

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ZIRH ÇELİKLERİNDE KAYNAK SONRASI ISI TESİRİ ALTINDA KALAN
BÖLGENİN ÖZELLİKLERİNİN ISIL İŞLEM İLE İYİLEŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Cihan Emre MERZALI

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2013

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ZIRH ÇELİKLERİNDE KAYNAK SONRASI ISI TESİRİ ALTINDA KALAN
BÖLGENİN ÖZELLİKLERİNİN ISIL İŞLEM İLE İYİLEŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Cihan Emre MERZALI
(506101229)**

Metalurji ve Maleme Mühendisliği Anabilim Dalı

Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Kelami ŞEŞEN

HAZİRAN 2013

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506101229 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi **Cihan Emre MERZALI**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “ **ZIRH ÇELİKLERİNDE KAYNAK SONRASI ISI TESİRİ ALTINDA KALAN BÖLGENİN ÖZELLİKLERİNİN ISIL İŞLEM İLE İYİLEŞTİRİLMESİ** ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Kelami ŞEŞEN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Yrd. Doç. Dr. Cevat Fahir ARISOY**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. M. Nezihi SARIDEDE
Yıldız Teknik Üniversitesi

Teslim Tarihi : 02 Mayıs 2013
Savunma Tarihi : 06 Haziran 2013

Canımdan çok sevdiğim aileme,

ÖNSÖZ

2011 yılında İTÜ Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği yüksek lisans programına kaydımı yaptırdığım günden bugünüme gerek mesleki bilgi gerekse hayat tecrübesi açısından iki seneye çok şey sığdırmaya çalıştım.

Bu dönem zarfında bir çok konuda bana yol gösteren, gelişimim için hiçbir zaman desteğini ve yardımını esirgemeyen kıymetli hocam Prof. Dr. Kelami ŞEŞEN'e en içten minnetkarlığımı sunuyorum. Deneysel çalışmalarında bana her türlü desteği sağlayan ve sabır gösteren Yrd. Doç. Dr. Cevat Fahir ARISOY ve Yük. Müh. Erdem ŞEŞEN'e teşekkür ederim. Yüksek lisans eğitimim boyunca bizlerle bilgilerini paylasan İ.T.Ü. Metalurji ve Malzeme Bölümü hocalarıma teşekkürü bir borç bilirim.

Tez süreci boyunca aynı duygu ve düşüncelere ortak olduğum, sevincimi ve hüznümü benimle paylaşan çok kıymetli okul arkadaşlarım Erdem Kılıçaslan, Enis Sevim, Yük. Müh. Ersel Aydın ve özellikle Mustafa Başaran'a teşekkürlerimi borç bilirim. Yaşadığım mutlu yada sıkıntılı anlarımda her zaman yanıbaşında olan, bıkmadan usanmadan beni dinleyip, sevincimi ve hüznümü benimle birlikte yaşayan çok kıymetli arkadaşım Taha Tunç'a teşekkür ederim.

Çocukluğumdan bu yana beni yetiştiren, maddi ve manevi her türlü yanımda olan, tez süreci boyunca hiçbir yardımı esirgemeyen ve bana zorluklar karşısında nasıl bir tavır sergileyeceğim konusunda yol gösteren; annem Fatmagül Merzali'ye, babam Engin Merzali'ye, ablam Özge Çelikoğlu ve eşi Doç. Dr. Hilmi Berk Çelikoğlu'na sonsuz teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Haziran 2013

Cihan Emre MERZALI
(Metalurji ve Malzeme Mühendisi)

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER.....	ix
KISALTMALAR.....	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xix
SUMMARY.....	xxi
1. GİRİŞ.....	1
2. DEMİR-KARBON FAZ DİYAGRAMI	3
2.1 Demirin Kristal Yapıları	6
2.2 Demir-Karbon Alaşımlarında Kristal Yapılar	9
2.3 Karbon Miktarı ve Etkileri	12
2.4 Alaşım Elementlerinin Etkileri ve Dağılımı.....	15
3. KAYNAK.....	21
3.1 Kaynak Sırasında Isı Dağılımı ve Etkileri	21
3.2 Kaynak Yapılarının Sınıflandırılması	24
3.2.1 Kaynak bölgesi	24
3.2.2 Isı tesiri altında kalan bölge.....	29
4. ZIRH ÇELİKLERİ	35
4.1 Zırh Çeliklerinin Üretimi	35
4.2 Zırh Çeliklerinin Sınıflandırılması ve Mekanik Özellikleri.....	36
4.3 Zırh Çeliklerinin Isıl İşlemi.....	38
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	41
5.1 Kullanılan Malzemeler ve Cihazlar	41
5.2 Deneylerin Yapılışı.....	46
5.2.1 Mikroyapı incelemeleri ve ısıtım uygulamaları	47
5.2.2 Mikrosertlik ölçümleri	50
5.2.3 Çentikli darbe testi	51
5.2.4 Çekme testi	52
5.3 Deneylerin Sonuçları	53
5.3.1 Zırh çeliği mikroyapı analizi ve mikrosertlik ölçüm sonuçları	53
5.3.2 Isıl işlem sonrası mikroyapı analizleri ve mikrosertlik ölçüm sonuçları ...	54
5.3.3 Kaynak sonrası mikroyapı analizi ve mikrosertlik ölçüm sonuçları.....	58
5.3.4 Kaynak sonrası ısıtım işlem ile elde edilen mikroyapıların analizi ve mikrosertlik ölçüm sonuçları.....	67
5.3.5 Çentikli darbe testi sonuçları	70
5.3.6 Çekme testi sonuçları	72
5.4 Deney Sonuçlarının Karşılaştırılması	74
6. GENEL SONUÇLAR.....	77
KAYNAKLAR.....	81
ÖZGEÇMİŞ	83

KISALTMALAR

Ppm	: Part per million (milyonda bir)
Hmk	: Hacim merkezli kübik kristal
Ymk	: Yüzey merkezli kübik kristal
SEM	: Scanning electron microscopy (Taramalı elektron mikroskobu)
LM	: Light microscopy (Işık mikroskobu)
ITAB	: Isı tesiri altında kalan bölge
MIL	: Amerikan askeri standardı
Mars	: Fransız askeri standardı
RHA	: Rolling homogenous armour (Haddelenmiş homojen zırh çeliği)
HHa	: High hardness armour (Yüksek sertlikli zırh çeliği)

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 3.1 : ITAB'nin mikroyapılarına göre karakteristik sıcaklık aralıkları.	31
Çizelge 4.1 : Zırh çeliklerinin kimyasal kompozisyonları.....	37
Çizelge 4.2 : Zırh çeliklerinin mekanik özellikleri	37
Çizelge 4.3 : Farklı temperleme sıcaklıklarındaki mekanik özellikler	40
Çizelge 5.1 : Zırh çeliğinin kimyasal bileşimi	41
Çizelge 5.2 : Zırh çeliğinin MIL A 46100 standardı ile kimyasal bileşimlerinin karşılaştırılması.	42
Çizelge 5.3 : Zırh çeliği mikrosertlik ölçüm sonucu.	53
Çizelge 5.4 : 850-900-950-1000 C° de östenitleştirme sonrası suda su verilmiş zırh çeliğinin sertlik değerleri.	55
Çizelge 5.5 : 940-950-960-970 C° östenitleştirme sonrası suda su verilmiş zırh çeliğinin sertlik değerleri.	56
Çizelge 5.6 : 200, 300, 400 ve 550 C° menevişleme ısı işlemi sonucu sertlik değerleri.	56
Çizelge 5.7 : 200 C° sıcaklıkta farklı sürelerde östenitleştirme ve menevişleme ısı işlemleri sonucu sertlik değerleri.....	57
Çizelge 5.8 : Kaynak bölgesi sertlik ölçüm sonuçları	60
Çizelge 5.9 : Kaba taneli bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması.	61
Çizelge 5.10 : İnce taneli bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması.	62
Çizelge 5.11 : Kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması	64
Çizelge 5.12 : Temperlenmiş bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması.	65
Çizelge 5.13 : Kaynak sonrası ana malzemenin sertlik değeri ve karşılaştırılması. ..	67
Çizelge 5.14 : Kaynak sonrası ısı işlem görmüş numunenin sertlik ölçüm değerleri.	70
Çizelge 5.15 : Tokluk ölçüm sonuçları.	71
Çizelge 5.16 : Çekme testi sonucu değerleri.	73
Çizelge 5.17 : Kaynak sonrası ısı işlem uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin bölgelere göre sertlik değerleri.	76

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Fe-C faz diyagramında kritik sıcaklıklar	3
Şekil 2.2 : Fe-C faz diyagramında faz alanları.....	5
Şekil 2.3 : Östenit alanından yavaş soğuma ile elde edilen mikroyapılar a) Ötektoid altı % 0,35, b) Ötektoid % 0,8 C, c) Ötektoid üstü % 1,4 C	6
Şekil 2.4 : Hacim merkezli kubik kristal kafes yapısı	7
Şekil 2.5 : Yüzey merkezli kubik kristal kafes yapısı	8
Şekil 2.6 : a) Arayer ve b) yer alan atomlarının şematik gösterimi	9
Şekil 2.7 : Ymk'da a) Oktahedral boşluklar, b) Tetrahedral boşluklar. Hmk'da c) Oktahedral boşluklar, d) Tetrahedral boşluklar.....	10
Şekil 2.8 : Ortotrombik kristal kafes yapısı	11
Şekil 2.9 : Ferrit alanındaki karbon çözünürlüğü.....	13
Şekil 2.10 : Karbon miktarının mikroyapı ve sertlik üzerindeki etkisi	14
Şekil 2.11 : Alaşım elementlerinin ötektoid oluşum sıcaklığına etkisi	16
Şekil 2.12 :a) Krom ve b) mangan alaşım elementlerinin östenit alanı üzerindeki etkisi.....	16
Şekil 2.13 : Demir alaşımı faz diyagramlarının sınıflandırılması; a) açık γ alanı, b) genişletilmiş γ alanı, c) kapalı γ alanı, d) daraltılmış γ alanı	17
Şekil 2.14 : Alaşım elementlerinin relatif etkileri a) ferrit oluşturmalar, b) östenit oluşturmalar	19
Şekil 3.1 : Kaynak prosesinde sıcaklık gradyentinin yönü.....	22
Şekil 3.2 : Kaynak sırasında ısı etkisinin metalurjik değişimler üzerindeki etkisinin incelenmesi için birleştirilmiş faz diyagramı	23
Şekil 3.3 : Paslanmaz çelik kaynağının kaynak sınırındaki eşeksenli sütunsal tanelerin gösterimi	25
Şekil 3.4 : Kaynak birikintisindeki sütunsal östenit tane yapılarının optik görüntüsü	25
Şekil 3.5 : Ferrit kalınlığının izotermal şartlar altında karbon miktarı konsantrasyonu ile değişimi.....	27
Şekil 3.6 : Allotriomorfik (α), iğnesel ($\alpha_{iğn.}$) ve widmanstatten (α_w) ferrit yapılarının şematik gösterimi	27
Şekil 3.7 : Widmanstatten ve allotriomorfik ferrit yapılarının optik mikroskop ile elde edilen görüntüsü.....	28
Şekil 3.8 : ITAB'nin kaynak sırasında maruz kaldığı termal ısı çevrimlerini gösteren sıcaklık zaman eğrileri	29
Şekil 3.9 : ITAB'nin mikroyapısal değişimlerine bağlı olarak şematik gösterimi	30
Şekil 3.10 : Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde kaba taneli bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü (M' temperlenmemiş martenzit, B beynit)	31
Şekil 3.11 : Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde ince taneli bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü (M' temperlenmemiş martenzit, B beynit)	32

Şekil 3.12 : Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü.....	33
Şekil 3.13 : Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde temperlenmiş bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü	34
Şekil 4.1 : Zırh çeliği üretiminin genel prosesi.....	35
Şekil 4.2 : 910 C°'de östenitleştirme sonrası su verilmiş zırh çeliğinin farklı temperleme sıcaklıkları sonucu (2 saat süre) taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile elde edilen mikroyapı görüntüleri a) Temperlenmemiş yapı, b) 200 C° temperleme, c) 300 C° temperleme, d) 400C temperleme, e) 500 C° temperleme, f) 600 C° temperleme.....	39
Şekil 4.3 : Temperleme sıcaklıkları ile merminin penetrasyon derinliği arasındaki ilişki.....	40
Şekil 5.1 : Metkon Meta marka kesme cihazı.	42
Şekil 5.2 : Protherm marka ısıtma işlem fırını.	43
Şekil 5.3 : METAMOUNT-3 marka sıcak bakalit alma cihazı.	43
Şekil 5.4 : Metkon FORCIPOL-2V marka otomatik zımpara ve parlatma cihazı	44
Şekil 5.5 : Olympus marka ışık mikroskobu.	44
Şekil 5.6 : Future-Tech FM700 marka mikrosertlik ölçüm cihazı.	45
Şekil 5.7 : Mohr ve FederHarf marka tokluk ölçüm cihazı.	45
Şekil 5.8 : Universal marka çekme testi cihazı.	46
Şekil 5.9 : Östenitleştirme ve menevişleme sonrası ferrit, perlit, beynit ve martenzit faz eldesinin gösterilmesi.	47
Şekil 5.10 : Fe-C denge faz diyagramında % 0,26 karbon içeren çeliğin östenit alanına geçiş sıcaklığı.	48
Şekil 5.11 : Kaynaklı zırh çeliği numunesinin görüntüsü.	49
Şekil 5.12 : Isıtma işlem görmüş kaynaklı zırh çeliği numunesinin görüntüsü.	50
Şekil 5.13 : Tokluk testi için hazırlanan numunenin şematik gösterimi.	52
Şekil 5.14 : Çentikli darbe testinin şematik gösterimi.	52
Şekil 5.15 : Çekme numunesi örneği.	53
Şekil 5.16 : Zırh çeliği mikroyapı görüntüleri; a) 200 µm, b) 50 µm, c) 20 µm, d) 10 µm.....	53
Şekil 5.17 : 850, 900, 950 ve 1000 C°'de 60 dakika östenitleştirme sonrası suda suverme ile temperlenmemiş martenzit fazı mikroyapı görüntüleri; a) 850 C° 20 µm, b) 900 C° 20 µm, c) 950 C° 20 µm, d) 1000 C° 20 µm.	54
Şekil 5.18 : 940, 950, 960 ve 970 C°'de 60 dakika östenitleştirme sonrası suda suverme ile temperlenmemiş martenzit faz mikroyapı görüntüleri; a) 940 C° 20 µm, b)950 C° 20 µm, c) 960 C° 20 µm, d) 970 C° 20 µm.	55
Şekil 5.19 : 950 °C 60 dakika östenitleştirme suda suverme sonrası, temperleme a) 200 °C 10 µm, b) 300 °C 10 µm, c) 400 °C 10 µm, d) 550 °C 10 µm.	57
Şekil 5.20 : 950 °C östenitleştirme 60 dakika, suda suverme sonrası temperleme 200°C a) 120 dakika 20 µm, b) 60 dakika 20 µm, / 950 °C östenitleştirme 30 dakika suda suverme sonrası, temperleme 200 °C c) 60 dakika 20 µm, d) 30 dakika 20 µm.	58
Şekil 5.21 : Kaynak bölgesi mikroyapı görüntüleri; a), b) ve c) 50 µm.	59
Şekil 5.22 : Mikroyapı ve mikrosertlik incelemelerinde kaynaklı numunenin faz alanlarına ayrılması; Kaynak bölgesi, ITAB(1.Kaba taneli bölge, 2.İnce taneli bölge, 3.Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge, 4.Temperlenmiş bölge.) ve ana malzeme.	60

Şekil 5.23 : Kaba taneli bölgenin mikroyapı görüntüleri a) 200 µm, b) 100 µm, c) 50 µm, d) 50 µm	61
Şekil 5.24 : İnce taneli bölgenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 µm, b) 100 µm, c) 50 µm, d) 20 µm.	62
Şekil 5.25 : Kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 µm, b) 100 µm, c) 50 µm, d) 20 µm, e) 10 µm.	63
Şekil 5.26 : Temperlenmiş bölgenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 mikron, b) 100 µm, c) 50 µm, d) 20 µm, e) 10 µm.	65
Şekil 5.27 : Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge ile temperlenmiş bölgenin mikroyapı karşılaştırılması; a)Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge (10 µm), b)Temperlenmiş bölge (10 µm).	66
Şekil 5.28 : Kaynak sonrası ana malzemenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 µm, b) 50 µm, c) 20 µm, d) 10 µm, e) 10 µm.	66
Şekil 5.29 : Kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunenin ITAB'nin kaba taneli bölgedeki mikroyapı görüntüleri; a) 200 µm, b) 100 µm, c) 50 µm, d) 20 µm, e) 10 µm.	68
Şekil 5.30 : Kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunenin ITAB'nin mikroyapıları,a) İnce taneli bölge (10 µm) b) Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge (10 µm), c) Temperlenmiş bölge (10 µm), d) Ana Malzeme (10 µm).	69
Şekil 5.31 : Kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunede sertlik ölçümlerinin yapıldığı bölgeler; Kaynak bölgesi, ITAB (1.Kaba taneli bölge, 2.İnce taneli bölge, 3.Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge, 4.Temperlenmiş bölge.) ve ana malzeme.	69
Şekil 5.32 : Orjinal zırh çeliği tokluk ölçümü sonrası kırılma noktası.	70
Şekil 5.33 : Kaynaklı ve ısıtıl işlem görmemiş zırh çeliğinin tokluk ölçümü sonrası kırılma noktası.	71
Şekil 5.34 : Kaynaklı ve ısıtıl işlem görmüş zırh çeliğinin tokluk ölçümü sonrası kırılma noktası.	71
Şekil 5.35 : Kaynak sonrası a) ısıtıl işlem uygulanmış ve b) ısıtıl işlem uygulanmamış çekme testi numuneleri.	72
Şekil 5.36 : Kaynaklı numunelerin çekme testi sonucunda kopma bölgeleri; a) Isıl işlem uygulanmamış numune, b) Isıl işlen uygulanmış numune.	73
Şekil 5.37 : ITAB 'de kaba taneli bölgenin mikroyapı karşılaştırmaları a) Isıl işlem uygulanmamış (10 µm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 µm).	74
Şekil 5.38 : ITAB 'de ince taneli bölgenin mikroyapı karşılaştırmaları a) Isıl işlem uygulanmamış (10 µm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 µm).	74
Şekil 5.39 : ITAB 'de kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin mikroyapı karşılaştırmaları a) Isıl işlem uygulanmamış (10 µm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 µm).	75
Şekil 5.40 : ITAB'de temperlenmiş bölgenin mikroyapı karşılaştırmaları a) Isıl işlem uygulanmamış (10 µm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 µm).	75
Şekil 5.41 : Kaynak sonrası , ısıtıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin bölgelere göre mikrosertlik dağılımları.	76

ZIRH ÇELİKLERİNDE KAYNAK SONRASI ISI TESİRİ ALTINDA KALAN BÖLGENİN ÖZELLİKLERİNİN ISIL İŞLEM İLE İYİLEŞTİRİLMESİ

ÖZET

Zırh çelikleri, değişik karakterli mermilerin çoklu darbesine karşı çatlamaya, parçacıkların kopmasına ve kırılmaya direnç göstermesi amacıyla üretilmektedir. Gerek sivil gerekse askeri amaçlı üretilen zırh çelikleri kara, hava ve deniz araçlarında kullanılmaktadır. Darbe yükünü oluşturan mermilerin geometrik ve mekanik özelliklerine göre çeşitlenen zırh çelikleri, değişik kompozisyon ve mekanik özelliklere sahiptir. Özellikle tank ve benzeri savunma araçlarında kullanılan zırh çelikleri, yüksek dayanım, iyi kaynaklanabilirlik ve düşük üretim maliyetleri sebebiyle, alüminyum alaşımları, seramik, cam ve elyaf takviyeli kompozit malzemelere oranla daha çok tercih edilirler.

Yüksek derecede patlayıcı ve parçalayıcı karaktere sahip mermilere karşı zırh çeliklerinin yüksek kalitede homojen bir mikroyapı özelliğine sahip olmaları gerekir. Kompozisyon açısından alaşımlı çelik grubu içerisine girerler. Sertlik ve tokluk özelliklerinin sağlanması amacıyla östenitleme-su verme ve temperleme ısı işlemlerine tabi tutularak martenzitik bir mikroyapı elde edilir.

Zırh çeliklerinin kaynağında bir çok farklı yöntem kullanılmaktadır. Son yıllarda yapılan çalışmalara göre örtülü metal ark kaynağı yönteminin balistik özellikler üzerinde daha iyi sonuç verdiği belirlenmiştir. Zırh çeliklerinin kimyasal bileşimlerine ve boyutlarına göre geliştirilen ısı işlemlerle birlikte kullanılan kaynak yöntemiyle de kaynak sonrası yapının mekanik özelliklerinin optimizasyonu sağlanabilmektedir.

Kaynak sonrası özellikle ısı tesiri altında kalan bölgede mekanik özellikler önemli ölçüde düşmektedir. Kaynak bölgesinde meydana gelen ergime ve kullanılan elektrodun kimyasal bileşimi, bu yapının iyileştirilmesini zorlaştırmaktadır. Isı tesiri altında kalan bölgede ise ergime meydana gelmediği gibi, kaynak bölgesine kıyasla kimyasal bileşimi de ana malzeme ile aynı değerlerdedir. Isıl etki ile meydana gelen mikroyapı değişimleriyle birlikte mekanik özelliklerin değişmesi kaçınılmazdır. Malzemenin bir darbe yükü karşısında dirençli durabilmesi için, ısı tesiri altında kalan bölgenin ısı işlem ile iyileştirilmesi aynı zamanda balistik sonuçlar içinde olumlu sonuçlar doğuracaktır.

Isı tesiri altında kalan bölge literatürde dört ana bölgeye ayrılmıştır. Bu alanlar kaynak bölgesinden uzaklaştıkça sırası ile kaba taneli, ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerdir. Literatürde yapılan araştırmalarda özellikle kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerde mekanik özelliklerin aniden düştüğü belirlenmiştir.

Bu çalışmada zırh çeliğinin kaynak sonrası ısı tesiri altında kalan bölgede yer alan kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerin faz özelliklerinin homojenizasyonu ve mekanik özelliklerin optimizasyonu üzerinde yoğunlaşmıştır. Mikroyapısal çalışmalarda ışık mikroskobu kullanılmıştır. İlk önce orijinal zırh çeliği

üzerinde aynı yapı ve sertlik değerlerinin elde edilmesi için ısıtım işlem parametreleri geliştirilmiştir. Zırh çeliği üzerinde geliştirilen ısıtım işlem parametreleriyle orijinal zırh çeliği ile aynı sertlik ve faz özellikleri elde edilmiştir.

Kaynak işlemi Temsa’da yaptırılmış olup kaynak yöntemi bilinmemektedir. Kaynak sonrası yapı literatür baz alınarak belirli bölgelere ayrıldıktan sonra mikroyapısal ve mekanik özellikler incelenmiştir. Daha sonra kaynaklı yapı önceden belirlenmiş ısıtım işlem parametrelerine tabi tutulmuştur. Isıtım işlem görmüş kaynaklı zırh çeliği mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Mekanik özellikler incelenirken mikrosertlik, tokluk ve çekme testi sonuçları kullanılmıştır. Kaynaklı zırh çeliğinde ısıtım işlem sonrası kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgede sertlik değerleri artmıştır. Tokluk ölçümleri ısı tesiri altında kalan bölgelere denk şekilde yapılmıştır. Kaynaklı yapıda ısıtım işlem sonrası sertlik değerleri artarken, tokluk değerlerinde de olumlu sonuçlar gözlenmiştir. Çekme testine tabi tutulan ısıtım işlem görmüş ve görmemiş kaynaklı zırh çeliği numunelerinin kopma noktaları incelenmiştir. Isıtım işlemli numunede kaynak bölgesinin orta kısmında kopma görülürken, ısıtım işlemsiz numunede ısı tesiri altında kalan bölgede yer alan kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelere çok yakın bir noktada kopma meydana gelmiştir. Kaynak sonrası yapılan işlemler sonucunda özellikle kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerin mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin optimizasyonu sağlanmıştır.

IMPROVEMENT OF PROPERTIES OF HEAT AFFECTED ZONE IN ARMOUR STEELS BY HEAT TREATMENT AFTER WELDING PROCESS

SUMMARY

The purposes of producing armour steels are to gain resistance to multiple impaction of bullets which have different characteristic properties and to avoid from cracking and fraction of material. Armour steels are usable in both civil and military purposes like land, air and sea vehicles. These steels vary according to geometrical and mechanical properties of bullets which are producing impact load. For this reason these steels have different chemical compositions and mechanical properties. These class of steels have been used in tanks and defence vehicles, especially. They are more preferred by comparison with aluminium alloys, ceramics, reinforced glass-fiber composit materials because of high strength, good weldability and low cost producible. From the invention of tanks through to the Second World War, tank armour increased in thickness to resist the increasing size and power of anti-tank guns. A tank with sufficient armour could resist the largest anti-tank guns then in use.

RHA was commonly used during this period (combined with other plate alloys and cast steel armour), and the power of an anti-tank gun was measured by the thickness of RHA it would penetrate. This standard test has remained in use despite the modern usage of many other types of armour, some of which do not include steel or even any metals.

RHA was in common use as primary armour until after World War II, during which a new generation of anti-tank rounds using shaped charges instead of heavy high-velocity projectiles came into use. RHA was ineffective against these and fell out of use.

Since World War II, because of a reduction in effectiveness against new weapons (mainly shaped charges and improved kinetic energy penetrators), RHA has been superseded by composite armour, which incorporates air spaces and materials such as ceramics or plastics in addition to steel, and explosive reactive armour.

For the testing and calibration of anti-tank guns, the term RHAe (Rolled Homogeneous Armour equivalency) is used when giving an estimate of either the penetrative capability of a projectile or the protective capability of a type of armour which may or may not be steel. Because of variations in armour shape, quality, material, and case-by-case performance, the usefulness of RHA in comparing different armour is only approximate.

Currently, most armoured vehicles have their basic structure formed from RHA to lend general strength and toughness.

Armoured steel must be hard yet impervious to shock in order to resist high velocity metal projectiles. Steel with these characteristics is produced by processing cast steel

billets of appropriate size and then rolling them into plates of required thickness. Hot rolling homogenizes the grain structure of the steel, removing imperfections which would reduce the strength of the steel. Rolling also elongates the grain structure in the steel to form long lines, which enable the stress under which the steel is placed when loaded to flow throughout the metal, and not be concentrated into one area.

RHA is called homogeneous armour because its structure and composition is uniform throughout its section. The opposite of homogeneous steel plate is face-hardened steel plate, where the face of the steel is composed differently to the substrate. The face of the steel, which starts as an RHA plate, is hardened by a heat-treatment process.

The U.S. armor community is currently engaged in accelerated efforts to deliver lightweight armor technologies that can defeat armor-piercing (AP) projectiles at reduced areal weights that are available across a large industrial base. While many of these programs involve the application of lower-density metals such as aluminum and titanium, the selection of steel alloys is still competitive for many ballistic and structural applications; the ability to fabricate armor components in both commercial and military operational areas with available equipment and personnel is a major advantage of steel solutions. To meet these requirements, the U.S. armor community has increased the availability of quenched and tempered armor steels by updating current steel military specifications and the most important has been the updated MIL-DTL-46100E specification for high-hardness armor (HHA). This improved specification was necessary to supply the large steel demands for combat operations in Iraq and Afghanistan. This HHA specification allows modern continuous processing technologies to be used efficiently and offers a new class of auto-tempered high-hard steels.

Armour steels must have high quality and homogenous microstructure and mechanical properties against bullets which have strong explosive and shredder character. Classification is identified by alloyed and low-medium carbon steels. Heat treatment procedure is austenitization-quenching to contribute the formation of martensite structure. Then by tempering hardness and toughness optimization is obtained.

There are different kinds of welding techniques which are used in armour steels. The resistance against projectile penetration of the various zones in the weldments of armour steels are crucial. The scientific researches that had been accomplished recently revealed that the ballistic limit has been found to be highest in the case of shielded metal arc welding (SMAW) weld and least in respect of flux cored arc welding (FCAW) welds. The heat-affected zone (HAZ) of SMAW was resistant to penetration and exhibited the highest ballistic limit and the HAZ of FCAW exhibited an intermediate performance. Optimization of mechanical properties of armour steel can be obtainable after welding process by developed heat treatment parameters which can be affected by thickness and chemical composition of material.

Quenched and tempered steels of high hardness are used in armour applications where resistance against projectile attack is needed. When these steels are exposed to weld thermal cycles they exhibit heat-affected-zone (HAZ) softening, this softening leading to degradation in ballistic performance. The degree of softening in the HAZ is a function of the weld thermal cycle, which is a characteristic of the welding process. The softening characteristics depend also on the kinetics of the phase

transformations of the steel and are a function of the chemistry of the steel. Improvement of weld zone's mechanical properties by heat treatment is difficult to achieve because of occurring different chemical composition that dissimilar unaffected material which is provoked by melting and electrode composition that is used. But the HAZ is heat treatable as compared with weld zone by the reason of remaining chemical composition same. Mechanical and microstructure properties change is inevitable in consequence of heat distribution. Improvement of HAZ by heat treatment beneficial not only to obtain resistance to impact load but achievement of positive consequences about ballistic properties.

HAZ is separated four main zone based on literature. These zones can be identified as become distance from welding zone; "grain-growth HAZ", "fine-grained zone HAZ", "partially austenized and tempered HAZ" and "tempered HAZ". According to recent scientific researches, mechanical properties of "partially austenized and tempered HAZ" and "tempered HAZ" are decreasing instantly after welding process.

In this thesis emphasised on improvement and homogenization of mechanical and microstructure properties in "partially austenized and tempered HAZ" and "tempered HAZ" after welding process of armour steel. Light microscope has used in microstructure examinations. Firstly original armour steel has analysed by hardness and microstructures researches. Afterward heat treatment parameters have developed on original armour steel to apply on welded armour steel. Results of experiments have shown that the parameters of heat treatment have sufficient values to obtain same hardness and microstructure properties on heat treated armour steel when compared with original armour steel. Parameters has found that at 950 °C austenization for 30 minutes. After quenching, tempering has completed at 200 °C for 30 minutes. Microstructure examination results shown that phases in original and heat treated armour steel are lath type martensite.

Welding process has completed in Temsa and welding technique which is used is unknown. Microstructures has separated critical zones base on literature informations after welding process. Classification of zones has used in order to examine microstructures and mechanical properties detailed Results have shown that microhardness has decreased instantly in "partially austenized and tempered HAZ" and "tempered HAZ". Microstructures of these zones has found in form of ferritic and perlite phases. Grain size of ferrite in "partially austenized and tempered HAZ" is observed lesser than "tempered HAZ" which verify by microhardness results. Because hardness is decreasing while transition from "partially austenized and tempered HAZ" to "tempered HAZ". Heat treatment parameters have used in welded armour steel.

Microhardness, Charpy V-notch impact and tensile test results have used in examination of mechanical properties. Microhardness values of heat treated armour steel have increased in especially "partially austenized and tempered HAZ" and "tempered HAZ" after welding process. Charpy V-notch impact test has implemented on HAZ. In HAZ of heat treated welded armour steel acquired that not only hardness values have increased but also toughness values have shown positive results. Heat treated and non-treated welded armour tensile test specimens have examined by where the separation is occurred. Heat treated armour steel's separation has occurred in the middle of welding zone. Non-heat treated tensile test specimen has separated in HAZ which is so close to the "partially austenized and tempered HAZ" and "tempered HAZ". Yield strengths values of tensile test specimen have

found undetermined. Tensile strength values of heat treated armour steel has found low in compariosn with non-heat treated welded armour test specimen.

Optimization of microstructure and mechanical properties of heat affected zone , especially in “partially austenized and tempered HAZ” and “tempered HAZ”, is achieved by heat treatment after welding process.

1. GİRİŞ

Çelik, geçmişten günümüze hem kullanım alanının geniş olması hem de geliştirilmiş prosesler yardımı ile kitlesel üretim bazında maliyetlerinin düşük olması açısından gözde bir malzeme olmuştur. Yüksek saflıktaki demir üretimi ile birlikte geliştirilen alaşımlama teknikleri ile elde edilen çelik yapısının mekanik ve mikroyapısal özelliklerinin üstün performans sağlaması büyük bir pazar oluşumuna sebep olmuştur.

Çelik en basit haliyle, demir yapının içerisinde başta karbon olmak üzere, diğer elementlerinde yer almasıyla oluşan bir alaşım olarak tanımlanabilir. Genel olarak çeliklerin sınıflandırması kimyasal kompozisyona göre yapılır. Demir yapı içerisinde % 2'ye kadar karbon içeren alaşımlar çelik olarak adlandırılır. Çok düşük karbon miktarına sahip çelikler (ppm seviyesinde) arayer atomsuz çelikler veya ultra-düşük karbonlu çelikler olarak adlandırılırken, % 2'den yüksek karbon içeren demir alaşımları ise dökme demir olarak tanımlanır. Dökme demirler, gevrek yapıya sahip olması sebebiyle eskiden çeliklere göre daha az tercih edilirken, gelişen döküm teknolojisi ve ısıtılmanın öneminin anlaşılmasıyla birlikte metalurji sektöründe vazgeçilmez bir öneme sahip olmuştur [1].

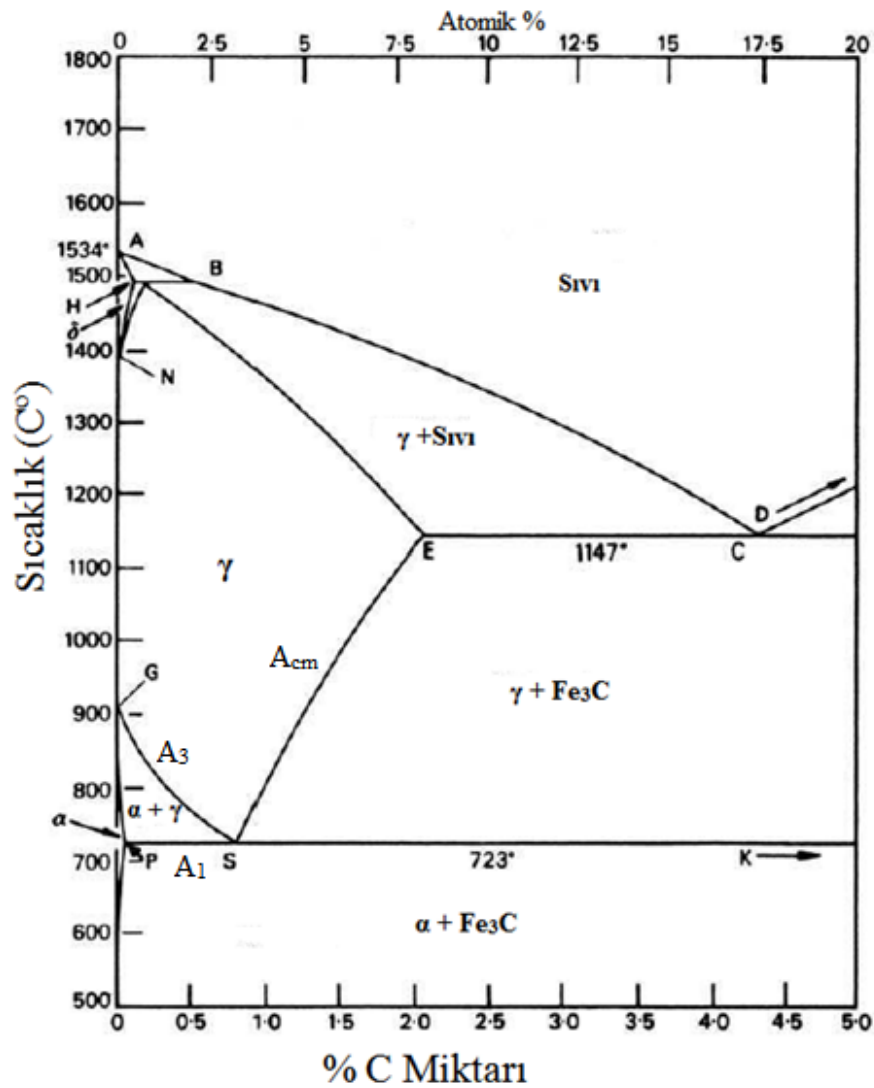
Çelikler genel olarak yalın karbonlu çelikler ve alaşımlı çelikler olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Demir çubuk ve dövme işlemi uygulamalarında kullanılan yalın karbonlu çelikler, maksimum % 1,65 Mn, maksimum % 0,60 Si ve maksimum % 0,60 Cu elementi içermektedir. Alaşımlı çelikler de, yalın karbonlu çelikler gibi belirli oranlarda mangan, silisyum, bakır, fosfor ve kükürt limitlerine sahiptir. Bu alaşımlarda istenilen alaşım etkisini elde etmek için alüminyum, krom, kobalt, niobyum, molibden, nikel, titanyum, tungsten, vanadyum, zirkonyum elementlerinin minimum değerlerine sahip olması gereklidir [2].

