



**T.C.
SELÇUK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MIL DTL 46100 SINIFI ZIRH ÇELİKLERİNİN
FARKLI DOLGU MALZEMELERİ
KULLANILARAK YAPILAN KAYNAK
İŞLEMİNDE ÖN ISITMA GEREKLİLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Esat KOSTAK

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Metalürji ve Malzeme Mühendisliği
Anabilim Dalı**

**Mart-2021
KONYA
Her Hakkı Saklıdır**

TEZ KABUL VE ONAYI

Esat KOSTAK tarafından hazırlanan “MIL DTL 46100 SINIFI ZIRH ÇELİKLERİNİN FARKLI ÖSTENİTİK DOLGU TELLERİ İLE KAYNAĞINDA ÖN İSITMA GEREKLİLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI” adlı tez çalışması 16/03/2021 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Başkan

Prof. Dr. Serdar SALMAN

Danışman

Prof. Dr. Mustafa ACARER

Üye

Dr. Öğr. Üyesi Gökhan ARICI

İmza

Yukarıdaki sonucu onaylarım.

Prof. Dr. Sait GEZGİN
FBE Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

DECLARATION PAGE

I hereby declare that all information in this document has been obtained and presented in accordance with academic rules and ethical conduct. I also declare that, as required by these rules and conduct, I have fully cited and referenced all material and results that are not original to this work.

İmza

Esat KOSTAK

Tarih:

ÖZET

YÜKSEK LİSANS

MIL DTL 46100 SINIFI ZIRH ÇELİKLERİNİN FARKLI DOLGU MALZEMELERİ KULLANILARAK YAPILAN KAYNAK İŞLEMİNDE ÖN ISITMA GEREKLİLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Esat KOSTAK

Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Mustafa ACARER

2021, 111 Sayfa

Jüri

Prof. Dr. Mustafa ACARER

Prof. Dr. Serdar SALMAN

Dr. Öğr. Üyesi Gökhan ARICI

Bu çalışmada, MIL DTL 46100 sınıfı Armox 500T zırh çeliklerinin gazaltı kaynak yöntemiyle ayrı ayrı ferritik, dubleks ve östenitik kaynak dolgu malzemeleri kullanarak ön ısıtma işlemi uygulanmadan kaynak kabiliyetinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu çalışmada özellikle ferritik dolgu malzemeleriyle kaynak işleminden sonra hidrojen çatlamasına karşı çok hassas olan zırh çelikleri için optimum kaynak parametreleri belirlenmiştir. Kaynak işlemleri sonrasında yapıda hidrojen çatlamasının var olup olmayışı; ASTM E8 standardına göre yapılan çekme testi, ASTM E23 standardına göre yapılan çentik darbe testi ve kırık yüzeylerin SEM analizi ile gözlemlenmiştir. Kaynak esnasında çeliğe uygulanan ısı enerjisinin mekanik özelliklere etkisi ASTM E92 standardına göre yapılan sertlik testi ile yorumlanmıştır. Ayrıca kaynak işlemi sonrası ITAB üzerinde ki mikroyapısal değişimler yapılan metalografik incelemeler ile belirlenmiştir. Yapılan bu tez çalışmasında ön ısıtma uygulamadan gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonrasında; numunelere uygulanan tahribatlı ve tahribatsız muayene yöntemleriyle herhangi bir kaynak kusuru ve özellikle hidrojen çatlağının varlığına rastlanılmamıştır. En yüksek mekanik özellikler sırasıyla ferritik, dubleks ve östenitik dolgu malzemeleriyle kaynatılan numunelerde elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: dubleks dolgu malzemesi, ferritik dolgu malzemesi, gazaltı kaynağı, hidrojen çatlağı, mekanik özellikler, mikroyapı, östenitik dolgu malzemesi, zırh çelikleri

ABSTRACT

MS THESIS

INVESTIGATION OF PRE-HEATING REQUIREMENTS OF THE MIL DTL 46100 CLASS ARMOUR STEELS WELDING BY USING DIFFERENT FILLER MATERIALS

Esat KOSTAK

**THE GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE OF
SELÇUK UNIVERSITY
THE DEGREE OF MASTER OF SCIENCE
IN METALLURGY AND MATERIALS ENGINEERING**

Advisor: Prof. Dr. Mustafa ACARER

2021, 111 Pages

Jury

**Prof. Dr. Mustafa ACARER
Prof. Dr. Serdar SALMAN
Dr. Öğr. Üyesi Gökhan ARICI**

In this study, it was aimed to determine the weldability of MIL DTL 46100 class Armox 500T armour steels by using ferritic, duplex and austenitic welding filler materials separately without preheating. In this study, optimum welding parameters were determined for armour steels which are very sensitive to hydrogen cracking especially after welding with ferritic filler materials. Whether there is hydrogen cracking in the structure after welding operations; tensile test according to ASTM E8 standard, notched impact test according to ASTM E23 standard and SEM analysis of broken surfaces. The affect of heat energy applied to steel during welding on mechanical properties was interpreted by the hardness test made according to ASTM E92 standard. In addition, microstructural changes on the HAZ after welding were determined by metallographic examinations. In this thesis study, after the welding processes performed without preheating; with the destructive and non-destructive testing methods applied to the samples, no welding defects and especially the presence of hydrogen cracks were not observed. The highest mechanical properties were obtained in samples welded with ferritic, duplex and austenitic filler materials, respectively.

Keywords: duplex filler material, ferritic filler material, MAG welding, hydrogen cracking, mechanical properties, microstructure, austenitic filler material, armour steels

ÖNSÖZ

Bu tez çalışması kapsamında Armox 500T zırh çeliklerinin ferritik, dubleks ve östenitik dolgu malzemeleri ile gazaltı kaynağında Hidrojen kırılganlığı riski araştırılmıştır. Çalışmanın en önemli özelliği ön ısıtma işlemi olmadan özellikle ferritik dolgu malzemesi ile başarılı sonuçların alınmasıdır. Çalışmada elde edilen sonuçların ülkemizde savunma sanayide faaliyet gösteren şirketlerin ürünlerine katkı sağlayacağı düşünülmektedir.

Bu çalışmanın ortaya çıkmasında bilgi ve tecrübesini esirgemeyen danışmanım ve değerli hocam Sn. Prof. Dr. Mustafa ACARER'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Aynı zamanda tüm deneysel çalışmalarda değerli zamanından ayırıp çalışmaya doğrudan katkısı bulunan Sn. Arş. Gör. Emin SALUR'a ve taramalı elektron mikroskop görüntülemelerinde yardımlarından ötürü SEM Uzmanı Sn. Kemal DOĞAN'a çok teşekkür ederim.

Çalışmanın hayata geçirilmesinde maddi ve manevi tüm imkanları sağlayıp destekleyen, çalışanlarının üst düzey tecrübe kazanması ve akademik bilgi seviyelerinin yükselmesi için önemli teşvikler sağlayan MPG Makine Prodüksiyon Grubu A.Ş. Genel Müdürü Sn. Yük. Müh. Veysel ALVER Bey'e ve Genel Müdür Yardımcısı Sn. Yük. Müh. Mustafa Nasuh BOYACIOĞLU Bey'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca tez çalışmasında katkısı olup da buradan ismini sayamadığım herkese teşekkür ederim.

Eğitim hayatım boyunca tüm zorluklara rağmen beni her daim destekleyen aileme, hayat tecrübesi ve bilgisiyle desteğini hep hissettiğim kayınpederim Mak. Müh. Tahsin CERAN'a ve bana hayatımın en değerli hediyesi Bilge İkra'mı veren eşim Merve CERAN KOSTAK'a teşekkürü bir borç bilirim.

Esat KOSTAK
KONYA-2021

İÇİNDEKİLER

ÖZET	v
ABSTRACT.....	vi
ÖNSÖZ	vii
İÇİNDEKİLER.....	viii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xi
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	2
3. ÇELİKLER	4
3.1. Çeliklerin Sınıflandırılması.....	4
3.1.1. Kimyasal Kompozisyonlarına Göre Çelikler.....	4
3.1.2. Üretim Yöntemine Göre Çelikler	5
3.1.3. Piyasaya Arz Şekline Göre Çelikler	7
3.1.4. Kullanım Amacına Göre Çelikler	7
3.2. Demir -Karbon Denge Diyagramı	7
3.2.1. Ferrit (α).....	9
3.2.2. Östenit (γ)	10
3.2.3. Delta Ferrit (δ)	10
3.2.4. Sementit (Fe_3C).....	10
3.2.5. Perlit ($\text{Fe}+\text{Fe}_3\text{C}$).....	11
3.3. Çeliklerde Faz Dönüşümleri	12
3.3.1. Östenitten(γ) Ferritin(α) Oluşması.....	12
3.3.2. Östenitten(γ) Perlitin($\alpha+\text{Fe}_3\text{C}$) Oluşması.....	13
3.3.3. Östenitten(γ) Martenzitin Oluşması.....	14
3.3.4. Östenitten(γ) Beyninin Oluşması.....	15
3.4. Çeliklerde Sertleştirme Mekanizmaları	16
3.4.1. Katı Ergiyik Sertleştirme.....	16
3.4.2. Çökelti Sertleştirme.....	17
3.4.3. Deformasyon Sertleştirme.....	18
3.4.4. Tane İnceltme Sertleştirme	18
4. KAYNAK NEDİR?.....	21
4.1. Kaynak Tekniğine Genel Bir Bakış	23
4.1.1. Kaynakta Mekanizasyon Derecesi.....	24
4.1.2. Kaynakta Polarizasyon	24
4.2. Kaynak Yöntemleri.....	25
4.2.1. Oksi-Asetilen Kaynağı.....	25
4.2.2. TIG (Argon) Kaynağı	27
4.2.3. Tozaltı Kaynağı.....	28
4.2.4. Lazer Işın Kaynağı.....	29
4.2.5. MIG-MAG Gazaltı Kaynağı.....	31
4.3. Birleştirme Türleri	33

4.3.1. Kenar Kaynağı	33
4.3.2. Alın Kaynağı.....	33
4.3.3. Dış Köşe Kaynağı	34
4.3.4. Bindirme Köşe Kaynağı.....	34
4.3.5. Köşe Kaynağı.....	34
4.4. Plaka Kaynak Pozisyonları	34
4.5. Çelik Yapıda Çatlak Türleri.....	36
4.5.1. Soğuk Çatlak.....	36
4.5.2. Sıcak Çatlak	40
4.6. Ön Isıtma Sıcaklığı	40
4.7. Pasolararası Sıcaklık	43
4.8. Kaynak Dolgu Malzemeleri.....	43
4.8.1. Ferritik Kaynak Dolgu Malzemeleri.....	44
4.8.2. Östenitik Kaynak Dolgu Malzemeleri	45
4.8.3. Dupleks Kaynak Dolgu Malzemeleri	46
4.9. Kaynakta Isı Girdisi	46
4.10. Kaynakta Nüfuziyet	46
4.11. Karbon Çeliklerinin Kaynaklanabilirliği	47
4.12. Çelik Yapıya Isının Etkisi.....	47
4.13. Isı Tesiri Altında Kalan Bölge	48
4.13.1. Tane Kabalaşması Olan Bölge.....	50
4.14. Kaynak Metalinde Katılaşma.....	50
4.14.1. Çekirdeklenme	51
4.14.2. Büyüme ve Katılaşma	52
5. ZIRH ÇELİKLERİ.....	54
5.1. Zırh Çeliklerinin Genel Özellikleri.....	54
5.2. Zırh Çeliklerinin Üretim Yöntemi	55
5.3. Zırh Çeliklerinin Kimyasal Kompozisyonları	57
5.4. Zırh Çeliklerinin Mekanik Özellikleri	58
5.5. Zırh Çeliklerinin Metalürjik Özellikleri	58
6. MATERYAL VE DENEYSEL ÇALIŞMA	61
6.1. Deney Plakalarının Kesimi	62
6.2. Gazaltı Kaynak İşlemi	62
6.3. Tahribatsız Muayene ile Yüzey Kontrolü (VT-PT).....	66
6.4. Test Numunelerinin Hazırlanması	68
6.5. Çekme Testi	69
6.6. Çentik Darbe Testi	70
6.7. Sertlik Testi.....	71
6.8. Metalografik İncelemeler.....	72
6.8.1. Mikroyapı İncelemeleri.....	72
6.8.2. SEM Kırık Yüzey İncelemeleri	73
7. ARAŞTIRMA SONUÇLARI.....	74
7.1. Tahribatsız Muayene ile Yüzey Kontrolü (VT-PT).....	74
7.2. Çekme Testi	75
7.3. Çentik Darbe Testi	76

7.4. Sertlik Testi.....	77
7.5. Metalografik İncelemeler.....	79
7.5.1. Mikroyapı İncelemeleri.....	79
7.5.2 SEM Kırık Yüzey İncelemeleri	87
8. TARTIŞMA.....	90
8.1. Çekme Testi Sonuçları.....	90
8.2. Çentik Darbe Testi Sonuçları.....	90
8.3. Sertlik Testi Sonuçları	91
8.4. Metalografik İnceleme Sonuçları.....	91
9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	93
9.1. Sonuçlar	93
9.2. Öneriler	93
KAYNAKLAR	95
ÖZGEÇMİŞ	100

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

σ_A	Akma noktası
σ_0	Latis akma noktası
k_a	Malzeme sabiti
d	Tane boyutu
C°	Celsius derece
CO_2	Karbondiyoksit
O_2	Oksijen
C_2H_2	Asetilen
H_2	Hidrojen molekülü
C	Karbon
$C_{eş}$	Karbon eşdeğeri
G	Sıcaklık değişimi
R	Kristal büyüme oranı
Fe	Demir
Fe_3C	Demir karbür (Sementit)
α	Alfa demir (Alfa ferrit)
γ	Gama demir (Östenit)
δ	Delta demir (Delta ferrit)
H	Hidrojen
Cr	Krom
Ni	Nikel
Mo	Molibden
Nb	Niyobyum
Ti	Titanyum
V	Vanadyum
HB	Brinell sertlik
N	Newton
J	Joule
kN	Kilo Newton
kW	Kilo Watt
$\text{\AA}$	Angströms
ΔG_{het}	Heterojen Gibbs Serbest Enerji Değişimi

Kısaltmalar

M.Ö.	Milattan önce
NDT	Non destructive testing (Tahribatsız muayene)
CNC	Computer numerical control (Bilgisayar sayımlı yönetim)
TIG	Tungsten inert gas (Tungsten asal gaz kaynağı)
AC	Alternative current (Alternatif akım)
DC	Direct current (Düz akım)
mm	Milimetre
mm ²	Milimetre kare
AWS	American Welding Society (Amerika Kaynak Derneği)
ISO	International Organization for Standardization (U. Standart Cemiyeti)
MIG	Metal inert gas (Metal inert gaz kaynağı)

MAG	Metal active gas (Metal aktif gaz kaynağı)
HMK	Hacim merkezli kübik
YMK	Yüzey merkezli kübik
HMT	Hacim merkezli tetragonal
MPa	Megapaskal
TTT	Time Temperature Transformation (Zaman Sıcaklık Dönüşüm)
CTT	Continuous Cooling Transformation (Sürekli Soğuma Dönüşüm)
IIW	International Institute of Welding (Uluslararası Kaynak Cemiyeti)
TMCP	Thermo Mechanically Controlled Processed (Termomekanik İşlem)
Q + T	Quenching + Tempering (Suverme ve Temperleme)
RPC	Relaxation&Precipitation Controlling Phase Transformation
ITAB	Isı tesiri altında ki bölge
PŞV	Plastik şekil verme
ADF	Atomik dolgu faktörü
HSLA	High Strenght Low Alloy (Düşük alaşımlı yüksek mukavemetli)
ABD	Amerika Birleşik Devletleri



1. GİRİŞ

Kaynaklı imalat; çelik yapılar, yük taşıyıcı sistemler ve basınçlı kaplar gibi endüstriyel sektörlerde ana birleştirme yöntemi olarak tercih edilmektedir. Kullanılan zırh çeliği sayesinde yüksek balistik koruma sağlayan yapı ve araçlarda kaynaklı imalat sağladığı yapı bütünlüğü ve sızdırmazlık özelliği sebebiyle savunma sanayide önemli bir yer tutmaktadır. Yüksek sertlik değerlerine sahip olması gereken zırh çeliklerinin kaynaklı imalat sonrası ısı tesiri altında kalan bölgelerinde ısı girdisinden mütevellit mikro yapısal değişimlere bağlı mekanik özelliklerinde, mayın patlamasına karşı sağladığı dirençte ve balistik performansında gerileme gözlenmektedir.

Konu ile ilgili literatür taraması yapıldığında ve araştırmacıların çalışmaları incelendiğinde yüksek karbon eşdeğerine sahip zırh çeliklerinin farklı karakterli kaynak dolgu malzemeleri kullanılarak yapılan kaynak işlemlerinde ön ısıtma yapılarak minimize edilen soğuk çatlama riski üzerinde çok durulmadığı dikkat çekmektedir. Araştırmacıların yoğun olarak östenitik dolgu malzemeleriyle kaynatılan zırh çeliklerinin ITAB'da ki değişikliklerin mekanik özelliklere etkisi ve balistik dirençte ki değişimleriyle ilgilendiği görülmektedir.

Bu tez çalışmasında; ferritik, dubleks ve östenitik dolgu malzemeleri ile Armox 500T (MIL DTL 46100) zırh çeliği plakalarını gazaltı kaynak tekniğiyle kaynatarak; çekme testi, çentik darbe testi, sertlik testi ve metalografik incelemeler yaparak yapıda meydana gelebilecek olumlu/olumsuz durumları inceleyerek ön ısıtma gereksinimlerini belirlenmesi amaçlamaktadır. Ön ısıtma işlemi soğuk çatlama riskini minimize etmektedir fakat uygulamasının zaman alması ve kontrolünün zor olmasından dolayı imalat maliyetlerini artırmaktadır. Bulmuş olduğumuz sonuçların bilimsel çalışmalara ve savunma sanayinde faaliyet gösteren kuruluşların ürünlerine katkı sağlayacağı ve üretim aşamasındaki tedirginliklerinin giderileceğinin temennisindeyiz.

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

ABD Savunma Bakanlığı'nca oluşturulan "MIL DTL" standartlar serisi, ticari ürün ve süreçlerin askeri koşullarda ki teknik gerekliliklerinin belirlendiği belgeler topluluğudur. Armox 500T zırh çeliği; MIL DTL 46100 standardının tüm gereksinimlerini karşılamakta ve martenzitik bir mikroyapıya sahip düşük alaşımlı ultra yüksek dayanımlı çelik türleri arasında kabul edilmektedir. Literatürde zırh çeliklerinin alternatif yöntemlerle muadilinin üretimi, östenitik dolgu malzemeleri kullanılarak yapılan kaynak uygulamaları ve farklı kaynak parametrelerinin mekanik özelliklere etkileri ile ilgili önemli çalışmalar yapılmıştır. Bu bağlamda yapılan literatür çalışmalarının özeti aşağıda sunulmuştur.

Atapek ve Karagöz (2010); temperlenmiş bey nitik çelik numunelerinin balistik performanslarını incelemişler ve malzemenin sünek olmasından penetrasyon sonrasında mermi deliklerinin çiçek yaprağı şeklini alarak balistik açıdan başarılı olamadığını görmüşlerdir.

Murthy ve ark. (2014); zırh çeliği kaynağında yeni bir konsept oluşturmayı amaçlayıp bu doğrultuda ana malzeme ile eşdeğer balistik dayanımı olan kaynak dolgu malzemesi geliştirmeyi hedeflemişlerdir. 350 °C ön ısıtma ile yapılan kaynak işlemi sonrası %100 bey nitik mikroyapı veren bu dolgu malzemesinin yapılan balistik testler sonucunda başarılı olduğunu görmüşlerdir.

Cabrilo ve ark. (2018); zırh çeliklerinin kaynaklanması sonucu elde edilen numunelerin kırılma tokluğu davranışını incelemişlerdir. 150 °C ön ısıtma uygulayarak AWS 307 sınıfı kaynak dolgu malzemesi ile yaptıkları çalışmada kaynak bölgesinin tokluk değerlerini -40 °C' de 56 J olarak elde etmişlerdir.

İpek ve Elaldi (2012); zırh çeliklerini alın kaynağı biçiminde birleştirerek kaynak ağzı tipinin ve kaynak ağzı açısının mekanik özelliklere etkisini araştırmışlardır. Sonuç olarak V tipi kaynak ağzının X tipi kaynak ağzına göre daha dirençli olduğunu ve V tipi 54° ile X tipi 48°' in çekme ve basma yönünde yüksek mekanik özelliklere sahip olduğunu gözlemlenmişlerdir.

Kurt (2015); MIL A 46100 zırh çeliği plakalarını oda sıcaklığında 307Si elektrotlarla 30, 36, 42, 48, 54 ve 60 derecelik açılarla V ve X kaynak ağzı biçiminde kaynatarak çekme testi, sertlik testi ve mikroyapı analizleri yaparak çok pasolu kaynaklarda ki mukavemet kayıplarını araştırmış ve paso sayısı arttıkça balistik mukavemette düşüş olduğunu ve kaynak metalinin mukavemetinin zırh çeliği

performansında olmadığını tespit etmiş ve dolgu malzemelerinin geliştirilmesi gerektiği kanısına varmıştır.

Kara ve Korkut (2012); Armox 500T plakalarını 307Si dolgu malzemesi ile oda sıcaklığında kaynak yapmış, elde ettiği numunelere 650 °C de belli bir süre gerilim giderme tavlama uygulaması yapmış ve bunun sonucunda mikroyapıda ki düzensizliklerin büyük oranda giderildiğini ve tokluk değerlerinde de bir miktar artış sağlandığını tespit etmiştir.

Akca ve Karaaslan (2008); MIL-A-11356F sınıfı zırh çeliği numunelerine argon kaynak tekniğiyle tek pasoda, ön ısıtmalı ve ön ısıtmasız olarak kaynak yapmışlardır. Çalışmalarında iki farklı durumdan elde ettiği numunelerin mekanik ve mikroyapısal özelliklerini inceleyerek ön ısıtmanın yapıya sağladığı yavaş soğumanın sertlik dağılımını homojenleştirdiğini gözlemlemişlerdir.

Mazuera Robledo ve ark. (2011); MIL DTL 46100 zırh çeliği plakalarını bakır altlık kullanarak ER110-S sınıfı ferritik dolgu malzemesi kullanarak kaynak yapmış ve bakırın soğutucu etkisiyle yapıda hızlı soğuma görülmesinden yüksek mekanik özelliklerin görüldüğünü ve ITAB genişliğinin azaldığını gözlemlemişlerdir.

3. ÇELİKLER

Çeliklerin birtakım gereksinimlerini karşılayabilen gelişmiş bir mühendislik malzemesi olduğu bilinmektedir. 650 °C'ye kadar yüksek sıcaklıklara, -196 °C'ye kadar kriyojenik sıcaklığa maruz kalan koşullara ve atmosferik, asidik, alkali ve tuz korozyonuna karşı, 100 ile 5,000 MPa'a kadar dayanım gösterebilmektedir (Weng, 2009). Çelikler için en önemli alaşım elementi karbondur ayrıca krom, magnezyum, nikel, vanadyum, molibden gibi elementlerde sıklıkla görülmektedir. Çeliklerde fazla miktarlarda fosfor, kükürt ve oksijen mekanik özelliklerde düşmeye neden olacağından istenmemektedir. Çeliklerin büyük çoğunluğu uygulanan ısıtma işlemleriyle farklı mekanik özelliklere sahip olabilmektedir. Bu özellik çelikte üretim aşamasında avantaj gibi gözükse de kaynak gibi işlemlerde dezavantaj olmaktadır.

Ülkelerin gelişmişlik seviyeleriyle doğrudan ilişkili olan demir-çelik üretim/tüketim miktarları otomotiv, iş makinesi, savunma sanayi ve beyaz eşya birçok sektöre de lokomotif olmaktadır. Çelik doğada mekanik özelliklerinden herhangi bir zafiyet vermeden yeniden kolayca dönüştürülebilmektedir.

3.1. Çeliklerin Sınıflandırılması

Günümüz modern üretim teknolojisi ile birçok farklı amaçla üretilmiş iki binden fazla çelik türü bulunduğundan çelikleri sınıflandırmak tek bir kategori ile sınırlandırılmamaktadır (Bringas, 2004). Çelik türleri genel olarak:

- Kimyasal kompozisyonlarına göre çelikler,
- Üretim yöntemlerine göre çelikler,
- Piyasaya arz şekillerine göre çelikler,
- Kullanım amacına göre çelikler.

3.1.1. Kimyasal Kompozisyonlarına Göre Çelikler

Bu gruba göre çelikler kompozisyonlarına göre üç kısma ayrılmaktadır, bunlar karbonlu çelikler, alaşımlı çelikler ve alaşım elementine çeliklerdir (Bramfitt ve Benscoter, 2001).

Karbonlu çelikler; genel alaşım elementi olarak yalnızca karbon bulunmaktadır. Kendi içinde içerdiği karbon miktarına göre de gruplanmaktadır.

- Düşük karbonlu ($C < 0.25\%$),

- Orta karbonlu ($0.25 < C < 0.55$),
- Yüksek karbonlu ($0.55 < C$).

Alaşımli çelikler; toplam alaşım elementlerinin miktarına göre iki gruba ayrılmaktadır.

- Düşük alaşımli çelikler ($< 5\%$),
- Yüksek alaşımli çelikler ($> 5\%$).

Alaşım elementine göre çelikler; demir atomundan sonra en çok ihtiva edilen elemente göre gruplandırılmaktadır.

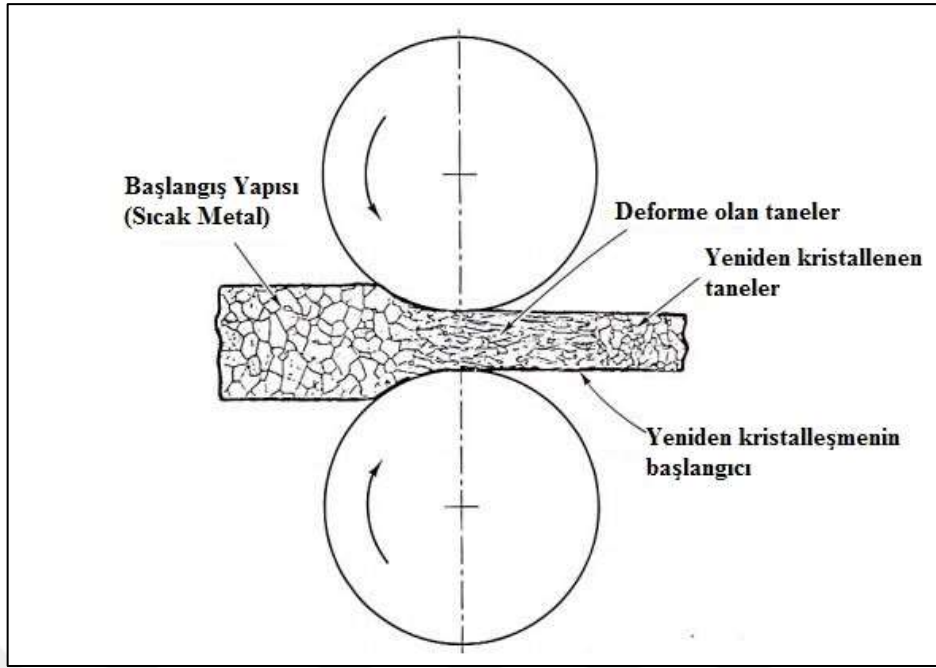
- Mangan çelikleri,
- Krom-Nikel çelikleri,
- Silisyum çelikleri.

3.1.2. Üretim Yöntemine Göre Çelikler

Günümüzde birçok çelik üretim yöntemi bulunmaktadır. Bunlar; sıcak haddelenmiş çelikler, soğuk haddelenmiş çelikler, kullanılan metoda göre çelikler ve oksijen giderme durumuna göre çeliklerdir (Bramfitt ve Benscoter, 2001).

Sıcak haddelenmiş çelikler; sürekli döküm yöntemi ile veya yeniden ısıtılan çelik kütüklerinin haddelenerek yassı forma getirilmesiyle üretilmektedir. Deformasyon öncesi orijinal tane yapısı deformasyon sonrası sıcaklığında etkisiyle yeniden kristalleşerek yeni taneleri oluşturmaktadır. Oluşan tanelerin büyümesiyle nihai halini almaktadır. Şekil 3.1.'de sıcak haddeleme süreci şematik olarak sunulmuştur. Yüzeyde tufal oluşumu yani oksidasyon olduğundan dolayı yüzey kalitesi vasat olmaktadır (Samarasekera, 2001) .

Soğuk haddelenmiş çelikler; sıcak haddelenmiş ve asitle dekapaj edilmiş yassı çeliklerin yeniden haddelenerek son kesit formuna getirilmesiyle elde edilmektedir. Burada önemli olan kullanılan çeliğin soğuk şekil değiştirme kabiliyetine sahip olmasıdır. Burada düşük karbon miktarlarıyla mümkün olmaktadır. Deformasyon sonrası taneler uzar ve homojen olmayan bir mikro yapı oluşur. Bu durumda bir tavlama prosesine ihtiyaç duyulmaktadır. Tanelerin yeniden kristalleşmesine yetecek kadar ısıyla tavlama işlemi tamamlanmaktadır (Gandy, 2007).



Şekil 3.1. Sıcak haddeme işleminin şematik gösterimi, haddelenmiş metalin deformasyonunu ve yeniden kristalleşmesi (DeGarmo ve ark., 1997)

Kullanılan üretim metoduna göre çelikler aşağıdaki gibidir.

- Siemens-Martin çeliği,
- Oksijen konvertör çeliği,
- Pota çeliği.

Oksidasyon durumu yani oksijen giderme durumlarına göre ise çelikler üç grupta ele alınmaktadır, bunlar kaynar çelikler, yarı durgun çelikler ve durgun çeliklerdir (Totten, 2006).

Kaynar çelik (FU); herhangi bir oksijen giderme işlemi yapılmamıştır. Segregasyon oluşumu çok fazla görülmektedir.

Yarı durgun çelik (FN); oksijenin silisyum ile bağlandığı çelik grubudur. Mangan ve krom da oksijen bağlayıcı olarak kullanılmaktadır. Günümüzde sürekli döküm yöntemiyle üretilmiş çeliklerin asgari yarı durgun çelik olması gerekmektedir ve sebeple içerisinde en az % 0.1 silisyum olması istenmektedir.

Durgun çelik (FF); silisyum ile yarı durgun hale getirilen çeliğin ilave bir işlemle azotun da bağlandığı çeliklerdir. Silisyumun yanında % 0.02'den fazla alüminyum da kullanılmaktadır. Titanyum, niyobyum ve vanadyumun da aynı etkileri yaptığı bilinmektedir. Bu çeliklerde segregasyon ve gevrek kırılma problemleri

görülmemektedir. İnce dağılmış nitrür ve karbonitrürlerin çeliğin tane yapısını incelteceğinden mekanik özelliklerini de iyileştirmektedir.

3.1.3. Piyasaya Arz Şekline Göre Çelikler

Dünyada ki bütün çelik üreticileri ürünlerini piyasaya belli bir şekil ve formda arz etmektedir. Bunlar:

- Yuvarlak veya köşegen çubuklar(dolu),
- Plakalar,
- Rulolar,
- Standart geometride profiller.

Şayet üretici ile müşteri arasında özel bir anlaşmaya varılırsa standart dışı ölçülerde çelik ürün tedarik edilebilmektedir.

3.1.4. Kullanım Amacına Göre Çelikler

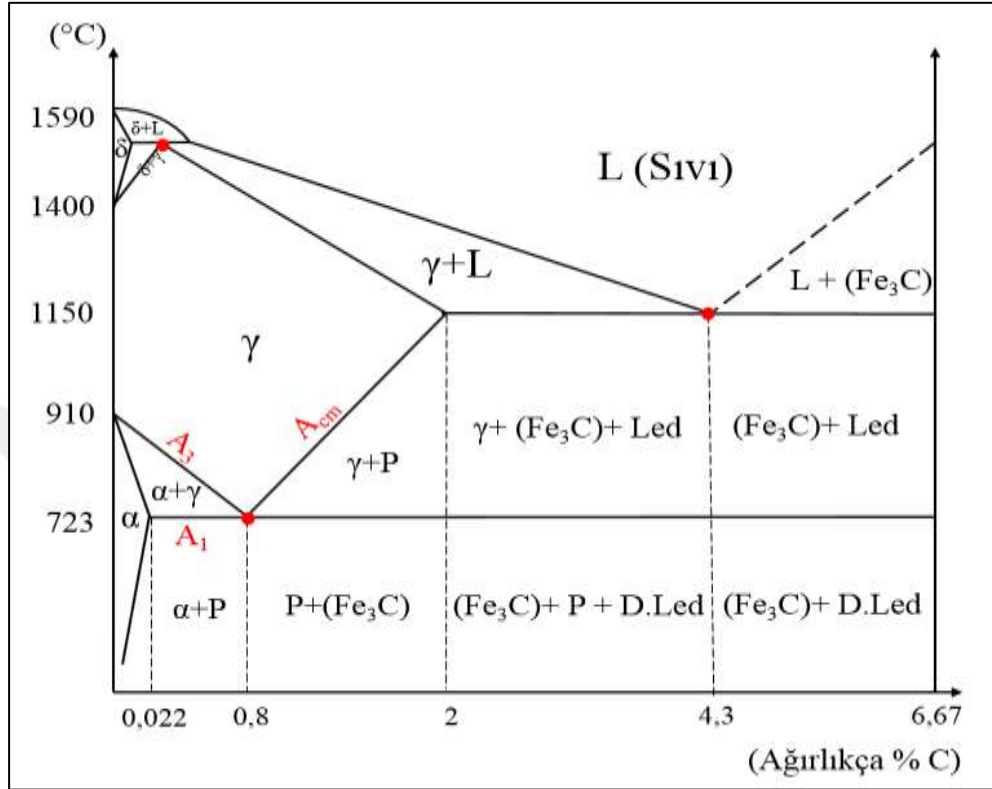
Çelikler kullanım alanı en geniş mühendislik malzemelerinden biridir. Bu sebepten çok farklı kullanım amacı bulunmaktadır (Bringas, 2004), bunlar:

- Kalitesiz yumuşak çelikler,
- Kaynaklanabilir çelikler,
- Yapı çelikleri,
- İmalat çelikleri,
- Islah çelikleri,
- Transmisyon çelikleri,
- Paslanmaz çelikler,
- Takım çelikleri

3.2. Demir -Karbon Denge Diyagramı

Tüm demir ve çeliklerin yapısı ve yapısı üzerine araştırmaların hepsi ilk olarak demir karbon denge diyagramı ile başlamaktadır. Çok kompleks çeliklerin bile davranışlarını etkilemektedir. Hangi çelik olursa olsun öncelikle demir ve karbon arasında ki ilişkiye bakılmaktadır, daha sonra diğer alaşımların etkileşimi araştırılmaktadır. Bu sebepten demir karbon diyagramı çelik araştırmacıları için bir temel taş konumundadır (Bhadeshia ve Honeycombe, 2017). Demir karbon denge diyagramı

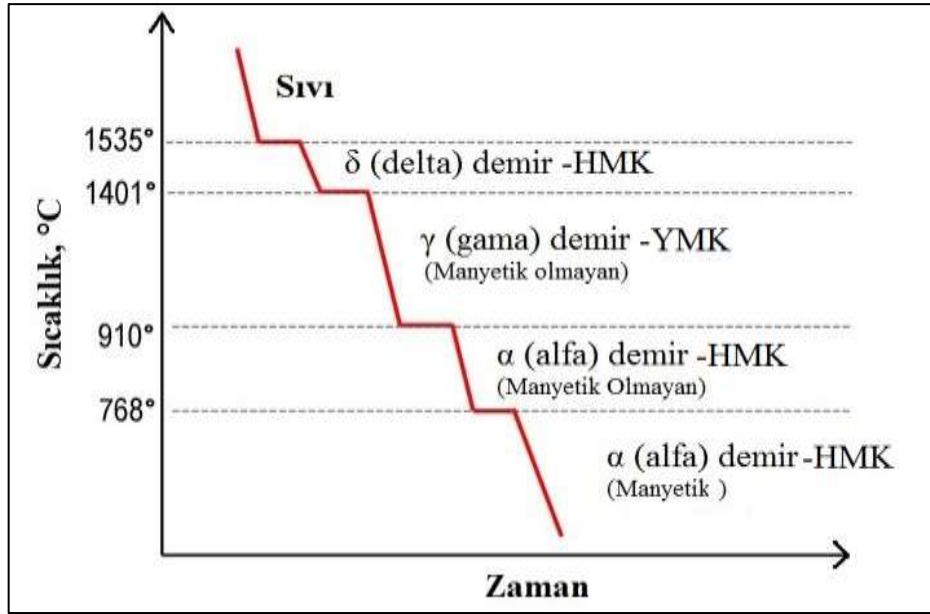
Şekil 3.2.' de sunulmuştur. Diyagramda karbon oranı %0.03 ile %1.5 arasında kalan bölgeye çelik, %2 ile %4 arasında kalan bölgeye ise dökme demir bölgesi adı verilmektedir.



Şekil 3.2. Demir-Karbon denge diyagram (Totten, 2006)

Genel olarak bu diyagramlar demir ve karbon arasında ki yarı kararlı dengeyi temsil etmektedir. Yarı kararlı olmasının nedeni yapı içerisinde ki sementit (Fe_3C) fazının yarı kararlı olmasından kaynaklanmaktadır. Gerçek kararlı faz demir ve grafit (saf karbon) arasında gerçekleşmektedir. Grafit fazı; karbon oranının %2 den fazla olduğu dökme demir bölgesinde meydana gelmekte olup çelik faz bölgesinde oluşması çok zor olmaktadır (Bhadeshia ve Honeycombe, 2017).

Demir karbon denge diyagramları oluşturulurken farklı bileşimde ki alaşımlar oluşturulup bunların soğuma diyagramları teker teker çıkartılmaktadır. Saf demir ele alınıp incelendiğinde demirin allotropik bir metal olduğu görülmektedir. Bu durum Şekil 3.3.'de gösterilmiştir. Allotropi; metalin kristal kafes yapısının değişen sıcaklıklarla farklılaşmasıdır (Bawa, 2004).

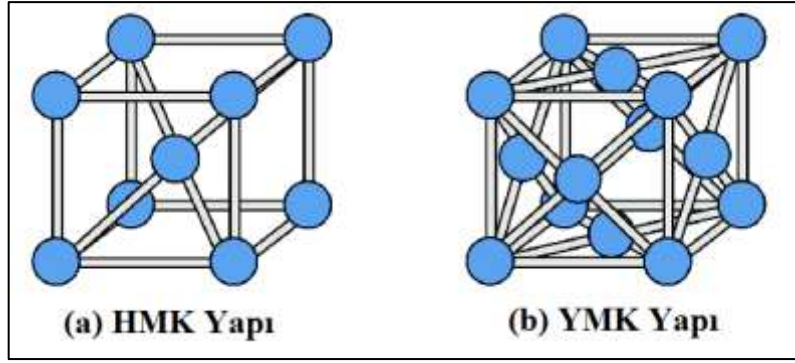


Şekil 3.3. Saf demirin soğuma eğrisi (Bawa, 2004)

Demir karbon sisteminde bulunan δ (delta), γ (gama) ve α (alfa) fazlarının yanı sıra bir de Fe_3C (sementit) fazı bulunmaktadır. Bu faz bir demir karbon bileşiği olup kütlece %6,67 karbon içermektedir. Diyagramın sol tarafında bulunan saf ferrit fazı çok yumuşak ve düşük mukavemetlidir, diyagramın sağ tarafında bulunan sementit fazı ise çok sert ve kırılıgandır ancak bu ikilinin oluşturduğu çelik bileşenlerin yüksek mukavemet ve tokluk özelliği sergilediği bildirilmektedir (Gündüz, 2013).

3.2.1. Ferrit (α)

Saf demir karbon, vanadyum, krom, molibden, volfram gibi metaller oda sıcaklığından hacim merkezli kübik (HMK) yapıdadır. Saf demirin oda sıcaklığındaki HMK yapısına ferrit adı verilmektedir. Şekil 3.4. (a) 'da HMK yapının birim hücresi sunulmuştur. Şekilden de anlaşılacağı üzere bir birim hücrenin merkezinde bir atom, köşelerinde de sekiz atom bulunmaktadır. Fakat köşe atomlarını komşu hücresiyle paylaştığından bir hücrede merkezde ki dahil toplam iki tam atom bulunmaktadır. Ferritin atomik dolgu faktörü (ADF) 0.68 olup kafes parametresi oda sıcaklıklarında 2.86 Å dur. Saf ferritin çekme mukavemeti 270 MPa, uzaması %40, sertliği ise 150 HB'dir. Ferrit; 770 °C'in altında ferromanyetik, 770-910 °C arasında paramanyetik özellik göstermektedir (Gündüz, 2013).



