

**ÖN TAVLAMALI VE ÖN TAVLAMASIZ TIG
KAYNAĞI YAPILAN P91 VE P92 ÇELİK
BORULARIN MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU**

**2014
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

İsmail Hakkı KARA

**ÖN TAVLAMALI VE ÖN TAVLAMASIZ TIG KAYNAĞI YAPILAN P91 VE
P92 ÇELİK BORULARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
KARAKTERİZASYONU**

İsmail Hakkı KARA

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Haziran 2014**

İsmail Hakkı KARA tarafından hazırlanan "ÖN TAVLAMALI VE ÖN TAVLAMASIZ TIG KAYNAĞI YAPILAN P91 VE P92 ÇELİK BORULARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU" başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı



Prof. Dr. Mustafa ACARER

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 25/06 /2014

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

Başkan : Doç. Dr. Bilge DEMİR (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)

Üye : Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Yavuz SUN (KBÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Nurettin ELTUĞRAL (KBÜ)

İmzası



12/08/2014

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Mustafa BOZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

İsmail Hakkı KARA

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ÖN TAVLAMALI VE ÖN TAVLAMASIZ TIG KAYNAĞI YAPILAN P91 VE P92 ÇELİK BORULARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

İsmail Hakkı KARA

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanları:

Prof. Dr. Mustafa ACARER

Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI

Haziran, 2014, 99

Bu çalışmada, P91-P91 ve P91-92 sınıfı yüksek kromlu çelik borular 250°C’de ön tavlmalı ve ön tavlamasız şekilde argon gazlı koruyucu ortam kullanılarak TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynak işlemleri aynı kaynak parametrelerinde alın kaynağı biçimde olmak üzere yapılmış ve tüm birleştirmelerde ilave metal olarak W Cr Mo 91 ilave tel kullanılmıştır. Kaynak sonrası ısıl işlem 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat sürelerinde yapılmıştır. Kaynaklı birleştirmelerin kaynak bölgelerinin mikroyapı karakterizasyonu optik mikroskop, SEM ve XRD ile gerçekleştirilmiştir. Ayrıca kaynaklı birleştirmelerin dayanımlarını belirlemek için oda sıcaklığında eğme testi, sertlik testi ve çekme testi uygulanmıştır. P91-P91 kaynaklı bağlantıların (2 ve 6 saat PWHT) çekme numunelerinin kırık yüzeylerindeki çukurlardan noktasal EDS’ler alınmıştır.

Yapılan çalışmalar sonucunda esas metal ve ITAB mikroyapılarının temperlenmiş martenzit fazını, kaynak metal mikroyapılarının temperlenmiş martenzit ve levha martenzit fazını içerdiği anlaşılmıştır. SEM ile karbürlerin yoğun olarak ilk östenit sınırları ve levha martenzit sınırları etrafında olduğu ve ayrıca seyrek olarak matriks içinde dağıldığı görülmüştür. 2 ve 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 numunelerinde XRD analizi sonucu ön tavlamasız kaynaklı bağlantılarda $M_{23}C_6$, M_7C_3 , $V(CN)$, Mo_2C karbürlerine ait piklere rastlanırken ön tavlama kaynaklı bağlantılarda $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 karbürlerine ait pikler elde edilmiştir. Eğme testi sonucu kaynaklı bağlantıların esas metal ile kaynak metal arasından çatladığı gözlenmiştir. Sertlik testi sonucu tüm parametrelerde en düşük sertlik değerine ITAB'da rastlanılmıştır. Çekme testi sonrası malzemedeki kopmaların sünek olduğu anlaşılmış ve en yüksek çekme mukavemetine ön tavlama 2 saat PWHT uygulanmış P91-P92 numunesinde 742 MPa değeriyle rastlanılmıştır. 2 ve 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı bağlantılara ait kırık yüzeylerin çukur bölgelerinden alınan noktasal EDS'lerde ön tavlamasız kaynaklı bağlantılarında Mo'ce zengin karbürlere rastlanırken ön tavlama numunelerde rastlanılmamıştır.

Anahtar Sözcükler :P91, P92, Karbürler, PWHT.

Bilim Kodu :915.1.092

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

THE INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES P91 AND P92 STEEL PIPES WELDED BY TIG

İsmail Hakkı KARA

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

Thesis Advisors:

Prof. Dr. Mustafa ACARER

Assoc. Prof. Dr. Hayrettin AHLATÇI

June 2014, 99 pages

In this study, P91-P91 and P91-P92 type high chromium steel pipes were joined with TIG welding method under pre-heating at 250°C and no pre-heating conditions. The welding processes were carried using pure argon shielding gas. After weld operation the pipes were conducted on PWHT processes at 750 °C 2, 4, 6, and 8 hours. Welding processes were performed at the same welding parameters using W Cr Mo 91 as filler metal wire. Microstructural characterization of the welded samples were characterized by optical microscope, SEM and XRD. Also, in order to determine the strength of the welded joints bending, hardness and tensile tests were applied at room temperature. Dimples on the fracture surfaces of the P91-P91 (2 and 6 h PWHT) samples that were analysed by EDS.

In conclusion, the microstructure of the base metal and HAZ was obtained tempered martensite. Weld metal was included columnar martensite and tempered martensite. SEM analysis indicated that the formation of carbides were intensely in the prior austenite and columnar martensite grain boundaries and rarely in the matrix. XRD result was showed that the non pre-heating welded joints had $M_{23}C_6$, M_7C_3 , V(CN), Mo_2C carbides but pre heating samples just only had $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 carbides. Bend test was showed that welded joints cracked between base metal and weld metal areas. Tensile test results has been indicated that failures of the welded joints were ductile and pre heated P91-P92 samples (2 hours PWHT) had the highest tensile strenght of 742 MPa value. EDS investigations of the P91-P91 (2 and 6 h PWHT) fracture surfaces showed that non pre-heating welded joints had Mo rich carbides but pre-heating samples had not Mo rich carbides.

Key Word :P91, P92, Carbides, PWHT.

Science Code : 915.1.092

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocalarım Prof. Dr. Mustafa ACARER'e ve Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI'ya sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Arő. Gör. Fatih AYDIN ve Arő. Gör. Alper İNCESU'ya verdikleri destekler dolayısıyla özel teőekkürlerimi sunarım.

Sevgili aileme manevi hiçbir yardımını esirgemeden yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xviii
BÖLÜM 1.	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	3
YÜKSEK SICAKLIKLARDA KULLANILAN MALZEMELER.....	3
2.1. DÖKME DEMİRLER, SÜPER ALAŞIMLAR, REFRAKTERLER VE KOMPOZİTLER	3
2.2. KROM-MOLİBDEN ÇELİKLERİ.....	4
2.2.1. T/P22	6
2.2.2. T/P23	6
2.2.3. T/P92	6
2.2.4. Aktivitesi Azaltılmış Cr-Mo Çelikleri	7
2.2.5. T/P91	7
2.3. Cr-Mo ÇELİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ	12
2.3.1. Cr (Krom)	12
2.3.2. Mo ve W (Molibden ve Tungsten)	12
2.3.3. Co (Kobalt)	13
2.3.4. Nb, Ta ve V (Niyobyum, Tantalyum ve Vanadyum)	13

	<u>Sayfa</u>
2.3.5. Si (Silisyum)	14
2.3.6. B (Bor).....	14
2.3.7. Ni (Nikel).....	14
2.4. YÜKSEK Cr'lu ÇELİKLERDE OLUŞAN ÇÖKELTİLER.....	15
2.4.1. MX Çökeltisi	17
2.4.2. M ₂ X Çökeltisi	18
2.4.3. M ₂₃ C ₆ Çökeltisi.....	18
2.4.4. M ₆ C Çökeltisi	19
2.4.5 Laves Fazı.....	19
2.4.6. Z-Fazı.....	20
2.5. P91 ve P92 ÇELİKLERİN KAYNAKLI BAĞLANTILARI	20
2.5.1. P91 Çeliğinin Kaynağı.....	20
2.5.2. P92 Çeliğinin Kaynağı.....	21
2.5.3. Kaynak Öncesi Ön Isıl İşlem.....	22
2.5.4. Kaynak Parametreleri	23
2.6. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM(PWHT)	23
2.7. KAYNAK MİKROYAPISI	25
2.7.1. Esas Metal.....	25
2.7.2. Kaynak Metal.....	27
2.7.3. Isı Tesiri Altındaki Bölge(ITAB)	30
2.7.4. Delta Ferrit.....	33
2.8. KAYNAK HATALARI	33
BÖLÜM 3.	37
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	37
3.1. DENEYDE KULLANILAN MALZEMELER	37
3.2. KAYNAK YÖNTEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ.....	38
3.3. NUMUNE HAZIRLAMA.....	40
3.4. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM(PWHT)	40
3.5. METALOGRAFİK İNCELEMELER VE MEKANİK TESTLER.....	41
3.5.1. Metalografik Karakterizasyon	41
3.5.2. Eğme Testi Numunesinin Hazırlanması ve Testi	42

Sayfa

3.5.3. Çekme Test Numunesinin Hazırlanması ve Testi	43
3.5.4. Sertlik Ölçüm Numunesinin Hazırlanması ve Sertlik Ölçümü.....	44
BÖLÜM 4.	45
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	45
4.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU	45
4.1.1. Optik Mikroskop İncelemesi	45
4.1.2. SEM İncelemesi.....	54
4.1.3. XRD İncelemesi.....	57
4.2. SERTLİK TESTİ	58
4.3. EĞME TESTİ	63
4.4. ÇEKME TESTİ.....	64
BÖLÜM 5.	91
SONUÇLAR	91
KAYNAKLAR	93
ÖZGEÇMİŞ	100

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Enerji santrali kazan kısmındaki bazı çeliklerin şematik gösterimi.....	5
Şekil 2.2. Süperkritik kömür yakıtlı bir enerji tesisindeki P91 çelik başlıklar.....	8
Şekil 2.3. Cr miktarına bağlı olarak darbe tokluğu değişimi.....	9
Şekil 2.4. Cr-Mo çeliklerinin karşılaştırılması	9
Şekil 2.5. Modifiyeli P91 çeliğindeki denge fazlarının THERMOCALC yazılımı tahmini	17
Şekil 2.6. P91 çelik boru kaynak bağlantısı için tipik bir ısıtma programı	21
Şekil 2.7. Yüksek Mukavemetli bir çeliğin hidrojen çatlağı üzerine ön tavlamanın etkisi.	22
Şekil 2.8. P91 ve P92 çelikleri için CCT diyagramları	26
Şekil 2.9. Çok pasolu kaynakta ilk bölge (İ) ve yeniden östenitleşen bölge.....	27
Şekil 2.10. Kaynak CCT diyagramı şeması farklı mikroyapıları göstermektedir.....	28
Şekil 2.11. Çok pasolu kaynakta ITAB bölgesinde oluşan bölgeler.....	30
Şekil 2.12. Servis şartlarında P91 çelikte oluşan kaynak çatlakları.....	35
Şekil 3.1. Kaynak ağzı ve kaynak sırası.....	38
Şekil 3.2. TIG kaynağı ile birleştirilen boru malzemeleri.....	39
Şekil 3.3. Kaynak sonrası numunelere uygulanan ısıl işlem (PWHT).....	40
Şekil 3.4. PROTHERM marka ve PLF 120/5 model marka ısıl işlem fırını.....	41
Şekil 3.5. RIGAKU markalı ULTRA IV model XRD cihazı	42
Şekil 3.6. Zwick/Roell marka Z600 model Çekme-Basma-Eğme test cihazı.....	42

Sayfa

Şekil 3.7. TS 287 EN 895 standardına göre hazırlanmış çekme numunesi.....	43
Şekil 3.8. Tel erozyon yöntemi ile elde edilen ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 çekme testi numuleri.....	43
Şekil 3.9. MTS markalı 100kN kapasiteli servohidrolik dinamik test cihazı.....	44
Şekil 3.10 Mikrosertlik test cihazı.....	44
Şekil 4.1. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	46
Şekil 4.2. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	46
Şekil 4.3. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	47
Şekil 4.4. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	47
Şekil 4.5. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	48
Şekil 4.6. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	48
Şekil 4.7. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	49
Şekil 4.8. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	49
Şekil 4.9. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamlasız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	50
Şekil 4.10. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamlasız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	50
Şekil 4.11. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamlasız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	51
Şekil 4.12. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıtıl işlem görmüş ön tavlamlasız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.....	51

Şekil 4.13. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıtım işlem görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	52
Şekil 4.14. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıtım işlem görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	52
Şekil 4.15. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıtım işlem görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	53
Şekil 4.16. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıtım işlem görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı	53
Şekil 4.17. Ön tavlama ve ön tavlama P91-P91 de 750°C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanmış kaynaklı bağlantı numunelerinin 5000X büyütmede SEM resimleri.....	55
Şekil 4.18. Ön tavlama ve ön tavlama P91-P92 de 750°C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanmış kaynaklı bağlantı numunelerinin 5000X büyütmede SEM resimleri.....	56
Şekil 4.19. Ön tavlama ve ön tavlama (ÖTV’li) 750°C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı bağlantının XRD analizi	57
Şekil 4.20. 750°C’de a) 2, b) 4, c) 6 ve d) 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama ve ön tavlama P91-P91 kaynaklı birleştirmenin kaynak metalinden esas metale doğru sertlik dağılımı	59
Şekil 4.21. 750°C’de a) 2, b) 4, c) 6 ve d) 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama ve ön tavlama (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin P91 esas metalinden P92 esas metale doğru sertlik dağılımı.....	61
Şekil 4.22. Ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 ve ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin eğme testi sonrası görünüşleri... ..	63
Şekil 4.23. Ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 ve ÖTV’li P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarına uygulanan 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT işlemi ile mekanik özelliklerin değişimi.....	65
Şekil 4.24. 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama ve ön tavlama P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kopan numunelerinin görüntüsü.....	68
Şekil 4.25. 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama ve ön tavlama P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kopan numunelerinin görüntüsü.....	69

Şekil 4.26. 750°C’de 2 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	71
Şekil 4.27. 750°C’de 4 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	72
Şekil 4.28. 750°C’de 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	73
Şekil 4.29. 750°C’de 8 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	74
Şekil 4.30. 750°C’de 2 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	75
Şekil 4.31. 750°C’de 4 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	76
Şekil 4.32. 750°C’de 6 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	77
Şekil 4.33. 750°C’de 8 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	78
Şekil 4.34. 750°C’de 2 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	79
Şekil 4.35. 750°C’de 4 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	80
Şekil 4.36. 750°C’de 6 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	81
Şekil 4.37. 750°C’de 8 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	82
Şekil 4.38. 750°C’de 2 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	83

Sayfa

Şekil 4.39. 750°C’de 4 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	84
Şekil 4.40. 750°C’de 6 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	85
Şekil 4.41. 750°C’de 8 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü	86
Şekil 4.42. Ön tavlamasız P91-P91 (2 ve 6 saat PWHT’li) numunelerin yüzeylerinde oluşan çukurların EDS sonuçları	89
Şekil 4.43. Ön tavlmalı P91-P91 (2 ve 6 saat PWHT’li) numunelerin yüzeylerinde oluşan çukurların EDS sonuçları	90

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Bazı Cr-Mo çeliklerin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri.	11
Çizelge 2.2. Normalleştirilmiş, temperlenmiş, yaşlandırılmış ve sürünme-kopma test edilmiş yüksek kromlu çeliklerdeki çökeltieler.....	16
Çizelge 3.1. Deneyleerde kullanılan boruların kimyasal analizleri (% ağırlık olarak)	38
Çizelge 3.2. Kaynak parametreleri.....	39
Çizelge 4.1. 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarına ait çekme, akma mukavemetleri ve % uzama miktarı.....	66

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

CO ₂	: karbondioksit
Ni _{eş}	: nikel eşdeğerliliği
Ag	: gümüş
Al	: alüminyum
Ar	: argon
Au	: altın
Cu	: bakır
V	: vanadyum
Cr	: krom
Mn	: mangan
H ₂	: hidrojen
He	: helyum
Mo	: molibden
Ni	: nikel

KISALTMALAR

AISI	: American iron and steel institute (Amerika demir ve çelik enstitüsü)
ASTM	: American society for testing and materials (Amerikan test ve malzeme birliği)
EN	: Avrupa normu
ITAB	: Isı tesiri altında kalan bölge
TIG	: Tungsten inert gas (Tungsten inört gaz)
TS	: Türk standardı
PWHT	: Post weld heat treatment (Kaynak sonrası ısıtım işlemi)
DBTT	: Ductile to brittle transition temperature (Sünek – gevrek geçiş sıcaklığı)
XRD	: X-ray diffraction (X-ışınları kırınımı)
SEM	: Scanning electron microscope (Taramalı elektron mikroskobu)
SMA	: Shielded metal arc (Korumalı metal ark)

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Günümüzde dünyada kullanılan enerjinin neredeyse yarısının üretildiği tesisler kömür yakıtlı enerji santralleridir. Kömür yakıtlı bu tesisler enerji üretimi esnasında çevreye CO₂ salınımı yapmaktadır. Temiz ve güvenilir enerji düşüncesi CO₂ salınımını azaltmaya yönelmiş ve daha verimli enerji üretimini teşvik etmiştir. Bu tesislerde yüksek verimli enerji artan servis sıcaklığı ile sağlanmaktadır. Fakat artan servis sıcaklığı kullanılan yapı malzemelerinin ömrünü azaltmaktadır. Yüksek servis sıcaklığına dayanımlı malzemelerin geliştirilmesi son yarım asırdır bilimadamlarını meşgul etmiş ve gelecek yıllarda meşgul etmeye devam edecektir. Cr-Mo çelikleri kömür yakıtlı enerji santrallerinin ana yapı malzemelerini oluşturmaktadır. Üstün sürünme mukavemeti, yüksek korozyon direnci, yüksek termal iletkenlik, düşük genleşme katsayısına sahip P91 ve P92 çelikleri bu tesislerin kazanlarındaki yeniden ısıtıcı, süper ısıtıcı, buhar boruları kısımlarında kullanılmaktadır.

Enerji santrallerinin yapım masrafı oldukça fazladır. Bu tesislerde kullanılan P91 ve P92 çeliklerinin büyük çoğunluğu kaynaklı halde çalışmaktadır. Yüksek buhar sıcaklığı bu çeliklerin kaynak bağlantılarında zamanla deformasyonlara neden olmaktadır. Oluşan hasarların tamiri servis esnasında duraksamalara ve bu nedenle büyük mali kayıplara yol açmaktadır.

P91 ve P92 çeliklerinin kaynak işlemi korumalı metal ark kaynağı, TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı gibi kaynak yöntemleri ile yapılabilmektedir. Bu çeliklerin kaynak işlemi çok titizlikle yapılmalı ve kaynak parametreleri optimum seçilmelidir. Yüksek krom nedeniyle bu çeliklerin mikroyapısı çok yavaş soğutmalarda bile martenzit yapı olmaktadır. Kaynak esnasındaki ısıl çevrim özellikle ITAB (Isı tesiri altındaki bölge)'da kalıntı gerilmeler bırakmaktadır. Kaynak sonrası ısıl işlem ile bu kalıntı gerilmeler giderilmektedir.

Böylece P91 ve P92 çeliklerin kaynaklı bağlantılarının genel matriksinde optimum tokluk ve dayanım sağlayan temperlenmiş martenzit yapısının oluşması sağlanmaktadır.

Bu çalışmada; enerji santrallerinde geniş kullanım alanı bulunan P91 ve P92 kalite boruların TIG kaynağı yöntemi ile birleştirilmesi gerçekleştirilmiş ve kaynak öncesi ön tavlama ve kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemlerin (PWHT) kaynaklı bağlantıya kazandırdığı niteliklerin araştırılması amaçlanmıştır.

Hazırlanan bu çalışma genel itibarıyla literatür ve deneysel çalışmaları içermektedir. Ancak literatür çalışması kendi içinde beş parçaya bölünmüştür. Bunlardan birinci bölümü “Giriş” oluşturmakta ve çalışma hakkında kısa bilgiler vermektedir. İkinci bölümde enerji santrallerinde kullanılan malzemeler, P91 ve P92 çelikler ve kaynaklı bağlantıları hakkında bilgiler, P91 ve P92 çeliklerin mekanik özelliklerini belirleyen alaşım elementleri, bu çeliklerde oluşan çökeltiler ve bu çeliklerin kaynak kabiliyeti ve kaynağı etkileyen durumlar anlatılmıştır.

Üçüncü bölümde kullanılan malzemeleri, kaynak parametreleri, kaynaklı malzemelerden deney numunelerinin çıkartılmasını, çıkartılan numunelere uygulanan ısıl işlemleri, metalografik incelemeleri ve mekanik testleri içeren deneysel çalışmalar anlatılmıştır.

Dördüncü bölümde yapılan testlerin sonuçları verilmiş ve değerlendirilmiştir. Ayrıca optik resim, SEM ve XRD çalışmaları sonucunda elde edilen resimler yorumlanmıştır. Deneysel çalışma sonucu elde edilen bulgular benzer çalışma sonuçları ile karşılaştırılmış ve sebep-sonuç ilişkisi bakımından değerlendirilmiştir.

Deneysel çalışmaların nihai sonuçlarının açıklandığı beşinci ve son bölümde, deneysel çalışmalar sonucu elde edilen bulgular, deneysel çalışmanın amacına uygun yorumlanmıştır.

BÖLÜM 2

YÜKSEK SICAKLIKLARDA KULLANILAN MALZEMELER

Enerji santralleri, petro kimya endüstrisi gibi yüksek sıcaklıklarda çalışan bölümlere sahip tesislerin güvenilebilir çalışma ortamları ve enerji verimliliği, yüksek sıcaklığa dayanabilen malzemeler ile sağlanabilmektedir. Yüksek sıcaklık malzemelerin gelişimi enerji verimliliğinin artırılması ile doğru orantılı olarak yükselmiştir. Son yıllarda kullanılan yüksek sıcaklık malzeme türleri başta demir çelik malzemeleri olmak üzere kompozit malzemeler dahil geniş bir alana yayılmıştır.

2.1. DÖKME DEMİRLER, SÜPER ALAŞIMLAR, REFRAKTERLER VE KOMPOZİTLER

Yüksek sıcaklıklarda kullanılan alaşımlar denilince 260-1200°C arasındaki sıcaklıklarda kararlı bir yapıya sahip olan, çevresel koşullara dirençli, iyi mukavemet sağlayan malzemeler akla gelmektedir. Bu malzemeler ısı girdisinin veya çıktısının yüksek olduğu enerji santralleri, türbinler, motorlar, fırınlar, pistonlu motorlar gibi uygulamalarda kullanılır. Bu şartlar altında kullanılan malzemenin mukavemetini kaybetmemesi için yüksek sıcaklıklarda mikro yapılarının kararlı kalması zorunludur [1].

Isıl-dirençli dökme demirler temel olarak demir, karbon ve silisyum alaşımlarından oluşan ve yüksek sıcaklıklara olan dayanımlarının nikel, molibden, alüminyum, %3 silisyum gibi diğer alaşım elementlerinin ilavesi ile geliştirilmiş bir gruptur [1].

Karbon çeliği, korozyon ve oksitlenmenin olduğu yerlerde en fazla kullanılan çelik türüdür. Başlıca uygulama alanları kazanlar, süper-ısıtıcılar, ısı değiştiriciler ve yoğunlaştırıcılarıdır.

Bu çeliklerin kaynak kabiliyeti, performansları ve düşük fiyata sahip olmaları geniş bir alanda kullanılmalarını sağlamıştır [1]. Ağır çalışma şartları altında paslanmaz çelikler ve süperalaşımların kullanılması düşünülebilir. Genellikle paslanmaz çelikler daha az alaşım elementi içermeleri bakımından farklı olabilirler. Örneğin 304 paslanmaz çelik ve Waspalay alaşımını (çökelti sertleştirmeli nikel esaslı alaşım) karşılaştırsak 304 paslanmaz çelik C, Mn, Si, Cr ve Ni içerirken nikel esaslı alaşım bu elementlere ilaveten Mo, Co, Ti, Al, Zr ve B içerir. Fakat bu ilave elementler nikel esaslı alaşıma 870°C’de korozyon direnci ve mukavemet sağlar [1].

Hava taşıtlarında ağırlığın önemi özellikle düşük yoğunluklu alaşımlara ilgiyi arttırmıştır. Düşük yoğunluklu alaşımlar magnezyum, alüminyum ve titanyum esaslı alaşımlardır. Magnezyum alaşımları 150-425°C, alüminyum alaşımları 150-350°C, titanyum alaşımları 595°C’ye kadar sıcaklıklarda kullanılmaktadır [1].

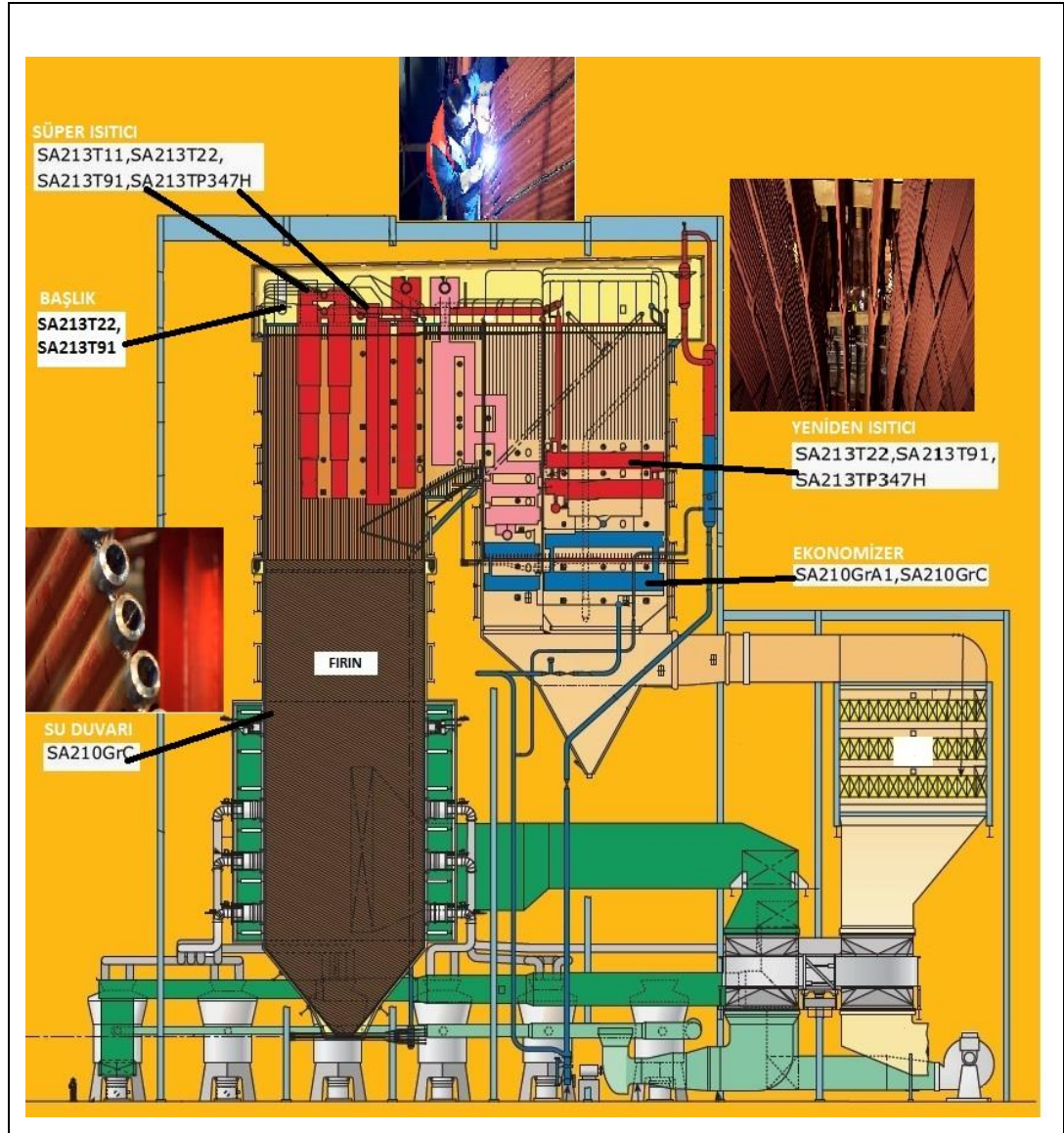
Refrakter metalleri W, Mo, Nb, Ta ve Rh içeren alaşımlardır. Bu metal ve alaşımların ergime noktaları paslanmaz çelik veya süperalaşımlara göre oldukça yüksek olan 2200°C’yi geçmektedir. Ayrıca yüksek sürünme mukavemetleri, W ve Mo sayesinde düşük sıcaklık süneksizliği bakımından gaz türbin motoru ekibmanlarına alternatif olabilirler [1].

Yüksek sıcaklık uygulamalarında en yüksek sıcaklık şartlarını karbon-karbon kompozitleri gibi kompozit malzemeler sağlar. Bu kompozitler roket nozüllerinde, uzay mekiklerinde kullanılmaktadır. Bu malzemeler düşük yoğunluklarının yanında çok yüksek sıcaklıklarda çalışma yeterliliğine sahiptir. Fakat yüksek sıcaklıklarda oksidasyona uğradıklarından kaplanmış şekilde kullanılmaktadırlar [1].

2.2. KROM-MOLİBDEN ÇELİKLERİ

Sürünmeye ve yüksek sıcaklığa dirençli Cr-Mo çelikleri uzun yıllar boyunca kullanılmaktadır. Özellikle petrokimya endüstrisi ve enerji santrallerinde başarılı bir şekilde kullanımı yaygındır. Bu endüstriler için tipik ürünler kazanlar, başlıklar, ısı değiştiriciler, reaktörler ve hidrokrakerler genellikle ağır duvar basınç kazanlarında inşa edilir. Verimliliğin artırılması için artan buhar basıncı ve sıcaklık değerleri bu

endüstride kullanılan Cr-Mo çeliklerinin ya daha kalın olmasını ya da daha yüksek mukavemet ve darbe tokluğu ihtiyacını ortaya çıkarmıştır. Gelişmiş mekanik özellik azalan et kalınlığı, üretim kolaylığı, işleme ve ağır parçaların tesise yüklenmesi bakımından avantajlar sağlar. Temel ve klasik Cr-Mo çelikleri %0.5Mo, %1Cr-%0.5Mo, %2.25Cr-%1Mo, %5Cr-%1Mo, %9Cr-%1Mo ve %12Cr-%1Mo alaşımlarıdır. V, W, Ni, Ti, Nb, B ve N gibi elementler içeren yeni alaşımlar T/P22, T/P23, T/P24, T/P91, T/P92 ve VM 12-SHC geliştirilmiştir. Bu yeni alaşımların çoğu başarılı bir şekilde endüstride kullanılmakta fakat gelişimi de devam etmektedir [2].



Şekil 2.1. Enerji santrali kazan kısmındaki bazı çeliklerin şematik gösterimi [3].

2.2.1. T/P 22

%2.25Cr-%1Mo ferritik çeliği Cr-Mo çelikleri arasında en yaygın kullanılan çeliktir. Bu alaşım genellikle 400-525°C sıcaklıklarında çalışan buhar jeneratörlerinde kullanılmaktadır. Bu çelikten yapılan kısımlar petrol rafinesinde kullanılan basınç kazanları ve reaktörlerdir. Bu alaşım nükleer endüstri tarafından dünya genelinde kabul görmüş ve sıvı metal soğutma hızlı besleyici reaktörünün buhar jeneratörünün buharlaştırıcısı için seçilmiştir. Nedeni ise bu çeliğin 520°C'ye kadar olan sıcaklıklardaki kabul edilebilir mekanik özellikleri ve kaynak edilebilirliğidir [4].

2.2.2. T/P 23

P23 çeliği P22 çeliğine göre daha düşük karbonlu (%0.06C), %1 Mo yerine de %1.6W içeren ve böylece daha iyi kaynak edilebilirlik ve sürünme mukavemetine sahip bir çeliktir. P22'ye göre P23 çeliği 550°C'de yaklaşık iki kat daha fazla mukavemete sahiptir [5].

2.2.3. T/P P92

P92 süperkritik ve ultra-süperkritik enerji santrallerinin kazan parçalarında kullanılan yeni bir çeliktir. P91 çeliğindeki Mo yerine W ilavesi ile elde edilir. W'li P92 çelikleri düşük termal genişleme, yüksek termal iletkenlik, iyi buhar korozyon direnci ve mükemmel sürünme özellikleri gösterir. Buhar oksidasyonu her bir alaşımın maksimum çalışma sıcaklığı için önemli bir rol oynar. P91'in maksimum izin verilebilir sıcaklığı 610°C iken bu değer P91'de 620°C'dedir. P91 için çalışma sıcaklığı olan 593°C'de P92'nin izin verilebilir gerilme değeri 87Mpa'dır. Bu değer P91 çeliğine göre %25 daha fazladır. Süper kritik ve ultra-süper kritik enerji santrallerinin tahmin edilen çalışma sıcaklığı 620°C dolaylarındadır. Bu sıcaklıkta P92'nin izin verilebilen gerilme değeri 70Mpa olup P91'e göre %50 fazladır. P91'e göre %150 daha az et kalınlığına sahip olan P92'nin üretim ve işletim maliyeti daha ekonomiktir. İnce P92 tüpler ısı iletimi bakımından daha üstün olduğundan santralin termal verimliliğine olumlu katkı sağlar [6].

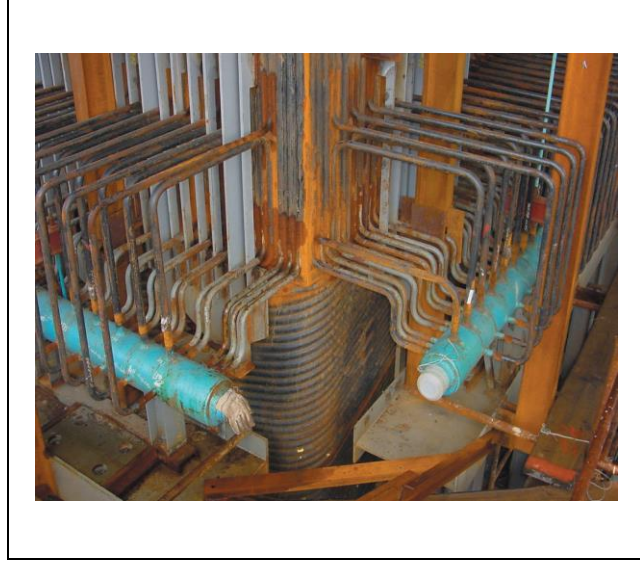
2.2.4. Aktivitesi Azaltılmış Cr-Mo Çelikleri

Aktivitesi azaltılmış ferritik/martenzitik çelikler gelecekteki fizyon ve füzyon enerji santrallerinde kullanılması düşünülen aday çeliklerdir. Östenitik paslanmaz çeliklere göre daha iyi mekanik ve termal iletkenlik özelliğine sahip olmalarının yanında bu çelikler boşluk şişmesine karşı mükemmel dirence sahiptir. Şimdiki aktivasyonu azaltılmış çeliklerden Eurofer 97, JLF-1, 9Cr-2WVTa ve CLAM çelikleri Cr, V, Mn, V, Ta, C ve N ile alaşımlandırılmıştır. Bu çeliklerin hepsi katı eriyik ve çökelti sertleşmesi ile mukavemetlendirilmiştir. Bu çeliklerden Mo ve Nb çıkarılmış ve yerlerine Ta ve W ilave edilmiştir. Böylece düşük aktivasyon özelliği bu çeliklere kazandırılmıştır [7].

2.2.5. T/P 91

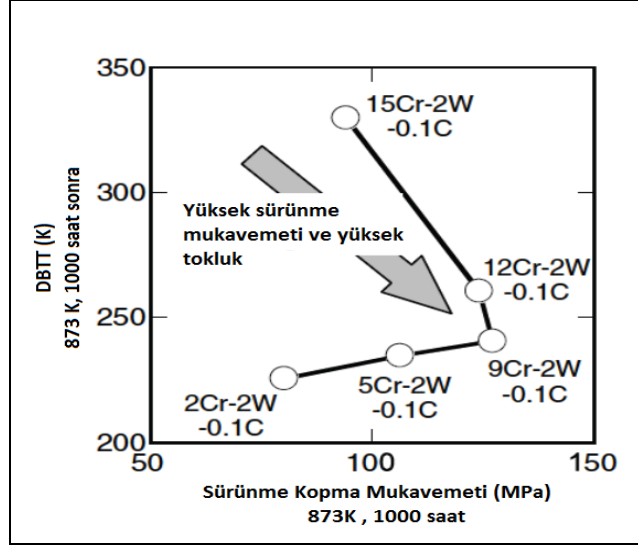
Modifiyeli temperlenmiş martenzitik ısı dirençli 9Cr-1Mo-Nb-0.2V (P91/T91 ASTM A335) 1980'li yılların başlarında Amerika'da geliştirilmiştir. Başlıca kullanım yerleri süperkritik ve ultra-süperkritik fosil enerji santrallerindeki ana buhar boruları, süperısıtıcılar, başlıklar, kazanlar ve türbinlerdir. Düşük alaşımlı ferritik ve östenitik çeliklerin yerine daha ince-duvar parçalarında yüksek mukavemetli P91 çelik yer edinmiştir. Bu çelik sınıfı düşük termal genişleme, yüksek termal iletkenlik, yüksek korozyon kopma direnci, düşük oksidasyon oranı ve iyi kaynak edilebilirlik ve denetlenebilirlik avantajlarına sahiptir. Bu avantajlar baskın bir şekilde kullanılan P22 çeliği yerine P91'i enerji santrallerinin gelecek uygulamalarında (600°C üstü, 300 bar buhar basıncı) potansiyel bir aday yapar [8].

P91 çeliğin P11 ve P22 çeliklerine göre daha güçlü olmasının kabulünden sonra Amerika'da P91 çeliklerin uygulanması 1991 yılında olmuştur. İlerleyen yıllar içinde kurulumu yapılan P91 çelikler hakkında olumlu geri dönüşler olmuştur [9].