Bu çalışmada zırh çeliklerinde kaynak sonrası yapıda meydana gelen değişiklikler incelenmiştir. Çeliklerin mekanik ve mikroyapısal özellikleri, üretim şekli, ısıtılma parametreleri, kimyasal kompozisyondaki yüzde alaşım elementlerinin miktarı ile ilişkilidir. Bir kaynak işlemi sonrasında veya ısıtılma sonucu yapıda meydana gelen

kristal kafes değişimleri ve faz dönüşümleri ile çelik özelliklerinin değişimi doğru orantılıdır. Çalışmada kaynak sonrası yapı incelendikten sonra, bozulan yapının iyileştirilmesi için belirli sıcaklık ve süreler seçilerek ısıtılma işlemi tabi tutulmuştur. Isıtılma işlemi sonrası, özellikle ısı tesiri altında kalan bölgenin optimum sertlik, tokluk ve mikroyapısal özelliklerin elde edilmesi amaçlanmıştır.

2. DEMİR-KARBON FAZ DİYAGRAMI

Demir-karbon faz diyagramı, çeliklerin yapı ve bileşimi ile ilgili yapılacak çalışmalarda öncelikli olarak incelenmesi gereken bir diyagramdır. Basit ikili Fe-C sisteminde bulunan fazlar alaşımlı çeliklerde de yer alır. Alaşım elementlerinin bu fazların özelliklerine ve oluşmasına olan etkileri ayrıca incelenmelidir. Hem yalın karbonlu hem de alaşımlı çeliklerin incelenmesinde demir-karbon diyagramı çok önemli bir temel sunmaktadır.



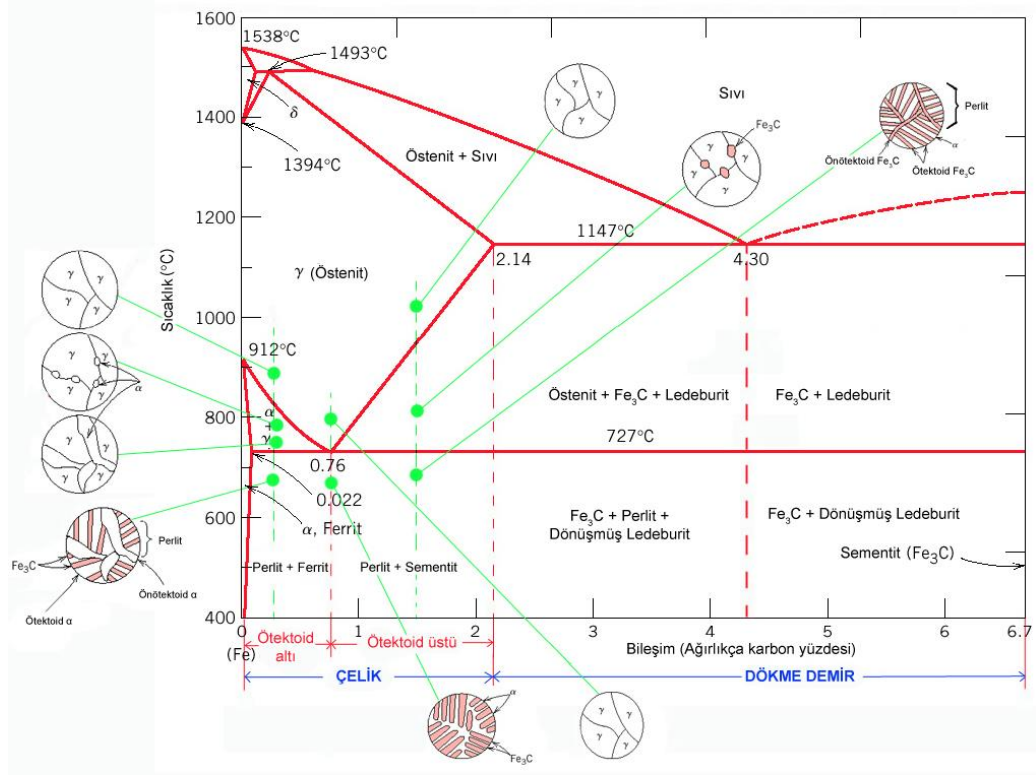
Şekil 2.1 : Fe-C faz diyagramında kritik sıcaklıklar [3].

Öncelikle denge diyagramı gerçekte demir ile sementit (Fe_3C) arasındaki yarı kararlı (metastabil) bölgeleri gösterir. Şekil 2.1’de görüldüğü gibi sementitin yarı kararlı olması sebebiyle denge diyagramı demir ile grafit arasında olmalıdır. Grafit yaygın olarak dökme demirlerde (kütle %2-4 C) bulunmasına rağmen, bu denge fazını çeliklerde (kütle %0,03-1,5 C) elde etmek zordur. Bu sebeple demir ve sementit arasındaki yarı kararlı denge göz önünde bulundurulmalıdır. Çünkü bu diyagram çoğu çeliğin pratikte kullanılmasında kullanılmaktadır [4].

α -Fe (ferrit) ile karşılaştırıldığında, γ -Fe (östenit) faz alanı daha büyük bir alan kaplamaktadır. γ -Fe’deki karbon çözünürlüğünün daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Bu çözünürlüğün maksimum değeri 1147 C° ’de kütlece-%2’ nin biraz üzerindedir (E noktası). γ -Fe’deki karbonun bu yüksek çözünürlüğü, γ bölgesinde uygulanan çözeltiye alma işleminin ardından oda sıcaklığına hızlı su verme işlemi yapıldığında, karbonca aşırı doymuş demir katı çözeltisi oluşumunu sağlaması nedeniyle ısıtma işlemi için son derece önemlidir. α -Fe faz alanı içerisinde maksimum karbon çözünürlüğü 723 C° ’de (P noktası) kütlece- %0,02 C ile sınırlandırılmıştır. Bu nedenle çeliklerde kütle-%0,05’den kütle-%1,5’e kadar karbon çözünme aralığının üzerinden α -Fe, normal olarak demir karbürle birlikte görülür. δ -Fe faz alanı da 1390 ile 1534 C° arasında sınırlanmıştır. Karbon değeri % 0,5 ‘e (B noktası) ulaştığında δ faz alanı tamamen kaybolur [4].

Diyagramda temel ve pratik açıdan önemli olan kritik sıcaklıklar ve noktalar bulunmaktadır. Ötektik reaksiyonun gerçekleştiği (P-S-K noktaları) sıcaklık (A_1) 723 C° ’dir. Daha sonra, α -Fe’in, γ -Fe’e dönüşümü (A_3) 910 C° kritik sıcaklığında gerçekleşir (G-S eğrisi). Bu sıcaklık karbon miktarı arttıkça, düşmektedir. Östenit alanından sementit alanına geçişte ise A_{cm} sıcaklığı göz önünde bulundurulur (S-E eğrisi). Bu sıcaklık ötektoid noktadan (% 0,8 C), ötektoid üstü alana geçişte % 2,14 C’lu bölgeye kadar alanı kaplayan bir sıcaklıktır. 723 C° ile 1147 C° arasındaki sıcaklıklar bu alana girer. Bir diğer kritik sıcaklık (A_4) ise 1390 C° ’dir. Bu sıcaklıkta γ -Fe, δ -Fe’e dönüşmektedir. Karbon miktarı arttıkça A_4 sıcaklığı da artmaktadır. A_2 sıcaklığı (769 C°) ise curie sıcaklığı olarak adlandırılır. Bu sıcaklıkta ise demir ferromanyetik durumdan paramanyetik duruma geçer ve kristal yapıda bir değişim gözlenmez. A_1 , A_3 , A_4 sıcaklıkları soğutma veya ısıtma çevrimi sırasında termal analiz veya dilatometreden ve bazı gözlemlenen histerisizlerden belirlenebilir. Her bir nokta için 3 farklı değer bulunabilir. Isıtma için A_c , soğutma için A_r ve denge için

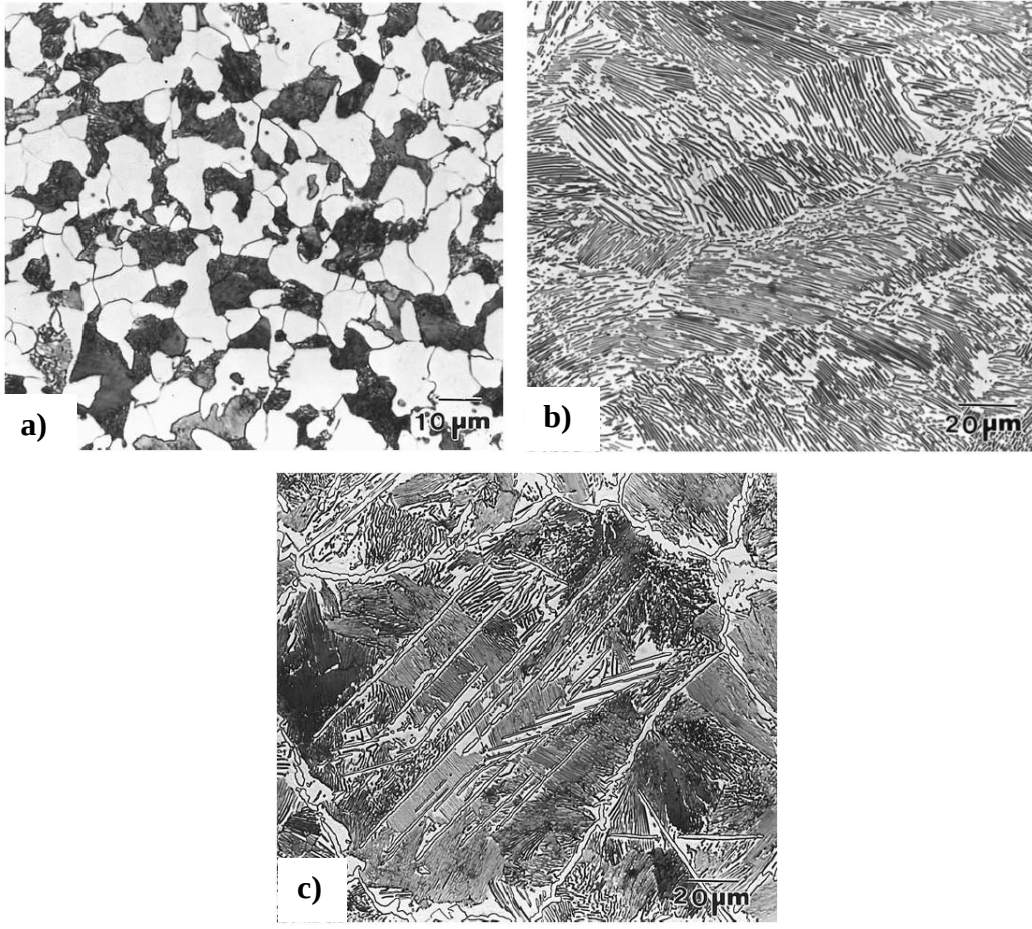
A_e simgesel gösterimleridir. A_c ve A_r değerleri ısıtma ve soğutma hızları ile alaşım elementlerinin etkilerine karşı çok hassastır [4].



Şekil 2.2 : Fe-C faz diyagramında faz alanları [5].

Demir-karbon faz diyagramında çelik olarak tanımlanan alan % 2,14 ‘e kadar karbon içeren bölgedir. Şekil 2.2’de karbon miktarı % 2,14’ü geçtikten sonra dökme demir olarak adlandırılır. α -demir ile γ -demirin karbon çözünürlükleri arasındaki büyük fark, normal olarak γ faz alanının sınırlarından karbonun (Fe_3C) demir karbür olarak atılmasına yol açar. γ -demirin α -demir’e dönüşümü ısıtma işlemde baskın bir rol oynayan ötektoid reaksiyonu ile olur. Ötektoid kompozisyon % 0,8 karbon iken ötektoid sıcaklık 723 C°’dir. % 0,8’den daha az karbon içeren alaşımların yavaş soğumasında, 912-723 C° arasında östenitte karbon zenginleşmesiyle birlikte ön-ötektoid (ötektoid altı) ferrit oluşur. 723 °C’de % 0,8 karbon içeren kalıntı östenit, lamelli ferrit ve demirkarbürün karşımından oluşan perlite dönüşür. % 0,8 ile 2,14 arasında karbon içeren östenitte, 1147-723 C° sıcaklık aralığında yapılan yavaş soğutmada, östeniti karbon açısından sürekli fakirleştirerek sementit oluşur. Sonuç olarak 723 °C’de % 0,8 karbon içeren östenit, perlite dönüşür [4].

Anlaşılabacağı gibi karbon miktarı sıcaklık ile birlikte çok önemli değişimlere sebep olmaktadır. Faz yapısı dolayısıyla da mekanik özellikler değişmektedir.



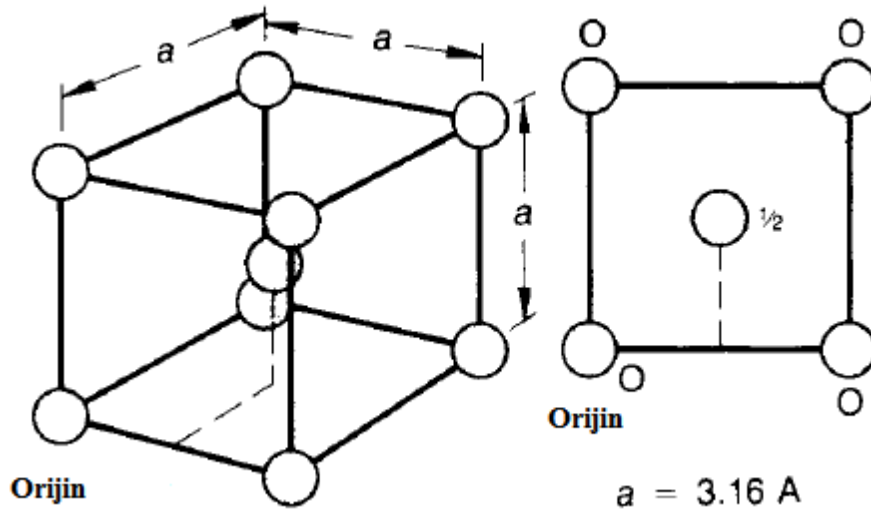
Şekil 2.3 : Östenit alanından yavaş soğuma ile elde edilen mikroyapılar a) Ötektoid altı % 0,35, b) Ötektoid % 0,8 C, c) Ötektoid üstü % 1,4 C [6].

% 0,8'den daha az karbon içeren çelikler, ana bileşimleri ferrit ve perlit olan ötektoid altı alaşımlardır. Bu bileşenlerin birbirlerine göre hacim oranları ters kaldıraç kuralı ile belirlenir. Şekil 2.3'de görüldüğü gibi ötektoid bölgede ise yapı lamelar perlit fazındadır. Ötektoid üstünde ise özellikle tane sınırlarında bulunan sementit ve tane içinde perlit fazı görülür. Ferrit, sementit ve perlit fazlarının yalın karbonlu çeliklerin prensipteki mikroyapı öğeleri olması nedeniyle, bu fazların yavaş soğuma hızlarına tabi tutulması sonucu yarı kararlı faz oluşumları engellenir. Sonuç olarak bu fazların çekirdeklenmelerini ve büyümelerini gözlemlemek ve bunların morfolojilerini kontrol eden faktörleri belirlemek önemlidir.

2.1 Demirin Kristal Yapıları

Demirin kristal yapıları, çeliklerin anlaşılması için çok önemlidir. Isıl işlemlerde elde edilecek sonuçlar çelikteki kristal dönüşümlerin ve yapı değişikliklerinin bir

sonucudur. α -demir hacim merkezli kubik (hmk) yapıya sahiptir. Kristal kafes içerisinde bütün eksenler aynı boyutta, ve bu eksenler birbirine diktir.

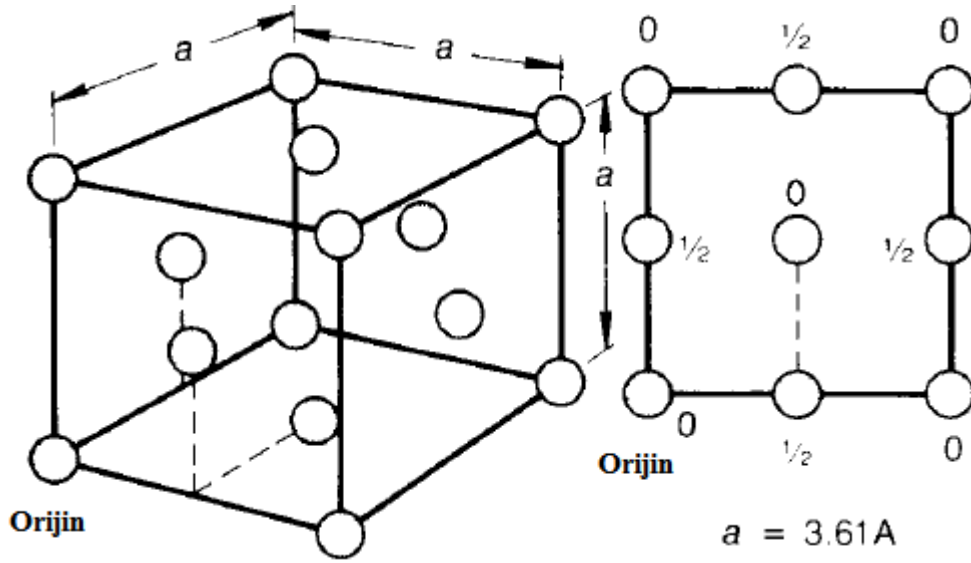


Şekil 2.4 : Hacim merkezli kubik kristal kafes yapısı [7].

Kristal kafes içerisinde toplam 2 atom olmak üzere atom koordinatları kafes merkezinde $(a/2, a/2, a/2)$ ve orijin noktalarında $(0,0,0)$ olmak üzere yer almaktadır. Köşelerdeki 8 atomun herbiri diğer hmk kafeslerce paylaşılmaktadır. Kafes merkezinde 1 atom ve köşelerde atomların $1/8$ 'i kafes içinde yer almaktadır. Bu sebeple kafes içerisinde toplam 2 adet atom bulunmaktadır. α -demirin latis parametresi oda sıcaklığında $0,286 \text{ nm}$ 'dir ($2,86 \text{ Å}$). Şekil 2.4'de görüldüğü gibi birim kafes içerisindeki köşedeki atomlar, merkez atomla $\langle 111 \rangle$ doğrultusunda sıkı paket halindedir. Merkezdeki atom, köşelerdeki atomlara en yakın uzaklığı köşegen uzunluğunun yarısı kadardır ($a\sqrt{3}/2$). α -demir, γ - demir ile kıyaslandığında daha açık ve daha düşük yoğunluğa sahip bir yapıdadır. Atomik paketlenmedeki bu fark sebebiyle soğuma sırasında, yoğunluğu yüksek olan γ -demirden α -demire olan dönüşümde hacim genişlemesi meydana gelmektedir [8].

γ -demir, yüzey merkezli kubik (ymk) kristal kafes yapısına sahiptir. Koordinatları $(0,0,0)$, $(a/2, a/2, 0)$, $(a/2, 0, a/2)$ ve $(0, a/2, a/2)$ olmak üzere atomlar kafes içerisinde köşelerde ve yüzeylerde bulunmaktadır. Yüzeylerde bulunan atomların $1/2$ 'si, köşelerde bulunan atomların ise $1/8$ 'i kafes içerisinde olmak üzere, toplam 4 atom bulunmaktadır [1].

İndisler malzeme kafesi içerisindeki atom koordinatlarının belirlenebilmesi açısından çok önemlidir. Yapının özellikleri üzerinde çalışması bu tür analizlerle gerçekleşir.



Şekil 2.5 : Yüzey merkezli kubik kristal kafes yapısı [7].

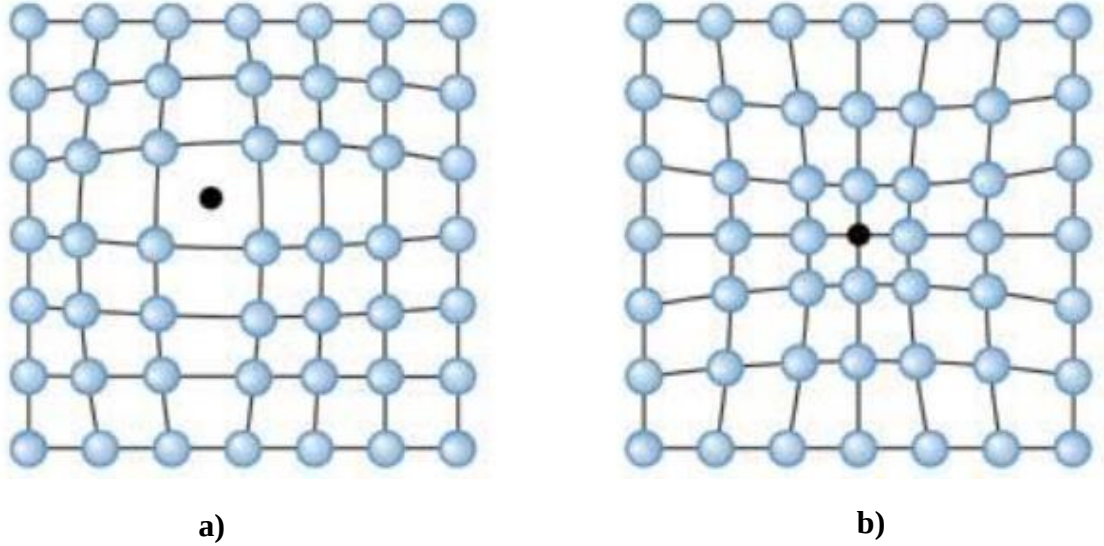
γ -demirin latis parametresi $0,356 \text{ nm}$ 'dir ($3,56 \text{ Å}$). α -demir ile kıyaslandığında daha büyük ve 4 atom içermesi sebebiyle daha yoğun bir yapıya sahiptir. Yüzey köşegeni doğrultusunda $\langle 110 \rangle$, atomlar sıkı paket yapıya sahiptir. Atomların birbirlerine en yakın olduğu uzaklık $a\sqrt{2}/2$ 'dir [1].

Son olarak α -demir ile aynı kristal kafes yapısına sahip δ -demir (delta) de hacim merkezli kubik (hmk) kristal kafes yapısına sahiptir. Bu yapının oluşumu sadece demirin ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda gözlenebilir. Çeliklerin ısıtılmasında pratik olarak çok incelenmeyen bir yapıdır. Bunun sebebi demirin katılaşması sırasında karşılaşılan bu yapının katılaşma sırasında alaşım elementlerinin ve empüritelerin varlığı sebebiyle interdendritik segregasyon örneklerine rastlanmasıdır ve istenilmeyen çelik özelliklerini içerir. Çeliklerin homojenizasyonu genelde östenit alanında yapılarak, segregasyonlar azaltılmakta ve bir çok uygulamada tolere edilebilir seviyelere düşürülmektedir. Kalıntı segregasyonlar ve bantlaşmalar mikroyapı ve mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemektedir. Ayrıca % 0,08-0,14 C içeren düşük karbonlu çeliklerin sürekli dökümünde δ alanından, γ alanına geçişte hacim değişikliği sebebiyle çatlamlar meydana gelmektedir [9].

Segregasyonlar malzemede önemli değişimlere sebep olmaktadır. Malzeme incelemelerinde ve homojenizasyon işlemlerinde göz önünde bulundurulması gereken bir konudur. Çünkü yapının ısıtılması ve son mekanik özelliklerini doğrudan etkileyecektir.

2.2 Demir-Karbon Alaşımlarında Kristal Yapılar

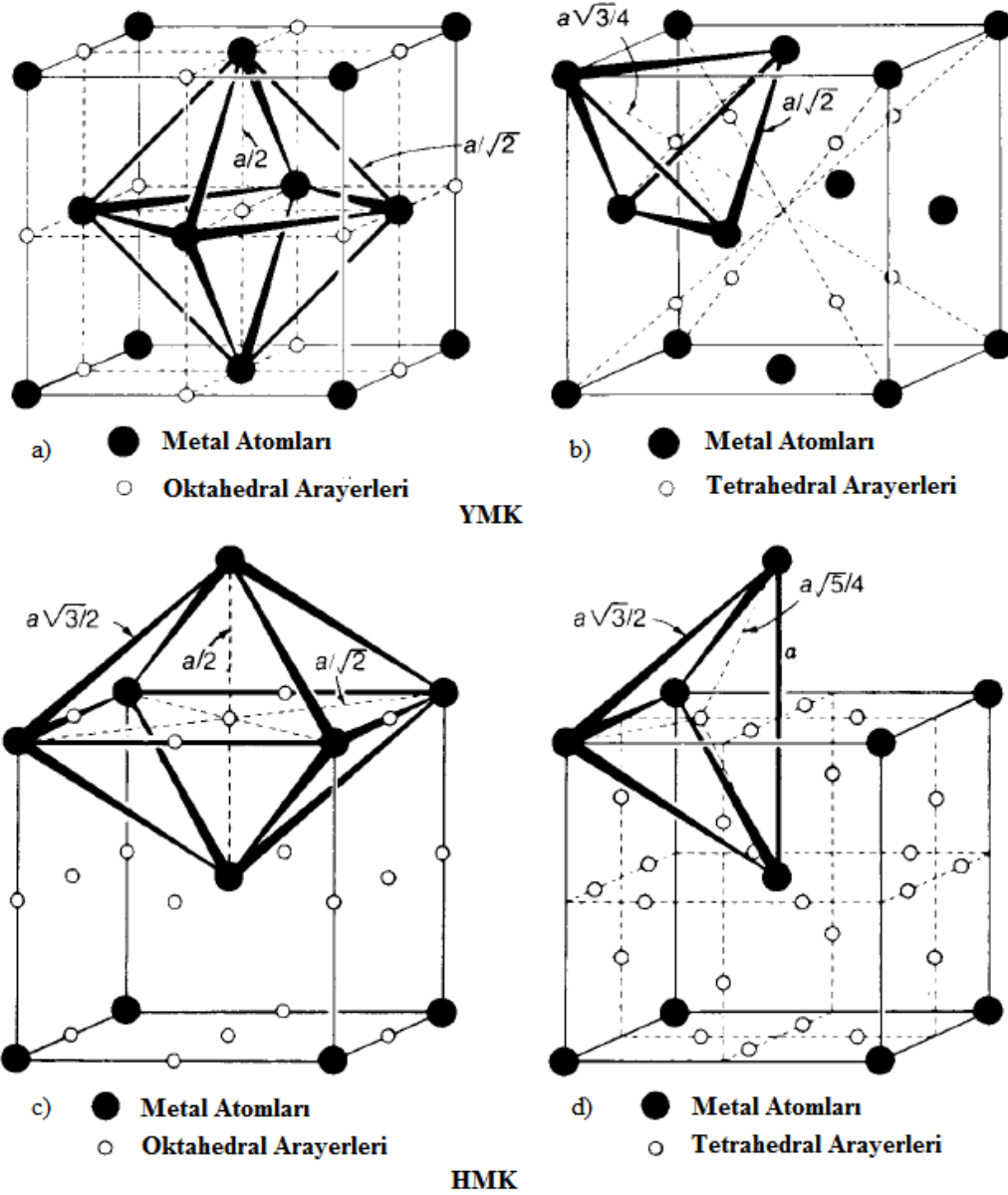
Çelik oluşumu karbonun demir kafesi içinde yer almasıyla başlar. Elementler demir kafesi içinde atom çaplarına göre yer alır. Alaşım elementleri demir kafesi içinde yer alan veya arayer atomu şeklinde yer alırlar. Demir atomunun çapı 1,28 Å, karbonun ise 0,94 Å'dur. Karbonun atom çapı demir atomu ile kıyaslandığında daha küçüktür. Bu sebeple karbon, demir kristali içinde arayer çözelti atomu olarak girer (bir diğer örnek de azot atomlarıdır). Mangan, nikel, krom gibi alaşım elementleri daha büyük çaplara sahip olduğundan kristal kafes içerisinde yer alan çözelti atomları olarak yer alırlar. Ayrıca elementlerin demir kafesi içerisinde yer almalarıyla, kafes yapısı bir miktar distorsiyona uğrar [1].



Şekil 2.6 : a) Arayer ve b) yer alan atomlarının şematik gösterimi [10].

Çelikte ferrit ve östenit yapılarının birbirinden en önemli farklılığı karbonun kristal kafes içinde bulundukları konumlarıdır. Yüzey merkezli ve hacim merkezli kubik kristal kafeslerde iki tip arayer boşluğu yer almaktadır. Bu boşluklar oktahedral ve tetrahedral boşluklardır. Bu iki tip boşluk, isimlerini demir atomlarının polihedron şeklinde sarmaladıkları alanlardan almaktadır. Oktahedral alanlarda karbon atomunun komşu demir atomlarının sayısı 6 iken, tetrahedral alanlarda ise komşu demir atomlarının sayısı 4'tür [1].

Arayer ve yer alan atomlarının analizi malzeme gelişimi açısından çok önemlidir. Yapı değişiklikleri ve dislokasyonların analizi malzeme gelişimini mümkün kılar.



YMK

HMK

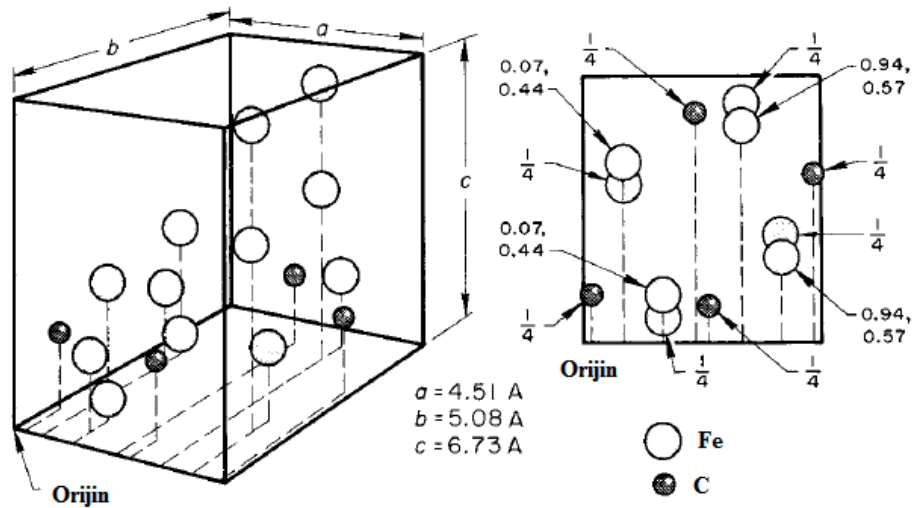
Şekil 2.7 : Ymk'da a) Oktahedral boşluklar, b) Tetrahedral boşluklar. Hmk'da c) Oktahedral boşluklar, d) Tetrahedral boşluklar [11].

Östenit fazında, yani yüzey merkezli kübik yapıda (şekil 2.7 a) ve b)'de), oktahedral boşluklar çapı 0,052 nm (0,52 Å) olan bir atomu barındırabilir. Tetrahedral boşluklarda ise bu sayı 0,028 nm'ye (0,28 Å) inmektedir. Karbon atomlarının çapı ise 0,07 nm (0,7 Å)'dir. Bu sebeple karbon atomları ymk kafeste, bir miktar latis genişlemesi gerekli olsa da, oktahedral arayer boşluklara geçer [11].

Ferrit fazında ise (hacim merkezli kübik yapı), arayer boşlukları daha küçüktür. Bu sebeple karbon çözünürlüğü bu kafes içerisinde daha azdır. Tetrahedral bölgede 0,035 nm (0,35 Å) çapında atom bulundurulabilirken, oktahedral boşluklarda ise bu sayı 0,019 nm'ye (0,19 Å) düşmektedir. Karbonun daha geniş boşluklara sahip

tetrahedral bölgede yer alacağı düşünülse de, oktahedral boşluklarda konumlanmışlardır. Ferrit yapıdaki oktahedral bölgeler asimetrik bir yapıdır (şekil 2.7 c) ve d)'de). Bir karbon atomu, şekilde iki atom uzaklığı $a/\sqrt{2}$ değil, $a/2$ olan atomları yerinden edebilir. Bu sebeple hmk kafeste karbon, boşlukların daha fazla olduğu tetrahedral boşluklarda olmak yerine, birbirine en yakın iki komşu demir atomunun hareketleriyle meydana gelen gerinmenin azalması için daha avantajlı bölge olan oktahedral boşluklarda yer alırlar. Karbonun hmk içinde konumlanması, $\langle 100 \rangle$ latis doğrultusunda distorsiyona sebep olmaktadır. Fakat karbonun kafes içindeki çözünürlüğünün az olması sebebiyle yapı kubikliğini korumaktadır. Eğer östenit içindeki (ymk) karbon miktarı, ferrit içinde hızlı soğuma ile hapsedilecek olursa tetragonal bir yapı elde edilir. Bu faz yapısı ise bilinen adıyla “martenzit” olarak adlandırılır ve sertleştirme ısı işlemleri için büyük bir önem teşkil etmektedir [11].

Karbon çözünürlüğü ferrit ve östenit fazında aşırı olduğunda oluşan sementit fazı, daha önce açıklanan arayer katı ergiyiklerinden farklı bir yapıdadır. Sementit bir karbona üç demir atomu oranına sahip ve Fe_3C ile gösterilen bir bileşimdir. Demir karbon diyagramında çelik alaşımı içeriğinde bulunan karbon miktarı ne olursa olsun, sementit fazında her zaman % 6,67 C bulunmaktadır [1].



Şekil 2.8 : Ortotrombik kristal kafes yapısı [7].

Sementit fazı ortotrombik kristal kafes yapısına sahiptir. Latis parametreleri $a=0,452 \text{ nm}$ (4,52), $b=0,509 \text{ nm}$ (5,09) ve $c=0,674 \text{ nm}$ (6,74) 'dir. Kafes yapısında 12 demir

atomu ve 4 karbon atomu bulunmaktadır. Demir ve karbon atomlarının birim hücre de bulunduğu eksenler şekil 2.8’de gösterilmiştir.