Şekil 3.4. Demirin birim hücre yapıları (a) HMK, (b) YMK (You ve ark., 2018)

3.2.2. Östenit (γ)

Östenit fazı (γ -demir), alüminyum, nikel, bakır, gümüş, altın gibi metaller yüzey merkez kübik (YMK) yapıya sahiptir. Şekil 3.4. (b)'de YMK yapının birim hücresi gösterilmiştir. YMK yapıda köşelerde sekiz atom, kenar yüzlerin orta noktalarında ise altı atom bulunmaktadır. Bir birim hücrede toplam dört atom bulunmaktadır. YMK yapının ADF'ü 0.74 olup kafes parametresi 3.57 Å dur. Saf demirde östenit fazı 910-1401 °C aralığında kararlı olup paramanyetik özelliğe sahiptir. Ferritin fazının ADF'ü östenite göre düşüktür, bu nedenle ısıtma-soğutma sırasında faz dönüşümü gerçekleşirken kristal kafeste hacimsel genleşme-büzülme meydana gelmektedir (Parker, 2001).

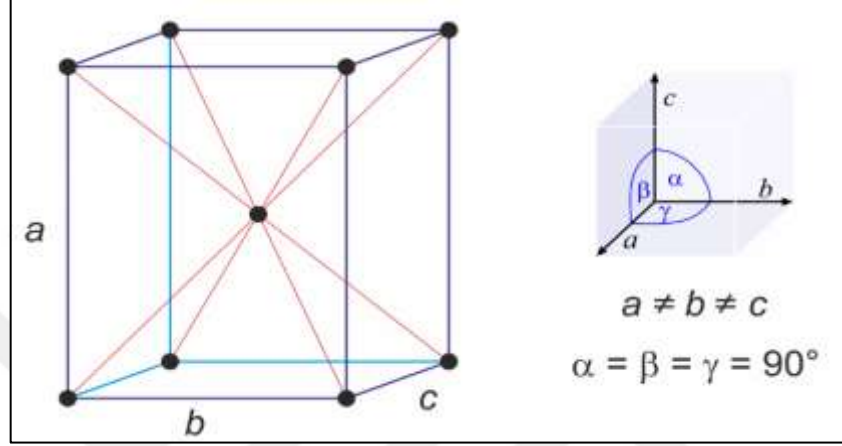
3.2.3. Delta Ferrit (δ)

δ -ferrit; saf demirde oluşan HMK yapıya sahip bir diğer fazdır. α -demir ile büyük oranda benzerlik göstermektedir. Bu faz saf demirde 1401-1536 °C arasında kararlı olabilmektedir. Kafes parametresi 2.89 Å dur. Mekanik özellikleri de α -demir ile neredeyse aynı olduğu bilinmektedir. Alaşımlı çeliklerin mikroyapılarında rastlanan, düşük miktarlarda oda sıcaklığında kararlı olarak bulunan ferrit fazı δ -ferrittir (Graham ve Lorenz, 2018).

3.2.4. Sementit (Fe_3C)

Demir ve karbon arasında oluşan intermetalik bir bileşiktir. Karbon atomlarının demir atomları içinde çözünürlüğü sınırlı olup ağırlıkça %6.67'a kadar bulunabilmektedir. Ferrit ve östenitin aksine sementit fazı oldukça sert ve kırılgan bir fazdır.

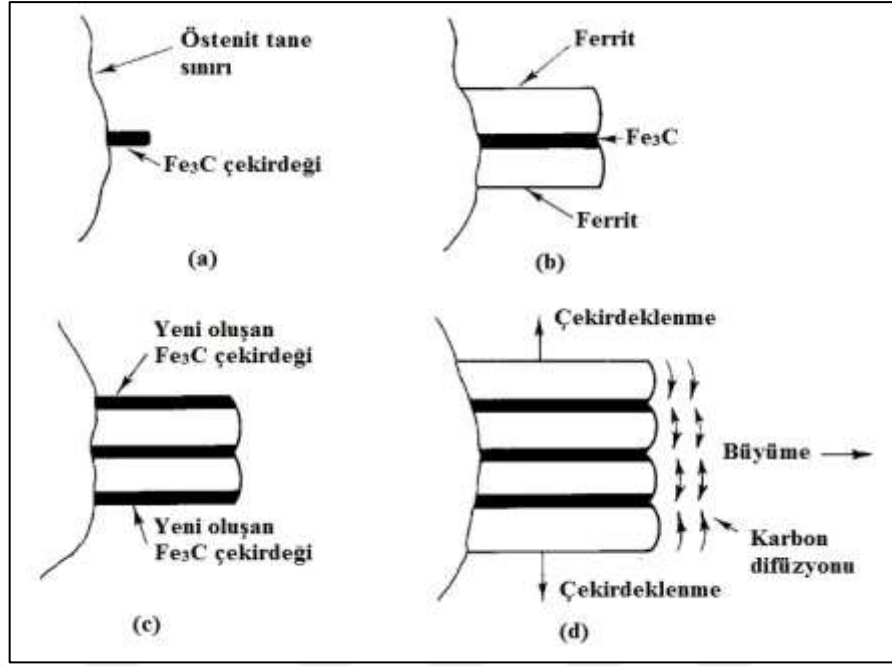
Sertliği yaklaşık 700 HB civarında olup çekme dayanımı 35 MPa'dır fakat basma dayanımının oldukça yüksek olduğu aktarılmaktadır. Birçok ticari çeliğın sertleşmesinde başrol oynamaktadır. Sementit hacim merkezli ortorombik kristal yapısında olup Şekil 3.5. birim hücresi sunulmuştur. Şekil 3.5.'den anlaşılacağı üzere bir birim sementit hücresinde 12 demir atomu ve 4 karbon atomu bulunmaktadır. Kafes parametreleri; $a=6,74\text{\AA}$, $b=5,09\text{\AA}$, $c=4,52\text{\AA}$ dur (Saunders ve ark., 2013).



Şekil 3.5. Fe_3C intermetalik bileşiminin ortorombik birim hücresi (Saunders ve ark., 2013)

3.2.5. Perlit ($\text{Fe}+\text{Fe}_3\text{C}$)

Ağırlıkça %0.8 karbon içeren bir demir karbon bileşiminin östenit bölgesinden yavaşça soğutulmasıyla $723\text{ }^\circ\text{C}$ den sonra ortaya çıkan faza perlit adı verilmektedir. Bu faz ferrit ve sementit fazlarından oluşmaktadır ve ağırlıkça %12 sementit, %88 ferritten meydana gelmektedir. Perlit oluşumu tamamen difüzyonla gerçekleşmektedir. Hillert (1962), perlit oluşumu üzerinde ve oluşum mekanizması hakkında detaylı araştırmalar yapmıştır. Şekil 3.6.'da gösterildiği üzere östenit tane sınırında önce bir sementit çekirdeği oluşmaktadır (a), oluşan bu çekirdeğin yanında ferrit oluşmakta(b) ve büyüme yönüne dik yeni sementit çekirdekleri oluşmaktadır (c), difüzyonla ferrit içinde ki karbon sementite geçmektedir ve büyüme böylece devam etmektedir(d).



Şekil 3.6. Perlit fazının büyüme mekanizması (Porter ve Easterling, 2009)

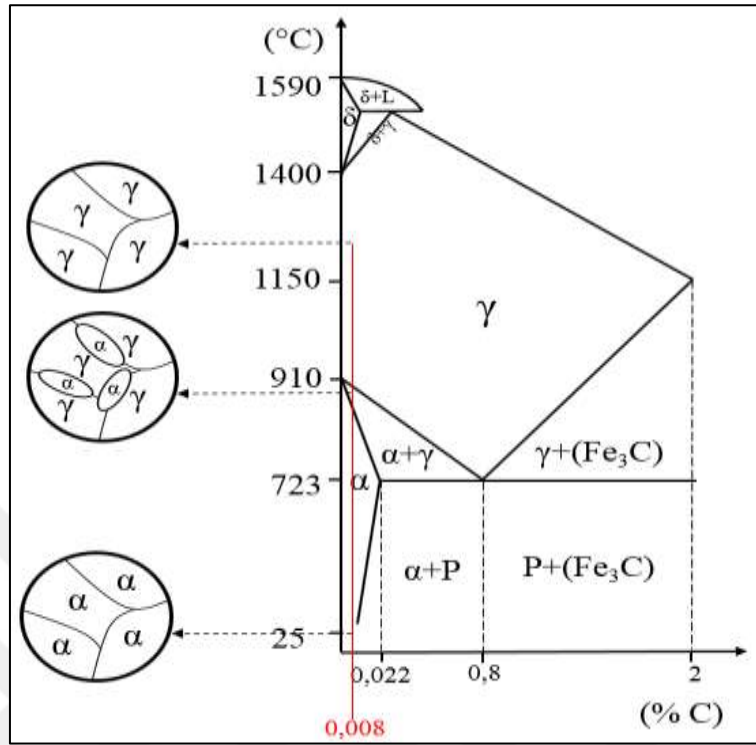
3.3. Çeliklerde Faz Dönüşümleri

Demir-karbon denge diyagramında görüldüğü gibi çelikler, değişen sıcaklıklarda farklı faz ve yapılarda bulunmaktadır. Çelikler bu özellikleri sayesinde birçok ısıtılma işlem proseslerine tabi tutularak çok farklı özelliklere kavuşturulmaktadır. Soğutma işlemi sırasında difüzyonla östenitten ayrılan denge ve yarı denge fazları ferrit, perlit, sementitin oluşması bilinmektedir fakat her zaman ideal şartlarda soğuma gözlenmemektedir. Yeni tanelerin oluşumu düzensiz ve serbest enerjisi yüksek olan tane sınırlarında başlamaktadır. Yüksek soğuma hızlarında ortaya çıkan denge dışı fazlarda mevcuttur. Bu fazlar martenzit ve beynit fazları olarak bilinmektedir. Beynitik fazı denge dışı olmasına rağmen yine difüzyonla gerçekleşirken martenzitik fazı için dönüşüm reaksiyonu çok hızlı olduğu için difüzyondan bağımsız gerçekleşmektedir (Pereloma ve Edmonds, 2012).

3.3.1. Östenitten(γ) Ferritin(α) Oluşması

Ferrit fazı içerisinde $723\text{ }^{\circ}\text{C}$ de ağırlıkça %0.025 karbon atomu çözebilirken oda sıcaklığında bu oran %0.008'e düşmektedir. Ağırlıkça %0-0.008 aralığında karbon içeren bir demir karbon bileşiği östenit bölgesine yani A_3 sıcaklığının üzerine çıkartılıp homojen bir şekilde ısıtılıp daha sonra oda sıcaklığına düşürüldüğünde yapıda ki tüm östenit

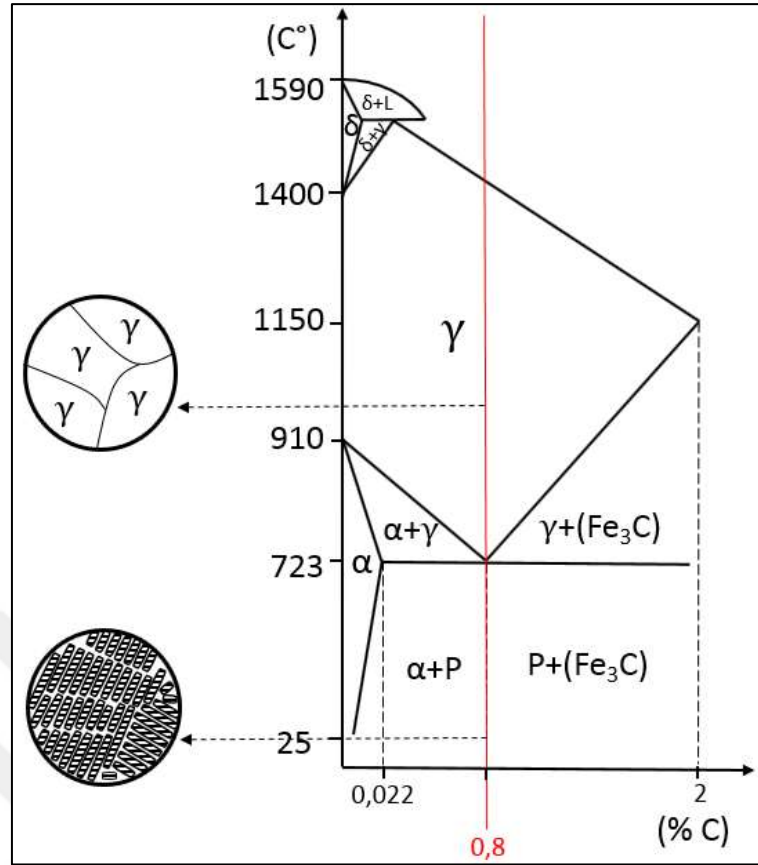
taneleri ferrit tanelerine dönüşmektedir (Hawbolt ve ark., 1985). Bu dönüşüm mekanizması Şekil 3.7.'de sunulmuştur.



Şekil 3.7. Östenit fazından ferrit fazının oluşumu

3.3.2. Östenitten(γ) Perlitin($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) Oluşması

Ağırlıkça %0.8 karbon içeren bir demir karbon bileşiği östenit bölgesine yani A_1 sıcaklığının üzerine çıkartılıp homojen bir şekilde ısıtılıp daha sonra oda sıcaklığına düşürüldüğünde yapıda ki tüm östenit taneleri difüzyon yardımıyla perlit tanelerine dönüşmektedir. Östenitin denge koşullarında %100 perlite dönüşümünün gerçekleştiği bu noktaya ötektoid nokta adı da verilmektedir. Daha önce bahsedildiği üzere perlit fazı ferrit ve sementitten oluşan bir fazdır. Perlit fazının büyümesi ferrit fazı içerisinde ki karbon atomlarının ayrılarak sementit fazına katılmasıyla gerçekleşmektedir (Oliveira ve ark., 2007). Bu dönüşüm mekanizması denge diyagramı üzerinde Şekil 3.8.'de sunulmuştur.

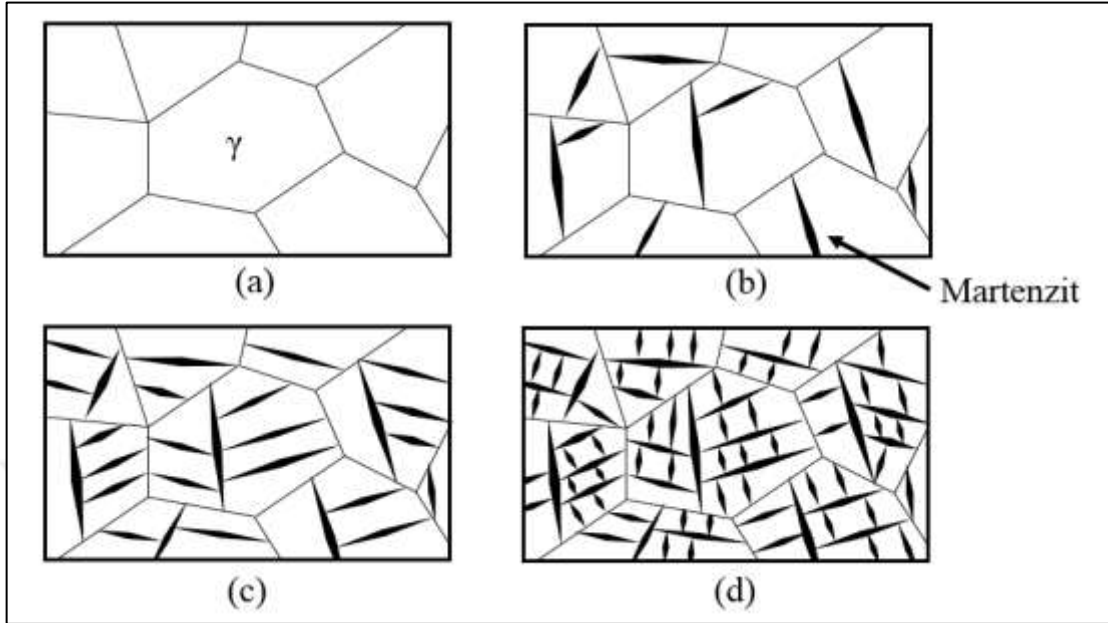


Şekil 3.8. Ötekteoid nokta üzerinde östenit fazından perlit fazının oluşması

3.3.3. Östenitten(γ) Martenzitin Oluşması

Bir demir-karbon bileşiği A_3 sıcaklığının üstüne, östenit bölgesine ısıtılıp çok hızlı bir biçimde soğutulursa martenzit adı verilen yeni bir faz oluşmaktadır. Martenzitik dönüşümler zamandan bağımsız olarak gerçekleşmektedir. Çünkü oluşması difüzyon olmadan meydana gelmektedir ve karbon atomları martenzit kristal yapısında ki arayer bölgelerinde hareket edemedi kalmaktadır. Dönüşüm esnasında difüzyon olmadığında için dönüşüm östenit kafesinin deformasyonu ile gerçekleşmektedir. Böyle bile olsa çok küçük bir zaman dilimi içerisinde martenzit iğneleri östenit fazının içinde oluşmaya başlamaktadır. İlk martenzit tanelerinin oluşmaya başladığı sıcaklık noktasına martenzit başlangıç sıcaklığı denilmektedir. Aşırı soğuma devam ettirildiğinde martenzit oluşumu yapı içerisinde devam etmektedir. Dönüşümün evreleri Şekil 3.9.' da sunulmuştur. Belli bir sıcaklık seviyesine inildiğinde artık dönüşüm devam edememektedir, bu sıcaklık noktasına ise martenzit bitiş sıcaklığı adı verilmektedir. Bu sıcaklığın altında artık yeni martenzit taneleri oluşamamaktadır. Şayet çelik yapıya dönüşüm için gerekli olan süre tanınmazsa henüz yapı içinde ki dönüşüm göstermeyen östenit fazı kalıntı östenit olarak

yer almaktadır. Şekil 3.9. üzerinde yapı içerisinde görülen beyaz bölgeler kalıntı östeniti göstermektedir (Law ve Edmonds, 1980).



Şekil 3.9. Östenit fazından kademeleriyle martenzitin dönüşümü

Martenzit fazının sertlik değerinin yaklaşık 700 HB olduğu ve aşırı kırılgan bir halde olduğu bilinmektedir. Bu durumda çeliğe ekstra bir tavlama işlemi uygulanmaz ise istenilen tokluk değerleri sağlanamamakta ve çelik kullanışsız olabilmektedir. Çelik içerisinde ki karbon miktarına göre oluşacak olan martenzitin türü de değişmektedir. Ağırlıkça %0.6 ve üzeri karbonlu çelikler HMT (Hacim merkezli tetragonal) yapılı plaka martenzite, %0.6 aşağısı çelikler HMK yapılı lata martenzite dönüşmektedir. Martenzit fazı sadece çeliklerde değil katı-katı hal dönüşümü gerçekleşen tüm metal alaşımlarında bulunmaktadır (Atapek, 2006).

3.3.4. Östenitten(γ) Beynitin Oluşması

Bir demir-karbon bileşiği A_3 sıcaklığının üstüne östenit bölgesine ısıtılıp A_1 sıcaklığının altı ile martenzit başlama sıcaklığı arasında bir sıcaklığa hızlıca soğutulursa beynit adı verilen bir faz oluşmaktadır. Beynit fazı; perlit ve martenzit arasında bir yapı olduğu bildirilmektedir. Beynit fazı genellikle ince dağılmış sementit ve dislokasyonca zengin ferritten oluşmakta ve lameler olmayan difüzyonla oluşmuş bir yapıya sahiptir. Mikroyapı görüntüsü düşük karbonlu çeliklerde görülen lata martenzit ile karıştırılabilmektedir. Beynit taneleri daha çok alt tane içerdiğinden temperlenmemiş

martenzite göre daha koyu görünmektedir. Oluşum sıcaklığına göre alt beynit (250 – 400 °C) ve üst beynit (400 – 550 °C) olmak üzere iki farklı türü bulunmaktadır (Loginova ve ark., 2004).

3.4. Çeliklerde Sertleştirme Mekanizmaları

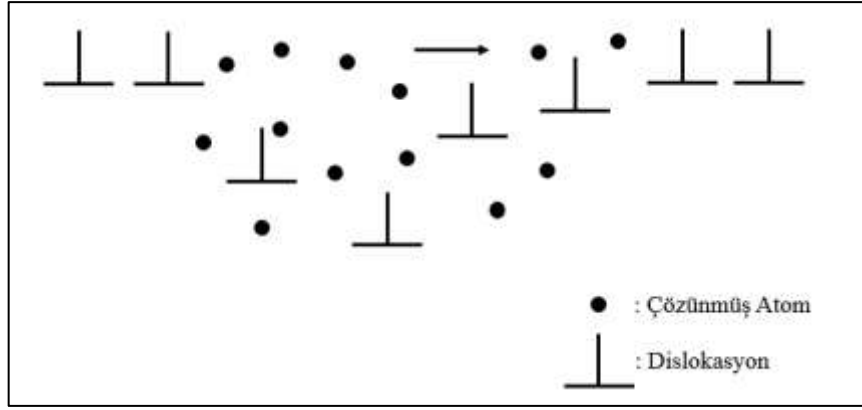
Saf demir çok düşük mekanik özelliklere sahip iken çelikler tokluklarından ödün vermeden birtakım mekanizmalarla çok yüksek sertlik değerleri ve akma noktası elde etmek mümkün olmaktadır. Bir çelik bir veya birden fazla mekanizma ile güçlendirilebilmekte olup, nihai toplam mukavemete hangi mekanizmanın ne kadar etki ettiği tam olarak hesaplanamamaktadır. Çeliklere bu özelliklerini kazandıran mekanizmalar aşağıdaki gibidir.

- Katı ergiyik sertleştirme,
- Çökelti sertleştirme,
- Deformasyon sertleştirme,
- Tane inceltme sertleştirme.

Bu mekanizmaların ortak özelliği; hepsinin arka planında dislokasyon hareketinin kısıtlanması yatmaktadır (Krauss, 2001).

3.4.1. Katı Ergiyik Sertleştirme

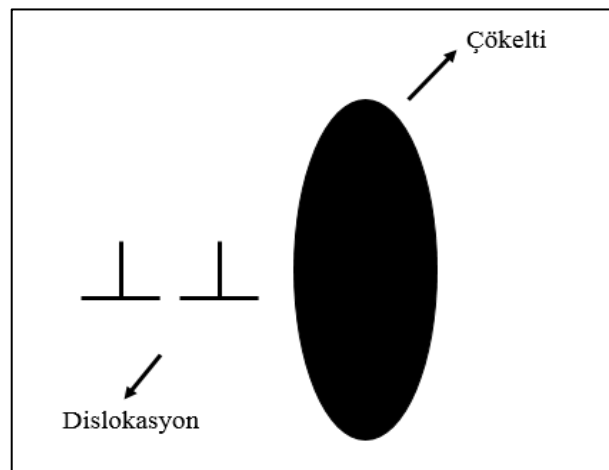
Yapı içerisinde çözünmüş olarak bulunan birtakım atomlar (arayer ve yeralan) vasıtasıyla çeliğe mukavemet kazandıran mekanizma olarak bilinmektedir. Karbon ve azot atomları, ferritik demirin mukavemeti üzerinde çok yüksek bir etkiye sahipken, östenitik demirin mukavemeti üzerinde nispeten daha küçük bir etki ettiği aktarılmaktadır. Kristal kafes içinde çözünmüş halde bulunan yabancı atomlar (arayer ve yeralan) dislokasyonların hareketini kısıtlayarak yapının akma mukavemetini artırmaktadır. Şekil 3.10.'da bir katı ergiyik sertleştirmesinin mekanizmasının şematik görüntüsü sunulmuştur (Dieter, 1988).



Şekil 3.10. Katı ergiyik sertleştirme mekanizmasının şematik görüntüsü

3.4.2. Çökelti Sertleştirme

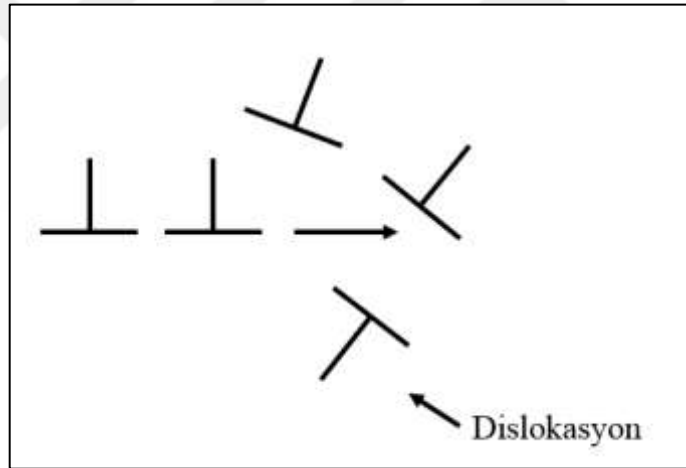
Çeliklerin mikroyapısı incelediğinde; önceden aşırı doymuş olarak çözünen atomların soğuma sonrasında birden fazla faza sahip olduğu görülmektedir. Çeliğin içinde daha az bulunan ikincil fazların tanecikler halinde ana faz içinde çökerek bulunması, çelik içinde ki dislokasyon hareketini kısıtlamakta ve bu sayede mukavemette artış sağlanmaktadır. Bir demir karbon bileşiği A_1 sıcaklığının altına soğutulunca karbon çözünürlüğü de sıcaklıkla azalacağından karbon atomları sementit olarak çökelmektedir. Şayet soğuma işlemi difüzyona müsaade etmeyecek kadar hızlı gerçekleşirse yabancı atomlar çökelmeden aşırı doymuş katı ergiyik şekilde yapıda çözünmüş olarak kalacaktır. Şekil 3.11.'de çökelti sertleştirme mekanizmasının şematik görüntüsü sunulmuştur (Bhadeshia ve Honeycombe, 2017).



Şekil 3.11. Çökelti sertleştirme mekanizmasının şematik görüntüsü

3.4.3. Deformasyon Sertleştirilmesi

Çeliklerin sertleştirilmesinde en etkili mekanizmalardan birisi de deformasyon sertleşmesidir. Kristalin metallerde, metale uygulanan kuvvet miktarı arttıkça metalin kalıcı şekil değişimine olan direnci de artmaktadır. Bunun sebebi artan kalıcı şekil değişimine paralel olarak dislokasyon miktarının da artmasıdır. Örneğin; S355 kalitesinde bir yapı çeliği bir miktar bükülerek plastik şekil değiştirdiğinde yaklaşık 355 MPa olan akma mukavemeti deformasyon miktarına bağlı olarak artış göstermektedir. Bükülen bu malzemeyi tekrar bir deformasyona uğratmak için ihtiyaç duyulan kuvvet daha da artmaktadır (Dzioba ve Lipiec, 2019). Dislokasyon miktarının artışıyla sağlanan bu artış artık yeni dislokasyon oluşumunun sağlanamaması ve dislokasyonların kendisini tutan mekanizmalardan kurtulup yeniden hareketlenmesiyle sonlanır ve kopma olayı gerçekleşmektedir (Dieter, 1988). Şekil 3.12.'de dislokasyon sertleştirilmesinin şematik görüntüsü sunulmuştur.

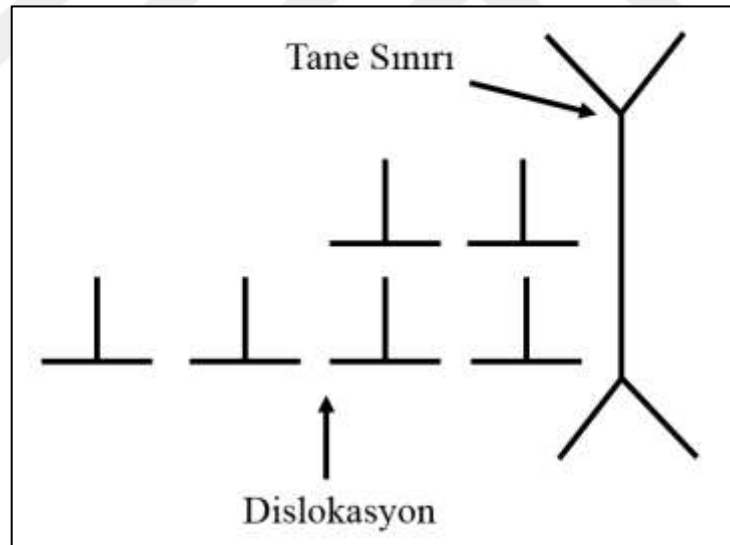


Şekil 3.12. Dislokasyon sertleşmesi mekanizmasının şematik görüntüsü

3.4.4. Tane İnceltme Sertleştirilmesi

Tane inceltme sertleştirilmesi akma noktası ve tokluğun eşzamanlı olarak arttığı tek mukavemetlendirme mekanizması olarak bilinmektedir. Çeliklerde genellikle plaka şeklinde üretilen mikroalaşımli ve HSLA çeliklerinde sıklıkla uygulanmaktadır. Çelikte ki sertlik; artan tane sınırı miktarına bağlı olarak artan dislokasyon yoğunluğundan kaynaklanmaktadır. Toklukta ki artış ise yapıya uygulanan darbe enerjisinin sayıca fazla olan tane ve tane sınırlarında sönümlenmesiyle sağlanmaktadır. 400 MPa ve üzeri akma mukavemetine sahip düşük karbonlu çelikler mukavemetlerinin büyük bir kısmını ince

taneli yapılarından almaktadır. Diğer mukavemet artıcı mekanizmaların aksine tane inceltme işlemi çeliğin darbe geçiş sıcaklığını da düşürmektedir (Weng, 2009). Darbe geçiş sıcaklığı özünde sünek olan bir malzemenin gevrek bir malzeme gibi davranmaya başladığı özel bir nokta olarak tanımlanmaktadır. Tane inceltme işlemi mikroalaşım elementlerinin yardımıyla hadde kontrolü ile yapılmaktadır. Mikroalaşım elementleri Al, Nb, Ti ve V' dur. Bu elementlere mikroalaşım adının verilmesinin nedeni alaşımlama yapılan yapıda miktarlarının toplamı ağırlıkça %0.1'i geçmemesinden kaynaklanmaktadır. Bu elementler çelik içerisinde östenitleme sıcaklıklarında (> 1000 °C) karbür ve nitrür çökeltileri oluşturmaktadır. Bu oluşan çökeltiler östenitin yeniden kristalleşmesini engellemektedir. Soğuma sırasında ise ferritin dönüşmesinde çekirdek görevi görerek oluşacak olan ferrit tanelerinin büyümesini engeller ve tane boyutunu kısıtlı tutarak sayısını artırmaktadır. Ayrıca oluşan bu yeni çökeltiler; çökelti sertleştirmesinde bahsedildiği gibi dislokasyon hareketlerini kısıtlayarak ekstra mukavemet sağlamaktadır (Can, 2010). Şekil 3.13.' de tane inceltme sertleştirme mekanizmasının şematik görüntüsü sunulmuştur.

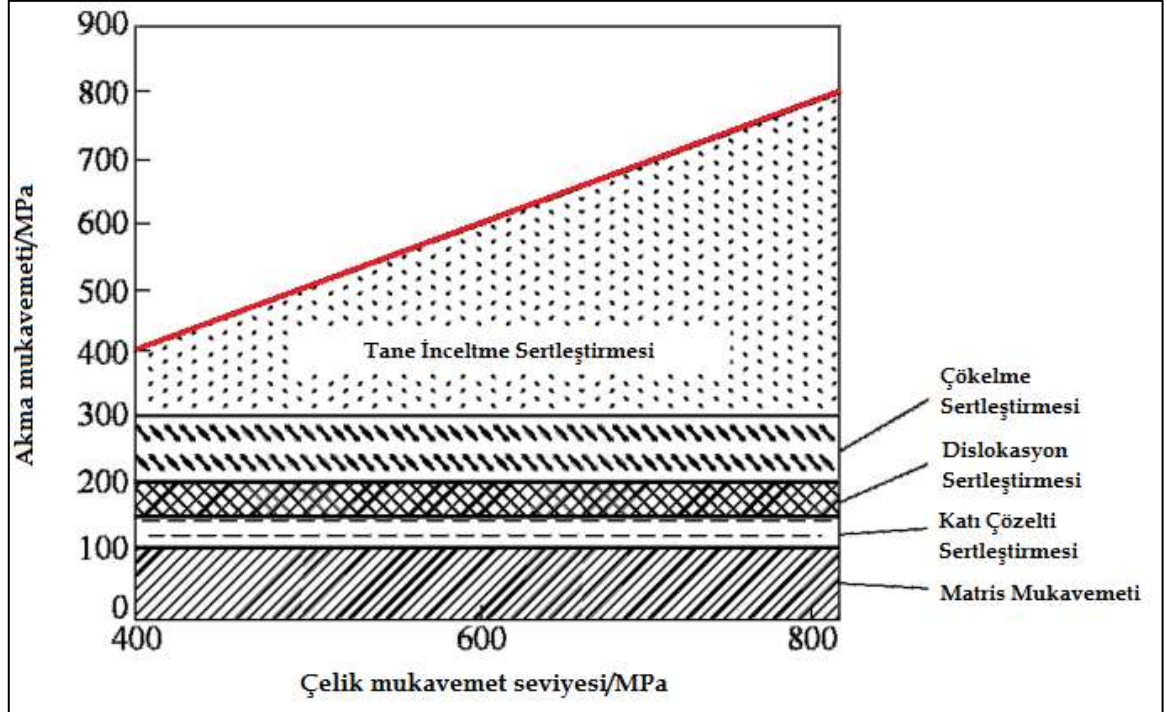


Şekil 3.13. Tane inceltme sertleştirme mekanizması şematik görüntüsü

Tane boyutuna bağlı akma noktasındaki değişim Hall&Petch eşitliği (3.1) ile hesaplanabilmektedir.

$$\sigma_A = \sigma_0 + k_a / d^{1/2} \quad (3.1)$$

Eşitlik (1.1)'den anlaşılacağı üzere tane boyutunun düşmesi akma mukavemetinde artışı sağlamaktadır. Şekil 3.14.' de mukavemet artırıcı mekanizmaların çeliğin akma mukavemetine etkisi sunulmuştur.



Şekil 3.14. Mukavemet artırıcı mekanizmaların bir çelik üzerinde ki etkisi (Weng, 2009)

4. KAYNAK NEDİR?

Kaynak şekil itibariyle cıvata ve perçinli bağlantının aksine şekil sürekliliği gösteren endüstriyel bir imalat yöntemi olarak bilinmektedir. Genel bir ifadeyle temelde ısı enerjisini kullanarak iki ya da daha fazla malzemeyi birleştirme işlemi olarak tanımlanabilmektedir. Kaynak esnasında ana metalin bir kısmı ergitilir ve ihtiyaç duyulması halinde ilave kaynak metali ile önceden hazırlanan kaynak ağzı bölgesi doldurulmaktadır. Kaynak sonrası yapının kesit görüntüsüne bakıldığında sanki yekpare bir parça gibi olduğu gözükmetedir (Anık ve Vural, 1996).

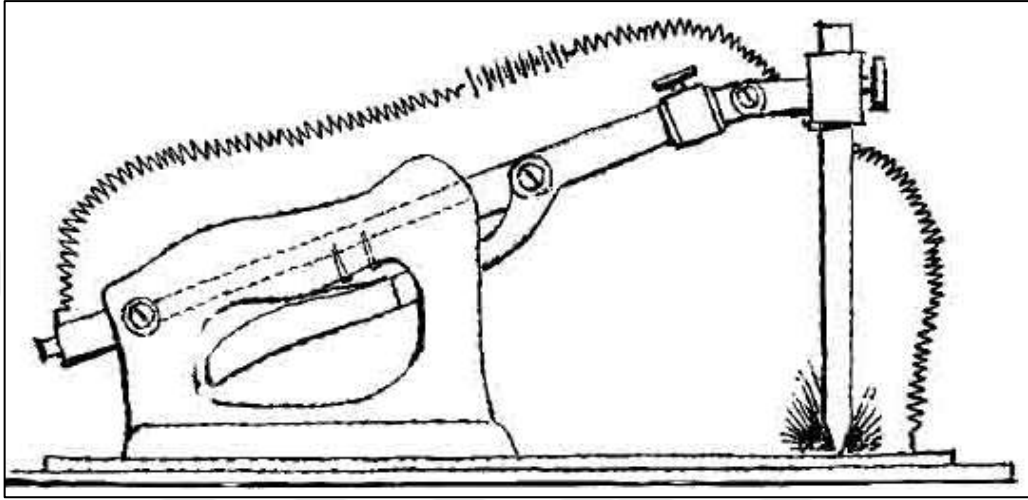
Kaynak tarihine bir göz atmak gerekirse Mezopotamya topraklarında yaşayan Sümerlilere ve kadim Mısır'a kadar gidilmektedir. İlk enerji kaynağı olan ateşle iki metalin ısıtılıp dövülmek suretiyle birleştirildiği tarihi kaynaklarda görülmektedir (Greitmann, 2013). Şekil 4.1.'de M.Ö. 1,400'lü yıllarda yaşamış mızır veziri Rekh-mi-re'nin altın lehimlemesi yaparken resmedilen tableti sunulmuştur. Tabi burada dikkat edilmesi gereken bir nokta vardır tarih M.Ö. 3,000-4,000 yılları olduğu için henüz demir ve çelikten söz etmek mümkün olmamaktadır. Bu tarihlerde kullanılan malzemelerin bakır, kalay, altın ve gümüş olduğu tarihi kaynaklarda görülmektedir.



Şekil 4.1. Altını ısıtarak lehimleme yapan mısır veziri Rekh-mi-re (Roberts, 1973)

Kaynak tarihinde literatürde bahsedilen yöntem aslında kaynak işleminden ziyade lehimleme tekniğini daha çok temsil etmektedir. Çünkü lehimleme tekniğinde ana metal değil yalnızca dolgu metali ergitilmektedir (Kaushish, 2010). Fakat uygulama açısından kaynak ile çok benzer olduğu için aynı kökenli sayılmaktadırlar.

Modern anlamda kaynak anlayışı 1800'lü yıllarda Fransız bilim adamı Auguste de Meristens ve öğrencisi Nikolia Bernados'un pillerin kurşun metal plakalarını birleştirmek için ark ısını kullanmasıyla başlamaktadır. Yapmış oldukları bu çalışmanın patentini aldıktan sonra 1900'lü yıllara kadar demir ve kurşun birleştirmesi için karbon ark kaynağı çok popüler hale gelmiştir. Bernados tarafından geliştirilen elektrod aparatı Şekil 4.2.'de sunulmuştur.



Şekil 4.2. Bernados'un karbon elektrot aparatın genel görüntüsü (Yassin ve ark., 2014)

1800'lü yılların sonunda Rus bilim adamı Nikolay Slavyanov ve Amerikan bilim adamı C.L. Coffin birbirlerinden habersiz olarak eşzamanlı bir şekilde metal elektrotlar üzerine çalışmalarını sürdürmekteydi. Modern kaynak teknolojisi anlayışı tam olarak 20. yüzyılda şekillenmiştir. Bu yüzyılın başlarında bilim adamı Strohmenger kaynak arkını daha stabil hale getiren kaplanmış metal karbon elektrotu tanıtmıştır (Sidhu ve Chatha, 2012). Tüm bu bilimsel gelişmelerle 1900'lerde dikiş kaynağı, nokta kaynağı, flanş alın kaynağı ve projeksiyon kaynağı endüstriyel boyutlarda geliştirilmiştir. Daha sonra araştırmacılar tarafından alçak basınçlı asetilen gazı kullanımını uygun kılan bir torç geliştirilmiştir. Böylece bu dönemde günümüzde az da olsa hala kullanılan gaz kaynağı ve oksî-gaz kesim işlemleri mükemmel hale getirilmiştir.

20. yüzyılda birinci dünya savaşının başlamasıyla ivmelenen ve gelişiminde altın çağı yaşayan sanayi devrimine paralel olarak kaynak teknolojisi de gelişmeye devam etmiş ve günümüzde de gelişimini sürdürmektedir. Lazer Hibrit ve Elektronik Işın Kaynağı olarak bilinen teknikler günümüz teknolojisinde kaynak tekniğinin en gelişmiş yöntemleri olarak yerini almaktadır (Türker ve Tosun, 2017).

4.1. Kaynak Tekniğine Genel Bir Bakış

Kaynak ile birleştirilen bir yapı şekil itibariyle gösterdiği süreklilik ile çok cezbedici olarak görülse de hiç de görüldüğü kadar masum değildir. Çünkü insan gözüyle görülemeyen birtakım metalürjik değişimler yapıda oluşabilecek birçok olumsuzluğu bize göstermektedir. Bu yüzden denilebilir ki kaynak yapmak kaynakçının eline torcu alıp inci gibi kaynak yapmasından daha öte bir süreçtir. Bugün bile havacılık sektöründe kaynaklı imalat yöntemi güvenilirliği tartışılan bir yöntemdir (Türker ve Tosun, 2017).

