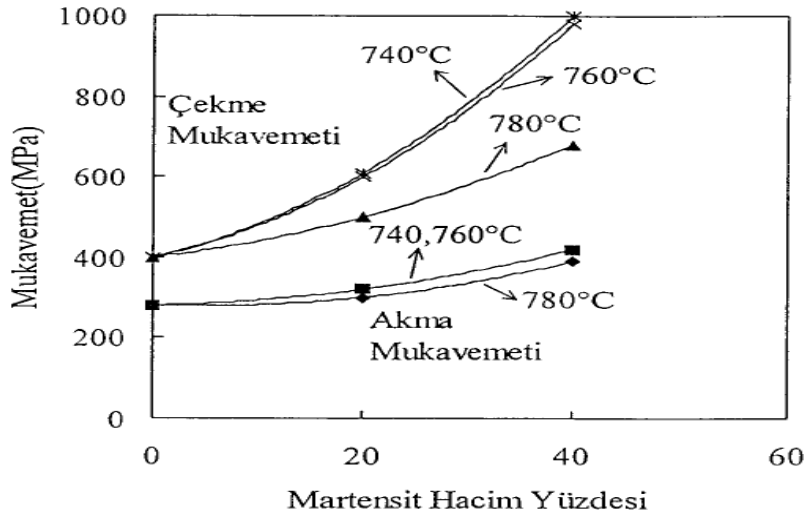
Çift-fazlı çeliklerde akma dayanımı martenzit hacim oranına bağlı olarak değişmektedir. Sabit kritik tavlama sıcaklığında (KTS) malzemenin karbon içeriğinin artması ile MHO artmakta veya sabit karbon oranlarında KTS'nin artması ile MHO'da artış meydana gelmektedir [34].

2.6.2. Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı özellikleri

Çift-faz çeliklerinin çekme dayanımına etkili olan mikroyapı elemanları, düşük dayanımlı ferrit ve yüksek dayanımlı martenzit fazlarıdır [35]. Bu çeliklerin dayanımlandırılmasına temel etkiyi martenzit fazı yapmaktadır. Çekme dayanımı, martenzit hacim oranıyla doğrusal olarak değişmektedir. Martenzit hacim oranı ise östenitleme sıcaklığının dışında östenit fazının sertleşme derinliğine bağlıdır. Östenit fazının sertleşme derinliği sadece karbon miktarına bağlı ise, A_3 sıcaklığına yaklaştıkça, östenit fazındaki karbon miktarı azalacağı için, martenzit dışı östenit ürünleri oluşacaktır. Böylece, çekme dayanımında azalma olacaktır [36]. Bu sebeple, soğutma hızını ve östenit fazının sertleşme derinliğini artırıcı tedbirler almak gerekir.

Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımlarını artırabilmek için östenitin miktarını ve sertleşebilirliğini artırıcı alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo, V, Ni vb.) ile alaşımlandırılmış çelikler çift-fazlı çelik üretimi için seçilmelidir. Bununla birlikte bu alaşım elementlerinin ferritin saflığını bozmayacak miktarlarda bulunması tercih edilir. Bu amaçla Si ve P içerikli çelikler tavsiye edilmektedir [37].

Çift-fazlı çeliklerin mukavemetini etkileyen bir diğer faktör tavlama sıcaklığıdır. Şekil 2.29'da görüldüğü gibi sabit martenzit hacim oranında, tavlama sıcaklığı arttıkça çift-fazlı çeliğin akma ve çekme mukavemetleri azalmaktadır. Bu duruma martenzit fazındaki karbon içeriğinin azalması sebep olmaktadır.



Şekil 2.19. Çift-fazlı çeliklerin %0.2 akma ve çekme dayanımlarının MHO ve östenitleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi [38]

2.6.3 Çift-fazlı çeliklerde dayanım-süneklik ilişkisi

Çift-fazlı çelikleri aynı mukavemet değerlerinde diğer az karbonlu çelikler yanında üstün kılan bir özellikte iyi bir sünekliğe sahip olmalarıdır. Aynı çekme mukavemeti değerlerinde HSLA çeliklerin %18–20, çift-fazlı çeliklerin ise %30 toplam uzama göstermeleri, Çift-fazlı çeliklerin daha sünek olduklarını göstermektedir.

Çift-fazlı çeliklerin üstün süneklik özelliği göstermelerinin nedeni başlıca iki faktöre bağlanır. Bu faktörlerden birincisi çift-faz çeliklerinde, ferrit tanelerinin içerisinde ince dağılmış karbür ve nitrokarbür parçacıklarının bulunmamasıdır. İyi bir süneklik değeri için ferritin saf ve tane boyutunun $\sim 3 \mu\text{m}$ ile hacim oranının $\sim 80\%$ 'den fazla olması istenmektedir [37].

Ferrit fazı içerisindeki karbon ve azot miktarının artması sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Çift-fazlı çeliklerin üstün süneklik özelliği göstermelerine neden olan ikinci faktör ise, süneklik özelliği yok denecek seviyede olan perlit fazının yerini süneklik özelliği nispeten iyi olan martenzit fazının almasıdır [36].

BÖLÜM 3. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN BİRLEŞTİRME YÖNTEMİ

3.1. Çift-Fazlı Çeliklerin Gazaltı Özlü Tel Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesi

MIG-MAG kaynağında ark, aynı zamanda ilave tel görevi yapan eriyen bir elektrot ile is parçası arasında oluşur (41,42). Koruyucu gaz olarak argon, helyum ve argon kullanılan MIG (alüminyum, paslanmaz çeliklerin kaynağında) yöntemi ile koruyucu gaz olarak aktif gaz olan karbondioksit kullanıldığında MAGC ve koruyucu gaz olarak karışım gazı (Ar-CO₂-O₂) kullanıldığında da yöntemin adı MAGM olarak isimlendirilir. Çalışma prensibi olarak uçsuz bir elektrotun bir tel iletme mekanizması yardımıyla bir tel sürme makarasından geçtikten sonra akım kontak borusuna gelir. Serbest tel ucu nispeten kısadır; böylece ince elektrota yüksek akım şiddeti (>100A/mm²) uygulanabilir.

MIG-MAG yönteminin avantajları arasında; yarı-otomatik olan bu yöntemin kaynakçılar tarafından uygulamasının kolay olması, elektrot değişimleri için harcanan ölü zamanın ortadan kaldırılması, kaynak başlangıç ve bitişinde sıkça karşılan gözenek, krater çatlağı hatalarının önüne geçilmesi sayılabilir. Ayrıca sprey ark ile metal aşınımıyla ince damlacıklar oluşturarak derin nüfuziyet elde edilmesi, örtülü elektrotlara nazaran koçan kaybının olmaması, örtüdeki yanma ve sıçrama kayıplarının az olması nedeniyle; toplam maliyetler hesaplandığında bazik elektrota göre ekonomik bir yöntem olduğu görülmektedir. Full-otomatik taşıyıcı sistemlere ve kaynak robotlarına adaptasyonun mümkün olması nedeniyle tersanelerde en çok kullanılan yöntem olmuştur.

Özellikle tersanelerde gemi gövdesinin yan dikmelerinin saclara dik pozisyonda kaynağında 1.1 ve 1.2 mm'lik tel kullanılarak MAG yöntemi ile örtülü elektrota nazaran üç kere daha hızlı kaynak yapabilmeye olanağı doğmuştur [39].

Gemi inşaatında kaynakta en önemli sorunlardan birisi olan çarpılma ve kendini çekme tehlikesi, minimum ısı girdisi ile maksimum kaynak metali yığılabildiğinden, bu yöntem sayesinde asgariye indirilmiştir [40].

3.1.1. MIG-MAG kaynağında özlü tel elektrotların sağladığı avantajlar

- a) Basit kaynak ağız hazırlığı gerektirir,
- b) Yüksek bir erime hızına sahiptir, daha az paso ile kaynak yapma olanağı sağlar,
- c) Derin nüfuziyetli ve yüzey düzgünlüğü çok iyi kaynak dikişleri elde edilir,
- d) Özel ön temizleme işlemlerine gerek göstermeden, oksitli paslı yüzeylerin dahi kaynak edilmesine olanak sağlar,
- e) Birçok alaşımlı çeliği argon yerine CO₂ kullanarak kaynatmak mümkün olmaktadır.
- f) Elektrik enerjisi tüketimi diğer yöntemlere nazaran daha azdır,

Özlü tel elektrodla gazaltı kaynağı diğer ark kaynak yöntemlerinden ayıran özellik cüruf yapan maddelerin, sürekli beslenen bir tel elektrod içinde olmasıdır. Elektrot, içinde çeşitli toz malzeme bulunan metal bir tüp formunda kompozit bir ilave metaldir. Kaynak sırasında kaynak metalinin yüzeyini yoğun bir cüruf tabakası kaplar [43].

Özlü telle gazaltı kaynağının üstünlüğü, üç genel özelliği birleştirmesinde yatmaktadır.

- a) Sürekli telle kaynağın verimliliği.
- b) Bir cürufun varlığıyla elde edilen metalürjik üstünlükler (deoksidasyon, alaşımlandırma v.s.)
- c) Kaynak banyosunu koruyan ve şekillendiren cüruf

İlave gaz korumalı özlü telle ark kaynağında koruyucu gaz erimiş metali havanın azot ve oksijeninden korumak üzere arkın ve kaynak banyosunun üzerinde bir örtü oluşturmaktadır. Azot havadan kaynak metaline böylece ulaşamaz. Ancak karbondioksidin ayrışması sırasında oksijen açığa çıktığından koruyucu gaz

örtüsünde bir miktar oksijen bulunmaktadır. Elektrodların bileşimleri, gaz örtüsünde bir miktar oksijen bulundurmaktadır. Bu özellik hafif metallerin kaynak yapılabilmesi ve kökte aralık doldurma kabiliyetini artmasını sağlar. Eğer ark boyu ve kaynak akımı (kaynak makinesinde daha yüksek ark gerilimini ayarlayarak ve tel besleme hızının arttırarak) korunabilirse, daha büyük serbest elektrod boyu, kaynak metali yığıma miktarında artırır [39].

Gupta ve arkadaşları [44], düşük alaşımlı, az karbonlu çelikleri kritik bölgede tavlayarak (IADP) ve de sıcak haddeye (HRDP) tabi tutarak çift faz yapı oluşturmuşlardır. Araştırmalarında elde edilen bu çift-fazlı çeliklerin kaynak kabiliyetini incelemiştir. Bu iki çelikte de artan kaynak zamanıyla kopma mukavemetinin arttığı ve en yüksek değerlerine 0.5 sn'de ulaştıkları bildirilmiştir. Bu artış HRDP'nin IADP'ye göre daha fazla olduğu rapor edilmiştir. Mikrosertlik değerlerinde de HRDP'nin değerleri daha fazla olduğu bildirilmiştir.

Hayat'ın doktora çalışmasında, gazaltı masif ve özlü tel ile çift-fazlı çeliklerin kaynak kabiliyetini incelemiştir. Bu çalışmasında, birleştirmede kullanılan ilave kaynak teli kaynak bölgesinde mikrosertlik değerlerine etki ettiğini tespit etmiştir. Özlü tel ile birleştirilen parçaların kaynak metalindeki mikrosertlik değerleri masif tel ile birleştirilen parçaların sahip olduğu mikrosertlik değerlerinden düşüktür. Elde edilen mikrosertlik değerleri ısı girdisine ve paso sayısına dolayısıyla oluşan kaynak metali ve ITAB'ın mikroyapısına bağlı olarak farklılıklar gösterdiği rapor edilmiştir [1].

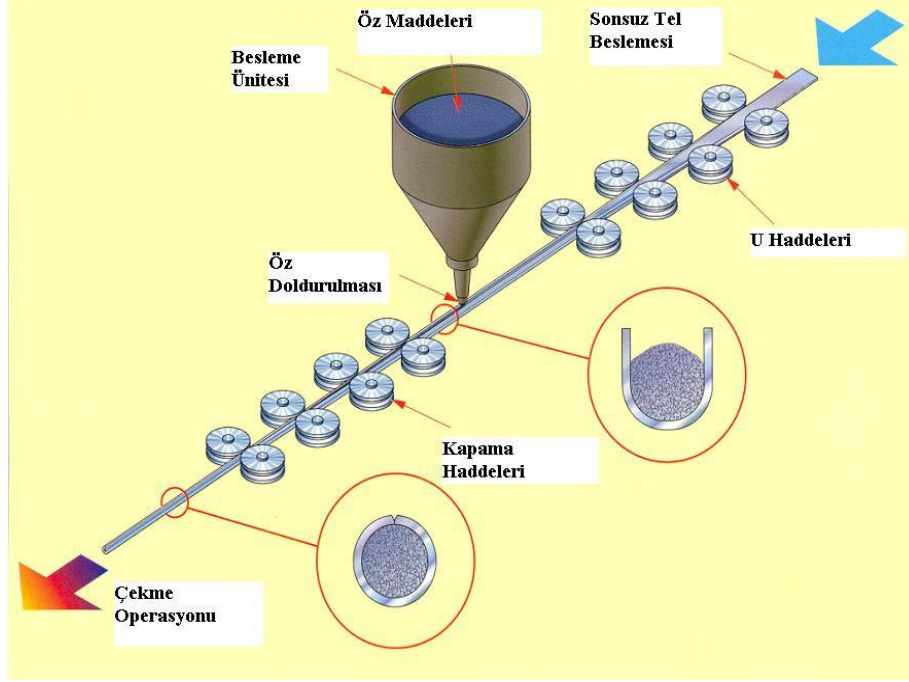
3.1.2. Gazaltı özlü tel kaynak yönteminde kullanılan özlü telin üretimi ve kullanımında sağladığı avantajlar

Özlü teller, tozun oranı ve bu tozun cinsine göre sınıflandırılırlar. Kullanılacakları yerlere ve imal sürecine göre özlü teller % 13 - % 20 toz içerirler. Bu toz genellikle bazik, asit veya rutil tipten olur ve yumuşak yarı sert, düşük ve yüksek alaşımlı her bir çeliğin birleştirme kaynağı için özlü teller mevcuttur. Deoksidan elementlerin oranı uygun düzeyde tutarak paslı saclar üzerinde de mükemmel kaynaklar elde etmek mümkündür. Özlü telin üretim seması Şekil 3.1'de görülmektedir [39].

Bir özlü tel elektrodun özünün yerine getirmesi gereken hususlar şunlardır:

- a) Kimyasal bileşimi ayarlayarak kaynak metalinin mekanik, metalürjik ve korozyona dayanıklılık özelliklerini sağlamak.
- b) Erimiş metali havanın oksijeninden ve azotundan koruyarak kaynak metalinin hatasız olmasını sağlamak.
- c) Kaynak metalindeki yabancı maddeleri cüruf yapıcı reaksiyonlarla bertaraf etmek.
- d) Katılaşmakta olan metali korumak ve farklı kaynak pozisyonlarında dikişin görünüşünü ve seklini kontrol etmek üzere bir cüruf örtüsü oluşturmak.
- e) Sıçramaları azaltmak ve üniform olarak yığılmış, uygun boyutlarda dikişler oluşturmak üzere, arkı düzgün bir elektriksel hat sağlayacak şekilde stabilize etmek.

Özlü telin içerdiği özün tipine göre bazik, metal ve rutil karakterli olmak üzere 3 çeşidi bulunmaktadır. Bazik karakterli özlü tel sağladıkları yüksek mekanik özellikler nedeniyle ince taneli ve yüksek dayanımlı çeliklerin kullanıldığı konstrüksiyonlardaki kaynak işlemlerinde kullanılır. Metal karakterli özlü tel ise, sprey ark modunda ve yatay pozisyonda gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde yüksek yığıma hızı sağlar. Bu gruba giren özlü teller çok az sıçrama yaparlar ve kaynak dikişi üzerinde cüruf oluşturmazlar. Rutil karakterli özlü teller; yumuşak ark karakteristiği, yüksek kaynak kabiliyeti, kolay cüruf katkısı ve güzel bir dikiş görüntüsü sağlarlar [45].



Şekil 3.1. Özlü tel üretim şeması [39]

Özlü elektrotların üretimi iki şekilde gerçekleştirilir. Birinci yöntemde; 10mm kalınlığında 0.4 mm genişliğindeki ince çelik şerit haddelenerek U kesit şeklinde kıvrılır ve içine ölçülen miktarda öz beslemesi yapılır. Özü oluşturan maddelerin homojen olarak karıştırılması yoğunluğun değişmemesi için önemlidir. U formundaki içi öz dolu şerit kapatılarak istenilen ölçülerde üretilir. Genellikle 1.2mm ile 2.1mm çapında tel elektrotlar üretilir. Üretim hızı 25m/dak. ya varan özlü tel üretim makineleri bulunmaktadır.

İkinci yöntemde ise; genellikle 25.4 mm çapında bir ucu kapalı boruların içine açık olan ucundan toz beslemesi yapılır. Tozun borunun içinde homojen dağılması, boşluk bırakmaması amacıyla boruya titreşim uygulanır. Boru doldurulduktan sonra açık uç kısmı kapatılarak, istenilen ölçülerde üretilir.

Hemen hemen bütün eritme kaynak yöntemlerinin uygulama alanı bulunduğu gemi inşaa endüstrisinde de MIG-MAG yöntemi günümüzde önemli bir yere sahiptir. Örtülü elektrotlara nazaran daha yüksek ergime gücüne, diğer tel sürme tertibatlı yöntemlere göre de her pozisyonda uygulanabilme özelliğine sahiptir. Son yıllarda taşınabilir tel sürme tertibatları sayesinde kaynakçı gemi içerisinde daha kolay hareket ederek, en zor pozisyonlardaki kaynakları dahi MIG-MAG yöntemi ile

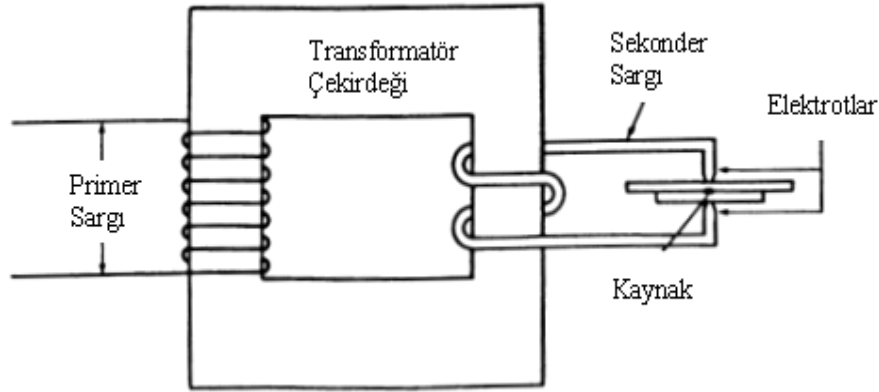
yapabilmektedir. Elektrod kayıplarının sürekli gelen tel nedeniyle az olması, kaynak hızı fazla olduğu için malzemede oluşan (en az ısı girdisi maksimum kaynak metali yığılabildiğinden) çarpılma (deformasyonlar), kendini çekme ve artık gerilmeler bu yöntem sayesinde asgariye indirilmiştir [39].

Örtülü elektrot ve MIG-MAG yöntemlerinin en avantajlı özelliklerini bünyesinde toplayan bir yöntem arayışı sonucu 1950'li yılların ortalarına doğru ilk tel şeklinde özlü elektrot ile kaynak gerçekleştirilmiş ve 1960'lı yıllarda bu yöntem önce ABD'de sonra da Avrupa'da uygulanan hale gelmiştir. Özlü elektrot ile kaynak çok geniş bir uygulama alanı bulmuştur ve sahip olduğu avantajlar nedeni ile de birçok sahada MIG-MAG yöntemi ile rekabete girmiştir [40]. Japon Tersanelerinde tüm kaynak yöntemleri arasında kullanım oranı % 70-80 özlü telle gazaltı yöntemleridir. Özlü tel elektrotun, katı tel elektroda göre; dolgu veriminin çok yüksek olması, öz maddesi yardımıyla kaynak esnasında koruyucu ortam oluşturması, sıçrama kayıplarının az olması, kaynak hızının yüksek olması ve derin nüfuziyetli kaynak elde edilmesi nedenleri ile kullanım oranları her geçen gün artmaktadır [40].

3.2. Çift-Fazlı Çeliklerin Nokta Direnç Kaynağı ile Birleştirilmesi

Direnç kaynağı, iş parçalarından geçen elektrik akımına karşı iş parçalarının gösterdiği dirençten elde edilen ısı ve aynı zamanda elektrot basıncının uygulanmasıyla meydana gelen birleştirme yöntemidir. Bu yöntemde ilave bir ısı kaynağı kullanılmaz [43,44,46].

Nokta direnç kaynağı, elektrotlar tarafından uygulanan kuvvet altında bir arada tutulan iş parçalarında, geçen elektrik akımına karşı iş parçalarının gösterdikleri dirençten elde edilen ısı ile, parçaların tek yada daha çok noktada bölgesel olarak eritilip basınç altında birleştirilmesine dayanan bir yöntemdir. Akım konsantrasyonu ile ısıtılarak kaynak metalinde ergimiş çekirdek meydana gelir. Elektrik akımı kesildiğinde, kaynak metali hızlı bir şekilde soğuyup katılaşırken elektrot kuvveti uygulanmaya devam etmektedir, daha sonra elektrotlar geri çekilerek iş parçasını serbest bırakırlar. Kaynak işlemi genellikle 1sn'den daha kısa bir sürede tamamlanır. Şekil 3.2'de nokta direnç kaynak makinesi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Nokta direnç kaynak yönteminin şematik gösterimi [43]

Hayat'ın yüksek lisans çalışmasında, çift-fazlı çelikler nokta direnç kaynağıyla birleştirilmiş ve mekanik özellikleri incelenmiştir [45]. Nokta kaynağında sabit akım şiddetinde ve sabit elektrot basıncında kaynak süreleri (10-15-20 çevrim) artışıyla çekme makaslama mukavemet değerlerinin arttığı belirtilmiştir. Aynı zamanda, çift-fazlı çeliklerin kaynaklarında artan martenzit hacim oranıyla çekme makaslama değerlerinde artış gözlemlenmiş ve kaynak akımı ve elektrot basıncı sabit kalmasına rağmen kaynak süresindeki artışla, kaynak bölgesinde ısı girdisinin arttığı bununla birlikte kaynak iz çapı, çökme ve birleştirme ara yüzey kesit kalınlığının arttığını rapor etmiştir [45].

Sharma ve diğerleri [47], %0.8C içeren çelikten çift-faz elde etmişler ve çift fazlı çeliklerin nokta direnç kaynağında eşit kaynak akımlarında, artan kaynak sürelerinde (30, 45, 50 (1çevrim: 0,1sn)) yorulma davranışını incelemişlerdir. Deney sonucunda artan kaynak süresiyle birlikte ferritin kaba bir hal aldığı ve sertliği arttırdığı bildirilmiştir. Ayrıca yorulma zamanının arttığı da rapor edilmiştir. Ayrıca artan kaynak sürelerinde mikro sertliğin arttığı kaynak merkezinden uzaklaştıkça sertlik değerlerinin düştüğü kaydedilmiştir.

Avtar ve Gupta [44], %0.8C içeren çelikten ürettikleri çift-fazlı çelik numunelerle elektrot gücü kaynak akımı ve kaynak sürelerinin etkilerini incelemişlerdir. Aynı akım ve elektrot kuvveti değerinde artan sürelerle çekme mukavemetinin arttığını belirlemişlerdir. En yüksek çekme dayanımına 75 çevrimde ulaşıldığı tespit

edilmiştir. Aynı şekilde en yüksek dayanıma sahip elektrot kuvvetinin değerinin 650 kg ve en yüksek dayanıma sahip kaynak akım değerin de 6kA olduğu saptanmıştır.

BÖLÜM 4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN KOROZYONU

4.1. Giriş

Korozyon, endüstriyel yatırımların ve üretimin maliyetini etkileyen en önemli faktörlerden biridir. Bütün önlemler alınmış olsa bile, korozyon kayıpları tam olarak yok edilemez. Ancak bilinçli bir mücadele ile korozyon kayıpları minimuma indirilebilir. Bu mücadelede mühendislerin performans düzeylerinin yetersiz oluşu da çok önemlidir. Korozyonla mücadelenin temeli ekonomidir. Pratikte problemlerin en ekonomik olarak ve yeterli emniyeti sağlayacak şekilde çözülmesi istenir. Bu çözüm her zaman en iyisi olmayabilir. Bazı halde biraz paslanmaya göz yumularak daha ucuz olan çözüm seçilebilir.

Bu gün gelişmiş ülkelerde gayri safi milli hâsılanın yaklaşık %4'ü metalik korozyon kayıpları için harcanmaktadır. Bu değerin teknolojik olarak az gelişmiş olan ülkelerde daha da fazla olması doğaldır [48].

4.2. Tanım

Korozyon, metallerin kimyasal ya da elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu bozunmasıdır [49,50]. Metaller termodinamik bakımdan kararlı olan, doğada buldukları bileşiklere dönüşme eğilimindedirler.

Korozyon, elektriksel ara yüzey olarak adlandırılan elektrot/elektrolit ara yüzeyinde olur. Elektriksel ara yüzey terimi bir elektrolitin sınırında fazlar arasındaki bölgeyi oluşturan iyonlar, yönlenmiş dipoller ve elektronların sıralanışını anlatmak için kullanılır [49].

4.3. Elektrokimyasal Korozyon ve Reaksiyonları

Metallerin sulu çözeltilerdeki korozyonu, elektron alış verişi ile belirlenen oksidoredüksiyon reaksiyonlarıyla el ele giden tipik bir elektrokimyasal olay olup buna elektrokimyasal korozyon denir [51].

Korozyon birbiri ile elektriksel ve elektrolitik teması olan ve aralarında potansiyel farkı oluşan iki metalik bölge veya nokta arasında meydana gelir. Bu bölge veya noktalardan potansiyel bakımından daha asil olanın yüzeyinde katodik reaksiyon meydana gelir, daha aktif olan diğer bölge veya nokta ise çözünür. Potansiyel farkının oluşun nedenleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir.

- Metal ve alaşımın yapısal, kimyasal, mekanik ve ısıl farklılıklar gösteren bölgeleri arasında potansiyel farkı oluşabilir [50, 52].
- Farklı iki metal veya alaşımın birbirine temas etmesi nedeniyle potansiyel farkı oluşabilir.
- Ortamın katodik olarak redüklenebilen bileşenlerinin, metalin değişik bölgelerinde farklı oranlarda bulunması potansiyel farkı oluşturabilir [52].

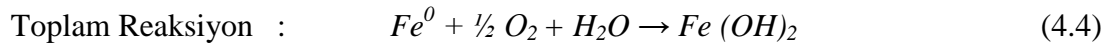
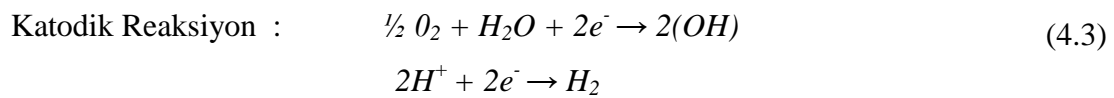
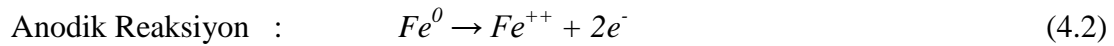
Sıradan bir demir parçası hidroklorik asit (HCl) çözeltisine daldırıldığında hidrojen kabarcıklarının oluştuğu görülür. Demirde bulunan inklüzyonlar, yüzey pürüzlülüğü, yerel gerilmeler, tane yönlenmesi veya ortamda meydana gelen değişimler nedeniyle demir parçasının yüzeyinde çok sayıda anot ve katot bölgeleri oluşur. Anot bölgesindeki pozitif yüklü demir, atom parçanın yüzeyinden ayrılarak pozitif iyonlar halinde sıvı çözeltiliye geçerken negatif yüklü iyonlar metal (demir) içinde kalırlar. Söz konusu elektronlar, çözeltiliden metal yüzeyine ulaşan pozitif hidrojen iyonlarını karşılayarak onları nötrleştirir. Nötr hale gelen bazı atomların bir araya gelmeleri sonucunda hidrojen gazı oluşur. Bu işlem devam ettikçe demir anot bölgesinde oksitlenir ve korozyona uğrar. Parçanın katot bölgeleri ise hidrojenle kaplanır. Çözünen metal miktarı; uygulanan gerilim ve metalin direncine bağlı olan hareketli elektron sayısı veya akım şiddeti ile doğru orantılıdır [51].

Nerst'e göre tüm metallerin ve hidrojenin elektrot potansiyeli ya da çözünme gerilimi adı verilen karakteristik büyüklükleri vardır. Buna göre bir metal suya daldırıldığında, metal iyonları çözeltiliye geçerler. Böylece metal, yüzeyinde bulunan elektronlarla negatif olarak yüklenir.



Osmotik basınçtan dolayı iyonların çözeltiliyi terk etmeleri metal yüzeyinde toplanma eğilimleriyle dengelendiğinden çözeltiliye geçen metal iyonlarının miktarı çok azdır [51].

Korozyonun sebebi, kararsız haldeki metalin serbest elektronlarını vererek pozitif iyon oluşturması, elektronları alan mukabil malzemenin ise negatif iyon oluşturması neticesinde pozitif iyonlarla negatif iyonlar arasındaki çekim kuvveti ile iyonik bağlı kararlı bir metal bileşiğinin metalin yüzeyinde bir korozyon ürününe, yani pas'a dönüşerek metali tahrip etmesidir. Korozyon reaksiyonları, bir çift anodik ve katodik reaksiyonların toplamıdır [53].



4.3.1. Polarizasyon

Korozyon reaksiyon hızı, açık devredeki potansiyel farkına, devredeki direnç ve polarizasyona bağlıdır. Polarizasyon, bir metalin potansiyelinde meydana gelen herhangi bir değişiktir. Polarizasyon (4.4) reaksiyonun normal gidişini önleyen engelden kaynaklanır. (4.4) reaksiyonunda moleküler hidrojenin atomik hidrojenden

oluşumu zorlukla yürür. Ama O_2 varsa aşağıda oluşan reaksiyon sayesinde (4.4) reaksiyonunu önleyen engel ortadan kalkar ve korozyon olayı devam eder [53].



Açık sistemlerde çözelti ısıtıldıkça oksijen çözeltiyi terk eder. Bilindiği gibi oksijenin sudaki çözünürlüğü sıcaklıkla ters orantılıdır. Bununla birlikte yaklaşık 80 °C'ye kadar korozyon hızı artar, daha yüksek sıcaklıklarda ise azalır [53].

T süresi içinde çözeltiye geçen metal miktarı m , Faraday ve Ohm Kanunlarının birleştirilmesiyle ele geçen aşağıdaki denklemle verilmiştir.

$$M = Z (E_c - E_a) / R \quad (4.6)$$

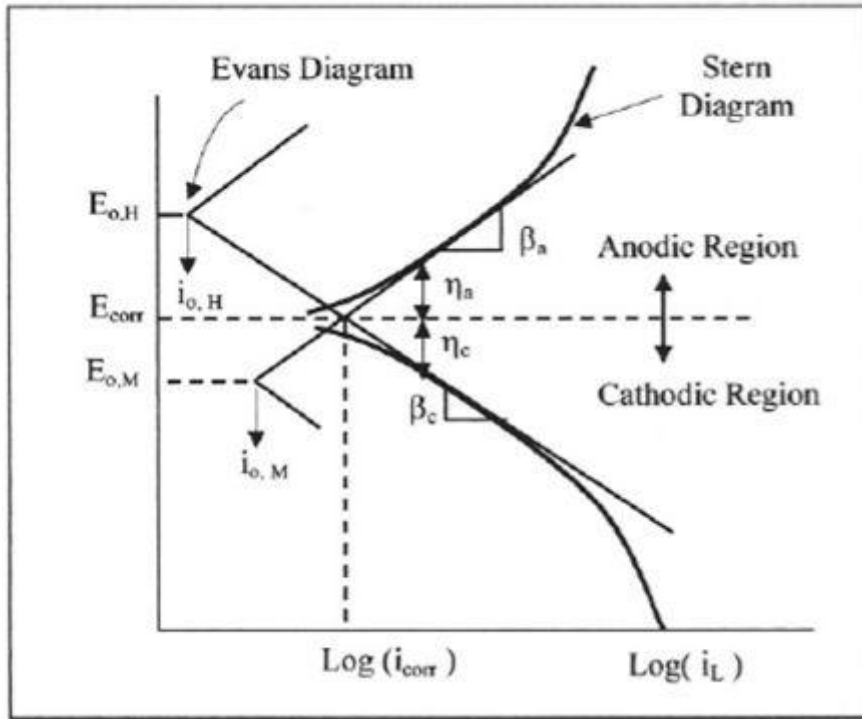
(4.7) denklemine göre direnç azaldıkça korozyon artar. Çok tuz ihtiva eden sular elektrolitik iletkenliklerinin yüksekliğinden dolayı çok koroziftirler. Fakat burada da belirli bir tuz konsantrasyonunun üzerinde korozyon hızı düşer. Çünkü oksijenin çözünürlüğü suyun tuzluluğu arttıkça azalır. Oksijen verebilen maddeler (4.4) denklemine göre depolarizasyon etkisi yaparlar. Bunun sonucu olarak korozyonu uyarırlar. Kompleks yapıcı maddeler de aynı etkiyi yaparlar. Bu maddeler Me^{n+} iyonlarıyla çözülebilen kompleksler oluşturarak Me^{n+} konsantrasyonunu azaltarak (4.1) reaksiyonunda dengenin sağa yönelmesini sağlarlar.

Korozyon uyarıcı maddelerden başka inhibitör adı verilen korozyon önleyici maddeler de vardır. Bunlar anodik inhibitörler ve katodik inhibitörler olarak ikiye ayrılır. Metallerde nemli ortamlarda korozyon başlıca iki faktörle belirlenir. Metalin çözeltiye göre E elektrot potansiyeli ve çözeltinin pH' ı. Her ikisi de potansiyometre ile ölçülür.

Bir metalin potansiyelinde meydana gelebilecek herhangi bir değişikliğe polarizasyon denilmiştir. Eğer üst potansiyel (μ) pozitifse anodik, negatifse katodik

polarizasyon söz konusudur. Dışarıdan tatbik edilen bir (i) akım yoğunluğu ile potansiyelde bir değişiklik oluyorsa bu durum bir polarizasyon eğrisi ile gösterilir. Bu eğri dışarıdan uyarılan metal atomlarının çözünmesini gösterir ve anodik polarizasyon eğrisi diye bilinir. Eğrideki lineer kısım aktivasyon polarizasyonu olarak adlandırılır. Lineer çizginin eğimi, bir elektrotta vuku bulan olayların elektriksel çift tabaka içinden ortaya çıkan bir aktivasyon engeline bağlı olduğunu gösterir. Bu yüzden (μ) aktivasyon üst potansiyeli olarak tanımlanır. Metal elektrot, E_o denge potansiyelinin üstündeki potansiyellerde polarizasyona uğrarsa anot gibi davranır. Daha alt potansiyellerde polarize edilecek olursa katot gibi hareket eder. Şekil 4.1'de bir metal elektrottaki anodik ve katodik polarizasyon eğrileri görülmektedir [51].

Aşağıdaki polarizasyon diyagramlarına üç faktör etki etmektedir; i.R düşüşü, karıştırma hızı ve oksijen aktifliği [51].



Şekil 4.1. Bir metal elektrottaki anodik ve katodik polarizasyon eğrileri [46].

4.4. Korozyon Türleri

4.4.1. Çukur korozyonu

Çukur korozyonu, pasif metal yüzeyinde dağınık noktalarda delik oluşturabilecek büyüklükte çukurlar oluşturan kuvvetli bir korozyon türüdür. Oluşan çukurların nedeni metal yüzeyindeki pasifliğin bozulmasıdır. Bu çukurlar; alüminyum alaşımlarında olduğu gibi metalin mikro yapısındaki fazlardan kaynaklanan metal yüzeyindeki heterojenlikten veya paslanmaz çeliklerde olduğu gibi çevresel etkilerden dolayı başlayabilir [54].

Çukur korozyonu, metal yüzeyinin herhangi bir noktasında oluşan bir anodik reaksiyon ile başlar. Eğer metal ve çevre koşulları uygun ise, bu anodik reaksiyon aynen çatlak korozyonunda olduğu gibi birbirini doğuran bir seri otokatalitik reaksiyonlarla hızla devam ederek o noktada bir çukur oluşmasına neden olur.

Çukurlaşma olayında meydana gelen kimyasal reaksiyonlar oldukça çeşitlidir. Ancak klorür iyonunun bulunduğu ortamlarda prensip oldukça basittir. Çelik yüzeyinde uygun bir bölgede, pasif tabaka klorür iyonlarına karşı daha korumasızdır ve elektrokimyasal potansiyel farkı klorür iyonlarına ortam hazırlar. Bu bölgede metal yüzeyinde çok küçük bir bölgede çukur oluşturarak korozyon olayı başlar. Çoğu zaman oluşan çukurlar gözle görülemeyecek kadar küçüktür. Oluşan çukurların içi genellikle korozyon ürünleri ile doludur. Bu nedenle çukur sayısını ve derinliğini belirlemek oldukça güçtür [55].

Çukurlar içinde aynen çatlak korozyonunda olduğu gibi, anodik reaksiyonların oluşturduğu metal iyonları o bölgede pozitif yüklerin artmasına neden olur. Bunun sonucu olarak çözelti içindeki klorür iyonları o bölgeye doğru hareket eder. Böylece çukur içinde metal klorür ve hidrojen iyonu konsantrasyonunda artış meydana gelir. Bu durum çukur içinde korozyon hızının daha da artmasına neden olur. Çukur içinde anodik reaksiyonlar yürürken, çevre yüzeylerde de oksijen indirgenmesi ile katodik reaksiyon gerçekleşir. Çukur korozyonu belli bir derinlikten sonra yavaşlar. Bu

durum korozyon sonucu oluşan metal hidroksitlerin zamanla çukurun ağzını kapatmasından meydana gelir [55].

Çukur korozyonu, küçük bölgede olması, gizlice oluşması ve çoğu kez bir anda ortaya çıkması nedeniyle en tehlikeli korozyon türüdür. Çukurların oluşması için genellikle uzun bir başlama süresi gereklidir. Ama bir kez başladıktan sonra hızla ilerler. Metali içten kemirerek dayanç kaybına ve birden oluşan kırılma ile de malzemenin tamamen kullanılmaz hale gelmesine neden olur.

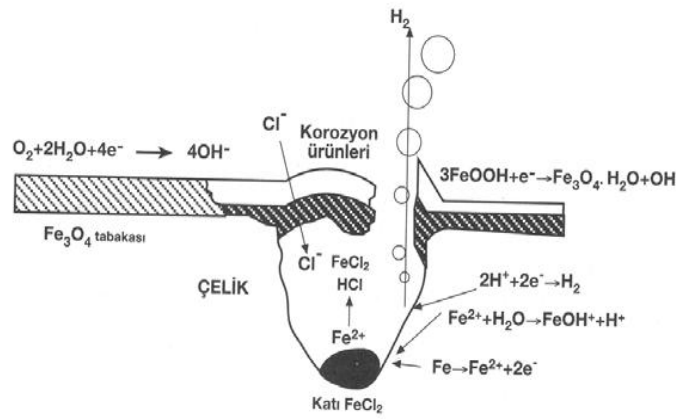
Çukur korozyonu, birçok pasiflik özelliği gösteren metal ve alaşımlarda görülür. Özellikle kullanım alanı geniş ve endüstriyel açıdan önemi büyük paslanmaz çelikler ve alüminyum alaşımları için söz konusudur. Genellikle, klorür ve bromür iyonları içeren nötr ortamlarda oluşur. Örneğin NaCl ve oksijen bakımından zengin olan deniz suyu, çukur korozyonu için uygun bir ortamdır.



Hidrojen ve klor iyonları birçok metal ve alaşımın çözünmesini hızlandırdığından çukur korozyonu hızla ilerler. Anodik olay, oksidasyon reaksiyonu metalin oksijenle temas edebilen kısımlarında oluşmaya devam eder ve çukur diplerine yoğunlaşır. Şekil 4.2. çukur korozyonunun oluşma mekanizmasını göstermektedir [50].