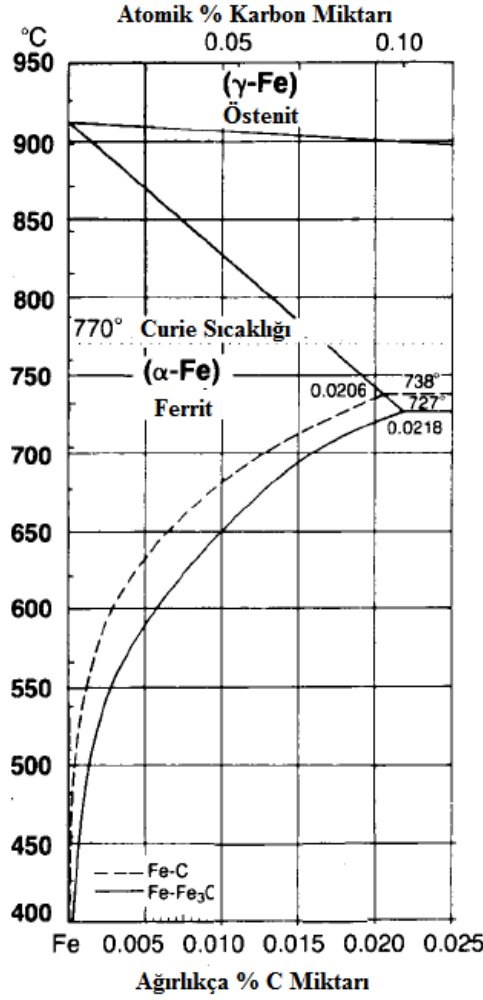
Demir karbon diyagramında, hacim merkezli kübik kristal yapısı (hmk), 2 farklı sıcaklık aralığında meydana gelmektedir. Oda sıcaklığı ile 912 C° (A₃) arasında α-ferrit olarak adlandırılan faz ile, 1394 C° ile ergime sıcaklığı olan 1530 C° arasında kalan bölgede δ-ferrit fazı hmk kristal yapısına sahiptir. Bir diğer kristal kafes yüzey merkezli kübik kristal (ymk) ise 912 C° (A₃) ile 1394 C° sıcaklar arasında ve stabil bir yapıya sahiptir ve γ-demir (östenit) olarak adlandırılır [1].

2.3 Karbon Miktarı ve Etkileri

Karbonun miktarının demir içerisinde artması Fe-C faz diyagramında bir çok değişiklik meydana getirmektedir. Ferrit ve östenit faz alanlarındaki farklı karbon absorpsiyonları sadece Fe-C diyagramı için değil, Fe-Fe₃C diyagramı karakteristiklerini anlamak için de son derece önemlidir. Karbonun, demir içine nüfuzu ile birlikte, saf demire göre mekanik özellikler önemli ölçüde artmaktadır. Çelik için ana alaşım elementi karbondur ve tokluk, sertlik, mukavemet, süneklik gibi özelliklerin yanı sıra kaynaklanabilirliği de önemli ölçüde değiştirebilmektedir[12].

Karbon, östenit fazını stabilize eden bir alaşım elementi olmakla birlikte östenit oluşumunu daha geniş bir alanda mümkün kılar. Karbon miktarı arttıkça östenit alanının 912 C°’den 1394 C°’ye geniş bir alana yayıldığı gözlenmektedir. Östenitte maksimum karbon çözünürlüğü 1147 C° sıcaklıkta % 2,14 C’dur. Ferritin karbon çözme yeteneği ise son derece düşüktür. 727 C° ‘de maksimum % 0,02 C miktarını çözebilmektedir [12].

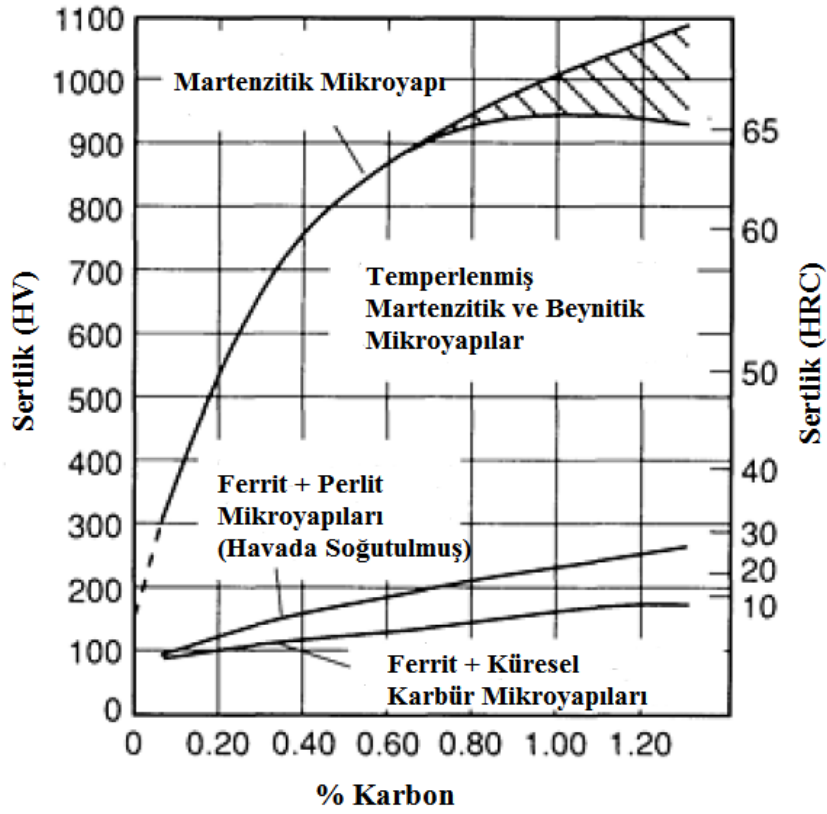
Karbon miktarı Fe-C diyagramından da anlaşılabileceği gibi çok önemlidir. Yapının mukavemet değerleri arttırmasının yanında oluşturacağı karbür çökeltileri ile yapının ısıtılma işlemi ile homojenizasyonun gerçekleştirilmesini sağlar. Faz değişimlerini diğer alaşım elementlerine nazaran çok daha fazla etkiler. Martenzit ve beynit gibi çok önemli fazlarının oluşumu doğrudan etkiler. Bu sebeple yapı içerisinde karbon miktarının iyi bir şekilde analiz edilip, ısıtılma işlem uygulamalarında birincil faktör olarak değerlendirilmelidir.



Şekil 2.9 : Ferrit alanındaki karbon çözünürlüğü [1].

Fe-C diyagramında düşük karbonlu olan α -ferrit bölgesi genişletilmiş bir şekilde şekil 2.9'da verilmiştir. Diyagramdan da anlaşılabileceği gibi azalan sıcaklıkla birlikte α -ferrit içerisindeki karbon çözünürlüğü de düşmektedir. Oda sıcaklığında ise bu çözünürlük ihmal edilebilir bir seviyededir. Karbon miktarının artmasıyla birlikte östenit fazında karbon miktarı çözebileceği seviyeyi geçerse sementit fazı (Fe_3C) oluşacaktır [12].

Şekil 2.10'da karbon miktarının değişimine göre meydana gelen bir çok mikroyapı ve sertlikleri gösterilmiştir. Sertlik genelde mukavemetle doğru orantılı iken, tokluk ve süneklik ile ters orantılı bir karakteristiğe sahiptir. Şekilde sertlik-% karbon ilişkisi bir çok etki altında değişebileceği için, belirli alanlara ayrılarak incelenmiştir. Örneğin; düşük karbonlu ferritik mikroyapıya sahip bir çelik tane boyutuna karşı hassasken, geniş bir alana yayılan perlitik mikroyapıya sahip çelikler lamelar arası uzaklığa hassaslık göstermektedir [12].



Şekil 2.10 : Karbon miktarının mikroyapı ve sertlik üzerindeki etkisi [12].

Bütün mikroyapılarda karbon miktarı arttıkça, sertlik değeri de artmaktadır. Fakat martenzitik mikroyapıdaki sertlik değişimi en fazla değere ulaşmaktadır. Ferritteki düşük karbon çözünürlüğü sebebiyle, karbon birincil olarak karbür fazı oluşturacak şekilde kümelenirler. Bu yüzden orta ve yüksek karbonlu çeliklerde, karbürlerin ferrit içerisinde yüksek yoğunlukta ve daha ince dağılımı sebebiyle sertlikleri daha yüksektir. Ferritik matrisin tane boyutu ve morfolojisi mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemektedir [12].

Şekilde belirli karbon miktarlarını içeren çeliklerde elde edilebilecek bütün mikroyapı sertlikleri gösterilmiştir. Fakat pratik çalışmalarda kullanılmak üzere bazı limitler bulunmaktadır. Düşük karbonlu çeliklerde, çok ince plakalar haricinde martenzit yapısı ve sertliğine ulaşılması kolay değildir. Bu çeliklerde ferritik bir mikroyapıya ulaşılır. Bu yapı sünekliğin elde edilmesi sırasında soğuk işleme ve şekillendirebilirlikleri açısından büyük öneme sahiptir. Orta ve düşük karbonlu alaşımlı çeliklerde ise krom, nikel, molibden gibi alaşım elementleri ile belirli ısı işlemleri ile martenzit ve beyrit oluşumu sağlanarak yüksek sertlik değerlerine ulaşılabilir [12].

2.4 Alaşım Elementlerinin Etkileri ve Dağılımı

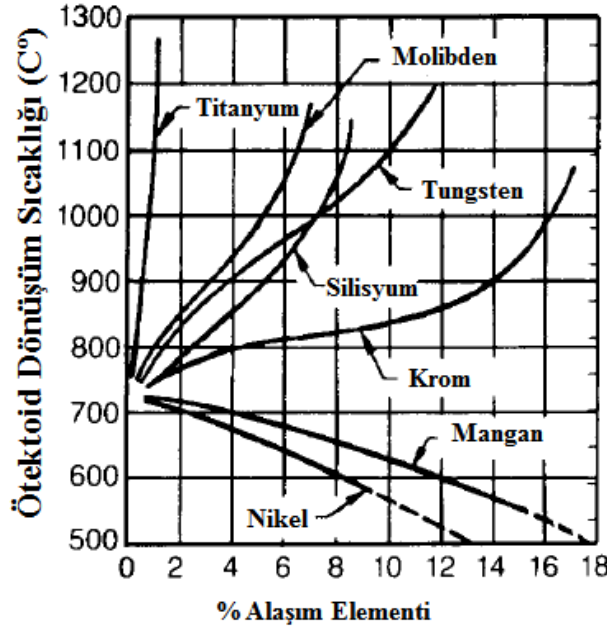
Bu bölüme kadar Fe-C diyagramı ve kristal yapıları incelenmiştir. Fakat çeliklerde alaşım elementlerinin ve empüritelerinin etkisiyle yeni faz yapılarının oluşumu gerçekleşmekte veya bu fazlar östenit, ferrit ve sementit fazları ile birleşmektedirler. Bu birleşme genelde, alaşım elementlerinin yada empüritelerin atom boyutlarına bağlı olarak demir kafesi içerisinde arayer yada yer alan katı ergiyikleri oluşturarak gerçekleşir. Azot gibi demir atomları boyutlarından küçük olan atomlar arayer boşluklara girerken, mangan, nikel, krom gibi alaşım elementleri demir atomlarının yerine geçerek yer alan katı çözeltisi oluşturur. Örneğin çeliğe 890 C°'de krom takviyesi yapıldığında M_3C sementit yapısı korunur (M=krom yada demir atomu). Krom miktarı arttıkça M_7C_3 karbür formu oluşur. Daha fazla krom miktarı eklenirse $M_{23}C_6$ karbürü oluşur [13].

Bazı alaşım elementleri çelikte östenit alanını stabilize ederken (mangan, nikel), bazı alaşım elementleri ferrit stabilizatörüdür (silisyum, krom, niobyum). Yeteri miktarda titanyum, niobyum ve krom gibi alaşım elementleri güçlü karbür yapıları oluşumunu da sağlamaktadır. Ferrit ve östenit stabilizatörleri geniş bir faz alanı oluşumunu mümkün kılmaktadır. Bir alaşım elementinin Fe-C diyagramı üzerindeki etkisi, ötektoid sıcaklığı yukarı yada aşağı ötelemesi ile anlaşılabilir. Östenit stabilizatörleri ötektoid sıcaklığını düşürür ve östenit alanının daha geniş bir alana yayılmasını sağlarlar. Ferrit stabilizatörleri ise ötektoid sıcaklığı yükselterek, ferrit alanını genişletir [14].

Karbür çökeltilerinin analizi çok önemlidir. Isıl işlem prosedürlerinde geliştirilecek sıcaklık ve zaman değerleri karbürlerin çözünmesi ve oluşturacağı tane yapılarının morfolojileri ile doğrudan ilişkilidir. Tokluk ve mukavemet optimizasyonun sağlanması ve faz yapısının istenilen duruma getirilmesi için oluşan karbür yapılarının analizi ve östenitleştirme sıcaklığı üzerindeki etkileri araştırılmalıdır.

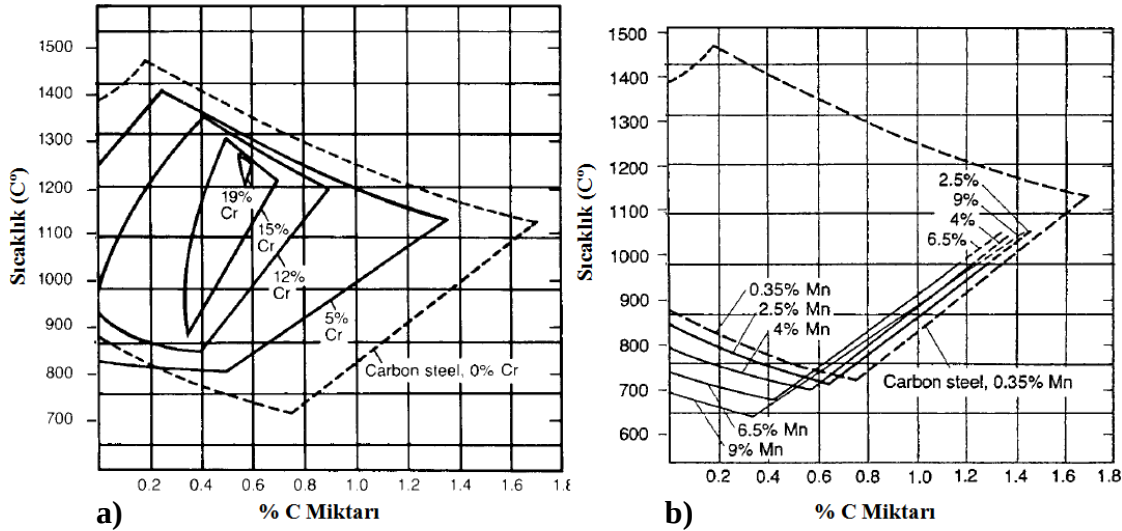
Tokluk için ince taneli yapıların oluşturulması istenir. Fakat mukavemet değerleri de belirli limitler içinde kalmalıdır. Isıl işlem prosedürlerinin belirlenmesi sırasında bütün bu konular göz önünde bulundurulmalıdır.

Martenzit ve beynit gibi yapıların optimizasyonu açısından karbür oluşumları kritik derecede önemlidir. Yapıdaki karbür analizleri , malzeme üzerinde geliştirilecek ısıtıl işlem prosedürlerini doğrudan etkileyeceği için çok iyi bir şekilde yapılmalıdır.



Şekil 2.11 : Alaşım elementlerinin ötektoid oluşum sıcaklığına etkisi [14].

Şekil 2.11'de görüldüğü gibi molibden, titanyum, tungsten, silisyum ve krom elementleri miktarları arttıkça ötektoid sıcaklığı artmaktadır. Fe-C diyagramında ötektoid çizgisi yukarı taşındığında östenit alanı azalırken, ferrit alanı genişler. Nikel ve mangan alaşım elementleri ise ötektoid çizgiyi aşağıya çekerek, östenit alanının genişlemesine sebep olur. Alaşım elementleri östenit ve ferrit alanlarını etkileyerek A_3 , A_{cm} ve A_1 sıcaklıklarını da önemli ölçüde değiştirmektedir.



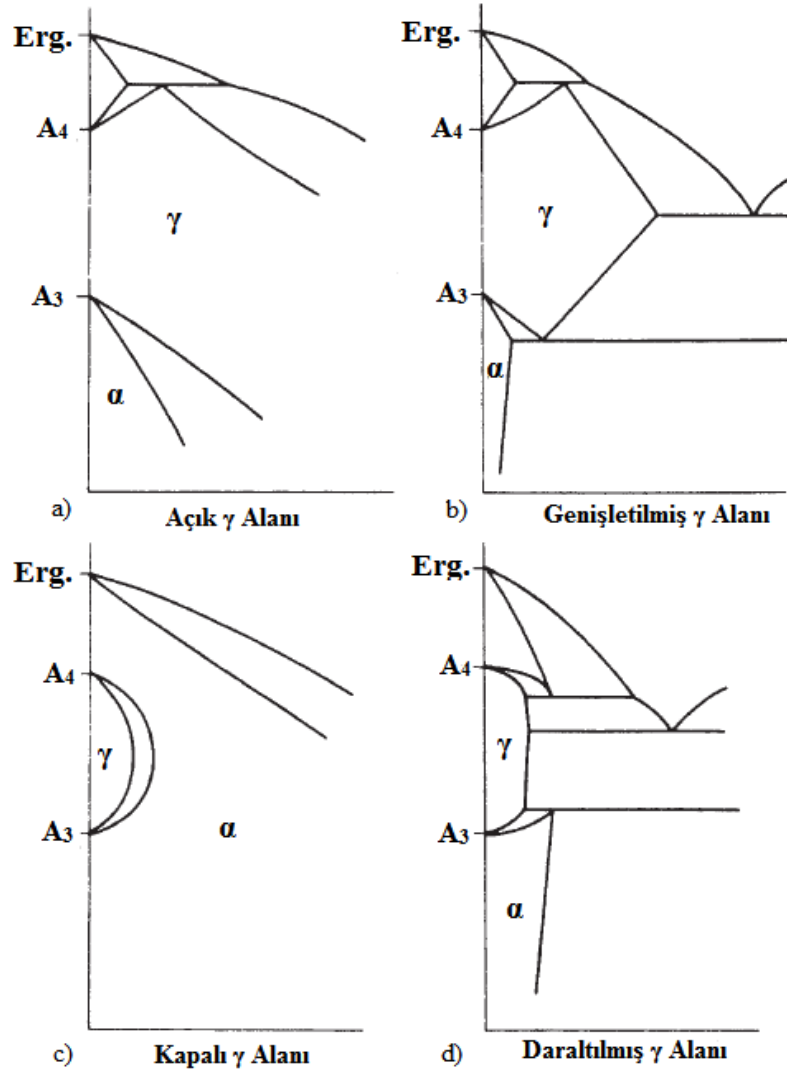
Şekil 2.12 : a) Krom ve b) mangan alaşım elementlerinin östenit alanı üzerindeki etkisi [14].

Şekil 2.12'de Fe-C-Cr ve Fe-C-Mn üçlü diyagramları gösterilmektedir. Karbon miktarı artışıyla birlikte, krom miktarı arttıkça östenit alanı giderek küçülmektedir.

Mangan alaşım elementinin artmasıyla birlikte şekilde görülebileceği gibi östenit alanı giderek artmaktadır.

Alaşım elementlerinin Fe-C diyagramını üzerindeki etkilerini daha ayrıntılı incelemek için, bu etkileri dört ana sınıfa ayırmak mümkündür. Bu sınıflar; açık γ alanı, genişletilmiş γ alanı, kapalı γ alanı ve daraltılmış γ alanıdır [4].

Alaşım elementleri denge diyagramlarını iki şekilde etkilemektedir ;



Şekil 2.13 : Demir alaşımını faz diyagramlarının sınıflandırılması; a) açık γ alanı, b) genişletilmiş γ alanı, c) kapalı γ alanı, d) daraltılmış γ alanı [4].

a) γ alanını genişleterek östenit oluşumunu daha geniş bileşimsel sınırlar dahilinde sağlayan alaşım elementleridir. Bu elementler γ oluşturucular (γ stabilizatörleri) olarak adlandırılır.

b) γ alanını daraltarak ve ferrit oluşumunu daha geniş bileşimsel sınırlar dahilinde sağlayan alaşım elementleridir. Bu elementler α oluşturmalar (α stabilizatörleri) olarak adlandırılır.

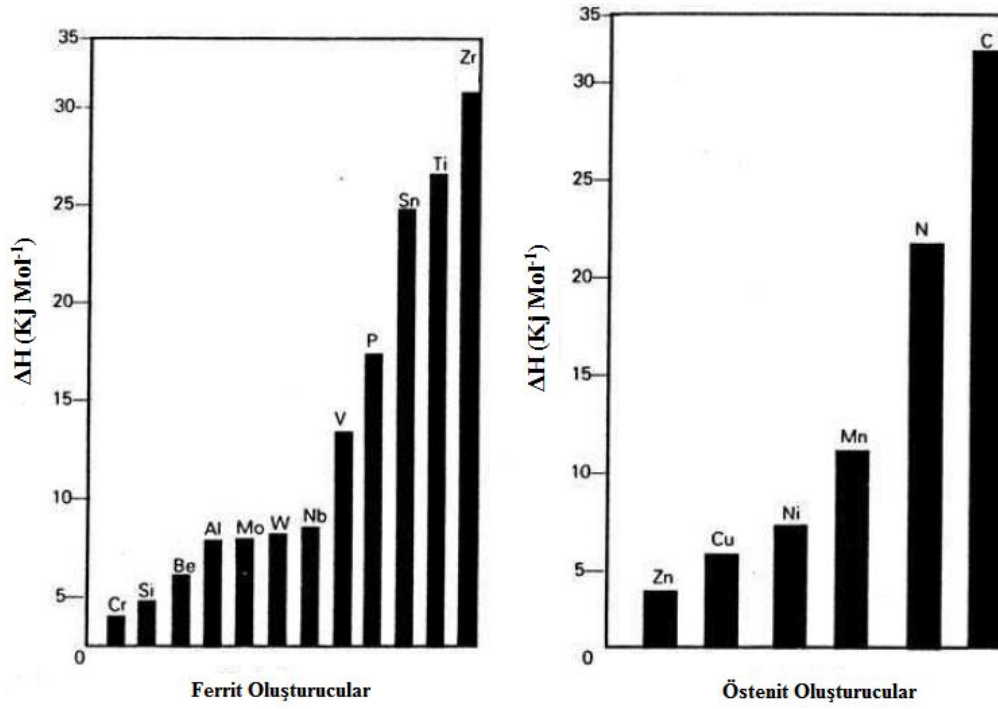
1.Sınıf; açık γ alanı: Çeliğin önemli alaşım elementlerinden nikel ve mangana ilave olarak rutenyum, paladyum, osmiyum, iridyum ve platin gibi inert metaller ve kobalt, bu gruba dahildir. Hem nikel hem de mangan, eğer yeteri kadar yüksek konsantrasyonlarda ilave edilirse, hmk α fazını tamamen elimine ederek oda sıcaklığında bile γ fazını stabilize ederler. Dolayısıyla nikel ve mangan γ - α faz dönüşümünü daha düşük sıcaklıklara öterler. Yani hem A_{e1} hemde A_{e3} sıcaklıkları düşürülür. Ayrıca γ bölgesinden oda sıcaklığına su vererek yarı kararlı östenit elde etmek daha kolaydır. Sonuç olarak nikel ve mangan östenitik çeliklerin bileşimleri için son derece önemlidir [4].

2. Sınıf; genişletilmiş γ alanı: Bu grupta karbon ve azot en önemli elementlerdir. γ faz alanı genişletilir, ancak östenitin varoluş aralığı bileşen oluşumuyla sınırlandırılır. Bakır, çinko ve altın benzer bir etkiye sahiptir. γ alanının karbon ve azotla genişlemesi kütlece % 2 karbon ve kütlece % 2,8'e kadar azot içeren homojen katı ergiyik (östenit) oluşumuna izin verdiğinden, tüm çelik ısıtma işlemlerinin temelini teşkil eder [4].

3.Sınıf; kapalı γ alanı: Pek çok element, diyagramdaki γ alanını çok daha küçük bir alana indirgeyerek γ -demiri oluşumunu kısıtlar. Bunun anlamı, ilgili elementlerin hmk demiri (ferrit) oluşumunu kolaylaştırılmasıdır ve bunun sonucunda da δ ve α faz alanları sürekli hale geçer. Böylesi bir durumun söz konusu olduğu alaşımlarda γ/α faz dönüşümünü içeren ısıtma işlemleri için uygun değildir. Silisyum, alüminyum, berilyum ve fosfor, güçlü karbür oluşturmalar titanyum, vanadyum, molibden ve krom ile birlikte bu gruba girmektedir [4].

4.Sınıf; daraltılmış γ alanı: Bor başta olmak üzere karbür oluşturmalar elementleri tantal, niobyum ve zirkonyum bu gruptaki önemli elementlerdir. γ alanı, bileşen oluşumuyla çok güçlü bir şekilde sınırlandırılmaktadır [4].

Görüldüğü gibi farklı alaşım elementleri hem östenit alanını hem de ferrit alanı üzerinde önemli değişikliklere sebep olmaktadır. Her bir element grubu östenit alanına veya ferrit alanına etki ederken, farklı derecelerde östenit ve ferrit sıcaklıklarını öterler.



Şekil 2.14 : Alaşım elementlerinin relatif etkileri a) ferrit oluşturmalar, b) östenit oluşturmalar [15].

Alaşım elementleri şekil 2.14'te ferrit ve östenit oluşturma etkilerine göre sıralanmıştır. En iyi ferrit stabilizatörü olarak zirkonyum göze çarparken, östenit alanını genişleten en iyi alaşım elementi çelikler için temel alaşım elementi olan karbon elementidir.

3. KAYNAK

Kaynak teknolojisi mühendislik yapılarının fabrikasyonu için büyük bir öneme sahiptir. Kaynaklı yapı elemanlarının imalat amacı, mümkün olan en düşük maliyetle imal edilmesi, fonksiyonunu tam olarak yerine getirmesi ve işletmede uzun süreli kullanılmasıdır. Metalik malzemeden bir yapı elemanın kaynak prosesinde, belirli bir kaynak yönteminin kullanıldığı uygun bir imalat sürecinde maddelerin kaynakla birleştirilmesi söz konusudur. Burada kaynak bölgesinin yerel özelliklerinin ve birleştirilen parçaların tüm konstrüksiyona etkilerinin, önceden belirlenmiş koşulları sağlaması gerekir.

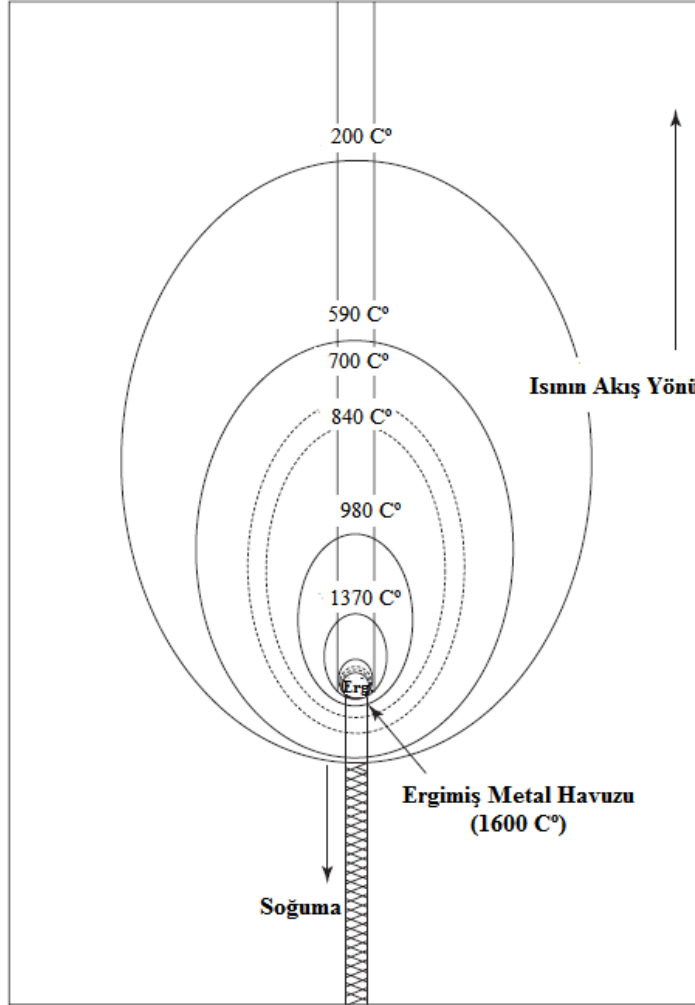
Kaynak, bir elektrod ile parça arasındaki torç yardımı ile elektrik arkından sağlanan ısı, bu parçaların birleştirilmesinde kullanılmasıdır. Arkın ürettiği elektrik enerjisi herhangi bir metali eritmeye yeterli sıcaklıklara ulaşılmasını sağlar. Ayrıca çoğu kaynak yönteminde kaynak bağlantılarının hacmini ve dayanımını arttırmak için ilave dolgu metal de eklenebilir. Isı ve basınç yardımıyla metalin ergitilmeden kaynağın sağlandığı ve ilave metale gerek duyulmayan yöntemleri de vardır. Bu bölümde kaynak sırasındaki sıcaklık etkisi ve dağılımı incelendikten sonra kaynak sonrası oluşan bölgeler incelenmiştir.

3.1 Kaynak Sırasında Isı Dağılımı ve Etkileri

Bütün kaynak proseslerinin hepsinde ısı, bağlantının gerçekleşmesini sağlayan mekanizmanın temelini oluşturur. Isı kaynak dikişi ve ana malzeme üzerinde dağılmaktadır. Bu ısı dağılımı bir çok farklı şekilde elde edildiği gibi, genelde birleştirilmiş iki metalinin doğru akım debisi ve kontak direnci ile sağlanmaktadır. Isı dağılımının etkisi kaynak yöntemlerinden bağımsız olarak incelenebilir. Malzemenin mekanik özellikleri, kristal yapısı, kalıntı gerilmeleri ve meydana gelen distorsiyonlar ısı şartların etkisiyle gerçekleşir. Malzemenin mekanik yapısını ısı ile etkileyen dört faktör vardır [16];

1. Maksimum sıcaklık dağılımı (pik sıcaklık).
2. Kaynak metali ile ısı tesiri altındaki bölgenin ısı dağılımı.

3. Kaynak metalinin ve ısı tesiri altındaki bölgenin soğuma hızı.
4. Kaynak metalinin katılaşma hızı.

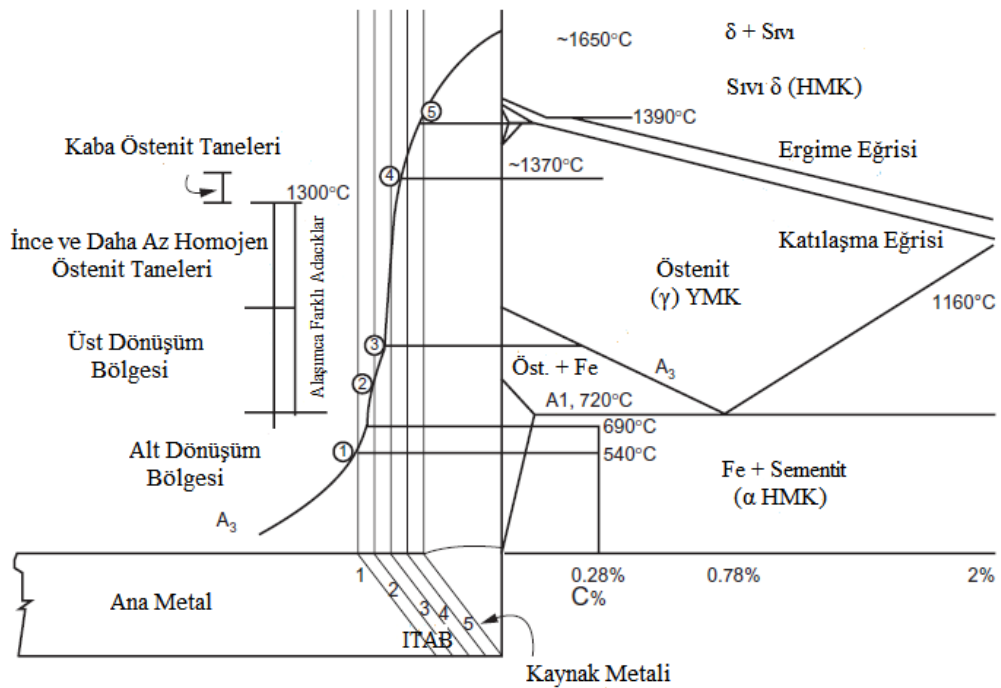


Şekil 3.1 : Kaynak prosesinde sıcaklık gradyentinin yönü [16].

Pratik kaynak uygulamalarında ısı etkisinin daha ayrıntılı incelenmesi için % 0,2 C içeren bir çelik ele alınmıştır. Kaynak sırasında iki ana bölge meydana gelmektedir. Birincisi ergimenin olduğu bölge olan kaynak bölgesidir. İkincisi ise ergimenin olmadığı fakat ısı dolayısıyla ana malzeme özelliklerinin değiştiği ısı tesiri altındaki bölgedir (ITAB). İlk olarak ergimenin olduğu bölge incelenecektir [16].

Şekil 3.1’de görüldüğü gibi kaynak sırasında arkın çelikle ilk etkileşimi sonucunda sıcaklık hızla artar. 510 C°’de çelik yapısında önceden bulunan distorsiyona uğramış taneler rekristalize olmaya başlar. Çelik aniden kaynak metali ile çevrelenir. Sıvı ve katı fazlardan oluşan peltemsi bir yapı meydana gelir. Yapı 850 C° eğrisi içinde östenit (γ) formundayken, 510 C° ile 725 C° arasındaki bölgede ferrit (α) ve östenit

Soğuma sırasında ise 1520 C°'de östenit kristalleri oluşmaya başlar. Soğuma devam ettikçe östenit miktarı artar ve peltsemi bir yapı ortaya çıkar. Ergimiş metal içinde soğumada ortaya çıkan küçük kristaller, yönelme doğrultusunda diğer büyüyen kristallerle birleşerek polikristalin metal formuna dönüşürler. Kaynak metalinde ilk başta meydana gelen kristaller kolon biçimli bir yapıya sahipken, sonraki kristaller çok eksenlidir. 1490 C° ve 850 C° arasındaki sıcaklıklarda östenit kristallerinde bir değişim meydana gelmez. 850 C°'de ferrit kristalleri, östenit tane sınırlarında çekirdeklenerek oluşmaya başlarlar. 725 C°'nin hemen üzerinden, yapının % 25'i ferrit iken, % 75'i östenit kristallerinden oluşmaktadır. Soğumada 725 C°'den daha düşük sıcaklıklara inilirse östenit yapı perlitte dönüşür bırakır [16].



Şekil 3.2’de görüldüğü gibi ergimenin olmadığı ITAB’de ise 1100 C° sıcaklığa kadar olan bölgelerde daha önceden de tanımlandığı gibi östenit yapısına sahiptir. 850 C°’den 1100 C° ye çıkıldıkça yapı daha sünek hale gelmektedir. Hızlı soğutma oranlarında, ısı dağılımı çok küçük östenit taneciklerinin oluşumuna sebep olur. Ferrit taneleri, plaka boyunca perlit yapısıyla birlikte yer alabilir. 725 C°’den 850

C°'ye çıkıldıkça perlit taneleri östenit fazına dönüşür ve bir miktar ferrit, östenit tanelerine absorbe olur. Soğuma sırasında küçük ferrit taneleri ayrışır ve 725 C°'de kalan östenit perlite dönüşür. Son yapı hiç çözünmemiş kaba taneli ferrit ile daha ince taneli kümelenmiş ferrit ve perlit fazlarıdır [16].

