

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**MASİF VE ÖZLÜ KAYNAK TELLERİ İLE
BİRLEŞTİRİLEN ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ**

DOKTORA TEZİ

Fatih HAYAT

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Hüseyin UZUN

Haziran 2009

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MASİF VE ÖZLÜ KAYNAK TELLERİ İLE
BİRLEŞTİRİLEN ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ


DOKTORA TEZİ


Fatih HAYAT

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Bu tez 29 / 06 /2009 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.


Doç. Dr.
Salim ASLANLAR
Jüri Başkanı


Doç. Dr.
Hüseyin UZUN
Üye


Doç. Dr.
Mustafa ACARER
Üye


Doç. Dr.
Nizamettin KAHRAMAN
Üye


Yrd. Doç. Dr.
Salim KÖKSAL
Üye

TEŞEKKÜR

Bu doktora tezinin yürütülmesi ve sonuçlandırılmasında değerli fikir ve tecrübeleriyle büyük katkı sağlayan, çalışmalarımnda her türlü yardımı gösteren ve beni yönlendiren saygıdeğer hocam sayın Doç. Dr. Hüseyin UZUN'a, şükranlarımı sunarım. Ayrıca tezin başlangıcından bu yana beni yönlendiren sayın Doç. Dr. Salim ASLANLAR, Yrd. Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL'a ve hiç bir zaman yardımlarını esirgemeyen çalışmalarımın her aşamasında istifade ettiğim sevgili hocalarım Yrd. Doç. Dr. Bilge DEMİR, Doç. Dr. Mustafa ACARER, Doç. Dr. Nizamettin KAHRAMAN, Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ ve Prof. Dr. Ercan CANDAN'a, aynı zamanda KBÜ TEF Metal Eğitimi Bölüm Başkanı Doç. Dr. Ramazan KAÇAR'a, SAÜ TEF Metal Eğitimi Bölüm Başkanı Prof. Dr. Fehim FINDIK'a, huzurlu bir çalışma ortamı sağladıkları için, Rektör Prof. Dr. Burhanettin UYSAL'a, ve KBÜ TEF Dekanı Prof. Dr. İbrahim KADI'ya teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca, SEM çalışmalarımın bir kısmı için yapmış olduğu destekten dolayı Yrd. Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI'ya, çalışmalarımna katkılarından dolayı arkadaşlarım Arş. Gör. Azim GÖKÇE, Arş. Gör. Mücahit GÖKMEN, Arş. Gör. S. Hakan YETKİN ve Arş. Gör. Erkan KOÇ'a teşekkür ederim. Deneylerim için malzeme tedarikinde yardımcı olan ASSAN Çelik adına Ekrem KARAGÖZ'e, kesim işleminde yardımcı olan Ekrem ERTENCAN'a teşekkür ederim.

Ve bu günlere gelmemi sağlayan ve bu çalışmam sırasında benden desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen saygıdeğer anne, babama ve gösterdiği destek için eşime sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Fatih HAYAT

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	viii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	x
TABLolar LİSTESİ.....	xiv
ÖZET.....	xvi
SUMMARY.....	xvii
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
GEMİ İNŞA SEKTÖRÜ.....	4
2.1. Gemi İnşa Sanayinin Önemi.....	4
2.2. Gemi İnşasında Kullanılan Başlıca Malzemeler	5
2.2.1. Gemi inşasında kullanılan çelik malzemeler.....	6
BÖLÜM 3.	
ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİ	9
3.1. Giriş	9
3.2. Çift-Fazlı Çeliklerin Üretiminde Martensitik Dönüşüm	10
3.3. Çift-Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri	16
3.3.1. Akma dayanımı özellikleri.....	16
3.3.2. Çekme dayanımı özellikleri.....	18
3.3.3. Deformasyon sertleşmesi (pekleşme).....	19
3.3.4. Dayanım-süneklik özellikleri.....	20

3.4. Martensit Hacim Oranı (MHO) ve Karbon İçeriği.....	21
3.5. Ticari Çift-Fazlı Çelik Üretim Yöntemleri.....	25
3.5.1. Sürekli tavlama esnasında çift-fazlı çelik üretimi	26
3.5.2. Kutu tavlama ile çift-fazlı çelik üretimi.....	27
3.5.3. Sıcak hadde esnasında çift-fazlı çelik üretimi	27
3.5.4. Erdemir sürekli tavlama hatları (CAL., STH).....	28
3.6. Çift-Fazlı Çeliklerin Kullanım Alanları	29

BÖLÜM 4.

KAYNAKLI BİRLEŞTİRME TEKNİKLERİ.....	32
4.1. Giriş.....	32
4.2. Çift-Fazlı Çeliklerin Kaynakla Birleştirme Yöntemleri.....	33
4.3. Gemi İnşasında Kullanılan Kaynak Yöntemleri	35
4.3.1. Örtülü elektrotlarla ark kaynağı (elektrik ark kaynağı).....	36
4.3.2. Tozaltı ark kaynağı	37
4.3.3. TIG kaynağı	38
4.3.3.1. TIG-Orbital kaynağı.....	39
4.3.4. Saplama kaynağı.....	39
4.3.5. Sürtünme karıştırma kaynağı.....	40
4.3.6. Lazer ışın kaynağı.....	40
4.3.7. MIG-MAG kaynağı.....	40
4.3.7.1. MIG-MAG kaynak yönteminin üstünlükleri.....	42
4.3.7.2. Kaynak dikişinin ağırlığı.....	42
4.3.7.3. Elektrik enerjisi tüketimi.....	43
4.3.7.4. Elektrot kaybı.....	43
4.3.7.5. Cüruf temizleme.....	43
4.3.7.6. Uygulama kolaylığı.....	44
4.3.8. Özlü tel kaynağı.....	45
4.3.8.1. Özlü tel kaynak yönteminin temel prensipleri.....	48
4.3.8.2. Özlü tel kaynak yönteminde özün görevleri.....	52
4.3.8.3. Özlü tellerin imali.....	55
4.3.8.4. Özlü tellerin tersanelerdeki kullanım alanları.....	58

BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR	60
5.1. Giriş	60
5.2. Malzemenin Kimyasal ve Mekanik Özellikleri.....	60
5.3. Deneysel İşlem Basamakları.....	61
5.3.1. Isıl işlem basamakları	62
5.3.1.1. Isıl işlemin uygulanışı	65
5.3.2. Birleştirme işlem basamakları	66
5.3.2.1. Birleştirilecek levhaların belirlenmesi.....	66
5.3.2.2. Kaynak levhalarının hazırlanması.....	67
5.3.2.3. İlave gazaltı kaynak telleri ve özellikleri.....	69
5.3.2.4. Kaynak işleminde kullanılan gazaltı kaynak makinesi ve özellikleri.....	70
5.3.2.5. Karbon eşdeğerliğinin belirlenmesi.....	71
5.3.2.6. Kaynak parametreleri.....	71
5.3.2.7. Kaynak işleminin yapılması ve ön tav sıcaklığının tespiti.....	73
5.3.2.8. Isı girdisi hesaplaması.....	73
5.3.2.9. Kaynaklı numunelerden test parçalarının çıkarılması	74
5.4. Mikroyapı Karakterizasyonu	74
5.4.1. Tarama elektron mikroskobu (SEM) ve elemental analiz incelemesi.....	75
5.5. Mikrosertlik Ölçümleri.....	75
5.6. Çekme Deneyi.....	76
5.7. Eğme Deneyi.....	77
5.8. Çentik Darbe Deneyi.....	78

BÖLÜM 6.

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	79
6.1. Martensit Hacim Oranının Belirlenmesi	79
6.2. Karbon Eşdeğeri	86
6.3. Kaynak Esnasındaki Ön Tav Isı Girdi Miktarları.....	87

6.4. Mikroyapı Karakterizasyonu	89
6.4.1. GA çeliğinin mikroyapı karakterizasyonu	89
6.4.2. Çift-fazlı çeliklerin mikroyapı karakterizasyonu.....	90
6.4.3. Özlü telle birleştirilen numunelerin mikroyapı karakterizasyonu.....	91
6.4.3.1. Özlü telle birleştirilen GA çeliği	91
6.4.3.2. Özlü telle birleştirilen çift-fazlı çelikler.....	94
6.4.4. Masif telle birleştirilen numunelerin mikroyapı karakterizasyonu.....	97
6.4.4.1. Masif telle birleştirilen GA çeliği.....	97
6.4.4.2. Masif telle birleştirilen çift-fazlı çelikler.....	98
6.5. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	103
6.5.1. GA çeliğinin mikrosertlik deneyi.....	103
6.5.2. Çift-fazlı çeliklerin mikrosertlik deneyi.....	103
6.5.3. Özlü telle birleştirilen çeliklerin mikrosertlik deneyi.....	106
6.5.3.1.Özlü telle birleştirilen GA çeliği.....	106
6.5.3.2.Özlü telle birleştirilen çift-fazlı çelikler.....	106
6.5.4. Masif telle birleştirilen çeliklerin mikrosertlik deneyi.....	108
6.5.4.1. Masif telle birleştirilen GA çeliği.....	108
6.5.4.2. Masif telle birleştirilen çift-fazlı çelikler.....	109
6.6. Çekme Deneyi Sonuçları.....	113
6.6.1. Kaynaksız GA çeliğinin çekme deneyi.....	113
6.6.2. Kaynaksız çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi.....	114
6.6.2.1. Kaynaklı GA çeliğinin çekme deneyi.....	123
6.6.2.2. Kaynaklı çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi.....	123
6.6.4. Kaynaksız numunelerin çekme deneyi SEM çalışması.....	131
6.6.5. Kaynaklı numunelerin çekme deneyi SEM çalışması.....	134
6.7. Eğme Deney Sonuçları.....	140
6.7.1. Kaynaksız GA ve çift-fazlı çeliklerin eğme deney sonuçları...	140
6.7.2. Kaynaklı GA ve çift-fazlı çeliklerin eğme deney sonuçları....	140
6.8. Çentik-Darbe Deney Sonuçları.....	142
6.8.1. Kaynaksız GA çeliğinin çentik-darbe deney sonuçları.....	142
6.8.2. Kaynaksız çift-fazlı çeliklerin çentik-darbe deney sonuçları...	142

6.8.3. Kaynaklı numunelerin çentik-darbe deney sonuçları.....	144
6.9. Çentik-Darbe Deneyi SEM Çalışması.....	147
6.9.1. GA çeliklerinin çentik-darbe deneyi SEM çalışması.....	147
6.9.2. Çift-fazlı çeliklerin çentik-darbe deneyi SEM çalışması.....	149
6.9.3. Kaynaklı numunelerin çentik-darbe deneyi SEM çalışması ...	153
BÖLÜM 7.	
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	158
7.1. Sonuçlar	158
7.2. Öneriler.....	160
KAYNAKLAR.....	161
ÖZGEÇMİŞ.....	170

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

α	: Ferrit
γ	: Östenit
M	: Martensit
P	: Perlit
B	: Beynit
C	: Karbon
σ	: Gerilme
σ_c	: Çekme mukavemeti
e_T	: Toplam uzama
s	: Parça kalınlığı
I	: Akım
$C_{eş}$: Karbon eşdeğeri
$T_{öntav}$: Ön tav sıcaklığı
MHO	: Martensit hacim oranı
HV	: Vicker's sertlik değeri
DP	: Dual phase
KTS	: Kritik tavlama sıcaklığı
ASTM	: American society for testing materials
YMK	: Yüzey merkezli kübik
HMK	: Hacim merkezli kübik
HMT	: Hacim merkezli tetragonal
IA	: Kritik tav (Intercritical annealing)
IQ	: Ara tav (Intermediate quenching)
SQ	: Kademeli tav (Step quenching)
ITAB	: Isı tesiri altında kalan bölge
YMDA	: Yüksek mukavemet düşük alaşım

HSLA	: High strength low alloy
GRADE	: Gemi saclarının kalite standardı
Ro-Ro	: (Rolling on – Rolling off) TIR taşıma gemileridir
STH	: Sürekli tavlama hatları
SMAW	: Örtülü elektrodla ark kaynağı
MAG	: Metal aktif gaz kaynağı
MIG	: Metal inert gaz kaynağı
FCAW	: Özlü telle gazaltı kaynağı
TIG	: Tungsten inert gaz kaynağı
SAW	: Tozaltı ark kaynağı
FSW	: Sürtünme kaynağı
CB&FCAW	: Seramik altık üzerine özlü tel kaynağı

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 3.1.	Çift-fazlı çeliğin şematik mikroyapısı ferrit matris içerisinde martensitin adacıklar halinde dağılımı.....	9
Şekil 3.2.	Saf demirin soğuma eğrisi.....	11
Şekil 3.3.	YMK, HMK ve HMT demir kristal yapı birim hücrelerinde karbon atomları arayer pozisyonları.....	12
Şekil 3.4.	YMK yapıdan, HMT yapıya dönüşüm esnasında martensitin birim hücresinde, (tetragonaliteye) kafes parametrelerine C miktarının etkisi.....	13
Şekil 3.5.	Martensit plakasının biçim almasında iki tür kafes deformasyonu a) Kayma b) İkizlenme	14
Şekil 3.6.	Alaşımız bir çelikte C miktarının martensitin yapısına etkisi...	14
Şekil 3.7.	(a) Düşük karbonlu çelikte iğnesel, çita (lath) martensit, (b) Yüksek karbonlu çelikte masif, levha (plate) martensit.....	15
Şekil 3.8.	Martensitin sertliğine % C oranının etkisi.....	16
Şekil 3.9.	Çift-fazlı ve klasik yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin gerilme birim şekil değişim arasındaki ilişki.....	17
Şekil 3.10.	Çeşitli çeliklerde çekme dayanımının fonksiyonu olarak % üniform uzamanın değişimi.....	20
Şekil 3.11.	%1.5 Mn'lı kritik tavllanmış çeliklerin MHO'nun kritik tavlama sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğine bağlı olarak değişimi..	22
Şekil 3.12.	Farklı çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemlerinin şematik gösterimi..	24
Şekil 3.13.	Çift fazlı çelikler için sürekli tavlama diyagramı, sıcaklık zaman çevrimi	26
Şekil 3.14.	Erdemir sürekli tavlama hatlarının şematik gösterimi.....	29
Şekil 3.15.	Otomotiv uygulamaları için soğuk haddelenmiş çelikler.....	31

Şekil 4.1.	Seramik altık üzerine özlü tel kaynağı, özlü tel elektrot ile kaynakta ark bölgesi.....	47
Şekil 4.2.	a) Kendinden gaz korumalı özlü telle kaynağı b) İlave gaz korumalı özlü telle kaynağı.....	49
Şekil 4.3.	İmal edilen tellerin şekilleri.....	55
Şekil 4.4.	Özlü tellerin üretim şeması.....	56
Şekil 5.1.	Deneylerde uygulanan ısıtma işlem şeması.....	63
Şekil 5.2.	Isıtma 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 sayısı.....	68
Şekil 5.6.	Kaynak paso sayısı.....	72
Şekil 5.7.	Kaynaklı parça üzerinden alınan test parçalarının geometrileri...	74
Şekil 5.8.	Mikrosertlik ölçümünde kullanılan numune ve ölçümün yapıldığı noktalar.....	76
Şekil 5.9.	Çekme deneyi deney numunesi boyutları.....	76
Şekil 5.10.	Kaynaklı numunelere ait çekme deney numunesi boyutları.....	77
Şekil 5.11.	Eğme deney numunesi boyutları.....	77
Şekil 5.12.	Eğme deneyi prensip şeması, a) Kapak pasodan eğme deneyi, b) Kök pasodan eğme deneyi.....	78
Şekil 5.13.	Çentik-darbe numunesi ebatları.....	78
Şekil 6.1.	Martensit hacim oranının (MHO) kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	79
Şekil 6.2.	Grade A kalitesindeki gemi sacının mikroyapısı.....	89
Şekil 6.3.	(a) 730°C (ÇFGA-730), (b) 760°C (ÇFGA-760), (c) 800°C (ÇFGA-800) ve (d) 900°C (ÇFGA-900) tavlama sıcaklıklarında Grade A çeliğinden çift faza dönüştürülmüş çeliklerin mikroyapıları.....	90
Şekil 6.4.	Gazaltı kaynak yöntemiyle özlü tel kullanılarak birleştirilen Grade A kalite gemi sacının (GA-Özlü) kaynak bölgesine ait optik mikroyapı fotoğrafları.....	92

Şekil 6.5.	Gazaltı kaynak yöntemiyle özlü tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin kaynak bölgesine ait optik mikroyapı fotoğrafları.	95
Şekil 6.6.	Gazaltı kaynak yöntemiyle özlü tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin ITAB'a ait optik mikroyapı fotoğrafları.....	96
Şekil 6.7.	Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen GA-Masif çeliğin kaynak bölgesine ait optik mikroyapı fotoğrafları.....	98
Şekil 6.8.	Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin kaynak bölgesine ait optik mikroyapı fotoğrafları.....	99
Şekil 6.9.	Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliğin ITAB'ına ait optik mikroyapı fotoğrafları.....	100
Şekil 6.10.	Özlü telle birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesinden alınan SEM görüntüleri ve EDX analizleri.....	101
Şekil 6.11.	Masif telle birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesinden alınan SEM görüntüleri ve EDX analizleri.....	102
Şekil 6.12.	Grade A çeliği ve farklı tavlama sıcaklıklarında çift-fazlı yapıya dönüştürülmüş çeliklerin mikrosertlik değerleri.....	104
Şekil 6.13.	Seramik altlıklı özlü telle birleştirilmiş numunelerin mikrosertlik değerleri.....	106
Şekil 6.14.	Seramik altlıklı özlü telle birleştirilen çeliklerin dik yönde kaynak metali mikrosertlik değerleri.....	107
Şekil 6.15.	Masif telle birleştirilmiş numunelerin mikrosertlik değerleri.....	109
Şekil 6.16.	Masif telle birleştirilen çeliklerin dik yönde kaynak metali mikrosertlik değerleri.....	111
Şekil 6.17.	Isıl işleme tabi tutularak suda su verilmiş çift-fazlı çeliklerin ve Grade A çeliğinin karşılaştırılmış çekme deneyi sonucu elde edilen gerilme % uzama eğrileri.....	116
Şekil 6.18.	MHO ile çekme ve kopma dayanım ilişkisi.....	118
Şekil 6.19.	MHO ile % uzama ilişkisi.....	119
Şekil 6.20.	Çekme numunelerinin kırılma tipleri.....	122
Şekil 6.21.	Özlü telle birleştirilmiş numunelerin çekme grafikleri.....	124

Şekil 6.22.	Masif telle birleştirilmiş numunelerin çekme grafikleri.....	125
Şekil 6.23.	Farklı tellerle birleştirilmiş numunelerin çekme mukavemetlerinin karşılaştırılması.....	127
Şekil 6.24.	Özlu telle birleştirilmiş numunelerin kırılma yüzeylerinin görünüşü, sünek kırılma tipleri.....	128
Şekil 6.25.	Masif telle birleştirilmiş numunelerin kırılma yüzeylerinin görünüşü, sünek kırılma tipleri.....	129
Şekil 6.26.	Kaynaklı numunelerin kopma bölgeleri.....	130
Şekil 6.27.	Çekme deneyi sonrasında kopan yüzeylerin SEM görüntüleri.....	131
Şekil 6.28.	Masif telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.	134
Şekil 6.29.	Özlu telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	137
Şekil 6.30.	Masif tel kullanılarak kaynak yapılmış Grade A ve çift-fazlı çeliğin eğme deneyi sonuçları.....	141
Şekil 6.31.	Masif tel kullanılarak kaynak yapılmış Grade A ve çift-fazlı çeliğin eğme deneyi sonucu elde edilen sırt yüzey fotoğrafları...	141
Şekil 6.32.	Çentik darbe deney sonuçları (Joule/mm ²).....	143
Şekil 6.33.	Özlu ve masif tellerle kaynaklanmış çeliklerin farklı sıcaklıklarda darbe deneyi grafiği.....	146
Şekil 6.34.	Grade A çeliğinin darbe çentik deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	148
Şekil 6.35.	Çift-fazlı çeliklerin darbe çentik deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	149
Şekil 6.36.	Özlu telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri...	153
Şekil 6.37.	Masif telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri.	155

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1.	Gemi yapım çelikleri.....	7
Tablo 3.1.	Tipik ticari çift-fazlı çelik kompozisyonları	26
Tablo 3.2.	Çift-fazlı çeliklerin uygulamaları.....	30
Tablo 5.1.	Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına ve Erdemir T.A.Ş'ye göre kimyasal bileşimi ve çift-fazlı çeliklerde asgari element seviyesi.....	61
Tablo 5.2.	Mekanik özellikler.....	61
Tablo 5.3.	Grade A çeliğinin kritik tavlama sınır sıcaklıkları.....	62
Tablo 5.4.	Tavlama sıcaklıkları ve numune kodları.....	64
Tablo 5.5.	Kaynak için seçilen tavlama sıcaklıkları ve numune kodları.....	65
Tablo 5.6.	Özlü ve masif kaynak telleri ile birleştirilen çelikler ve kodları...	67
Tablo 5.7.	Kullanılan ilave tellerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri.....	70
Tablo 5.8.	Gazaltı kaynak makinesinin teknik özellikleri.....	70
Tablo 5.9.	Özlü tel kullanılarak yapılan kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri.....	72
Tablo 5.10.	Masif tel kullanılarak yapılan kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri.....	72
Tablo 6.1.	Grade A, ÇFGA-715 ve ÇFGA-720 numunelerinin mikroyapı analizleri.....	81
Tablo 6.2.	ÇFGA-725, ÇFGA-730 ve ÇFGA-740 numunelerinin mikroyapı analizleri.....	82
Tablo 6.3.	ÇFGA-750, ÇFGA-760 ve ÇFGA-780 numunelerinin mikroyapı analizleri.....	83
Tablo 6.4.	ÇFGA-800, ÇFGA-830 ve ÇFGA-900 numunelerinin mikroyapı analizleri.....	84

Tablo 6.5.	Kaynak esnasında oluşan ısı girdi miktarları.....	88
Tablo 6.6.	GA çeliğinden üretilen çift-fazlı çeliklerin ve GA çeliğinin çekme deney sonuçları	114
Tablo 6.7	Özlu tel kaynaklı numunelerin çekme deney sonuçları.....	126
Tablo 6.8.	Masif tel kaynaklı numunelerin çekme deney sonuçları.....	126
Tablo 6.9.	Numunelerin -25 ve -50 °C'lerdeki darbe deney sonuçları.....	144
Tablo 6.10.	Kaynaklanmış numunelerin ITAB ve kaynak metalinin darbe deney sonuçları.....	145
Tablo 6.11.	Kaynaklanmış numunelerin -25 °C ve -50 °C'de ITAB ve kaynak metalinin darbe deney sonuçları.....	146

ÖZET

Anahtar Sözcükler: Grade A Çeliği, Çift-Fazlı Çelik, Ferrit, Martensit, Gazaltı Kaynağı, Özlü Tel Kaynağı

Bu çalışmada, % 0.125C, % 0,71Mn, % 0,149Si ve % 0,013Ni kimyasal kompozisyonuna sahip 8 mm Grade A gemi çeliği, çift-fazlı çelik yapmak amacıyla kullanılmıştır. Grade A çeliği, çift-fazlı çeliğe ısı işlem yoluyla dönüştürülerek özlü ve masif teller kullanılarak gazaltı kaynak kabiliyeti incelenmiştir. Deneysel çalışmalar 2 aşamadan meydana gelmiştir:

1. Aşama; Grade A çeliğine interkritik sıcaklıkta (A_1 - A_3 arasında) üç farklı sıcaklıkta ve A_3 'ün üstündeki bir sıcaklıkta tavlansın suda su verilmiştir. Esas numune ve ısıtım işlem görmüş numuneler üzerinde mikroyapı, çekme, darbe (+25 °C, -25 °C ve -50 °C) ve mikrosertlik deneyleri uygulanmıştır. Ayrıca SEM çalışmaları ile çekme ve çentik darbe deneyi sonucu elde edilen numunelerin kırılma yüzeyleri incelenmiştir. Isıtım işlem sıcaklığının artışıyla martensit hacim oranının artmış olduğu tespit edilmiştir.

2. Aşama; Kaynak işlemi için Grade A (GA), ÇFGA-730 (% 18MHO), ÇFGA-760 (% 35MHO), ÇFGA-800 (% 55MHO) ve ÇFGA-900 (% 100MHO) kodlu numuneler kullanılmıştır. Kaynak işlemi için orijinal numune ve 4 farklı sıcaklıkta tavlansın numuneler seçilmiştir. Gazaltı kaynak yönteminde kullanılan masif ve özlü tellerin birbirlerine olan üstünlükleri, gemi sacı ve üretilen çift-fazlı çeliklerin kaynak kabiliyetleri araştırılmıştır. Bu nedenle kaynakla birleştirilmiş numunelere mikroyapı, mikrosertlik, darbe (+25 °C, -25 °C ve -50 °C), eğme ve çekme deneyleri uygulanmıştır. SEM çalışmaları ile çekme ve çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyi yapıları ve kaynak kesit yüzeyleri incelenmiş ve EDX analizleri yapılmıştır.

PROPERTIES OF MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL OF DUAL PHASE STEEL WELDED WITH MASSIVE AND FLUX WIRE

SUMMARY

Key Words: Grade A Ship Steel, Martensite, Dual-Phase Steel, MIG/MAG Welding, Flux-Cored Arc Welding

In this study, Grade A steel with a thickness of 8 mm of the chemical composition % 0.125C, % 0,71Mn, % 0,149Si and % 0,013Ni, is used in order to constitute dual-phased steel. Grade A steel is transformed into dual-phased steel by intercritical annealing and by using flux-core (flux-core wire with ceramic base) and massive wire, it's MIG/MAG weldability is studied. The experimental procedures are constituted by 2 stages:

1st Stage; Grade A ship steel is processed by heat treatment at intercritical temperature range (A_1 - A_3 between) at three different heats and to a heat above A_3 . For that, microstructure, microhardness, impact strength (+25 °C, -25 °C ve -50 °C) and tensile tests are performed on the samples. The breaking surface structures, obtained by tensile and impact tests of SEM works, are examined.

2nd Stage; For the welding process, samples of the codes Grade A (GA), ÇFGA-730 (% 18MHO), ÇFGA-760 (% 35MHO), ÇFGA-800 (% 55MHO) and ÇFGA-900 (% 100MHO) are used. For the welding process the original sample (Grade A) and samples, annealed at four different heats, are selected. The advantages of the massive and flux-core wires which are used at MIG/MAG welding method to each other are studied. For that, microhardness, microstructure, bending, impact strength (+25 °C, -25 °C ve -50 °C) and tensile tests are performed on the samples, which are attached by welding. The breaking surface structures, welding cut surfaces, obtained by tensile and impact tests of SEM works, are examined and the EDX analysis are performed.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Günümüzde teknolojik ilerlemenin hız kazanmasıyla birlikte malzeme geliştirme çalışmaları artmıştır. Malzeme kullanan bütün endüstriyel alanlarda üreticiler, üstün özelliklere sahip hafif, dayanımı yüksek, şekillendirme kabiliyeti ve şekillendirme sonrası dayanımı iyi olan malzeme kullanmayı arzu ederler. Özellikle endüstriyel sektörlerin en önemlilerinden olan uçak, uzay, savunma sanayi, otomobil, gemi ve raylı taşımacılık alanlarında kullanılmak amacıyla hafif, dayanım/ağırlık oranı yüksek, birkaç özelliği bir arada bulunduran, üstün mekanik özelliklere sahip malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır.

Son 30-40 yıllık ekonomik yapıda krizlerle birlikte özellikle taşımacılık endüstrisinde (otomotiv, uçak vb.) taşıt ağırlığının azaltılması yakıt ve maliyet tasarrufu sağladığı için en büyük hedeflerden biridir. Özellikle enerji krizlerinin yaşandığı zamanlarda bu konu daha da ön plana çıkmaktadır. Taşıtlarda yakıt tasarrufu, motor verimi artırılarak ve/veya taşıt ağırlığını azaltarak mümkün olabilir. Yine bir enerji krizinin yaşandığı 70'li yıllarda, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA veya HSLA) çeliklerinin yerine kullanılabilecek bu çeliklerden üretilen çift-fazlı çelikler geliştirilmiştir. Dünya ticaret hacminin yaklaşık olarak % 95'inin deniz yolu taşımacılığıyla yapılıyor olması gemi endüstrisinin önemini arttırmaktadır. Gemi endüstrisinde kullanılan çelik malzemelerin kalitesini arttırmak amacıyla özellikle otomotiv endüstrisinde taşıt ağırlığının azaltılması yakıt ve maliyet tasarrufu sağladığı için kullanılan çift-fazlı çeliklerin gemi endüstrisine de adaptasyonu sağlanmalıdır. Bu şekilde daha fazla yük taşıyabilen, daha az yakıt tüketen gemiler üretileceği düşünülmektedir.

Çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerinden kritik tavlama-su verme ısıl işlemi ile üretilmektedirler. Mikroyapıları yumuşak ferrit anayapı içerisinde dağılmış martensit fazlarından oluşmaktadır. Mikroyapılarında çok az miktarda kalıntı östenit, beynit

veya perlit içerebilmelerine karşın çift-faz terimi esas fazları oluşturan ferrit ana yapı ve ikinci faz martensitten ileri gelmektedir. Bu çelikler üretildikleri YMDA çelikleri ile kıyaslandığında pek çok şartlar için ideal olarak ifade edilebilecek özelliklere sahiptirler. Bunlar sürekli akma davranışı, düşük akma dayanımı, yüksek pekleşme hızı, düzgün ve toplam uzama ve düşük akma oranı gibi özelliklerdir (Davies, 1978; Çimenoglu, 1985a; Çimenoglu, 1985b; Hayat, 2005a; Hayat, 2005b; Demir, 2003; Das, 2003; Bayram, 1999).

Günümüzde kaynak yöntemlerinin gelişmesi ve çeşitliliğinin artması sonucunda gemi yapımı için kullanılan malzemeler kadar gemi inşaatında kullanılan kaynak işlemleri de önem kazanmıştır (Asarkaya, 2006). Günümüze kadar gemi inşasında elektrik ark kaynak yöntemi geniş ölçüde kullanılmakta iken son zamanlarda yerini özlü tel gazaltı kaynağına bırakmıştır. Özlü tel elektrot ile kaynak yöntemi esas olarak MIG-MAG kaynağında olduğu gibi dolu tel yerine içi öz diye adlandırılan ve örtülü elektrotların örtüsü görevini gören bir madde ile doldurulmuş boru şeklinde elektrot kullanan bir kaynak yöntemidir. 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.

Bu çalışmada gemi inşasında sıklıkla kullanılan Grade A kalitesindeki gemi sacı kullanılmıştır. Grade A çeliğinden çift-fazlı çelik üretimini gerçekleştirebilmesi için gerekli ön çalışmalar yapılmıştır. Grade A gemi sacında çift-fazlı yapı oluşturmak amacıyla 11 farklı sıcaklıklarda tavlama yapılmış ardından su verilmiştir. Kritik tav sıcaklık aralığında yapılan deneylerin amacı martensit hacim oranının (MHO) değişiminin tespit edilmesi olmuştur. Isıl işlemler sonucunda kaynakla birleştirme işlemi için 4 farklı MHO'ya sahip çift-fazlı çelik elde edilmiştir. Grade A gemi çeliğinden çift-fazlı çelik üretmenin amacı daha hafif ve mekanik özellikleri daha iyi malzeme üretmek olmuştur. Grade A gemi sacı ve üretilen çift-fazlı çelikler mikroyapı, mikrosertlik darbe ve çekme deneylerine tabi tutulmuştur. Üretilen çift-

fazlı çelikler ve Grade A gemi sacı gemi endüstrisinde yoğun bir şekilde kullanılan masif gazaltı teli ve kullanımını son yıllarda ağırlık kazanmaya başlayan özlü telle birleştirilmiştir. Grade A eliği ve çift-fazlı çeliklerin masif tel ve özlü tel kaynak kabiliyetleri incelenmek istenmiş ve gazaltı kaynak telleri karşılaştırılmaya çalışılmıştır. Bu amaçla birleştirilen levhaların çekme mukavemeti, eğme özellikleri, darbe mukavemeti, mikrosertlik özellikleri, mikroyapı karakterizasyonu, SEM ve EDX analizleri yapılmıştır.

BÖLÜM 2. GEMİ İNŞA SEKTÖRÜ

2.1. Gemi İnşa Sanayinin Önemi

Gemi, öngörülen bir görevin yerine getirilmesi için imal edilmiş hareketli bir su üstü veya su altı aracıdır. Dünya ticaret hacminin yaklaşık olarak % 95'inin deniz yolu taşımacılığıyla yapılıyor olması, teknik ve ekonomik yönden ömürlü yapılar olan gemilerin önemini açıkça ortaya koymaktadır (DPT, 2000; DPT, 2007).

Denizcilik sektörü birim taşıma maliyeti olarak alternatiflerine (kara yolu, demir yolu ve hava yolu taşımacılığı) nazaran ucuz olması, mal zaiyatının daha az olması, miktar ve ebat olarak bir defada daha çok yük taşınması vb. sebeplerle ülkeler arası ticarete en çok tercih edilen yoldur (Chrzanowski, 1978; Stopford, 1997). Denizcilik sektörü ticari taşımacılık açısından değerlendirildiğinde en önemli ve stratejik taşımacılığa sahiptir.

Türkiye'de 2007 yılı itibari ile 62 adet tersane bulunmaktadır. Sektör; yatlardan mega yatlara, yelkenlilerden balıkçı teknelerine, kimyasal tankerlerden kuru yük gemilerine, çok geniş bir ürün yelpazesine sahiptir. Ayrıca, gemi bakım ve onarım hizmeti de sektörün önemli gelir kaynaklarından. Yeni gemi inşa faaliyetleri ile 1.5 milyar dolar, bakım onarım faaliyetleri ile 1 milyar dolar olmak üzere toplamda 2.5 milyar dolar döviz girdisi sağlanıyor (Uyanık, 2007).

Türkiye'de 2009 yılı itibariyle tersane sayısının 123'e çıkması hedeflenmektedir (İHA, 2007). Türk gemi inşa sektörü artan üretim kapasitesiyle beraber gittikçe artan bir ihracat potansiyeline sahiptir. Sektörün ürünlerini pazarladığı başlıca dış pazarlar; A.B.D., Malta, İtalya, Almanya, İsveç, Cezayir ve İngiltere'dir (Uyanık, 2007). Gemi inşa sektörünün Türkiye'ye kazandırdığı faydaları şu şekilde özetleyebiliriz; (1) döviz kazanımı, (2) yabancı sermayenin davete sebep olması, (3) teknoloji transferi

yapılmasına fırsat vermesi, (4) Deniz Ticaret Filosunu desteklemesine katkı sağlaması, (5) istihdam alanı sağlamasıdır.

Ayrıca gemi inşa sanayi, çelik sanayi, makine imalat sanayi, elektrik-elektronik sanayi, boya sanayi ve lastik, plastik sanayi gibi pek çok sanayi kollarınca da beslenen bir sanayi dalı olması sebebiyle çok yönlü katkı sağlmasına da öncülük etmektedir (Uyanık, 2007).

Ekonomik getirisinin oldukça yüksek olduğu gemi inşa sektöründe maliyetlerin azalmasına katkı sağlayan çalışmalar büyük önem arz etmektedir. Dolayısıyla bu çalışmanın da gemi inşa sektöründe maliyetlerin azalmasına ve yük taşıma kapasitesinin artmasına katkı sağlaması hedeflenmiştir.

2.2. Gemi İnşasında Kullanılan Başlıca Malzemeler

Gemi inşa sanayi, çelik sanayi, makine imalat sanayi, elektrik-elektronik sanayi, boya sanayi ve lastik-plastik sanayi gibi pek çok sanayi kollarınca da beslenen bir sanayi dalı olması münasebetiyle çok yönlü bir alandır (DPT, 2000). Bir gemi, yüzen bir tesis veya fabrika olarak düşünülebilir. Dolayısıyla, gemi inşasında kullanılan malzemeler akla gelebilen malzemelerin tümünü kapsayabilir. Prensip olarak ticaret gemilerinin ana malzemesi çeliktir. Konstrüksiyon ağırlığının önem kazandığı gemilerde alüminyum veya elyaf takviyeli plastik kullanılır (Ay, 2003). Tarihsel olarak ilk gemiler ahşaptan yapılmış olup, bu gün de gezinti teknelerinin önemli bir bölümü kısmen veya tamamen ahşaptan yapılmaktadır. Ayrıca yüzen havuzların dip kısımları, bazı dubalar ve dibe oturan açık deniz petrol platformlarının konstrüksiyonlarında takviyeli beton kullanılmış ve kullanılmaya devam etmektedir. Ahşap, çelik, cam takviyeli plastik, betonarme gibi değişik malzemelerin kullanımı teknik olarak mümkündür. Gemilerin yapıldığı ve tamir edildiği tersanelerde başlıca şu malzemeler kullanılır:

1. Metaller (ağırlıklı olarak çelikler, paslanmaz çelik, alüminyum alaşımı ve diğer malzemeler)
2. Ahşap

3. Suni maddeler ve yardımcı malzemeler (Betonarme vb.).

2.2.1. Gemi inşasında kullanılan çelik malzemeler

Gemi inşasında en yaygın kullanılan malzeme çeliktir. Başlangıçta gemi derecelendirme topluluğu çelikler için çeşitli sınıflandırmalar yapmıştır. Fakat 1959'da ana topluluk gereksinimleri karşılamak ve standardizasyonu sağlamak amacıyla anlaşmaya varmıştır (Eyres, 2001). Günümüzde gemi yapım endüstrisinde akma sınırı 235 N/mm^2 olan 5 farklı kalitede çelik kullanılmaktadır. Gemi inşasında kullanılan bu çelikler Grade A, B, C, D ve E çelikleri olarak sınıflandırılmış olup ve Lloyd's Register denetimi doğrultusunda kullanılmaktadır. Gemi inşaatında genelde kullanılan çelik; fiyat, özellik ve bulunabilirlik yönünden uygun olan "yumuşak çelik" malzemedir. Grade A çeliği yumuşak çeliktir ve gemi inşasında yoğun bir şekilde kullanılmaktadır.

Grade B çeliği yumuşak çelik sınıfına girmektedir ve Grade A çeliğinden daha iyi kalitededir. Soğuk ve sıcak şekil vermeye ve kaynağa uygun olan bu malzemenin servis sıcaklıklarında mekanik özelliklerinde önemli bir değişme gözlenmez. Ancak çok düşük sıcaklıklarda darbe sertliğini kaybeder, kırılgenlik kazanır. Bir çeliğin gemi inşasında kullanılabilmesi için gemiyi belgeleyecek klâs kurumunca denetlenmiş, test edilmiş ve damgalanmış olması gerekir. Gemilerde kritik bölgelerde kullanılan Grade B sacları daha kalın levhalar halinde üretilmektedir. Grade C, D ve E klas çelikleri çentik dayanımında artış sağlamaktadır. Grade C çelik sınıflandırılması Amerikan bürosu tarafından kullanılmaktadır (Ay, 2003; Eyres, 2001). Akma sınırı 315 N/mm^2 olan A32, D32 ve E32 kalite yüksek mukavemetli çelikler, akma sınırı 355 N/mm^2 olan A36, D36 ve E36 kalite yüksek mukavemetli ile akma sınırı 390 N/mm^2 olan A40, D40 ve E40 kalite yüksek mukavemetli çeliklerdir (Eyres, 2001). Ülkemizdeki gemi imalatında kullanılan malzemeleri genellikle Erdemir T.A.Ş. üretmektedir. Gemi imalatında kullanılan ve Erdemir T.A.Ş. tarafından üretilen çelik sac türleri Tablo 2.1'de verilmiştir.

Genelde gerilmelerin yüksek olduğu büyük tanker, konteynır ve büyük (kuru) yük gemilerinde ağırlığın önemli olduğu savaş gemileri, ro-ro feri ve yolcu gemileri gibi

konstrüksiyonlarda yüksek gerilme mukavemetli çelikler tercih edilir. Böylece daha mukavemetli çeliklerin kullanılmasıyla geminin güverte, gövde ağırlığı düşürülmektedir (Eyres, 2001).

Tablo 2.1. Gemi yapım çelikleri (Erdemir T.A.Ş. ürün kataloğu, 2007).

Erd.Kal.No	Uluslararası Std.	Std. Kar. Kalite	Ürün Grubu
GRADE A			
3701	ABS-P2-96	Gr. A	Sıcak Haddelenmiş
GRADE A (Yüksek dayanımlı Gemi yapım çelikleri)			
3732	ABS - P2 – 2004	AH 32	Sıcak Haddelenmiş
3736	ABS - P2 – 2004	AH 36	Sıcak Haddelenmiş
GRADE B			
3702	ABS-P2-96	Gr. B	Sıcak Haddelenmiş
GRADE C			
-	-	-	-
GRADE D			
6704	ABS-P2-96	Gr. D	Sıcak Haddelenmiş
GRADE D (Yüksek dayanımlı Gemi yapım çelikleri)			
4732	ABS - P2 – 2004	DH 32	Sıcak Haddelenmiş
4736	ABS - P2 - 2004	DH 36	Sıcak Haddelenmiş
GRADE E			
6705	ABS - P2 - 2004	Gr. E	Sıcak Haddelenmiş
GRADE E (Yüksek dayanımlı Gemi yapım çelikleri)			
5732	ABS - P2 - 2004	EH 32	Sıcak Haddelenmiş
5736	ABS - P2 - 2004	EH 36	Sıcak Haddelenmiş
GRADE F			
-	-	-	-
GRADE F (Yüksek dayanımlı Gemi yapım çelikleri)			
6732	ABS - P2 - 2004	FH 32	Sıcak Haddelenmiş
6736	ABS - P2 - 2004	FH 36	Sıcak Haddelenmiş

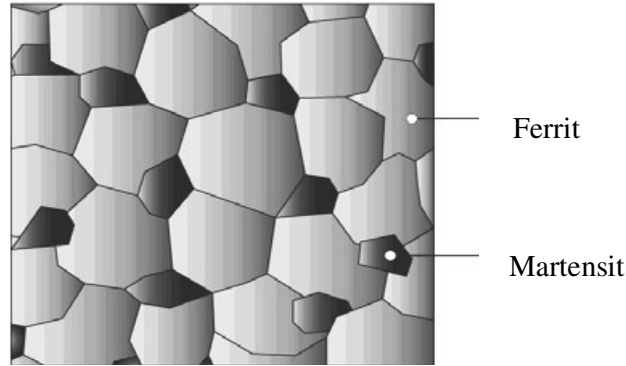
Gemi inşasında kullanılan diğer bir çelik ailesi ise yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerdir. Bu çelikler yüksek dayanım, şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik, tokluk, mukavemet vb. özelliklerinin iyileştirilmesi için geliştirilmiştir. Kimyasal bileşimlerinde bazı değişiklikler yapılarak ve mikro alaşımlama (Ti, Nb, V gibi) teknikleri ile ve ısıtma veya termomekanik işlemlerle malzeme mikro yapısı ve dağılımı kontrol edilmiş “Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı Çelikler, YMDA” (High Strength Low Alloy, HSLA) çeliklerdir.

Bu eliklerin ağırlık-mukavemet oranlarının dışık olması gemi yapımında tercih edilme nedenlerinden bir tanesidir. Dolayısıyla eliklerin özellikleri ne kadar iyileştirilirse bu oran o nispette azalacaktır. Yapılan bu çalışmanın bir amacı da ağırlık-mukavemet oranı dışık çift-fazlı elik üretmektir.

BÖLÜM 3. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİ

3.1. Giriş

Çift-fazlı çelikler, mikro yapılarında ferrit matrisi içerisinde adacıklar şeklinde martensit parçacıkları içeren az karbonlu, az alaşımlı veya alaşımsız yüksek dayanımlı (YMDA) gelişmiş çelik türleridir. Yapılarında ferrit ve martensit fazını bir arada bulduklarından dolayı hem yüksek mukavemet hemde yüksek süneklığe sahiptirler (Şekil 3.1). Yapıda bulunan ferrit (α) fazı yüksek süneklilik sağlarken, martensit (M) fazı ise sertlik ve mukavemeti arttırmaktadır (Davies, 1978; Çimenoğlu, 1985a; Jiang, 1995; Bayram, 1999; Sun, 2002; Demir, 2003; Das, 2003; Hayat, 2005a; Hayat, 2005b; Abouei, 2007; Meng, 2008).



Şekil 3.1. Çift-fazlı çeliğin şematik mikroyapısı ferrit matrisi içerisinde martensitin adacıklar halinde dağılımı.

İdeal çift-fazlı çelik özellikleri için, ticari çift-fazlı çeliklerde en fazla % 0.3 C ve % 15-25 martensit hacim oranı (MHO) arzu edilir. Soğutma sonrasında ikinci fazı oluşturan martensit haricinde beynit, perlit veya kalıntı östenit gibi fazların oluşması ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin elde edilememesine sebep olur. Dolayısıyla ideal çift-fazlı çelik özelliklerini sağlamak için kimyasal içeriğinin yanında, üretim

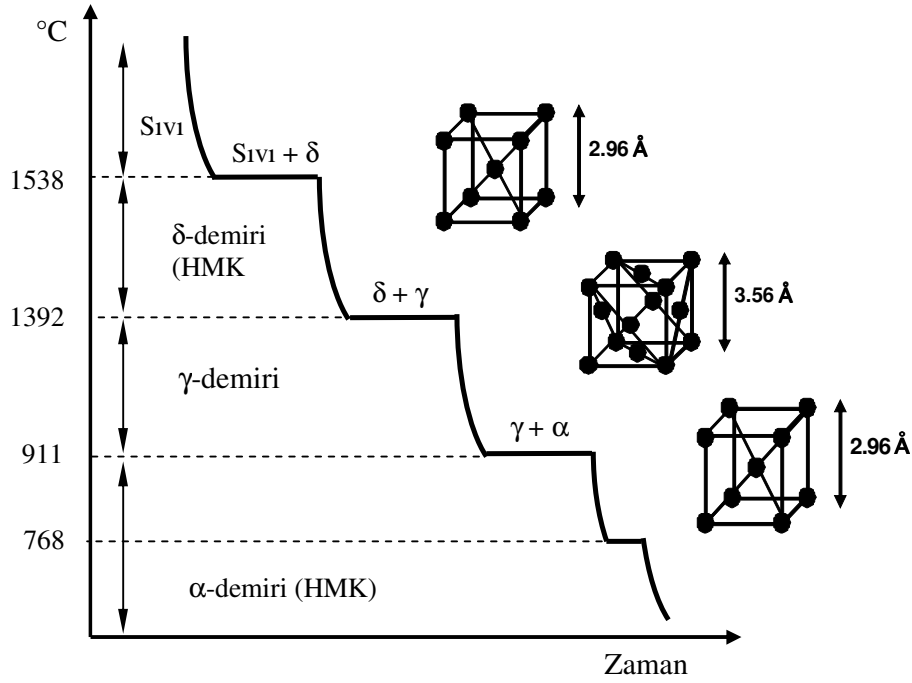
şartlarının ve ısıtma işlem süreçlerinin belirlenmesi gereklidir (Davies, 1978; Coldren, 1980; Avtar, 1986; Pradhan, 1997).

Çift-fazlı çelikler Fe-Fe₃C denge diyagramı üzerindeki, A₁ ile A₃ eğrileri arasındaki, iki fazlı ($\gamma+\alpha$) kritik bölgede ısıtma işlem gören çeliğin yapısındaki östenitin martensite dönüşümünü sağlayacak hızda soğutulması ile elde edilir (Hayat, 2005a; Demir, 2003). Mikroyapıları; yumuşak ferrit, anayapı içerisinde dağılmış martensit fazlarından oluşmaktadır. Mikroyapılarında çok az miktarda kalıntı östenit, beynit veya perlit içerebilmelerine karşın çift-faz terimi esas fazları oluşturan ferrit ana yapı ve ikinci faz martensitten ileri gelmektedir. Bu çelikler üretildikleri YMDA çelikleri ile kıyaslandığında pek çok şartlar için ideal olarak ifade edilebilecek özelliklere sahiptirler. Bunlar sürekli akma davranışı, düşük akma dayanımı, yüksek pekleşme hızı, uzama ve düşük akma oranı gibi özelliklerdir (Rashid, 1976; Hayami, 1977; Davies, 1978; Rashid, 1979; Avtar, 1986).

Özellikle otomotiv endüstrisinde taşıt ağırlığının azaltılması, yakıt ve maliyet tasarrufu sağladığı için en büyük hedeflerden biridir (Mohamed, 2003). Enerji krizlerinin yaşandığı zamanlarda bu konu daha da ön plana çıkmaktadır. Yine bir enerji krizinin yaşandığı 1970'li yıllarda, yüksek mukavemetli düşük alaşımli (YMDA veya HSLA) çeliklerinin yerine kullanılacak bu çeliklerden üretilen çift-fazlı çelikler geliştirilmiştir. Akma mukavemetinin çekme mukavemetine oranı düşük ve biçimlenebilme kabiliyeti yüksek olan çift-fazlı çelikler, yüksek "mukavemet/ağırlık" parametrelerine sahip olduklarından, taşıt ağırlığını ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmak amacıyla otomotiv sanayinde kullanılmaktadır (Hayami, 1977; Davies, 1978; Çimenoğlu, 1984; Bimal, 1999; Tarigopula, 2008).

3.2. Çift-Fazlı Çeliklerin Üretiminde Martensitik Dönüşüm

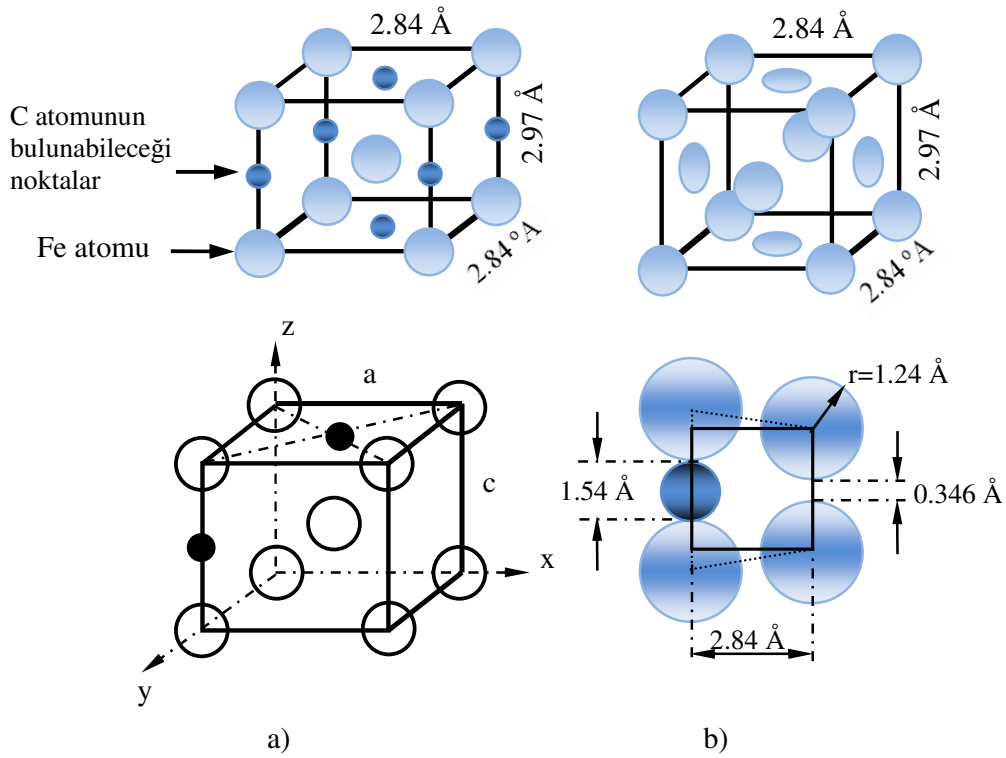
Demir allotropik bir metaldir ve farklı sıcaklıklarda farklı yapılar gösterir (Şekil 3.2). Demir karbon alaşımlarında martensit, difüzyonsuz katı hal dönüşümünün bir sonucu olarak oluşan bir fazdır. Reaksiyon difüzyona bağımlı olmadığı için martensitik reaksiyon atermaldir. Reaksiyon zamana değil sadece sıcaklığa bağımlıdır.



Şekil 3.2. Saf demirin soğuma eğrisi.

Çift-fazlı yapı $\alpha + P \rightarrow$ tavlama $\rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow$ hızlı soğutma $\rightarrow \alpha + M$ dönüşümüyle gerçekleşir. Ferritli perlitli çelik belirlenen kritik sıcaklığa ısıtılır ve yeterince bu sıcaklıkta bekletilir. Bu durumda çeliğin mikro yapısı ferrit ve östenitten ibarettir. Ardından martensit oluşturabilecek bir hızla soğutulur. Sonuç mikro yapı ferrit + martensitten oluşur. Bu şekilde üretilen çift-fazlı çeliğe kritik sıcaklık çift-faz çeliği denir.

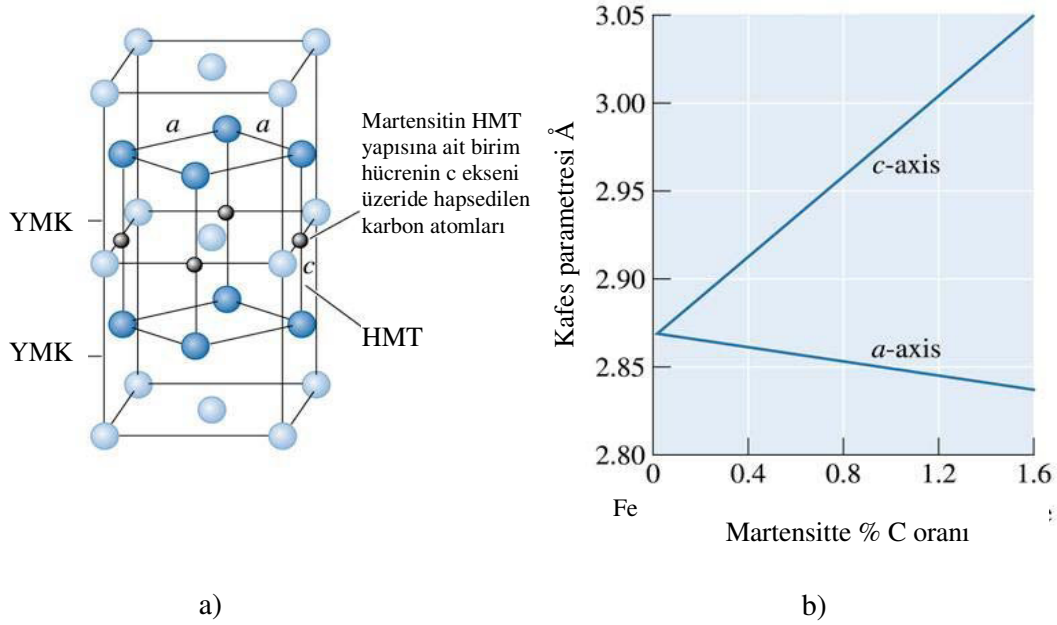
YMK yapıda daha az sayıda, ancak daha geniş arayer boşlukları mevcuttur. Östenitik yapıda arayer büyüklüğü $0.41 \times R_{Fe}$ iken ferritik yapıda, $0.29 \times R_{Fe}$ 'dir. Dolayısıyla, östenit ferritten çok daha fazla karbonu çözebilir. Yavaş soğutma sırasında östenit ferrite dönüşürken, C difüzyon ile sementit (Fe_3C) fazını oluşturur. Fakat hızlı soğumada C, yayınma (difüzyon) için zaman bulamaz ve ferrit içerisinde hapsolür. Yayınamayan C atomları hacim merkezli kübik yapıyı gererek hacim merkezli tetragonal yapıya dönüşmesine sebep olur. Bu yapıya martensit adı verilir (Şekil 3.3). Martensit çok serttir ve iğnemsî bir görünüşe sahiptir.



Şekil 3.3. YMK, HMK ve HMT demir kristal yapı birim hücrelerinde karbon atomları arayer pozisyonları.

Dönüşüm esnasında HMK yapı bir doğrultuda yapısı bozularak, elementel hücrenin c eksenini a ve b eksenlerine göre büyütür. a demirinin kübik elementel hücresindeki her üç ayrıt eşit uzunlukta iken tetragonal martensitte c eksenini boyunca yerleşmiş karbon atomlarından dolayı ayrıt büyümesi olur. Martensitik dönüşümü ile ilgili en basit yaklaşım Bain tarafından önerilmiştir.

Şekil 3.4.a'da YMK yapıdan HMT oluşumu görülmektedir. Yapıda deformasyon meydana gelmiştir. Böyle bir uzama ve sıkışma homojen gerçekleşir.

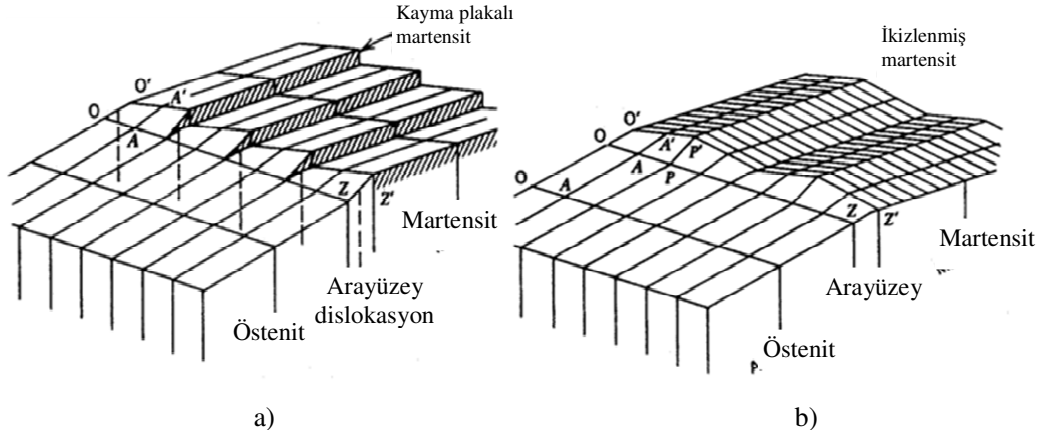


Şekil 3.4. a) YMK yapıdan, HMT yapıya dönüşüm esnasında martensitin birim hücresi, b) (tetragonaliteye) kafes parametrelerine C miktarının etkisi.