Çelik için çukur korozyonunun meydana gelmesi aşağıdaki basamaklarla açıklanabilir:

- Klor iyonunun oksit tabakasına adsorbe olması
- Klor iyonunun bazik hidroksi klorür tuzunu meydana getirmesi
- Oksit tabakasının kırılması

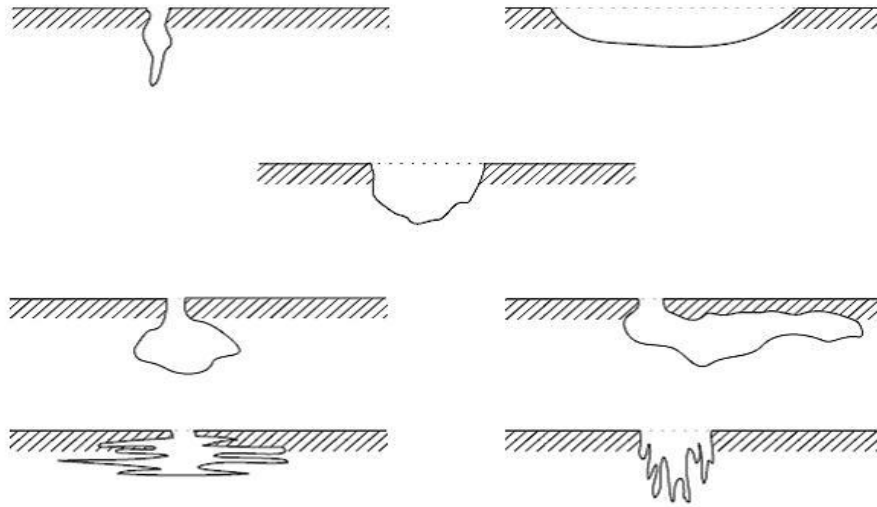


Şekil 4.2. Çukur korozyonunun oluşma mekanizması [51]

Çukur korozyonunu önlemek için birçok yöntem uygulanır. Bu yöntemler, malzemenin hangi ortam ve koşullarda kullanılacağı göz önüne alınarak uygulanır. Deniz suyu gibi ortamın değiştirilme olanağının bulunmadığı durumlarda en etkin yöntem, malzemenin önceden iyi seçilmesidir.

Malzemelerin kullanıldıkları ortamda çukur korozyonuna karşı alınabilecek başlıca önlemler şunlardır:

- Korozyon ortamına inhibitörler eklemek,
- Katodik koruma yapmak
- Anodik koruma yapmak
- Klorürlü ortamların oksijen değişimini azaltmak
- Malzemeyi boya gibi korozyona dayanıklı maddelerle kaplamak
- Oksijen ve oksitleyici maddelerin ortamda düzenli olarak dağılımını sağlamak



Şekil 4.3 Çukur korozyonu oluşma şekillerine örnekler [55]

4.4.2. Galvanik korozyon

Metal yüzeyinde çok küçük bir bölgede çukur oluşturarak meydana gelen korozyon olayıdır. Çoğu zaman oluşan çukurlar gözle görülemeyecek kadar küçüktür. Çukurların derinliği genellikle çapları kadardır. Bu korozyon en tehlikeli korozyon türüdür. Çok az malzeme kaybı olmasına rağmen, ekipman kısa sürede devre dışı kalabilir. Bu korozyon türü, metal yüzeyinin herhangi bir noktasında oluşan bir anodik reaksiyon ile başlar. Eğer metal ve çevre şartları uygunsa, bu anodik reaksiyon birbirini doğuran bir seri otokatalitik reaksiyonla hızla devam ederek o noktada bir çukur oluşmasına neden olur. Çukurcuk korozyonu, genellikle klor ve brom iyonları içeren nötr ortamlarda görülür. Sodyum klorür ve oksijen bakımından zengin olan deniz suyu çukurcuk korozyonu için en uygun ortamı oluşturur [55].

4.4.3. Taneler arası korozyon

Taneler arası korozyon, taneler arasındaki sınır çizgilerinde meydana gelir. Bu bölgelerde metallere göre daha küçük derişimlerde bulunur. Bu nedenle sınır çizgileri korozyon için uygun bir ortam oluşturur [48]. Korozyon olayının malzemenin tane sınırlarına yakın bölgelerinde yoğunlaşması sonucunda ortaya çıkan bir bozunma türüdür. Bu korozyon, metal veya alaşımların tane sınırlarıyla diğer bölgeleri arasında bir gerilim farkının meydana gelmesi durumunda

ortaya çıkar. Bu tip korozyon, bir katı çözelti içerisinde bir fazın çökmesi sonucunda meydana gelir. Tane sınırlarındaki çökmenin hızlı olması nedeniyle tane sınırlarına yakın bölgeler çökeltiyi oluşturan element bakımından fakirleşir. Bu durum, tane sınırlarıyla diğer bölgeler arasında bir gerilim farkı oluşturur ve sonuçta tane sınırları tercihli olarak korozyona uğrar. Bu şekilde meydana gelen korozyon sonucunda taneler bütünlük ve şekillerini korurken taneler arasındaki bağ bozunuma uğrar [54].

4.4.4. Seçimli korozyon

Seçimli korozyon, bir alaşımda elementlerden birinin korozyona uğrayarak uzaklaşmasıdır. En bilinen örnek pirinç alaşımlarından çinkonun seçimli korozyonudur. Aynı olay diğer alaşımlarda da olur. Al, Fe, Co, Cr ve diğer elementler bu şekilde korozyona uğrayabilir [56].

4.4.5. Erozyon korozyonu

Korozif çözeltinin metal yüzeyinden hızla akması halinde, korozyon olayı yanında erozyon da meydana gelir. Bu durum korozyon hızının artmasına neden olur. Bunun nedeni, oluşan korozyon ürünlerinin akışkan tarafından sürüklenerek götürülmesidir. Erozyon korozyonunun tipik bir görünüşü vardır. Akış yönünde göz ile görünen oyuklar ve dalga biçiminde yuvarlak oluklar oluşur. Pasifleşme özelliği olan metaller erozyonlu korozyon olayına çok duyarlıdır. Örneğin alüminyum, kurşun ve paslanmaz çelik öyledir. Bu metallerin yüzeyinde erozyon etkisinde kalan bölgelerde pasifleşme tabakası oluşamaz ve metal korumasız kalan bu bölgelerde şiddetle korozyona uğrar. Hareketli akışkanların bulunduğu ekipmanlarda, örneğin borular, dirsekler, valfler, pompalar, santrifüjler, pervaneler, karıştırıcılar, ısı değiştiriciler, kondensörler, orifisler, türbin paletleri gibi cihazlarda erozyon korozyonu söz konusu olabilir. Erozyonlu korozyon olayına etkileyen en önemli faktör, akışkanın akış hızıdır. Akış hızı arttıkça erozyon etkisi de artar. Akışkan içinde katı partikül bulunması, olayın şiddetini artırır. Korozyon sonucu oluşan küçük bir oyuk türbülans etkisiyle erozyonlu korozyon olayını başlatıcı etken olur [57].

4.4.6. Gerilmeli korozyon

Gerilmeli korozyon, gerilme ve korozyon etkisiyle metal malzemelerde meydana gelen bozunma olarak tanımlanabilir. Bu korozyon, tane sınırlarında çatlak oluşturarak malzemelerin dayanımını azaltır. Bozunma parça yüzeyinde bulunan çatlaklarda veya gerilme yığılmasına yol açan diğer geometrik düzgünsüzlüklerde başlar. Gerilmeli korozyonun en belirgin özelliği, kimyasal ve mekanik etkilerin birbirini destekler nitelikte olmasıdır. Gerilmeli korozyon, korozif ortamda bulunan metal malzemelerde çekme gerilmesi etkisiyle çatlak oluşması ve ilerlemesi şeklinde meydana gelen bir olaydır [57].

4.4.7. Hidrojenle bozunma

Hidrojenin mevcudiyetinde metalin görmüş olduğu mekanik zarara genel olarak hidrojenle bozunma denir. Hidrojenle bozunma başlıca 4 sınıfa ayrılır;

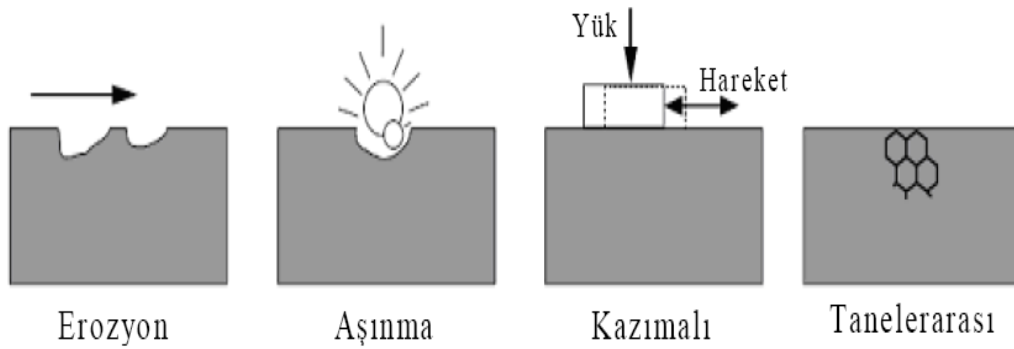
- Hidrojen boşluklaşması,
- Hidrojen kırılabilirliği,
- Dekarbürizasyon ve
- Hidrojen korozyonu.

Hidrojen boşluklanması hidrojenin metale nüfuzuyla meydana gelir. Hidrojen kırılabilirliği da hidrojenin metale nüfuzuyla meydana gelir ve bunun sonucunda gerilme mukavemeti ve kolay şekil verebilme özelliği kaybolur. Dekarbürizasyon veya çelikten karbon kaybı, yüksek sıcaklıklarda hidrojenle meydana gelir. Dekarbürizasyon çeliğin mukavemetini azaltır. Hidrojen korozyonu, hidrojenle alaşımın bir bileşeni arasında yüksek sıcaklıklarda bir reaksiyonun meydana gelmesiyle olur [56].

4.4.8. Homojen dağılımlı (üniform) korozyon

Üniform korozyon korozyonun en bilinen şeklidir. Bu korozyon kimyasal veya elektrokimyasal bir reaksiyonla karakterize edilir. Reaksiyonlar tüm yüzey üzerinde eşit dağılımlı olarak meydana gelir. Metal gittikçe incelir.

En yaygın korozyon türü olarak, homojen dağılımlı korozyonun yol açtığı metal kaybı diğer korozyon türlerine oranla çok yüksektir. Ancak en az korkulan korozyon türüdür. Homojen dağılımlı korozyonun hızı basit laboratuvar deneyleri ile saptanabilir. Böylece metal parçanın faydalı ömrü büyük bir yaklaşıkla tahmin edilebilir. Üniform korozyon uygun yüzey kaplamaları, ortama ilave edilen inhibitörler ve katodik koruma ile kontrol edilebilir [56].



Şekil 4.4. Gözle görülebilen korozyon çeşitleri

4.5. Bulunduğu Ortama Göre Korozyon Çeşitleri

Bulunduğu ortama göre korozyon oluşumları; deniz suyu içindeki korozyon ve atmosferik korozyon olmak üzere iki ana başlık altında incelenecektir.

4.5.1. Deniz suyu içindeki korozyon

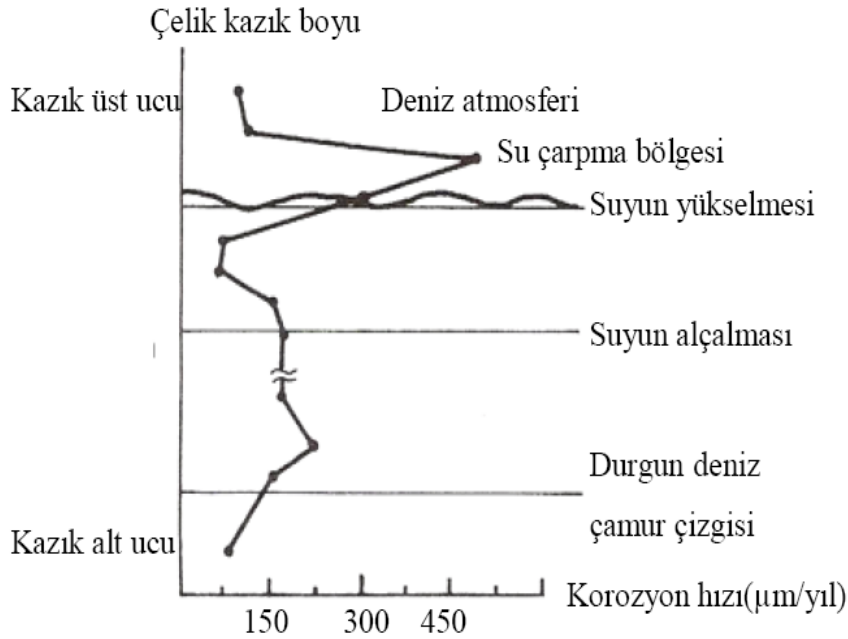
İletkenliği oldukça yüksek olan deniz suyu, temas ettiği metalik yapılar için şiddetli korozif bir ortam oluşturur. Özellikle demir ve yumuşak çelik, deniz suyu içinde süratle korozyona uğrar. Deniz suyu içinde en büyük bileşen olarak bulunan klorür iyonu ve diğer halojenler çeliğin pasifleşmesini önleyerek çukur tipi korozyon

oluşmasına neden olurlar (Bkz. Şekil 4.2). Diğer taraftan deniz suyu rezistivitesinin düşük oluşu, metal yüzeyinde oluşan korozyon hücrelerinin etkinliğini artırır [56].

Çeliğin deniz suyu içindeki korozyonu, su altı korozyonuna benzer şekilde yürür. Anodik reaksiyon sonucu metal iyonları çözülmeye geçer. Bunlar anot bölgesinde birikmeyip suda kolay çözünebilen klorür tuzları halinde uzaklaşır. Deniz suyunun pH derecesi 8 civarında olduğundan, katot reaksiyonu yalnızca oksijen redüksiyonu şeklinde yürüyebilir. Bu durum deniz içindeki korozyon olayının esas itibariyle metal yüzeylerine oksijen difüzyonuna bağlı kalmasına neden olur [56].

Deniz suyuna maruz çelik yapıların korozyon hızı ortalama olarak 0,10-0,125 (mm/yıl) verilmekle beraber, bu değer başta metal yapının karakteristikleri olmak üzere bir çok çevresel faktöre bağlı kalır [56].

Denize çakılmış bir kazık için korozyon açısından en tehlikeli bölge yapının atmosfer ile temas ettiği ve deniz suyu ile ıslanan bölgedir. Bu bölgedeki korozyon hızının değişimi Şekil 4.5’de görülmektedir.



Şekil 4.5. Çeliğin deniz suyu içindeki korozyonu [57]

Kısmen deniz suyuna daldırılmış çeliğin muhtelif bölgelerinde meydana gelen korozyon hızları Şekil 4.5’de görülmektedir. Buna göre; en fazla korozyonun, gelgit olayının yüksek seviyelerinde meydana geldiği, buna karşın çamur seviyesi altında ise korozyon hızının çok az olduğu görülüyor. Gelgit olayının meydana geldiği bölgede denizin çekilmesinden sonra, çelik üzerindeki ıslak bölgenin kurummasıyla klor yoğunluğu artacak ve bunun sonucunda korozyon o bölgede hızlanacaktır.

4.5.2. Atmosferik korozyon

Yapının hangi alanında kullanılırsa kullanılsın, metallerin atmosferik korozyona maruz kalması kaçınılmaz bir olaydır. Atmosferik korozyon diğer tüm korozyon çeşitlerinden gerek harcanan para ve gerekse yitirilen malzeme miktarı bakımından en büyük olanıdır. Atmosferik korozyon çeşitli coğrafik bölgeler ve yerel koşullara göre değişir. Endüstri bölgelerinde korozyon hızı çöl ve kutup bölgelerine oranla 100 kat daha büyük olabilir. Deniz kenarından 24 m. uzakta bulunan çelik levhanın, 240 m. uzakta bulunan bir levhadan 12 kat daha hızlı korozyona uğradığı saptanmıştır. Çeliğin deniz kenarındaki korozyon hızı çöl bölgelerine oranla 400-500 kat daha büyüktür [57]. Atmosferik korozyonun oluşum döngüsü Şekil 2.10’da gösterilmiştir.

Atmosferleri, gerçekte böyle belirgin sınırlar içinde toplamak yanıltıcı olabilir. Meteorolojik olaylar çok kısa süreler içinde değişim gösterirler. Ortamı kirleten bileşenlerin miktarı ve cinsi, yüzeyde biriken tuzlar, kirlilikler ve bunların zamanla değişimi çok önemlidir. Diğer taraftan yüzeylerin ıslak kalma süresi ve sıklığı da korozyon hızını büyük ölçüde etkiler. Birçok halde, bir yapının konumundan ileri gelen mikro seviyede yerel etkiler de korozyon açısından önemli sonuçlar doğurabilir. Ancak pratikte korozyonu önleyici tedbirleri almak için belli kıstasların bulunması gerekir. Bu amaçla standartlarda çeşitli sınıflamalar yer almaktadır. Bir fikir vermek üzere, çeşitli sınıf atmosfer içinde çeliğin korozyon hızı Tablo 4.1’de verilmektedir. Tablo 4.1’deki korozyon hız değerleri 10 yıllık korozyonun yıllık ortalaması olarak verilmiştir. Başlangıç periyodundaki korozyon hızı ortalama değerden 2-3 kat fazladır [56].

Tablo 4.1. Çeliğin çeşitli atmosferler içinde korozyon hızı [56]

<u>Atmosfer Cinsi</u>	<u>Koroziflik Derecesi</u>	<u>Korozyon Hızı</u> ($\mu\text{m}/\text{yıl}$)
Kuru kırsal atmosfer - Kuru endüstriyel atmosfer	Hafif Korozif	1-5
Kırsal rutubetli atmosfer Şehir atmosferi	Orta Korozif	10
Endüstriyel olarak kirlenmiş rutubetli atmosfer	Korozif	20
Yoğun şekilde kirlenmiş deniz atmosferi	Şiddetli Korozif	35

Atmosferik korozyon, etkileri bakımından genelde felaket boyutunda değildir. Fakat sonuçları, bakım giderlerini artırır ve en iyi malzemenin bile ömrünü belirli oranda kısaltır. Atmosferik korozyon hızı; ürünün tasarımına, uygun malzeme seçimine, imalat yöntemi ve kalitesine bağlı olduğu gibi çevresel faktörlere de bağlıdır. Bu faktörlerin en önemlileri; hava rutubeti, havanın kirlenme derecesi, yıllık yağış, hava sıcaklığı ve rüzgar hızıdır.

4.6. Korozyon Hızına Etki Eden Bileşenler

Korozyon; önlenmesi oldukça zor olan, doğal bir olaydır. Ancak belirli oranlarda yavaşlatılabilir. Korozyonun önlenmesi yada sınırlandırılması bilinçli bir denetimle sağlanabilir. Bilinçli denetim, malzemenin kullanım amacına bağlı olarak ilk önce tasarım aşamasında başlar.

Malzemenin nasıl bir ortamda bulunduğu önemi büyüktür. Çünkü; konsantrasyon, sıcaklık, pH ve ortamdaki akışkanın hızı gibi korozif ortamın karakteristik özellikleri, korozyon oluşumunu doğrudan etkiler.

4.6.1. Konsantrasyonun etkisi

Oksitleyici olmayan bir ortamda, korozyon hızını düşürmenin tek yolu, asit konsantrasyonunu azaltmaktır. Oksitleyici özelliği olan nitrik, sülfürik ve fosforik asitlerinin konsantrasyonu yeterince azaltılarak metaller için zararsız hale getirilir.

4.6.2. Sıcaklığın etkisi

Sıcaklığın düşürülmesi genelde korozyon hızında önemli ölçüde düşmeye sebep olur (Bkz. Şekil 4.7). Yine de bu durum ortam şartlarına göre değişkendir. Mesela açık sistemlerde sıcaklığın yükselmesi oksijen çözünürlüğünü azaltır, dolayısıyla korozyon hızında düşüş meydana gelir.

4.6.3. Koroziif ortam akışkanında hızın etkisi

Koroziif sıvının hızını azaltma, erozyon korozyonunu azaltır. İstisnai bir durum olarak, paslanmaz çelik gibi pasifleşen metaller, korozyona karşı hareketli ortamlarda, durgun ortamlara göre daha dayanıklıdır.

4.6.4. Koroziif ortamda pH etkisi

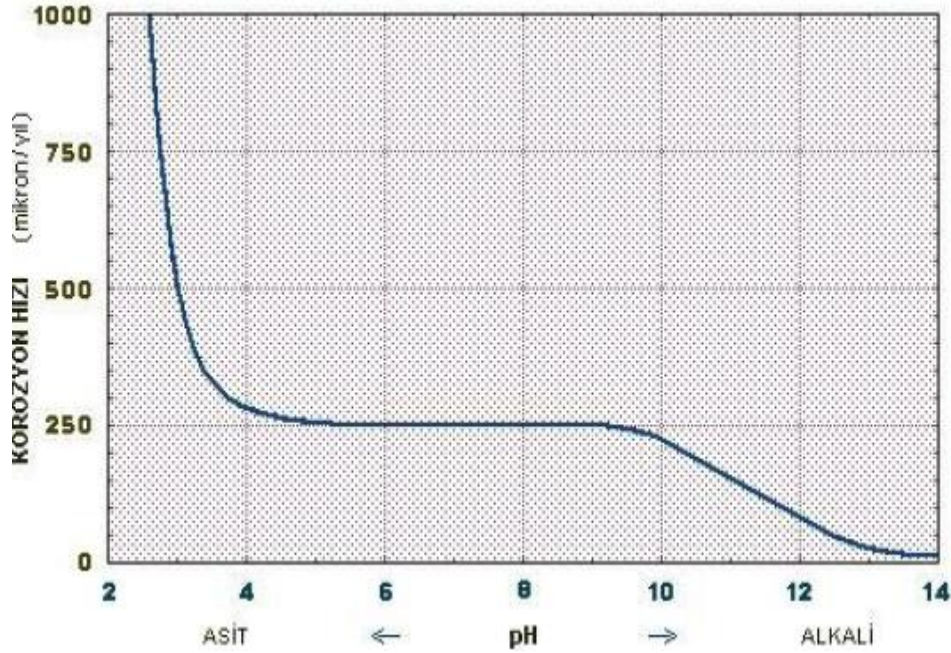
Bir çözeltinin asitlik derecesi hidrojen iyonu yoğunluğuna bağlıdır ve pH olarak ifade edilir. Hidrojen iyonu yoğunluğu arttıkça asitlik yükselir ve pH düşer. Buna göre; $pH = 7$ ise nötr çözelti, $pH > 7$ ise bazik çözelti, $pH < 7$ ise asidik çözelti olur.

$pH < 4$ olduğu zaman; çelik, hidrojen çıkışıyla birlikte şiddetle korozyona uğramaktadır. Bu durumda, korozyonun devamı için oksijen difüzyonu da gerekmemektedir.

$4 < pH < 10$ ise; korozyon hızı pH'a bağlı olmadan sabit kalmaktadır. Bu aralıkta, çeliğin korozyon hızı, yüzeye oksijen difüzyonuna bağlıdır.

pH > 10 ise; çeliğin korozyonu büyük ölçüde azalmaktadır. Bu bölgedeki korozyon hızı pasif film tabakasının bozulmasına bağlıdır.

pH değeri aynı zamanda malzemelerin gerilim korozyonu çatlaması ve çukur korozyonuna dayanımını da etkiler.



Şekil 4.6. Çevre asitlerinin çeliğin korozyon hızına etkisi [57]

4.7. Çift-Fazlı Çeliklerde Korozyon Davranışı

Çift-fazlı çelikler ile ilgili korozyon davranışları çalışması ilk olarak, Trejo ve arkadaşları tarafından yapılmıştır [56]. Çift-faz çeliğinin beton içerisindeki korozyon davranışını ağırlık kaybı yöntemi ile inceleyen Trejo, çift-faz çeliğinin üretildiği çeliğe göre yüksek korozyon direncine sahip olduğunu ileri sürmüştür. Aksoy ise, çift-faz çeliğinin NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon davranışını galvanostatik polarizasyon tekniği kullanarak incelemiş ve Trejo ile benzer sonuçlar bulmuştur [49]. Ancak, Sarkar ve arkadaşları tarafından %3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki çift-faz çeliğinin korozyon davranışını belirlemek amacıyla yapılan çalışmada, diğer çalışmaların aksine çift-faz çeliğinin üretildiği çeliğe göre düşük korozyon direncine sahip olduğu belirlenmiştir. Çift-fazlı çeliğin korozyon davranışını belirlemek

amacıyla yapılan çalışmalar konuyu yeterince açıklığa kavuşturamamış olup, bu konudaki belirsizlik devam etmektedir [50].

Çift-fazlı çeliklerde yapı içerisinde bulunan martenzit fazı korozyon oluşum mekanizmasını kilitleyerek, korozyon kaybını en az indirmektedir.

Lakshmana ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, ferrit ve martenzit fazları arasında meydana gelen galvanik hücre etkisi ferrit ile perlit arasındaki galvanik hücre etkisinden zayıftır. Grade-A çeliği mikroyapısında ferrit-perlit fazları arasındaki galvanik hücrede, ferrit fazı anot olarak görev yapar. Çift-fazlı çeliklerde ise ferrit ile martenzit galvanik hücresi söz konusudur. Bu yapıda ferrit hacim merkezli kübik yapıya sahip martenzit ise yüzey merkezli kübik yapısına sahiptir. Çelikteki karbon oranı düşük olmasına rağmen, kimyasal ve yapısal olarak ferrit fazı gibi homojendir. Bu nedenle ferrit ile martenzit fazı (çift-fazlı çelik mikroyapısı) arasında galvanik korozyon hücresinin etkinliği ferrit ve perlit galvanik korozyon hücresinden daha zayıftır. Grade-A çeliği mikroyapısında bulunan perlit fazı ve sementit lamellerinden meydana gelmekte ve gerek kimyasal olarak gerekse yapısal olarak homojen olmayan bir yapı sergilemektedir. Proötektoid ferrit ile perlit arasında makro seviyede bir galvanik hücre etkileşimi meydana gelirken, aynı zamanda perlit içerisindeki lameller ile ferrit fazı sayısız oranda galvanik hücre etkileşimi oluşturmaktadır [58].

Trejo ve arkadaşlarının yapmış oldukları bir çalışmada beton içerisinde yerleştirilen mikro alaşımlı çift-fazlı çeliğin korozyon direncinin yükseldiği tespit edilmiştir. Korozyon artışı çelik içerisindeki karbürler ile ferrit arasında galvanik hücre etkileşimin ortadan kalkması olarak izah edilebilir. Yüksek MHO sahip çift-fazlı çeliklerin korozyon oranı değeri düşüktür. Çünkü martenzit oranı ferrit oranından daha fazladır [27].

Sarkar ve arkadaşlarının, çift-fazlı çeliklerin galvanik korozyon davranışı hakkında yapmış oldukları çalışmadaki sonuçlar, bu tez kapsamında yapılan çalışma ile uyumlu olduğu görülmektedir. Rapor edilen bu çalışmada, çift-fazlı çeliklerin mikroyapı morfolojisinin korozyon davranışını etkilediği belirlenmiştir. Çift-fazlı

çelik içerisindeki martenzit fazının, ferrit fazı içerisinde ince taneli veya iğnemi şeklinde dağılmış ise korozyon direnci, ferrit fazı içerisinde martenzit adaları şeklinde yapılanmış çift-fazlı çeliklerden daha düşük olduğu tespit edilmiştir [5]. Martenzit hacim oranı arttıkça çift-fazlı çelik içerisindeki mikroyapı morfolojisi, ferrit fazı içerisinde martenzit adacıklarının dağılımı şeklinde şekillenmektedir. Bu nedenle MHO düşük çift-fazlı çeliklerin korozyon direncinin MHO yüksek çift-fazlı çeliklerden daha düşük olmaktadır. Dolayısıyla MHO, mekanik özellikler üzerinde bir etkiye sahip olduğu gibi korozyon direncinin düşük veya yüksek olmasını da etkilediği bildirilmiştir [5].

Yapılan diğer çalışmalarda ise çift-fazlı çeliklerin korozyon dirençlerinin normalize edilmiş çeliklere göre daha düşük olduğu bulunmuştur. Bu durum çift-fazlı çeliklerin martenzit yapının meydana gelmesi sırasında kalıntı gerilmelerin meydana gelmesinden atfedilebilir. Aynı çalışmada tavlınmış çeliklere göre çift-fazlı çeliklerin korozyon dirençlerinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu çalışmada %21-28 arasında MHO sahip çift-fazlı çeliklerin korozyon oranları incelendiğinde dikkate değer bir farklılığın olmadığı belirlenmiştir. Çünkü %21-28 MHO arasında dikkate değer bir fark olmadığı için yüksek oranda ve korozyon direncini etkileyecek tarzda bir kalıntı gerilimin meydana gelmeyeceği düşünülmektedir [59].

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Giriş

Bu çalışmada, sıcak haddeleme yöntemi ile üretilmiş olan Grade A kalitesindeki gemi sacından ısıtım işlemi yoluyla iki farklı martenzit hacim oranlarında (MHO) çift-fazlı çelik üretmek ve gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilip üretilen kompleks çift-fazlı çeliğin mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır. Birleştirme işleminde özlü kaynak teli kullanılmış olup, birleştirilen malzemelerin mekanik özellikleri belirlenmiş ve mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması amacıyla hem ana malzeme Grade-A çeliği hem de çift-faza dönüştürülmüş çelikler, gazaltı özlü teli ile birleştirilmişlerdir.

Bu bölümde, deneylerde kullanılan malzemeler hakkında bilgi verilerek, çift-faza dönüştürme ısıtım işlemleri tanımlanmış, deneysel numunelere hangi işlemlerin uygulandığından bahsedilmiş, kaynak parametreleri ve korozyon deney işlemi için bilgiler verilmiştir. Birleştirilen numunelerin mikroyapıları incelenmiş ve mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Ayrıca çekme deneyleri yapılmış, korozyon deneyi hakkında detaylı bilgiler verilmiştir.

5.2. Malzemenin Kimyasal ve Mekanik Özellikleri

Deneysel çalışmalarda, GÜNDOĞDU tersanelerinde tedarik edilmiş 8 mm kalınlığında, Amerikan Loydu (American Bureau of Shipping) ABS-P2-2004 standardına göre sıcak haddeleme yöntemi ile üretilmiş, kalitesi Grade-A olarak alınan gemi sacı kullanılmıştır. Tablo 5.1'de Erdemir T.A.Ş. tarafından verilen kimyasal içerik ile numunelere uygulanan spektral analiz sonuçları

verilmektedir. Aynı tabloda bu çeliğin çift-faza dönüştürülebilecek bir kimyasal içeriğe sahip olup olmadığını değerlendirmek amacıyla, çift-faza dönüştürülebilmesi için bir çelikte minimum bulunması gereken kimyasal element değerleri verilmiştir. Tablo 5.2'de Erdemir T.A.Ş'den temin edilen Grade-A kalite çeliğin mekanik değerleri verilmiştir [60].

Tablo 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına ve Erdemir TAŞ' ye göre kimyasal bileşimi ve çift-fazlı çeliklerde asgari element seviyesi

Kimyasal İçerik (% ağırlıkça)											
Malzeme	C	Mn	Si	Ni	P	Cr	S	Mo	Al	W	V
Spektral analiz sonuçları (Grade-A)	0.140	0.842	0.186	0.17	0.021	0.039	0.009	0.027	0.036	0.019	0.001
Erdemir Katalog Değerleri	0.19-0.21	0.60	0.45	0.15	0.25-0.35	0.10	0.20-0.35	0.05	0.020	-	-
Çift-fazlı çeliğe dönüştürülebilir için gereken Min. değerler [60].	0.093	0.53	0.11	-	0.008	-	0.009	-	-	-	-

Tablo 5.2. Grade-A çeliğinin mekanik özellikleri [60].

-	Akma Mukavemeti, (Mpa)	Çekme Mukavemeti, (Mpa)	% Toplam Uzama
Erdemir katalog değerleri	285±5	400- 520	22

5.3. Deneysel İşlem Basamakları

Bu çalışma, Grade-A numunesini çift-fazlı çeliğe dönüştürmek amacıyla uygulanan ısıtma işlemi ve gazaltı özlü tel ile birleştirme işlemleri olmak üzere iki farklı aşamadan meydana gelmektedir. Isıtma işlemi aşaması, Grade-A numunesinin çift-faza dönüştürülmesi ve martenzit hacim oranlarının optik mikroskop yardımıyla belirlenmesi işlemlerini içermektedir. Birleştirme işlemleri aşaması ise Grade-A numunesinin ve çift-fazlı yapıya dönüştürülmüş çeliklerin seramik altlıklı gazaltı özlü telleri ile birleştirilmesi işlemlerini içermektedir. Bu işlem basamakları detaylı olarak aşağıda izah edilmiştir.

5.3.1. Isıl işlem basamakları

Grade-A gemi çeliğinin, çift-fazlı çeliğe dönüştürülmesi ısıl işleminden önce çeliğin A_1 ve A_3 kritik tavlama sıcaklıkları hesaplanmıştır. Daha sonra ısıl işlem basamakları uygulanmıştır.

5.3.1.1. Grade-A çeliğinin A_1 ve A_3 (kritik tavlama) sıcaklıklarının hesaplanması

Grade-A çeliğinin kritik tavlama sınır sıcaklıkları (A_1 ve A_3), Andrew tarafından geliştirilen aşağıdaki formüller kullanılarak tespit edilmiştir. Grade-A çeliğine ait spektral analiz sonucu elde edilen element miktarları, formülde yerlerine yerleştirilerek kritik tavlama sıcaklıkları bulunmuştur. Grade-A çeliğinin çift faza dönüştürülebilmesi için alt kritik (A_1) sıcaklık değerinin $711\text{ }^\circ\text{C}$ ve üst kritik (A_3) sıcaklığının $843\text{ }^\circ\text{C}$ olduğu belirlenmiştir (Tablo 5.3). Kritik tavlama sıcaklıkları Andrew tarafından geliştirilen formül kullanılarak şu şekilde bulunmuştur:

$$A_1 = (723) - (10.7 \text{ Mn}) - (16.9 \text{ Ni}) + (29.1 \text{ Si}) + (16.9 \text{ Cr}) + (290 \cdot \text{As}) + (6.38 \text{ W})$$

$$= (723) - (10.7 \times 0.842) - (16.9 \times 0.17) + (29.1 \times 0.186) + (16.9 \times 0.039) + (290 \times 0) + (6.38 \times 0.019)$$

$$A_1 = 711\text{ }^\circ\text{C} \quad (5.1)$$

$$A_3 = (910) - (203 \cdot \sqrt{C}) - (15.2 \text{ Ni}) + (44.7 \text{ Si}) + (104 \cdot \text{V}) + (31.5 \text{ Mo}) + (13.1 \text{ W})$$

$$= (910) - (203 \cdot \sqrt{0.14}) - (15.2 \times 0.17) + (44.7 \times 0.186) + (104 \times 0.001) + (31.5 \times 0.027) + (13.1 \times 0.019)$$

$$A_3 = 843\text{ }^\circ\text{C} \quad (5.2)$$

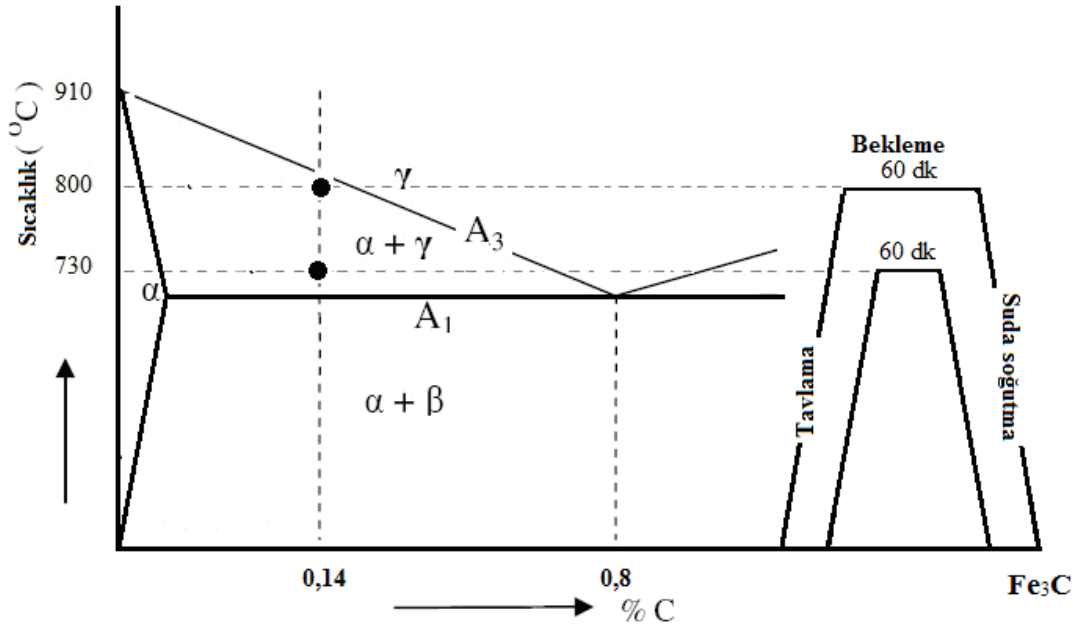
Tablo 5.3. Grade-A çeliğinin kritik tavlama sınır sıcaklıkları

Kritik Tavlama Sınır Sıcaklıkları	
A_1 :	711 °C
A_3 :	843 °C

5.3.1.2. Grade-A çeliğinin ferrit+martenzit yapısına dönüştürülmesi ısıl işlemleri

Grade-A numunelerinin çift-fazlı çeliğe dönüştürülmesi işleminde, numuneler önce kritik tavlama sıcaklığı arasındaki (711 - $843\text{ }^\circ\text{C}$) herhangi bir sıcaklık değerine kadar

ısıtılır, bu sıcaklıkta 60 dakika beklenir ve sonra suda soğutulur mikro yapının martenzit+ferrite dönüşmesi sağlanır. Bu çalışmada, 730 °C ve 800 °C olmak üzere iki farklı tavlama sıcaklığı kullanılmıştır. Uygulanan ısıl işlem basamakları Şekil 5.1'de gösterilmiştir.



Şekil 5.1. Fe-Fe₃C diyagramı ile birlikte, deneyde uygulanan ısıl işlem şeması

5.3.1.3. Martenzit hacim oranlarının (MHO) bulunması

Bu aşama, çift-fazlı çeliğe dönüştürülen numunelerin hangi sıcaklık değerinde hangi MHO sahip olabileceğinin tespit edilmesi için yapılan ön bir çalışmadır. Isıl işlemi gerçekleştirilen malzemelerden uygun numuneler çıkartılarak MHO 'ları tespit edilmiştir. Bu amaçla yapılan işlemlerde numune ebatları (10x10x8 mm) küçük tutulmuştur. Numuneler önceden tespit edilen kritik sıcaklık değerleri (711 °C ve 843 °C) arasındaki iki farklı sıcaklık değerine (730 ve 800 °C) kadar ısıtılıp, suda soğutulur her birinin MHO 'larını tespit edilmiştir. Böylece deneysel işlemlerde kullanılması düşünülen % 18±5 ve % 55±5 MHO sahip malzemelerin ulaşılmaması gereken maksimum sıcaklık değerleri belirlenmiştir. Üretilen çift-fazlı çelik numunelerin faz hacim oranları image analiz programıyla hesaplanmıştır.

Isıl işlem sonrasında elde edilen, kritik tavlama sıcaklığı ile MHO değişimini gösteren grafik çizilmiştir. Kritik tavlama sırasında oluşan östenitin, suda su verme

sonrasında soğuma hızının çok yüksek olması nedeni ile tamamen martenzite dönüştüğü (kalıntı östenit hariç) kabul edilmiştir.

5.3.1.4. Isıl işlemin uygulanışı

Isıl işlemler sırasında sıcaklık ölçümü için 0.5 mm çapında Cr-CrNi ısııl çift (K tipi termokupol) telleri kullanılmıştır. Isıl işlem esnasında ısııl çiftlerin birbirine temasını önlemek için ısııl işlem sıcaklığına dayanıklı seramik koruyucular kullanılmıştır. Kullanılan sıcaklık ölçüm sistemi ABB Commander marka kayıt cihazı ile kontrol edilmiştir. Kullanılan deney sistemi Şekil 5.2'de gösterilmiştir.