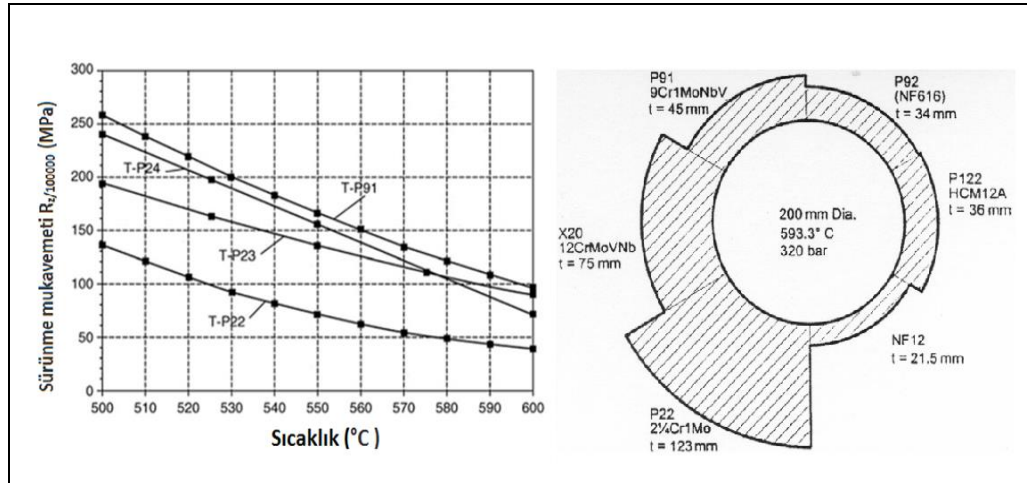
Şekil 2.2. Süperkritik kömür yakıtlı bir enerji tesisindeki P91 çelik başlıklar [10].

Ferritik çelik yüzey merkezli kübik kristal yapısına sahiptir fakat alaşım elementine ve ısı işleme göre bu çeliklerin mikroyapısı ferrit, beynit veya martenzit olabilir. Şekil 2.3’de 600°C’de 1000 saat yaşlandırma sonrası Cr içeriğine ve süneklikten gevrekliğe geçiş sıcaklığı arasındaki bağıntı verilmiştir. Bu resimde data noktalarını bağlayan çizgi Cr konsantrasyonunun etkisini göstermektedir. Bu çeliklere V, Nb ve N eklenmemiştir ve bu nedenle MX türü karbonitrür çökeltileri bulunmamaktadır. Cr içeriğinin %2 den %9’a yükselmesi ile çeliklerin mikroyapısı temperlenmiş beynit veya temperlenmiş martenzit içermekte ve sürünme kopma mukavemeti de yükselmektedir fakat DBTT sadece yavaşça artmaktadır. Sürünme esnasında mikroyapıdaki değişim örneğin dislokasyonların toparlanması ve karbür ve alttanelerin irileşmesi yüksek kromlu martenzit çeliklere göre düşük kromlu beynitik çeliklerde daha azdır. Bu durum 9Cr lu çeliklerin 2Cr’lu çeliklere göre sürünme kopma mukavemetininde daha yüksek olmasını sağlar. %10’dan fazla Cr içeren çelikler ise çift faz (martenzit ve delta-ferrit) içerir, sürünme kopma mukavemeti azalır ve DBTT artan Cr içeriği ile birlikte artar ve bununla beraber delta-ferritin hacimsel fraksiyonu artar. Delta ferrit ne karbür ne de alttane içerir ve az miktar dislokasyona sahiptir. Temperlenmiş beynitik ve martenzitik mikroyapıdaki levha (lath), blok ve paket altyapıları tokluk bakımından delta ferritli ferrit matrikse göre avantajlıdır. Sürünme mukavemeti ve tokluk bakımından optimum Cr konsantrasyonu %9 olarak düşünülebilir [10].



Şekil 2.3. Cr miktarına bağlı olarak darbe tokluğu değişimi [11].

P91 çeliğinin avantajları şöyle sıralanabilir, yüksek mukavemeti sayesinde santrallerdeki güvenilirliğin artmasını sağlar, verilen süzünme ve yorulma görevi altında daha uzun parça ömrüne sahiptir, aynı tasarım şartları için boru ve tüplerde daha ince et kalınlığı sahiptir böylece daha düşük termal depolama ve daha az termal gerilime yol açmaktadır. Ayrıca Şekil 2.4'de görüleceği gibi P91'in et kalınlığı oldukça incedir ve aynı koşullarda diğer çeliklere göre daha iyi süzünme kopma mukavemetine sahiptir [9].



(a)

(b)

Şekil 2.4. Cr-Mo çeliklerinin karşılaştırılması a) süzünme mukavemeti [12] b) et kalınlıkları [11].

Mekanik özellik bakımından (Çizelge 2.1) Cr-Mo çeliklerinin her birinin üstün özelliklere sahip olması enerji santrallerindeki güvenilirliğe katkı sağlamıştır. Enerji santrallerinde kullanılan P91 çeliklerin diğer sürünme dirençli P22, P23 ve P92 gibi çeliklerle kaynağı oldukça fazla yapılmaktadır. Bu kaynaklı birleştirmelerin gösterdiği mekanik özellikler tesisin ömründe ve çalışma performansında büyük bir etkiye sahiptir.

Çizelge 2.1. Bazı Cr-Mo çeliklerin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri [13].

Element	% Ağırlık Kimyasal Bileşim										Diğer	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb			
Beynitik Çelikler												
T/P22 (10CrMo9-10)	0.08-0.14	≤ 0.50	0.40-0.80	2.0-2.5	-	0.90-1.10	-	-	-	-	-	-
T/P23 (7CrWVNb9-6)	0.04-0.10	≤ 0.50	0.10-0.60	1.9-2.6	-	0.05-0.30	0.20-0.30	1.45-1.75	0.02-0.08		N ≤ 0.03 B 0.0005-0.0060	
T/P24 (7CrMoVTiB10-10)	0.05-0.10	0.15-0.45	0.30-0.70	2.20-2.60	-	0.90-1.10	0.20-0.30	-	-	-	N ≤ 0.010 B 0.0015-0.0070 Ti 0.05-0.10	
Martenzitik Çelikler (%9-12 Cr Çelikleri)												
X20CrMoV11-1	0.17-0.23	< 0.50	< 1.0	10.0-12.5	0.30-0.80	0.80-1.20	0.25-0.35	-	-	-	-	-
T/P91 (X10CrMoVNb9-1)	0.08-0.12	0.20-0.50	0.30-0.60	8.0-9.5	< 0.40	0.85-1.05	0.18-0.25	-	0.06-0.10		N 0.03-0.07	
T/P92 (X10CrWMoVNb9-2)	0.07-0.13	< 0.5	0.30-0.60	8.5-9.5	< 0.40	0.30-0.60	0.15-0.25	1.5-2.0	0.04-0.09		N 0.03-0.07 B 0.001-0.006	
Oda Sıcaklığındaki Mekanik Özellikler												
	Alma Mukavemeti MPa	Çekme Mukavemeti MPa	% Uzama									
T/P22 (10CrMo9-10)	≥ 310	480-630	≥ 18									
T/P23 (7CrWVNb9-6)	≥ 400	≥ 510	≥ 20									
T/P24 (7CrMoVTiB10-10)	≥ 450	585-840	≥ 17									
X20CrMoV11-1	≥ 500	700-850	≥ 16									
T/P91 (X10CrMoVNb9-1)	≥ 450	620-850	≥ 17									
T/P92 (X10CrWMoVNb9-2)	≥ 440	620-850	≥ 17									

2.3. Cr-Mo ÇELİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Cr-Mo çeliklerinin üstün özellikleri bileşimlerinde sahip oldukları alaşım elementlerine dayanmaktadır. Bu bölümde alaşım elementlerinin Cr-Mo çeliklerine sağladıkları katkılar anlatılacaktır.

2.3.1. Cr (Krom)

Kromun Cr-Mo çeliklerine sağladığı en önemli özellik yüksek oksidasyon özelliği sağlamasının yanında $Cr_{23}C_6$ çökeltisinin oluşmasını sağlamasıdır. En iyi sürünme direncini %9 Cr'lu çeliklerde, daha iyi oksidasyon direncini ise %10-12 Cr'lu çeliklerde görülmektedir [14]. Klueh R.L. ve arkadaşlarının 5Cr-2WVTa, 7Cr-2WVTa ve 9Cr-2WVTa çelikleri üzerinde yapılan mikroyapı çalışması göstermiştir ki 9Cr çeliğinde $M_{23}C_6$ karbürü diğer karbürlere oranla daha baskındır. Krom miktarı %9'dan %7'ye düştüğünde M_7C_6 karbürü $M_{23}C_6$ karbürü ile birlikte gözükmiştir. 9Cr-2WVTa çeliğinde ise M_7C_6 karbürüne hiç rastlanmamıştır. 5Cr'lu çelikte diğer çeliklere göre daha yüksek dislokasyon yoğunluğu gözlenmiştir [15].

2.3.2. Mo ve W (Molibden ve Tungsten)

Mo ve W'nin bu çeliklere sağladığı fayda atomlararası yüksek bağ enerjisine sahip bileşikler oluşturmaları ve yüksek sıcaklık mukavemetini arttırmalarıdır [14]. Abe F. ve arkadaşları çalışmalarında 9Cr'lu çeliğe tungstenin etkisini su verme, temperleme ve yaşlandırma sonrası incelemişlerdir. Su verme işlemi sonrası temperleme esnasında homojen bir şekilde W_2C çökeltilerinin martenzit içinde oluştuğunu ve bu çökeltilerin 400°C ve 550°C'de ikincil (sekonder) sertleşmeye neden olduğunu söylemişlerdir. W içermeyen 9Cr'lu çeliğin 750°C'deki temperleme işlemi yapıda $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 karbürler oluştuğunu fakat artan W içeriği ile M_7C_3 'nin yerini $M_{23}C_6$ 'e bıraktığını ve ayrıca M_6C karbürünün oluştuğunu gözlemlemişlerdir [16]. Morimoto H. ve arkadaşları çalışmalarında W'nin 9 Cr içeren çeliğin kaynaklı bağlantısına olan katkısını incelemişlerdir. 9Cr-Mo-W ve 9Cr-1Mo-Nb-V alaşımlı çeliklerin kaynaklı bağlantıların sürünme mukavemetini karşılaştırmışlar ve sonuç olarak 600°C'de benzer sonuçlar elde etmişlerdir. Fakat W'li alaşımın esas metalin

sürünme kopma direnci diğerine göre daha yüksek çıktığını ve bu durumun kaynaklı bağlantıyı da olumlu etkilediğini söylemişlerdir [17]. Shibuya M. ve arkadaşları çalışmalarında W ile özellikle intermetalik χ -fazının, uzun-süreli sürünme ömrü mukavemetini arttıran fazın yapıda teşvik edildiği bildirilmiştir [18]. Onoro J. çalışmasında Mo ve W östenitin kararlı olmasını sağladığını ve yüksek sıcaklıklarda Cr-Mo çeliklerinin mekanik özelliklerini geliştirdiğini söylemiştir [19].

2.3.3. Co (Kobalt)

Kobalt Curie noktasını yükseltir, atomların diffüzyon hızlarını azaltır ve $M_{23}C_6$ çökeltilerin irileşmesini azaltır [14]. Helis L. ve arkadaşları %0, %1, %3 ve %5 Co içeren 9Cr martenzitik çeliğin temperleme sonrası mikroyapısına Co'nun etkisi çalışmıştır. %0 ve %1 Co içeren alaşımlarda ilk östenit tane boyutuna ve çökeltilere etkisi olan delta ferrite rastlanmıştır. Çalışmada Co miktarının artışıyla MX ve $M_{23}C_6$ çökeltilerinin miktarında artış olduğu söylenmiştir. En fazla dislokasyon yoğunluğuna %3 Co içeren çelikte en azı ise %1 Co içeren çelikte rastlanılmıştır. Kobalt çökeltilerde çok az iken çoğunlukla matrikste kalmıştır [20]. Shibuya M. ve arkadaşları 15Cr-3W ferritik çeliklerin 3W-0Co, 6W-0Co, 3W-3Co ve 6W-3Co içeren alaşımlarının 650°C ve 750°C'de sürünme davranışları incelenmiştir. Co ilavesinin mukavemet artışına olan etkisinin W ilavesine göre daha iyi olduğunu, fakat her iki elementin ortak ilave edilmesi ile sürünme mukavemetinde kayda değer bir artış olduğunu söylemişlerdir. Co ilavesinin $M_{23}C_6$ çökeltisinin tane içlerinde oluşmasına katkı sağladığını ve kısa-süreli sürünme koşullarında Co ilavesinin etkili olduğunu rapor etmişlerdir [18].

2.3.4. Nb, Ta ve V (Niyobyum, Tantalyum ve Vanadyum)

Niyobyum, tantalyum ve vanadyum MX türü karbonitrürler oluşturarak sürünme mukavemetine katkı sağlar. Nb ve Ta yüksek sıcaklıklarda östenit bölgesinde kolayca karbonitrür oluştururken V düşük sıcaklıklarda ferrit bölgesinde oluşturur. Ayrıca Ta elementi Nb'a göre daha düşük aktivasyon enerjisine sahiptir [14]. Arivazhagan B. ve arkadaşları P91 kaynaklı malzemenin darbe tokluğuna Nb elementinin oldukça yüksek katkısı olduğunu kaydetmişlerdir [21]. Klueh R.L. ve

arkadaşları tantalyumun 9Cr çeliklerin DBTT ve mukavemetine etkisinin pozitif olduğunu söylemişlerdir [15]. Fakat Z-fazını çökmesini bir hayli arttırdığı için yüksek niyobyum içeriğinden sakınılmaktadır [22].

2.3.5. Si (Silisyum)

Silisyum oksidasyon direncini arttırmaktadır. Buna rağmen Laves fazının oluşumunu hızlandırıcı etkisi vardır [14]. %1 den daha fazla silisyum ilavesi oksidasyon direncinde azalmaya neden olur. Ayrıca bu seviyede silisyum tokluğa olumsuz tesir eder [22]. Aynı şekilde Arivazhagan B. ve arkadaşları az miktarda silisyumun P91'in tokluğunu arttırdığını söylemişlerdir [21].

2.3.6. B (Bor)

Bor $M_{23}C_6$ karbürlerin kabalaşmasını engelleyerek sürünme mukavemetini yükseltir [14]. Klueh R.L. ve arkadaşları borun 9Cr-2WVTa çeliğine etkisinin mukavemet ve darbe bakımından pozitif etkilediğini söylemişlerdir [15]. Bor Cr-Mo ve Cr-W çeliklerin östenit fazı teşvik ederek sertleşebilirliğini yükseltir. %9-12 Cr içeren çeliklerde bor ile $M_{23}C_6$ karbürlerin levha (lath) ve tane sınırlarının irileşme oranının azalmasına katkı sağlanır. Borun $M_{23}C_6$ içine sokulması karbürlerin olgunlaşmasını engeller ve $M_{23}(CB)_6$ ile ince karbür dağılımı sağlanır [22]. Oerlikon firması yaptığı bir çalışmada çeşitli elementlerin P92 çelik malzemenin kaynak tokluğu üzerine etkisini incelemişler ve Bor elementinin tokluk üzerinde olumsuz bir etkisinin olduğunu rapor etmişlerdir [23].

2.3.7. Ni (Nikel)

P91 çeliğine kontrollü bir şekilde nikel ilavesinin yapılması delta-ferrit oluşumunu azaltması bakımından yararlıdır [21].

2.4. YÜKSEK Cr'lu ÇELİKLERİNDE OLUŞAN ÇÖKELTİLER

Normalleştirme işlemi ve sonrasında yapılan temperleme veya yaşlandırma işlemleri sonrası yüksek kromlu martenzitik çeliklerde çökelti oluşmaktadır. Bu çökelti çeliğin yüksek sıcaklıktaki deformasyonunu, kırılmaya eğilimini ve tokluğunu etkiler. Çizelge 2.2'de temperleme ve sonrasında yaşlandırma işlemi ile yüksek kromlu çeliklerde oluşan çökelti verilmiştir. Bu fazlar karbür çıkarma yöntemi ile XRD'de ve replika çıkarma ile yüksek çözünürlüğe sahip analitik elektron mikroskopunda ve EDX gibi teknikler kullanılarak karakterize edilmektedir [24].

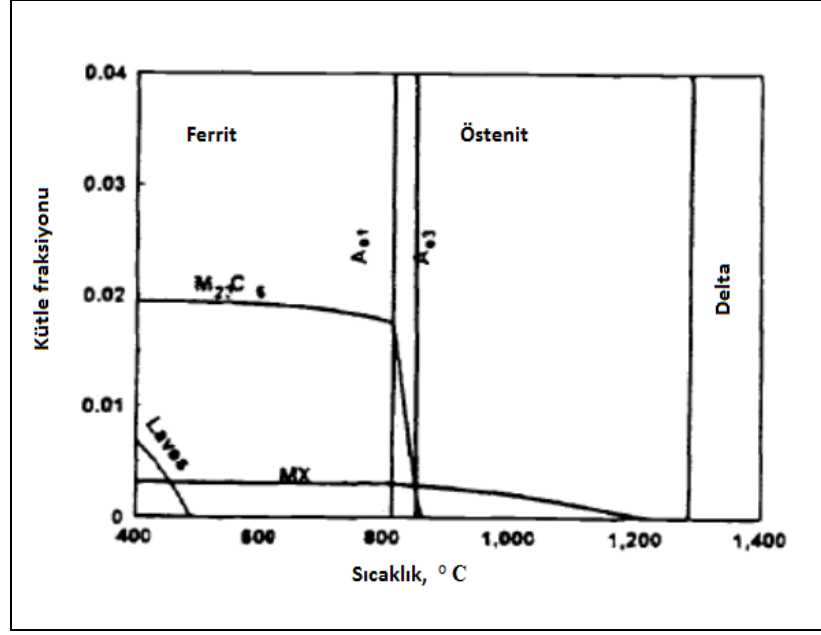
Bu çeliklerde oluşan en kararlı ve ana çökelti $M_{23}C_6$ 'dır, fakat çeşitli ve daha küçük miktarlarda diğer karbür, nitrür ve karbonitrürler de normalizasyon (veya su verme) ve temperleme esnasında oluşabilir. Daha fazla çökelti ve bu fazların küreselleşmesi yaşlandırma ve sürünme gerinimi esnasında olur ve bu durum çeliğin bileşimine, sıcaklığa, zamana ve uygulanan yüke bağlıdır. M_2X çökeltileri yüksek sıcaklık yaşlandırması veya sürünme gerinimlerinde yerini MX, Z ve Laves fazlarına bırakır. Laves fazları [Fe_2Mo , Fe_2W ve $Fe_2(W, Mo)$] şeklinde Mo ve W içeren çeliklerde] 450-650°C'de oluşan ana çökeltilerdir ve çökelti hacim fraksiyonu artan Mo ve W içeriğiyle doğru orantılı artar. Tamamen martenzitik çeliklerde çökelti oluşumu hızlıdır, Laves fazı martenzitik levhaların (lath) içinde Cr_2N partikülü olarak ve $M_{23}C_6$ çökeltilerinin etrafında çekirdeklenir. Silisyum P91 çeliklerin termal yaşlandırması esnasında Laves fazının oluşum hızını yükseltir. Buna rağmen az miktarda Ta, Fe_2W çökeltisinin oluşumunu geciktirir. 600, 650 ve 700°C'de temperlenmiş veya yaşlandırılmış Chi fazına 12Cr-4Mo çeliği ve 12Cr-6Mn çeliğinde 400-520°C'de 5000 saate varan termal yaşlandırma koşullarında rastlanılmıştır. Bu faz karbonla bileşim yapar ve $M_{18}C$ olarak bilinir ve intermetalik bileşim olarak davranır [24].

Yüksek kromlu enerji santral çelikleri ve aktivasyonu azaltılmış martenzitik çeliklerdeki mikroyapısal değişim bilgisayar modellemesi ile incelenebilir. Bu matematiksel modelleme çalışmaları başarılı bir şekilde faz değişimini, yapı-özellik ilişkisini bize sunar. Bu çeliklerdeki termodinamik olarak en kararlı fazları ve sıcaklık bağlı olarak bu fazların fraksiyonu, uygun termokimyasal datayı kullanarak

tahmin edebilir (THERMOCALC yazılımı gibi). Örnek olarak P91 çeliği için bu veri Şekil 2.5’de gösterilmiştir. Uzun süre sonlarında denge haline yaklaştığı için bu modeller çökelti reaksiyonlarının kinetiği ile işbirliği yapmak zorundadır. Böylece termokimyasal veri ile birleşen klasik çekirdeklenme ve büyüme teorileri faz oluşum sırasını tahmin edebilir. Aynı zamanda bu fazların fraksiyonları zaman-sıcaklık fonksiyonları şeklinde belirlenebilir ve her bir fazın partikül ebatlarının dağılımı tahmin edilebilir. Fakat şimdilerde alt-tane ve dislokasyon yoğunluklarının oluşumuna zaman ve sıcaklığın etkisini tarif edebilecek güvenilir bir model yoktur [24].

Çizelge 2.2. Normalleştirilmiş, temperlenmiş, yaşlandırılmış ve sürünme-kopma test edilmiş yüksek kromlu çeliklerdeki çökelti [24].

ÇÖKELTİ FAZININ ADI	KRİSTAL YAPI VE LATİS PARAMETRESİ	BİLEŞİM	ÇÖKELTİNİN DAĞILIM YERLERİ
M ₂₃ C ₆	fcc a = 1.066 nm	(Cr ₁₆ Fe ₆ Mo)C ₆ (Cr ₄ Fe ₁₂ Mo ₄ Si ₂ WV)C ₆	Kaba partikül şeklinde ilk östenit tanesi ve martenzit levha(lath) sınırlarında ve intra- levha(lath) tanelerinde
MX	fcc a = 0.444-0.447nm	NbC, NbN, VN, (CrV)N, Nb(CN) ve (NbV)C	Çözünmemiş partiküller ve ince çökelti şeklinde martenzit levha(lath) sınırlarında
M ₂ X	Hekzagonal a = 0.478nm c=0.444nm	Cr ₂ N, Mo ₂ C ve W ₂ C	Martenzit levha(lath) sınırlarında (Cr ₂ N,Mo ₂ C); ilk östenit tane sınırlarında(Mo ₂ C); intra- levha(lath) (Mo ₂ C ve W ₂ C); çift fazlı çeliklerde delta-ferrit [Cr ₂ (CN) ve (CrMo) ₂ (CN)]
Z-Fazı	Tetragonal a = 0.286nm c = 0.739nm	(CrVNb)N	Geniş plakamsı partiküller şeklinde 600°C de sürünme gerinimi sonrası matriksde
n-karbür	Elmas kübik a = 1.07-1.22 nm	M ₆ C (Fe ₃₉ Cr ₆ Mo ₄ Si ₁₀)C	İlk östenit tane ve martenzit levha(lath) sınırları ve intra- levha(lath)
Vanadyum karbür	Fcc, a = 0.420 nm	V ₄ C ₃	Matriksde düşük yoğunlukta
Laves	Hekzagonal a = 0.4744nm c = 0.7725nm	Fe ₂ Mo Fe ₂ W ve Fe ₂ (MoW)	İlk östenit tane ve martenzit levha(lath) sınırlarında ve intra levha(lath); çift fazlı çeliklerde delta-ferrit
Chi	Bcc, a =0.892 nm	M ₁₈ C veya Fe ₃₃ Cr ₁₂ Mo ₁₀ C	İntra-martenzit levha(lath); çift fazlı çeliklerde delta-ferrit



Şekil 2.5. Modifiyeli P91 çeliğindeki denge fazlarının THERMOCALC yazılımı tahmini [24].

2.4.1. MX Çökeltisi

Yüksek kromlu çeliklerin temperleme işlemi esnasında heterojen şekilde mikroyapıya dağılan nanoboyutlu bu çökeltinin bileşiminde vanadyum ve niyobyum baskındır [22]. Paul T.V. ve arkadaşlarına göre ince olarak dağılmış yüksek dayanımlı taneler arası V(Nb) karbür veya nitrürler temperleme esnasında oluşur ve sürünme mukavemetine ek katkı sağlar. Çok ince tek-karbürler V(Nb)C alt-taneler içinde çöker ve dislokasyonların hareketini engeller ve çeliğin sürünme mukavemetini önemli derecede yükseltir. Çalışmada difraksiyon paterni analizi göstermiştir ki esas metaldeki MX çökeltileri $\langle \bar{1}12 \rangle$ ve $\langle 011 \rangle$ bölge eksenleri arasındadır. Ayrıca EDS analizi sonucu MX karbürlerin çoğu vanadyum zengini olsa da birkaç çok ince niyobyum-zengin çökeltileri gözlemlemişlerdir [25]. Panait C.G ve arkadaşları 600°C'de 113,431 saat sürünme testi yapılan P91 çeliğindeki dislokasyon yoğunluğunu, alttane boyutunu ve MX çökeltilerinin ebatlarını nicel olarak ölçmüşlerdir. Bu koşullarda MX çökeltilerinin çok kararlı olduklarını ve değişim göstermediklerini gözlemlemişlerdir [26]. Gutierrez N.Z. ve arkadaşları T91 çeliğinde 780°C'de 40-420 dk süreler arasında ısıl işlem ile oluşan çökelti fazlarının oluşumunu rapor etmişlerdir. Sürünme testi sonucu kopmanın 600°C-190MPa da

meydana geldiğini ve maksimum sürünme hızına (creep rate) Nb ve V'un maksimum seviyede katı eriyikte olduğu zaman ulaşıldığını söylemişlerdir [27].

2.4.2. M_2X Çökeltisi

730°C'den düşük temperleme sıcaklıklarında kısa sürelerde oluşan bu çökelti türünün yüksek sıcaklıklarda yüksek kararlılık göstermemesi nedeniyle istenmeyen bir çökelti olduğuna inanılmaktadır [28]. Bu çökelti VN'a göre daha az vanadyum içerir fakat daha ince olarak dağılım gösterir. Hegzagonal yapıları olan bu çökelti Cr, V, N ve Fe'den oluşur. Sürünme esnasında da çok kararsız özellik gösteren bu çökelti yerini vanadyum MX'e bırakır [22]. Paul T.V. ve arkadaşları esas metalde M_2X çökeltilerine rastlamamışlardır ve bu çökeltinin yaygın olarak sade 9Cr-1Mo çeliğinde bulunduğunu ve 760°C'deki 1 saatlik temperlemede bu fazın oluşmuş olsa bile $M_{23}C_6$ 'ya dönüştüğünü söylemişlerdir [25].

2.4.3. $M_{23}C_6$ Çökeltisi

%9-12Cr çeliklerinde bulunan bu karbür temperleme işleminin ilk safhalarında ortaya çıkar ve genellikle P91 de kromca zengin ($Cr_{23}C_6$) halde bulunur. Ni, Mo ve Fe ayrıca bu karbürde oluşabilir, fakat Cr karbür en fazla karşılaşılan türüdür. Bunun nedeni bu karbürün kararlı olması ve çeliğin kromca zengin olmasıdır. $Cr_{23}C_6$ yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir ve latis parametresi östenitin üç mislidir. Büyümesi ferritik matriksle küp küp oryantasyonu şeklinde olur ve genellikle temperleme işlemi esnasında alt-tane sınırlarında ve ilk östenit tane sınırlarında oluşur, fakat kazara tane içlerinde çekirdeklendiği de bilinir. Bu partiküller geçirimli elektron mikroskopunda bakılınca görünen ayırt edilebilir geometriye sahiptir. İnce uzun haldeki $M_{23}C_6$ partikülleri sık olarak alt-tane ve ilk östenit tane sınırlarını kuşatır. $M_{23}C_6$ partikülleri gerilim halinde alt-tane sınırlarının hareketini engelleyerek P91 çeliğin sürünme mukavemetine katkı sağlar, böylece bu koşullar altında martenzit toparlanması için büyük itici kuvveti etkisizleştirir. Bu partiküller ayrıca iyi termal kararlılığa sahiptir, yani bunların deformasyon-direnç özellikleri yüksek sıcaklıklarda hasar görmez. $M_{23}C_6$ çökeltilerinin tane sınırlarında oluşumu üçüncül sürünmenin (state III) başlamasını erteletirir [28]. Temperleme işlemi esnasında diğer

karbürlerin neredeyse tamamı ile çözünür (NbC hariç). Temperleme sonrası ortalama boyutu 100 nm olur, fakat irileşme oranı nispeten yüksektir, bu durum $M_{23}C_6$ 'ün zamanla sürünme mukavemeti üzerine etkisini azaltır [29]. Paul T.V. ve arkadaşları deneysel çalışmada $760^{\circ}C$ 'de 1 saatlik temperleme esnasında bu çökeltinin oluşsa bile $M_{23}C_6$ dönüşmesi için yeterli bir süreye sahip olduğunu söylemiştir [25].

2.4.4. M_6C Çökeltisi

Krom molibden çeliklerinde uzun süreli ısıya maruz kalınması esnasında oluşan elmas kübik molibden zengin bir fazdır. Bu faz diğer karbürlerin varlığında büyük ölçüde ayrıca Cr-W alaşımlarında tungstence zengin olarak oluşur. W ve Mo elementinin katı eriyik mukavemetine olan katkısı bu karbürün hızlı irileşmesi sonucu azalır [22]. Furtado H.C. ve arkadaşları $566^{\circ}C$ 'de yapılan sürünme testi esnasında 1768 saat sonrası M_6C karbürüne rastlamışlardır ve 9Cr-1Mo çeliği için karbür sıralamasının $M_7C_3 + MC \rightarrow M_7C_3 + M_6C + MC$ olduğunu söylemişlerdir [30].

2.4.5. Laves Fazı

P91 çeliğinde çökelen Laves fazının kimyasal formülü Fe_2Mo veya Fe_2W 'dir, fakat çoğu zaman bu kimyasal formül M_2Mo veya M_2W olabilir (M = Fe, Cr, V, Si olabilir). P91 alaşımında 5000 saat $500^{\circ}C$ 'de temperleme işlemi sonrası en hızlı irileşen faz budur. Bu fazın genellikle çökelti mukavemetine katkı sağlamadığına inanılır. Ayrıca sürünme esnasında boşluk ve deliklerin çekirdeklendiği yer olarak görev alır. Aynı zamanda molibdenin matrikste çözünmesi nedeniyle katı eriyik mukavemetine etkisinin olmadığı kabul edilir. Buna rağmen, $M_{23}C_6$ ile benzer irileşme oranına sahip olduğundan Laves fazı çökelti mukavemeti etkisine yararı olabilir [22]. W-içeren Laves fazı genellikle daha hızlı çekirdeklenir, böylece Mo içeren Laves fazına göre daha küçük olur ve daha hızlı dağılır. Geçmişte W-Laves fazı %9-12 Cr çeliklerin sürünme mukavemetini azalttığı için suçlanmıştır, çünkü matriksten W'i alır ve bu durum W'in katı eriyik mukavemetine katkısını engeller. Fakat bu açıklamanın yersiz olduğu Laves fazının çökelti mukavemetinin katı eriyik mukavemetinden fazla olduğu görülünce anlaşılmıştır. Ek olarak W'siz çeliklerde de çatlaklar gözlenmiştir ve W'li çelikler (P92 gibi) herhangi bir çatlak nedeni ile hasar

görmemiştir [29]. Dimmler G. ve arkadaşları bazı %9-12 Cr çeliklerindeki 600-650°C Laves fazlarının irileşme ve büyüme durumlarını SEM ile gözlemlemiştir. 600°C'deki laves fazları 650°C'deki laves fazlarından daha küçük olduğunu, 650°C'deki bu fazın yoğunluğunun daha düşük olduğunu, yüksek Co içeriğinin Laves fazının yoğunluğunun yüksek olmasında etkili olabileceğini söylemişlerdir [31].

2.4.6. Z - Fazı

%9-12 Cr çeliklerdeki muhtemelen en kararlı nitrür olan Z-fazı'nın formülü CrXN dir (X=Nb, V veya Ta). Z-fazının yararlı olup olmadığı hala tartışmalıdır [29]. Uzun süreli sürünme koşulları altında %9Cr'lu çeliklerinde oluşan bu faz %12 Cr'lu çeliklerde oluşması birkaç bin saati alır. %12 Cr içeren çeliklerin Z-fazı çökeltisine daha çok eğilimi vardır. Bunun nedeni ise bu çeliğin bileşimi ve termal kararlılığının daha iyi olmasıdır, vanadyum ve niyobyum MX çökeltileri Z-fazının büyümesi esnasında tüketilir. Sawada K. ve arkadaşları 600°C-70 MPa koşulları altında sürünme testi yapılan P91 çeliğin mikroyapı değişimi gözlemlemiş ve bu çelikte test esnasında meydana gelen kopmanın Z-fazı ve dislokasyon yapısı ile ilişkisini araştırmışlardır. Z-fazının 60000 saat sonra görünür hale geldiğini ve MX fazının aşama aşama Z-fazını oluşturması nedeniyle azaldığını rapor etmişlerdir. Kopma sonrası ise MX fazı ile Z-fazının neredeyse aynı miktarda olduğunu ve sürünme esnasında Z-fazının V içeriğinin arttığını fakat Nb içeriğinin aynı kaldığını söylemişlerdir [32].

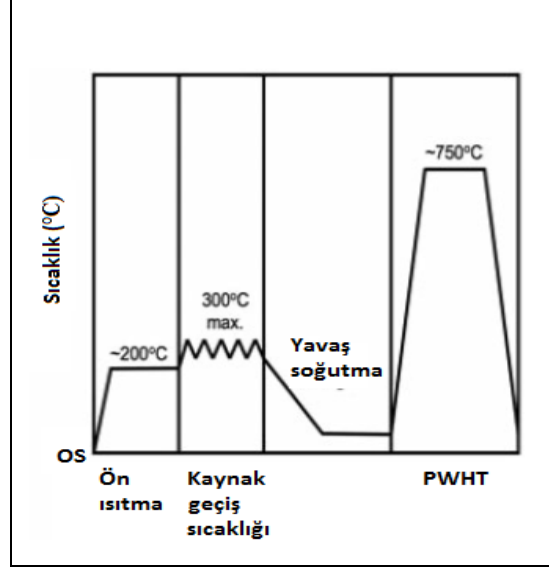
2.5. P91 VE P92 ÇELİKLERİN KAYNAKLI BAĞLANTILARI

Tesislerde kullanılan P91 ve P92 çelikleri genellikle kaynaklı birleştirme yapılarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerin kaynak işlemleri ve kaynak kabiliyetleri bu bölümde anlatılacaktır.

2.5.1. P91 Çeliğinin Kaynağı

Ferritik 9-12 Cr enerji santrali çelikleri genellikle normalleştirilmiş ve temperlenmiş şekilde kullanılmaktadır. Temperleme kaynak sonrası önerilmektedir böylece

temperlenmiş martenzit mikroyapısı elde edilir ve kaynak işleminden kaynaklı bazı gerilimler iyileştirilmiş olur. Kaynaklı parça soğuk çatlamayı önlemek amacıyla ön tavlama yapılmıştır. Ardından oda sıcaklığına soğutma yapılır bu sıcaklık martenzit bitiş sıcaklığının altındadır. Tipik bir sıcaklık programı P91 çeliğin kaynak bağlantısı Şekil 2.6’da gösterilmiştir.



Şekil 2.6. P91 çelik boru kaynak bağlantısı için tipik bir ısıtma programı [33].

P91 çeliğinin kaynağı çoğunlukla TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı, korumalı metal ark kaynağı (shielded metal arc) ve tozaltı ark kaynağı işlemleri kullanılarak yapılır [17,19,21]. Bunların arasında flaks korumalı kaynağın TIG kaynağına göre daha düşük füzyon bölgesi tokluğu verdiği bilinmektedir. Kaynak metalinin tokluğunun 500-600°C sıcaklıklardaki operasyonlar için birleştirmelerde ilgisiz olduğu düşünülse de, bu parçalar oda koşullarında bile gerilebilirler, örneğin, basınç testi veya başlama anında. Bu gibi durumlarda kırılma kopmalarının azaltılmasında yeterli tokluğa sahip olmak çok önemlidir. Avrupa standartlarında bu tokluk değeri temperlenmiş kaynak metali için en az ortalama 47 Joule'dür [21].

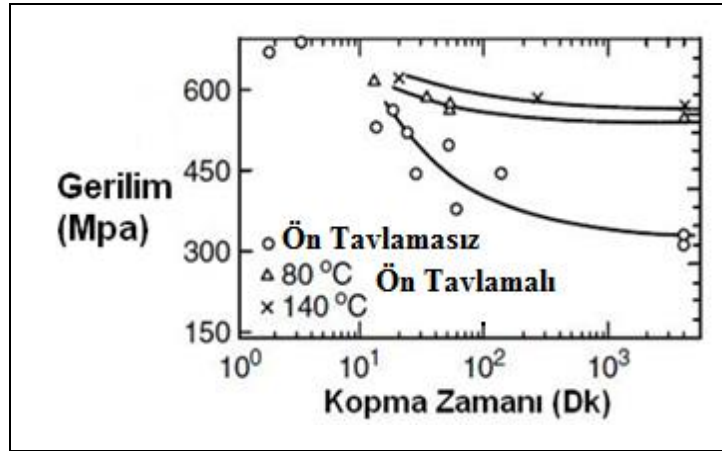
2.5.2. P92 Çeliğinin Kaynağı

İyi kaynak kabiliyetine sahip olan P92 çelik boruların kaynak işlemi korumalı metal ark kaynağı, tozaltı ark kaynağı, gaz tungsten ark kaynağı ile yapılabilmektedir. P92'nin kaynak işlemi 200°C'de ön tavlama, 300°C pasolar arası geçiş sıcaklığı ve

kaynak sonrası ısıl işlem kombinasyonu ile sağlanır. P92'nin kaynak performansını en iyi kaynak sonrası ısıl işlem belirlemektedir. PWHT işleminde dikkat edilmesi gereken durumlar sıcaklık kontrolünün iyi sağlanması ve kaynak metal kompozisyonundaki Ni ve Mn oranına dikkat edilmesidir [34].