Tetragonalite olarak belirtilen c 'nin a 'ya oranı, karbon miktarına bağlıdır ve yaklaşık olarak şu bağıntıyla belirlenebilir (Topbaş, 1993);

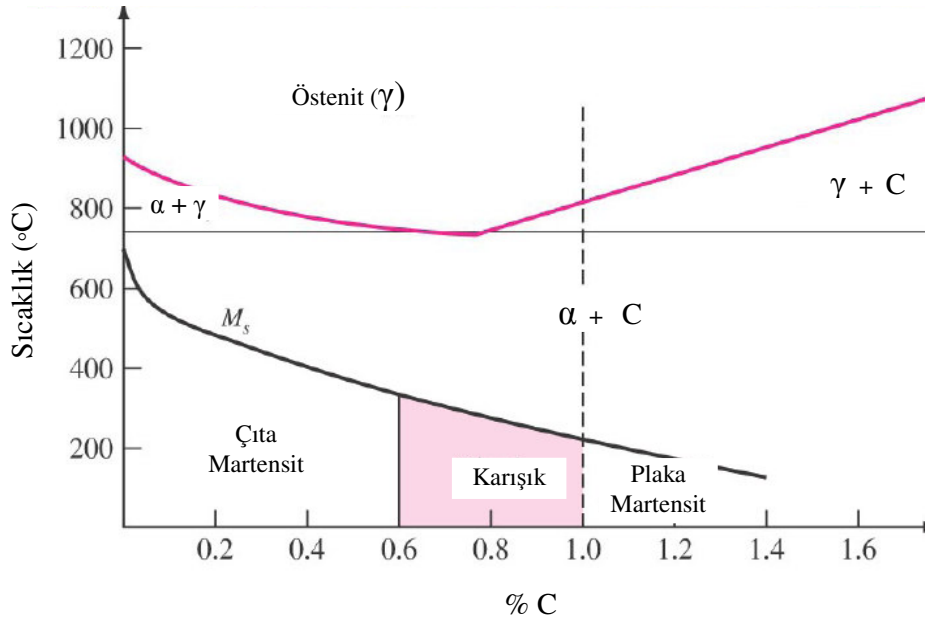
$$c/a = 1 + 0.045 \times \% C \quad (\text{Roberts, 1953; Winchell, 1962}) \quad (3.1)$$

Burada % C ağırlık olarak karbon miktarını belirtmektedir. Şekil 3.4.a'da kafes parametrelerinin C miktarıyla değişimi görülmektedir. Fe-C alaşımlarında YMK östenit kafesinin HMT martensit kafesine dönüşmesinin genel bir yaklaşımla ifade edilmesi istenirse, olay karmaşık kayma ve diğer şekil değişimi mekanizmaları ile oluşan difüzyonsuz bir katlanma olayı olarak belirtilebilir. Martensitin yapıda sertlik artar. Martensitik yapının sertliğini sağlayan bu plastik deformasyonun yoğunluğu ($0.3-0.9 \times 10^{12} \text{ cm/cm}^3$) ve diğer kristal hata yoğunluklarıdır. Bu plastik şekil değişimlerinin oluşum mekanizmaları ve martensit plakasının kayma ve ikizlenme ile deformasyonu Şekil 3.5'de gösterilmiştir (Topbaş, 1993).



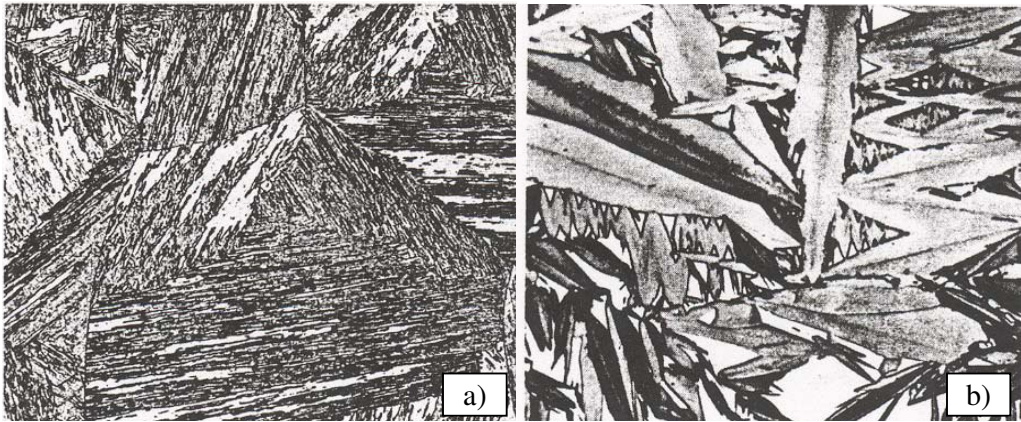
Şekil 3.5. Martensit plakasının biçim almasında iki tür kafes deformasyonu a) Kayma b) İkizlenme.

Genel olarak % 0.1-0.6 C bileşimindeki çeliklerde kurasız dislokasyonlu ve martensitteki karbon miktarı düşük yan yana dar düzlemlerin demetinden oluşan çıta (lath) şeklinde büyür (Şekil 3.6). Bu martensit çok sert değildir. % 0.6-1.0 C bileşimindeki çeliklerde substrüktürlü ve kısmen ikiz yapılı karışık martensit, % 1,0-1.8 C bileşimindeki çeliklerde yüksek karbon içerdiğinde, levha, masif (plate) martensit oluşur.



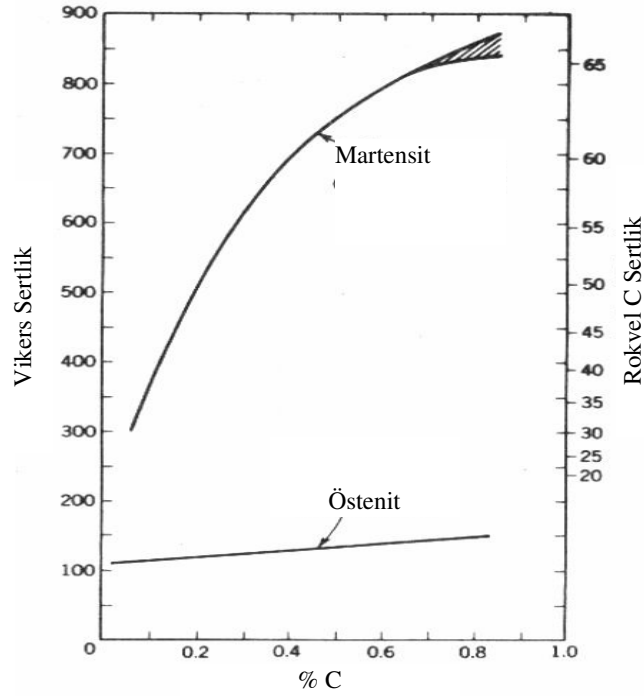
Şekil 3.6. Alaşımız bir çelikte C miktarının martensitin yapısına etkisi.

Ayrıca grafikte martensit dönüşümünün başladığı M_s sıcaklığının C miktarı ve sıcaklıkla değişimi verilmiştir. Düşük karbon (C) miktarlarında M_s sıcaklıkları çok yüksektir ve % 0.0017 karbonlu demir için yaklaşık 750 °C kadardır. Martensit dönüşümünün başladığı M_s sıcaklığı soğuma hızına bağımlı değildir, ancak yükselen karbon ve alaşım elementi miktarıyla çok düşer (Şekil 3.6). Özellikle düşük karbon miktarlarında martensit dönüşümünün başladığı sıcaklık, bittiği sıcaklığa göre çok hızlı azalmaktadır. Yüksek karbon miktarlarında ise dönüşümün bittiği sıcaklık neredeyse sabit kalmaktadır.



Şekil 3.7. (a) Düşük karbonlu çelikte iğnesel, çıta (lath) martensit, (b) Yüksek karbonlu çelikte masif, levha (plate) martensit (Metals Handbook, 1973).

Şekil 3.8'de görüldüğü gibi martensitin sertliğinde C miktarı etki etmektedir ve C oranı arttıkça martensitin sertliği artmıştır. Çift-fazlı yapının üretimi sırasında yapı östenitin martensite dönüşümü sonucu hacimce büyümekte ve çevresindeki matris durumda bulunan ferrit fazını zorlayarak ferritte bölgesel gerilmeler oluşturmakta ve çarpılmalar meydana getirmektedir (Rashid, 1979; Demir, 2004). Bu yapı nedeniyle genel olarak, eşit çekme mukavemetindeki ferrit+perlit mikroyapısındaki çeliklerden (HSLA veya karbon çelikleri) daha yüksek sünekliğe 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 (Nam, 1999; Sun, 2002).



Şekil 3.8. Martensitin sertliğine % C oranının etkisi.

3.3. Çift-Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri

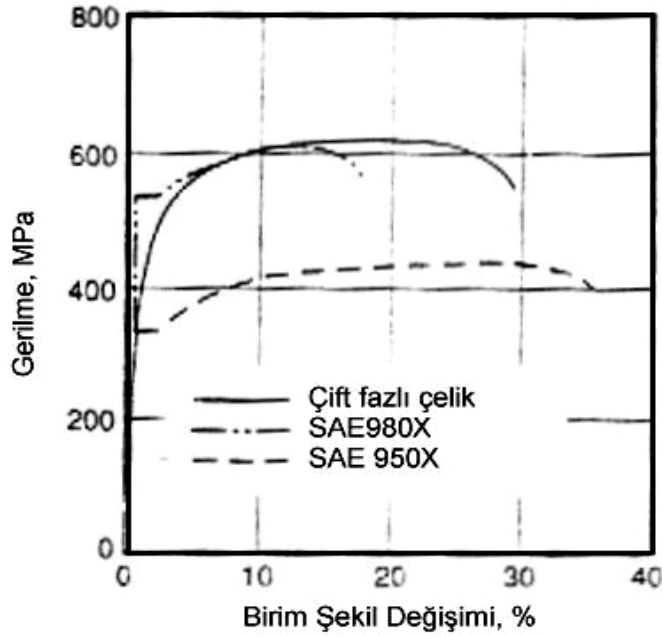
Çift-fazlı çeliklerin sahip olduğu önemli özellikler şunlardır: a) sürekli akma davranışı, b) düşük akma/çekme dayanımı oranı, akma oranı c) yüksek çalışma sertleşmesi oranı, d) yüksek düzeyde üniform toplam uzamadır (Rao, 1983; Hillis, 1998).

Çift-fazlı çelikler kolay şekillendirilebilirliği, yüksek pekleşme oranı, yüksek dayanım ve yüksek süneklik özelliğine sahiptir. Sahip olduğu bu üstün özellikler, çift-fazlı çelikleri özellikle otomotiv sanayinde kullanılan önemli malzeme türlerinden biri yapmıştır.

3.3.1. Akma dayanımı özellikleri

Çift-fazlı çeliklerde, çekme deneyi sonuçlarından elde edilen gerilim-gerinim diyagramları incelendiğinde, akma bölgesi belirgin olarak görülmez ve akma

dayanımı düşüktür. Çift-fazlı çeliklerin bu özellikleri düşük alaşımlı yüksek dayanımlı çeliklerle mukayeseli olarak Şekil 3.9'da verilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin belirgin akma bölgesi göstermemeleri ve akma dayanımlarının düşük değerlerde olmasının nedeni $\alpha+\gamma \rightarrow \alpha+M$ dönüşümü esnasında oluşan hacim büyümesi sonucunda ferrit tanelerinde ortaya çıkan iç uzama enerjileri ve oluşan serbest dislokasyonların varlığıdır (Davies, 1978).



Şekil 3.9. Çift-fazlı ve klasik yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin (YMDA) gerilme birim şekil değişimi arasındaki ilişki (Bolvadin, 1991).

Diğer bir ifadeyle Rashid (1977), sürekli akma davranışına sebep olarak, östenitin martensite dönüşümü sırasında görülen % 2-4 civarındaki hacim büyümesinin neden olduğu deformasyondan dolayı, martensite sınır ferrit bölgelerinde oluşan yüksek yoğunluğa sahip hareketli dislokasyonlar ve kalıntı iç gerilmeleri göstermiştir. Sonuç olarak akma, ferrit içinde birçok bölgede gerçekleşir ve Şekil 3.9'da görüldüğü gibi süreksiz akma engellenir (Bolvadin, 1991).

Akma gerilmesi, martensit hacim oranına bağlı olarak doğrusal bir değişim gösterir ve martensit fazının karbon içeriğine bağlı değildir (Davies, 1978). Çift-fazlı

çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını MHO'nın bir fonksiyonu olarak, Davies tarafından şu formüllerle belirlenmiştir:

$$\sigma_{0.1} = 103 + 11.1 \%MHO \text{ (MPa)} \quad (3.2)$$

$$\sigma_{0.2} = 172 + 15.5 \%MHO \text{ (MPa)} \quad (3.3)$$

$$\sigma_{\epsilon} = 285 + 8.3 \%MHO \text{ (MPa)} \quad (3.4)$$

Çift-fazlı çelikleri üstün kılan optimum dayanım süneklik değerlerini elde edebilmek için MHO değerinin % 15-25 civarında ve malzemenin karbon içeriğinin % 0.3'ten az olması istenir. Çift-fazlı çeliklerin dayanımlarını artırabilmek amacıyla östenitin miktarını ve sertleştirilebilirliğini artırıcı alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo, V, Ni vb.) ile alaşımlandırılması gereklidir. Bununla birlikte bulunan alaşım elemanları ferritin saflığını bozmayacak miktarlarda olmalıdır (Giordano, 1991). Çift-fazlı çeliklerin akma ve çekme dayanımları üzerine MHO, martensit morfolojisi ve karbon içeriği baskın olmakla birlikte ferrit fazı özellikleri de etkilidir. Faz hacim oranları ve özellikleri kontrol edilerek, çift-fazlı çeliklere arzu edilen dayanım değerleri kazandırılabilir.

3.3.2. Çekme dayanımı özellikleri

Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımına etki eden mikroyapı elemanları, düşük dayanımlı ferrit ve yüksek dayanımlı martensit fazları ve bu fazların morfolojileridir. Çift-fazlı çeliklerin dayanımına esas etkiyi martensit fazı yapmaktadır. Çekme dayanımı martensit hacim oranına bağlı olarak doğrusal şekilde değişmektedir. Martensit hacim oranı ise, östenitleme sıcaklığının dışında, östenit fazının sertleşebilirliğine bağlıdır. Östenit fazının sertleşebilirliği sadece karbon miktarına bağlı ise, A₃ sıcaklığına yaklaştıkça, östenit fazındaki karbon miktarı azalacak ve martensit harici östenit dönüşüm ürünleri ortaya çıkabilecektir. Bu ise çekme dayanımında azalmaya sebep olacaktır (Davies, 1978).

Kim ve Thomas (1981) çift-fazlı çeliklerin çekme özelliklerine etki eden faktörleri aşağıdaki gibi ifade etmişlerdir.

- a. Ferrit ve martensitin özellikleri
- b. Ferrit ve özellikle martensit (ikinci faz) morfolojisi
- c. Martensit hacim oranı ve martensitin karbon içeriği

Bunların durumunu ise; alaşım elementleri, kritik tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğutma hızı belirlemektedir.

Davies (1979), % 0.2 P ve % 2 Si alaşımlı çelikler üzerinde yaptığı çalışmada % 2 Si katılmasını çift-fazlı çeliklerde iyi düzeyde dayanım-süneklik özelliği kazandırdığını belirtmiştir. % 0.2 P ve % 2 Si alaşımına sahip çift-fazlı çelikler klasik yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerle kıyaslandığında daha fazla ve düzgün toplam uzamaya sahiptirler. Bunu Si ve P elementlerinin ferrit fazının saflığını bozmadan ferriti katı eriyik olarak mukavemetlendirmesi sağlamaktadır. Si ve P karbon atomlarının aktifliğini artırarak ferritten difüzyonu kolaylaştırır. Si aynı zamanda M/α arayüzeyinde karbür oluşmasını önler. Sarwar ve diğerleri (2007), yaptıkları çalışmada çift-fazlı çeliğin çekme özellikleri üzerine yeni ferritin etkisini incelemiştir. Martensit miktarı sabit tutulduğunda yeni ferritin malzemenin sünekliğini artıracak fakat mukavemetini belirgin bir şekilde düşüreceğini belirtmişlerdir.

Çift-fazlı çelikte haddelenmeyen malzemede martensit etrafında oluşan yeni ferrit sünekliği iyileştirirken çekme mukavemetini düşürür. Ancak sıcak haddelenen malzemede eski ve yeni ferritin morfolojisi değişir ve yeni ferrit sünekliği ekstra artırır. Çift-fazlı çelikler uygulanan temperleme, ön deformasyon sonrası temperleme, aşırı yaşlandırma veya deformasyon yaşlanması işlemleri sonucunda belirgin bir akma noktası göstermektedirler. Bu işlemler sonucu akma ve çekme dayanımları da artmaktadır (Mould, 1977; Davies, 1978; Çimenoğlu, 1985a).

3.3.3. Deformasyon sertleşmesi (pekleşme)

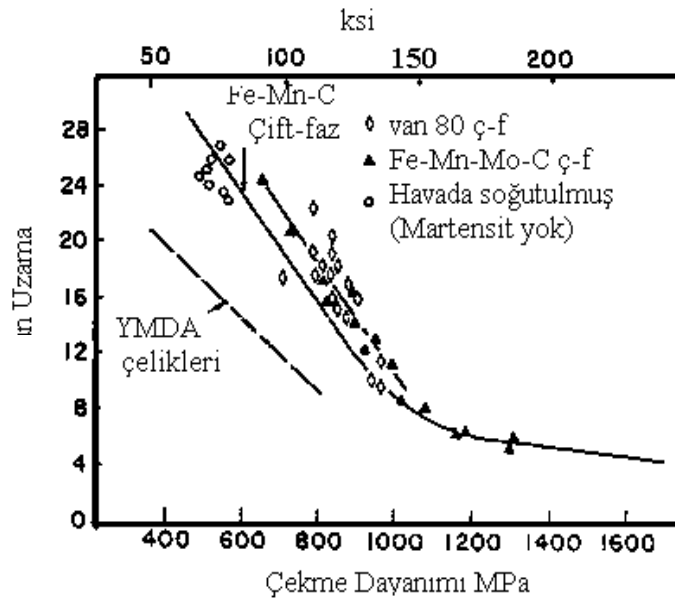
Çift-fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler (Tomita, 1990). Çift-fazlı çeliklerin yüksek deformasyon sertleşmesi hızına sebep olarak martensit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içinde bulunan ve çok sayıdaki hareketli

dislokasyonlar gösterilmektedir (Paruz, 1989).

Çekme sırasında deformasyonun henüz erken aşamasında, kalıntı gerilmeler yok olurken dislokasyonların kesişmesi veya arayüzeyin engellenmesi sonucu dislokasyonların hareketi önlenir. Deformasyonun devamı için gerekli yeni dislokasyonların oluşumu ve dislokasyonların tırmanması için gerilmenin artırılması gereklidir. Artan gerilme ile şekil değişimi de artacaktır (Speich, 1979).

3.3.4. Dayanım-süneklik özellikleri

Çift-fazlı çeliklerin tercih edilme sebebi aynı dayanım değerlerine sahip düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çeliklerden daha yüksek süneklik özelliği göstermeleridir (Rashid, 1976). YMDA çeliklerin toplam uzama değerleri % 18 iken çift-fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri % 28'e kadar çıkabilmektedir (Hayami, 1975). Dolayısı ile çift-fazlı çeliklerin şekillendirilme kabiliyetleri üretildikleri YMDA çeliklerine göre daha iyidir. Bu durum çift-fazlı çeliklerin ticari olarak ilgi çekmesini de sağlamıştır (Rashid, 1976). Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak üniform uzama değerlerindeki değişim Şekil 3.10'da YMDA çelikleri ile birlikte verilmiştir.



Şekil 3.10. Çeşitli çeliklerde çekme dayanımının fonksiyonu olarak % üniform uzamanın değişimi (Davies, 1978).

Şekilde görüldüğü gibi çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerine oranla çok daha iyi üniform uzama değerleri gösterirler (toplam uzama değerleri, üniform uzama değerlerinden % 5-6 daha fazladır).

Çift-fazlı çeliklerin sünekliği, ferrit fazı hacim oranının artması diğer bir deyişle martensit hacim oranının azalmasıyla artar. Çok iyi süneklik değerleri arzu edildiğinde ferrit fazı hacim oranının % 80'den fazla olması istenir. Çift-fazlı çelikler benzer dayanıma sahip YMDA çeliklerine oranla daha iyi bir süneklik özelliğine sahiptirler (Hayami, 1975; Rashid, 1976). YMDA çeliklerin toplam uzama değerleri %18 iken çift-fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri % 28'e kadar çıkabilmektedir. Dolayısıyla çift-fazlı çeliklerin şekillendirilme kabiliyetleri üretildikleri YMDA çeliklerine göre daha iyidir (Rashid, 1976).

Rashid (1976), çift-fazlı çeliklerde yüksek deformasyon oranlarında dahi martensit-ferrit arayüzeyinde herhangi bir ayrışma ya da kırılma olmadığını bildirmiştir. Bu durumun martensit-ferrit arayüzeyinin mükemmel bir uyuma sahip olması ile açıklanabileceği sonucuna varmıştır. Çift-fazlı çeliklerde düşük karbon içeriğinden dolayı martensit fazı olabileceği en iyi deformasyon kabiliyetine sahiptir. Bu da toplam uzama, dolayısıyla da süneklik değerlerini arttırır (Davies, 1977; Rashid, 1977).

Yeni ferrit ve kalıntı östenit fazları sünekliği olumlu bir şekilde etkilemektedirler. Bununla birlikte düşük hacim oranlarından dolayı genelde göz önünde bulundurulmazlar (Giordano, 1991). Çift-fazlı çeliklerin sahip olduğu yeni ferrit eski ferritten farklı olarak çökelek içermez. Bundan dolayı eski ferrite nazaran daha sünektir. Kalıntı östenitin ise deformasyon sırasında martensite dönüşümü gerçekleşir. Bu dönüşümün sünekliği artırdığı kabul edilmektedir (Geip, 1980).

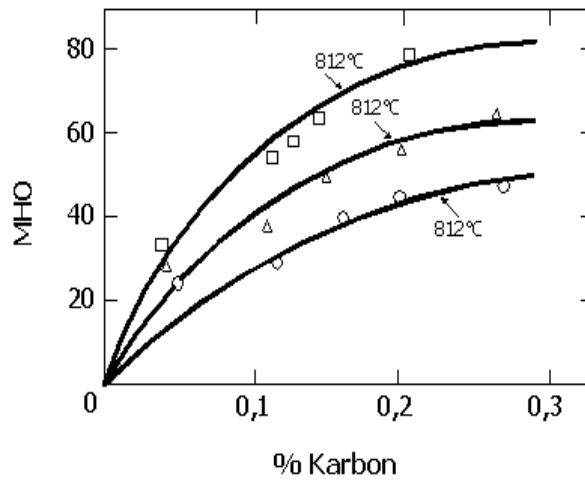
3.4. Martensit Hacim Oranı (MHO) ve Karbon İçeriği

Çift-fazlı çeliklerin dayanımı büyük oranda martensit fazı özelliklerine bağlıdır (Davies, 1978; Çimenoglu, 1984; Demir, 2003; Das, 2003; Hayat, 2005a). Martensit

fazı özelliklerinin en önemlileri martensit hacim oranı (MHO) ve martensit morfolojisidir. Martensit özellikleri çift-fazlı çeliklerin süneklik değerlerini de etkilemektedir. Martensitin dayanımı ve MHO aşağıdaki faktörlere bağlı olarak değişmektedir (Davies, 1978).

- Malzemenin karbon içeriği
- Tavlama sıcaklığı
- Östenitin sertleşebilirliği

Çift-fazlı çeliklerde arzu edilen martensit türü çita (lath) martensittir. Bunun sebebi çita martensitin kırılma enerjisi yüksek olan plaka martensite göre daha tok olmasıdır. Oluşacak olan martensit türü östenit içinde eriyen karbon miktarına bağlı olarak değişmektedir. Karbon içeriği arttıkça çita martensit yerine plaka martensit oluşmaktadır. Östenit içinde eriyen karbon miktarı arttıkça östenitin sertleşebilirliği de artmaktadır. Martensitik çeliklerin tokluğu plaka martensit oluşmasına da bağlı olarak karbon oranı arttıkça azalmaktadır. Bu nedenle çift-fazlı çeliklerde martensitin iyi özellikleri için malzemenin karbon içeriği sınırlandırılmıştır. Şekil 3.11'de görüldüğü gibi malzemenin karbon içeriğinin artmasıyla çift-fazlı çeliklerin MHO artmaktadır (Speich, 1979; Bolvadin, 1991). MHO'nun artması da dayanımı artırırken sünekliği, dolayısıyla da tokluğu düşürmektedir.



Şekil 3.11. % 1,5 Mn'lı kritik tavlama sıcaklığı çeliklerin MHO'nun kritik tavlama sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğine bağlı olarak değişimi (Speich, 1979).

Kritik tavlama sırasında, terazi kuralına göre tavlama sıcaklığı arttıkça (A_3 çizgisine yaklaştıkça) östenit içinde erimiş olan karbon içeriği azalmaktadır. Bunun tersi olarak tavlama sıcaklığı azaldıkça (A_1 çizgisine yaklaştıkça) östenit içinde erimiş olan karbon içeriği artmaktadır. Östenit içinde erimiş karbon miktarı açısından bakıldığında soğutma sonrası elde edilen martensit dayanımı, yüksek karbon içeriğine bağlı olarak, düşük sıcaklıklarda tavlama sonrası soğutma ile elde edilen martensit için daha yüksektir. Çift-fazlı çeliklerin karakteristik özellikleri için ikinci faz olarak martensit harici fazların oluşmamasına özen gösterilir. Aksi takdirde arzu edilen optimum dayanım-süneklik değerleri elde edilemez. Kritik tavlama sıcaklığı ve soğuma hızının MHO dolayısıyla dayanım üzerindeki etkisini açıklarken dikkat edilmesi gereken husus, östenitin karbonca zengin dönüşümünün gerçekleştiği kritik tavlama sıcaklığıdır.

Mould ve Skena (1977), Mn'lı çelikler üzerinde yaptıkları çalışmada, Mn bileşimi için hızlı soğutma yada östenitin yüksek karbona sahip olduğu (% 0.4-0.6 C) sıcaklıklarda soğutma sırasında yüksek özellikteki martensitin elde edilebilmesi için perlit burunlarını kesmekten kaçınmak gerektiğini belirtmişlerdir. Sıcak haddeleme ile üretim sırasında da perlit burunlarının kesilmesi neticesinde martensit harici fazların oluşması ile çekme özellikleri dayanım-süneklik ilişkisi açısından olumsuz bir şekilde değişmektedir.

Bolvadin ve Tekin (1991), karbon oranları % 0.23-% 0.37 arasında değişen 6 farklı yapı çeliklerini değişik sıcaklıklarda, 740 °C, 750 °C ve 770 °C'de sabit sürede tavlarken çift-fazlı çelik elde etmişlerdir. MHO'nun kritik bölgedeki sıcaklık artışından dolayı arttığını belirlemişlerdir. Karbon oranı % 0.30'dan fazla olan çeliklerde matrisin martensit olduğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca MHO'nun artışı ile akma, çekme ve sertlik değerlerinin arttığını, tokluk değerinin azaldığını bildirmişlerdir. Chen ve Cheng (1989), sırasıyla % 0.1-% 0.14-% 0.19 oranlarında karbon içeren çelik numuneler kullanmışlar ve çeşitli sürelerde tavlama yapmışlardır.

Çift-fazlı çelikler ötektoid altı çeliklerin Fe-C denge diyagramındaki A_1 - A_3 sıcaklıkları arasındaki kritik bölgede bir süre tutulup (minimum 1.5 dakika) bu

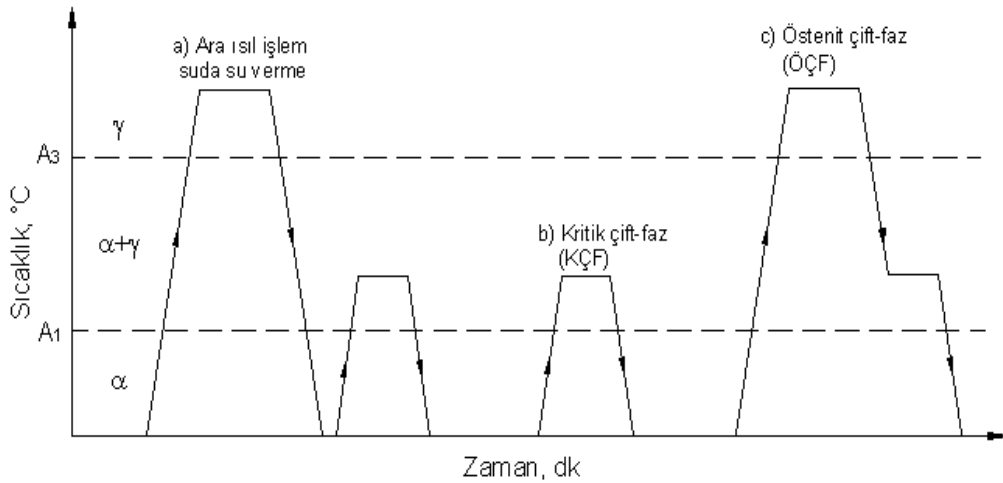
sıcaklıkta ferrit ile birlikte bulunan östenitin uygun hızda soğutularak martensite dönüştürülmesiyle üretilirler (Demir, 2003; Magnabosco, 2003).

Farklı ısı işlem rotaları izlenerek farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çelik üretimi mümkündür. Aşağıda genelde uygulanan çift-fazlı çelik üretim modelleri verilmiştir (Demir, 2003).

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

Bu ısı işlemlerle elde edilen çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri mikroyapıları nedeniyle birbirinden farklıdır (Çimenoğlu, 1985a; Bayram, 1999; Demir, 2003). Şekil 3.12'de çift-fazlı çelik üretim ısı işlemlerinin şematik gösterimi verilmektedir.

Kim ve Thomas (1981), Bayram ve arkadaşları (1999), Das ve diğerleri (2003), kimyasal bileşimleri farklı olan malzemelerle yapmış oldukları deneylerde, farklı yöntemleri kullanarak çift-fazlı çelik üretmeyi amaçlayarak çeşitli deneysel çalışmalar yapmışlardır.



Şekil 3.12. Farklı çift-fazlı çelik üretim ısı işlemlerinin şematik gösterimi (Kim, 1981; Demir 2003).

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. Ancak üretim şartları hassas olmayan bir fabrikanın daha fazla alaşım elementi kullanması gerekmektedir.

3.5. Ticari Çift-Fazlı Çelik Üretim Yöntemleri

Çift-fazlı çelik üretimi farklı yöntemlerle gerçekleştirilmektedir. Yönteme uygun kimyasal bileşim seçimi üretimde en önemli parametreyi oluşturur ve bu maliyet açısından da önemlidir. 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 miktarlarını 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 (Coldren, 1980; Avtar, 1986).

Üretim yöntemlerine göre, genel olarak kullanılan kimyasal kompozisyonlar Çizelge 3.1'de gösterilmiştir (Speich, 1997).

Ticari çift-fazlı çelikler;

- a) Sürekli tavlama-sıcak haddeleme,
- b) Sürekli tavlama-soğuk haddeleme,
- c) Kutu tavlama
- d) Sıcak haddeleme yöntemleri ile üretilmektedir (Speich, 1996).

Bu yöntemlerdeki soğuma oranı farklılığından dolayı kullanılan çelik alaşımının mertensitik dönüşümü gerçekleştirebilmesi çok önemlidir (Llewellyn, 1996). (Martensitik dönüşümün gerçekleşmesini sağlayacak alaşımın aynı zamanda çift-

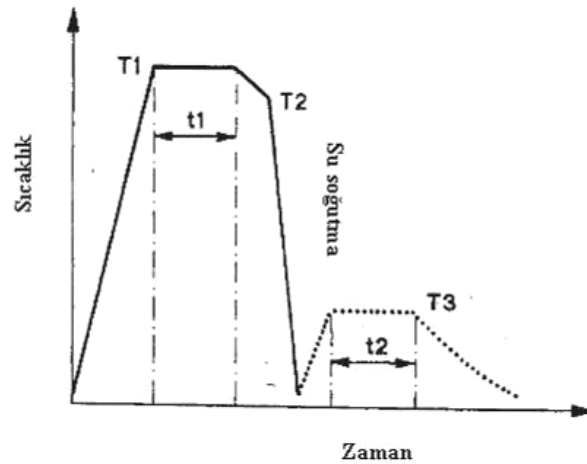
fazlı çeliklerden beklenen üstün özellikleri desteklemesi, kırılğan bileşikler meydana getirip çift-fazlı çeliklerden beklenen en önemli özellik olan süneklığe zarar vermemelidir.)

Tablo 3.1. Tipik ticari çift-fazlı çelik kompozisyonları (Speich, 1997).

Üretim Yöntemi	Kimyasal kompozisyon (% ağırlık)						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S
Sürekli tavlama, sıcak haddeleme	0.11	1.43	0.61	0.12	0.08	0.06	0.01
Sürekli tavlama, soğuk haddeleme	0.11	1.20	0.40	-	-	-	-
Kutu tavlama	0.12	2.10	1.40	-	-	-	-
Sıcak haddeleme sırasında üretim	0.06	0.90	1.35	0.50	0.35	-	-

3.5.1. Sürekli tavlama esnasında çift-fazlı çelik üretimi

Sürekli tavlama 1972 yılında Japonya'da, geleneksel kutu tavlama prosesiyle karşılaştırıldığında önemli ekonomik ve metalürjik avantajlara sahip olmasından dolayı ticari olarak geniş bir ölçekte benimsenmiştir. Sürekli tavlamanın önemli faydaları vardır. Daha yüksek soğuma hızı oranı alaşımın kompozisyonuyla ilgili yüksek kritik soğuma hızına uygundur. Şekil 3.13 çift-fazlı çelikler için kullanılan sürekli tavlama hattının sıcaklık zaman çevrimini göstermektedir.



Şekil 3.13. Çift-fazlı çelikler için sürekli tavlama diyagramı, sıcaklık zaman çevrimi (Llewellyn, 1996).

Malzeme A₁ sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa hızla ısıtılmış ve burada gaz-jet ile kritik sıcaklığa soğutulmadan önce bir süre tutulmuştur. Çelik daha sonra 230-400°C arasındaki bir sıcaklığa tekrar ısıtılabilir isteğe bağlı yapılan bu yeniden ısıtma işlemi malzemeye yaşlanma etkisi sağlar (Llewellyn, 1996).

Yüksek T1 tavlama sıcaklığı yüksek manganlı çeliklerde önemli bir etkiye sahiptir, yüksek sıcaklıklar mangan difüzyonunun artmasına sebep olur ve bu durum östenit fazını zenginleştirir. Bununla birlikte düşük manganlı çelik kompozisyonlarında tavlama sıcaklığı daha az etkilidir. Çünkü karbon ferrit ve östenit arasındaki dengeyi sağlamada önemli bir etkidir ve bu karbonun hızlı difüzyon kinetiğinden kaynaklanmaktadır (Llewellyn, 1996).

T2 soğutma sıcaklığı da önemli bir etkidir ve soğutmadan önceki östenit oranı alaşım içeriğine bağlı olarak kontrol edilebilir. Dayanım artan sıcaklıkla ve oluşan östenit hacmiyle artar (Llewellyn, 1996).

3.5.2. Kutu tavlama ile çift-fazlı çelik üretimi

Kutu tavlama, tavlama sıcaklığından soğuma oranı çok düşüktür; 10°C/saat veya 20°C/saat (Speich, 1996). Bu yüzden kullanılan alaşım elemanları yüksek oranda sertleşme kabiliyeti gerektirir. Mangan sertleşme kabiliyeti için önemli bir etkidir, belirli bir düzeyde kutu tavlama çeliklerinde bulunmak zorundadır. Böyle malzemeler pahalıdır ve segregasyon probleminin ortaya çıkması durumunda, bu özellikle değişimlere yol açar. Çift-fazlı çelik için bu rota sınırlanmıştır; bu durum sürekli tavlama hatlarının sınırlı olarak benimsenmesinden kaynaklanmaktadır (Llewellyn, 1996).

3.5.3. Sıcak hadde esnasında çift-fazlı çelik üretimi

Sıcak hadde şeridinde çift fazlı yapı üretimi önemli derecede ekonomik ılımlılığa sahiptir, ayrıca soğuk hadde ile karşılaştırıldığında daha kalın malzeme gereksinimlerine cevap verebilir. Sıcak hadde esnasında çift fazlı yapı üretimi

Climax Molybdenum Co., tarafından geliştirilmiştir. Sıcak hadde esnasında arzu edilen yapıyı elde etmenin yolu perlit den sakınmak ve kısıtlanan beynit oluşumunun % 5'ten daha az olmasıdır (Llewellyn, 1996). Sıcak haddeleme sırasında çift-fazlı çelik üretimi diğer üretim yöntemleri ile kıyaslandığında daha ekonomik bir yöntemdir. Bundan dolayı ticari olarak tercih edilmektedir. Bu işlem sırasında diğer üretim yöntemlerinde yapılması gereken pek çok işleme gerek yoktur. Bu nedenle işçilik, enerji ve zamandan tasarruf sağlanmaktadır (Avtar, 1986).

3.5.4. Erdemir sürekli tavlama hatları (CAL., STH)

ERDEMİR sürekli tavlama hatları (STH) 1993 Yılında Nkk Corporation (NKK), MDS Mannesman Demag Sack Gmbh (MDS), Selas S.A. (SELAS) ve Mitsubishi Electric Corporation (MELCO) konsorsiyumu tarafından kurulmuştur. Şekil 3.14'de şematik olarak görüldüğü gibi birinci soğutma yöntemlerinden suda soğutma sistemi içermemektedir. Son soğutma işlemi için ise gaz-jet soğutma sistemi vardır. Aşağıda belirtilen kalitelere çelik sac üretimi yapılabilmektedir:

A) Fabrika çelik sacları

- Ticari kalite (CQ)
- Çekme kalitesi (DQ)
- Derin çekme kalitesi (DDQ)
- Ekstra derin çekme kalitesi (EDDQ)

B) Yüksek dayanımlı çelik saclar (çekme dayanımları: 350, 400, 500, 600, 800, 1000, 1200, 1500 MPa)

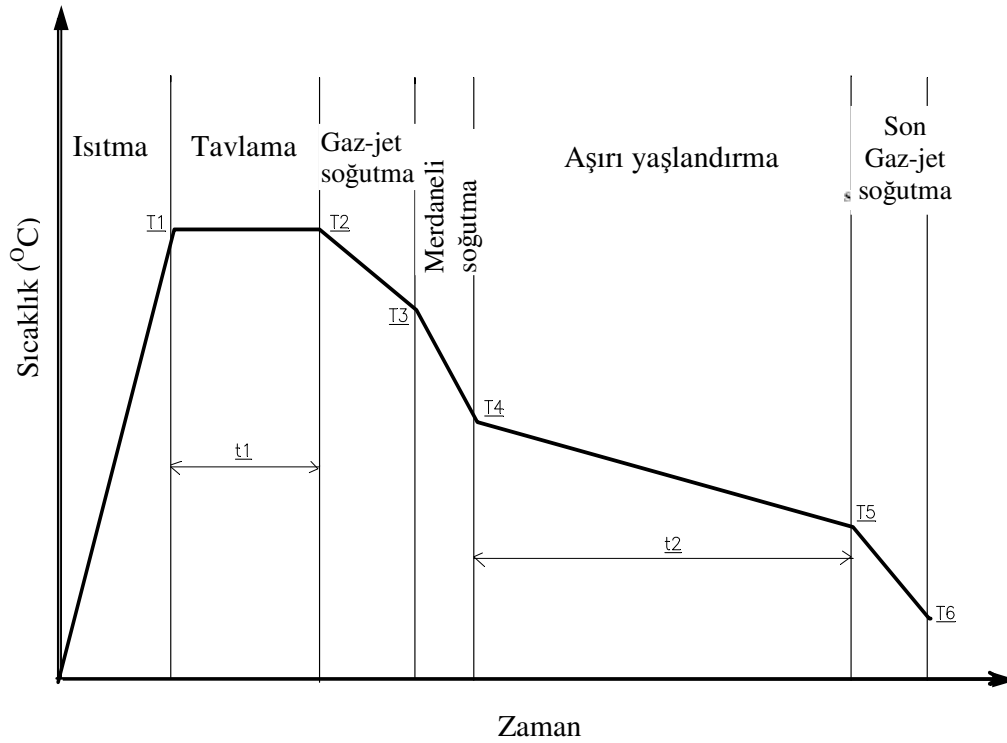
- Kalıntı gerilme sağlanabilen
- Düşük akma oranlı
- Derin çekilebilir
- Ekstra derin çekme kalitesi (EDDQ)
- Çok yüksek dayanımlı

Bu çelik saclar aşağıdaki dayanımlandırma mekanizmaları ile üretilebilir:

- Katı eriyik

- Çökelme
- Tane inceltmesi
- Kısmi yeniden kristalleştirme

C) Ayrıca çeşitli teneke ve galvanize uygun çelik saclar da üretilebilmektedir.



Şekil 3.14. Erdemir T.A.Ş. sürekli tavlama hatlarının şematik gösterimi.

3.6. Çift-Fazlı Çeliklerin Kullanım Alanları

Otomotiv endüstrisi sac mamullerin üretiminde öncü olmaktadır ve ticari olarak üretilen çift-fazlı çeliklerin büyük çoğunluğu bu sektörde kullanılmaktadır. Bu, genel olarak daha ince saclar kullanılarak ağırlıkta azalma sağlamalarına ve eşdeğer çekme mukavemetine sahip diğer kalite saclara nazaran daha iyi biçimlenebilme özelliğine sahip olmalarına bağlıdır. Tampon takviyeleri, tekerlekler, krikto destekleri, alternatör fanları, iç ve dış kapı panelleri çift-fazlı çeliklerden üretilen otomotiv parçalarına örnektir. Tablo 3.2’de çift-fazlı çeliklerin uygulamaları ile ilgili örnekler verilmiştir.

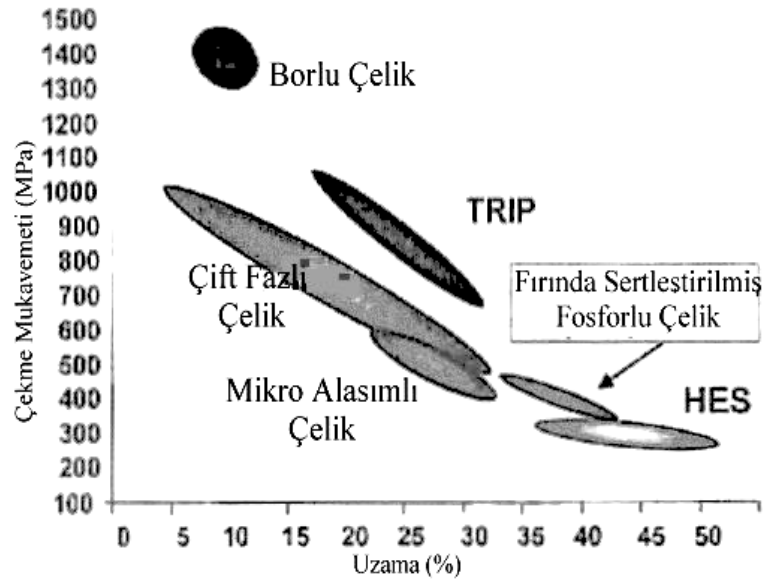
Tablo 3.2. Çift-fazlı çeliklerin uygulamaları (Arıkan, 2001).

Üretici Firma	Uygulama Alanları
General Motors	Tekerlek diskleri ve jantları Tampon takviyeleri, yüzey çubukları, Kriko destekleri Su pompası makaraları Direksiyon kaplin takviyeleri
Hoesch-Estel	Tekerlek diskleri Fren levhası desteği (Girling)
Inland Steel	Kapı panelleri, bagaj kapakları, Merkez direkleri, rüzgârlık çerçeveleri, tekerlek teşkilatı
Jones and Laughlin Kawasaki	Tampon yüzey çubukları, tampon takviyeleri, arka süspansiyon, tekerlekler, alternatör fan pervaneleri, direksiyon mili takviyeleri Stilli tekerlek diskleri Kapı ve kaput panelleri ve çamurluklar
Nippon Steel NKK	Tampon durdurma/yan kapı darbe çubukları, çerçeve bölümleri Dış ve iç paneller, kapı, giriş ve tampon takviyeleri
Sumitomo Metal Industries Ltd.	Dış oto gövdesi panelleri
Teksid Acciai	Stilli tekerlek diskleri
US Steel	Araba, kamyon, otobüs, çiftlik ekipmanı, endüstriyel kullanım ünitelerindeki parçalar, ağır konstrüksiyon üniteleri

Çift-fazlı çelikler 1970'lerden beri ticari üretimde olmasına rağmen, bu tarihe kadar büyük ölçekte uygulama bulmada başarısızlığa uğramıştır. Bu çeliklerin yığın tavlama ile üretimi, pahalı ve özelliklerde tabiatında var olan değişikliklere maruz yüksek manganlı bileşimlerin kullanımını gerektirir. Çift-fazlı çeliklerin haddelenmiş haldeki versiyonları pahalı ilaveler problemiyle karşı karşıya kalır fakat sıcak haddeleme sırasında yüksek derecede bir kontrol ihtiyacı ile birleşmiştir. Sürekli tavlama şu anda zayıf alaşım kalitelerinin üretimi için en büyük potansiyeli sunmasına rağmen, bu teçhizata yatırım yüksek sermaye masraflarından dolayı sınırlandırılmıştır. Bununla beraber, çapraz flux indüksiyonu (TFX) ısıtmasının kullanımındaki son gelişmeler çift-fazlı çeliklerin üretimi için daha büyük fırsat sağlayabilir. TFX prosesinde manyetik flux, geleneksel indüksiyon prosesindeki durumdan farklı olarak akımın şerit düzleminde etkili bir şekilde indüklendiği gibidir. Bu yüzden TFX, şimdiki sürekli tavlama teçhizatları üzerine düşük sermaye

maliyeti, enerji verimliliği, esneklik ve az yer ihtiyaçları gibi potansiyel avantajlar sunar.

İçeri göçmenin önlenmesi yüksek akma mukavemetli çeliklerle sağlanabilen pekiştirmeyi gerektirir. Yolcu kabininin korunmasıyla ilgili parçalar, düşük şekil esnekliği ihtiyaçları ile dizayn edilebilir (Erdem, 2003). Geniş bir yelpazede yüksek mukavemetli çelik çeşitleri mevcuttur ve Avrupa'daki ihtiyaçlar çok hızlı artmaktadır. Yüksek pasif emniyet ve düşük gövde ağırlığının çarpışma ihtiyaçları, rekabetçi bir maliyette 450 MPa'dan yaklaşık 1500 MPa'a kadar değişen çekme mukavemetleri olan yüksek ve çok yüksek mukavemetli yeni bir neslin girmesine yol açmıştır (Şekil 3.15).



Şekil 3.15. Otomotiv uygulamaları için soğuk haddelenmiş çelikler (Erdem, 2003).

BÖLÜM 4. KAYNAKLI BİRLEŞTİRME TEKNİKLERİ

4.1. Giriş

Metalleri birleştirmede en çok kullanılan yöntemlerden biri olan kaynak, erime aralıkları birbirinin aynı yada birbirine yakın iki yada daha fazla metalik yada termoplastik parçayı ısı, basınç veya her ikisini bir arada kullanarak aynı türden bir malzeme katarak veya katmadan birleştirmektir. Metallerin kaynak yöntemleri, uygulanan enerjinin şiddeti ve türüne göre eritme kaynağı, basınç kaynağı, soğuk basınç kaynağı olarak sınıflandırılabilir (Anık, 1983; Anık, 1991). Doğru uygulama yapıldığında kaynak dikişinin mukavemeti en az kaynatılan malzemeler kadardır. Genelde ısı kaynağı üretimde elektrik arkı, Oksi-asetilen gaz karışımının yakılması, elektrik direnci, kimyasal maddeler (termit), elektron demeti veya lazer ışını kullanılır. Kaynak tekniği, pek çok bilimsel ve teknik disiplinleri içerisine alan orijinal bir düşünce üzerine kurulmuştur. Gelişmesi, uygulayıcıların edindikleri yeni bilgileri, karşılaştıkları yeni problemlere uygulamaları sonucu oluşmuştur (Anık, 1983).

Bugün çok sayıda birleştirme tekniği vardır ve günümüzdeki sorun birleştirmenin nasıl yapılacağı değil, en iyi birleştirme yönteminin nasıl seçileceğidir. Bronz çağı insanı birleştirme yöntemi olarak sadece kama kullanma veya deri şeritle bağlama arasında seçim yapmak zorunda iken, günümüzde bir tasarım mühendisi, aynı derecede uygun dört veya beş değişik birleştirme tekniğinin olduğu durumlarla kolaylıkla karşılaşılabilir. Her yöntemin kendine has özellikleri vardır ve en uygun seçim için birçok hususun değerlendirilmesi gerekir. Mukavemet, üretim kolaylığı, maliyet, ömür, korozyon dayanımı ve görünüş gibi faktörlerin göreceli önemi büyük ölçüde göz önüne alınan uygulamaya bağlıdır.

Yüksek kaliteli bir kaynaklı birleşim oluşturmak için:

- a) Yeterli ısı ve/veya basınç üretimi
- b) Metalin korunma veya temizlenmesi için bir ortam ve
- c) Zararlı metalürjik etkilerden kaçınmak gerekir.

Günümüzde gemi inşasında perçin ve diğer elemanlarla oluşturulan birleştirmelerin yerini kaynaklı bağlantılar almıştır. Kaynaklı bağlantılar doğal olarak çok daha iyi sızdırmazlık sağlarlar. Kaynak tekniği üç amaca yönelik olarak uygulanmaktadır: a) imalat amaçlı, b) tamir amaçlı, c) yüzey kaplama amaçlıdır.

Bir imalat yöntemi olarak kaynak tekniği diğer imalat yöntemlerine kıyasla çok daha fazla önem taşımaktadır. Boru hatları, 100.000 tonluk dev süper tankerler, petrol platformları gibi hemen hemen bütün üretimlerde kaynak vazgeçilemez konumdadır ve bu ürünlerin temel imalat yöntemini teşkil etmektedir. Ülkemizde özellikle oksijen-asetilen ve elektrik ark kaynak yöntemleri büyük oranlarda kullanılmakla birlikte gelişmiş modern kaynak yöntemlerinin kullanımı her geçen gün artmaktadır (Anık, 1983).

Kaynak yönteminin ve kullanılacak dolgu metalinin seçimi, kaynatılacak malzemeye, kaynak pozisyon sınırlamalarına, işin sırasına ve düzenine, araçların portatifliğine geniş ölçüde bağlıdır. Kaynakla birleştirme yöntemlerinin pek çok kuruluşlarca kalite kontrolleri istenir. Her tersanenin içinde normal olarak kullanılan kaynak yönteminin onaylanması için gerekli deneylerin yapılması klaslama kuruluşlarınca istenir.

4.2. Çift-Fazlı Çeliklerin Kaynakla Birleştirme Yöntemleri

Farklı endüstri alanlarında kullanılan Çift-fazlı çeliklerin birleştirme teknikleri çeşitlilik arz etmektedir. Çift-fazlı çelikler en etkin bir şekilde otomotiv endüstrisinde kullanılmaktadır. Otomotiv endüstrisinde kullanılan yöntemler arasında öne çıkan birleştirme teknikleri laser kaynağı ve nokta direnç kaynağıdır. Yapılan çalışmalarda bu yöntemler üzerine yoğunlaşmıştır. Bunun nedeni ise bu yöntemlerin yüksek ısı

girdisinin sadece kısıtlı bir alanda yoğunlaşmasına izin vermesidir. Ayrıca ısı dönüşümü minimize etmek için bu kaynak yöntemlerinde ısı girdisi rahatlıkla ayarlanabilmekte ve düşürülebilmektedir. Hayat (2005a), yaptığı çalışmada düşük karbonlu, yüksek Mn'lı çift-fazlı çeliklerin nokta direnç kaynak kabiliyetini incelemiştir. Orjinal yapıya göre farklı soğutma hızlarında kritik ısı işlemle üretilen çift-fazlı çeliklerin kaynak kabiliyetinin iyi olduğunu ve çekme makaslama dayanımının arttığını rapor etmiştir. Artan MHO ile dayanımın belirgin bir şekilde arttığı en düşük MHO ve kaynak süresinde (10 çevrim) çekme makaslama dayanımının 24 kN iken yine aynı kaynak süresinde en yüksek MHO'nda dayanımın değeri 25.5 kN olmuştur.

Hayat ve Demir (2009), yapmış oldukları çalışmada otomotiv endüstrisinde çok miktarlarda kullanılan çeliklerinden biri olan DP600 çift-fazlı çeliklerinin nokta direnç kabiliyetini incelemiştir. Deneylede farklı kaynak sürelerinde kaynak bölgesinin ve ITAB'ın mikrosertlik değerlerini incelemiştir. DP600 çeliğinin kaynak süresiyle düğme çapının ve çekme makaslama değerlerinin arttığını mikrosertlik değerlerinin ise ITAB'dan kaynak merkezine doğru artış gösterdiği rapor edilmiştir. Kaynak merkezinde ise sertlik değerleri artmış ve en yüksek değere yaklaşık 450 HV'ye ulaşmıştır.

Sharma ve diğerleri (1993), 0.08 % C, 1.2 % Mn, 1.0 % Si eşit kaynak akımlarında, artan kaynak sürelerinde nokta kaynakla birleştirilmiş çift-fazlı çeliklerin yorulma davranışını incelemiştir. Belirli maksimum yük altında nokta direnç kaynağında kaynak zamanının artışı 30-40-50 çevrim olarak değişmiştir. 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 ısı girdisinin artışıyla birlikte mikro sertliğin arttığı kaynak merkezinden uzaklaştıkça sertlik değerlerinin düştüğü kaydedilmiştir.

Gupta ve arkadaşları (1990), ürettikleri çift-fazlı çelik numunelerle değişen kaynak sürelerinde (20, 40, 50, 60, 90 çevrim) sabit akım ve elektrot basıncında, çekme mukavemetinin (10, 37, 52, 57, 54 kN) 60 çevrime kadar artış gösterdiğini ve 90

çevrimde düşüğe geçtiğini bildirmiştir. Düğme çapının (8, 10.3, 11, 12.1, 13.8 mm) arttığını rapor etmiştir.

Ghosh, ve arkadaşları (1990), 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.

Yapılan çalışmalardan görüldüğü gibi çift-fazlı çeliklerin kaynaklı birleştirilmelerinde nokta direnç kaynak yönteminin ağırlık kazandığı görülmektedir. Diğer yöntemlerle çift-fazlı çeliklerin kaynak işlemi literatürde fazla yer tutmamaktadır.

4.3. Gemi İnşasında Kullanılan Kaynak Yöntemleri

Gemi sanayi için kaynak teknolojisi, vazgeçilmez bir unsurdur. Çünkü kaynak teknolojisi sayesinde bugün gemi yapımında hem hız kazanılmış, hem kalite kazanılmış hem de maliyet açısından olumlu bir noktaya gelinmiştir. Kaynak gemi sanayi için değişmez bir unsur olmuştur. Değişik metallerin kaynakla birleştirilmeleri hem teknik hem de ekonomik sebeplerden dolayı çeşitli endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Gemi inşasında üretim yöntemi olarak kullanılan farklı kaynak yöntemleri bulunmaktadır. Gemi inşaatında en çok kullanılan elektrik ark kaynağıdır. Örtülü elektrotla ark kaynağı ilk kaynak yöntemi olması, basit kaynak ekipmanlarına sahip olması nedeniyle ilk olarak kullanılan kaynak yöntemidir. Zamanla bu kaynak yöntemin bulunan dezavantajları nedeniyle yarı-otomatik bir yöntem olan gazaltı kaynağını kullanılmaya başlanmıştır. Japon Tersanelerinde tüm kaynak yöntemleri arasında kullanım oranı % 70-80 özlü telle gazaltı (FCAW) yöntemleridir (Asarkaya, 2004)

Gemi yapımında en fazla kullanılan kaynak yöntemi pastalı elektrotlarla elle yapılan metal-ark kaynağıdır. Bununla beraber, birçok otomatik ve yarı otomatik yöntemler başarı ile kullanılmaktadır. Bunlar; toz altı, gaz metal-ark, toz çekirdekli ark, Curuf altı ve MAG yöntemleridir. Curuf altı ve MAG gibi yöntemler kalın kesitli parçaların bir tek paso da kaynatılabilmesini sağlar. Özel toz altı kaynakları uzun bir kaynağın tek taraftan kaynatılmasını sağlayabilir. Gelecekte elektron ışın kaynağı veya lazer ışın kaynağı yöntemleri gemi yapımında uygulama sahalarını arttıracaklardır. Bu bölümde gemi yapımında kullanılan belirli kaynak yöntemleri anlatılmaktadır.

Büyük tonajlı yolcu ve yük gemilerinin yapımında, sondaj ve sevkiyat platformları gibi deniz yapılarında, kaynak bağlantılarının prodüktivitesine ve kalitesine büyük önem verilir. Özlü tel kaynak yöntemi tersanelerin vazgeçilmez birçok amaçlı imalat yöntemi ve aracı haline gelmiştir.

Bu bölümde gemi sanayinde en çok kullanılan kaynak yöntemleri verilmiştir:

- a) Elektrik ark kaynağı
- b) Tozaltı kaynağı
- c) TIG Kaynağı
- d) Saplama kaynağı
- e) Sürtünme karıştırma kaynağı,
- f) Lazer ışın kaynağı
- g) MIG/MAG kaynağı
- h) Özlü tel kaynağı

4.3.1. Örtülü elektrotlarla ark kaynağı (elektrik ark kaynağı)

Kaynak işlemi için gerekli ısı enerjisi elektrot ile is parçası arasında oluşturulan elektrik arkı aracılığı ile sağlanan ergime kaynağı türüdür (Benli, 2004; Anık, 1991). Bu yöntemin temel prensibi; kullanılacak elektrot genellikle kaynak makinesinin artı kutbuna, topraklama kablosunun ise eksi kutba bağlandıktan sonra elektrota gerilim uygulanır. Elektrot üzerinden yüksek miktarda akım (100-250A) geçişi sağlandıktan sonra; kottot'dan yayılan elektronlar yüksek hızla anot kutbunu bombardıman etmeye başlar ve nötr moleküller iyonize olarak arkı oluştururlar. Oluşan ark sonrasında çok

yüksek bir sıcaklığı (2500 °C-3500 °C) ulaşılır ve hem ana metal hem de dolgu metali ergir. Ergiyen elektrot kaynak banyosuna farklı büyüklükteki (ince, orta, kaba) damlacıklar halinde düşer. Elektrik ark kaynak makineleri çanta şeklinde portatif olarak taşınabilir olduğundan gemi sanayinde uygun olan her bölgede kullanılabilir. kullanılabilmektedir.

4.3.2. Tozaltı ark kaynağı

Tozaltı kaynak yönetiminde de ark, otomatik olarak kaynak yerine sürülen çıplak elektrot ile is parçası arasında meydana gelir ve ayrı bir kanaldan kaynak yerine dökülen toz yığını altında işlevine devam eder. Kaynak arkının toz yığını altında teşekkül etmesinden dolayı bu yöntem Tozaltı kaynak yönetimi denmiştir (Külahlı, 1988). Bir bobinden gelen kaynak teli, bir motorun tahrik ettiği makaralar arasından ve bir meme arasından geçer. Ark bölgesi kaynak tozu tabakası ile kaynak metali ve kaynağa yakın ana metal de ergiyen kaynak tozu (cüruf) ve kaynak dikişi tarafından korunur, etrafa ışınım yaymaz ve ark enerjisinin büyük bir kısmı doğrudan doğruya kaynak için üretilmiş olur.