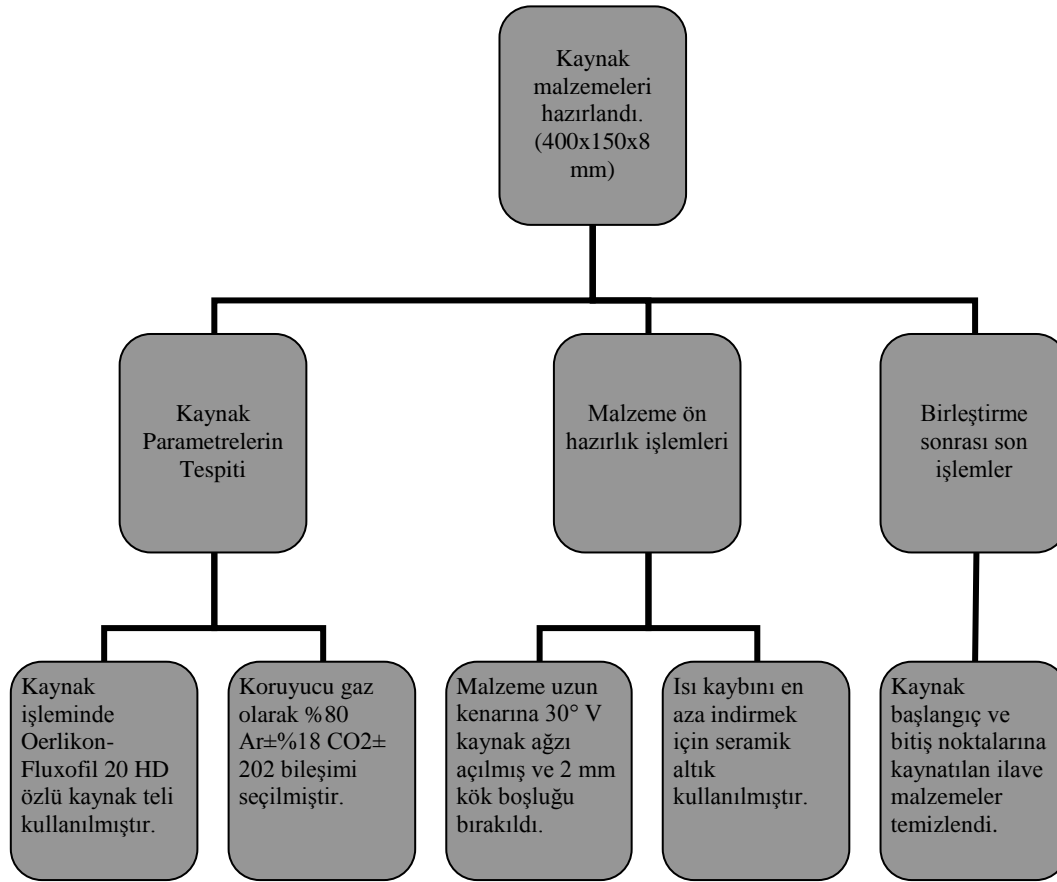
Şekil 5.2. Isıl işlem için kullanılan sıcaklık ölçüm sisteminin şematik gösterimi

Isıl çiftin numuneye teması delik içerisine sıkıştırma şeklinde olmuştur. Sonraki ısııl işlem için kullanılan yüzeyler her seferinde temizlenmiştir. Tavlama zamanı istenilen sıcaklığa geldikten itibaren bütün işlemler için 60 dk olarak sabit tutulmuştur. Isıl işlem sırasında fırın içerisinde farklı bölgelerden doğabilecek sıcaklık farklılaşmasını önlemek için bütün deneyler süresince fırın içerisinde aynı bölge kullanılmıştır. Tavlama süresince, numune sıcaklığı kayıt cihazı üzerindeki sıcaklık göstergesinden sürekli gözlenmiştir. Tavlama sıcaklığındaki değişmelerin ± 3 °C geçmeyecek şekilde sıcaklığın sabit tutulmasına dikkat edilmiştir.

5.3.2. Kaynaklı birleştirme işlem basamakları

Ana malzeme ve ısıl işlem görmüş 400x150x8 mm ebatlarındaki çift-fazlı çeliklerin kaynak işlemi Tablo 5.6 da gösterilmiştir. Kaynak öncesi malzemeler temizlenmiş ve 30° V kaynak ağzı açılmıştır. Kaynak işlemi seramik altlık kullanarak 2 mm kök boşluğunda çift pasolu gerçekleştirilmiştir.

Tablo 5.4. Kaynak işlemi için işlem basamakları



5.3.2.1. Birleştirilecek malzemelerin belirlenmesi

Birleştirme işlemi, çift-faza dönüştürülmemiş Grade-A çeliğine ve çift-faza dönüştürülmüş farklı martenzit hacim oranlarına sahip çeliklere uygulanmıştır. Her iki gruptaki çelikler gazaltı özlü kaynak teli ile birleştirilmişlerdir. Tablo 5.6 'da birleştirilen çelikler ve kodları verilmiştir. Her bir çift-fazlı çelik benzer özellikteki çift-fazlı çelikle birleştirilmiştir. Örneğin; ÇFÇ-730 çeliği ile yine ÇFÇ-730 çeliği V kaynak ağzı açılarak alın altına birleştirilmiştir.

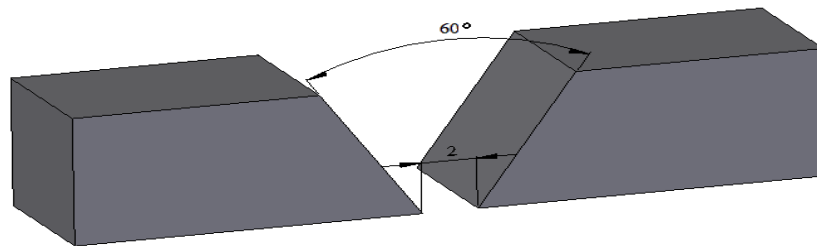
Kodlama işleminde Grade-A ana malzemeyi ifade etmektedir. ÇFÇ; Grade-A numunesinden üretilen çift-fazlı çelik anlamında kodlanmıştır. ÇFÇ ‘den sonra gelen sayı ise tavlama sıcaklığını ifade etmektedir. (ÇFÇ-730; Grade-A ana malzemesinden üretilen 730 °C 'de tavlanan, çift-fazlı çeliği ifade etmektedir).

Tablo 5.5. Gazlı özlü telleri ile birleştirilen çift-fazlı ve Grade-A çelikleri ve kodları

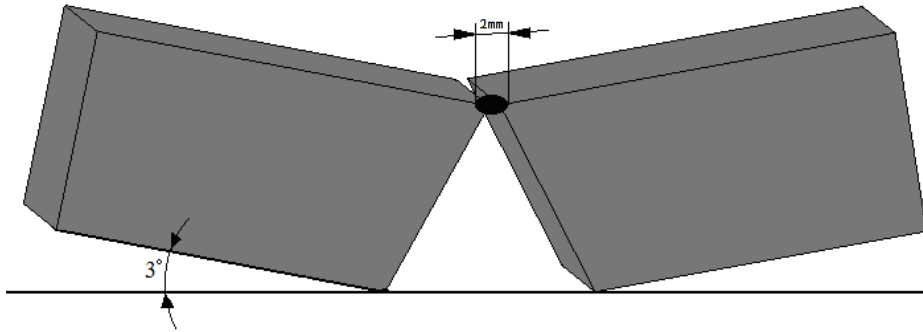
Malzemeler	Kod numarası
Grade-A çeliği	Grade-A
730 °C'de çift-fazlı çeliğe dönüştürülen çelik	ÇFÇ-730
800 °C'de tavlansarak çift-fazlı çeliğe dönüştürülen çelik	ÇFÇ-800

5.3.2.2. Kaynak malzemelerinin hazırlanması

Kaynak işlemi için 8x150x400 mm ebatlarında kesilmiş levhalar kullanılmıştır. Levhaların uzun kenarları 30° açıyla Şekil 5.3'de gösterildiği gibi freze tezgahında işlenerek kaynak ağzı açılmıştır. İşlenen levhalar, aralarında 2 mm kök aralığı bırakılarak V kaynak ağzı oluşturacak şekilde TS 3473/1980 standardı dikkate alınarak belirli aralıklarda puntalanmıştır. Kaynak işlemi sırasında meydana gelebilecek çarpılmalar göz önünde bulundurularak Şekil 5.4'de görüldüğü gibi levhalara 3° ters eğim verilerek puntalanmıştır.

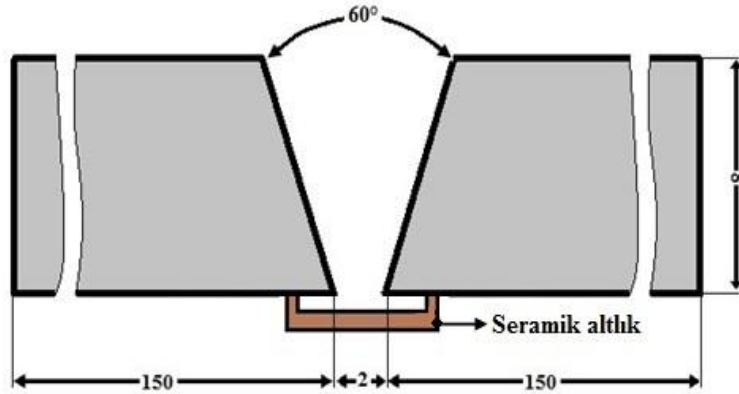


Şekil 5.3. Frezede kaynak ağzı açılmış deney parçalarının ölçüleri



Şekil 5.4. Deney parçalarının puntalanması

Birleştirilecek çeliklerin kaynak ağızı, kök açıklıkları ve puntalama işlemi yapıldıktan sonra Şekil 5.5'de gösterildiği gibi seramik altlık kullanılarak kaynak işlemi yapılmıştır.



Şekil 5.5. Deney parçalarının montaj dizaynı, seramik altlığın yerleştirilmesi kaynak sırası ve paso

Bütün kaynak işlemleri yatay pozisyonda gerçekleştirilmiştir. Puntalanan levhalar, kaynak Öncesi 130 °C 'lik bir öntav işlemine tabi tutulmuştur. Kaynak esnasında pasolar arası sıcaklık ve öntavlama sıcaklık kontrolleri dijital kontrolü sıcaklık ölçme cihazı ile sürekli kontrol altında tutularak kaynak yapılması sağlanmıştır. Kaynak edilen test parçalarında, kullanılan kaynak parametrelerinin mümkün olduğu kadar sabit tutularak, test sonuçlarının daha sistematik ve doğru sonuçlar vermesi amacıyla pens ampermetre kullanılmıştır.

5.3.2.3. Kaynak parametrelerinin tespiti

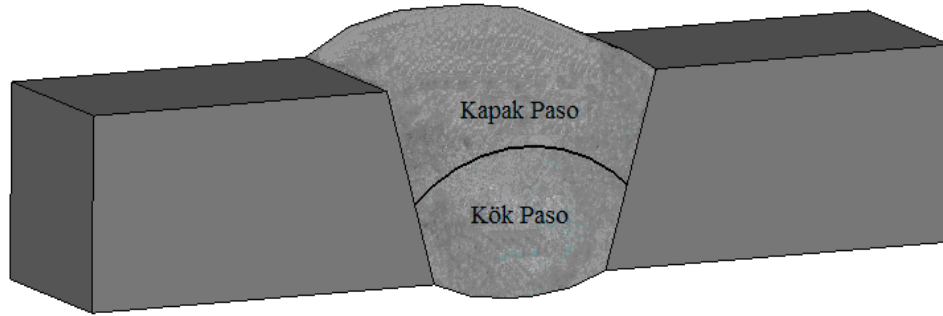
Deneysel çalışmalarda birleştirme işlemine tabi tutulan Grade-A çeliği ve ısıl işleme çift-faza dönüştürülen farklı MHO 'larına sahip çeliklerin kaynağında özlü kaynak teli kullanılmıştır. Özlü gazaltı kaynak teli olarak, çekme dayanımı 570-670 N/mm² arasında olan Oerlikon firmasından satın alınan 1.2 mm kalınlığındaki ER 81 Ti-Ni (Oerlikon-fluxofil20HD) tercih edilmiştir. Bu ilave metal yüksek boşluk doldurma kabiliyetine sahip ve cürufu hızlı katılaştıran rutil karakterli özlü teldir. Konstrüksiyon kaynaklarında tek ve çok pasolu kaynaklar için de çok uygundur. Kaynak banyosu kolay kontrol edilebildiği için her pozisyonda çok iyi kaynak özellikleri verir. Kaynak parametreleri bir kez ayarlandıktan sonra her pozisyonda kaynak yapılabilir. Yüksek metal yığılma oranına ve yüksek akım taşıma kabiliyetine sahiptir. Bu nedenle daha hızlı kaynak yapma imkanı tanır ve kaynak maliyetlerini azaltır. Fluxofil 20 HD mekanize kaynaklara da uygun olup, dikey kaynak ünitelerle kullanılabilir. Kaynak metali mekanik ve teknolojik olarak mükemmel özellikler sağlar. Düşük sıçramaya ve kararlı bir arka sahiptir. Cüruf temizliği kolay, kaynak dikiş görünüşü çok güzeldir, ana metalde kesme hatası yapmadan gözeneksiz, kaynak dikişleri verir. Fluxofil 20 HD tercihen karışım gazla kullanılabilir. Gazaltı özlü tele ait Oerlikon katalog bilgilerine dayanarak kimyasal içerikleri ve kaynak metalinin mekanik özellikleri Tablo 5.6'da verilmiştir [60]. Kaynak işlemi, kök paso ve kapak pasosu olmak üzere iki pasoda tamamlanmıştır (Şekil 5.6). Kaynak işlemlerinde 1.2 mm özlü tel kullanılmıştır. Çift-fazlı çeliklerin ve Grade-A kodlu ana malzemenin birleştirilmesinde kullanılan kaynak parametrelerinin aynı olmasına dikkat edilmiştir.

Kaynak parametresi olarak ilave kaynak metal i çapı, kaynak akımı, kaynak gerilimi, tel besleme hızı ve kaynak hızı dikkate alınmıştır.

Birleştirme işleminde koruyucu gaz olarak HB220 (% 80Ar + % 18 CO₂ + % 20₂) karışım gazı kullanılmıştır. Gaz debisi olarak 4 lt/dk seçilmiştir.

Tablo.5.6. Kullanılan ilave tellerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri [60]

KAYNAK TELİ	KİMYASAL BİLEŞİM (% ağırlıkça)					
	C	Mn	Ni	Si	Cr	Mo
Özlu Tel (Fluxofil 20 HD)	0.05	1,2	0.9	0.5	-	-
	MEKANİK ÖZELLİKLER					
	Akma Dayanımı, (MPa)	Çekme Dayanımı, (MPa)	% Uzama	Çentik Dayanımı (Joule)		
Fluxofil 20 HD	>490	570- 670	22	>47		



Şekil 5.6. Kaynak pasoları

Kaynaklı birleştirme yapmak için optimum kaynak parametreleri belirlemek amacıyla denemeler yapılmış ve buna göre tellere uygun kaynak akımı, gerilimi, tel ilerleme hızı ve kaynak ilerleme hızları Tablo 5.7 'de ki gibi elde edilmiştir.

Tablo 5.7. Özlü tel kullanılarak yapılan kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri

Paso	Kullanılan İlave Tel	İlave Tel Çapı (mm)	Kaynak Akımı (A)	Kaynak Gerilimi (V)	Akım Tipi	Kaynak İlerleme hızı (cm/dk)
Kök paso	Özlü Tel	1.2 mm	145	28±2	DC (+)	35
Kapak paso	Özlü Tel	1.2 mm	210	35±2	DC (+)	26

Kaynak işlemleri esnasında ön tav sıcaklığı (130 °C) pasolar arasında sabit olacak şekilde ısı denge sağlanmıştır.

5.3.3. Malzeme ön hazırlık işlemleri

Karbon eşdeğeri, kaynaklı birleştirmelerin kalitesine etki eden ve öntav sıcaklığının tespitinde bilinmesi gereken en önemli parametrelerdendir. Kaynak sırasında çeliğin sertleşme eğilimini belirlemek amacıyla alaşım elementlerinin verdiği sertleşmeye eşdeğer sağlayacak C miktarı saptamak amacıyla karbon eşdeğeri ($C_{eş}$) belirlenmektedir. Günümüze kadar birçok çalışma yapılmış ve oldukça fazla sayıda karbon eşdeğeri formülü geliştirilmiştir. Ancak en yaygın olarak kullanılan Uluslararası Kaynak Enstitüsü Kaynak Kabiliyeti Komisyonuna (IIW) göre düzenlenmiş olan formül olmuştur. Aşağıda IIW' a göre karbon eşdeğeri (Formül 5.3) formülü verilmiştir.

$$C_{eş} = C + Mn \frac{1}{6} + Cr \frac{1}{5} + Mo \frac{1}{5} + V \frac{1}{5} + Ni \frac{1}{15} + Cu \frac{1}{15} \quad (5.3)$$

5.3.4. Kaynak işleminin ve ön tav sıcaklığının tespiti

Ön tav sıcaklığı Daniel Seferian tarafından geliştirilen formül yardımıyla hesaplanmıştır [52].

$$T_{öntav} = 350\sqrt{C_{eş} - 0,25} \quad (5.4)$$

Kaynak öncesi alın altına puntalanan ve 130 °C sıcaklıkta öntav işlemine tabi tutulan

levhaların Tablo 5.7’de verilen kaynak parametreleri kullanılarak önce kök pasosu çekilmiştir. Kök pasonum çekimi esnasında seramik altlık kullanılmıştır. Kök pasosu çekilmiş olan deney parçası cürufu kırılarak, keski ve tel fırça ile gerekli temizlik yapılarak kendi halinde soğumaya bırakılmıştır. Kök pasosu çekilen numunelere gerekli temizlik işlemleri tamamlandıktan sonra kapak pasosu salınım hareketi ile çekilerek birleştirme işlemi tamamlanmıştır. Pasolar arası sıcaklığın 130 °C olmasına dikkat edilmiştir.

5.3.5. Isı girdisi hesaplaması

Kaynak ısı girdisi her bir paso için ayrı ayrı hesaplanmıştır. Kaynak işlemi sırasında kaynak telinin ark boşluğu mesafesine göre bağlı olarak meydana gelen akım ve gerilim değişikliğinin, minimum ve maksimum değerleri kaydedilerek ortalama değerlere göre hesaplamalar yapılmıştır. Isı girdisini hesaplamak için kullanılan eşitlik aşağıda verilmiştir [61].

$$H(\text{KJ} / \text{mm}) = V.I.n.60/S \quad (5.5)$$

H: Kaynak ısı girdisi (KJoule/mm)

V: Kaynak gerilimi (Volt)

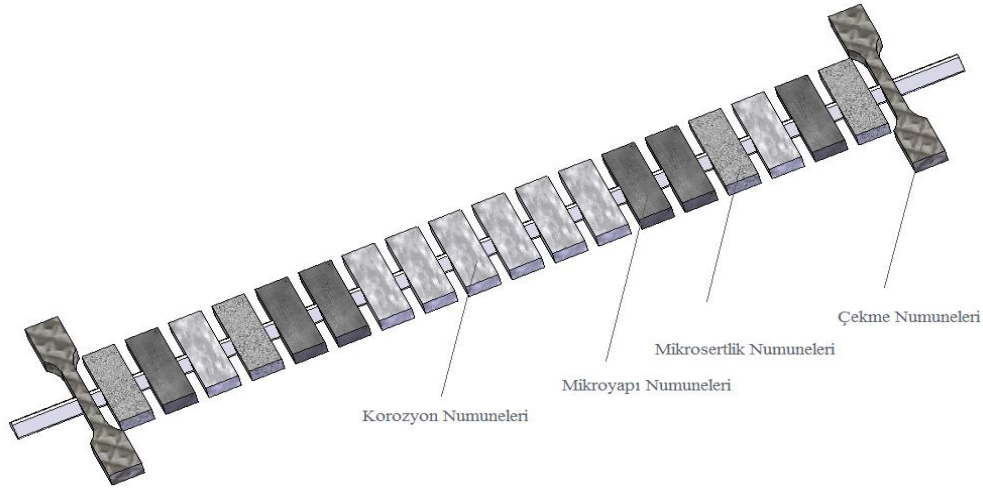
I: Kaynak akımı (amper)

S: Kaynak ilerleme hızı (mm/sn)

n: Ark verimi (sabit katsayı özlü tel için : 0,66- 0,75)

5.3.6. Kaynaklı numunelerden test parçalarının çıkarılması

Kaynak işleminden sonra yapılacak olan mekanik ve korozyon testleri için kaynaklı bağlantılardan mikroyapı, mikrosertlik, çekme ve korozyon numuneleri hazırlanmıştır. Numunelerin hazırlanma işlemi için, Mazak Turbo X510 Lazer kesme cihazı kullanılmıştır. Numunelerin kesilmesinden sonra çapak yüzeyleri 0.5 mm kalınlığında freze ile temizlenmiştir. Şekil 5.7’de numunelerin kaynaklı bağlantının hangi bölgesinden alındığı gösterilmiştir.



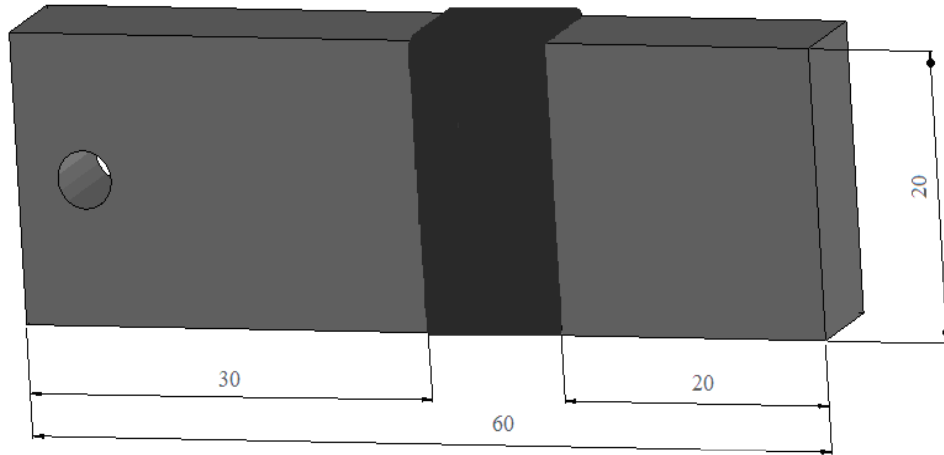
Şekil 5.7. Kaynaklı parça üzerinden alınan test parçalarının geometrileri

5.4. Korozyon Deneyi

Korozyon testi ağırlık kaybı yöntemiyle değerlendirilmiştir.

5.4.1. Ağırlık kaybı yöntemi

Ağırlık kaybı deneyi, pH: 8 olan, %3.5 NaCl çözeltisinde oda sıcaklığında (25-30 °C) gerçekleştirilmiştir. Daldırma deneyi ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numuneler için sırasıyla 7-15-30-45-60-75 ve 90 gün olmak üzere ayrı ayrı yapılmıştır. Deney öncesi ve sonrası ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Korozyon numuneleri 60x20x8 mm ebatlarında kesilerek hazırlanmıştır. Şekil 5.8’de hazırlanan numunenin şekli ve boyutları örnek olarak görülmektedir. Numune yüzeylerinin pürüzleri giderilmesi için sırasıyla 100-200-400-800-1000 ve 1200 meslik SiC içerikli zımparalar ile zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi bittikten sonra yüzeyler parlatma keçesi ile parlatılmış son olarak ultrasonik temizleyicide bekletilmiştir. Deney işlemi manyetik karıştırıcı yardımıyla gerçekleştirilmiştir ve deney numunelerinin orta noktasından 2 mm çapında delikler açılmış bu delikler yardımıyla numuneler manyetik karıştırıcının üzerinde bulunan cam kavanoza misina yardımıyla daldırılmıştır. Malzemeler Tablo 5.8’de örneği gösterildiği gibi kodlanarak belirli periyotlarla çözelti içerisinde tutulmuştur. Kodlama işlemi ana malzeme için Grade-A, 730 °C için Ç730 ve 800 °C için Ç800 olarak kodlanmıştır. Bu periyotlar başında ve sonunda ağırlık ölçümleri hassas terazi ile ölçülmüştür.



Şekil 5.8. Korozyon test numunesi

Korozyon deneyleri için pH= 8 olan % 3,5 NaCl çözeltisi hazırlanmıştır. %3,5 NaCl çözeltisi hazırlamak için hassasiyeti arttırmak adına, 500 ml'lik beherlerde bulunan 500 ml saf su içerisine 17,5 gr ticari saflıkta NaCl eklenerek çözelti elde edilmiştir. Deneyde korozyon ortamının numuneler üzerindeki hacimsel oranını koruma adına 3000 ml kapasiteli cam beher kullanılmıştır. Deney ortamının sıcaklığı ve pH değeri dijital termometre ve pH metre yardımıyla belirli periyotlarla ölçülmüş ve manyetik karıştırıcı sıcaklık ayarı yapılmıştır. Belirli periyotlarla çözeltiden alınan ölçümler sonucunda ortalama sıcaklığın 25-30 °C arasında ve pH değerinin 7,5-8 arasında olduğu tespit edilmiştir. Korozyon kaybı yıllık olarak hesaplanmış ve şu formül kullanılmıştır:

$$CR = \frac{K \times W}{A \times T \times D} \quad (5.6)$$

Formül 5.6'da, CR yıllık korozyon kaybı (mm/yıl), K sabit değer (8.76×10^4), W kayıp kütle (gr), A korozyona maruz kalmış alan (cm^2), T korozyon süresi (saat) ve D yoğunluk (g/cm^3) olarak ifade edilmiştir [62].

Yıllık korozyon kaybında meydana gelen sonuca göre şu yorumları yapmak mümkündür:

$CR < 0,15$ mm/yıl ise; malzeme korozyona çok dayanıklı

0,15 mm/yıl $< CR < 1,5$ mm/yıl ise; malzeme korozyona orta dereceli dayanıklı
 $CR > 1,5$ mm/yıl ise; malzeme korozyona dayanıksızdır [62].

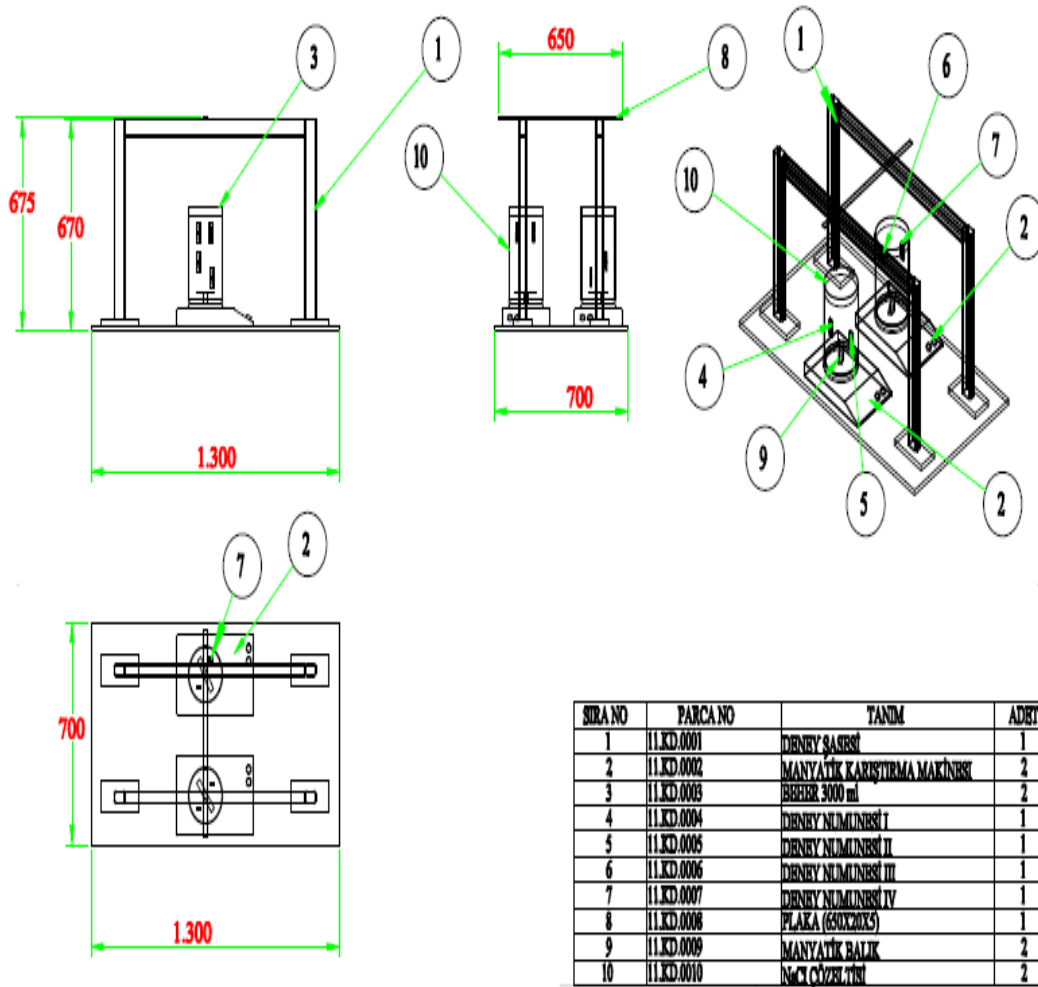
Tablo 5.8. Örnek korozyon deneyi numune kodları ve çözelti süreleri

MALZEME	KOROZYON TEST NUMUNE KODU	DENEY SÜRESİ (gün)
ÇFÇ- 730	Ç730-7	7
ÇFÇ- 730	Ç730-15	15
ÇFÇ- 730	Ç730-30	30
ÇFÇ- 730	Ç730-45	45
ÇFÇ- 730	Ç730-60	60
ÇFÇ- 730	Ç730-75	75
ÇFÇ- 730	Ç730-90	90

Ayrıca korozyon deneyi öncesi ve sonrasında malzemelerin makro görüntüleri çekilmiştir. Makro görüntüler ile yüzeyde meydana gelebilecek hasar gözlemlenmeye çalışılmıştır. Şekil 5.9 ve 5.10'da korozyon deney sisteminin şekli ve bileşenleri verilmiştir.



Şekil 5.9. Korozyon deney sistemi genel görünümü

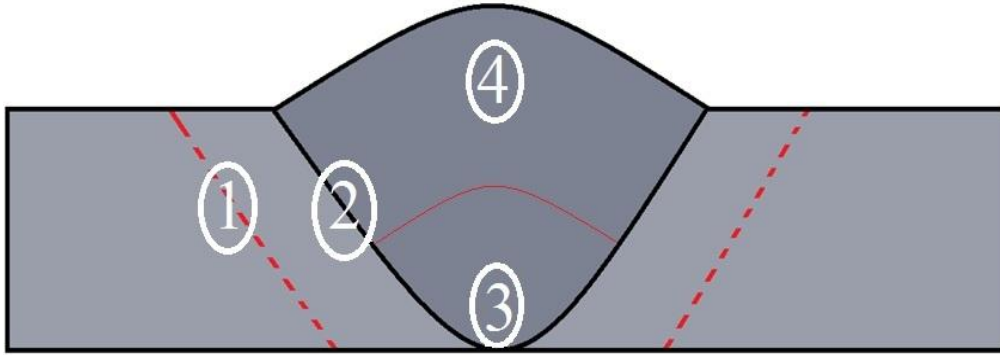


Şekil 5.10. Korozyon deney sisteminin teknik çizimi

5.5. Mikroyapı Karakterizasyonu

Kaynaklı birleştirme işlemi gerçekleştirilen numuneler (Ana malzeme, 730 °C ve 800 °C), standart metalografik usullere göre (zımpara, parlatma ve dağlama) inceleme için hazırlanmıştır. Özlü tel ile birleştirilen Grade-A, 730 °C ve 800 °C ısıtıl işlem görmüş numunelerden, kaynak ve ITAB bölgesini merkeze alacak şekilde numuneler kesilmiş soğuk reçine içerisine gömülmüştür. Sırasıyla 100-200-400-600-800-1000 ve 1200 ‘lük meshler ile zımparalanarak pürüzsüz yüzeyler elde edilmiştir. Daha sonra bu yüzey sırasıyla 3 µm ve 1 µm elmas pasta ile parlatma keçesinde parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilmiştir. Dağlama işlemi için % 2 Nitrik Asit % 98 Methanol çözeltisi kullanılmıştır. %2 Nital çözeltisiyle dağlanan yüzeyler methanol ile temizlenip kurutulmuştur. Şekil 5.11’de mikroyapı görüntü bölgelerinin

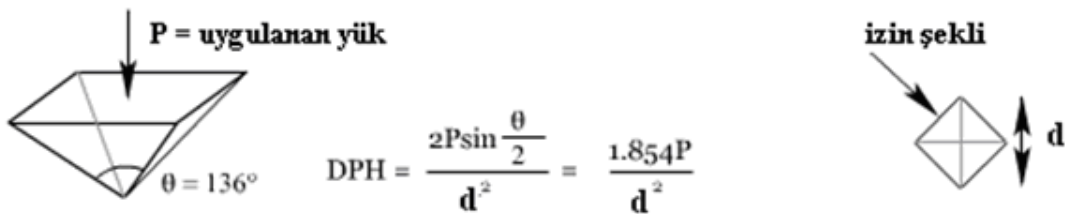
numune yüzeyindeki yerleri gösterilmiştir. 1-2-3 ve 4 no' lu gösterilen merkezlerden mikro yapı için uygun görüntüler elde edilmiştir. Mikroyapı incelemesi için Nikon Eclipse L150A optik mikroskop kullanılmıştır.



Şekil 5.11. Mikroyapı görüntü bölgeleri

5.6. Mikrosertlik Ölçümleri

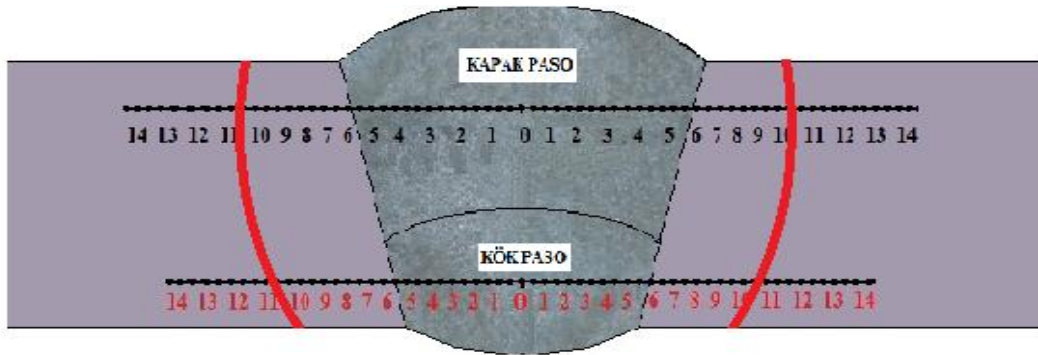
Deneysel çalışmalarda kullanılan Grade-A çeliğinin ve çift-faza dönüştürülmüş çeliklerin sertlikleri Vickers (HV) sertlik ölçme yöntemiyle belirli bölgelerden alınarak ölçülmüştür. Ayrıca birleştirilen malzemelerin kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılım değerleri tespit edilmiştir. Mikrosertlik ölçümlerinde Shimadzu - marka HVM2 model mikro sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Uygulanan yük bütün numunelerde 10 sn boyunca 200 gr olarak belirlenmiştir. Kök ve kapak pasodan ayrı ayrı 0.5 mm aralıklarla sertlikler ölçülmüştür. Vickers sertlik ölçme yönteminin çalışma prensibi gösterimi Şekil 5.12'de gösterilmiştir.



Şekil 5.12. Vickers (HV) sertlik ölçme yönteminin prensibi

P: Uygulanan yük, d: ortalama köşegen uzunluğu, DPH: Diamond piramid hardness (HV)

Özlu tel kaynağıyla birleştirilmiş Grade-A ana malzemesi ve ısıı işleme çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş F-730, F-800 kodlu çeliklerin kaynak yönüne dik yüzey kesitinden ve ilave kaynak metalinden mikrosertlik değerleri alınmıştır. Sertlik ncesi yüzeyler freze ile temizlenmiş, zımpara ve parlatma keçesi ile sertlik ölümüne hazır hale getirilmiştir. Kaynaklı bağlantıları yapılan numunelerin hangi gölgesinden sertlik alındığı Şekil 5.13'de gösterilmiştir.



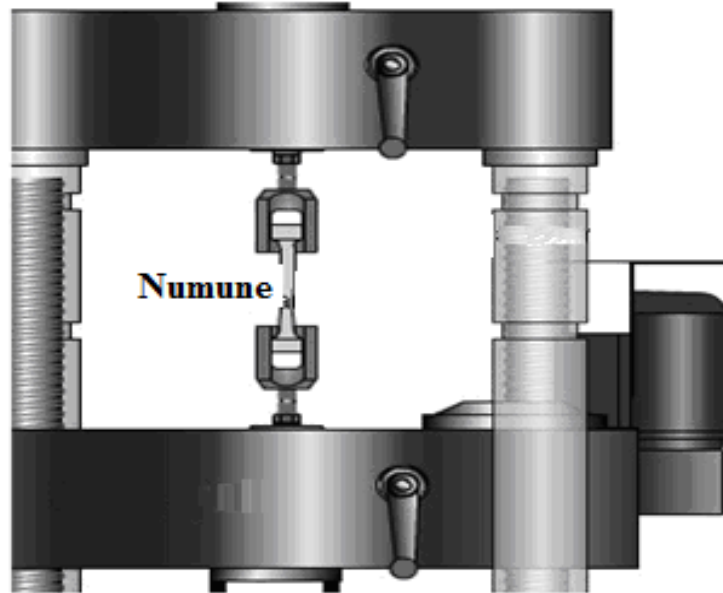
Şekil 5.13. Mikrosertlik ölümünde kullanılan numune ve ölüm noktaları.



Şekil 5.14. Mikrosertlik lm cihazı

5.7. Çekme Deneyi

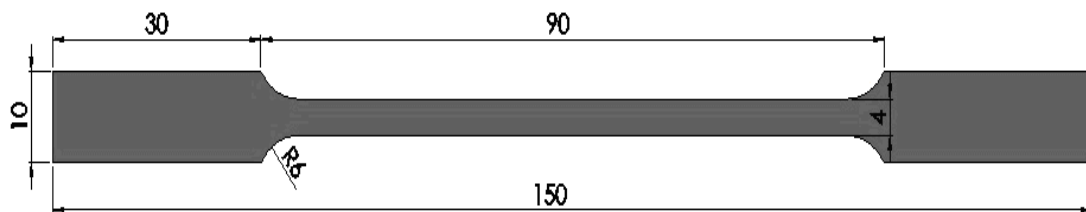
Numuneler, Alşa marka 40kN kapasiteli çekme deney cihazında çekme işlemine tabi tutulmuştur. Deneyde kullanılan cihazın şematik gösterimi Şekil 5.15’de verilmiştir.



Şekil 5.15. Çekme deneyinde kullanılan cihazın şematik gösterimi

5.7.1. Kaynaksız malzemelere çekme deneyi

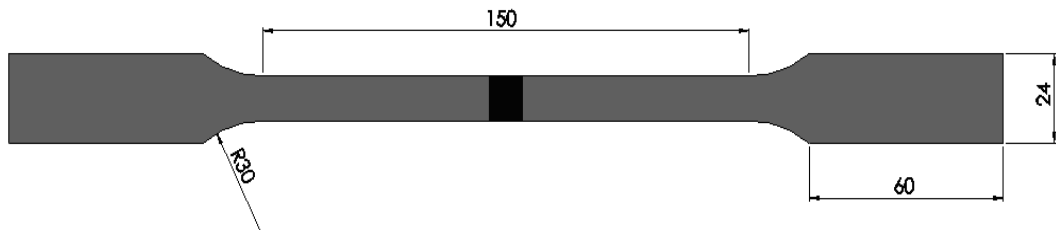
Çekme deneyi numuneleri, TS 138 standardına göre, Şekil 5.16’da gösterilen ebatlarda kaynak numunelerinden ayrı bir şekilde hazırlanmıştır [63]. Yapılan çekme deneylerinde en az 3’er adet çekme deney numunesi hazırlanmıştır. Malzeme 8mm’den 4mm’ye düzlem taslama ile inceltilmiştir. Deney Alşa marka 40kN kapasiteli çekme deney cihazında yapılmıştır. Çekme hızının etkisini minimize etmek için deney sırasında çekme hızı 2 mm/dk olarak ayarlanmıştır.