2.5.3. Kaynak Öncesi Ön Isıl İşlem

Alaşımli çeliklerin kaynak öncesi işlemini kaynak öncesi ön tavlama dır. Ön tavlamanın amacı genellikle hidrojen kaynaklı ertelenmiş çatlamaya olan eğilimi azaltmak ve sonuç olarak kaynaklı malzemenin mikroyapısal özelliklerinin değişmemesini sağlamaktır. Ayrıca bir diğer faydası kalıntı gerilimleri azaltmaktır (Şekil 2.7). Yüksek ön tavlama kaynağın soğuma hızını azaltır sonuç olarak ısı tesiri altındaki bölgede martenzit oluşumunu engelleyerek bir değişime neden olur. Böylece çatlamaya neden olan ilk sebep ortadan kaldırılır [35].



Şekil 2.7. Yüksek mukavemetli bir çeliğin hidrojen çatlağı üzerine ön tavlamanın etkisi [36].

Ghosh P.K. ve arkadaşları kaynak öncesi 250°C'de ön tavlama lı P91 çeliklerini TIG kaynağı ile birleştirmişler ve kaynak sonrası 650, 750 ve 850°C'de ısıl işlem yapmışlardır. Yapılan sertlik testi sonucu ön tavlamanın kaynaklı bölgenin sertliğinde artışa neden olduğunu fakat kaynak sonrası ısıl işlem ile kaynaklı bölgenin sertliğinde önemli değişimler olduğunu rapor etmişlerdir. 250°C ön tavlama lı malzemenin kaynak metali ve kaba taneli bölgesinde artan sıcaklığa bağlı sertlikte azalma, ince taneli bölgenin sertliğinde ise önce artış sonra azalma olmuştur.

Çekme testi sonucu artan sıcaklığa bağlı maksimum çekme mukavemetinde önce azalış sonra artış, yüzde uzama değerlerinde ise artış gözlenmiştir [37].

Holloway G., ve arkadaşları tarafından ince et kalınlıklı P92 çeliği için TIG uygulamasında 200°C'lik ön tavlamanın uygulanabileceği söylenmiştir. Fakat düşük hidrojen difüzyon potansiyeline sahip TIG kaynağı için ön tavlama sıcaklığının 100°C-150°C aralığında olabileceği rapor edilmiştir [38].

2.5.4. Kaynak Parametreleri

Kaynak parametrelerinin seçimi kaynaklı malzemenin mekanik özelliklerinin üzerinde önemli bir etkiye sahip olabilir. Kaynak mikroyapısını ve kaynağın özelliklerinin etkileyen birkaç kaynak işlemi vardır. Bunlara örnek, akım cinsi ve yoğunluğu, voltaj, koruyucu gaz, ön tavlama, son ısıtma, kaynak hızı, tel sıcaklığı, bağlantı tasarımı ve hazırlanışı, metal kalınlığı, arkın kararlılığı, ilave metalin büyüklüğü verilebilir. Bu parametreleri bağımsız olarak değiştirmemiz mümkün olmadığından her bir parametreyi detaylı analiz etmek zordur. Artan ısı girişinin birçok kaynaklı yapının ve ITAB' in tokluk ve sertlik değerlerini azalttığı bilinmektedir. Kaynak değişkenlerini etkili bir şekilde kullanmak için kullanılan malzemenin bu değişkenlere nasıl tepki vereceğini iyi bilmek gerekmektedir [35].

2.6. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM (PWHT)

Kaynaklı malzemenin mekanik özelliklerine etki eden ısı işlemlerden biri de kaynak sonrası ısı işlemidir. Kaynak sonrası ısı işlemi kaynak esnasında yapıda meydana gelen gerilmeleri gidermek ve mikroyapıyı geliştirmek için yapılmaktadır. P91 kaynaklı malzemelerin çapına ve kalınlığına bakılmaksızın hepsine kaynak sonrası ısı işlemi yapılmaktadır. Kaynak sonrası ısı işleminin metalolojisi ve uygulaması kaynağın uygun sıcaklıkta ısı işlem alacağı emin olmak için doğrulanmalıdır. Ek termokupol veya sınıflandırma testine ihtiyaç duyulabilir. Makul tokluk değerlerini elde etmek için martenzit yapının temperleme sıcaklığı önemlidir [39].

P91 çeliğinin kaynak sonrası ısıl işlem sıcaklık değerleri ASTM A335'e göre 730-800°C arasındadır. Paddea S. ve arkadaşları, kaynaklı P91 çelik borunun kaynak sonrası ısıl işlem sonrasında kalıntı gerilimlerine bakmışlardır. Kaynak sonrası kalıntı gerilim en fazla olduğu (600 MPa) yerin esas metal ile ITAB arasındaki bölgenin olduğunu ve kaynak sonrası ısıl işlem sonrasında en yüksek kalıntı geriliminin (120 MPa) ITAB'da olduğunu rapor etmişlerdir [40]. Gao Q. ve arkadaşları Nb ve V elementlerinin P91 malzemeye katı eriyik mukavemeti sağladığını ve kaynak sonrası ısıl işlemin 730°C üstünde en az 2 saat tutulması gerektiğini söylemişlerdir. Ayrıca kaynak sonrası ısıl işlem ile temperlenmiş martenzit ve karbür çökeltilerinin irileştiğini aktarmışlardır [41]. Hamzah M.Z. ve arkadaşları servis koşullarında hasara uğrayan P91 yeniden ısıtma tüplerine PWHT işlemi uygulamış ve mikroyapı ve sertlik sonuçlarını incelemişlerdir. Sonuç olarak servis koşullarında yıpranan P91 çeliklere uygulanan 1060°C'de 45dk normalleştirme ve 780°C'de 2 saatlik temperleme hariç PWHT işleminin çok iyi sonuçlar vermediğini gözlemlemişlerdir [42]. Tammasophon N. ve arkadaşları P91-P22 kaynaklı malzemesine 750°C'de 2, 4 ve 6 saat PWHT işlemi uygulanmıştır. Bu numunelerin mikroyapısında önemli bir fark gözlenmemiştir. Her bir numune tane sınırlarında karbür çökeltilere sahip temperlenmiş martenzit yapısına sahip olduğu rapor edilmiştir. Çalışma sonucu en uygun PWHT koşulunun 750°C'de 2 saatlik işlemin olduğu ve bu koşulda P91 malzemesinin ITAB bölgesinde en düşük sertlik değerinin sağlandığı söylemişlerdir [43]. Yaghi A. H. ve arkadaşlarının çalışmasında P91 çeliğine füzyon kaynağı yapılmış ve 760°C'de 3 saat PWHT işlemi uygulanmış akabinde XRD ve DHD (Distance through Thickness) teknikleri ile kalıntı gerilim ölçümleri yapılmıştır ayrıca PWHT işleminin kalıntı gerilim üzerine etkisini tahmin etmek için sonlu elemanlar yöntemi (FEM) uygulanmıştır. PWHT işlemi ile kalıntı gerilmelerde yumuşama gözlenmiştir [44]. Yaghi A. H. ve arkadaşları bir başka çalışmada ise sonlu elemanlar yöntemi ile P91 çeliğin kaynak metal ve ITAB bölgelerinde oluşan kalıntı gerilimler simüle edilmiş ve yapılan deneysel çalışmalar ile doğrulanmıştır. Çalışmada P91 çelik borunun çok pasolu çevresel düz kaynak işlemi sonrası yapısında kaynak esnasında oluşan kalıntı gerilimler ve termal çevrim nedeni ile oluşan farklı sütunsal ve eş-eksenli mikroyapıların olduğu bölgeler sayısal analiz metodu ile belirlenmiştir. Çalışma sonucu kalıntı gerilmelerin (400 MPa üstü) özellikle mikroyapı sınırlarında olduğu rapor edilmiştir [45].

Kaynak tamiri tesislerde uzun duraksamalara neden olmaktadır. Bu yüzden birçok araştırmacı PWHT işlemi olmaksızın kaynak tamiri yapmanın yollarını ve kayıp zamanı kısaltmanın yollarını aramışlardır. Bu çalışmada ince et kalınlığına sahip kazanlarda kullanılan T91 tüpler için gaz korumasız soğuk kaynak tamir yöntemi geliştirilmiştir. Huysmans S. ve arkadaşları optimum şartlar altında PWHT olmaksızın 380 HV10 altında sertlikler elde edilebilmişlerdir. Ayrıca sürünme testi sonuçları ile düşük gerilimli srnmelerde T91 tüpün ömrü soğuk kaynak tamiri ile 3-4 yıl uzayabildiği rapor edilmiştir [46].

Holloway G. ve arkadaşları tarafından P92 eliğin kaynak sonrası ısıl işlemi 760°C de yapılması tavsiye edilmiş ve 780°C'ye kadar PWHT'nin yapılabileceği söylenmiştir [38].

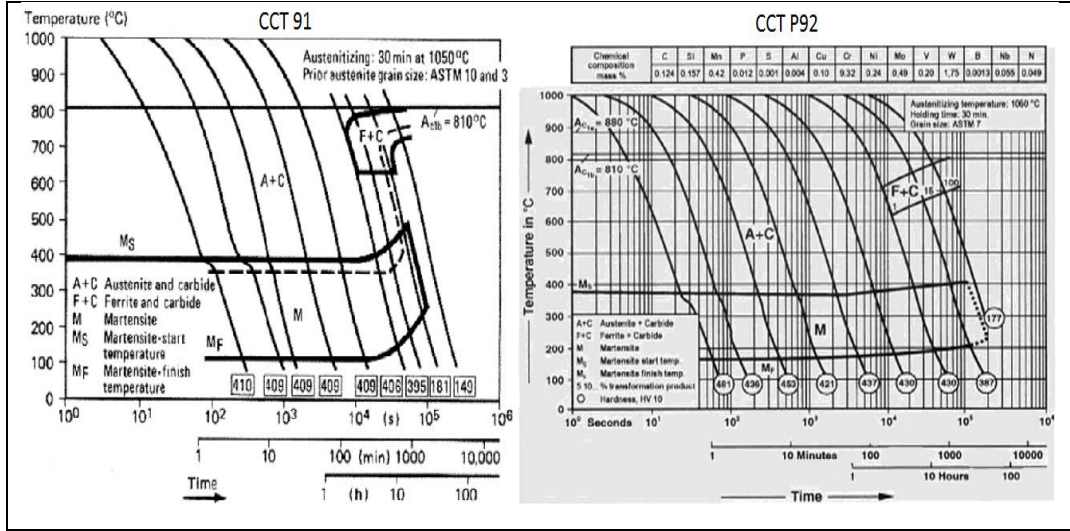
Oerlikon firması P92 malzemesinin kaynak tokluğu üzerine çalışmış ve 760°C'de 4 saatlik PWHT sonrası kaynaklı yapının sertliğinde düşüş ve tokluğunda artış gözlemlemiştir [23].

2.7. KAYNAK MİKROYAPISI

Kaynaklı eliğinin kaynak yapısı esas metal, kaynak metal ve ITAB'dan oluşmaktadır.

2.7.1 Esas Metal

Esas metal kaynağı yapılan metaldir. Esas metalin füzyon sınırındaki bölgesi hariç kısmı metalürjik olarak kaynaktan etkilenmez. Fakat kaynak esnasında kaynağa etki eden baskının derecesine bağlı olarak enine kalıntı ve boyuna çekme gerilimler olabilmektedir [47].



Şekil 2.8. P91 ve P92 çelikleri için CCT diyagramları [22,48].

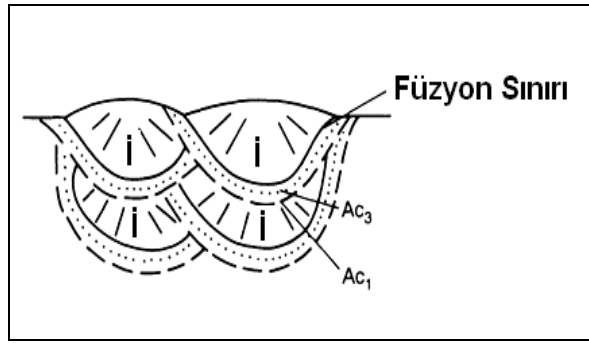
P91 ve P92 çeliklerinin mikroyapısında çok yavaş soğutmalarda bile martenzit yapı görülmektedir (Şekil 2.8). Paddea S. ve arkadaşları kaynaklı P91 ve kaynak sonrası ısıl işlem görmüş P91 malzemenin esas metali SEM görüntüleri temperlenmiş martenzit yapısını incelemişlerdir. Ayrıca ferrit matriksin ilk östenit tane sınırlarında ve levha (lath) sınırlarında $M_{23}C_6$ karbürü ve levha (lath) içlerinde ve sınırlarında MX çökeltilerinden oluştuğunu rapor etmişlerdir [49]. Jandova D.ve Kasl J. esas metalin mikroyapısında dentritik segregasyonları ve büyük globular-şekilli inklüzyonların oluştuğunu gözlemlemişlerdir [50]. Paul T.V. ve arkadaşları TEM sonucu karbür boyutunun 0,2–0,3 μm olduğunu rapor etmişlerdir [25]. Parida P. K. ve arkadaşları P91 çeliğine soğuk haddeleme yapılması sonucu %88 oranında inceleme saptamış ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna, iri karbür çökeltilerine, yüksek dislokasyonlu ince karbür çökeltilerine rastlamışlardır. Ayrıca lamelli alttane yapısının deformasyonlu malzemede çok yüksek olduğunu rapor etmişlerdir [51].

Sencer B.H. ve arkadaşları proton ve nötron bombardırmanına maruz bırakılan P91 çeliğinin mikroyapısı incelenmişlerdir. İnceleme sonucu radyasyon-teşvikli çökeltiler oluşmamış ve 0,5 ve 9,6 dpa arasındaki incelenen numularda boşluk oluşumuna rastlanmamıştır. $M_{23}C_6$ karbürlerin 32°C ve 57°C arasındaki sıcaklıkta irradyasyon sonrası amorf hale geldiği ve amorflaşmanın 0,5dpa'ya kadar tamamlandığı rapor edilmiştir. 1,1 dpa ve üstünde $M_{23}C_6$ karbürleri amorf halde kalmaya devam etmiş

fakat MC karbürleri kristal halde kalmışlardır. Çalışmada karbür bileşimi ve boyutunda değişimin olmadığı söylenmiştir [52].

2.7.2. Kaynak Metal

P91 çeliklerin kaynak işlemi genellikle çok pasolu yapılır. Paso sayısının fazla olduğu için ısı çevrim kaynak metali mikroyapısını etkilemektedir. Çok pasolu kaynakta kaynak metali fazla detaylı olmadan anlatılmak istenirse iki bölgeden oluşmaktadır (Şekil 2.9). Bunlardan birincisi ilk bölgedir. İlk bölgede mikroyapı sıvı fazın oda sıcaklığına soğuması esnasında oluşur. Diğer bölge ise ikinci bölgedir. Bu bölgede mikroyapı ilk bölgenin AC_1 sıcaklığının üstüne kadar yeniden ısınmasıyla oluşur. Kaynak metalin özellikleri bu iki bölgenin hacimsel fraksiyonuna bağlıdır.



Şekil 2.9. Çok pasolu kaynakta, ilk bölge (İ) ve yeniden östenitleşen bölge [53].

Isı girişi kaynak metalinin özellikleri etkileyen önemli parametrelerdendir. Yüksek mukavemetli çeliklerdeki farklı ferrit morfolojisinin nedeni farklı ısı girişidir. Asiküler ferrit oluşumu ısı girişi ile kontrol edilir. Isı girişi fazla olursa asiküler ferrit az olacaktır. Buna rağmen daha yüksek ısı girişi kaynak metaldeki iri pro-ötektoid ferrit ve poligonal ferritin oluşmasını teşvik edecektir. Farklı kaynak boncuk (bead) morfolojisi farklı kaynak soğuma hızlarına yol açacaktır. Yüksek mukavemetli çeliklerin kaynak mikroyapısını belirlemede soğuma hızı çok önemlidir. Soğuma hızında artış meydana gelmesinin ana etkisi daha düşük dönüşüm sıcaklıklarıdır. Yeterince düşük hızlarda soğuma ile mikroyapıda poligonal ferrit oluşumu artar. Asiküler ferrit mikroyapısı yüksek tokluk ve yüksek mukavemet kombinasyonu sağlar. Asiküler ferrit, ferrit taneleri arasında yüksek açı sınırları ile karakterize edilir. Asiküler ferrit mikroyapısında ferrit plakalarının farklı yönlerde olması çatlak

Jandova D. ve Kasl J. Si ve Mn'ca zengin oksit partiküllerine rastlamışlardır [50]. Dagmar J. ve arkadaşları kaynak metalinde küçük globular-şekilli inklüzyonların olduğunu ayrıca kaba $M_{23}C_6$ karbürlerin düşük yoğunlukta ilk östenit tane sınırları, alt-tane sınırları ve ferrit tane sınırlarında olduğunu fakat kaynak metalinde dislokasyon yoğunluklarının fazla olduğunu söylemişlerdir [55]. Gülçimen B. ve arkadaşları kaynak metalinde ilk östenit tanelerinin boyutlarını 100-140 nm olduğunu ve levha (lath) yapıları gibi şekillediğini söylemişlerdir [56]. Onoro J. çalışmasında kaynak metalinin yapısının tamamen martenzitik olması için krom eşdeğerliğinin düşük tutulması gerektiğini söylemiştir [19]. Yajiang L. ve arkadaşları TIG ve korumalı metal ark kaynaklı P91 çeliğinin kaynak metalinin kaynak mikroyapısında östenit ve az miktarda delta-ferritten oluştuğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca östenit içindeki alt tanelerin martenzit levhaları (lath) içerdiğinden bahsetmişlerdir. Yapılan XRD incelemesi sonucu P91 kaynak metalin α -Fe ve Fe-Cr fazlarını içerdiği belirtmişlerdir [57]. Maduraimuthu V. ve arkadaşları tek pasolu ve çok pasolu TIG kaynaklı P91 çelik malzemenin kaynak metali mikroyapısında karşılaştırma yapmışlardır. Tek pasolu kaynaktaki kaynak metalindeki tanelerin boyutunun çok pasoluya göre büyük olduğunu ve ayrıca tek pasolu kaynak metalinde delta-ferrit oluşumunu gözlemlediklerini rapor etmişlerdir. Çok pasolu TIG kaynaklı malzemenin kaynak metalinde ise yapının temperlenmiş martenzit yapıda olduğunu söylemişlerdir [58].

%9 Cr çeliklerde östenitin kararlılığı yüksek Cr içeriği ile artmaktadır ve östenit havada soğutmada bile tamamen martenzite (çok ince parçalar hariç) dönüşmektedir. Her kaynak pasosu sonrası kaynak metal Ms sıcaklığının altına indiğinde kaynak metali martenzite dönüşür. PWHT işlemi ile martenzit yapı temperlenir. Bu işlem esnasında dislokasyon yoğunluğu azalır ve alaşım elementleri karbon ile reaksiyona girer ve karbür oluşumunu sağlar. Long X. ve arkadaşları P91 çeliğin üç farklı bileşiminin toz altı kaynak sonrası kaynak mikroyapısı çoğunlukla martenzitik levhalar (lath) ile donanmış olduğu gözlemişlerdir. Az alaşım miktarı nedeniyle bir numunede PWHT işlemi sonrası martenzit yeniden kristallenerek poligonal ferrite dönüştüğünü ve bu poligonal ferritler farklı kaynak boncukları arasında dağıldığından bahsetmişlerdir. TEM incelemesi sonucu temperlenmiş martenzitin, sınırlardaki karbür çökeltilerini içeren levha (lath) halinde olduğunu saptamışlardır. $M_{23}C_6$

karbürün östenit tane sınırlarında dağılmış şekilde olduğunu rapor etmişlerdir. $M_{23}C_6$ karbür çapının 20-150 nm arasında değiştiğini ve V, C içeren alaşımların $M_{23}C_6$ yanında MC çökeltileri içerdiğini söylemişlerdir. Ayrıca $1\mu m$ çapında metalik olmayan inklüzyoların varlığı tespit edilmiştir [59].

2.7.3. Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)

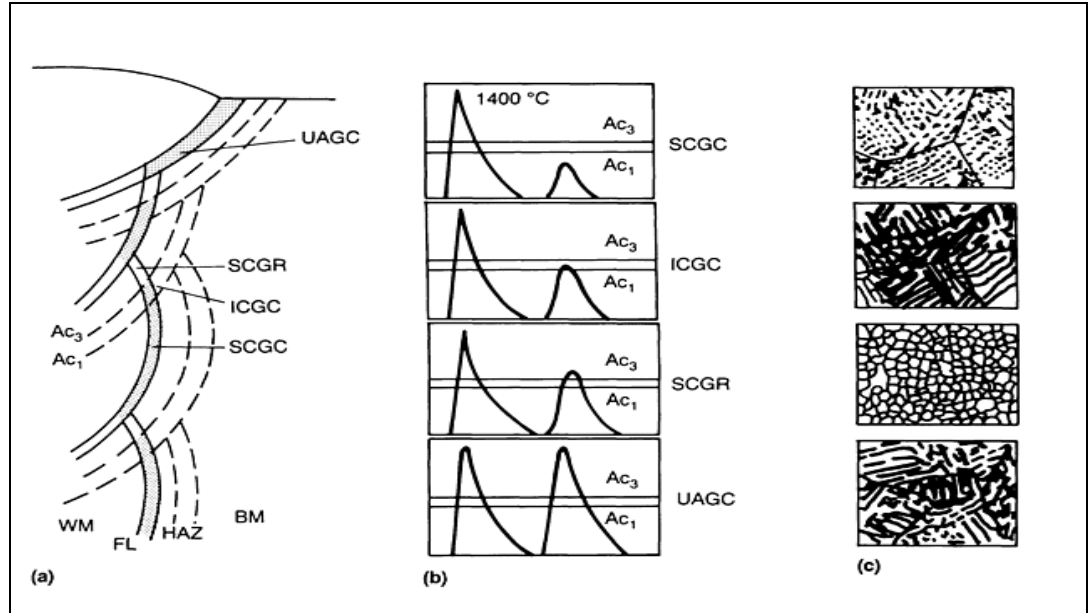
Tek pasolu kaynak işlemi sonrası ITAB bölgesindeki irileşen tane bölgesi normal olarak en düşük tokluk değerine sahiptir. Çok pasolu kaynakta ise bu bölge sonraki pasolor nedeniyle oluşan ve yeniden ısıtma sıcaklığına bağlı olarak dört farklı bölgeye ayrılmaktadır (Şekil 2.11).

SCGC: Kritikaltı yeniden ısınmış irileşen-tane bölgesi

ICGC: İnterkritik yeniden ısınmış irileşen-tane bölgesi

SCGR: Süperkritik yeniden ısınmış irileşen-tane bölgesi

UAGC: Değişmeyen irileşen- tane bölgesi



Şekil 2.11. Çok pasolu kaynakta ITAB bölgesinde oluşan bölgeler a) esas metal ve kaynak metale göre alttanların pozisyonları b) AC_3 ve AC_1 sıcaklıklarına göre ısı çevrim eğrileri c) farklı bölgelerin mikroyapıları.FL: Füzyon bölgesi [53].

ICGC ITAB bölgesi genellikle SCGC ve UAGC bölgelerine göre daha düşük tokluk değerlerine sahiptir fakat neredeyse hepsi aynı tane boyutuna sahiptir. Bu durum ICGC ITAB bölgesinin daha yüksek miktarda yüksek karbon martenzit-östenit bileşimine sahip olmasına bağlanmıştır. CG ITAB bölgesinin sıcaklığı AC_1 ve AC_3 sıcaklıkları arasına yeniden ısıtıldığında östenit yüksek karbonlu bölgelerde yeniden çekirdeklenir. Soğuma olurken bu lokal yüksek-karbonlu bölgeler kalıntı östenit arasında martenzite dönüşür. Çeliğin bileşimdeki karbon miktarına bağlı eğer karbon karbür oluşturur ise martenzit-östenit bileşiminin hacimsel fraksiyonu daha fazla olacaktır. Bu ise çatlak oluşumunu tetikleyecek ve ICGC'nin tokluk özelliğini olumsuz etkileyecektir [53].

Jandova D.ve Kasl J. ince taneli ve de kaba taneli ısı tesiri altındaki bölgedeki ilk östenit tanelerinde önemli bir büyümeye rastlamadıklarını ve ince taneli bölgede poligonal alt-tane yapısına rastladıklarını söylemişlerdir. Kaba partiküllerin yoğunluk olarak ince taneli bölgede fazla kaba taneli bölgede az olduğunu fakat vanadyum karbonitrür gibi ince partiküllerin ince taneli bölgede az kaba taneli bölgede fazla olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca kaynaklı bağlantının her iki tarafında IV tipi kopmaları ve boşlukların ince taneli bölgede toplandığını rapor etmişlerdir [50]. Shanmugarajan B. ve arkadaşları P91 plakalar lazer kaynağı ile birleştirmiş ve değişik kaynak parametrelerin mikroyapıya olan değişimini incelemişlerdir. Bu çelikteki krom-nikel denge değerinin 12'den küçük olmasına rağmen ısı girişinin yüksek olması nedeniyle ince taneli ITAB bölgesinde delta-ferrit oluştuğunu söylemişlerdir [60].

Paul T.V. ve arkadaşları ITAB bölgesinin ilk östenit taneleri (50-70 μ m) ve temperlenmiş martenzit tanelerinden oluştuğunu söylemişlerdir. Ayrıca yapıda düşük soğuma hızı ve krom eşdeğerliğinin yüksek olması nedeniyle delta-ferrite rastladıklarını rapor etmişlerdir. TEM çalışması sonucunda martenzitik levhaların (lath) 0,35 μ m boyuta sahip olduklarını ve dislokasyon yoğunluğunun esas metale oranla düşük olduğunu söylemişlerdir [25].

Isı tesiri altındaki bölgede yumuşak bir bölgenin oluşumu esas metale göre bu bölgenin yorulma ömrünün daha az olmasının nedenidir. Bunun başlıca nedeni ise

yüksek sıcaklıklarda ve gerilim altındaki malzemenin ince taneli ITAB kısmında gerinim bölgeleri oluşmasıdır. Bu bölgede alt-yüzey sürünme boşlukları oluşur ve bu boşluklar birleşerek ilerlemiş kopma hareketlerine neden olmaktadır. Shankar V. ve arkadaşları oda sıcaklığı ve 600°C’de yorulma deneyi sonucu kopmanın meydana gelene kadar mikroyapıda meydana gelen değişimi gözlemlemişlerdir. Kaynak bağlantısında oluşan çok-eksenli gerilimler sonucu kaba tanelerin etrafında boşlukların oluştuğunu ve mikroyapıdaki homojensizlikler nedeniyle gerinim bölgelerinin oluştuğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca oda sıcaklığında çevrim deformasyonu nedeniyle dislokasyonların yeniden düzen aldığını ve levha (lath) sınırlarına doğru hareket ettiklerini bahsetmişlerdir. Yüksek sıcaklıklarda ise aktive olmuş dislokasyon hareketlerinin levha (lath) ve alt-tanelerin irileşmesini ve yok olma mekanizmasını hızlandırdığını söylemişlerdir [61]. Yajiang L. ve arkadaşları TIG ve korumalı metal ark kaynaklı P91 metal malzemesinin mikroyapısında TEM incelemesi sonucu ince taneli ITAB bölgesinde levha(lath) martenzitlere ve tane sınırları ve içlerinde $Cr_{23}C_6$ ve az miktarda $(Fe, Me)_{23}C_6$ karbürlerine rastlamışlardır [57].

Servis koşullarında ITAB’da sürünme mukavemetindeki en fazla düşüş interkritik ITAB bölgesinde olmaktadır. Bunun nedenleri birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir [61,62]. Hem interkritik ısı çevrimi hem de PWHT bu bölgedeki sürünme mukavemeti düşüşlerinin nedeni sayılmıştır. İnterkritik kaynak ısı çevrimi güçlü bir şekilde çökeltileri düzenler. MX karbürü bu çevrim esnasında çözünmezken $M_{23}C_6$ karbürü oluşur. Böylece hali hazırda yapıda bulunan $M_{23}C_6$ karbürü PWHT esnasında genişler. Temperleme ve yüksek sıcaklık sürünme esnasında yaşlanmayı erteleyen MX ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin varlığı çökelti hali etkisine neden oldukları için çok önemlidir. Kaynaklı bağlantıda en düşük sürünme mukavemetinin nedeni toparlanmış interkritik ITAB’daki iri karbürler ve eşitlenmiş dislokasyon hücre alt-yapılarıdır. Düşük PWHT sıcaklığı kaynak metalin karbür irileşmesini ve levha (lath) toparlanmasını sağlarken kopma tokluğunu özelliklerinin iyileştirilmesini sağlamaz. Bu nedenle kaynaklı bağlantının sürünme mukavemetini geliştirmenin en iyi yöntemi kaynak sonrası normalleştirme ve temperleme işlemleridir. P91 çelik için yarı temperleme işleminin (600-620°C’de temperleme)

yapılması böylece $M_{23}C_6$, MX ve M_2X gibi karbürlerin sadece PWHT işlemi ile oluşması sağlanabilir [62].

2.7.4. Delta Ferrit

%9-12 Cr'lu çelikler genellikle temperlenmiş martenzit yapısında olsa bile, özellikle kaynak esnasında delta ferrit oluşumuna eğilimleri de vardır. Delta ferritin %9-12 Cr içeren çeliklerin mekaniksel özelliklerine olumsuz etkisi oldukça fazladır. Delta ferrit fazın çentik hassasiyeti nedeniyle tokluk özelliğinde tamir edilemez hataların oluştuğu gözlemlenmiştir. Ayrıca delta ferrit çeliğin yüksek sıcaklıklarda sürünme mukavemetinin azalmasına, orta sıcaklıklarda sigma-fazını oluşturması nedeniyle kopmalara ve katılma çatlaklarının artmasına neden olduğu söylenmektedir. Bu nedenle delta ferrit oluşumunun engellenmesi önemlidir.

Delta ferritin oluşma potansiyeli çeşitli yöntemler ile tahmin edilebilmektedir. Schaeffler ve Schneider Cr ve Ni eşdeğerlik konseptlerini kullanmışlardır. Bunlarda ferrit ve östenit yapıcı elementlerin dengesi kontrol edilmektedir. Schneider denklemi olan $Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 1.75Nb + 0.75W - Ni - 0.5Mn - 30C - 25N - 0.3Cu$ son mikroyapıyı üzerine alaşım elementlerinin etkisini kısmen vermektedir. Cr_{eq} ve Ni_{eq} bileşim diyagramları kaynak metal mikroyapısını belirlemede çokça kullanılmaktadır fakat bunlar bazı kesinsizliklerde içerebilmektedir. Delta ferrit oluşumunu kaynak parametrelerinden de etkilenmektedir. Hem bileşim hemde kaynak parametrelerinin kontrolü ile delta ferrit oluşumu engellenebilmektedir [19].

2.8. KAYNAK HATALARI

%9-12 Cr çeliklerinin kaynağı önemli derecede ön hazırlık ve kaynak esnasında çatlak oluşumundan sakınmak için kontrollü bir işlem, PWHT, istemektedir. Çatlama durumları şöyledir:

Katılma çatlağı; bu çelikler katılmaya eğilimli olabilir veya kaynak havuzu katılırken inter-dentritik bölgelere element göçü nedeniyle sıcak çatlama müsait olabilirler. Bu durum ergime noktasında lokal daralmalar üretebilir ve farklı ikincil

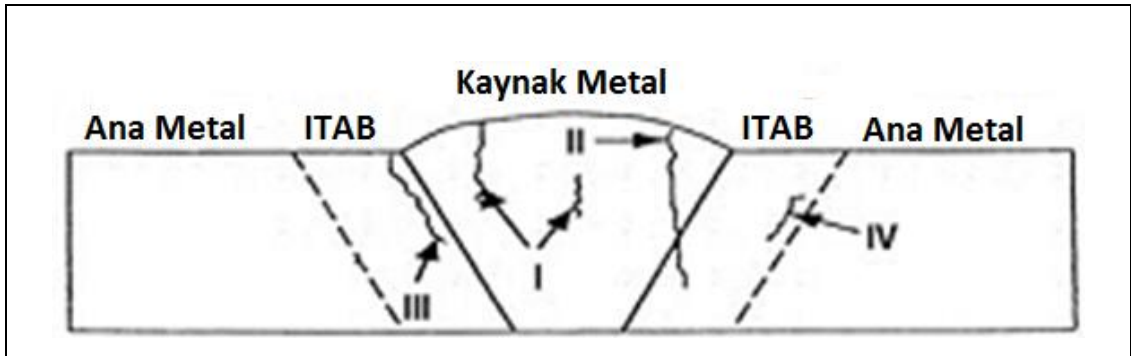
fazların sıvılaşmasına neden olabilir. Çatlama termal çekilme tarafından teşvik edilir ve katılma esnasında gerilmeler oluşur. Fosfor, sülfür ve bor gibi elementler arayüzey segregasyonu ile çatlama yol açar. Tigamajig test kullanılarak 9Cr-1Mo çelik üzerinde yapılan deneyler az veya neredeyse hiç katılma çatlama eğilimi göstermiştir. Ayrıca bu durum çeşitli gerçek kaynaklı çalışmalarda da teyit edilmiştir [63].

ITAB sıvılaşma çatlama; yüksek kromlu martenzitik çelikler ayrıca ITAB'da oluşan sıvılaşma çatlama eğilimli olabilir. Örneğin 9Cr-2MoVNb çeliğinin bu tür çatlak eğilimi Gleeble makine testi ile incelenmiştir. Çeliğin tamamen füzyonu 1450°C'de olurken, tane sınırı sıvılaşması, alan ölçümlerindeki daralma sonucu ile kanıtlanmıştır, 1350°C'de olmuştur [63].

Hidrojen veya soğuk çatlama; kırılğan martenzitik fazın soğuk çatlama kaynak sonrası soğuma esnasında oluşur, özellikle ince kısımlarda, bunun sebebi ise termal çekilmeler ve hacimsel genişlemelerdir. Bu çatlak oluşumunu kaynak havuzuna hidrojen girmesiyle daha da şiddetlenir. Hidrojenin geldiği esas kaynaklar elektrodaki nem ve flakslardır. Yüksek sıcaklıklarda hidrojenin çözünürlüğü yüksektir fakat düşük sıcaklıklarda düşer. Bu tür çatlak kazasının azaltılması için düşük hidrojen içeren örtülü elektrotlar kullanılmalıdır ve teller ve elektrotlar kaynak öncesi yüksek sıcaklıklarda bekletilmelidir. Buna rağmen, soğuk veya hidrojen-yardımlı çatlama engellenmesi için etkili bir yöntem de kontrollü ön tavlama, ara geçiş ve PWHT sıcaklıklarıdır. Ön tavlama normalde 200°C'de, 9Cr-1Mo için martenzit bitiş sıcaklığı, yapılmaktadır. Böylece kaynak esnasında maksimum martenzit dönüşümü yapılmaktadır. Bunun yanında hidrojenin kaynak bölgesinin dışına difüz etmesi sağlanmaktadır. Fakat yüksek alaşımlı çeliklerde M_f sıcaklığı 200°C'nin altında olabilir bu yüzden böyle çeliklerde kaynak sonrası oda sıcaklığına soğuma esnasında martenzitte tam dönüşüm olmayabilir [63].

Yeniden ısıtma çatlama; yeniden ısıtma çatlama veya gerilim-giderme çatlama ITAB'da oluşabilir ve bazen PWHT esnasında veya yüksek servis sıcaklığında alaşım çeliklerin kaynağında gözlemlenebilir [63].

Type IV çatlak; Cr-mo çeliklerin kaynak bağlantısında oluşan farklı çatlak türleri laboratuvarında yapılan sürünme testleri ve servis koşulları altında gözlemlenmiştir. Dört çeşit çatlak Cr-Mo çelik kaynak bağlantılarında gözlemlenmiştir. Bunlar Type I, Type II, Type III ve Type IV'dür (Şekil 2.12). İlk iki çatlak çeşidi kaynak metalinde oluşmaya başlar ve kaynak metal boyunca (Type I) veya ITAB boyunca (Type II) ilerleyebilir. Type III kaba taneli ITAB'da oluşur ve tane boyutu iyileştirilmesi ile engellenebilir. Type IV çatlak inter-kritik ince taneli ITAB'da çekirdeklenir ve ilerler . Bu çatlak türü dünya genelindeki enerji santrallerinde karşılaşılan önemli bakım ve onarım probleminden biri olabilmektedir. Bu olay tamamen anlaşılammıştır fakat vaka kanıtları bu çatlakın kaynak boyunca yüksek stresten ve inter-kritik olarak dönüşüme uğramış bölgedeki sürünme boşluğu hasarından oluştuğunu sunmaktadır [63].



Şekil 2.12. Servis şartlarında P91 çelikte oluşan kaynak çatlakları [64].

Type IV Çatlakının Mekanizması,

Type IV çatlak 9-12 Cr'lu çelik kaynaklı bağlantıların ince taneli ITAB bölgesinde meydana gelmektedir. Bu bölgenin sıcaklığı östenit faz alanı içinde kalır fakat karbür çökeltilerin çözünmesine izin verecek kadar uzun süreye sahip değildir. Sonuç olarak östenit taneleri ince kalmaya devam eder ve soğuma esnasında martenzite dönüşür. PWHT işleminde çözünmeyen bu karbürler irileşir. İnce taneli ITAB sahip olduğu düşük sertlik değeri ile ITAB'dan ayrılır. Bu bölge sadece kısmen östenitleşir ve bu nedenle aşırı temperlenmiş martenzit içermektedir.

Yüksek gerilmelerde, homojen mikroyapılı simüle edilmiş numuneler kullanılır, en az sürünme kopma mukavemetli mikroyapılar en az sertlikli mikroyapı (ince taneli ITAB) ile eşleşir. Buna rağmen tipik servis şartlarındaki düşük gerilmelerde, sürünme ömrü ince taneli ITAB'da en azdır, ama en düşük sertliğe sahip değildir. Yani sertlik type IV teşhisi için kullanılacak bir gösterge değildir.