Kaynak sonrası soğuma hızı, yapıyı önemli ölçüde etkilemektedir. Kaynak metalinin soğuma hızı arttıkça, küçük tane yapısının oluşma yatkınlığı artar. Daha fazla hızlı soğuma oranları cüruf inklüzyonlarının ve gaz sıkışmalarının oluşumuna sebep olur. Çünkü; 850 C°'nin altında artan soğuma hızları, allotropik dönüşümlerin gerçekleşmesi sebebiyle yapıyı önemli ölçüde etkilemektedir. 850 C°'den 750 C° ye hızlı soğuma sırasında östenit fazı perlite dönüşmek yerine, aşırı soğumaya uğrar. Yapı yaklaşık olarak 315 C°'de hacim merkezli tetragonal kristal yapısına sahip martenzit fazına dönüşür. Çünkü artan soğuma hızı ile karbon atomları difüze olması için gereken zamanı bulamazlar [16].

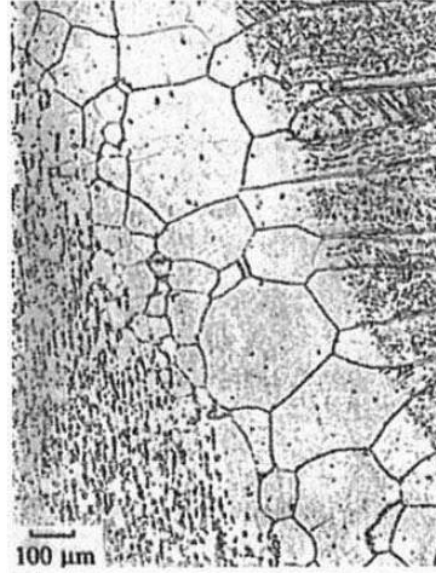
3.2 Kaynak Yapılarının Sınıflandırılması

Metalurjik olarak kaynak prosesinde oluşan yapılar iki ana başlık altında incelenebilir. Birincisi ergimenin olduğu bölge olan kaynak bölgesidir. İkincisi ise ergimenin olmadığı fakat ısı dolayısıyla ana malzeme özelliklerinin değiştiği ısı tesiri altındaki bölgedir (ITAB). Kaynak bölgesi kalıntı metal ile proses sırasında ergimiş çelik bileşenlerini içerir ve katılaştan bir mikroyapıya sahiptir. ITAB ise kaynak bölgesine çok yakın ve ısı girdisi sırasında ergimemesine rağmen mikroyapıda önemli değişikliklerin meydana geldiği bir bölgedir. Esas itibariyle çelikte meydana gelen her bir faz dönüşümü kaynak prosesinin konusu içindedir.

3.2.1 Kaynak bölgesi

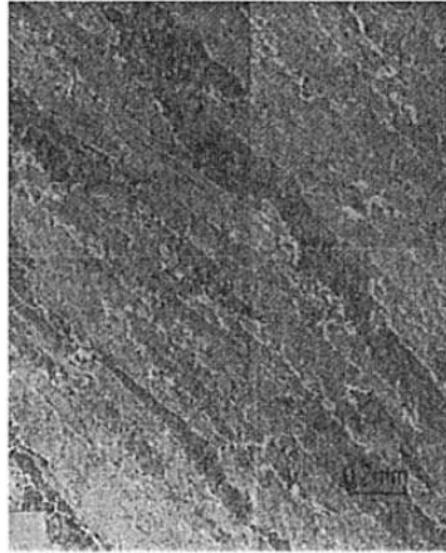
Demir, ergime sıcaklığının hemen altında ferritik bir yapıya sahiptir. Soğuma ile birlikte ferrit östenite dönüşür. Soğuma arttıkça yeniden ferrit fazı elde edilir. Az miktarda alaşım elementi içeren çoğu çelikte aynı kristal yapı dönüşümleri gözlemlenir. Kaynak sonrası kaynak bölgesindeki katılaşmayla birlikte eşeksenli sütunsal δ -ferrit tane büyümesi başlar. Taneler ısı akışı yönünde büyüdükleri için anizotropik yapıdadırlar. Bu sebeple sütunsal tanelerin kalınlığı kaynak sınırından uzaklaştıkça artmaktadır [4].

Kaynak sırasında meydana gelen değişimler ve faz yapılarının analizi çok önemlidir.



Şekil 3.3 : Paslanmaz çelik kaynağının kaynak sınırındaki eşeksenli sütunsal tanelerin gösterimi [4].

Şekil 3.3 ve şekil 3.4’de görüldüğü gibi δ -ferrit’den soğuma ile birlikte oluşan östenit taneleri ilk olarak delta ferrit sınırlarında çekirdeklenirler. Daha sonra sütunsal olarak büyüyen östenit taneleri delta taneleri ile benzerlik göstermektedir.



Şekil 3.4 : Kaynak birikintisindeki sütunsal östenit tane yapılarının optik görüntüsü [4].

Östenit tanelerinin şekil ve boyutlarının detaylıca incelenmesi son mikroyapı oluşumunu önemli ölçüde etkilemektedir. Östenit tane boyutunun iki önemli etkisi vardır. İlk olarak çekirdeklenme östenit tane sınırlarında gerçekleşir. Tane boyutu arttıkça tane sınırları da azalmaktadır. Dolayısıyla çekirdeklenme yöreleri de azalır.

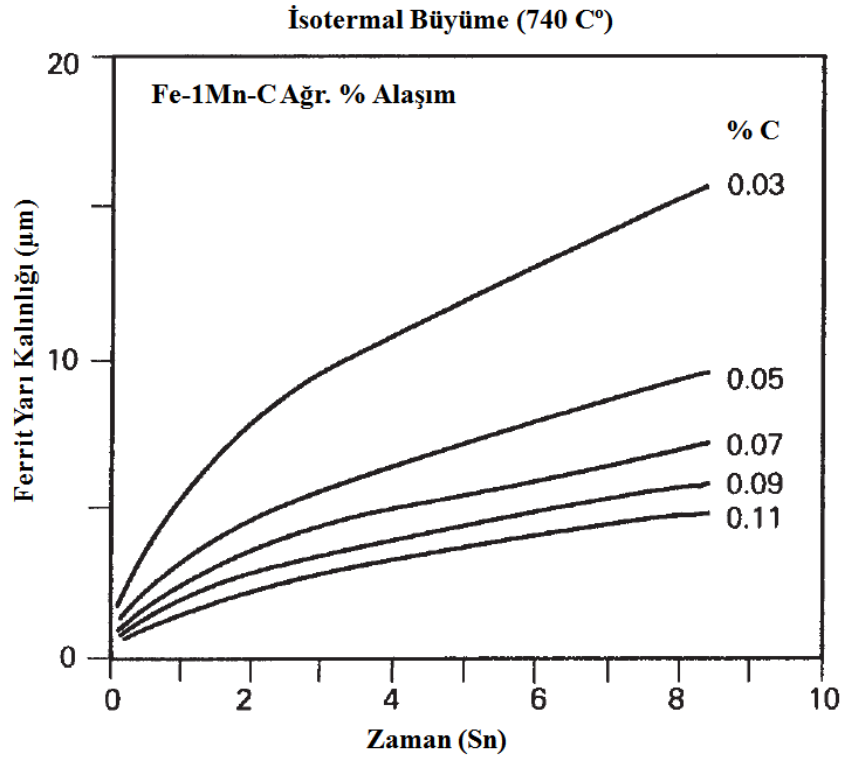
Bu sebeple tane boyutu ile çekirdeklenme yöreleri arasında ters bir orantı vardır. Kaba taneli bölgeler daha yüksek sertliklere sahip olurlar. İkinci önemli etki ise, östenit tanelerinin sütunsal şekilli olmasından kaynaklanmaktadır. Taneler yaklaşık olarak 100 μm genişliğinde ve 5000 μm uzunluğundadır. Hekzagonal prizma şeklinde olan bu eşeksenli taneler yapının sertliğini dövülebilir alaşımlardan daha yüksek değerlere taşıyabilir. Kaynak sonrası katılaşma denge koşullarında meydana gelmez. Kontrol edilemez değişiklikler ile oluşabilecek kimyasal segregasyon ve kompozisyon değişiklikleri katılaşma sonrası homojen olmayan bir mikroyapıyı meydana getirebilir. Alaşım elementlerinin artmasıyla bu inhomojenite de artacaktır [4].

Kaynak bölgesi sıvı fazdan soğuma ile katılaşarak primer mikroyapıyı oluşturur. Bu mikroyapının ana fazları allotriomorfik ferrit, widmanstatten ferrit ve iğnesel ferrittir. Aynı zamanda martenzit, kalıntı östenit ve yapısı bozulmuş perlit de bulunabilir. Bu ikincil fazlar çok az miktardadır ve mikrofaz olarak adlandırılırlar. Beynit, iyi planlanmış bir kaynak prosesinde genelde ortaya çıkan bir faz değildir. İğnesel ferrit ise metalik olmayan inklüzyonların etrafında çekirdeklenmesi sebebiyle çok fazla görülebilir. Kaynak, pratikte ardarda ve üst üste yapılabilen bir prosestir. Her kaynak pasosu sonrasında mikroyapı değişimleri meydana gelmektedir. Örneğin ikinci pasoda primer mikroyapıda bulunan bazı bölgeler yeniden ısı etki altında kalarak östenit oluşumuna sebep olacak sıcaklıklara çıkılmasıyla soğuma şartlarına göre farklı bir mikroyapı oluşmasını mümkün kılar. Bu oluşan yapıya yeniden ısıtılmış veya ikincil mikroyapı denir [4].

Allotriomorfik ferrit (α) östenit alanından A_{e3} sıcaklığının altına düşüldüğünden elde edilen ilk fazdır. Tane sınırlarının kolay difüzyon yolları olduğu için , bu ferritik yapı sütunsal östenit tane sınırlarında çekirdeklenirler. Yapıdaki karbon konsantrasyonu ferrit kalınlığını etkilemektedir. Karbonun östenit tane içine difüzyonu ve tane sınırlarında oluşan ferrit içindeki çözünürlüğü ferrit kalınlığını arttırmaktadır. Karbon miktarı konsantrasyonu azaldıkça karbonun östenit tanelerine difüzyonu daha fazla olur. Bu sebeple de ferrit kalınlığı artmaktadır [4].

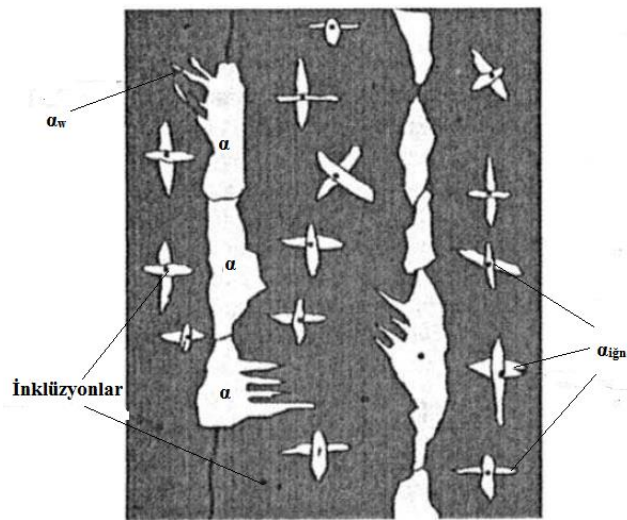
Kaynak bölgesinin ısı işlemi zor bir konudur. Fakat malzemenin kaynak sırasında nasıl bir değişim geçirdiği ve yapıda hangi fazların yer aldığının bilinmesi açısından, mekanik ve faz analizlerinin gerçekleştirilmesi malzeme bütünü homojenizasyonu

ve kullanım yerinin analizinde önemli bilgiler verir. Kaynak bölgesinde meydana gelen faz dönüşümlerinin analizi zordur.



Şekil 3.5 : Ferrit kalınlığının isothermal şartlar altında karbon miktarı konsantrasyonu ile değişimi [4].

Kaynak bölgesinde sıcaklık yaklaşık olarak 600 C°'ye düştüğünde ferritin difüzyonal büyümesi yavaşlar ve allotriomorfik ferrit kalınlığı limit seviyesine ulaşır.

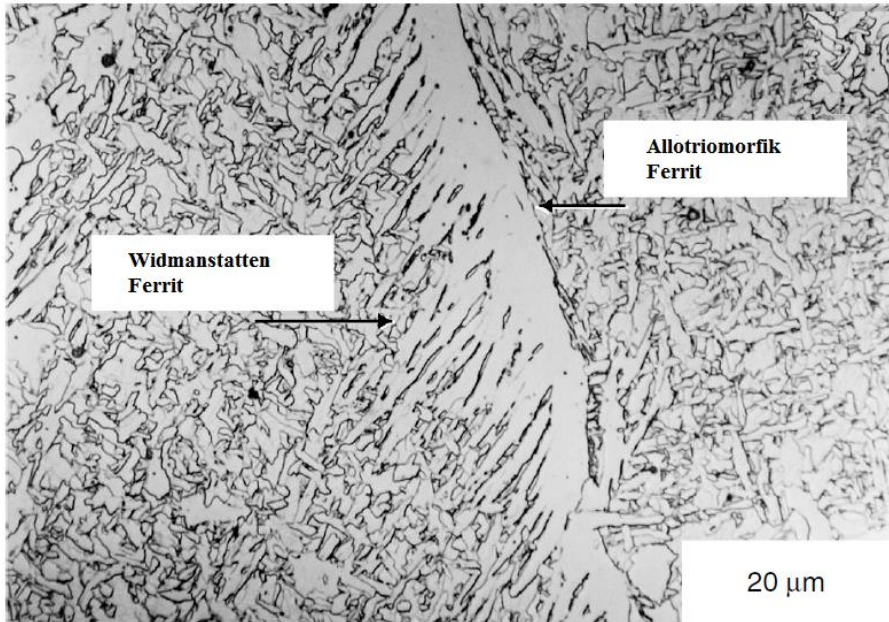


Şekil 3.6 : Allotriomorfik (α), iğnesel ($\alpha_{ign.}$) ve widmanstatten (α_w) ferrit yapılarının şematik gösterimi [4].

Widmanstatten ferrit oluşumu ise karbonun difüzyonundan etkilenmez ve bu sebeple büyümesi düşük sıcaklıklarda da yavaşlamaz. Widmanstatten ferrit dönüşümü sırasında karbon tarafından bölünür. Sebebi ise widmanstatten yapısının plaka şeklinde olmasıdır.

Büyüyen plakalar üzerinde karbonların yerleşmesi, büyüme yönlerini östenit tanelerine yönlendirir. Bu durum allotriomorfik ferrit büyümesinden farklıdır. Plakalara yerleşen karbon atomları arttıkça, widmanstatten büyüme hızı ani bir şekilde azalır. Allotriomorfik ferritin büyüme mekanizmasında ise tane arayüzeyine difüze olan karbon atomları büyümeyi daha az etkiler. Ayrıca widmanstatten ferritin büyümesi çok daha hızlı gerçekleşmektedir [4].

Widmanstatten ferrit miktarı ile plaka boylarının uzama hızı arasında doğrusal bir ilişki bulunamamıştır. Bunun sebebi, östenit tane sınırlarından büyüyen widmanstatten ferrit plakaları ile inklüzyonlar etrafında çekirdeklenen iğnesel ferrit yapılarının kaynak bölgesi boyunca birbirlerine müdahalede bulunmasıdır. Widmanstatten ve iğnesel ferrit oluşumu karşılıklı bir yarış içindedir [3].



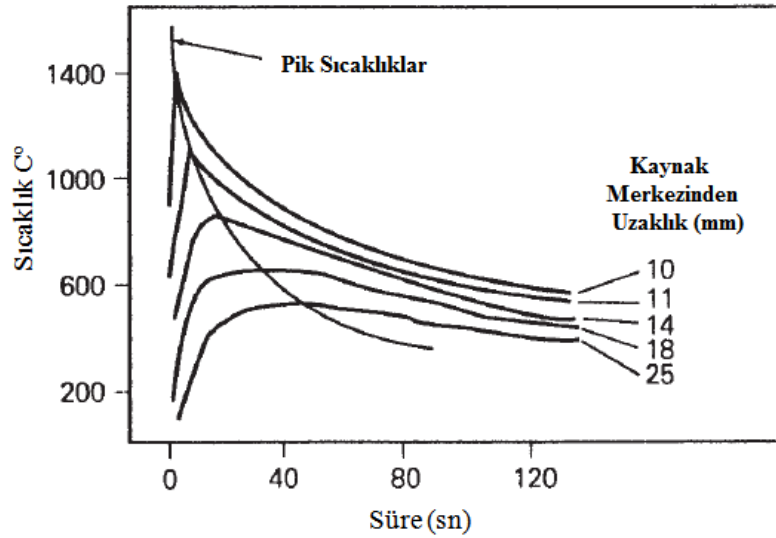
Şekil 3.7 : Widmanstatten ve allotriomorfik ferrit yapılarının optik mikroskop ile elde edilen görüntüsü [17].

İnklüzyon miktarını arttıracak herhangi bir etki olursa, çekirdeklenmeler östenit tane sınırları yerine, inklüzyonlar etrafında gerçekleşir. Bu sebeple widmanstatten ferrit oluşumunu önleme pahasına iğnesel ferrit oluşumu baskın gelir. Fakat kaynak

bölgesinde östenit tanelerinin incelmesi (tane sınırlarının artmasıyla birlikte çekirdeklenme yöreleri artacaktır) veya oksit yapının indirgenmesi iğnesel ferrit içeriğini azaltacaktır.

3.2.2 Isı tesiri altında kalan bölge

Isı tesiri altında kalan bölge, kaynak sırasında ergimeyen fakat mikroyapı ve mekanik özelliklerin bozulduğu bir bölgedir. Bütün kaynak proseslerinde ergimeyi sağlamak için ısı kaynakları kullanılır. Ergime sonrası katılaşma ile parçaların birleştirilmesi sağlanır. Isı, ergimiş kaynak bölgesinden, kaynak sınırlarına doğru difüze olur. Sonuç olarak malzeme, kaynak bölgesinden uzaklığa bağlı olarak farklı oranlarda ısınma ve soğuma çevrimlerine maruz kalır.

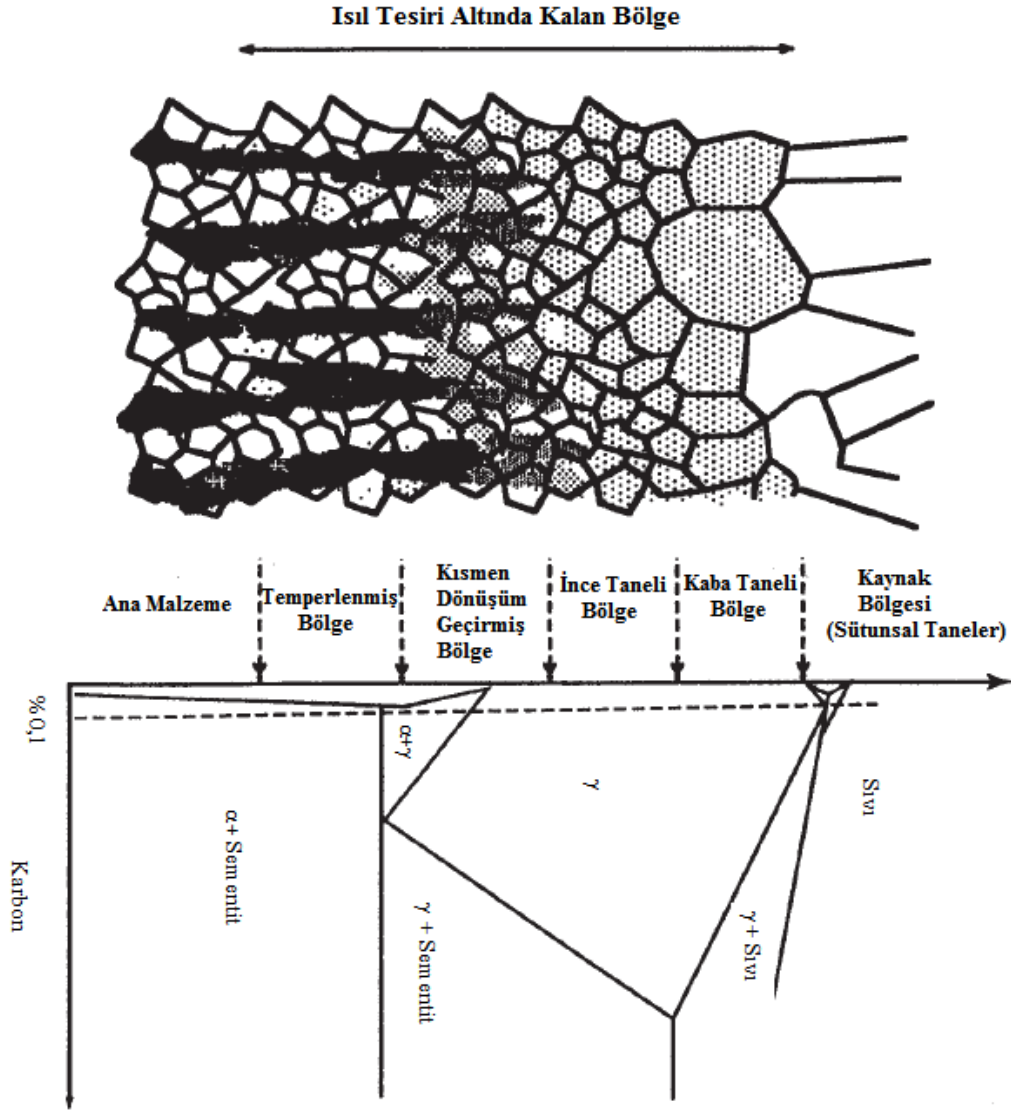


Şekil 3.8 : ITAB'nin kaynak sırasında maruz kaldığı termal ısı çevrimlerini gösteren sıcaklık zaman eğrileri [18].

Pik sıcaklık ve ısınma hızı kaynak bölgesinden uzaklaştıkça azalmaktadır. Soğuma hızı ise kaynak bölgesinden ısı tesiri altında kalan bölgeye geçildikçe hızla düşmektedir. Şekilden de anlaşılabileceği gibi 50-80 saniye arasında sıcaklık 800-500 C° arasına düşer ve ısı daha yavaş bir şekilde nüfuz eder. Kaynaklanabilir bir çok çelike bu sıcaklarda katı halde östenit oluşumunu mümkün kıldığı yani yapı değişikliğine sebep olduğu söylenebilir [18].

Isı tesiri altında kalan bölgede sıcaklık ve ısı dağılımının analizi çok önemlidir. Faz yapısı ve sonuç olarak mekanik özelliklerinin değişimi anlaşıldıktan sonar ısı işlem ile belirlenen prosedürler ile yapının homojenizasyonu sağlanabilir.

% 0,1 C'lu bir çelik için incelendiğinde ısı tesiri altında kalan bölge mikroyapısal açıdan kaynak bölgesinden uzaklaştıkça dört ana bölüme ayrılabilir ;



Şekil 3.9 : ITAB'nin mikroyapısal değişimlerine bağlı olarak şematik gösterimi [4].

1) Kaba Taneli Bölge: Kaynak sınırına yakın bu bölge çok yüksek sıcaklıklara maruz kalır ve dolayısıyla östenit dönüşümü gerçekleşir. Sıcaklık arttıkça $A_{c1} \approx 800\text{ C}^\circ$ 'de östenit oluşumu başlar ve $A_{c3} \approx 950\text{ C}^\circ$ 'de yapı tamamiyle östenit fazına dönüşür. Isınma hızı arttığından, bu sıcaklıklar A_{e1} ve A_{e3} denge sıcaklıklarından farklıdır. Kaynaklanabilir çeliklerde ısı olarak etkilenmiş bölgeye yakın olan kaynak sınırındaki pik sıcaklıklar A_{c3} sıcaklığını aşmaktadır. Sonuç olarak A_{c3} üzerinde oluşan östenit fazı, büyük tane yapısına sahip olur. Bu sebeple kaba taneli bölge olarak adlandırılır [4].

2) İnce Taneli Bölge: Östenit tane yapıları kaynak çizgisinden uzaklaştıkça keskin bir biçimde küçülür. Bu sebeple ince taneli bölgenin, kaba taneli bölgeye kıyasla mekanik özellikleri daha ayrılabilir bir özelliktedir [4].

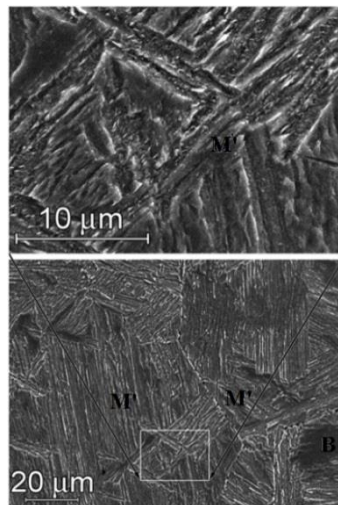
3) Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge: Kaynak sınırından uzaklaştıkça pik sıcaklığın düşmesiyle birlikte, ısı tesiri altında kalan bölgede kısmen östenit fazına dönüşmüş bölgelere rastlanır. Sıcaklık düşüşüyle birlikte östenit fazı içerisindeki karbon çözünürlüğünün artması, bu faz yapısının daha fazla karbon konsantrasyonuna sahip olmasına sebep olur. Östenit dönüşümü olmayan bölgeler temperlenmiş yapıdadır [4].

4) Temperlenmiş Bölge: Kaynak sınırından uzaklaştıkça azalan pik sıcaklığı A_{c1} sıcaklığının altına düştüğünde, mikroyapı sadece temperlenmeden dolayı etkilenir [4].

Çizelge 3.1 : ITAB'nin mikroyapılarına göre karakteristik sıcaklık aralıkları [3].

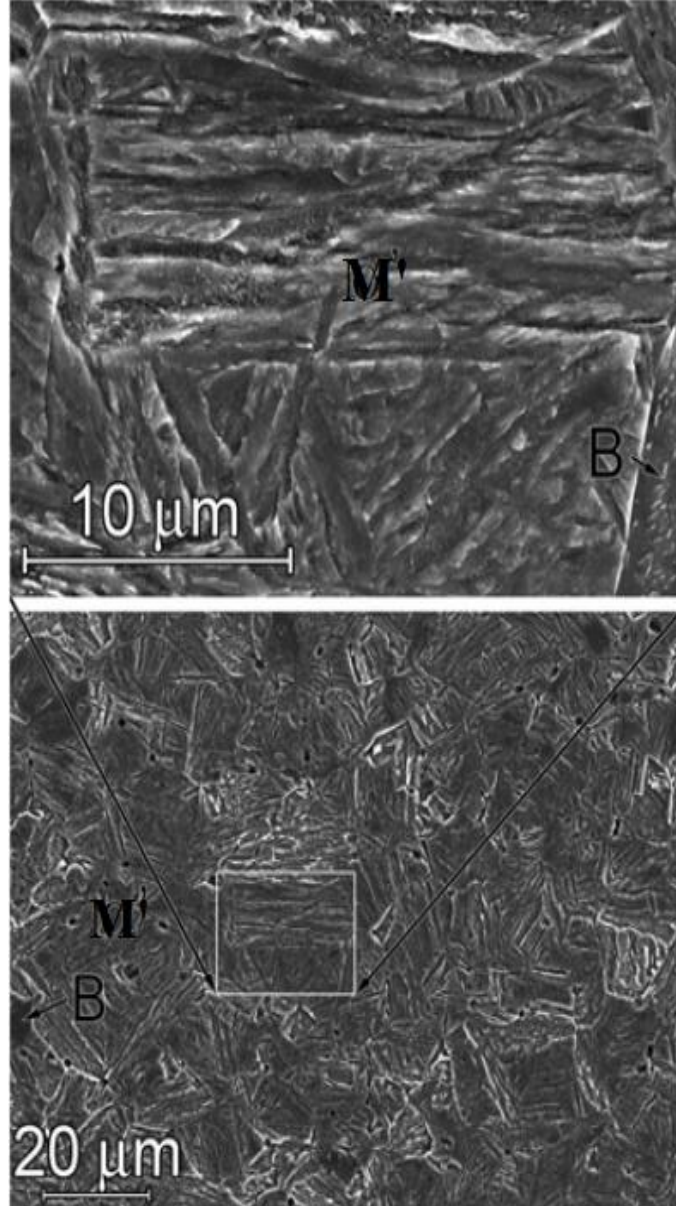
ITAB Bölgeleri	Sıcaklık Aralıkları
Kaba Taneli Bölge	$1500\text{ C}^{\circ} > T > 1200\text{ C}^{\circ}$
İnce Taneli Bölge	$1200\text{ C}^{\circ} > T > A_{c3}$
Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge	$A_{c3} > T > A_{c1}$
Temperlenmiş Bölge	$A_{c1} > T$

Kaba taneli bölge sertleşebilirliği arttırması sebebiyle çok önemlidir. Çünkü ara dönüşüm ürünlerinden kaçınılmasıyla birlikte, uygun soğuma şartlarında temperlenmemiş martenzit yada diğer sert faz yapıları eldesi kolaylaşır.



Şekil 3.10 : Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde kaba taneli bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü (M' temperlenmemiş martenzit, B beynit) [19].

Şekil 3.10’da kaba taneli bölgenin mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Yapıda büyük bir yoğunlukta temperlenmemiş martenzit fazıyla birlikte bir miktar beynit fazı da yer almaktadır. Sertlik değeri 450 ile 550 vickers arasında bulunmuştur [19].

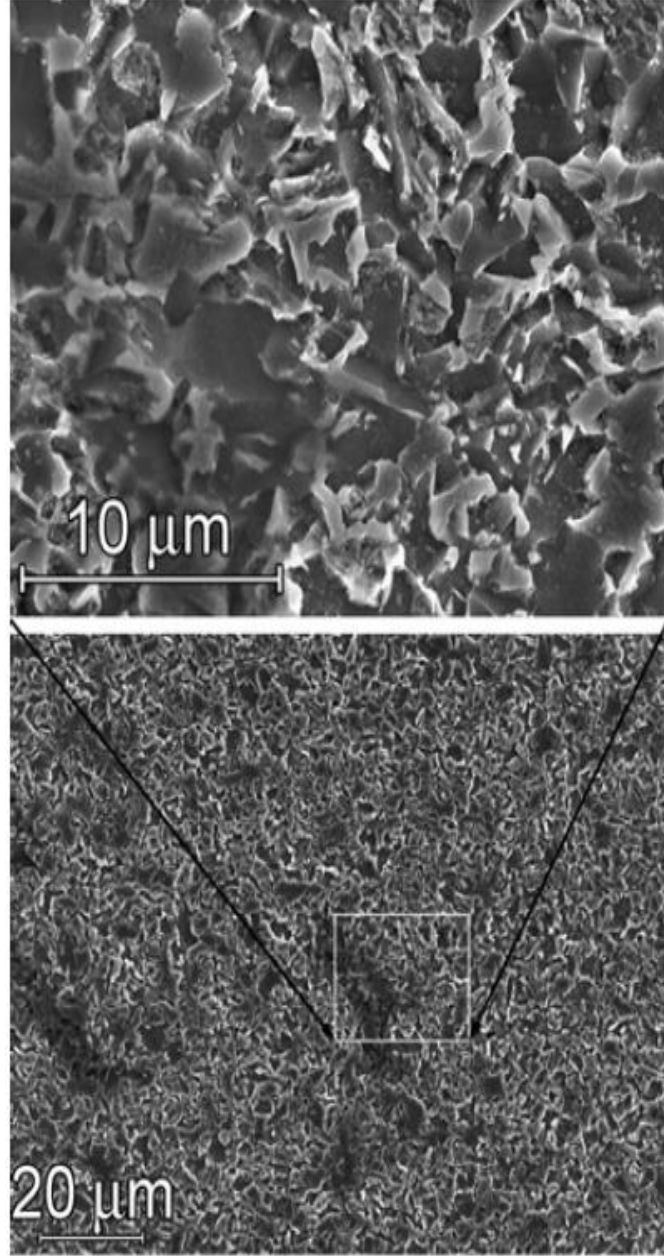


Şekil 3.11 : Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde ince taneli bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü (M’ temperlenmemiş martenzit, B beynit) [19].

Şekil 3.11’de ince taneli bölgenin mikroyapısı gösterilmiştir. Yapıdaki fazlar kaba taneli bölge ile aynıdır. Fakat beynit miktarı daha az olarak belirlenmiştir. Bunun sebebi kaynak sınırından uzaklaşıldıkça karbon tüketimi daha az seviyelerdedir. Kaynak sırasında bu bölgede meydana gelen östenit fazı soğuma şartlarına göre oluşacak yapıları etkilemektedir. Bu bölgede oluşan östenit taneleri 20-40 µm

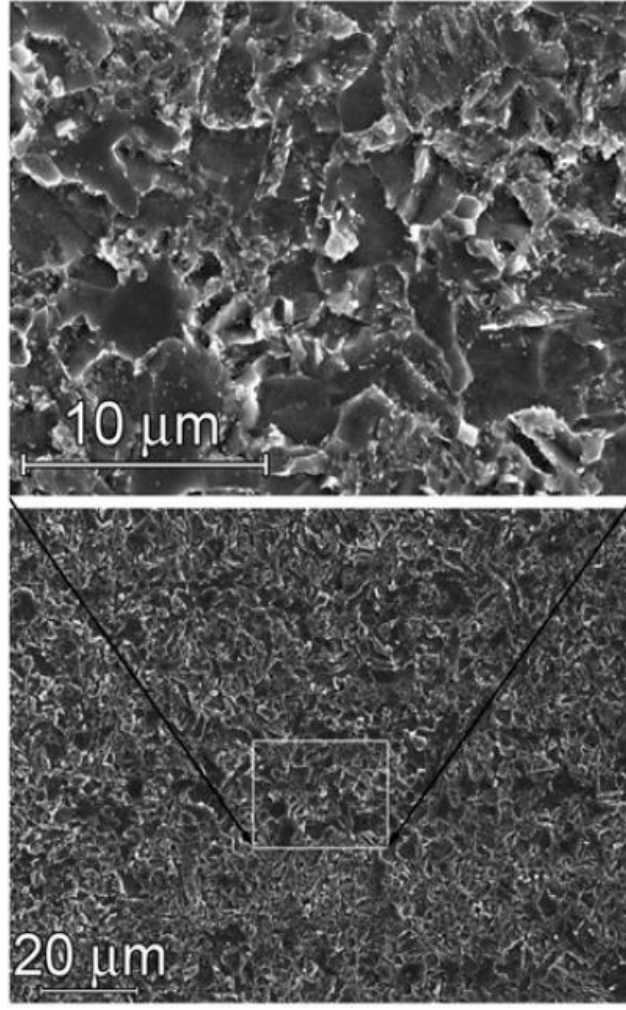
boyutlarındadır. Alaşım elementleri tane boyutunda değişime sebep olabilir ve son yapının mekanik özelliklerini değiştirirler [19].

Şekil 3.12’de kısmen dönüşüm geçirmiş bölge gösterilmiştir. Yapı temperlenmiş



Şekil 3.12: Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü [19].

martenzit, beynit ve poligonal ferrit fazlarından meydana gelmektedir. Sertlik değeri 220-250 vickers değerleri arasında ölçülmüştür. Poligonal ferrit kristal yapısı ve bu faz içerisindeki eşeksanli hizalanmamış karbür oluşumları nedeniyle sertlik düşüşü meydana gelmiştir [19].