Şekil 5.16. Kaynaksız numunelerin çekme deneyi ölçüleri

5.7.2. Kaynaklı numunelerin çekme deneyi

Özlü gazaltı kaynak teliyle birleştirilmiş numunelerin çekme numune ölçüleri, TS 287 EN 895 standardına göre Şekil 5.17 'de gösterilen ebatlarda hazırlanmıştır [63]. Kaynaklı numunelerin çekme deneyleri 40 kN kapasiteli Alşa marka cihazla yapılmıştır. Çekme deneyi süresince çekme hızı 5 mm/ dk olarak sabit tutulmuştur.



Şekil 5.17. Kaynaklı numunelere ait çekme deney numune ölçüleri

BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Çift-Fazlı Çeliklerin Martenzit Hacim Oranının Belirlenmesi

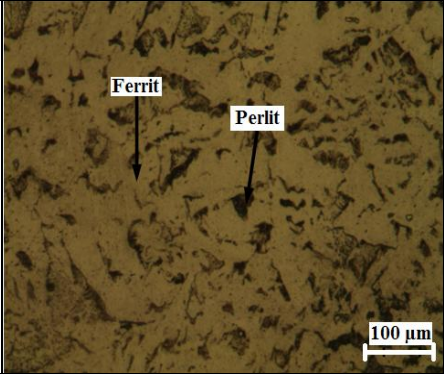
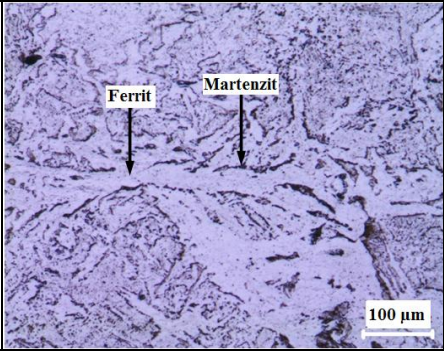
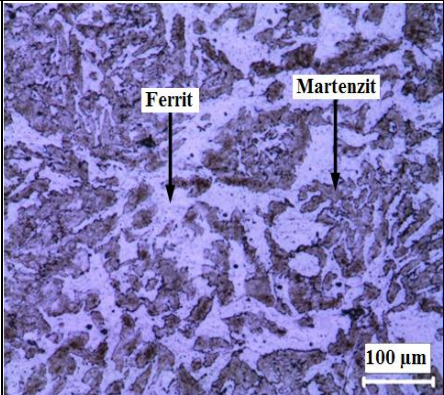
Grade-A çeliği, 730 °C ve 800 °C olmak üzere iki farklı tavlama sıcaklıklarında bekletilip suda su verme işlemi uygulandıktan sonra çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüştür.

Her numunenin farklı bölgelerinden optik mikroskop yardımıyla çekilen mikroyapı fotoğrafları incelenerek her bir çift-fazlı çeliğin martenzit hacim oranları tespit edilmiştir. Tablo 6.1’de çift-fazlı çeliklere ait belirlenen martenzit hacim oranları verilmiştir. Tabloda görüldüğü gibi kritik tavlama sıcaklığı (KTS) arttıkça martenzit hacim oranında da (MHO) artış olduğu gözlemlenmiştir. Dolayısıyla A_1 sıcaklık eğrisine yakın olan 730 °C ‘deki tavlama sıcaklığında çift-faza dönüştürülmüş çelik içerisinde %16±5 martenzit hacim oranı belirlenirken, A_3 üst limit sıcaklığına yakın olan 800 °C deki tavlama sıcaklığında çift-faza dönüştürülmüş çelik içerisinde %53±5 martenzit hacim oranı belirlenmiştir. Kritik tavlama sıcaklığının alt limit sıcaklığı (A_1) geçilmeye başlandıktan sonra, martenzitik dönüşümle beraber çelik çift-faz (ferrit + martenzit) özelliğini kazanmıştır. Kritik tavlama sıcaklığının üst limit sıcaklığı (A_3) olarak belirlenen sıcaklığa yaklaştıkça, MHO en yüksek değerine ulaşmaya başlamaktadır. Kritik tavlama sıcaklığının (A_3) üstüne çıkıldığında yapı tamamen martenzite dönüştüğü literatür çalışmalarından tespit edilmiştir. Örneğin; 900 °C ‘de tavlansak çift-fazlı çeliğe dönüştürülen çelikte %100 martenzit fazı belirlenmiştir [1-3].

Martenzit hacim oranının sıcaklığa bağlı olarak artış göstermesi bazı yazarlar tarafından şu şekilde açıklanmıştır; uygun kimyasal içeriğe sahip bir çelik, çift-fazlı çelik haline dönüştürülürken, A_1 kritik tavlama sıcaklığının üzerine çıkılan çeliğin yüzeysel merkezli kübik (YMK) östenitik yapısının, ani soğutma esnasında hacim

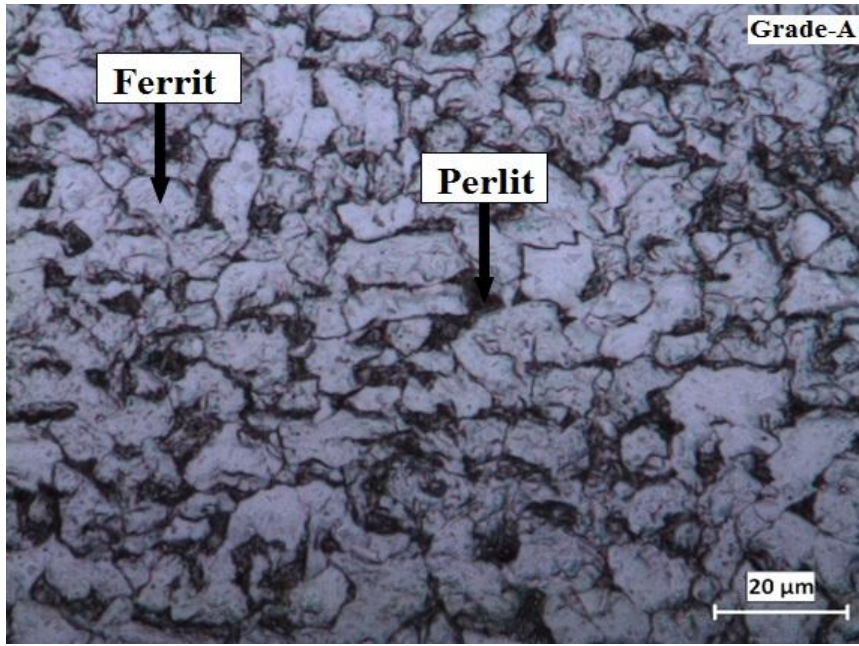
merkezli kübik (HMK) ferritik yapıya dönüşmeden, hacim merkezli tetragonal (HMT) martenzitik yapıya dönüşmekte olduğu ifade edilmektedir. Çift-fazlı yapının üretimi sırasında martenzit fazı, östenit fazından dönüşümü sonucu hacimce büyümekte ve çevresindeki matris durumda bulunan ferrit fazını zorlayarak ferritte bölgesel gerilmeler oluşturmaktadır. Kritik tavlama sıcaklığının yükselmesine bağlı olarak östenit miktarı artmakta buna paralel olarak martenzit hacim oranında (MHO) yükselmektedir [55].

Tablo 6.1. Grade- A, ve çift-fazlı çeliklerinin mikro yapı ve MHO'ları

Kod adı	Tavlama sıcaklığı (°C)	Mikroyapı	Fazlar	% Martenzit hacim oranı (MHO)
Grade-A	Tavlama Yapılmamış Ana Malzeme		Ferrit + Perlit	% 0
ÇFÇ-730	730±3		Ferrit + Martenzit	% 16±5
ÇFÇ-800	800±3		Ferrit + Martenzit	% 53±5

Tablo 6.2. Martenzit hacim oranının (MHO), kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi

MALZEME VE TAVLAMA SICAKLIĞI	Martenzit Hacim Oranı, MHO (%)
Grade-A (tavlama yok)	0
ÇFÇ-730 (730 °C)	16±5
ÇFÇ-800 (800 °C)	55±5
ÇFÇ-900 (900 °C) [1]	100



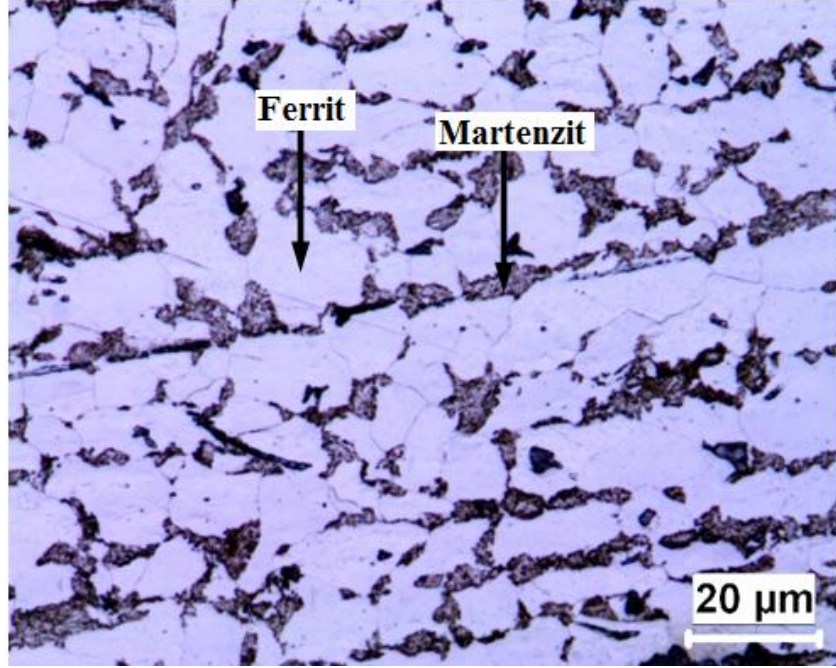
Şekil 6.1. Isıl işlem görmemiş Grade- A gemi sacının, tavlama ferrit ve perlit fazlarından oluşan mikroyapısı

Tablo 6.1. ve büyütülmüş mikroyapı fotoğrafı Şekil 6.1’de gösterilen ısıl işlem görmemiş Grade-A gemi sacı ferrit ve perlit mikroyapısına sahiptir. Martenzit hacim oranı ise %0’dır.

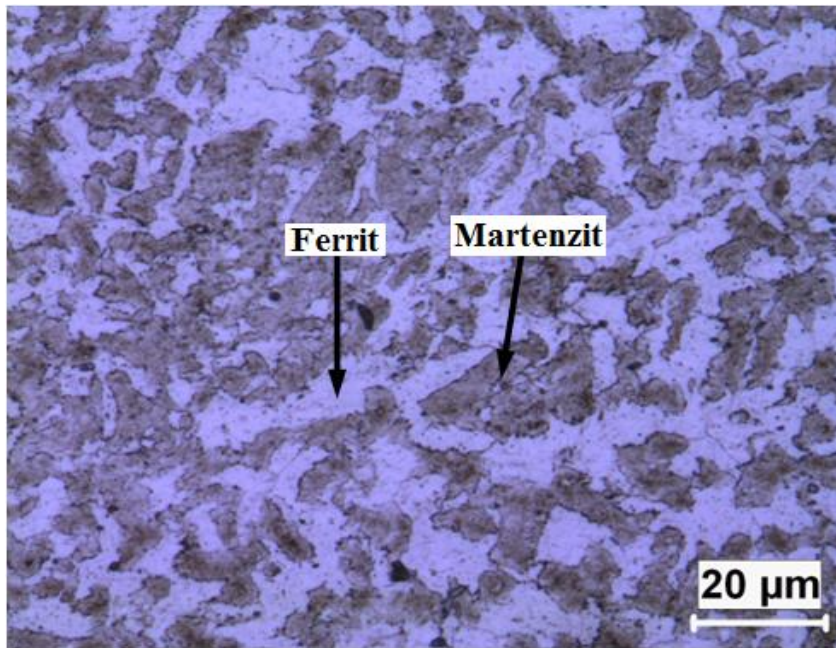
Grade-A gemi sacının 730 °C’de tavlama 1 saat bekletilmesi ve ani su verilip soğutulması sonucu oluşan çift-fazlı çeliğin (ÇFÇ-730) mikroyapısı Tablo 6.1 ve büyütülmüş mikro yapı fotoğrafı Şekil 6.2’de gösterilmiştir. ÇFÇ-730 çeliği ferrit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır. Mikro yapının MHO oranı, mikroskop altında ölçülmüş ve %16±5 oranına sahip olduğu tespit edilmiştir.

Grade-A sacının 800 °C’de tavlama 1 saat bekletilmesi ve ani su verilip soğutulması

sonucu oluşan çift-fazlı çeliğin (ÇFÇ-800) mikroyapısı Tablo 6.1 ve büyütülmüş mikro yapı fotoğrafı Şekil 6.3'de gösterilmiştir. ÇFÇ-800 çeliği ferrit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır. Mikroyapının MHO oranı, mikroskop altında ölçülmüş ve 53 ± 5 oranına sahip olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 6.2. 730 °C'de ısı işlem yaparak çift-fazlı çeliğe dönüştürülen çeliğin (ÇFÇ-730) mikro yapısı



Şekil 6.3. 800 °C'de ısı işlem yaparak çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş çeliğin (ÇFÇ-730) mikroyapısı

Çift-fazlı çeliklerin mikroyapılarında dönüşmüş ferritin (yeni ferritin) bulunmadığı düşünülmektedir. Çünkü suda su verilen numunelerde bu beklenen bir sonuçtur ve yapılan diğer çalışmalar bunu desteklemektedir. Örneğin; Kabakçı ve Salamcı çift-fazlı çelikler ile ilgili yapmış oldukları çalışmada, tavlama sıcaklığıyla MHO 'nın arttığını rapor etmişlerdir. Ayrıca bu çalışmada tavlama işleminden sonra fırında veya suda soğutma işlemleri yapılarak soğutma hızının çift-fazlı çeliğin mikroyapısına nasıl bir değişikliğe sahip olabileceği test edilmiştir. Farklı soğutma hızlarında üretilen numunelerde yapılan incelemeler sonucunda 725 °C'de fırında soğutulan numune ile 752 °C 'de suda su verilen numunelerin MHO 'larının yaklaşık aynı değerlerde olduğunu tespit etmişlerdir. Mikroyapıda suda su verilen numunede ferrit ve martenzitin olduğu, fırında soğutulan numunede ise ferrit ve martenzitin yanı sıra dönüşmüş ferritin (yeni ferrit) meydana geldiği rapor edilmiştir. Bu mikroyapısal özelliklerden biri interkritik tavlama sonrasında oluşan dönüşmüş ferrit (yeni ferrit) dir. Bu yeni faz interkritik tavlama sonrasında soğutma esnasında östenitin ferrite dönüşmesiyle oluşur ve eski kalıntı ferritten hem yönelme hemde kompozisyon bakımından farklıdır. Suda su verilen numunede ise yeni ferrite rastlanmadığı bildirilmiştir [64].

Çift-fazlı çeliklerin mikro yapı fotoğraflarında görüldüğü gibi MHO, kritik tavlama sıcaklığına (KTS) bağlı olarak orantılı bir şekilde değişmektedir. KTS 'nin artması ile artan MHO 'na bağlı olarak martenzit partikülleri irileşirken aralarındaki bağlantılarda artmaktadır. Burada martenzit haricinde ikinci fazı oluşturan kalıntı östenit fazı martenzit hacim oranı içerisinde kabul edilmektedir [65]. Kalıntı Östenit ikinci bir ısıl işlem veya deformasyon sonrasında martenzite dönüşmektedir [66].

Sonuç olarak, Grade-A çeliğinin başarıyla çift-faza dönüştürüldüğü mikroyapı incelemelerinden anlaşılmaktadır. Mikroyapı incelemelerinde ayrıca, ferrit+martenzit dışında herhangi farklı bir faza (örneğin; beynit veya perlit gibi) rastlanmamıştır. Bu sonuç; ferrit-martenzitten oluşan çift-fazlı çelik üretimin başarıyla gerçekleştiğini göstermektedir.

6.2. Gazaltı Özlü Telle Birleştirilen Çeliklerin Makroyapı ve Mikroyapı İncelemeleri

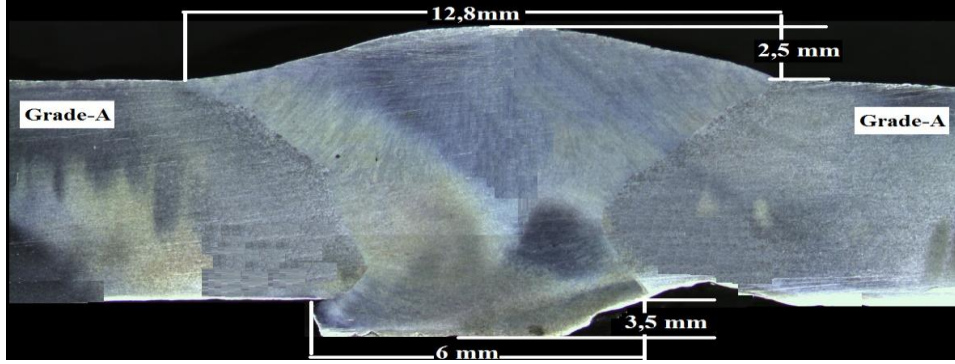
Gazaltı özlü tel yöntemiyle, Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin birleştirilmesi yapılmıştır. Birleştirme işleminde Grade-A çeliği, Grade-A çeliği ile, ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliği, ÇFÇ-730 ile, ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliği ise ÇFÇ-800 ile birleştirilmiştir. Bu bölümde kaynak bölgesinin makro ve mikroyapıları çalışmaları incelenecektir.

6.2.1. Grade-A çeliğinin makro ve mikro yapı incelemeleri

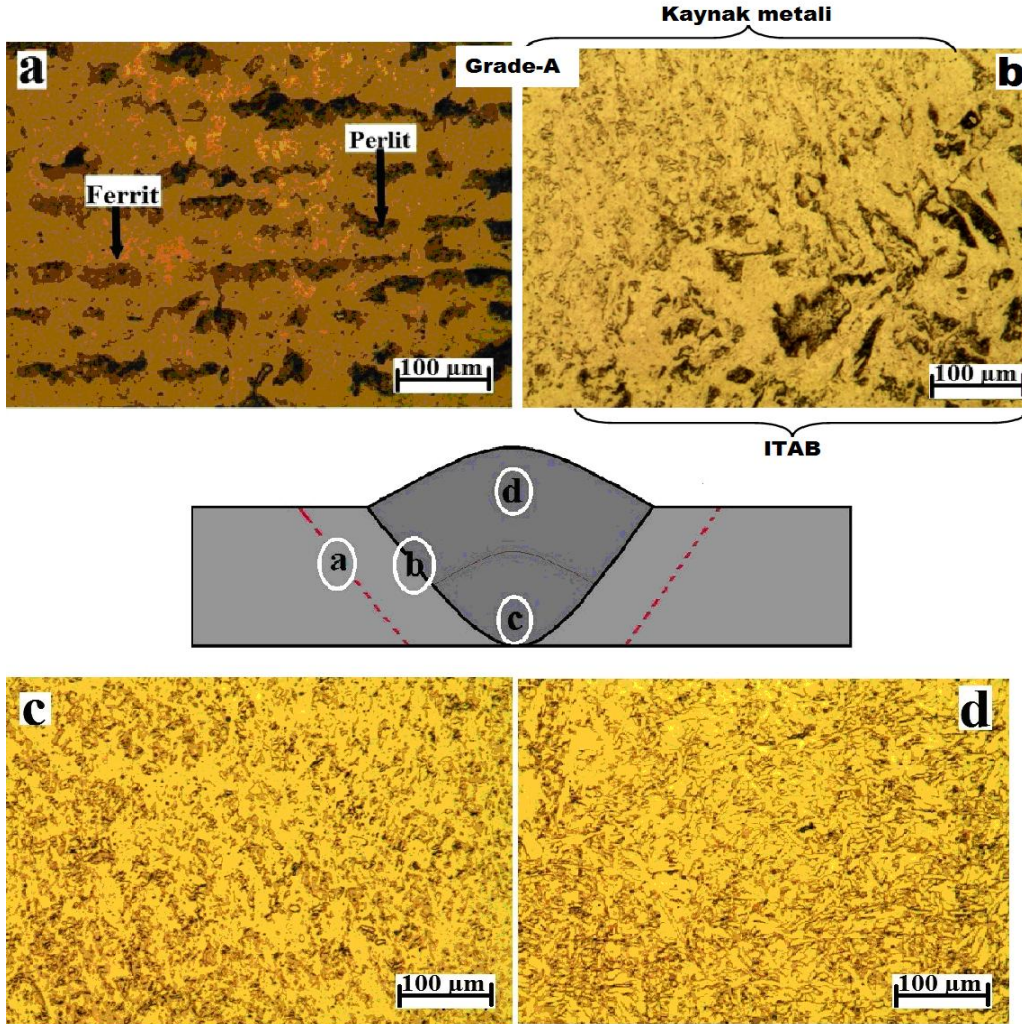
Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle, Grade-A çeliğinin birleştirilmesi işlemi kök ve kapak olmak üzere çift paso ile yapılmıştır. Şekil 6.4'de birleştirilen Grade-A çeliğinin kaynak bölgesinin makro yapısı görülmektedir. Makroyapı incelendiğinde kök ve kapak pasoda gözle görülür cüruf kalıntısı, yetersiz nüfuziyet gibi kaynak hatalarının olmadığı tespit edilmiştir. Kök pasonunda yeterli oranda kaynak aralığını doldurduğu görülmektedir. Dolayısıyla başarılı bir kaynaklı birleştirmenin gerçekleştirildiği ve birleştirme işlemlerinde seçilen kaynak parametrelerinin de uygun olduğu anlaşılmıştır.

Şekil 6.5'te birleştirilen Grade-A çeliğinin kaynak bölgesine ait mikroyapıları görülmektedir. Şematik şekilde (a) ile gösterilen bölge ana malzemeyi ifade etmektedir. Ana malzeme (Grade-A), ferrit ve perlit fazlarından oluşan mikroyapıya sahip olduğu belirlenmiştir (Şekil 6.5 (a)). Şekil 6.5 (b)'de gösterilen bölge, kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgesini ifade etmektedir ve bu bölgede kaynak metali ile ITAB net bir şekilde birbirinden ayırt edilebilir bir yapıya sahip oldukları görülmektedir. Ana malzeme ile ITAB bölgesinin mikroyapıları birbiri ile karşılaştırıldığı zaman, faz yapısı olarak benzerlik arz etmektedir. Yani her iki bölgede ferrit ve perlit yapılarından meydana gelmektedir. Sadece ITAB bölgesi içindeki ferrit fazının, ana metaldeki ferrit fazından daha ince yapılı olduğu görülmektedir. Aynı şekilde ITAB içerisindeki perlit fazıda, ince perlit yapısında olduğu görülmektedir. Şekil 6.5 (c)'de ve Şekil 6.5 (d)'de ifade edilen kaynak metalinin, ilgili yapılan çalışmalarda [1,guha] olduğu gibi primer ferrit, tane sınırı

ferrit, poligonal ferrit, Widmanstötten ferrit ve asiküler ferrit fazlarından meydana geldiği düşünülmektedir.



Şekil 6.4. Özlü tel ile birleştirilen Grade-A çeliğinin makro görüntüsü

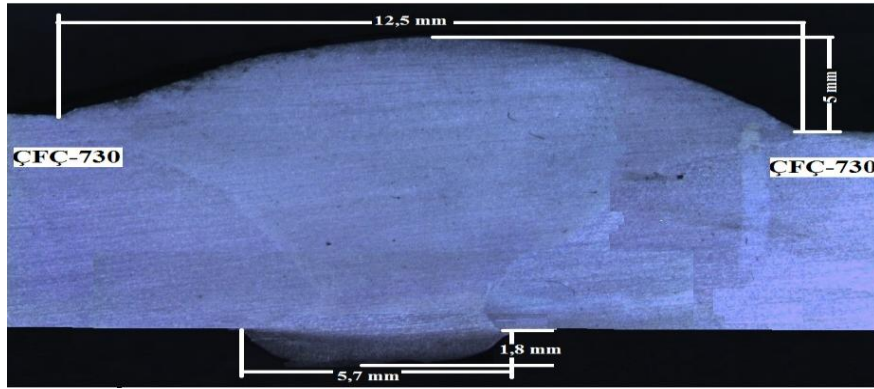


Şekil 6.5. Grade-A çeliğinin kaynak bölgesine ait mikro yapıları (a) Ana malzeme (Grade-A), (b) Kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgeleri, (c) Kaynak metali (kök paso), (d) Kaynak metali (kapak paso)

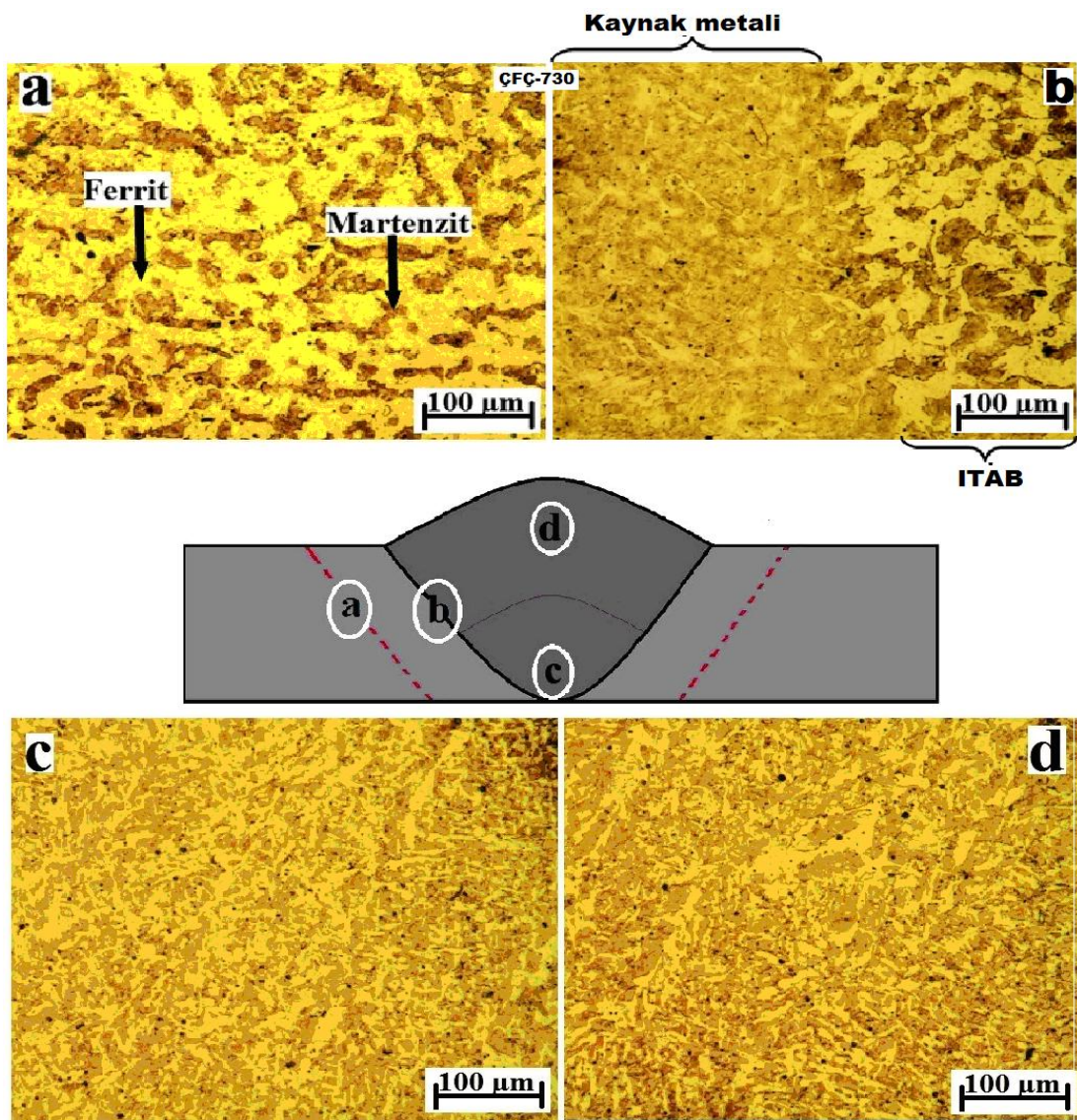
6.2.2. ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliğinin makro ve mikroyapı incelemeleri

Şekil 6.6'da Gazaltı özlü tel kaynak yöntemi ile çift pasoda birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin makro yapısı gösterilmektedir. Şekilde de görüleceği gibi, kaynak bölgesinde gözle görülür cüruf kalıntısı, yetersiz nüfuziyet gibi kaynak hatalarının olmadığı tespit edilmiştir. Kök pasonunda yeterli oranda kaynak aralığını doldurduğu görülmektedir. Dolayısıyla başarılı bir kaynaklı birleştirmenin gerçekleştirildiği ve birleştirme işlemlerinde seçilen kaynak parametrelerinin de uygun olduğu kanaatine varılmıştır.

Şekil 6.7'de birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin kaynak bölgesine ait mikroyapı resimleri gösterilmektedir. Şematik şekilde (a) bölgesinde gösterilen kısım, ana malzemeyi ifade etmektedir. Ana malzeme (ÇFÇ-730) mikroyapısı ferrit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır (Şekil 6.7 (a)). Şekil 6.7 (b)'de gösterilen kısım kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgesini ifade etmektedir. Mikroyapıda kaynak metali ve ITAB net bir şekilde birbirinden ayırt edilebilir bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. ITAB bölgesi, ÇFÇ-730 ana malzemesi gibi ferrit ve martenzit meydana gelmektedir. ITAB bölgesinde martenzit adacıklarının daha belirgin bir şekilde büyüdüğü görülmektedir. Şematik şekilde (c) ile gösterilen bölge kök pasoya ait kaynak metalini (Şekil 6.7 (c)), (d) ile gösterilen bölge ise kapak pasoya ait kaynak metalini (Şekil 6.7 (d)) göstermektedir. Her iki kaynak metalinin mikroyapıları, Balasubramannian, ve Guha, tarafından yapılan araştırmalarda da ifade edildiği yapıyla benzerlik gösterdiği düşünülmektedir. Dolayısıyla kaynak metalinin primer ferrit, tane sınırı ferrit, poligonal ferrit, Widmanstötten ferrit ve asiküler ferrit fazlarından meydana geldiği tahmin edilmektedir. Tane sınırı ferritin kaba halde bulunduğu fakat poligonal ferritin yapıda daha ince boyutlarda dağıldığı ve martenzitin mikrofaz olarak oluşabileceği ve yapıda az miktarda dağılma ihtimalinin olduğu da tahmin edilmektedir [1,2,67].



Şekil 6.6. Özlü tel ile birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin makro görüntüsü

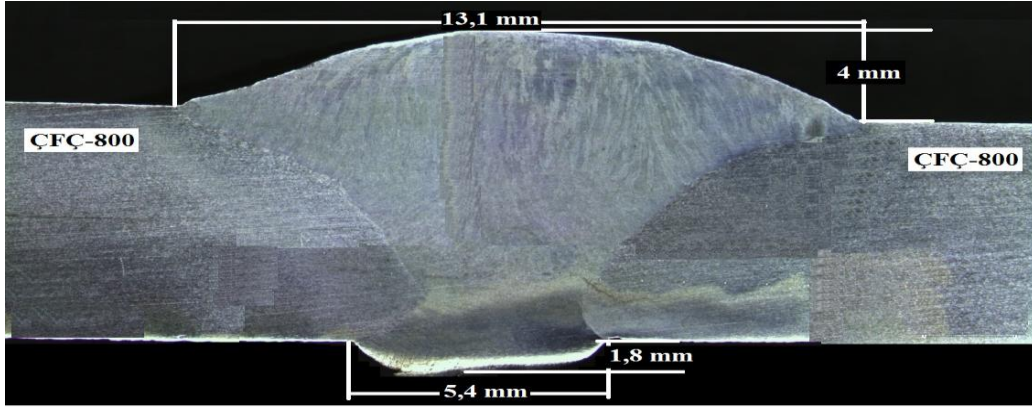


Şekil 6.7. ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliğinin kaynak bölgesine ait mikro yapıları (a) Ana malzeme (ÇFÇ-730), (b) Kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgeleri, (c) Kaynak metali (kök paso), (d) Kaynak metali (kapak paso)

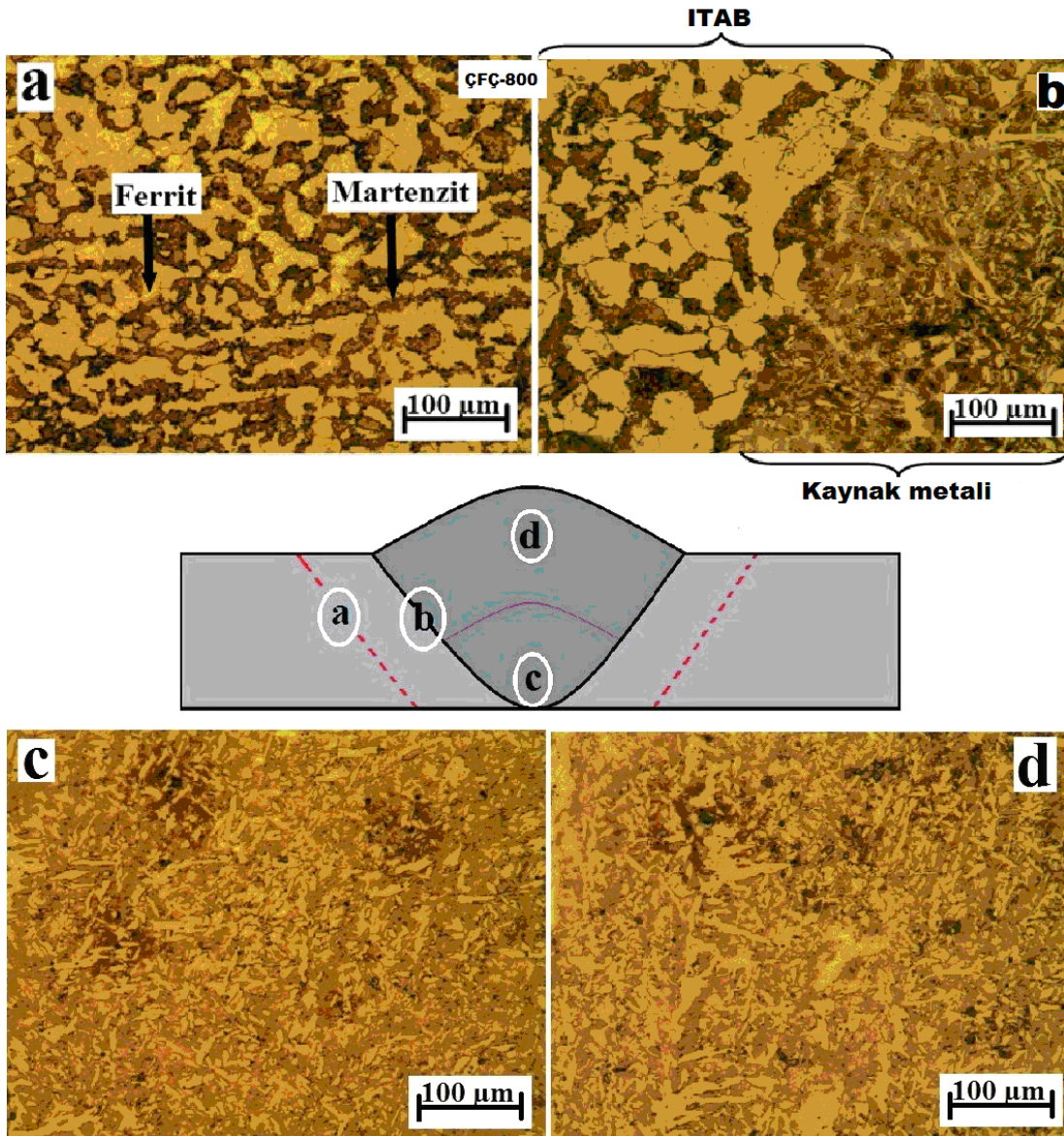
6.2.3. ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğinin makro ve mikroyapı incelemesi

Şekil 6.8’de birleştirilen ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin makro yapısı gösterilmektedir. Makroyapı fotoğrafı incelendiğinde kaynak bölgesinde gözle görülür cüruf kalıntısı, yetersiz nüfuziyet gibi kaynak hatalarının olmadığı tespit edilmiştir. Kök pasonunda yeterli oranda kaynak aralığını doldurduğu görülmektedir. Dolayısıyla başarılı bir kaynaklı birleştirmenin gerçekleştirildiği ve birleştirme işlemlerinde seçilen kaynak parametrelerinin de uygun olduğu görülmektedir.

Şekil 6.9’da birleştirilen ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin kaynak bölgesine ait mikroyapı resimleri gösterilmektedir. Şematik şekilde (a) bölgesinde gösterilen kısım ana malzemeyi ifade etmektedir. Ana malzeme mikroyapısı ferrit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır. Şekil 6.9 (b)’de gösterilen kısım kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgesini ifade etmektedir. Mikroyapıda kaynak metali ve ITAB net bir şekilde birbirinden ayırt edilebilir bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. ITAB bölgesi, ÇFÇ-800 ana malzemesi gibi ferrit ve martenzit meydana gelmektedir. ITAB bölgesinde martenzit adacıklarının daha belirgin bir şekilde büyüdüğü ve oranının arttığı görülmektedir. Şematik şekilde (c) ile gösterilen bölge kök pasoya ait kaynak metali (Şekil 6.9 (c)), (d) ile gösterilen bölge ise kapak pasoya ait kaynak metali göstermektedir (Şekil 6.9 (d)). Her iki kaynak metalinin mikroyapıları, Balasubramannian, ve Guha, tarafından yapılan araştırmalarda da ifade edildiği yapıyla benzerlik gösterdiği düşünülmektedir. Dolayısıyla kaynak metalinin primer ferrit, tane sınırı ferrit, poligonal ferrit, Widmanstötten ferrit ve asiküler ferrit fazlarından meydana geldiği tahmin edilmektedir. Tane sınırı ferritin kaba halde bulunduğu fakat poligonal ferritin yapıda daha ince boyutlarda dağıldığı ve martenzitin mikrofaz olarak oluşabileceği ve yapıda az miktarda dağılma ihtimalinin olduğu da tahmin edilmektedir [1,2,67].



Şekil 6.8. Özlü tel ile birleştirilen ÇFÇ-800 çeliğinin makro görüntüsü



Şekil 6.9. ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğinin kaynak bölgesine ait mikro yapıları (a) Ana malzeme (ÇFÇ-800), (b) Kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgeleri, (c) Kaynak metali (kök paso), (d) Kaynak metali (kapak paso)

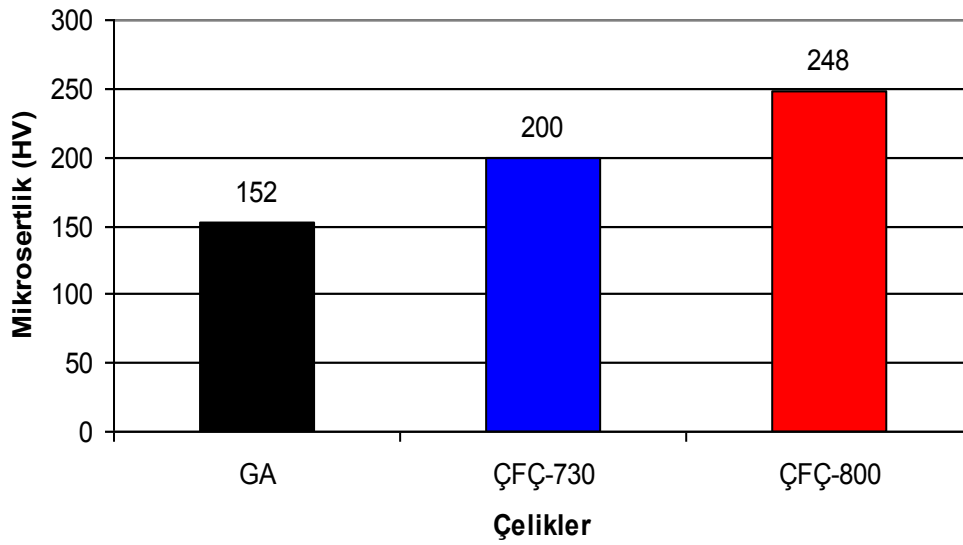
6.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları

Kaynaksız Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin belirli bölgelerinden alınan sertlik ölçümlerinin ortalaması alınarak sertlik değerleri belirlenmiştir. Ayrıca, gazaltı özlü tel ile birleştirilen, Grade-A çeliği, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin kaynak bölgesinin Vickers mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Kaynak bölgesinin kesitine dikey ve yatay doğrultuda 0.5 mm aralıklarla kök ve kapak pasodan mikrosertlik ölçümleri yapılarak sertlik dağılımları belirlenmiştir.