Type IV türü çatlakın olduğu ince taneli ITAB bölgesinde mikroyapı homojen değildir. Sonlu elemanlar simülasyonları enine kesitli kaynak testini farklı yapı davranışları içeren farklı mikroyapıları bir seri boylamsal olarak işlemiştir, amaç ince taneli ITAB'da üç eksenel gerilimleri tahmin etmektir, bu sürünme boşluklarının oluşumunu hızlandırmaktır. Enine kesitli numuneler ince taneli ITAB numunelerine göre daha iyi sürünme direnci göstermektedir. Tane sınırı kayması enine kesitli kaynaklı çalışmalarda sonlu eleman modelleri ile tamamlanmış ve heterojen mikroyapıdan kaynaklanan bir zorlamanın tane sınırı kaymasını hafiflettiği görülmüştür. Bu ince taneli ITAB'da daha kolay kopmaların olmasına neden olur ve homojen ince taneli ITAB'ın simüle edilmiş zayıf sürünme özellikleri ile uyumludur [33].

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada; enerji santrallerinde geniş kullanım alanı bulunan P91 ve P92 kalite boruların argon gaz korumalı TIG kaynağı yöntemi ile birleştirilmesi gerçekleştirilmiş ve kaynak öncesi ön tavlama ve kaynak sonrası uygulanan ısı işlemlerin (PWHT) kaynaklı bağlantıya kazandırdığı niteliklerin araştırılması amaçlanmıştır.

Çalışmada birleştirmelere kaynak öncesi ön tavlama yapıldığı gibi kaynak sonrası ısı işlem ile gerilim giderme tavlama uygulanmıştır. Sırasıyla aynı cins P91-P91 ve farklı cins P91-P92 boruları benzer kaynak parametreleri kullanılarak TIG kaynağı ile birleştirilmiştir. Kaynak parametrelerinin kaynak özelliğini nasıl etkilediğini incelemek için mekanik ve metalürjik değerlendirmede kullanılacak deney numuneleri hazırlanmıştır.

Bu bölümde PWHT'li ön tavlama uygulanan ve uygulanmayan kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla sertlik, eğme, çekme test numunelerinin hazırlanması ve deneylerin yapılışı açıklanacaktır. Aynı zamanda metalografik değerlendirmeler için test numunelerinin hazırlanışı ve mikroyapı incelemelerinde kullanılacak test cihazları hakkında bilgi verilecektir.

3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEMELER

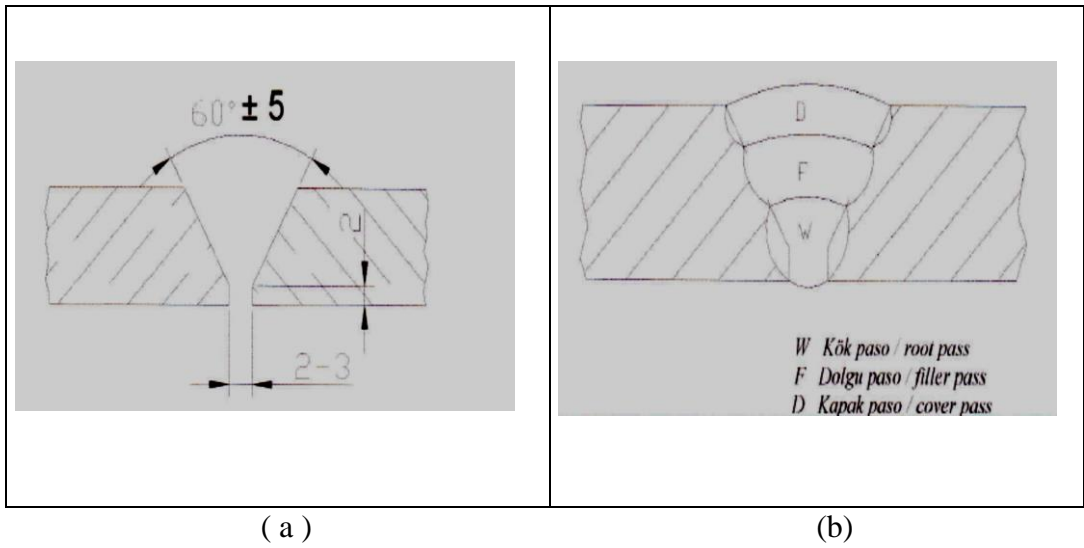
Bu çalışmada enerji santrallerinde kullanılan P91 ve P92 kalite çelik borular Kütahya Seyitömer termik santralinden temin edilmiştir. Birleştirmede kullanılacak boruların hepsi aynı çaplarda (\emptyset 50mm), aynı et kalınlığındadır (5mm). Deneylerde kullanılacak olan boruların kimyasal kompozisyonları, spektral analizi ile belirlenmiş olup Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Deneilerde kullanılan boruların kimyasal analizleri (% ağırlık olarak).

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	W	V	N	Ni	B	Al	Ti
P91	0,09	0,44	0,017	0,009	0,42	8,11	0,85	-	0,20	0,035	0,30	-	0,024	0,0074
P92	0,08	0,53	0,013	0,011	0,50	8,42	0,26	1,73	0,17	0,035	0,24	0,0018	0,02	0,0067

3.2. KAYNAK YÖNTEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ

Bu çalışmada, aynı cins P91-P91 ve farklı cins P91-P92 boru birleştirmeleri (Şekil 3.2) EN 15609-1 standardına uygun kaynak ağzı açısı (Şekil 3.1 (a)), kaynak sırası (Şekil 3.1 (b)) ve kaynak parametresi (Çizelge 3.2) kullanılarak ön tavlama ve 250°C’de ön tavlama olacak şekilde dolgu malzemesi olarak 2 mm çapında W Cr Mo 91 elektrodu kullanılarak argon gaz korumalı TIG kaynak işlemi ile Saka termik santralinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.1. Kaynak ağzı ve kaynak sırası a) Et kalınlığı 3-12 mm olan borular için kaynak ağzı açısı ölçüleri b) Kaynak işleminde takip edilen kaynak sırası.

Çizelge 3.2. Kaynak parametreleri

Paso	Kaynak Yöntemi	Dolgu malzemesi ölçüsü (mm)	Akım(A)	Voltaj(V)	Akım tipi ve Kutuplama	Kaynak Hızı (cm/min)	Isı Girdisi (Kj/mm)	Gaz akış Debisi (l/min)
Kök	141	2,0	65-75	9-11	DC(-)	5,0-5,5	0,44-0,52	12
Dolgu	141	2,0	90-100	10-12	DC(-)	5,2-5,7	0,64-0,69	12
Kapak	141	2,0	105-115	11-13	DC(-)	5,4-6,0	0,79-0,87	12



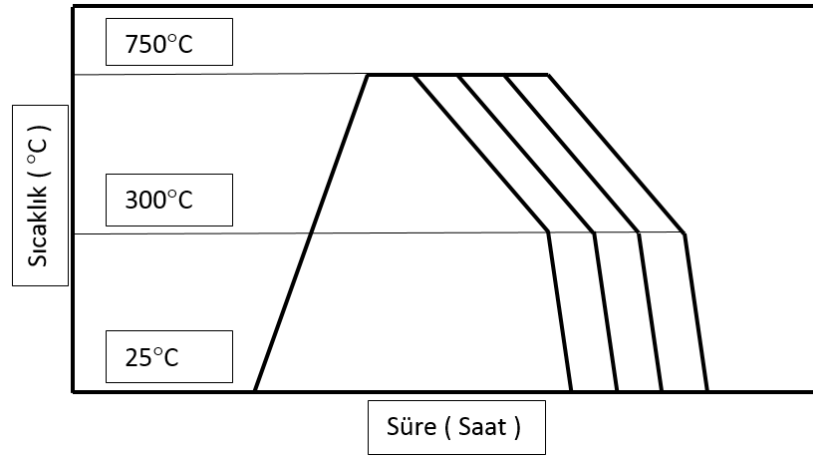
Şekil 3.2. TIG kaynağı ile birleştirilen boru malzemeleri.

3.3. NUMUNE HAZIRLAMA

TIG kaynağıyla birleştirilmiş aynı cins ve farklı cins boru birleştirmelerinden çıkartılacak test numunelerinin zarar görmemesi için kesme işlemleri tel erozyon ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik test (Sertlik, Çekme ve Eğme testleri) işlemleri ve metalografik incelemeler için her bir bağlantıdan 12'şer adet çekme, 2'şer adet eğme ve 4'er adet mikroyapı numunesi olmak üzere toplam 72 adet numune kesilmiştir.

3.4. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM (PWHT)

Ön tavlamasız ve 250°C'de ön tavlama şartlarında TIG kaynağı ile birleştirilen P91-P91 ve P91-P92 kaynaklı bağlantıların kaynak sonrası özelliklerini iyileştirmek amacıyla kaynak sonrası ısıl işlem (PWHT) yapılmıştır. PWHT işlemi 750°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat olarak yapılmıştır (Şekil 3.3).



Şekil 3.3. Kaynak sonrası numunelere uygulanan ısıl işlem (PWHT).

Kaynaklı bağlantı numunelerinin soğutma işlemi 300°C'ye kadar fırında ve sonrasında 25 °C'ye kadar havada soğutma olarak gerçekleştirilmiştir. PWHT işlemi PROTHERM marka ve PLF 120/5 model marka ısıl işlem fırınında yapılmıştır (Şekil 3.4).



Şekil 3.4. PROTHERM marka ve PLF 120/5 model marka ısıtma fırını.

3.5. METALOGRAFİK İNCELEMELER VE MEKANİK TESTLER

3.5.1. Metalografik Karakterizasyon

Metalografik inceleme numunleri kaynağa dik olacak şekilde kesilmiştir. Her bir numune 180, 240, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 meşhlik zımparalar ile zımparalanmıştır. Zımpara işlemi sonrası numuneler 3 mikron ve 1 mikronluk parlatma solüsyonu kullanılarak parlatılmıştır. Son olarak vellela dağlayıcısı (5 ml HCl, 100 ml metanol ve 1 gr pikrik asit) kullanılarak numunler optik ışık mikroskobu ve SEM karakterizyon için hazır hale getirilmiştir.

XRD çalışması 2 ve 6 saat PWHT'li, ön tavlama ve ön tavlama P91-P91 numunelerine yapılmıştır. İşlem Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü'nde RIGAKU markan ULTRA IV model XRD cihazında (Şekil 3.5) gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.5. RIGAKU markalı ULTRA IV model XRD cihazı.

3.5.2. Eğme Testi Numunesinin Hazırlanması ve Testi

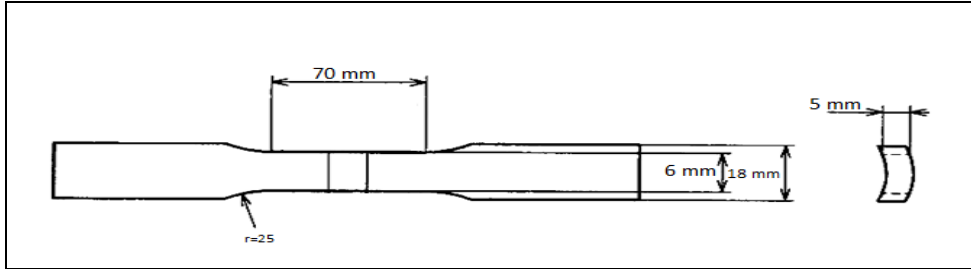
Kaynaklı bağlantılarda herhangi bir çatlak olup olmadığını gözlemlemek için her bir kaynak parçasından BS EN 910 standardına göre 10X100 mm ebatlarında eğme numuneleri çıkartılmıştır. Test öncesi kaynaklı yerlerin esas metale eşit olması için numunelerin kaynaklı kısımları eğe ile düzeltilmiştir. Eğme deneyleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde Zwick/Roell markalı Z600 model Çekme-Basma-Eğme test cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.6).



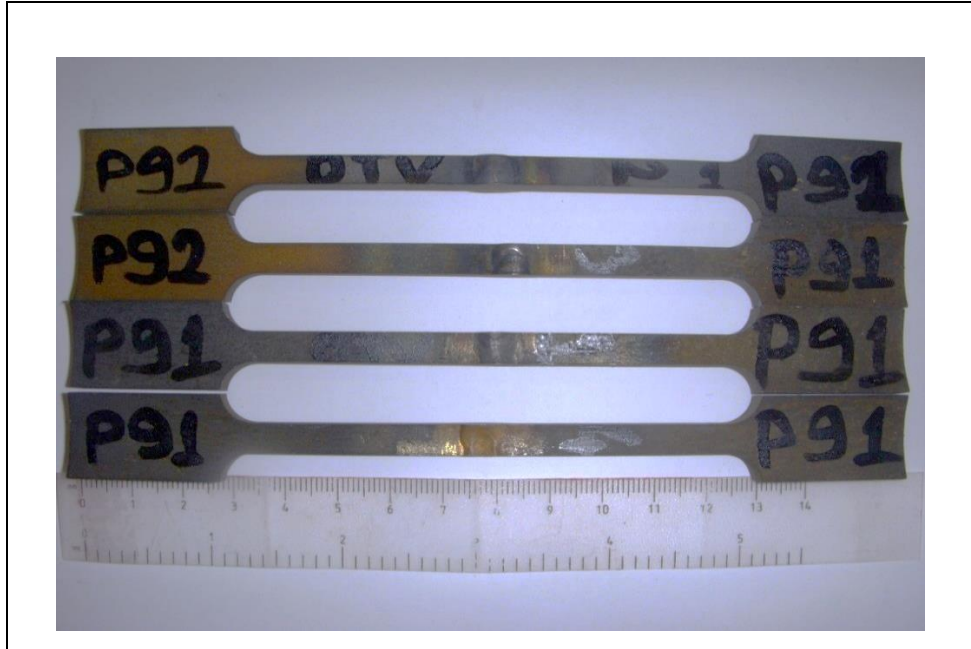
Şekil 3.6. Zwick/Roell marka Z600 model Çekme-Basma-Eğme test cihazı.

3.5.3. Çekme Test Numunesinin Hazırlanması ve Testi

Çekme test numuneleri (Şekil 3.8), deneysel hataları azaltmak için ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarından PWHT koşullarının her bir parametresi için 3'er adet olacak şekilde TS 287 EN 895 standardına (Şekil 3.7) göre kaynak yönüne dik olacak şekilde tel erozyon yöntemiyle hazırlanmıştır. Çekme deneyleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde MTS marka 100kN kapasiteli servohidrolik dinamik test cihazında (Şekil 3.9) gerçekleştirilmiştir. Test koşulları oda şartlarında gerçekleştirilmiş ve çekme hızı 1mm/dk olarak ayarlanmıştır.



Şekil 3.7. TS 287 EN 895 standardına göre hazırlanmış çekme numunesi.



Şekil 3.8. Tel erozyon yöntemi ile elde edilen ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 çekme testi numuneleri.



Şekil 3.9. MTS markalı 100kN kapasiteli servohidrolik dinamik test cihazı.

3.5.4. Sertlik Ölçüm Numunesinin Hazırlanması ve Sertlik Ölçümü

Sertlik dağılımı metalografik yöntemlerle hazırlanmış numuneler üzerinde aynı hatta ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 numuneleri için kaynak metalden esas metale doğru ve ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P92 numuneleri için P91 esas metalinden P92 esas metaline doğru 1 mm mesafeli aralıklarla mikrosertlik ölçüm cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçüm işlemi, shmadzu marka mikrosertlik test cihazında (Şekil 3.10) Vickers sertlik ölçüm ucu kullanılarak 2000 g yük altında HV_2 biriminde 10 sn süre ile yapılmıştır.



Şekil 3.10. Mikrosertlik test cihazı.

BÖLÜM 4

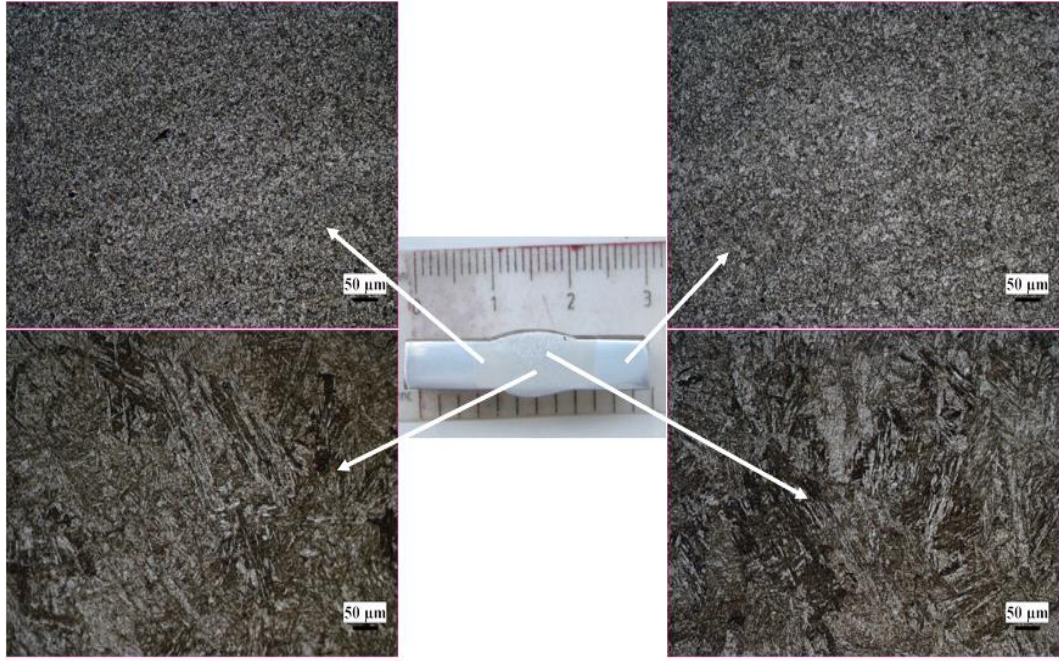
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Ön tavlamasız ve 250°C’de ön tavlama TIG kaynağı ile birleştirilen ve kaynak sonrası 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat ısıtım uygulanan P91-P92 kaynaklı bağlantıların mikroyapısal (Optik ışık mikroskobu, SEM ve XRD) ve mekaniksel (Sertlik, eğme ve çekme testi) özelliklerini belirlemek amacıyla yapılan testlerin sonuçları bu bölümde sırasıyla verilecektir.

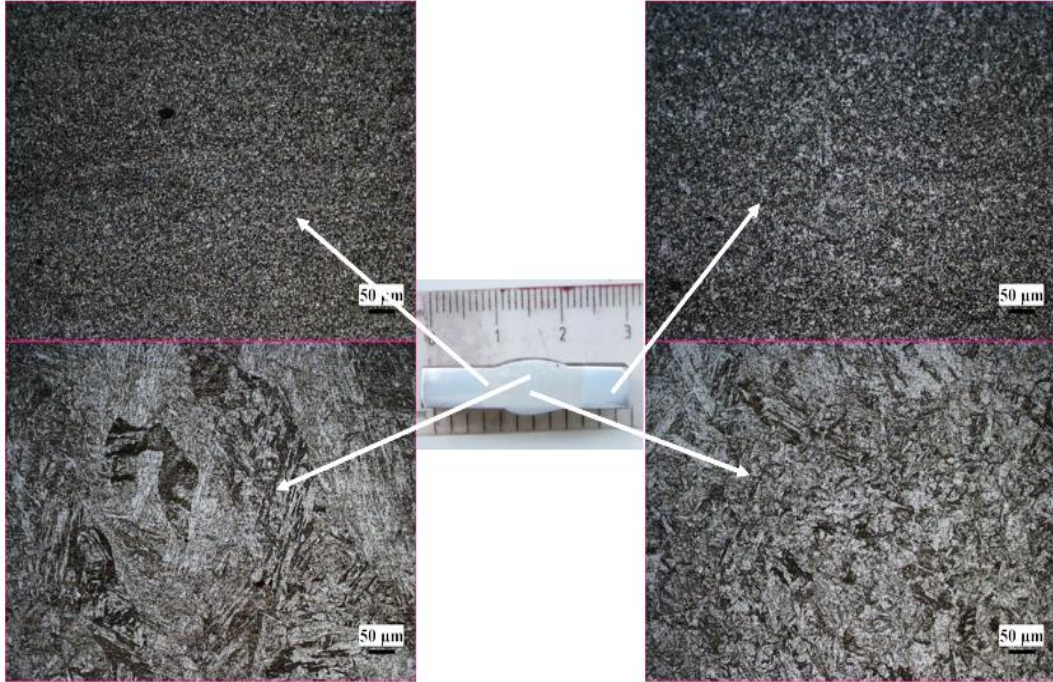
4.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

4.1.1. Optik Mikroskop İncelemesi

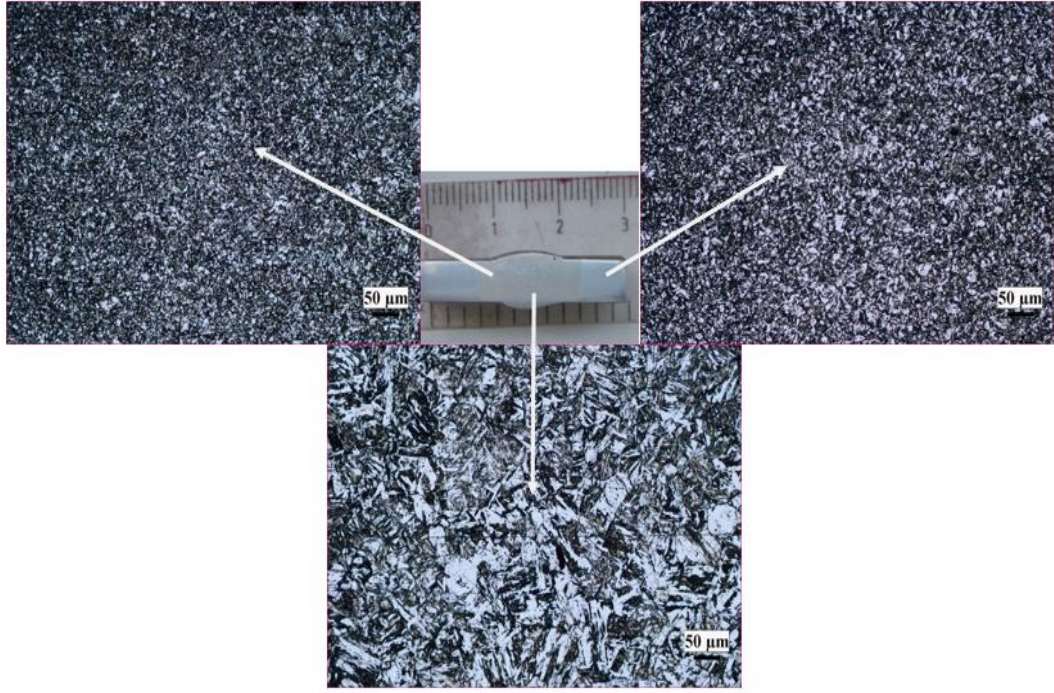
Kaynak sonrası 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat ısıtım uygulanan ön tavlamasız ve 250°C’de ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarının optik mikroskop incelemeleri, sırasıyla Şekil 4.1-Şekil 4.16’da gösterilmiştir.



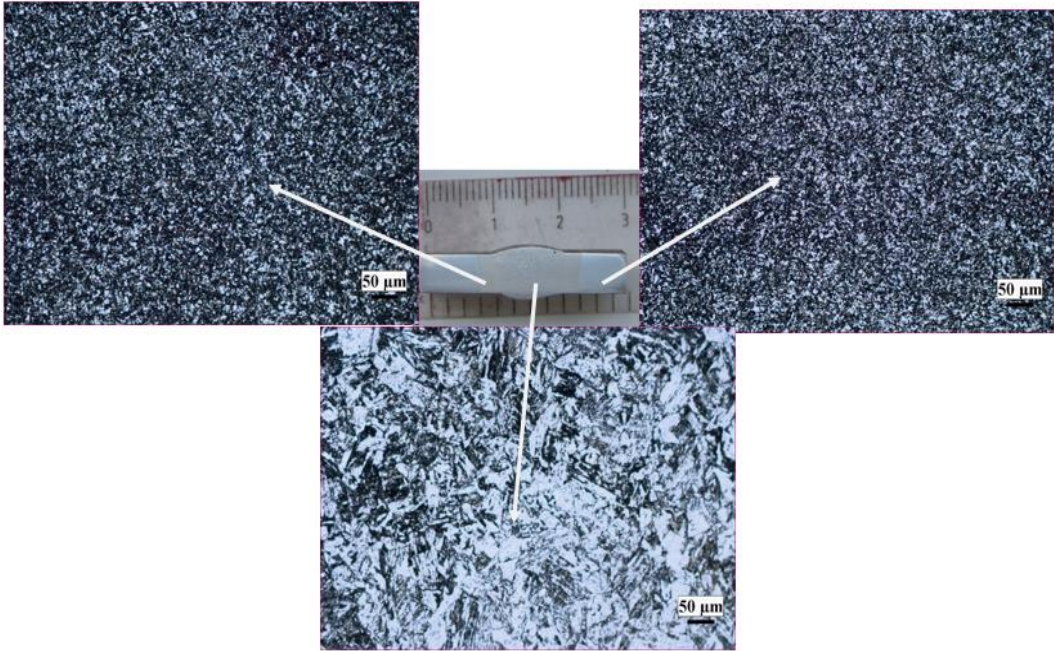
Şekil 4.1. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıtılmış ön tavlama yapılmamış P91-P91 kaynaklı birleşiminin mikroyapısı.



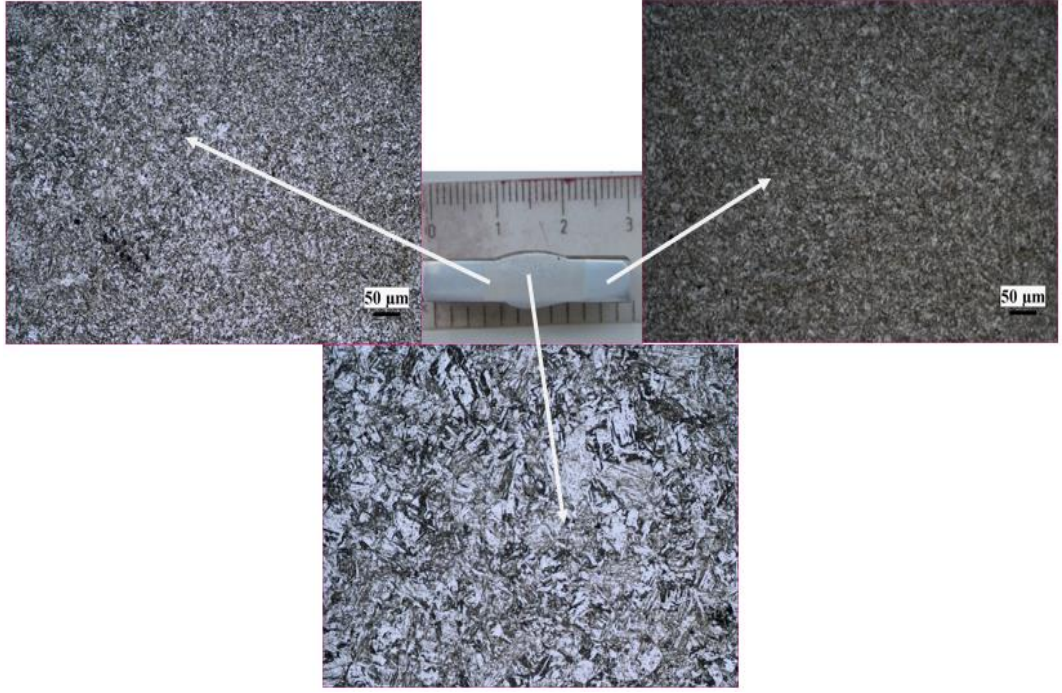
Şekil 4.2. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıtılmış ön tavlama yapılmamış P91-P91 kaynaklı birleşiminin mikroyapısı.



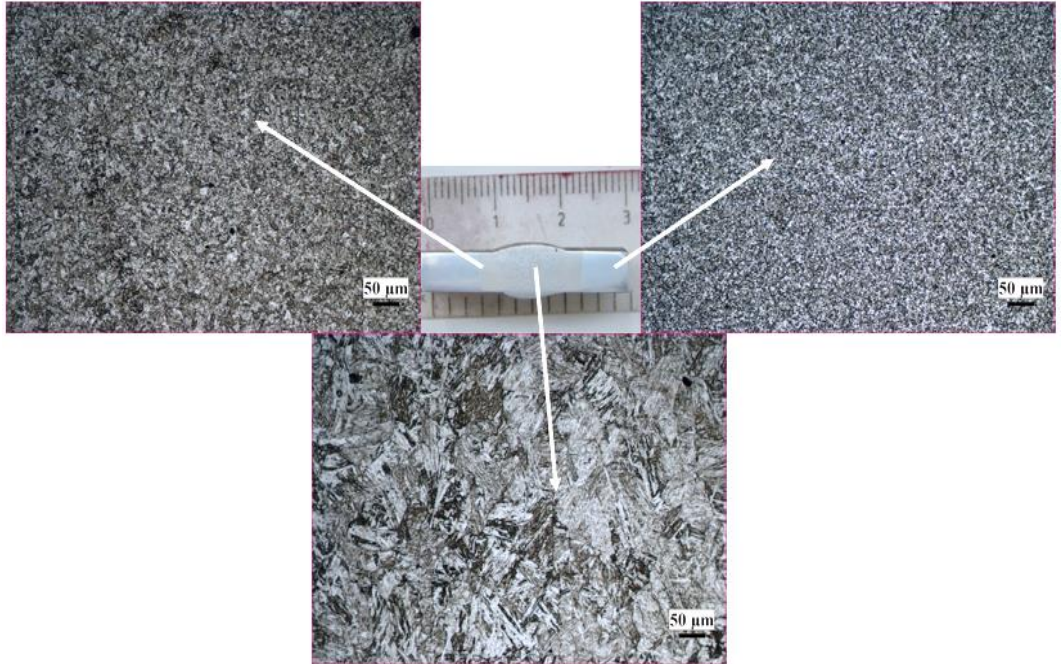
Şekil 4.3. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



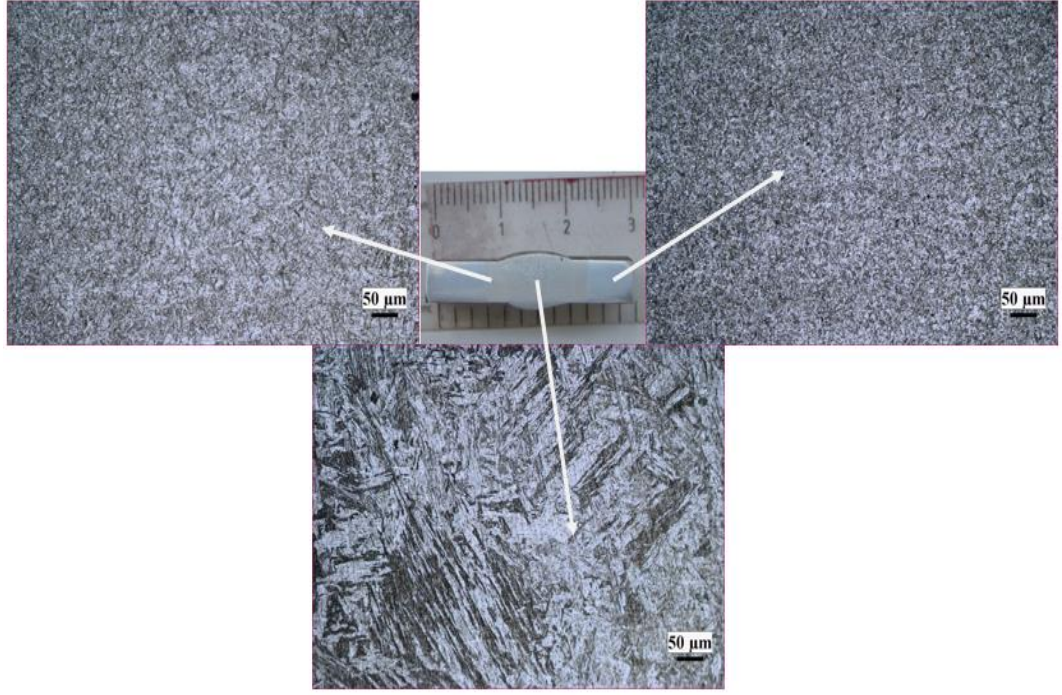
Şekil 4.4. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



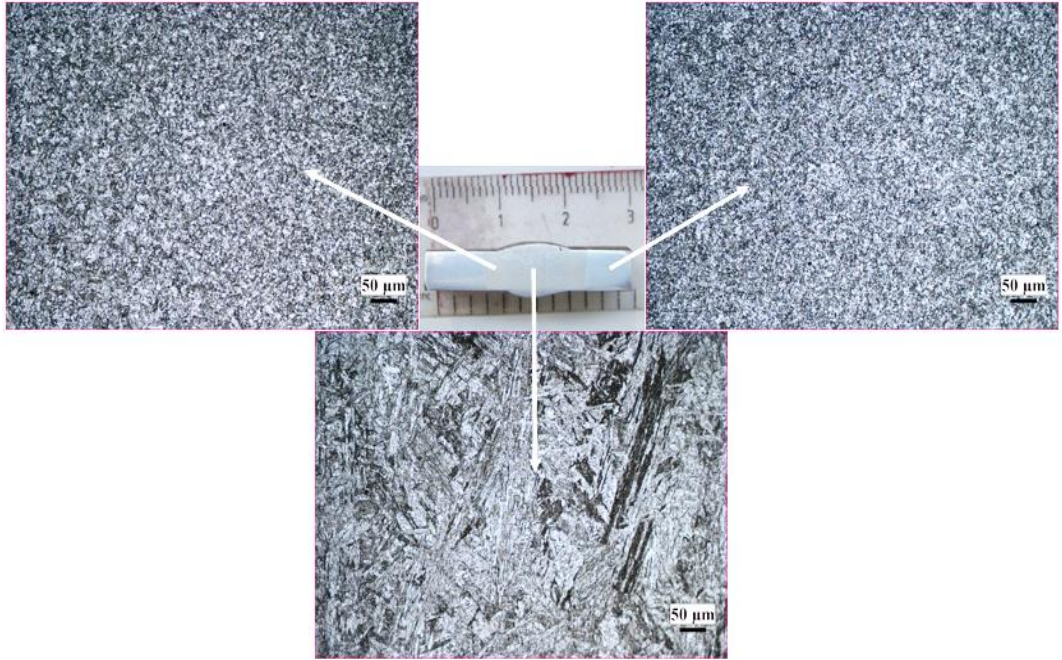
Şekil 4.5. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıtım görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleşimin mikroyapısı.



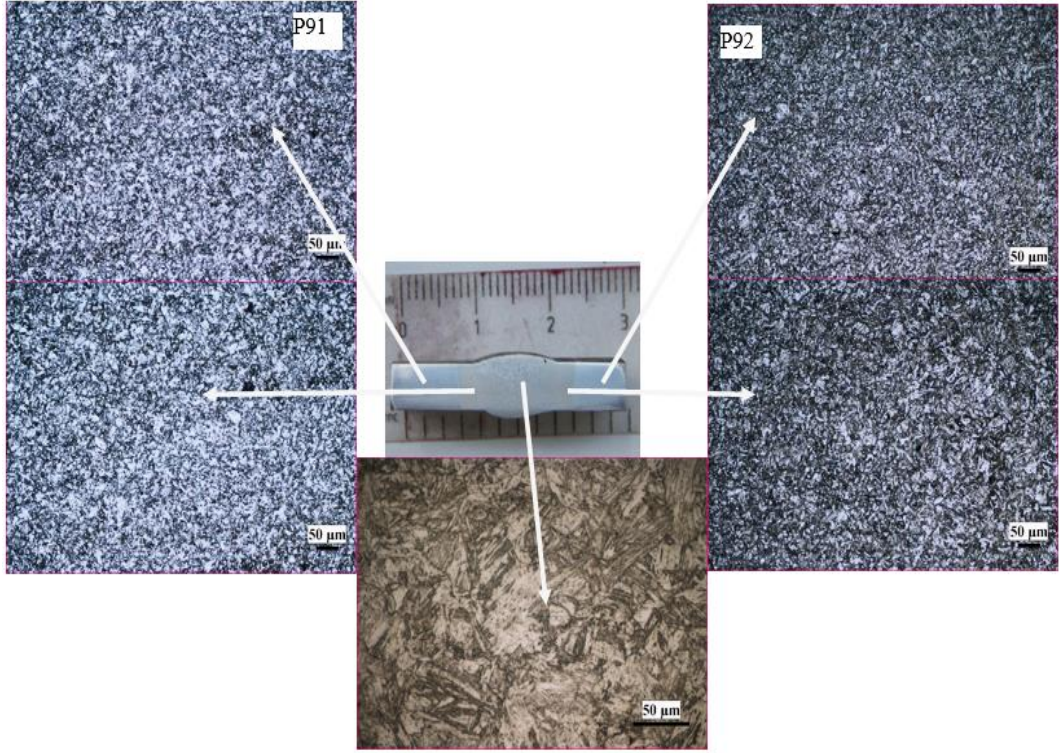
Şekil 4.6. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıtım görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleşimin mikroyapısı.



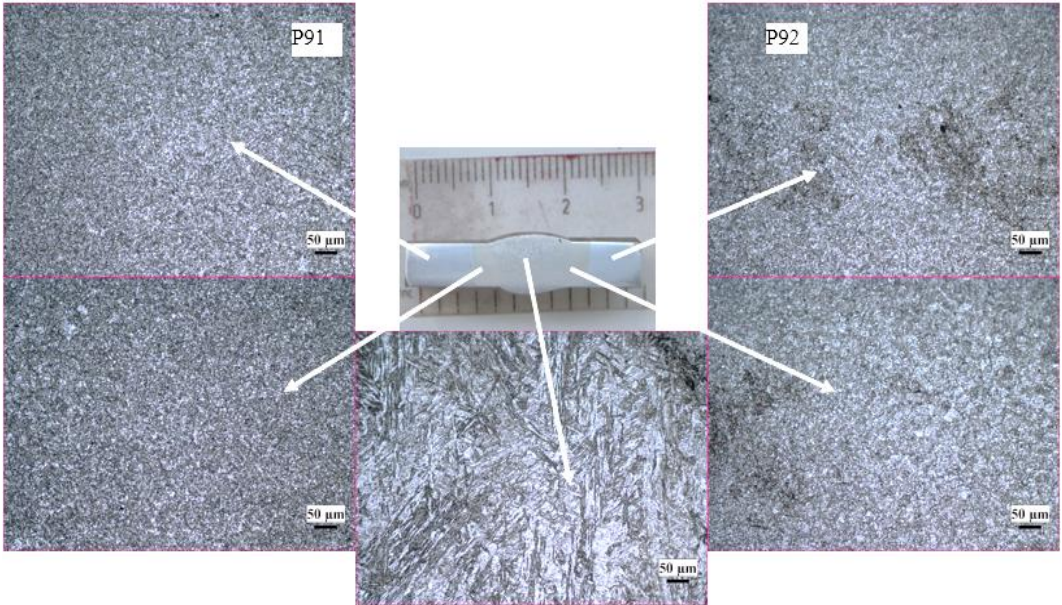
Şekil 4.7. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıtım görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



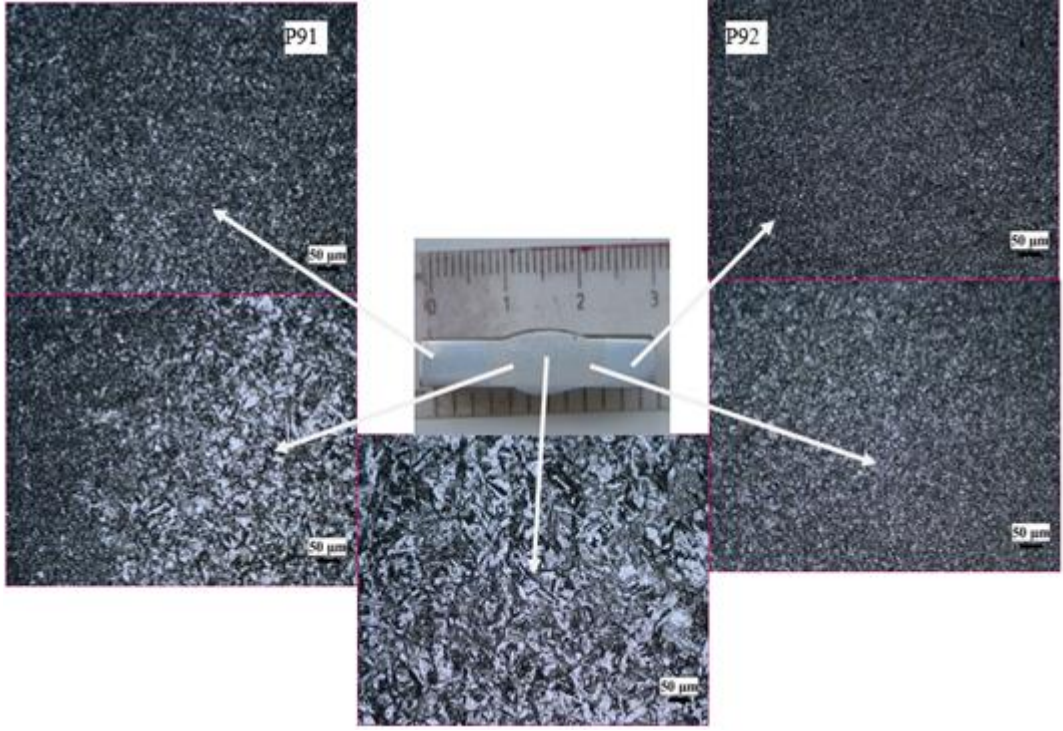
Şekil 4.8. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıtım görmüş ön tavlama (ÖTV’li) P91-P91 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



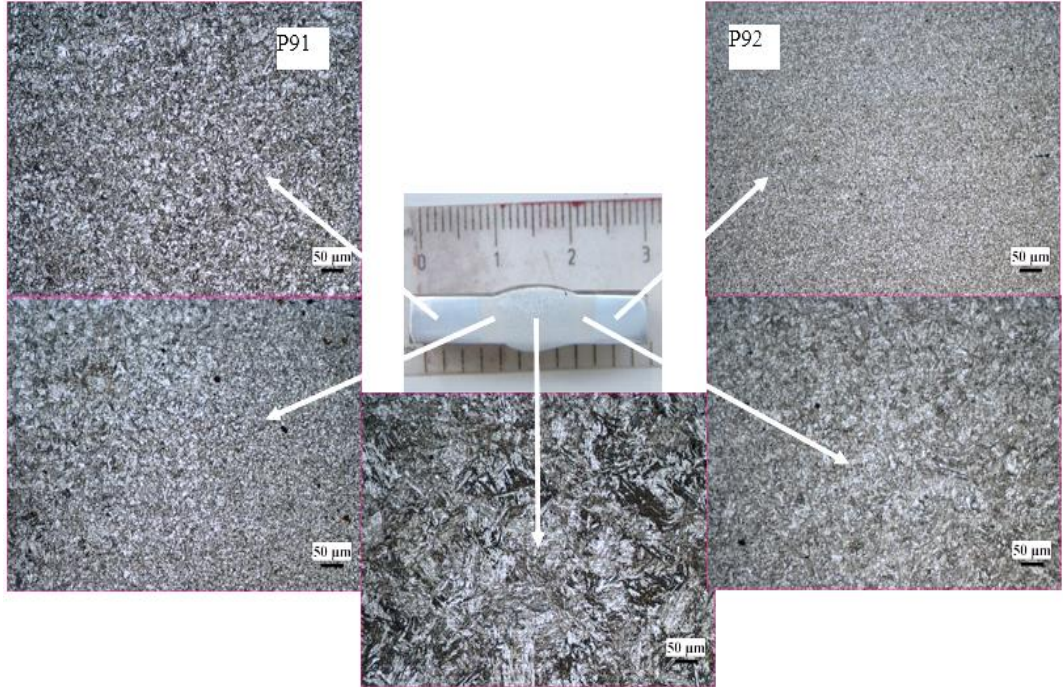
Şekil 4.9. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıtılmış ön tavlama-sız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



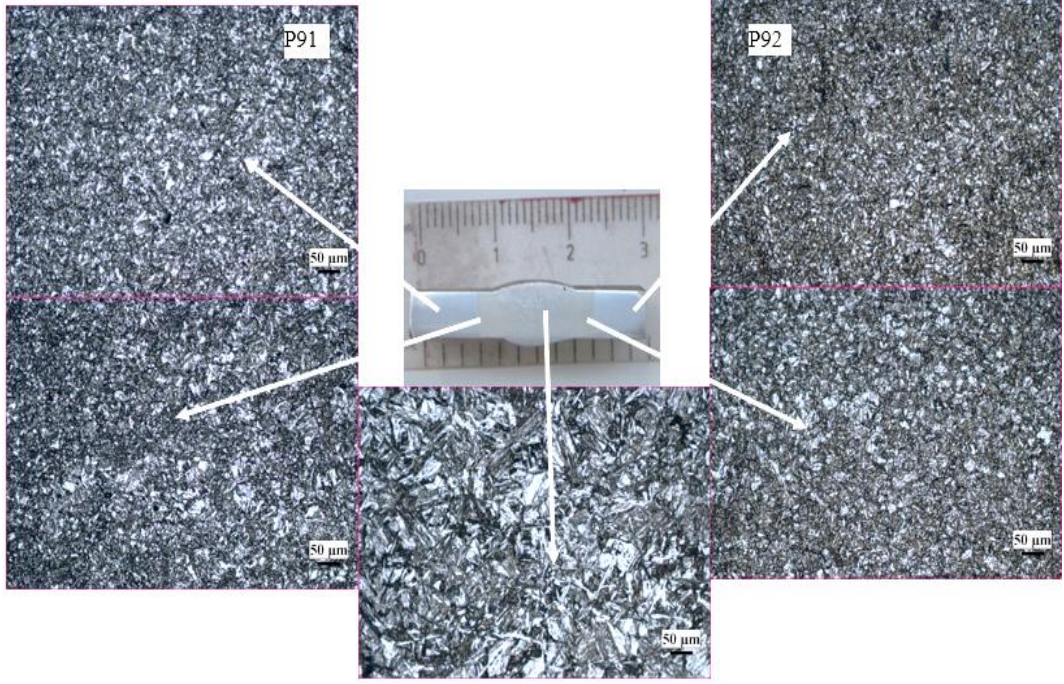
Şekil 4.10. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıtılmış ön tavlama-sız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



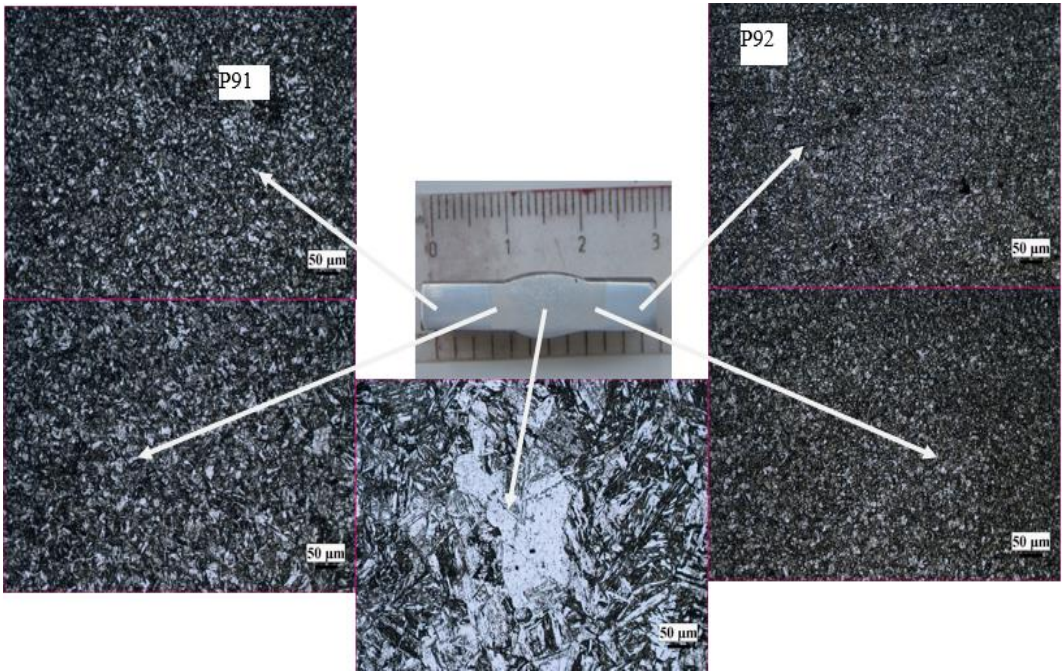
Şekil 4.11. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



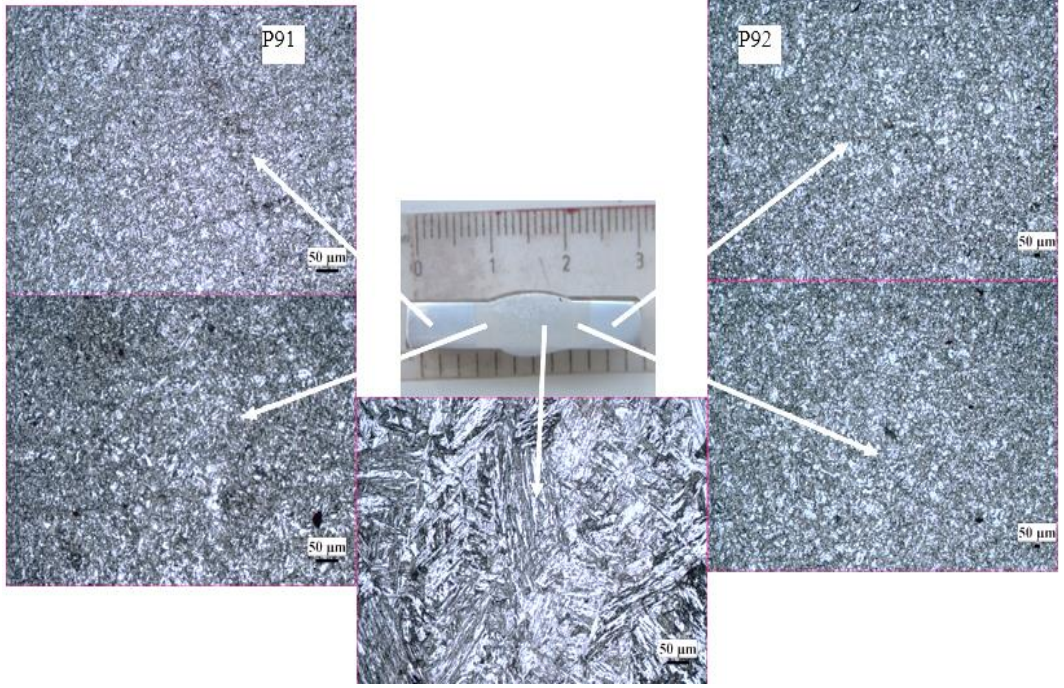
Şekil 4.12. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıl işlem görmüş ön tavlamasız P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



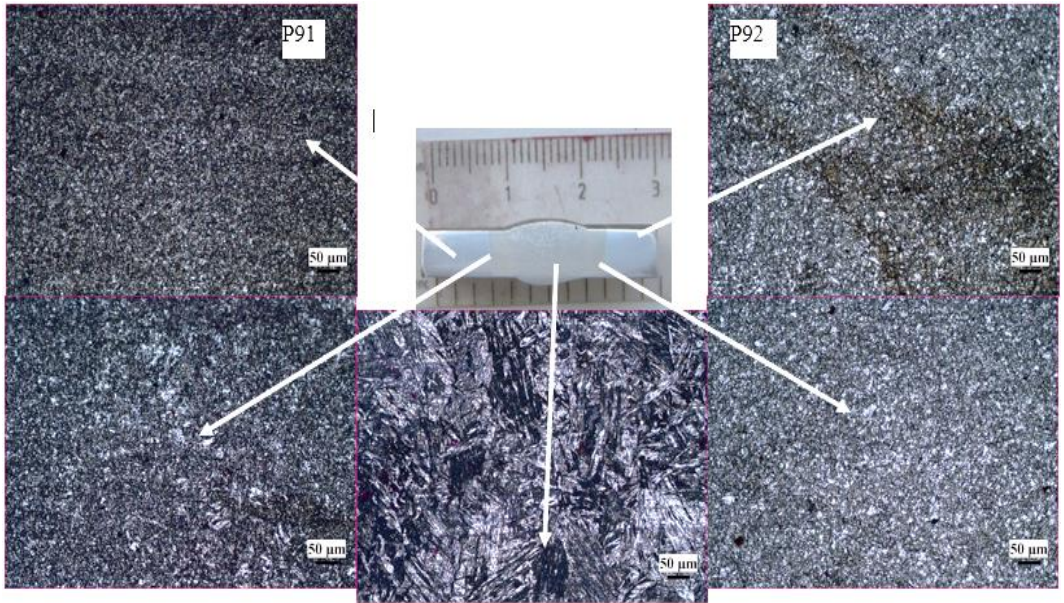
Şekil 4.13. Kaynak sonrası 750°C’de 2 saat ısıt işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) . P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



Şekil 4.14. Kaynak sonrası 750°C’de 4 saat ısıt işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



Şekil 4.15. Kaynak sonrası 750°C’de 6 saat ısıt işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.



Şekil 4.16. Kaynak sonrası 750°C’de 8 saat ısıt işlem görmüş ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı.

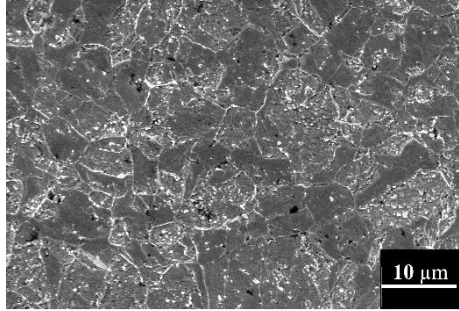
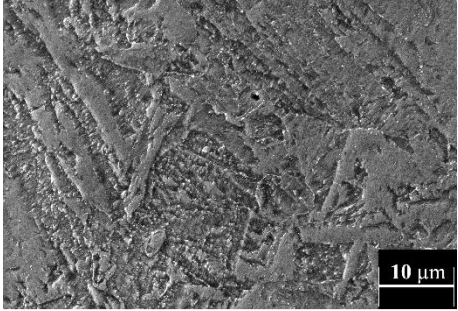
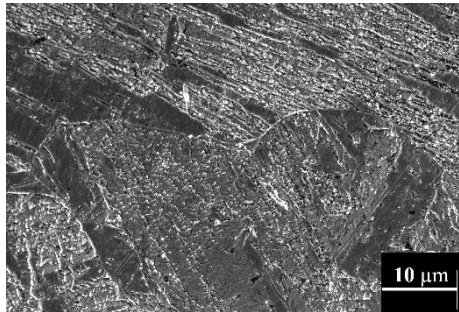
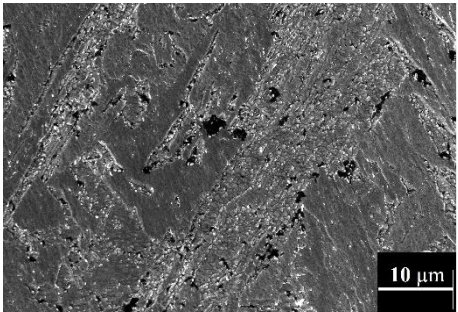
Şekil 4.1–Şekil 4.16’den görüldüğü üzere 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama ve 250°C’de ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı birleştirmelerinin esas metalinin temperlenmiş martenzit fazını, ITAB bölgesinin ince taneli ve kaba taneli temperlenmiş martenzit fazını ve kaynak bölgesinin sütunsal ve/veya levha yapılı (columnar ve/veya lath structure) martenzit fazını ve temperlenmiş martenzit fazını içerdiği gözlenmiştir. Fakat optik mikroskop ile ince taneli ve kaba taneli ITAB bölgesi belirgin bir şekilde kesin bir hatla ayırt edilememiştir. Buna ilave olarak 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama ve ön tavlama P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin kaynak bölgesine bakıldığında ön tavlama P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin (Şekil 4.15 ve Şekil 4.16) daha belirgin sütunsal yapılı (columnar structure) martenzit fazını içerdiği bulunmuştur. Bunun yanı sıra ön tavlama (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmenin 4 saat PWHT’li numunesinin kaynak metalinde delta ferrit (Şekil 4.14) oluştuğu düşünülmektedir.

Bu çalışma ile uyumlu olarak birçok çalışmada, P91 kaynaklı birleştirmenin kaynak metalinde katılma yönünde tipik sütunsal yapıya (veya levha (lath)) sahip martenzit fazı [41, 45, 57, 59] ve delta ferrit fazı [19, 25, 60] bulunmuştur. Genellikle delta ferrit fazı kaynak esnasında oluşan 1200 °C üstü yüksek sıcaklık nedeniyle meydana gelmektedir. Ön tavlama (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmesinde delta ferrit fazının oluşma nedeni kaynak esnasında oluşan yüksek ısı girdisi olduğu düşünülmektedir.

4.1.2. SEM İncelemesi

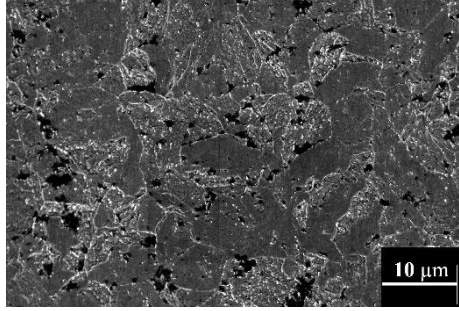
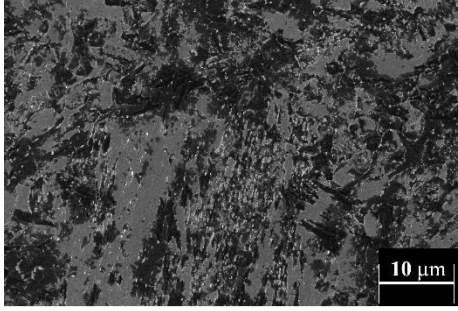
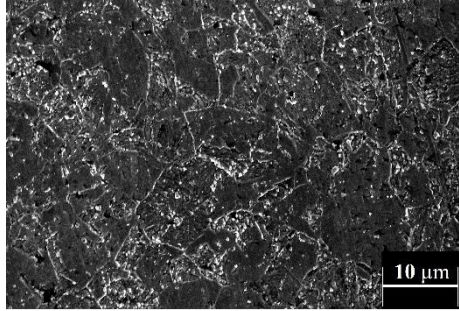
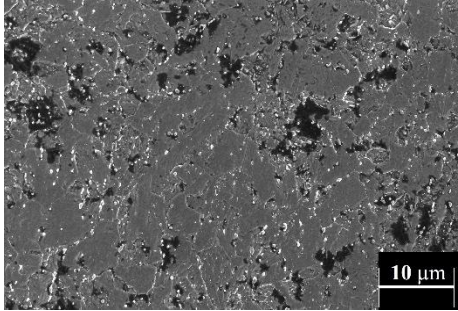
Ön tavlama ve ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin 750°C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanan numunelerinin içerdikleri karbürlerin yapı içindeki dağılımlarının belirlenmesi için SEM incelemesi (EHT:10 kV, ESB Grid: 500V) yapılmıştır.

Şekil 4.17 ve Şekil 4.18’de 750°C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanmış ön tavlama ve ön tavlama sırasıyla P91-P91 ve P91-P92 kaynaklı bağlantı numunelerine ait 5000X büyütmede SEM resimleri verilmiştir.

PWHT (Saat)	Ön tavlamasız P91-P91	Ön tavlmalı P91-P91
2		
6		

Şekil 4.17. Ön tavlamasız ve ön tavlmalı 750 °C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanmış . P91-P91 kaynaklı bağlantı numunelerinin 5000X büyütmede SEM . resimleri.

Şekil 4.17’de görüldüğü üzere hem ön tavlamasız hem de ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 numunelerinde yapı içinde dağılmış olarak gözüken (beyaz küresel renkli) karbürlere rastlanmıştır. Karbürlerin oluşum yerlerinin genellikle ilk östenit tane sınırları, sütunsal martenzit fazının içi ve faz sınırları, olduğu gözlenmiştir. Ayrıca az miktarda küresel şekilli karbürlerin matriks içinde dağılım gösterdiği söylenebilir.

PWHT (Saat)	Ön tavlamasız P91-P92	Ön tavlmalı P91-P92
2		
6		

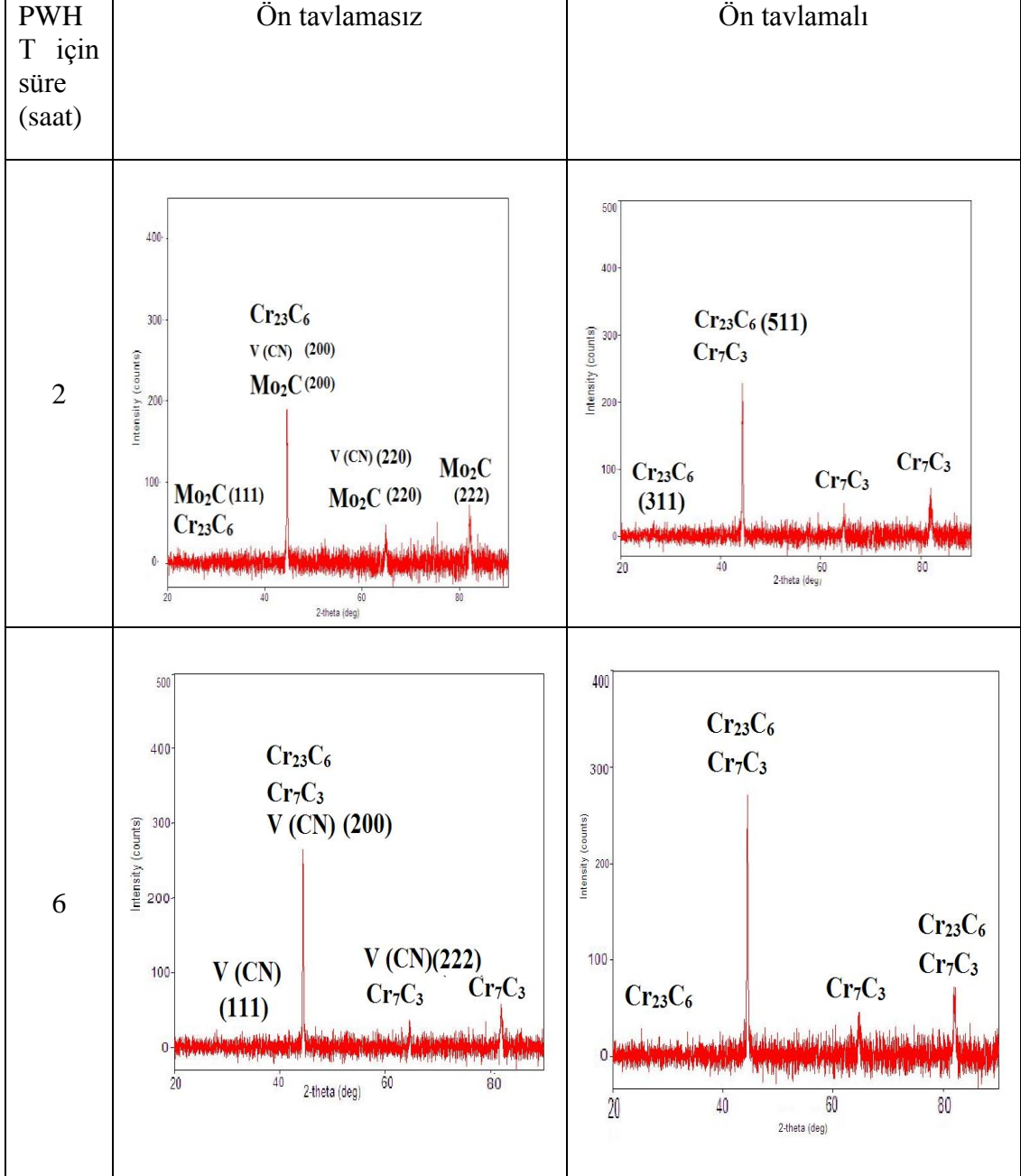
Şekil 4.18. Ön tavlamasız ve ön tavlmalı 750 °C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanmış . P91-P92 kaynaklı bağlantı numunelerinin 5000X büyütmede SEM . resimleri.

Şekil 4.18’de ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 kaynaklı bağlantıların SEM incelemesi ile uyumlu olarak (Şekil 4.17) hem ön tavlamasız hem de ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P92 numunelerinde yapı içinde dağılmış olarak gözükten (beyaz renkli küresel yapılar) karbürlere rastlanmıştır. Karbürlerin oluşum yerlerinin genellikle ilk östenit tane sınırları olduğu gözlenmiştir. Ayrıca az miktarda küresel şekilli karbürlerin matriks içinde dağılım gösterdiği söylenebilir.

Literatüre bakıldığı zaman $M_{23}C_6$, M_7C_3 , MX ve M_2X türü karbürlerin genellikle ilk östenit tane sınırları, levha martenzit tane sınırları ve matriks içinde oluştuğu görülmüştür [24,50].

4.1.3. XRD İncelemesi

Ön tavlama ve ön tavlama 750°C'de 2 ve 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı bağlantıdan alınan XRD analiz sonuçları Şekil 4.19'da verilmiştir.



Şekil 4.19. Ön tavlama ve ön tavlama (ÖTV'li) 750°C'de 2 ve 6 saat PWHT . uygulanan P91-P91 kaynaklı bağlantıların XRD analizi.

XRD analiz sonucuna göre ön tavlamasız ve ön tavlmalı 750°C’de 2 ve 6 saat PWHT uygulanmış numunelerin yapısında $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 gözlenmiştir. Ön tavlamasız kaynaklı bağlantıda V(CN) ve Mo_2C gibi MX ve M_2X türü karbürler oluşurken ön tavlama işlemi görmüş numuneleride bu karbürlere ait piklere rastlanmamıştır.

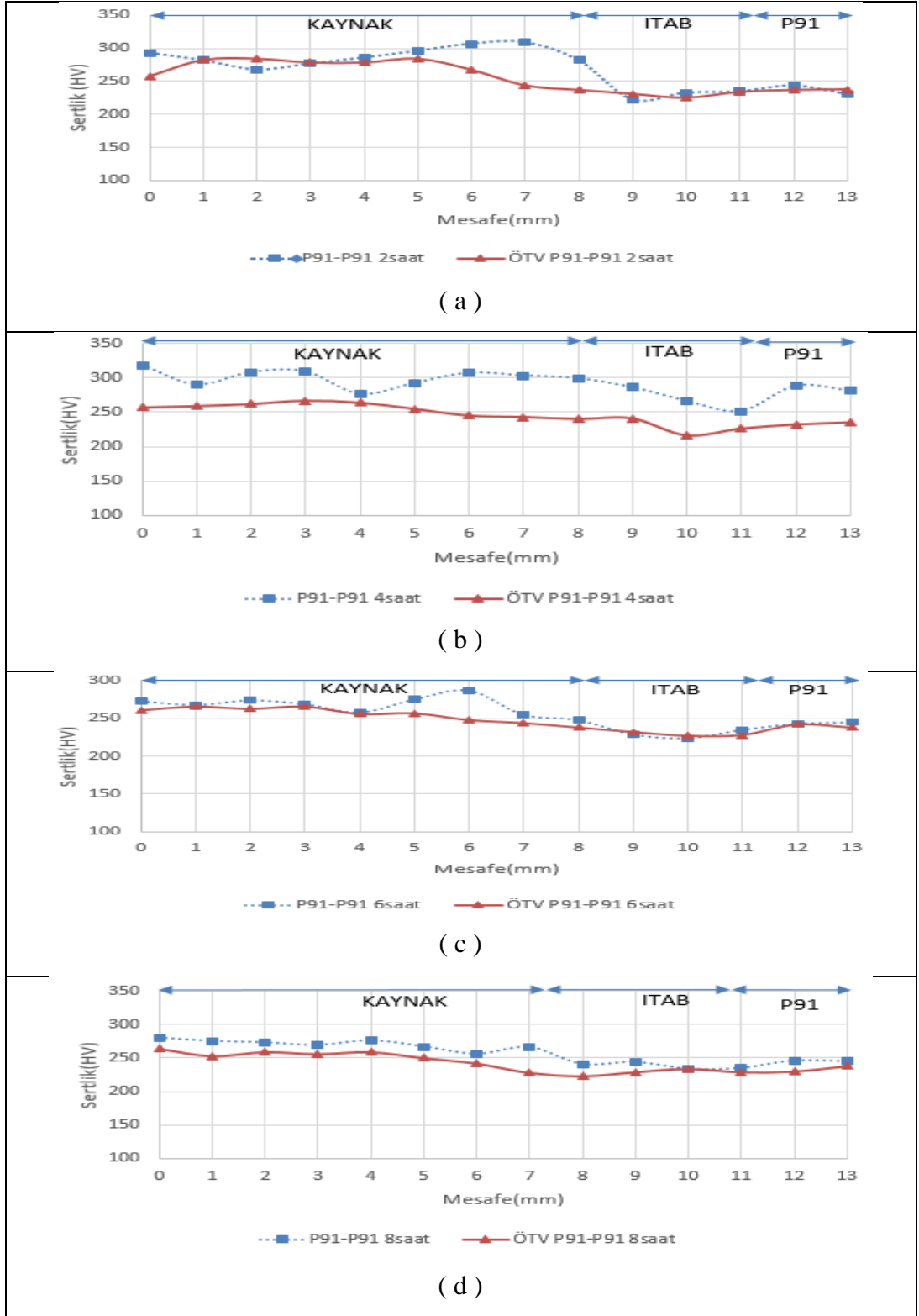
Jayan V. ve arkadaşları P22 çeliklerde oluşan karbürleri karbür çıkarma yöntemi ile incelemişler ve (511), (420) ve (440) doğrultularında pik veren $M_{23}C_6$ karbürünü gözlemlemişlerdir [65].

4.2. SERTLİK TESTİ

Ön tavlamasız ve ön tavlmalı (ÖTV’li), 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanmış P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı birleştirmelere mekanik testlerden biri olan sertlik testi yapılmış ve sonuçları sırasıyla Şekil 4.20 ve Şekil 4.21’de gösterilmiştir.

750°C’de 2 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 numunelerinin sertlik dağılımına (Şekil 4.20 (a)) bakıldığında ön tavlamasız P91-P91 numunenin sertliğine kıyasla ÖTV’li numunenin sertlik değerleri kaynak bölgesinde ortalama olarak daha düşük ölçülmüştür. Bu iki kaynaklı bağlantının sertlik değerleri karşılaştırıldığında en düşük sertlik değeri ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı bağlantısına ait olup ITAB’da 223 HV_2 olarak bulunmuştur

750°C’de 4 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ile ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 numunelerinin sertlik dağılımları karşılaştırıldığında (Şekil 4.20 (b)) ÖTV’li numunenin sertlik değerleri kaynak metal, ITAB ve esas metal bölgelerinde daha düşüktür. En düşük sertlik değeri ÖTV’li P91-P91 kaynaklı bağlantısının ITAB’ında 216 HV_2 dir.



Şekil 4.20. 750°C’de a) 2, b) 4, c) 6 ve d) 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama-sız ve ön tavlmalı P91-P91 kaynaklı birleştirmenin kaynak metalinden esas metale doğru sertlik dağılımı.

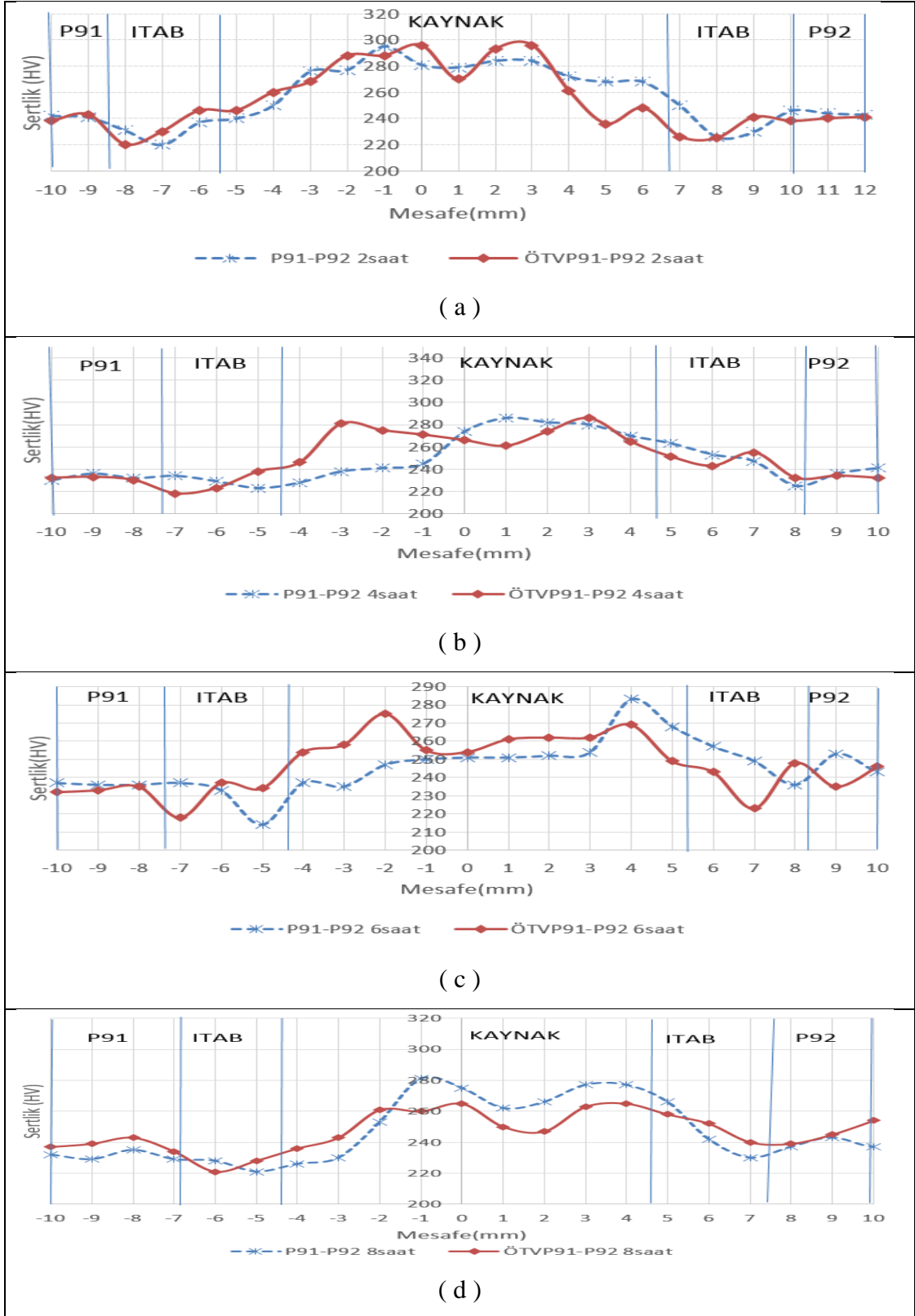
750°C’de 6 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ile ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 numunelerinin sertlik dağılımları karşılaştırıldığında (Şekil 4.20 (c)) sadece kaynak bölgesinin ITAB’a yakın kısmında P91-P91 numunesinin sertlik değeri fazla çıkmıştır diğer bölgelerde değerler hemen hemen aynı çıkmıştır. En düşük sertlik değeri P91-P91 kaynaklı bağlantısının ITAB’ında 224 HV₂ olarak bulunmuştur.

750°C’de 8 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ile ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P91 numunelerinin sertlik dağılımları karşılaştırıldığında (Şekil 4.20(d)) ÖTV’li numunenin sertlik değerleri kaynak metal, ITAB ve esas metal bölgelerinde daha düşük çıkmıştır. En düşük sertlik değeri ise ÖTV’li P91-P91 kaynaklı bağlantısının ITAB’ında 223 HV₂ bulunmuştur.