Şekil 3.13 : Kaynak sonrası MIL 46100 zırh çeliğinde temperlenmiş bölgenin taramalı elektron mikroskop (SEM) ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü [19].

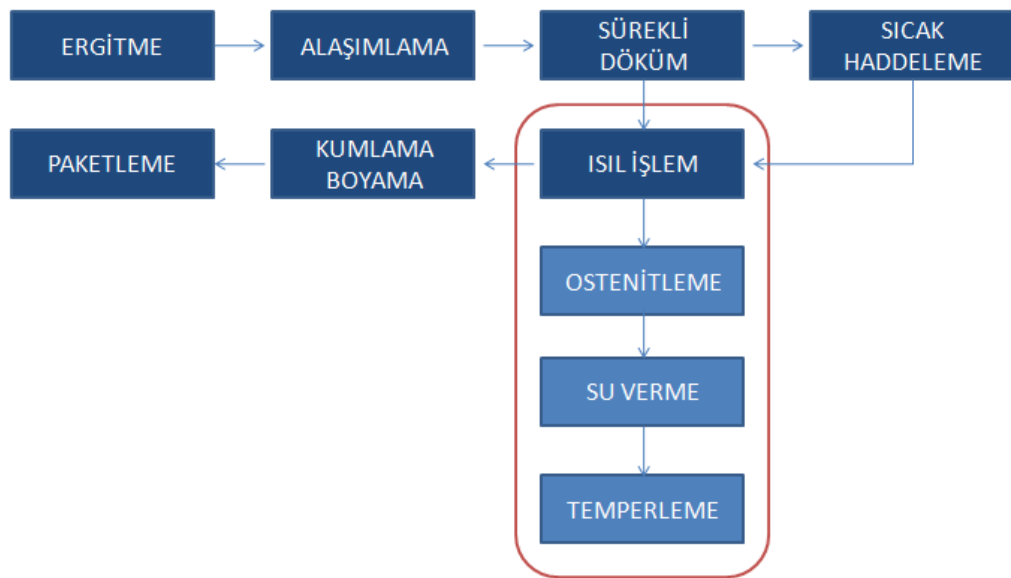
Şekil 3.13’de temperlenmiş bölgenin mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Yapı tamamiyle temperlenmiş martenzit fazından oluşmaktadır. Bu bölge temper etkisinin görüldüğü bir bölgedir. Kaynak sınırından uzaklaştıkça düşen pik sıcaklıkları sebebiyle östenit oluşumu bu bölgede gözlenmez [19].

4. ZIRH ÇELİKLERİ

Zırh çelikleri, değişik karakterli mermilerin çoklu darbesine karşı çatlamaya, parçacıkların kopmasına ve kırılmaya direnç göstermesi amacıyla üretilmektedir. Gerek sivil gerekse askeri amaçlı üretilen zırh çelikleri kara, hava ve deniz araçlarında kullanılır. Darbe yükünü oluşturan mermilerin geometrik ve mekanik özelliklerine göre çeşitlenen zırh çelikleri, değişik kompozisyon ve mekanik özelliklere sahiptir. Özellikle tank ve benzeri savunma araçlarında kullanılan zırh çelikleri, yüksek dayanım, iyi kaynaklanabilirlik ve düşük üretim maliyetleri sebebiyle, alüminyum alaşımları, seramik, cam ve elyaf takviyeli kompozit malzemelere oranla daha çok tercih edilirler [20].

Yüksek derecede patlayıcı ve parçalayıcı karaktere sahip mermilere karşı zırh çeliklerinin yüksek kalitede homojen bir mikroyapı özelliğine sahip olmaları gerekir. Kompozisyon açısından alaşımlı çelik grubu içerisine girerler. Sertlik ve tokluk özelliklerinin sağlanması amacıyla östenitleme-su verme ve temperleme ısı işlemlerine tabi tutularak martenzitik bir mikroyapı elde edilir [20].

4.1 Zırh Çeliklerinin Üretimi



Şekil 4.1 : Zırh çeliği üretiminin genel prosesi.

Şekil 4.1’de de gösterildiği gibi, zırh çeliği üretiminde ergitme sonrası alaşımla ile birlikte sürekli döküm prosesinde, döküm işlemi yapılır. Sürekli döküm işleminden sonra çelik sıcak haddelenmeye tabi tutulursa, haddelenmiş homojen zırh çeliği (RHA) olarak adlandırılır. Sıcak haddelenme kademesi uygulanmayan zırh çelikleri ise yüksek sertliğe sahip zırh çelikleri (HHA) olarak adlandırılır. Her iki zırh çeliği de östenitleme-su verme ve temperleme ısı işlemlerine tabi tutularak martenzitik mikroyapı eldesi sağlanır.

Bazık oksijen fırınında ergitilmiş şarja temel alaşım elementleri olan Cr, Ni ve Mo ilavesi ile alaşımlandırılma yapılır. Sürekli dökümde slab halinde katılaştıran yapı ısı işlem sonrası gerekliyse istenilen boyutlarda sıcak haddelenir. Östenitleme sıcaklığı zırh çelikleri için genel olarak 900 ile 950 C° arasında yapılır.[20]. Böylece çelik matriksi hem karbonca hem de yapıda bulunan karbür oluşturuç elementler ile doyurulur. Nihai ürünler kumlanıp boyandıktan sonra paketlenirler.

4.2 Zırh Çeliklerinin Sınıflandırılması ve Mekanik Özellikleri

Zırh çeliklerinin penetrasyona karşı dirençli olması için yüksek sertlik ve mukavemete sahip olması istenir. Fakat 600 vickers sertlik üzerinde, saç malzeme alacağı darbe sırasında gevrek kırılmaya uğrayacaktır. Balistik darbelere karşı direnç yüksek toklukla sağlanır. Ayrıca kesme, kaynaklanabilirlik ve şekillendirilebilme gibi imalat güçlüklerinin minimumda tutulması da son derece önemlidir. Zırh çeliklerinin bahsedilen özelliklerinin elde edilmesi açısından kimyasal kompozisyon ve ısı işlem şartları çok önemlidir.

Zırh çelikleri amerikan standardına göre sınıflandırıldığında MIL kodunu almaktadır. Mars ise fransız askeri standardına denk gelen kodlamadır. Zırh çelikleri genelde düşük karbon yüzdelere sahiptirler. Kaynaklanabilirlik açısından % 3 karbon değeri önemli bir sınırdır. Çünkü % 3’den sonra yapının kaynak sonrası tokluk-sertlik optimizasyonu olumsuz etkilendiği gibi , kaynaklanabilirlik düşmektedir. Molibden miktarı % 0,3-0,7 arasında yer almaktadır.. Yapıda tane büyümesini önlediği gibi, tane sınırlarında karbür çökeltmelerini engelleyerek kırılma eğilimi önler. Molibden, vanadium, titanyum, niobiyum alaşım elementlerinin ise tane inceltici etkisi bulunmaktadır.

Zırh çeliklerinin sınıflandırılması kompozisyon ve kullanım alanlarına göre değişir.

Çizelge 4.1 : Zırh çeliklerinin kimyasal kompozisyonları [20, 21, 22, 23].

Kimyasal Bileşim (%)	MIL A 12560 (Mars 190)	MIL A 46100 (Mars 240)	MIL 46173 (Mars 270)	Mars 300	XH 129	Armox 440 T
Karbon	<0.30	<0.30	0.37 maks.	0.45-0.55	0.26-0.32	0.21
Mangan	1.20	0.95	0.90	0.3-0.7	0.1-0.4	1.2
Kükürt	0.005	0.005	0.005	0.005	<0.01	0.01
Fosfor	0.012	0.012	0.012	0.012	<0.015	0.01
Silisyum	0.2-0.4	0.2-0.4	0.2-0.4	0.6-1.0	0.1-0.4	0.1-0.5
Nikel	1.80 maks.	1.85 maks.	3.00 min.	4.5maks.	-	2.5
Krom	1.0	1.6	1.90 maks.	0.4 maks.	1.0-1.5	1.0
Molibden	0.3-0.5	0.5	0.3-0.5	0.3-0.5	0.1-0.5	0.7

Çizelge 4.1’de zırh çeliklerinin kimyasal kompozisyonları verilmiştir. Günümüzde kullanılan MIL A 12560 zırh çeliği bir çok uygulamada kullanılmaktadır. Yüksek sertliğe sahip MIL A 46100 çeliği ise balistik korumanın MIL A 12560’a göre %20 daha etkili olduğu bir zırh çeliğidir. Çizelgede verilen temel alaşım elementlerinin yanı sıra bu tür çelikler, vanadium, titanium, niobium ve bor gibi mikro alaşım elementlerine de sahiptir [21, 22].

Çizelge 4.2 : Zırh çeliklerinin mekanik özellikleri [20, 21, 22, 23].

Özellik	MIL A 12560 (Mars 190)	MIL A 46100 (Mars 240)	MIL 46173 (Mars 270)	Mars 300	XH 129	Armox 440 T
Sertlik(HV)	290-407	503-560	503-631	607-720	420-559	443-506
$\sigma_{çekme}$(MPa)	1150	>1100	>1100	>1300	1200-1300	>1100
$\sigma_{çekme}$(MPa)	1250	>1600	>1700	>2000	1375-1600	>1300-1500
Uzama (%)	>10	>9	>8	>6	9-10	>10
Tokluk -40C°J/mm²	20-30	30-40	30	15	14-16	30

Çizelge 4.2’de verilen zırh çeliklerinin ilk üçü düşük karbonlu çeliklerdir. Bu çeliklerin kimyasal bileşiminde verilen maksimum karbon miktarı % 0.3 civarındadır. Daha düşük seviyelerdeki karbon miktarı, tokluk ve kaynaklanabilirlik açısından daha avantajlıdır. Düşük karbon miktarı darbe dayanımı açısından da son derece önemlidir. Ayrıca çelik içerisinde bulunan alaşım elementleri kaynaklanabilirliği önemli ölçüde etkilemektedir. Karbon miktarı arttıkça kaynak bölgesinde çatlak oluşum riski artar. Bu tür çatlaklar kaynak sonrası yapıyı olumsuz etkilediği için ek işlemlerle malzeme özellikleri iyileştirilir. Fakat yapılacak ek işlemler, ek maliyetleri de beraberinde getireceğinden düşük karbon miktarı kaynaklanabilirlik ve tokluk açısından gereklidir. Her iki özellik zırh çeliklerinin etkin olarak kullanımında belirleyici bir role sahiptir. Yüksek sertlik ve akma mukavemetine sahip MIL-46173 (Mars 170) ve Mars 300 zırh çelikleri daha çok zırhlı araçlarda kullanım alanı bulmaktadır [20].

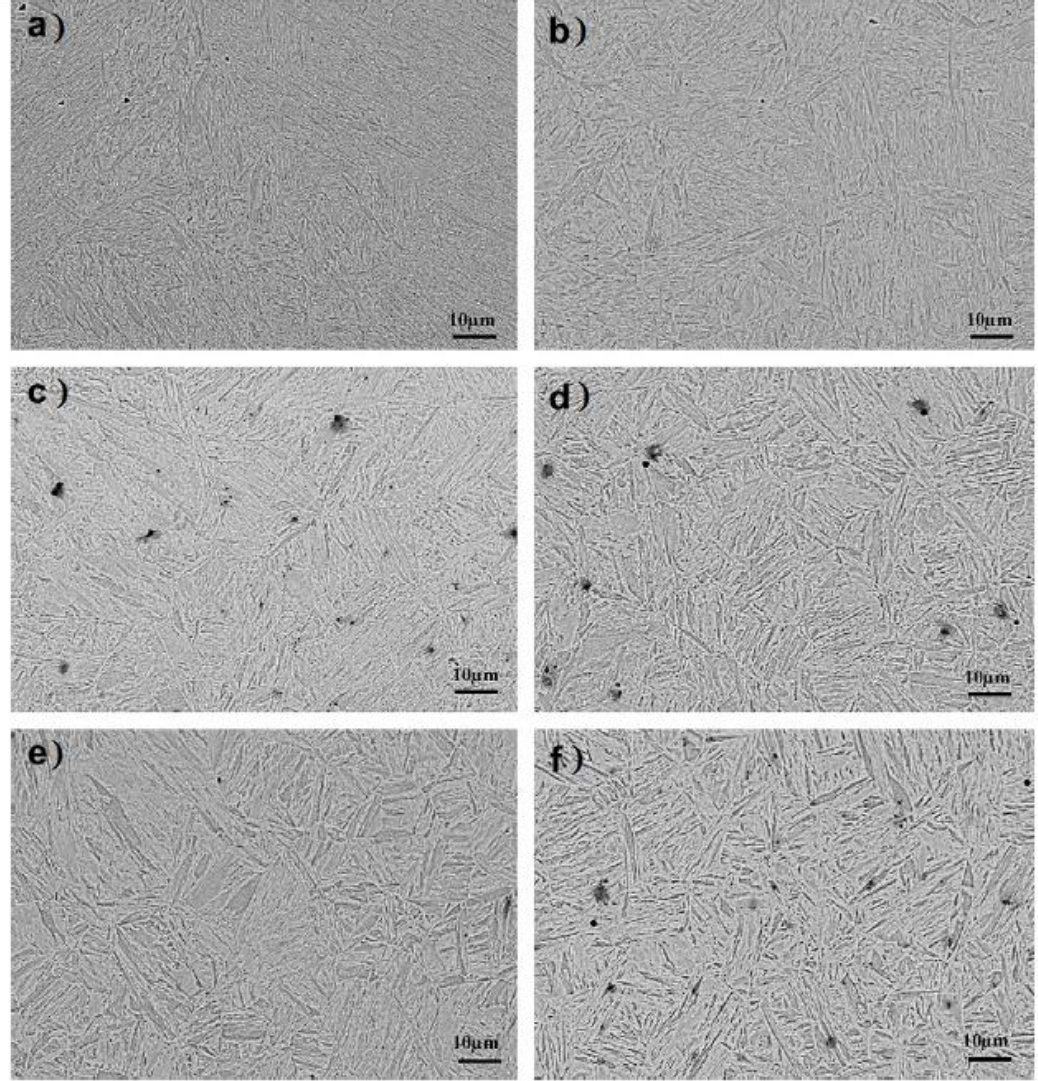
4.3 Zırh Çeliklerinin Isıl İşlemi

Zırh çelikleri martenzitik karakterde olduğu için optimum mukavemet (sertlik) ve tokluk korelasyonu, östenitleme ve su verme sonrası yapılan temperleme ısıl işlemi ile elde edilir. Yalın karbonlu çeliklerin temperlenmesinde su verme sonrası martenzit içinde bulunan karbon demir ile birleşerek sementit (Fe_3C) çökmesine yol açar. Çökme sürecinde martenzitin ferrite dönüşmesiyle sertlik düşer. Fakat çelik kompozisyonu içerisinde bulunan kuvvetli karbür oluşturmalar, karbon ile çok daha yüksek temperleme sıcaklıklarında birleşerek özel karbür çökelmelerine (MC , M_2C , M_7C_3 vb) sebep olurlar. Bunun sonucu artan sertliğe ikincil sertlik denir.

Sertleştirme işleminde zırh çeliklerinde 900-950 C°’de sıcaklık aralıklarında östenitleştirme işlemi gerçekleştirilir. İkincil sertleşmeyi sağlayan temperleme sıcaklığı ise 600 C° civarındadır ve lata tipi martenzit faz eldesi sağlanır. Alaşım elementlerinin (özellikle Cr ve Mo) oluşturdıkları karbürlerin, temperleme sırasında artan karbür stabilitesi sebebiyle, oluşum sıcaklıkları artmaktadır. İkincil sertlik ve martenzitik matris doğrudan sertleştirme sürecinde östenitin karbon ve alaşım elementleriyle doyum seviyesine bağlıdır. [20].

Karbür oluşumlarının anlaşılması, ısıl işlem prosedürlerinin gelişimi açısından çok önemlidir.

Genelde zırh çeliklerinin matriksi su verme sonrası % 0.2-0.3 karbon içerir ve yüksek miktarda dislokasyon içeren lata tipi martenzit oluşur .İkincil sertleşme, yeteri kadar alaşım elementi içermeyen zırh çeliklerinde görülmeyebilir. Bu sebeple östenitleme ve su verme işlemlerinden sonra uygulanan temperleme sıcaklığı düşebilir.



Şekil 4.2 : 910 C°de östenitleştirme sonrası su verilmiş zırh çeliğinin farklı temperleme sıcaklıkları sonucu (2 saat süre) taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile elde edilen mikroyapı görüntüleri a) Temperlenmemiş yapı, b) 200 C° temperleme, c) 300 C° temperleme, d) 400C temperleme, e) 500 C° temperleme, f) 600 C° temperleme [24].

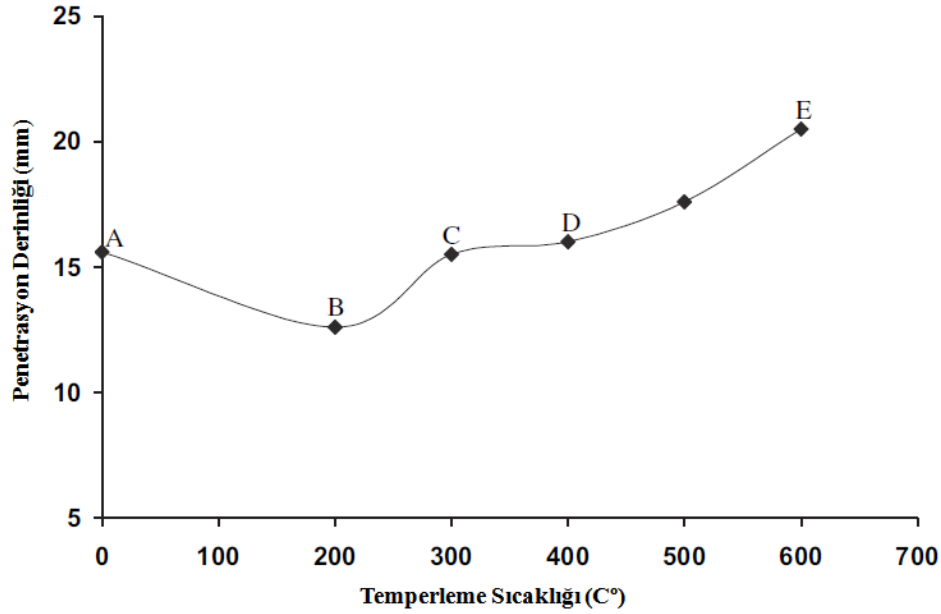
% 0,3 C, % 0,2 Si, % 0,5 Mn, % 1,4 Cr, % 1,5 Ni, % 0,3 Mo ve 0,1 V içeren zırh çeliğinin ısı işlemler sonrası elde edilen bütün mikroyapılarda lata tipi martenzit fazı görülmüştür. Temperleme sıcaklığı arttıkça sertlik, akma ve çekme mukavemeti

düşmektedir. Tokluk ve mukavemet korelasyonu açısından temperleme sıcaklığı 200 C° seçilmiştir [24].

Çizelge 4.3 : Farklı temperleme sıcaklıklarındaki mekanik özellikler [24].

Temperleme Sıcaklıkları (C°)	Sertlik (HV)	Tokluk (Joule)
0	586	19
200	555	31
300	518	22
400	490	26
500	442	38
600	381	85

Çizelge 4.3'ten de anlaşılabileceği gibi özellikle 200 C° temperleme sıcaklığında sertlik en yüksek değerindedir. Tokluk 200 C° sonra düşmeye başlamaktadır. 500 ve 600 C° temperleme sıcaklıklarında artan tokluk, azalan sertlikler kıyaslandığında, 200 C° sıcaklığı temperleme için optimum değer olarak alınmıştır.



Şekil 4.3 : Temperleme sıcaklıkları ile merminin penetrasyon derinliği arasındaki ilişki [24].

Yapılan balistik incelemeler sonunda penetrasyon derinliği en az olan temperleme sıcaklığı 200 C° olarak bulunmuş ve çatlak oluşumu gözlenmemiştir. Balistik deneylerde 300 C°'de temperleme işlemine maruz kalmış örnekte penetrasyon bölgelerinde çatlaklara rastlanmıştır. Bu sıcaklıkta tokluk da düşmektedir. Bunun sebebinin temper martenzit gevrekliği olduğu belirlenmiştir [24].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmada, kaynak sonrası zırh çeliğinde kaynak işlemi ile bozulan mikroyapıların orjinal zırh çeliği mikroyapılarına dönüştürülmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla önce, zırh çeliğinin ısıtılma işlemi prosesi belirlenmeye çalışılmıştır. Bunun için çeşitli sıcaklık ve sürelerde östenitleştirme ve menevişleme ısıtılma işlemleri yapılmıştır. Isıtılma işlemlerin ardından mikroyapı incelemeleri ve mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemi uygulanmış zırh çeliğinin bozulan mikroyapısı kaynaklı numunelere, elde edilen bu bilgiler doğrultusunda ısıtılma işlemi uygulanarak, orjinal zırh çeliği mikroyapılarına dönüştürülmüş, sertlik ve tokluk değerleri ölçülmüştür. Kaynak işlemi sonrası ısıtılma işlemi uygulanmış ve uygulanmamış zırh çelik numunelerinin çekme testi yapılmıştır.

5.1 Kullanılan Malzemeler ve Cihazlar

Deneysel çalışmalarda kullanılan zırh çeliğinin kimyasal bileşimi çizelge 5.1'deki gibidir.

Çizelge 5.1 : Zırh çeliğinin kimyasal bileşimi.

Element	Zırh Çeliği (% Ağırlık)	Element	Zırh Çeliği (% Ağırlık)
C	0,267	Ti	0,0035
Mn	0,87	Nb	0,0013
S	0,0064	V	0,039
P	0,092	B	0,0042
Si	0,277	W	<0,007
Ni	0,435	Al	0,048
Cr	0,498	Cu	0,178
Mo	0,292	Co	0,0082
Fe	97	N	0,0081

Zırh çeliği düşük karbonlu ve düşük alaşımlı bir çeliktir. Toplam alaşım elementleri yüzdesi 5'i geçmemektedir.

Çizelge 5.2 : Zırh çeliğinin MIL A 46100 standardı ile kimyasal bileşimlerinin karşılaştırılması.

Element	Zırh Çeliği (% Ağırlık)	MIL A 46100 (% Ağırlık)
C	0,267	< 0,30
Mn	0,87	0,95
S	0,0064	0,005
P	0,092	0,012
Si	0,277	0,2-0,4
Ni	0,435	1,85 maks
Cr	0,498	1,6
Mo	0,292	0,5

Daha önce verilen zırh çelikleri standartları ile karşılaştırıldığında kullanılan zırh çeliği bileşimi, MIL A-46100 zırh çeliği standardına yakındır. Çizelge 5.2'de karşılaştırılmalı olarak kimyasal bileşimleri verilmiştir.



Şekil 5.1 : Metkon Meta marka kesme cihazı.

Deneysel alışmalar için gerekli numunelerin hazırlanmasında Metkon Meta marka kesme cihazı kullanılmıştır.



şekil 5.2 : Protherm marka ısıl işlem fırını.

Numuneler şekil 5.2’de gösterilen Protherm marka fırında farklı sıcaklık ve sürelerde ısıl işlemlere tabi tutulmuştur.



şekil 5.3 : METAMOUNT-3 marka sıcak bakalit alma cihazı.

Kesilen ve ısıtılma tabi tutulan numunelerden alınan örnekler Şekil 5.3’de gösterilen sıcak bakalit cihazı ile bakalite alınmıştır.



Şekil 5.4 : Metkon FORCIPOL-2V marka otomatik zımpara ve parlatma cihazı.

Bakalite alma işlemlerinden sonra numuneler şekil 5.4’de gösterilen cihaz ile sırasıyla 180, 350, 400, 600, 800, 1200 ve 2500 mesh zımparalarla zımparalama işlemi gerçekleştirilmiştir. Zımparalama sırasında yüzeydeki çiziklerin tamamen yok edilmesi için numuneler her zımpara değişiminde 90 derece döndürülmüştür. Zımpara sonrası parlatma işleminde ise 3 mikronluk elmas parlatıcı sıvı kullanılmıştır. Parlatma işleminden sonra numuneler %3’lük nital ile dağlanmıştır.



Şekil 5.5 : Olympus marka ışık mikroskobu.

Mikroyapı analizi için Şekil 5.5’de Olympus marka ışık mikroskobu kullanılmıştır. Numunelerden faz özellikleri incelenerek 200, 100, 50, 20 ve 10 mikronluk mikroyapı görüntüleri alınmıştır.



Şekil 5.6 : Future-Tech FM700 marka mikrosertlik ölçüm cihazı.

Bakalite alınmış ve mikroyapı incelemeleri tamamlanmış numunelerin sertlikleri Şekil 5.6’da gösterilen mikrosertlik cihazı ile ölçülmüştür. Cihazın uyguladığı yük 500 gr-kuvvet ve uygulanan yükün süresi 7 saniye olarak ayarlanmıştır.



Şekil 5.7 : Mohr ve FederHarf marka tokluk ölçüm cihazı.

Numuneler belirli boyutlarda hazırlandıktan sonra, tokluk ölçümleri yapılmıştır.



Şekil 5.8 : Universal marka çekme testi cihazı.

Daha önceden belirlenmiş ısıtma işlem parametreleri kaynaklı zırh çeliğine uygulanarak, ısıtma işlemli ve ısıtma işlemsiz kaynaklı zırh çelik numuneleri hazırlanmıştır. Şekil 5.8’de gösterilen universal marka çekme cihazı ile çekme testi gerçekleştirilmiştir.

5.2 Deneylerin Yapılışı

İlk olarak yapının mikroyapı incelemeleri ve mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Ardından, zırh çeliği üzerinde belirli sıcaklık ve süreler seçilerek elde edilen ısıtma işlem parametreleri ile orjinal faz yapısı ve sertliği elde edilmiştir. Bulunan ısıtma işlem parametrelerinin kaynaklı numunenin ısıtma işleminde kullanılarak ısı tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) faz özelliklerinin ve sertliğinin ana malzeme ile aynı olması hedeflenmiştir. Kaynak işlemi Temsa’da yaptırılmıştır. Kaynak işleminden sonra kaynaklı zırh çeliği numunesi hazırlanarak, ısı tesiri altında kalan bölgenin mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiş ve faz bölgeleri literatür baz alınarak ayrılmıştır. Her bölgenin mikrosertlik değerleri ayrı ölçülmüştür. Kaynaklı zırh çeliği, önceden belirlenmiş ısıtma işlem parametreleriyle ısıtma işleme tabi tutulmuştur. Isıtma işlem görmüş kaynaklı zırh çeliğinin mikroyapı analizi, tokluk ve mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Çekme testi için ısıtma işlem görmüş ve ısıtma işlem görmemiş kaynaklı zırh çelikleri hazırlanarak ısıtma işlem etkisi araştırılmıştır.

5.2.1 Mikroyapı incelemeleri ve ısıl işlem uygulamaları

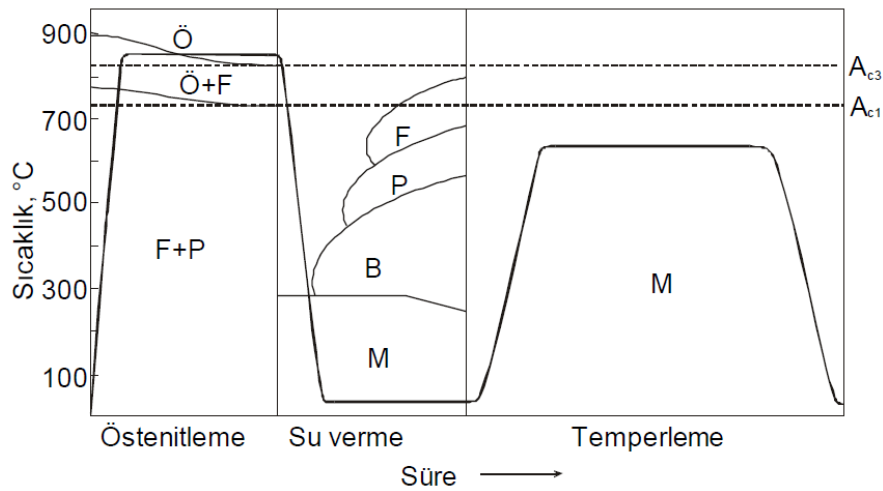
Zırh Çeliğinin Mikroyapı İncelenmesi

Zırh çeliği mikroyapı analizi için kesilmiş ve bakalite alınmıştır. Daha sonra 180, 350, 400, 600, 800, 1200 ve 2500 mesh zımparalarla kaba ve ince zımparalama işlemleri tamamlandıktan sonra 1 mikron elmas parlaticı ile parlatılmıştır. Zımparalama sırasında yüzey çizgilerinin daha iyi giderilmesi amacıyla, her zımpara değişiminde numuneler 90 derece çevrilmiştir. Daha sonra 3-4 saniye %3 'lük nital dağlayıcısı ile dağlanmış ve yüzey saf su ile temizlendikten sonra kurutulmuştur. Dağlama işleminden sonra numune optik mikroskopta incelenmiş, 200, 100, 50, 20 ve 10 mikronluk mikroyapı görüntüleri alınmıştır.

Isıl İşlem Uygulamaları

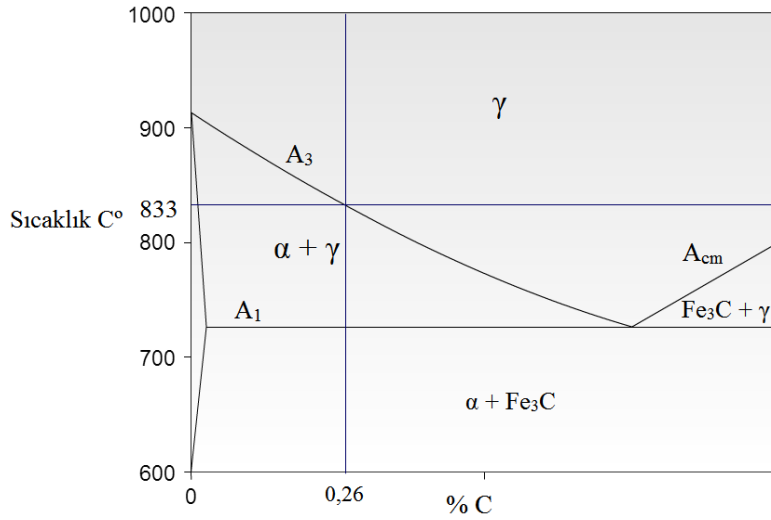
Malzemenin ilk mikroyapısı elde edildikten sonra, ısıl işlem uygulamalarına geçilmiştir. Zırh çeliği ana fazının lata tipi martenzit olduğu gözlemlendiğinden, geliştirilecek ısıl işlemler aynı faz eldesi amaçlanılarak yapılmıştır. Isıl işlemlerde öncelikli olarak östenitleştirme ısıl işlemi için belirli süre ve sıcaklıkta beklendikten sonra, suda su verme ile temperlenmemiş martenzit elde edilmiştir. Daha sonra menevişleme ısıl işlemi için uygun temperleme sıcaklıkları ve süreleri seçilerek temperlenmiş lata martenzit fazı elde edilmiştir. Isıl işlem için 30 x 10 x 6 mm boyutlarında numuneler hazırlanmıştır.

Östenitleştirme Sıcaklık ve Süresinin Bulunması



Şekil 5.9 : Östenitleştirme ve menevişleme sonrası ferrit, perlit, beynit ve martenzit faz eldesinin gösterilmesi.

Martenzit faz eldesi için yapılması gereken ilk iş östenitleştirme sıcaklığının bulunmasıdır. Östenitleştirme sıcaklığının gereğinden fazla yüksek yada düşük olması suda hızlıca soğutma sonrasında martenzit faz özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Demir-karbon faz diyagramında % 0,26 C içeren bir çeliğin östenit (γ) alanına geçiş sıcaklığı (A_3) 833 C° olarak belirlenmiştir. Bu sıcaklık değeri denge durumu için geçerlidir. Çelik alaşımı içerisindeki diğer alaşım elementleri östenitleştirme sıcaklığını değiştirecektir. Bu yüzden belirli sıcaklıklar



Şekil 5.10 : Fe-C denge faz diyagramında % 0,26 karbon içeren çeliğin östenit alanına geçiş sıcaklığı [25].

denenmiştir. Ayrıca östenitleştirme ısı işlemi, östenit tanelerinin kabalaşmasının önlenmesi ve östenit alanına geçişin kesin olması için östenitleştirme sıcaklığından genel olarak + 30-50 C° fazla bir sıcaklık seçilerek yapılmaktadır.

Östenitleştirme sıcaklığı bulunurken ilk başta 850, 900, 950 ve 1000 C°'de 60 dakika süre ile östenitleştirme ısı işlemi yapılmıştır. Ardından suda su verme ile hızlıca soğutularak temperlenmemiş latta martenzit fazları elde edilmiştir. Daha sonra sıcaklık aralıkları daha küçük seçilerek östenitleştirme sıcaklığı daha belirgin hale getirilmiştir. İkinci aşamada 60 dakika süre ile seçilen östenitleştirme sıcaklıkları 940, 950, 960 ve 970 C°'dir. Bu sıcaklıklar için hazırlanan numuneler de suda su verme ile hızlıca soğutulmuş ve mikroyapı görüntülerinde latta tipi martenzit fazı elde edilmiştir. Her iki kademedeki sıcaklıklarda sürenin 60 dakika seçilmesinin sebebi literatür bilgisi de göz önünde bulundurularak östenit tane kabalaşmasını önlemektir. Bu sürenin kaynaklı zırh çeliğine uygulanan ısı işleminde değişmesi gerektiği belirlenmiştir. Mikroyapı incelemeleri yapılarak östenitleştirme ve suda su verme

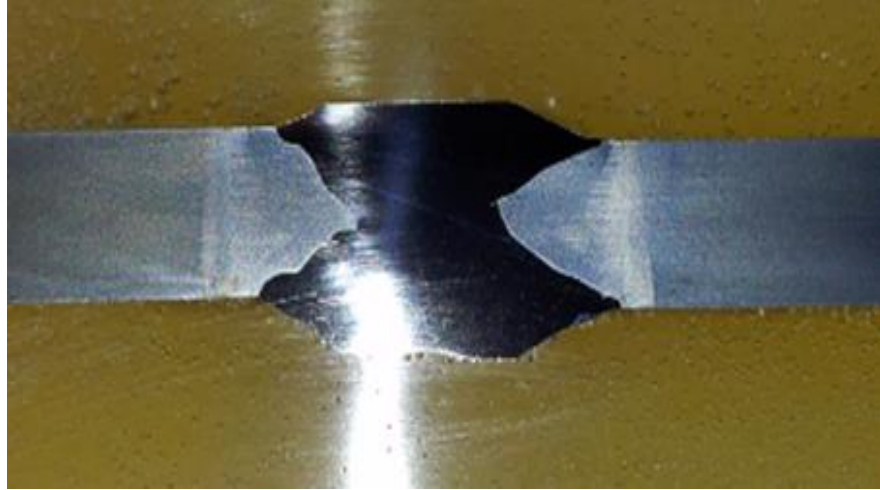
işlemlerinden sonra temperlenmemiş yapının lata tipi martenzit faz yapısına sahip olduğundan emin olunmuştur.