6.3.1. Grade-A çeliği ve çift-fazlı çeliklerin mikrosertlikleri

Şekil 6.10'da Grade-A çeliği ve çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş çeliklerin sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Grade-A çeliğinin sertliği 152 HV iken, ÇFÇ-730 çeliğinin 200 HV ve ÇFÇ-800 çeliği 248 HV olarak tespit edilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin sertliği Grade-A'ya göre daha yüksektir. Ayrıca çift-fazlı çelik üretilirken kullanılan tavlama sıcaklığı arttıkça sertlik değerinde arttığı görülmektedir. Bu sertlik artışının martenzit hacim oranı (MHO) ile doğru orantıda olduğu tespit edilmiştir. Martenzit fazının sert olması sebebiyle, MHO çift-fazlı çelikte artarsa sertlik değeri de artacaktır.

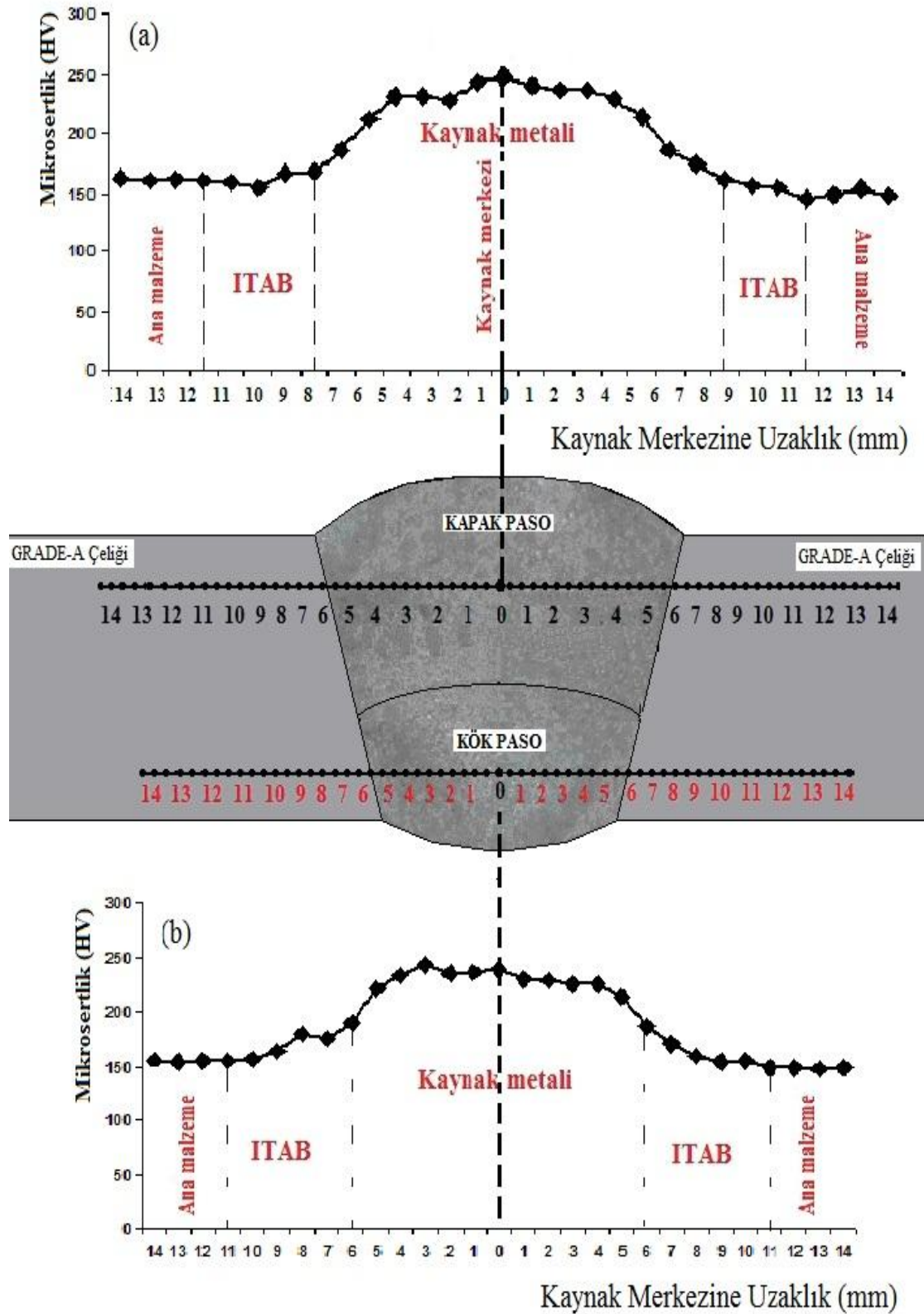
Elde edilen sertlik değerlerinin, çift-fazlı çeliklerle ilgili tespit edilen literatür çalışmalarındaki değerlerle uyum içerisinde olduğu belirlenmiştir. Örneğin; Maleque ve diğerleri, % 0.15 C, % 0.9 Mn kimyasal bileşiminde olan AISI 3115 çeliğiyle yapmış olduğu çalışmada ana malzemenin mikrosertliğinin yaklaşık 205 HV olduğunu bildirmiştir. Artan tavlama sıcaklığıyla martenzitik dönüşümün oluşuyla mikrosertliğin değerlerinin arttığını ve en yüksek tavlama sıcaklığına sahip numunenin en yüksek değere sahip olduğunu rapor etmişlerdir [68].



Şekil 6.10. Grade A çeliği ve çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş çeliklerin sertlik değerleri

6.3.2. Gazaltı özlü telle birleştirilen Grade-A çeliğinin kaynak bölgesine ait mikrosertlik dağılımı

Gazaltı özlü tel ile birleştirilen Grade-A çeliğinin kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılımları kök ve kapak pasoda olmak üzere Şekil 6.11’de gösterilmektedir. Kök ve kapak pasoda sertlik dağılımı birbirine benzemektedir. Sertlik dağılımındaki farklılıklar dikkate alınarak kaynak bölgesi sınıflandırılmıştır: (1) Ana metal, (2) ITAB, (3) Kaynak metali.



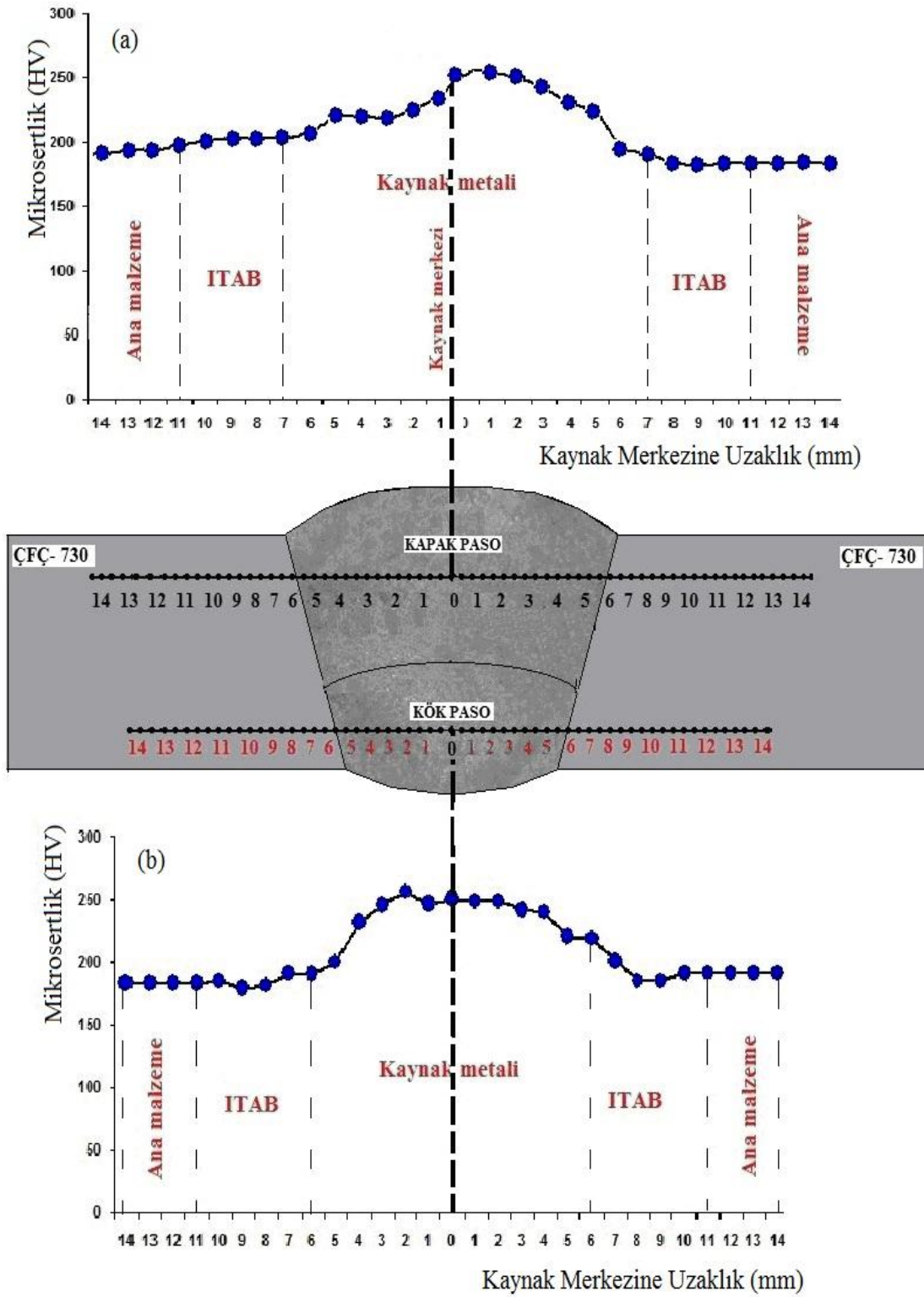
Şekil 6.11. Gazaltı özlü telle birleştirilen Grade-A çeliğinin kök ve kapak paso sertlik değerlerinin karşılaştırılması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı

Ana metalin sertlik değeri, 152 ± 5 HV civarındadır ITAB'ın sertlik dağılımı ana malzemeden kaynak metaline doğru artarak yükselmektedir. Dolayısıyla ITAB'ın sertliği 152 HV ile 230 HV arasında değişmektedir. Kaynak metalinin sertliği ise gerek kapak pasoda gerekse kök pasoda 251 ± 5 HV civarı olarak görölmektedir. Ölçülen sertlik değeri standartlarda üst limit olarak belirtilen 350 HV sertlik değerinden düşük olması sebebiyle kaynak parametrelerinin uygun olduğunu söylemek mümkündür.

6.3.3. Gazaltı özlü tel ile birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin kaynak bölgesine ait mikrosertlik dağılımı

Gazaltı özlü tel ile birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılımları kök ve kapak pasoda olmak üzere Şekil 6.12'de gösterilmektedir. Kök ve kapak pasoda sertlik dağılımı birbirine benzemektedir. Sertlik dağılımındaki farklılıklar dikkate alınarak kaynak bölgesi sınıflandırılmıştır: (1) Ana metal, (2) ITAB, (3) Kaynak metali.

Ana metalin sertlik değeri, 200 ± 5 HV civarındadır ITAB'ın sertlik dağılımı ana malzemeden kaynak metaline doğru artarak yükselmektedir. Dolayısıyla ITAB'ın sertliği 190 HV ile 240 HV arasında değişmektedir. Kaynak metalinin sertliği ise gerek kapak pasoda gerekse kök pasoda 251 ± 5 HV civarı olarak görölmektedir. Ölçülen sertlik değeri standartlarda üst limit olarak belirtilen 350 HV sertlik değerinden düşük olması sebebiyle kaynak parametrelerinin uygun olduğunu söylemek mümkündür.



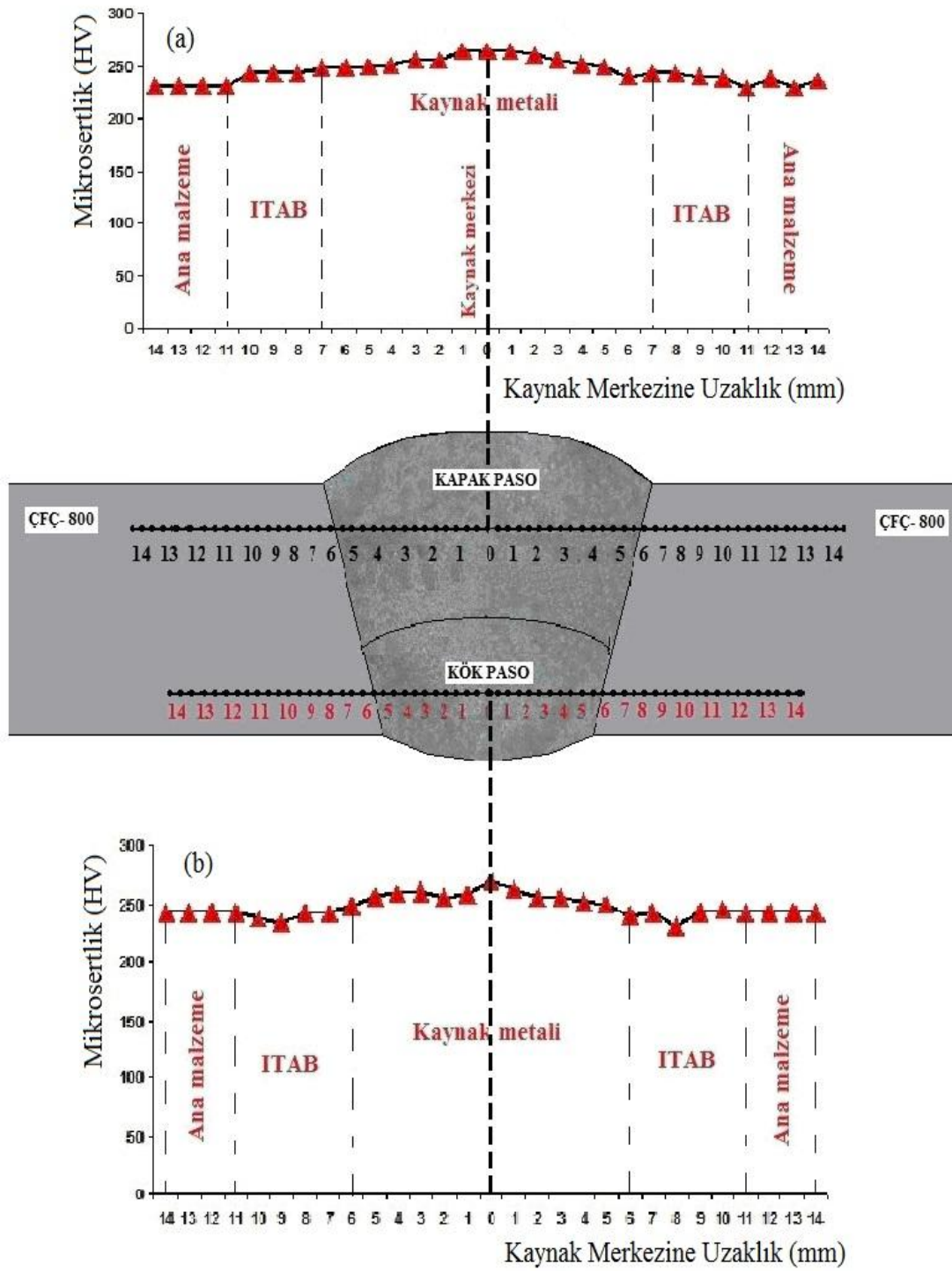
Şekil 6.12. Gazaltı özlü telle birleştirilen ÇFÇ-730 çeliğinin kök ve kapak paso sertlik değerlerinin karşılaştırılması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı

6.3.4. Gazaltı özlü telle birleştirilen ÇFÇ-800 çeliğinin kaynak bölgesine ait mikrosertlik dağılımı

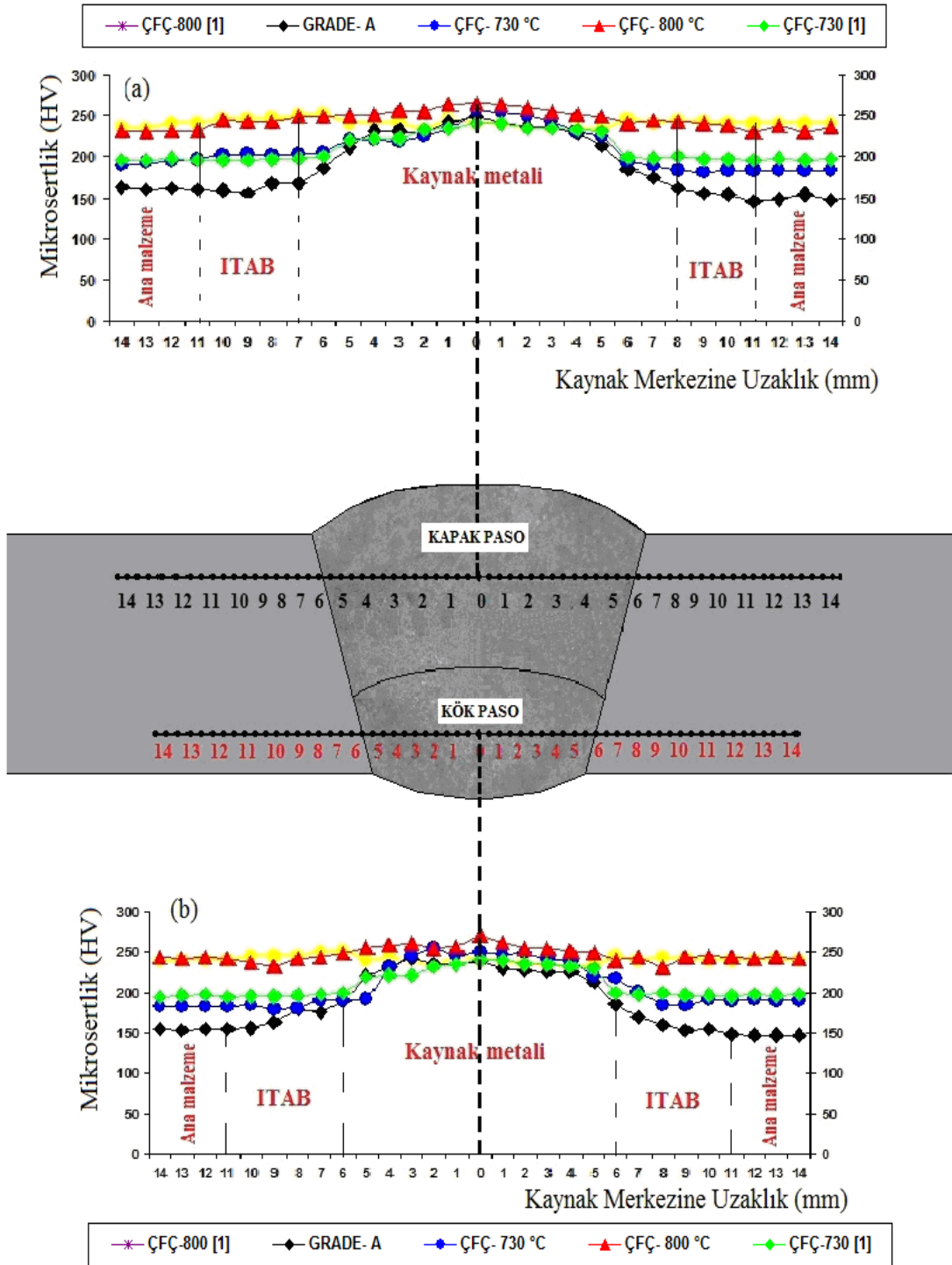
Gazaltı özlü tel ile birleştirilen ÇFÇ-800 çeliğinin kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılımları kök ve kapak pasoda olmak üzere şekil 6.13’de gösterilmektedir. Kök ve kapak pasoda sertlik dağılımı birbirine benzemektedir. Sertlik dağılımındaki farklılıklar dikkate alınarak kaynak bölgesi sınıflandırılmıştır: Ana metal, ITAB, Kaynak metali.

Ana metalin sertlik değeri 248 ± 5 HV civarındadır ITAB’ın sertlik dağılımı ana malzemedan kaynak metaline doğru artarak yükselmektedir. Dolayısıyla ITAB’ın sertliği 220 HV ile 250 HV arasında değişmektedir. Kaynak metalinin sertliği ise gerek kapak pasoda gerekse kök pasoda 251 ± 5 HV civarı olarak görülmektedir. Ölçülen sertlik değeri standartlarda üst limit olarak belirtilen 350 HV sertlik değerinden düşük olması sebebiyle kaynak parametrelerinin uygun olduğunu söylemek mümkündür.

HAYAT, çift-fazlı çeliklerin sertlik değerleri üzerinde yapmış olduğu araştırmada, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin mikrosertlik sonuçlarının, bulunan değerlerle paralel olduğu görülmektedir [1-3].



Şekil 6.13. Gazaltı özlü telle birleştirilen ÇFÇ-800 çeliğinin kök ve kapak paso sertlik değerlerinin karşılaştırılması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı

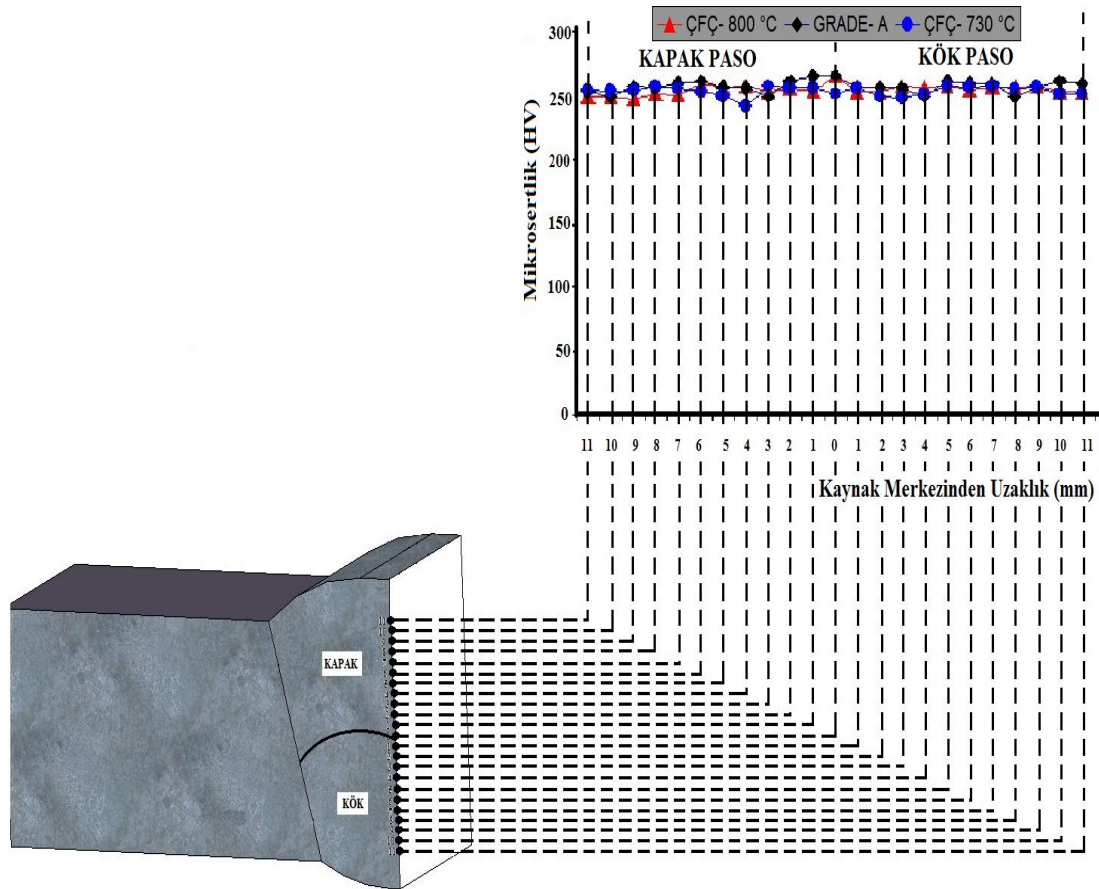


Şekil 6.14. Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin kök ve kapak paso mikrosertlik değerlerinin karşılaştırması, (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı

6.3.5. Kaynak dikişine dikey pozisyondaki sertlik dağılımı

Şekil 6.15'te Grade-A çeliği ve çift-fazlı çeliklere ait kaynak bölgesine dikey doğrultudaki sertlik dağılımı gösterilmektedir. Sertlik dağılımı, gerek Grade-A ve gerekse çift-fazlı çeliklerde (ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800) benzer eğilim göstermektedir. Grade-A çeliğinin sertlik dağılım değeri, çift-fazlı çeliklerden çok az düşüktür. ÇFÇ-730 çeliğinin sertlik değeri ise ÇFÇ-800 çeliğinden daha düşüktür.

Sertlik değerlerinin Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinde çok az farklılık göstermesinin sebebi olarak, kaynak metalini ana metal ile karışımından dolayı oluşan mikro yapı farklılıklarından kaynaklandığı tahmin edilmektedir.



Şekil 6.15. Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin kaynak metaline ait mikrosertlik değerleri

6.4. Çekme Deneyi Sonuçları

6.4.1. Kaynaksız Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi

Tablo 6.3'te kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi ile elde edilen sonuçlar verilmiştir. Kaynaklı Grade-A çeliğinin çekme deney sonucu incelendiğinde, çekme dayanımının 374 ± 5 MPa, akma dayanımının 284 ± 5 MPa, uzama değerinin ise % 19 olduğu belirlenmiştir.

Çift-fazlı çeliklerin dayanımı büyük oranda martenzit fazı özelliklerine bağlıdır [67]. Sert ve deformasyona dirençli olan martenzit fazı çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini kontrol eden en önemli mikroyapı bileşenidir. Çift-fazlı çeliklerde östenitin martenzite dönüşümü esnasında meydana gelen hacim genişlemesi (yaklaşık % 2-4) ferrit fazında plastik deformasyona sebep olur. Bu nedenle ferrit tanelerinin ferrit/martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerinde dislokasyon yoğunluğu yüksek, ferrit taneleri içinde ise düşüktür. Çift-fazlı çeliklerde martenzit hacim oranının artması mukavemetin artmasına ve sünekliğin azalmasına neden olur [69]. Yapılan deneysel çalışmadan çıkan sonuçlarla literatür arasında uyum söz konudur.

Çift-fazlı çeliklerin (ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800), çekme ve akma mukavemetleri, Grade-A çeliğinin çekme ve akma mukavemetinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. % uzama değerine bakıldığında ise Grade-A çeliğinin, % uzama değerleri, çift-fazlı çeliklerden daha yüksek olduğu görülmektedir. Grade-A çeliğinin çekme deney sonuçları, Erdemir'in katalog bilgileriyle karşılaştırıldığında, benzer değerler elde edilmiştir. Dolayısıyla çekme deneyinin başıyla gerçekleştirildiği söylenebilir.

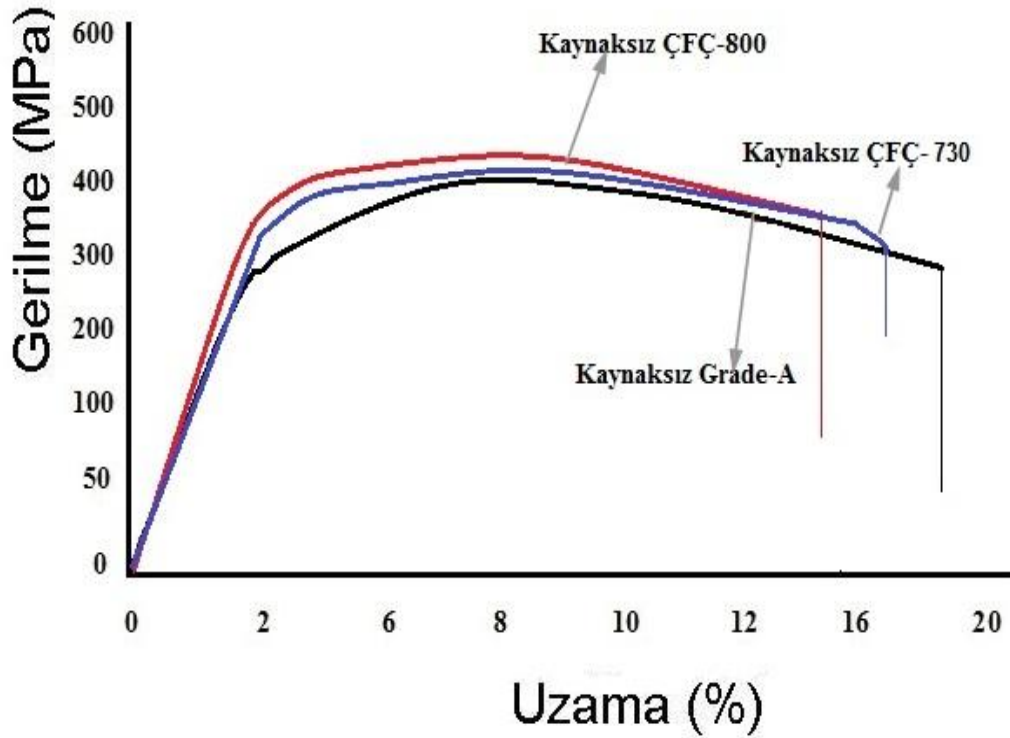
Kritik tavlama sıcaklığı düşük seçilerek ($730 \text{ }^\circ\text{C}$) üretilen çift-fazlı çeliğin (ÇFÇ-730) çekme ve akma mukavemetleri, kritik tavlama sıcaklığı yüksek seçilerek ($800 \text{ }^\circ\text{C}$) üretilen çift-fazlı çeliğin (ÇFÇ-800) çekme ve akma mukavemetlerinden daha düşük çıkmıştır (Tablo 6.3). Bu mukavemet artışı, çeliğin martenzit hacim oranının artışı ile doğru orantılı olarak artmaktadır. MHO arttıkça, martenzit fazı irileşerek adacıklar şeklinde dağılmakta ve martenzit adacıkları arasındaki bağlantılarda artmaktadır. Dolayısıyla kritik tavlama sıcaklığının artması ile artan MHO 'na bağlı olarak akma

ve çekme dayanım değerlerinde artış ve yüzde uzama değerlerinin ise düşüş görülmüştür. Mikro yapı incelemeleri de çift-fazlı çeliklerin MHO bağlı olarak martenzit morfolojisinin değiştiğini göstererek bu durumu desteklemektedir.

Şekil 6.16'da kaynaklı Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 malzemelerinin çekme deneyi sonucu elde edilen gerilim- % uzama eğrileri gösterilmektedir.

Tablo 6.3. Kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları

Numune Kodu	MHO (%)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Kopma Mukavemeti (MPa)	Toplam Uzama (%)
GRADE-A	-	375±5	284±5	312±5	19
ÇFÇ-730	18±5	430±5	370±5	388±5	16
ÇFÇ-800	55±5	515±5	395±5	432±5	14



Şekil 6.16. Kaynaklı Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin gerilim-%uzama grafiği

Su verme işlemi ile östenitin tamamen martenzite dönüşmemesi çift-fazlı çeliklerin mikro yapısında % 2-9 oranında kalıntı östenit bulunmasına neden olur. Kalıntı östenitin deformasyon ile martenzite dönüşmesi üniform ve toplam uzamayı arttırmasına rağmen, kalıntı östenit miktarı düşükse, üniform ve toplam uzamadaki artış ihmal edilecek seviyede kalır [69]. Şekil 6.16'da görüleceği gibi, Grade-A çeliği belirgin bir akma sınırı gösterirken, Grade-A'nın kritik sıcaklıklar arasında ısıtma işlemiyle üretilen çift-fazlı çelikler belirgin bir akma noktası göstermemiştir.

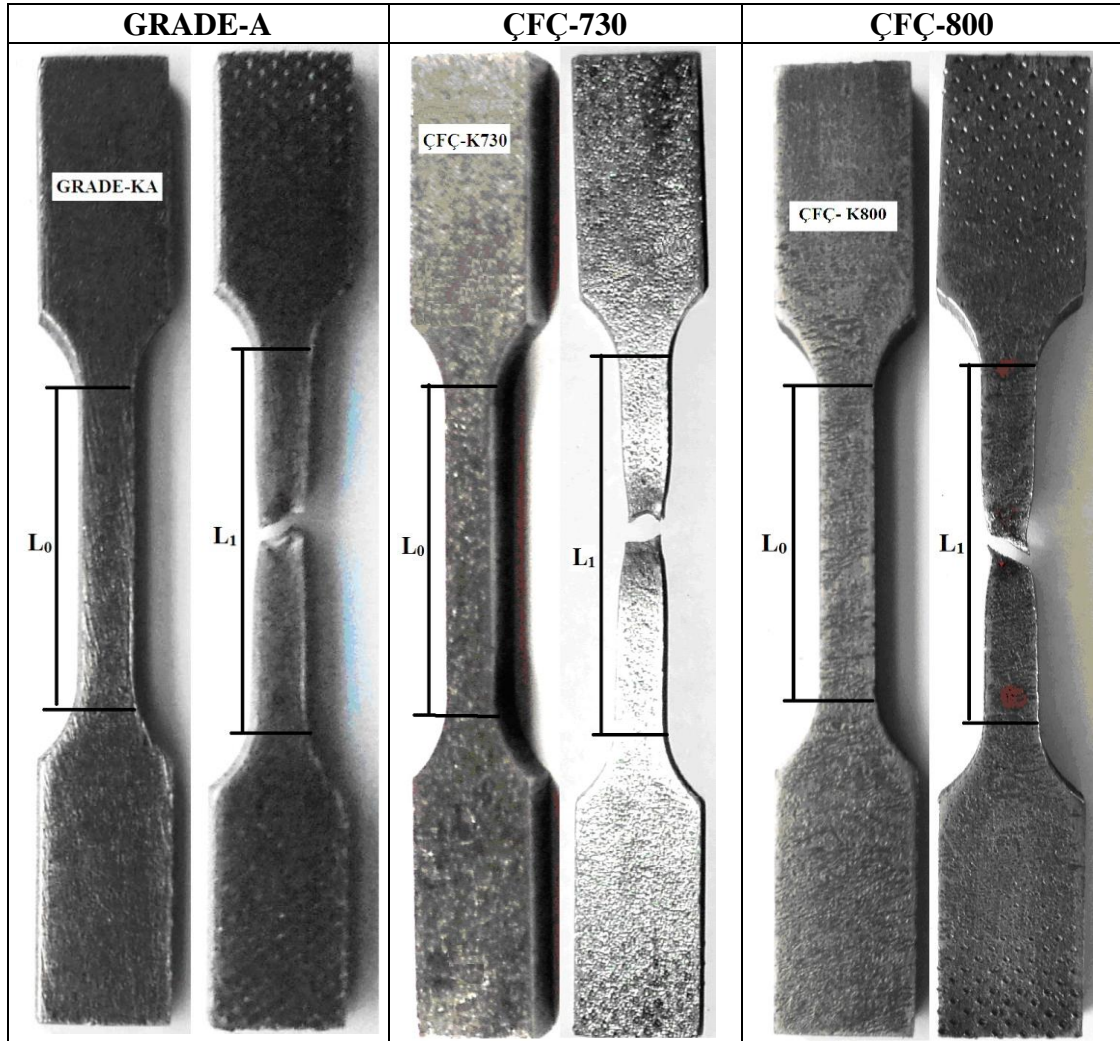
Şekil 6.17'de kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi öncesi hazırlanan deney numuneleri ve deney sonrası kopan deney numuneleri gösterilmektedir.

Şekil 6.17'de de görüleceği gibi, Grade-A ve çift-fazlı çelikler sünek bir kırılma şeklindeki görünüme sahiptir. Tablo 6.3'te de elde edilen % uzama değerleri ile numunelerin boyun vererek belirli bir açıda kırılması, sünek kırılmanın varlığına işaret olarak değerlendirilebilir. Fakat çift-fazlı çeliklerin kırılma tipi gevrek kırılmaya doğru yaklaşırken, Grade-A çeliği ise sünek tipi bir kırılma görünümü daha da belirgin olmaktadır.

Tavlama sıcaklığının artmasıyla beraber akma ve çekme mukavemet değerlerinin arttığı, % uzama değerlerinin düştüğü gözlenmiştir. Çift-fazlı çeliklerin, çekme mukavemetleri etki eden mikroyapı elemanları, düşük mukavemetli ferrit ve yüksek mukavemetli martenzit fazlarıdır. Bu çeliklerin mukavemet değerlerinin artmasında temel etkiyi martenzit fazı yapmaktadır. Çekme mukavemeti, martenzit hacim oranıyla doğrusal olarak değişmektedir.

Malzemelerde kırılma sünek ya da gevrek kırılma olabilir. Gevrek kırılmada çatlak, atom bağlarının en zayıf olduğu düzlemlerde ilerleyerek malzemenin kopmasına neden olur. Sünek kırılmada üç aşamada ayırt edilebilir; boşluk oluşumu, boşlukların büyümesi ve boşlukların birleşmesidir. Gevrek kırılmada ise en etkin rolü ana yapı içinde dağılmış olan gevrek ikincil faz parçacıklarının ve kalıntılarının oynadığı bilinmektedir. Çift-fazlı çeliklerde, çekme deneyi sırasında ilk çatlaklar martenzit tanelerinde baslar ve bunu ferrit tanelerine doğru ilerleme izler. Şekil 6.17'de

malzemelerin kırılma tipleri gösterilmiştir. ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çelikleri içerdikleri yüksek martenzit hacim oranı sebebiyle nispeten gevrek kırılma eğilimi göstermiştir. Bunun yanı sıra Grade-A çeliği yapısında bulunan ferrit + perlit yapısı nedeniyle çanak ve koni kırılma ile birlikte mikro boşluk oluşumları sünek kopma karakteri için tipik göstergelerdir dolayısıyla sünek kırılma gerçekleşmiştir [1].