İdeal biçimde kaynak yapılan bir yapı, hiçbir süreksizliğin olmadığı ve metalin tüm yapı boyunca ayırt edilemeyecek şekilde birleştirildiği kaynaktır ve bu endüstriyel anlamda her zaman mümkün olamamaktadır. Fakat yeterli seviyede hizmet verecek bir kaynak gerekli tedbirlerin alınmasıyla onaylanabilmektedir. Bu yüzden ideal kaynak kavramı ütöpik bir kavram olduğu önceden bilinmelidir. Her kaynak metodu her malzemeye, birleştirme türüne ve geometriye uygun değildir, belli başlı gereksinimlerin doğru saptanması ve uygun kaynak yönteminin seçimi şarttır.

Yapılan kaynak dikişinin NDT (*Non destructive testing*) denilen tahribatsız muayene testlerinden başarıyla geçmesi gerekmektedir. Bu testler yardımıyla yapının yüzeyinde ki olumsuz durumlar tespit edilip mekanik testlere geçilmeden önlem alınabilmektedir. Kaynak işleminin başarılı olması için yüzey hazırlığı çok büyük önem arz etmektedir. Yüzeyde bulunan yağ, kir, pas, nem ve diğer organik filmler ciddi sonuçlar doğurabilmektedir (Hull ve John, 2015).

Kaynaklı yapılarda, kaynak bölgesinde ulaşılan mekanik ve metalürjik özelliklerin ana metalin değerlerine yakın olması arzulanmaktadır. Bu hedefe ulaşılması için birçok parametrenin doğru seçilmesi ve kontrol edilmesi gerekmektedir. Kaynak yönteminde çok fazla girdi ve parametre kontrolü bulunmasından dolayı diğer birleştirme ve imalat tekniklerine göre en zor yöntemlerden biri olduğu kabul bilinmektedir.

Bu parametreler aşağıda verilmiştir:

- Amper,
- Voltaj,
- İlerleme Hızı,
- Kaynak Yöntemi,
- Birleştirme Türü,
- Ön Isıtma Sıcaklığı,
- Pasolararası Sıcaklık (Çok pasolu birleştirmelerde),
- Dolgu malzemesi cinsi,

- Diğerleri...

4.1.1. Kaynakta Mekanizasyon Derecesi

Kaynakta mekanizasyon derecesini kısaca özetlemek gerekirse; bir kaynak işleminin insan gücünden ne kadar bağımsız olduğunu gösteren ifade olarak tanımlanabilmektedir. Çünkü bir kaynak işlemi incelendiğinde çok fazla el ustalığıyla gerçekleşen bir süreç olduğu yadsınamaz bir gerçektir. Hızla büyüyen kaynak endüstrisi beraberinde sektörde rekabet anlayışını da yanında getirmiş ve insan gücünden çok daha hızlı ve verimli çalışan kaynak robotlarına doğru meyil etmektedir (Bär ve ark., 2014). CNC kontrollü kaynak robotlarının el ustalığından çok daha az hata yapması ve kaynakta kaliteyi artırması yine bu fikri desteklemektedir. Mekanizasyon dereceleri ve süreçler Çizelge 4.1.'de sunulmuştur.

Çizelge 4.1. Kaynakta hareket ve çalışma sürecine bağlı mekanizasyon dereceleri

Mekanizasyon Derecesi	Hareket/Çalışma Süreci		
	Torç/İş Parçası Hareketi	Dolgu Metali İlavesi	İş Parçası Değiştirme
Manuel (Elle) Kaynak	Elle	Elle	Elle
Yarı Mekanize Kaynak	Elle	Mekanik	Elle
Tam Mekanize Kaynak	Mekanik	Mekanik	Elle
Otomatik Kaynak	Mekanik	Mekanik	Mekanik

Her kaynak yönteminin mekanizasyon derecesi farklılık göstermektedir. Yöntemlerin mekanizasyon dereceleri kendi bölümlerinde anlatılacaktır.

4.1.2. Kaynakta Polarizasyon

Ark kaynağında iş parçası üzerine bir elektrik akımı uygulanmaktadır. Bu akım genelde özel uygulamaları olan alternatif akım haricinde bir doğru akım kaynağı kullanılarak sağlanmaktadır. Doğru akımda bir pozitif bir de negatif kutup olduğunu bilinmektedir, fakat iş parçası veya elektrotun hangi kutup ile kutuplama yapılacağı da ayrı bir dikkat edilmesi gereken konulardan bir tanesidir.

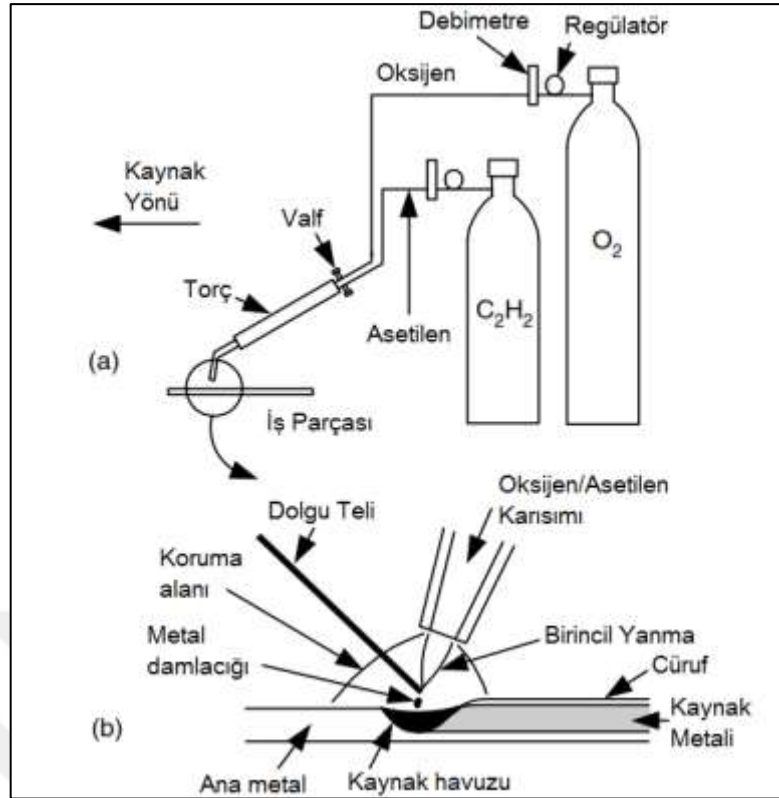
4.2. Kaynak Yöntemleri

Kaynak tekniğinin çok yönlü oluşu ve çok fazla alanda kullanılmasından dolayı çok fazla yöntem bulunmaktadır. Hatta tek bir uygulamaya özel kaynak teknikleri bile geliştirilmiştir. TS EN ISO 4063:2011 standardı kaynak yöntemlerine ayrı ayrı numaralar vermiş ve bakıldığında yaklaşık elli adet kaynak tekniği olduğu görülmektedir. Bu bölümde çok özel kaynak yöntemlerine değinmeden sadece endüstriyel anlamda sık görülen ve popüler olan kaynaklar hakkında bilgi verilecektir.

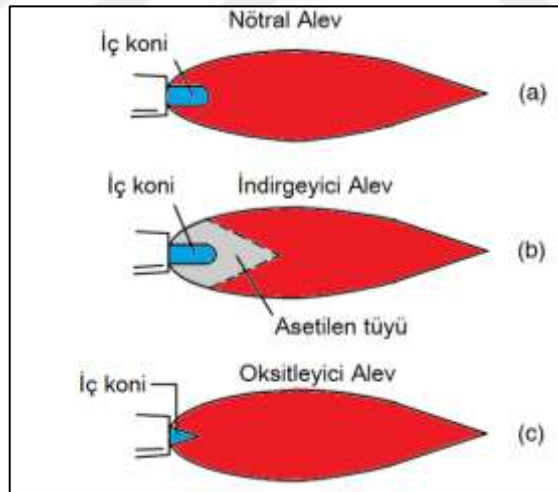
4.2.1. Oksi-Asetilen Kaynağı

1900'li yıllarda asetilenin gazının(C_2H_2) kullanımına uygun torcun gelişimiyle ve oksijen(O_2) gazıyla yanma sonucu sağladığı yüksek ısıyla popüler kaynak teknikleri arasına giren bu yöntem 20. yüzyılın başlarında kaynağa devrim olarak nitelendirilmektedir. Gaz karışımının yanması ile oluşan kaynak alevi ile ana metal ve dolgu teli beraber ergiyerek kaynak yapılmaktadır. Şekil 4.3.'de bir oksi-asetilen gazı yönteminin şematik görüntüsü verilmiştir. Bu yöntemde oksijen ve asetilen oranı çok önem arz etmektedir. Bu orana göre üç alev tipi oluşmaktadır. Şekil 4.4.'de bu oluşabilecek alev tiplerinden bahsedilmiştir. Bunlar nötral alev, indirgeyici alev ve oksitleyici alevdir.

Üç alev türü de farklı amaçlar doğrultusunda kullanılmaktadır. Nötral alev; oksijen ve asetilen miktarının eşit olması durumunda oluşur ve atmosferin oksitleyici etkisinden korunmak için en ideal alev türüdür, birçok metal kaynağından tercih edilmektedir. İndirgeyici alev; asetilen miktarının oksijenden daha fazla olması durumunda oluşur ve asetilenin tamamı yanmadığından iç koni etrafında yeşilimsi renkte asetilen tüyü görülmekte, alüminyum alaşımları ve yüksek karbonlu çeliklerin kaynağında tavsiye edilmektedir. Oksitleyici alev; Oksijen varlığı asetilenden fazla olduğu zaman oluşan alev türüdür. Pirinç kaynağında tercih edilmektedir, çünkü bakır oksit kaynak havuzunu kaplayarak çinkonun kaynak havuzundan buharlaşıp uzaklaşmasını engellemektedir (Kou, 2003).



Şekil 4.3. Oksiasetilen kaynağı: (a) Genel bakış, (b) kaynak bölgesinin detaylı görüntüsü (Kou, 2003)



Şekil 4.4. Oksi-asetilen kaynağında alev tipleri (Kou, 2003)

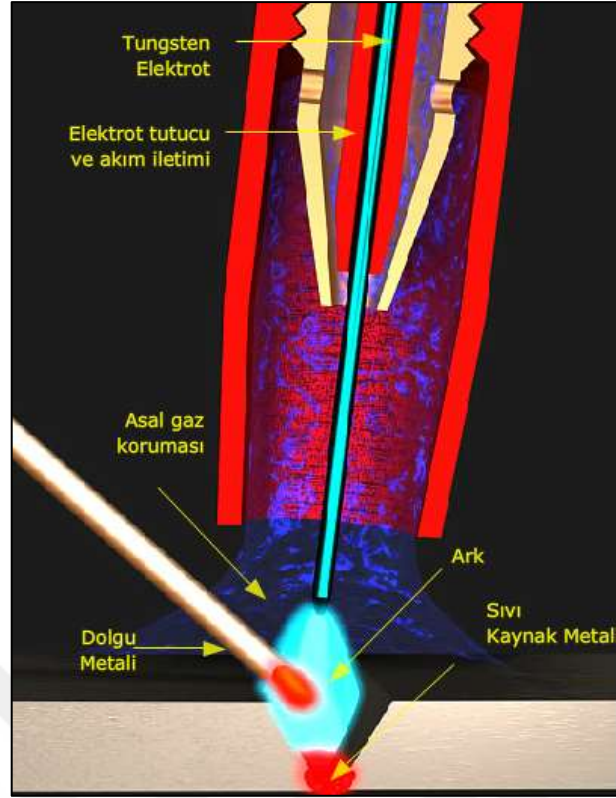
Bu yöntem günümüzde halen uygulaması alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerden (hatta dökme demirlerden) imal edilmiş boru ve plakaların kaynağında başarılı bir şekilde devam etmektedir. Fakat tam mekanizasyona uygun olmayışı, nispeten yavaş oluşu, ustalık gerektirmesi ve 0.8 – 6 mm kalınlık aralığında uygulanabilişi yöntemi dezavantajlı kılmaktadır. Ayrıca asetilenin 2.5 Bar'da patlama özelliği olan bir gaz olduğu

bilinmektedir. Çünkü 2.5 Bar'da asetilen bileşenleri olan hidrojen ve karbon kendi moleküllerine ayrılmaktadır. Ayrışma sırasında yüksek ısı meydana gelmekte ve reaksiyon çok hızlı olduğundan ani patlamalara neden olmaktadır. Asetilenin güvenli kullanılması en uygun basınç 1.5 Bar'dır (Kou, 2003).

4.2.2. TIG (Argon) Kaynağı

Tungsten Inert Gas kelimelerinin baş harfleriyle kısaltılan TIG kaynağı günümüzde sıkça tercih edilen kaynak yöntemlerinden birisi olmaktadır. Torç içinde konumlandırılmış bir tungsten elektrot üzerinden akım geçirilerek iş parçası ile arasında bir ark oluşturulduktan sonra iş parçası ve dolgu malzemesi ergitilmektedir (Durgutlu ve ark., 2005). Bir TIG torç yapısına ait kesit görüntüsü Şekil 4.5.'de sunulmuştur. Bu yöntemde kullanılan koruyucu gazlar ise asal gazlardır. Bu asal gazlar genellikle Helyum ve Argon'dur. Ülkemizde sıklıkla Argon gazı kullanıldığından yöntemin adı "Argon Kaynağı" olarak da bilinmektedir. Yöntem uygulanış itibariyle oksii-asetilen kaynağına benzemektedir. Operatör bir eliyle torcu kontrol ederken diğer eliyle de dolgu malzemesini beslemektedir. Fakat burada ısı kaynağı olarak oksii-gaz karışımı değil elektrik ark enerjisi kullanılmaktadır. Koruyucu gaz olarak kullanılan asal gaz da hem ergiyik kaynak havuzunu hem de tungsten elektrotu atmosferin zararlı etkilerinde korumaktadır. Yöntemde koruyucu gaz olarak asal gaz kullanılmasının esas amacı tungsten elektrotun çok kolay reaksiyona girip bozulmasının önüne geçmektedir (Doruk, 2005).

TIG kaynağının en çok tercih edilme sebeplerinden birisi de asal gaz kullanılmasından dolayı gayet stabil olan ark ile çok geniş aralıkların köprüleme işleminin uygun bir şekilde yapılabilmesidir. Çok karmaşık olmayan ekipmanlarla yapılabilirliği ve tüm kaynak pozisyonlarında uygulanabilirliğinden; petrol ve doğalgaz boru hatlarında alın kaynağı birleştirmelerinin kök pasolarında sıklıkla tercih edilmektedir. Ayrıca sıçrantısız bir kaynak olmasından ürünlerde estetik açıdan önem arz eden birçok alanda kullanılmaktadır.



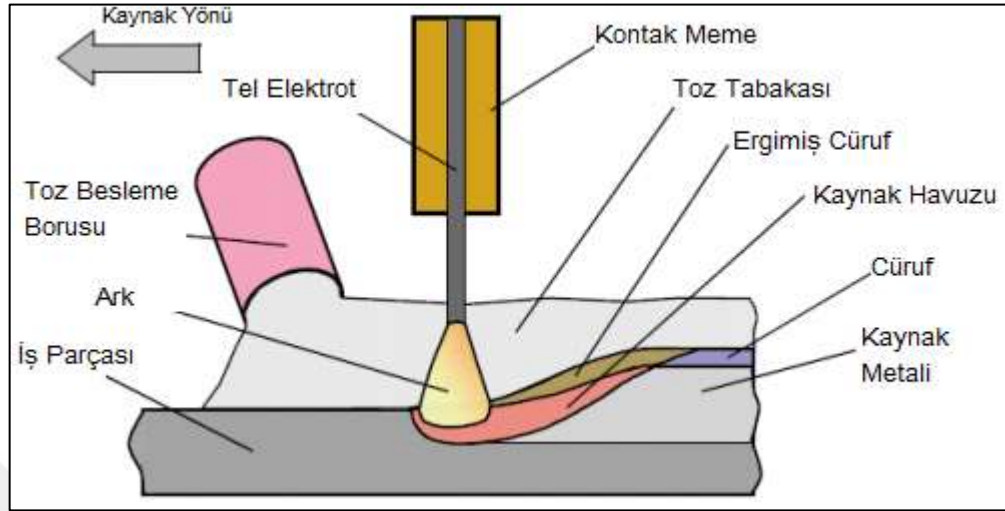
Şekil 4.5. TIG kaynak yönteminin kesit görüntüsü (Weman, 2011)

Yöntemin en büyük dezavantajı ise uygulamasının zor oluşu ve mekanizasyon derecesinin düşük olmasıdır. Torç ve dolgu malzemesi operatör tarafından kontrol edildiği için hata oranı yüksek olabilmektedir. Gelişen teknoloji ile soğuk tel besleme ünitesi ile dolgu teli otomatikleştirilse dahi bu cihazlar çokta yaygın değildir. Ayrıca ergitme gücünün nispeten düşük olmasından yalnızca kök paso ve ince (0.5- 5 mm) kalınlıklara sahip iş parçalarında ekonomik olmaktadır. Çelik malzemelerde kutuplama DC (-) olarak yapıldığından, iş parçası tungsten elektrota kıyasla daha fazla ısınmaktadır. Bu durum ince tane yapılı ve martenzit içeren çeliklerde yöntemi dezavantajlı kılmaktadır (Weman, 2011).

4.2.3. Tozaltı Kaynağı

Endüstriyel kaynak yöntemleri arasında yığma oranı en yüksek kaynak yöntemlerinden birisidir. Bu yöntemde ark eriyen tel elektrot ve iş parçası üzerinde yanmaktadır. Ark ve kaynak havuzu özel hazırlanmış bir toz ile örtülmekte ve ilk koruma bu toz ile sağlanmaktadır (Yavuz ve ark., 2005). Arkın oluşturduğu ısı ile eriyen toz sıvı haldeyken kaynak banyosunu korumaya devam etmektedir. Bu yöntemle ark ve kaynak

banyosunun üstü kapalı olduğu için ısı verimi de oldukça yüksektir. Şekil 4.6.'da tozaltı kaynak yönteminin şematik yapısı sunulmuştur.

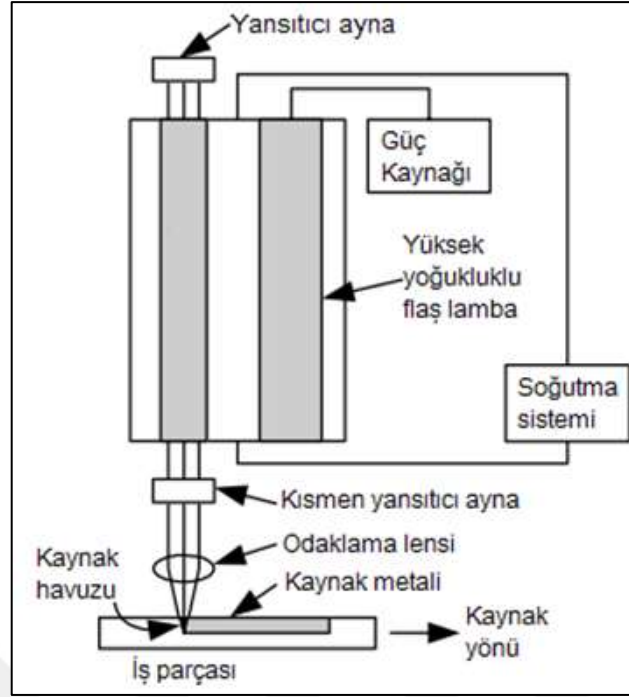


Şekil 4.6. Tozaltı kaynak yönteminin şematik yapısı (Kou, 2003)

Bu yöntemde kullanılan dolgu teli ve tozun karakteristik olarak uyumlu olması son derece önemlidir. Her malzeme türü için ayrı ayrı seçilen tel-toz kombinasyonları arktan alınan ısı enerjisiyle meydana gelen kimyasal reaksiyonların bir sonucu olarak kaynak metaline deoksidasyon ve alaşım desteği sağlamaktadır. Ayrıca cürufun kaynak havuzuna uyguladığı fiziksel temas sonucu kaynak dikiş formunun düzgün olmasını sağlamaktadır. Yöntem yarı mekanize şeklinde mekanize edildiğinden endüstriyel açıdan çok kalın kesitli parçaların kaynağında sıkça tercih edilmektedir. Bu yöntem karmaşık bir düzenek gerektirdiğinden uygulama alanı kısıtlıdır. Tozun kaynak banyosu üzerinde muhafaza edilmesi ayrıca bir zorluk getirdiğinden farklı ve zor kaynak pozisyonlarında uygulanması pek mümkün olmamaktadır (Yavuz ve ark., 2005).

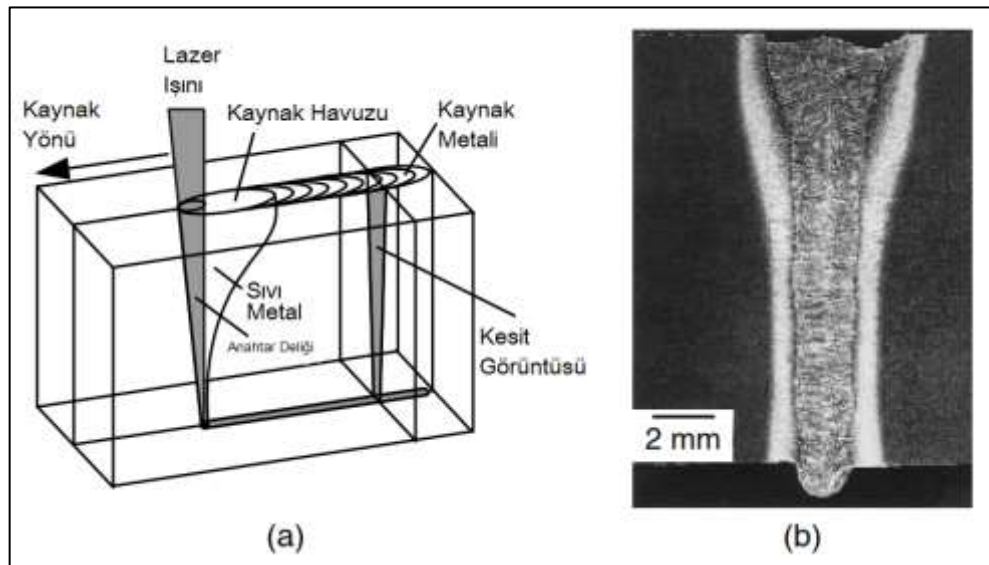
4.2.4. Lazer Işın Kaynağı

Lazer ışını kaynağı; metalleri bir lazer ışınıyla ısıtarak ergiten ve birleştiren bir kaynak yöntemidir. Lazer ışını bir katı hal lazeri veya bir gaz lazeri ile üretilebilmektedir. Her iki durumda da lazer ışını yüksek güç yoğunlukları elde etmek için optik araçlarla odaklanmakta ve kaynak bölgesine yönlendirilmektedir (Kou, 2003). Şekil 4.7.'de lazer kaynağına ait şematik görüntü sunulmuştur.



Şekil 4.7. Lazer ışını kaynak yöntemi şematik görüntüsü (Kou, 2003)

Lazer kaynak yönteminde yapılan kaynağa anahtar deliği tekniği adı verilmektedir. Çünkü kaynaklı yapının kesit görüntüsüne bakıldığında anahtar deliğine benzerliği görülmektedir. Şekil 4.8.'de görüldüğü üzere kaynak ağzı hazırlığı olmadan ve ilave dolgu teli kullanılmadan 20 mm'ye kadar kaynak yapmak mümkün olmaktadır. Bunun üstünde ki kalınlıklarda ise ilave dolgu teli verilmesi gerekmektedir (Kaplan, 1994).

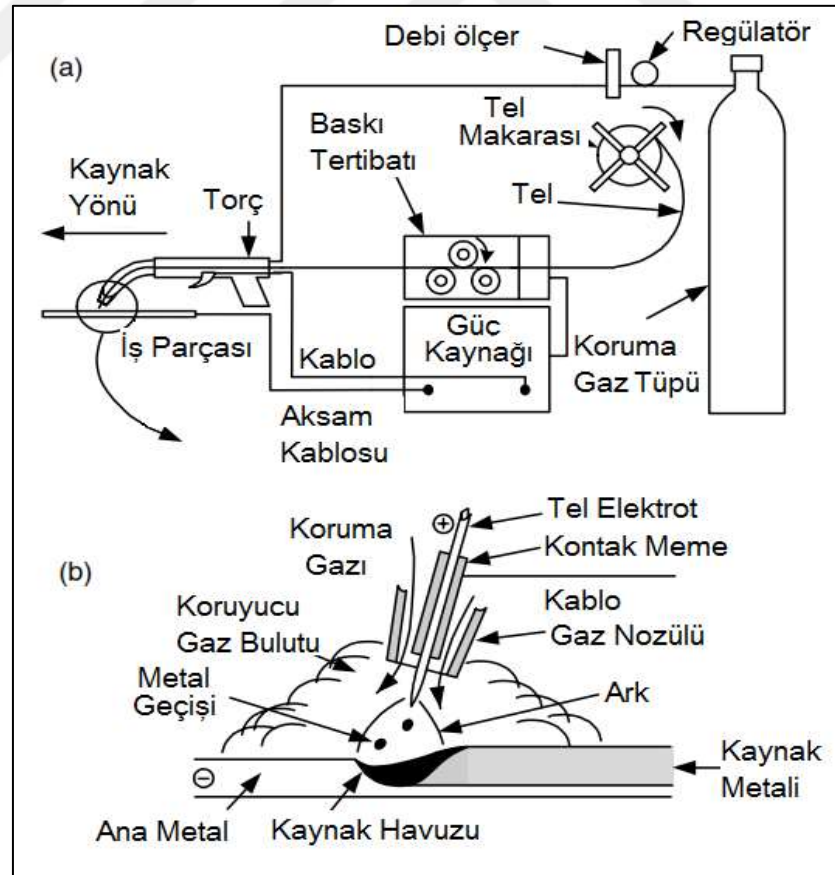


Şekil 4.8. (a) Lazer kaynak yöntemi, (b) kesit (anahtar deliği) görüntüsü (Kou, 2003)

Yöntem son derece yüksek kaynak hızda ve farklı pozisyonlarda kaynak yapılabilmesi ve mekanize edilebilmesi açısından çok avantajlıdır. Fakat ilk yatırım maliyetinin yüksek oluşu ve çalışma sahasının getirdiği kısıtlamalardan dolayı ekonomik açıdan zorlayıcı olduğu bilinmektedir.

4.2.5. MIG-MAG Gazaltı Kaynağı

Gazaltı kaynağı, sürekli beslenen bir dolgu telinin kontak meme içerisinde geçip kutuplanarak koruyucu gaz altında ark oluşturarak iş parçasını birleştirme yöntemi olarak tanımlanmaktadır. Şekil 4.9.'da gazaltı kaynak tekniğine ait şematik görüntüler sunulmuştur. Kaynak havuzu; aktif veya asal gazlar ile havanın olumsuz etkilerinden korunmaktadır. Çeliklerin kaynağında aktif gazlar, demir dışı metallerin kaynağında ise genelde asal gazlar kullanılmaktadır. Yöntem kullanılan gazın cinsine iki farklı yöntemle ayrılmaktadır. Aktif gaz ile yapılan işleme MAG (*Metal active gas*), asal gazla yapılan işleme ise MIG (*Metal inert gas*) adı verilmektedir. Bu iki yöntemin ekipmanları ve uygulanışında çok fazla farklılık bulunmamaktadır (Eryürek, 2003).



Şekil 4.9. (a) Gazaltı kaynağının genel şekli, (b) kaynak işleminin kesit görüntüsü (Kou, 2003)

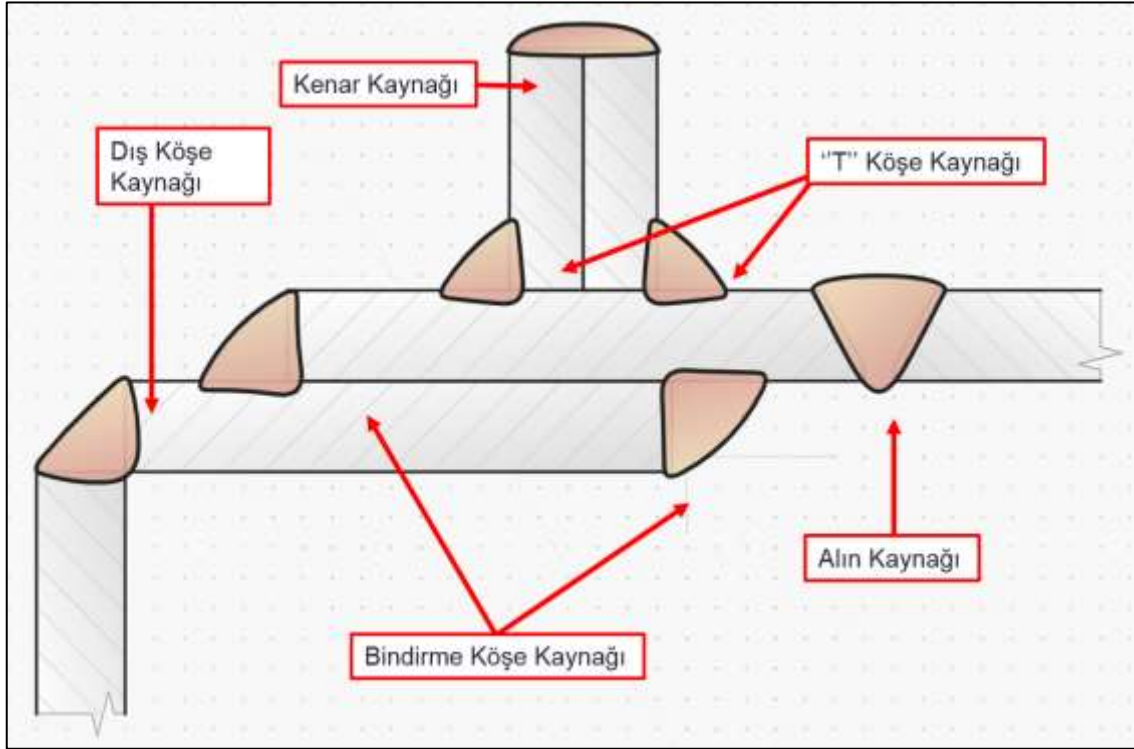
Bu yöntemde tel besleme üniteleri kaynağın ekonomik verimini etkilemektedir. Dakikada 1,5 metre ile 30 metre arasında tel yığma hızlarına ulaşılabilir. Yüksek yığma hızlarında kaynak yapmak için sıvı soğutmalı torç donanımları ve yüksek elektrik verim oranı olan kaynak makinaları gerekmektedir. Tel elektrot baskı makarası ile tel sürme makarası üzerine bastırılmaktadır. Baskının miktarı ve makaranın yatak şekli kullanılan telin türüne bağlı olarak manuel olarak ayarlanmaktadır. Eğer baskı düşük olursa tel elektrot düzenli şekilde sisteme sürülemez. Şayet baskı fazla olursa da tel deforme olarak kontak memeden geçişte sorunlar yaşanabilmektedir. Yumuşak malzemelerde (alüminyum, paslanmaz çelik) U yatak, sert malzemelerde (ferritik) V yatak kullanılmaktadır (Anık ve Tülbentçi, 1982). Bu yöntemde koruyucu gaz olarak kullanılan gazlar aşağıda ki gibidir.

- Argon,
- Helyum,
- Argon + Helyum,
- Argon + CO₂,
- Argon + O₂,
- Argon + H₂,
- CO₂.

Kullanılan gazlarının kaynak banyosunu koruma görevi olarak fonksiyonları aynıdır fakat ısı ve elektrik iletkenliği açısından çok farklı karaktere sahip oldukları bilinmektedir. Asal gazlarda Argon'un elektriksel iletkenliği, Helyum'un ise ısı iletkenliğinin daha iyi olduğu bilinmektedir (Tanaka ve ark., 2008). Diğer gazlar ise belli oranlarda biri veya ikisi karıştırılarak karışım gazlar elde edilmiş olur. Aktif gaz olarak sadece CO₂ gazı tek başına kaynak gazı olarak kullanılmaktadır. CO₂ gazı kaynağa derinlemesine nüfuziyet açısından iyi sonuçlar vermekte olup miktarı arttıkça çapaklanma ihtimalini artırmaktadır (Wahba ve ark., 2015). Kaynak gazında çok az miktarlarda bile O₂ miktarı damlacıkların yüzey gerilimi azaltarak yani pinç kuvvetini artırarak daha küçük damlacıklar halinde kaynak havuzuna katılmasını sağlamaktadır fakat oksidasyonu artırmaktadır (Kah ve ark., 2013). Bu da kaynak sonrası oluşan silikat tabakasını artırmaktadır. Kaynak gazı içinde kullanılan H₂ ise derinlemesine ve enlemesine nüfuziyet elde edilmesinde ve kısa ark bölgesinde daha düzgün damlacık geçişi sağlamaktadır (Anık ve Tülbentçi, 1982). MIG/MAG kaynağında kullanılan koruyucu gazlar TS EN ISO 14175 standardında standartlaştırılmıştır. Yöntem gelişen robot teknolojisine entegre olup sahip olduğu yüksek yığma özelliğinin verdiği avantajla tümüyle mekanize edilebilen bir yöntemdir. Bu sebeple endüstriyel açıdan sıklıkla tercih edilmektedir.

4.3. Birleştirme Türleri

Bir yapıyı kaynakla birleştirmek için belirli şekillerde çatımı yapılmaktadır. Kaynak sonrası yapı üstüne etkileyecek statik ve dinamik yüklere dayanımı, uygulanan yükün geçişini tasarım esnasında belirlenen birleştirme türü belirlemektedir. Kaynak birleştirme yöntemleri TS EN ISO 9692:2004 standardında tanımlanmakta olup Şekil 4.10.'da şematik olarak sunulmuştur.



Şekil 4.10. Plaka kaynağında birleştirme türleri

4.3.1. Kenar Kaynağı

Genellikle ince et kalınlıklarına (0,5-3 mm) sahip birleştirmelerde kaynak ağzı hazırlığı olmadan daha büyük kalınlıklarda kaynak ağzı yapılan birleştirme türüdür. Parçanın kenarlarına yapılan kaynak sonucu iki levha kalınlık yönünde birleştirilmiş bir tek levha gibi görünmektedir.

4.3.2. Alın Kaynağı

Neredeyse tüm kalınlıklarda uygulanabilen iki levhanın alın altına getirilerek belirli kaynak ağzı hazırlığı ile yapılabilen birleştirme türüdür. Kaynak sonrası oluşan kalınlık dışı formlar tıraşlandığında iki plaka tamamen tek bir plaka gibi olmakla beraber

tam nüfuziyet sağlanmaktadır. Plakalar arası kök boşluğu olması gerektiğinden uygulama zorluğu bulunmaktadır.

4.3.3. Dış Köşe Kaynağı

İki plakanın köşelerinin birbirine dik açı ile konumlandırılıp dış kısmından yapılan kaynak işlemidir. Kutu formunda ki yapılarda ağırlıktan tasarruf edilmek için tercih edilmektedir.

4.3.4. Bindirme Köşe Kaynağı

Sonsuz kalınlıkta ki bir plaka üstüne yerleştirilen bir diğer plakanın kenarlarından yapılan kaynak işlemidir. Sonsuz kalınlıktaki plakaya rijitlik ve mukavemet sağlamak için yapılmaktadır.

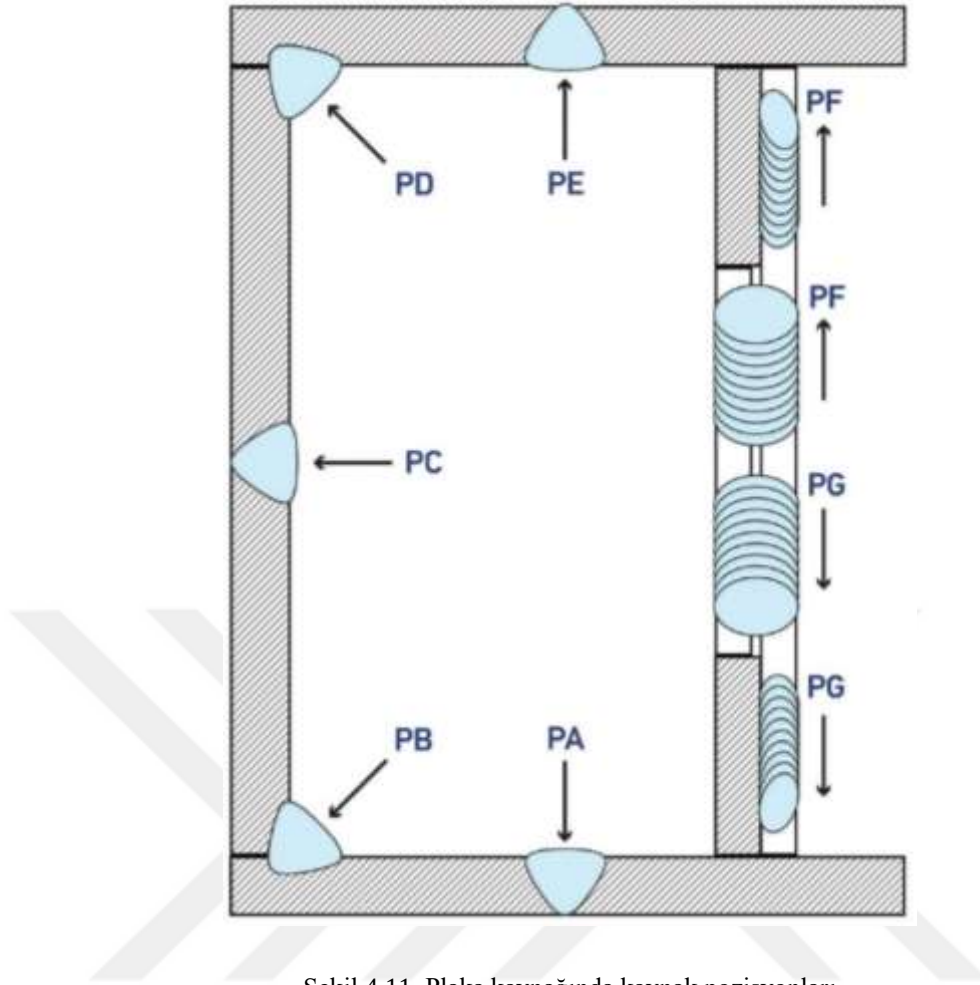
4.3.5. Köşe Kaynağı

İki plakanın birbirine dik açı ile bir plakanın yan duvarı üstüne gelecek şekilde yapılan kaynak işlemidir. Şayet kaynak işlemi dik plakanın iki tarafına yapılırsa “T” köşe kaynağı adını alır. Kolay uygulanması ve yapıya sağladığı uzun yorulma ömrü sayesinde tasarımcılar tarafından sıkça tercih edilmektedir.

4.4. Plaka Kaynak Pozisyonları

Kaynak esnasında ergiyik kaynak havuzu yerçekimi kuvvetinin etkisiyle aşağıya doğru akma eğilimi göstermektedir. Bu sebepten kaynak havuzunun ark önüne akmasının önüne geçilmesi gerekmektedir ve bunun için TS EN ISO 6947 standardında tavsiye edilen pozisyonlar kullanılmaktadır. Şekil 4.11.’de plaka kaynağında kullanılan kaynak pozisyonları sunulmuştur.

PA ve PB pozisyonları kaynak için en uygun ve ideal pozisyonlardır. Uygun ısı girdisinin ayarlaması ile amatör kaynakçıların bile yüksek kalitede kaynak dikişi elde etmesini sağlamaktadır. Tüm malzeme ve kalınlık türlerinde kaynak işlemi rahatlıkla yapılabilir.



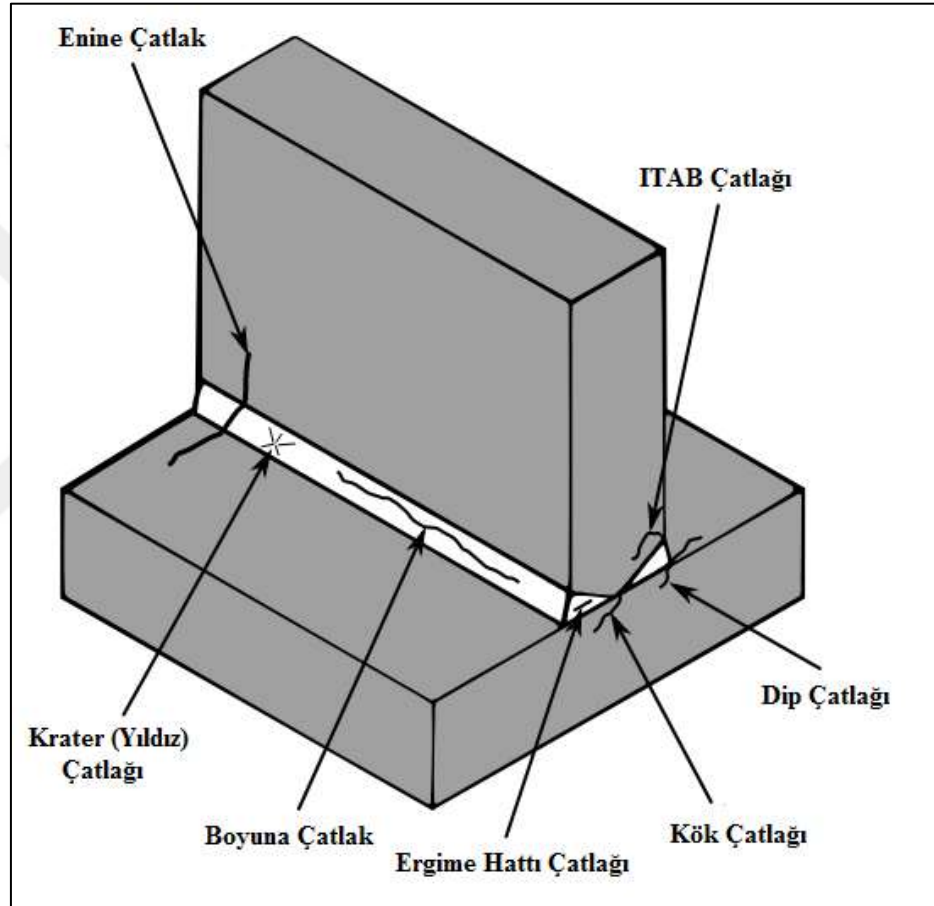
Şekil 4.11. Plaka kaynağında kaynak pozisyonları

PC pozisyonunda yapılan kaynak işleminin çok hızlı yapılması gerekmektedir. Duvar pozisyonu da denilmektedir. Herhangi bir salınım hareketi yapılması mümkün değildir. Hızlı yapılması gerektiğinden manuel olarak uzun süre yapılması mümkün olmadığından robotize edilmesi daha çok tercih edilmektedir. Özellikle lazer kaynağı yönteminde alın kaynaklarında tercih edilmektedir.