Çok yüksek ergime gücüne sahip olması, yüksek nüfuziyetli olması sayesinde 16 mm kalınlığındaki sacı iki pasoda kaynatılması mümkün olmakta, sıçrama ve elektrot kayıplarının olmaması, kaynak operatörünün kaynak dikişi üzerine etkisinin minimum olması ve özel koruyucu donanım gerektirmemesi en önemli avantajlarıdır. Tozaltı kaynağında elektrik arkın ve ergimiş metal ile ergimiş cüruftan oluşan kaynak banyosundan geçer (Kahraman, 2007). Ark ısısı elektrotu, kaynak tozunu ve ana metali ergiterek kaynak ağzını dolduran kaynak banyosunu oluşturur. Koruyucu görevi yapan kaynak tozu ayrıca kaynak banyosu ile reaksiyona girerek kaynak metalini deokside eder.

Toz altı kaynağı yöntemi düz levha blokların (güvertelerin, perdelerin, dış kaplama saclarının, karine ve bordadaki düz kısımlarının) armuz ve sokralarının kaynağında ve düz yatay pozisyonlarındaki köşe kaynaklarının yapılmasında geniş ölçüde kullanılır. Bu yöntem aynı zamanda kızaktaki tekne üzerindeki güvertelerin armuz ve sokralarının toz altı kaynak makinesinin hareketi aşağıya doğru biraz eğimliken

kullanılır. Bu eğim 19 mm den daha kalın levhaların tek pasoda kaynatılmasında 1 dereceyi geçmez ve çok pasoya göre kaynak ağzı açılmış kaynak bağlantılarında ve köşe kaynaklarında 3 dereceyi geçmez. Bununla beraber birçok kaynak yukarıya doğru yapılır.

Tersane sektöründe boya yüzey hazırlığı açısından kaynak dikişlerinin dış yapısı (görüntüsü), içyapıya (nüfuziyet) göre daha fazla önem arz etmektedir. Tozaltı kaynağı bu noktada en optimum sonucu vermektedir. Tek tel kullanımından 6 tel kullanımına kadar kurulu tozaltı sistemleri bulunmaktadır. Üretim hatlarında kalın malzemelerin kaynaklarında genellikle tandem'den (ikili tel), ve üçlü tel kullanılan makineler bulunmaktadır. Uygulamada her türlü panel saclarında, enine-boyuna courrgatelerde ve seramik-bakır altlıkla tek taraflı kaynak yapma olanağı sağlar. Sahip olunan klasik kaynak makineleri ile sadece düz alın ve köşe pozisyonlarındaki (1G-1F) kaynakları yapılabilir. Çok yüksek amper kullanılarak yapılan bu yöntemde başlangıç ve sona konulan lamaların kaynatılacak sac kalınlığında ve kaynak ağzına uygun olması sağlanırsa; düşük akımla oluşan nüfuziyetsizlik hatasının önüne geçilebilir. Saclar paslanmadan, bazik tozlar kurutulularak, teller paslanmadan kullanılırsa, gözenek kaynak hatasının önüne geçilebilir.

Çelikler özellikle yüksek mukavemetli çelikler düşük servis sıcaklıkları için kaynatıldıklarında genellikle istenilen çentik sertliğini elde etmek için normalden fazla sayıda paso ile kaynatılırlar.

4.3.3. TIG kaynağı

TIG sembolü, "Tungsten Inert Gas" kelimelerinin baş harflerinin alınmasıyla meydana getirilmiştir (Anık, 1983; Külahlı, 1988; Anık, 1991; Anık, 1993; Kahraman, 2007). TIG kaynağında ark, tungsten elektrot ile parça arasında serbestçe yanar. Koruyucu gaz olarak argon, helyum veya bunların karşımı kullanılabilir. Ark, sadece bir elektrik iletkeni ve ark taşıyıcısı olan tungsten elektrot ile iş parçası arasında yanar (Taban, 2006; Kahraman, 2007). İlave malzeme kaynak banyosuna önden veya yandan, elle sevk edilen çubuk telle veya ayrıca bir sevk aparatı ile verilir. Tersanelerde uygulama alanı olarak genellikle karbon, paslanmaz çelikler

(östenitik ve dubleks), bakır ve alüminyum boruların kaynaklarında kullanılmaktadır. TIG kaynağı kullanılarak inşa edilen gemilerde boyama işlemi öncesi yapılan full-raspalama işlemi sonrası ortaya çıkan kaynağın içindeki hatalarının (gözenek, cüruf sıkışmaları) ve sac yüzeyindeki haddeleme hatalarının tamirlerinde de kullanılabilirler. Her çeşit alüminyum konstrüksiyonlar; mutfak takımları, süt güğümleri, bira fıçıkları, boru tesisatları tanklar, taşıt imalatı, hayal hatlar, teleferik kabinleri, gemi inşaatında v.s. kullanılır.

4.3.3.1. TIG-Orbital kaynağı

Orbital kaynağın görevi iki ayrı, birbirine rotasyon simetriği olan imalat parçasının, genelde boruların, yatay eksen üzerinde dururlarken birbirine kaynaklanabilmesidir. Bunun tipik kullanım yerleri olarak, petrol ve doğalgaz boru hatları, merkezi ısıtma ve su dağıtım boru bağlantıları, tesis ve kazan imalatlarındaki boru bağlantılarıdır. (Engindeniz, 1996).

4.3.4. Saplama kaynağı

Saplama kaynağı, iş parçası üzerine yüksek basınç ve sıcaklıkla birlikte yüksek akımlı bir ark yardımıyla bağlantı elemanlarının kaynak edildiği yöntem biçimidir. Bu yöntemde kaynatılacak saplamalar kaynak torcuna takıldıktan sonra üzerinden akım geçmeye başlar ve kısa süre içerisinde kaynak banyosu oluşur. Ergimiş haldeki kaynak banyosunu kaynaktan önce saplama üzerine konulan seramik koruyucular sağlar. Kaynak bölgesini zararlı dış faktörlerden korumak için koruyucu gaz veya örtü ya da civatayı çevreleyen seramik yüzük kullanılabilir.

Saplama olarak üretilen malzemeler arasında; izolasyon çivileri, menhol üretimi için saplama, blok montajında kullanılan alüminyum çektirmeler için saplamalar, elektrik kablo tutucusu v.b. çeşitleri bulunur. Çok hızlı kaynak yapması, kullanımının operatör için kolay olması ve saplamaların dış kaplamaya verdiği zarar klasik yöntemlere göre daha azdır.

4.3.5. Sürtünme karıştırma kaynağı

Katı fazdaki iş parçalarının birbirine sürtünme sonucu oluşan ısı ve uygun basınç etkisiyle aynı veya farklı özellikleri malzemelerin birleştirilme yöntemine denilir. Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) Amerika ve bazı Avrupa ülkelerinde kullanılmaya başlanılmış olan ileri bir kaynaklı birleştirme yöntemidir. Söz konusu yöntem, geleneksel ergitme kaynağına alternatif olarak geliştirilmiş oldukça ekonomik katı hal kaynak yöntemidir. Bu yöntemde koruyucu gaz, ilave kaynak metali ve kaynak edilecek parçalarda kaynak ağzı hazırlamaya gerek duyulmamaktadır. Sürtünme karıştırma kaynağı ile yapılan kaynaklarda elde edilen kaynak kalitesi, parçadan parçaya değişmemektedir (Kahraman, 2007).

4.3.6. Lazer ışın kaynağı

Light amplification by stimulated emission of radiation kelimelerinin baş harflerinden oluşturulan LASER ışını ile kaynak, kesme ve işleme; konsantre edilmiş enerji ışınlarının (elektron ışın, plazma jet vb) kullanılma tekniklerinden bir tanesidir (Anık, 1993; Kaluç, 1993). Odaklanmış lazer ışınının kullanılması 1960'lı yıllarda gerçekleştirilerek yeni araştırmaların ve yeni teknolojilerin ortaya çıkmasına neden olmuştur. Lazer ışını ile kaynak, kesme ve işleme; konsantre edilmiş enerji ışınlarının (elektro ışın, plazma jet v.s.) kullanılma tekniklerinden bir tanesidir (Kaluç, 1993). Alışılmamış kaynak yöntemlerinin kullanılmadığı durumlar için geliştirilmiş bir kaynak yöntemidir. Aslında bir ergitme kaynak yöntemi olan lazer kaynağında güç yoğunluğu, malzeme buharlaşmadan eriyecek şekilde ayarlanmalıdır. Lazer ışınının en önemli üstünlüğü çok güçlü olmasıdır. Elde edilen lazer ışın gücünün tepe değeri 1 milyar watttır. Elde edilen ışın, bir optik mercekle yardımıyla çok küçük bir alana (0.01-0.10 mm çaplı) yoğunlaştırılarak enerji girdisi olarak kullanılabilir (Kahraman, 2007).

4.3.7. MIG-MAG kaynağı

MIG-MAG kaynağında ark, aynı zamanda ilave tel görevi yapan ergiyen bir elektrot ile iş parçası arasında oluşur (Anık, 1993; Eryürek, 2007). 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.

Kaynak kutuplarının artı olanı tel elektrota, eksi kutup ise parçaya bağlanır; böylece ark, ergiyen tel elektrot ile iş parçası arasında yanar. Elektrot aynı anda hem enerji taşıyıcı ve hem de kaynak ilave metali görevi yapar. Koruyucu gaz elektrotun eş ekseni olarak bulunduğu bir memeden akar ve arkı, ergiyen damlaları ve arkın altında ergimiş banyoyu atmosferin olumsuz etkilerinden korur.

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.

Hemen hemen bütün eritme kaynak yöntemlerinin uygulama alanı bulduğu gemi inşa endüstrisinde de MIG-MAG yöntemi günümüzde önemli bir yere sahiptir. Zira örtülü elektrota nazaran daha yüksek bir erime gücüne, diğer tel sürme tertibatlı yöntemlere nazaran da her pozisyonda uygulanabilme özelliğine sahiptir. Orta büyüklükteki bir gemide dahi kilometrelerce kaynak dikişinin varlığı bu iki özelliğin, bu endüstri dalında ne derece önemli olduğunu ortaya koymaktadır. Özellikle demir dışı metal ve alaşımlarından imal edilmiş gemiler için MIG yöntemi rakipsizdir. Son yıllarda geliştirilmiş olan taşınabilir tel sürme tertibatları sayesinde kaynakçı gemi içerisinde

daha kolay hareket ederek, en zor pozisyonlardaki kaynakları dahi MIG-MAG yöntemi ile yapabilmektedir. Özellikle tersanelerde gemi gövdesinin yan dikmelerinin saclara dik pozisyonda kaynağında 1.1 ve 1.2 mm'lik tel kullanılarak MAG yöntemi ile örtülü elektrotu nazaran üç kere daha hızlı kaynak yapabilme olanağı doğmuştur (Tülbentçi, 1990). 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 (Tülbentçi, 1990).

4.3.7.1 MIG-MAG kaynak yönteminin üstünlükleri

Bir yarı otomatik kaynak yöntemi olan MIG-MAG, kaynağın bir üretim yöntemi olarak kullanılması halinde, örtülü elektrot ile yapılan elektrik ark kaynağına nazaran çok büyük üstünlükler göstermektedir. Günümüz endüstrisinde en fazla kullanılan bu iki yöntemi çeşitli bakımlardan karşılaştırdığımızda şu hususlar belirgin bir şekilde ortaya çıkmaktadır:

4.3.7.2. Kaynak dikişinin ağırlığı

Bütün eritme kaynağı yöntemlerinde, kaynak dikişinin ağırlığı, eriyen metal miktarının dolayısı ile enerji sarfiyatının bir göstergesidir. Kaynak dikişi kaynak metali ve esas metalin kesiti boyunca değişen oranlarda bir karışımdır, elektrot miktarı ise kaynak maliyetini etkileyen en önemli faktördür.

MAG kaynağında kullanılan kaynak telinin örtülü elektrot ile karıştırıldığında oldukça ince olması, daha dar bir kaynak ağızı içinde çalışabilme olanağını sağlamaktadır Elektrik ark kaynağında 60° olan kaynak ağız açısı ve takriben elektrot çekirdek teli çapına eşit alınan kök aralığı, MAG kaynağı halinde küçülmektedir. MAG kaynağında ağız açısı azami 50° olarak alınmakta ve bazı hallerde bu değer 30°'ye kadar düşürülmekte ve ayrıca kök aralığı da 1 mm civarında alınabilmektedir; bu şekilde eriyen bölge ufalmakta ve dolayısı ile de ilave metalden çok büyük bir tasarruf yapılabilmektedir.

Elektrik ark kaynağında, kaynak ağız açısının 60°'den daha küçük alınması, dikişin kök kısmında cüruf olmasına karşın, MAG yönteminde konstrüksiyonun elverdiği hallerde ağız açısının 30°'ye kadar düşürülmesi halinde dahi hatasız kaynak dikişi elde edilebilmektedir.

4.3.7.3. Elektrik enerjisi tüketimi

MIG-MAG yönteminde, kaynak dikiş hacminin elektrik ark kaynağına göre daha küçük olması, elektrik enerjisinin tüketiminin azalmasına neden olmaktadır, zira eriyen metal miktarı birim dikiş boyunda daha az olmaktadır. Ayrıca aynı akım şiddetinde, bir saat zarfında eriyen elektrot miktarı MAG yönteminde daha fazladır, zira burada örtülü elektrot halinde, örtüyü oluşturan elementlerin reaksiyona girmesi için harcanan enerji ve elektriğin ark bölgesine elektrot boyunca iletilmesi dolayısı ile ortaya çıkan direnç kaybı ortadan kalkmaktadır.

MIG-MAG yönteminde, kaynak esnasında elektrot değiştirme ve cüruf temizleme gibi zaman kaybettirici unsurların olmayışı nedeni ile kaynak sürekli olarak yapılabilen ve dolayısı ile de makinenin boşta çalışmasından kaynaklanan elektrik enerjisi kayıpları ortadan kalkmaktadır.

4.3.7.4. Elektrot kaybı

Örtülü elektrot ile yapılan elektrik ark kaynağında elektrotun uç kısmının (koçanın) kullanılmadan atılması ve sıçrama kayıpları dolayısı ile % 20' ye erişen bir kayıp ile karşılaşılır. MIG-MAG yönteminde koçan kaybı yoktur, burada sadece sıçramalardan ortaya çıkan % 3-5 civarında bir kayıp vardır; bu da olaya büyük bir ekonomiklik kazandırmaktadır.

4.3.7.5. Cüruf temizleme

MIG-MAG yönteminde, kaynak banyosu, havanın olumsuz etkilerinden koruyucu gaz tarafından korunmaktadır ve dikiş üzerinde temizlemeyi gerektiren bir cüruf oluşmaz. MAG yöntemi uygulamalarında dezoksidasyon ve oksidasyon sonucu dikiş

üzerinde ince bir tabaka halinde SiO_2 , MnO , FeO , CuO gibi oksitlerden oluşan bir cüruf ile karşılaşılırsa da, bu cüruf bir temizleme işlemi gerektirmez ve üzerine yeniden kaynak yapılabilir; buna karşın örtülü elektrot halinde dikiş üzerinde oluşan cürufun muhakkak temizlenmesi gereklidir. Bu büyük bir zaman kaybına neden olduğu gibi, işçilik olarak da çok külfetlidir ve dikkat gerektirir. Bilhassa kök pasolar ve yanma oluklarında katılaştıran cürufun temizlenmesi çok zordur. Dikiş içinde kalmış cüruf, kaynak dikişinin mukavemetini şiddetli bir şekilde zayıflattığından, cüruf kalıntısı gibi bir kaynak hatasının MAG kaynak yönteminde görülmemesi, bu yöntemin en önemli üstünlüklerinden bir tanesidir.

4.3.7.6. Uygulama kolaylığı

Elektrik ark kaynağında, ark boyunun kontrolü tamamen kaynakçı tarafından kontrol altında tutulmaktadır, ayrıca kaynak banyosunun üzeri cüruf ile örtülürken, kaynakçı dikiş üzerinde cürufun kapanışını sürekli izlemektedir; cürufun kaynak yapılan yönde ileriye geçmesi, kaynak işlemini güçleştirdiği gibi, çeşitli kaynak hatalarına neden olmaktadır. Bütün bunlar ancak yetmişmiş kaynakçılar gerektirmekte ve bu da oldukça pahalıya mal olmaktadır.

MIG-MAG yönteminde, ark boyu makine tarafından sabit tutulmakta ve cüruf da bulunmadığından, kaynakçıların yetiştirilmesi çok daha kısa zamanda gerçekleşmekte ve ucuza mal olmaktadır. Elektrik ark kaynağında kaynak banyosu kullanılan elektrotun türüne bağlı olarak kısmen veya tamamen cüruf ile örtülüdür ve dolayısı ile kaynak esnasında kaynakçı, işlem esnasında yaptığı hatayı hemen görüp ortadan kaldırılması için çalışmada bulunamaz; buna karşın MIG-MAG yönteminde kaynak banyosu kolayca izlenebildiğinden hata yapma olasılığı azalmaktadır.

MIG-MAG kaynağında 40-200 A akım üreteçleri kullanarak örtülü elektrot ile kaynatılamayacak kadar ince (0.6-1 mm) saclar da kolaylıkla kaynatabilmekte; ayrıca arkın tutuşturulması örtülü elektrotta nazaran çok daha kolay olduğundan, puntalama işlemleri çok kolay ve sıhhatli bir şekilde yapılabilmektedir. Elektrik ark kaynağında her pozisyonda kaynak yapma olanağı her tür elektrot ile mümkün

değildir; buna karşın, MAG yöntemi her pozisyonda kaynak yapma olanağı sağlamaktadır.

MIG-MAG yönteminde kalın parçalar daha az sayıda paso ile kaynatılabildiklerinden parçalarda ortaya çıkan distorsiyonlar azalmakta ve dolayısı ile de doğrultma işlemleri için sarf edilen zaman ve işçilik azalmaktadır. MIG-MAG kaynağının en tartışılmaz üstünlüklerinden bir tanesi mekanizasyon ve otomasyona olan yatkınlığıdır; günümüzde bilhassa robotlar yardımı ile bu yöntem montaj hatlarında büyük bir üstünlük sağladığı gibi birçok sahada da tozaltı kaynak yönteminin yerini almaktadır.

Örtülü elektrotlarda, örtüdeki elementlerin ark sıcaklığında kimyasal reaksiyona girerek oluşturdukları gaz ve dumanların çoğuna gazaltı kaynak yöntemlerinde rastlanılmaz ve dolayısı ile bir konuda özel koruyucu tedbirlere başvurulmaya gerek kalmamaktadır. MIG-MAG yönteminin en önemli dezavantajı, kaynak makinelerinin ilk yatırım maliyetlerinin, elektrik ark kaynak makinelerine nazaran oldukça daha yüksek olmasıdır; ilk bakışta bu makineler biraz karışık bir görünüşte olmalarına rağmen kullanılmaları büyük bir zorluk göstermez. Kaynak işlemine başlamadan önce örtülü elektrot halinde seçilmiş bulunan elektrot çapına ve türüne göre makine kutup durumu ve kaynak akım şiddeti ayarlanırken, gazaltı makinelerinde tel elektrot ilerleme hızı, gaz debisi, kaynak gerilimi ayarlanır ve tel iletme düzeni, torçtaki gaz lülesi ve diğer mekanik kısımlar bakım ve kontrolden geçirilir ve bu da büyük bir tekniği bilgi ve maharet gerektirmez.

Son yıllarda ülkemizde de bilhassa yumuşak çeliklerin kaynağında, geniş çapta uygulama alanı bulan eriyen elektrot ile gazaltı kaynak yöntemi ekonomik teknolojik ve iş güvenliği açısından bilinen diğer yöntemlere nazaran önemli üstünlükler göstermektedir (Eryürek, 2003).

4.3.8. Özlü tel kaynağı

Özlü tel elektrotla ark kaynağı, her şeyden önce bir ark kaynak yöntemidir ve sürekli bir ilave metal elektrot ile kaynak banyosu arasında ark oluşturulması esasına

dayanır. Yöntem, ayrıca sevk edilen bir koruyucu gaz örtüsü altında (bazı uygulamalarda gaz kullanılmaz) ve tüp şeklindeki elektrotun içindeki tozdan (öz) oluşan bir örtü korumasıyla birlikte uygulanır (Oğuz, 1989).

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 (Tülbentçi,1990). 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 (Asarkaya, 2004).

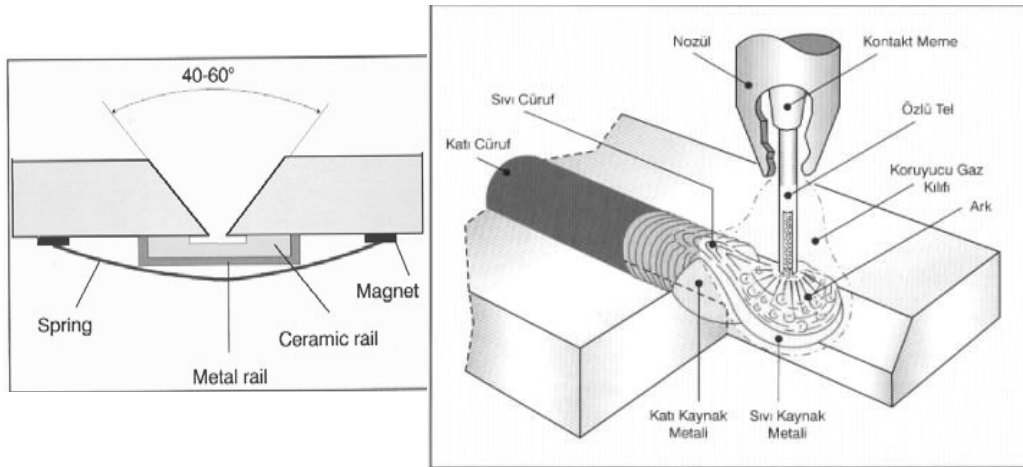
Özlü tel elektrotlar, gazaltı kaynağı (MIG-MAG) ile gaz kullanmadan çıplak olarak ve tozaltı yönteminde de kullanılmaktadır. Bu elektrotların sağladıkları üstünlükler şunlardır.

- a) Yüksek bir erime hızına sahiptirler, dolayısı ile daha yüksek kaynak hızlarında kullanılabilirler,
- b) İnce çaplı elektrotlar kullanarak her pozisyonda kaynak yapılabilir,
- c) Bazı tür özlü elektrotlar koruyucu gaz gerektirmezler, bu da tesisatın basitleşmesine olanak sağlar,
- d) Örtülü elektrotların bütün avantajlarına sahiptir buna karşın, koçan kaybı elektrot değiştirme zaman kaybı gibi dezavantajları yoktur (Tülbentçi, 1990).

Özlü elektrot ile kaynak uygulamalarında, boru şeklinde eriyen elektrot ile iş parçası arasında oluşturulan ark, kaynak için gerekli ısıyı sağlar, iyonize olmuş gaz ortamını kat eden elektrik akımı ark oluşturur; gerilim altında gaz molekülleri ayrışır ve atomlar elektron kaybederek iyonlaşır. Bu şekilde pozitif gaz iyonları, pozitif

kutuptan eksi kutba elektronlar da negatif kutuptan pozitif kutba doğru hızla hareket eder.

Ark ısısının % 95'i elektronlar % 5'i iyonlar tarafından taşınır ve arkın sıcaklığı gerek elektrotun ve gereksede iş parçasının erimesini sağlamaktadır. Kaynak bölgesinde erimiş metal ya dışarıdan uygulanan bir koruyucu gaz örtüsü, ya da özün dekompozisyonu sonucu ortaya çıkan bir koruyucu gaz atmosferi tarafından korunur; görüldüğü gibi buradan öz, aynen örtülü elektrottaki örtünün görevini üstlenmektedir (Şekil 4.1).



Şekil 4.1. Seramik altık üzerine özlü tel kaynağı, özlü tel elektrot ile kaynakta ark bölgesi.

Erimiş elektrot metali ark tarafından kaynak banyosuna taşınır ve katılaştıran banyo üzerinde de kolaylıkla temizlenebilen bir cüruf tabakası oluşur (Tülbentçi, 1990). Özlü telle ark kaynağı, normalde bir yarı mekanize kaynak yöntemidir. Yöntem ayrıca makineyle ve tam mekanize olarak da uygulanabilir.

Özlü tel elektrotun, masif tel elektrota göre kullanım oranları her geçen gün artmaktadır.

1. Özlü teller rutil, bazik ve metal özlü olmak üzere 3 tipi vardır. Rutil karakterli özlü teller yumuşak ark karakteristiği, yüksek kaynak kabiliyeti, kolay cüruf kalkışı ve

güzel dikiş görüntüsüne sahiptir. Her pozisyonda kaynak yapmaya uygun olması nedeniyle tersanelerde en çok kullanılan özlü teldir.

2. Bazık tip teller yüksek mekanik özellikleri nedeniyle ince taneli ve yüksek dayanımlı çeliklerde kullanılır. Düz ve yatay pozisyonlarda kullanılması, sınırlı uygulanma alanına neden olduğu için tersanelerde fazla kullanılmazlar.

3. Metal özlü teller ise sprey ark modunda yatay pozisyonlarda yüksek metal yığıma hızına sahiptir. Çok az sıçrama kaybı olması ve kaynak üzerinde cüruf oluşturmaması önemli avantajlarından. Genellikle boruların kök pasolarında ve üst binalarda yukarıdan aşağıya köşe kaynaklarında kullanılırlar. Tersanelerimizde kapalı alanların yetersiz olması (açık alanda yeterli gaz korumasının sağlanamaması) ve kaynaktan önce kaynak ağzı hazırlıklarının (yağ, pas, cüruf ve nemin yüzeyden arındırılması) istenilen standartlarda yapılmaması durumunda özlü telle gazaltı kaynağında, genellikle gözenek ve cüruf kalıntısı hataları oluşmaktadır.

4.3.8.1. Özlü tel kaynak yönteminin temel prensipleri

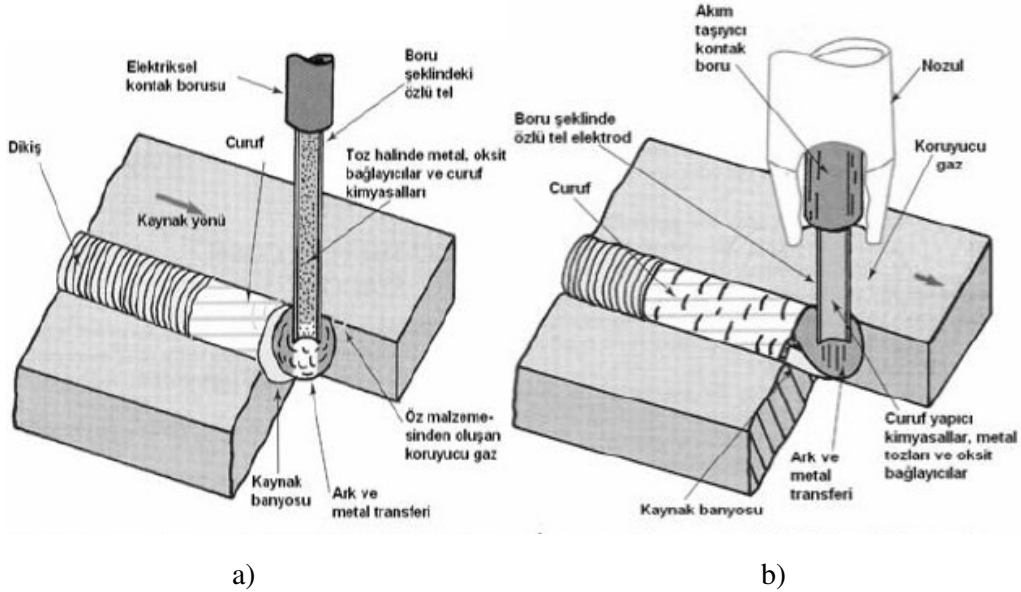
Özlü telle ark kaynağının üstünlüğü, üç genel özelliği birleştirmesinde yatmaktadır:

- a) Sürekli telle kaynağın verimliliği
- b) Bir cürufun varlığıyla elde edilen metalurjik üstünlükler (dezoksidasyon, alaşımlama vs.)
- c) Kaynak banyosunu koruyan ve şekillendiren bir cüruf oluşur.

Özlü telle ark kaynağı, elektrik ark kaynağının, gazaltı kaynağının ve tozaltı kaynağının bir kombinasyonudur. Şekil 4.2'a ilave gaz korumalı özlü telle ark kaynağını, Şekil 4.2'b ise kendinden gaz korumalı özlü telle ark kaynağını göstermektedir.

Dışarıdan sağlanan koruyucu gazın varlığı veya yokluğu, iki tür oluşturur: (1) koruyucu gaz bileşenleri sağladığı kendinden gaz korumalı ve (2) dış koruyucu gazların kullanıldığı ilave gaz korumalıdır.

Her iki şekilde ilave metal ve toz özün, kaynak metalini ve bunu örten cürufu oluşturmak üzere birlikte erimesini ve katılaşmasını göstermektedir. İlave gaz korumalı özlü telle ark kaynağında koruyucu gaz (genellikle karbondioksit veya argon-karbondioksit karışımı), erimiş metali havanın azot ve oksijeninden korumak üzere arkin ve kaynak banyosunun üzerinde bir örtü oluşturmaktadır. Azot havadan kaynak metaline ulaşmadığından, kaynak metalinden azotun uzaklaştırılmasına pek gerek yoktur. Ancak karbondioksitin ayrışması sırasında oksijen açığa çıktığından koruyucu gaz örtüsünde bir miktar oksijen bulunmaktadır. Elektrotların bileşimleri, gaz örtüsünden gelen oksijenle birleşerek dezoksidasyon yapıcı şekilde ayarlanır.



Şekil 4.2. a) Kendinden gaz korumalı özlü telle kaynağı b) İlave gaz korumalı özlü telle kaynağı.

Kendinden gaz korumalı özlü telle ark kaynağında ise (Şekil 4.2), koruma etkisi, buharlaşan öz bileşenlerinden oluşur ve kaynak sırasında eriyerek hem çevredeki havanın kaynak metaline ulaşmasını engeller ve hem de cüruf oluşturarak eriyen damlaları ve erimiş kaynak metalini korur. Özün CO_2 oluşturması ve dezoksidasyon bileşenleri içermesi, kendinden gaz korumalı özlü tel elektrotların, diğer tip özlü tel elektrotlara göre neden daha yüksek kaynak akımları ile yüklenebildiğini açıklamaktadır.

Kendinden gaz korumalı özlü tel elektrotlardan bazılarının karakteristiği, serbest elektrot boyunun (kontak borusu mesafesinin) daha uzun olabilmesidir. Bu boy, uygulama türüne bağlı olarak 19 mm'den 95 mm'ye kadar uzanabilir. Serbest elektrot boyunun artışı, elektrotun direnç ısısının artmasına neden olur. Bu ısı, elektrota bir ön tavlama uygular ve ark içindeki gerilim düşümünü azaltır. Aynı zamanda kaynak akımı da düşürülmüş olur. Bu düşüş, esas metalin erimesi için gerekli ısıyı da azaltır. Sonuçta oluşan kaynak metali dar ve sığdır. Bu özellik, hafif metallerin kaynak yapılabilmesini ve kökte aralık doldurma kabiliyetinin artmasını sağlar. Eğer ark boyu (gerilim) ve kaynak akımı (kaynak makinesinde daha yüksek ark gerilimi ayarlayarak ve tef besleme hızını arttırarak) korunabilirse, daha büyük serbest elektrot boyu, kaynak metali yığıma miktarını da arttırır.

Kendinden gaz korumalı özlü elektrotların bazı belirli tiplerinde kutuplama şekli, doğru akımda düz kutuplama olmalıdır. Bu kutuplama durumu, esas metale nüfuziyeti azaltır. Sonuçta küçük çaplı elektrotlar (0,8 mm, 1,0 mm ve 1,2 mm) ince sacların kaynağında başarıyla kullanılabilir. Bazı özel, kendinden gaz korumalı özlü teller, otomotiv sanayinde kullanılan galvanizli ve alüminyum kaplı çeliklerin kaynağında kullanılmak üzere geliştirilmiştir. Bunun aksine, ilave gaz korumalı özlü telle ark kaynağı yöntemi, dar ve derin dikişler verir. Tüm çaplar için kısa serbest elektrot boyu ve düşük akım şiddeti uygulanır. İç köşe kaynakları, elektrik ark kaynağıyla kıyaslandığında daha dar ve daha derin nüfuziyetli dikişlerdir. Serbest elektrot boyu, gaz korumalı yöntemde aynı şekilde uygulanamaz çünkü bu halde koruma etkisi ters etkir.

Özlü elektrot ile ark kaynağında doğru akım kullanılır ve kaynak akım üretici yatay (sabit gerilimli) veya düşey (sabit akımlı) karakteristikli olabilmektedir. Genel olarak ince çaplı özlü elektrotlar halinde MIG-MAG yönteminde olduğu gibi yatay karakteristikli akım üreteçleri kullanılır.

Düşey karakteristikli akım üreteçlerinde ark boyunu sabit tutabilmek için bazı tozaltı kaynak makinelerinde uygulanan sistem kullanılır. Burada akım şiddeti sabittir, ark boyu ark geriliminden aldığı komutla tel ilerleme hızını ayarlayan bir tertibat tarafından kontrol altında tutulur. Bu sistem çok daha pahalıdır ve ancak kalın çaplı

elektrotların kullanıldığı hallerde iyi sonuç vermektedir. Doğru akımın kullanıldığı özlü elektrot ile kaynak yönteminde ters ve düz kutuplama uygulanabilir, koruyucu gazla kullanılan türdeki elektrotlar genellikle ters kutuplama ile kullanılırlar, ters kutuplama (elektrot pozitif kutupta) halinde daha derin nüfuziyet elde edilmektedir (Tülbentçi, 1990).

Özlü elektrot ile kaynak donanımı prensip olarak bir MIG-MAG donanımını andırır. Yalnız burada koruyucu gaz ünitesi ancak gerektiğinde kullanılmaktadır. Özlü elektrotlar ile kaynakta koruyucu gaz kullanılması halinde asal, aktif veya karışım gazlar kullanılmaktadır.

Koruyucu gaz seçiminde göz önünde bulundurulacak hususlar şunlardır;

- a) Kaynak yapılan metalin türü,
- b) Ark karakteristiği ve arka metal taşınım türü,
- c) Tedarik kolaylığı,
- d) Gazın fiyatı,
- e) Bağlantıdan beklenen mekanik özellikler,
- f) Nüfuziyet ve kaynak dikişinin biçimi (Tülbentçi, 1990).

Aktif koruyucu gaz olarak özlü elektrot ile kaynakta CO₂ kullanılır. Kaynak arkında CO₂ → CO + ½O₂ şeklinde ayrışma gösterir ve oksitleyici bir karaktere sahip olan bu gazın etkisi, öze katılmış olan deoksidasyon elementlerince karşılanır ve oluşan oksitler banyonun yüzeyinde toplanarak cürufa geçer. Kaynak banyosunun karbon içeriği % 0.05'ten az ise dikişte bir karbon yükselmesi % 0.10'dan fazla ise bir karbon azalması ile karşılaşılır. CO₂'in koruyucu gaz olarak kullanılması halinde, elektrotun kaynak banyosuna kaynak metali iletimi damlalar halinde olur. Argon-CO₂ karışımlarının kullanılması ile sıçrama asgariye iner ve elektrotların iş parçasına kaynak metali iletimi de daha ince damlalar halinde olur.

Özlü elektrotlar ile koruyucu gaz olarak % 75Argon-% 25CO₂ karışımı da kullanılır. CO₂ ile kullanılmak üzere üretilmiş özlü tellerin bu tür karışım gazlar ile kullanılması halinde kaynak dikişi mangan, silisyum ve diğer dezoksidasyon

elementlerince zenginleşir ve bu da mekanik özellikleri etkiler. Argon oksijen karışımları kaynak metalinin arkta sprey şeklinde taşınmasını sağlar ve sıçrama asgariye iner; bu karışım gazlar bilhassa paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılır (Tülbentçi, 1990).

Özlu elektrotlar, ince bir sac şeridin boru hale getirilip, içinin öz diye isimlendirilen, ark kaynağındaki elektrotun görevini üstlenen bir madde ile doldurulması sonucu elde edilmişlerdir. Özlu elektrot ile kaynakta, elektrot seçiminde şu hususlar göz önünde bulundurulur.

- a) Esas metalin özellikleri,
- b) Esas metalin kimyasal bileşimi,
- c) Kaynak pozisyonu,
- d) Kaynak akımı,
- e) Kaynak ağız dizaynı,
- f) Parçanın kalınlığı ve geometrisi,
- g) Kullanma koşulları ve spesifikasyonlar,
- h) İmalat ve işletme koşulları.

Özlu tel elektrotlar halinde üreticiler özün bileşimini çok hassas bir şekilde ayarlayarak görevini yerine getirmesini sağlarlar (Tülbentçi, 1990).

4.3.8.2. Özlu tel kaynak yönteminde özün görevleri

Özlu tel kaynak yönteminde özden beklenen görevler şunlardır:

- a) Kaynak banyosunun kimyasal bileşimini ayarlayarak mekanik, metalürjik ve korozyon özelliklerinin sağlanması,
- b) Kaynak banyosunu atmosferdeki azot ve oksijenden koruyarak sıhhatli bir kaynak metalinin eldesinin gerçekleşmesi.
- c) Cüruf reaksiyonları ile kaynak banyosundaki gayri safiyetlerin asgariye indirilmesi,

- d) Sıvı banyo üzerinde bir cüruf oluşturup soğumayı kontrol altında tutmak, çeşitli pozisyonlarda kaynak yapmaya olanak sağlamak ve kaynak dikişinin yüzünün (kaynak tırtılının) formunu kontrol altında tutmak,
- e) Arkın stabilizasyonunu sağlamak, sıçramayı azaltmak, erime hızını uniformlaştırmak.

Bütün eritme kaynak yöntemlerinde olduğu gibi, özlü elektrot ile ark kaynağında da kaynak ağız hazırlığı gereklidir, bu yöntemle kaynak ağız dizayn edilirken göz önünde bulundurulması gereken en önemli konu koruyucu gaz uygulanıp uygulanmayacağıdır. Koruyucu gaz kullanılması halinde daha iyi bir nüfuziyet elde edildiğinden, bu halde daha dar bir kök aralığı ve daha yüksek bir kök alanı seçilir. Ağız açısı genelde örtülü elektrot haline nazaran daha dardır. Ağız dizaynında diğer kaynak yöntemlerinde olduğu gibi kaynatılan metalin türü, kalınlığı, bağlantıdan beklenen mukavemet, kaynak pozisyonu, dikişin bulunduğu yere erişilebilirlik göz önünde bulundurulmalıdır. Her kaynak yönteminde olduğu gibi özlü elektrot ile ark kaynağında elektrot tür ve çapının dışında dikişin formunu etkileyen işletme parametreleri vardır; bunların etkileri şu şekilde sıralanabilir:

Akım şiddetinin artması erime gücünün, nüfuziyetin ve dikiş boyutlarının artmasına neden olur. Belirli bir elektrot ve koruyucu gaz türü, elektrot serbest uç uzunluğu için saptanmış bir tel sürme hızı vardır. Akım şiddetinin aşırı arttırılması, büyük ve derin nüfuziyetli kaynak dikişleri oluşturur, dikiş tırtılı çok yükselir ve kökte yanma ortaya çıkabilir. Aşırı düşük akım şiddeti, zayıf nüfuziyetin yanı sıra aşırı sıçramaya ve arkta kaynak metali geçişinin iri damlalar şeklinde olmasına ve ağız içinde kaynak metalinin adeta yığılmasına neden olur. Koruyucu gaz kullanmadan yapılan uygulamalarda, akım şiddetinin aşırı derecede azalması gözenek oluşumuna ve kaynak metalinin atmosferden fazla miktarda azot kapmasına ve bu da bağlantının sertleşmesine, sünekliliğini yitirmesine neden olur.

Özlü elektrot ile kaynak halinde, diğer bütün kaynak parametrelerini sabit tutarak, sadece ark gerilimini değiştirirsek, ark geriliminin artması ile dikişin genişlediğini ve tırtılının yüksekliğinin azaldığını görürüz. Nüfuziyet ark geriliminin değişiminde bir optimum değerden sonra artan gerilimle azalır. Gerilimin aşırı yükselmesi

sıçramaların artmasına, dikişin bozulmasına ve koruyucu gaz kullanılması halinde dikişin azot kapmasına neden olur.

Torcun hızı veya kaynak hızı arttıkça dikişin nüfuziyeti azalır ve boyutları küçülür. Kaynak hızının aşırı azalması halinde eriyen tel miktarı çok artar ve ağzı doldurur, ileri doğru akarak ark ile iş parçası arasında bir tampon oluşturur, bu da nüfuziyetin azalmasına neden olur; ayrıca birim boya uygulanan ısı enerjisi arttığından ITAB genişler ve aşırı ısınmadan çarpılmalar, kendini çekmeler şiddetlenir. Hızın aşırı artması da kaynak dikişinin bozulmasına neden olur. Elektrot serbest uç uzunluğu ile torç veya çalışma açısı da dikişin biçimini ikinci derecede etkileyen faktörlerdir. Bunların etkileri yukarıda bahsi geçenlere nazaran daha zayıftır ve değişim sahaları da sınırlıdır (Tülbentçi, 1990).

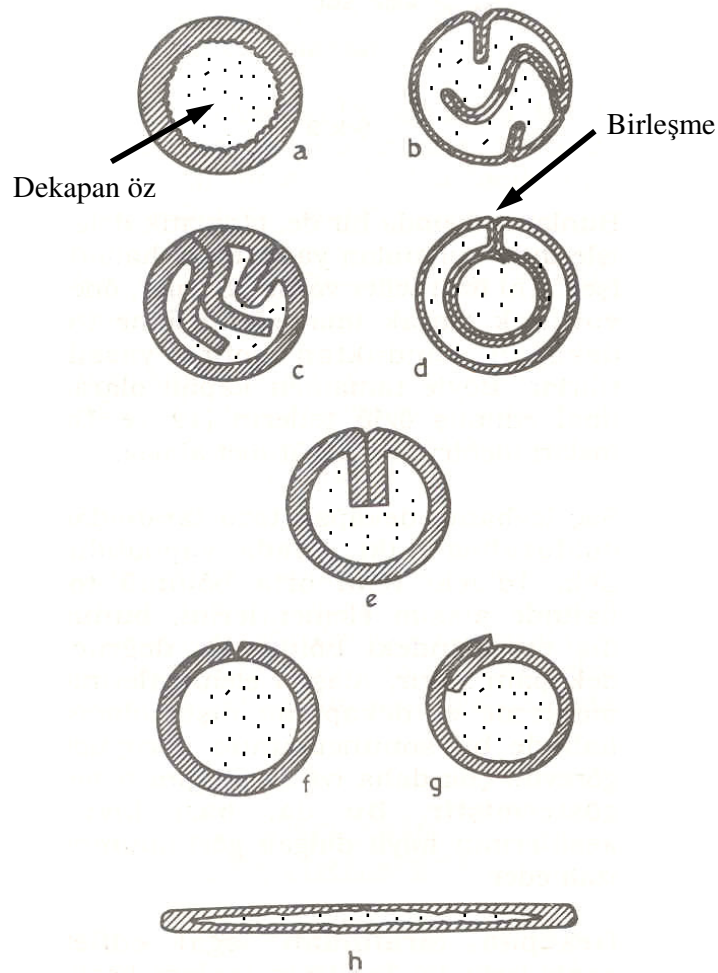
Uygulamada özlü tel elektrot ile kaynak yönteminin sağladığı avantajları şu şekilde sıralayabiliriz:

- a) Basit kaynak ağzı 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) Öze ilave edilen alaşım elementleri yardımı ile her malzeme için istenen bileşimde kaynak metali verecek elektrot üretmek mümkündür; ayrıca teknolojik bakımdan tel halinde çekilemeyen, alaşımlar için de benzer şekilde elektrot üretilmektedir.
- f) Birçok alaşımlı çeliği argon yerine CO₂ kullanarak kaynatmak mümkün olabilmektedir,
- g) Elektrik enerjisi tüketimi diğer yöntemlere göre daha azdır,
- h) Doldurma işlemlerinde koruyucu gaz kullanmadan kaynak yapılarak doldurulan kısımlarda nitrürler oluşturup, aşınmaya daha dayanıklı dolgular elde edilir.

Özlu tel elektrotlar ile kaynak yöntemi sahip olduğu üstünlükler ve sunduğu çeşitli kolaylıklar nedeni ile her geçen gün uygulama alanını genişletmekte ve bu şekilde parlak bir geleceğe sahip olduğu izlenimi vermektedir (Tülbentçi, 1990).

4.3.8.3. Özlu tellerin imali

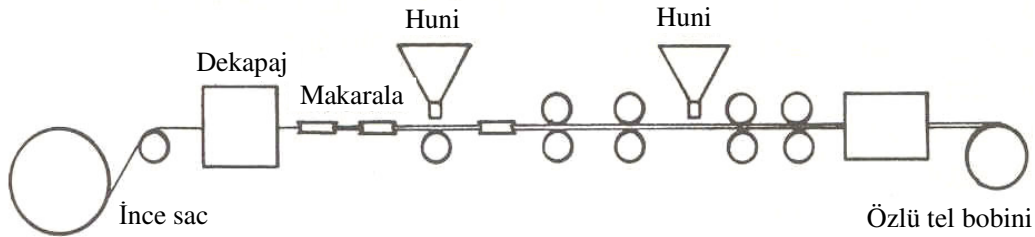
Özlu tellerin iki tür imal yöntemi vardır: Haddeden çekme ve art arda dizilmiş makaralar takımıyla sekilendirme. Çekme teller, içi dekapan tozu ve/veya toz halinde alaşım elementi dolu bir silindirik taslaktan itibaren, birbiri ardından çekme işlemleriyle imal edilir. Nihai standart çapları (dış) f1.0/1.2/1.4/1.6/1.8/2.0/2.4/2.8 /3.2/4.0/5.0 mm'dir. Kesitte çekme teller Şekil 4.3'deki görünümde olurlar (Oğuz, 1988).



Şekil 4.3. İmal edilen tellerin şekilleri.

Oldukça yüksek bir ergime hızı tutturarak nispeten ince parçaları kaynak etmek için f1.0 mm'ye kadar inilir. Otomatik makineler dışında f2.4'den büyük çaplar az kullanılır. Özlü elektrotlar gerçekte içlerine dekapanın ve alaşım elemanlarının doldurulduğu ince tüplerdir (Şekil 4.3) (Eryürek, 2003).

Kıvrık adı verilen bütün öbür teller, Şekil 4.4'de şematik olarak görülen bir şekillendirme tesisinde bir sac levhadan itibaren imal edilir. İmalatçının tasarımına göre sacın kıvrılma şekilleri az veya çok çapraşık olup Şekil 4.3 a ile g'de görülen kesitlerde teller elde edilir. (Oğuz, 1988; Eryürek, 2003).



Şekil 4.4. Özlü tellerin üretim şeması.

Bunların dışında bir de, otomatik dolgu işlerinde kullanılan yassı bant halinde (Şekil 4.3h) özlü teller vardır. Bunlar, önce yuvarlak olarak imal edilip içine toz dekapan konduktan sonra yassılatılırlar. Tamamen kapalı olarak imal edilmiş özlü tellerin (a ve h) tozları hiçbir surette rutubet almaz.

Sac levhanın dekapan tozu tarafından doldurulması iki defada yapılabilir: Şekil 4.3.d'deki telin orta bölümü toz halinde alaşım elementlerini, bunun dış çevresindeki bölümde doğruca dekapanı içerir. Deneyler alaşım elementlerinin merkezde ve dekapanın dışta olması halinde bu sonuncusunun koruyucu görevini çok daha iyi ifa ettiğini göstermiştir. Bu da, bazı kıvrık kesitlerinin hayli dalgalı görünümünü izah eder. Dekapan tarafından işgal edilen hacimlerin (a) kesitinin toplam kesite oranı genellikle % 13 ile % 50 arasında değişir; bu sonuncu değere, kendi kendini koruyan, yani gaz korumasına gerek göstermeyen tellerde varılır. Öbür tellerde iyi bir ortalama % 38 olup çekme teller nadiren, bu rakama varırlar.

Öztlü tellerin yüzeyleri bakırlanmamış olup bunların muhafazası dolu tellerinkine göre çok daha büyük önlemleri gerektirir. Son yıllarda, özellikle penselerin çıkış memelerini korumak amacıyla teller dekape edilip bakırlanmaktadır. Özetleyecek olursak denebilir ki öztlü tel, birbirini tamamlayan iki gereksinmenin baskısından doğmuştur:

- a) Kaynak yöntemlerini otomatikleştirmek
- b) Otomatik yada yarı-otomatik kaynak yöntemlerini, terk edilmiş kaynak metallerinin bileşim ve karakteristiklerini, çeşitleme olanağını sağlayan basit ve emin araçlarla donatmak.

Bir kaynak yönteminin otomatikleştirilmesine bağlı produktivite artışı başlıca iki etmenin sonucudur:

- a) Bir sürekli telin açılmasıyla metal bağlanması
- b) Yüksek kaynak akım şiddetlerinin kullanılması; bu da ancak akımın tele ark'a yakın mesafede getirilmesiyle mümkündür.

Gerçekten çubuk elektrotun sınırlamalarından biri, pense içinde elektriksel temas noktasıyla elektrotun ucu arasındaki uzun ve değişken mesafedir. Elektriksel direnç ısınması dolayısıyla kullanılacak akım şiddeti ister istemez sınırlanmaktadır. Yüksek kaynak metali terk etme hızlarına götürebilecek yüksek akım şiddetleri, uzunca bir telden geçerken, örtüyü bozabilecek ısınmalar oluşturur. Buna karşılık, öztlü tellerde olduğu gibi elektriksel temasın arka yakın olması halinde, küçük çaplı elektrot telleriyle bile göreceli olarak yüksek akım şiddetleri kullanılabilir.

Elle örtülü çubuk elektrotla kaynağın yerini yarı-otomatik süreçlerin alması durumunda, daha yüksek metal terk etme miktarı, otomatik tel beslenmesi ve elektrot değiştirmenin ortadan kalkmasıyla süreden kazanç (koçanların atılması ayrıca bir kayıptır), % 50'ye yakın bir kaynak maliyeti azalmasına götürür. Tozaltı kaynağı ve kısmen gaz altı kaynağı, sadece dolu tellerle kullanıldıkları sürece bir "genellik eksikliği" diye nitelenebilecek bir durum arz ederler söyle ki: Sadece haddeden

çekilebilen dolu tellerin bulunabilmesi, terk edilmesi mümkün metal birleşimlerine sınırlamalar getirmektedir. Özlü telin ortaya çıkışı soruna, birleştirme kaynağında olduğu kadar dolgu kaynağında da sade, basit bir çözüm getirmiştir. Bu ikinci alanda, “açık ark” varyantında kullanılan özlü tel ayrıca yeni ufuklar açmıştır.

Bu yöntemde; alın veya köşe birleşimleri için uygun kaynak ağzı (V, K ve X) açıldıktan sonra, saclar arasında kök kaynağı oluşabilmesi için uygun boşluk (6-10 mm) bırakılır. Kök tarafa kendinden yapışkanlı alüminyum folyolu seramik yapıştırılarak veya kızaklı seramikler magnetik tutucularla saca montajları yapılır. En uygun seramik altlık montajından sonra kaynak parametreleri ayarlanıp, kaynağa başlanılır ve kaynaktan sonra seramik altlık sökülerek tek taraflı kaynak tamamlanmış olur.

4.3.8.4. Özlü tellerin tersanelerdeki kullanım alanları

Bu kaynak yönteminin avantajları arasında; zor kaynak pozisyonu olan tavan kaynaklarının kullanımı önemli ölçüde azaltması, tam nüfuziyet (full penetration) yapılması gereken kaynaklarda karbon elektrot kullanımını önlemesi, kaynakçılar açısından uygulama kolaylığı sağlaması, yüksek dolgu verimine sahip olması önemli avantajlarıdır.

Tersanelerdeki kullanım alanları arasında dış kaplamada, kızak eklerinde (double bottom, güverte, dış kaplama, iç cidar ve profil kaynaklarında), tam nüfuziyet yapılması istenen lamalar, courrgate alt takviyeleri, döşek, tülanilerinde, baş-kıç pik bloklarında oluşan zor kaynak pozisyonlarında kullanımına imkan tanımıştır. Kullanım yerlerinin çok farklı olması nedeniyle seramik altlıklar raylı, telli, alüminyum folyolu ve yuvarlak köşe seramikleri halinde üretilmektedir. Otomasyon yöntemlerine geçiş sağlandığında ortaya kaynak öncesi hazırlığın önemi bir kez daha çıkmaktadır.

Seramik altlıkla kaynağı yapılacak sacların kaynak ağızları; talaş kaldırarak (mekanik) veya optik alevli (LPG-O₂) kesim tezgâhlarında hazırlanmalıdır. Tersanelerimizde fazlalıklı blok üretimi yapılmakta ve bu fazlalıklar blok eklerinde

genellikle manuel kesilmesi (elle) sebebiyle seramik altlık kaynağı için uygun bir kaynak ağzı elde etmek mümkün olmamaktadır. Bu yöntemde de kullanılan özlü gazaltı telinin havanın olumsuz etkilerinden korunması gerekmektedir. Bu konularda gerekli önlemler alınmazsa kaynak dikişlerinde yapılan tahribatsız muayene (NDT) sonuçlarında genellikle gözenek ve cüruf kalıntısı hataları oluşmaktadır. (Eryürek, 2003).

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Giriş

Bu çalışmada, sıcak haddeleme yöntemi ile üretilmiş olan Grade A kalitesindeki gemi sacından ısıtılma işlemi yoluyla 4 farklı martensit hacim oranlarında (MHO) çift-fazlı çelik üretmek ve gazaltı kaynak tekniği ile birleştirmek amaçlanmıştır. Deneylerde kullanılan (ana malzeme) gemi sacı GA olarak kodlanmıştır. Birleştirme işleminde özlü ve masif gazaltı kaynak telleri kullanılmış olup, birleştirilen malzemelerin mekanik özellikleri tayin edilmiş ve mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır. Kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması amacıyla hem ana malzeme GA çeliği hem de çift faza dönüştürülmüş çelikler gazaltı özlü ve masif kaynak telleri ile birleştirilmiştir.

Bu bölümde, deneylerde kullanılan malzemeler hakkında bilgi verilerek, çift faza dönüştürme ısıtılma işlemleri tanımlanmış, deneysel numunelere hangi işlemlerin uygulandığından bahsedilmiş ve kaynak parametreleri verilmiştir. Birleştirilen numunelere uygulanan mikroyapı, mikrosertlik, çekme, eğme, çentik darbe ve SEM-EDX çalışmalarının nasıl yapıldığı ve hangi numunelerin kullanıldığı hakkında detaylı bilgi verilmiştir.

5.2. Malzemenin Kimyasal ve Mekanik Özellikleri

Deneysel çalışmalarda ASSAN Çelik'ten 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. (2007) tarafından verilen kimyasal içerik ile numunelere uygulanan spektral analiz sonuçları verilmektedir. Aynı tabloda bu çeliğin çift faza dönüştürülecek bir kimyasal içeriğe sahip olup olmadığını

değerlendirmek amacıyla çift faza dönüştürülebilmesi için minimum bulunması gereken elementel kimyasal içerik değerleri verilmiştir. Kullanılacak GA numunesinin kimyasal içeriğinin çift faza dönüştürülmesine uygun olduğu tablodan görülmüştür. Tablo 5.2’de Grade A kalitesi çeliğine ait Erdemir T.A.Ş.’nin verdiği mekanik değerler verilmiştir.

Tablo 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına ve Erdemir T.A.Ş.’ye göre kimyasal bileşimi ve çift-fazlı çeliklerde asgari element seviyesi.

Kimyasal içerik (% ağırlıkça)										
Spektral Analiz Sonuçları	C	Mn	Si	Ni	P	Cr	S	Mo	Al	W
GA	0.125	0.71	0.149	0.013	0.016	0.031	0.015	0.005	0.044	0.01
Erdemir T.A.Ş. (ABS-P2-2004)	0.19- 0.21	0.60	0.40 0.50	0.15	0.025 0.035	0.10	0.020 0.035	0.05	0.020	-
Çift-fazlı çelikte bulunması gereken asgari değerler (Acarer, 2005)	0.093	0.53	0.11	-	0.008	-	0.009	-	-	-

Tablo 5.2. Mekanik özellikler.

	Akma Dayanımı, (MPa)	Çekme Dayanımı, (MPa)	% Toplam Uzama
Grade A	312	440	33
Erdemir	285	400-520	32

5.3. Deneysel İşlem Basamakları

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

5.3.1. Isıl işlem basamakları

GA gemi sacı numunesinin çift fazlı çeliğe dönüştürülmesi ve deney numunelerinin hazırlanması amacıyla aşağıda sırasıyla açıklandığı gibi dört farklı ısıl işlem uygulaması gerçekleştirilmiştir:

(1) **GA çeliğinin kritik tavlama sıcaklıklarının hesaplanması:** GA çeliğini çift faza dönüştürme ısıl işlemi uygulamadan önce bu çeliğin kritik tavlama sıcaklık aralığının hesaplanması gerekir. GA çeliğinin kritik tavlama sınır sıcaklıkları (A_1 ve A_3), Andrews (1965) tarafından geliştirilen aşağıdaki formül kullanılarak tespit edilmiştir. Grade A çeliğine ait spektral analiz sonucu elde edilen element miktarları, formülde yerleştirilerek kritik tavlama sıcaklıkları bulunmuştur. GA çeliğinin çift faza dönüştürülebilmesi için alt kritik (A_1) sıcaklık değerinin 711°C ve üst kritik (A_3) sıcaklığının 843°C olduğu belirlenmiştir (Tablo 5.3). Kısacası bu sıcaklık aralığında ancak GA çeliği çift faza dönüştürülebilir. Kritik tavlama sıcaklıkları Andrews tarafından geliştirilen formül kullanılarak şu şekilde bulunmuştur:

$$\begin{aligned} A_1 &= (723) - (10.7\text{Mn}) - (16.9\text{Ni}) + (29.1\text{Si}) + (16.9\text{Cr}) + (290\text{As}) + (6.38\text{W}) & (5.1) \\ &= (723) - (10.7 \times 0.71) - (16.9 \times 0.013) + (29.1 \times 0.149) + (16.9 \times 0.031) + (290 \times 0) + (6.38 \times 0.01) \\ &= 711^\circ\text{C} \end{aligned}$$

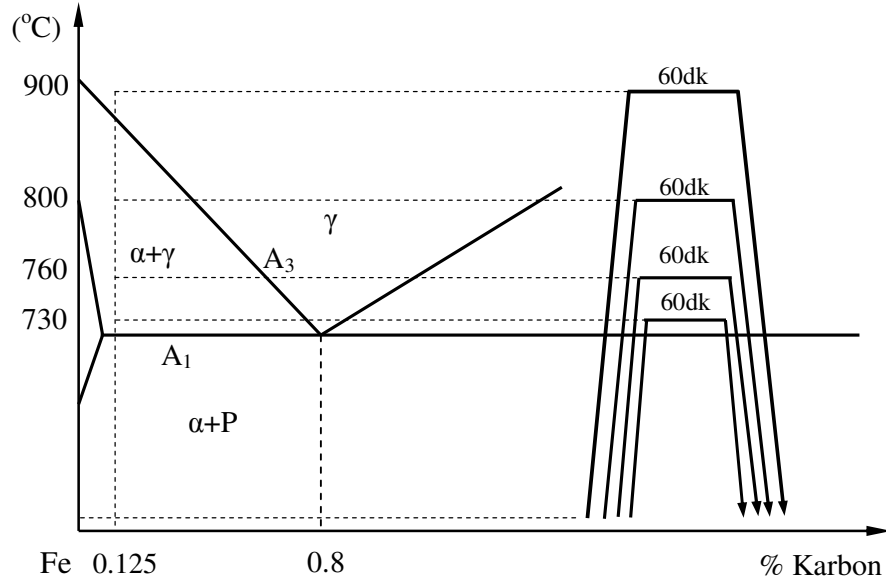
$$\begin{aligned} A_3 &= (910) - (203 \sqrt{C}) - (15.2\text{Ni}) + (44.7\text{Si}) + (104\text{V}) + (31.5\text{Mo}) + (13.1\text{W}) & (5.2) \\ &= (910) - (20 \times \sqrt{0.125}) - (15.2 \times 0.013) + (44.7 \times 0.149) + (104 \times 0.001) + (31.5 \times 0.005) + (13.1 \times 0.01) \\ &= 843^\circ\text{C} \end{aligned}$$

Tablo 5.3. GA çeliğinin kritik tavlama sınır sıcaklıkları.

Kritik Tavlama Sınır Sıcaklıkları ($^\circ\text{C}$)	
A_1 :	711
A_3 :	843

(2) **GA çeliğinin çift faza dönüştürülmesi ısıl işlemi:** Çift-fazlı çeliğe Grade A numunelerinin dönüştürülmesi işleminde, numuneler önce kritik tavlama sıcaklığı

arasındaki herhangi bir sıcaklık değerine kadar ısıtılır, bu sıcaklıkta 60 dakika beklenir ve sonra suda soğutularak mikro yapının martensit+ferrite dönüşmesi sağlanır (Şekil 5.1).



Şekil 5.1 Deneylerde uygulanan ısıl işlem şeması.

(3) **Kritik tavlama sıcaklığı arasındaki sıcaklık değerlerinde martensitik 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. Bu amaçla yapılan işlemlerde numune ebatları (15x15x8 mm) küçük tutulmuştur. Numuneler önceden tespit edilen kritik sıcaklık değerleri (711 °C ve 843 °C) arasındaki on bir (11) farklı sıcaklık değerine (715, 720, 725, 730, 740, 750, 760, 780, 800 ve 830 °C) kadar ısıtılıp, suda soğutularak her birinin MHO'larını tespit edilmiştir. Ayrıca kritik sıcaklık değeri üzerindeki bir sıcaklığa (900 °C) kadar ısıtılıp, suda soğutularak % 100 martensitik yapının oluşturulması hedeflenmiştir. Böylece deneysel işlemlerde kullanılması düşünülen % 18±5, % 35±5, % 55±5 ve % 100 ((2-9), kalıntı östenit) MHO sahip malzemelerin ulaşılması 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 martensite dönüştüğü (kalıntı östenit hariç) kabul edilmiştir. Değişik kritik sıcaklıklarda çift-faza dönüştürülen çelikler, Tablo 5.4’de gösterildiği gibi kodlanmışlardır.

Tablo 5.4. Tavlama sıcaklıkları ve numune kodları.

Kod adı	Kritik tavlama sıcaklığı (°C)
GA-Ana malzeme	GA ana malzeme (ısıtım işlem uygulanmamış)
ÇFGA-715	715
ÇFGA-720	720
ÇFGA-725	725
ÇFGA-730	730
ÇFGA-740	740
ÇFGA-750	750
ÇFGA-760	760
ÇFGA-780	780
ÇFGA-800	800
ÇFGA-830	830
ÇFGA-900	900

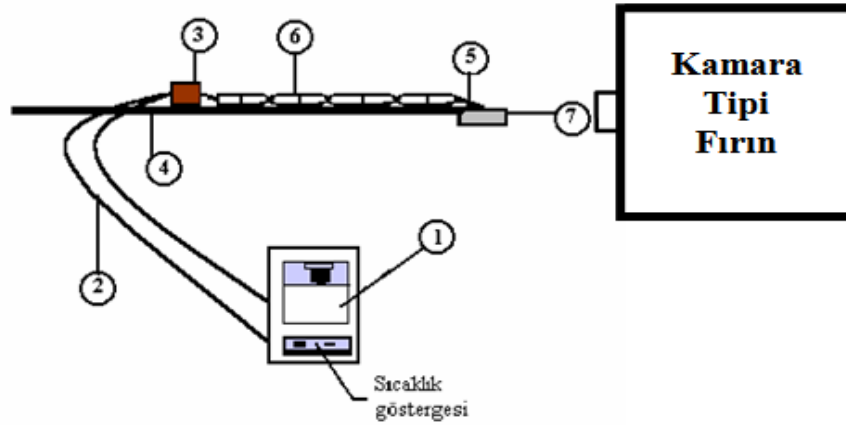
(4) **Kaynaksız çift-fazlı ana malzemelerin ve kaynaklı birleştirmeler için kullanılacak çift-fazlı çeliklerin üretimi için yapılan ısıtım işlemler:** Bu aşamada, yapılması düşünülen mekanik deney numunelerinin ebatları dikkate alınarak 8x150x400 mm boyutlarındaki GA çeliği çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüştür. Bir önceki aşamada belirlenen % 18±5, % 35±5, % 55±5 ve % 100 (≥91) MHO elde edilebilecek kritik tavlama sıcaklıklarına (730°C, 760°C, 800°C ve 900°C) kadar numuneler tavllanmış, bu sıcaklıkta 60 dakika beklenmiş ve suda soğutulmuş çift-fazlı numuneler elde edilmiştir. Isıtım işlem esnasında sıcaklık farklılığının oluşmaması için numuneler fırının hep aynı bölgesine yerleştirilmiştir. Üretilen numuneler, Tablo 5.5’te gösterildiği gibi kodlanmışlardır. Kodlama işleminde aynı kritik tavlama sıcaklığının kullanıldığı tüm numunelere karışıklığa sebep olmaması için aynı kod numarası verilmiştir.

Tablo 5.5. Kaynak işlemleri için seçilen tavlama sıcaklıkları ve numune kodları.

KOD ADI	Kritik tavrıma sıcaklığı (°C)
GA	-
ÇFGA-730	730
ÇFGA-760	760
ÇFGA-800	800
ÇFGA-900	900

5.3.1.1. Isıl işlemin uygulanışı

Isıl işlemler sırasında sıcaklık ölçümü için 0.5 mm çapında Cr-CrNi ısıl çift (K tipi termokupol) telleri kullanılmıştır. Isıl işlem esnasında ısıl çiftlerin birbirine temasını önlemek için ısıl 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 şematik olarak gösterilmiştir.



- | | |
|---------------------|---------------------------|
| 1) Kayıt cihazı | 5) Isıl çift (termokupol) |
| 2) Ara kablo | 6) Seramik koruyucu |
| 3) Klemens | 7) Deney numunesi |
| 4) Sabitleme çubuğu | |

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

Isıl çiftin numuneye teması delik içerisine sıkıştırma şeklinde olmuştur. Bu amaçla ısıl işlem yapılan her numuneye orta bölgeye yakın (bölgesel ısıl farklılığı önlemek için) 1 mm çapında delik delinmiştir. Isıl çiftler bu deliğe sıkıştırılmıştır. Her ısıl işlem sonrasında delikten çıkarılan tel yüzeyleri, meydana gelen oksit tabakası ve yağ birikintilerinin sıcaklık ölçümünü etkilememesi için zımparalanmıştır. Sonraki ısıl işlem için kullanılan tel yüzeyleri her seferinde temizlenmiştir. Çekme deneyi numunelerinde ise çekme numunesinin ortasına yakın bir yerden 1 mm delik delinmiş ve sabitleme çubuğu da numunenin uç kısmına direnç kaynağı ile puntalanmıştır. Punta yapılan yer daha sonra kesilerek atılmıştır, böylece yapılan direnç kaynağının parça üzerindeki ısı etkisi bertaraf edilmiştir. 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 değişimlerin $\pm 3^{\circ}\text{C}$ geçmeyecek şekilde sıcaklığın sabit tutulmasına dikkat edilmiştir.

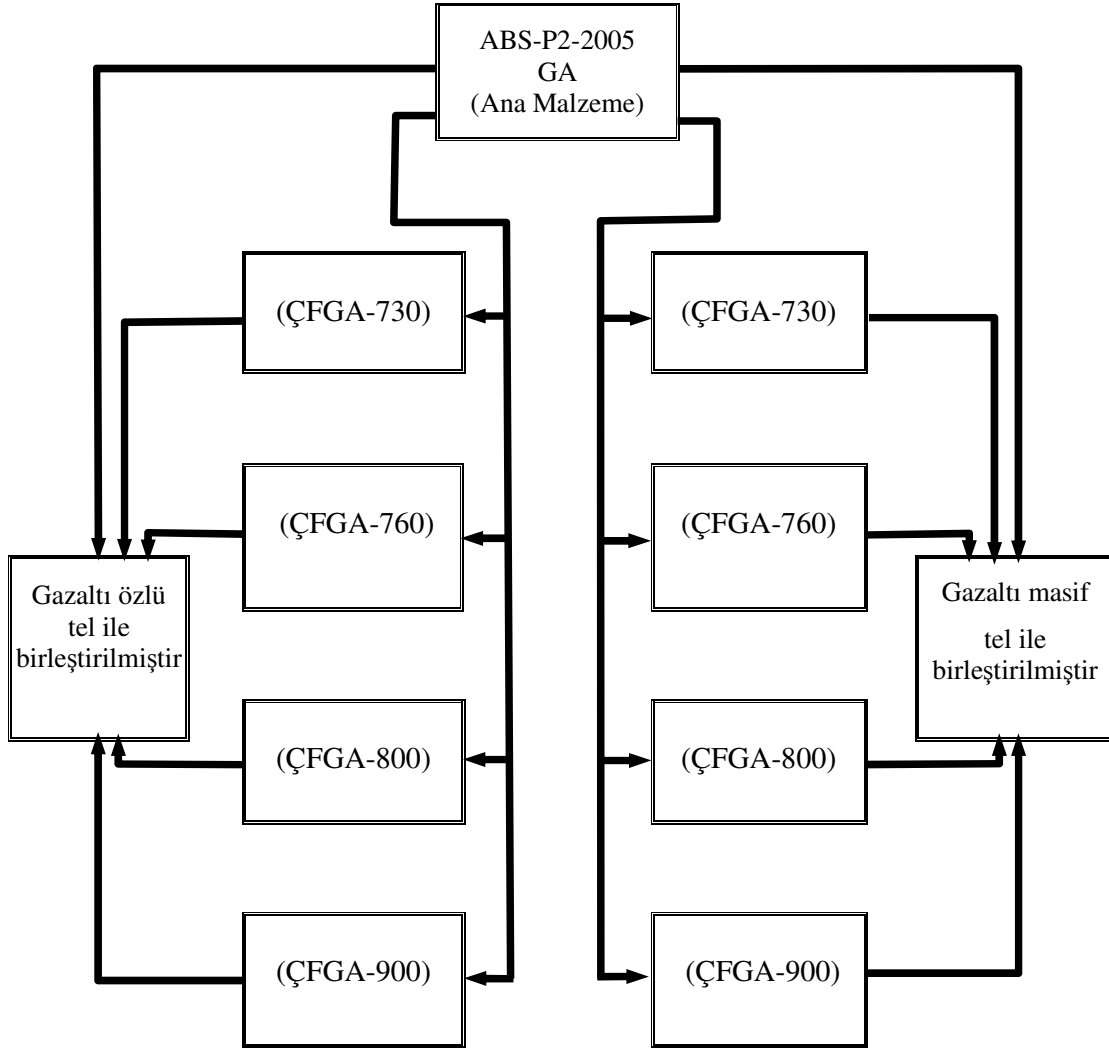
5.3.2. Birleştirme işlem basamakları

5.3.2.1. Birleştirilecek levhaların belirlenmesi

Birleştirme işlemi, (1) çift faza dönüştürülmemiş GA çeliğine ve (2) çift faza dönüştürülmüş farklı martensit hacim oranlarına sahip çeliklere uygulanmıştır. Her iki gruptaki çelikler, hem gazaltı masif kaynak teli hem de gazaltı özlü kaynak teli ile birleştirilmişlerdir. Tablo 5.6'da birleştirilen çelikler ve kodları verilmiştir.

Kodlama işleminde GA ana malzemeyi ifade etmektedir. ÇF; çift-fazlı yapıyı ifade ederken ÇFGA; GA numunesinden üretilen çift-fazlı çelik anlamında kodlanmıştır. ÇFGA'dan sonra gelen sayı ise tavlama sıcaklığını ifade etmektedir. (ÇFGA-730; GA ana malzemesinden üretilen 730 °C'de tavlanan, çift-fazlı çeliği ifade etmektedir.)

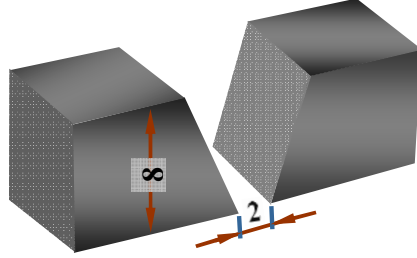
Tablo 5.6. Özlü ve masif kaynak telleri ile birleştirilen çelikler ve kodları.



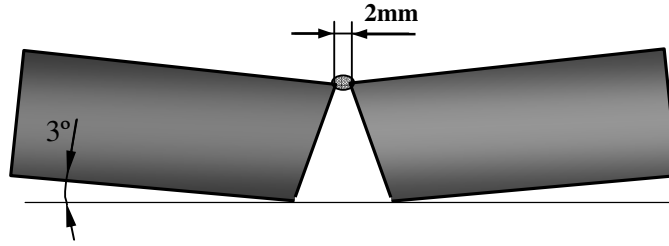
5.3.2.2. Kaynak levhalarının hazırlanması

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.

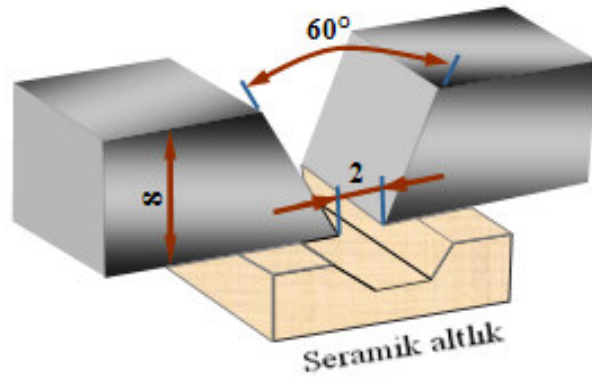


Şekil 5.3. Frezede kaynak ağzı açılmış deney parçalarının ölçüleri.



Şekil 5.4. Deney parçalarının puntalanması.

Birleştirilecek çeliklerin kaynak ağzı, kök açıklıkları ve puntalama işlemi yapıldıktan sonra Şekil 5.5'te gösterildiği gibi seramik altlık kullanılarak kaynak işlemi yapılmıştır. Kapak paso bittikten sonra kök paso sökülerek tekrar kaynak yapılmıştır.



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

Bütün kaynak işlemleri yatay pozisyonda gerçekleştirilmiştir. Puntalanan levhalar, kaynak öncesi 150 °C lik bir ön tav işlemine tabi tutulmuştur. Kaynak esnasında pasolar arası sıcaklık ve ön tavlama sıcaklık kontrolleri dijital kontrollü 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. İlave gazaltı kaynak telleri ve özellikleri

Deneysel çalışmalarda birleştirme işlemine tabi tutulan GA çeliği ve ısıtılma işlemle çift-faza dönüştürülen farklı MHO'larına sahip çeliklerin kaynağında mukavemet değerleri göz önünde bulundurularak özlü ve masif gazaltı kaynak teli olmak üzere iki farklı ilave kaynak teli kullanılmıştır. Masif gazaltı kaynak teli olarak çekme dayanımı 700 N/mm² nin üzerinde olan Oerlikon (2009) firmasından temin edilen 1.2 mm kalınlığındaki ER 100 S-G (Oerlikon-MG 181) tercih edilmiştir. Seçilen bu ilave gazaltı kaynak teli 620 N/mm²'ye kadar akma dayanımına sahip ince taneli ve yüksek dayanımlı çeliklerin gazaltı (MAG) kaynağında kullanılan düşük alaşımlı kaynak telidir. Bu kaynak teli ile koruyucu gaz olarak hem karbondioksit hem de karışım gaz (% 80Ar+% 18CO₂+% 2O₂) kullanılabilir.

Özlü gazaltı kaynak teli olarak, çekme dayanımı 570-670 N/mm² arasında olan Oerlikon (2009) firmasından satın alınan 1.2 mm kalınlığındaki ER 81 T1-Ni1 (Oerlikon-Fluxofil 20HD) tercih edilmiştir. Bu ilave metal yüksek boşluk doldurma kabiliyetine sahip ve curufu 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 imkânı tanır ve kaynak maliyetlerini azaltır. Fluxofil 20 HD mekanize kaynaklara da uygun olup, dikey kaynak üniteleriyle kullanılabilir. Kaynak metali mekanik ve teknolojik olarak mükemmel özellikler sağlar. Düşük sıçramaya

ve kararlı bir arka sahiptir. Curuf temizliği kolay, kaynak dikiş görünüşü çok güzeldir, ana metalde kesme hatası yapmadan gözeneksiz kaynak dikişleri verir. Fluxofil 20 HD tercihen karışım gazla kullanılır. Gazaltı masif ve özlü tele ait Oerlikon katalog bilgilerine dayanarak kimyasal içerikleri ve kaynak metali mekanik özellikleri Tablo 5.7’de verilmiştir.

Tablo 5.7. Kullanılan ilave tellerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri (Oerlikon, 2009).

MALZEME	KİMYASAL BİLEŞİM (% ağırlıkça)					
	C	Mn	Ni	Si	Cr	Mo
Masif tel (MG181)	0.09	1.70	0.55	0.70	0.60	0.25
Özlü tel (Fluxofil 20HD)	0.05	1.2	0.9	0.5	-	-
MALZEME	MEKANİK ÖZELLİKLER					
	Akma Dayanımı, N/mm ²	Çekme Dayanımı, N/mm ²	% Uzama	Çentik Dayanımı, Joule		
Masif gazaltı teli	>620	>700	>18	-40°C>40		
Özlü gazaltı teli	>490	570-670	>22	-40°C>47		

5.3.2.4. Kaynak işleminde kullanılan gazaltı kaynak makinesi ve özellikleri

Levhaların birleştirilmesinde, 400 amperlik yatay karakteristikli, hava soğutmalı torca sahip, Nuriş MIG 400 markalı doğru akım gazaltı kaynak makinesi kullanılmıştır. Kullanılan gazaltı kaynak makinesine ait teknik özellikler Tablo 5.8’de verilmiştir.

Tablo 5.8. Gazaltı kaynak makinesinin teknik özellikleri.

Şebeke gerilim (3 faz, 50 Hz)	380 V
Akım ayar aralığı	25-400 A
Kaynak voltaj kademe sayısı	30
Çalışma verimi	%100-60
Torç soğutma	Hava soğutmalı
Elektrot çapı	0,80/1,00/1,20/1,60

5.3.2.5. Karbon eşdeğerliğinin belirlenmesi

Karbon eşdeğeri kaynaklı birleştirmelerin kalitesine etki eden 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 (Anık, 1993).

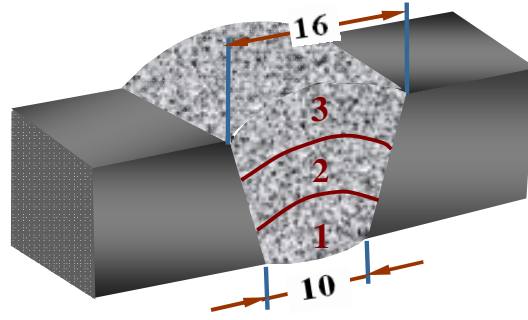
$$C_{eş} = C + Mn/6 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 + Ni/15 + Cu/15 \quad (5.3)$$

5.3.2.6. Kaynak Parametreleri

Kaynak işlemi, kök paso, ara paso ve kapak pasosu olmak üzere üç pasoda tamamlanmıştır (Şekil 5.6). Ayrıca kök pasoda oluşabilecek hataları önlemek amacıyla kök paso sökülerek tekrar kaynak yapılmıştır. Kaynak işlemlerinde 1.2 mm iki tür tel olarak masif ve özlü teller kullanılmıştır. Çift-fazlı çeliklerin ve GA kodlu ana malzemenin birleştirilmesinde kullanılan kaynak parametrelerinin aynı olmasına dikkat edilmiştir.

Kaynak parametresi olarak ilave kaynak metali çapı, kaynak akımı, kaynak gerilimi, tel besleme hızı ve kaynak hızı dikkate alınmıştır. Özlü masif tel kullanılarak yapılan kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri paso ayırımı yapılarak Tablo 5.9'da ve 5.10'da verilmiştir.

Birleştirme işleminde hem özlü hem de masif kaynak teli için koruyucu gaz olarak % 80Ar+% 18CO₂+% 2O₂ içeriğine sahip karışım gazı kullanılmıştır. Gaz debisi olarak 14 lt/dk seçilmiştir.



Şekil 5.6. Kaynak paso sayısı.

Kaynaklı birleştirme yapmak için optimum kaynak parametreleri belirlemek amacıyla denemeler yapılmış ve buna göre tellere uygun kaynak akımı, gerilimi, tel sürme hızı ve kaynak ilerleme hızları Tablo 5.9'daki gibi elde edilmiştir.

Tablo 5.9. 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	Tel Besleme Hızı (m/dk)	Kaynak Hızı(cm/dk)
Kök paso	Özlü Tel	1,2 mm	135-145	28±2	DC (+)	3	30
2	Özlü Tel	1,2 mm	200-220	30±2	DC (+)	3	25
3	Özlü Tel	1,2 mm	200-220	30±2	DC (+)	3	19

Tablo 5.10. Masif tel kullanılarak yapılan kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri.

Paso	Kullanılan İlave tel	İlave Tel Çapı (mm)	Kaynak Akımı (A)	Kaynak Gerilimi (V)	Akım Tipi	Tel Besleme Hızı (m/dk)	Kaynak Hızı(cm/dk)
Kök paso	Masif Tel	1,2 mm	135-140	28±2	DC (+)	3	30
2	Masif Tel	1,2 mm	200-210	30±2	DC (+)	3	25
3	Masif Tel	1,2 mm	200-215	30±2	DC (+)	3	20

Kaynak işlemleri esnasında ön tav sıcaklığı ve pasolar arası sıcaklık 150°C olarak belirlenmiştir.

5.3.2.7. Kaynak işleminin ve ön tav sıcaklığının tespiti

Kaynak öncesi alın altına puntalanan ve 150°C sıcaklıkta ön tav işlemine tabi tutulan levhaların Tablo 5.9 ve Tablo 5.10’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 numunelerin daha sonra ara pasosu salınım hareketi vermeksizin çekilmiştir. Gerekli temizlik işlemleri tamamlandıktan sonra kapak pasosu salınım hareketi ile çekilerek birleştirme işlemi tamamlanmıştır. Pasolar arası sıcaklığın 150°C olmasına dikkat edilmiştir.

Ön tav sıcaklığı Daniel Seferian tarafından geliştirilen formül yardımıyla hesaplanmıştır (Anık, 1993).

$$T_{\text{öntav}} = 350 \sqrt{C_k - 0.25} \quad (5.4)$$

5.3.2.8. Isı girdisi hesaplaması

Kaynak ısı girdisi her bir paso için ayrı ayrı hesaplanmıştır. Kaynak işlemi sırasında elektrotun ark boşluğu mesafesine göre bağlı olarak meydana gelen akım ve voltaj değişikliğinin, minimum ve maksimum değerleri kaydedilerek ortalama değerlere göre hesaplamalar yapılmıştır. Isı girdisini hesaplamak için kullanılan eşitlik aşağıda verilmiştir (Anık, 1993; Shome, 2007).

$$H(KJ/mm) = \frac{V(\text{Volt}) \cdot I(\text{Amper}) \cdot \eta \cdot 60}{S(\text{mm/sn})} \quad (5.5)$$

H : Kaynak ısı girdisi (KJoule/mm)

V : Kaynak gerilimi (Volt)

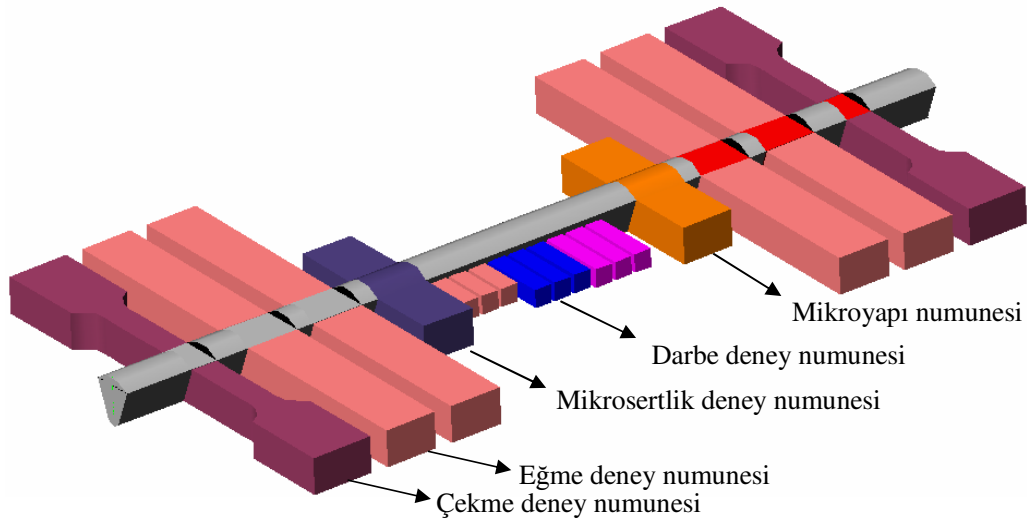
I : Kaynak akımı (Amper)

S : Kaynak ilerleme hızı (mm/sn)

η : Ark verimi (sabit katsayı özlü ve masif tel için: 0,66-0,75)

5.3.2.9. Kaynaklı numunelerden test parçalarının çıkarılması

Kaynak işleminden sonra yapılacak olan mikroyapı, mikrosertlik, eğme, çekme ve çentik darbe deney işlemleri için birleştirilen levhalardan numuneler hazırlanmıştır. Numunelerin birleştirilen levhaların hangi bölgelerinden alındığı Şekil 5.7’de gösterilmektedir. Numunelerinin hazırlanması işlemi, Mazak Süper Turbo X510 MKII Lazer kesme cihazı kullanılarak yapılmıştır. Numuneler kesildikten sonra oluşan çapak ve karbürize bölgelerin temizlenmesi amacıyla numune yüzeyleri 0.5 mm kalınlığında frezeyle işlenmiştir.



Şekil 5.7. Kaynaklı parça üzerinden alınan test parçalarının geometrileri (Asarkaya, 2006).

5.4. Mikroyapı Karakterizasyonu

Grade A ve ısıtılmış işlem görmüş numuneler (15x15x8 mm), standart metalografik usullerle (zımparalama, parlatma ve dağlama) metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Grade A ve çift-fazlı çeliklerin mikroyapı karakterizasyonu için hazırlanan numuneler soğuk olarak reçine içerisine gömülerek sırasıyla 200-400-600-800-1000-1200 mesh’lik su zımparasıyla zımparalanarak pürüzsüz yüzey elde edilmiştir. Daha sonra bu yüzeyler sırasıyla 3 µm ve 1 µm elmas pasta ile keçede parlatılarak dağlanmaya hazır hale getirilmiştir. Dağlama işlemi için % 2 Nitrik

Asit+% 98 Methanol (%2 Nital) çözeltisi kullanılmıştır. Dağlanan numunelerin yüzeyi methanol ile temizlenip kurutulmuştur. Mikroyapı incelemeleri için Nikon marka Epiphot 200 modeli mikroskop kullanılmıştır.

Seramik altlıklı özlü ve masif tel kaynağıyla birleştirilmiş GA numunesi ve ısıl işlemlerle çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş deney numuneleri kaynak merkezlerinden bor yağ+su soğutmalı olarak kesilmiştir. Ardından yukarıda belirtilen işlem basamakları uygulanarak esas metal, ITAB ve kaynak metalinin mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır.

5.4.1. Tarama elektron mikroskobu (SEM) ve elemental analiz incelemesi

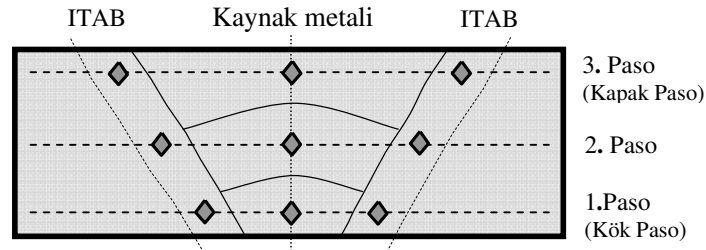
Deneysel çalışmalarda kullanılan kaynaklı Grade A kalite çeliğin ve çift faza dönüştürülmüş çeliklerin ayrıca gazaltı masif ve özlü telle birleştirilen Grade A ve çift-fazlı çeliklerin çekme ve darbe deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzey görüntüleri JEOL JSM-6060LV marka SEM mikroskobu kullanılarak incelenmiştir. Bu analizler SEM mikroskobuna bağlanan EDS (Elektron dispersive spectroscopy) yardımıyla yapılmıştır. EDS analizleri XRF Systems, Inc. 500 Digital Processing marka cihazda yapılmıştır.

5.5. Mikrosertlik Ölçümleri

Deneysel çalışmalarda kullanılan GA çeliğinin ve çift faza dönüştürülmüş çeliklerin sertlikleri belirli bölgelerden alınarak ölçülmüştür. Ayrıca birleştirilen levhaların kaynak bölgesinin mikrosertlik dağılım değerleri tespit edilmiştir. Mikrosertlik ölçümlerinde Shimadzu marka HMV-2 model mikro sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Uygulanan yük bütün numunelerde 200 gr olarak belirlenmiştir. Güvenirlik açısından bütün işlemlerde her numune için 10 ölçüm yapılmıştır.

Masif ve özlü tel kaynağıyla birleştirilmiş GA ana malzemesi ve ısıl işlemlerle çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş ÇFGA-730, ÇFGA-760, ÇFGA-800 ve ÇFGA-900 kodlu çeliklerin kaynak yönüne dik yüzey kesitinden mikrosertlik değerleri alınmıştır. Bu kesit yüzeyleri frezede işlenmiş ardından keçelenerek ve parlatılarak düzgün hale

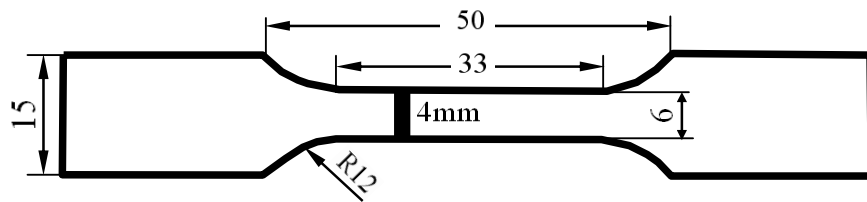
getirildikten sonra sertlik değerleri alınmıştır. Birleştirilen parçaların hangi bölgelerinden sertlik değerlerinin alındığı şematik olarak Şekil 5.8’de gösterilmektedir.



Şekil 5.8. Mikrosertlik ölçümünde kullanılan numune ve ölçümün yapıldığı noktalar.

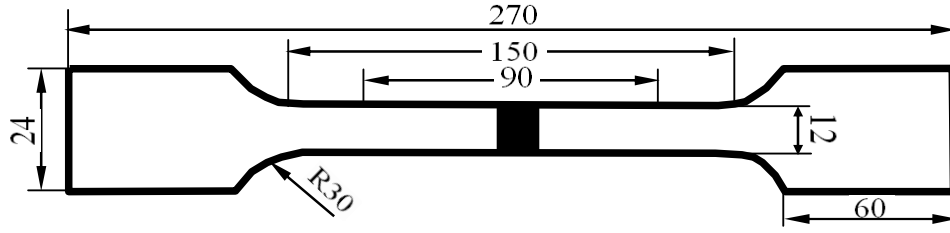
5.6. Çekme Deneyi

Çekme deneyi numuneleri, TS 138 standardına göre Şekil 5.9’da gösterilen ebatlarda kaynak numunelerinden ayrı bir şekilde hazırlanmıştır (TSE, 1993). Yapılan çekme deneylerinde en az 3’er adet çekme deney numunesi hazırlanmıştır. Malzeme 8 mm’den 4 mm’ye düzlem taşlama ile inceltilmiştir. Deney Shimadzu marka 5kN kapasiteli çekme deney cihazında yapılmıştır. Çekme hızının etkisini minimize etmek için deney sırasında çekme hızı 2 mm/dk olarak ayarlanmıştır.



Şekil 5.9. Çekme deney numunesi boyutları.

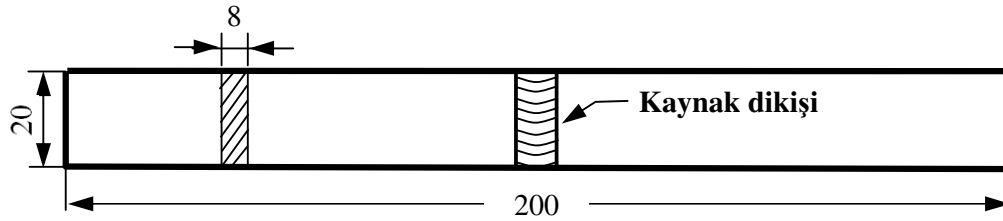
Masif ve özlü gazaltı kaynak telleriyle birleştirilmiş numunelerin çekme numune ölçüleri TS 287 EN 895 standardına göre Şekil 5.10’da gösterilen ebatlarda hazırlanmıştır (Kayalı, 1988). Kaynaklı numunelerin çekme deneyleri 40 ton kapasiteli Zwick marka cihazla yapılmıştır. Çekme deneyi süresince çekme hızı 5 mm/dk olarak sabit tutulmuştur.



Şekil 5.10. Kaynaklı numunelere ait çekme deney numunesi boyutları.

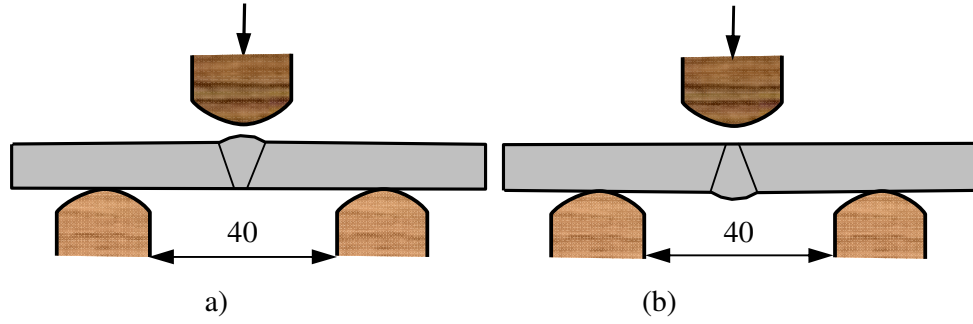
5.7. Eğme Deneyi

TS 282 EN 910'de belirtilen şartlara göre Şekil 5.11'de gösterilen ebatlarda eğme deney numuneleri hazırlanmıştır (Kayalı, 1988). Eğme deneyi, Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarında 60 tonluk DARTECT marka bilgisayar destekli çekme-basma cihazı kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 5.11. Eğme deney numunesi boyutları.

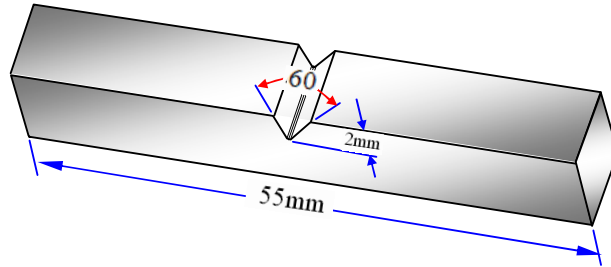
Eğme deneyi işleminde numune kaynak pasosu ve kök pasosu yüzeylerinden olmak üzere iki farklı tarz kullanılmıştır. Birinci tarzda kaynaklı numunelerin kök kısmı alt tarafa gelecek şekilde silindir mesnetler üzerine yerleştirilmiş ve kapak paso tarafından mandrel ile kuvvet uygulanmıştır (Şekil 5.12 (a)). İkinci tarzda kaynaklı numunelerin kapak paso kısmı alt tarafa gelecek şekilde silindir mesnetler üzerine yerleştirilmiş ve kök paso tarafından mandrel ile kuvvet uygulanmıştır (Şekil 5.12 (b)).



Şekil 5.12. Eğme deneyi prensip şeması, a) Kapak pasodan eğme deneyi, b) Kök pasodan eğme deneyi.

5.8. Çentik Darbe Deneyi

TS EN 10045-1'de belirtilen şartlara göre kaynaklı numuneler Şekil 5.13'de gösterilen ebatlarda çentik darbe deney numuneleri hazırlanmıştır (Kayalı, 1988). Kalınlığı 8 mm olan numuneler freze ile arka yüzeyden 2 mm derinliğinde ve ağız açısı 60° olacak şekilde çentik açılmıştır. Deney işlemleri 25°C , -25°C ve -50°C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. Her bir deney çalışması için iki adet numune kullanılmıştır.



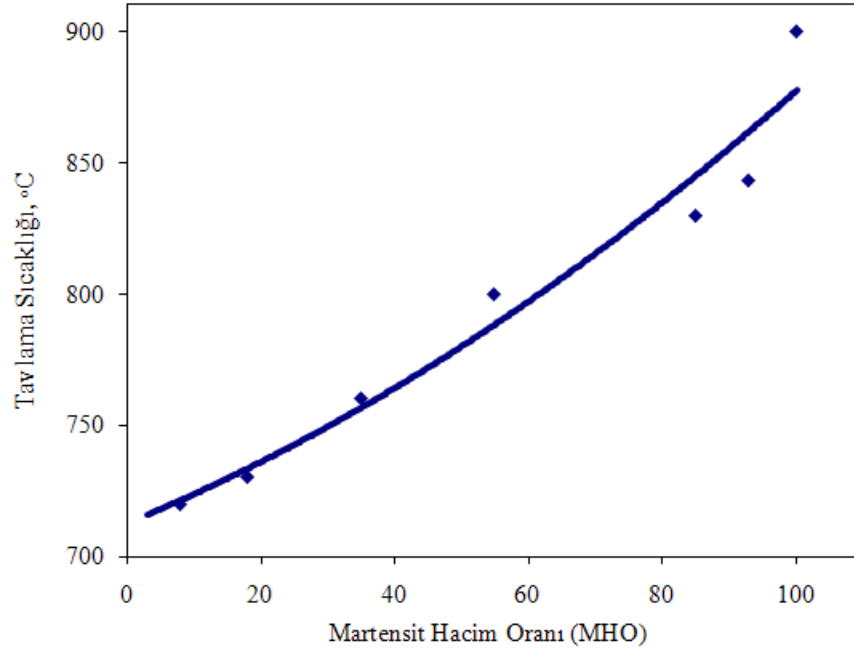
Şekil 5.13. Çentik-darbe numunesi ebatları.

Ayrıca özlü ve masif telle birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesi ve ITAB'ının darbe dayanımları ölçülmüştür. Darbe dayanımını ölçmek amacıyla GA çeliği ve çift-fazlı çeliklerin ITAB ve kaynak merkezinden standartlara uygun bir şekilde çentikler açılarak oda sıcaklığında ve eksi sıcaklıklarda 25°C , -25°C ve -50°C darbe deneyi yapılmıştır.

BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Martensit Hacim Oranının Belirlenmesi

Farklı tavlama sıcaklıklarında tutulan GA çeliği suda su verme işlemi ile çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüştür. Tavlama sıcaklığı değıştikçe çift-fazlı çeliğin martensit hacim oranı da değışmiştir. Deneyde kullanılan malzemenin tavlama sıcaklığına bağılı olarak martensit hacim oranının nasıl değıştiğı grafik halinde Şekil 6.1’de gösterilmiştir.



Şekil 6.1. Martensit hacim oranının (MHO) kritik tavlama sıcaklığına bağılı olarak değışimi.

Her numunenin farklı bölgelerinden çekilen mikroyapı fotoğrafları kullanılarak martensit hacim oranları tespit edilmiştir. Kritik tavlama sıcaklığı (KTS) arttıkça

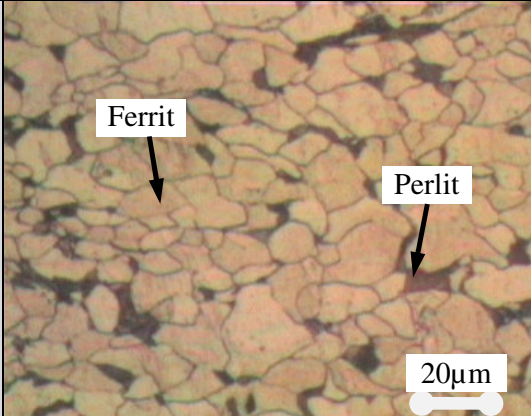
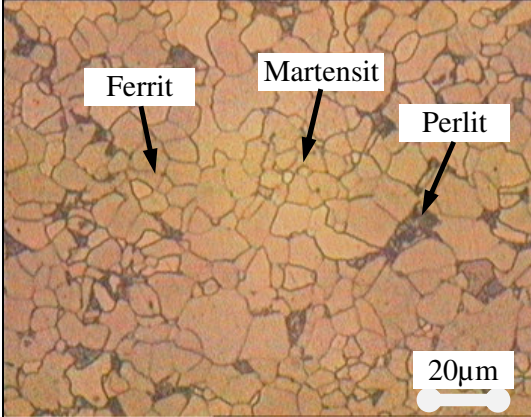
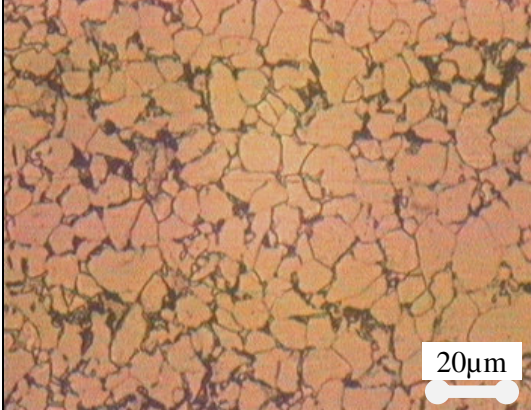
martensit hacim oranında (MHO) artış olduğu gözlemlenmiştir. Kritik tavlama sıcaklığının alt limit sıcaklığı (Ac_1) geçilmeye başlandıktan sonra martensitik dönüşümle beraber çelik çift faz özelliğini kazanmıştır. Kritik tavlama sıcaklığının üst limit sıcaklığı (Ac_3) olarak belirlenen sıcaklığa yaklaşıldıkça MHO en yüksek değerine ulaşmaya başlamaktadır. Kritik tavlama sıcaklığının (Ac_3) üstüne çıkıldığında yapı tamamen martensite (yaklaşık % 100 martensit) dönüşmektedir.

Ön deneylerde GA esas numunesinden 11 farklı tavlama sıcaklığı kullanıldığı için bütün numunelerde MHO'lar farklılık göstermiştir. ÇFGA-715 kodlu numunede kritik sıcaklığının hemen üstünde olması nedeniyle MHO en düşük seviyede olup yaklaşık % 3 değerindedir. ÇFGA-730 kodlu numunede ise martensit hacim artarak % 18 ± 5 'e ulaşmıştır. ÇFGA-760 numunesinde martensit hacim oranı daha da artarak (% 35 ± 5) olmuştur. Martensit hacim oranı orta düzeyde olan (% 55 ± 5) çift-fazlı çelik ÇFGA-800 ve martensit oranı en yüksek olan ÇFGA-830'de ise oran % 85'e ulaşmıştır. MHO en yüksek olan ÇFGA-900 numunesi (% 100 (% 2-9 kalıntı östenit)) olmuştur.

Bu çalışmada GA numunesi ve GA numunesinden çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş çeliklerin masif ve özlü teller kullanılan gazaltı kaynağı ile birleştirilerek kaynak kabiliyetlerinin tespit edilmesi amaçlandığından tüm çift-fazlı çeliklerin kullanılması çalışmanın boyutunu artıracığından aralarından seçim yapılmıştır. Bu seçim MHO düşük, orta, yüksek ve tamamen martensitik yapıda olacak şekilde yapılmıştır. Deneylerde birleştirme amacıyla kullanılacak dört farklı MHO'larda çift-fazlı çelik numuneler şöyle sıralanmıştır; ÇFGA-730, ÇFGA-760, ÇFGA-800 ve ÇFGA-900.

Tablo 6.1'de çift faza dönüştürülen çeliklerin mikroyapısı gösterilmektedir. GA gemi sacı ferrit+perlit mikroyapısına sahiptir. Çift-fazlı çelik ise literatürde belirtildiği gibi % 2 Nitille (% 2 Nitrik Asit+% 98 Methanol) dağlandığında ferrit fazı açık (beyaz) renkli, martensit fazı koyu (kahverengi) renkli olarak tane sınırlarında gözlemlenmiştir (Erdoğan, 2002; Demir, 2004; Hayat, 2005a; Meng, 2008).

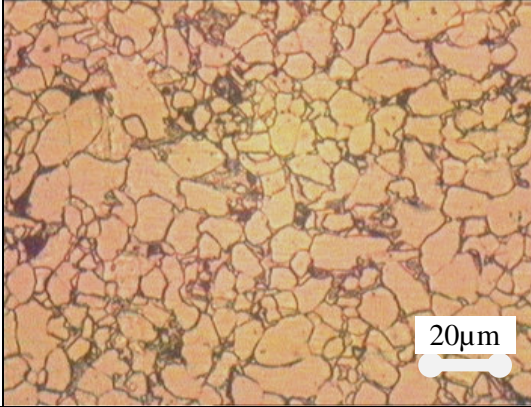
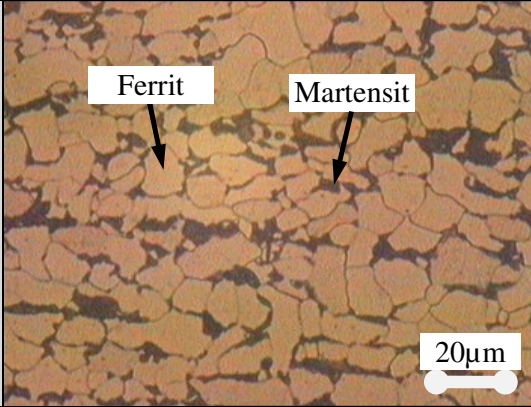
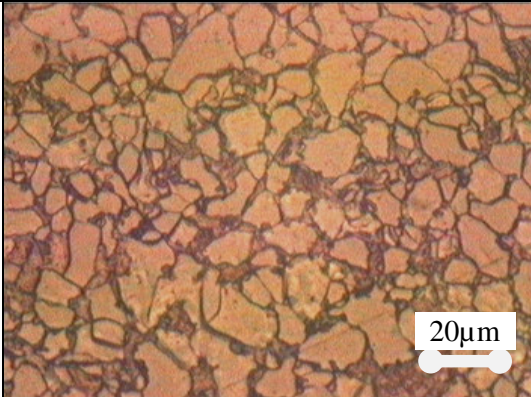
Tablo 6.1. GA, ÇFGA-715 ve ÇFGA-720 numunelerinin mikroyapı analizleri.

Kod Adı	Kritik Tavlama Sıc. (°C)	Mikroyapı	% MHO
GA- Ana malzeme	Tavlama yok, üretildiği gibi		- Mikroyapı perlit ve ferritten oluşmuştur, MHO sıfırdır.
ÇFGA-715	715±3		% 3+5 MHO Yapı ferrit, perlit ve martensitten oluşmaktadır
ÇFGA-720	720±3		% 8+5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır.

Deneysel çalışmada yapılan ısıtıl işlemlerde Grade A çeliğinin mikroyapısı ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır. Deneysel 715 °C de yapılan tavlama sonrasında su verilen numunede yapıda üç fazın meydana geldiği gözlenmektedir. Yapı ferrit, perlit ve çok az

miktarda martensitten meydana gelmektedir. Tavlama sıcaklığı 720 °C'ye çıkarıldıktan sonra numunede martensitin arttığı ve perlitin yok olduğu görülmüştür.

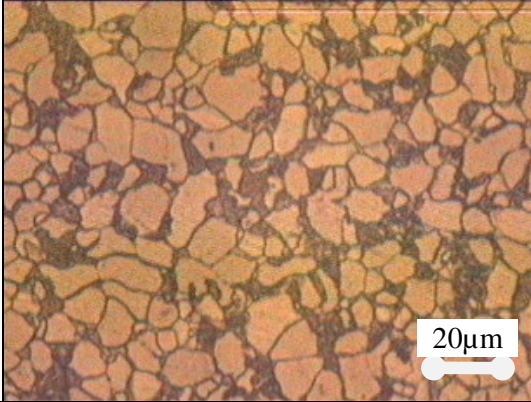
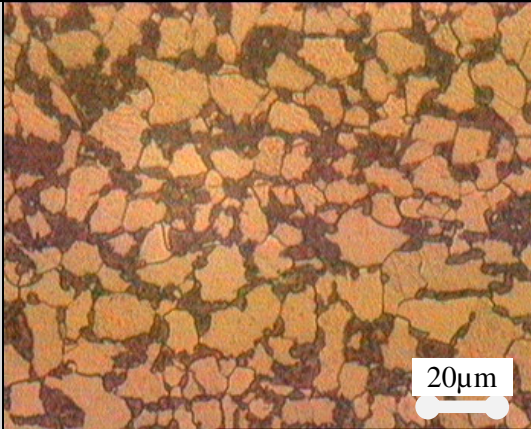
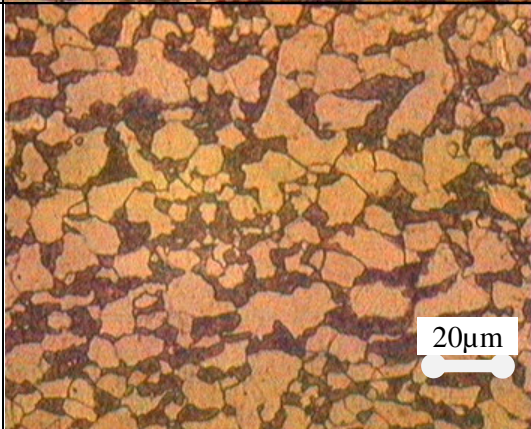
Tablo 6.2. ÇFGA-725, ÇFGA-730 ve ÇFGA-740 numunelerinin mikroyapı analizleri.

Kod Adı	Kritik Tavlama Sıc. (°C)	Mikroyapı	% MHO
ÇFGA-725	725±3		% 12±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır.
ÇFGA-730	730±3		% 18±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır. Martensit tane sınırlarında adacıklar halinde çekirdeklenecek yayılmıştır.
ÇFGA-740	740±3		% 22±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır.

Tavlama sıcaklığı 725 °C çıktığında martensit hacim oranının % 12±5'e kadar arttığı

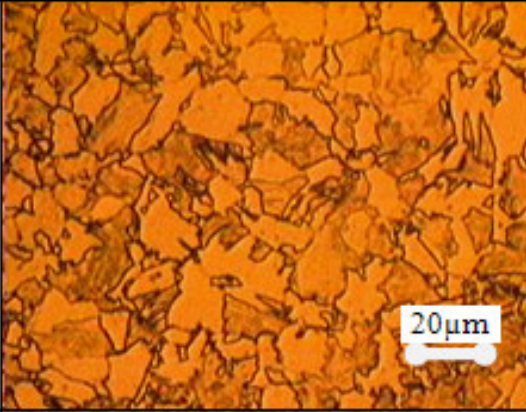
görülmüştür. Sıcaklık daha da artırıldığında 730 °C martensitin daha belirgin halde öbikleşmeye başladığı ve hacim oranının arttığı belirlenmiştir. 740 °C’de ise ferritin tane sınırlarını boylamasına kaplamaya başladığı ve öbikleşmenin arttığı tespit edilmiştir.

Tablo 6.3. ÇFGA-750, ÇFGA-760 ve ÇFGA-780 numunelerinin mikroyapı analizleri.

Kod Adı	Kritik Tavlama Sıc. (°C)	Mikroyapı	% MHO
ÇFGA-750	750±3		% 28±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır.
ÇFGA-760	760±3		% 35±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır, martensit adacıkları büyümüştür.
ÇFGA-780	780±3		% 44±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır.

Tavlama sıcaklığı 750 °C'ye çıktığında martensit hacim oranının % 28±5'e, 760 °C'de % 35±5, 780 °C'de ise % 44±5 'e kadar arttığı görülmüştür. Yapıda ferrit ve martensitin hacim oranları yaklaşık aynı oranda meydana gelmektedir.

Tablo 6.4. ÇFGA-800, ÇFGA-830 ve ÇFGA-900 numunelerinin mikroyapı analizleri.

Kod Adı	Kritik Tavlama Sıc. (°C)	Mikroyapı	% MHO
ÇFGA-800	800±3		% 55±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır, oranlar yaklaşık olarak eşit seviyede bulunmaktadır
ÇFGA-830	830±3		% 85±5 MHO Yapı ferrit ve martensitten oluşmaktadır, martensit matris yapı haline gelmiştir
ÇFGA-900	900±3		% 100±5 MHO Yapı martensitten oluşmaktadır, %2-9 arasında kalıntı östenit bulunabilmektedir.

Tavlama sıcaklıkları Andrews formülüne göre hesaplanan üst kritik sıcaklığa yaklaştıkça martensit hacim oranının en yüksek değerlerine ulaşması beklenen bir durumdur (Erdoğan, 2002; Demir, 2004). Üst kritik sıcaklık değerine en yakın tavlama sıcaklığı olan 830 °C'de MHO'nun % 85±5'e yükseldiği ve 900 °C'de ise tamamen martensitik yapının oluştuğu düşünülmektedir.

Yapılan deneysel çalışmada yeni ferritin bulunmadığı düşünülmektedir. Suda su verilen numunelerde bu beklenen bir sonuçtur ve yapılan diğer çalışmalar bunu desteklemektedir. Öyleki; Kabakcı ve Salıncı (2009), % 0.098 C ve % 1,65 Mn'lı çelikle yapmış oldukları çalışmada tavlama sıcaklığıyla MHO'nunun arttığını rapor etmiştir. Ayrıca farklı soğutma hızlarına sahip, fırında soğutma ve suda soğutma işlemleri yapmışlardır. 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. Mikroyapı olarak suda su verilen numunede ferrit ve martensitin oluştuğu, fırında soğutulan numunede ise ferrit ve martensitin yanı sıra yeni ferritin 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 yönlenme hemde kompozisyon bakımından farklıdır. Suda su verilen numunede ise yeni ferrite rastlanmadığı bildirilmiştir.

Martensit hacim oranının sıcaklığa bağlı olarak artış göstermesi bazı yazarlar tarafından şu şekilde açıklanmıştır. Uygun kimyasal içeriğe sahip bir çelik, çift-fazlı çelik haline dönüştürülürken çeliğin martensitik dönüşüm kritik bölgeler arasındaki yüzey merkezli kübik (YMK) östenitik yapının, soğuma esnasında hacim merkezli kübik (HMK) ferritik yapıya dönüşmeden hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşmekte olduğu ifade edilmektedir. Çift fazlı yapının üretimi sırasında martensit, östenitten dönüşümü sonucu hacimce büyümekte ve çevresindeki matris durumda bulunan ferrit fazını zorlayarak ferritte bölgesel gerilmeler oluşturmaktadır. Bu nedenle kritik tavlama sıcaklığının yükselmesine bağlı olarak östenit miktarı

artmakta buna paralel olarak martensit hacim oranı (MHO) yükselmektedir (Erdoğan, 2002; Demir, 2004; Hayat, 2005a; Hayat, 2005b; Acarer, 2005).

Yapılan deneysel çalışmalar sonunda GA çeliğinin çift-faza dönüştürülmesi işleminde, kritik tavlama alt (A_1) sınırına en yakın sıcaklık değerinde (725 °C) en düşük martensit hacim oranı (% 5) elde edilmiştir. 730 °C'de % 18, 760 °C'de % 35±5, 800 °C'de % 55±5 °C kritik tavlama üst (A_{c3}) sınırına en yakın sıcaklık değerinde (830°C) ise en yüksek martensit hacim oranına (% 85±5) erişilmiştir. Kritik tavlama sonrasında su verme ile tavlama sırasındaki östenitin aynı miktarda martensite dönüşümü gerçekleşmektedir. Dolayısıyla burada elde edilen MHO'ları levye kuralı ile ifade edilen östenit hacim oranına eşit olduğu kabul edilebilir (Demir, 2003; Demir, 2004).

Tablo 6.1'de görüldüğü gibi MHO, kritik tavlama sıcaklığına (KTS) bağlı olarak, (Şekil 6.1), orantılı bir şekilde değişmektedir. KTS'nin artması ile artan MHO'na bağlı olarak martensit partikülleri irileşirken aralarındaki bağlantılarda artmaktadır (Baucher, 1977; Demir, 2003; Demir, 2004). Burada martensit haricinde ikinci fazı oluşturan kalıntı östenit fazı martensit hacim oranı içerisinde kabul edilmektedir (Davies, 1978). Kalıntı östenit ikinci bir ısıl işlem veya deformasyon sonrasında martensite dönüşmektedir (Thelning, 1984).

6.2. Karbon Eşdeğeri

Kaynaklanacak malzemelerin karbon eşdeğerleri kaynak için önem arz etmektedir. Kaynak sırasında çeliğin sertleşme eğilimini belirlemek amacıyla alaşım elementlerinin verdiği sertleşmeye eşdeğer sağlayacak C miktarı saptamak amacıyla karbon eşdeğeri ($Ce\check{s}$) belirlenmektedir. Deneysel GA çeliğinin kimyasal bileşimine göre karbon eşdeğeri Formül 5.3 kullanılarak $Ce\check{s}$ 0.26 olarak belirlenmiştir. Çıkan bu sonuçtan deneylerde kullanılan çeliklerin kaynak işlemi için uygun kimyasal bileşimine sahip bir malzeme olarak kabul edilir.

Kaynak işlemi sırasında ergime bölgesine bitişik olan esas metalin ısıl çevrime uğraması sonucunda belirli bir mikrosertlik artışına uğrar. Buradaki mikrosertlik

artışına etki eden en önemli faktör ana metalin kimyasal bileşimidir. Alaşım-sız çeliklerin sertleşme kabiliyetleri üzerinde en büyük etkiyi sağlayan elementler C ve Mn'dır. Düşük alaşımlı çeliklerde ise Cr, Mo, V ve Mn gibi alaşım elementleri düşük C oranlarında bile kaynak sonrası ITAB bölgesinde mikrosertlik artışına neden olurlar.

6.3. Kaynak Esnasındaki Ön Tav ve Isı Girdi Miktarları

Kaynaklı birleştirmelerde ön tav sıcaklığının tespit edilmesinde ana malzemenin kimyasal kompozisyonu önem arz eder. Ana malzemelerde karbon ve alaşım element içeriği ön tav sıcaklığına etki eder, ayrıca karbon ve yüksek alaşım elementi içeren malzemelerde ön tav sıcaklığı yüksektir. Ön tav sıcaklığı ana malzeme kalınlığına bağlıdır. Ana malzeme kalın ise daha yüksek ön tav sıcaklığına ihtiyaç vardır. Genel olarak ön tava tabi tutulan tüm malzemeler yavaş soğutulmalıdır. Bu nedenle deneylerde 150°C ön tav sıcaklığı olarak belirlenmiştir.

Ayrıca ön tav sıcaklıkları Formül 5.4 yardımıyla hesaplanarak $T_{\text{öntav}} 35^{\circ}\text{C}$ olarak bulunmuştur. Fakat GA numunesinin kaynaklanabilirliğinin ısıl işlem görmüş çift-fazlı çeliklere nazaran daha iyi olabileceği düşünülmüştür. O nedenle ısıl işlem görmüş numunelerin dayanımlarının ve sertliklerinin fazla olması nedeniyle kaynak esnasında ön tavin vereceği avantajlardan faydalanması amacıyla ön tav sıcaklığı 150 °C olarak belirlenmiş ve kaynaklı birleştirilecek malzemelere 150 °C ön tav uygulanmıştır. Kaynaklı birleştirmelerde ön tav uygulanarak, çatlak oluşumunun engellenmesi sağlanmıştır. Ön tav özlü teldeki tozdan kaynak metaline geçebilecek nemi azaltır, böylece nemden dolayı oluşan hidrojenin kırılma bölgelerindeki etkisini yok eder. Ayrıca ön tav yapılan malzeme yavaş soğuyacağından hidrojenin difüzyon yoluyla malzemedan çıkışını sağlar. Ayrıca katılma gerilmelerinin oluşmasını engeller, ergimiş kaynak metali soğurken hacmi küçülür, bu kaynak metali ile soğuk ana malzeme arasında gerilimlere yol açarak, kaynak sonrasında çatlak ve kırılmanın oluşumuna neden olur. Kaynak metali ile ana metal arasındaki sıcaklık farkını azaltmak ve çatlak oluşumunu engellemek için ön tav yapılır.

Kaynak yapılacak ana malzeme üzerinde nem olabilir; buda yapının gözenekli olmasına neden olabilir. Ön tav gözenekleri oluşmasına engel olabilir. Bu nem kaynak esnasında hidrojenin kaynak metali içine hapsolmesine ve katılaşma devam ettikçe gözenek oluşumuna neden olabilir. Isıdan etkilenen bölgenin azaltılması, bazı alaşımlı çelikler, ısıdan etkilenen bölgenin çabuk soğuması sonucu sertleşmeye ve çatlak oluşumuna eğilimlidirler. Ön tav soğuma hızını yavaşlatır ve daha sünek bir mikroyapı sağlar. Malzemedeki tahribatı engeller, soğuk ana malzeme üzerine yapılan kaynakta, sıcak kaynak metali ana malzemede gerilimlere yol açarak, ana malzemede çatlak oluşumuna neden olabilir.

Kaynak işlemi esnasında ısı girdi miktarlarının ne kadar oldukları Formül 5.3 kullanılarak, her bir paso için ayrı ayrı hesaplanmıştır. Hesaplanan değerler Tablo 6.5’de verilmektedir.

Tablo 6.5. Kaynak esnasında oluşan ısı girdi miktarları

Paso	Kullanılan elektrot türü	Isı girdisi (KJ/mm)
Kök paso	Özlu tel	0.67
	Masif tel	0.65
Ara paso	Özlu tel	1.17
	Masif tel	1.14
Kapak paso	Özlu tel	1.35
	Masif tel	1.30

Kaynak işlemi uygulamada düşük gerilmeler altında ve mümkün olan en düşük ısı girdisi sağlanacak şekilde gerçekleştirilmelidir. Bu nedenle deneylerde kaynak parametreleri belirlenirken ısı girdisinin düşük tutulması amaçlanmıştır. Fakat özlu tel yapılırken özellikle kapak pasoda doldurma kabiliyetinin masif tele nazaran düşük olduğu tespit edilmiş olup, kaynak hızı düşük olmuştur. Kapak pasoda ısı girdisi masif tele oranla daha yüksek olmuştur.

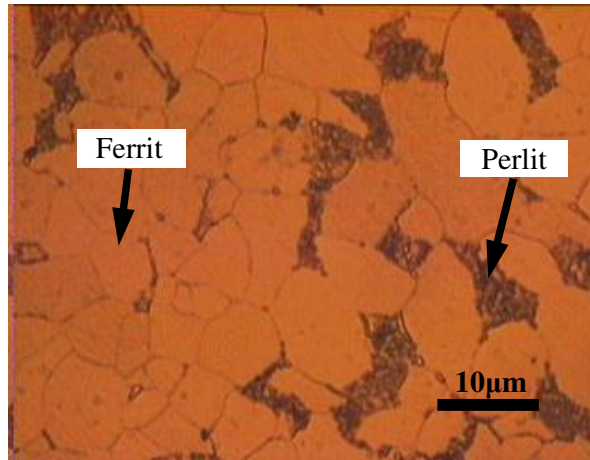
Eroğlu (1999), 15Mo3 eliğinin kaynağında enerji girişinin ısıdan etkilenen bölge (ITAB) ve kaynak metalinin mikroyapısı ile mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Isı girdisi 0.5 kJ/mm, 1 kJ/mm ve 2 kJ/mm olarak arttırılmıştır. Enerji girişindeki artışla beraber hem kaynak metali hem de ITAB'da sertlik azalmış ve oluşan fazlar kabalaşmıştır. Kaynak metalinde en yüksek tokluk 1 kJ/mm enerji girişinde ve ITAB'da 0.5 kJ/mm enerji girişinde elde edilmiştir. Enerji girişindeki artışla beraber, kaynak metali ve ITAB'ın mikroyapısmda fazların cinsi ve miktarı açısından değişim gözlendiği rapor edilmiştir.

6.4. Mikroyapı Karakterizasyonu

Deneysel alışmalarda, GA numunesinin, kaynaklız çift-fazlı çeliklerin, zlu ve masif kaynak telleri ile birleştirilen GA ana malzemesi ve farklı MHO sahip çift-fazlı çeliklerin mikroyapı karakterizasyonu optik ve taramalı mikroskop yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Bu bölümde elde edilen sonuçlar ve değerlendirilmesi yapılmıştır.

6.4.1. GA eliğinin mikroyapı karakterizasyonu

Deneysel çalışmalarda kullanılan ve sıcak haddelenmiş olarak üretilmiş GA numunesinin mikroyapısı Şekil 6.2'de gösterilmiştir.

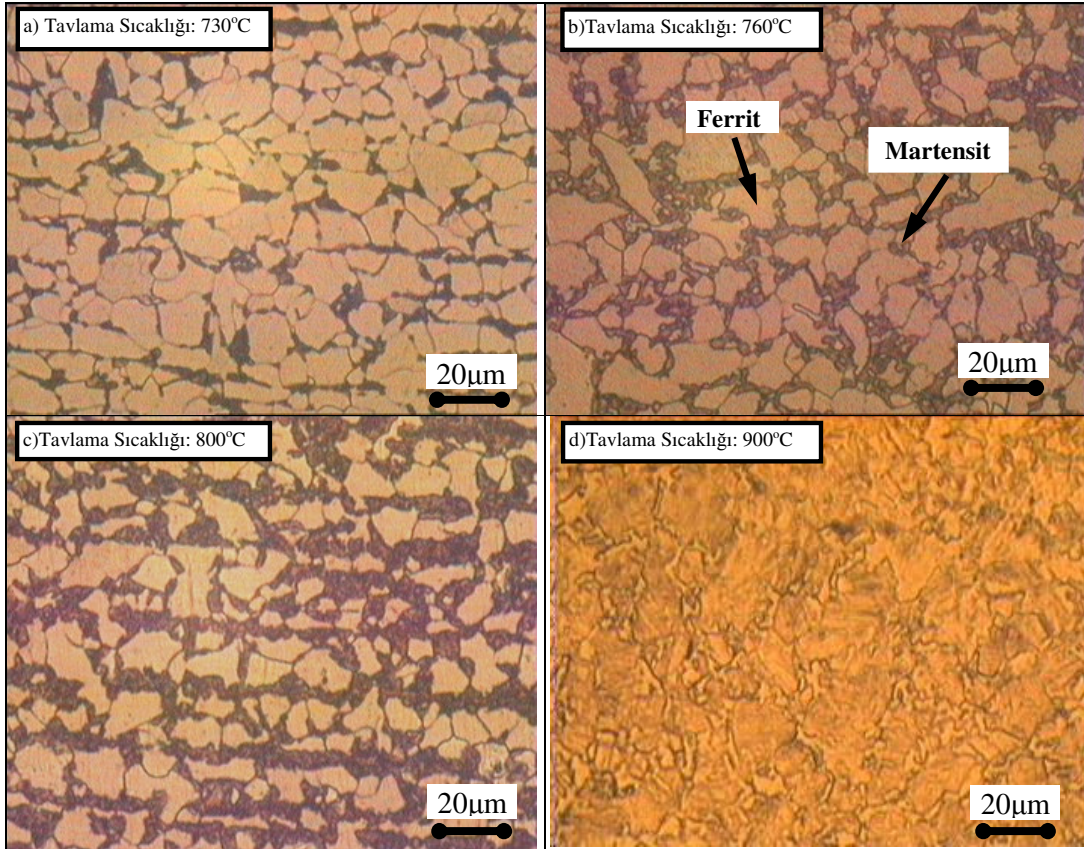


Şekil 6.2. GA numunesinin mikroyapı fotoğrafı.

Mikroyapı fotoğrafında görüldüğü gibi GA çeliği, ferrit ve perlit yapısına sahiptir.

6.4.2. Çift-fazlı çeliklerin mikroyapı karakterizasyonu

Deneysel çalışmada masif ve özlü kaynak telleriyle birleştirilmek üzere ön deneyler sonucunda belirlenerek seçilmiş olan 730 °C, 760 °C, 800 °C ve 900 °C tavlama sıcaklıkları kullanılarak, GA çeliğinden çift-faza dönüştürülmüş çeliklerin mikroyapıları Şekil 6.3'de gösterilmektedir.



Şekil 6.3. (a) 730°C (ÇFGA-730), (b) 760°C (ÇFGA-760), (c) 800°C (ÇFGA-800) ve (d) 900°C (ÇFGA-900) tavlama sıcaklıklarında GA çeliğinden çift faza dönüştürülmüş çeliklerin mikroyapıları.

Grade A çeliğinin başarıyla çift-faza dönüştürüldüğü mikroyapı incelemelerinden anlaşılmaktadır. Mikroyapı incelemelerinde ayrıca, ferrit+martensit dışında herhangi farklı bir faza (beynit+perlit) rastlanılmamıştır. Bu sonuç; ferrit-martensitten oluşan

çift-fazlı çelik üretiminin gerçekleştiğini göstermektedir (Chen, 1989; Demir, 2003; Erdoğan, 2002; Das, 2003; Demir, 2004; Hayat, 2005b; Acarer, 2005; Hayat, 2007; Demir, 2007). MHO'nun artması ile martensit partiküllerinin boyutu artarken aralarındaki bağlantılarda artmaktadır.

Mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, tavlama sıcaklığının artmasıyla martensit hacim oranının (MHO) arttığı görülmektedir. Bu sonuç, çeşitli literatürde ifade edilen bilgilerle paralellik göstermektedir. Tavlama sıcaklığı 730°C (ÇFGA-730) ve 760°C'lerde (ÇFGA-760) çift faza dönüştürülmüş çeliklerde, ferrit fazı ana matris faz olarak belirgin bir şekilde teşekkül etmiştir (Şekil 6.3. (a) ve (b)). Tavlama sıcaklığı 800°C'de (ÇFGA-800) çift faza dönüştürülmüş çeliklerde, martensit parçacıkları ferrit fazını çevrelemiş ve özellikle tane sınırları boyunca bir ağ gibi malzemeyi sarmıştır (Şekil 6.3. (c)). 900°C'de (ÇFGA-900) ise yapı tamamen martensitik durumdadır denilebilir (Şekil 6.3. (d)).

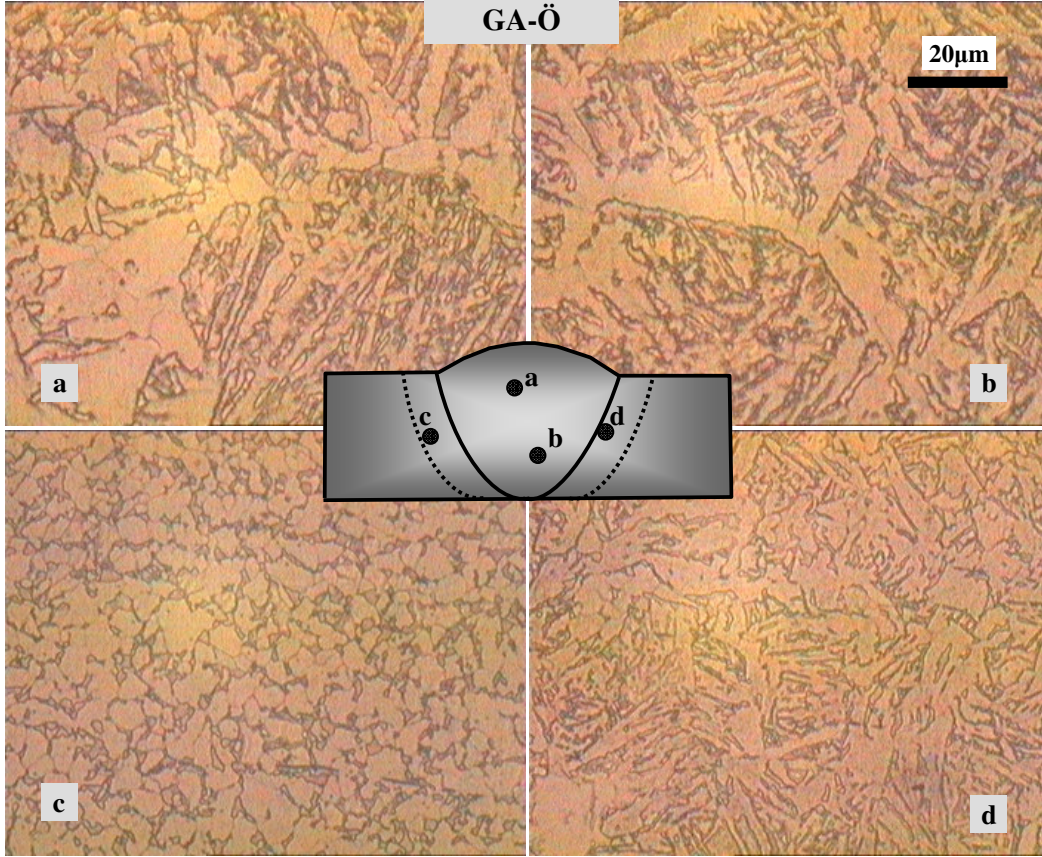
Tavlama sıcaklığı arttıkça MHO'nunun da arttığı mikroyapılardan fark edilmektedir. Tavlama sıcaklığı, kritik sıcaklığın (843°C) üzerine çıktığında yani 900°C'de (ÇFGA-900) tavlama yapılarak soğutma işlemi gerçekleştirildiğinde, yapının tamamen martensite dönüştüğü görülmektedir (Şekil 6.2. (d)). Yani martensit hacim oranı yaklaşık %100 olmuştur. Dolayısıyla 5.1 ve 5.2 formülleri ile tespit edilen kritik sıcaklıklarının ($A_1:711^\circ\text{C}$ ve $A_3:843^\circ\text{C}$) doğru olduğu anlaşılmaktadır. Yapılan bazı çalışmalarda (Erdoğan, 2002; Demir, 2004;) ifade edildiği gibi çift-fazlı çeliklerde % 2-9 arasındaki hacim oranlarında kalıntı östenit oluşabilmektedir. Fakat kalıntı östenitin optik mikroskopta tespit edilmesi oldukça zor olduğundan literatür bilgilerine dayanarak bu çalışmada elde edilen çift-fazlı çeliklerde de % 2-9 arasında kalıntı östenit olabileceği kabul edilmiştir.

6.4.3. Özlü telle birleştirilen numunelerin mikroyapı karakterizasyonu

6.4.3.1. Özlü telle birleştirilen GA çeliği

Özlü kaynak teli kullanılarak GA çeliği 4 farklı MHO'na sahip çift-fazlı çelikler birleştirilmiştir. Birleştirilen çeliklerin kaynak bölgeleri incelenmiştir. Şekil 6.4'te

gazaltı kaynak yöntemiyle özlü tel kullanılarak birleştirilen GA numunesinin (GA-Özlü) kaynak bölgesine ait optik mikroyapı fotoğrafları gösterilmektedir. Şekil 6.4. (a)'da gösterilen mikroyapı, ana malzemenin kapak pasosu içerisinden çekilmiştir. Şekil 6.4. (b)'de gösterilen mikroyapı kök paso ve Şekil 6.4. (c,d)'de gösterilen mikroyapılar ise ITAB bölgesi içerisinden çekilmiş fotoğraflara aittir.



Şekil 6.4. Gazaltı kaynak yöntemiyle özlü tel kullanılarak birleştirilen Grade A kalite gemi sacının (GA-Özlü) kaynak bölgesine ait optik mikroyapı fotoğrafları.

Kaynak bölgesi; kaynak metali ve ısının tesiri altında kalan bölgeden (ITAB) meydana gelmektedir. Kaynak bölgesinin mekanik özellikleri kaynak metali ve ITAB'da oluşan mikroyapılara bağlı kalmaktadır. Oluşan bu mikroyapılar ise, kaynak edilen parçanın kalınlığı, kimyasal bileşimi ve enerji girişine bağlı olarak değişim gösterdiği bildirilmiştir. Bu nedenle özlü ve masif telle yapılan kaynaklı birleştirmelerde kimyasal bileşim farkından kaynaklanan mikroyapı ve mikrosertlik

değişimleri gözlemlenmiştir.

Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı kaynak metalinde oluşan mikroyapılar soğuma hızına bağlı olarak; primer ferrit (tane sınırı ferrit (allotriomorfik) ve poligonal ferrit), Widmanstätten ferrit, asiküler ferrit, perlit, beynit ve martensit olarak belirtilmektedir (Bhadesia, 1987; Bhadesia, 1993; Svensson, 1994). Kaynak metalinde oluşan yapıların aynalarına ITAB'da da rastlanabilmektedir (Svensson, 1994). Ancak, asiküler ferrit taneleri genellikle metalik olmayan inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmektedirler. Bu nedenle, bu faza inklüzyonlar açısından zengin olan kaynak metalinde rastlanmaktadır (Bhadesia, 1987; Bhadesia, 1993; Svensson, 1994).

Şekil 6.4'de görüldüğü gibi, kaynak esnasında çeliğin kaynak metalinde katılma sırasında östenit Ac_3 sıcaklığının altına düşürüldüğünde kolon tipi östenit tane sınırlarında ilk olarak tane sınırı ferritler (allotriomorfik ferrit) teşekkül etmektedir. Çünkü tane sınırı ferrit A_3 sıcaklığının hemen altında teşekkül eden bir fazdır (Bhadesia, 1987; Bhadesia, 1993). Bundan sonra ferrit östenit tane sınırlarında widmanstätten kenar levhaları veya ferrit tane levhaları çekirdeklenmesi ve büyümesi gerçekleşir. İlk iki fazın büyüme hızı östenitte karbon yayınma hızına bağlıdır (Yükler, 1996).

Soğumanın ilerlemesiyle, östenit taneleri içinde var olan metalik olmayan inklüzyonlar üzerinde asiküler ferrit taneleri çekirdeklenmekte ve büyümektedirler. Asiküler ferrit taneleri büyümeleri sırasında, bünyelerinde çözündüremedikleri karbonu geride kalan östenit içerisine difüzyonla vermektedirler. Böylece, asiküler ferrit taneleri arasında karbon açısından zengin hale gelen çok küçük östenit adacıkları, soğumanın da hızlı olması nedeniyle martensit fazına dönüşmektedirler (Eroğlu, 1999).

Kaynak soğuma hızına bağlı olarak asiküler ferrit teşekkül etmez ise tane sınırı ferrit veya beynit dönüşümü gerçekleşir. Yavaş soğuma hızlarında tane sınırı ferrit, hızlı soğuma hızlarında beynit oluşur (Yükler, 1996). Asiküler ferrit taneleri büyüdüktan sonra kalan östenit mikrofazlara dönüşür. Mikrofaz martensit, dejenere perlit, beynit,

kalıntı östenit olabilir. Bu fazlar genellikle kaynak metalinde az hacim oranı teşkil ettiklerinden mikrofaz olarak adlandırılırlar

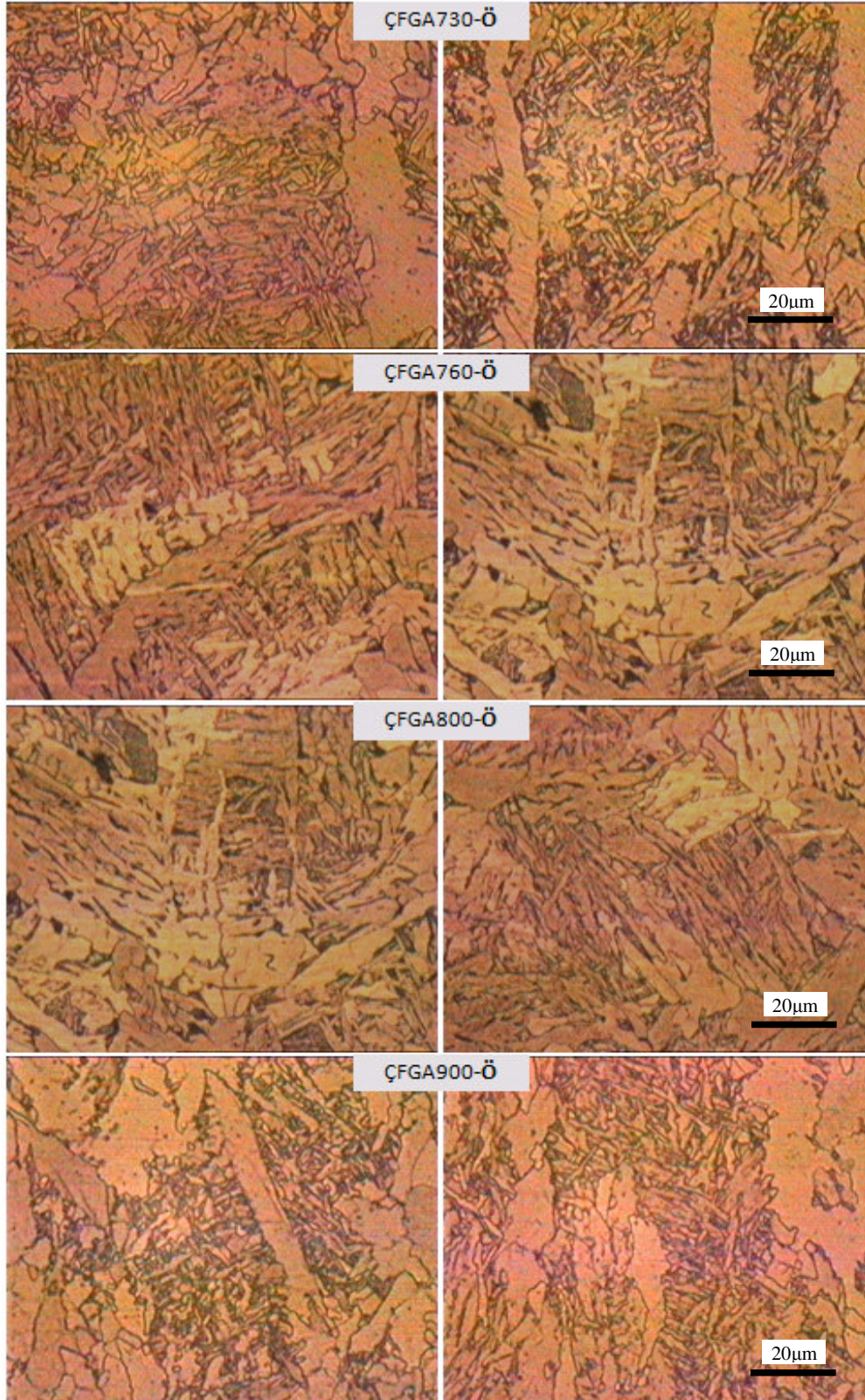
6.4.3.2. Özlü telle birleştirilen çift-fazlı çelikler

Özlü telle birleştirilen çift-fazlı çeliklerin mikroyapı fotoğrafları Şekil 6.5-6.6'da verilmiştir. Yapılan mikroyapı çalışmalarından çift-fazlı çeliklerin kaynak bölgelerindeki fotoğraflar arasında mikroyapı farkının olmadığı tespit edilmiştir. Aloraier ve arkadaşları (2006), düşük karbonlu düşük alaşımlı çeliğe özlü telle bindirme kaynağı yapmış olduğu çalışmada mikrosertlik değerlerinin yaklaşık olarak 160 ila 260 HV arasında değiştiğini rapor etmiştir. Bindirme oranının artışıyla mikrosertlik değerlerinin düştüğünü bildirmiştir. Ayrıca mikroyapı incelemesinde asiküler beynitik yapıdan küresel (spherodite) beynite dönüşümün olduğu rapor edilmiştir. Bu dönüşüm nedeniyle mikrosertlik değerlerinin % 22 oranında azaldığı belirtilmiştir.

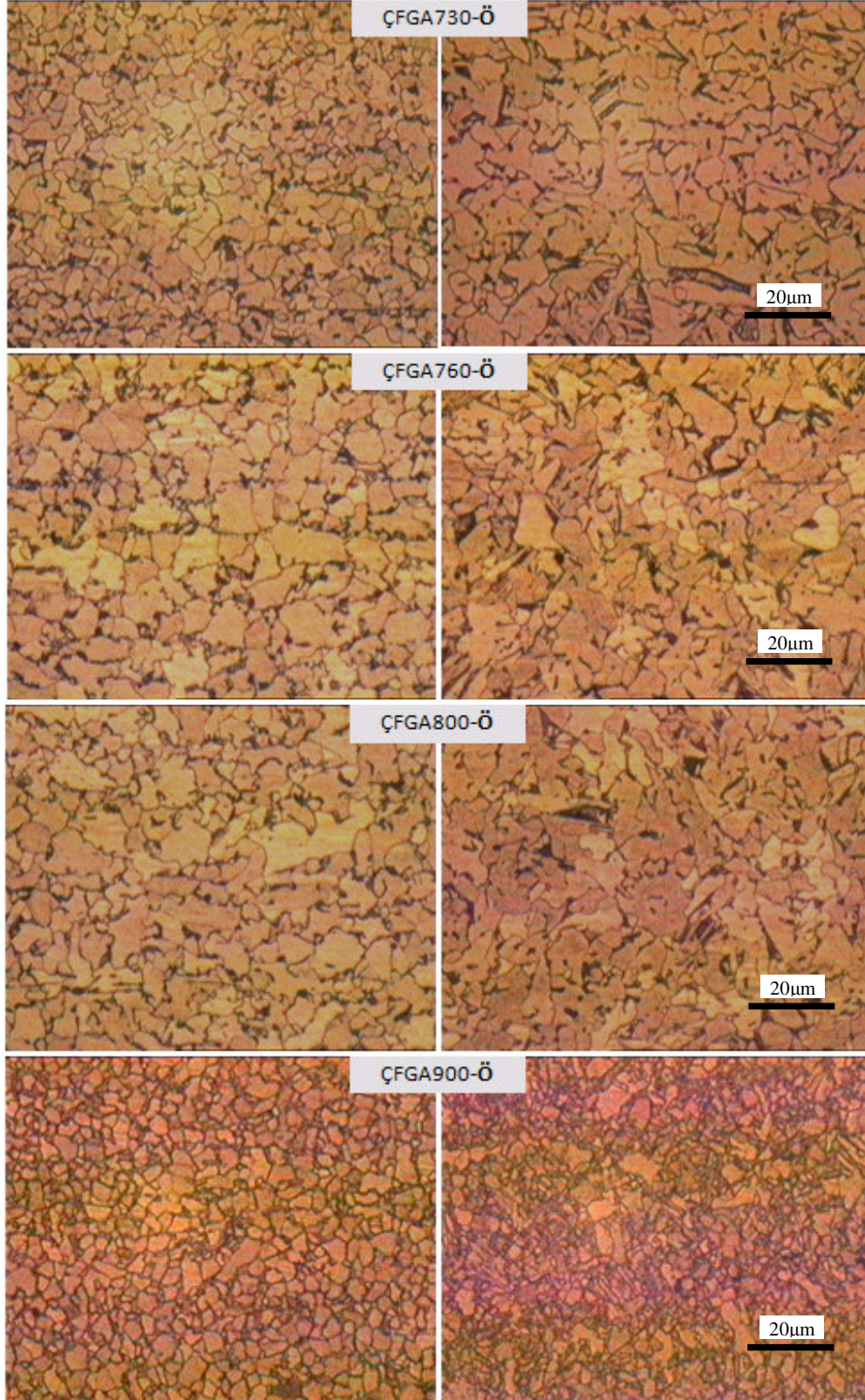
Balasubramanian ve Guha (1998), yapmış oldukları çalışmada ASTM 517 'F' Grade gemi çeliğinin özlü tel kaynak kabiliyetini ve yorulma davranışını incelemiştir. Kaynaklı metali mikroyapı incelemeleri sonucunda yapının pro-ötektik ferrit ve kaba asiküler ferrite sahip olduğunu bildirmişlerdir.

Özlü telle birleştirilen numunelerin kaynak metalindeki yapılar incelendiğinde primer ferrit fazı olarak; tane sınırı ferrit (allotriomorfik ferrit) ve poligonal (çokgen) ferritin bulunduğu, ayrıca widmanstater ferrit, asiküler (iğne uçlu) ferrit olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.5). Tane sınırı ferritin kaba halde bulunduğu fakat poligonal ferritin yapıda daha ince boyutlarda dağıldığı belirlenmiştir. Ayrıca martensitin mikrofaz olarak oluşabileceği ve yapıda az miktarda dağıldığı düşünülebilir.

Şekil 6.6'da ısı tesiri altında kalan bölgenin mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Yapıların incelemesi sonucunda ısı girdisinin düşük tutulması nedeniyle herhangi bir kaba yapıya bölgenin belirginleşmediği ve az miktarlarda kabalaşmanın olduğu tespit edilmiştir. ITAB kaynak metaline oranla daha ince yapıya ve belirgin tane sınırlarına sahiptir.



Şekil 6.5. Gazaltı kaynak yöntemiyle özlü tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin kaynak metaline ait optik mikroyapı fotoğrafları.



Şekil 6.6. Gazaltı kaynak yöntemiyle özlü tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin ITAB'a ait optik mikroyapı fotoğrafları.

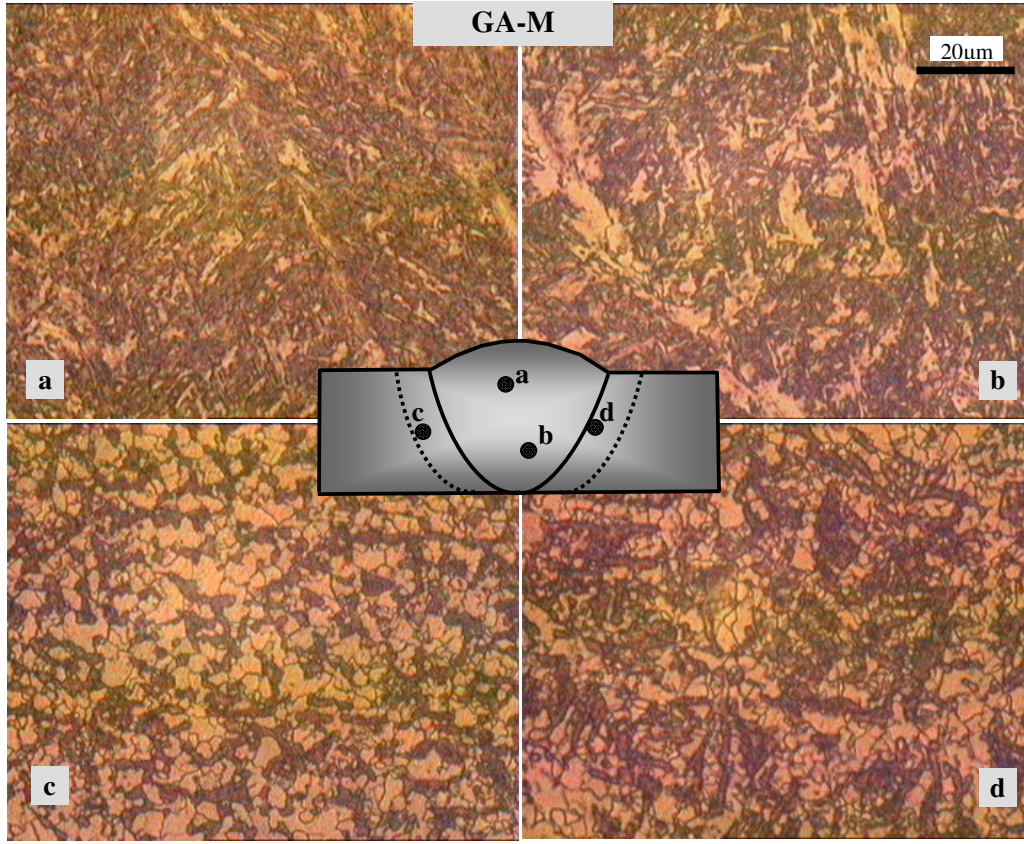
ITAB’da matrisin içerisinde ikinci fazda ince ve homojen bir dağılım söz konusudur. Östenitten soğuma dönüşüm için yeterince hızlı değilse ikinci faz oluşumu kaçınılmazdır. Homojen ve ince dağılımlı muhtemel ikinci fazlar perlit ve üst beyrit oluşumu olabileceği düşünülmektedir. Ayrıca kısmen martensit dönüşümü olabileceği de düşünülebilir. Yapının ısıya maruz kalma süresi tamamıyla dönüşüm için yeterli ısıya sahip olmadığı söylenebilir. Özellikle ÇFGA-900 numunesinin ITAB’ında temperlenmiş martensit gözlemlenebilir.

6.4.4. Masif telle birleştirilen numunelerin mikroyapı karakterizasyonu

6.4.4.1. Masif telle birleştirilen GA çeliği

Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen GA numunesinin (GA-M) kaynak bölgesine (kaynak metali ve ITAB) ait optik mikroyapı fotoğrafları Şekil 6.7’de gösterilmektedir.

Şekil 6.7.a’da gösterilen mikroyapı, ana malzemenin kapak pasosu içerisinde çekilmiş fotoğrafa aittir. Şekil 6.7.b’de gösterilen mikroyapı kök paso ve Şekil 6.7.c ve d’de gösterilen mikroyapılar ise ITAB bölgesi içerisinde çekilmiş fotoğraflara aittir. Kaynak bölgesinde kahverengi bir yapı mevcuttur ve iğneli martensitin oluşmuş olabileceği düşünülmektedir.

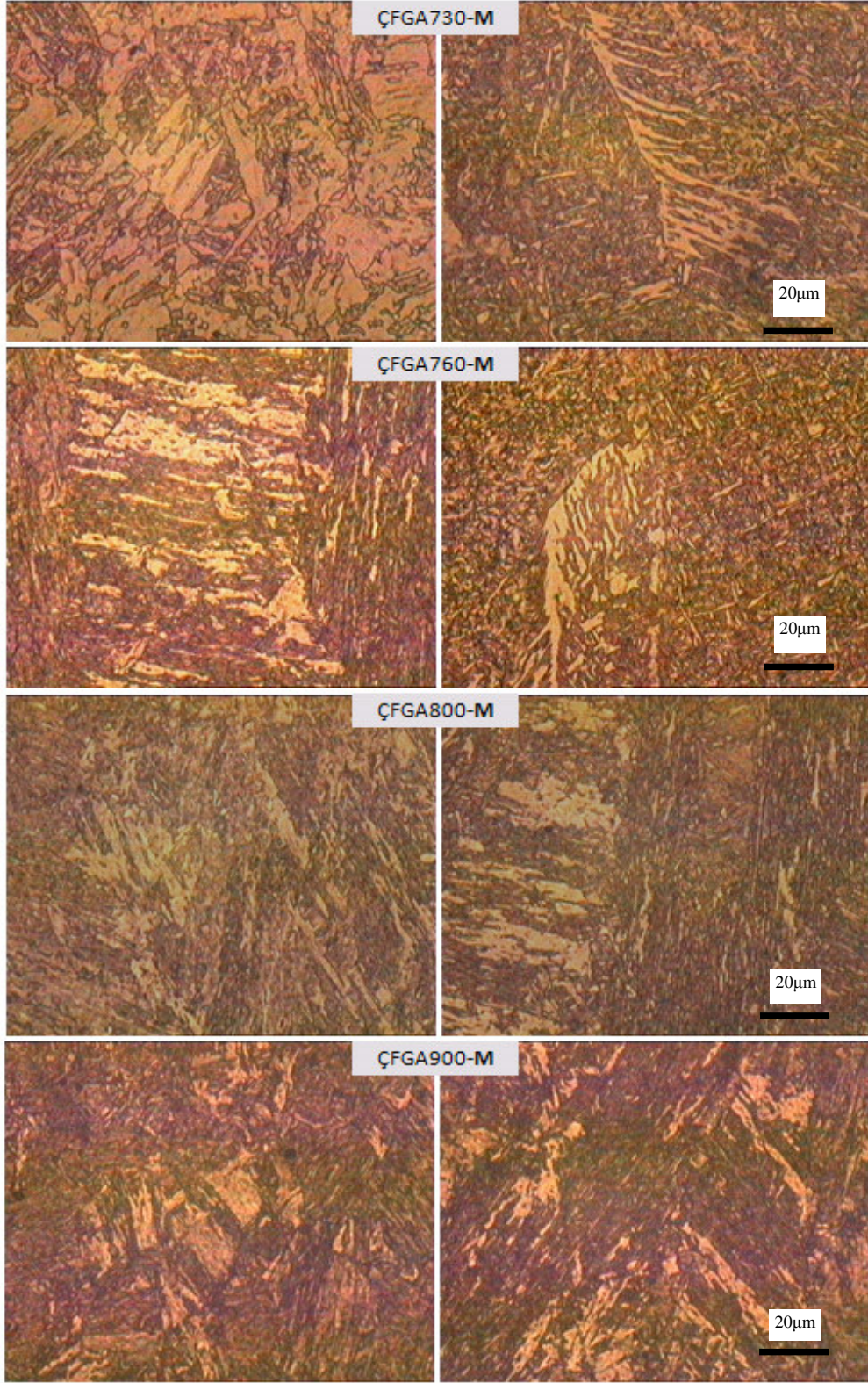


Şekil 6.7. Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen GA-Masif çeliğin kaynak metali ve ITAB'ına ait optik mikroyapı fotoğrafları.

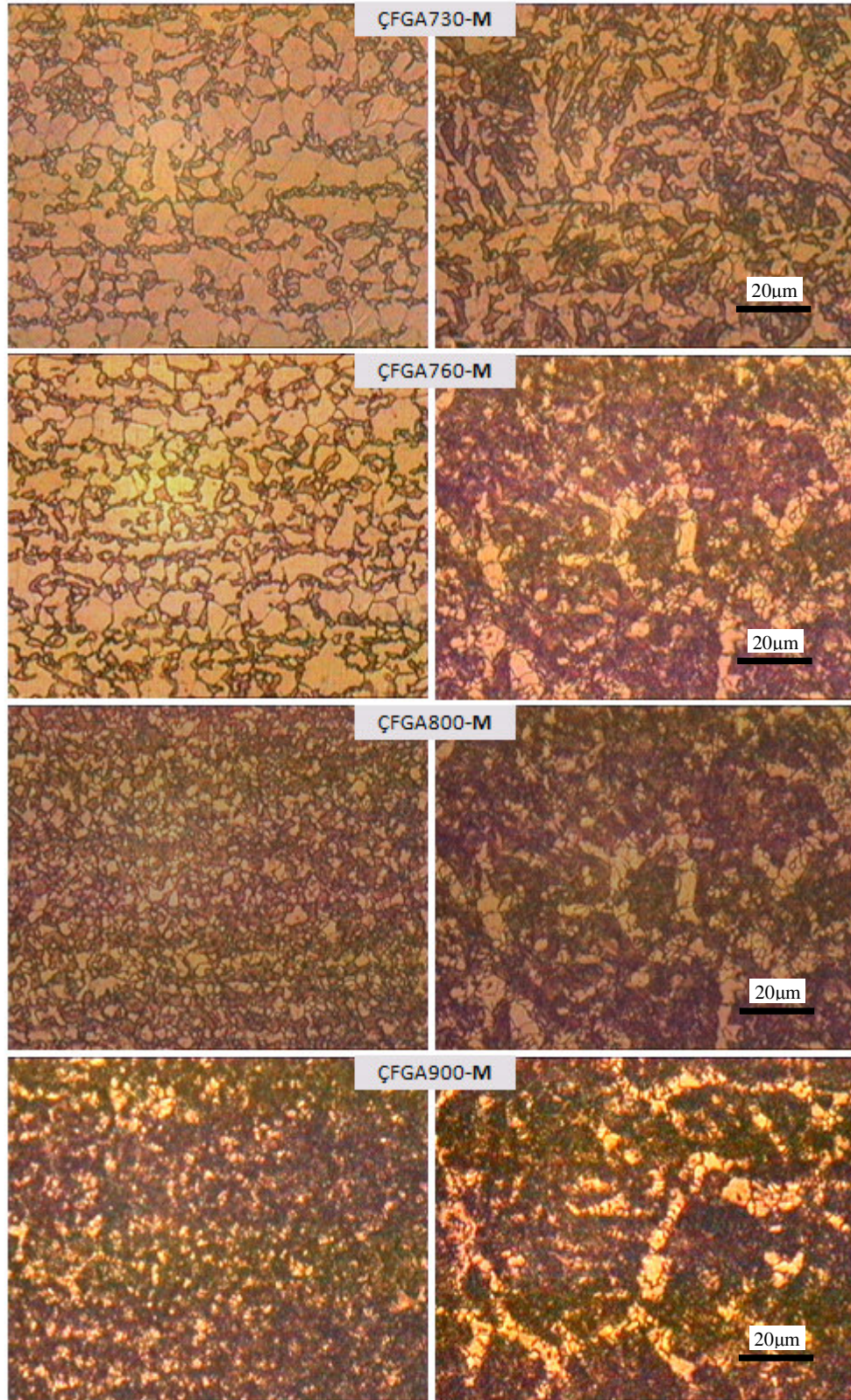
Östeniti kararlı tutan elementler östenit bozunumunu güçleştirmektedirler. Bu sebeple östenit büyük oranda ferrit dönüşümünden ziyade martensit yada bozunmuş martensit (B: beynit, sementit) oluşabilmektedir.

6.4.4.2. Masif telle birleştirilen çift-fazlı çelikler

Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin kaynak metaline ve ITAB'a ait optik mikroyapı fotoğrafları Şekil 6.8 ve Şekil 6.9'da gösterilmektedir.



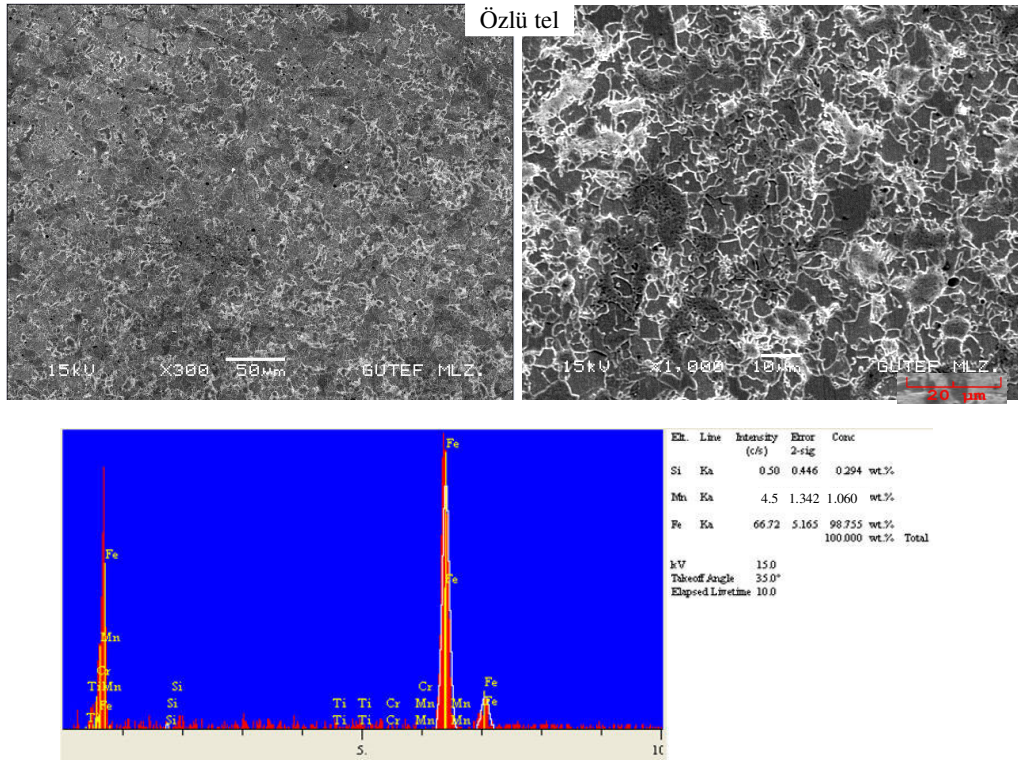
Şekil 6.8. Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin kaynak bölgesine ait optik mikroyapı fotoğrafları.



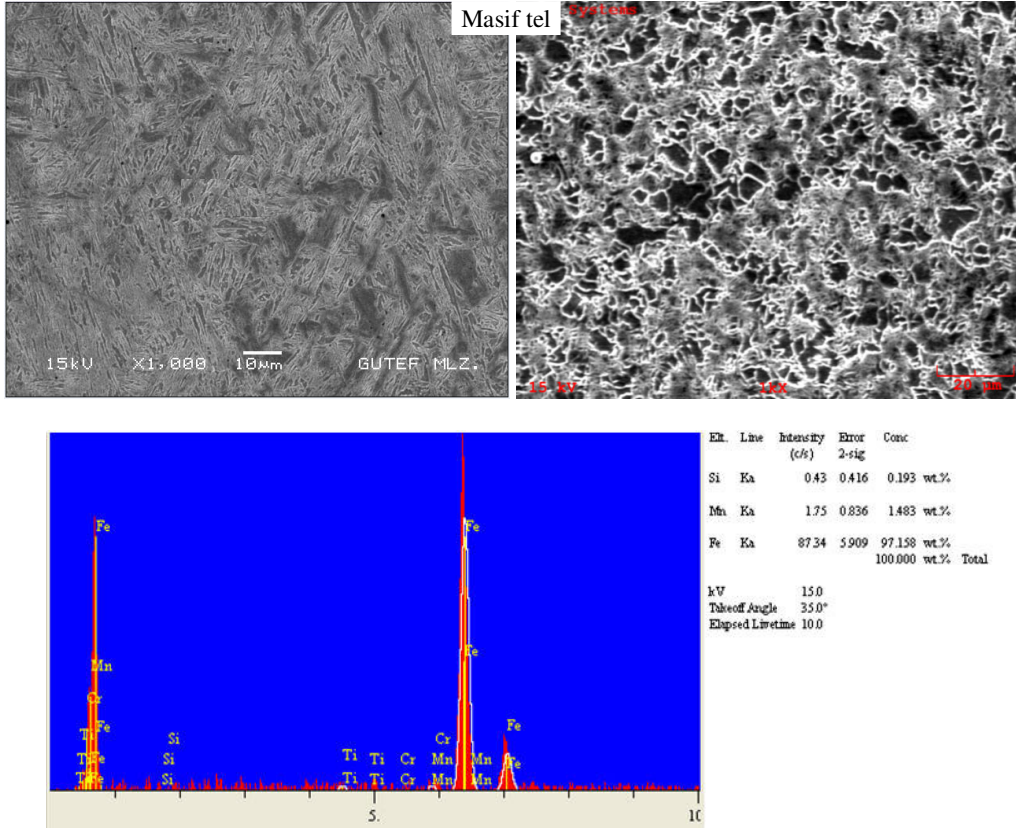
Şekil 6.9. Gazaltı kaynak yöntemiyle masif tel kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliğin ITAB'ına ait optik mikroyapı fotoğrafları

Masif telle yapılan kaynaklı birleştirmelerde kaynak metali ve ITAB'ın özlü telle yapılan birleştirmelerden farklı olduğu belirlenmiştir. Özellikle kaynak bölgesinde daha koyu renkte yapıların masif telde ağırlık kazandığı görölmektedir. Masif telle yapılan birleştirmelerde martensitin oluşabileceği düşünölebilir. İğnesel martensitin oluşmuş olabileceği düşünölmüştür. Ayrıca yapılar incelendiğinde poligonol ferrit ve çok az asiköler ferritin oluştuğu görölmüştür. Özlü telle yapılan kaynaklı birleştirmelerde ise kaynak bölgesinde kaba tane sınırı ferritin oluştuğu gözlemlenmiştir. Özellikle asiköler ferritin kaba tane sınırı ferrit taneleri arasında yerleştiği görölmüştür. Kaynak bölgesinde martensitik yapının masif tele oranla özlü telle yapılan kaynak metalinde daha az olduğu ya da hiç oluşmadığı söylenebilir. Aynı şekilde ITAB'da masif tele oranla özlü telde daha az miktarda martensitik dönüşüm olmuştur.

Masif tel ve özlü telle birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesinden alınan SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları şekil 6.10 ve 6.11'de verilmiştir.



şekil 6.10. Özlü telle birleştirilmiş numunelerin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri ve EDX analizleri



Şekil 6.11. Masif telle birleştirilmiş numunelerin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri ve EDX analizleri

Özlu ve masif telle kaynaklı birleştirmeye tabi tutulmuş numunelerin EDX analizleri sonucunda masif telle birleştirilen numunelerde özellikle Mangan ve Silisyum oranlarının özlu telle birleştirilen numunelere oranla daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Masif telle birleştirilen numunelerin kaynak metalinde Mangan oranı % 1.48 iken, özlu telle birleştirilen numunelerin kaynak metalinde bu oran % 1.06 olarak tespit edilmiştir. Mangan östenitin ferrite dönüşüm sıcaklığını azaltan ve sertleşme kabiliyetini arttıran bir elementtir. Böylece martensitik yapının yanı sıra asiküler ferrit teşvik edilmiş olur. Ayrıca primer ferrit oranı Mangan oranıyla birlikte azalmakta olup mikroyapı incelmektedir.

Silisyum oranında da bir miktar artış olmuştur. Mangan gibi Silisyum elementide mikroyapının incelmesine, asiküler ferrit oluşumuna ve martensitik dönüşümüne,

kaynak metalinde mukavemet ve mikrosertlik artışına neden olur. Kaynak metalleri incelendiğinde masif telle yapılan kaynak metalinde daha iğnesel yapıda olmasının sebebi, Mangan oranının daha fazla olmasıdır. Karbon, Silisyum ve Mangan elementleri çeliğin sertleşebilirliğine etki eden en önemli elementlerdendir. Karbon oranı açısından masif telle özlü tel arasında fazla bir fark olmamakla birlikte eşit olarak değerlendirilebilir.

Molibden oranı masif telde % 0.25 oranındayken özlü telde bulunmamaktadır. Molibden kaynak metalinde dayanım artışına neden olan elementlerden bir tanesidir. Molibden, Silisyum ve Mangan oranları farklı olması nedeniyle özellikle masif telle yapılan birleştirme sonrasında kaynak bölgesinin mikrosertlik değerleri özlü tele nazaran daha fazla olmuştur.

6.5. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları

6.5.1. GA çeliğinin mikrosertlik deneyi

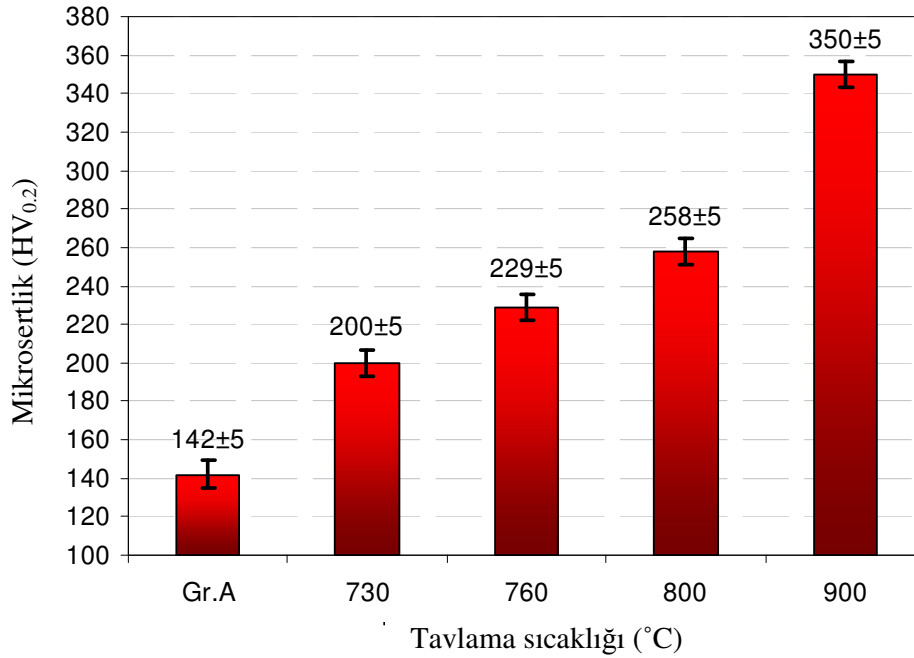
Grade A gemi sacının mikrosertlik deneyi sonucunda elde edilen sertlik değeri 142 HV olarak ölçülmüştür. Literatürden görüldüğü üzere GA çeliği diğer gemi sac kalitelerine göre daha düşük mikrosertlik değerine sahiptir.

6.5.2. Çift-fazlı çeliklerin mikrosertlik deneyi

GA çeliği ve farklı tavlama sıcaklıklarında çift faza dönüştürülmüş çeliklerin mikrosertlik değerleri Şekil 6.12'de karşılaştırılarak verilmiştir. Tavlama sıcaklığı dolayısıyla MHO arttıkça sertlik değerlerinin de arttığı tespit edilmiştir. Bu sertlik artışı, artan sıcaklıkla birlikte sert martensit faz oranının artmasına bağlanmaktadır.

Perlitik (P) yapı, dayanım açısından incelendiğinde ferritik yapıdan daha sert, beynitik ve martensitik yapıdan daha yumuşaktır. Martensit sementit fazından sonra en sert faz olarak nitelendirilmiştir (Erdoğan, 2000). Martensitin sertliğinin yüksek olması, martensit katı çözeltilsinin çözebileceği orandan çok daha yüksek oranda karbon içermesi nedeniyle aşırı doymuşluktan kaynaklanan kafes yapısının

çarpılmasındandır. Martensitin sertliği malzemede bulunan C oranıyla ilişkilidir ve artan C miktarıyla birlikte martensitin sertliği artmaktadır (Erdoğan, 2000; Demir, 2003). Yapılan diğer çalışmalarda sade karbonlu çelik için % 0.1 C içeren çelikte 340 HV iken 0.2 C'lu çelikte martensitin sertliği 500 HV'ye kadar çıkmaktadır.



Şekil 6.12. Grade A çeliği ve farklı tavlama sıcaklıklarında çift-fazlı yapıya dönüştürülmüş çeliklerin mikrosertlik değerleri

Kaynak yapılmamış GA çeliğinin (ÇFGA) sertlik değeri 142±5 HV olarak ölçülmüştür. Mikrosertlik 730 °C'de (ÇFGA-730) 200±5 HV, 760 °C'de (ÇFGA-760) 229±5 HV, 800 °C'de (ÇFGA-800) ise 258±5 HV değerindedir. 900 °C (ÇFGA-900) su verilen numune de ise mikrosertlik değeri 350±5 HV'ye kadar çıkarak en yüksek değere ulaşmıştır. Sonuç olarak MHO arttıkça çift-fazlı çeliğin mikrosertlik değerlerinde bir artış meydana gelmektedir.

Martensitin sertliğinin yüksek olmasının en önemli nedeni, kafes yapısının çarpılmış olmasıdır. Martensitik dönüşüm sırasında çelik malzemelerde bir miktar hacimsel büyüme meydana gelir. Söz konusu hacimsel büyüme, çok yüksek düzeyde yerel gerilmeler oluşturarak çeliklerin yapısının aşırı ölçüde çarpılmasına veya plastik şekil

değişimine uğramasına neden olur. Bu şekilde kafes yapısının çapılması, su verilen çeliklerin mikrosertlik ve mukavemetini arttırmaktadır.

Yapılan deneysel çalışmanın sonuçları Das (2003), Maleque (2004) ve Abouei (2007) yaptıkları çalışmalarla uyum göstermektedir. Yapılan diğer çalışmalarda MHO arttıkça mikrosertlik değerleri artmış ve en yüksek MHO'larında en fazla mikrosertliğe ulaşıldığı bildirilmiştir.

Das ve arkadaşları (2003), % 0.07C, % 1.4 Mn içeriğine sahip çelik malzemeyle kritik tav ve kademeli tavlama yaparak arasındaki farkları incelemiş olup, yapmış oldukları çalışmada artan MHO ile mikrosertlik değerlerinin arttığını tespit etmişlerdir. Fakat aynı MHO'da sertlik değerlerinin kritik tavlama yönteminin kademeli tavlama yönteminden daha yüksek olduğunu bildirmişlerdir. Isıl işlem sıcaklığı 730 °C'de kritik tavlama sonucunda elde edilen çift-fazlı çeliğin mikrosertlik değeri yaklaşık 145 HV iken kademeli ısıtma ile üretilen çift-fazlı çeliğin mikrosertlik değeri 180 HV olarak ölçülmüştür. Artan ısıtma sıcaklığıyla oranlar aynı nispette artmış olduğu rapor edilmiştir.

Maleque ve diğerleri (2004), % 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 martnesitik dönüşümün oluşuyla mikrosertliğin değerlerinin arttığını ve en yüksek tavlama sıcaklığına sahip numunenin en yüksek değere sahip olduğunu rapor etmişlerdir. Öyleki 750 °C'de yaklaşık 335 HV olan mikrosertlik ve 800 °C'de 460 HV'ye kadar çıkmıştır.

Abouei ve arkadaşları (2007), % 0.21 C ve % 1.18 Mn'lı silindirik numunelerin aşınma davranışı üzerine yapmış olduğu çalışmada artan MHO'larıyla birlikte mikrosertlik değerlerinin arttığını yaklaşık olarak % 43 MHO'da 200 HV, % 53 MHO'da 235 HV, % 72 MHO'da 272 HV, % 81 MHO'da ise 315 HV mikrosertlik değerinde olduğu rapor edilmiştir.

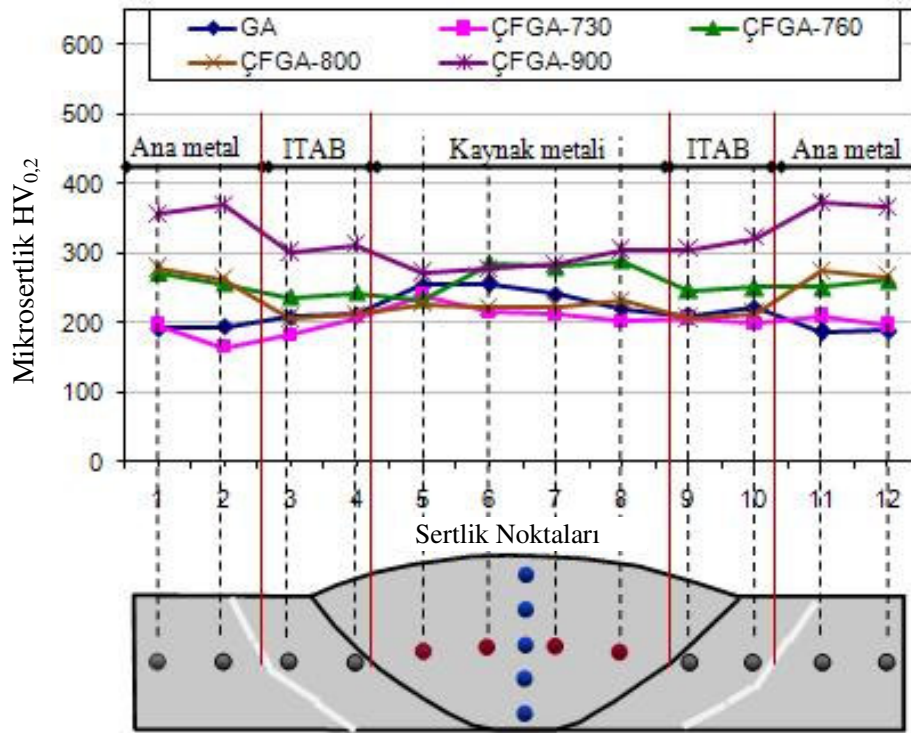
6.5.3. Özlü telle birleştirilen çeliklerin mikrosertlik deneyi

6.5.3.1. Özlü telle birleştirilen GA çeliği

Seramik altlıklı özlü kaynak teli kullanılarak birleştirilen GA çeliğinin kaynak bölgesine (kaynak metali ve ITAB) ait mikrosertlik değerleri incelendiğinde en sert bölgenin kaynak metali olduğu belirlenmiştir. ITAB'ın mikrosertlik değeri 200 HV iken kaynak metalinin mikrosertlik değeri 240 HV'ye kadar çıkmaktadır (Şekil 6.13).

6.5.3.2. Özlü telle birleştirilen çift-fazlı çelikler

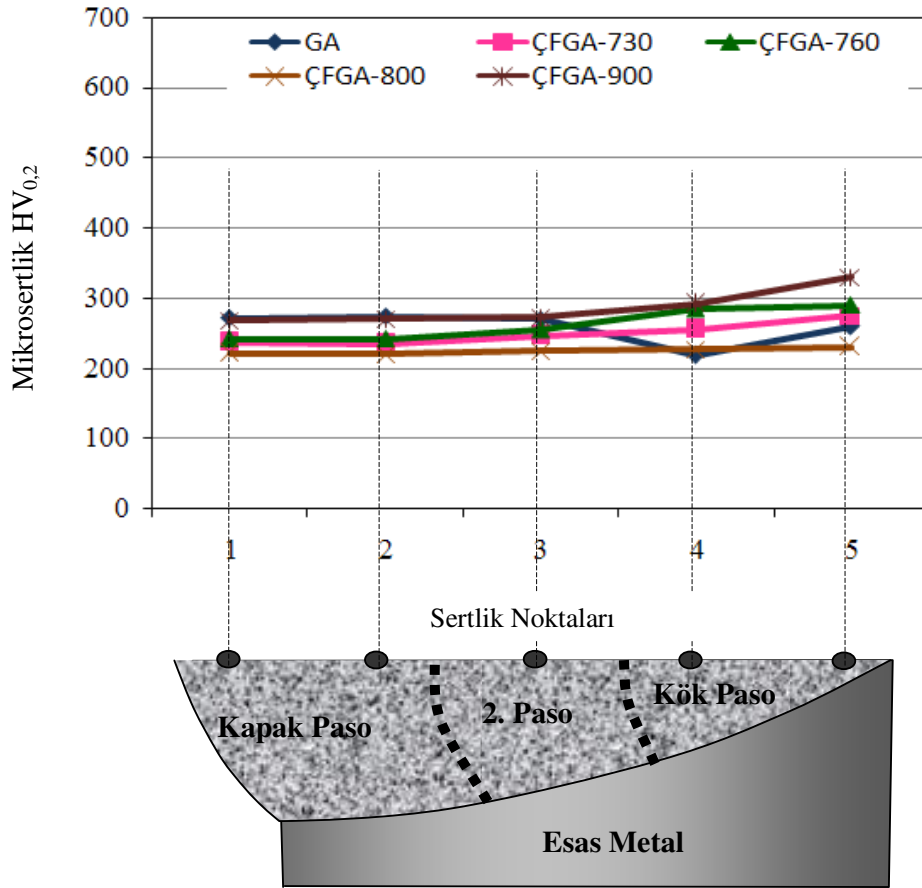
Seramik altlıklı özlü kaynak teli kullanılarak birleştirilen çeliklerin mikrosertlik sonuçları incelendiğinde kaynak metalinde değerler dengeli dağılırken esas metale doğru farklılaşma söz konusu olmuştur (Şekil 6.13).



Şekil 6.13. Seramik altlıklı özlü telle birleştirilmiş numunelerin mikrosertlik değerleri

En yüksek mikrosertlik değerinin ÇFGA-900 numunesinde ve esas metalde kısmında yaklaşık 360 HV olduğu görülmektedir. ÇFGA-900 numunesinin ITAB'ında ise mikrosertlik değerleri düşmekle birlikte hala diğer numunelerden daha sert durumdadır. Kaynak metalinde ise mikrosertlik değerleri birbirine yakın olarak 200 ila 280 HV arasındaki aralıktadır. En düşük mikrosertlik değerleri ise GA ve ÇFGA-730 numunelerinde gözlenmiştir. Özlü telle yapılan birleştirmelerde kaynak metalinin mikrosertlik değerleri ÇFGA-900 numunesi haricinde en yüksek mikrosertlik değerlerine sahiptir. Fakat fazla bir fark olmamakla birlikte mikrosertlik dağılımının dengeli olduğu görülmüştür.

Aşağıdaki grafikte ise kaynak metalinden dik olarak 3 pasonunda mikrosertlik sonuçları grafik halinde verilmiştir (Şekil 6.14).



Şekil 6.14. Seramik altlıklı özlü telle birleştirilen çeliklerin dik yönde kaynak metali mikrosertlik değerleri

Şekil 6.14’de özlü telle birleştirilen GA ve çift-fazlı çeliklerin kaynak metaline dik olarak mikrosertlik değerleri ölçülmüştür. Dikey yönde sertlik deneyi sonucunda elde edilen değerler incelendiğinde dengeli bir dağılım söz konusudur, fakat kök pasoda bir miktar artış olmuştur. Kapak ve 2. pasoda mikrosertlik değerleri maksimum 280 HV civarında iken kök pasoda 320 HV’ye kadar çıkmıştır. Bu sonucun kök pasodaki düşük ısı girdisinden kaynaklandığı ve burada daha hızlı soğuma meydana gelebileceği düşünülebilir. Diğer pasolarda ise özellikle kapak pasoda çok az miktarda olmakla birlikte en düşük değerler elde edilmiştir. Kaynak bölgesinde diklemesine yapılan mikrosertlik deneyi sonucunda elde edilen sonuçlarla yanal yapılan deney sonuçları birbiriyle uyum göstermiştir.

Yılmaz ve Tümer (2009), yapmış oldukları çalışmada Grade A çeliğinin özlü telle gazaltı ve tozaltı kaynak kabiliyetlerini incelemiştir. Mikrosertlik çalışması sonucunda ana malzemenin mikrosertlik değerleri yaklaşık 145 HV, ITAB yaklaşık 170 HV ve kaynak metali ise yaklaşık 200 HV elde edilmiştir. Yukarıdan aşağıya alınan mikrosertlik ölçümlerinde mikrosertlik değerlerinde bir düşüş olduğunu rapor etmişlerdir. Bunun nedeni ise her kaynak pasosunun bir önceki pasoya bir ısı işlem yapması olarak açıklanmıştır. Ayrıca, son olarak çekilen kaynak kök pasosunda daha yüksek mikrosertlik değerlerinin elde edildiği belirtilmiştir.

6.5.4. Masif telle birleştirilen çeliklerin mikrosertlik deneyi

6.5.4.1. Masif telle birleştirilen GA çeliği

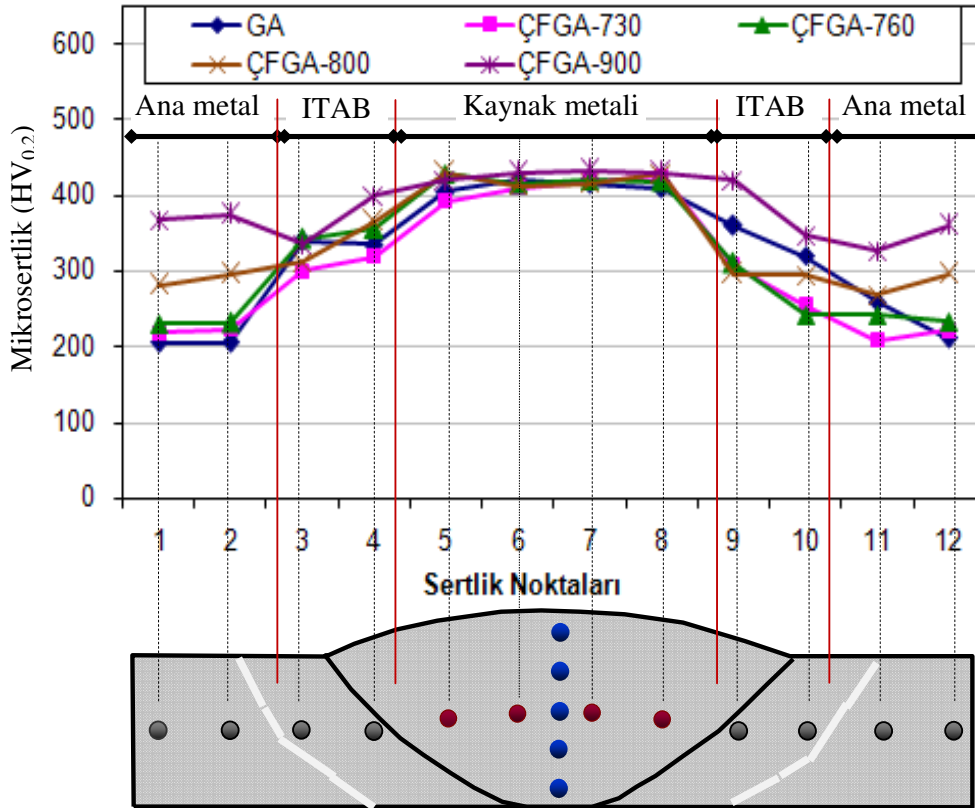
Masif kaynak teli kullanılarak birleştirilen GA çeliğinin kaynak bölgesine ait mikrosertlik değerleri incelendiğinde en sert bölgenin kaynak metali olduğu belirlenmiştir. Kaynak metalinde mikrosertlik değeri yaklaşık 400 HV olarak ölçülmüştür.

GA çeliğinin masif kaynak teli kullanılarak birleştirilmesi sonucu elde edilen kaynak bölgesine ait mikrosertlik dağılım profilleri Şekil 6.15’de gösterilmektedir.

6.5.4.2. Masif telle birleştirilen çift-fazlı çelikler

Masif kaynak teli kullanılarak birleştirilen çift-fazlı çeliklerin kaynak bölgesine ait karşılaştırmalı mikrosertlik dağılım profilleri Şekil 6.15’de gösterilmektedir. Şekilde mikrosertlik değerlerinin kaynak bölgesinin hangi bölgelerinden alındığı gösterilmektedir. Şekilde görüldüğü gibi kaynak kesiti üzerinden alınan mikrosertlik değerleri ara paso üzerinden geçecek şekilde doğrusal bir hat üzerinden alınmıştır.

Kaynak metali ve ITAB haricinde kalan esas metaller incelendiğinde mikrosertlik değerlerinde farklılık oluştuğu belirlenmiştir. En yüksek mikrosertlik değerine ÇFGA-900 numunesi sahiptir. En düşük mikrosertlik değeri ise GA çeliğinin olmuştur. ITAB’da ise mikrosertlik değerleri ÇFGA-900 haricinde kaynak metali ile esas malzeme arasında mikrosertlik değerlerine sahiptir.



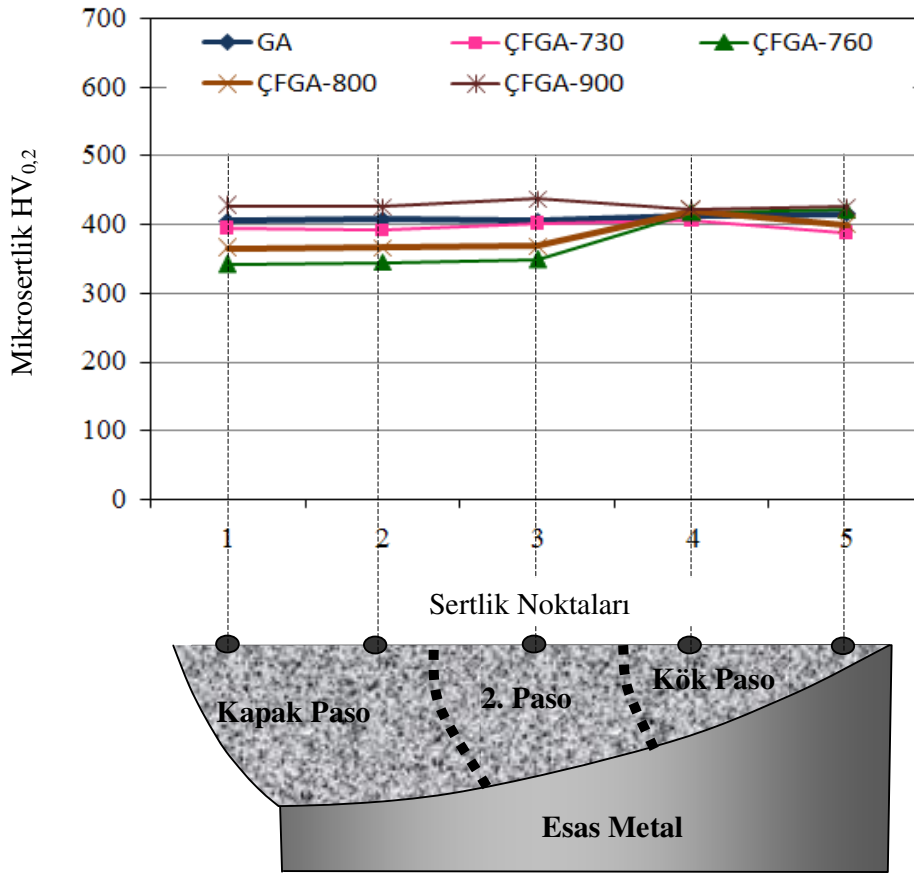
Şekil 6.15. Masif telle birleştirilmiş numunelerin mikrosertlik değerleri

Deneysel sonuçlar incelendiğinde kaynak bölgesinin mikrosertlik değerleri yaklaşık 400 ila 420 HV arasında değişmektedir. Deneysel sonuçlar incelendiğinde kaynak bölgesinin mikrosertlik değerleri dengeli bir dağılım göstermiştir. Esas malzemenin sertlik değerleri kaynak bölgesine etki etmemektedir. Bunun nedeni ise kaynak esnasında ergimenin oluşarak kimyasal bileşimin aynı olmasından kaynaklanabileceği düşünülebilir. Öyleki, esas malzemeyle ısı ile işleme farklı tavlama sıcaklıklarında üretilen farklı MHO'lara sahip numunelerin kimyasal bileşimi aynıdır.

Masif ve özlü tel ile yapılan kaynak işlemlerinin sertlik dağılım profilleri karşılaştırmak amaçlı incelendiğinde, özlü tel ile yapılan birleştirmelerin kaynak bölgesinin ortalama sertlik değeri 350 HV değerinden düşük, masif tel ile yapılan birleştirmelerde ise daha yüksektir. Uluslararası kaynak standartlarındaki ITAB sertliğinin 350 HV değerini geçmemesi istenildiği dikkate alınır, özlü tel ile yapılan birleştirmelerin istenilen niteliğe sahip olduğunu söyleyebiliriz.

Masif tel ile yapılan birleştirmelerde bu çalışma kapsamında kullanılan deney şartları ve kaynak parametreleri doğrultusunda uygun niteliklere sahip olduğunu fakat belirlenen sınır değerine yakın olduğunu söyleyebiliriz. Fakat ÇFGA900 numunesinde ITAB mikrosertlik değerleri belirlenen değerlerden yüksek çıkmış yaklaşık 400 HV değerine kadar ulaşmıştır. Kaynak bölgesinde mikrosertlik değerleri yaklaşık 390 ila 430 HV arasında değişmiştir.

GA ve çift-fazlı çeliklerin masif telle birleştirilen kaynak metaline dik olarak mikrosertlik değerleri Şekil 6.16'da verilmiştir.



Şekil 6.16. Masif telle birleştirilen çeliklerin dik yönde kaynak metali mikrosertlik değerleri

Dikey yönde mikrosertlik deneyi sonucunda elde edilen değerlerde pasolar arasında fazla bir fark gözlenmemiştir. Yapılan çalışmada masif telle kaynaklanan numunelerin mikroyapı fotoğraflarından elde edilen görüntülerle uyumlu mikrosertlik değerleri elde edilmiştir. Bilindiği gibi martensit en sert fazlardan biridir. Bu nedenle kaynak metalinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıktığı düşünülebilir. Özlü telle yapılan kaynaklı birleştirmenin kaynak metalinde ferritik yapının hakim olduğu belirlenmiştir. Ferrit fazıda yumuşak bir faz olduğundan mikrosertlik deneyi sonuçları mikroyapı çalışmasını doğrulamıştır. Karacif ve İnem (2001), düşük karbonlu çelik (% 0.035C) tek pasoda parça kalınlığının tamamına nüfuziyet olacak şekilde ve 1.2 mm çapında SG2 kaynak teli kullanılarak kaynak işlemi yapmışlardır. Esas malzemede mikrosertlik değerleri normal seyrederken (130

HV) ITAB'da artış olmakta (140 HV) kaynak metalinde ise en yüksek değerler (190 HV) gözlenmiştir.

Kahraman ve diğerleri (2005), düşük karbonlu çelik (% 0.07 C ve % 0.51 Mn) malzemelere OE S1 kaynak teli ve OP 139 aglomere kaynak tozu kullanılarak, tozaltı ark kaynağında, serbest tel uzunluğunun kaynaklı parçaların mekanik ve metalurjik özelliklerine etkilerinin incelemiştir. En yüksek serbest tel uzunluğunun düşüğe göre mikrosertlik değerlerinin daha az olduğu bildirilmiştir. Serbest tel uzunluğunun düşüğüyle mikrosertlik değerlerinin arttığı, ITAB ve kaynak metalinde esas malzemeye göre mikrosertliğin yüksek olduğu tespit edilmiştir.

Şık (2007), deneyde 4 mm kalınlığında St 52-3 yapı çeliği kullanmıştır, G3 Si1 (SG2) tel elektrotla üç farklı gaz altında kaynak yapılmıştır. Üç farklı gaz altında yapılan birleştirmelerde mikrosertlik değerlerinin kaynak bölgesinde en yüksek olduğu bildirilmiştir. Esas metalde üç gaz içinde sertlik aynıken 80 Ar+18 CO₂+2 O₂ gazında kaynak metalinin sertliğinin (270 HV) daha yüksek olduğu 93 Ar+5 CO₂+2 O₂ da ise değerlerin en düşük seviyede olduğu gözlenmiştir. Sertlik değerleri; SG2 elektrotu ile yapılan birleştirmelerde sonuçlar birbirine çok yakın değerler elde edilmiştir. 80 Ar+18 CO₂+2 O₂ gazı ile yapılan kaynakta mikrosertlik değeri sadece kaynak dikişinde çok az değerde yüksek çıktığı bildirilmiştir.

Eroğlu ve Aksoy (1999), 15Mo3 çeliğinin kaynağında enerji girişinin ısıdan etkilenen bölge (ITAB) ve kaynak metalinin mikroyapısı ile mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Isı girdisi 0.5 kJ/mm, 1k J/mm ve 2 kJ/mm olarak artırılmıştır. Enerji girişindeki artışla beraber hem kaynak metali hem de ITAB'da mikrosertlik azalmış ve oluşan fazlar kabalaşmıştır.

Ayrıca kaynak metalinin sertliğinin ana malzemedan daha sert olması, kaynak esnasında kullanılan ilave metaldeki karbon ve diğer alaşım elementlerinin oranıyla ilişkilidir. Kaynak bölgesinde bulunan bazı elementler mikrosertliğe etki eder. Örneğin Krom ve Mangan mikrosertliği artırır. Özlü tel ile masif telin mikrosertlik değerlerinin farklı olması bu nedenden kaynaklanmıştır. ITAB'dan ölçülen

mikrosertlik değerlerinin yüksek olmasının sebebi ise bu bölgede meydana gelen tane irileşmesidir.

Kaynak metalinde kapak pasodan kök pasoya mikrosertlik değerlerinde bir miktar artış görölmüştür. Bu artış çok yüksek olmamakla beraber, ilave metallerin kimyasal içeriğine bağlı olabilir veya çok pasolu kaynak yapıldığından ısı girdisi ile beraber kalıntı gerilmelerinin artışına bağlı olabilmektedir. Farklı ilave tellerle yapılan kaynak sonucunda kaynak metallerinin sertlik değerleri farklılık göstermiştir. Bunun iki nedeni olabilir. Birinci nedeni ilave tel olarak kullanılan masif telle özlü tel arasındaki farktan kaynaklandığı düşünölmektedir. İkinci nedeni ise ilave teller arasındaki kimyasal bileşim farkından kaynaklanmaktadır. Öyleki masif telin Mangan, Karbon ve Silisyum oranı özlü telden daha yüksektir. Buda kaynak metalinin dayanımının, sertliğinin yada sertleşebilirliğinin özlü tele oranla daha yüksek olacağını göstermektedir. EDX sonuçları bunu desteklemektedir, sonuçlara göre kaynak bölgesindeki Mn oranının masif telle yapılan kaynakla özlü telle yapılan kaynaktan arasında % 0.42 fark bulunmuştur.

Aloraier ve arkadaşları (2006), düşük karbonlu düşük alaşımli çeliğe özlü telle bindirme kaynağı yapmış olduğu çalışmada mikrosertlik değerlerinin yaklaşık olarak 160 ila 260 HV arasında değiştiğini rapor etmiştir. Bindirme oranının artışıyla mikrosertlik değerlerinin düştüğünü bildirmiştir. Deneylerde yapılan mikrosertlik çalışmasının sonuçlarıyla önceki yapılan çalışmalar arasında uyum söz konusu olmuştur.

6.6. Çekme Deneyi Sonuçları

6.6.1. Kaynaksız GA çeliğinin çekme deneyi

Kaynaksız GA çeliğinin çekme deney sonucu incelendiğinde çekme dayanımının 440 MPa, akma dayanımının 310 MPa, uzama değerinin ise % 33 olduğu belirlenmiştir.

6.6.2. Kaynaksız çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi

GA çeliğinin ve farklı tavlama sıcaklıklarında üretilen çift-fazlı çeliklere ait çekme deney sonuçları Tablo 6.6'da verilmiştir. Bu değerler, birleştirilmemiş numunelere ait değerlerdir.

GA ana malzeme ile çift-fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları karşılaştırıldığında çekme mukavemet değerlerinin arttığı, % uzamanın ise azaldığı tespit edilmiştir. En düşük akma ve çekme dayanımı, GA esas numunede görülmüştür.

Tablo 6.6. GA çeliğinden üretilen çift-fazlı çeliklerin ve GA çeliğinin çekme deney sonuçları

Numune Kodu	M.H.O (%)	Çekme Day. (σ_c), MPa	Akma Day. (σ_A), MPa	Kopma Day. (MPa)	Toplam Uzama (U_T ,%)	Üniform Uzama (U_u ,%)
G A	-	440	310	285	33	21
ÇFGA-730	18 ±5	652	400	553	22	16
ÇFGA-760	36 ±5	696	425	627	22	16
ÇFGA-800	55 ±5	824	520	740	20	14
ÇFGA-900	100-(2-9)	1115	580	810	18	12

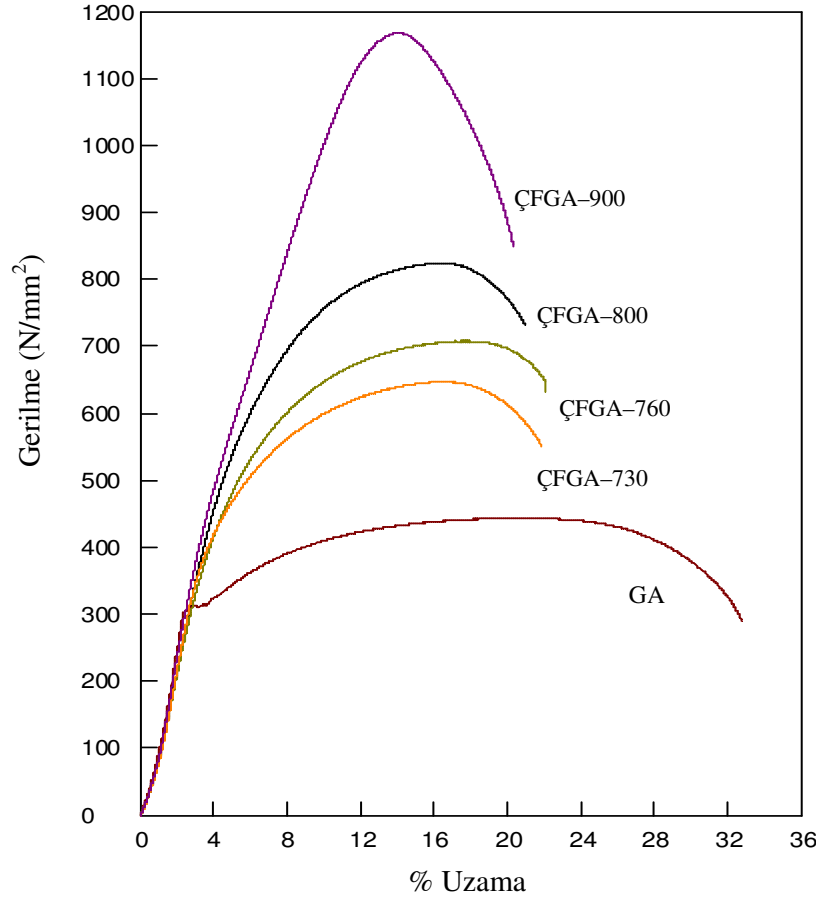
GA gemi sacının çekme dayanımı 440 MPa, % uzama değeri ise % 33 olarak tespit edilmiştir. Isıl işlemlenmiş numunelerde ise en düşük akma ve çekme dayanımı, en yüksek uzama değerlerini ÇFGA-730 numunesi göstermiştir (Tablo 6.6 ve Şekil 6.17). Kritik tavlama sıcaklığının artması ile artan MHO'na bağlı olarak akma ve çekme dayanım değerlerinde artış ve yüzde uzama değerlerinin ise düşüş görülmüştür. Kritik tavlama üst (A_3) sınırına en yakın sıcaklıkta (ÇFGA-800) ise çekme mukavemeti 824 MPa'ya kadar çıkmıştır. MHO'nun artmasına bağlı olarak martensit parçacıkları irileşirken aralarındaki bağlantılarda artmaktadır. ÇFGA-900 numunesi en yüksek çekme mukavemetine sahiptir bu sonuçta Grade A çeliğinin yaklaşık üç katı kadardır. Elde edilen mekanik deney sonuçları, mikroyapı incelemelerinde tespit edilen martensit oranının ile uyum içerisinde olduğu görülmektedir.

Çift-fazlı çeliklerin dayanımı büyük oranda martensit fazı özelliklerine bağlıdır (Nam, 1999; Arıkan, 2001). Sert ve deformasyona dirençli olan martensit fazı çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini kontrol eden en önemli mikroyapı bileşenidir. Çift-fazlı çeliklerde östenitin martensite dönüşümü esnasında meydana gelen hacim genişlemesi (yaklaşık % 2-4) ferrit fazında plastik deformasyona sebep olur. Bu nedenle ferrit tanelerinin ferrit/martensit ara yüzeyine yakın bölgelerinde dislokasyon yoğunluğu yüksek, ferrit taneleri içinde ise düşüktür. Çift-fazlı çeliklerde martensit hacim oranının artması mukavemetin artmasına ve sünekliğin azalmasına neden olur (Çimenoglu, 1985; Sun, 2002). Yapılan deneysel çalışmadan çıkan sonuçlarla literatür arasında uyum söz konudur.

Su verme işlemi ile östenitin tamamen martensite dönüşmemesi çift-fazlı çeliklerin mikroyapısında % 2-9 oranında kalıntı östenit bulunmasına neden olur. Kalıntı östenitin deformasyon ile martensite dönüşmesi üniform ve toplam uzamayı arttırmasına rağmen, kalıntı östenit miktarı düşükse, üniform ve toplam uzamadaki artış ihmal edilecek seviyede kalır. Şekil 6.17'de GA ve çift-fazlı çeliklerin gerilme-% uzama eğrileri gösterilmektedir. Şekilden görüleceği gibi, GA çeliği belirgin bir akma sınırı gösterirken GA'nın kritik sıcaklıklar arasında ısıl işlemiyle üretilen çift-fazlı çelikler belirgin bir akma noktası göstermemiştir. Deneyler sonucunda mikroyapı fotoğraflarından sonra çift-fazlı yapının elde edildiğinin ikinci kanıtı çekme deneyi olmuştur.

Çift-fazlı çeliklerde, yapılan çekme deneyi neticelerinden elde edilen gerilme uzama eğrilerinde, akma bölgesi belirli olarak görülmez ve akma dayanımı düşüktür. Düşük karbonlu çeliklerin tersine çift-fazlı çeliklerin sürekli akma davranışı göstermeleri, martensitik dönüşüm sırasında meydana gelen hacim artışı ve gerilmelerin sonucunda, martensite sınır ferrit içerisinde oluşan yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar ile ilişkilendirilmektedir. Martensitik dönüşüm $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + M$ dönüşümü esnasında oluşan hacim büyümesi sonucunda ferrit tanelerinde ortaya çıkan iç uzama enerjileri ve oluşan serbest dislokasyonların oluşumunu sağlar (Davies, 1978). Yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar orijinal malzemeye göre daha erken gerilme düzeylerinde kaymaya sebep olmaktadır. Ayrıca çok yoğun mobil dislokasyonların varlığı C ve N gibi arayer atomlarının deformasyonda

kesikliğe sebep olacak şekilde yeterli Cotrell atmosferi oluşturmalarını önlemektedir. Bu nedenle deformasyonda herhangi bir kesiklik olmadan sürekli akma davranışı görülmektedir (Acarer, 2005). Ancak, temperleme ile veya belirli oranlarda ön soğuk deformasyon işleminden sonra temperleme işlemiyle, akma dayanım değerleri artmakta ve akma bölgesi belirli olarak görülmektedir.



Şekil 6.17. Isıl işleme tabi tutularak suda su verilmiş çift-fazlı çeliklerin ve Grade A çeliğinin karşılaştırılmış çekme deneyi sonucu elde edilen gerilme % uzama eğrileri.

Grafik incelendiğinde çekme numunelerinin hatalı olarak kopmadığı ve kopmanın düzgün bir şekilde oluştuğu görülmüştür. ÇFGA-730, ÇFGA-760 ve ÇFGA-800 çift-fazlı çeliklerinin GA numunesiyle yaklaşık olarak aynı oranda bel verdiği ve maksimum gerilme noktasından sonra hemen kopmayarak malzemenin uzadığı görülmüştür. Fakat en yüksek çekme gerilmesi noktasına sahip ÇFGA-900

numunesinde ise daha farklı bir durum söz konusu olmuş ve bel verme oranı diğer numunelere oranla daha da fazla olmuştur.

Şekil 6.17’de görüldüğü gibi üretilen çift-fazlı çelikler orijinal (GA) daha yüksek pekleşme göstermiştir, bununla birlikte deformasyonda devam edebilmiştir. Bu sonuç çift-fazlı çeliklerin şekillendirme kabiliyetinden ileri gelmektedir. Bu şekilde üretilen parçalarda üretim sonrası % 2-10 şekil değişimi yüksek pekleşmeden dolayı dayanım artışı oldukça fazladır. Buda parçanın dayanımını oldukça artırmaktadır. Literatürde çift-fazlı çeliklerin şekillendirilmesi sonucunda 80-90 MPa artış sağlayabileceği bildirilmiştir. Bununla birlikte HSLA çeliklerinde artış 10-20 MPa seviyesinde kalır (Demir, 2004).

Diğer gemi saclarından DH36 ile (yüksek mukavemetli düşük alaşımlı) kıyaslama yapılacak olunursa Grade A çeliğinden üretilmiş çift-fazlı çeliklerin (% uzama eşit kabul edilecek olursa) ağırlıktan ne kadar tasarruf sağladığı şu şekilde belirlenebilir:

DH36 çeliği örnek verildiğinde bu çeliğin yaklaşık çekme mukavemeti=600 N/mm², uzama=% 21 olarak belirtilmektedir. 10mmx10mm boyutundaki DH36 çeliği yaklaşık 6.000 N yük taşır ve gemi imalatından kullanılabilir boyutlarda 2000x1000 mm levha düşünüldüğünde levhanın ağırlığı yaklaşık 160 kg olarak verilebilir.

ÇFGA-730 çeliği; çekme mukavemeti=652 N/mm², uzama=% 22 olarak ölçülmüştür. Aynı şekilde 6.000 N’luk yükü bu çelik 10mmx9,2mm ebadıyla taşıyabilmektedir. Bu kalınlıktaki 2000x1000 mm levha yaklaşık 144 kg’dır.

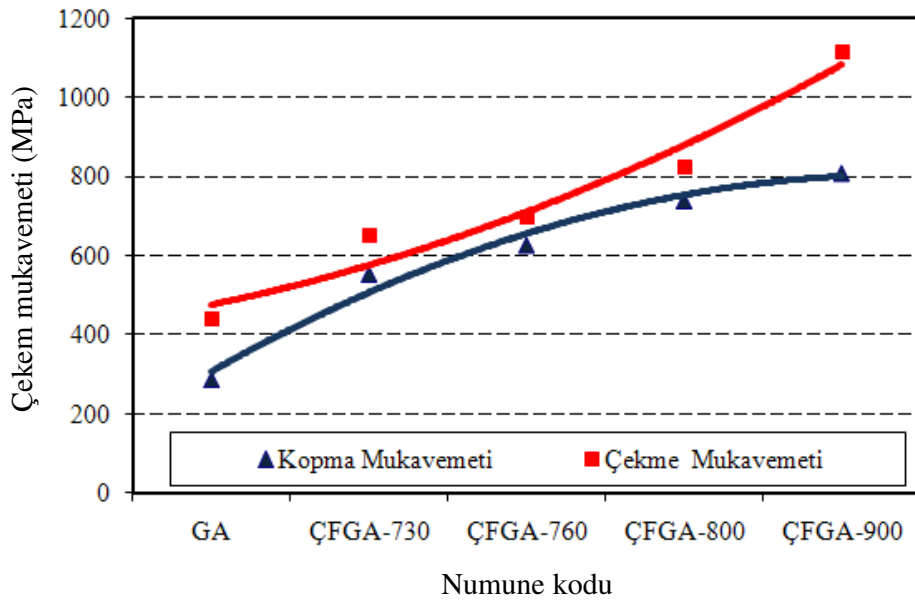
ÇFGA-800 çeliği; çekme mukavemeti=824 N/mm², uzama=% 20’dir ve 10mmx7,2mm çelik yaklaşık 6.000 N yük taşır. 2000x1000 mm levha 116 kg’dır.

ÇFGA-900 çeliği; çekme mukavemeti=1150 N/mm², uzama=% 19, 10mmx5,2 mm çelik yaklaşık 6.000N yük taşır. 2000x1000 mm levha 84 kg.

Deney sonucunda Grade A çeliğinden ısıtılma yoluyla elde edilen çift-fazlı çelik sünekliğini kaybetmeden çekme dayanımını 3 kata, DH36 yüksek mukavemetli gemi

çeliğinden yaklaşık 2 kata varan çekme dayanımına sahiptir. Ayrıca DH36 gemi sacından 2 kat kalınlık ve ağırlıktan tasarruf sağlamıştır. Yani DH36 çeliğinin 10x10 mm ebadında olan çubuk formunun taşıyacağı yükü ÇFGA900 numunesi 10x5.2 mm kalınlığındaki çubuk formuyla taşıyabilmektedir. Buda ileriki yıllarda gemi endüstrisi için oluşturulacak yeni gemi sacı standartları çerçevesinde gemi ağırlığının ve yakıt tüketiminin azalmasına yada gemi yük taşıma kapasitesinin artmasına yardımcı olacağı düşünülebilir.

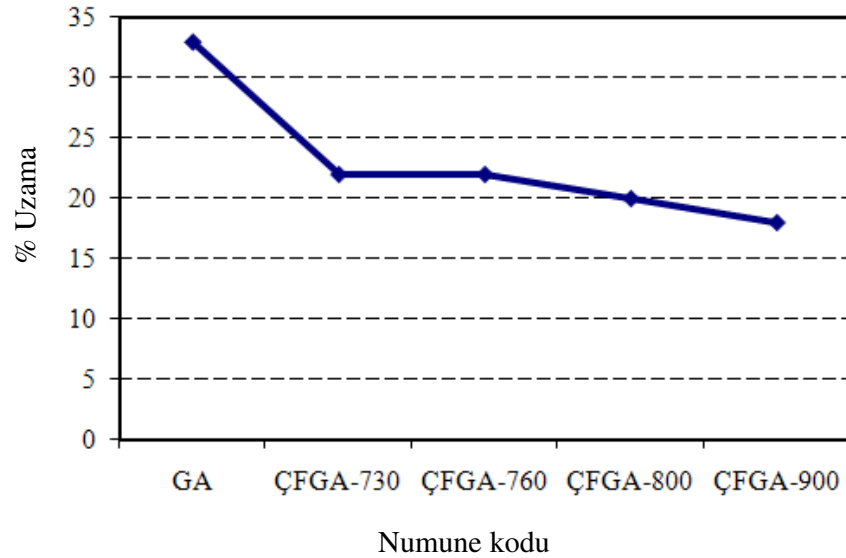
Şekil 6.18’de GA ve çift-fazlı çeliklere ait çekme ve kopma mukavemeti ile ilgili sonuçlar karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Şekil 6.19’da MHO ile % uzama ilişkisi grafik halinde verilmiştir. Şekil 6.18 ve 19’daki grafiklerde görüleceği gibi tavlama sıcaklıkları arttıkça MHO artmakta ve böylece numunelerin çekme ve akma dayanımları artmakta fakat % uzama değerleri azalmaktadır.



Şekil 6.18. MHO ile çekme ve kopma dayanım ilişkisi

Deneylerden elde edilen en yüksek çekme mukavemetleri (1115 MPa) ile en düşük yüzde uzama değerleri (% 18), 900 °C’de tavlama işleminin ardından su verilen numunede (ÇFGA-900) elde edilmiştir. Artan tavlama sıcaklıklarıyla (730 °C, 760 °C, 800 °C ve 900 °C) beraber akma ve çekme mukavemet değerlerinin arttığı, %uzama değerlerinin düştüğü gözlenmiştir. Çift-faz çeliklerinin, çekme

mukavemetleri etki eden mikroyapı elemanları, düşük mukavemetli ferrit ve yüksek mukavemetli martensit fazlarıdır. Bu çeliklerin dayanımlandırılmasına temel etkiyi martensit fazı yapmaktadır. Çekme mukavemeti, martensit hacim oranıyla doğrusal olarak, değişmektedir.



Şekil 6.19. MHO ile % uzama ilişkisi

Çift-fazlı çelik numunelerin orijinal malzemeye oranla oldukça yüksek akma ve çekme mukavemetine sahip olmaları önceki araştırmalar ile uyum göstermektedir (Bayram, 1999; Das, 2003; Hayat, 2005a). Mukavemet değerlerinin yüksek olması daha fazla MHO'na sahip olmaları ile açıklanabilir.

Sonuç olarak dayanım artarken uzama düşmektedir. Dolayısıyla daha az ferrit ve daha fazla bağlantılı martensit tanesi içeren yüksek MHO'nına sahip numuneler yüksek dayanımla birlikte daha erken kopma ve dolayısıyla daha düşük toplam uzama göstermişlerdir. Klâs kuruluşlarının DH36 gemi sacı için dayanım değerleri çekme dayanımı için 560-600 MPa ve % 21 uzama olarak verilmektedir. Deneylerde kullanılan Grade A gemi sacından 730 °C'de yapılacak kritik tavlama ısıl işlemiyle DH36 gemi sacının mukavemet değerlerinin daha da geliştirilmiş olduğu görülmüştür.

Numunelerin toplam % uzama değerleri, MHO'na bağlı olarak değişmektedir. MHO arttıkça dayanım değerleri artarken toplam % uzama değerleri azalmaktadır (Tablo 6.6). Düşük MHO'larında yüksek MHO'larına göre martensit taneleri daha küçük ve daha az bağlantılıdır. Ayrıca deformasyon için daha fazla ferrit hacim oranı mevcuttur (Demir, 2004).

Demir (2004), yapmış olduğu çalışmada Ç4140 ıslah çeliğini 743 °C, 748 °C, 752 °C, 760 °C ve 770 °C kritik sıcaklıklarda tavlama+suda su vermiştir. Bu çalışmada diğer çalışmaların aksine orijinal malzemeye göre akma, çekme mukavemetlerinde bir düşüş olurken % uzamada artış meydana geldiği tespit edilmiştir. Buda karbon içeriğin yüksek oluşuna bağlanmıştır. Burada sert martensit partiküllerinin yüksek uzama değerlerine kadar dayanımlarını koruyarak kopmayı geciktirdikleri rapor edilmiştir.

Bolvadin ve Tekin (1991), karbon oranları % 0.23- 0.37 arasında değişen 6 farklı yapı çeliklerini değişik sıcaklıklarda 740, 750, 770 °C'lerde sabit sürede tavlarken çift-fazlı çelik elde etmişlerdir. MHO'nın kritik bölgedeki sıcaklık artışından dolayı arttığını belirlemişlerdir. Karbon oranı 0.30'dan fazla olan çeliklerde matris martensit olduğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca MHO'nın artışı ile akma, çekme ve sertlik değerlerinin arttığını, tokluk değerinin azaldığını bildirmişlerdir. Tayanç ve Toktaş (2001), aynı şekilde artan sıcaklıkla MHO'nın arttığını, % uzamanın azaldığını, akma, çekme mukavemetinin ve sertliğin arttığını, darbe enerjisi değerlerinde azalma olduğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca artan karbon miktarının MHO'larını arttırdığını bildirmişlerdir.

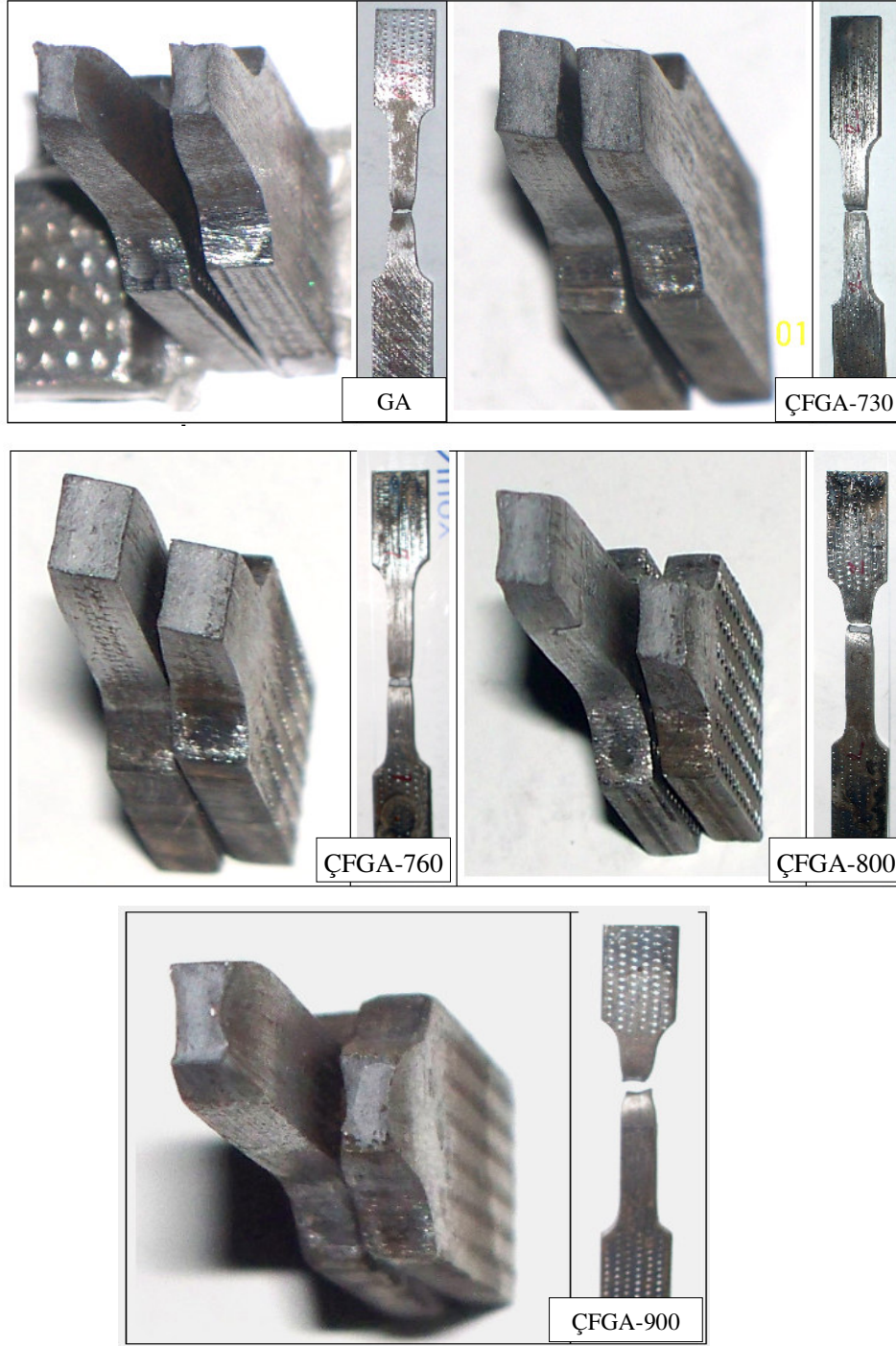
Speich and Miller (1979), MHO ve martensit karbon içeriğinin çift-fazlı çeliklerin dayanımı üzerindeki etkilerini formüle edebilmek için % 1.5 Mn'lı çelikler üzerinde bir çalışma yapmışlardır. Farklı kritik tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak MHO ve martensit karbon içeriğindeki değişmeleri sağlayabilmek için 740, 760 ve 780 °C'lerde kritik tavlama uygulamışlardır. MHO'na bağlı olarak dayanım değerlerinde görülen artışın çekme dayanımı için yüksek bununla birlikte akma dayanımı için çok fazla olmadığını tespit etmişlerdir.

Sudhakar and Dwarakadas (2000), deneylerinde % 0.14C 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. En üst sıcaklık değerinde 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.

Chen and Cheng (1989), % 0.10-0.14-0.19C içeriğine sahip 3 farklı malzemeyle yapmış oldukları çalışmada artan MHO ile çekme ve akma mukavemetlerinin arttığını tespit etmişlerdir. Bu üç malzemede aynı sıcaklıklarda en yüksek MHO oranının en yüksek karbon içeriğine sahip % 0.19C numunesinde olduğu bildirilmiştir.

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 martensit tanelerinde başlar ve bunu ferrit tanelerine doğru ilerleme izler (Bakkaloğlu, 1999).

Şekil 6.20'deki şekilde çekme deney numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. Kırılan yüzeyler genelde çanak ve koni kırılma tarzı sergilemişlerdir. Çanak ve koni kırılma ile birlikte mikroboşluk oluşumları sünek kopma karakteri için tipik göstergelerdendir (Steinbrunner, 1988; Erdoğan, 2002). Steinbrunner et.al. (1988) mikroboşlukların öncelikle martensit üzerinde çekirdeklendiğini inklüzyonlar üzerindeki çekirdeklenmenin ise ikincil bir olay olduğunu bildirmiştir. Kırılma yüzeyine doğru mikroboşluk yoğunluğu artmaktadır. Mikroboşluk yoğunluğunun kırılma yüzeyine yaklaştıkça artması bu bölgedeki gerinimin yüksek olması ile açıklanmaktadır. Bölgesel boyun veren numunelerde mikroboşluk yoğunluğu fazladır (Steinbrunner, 1988; Chen, 1989; Tavares, 1999).



Şekil 6.20. Çekme numunelerinin kırılma tipleri

Numunelerin hiçbirinde düzgün yüzey ayrılma tipi kopma modu (cleavage, klivaj) gözlenmemiştir. Fakat ÇFGA-730 ve ÇFGA-760 numunelerinde GA numunesine nazaran deformasyon daha düşük olduğundan kısmen klivaj oluşumu görülebilir.

Speich ve Miller (1979), düşük MHO ve yüksek karbon içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklerin, yüksek MHO ve düşük karbon içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklere oranla daha kolay çatladığını belirtmişlerdir. Genel olarak karşılaştırıldığında çift-fazlı çelikler HSLA çeliklerine oranla daha sünek bir kırılma karakterine sahiptirler (Tavares, 1999).

Ferritin akma mukavemeti, martensitten çok daha düşüktür, bu nedenle martensit henüz elastik olduğu halde yumuşak ferritte plastik deformasyon başlar. Ferritteki bu plastik deformasyon komşu martensit tarafından zorlanır ve bu durum ferritteki gerilim konsantrasyonunu yükseltir. Böylece bu lokal deformasyonlar ve ferritteki gerilim birikimleri onların farklı morfolojilerine bağlı olarak boşluk çekirdeklenmesi ve büyümesi biçiminde sünek kırılma yada klivaj türü gevrek kırılma biçiminde ferrit matrisin kırılması ile oluşur. Çift-fazlı yapıların klivaj türü gevrek kırılması pek az miktarlarda plastik deformasyon ile ferritteki yüksek bölgesel gerilim birikimlerine bağlıdır (Bakkaloğlu, 1999).

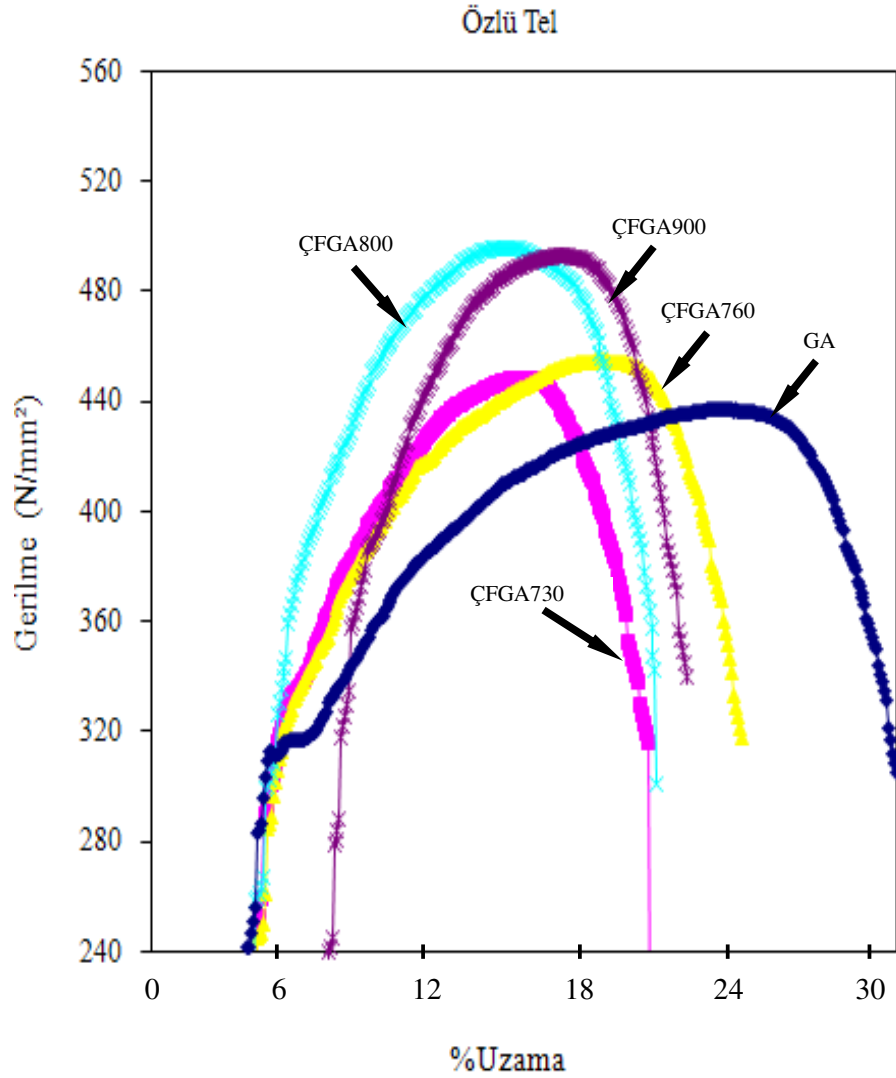
6.6.2.1. Kaynaklı GA çeliğinin çekme deneyi

Özlü ve masif tel kullanılarak birleştirilen GA çeliğinin çekme deney sonuçlarına göre orijinal GA çeliğinin kaynaklı deney sonuçlarıyla aynı özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir (Şekil 6.21-22).

6.6.2.2. Kaynaklı çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi

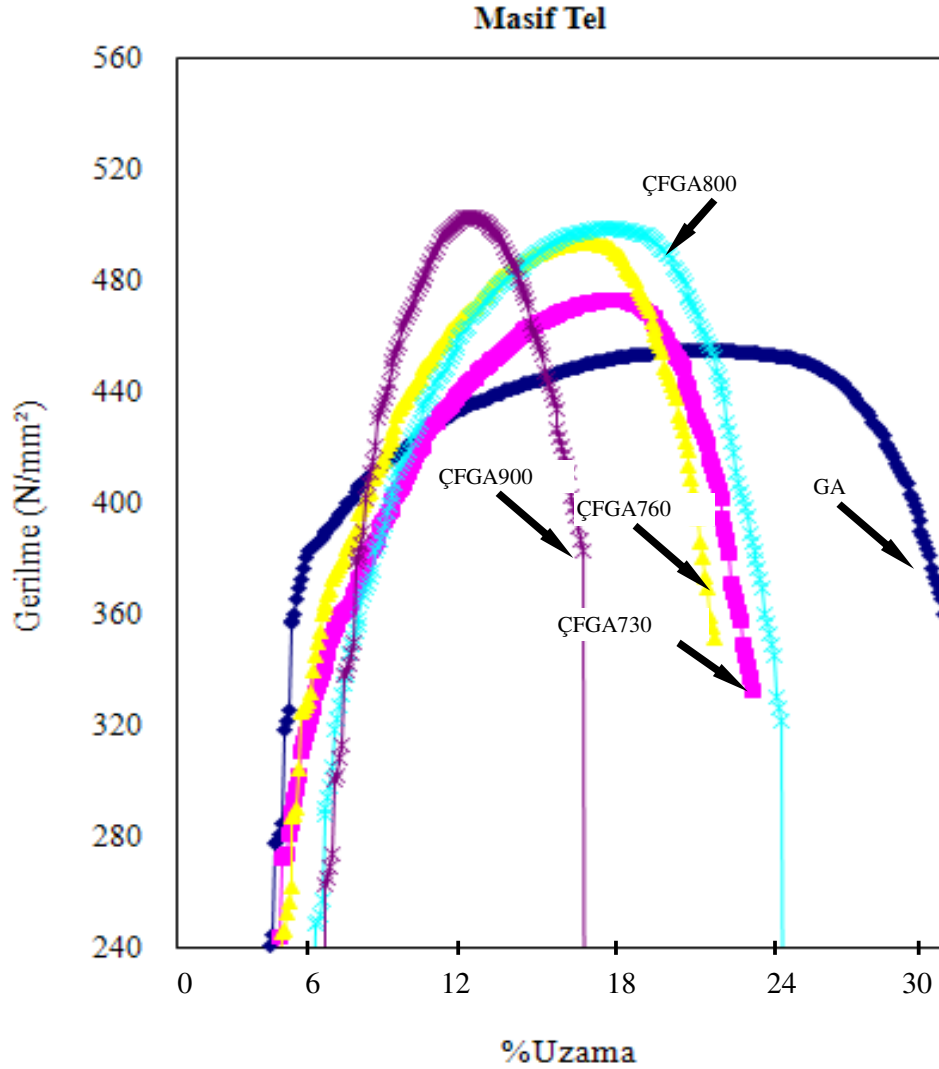
Özlü ve masif tel kullanılarak birleştirilen GA ve çift-fazlı çeliklerin ilgili standartlara uygun olarak yapılan çekme deney sonuçları karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Özlü ve masif telle birleştirilmiş GA ve farklı MHO'lardaki çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi sonucunda oluşan gerilme-uzama grafiği Şekil 6.21 ve Şekil 6.22'de verilmiştir.

Grafik incelendiğinde kopma işleminin ana malzemedan gerçekleşmesinden dolayı kaynaklı numunelerin tümünde elde edilen akma, çekme ve % uzama miktarlarının yakın özellikte görüntüye sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 6.21. Özlu telle birleştirilmiş numunelerin çekme grafikleri

Özlu telle birleştirilmiş numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen grafik incelendiğinde en düşük akma mukavemetinin GA numunesinde olduğu görülmektedir (Şekil 6.21). Ayrıca numuneler arasında belirgin akma noktasına sahip tek numune GA numunesidir. Özlu telle birleştirilmiş çift-fazlı çeliklerde ise akma ve çekme mukavemet miktarlarının GA esas numunesine nazaran daha fazla olduğu görülmüştür. Dayanım artışı % uzama değerlerinin düşmesine sebebiyet vermiştir. Deney numuneleri arasında en yüksek çekme mukavemet değerine ÇFGA-900 numunesi 595 N/mm^2 ile sahip olmuştur.



Şekil 6.22. Masif telle birleştirilmiş numunelerin çekme grafikleri

Masif telle birleştirilmiş numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edile grafik incelendiğinde en düşük çekme mukavemetinin GA numunesinde olduğu görülmektedir (Şekil 6.21). Çift-fazlı çeliklerinin GA numunesine nazaran daha fazla çekme mukavemet değerlerine ulaştığı belirlenmiştir. En yüksek çekme mukavemet değeri 502 N/mm^2 ile ÇFGA-900 numunesinin olmuştur.

Bilindiği üzere aynı bileşim ve farklı çekme boylarında yapılan çekme testleri sonucu, eğer çekme hızı sabit ise çekme boyu kısa olan malzeme hızlı pekleşmeden dolayı daha yüksek dayanım gösterir. Çalışmamızda, çekme numuneleri standartlara uygun olarak hazırlandığından, kaynaklı numunelerdeki kaynak bölgesinin sert

olması sebebiyle deformasyon bu bölgenin dışında meydana gelmektedir. Deformasyonun dar bir bölgede meydana gelmesi de dayanımın yüksek değerler göstermesine neden olmuştur. Kopma ana malzemedan olmasına rağmen, kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin düşük çıkmasının sebebi kaynaklı bölgenin çekme testi sırasında deformasyona uğramamasından kaynaklanmaktadır. Yapılan bir araştırmada, kaynaklı numunelerin % uzama değerlerinin kaynaklı numunelerden daha az olduğu belirtilmektedir (Kahraman 2005).

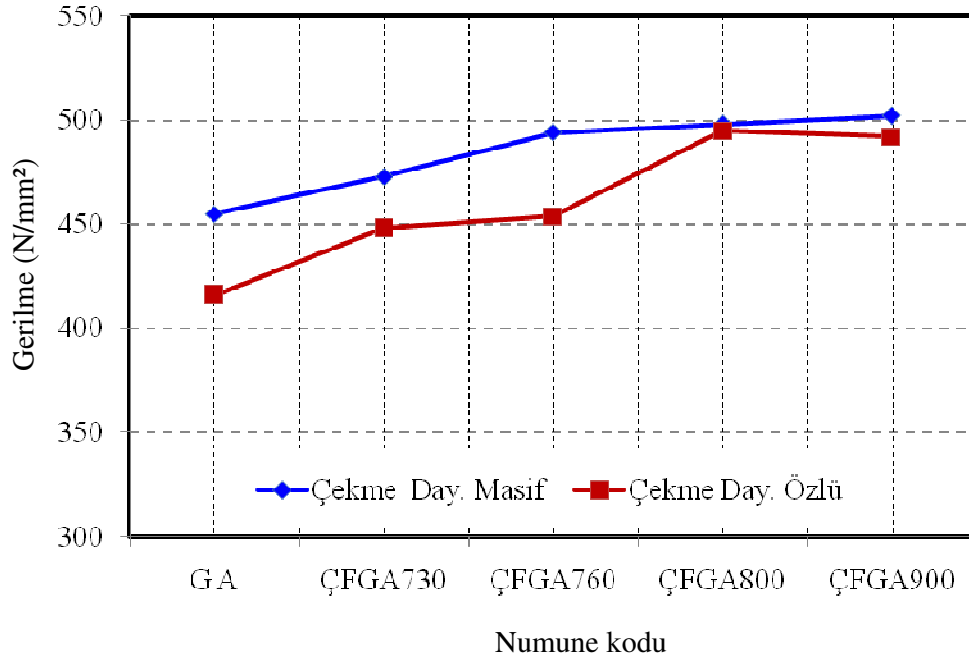
Tablo 6.7. Özlü tel kaynaklı numunelerin çekme deney sonuçları

Numune Kodu	Çekme Day. (σ_c), MPa	Kopma Day. (MPa)	Toplam Uzama (U_T ,%)
G A-Ö	416	304	9,7
ÇFGA730	448	315	9,6
ÇFGA760	454	317	10,8
ÇFGA800	495	342	10,8
ÇFGA900	492	339	9

Tablo 6.8. Masif tel kaynaklı numunelerin çekme deney sonuçları

Numune Kodu	Çekme Day. (σ_c), MPa	Kopma Day. (MPa)	Toplam Uzama (U_T ,%)
G A	455	360	9,6
ÇFGA730	473	333	9
ÇFGA760	494	351	8,4
ÇFGA800	498	321	9,8
ÇFGA900	502	387	5,8

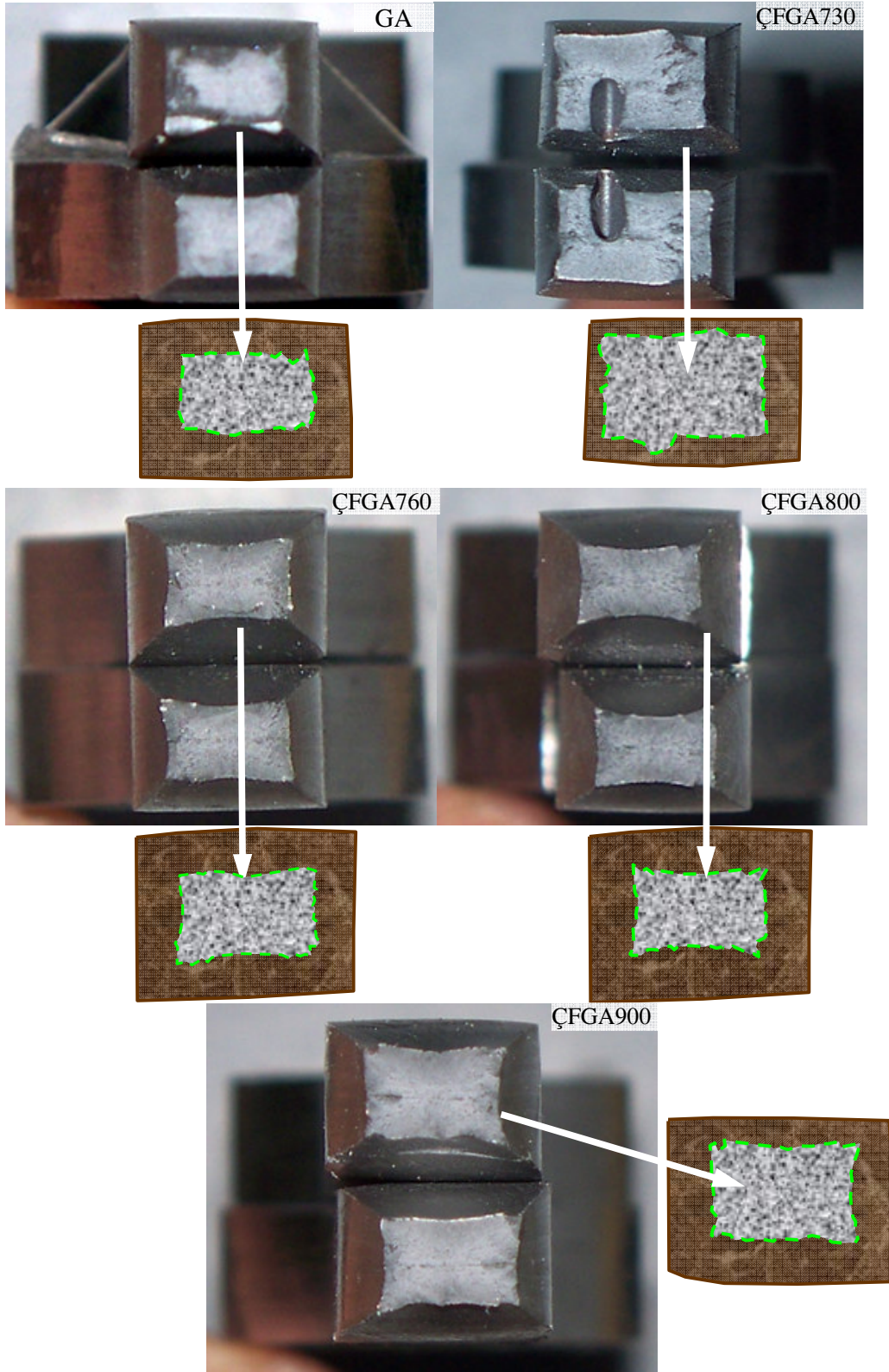
Aşağıdaki grafikte masif ve özlü telle birleştirilmiş GA ve çift-fazlı çeliklerin çekme mukavemetlerinin karşılaştırmalı olarak verilmiştir (Şekil 6.23)



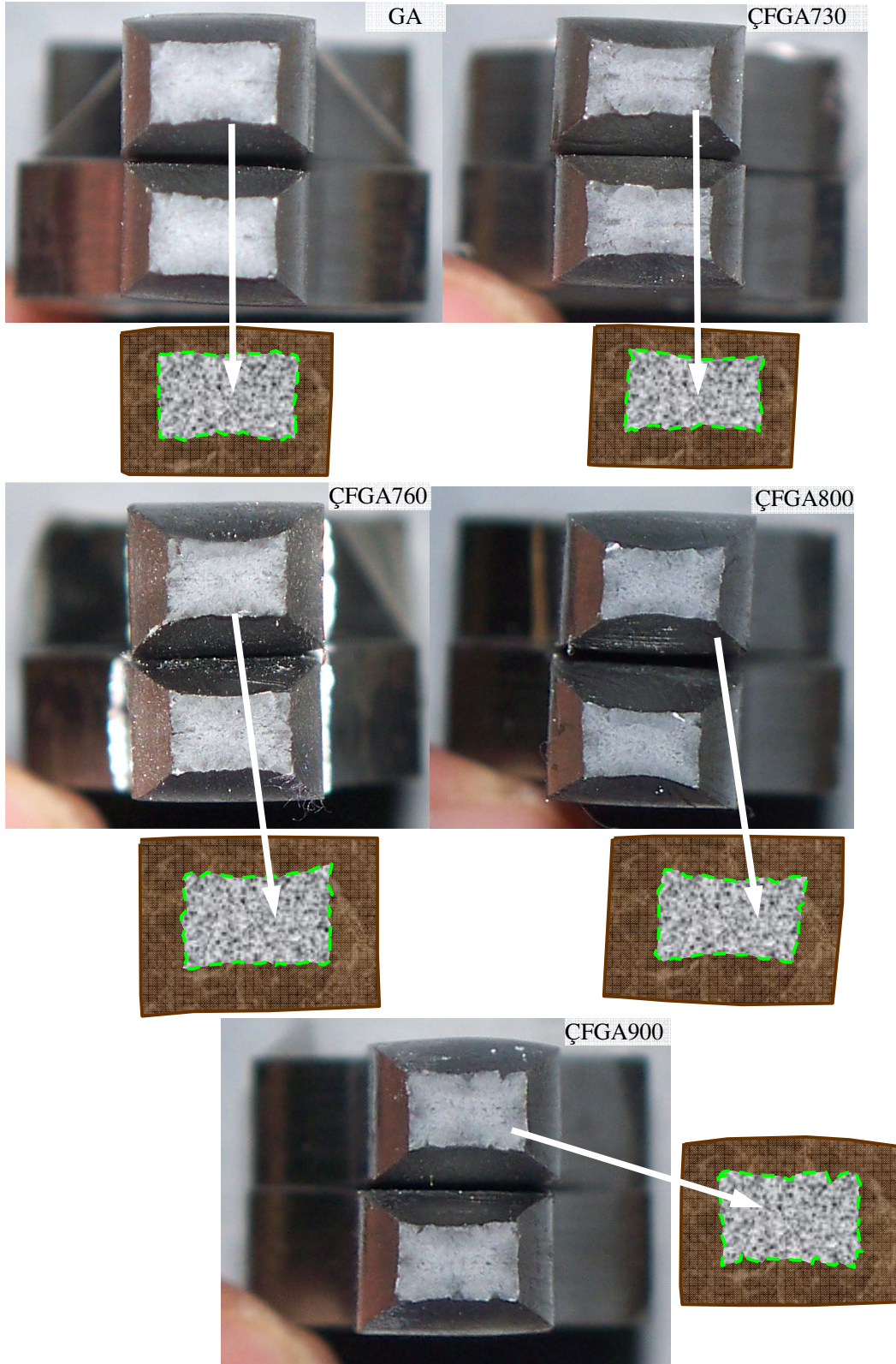
Şekil 6.23. Farklı tellerle birleştirilmiş numunelerin çekme mukavemetlerinin karşılaştırılması

Kaynaklı birleştirilmeye tabi tutulmuş GA çeliğinin çekme deneyi sonucunda kopma bölgesinin ana malzemede (kaynak metali ve ITAB'ın dışında) olduğu görülmüş ve akmanın belirgin olduğu belirlenmiştir. Belirgin akma GA çeliğinin çekme deneylerinde görülmekte olan bir davranıştır. Diğer taraftan çift-fazlı çeliklerin akma özelliğinin olmamasından dolayı çekme deneylerinde belirgin bir akmaya rastlanmamıştır. Özlü ve masif telle birleştirilmiş GA ve farklı MHO'larındaki çeliklerin çekme dayanımı artmıştır. Artan MHO ile birlikte çekme mukavemeti orijinal malzemeye nazaran daha fazladır. En düşük gerilme GA'da iken en yüksek çekme mukavemet değeri ÇFGA-900 numunesinde olduğu belirlenmiştir.

Çekme deney sonrasında kopan özlü ve masif tel ile birleştirilen numunelerin kırılma yüzeylerine ait resimleri Şekil 6.24 ve 6.25'de verilmiştir. Kopmalar esas malzemeden olmaktadır. Kaynak metalinde herhangi bir kopmaya rastlanmamıştır.

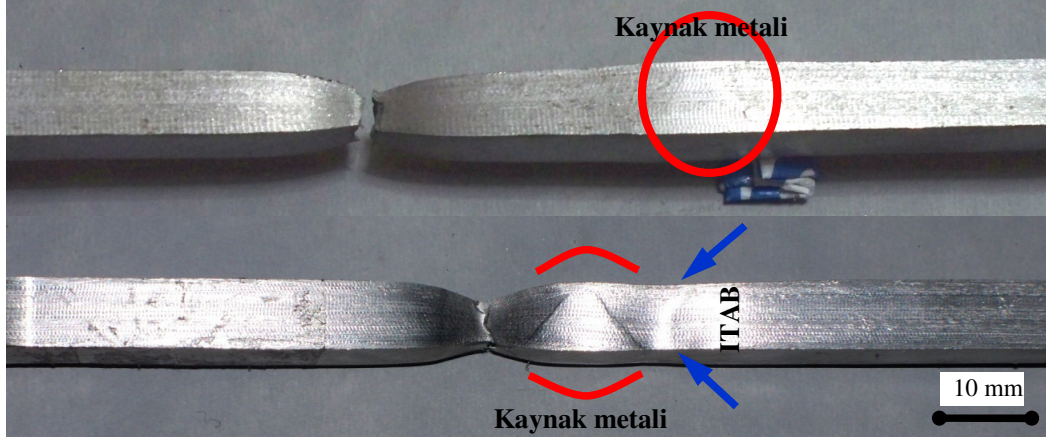


Şekil 6.24. Özlü telle birleştirilmiş numunelerin kırılma yüzeylerinin görünüşü, sünek kırılma tipleri



Şekil 6.25. Masif telle birleştirilmiş numunelerin kırılma yüzeylerinin görünüşü, sünek kırılma tipleri

GA çeliğinin masif ve özlü tel birleştirilmelerinde numunelerin çekme deneyi sonucunda kopmanın esas malzemeden olduğu görülmüştür. Diğer taraftan çift-fazlı çeliklerde kırılmanın ITAB'dan meydana geldiği tespit edilmiştir. Şekil 6.26'da kopma bölgeleri gösterilmiştir.



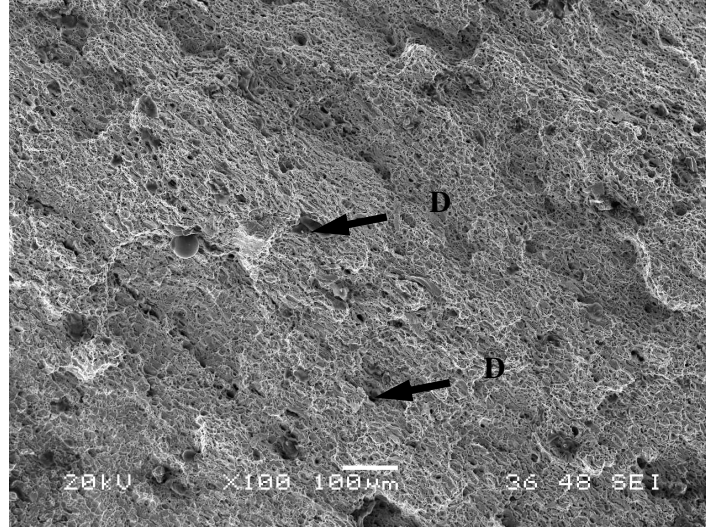
Şekil 6.26. Kaynaklı numunelerin kopma bölgeleri.

Kaynaklı numunelerin kopma şekilleri ve bölgeleri Şekil 6.26'da gösterilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde elde edilen çekme mukavemet değerleri (Tablo 5.7) GA 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. Çift-fazlı çeliklerde ve GA çeliğinde kaynak metalinin dayanımının yüksek olması nedeniyle kaynak metalinde kopma olmamıştır. GA çeliğinde kaynak metali ve ITAB'ın mukavemeti esas metalden yüksek olması nedeniyle esas metalden sünek kopma meydana gelmiştir.

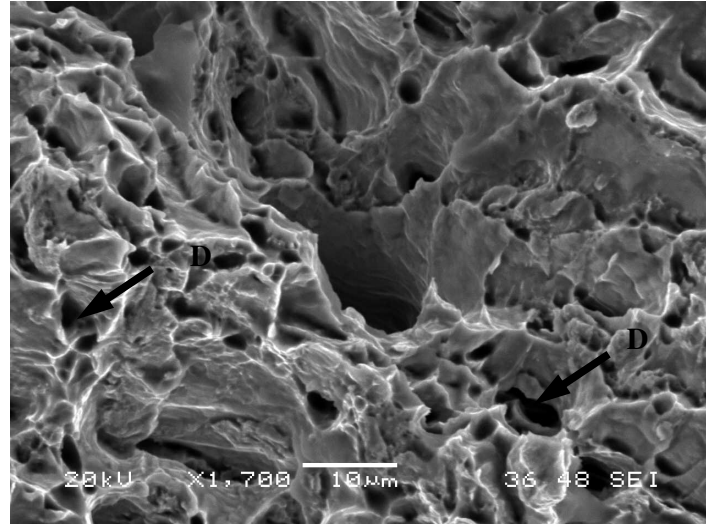
Çift-fazlı çeliklerde ise esas malzemenin ve kaynak metalin mukavemeti ITAB'ın mukavemetinden daha fazla olduğu gözlenmiştir. Bu nedenle kopma ITAB'dan meydana gelmiştir. Kopma esnasında iki taraflı olan ITAB'ın diğer tarafında da büzülme olduğu ve malzemenin incelendiği görülmüştür.

6.6.4. Kaynaksız numunelerin çekme deneyi SEM çalışması

Grade A ve çift-fazlı çelik numunelerin (ÇFGA 760 ve ÇFGA 900) çekme deneyi sonrasında kopmuş bölgeleri SEM çalışması ile incelenmiştir. Kopmuş bölgelerin 100 ve 1700 büyütmeyle çekilen SEM görüntüleri Şekil 6.27’de verilmiştir.



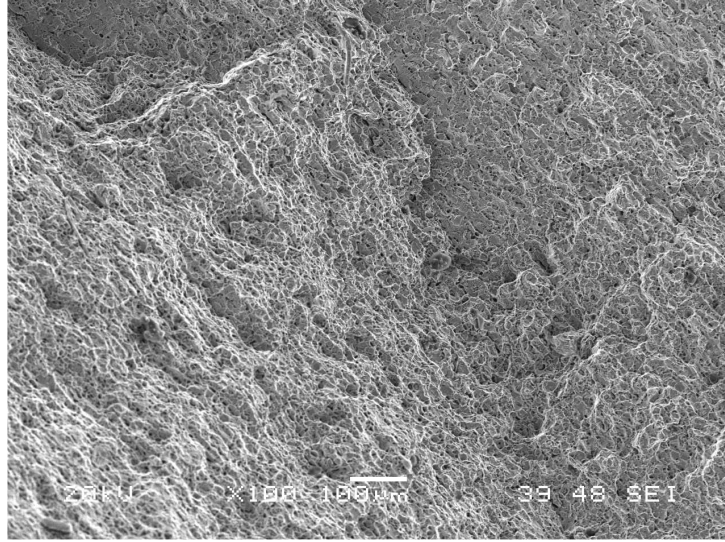
a) GA kırık yüzey (D= Sünek çukurcuk) x100



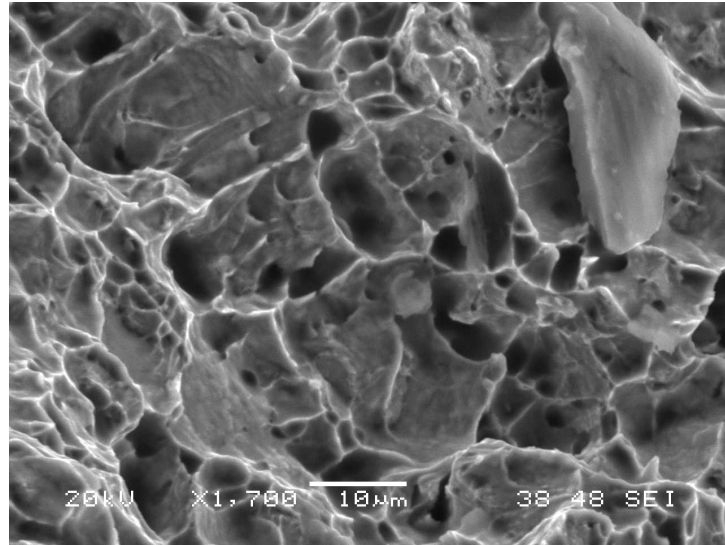
b) GA kırık yüzeyx1700

Şekil 6.27. Çekme deneyi sonrasında kopan yüzeylerin SEM görüntüleri.

Yapıda sünek çukurcuklar (Dimpleks) ve büyük çukurcuklar mevcuttur, bu da malzemenin sünek kırıldığıının delilleri olarak sunulabilir.



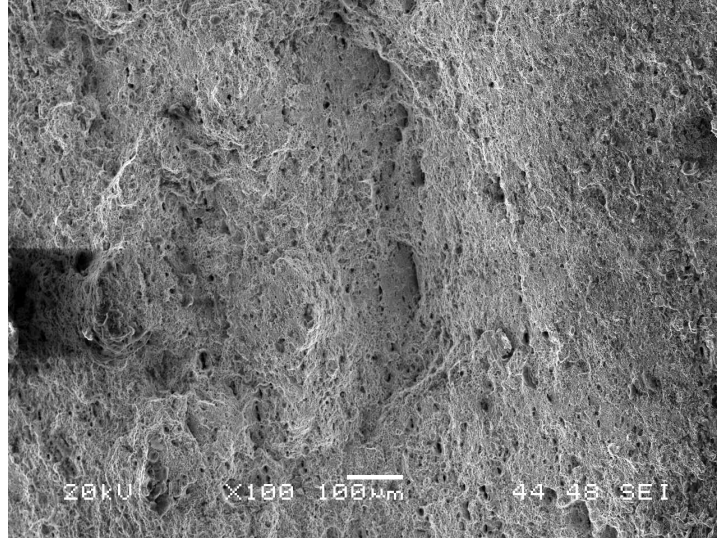
c) ÇFGA-760 kırık yüzey x100



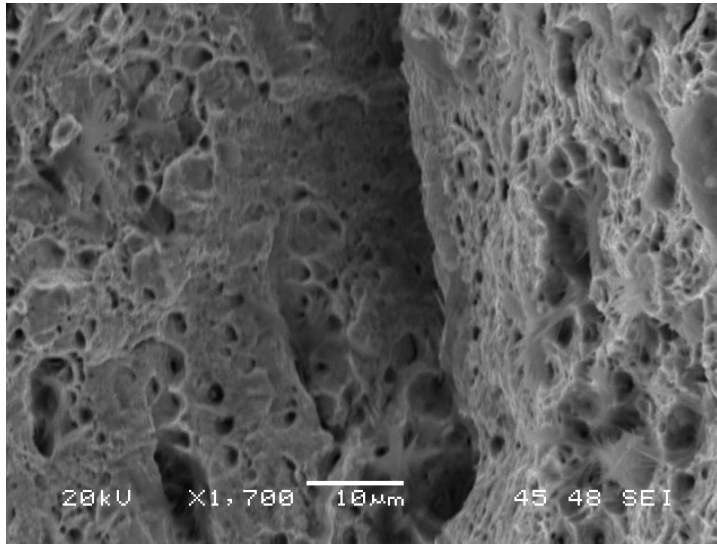
d) ÇFGA-760 kırık yüzey x1700

Şekil 6.27. Çekme deneyi sonrasında kopan yüzeylerin SEM görüntüleri (Devam).

Yapıda sünek çukurcuklar bulunmakla beraber, klivaj kırılmada kısmen mevcut olabilmektedir. Grade A çeliğine nazaran ÇFGA-760 numunesinde sünek çukurcukların miktarının azaldığı tespit edilmiştir. ÇFGA-900 numunesinde GA'ya benzer bir durum söz konusudur. Sünek çukurcukların miktarı artmış derin yarıklar meydana gelmiştir.



e) ÇFGA-900 kırık yüzey x100



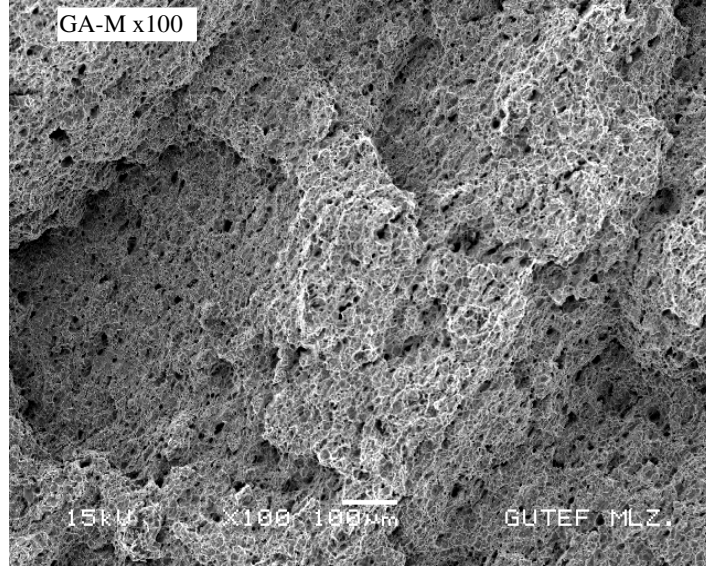
f) ÇFGA-900 kırık yüzey x1700

Şekil 6.27. Çekme deneyi sonrasında kopan yüzeylerin SEM görüntüleri (Devam).

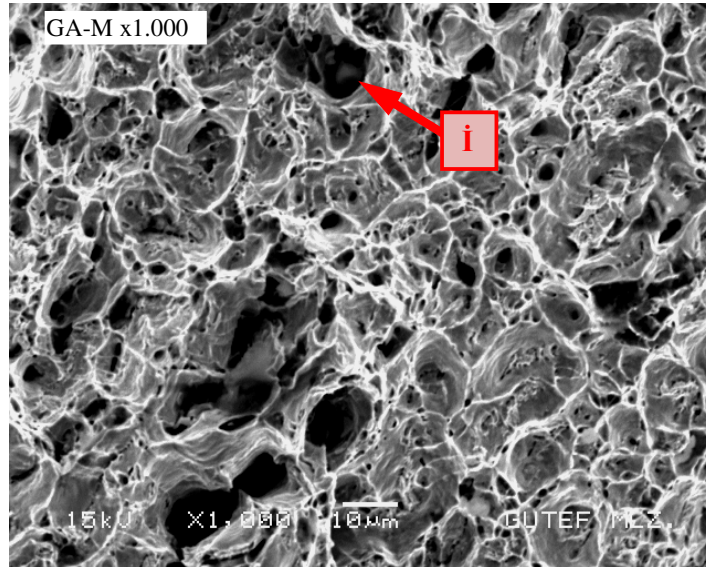
Kırık yüzey SEM incelemelerinde Bölüm 6.6'da belirtildiği gibi kopan numunelerin hiç birinde belirgin bir düzgün yüzey ayrılma modu gözlenmemiştir. Kırık yüzeylerdeki sünek çukurcuklar bunu göstermektedir. Martensit hacim oranının yüksek olduğu numunelerde daha fazla sünek bölgelere sahip olduğu görülmektedir.

6.6.5. Kaynaklı numunelerin çekme deneyi SEM çalışması

Kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucu elde edilen kırık yüzeyleri, SEM' de incelenerek (x100 - x1000 büyütme) sonuçlar Şekil 6.28 ve Şekil 6.29'da verilmiştir.

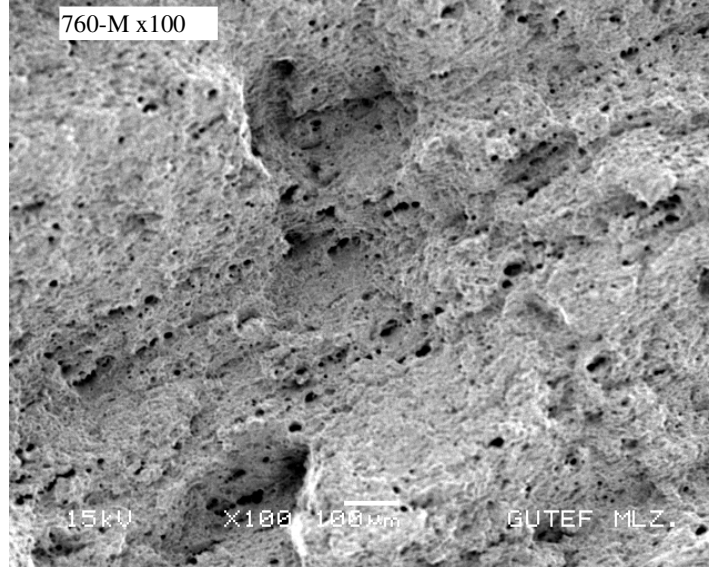


a) GA-M kırık yüzey x100

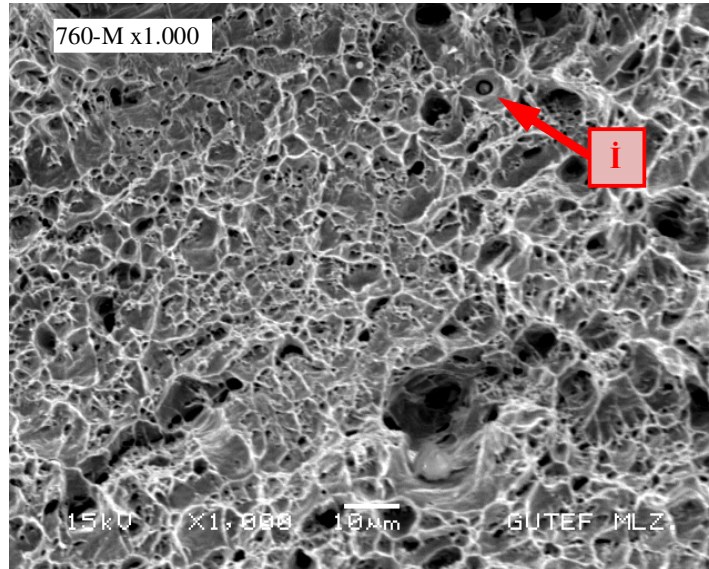


b) GA-M kırık yüzey x1000

Şekil 6.28. Masif telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.



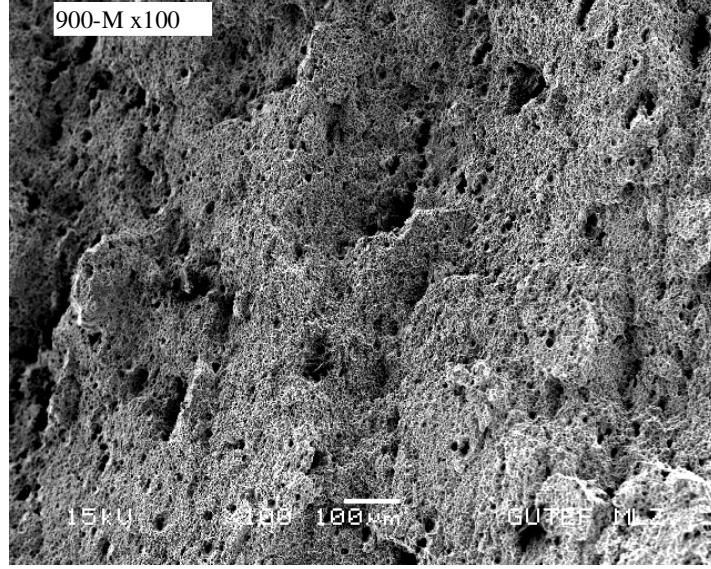
c) ÇFGA760-M kırık yüzey x100



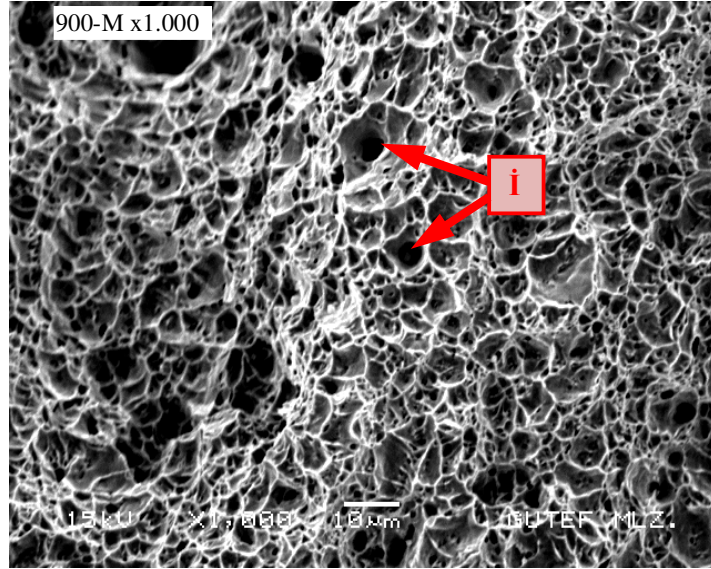
d) ÇFGA760-M kırık yüzey x1000

Şekil 6.28. Masif telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (Devam).

Çekme sırasında boşluklar ikinci faz (İ; ikinci faz, çökelekler) üzerinde oluşur. Bundan sonra kırılma ikinci faz bölgelerinde oluşmaktadır. Ayrıca derin yarıkların oluştuğu bölgeler martensitin öbekleşerek bulunduğu bölgeler olabileceği düşünülmektedir. Kopma esnasında sert martensit fazı buradan ayrılarak bu bölgede çukurlar oluşturmuş olabilir.



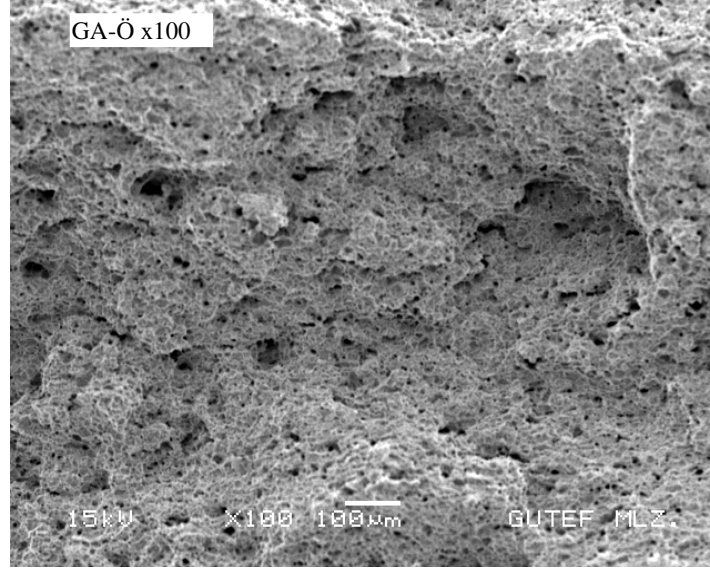
e) ÇFGA900-M kırık yüzey x100



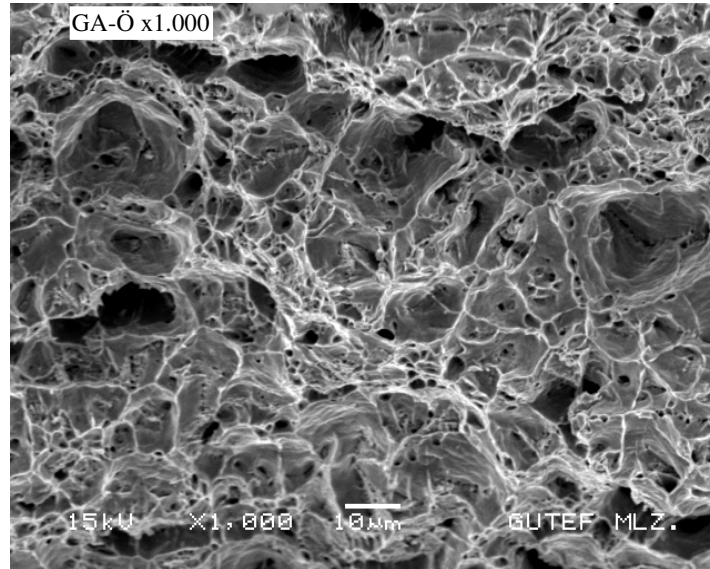
f) ÇFGA900-M kırık yüzey x1000

Şekil 6.28. Masif telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (Devam).

Yukarıdaki şekilde masif ilave tel kullanılarak birleştirilen GA gemi sacı ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmektedir (Şekil 6.29).

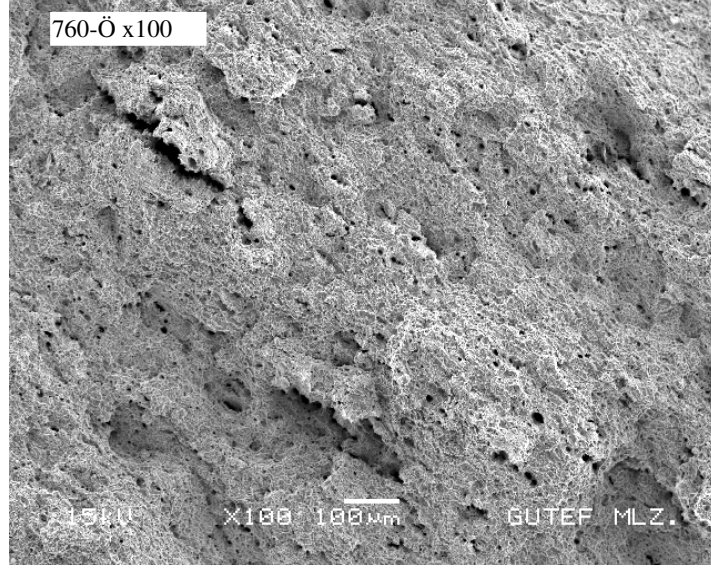


a) GA-Ö kırık yüzey x100

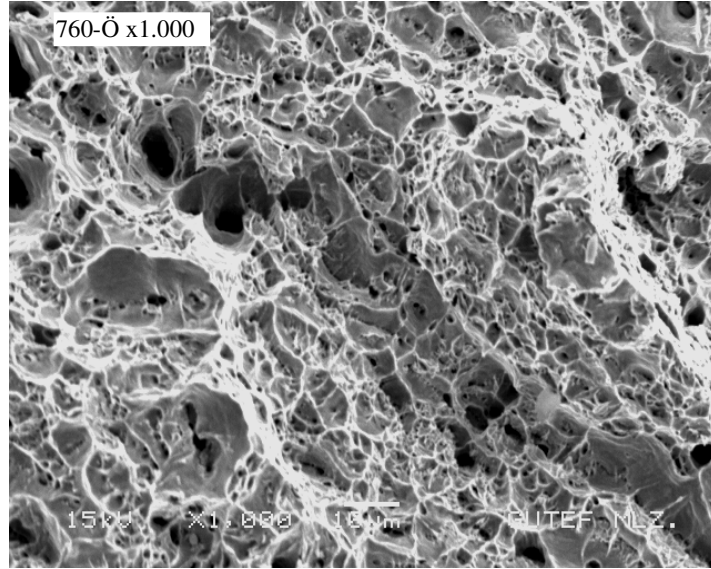


b) GA-Ö kırık yüzey x1000

Şekil 6.29. Özlü telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.

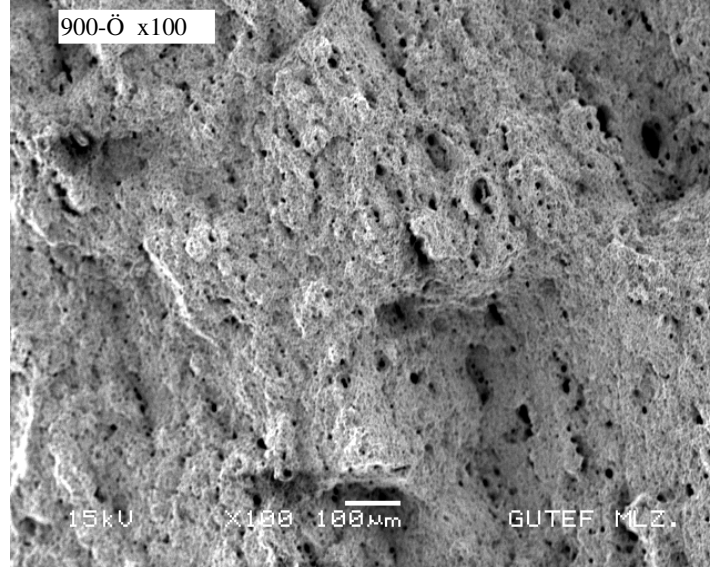


c) ÇFGA760-Ö kırık yüzey x100

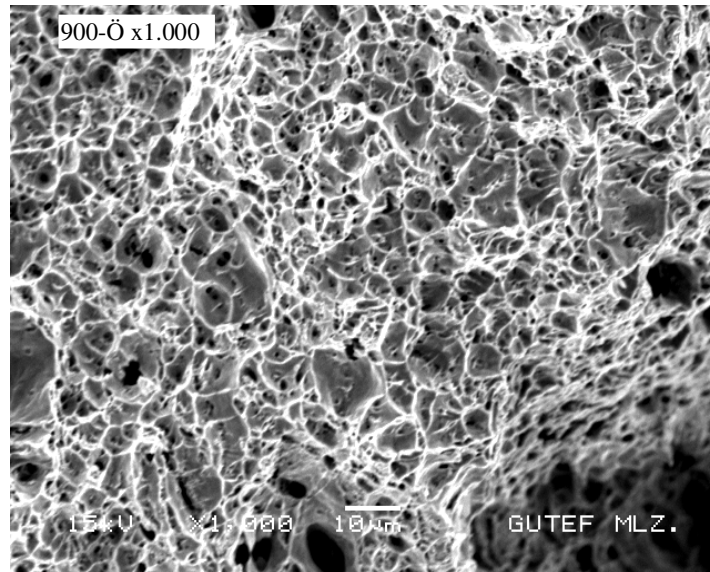


d) ÇFGA760-Ö kırık yüzey x1000

Şekil 6.29. Özlü telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (Devam).



e) ÇFGA900-Ö kırık yüzey x100



f) ÇFGA900-Ö kırık yüzey x1000

Şekil 6.29. Özlü telle kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (Devam).

Yukarıdaki şekilde karışım gaz atmosferi altında farklı ilave metaller kullanılarak MIG-MAG kaynak yöntemiyle birleştirilen GA çeliği ve çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmektedir (Şekil 6.29). Çekme deney numunelerinin SEM çalışması sonucunda elde edilen fotoğraflardan görüldüğü gibi GA çeliğine nazaran % uzama değerleri düşük olan

ÇFGA-730 ve ÇFGA-760 numunelerinin kopma türleri incelendiğinde fazla bir deformasyon meydana gelmediği belirlenmiştir. GA, ÇFGA-800 ve ÇFGA-900 numunelerinde ise kopma şekli ÇFGA-730 ve ÇFGA-760 numunelerinden daha sünek olup derin parçalı olarak kopma meydana gelmiştir.

Bu tür malzemeler delikli kırılma göstermekte olup, malzemelerin kırılma yüzeylerinde yuvarlak görüntülü deliklerin boyutları daha küçük gözükmemektedir. Oda sıcaklığında her iki telle yapılan deneyler olduğundan sünek kırılma şeklinde olmuştur.

6.7. Eğme Deney Sonuçları

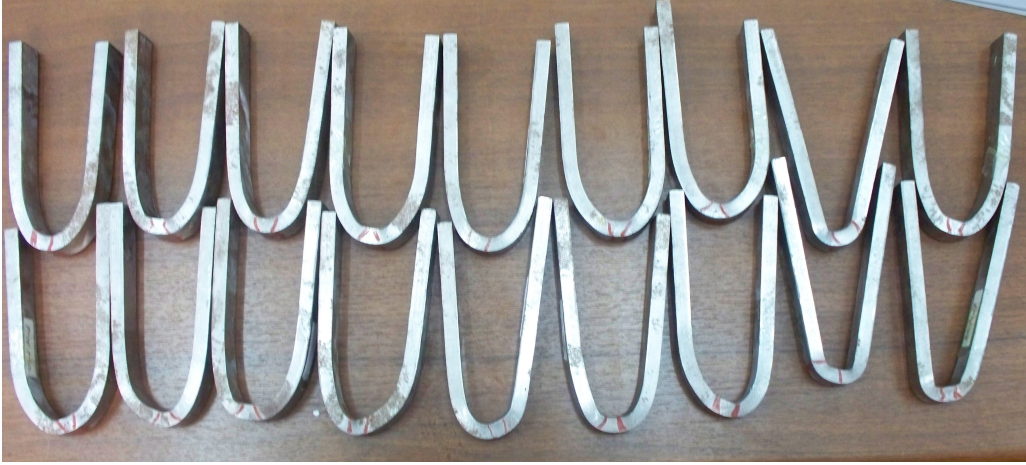
6.7.1. Kaynaksız GA ve çift-fazlı çeliklerin eğme deneyi sonuçları

GA numunesi ve çift-fazlı çeliklerin eğme deney sonuçları incelendiğinde kaynak bölgesi (kaynak metali ve ITAB) ve esas metalde herhangi bir çatlak, yırtılma ve kırılmaya rastlanmamıştır.

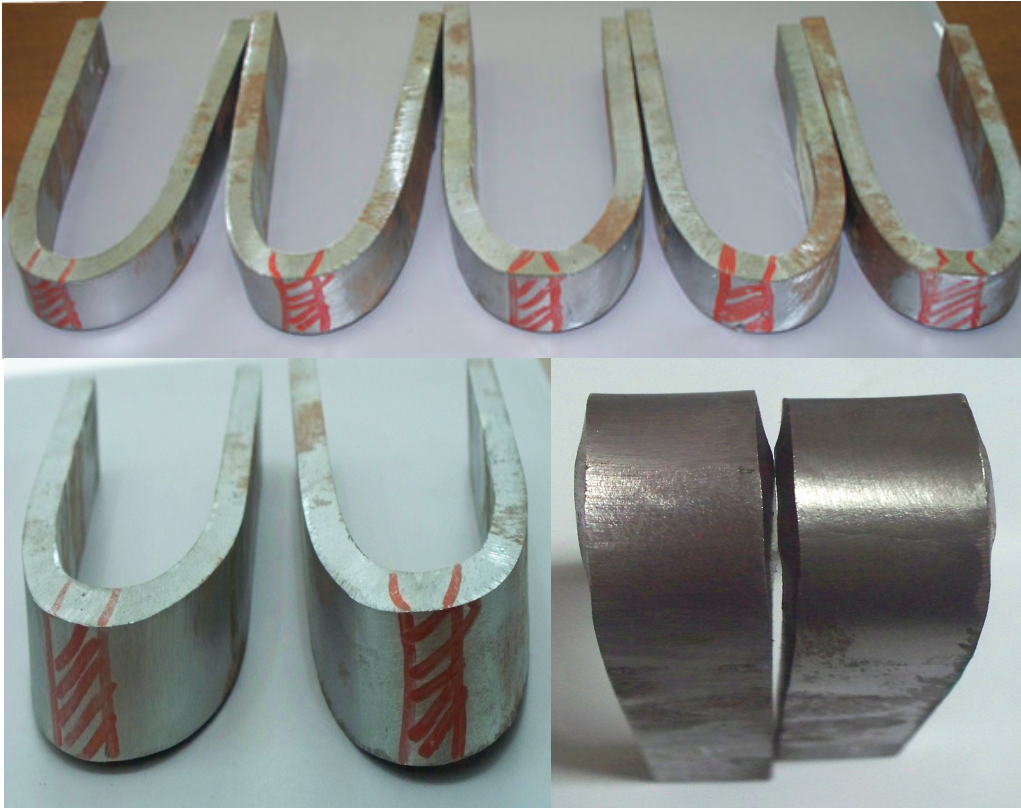
6.7.2. Kaynaklı GA ve çift-fazlı çeliklerin eğme deneyi sonuçları

Eğme deney sonuçları Şekil 6.30 ve Şekil 6.31’de gösterilmiştir. Eğme deneyindeki amaç, kaynaklı numunelerin oda sıcaklığında çatlama dan katlanabileceği veya katlanamadığını tespit etmektir. Kalınlığı 8 mm olan levhaların belirli bir çapta eğme mandreli ile iki yuvarlatılmış mesnet arasında basılarak katlanmıştır.

Yapılan gözlemlerde bütün kaynak dikişlerinde kapak paso ve kök pasodaki eğme deney sonuçlarında gözle görülür fiziksel bozukluk, çatlak ve kırılma gözükmemektedir. Aşağıda numunelerin fotoğrafları (Şekil 6.30-6.31) gösterilmiştir.



Şekil 6.30. Masif ve özlü tel kullanılarak kaynak yapılmış GA ve çift-fazlı çeliklerin kök paso ve kapak paso eğme deneyi fotoğrafları.



Şekil 6.31. Masif ve özlü telle birleştirilmiş GA ve çift-fazlı çeliklerin eğme deneyi sonucunda elde edilen sırt yüzey fotoğrafları.

Eğme deneyi sonucunda birleştirilen malzemelerin kaynak metali ve ITAB'da çatlak, boşluk gibi herhangi bir kaynak hatası olup olmadığı araştırılmış ve kapak ve kök

eğmesine maruz bırakılan malzemelerde deney sonrasında herhangi bir kaynak hatasına rastlanmamıştır (Şekil 6.30 ve 6.31). Eğme deneyleri esnasında numunelerin iç yüzeyinde basma dış yüzeyinde ise çekme gerilmeleri meydana gelmekte olup, iç yüzeylerde kesit genişmesi dış yüzeylerde ise az miktarda kesit daralması tespit edilmektedir. Yapılan bu çalışmada, kaynaklı bağlantıların herhangi bir hasara uğramadan eğilmesi sağlıklı bir birleştirmenin yapıldığını ve birleşme bölgesinde herhangi bir kaynak hatasının oluşmadığını göstermektedir.

6.8. Çentik-Darbe Deney Sonuçları

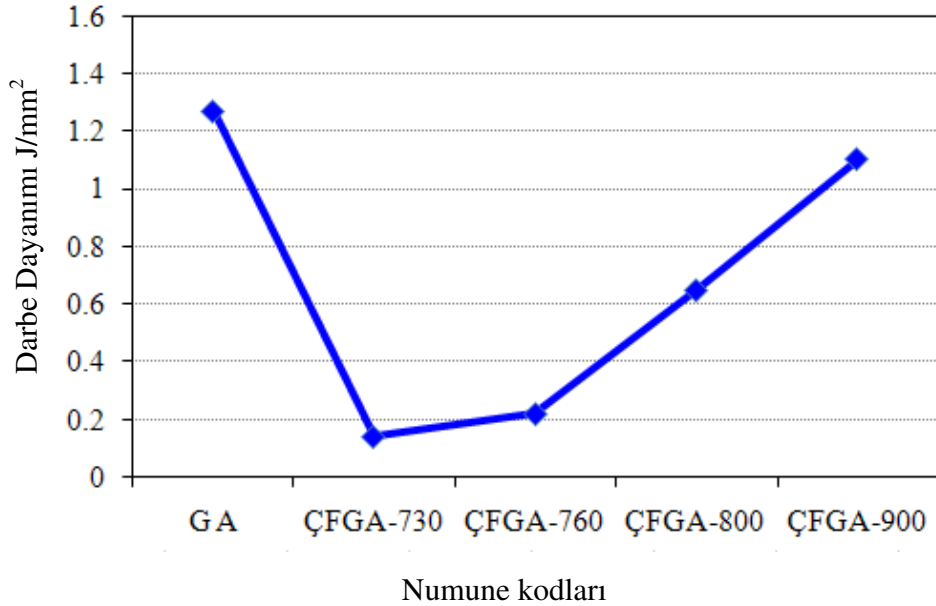
6.8.1. Kaynaksız GA çeliğinin çentik-darbe deney sonuçları

GA çeliğinin çentik darbe deneyi sonucunda darbe dayanımının yüksek olduğu tespit edilmiştir. Darbe dayanımı yaklaşık 1.27 Joule/mm^2 olarak ölçülmüştür. GA çeliğini diğer gemi saclarıyla kıyaslandığımızda darbe dayanımının daha fazla olduğu görülmektedir.

6.8.2. Kaynaksız çift-fazlı çeliklerin çentik-darbe deney sonuçları

Oda sıcaklığında yapılan çentik-darbe deneyinde numune kodları ve numunelerin ortalama darbe dayanım sonuçları karşılaştırmalı grafik olarak Şekil 6.32’de verilmiştir.

Deneylerde kullanılan 3 numunenin -25 ve -50 °C’lerdeki darbe deney sonuçları Tablo 6.9’da verilmiştir. Darbe deneyinde amaç, malzemenin bünyesinde muhtemelen bulunacak bir gerilim konsantrasyonunun (gerilim birikiminin) darbe esnasında numuneye suni olarak teşkil ettirilip, malzemenin bu durumda dinamik zorlamalara karşı göstereceği direnci tayin etmektir. Darbeli yüklere maruz kalan malzemelerin göstereceği direnci ölçmek için yapılan bir deneydir. Bu malzemelerin çarpma dayanımları, yavaş yükleme durumundaki dayanımlarından çok daha düşüktür. Deneyden elde edilen sonuçlar malzemelerin sınıflandırılması için kullanılır.



Şekil 6.32. Çentik darbe deney sonuçları (Joule/mm²)

Burada en yüksek çentik darbe mukavemetini ana malzeme (GA) gösterirken bunu sırasıyla ÇFGA-900, ÇFGA-800, ÇFGA-760 izlemektedir ve en düşük değer ÇFGA-730 numunesi olmuştur. Çift-fazlı çeliklerde en yüksek darbe dayanım değerine 1.1 Joule/mm² ÇFGA-900 numunesinin sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuçta göstermektedir ki GA çeliğinden üretilen çift-fazlı çeliğin darbe dayanımı diğer kalite gemi çeliklerinden daha iyi dayanıma sahiptir.

Maliq (2004), çalışmasında AISI 3115 çeliğini kullanmış ve çift-fazlı çelik elde etmiştir. Farklı sıcaklıklarda kritik tavlama ile darbe dayanımı değişimi incelenmiştir. Esas numunenin darbe dayanımı 109 J olarak ölçülmüştür. Artan tavlama sıcaklığıyla birlikte darbe dayanımının özellikle 730 °C ve 780 °C’de ani bir şekilde düştüğü ve bu sıcaklıklardan sonra artışa geçtiği bildirilmiştir. Çift-fazlı çelikler içerisinde darbe dayanımının 800 °C ve 830 °C’de en yüksek değerine yaklaşık 65 J ulaştığı ve tekrar süneklik kazandığı rapor edilmiştir.

Demir (2007), yaptığı çalışmada 0.44 % C, 0.35 % Si, 0.71 % Mn, 1.13 % Cr kimyasal bileşimine sahip çelik kullanmıştır. Deneylerde 735 °C ve 800 °C arasında farklı sıcaklıklarda kritik tavlama işlemi yapmış ve numunelere suda su vermiş ve

darbe dayanım deneyi yapmıştır. Deney sonucunda esas numunenin darbe dayanımı 13 J olarak ölçülmüştür. Çift-fazlı çeliklerin MHO arttıkça darbe dayanımının düştüğü rapor edilmiştir. Darbe dayanımı 743 °C'de 33 J iken 748 °C'de ise 19 J olduğu bildirilmiştir. Tam tavlama yapılan numunede ise en düşük darbe dayanım değeri olan 9 J ölçülmüştür, normalize edilmiş numunede ise 15 J'le bir miktar artış gözlenmiştir.

Eksi (sıfırın altında -25 °C ve -50 °C) sıcaklıklarda darbe deney sonuçları Tablo 6.9'da verilmiştir.

Tablo 6.9. Numunelerin -25 ve -50 °C'lerdeki darbe deney sonuçları.

Numune kodu	Darbe dayanımı (J)	
	-25 °C	-50 °C
GA	206	39,5
ÇFGA-760	23	12,6
ÇFGA-900	189	33

Sıfırın altındaki sıcaklıklarda numunelerin darbe dayanımının düştüğü görülmüştür. Özellikle -50 °C'de, -25 °C'ye göre belirgin bir düşüş olduğu belirlenmiştir. Örnek verilecek olursa ÇFGA-900 numunesinde -25 °C'de darbe dayanımı 189 J iken -50 °C'de dayanım değeri 33 J'e kadar düşmektedir. Eksi sıcaklıklardaki darbe deney sonucunda en düşük darbe dayanımına ÇFGA-760 numunesi sahip olmuştur.

6.8.3. Kaynaklı numunelerin çentik-darbe deney sonuçları

Özlü ve masif telle birleştirilmiş numunelerin GA ve çift-fazlı çeliklerin ITAB ve kaynak metallerinin oda sıcaklığındaki (+25 °C) çentik darbe deney sonuçları Tablo 6.10'da verilmiştir. GA ve çift-fazlı çeliklerin kaynak bölgesinde darbe dayanımı eşit değerlerdedir. Bunun nedeni ergime sonucunda kaynak bölgesinin aynı kimyasal bileşimde olmasıdır. Çünkü numuneler aynı malzemedен ısı ileme üretilmiştir.

Tablo 6.10. Kaynaklanmış numunelerin ITAB ve kaynak metalinin darbe deney sonuçları.

Numune	Darbe dayanımı (J)			
	Masif tel		Özlu tel	
	ITAB	Kaynak metalı	ITAB	Kaynak metalı
GA	150	185	135	205
ÇFGA-730	148	173	150	198
ÇFGA-760	160	180	145	178
ÇFGA-800	165	195	175	181
ÇFGA-900	172	205	180	201

Deney sonuçlarından iki ilave telle yapılan kaynakta görüldüğü gibi kaynak bölgesi ve ITAB'ın darbe dayanımları farklılık göstermiştir. Kaynak metalinde darbe dayanımı daha fazla olmuştur. İki kaynakta ise dayanım yakın değerlerde olmasına rağmen bir miktar farklılık vardır. Bunun nedeni kaynak metalinin kimyasal bileşim farkından olduğu düşünülmektedir. Masif telle birleştirilmiş numunede kaynak metalinin kimyasal bileşimi demir dışında daha fazla element içermektedir bu nedenle darbe dayanım değerleri artmıştır. Diğer taraftan özlu telle yapılan kaynakta masif telle yapılan kaynağa nazaran çentik darbe dayanımı kaynak bölgesinde daha azdır. ITAB'da ise fazla bir değişiklik olmamakla birlikte GA numunesinin ITAB'daki darbe dayanımı az miktarda düşmüştür.

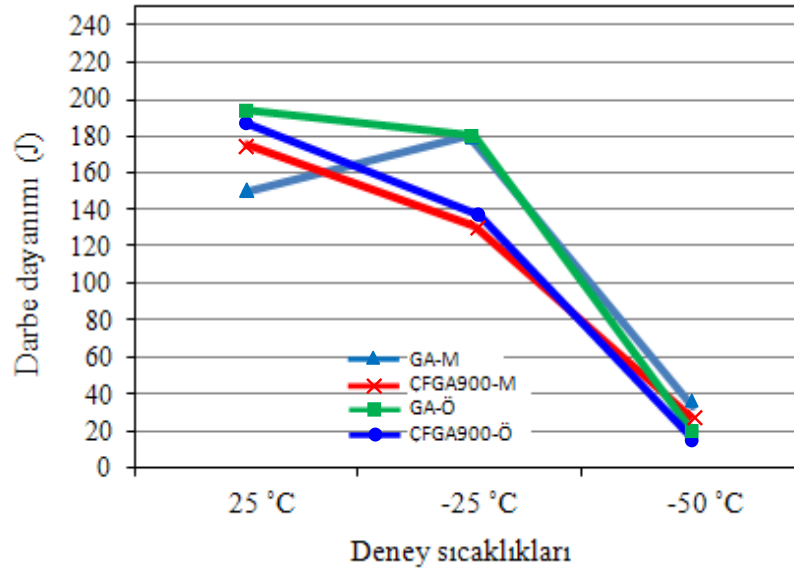
Yılmaz ve Tümer (2009), yapmış oldukları çalışmada Grade A çeliğinin özlu telle gazaltı ve tozaltı yöntemiyle kaynak yapmış oldukları çalışmada, darbe deneyi yapmışlardır. Esas malzemenin darbe dayanımının 60 J civarında olduğunu kaynak metalinde ise dayanımın yaklaşık 165 J'e kadar çıktığını rapor etmişlerdir. Tozaltı yöntemiyle yaptıkları tokluk sonuçlarında ise düşüş meydana gelmiştir. İki kaynak işleminde de tokluk değerlerinin esas malzemedan daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Bunun sebebini ise şu şekilde açıklamışlardır. Kaynak metalleri içerisinde bulunan fazla oranlardaki manganın numunelerin tokluk değerlerini artırdığı olarak belirtilmiştir. Yaptığımız deneysel çalışma sonuçları yapılan diğer çalışmalarla uyum göstermektedir.

Özlu ve masif telle birleştirilmiş GA ve ÇFGA-900 numunelerin ITAB ve kaynak metallerinin eksi sıcaklıklardaki (-25 °C ve -50 °C) çentik darbe deney sonuçları Tablo 6.11’de verilmiştir.

Tablo 6.11. Kaynaklanmış numunelerin -25 °C ve -50 °C’de ITAB ve kaynak metalinin darbe deney sonuçları.

Numune	Darbe dayanımı (J)							
	Masif tel				Özlu tel			
	ITAB		Kaynak metalı		ITAB		Kaynak metalı	
	-25°C	-50°C	-25°C	-50°C	-25°C	-50°C	-25°C	-50°C
GA	192	167	180	33	148,8	165,5	182,5	15
ÇFGA-900	187,8	165	117,2	25	161	184,7	141	18

Deneylerde kullanılan GA ve ÇFGA-900 numunelerinin özlu ve masif telle yapılan kaynaklı birleştirme sonrası 3 farklı sıcaklıkta (25 °C, -25 °C ve -50 °C) yapılan darbe deney sonuçlarının karşılaştırmalı grafiğı Şekil 6.33’de verilmiştir.



Şekil 6.33. Özlu ve masif tellerle kaynaklanmış çeliklerin farklı sıcaklıklarda darbe deneyi grafiğı

Darbe deney sonucunda Özlü ve masif telle birleştirilmiş numunelerin kaynak metallere deney sıcaklıkları düştükçe darbe dayanımları düştüğü görülmüştür. Ayrıca masif telle birleştirilmiş numunelerin eksi sıcaklıklardaki darbe dayanımlarının özlü telle birleştirilmiş numunelerin darbe dayanımında daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Masif telle birleştirilmiş ÇFGA900-M numunesinin kaynak metalinin darbe dayanımı $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 117,2 J iken, özlü telle birleştirilmiş ÇFGA900-Ö numunesinin darbe dayanımı 141 J'dur. Darbe deney sıcaklığı $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de ise kaynak metalinde ÇFGA900-M 25 J iken, özlü telle birleştirilmiş ÇFGA900-Ö numunesinin darbe dayanımı 18 J'dur.

Çetinkaya (1999), yaptığı bir araştırmada sertliğin artmasıyla tokluğun azaldığını rapor etmektedir. Burada kaynak metalinden elde edilen çentik darbe mukavemetleri ITAB'dan elde edilen değerlerden daha düşük bulunmuştur. Düşük karbonlu çeliklerin kaynağında ITAB'ın kırılma davranışları üzerine yapılan bir araştırmada Kim (2001), ITAB'daki iri taneli bölgenin tokluğunun kaynak metalinden daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Ayrıca ITAB'ın sertliğinin kaynak metali sertliğinden düşük olması bu sonucu doğrulamaktadır (Kahraman, 2005).

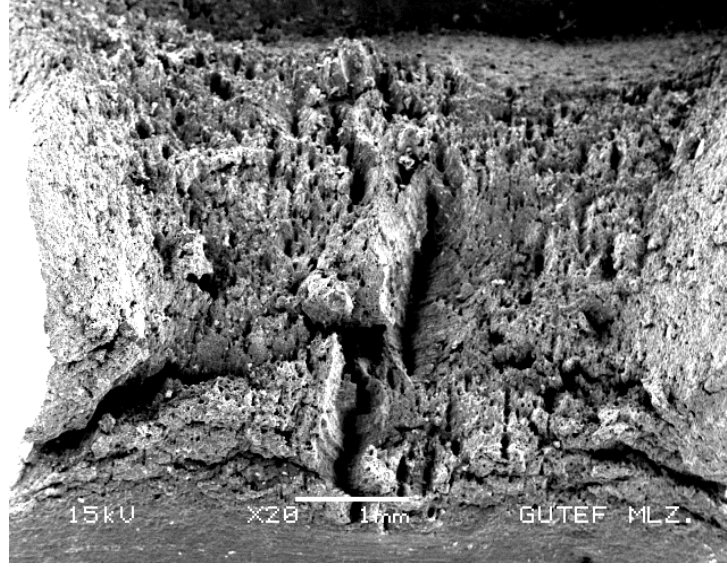
Deney sonuçlarına bakıldığında özellikle azalan sıcaklıklarda birlikte darbe dayanımının bir noktaya kadar arttığı görülmüştür. Bunun bir nedeni olabileceği düşünülmektedir oda asiküler ferritin kaynak metalinde mevcut olmasıdır. Öyleki asiküler ferrit kaynak bölgesinde en ince yapıya sahip ferrit türüdür. Asiküler ferrit östenit taneleri içerisinde teşekkül eden Beynit olarak kabul edilebilmektedir (Yükler, 1996). Asiküler ferrit düşük sıcaklıklarda klivaj ile çatlak ilerlemesini engellediğinden düşük sıcaklık tokluğunu artırmaktadır.

6.9. Çentik-Darbe Deneyi SEM Çalışması

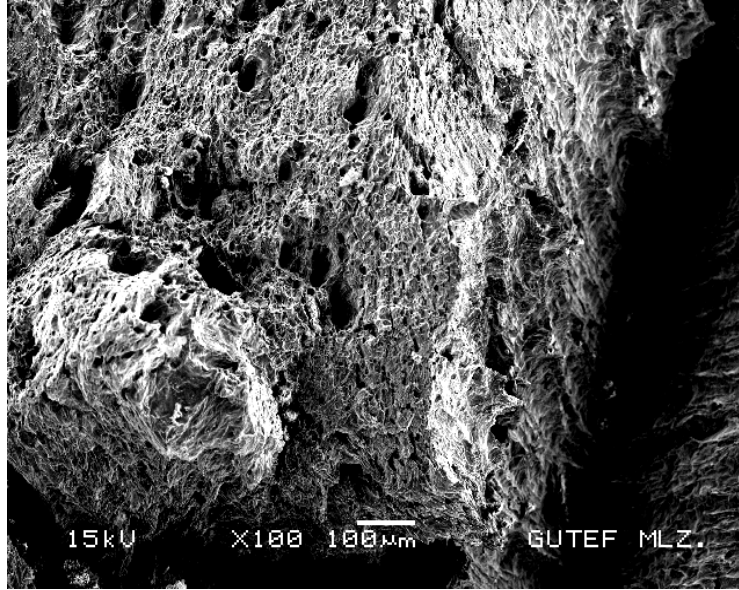
6.9.1. GA çeliğinin çentik-darbe deneyi SEM çalışması

Grade A çeliğinin darbe deney sonucu oluşan kırılma yüzeylerinin SEM çalışması sonucunda elde edilen fotoğrafları Şekil 6.34'de verilmiştir. SEM çalışması 2 farklı

büyütme kullanılarak 16x ve 100x'de yapılmıştır. GA çeliğinin kırılma yüzeyi incelendiğinde sünek kırılmanın olduğu görülmüştür.



a) GA- kırık yüzey x20

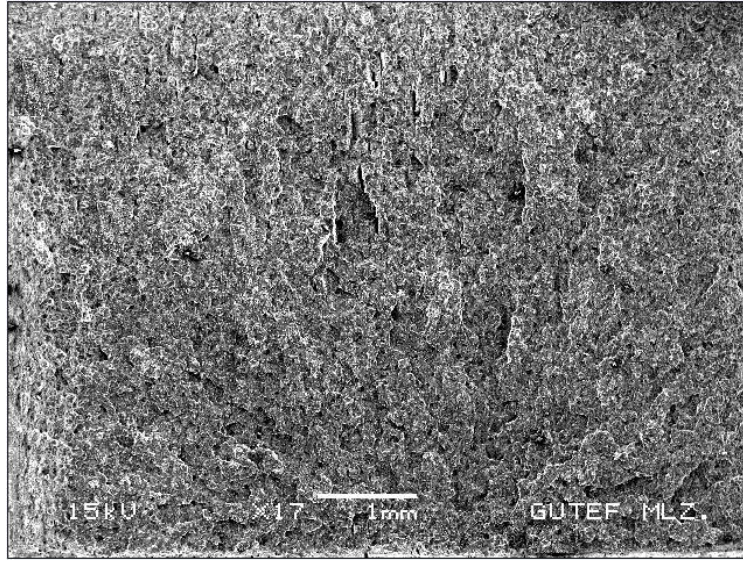


c) GA- kırık yüzey x100

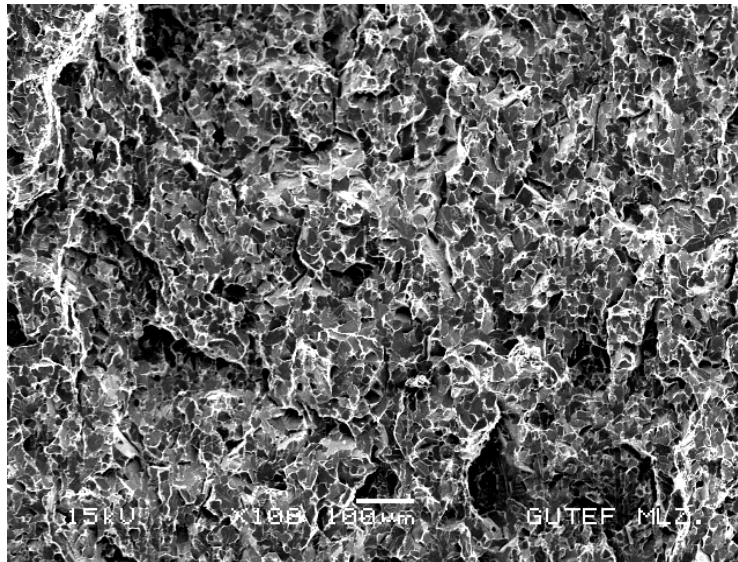
Şekil 6.34. Grade A çeliğinin darbe çentik deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri

6.9.2. Çift-fazlı çeliklerin çentik-darbe deneyi SEM çalışması

Çift-fazlı çeliklerin darbe deney sonucu oluşan kırılma yüzeylerinin SEM çalışması sonucunda elde edilen fotoğrafları Şekil 6.35’de verilmiştir.

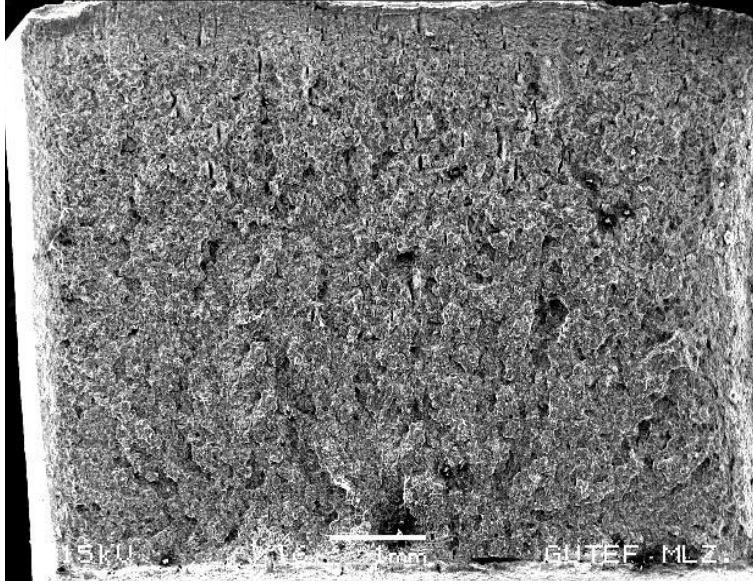


a) ÇFGA-730 kırık yüzey x17

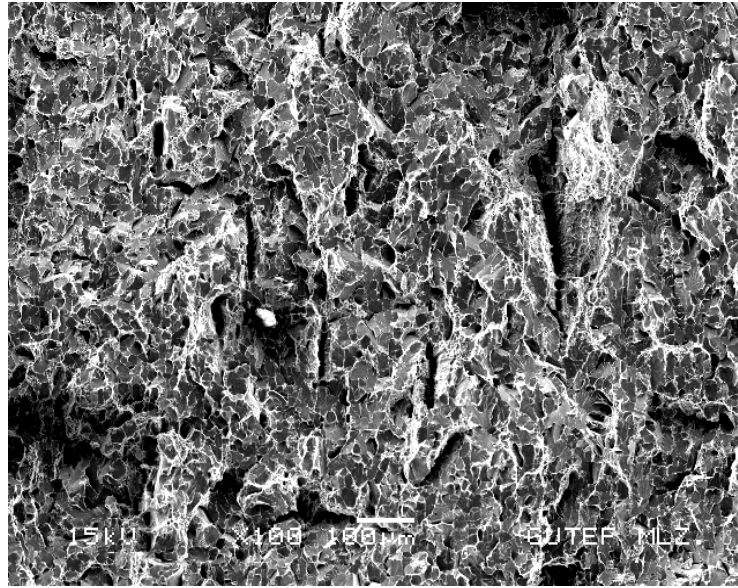


b) ÇFGA-730 kırık yüzey x100

Şekil 6.35. Çift-fazlı çeliklerin darbe çentik deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.

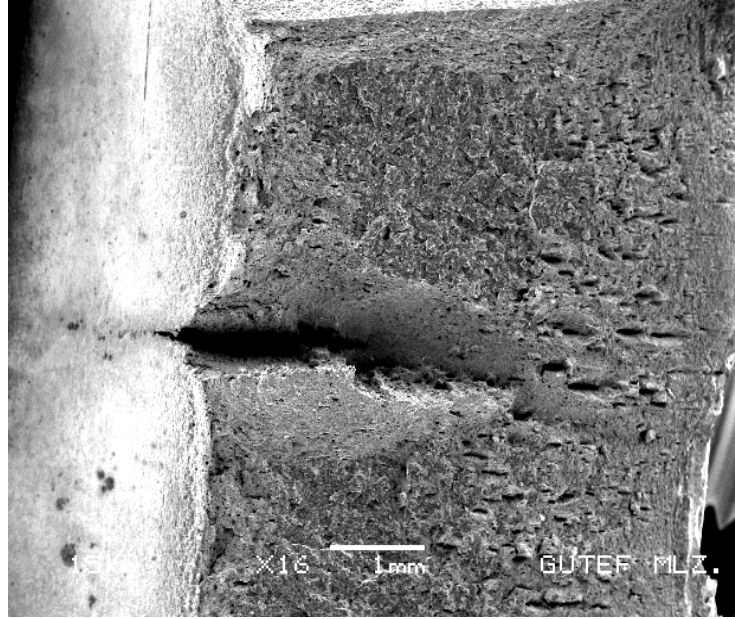


c) ÇFGA-760 kırık yüzey x16

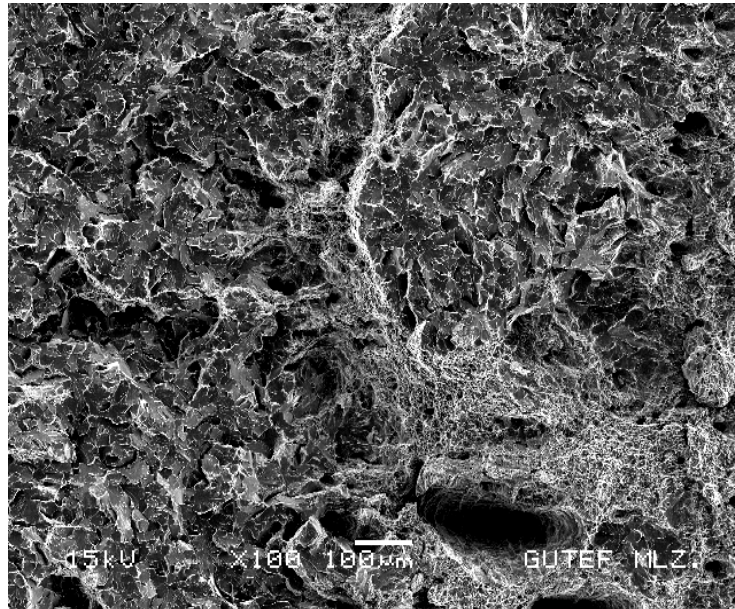


d) ÇFGA-760 kırık yüzey x100

Şekil 6.35. Çift-fazlı çeliklerin darbe çentik deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (Devam).

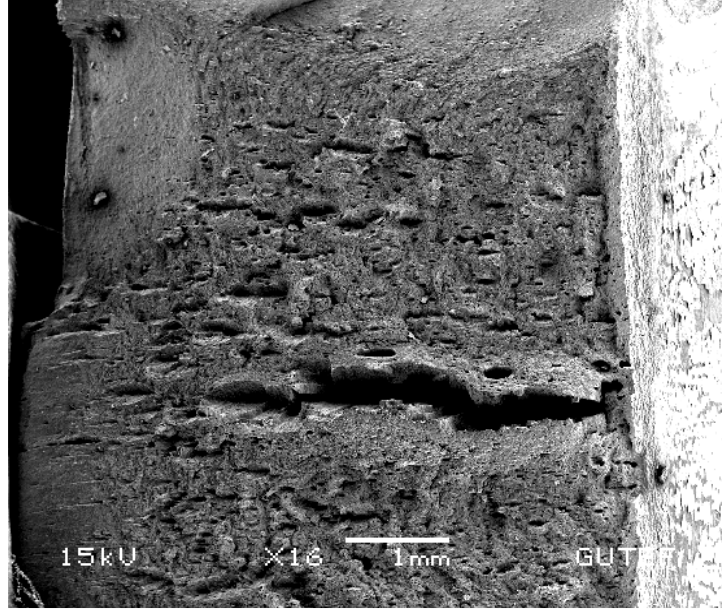


e) ÇFGA-800 kırık yüzey x16

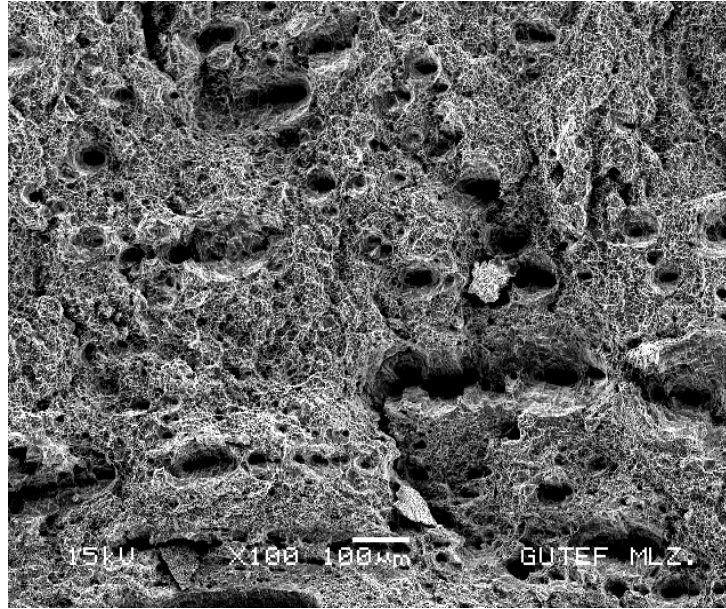


f) ÇFGA-800 kırık yüzey x100

Şekil 6.35. Çift-fazlı çeliklerin darbe çentik deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (Devam).



g) ÇFGA-900 kırık yüzey x16



h) ÇFGA-900 kırık yüzey x100

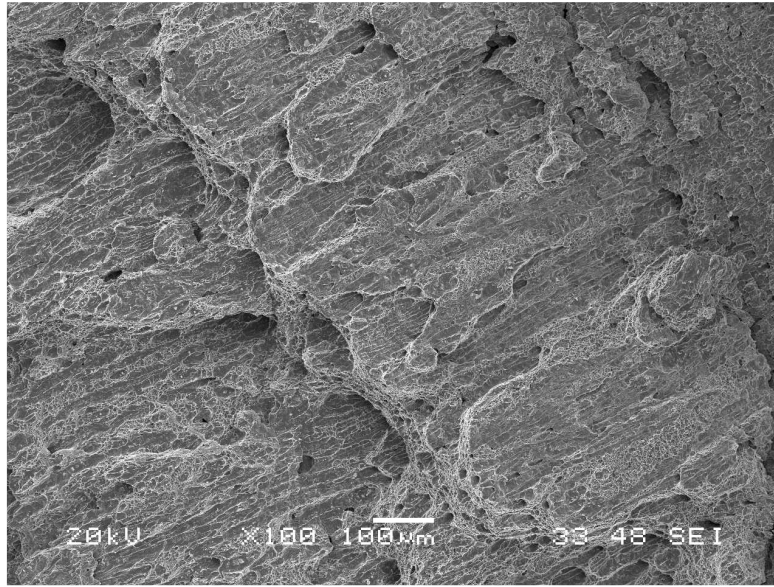
Şekil 6.35. Çift-fazlı çeliklerin darbe çentik deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (Devam).

Darbe deney numunelerinin kırılmış yüzeylerinin SEM çalışması sonucunda elde edilen fotoğraflardan görüldüğü gibi GA çeliğine nazaran gevrek olan ÇFGA-730 ve ÇFGA-760 numunelerinin kırılma şekillerinde deformasyonun sınırlı meydana

geldiği gözlenmektedir. GA, ÇFGA-800 ve ÇFGA-900 numunelerinde ise kırılma şekli ÇFGA-730 ve ÇFGA-760 numunelerinden daha sünek olup derin yarıklar ve çukurlar oluşturacak şekilde lifli kırılma meydana gelmiştir. Yüksek bir deformasyonun bir sonucu olarak lifli yapı ve büyük yarık ve delikler süneklığe örnek olmaktadır.

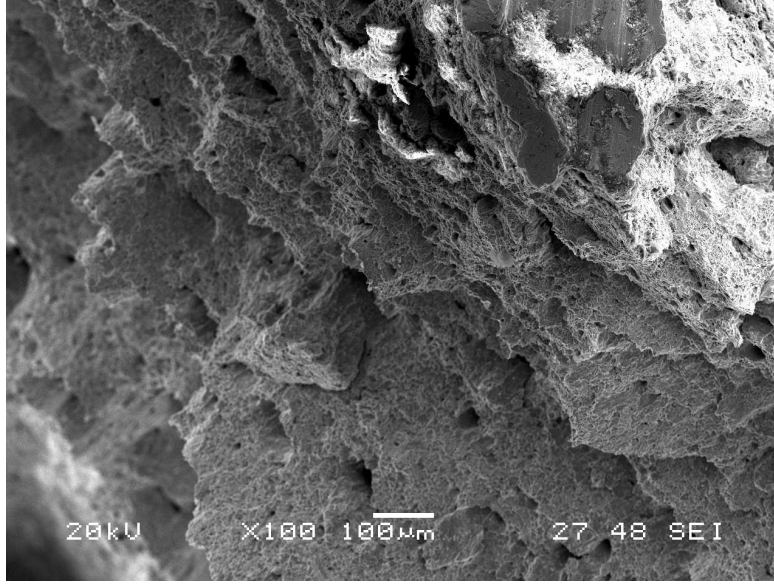
6.9.3. Kaynaklı numunelerin çentik-darbe deneyi SEM çalışması

Özlü telle birleştirilmiş GA ve çift-fazlı çeliğin darbe deney numunelerinin kaynak metali ve ITAB'dan alınan SEM çalışması sonucunda elde edilen fotoğrafları Şekil 6.36 ve 6.37'de verilmiştir.

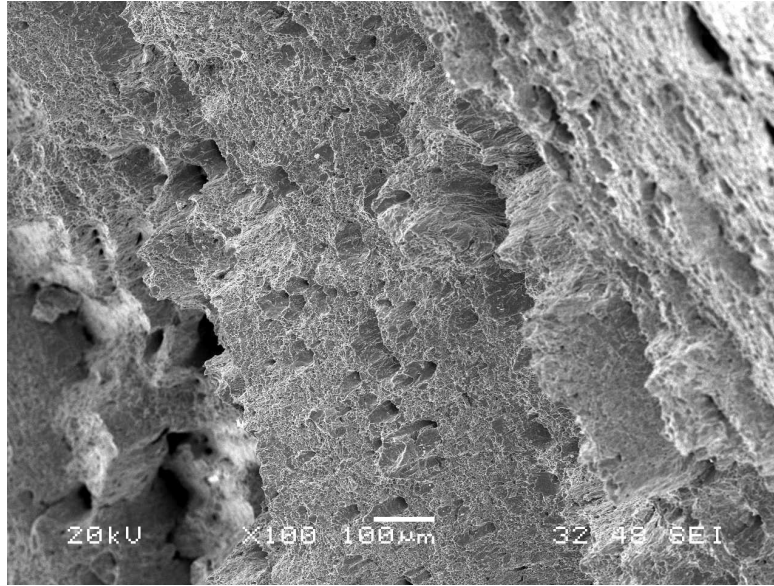


a) GA-Ö ITAB, kırık yüzey x100

Şekil 6.36. Özlü telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri.

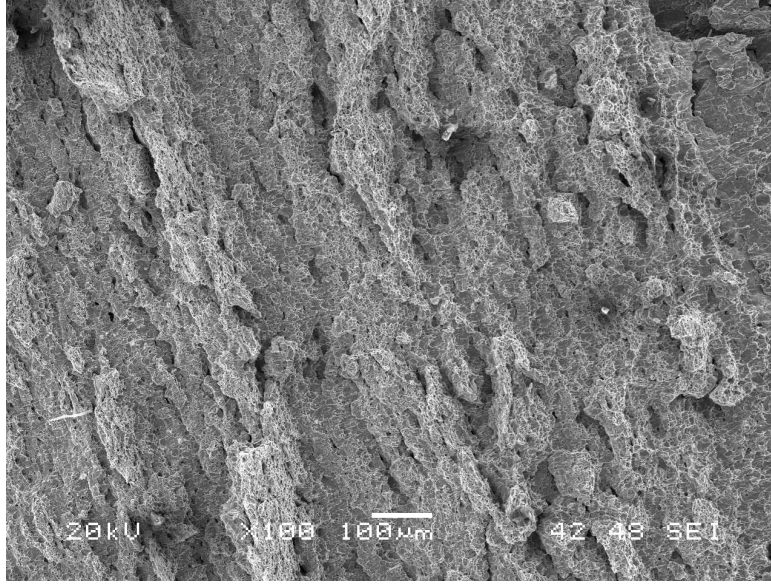


b) GA-Ö kaynak metali, kırık yüzey x100



c) ÇFGA900-Ö ITAB, kırık yüzey x100

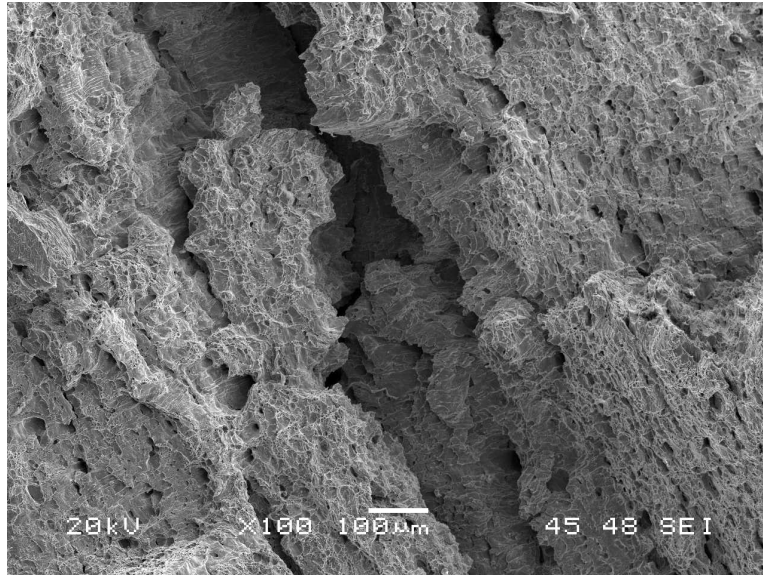
Şekil 6.36. Özlü telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri (Devam).



d) ÇFGA900-Ö kaynak metali, kırık yüzey x100

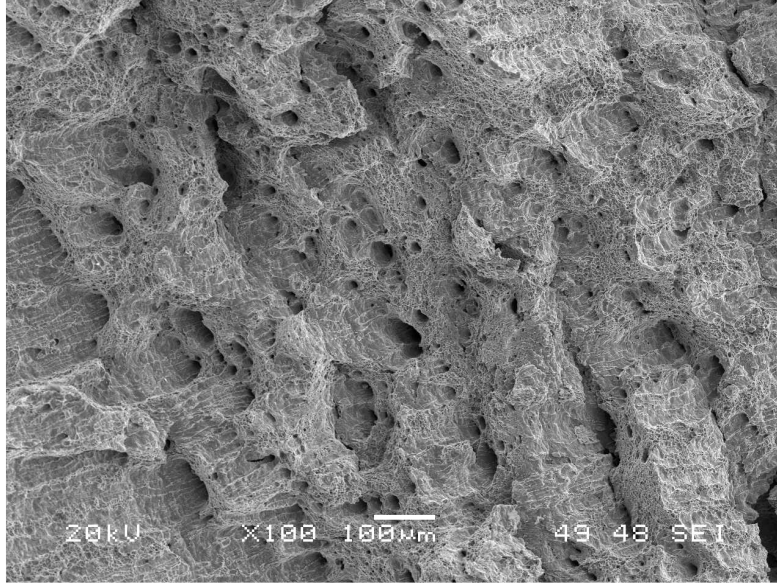
Şekil 6.36. Özlü telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri (Devam).

Masif telle birleştirilmiş GA ve çift-fazlı çeliğin darbe deney numunelerinin kaynak metali ve ITAB'dan alınan SEM çalışması sonucunda elde edilen fotoğrafları 6.37'de verilmiştir.

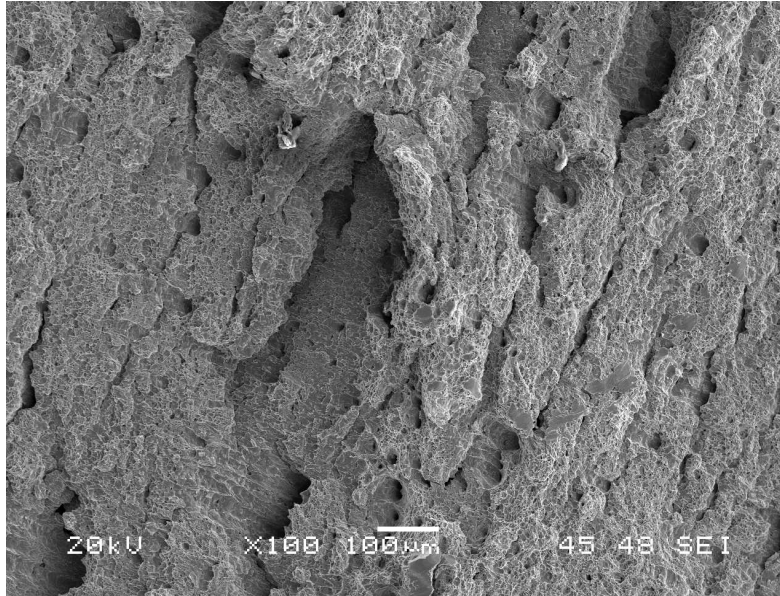


a) GA-M ITAB, kırık yüzey x100

Şekil 6.37. Masif telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri.

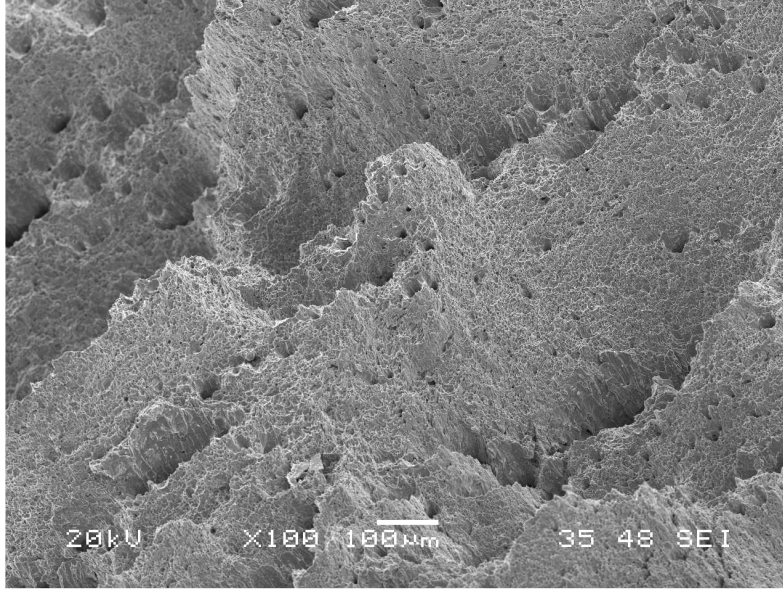


b) GA-M kaynak metali, kırık yüzey x100



c) ÇFGA900-M ITAB, kırık yüzey x100

Şekil 6.37. Masif telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri (Devam).



d) ÇFGA900-M kaynak metali, kırık yüzey x100

Şekil 6.37. Masif telle kaynaklanmış darbe numunelerinin SEM görüntüleri (Devam).

BÖLÜM 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Bu çalışmada Grade A çeliğinden ön çalışmalar sonucunda tespit edilen farklı MHO'larda çift-fazlı çelikler üretilmiştir. Ardından ısıtma işlemi üretilen numunelere mikroyapı, mikrosertlik, darbe çentik, çekme deneyleri uygulanmış ve kırık yüzey SEM çalışması yapılmıştır. Ayrıca üretilen bu numunelerin masif ve özlü kaynaklı birleştirmeleri sonucunda elde edilen parçaların mikroyapı, mikrosertlik, eğme, darbe çentik, çekme deneyleri ve kırık yüzey SEM incelemeleri, kaynak metallere de EDX analizleri yapılmıştır.

1. GA gemi sac numunesinin mikroyapısı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Suda su verilen çift-fazlı çelik numunelerin mikroyapısı ise ferrit ve martensitten oluşmuştur.
2. Kritik bölgedeki ($\alpha+\gamma$) numunelerin tavlama sıcaklığı yükseldikçe çift-fazlı çeliklerin mikroyapısındaki MHO artmıştır. Tavlama sıcaklığı arttıkça martensitin tane boyutunun büyüdüğü ve ferriti çevrelediği görülmüştür.
3. Mikrosertlik değerleri incelendiğinde yükselen tavlama sıcaklıklarında MHO'daki artışla birlikte mikrosertlik değerlerinin arttığı belirlenmiştir. En düşük mikrosertlik değeri ise GA numunesinde gözlenmiştir.
4. Kaynaklı birleştirmede kullanılan ilave kaynak teli kaynak bölgesinde mikrosertlik değerlerine etki 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 göstermektedir.

5. Çift-fazlı eliklerde MHO artarken akma ve çekme dayanımlarında artış olduğu, % uzama değerinde azalma olduğu tespit edilmiştir. GA ana malzemesi en yüksek uzamaya sahipken çekme dayanımı çift-fazlı numunelerinden daha düşük olmuştur.
6. Kaynaklı numunelerin çekme deneyleri incelendiğinde GA eliğine nazaran çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı daha fazla olmuştur, fakat % uzama değerleri ise düşmüştür. Masif telle birleştirilen numunelerin çekme dayanımı zlı telle birleştirilen numunelerden daha fazla olmuştur.
7. Kaynaksız numunelerinin çentik darbe deneyi sonrasında en yüksek darbe dayanımı GA ana malzemesinde iken düşük MHO'larında darbe dayanımı azalmış, artan MHO ile tekrar artmaya başlamıştır.
8. Kaynaklı numunelerin çentik darbe deneyi sonrasında dayanım değerleri ITAB ve kaynak metalinde farklılık göstermiştir. Kaynak metalinde darbe dayanımı en yüksek değerine ulaşmıştır. Düşük sıcaklıkta (-25 ve -50 C'de) ise darbe dayanımında düşüş meydana gelmiştir. En düşük darbe deney sıcaklığı olan -50 C'de değerler keskin bir Şekilde düşmüştür.
9. Kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucunda kopma bölgeleri incelendiğinde kopmanın GA numunesi haricinde ITAB'da meydana geldiği grlmştr. GA numunesinde ITAB dışında esas malzemeden kopma meydana geldiği tespit edilmiştir. Hiçbir numunede kaynak bölgesinden kopma olmamıştır.
10. Eğme deneyi uygulanmış zlı ve masif telle birleştirilmiş numunelerin kaynak metali ve ITAB bölgesinde herhangi bir atlağa rastlanmamıştır.

7.2. Öneriler

1. Diğer tür gemi saclarından üretilecek çift-fazlı çeliklerin gazaltı masif ve özlü tel kaynak kabiliyetleri incelenebilir
2. Çift-fazlı çeliklerin tozaltı kaynak kabiliyeti incelenebilir.
3. Farklı kimyasal bileşimlere sahip özlü teller kullanılarak çift-fazlı çelikler birleştirilebilir.
4. Farklı gemi saclarının özlü tel kaynakları için aşınma ve yorulma deneyleri yapılabilir.
5. Farklı gemi saclarının özlü tel kaynaklarının korozyon deneyi çalışması yapılabilir.

KAYNAKLAR

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.

ACARER, M., Düşük Karbonlu Çelik Saclardan Çift-Fazlı Çelik Üretimi ve MHO'nın Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Teknolojisi Dergisi, Teknoloji, Cilt 8, Sayı 3, 237-244, 2005.

ALORAIER, A., at.al., FCAW Process to Avoid the Use of Post Weld Heat Treatment, International Journal of Pressure Vessels and Piping Volume 83, Issue 5, p. 394-398, May 2006.

ANDREW K.W., Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures, Journal of the Iron and Steel Institute, 203, 721-727, 1965.

ANIK, S., Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Giriş Makine ve Montaj Sanayi A. Ş., s. 175-193, 1983.

ANIK, S., Kaynak Tekniği Elkitabı, Böhler, İstanbul, 1991.

ANIK, S., ANIK, E.S., VURAL, M., 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Cilt I, 1993.

ARIKAN, M., BAŞMAN, G., Otomotiv Endüstrisi için Yeni Çelik Ürünler ve Özellikleri, I. Demir Çelik Sempozyumu Bildiriler, Cilt I, s. 350 -356, 2001.

ASARKAYA, M., Gemi inşasında Kullanılan Kaynak Yöntemlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Y. Lisans Tezi. SAÜ. Fen Bilimleri Enstitüsü, 2006.

ASARKAYA, M., Tersanelerde Uygulanan ve Uygulanabilecek Kaynak Yöntemleri, Gemi Mühendisliği ve Sanayimiz Sempozyumu, 24-25, s.252-267, Aralık 2004.

AVTAR, R., JHA, B.K., SEXANE, A., DWIVEDI, V.S., PATNAIK, B.B., BANERJEE B., SRINIVASAN, S., An as Hot Rolled Approach to Production of Molybdenum and Chromium Microalloyed Dual Phase Steels, Transactions, ISIJ, V: 26, pp: 822-828, 1986.

AY, T., ÖZSARAÇ, U., ASLANLAR, S., Gemi Saclarına Uygulanan Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Sakarya Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Sakarya Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi, Kocaeli, 24 -25 Ekim 2003.

BAKKALOĞLU, A., YAMAN, C., İki Fazlı Malzemelerde Kırılma Morfolojisinin İncelenmesi, 4. Uluslar Arası Kırılma Konferansı, YTÜ, İstanbul, 18-20, Ekim 1999.

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.

BAUCHER, J.H. AND HAMBURG E.G., High Strength Formable Sheet Steel, SAE, Preprint 770164, pp:730-735, 1977.

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.

BENLİ, S., Kaynaklı Parçalarda Oluşan Artık Gerilmelerin İncelenmesi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, Haziran, 2004.

BHADESIA, H.K.D.H., Worked Examples in The Geometry of Crystals, Institute of Materials, London, 1987.

BHADESIA, H.K.D.H., SVENSSON, L. E., Mathematical Modelling of Weld Phenomena, ed. By H.Cerjak and K.E. Easterling, the Institute of Materials, London, pp.110-173, 1993.

BIMAL, K. JHA, NIRMALENDU, S., MISHRA, Microstructural Evolution During Tempering of a Multiphase Steel Containing Retained Austenite, Materials Science and Engineering A263, 42–55, 1999.

BOLVADİN, H., TEKİN, E., Çift Fazlı İç Yapı Oluşturma İşleminin Yapı Çeliklerine Etkileri, 4. Malzeme Sempozyumu, s.249-262, 1991.

CHEN, H.C., CHENGE, G.H., Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual Phase Steels, Journal of Materials Science 24, pp.1991-1994, 1989.

CHRZANOWSKI, I., KRZYZANOWSKI, M., LUKS, K., "Shipping economics and policy", Fairplay Publications, London, pp. 25-43, 1978.

COLDREN, A.P., AND ELDIS, T., Using CCT Diagrams to Optimize the Composition of an as-Rolled Dual Phase Steels, Journal of Metals, v: 4, no:4, pp:41-48, March, 1980.

ÇETİNKAYA, C., Düşük Karbonlu Çeliklerin Tozaltı Ark Kaynak Yöntemi İle Kaynak Edilebilirliği ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, Cilt 12, No:2, 279-293, 1999.

ÇİMENOĞLU, H., KAYALI, E.S., Ferrit+Östenit Faz Bölgesinde Tavlama Isıl İşlemi ile Çift-Fazlı Çelik Yapımı, Isıl İşlek Sempozyumu, Ankara, sy.1-12, 1984.

ÇİMENOĞLU, H., KAYALI, E.S., Çift-Fazlı Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Martenzit Hacim Oranının Etkisi, 8. Metalurji Sempozyumu, sy.5-12, 1985.

ÇİMENOĞLU, H., KAYALI E.S., Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Çift-Fazlı Çelikler, İ.T.Ü Kimya-Metalurji Fak. Metalurji Mühendisliği Böl., s.7-14, 1985.

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.

DAVIES, R.G., On the Ductility of Dual-Phase Steels, Formable HSLA and Dual Phase Steels, Ed. By. Davenport, AIME, pp. 25-39, 1977.

DAVIES, R.G., Influence of Martenzite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels. Met. Trans., Vol:18A, pp.671-679, 1978.

DAVIES, R.G., Influence of Silicon and Phosphorous on the Mechanical Properties of Both Ferrite and Dual Phase Steels, Met. Trans., vol.10A, pp.113-118, 1979.

DEMİR, B., Ereğli D.Ç. Fabrikalarında Sürekli Tavlama Hatlarında Çift-Fazlı Çelik Üretimi, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara 2003.

DEMİR, B., Ç4140 Çeliğinden Çift-Fazlı Çelik Üretilebilirliğinin İncelenmesi. Teknoloji, Cilt 7, Sayı 1, 121-127, 2004.

DEMİR, B., An Investigation on the Production of Dual-Phase Steel from AISI 4140 and Its Impact Strength at Different Martensite Volume Fractions, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 29, 9, 1159-1166, 2007.

Dokuzuncu Kalkınma Planı: Gemi İnşaa Sanayii Özel İhtisas Komisyonu Raporu. Ankara: DPT, 2007. 143 s. (DPT:2750 - ÖİK:697) ISBN: 978-975-19-4174-9.

ENGİNDENİZ, E., Gazaltı Özlü Telleri ile MAG Orbital Kaynağı, Kaynakça, sayı 1, İstanbul, 1996.

ERDEM, V.E., ARISOY, C.F., Otomotiv Endüstrisinde Çelikten Vazgeçilebilir Mi? Metal Dünyası, Sayı 125, sy.72-81, 2003.

ERDEMİR T.A.Ş. Ürün Katalogu, 2007.

ERDOĞAN, M., Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, Cilt I, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara, 2000.

ERDOĞAN, M., The Effect of New Ferrite Content on Tensile Fracture Behaviour of Dual Phase Steels, Journal of Materials Sci., 37, 3623-7, 2002.

EROĞLU, M., AKSOY, M., 15Mo3 Çeliğinin Kaynağında Enerji Girişinin Kaynak Bölgesinin Mikroyapısı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi, Kaynak Teknolojisi II. Ulusal Kongresi: 31-9, 1999.

ERYÜREK, İ. Barlas, Y.T.Ü. Makina Fakültesi Makina Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Anabilim Dalı Başkanı Gazaltı Kaynağı, Mart 2003.

ERYÜREK, İ. Barlas, Gazaltı Ark Kaynağı, Askaynak Yayınları, 2007.

EYRES, D. J., Ship Construction Fifth edition. Formerly Lecturer in Naval Architecture Department of Maritime Studies Plymouth Polytechnic (now University of Plymouth), F.R.I.N.A, M.Sc., 2001.

GEIP, M.D, MATLOCK, DK., KRAUSS, G., The Effect of Intercritical Temperature on the Structure of Niobium Microalloyed Dual-Phase Steel, Met. Trans., vol. 11A, pp. 1683-1689, October 1980.

GHOSH, P.K., GUPTA, P.C., AVTAR R., JHA B.K., Resistance Spot Weldability of Comparatively Tick C - Mn - Cr - Mo - Dual Phase Steel Sheet, Z. Metallkde, Department of Industrial Engineering, University of Roorkee, vol. 30, pp. 233- 240, 1990.

GIORDANO, L., MUTTEAZZI, P., TIZIANI, A., ZAMBON, A., Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel after Mechanical Stressing and Heat Treatment, Mat. Sci. and Eng., A/31, pp. 215-4, 1991.

GUPTA, P., GHOSH, P. K., NATH, S.K., 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.

HAYAMI, S. and FURUKAWA T., A Family of High Strength , Cold Rolled Steels, in Microalloying 75, Session 2A, Vanitec, pp: 78-87, London, 1975.

HAYAMI, S., FURUKAVA T., GONDOH H. and TAKACHI H., Recent Developments in Formable Hot Rolled HSLA Including Dual Phase Steels”, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By Davenport A.T., AIME, pp: 167-177, 1977.

HAYAT, F., Çift-Fazlı Çeliklerin Nokta Direnç Kaynağında MHO ile Kaynak Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Z.K.Ü Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 2005.

HAYAT F., ACARER M., DEMİR B., Çift-Fazlı Çeliklerde, Martenzit Hacim Oranı (MHO) ve Farklı Başlangıç Yapılarının Çekme Özelliklerine Etkisi, 1. Uluslararası Mesleki ve Teknik Eğitim Teknolojileri Kongresi, Marmara Üniversitesi, İstanbul, s.1294-1300, 2005.

HAYAT, F., DEMİR, B., ACARER, M., 0,067C ve 1,74 Mn'lı Çift-Fazlı Çeliklerin Mikroyapı-Dayanım İlişkisi ve Kırılma Davranışları, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Teknolojisi Dergisi, Cilt 10, Sayı 1, 111-120, 2007.

HAYAT F., DEMİR B., Ticari DP600 Çelik Sacı NDK Birleştirmelerinde Kaynak Süresinin Dalma Derinliği ve Dayanıma Etkisi, 5th International Advanced Technologies Symposium, Karabuk, 15-17 May 2009.

HILLIS, D.J., LLWELLYN, D.T., EVANS, P.J., Rapid Annealing of Dual Phase Steels, Iron and Teel Making, vol: 25, No: 1 pp:47-54, 1998.

http://www.oerlikon.com.tr/pls/oerlikon/!MAIN_LIB.SCREEN?lng=trk.html, Ocak 2009.

İHA, İhlâs Haber Ajansı, 03.04.2007.

JIANG, Z., GUAN Z., LIAN J., Effects of Microstructural Variables on the Deformation Behaviour of Dual-Phase Steel, Materials Science and Engineering A 55-64, 1995.

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, Mayıs 2009.

KAHRAMAN, N., GÜLENC, B., DURGUTLU, A., Investigation of the Effect of Electrode Extension Distance on Microstructural and Mechanical Properties of Low Carbon Steel Welded with Submerged Arc Welding, G.U. Journal of Science, 18(3):473-480, 2005.

KAHRAMAN, N., Modern Kaynak Teknolojisi, Ders Notları, Eylül 2007.

KALUÇ, E., Laser Işını ile Kaynak ve Kesme Diğer Kaynak Yöntemleri Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi 11 Kasım, 1993.

KARACİF, K., İNEM, B., Düşük Karbonlu Bir Çeliğin Kaynağında Termomekanik İşlemin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der. Cilt 16, No 1, 1-8, 2001.

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.

KAYALI, E. S., Metalik Yapı Malzemeleri Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü İ.T.Ü.

KIM, N.J., THOMAS, G., Effects of Morphology on the Mechanical Properties of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel. Met Trans.A., Vol: 12A, pp.483-489, 1981.

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.

KÜLAHLI, E., Kaynak Bilimi, Oerlikon Yayını, Sayı 2, 1988.

LLEWELLYN, D. T., HILLIS, D.J., Dual Phase Steels, Ironmaking and Steelmaking Review vol. 23, pp. 471-478, 1996.

MAGNABOSCO, R., ROSSETTO L. C., Toughness of Two HSLA Steel Sheets, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, Rio De Janeiro, 2003.

MALEQUE, M.A., POON, Y.M., MASJUKI, H.H., The Effect of Intercritical Heat Treatment on the Mechanical Properties of AISI 3115 steel, Journal of Materials Processing Technology, 153-154, 482-487, 2004.

MENG, Q., LI, J., WANG, J., ZHANG, Z., ZHANG, L., Effect of water quenching process on microstructure and tensile properties of low alloy cold rolled dual-phase steel Materials and Design xxx (2008) xxx-xxx.

Metalik Malzemeler-Çekme Deneylemleri, 138-EN 10002-1, TSE, 1993.

Metals Handbook vol.8 8th Edition American Societyfor Metal, 1973.

MOHAMED, Y, S., Strain-Induced Transformation of Very Strong Metal A dissertation submitted for the degree of Master of Philosophy in Materials Modelling at the University of Cambridge August 2003.

MOULD, P.R., SKENA C.C., Structure and Properties of Cold Rolled Ferrit Phase Martensite (Dual-Phase) Steels Sheets, Formable HSLA and Dual-Steels, Ed. By. A.T. Davenport, AIME, pp. 183-203, 1977.

NAM, W.J., BAE C.M., Microstructural Evolution and Its Relation to Mechanical Properties in A Drawn Dual-Phase Steel, Journal Of Materials Science 34, pp.5661-5667, 1999.

OĞUZ, B., Kaynak Bilimi, Oerlikon Yayını, Sayı 3, 1988.

OĞUZ, B., Ark Kaynağı, Oerlikon Yayını, Baskı 2, İstanbul, 1989.

PARUZ, H., EDMANDS, D.V., The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel, *Mat. Sci. and Eng.*, A132, pp. 67-74, 1989.

PRADHAN, R., Continuous Annealing of The Steel, *ASM Handbook*, fifth printing, pp: 56-66, 1997.

RAO, B.V.N., RASHID, M.S., Direct Observation of Deformation-Induced Retained Austenite Transformation in A Vanadium-Containing Dual-Phase Steel, Previously Published In *Metallography*, pp.435-452, 1983.

RASHID, M.S., GM980X-A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability, *SAE, Preprint760306*, 1976.

RASHID, M.S., Relationship Between Steel Microstructure and Formability, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport A.T., *AIME, Newyork*, pp:1-29, , 1977.

RASHID, M.S., Relationship Between Steel Microstructure and Formability”, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed by Davenport A.T., pp : 1-29, 1979.

ROBERTS, C. S., AVERBACH, B. L., COHEN, M., The Mechanism and Kinetics of the First Stage of Tempering. *Transactions of the American Society for Metals*, 45: p. 576-585, 1953.

SARWAR, M., AHMAD, E., QURESHI, K.A., MANZOOR, T., Influence of Epitaxial Ferrite on Tensile Properties of Dual Phase Steel, *Materials & Design*, 28, 1, 335-340, 2007.

Sekizinci Beş Yıllık Kalkınma Planı: Demir-Çelik Sanayii Özel İhtisas Komisyonu raporu. Ankara: DPT, 2000. (DPT. 2497-ÖİK. 520). ISBN 975-19-2459-6.

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.

SHOME, M., Effect of Heat-input on Austenite Grain Size in the Heat-Affected Zone of HSLA-100 Steel, *Materials Science and Engineering A*, 445-446, pp. 454-460, 2007.

SPEICH, G.R., MILLER, R.L., Mechanical Properties of Ferrit-Martensite Steels”, Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By R.A. Kott and J.W. Morris, *AIME*, pp. 145-182, 1979.

SPEICH, G.R., Dual Phase Steels, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys *ASM Handbook*, tenth edition, vol. 1, pp. 424-429, 1996.

SPEICH, G.R., Dual Phase Steels, Heat Treating, *ASM Handbook*, Fifth Printing, pp.424-429, 1997.

STEINBRUNNER, D.L., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., Void Formation During Tensile Testing of Dual Phase Steels, *Met. Trans.*, 19A, 579-589, 1988.

STOPFORD, M., *Maritime Economics*, Routledge, New York, 226-231, 1997.

SUDHAKAR, K.V. AND DWARAKADASA, E.S., A Study on Fatigue Crack Growth in Dual Phase Martenzitic Steel in Air Environment, *Academy Of Science, Indian*, vol:23, pp.193-199, 2000.

SUN, S., PAUGH, M., Properties of Thermomechanically Processed Dual-Phase Steels Containing Fibrous Martenzite, Department of Mechanical Engineering, University of Canterbury, pp.298-308, 2002.

SVENSSON, L.-E., Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welding. Crc Press, USA, 1994.

ŞIK, A., MIG/MAG Kaynağı ile Kaynatılan Çelik Yapılarda Koruyucu Gaz Karışımlarının Mekanik Özelliklere Etkilerinin Araştırılması, *Trakya Univ J Sci*, 8(1): 55-60, 2007.

TABAN, E., KALUC, E., Microstructural And Mechanical Properties Of Double-Sided MIG, TIG and Friction Stir Welded 5083-H321 Aluminium Alloy, *Kovove Mater.*, 44, 25-33, 2006.

TARIGOPULA, V., HOPPERSTAD, O.S., LANGSETH, M., CLAUSEN, A.H., HILD, F., A Study of Localisation in Dual-Phase High-Strength Steels Under Dynamic Loading Using Digital Image Correlation and Fe Analysis, *International Journal of Solids and Structures* 45, 601-619, 2008.

TAYANÇ, M., TOKTAŞ, A., Dual-Faz Edilen 3936 Kalite Erdemir Özel Jant Çeliğinin Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkisinin Araştırılması, 1.Demir Sempozyumu ve Sergisi Bil.Kitabı-2 sy.715-718, 2001.

TAVARES, S.S.M., PEDROZA, P.D., Mechanical Properties of A Quenched and Tempered Dual Phase Steel, *Scripta Materialia*, Vol:40, No:8, pp.887-892, 1999.

THELNING, K.E., Çelik ve Isıl İşlemi, Bofors El Kitabı, Çeviren: Adnan Tekin, İ.T.Ü., İstanbul, 1984.

TOMITA, Y., Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile Properties of Fe-0.1C Dual-Phase Steels, *Journal of Mat. Sci.*, vol: 25, pp.5179-5184, 1990.

TOPBAŞ, M.A., *Isıl İşlemler*, Birsen Yayın Evi, 1993.

TÜLBENTÇİ, K., MIG-MAG Eriyen Elektrod ile Gazaltı Kaynağı, GEV Gedik Eğitim Vakfı Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü, 1990.

WINCHELL, P. G., AND COHEN, M., The Strength of Martensite, Transactions of the American Society for Metals, 55: p. 347-361, 1962.

YILMAZ, R., TÜMER, M., Gemi Saclarının Tozaltı ve Özlü Tel Kullanarak MAG Kaynağı ile Birleştirilmesi ve Mekanik Özellikleri, TÜBAV Bilim 2(1) 88-98, 2009.

UYANIK T., SARI A., “Gemi İnşa Sektörü” T.C. Başbakanlık Dış Ticaret Müsteşarlığı İhracatı Geliştirme Etüd Merkezi, 2007.

YÜKLER, A.İ., Kaynak Metali, Marmara Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Yayın No:1, 1996.

ÖZGEÇMİŞ

Fatih HAYAT, 11.25.1980 yılında Karabük'te doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini Karabük'te tamamladı. 2002 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünden mezun oldu. Aynı yıl Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı ve 2005 yılında bitirdi. 2005 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünde Doktora Eğitimine başladı. Halen devam etmektedir.