Menevişleme Sıcaklık ve Süresinin Bulunması

Menevişleme sıcaklık ve süresi bulunurken, östenitleştirme işlemindeki yol izlenmiştir. Belirlenmiş östenitleştirme sıcaklık ve süresince uygulanan östenitleştirme ısıl işleminin ardından numuneler hızlı su verme ile soğutulmuştur. Bu kısımda östenitleştirme süresi olarak 60 dakikanın haricinde, 30 dakika da kullanılmıştır. Daha sonra numuneler 200, 300 400 ve 550 C° sıcaklarda 30 , 60 ve 120 dakika sürelerle menevişleme ısıl işlemine tabi tutulmuş ve fırından çıkarılan numuneler havada soğutulmuştur. Numuneler mikroyapı görüntülemeleri için hazırlanmıştır. Mikroyapı görüntülerinde lata tipi martenzit fazı elde edilmiştir.

Kaynak Sonrası Zırh Çeliği Mikroyapı İncelemeleri

Kaynak sonrası zırh çeliği numunesi hazırlanarak 180, 350, 400, 600, 800, 1200 ve 2500 mesh zımparalarla kaba ve ince zımparalama işlemleri tamamlandıktan sonra 1 mikron elmas parlaticı ile parlatılmıştır. Daha sonra %3'lük nital dağlayıcı ile dağlanarak ışık mikroskobunda (LM) incelenmiştir.



Şekil 5.11 : Kaynaklı zırh çeliği numunesinin görüntüsü.

Mikroyapı görüntülerinde kaynaklı zırh çeliği literatür bilgileri ışığında belirli bölgelere ayrılarak incelenmiştir. Bu bölgeler; kaynak bölgesi, ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) ve ana malzemedir. Daha sonra ısı tesiri altındaki bölge kaba taneli, ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş, ve temperlenmiş, olmak üzere 4 ana bölgeye ayrılarak mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

Kaynak Sonrası Isıl İşlem Görmüş Zırh Çeliği Mikroyapı İncelemeleri

Kaynaklı zırh çeliğinin mikroyapısal incelemesinden sonra, belirlenmiş ısıtıl işlem parametrelerine tabi tutulmuştur. 180, 350, 400, 600, 800, 1200 ve 2500 mesh zımparalarla zımparalama işlemi tamamlanmış, 1 mikronluk elmas ile parlatılmıştır. %3'lük nital ile dağlandıktan sonra hazırlanan numune ışık mikroskopunda incelenmiştir.



Şekil 5.12 : Isıl işlem görmüş kaynaklı zırh çeliği numunesinin görüntüsü.

Mikroyapı incelemelerinde kaynak bölgesi, ITAB (kaba taneli, ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş, ve temperlenmiş bölge) ve ana malzeme bölgeleri ayrı ayrı incelenmiştir. Isıl işlem sonrası ısı tesiri altındaki bölgenin ana malzemenin faz özelliklerine ulaşılması amaçlanmıştır.

5.2.2 Mikrosertlik ölçümleri

Zırh Çeliği Mikro Sertlik Ölçümü

Mikroyapı görüntüleri incelenmiş zırh çeliği 500 gr-kuvvet yük altında ve 7 saniye süreyle sertlik testine tabi tutulmuştur. Bakalite alınmış numunede 9 farklı noktadan vickers sertlik ölçümleri alınarak elde edilen verilerin ortalaması alınmıştır. Mikrosertlik ölçümlerinin faz yapılarına göre yapılmasına dikkat edilmiştir.

Isıl İlem Uygulamalarındaki Mikrosertlik Ölçümleri

Öncelikli olarak östenitleştirme sıcaklık ve süre denemelerinin sertlik ölçümleri yapılmıştır. İlk kademedede 60 dakika, 850, 900, 950 ve 1000 C°'de östenitleştirilmiş ve suda hızlı su verme işlemlerinden sonra temperlenmemiş martenzit yapılarının mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sertlik değerlerine göre ikinci kademedede 940, 950, 960 ve 970 C°'de 60 dakika süreyle östenitleştirme ısıtıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Daha sonra suda hızlı su verme ile elde edilen yapıların sertlik değerleri ölçülerek östenitleştirme sıcaklığına karar verilmiştir. Östenitleştirme

sıcaklığı, temperlenmemiş yapıda en yüksek sertliği veren değer alınmıştır. Fakat asıl östenitleştirme süresi menevişleme ısı işlemi ile netlik kazanmıştır.

Menevişleme sıcaklığının bulunması için, önceden belirlenmiş östenitleştirme sıcaklığı kullanılarak, östenitleştirme ısı işlemi ve suda su verme işlemlerinden geçirilmiş numunelerin farklı menevişleme sıcaklıkları denenmiştir. Bu kısımda menevişleme denemelerinin olumlu sertlik değerlerine ulaşılması için östenitleştirme sıcaklığı aynı kalacak şekilde 30 dakika östenitleştirme süresi de deneylere eklenmiştir. Menevişleme ısı işlemi 200, 300, 400 ve 550 C°'de, 30, 60 ve 120 dakika sürelerle gerçekleştirilmiştir. Numunler fırından çıkarıldıktan sonra havada soğutulmuştur. Bakalite alınmış numuneler üzerinden 9 farklı yerden mikrosertlik ölçümleri yapılarak elde edilen verilen ortalaması alınmıştır. Mikrosertlik değerlerinin ışığında östenitleştirme ve menevişleme sıcaklık ve sürelerine karar verilmiştir.

Kaynak Sonrası Zırh Çeliğinin Mikrosertlik Ölçümleri

Kaynak sonrası, ölçülen mikrosertlik değerleri mikroyapı görüntülerinde ayrılmış faz bölgelerinden yapılmıştır. Kaynak bölgesi, ITAB (kaba taneli, ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölge olarak 4'e ayrılmıştır) ve ana malzemeden 9 farklı mikrosertlik ölçümleri yapılmış, elde edilen verilerin ortalaması alınmıştır.

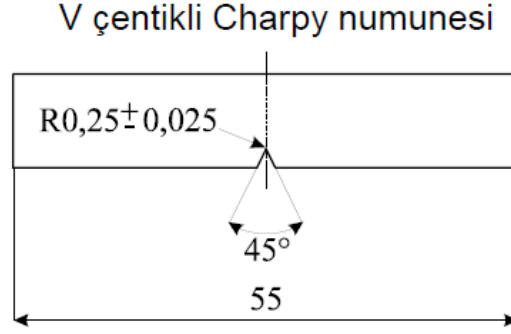
Kaynak Sonrası Isıl İşlem Görmüş Zırh Çeliğinin Mikrosertlik Ölçümleri

Östenitleştirme ve menevişleme sıcaklık ve süreleri, mikrosertlik ölçümleri sonunda belirlenmiştir [24]. Kaynaklı zırh çeliği ısı işleme tabi tutulmuş ve mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri kaynak bölgesi, ısı tesiri altında kalan bölge ve ana malzeme göz önünde bulundurularak yapılmıştır. Isıl işlem sonrası, ısı tesiri altında kalan bölgenin ana malzeme ile aynı sertlik değerlerine ulaşıldığı gözlenmiştir.

5.2.3 Çentikli darbe testi

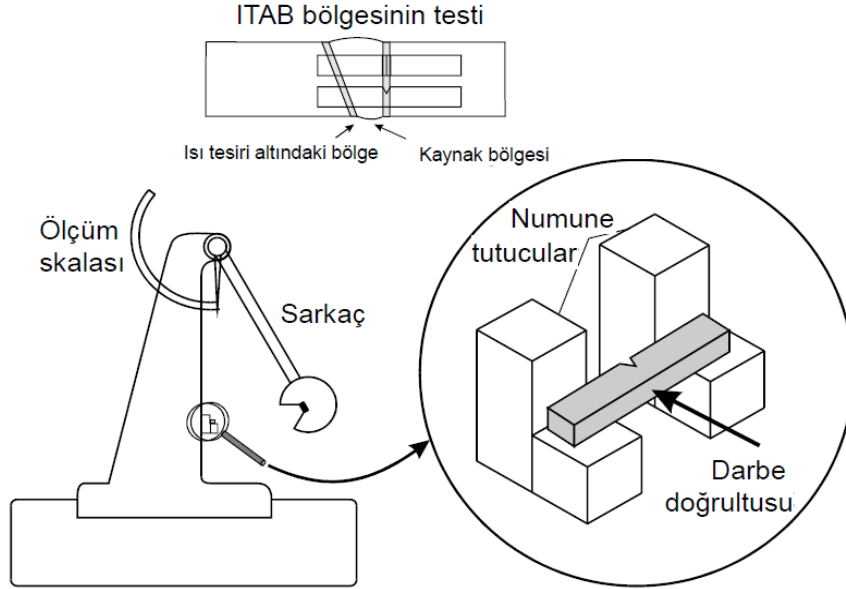
Standart olarak hazırlanan numunelerde çentik açıldıktan sonra, çentik noktalarına darbe uygulanmıştır. Daha sonra ölçüm skalasından değer okunmuş ve tokluklar joule değerinden belirlenmiştir.

Tokluk ölçümü sırasında malzeme üzerinde seçilen bölgeler çok önemlidir. Isıl işlem sonuçlarının iyi bir şekilde analizini mümkün kılacaktır.



Şekil 5.13 : Tokluk testi için hazırlanan numunenin şematik gösterimi.

İlk başta orjinal zırh çeliğinin tokluk ölçümleri yapılmıştır. Daha sonra kaynaklı ısıtıl işlem görmüş ve ısıtıl işlem görmemiş test numunelerinin ısı tesiri altında kalan bölgelerinde çentik açılmıştır ve yük uygulanmıştır. Böylece ısı tesiri altındaki bölgelerin tokluk değerleri belirlenmiştir.



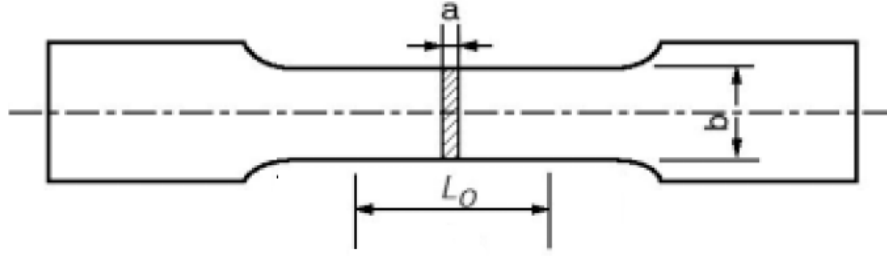
Şekil 5.14 : Çentikli darbe testinin şematik gösterimi.

5.2.4 Çekme testi

Kaynak sonrası, şekil 5.15'deki gibi ısıtıl işlem uygulanmış ve ısıtıl işlem uygulanmamış numuneler hazırlanarak çekme testine tabi tutularak, çekme dayanımı, ve % uzama değerleri karşılaştırılmıştır. Numuneler silindirik olmadığı için, Barba kanununa göre 5.1 ve 5.2 nolu denklemlerle hesaplamalar yapılarak hazırlanmıştır (L_0 = uzunluk, a = en, b = boy, A_0 = alan).

$$L_0 = 5,65 \times \sqrt{A_0} \quad (5.1)$$

$$A_0 = a \times b \quad (5.2)$$



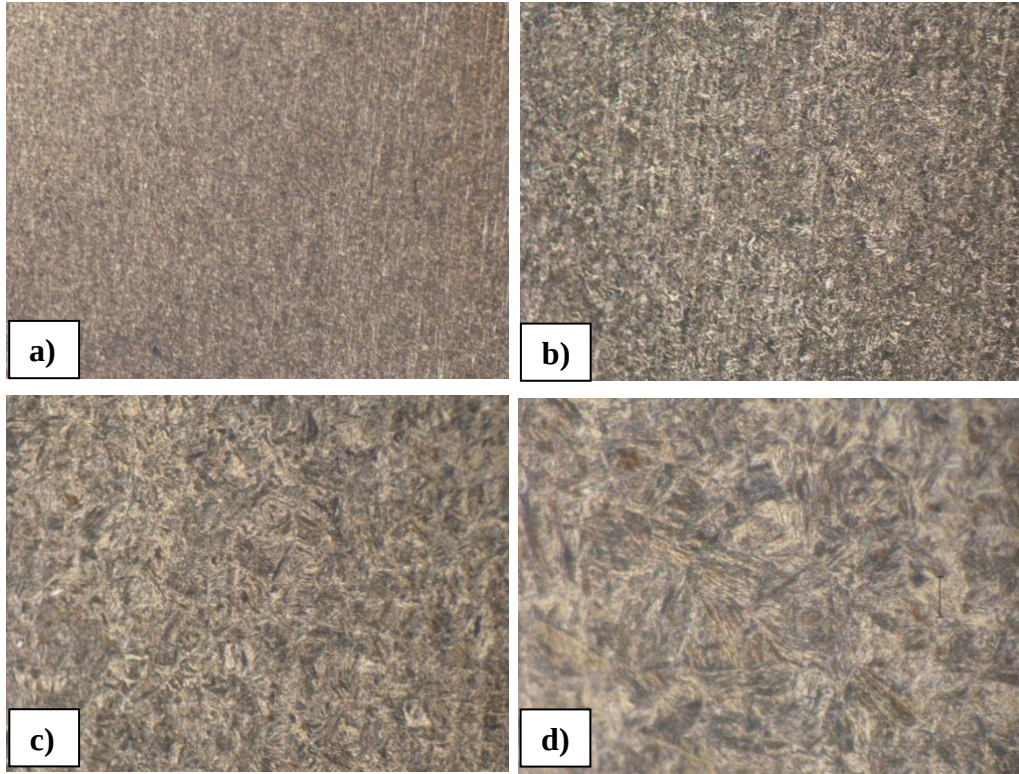
Şekil 5.15 : Çekme numunesi örneği.

5.3 Deneylerin Sonuçları

Bu bölümde mikroyapı görüntüleri, mikrosertlik ölçüm sonuçları ve çekme testi sonuçları açıklanmıştır. Elde edilen sonuçlar deneyin işleyiş sırasına göre verilmiştir.

5.3.1 Zırh çeliği mikroyapı analizi ve mikrosertlik ölçüm sonuçları

İlk olarak zırh çeliği mikroyapıları şekil 5.16 da gösterilmiştir.



Şekil 5.16 : Zırh çeliği mikroyapı görüntüleri; a) 200 μm , b) 50 μm , c) 20 μm , d) 10 μm

Mikroyapı görüntüleri sonrasında mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır.

Çizelge 5.3 : Zırh çeliği mikrosertlik ölçüm sonucu.

	Sertlik Değeri (Vickers)
Zırh Çeliği	510

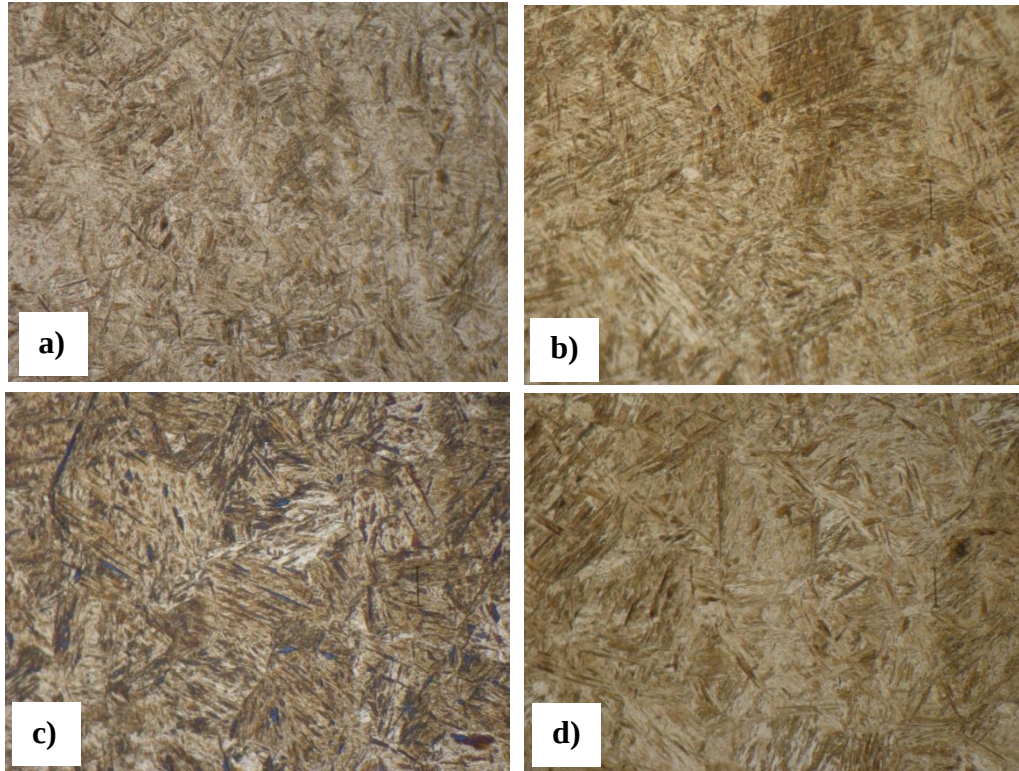
Sertlik değeri MIL-A 46100 zırh çeliği değerleri içinde bulunmaktadır. Isıl işlemler, elde edilen sertlik değeri ve mikroyapı görüntüleri göz önünde bulundurularak geliştirilmiştir. Mikroyapı görüntülerinde lata tipi martenzit fazı belirlenmiştir. Isıl işlemler sonucunda sertlik değerinin 510 vickers ve yapının lata tipi martenzit fazı olması hedeflenmiştir.

5.3.2 Isıl işlem sonrası mikroyapı analizleri ve mikrosertlik ölçüm sonuçları

Bu bölümde ilk önce östenitleştirme sıcaklığının bulunması ile ilgili mikroyapı görüntülemeleri ve sertlik ölçüm sonuçları verilmiştir. Daha sonra menevişleme sıcaklık ve süresinin belirlenmesi için yapılan çalışmaların sonuçları paylaşılmıştır. Isıl işlem numunleri 30 x 10 x 6 mm boyutlarında hazırlanmıştır.

Östenitleştirme Sıcaklık ve Süresinin Belirlenmesi

Birinci kademede 60 dakika süre ile seçilen sıcaklıklar 850, 900, 950 ve 1000 C° sıcaklıklardır.



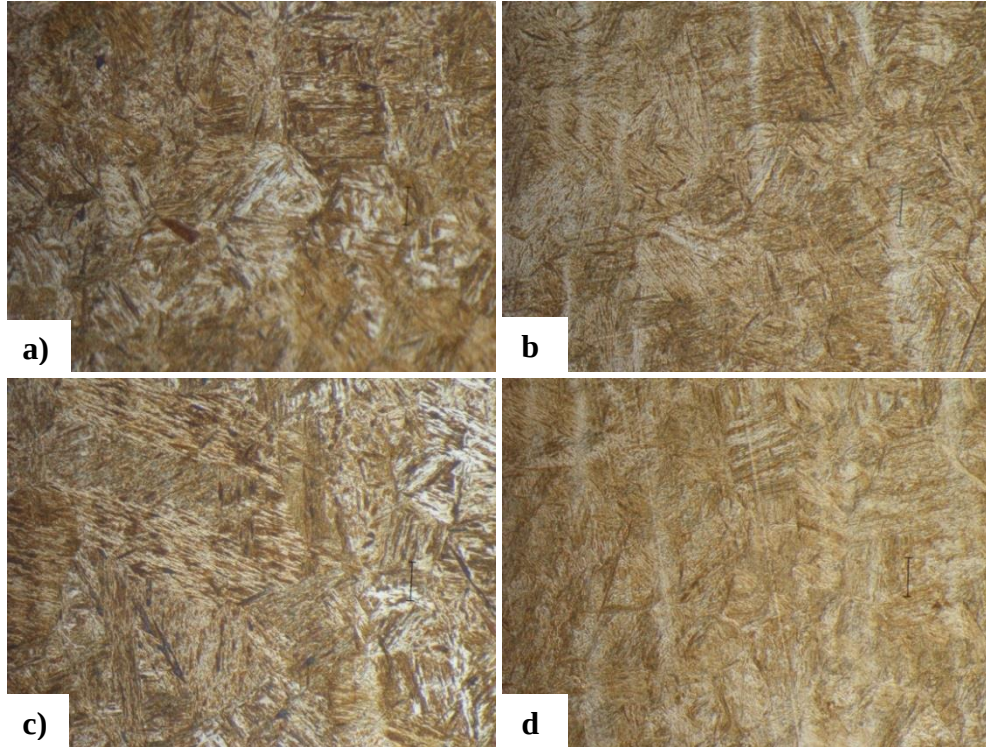
Şekil 5.17 : 850, 900, 950 ve 1000 C°'de 60 dakika östenitleştirme sonrası suda suverme ile temperlenmemiş martenzit fazı mikroyapı görüntüleri; a) 850 C° 20 µm, b) 900 C° 20 µm, c) 950 C° 20 µm, d) 1000 C° 20 µm.

Daha sonra temperlenmemiş martenzit fazlarının mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 5.4 : 850-900-950-1000 C°'de östenitleştirme sonrası suda su verilmiş zırh çeliğinin sertlik değerleri.

Östenitleştirme Sıcaklığı (C°)	Bekleme Süresi (Dk)	Sertlik Değeri (Vickers)
850	60	540
900	60	550
950	60	595
1000	60	538

Mikrosertlik ölçüm sonuçlarında, en yüksek sertlik 595 vickersle 950 C° östentileştirme sıcaklığında bulunmuştur. Sıcaklık artışıyla birlikte 950 C°'de maksimum sertlik değerine ulaşılmış, 1000 C°'de bu değer 538 vickerse düşmüştür. Bu aşamadan sonra ikinci kademede sıcaklık aralıkları düşürülmüş ve 940, 950, 960 ve 970 C° östenitleştirme sıcaklıkları denenmiştir.



Şekil 5.18 : 940, 950, 960 ve 970 C°'de 60 dakika östenitleştirme sonrası suda su verme ile temperlenmemiş martenzit faz mikroyapı görüntüleri; a) 940 C° 20 µm, b)950 C° 20 µm, c) 960 C° 20 µm, d) 970 C° 20 µm.

940, 950, 960 ve 970 C° sıcaklıklardaki östenitleştirme ve su verme sonrası elde edilen temperlenmemiş yapıların sertlikleri ölçülmüştür.

Çizelge 5.5 : 940-950-960-970 C° östenitleştirme sonrası suda su verilmiş zırh çeliğinin sertlik değerleri.

Östenitleştirme Sıcaklığı (C°)	Bekleme Süresi (Dk)	Sertlik Değeri (Vickers)
940	60	558
950	60	571
960	60	540
970	60	546

Yapılan deneylerden sonra östenitleştirme sıcaklığı 950 C° seçilmiştir. Östenitleştirme süresi ise menevişleme sıcaklık ve süresinin belirlenmesi sırasında netlik kazanmıştır.

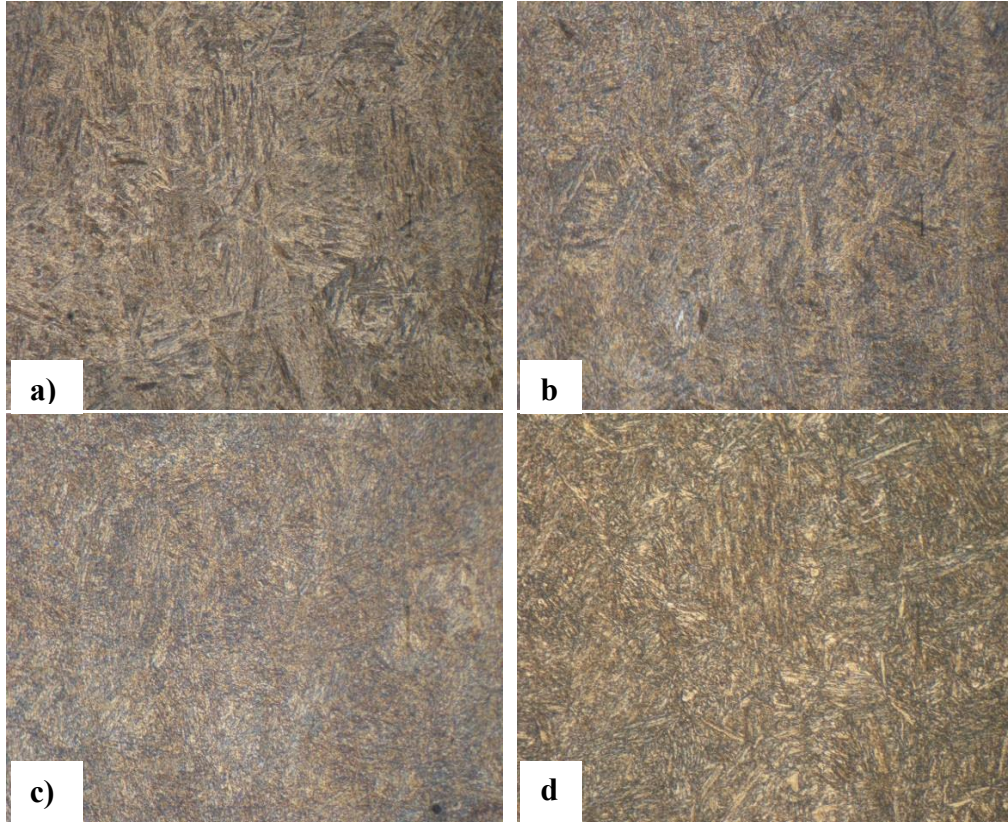
Menevişleme Sıcaklık ve Süresinin Bulunması

Östenit sıcaklığı belirlendikten sonra, menevişleme ısı işlemi için 200, 300, 400 ve 550 C° sıcaklıklar seçilmiştir. Daha yüksek sıcaklıklarda temperleme işlemi, matriksdeki çökeltilerin kabalaşma riski bulunduğundan dolayı tercih edilmemiştir.

Çizelge 5.6 : 200, 300, 400 ve 550 C° menevişleme ısı işlemi sonucu sertlik değerleri.

Östenitleştirme Isıl İşlemi ve Suda Su Verme		Menevişleme Isıl İşlemi		
Sıcaklık (C°)	Süre (Dk)	Sıcaklık (C°)	Süre (Dk)	Sertlik Değerleri (Vickers)
950	60	200	60	464
950	60	300	60	440
950	60	400	60	401
950	60	550	60	344

Isıl işlem sonucu elde edilen sertlik değerleri 200 C° ‘tan yüksek sıcaklıklara çıkıldıkça düşmektir. Bu sebeple temperleme sıcaklığı 200 C° seçilmiş olup, östenitleştirme ve temperleme süreleri arasındaki ilişki incelenmiştir. Seçilen sıcaklık ve sürelerle elde edilen sertlik değerleri çizelge 5.6’da verilmiştir. Nihai ısı işlemler sonunda zırh çeliğinin orjinal sertlik değerine ulaşılması için farklı sürelerde östenitleştirme ve menevişleme ısı işlemleri gerçekleştirilmiştir.



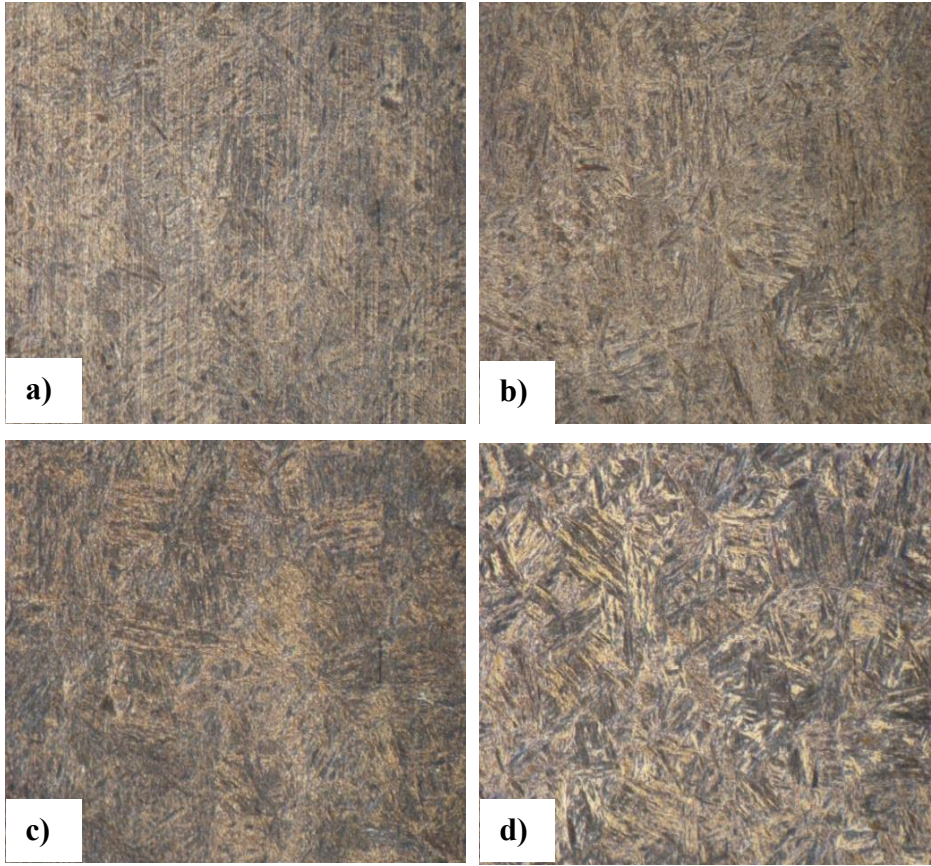
Şekil 5.19 : 950 °C 60 dakika östenitleştirme suda suverme sonrası, temperleme
a) 200 °C 10 µm, b) 300 °C 10 µm, c) 400 °C 10 µm, d) 550 °C 10 µm.

Şekil 5.19’da görüldüğü gibi faz yapıları lata tipi martenzittir.

Çizelge 5.7 : 200 C° sıcaklıkta farklı sürelerde östenitleştirme ve menevişleme ısı işlemleri sonucu sertlik değerleri.

Östenitleştirme Isıl İşlemi ve Suda Suverme		Menevişleme Isıl İşlemi		
Sıcaklık (C°)	Süre (Dk)	Sıcaklık (C°)	Süre (Dk)	Sertlik Değerleri (Vickers)
950	60	200	120	456
950	60	200	60	464
950	30	200	60	484
950	30	200	30	512

Elde edilen sertlik değerleri ile zırh çeliği ısı işlemler prosedürü belirlenmiştir. 950 C° 30 dakika östenitleştirme ısı işleminin ardından, suda hızlı su verme işlemi ile lata tipi martenzit fazı elde edilmiştir.



Şekil 5.20 : 950 °C östenitleştirme 60 dakika, suda suverme sonrası temperleme 200°C
a) 120 dakika 20 µm, b) 60 dakika 20 µm, / 950 °C östenitleştirme 30 dakika suda suverme sonrası, temperleme 200 °C c) 60 dakika 20 µm, d) 30 dakika 20 µm.

Daha sonra 200 C ‘de 30 dakika temperleme işlemi sonucu zırh çeliğinin ilk sertlik değerlerine ve mikroyapı görüntüsüne ulaşılmıştır. Bu sıcaklık ve süreler kesin olarak üretim ısıl işlem prosedürünü belirlememektedir. Çünkü malzeme büyüklüğü ve boyutları bu prosedürü değiştirebilmektedir. Fakat kaynak sonrası ısıl işlem için izlenecek adımlar açısından önemlidir.

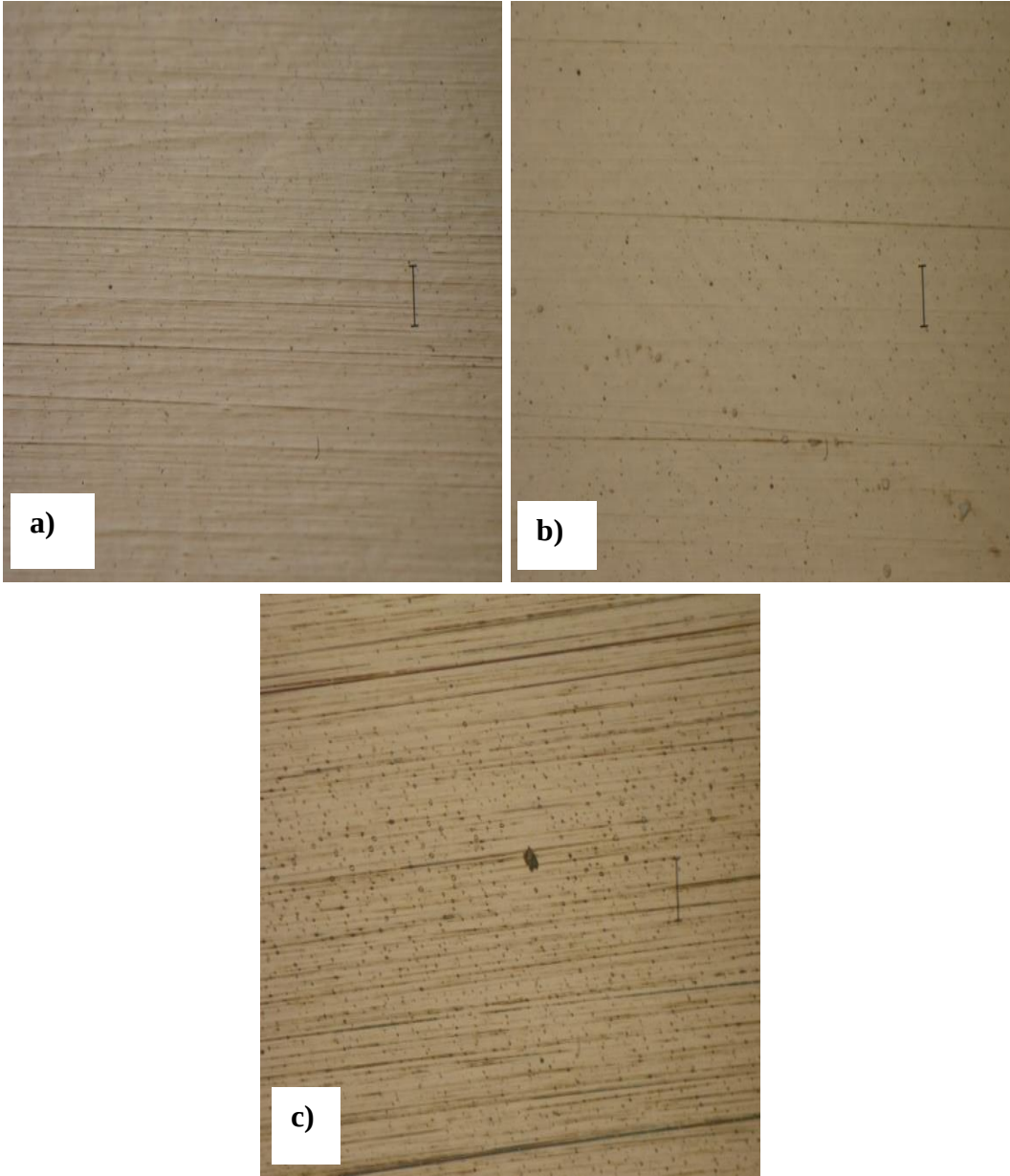
5.3.3 Kaynak sonrası mikroyapı analizi ve mikrosertlik ölçüm sonuçları

Kaynak sonrası mikroyapı ve sertlik incelemeleri yapılması için numune hazırlandıktan sonra, optik mikroskopta incelenmiştir. Yapı belirli alanlara ayrılarak mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Bu alanlar kaynak bölgesi, ITAB (kaba taneli, ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölge) ve ana malzemedir. İlk olarak kaynak bölgesi mikroyapıları incelenmiş ve sertlik ölçümleri yapılmıştır.

Kaynak Bölgesi

Kaynak bölgesinde elde edilen mikroyapı sonuçları belirgin değildir. %3'lük nital dağlayıcı ile bölgede belirgin bir faz yapısı elde edilememiştir.