PD, PE, PF ve PG pozisyonları da kaynak banyosunun yere ve arkın önüne akmasını önlemek için hızlı veya farklı tekniklerle yapılan zorunlu pozisyonlardır. Bu pozisyonlar özellikle elektrot kaynağı için özel örtülü elektrotlar kullanılmaktadır. TIG kaynağında düşük amperlerde çalışıldığında tüm pozisyonlarda kaynak yapmak mümkün olmaktadır. MIG/MAG kaynağında ise kısa arkla PF pozisyonun da özel tekniklerle kaynak yapmak mümkündür. PC pozisyonu en düşük ısı girdisine PF pozisyonu ise en yüksek ısı girdisine sahip yöntemdir.

4.5. Çelik Yapıda Çatlak Türleri

Çelik yapılarda kaynak işlemi tamamlandıktan hemen sonra veya belli bir süre geçtikten sonra farklı yön ve şekillerde çatlamlar meydana gelebilmektedir. Çatlak barındıran bir çelik yapı hele ki tekrarlı yükler altında çalışıyorsa çatlak boyunun kritik bir seviyeye ulaşmasından sonra akma noktasının çok altında kalıcı deformasyona uğrayabilmektedir (Raj ve ark., 2002). Şekil 4.12.'de kaynaklı bir yapıda görülebilen çatlak türleri şematik olarak gösterilmiştir.

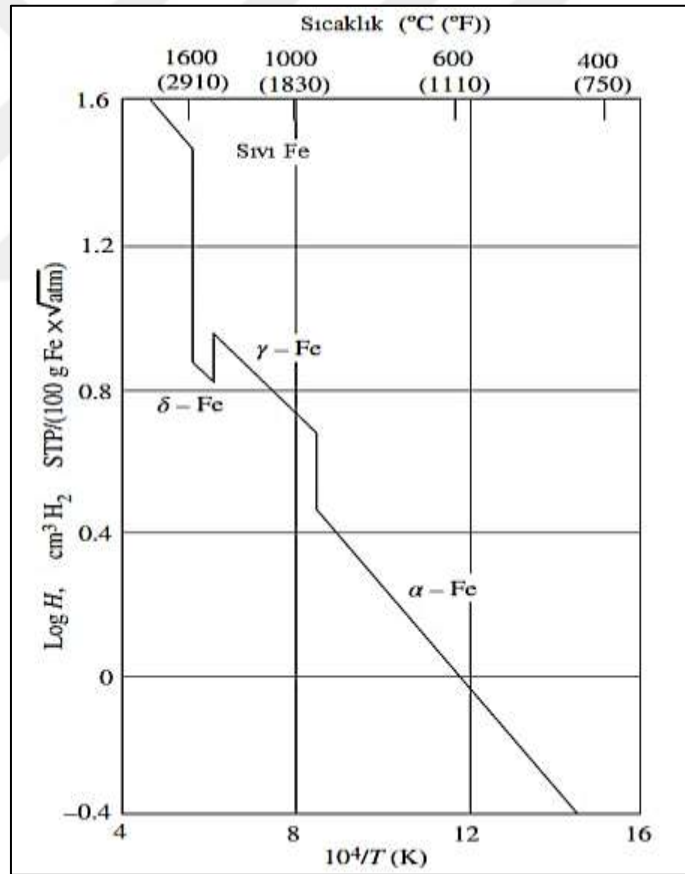


Şekil 4.12. Kaynaklı yapılarda görülen çatlak türleri (Raj ve ark., 2002)

4.5.1. Soğuk Çatlak

Hidrojen çatlağı olarak da bilinmektedir. Özellikle ince taneli ve/veya yüksek mukavemetli (Çekme mukavemeti $\geq 1,000\text{MPa}$), ferritik/martenzitik mikroyapı içeren çeliklerde atomik ve yayınabilir hidrojen miktarının fazla olması durumunda ortaya çıkabilmektedir. Çatlak kaynaktan hemen sonra değil de belli bir süre sonra ortaya çıkmasından dolayı gecikmeli çatlak olarak da isimlendirilmektedir. Hidrojen çatlağı

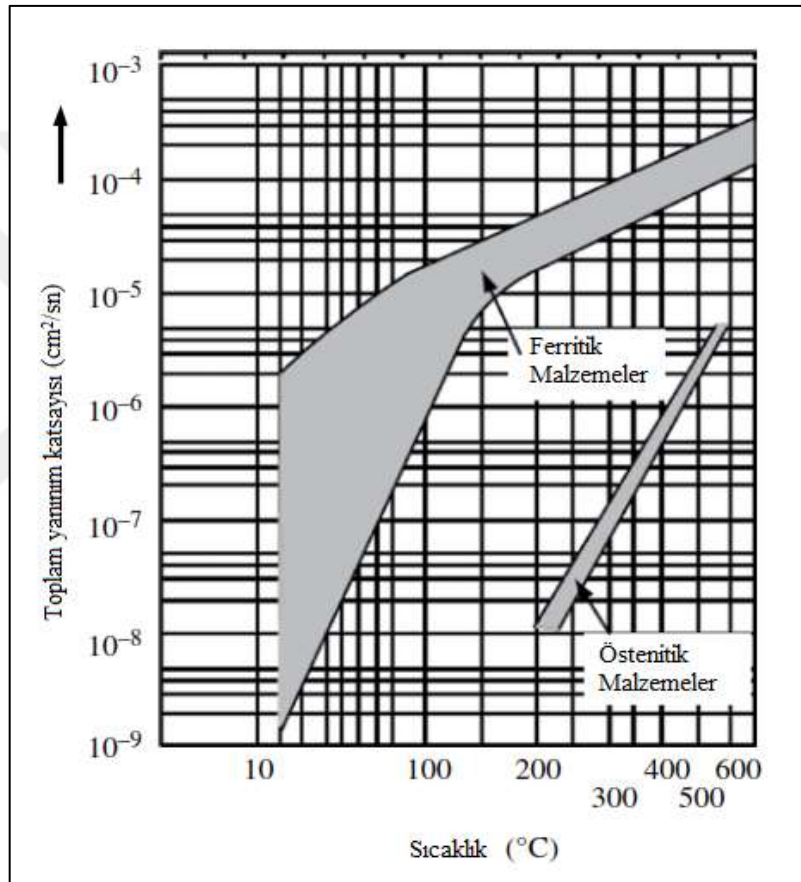
HMK yapıya sahip metallerde çok kısıtlı çözünürlüğü sahiptir. Bu durumdan dolayı oda sıcaklığında bile çok hızlı atom hareketliliğine sahip, HMK yapılarda çözünemeyen hidrojen atomları yüksek enerjili bölgeler olan tane sınırlarında moleküler hale gelip yüksek seviyede iç basıncın oluşmasını sağlamaktadır. Oluşan bu iç basınç çok az bir kuvvet ile, bu genellikle soğuma sonrası oluşan kalıntı gerilmeler olup atomlar arası bağları kopartıp, ucu yapının yüzeyine kadar ulaşan çatlamlar oluşturarak çelik yapıyı kullanılamaz hale getirmektedir (Bailey ve ark., 1993). Atomik boyutta ki hidrojen ergimiş kaynak havuzunda oldukça hareketlidir ve hızla çevresinde ki ITAB'a yayılabilmektedir (Lippold, 2015). Şekil 4.14. incelendiğinde hidrojenin yüksek sıcaklıklarda demirde önemli bir çözünürlüğünün var olduğu, yayınının da oldukça yüksek olduğu ve ferritik yapılarda ki çözünürlüğün azalan sıcaklıkla beraber düşerek sıfırın altına indiği görülmektedir. (Lesnewich, 1993).



Şekil 4.14. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak demir atomunda hidrojen çözünürlüğü (Lesnewich, 1993)

Kaynak metali ve ITAB soğudukça hidrojen difüzyonu hala yüksektir ve ITAB'a difüze olmaya devam etmektedir. Hem ferritik demir (HMK) hem de östenitik demir

(YMK) için hidrojen difüzyon verileri Şekil 4.15.' de verilmiştir. 100 °C'nin altındaki sıcaklıklarda bile hidrojenin ferritik (HMK) mikroyapıda oldukça hareketli olduğu anlaşılmaktadır. Bu bilgiler ışığında bu çatlak türüne neden gecikmeli çatlak adı verildiği de anlaşılmaktadır çünkü oda sıcaklığında bile önemli bir difüzyon kabiliyetine sahip olduğu görülmektedir. Hidrojen çatlama tüm mühendislik malzemeleri arasında en kolay çelik yapılarda meydana gelmektedir. Sebepleri arasında en öne çıkan faktör; çelikte ki karmaşık dönüşüm mekanizmaları ile martenzit yapının kolay oluşabilmesi gösterilmektedir (Lippold, 2015).

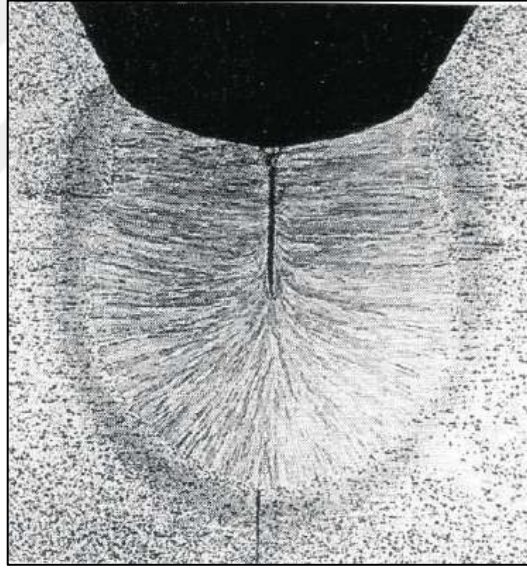


Şekil 4.15. Sıcaklığa bağlı olarak ferrit ve östenitte hidrojen yarımlarının grafiği (Bailey ve ark., 1993)

Hidrojen çatlaklarının tam anlamıyla önüne geçmek mümkün olmadığı için birtakım önlemler alınarak minimize edilmesi tavsiye edilmektedir. Bu önlemlerden en etkili olanı çelik üreticilerinin belirlediği sıcaklıklarda kaynak öncesi veya sonrası ön tavlama yapmaktır. Ön tavlama çeliğin soğuyarak oda sıcaklığına gelmesi için gerekli olan süreyi uzatmakta ve bu sayede yapı içinde çözünmüş hidrojenin yapıyı terk etmesi için ilave bir zaman tanımaktadır. Ayrıca çeliğin türüne bağlı olarak sert ve kırılgan fazların oluşması için gereken aşırı soğuma etkisini azaltmaktadır.

4.5.2. Sıcak Çatlak

Kaynak bitiminde hemen oluşan ve katılaşma çatlakları olarak da bilinen çatlak türüdür. Solidus (katılaşma) sıcaklığı bölgesinde tane segregasyonu ile oluşmaktadır. Tane sınırında ergime noktası düşük olan metallerin toplanarak ve oluşan gerilime dayanamayarak çatlaması sonucu oluşmaktadır. Sıcak çatlaklar daha çok tane sınırları boyunca uzanmaktadır bu sebepten tanelerarası bir yapıda bulunmaktadır. Genellikle yüksek alaşımlı ve istenmeyen elementlerin (fosfor ve özellikle kükürt) miktarı fazla olan çeliklerde görülmektedir. Ferritik çeliklerde manganlı kaynak dolgu malzemesi kullanmak kükürdü bağlayacağından tercih edilebilmektedir. Paslanmaz çeliklerde ise bir miktar delta-ferrit içeren dolgu malzemesi kullanılmaktadır. Düşük kaynak banyosu ile kaynak yapmak segregasyonu azaltacağından çatlama riskini azaltmaktadır (Böllinghaus ve ark., 2008). Şekil 4.16.'da sıcak çatlamış bir kaynak dikişinin makro görüntüsü sunulmuştur.



Şekil 4.16. Bir sıcak çatlakın x20 büyütmede makro görüntüsü (Anık ve Vural, 2007)

4.6. Ön Isıtma Sıcaklığı

Ön ısıtma; kaynak yapılacak olan yapının, kaynak sırasında soğuma hızını düşürmek için kaynaktan önce uygulanan bir ısıtma işlemi olarak tanımlanmaktadır. Düşük karbonlu çelik yapılara uygulanan ön ısıtma işleminin en önemli amacı soğuk çatlama riskini minimize etmektir. Olayı detaylandırmak gerekirse:

- Çelik yapı içinde sıcaklığın etkisiyle hidrojenin yapıyı rahat terk etmesini sağlamak (Lippold, 2015),
- Hızlı soğumanın etkisiyle oluşabilecek Martenzit gibi sert ve kırılgan fazların oluşumunun önüne geçilmesi (Blondeau, 2013).

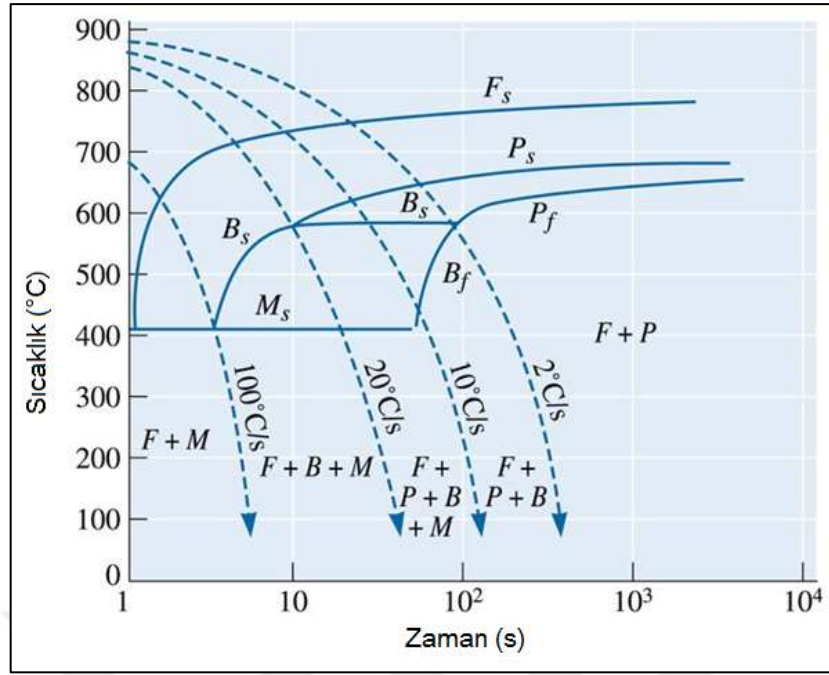
Östenitik paslanmaz çelikler için ön ısıtma işlemi uygulanmaz iken ferritik ve dubleks paslanmaz çeliklerde soğuk çatlama riskinden dolayı bir miktar ön ısıtma işlemi uygulanmaktadır.

Kaynak yapılan çelik yapının dönüşüm sonrası hangi faza veya fazlara sahip olacağı CTT diyagramlarıyla kontrol edilmektedir. CTT diyagramları; belirli bir kimyasal kompozisyona sahip bir çeliğin faz dönüşümünün sıcaklık ve zamana bağlı olarak değişimini göstermektedir (Zhao ve ark., 2003). Kaynak işlemi yapılırken malzemeyi belli bir sıcaklıkta bekleme durumu söz konusu olmadığından dönüşümler için izotermal dönüşüm diyagramları değil sürekli dönüşüm diyagramları kullanılmaktadır. Şekil 4.17.' de dört farklı soğuma hızının nihai yapı üstünde ki etkisi sunulmuştur.

Kaynaklı yapılarda ön ısıtma işlemi soğuma hızını yavaşlattığından soğuma okları sağ tarafa doğru kaydığı bilinmektedir. Bu da yapıda oluşabilecek denge dışı fazlar olan martenzit ve beynit oluşumunu zorlaştırmaktadır. Burada dikkat edilmesi gereken nokta şudur ki her çelik farklı soğuma eğrilerine sahip olduğundan tüm çeliklerde aynı soğuma hızlarında aynı yapılar elde edilememektedir. Çünkü alaşım elementlerinin varlığı dönüşüm diyagramında faz eğrilerini sağ tarafa doğru kaydırmaktadır. Bu da bize alaşım elementi varlığının artmasının; daha düşük soğuma hızlarında bile denge dışı fazların oluşumunun mümkün olduğundan kaynak kabiliyetinin sınırlı olduğunu göstermektedir.

Alaşım elementlerinin varlığını çeliğin sertleşmesinde karbon elementine oranla sayısal olarak veren birçok karbon eşdeğeri ($C_{eş}$) formülasyonu geliştirilmiştir. Düşük alaşımlı çelikler için bunlar arasında en çok kabul gören ve kullanılan formül IIW (Uluslararası Kaynak Cemiyeti) tarafında geliştirilen formüldür ve Eşitlik (4.1) de sunulmuştur.

$$C_{eş} = C + Mn/6 + ((Cr + Mo + V)/5) + ((Ni + Cu)/15) \quad (4.1)$$



Şekil 4.17. Dört farklı soğuma hızıyla soğutulmuş ağırlıkça %0.2 C içeren bir çelikte görülebilen fazlar (Callister, 2007)

Şayet çeliğin kimyasal kompozisyonu biliniyorsa hemen karbon eşdeğeri hesaplanıp Çizelge 4.2.' ye göre ön ısıtma yapılırsa oluşabilecek çatlama riskinin azalabileceği bilinmektedir (Hinton ve Wiswesser, 2008).

Çizelge 4.2. Karbon eşdeğerine göre gerekli ön ısıtma gerekliliği

Karbon Eşdeğeri (%)	Ön Isıtma Sıcaklığı (°C)
0.45 >	Gerekmez
0.45 - 0.60	100 - 200 °C
0.6 <	200 - 300 °C

Fakat çeliğe uygulanacak ön ısıtma sıcaklığının belirlenmesinde sadece kimyasal kompozisyonun tek başına yeterli olmadığı düşünülmektedir. Uygulanan ısı girdisi, kaynak ağzı hazırlığı, birleştirme türü ve parça kalınlığı kaynak için verilen ısının yapı geneline iletilmesinde yani soğumasında etkili olduğu için bu faktörlerde göz önünde bulundurulması gerekmektedir. Daniel Seferian geliştirmiş olduğu ön ısıtma sıcaklığı formülüne parça kalınlığını da dahil ederek ön ısıtma sıcaklığını daha uygun hale getirmeyi amaçlamıştır. Karbon eşdeğeri için yine kendisinin geliştirdiği formül kullanılmaktadır. Formülde “d” ile gösterilen parça kalınlığı farklı kalınlıklarda ki birleştirmeler için kalın olan parçaya göre seçilmektedir (Lazić ve ark., 2011).

$$C_{s-es} = C + (Cr + Mo)/9 + Ni/18 + 7Mo/90 \quad (4.2)$$

$$C_d = C_{s-es}(1 + 0,005d) \quad (4.3)$$

$$T_{önısıtma} = 350(C_d - 0,25)^{1/2} \quad (4.4)$$

Ön ısıtma sıcaklığı sabit nokta olmayıp bir değerler aralığıdır. Çünkü dönüşüm diyagramlarından anlaşılacağı üzere çelikler tek bir noktada dönüşüm geçirmemekte, belli sıcaklık aralıklarında dönüşüm geçirmektedirler. Aynı şekilde düşünüldüğünde ön ısıtma sıcaklığının da bir alt-üst noktasının olduğu kavramını çıkarmak doğru bir yaklaşım olarak kabul edilmektedir.

4.7. Pasolararası Sıcaklık

Yapılan kaynak işlemi şayet çok pasolu ise her paso arasında kaynak bölgesinin sıcaklığının ölçülmesi gerekmektedir. Bu durum ön ısıtma sıcaklığı kadar önemli olmaktadır çünkü bir paso sonrası kaynak bölgesi henüz tam soğumamıştır ve oldukça yüksek sıcaklıklardadır. Kullanılan malzeme ince taneli bir çelik ise yüksek ısı girdisi nedeniyle metalürjik değişimlere bağlı olarak arzu edilen nihai mekanik özelliklerin yakalanması zorlaşacaktır ve yapının sertliğinde düşme gözükülebilecektir. Olaya dönüşüm diyagramları gözüyle bakıldığında pasolararası sıcaklık noktası ön ısıtma sıcaklığının en üst limiti olarak düşünülebilmektedir (Funderburk, 1998).

4.8. Kaynak Dolgu Malzemeleri

İnce kesitli malzemelerin (0.5-3 mm) kaynağı haricinde birçok malzemenin kaynak ile birleştirilebilmesi için dışardan ilave bir metal ergiyik kaynak banyosuna dahil edilmektedir. Bu konuda anlatılan kaynak dolgu malzemeleri ve atfedilen standartlar; gazaltı kaynak tekniğinde kullanılan ve makara şeklinde kullanılan teller ile alakalıdır. Bu ilave dolgu malzemelerden birtakım özellikler beklenmektedir:

- Kimyasal kompozisyonu ana metalle aynı veya yakın olmalı,
- Mekanik özellikleri ana metalle aynı veya yakın olmalı.

Dolgu malzemesinin ana malzeme ile benzer özellik taşıması son derece önem arz etmektedir. Çünkü yapılan kaynak işlemi sonrası çelik yapı önceden hesaplanan yük

taşıma kapasitesine ve yorulma ömrüne ancak bu şekilde sahip olduğu bilinmektedir. Gazaltı kaynak telleri iki şekilde üretilmektedir, bunlar masif teller ve özlü tellerdir. Masif teller önce sıcak haddeleme ile 5-6 mm kalınlığında üretilmektedir. Daha sonra soğuk tel çekme işlemi uygulanarak nihai kalınlığa ulaşmaktadır. Arzu edilen tel çapı küçüldükçe uygulanan tel çekme operasyon sayısı da artmaktadır. Bu esnada soğuk şekil değişiminden dolayı yapıda deformasyon sertleşmesi görüldüğünden tellere yumuşatma tavlama uygulanmaktadır. Tavlama esnasında yüzeyde oksitlenme oluşma riski olduğundan tavlama ya vakum ortamında ya da koruyucu gaz ortamında yapılmaktadır. Ara çekme kademelerinde tellere yüzey kaplaması yapılmaktadır. Bu sayede kontak memeden geçerken sürtünme kuvveti azalacak ve tel atmosferin zararlarından korunabilecektir. Özlü teller; iç kısmında birtakım toz ve minerallerin bulunduğu masif tellere göre daha yüksek yığılma verimlerinin elde edildiği kaynak dolgu malzemeleridir. İlk olarak ürün haddelenerek yassı hale getirilmektedir. Daha sonra U şekline getirilerek gerekli mineral ve metalik öz ile doldurulmaktadır. Ağız kısmı kapatılarak mikro kaynak işlemiyle boşluksuz hale getirilmektedir (Anık ve Vural, 1996).

Kaynak dolgu malzemeleri içerdiği kimyasal bileşime bağlı olarak farklı karakterlerde ve mikroyapılarda olabilmektedir. Çelikler için bunlar genellikle ferritik, östenitik ve dubleks olarak üç sınıfta ele alınabilmektedir.

4.8.1. Ferritik Kaynak Dolgu Malzemeleri

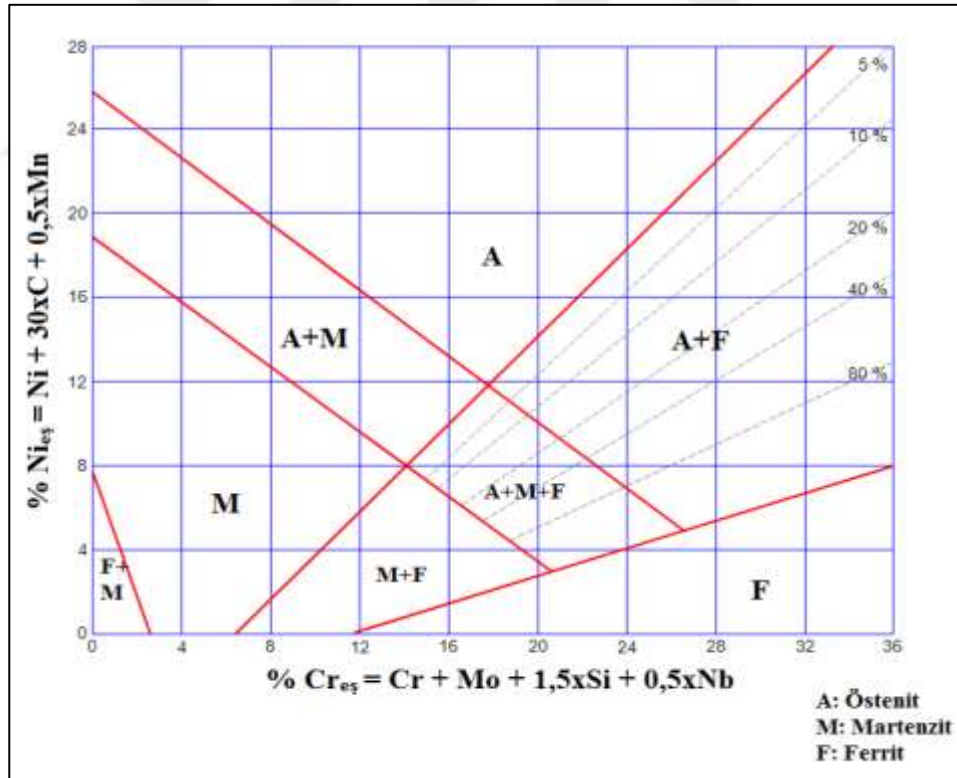
Düşük karbonlu çelikler için ferritik dolgu malzemeleri birkaç standartta verilmektedir. Bunlar:

- EN ISO 14341 (Düşük Mukavemetli-Masif Tel)
- EN ISO 16834 (Yüksek Mukavemetli-Masif Tel)
- EN ISO 17632 (Düşük Mukavemetli- Özlü Tel)
- EN ISO 18276 (Yüksek Mukavemetli- Özlü Tel)

Kaynak dolgu malzemesi olan teller soğuk tel çekme işlemi ile üretildiğinden karbon oranları çok kısıtlı tutulmaktadır. Karbonun olmadığı yerde çelikte mukavemetten bahsetmek mümkün olmamaktadır. Karbon azlığından dolayı oluşan mukavemet kaybı krom, nikel ve molibden ilavesi ile sağlanmaktadır. Bu dolgu malzemelerinin matris yapıları soğuma hızlarına göre ferritik/martenzitik olduğundan dolayı yüksek mekanik özellikler elde edilmektedir. HMK yapıdan dolayı darbe geçiş sıcaklığı görülmekte olup yapı içerisinde hidrojen ve azot gibi gazların çözünürlüğü kısıtlı kalmaktadır.

4.8.2. Östenitik Kaynak Dolgu Malzemeleri

Östenitik kaynak dolgu malzemeleri genel olarak paslanmaz sınıfı çeliklerin kaynağında kullanılmak amacıyla üretilmektedir. Bir çeliğin paslanmaz çelik vasıflarını taşıyabilmesi için TS EN 10088 standardına göre ağırlıkça minimum %10,5 krom ihtiva etmesi gerekmektedir. Krom elementi aslında ferrit teşvik edicidir fakat genel olarak paslanmaz çeliklerde nikel de kullanıldığından ve nikelin östenit teşvik edici gücünün oda sıcaklığında baskın gelmesinden dolayı matris yapısı östenitik karakterde olmaktadır. Östenitik dolgu malzemeleri TS EN ISO 14343 ve TS EN ISO 17633 standartlarında sınıflandırılmıştır. Matris yapısı östenitik olmasından dolayı ferritik dolgu malzemelerine göre nispeten daha düşük mekanik özellikler sergilemektedir. Fakat YMK yapıdan dolayı darbe geçiş sıcaklığı görülmemekte ve çok düşük sıcaklıklarda bile yüksek tokluk değerlerine sahip olabilmektedirler. Östenitik dolgu malzemelerinden bahsedildiğinde schaeffler diyagramıyla nihai metal durumunun matris yapısı hakkında fikir sahibi olunabilmektedir. Şekil 4.18.'de schaeffler diyagramı sunulmuştur.



Şekil 4.18. Schaeffler diyagramı (Barnard, 2017)

Kimyasal kompozisyonu bilenen bir çeliğin Schaeffler diyagramında ki konumunun tespit edilebilmesi için Krom ve Nikel eşdeğerlerinin hesaplanması

gerekmektedir. Nikel eşdeğeri Eşitlik (4.5)'de, Krom eşdeğeri ise Eşitlik (4.6)'da sunulmuştur.

$$\%Ni_{eş} = \text{Nikel} + 30x(\text{Karbon}) + 0.5x(\text{Mangan}) \quad (4.5)$$

$$\%Cr_{eş} = \text{Krom} + \text{Molibden} + 1.5x(\text{Silisyum}) + 0.5x(\text{Niyobyum}) \quad (4.6)$$

4.8.3. Dupleks Kaynak Dolgu Malzemeleri

Dupleks kaynak dolgu malzemelerine ait özel bir standart bulunmamaktadır ve paslanmaz çelik standardı olan TS EN ISO 14343 standardında yer almaktadırlar. Schaeffler diyagramında A+F bölgesinde görülmektedir. Yapı olarak kabaca eşit oranda hem ferrit hem de östenitik yapı ihtiva ettiği görülmektedir. Bunun neticesi olarak iki yapının özelliklerini barındırmaktadır. Mekanik özellikleri ferritik ve östenitik dolgu malzemelerinin arasındadır.

4.9. Kaynakta Isı Girdisi

Isı girdisi; uygulanan amper, voltaj ve ilerleme hızına bağlı olarak oluşan, birim uzunlukta ki kaynak işlemini gerçekleştirmek için kullanılan enerjidir. Eşitlik (4.7)'de hesaplama yöntemi sunulmuştur.

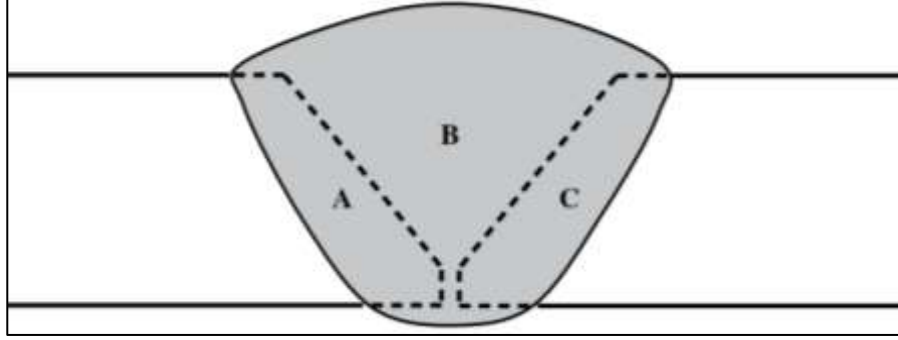
$$\text{Isı Girdisi(J/cm)} = (\text{Amper} \times \text{Voltaj} \times 60) / 1000x(\text{Kaynak ilerleme hızı(cm/sn)}) \quad (4.7)$$

Kaynak işlemi sırasında tüm yapı homojen olmayan ısıtma ve soğutma işlemine tabi olduğundan uygulanan ısı enerjisinin kontrol edilmesi son derece önem arz etmektedir. Yeterli seviyede olmaması durumunda; ilave edilen dolgu metali ve ana metal tam anlamıyla ergitilemediğinden nüfuz etmeme sorunu yaşanabilmektedir. Yüksek seviyede ısı girdisinde ise ana malzemede bir takım metalürjik değişikliklere sebep olup mekanik mukavemetlerde düşüşe neden olabilmektedir (Quintino ve ark., 2013).

4.10. Kaynakta Nüfuziyet

Yapılan kaynak işleminin kalitesini ve işçiliğini belirleyen en önemli faktör kaynaktaki nüfuziyet durumudur. Kaynakta ki dış görünüş hiçbir zaman dolgu metali ve ana metalin ergitilip birbirine bağlanmasını doğru şekilde göstermemektedir. Bu sebepten

tüm kaynak kesitinde iki ana malzemenin doğru şekilde ergitilip dolgu metali ile birleştirilmesi sağlanmalıdır. Şekil 4.19.'da bir alın kaynağı kesitinde nüfuziyet durumu gösterilmiştir.



Şekil 4.19. Bir alın kaynağında nüfuziyet durumu (Kou, 2003)

$$\text{Nüfuziyet (\%)} = (A+C) / (A+B+C) \times 100 \quad (4.8)$$

Sayısal olarak nüfuziyet oranı (4.8) eşitliğinde verildiği gibi ölçümlenebilmektedir. Kesiti alınmış bir parçada kaynak alanının ilk kaynak ağzı hazırlığı yapılan çatım ölçüsünde kaynak alanı içinde kalan alana oranı bize bu değeri vermektedir.

4.11. Karbon Çeliklerinin Kaynaklanabilirliği

Bir metal malzemenin kaynaklanabilirliği; yapı ve imalat yöntemi ile sınırlı kalmaktadır. Çelik malzeme grubunda ise kaynaklanabilirliğin ölçüsü Karbon eşdeğeri (C_{eq}) olarak kabul edilmektedir. Karbon eşdeğer değeri yükseldikçe çeliklerde kaynaklanabilirlik azalmaktadır. Karbonlu çelikler daha önce anlatıldığı gibi ön ısıtma şartlarının sağlanması ile sınırlı derecede olsa kaynağa uygun hale getirilebilmektedir (De Meester, 1997).

4.12. Çelik Yapıya Isının Etkisi

Malzemelerin iç yapılarının ve fazlarının değişimi soğuma hızları ve ısı geçmişi ile doğrudan ilişkili olduğu bilinmektedir. Mekanik özelliklerde ki artış veya azalış soğuma hızının etkisiyle oluşan mikroyapısal dönüşümlerin sonucunda ortaya

çıkmaktadır. Kimyasal kompozisyonu bilinen bir çeliğe ait mekanik özelliklerde ki değişimin uygulanan ısıl işleme göre değişimi Çizelge 4.3.' te gösterilmiştir.

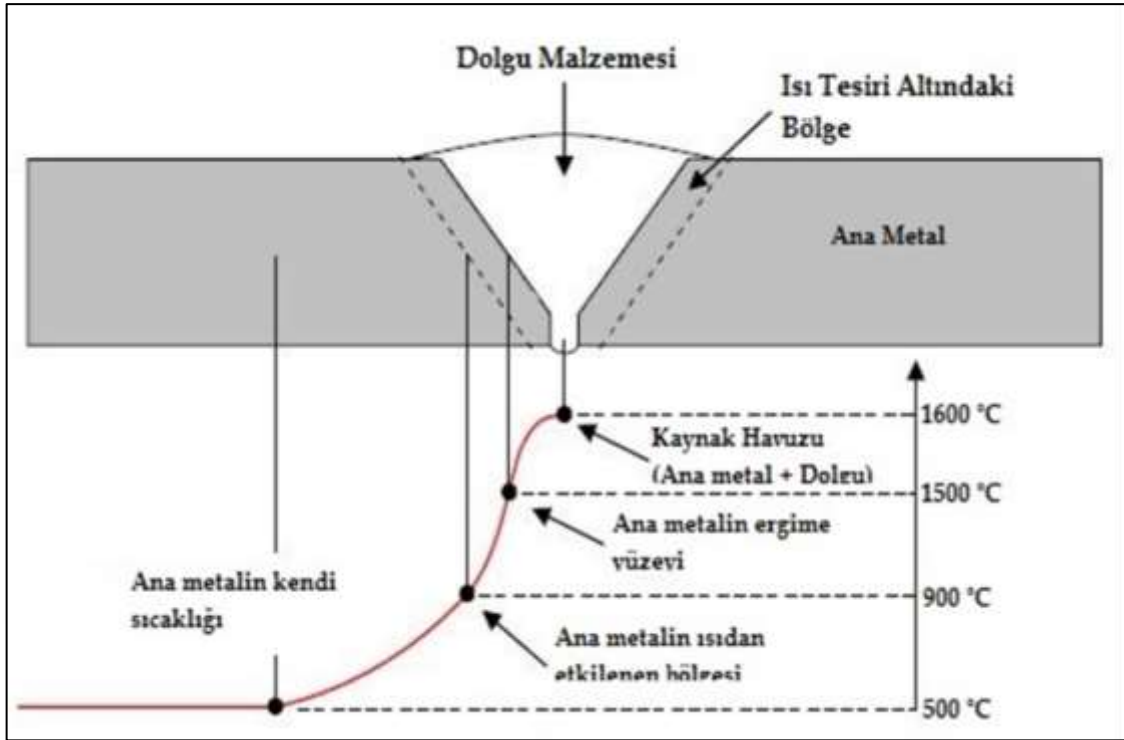
Çizelge 4.3. Belirli bir kompozisyona sahip çeliğe uygulanan ısıl işlem ve sonuçları (Weng, 2009)

Kimyasal Kompozisyon		% 0,05 C, %1,6 Mn, % 0,3 Si, % 0,04 Nb, %0,25 Mo, % 0,4 Cu, % 0,2 Ni		
Mekanik Özellikler		Akma Muk. (Mpa)	Çekme Muk. (Mpa)	% Uzama
Uygulanan Isıl İşlem	TMCP	565	800	20
	Q+T	619	655	19
	RPC Sıcak Hd.	690	869	18
	RPC + T	816	851	17

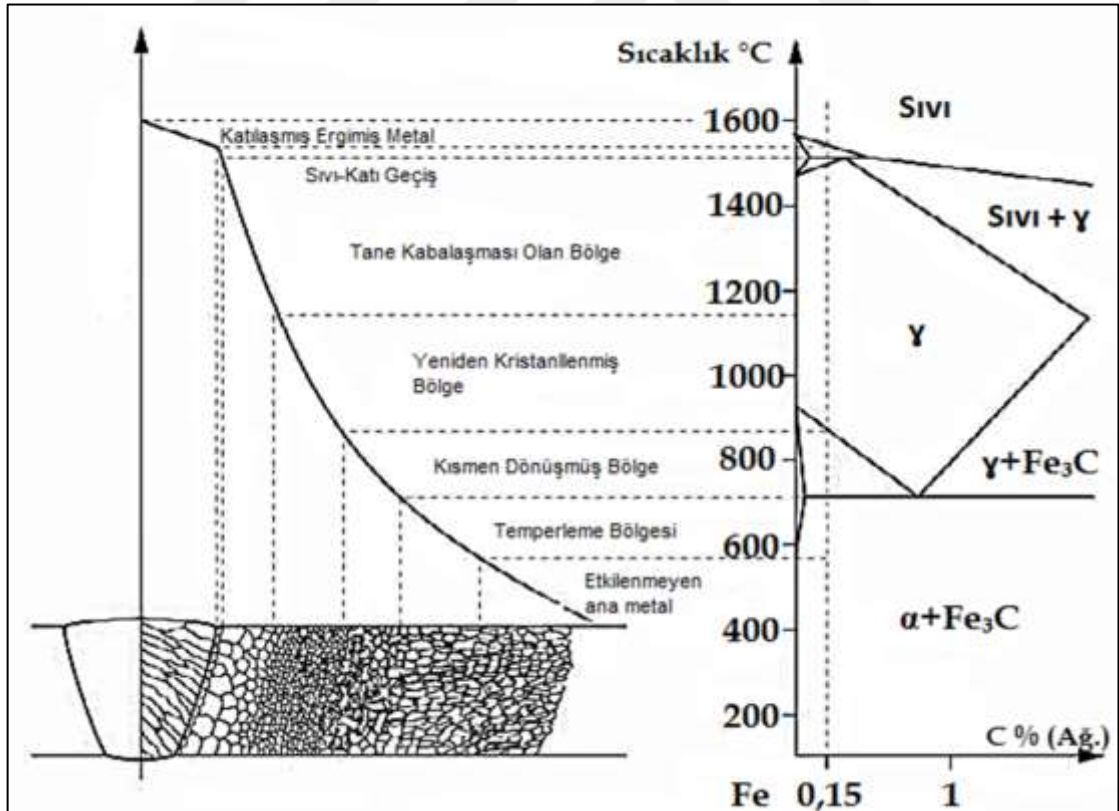
4.13. Isı Tesiri Altında Kalan Bölge

Kaynak işleminde ısı dağılımı önceden bahsedildiği gibi yapıda homojen olmayıp, kaynak metalinin olduğu bölgede en yüksek, ana malzemeye gidildikçe azalma göstermektedir. Bu durum aynı yapıda farklı soğuma hızına sahip bölgelerin oluşmasına ve buna bağlı olarak farklı mekanik özelliklerin oluşmasına neden olabilmektedir. Kaynak işlemi yapılmış bir metalde bu bölgeye ısı tesiri altında kalan bölge ismi verilir ve kısaca ITAB olarak anılacaktır. Kaynak sonrası oluşan bölgeler ve ısı dağılımına göre oluşabilecek muhtemel sınırlar Şekil 4.20.'de gösterilmiştir.