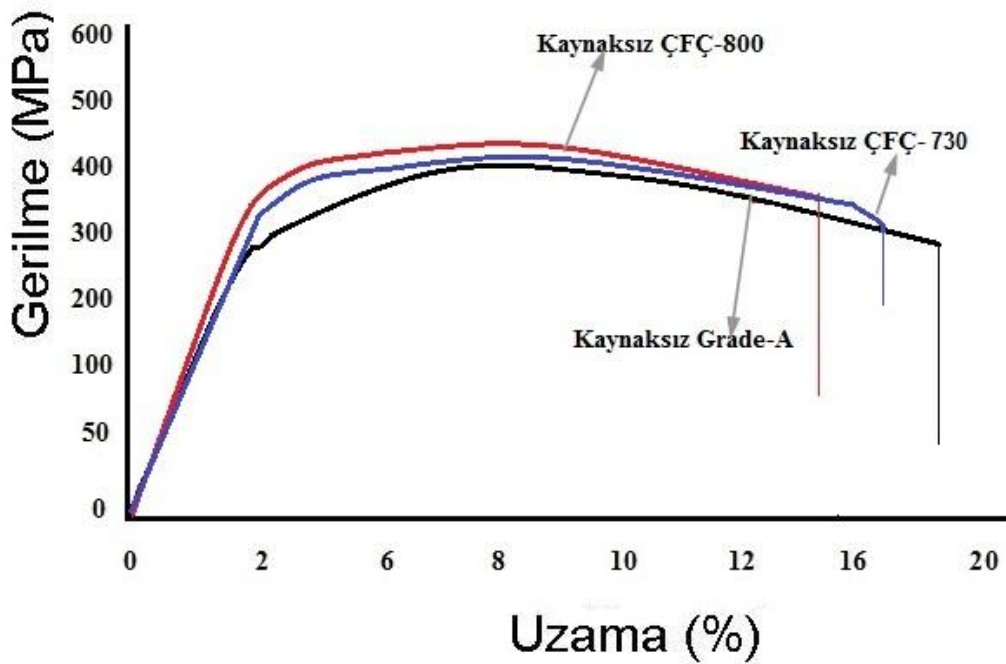
Şekil 6.17. Kaynaksız malzemelerin çekme resimleri ve kırılma tipleri

6.4.2. Kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi

Şekil 6.8’de gazaltı özlüt telle birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin gerilme-%uzama eğrileri gösterilmektedir. Tablo 6.4’te de birleştirilmiş ve birleştirilmemiş Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi sonucu elde edilen değerleri karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Özlü tel kullanılarak birleştirilen Grade-A çeliğinin

çekme deney sonuçları, kaynaklı Grade-A çeliğinin deney sonuçları ile paralel özellikte olduğu tespit edilmiştir (Tablo 6.4). Çünkü kırılma ana metalde gerçekleşmiştir (Şekil 6.19).

Kaynaklı çift-fazlı çeliklerin kopma davranışları genel olarak ITAB bölgesinden meydana gelmiştir. Bu da kaynaklı malzemelere göre daha düşük bir uzama eğiliminde olmalarına sebep olmuştur.



Şekil 6.18. Özlü telle birleştirilen Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin gerilme-%uzama grafiği

Özlü telle birleştirilmiş numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen grafik incelendiğinde en düşük akma mukavemetinin Grade-A numunesinde olduğu görülmektedir (Şekil 6.18). Özlü telle birleştirilmiş çift-fazlı çeliklerde ise akma ve çekme mukavemet miktarlarının Grade-A çeliğine göre daha fazla olduğu görülmüştür. Dayanım artışı % uzama değerlerinin düşmesine sebebiyet vermiştir. Deney numuneleri arasında en yüksek çekme mukavemet değerine ÇFÇ-800 numunesi 614 ± 5 MPa ile sahip olmuştur.

Tablo 6.4. Kaynaklı ve kaynaklı çeliklerin çekme deney sonuçlarının karşılaştırılması

MALZEME		Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Kopma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kırılma Bölgesi
GRADE-A	Kaynaklı (GA)	484±5	347±5	324±5	16	Ana malzeme
	Kaynaklı (GA)	374±5	284±5	312±5	19	Ana malzeme
ÇFÇ-730	Kaynaklı (ÇFÇ-730)	580±5	490±5	502±5	13	ITAB
	Kaynaklı (ÇFÇ-730)	429±5	371±5	388±5	16	Ana malzeme
ÇFÇ-800	Kaynaklı (ÇFÇ-800)	614±5	550±5	572±5	11	ITAB
	Kaynaklı (ÇFÇ-800)	514±5	395±5	432±5	14	Ana malzeme

Kaynaklı birleştirilmeye tabi tutulmuş Grade-A çeliğinin çekme deneyi sonucunda kopma bölgesinin ana malzemede (kaynak metali ve ITAB'ın dışında) olduğu görülmüş ve akmanın belirgin olduğu belirlenmiştir. Yapılan literatür çalışmalarında da belirgin akma Grade-A çeliğinin çekme deneylerinde görülmekte olan bir davranıştır [1,58]. Diğer taraftan çift-fazlı çeliklerin akma özelliğinin olmamasından dolayı çekme deneylerinde belirgin bir akmaya rastlanmamıştır. Özlü telle birleştirilmiş Grade-A ve farklı MHO 'larındaki çeliklerin çekme dayanımı artmıştır. Artan MHO ile birlikte çekme mukavemeti orijinal malzemeye nazaran daha fazladır. En düşük gerilme Grade-A'da iken en yüksek çekme mukavemet değeri ÇFÇ-800 numunesinde olduğu belirlenmiştir

Kaynaklı numunelerin kopma şekilleri ve bölgeleri Şekil 6.19'da gösterilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde elde edilen çekme mukavemet değerleri (Tablo 6.4) Grade-A çeliğinde ana malzemenin sahip olduğu çekme dayanımı değerlerinden daha fazla olduğu görülmektedir. Bu durum birleştirmede kullanılan ilave metalin sahip olduğu çekme dayanımı değerlerinin yüksekliğinden ve karbürlerin kaynak metali ana fazı içinde dağılmasından kaynaklanabilir. Grade-A çeliğinde kaynak metalinin dayanımının yüksek olması nedeniyle kaynak metalinde kopma olmamıştır. Grade-A

çeliginde kaynak metali ve ITAB 'ın mukavemeti esas metalden yüksek olması nedeniyle esas metalden sünek kopma meydana gelmiştir [25].

Kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin kaynaksız numunelerden daha düşük ve çekme dayanımının da daha yüksek çıkmasının sebebi olarak, çekme testi sırasında oluşan kaynaklı bölgenin deformasyon engellemesi mekanizmasının varlığı düşünülmektedir. Yapılan literatür incelemelerinde, aynı bileşimde fakat farklı çekme numunesi boylarında yapılan çekme deneyi sonucunda (çekme hızı sabit), çekme numune boyu kısa olan malzeme hızlı pekleşmeden dolayı daha yüksek dayanım gösterdiği görülmüştür [25]. Bu çalışmamızda da çekme numuneleri standartlara uygun olarak aynı ebatta hazırlandığından, kaynaklı numunelerdeki kaynak bölgesinin nispeten daha sert olması sebebiyle, deformasyon bu bölgenin dışında ana malzemede meydana gelmiştir. Deformasyonun dar bir bölgede meydana gelmesi de kaynaklı numunelerin dayanımının daha yüksek değerler göstermesine neden olmuştur denilebilir. Kopmanın gerek kaynaklı gerekse kaynaksız numunelerde ana malzemeden olmasına rağmen, kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin düşük çıkmasının sebebi olarak, kaynaklı bölgenin çekme testi sırasında deformasyona uğramaması olarak tahmin edilmektedir. Bu çalışma ile uyumluluk gösteren bir araştırmada da kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin kaynaksız numunelerden daha düşük olduğu ifade edilmektedir [25].

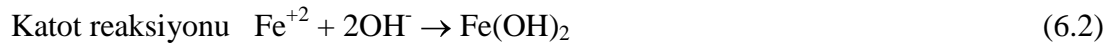
GRADE-A	ÇFÇ-730	ÇFÇ-800
Kırılma Bölgesi	Kırılma Bölgesi	Kırılma Bölgesi
ANA MALZEME	ITAB	Kaynak metali ile ITAB arasındaki Ergime hattı sınırı boyunca

Şekil 6.19. Özlü telle birleştirilen numunelerin kırılma bölgeleri

6.5. Birleştirilmiş ve Birleştirilmemiş Çeliklerin Korozyon Davranışları

Gazaltı özlü tel ile birleştirilen, Grade-A ve çift-fazlı çelikler belirli periyotlarla korozyon testine tabi tutulmuştur. Korozyon testindeki amaç, birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin, korozif ortamdaki davranışlarını tespit etmek ve karşılaştırmaktır. Çelikler % 3,5 NaCl ortamında 7, 15, 30, 45, 60, 75 ve 90 günlük periyotlarla korozyon deneyine tabi tutularak ağırlık kayıpları ölçülmüş ve makro görüntüleri alınmıştır. Malzemede, pitting (çukurcuk) korozyonu gözlemlenmiştir. Çukurcuk korozyonunun, özellikle ilave kaynak teli ile ana metal arasındaki geçiş bölgelerinde yoğunlaştığı tespit edilmiştir. Bunun temel nedeni bu bölgelerde anot-katot korozyon hücresinin oluşmasıdır. Bunun yanı sıra çift-fazlı çelik malzemelerde korozyon kaybının daha az olduğu anlaşılmaktadır. Dolayısıyla çift-fazlı çeliklerin Grade-A çeliğine göre korozyona karşı daha dirençli olduğunu söylemek mümkündür.

% 3,5'lik NaCl çözeltisi içerisinde Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çelikleri korozyona uğramaktadır. Korozyon reaksiyonları sonucunda gaz çıkışı gözlenmez. Korozyon testinde aşağıdaki anot- katot reaksiyonları meydana gelmiştir:



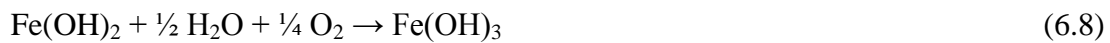
NaCl çözeltisi içerisinde sodyum ve klor iyonları ayrışarak demir iyonlarıyla reaksiyona girerler:



Reaksiyon sonucu meydana gelen FeCl_2 ve FeCl_3 hidrolizle ayrışarak hidrolik asit oluştururlar. Böylece korozyon hızı daha da hızlanır.



Ayrıca Fe(OH)_2 tekrar asitlenerek korozyon hasar ürünü olarak tarif ettiğimiz Fe(OH)_3 'e dönüşür.



Böylece korozyon hasar ürünü olarak $\text{Fe}(\text{OH})_3$ çökelirken, reaksiyonlar sonucu açığa çıkan HCl asiti çözeltinin pH değerini 5 civarına düşürür (korozyon deneyine başlama aşamasında ölçülen çözeltinin pH değeri 8'dir). Böylece çözeltinin pH değeri düştüğü için korozyon hızının daha da artmasına sebep olmaktadır. Su içerisinde çözünen tuzlar katot-anot şeklinde ayrılarak meydana gelen iyonların deniz suyunda büyük bir elektrolitik ortam meydana getirerek korozyon hızının artmasına sebep olduğu çeşitli literatür çalışmalarında da ifade edilmektedir [27,70].

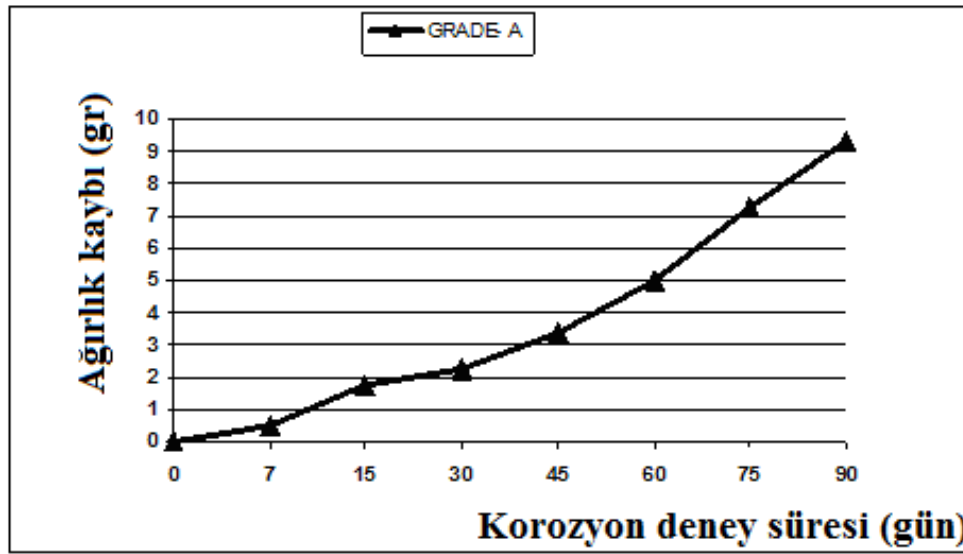
6.5.1. Birleştirilmiş Grade-A çeliğinin ağırlık kaybı deneyi

Grade-A çeliğinin yapısında ferrit + perlit fazlarının olduğu daha önce belirtilmişti. Yapılan incelemeler sonucunda Grade-A çeliği ısıtılma işlem görmüş, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliklerine göre daha fazla korozyona uğradığı görülmüştür. Bunun temel sebebinin yapı içerisinde bulunan perlit fazından kaynaklandığı anlaşılmıştır. Perlit fazında bulunan sementit (Fe_3C), NaCl içerisindeki Cl^- iyonlarıyla etkileşime geçerek FeCl_2 yapısını oluşturmaktadır. Oluşan bu yapı malzeme yüzeyinde çukurcuklar oluşturarak korozyon hasarına sebep olmaktadır. Malzemede zamanla artan periyotlarla korozyon kaybı meydana gelmiştir. Tablo 6.5'de Grade-A çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı verilmiştir.

Şekil 6.20'de ki grafik incelendiğinde korozyon kaybının doğrusal olarak arttığı görülmektedir. Grade-A çeliğinde, 90 günün sonunda, malzemede ağırlık bakımından %12,3 oranında korozyon kaybı meydana gelmiştir.

Tablo 6.5. Grade-A çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı

Malzeme	Korozyon Numune Kodu	Deney Süresi (gün)	Korozyon öncesi ağırlık (gr)	Korozyon sonrası son ağırlık (gr)	Korozyon Kaybı (gr)	% Korozyon Kaybı
GRADE- A	GA-7	7	75,02	74,5	0,52	0,69
GRADE- A	GA-15	15	76,87	75,1	1,77	2,3
GRADE- A	GA-30	30	75,92	73,7	2,22	2,92
GRADE- A	GA-45	45	76,18	72,81	3,37	4,42
GRADE- A	GA-60	60	76,03	71	5,03	6,62
GRADE- A	GA-75	75	75,27	68,02	7,25	9,63
GRADE- A	GA-90	90	75,08	65,78	9,3	12,39



Şekil 6.20. Grade-A numunesinin belirli periyotlardaki ağırlık kaybı grafiği

6.5.2. Birleştirilmiş ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliğinin ağırlık kaybı deneyi

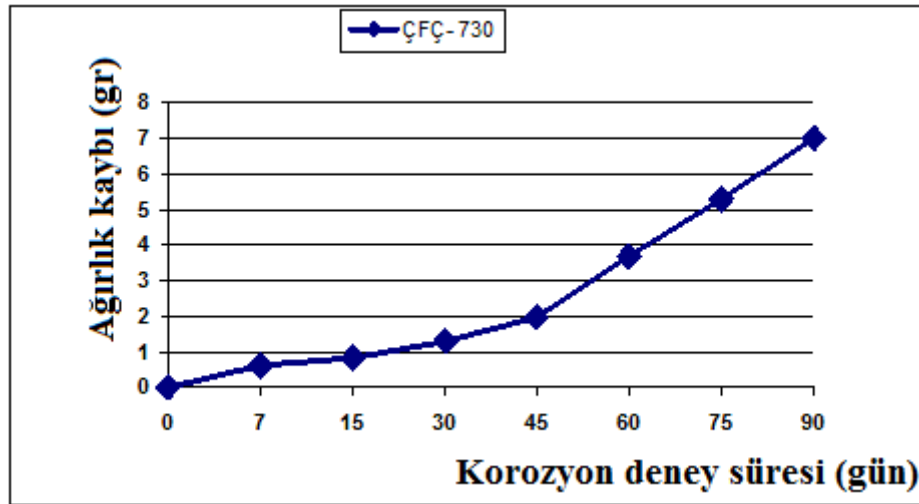
ÇFÇ-730 çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kayıpları, Tablo 6.6'da korozyon kaybı- korozyon deney süresi eğrisi de Şekil 6.21'de verilmiştir. Grade-A çeliğinin, 730 °C'de ısıl işlem görmesi sonucunda çift-fazlı çeliğe dönüştürülen ÇFÇ-730 kodlu çeliğin korozyon davranışı belirli periyotlarla ölçülmüştür. Isıl işlem sonucunda ÇFÇ-730 çeliğinde yapı ferrit+martenzit fazlarından oluşmuştur. Yapılan korozyon testi sonucunda ÇFÇ-730 çeliğinin ısıl işlem görmemiş Grade-A çeliğine göre daha az korozyona uğradığı tespit edilmiştir. ÇFÇ-730 çeliğinde de ana malzeme ile ilave kaynak teli arasında yoğun bir şekilde korozyon hasarı olduğu görülmüştür. ÇFÇ-730 çeliğinin yapısında bulunan martenzit fazı çeliği korozyona karşı korumaktadır. Martenzit fazı yapısı itibariyle korozyon oluşumunu kilitleyerek,

malzemede meydana gelebilecek korozyon hasarını engellemektedir. ÇFÇ-730 çeliği yapısında bulunan %16±5 martenzit hacim oranı sebebiyle, Grade-A çeliğine göre daha az korozyona uğramıştır. Yapıda bulunan martenzit fazı korozyon oluşum mekanizmasını engellemiş ve korozyon kaybını en aza indirmiştir.

Şekil 6.21’de ki grafikten de anlaşıldığı gibi zaman arttıkça oluşan korozyon kaybı doğrusal olarak artmaktadır. Malzemede, 90 günün sonunda, ağırlık bakımından % 9,6 ‘lık bir korozyon kaybı meydana gelmiştir.

Malzeme	Korozyon numune kodu	Deney süresi (gün)	Korozyon öncesi ağırlık (gr)	Korozyon sonrası son ağırlık (gr)	Korozyon kaybı (gr)	% Korozyon Kaybı
ÇFÇ- 730	Ç730-7	7	72,7	72,1	0,6	0,83
ÇFÇ- 730	Ç730-15	15	72,25	71,4	0,85	1,18
ÇFÇ- 730	Ç730-30	30	72,88	71,57	1,31	1,80
ÇFÇ- 730	Ç730-45	45	71,43	69,43	2	2,80
ÇFÇ- 730	Ç730-60	60	73,03	69,33	3,7	5,07
ÇFÇ- 730	Ç730-75	75	72,34	67,04	5,3	7,33
ÇFÇ- 730	Ç730-90	90	73,54	64,51	7,03	9,56

Tablo 6.6. ÇFÇ-730 çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı



Şekil 6.21. ÇFÇ-730 çeliğinin belirli periyotlardaki ağırlık kaybı grafiği

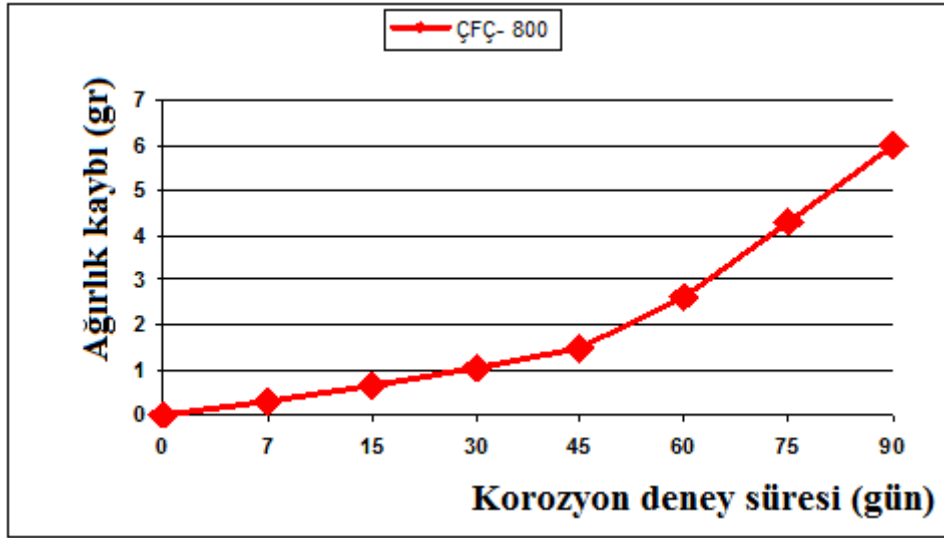
6.5.3. Birleştirilmiş ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğinin korozyon davranışı

Grade-A çeliğinin, 800 °C'de tavlansın suda soğutulması sonucunda çift-fazlı çeliğe dönüştürülen ÇFÇ-800 kodlu çeliğın belirli periyotlarla korozyon davranışı incelenmiştir. Korozyon öncesi ÇFÇ-800 çeliğinin yapısı incelendiğinde %53±5 oranında martenzit hacmine sahip olduğu görülmüş ve malzemenin ferrit + martenzit fazlarından meydana geldiği anlaşılmıştır. Yapı içerisinde bulunan nispeten yüksek oranda martenzit sayesinde çelikteki korozyon oranının, Grade-A ve ÇFÇ-730 göre düşük olduğu gözlenmiştir. Martenzit fazı, korozyon oluşum mekanizmasını engelleyerek malzemede meydana gelebilecek korozyonu önlemiştir. Tablo 6.7'de ÇFÇ-800 çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı gösterilmiştir.

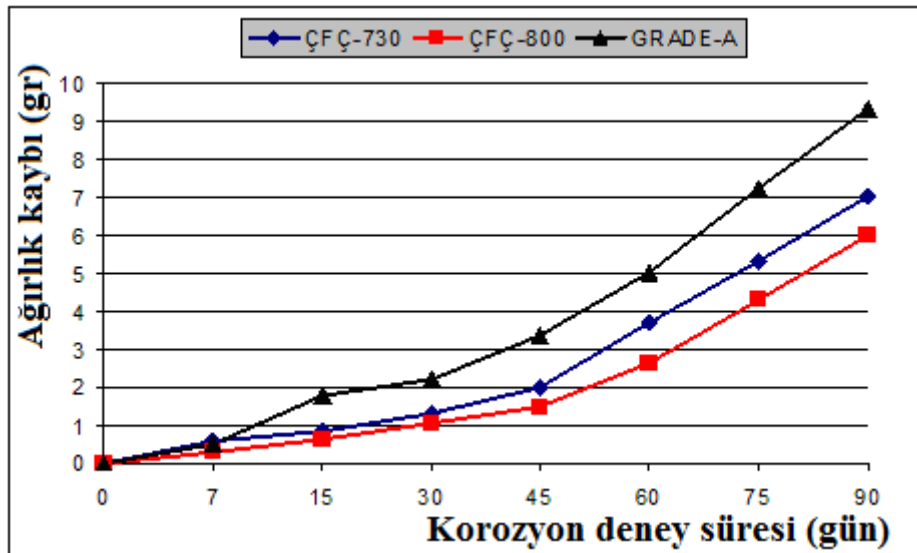
Korozyon kaybının, Grade-A çeliğine göre daha az olmasının temel nedeni yapıda bulunan martenzit fazından kaynaklanmaktadır. Martenzit fazı korozyon oluşum hücrelerini engellemiştir.

Tablo 6.7. ÇFÇ-800 çeliğinin korozyon öncesi ve sonrası ağırlık kaybı

Malzeme	Korozyon numune kodu	Deney süresi (gün)	Korozyon öncesi ağırlık (gr)	Korozyon sonrası son ağırlık (gr)	Korozyon kaybı (gr)	% Korozyon Kaybı
ÇFÇ- 800	Ç800-7	7	72,9	72,6	0,3	0,41
ÇFÇ- 800	Ç800-15	15	72,55	71,9	0,65	0,90
ÇFÇ- 800	Ç800-30	30	72,98	71,92	1,06	1,45
ÇFÇ- 800	Ç800-45	45	72,93	71,43	1,5	2,06
ÇFÇ- 800	Ç800-60	60	73,13	70,5	2,63	3,60
ÇFÇ- 800	Ç800-75	75	73,34	69,04	4,3	5,86
ÇFÇ- 800	Ç800-90	90	73,54	67,55	5,99	8,15



Şekil 6.22. ÇFÇ-800 çeliğinin belirli periyotlardaki ağırlık kaybı grafiği



Şekil 6.23. Grade-A, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 çeliklerinin korozyon kayıplarının karşılaştırılması

Şekil 6.22’de korozyon kaybının zamanla doğrusal olarak arttığı görülmektedir. ÇFÇ-800 çeliğinde 90 günün sonunda, ağırlık bakımından % 7,2 oranında korozyon kaybı olduğu tespit edilmiştir. Bu oran ısıtılmış Grade-A ve ÇFÇ-730 çeliklerine oranla oldukça düşüktür.

Şekil 6.23’de ki grafik incelendiğinde ısıtılmış sonucunda oluşan çift-fazlı çeliklerin korozyon dirençlerinin daha iyi olduğu anlaşılmaktadır. Korozyon mekanizmasını direkt olarak martenzit hacim oranı belirlemiştir, martenzit hacim oranının arttığı

ÇFÇ-800 numunesi en az korozyon kaybı gerçekleştirmiştir. Martenzit yapısı korozyonu engelleyerek kaybı azaltmıştır. En çok korozyon kaybı ısıl işlem görmemiş Grade-A numunesinde meydana gelmiştir.

6.6. Grade-A ve Çift-Fazlı Çeliklerin Yıllık Korozyon Kaybı Sonuçları

Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin korozyon testi sonuçları 5.5’de ki formülle hesaplanmış ve kayıp yıllık olarak ifade edilmiştir. Korozyon kayıpları incelendiğinde yıllık en fazla kaybın ısıl işlem görmemiş Grade-A çeliğinde olduğu tespit edilmiştir. Grade-A çeliği yapısında bulunan Ferrit ve perlit fazları korozyon için aktif ortam teşkil etmektedir. Buna karşın çift-fazlı çeliklerde bulunan martenzit fazı korozyon sistemini kilitleyerek yıllık korozyon kaybını en aza indirmiştir. Tablo 6.8’de Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin yıllık korozyon kayıpları gösterilmiştir.

Tablo 6.8. Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çelik levhaların, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki hesaplanan yıllık korozyon kaybı değerleri

MALZEME	Yıllık korozyon kaybı (mm/yıl)
Kaynaklı Grade-A çeliği	1,334
Kaynaklı ÇFÇ-730 çift-fazlı çelik	1,010
Kaynaklı ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik	0,861

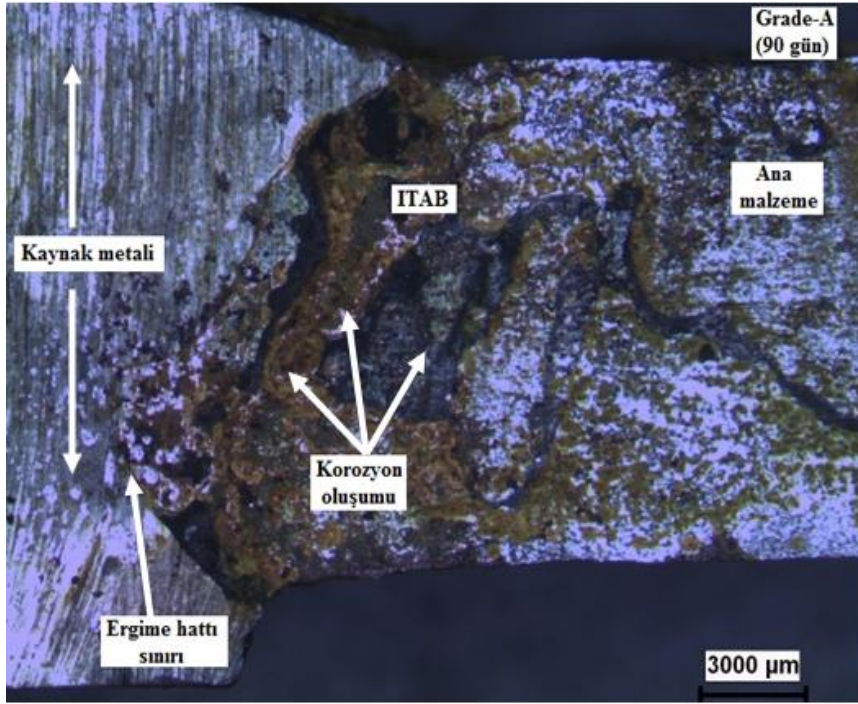
6.7. Grade-A ve Çift-Fazlı Çeliklerin Makro, Mikro Korozyon Davranışları

Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhalar, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde belirli zaman periyotlarında, korozyon testine tabi tutulmuştur. Korozyon testine tabi tutulan numunelerin makro fotoğraf görüntüleri çekilmiş ve ağırlık kayıpları ölçülerek yıllık korozyon kayıpları hesaplanmıştır. Birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çelik levhaların korozyon davranışları ve muhtemel korozyon mekanizması birbiriyle karşılaştırılmıştır.

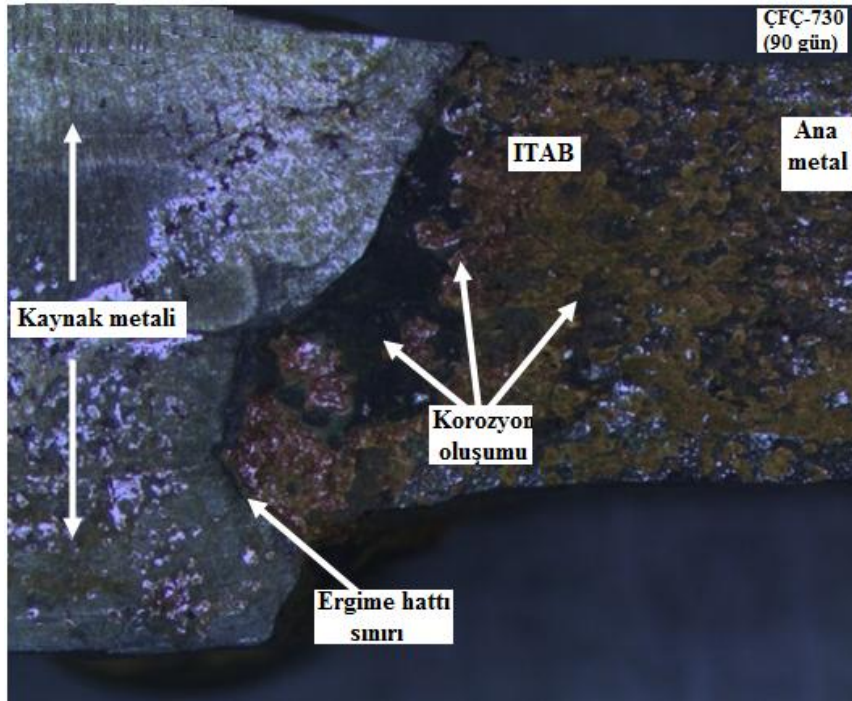
Şekil 6.23, Şekil 6.24 ve Şekil 6.25’de gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen, Grade-A ve çift-fazlı çelik levhaların % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde 90

gün bekletilmesi sonucunda meydana gelen korozyon hasarının makro fotoğrafları gösterilmektedir. Korozyon hasar türünün, galvanik korozyon hücre çiftinin oluşması mekanizmasıyla çukurcuk (pitting) korozyon hasarı şeklinde meydana geldiği belirlenmiştir. Korozyon hasarı, tercihli olarak kaynak metali ile ısı tesiri altındaki bölgeyi (ITAB) birbirinden ayıran ergime hattı sınırı boyunca meydana gelip, ITAB'a doğru büyüdüğü belirlenmiştir. Hasarın ergime hattı sınırı boyunca başlayarak gelişmesinin sebebi, kaynak metali – ergime hattı ve ITAB – ergime hattı arasında iki farklı anot-katot reaksiyonlarının meydana geldiği, galvanik hücre çifti mekanizmasının görev yapması olarak tahmin edilmiştir.

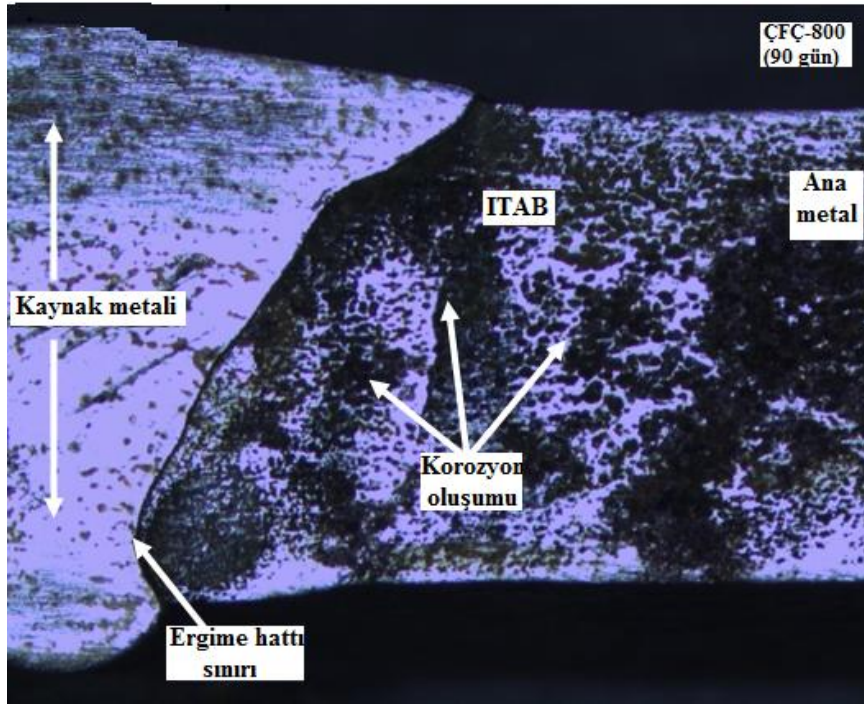
Grade-A çeliğinin korozyon direncinin çift-fazlı çeliklere göre düşük olmasının sebebi, her iki çeliğin mikroyapısında bulunan değişik fazların varlığına bağlanmaktadır [5]. Ferrit ve perlit fazlarından meydana gelen Grade-A çeliğinde, hem perlit içindeki Fe_3C (katot) ile perlit içi ferrit (anot) arasında meydana gelen mikro düzeydeki galvanik hücrenin varlığı hem de perlit (katot) ile perlit dışı ferrit (anot) fazı arasında meydana gelen diğer bir galvanik hücrenin varlığı mekanizmaları sayesinde, korozyon hasarı meydana gelmektedir. Çift-fazlı çeliklerde ise galvanik korozyon hücresi sadece ferrit fazı (anot) ile martenzit fazı (katot) arasında meydana gelmektedir. Martenzit fazı, perlit fazına göre daha homojen bir yapıya sahip olması nedeniyle, korozyon oluşum mekanizması daha yavaş olacaktır. Böylece korozyon hasarı daha yavaş meydana gelecektir. Sonuç olarak, Grade-A çeliklerinde Fe_3C - perlit içi ferrit ve perlit - perlit dışı ferrit tarzında iki farklı galvanik hücre mekanizmasının görev görmesi, fakat çift-fazlı çeliklerde ise sadece ferrit-martenzit galvanik hücre mekanizmasının görev görmesi nedeniyle, çift-fazlı çeliklerin korozyon hasarı daha yavaş meydana geleceği tahmin edilmektedir. Kaynaklı Grade-A çeliğinin korozyon direnci, kaynaklı çift-fazlı çelik levhaların korozyon direncinden düşüktür. Galvanik hücre mekanizmalarının kaynaklı numunelerde de oluşmasına ilaveten, kaynaklı numunelerde kaynak metali (katot) ile ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) ile ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizmaları da görev yapmaktadır. Bu nedenle kaynaklı numunelerin korozyon direnci, kaynaksız numunelere göre daha düşüktür (Şekil 6.26 ve 6.27).



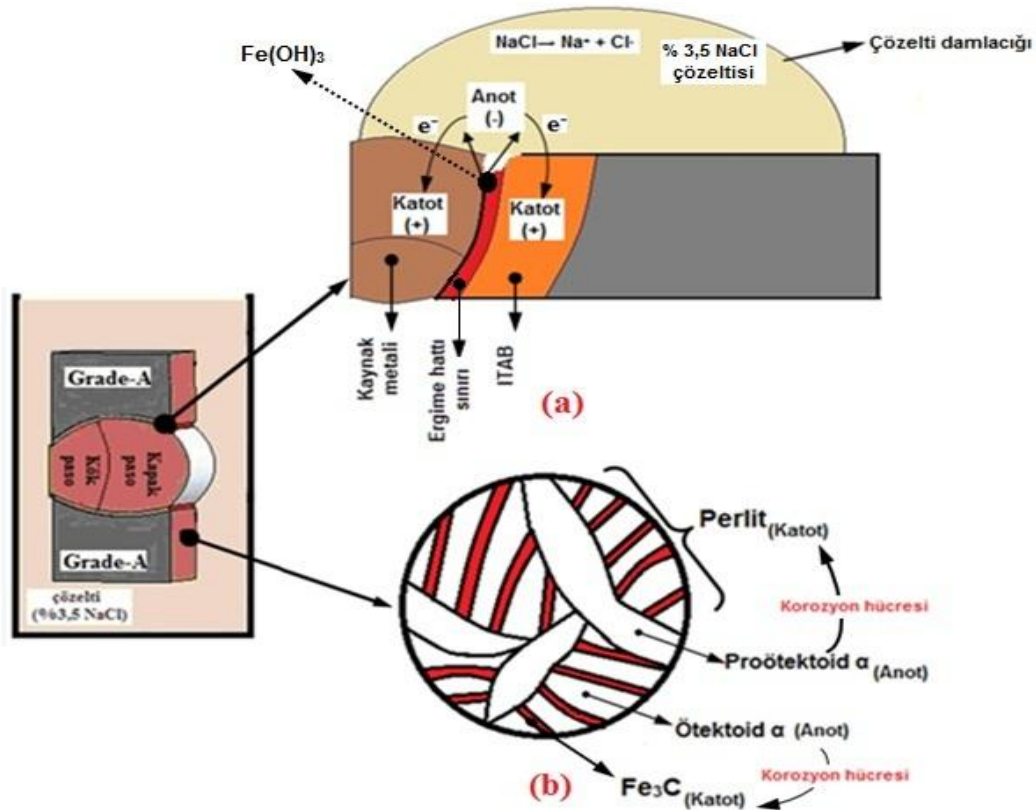
Şekil 6.24. Birleştirilmiş Grade-A çeliğinin korozyon sonucu makro fotoğrafı (90 gün)



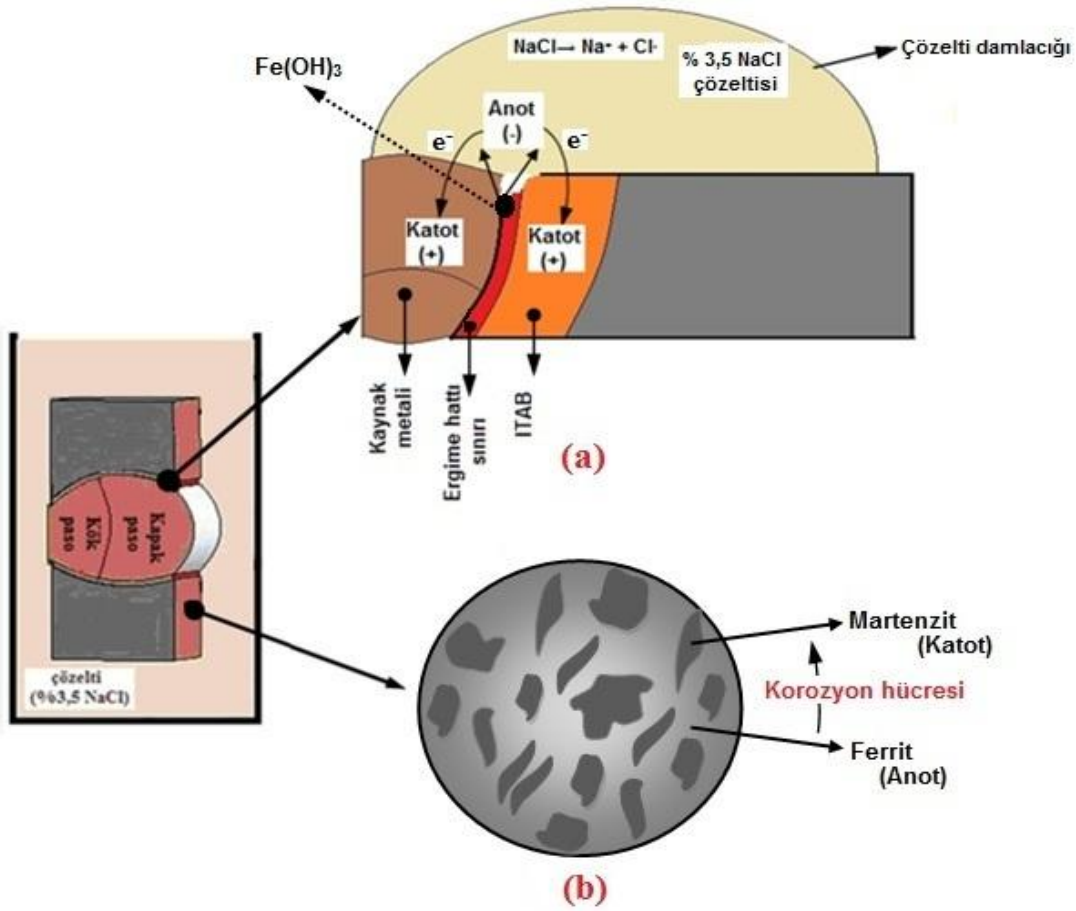
Şekil 6.25. Birleştirilmiş ÇFC-730 çift-fazlı çeliğin korozyon sonucu makro fotoğrafı (90 gün)



Şekil 6.26. Birleştirilmiş ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin korozyon sonucu makro fotoğrafı (90 gün)



Şekil 6.27. Şematik olarak kaynaklı Grade-A parçasında muhtemel meydana gelen galvanik korozyon mekanizması. (a) Kaynak metali (katot) - ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) - ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizması (b) Perlit içindeki Fe₃C (katot) - perlit içi ferrit (anot) arasında ve perlit (katot) - perlit dışı ferrit (anot) fazı arasında mikro düzeyde meydana gelen galvanik hücre mekanizmaları.