Literatür bilgilerine göre kaynak bölgeleri çıkılan sıcaklık sebebiyle ve soğuma şartlarında ferritik faz yapısına sahip olduğu belirlenmiştir. Bu çalışmada kaynak bölgesinden çok, ısı tesiri altındaki bölgenin mikroyapı ve sertlik değerleri üzerinde durulmuştur.



Şekil 5.21 : Kaynak bölgesi mikroyapı görüntüleri; a), b) ve c) 50 μm .

9 farklı yerden mikrosertlik ölçüm sonuçlarında, kaynak bölgesinin sertliği 196 vickers bulunmuştur

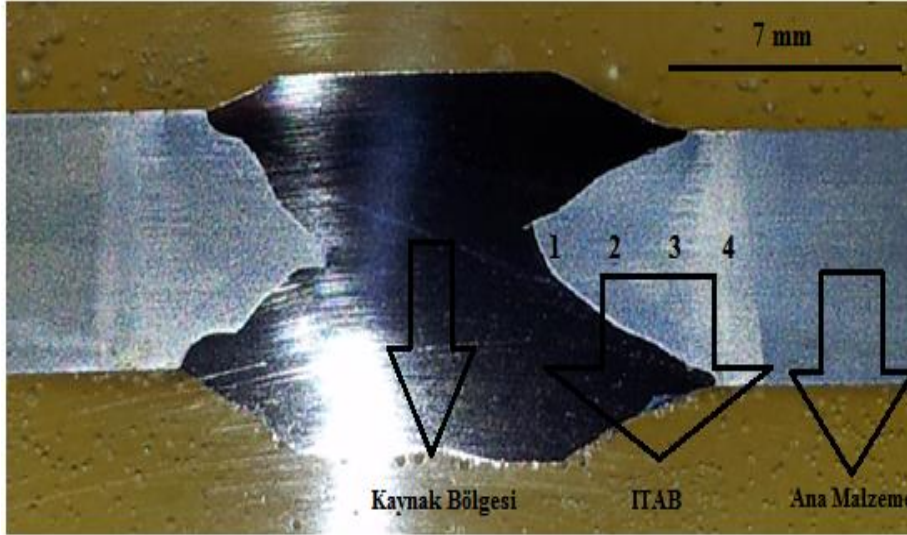
Çizelge 5.8 : Kaynak bölgesi sertlik ölçüm sonuçları

Bölge	Sertlik Değeri (Vickers)
Kaynak Bölgesi	196

Isı Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)

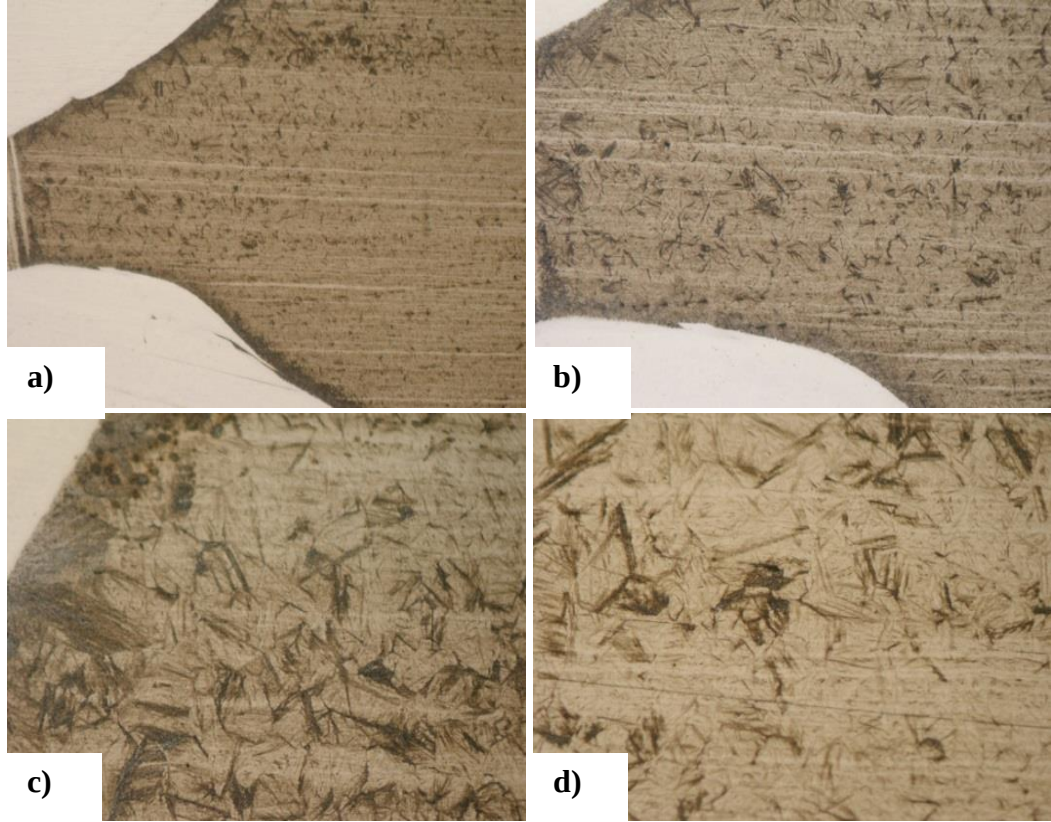
Isı tesiri altında kalan bölge şekil 5.20'deki gibi 4 ana bölüme ayrılmıştır. Bunlar;

- 1)Kaba Taneli Bölge
- 2)İnce Taneli Bölge
- 3)Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge
- 4)Temperlenmiş Bölge



Şekil 5.22 : Mikroyapı ve mikrosertlik incelemelerinde kaynaklı numunenin faz alanlarına ayrılması; Kaynak bölgesi, ITAB (1.Kaba taneli bölge, 2.İnce taneli bölge, 3.Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge, 4.Temperlenmiş bölge.) ve ana malzeme.

1) Kaba Taneli Bölge: Kaynak bölgesi ile ITAB arasında bir geçiş evresi konumunda olan bir bölgedir. Ayrıca demir-karbon diyagramında kaynak sırasında δ -Fe'den γ -Fe'e geçiş sıcaklığının altında 1500 C° ile 1200 C° sıcaklıklar arasında oluşan bir bölgedir. Kaynak bölgesini çevreleyen bu bölgenin mikroyapı görüntüleri şekil 5.23'de verilmiştir.



Şekil 5.23 : Kaba taneli bölgenin mikroyapı görüntüleri a) 200 μm , b) 100 μm , c) 50 μm , d) 50 μm

Kaba taneli bölgenin mikroyapı görüntülerinde herhangi bir çatlak oluşumu veya kaynak hatasına rastlanmamıştır. Kullanılan kaynak parametrelerinin ve uygulanan kaynak yönteminin birleşim için yeterli şartları sağladığı anlaşılmaktadır. Yapının iğnesel-lata martenzit fazı içerdiği gözlenmiştir.

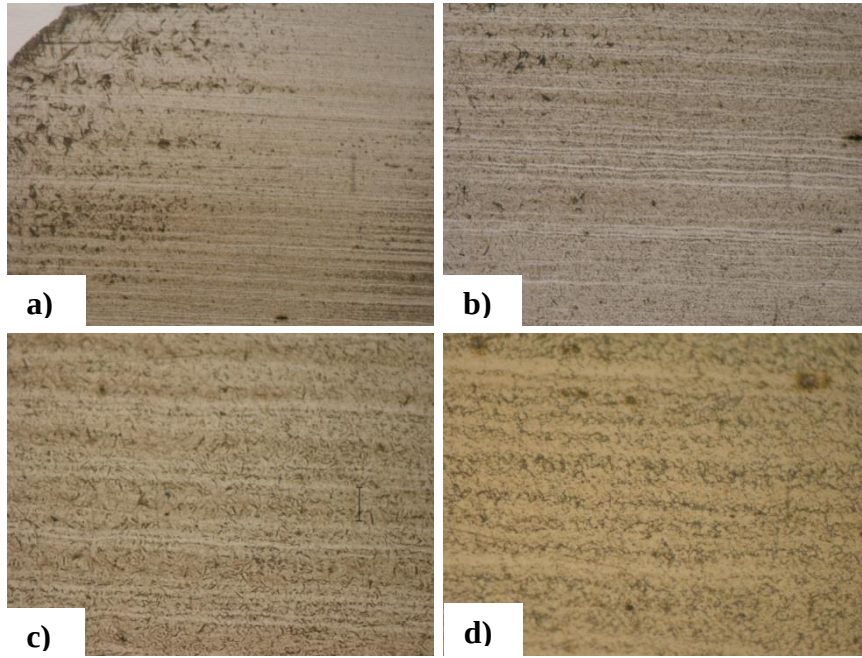
Isıl işlem prosedürlerinin hazırlanabilmesi için bu bölgelerin iyi analiz edilmesi gerekmektedir. Faz yapısının değiştirilmesi ve homojenizasyonun sağlanması için yapının kaynak sonrası halinin bilinmesi, ileride karar verilecek sıcaklık ve süreler üzerinde önemli bir etken olacaktır.

Çizelge 5.9’da sertlik değerleri verilmiştir.

Çizelge 5.9 : Kaba taneli bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması.

Bölge		Sertlik Değeri (Vickers)
Kaynak Bölgesi		196
ITAB	1) Kaba Taneli Bölge	483

Bu bölgede keskin çizgilerle martenzit yapılarının birbirinden ayrıldığı görülmektedir. Dolayısıyla bu bölgede olası darbe yükü karşısında oluşacak çatlaklar daha kolay ilerleyeceğinden, bu bölgenin kullanım amacına yönelik beklentileri karşılması hususunda yetersiz olabileceği öngörülebilir. Sertlik değeri ITAB’de homojen bir dağılım göstermemektedir.



Şekil 5.24 : İnce taneli bölgenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 µm, b) 100 µm, c) 50 µm, d) 20 µm.

2) İnce Taneli Bölge: Kaynak bölgesinden uzaklaştıkça, kaba taneli bölgenin hemen ardından ince taneli bölge incelenmiştir. Kaynak sırasında demir-karbon faz diyagramında γ -Fe alanı içinde 1200 C° ve 911 C°(A_{c3}) sıcaklıkları arasında oluşan bir bölgedir. İnce taneli bölge, kaba taneli bölgeyle kıyaslandığında daha geniş bir alana yayılmıştır. Şekil 5.24’de mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

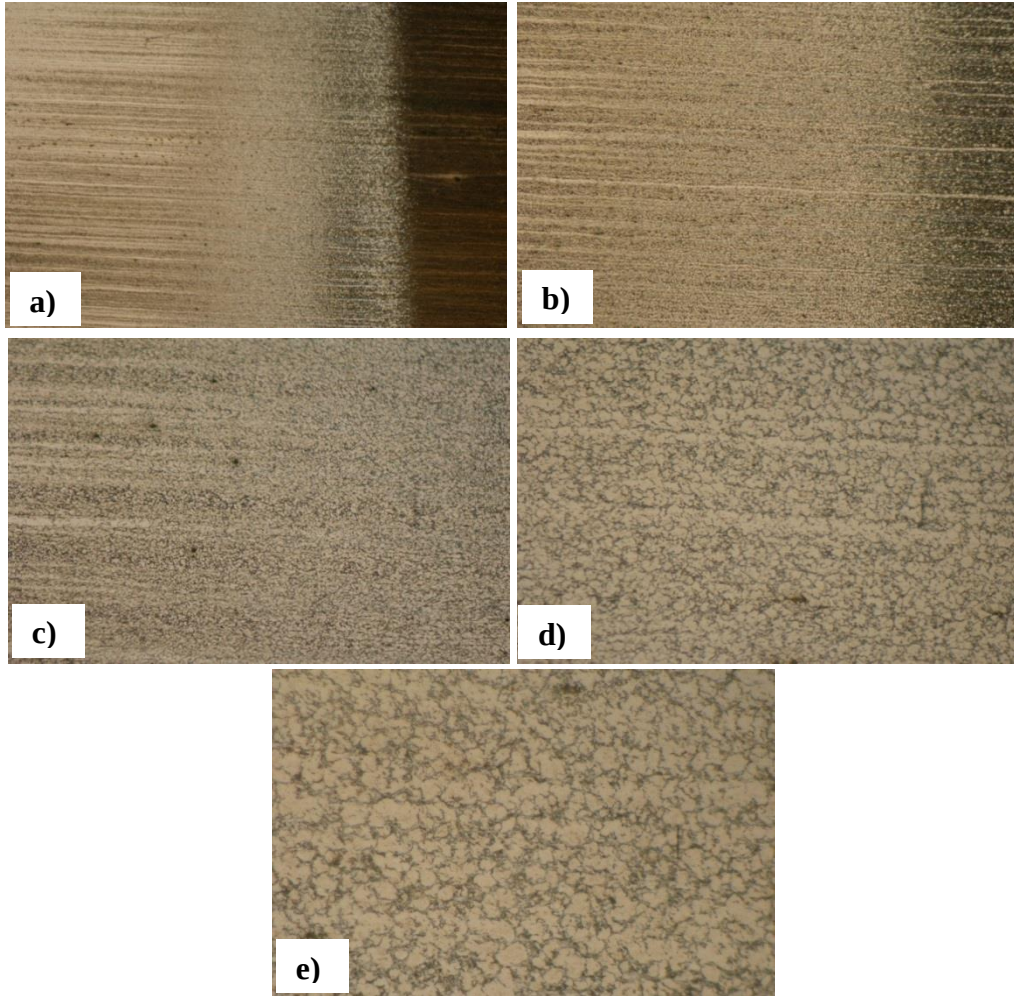
Mikroyapılar incelendiğinde kaba taneli bölgeden, ince taneli bölgeye geçiş sırasında martenzit çizgilerinin keskinliğinin azalmış olduğu gözlemlenmektedir. Ayrıca satırlanmaların arttığı belirlenmiştir. Sertlik ölçümleri çizelge 5.10’daki gibidir.

Çizelge 5.10 : İnce taneli bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması.

Bölge		Sertlik Değeri (Vickers)
Kaynak Bölgesi		196
ITAB	1)Kaba Taneli Bölge	483
	2)İnce Taneli Bölge	520

İnce taneli bölgeye geçildiğinde sertlik değerinin arttığı belirlenmiştir. Bu bölgede de sertlik yüksek ve diğer bölgelerle karşılaştırıldığında homojen olmayan bir değere sahiptir. Elde edilen sertlik değerleri ile kaynaklı yapının darbe yükü karşısında çatlak oluşumu ve ilerleme riskinin yüksek olduğu söylenebilir.

3) Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge: Kaynak sırasında, demir-karbon faz diyagramında, α -Fe ve γ -Fe alanları içinde, 911 C° (A_{c3}) ve 723 C° (A_{c1}) sıcaklıkları arasında oluşan bir bölgedir. Elde edilen mikroyapı görüntüleri şekil 5.25’de verilmiştir.



Şekil 5.25 : Kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 μm , b) 100 μm , c) 50 μm , d) 20 μm , e) 10 μm .

Mikroyapı incelemelerinde, şekil 5.25 a)’da görülebileceği gibi, soldan sağa doğru ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş ,temperlemiş ve ana malzeme bölgeleri görülebilmektedir. Kısmen dönüşüm geçirmiş bölgelerinin mikroyapılarını incelendiğinde ferrit ve perlit fazlarından oluştuğu gözlenmiştir.

Küresel ferrit tanelerinin etrafında perlit fazları yer almaktadır. İnce taneli bölgeden , kısmi dönüşüm geçirmiş bölgeye geçişte mikroyapı tamamiyle değişmekte ve satırlanma azalmaktadır. Özellikle bu bölgede elde edilen fazların ITAB'nin sertliğini önemli ölçüde değiştirmekte ve homojen olmayan bir yapının oluşmasına sebep olmaktadır. Elde edilen sertlik değerleri çizelge 5.11 'de verilmiştir.

Çizelge 5.11 : Kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması

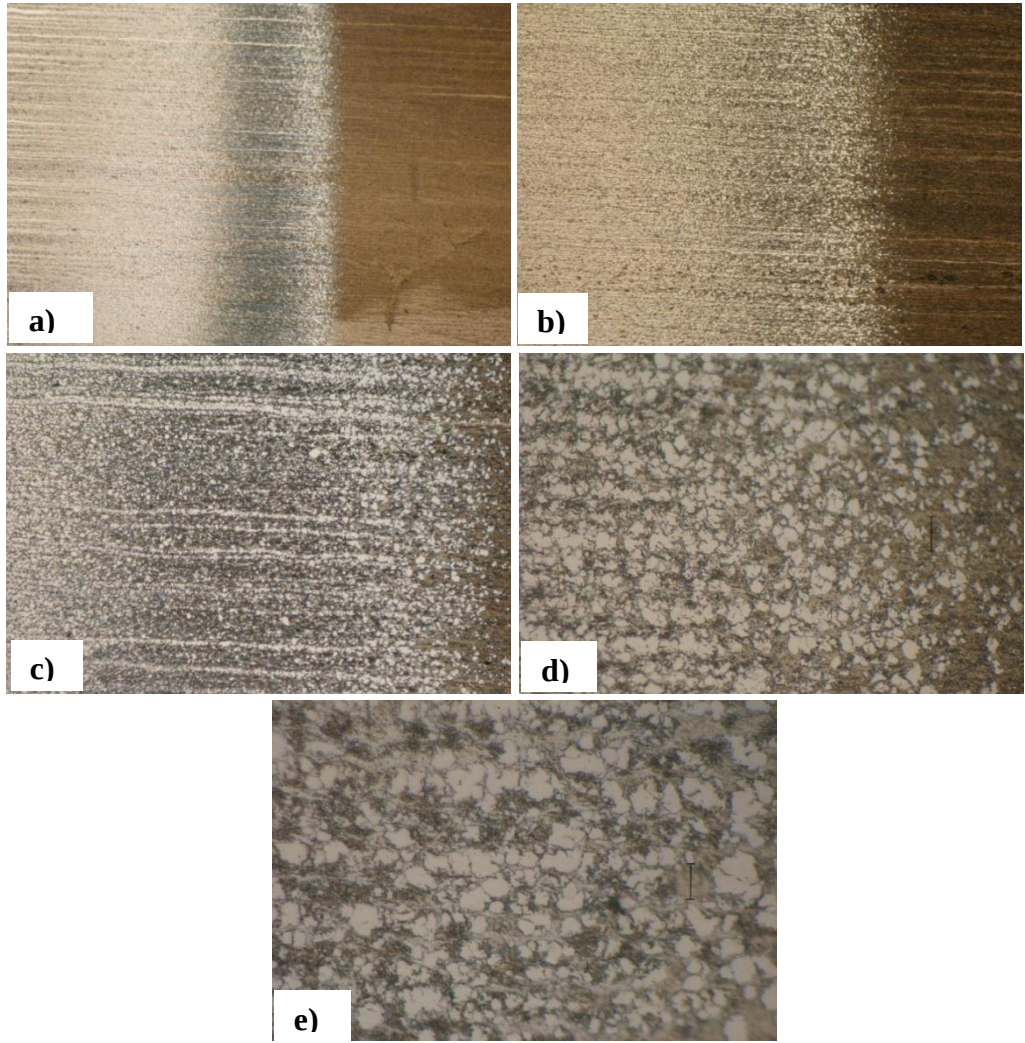
Bölge		Sertlik Değeri (Vickers)
Kaynak Bölgesi		196
ITAB	1)Kaba Taneli Bölge	483
	2)İnce Taneli Bölge	520
	3)Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge	355

Kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin sertlik değerleri, kaynaklı numunenin mekanik özellikleri açısından çok önemlidir. Yapılan literatür araştırmalarında ve deneylerde de görüldüğü gibi, bu bölgede önemli bir sertlik düşüşü meydana gelmektedir. ITAB'de sertlik ve faz yapısının ana malzemeden tamamıyla farklılık göstermektedir. Bu çalışmada özellikle kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerin faz özellikleri ve sertlik değerlerinin ana malzeme ile aynı olması hedeflenmiştir. Çünkü yapının darbe yükü karşısında mekanik özelliklerinin yüksek olması amaçlanmıştır.

4) Temperlenmiş Bölge: Kısmi dönüşüm geçirmiş bölgeden sonra bir diğer kritik bölge de temperlenmiş bölgedir. Ana malzeme ile ITAB arasında kalan ve ana malzemeyi çevreleyen son bölgedir.

Kaynak sırasında, demir-karbon faz diyagramı göz önünde bulundurulursa α -Fe alanında 723 C° (A_{c1}) altındaki sıcaklıklarda oluşmaktadır. Mikroyapı görüntüleri şekil 5.26'da verilmiştir.

Kaynak yapısının sertliği bu bölgede de ince taneli bölgede de olduğu gibi düşmektedir. Zırh çeliğinin daha homojen bir yapıya sahip olması için özellikle temperlenmiş ve ince taneli bölgelerin mekanik özelliklerinin ve faz yapılarının optimizasyonun sağlanması için, kaynak sonrası yapının iyi analiz edilmesi gerekmektedir.



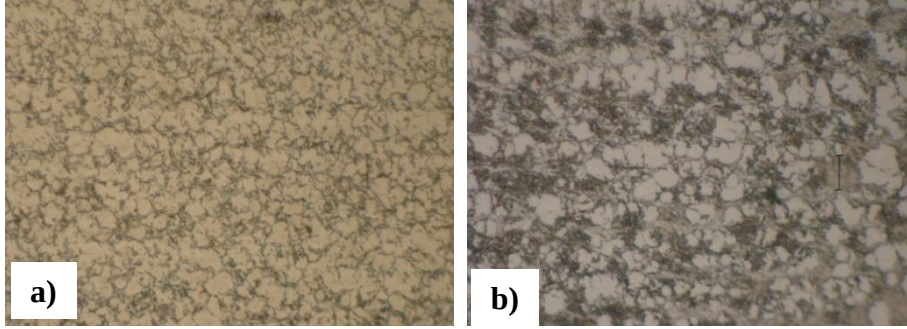
Şekil 5.26 : Temperlenmiş bölgenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 mikron, b) 100 μm , c) 50 μm , d) 20 μm , e) 10 μm .

Mikroyapı görüntülerinde, temperlenmiş bölgenin ferrit ve perlit faz yapılarından oluştuğu belirlenmiştir. Ferrit tanelerinin kısmen dönüşüm geçirmiş bölge ile kıyaslandığında daha büyük olduğu gözlenmiştir. Ferrit tanelerinin büyümesi sertliği olumsuz olarak etki edecektir. Çizelge 5.12’de bölgenin sertlik değeri gösterilmiştir.

Çizelge 5.12 : Temperlenmiş bölgenin sertlik değeri ve karşılaştırılması.

Bölge		Sertlik Değeri (Vickers)
Kaynak Bölgesi		196
ITAB	1)Kaba Taneli Bölge	483
	2)İnce Taneli Bölge	520
	3)Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge	355
	4)Temperlenmiş Bölge	313

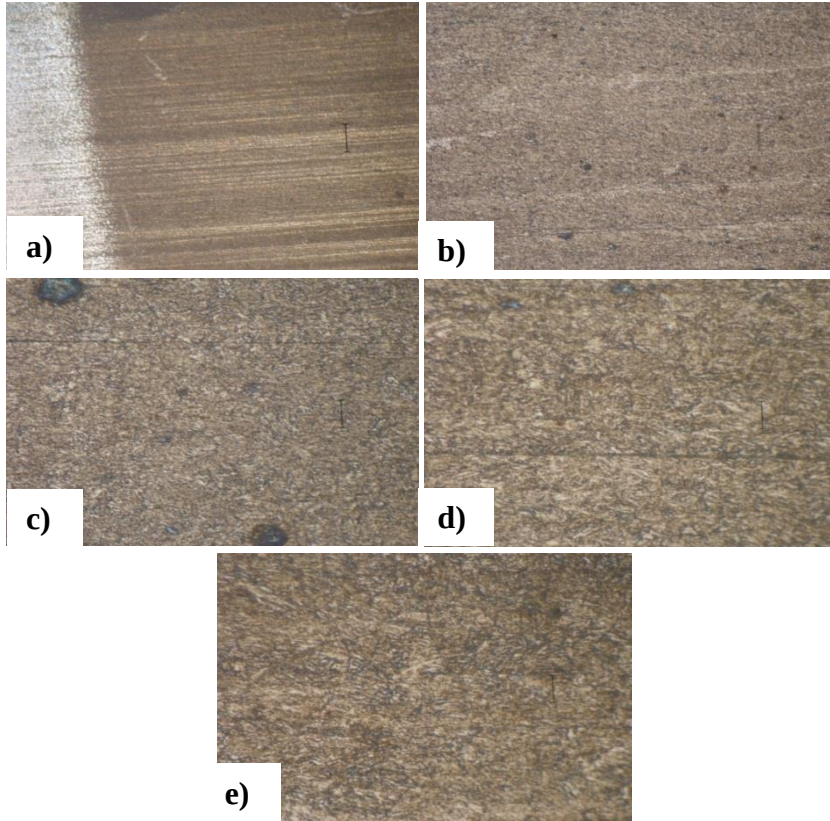
En düşük sertlik değeri temperlenmiş bölgede elde edilmiştir. Çizelge 5.12’de görüldüğü gibi kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgede sertlik değerleri düşmüştür. Ferrit tanelerinin büyümesi, temperlenmiş bölgede sertlik düşüşünün sebebi olarak açıklanabilir.



Şekil 5.27 : Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge ile temperlenmiş bölgenin mikroyapı karşılaştırılması; a)Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge (10 μm), b)Temperlenmiş bölge (10 μm).

Sertlikleri düşük ve faz yapıları farklı olan bu iki bölgenin, ana malzeme ile aynı özellikte olması, ITAB’nin iyileştirilmesi açısından çok önemlidir.

Ana Malzeme



Şekil 5.28 : Kaynak sonrası ana malzemenin mikroyapı görüntüleri; a) 200 μm , b) 50 μm , c) 20 μm , d) 10 μm , e) 10 μm .

Kaynak bölgesi ve ITAB incelendikten sonra, ana malzemenin mikroyapı ve sertlik incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Kaynak sonrası ana malzeme mikroyapı görüntüleri şekil 5.28’de verilmiştir. Mikroyapılar incelendiğinde yapı martenzit faz bölgelerinden oluşmaktadır. Martenzit çizgilerinin keskinliğinin azaldığı gözlenmiştir.

Çizelge 5.13 : Kaynak sonrası ana malzemenin sertlik değeri ve karşılaştırılması.

Bölge		Sertlik Değeri (Vickers)
Kaynak Bölgesi		196
ITAB	1)Kaba Taneli Bölge	483
	2)İnce Taneli Bölge	520
	3)Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge	355
	4)Temperlenmiş Bölge	313
Ana Malzeme		495

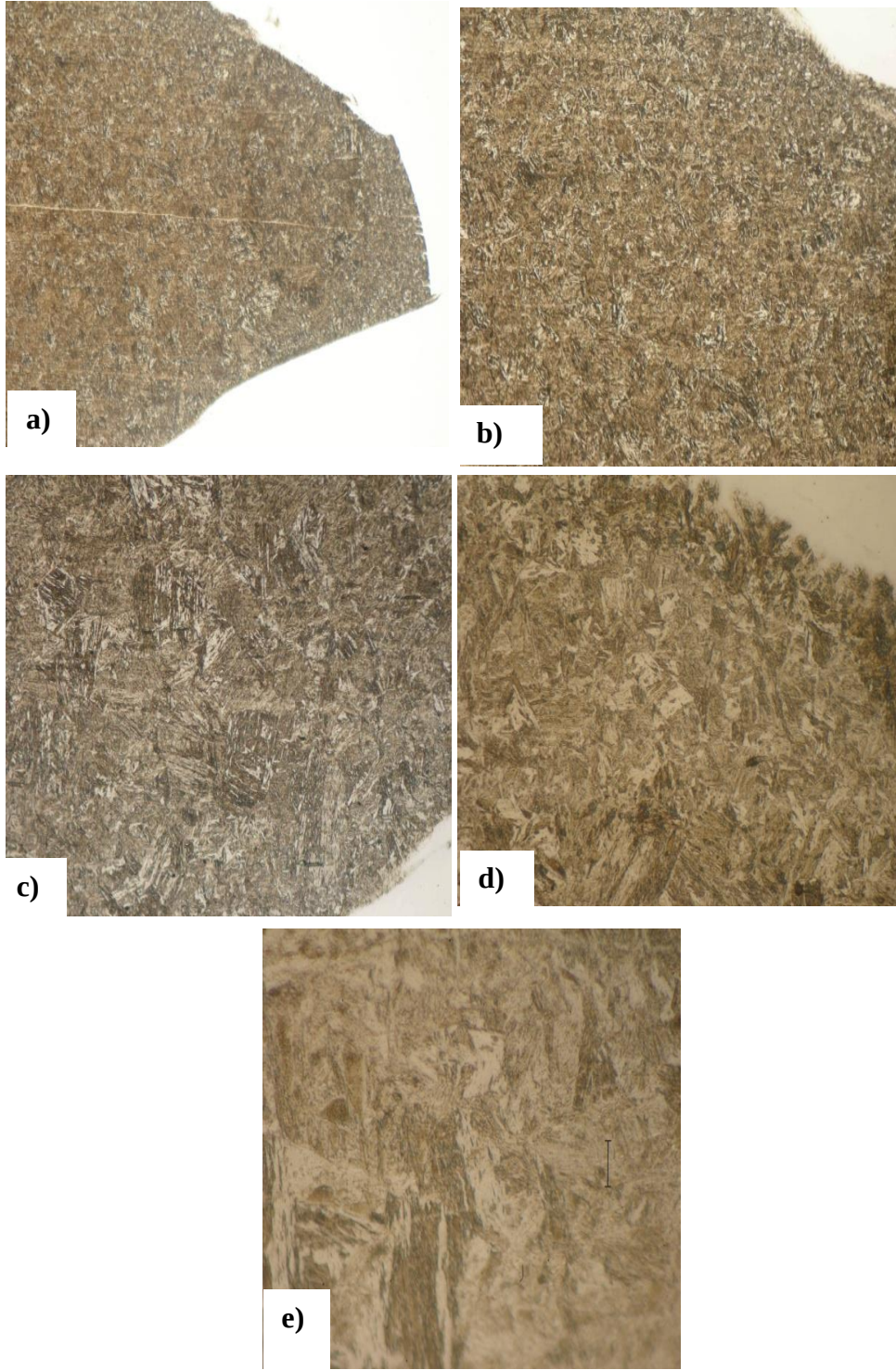
Çizelge 5.13’de görüldüğü gibi ana malzeme sertliği 510’dan, 495 vickers sertlik değerine düşmüştür. 20 vickers düşmesinin sebebinin ana yapının az da olsa kaynak sırasında etkilendiği düşünülmektedir.

5.3.4 Kaynak sonrası ısıt işlem ile elde edilen mikroyapıların analizi ve mikrosertlik ölçüm sonuçları

Kaynak sonrası, 90x7x6 mm boyutlarında ısıt işlem numunesi kesilmiştir. 950 C°’de, 30 dakika süre ile östenitleştirme ısıt işleminden sonra suda suverilmiştir. Daha sonra 200 C°’de 30 dakika süre ile menevişleme ısıt işlemi ile temperleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Isıt işlem uygulanmış zırh çeliğinin ITAB’de yer alan kaba taneli bölgenin mikroyapı görüntüleri şekil 5.29’da verilmiştir.

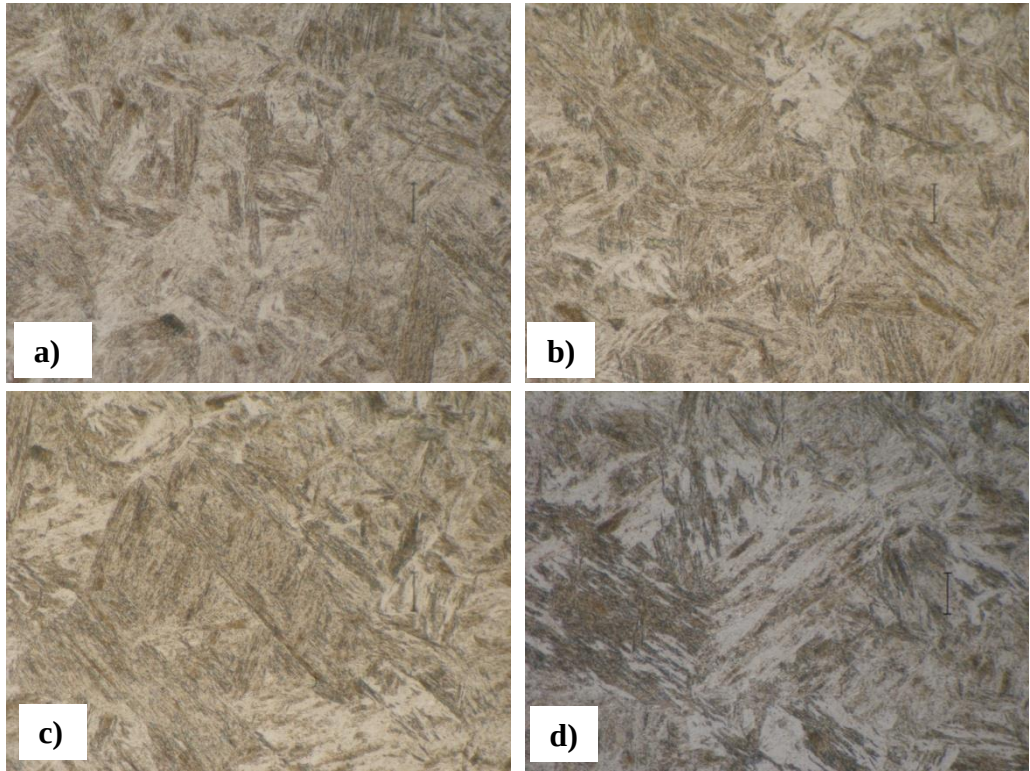
Kaynak sonrası incelenen ilk bölgedir. Isıt işlem parametrelerinin sağlıklı olup olmadığı ve malzeme üzerindeki etkisinin anlaşılması açısından ilk bakış açısını göstermektedir. Yapıda meydana gelen faz değişikliği ve sertlik değerlerinin optimizasyonu ile birlikte, ısıt işlemin malzeme üzerindeki etkisinin olumlu sonuç verdiği söylenebilir.

Kaba taneli bölgenin mikroyapı görüntüleri Şekil 5.29’da gösterilmiştir. Farklı ölçeklendirmeler daha genel bir bakış açısı ile analizin gerçekleştirilmesi için seçilmiştir.



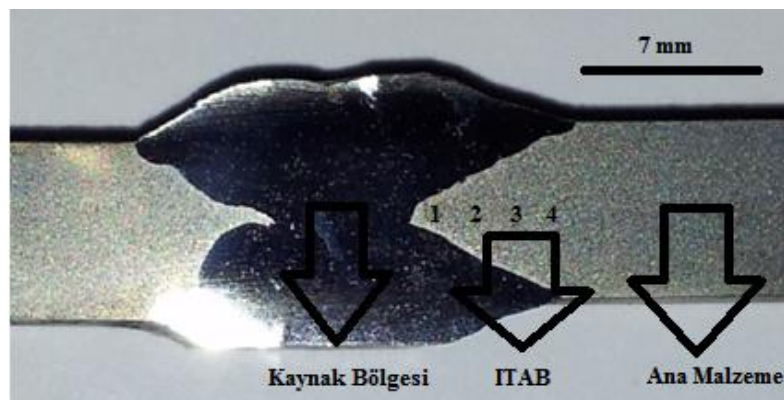
Şekil 5.29 : Kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunenin ITAB'nin kaba taneli bölgedeki mikroyapı görüntüleri; a) 200 μm , b) 100 μm , c) 50 μm , d) 20 μm , e) 10 μm .