ITAB' da çok farklı mikroyapı çeşidinin görüldüğü bölgeler bulunmaktadır. Bu bölgeler ısı durumuna göre oluşmaktadır ve Şekil 4.21.' de gösterilmiştir. Bu bölgeler ana metale yakınlık sırasıyla temperleme bölgesi, kısmen dönüşmüş bölge, yeniden kristalleşmiş bölge, tane kabalaşması olan bölge ve sıvı-katı geçiş bölgesi olarak sınıflandırılmaktadır.



Şekil 4.20. Kaynak bölgesinde ve ana metalde ısı dağılımı (Easterling, 2013)



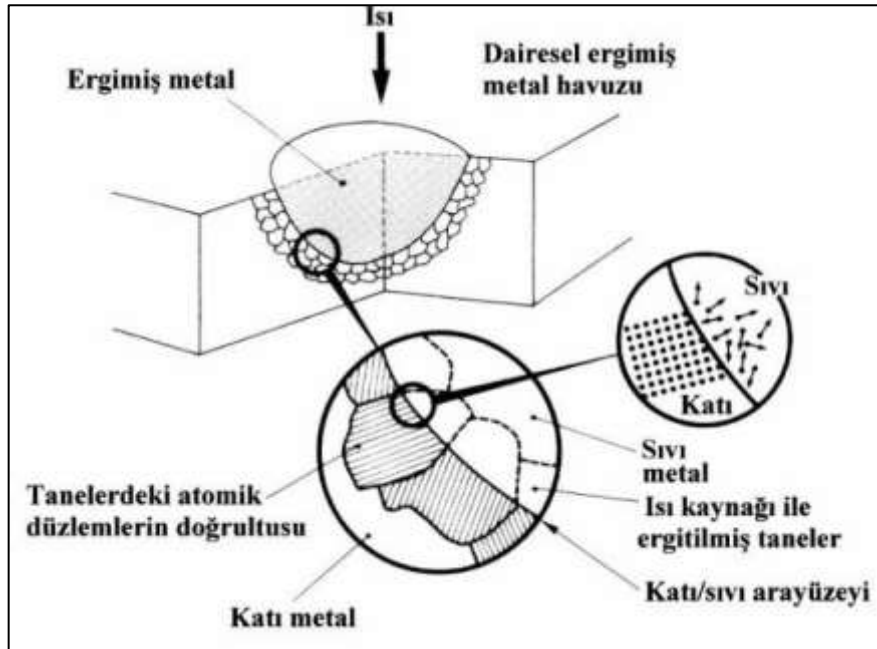
Şekil 4.21. ITAB'da görülen farklı bölgeler (Easterling, 2013)

4.13.1. Tane Kabalaşması Olan Bölge

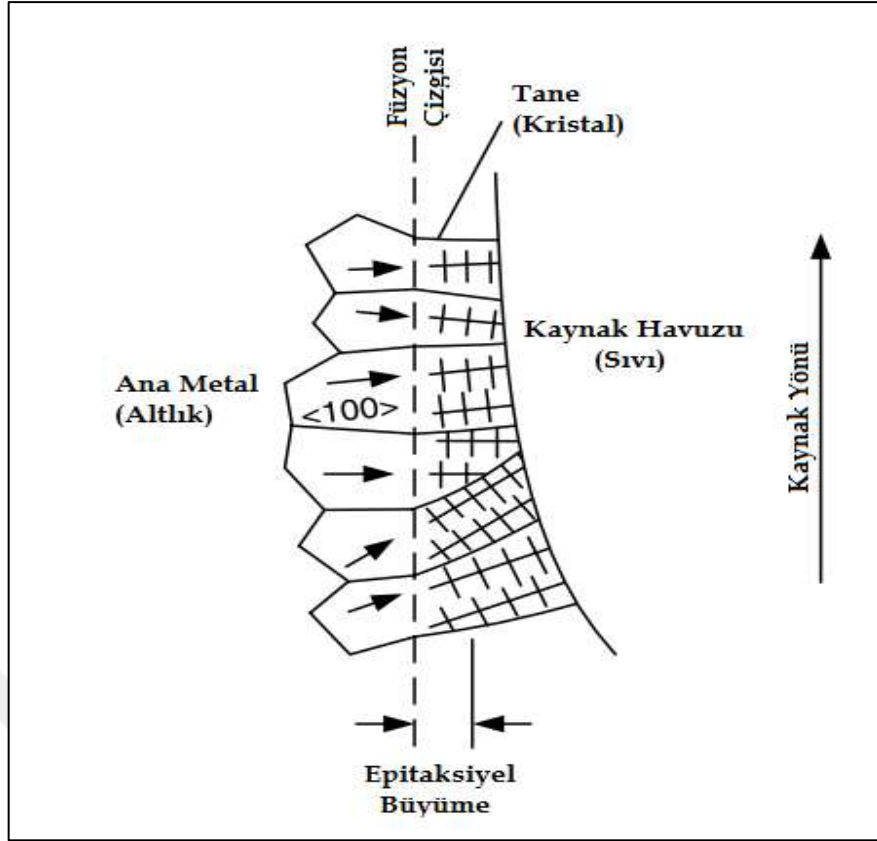
ITAB'da istenilmeyen ve çok küçük olması arzu edilen kısım ise tane kabalaşmasının görüldüğü bölgedir. Bu bölge; kaynatılan iş parçasının mukavemet ve tokluk açısından en zayıf halkası durumundadır. Konvansiyonel yapı çeliklerinde bu bölgenin mekanik özellikleri ana metale kıyasla çok farklı olmayıp, tane inceltmesi ile mukavemet kazandırılmış çeliklerde tokluğun ve mukavemetin düşüşü gözlemlenmektedir. Çünkü en uygun kaynak dolgu teli ve ekipmanlarla yapılan kaynak işlemi sonrasında çok güçlü kaynak dikişi elde edilmesi yapıyı ana metale eşdeğer kılmamaktadır. Kaynak işlemi sırasında yapıya verilen ısı girdisi kontrol edilerek bu bölge en minimum seviyelere indirilmesi tavsiye edilmektedir (Moon ve ark., 2006).

4.14. Kaynak Metalinde Katılaşma

Kaynakta katılaşmanın başlangıcı; ana metalin mevcut tanelerinden ilk kristallerin oluşmasıyla gerçekleşir ve kaynak merkez çizgisine doğru uzanan taneler ana metalin kristal yapısını taklit ederek devam etmektedir. Bu şekilde başlayan katılaşmaya Epitaksiyel Katılaşma adı verilmektedir (Nelson ve ark., 1999). Şekil 4.22. ve Şekil 4.23.'de kaynak metalinin Epitaksiyel katılaşma süreçleri şematik olarak sunulmuştur.



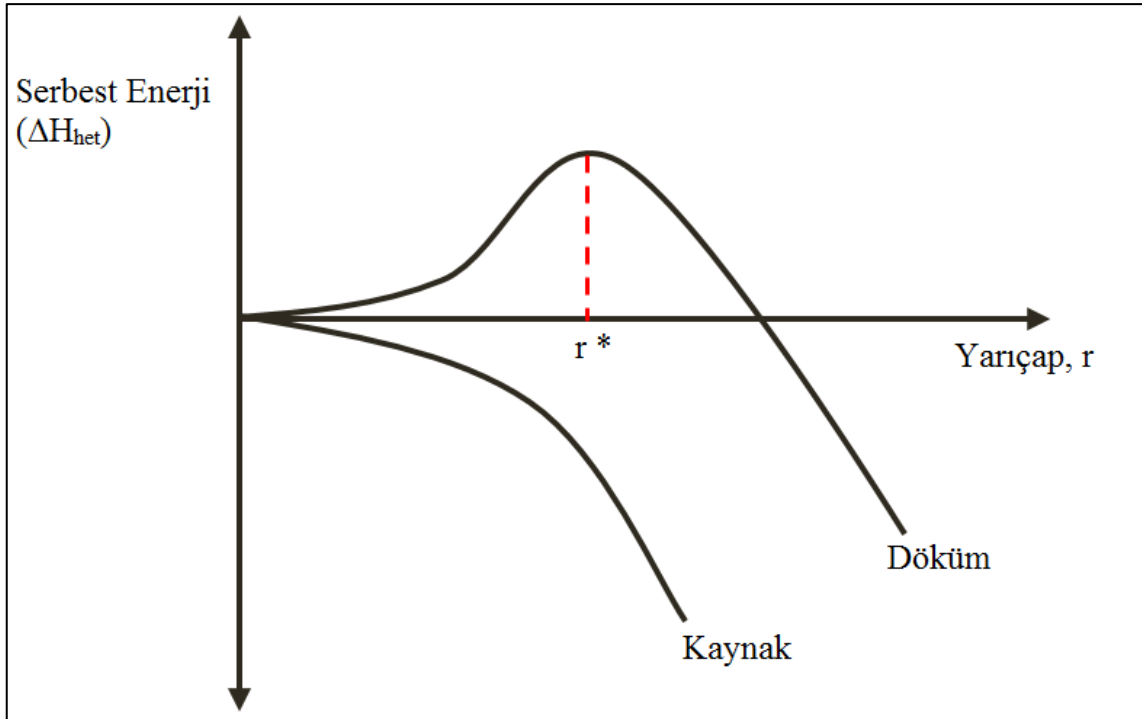
Şekil 4.22. Kaynak metalinde epitaksiyel katılaşmanın başlaması (Easterling, 2013)



Şekil 4.23. Epitaksiyel büyümenin şematik görüntüsü (Kou, 2003)

4.14.1. Çekirdeklenme

Ergiyik haldeki kaynak metalinin katılaşmaya başlaması için klasik döküm çekirdeklenme prensibinin aksine sıvı metalin ergime sıcaklığının daha altında ki bir sıcaklığa sıvı olarak soğumasına ve kritik büyüklükte bir çekirdek çapına gerek bulunmamaktadır (Vishnyakov ve ark., 2019). Kaynak metal; ilk oluşan çekirdeklerden katılaşmaya devam etmektedir. Şekil 4.24.' de kaynak ve döküm işleminde gerekli kritik çekirdek çapının serbest enerjiye bağlı değişimi gösterilmiştir.

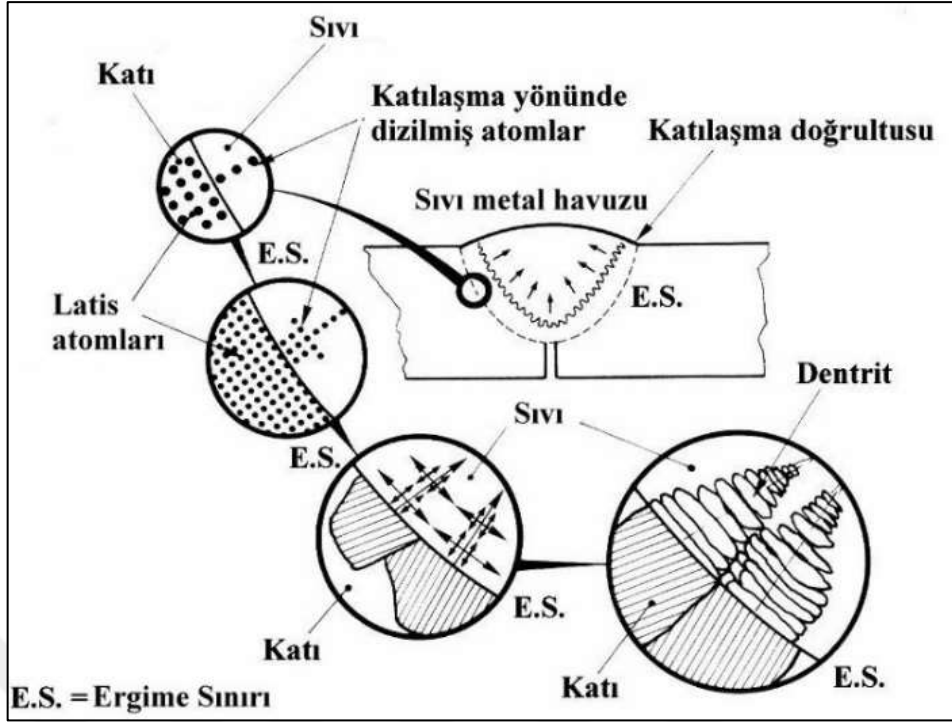


Şekil 4.24. Döküm ve kaynak katılaşmasında farklı serbest enerji itici güçleri (Easterling, 2013)

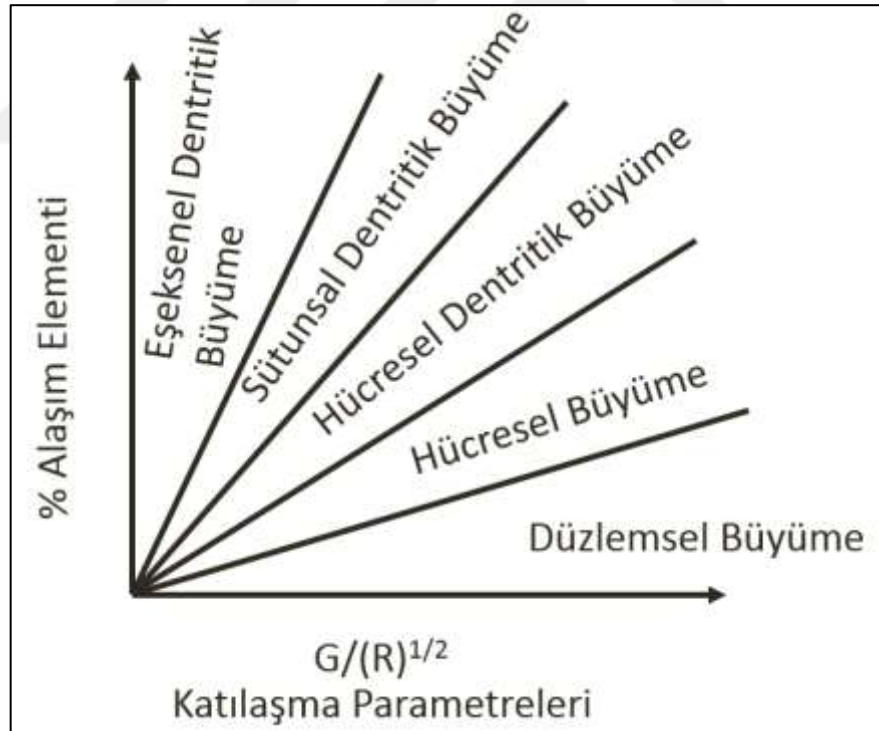
4.14.2. Büyüme ve Katılaşma

Kaynak metali soğumaya başladığında, katılaşma dentritik şekilde ana metal yüzeyinden kaynak çizgisine doğru ilerlemektedir. Bu ilerleme tüm kaynak havuzu katılaşmaya kadar $\langle 100 \rangle$ doğrultu ailesinde Şekil 4.25.'de görüldüğü gibi devam etmektedir. Bunun sebebi $\langle 100 \rangle$ doğrultusunun, atomların serbest enerjilerini minimum hale getirebilecekleri doğrultu olmasından kaynaklanmaktadır (Easterling, 2013).

Katılaşma parametreleri ve alaşım oranına göre birçok farklı dentrit türü görülmektedir. Bu oranlara göre oluşacak dentrit türleri Şekil 4.26.'da sunulmuştur. Kaynak ilk başladığında sıcaklık değişimi yüksek ve büyüme oranı düşük olduğu için katılaşma düzlemsel büyüme şeklinde gerçekleşmektedir. Belli bir süre sonra G (sıcaklık değişimi) düşmekte ve R (kristal büyüme oranı) büyümekte olup büyüme hücrel olarak devam etmektedir. Alaşım etkisinden dolayı sistemde yapısal aşırı soğuma görüldüğünde sütunsal veya eşeksenel dentritik büyüme görülmektedir ve katılaşma tamamlanmaktadır (Savage, 1965).



Şekil 4.25. Bir alın kaynağında katılma sürecinin genel durumu (Easterling, 2013)



Şekil 4.27. Büyüme sırasında görülen dentrit çeşitleri (Savage, 1965)

5. ZIRH ÇELİKLERİ

Günümüzde modern savaş ve silah teknolojisinin gelişmesiyle bu tehdit unsurlarına karşı alınması gereken tedbirler de buna paralel olarak gelişme göstermek zorunda kalmaktadır. Koruyucu amaçlı olarak zırh çelikleri gerek askeri ve gerekse sivil amaçlı birçok kara, hava, deniz ve hatta uzay araçlarında kullanılmaktadır (Atapek, 2011). Günümüzde tanklar, askeri kurtarıcı araçlar, personel taşıma araçları ve benzeri diğer savunma amaçlı araçlarda çelikler en yaygın olarak kullanılan zırh malzemesi konumundadır. Çünkü çelikler sahip olduğu yüksek mukavemet, yüksek tokluk, nispeten iyi kaynaklanabilirlik gibi özellikleri ve çeliklerin diğer zırh malzemelerine göre daha düşük üretim maliyetinin bulunmasıdır.

Tercih edilecek olan zırh malzemesi istenilen koruma seviyesine göre seçilip dizayn edilmektedir. Örneğin yalnızca mayın patlamasına karşı dayanımı olan bir zırh çeliği, delici başlıklı mermi ve mühimmat geçişini durduramamaktadır. Çünkü günümüz teknolojisi ile üretilen modern silahların ateşlediği mermilerin; mekanik ve geometrik özelliklerine göre farklı kinetik enerjiye sahip olduğu bilinmektedir.

Sivil veya askeri amaçla kullanılması düşünülen zırhlı bir yapının; yüksek penetrasyon seviyesine karşı koyabilmesi, patlayıcı ve parçalayıcı mermi başlarının tekli ve çoklu atışlarına karşı dirençli ve zırhlı yapının dağılıp bozulmasına karşı dirayetli olması gerekmektedir. Tüm bu sayılan özelliklerin; zırh malzemesinin tüm kesitlerinde olması gerektiğinden yapı homojenliği zırh çeliklerinde son derece önemli olduğu anlaşılmaktadır (Atapek, 2011).

5.1. Zırh Çeliklerinin Genel Özellikleri

Zırhlı yapı üretmek maksadıyla kullanılmak istenen zırh çeliklerinin aşağıda sayılan özelliklere sahip olması beklenmektedir (Sangoy ve ark., 1988):

- Balistik darbelere ve delinmeye karşı yüksek direnç,
- İmalat (kesim, büküm, kaynak vb.) usullerine yatkınlık,
- Yüksek servis ömrü (örn. yorulma ömrü).

Genel olarak bir zırh malzemesi görevini tam anlamıyla yerine getirebilmesi için merminin yapı içerisinde ki ilerlemesini durdurabilmesi ve yapının delinmesini engelleyebilmesi gereklidir bunun için de yüksek sertlik ve yüksek mekanik mukavemet

değerlerine sahip olması gerekmektedir. Balistik darbeler ancak yüksek tokluk değerleri ile bertaraf edilebilir, bu yüzden zırh çeliklerinin tokluk özelliklerinin yüksek olması beklenmektedir. Fakat genel olarak çelik malzemelerde sertlik artışı ile malzeme tokluğu arasında ters bir ilişki bulunduğundan bu çeliklerin üretimi için çok spesifik kimyasal alaşımlama ve çok titiz ısıtma işlem uygulamalarına ihtiyaç duyulmaktadır.

Zırh çeliği gibi yüksek mukavemetli çeliklerin imal edilebilirlik özellikleri de ayrıca düşünülmesi gereken konulardan biri olmaktadır. Bu yüzden birtakım özellikleri optimum tutmak imalat sürecinde (termal kesim, plastik şekil verme, kaynak, tamir kaynağı vs.) yaşanabilecek zorlukları da en aza indirecektir. Çizelge 5.1.' de verilenlere göre çeliğin mukavemeti artırmak için karbon ilavesi yapmak çeliğin kaynak kabiliyetini azaltacağından bu işlem için farklı alternatifler geliştirilmektedir.

Çizelge 5.1. Zırhlı çeliklerde imalat işlemleri doğrultusunda arzulanan özellikler (Atapek ve Karagöz, 2010)

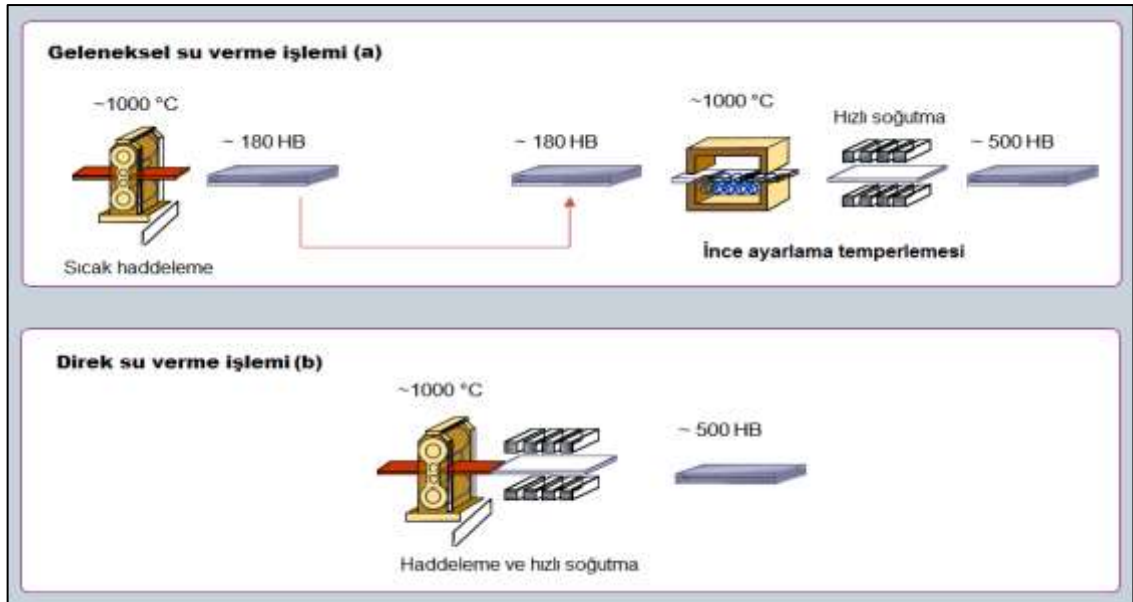
	İmalat Yöntemleri			
	Termik Kesme	PŞV	Kaynak İm.	Talaşlı İm.
Gerekli Metalürjik Özellikler	Düşük Karbon Eşdeğeri	Yüksek Süneklik	Düşük Karbon Eşdeğeri	Yüksek Olmayan Sertlik
	Sınırlı Segregasyon		Çok Düşük Hidrojen Miktarı	
	Çok Düşük Hidrojen Miktarı		Düşük Kalıntı Gerilmeler	

Yapılan bilimsel araştırmalarda askeri ve güvenlik uygulamaları için zırh çeliklerinde minimum 540-600 HB sertlikleri ile minimum 1500 MPa akma mukavemeti, 1700 MPa çekme mukavemeti ve bunun yanında -40 C°' de 13 J/mm² Charpy-V çentikli darbe enerjisi, %6 uzama gibi mekanik özelliklerin olması gerektiği görülmektedir. Bu gereksinimler yıllardır 8.5- 30 mm kalınlığında çoğu zırh plakası için uygun kimyasal kompozisyon ve ısıtma işlem parametreleri ile başarılı bir şekilde sağlanmaktadır (Jena ve ark., 2010).

5.2. Zırh Çeliklerinin Üretim Yöntemi

MIL-A-46100 standardı zırh çeliği üretimi ile alakalı birtakım şartları da tanımlamaktadır. Buna göre zırh çeliği üretimi her çelikte olduğu gibi bir ergitme prosesiyle başlamaktadır. Daha sonra bazik oksijen fırınına alınan ergimiş metale ferro

alyajlar ve hurdalar ilave edilmektedir. Bu alyajlar sayesinde alaşımlanmak istenen Cr, Mo ve Ni elementleri yapıya katıldıktan sonra ergimiş sıvı metal ikincil metalürji prosesi için vakumlanmış potalara aktarılmaktadır (Tenggren, 2014). Tertemiz bir çelik yapı için ikincil metalürji işlemi çok büyük önem arz etmektedir, çünkü Fosfor ve Kükürt kontrolü ikincil metalürji ile sağlanmaktadır. Ayrıca yapılan ara ölçümler sonucunda ihtiyaç duyulursa Azot ve Hidrojen vakum ile yapıdan uzaklaştırılabilmektedir. Sıcaklık ve kompozisyon kontrolünden sonra döküm için hazır hale gelen sıvı metal sürekli döküm yöntemiyle dökülerek ilk şekil verilmektedir. Döküm işlemi sonrası belli bir forma getirilen slablar daha sonra nihai formlarını alacağı sıcak haddelemeye ve gerçek özelliklerini alacağı su verme işlemine tabi tutulmaktadır. SSAB firması tarafından üretilen ArmoX sınıfı zırh çeliklerine Şekil 5.1.' de gösterildiği üzere iki tip su verme işlemi uygulanmaktadır, bunlar geleneksel su verme işlemi(a); çelik ürün son formuna (en, boy, kalınlık) getirildikten sonra tekrar östenitleme yapıp su verme işlemi yapılarak nihai özelliklere sahip ürün elde edilmektedir. Direkt su verme işlemi (b) ise sıcak haddeleme ile son formuna gelen çeliği zaman kaybetmeden su verme yapılarak nihai özelliklere kazandırılmasıdır. İki yöntemle üretilen çeliklerde aynı kalitededir fakat direkt su verme işlemi daha ekonomik olup proses açısından daha zor olmaktadır. (Kaiser ve ark., 2011).



Şekil 5.1. Zırh çeliklerine uygulanan haddeleme ve su verme işlemi. (a) geleneksel su verme, (b) direkt su verme (Showalter ve ark., 2008)

5.3. Zırh Çeliklerinin Kimyasal Kompozisyonları

Zırh çeliklerinin kimyasal kompozisyonu incelendiğinde düşük karbonlu çelik olduğu görülmektedir. Fakat yalnızca düşük karbon ile ne yüksek mukavemetten ne de balistik dirençten bahsetmek mümkün olmamaktadır. Bunun için birtakım alaşım elementine muhtaç olan zırh çeliklerinin yapısında ayrıca mikroalaşım elementlerine yani Nb, Ti, V' a da rastlamaktadır (Karagöz, 2005).

Çizelge 5.2. Zırh çeliklerinin ağırlıkça tipik kimyasal kompozisyonları

C (max) (%)	Si (%)	Mn(max) (%)	P (max) (%)	S (max) (%)	Cr(max) (%)	Ni(max) (%)	Mo(max) (%)	B (max) (%)
0.32	0.1-0.4	1.2	0.015	0.01	1	1.8	0.7	0.005

Dünyada ki nitelikli çelik üretimi gerçekleştiren firmalardan İsveç kökenli SSAB şirketine ait MIL DTL 46100 sınıfı Armox 500T çeliğine ait kimyasal kompozisyon tablosu Çizelge 5.2.'de sunulmuştur. Burada verilen değerler tipik değerler olup mekanik özellikleri garanti etmek şartıyla MIL DTL 46100 askeri standardında verilen asgari ve azami sınırlar içerisinde bir miktar değişebilmektedir.

Pratik uygulamalara bakıldığında karbon eşdeğeri ($C_{eş}$) bazında çok fazla değişiklik görülmemektedir. $C_{eş}$ bize diğer elementlerin çeliğe verdiği eş değer sertliğini veren karbon miktarı olarak tanımlanmaktadır. $C_{eş}$ konusu daha önce kaynak bilgisi bölümünde detaylı olarak aktarılmıştır. Bu kompozisyona sahip zırh çeliklerinin yaklaşık 0,9 % karbon eşdeğerine sahip olduğu hesaplanmaktadır. Bu değer mekanik mukavemet için gerekli olup kaynak kabiliyeti için çok fazla olduğu, kaynak işlemi öncesinde bir ön ısıtma işleminin gerekli olduğu görülmektedir (Opiekun ve ark., 2019).

Düşük karbonun verdiği menfi durumu telafi etmek için diğer alaşım elementleri devreye girmektedir. Molibden tane büyümesini engellemekte aynı zamanda tane sınırlarında karbür oluşumuna engel olarak sertleşme meylini artırmaktadır. Manganez; korozyon direncini, darbe tokluğunu ve martenzit oluşum oranını artırmaktadır. Karbon gibi davranışı yüksek element olduğu için kaynaklanabilirlik için sınırlı tutulması gerekmektedir. Krom; sertleşme meylini artırarak oluşan martenzit tanelerini birbirlerini tutunmalarında teşvik edici olduğu bilinmektedir (Arık, 2018).

5.4. Zırh Çeliklerinin Mekanik Özellikleri

Genel olarak bir çeliğin mukavemetinden bahsedilirken ilk olarak bahsedilen mekanik özellik sertlik değeri olmaktadır. Çünkü sertlik çeliklerde gerek kolay ölçülebilirliği gerek diğer mekanik özellikler hakkında fikir vermesi açısından çok tercih edilmektedir. MIL DTL 46100 standardına göre zırh çeliklerinin sertlik değerleri yaklaşık 470 HB' den başlamaktadır. Gelişen malzeme ve ısıtım işlem teknolojileri sayesinde bu değer daha da yukarılara çıkarılmıştır (Specification, 2008).

550 HB ve üzeri çeliklerin sünek davranış kabiliyetlerinde çok fazla düşüş gözlemlendiğinden çelik yapı alacağı darbeler neticesinde gevrek kırılma davranışı göstermektedir. Bu olumsuz durumu minimize etmek için çelik yapının kimyasal ve ısıtım işlem reçeteleri yüksek derecede titizlikle hazırlanmaktadır. Nispeten daha az sertliğe sahip olan zırh çeliği sınıfları patlamalara önlem için kullanılmaktadır. Daha yüksek sertlikte ki zırh çelikleri ise mermi geçişini önlemek için kullanılmaktadır. Her iki durumda da çelikten yüksek darbe sönümleme yeteneği ve delinmeden/parçalanmadan sağlam kalması beklenmektedir (Atapek, 2011).

Çizelge 5.3. Zırh çeliklerinin tipik mekanik özellikleri.

Sertlik (HB)	Charpy-V -40 °C 10x10 mm (J)	Akma Muk. (N/mm ²)	Çekme Muk. (N/mm ²)	Uzama (%)
480-540	Min. 25	Min. 1250	1450-1750	7

Zırh çelikleri sahip olduğu yüksek balistik direnci Çizelge 5.3.' de gösterilen yüksek mekanik özelliklerinden almaktadır fakat mekanik özelliklerin yüksek oluşu plastik şekil verme özelliğini kısıtlamakta hatta bazı geometrilerde ki parçaları döküm usulüyle üretmekten başka çare bırakmamaktadır (Arık, 2018). Örneğin; 12 mm kalınlığında S355J2 kalite bir çelik plaka abkant pres ile 30 mm radyus kalıp ile 90° bükümü yapılabilirken 12 mm zırh sacını 90° bükmek için yaklaşık 72 mm radyus kalıp gerekmektedir.

5.5. Zırh Çeliklerinin Metalürjik Özellikleri

Her metal mühendislik malzemesinde olduğu gibi zırh çelikleri sahip olduğu mekanik ve fiziksel özelliklerini metalürjik yapısından almaktadırlar. Zırh çeliklerinin

mikroyapısı incelendiğinde çok temiz bir yapıda olduğu yani çok düşük kalıntı içerdiği ve yapının tamamında homojenliğin üst düzeyde olduğu anlaşılmaktadır.

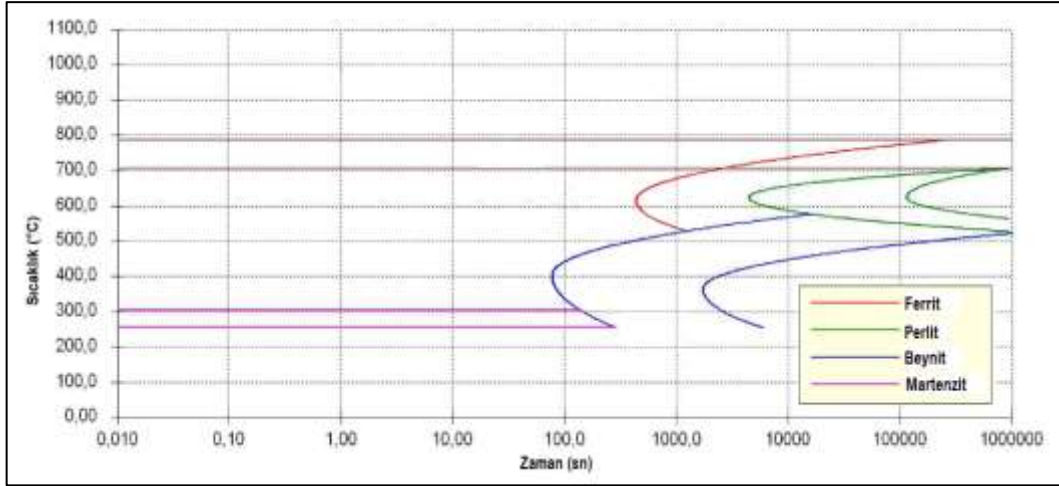


Şekil 5.2. Armox 500T çeliğinin mikroyapı görüntüsü (Janicki ve ark., 2017)

Bir çelik östenit bölgesine ısıtılıp yeteri kadar beklenilip hızlı soğutulursa martenzitik dönüşüm gerçekleşmektedir. Şekil 5.2. incelendiğinde çok ince dağılmış, HMK yapıya sahip homojen iğnemsî (lata) martenzit yapısı gözlemlenmektedir. Lata martenzit yapısı çok yüksek miktarlarda dislokasyon içermektedir ve kayma ile oluşmaktadır (Kitahara ve ark., 2006).

Martenzitik dönüşümler denge dışı dönüşümler olduğundan klasik demir karbon denge diyagramıyla oluşumları anlaşılmamaktadır. Bunun için dönüşüm diyagramlarına bakılması gerekmektedir. Çünkü kaynak yapılırken tatbik edilen ısı enerjisi herhangi bir zaman diliminde sabit kalmayarak zamanla çelik yapı içinde yayılmakta ve azalmaktadır. Bu yüzden dönüşümü doğru yorumlayabilmek için sürekli dönüşüm diyagramlarına bakılmalıdır.

Barenyi ve ark. (2013); yapmış oldukları çalışmada TTSteel yazılımı kullanarak Armox 500T zırh çeliğinin sürekli soğuma diyagramını simülasyon ile oluşturmuş ve deneysel testlerle bu grafiği doğrulamasını yapmışlardır. Diyagramdan anlaşılabileceği üzere atmosfer ortamında ki soğuma hızlarında bile çok kolay martenzit oluşumu söz konusudur (Barenyi ve ark., 2013).



Şekil 5.3. Armox 500T zırh çeliğine ait sürekli soğuma diyagramı (Barenı ve ark., 2013)

Barenı (2014b); yapmış olduğu bir çalışmada, zırh çeliklerinin termal kesme ynlemleri olan lazer ve plazma kesim ile uğradığı mekanik özelliklerdeki kayıplarını su jeti ile kesilen numunelerle karşılaştırmıştır. Buna göre 8 mm Armox 500T eliđinin akma noktasında lazer kesim ile %14, plazma kesim ile %27 kayıp olduğunu bildirmiştir.

6. MATERYAL VE DENEYSEL ÇALIŞMA

Yapılan deneysel çalışmada tüm numuneler 8 mm kalınlığında MIL DTL 46100 askeri standardını karşılayan Armox 500T zırh çeliği plakasından çıkartılmıştır. Sac plakasına ait % ağırlıkça kimyasal analiz sonuçları Çizelge 6.1.'de, mekanik özellikleri ise Çizelge 6.2.'de sunulmuştur.

Çizelge 6.1. Kullanılan Armox 500T zırh plakasının % ağırlıkça spektral analiz sonuçları

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	B
0,27	0,26	0,85	0,009	0,001	0,5	0,91	0,348	0,044	0,002

Çizelge 6.2. Armox 500T zırh plakasının mekanik özellikleri

Sertlik (HB)	Darbe Direnci (Charpy-V) / -40 °C 5x10 mm (J)	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama A50 (%)
506	26	1377	1676	13

Deney parçalarının birleştirilmesi için gazaltı kaynak yöntemi kullanılmıştır. Bu işlemler için üç farklı kaynak dolgu malzemesi kullanılmış olup, bunlar; ferritik, östenitik ve dubleks karakterli dolgu malzemeleridir. Kullanılan dolgu malzemelerinin kimyasal analizleri Çizelge 6.3.' de, mekanik özellikleri Çizelge 6.4.' de sunulmuştur.

Çizelge 6.3. Çalışmalarda kullanılan kaynak dolgu malzemelerinin tipik kimyasal kompozisyonları

Malzeme	Türü	Standart (ISO/AWS)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ni _{eq}	Cr _{eq}
OK AristoRod 89	Ferritik	EN ISO 16834/ ER120S-G	0,081	0,8	1,75	0,41	2,22	0,53	6	2
Thermanit X	Östenitik	EN ISO 14343/ ER307	0,08	0,8	7	19	9	0,01	15	20
CN 22/9 N-IG	Dubleks	EN ISO 14343/ ER2209	0,001	0,4	1,7	22,5	8,8	3,2	10	26

Çizelge 6.4. Kullanılan kaynak dolgu malzemelerinin tipik mekanik özellikleri

Dolgu Malzemesi	Çentik Darbe Direnci Charpy-V (J)	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama A50 (%)
OK AristoRod 89	47 (-40 °C)	920	940	18
Thermanit X	100 (+20 °C)	370	400	35
CN 22/9 N-IG	32 (-40 °C)	660	830	28

6.1. Deney Plakalarının Kesimi

Çalışmada kullanılan plakalar lazer kesim yöntemiyle V tipi 30° kaynak ağzı oluşturacak şekilde 120x300 mm boyutlarında azot gazı kullanılarak kesilmiştir. Lazer kesim işlemi için MPG Makine Prodüksiyon Grubu A.Ş. bünyesinde bulunan Şekil 6.1.'de gösterilen 6 kW güç kapasiteli DURMA marka HDF-12000 model lazer kesim tezgâhı kullanılmıştır.



Şekil 6.1. 6 kW Lazer kesim tezgahı

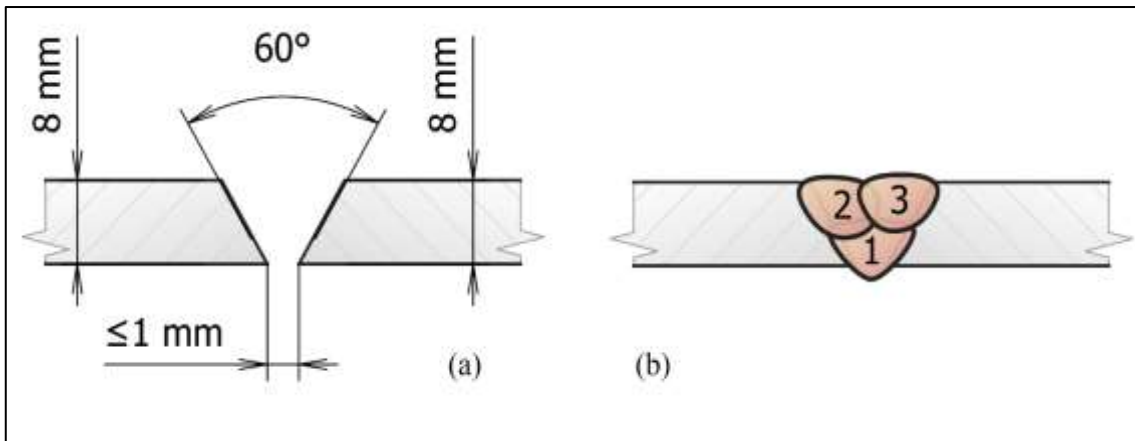
6.2. Gazaltı Kaynak İşlemi

Çalışmada yapılan kaynak işlemleri MPG Makine Prodüksiyon Grubu A.Ş. bünyesinde bulunan CNC kontrollü Yaskawa-Motoman marka DX100 model kaynak robotuyla tam mekanize şekilde yapılmıştır. Kaynak işlemleri için kaynak robotu ile entegre çalışan Fronius TPS 5000 model kaynak makinesi kullanılmıştır. Kullanılan ekipmanlar Şekil 6.2.'de sunulmuştur.



Şekil 6.2. Kaynak işlemi için kullanılan mekanize gazaltı kaynak ekipmanları

Kaynak işleminden önce lazer tezgahında kesilen 120x300 mm boyutlarında ki plakalar Şekil 6.3. (a) de gösterildiği gibi alın altına olacak şekilde ön birleştirilmiştir.



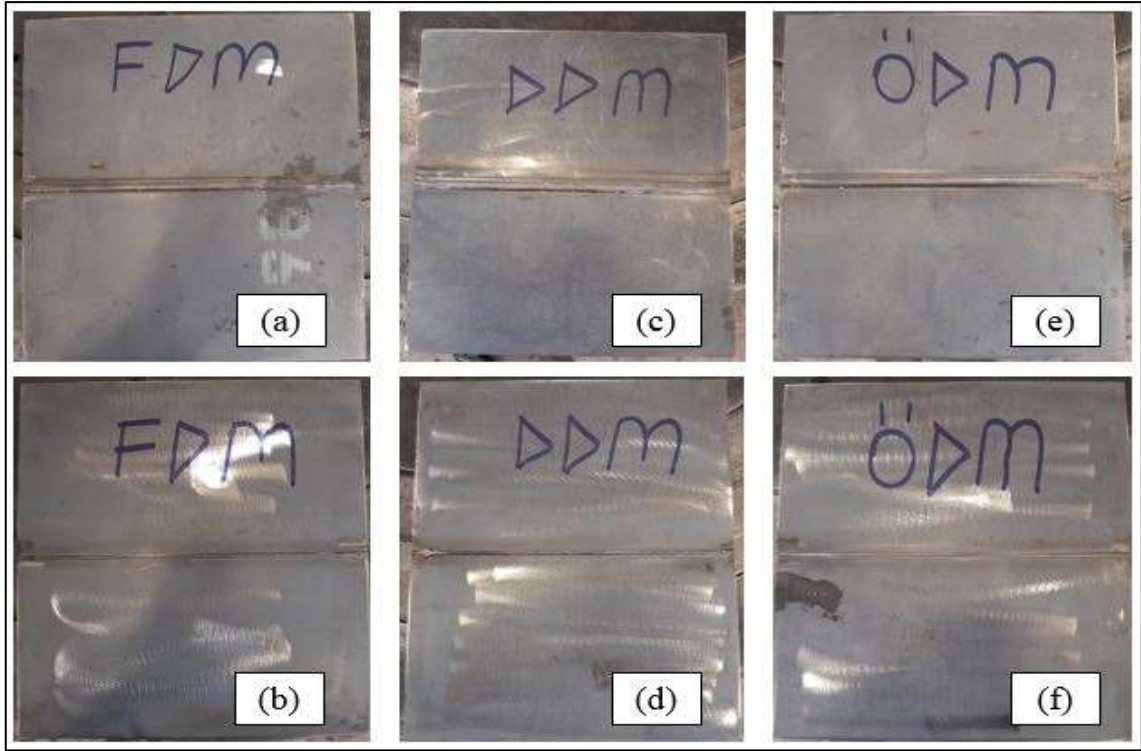
Şekil 6.3. (a) numunelerin ön birleştirme şekli, (b) kaynak paso gösterimleri

Tüm plakalar çizgisel paso tekniğiyle Şekil 6.3. (b)'de gösterildiği gibi toplam 3 pasoda ve PA pozisyonunda kaynatılmıştır. Kaynak işlemi esnasında soğuma hızına etki edebilecek herhangi bir altlık malzemesi kullanılmamıştır. Tüm plakaların kaynak

işleminde ön ısıtma sıcaklığı asgari 25 °C olarak, pasolararası sıcaklık ise azami 30 °C olarak sınırlandırılmış ve kontrol edilmiştir. Koruyucu gaz olarak TS EN ISO 14175-M21 (%15 CO₂- %85 Ar) karışım gazı kullanılmıştır. Farklı dolgu malzemeleri ile kaynatılan plakaların ayırt edilmesi için AristoRod 89 (ER120) ile kaynatılan parça Ferritik-DM (FDM), CN 22/9 N-IG (ER2209) ile kaynatılan parça Dubleks-DM (DDM) ve Thermanit X (ER307) ile kaynatılan parça ile Östenitik-DM (ÖDM) olarak isimlendirilmiştir ve bundan sonra bu isimler ve kısaltmalar ile anılacaktır. Yapılan kaynak işlemi sonrasında kaynaklı plakaların kapak ve kök yüzeylerinin görüntüsü Şekil 6.4.'de sunulmuştur. Deney plakaların kaynatılması için kullanılan kaynak parametreleri Çizelge 6.5.'de sunulmuştur.

Çizelge 6.5. Gazaltı kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri

Parça Adı:	Paso No:	Akım Şiddeti (Amper)	Voltaj (Volt)	Kaynak İlerleme Hızı (cm/dk)	Isı Girdisi (kJ/cm)	Tel Besleme Hızı (m/dk)	Torç Durumu
FDM	1	155	21	40	3,90	6	İterek (30°)
	2	160	20	45	3,40	6	Düz (0°)
	3	160	19	40	3,65	6	Düz (0°)
DDM	1	160	21	40	4,10	6	Düz (0°)
	2	160	21	45	3,60	6	Düz (0°)
	3	160	21	40	4,10	6	Düz (0°)
ÖDM	1	165	21	40	4,20	6	Düz (0°)
	2	165	21	45	3,70	6	Düz (0°)
	3	165	21	40	4,20	6	Düz (0°)

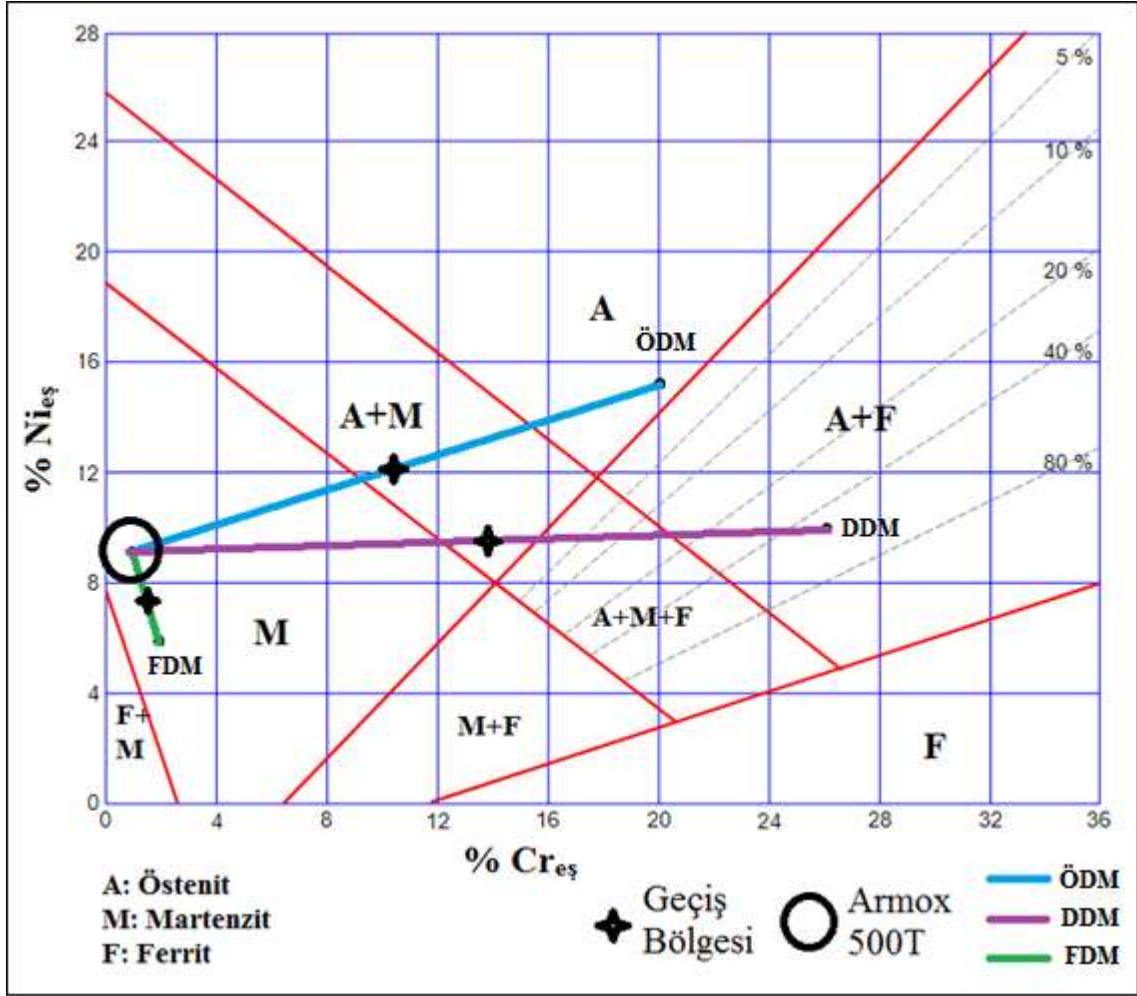


Şekil 6.4. (a) Ferritik DM- Kapak, (b) Ferritik DM-Kök, (c) Dubleks DM-Kapak, (d) Dubleks DM- Kök, (e) Östenitik DM-Kapak, (f) Östenitik DM- Kök

Kaynak işlemleri sonrası farklı dolgu malzemeleriyle kaynatılan plakalarda difüzyon sonrası geçiş bölgelerinde ki faz ve alaşım oranı Schaeffler diyagramına taşınmıştır. Armox 500T çeliğinin nikel eşdeğeri 9, krom eşdeğeri ise 2 olarak hesaplanmaktadır. Çalışmada kullanılan kaynak dolgu malzemelerinin eşdeğerleri Çizelge 6.3.'de sunulmuştur. Diyagram üzerinde işaretlenmiş noktalar doğrusal olarak birleştirildiğinde çizilen doğrunun orta bölgesi geçiş bölgesinin kimyasal özellikleri ve faz durumu hakkında fikir vermektedir. Buna göre kaynatılan plakaların geçiş bölgelerinde ki beklenen durum Çizelge 6.6.'da sunulmuştur. Hesaplamalar sonucu oluşturulan diyagram Şekil 6.5.'de sunulmuştur.

Çizelge 6.6. Kaynatılan plakaların geçiş bölgelerinde ki beklenen faz ve kimyasal durum

Numune Adı	Faz Durumu	Ni _{eq}	Cr _{eq}
FDM	%100 Martenzit	7	1
DDM	%50 Östenit %50 Martenzit	10	14
ÖDM	%80 Östenit %20 Martenzit	12	10



Şekil 6.5. Armox 500T ve kaynak dolgu malzemelerinin Schaeffler diyagramına taşınması ile kaynaklı plakalarda tahmini faz durumları

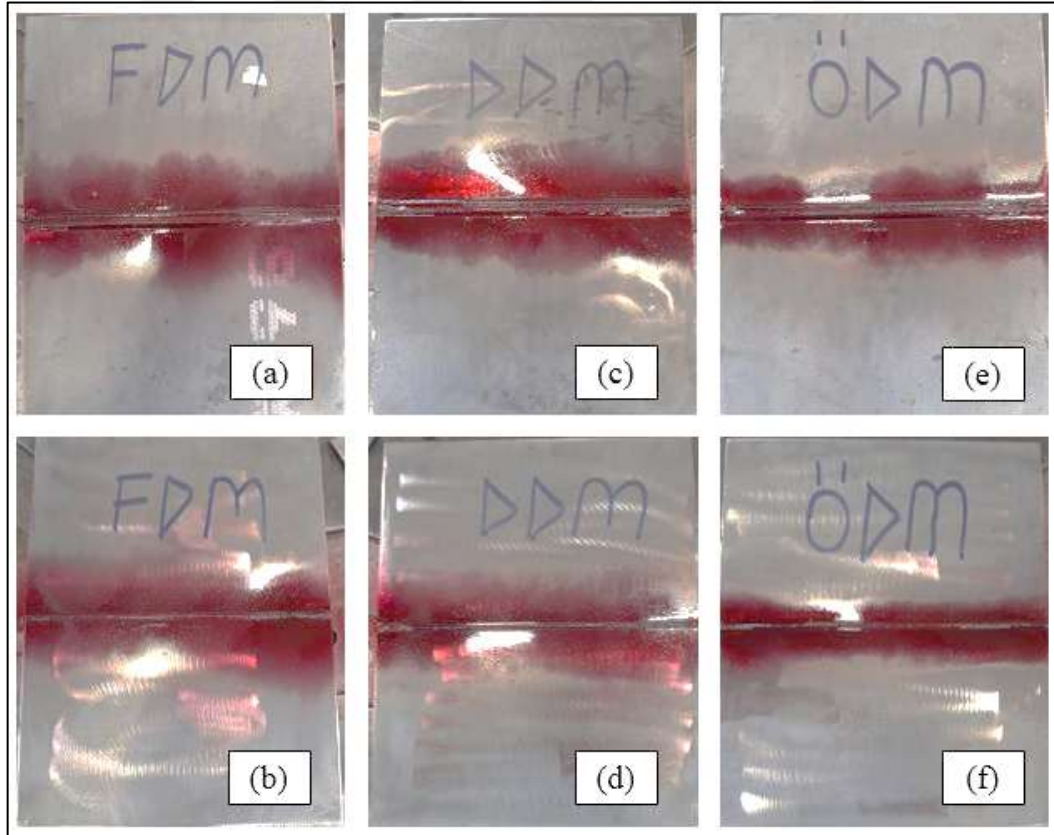
6.3. Tahribatsız Muayene ile Yüzey Kontrolü (VT-PT)

Kaynatılan FDM, DDM ve ÖDM isimli plakalara EN ISO 5817-B standardına göre görsel muayene (VT) yapılmıştır.

Görsel muayene sonrasında EN ISO 23277 standardına göre tüm kaynak ve ITAB bölgelerine Şekil 6.7.'da gösterildiği gibi sıvı penetrant muayenesi (PT) yapılmıştır. Sıvı penetrant yönteminin tercih edilme sebebi; östenitik ve dubleks dolgu malzemeleri ile kaynatılan test numunelerinin manyetik muayeneye uygun olmamasından kaynaklanmaktadır. Sıvı penetrant muayenesinde kullanılan MR Chemie marka sıvı ekipmanlar Şekil 6.6.'da gösterilmiştir.



Şekil 6.6. Sıvı penetrant muayenesinde kullanılan sıvı ekipmanlar (soldan sağa; MR70-geliştirici, MR311R-kırmızı penetrant ve MR85-temizleyici solvent)



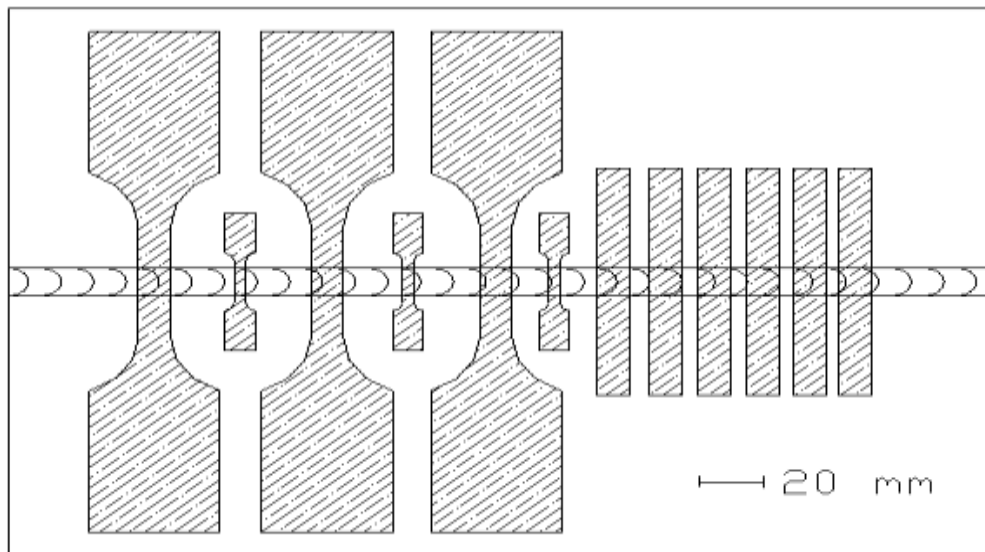
Şekil 6.7. Sıvı penetrant uygulaması; (a) Ferritik DM- Kapak, (b) Ferritik DM-Kök, (c) Dubleks DM- Kapak, (d) Dubleks DM- Kök, (e) Östenitik DM-Kapak, (f) Östenitik DM- Kök

6.4. Test Numunelerinin Hazırlanması

Termal kesim yöntemlerinde ortaya çıkan kesme ısısının; mekanik test numunelerinin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemesinden dolayı numuneler geleneksel olmayan üretim yöntemlerinden tel erezyon kesim yöntemi ile kesilmiştir. Kesim işlemi için AGIE marka GF CUT 1000 model tel erezyon makinesi kullanılmış olup Şekil 6.8.'de gösterilmiştir. Kesilen numunelerin kesim yerleşim planı Şekil 6.9.'de sunulmuştur.



Şekil 6.8. Numunelerin hazırlığında kullanılan tel erezyon makinası

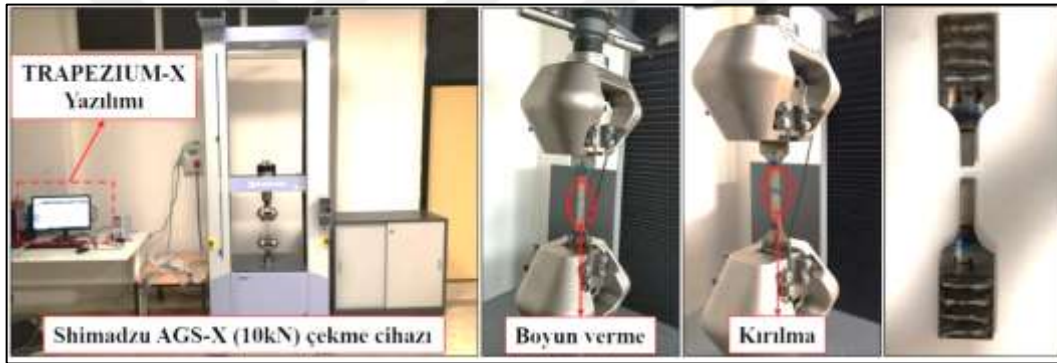


Şekil 6.9. Mekanik test numunelerinin tel erezyon ile kesim yerleşimi

Tel erzyon yöntemiyle kesilen tüm numunelerin kapak (üst) ve kök (alt) paso bölgelerinden çekme testleri ve çentik darbe testleri için frezeleme yöntemiyle ana malzeme yüzeyi ile eşit olana kadar talaş kaldırılmıştır.

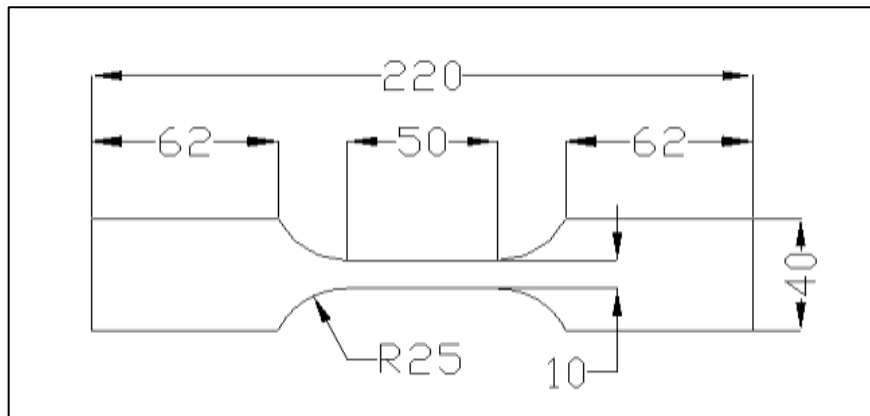
6.5. Çekme Testi

Çekme testi işlemleri Selçuk Üniversitesi – Teknoloji Fakültesi bünyesinde bulunan Shimadzu AGS-X model 10 kN kapasiteli çekme testi cihazında yapılmıştır. Çekme deneyi sırasında malzeme üzerinde meydana gelen değişimler TRAPEZIUM-X yazılımı yardımıyla anlık olarak bilgisayara aktarılmıştır, daha sonra bu ham veriler işlenerek ORIJIN LAB programında malzemelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiğini dönüştürülmüştür. Çekme özelliklerini belirlemek için kullanılan, çekme cihazı, yazılım ve deney ekipmanları Şekil 6.10.'da gösterilmiştir.



Şekil 6.10. Çekme testi ekipmanları ve numune üzerinde test aşamaları

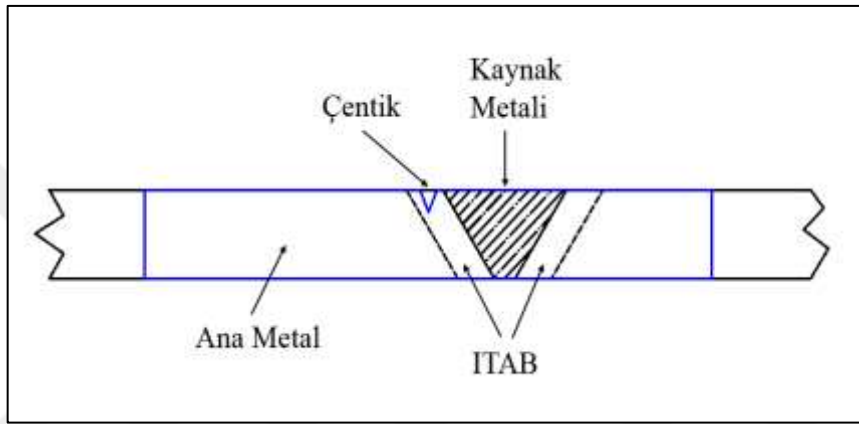
ASTM E8 Standardına göre papyon tipi çekme numuneleri hazırlanmış olup, Şekil 6.11.'da ölçüleri sunulmuştur.



Şekil 6.11. Çekme testi için hazırlanan çekme çubuğu ölçüleri (mm)

6.6. Çentik Darbe Testi

Çentik darbe testleri Selçuk Üniversitesi – Teknoloji Fakültesi bünyesinde bulunan Alşa Laboratuvar marka 300 Joule kapasiteli çentik darbe cihazında ve oda sıcaklığında yapılmış olup Şekil 6.13.'te gösterilmiştir. Çentik darbe testi için numuneler ASTM E23 standardına uygun olarak 8.5x10x55 mm ölçülerinde V tipi çentik açılarak hazırlanmış olup test sonuçları toplam enerjinin birim alana oranı şeklinde hesaplama yapılmıştır. Şekil 6.12.'de örnek numune geometrisi gösterilmiştir. Numunelerde çentikler; kaynaklı yapıdaki en zayıf bölge olan ITAB üzerine açılmıştır.



Şekil 6.12. V-Çentik darbe testi için kaynaklı plaka üzerinde çentik konumu



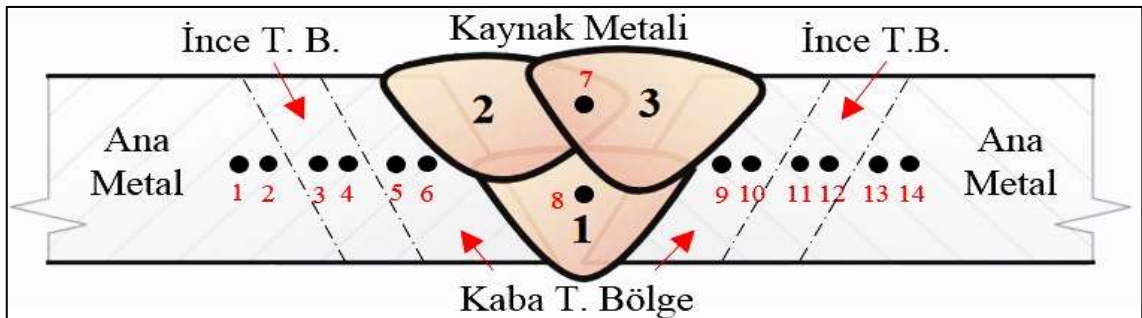
Şekil 6.13. (a) ALŞA marka 300 J kapasiteli çentik darbe test cihazı, (b) kullanılacak çentik testi numuneleri

6.7. Sertlik Testi

Sertlik testleri Konya Teknik Üniversitesi- Mühendislik Fakültesi bünyesinde ki Wellmess marka WM-TB-10 model sertlik ölçme cihazında ASTM E92 standardına göre yapılmıştır. Sertlik cihazı Şekil 6.14.'de gösterilmiştir. Sertlik ölçümleri 136° elmas piramit uç ile 200 gr yük uygulanarak Mikro Vickers cinsinden yapılmıştır. Numuneler üzerinde sertlik ölçümü yapılan noktalar tahmini olarak Şekil 6.15.'de sunulmuştur.



Şekil 6.14. Mikro Vickers sertlik ölçüm cihazı



Şekil 6.15. Numuneler üzerinde sertlik ölçümü yapılan noktalar ve bölgeler

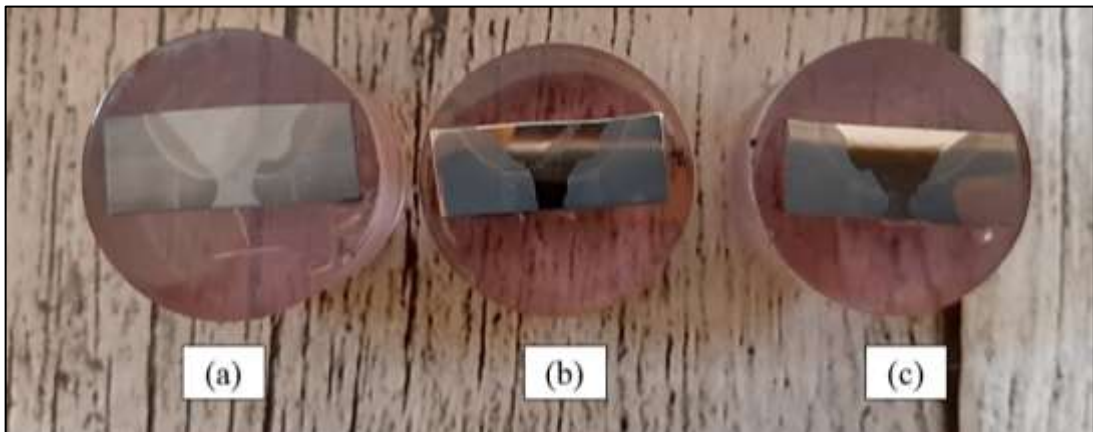
6.8. Metalografik İncelemeler

Numunelere yapılan kaynak işlemi sonrasında oluşan fazların ve geçiş hattının yorumlanabilmesi için mikroyapı incelemeleri ve test sonrası kırık yüzeylerin yorumlanabilmesi için SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

6.8.1. Mikroyapı İncelemeleri

Numunelerin mikroyapı incelemeleri Selçuk Üniversitesi Teknoloji Fakültesi bünyesinde bulunan NİKON marka MA100N optik metal mikroskobunda (Şekil 6.17.) yapılmıştır. Elde edilen görüntüler mikroskoba entegre bir kamera yardımıyla eşzamanlı olarak bilgisayar ortamına aktarılmış ve ölçeklendirilmiştir. Metalografik numune hazırlığında numuneler önce bakalite alınarak konvansiyonel zımparalama ve parlatma teknikleri kullanılmıştır. Kaba zımparadan ince zımparaya doğru gidilerek nihai parlatma işlemi 1 mikron elmas pasta ile yapılmıştır. Her zımpara değişiminde ve nihai parlatma işlemi sonrasında numuneler su ve etil alkol ile yıkanarak bir önceki aşamadan kalıp mikroyapı kalitesini olumsuz etkileyebilecek kalıntılar giderilmiştir. Mikroskop için hazırlanan numuneler Şekil 6.16.'de sunulmuştur.

Tüm numuneler önce taze hazırlanmış %10 Nital (11 ml Nitrik asit + 100 ml Etil alkol) çözeltisinde dağlanarak ana malzeme ve ITAB bölgeleri görüntülenmiş ardından DDM ve ÖDM numuneleri Carpenters çözeltisi (8.5 gr Demir klorür + 2.4 gr Bakır klorür + 122 ml Etil alkol + 122 ml Hidroklorik asit + 6 ml Nitrik asit) ile dağlanmıştır. Östenitik ve Dubleks dolgu malzemeleri çok yüksek korozyon direncine sahip oldukları için Nital çözeltisi dağlama için yetersiz gelmektedir bu sebepten Carpenters çözeltisi kullanılmıştır.



Şekil 6.16. (a) FDM, (b) DDM, (c) ÖDM mikroyapı numuneleri



Şekil 6.17. NİKON- MA100N optik metal mikroskobu ve bilgisayar düzeneği

6.8.2. SEM Kırık Yüzey İncelemeleri

SEM mikroyapı ve kırık yüzey incelemeleri için Selçuk Üniversitesi-İleri Teknoloji ve Araştırma Merkezi'nde (İLTEK) bulunan ZEISS marka EVO-LS10 model taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmış olup Şekil 6.18.'de sunulmuştur. SEM mikroyapı incelemesinde metal mikroskop incelemesi için hazırlanan numuneler altın ile kaplanarak kullanılmıştır. SEM kırık yüzey incelemelerinde ise çentik darbe testi sonrası kırılan numuneler kullanılmıştır.



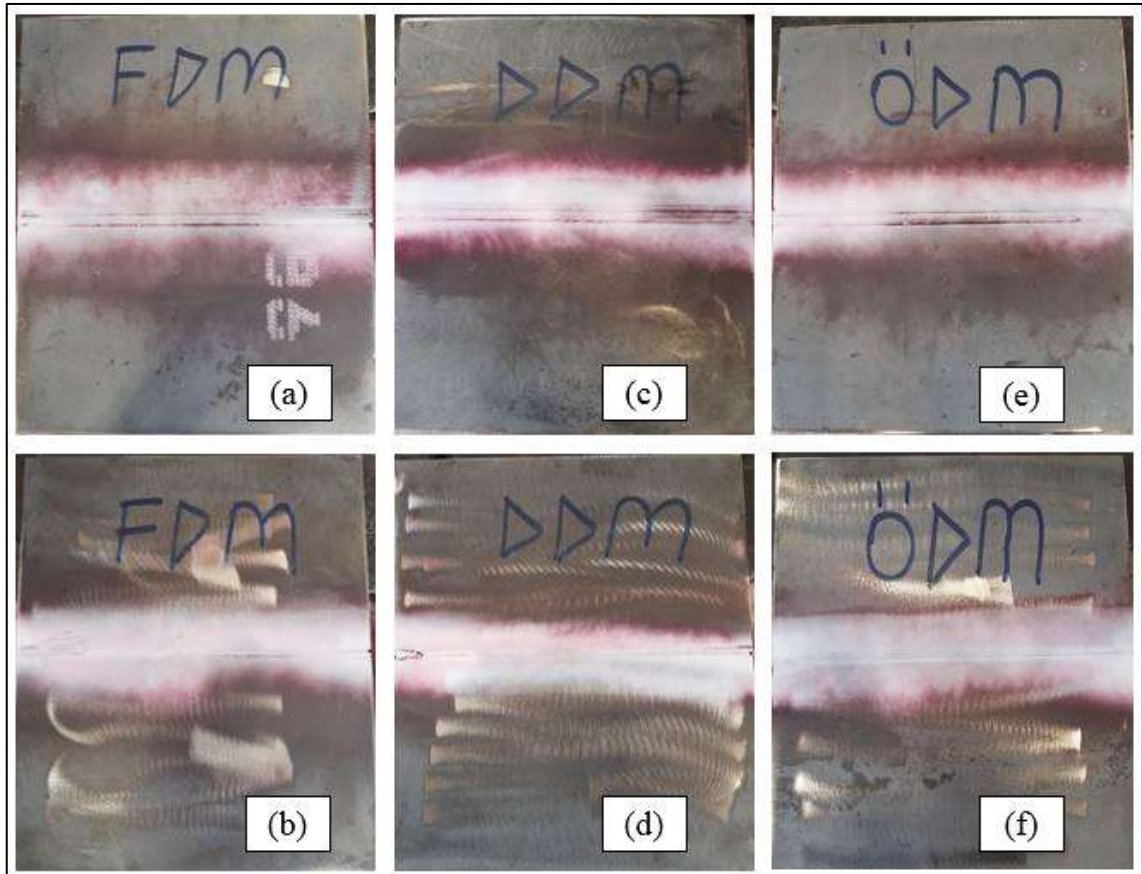
Şekil 6.18. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve bilgisayar destekli kontrol ünitesi

7. ARAŞTIRMA SONUÇLARI

Yapılan deneysel çalışma sonucu elde edilen veriler bu bölümde sunulmuştur.

7.1. Tahribatsız Muayene ile Yüzey Kontrolü (VT-PT)

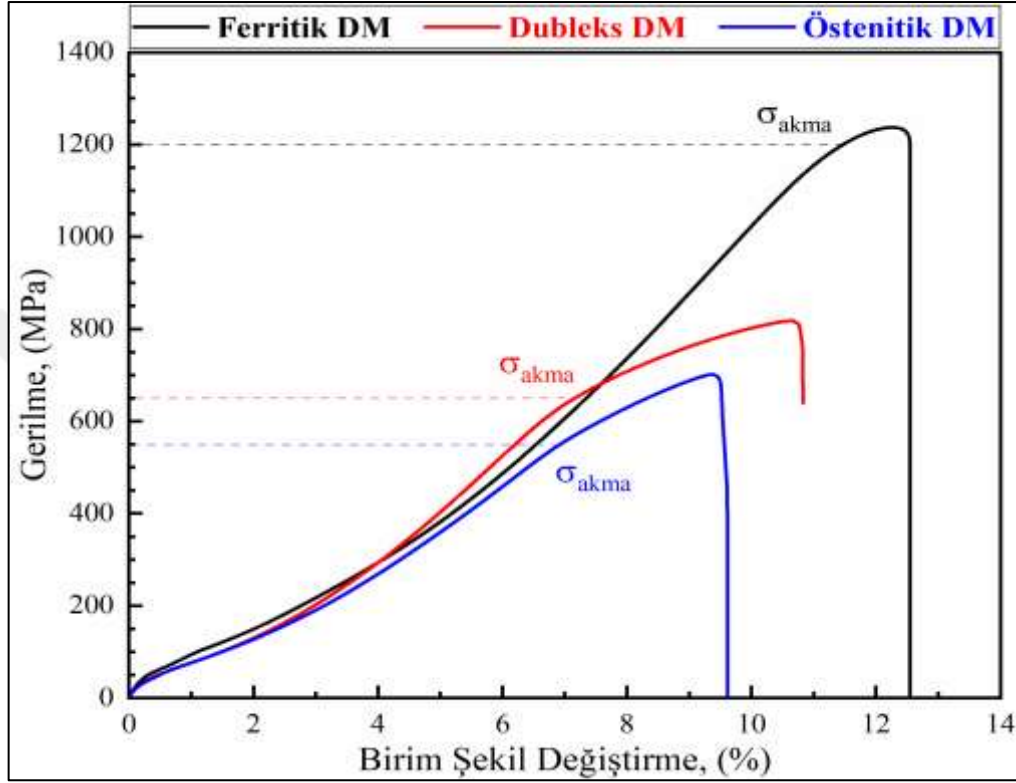
Yapılan görsel muayene sonucunda bu malzeme grubunda görülen çatlak, yanma oluğu, nüfuziyet eksikliği gibi sorunlar gözlemlenmemiştir. Görsel muayene sonrası yapılan sıvı penetrant testi sonucu deney plakalarının kapak ve kök kısımlarının kaynak ve ITAB bölgelerinde herhangi bir kusura rastlanmamıştır. Geliştirici uygulaması sonrası elde edilen sonuçlar Şekil 7.1.'de sunulmuştur.



Şekil 7.1. Geliştirici uygulaması; (a) Ferritik DM- Kapak, (b) Ferritik DM-Kök, (c) Dupleks DM-Kapak, (d) Dupleks DM- Kök, (e) Östenitik DM-Kapak, (f) Östenitik DM- Kök

7.2. Çekme Testi

Yapılan çekme testleri sonucu elde edilip, yazılım sayesinde oluşturulan gerilme-birim şekilde değiştirme grafiği Şekil 7.2.'de sunulmuştur. Tüm çekme testi sonuçlarında süreksiz akma görülmektedir. Elde edilen sonuçlar Çizelge 7.1.'de görülmektedir.



Şekil 7.2. Numunelere ait gerilme-şekil değiştirme diyagramı

Çizelge 7.1. Test numunelerinin çekme testi sonrası mekanik özellikleri

Numune Adı	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Birim Şekilde Değiştirme (%)
FDM	1200	1240	12.5
DDM	650	800	11
ÖDM	550	700	9.5

En yüksek akma noktası sırasıyla FDM, DDM ve ÖDM numunelerinde görülmektedir. Birim şekil değiştirme olarak tüm numuneler hemen hemen birbirine yakın kabul edilebilmektedir.

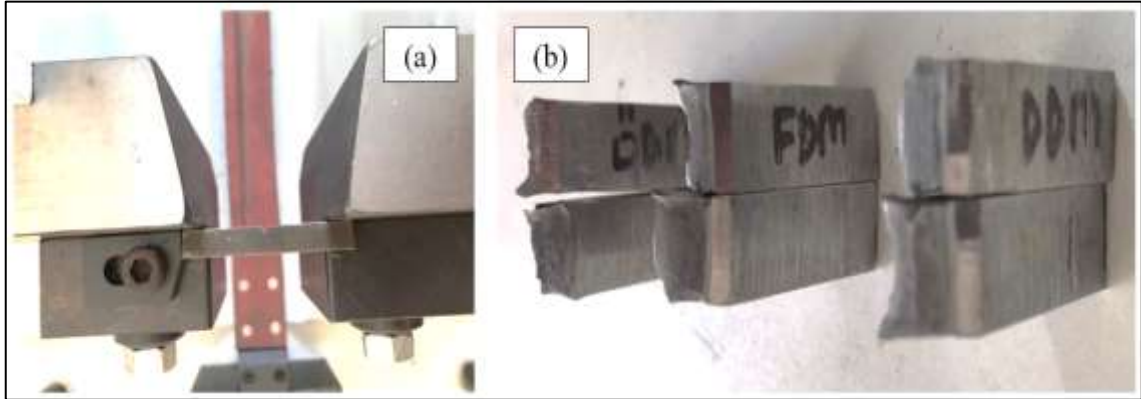
7.3. Çentik Darbe Testi

Yapılan çentik darbe testleri sonrası elde edilen sonuçlar Çizelge 7.2.'de sunulmuştur. Cihaz üzerinden okunan değerler oran orantı yapılarak 8.5x10 mm şeklinde dönüştürülmüştür.

Çizelge 7.2. Test numunelerinin çentik darbe dirençleri

Numune Adı	Test Sıcaklığı (C°)	Çentik Darbe Direnci 8,5x10 mm (J)
FDM	25	80
DDM	25	84
ÖDM	25	89

Şekil 7.3.'de deney numunelerinin çentik darbe test cihazına yerleşimi ve kırılma sonrası oluşan kırık yüzey görüntüleri sunulmuştur.



Şekil 7.3. (a) Numunelerin deney düzeneğine yerleşimi, (b) kırılma sonrası kırık yüzeylerin görüntüsü

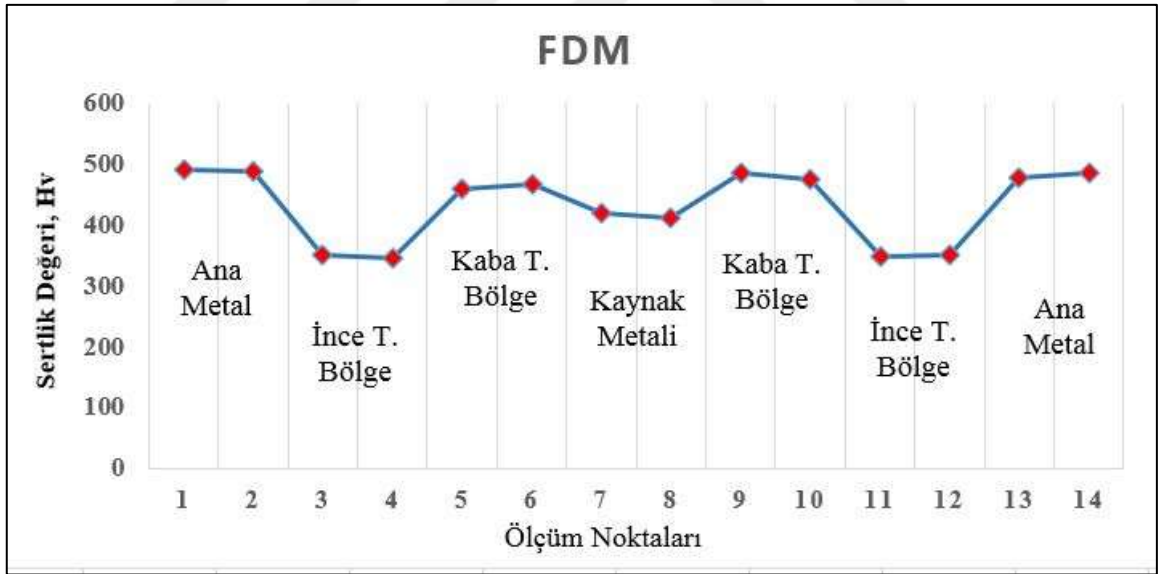
En yüksek çentik darbe dirence sırasıyla ÖDM, DDM ve FDM numunelerinde görülmektedir.

7.4. Sertlik Testi

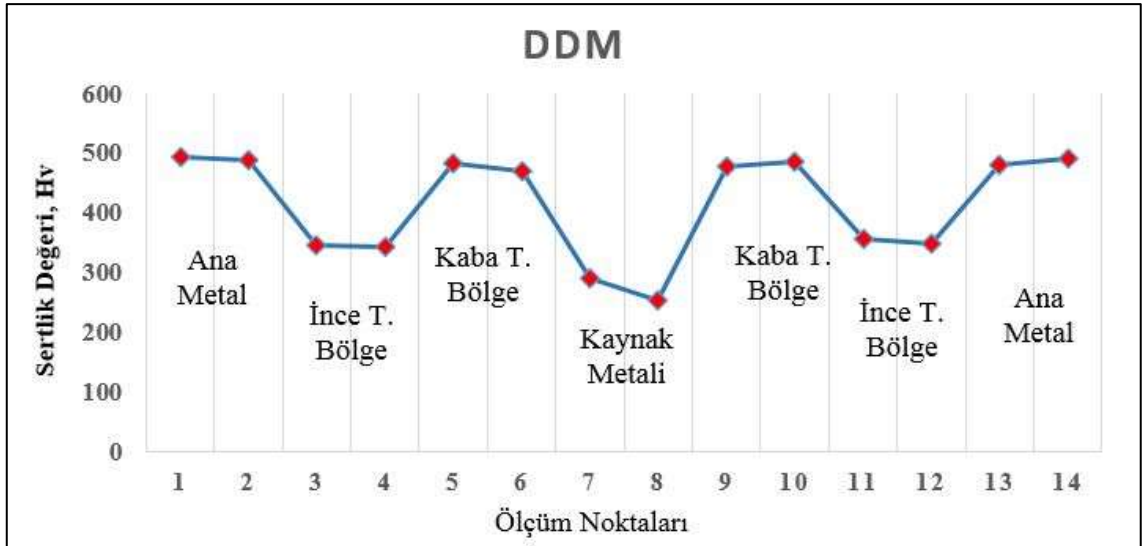
Yapılan sertlik testleri sonucu elde edilen sonuçlar Çizelge 7.3.'de sunulmuştur. Her bir bölgede özellikle ITAB' da oluşabilecek sertlik değişimlerini (İnce taneli bölge ve Kaba taneli bölge) daha iyi ayırt edebilmek için oluşturulan sertlik dağılım grafikleri FDM numunesi için Şekil 7.4.'de, DDM numunesi için Şekil 7.5.'de, ÖDM numunesi için Şekil 7.6.'da sunulmuştur.

Çizelge 7.3. Test numunelerinin sertlik dağılımı (Vickers)

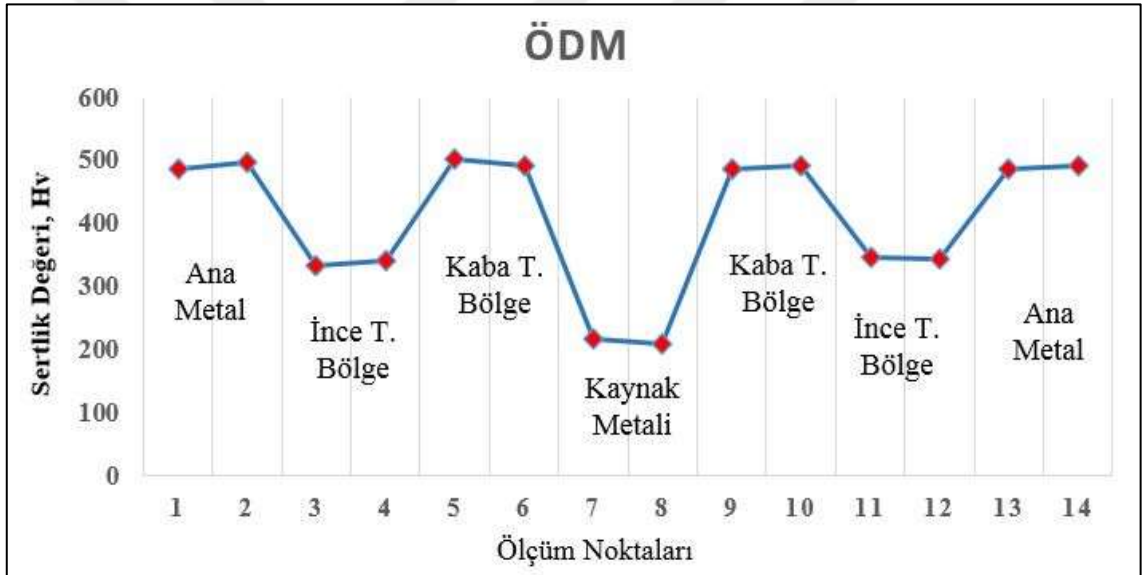
Numune/Ölçüm Noktası	Ana Metal		İnce T. B.		Kaba T. B.		Kaynak Metali		Kaba T. B.		İnce T. B.		Ana Metal	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
FDM	490	488	352	345	460	468	419	411	487	475	348	351	479	485
DDM	494	490	347	344	484	472	290	255	480	488	356	349	482	491
ÖDM	488	496	334	341	502	491	217	209	487	491	346	344	246	493



Şekil 7.4. FDM numunesi için sertlik dağılım grafiği



Şekil 7.5. DDM numunesi için sertlik dağılım grafiği



Şekil 7.6. ÖDM numunesi için sertlik dağılım grafiği

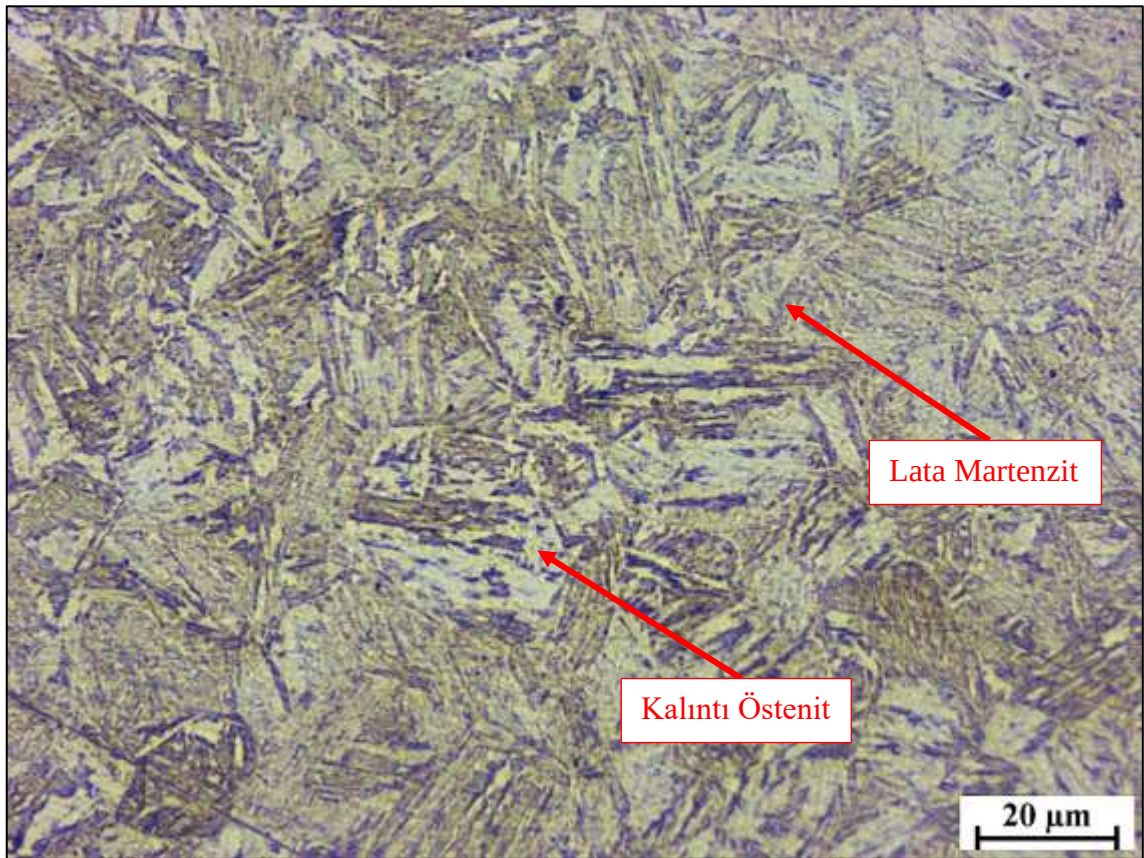
Elde edilen sertlik değerleri incelendiğinde anormal bir sertlik değeri ile karşılaşılmamıştır. Sertlik değerlerinde her bir malzeme için İnce taneli ITAB bölgesinde en düşük olduğu görülmektedir. En majör sertlik değişimi kaynak metali bölgelerinde görülmektedir. Ortalama sertlik değerleri kıyaslandığında kaynak metali bölgelerinde en yüksek sertlik değerleri sırasıyla FDM, DDM ve ÖDM numunelerinde gözlemlenmektedir.

7.5. Metalografik İncelemeler

Yapılan taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi sonuçları ve optik metal mikroskobunda elde edilen mikroyapı görüntüleri bu bölümde sunulmuştur.

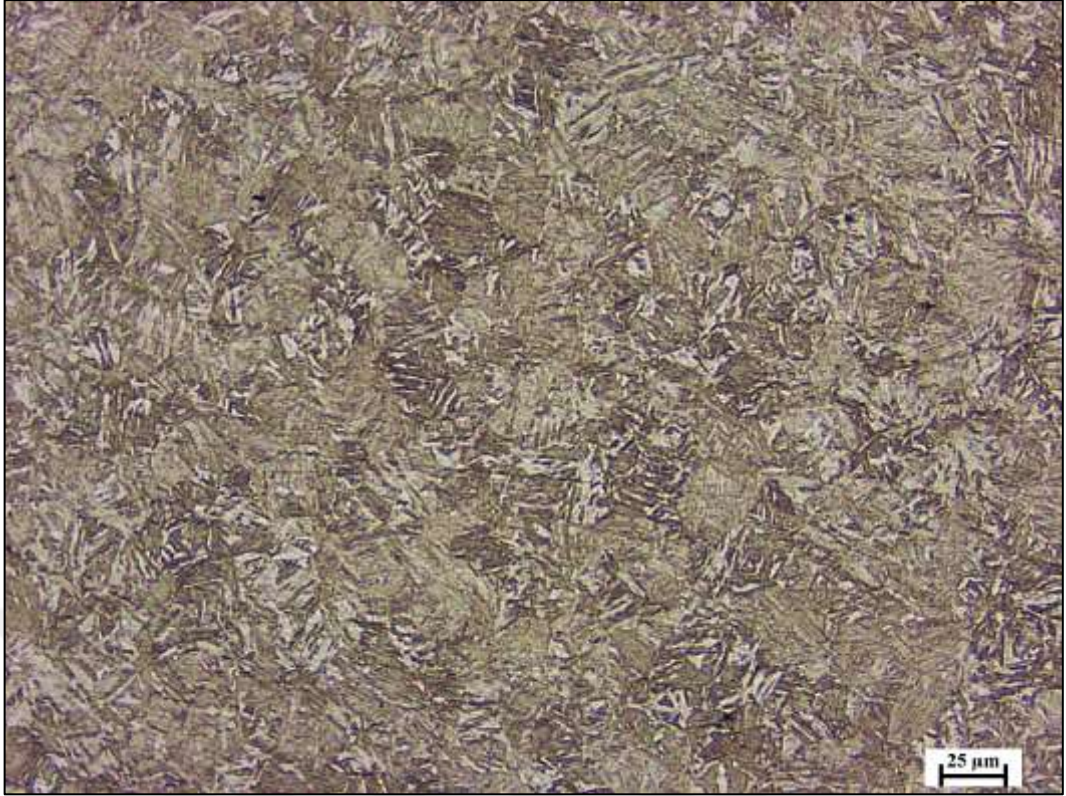
7.5.1. Mikroyapı İncelemeleri

Ana malzeme olarak kullanılan Armox 500T zırh çeliği numunesine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 7.7.'de 500X büyütmede, Şekil 7.8.'de 200X büyütmede ve Şekil 7.9.'da 100X büyütmede sunulmuştur.



Şekil 7.7. 500X büyütmede Armox 500T zırh çeliğine ait mikroyapı görüntüsü

Armox 500T numunesinin kimyasal analizi de göz önüne alınarak; mikroyapılar incelendiğinde mikroyapıda koyu olarak görünen bölgelerin martenzit lataları, beyaz olarak görünen bölgelerin ise herhangi bir faza dönüşmeden katılaştıran kalıntı östenit fazı olduğu söylenebilmektedir.

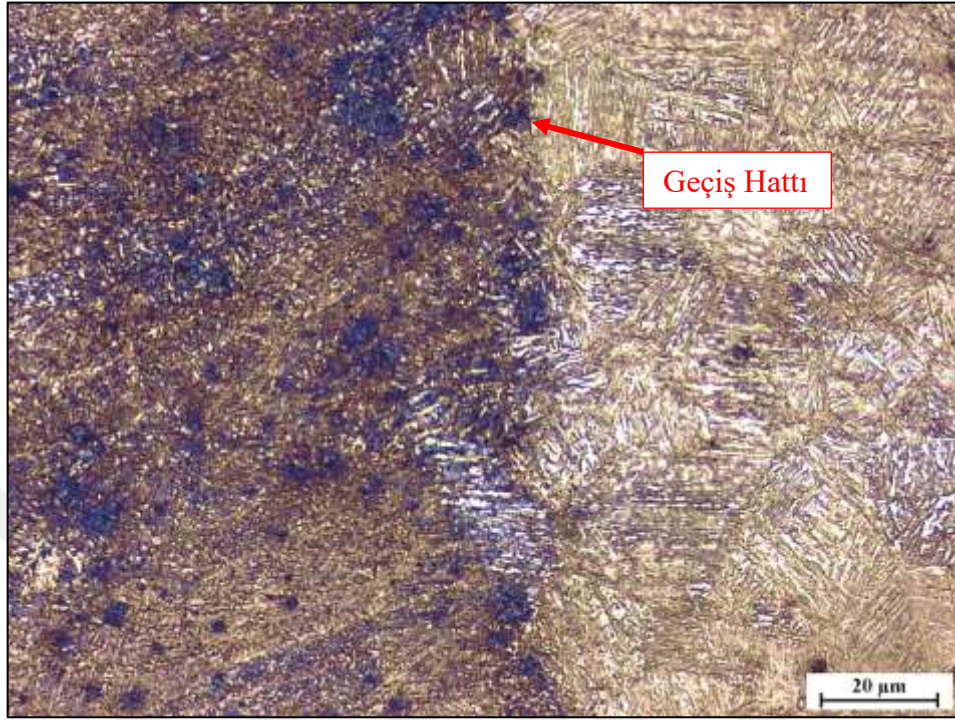


Şekil 7.8. 200X büyütmede Armox 500T zırh çeliğine ait mikroyapı görüntüsü

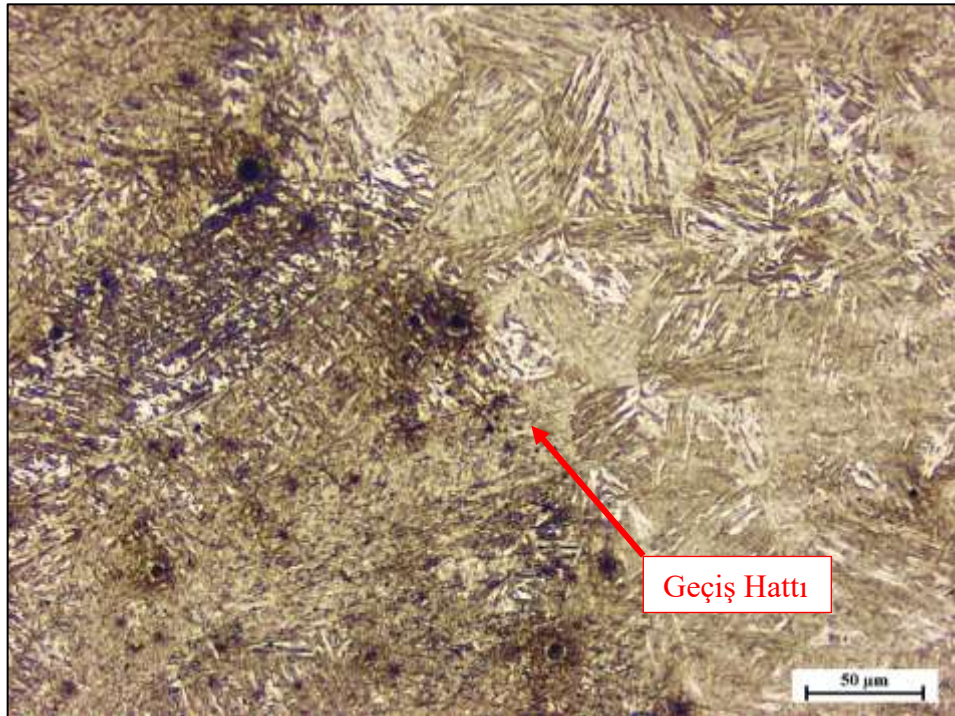


Şekil 7.8. 100X büyütmede Armox500T zırh çeliğine ait mikroyapı görüntüsü

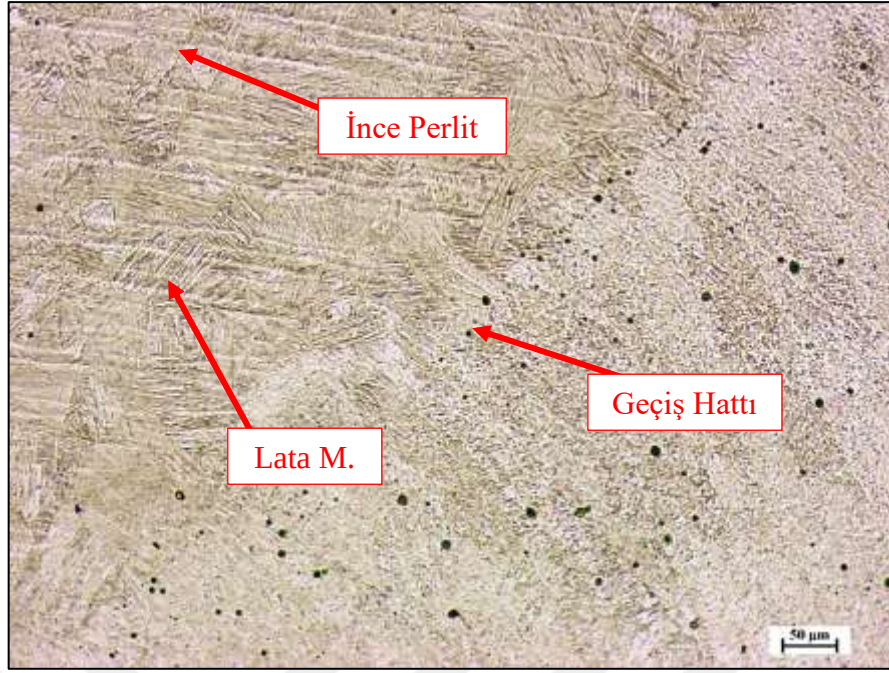
FDM numunesine ait geçiş bölgesi ve ITAB mikroyapıları;500X büyütmede şekil 7.9.' da, 200X büyütmede şekil 7.10.'da ve 100X büyütmede şekil 7.11.'de sunulmuştur.



şekil 7.9. 500X büyütmede FDM numunesinin ITAB-kaynak metali geçiş bölgesine ait mikroyapı grntř

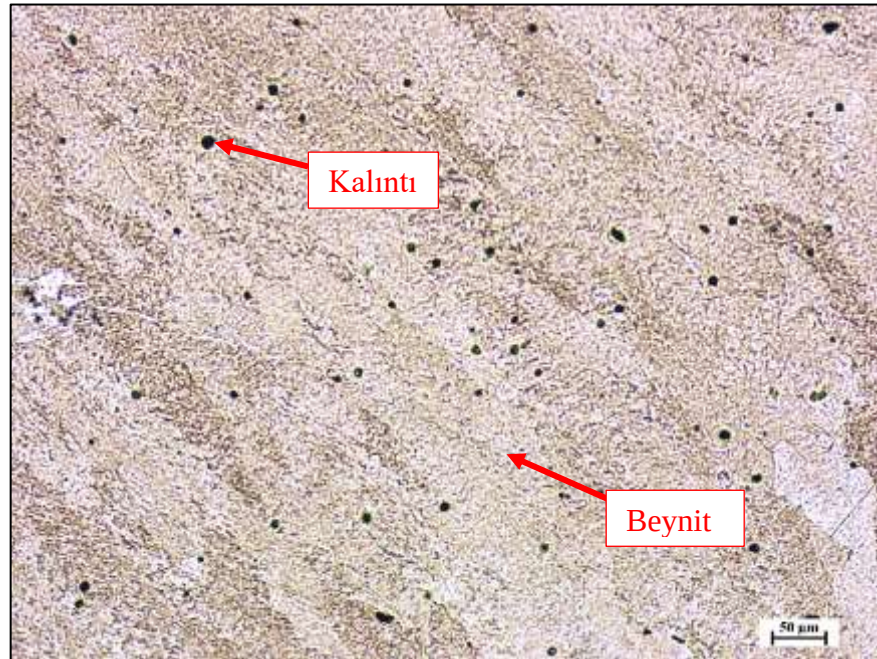


şekil 7.10. 200X büyütmede FDM numunesinin ITAB-Kaynak metali geçiş bölgesine ait mikroyapı grntř



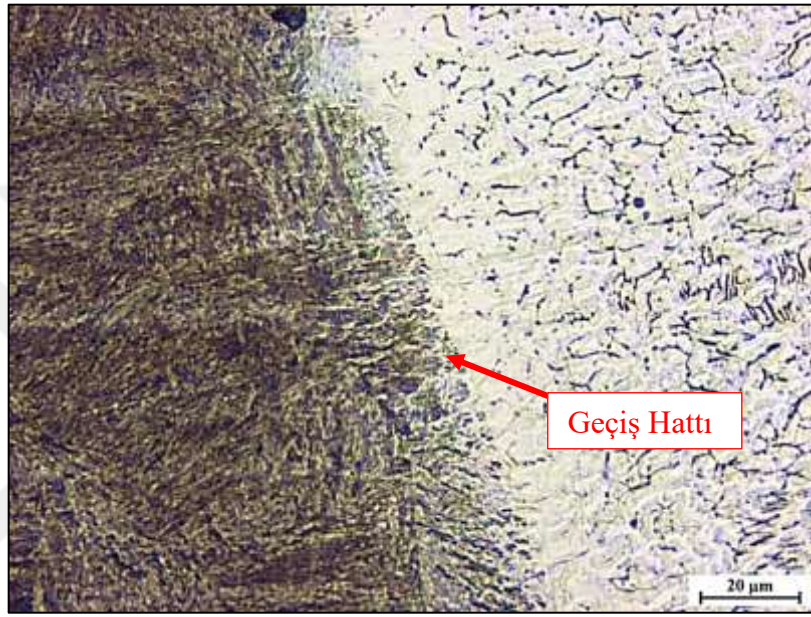
Şekil 7.11. 100X büyütmede FDM numunesinin ITAB-Kaynak metali geçiş bölgesine ait mikroyapı görüntüsü

FDM numunesinin geçiş bölgesi mikroyapıları incelendiğinde kaynak metali ile ana metal arasında herhangi bir uyumsuzluk ve kaynak kusuru gözlemlenmemektedir. ITAB; Lata martenzit ve ince perlit yapısındadır. FDM numunesine ait kaynak metali mikroyapısı 100X büyütmede Şekil 7.12.'de sunulmuştur. Kaynak metali bölgesinde hızlı soğumanın da etkisi ile beynit fazı görülmektedir.

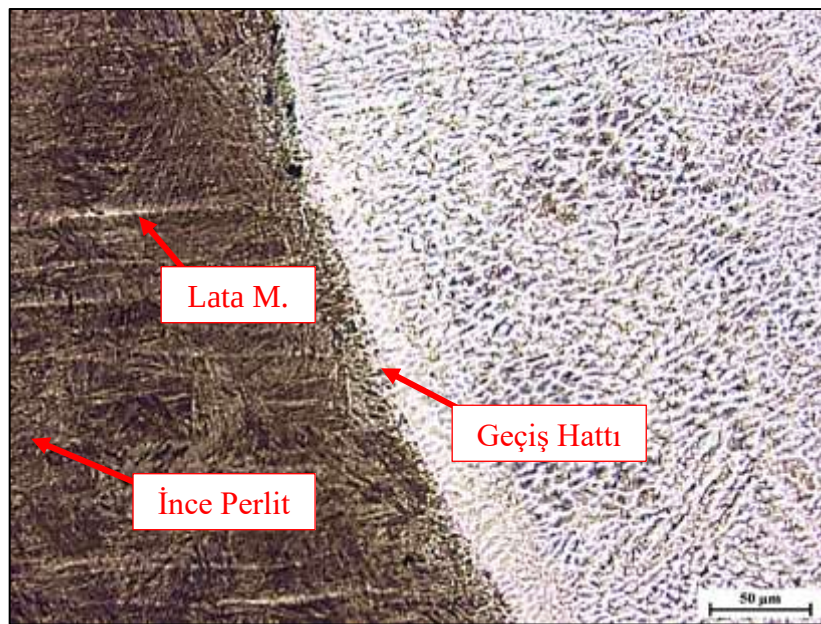


Şekil 7.12. 100X büyütmede FDM kaynak metaline ait mikroyapı görüntüsü

DDM numunesine ait geçiş bölgesi ve ITAB’a ait mikroyapı görüntüsü; 500X büyütmede Şekil 7.13.’de, 200X büyütmede Şekil 7.14.’de sunulmuştur. ITAB’da Lata Martenzit ve İnce Perlit yapısı görülmektedir. Geçiş hattı incelendiğinde geçiş hattı boyunca düzlemsel büyümenin olduğu ve ana metal ile kaynak metali arasında herhangi bir uyumsuzluk ve kaynak kusurunun olmadığı gözlemlenmektedir. Büyüme bir miktar düzlemsel olarak devam edip hücresel dentritik katılaşma şeklinde devam ettiği söylenebilmektedir.

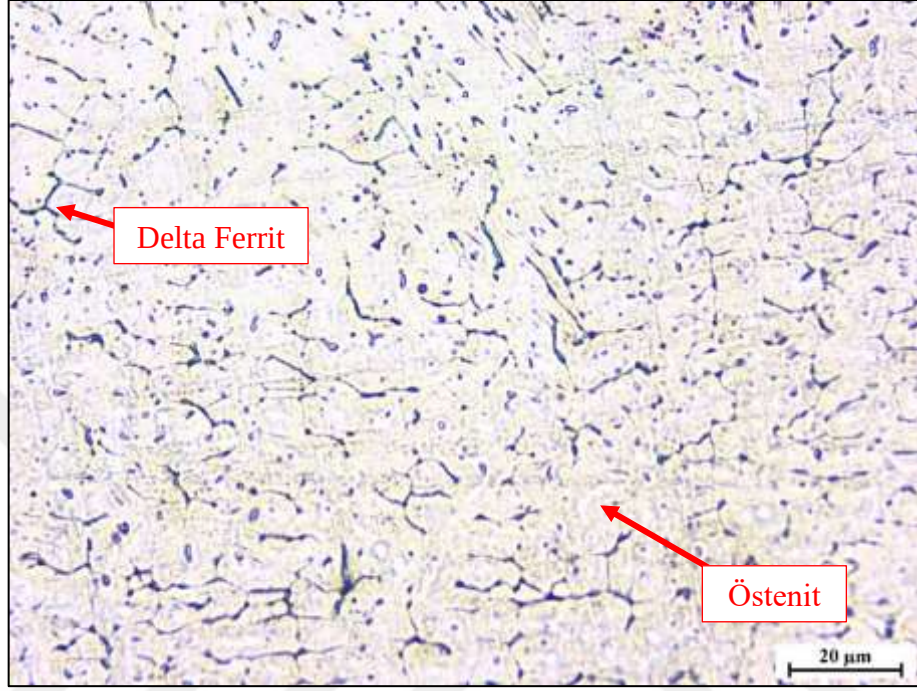


Şekil 7.13. 500X büyütmede DDM numunesinin geçiş bölgesine ait mikroyapı görüntüsü

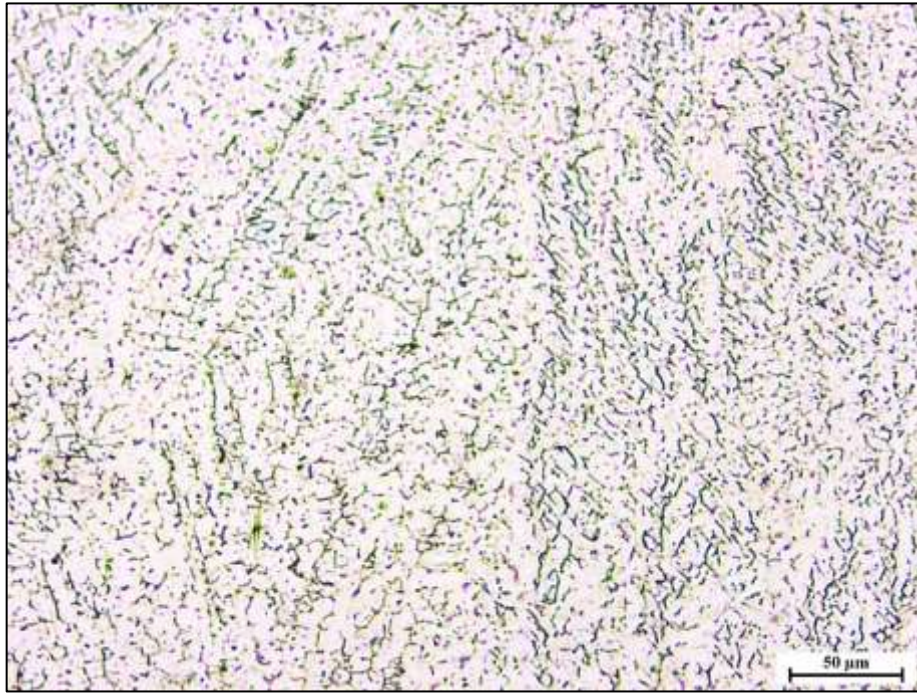


Şekil 7.14. 200X büyütmede DDM numunesinin geçiş bölgesine ait mikroyapı görüntüsü.

DDM numunesine ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü; 500X büyütmede Şekil 7.15.' de, 200X büyütmede Şekil 7.16.'de sunulmuştur. Kaynak metali mikroyapısı incelendiğinde kabaca eşit bir Östenit/Delta Ferrit dağılımı görülmektedir. Ayrıca delta ferrit dentritleri oldukça homojen bir biçimde yapı içerisinde yer almaktadır.

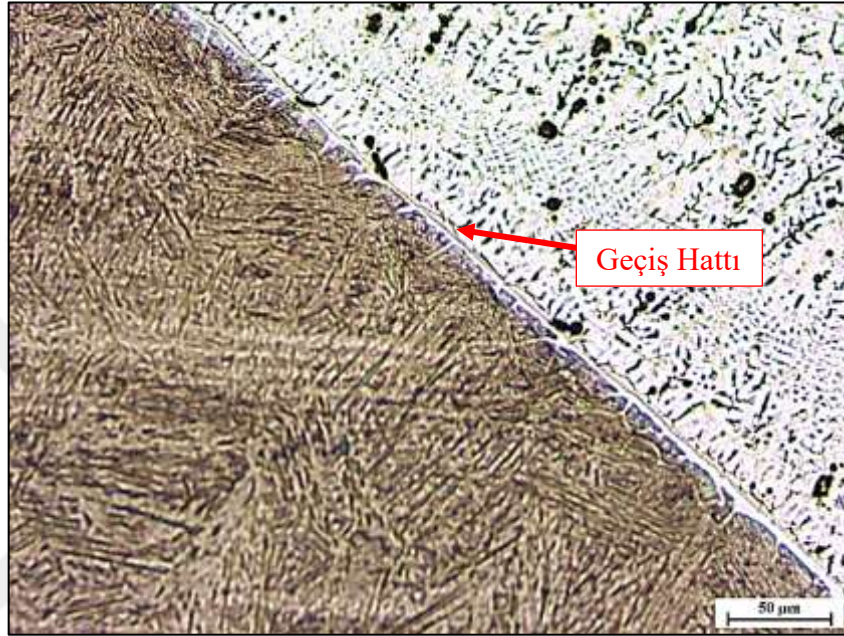


Şekil 7.15. 500X büyütmede DDM numunesinin kaynak metaline ait mikroyapı görüntüsü

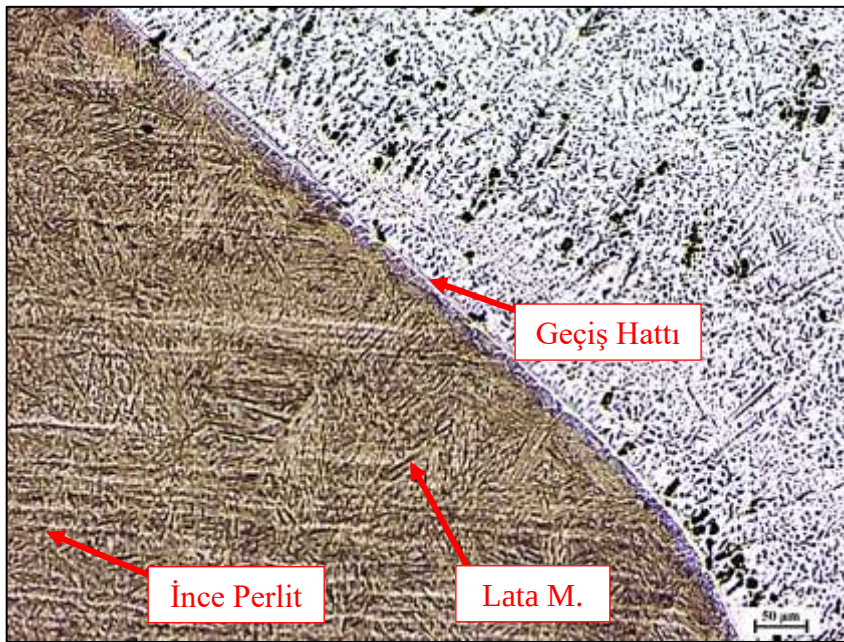


Şekil 7.16. 200X büyütmede DDM numunesinin kaynak metaline ait mikroyapı görüntüsü

ÖDM numunesinin geçiş bölgesine ait mikroyapı görüntüleri 200X büyütmede Şekil 7.17.'de ve 100X büyütmede Şekil 7.18.'de sunulmuştur. ITAB; Lata Martenzit ve İnce perlit yapısındadır. Geçiş hattı incelendiğinde geçiş hattı boyunca düzlemsel büyümenin olduğu ve ana metal ile kaynak metali arasında herhangi bir uyumsuzluk ve kaynak kusurunun olmadığı gözlemlenmektedir. Büyüme bir miktar düzlemsel olarak devam edip hücresel dentritik katılaşma şeklinde devam ettiği söylenebilmektedir.

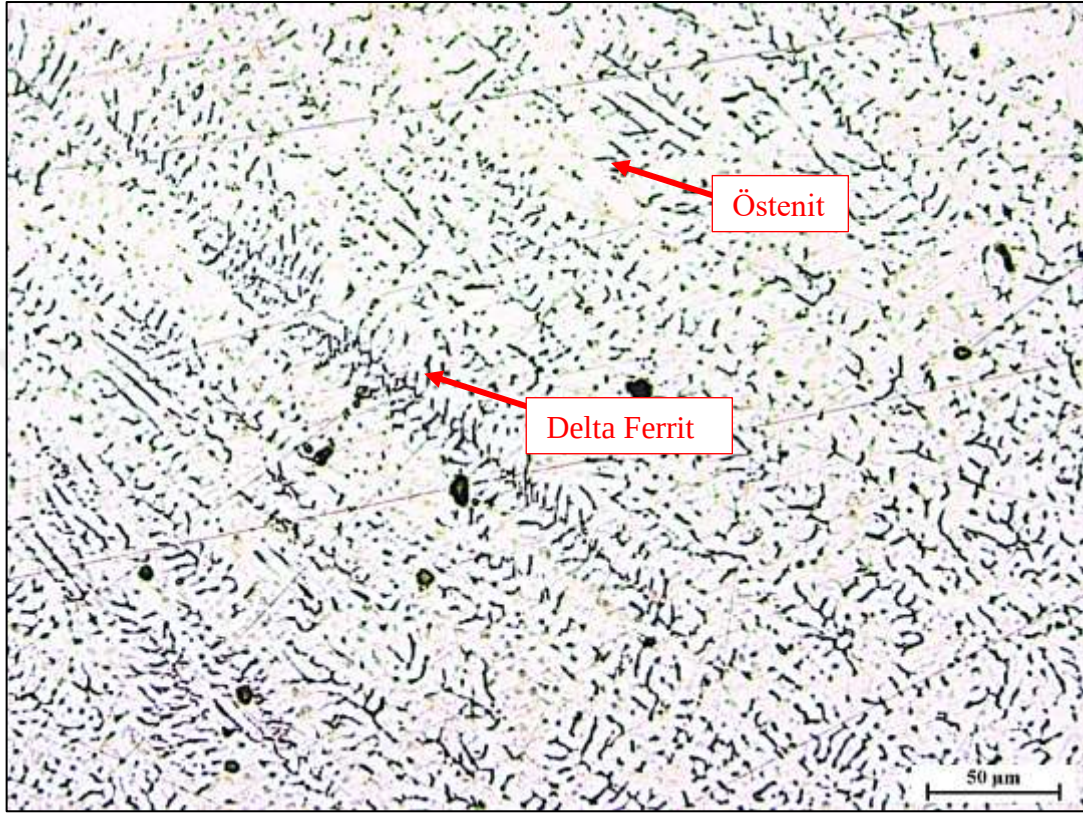


Şekil 7.17. 200X büyütmede ÖDM numunesinin geçiş bölgesini mikroyapısı



Şekil 7.18 100X büyütmede ÖDM numunesinin geçiş bölgesine ait mikroyapısı

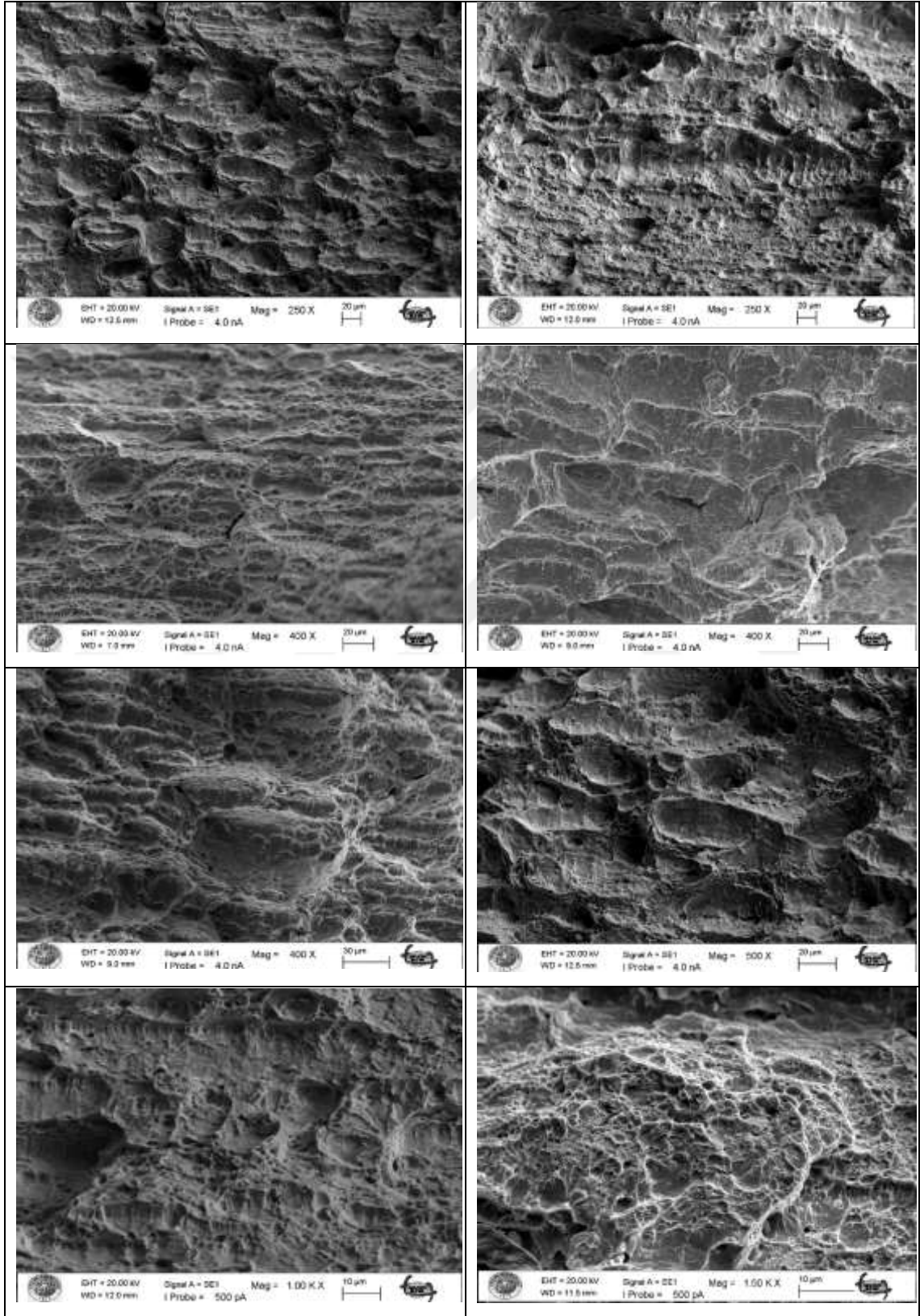
ÖDM numunesinin kaynak metali bölgesine ait 200X büyütmede mikroyapı görüntüsü Şekil 7.19.'da sunulmuştur. DDM numunesinin kaynak metaline kıyasla; Östenit oranı Delta Ferrit oranına nispeten daha fazla gözükmekte olup Delta Ferrit'ler daha ince ve homojen bir şekilde yapı içerisinde dağılmıştır.



Şekil 7.19. 200X büyütmede ÖDM numunesinin kaynak metali bölgesine ait mikroyapı görüntüsü

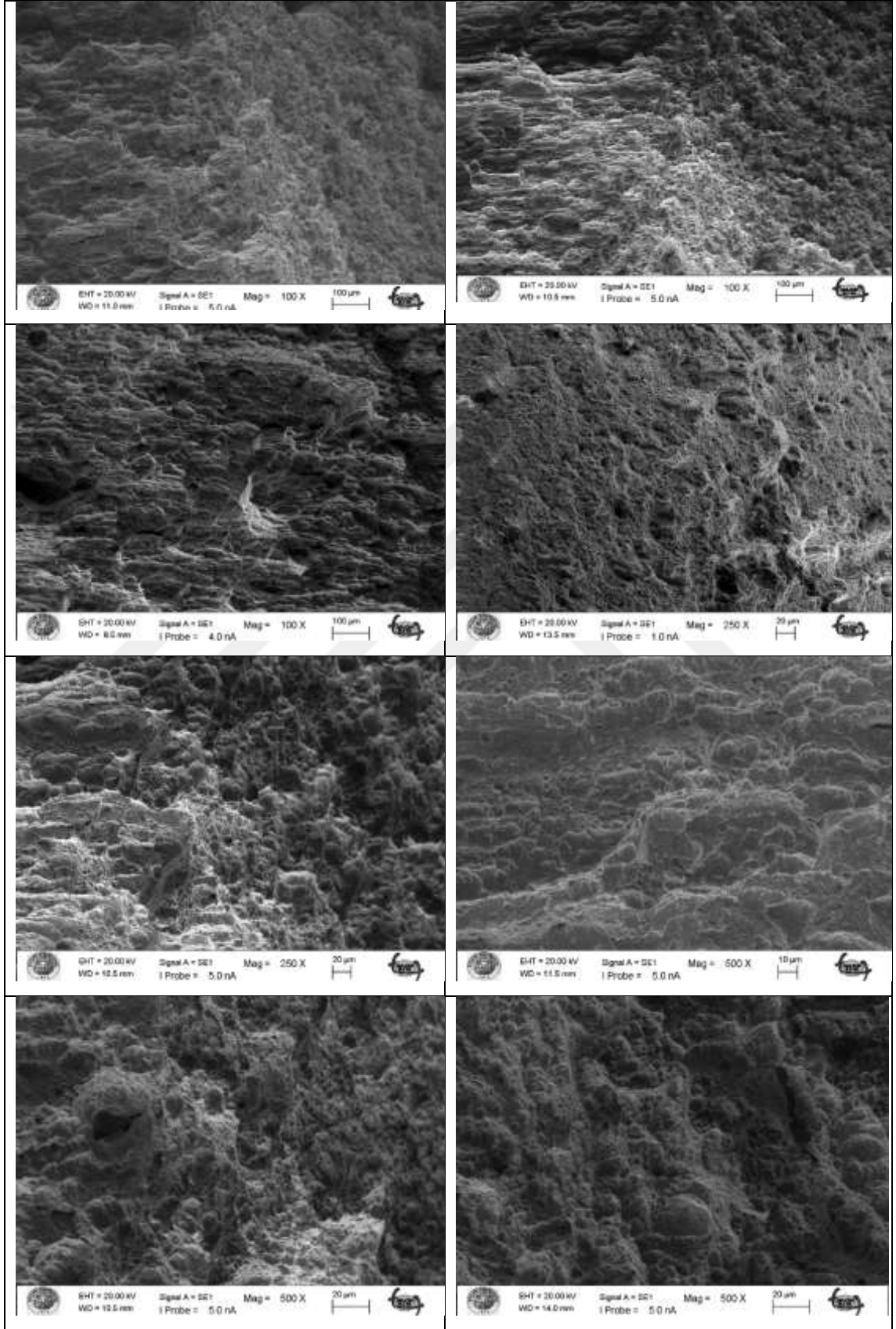
7.5.2 SEM Kırık Yüzey İncelemeleri

FDM numunesinin kırık yüzey görüntüleri Şekil 7.20.'de sunulmuştur.



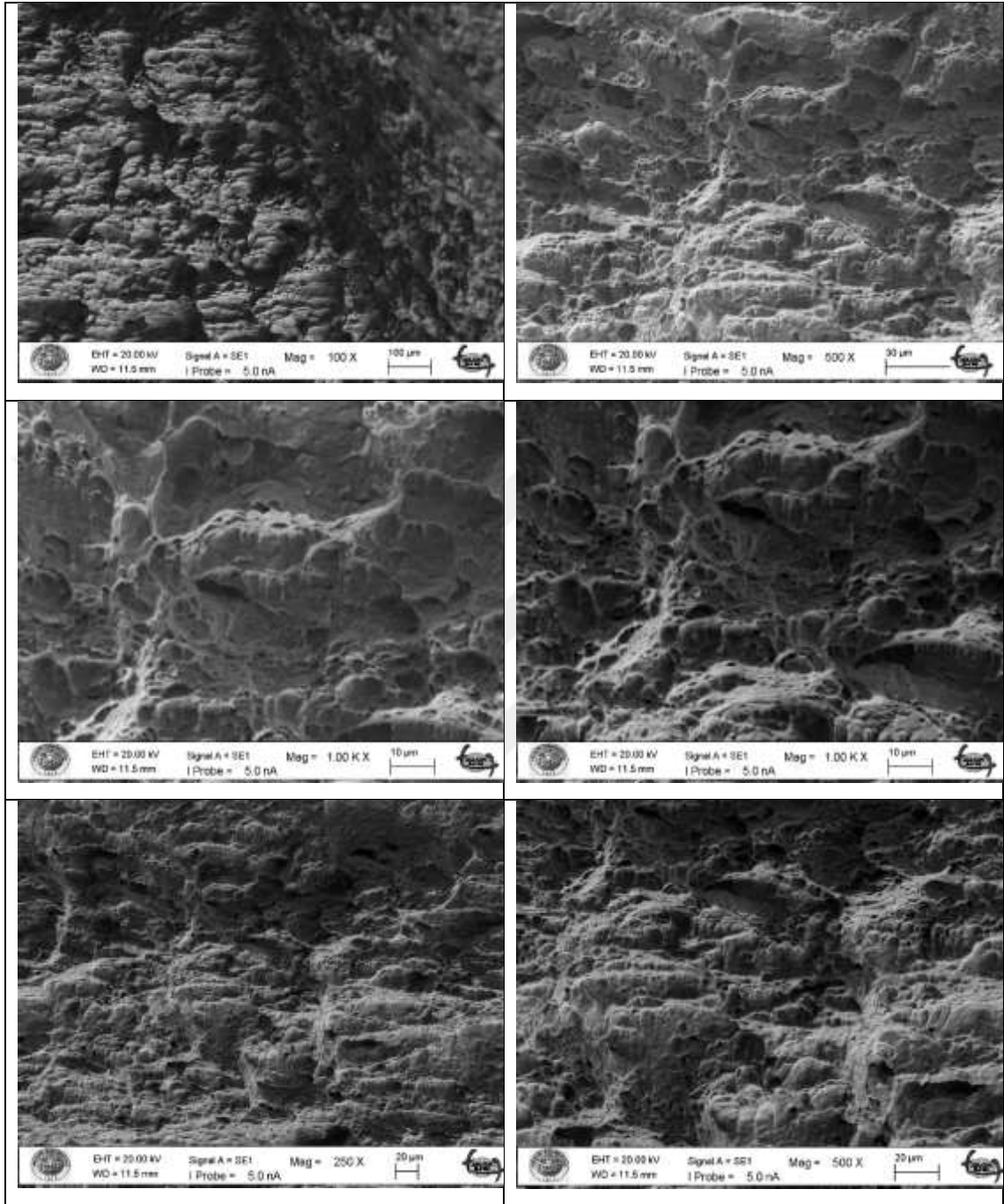
Şekil 7.20. FDM numunesine ait farklı büyütmelerde SEM kırık yüzey görüntüleri

DDM numunesinin SEM kırık yüzey görüntüleri Şekil 7.21.'de sunulmuştur.



Şekil 7.21. DDM numunesine ait farklı büyütmelerde SEM kırık yüzey görüntüleri.

ÖDM numunesinin SEM kırık yüzey görüntüleri Şekil 7.22.'de sunulmuştur.



Şekil 7.22. DDM numunesine ait farklı büyütme ölçeklerinde SEM kırık yüzey görüntüleri.

FDM, DDM ve ÖDM numunelerine ait SEM kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde tüm kırılmaların kaynaklı yapının ITAB bölgesinde olduğu teyit edilebilmektedir. Genel eğilimi bakıldığında nispeten sünek kırılmanın göstergesi olan dimple'ların (örümcek ağına benzer çukurumsu bir yapı) olduğu görülmektedir.

8. TARTIŞMA

Bu bölümde; yapılan test çalışmalarında elde edilen sonuçlar konu ile alakalı daha önce literatürde bulunan sonuçlarla kıyaslanmıştır.

8.1. Çekme Testi Sonuçları

Yapılan çekme testi sonuçlarında elde edilen veriler Şekil 7.2.'de ve Çizelge 7.1.'de gösterilmiştir.

Murthy ve ark. (2014); Kendi geliştirmiş oldukları karbürsüz ferritik dolgu malzemesi ile yapmış oldukları kaynak işlemi sonucunda elde edilen numunelerin çekme testi sonucunda 1,010 MPa akma noktası elde etmişlerdir. Bizim yapmış olduğumuz ferritik dolgu malzemesi ile kaynatılan FDM numunesinin çekme testi sonucunda 1,200 MPa akma noktası elde edilmiştir. Buna göre 190 MPa daha yüksek akma noktası elde edildiği görülmektedir.

Saedi ve ark. (2018); ER2209 dolgu malzemesi ile yapmış oldukları kaynak işlemi sonucunda elde ettiği numunelerle çekme testi yapmışlar ve 383 MPa akma mukavemeti elde etmişlerdir. Bizim dubleks dolgu malzemesi ile kaynatılan DDM numunesinde çekme testi sonucu 650 MPa akma noktası elde edilmiştir. Buna göre 267 MPa daha yüksek akma noktası elde edilmiştir.

İpek ve Elaldi (2012); ER307 dolgu malzemesi kullanılarak 60 derece X tipi kaynak ağzı modeli ile yaptıkları çekme testi ile elde ettikleri sonuçlar (yaklaşık 550 MPa akma noktası) ile bizim östenitik dolgu malzemesi ile yapılan ÖDM numunesinin çekme testi sonuçları (550 MPa akma noktası) ile benzerlik göstermektedir.

8.2. Çentik Darbe Testi Sonuçları

Yapılan çentik darbe testi sonucunda elde edilen sonuçlar Çizelge 7.2.'de sunulmuştur.

Haupt ve ark. (2018); ER120 dolgu malzemesi ile yapmış oldukları kaynak işlemi sonucunda elde ettiği numunelerle oda sıcaklığında yapmış oldukları çentik darbe testi sonucunda yaklaşık 120 J darbe tokluğu elde etmişlerdir. Bizim ferritik dolgu malzemesi ile kaynatılan FDM numunesinde çentik darbe testi sonucu 80 J darbe tokluğu elde edilmiştir.

Saedi ve ark. (2018) ; ER2209 dolgu malzemesi ile yapmış oldukları kaynak işlemi sonucunda elde ettiği numunelerle oda sıcaklığında yapmış oldukları çentik darbe testi sonucunda yaklaşık 90 J darbe tokluğu elde etmişlerdir. Bizim dubleks dolgu malzemesi ile kaynatılan DDM numunesinde çentik darbe testi sonucu 84 J darbe tokluğu elde edilmiştir.

Cabrilo ve ark. (2018); ER307 dolgu malzemesi ile yapmış oldukları kaynak işlemi sonucunda elde ettiği numunelerle oda sıcaklığında yapmış oldukları çentik darbe testi sonucunda yaklaşık 75 J darbe tokluğu elde etmişlerdir. Bizim dubleks dolgu malzemesi ile kaynatılan DDM numunesinde çentik darbe testi sonucu 89 J darbe tokluğu elde edilmiştir.

8.3. Sertlik Testi Sonuçları

Yapılan sertlik ölçüm testlerinde elde edilen sonuçlar Çizelge 7.3.'de sunulmuştur.

Tüm numunelerde ana malzeme sertlik değerlerinin ortalaması neredeyse benzer çıkmaktadır. Tüm numunelerin kaynak parametreleri ve ısı girdileri hemen hemen eşit olduğundan tüm ITAB bölgeleri de benzer sertlik değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Elde edilen sertlik değerleri uzak ITAB için 330 ± 20 Hv, yakın ITAB için 480 ± 20 Hv aralığında değişmektedir.

Arık (2018); yapmış olduğu deneysel çalışmada gazaltı kaynak tekniğiyle alın kaynağı yapılmış MARS 240 sınıfı zırh çeliğinde 410 Hv ile 627 Hv aralığında değişen ITAB sertlikleri elde etmiştir.

Opiekun ve ark. (2019); Armox 500T zırh çeliği ile yapmış oldukları farklı birleştirme türlerinde (köşe, alın, altlıklı dış köşe) ki gazaltı kaynağı sonrasında 400 Hv ile 450 Hv aralığında değişen ITAB sertlikleri elde etmişlerdir.

Mazuera Robledo ve ark. (2011); MIL-A-46100 sınıfı zırh çeliğine farklı türlerde kaynak dolgu malzemesi kullanarak yaptıkları gazaltı kaynak işlemi sonrasında 310 Hv ile 580 Hv aralığında değişen ITAB sertlikleri elde etmişlerdir.

8.4. Metalografik İnceleme Sonuçları

Yapılan metalografik incelemeler sonucu elde edilen mikroskop görüntüleri ve SEM kırık yüzey görüntüleri Bölüm 7.5.'de paylaşılmıştı.

Saxena ve ark. (2018); Armox 500T zırh çeliği mikroyapısında lata martenzit, lata martenzit içerisinde oluşan Widmanstaten ferrit ve kalıntı östenit fazlarını tespit etmişlerdir. Çalışmalarında kalıntı östenit fazının hızlı soğuma sonucu oluşacak gerilmelerle yapının çatlamasını engellediğinden bahsetmişlerdir.

Turichin ve ark. (2018); Armox 500T zırh çeliğinin mikroyapısında lata martenzit, beynit ve Widmanstaten ferrit tespit etmişlerdir. Bu çeliğe yapılan lazer hibrit kaynağı ile ITAB'da beynit miktarının arttığını gözlemlemişlerdir.

Barenı (2014a); Gazaltı kaynağı yapılan Armox 500T zırh çeliğinin ana metal mikroyapısında martenzit fazını tespit etmiş ve yapılan kaynak işlemi sonrasında ITAB'da oluşan yüksek sertlik piklerinin kabalaşan martenzit iğnelerinden kaynaklandığını gözlemlenmiştir. Geçiş hattından uzaklaştıkça ITAB mikroyapısında nispeten yavaş soğumanın etkisiyle östenitin perlit ve beynite dönüşümünü, ferritin de östenit tane sınırları üzerinde görüldüğünü aktarmıştır.

Duffey (2016); Armox 440 çeliğinin ER110 ve ER70 kaynak teli ile yapılan ön ısıtmalı ve ön ısıtmasız kaynak işlemlerinde hidrojen kaynaklı çatlamların olduğunu gözlemlemiştir.

Bizim yapmış olduğumuz mikroyapı çalışmalarında Armox 500T zırh çeliği ana metalinde yoğun olarak Lata martenzit fazı ve dönüşmeden katılaştıran kalıntı östenit fazı gözlenmiştir. ITAB'da ise yine yoğunluk Lata martenzit olmak üzere İnce Perlit yapısı gözlemlenmiştir. İnce Perlit fazı yapay olarak martenzitin tavlanması ile elde edilmektedir ve Ferrit ile Sementitin tanesiz olarak çok ince bir şekilde karışımı olarak mikroyapıda görüntülenebilmektedir.

Armox 500T çeliği gösterdiği yüksek mekanik özelliklerinden ötürü sünek davranış özelliği göstermemektedir. Binar ve ark. (2011); Yapmış olduğu çalışmada Armox 500T çeliğinin $-80 - 0\text{ }^{\circ}\text{C}$ aralığında transkristalin olarak klivaj şekilde kırılma, $0-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ aralığında artan sıcaklık ile transkristalin olarak nispeten daha sünek bir kırılma olduğunu tespit etmişlerdir. Bizim oda sıcaklığında yapılan çentik darbe testi numunelerinin kırılma yüzeyleri ile literatürde ki sonuçlar uyusmaktadır.

9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu bölümde deneysel çalışma sonucu elde edilen sonuçlar özetlenerek ve bu çalışmada yapılmayan ve ileride yapılabilecek çalışmalar için öneriler sunulacaktır.

9.1. Sonuçlar

Deneysel çalışmada yapılan işlemler ve elde edilen sonuçlar kısaca aşağıda ki gibidir.

- Armox 500T zırh plakasından belirlenen boyutlarda plakalar azot gazı kullanılarak lazer kesim yöntemi ile kesilmiştir.
- Kesilen plakalar ön ısıtma uygulamaksızın gazaltı kaynak yöntemi ile yaklaşık 4 kJ/cm ısı girdisi ile Ferritik, Dupleks ve Östenitik dolgu malzemeleri ile üç pasoda başarılı bir şekilde kaynatılarak birleştirilmiştir.
- Kaynak işlemine müteakip 24 saat sonra tüm kaynak yüzeylerine sıvı penetrant yöntemi ile çatlak kontrolü yapılmış ve herhangi bir kusur gözlemlenmemiştir.
- Kaynatılan plakalar; ısı girdisinden etkilenmeden tel erezyon yöntemi ile deney numuneleri çıkartılarak frezeleme ile kök ve kapak bölgelerinde ki fazla kaynak metali taranmıştır.
- Yapılan çekme testi ve çentik darbe testi sonrası tüm mekanik değerler beklenen seviyede ölçülmüştür. Şayet yapıda hidrojen kaynaklı bir çatlama var olsaydı mekanik değerler beklenen seviyenin altında çıkması bekleniyordu.
- Yapılan sertlik ölçüm testi sonrası; Kaynak metali, İnce taneli ITAB, Kaba taneli ITAB ve Ana metal sertlik değerleri beklenen seviyede gözlemlenmiştir. Sertlik düşüşü yalnızca çok dar bir bölge olan İnce taneli ITAB bölgesinde görülmüştür. Aynı şekilde düşük ısı girdisi ile kaynak işlemi yapılsaydı yapıda hidrojen kaynaklı kırılmalar gözlemlenebilecekti.
- Numunelerin mikroyapıları incelendiğinde tümünün ısı girdisi çok yakın olduğundan hepsinin ITAB'ında oluşan fazlar ve ITAB genişlikleri benzerlik göstermektedir. Tüm numunelerde ITAB ile kaynak metali arasında oluşan geçiş hattında herhangi bir kaynak kusuru, çatlama ve uyumsuzluk gözlemlenmemiştir.
- SEM ile kırık yüzeyler incelendiğinde ve genel eğilime bakıldığında nispeten sünek kırılmanın göstergesi olan dimple'ların olduğu görülmektedir.

9.2. Öneriler

Tez çalışması kapsamında birçok deneysel çalışmalar yapılmasına rağmen devam niteliğinde yapılması önerilen çalışmalar aşağıda ki gibidir.

- Yapılan çok pasolu kaynak işleminde farklı türden kaynak dolgu malzemelerinin ısı kararlılık için TGA/DSC analizi ve kristal yapıdaki değişikliklerin geliştirilmesi için XRD analizi yapılabilir.
- Ferritik dolgu malzemesi kullanılarak kaynatılan zırh çeliği numunesinin farklı sıcaklıklarda çentik darbe testleri yapılarak darbe geçiş sıcaklığı tespit edilebilir.
- Zırh çeliklerinin tandem (eş zamanlı iki tel beslemeli) gazaltı kaynak robotu ile farklı türden (ferritik, dubleks, östenitik vb.) kaynak dolgu malzemeleri ile farklı oranlarda yapılan kaynak işlemi sonucu kaynak metalinin mekanik özelliklerin geliştirilmesi incelenebilir.
- Zırh çeliklerinde kaynak işlemi sonrası ITAB’da oluşan balistik zafiyetin önlenmesi incelenebilir.
- Yüksek oranda martenzit fazı içeren yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin mikroyapısında görülen kalıntı östenit miktarının hidrojen kırılgenliğine etkisi incelenebilir.
- Çok pasolu gazaltı kaynağı ile birleştirilen zırh çeliği numunelerinin ısı işlem sonucu ITAB’da sertlik dağılımının homojenleştirilmesinin balistik dayanıma etkisi incelenebilir.

KAYNAKLAR

- Akca, C. ve Karaaslan, A., 2008, Weldability of class 2 armor steel using gas tungsten arc welding, *Archives of Materials Science and Engineering*, 34 (2), 110-112.
- Anık, S. ve Tülbentçi, K., 1982, Kaynak Tekniği, *İstanbul Teknik Üniversitesi Kütüphanesi*.
- Anık, S. ve Vural, M., 1996, Gazaltı ark kaynağı (TIG-MIG-MAG).
- Anık, S. ve Vural, M., 2007, Kaynak Dikişlerindeki Sıcak Çatlakların Nedenleri ve Önlenmesi, *Mühendis ve Makine*, 48 (573), 52-54.
- Arik, M., 2018, MARS 240 (MIL-A-46100) Zırh Çeliğinin Korumalı Metal Ark Kaynağı ile Birleştirilerek Kaynak Performansının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, *Mersin Üniversitesi*.
- Atapek, Ş. H., 2006, Zırh Çeliklerinin Fiziksel Metalürjik Esaslar Doğrultusunda Geliştirilmesi ve Karakterizasyonu, *Kocaeli Üniversitesi - Fen Bilimleri Enstitüsü*.
- Atapek, Ş. H. ve Karagöz, Ş., 2010, Temperlenmiş Beynitik Bir Çeliğin Balistik Davranışı, *Savunma Bilimleri Dergisi*, 9 (1), 1-12.
- Atapek, Ş. H., 2011, Bor Katkılı Bir Zırh Çeliğinin Fiziksel Metalürjik Esaslar Doğrultusunda Geliştirilmesi ve Balistik Performansının Değerlendirilmesi, *Kocaeli Üniversitesi - Fen Bilimleri Enstitüsü*.
- Bailey, N., Coe, F. R., Gooch, T., Hart, P., Jenkins, N. ve Pargeter, R., 1993, Welding Steels without Hydrogen Cracking, *Woodhead Publishing*
- Bär, L., Hüller, V., Kammel, C., Kathage, K., Schmidt, H., Zwätz, R. ve Volz, M., 2014, Ausführung von Stahlbauten: Kommentare zu DIN EN 1090-1 und DIN EN 1090-2.
- Barenyi, I., Híreš, O. ve Liptak, P., 2013, Changes in mechanical properties of armoured UHSLA steel ARMOX 500 after over tempering, *Problemy Mechatroniki: uzbroyenie, lotnictwo, inżynieria bezpieczeństwa*, 4, 7-13.
- Barenyi, I., 2014a, Degradation of mechanical properties of selected UHSS steels in HAZ after their welding, *Laser*, 1392, 68.
- Barenyi, I., 2014b, Changes in mechanical properties of selected uhss steels after their cutting by laser and plasma, *University Review*, 8 (No:3-4), 94-105.
- Barnard, P., 2017, Austenitic steel grades for boilers in ultra-supercritical power plants, In: *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*, Eds: Elsevier, p. 99-119.
- Bawa, H., 2004, Manufacturing processes-II, *Tata McGraw-Hill Education*, 2.
- Bhadeshia, H. ve Honeycombe, R., 2017, Steels: Microstructure and Properties, *Butterworth-Heinemann*.
- Binar, T., Kadlec, J., Rejzek, M., Vlkovsky, M. ve Hruby, V., 2011, Evaluation of the test temperature effect on failure mechanisms and notched impact strength characteristics of ultra-hard low alloy steels, *Strength of materials*, 43 (5), 537-542.
- Blondeau, R., 2013, Metallurgy and mechanics of welding: processes and industrial applications, *John Wiley & Sons*.
- Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E. ve Lippold, J. C., 2008, Hot Cracking Phenomena in Welds II, *Springer Science & Business Media*.
- Bramfitt, B. L. ve Bescoter, A. O., 2001, Metallographer's Guide: Practice and Procedures for Irons and Steels, *Asm International*.
- Bringas, J. E., 2004, Handbook of Comparative World Steel Standards, *ASTM International*.

- Cabrilo, A., Geric, K., Jovanovic, M. ve Vukic, L., 2018, Weldability and impact energy properties of high-hardness armor steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27 (3), 1281-1295.
- Callister, W. D., 2007, Materials Science and Engineering and Introduction, *John Wiley & Sons*.
- Can, A. Ç., 2010, Tasarımcı mühendisler için malzeme bilgisi, Birsen Yayınevi, p.
- De Meester, B., 1997, The weldability of modern structural TMCP steels, *ISIJ international*, 37 (6), 537-551.
- DeGarmo, E. P., Black, J. T., Kohser, R. A. ve Klamecki, B. E., 1997, Materials and Process in Manufacturing, *Prentice Hall Upper Saddle River*.
- Dieter, G., 1988, Mechanical Metallurgy, *SI Metric Edition*.
- Doruk, İ., 2005, Gıda sanayinde kullanılan paslanmaz paslanmaz çelikler ve bu çeliklere uygulanan kaynak yöntemleri, *Pamukkale Üniversitesi*.
- Duffey, M. J., 2016, Metallurgical Characterization and Weldability Evaluation of Ferritic and Austenitic Welds in Armor Steels, *The Ohio State University, Graduate School of The Ohio State University*.
- Durgutlu, A., Kahraman, N. ve Gülenç, B., 2005, Bakır ve Çelik Levhaların Örtülü Elektrod ve Tig Kaynak Yöntemleri ile Birleştirilmesi ve Arayüzey Özelliklerinin İncelenmesi, *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 20 (2).
- Dzioba, I. ve Lipiec, S., 2019, Fracture Mechanisms of S355 Steel—Experimental Research, FEM Simulation and SEM Observation, *Materials*, 12 (23), 3959.
- Easterling, K., 2013, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, *Elsevier Publishing*.
- Eryürek, İ., 2003, Gazaltı Kaynağı, Eczacıbaşı-Lincoln Kaynak Tekniği Sanayi ve Ticaret AŞ, 50-55, İstanbul.
- Funderburk, R. S., 1998, The importance of interpass temperature, *Welding Innovation*, 15 (1), 31-32.
- Gandy, D., 2007, Carbon steel handbook, *Electric Power Research Institute (EPRI)*.
- Graham, C. ve Lorenz, B., 2018, Delta ferrite is ubiquitous in type 304 stainless steel: Consequences for magnetic characterization, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 458, 15-18.
- Greitmann, I. I. M. J., 2013, Welding through the Ages, *American Welding Society*.
- Gündüz, S., 2013, Metalürjide Faz Diagramları, *Seçkin Yayıncılık*.
- Haupt, W., Riffel, K., Israel, C., Silva, R. ve Reguly, A., 2018, Effect of wire electrode and shielding gas compositions on the mechanical properties of DOMEX 700 steel welded by the GMAW-P process, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 40 (4), 1-11.
- Hawbolt, E., Chau, B. ve Brimacombe, J., 1985, Kinetics of austenite-ferrite and austenite-pearlite transformations in a 1025 carbon steel, *Metallurgical Transactions A*, 16 (4), 565-578.
- Hillert, M., 1962, Decomposition of austenite by diffusional processes, *Interscience*, NY, 197-237.
- Hinton, R. ve Wiswesser, R., 2008, Estimating welding preheat requirements for unknown grades of carbon and low-alloy steels, *Weld J*, 87, 273-278.
- Hull, J. ve John, V., 2015, Non-Destructive Testing, *Macmillan International Higher Education*.
- İpek, N. E. ve Elaldi, F., 2012, Analysis of welding groove angle and geometry on strength of armor steel, *Materials and Manufacturing Processes*, 27 (12), 1437-1441.

- Janicki, D., Górka, J., Kwaśny, W., Gołombek, K., Kondracki, M. ve Żuk, M., 2017, Diode laser surface alloying of armor steel with tungsten carbide, *Archives of Metallurgy and Materials*, 62.
- Jena, P., Mishra, B., Rameshbabu, M., Babu, A., Singh, A., Sivakumar, K. ve Bhat, T. B., 2010, Effect of heat treatment on mechanical and ballistic properties of a high strength armour steel, *International Journal of Impact Engineering*, 37 (3), 242-249.
- Kah, P., Suoranta, R. ve Martikainen, J., 2013, Advanced gas metal arc welding processes, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 67 (1-4), 655-674.
- Kaiser, H., Kern, A., Scharf, S. ve Gooch, W., 2011, Ballistic testing of Thyssenkrupp Steel Europe armor steel in accordance with US military armor specifications, *Proceedings of 26th International Symposium on Ballistics, Miami, USA*, 1167-1176.
- Kaplan, A., 1994, A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 27 (9), 1805.
- Kara, S. ve Korkut, M. H., 2012, Zırhlı Muharebe Araçlarında Kullanılan Zırh Plakalarında Kaynak Sonrası Isıl İşlemin Birleşim Mukavemetine Etkisinin Araştırılması, *Savunma Bilimleri Dergisi*, 11 (2), 159-171.
- Karagöz, Ş., 2005, Zırh Çelikleri, *Zırh Teknolojileri Semineri, Milli Savunma Bakanlığı Ar-Ge & Teknoloji Daire Başkanlığı, Ankara*.
- Kaushish, J., 2010, Manufacturing processes, *PHI Learning Pvt. Ltd.*
- Kitahara, H., Ueji, R., Tsuji, N. ve Minamino, Y., 2006, Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel, *Acta Materialia*, 54 (5), 1279-1288.
- Kou, S., 2003, Welding metallurgy, *New Jersey, USA*, 431-446.
- Krauss, G., 2001, Strengthening Mechanisms in Steels, *Encycl. Mater. Sci. Technol.*, 20043555, 8870-8881.
- Kurt, S., 2015, Farklı Kaynak Ağzı Açısı ve Geometrilinde Gerçekleştirilen Kaynakların MIL-A 46100 Zırh Çeliği Mikroyapısına ve Mekanik Özelliklerine Etkisinin Deneysel ve Sayısal Olarak İncelenmesi, *Savunma Bilimleri Enstitüsü Teknoloji Yönetimi Ana Bilim Dalı*.
- Law, N. ve Edmonds, D., 1980, The formation of austenite in a low-alloy steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 11 (1), 33-46.
- Lazić, V., Mutavdžić, M., Milosavljević, D., Aleksandrović, S., Nedeljković, B., Marinković, P. ve Čukić, R., 2011, Selection of the most appropriate technology of reparatory hard facing of working parts on universal construction machinery, *Tribology in industry*, 33 (1), 18-27.
- Lesnewich, A., 1993, Influence of welding on steel weldment soundness, *ASM International, ASM Handbook*, 6, 408-415.
- Lippold, J. C., 2015, Welding Metallurgy and Weldability.
- Loginova, I., Ågren, J. ve Amberg, G., 2004, On the formation of Widmanstätten ferrite in binary Fe–C–phase-field approach, *Acta Materialia*, 52 (13), 4055-4063.
- Mazuera Robledo, D., Suárez Gómez, J. A. ve Giraldo Barrada, J. E., 2011, Development of a welding procedure for mil a 46100 armor steel joints using gas metal arc welding, *Dyna*, 78 (168), 65-71.
- Moon, J., Lee, C., Uhm, S. ve Lee, J., 2006, Coarsening kinetics of TiN particle in a low alloyed steel in weld HAZ: considering critical particle size, *Acta Materialia*, 54 (4), 1053-1061.

- Murthy, N. K., Ram, G. J., Murty, B., Reddy, G. ve Rao, T., 2014, Carbide-free bainitic weld metal: A new concept in welding of armor steels, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 45 (6), 2327-2337.
- Nelson, T., Lippold, J. ve Mills, M., 1999, Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1-Nucleation and growth, *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, 78, 329-s.
- Oliveira, F. L. G., Andrade, M. S. ve Cota, A. B., 2007, Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel, *Materials Characterization*, 58 (3), 256-261.
- Opiekun, Z., Kupiec, B. ve Lenik, M., 2019, TECHNOLOGICAL PROCESS OF WELDING ARMOX 500T ARMOUR STEEL PLATES, *MATERIALS, TECHNOLOGIES, CONSTRUCTIONS*.
- Parker, G., 2001, Encyclopedia of materials: science and technology.
- Pereloma, E. ve Edmonds, D. V., 2012, Phase transformations in steels: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques, Elsevier, p.
- Porter, D. A. ve Easterling, K. E., 2009, Phase transformations in metals and alloys (revised reprint), CRC press, p.
- Quintino, L., Liskevich, O., Vilarinho, L. ve Scotti, A., 2013, Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW), *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 68 (9-12), 2833-2840.
- Raj, B., Jayakumar, T. ve Thavasimuthu, M., 2002, Practical non-destructive testing.
- Roberts, P., 1973, Gold brazing in antiquity, *Gold bulletin*, 6 (4), 112-119.
- Saedi, A. H., Hajjari, E. ve Sadrossadat, S. M., 2018, Microstructural Characterization and Mechanical Properties of TIG-Welded API 5L X60 HSLA Steel and AISI 310S Stainless Steel Dissimilar Joints, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49 (11), 5497-5508.
- Samarasekera, I., 2001, Hot rolling.
- Sangoy, L., Meunier, Y. ve Pont, G., 1988, Steels for ballistic protection, *Israel journal of technology*, 24 (1-2), 319-326.
- Saunders, S., Bacquart, T., Almagro, J., Braun, A., Busch, P., Couteau, O., Gohil, D., Karduck, P., Kerckhove, G. ve Linsinger, T., 2013, The certification of the mass fraction of carbon in cementite grains in a Fe-C matrix: IRMM-471.
- Savage, W., 1965, Weld metal solidification mechanics, *WJ*, 44 (4), 175S-181S.
- Saxena, A., Kumaraswamy, A., Reddy, G. M. ve Madhu, V., 2018, Influence of welding consumables on tensile and impact properties of multi-pass SMAW ArmoX 500T steel joints vis-a-vis base metal, *Defence Technology*, 14 (3), 188-195.
- Showalter, D. D., Gooch, W. A., Burkins, M. S. ve Koch, R. S., 2008, Ballistic testing of SSAB ultra-high-hardness steel for armor applications, *ARMY RESEARCH LAB ABERDEEN PROVING GROUND MD WEAPONS AND MATERIALS RESEARCH ...*.
- Sidhu, G. S. ve Chatha, S. S., 2012, Role of shielded metal arc welding consumables on pipe weld joint, *Int. J. Emerg. Technol. Adv. Eng*, 2, 746-750.
- Specification, U. M., 2008, MIL-DTL-46100E (MR), "Armor Plate, Steel, Wrought, High-Hardness". US Army Research Laboratory, APG, MD. 9.
- Tanaka, M., Tashiro, S., Satoh, T., Murphy, A. ve Lowke, J., 2008, Influence of shielding gas composition on arc properties in TIG welding, *Science and technology of welding and joining*, 13 (3), 225-231.
- Tenggren, R., 2014, How bending affects the ballistic properties of ArmoX.

- Totten, G. E., 2006, Steel heat treatment: metallurgy and technologies, CRC press, p.
- Turichin, G., Kuznetsov, M., Klimova-Korsmik, O., Sklyar, M., Zhitenev, A., Kurakin, A. ve Pozdnyakov, A., 2018, Laser-Arc hybrid welding perspective ultra-high strength steels: influence of the chemical composition of weld metal on microstructure and mechanical properties, *Procedia CIRP*, 74, 752-756.
- Türker, M. ve Tosun, M., 2017, Havacılık Endüstrisinde Kullanılan Modern Kaynak Teknolojileri, *X. Kaynak Teknolojisi Ulusal Kongre ve Sergisi Bildiriler Kitabı*.
- Vishnyakov, V., Kozytskyi, S. ve Ennan, A., 2019, Features of nucleation in welding fumes from gas metal arc welding, *Journal of Aerosol Science*, 137, 105439.
- Wahba, M., Mizutani, M. ve Katayama, S., 2015, Hybrid welding with fiber laser and CO2 gas shielded arc, *Journal of Materials Processing Technology*, 221, 146-153.
- Weman, K., 2011, Welding Processes Handbook.
- Weng, Y., 2009, Ultra-fine grained steels, Springer Science & Business Media, p.
- Yassin, M., Khairul, S., Mahadzir, I. ve Basim, A., 2014, History of Elements and Welding Processes, *Australian Journal of Basic and Applied Sciences*, 8 (13), 296-315.
- Yavuz, N., Özcan, R. ve Polat, F. G., 2005, Tozaltı kaynak bağlantısının sonlu elemanlar yöntemi ile termal ve mekanik analizi, *Uludağ Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 10 (2).
- You, Y., Yoshimura, M., Cholake, S., Lee, G. H., Sahajwalla, V. ve Joshi, R., 2018, A Controlled Carburization Process to Obtain Graphene-Fe₃C-Fe Composites, *Advanced Materials Interfaces*, 5 (16), 1800599.
- Zhao, M.-C., Yang, K., Xiao, F.-R. ve Shan, Y.-Y., 2003, Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels, *Materials Science and Engineering: A*, 355 (1-2), 126-136.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı :
 Uyruğu :
 Doğum Yeri ve Tarihi :
 Telefon :
 e-mail :

EĞİTİM

Derece	Adı, İlçe, İl	Bitirme Yılı
Lise	: Erbil Kuru Lisesi, Selçuklu, Konya	2009
Üniversite	: Kocaeli Üniversitesi, Umuttepe, Kocaeli	2013
Yüksek Lisans	: 2018 -... (Devam etmekte)	
Doktora	:	

İŞ DENEYİMLERİ

Yıl	Kurum	Görevi
2014-2015	Ardemir Döküm A.Ş.	Üretim ve Kontrol Mühendisi,
2015-2016	Ulusana Alüminyum A.Ş.	Kalite Mühendisi
2016-2017	Genmot Krank Ltd. Şti.	Dökümhane Üretim Mühendisi
2017-...	MPG A.Ş.	Üretim Şefi

UZMANLIK ALANI

Kaynak Mühendisliği, Tahribatsız Muayene, Kaynak Metalürjisi, CAD.

YABANCI DİLLER

İngilizce

YAYINLAR

Kostak, E., Acarer, M., 2019, *Armox 500T Zırh Çeliği MAG Kaynağında Mekanizasyonun Verimlilik ve Mekanik Özelliklere Etkisi*, 4th International Conference on Material Science and Technology in Kızılcahamam (IMSTEC'19), p.811-814 Ankara.