Şekil 6.28. Şematik olarak kaynaklı çift-fazlı çelik malzemelerde muhtemel meydana gelen galvanik korozyon mekanizması. (a) Kaynak metalini (katot) - ergime hattını (anot) ve ITAB (katot) - ergime hattını (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizması (b) Ferrit (anot) - martenzit (katot) arasında mikro düzeyde meydana gelen galvanik hücre mekanizması

Sarkar ve arkadaşlarının, çift-fazlı çeliklerin galvanik korozyon davranışı hakkında yapmış oldukları çalışmadaki sonuçlar, bu tez kapsamında yapılan çalışma ile uyumlu olduğu görülmektedir. Rapor edilen bu çalışmada, çift-fazlı çeliklerin mikroyapı morfolojisinin korozyon davranışını etkilediği belirlenmiştir. Çift-fazlı çelik içerisindeki martenzit fazının, ferrit fazı içerisinde ince taneseli veya iğnemseli şekilde dağılmış ise korozyon direnci, ferrit fazı içerisinde martenzit adaları şeklinde yapılanmış çift-fazlı çeliklerden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Martenzit hacim oranı arttıkça çift-fazlı çelik içerisindeki mikroyapı morfolojisi, ferrit fazı içerisinde martenzit adacıklarının dağılımı şeklinde şekillenmektedir. Bu nedenle MHO düşük çift-fazlı çeliklerin korozyon direncinin MHO yüksek çift-fazlı çeliklerden daha düşük olmaktadır. Dolayısıyla MHO, mekanik özellikler üzerinde

bir etkiye sahip olduğu gibi korozyon direncinin düşük veya yüksek olmasını da etkilediği bildirilmiştir [5].

BÖLÜM 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Bu çalışmada Grade-A çeliğinden iki farklı tavlama sıcaklığı (730 °C ve 800 °C) değerlerinde ısıtma işlemler sonucunda, farklı martenzit hacim oranlarında çift-fazlı çelikler başarıyla üretilmiştir. Gerek birleştirilmemiş gerekse gazaltı özlü tel yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin mikroyapı, mikrosertlik, çekme ve korozyon deneyleri yapılarak aşağıda ifade edilen sonuçlar bulunmuştur:

1. Grade-A çeliğinin mikroyapısı, ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır. Isıtma işlemi sonucunda suda su verilerek üretilen çift-fazlı çeliklerin mikroyapısı ise ferrit ve martenzit fazlarından oluşmuştur.

2. Kritik tavlama sıcaklığı (730 °C) düşük olan çift-fazlı çeliğin (ÇFÇ-730) içerdiği fazlar ile kritik tavlama sıcaklığı yüksek (800 °C) olan çift-fazlı çelik (ÇFÇ-800) ile benzer olduğu (ferrit + martenzit) fakat mikro yapı morfolojisinin ise farklı olduğu tespit edilmiştir. ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliklerde lifli veya iğnemsiz görünümdeki martenzit fazının ferrit fazı içerisindeki bir dağılım morfolojisi sergilemektedir. ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliklerde ise martenzit fazının küçük adacıklar şeklinde hacimsel olarak ferrit fazı içerisinde dağılım morfolojisi sergilemektedir.

3. Çift-fazlı çeliklerin üretiminde kritik tavlama sıcaklığı yükseldikçe martenzit hacim oranının da (MHO) arttığı görülmüştür. Kritik tavlama sıcaklığının üst sınırına yaklaştıkça martenzit yapısının ferrit tanelerini daha fazla sardığı gözlenmiştir.

4. Grade-A ve çift-fazlı çeliklerin mikrosertlikleri incelendiğinde artan martenzit hacim oranıyla birlikte sertliğin arttığı görülmüştür. En yüksek sertlik değeri ÇFÇ-800 çift-fazlı çelikte elde edilmiştir. En düşük sertlik değeri ise Grade-A çeliğinde görülmüştür. ÇFÇ-800 çeliğinde MHO'nunun yüksek olmasından dolayı en yüksek sertlik, Grade-A çeliğinde % 0 oranında MHO olması sebebiyle en düşük sertlik sonucu elde edilmiştir.

5. Çift-fazlı çeliklerin çekme ve akma mukavemetleri, Grade-A çeliğine göre daha yüksek ancak % uzama değerlerinin daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Kritik tavlama sıcaklığı düşük olan ÇFÇ-730 çift-fazlı çeliğin çekme ve akma mukavemeti, kritik tavlama sıcaklığı yüksek olan ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğinden daha düşük çıkmıştır. Mukavemet değişiminin temel nedeni olarak MHO düşünülmektedir. MHO arttıkça martenzit fazı irileşerek adacıklar şeklinde dağılmakta ve martenzit adacıkları arasındaki bağlantılarda artmaktadır.

6. Çift-fazlı çeliklerde MHO artarken akma ve çekme dayanımlarının arttığı, % uzama değerinde azalma olduğu tespit edilmiştir. Grade-A ana malzemesi en yüksek uzamaya sahipken çekme dayanımı çift-fazlı numunelerinden daha düşük olmuştur. Çift-fazlı çelikler daha düşük bir uzama gerçekleştirmiştir.

7. Kaynaklı malzemelerin çekme deneyleri incelendiğinde, ITAB etkisiyle malzemelerin kaynaklı numunelere göre daha düşük bir uzama gerçekleştirdiği görülmüştür. Bununla birlikte çekme ve akma değerlerinde kaynaklı numunelere göre artış tespit edilmiştir.

8. Kaynaklı numunelerin kırılma tipleri incelendiğinde, Grade-A numunesinin ana malzemedeki, ÇFÇ-730 ve ÇFÇ-800 numunelerinin ise ITAB'dan koptuğu görülmüştür. Hiçbir numunede kaynak bölgesinden kopma meydana gelmemiştir.

9. Kaynaklı bağlantıların korozyon dayanımları incelendiğinde, iç yapısında korozyon hücrelerine elverişli perlit fazını bulduran Grade-A numunesinin daha fazla korozyona uğradığı tespit edilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin ise iç yapılarında ısıtılma işlemi sonucunda oluşan martenzit fazının korozyonu engellediği görülmüştür.

10. Korozyon testi sonucunda ağırlık kaybı tespit edildiğinde en çok korozyon kaybının Grade-A çeliğinde olduğu görülmüştür. Bunun temel sebebi olarak, Grade-A çeliğinde bulunan perlit fazının korozyon için aktif ortam oluşturduğu tespit edilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin yapısında bulunan martenzit fazı sebebiyle korozyon engellenerek korozyon kaybının, Grade-A çeliğine göre daha az olduğu sonucuna ulaşılmıştır.

11. % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde bekletilen kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çelik numunelerde, çukurcuk korozyonun galvanik hücre mekanizması ile meydana geldiği tespit edilmiştir. Grade-A çeliklerinde Fe_3C - perlit içi ferrit ve perlit - perlit dışı ferrit tarzında iki farklı galvanik hücre mekanizmasının ve çift-fazlı çeliklerde ise sadece ferrit-martenzit galvanik hücre mekanizmasının görev görmesi nedeniyle, çift-fazlı çeliklerin korozyon hasarının daha yavaş meydana geleceği görülmüştür. Kaynaklı numunelerde kaynak metali (katot) ile ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) ile ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizmaları ilaveten görev yapması nedeniyle, kaynaklı numunelerin korozyon direncinin, kaynaksız numunelere göre daha düşük olduğu belirlenmiştir.

7.2. Öneriler

1. Çift-fazlı çeliklerin değişik asit çözeltilerindeki korozyon davranışı incelenebilir.
2. Çift-fazlı çeliklerin farklı kaynak teknikleri ile birleştirilerek kaynak kabiliyeti incelenebilir.
3. Çift-fazlı çeliklerin korozif ortamda yorulma davranışı incelenebilir.
4. Farklı gemi saclarının çift-fazlı çeliğe dönüştürüldükten sonra özlü tel ile kaynağı yapılarak mekanik özellikleri ve korozyon davranışları incelenebilir.
5. Farklı gemi saclarından üretilen çift fazlı çeliklerin polarizasyon eğrileri tespit edilebilir.

KAYNAKLAR

- [1] HAYAT, F., Masif ve Özlü Telle birleştirilen Çift fazlı çeliklerin Mekanik ve Mikroyapı özellikleri, Doktora tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2009.
- [2] HAYAMI, S., FURUKUWA, T., Family of Strength Cold Rolled Steels, Proceedings of MicroAlloying (International Symposium on HSLA) Washington D.C., pp. 311–32, 1975.
- [3] RASHID, M.S., Relationship Between Steel Microstructure and Formability of Formable HSLA and Dual Phase Steels, Ed. By., Davenport, A.T., AIME, pp. 1-26, 1977.
- [4] AKSOY, M., ESİN, A., Improving the Mechanical Properties of Structural Carbon Steel by Dual-Phase Heat Treatment, Journal Mater. Eng., Vol. 10, pp. 281–287, 1988.
- [5] SARKAR, P., KUMAR, P., Microstructural influence on the electrochemical corrosion behaviour of dual-phase steels in 3.5% NaCl solution, Materials Letters 59 , 2488 – 2491, 2005.
- [6] HAYAT, F., UZUN, H., Effect of Heat Treatment on Microstructure Mechanical Properties and Fracture Behaviour of Ship and Dual Phase Steels, Journal of iron and steel research international, Vol. 18/8, 65-72, 2011.

- [7] HAYAT, F., UZUN, H., Microstructural and Mechanical Properties of Dual Phase Steels Welded by Massive and Flux-Cored Wires 7th International Materials Technology Conference and Exhibition IMTCE 2010, CD pdf document, Ed: Mohamad Kamal Hj Harun, Hilton Kuching Sarawak, 13-16 June 2010.
- [8] HAYAT, F., UZUN, H., Microstructural and mechanical properties of dual-phase steels welded by GMAW process with solid and flux-cored welding wires, International Journal of Materials Research (Zeitschrift für Metallkunde) tarafından basılması kabul edilmiştir. 2012.
- [9] ARIKAN, M., BAŞMAN, G., Otomotiv Endüstrisi için Yeni Çelik Ürünler ve Özellikleri, I. Demir Çelik Sempozyumu Bildiriler, Cilt I, s. 350 - 356, 2001.
- [10] ÇİMENÖĞLU, H., KAYALI, E.S., Ferrit+Östenit Faz Bölgesinde Tavlama Isıl İşlemi ile Çift Fazlı Çelik Yapımı. Isıl İşlek Sempozyumu, Ankara, sy.1-12, 1984.
- [11] MAGNABOSCO, R., ROSETTO L. C., Toughness of Two HSLA Steel Sheets. Journal of The Brazilian Society of Mechanical Sciences And Engineering, Rio De Janeiro, 2003.
- [12] DEMİR, B., Ereğli D.Ç. Fabrikalarında Sürekli Tavlama Hatlarında Çift-Fazlı Çelik Üretimi. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enst., Ankara, 2003.
- [13] BAYRAM, A., ULA, M., OĞUZ, A., Effects of Microstructure and Notches on The Mechanical Properties of Dual-Phase Steels. Faculty of Engineering and Architecture, Uludağ University, Bursa, pp.259-269, 1999.

- [14] DAVIES, R.G., Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels. Met. Trans., Vol:18A, pp.671-679, 1978.
- [15] KAYALI, E.S., Metalik Yapı Malzemeleri Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İ.T.Ü. İstanbul, 2003.
- [16] YALÇIN, H., GÜRÜ, M., Malzeme Bilgisi, Palme Yayıncılık, Ankara, 2002.
- [17] CAN, A.H., Malzeme Bilgisi, Birsen Yayınevi, İstanbul, 2006.
- [18] CHANG, W.J., KİM, C.H., Ferrite Growth on Cooling After Intercritical Annealing of Fe-Mn-C Dual Phase Steels, Canadian Metallurgical Quarterly, 20, 339-350, 1981.
- [19] ERDOĞAN, M., Effect of Austenite Dispersion on Phase Transformation in Dual Phase Steel, Scripta Materialia, 48, 501-506, 2002.
- [20] ÇİMENÖĞLU, H., Çift Fazlı Çeliklerin Deformasyon Davranışı, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul, 1988.
- [21] SARWAR, M., AHMAD, E., QURESHİ, K.A., MANZOOR, T., Influence of Epitaxial Ferrite on Tensile Properties of Dual Phase Steels, Materials and Design, 28, 335-340, 2007.
- [22] TOPBAŞ, M.A., Isıl İşlemler , Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul, 1993.
- [23] SPEICH, G.R., DEMAREST, V.A., MILLER, R.L., Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual Phase Steels, Materials Transaction, 1981.

- [24] THOMAS, G., KOO, J. Y., Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic- Martenzitic Steels. Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport A.T., AIME, pp.183-201, 1978.
- [25] DAS, D., On the Modification of Martenzite Morphology in High Martenzite Dual Phase Steels for the Improvement of Mechanical Properties. Dastur School of Materials Science and Engineering, all at Bengal Engineering College (DU), Howrah, pp.84-92, 2003.
- [26] CHEN, H.C., CHENGE, G.H., Effect of Martenzite Strength on The Tensile Strength of Dual Phase Steels. Journal of Materials Science 24, pp.1991-1994, 1989.
- [27] TREJO, D., MONTEIRO, P., THOMAS, G. and WANG, X., Mechanical Properties and Corrosion Susceptibility of Dual-Phase Steel in Concrete, Cement and Concrete Research, Vol. 24, No. 7, p. 1245–1254, 1994.
- [28] ERDOĞAN, M., ŞEKER, U., Sabit Martenzit Hacim Oranında Farklı Martenzit Parçacık Boyutuna Sahip Çift Fazlı Çeliklerin İşlenmesinde Kullanılan Kesici Uç Radyusunda Aşınma Ve Sıvama Oluşma Eğiliminin Yüzey Pürüzlüğü Üzerine Etkisi. 10. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, sy.1147-1157, 2000.
- [29] SAVAŞKAN, T., Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, K.T.Ü. Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme Bilimi Anabilim Dalı, Akademi Kitabevi, s. 221 – 227, 2004.
- [30] OFSET, H., Thelning, T-E. Çelik ve Isıl işlemleri, Bofors El Kitabı, İstanbul, 1984.
- [31] KABAKCI, F., SALAMCI, E., Yeni Ferrit Hacim Oranının Çift Fazlı Çelikte Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Karabük, s. 943-948, 13-15, 2009.

- [32] YÜKLER, A., İ. ÜÇİŞİK, A., H. SAFOĞLU, R. A., Çeliklerde Dual-Phase Yapısı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, S.D.M.M.A Dergisi, Sayfa 61-72, 1981.
- [33] IMAMURA, J., FURUKAWA, T., Development of High Strength Dual-Phase Steel Sheets, Nippon Steel Technical Report, no. 10, pp. 103–113, 1977.
- [34] SPEICH, R.G., MILLER, R.L., Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels, Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By. R. A. Kot and J. W. Morris, AIME, pp. 145–181, 1979.
- [35] MUTLUAY, H., DEMİRAK, A., Malzeme Bilgisi, İstanbul, 1996.
- [36] DAVIES, M.S., Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels, Met. Trans, Vol:18, pp. 671–679, 1978.
- [37] THOMAS, G., KOO, J.Y., Developments in Strong Ductile Duplex Ferritic- Martensitic Steels Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By. R. A. Kott and J. W. Morris, AIME, pp. 183–201, 1979.
- [38] TOKTAŞ, A., Dual-Faz Çeliğinde Martenzit Oranının Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Mak. Müh. Ana Bilim Dalı, Balıkesir, 85 s, 1998.
- [39] TÜLBENTÇİ, K., MIG-MAG Gazaltı Kaynak Yöntemi, Arctech Yayını İstanbul, 1998.
- [40] TÜLBENTÇİ, K., MIG-MAG Ergiyen Elektrod İle Gazaltı Kaynağı, Gedik Holding Yayını, İstanbul, 1990.
- [41] ANIK, S., VURAL, M., Gazaltı ark kaynağı (TIG, MIG, MAG), Gedik Eğitim Vakfı, Yayın no: 3, Ankara, 1981.

- [42] ERYÜREK, B.İ., Elektrik Direnç Nokta Kaynağında Temas Direnci Etüdü; Doktora Tezi; İ.T.Ü. Mühendislik. - Mimarlık Fakültesi, İstanbul, s. 35 – 47, 1976.
- [43] ANIK, S., Kaynak Tekniği, İstanbul, İTÜ Makina Fakültesi Matbaası, 1981.
- [44] GUPTA, P., GHOSH, P. K., NATH, S. K. and RAY, S., Resistance Spot Weldability of Plain Carbon and Low Alloy Dual Phase Steels. Z. Metallkde, Department of Industrial Engineering, University of Roorkee, pp.502–508, 1990.
- [45] HAYAT, F., Çift Fazlı Çeliklerin Nokta Direnç Kaynağında MHO ile Kaynak Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2005.
- [46] ASM Metal Handbook., Properties And Selection: Irons, Steels And High Performance Alloys, 10th Edition, Vol.1, 1996.
- [47] SHARMA, P., GHOSH, P. K., NATH, S. K., Fatigue Behavior of Resistance Spot Welded Mn - Cr - Mo Dual Phase Steel. Z. Metallkde, Department of Industrial Engineering, University of Roorkee, pp.518–525. , 1993.
- [48] YALÇIN, H., KOÇ, T., Mühendisler İçin Korozyon, TMMOB Kimya Mühendisleri Odası, Ankara, 1998.
- [49] ÖZCAN, M., Tiyoüre ve türevlerinin yumuşak çeliğin asidik ortamda korozyonuna sistematik etkilerinin elektrokimyasal olarak incelenmesi, Doktora Tezi, Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2005.

- [50] TOPRAK, S., Malzemeleri (çelik, çinko, kurşun, pirinç, alüminyum) koruyan koruyucu yağların zamanla değişen fizikokimyasal özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Adana, 2007.
- [51] MUTLUAY, H., DEMİRRAK, A., Malzeme Bilgisi, İstanbul, 1996.
- [52] DUNN, P.J., NORSWORTHY, R., Yalıtımın Altındaki Korozyonun Kontrolü, Çeviren Mak. Müh. Zafer Ceylan, ODE Yalıtım A.Ş., 1998.
- [53] ŞENDENEL, E., Korozyon katodik koruma, Yıldız Teknik Üniversitesi, Bahar Yarıyılı, 2004.
- [54] TALBOT, D., TALBOT, J., Corrosion Science and Technology, CRC Press, New York, 95-119, 1998.
- [55] YALÇIN H., KOÇ, T., Betonarme Demirlerinin Korozyonu ve Önlenmesi, Gazi Üniversitesi, Ankara, 173-177, 2004.
- [56] YALÇIN H., KOÇ, T., Demir ve Çelik Yapıların Korozyonu ve Katodik Koruması, İller Bankası Genel Müdürlüğü Yayını, Ankara, 327s, 1991.
- [57] ÜNERİ, S., Korozyon ve Önlenmesi, Korozyon Derneği Yayını, Ankara, 413s, 1998.
- [58] LAKSHMANA RAO BHAGAVATHI, P., CHAUDHARI, S.K., Mechanical and corrosion behavior of plain low carbon dual-phase steels, Materials and Design, 32:433-440, 2011.
- [59] MOHAMMAD, ISMAIL., Corrosion Performance of Dual-Phase Steel Embedded in Concrete, Malaysia, 2005.

- [60] http://www.erdemir.com.tr/images/urun_hizmetler/katalog/sicak.html,
(Erişim tarihi Ekim 2011.)
- [61] ANIK, S., Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Giriş Makine ve Montaj Sanayi A. S., s. 175-193, 1983.
- [62] YALÇIN, H., KOÇ, T., Katodik Koruma, Gazi Üniversitesi, Mühendislik Mimarlık Fakültesi Yayını, 1999.
- [63] KAYALI, E. S., ENSARİ, C., DİKEÇ, F., Metalik Malzemelerin Mekanik Deneyleri, İstanbul Teknik Üniversitesi Matbaası, Gümüşsuyu İstanbul, s:14-16, s:43, s:48-61, s: 83-90, s:32-139, 1988.
- [64] KABAKCI, F., SALAMCI, E., Yeni Ferrit Hacim Oranının Çift Fazlı Çelikte Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Karabük, s. 943-948, 13-15, 2009.
- [65] DAVIES, R.G., Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels. Met. Trans., Vol:18A, pp.671-679, 1978.
- [66] THELNING, K.E., Çelik ve Isıl İşlemi, Bofors El Kitabı, Çeviren: Adnan Tekin, İ.T.Ü., İstanbul, 1984.
- [67] BALASUBRAMANIAN, V., GUHA, B., Influence of Flux Cored Arc (FCA) Welded Cruciform Joint Dimensions on Fatigue Life of ASTM 517 'F' Grade Steels, International Journal of Pressure Vessels and Piping v.75 n.10. pp.765-772, 1998.
- [68] ABOUEI, V., SAGHAFIAN H., KHEIRANDISH SH., RANJBA, KH., A Study on the Wear Behaviour of Dual Phase Steels, J. Mater. Sci. Technol., Vol.23 No.1, pp.107-110, 2007.

- [69] ÇİMENOĞLU, H., KAYALI, E.S., Çift-Fazlı Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Martenzit Hacim Oranının Etkisi, 8. Metalurji Sempozyumu, sy.5-12, 1985.
- [70] ERDOĞAN, M., ŞEKER, U., Sabit Martenzit Hacim Oranında Farklı Martenzit Parçacık Boyutuna Sahip Çift Fazlı Çeliklerin İşlenmesinde Kullanılan Kesici Uç Radyusunda Aşınma Ve Sıvama Oluşma Eğiliminin Yüzey Pürüzlüğü Üzerine Etkisi. 10. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, sy.1147-1157, 2000.

EKLER

GAZALTI ÖZLÜ TELLE BİRLEŞTİRİLMİŞ ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE % 3,5 NaCl ÇÖZELTİSİNDEKİ KOROZYON DAVRANIŞI

Emrah ÖNAL^{a*}, Hüseyin UZUN^b ve Fatih HAYAT^c

^{a*} Sakarya Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Sakarya, Türkiye,
E-posta: eonal@hotmail.com

^b Sakarya Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Sakarya, Türkiye,
E-posta: huzun@sakarya.edu.tr

^c Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Karabük, Türkiye,
E-posta: fhayat@karabuk.edu.tr

Özet

Grade-A çeliği, ısıtma işlemi ile 800 °C tavlama sıcaklığını takiben suda soğutulmuş ve çift fazlı çeliğe dönüştürülmüştür. Dönüştürülen çift-fazlı çelikler ve Grade-A çeliği, gazaltı özlü tel kaynak tekniği ile birleştirilmiş ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Grade-A ve çift-fazlı kaynaklı çelik numuneleri, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisine yerleştirilip, değişik zamanlarda bekletilerek, korozyon davranışı incelenmiştir. Numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları tespit edilmiş ve korozyonun tercihli olarak kaynak bölgesinin hangi kısımlarından başladığı, makroyapı fotoğrafları çekilerek belirlenmiştir.

Sonuç olarak, Grade-A çeliği, ısıtma işlemi yardımı ile çift fazlı çeliğe, başarıyla dönüştürülmüştür. Mikroyapı incelemelerinde Grade-A çeliğinin ferrit ve perlit fazlarından, dönüştürülen çift-fazlı çeliğin ise ferrit ve martenzit adacıklarından meydana geldiği belirlenmiştir. Dönüştürülen çift-fazlı çeliklerin çekme mukavemetinin, Grade-A çeliğine göre daha yüksek fakat % uzama miktarının ise daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Kaynak bölgesinden alınan mikrosertlik dağılımı incelendiğinde, sertlik değerlerinin Grade-A çeliğinde en düşük, tavlama sıcaklığı 800 °C olan çift-fazlı çelikte ise daha yüksek olduğu görülmüştür. Çift-fazlı çeliklerin korozyona uğrama hızının, Grade-A çeliğine göre daha yavaş olduğu tespit edilmiştir. Kaynaklı çift-fazlı çelik numunelerde, korozyon hızının kaynaklı numunelere göre daha fazla olduğu ve korozyonun tercihli olarak kaynak metali ile ısı tesiri altındaki bölgeyi (ITAB) birbirinden ayıran ergime hattı sınırı boyunca meydana gelip, ITAB'a doğru büyüdüğü görülmüştür.

Anahtar kelimeler: Grade-A çeliği, Gazaltı özlü tel kaynak yöntemi, Çift-fazlı çeliklerin korozyon davranışı, % 3,5 NaCl çözeltisi

1. Giriş

Gemi imalat endüstrisinde, geminin imalat ağırlığını azaltarak fakat mukavemetten de ödün vermeyerek yük taşıma kapasitesini arttırıp, yakıt ve maliyet tasarrufu sağlamak büyük bir önem taşımaktadır. Bu nedenle uygun nitelikli bir tasarıma sahip mukavemet/ağırlık oranlarının yüksek olduğu, yüksek kaliteli bir geminin üretimini gerçekleştirmek, gemi imalatında kullanılan çelik özellikleri ile doğrudan ilişkilidir. Günümüzde gemi gövdelerinin büyük bir kısmı, kaynak kabiliyeti iyi, maliyeti düşük ve yüksek mukavemetli Grade-A gemi saclarından imal edilmektedir. Gemi gövdesinin mukavemet özelliklerini arttırmak için kalın Grade-A gemi sacı tercih edilmektedir. Dolayısıyla boş gemi ağırlığı da artmaktadır. Fatih HAYAT'ın yapmış olduğu doktora tez çalışmasında [1], Grade-A çeliğinin mekanik özelliklerini daha da iyileştirerek mukavemet/ağırlık oranını daha da yükseltmek amacıyla, çeliğe ısıtılma işlemi (kritik tavlama ve hızlı soğuma) uygulayarak, mikroyapısını değiştirmiştir. Ferrit ve perlit mikroyapısına sahip olan Grade-A çeliği, ferrit ana yapısı içerisinde sert martenzit parçacıklarının yer aldığı mikroyapıya sahip çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüştür. Böylece elde edilen çift-fazlı çeliklerin, çekme ve akma mukavemetlerinin ve mukavemet/ağırlık oranlarının Grade-A çeliğinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Aynı çalışmada, özlü kaynak telinin dolgu veriminin çok yüksek olması, öz maddesi yardımıyla kaynak esnasında koruyucu ortam oluşturması, sıçrama kayıplarının az olması, kaynak hızının yüksek olması ve derin nüfuziyetli kaynak elde edilmesi avantajları dikkate alınarak, Grade-A çeliğinden üretilmiş çift-fazlı çelikler, gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilmiş ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Yapılan incelemeler sonucunda gemi gövdesi imalatında kullanılmak üzere aday olan Grade-A çeliğinden ısıtılma işlemi tekniği ile üretilen ve gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen çift-fazlı çeliklerin, deniz suyu içerisindeki korozyon davranışının nasıl olduğunu incelenmediği belirlenmiştir. Çift-fazlı çeliklerin beton içerisindeki korozyon davranışları ile ilgili ilk çalışma Trejo ve arkadaşları [2], % 3.5 NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon davranışı Aksoy [3], Sarkar ve arkadaşları [4] tarafından yapılmıştır. Fakat herhangi bir kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin, korozyon davranışı ile ilgili çalışmaların yapılmadığı da belirlenmiştir.

Bu çalışmada, hem Grade-A çeliğine 800°C’de kritik tavlama sıcaklığı ve hızlı soğutma işlemi uygulayarak üretilmiş çift fazlı çeliğin, hem de Grade-A çeliğinin gazaltı özlü telle birleştirilmiş numunelerinin % 3,5 NaCl çözeltisi ortamındaki korozyon davranışı incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar, Grade-A çeliğinin korozyon davranışı ile karşılaştırılmış ve çukurcuk (pitting) korozyon mekanizmalarının nasıl meydana gelebileceği hakkında yorum yapılmıştır.

2. Deneysel çalışmalar

Çift fazlı çeliğe dönüştürmek amacıyla, 8 mm kalınlığında, Amerikan Loydu (American Bureau of Shipping) ABS-Part 2-2010 standardına (Erdemir kalite no: 3701) göre sıcak haddeleme yöntemi ile üretilmiş, kimyasal bileşimi Çizelge 1’de gösterilen, kalitesi Grade-A olarak anılan gemi sacı kullanılmıştır.

Çizelge 1. Çift fazlı çeliğe dönüştürmek amacıyla kullanılan Grade-A çeliğinin, spektral analiz sonuçları ve Erdemir ürün katalogunda yer alan mekanik özellikleri

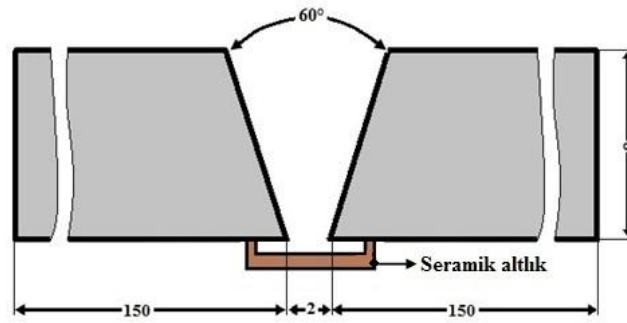
Malzeme	Kimyasal İçerik (% ağırlıkça)										
	C	Mn	Si	Ni	P	Cr	S	Mo	Al	W	V
Grade-A çeliği	0,140	0,842	0,186	0,17	0,021	0,039	0,009	0,027	0,036	0,019	0,001
	Mekanik Özellikler [5]										
	Akma Mukavemeti (MPa)					Çekme Mukavemeti (MPa)			% Uzama		
	235					400 - 520			22		

Grade-A çeliğinin çift fazlı çeliğe dönüştürülmesi için kullanılacak kritik tavlama sıcaklık aralığının (A_1 - A_3) Andrews [6] formülü kullanılarak 711 - 843 °C arasında olduğu hesaplanmıştır. Bu sıcaklık aralığı içerisinde kritik tavlama sıcaklığı olarak 800 °C seçilmiştir. Grade-A çeliği, 800 °C’de 60 dakika bekletildikten sonra su içerisinde hızlı soğutulmuş ve çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüştür. Dönüştürülen çift-fazlı bu çelik için ÇFÇ-800 kodu kullanılmıştır. Üretilen çift-fazlı çeliğin martenzit hacim oranı (MHO), Nikon Eclipse L150A optik mikroskop ile çalışan, Clemex Vision Lite image analiz programıyla hesaplanmıştır. Metalografik incelemeler de aynı cihazla yapılmıştır. 400x150x8 mm ebatlarında ve 30 derece kaynak ağzı açılmış Grade-A ve ÇFÇ-800 çelikleri, seramik altlık üzerine yerleştirilerek, 2 mm kök aralığı bırakılarak gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle, çift

pasoda (kök ve kapak paso) birleştirilmiştir. Kaynak öncesi 130 °C'lik bir ön tav işlemi uygulanarak yatay pozisyonda kaynak işlemi yapılmıştır. Birleştirme geometrisinin ve kaynak ağzının şematik resmi, Şekil 1'de gösterilmiştir.

Numuneler zımparalama ve parlatma işleminden sonra % 2'lik nital (% 2 Nitrik asit + % 98 Methanol) ile dağlanmıştır. Ayrıca Grade-A ve ÇFÇ-800 çeliğinin 0,5 mm aralıklarla mikrosertlik ölçümleri, Shimadzu HVM2 sertlik cihazında, 200 gr yük ve 10 saniye bekleme süresi uygulanarak yapılmıştır.

Çekme deneyi, TSE-138'e göre Alşa marka çekme deney cihazında yapılmıştır. Üç adet deney numunesinden elde edilen sonuçların ortalaması alınmıştır. Çekme hızının etkisini minimize etmek için deney sırasında çekme hızı 2 mm/dk olarak ayarlanmıştır.



Şekil 1. Birleştirme geometrisinin şematik resmi (boyutlar mm)

Çeliklerin korozyon davranışının tespiti için, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde numunelerin daldırılarak bekletilme tekniği kullanılmış ve numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Saf su ve endüstriyel tuz ile % 3,5 NaCl çözeltisi hazırlanarak, cam beher içerisinde dökülmüş ve beher manyetik karıştırıcı üzerine yerleştirilmiştir. Korozyon deneyine başlama esnasında ölçülen pH değeri 8'dir. Deney esnasında çözeltinin pH değeri ölçülerek, pH değeri 5 seviyesine indiği zaman, beher içindeki çözelti yenilenecek, deneye devam edilmiştir. Manyetik karıştırıcı sayesinde, beher içindeki çözeltinin sürekli hareket halinde olması sağlanmıştır. 60x20x8 mm ebatlarında lazerle kesilerek hazırlanan numuneler, oda sıcaklığında, 7, 15, 30, 45, 60, 75 ve 90 günlük periyotlarla, bu çözelti içerisinde bekletilmiştir. Deney sonunda numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları hassas terazi yardımıyla tespit edilmiştir. Ayrıca aşağıdaki formül [7] yardımıyla yıllık korozyon kaybı hesaplamaları tahmin edilmiştir.

$$CR = \frac{K \times W}{A \times T \times D} \quad (1)$$

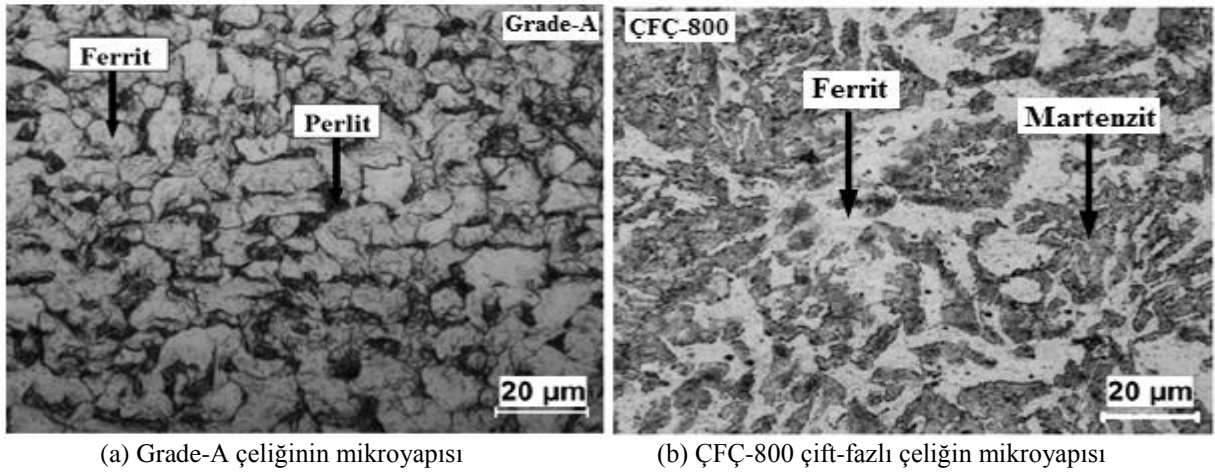
Formül (1)'de, CR yıllık korozyon kaybı (mm/yıl), K sabit değer (8.76×10^4), W kayıp kütle (gr), A korozyona maruz kalmış alan (cm^2), T korozyon süresi (saat) ve D yoğunluk (g/cm^3) olarak ifade edilmiştir [7].

3. Sonuçlar ve Tartışma

3.1. Ana Metallerin Mikroyapısı

Grade-A çeliğinin $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 1 saat tavlandıktan sonra suda hızlı soğutulması sonucu oluşturulan çift-fazlı çeliğin (ÇFÇ-800) mikroyapı fotoğrafları Şekil 2'de gösterilmektedir. Şekil 2 (a)'da görüleceği gibi Grade-A çeliğinin mikroyapısı, ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır. ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin mikroyapısı ise yumuşak ferrit fazının çevrelediği sert martenzit adacıklarından meydana gelmiştir (Şekil 2 (b)). Yapılan literatür incelemelerinde de çift-fazlı çeliklerin, ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği rapor edilmiştir [8]. Grade-A çeliğinin çift faza dönüştürülmesinde, kritik tavlama sıcaklığı, A_1 kritik sıcaklığına yaklaştıkça martenzit fazının lifli bir görünüm aldığı, A_3 kritik sıcaklığına yaklaştıkça da adacık şeklinde ferrit fazı içerisinde dağıldığı belirtilmektedir [1,15]. Bu çalışmada üretilen çift fazlı çelik mikroyapısı, literatürde belirtilen mikroyapı ile benzerlik göstermektedir. Mikroyapı incelemelerinin sonucunda, Grade-A çeliğinin başarıyla çift-fazlı çeliğe dönüştürüldüğü anlaşılmaktadır. Ayrıca, ferrit ve martenzit fazlarının dışında herhangi bir farklı bir faza (beynit veya perlit gibi) rastlanılmamıştır.

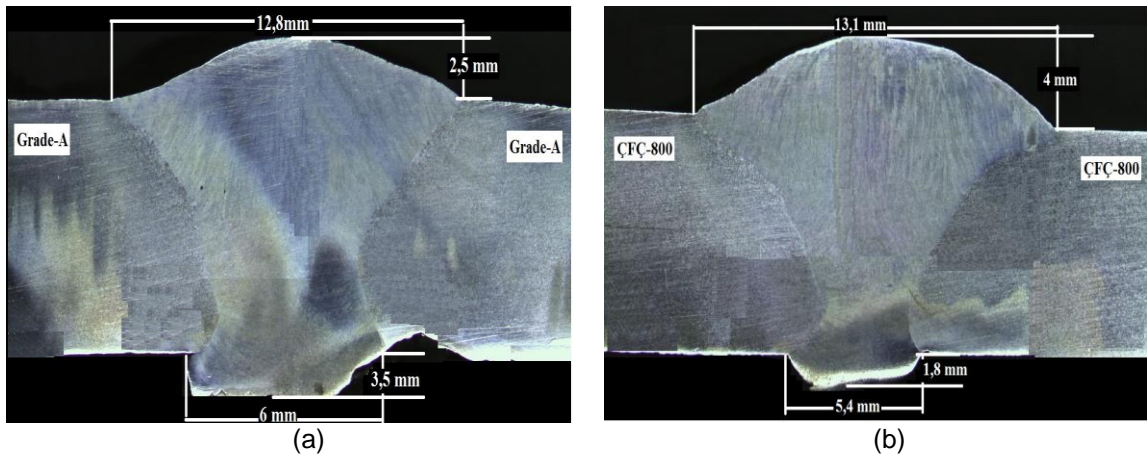
Grade-A çeliğinden çift fazlı çeliğe dönüştürülen ÇFÇ-800 çeliğinin martenzit hacim oranının (MHO), $\% 52 \pm 6$ olarak tespit edilmiştir. Fatih'in [1] çalışmasında da Grade-A çeliğinin $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 1 saat tavlandıktan sonra suda hızlı soğutulması sonucu elde edilen çift fazlı çeliğin de MHO'nun $\% 55 \pm 5$ olduğu rapor edilmiştir. Bu çalışmada üretilen çift fazlı çeliğin MHO'da, literatürde rapor edilen MHO değeriyle uyumluluk sergilemektedir.



Şekil 2. Grade-A çeliği ve bu çelikten elde edilen, çift fazlı çeliğin (ÇFÇ-800) mikroyapı fotoğrafları

3.2. Kaynak Bölgesinin Makroyapısı

Şekil 3'te gazaltı özlü tel kaynak tekniği ile V kaynak ağız formunda yatay olarak birleştirilen Grade-A çelik levhaların ve üretilen çift-fazlı çelik levhaların birleştirilmesi sonucu elde edilen kaynak bölgesinin makro görünümü gösterilmektedir. Kaynak yüksekliği 3-4 mm arasında ve kapak paso kaynak genişliği de 12-13 mm arasında değişmektedir. Şekilde de görüleceği gibi, kaynak bölgesinde gözle görülür curuf kalıntısı, yetersiz nüfuziyet gibi kaynak hatalarının olmadığı tespit edilmiştir. Kök pasonunda yeterli oranda kaynak aralığını doldurduğu görülmektedir. Dolayısıyla başarılı bir kaynaklı birleştirmenin gerçekleştirildiği ve birleştirme işlemlerinde seçilen kaynak parametrelerinin de uygun olduğu kanaatine varılmıştır.

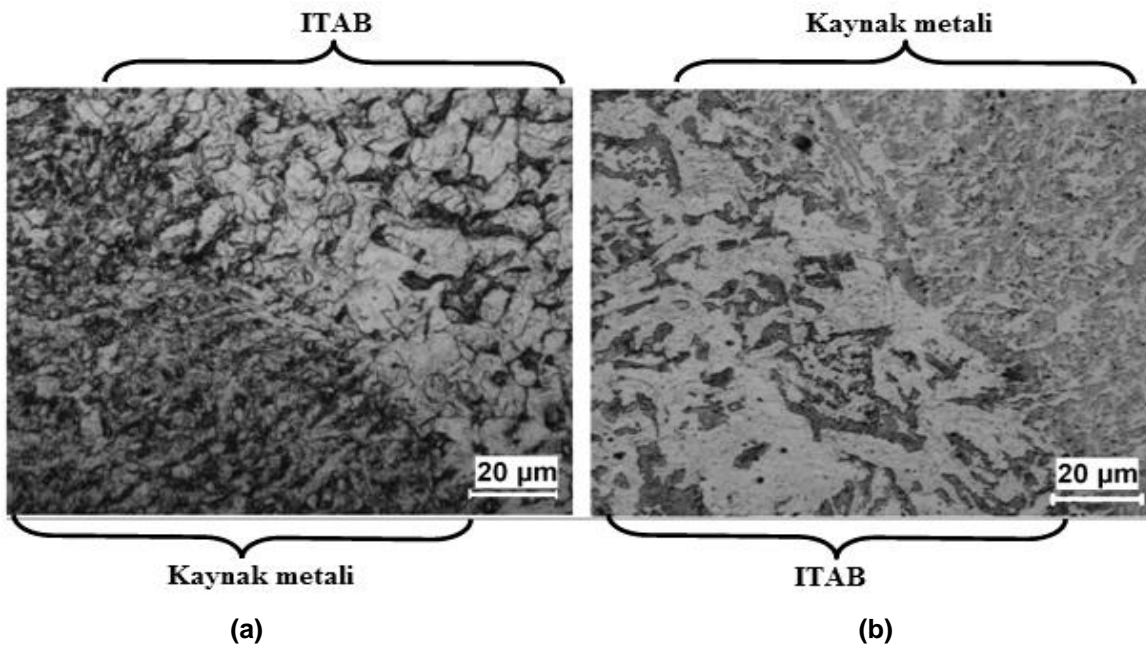


Şekil 3. Gazaltı özlü tel kaynak tekniği ile birleştirilen Grade-A ve üretilen çift-fazlı çelik levhaların birleştirilmesi sonucu elde edilen kaynak bölgesinin makro görünümü (a) birleştirilen Grade-A çelik levhaları (b) birleştirilen çift-fazlı (ÇFÇ-800) çelik levhaları

3.3. Kaynak Bölgesinin Mikroyapısı

Gazaltı özlü tel yöntemiyle birleştirilmiş Grade-A ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgelerinin yer aldığı mikroyapı fotoğrafları, Şekil 4'te gösterilmektedir. Bu konu ile ilgili yapılan çalışmalarda [1,9] birleştirilmiş Grade-A çelik levhaların kaynak metalinin asiküler ferritin kaba tane sınırı ferrit faz taneleri arasında yer alacak şekilde bir mikroyapı sergilediği rapor edilmiştir. Aynı çalışmalarda, kaynak metalinde martenzitik yapının az olduğu veya hiç oluşmadığı ifade edilmiştir. Bu çalışmada da Şekil 4 (a)'da gösterilen Grade-A çeliğin kaynak metalinin de benzer mikroyapı karakteristiği gösterdiği düşünülmektedir.

ÇFÇ-800 çift fazlı çeliğinin kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgesinin mikroyapısı, Şekil 4 (b)'de gösterilmektedir. Mikroyapıda kaynak metali ve ITAB net bir şekilde birbirinden ayırt edilebilir bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Bu konu ile ilgili yapılan çalışmalarda [1,9] birleştirilmiş çift-fazlı çelik levhaların kaynak metalinin primer ferrit, tane sınırı ferrit, poligonal ferrit, Widmanstötten ferrit ve asiküler ferrit fazlarından meydana geldiği rapor edilmiştir. ITAB bölgesinin de ana malzeme mikroyapısını gösteren ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği ifade edilmiştir. Bu çalışmada da birleştirilen ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin kaynak metalinin de benzer mikroyapı karakteristiği gösterdiği tahmin edilmektedir.

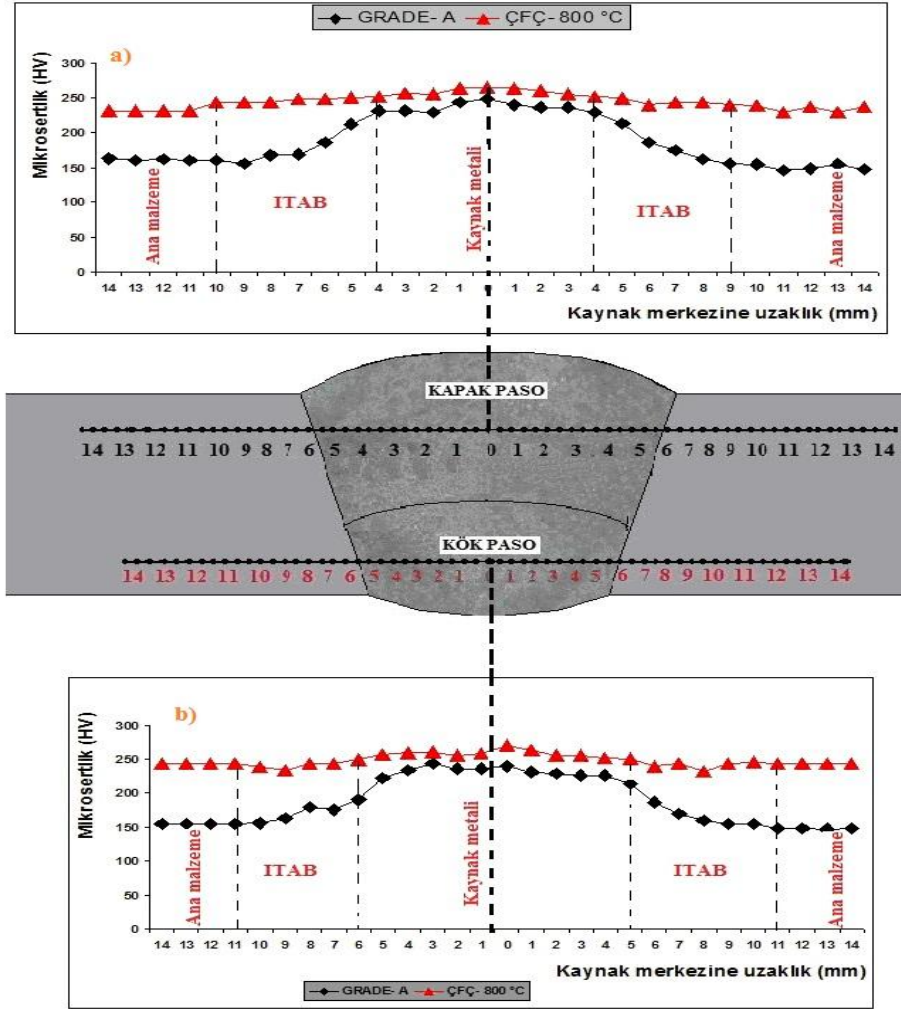


Şekil 4. Gazaltı özlü tel yöntemiyle birleştirilmiş (a) Grade-A ve (b) ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların kaynak metali ile ITAB arasındaki geçiş bölgelerinin yer aldığı mikroyapı fotoğrafları

3.4. Mikrosertlik İncelemesi

Şekil 5'te gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çelik levhaların kaynak bölgesinin kapak ve kök paso üzerinden geçecek şekilde alınmış, mikrosertlik dağılımları gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği gibi kaynaklı Grade-A çelik numunelerin sertlik dağılım değerleri, kaynaklı çift-fazlı çeliklerin sertlik değerlerinden daha düşüktür. Grade-A ana metalin sertlik değeri, 152 ± 5 HV civarında iken ÇFÇ-800 çift-fazlı ana metalin sertlik değeri 248 ± 5 HV civarındadır. Çift fazlı çeliğin yüksek sertlik değeri, mikroyapıdaki sert martenzit fazından kaynaklanmaktadır.

Şekil 5'te gösterilen mikro sertlik dağılımı eğrisi üzerinde sertlik değerleri ve sertlik alınan yerler dikkate alınarak, kaynak bölgesi üç kısma ayrılmıştır: (1) kaynak metal, (2) ITAB ve (3) ana metal. Birleştirilen ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin mikrosertlik dağılımı, bu belirlenen kaynak bölgesindeki kısımlar arasında çok belirgin bir farklılık olmayacak şekildedir. Fakat birleştirilen Grade-A çeliğinin mikro sertlik değerleri kaynak bölgesinde farklılıklar göstermektedir. ITAB'ın sertlik dağılımı belirgin bir şekilde ana malzemedan kaynak metaline doğru artarak yükselmektedir. Dolayısıyla kaynak metalinin sertlik değeri (251 ± 5 HV), ITAB'ın sertlik değerinden (220-245 HV) daha yüksektir. Mikrosertlik dağılımı ile ilgili değerlendirmeler Fatih'in [1] yapmış olduğu çalışmalarla uyum içerisindedir. Gerek Grade-A ve gerekse ÇFÇ-800 numunelerinden ölçülen sertlik değerleri, standartlarda üst limit olarak belirtilen 350 HV sertlik değerinden düşük olması sebebiyle, kaynak bölgesindeki sertlik dağılımının standartlara göre kabul edilebilir sınırlar içerisinde olduğu görülmektedir.



Şekil 5. Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve çift-fazlı çelik levhaların kaynak bölgesinin kapak ve kök paso üzerinden geçecek şekilde alınmış, mikrosertlik dağılımları (a) Kapak paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı, (b) Kök paso üzerinden geçen doğrultudaki sertlik dağılımı

3.5. Çekme Deneyi Sonuçları

Çekme deneyi, Grade-A ve ÇFÇ-800 ana malzemelerinden alınan çekme numunelerine uygulandığı gibi, her iki çelik levhalar kullanılarak birleştirme işleminin yapıldığı kaynaklı levhalardan hazırlanan kaynaklı numunelere de uygulanmıştır. Elde edilen çekme deneyi sonuçları, Çizelge 2’de verilmiştir. Sonuçlardan görüleceği gibi kaynaklı Grade-A çeliğinin çekme dayanımı 365 ± 5 MPa, akma dayanımı 284 ± 5 MPa, uzama değerinin ise % 19 olduğu belirlenmiştir. Kaynaklı Grade-A çeliğinin çekme dayanımı 410 ± 5 MPa, akma dayanımı 317 ± 5 MPa ve uzama değerinin % 16 olduğu tespit edilmiştir. Sonuç olarak kaynaklı Grade-A çelik numunelerinin çekme ve akma dayanımları kaynaklı numunelere göre daha yüksek iken, % uzama değeri ise daha düşüktür.

ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğinin kaynaklı numunelerinde, 437 ± 5 MPa çekme dayanımı, 345 ± 5 MPa akma dayanımı ve % 14 uzama tespit edilmiştir. ÇFÇ-800 çeliğinin özlü tel ile birleştirilmiş numunelerinde çekme dayanımı 534 ± 5 MPa, akma dayanımı 450 ± 5 MPa ve toplam uzama değerinin % 11 olduğu belirlenmiştir. Sonuç olarak, kaynaklı ÇFÇ-800 numunelerinin çekme ve akma dayanımları kaynaklı numunelere göre daha yüksek iken, % uzama değeri ise daha düşük çıkmıştır.

Kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin kaynaklı numunelerden daha düşük ve çekme dayanımının da daha yüksek çıkmasının sebebi olarak, çekme testi sırasında oluşan kaynaklı bölgenin deformasyon engellemesi mekanizmasının varlığı düşünülmektedir. Yapılan literatür incelemelerinde, aynı bileşimde fakat farklı çekme numunesi boylarında yapılan çekme deneyi sonucunda (çekme hızı sabit), çekme numune boyu kısa olan malzeme hızlı pekleşmeden dolayı daha yüksek dayanım gösterdiği görülmüştür [10]. Bu çalışmamızda da çekme numuneleri standartlara uygun olarak aynı ebatla hazırlandığından, kaynaklı numunelerdeki kaynak bölgesinin nispeten daha sert olması sebebiyle, deformasyon bu bölgenin dışında ana malzemede meydana gelmiştir. Deformasyonun dar bir bölgede meydana gelmesi de kaynaklı numunelerin dayanımının daha yüksek değerler göstermesine neden olmuştur denilebilir. Kopmanın gerek kaynaklı gerekse kaynaklı numunelerde ana malzemeden olmasına rağmen, kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin düşük çıkmasının sebebi olarak, kaynaklı bölgenin çekme testi sırasında deformasyona uğramaması olarak tahmin edilmektedir. Bu çalışma ile uyumluluk gösteren bir araştırmada [10] da kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin kaynaklı numunelerden daha düşük olduğu ifade edilmektedir.

Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı, büyük oranda martenzit fazı özelliklerine bağlı olduğu anlaşılmaktadır. Sert ve deformasyona karşı dirençli martenzit fazı, çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde en önemli mikroyapı bileşenidir. Çift-fazlı çeliklerin üretimi esnasındaki ısı işlem sürecinde, östenit fazının martenzit fazına dönüşümü esnasında meydana gelen yaklaşık % 2-4 civarındaki hacim genişlemesi, yumuşak ferrit fazında plastik deformasyona sebep olacaktır. Bu nedenle ferrit tanelerinin ferrit/martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerinde dislokasyon yoğunluğu daha yüksek, ferrit taneleri içinde ise daha düşük olacaktır. Bu gerekçelerden dolayı, çift-fazlı çeliklerde martenzit hacim oranının artması mukavemetin de artmasına ve sünekliğin azalmasına sebep olduğu ifade edilmektedir [11].

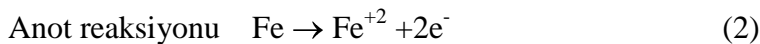
Çizelge 2. Grade-A ve ÇFÇ-800 çift fazlı çeliklerinin kaynaklı ve kaynaklı olmayan numunelerine ait çekme deneyi sonuçları

MALZEME		Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Kopma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kırılma Bölgesi
Grade-A çeliği	Kaynaklı (GA)	410±5	317±5	290±5	16	Ana malzeme
	Kaynaklı olmayan (GA)	365±5	284±5	300±5	19	Ana malzeme
ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik	Kaynaklı (ÇFÇ-800)	534±5	450±5	472±5	11	ITAB
	Kaynaklı olmayan (ÇFÇ-800)	437±5	345±5	332±5	14	Ana malzeme

3.6. Korozyon Deneyi Sonuçları

Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhalar, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde belirli zaman periyotlarında, korozyon testine tabi tutulmuştur. Korozyon testine tabi tutulan numunelerin makro fotoğraf görüntüleri çekilmiş ve ağırlık kayıpları ölçülerek yıllık korozyon kayıpları hesaplanmıştır. Birleştirilen Grade-A ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların korozyon davranışları ve muhtemel korozyon mekanizması birbiriyle karşılaştırılmıştır.

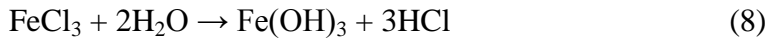
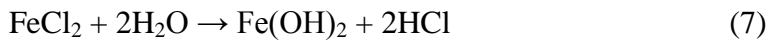
Şekil 6'da gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde 90 gün bekletilmesi sonucunda meydana gelen korozyon hasarının makro fotoğrafları gösterilmektedir. Korozyon hasar türünün, galvanik korozyon hücre çiftinin oluşması mekanizmasıyla çukurcuk (pitting) korozyon hasarı şeklinde meydana geldiği belirlenmiştir. Korozyon hasarı, tercihli olarak kaynak metali ile ısı tesiri altındaki bölgeyi (ITAB) birbirinden ayıran ergime hattı sınırı boyunca meydana gelip, ITAB'a doğru büyüdüğü belirlenmiştir. Hasarın ergime hattı sınırı boyunca başlayarak gelişmesinin sebebi, kaynak metali – ergime hattı ve ITAB – ergime hattı arasında iki farklı anot-katot reaksiyonlarının meydana geldiği, galvanik hücre çifti mekanizmasının görev yapması olarak tahmin edilmiştir. Tuzlu su içerisinde meydana gelen galvanik korozyon hücresi mekanizmasındaki anot-katot reaksiyonlarını aşağıdaki şekilde tanımlamak mümkündür:



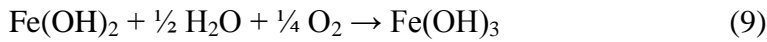
NaCl çözeltisi içerisinde sodyum ve klor iyonları ayrılarak demir iyonlarıyla reaksiyona girerler:



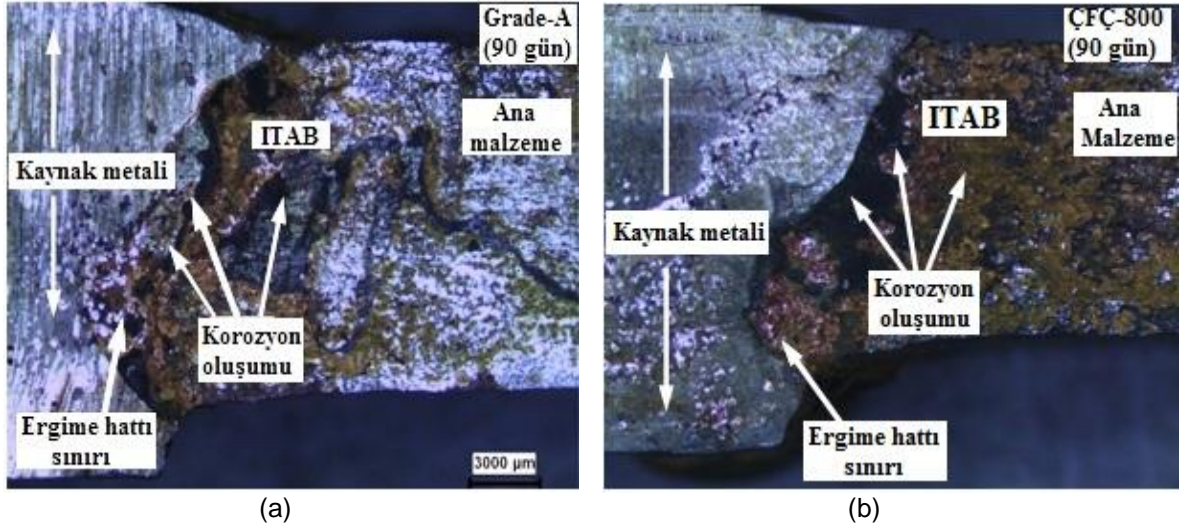
Reaksiyon sonucu meydana gelen FeCl_2 ve FeCl_3 hidrolizle ayrılarak hidrolik asit oluştururlar. Böylece korozyon hızı daha da hızlanır.



Ayrıca Fe(OH)_2 tekrar asitlenerek korozyon hasar ürünü olarak tarif ettiğimiz Fe(OH)_3 'e dönüşür.



Böylece korozyon hasar ürünü olarak Fe(OH)_3 çökelirken, reaksiyonlar sonucu açığa çıkan HCl asiti çözeltinin pH değerini 5 civarına düşürür (korozyon deneyine başlama aşamasında ölçülen çözeltinin pH değeri 8'dir). Böylece çözeltinin pH değeri düştüğü için korozyon hızının daha da artmasına sebep olmaktadır. Su içerisinde çözünen tuzlar katot-anot şeklinde ayrılarak meydana gelen iyonların deniz suyunda büyük bir elektrolitik ortam meydana getirerek korozyon hızının artmasına sebep olduğu çeşitli literatür çalışmalarında da ifade edilmektedir [12-13].



Şekil 6. Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen (a) Grade-A ve (b) ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde 90 gün bekletilmesi sonucunda meydana gelen korozyon hasarı

Şekil 7’de gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde belirli zaman periyotlarında bekletilmesi sonucu meydana gelen ağırlık kayıpları ve Çizelge 3’te de (1) nolu formüle göre hesaplanan yıllık korozyon kaybı değerleri verilmektedir. Şekil 7 ve Çizelge 3 ‘deki sonuçlara göre, ağırlık kayıpları dikkate alındığında, kaynaklı Grade-A çeliğinin korozyon direnci, kaynaklı ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin direncinden daha düşüktür. Çift-fazlı çeliklerle ilgili yapılan bazı çalışmalarda da çift-fazlı çeliklerin korozyon dirençlerinin çift faza dönüştürüldüğü ana malzemeye göre daha dirençli oldukları rapor edilmiştir [2]. Dolayısıyla bu çalışmada da kaynaklı numunelerde de aynı korozyon direnci eğiliminin olduğu belirlenmiştir.

Grade-A çeliğinin korozyon direncinin çift-fazlı çeliklere göre düşük olmasının sebebi, her iki çeliğin mikroyapısında bulunan değişik fazların varlığına bağlanmaktadır [14,4]. Ferrit ve perlit fazlarından meydana gelen Grade-A çeliğinde, hem perlit içindeki Fe_3C (katot) ile perlit içi ferrit (anot) arasında meydana gelen mikro düzeydeki galvanik hücrenin varlığı hem de perlit (katot) ile perlit dışı ferrit (anot) fazı arasında meydana gelen diğer bir galvanik hücrenin varlığı mekanizmaları sayesinde, korozyon hasarı meydana gelmektedir. Çift-fazlı çeliklerde ise galvanik korozyon hücresi sadece ferrit fazı (anot) ile martenzit fazı (katot) arasında meydana gelmektedir. Martenzit fazı, perlit fazına göre daha homojen bir yapıya sahip olması nedeniyle, korozyon oluşum mekanizması daha yavaş olacaktır. Böylece korozyon hasarı daha yavaş meydana gelecektir. Sonuç olarak, Grade-A çeliklerinde Fe_3C - perlit içi ferrit ve perlit - perlit dışı ferrit tarzında iki farklı galvanik hücre mekanizmasının

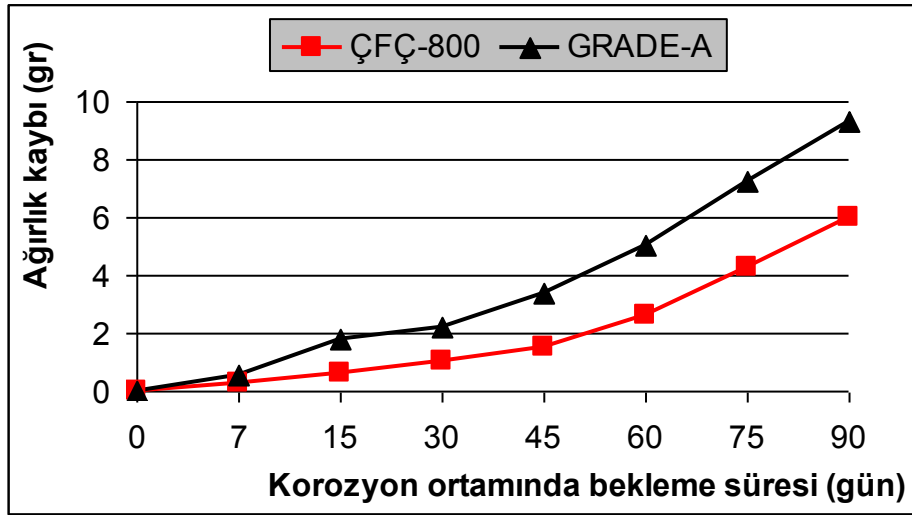
görev görmesi, fakat çift-fazlı çeliklerde ise sadece ferrit-martenzit galvanik hücre mekanizmasının görev görmesi nedeniyle, çift-fazlı çeliklerin korozyon hasarı daha yavaş meydana geleceği tahmin edilmektedir.

Sarkar ve arkadaşlarının [4], çift fazlı çeliklerin galvanik korozyon davranışı hakkında yapmış oldukları çalışmadaki sonuçlar, bu makale kapsamında yapılan çalışma ile uyumlu olduğu görülmektedir. Rapor edilen bu çalışmada, çift-fazlı çeliklerin mikroyapı morfolojisinin korozyon davranışını etkilediği belirlenmiştir. Çift-fazlı çelik içerisindeki martenzit fazının, ferrit fazı içerisinde ince taneli veya iğnemi şeklinde dağılmış ise korozyon direnci, ferrit fazı içerisinde martenzit adaları şeklinde yapılanmış çift-fazlı çeliklerden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Martenzit hacim oranı arttıkça çift-fazlı çelik içerisindeki mikroyapı morfolojisi, ferrit fazı içerisinde martenzit adacıklarının dağılımı şeklinde şekillenmektedir. Bu nedenle MHO düşük çift-fazlı çeliklerin korozyon direncinin MHO yüksek çift-fazlı çeliklerden daha düşük olmaktadır. Dolayısıyla MHO, mekanik özellikler üzerinde bir etkiye sahip olduğu gibi korozyon direncinin düşük veya yüksek olmasını da etkilediği rapor edilmiştir [4].

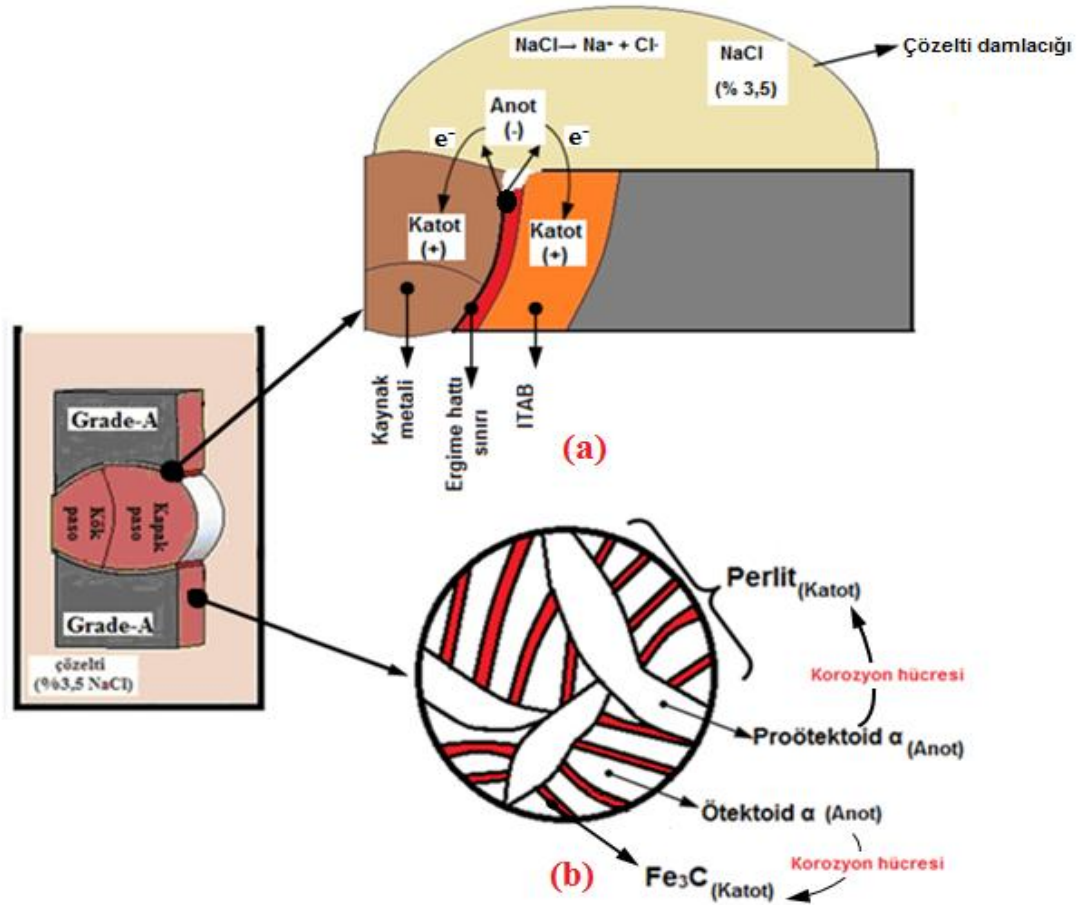
Kaynaklı Grade-A çeliğinin korozyon direnci ve kaynaklı ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların korozyon direncinden de düşüktür. Yukarıda izah edilen galvanik hücre mekanizmalarının kaynaklı numunelerde de oluşmasına ilaveten, kaynaklı numunelerde kaynak metali (katot) ile ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) ile ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizmaları da görev yapmaktadır. Bu nedenle kaynaklı numunelerin korozyon direnci, kaynaksız numunelere göre daha düşüktür. Şekil 8’de kaynaklı Grade-A parçasında ve Şekil 9’da kaynaklı ÇFÇ-800 çift fazlı çelik parçasında muhtemel meydana gelen galvanik korozyon mekanizmaları şematik olarak gösterilmiştir.

Çizelge 3. Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle birleştirilen Grade-A ve ÇFÇ-800 çift-fazlı çelik levhaların, % 3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki hesaplanan yıllık korozyon kaybı değerleri

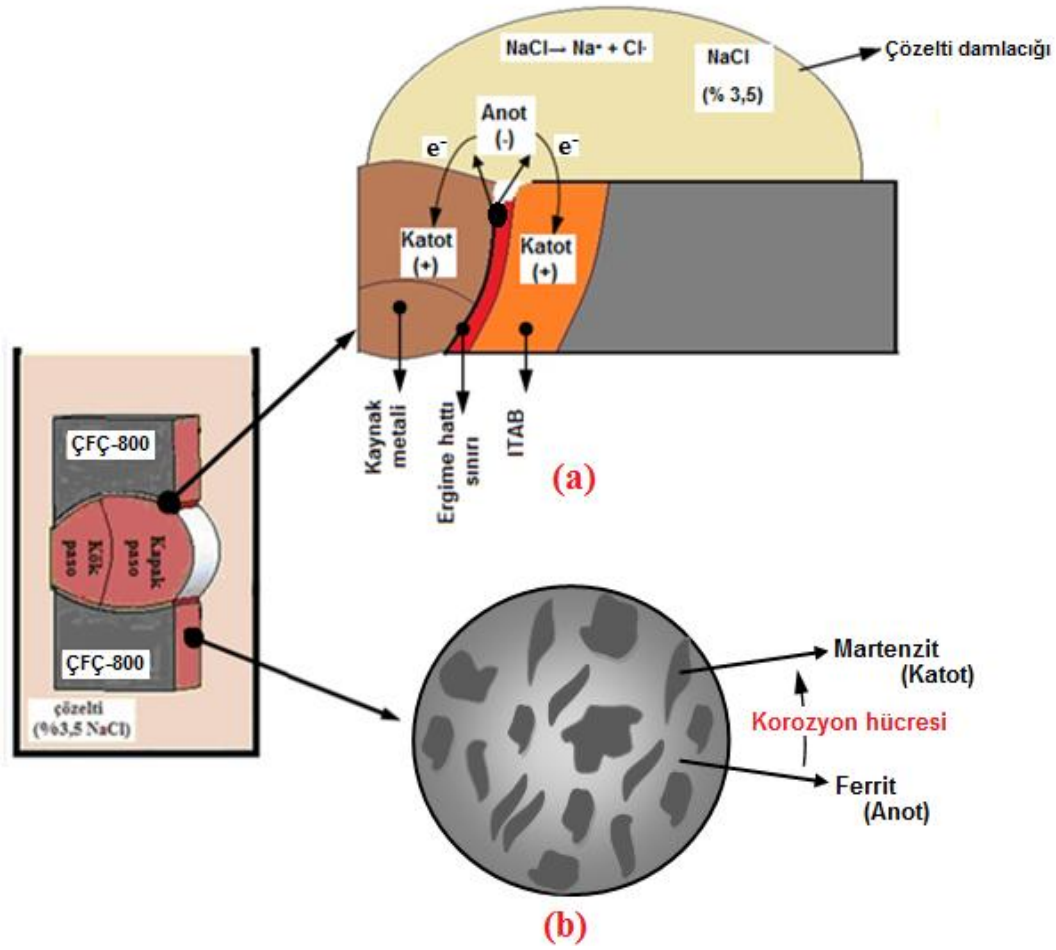
MALZEME	Yıllık korozyon kaybı (mm/yıl)
Kaynaklı Grade-A çeliği	1,334
Kaynaklı ÇFÇ-800 çift fazlı çelik	0,861



Şekil 7. Grade-A ve ÇFÇ-800 çift fazlı çeliğinin belirli zaman aralıklarındaki korozyon kayıpları



Şekil 8. Şematik olarak kaynaklı Grade-A parçasında muhtemel meydana gelen galvanik korozyon mekanizması. (a) Kaynak metali (katot) - ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) - ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizması (b) Perlit içindeki Fe₃C (katot) - perlit içi ferrit (anot) arasında ve perlit (katot) - perlit dışı ferrit (anot) fazı arasında mikro düzeyde meydana gelen galvanik hücre mekanizmaları.



Şekil 9. Şematik olarak kaynaklı ÇFÇ-800 çift fazlı çelik parçasında muhtemel meydana gelen galvanik korozyon mekanizması. (a) Kaynak metalini (katot) - ergime hattını (anot) ve ITAB (katot) - ergime hattını (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizması (b) Ferrit (anot) - martenzit (katot) arasında mikro düzeyde meydana gelen galvanik hücre mekanizması

4. Genel Sonuçlar

Grade-A çeliğine 800 °C’de kritik tavlama sıcaklığı ve hızlı soğutma işlemi uygulanarak, başarıyla çift-fazlı çelik üretilmiştir. Gazaltı özlü tel kaynak yöntemiyle hem Grade-A çelik hem de üretilen çift-fazlı çelik levhalar başarıyla birleştirilmiş ve % 3,5 NaCl çözeltisi ortamındaki korozyon davranışları incelenerek aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

1. Grade-A çeliğinin mikroyapısı ferrit ve perlit fazlarından meydana gelirken, üretilen çift-fazlı çeliğin mikroyapısı ise sert adacıklar şeklindeki martenzit fazlarını çevreleyen yumuşak proötektoid ferrit fazından oluşmuştur.

2. Kaynaklı Grade-A çelik numunelerin kaynak bölgesini içerisine alacak şekilde ölçülen mikrosertlik dağılım değerleri, kaynaklı çift-fazlı çeliklerin sertlik değerlerinden daha düşük olduğu tespit edilmiştir.
3. Kaynaklı Grade-A ve çift fazlı çelik levhaların çekme ve akma dayanımları kaynaksız numunelerine göre daha yüksek iken, % uzama değerleri ise daha düşüktür.
4. Korozyon deneyi sonucunda kaynaklı Grade-A çeliğinin korozyon direncinin, kaynaklı ÇFÇ-800 çift-fazlı çeliğin direncinden daha düşük olduğu belirlenmiştir.
5. % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde bekletilen kaynaklı Grade-A ve çift-fazlı çelik levhalarda, çukurcuk korozyonun galvanik hücre mekanizması ile meydana geldiği öngörülmüştür. Grade-A çeliklerinde Fe_3C - perlit içi ferrit ve perlit - perlit dışı ferrit tarzında iki farklı galvanik hücre mekanizmasının ve çift-fazlı çeliklerde ise sadece ferrit-martenzit galvanik hücre mekanizmasının görev görmesi nedeniyle, çift-fazlı çeliklerin korozyon hasarının daha yavaş meydana geleceği görülmüştür. Kaynaklı numunelerde kaynak metali (katot) ile ergime hattı (anot) ve ITAB (katot) ile ergime hattı (anot) aralarında meydana gelen galvanik hücre mekanizmaları ilaveten görev yapması nedeniyle, kaynaklı numunelerin korozyon direncinin, kaynaksız numunelere göre daha düşük olduğu belirlenmiştir.

Teşekkür

Bu çalışma, Sakarya Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Komisyonu tarafından proje numarası FBYLTEZ-2011-50-01-010 ile desteklenmiştir.

Kaynaklar

- [1] Hayat, F., Masif ve Özlü Telle birleştirilen Çift fazlı çeliklerin Mekanik ve Mikroyapı özellikleri, Doktora tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2009.
- [2] Trejo, D., Monteiro, P., Thomas, G. And Wang, X., “Mechanical Properties and Corrosion Susceptibility of Dual-Phase Steel in Concrete”, Cement and Concrete Research, Vol. 24, No. 7, p. 1245–1254, 1994.
- [3] Aksoy, M., Eren, H., Erbil, M., “Farklı Oranlarda Niyobyum İçeren Ferritik Paslanmaz Çeliğin Hidroklorik Asit Çözeltisindeki Korozyon Davranışı

- Üzerine Bir Çalışma” Science and Eng. J of Fırat Univ. 18 (4), 565-568, 2006
- [4] P.P. Sarkar, P. Kumar, Manas Kumar Manna, P.C. Chakraborti, Microstructural influence on the electrochemical corrosion behaviour of dual-phase steels in 3.5% NaCl solution, Materials Letters 59 (2005) 2488 – 2491
- [5] http://www.erdemir.com.tr/images/urun_hizmetler/katalog/sicak.html
- [6] Andrews, K.W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute, 203, Part 7, July 1965, 721-727.
- [7] Yalçın, H., Koç, T., “Katodik koruma”, Gazi Üniversitesi, Mühendislik Mimarlık Fakültesi Yayını, 1999.
- [8] Thomas G. And Koo, J.Y., ‘’ Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels’’, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed by Davenport A.T., pp : 183-201, 1979
- [9] Balasubramannian, V., Guha, B., Influence of Flux Cored Arc (FCA) Welded Cruciform Joint Dimensions on Fatigue Life of ASTM 517 'F' Grade Steels, International Journal of Pressure Vessels and Piping v.75 n.10. pp.765-772, 1998.
- [10] Kim, J. H., Oh, Y. J., Hwang, II S., Kim, D. J., Kim, Jeong T., Fracture Behavior of Heat-affected Zone in Low Alloy Steels, Journal of Nuclear Materials 299, 132-139, 2001.
- [11] Speich, G.R. ve Miller, R.L., “Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels”, Structure and properties of dual-phase steels, New Orleans, AIME, 145-182, 19-21 Şubat 1979.
- [12] Keleştemur, O., Yıldız, S., Ara Kritik Su Verme Çift-Faz Isıl İşleminin Betonarme Çeliğinin Korozyon Davranışına Etkisi, Politeknik Dergisi, Cilt:11 Sayı: 2 s.187-192, 2008
- [13] Kuyumcu, H.M., Deniz Suyu ve Sülfatlı Suların Beton Dayanımına Etkisi, Sakarya Üniversitesi, 2006.
- [14] Mohammad, I., Corrosion Performance of Dual-Phase Steel Embedded in

Concrete, Malaysia, 2005.

- [15] Uzun, H., Hayat, F., Grade-A gemi sacının çift-fazlı çelik üretilebilirliğinin incelenmesi, Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09), 13-15 Mayıs 2009, Karabük, Türkiye

ÖZGEÇMİŞ

Emrah ÖNAL, 30.10.1987 yılında Osmaniye’de doğdu. İlk eğitimini Osmaniye’nin Düziçi ilçesinde, Orta eğitimini ise Sakarya’nın Arifiye ilçesinde tamamladı. 2005 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği bölümünde lisans eğitimine başladı ve 2009 yılında mezun oldu. 2009 yılında Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı’nda yüksek lisans öğrenimine başladı.