Yapılan birçok çalışmada, PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı malzemenin sertlik dağılımının kaynak metalden esas metale doğru gittikçe düştüğü ve en düşük sertlik değerinin ITAB’da meydana geldiği rapor edilmiştir [17,25,41,58].

750°C’de 2 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P92 numunelerinin sertlik dağılımında bakıldığında (Şekil 4.21(a)) numunelerin sertlik değerleri kaynak metal, ITAB ve esas metal bölgelerinde belirgin bir fark çıkmamıştır. Fakat ÖTV’li P91-P92 numunesinin sertlik değeri P92 esas metaline yakın ITAB bölgesinde ön tavlamasız P91-P92 numunesine göre daha düşük sertlik değerlerine sahip olduğu gözlenmiştir. En düşük sertlik değeri ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P92 kaynaklı bağlantılarının her ikisinde P91 esas metaline yakın ITAB’da 220 HV₂ olduğu bulunmuştur.

750°C’de 4 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı (ÖTV’li) P91-P92 numunelerinin sertlik dağılımında bakıldığında (Şekil 4.21(b)) ÖTV’li numunenin ITAB bölgesinde daha düşük sertlik değerine sahip olduğu gözlenmiştir. En düşük sertlik değeri ön tavlmalı P91-P92 kaynaklı bağlantısına ait P91 esas metaline yakın ITAB’da 218 HV₂ olduğu bulunmuştur.



Şekil 4.21. 750°C’de a) 2. b) 4, c) 6 ve d) 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama-sız ve ön tavlama-lı (ÖTV’li) P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin P91 esas metalinden P92 esas metaline doğru sertlik dağılımı.

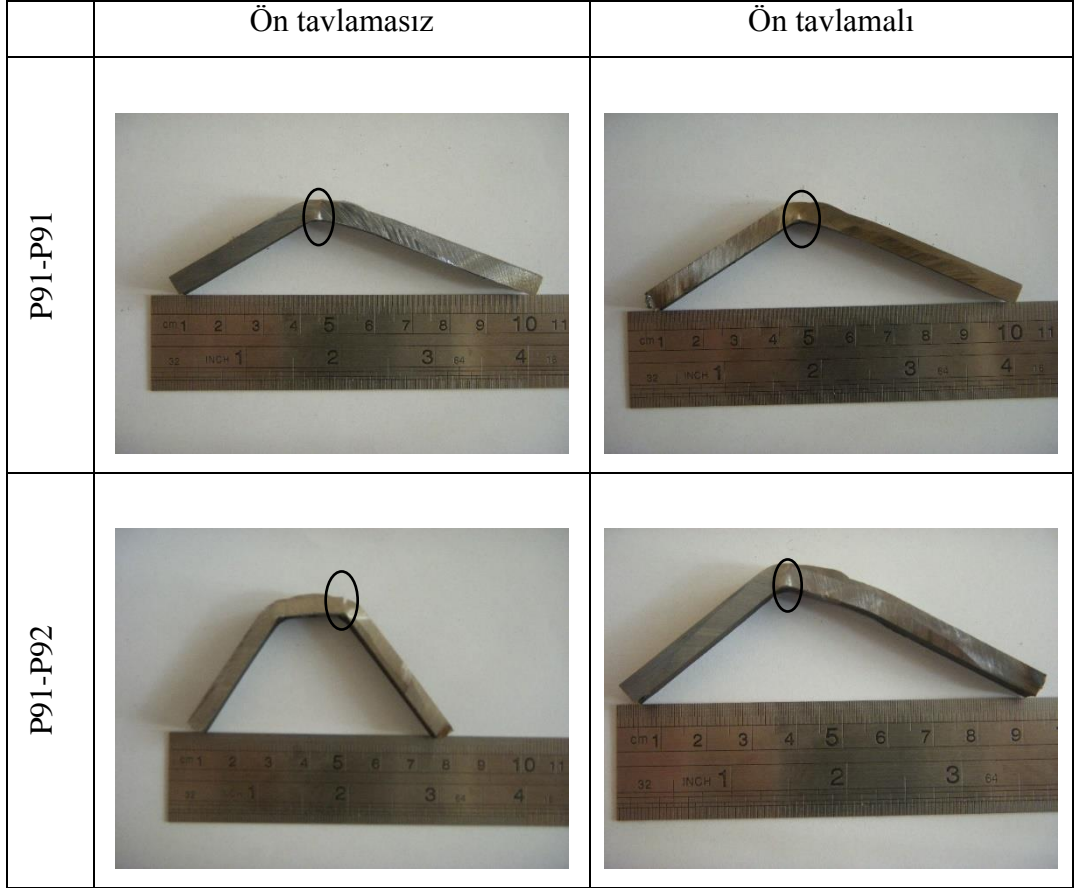
6 saat PWHT uygulanan ön tavlamaşız ve ön tavlamaalı (ÖTV'li) P91-P92 numunelerinin sertlik dağılımında bakıldığında (Şekil 4.21 (c)) ön tavlamaalı numunenin ITAB bölgesinin P92'ye yakın kısmında daha düşük sertlik değerine sahip olduğu gözlenmiştir. Fakat bu iki kaynaklı bağlantının sertlik değerleri karşılaştırıldığında en düşük sertlik değeri ön tavlamaşız P91-P92 kaynaklı bağlantısına ait P91 esas metaline yakın ITAB'da 218 HV₂ bulunmuştur.

750°C'de 8 saat PWHT uygulanan ön tavlamaşız ve ön tavlamaalı P91-P92 numunelerinin sertlik dağılımında bakıldığında (Şekil 4.21. (d)) ön tavlamaalı (ÖTV'li) numunenin kaynak bölgesinin büyük bir kısmında ve ITAB bölgesinin P91'ye yakın kısmında daha düşük sertlik değerine sahip olduğu gözlenmiştir. Bu iki kaynaklı bağlantının sertlik değerleri karşılaştırıldığında en düşük sertlik değeri her ikisinde de P91 esas metaline yakın ITAB bölgesinde 220 HV₂ olarak bulunmuştur.

Özellikle ITAB bölgesinde meydana gelen bu sertlik düşüşlerinin nedeni kaynak esnasında oluşan ısı nedeniyle kaynak bölgesinden esas metale doğru martenzit fazının azalan karbon içeriği ve esas metale doğru yapıda oluşan aşırı temperlenmiş martenzit olabileceği düşünölmektedir [63].

4.3. EĞME TESTİ

Kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmamış haldeki ön tavlamasız ve 250°C’de ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı birleştirmelerinin eğme testi sonrası makro resimleri Şekil 4.22’de verilmiştir.



Şekil 4.22. Ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 ve ön tavlama P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin eğme testi sonrası görünimleri.

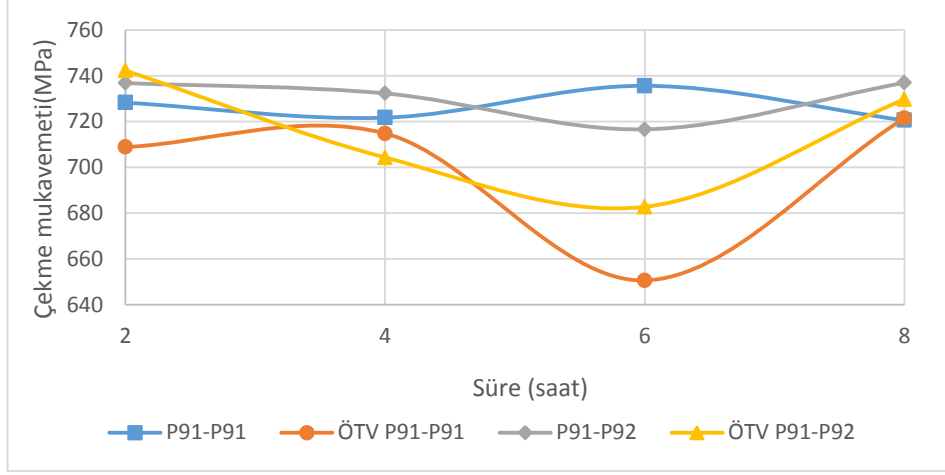
Şekil 4.22’de görüldüğü gibi eğme testi sonrası tüm kaynaklı birleştirmelerinde kopmalar, esas metal ile kaynak metal arasındaki kısmında gözlenmiştir.

4.4. ÇEKME TESTİ

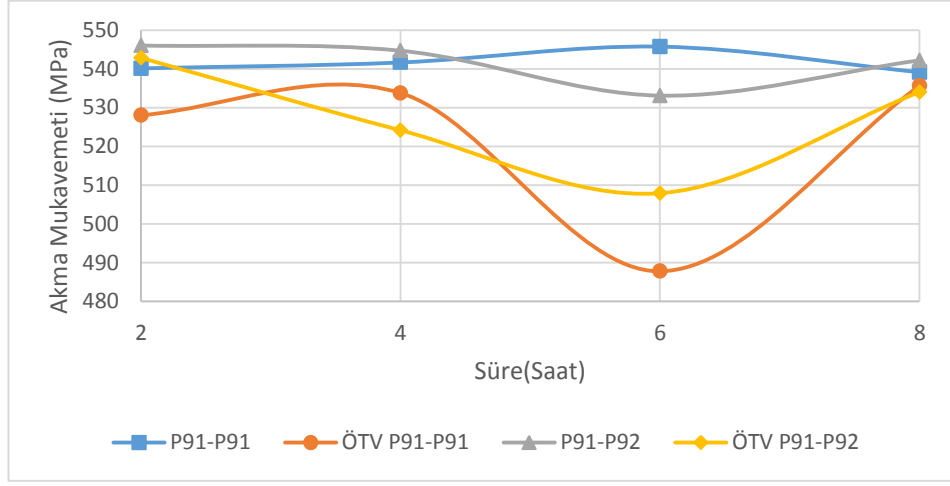
Kaynaklı birleştirmelerinin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla ön tavlamasız P91-P91 ile P91-P92 ve ön tavlmalı (ÖTV'li) P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarına uygulanan çekme testi sonrası elde edilen çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve % uzama değerlerinin PWHT süresi ile değişimi Şekil 4.23'de verilmiştir.

Şekil 4.23 (a)'da görüldüğü gibi en yüksek çekme mukavemetine ÖTV'li P91-P92 bağlantısının 750°C'de 2 saat PWHT uygulanmış numunesi 742 MPa değeriyle ve en düşük çekme mukavemeti değerine ÖTV P91-P91 kaynaklı bağlantısının 6 saat PWHT uygulanmış numunesi 650 MPa değeriyle sahiptir. Ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı bağlantısı hariç diğer bağlantıların tümünde en düşük çekme mukavemetine 6 saat PWHT numunelerinde rastlanmıştır.

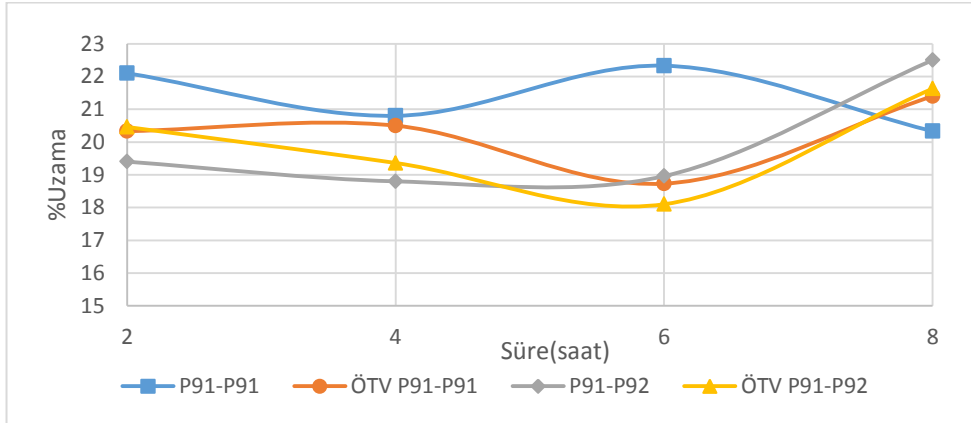
Şekil 4.23. (b)'de görüldüğü gibi en yüksek akma dayanımına ön tavlamasız P91-P92 bağlantısının 750°C'de 2 saat PWHT uygulanmış numunesi 546 MPa değeriyle ve en düşük akma dayanımı değerine ön tavlmalı (ÖTV'li) P91-P91 kaynaklı bağlantısının 6 saat PWHT uygulanmış numunesi 487 MPa değeriyle sahiptir. Ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı bağlantısı hariç diğer bağlantıların tümünde akma dayanımının 6 saat PWHT uygulanmış numunelerde düştüğü gözlenmiştir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.23. Ön tavlamaşız P91-P91 ile P91-P92 ve ÖTV'li P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarına uygulanan 750°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT işlemleri ile mekanik özelliklerin değişimi a) çekme mukavemeti, b) akma mukavemeti ve c) % uzama

Şekil 4.23 (c)'de görüldüğü gibi en yüksek % uzama miktarına P91-P92 bağlantısının 750°C'de 8 saat PWHT uygulanmış numunesi % 22,5 değeriyle sahiptir. En düşük % uzama değeri ÖTV'li P91-P92 kaynaklı bağlantısının 6 saat PWHT uygulanmış numunesinde % 18,1 olarak bulunmuştur. P91-P91 kaynaklı bağlantısı hariç diğer bağlantıların tümünde en düşük % uzama miktarına 750°C'de 6 saat PWHT numunelerinde rastlanmıştır.

Çekme testi sonrası 750°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarına ait elde edilen sayısal verilere bakıldığında (Çizelge 4.1) çekme mukavemetlerinin 680 - 750 Mpa ve yüzde uzamaların % 18 - 22 arasında değiştiği görülmektedir. Bu veriler yapılan bazı çalışmalar ile uyumlu çıkmıştır [37,60].

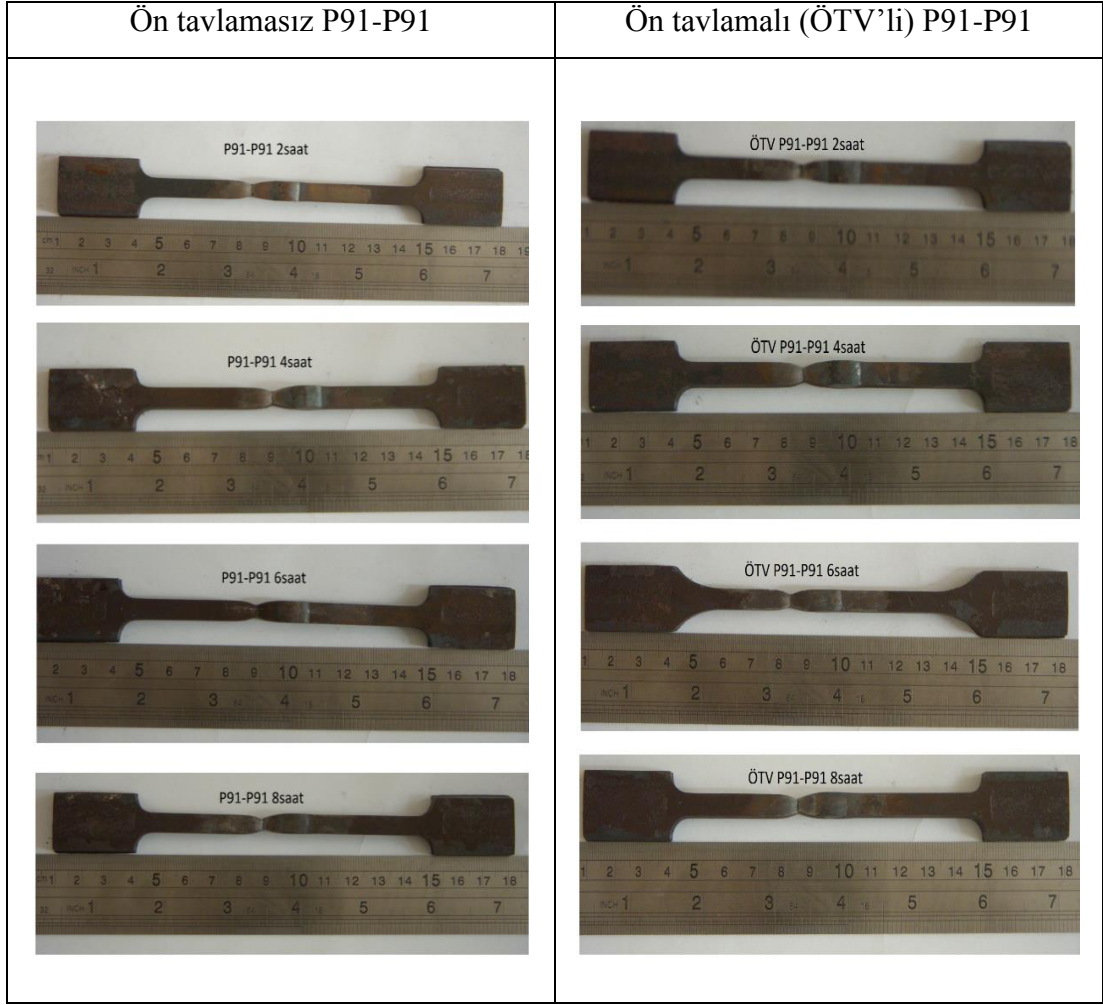
Çizelge 4.1. 750°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantılarına ait çekme, akma mukavemetleri ve % uzama miktarı.

Kaynaklı Bağlantı	PWHT Süresi (Saat)	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama Miktarı (%)
Ön tavlamasız P91-P91	2	540	728	22,10
	4	541	721	20,8
	6	545	735	22,33
	8	539	720	20,33
Ön tavlmalı P91-P91	2	528	708	20,33
	4	533	714	20,05
	6	487	650	18,73
	8	535	721	21,4
Ön tavlamasız P91-P92	2	546	736	19,4
	4	544	732	18,8
	6	533	716	18,96
	8	542	736	22,5
Ön tavlmalı P91-P92	2	542	742	20,46
	4	524	704	19,36
	6	524	682	18,1
	8	534	729	21,63

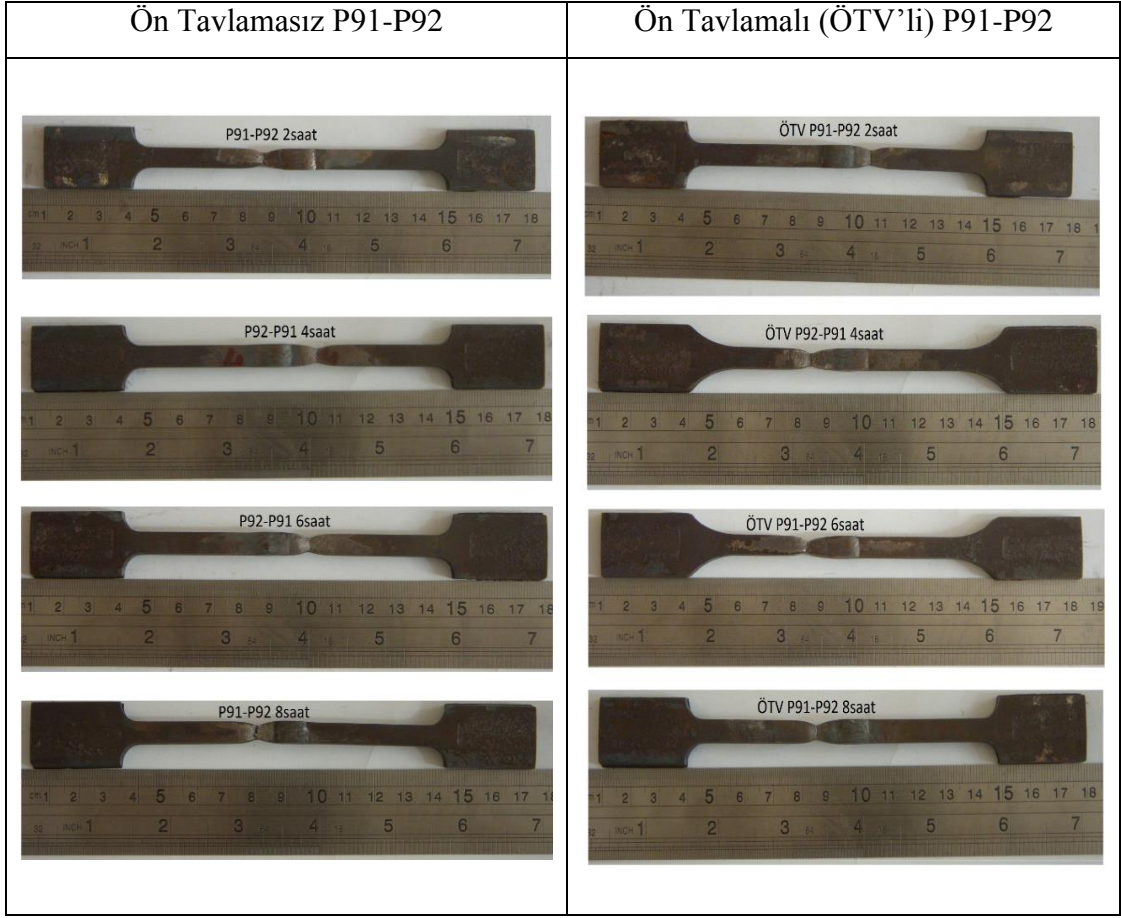
750°C'de 6 saat PWHT uygulanmış ön tavlamasız P91-P91 kaynaklı birleştirmenin gerek çekme mukavemeti ve gerekse akma mukavemetinin diğer kaynaklanmış

koşullara kıyasla yüksek çıkması, yapı içerisinde oluşan düşük boyuta sahip MX ve M_2X karbürlerine dayandırılabilir. Küçük boyutlara sahip bu karbürler vasıtasıyla dislokasyonların hareketi engellenir ve malzemenin mukavemetine katkı sağlanır. Yapılan birçok çalışmada araştırmacılar MX ve M_2X türü karbürlerin faydaları üzerine çalışmışlar ve malzemenin mukavemetine olumlu bir etki bıraktıklarını söylemişlerdir [11,14,16,26,27,30,55]. Bu durum ön tavlama ve ön tavlama kaynaklı bağlantılar için de aynı sonucu verdiği söylenebilir. XRD incelemesi sonucu ön tavlama kaynaklı bağlantıların yapısında MX ve M_2X türü karbürlere rastlanılmaması daha düşük çekme ve akma mukavemetlerine sahip olmalarını açıkladığı düşünülmektedir.

Çekme numunelerinin nereden koptuğunu gösteren makroyapı resimlerine baktığımızda (Şekil 4.24 ve Şekil 4.25) genellikle kopmaların kaynak metal ile esas metal arasındaki bölgeden olduğunu görmekteyiz.



Şekil 4.24. 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kopan numunelerinin görüntüsü.



Şekil 4.25. 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kopan numunelerinin görüntüsü.

Bu çalışmada gerçekleştirilen sertlik testinden elde edilen veriler kaynaklı bağlantılara ait en düşük sertlik değerlerinin ITAB’da olduğunu göstermiştir. Bu sonuçlar ile çekme testi sonucunda kopan yerleri karşılaştırdığımızda kopan bölgelerin ITAB’a çok yakın olabileceği sonucu çıkarılmaktadır.

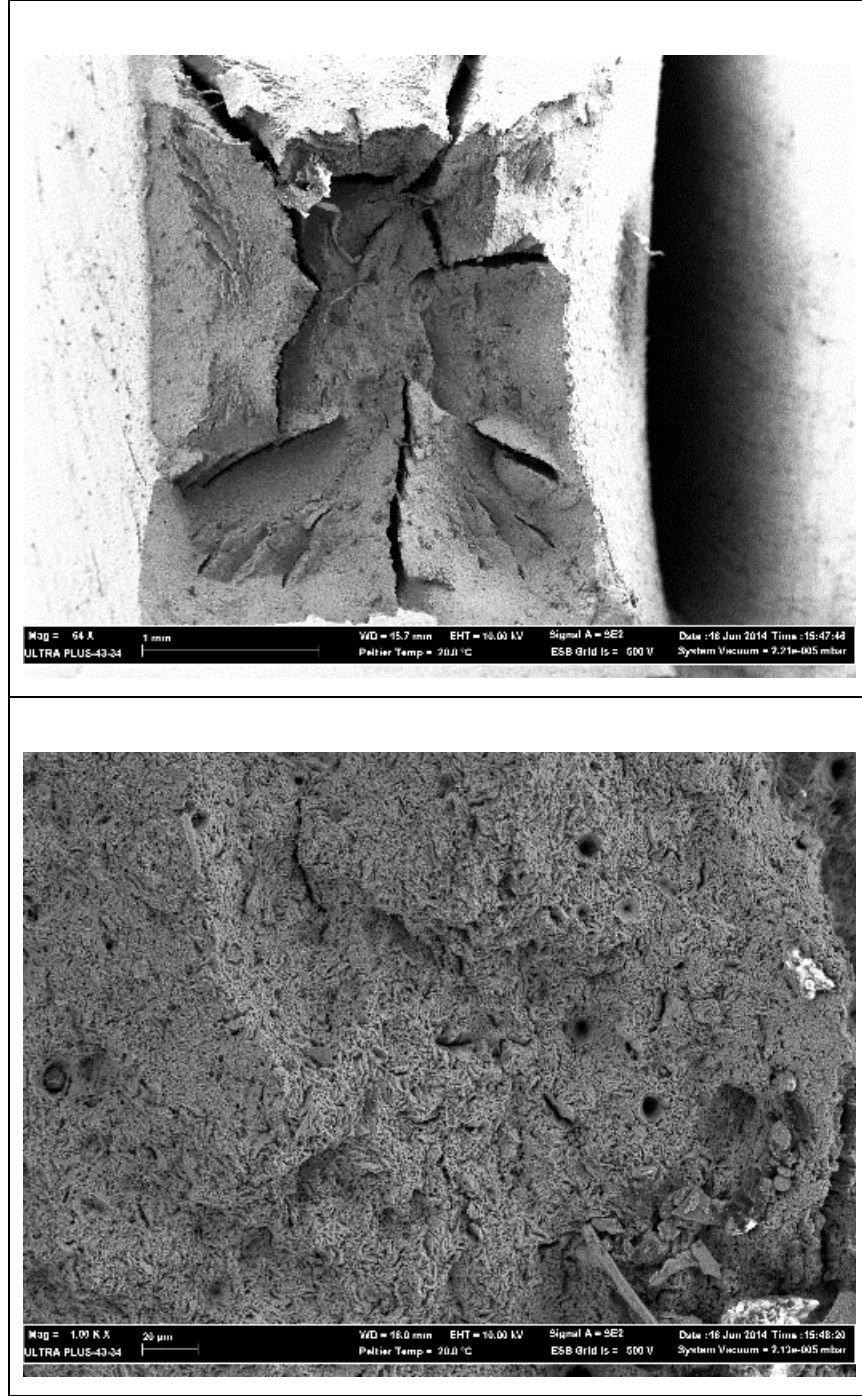
Birçok çalışmada P91 ve P92 malzemesinin kaynaklı bağlantılarının kopma yerleri incelenmiş ve genellikle kopma yerlerinin TYPE IV türü kaynak hatası nedeni ile ITAB’ın esas metale yakın kısmında oluştuğu rapor edilmiştir [17,33,64,66].

TYPE IV hatasının sebebi tam anlaşılacakla beraber kaynak boyunca yüksek gerilmelerin ve interkritik bölgede oluşan sürünme boşlukları gibi etkenlerin bu hataya neden olduğu bilinmektedir [63]. Elde ettiğimiz sonuçları ve literatür çalışmalarını göz önüne alırsak kopan bölgelerin çok az bir ihtimalde olsa kaynak

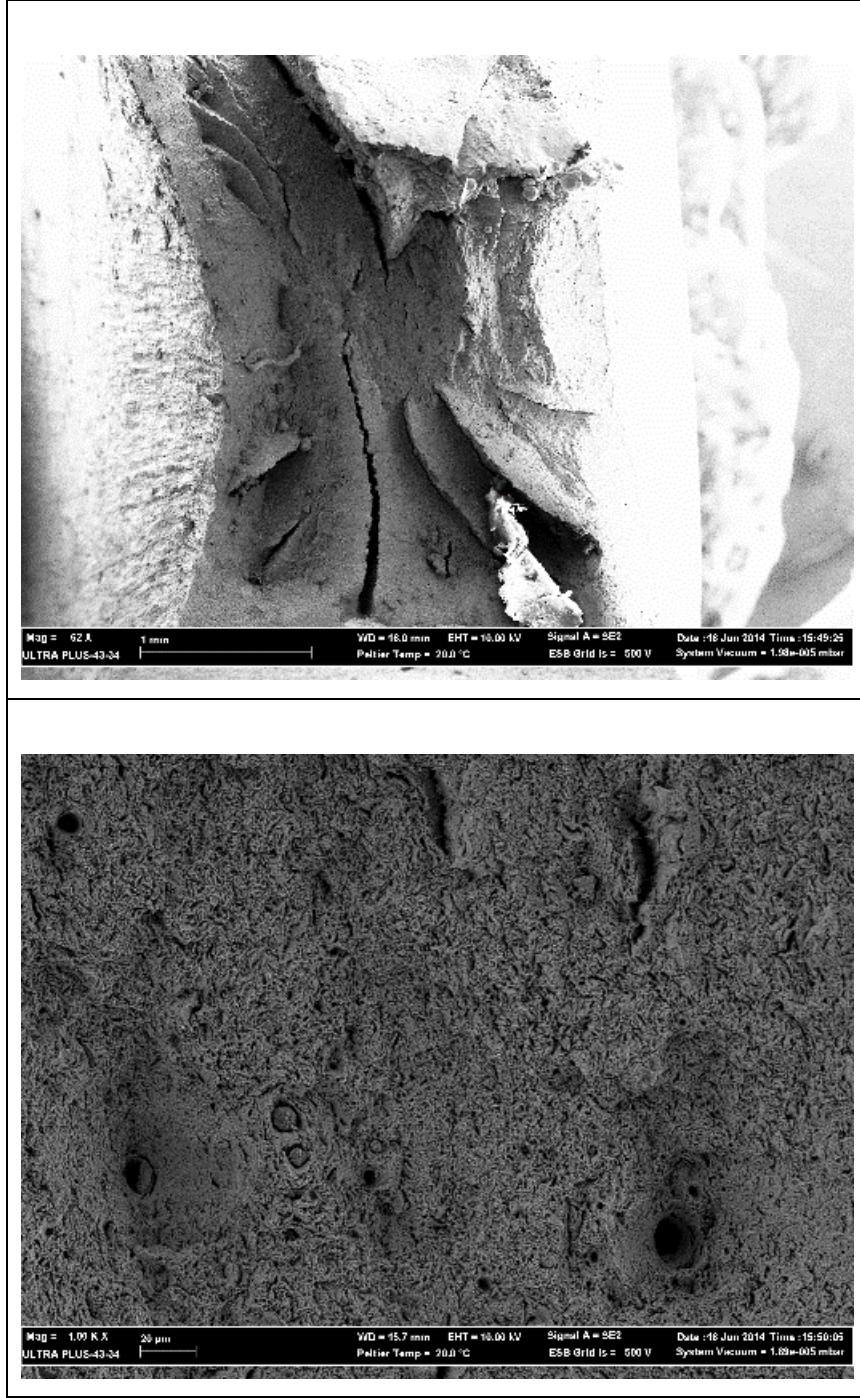
gerilimlerinin oluşturduğu TYPE IV hatası nedeniyle ITAB'ın esas metaline yakın interkritik bölgede olabileceği düşünülmektedir.

Çekme testinin gerçekleştirilmesi esnasında 750°C'de 6 saat PWHT uygulanmış ön tavlama (ÖTV'li) P91-P92 hariç ön tavlama (ÖTV'li) P91-P92 ve ön tavlama (ÖTV'li) P91-P92 numunelerin 2/3'ü P91 kısmından kopmuştur. 750°C'de 6 saat PWHT uygulanmış ön tavlama (ÖTV'li) P91-P92 numunesinde tüm kopmalar P91 kısmından olmuştur. Literatürde bor elementi ile Type IV çatlaklarının önlenmeye çalışıldığı bilinmektedir. Çekme testinde kopma yerlerinin P91 esas metaline yakın olmasının nedeni P92 çeliğinin yapısında içerdiği bor elementinin sağladığı ilave katkı olduğu düşünülmektedir [33].

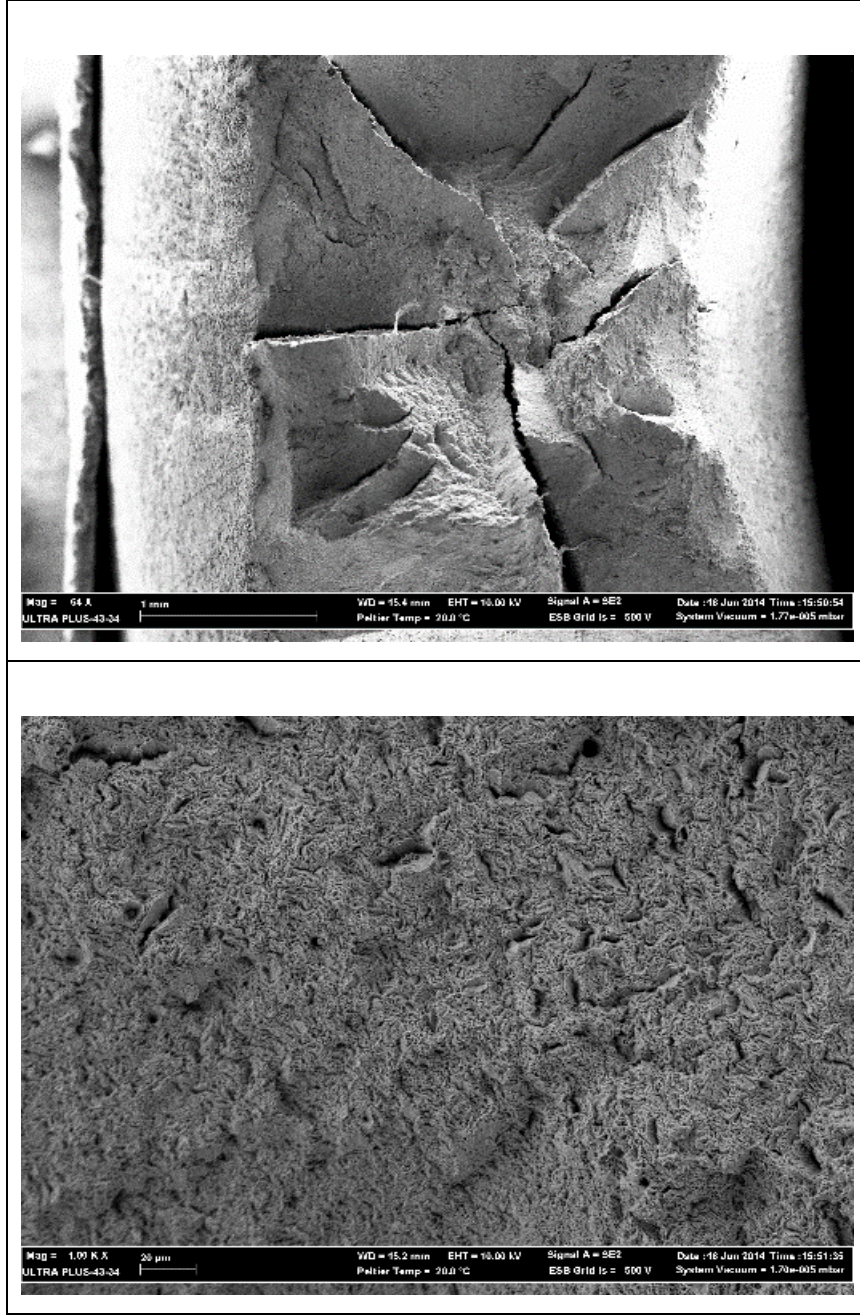
750°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan ön tavlama (ÖTV'li) P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantıların çekme testi sonrası kopan parçaların kırık yüzeylerine 67X ve 1000X büyütme yapılarak SEM' de bakılmıştır. Kırık yüzeylerin SEM görüntüleri Şekil 4.26-Şekil 4.41'de gösterilmiştir. Görüntüler incelendiğinde 750°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirme numunelerinin sünek bir kırılma davranışı sergilediği gözlemlenmiştir. Test numunelerinde meydana gelen kesit daralması ve yüzeylerde oluşan çukurlar (dimple) sünek kırılmanın göstergesidir.



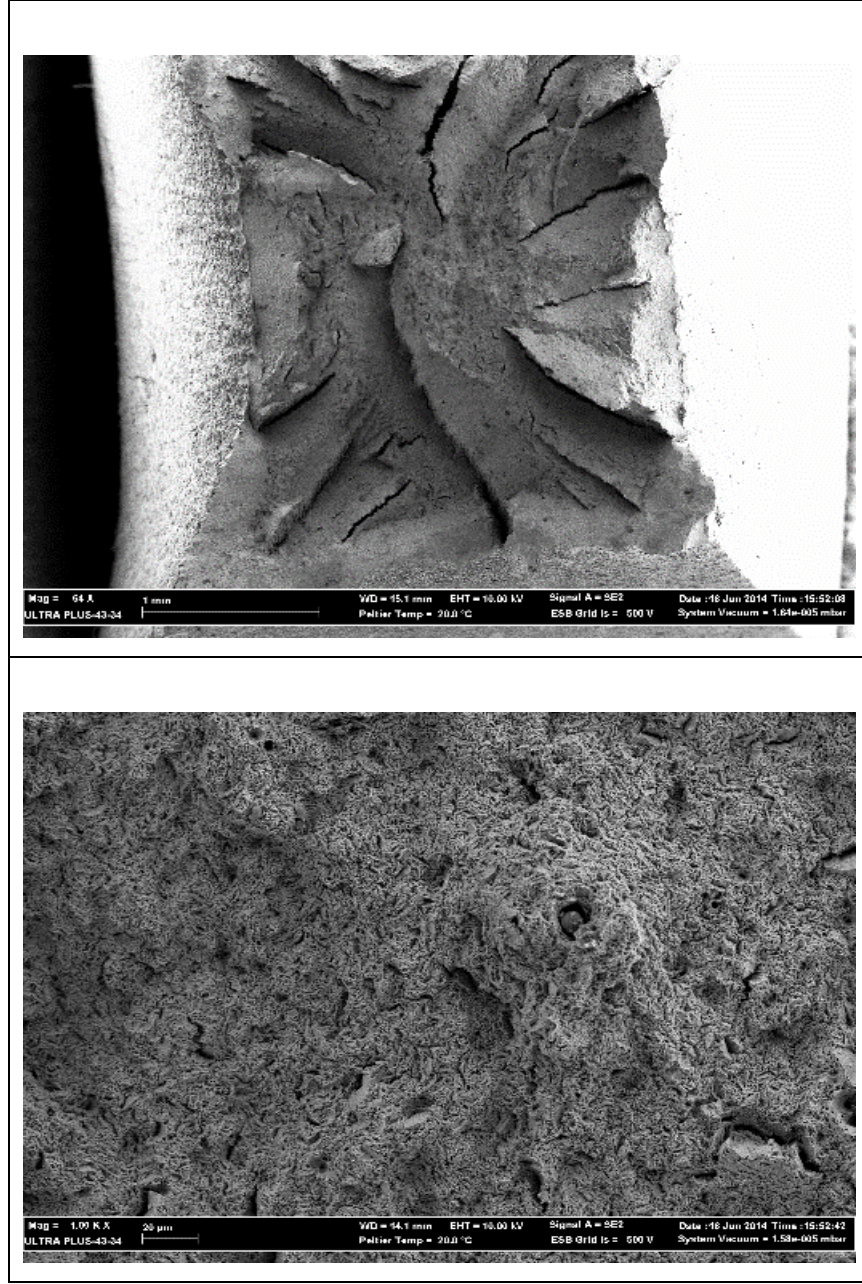
Şekil 4.26. 750°C’de 2 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



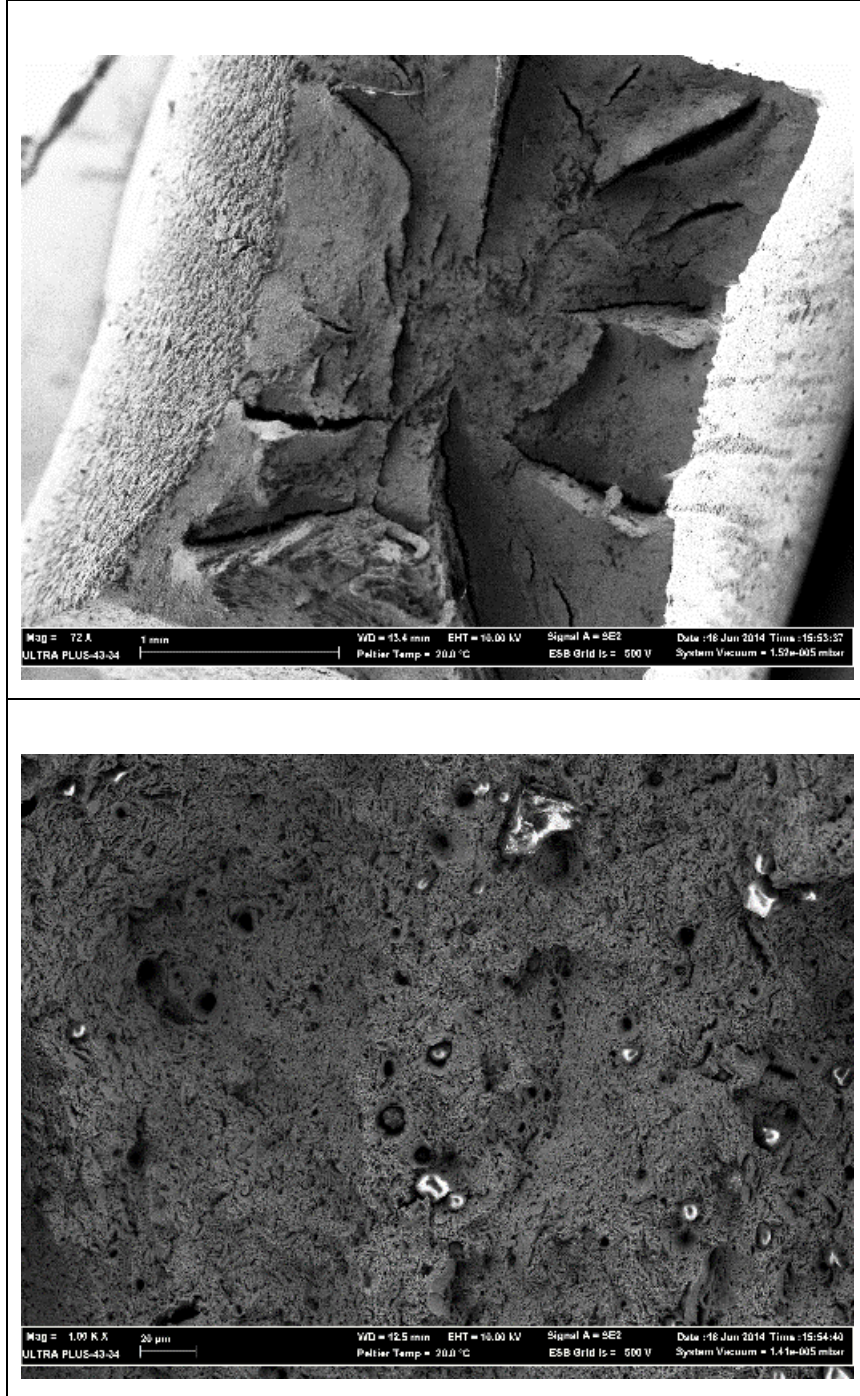
Şekil 4.27. 750°C’de 4 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



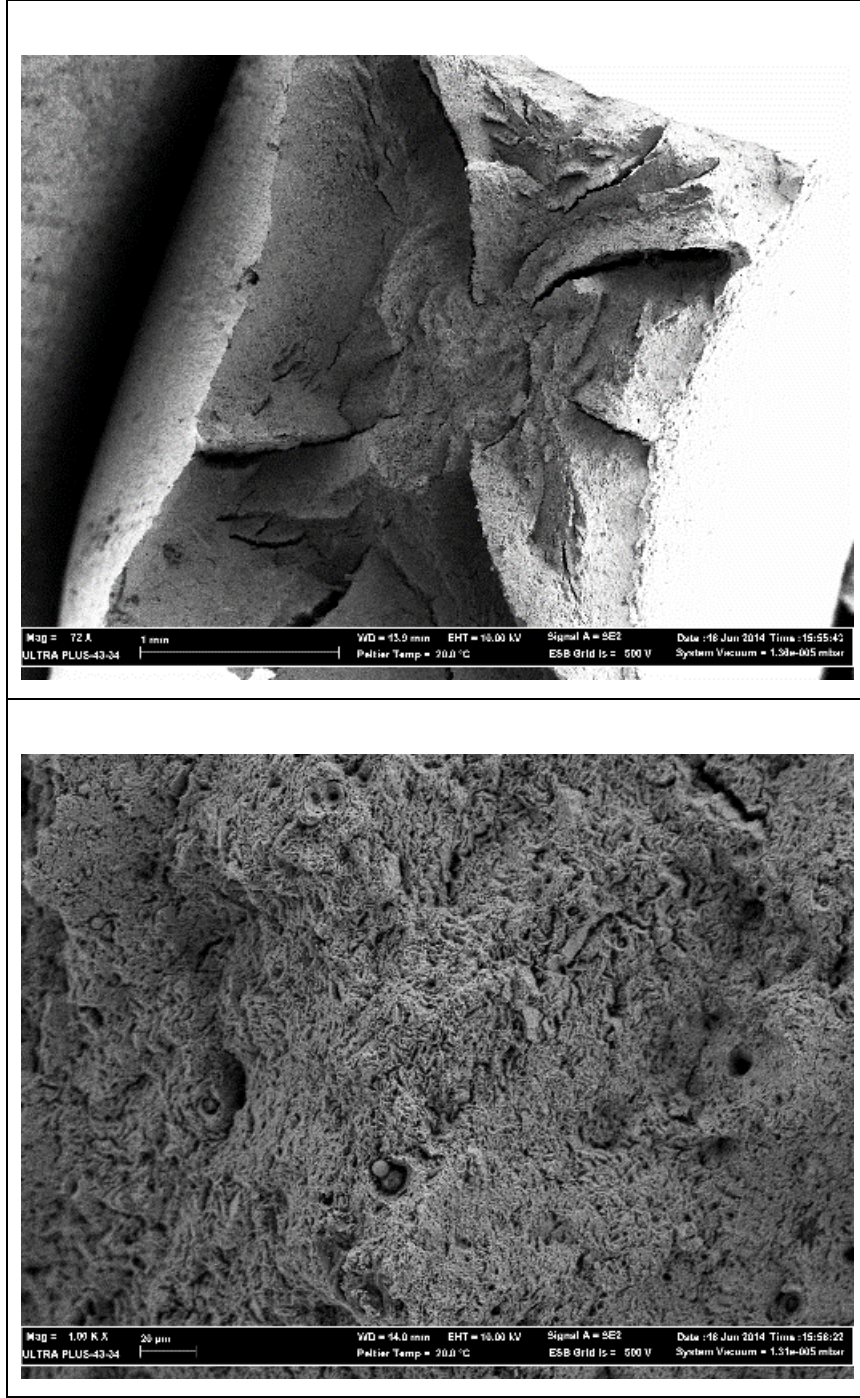
Şekil 4.28. 750°C’de 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştimelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



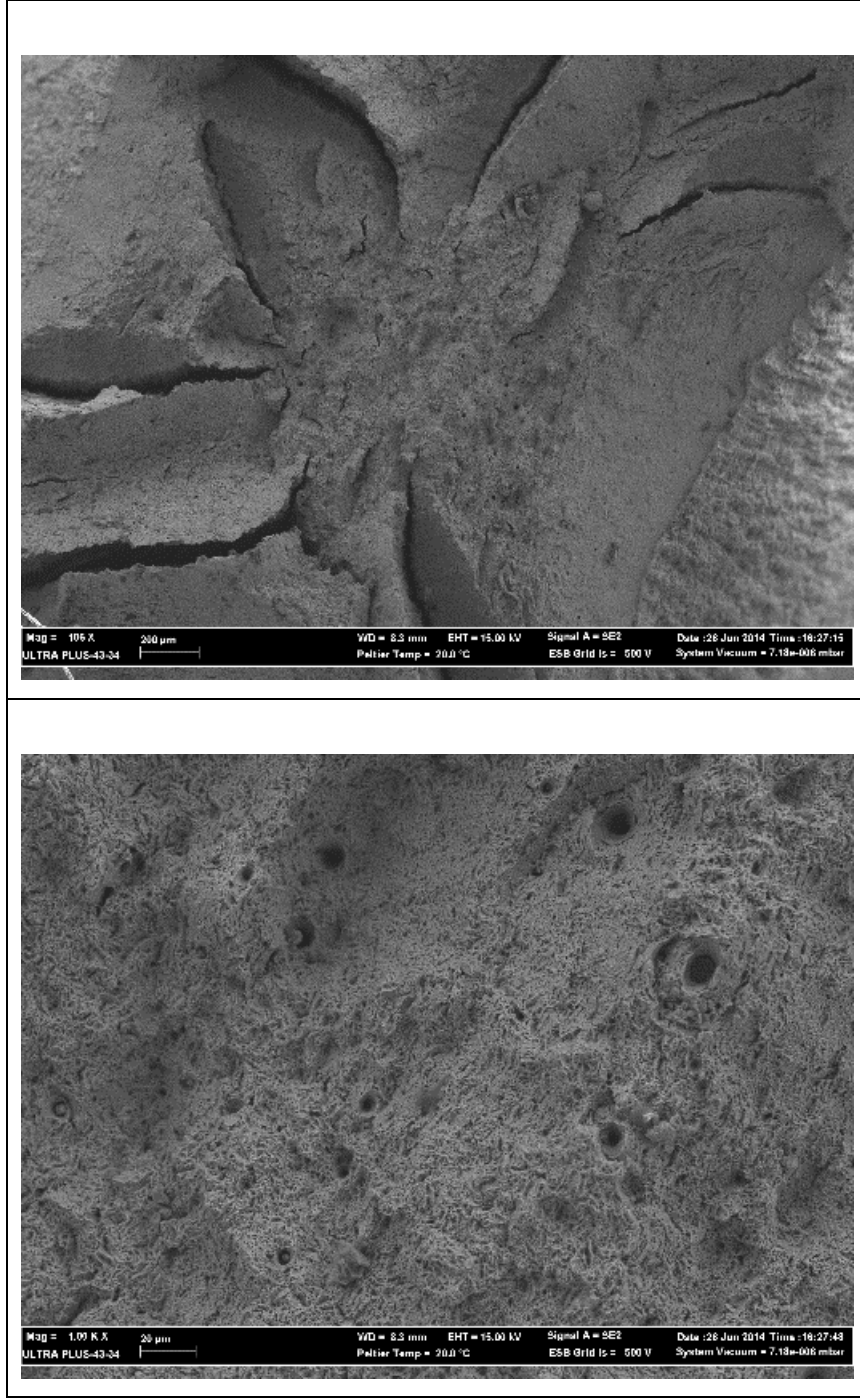
Şekil 4.29. 750°C’de 8 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



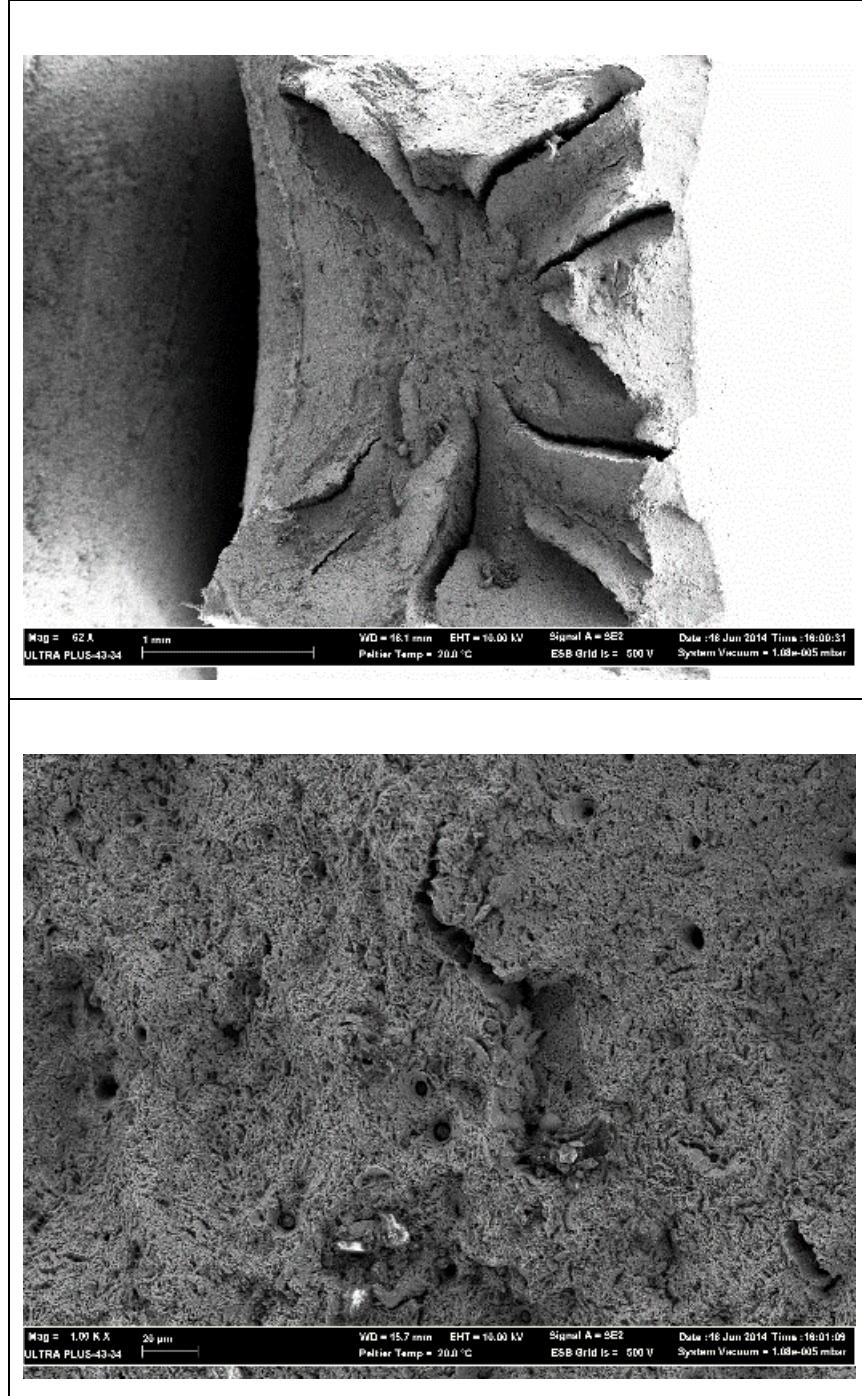
Şekil 4.30. 750°C'de 2 saat PWHT uygulanan ÖTV'li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



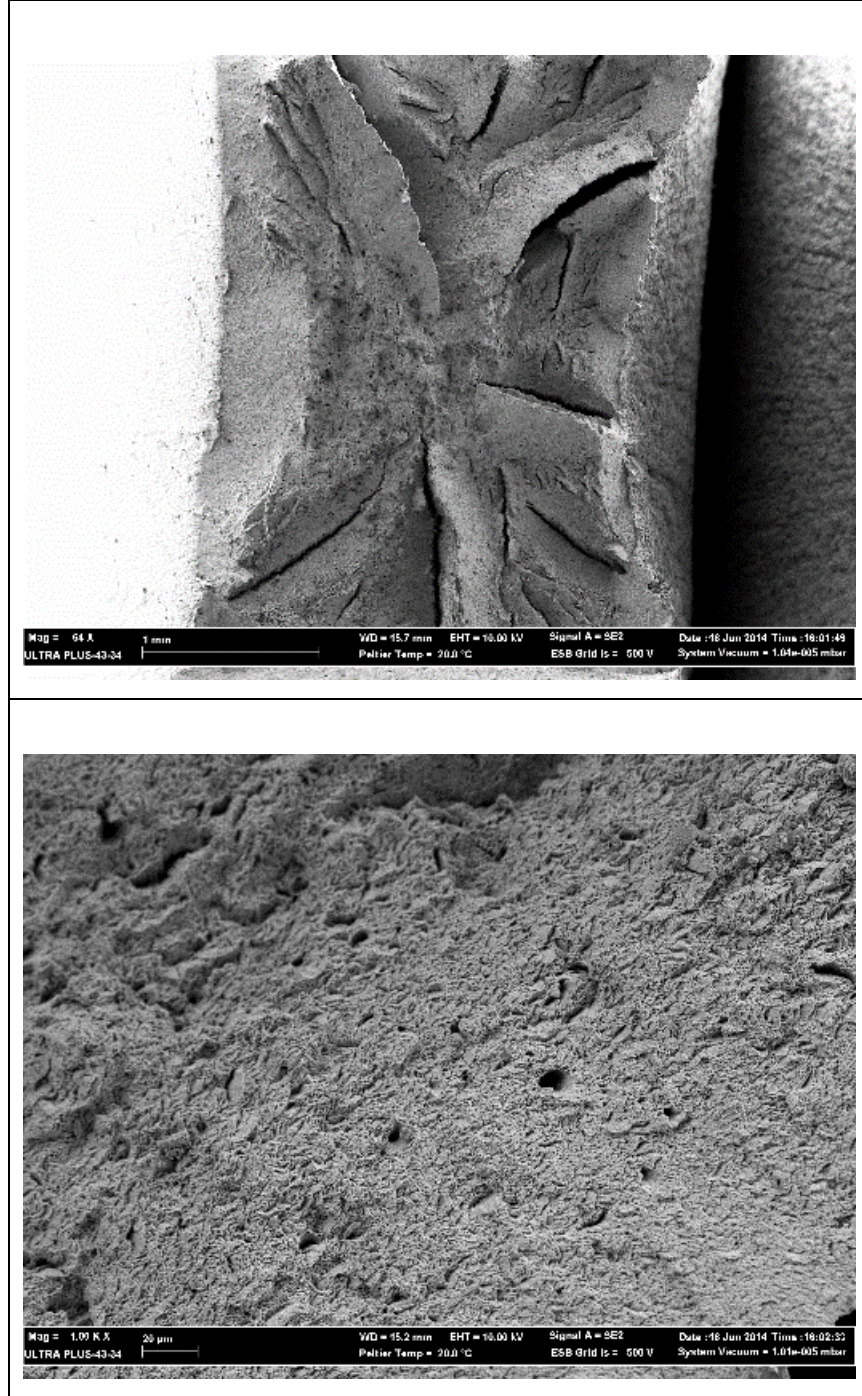
Şekil 4.31. 750°C'de 4 saat PWHT uygulanan ÖTV'li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



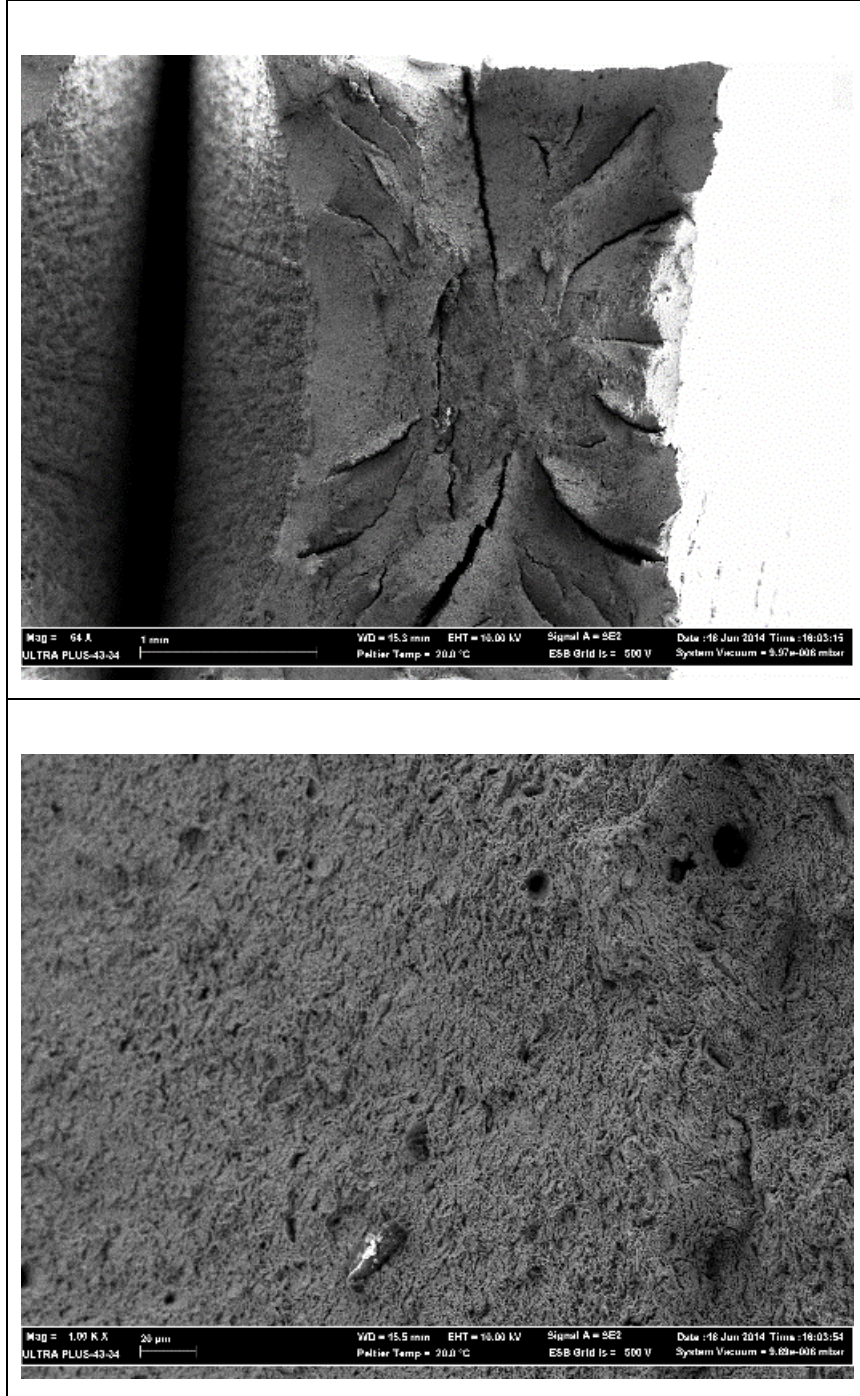
Şekil 4.32. 750°C’de 6 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



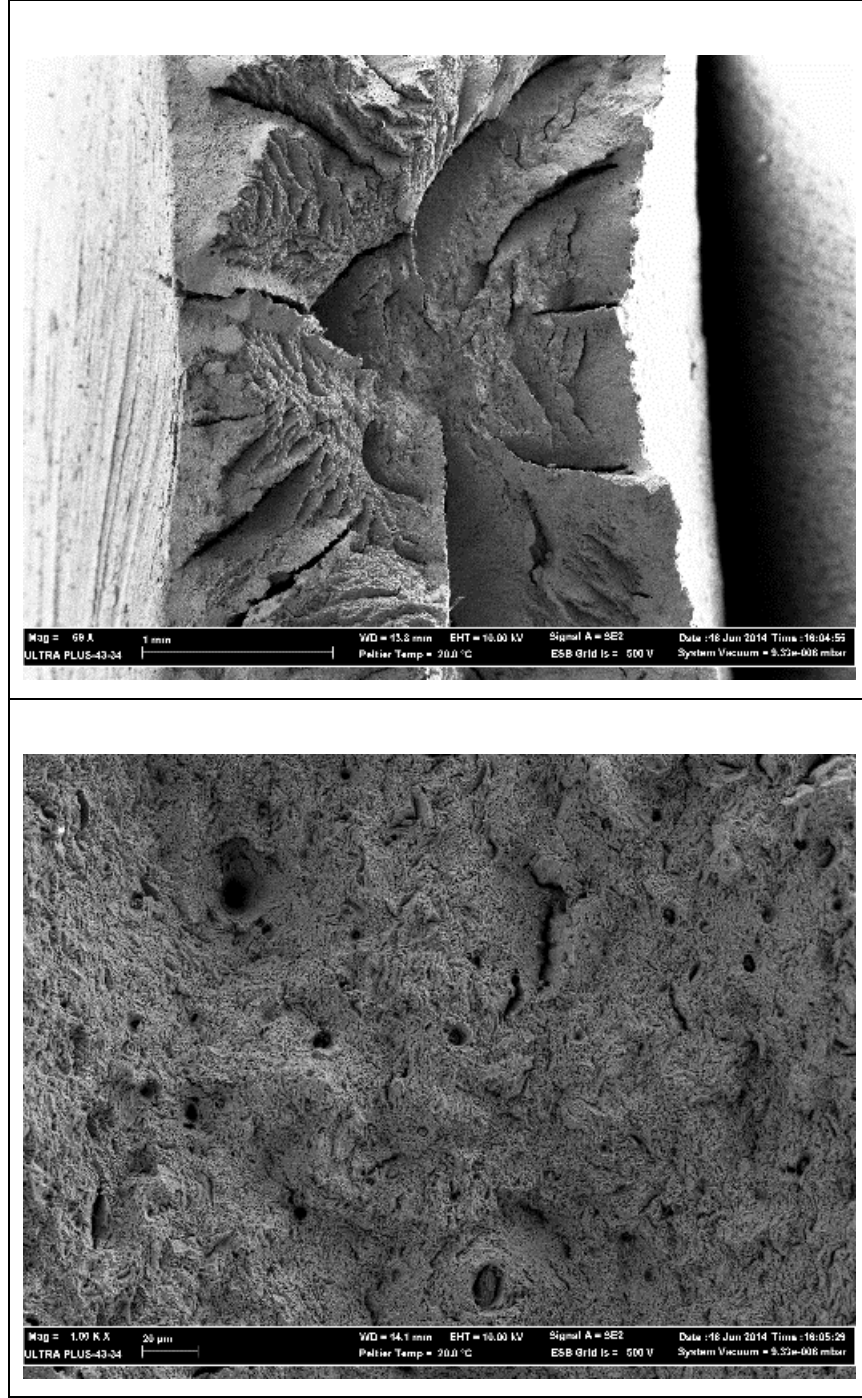
Şekil 4.33. 750°C'de 8 saat PWHT uygulanan ÖTV'li P91-P91 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



Şekil 4.34. 750°C’de 2 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



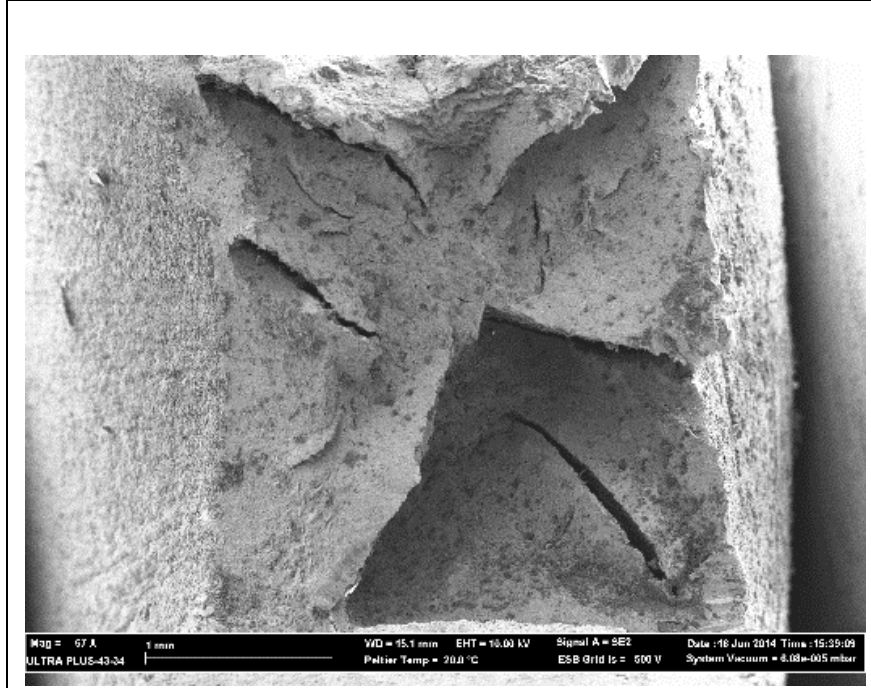
Şekil 4.35. 750°C'de 4 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



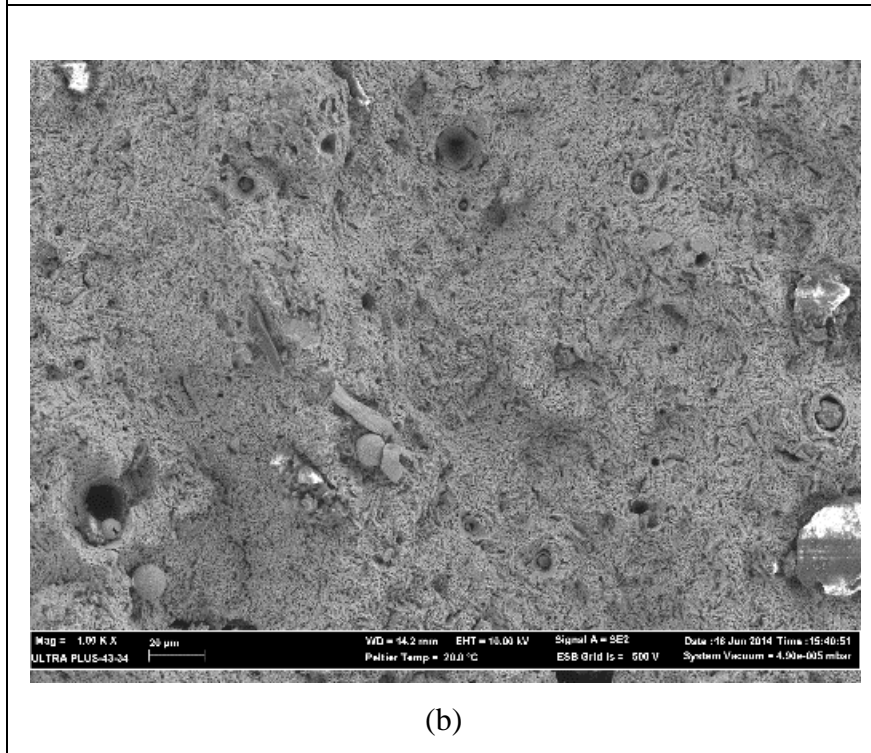
Şekil 4.36. 750°C'de 6 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



Şekil 4.37. 750°C’de 8 saat PWHT uygulanan P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.

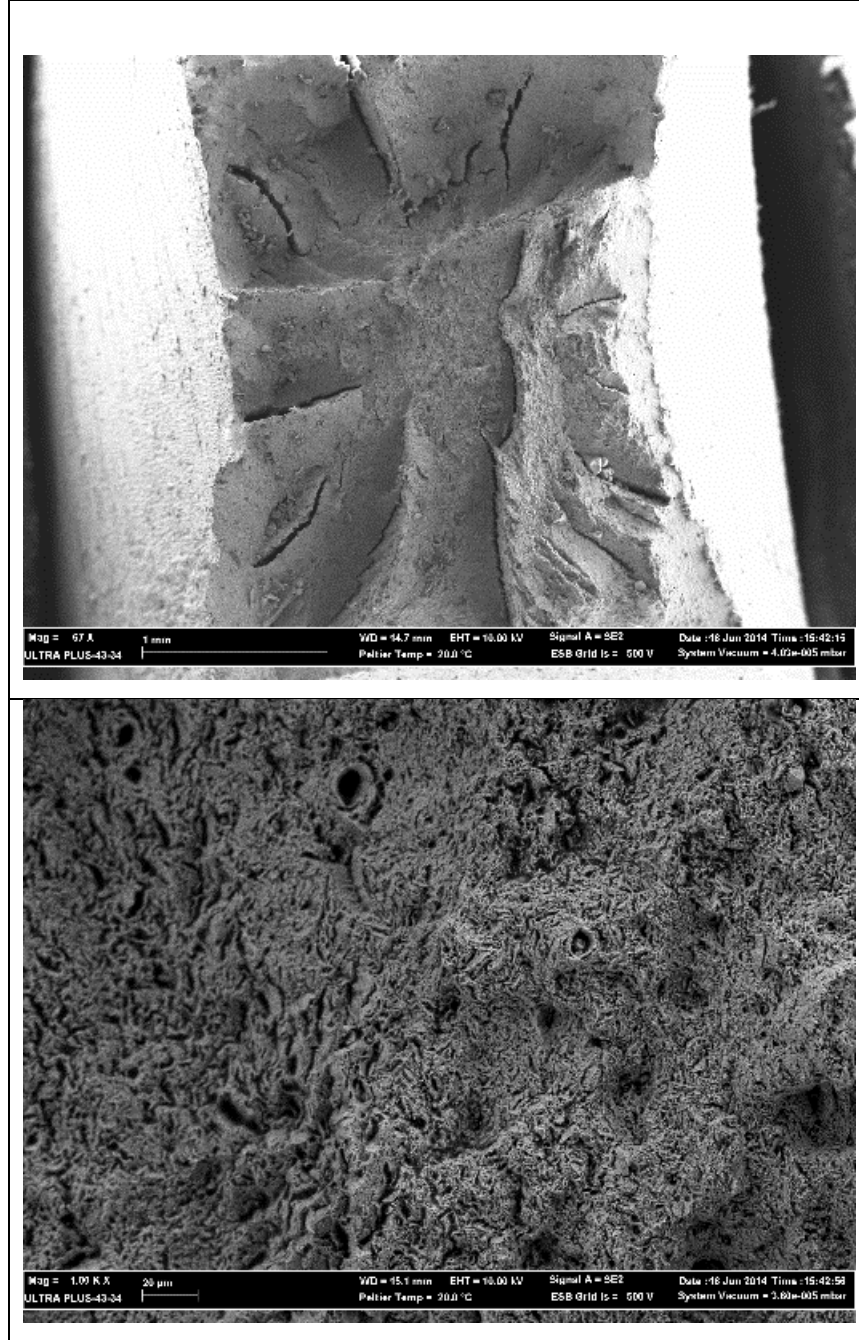


(a)

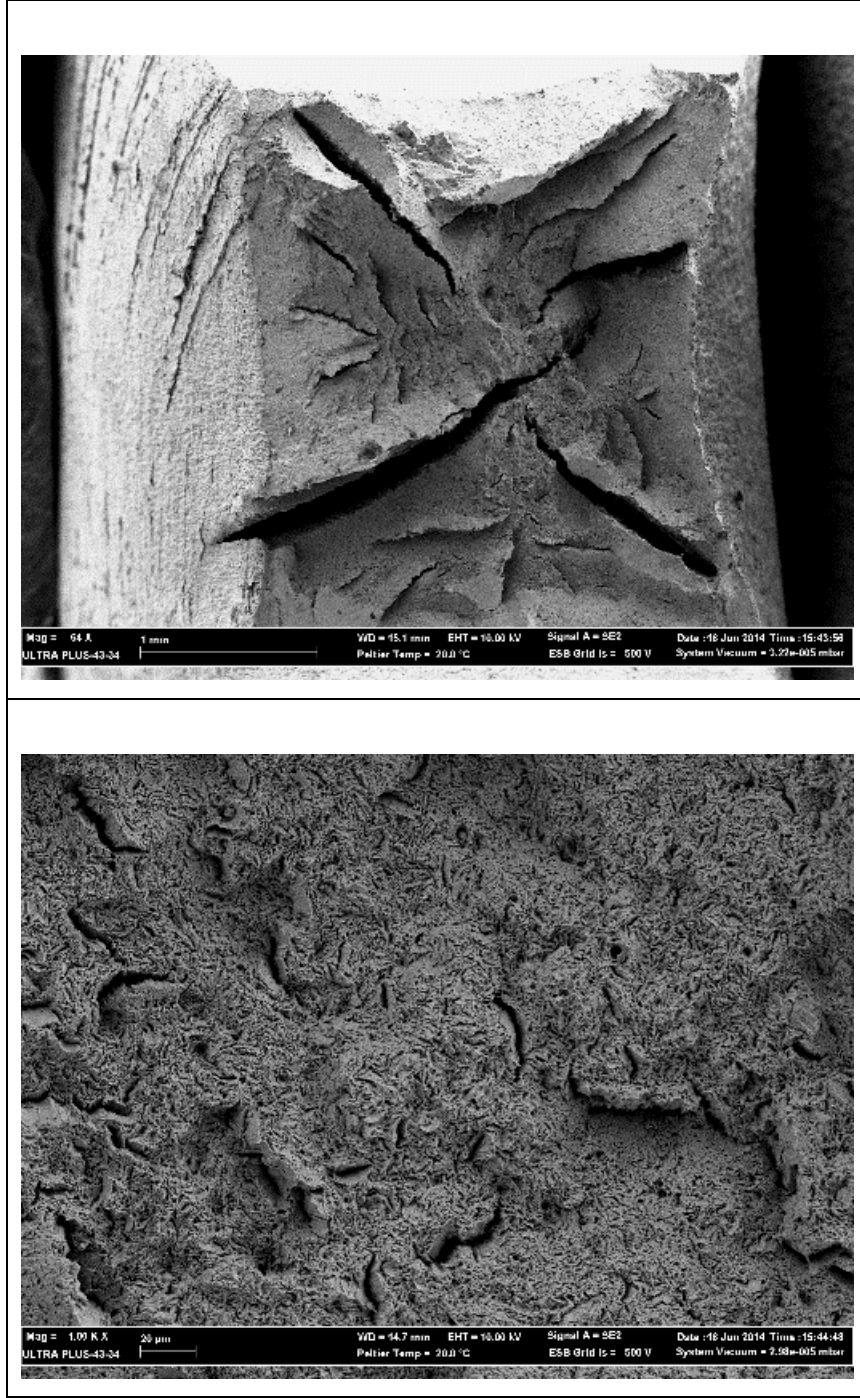


(b)

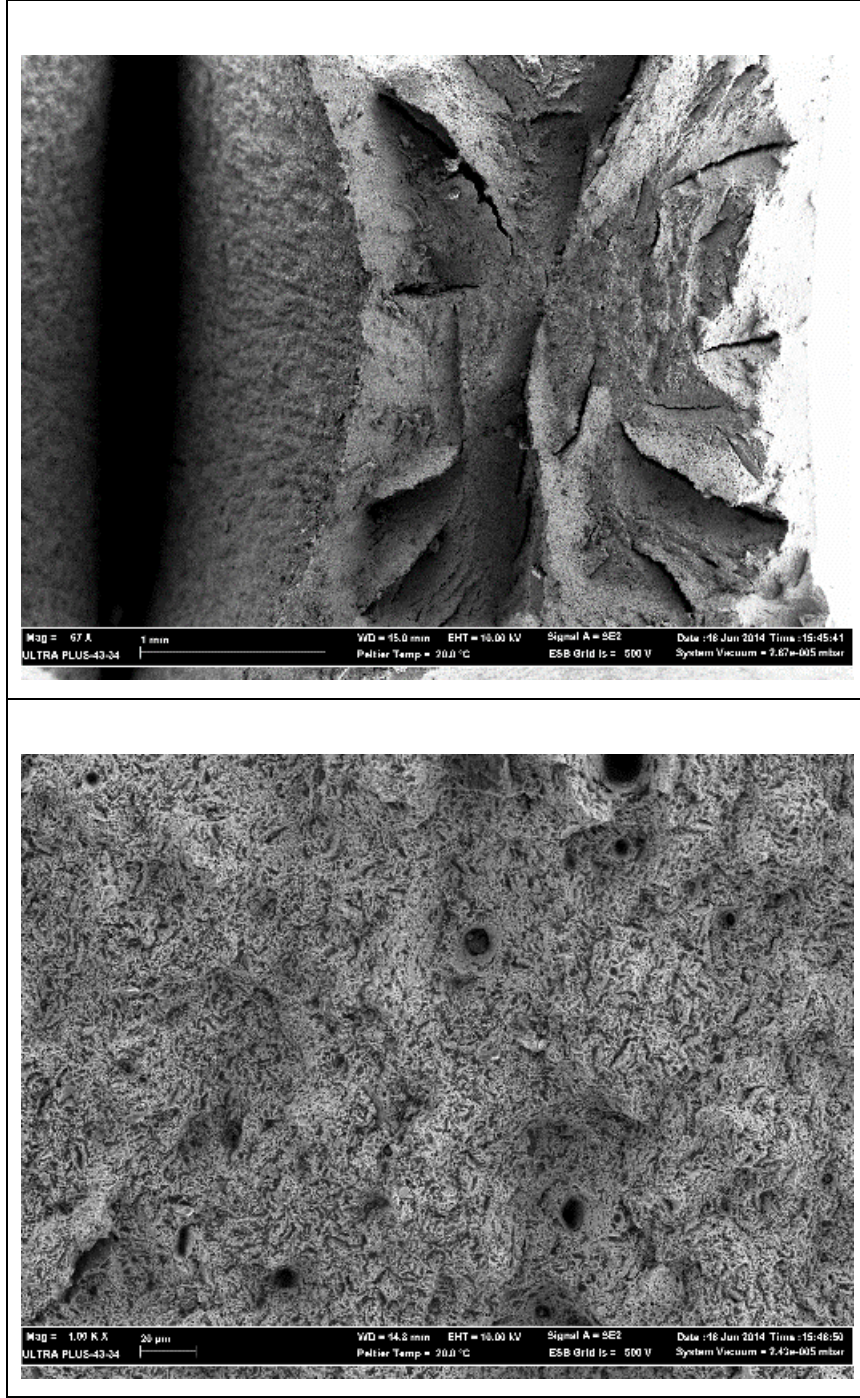
Şekil 4.38. 750°C’de 2 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



Şekil 4.39. 750°C’de 4 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



Şekil 4.40. 750°C’de 6 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.



Şekil 4.41. 750°C’de 8 saat PWHT uygulanan ÖTV’li P91-P92 kaynaklı birleştirmelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.

Maduraimuthu V. ve arkadaşlarının çalışmalarında TIG kaynaklı P91 malzemesinin çekme numunelerinde kopmaların esas metalde olduğunu rapor etmişlerdir. Bu durumu kaynaklı bölgenin esas metale göre daha sert olmasıyla açıklamışlardır. Ayrıca toplam uzama değerlerini her iki kaynaklı bağlantı için karşılaştırılmışlar ve esas metalin daha yüksek uzama değerlerine sahip olduğu aktarmışlardır. Çekme testi sonrası kopan parçaların yüzeyleri incelenmiş ve kopmaların sünek olduğu söylemişlerdir [58].

Morimoto H. ve arkadaşları çalışmalarında P91 kaynaklı bağlantılara statik çekme testi uygulamışlar ve kopmanın yumuşak bölgede meydana geldiğini rapor etmişlerdir. Ek olarak ITAB'taki yumuşak bölgenin kaynaklı yapıda en düşük sünekliği gösteren yer olduğunu söylemişlerdir [17].

Ghosh P.K ve arkadaşlarının çalışmalarında çekme testi 1 mm/dk hızıyla yapılmıştır. Araştırmacılar P91 esas metalin çekme mukavemetini ve % uzamasını sırasıyla 750 Mpa ve %18,9 bulmuştur. Buna ek olarak hem SMA hem de TIG kaynaklı bağlantılarda kopmanın kaynak merkezinin 13-19 mm arasında esas metalde olduğunu rapor etmişlerdir. Fakat sabit kaynak öncesi ön tavlama sıcaklığı ve artan PWHT sıcaklıkları ile kopma bölgesinin ITAB'daki ince taneli bölgeye kaydığını söylemişlerdir. Buna rağmen sabit PWHT sıcaklığı ve artan ön tavlama sıcaklıkları ile kopma bölgesinin yerinde herhangi değişim olmadığını aktarmışlardır [37].

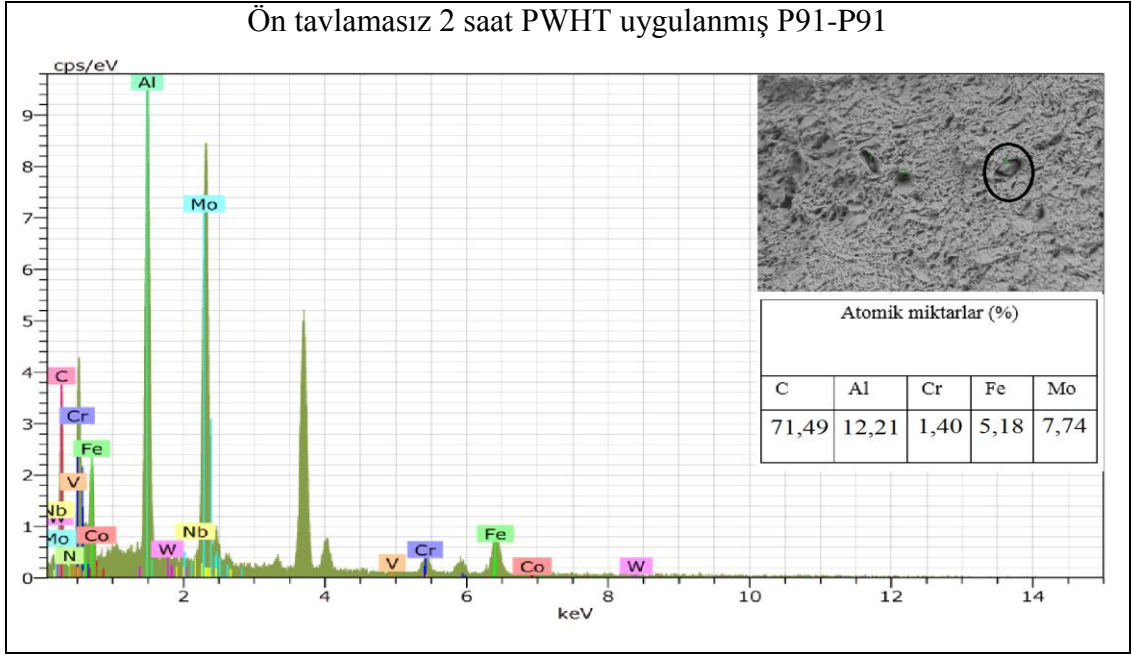
Shanmugarajan B. ve arkadaşları çekme testi esnasında kopmanın ITAB ve kaynak bölgesinden uzakta esas metalde olduğunu söylemişlerdir. Bu durumun kaynağın esas metale göre daha güçlü olmasına bağlamışlardır. Buna ek olarak bu sonuçların sertlik testi sonucu ile aynı çizgide olduğunu aktarmışlardır. Araştırmacılar tarafından esas metalin çekme mukavemeti 700-715 Mpa ve kaynaklı numunelerin çekme mukavemeti 688-717 Mpa, kaynaklı bölgenin uzamasının %19-22 ve esas metalin uzamasının %20 - 22 arasında olduğu bulunmuş ve ayrıca kaynak ısı girişinin malzemenin çekme özelliklerini değiştirmedığı rapor edilmiştir [60].

750°C'de 2 ve 6 saat PWHT uygulanmış ön tavlamasız ve ön tavlmalı P91-P91 numunelerinin kopan yüzeylerindeki çukur bölgelerden EDS analizi alınmış ve bu

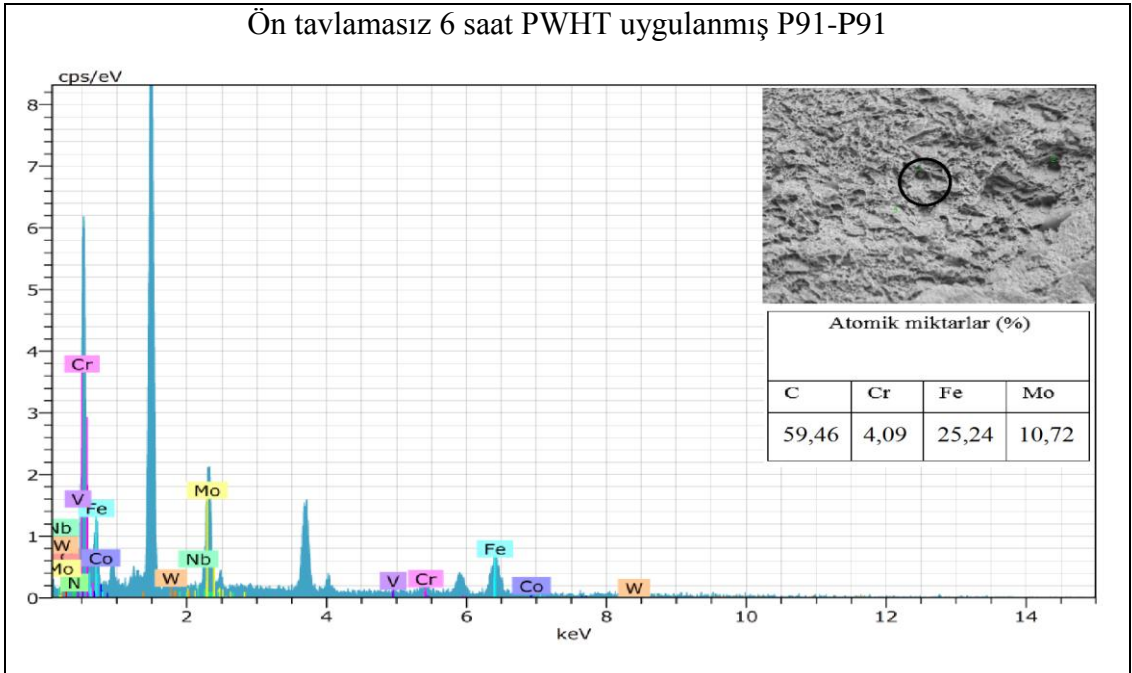
çukur bölgelerdeki elementlerin türü ve atomik yüzdesi belirlenmiştir. Ön tavlamasız numunelerin çukur bölgelerinde atomik yüzde olarak Mo'ce zengin karbürlere rastlanmıştır (Şekil 4.42). Fakat ön tavlama numunelerin çukur bölgelerinde Mo'ce zengin karbürlere rastlanmamıştır (Şekil 4.43).

Çekme testi sonucu incelenen kırık yüzeylerin çukur bölgelerindeki Mo'ce zengin karbürlerin EDS ve XRD sonuçlarının eşleşmesi doğrultusunda Mo_2C olduğu düşünülmektedir. Özellikle ön tavlama kaynaklı bağlantıların çekme ve akma mukavemetlerinin ayrıca sertlik değerlerinin ön tavlama kaynaklı bağlantılara göre yüksek çıkması EDS ve XRD sonucu gözlemlediğimiz MX ve M_2X türü karbürlere bağlı olduğu düşünülmektedir. Bu karbürler ile yapıda çökelti mukavemeti artışı sağlanır ve malzemeye yüksek mukavemet kazandırılır.

Mitra A. ve arkadaşları P91 çeliğin sürünme testi sonrası kırık yüzeylerindeki çukurlardan EDS almışlar ve bu çukurların genellikle Cr'ca zengin karbürler içerdiğini söylemişlerdir. Ayrıca kopma esnasında malzemenin mukavemetindeki aşırı azalış ile bu karbürlerin uzadığından (pull out) bahsetmişlerdir [67].

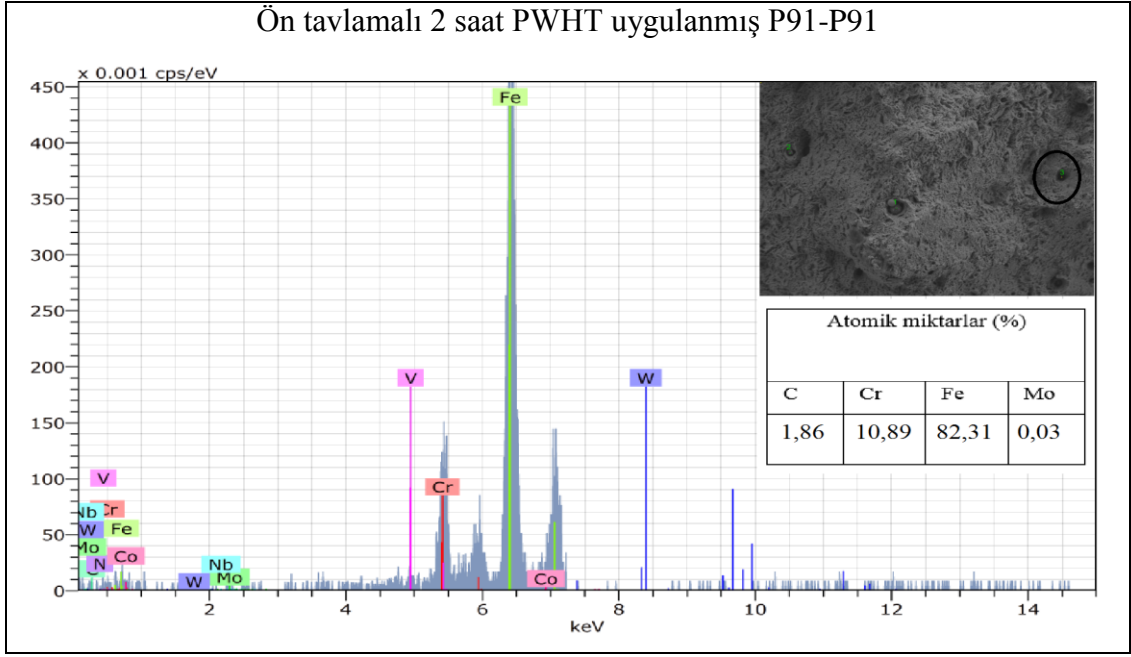


(a)

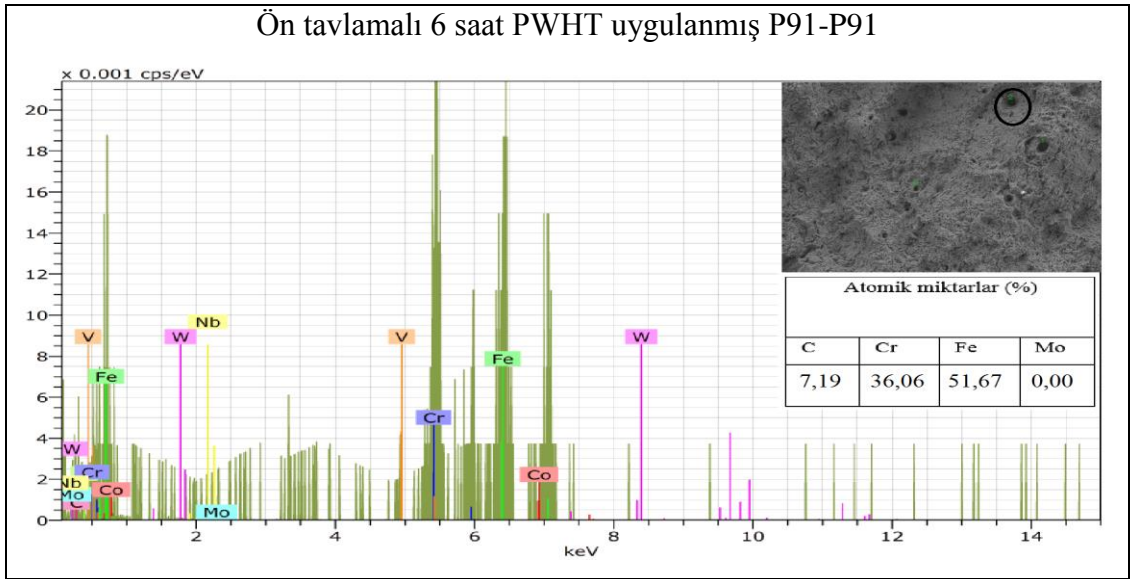


(b)

Şekil 4.42. Ön tavlamaşız P91–P91 (2 ve 6 saat PWHT’li) numunelerin yüzeylerinde oluşun çukurların EDS sonuçları a) 2 ve b) 6 saat PWHT uygulanmış P91 - P91.



(a)



(b)

Şekil 4.43. Ön tavlama P91 – P91 (2 ve 6 saat PWHT’li) numunelerin yüzeylerinde oluşan çukurların EDS sonuçları a) 2 ve b) 6 saat PWHT uygulanmış P91 - P91.

BÖLÜM 5

SONUÇLAR

50 mm çapında 5 mm et kalınlığına sahip ASTM A 335 standartına uygun üretilmiş P91-P92 çelik borular kullanılarak yapılan çalışmaların sonuçları aşağıda verilmiştir.

1. Ön tavlamasız ve 250°C’de ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantıların 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saatlik PWHT sonrası esas metal ve ITAB mikroyapılarının temperlenmiş martenzit fazını, kaynak metal mikroyapılarının temperlenmiş martenzit ve levha martenzit fazını içerdiği anlaşılmıştır.
2. Ön tavlama sonucu kaynak metalde delta ferrit oluşabileceği görülmüştür.
3. SEM incelemesi sonucu karbürlerin yoğun olarak ilk östenit sınırları ve levha martenzit sınırları etrafında oluştuğu ve ayrıca seyrek olarak matriks içinde dağıldığı görülmüştür.
4. XRD incelemesi sonucu ön tavlamasız ve 250°C’de ön tavlmalı P91-P91 ile P91-P92 kaynaklı bağlantıların 750°C’de 2, 4, 6 ve 8 saatlik PWHT sonrası $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 karbürlerini içerdiği görülmüştür.
5. 2 ve 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 numunlerine yapılan XRD çalışması ile ön tavlmalı kaynaklı bağlantıların V(CN) ve Mo_2C türü karbürleri içermediği görülmüştür.
6. Sertlik testi sonucu tüm parametrelerde en düşük sertlik değerine ITAB’da rastlanılmıştır.

7. Eğme testi sonucu tüm bağlantılarda kırılma yerlerinin kaynak metal ile esas metal arasında esas metale yakın bölgede olduğu görülmüştür.
8. Çekme testi sonucu en yüksek çekme mukavemetine ÖTV'li P91-P92 bağlantısının 750°C'de 2 saat PWHT uygulanmış numunesi 742 MPa değeriyle ve en düşük çekme mukavemeti değerine ÖTV P91-P91 kaynaklı bağlantısının 6 saat PWHT uygulanmış numunesi 650 MPa değeriyle sahiptir. En yüksek akma dayanımına ön tavlamasız P91-P92 bağlantısının 750°C'de 2 saat PWHT uygulanmış numunesi 546 MPa değeriyle ve en düşük akma dayanımı değerine ön tavlmalı (ÖTV'li) P91-P91 kaynaklı bağlantısının 6 saat PWHT uygulanmış numunesi 487 MPa değeriyle sahiptir. En yüksek % uzama miktarına P91-P92 bağlantısının 750°C'de 8 saat PWHT uygulanmış numunesi % 22,5 değeriyle sahiptir. En düşük % uzama değeri ÖTV'li P91-P92 kaynaklı bağlantısının 6 saat PWHT uygulanmış numunesinde % 18,1 olarak bulunmuştur.
9. Çekme testi sonrası malzemedeki kopmaların sünek olduğu anlaşılmıştır. 2 ve 6 saat PWHT uygulanan P91-P91 kaynaklı bağlantılara ait kırık yüzeylerin çukur bölgelerinden alınan noktasal EDS'lerde ön tavlamasız kaynaklı bağlantılarında Mo'ce zengin karbürlere rastlanırken ön tavlmalı numunelerde rastlanılmamıştır.

KAYNAKLAR

1. Davis J.R., “Heat-Resistant Materials”, *ASTM International*, ABD, 3-12 (1997).
2. Hilkes J. and Gross V., “Welding CrMo steels for power generation and petrochemical applications past, present and future”, *Builetyn Instytutu Spawalnictwa*, Germany, No/2 11-22 (2013).
3. İnternet: Babcock and wilcox power generation group, “Reliable and Efficient Steam Generation Systems for Modern Utility Service”, <http://www.babcock.com/library/Documents/e1013185.pdf> (2014)
4. Parvathavarthini N., Saroja S., Dayal R.K., Khatak H.S, “Studies on hydrogen permeability of %2.25Cr-%1Mo Ferritic steel: correlation with microstructure”, *Journal Of Nuclear Materials* 288,187-196 (2001).
5. Ryu S.H., Lee Y.S., Kong B.O. and Kim J.T “The fracture behaviors of the welded joints in P92, P122 and P23 pipe steels for fossil power Plants” *Advances In Materials Technology For Fossil Power Plants*,930-938 (2004).
6. Saber M., “Experimental and Finite Element Studies of Creep and Creep Crack Growth in P91 and P92 Weldments”, *The University of Nottingham for the degree of Doctor of Philosophy*, 15 (2011).
7. Sha W., “Steels: From Materials Science To Structural Engineering”, *Springer*,UK, 10 (2013).
8. Kalyanasundaram V., Saxena A., Narasimhachary S. and Dogan B., “ASTM Round-Robin on Creep-Fatigue and Creep Behavior of P91 Steel”, *Journal of ASTM International*, Vol. 8, No. 4 23-41 (2011).
9. Coleman K., “Failures of P91 Steel at the West Burton Plant in England Raise Concerns About the Long Term Behaviour of the Advanced Steel”, European Technology Development, UK (2003).
10. “Avoidance of Premature Weld Failure by 'Type IV' cracking”, *Fourcrack-Advanced Coal- Fired Power Plant Steels*, Project Summary 304 (2005).

11. Abe F., “Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra supercritical power plants”, *Sci. Technol. Adv. Mater.*, Vol.9 13002 (2008).
12. Oakey J.E., “Power Plant Life Management and Performance Improvement”, *Woodhead Publishing*, pp.226 (2011).
13. Fuchs R., Heuser H. ve Hanh B., “Welding of dissimilar materials” *Materials At High Temperatures* 27(3) 183–190 (2010).
14. Yan W., Wang W., Shan Y. ve Yang K., “Microstructural stability of 9-12%Cr ferrite/martensite heat-resistant steels”, *Front. Mater. Sci.*, Germany 7(1): 1–27 (2013).
15. Klueh R.L., Alexander D.J. and Sokolov M.A., “Effect of chromium, tungsten, tantalum, and boron on mechanical properties of 5-9CrWVTa steels” Volume 304, Issues 2, 139-152 (2002).
16. Abe F, Araki H. and Noda T., “The effect of tungsten on dislocation recovery and precipitation behavior of low-activation martensitic 9Cr steels.”, *Metallurgical Transactions A*, 22 (10): 2225–2235 (1991).
17. Morimoto H., Okita S .and Sakurai H., “ Creep rupture properties of welded joints in W-containing 9Cr ferritic heat-resistant steel”, *Welding International*, 12:9, 688-697 (1998).
18. Shibuya M., Toda Y., Sawada K., Kushima H. and Kimura K. “Effects of W and Co on Long-term creep strength of precipitation strengthened 15Cr ferritic heat resistant steels” Volume 528, Issues 16-17, Pages 5387-5393 (2011).
19. Onoro J., “Weld metal microstructure analysis of 9–12% Cr steels”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 83 ,540–545 (2006).
20. Helis L.,Toda Y., Hara T., Miyazaki H. and Abe F., “Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants”, *Materials Science and Engineering A* ,510–511, 88–94 (2009).
21. Arivazhagan B., Prabhu R., Albert S.K., Kamaraj M., Sundaresan S., “Microstructure and Mechanical Properties of 9Cr-1Mo Steel Weld Fusion Zones as a Function of Weld Metal Composition”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 18:999–1004 (2009).

22. Dawson K.E., “Dissimilar Metals Weld” *The University of Liverpool for the degree of Doctor in Philosophy*, 39 (2012).
23. Oerlikon, "Effect of various Factors on Toughness in P92 SAW Weld Metal", *The technical journal of Oerlikon welding and cutting expertise* , 5-12 (2009).
24. Ronald L. K., Donald R. H., “High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications”, *ASTM Monograph*, 39-42 (2001).
25. Paul T.V., Saroja S., Hariharan P., Rajadurai A. and Vijayalakshmi M., “Identification of microstructural zones and thermal cycles in a weldment of modified 9Cr-1Mo steel”, *J. Mater Sci.*, 42:5700–5713 (2007).
26. Panait C.G., Zielinska-Lipiec A., Koziel T., Czyska-Filemonowicz A., Bendick W., “Evolution of dislocation density, size of subgrains and MX-type precipitates in aP91 steel during creep and during thermal ageing at 600 °C for more than 100,000 h”, Volume 527, Issues 16–17, Pages 4062–4069 (2010).
27. Gutierrez N. Z., De C.H., Marrero J., Danon C.A. and Luppo M.I., “Evolution of precipitated phases during prolonged tempering in a 9%Cr1%MoVNb ferritic–martensitic steel: Influence on creep performance” *Materials Science and Engineering A* 528 4019–4029 (2011).
28. Pearl A., “Creep and microstructural development in P91 weldments at elevated temperature”, *PhD thesis, University of Nottingham* , pp.14 (2004).
29. Danielsen H. K., “Z-phase in 9-12%Cr Steels” *Ph.D. thesis Department of Manufacturing Engineering and Management Technical University of Denmark*, 18-19 (2007).
30. Furtado H.C., De Almeida L.H. and Le May I., “Precipitation in 9Cr–1Mo steel after creep deformation”, *Mater Charact.*;58:72–7 (2007).
31. Dimmler G., Weinert P., Kozeschnik E. and Cerjak H., “Quantification of the Laves phase in advanced 9–12% Cr steels using a standard SEM”, *Mater. Charact.*;51:341–52 (2003).
32. Sawada K., Kushima H., Tabuchi M. and Kimura K., “Microstructural degradation of Gr.91 steel during creep under low stress”, *Materials Science and Engineering A* 528 ,5511–5518 (2011).

33. Francis J.A., Mazur W. and Bhadeshia H.K.D.H., “Type IV cracking in ferritic power plant steels”, *Materials Science and Technology*, Vol 22 No 12 (2006).
34. İnternet: PCC Energy Group, “P92 X10CrWMoVNb9-2”, http://pccenergygroup.com/assets/klad_docs/120409_WG_P92_Brochure.pdf (2014).
35. Stout R.D., Doty W. D., “Weldability Of Steels”, *Welding Research Council*, 276 (1971).
36. Kou S., “Welding metallurgy” *Wiley Interscience* 2nd ed., ABD, 416 (2002).
37. Ghosh P.K. and Singh U., “İnfluence Of Pre-And Post-Weld Heating On Weldability Of Modified 9Cr-1Mo(V-Nb) Steel Pipe Under Shielded Metal Arc And Tungsten İnert Gas Welding Processes”, *Science and Technology of Welding and Joining* Vol. 9 No. 3 (2004).
38. Holloway G., Zhang Z. and Marshall A., "Properties Of T/P92 Steel Weld Metals For Ultra Süper Critical (Usc) Power Plant", *International Institute of Welding*, 455-466 Graz (2008).
39. Boydak Ö., Keskinılıç S. and Koçak M., “Microstructural and Mechanical Characterization of High Temperature and Creep Resistant Steel Weldments”, *Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding*, 835-841 Istanbul (2010).
40. Paddea S., Francis J. A., Paradowska A. M., Bouchard P. J. and Shibli I. A., “Residual stress distributions in a P91 steel–pipe girth weld before and after post weld heat treatment”, *Mater. Sci. Eng. A.*, A534, 663–672 (2012).
41. Gao Q., Di X., Liu Y. and Yan Z., “Recovery and recrystallization in modified 9Cr-1Mo steel weldments after post-weld heat treatment” *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 93-94 , 69-74 (2012).
42. Hamzah M. Z., Ibrahim M.L., Chye Q.H., Ahmad B., Inayat-Hussain J.I. and Purbolaksono J., “Evaluation on the hardness and microstructures of T91 reheater tubes” *Engineering Failure Analysis* 26, 349–354 (2012).

43. Tammasophon N., Homhrajai W. and Lothongkum G., "Effect of Postweld Heat Treatment on Microstructures and Hardness of TIG Weldment between P22 and P91 Steels with Inconel 625 Filler Metal" *Journal of Metals, Materials and Minerals*, Vol.21 No.1 pp.93-99 (2011).
44. Yaghi A. H., Hyde T. H., Becker A. A. and Sun W., "Finite element simulation of welded P91 steel pipe undergoing post-weld heat treatment" *Science and Technology of Welding and Joining* Vol 16 No 3, 232-238 (2011).
45. Yaghi A. H., T. Hyde H., A. Becker A. and Sun W. "Thermomechanical Modelling Of Weld Microstructure And Residual Stresses in P91 Steel Pipe" *Energy Materials* Vol 4 No 3 1-7 (2009).
46. Huysmans S. and Vekeman J., "Challenging weld repair of grade 91 tubing by avoiding PWHT" *Energy Materials* , Vol 4 No 2 76-83 (2009).
47. Samsiah S., "Structure of properties of the heat affected zone of P91 creep resistant steel", *PhD thesis, School of Mechanical, Materials and Mechatronic Engineering, University of Wollongong* (2007).
48. Fuchs R., "Properties of matching filler metals for the advanced martensitic steels P91, P92 and VM12", *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants*, 950-965 (2005).
49. Paddea S., Francis J.A., Paradowska A.M., Boucharda P.J. and Shibli I.A., "Residual Stress Distributions in a P91 Steel-Pipe Girth Weld Before And After Post Weld Heat Treatment" *Materials Science and Engineering: A*, Volume 534, Pages 663–672 (2012).
50. Jandova D. and Kasl J., "Microstructural changes in creep exposed P91 steel weld joint": *Materials At High Temperatures* Volume 28 Issue 2, Pp. 137-146 (2011).
51. Parida P. K., Dasgupta A. and Saibaba S., "Study of microstructure and microtexture of modified 9Cr–1Mo steel subjected to high deformation" *Journal of Nuclear Materials* 432, 450–454 (2013).
52. Sencer B.H., Garner F.A., Gelles D.S., Bond G.M. and Maloy S.A., "Microstructural evolution in modified 9Cr–1Mo ferritic/martensitic steel irradiated with mixed high-energy proton and neutron spectra at low temperatures" *Journal of Nuclear Materials*, 307–311, 266–271 (2002).

53. “ASTM Metals Handbook Vol.06- Welding, Brazing and Soldering”, *ASTM*, 210.
54. Magudeeswaran G., Balasubramanian V., Madhusudhan R.G. and Balasubramanian T.S., “Effect of Welding Processes and Consumables on Tensile and Impact Properties of High Strength Quenched and Tempered Steel Joints” *Journal of Iron and Steel Research, International*, 15 (6): 87-94 (2008).
55. Dagmar J. and Josef K., “Influence of precipitation on dislocation substructure and creep properties of P91 steel weld joints”, *Materials at High Temperatures* , Volume 27 Issue 2 , pp. 135-140 (2010).
56. Gülçimen B., Durmus A., Ülkü S., Hurst R.C., Turba K., and Hähner P., “Mechanical characterisation of a P91 weldment by means of small punch fracture testing” *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 105-106 ,28-35 (2013).
57. Yajiang L., Juan W., Bing Z. And Tao F., “XRD and TEM analysis of microstructure in the welding zone of 9Cr-1Mo-V-Nb heat-resistant steel” *Bull. Mater. Sci.*, Vol. 25, No. 3, pp. 213–217 (2002).
58. Maduraimuthu V., Vasudevan M., Muthupandi V., Bhaduri A.K., and Jayakumar T., “Effect of Activated Flux on the Microstructure, Mechanical Properties, and Residual Stresses of Modified 9Cr-1Mo Steel Weld Joints” *Metallurgical And Materials Transactions B* Volume 43b, 123-132 (2012).
59. Long X., Cai G. and Svensson L.E., “Investigation of fracture and determination of fracture toughness of modified 9Cr–1Mo steel weld metals using AE technique”, *Mater. Sci. Eng. A*, 270, 260–266 (1999).
60. Shanmugarajan B., Padmanabham G., Kumar H., Albert S. K. and Bhaduri A. K. “Autogenous laser welding investigations on modified 9Cr–1Mo (P91) steel” *Science and Technology of Welding and Joining* Vol 16 No 6 528-534 (2011).
61. Shankar V., Sandhya R. and Mathew M.D., “Creep–fatigue-oxidation interaction in Grade 91 steel weld joints for high temperature applications” *Materials Science and Engineering: A*, Volume 528, Issues 29–30, Pages 8428–8437 (2011).

62. Gaffard, V., Besson, J., Gourgues-Lorenzon, A.-E., “High temperature creep flow and damage properties of 9Cr1MoNbV steels: base metal and weldment”, **Nucl. Eng. Des.** 235 (24), 2547–2562 (2005).
63. Ronald L. K., Donald R. H., “High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications”, **ASTM Monograph**, 72-76 (2001).
64. Laha K., Chandravathi K.S., Parameswaran P., Bhanu K., Sankara Rao and Mannan S.L., “Type IV Cracking in Modified 9Cr-1Mo Steel Weld Join”, **Met. Mater. Trans.A**, 38 58 (2007).
65. Jayan V., Khan M.Y., Husain M., “Coarsening of nano sized carbide particles in 2.25Cr–1Mo power plant steel after extended service”, **Materials Letters** 58, 2569– 2573 (2004).
66. Parker J., “In-service behaviour of creep strength enhanced ferritic steels Grade 91 and Grade 92 e Part 2 weld issues”, **International Journal of Pressure Vessels and Piping** 114-115, 76-87 (2014).
67. Mitra A., Mohapatra J.N., Swaminathan J., Ghosh M., Panda A.K. and Ghosh R.N., “Magnetic evaluation of creep in modified 9Cr–1Mo steel”, **Scripta Materialia** 57, 813–816 (2007).

ÖZGEÇMİŞ

İsmail Hakkı KARA 1987 yılında ORDU’da doğdu, eğitim yaşamının ilk,orta öğrenimini İstanbul’da tamamladı. Eşref Bitlis Lisesinde Fen Bilimleri alanından mezun oldu. 2007 yılında İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde üniversite öğrenimine başlayıp 2012 yılında mezun oldu. 2012 yılında Karabük Üniversitesine ÖYP kapsamında araştırma görevlisi olarak atandı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.

ADRES BİLGİLER

Adres : Karabük Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi
Balıklarkayası Mevkii / KARABÜK

Tel : (553) 430 1856

E-posta : ihakkikara@karabuk.edu.tr