Mikroyapı görüntüleri daha önceden ayrılan bölgelere göre incelenmiştir. Kabataneli, ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgede mikroyapı incelemelerinde latta tipi martenzit fazı elde edilmiştir.



Şekil 5.30 : Kaynak sonrası ısıt işlem uygulanmış numunenin ITAB'nin mikroyapıları, a) İnce taneli bölge (10 μm) b) Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge (10 μm), c) Temperlenmiş bölge (10 μm), d) Ana Malzeme (10 μm).

Isıl işlem sonrası numunenin özellikle ITAB'de kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerin mikroyapısal açıdan homojenizasyonu sağlanarak ana malzeme faz özelliklerinin elde edildiği gözlenmiştir



Şekil 5.31 : Kaynak sonrası ısıt işlem uygulanmış numunede sertlik ölçümlerinin yapıldığı bölgeler; Kaynak bölgesi, ITAB (1.Kaba taneli bölge, 2.İnce taneli bölge, 3.Kısmen dönüşüm geçirmiş bölge, 4.Temperlenmiş bölge.) ve ana malzeme.

Mikrosertlik ölçümleri ısıtıl işlem öncesi belirlenmiş bölgelere göre yapılmıştır. Şekil 5.31’de gösterilen bölgelerden sertlik ölçümleri yapılmıştır.

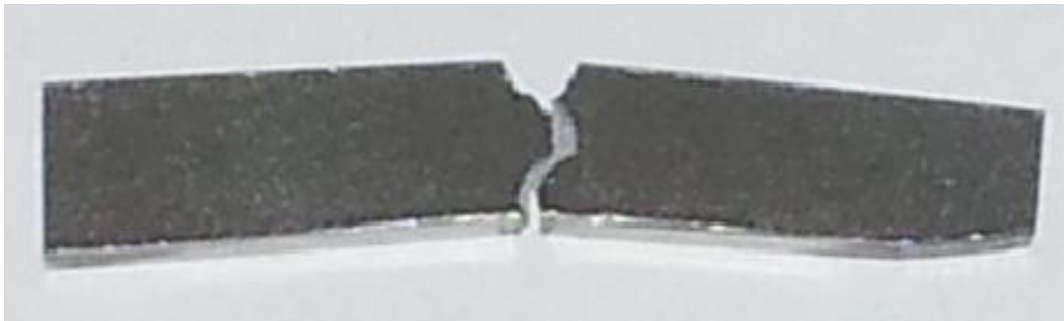
Çizelge 5.14 : Kaynak sonrası ısıtıl işlem görmüş numunenin sertlik ölçüm değerleri.

Bölge		Sertlik Değeri (Vickers)
Kaynak Bölgesi		217
ITAB	1)Kaba Taneli Bölge	448
	2)İnce Taneli Bölge	504
	3)Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge	509
	4)Temperlenmiş Bölge	505
Ana Malzeme		508

Elde edilen sonuçlarla ITAB’nin, ana malzeme ile aynı sertlik değerlerine ulaştığı belirlenmiştir. Kaynak bölgesini çevreleyen kaba taneli bölgenin sertlik değeri ana malzemedan yaklaşık olarak 60 vickers düşük çıkmıştır. Bu sertlik düşüklüğünün sebebi, ısıtıl işlemin kaba taneli bölgeye iyi bir şekilde tesir etmediğinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Özellikle kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerin sertlik değerlerinde olumlu sonuçların elde edildiği görülmüştür.

5.3.5 Çentikli darbe testi sonuçları



Şekil 5.32 : Orjinal zırh çeliği tokluk ölçümü sonrası kırılma noktası.

Şekil 5.32’de gösterilen orjinal zırh çeliği numunesinin tokluk ölçüm sonucu 43 J olarak bulunmuştur

Yapılan tokluk ölçümlerinde, çentik noktaları büyük önem taşımaktadır. Kaynak bölgesinde ayrılan bölgeler bir çok farklı ve kompleks faz yapılarına sahiptirler. Bu sebepler çentik açılan yerler bu bölgeleri temsil etmeleri gerekmektedir.



Şekil 5.33 : Kaynaklı ve ısıtılmış işlem görmemiş zırh çeliğinin tokluk ölçümü sonrası kırılma noktası.

Şekil 5.33’de gösterilen kaynaklı ve ısıtılmış işlem görmemiş zırh çeliği numunesinde, ısı tesiri altında kalan bölgede yer alan kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelere denk gelecek şekilde çentik açılmıştır. Tokluk ölçüm sonucu 46 joule olarak belirlenmiştir.



Şekil 5.34 : Kaynaklı ve ısıtılmış işlem görmüş zırh çeliğinin tokluk ölçümü sonrası kırılma noktası.

Şekil 5.34’de gösterilen kaynaklı ve ısıtılmış işlem görmüş test numunesinde de aynı şekilde, ısı tesiri altında kalan bölgede, ana malzemeye yakın bölgeden çentik açılmıştır. Kaynak sonrası ısıtılmış işlemli zırh çeliğinde tokluk değeri 60 joule olarak ölçülmüştür.

Çizelge 5.15 : Tokluk ölçüm sonuçları.

	Tokluk (Joule)
Orjinal Zırh Çeliği	43
Kaynaklı Zırh Çeliği, Isıl İşlem Yok	46
Kaynaklı Zırh Çeliği, Isıl İşlem Var	60

İlk olarak kaynaklı zırh çelikleri incelendiğinde, ısıtılmış işlem etkisi açıkça görülmektedir. Kaynaklı zırh çeliğinde ısıtılmış işlem sonrası tokluk değeri 46’dan 60 joule’e çıkmıştır. Bu değerlerin ısı tesiri altında kalan bölgede yer alan kısmen

dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelere ait olduğu düşünüldüğünde, ısıtım işlem sonrası sadece sertlik artışı değil aynı zamanda tokluk artışı da sağlanarak mekanik özelliklerin optimizasyonu sağlanmıştır.

Orjinal zırh çeliğinin tokluk değeri, kaynaklı numunelerle karşılaştırıldığında ısıtım işlem ile orjinal zırh çeliğinden daha yüksek bir değer elde edilmiştir. Isıtım işlem uygulanmamış kaynaklı zırh çeliğinin ısı tesiri altında kalan bölgedeki tokluk değeri ise orjinal zırh çeliği değerinden 3 joule daha fazla bir değerdedir. Yapılan mikroyapı ve sertlik incelemeleri sonucunda bu artışın, ısı tesiri altında kalan bölgedeki yapının ferritik bir yapıda olması sebebiyle daha sünek bir karakteristiğe sahip olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

5.3.6 Çekme testi sonuçları



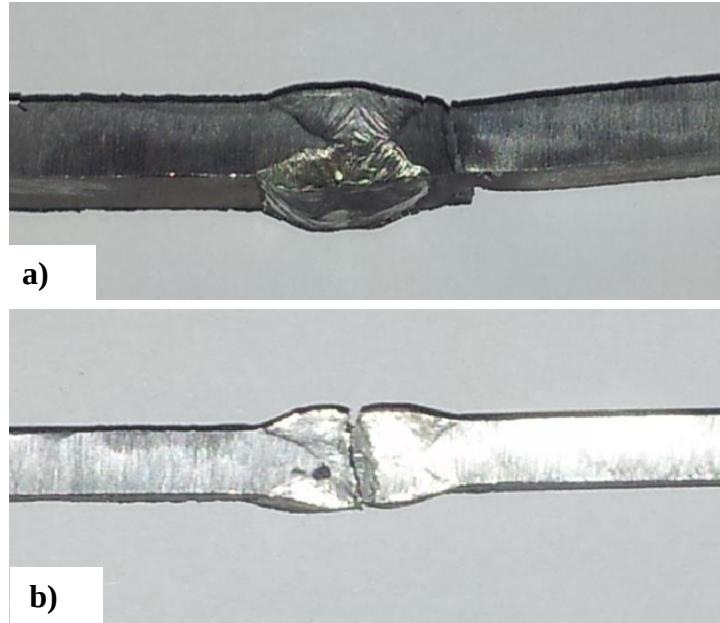
Şekil 5.35 : Kaynak sonrası a) ısıtım işlem uygulanmış ve b) ısıtım işlem uygulanmamış çekme testi numuneleri.

Kaynak sonrası şekil 5.35’de gösterilen a) zırh çeliği 950 C°’de 30 dakika süre ile östenitleştirme ısıtım işlemi gerçekleştirilmiş ve suda suverilmiştir. Daha sonra 200 C°’de 30 dakika süre ile menevişleme ısıtım işlemine tabi tutulmuştur. Numune fırından çıkarıldıktan sonra havada soğutulmuştur. Diğer numune ise ısıtım işlemine tabi tutulmamıştır.

Çizelge 5.16 : Çekme testi sonucu değerleri.

	Isıl İşlemsiz Numune (MPa)	Isıl İşlemlili Numune (MPa)
Çekme Dayanımı(σ_c)	1175	950

Çekme testi sonucunda her iki numunede de belirli bir akma dayanımı noktasına rastlanmamıştır. Isıl işlemsiz numunede çekme değerleri , ısıtılmış numuneyle karşılaştırıldığında yüksek çıkmıştır. Isıl işlemlili numunede kopma noktası kaynak merkezi içindedir. Bu sebeple ısıtılmış numunede mukavemet değerinin düşük çıktığı düşünülmektedir.



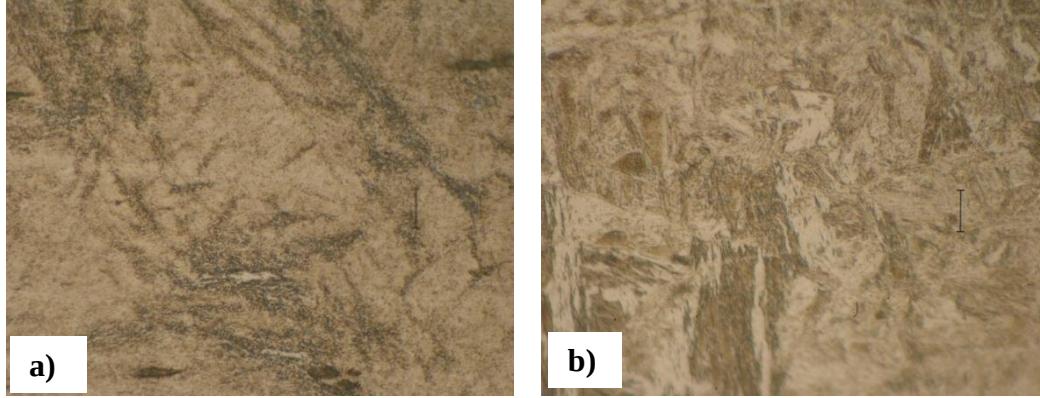
Şekil 5.36 : Kaynaklı numunelerin çekme testi sonucunda kopma bölgeleri; a) Isıl işlem uygulanmamış numune, b) Isıl işlem uygulanmış numune.

Şekil 5.36’da görüldüğü gibi ısıtılmış işlem uygulanmamış numune ITAB’ye yakın bir noktadan koparken, ısıtılmış işlem görmüş numune kaynak bölgesinin merkezine çok yakın bir yerden kopmuştur. Özellikle ısıtılmış işlem uygulanmamış numunenin daha önceden belirlenmiş düşük sertliklere sahip kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgeye çok yakın bir noktadan koptuğu gözlenmiştir. Kopma noktaları ısıtılmış numunede daha homojen bir yapının varlığını kanıtlamaktadır. Isıl işlemlili numunede mukavemet değerlerinin düşük çıkmasının sebebi, bu değerlerin kaynak bölgesine ait olduğu ve bütün yapıyı temsil etmediği düşünülmektedir.

5.4 Deney Sonuçlarının Karşılaştırılması

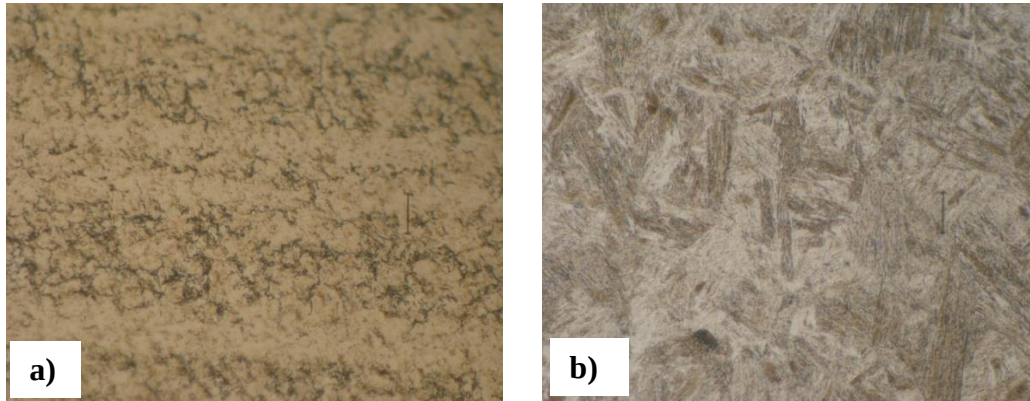
Mikroyapı Sonuçlarının Karşılaştırılmaları

ITAB'de kaynak sonrası önemli ölçüde faz dönüşümleri gerçekleşmiş ve ana malzeme özelliklerinden uzaklaşmıştır. Fakat kaynaklı yapının ısıtılmasından sonra, ITAB'nin ana malzeme ile aynı yapıya sahip olduğu gözlenmiştir.



Şekil 5.37 : ITAB ‘de kaba taneli bölgenin mikroyapı karşılaştırmaları a) Isıl işlem uygulanmamış (10 µm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 µm).

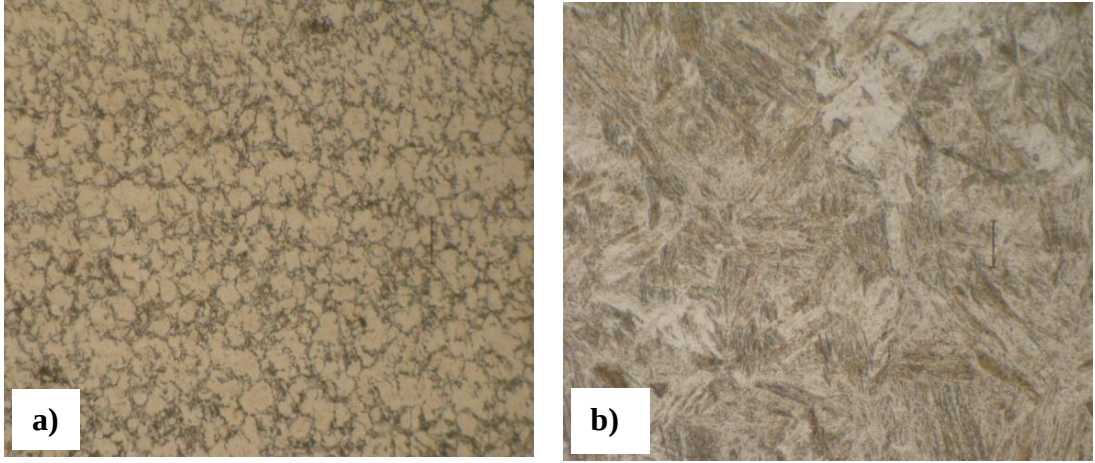
Kaba taneli bölgede ısıtılmasından sonra yapıda iğnesel martenzit faz yapısının, latta tipi martenzit yapısına dönüştüğü gözlenmiştir. Bölgenin karmaşık bir yapıdan daha homojenik bir faz dağılımına geçmiş olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5.38 : ITAB ‘de ince taneli bölgenin mikroyapı karşılaştırmaları a) Isıl işlem uygulanmamış (10 µm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 µm).

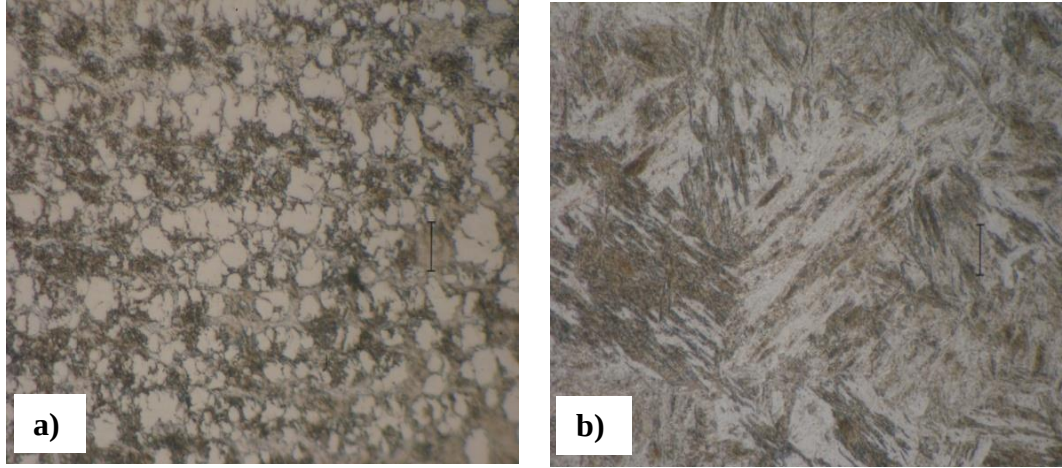
İnce taneli bölgede ise, ısıtılmasından sonra satırlanmalar tamamen giderilmiş ve tek tip faz dağılımı elde edilmiştir. Yapıdaki keskin sınırlar ısıtılmasından sonra tamamen ortadan kaldırılmıştır.

Bu bölgede elde edilen faz homojenizasyonu önemlidir. Çünkü sertlik artışı burada fazladır.



Şekil 5.39 : ITAB‘de kısmen dönüşüm geçirmiş bölgenin mikroyapı karşılaştırılması
a) Isıl işlem uygulanmamış (10 μm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 μm).

Kısmen dönüşüm geçirmiş bölgedeki faz dönüşümü, ITAB için kritik bir öneme sahiptir. Çünkü gözle görülür ilk sertlik düşüşü bu bölgede gerçekleşmiştir. Isıl işlem sonrasında yapı ferrit ve perlit yapılarından, latta tipi martenzite dönüşmüştür



Şekil 5.40 : ITAB‘de temperlenmiş bölgenin mikroyapı karşılaştırmaları a) Isıl işlem uygulanmamış (10 μm), b) Isıl işlem uygulanmış (10 μm).

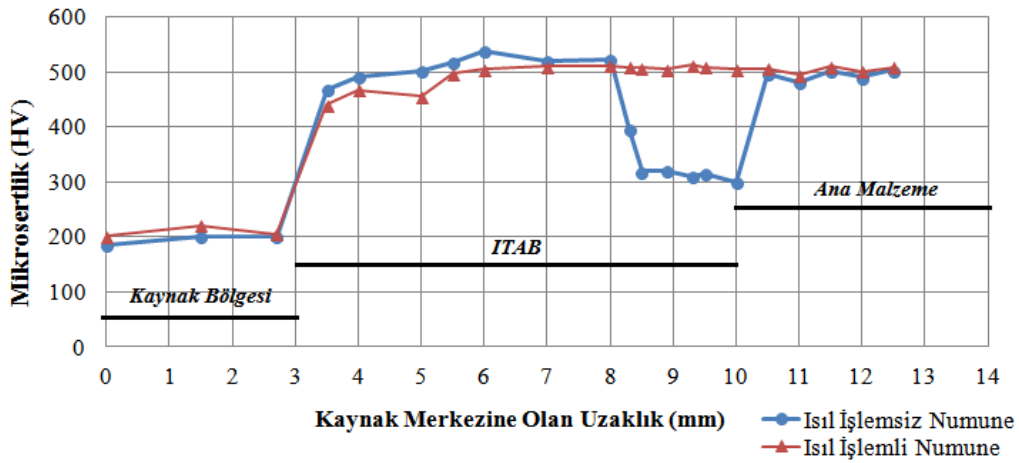
Temperlenmiş bölgede ısıtıl işlem öncesi ferrit yapısı, ısıtıl işlem sonrasında latta tipi martenzit fazına dönüşümü sağlanarak, bu bölgede de homojenizasyon sağlanmıştır. Kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölge ITAB‘nin en kritik bölgeleridir. Bu bölgelerdeki sertlik düşüşü ve faz değişimi, zırh çeliğinin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Isıl işlem sonucunda ITAB bölgeleri iyileştirilerek, ana malzeme sertliklerine ulaşılmıştır.

Mikrosertlik Ölçümlerinin Karşılaştırılması

Çizelge 5.17 : Kaynak sonrası ısıt işlem uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin bölgelere göre sertlik değerleri.

		Kaynak Sonrası Sertlik Değeri (Vickers)	
Bölge		Isıl İşlem Uygulanmamış	Isıl İşlem Uygulanmış
Kaynak Bölgesi		196	217
ITAB	1)Kaba Taneli Bölge	483	448
	2)İnce Taneli Bölge	520	504
	3)Kısmen Dönüşüm Geçirmiş Bölge	355	509
	4)Temperlenmiş Bölge	313	509
Ana Malzeme		495	508

Kaynak bölgesinde ısıt işlem sonrasında bir miktar sertlik artışı gözlenmektedir. Fakat bu çalışmanın asıl amacı ITAB'deki sertlik düşüşünün önünce geçilmesidir. ITAB içinde yere alan bölgeler ana malzeme faz yapısına ulaşılmasıyla birlikte, sertlik değerlerinin dağılımının homojenizasyonu da gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.41 : Kaynak sonrası , ısıt işlem uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin bölgelere göre mikrosertlik dağılımları.

Şekil 5.41'de sertlik dağılımına bakıldığında, özellikle ısıt işlem uygulanmamış numunenin ITAB'de önemli bir sertlik düşüşü gözlenebilir. Bu bölgeler kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgeleridir. Fakat ısıt işlem sonrası şekilden de görüleceği gibi bu bölgelerde gözle görülebilir bir sertlik artışı sağlanmıştır.

6. GENEL SONUÇLAR

Yapılan bu tez çalışmasında ısıtıl işlem parametrelerinin kaynaklı zırh çeliği yapısı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Kaynak sonrası özellikle ITAB'de mekanik özelliklerin düştüğü gözlenmiştir. Isıl işlem sonrası kaynaklı zırh çeliği yapısındaki faz dönüşümleri incelenmiş ve mekanik testler gerçekleştirilmiştir. Yapılan deneylerin genel sonuçlarını aşağıdaki gibi sıralamak mümkündür:

- İlk olarak orjinal zırh çeliği mikroyapı, sertlik ve tokluk özellikleri incelenmiştir. Sertlik 510 HV, tokluk 43 joule ve faz yapısı lata tipi martenzit olarak belirlenmiştir. Plaka şeklindeki zırh çeliğinde az da olsa segregasyon gözlenmiştir.
- Orjinal zırh çeliği üzerinde aynı sertlik ve faz özelliklerinin bulunması için bazı ısıtıl işlem parametreleri denenmiştir. Martenzit faz eldesi için ilk önce östenitleştirme daha sonra temperleme sıcaklığı belirlenmiştir. Östenitleştirme ve temperleme süreleri, temperleme sıcaklıkları ile netleşmiştir.
- İlk kademede östenitleştirme sıcaklıkları 60 dakika süre ile, 850, 900, 950 ve 1000 C° seçilmiştir. Suda suverme sonrası sertlik ölçümleri sırası ile 540, 550, 595 ve 538 HV bulunmuştur. 950 C° en yüksek sertlik değeri bulunmuştur. Yapılar ise lata tipi martenzitik faz (temperlenmemiş yapı) olarak belirlenmiştir.
- İkinci kademede seçilen östenitleştirme sıcaklıkları daha dar toleranslarda seçilmiştir. 60 dakika süre ile 940, 950, 960 ve 970 C° östenitleştirme ve su verme sonrası sertlik değerleri sırası ile 558, 571, 540, ve 546 HV bulunmuştur. Yapılar aynı şekilde lata tipi martenzitik faz (temperlenmemiş yapı) olarak belirlenmiştir. Her iki kademede de elde edilen en yüksek sertlik değerine denk gelen sıcaklık değeri 950 C°'dir. Bu sebeple östenitleştirme sıcaklığı 950 C° olarak belirlenmiştir.

- Temperleme sıcaklıkları belirlenirken 60 dakika süre ile 950 C°'de östenitleştirme ve su verme işlemleri yapılmış numuneler sırası ile 200, 300, 400 ve 550 C° sıcaklıklarda 60 dakika süre ile temperleme ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Sertlikler sırası ile 464, 440, 401 ve 344 HV olarak belirlenmiştir. Her bir yapıda lata tipi martenzit fazı gözlenmiştir.
- Temperleme sıcaklığı arttıkça sertlik değerinin düştüğü belirlenmiştir. 200 C°'de maksimum 464 HV değeri bulunmuştur. Orjinal zırh çeliği ise 510 HV değerindedir. Sertlik artışının sağlanması için süreler değiştirilmiştir. 30 dakika östenitleştirme ve suda suverme sonrası 30 dakika süre ile 200 C°'de temperleme ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Yapının lata tipi martenzitik faz yapısına sahip olduğu belirlenmiştir. Sertlik değeri ise 512 HV olarak ölçülerek orjinal zırh çeliği sertlik ve faz yapısına ulaşılmıştır.
- Kaynak işlemi sonrası yapı literatür baz alınarak belirli bölgelere ayrılmıştır. Bu bölgeler kaynak bölgesi ve ITAB'dir. ITAB kendi içinde kaba taneli, ince taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölge olmak üzere dört alana ayrılmıştır. Kaynak bölgesinin mikroyapı çalışmalarında, numuneler %3 nital ve %3 pikral ile dağlanmamıştır. Bu sebeple mikroyapı özellikleri belirlenememiştir. Kaynak bölgesinin sertlik değeri ise 196 HV olarak ölçülmüştür.
- Tezin de ana konusu olan ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) dört bölgeye ayrılarak faz yapıları ve sertlik değerleri belirlenmiştir. Kaynak sonrası kaba taneli ve ince taneli bölgede birbirinden keskin bir şekilde ayrılan latalar halinde martenzit fazları belirlenmiştir. Kaba taneliden ince taneli bölgeye geçişte lata keskinliğinin azaldığı gözlenmiştir. Sertlikler ise sırasıyla 483 ve 520 HV olarak ölçülmüştür. Kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgede ise ferrit ve perlit yapıları gözlenmiştir. Temperlenmiş bölgedeki ferrit tanelerinin kısmen dönüşüm geçirmiş bölge ile kıyaslandığında daha büyük olduğu gözlenmiştir. Sertlik değerleri sırası ile 355 ve 313 HV olarak ölçülmüştür. En düşük sertlik temperlenmiş bölgede ölçülmüştür. Bunun sebebi temperlenmiş bölgede, kısmen dönüşüm geçirmiş bölgeye kıyasla ferrit tanelerinin daha büyük olmasıdır.

- Önceden belirlenmiş olan ısıt işleml parametreleri kaynak sonrası zırh çeliğine uygulanmıştır. Kaynak bölgesinde sertlik değeri 217 HV olarak ölçülmüştür. Isı tesiri altında kalan bölgede (ITAB) yer alan kaba taneli ve ince taneli alanlarda lata tipi martenzit fazı elde edilmiştir. Faz yapısı daha homojen hale gelmiştir. Sertlik değerleri sırası ile 448 ve 504 HV olarak ölçülmüştür. Kaba taneli bölgede kaynak sonrası ısıt işlemsiz durumla karşılaştırıldığında yaklaşık olarak 35 HV kadar sertlik düşüşü meydana gelmiştir. Orjinal zırh çeliği ile kıyaslandığında ise yaklaşık olarak 62 HV kadar düşük bir değer elde edilmiştir. Isıt işleml sonrası kaba taneli bölgede faz yapısı homojenleştirilmiştir fakat orjinal zırh çeliği sertlik değerine ulaşamamıştır. Isıt işleml parametrelerinin kaba taneli bölge için yeterli olmadığı düşünülmektedir. İnce taneli, kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerin yapılarında lata tipi martenzit fazı gözlenmiştir. Sertlikler sırası ile 504, 509 ve 505 HV olarak ölçülmüştür. Bu değerler ve faz yapıları orjinal zırh çeliği ile örtüşmektedir.
- Kaynak sonrası ısıt işleml uygulanmamış ve uygulanmış numuneler hazırlanarak çekme testine tabi tutulmuştur. Çekme testi sonunda her iki numunede de belirli bir akma noktası gözlenmemiştir. Isıt işlemsiz numunede çekme dayanımı 1175 MPa, % uzama ise 6 olarak bulunurken, ısıt işleml numunede çekme dayanımı 950 MPa ve % uzama 3 olarak ölçülmüştür. Isıt işlemsiz numunede kopma, ısı tesiri altında kalan bölgede (kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgeyi içeren alanda) meydana gelmiştir. Isıt işleml numunede, ısıt işlemsiz numuneye kıyasla çekme dayanımı değeri düşük çıkmıştır. Bunun sebebi ısıt işleml numunede kopma noktasının kaynak bölgesinde meydana gelmesidir . 950 MPa değeri kaynak bölgesini temsil etmektedir. Kaynak sonrası ısıt işleml uygulanmış numunenin daha homojen bir yapıya ve mekanik özelliklere sahip olması, kopma noktasının ITAB'nin dışında meydana gelmesine yol açtığı düşünülmektedir.
- Kaynak sonrası ısıt işleml uygulanmış ve uygulanmamış numuneler çentikli darbe testine tabi tutulmuştur. Isıt işlemsiz numunede tokluk değeri 46 joule olarak ölçülürken ısıt işleml numunede bu değer 60 joule olarak belirlenmiştir. Bulunan sertlik değerleri ısı tesiri altında kalan bölgelere aittir. Isıt işleml sonrası tokluk değerinde 14 joule'lük bir artış meydana gelmiştir.

Bu değerin ısı tesiri altında kalan bölgede yer alan kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelere ait olduğu düşünöldüğünde, ısı işlem sonrası sadece sertlik artışı değil aynı zamanda tokluk artışı da sağlanarak mekanik özelliklerin optimizasyonu açısından olumlu bir sonuç elde edilmiştir. Isıl işlemlili kaynaklı numunenin tokluk değeri orjinal zırh çeliğinden (tokluk değeri 43 joule) 17 joule daha fazladır. Her iki numune için sertlik ve faz yapıları birbirilerine çok yakındır. Isıl işlem etkisi sayesinde sertlikten taviz verilmeden tokluk kazancı sağlanmıştır. Isıl işlemsiz kaynaklı zırh çeliğinin ısı tesiri altında kalan bölgedeki tokluk değeri orjinal zırh çeliği değeriinden 3 joule daha fazladır. Yapılan mikroyapı ve sertlik incelemeleri sonucunda bu artışın, ısıl işlemsiz kaynaklı numunede ısı tesiri altında kalan bölgedeki yapının ferritik bir yapıda olması sebebiyle, orjinal zırh çeliğinden daha sünek bir karakteristiğe sahip olmasından kaynaklandığı düşünölmektedir.

- Kaynak sonrası ısıl işlem sonucunda ITAB'de (özellikle kritik faz dönüşümlerinin ve sertlik düşüşlerinin meydana geldiğı kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerde) fazların homojenizasyonu gerçekleştirilmiş, sertliklerdeki düzensiz dağılım engellenmiş ve tokluk optimizasyonu sağlanmıştır.

KAYNAKLAR

- [1] **Krauss, G.** (2005).Steels: Processing, Structure and Performance, ASM International.*Steel Bar Product Guidelines*, ISS, Warrendale, PA, 1994, p 7–10.
- [2] **Warrendale.**(1994).Steel Bar Product Guidelines,ISS (Sf:7-10).
- [3] **McGraw H.**(1958). Constitution of Binary Alloys, Second Edition, New York USA.
- [4] **Bhadeshia, H. K. D. H. ve Honeycombe, S. R.**(2006). Steels: Microstructure and Properties,Third Edition.
- [5] **Url-1** <<http://www.kocaelimakine.com>> , alındığı tarih: 02.01.2013.
- [6] **Bramfitt, B. L. ve Benscoter, A. O.** (2002). Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels, ASM International.
- [7] **Metal Handbook.** (1973). Metallography, Structures and Phase Diagrams, Volume 8, Eighth Edition.(Sf.236,275,276).
- [8] **Roberts C.S.**(1953). Effect of Carbon on The Volume Fractions and Lattice Parameters of Retained Austenite and Martensite,Trans. TMS-AIME, Volume 197 (Sf. 203).
- [9] **Flemings M.C.**(1974). Solidification Processing, Mc-Graw-Hill, New York.
- [10] **Askeland, R. D.** (1996). The Science and Engineering of Materials, Third Edition.
- [11] **Barret C.S., Massalski T.B.** (1966).Structure of Metals, Third Edition, Mc-Graw-Hill, New York.
- [12] **Kirkaldy, J. S.Thompson, B. A. ve Baganir, E. A.** (1993). Volume 1: Properties and Selection Irons, Steels and High Performance Alloys, ASM Handbook (Sf. 303-304).
- [13] **Woodyatt L.R., Krauss G.** (1976). Iron-Chromium Carbon System at 870 C°, Metall. Trans. A, Volume 7A(Sf. 983-989).
- [14] **Bain E. C., Paxton H. W.** (1961). Alloyin Elements in Steel, Second Edition,American Society for Metals.
- [15] **Andrew A.** (1956). Journal of the Iron and Steel Institute (Sf:184-414).
- [16] **Singh, R.** (2012). Physical Effect of Heat on Material During Welding ,Applied Welding Engineering: Process, Codes and Standards (Sf. 171-174).
- [17] **Totten, G.E.** (2006). Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, Second Edition (Sf. 113).
- [18] **Weisman, G.** (1981). Welding Handbook Volume-1, America Society for Welding, Florida.

- [19] **Unfried, J., Garzon, C. M. ve Giraldo, J. E.** (2009).Journal of Material Processing Technology, Numerical and Experimental Analysis of Microstructure Evolution During Arc Welding in Armour Plate Steels, (Sf 1688-1700).
- [20] **Karagöz, Ş., Atapek, H.** (2007). Bor Katkılı Zırh Çeliklerinin Kırılma Davranışı, 8. Uluslararası Kırılma Konferansı Bildiriler Kitabı, İstanbul-Türkiye.
- [21] **U.S. Military Specification** (1990).MIL-A 46100D (MR) Armor Plate, Steel, Wrought, High Hardness.
- [22] **U.S. Military Specification** (2000).MIL-A 12560H (MR) Armor Plate, Steel, Wrought, Homogenous (For Use in Combat Vehicles and for Ammunition Testing).
- [23] **Url-2**<<http://masters.donntu.edu.ua/2008/mech/trifonov/library/s13.htm>> alındığı tarih:02.03.2013.Mars and Armox Armour Steels Specifications.
- [24] **Jena, P. K., Mishra, B., Rameshbabu, M., Babu, A., Singh, A. K. ve Sivakumar, K.**(2010).Effect of Heat Treatment on Mechanical and Ballistic Properties of a High Strength Armour Steel, International Journal of Impact Engineering (Sf.242-249).
- [25] **Url-3**<<http://www.steeluniversity.org>>, alındığı tarih: 03.03.2013.

ÖZGEÇMİŞ



Ad Soyad: Cihan Emre MERZALI

Doğum Yeri ve Tarihi: İstanbul / 20.05.1987

Adres: Çamlık Cad. Kasımpatı Sok. No:8/3 Bahçelievler-İSTANBUL

E-Posta: merzaliemre@gmail.com

Lisans: Kocaeli Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği