



**ÇELİK MALZEMELERE UYGULANAN Q-P ISIL İŞLEMİNİN AŞINMA
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Merve Şehnaz İŞYARLAR

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

EYLÜL 2019

Merve Şehnaz İŞYARLAR tarafından hazırlanan “ÇELİK MALZEMELERE UYGULANAN Q-P ISIL İŞLEMİNİN AŞINMA ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Ferhat GÜL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Başkan: Prof. Dr. Serdar SALMAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Marmara Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Prof. Dr. Ramazan ÇITAK

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Tez Savunma Tarihi: 03/09/2019

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Merve Şehnaz İŞYARLAR

03/09/2019

ÇELİK MALZEMELERE UYGULANAN Q-P ISIL İŞLEMİNİN AŞINMA ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Merve Şehnaz İŞYARLAR

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Eylül 2019

ÖZET

Bu çalışmada, 4140 orta karbonlu Cr-Mo çelik numunelere uygulanan yenilikçi su verme-ayırıştırma (Quenching-Partitioning, Q-P) ısıtma işlemi ile klasik su verme-temperleme (Quenching-Tempering, Q-T) ısıtma işleminin, aşınma davranışı üzerine etkileri incelenmiştir. Yaklaşık 885 °C’ de östenitleme işleminden sonra Q-P ısıtma işlemi için 8 numuneye, farklı ilk su verme (250 ve 280 °C), farklı ayırıştırma sıcaklıkları (350 ve 450 °C) ve süre (10 ve 100 saniye) değişkenleri uygulanmıştır. Diğer bir numune, 885 °C’ de östenitlenerek oda sıcaklığına su verme işleminden sonra yaklaşık 555 °C’ de 1 saat temperlenmiştir. Isıtma işlemlerden sonra numunelere aşınma test yöntemi olan ball-on-disc yöntemi kullanılarak numunelerin kayma mesafesi boyunca sürtünme katsayılarındaki değişimler kaydedilmiştir. Sürtünme katsayısı değerlerinin yanında, profilometre analizleri ile aşınma iz profilleri tespit edilerek hacimsel aşınma kaybı değerleri belirlenmiştir. Bunlara ek olarak, optik mikroskop, Taramalı Elektron Mikroskop (SEM), Elektron Dağılım Spektrometre (EDS) ve X-Işını Kırınım (XRD) yöntemleri kullanılarak numunelere uygulanan ısıtma işlem etkilerinin mikroyapı analizleri yapılmış ve numunelerin sertlik değerleri Brinell Sertlik yöntemi ile belirlenmiştir. Ayrıca aşınma yüzeylerinin Rockwell C sertlik değerleri belirlenerek ısıtma işlemlerin deformasyon sertleşmesi özellikleri değerlendirilmiştir. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda, en düşük hacimsel aşınma kaybı değerine sahip QP3 numunesinin, aşınma süresince sertliğinin arttığı ve kademeli olarak sürtünme katsayısı değerinin düştüğü belirlenmiştir. Aşınma yüzeyleri, aşınma kayıpları ve deformasyon sertleşmesi sonuçları değerlendirmesi sonucunda genel olarak Q-P ısıtma işleminin, Q-T ısıtma işlemine göre daha iyi aşınma özellikleri gösterdiği sonucuna varılmıştır.

Bilim Kodu : 91517
Anahtar Kelimeler : Q-P ısıtma işlemi, aşınma, çelikler
Sayfa Adedi : 91
Danışman : Prof. Dr. Ferhat GÜL

EFFECT ON WEAR PROPERTIES OF Q-P HEAT TREATMENT APPLIED STEEL
MATERIALS
(M. Sc. Thesis)

Merve Şehnaz İŞYARLAR

GAZİ UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

September 2019

ABSTRACT

In this study, the effects on wear behavior of the innovative quenching-partitioning heat treatment and the conventional quenching-partitioning heat treatment realized to 4140 medium carbon Cr-Mo steel samples were investigated. 8 samples for the Q-P heat treatment after austenitizing at approximately 885 °C, different initial quenching (250 and 280 °C), different partitioning temperatures (350 and 450 °C) and time (10 and 100 s) parameters were applied. After quenching treatment at room temperature by austenitizing at 885 °C, another sample was tempered at about 555 °C for 1 hour at room temperature. The changes in the friction coefficient along the sliding distance of the samples were recorded using the ball-on-disc method, which is the abrasive test method after the heat treatments. Besides friction coefficient values, the volumetric wear loss values were measured by determining the wear track profiles by profilometer analysis. In addition, the microstructure analysis of the heat treatment effects on the samples was performed using the optical microscope, Scanning Electron Microscope (SEM), Electron Distribution Spectrometry (EDS) and X-Ray Diffraction (XRD) methods and the hardness values of the samples were determined by Brinell Hardness method. In addition, the work-hardening properties of the heat treatments were evaluated by determining the Rockwell C hardness values of the wear surfaces. According to the results, it is determined that the hardness of QP3 sample which has the lowest volumetric wear loss value increases and the friction coefficient value decreases gradually. In consequence of the evaluation of wear surfaces, wear losses and work-hardening results, it was concluded that Q-P heat treatment generally has better wear properties than Q-T heat treatment.

Science Code : 91517
Key Words : Q-P heat treatment, wear, steels
Page Number : 91
Supervisor : Prof. Dr. Ferhat GÜL

TEŞEKKÜR

Tez çalışmalarım süresince, bilgi birikimi ve tecrübelerini benimle paylaşan, olumlu veya olumsuz her durumda bana destek olan değerli danışman hocam Prof. Dr. Ferhat GÜL' e sevgi, saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam için gerekli olan aşınma test düzeneği imkânını benimle paylaşan değerli bölüm hocam Prof. Dr. Halil ARIK' a teşekkürü bir borç bilirim.

Manisa Celal Bayar Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü Arş. Gör. Canser GÜL' e profilometre test cihazının kullanımında yardımcı olduğu için teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarım süresince kalıntı östenit miktarının hesaplanmasında büyük sorunlar yaşadığım XRD analizlerinde, Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmelliyet merkezi imkânlarıyla kalıntı östenit miktarının belirlenmesi için yardımlarını esirgemeyen Doç. Dr. Caner ŞİMŞİR' e teşekkür ederim.

Çalışmalarım boyunca karşılaştığım her türlü problemin çözümünde sabırlı bir şekilde yardımlarını benden esirgemeyen Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü akademik çalışanlarından sevgili Arş. Gör. İrem Burcu ALGAN, Arş. Gör. Sevda ALBAYRAK, Arş. Gör. Yasemin AKSU, Dr. Öğr. Gör. Meryem POLAT GÖNÜLLÜ, Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN ve Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisi araştırma görevlilerinden Ar. Gör. Kürşat İÇİN' e şükranlarımı sunarım.

Hayatım boyunca her zaman beni destekleyen ve daima yanımda olan sevgili aileme ve hem hayatım hem de akademik çalışmalarım için beni her zaman yüreklendiren sevgili abim Barış İŞYARLAR' a sabır, anlayış ve bana gösterdikleri sonsuz sevgiden dolayı teşekkürlerimi sunuyorum.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	x
RESİMLERİN LİSTESİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. Q-P ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ	9
2.1. Q-P Isıl İşleminin Yöntemi ve Elde Edilen Mikroyapılar.....	9
2.2. Karbon Ayırıştırmasının Termodinamiği.....	14
2.3. TRIP Etki	20
2.4. Q-P Isıl İşlemi Uygulanan Çeliklerin Aşınma Özellikleri	22
2.5. Q-P Isıl İşlemi Uygulanan Çeliklerin Mekanik Özellikleri	24
3. TEMPERLEME ISIL İŞLEMİ	29
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	33
4.1. Malzeme	33
4.2. Isıl İşlem.....	34
4.3. Aşınma Testi (Ball-on-Disc)	38
4.4. Yüzey Pürüzlülük Testi (Profilometre)	39
4.5. Metalografik İnceleme	40
4.6. Sertlik Ölçümü	41

	Sayfa
4.7. X-Işını Kırınım (XRD) Analizi	42
5. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	45
5.1. Mikroyapı.....	45
5.2. XRD Analiz Sonuçları	57
5.3. Sertlik Ölçüm Sonuçları	59
5.4. Aşınma Testi Sonuçları.....	63
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	75
KAYNAKLAR	77
EKLER.....	85
EK-1. Q-T ve Q-P numunelerinin XRD desenleri.....	86
ÖZGEÇMİŞ	91

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 1.1. 1. Nesil AHSS' lerin tipik mikroyapı ve çekme dayanımları.....	2
Çizelge 4.1. Deneylerde kullanılan AISI 4140 çeliğin kimyasal bileşimi.....	33
Çizelge 4.2. Su verme ve ayrıştırma işlem değişkenleri.....	37
Çizelge 5.1. Su verme-ayrıştırma ısıt işlemleri uygulanmış çelik numunelerin Brinell sertlik değerleri.....	59

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Q-P işleminin şematik gösterimi	10
Şekil 2.2. Martenzit fazı şeklinin içerdiği karbon miktarına göre değişimi.....	14
Şekil 2.3. Fe-C ikili sisteminin CCE durumunu karşılayabilen martenzitin ve östenitin karbon konsantrasyon olasılıklarının şematik gösterimi: (a) normal denge, (b) iki olası sınırlı karbon denge koşulu (I ve II).....	16
Şekil 2.4. Fe-0,50% C (Ağ %) değeriyle hesaplanan farklı martenzitik ferrit ve östenit hacim oranları (su verme sıcaklığıyla belirlenen) için ayrıştırma sıcaklığının bir fonksiyonu olarak ferrit ve östenitte karbon konsantrasyonlarını gösteren sınırlı karbon dengesi hesaplamaları	17
Şekil 2.5. Q-P ısıtıl işleminde su verme sıcaklığı ile martenzit ve kalıntı östenit hacim oranının değişimi	18
Şekil 2.6. Farklı karbon miktarları için kalıntı östenit miktarı tahminleri	18
Şekil 2.7. Su verme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak, 500 °C’ de 10 saniye süreyle yapılan ayrıştırma işleminden sonra ölçülen kalıntı östenitin son hacim oranı ve bu su verme sıcaklığı aralığında tam ayrıştırma ile elde edilebilecek hesaplanmış maksimum kalıntı östenit hacim oranı.....	19
Şekil 2.8. Farklı ayrıştırma sürelerinde su verme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak deneysel çelik (0,19C-1,59Mn-1,63Si) için deneysel son östenit miktarları ..	20
Şekil 2.9. Uygulanan gerilim altında kalıntı östenitlerin martenzite dönüşümünü açıklayan TRIP etkinin şematik gösterimi	21
Şekil 2.10. Mikroyapısında östenit içeren iş parçasının aşınma testi sırasında aşınma yüzeyi oluşumunun şematik gösterimi.....	24
Şekil 2.11. Çeşitli çelik sınıflarının dayanım-toplam uzama eğrisi	25
Şekil 2.12. Sanayi şartlarında üretilmiş 980 MPa-kalite Q-P çeliğinin gerilme-gerinim eğrisi.....	26
Şekil 2.13. Çekme testi sırasında mikro mekanizmaların şematik gösterimi	27
Şekil 3.1. Kimyasal bileşimi 1,5Ni-1Cr-0,25Mo-0,4C (Ağ %) olan çelik için temperleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak 1 saatlik temperleme sırasında mekanik özelliklerdeki değişim	30

Şekil	Sayfa
Şekil 3.2. Mikroyapısı martenzit matris içerisinde dağılmış karbür partiküllerinden oluşan iş parçasının aşınma testi sırasında aşınma yüzeyi oluşumunun şematik gösterimi	31
Şekil 4.1. 4140 Krom-Molibden çeliklerinin zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) grafiği..	34
Şekil 4.2. Klasik su verme-temperleme ısıt işlemleri sıcaklık-zaman grafiği.....	36
Şekil 4.3. QP1, QP2, QP3 ve QP4 için su verme-ayırıştırma ısıt işlem sıcaklık-zaman grafiği	37
Şekil 4.4. QP5, QP6, QP7 ve QP8 için su verme-ayırıştırma ısıt işlem sıcaklık-zaman grafiği	38
Şekil 5.1. Q-T ve Q-P numunelerinin Cu-radyasyonu kullanılarak elde edilen XRD desenleri.....	57
Şekil 5.2. QP8 numunesinin Cr-radyasyonu kullanılarak elde edilen XRD deseni ve hesaplanan kalıntı östenit miktarı.....	58
Şekil 5.3. Q-P ısıt işlemi sonucunda sıcaklık ve zaman değişkenlerine göre numunelerin Brinell sertlik değerlerinin karşılaştırılması.....	60
Şekil 5.4. ısıt işlem uygulanan numunelerin normal ve aşınma yüzeylerine ait Rockwell C sertlik değerleri	62
Şekil 5.5. Q-T numunesinin sürtünme katsayısı grafiği	63
Şekil 5.6. QP1, QP2, QP3 ve QP4 numunelerinin sürtünme katsayısı grafikleri ((QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s).....	64
Şekil 5.7. QP5, QP6, QP7 ve QP8 numunelerinin sürtünme katsayısı grafikleri ((QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s).....	65
Şekil 5.8. Q-P ve Q-T ısıt işlemleri uygulanmış tüm numunelerin kayma mesafesi boyunca ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin karşılaştırılması.....	66
Şekil 5.9. Su verme-ayırıştırma ısıt işlemi uygulanan numunelerin farklı ayırıştırma süreleri ve sıcaklıklarına göre ball-on-disc yöntemiyle ölçülmüş ortalama sürtünme katsayısı değerleri	67
Şekil 5.10. QT ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri.....	71
Şekil 5.11. QP1 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri.....	71

Şekil	Sayfa
Şekil 5.12. QP2 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri.....	71
Şekil 5.13. QP3 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri.....	72
Şekil 5.14. QP4 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri.....	72
Şekil 5.15. QP5 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri.....	72
Şekil 5.16. QP6 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri	72
Şekil 5.17. QP7 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri	73
Şekil 5.18. QP8 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri	73
Şekil 5.19. Q-P ısıt işlem numunelerinin aşınma yüzeyinde oluşan hacimsel aşınma kayıpları	74

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. 900 °C’ de tamamen östenitleme, 170 °C’ de ilk su verme ve 400 °C’ de 300 saniye ayrıştırma işlem değişkenleriyle su verme-ayrıştırma ısıt işlemi görmüş, 0,3C-4,5Mn-1,5Si (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çeliğin SEM mikroyapı görüntüleri.....	11
Resim 2.2. 900 °C’ de tamamen östenitleme, 180 °C’ de ilk su verme ve 400 °C’ de 200 saniye ayrıştırma işlem değişkenleriyle su verme-ayrıştırma ısıt işlemi görmüş, 0,3C-3,5Mn-1,6Si (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çeliğin SEM mikroyapı görüntüsü.....	12
Resim 2.3. 42CrMo4 çeliğinin temperleme sonrası (500 °C) optik mikroskopta görüntülenmiş mikyapısı	13
Resim 2.4. 0,41C-1,9Si-1,34Cr-0,68Mn (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çeliğin 250 °C’ de 10 dakika temperlenmesiyle oluşmuş temperlenmiş martenzit mikroyapısının SEM görüntüsü.....	13
Resim 4.1. Isıl işlem fırını.....	35
Resim 4.2. Tuz banyosu.....	35
Resim 4.3. Tribometre T10/20 aşınma test cihazı ve aşınma test numunesi.....	39
Resim 4.4. Mitutoyo SJ-310 yüzey pürüzlülük cihazı (Profilometre).....	40
Resim 4.5. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM).....	41
Resim 4.6. Optik metal mikroskopu.....	41
Resim 4.7. Sertlik ölçme cihazı.....	42
Resim 5.1. Su verme-temperleme (555°C’ de 60 dk temperleme) ısıt işlemi uygulanan numunenin (a) optik mikroskop, (b)-(c) SEM görüntüleri.....	45
Resim 5.2. Farklı su verme-ayrıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri	47
Resim 5.3. Farklı su verme-ayrıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri: (QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s.....	49
Resim 5.4. Farklı su verme-ayrıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri : (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s	50

Resim	Sayfa
Resim 5.5. Farklı su verme-ayırıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri : (QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s.....	51
Resim 5.6. Farklı su verme-ayırıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri : (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s.....	52
Resim 5.7. QP1 (250°C/350°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları.....	53
Resim 5.8. QP2 (250°C/350°C-100 s)) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları...	53
Resim 5.9. QP3 (250°C/450°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları.....	54
Resim 5.10. QP4 (250°C/450°C-100 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları...	54
Resim 5.11. QP5 (280°C/350°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları.....	55
Resim 5.12. QP6 (280°C/350°C-100 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları...	55
Resim 5.13. QP7 (280°C/450°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları.....	56
Resim 5.14. QP8 (280°C/450°C-100 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları...	56
Resim 5.15. Su verme-temperleme (555°C' de 60 dk temperleme) numunesinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü.....	68
Resim 5.16. QP1, QP2, QP3 ve QP4 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	69
Resim 5.17. QP5, QP6, QP7 ve QP8 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	70

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
$^{\circ}\text{C}$	Derece santigrat
s	Saniye
μ	Sürtünme katsayısı
γ	Östenit fazı
m, M	Martenzit fazı
θ	Teta (theta)
T	Sıcaklık
E	Euler sayısı
N	Newton
I	İntegral Şiddeti
V_x	Hacim oranı
μm	Mikro metre
mm	Milimetre
kgf	Kilogram-kuvvet
ma	Miliamper
kW	Kilowatt
K_{α}	K-alpha radyasyonu
dk	Dakika
MPa	Mega paskal
GPa	Giga paskal
C_x	Konsantrasyon
Ac_1	Ötektoid dönüşüm çizgisi
Ac_3	Östenit-ferrit faz sınır çizgisi
M_s	Martenzit başlama sıcaklığı
M_f	Martenzit bitiş sıcaklığı
C	Karbon (Carbon)
Fe	Demir

Simgeler**Açıklamalar**

Cr	Krom
Mo	Molibden
Mn	Mangan
Si	Silisyum
Co	Kobalt
Ni	Nikel
Cu	Bakır
f_m	Martenzit hacim oranı
T_Q	Su verme sıcaklığı
T_P	Ayrıştırma sıcaklığı

Kısaltmalar**Açıklamalar**

AHSS	Advanced High Strength Steels
CCE	Sınırlı Karbon dengesi (Constrained Paraequilibrium)
CP	Complex Phase Steels
DP	Dual Phase Steels
EDS	Enerji Dağılım Spektrometresi
HB	Hardness Brinell (Brinell Sertliği)
HSLA	High Strenght Low Alloy Steels
HSS	High Strenght Steels
HV	Hardness Vickers (Vickers Sertliği)
MS	Martensitic Steels
Q-P	Su verme-Ayrıştırma (Quenching-Partitioning)
Q-T	Su verme-Temperleme (Quenching-Tempering)
RA	Retained Austenite (Kalıntı Östenit)
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
XRD	X-IşınıDifraktometresi

1. GİRİŞ

Hava kirliliği, petrol tüketimindeki artış ve küresel iklim değişimi her geçen yıl değişmeye devam ederken, daha az emisyonu neden olan ve daha yüksek yakıt verimliliğine sahip otomobillere olan talep giderek artmaktadır. Bunun için maliyetli hibrid elektrikli araçların geliştirilmesinin yanı sıra, yakıt ekonomisinde iyileştirme vadeden teknolojiler, araç kaporta ağırlığının azaltılması gibi çözümler üzerinde çalışılmaktadır. Diğer tüm teknolojiler arasında araç kaporta ağırlığının azaltılmasının, gelecekte yakıt ekonomisinde önemli bir artışa neden olacağı düşünülmektedir [1].

Otomotiv endüstrisi, yeni çelik türleri geliştiren ana endüstrilerden biridir. Mekanik özelliklerden ödün vermeden araç kaporta ağırlığının azaltılması, istenen temel iyileştirmelerden biridir. Kaportanın mekanik özelliklerini korunurken, ağırlığını azaltmak için malzeme performansının geliştirilmesine ihtiyaç duyulmaktadır [2].

Taşıtlarda daha hafif ve gelişmiş kaza performansı elde etmek için ilk çalışmalar, Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı (High Strength Low Alloy, HSLA) çeliğin geliştirilmesine yöneliktir. Bununla birlikte, mukavemet ve süneklik arasındaki denge bakımından HSLA çeliklerinin performansı ve üretilebilirliği sınırlıydı. Yüksek mukavemetli bir çelik gereksinimini, şekil verilebilirliğini koruyarak yerine getirmek için 1990' lı yılların ortalarında İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler (Advanced High Strength Steels, AHSS) geliştirildi [1]. AHSS çelikleri genellikle çok fazlıdır ve bu nedenle farklı fazların birleşimi (ferrit, martenzit, kalıntı östenit, vb.), eşsiz mekanik özelliklere neden olur [3]. Çeliklerin mikroyapısına dayanan iki nesil AHSS vardır. 1. Nesil AHSS, ferritik yapıda Çift Fazlı (Dual Phase, DP) çelik, Martenzitik Çelik (Martensitic Steel, MS), Kompleks Fazlı (Complex Phase, CP) çelik ve Dönüşüm Etkili Plastisite (Transformation Induced Plasticity, TRIP) çelikleridir. 1. Nesil AHSS' de geleneksel HSS' e göre dayanım seviyesi gelişmiş olmasına rağmen, süneklik bir problem olarak sınırlı kalmıştır. Daha sonra, İkizlenme Etkili Plastisite (Twinning Induced Plasticity, TWIP) çelikleri gibi östenitik yapıya sahip 2. Nesil AHSS geliştirildi. 2. Nesil AHSS' de, sünek östenitik matris, 1. Nesil AHSS' e göre daha iyi şekil verilebilirlik sunmasına rağmen yüksek östenit kararlılığını sağlayan mangan ve nikelin yüksek maliyete sebep olması 2. Nesil AHSS' i kullanımını sınırlandırmıştır [1].

Çizelge 1.1. 1. Nesil AHSS' lerin tipik mikroyapı ve çekme dayanımları [1]

1. Nesil AHSS	Mikroyapı	Çekme dayanımı (MPa)
DP	Ferrit + martenzit	400-1000
MS	Martenzit	700-1600
CP	Ferrit + beynit + perlit	400-1000
TRIP	Ferrit + martenzit / beynit + östenit	500-1000

Otomotiv ve diğer endüstriler tarafından yüksek süneklik ve şekil verilebilirlik ile yüksek mukavemet özelliklerinin birleşimi ve aynı zamanda daha düşük maliyetle üretim talebindeki artış, 3. Nesil İleri Yüksek Dayanımlı Çeliklerin geliştirilmesine yol açmıştır [1,4]. Bu tip çelik üretmenin olası yollarından biri, su verme-ayrıştırma (*Quenching-Partitioning*, Q-P) adlı yenilikçi bir tavlama ısı işlemidir [5]. Bu ısı işlemi, 2003 yılında Speer ve arkadaşları tarafından ortaya konulmuştur [2-6].

Q-P işlemi, su verme ve ayrıştırma olarak iki adımdan oluşur. İlk olarak çelik, tamamen östenit mikroyapı veya kritik sıcaklıklar arası (A_{c1} - A_{c3}) mikroyapıyı elde etmek için tavllanır. Daha sonra çelik, martenzit başlama (M_s) ve martenzit bitiş (M_f) sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklıkta su verilerek, mikroyapıda martenzit ve dönüşmemiş östenit meydana gelmesi sağlanır. Ayrıştırma adımı için çelik, ya su verildiği sıcaklıkta izotermal olarak ya da su verildiği sıcaklığın üzerindeki bir sıcaklıkta ayrıştırma süresi olarak belirlenen sürede o sıcaklıkta tutulur [3,6]. Bu aşamada, karbon aşırı doymuş martenzitten komşu dönüşmemiş östenit içerisine yayılır ve ardından oda sıcaklığında su verme adımı sırasında karbon kazanmış haldeki östenitin yeni martenzitlere dönüşmeden oda sıcaklığında kararlı olması sağlanır [3,6,7]. Bu yöntemle, mikroyapıda karbon kaybetmiş martenzit ve karbon kazanmış östenitin varlığı, dayanım ile sünekliğin bir arada oluşmasını sağlamak için elde edilir [6].

Kalıntı östenit, oda sıcaklığında yarı kararlıdır ve su verme veya belli seviyede gerilme uygulandığında martenzite dönüşme eğilimindedir. Kademeli olarak artan bir gerinim seviyesi etkisinde deformasyona bağlı östenitin martenzite dönüşmesi, mikroyapının deformasyon sertleşmesi (work-hardening) oranını artırır ve çeliğin boyun vermeye kadar geçen süresini geciktirir. Bu olaya *TRIP etki* denir [1].

Karbonca zengin yarı kararlı kalıntı östenitin yararlı özelliklere sahip olduğu düşünülür, çünkü deformasyon sırasında TRIP etki göstermesiyle önemli ölçüde malzemenin enerji depolama ve şekil verilebilirliğini destekleyici özelliğe sahiptir [8].

Q-P ısıtıl işleminde çelik malzemenin nihai mikroyapısı, temperlenmiş martenzit ve karbonca zengin kalıntı östenitten oluşmaktadır [3]. Kalıntı östenit miktarının artmasıyla elde edilen bu mikroyapı TRIP etkiyle çelik üzerinde daha kalın sertleşmiş (martenzitik) tabakanın oluşmasını sağlar ve bununla birlikte çeliğin sürtünme katsayısında düşmeye ve aşınma özelliklerinde iyileşmeye neden olur [9,10].

Bu çalışmada, orta karbonlu AISI 4140 Cr-Mo çeliğine uygulanan su verme-ayırıştırma ve su verme-temperleme ısıtıl işlemlerinin, çeliğin aşınma davranışı üzerine etkisi incelenmiştir. Isıtıl işlem uygulanmış çeliklerin aşınma davranışları, hacimsel aşınma kaybı ve sürtünme katsayısı sonuçlarıyla değerlendirilmiştir. Aşınma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri ile aşınma yüzeyi profilleri değerlendirilmiştir. Aynı zamanda mikroyapı ve sertlik özellikleri bakımından değerlendirilen çelik numunelerin, su verme-ayırıştırma ve su verme-temperleme ısıtıl işlemleri uygulamalarına göre karşılaştırmaları yapılmıştır. Su verme-ayırıştırma ısıtıl işlemiyle mikroyapıda karbonca zengin kalıntı östenitin elde edilmesi amaçlanarak aşınma dayanımına etkileri incelenmiştir.

Literatür taraması

Wahyu Wijanarko ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada, AISI 4140 çelik malzemeye Q-P ısıtıl işlemi uygulamıştır. Kullanılan farklı su verme ve ayırıştırma sıcaklıklarıyla mikroyapıda kalıntı östenit miktarındaki değişim incelenmiştir. Artan su verme sıcaklığıyla kalıntı östenit miktarının arttığı, buna karşılık yüksek ayırıştırma sıcaklıklarının kalıntı östenit miktarı üzerine bir etkisinin olmadığı sonucuna varılmıştır. Fakat yüksek ayırıştırma sıcaklıkları, karbon atomlarının hareketliliğini arttırarak martenzit fazından östenit fazına geçen karbon miktarını arttırır. Böylece östenit fazının karbon miktarının artmasıyla sertliğinin de artmış olduğu ve karbon kaybeden martenzit fazının sertliğinin azalmış olduğu sonucu vurgulanmıştır [11].

Başka bir çalışmada düşük karbonlu bir çeliğe Q-P ısıtıl işlemi uygulandıktan sonra, değişen su verme ve ayırıştırma sıcaklıkları ile ayırıştırma sürelerinin mikroyapıdaki etkileri ve

mekanik özelliklere etkileri, Irene De Diego-Calderón ve arkadaşları tarafından incelenmiştir. Çalışma sonucunda artan ayrıştırma sıcaklığının mekanik dayanımı azaltarak sünekliği iyileştirdiği sonucu vurgulanmıştır [12].

Shu Yan ve çalışma arkadaşları tarafından 2016 yılında yayınlanmış olan makalede düşük karbonlu bir çeliğe Q-P işlemiyle klasik temperleme işleminin çeliğin mekanik özelliklerine ve mikroyapısına etkileri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Q-P ısıtma işlemi görmüş çeliklerin klasik temperleme ısıtma işlemi görmüş çelik ürünlerine göre daha yüksek dayanım ve uzama sonuçları verdiği görülmüştür. Sonuçlarda Q-P ısıtma işlemi, çelik için dayanım ve sünekliğin mükemmel kombinasyonunu sağlandığı vurgulanmıştır [13].

Mikroyapıda martenzit ve kalıntı östenit yapılarını içeren yeni nesil geliştirilmiş yüksek dayanımlı çelikler sınıfında bulunan Q-P çelikleri ile ilgili I. De Diego-Calderón ve arkadaşları 2016' da yayınlamış oldukları çalışmada, Q-P çeliklerinin matris yapılarının, kırılma davranışı üzerinde önemli rol oynayabileceği sonucuna varılmıştır. Q-P çeliklerinin toplam çatlak büyümesine karşı direnci, artan kalıntı östenit miktarıyla ve TRIP etkinin çatlak oluşumunu geciktirmesinden dolayı önemli miktarda geliştiği sonucu elde edilmiştir [14].

Kim ve Kweon, AISI 4140 çeliklerin kuru kayma aşınma dayanımı üzerine yaptıkları çalışmada, 20 kg yük altında kalıntı östenitin etkisi ihmal edilebilir iken, 40 kg yük uygulandığında kritik kalıntı östenit içeriğinin %30 olduğu, bu kritik değerin üstüne çıkan kalıntı östenit oranlarında aşınma direncinin arttığı belirlenmiştir [15].

Jun Lu ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada optimize edilmiş Q-P süreciyle ultra yüksek dayanımlı martenzitik çelik üretilmiştir. Darbe-abrazif aşınma testi altında, üretilmiş olan martenzitik çeliğin aşınma mekanizmaları ve mikroyapı değişimi, ticari Mn12Cr2 çeliği ile karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir. Aşınma testleri sırasında Q-P çelikte bulunan kalıntı östenitin, gerilme etkili dönüşüm geçirmesiyle martenzit ikenliklerine dönüştüğü gözlemlenmiştir. Yüksek dislokasyon yoğunluğuyla oluşmuş yeni martenzit ikenlikleri, aşınma yüzeyinde sertleşmiş tabaka oluşumunu destekleyerek aşınma oranını yavaşlattığı deneyler sonucunda görülmüştür [16].

Başka bir çalışmada, Q-P çeliklerinde mekanik özellikleri geliştirmek için mikroyapıda maksimum kalıntı östenit miktarının gerekli olmadığına, daha çok kalıntı östenit kararlılığı ile miktarı arasında denge sağlanması gerektiğine vurgu yapılmıştır [17].

Karbon oranı % 0,2 olan çift fazlı, TRIP ve Q-P çelikleri için yapılmış olan karşılaştırmalı çalışmada mukavemeti sağlayan fazların sırasıyla martenzit ve beynit olduğu sonuçlarda belirtilmiştir. Süneklik özelliğini destekleyen fazların ise çift fazlı çelikte ferrit, TRIP çeliğinde kalıntı östenit (miktarıyla) ve Q-P çeliğinde kalıntı östenit (miktarı ve/veya kalıntı östenit kararlılığı) ile elde edildiği sonucuna varılmıştır [18].

Bir başka çalışmada H. Y. Li ve arkadaşları, Q-P ısıtma işlemi görmüş orta karbonlu çeliğin mikroyapısında, temperlenmiş martenzit, iğnemsiz martenzit, ikiz martenzit, izotermal martenzit ve karbonca zenginleşmiş kalıntı östenit yanında önemli miktarda alt beynit olduğu gözlemlenmiştir [19].

Junya Tobata ve arkadaşları tarafından 2012 yılında yayınlanmış olan çalışmada Q-P ısıtma işlemi görmüş düşük karbonlu martenzitik paslanmaz çelik ile geleneksel su verme-temperleme ısıtma işlemi görmüş çeliğe göre dayanım- süneklik dengesinin daha iyi olduğu sonuçlarda ifade edilmiştir [20].

Q-P çeliğindeki kalıntı östenitin oda sıcaklığındaki kararlılığı yeni oluşacak martenzitlerden etkilenmektedir. 2014 yılında Dorian De Knijf ve arkadaşları tarafından yayınlanmış olan çalışmada, Q-P çeliğinin sünekliği, uygun ısıtma işlem süreci tasarlanarak mikroyapıda yeni martenzit varlığı olmaksızın, yüksek kalıntı östenit miktarı elde edilmesiyle geliştirilebilir olduğu anlatılmıştır [21].

Yapılmış olan başka bir çalışmada, Q-P ısıtma işlem değişkenlerinin çeliğin mekanik özellikleri üzerinde önemli etkiye sahip olduğu ve çekmeyle deformasyon sırasında oluşacak pekleşmenin sadece kalıntı östenit miktarıyla değil aynı zamanda kalıntı östenitin şekli ve içerdiği karbon miktarından, yani kalıntı östenitin dönüşüm kararlılığından etkilendiği sonuçlarda vurgulanmıştır [3].

Oskari Haiko ve arkadaşları direkt su verilmiş ve Q-P ısıtma işlemi görmüş çeliklerin darbe-abrazif aşınma özelliklerini karşılaştırmalı olarak inceledikleri çalışmada, aşınma testi

sırasında daha yüksek yüzey sertliğinden dolayı direkt su verilmiş çeliğin en düşük kütle kaybı değerini verdiği sonucu elde edilmiştir. Yani kalıntı östenitin varlığının, Q-P çeliklerinde abrasif aşınma direncini gelişiminde etkili olmadığı sonucuna varılmıştır [22].

Düşük alaşımlı aşınmaya dirençli çeliklere, Q-P ısıl işleminin etkilerinin incelendiği bir çalışmada, Q-P ısıl işlemi görmüş çeliğin, klasik su verme-temperleme ısıl işlemi görmüş çeliğe göre daha iyi aşınma direncine sahip olduğu sonucu elde edilmiştir [9].

Cunyu Wang ve arkadaşları tarafından 2016' da yayınlanmış olan çalışmada, Q-P ve su verme-temperleme ısıl işlemlerini görmüş 20Si2Ni3 çeliklerinin, darbe-abrazif aşınma direnci davranışları incelenmiştir. Q-P ısıl işlemi görmüş çeliğin aşınma performansı, sahip olduğu mikroyapı ve mekanik özelliklerle geliştirilmiştir. Yüksek faz dönüşümü sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesi özelliklerine sahip olan kalıntı östenitin, mikroyapı içerisinde fazla olmasından dolayı, yüzeyde daha kalın sertleşmiş tabakanın elde edilmesine yardımcı olacağı çalışma sonucunda elde edilmiştir [10].

Q-P ısıl işlemi görmüş düşük karbonlu çelik üzerine yapılmış bir çalışmada artan ayrıştırma süresiyle mikroyapı şekli kademeli olarak su verilmiş martenzit yapıdan temperlenmiş martenzit yapıya dönüştüğü gözlemlenmiştir [23].

Nano yapıli çift fazlı çelikler üzerine yapılmış bir çalışmada kalıntı östenitin aşınma direnci üzerine etkileri incelenmiştir. Sonuçlar, Q-P martenzitik çeliğin aşınmış yüzeyinin sertliğini önemli ölçüde arttırdığını ve deforme olmuş tabakanın kalınlığını, nano yapıli beynitik çeliğe kıyasla arttırdığını göstermiştir. Bunun altında yatan sebebin ise Q-P martenzitik çeliğin TRIP etki ile yüzey sertliğini arttıran ve böylece aşınma işlemi sırasında aşınma oranını azaltan, daha yüksek oranda kararlı kalıntı östenite sahip olmasıyla açıklanmıştır [24].

Yapılmış olan başka bir çalışmada Q-P ısıl işleminde ayrıştırma adımından sonra oda sıcaklığına su vermenin (2. su verme) ardından elde edilen kalıntı östenit miktarı (% 9,9-14,1), ilk su verme adımından sonra elde edilen kalıntı östenit miktarından (%37) az olduğu tespit edilmiştir. Buradan ikinci su verme sırasında kalıntı östenitlerin yeni martenzitlere dönüşümünün kaçınılmaz olduğu sonucuna varılmıştır [25].

Orta karbonlu çift fazlı çeliğe düşük sıcaklık beynitik dönüşümü ve Q-P işlemleri uygulanarak abrazif aşınma performanslarının karşılaştırıldığı çalışmada, her iki ısıtım işlemi sonucunda da numunelerin sertliklerinin oldukça yüksek olduğu görülmüştür (458 HV1-471 HV1 değerleri arasında). Elde edilen sonuçlarda, Q-P işlemi görmüş numunenin daha yüksek kalıntı östenit kararlılığına sahip olduğu ve TRIP etki ile daha kalın deforme olmuş tabakanın daha iyi abrazif aşınma performansı gösterdiği vurgulanmıştır [26].

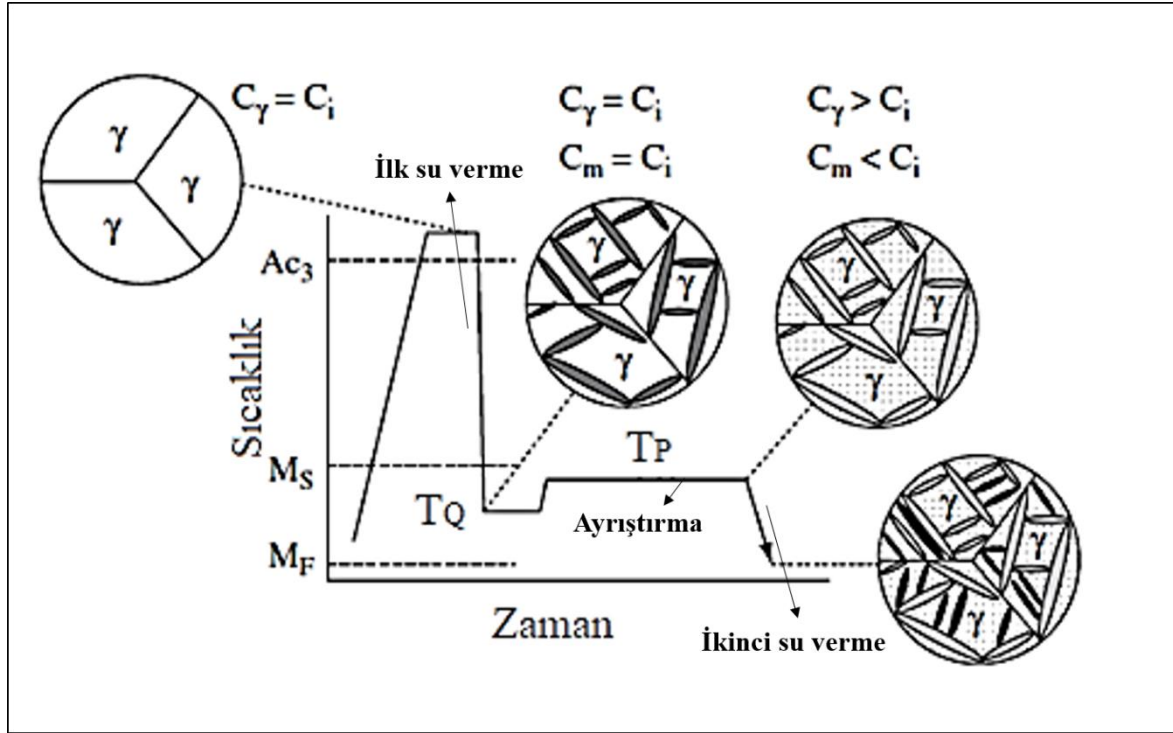
2. Q-P ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ

Q-P çelikleri, çift fazlı/çok fazlı çelikler kategorisine girmektedir. Hem mukavemet hem de uzamanın en iyi kombinasyonunu sergileyebildiklerinden, daha sünek olan TRIP çelikleri ve daha yüksek mukavemetli martenzitik çelikler arasındaki boşluğu doldurmaktadırlar [27,28].

2.1. Q-P Isıl İşleminin Yöntemi ve Elde Edilen Mikroyapılar

Q-P ısıt işleml 2003 yılında, martenzitik çeliklerde yüksek mukavemet özelliğini korurken tokluk ile ilgili sorunları ele almak için Speer ve arkadaşları tarafından ortaya atılan bir ısıt işlem sürecidir. Bu ısıt işlemlde, tamamlanmamış martenzitik dönüşüm geçirmiş mikroyapının, kalıntı östenit ve dönüşmüş martenzitin bir karışımı olarak oluşması amaçlanır. Östenit fazı, martenzit fazından östenite karbon difüzyonu sayesinde oda sıcaklığında kararlı halde oluşur [29].

Q-P ısıt işleml, su verme ve ardından ayrıştırma adımlarından oluşmaktadır. Su verme adımı sırasında tamamen östenitlenmiş veya kritik sıcaklıklar arasında (A_{c1} - A_{c3}) tavllanmış çeliklere, martenzit hacim oranını kontrollü olarak oluşturmak için martenzit başlangıç (M_s) ve martenzit bitiş (M_f) sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklığa su verilir. Sonraki ayrıştırma adımı sırasında su verilmiş çelikler, ilk su verme sıcaklığından daha yüksek veya aynı sıcaklıkta izotermal olarak tutulur. İlk su verme sonrasında var olan östenitin, ayrıştırma işleml sırasında martenzitten östenite karbon ayrıştırılmasıyla kararlı hale geldiği düşünülür [30,31]. Bu yöntemle, ayrıştırma adımını takiben gerçekleştirilen oda sıcaklığına ikinci su verme işlemlinden sonra yarı kararlı kalıntı östenit ve martenzitten oluşan karmaşık bir mikroyapı elde edilir [32]. Şekil 2.1' de su verme-ayrıştırma ısıt işlemlinin adımları ve bu adımlarda sahip olduğu mikroyapılar gösterilmektedir.

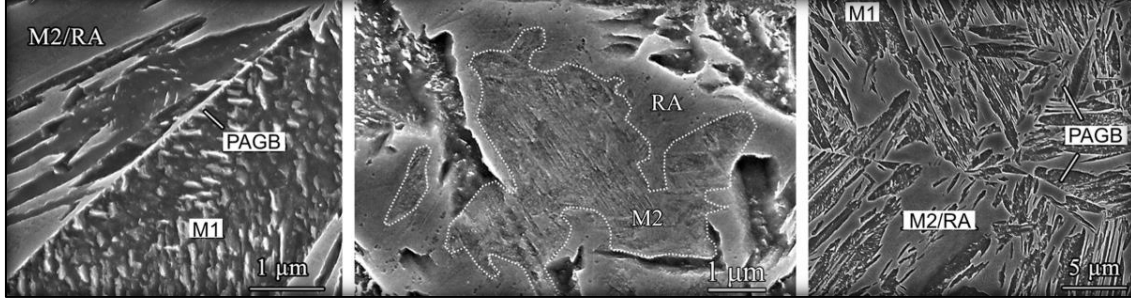


Şekil 2.1. Q-P işleminin şematik gösterimi. C_i , C_γ , C_m sırasıyla; başlangıç alaşımı, östenit ve martenzit karbon konsantrasyonlarını temsil eder. T_Q ve T_P su verme ve ayrıştırma sıcaklıklarıdır [33]

İkinci su verme işlemi sırasında yeni martenzit oluşmadığı ve nihai östenit içeriğinin maksimum seviyeye ulaşmadığı durumlarda uygun değerinde bir ilk su verme sıcaklığı tespit edilebilmektedir. İlk su verme sıcaklığı çok düşükse, ilk su verme sırasında çok fazla östenit tüketilecektir. Yani bu durumda çok fazla martenzit oluşacak ve maksimum östenit miktarı elde edilemeyecektir. Ancak, ilk su verme sıcaklığı çok yüksek ise, ayrıştırma adımında östenitin dengelenmesi için karbon kaynağı olan martenzit fazı, az miktarda oluşacak ve ikinci su verme sırasında karbonca doyamayan östenitler yeni martenzite dönüşecektir. Böylece oda sıcaklığındaki östenit miktarı azalacaktır [31].

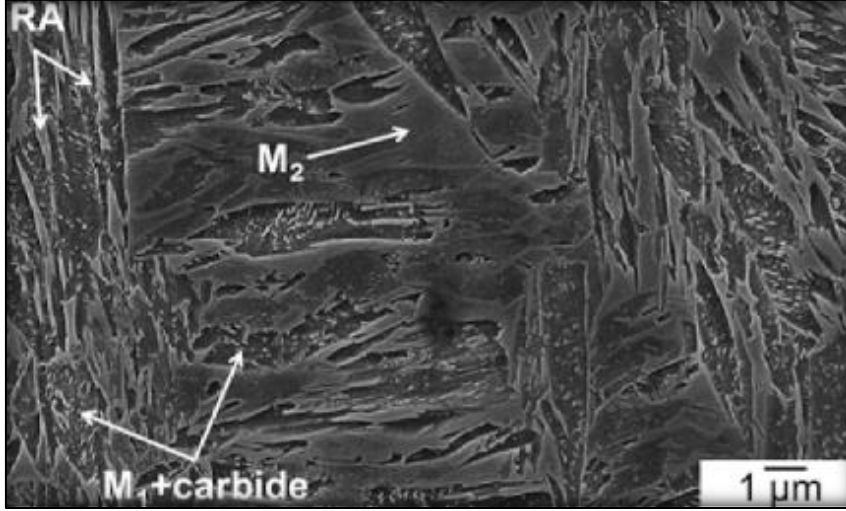
Karbür çökmesi veya beynit oluşumu olmadığı varsayılarak, işlem parametrelerinin uygun şekilde seçilmesi halinde, karbonca zenginleştirilmiş östenit, ikinci su verme işleminden sonra oda sıcaklığında kararlı halde kalacaktır. Aksi halde östenit fazı, ikinci su verme adımından sonra martenzite dönüşecektir. İlk su verme işleminden sonra oluşan martenzitlerin ayrıştırma adımı sırasında temperlenmesiyle oluşan temperlenmiş martenzitleri (birincil martenzit, M_1) ayırt etmek için, ikinci su verme adımı sırasında dönüşmemiş östenitlerin dönüşmesiyle oluşan martenzitlere, yeni veya ikincil martenzit (M_2) adı verilir [34]. Resim 2.1' de 0,3C-4,5Mn-1,5Si (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip

çelik, işlem değişkenleri: 900 °C’ de tamamen östenitleme, 170 °C’ de ilk su verme ve 400 °C’ de 300 saniye ayrıştırma sıcaklık ve süresi olan su verme ayrıştırma ısıl işlemi uygulanmış çeliğin Taramalı Elektron Mikroskopundaki (SEM) mikroyapı görüntüleri gösterilmektedir.



Resim 2.1. 900 °C’ de tamamen östenitleme, 170 °C’ de ilk su verme ve 400 °C’ de 300 saniye ayrıştırma işlem değişkenleriyle su verme-ayrıştırma ısıl işlemi görmüş, 0,3C-4,5Mn-1,5Si (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çeliğin SEM mikroyapı görüntüleri. Kalıntı östenit (RA), birincil ve ikincil martenzit’ i (M₁, M₂) ifade etmektedir [35]

Su verme-ayrıştırma ısıl işlemi ile elde edilen mikroyapılar genel olarak M₁, blok şeklinde M₂ ve ince film şeklinde kalıntı östenitlerden oluşur. İlk su verme adımında elde edilen martenzitlerin ayrıştırma adımında temperlenmesiyle meydana gelen birincil martenzit (M₁) levhaları içerisinde karbür oluşumları gözlemlenebilmektedir [36]. Resim 2.2’ de 0,3C-3,5Mn-1,6Si (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çelik, işlem değişkenleri: 900 °C’ de tamamen östenitleme, 180 °C’ de ilk su verme ve 400 °C’ de 200 saniye ayrıştırma sıcaklık ve süresi olan su verme ayrıştırma ısıl işlemi uygulanmış çeliğin SEM mikroyapı görüntüsü gösterilmektedir. Kaynakta karbür oluşumlarının M₁ martenzit levhalarının içerisinde dağılmış halde bulunduğu vurgulanmıştır. Ayrıca ince film şeklindeki kalıntı östenitlerin M₂ martenzit sınırlarında olduğu mikroyapı görüntülerinde dikkat çekmektedir [36].

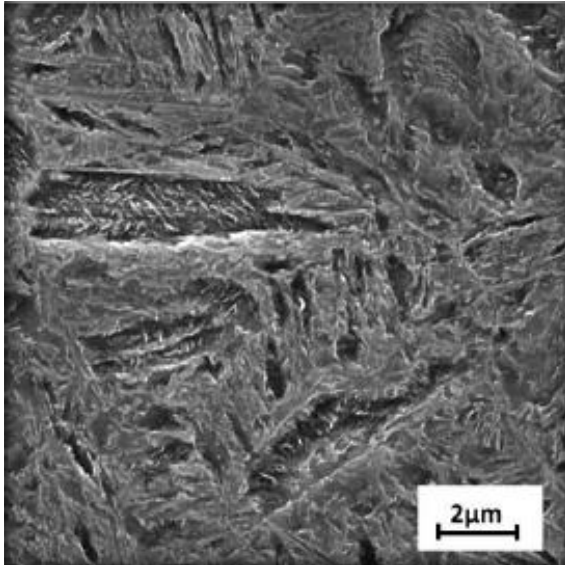


Resim 2.2. 900 °C’ de tamamen östenitleme, 180 °C’ de ilk su verme ve 400 °C’ de 200 saniye ayrıştırma işlem değişkenleriyle su verme-ayrıştırma ısıl işlemi görmüş, 0,3C-3,5Mn-1,6Si (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çeliğin SEM mikroyapı görüntüsü. Kalıntı östenit (RA), birincil ve ikincil martenzit’ i (M_1 , M_2) ifade etmektedir [36]

Q-P ısıl işleminde ilk su verme adımından sonra gerçekleşen ayrıştırma adımı sırasında birincil martenzitlerle dönüşmemiş östenitler arasında gerçekleşen karbon difüzyonu ile birincil martenzitler karbon kaybeder. Karbon kaybeden martenzitler yapısal olarak incelerek plaka tipi martenzitten iğnemsiz martenzite doğru değişir. Bu da temperlenmiş martenzit mikroyapısı olarak adlandırılır [37]. Resim 2.3’ te 42CrMo4 çeliğine ait optik mikroskopta görüntülenmiş temperlenmiş martenzit mikroyapısı ve Resim 2.4’ te 0,41C-1,9Si-1,34Cr-0,68Mn (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çeliğin 250 °C’ de 10 dakika temperlenmesiyle oluşmuş temperlenmiş martenzit mikroyapısının SEM görüntüsü referans olarak verilmektedir.

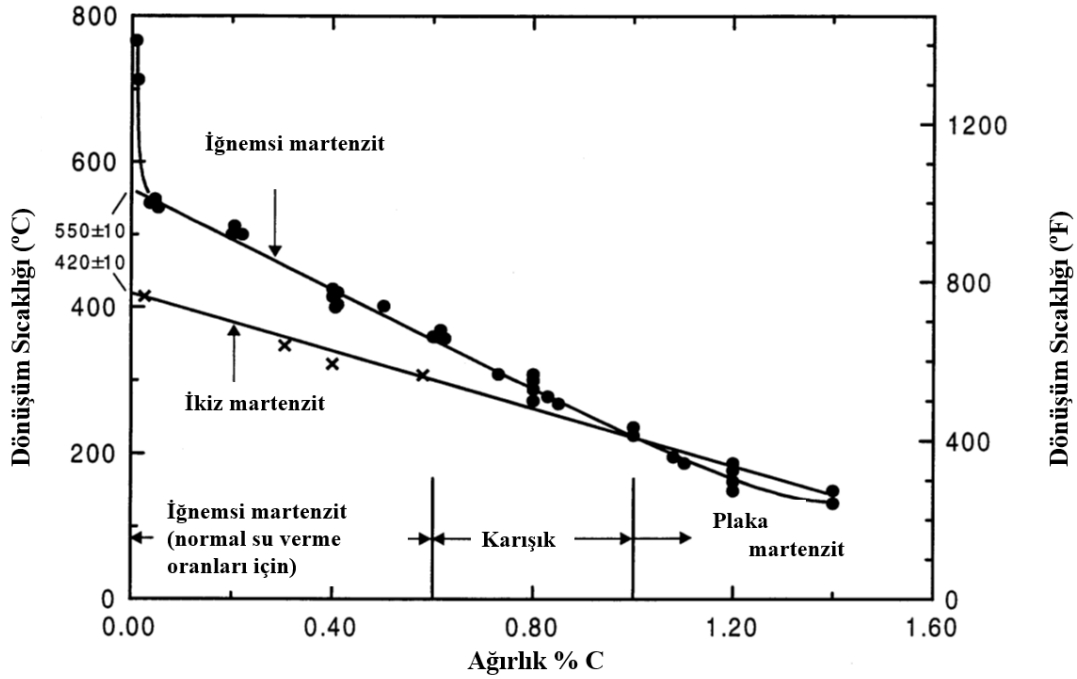


Resim 2.3. 42CrMo4 çeliğinin temperleme sonrası (500 °C) optik mikroskopta görüntülenmiş mikyapısı [38]



Resim 2.4. 0,41C-1,9Si-1,34Cr-0,68Mn (Ağ %) kimyasal bileşimine sahip çeliğin 250 °C’ de 10 dakika temperlenmesiyle oluşmuş temperlenmiş martenzit mikroyapısının SEM görüntüsü [39]

Martenzit fazının karbon miktarının artmasıyla şekli, iğnemsî martenzitten (lath martensite) plaka tipi martenzite (plate martensite) doğru değişir. Şekil 2.2’ de martenzit fazının şeklinin içerdiği karbon miktarına göre değişimi grafik üzerinde gösterilmektedir.



Şekil 2.2. Martenzit fazı şeklinin içerdiği karbon miktarına göre değişimi [40]

Ayrıştırma adımı sırasında martenzitten östenite yayınması istenen karbonu tüketme eğilimde olan östenitin, ferrit ve sementite ayrışması (beynit ve perlit oluşumu) ve karbür (geçiş karbürleri) çökmesi gibi rekabetçi reaksiyonları engellemek için uygun alaşımlama yapılmalıdır [41,42]. Karbür oluşumunun engellenmesi, Q-P işlemi kullanılarak elde edilebilen mikroyapıları etkileyen kritik bir etkidir [42].

Kalıntı östenitin kararlılığının olabildiğince fazla karbon içeriğiyle sağlamak için çelik içerisine silisyum, alüminyum, fosfor ve nikel gibi karbür oluşumunu engelleyen elementler eklenmektedir [43,44,45]. Çelik içerisine silisyum ilavesi, sementit oluşumunu geciktirebilmekte hatta bunu engelleyebilmektedir. Alüminyum ve fosfor elementlerinin de temperleme reaksiyonlarını geciktirmede silisyum ile benzer özellikler göstermektedir. Bu gibi elementler Q-P ısıtılmasında kritik rol oynamaktadır [42]. Ayrıca karbür oluşumuna neden olan niyobyum, molibden ve vanadyum gibi elementlerin çelik içerisine eklenmesinden kaçınılmalıdır [46,47].

2.2. Karbon Ayrıştırmasının Termodinamiği

Martenzitik çeliklerde, karbon bakımından zenginleştirilmiş kalıntı östenitin varlığı bir süredir bilinmesine rağmen, kalıntı östeniti oda sıcaklığında kararlı halde tutmak için

martenzitten karbon ayrıştırma işleminin kullanılması, daha önce bir çelik işleme işlemi için kullanılmamıştır [42]. Bunun iki nedeni vardır:

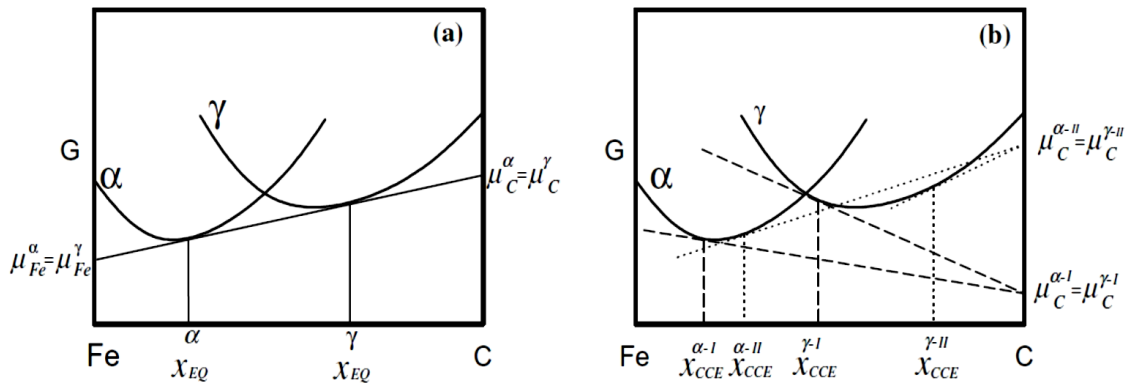
1. Dönüşüm sıcaklığının altındaki sıcaklıklar, önemli miktarda karbon difüzyonu oluşması için çok düşüktür [42].
2. Martenzit içerisindeki karbon süper-doygunluğu, normal olarak temperleme işleminde karbür çökmesi gibi farklı mekanizmalar tarafından engellenir [42].

Denge koşulları altındaki ikili bir Fe-C alaşımında kalıntı östenit ve martenzit içeren bir mikroyapı, standart faz diyagramında (faz oranlarının kaldıraç kuralı ile belirlendiği) dönüşüm sırasında östenitin, ferrit ve çökelmiş demir karbür olarak ayrışması beklenir. Yer alan alaşım elementleri (X) eklendiğinde oluşan Fe-C-X üçlü alaşım sisteminde, düşük sıcaklıklarda difüzyon sadece karbon atomu (arayer atomları) hareketleriyle sınırlıdır [29,48]. Kritik sıcaklıklar altındaki düşük sıcaklıklarda östenitin ayrışması ‘denge dışı’ (para-equilibrium) koşuluyla açıklanır [49]. Denge dışı koşulu, dönüşüm sırasında yer alan atomların fazlar arasında ayrışmadığı ve sadece karbon atomlarının hareketli olduğu durumları tanımlamak için Hultgren tarafından öne sürülmüştür [29,48,49]. ‘Para-’ ön eki, geleneksel olarak yer alan atomlarının değil sadece karbonun dengede olduğu gerçeğine atıfta bulunur [27]. Buradan difüzyon için yeterli hareketliliğe sahip olamayan yer alan atomlarının bütün fazlarda aynı ve eşit oranlarda bulunduğu denge hali (para-equilibrium) açıklanır [50]. Bu değişmeyen veya dengeye ulaşamayan (denge dışı) durumun nedeni, uygulanan ayrıştırma sıcaklığında ve sürede sınırlı hareketliliğe sahip olan demir ve yer alan atomlarının serbest enerjilerinin dengeye ulaşamadığı varsayılarak açıklanır [27].

Denge dışı koşuluna dayanarak, martenzit ve kalıntı östenitin yarı kararlı bir denge durumuna geldiğindeki yani ayrıştırma adımının bitiş noktasını tanımlamak için Speer ve arkadaşları tarafından ilk olarak ‘sınırlı denge dışı’ ifadesi kullanılmıştır. Buradaki sınırlı ifadesiyle martenzit ve östenit arasında ara yüzeyin niteliğine atıf yapılmaktadır [27]. Kalıntı östenit ve martenzit arasındaki bu yarı kararlı denge hali, karbonun uzun mesafeli difüzyonunun meydana geldiği, fakat demir ve yer alan atomlarının kısa mesafeli hareketlerinin zor olduğu durumları açıklamaktadır. Ayrıştırma adımının bitiş noktasında, karbon paylaşımının tamamlanmasıyla oluşan martenzit ve kalıntı östenit arasındaki ara yüzeyin hareketsiz olduğu yani sınırlandırıldığı varsayılmaktadır. Martenzi+östenit fazlarının arasında hareketsiz veya kısıtlı bir arayüzeyde karbon ayrışmasının

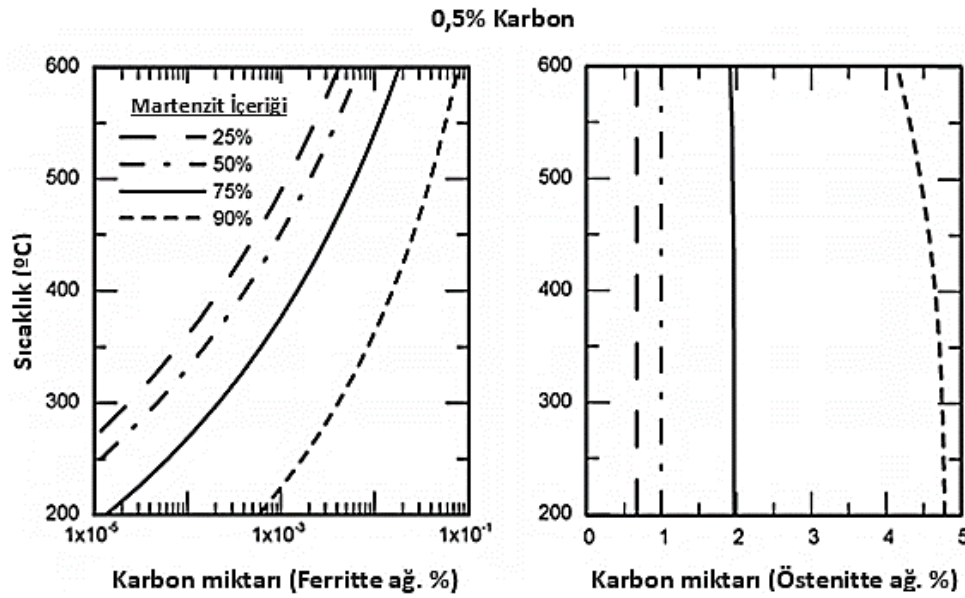
tamamlanmasıyla ulaşılan yarı kararlı denge, ‘sınırlı karbon dengesi’ (constrained para-equilibrium) veya CCE olarak adlandırılır. [41,42]. Sınırlı karbon dengesi modeli ile açıklanan martenzit-östenit arayüzeyinin hareketsiz olduğu ve rekabetçi reaksiyonların (karbür çökmesi gibi) engellendiği şartlar altında östenit ve martenzit arasındaki bu yarı kararlı denge durumu, ayrıştırma adımının son termodinamik hali olarak tanımlanır. Bu aşamada artık karbonun kimyasal potansiyeli tüm sistemde eşit olmaktadır [51].

CCE modeli termodinamik olarak iki şart tarafından tanımlanır: (a) martenzit ve östenitteki karbonun kimyasal potansiyelinin eşitliği ve (b) her fazdaki demir ve yer alan atomlarının korunumu [52]. Karbon atomlarının martenzitten östenite difüzyonu için itici güç, martenzit ve östenit için bir molar gibbs serbest enerji diyagramının kullanılmasıyla şematik olarak gösterilmektedir (Şekil 2.3). Şekil 2.3.a’ da, tam dengede olabilecek sadece bir ferrit (martenzit) ve östenit bileşimi kombinasyonunun mevcut olduğunu, yani hem demir hem de karbonun kimyasal potansiyelinin her iki fazda eşit olduğunu (diğer alaşım elementlerini görmezden gelerek) göstermektedir [27]. Bununla birlikte, Şekil 2.3.b’ de verilen sıcaklıklar altında tanjant kesişmeleri iki faz içindeki karbonun kimyasal potansiyelinin eşit fakat demir atomu için eşit olmadığını göstermektedir [51]. Sonuç olarak, madde dengesinin korunumu koşulu ile sonsuz sayıda martenzit ve östenit faz bileşimlerinin var olduğu görülebilir. Böylece, CCE modeli için faz oranlarının bir denge veya denge dışı bağlantı çizgisi kullanılarak uygulanan kaldırma kuralı ile değil, su verme sıcaklığında martenzit reaksiyonunun ölçüsü kullanılarak belirlenir.



Şekil 2.3. Fe-C ikili sisteminin CCE durumunu karşılayabilen martenzitin ve östenitin karbon konsantrasyon olasılıklarının şematik gösterimi: (a) normal denge (b) iki olası sınırlı karbon denge koşulu (I ve II) [27,48,49,51]

Karbon ayrıştırılmasının ölçüsü, su verme sıcaklığıyla hesaplanan (Koistinen ve Marburger ilişkisine göre) martenzit-kalıntı östenit hacim oranları ve toplam karbon miktarına göre termodinamik gereklilik ve kütle korunumu gereksinimi ile birleştirilerek hesaplanabilir. Bu, çelikteki karbonun çoğunun östenite ayrışması, yüksek seviyelerde karbon zenginleşmesi ve dolayısıyla östenit stabilizasyonu için güçlü bir potansiyel beklendiğini göstermektedir (Şekil 2.4) [41,49,51].



Şekil 2.4. Fe-0,50% C (Ağ %) değeriyle hesaplanan farklı martenzitik ferrit ve östenit hacim oranları (su verme sıcaklığıyla belirlenen) için ayrıştırma sıcaklığının bir fonksiyonu olarak ferrit ve östenitte karbon konsantrasyonlarını gösteren sınırlı karbon dengesi hesaplamaları [41]

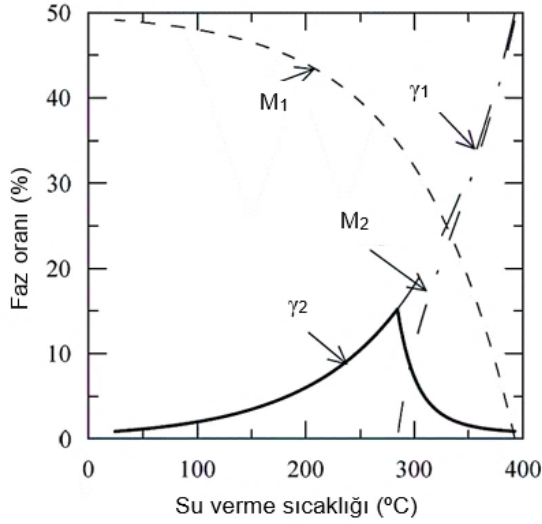
Martenzit başlangıç sıcaklığı altındaki ilk su verme sıcaklığında martenzit ve kalıntı östenit hacim oranları Koistinen-Marburger ilişkisine göre tahmin edilmektedir:

$$f_m = 1 - e^{-1,1 \times 10^{-2} \times (M_s - T_Q)} \quad (2.1)$$

Burada f_m , ilk su verme işleminden sonra elde edilen hacimce martenzit miktarını, M_s , martenzit başlangıç sıcaklığını, T_Q ise ilk su verme sıcaklığını ifade etmektedir [33].

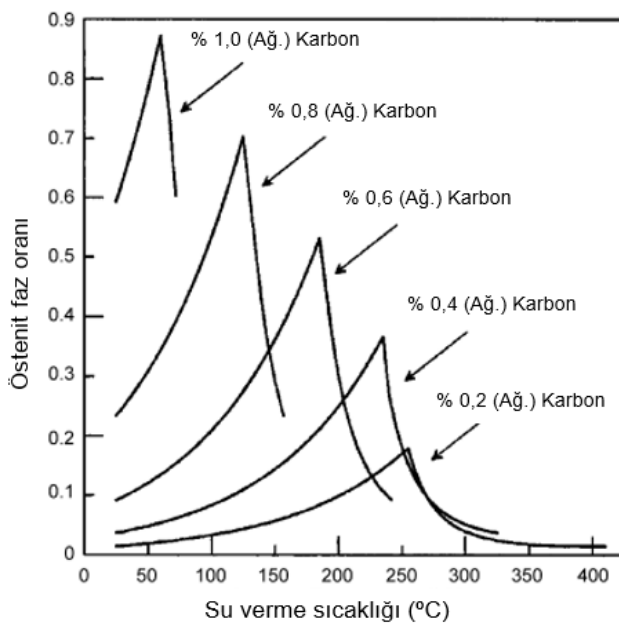
Şekil 2.5' te ilk su verme sıcaklığının değişmesiyle kalıntı östenit hacim oranının değişimi grafik olarak gösterilmiştir. Genellikle kalıntı östenit hacim oranının su verme sıcaklığıyla

değişmesi, deneylerle ve CCE eşitlikleri tahminleri ile elde edilir. Fakat birçok durumda elde edilen kalıntı östenit hacim oranları, CCE tahminli değerlerden daha küçüktür [52].



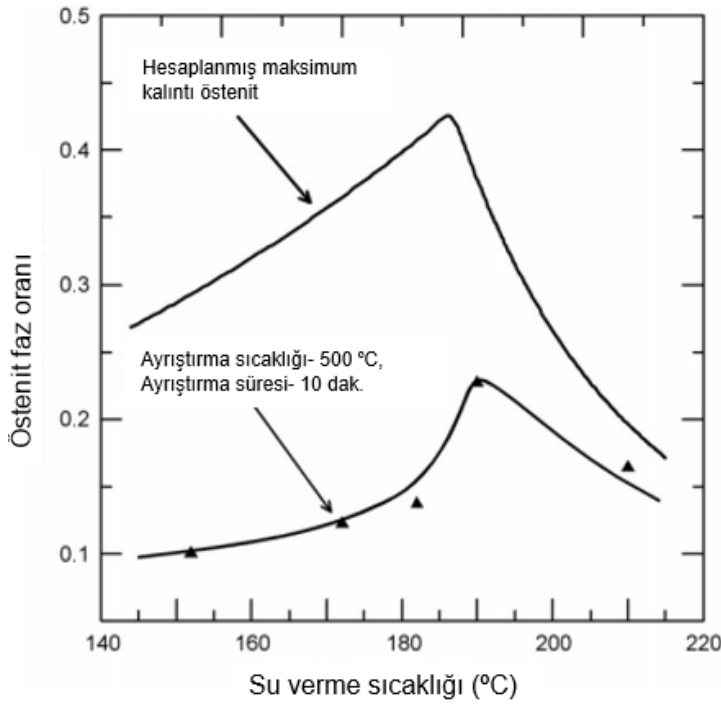
Şekil 2.5. Q-P ısıtılmasında su verme sıcaklığı ile martenzit ve kalıntı östenit hacim oranının değişimi (M₁: birincil martenzit, M₂: ikincil martenzit, γ₁: birincil östenit ve γ₂: ikincil östenit) [33,52]

Şekil 2.6, çeliğin karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak kalıntı östenit miktarındaki artışın tahmini değerlerini göstermektedir. Ayrıca Şekil 2.6' da Q-P işlemi sırasında çeliğin sahip olduğu karbon miktarının, östenitin dengelenmesinde ki önemi vurgulanmaktadır [41].



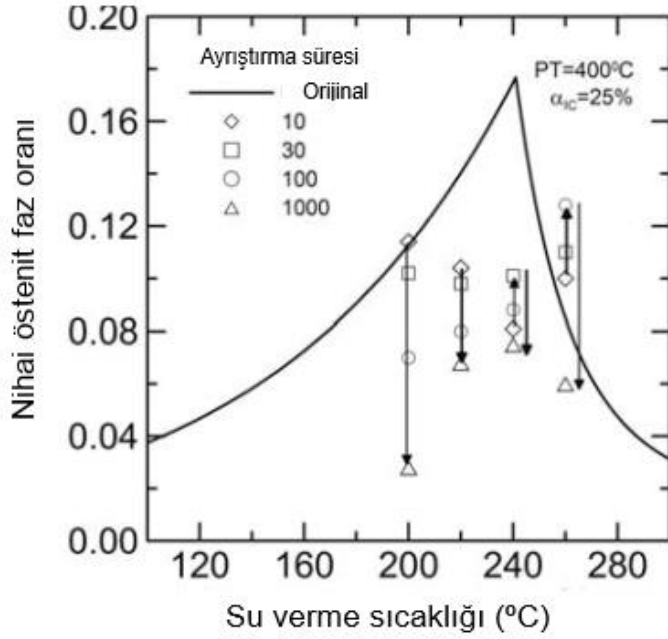
Şekil 2.6. Farklı karbon miktarları için kalıntı östenit miktarı tahminleri [41]

Şekil 2.7’ de, Fe-0,60% C-0,95% Mn-1,96% Si (Ağ %) içerikli çeliğe uygulanan Q-P ısıtma işleminden sonra X-ışını kırınım analizi ile ölçülen kalıntı östenit miktarındaki değişimle karşılaştırmalı olarak, Şekil 2.3’ te açıklanan ve CCE modeline göre ulaşılabilen maksimum miktarı gösterilmektedir [41].



Şekil 2.7. Su verme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak, 500 °C’ de 10 saniye süreyle yapılan ayrıştırma işleminden sonra ölçülen kalıntı östenitin son hacim oranı ve bu su verme sıcaklığı aralığında tam ayrıştırma ile elde edilebilecek hesaplanmış maksimum kalıntı östenit hacim oranı [41]

Şekil 2.8’ de, su verme sıcaklığından etkilenen son östenit miktarının, ayrıştırma zamanına göre değişimi gösterilmektedir. Eş. 2.1’ e göre hesaplanan tahmini son östenit miktarının (grafikte çizgisel olarak gösterilen), deneysel olarak elde edilen son östenit miktarlarından (grafikte ayrıştırma sürelerine göre noktasal olarak gösterilen) daha fazla olduğu sonucu elde edilmiştir [1].



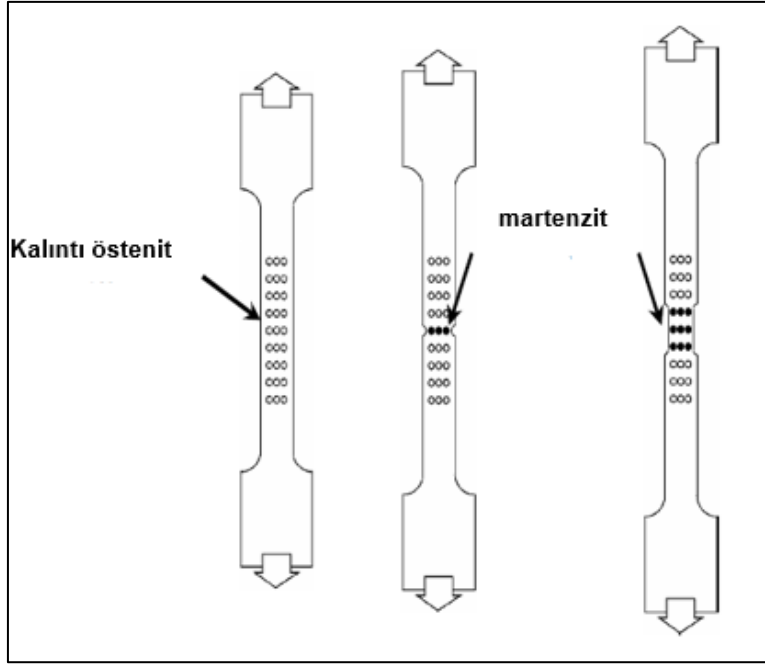
Şekil 2.8. Farklı ayrıştırma sürelerinde su verme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak deneysel çelik (0,19C-1,59Mn-1,63Si) için deneysel son östenit miktarları [1]

2.3. TRIP Etki

Genel olarak, otomobil çelik saclarında kullanılan yüksek dayanımlı çeliklerin sünekliğini geliştirmek için tercih edilen yollardan biri, mikroyapı içerisinde dağılmış kalıntı östenitin oluşturulmasıdır [53]. Karbonca zenginleştirilmiş yarı kararlı kalıntı östenitin çelik yapı içerisinde yararlı olduğu düşünülür. Çünkü deformasyon (şekillendirme) sırasında gerçekleşen TRIP yani dönüşüm etkili plastisite olayı deformasyon sertleşmesini, şekil verilebilirliğini ve enerji emilimini (kırılma tokluğu) geliştirebileceği düşünülür [7,16,33,54].

TRIP etki, iki etkene bağlı olarak değerlendirilir: Kalıntı östenitin miktarı ve kararlılığı. Önemli oranda TRIP etkinin meydana gelmesi için kaydedilen en iyi kalıntı östenit hacim oranı, % 10-20 arasındadır. Kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen ana etkenler ise içerdiği karbon miktarı ve tane boyutudur [55].

Şekil 2.9 ' da şematik olarak gösterilen TRIP etki sayesinde kalıntı östenitlerin martenzite dönüşmesi, plastik deformasyon sırasında makroskopik boyutta boyun verme başlangıcını geciktirmekte ve bunun sonucu olarak daha yüksek toplam uzama değerleri elde edilmektedir [55].



Şekil 2.9. Uygulanan gerilme altında kalıntı östenitlerin martenzite dönüşümünü açıklayan TRIP etkinin şematik gösterimi [55]

Çeliklerde TRIP etki, plastik deformasyon sırasında östenitin martenzite dönüşmesi ile hem dayanım hem de süneklikte önemli artışa neden olmaktadır. Östenitin (kalıntı), oda sıcaklığındaki veya bu sıcaklığa yakın sıcaklıklarda deforme edilmesi sırasında martenzite dönüşmesi, deformasyon sertleşmesi oranını büyük ölçüde yükselten ve malzemeyi etkin bir şekilde güçlendiren yüksek karbon içerikli martenzit fazı geliştirir. Deformasyon sırasında yüksek karbon içerikli martenzit fazı ise deforme olmaya karşı daha yüksek gerilme değerlerine ihtiyaç duyarak deformasyon sertleşmesi oranını yükseltmektedir. Buna göre, çeliğin daha yüksek dayanım değerlerine rağmen süneklik değerleri aynı kalmakta veya yükselmektedir [2,54]. Buradaki amaç, çelik içerisinde martenzitin yüksek mukavemet verme özelliğinin yanında, kalıntı östenitin TRIP etkisi ile birlikte süneklik ve tokluk özelliklerini geliştirmektir [4].

TRIP etki ile elde edilen daha iyi mekanik özellikler, çeliğe şekil değiştirme gerilmesi uygulanması sırasında aynı anda meydana gelen iki mekanizma ile kazanıldığı varsayılmaktadır. Birincisi, gerilme eksenine uygun şekilde yönlenmiş östenitin martenzitik dönüşümüdür. İkincisi ise, östenit-martenzit dönüşümü ile oluşan hacimsel genişlemenin ve bu genişleme ile çevre fazların plastik deformasyon oranını etkilemesidir. İlk mekanizma, çelikte mevcut olan sert fazın oranını arttırırken, ikinci mekanizma ise bir deformasyon sertleşmesi etkisi yaratır [27].

Geleneksel martenzitik çeliklerden farklı olarak TRIP etkiye sahip kalıntı östenitin varlığı, malzemenin dayanımında değişme olmadan sünekliğinin artmasına sebep olmaktadır [54]. Deformasyon sırasında mikroyapıda dağılmış halde bulunan kalıntı östenit, aşamalı olarak daha sert olan martenzit fazına dönüşür ve bu da daha yüksek zorlanma seviyelerinde bile yüksek deformasyon sertleşmesine neden olur [7]. Ancak zorlanma altında çelik içerisindeki kalıntı östenitin, karbon miktarının artması ile kalıntı östenitin martenzite dönüşme eğilimi azalabilmektedir [27].

2.4. Q-P Isıl İşlemi Uygulanan Çeliklerin Aşınma Özellikleri

Aşınma, malzemelerin hasarında temel nedenlerden biridir [56]. En yaygın endüstriyel sorunlardan biri olan aşınma, araç-gereçlerin çalışma ömrünün kısalması nedeniyle hem ekonomik hem de çevresel kayıplara yol açmaktadır [10]. Buna bağlı olarak sanayide sıkça kullanılan çeliklerin, aşınma dayanımını geliştirmek büyük önem taşımaktadır. Aşınma, karmaşık bir olgudur ve malzeme özellikleri, işlem ve çevresel koşullar gibi birçok değişkenden etkilenir [56]. Malzemelerin aşınma özelliklerini geliştirmek için ısıtıl işlem sürecini ayarlayarak alaşımlama, yüzey işlemleri ve mikroyapıdaki değişiklikler gibi birçok yöntem önerilmektedir [26].

Isıl işlem, çeliklerin mekanik özellikleri, özellikle sertlik ve darbe tokluğu üzerinde önemli bir etkiye sahip olan optimum mikroyapı bileşenini elde etmek için oldukça önemlidir [57]. Literatürde farklı mikroyapıların aşınma performansını araştırmak amacıyla birçok çalışma bulunmaktadır. Bu bağlamda martenzitik çelikler, su verilmiş durumda yüksek yüzey sertliği ve mukavemet özellikleri gösterdikleri için aşınma dayanımı gerektiren durumlarda uygun aday olarak kullanılmaktadır. Genel olarak, çeliklerin yüzey sertliğinin artmasıyla aşınma dayanımları yükselmektedir [22]. Martenzitik çeliklerin istenen düzeyde yüzey sertliği ve mukavemeti olmasına rağmen yüksek su verme oranları, zayıf sünekliğe ve düşük deformasyon sertleşmesi kapasitesine neden olmaktadır. Temperleme işlemi, sertliğin bir miktar azalmasıyla tokluğu arttırmakta, fakat deformasyon sertleşmesi ve süneklik, arzu edilen seviyelerde geliştirilememektedir. Bu da ek enerji maliyetine ve artan işlem sürelerine neden olmaktadır [22].

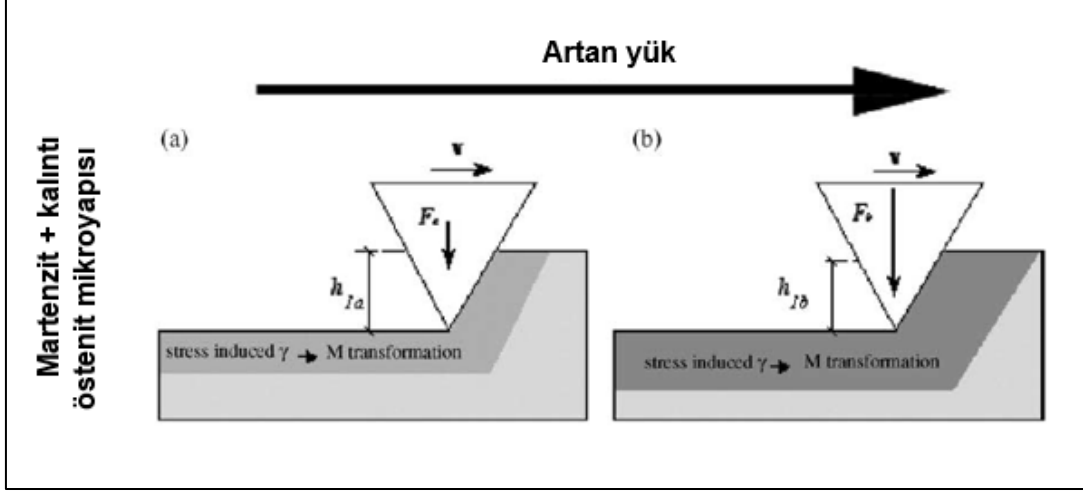
Tamamen martenzitik ve tamamen östenitik çelikler dışında çok fazlı çeliklerin aşınma dayanımları üzerinde çalışılmaktadır [22]. Su verme-ayırıştırma işlemiyle elde edilen çita

tipi martenzit ve ince film tipi kalıntı östenitten oluşan çift fazlı mikroyapı, östenitten sağlanan süneklik ile martenzitten sağlanan mukavemetin iyi bir kombinasyonunu sunmaktadır [58].

Mikroyapıdaki yüksek hacim oranına sahip yarı kararlı kalıntı östenit, aşınma sürecinde önemli bir rol oynar [24,59]. Ticari çeliklerin kritik bileşeni olan belirli miktardaki kalıntı östenit, çeliklerin sünekliğini ve dayanıklılığını artırabilmektedir. Bu, plastik deformasyon sırasında karbon bakımından zenginleştirilmiş östenitin TRIP etki gösterme oranına bağlıdır [26]. Q-P ısıtma işlemiyle mikroyapıdaki kalıntı östenitin karbonca zenginleştirilmesi, östenitin TRIP etki göstermesini geliştirmektedir ve çelik yüzeyindeki karbonca zengin yarı kararlı kalıntı östenit, aşındırma işlemi sırasında yüksek karbon içerikli yeni martenzitlere dönüşmektedir [16]. Çeliğin aşınma yüzeyinde oluşan bu yeni martenzitler, yüzey sertliğini arttırdığından, aşınmaya karşı dayanımı artmaktadır [16,24]. Karbonca zenginleştirilmiş kalıntı östenitin TRIP etki göstermesiyle, malzemenin önemli derecede enerji depolamasına neden olmakta ve şekil verilebilirliğini desteklemektedir [8,33]. Aynı zamanda, mikroyapı içerisindeki kalıntı östenitin şekli de aşınma özelliklerini etkilemektedir. İnce film şeklindeki kalıntı östenitler, blok şeklindeki kalıntı östenitlere göre daha iyi TRIP etki gösterdiklerinden, aşınma dayanımını geliştirmede daha etkilidir. Bunun muhtemel sebebi ise film şeklindeki kalıntı östenitin bünyesine karbon toplamak için daha fazla yüzey alanına sahip olmasıyla açıklanmaktadır. Daha yüksek karbon içeriğine sahip kalıntı östenitlerin, deformasyon sırasında daha iyi kararlılık göstererek TRIP etkiye katkısı yüksek olmaktadır [26].

Şekil 2.10' da, mikroyapıda bulunan kalıntı östenitin, aşınma testi sırasında uygulanan kuvvetin sonucunda gerilme-etkili martenzitik dönüşüm geçirdiği şematik olarak gösterilmektedir. Bu dönüşüm, malzemenin sertliğinin artmasına neden olmaktadır. Şekilde gösterildiği gibi aşınma testi sırasında uygulanan yükün artırılması ile östenit-martenzit dönüşümü artmaktadır ve aynı zamanda malzemenin aşınma yüzeyinin sertliği de artmaktadır. Yüzey sertliğinin artmasıyla, yük uygulanan yüzey için sürtünme katsayısı düşmektedir ve uygulanan yükün artmasına rağmen aşınma derinliği değişmemektedir ($h_{1a}=h_{1b}$). Malzeme içerisindeki kalıntı östenitin sahip olduğu deformasyon sertleşmesi oranı, aşınma testi sırasında östenit-martenzit dönüşümü olayını etkileyerek aşınma yüzey sertliğini arttırmaktadır. Gerilme etkisi ile dayanımı artırılmış yüzeyin sertliği, kalıntı

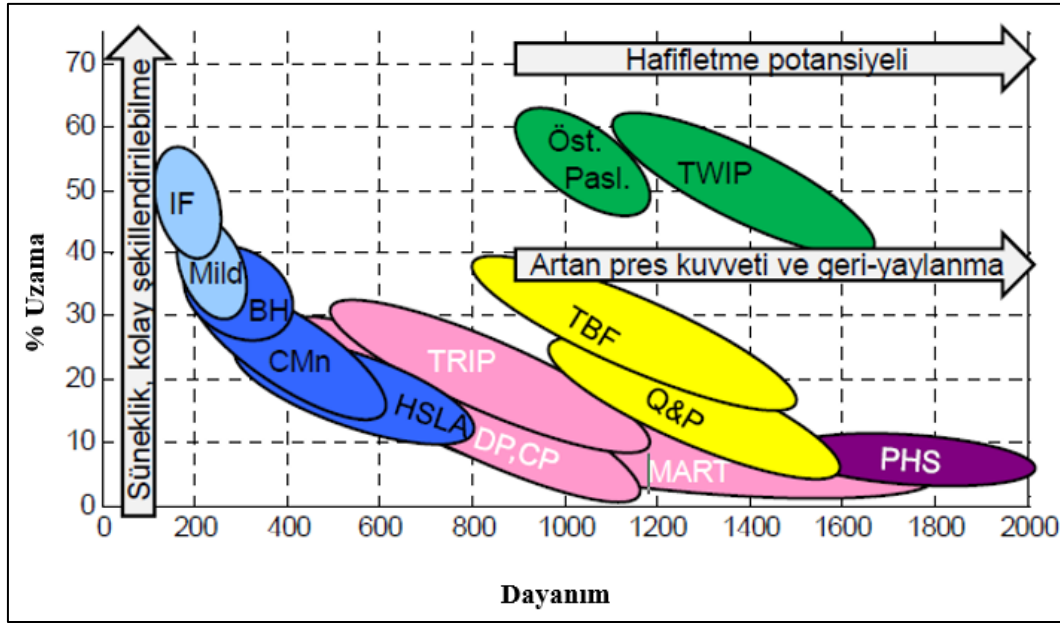
östenit içeren malzemelerin abrazif aşınma direncinin daha iyi olabileceği kaynaklarda bu şekilde belirtilmiştir [60].



Şekil 2.10. Mikroyapısında östenit içeren iş parçasının aşınma testi sırasında aşınma yüzeyi oluşumunun şematik gösterimi [60]

2.5. Q-P Isıl İşlemi Uygulanan Çeliklerin Mekanik Özellikleri

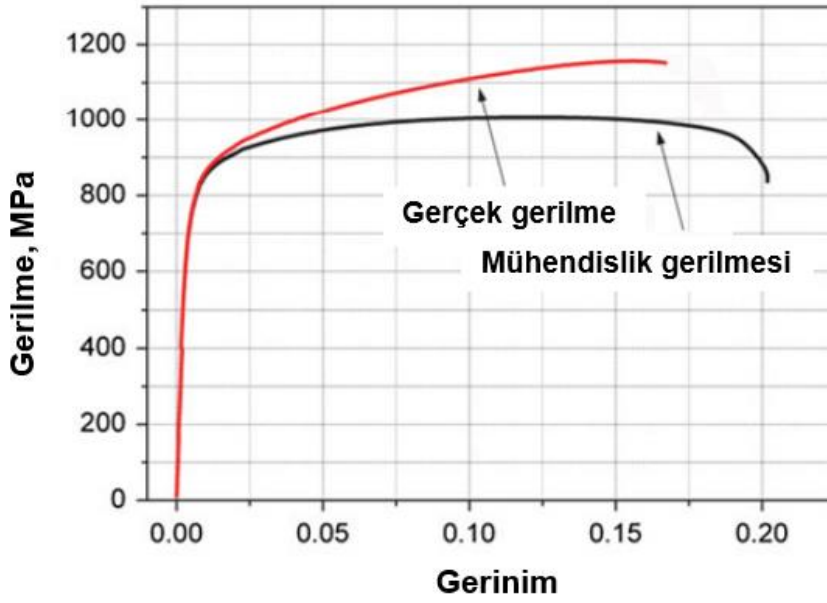
Su verme-ayrıştırma ısıtma işlemi ile çeliklerde elde edilen mekanik özelliklerin ön çalışmaları, geleneksel ısıtma işlemlerden ve onların geliştirilmiş hallerinden farklılıklar olduğunu göstermiştir. Örneğin, Şekil 2.11’ de Q-P çeliklerinin çift fazlı, geleneksel TRIP ve martenzitik çelikler gibi çelik türleriyle çekme dayanımı-toplam uzama özelliklerinin grafik üzerinde karşılaştırılması gösterilmektedir. Şekil 2.11 incelendiğinde Q-P çelikleri, geleneksel TRIP çelikleri ve çift fazlı çeliklerle karşılaştırıldığında süneklik-dayanım özelliklerinin en iyi kombinasyonunu oluşturduğu, bölgedeki boşluğu doldurduğu görülmektedir. Q-P çelikleri, yüksek dayanım özelliklerine sahip olmalarının yanı sıra yüksek süneklik değerlerini sunmasıyla ön plana çıkmaktadır [49].



Şekil 2.11. Çeşitli çelik sınıflarının dayanım-toplam uzama eğrisi [28]

Q-P çeliklerinin mekanik özellikleri (dayanıklılık ve süneklik) ve mekanik davranışı (deformasyon sertleşmesi), sahip oldukları mikroyapıya bağlıdır. Q-P çeliklerinin mikroyapısında bulunan kalıntı östenitin oda sıcaklığındaki kararlılığı, uygulanan gerilim altında faz dönüşümüne karşı direncini belirler. Sadece kalıntı östenitin çelik içerisindeki hacimsel oranı değil, aynı zamanda dönüşüm kararlılığının da (TRIP etki), mekanik özelliklerinin belirlenmesinde önemli rol oynadığı bilinmektedir [42]. Deformasyon altında kalıntı östenitin dönüşüm özelliklerini etkileyen TRIP olayı, deformasyon sertleşmesi, şekil verilebilirlik ve kırılma tokluğu özelliklerini destekleyici niteliktedir [7]. Kalıntı östenitin ayrıştırma adımı sırasında kazanacağı karbon miktarıyla değişen oda sıcaklığındaki ve deformasyon sırasındaki kararlılığı, deformasyon sırasında yerel boyun vermeyi ve gelişmiş uzama özellikleri sağlayan deformasyon sertleşmesi etkisini oluşturur. Ayrıca, TRIP etkinin deformasyon sırasında östenitin martenzite dönüşmesini sağlayarak neden olduğu hacim artışı, çatlak ilerlemesini durdurmaya yardımcı olabilmektedir [42].

Şekil 2.12' de Q-P çeliklerinin tipik gerilme-gerinim eğrisi gösterilmektedir. Şekilde gösterildiği gibi 980 MPa çekme dayanıma karşılık gelen toplam uzama miktarı, yaklaşık olarak %20 olduğu belirtilmektedir [7].



Şekil 2.12. Sanayi şartlarında üretilmiş 980 MPa-kalite Q-P çeliğinin gerilme-gerinim eğrisi [7]

Su verme-ayırıştırma ısıtma işlemiyle elde edilen karbonca zengin kalıntı östenitin sahip olduğu şekil farklılıkları, farklı mekanik kararlılık sağlar. Blok tipi daha geniş östenit taneleri, çekme testi sırasında genellikle daha düşük mekanik kararlılık gösterir. Martenzit çıtalrı arasında ince tabaka halinde bulunan film tipi östenitler ise çok iyi mekanik dönüşüm kararlılığı sağladığı düşünülmektedir [42].

Şekil 2.13, iki farklı mikroyapıya sahip Q-P çeliğinin deformasyon sertleşmesi davranışı, adım adım şematik olarak göstermektedir. Adım 1’ de iki örnekte de plastik deformasyon oluşmakta ve lamelli yapıdaki taneler kolayca çekme kuvveti doğrultusunda yönlendirilmektedir. Fakat eşeksenli tanelerde bu yönlendirme meydana gelmemektedir. 2. adımda eşeksenli kalıntı östenitler hızlıca martenzite dönüşmektedir. Böylece eşeksenli mikroyapıya sahip örnekte geriye çok az kalıntı östenit kalmaktadır. Ancak lamelli yapıdaki örnekte hala fazla miktarda iğnemsiz kalıntı östenit bulunmaktadır. 3. adımda ise eşeksenli yapıda plastik deformasyon devam etmezken, lamelli yapıda iğnemsiz kalıntı östenitler martenzite dönüşmeye devam eder. Sonuç olarak deformasyon sırasında mikroyapıdaki lamelli kalıntı östenitlerin daha yararlı olduğu düşünülmektedir [7].

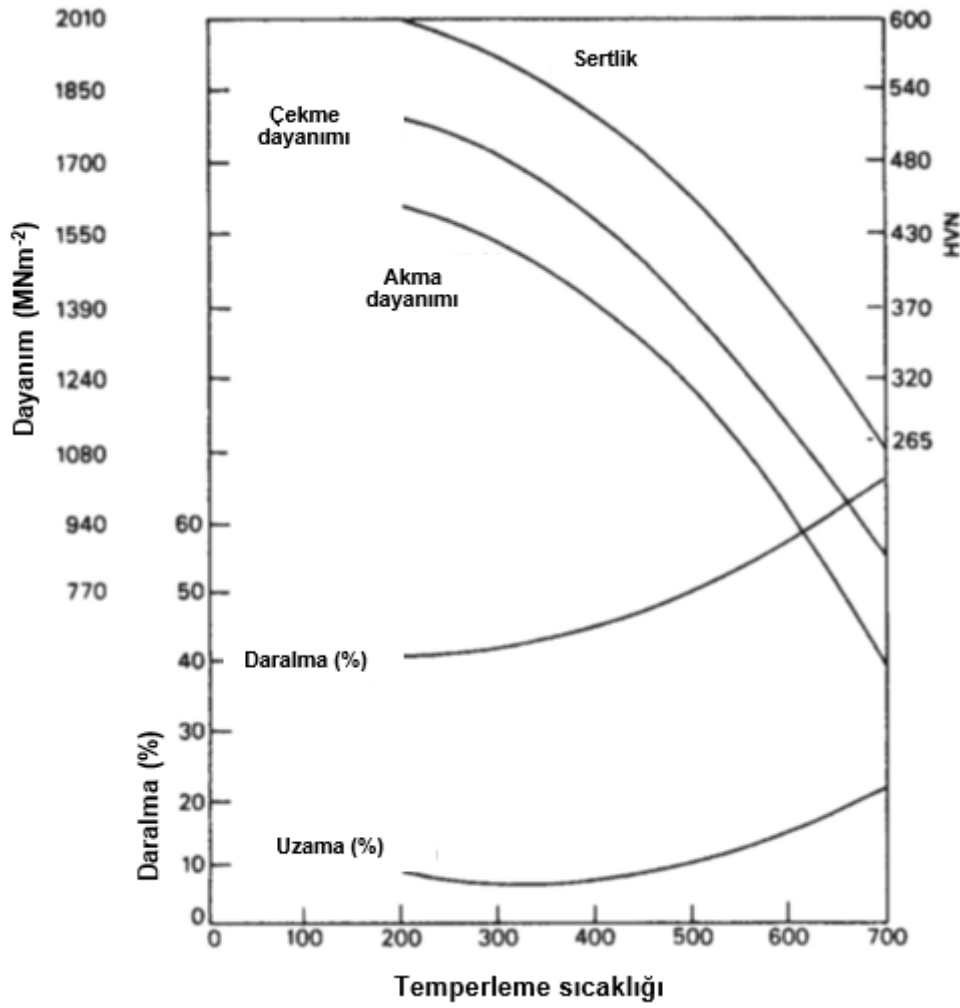
3. TEMPERLEME ISIL İŞLEMİ

Çeliklerde sertleştirme sonrası elde edilen martenzit mikroyapı, birçok uygulama için fazlasıyla sert ve gevrektr. Aynı zamanda, östenitin martenzite dönüşümü, parçada yüksek gerilmeler oluşmasına neden olmaktadır. Bu sebeplerden, hem parçanın gevrekliğini gidererek tok bir yapı kazandırmak, hem de ortaya çıkan gerilmeleri gidermek amacıyla temperleme adı verilen ısıtıl işlem uygulanır [62] .

Temperleme işlemi, A_{C1} sıcaklığına (723 °C) kadar geniş bir sıcaklık alanında yapılabileceğinden, çeliğin mekanik özellikleri ve mikroyapısında bazı değişiklikler meydana gelir. Temperleme sıcaklığı bölgesinde, sıcaklık yükselirken genel olarak sertlikte azalma ve toklukta artma gözlenir [62,63]. Bunun nedeni, temperleme sıcaklığının artmasıyla martenzit fazının, ferrit-sementit yapısına dönüşmesidir ve bu yeni oluşan yapıya temperlenmiş martenzit adı verilmektedir [64].

Sertleştirilmiş çelikler, bir miktar kalıntı östenite sahip olmaktadır. Kalıntı östenit fazının, çalışma şartları altında dönüşüme uğramasıyla çelikte çarpılma ve çatlama meydana gelebilmektedir. Temperleme ısıtıl işlemi için çeliğin 200 °C' nin üzerine ısıtılması ile kalıntı östenitlerin, sementit ve aşırı doymuş ferrit çözeltisinden oluşan heterojen bir karışıma dönüşümü gerçekleşir. Bu, kalıntı östenitin temperlenmiş martenzite dönüşmesi anlamına gelir [63].

Temperleme sırasında yapısal değişiklikler meydana gelir ve özel temperleme koşullarına bağlı olarak bu yapısal değişiklikler, çeliğin mekanik özelliklerine etki etmektedir. Genel olarak çeliğin mekanik özellikleri, temperleme sıcaklığına bağlı olarak değişir. Temperleme sıcaklığının artmasıyla akma dayanımı gibi dayanım değişkenleri azalır ve süneklik değişkenleri gelişir (Şekil 3.1) [63].

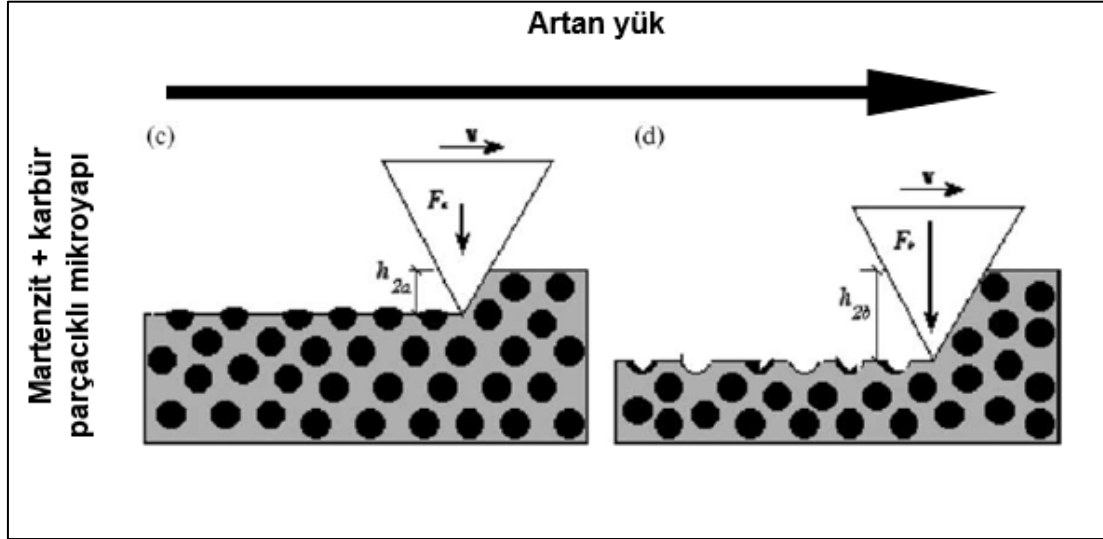


Şekil 3.1. Kimyasal bileşimi 1,5Ni-1Cr-0,25Mo-0,4C (Ağ %) olan çelik için temperleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak 1 saatlik temperleme sırasında mekanik özelliklerdeki değişim [65]

Klasik su verme-temperleme ısı işlemleri uygulanan çelikler içerisinde, Q-P çeliklerinden daha az miktarda kalıntı östenit mevcuttur. Fakat su verme-ayırıştırma işleminden farklı olarak çeliğin temperleme işlemi sırasında aşırı doymuş martenzit içerisindeki karbon, karbür oluşumu için kullanılır. Bunun sonucu olarak östenitin kararlı hale gelmesi için geriye daha az miktarda karbon kalır. Bunlara ek olarak Q-T çelikleri içerisindeki kalıntı östenit, Q-P işlemi sırasında yüksek oranda karbonca zenginleşmesinden farklı olarak temperleme işlemi sırasında ferrit-sementit yapısına ayrışır [4].

Klasik su verme-temperleme işleminden sonra mikroyapıda, temperlenmiş martenzit ile martenzit blokları ve çıtalrı içerisinde dağılmış karbür parçacıklarından oluşur [66]. Bu mikroyapıya sahip çeliğin, aşınma testi sırasında uygulanan yükün arttırılması ile karbür

parçacıkları hızlı bir şekilde hasara uğrar ve matris fazından ayrılır (Şekil 3.2). Bunun sonucunda oluşan aşınma yüzeyinin sürtünme katsayısı yükselir, aşınma derinliği artar ($h_{2a} < h_{2b}$) ve artık sert aşındırıcı partiküllere karşı elverişsiz olur [60].



Şekil 3.2. Mikroyapısı martenzit matris içerisinde dağılmış karbür partiküllerinden oluşan iş parçasının aşınma testi sırasında aşınma yüzeyi oluşumunun şematik gösterimi [60]

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu tez çalışmasında, ticari saflıkta olan AISI 4140 çelik numunelere klasik su verme-temperleme ve yenilikçi su verme-ayırıştırma ısıt işlemleri ayrı ayrı uygulanmıştır. Isıl işleme tabi tutulan numunelere daha sonra ball-on-disc aşınma testi uygulanarak sürtünme katsayısı değerleri belirlenmiştir. Aşınma testi sonrası aşınma izlerinin analizleri, yüzey pürüzlülük testi (profilometre) cihazı ile yapılmıştır. Ayrıca aşınma izleri, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Isıl işlem görmüş parçalardan alınan numunelerde metalografik hazırlık işlemleri tamamlandıktan sonra optik mikroskop, SEM görüntüleri alınarak ve Elektron Dağılım Spektrometre (EDS) analizleri yapılarak mikroyapılar incelenmiştir. Daha sonra ısıt işlem görmüş numunelerin, aşınma izlerinin ve normal yüzeylerinin sertlik değerleri ölçülerek ısıt işlemler arasında karşılaştırmalı değerlendirme yapılmıştır. Son olarak mikroyapıda hacimsel yüzde kalıntı östenit miktarını hesaplamak için X-Işını Kırınımı (XRD) analizleri yapılarak deneysel çalışmalar tamamlanmıştır. XRD analizleri ve profilometre testleri dışında ki tüm uygulamalar için Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında bulunan deney ekipmanları kullanılmıştır. XRD analizleri Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde yapılmıştır. Ayrıca bir numunede kalıntı östenit varlığının tespit edilmesi için Cr-radyasyonu ile ölçüm yapan XRD analizi, Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme Mükemmelliyet Merkezinde gerçekleştirilmiştir. Profilometre testleri ise Manisa Celal Bayar Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde yapılmıştır.

4.1. Malzeme

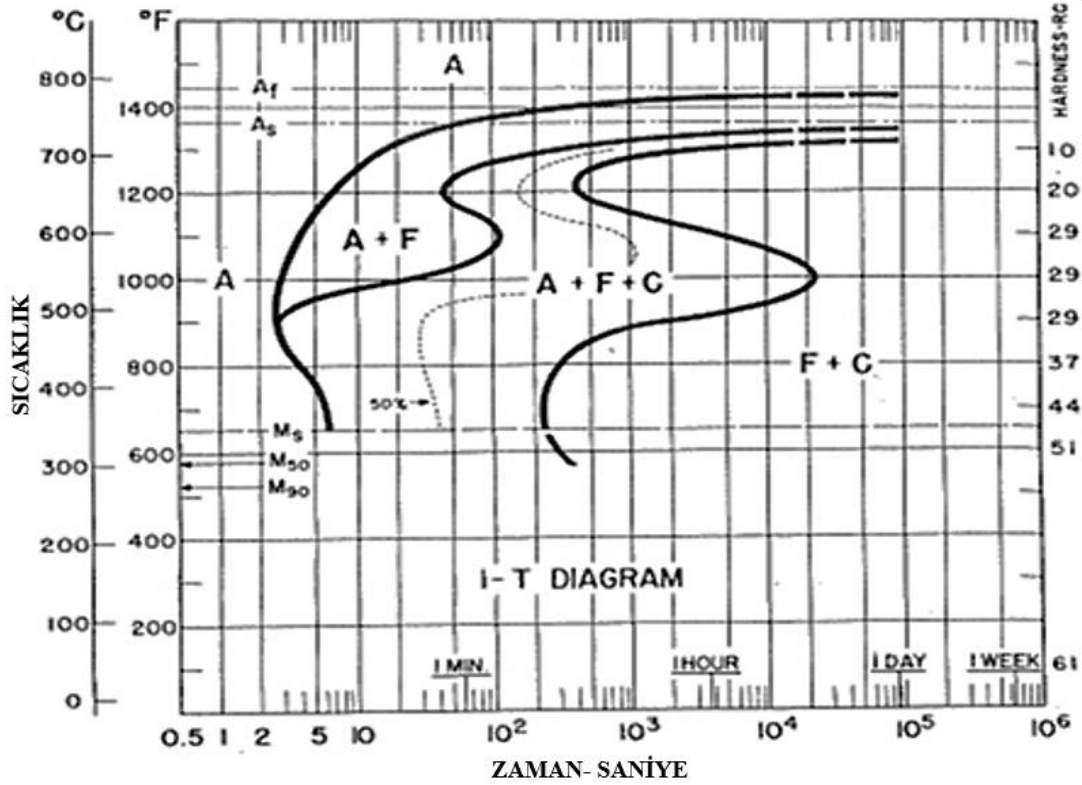
Deneylerde kullanılmak üzere sanayiden alınan ticari saflıktaki çelik üzerinde, G.Ü.T.F Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde element analizi gerçekleştirilmiştir. Deneylerde kullanılan çeliğin kimyasal bileşimi Çizelge 4.1' de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Deneylerde kullanılan AISI 4140 çeliğin kimyasal bileşimi

<i>Element</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>	<i>Co</i>
<i>Ağ%</i>	0,38	0,34	0,70	0,76	0,19	1,52	0,006

Farklı ısıtma süreçleri için kullanılmak üzere çelik malzemeden 40 mm çapında 10 mm kalınlığında 9 adet disk şeklinde numuneler kesilmiştir.

Şekil 4.1’ de 4140 Krom-Molibden çeliklerinin zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) grafiği verilmiştir.



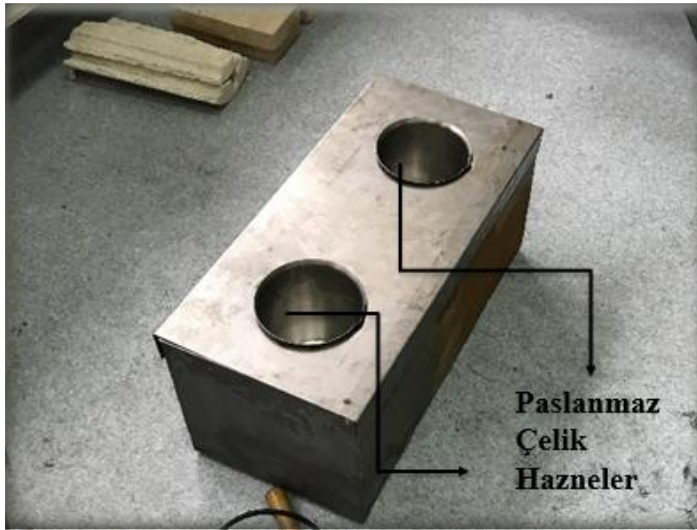
Şekil 4.1. 4140 Krom-Molibden çeliklerinin zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) grafiği [67]

4.2. Isıl İşlem

Su verme-temperleme ve su verme-ayırıştırma ısıtma süreçleri için ısıtma ortamı olarak Resim 4.1’ de gösterilen ısıtma fırını kullanılmıştır. Resim 4.2’ de gösterilen iki hazneli tuz banyosu ise su verme-ayırıştırma ısıtma süreçlerinde ısıtma ve soğutma ortamı olarak kullanılmıştır. Paslanmaz çelikten imal edilmiş hazneler 150 mm boy ve 120 mm çap ölçülerindedir ve içerisindeki tuzlar %50 sodyum nitrat, %50 potasyum nitrat karışımından hazırlanmıştır.



Resim 4.1. Isıl işlem fırını



Resim 4.2. Tuz banyosu

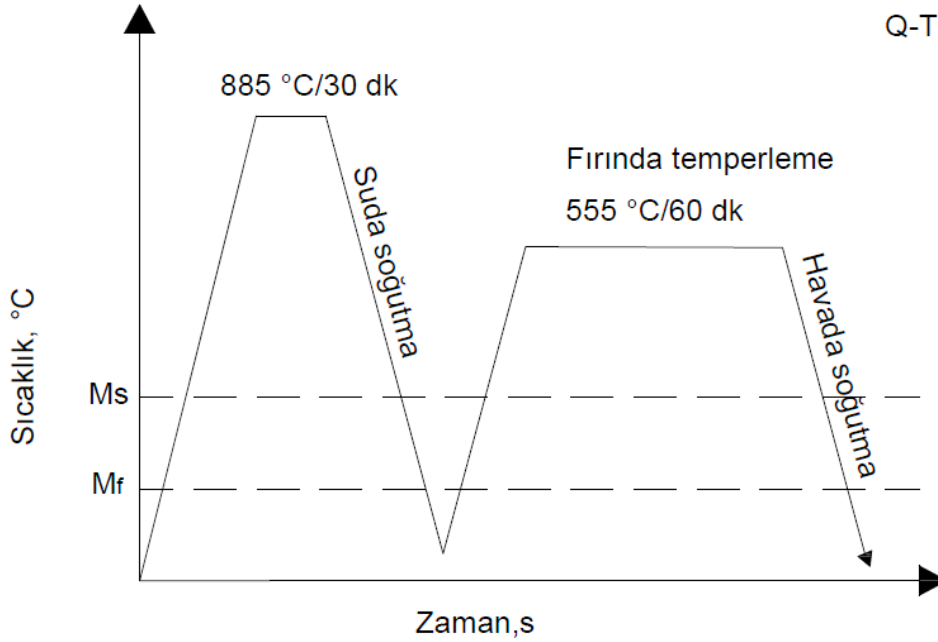
Su verme-ayırıştırma ısıtma süreçlerini yönetmek için AISI 4140 çeliğin martenzit başlangıç sıcaklığı (M_s) aşağıda verilen eşitliğe göre hesaplanmıştır [68].

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423(A\%C) - 30,4(A\%Mn) - 17,7(A\%Ni) - 12,1(A\%Cr) - 7,5(A\%Mo) - 7,5(A\%Si) + 10(A\%Co) \quad (4.1)$$

Eş. 4.1' e göre hesaplanan M_s sıcaklık değeri $317^{\circ}C$ ' dir. M_f sıcaklık değeri teorik olarak hesaplanamamaktadır. Buna göre uygun görülen su verme ve ayırıştırma sıcaklıkları, M_s

için formülle belirlenen değere göre ve M_f için ise literatür bilgilerinden yararlanılarak seçilmiş değere göre belirlenmiştir.

QT olarak isimlendirilen su verme-temperleme numunesi, ısıtıl işlem fırınında $885\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de 30 dakika östenitlendikten sonra, oda sıcaklığında suda su verilmiştir. Daha sonra temperleme işlemi için aynı ısıtıl işlem fırınında $555\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de 1 saat bekletilip havada soğumaya bırakılmıştır. Su verme-temperleme ısıtıl işlem adımları Şekil 4.2' te gösterilmiştir.



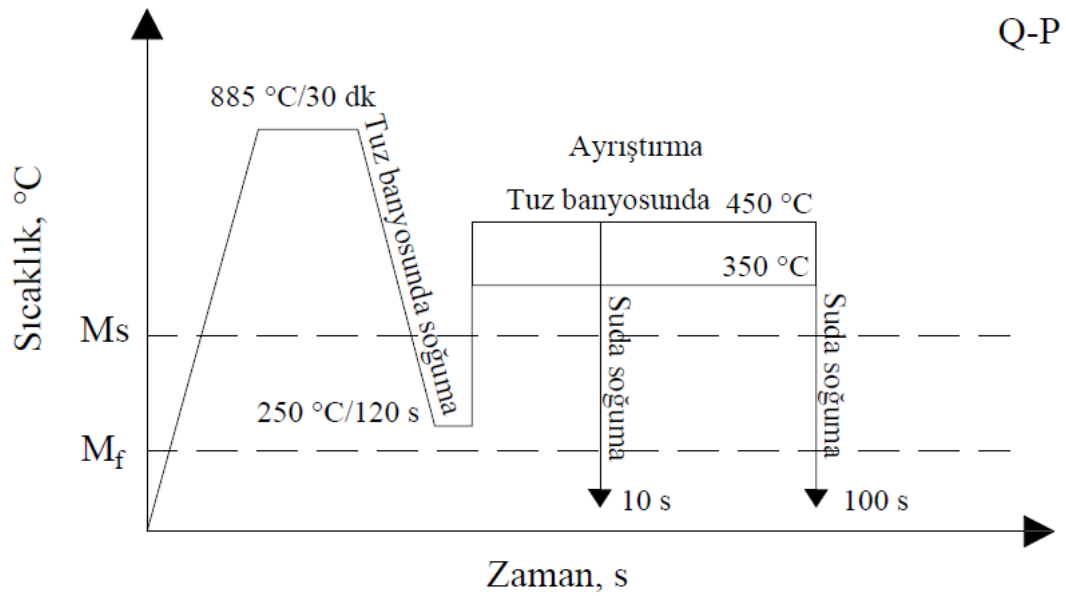
Şekil 4.2. Klasik su verme-temperleme ısıtıl işlemi sıcaklık-zaman grafiği

Su verme-ayırıştırma işlemi için tüm numuneler ısıtıl işlem fırınında $885\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de 30 dakika östenitleme işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.3' te şematik olarak verilen ısıtıl işlemler; QP1 ve QP2 numuneleri, $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de su verilip $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ayırıştırma sıcaklığında sırasıyla 10 ve 100 saniye, QP3 ve QP4 numuneleri $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de su verildikten sonra $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ayırıştırma sıcaklığında sırasıyla 10 ve 100 saniye tutulmuştur. Şekil 4.4' te gösterilen ısıtıl işlem adımları ise; QP5 ve QP6 numuneleri $280\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de su verildikten sonra $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, QP7 ve QP8 numuneleri $280\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de su verildikten sonra $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ayırıştırma sıcaklığında, hepsi için sırasıyla 10 ve 100 saniye ayırıştırma işlemine tabi tutulmuştur. İlk su verme sıcaklığında

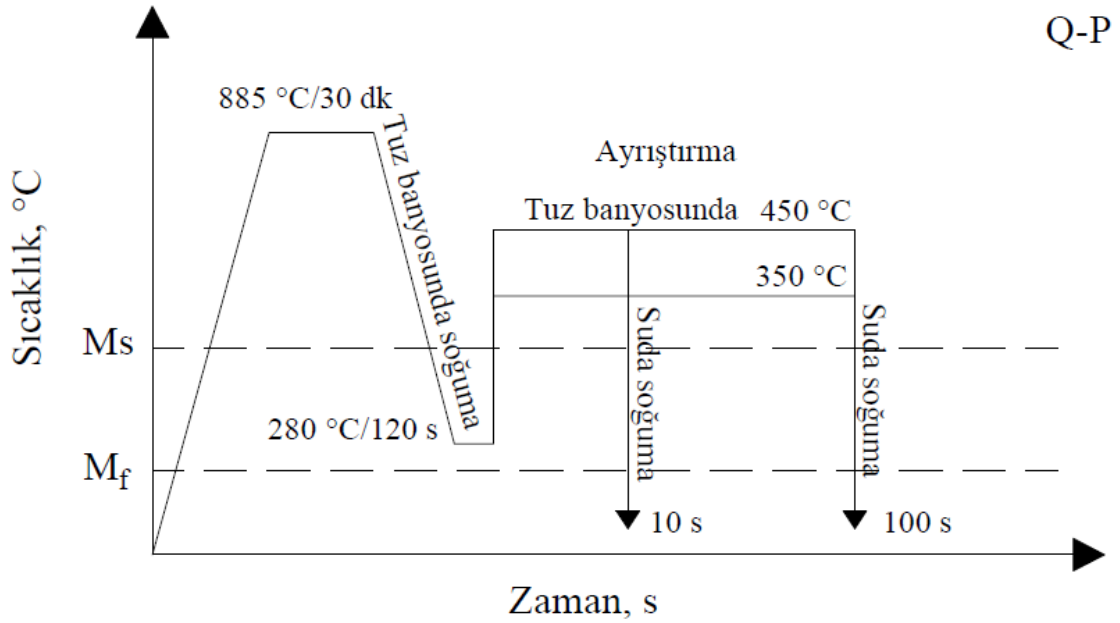
tutma süresi tüm numuneler için 120 saniye olarak belirlenmiştir. Su verme ve ayrıştırma ısıl işlemi görmüş numunelerin işlem değişkenleri Çizelge 4.2' de verilmektedir.

Çizelge 4.2. Su verme ve ayrıştırma işlem değişkenleri: T_Q ve T_P sırasıyla su verme sıcaklığı ve ayrıştırma sıcaklığını ifade etmektedir

	$T_Q(^{\circ}C)$	$T_P(^{\circ}C)$	Ayrıştırma süresi (s)
QP1	250	350	10
QP2	250	350	100
QP3	250	450	10
QP4	250	450	100
QP5	280	350	10
QP6	280	350	100
QP7	280	450	10
QP8	280	450	100



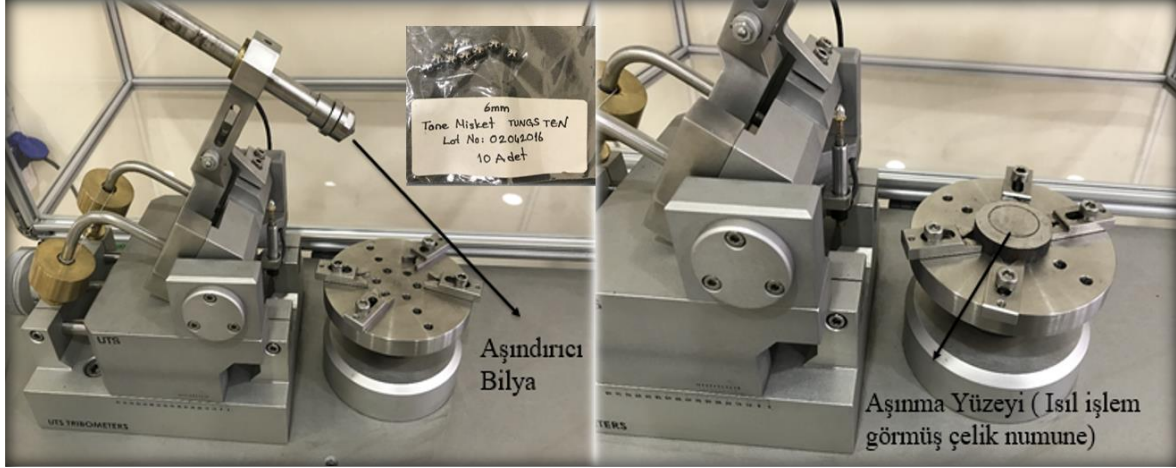
Şekil 4.3. QP1, QP2, QP3 ve QP4 için su verme-ayrıştırma ısıl işlem sıcaklık-zaman grafiği



Şekil 4.4. QP5, QP6, QP7 ve QP8 için su verme-ayrıştırma ısıl işlem sıcaklık-zaman grafiği

4.3. Aşınma Testi (Ball-on-Disc)

Aşınma testleri için kuru ortamda disk üzerinde bilya tipi aşınma cihazı, veri analizinde ise UTS test programı kullanılmıştır. Resim 4.3' te gösterilen aşınma cihazında, aşındırıcı olarak 10 mm çapında tungsten karbür bilyalar kullanılarak ısıl işlem görmüş disk şeklindeki numunelere aşındırma işlemi uygulanmış, testler tüm numuneler için kuru ortamda ve oda sıcaklığında 20 N yük altında, sabit 0,82 m/s kayma hızında gerçekleştirilmiştir. Testlerde toplam kayma mesafesi 3600 metre olarak uygulanmıştır. Veri analizleri sonucunda numunelerin aşındırma süresince değişen sürtünme katsayısı değerleri kaydedilmiştir.



Resim 4.3. Tribometre T10/20 aşınma test cihazı ve aşınma test numunesi

4.4. Yüzey Pürüzlülük Testi (Profilometre)

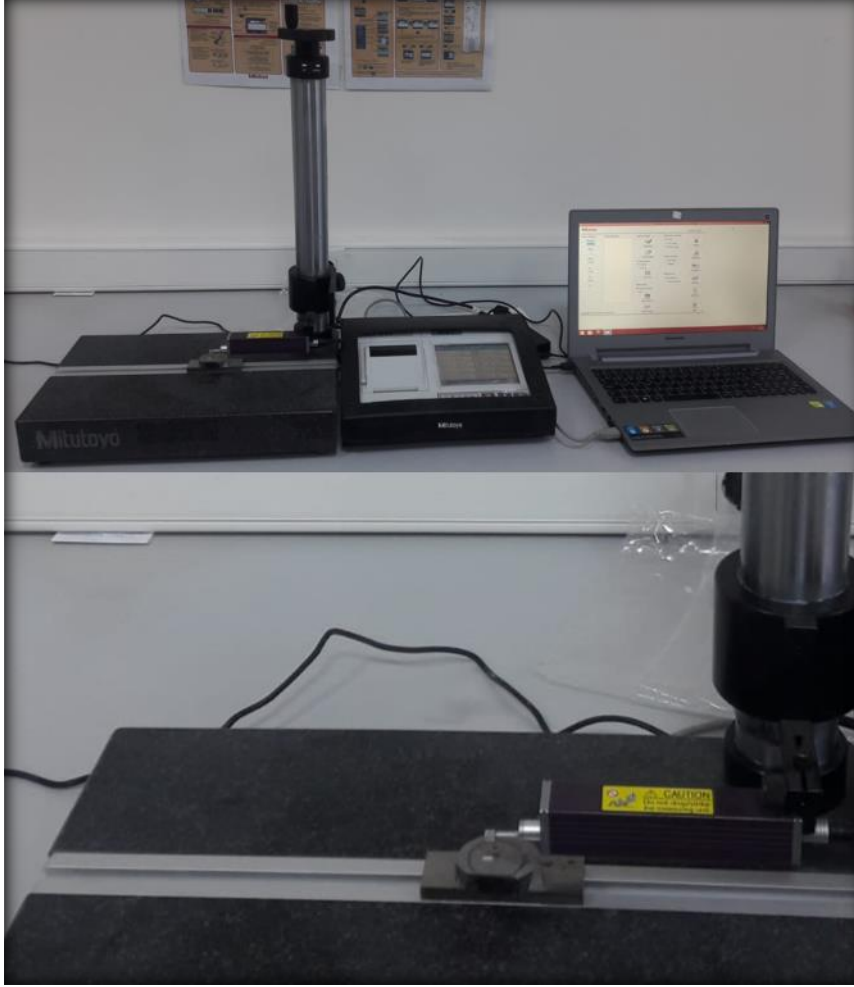
Isıl işlem görmüş numunelere uygulanan aşınma testinden sonra aşınma izlerinin analizi, Mitutoyo SJ-310 yüzey pürüzlülük cihazı ile yapılmıştır (Resim 4.4). ISO 1997 standardına göre aşınma yolunun 3 farklı yerinden aşınma izi boyunca profiller ölçülmüştür. Origin Graphing&Analysis programında profilometreden alınan veriler kullanılarak, aşınma izi profillerinin (2D) alanları hesaplanmıştır. Daha sonra her bir numune için hesaplanan 2D profil alanlarının ortalaması alınarak aşınma yolunun çevre uzunluğu ile çarpılmıştır. Bu şekilde aşınma hacim kaybı, mm^3 cinsinden hesaplanmıştır (Eş. 4.2)[69].

$$V = \pi \times d \times A \div 1000 \quad (4.2)$$

V : Aşınma hacim kaybı (mm^3)

A : 2D aşınma iz profillerinin alanlarının ortaması ($\mu\text{m}.\text{mm}$)

D : Aşınma izi çapı (mm)



Resim 4.4. Mitutoyo SJ-310 yüzey pürüzlülük cihazı (Profilometre)

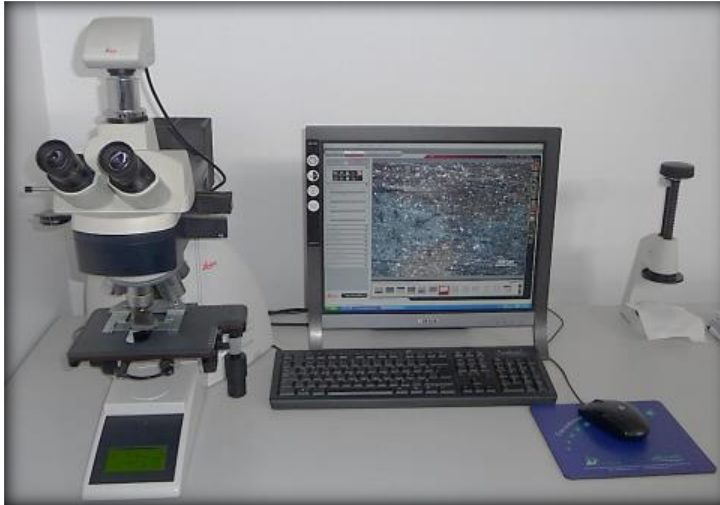
4.5. Metalografik İnceleme

Isıl işlem gören tüm numunelerin optik ve SEM görüntülerinin alınması için metalografik hazırlık işlemleri uygulanmıştır. Isıl işlem uygulanan disk şeklindeki parçalardan birer kenarından abrazif kesme cihazı ile metalografik numuneler alınmıştır. Alınan bu numuneler bakalit içerisine gömülerek kademeli olarak 400, 600, 800 ve 1200 μm zımpara ile zımparalanmıştır. Ardından kademeli olarak 6-3-1 mikronluk elmas pasta içeren solüsyon ile parlatma işlemi yapılmıştır. Parlatma işleminden sonra numunelerin mikroyapı görüntülerinin alınabilmesi için %2 Nital ile 10-12 saniye arası süreyle dağlanmıştır. Dağlama sonrası numuneler Resim 4.5’ de gösterilen JEOL JEM 6060 LV Taramalı Elektron Mikroskobunda (SEM) görüntüler alınmış ve Elektron Dağılım Spektrometresi (EDS) analizleri yapılmıştır. Aynı zamanda mikroyapıları incelemek için

Resim 4.6' te gösterilen LEICA DM 5000M markalı optik metal mikroskobu kullanılmıştır.



Resim 4.5. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)



Resim 4.6. Optik metal mikroskobu

4.6. Sertlik Ölçümü

Sertlik ölçümleri için Resim 4.7' te gösterilen Emco Test Duravision 2000 model sertlik ölçme cihazı kullanılmıştır. Her bir numuneden 3' er ölçüm yapıp ortalama değerleri malzemenin Brinell sertlik (Hardness Brinell, HB) değeri olarak kaydedilmiştir. Sertlik ölçümleri, 2,5 mm çapında tungsten karbür standart bilya ile 187,5 kgf yük kullanılarak

gerçekleştirilmiştir. Aşınma testi sonrasında ise ısıtma işlemi görmüş numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin setlik değerleri, Rockwell C cinsinden ölçülmüştür.



Resim 4.7. Sertlik ölçme cihazı

4.7. X-Işını Kırınım (XRD) Analizi

Numunelerin oda sıcaklığında hacimce yüzde kalıntı östenit miktarı ölçümü için Panalytical marka X'Pert³ Powder model X-Ray Difraktometresi kullanılmıştır. Difraktometre 40 mA çalışma akımı ve 45 kW çalışma gerilimi ile Cu K α radyasyonu kullanılarak ölçülmüştür. Deney 30° ile 90° arasında, 2 θ 'lık bir tarama açısıyla ve 0.05 °/s tarama hızıyla yapılmıştır. Eşitlik 4.3' e göre hesaplanan hacimce % kalıntı östenit miktarı, analizler sonucunda elde edilen XRD desenlerindeki pik şiddetleriyle elde edilmektedir [25]. Yukarıda belirtilen çalışma şartlarında elde edilen faz pikleri arasında kalıntı östenit piki tespit edilemediğinden dolayı X ışını tüp özellikleri, 30kV ve 6,6 mA Cr K α radyasyonu ve tarama şartları 0.05°-60 saniye olan STRESSTECH Taşınabilir XRD Kalıntı Gerilme Analiz sisteminde, QP8 (280°C/450°C-100 s) numunesi için direkt kalıntı östenit % hacim oranını veren test yapılmıştır. Analiz için ASTM E975-13 standardında tanımlanmış '4 Peak Method' kullanılmıştır.

Kalıntı östenit miktarını hesaplamak için aşağıdaki eşitlik kullanılmıştır [25,70]:

$$V_{\gamma} = 1,4I_{\gamma}/(I_m + 1,4I_{\gamma}) \quad (4.3)$$

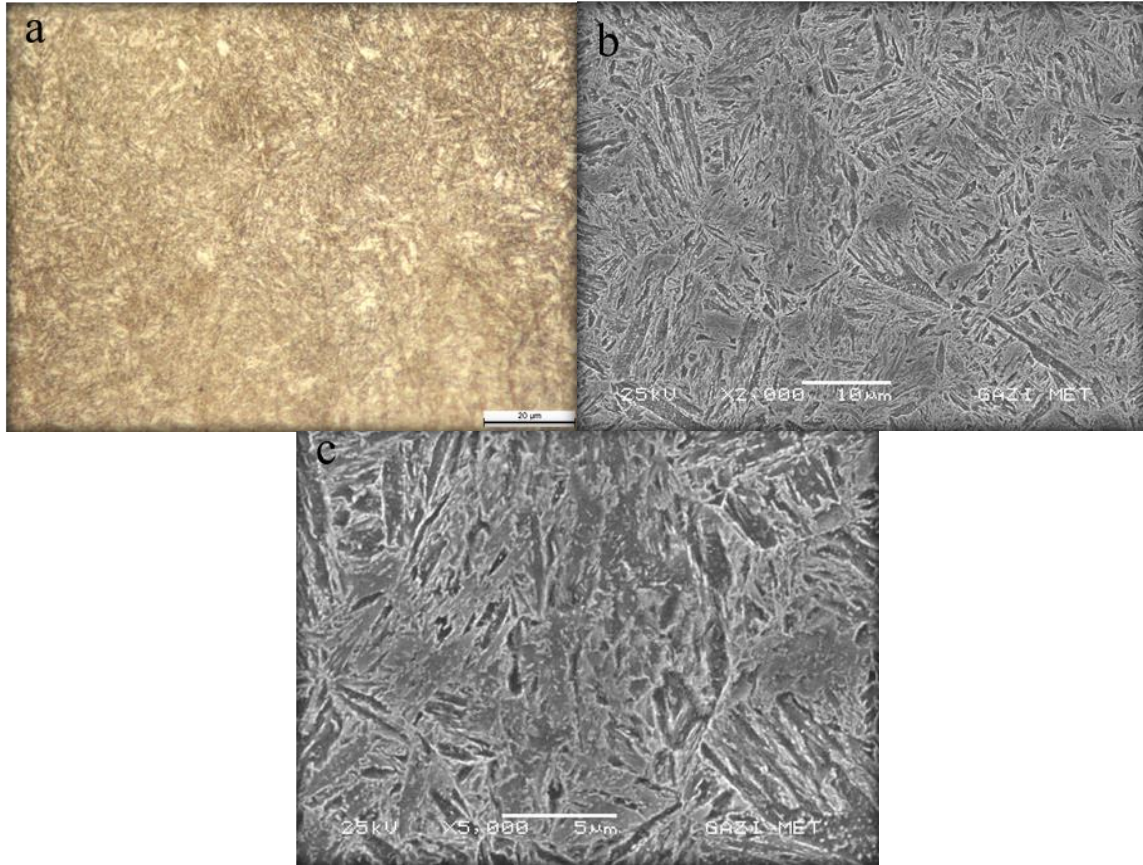
Eş. 4.3' de, V_{γ} , I_{γ} ve I_m sırasıyla kalıntı östenit hacim oranı, östenit pikinin şiddet integrali ve martenzit piklerinin ortalama şiddet integralini temsil etmektedir.

Q-P ısıtılmasının ayrıştırma adımından önce ilk su verme sırasında elde edilen kalıntı östenit miktarı, Koistinen-Marburger ilişkisine göre tahmin edilebilmektedir (Bkz. Eş. 2.1). Deneylerde iki farklı su verme sıcaklığı kullanılmıştır: 250°C ve 280°C' deki su verme sıcaklıkları için Eş. 2.1' e göre sırasıyla tahmin edilen martenzit miktarı %64 ve %50 değerlerindedir. Sonuç olarak ayrıştırma aşamasından önce bu su verme sıcaklıklarında dönüşmemiş östenit miktarlarının sırasıyla %36 ve %50 olduğu tahmin edilmektedir.

5. BULGULAR VE TARTIŞMA

5.1. Mikroyapı

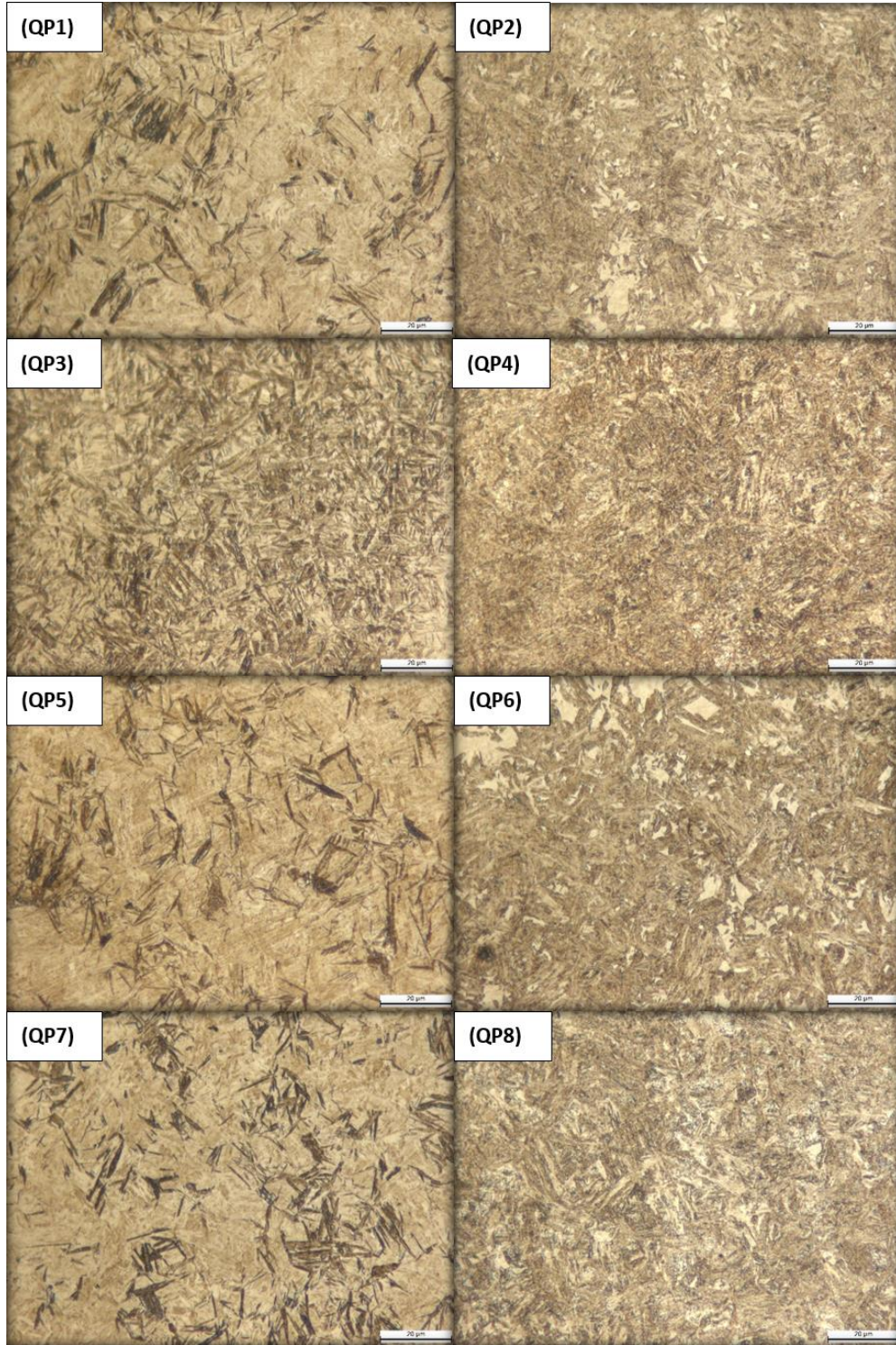
Klasik su verme-temperleme işlemi uygulanan AISI 4140 çelik malzemenin optik mikroyapısı Resim 5.1 (a)' da, SEM görüntüleri ise Resim 5.1 (b) ve (c)' de verilmiştir. Su verme-temperleme ısıl işleminden sonra mikroyapı, temperlenmiş martenzit (ferrit+sementit) yapıdadır (Bkz. Resim 2.3 ve Resim 2.4). Yüksek büyütmedeki SEM mikroyapı görüntüsünde, ferrit matriks içerisinde ince halde dağılmış sementit taneleri gözlemlenmektedir.



Resim 5.1. Su verme-temperleme (555°C' de 60 dk temperleme) ısıl işlemi uygulanan numunenin (a) optik mikroskop, (b)-(c) SEM görüntüleri

Su verme-ayrıştırma ısıl işlemi uygulanmış çeliklerin nihai mikroyapısı, iğnemsî şekilde birincil martenzit (ayrıştırma adımıda temperlenmiş-M₁), yeni martenzit (iğnemsî tip martenzitlerden daha fazla hacim kaplayan blok şeklinde-M₂) ve kalıntı östenitten (RA) oluştuğu belirtilmektedir [43]. Resim 5.2' de su verme-ayrıştırma işlemi uygulanmış

Çeliklerin optik mikroskopta çekilmiş mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Resimlerde koyu renkte görülen yapılar martenzit, beyaz renkte olan kısımlar ise optik mikroskopta görüntülenmesi zor, kalıntı östenit fazını göstermektedir. Optik mikroskop görüntülerinden birincil ve yeni martenzitlerin ayrımı yapılamamaktadır. Artan ayrıştırma süresi martenzit şeklini plakadan iğnemsî tipe değiştirmektedir. Martenzitin azalan karbon oranı, plaka şeklinden iğnemsî ekle gelmesine neden olmaktadır (Bkz. Şekil 2.2) [40]. Ayrıştırma sıcaklığı ve süresi martenzit yapının şeklini etkilemektedir. İzotermal ayrıştırma aşamasında martenzit fazının karbon kaybetmesi, sahip olduğu gerinim enerjisinin azalmasına neden olmaktadır. Bu da şeklinin incelmesine neden olmaktadır [11,23]. Aynı zamanda artan ayrıştırma süresi ile mikroyapı, kademeli olarak temperlenmiş martenzit yapıya (Bkz. Resim 2.3) doğru değişir [23]. Su verme ve ayrıştırma sıcaklıklarının etkisi optik mikroskop görüntülerinde net olarak görülememektedir.

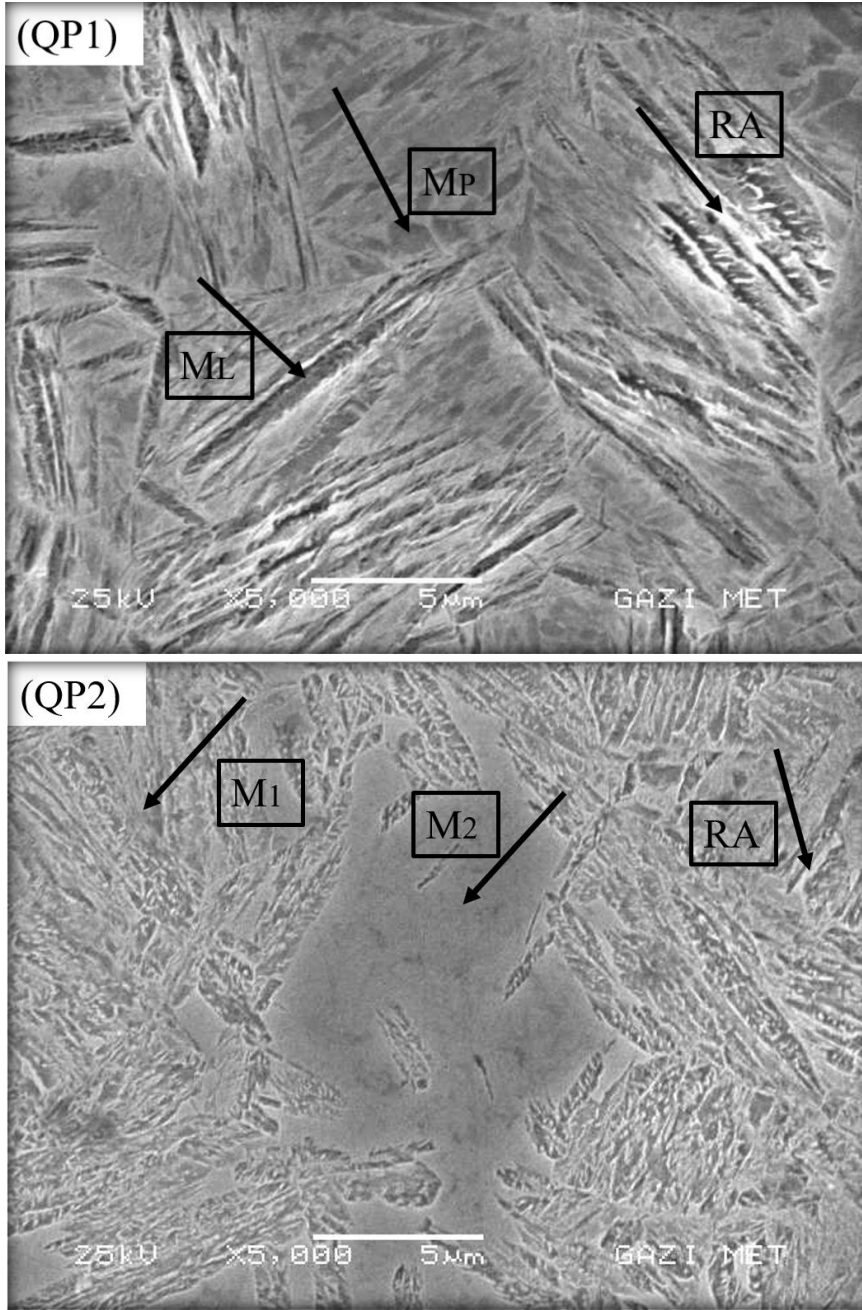


Resim 5.2. Farklı su verme-ayırıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri: (QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s, (QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100s

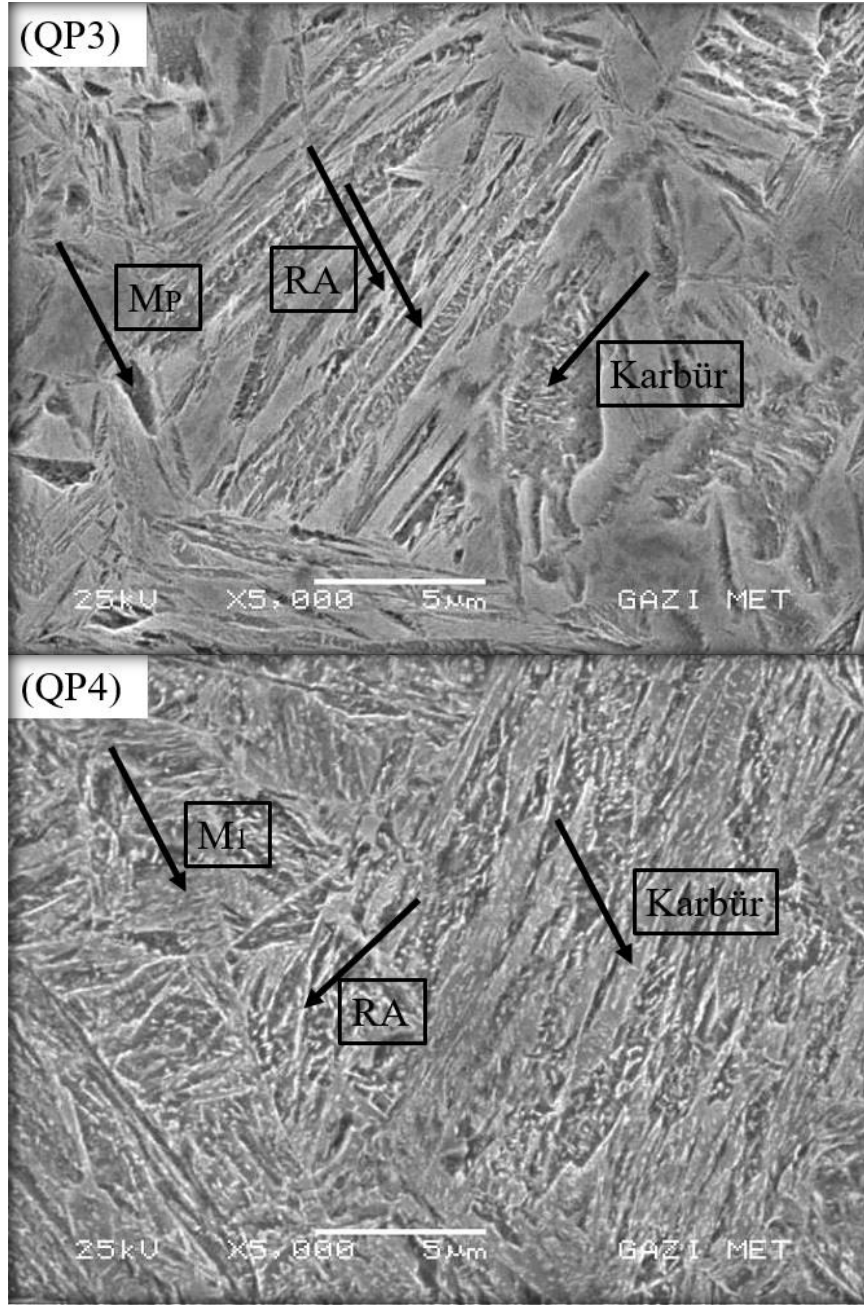
Resim 5.3, 5.4, 5.5 ve 5.6’ de su verme-ayırıştırma ısı işlemi uygulanan numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri gösterilmektedir. Mikroyapılar, iğnemsli martenzit (M_L), plaka

martenzit (M_P) ve martenzit bloklarının sınırlarında film şeklinde kalıntı östenitlerden (RA) oluşmaktadır. İlk su verme adımında oluşan martenzitler, ayrıştırma adımında karbon kaybederek temperlenmiş martenzitlere (M_1) ve ayrıştırma adımında ise yeterli karbon alımı gerçekleşemeyen dönüşmemiş östenitler, ikinci su verme adımında karbon oranı yüksek blok şeklinde yeni martenzitlere (M_2) dönüşmektedir [66,36]. M_2 martenzitler, ince film halinde kalıntı östenitlerle birlikte bulunan blok halindeki martenzitlerdir ve bu martenzitlerin karbon oranı yüksektir [36].

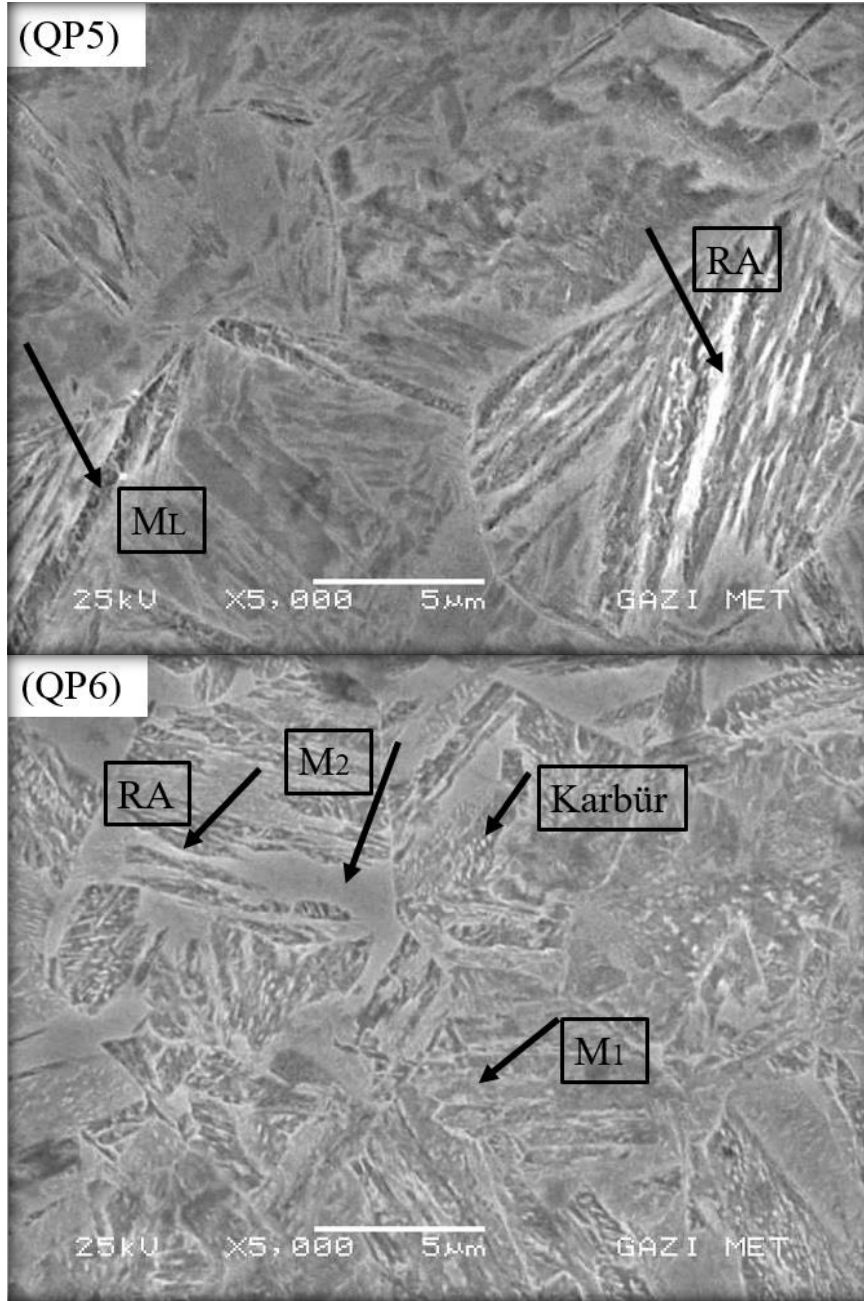
Kalıntı östenit şekli, Q-P çeliğinde mekanik özelliklerindeki farklılıkları açıklayan ana faktör olabilir. Film tipi ince martenzitler arasında bulunan östenitler, blok tipi östenitlere göre daha iyi TRIP özelliklerine sahiptir [12]. İnce film östenitler deformasyon sırasında blok tipi östenitlere göre daha karardır ve blok tipi östenitler, ikiz martenzitlere dönüşürken, film tipi östenitler oda sıcaklığında varlığını korumaya devam eder [37]. Bunun muhtemel sebebi ise ince film tipi kalıntı östenitlerin daha fazla yüzey alanına sahip olmasıdır. Fazlar arası temas alanı fazla olan ince film tipi kalıntı östenitler, ayrıştırma adımı sırasında martenzitlerden daha fazla karbon toplayacaktır. Bu da onların oda sıcaklığında kararlı kalma olasılığını arttıracaktır [26]. Yüksek karbonlu östenitin oda sıcaklığında daha kararlı bir yapıya sahip olduğu birçok kaynakta belirtilmektedir [8,9,24,43].



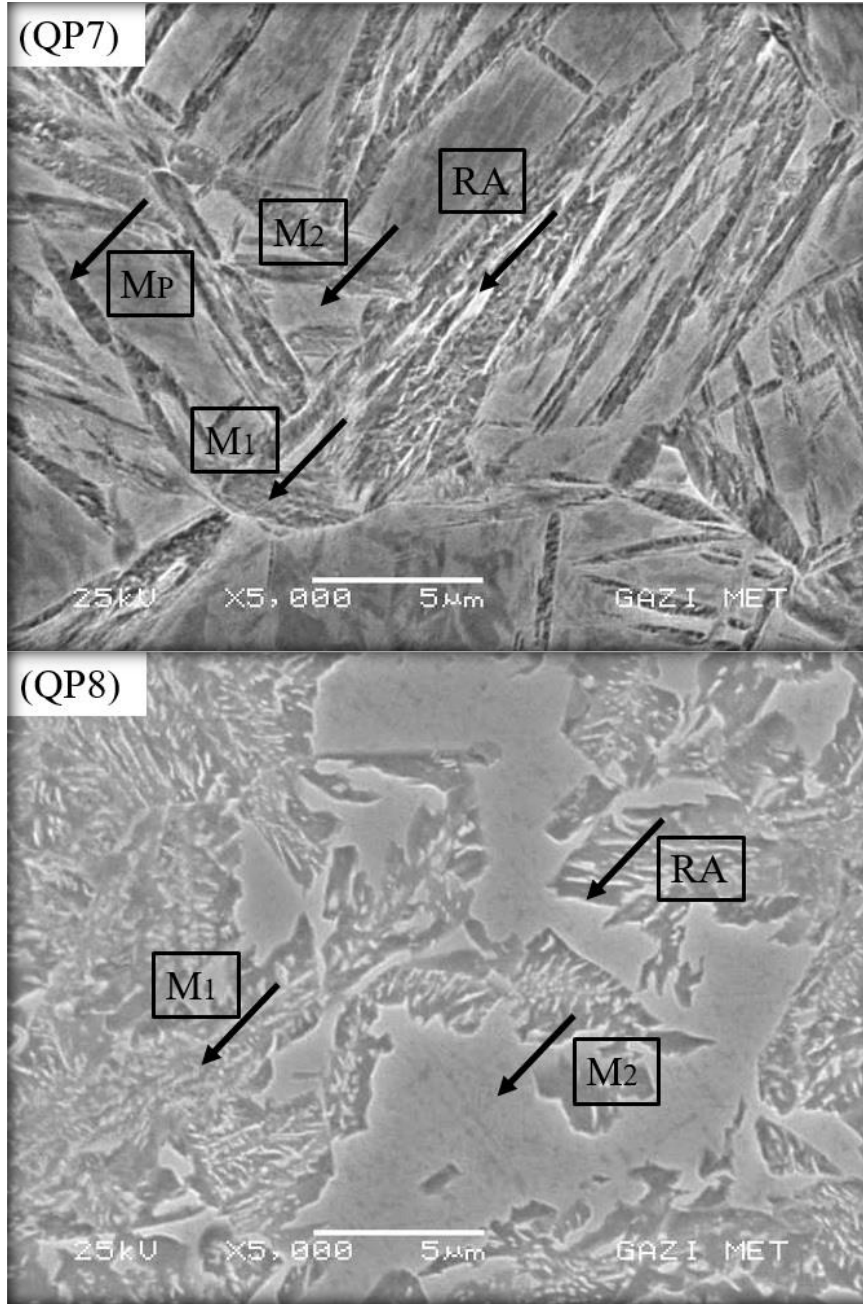
Resim 5.3. Farklı su verme-ayrıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri: (QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s (M_L; iğnemsli martenzit, M_P; plaka martenzit, RA; kalıntı östenit, M₁; temperlenmiş martenzit, M₂; yeni martenzit)



Resim 5.4. Farklı su verme-ayırıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri : (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s (M_L; iğnemsli martenzit, M_P; plaka martenzit, RA; kalıntı östenit, M₁; temperlenmiş martenzit, M₂; yeni martenzit)

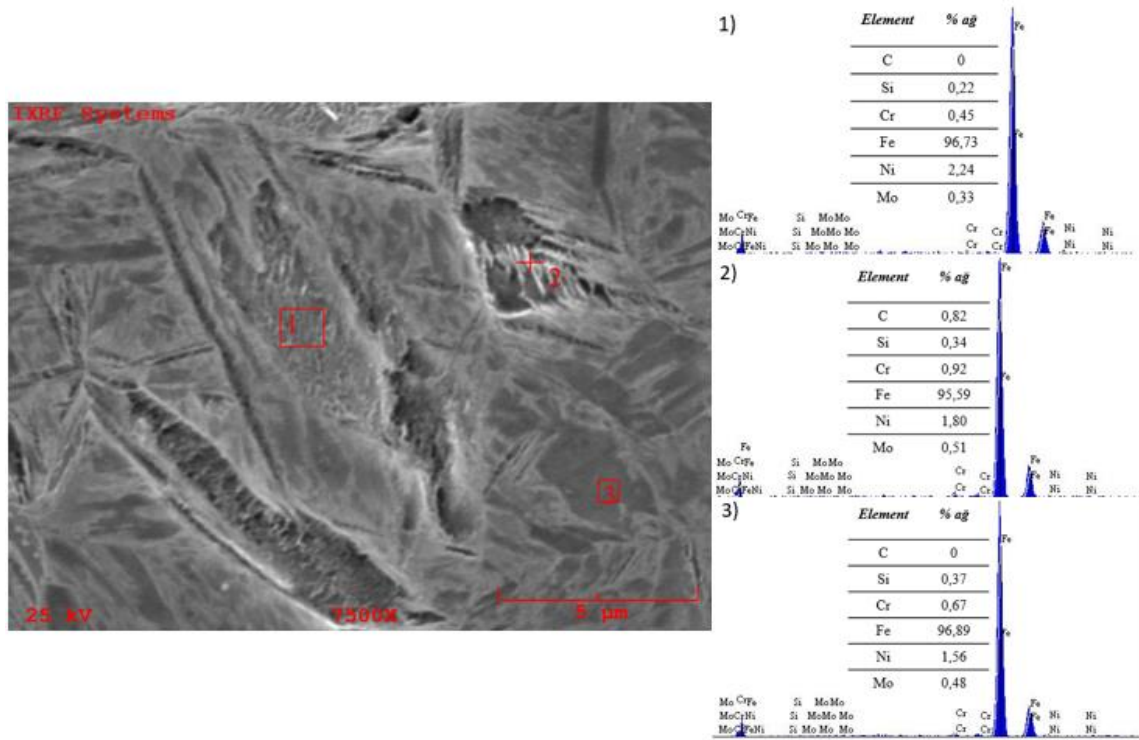


Resim 5.5. Farklı su verme-ayrıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri : (QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s (M_L; iğnemsli martenzit, M_P; plaka martenzit, RA; kalıntı östenit, M₁; temperlenmiş martenzit, M₂; yeni martenzit)

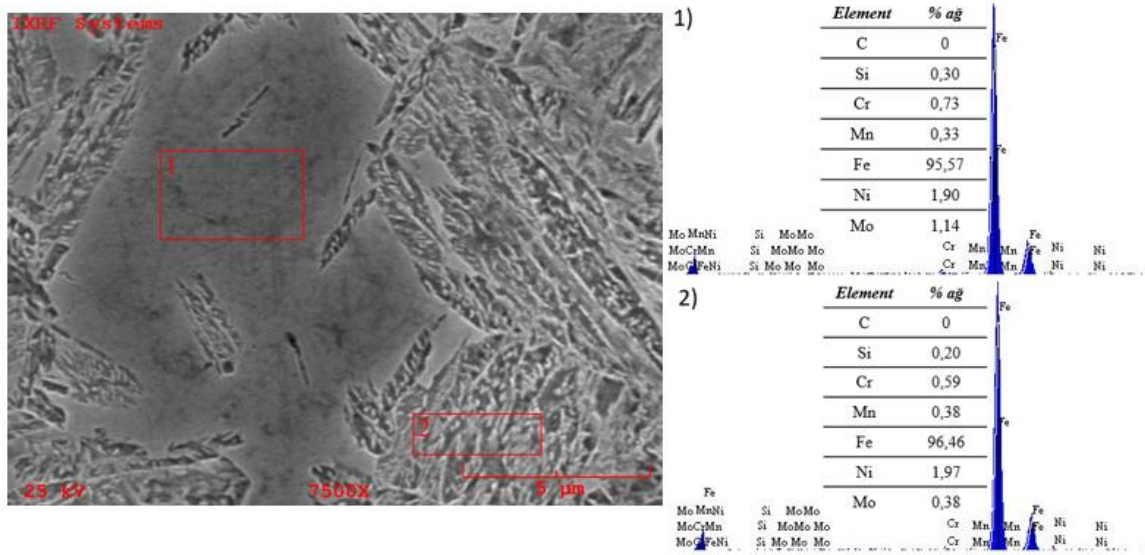


Resim 5.6. Farklı su verme-ayrıştırma yöntemleri uygulanmış numunelerin X5000 büyütmede SEM görüntüleri : (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s (M_L; iğnemsli martenzit, M_P; plaka martenzit, RA; kalıntı östenit, M₁; temperlenmiş martenzit, M₂; yeni martenzit)

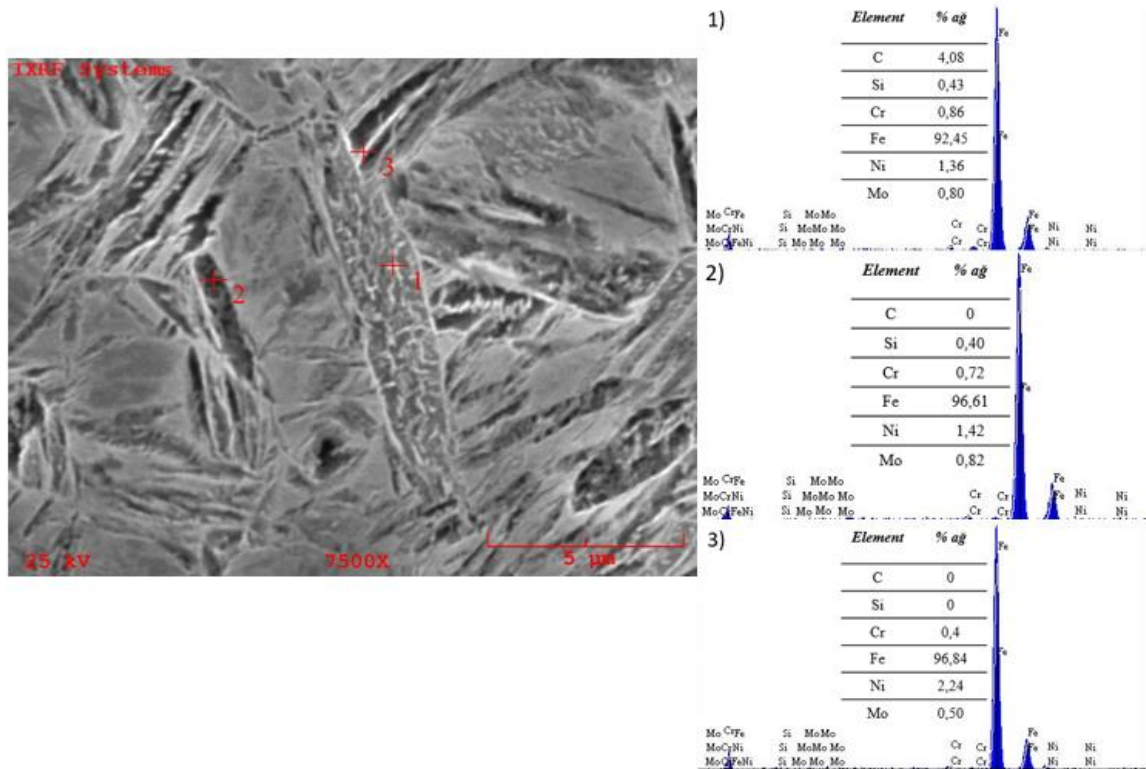
Resim 5.7, 5.8, 5.9, 5.10, 5.11, 5.12, 5.13 ve 5.14' te su verme-ayrıştırma ısı işlemleri uygulanmış numunelerin EDS analiz sonuçları verilmiştir. Analiz sonuçlarında karbon elementinin varlığı, martenzit plakalarının içinde dağılmış halde bulunan noktalarda gözlemlenmiştir. Karbon miktarı yüksek olan bu noktaların mikroyapıda oluşması istenmeyen karbürler olduğu tahmin edilmektedir.



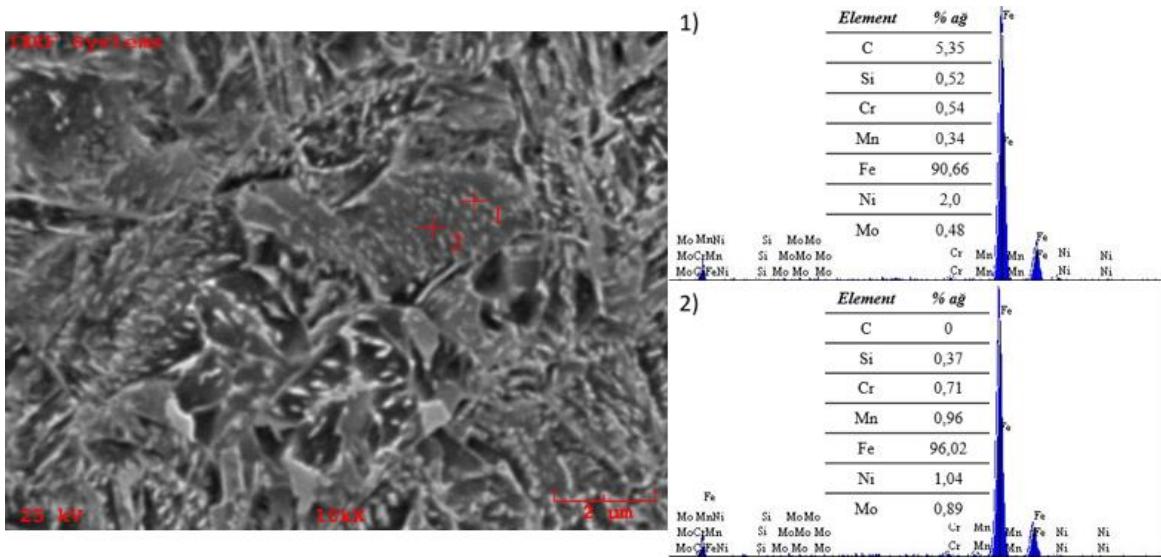
Resim 5.7. QP1 (250°C/350°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları



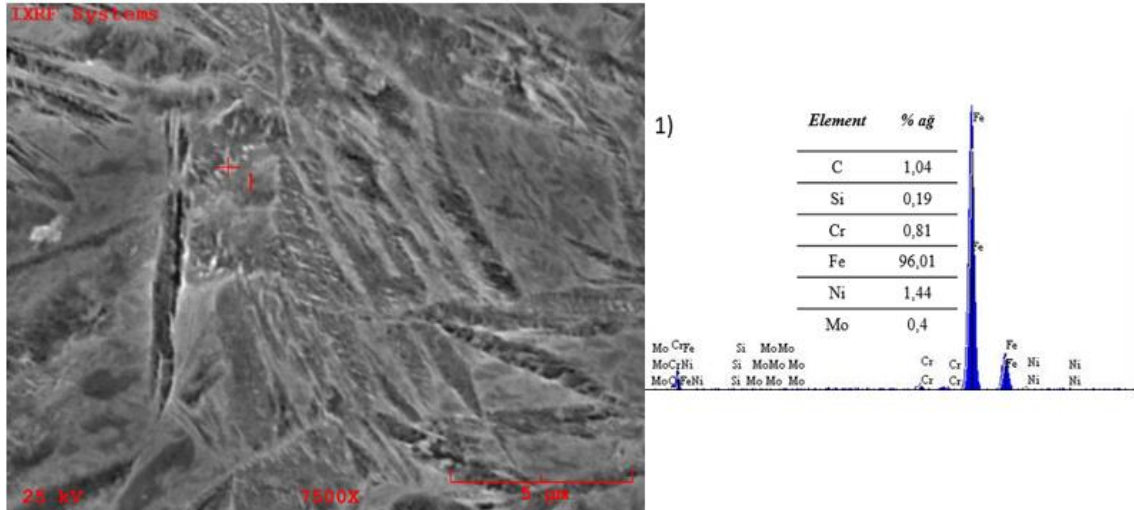
Resim 5.8. QP2 (250°C/350°C-100 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları



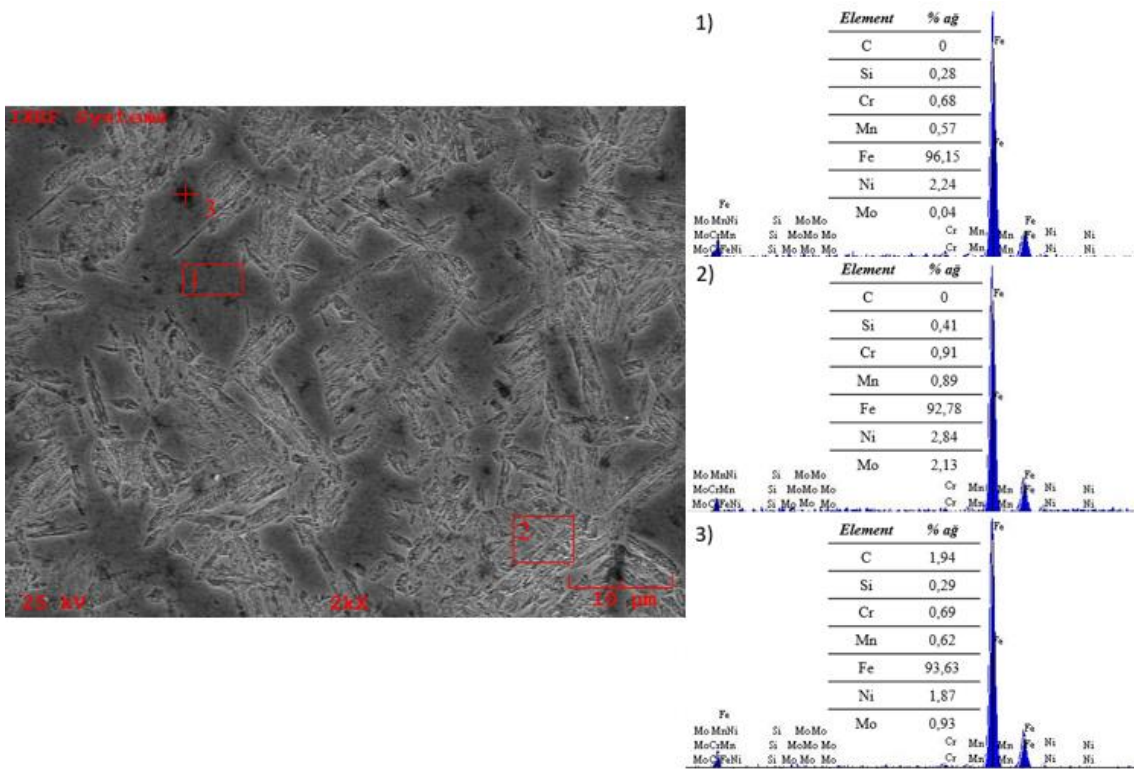
Resim 5.9. QP3 (250°C/450°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları



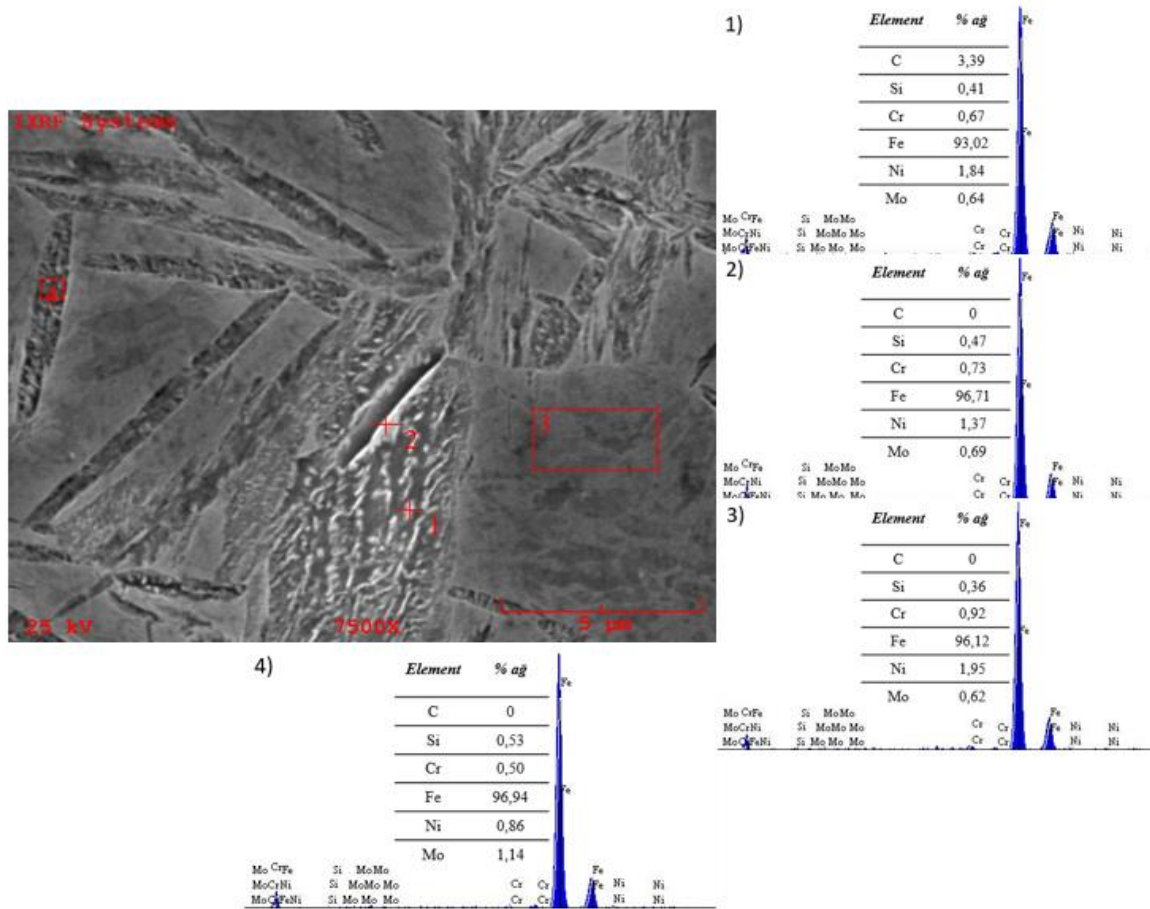
Resim 5.10. QP4 (250°C/450°C-100 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları



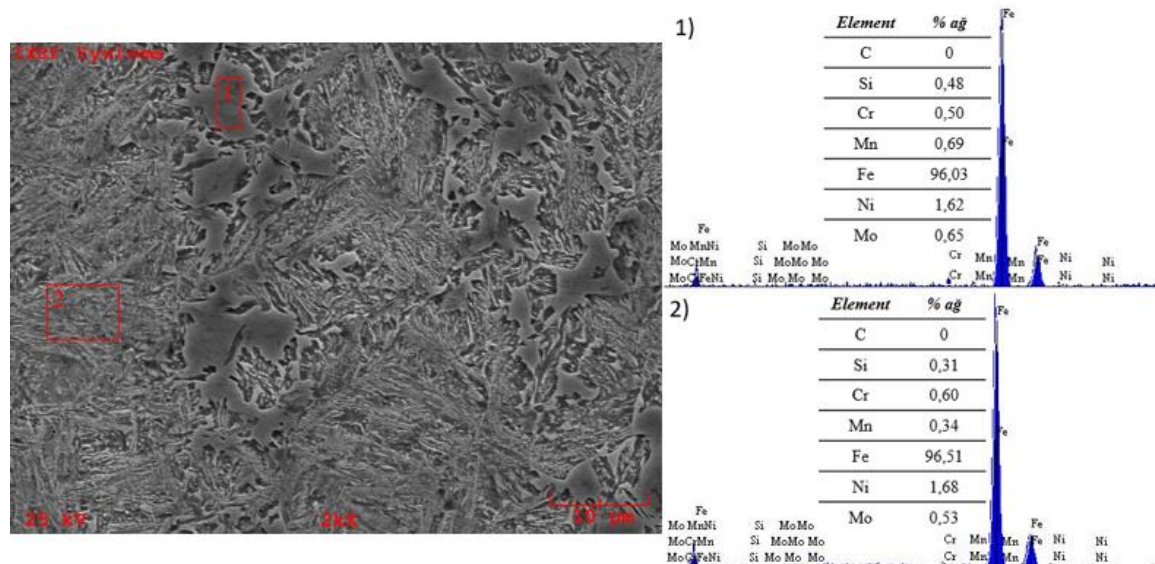
Resim 5.11. QP5 (280°C/350°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları



Resim 5.12. QP6 (280°C/350°C-100 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları



Resim 5.13. QP7 (280°C/450°C-10 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları

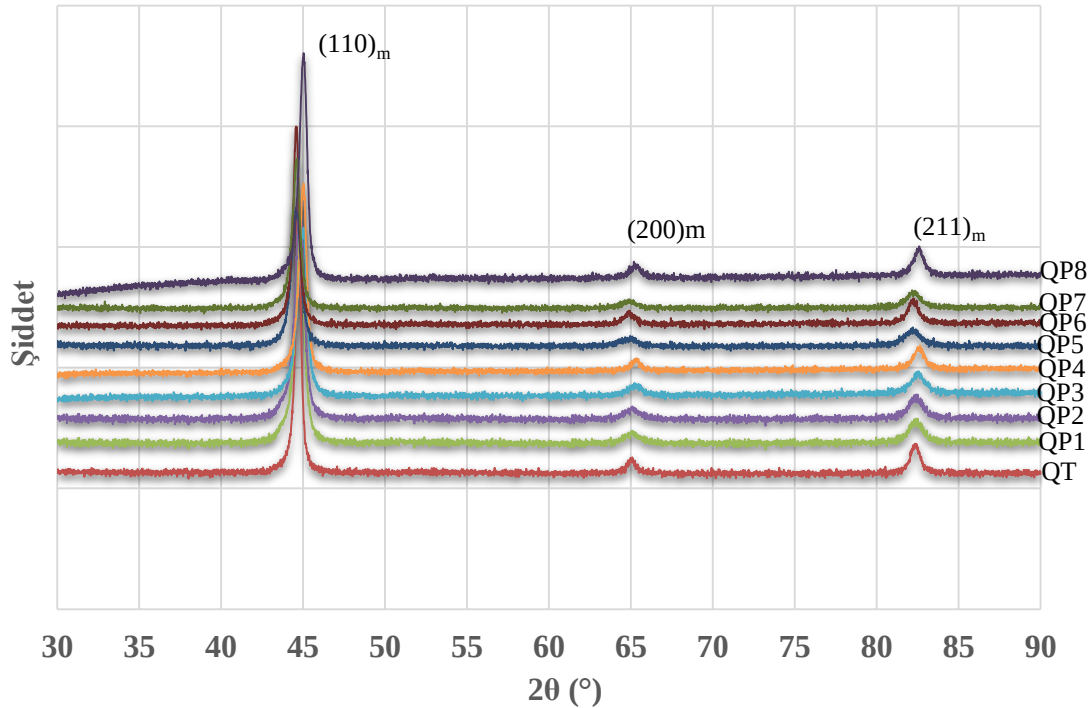


Resim 5.14. QP8 (280°C/450°C-100 s) numunesinin EDS noktasal analiz sonuçları

5.2. XRD Analiz Sonuçları

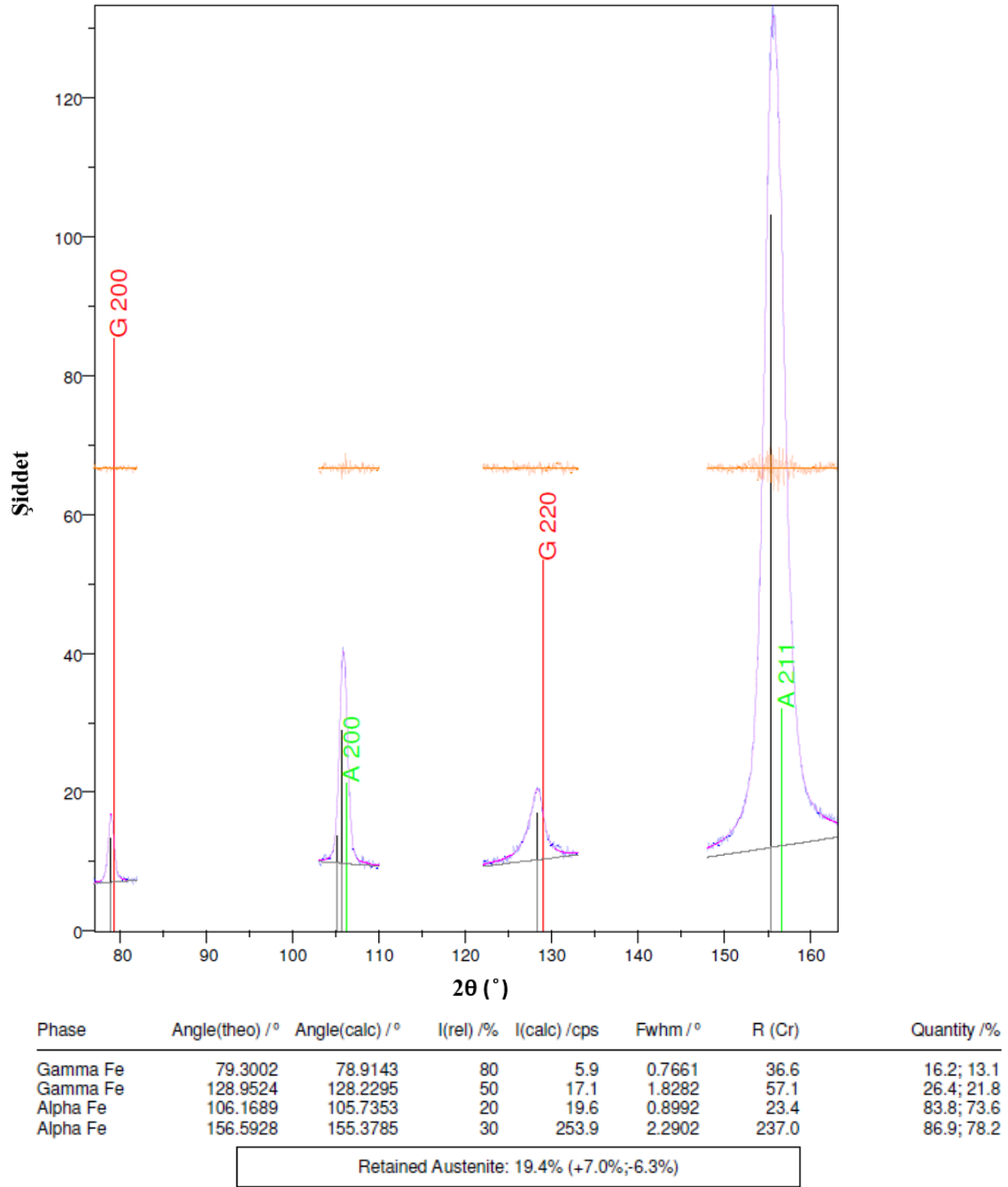
Su verme-temperleme ve su verme-ayırıştırma ısıt işlemleri uygulanmış çeliklerde oda sıcaklığında mevcut olan hacimce % kalıntı östenit miktarını hesaplamak için yapılan XRD analizi sonucunda elde edilen XRD desenleri Şekil 5.1' deki gibidir. Cu-radyasyonu ile elde edilen XRD desenleri, HighScore Plus yazılımı kullanılarak incelenmiştir. Ayrıca EK-1' de bütün numunelerin HighScore yazılımı ile elde edilen 2θ (Theta) ve pik yarı yükseklik genişliği (Full Width at Half Maximum-FWHM) değerleri ile detaylı XRD desenleri verilmiştir.

Şekil 5.1' de görülen (110), (200) ve (211) piklerinin, sahip oldukları 2θ (Theta) derece değerlerine göre martenzit fazına ait olduğu kaynak bilgilerinden elde edilmiştir [71]. Q-P numunelerinin genel olarak mikroyapı resimlerinde (Bkz. Resim 5.3, 5.4, 5.5 ve 5.6) ince film şeklinde kalıntı östenit fazı gözlemlenmesine rağmen XRD analizinde kalıntı östenit piki oluşmaması sonucunda Eş. 4.2 kullanılmak üzere hacimce % kalıntı östenit miktarı hesabı yapılamamıştır. Cu-radyasyonu ile düşük şiddetli kalıntı östenitlerin tespit edilemediği sonucuna varılmıştır.



Şekil 5.1. Q-T ve Q-P numunelerinin Cu-radyasyonu kullanılarak elde edilen XRD desenleri

Şekil 5.2’ de Cr-radyasyonu kullanılarak yapılmış XRD analiz sonuçları gösterilmiştir. Şekil üzerinde gösterilen G200 ve G220 pikleri, kalıntı östenit fazının şiddetlerini temsil etmektedir. Eş. 4.2’ ye dayanan hesaplamalar sonucunda QP8 numunesinde % 19,4 oranında kalıntı östenit olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.2. QP8 numunesinin Cr-radyasyonu kullanılarak elde edilen XRD deseni ve hesaplanan kalıntı östenit miktarı

5.3. Sertlik Ölçüm Sonuçları

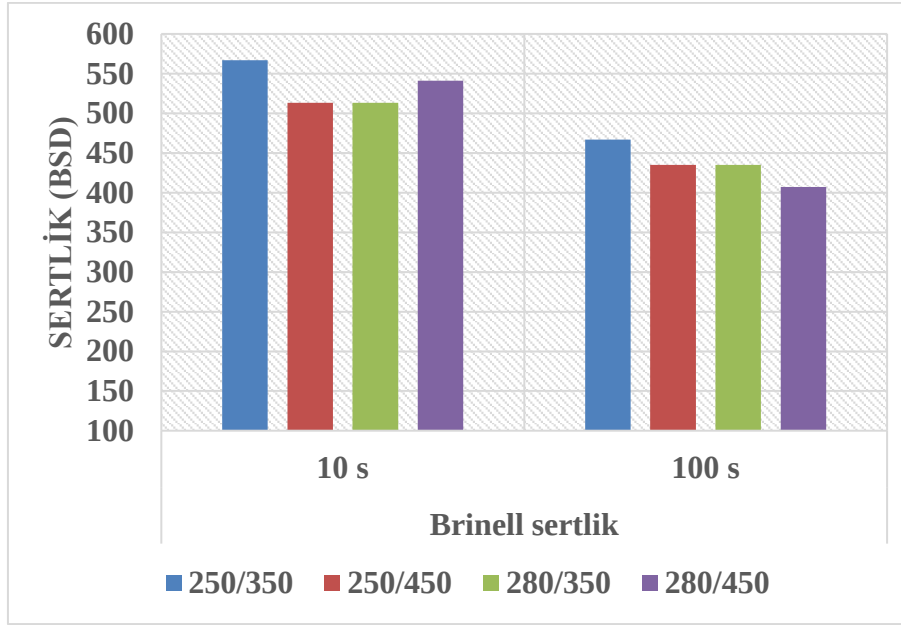
Klasik su verme-temperleme ısıl işlemi uygulanan numunenin sertliği 345 BSD değerindedir. Su verme-ayrıştırma ısıl işlemi uygulanan numunelerin sertlik değerleri ise Çizelge 5.1’ de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Su verme-ayrıştırma ısıl işlemi uygulanmış çelik numunelerin Brinell sertlik değerleri

T_Q/T_P (Su verme ve ayrıştırma sıcaklıkları, °C)	Brinell Sertliği (BSD)	
	10 s (Ayrıştırma süresi)	100 s (Ayrıştırma süresi)
250/350	567	467
250/450	554	434
280/350	513	435
280/450	541	407

Su verme-ayrıştırma ısıl işlemiyle elde edilen sertlik değerlerinin (Çizelge 5.1), su verme-temperleme ısıl işlemiyle elde edilen sertlik değerine (345 BSD) göre artmış olduğu belirlenmiştir. Su verme-temperleme ısıl işlemi sonucunda elde edilen temperlenmiş martenzit mikroyapısı sertliğinin, çoğunlukta martenzit fazı içeren su verme-ayrıştırma ısıl işlemi sonucunda elde edilen sertlik sonuçlarına göre düşük olmasının sebebi, çelikler içerisinde bulunan martenzit fazının temperlenmiş martenzit fazından daha sert bir faz olması ile açıklanmaktadır [72].

Şekil 5.3 incelendiğinde su verme-ayrıştırma ısıl işlemi uygulanan numunelerin artan ilk su verme sıcaklığıyla sertliğin düştüğü görülmektedir. Bunun sebebi, M_S - M_f arasındaki ilk su verme işlemi sırasında, M_S sıcaklığına daha yakın sıcaklıklara (280 °C’de) su verilmesiyle daha fazla dönüşmemiş östenit elde edilmesidir. Daha yüksek ilk su verme sıcaklıklarında daha yüksek dönüşmemiş östenit fazı elde edilmesinin tahmini, Koistinen- Marburger eşitliği (Bkz. Eş. 2.1) ile yapılmaktadır.



Şekil 5.3. Q-P ısıt işleminde sıcaklık ve zaman değişkenlerine göre numunelerin Brinell sertlik değerlerinin karşılaştırılması

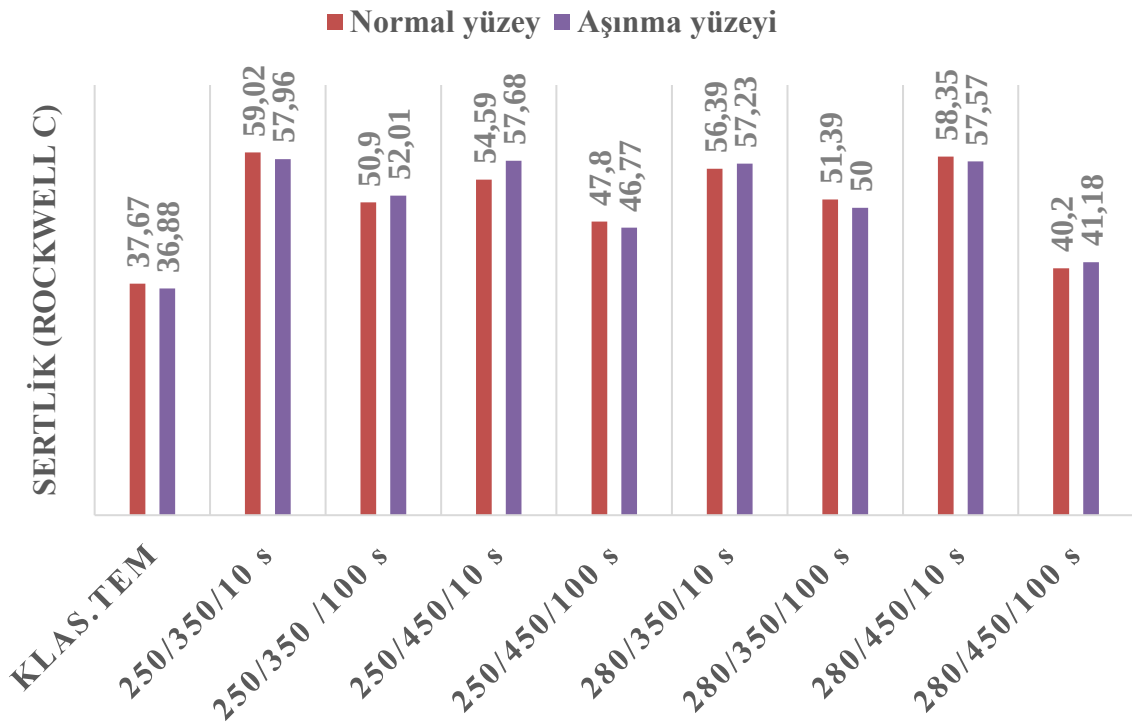
Ayrıştırma süresinin artmasıyla (10 s' den 100 s' ye) çelik numunelerin sertlik değerleri düşmektedir (Şekil 5.3). Bunun nedeni, kalıntı östenit miktarının ayrıştırma süresi ile artma eğiliminde olmasıdır. Ayrıştırma aşamasında martenzitten dönüşmemiş östenite karbon difüzyon süresinin artışı, dönüşmemiş östenitin oda sıcaklığında kararlı kalması için yeterli karbona sahip olması bakımından önemlidir. Çelik içerisinde kalıntı östenit fazı, çeliğin sünekliğini arttıran bir etkidir. Bu durum nihai mikroyapıda kalıntı östenit miktarının artmasında ve sertliğin azalmasında etkilidir [53]. Dönüşmemiş östenitlerin karbonca zenginleşmesi için yeterli ayrıştırma süresinde tutulmaması, oda sıcaklığına su verme aşamasında dönüşmemiş östenitlerin yeni martenzitlere dönüşmesine neden olmaktadır. Ayrıştırma adımı karbonca zenginleşen fakat oda sıcaklığında su verme adımı yeni martenzitlere dönüşmesi kaçınılmaz olan östenitlerin sertliği, içerdiği yüksek karbon miktarından dolayı yüksektir [8,32,33,53]. XRD analizleri sonucunda kalıntı östenit miktarının hesaplanamaması bununla ilgili yorum yapmayı engellemektedir. Kalıntı östenit miktarı belirlenmiş olan QP8 numunesinin (%19,4 RA), en düşük sertlik değerine (407 BSD) sahip olduğu görülmektedir. Öte yandan ilk su verme adımı oluşan martenzitlerin ayrıştırma adımı sırasında karbon kaybederek temperlenmiş martenzite dönüşmesi, sertliğin düşme sebeplerinden biridir. Ayrıştırma süresinin artmasıyla ilk su verme adımı oluşan martenzitlerden dönüşmemiş östenitlere karbon difüzyonu için gerekli süre artmakta ve bu süre içerisinde karbon kaybeden martenzitlerin sahip olduğu gerinim

enerjisi azalmaktadır. Martenzitlerin karbon kaybederek kademeli olarak temperlenmiş martenzite dönüşmesi çeliğin sertliğinin azalmasına neden olmaktadır [43,40]. Optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde ayrıştırma süresinin 10 saniyeden 100 saniyeye çıkmasıyla martenzit mikroyapısının incelendiği görülmektedir (Bkz. Resim 5.2). Aynı zamanda SEM görüntülerinde de artan ayrıştırma süresiyle yapının temperlenmiş yapıya doğru değiştiği gözlemlenmiştir (Bkz. Resim 5.3, 5.4, 5.5 ve 5.6).

Ayrıştırma sıcaklığının artmasıyla sertlik değerlerinde düşme görülmektedir (Şekil 5.3). Fakat 280/350-10 s (QP5) ile 280/450-10 s (QP7) işlemleri, artan ayrıştırma sıcaklıklarına göre kıyaslandığında sertlik değerinin 513'den 541'e yükselmesi ayrıştırma sıcaklığı için genelleme yapmayı engellemektedir. Artan sertliği, düşen kalıntı östenit miktarıyla açıklamak mümkündür. 280/450-10 s işleminde sertlikteki artış, oda sıcaklığına su verme işleminde dönüşmemiş östenitlerin yeterli karbon alımı gerçekleştiremediğinden yeni martenzitlere dönüşmesiyle açıklanabilir. Isıl işlem, yüksek ilk su verme sıcaklığı ve yüksek ayrıştırma sıcaklığında tutulmasına rağmen, düşük ayrıştırma süresince gerçekleşmesi karbon difüzyonu için sürenin yeterli olmamasına dayandırılabilir. Ayrıştırma aşamasında karbon kaybeden martenzitlerin sertliğinin azalmasıyla, karbonca zenginleşen dönüşmemiş östenitlerin sertliğinin artması ters orantılıdır [11]. Yani yeterli karbon kaybı yaşamayan martenzitlerin sertlik değerlerinde azalma olmayacağı sonucuna varılabilir. Diğer yandan, karbonca zenginleşen dönüşmemiş östenitlerin ne kadar karbonla dönüşmeyeceği bilinmemektedir. Buna göre karbon oranının yüksek olmasıyla sertliği yüksek olan dönüşmemiş östenitler de ikinci su verme aşamasında yeni martenzitlere dönüşebilir. Sonuç olarak nispeten karbon oranı yüksek yeni martenzitlerin oluşması, sertliğin artmasına katkı sağlayabileceği şeklinde açıklanabilir. QP5 ve QP7 numunelerinin optik mikroyapıları incelendiğinde (Bkz. Resim 5.2) artan ayrıştırma sıcaklıklarıyla (350 °C' den 450 °C' ye) belirgin mikroyapısal değişim gözlenmemiştir. Diğer QP numunelerinin optik mikroyapıları incelendiğinde artan ayrıştırma sıcaklığıyla yapının incelendiği ve bununla sertliğin düşmesine neden olduğu sonucuna varılmıştır. QP7' de yapının artan ayrıştırma sıcaklığına rağmen incelmemesi sertliğin artmasına sebep olmasıyla sonuçlanmıştır.

Şekil 5.4' te aşınma testinden sonra normal (aşındırılmamış) ve aşınma yüzeylerinin Rockwell sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Q-P ısıl işlemiyle elde edilmesi amaçlanan karbonca zengin kalıntı östenit içerikli mikroyapının aşınma davranışını olumlu yönde

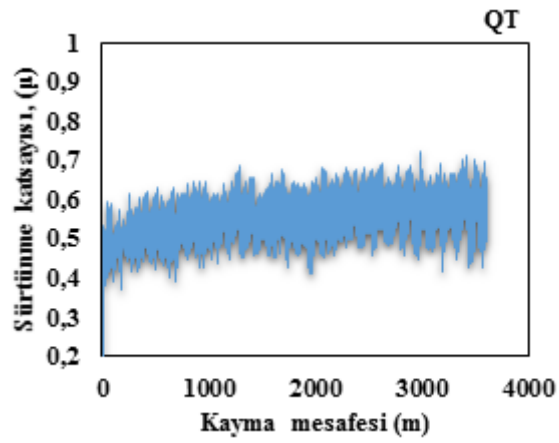
etkilediği bazı çalışmalarda vurgulanmıştır. Aşınma yolunda gerçekleşen deformasyon sırasında, mikroyapıdaki nispeten karbonca zenginleşmiş kalıntı östenitlerin martenzite dönüşümü kademeli olarak gerçekleşir. Karbon oranı diğerlerine göre daha yüksek olan kalıntı östenitlerin depolayacağı dönüşüm enerjisi artacağından martenzite dönüşümü gecikecektir. Bu da çelik yüzeyindeki deformasyon sertleşmesi oranını arttıracaktır [10,24,26,59,60]. Şekil 5.4 incelendiğinde, QP2, QP3, QP5 ve QP8 numunelerinin normal yüzeylerine oranla aşınma yüzeylerinin sertliğinin arttığı görülmektedir. Aşınma testi süresince mikroyapıda gerçekleşen faz dönüşümleri ve/veya aşınma yüzeyinde gerçekleşen farklı aşınma mekanizmalarının sertliği etkilediği düşünülmektedir. Özellikle QT ve QP8 numunelerindeki değişimler incelendiğinde sertlik değerlerinin yakın olmasına rağmen %20' ye yakın kalıntı östenit içeriğine sahip QP8 numunesinde deformasyon sertleşmesi mekanizmasının meydana geldiği ve aşınma yüzeyi sertliğinin arttığı sonucuna varılmıştır.



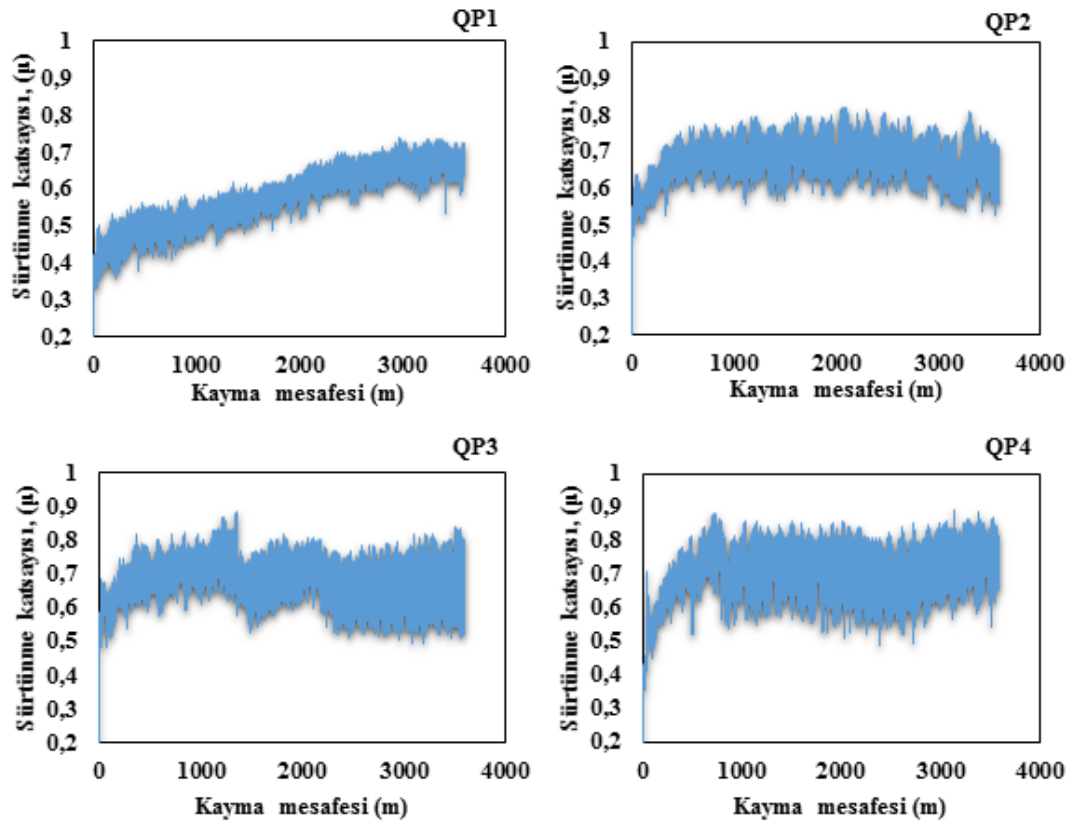
Şekil 5.4. Isıl işlem uygulanan numunelerin normal ve aşınma yüzeylerine ait Rockwell C sertlik değerleri ((QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s), (QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s)

5.4. Aşınma Testi Sonuçları

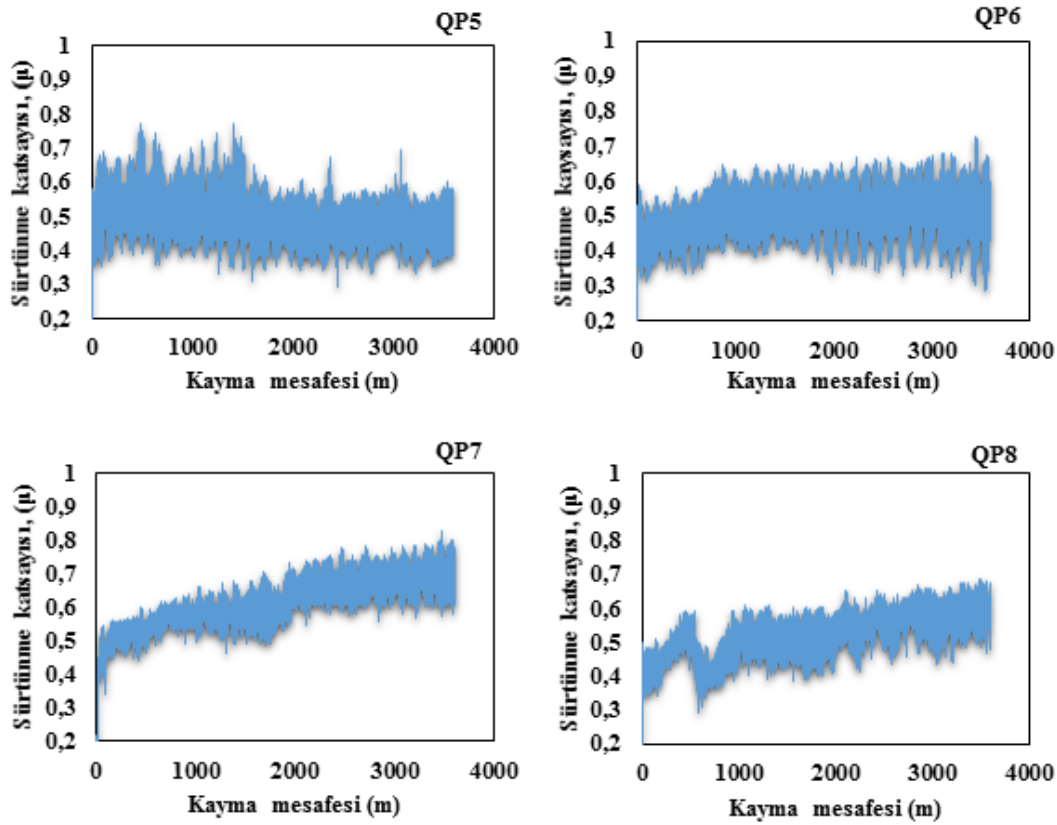
Aşınma testleri, su verme-ayırıştırma ve su verme-temperleme ısıt işlemleri uygulanan tüm numunelere, 20 N yük altında ve kuru kayma ortamında gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri sonucunda Q-T ve Q-P ısıt işlemleri uygulanan çelik numunelerin kayma mesafesine göre sürtünme katsayısındaki değişimleri Şekil 5.5, Şekil 5.6 ve Şekil 5.7’ da verilmiştir.



Şekil 5.5. Q-T numunesinin sürtünme katsayısı grafiği



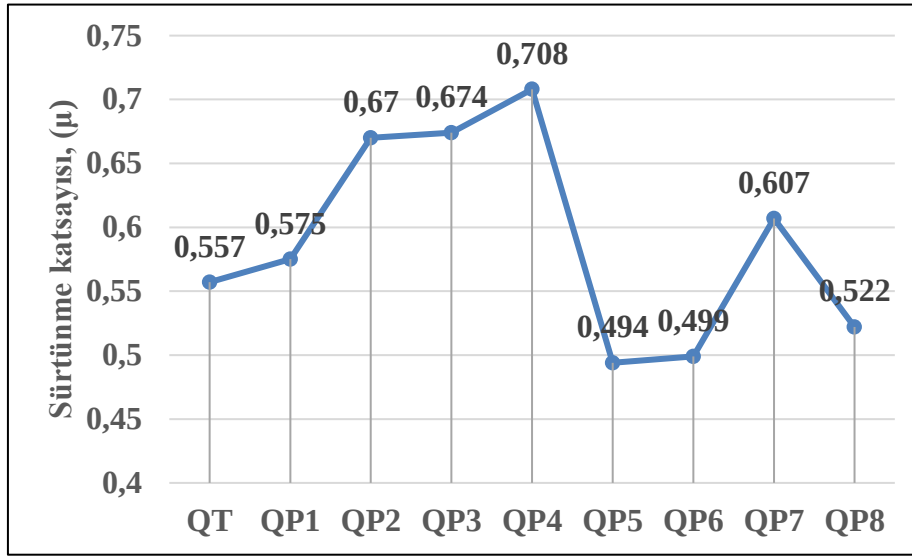
Şekil 5.6. QP1, QP2, QP3 ve QP4 numunelerinin sürtünme katsayısı grafikleri ((QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s)



Şekil 5.7. QP5, QP6, QP7 ve QP8 numunelerinin sürtünme katsayısı grafikleri ((QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s)

Q-T ve Q-P numunelerinin tümünün sürtünme katsayısı değişim eğrilerinde önemli dalgalanmalar gözlemlenmektedir. Q-T ısıtma işlemi uygulanan numunenin sürtünme katsayısı, kayma mesafesi boyunca çok az miktarda artışlarla değişmektedir (Şekil 5.5). Şekil 5.6’ da verilen QP1, QP4 numunelerinde ve Şekil 5.7’ de QP7 ve QP8 numunelerinde kayma mesafesi boyunca sürtünme katsayıları artarak değişmektedir. Şekil 5.6’ da QP2 ve QP3 numunelerinin grafiğinde kayma olayının başlarında artış gösterdikten sonra dramatik artış-azalışlarla ilerlemektedir. Şekil 5.7’ de QP5 numunesinin sürtünme katsayısının azalma eğiliminde olduğu ve QP6 numunesinin ise diğer numunelere göre ortalama olarak daha düşük miktarda sürtünme katsayısı değerleriyle kararlı ilerlediği görülmektedir. QP5 numunesinin sürtünme katsayısındaki değişimde görülen belirgin azalma, TRIP etkinin bu numunede belirgin bir şekilde etkili olmasıyla açıklanabilir. Aşınma süresince sürtünme katsayısının azalması, yüzey sertliğinin kademeli olarak artmasıyla gerçekleşir. Genel olarak aşınma davranışı, malzemenin sertliğiyle ilişkilendirilmektedir [73].

Şekil 5.8’ de ısıt işlem uygulanmış bütün numunelerin kayma mesafesi boyunca değişen sürtünme katsayısının ortalama değerleri verilmiştir. Şekilde en düşük sürtünme katsayısı değerlerinin, QP5 (280°C/350°C-10 s), QP6 (280°C/350°C-100 s) ve (QP8) 280°C/450°C-100 s ile elde edildiği görülmektedir. QP5, QP6 ve QP8 numunelerinin sahip olduğu sürtünme katsayısı değerlerinin, QT numunesinden düşük olduğu gözlemlenmiştir ve aşınmaya karşı direnç göstermede bu üç Q-P numunesi değişkenlerinin, klasik su verme-temperleme işlemine göre daha iyi sonuç vermiş olduğu sonucuna varılmıştır.

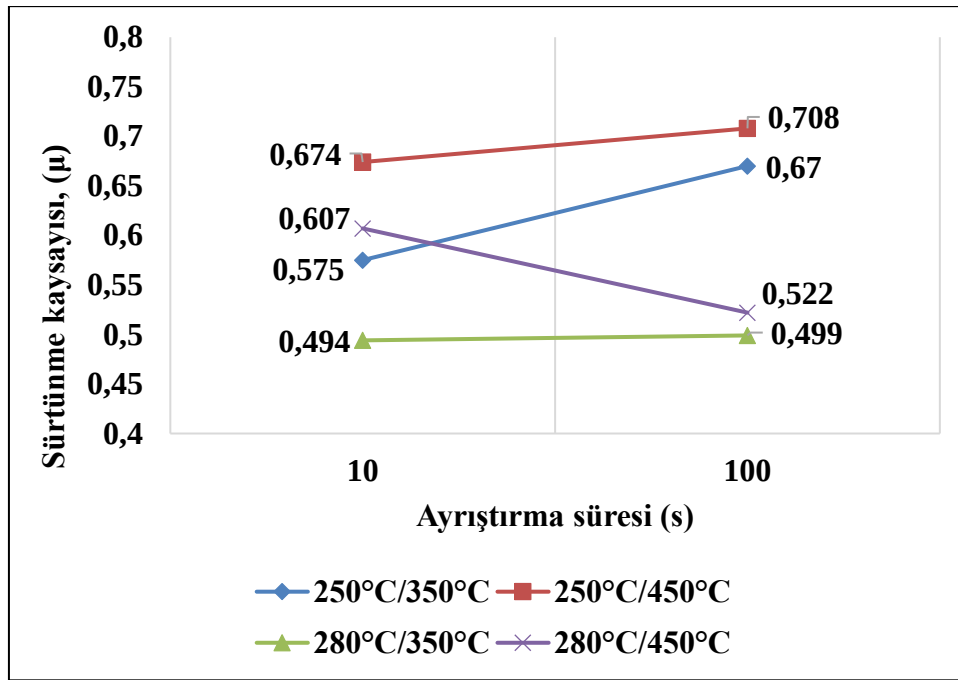


Şekil 5.8. Q-P ve Q-T ısıt işlemleri uygulanmış tüm numunelerin kayma mesafesi boyunca ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin karşılaştırması: (QT) 555°C’ de 1 saat temperlenmiş, (QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s, (QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s

Malzeme yüzey sertliğinin artması, malzemenin aşınma performansı için oldukça önemlidir. Aşınma yüzeyinin sertliği, aşınma olayı sırasında mikroyapıdaki karbonca zenginleşmiş kalıntı östenitin martenzite dönüşümüyle geliştirilir [26]. Su verme-ayrıştırma ısıt işlemi sırasında mikroyapıda karbonca zenginleşen kalıntı östenit miktarının artması ile çelik üzerinde TRIP etki sayesinde daha kalın sertleşmiş (martenzitik) tabakanın oluşması sağlanmaktadır. Böylece çeliğin sürtünme katsayısının düştüğü, aşınma özelliklerinde iyileşme olduğu kaynaklarda belirtilmektedir [9,10]. Numunelerin aşınma yüzey sertlikleri normal yüzey sertliklerine göre değerlendirildiğinde (Bkz. Şekil 5.4), QP2, QP3, QP5 ve QP8’ in aşınma yüzey sertliklerinin daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Kayma mesafesi boyunca sürtünme katsayısı azalan QP2, QP3 ve QP5

numunelerinin deformasyon sertleşmesi gösteren çelikler arasında olması TRIP etkinin etkinliğini göstermektedir. QP8' in kayma mesafesi boyunca azalan sürtünme katsayısı değerlerine sahip olmamasına rağmen, ortalama sürtünme katsayısı değeri en düşük değerler arasında olmasından dolayı deformasyon sertleşmesi mekanizmasının etkin olduğu düşünülmektedir (Bkz. Şekil 5.7 ve Şekil 5.8).

Şekil 5.9' de su verme-ayırıştırma ısıtma işlemi ile farklı ayırıştırma süreleri ve sıcaklıklarında ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin sürtünme katsayılarındaki değişimler gösterilmiştir. Ayırıştırma süresinin 10 s' den 100 s' ye arttırıldığı numunelerde, 280°C /450°C süreçleri hariç sürtünme katsayısının artan ayırıştırma süresiyle arttığı sonucuna varılmıştır.



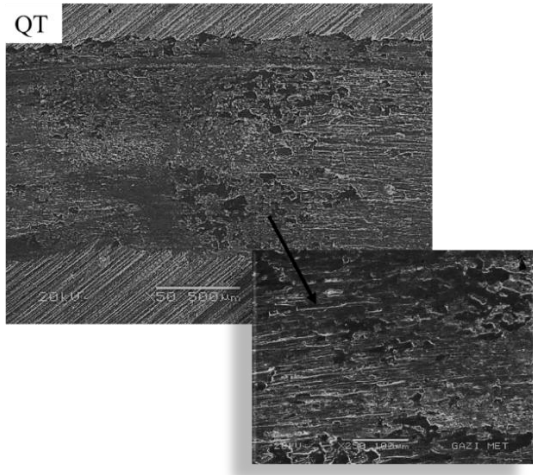
Şekil 5.9. Su verme-ayırıştırma ısıtma işlemi uygulanan numunelerin farklı ayırıştırma süreleri ve sıcaklıklarına göre ball-on-disc yöntemiyle ölçülmüş ortalama sürtünme katsayısı değerleri ((QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s, (QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s)

Daha yüksek ilk su verme sıcaklığıyla (280°C) elde edilen, daha yüksek kalıntı östenit yüzdesi (Bkz. Eş. 2.1' göre tahmin edilen) sürtünme katsayısı ortalama değerlerinin düşmesine neden olduğu Şekil 5.8' de görülmektedir. Kalıntı östenit miktarının artması, çelik yüzeyinde gerçekleşecek deformasyon sertleşmesi oranını artırır. Bu sayede sürtünme katsayısı değerlerinin, artan deformasyon sertleşmesi etkisiyle arttığı

kaynaklarda vurgulanmaktadır [10,15,26]. Bu çalışmada nihai kalıntı östenit yüzdesinin (son su verme işleminden sonra oda sıcaklığında bulunan kalıntı östenit) hesaplanamamasına rağmen, ilk su verme sıcaklığında tahmin edilen kalın östenit miktarıyla yorum yapılabilmektedir.

Çeliklerin yüzey sertlikleri, gösterdikleri aşınma dayanımıyla direkt olarak ilişkilidir [10,15,26]. Sahip olunan yüksek sertliklerle düşük sürtünme katsayı değerleri elde etmek mümkündür. Fakat Q-T numunesinin sahip olduğu düşük sertlik değerine rağmen daha yüksek sertlik değerlerine sahip bazı Q-P numunelerine (QP1, QP2, QP3, QP4 ve QP7) göre daha düşük sürtünme katsayısı değerine sahip olduğu sonucuna varılmıştır (Bkz. Şekil 5.8).

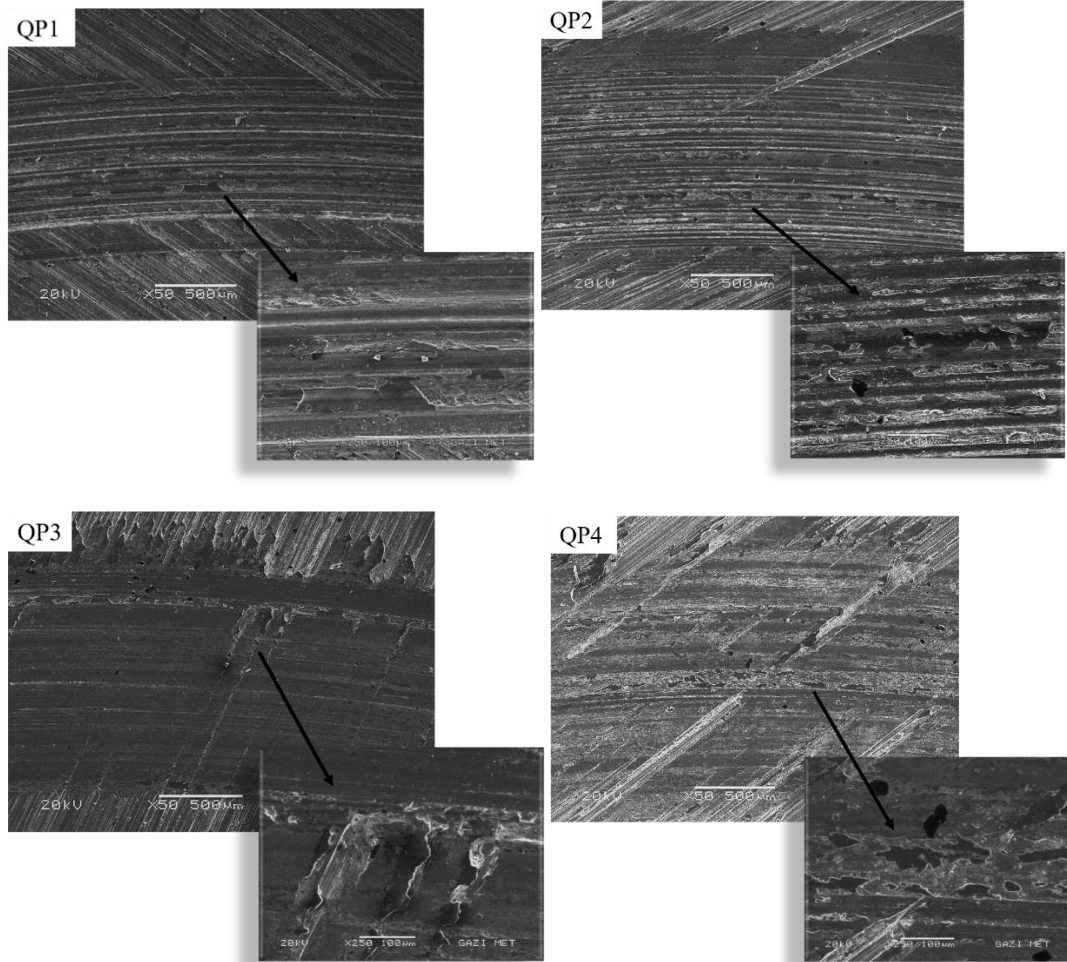
Resim 5.15’ te Q-T ısıt işlem numunesinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü verilmiştir. Aşınma yolu boyunca yüzey incelendiğinde, aşınma hasarının koparak ayrılan metal parçalarının yer yer yüzeye sıvanmasıyla oluştuğu gözlemlenmiştir. Dolayısıyla bu numunede adhezif aşınma mekanizmasının baskın olarak rol oynadığı tespit edilmiştir.



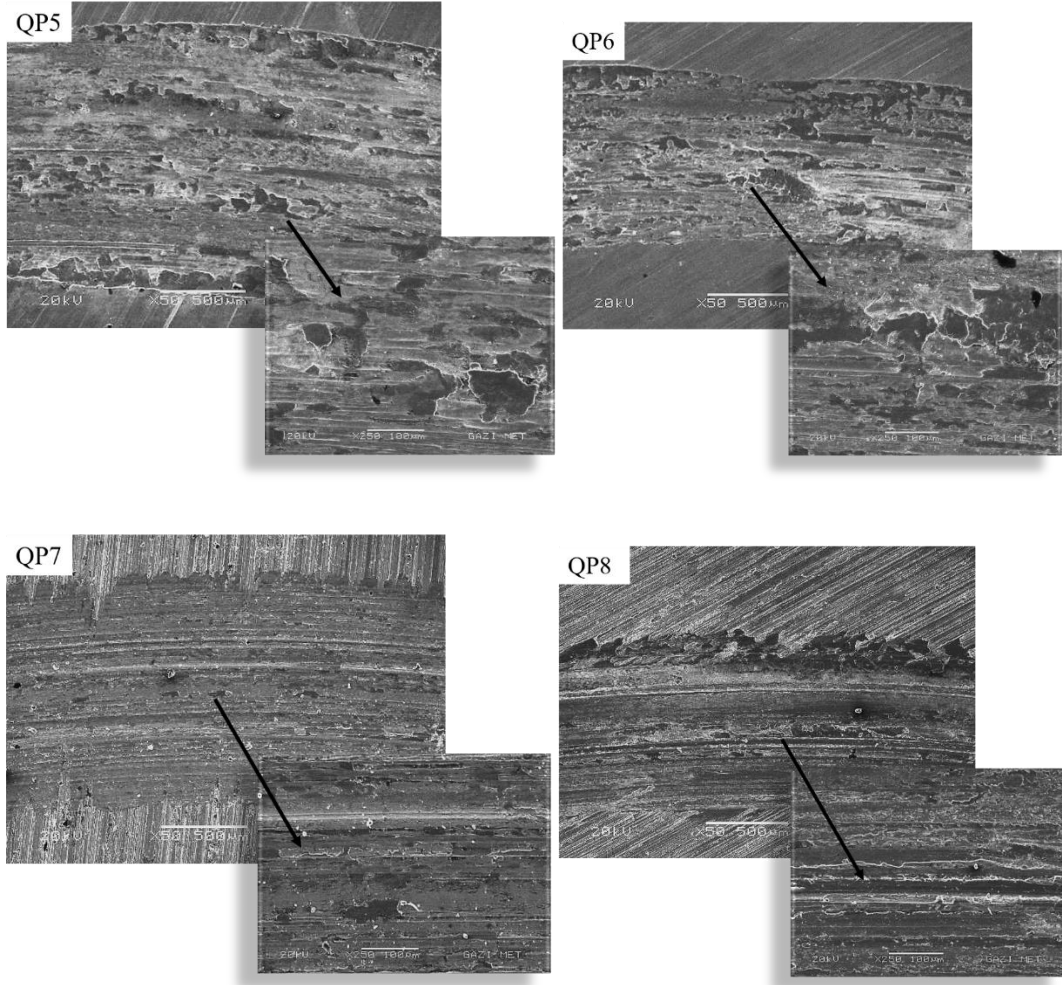
Resim 5.15. Su verme-temperleme (555°C’ de 60 dk temperleme) numunesinin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü

Resim 5.16 ve 5.17’ de Q-P ısıt işlem numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. QP1 ve QP2 numunelerinin aşınma yüzeylerinde, aşınma çizgilerinin belirgin olduğu görülmüştür. Çizgisel kanallar olarak gelişen aşınmanın yanında yüzeyden kazınarak kopan metal parçalarının yüzeye yapışarak sıvandığı da görülmektedir. QP1 ve QP2 numunelerinde abrazif aşınma mekanizmasının devreye girmeye başladığı, ancak

QP2 numunesinde yine adhesif aşınma mekanizmasının baskın olduğu görülmektedir. QP3 parçası aşınma yüzeyinin, daha düzgün, homojen ve baskın aşınma mekanizmasının abrazif aşınma olduğu belirlenmiştir. QP4 parçasında aşınmanın adhezif ve abrazif mekanizması ile gerçekleştiği ve abrazif aşınma mekanizmasının kısmen baskın olduğu belirlenmiştir [74]. QP5 ve QP6 parçalarının aşınma yüzeylerinde, aşınma hasarının şiddetli olduğu ve yüzeyin tabakalaştığı görülmektedir. Ayrıca QP6 numunesinde aşınma izinin diğerlerine göre daha dar olduğu ve aşındırıcı bilyanın aşınma iz kenarlarını sıyırıp geçtiği görülmektedir. QP7 ve QP8’ de ise aşınmanın çizgisel olduğu ve aşınma yolunun merkezinde kanallar oluşarak ilerlediği gözlemlenmiştir.

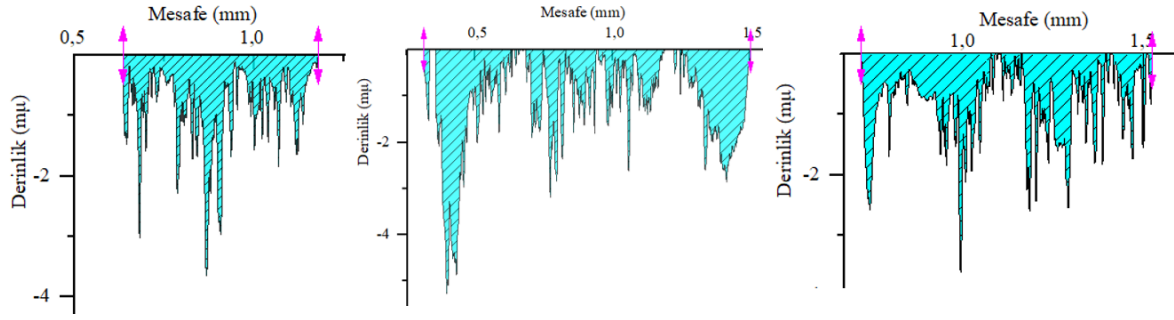


Resim 5.16. QP1, QP2, QP3 ve QP4 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri ((QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s)

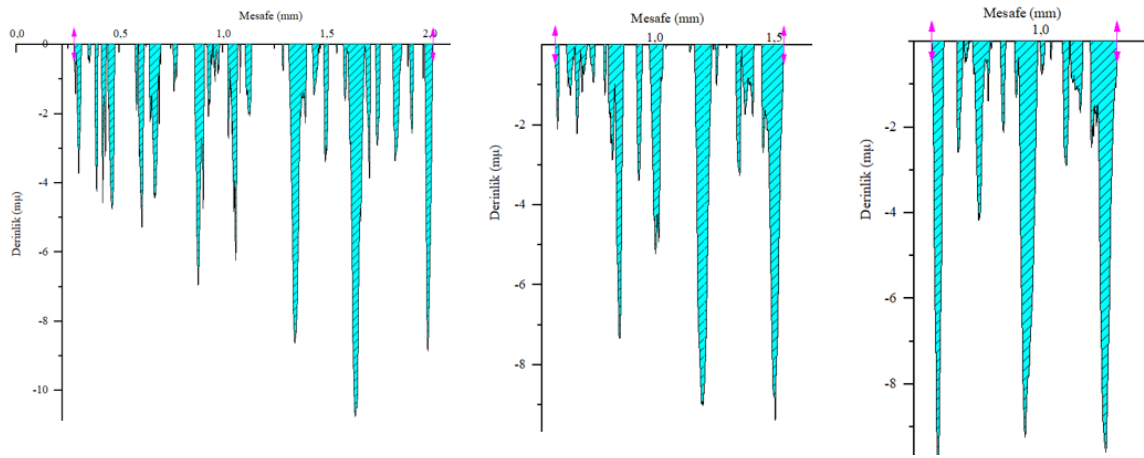


Resim 5.17. QP5, QP6, QP7 ve QP8 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri ((QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s)

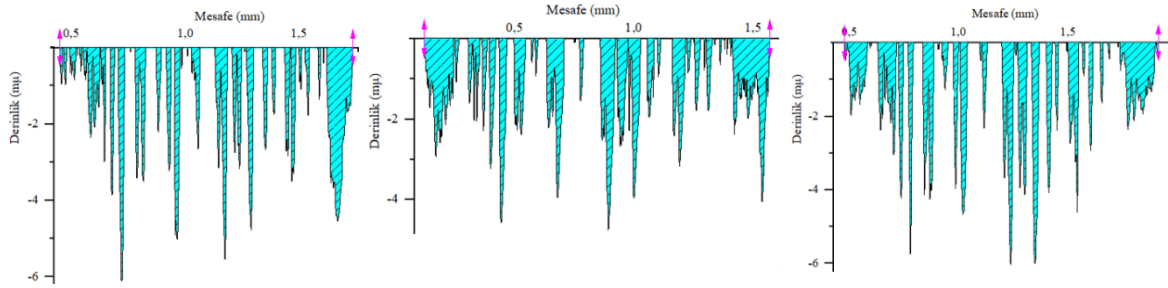
Isıl işlem parçalarında gerçekleştirilen aşınma testi sonrasında yüzeyde oluşan aşınma yolu iz profilleri Şekil 5.10, 5.11, 5.12, 5.13, 5.14, 5.15, 5.16, 5.17 ve 5.18’ de verilmiştir. Aşınma iz profilleri incelendiğinde QT, QP3 ve QP6 parçalarının aşınma izleri, diğerlerine göre daha yüzeysel ve dar alanda gerçekleştiği sonucuna varılmıştır (Bkz. Şekil 5.10, 5.13 ve 5.16). Daha derinlemesine çizikler halinde aşınma profiline sahip QP1, QP2, QP7 ve QP8 parçalarının aşınma yüzeyi SEM görüntülerinde de aşınma çiziklerinin derin kanallar halinde ilerlediği gözlenmiştir (Bkz. Resim 5.16 ve 5.17).



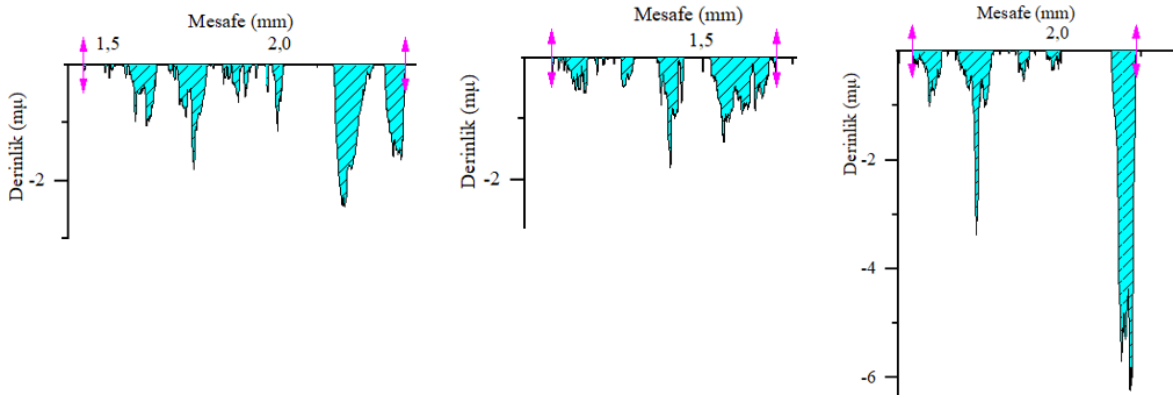
Şekil 5.10. QT ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri



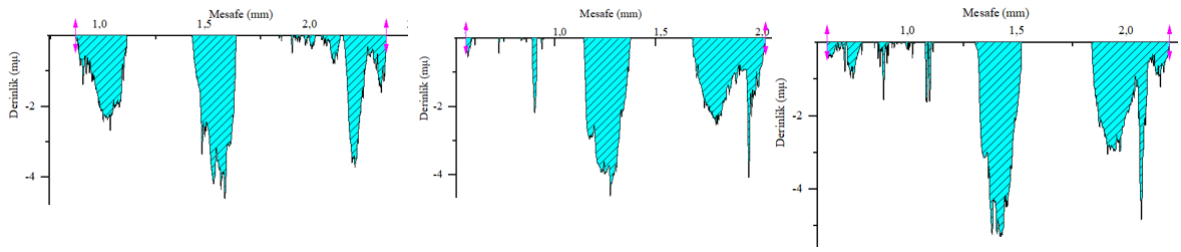
Şekil 5.11. QP1 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri



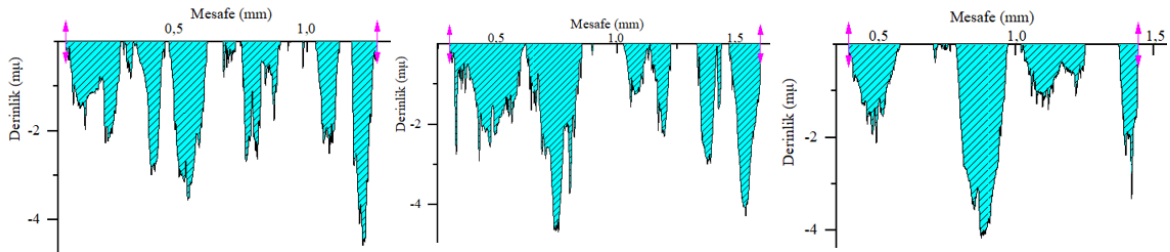
Şekil 5.12. QP2 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri



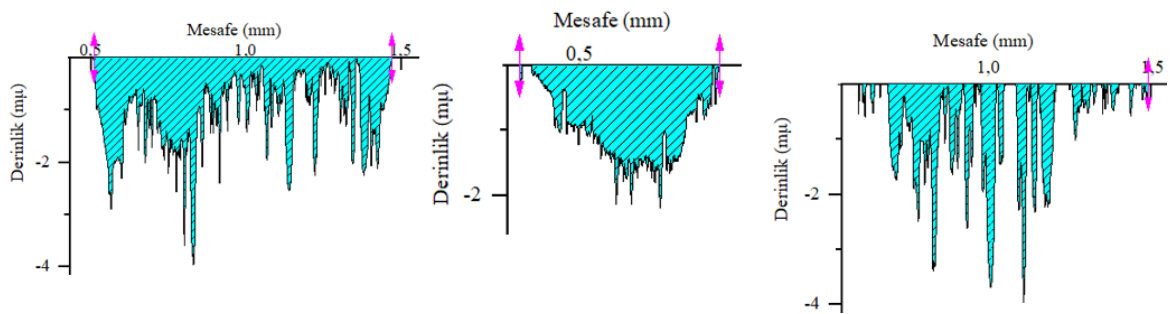
Şekil 5.13. QP3 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri



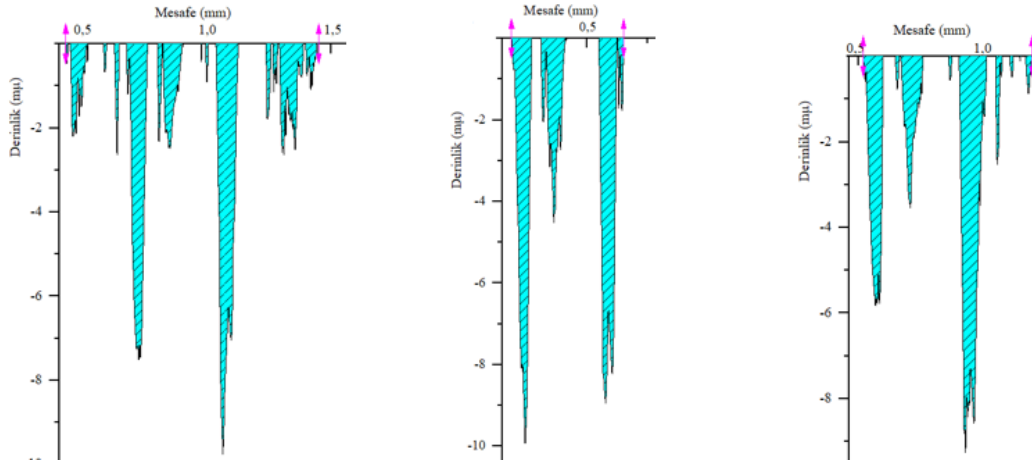
Şekil 5.14. QP4 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri



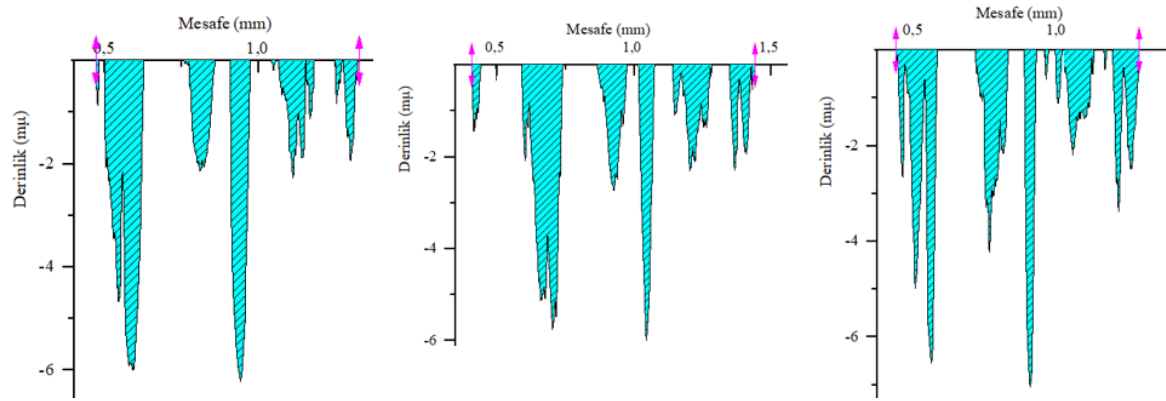
Şekil 5.15. QP5 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri



Şekil 5.16. QP6 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri

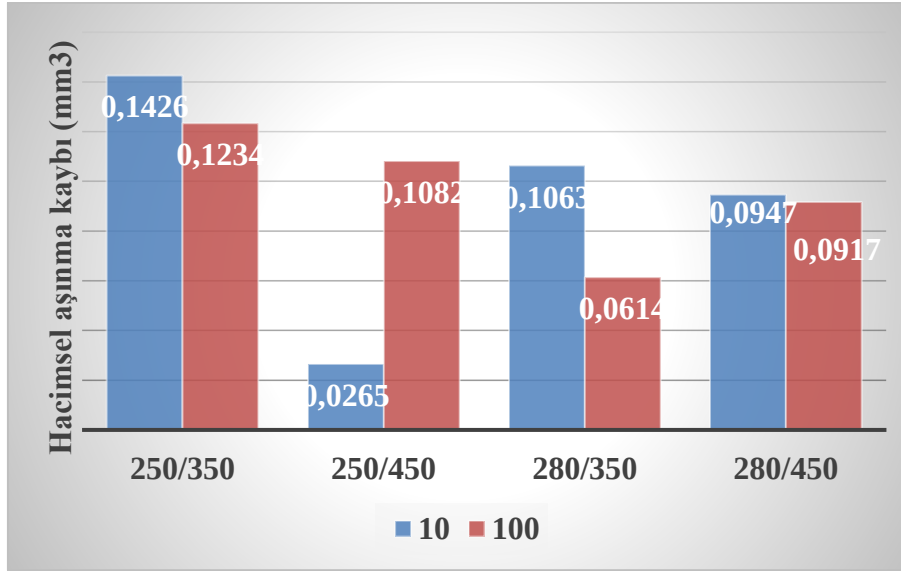


Şekil 5.17. QP7 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri



Şekil 5.18. QP8 ısıt işlem numunesinin aşınma yolu boyunca üç farklı noktadan alınmış aşınma iz profilleri

Şekil 5.19' da aşınma kayıpları hacimsel olarak değerlendirildiğinde, en az aşınma (QP3) 250°C/450°C-10 s ısıt işlem parçasında gerçekleşmiştir. QP3' ün aşınma yüzeyi incelendiğinde yüzeyin nispeten daha düzgün ve az aşınmış olduğu tespit edilmiştir (Bkz. Resim 5.16). Ayrıca QP3 parçasında aşınmanın yüzeysel çizikler şeklinde gerçekleştiği aşınma iz profillerinden belirlenmiştir (Bkz. Şekil 5.13). QP3' ün sahip olduğu bu aşınma özellikleri, aşınma yüzeyinin normal yüzeye göre daha sert olmasıyla açıklanabilir (Bkz. Şekil 5.4). Aşınma yüzeyindeki sertlik artışı, Q-P ısıt işleminin sağladığı TRIP etkiden kaynaklanmaktadır [7,42]. TRIP etki ile gerçekleşen deformasyon sertleşmesi mekanizması, (kalıntı östenitlerin martenzitlere dönüşmesi) çelik yüzeyinde daha sert bir tabakanın oluşmasını sağlayarak yüzey çatlakları ve kopmalarının meydana gelmesine engel olmaktadır [22].



Şekil 5.19. Q-P ısıt işlem numunelerinin aşınma yüzeyinde oluşan hacimsel aşınma kayıpları ((QP1) 250°C/350°C-10 s, (QP2) 250°C/350°C-100 s, (QP3) 250°C/450°C-10 s, (QP4) 250°C/450°C-100 s, (QP5) 280°C/350°C-10 s, (QP6) 280°C/350°C-100 s, (QP7) 280°C/450°C-10 s, (QP8) 280°C/450°C-100 s)

Q-T ısıt işlem parçasında gerçekleşen hacimsel aşınma kaybı, 0,068 mm³ tür. Özellikle aşınma yüzeyinden metalin kopup sıvanmasıyla oluşan aşınma hasarında, hacimsel aşınma kaybının nispeten daha düşük olduğu görülmektedir (QT, QP3 ve QP6) (Bkz. Şekil 5.19).

Isıl işlem parçalarının hacimsel aşınma kayıplarını, ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin (Bkz. Şekil 5.8) etkilemediği ve daha çok kayma mesafesi boyunca değişen sürtünme katsayısı değişimlerinin (Bkz. Şekil 5.5, 5.6 ve 5.7) etkilediği tespit edilmiştir.

Aşınma kaybının, sertlikle direkt bağlantılı olarak değişmediği görülmektedir. Aşınma süresince yüzeyde gerçekleşen aşınma mekanizmaları mikroyapıdaki farklılıklardan etkilenmektedir. Kayma mesafesi boyunca sürtünme kuvvetiyle artan sıcaklık, aşınma yüzeyinin özelliklerini ve aşınma kayıplarını etkilemektedir [75].

QP8 parçasının aşınma yüzeyinde gerçekleşen sertlik artışı, sahip olduğu nispeten yüksek (% 19,4 RA) kalıntı östenit miktarından kaynaklanmaktadır. Kalıntı östenitlerin aşınma sırasında TRIP etki göstererek martenzit fazına dönüşmesi, yüzey sertliğinin artmasına sebep olmaktadır [59]. Artan yüzey sertlik değerine rağmen, hacimsel aşınma kaybı değerinin ortalama değerde olduğu ve çok fazla azalmadığı belirlenmiştir.

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında elde edilen sonuçlar ve öneriler aşağıda maddeler halinde verilmiştir;

- Q-P ısıtıl işlemi ile amaçlanan, martenzit ve kalıntı östenitten oluşan mikroyapı elde edilmiştir. Kalıntı östenitlerin, martenzit fazı sınırlarında ince film halinde oluştuğu gözlemlenmiştir.
- Q-P ısıtıl işleminde, ilk su verme adımından sonra oluşan dönüşmemiş östenitlerin, ayrıştırma adımından sonra yeterince karbon kazanamadığı zaman, son su verme işleminde yeni martenzitlere dönüşmüş olduğu gözlemlenmiştir.
- Q-P numuneleri, sahip olduğu martenzitik mikroyapıdan dolayı temperlenmiş martenzit mikroyapıya sahip Q-T numunesinden daha yüksek sertlik değerlerine sahiptir.
- Q-P numunelerinin mikroyapısında gözlenen film tipi kalıntı östenitler, XRD analizinde kullanılan Cu radyasyonu ile tespit edilememiştir.
- QP8 numunesi üzerinde Cr radyasyonu ile gerçekleştirilen XRD analizi sonucunda %19,4 oranında kalıntı östenit bulunduğu tespit edilmiştir. Bu numunenin yüksek kalıntı östenit içeriği, Q-P ısıtıl işlem parçaları arasında en düşük Brinell sertlik değerine (407 BSD) sahip olmasına neden olmuştur. Ayrıca sahip olduğu yüksek kalıntı östenit içeriği, aşınma testi sırasında aşınma yüzeyi sertliğinin artmasına sebep olmuştur (40,2 RC' den 41,1 RC' ye).
- QP3 (250°C/450°C-10 s) numunesinde en düşük hacimsel aşınma kaybı elde edilmiştir. Aşınma testi süresince sürtünme katsayı değerlerinin azalması ve aşınma yüzeyi sertliğinin normal yüzey sertliğine göre % 5,6 oranında artmasından dolayı aşınmaya karşı en yüksek dirence sahip Q-P numunesi olduğu sonucuna varılmıştır.
- Q-T numunesi aşınma yüzeyinde şiddetli aşınma izleri oluşmasına rağmen hacimsel aşınma kaybının birçok Q-P parçasından daha az olduğu sonucu elde edilmiştir. Öte yandan sürtünme katsayısı olarak değerlendirildiğinde, daha fazla sayıda Q-P numunesinin, Q-T numunesinden daha düşük sürtünme katsayısı değerleri gösterdiği tespit edilmiştir.

KAYNAKLAR

1. Qu, H. (2013). *Advanced high strength steel through paraequilibrium carbon partitioning and austenite stabilization*, Doctor of Philosophy, Case Western Reserve University, Cleveland.
2. Kolk, A. J. (2014). *Is retained austenite controlling the mechanical properties of Q&P steels?*, Master's Thesis, Delft University of Technology, Netherlands, 17-238.
3. de Diego-Calderón, I., De Knijf, D., Monclús, M. A., Molina-Aldareguia, J. M., Sabirov, I., Föjer, C., & Petrov, R. H. (2015). Global and local deformation behavior and mechanical properties of individual phases in a quenched and partitioned steel. *Materials Science and Engineering: A*, 630, 27-35.
4. Tariq, F., & Baloch, R. A. (2014). One-Step Quenching and Partitioning Heat Treatment of Medium Carbon Low Alloy Steel. *Journal of materials engineering and performance*, 23(5), 1726-1739.
5. Arlazarov, A., Bouaziz, O., Masse, J. P., & Kegel, F. (2015). Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels. *Materials Science and Engineering: A*, 620, 293-300.
6. Gao, G., Zhang, H., Tan, Z., Liu, W., & Bai, B. (2013). A carbide-free bainite/martensite/austenite triplex steel with enhanced mechanical properties treated by a novel quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 559, 165-169.
7. Wang, L., & Speer, J. G. (2013). Quenching and partitioning steel heat treatment. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2(4), 268-281.
8. Santofimia, M. J., Zhao, L., & Sietsma, J. (2009). Microstructural evolution of a low-carbon steel during application of quenching and partitioning heat treatments after partial austenitization. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40(1), 46.
9. Zhou, W., Sun, Y., Wang, Q., & Ding, L. (2016). Effect of quenching and partitioning process to low-alloy wear resistant steel. *Journal of Materials Research*, 31(5), 663-669.
10. Wang, C., Li, X., Chang, Y., Han, S., & Dong, H. (2016). Comparison of three-body impact abrasive wear behaviors for quenching–partitioning–tempering and quenching–tempering 20Si2Ni3 steels. *Wear*, 362, 121-128.
11. Wijanarko, W., Sutikno, W. B., & Sidharta, I. (2016). Experimental Study of the Influence of Quenching and Partitioning Temperature Variation on Retained Austenite Fraction in AISI 4140 Steel. *ARNP Journal of Engineering and Applied Sciences*, 11, 926-930.

12. de Diego Calderon, M. I., De Knijf, D., Molina-Aldareguia, J. M., Sabirov, I., Fojer, C., & Petrov, R. (2015). Effect of Q&P parameters on microstructure development and mechanical behaviour of Q&P steels. *Revista de Metalurgia*, 51(1).
13. Yan, S., Liu, X., Liu, W. J., Lan, H., & Wu, H. (2015). Comparison on mechanical properties and microstructure of a C–Mn–Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) and quenching and tempering (Q&T) processes. *Materials Science and Engineering: A*, 620, 58-66.
14. de Diego-Calderón, I., Sabirov, I., Molina-Aldareguia, J. M., Föjer, C., Thiessen, R., & Petrov, R. H. (2016). Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties. *Materials Science and Engineering: A*, 657, 136-146.
15. Kim, H. J., & Kweon, Y. G. (1996). The effects of retained austenite on dry sliding wear behavior of carburized steels. *Wear*, 193(1), 8-15.
16. Lu, J., Yu, H., Kang, P., Duan, X., & Song, C. (2018). Study of microstructure, mechanical properties and impact-abrasive wear behavior of medium-carbon steel treated by quenching and partitioning (Q&P) process. *Wear*, 414, 21-30.
17. Liu, L., He, B. B., Cheng, G. J., Yen, H. W., & Huang, M. X. (2018). Optimum properties of quenching and partitioning steels achieved by balancing fraction and stability of retained austenite. *Scripta Materialia*, 150, 1-6.
18. Jin, J. W., Park, Y. D., Nam, D. G., Lee, S. B., Kim, S. I., Kang, N. H., & Cho, K. M. (2009). Comparative analysis of strengthening with respect to microstructural evolution for 0.2 carbon DP, TRIP, Q&P steels. *Korean Journal of Materials Research*, 19(6), 293-299.
19. Li, H. Y., Lu, X. W., Wu, X. C., Min, Y. A., & Jin, X. J. (2010). Bainitic transformation during the two-step quenching and partitioning process in a medium carbon steel containing silicon. *Materials Science and Engineering: A*, 527(23), 6255-6259.
20. Tobata, J., Ngo-Huynh, K. L., Nakada, N., Tsuchiyama, T., & Takaki, S. (2012). Role of silicon in quenching and partitioning treatment of low-carbon martensitic stainless steel. *ISIJ international*, 52(7), 1377-1382.
21. De Knijf, D., Petrov, R., Föjer, C., & Kestens, L. A. (2014). Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. *Materials Science and Engineering: A*, 615, 107-115.
22. Haiko, O., Somani, M., Porter, D., Kantanen, P., Kömi, J., Ojala, N., & Heino, V. (2018). Comparison of impact-abrasive wear characteristics and performance of direct quenched (DQ) and direct quenched and partitioned (DQ&P) steels. *Wear*, 400, 21-30.
23. Yan, S., Liu, X., Liu, W. J., Lan, H., & Wu, H. (2015). Microstructural evolution and mechanical properties of low-carbon steel treated by a two-step quenching and partitioning process. *Materials Science and Engineering: A*, 640, 137-146.

24. Hu, F., Wu, K. M., & Hodgson, P. D. (2016). Effect of retained austenite on wear resistance of nanostructured dual phase steels. *Materials Science and Technology*, 32(1), 40-48.
25. Tan, X., Xu, Y., Yang, X., & Wu, D. (2014). Microstructure-properties relationship in a one-step quenched and partitioned steel. *Materials Science and Engineering: A*, 589, 101-111.
26. Dong, H. Y., Wu, K. M., Wang, X. L., Hou, T. P., & Yan, R. (2018). A comparative study on the three-body abrasive wear performance of Q&P processing and low-temperature bainitic transformation for a medium-carbon dual-phase steel. *Wear*, 402, 21-29.
27. Bigg, T. D. (2011). *Quenching and partitioning: a new steel heat treatment concept* (Doctoral dissertation, University of Leeds).
28. Billur, E., Çetin, B., & Gurleyik, M. (2016). New Generation Advanced High Strength Steels: Developments, Trends and Constraints. *International Journal of Scientific and Technological Research*, 2(1), 50-62.
29. Nyyssönen, T. (2017). *Quenching and partitioning of high-aluminum steels*, Doctoral Thesis, Tampere University Technology, Finland.
30. Toji, Y., Miyamoto, G., & Raabe, D. (2015). Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. *Acta Materialia*, 86, 137-147.
31. Kahkonen, J. (2016). *Quenching and partitioning response of carbon-manganese-silicon sheet steels containing nickel, molybdenum, aluminum and copper additions* (Doctoral dissertation, Colorado School of Mines. Arthur Lakes Library).
32. de Diego-Calderon, I., Rodriguez-Calvillo, P., Lara, A., Molina-Aldareguia, J. M., Petrov, R. H., De Knijf, D., & Sabirov, I. (2015). Effect of microstructure on fatigue behavior of advanced high strength steels produced by quenching and partitioning and the role of retained austenite. *Materials Science and Engineering: A*, 641, 215-224.
33. Speer, J. G., Assunção, F. C. R., Matlock, D. K., & Edmonds, D. V. (2005). The "quenching and partitioning" process: background and recent progress. *Materials Research*, 8(4), 417-423.
34. Hu, Y. (2016). *Phase Transformations in Steels during Quenching and Partitioning Heat Treatment*, Master's Thesis, The Delft University of Technology, Netherlands.
35. Hidalgo, J., Celada-Casero, C., & Santofimia, M. J. (2019). Fracture mechanisms and microstructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation. *Materials Science and Engineering: A*, 754, 766-777.
36. HajyAkbar, F., Sietsma, J., Miyamoto, G., Furuhashi, T., & Santofimia, M. J. (2016). Interaction of carbon partitioning, carbide precipitation and bainite formation during the Q&P process in a low C steel. *Acta Materialia*, 104, 72-83.

37. Wang, C. Y., Chang, Y., Yang, J., Cao, W. Q., & Dong, H. (2016). Work hardening behavior and stability of retained austenite for quenched and partitioned steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 23(2), 130-137.
38. Çalığülü, U., Aras, M., & Türkmen, M. (2016). *Temperleme işleminin yağda soğutulan çeliklerin mikroyapı ve sertlik özelliklerine etkisi*. In 4th International Symposium on Innovatite Technologies in Engineering and Science, Alanya (600-607).
39. Rubešová, K., Vorel, I., Jirková, H., & Jeníček, Š. (2018). Effects of Q&P process parameters on properties of 42SiCr steel. *Acta Metallurgica. Slovaca*, 24(2), 126-133.
40. Krauss, G. (1999). Martensite in steel: strength and structure. *Materials Science and Engineering: A*, 273: 40-57.
41. Edmonds, D. V., He, K., Rizzo, F. C., De Cooman, B. C., Matlock, D. K., & Speer, J. G. (2006). Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 438, 25-34.
42. Calderón, D. (2015). *Mechanical properties of advanced high-strength steels produced via quenching and partitioning*. (Doctoral Thesis, Madrid).
43. Karam-Abian, M., Zarei-Hanzaki, A., Abedi, H. R., & Heshmati-Manesh, S. (2016). Micro and macro-mechanical behavior of a transformation-induced plasticity steel developed by thermomechanical processing followed by quenching and partitioning. *Materials Science and Engineering: A*, 651, 233-240.
44. Yang, L. I., Lu, Y. P., Chong, W. A. N. G., Li, S. T., & Chen, L. B. (2011). Phase stability of residual austenite in 60Si2Mn steels treated by quenching and partitioning. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18(2), 70-74.
45. Hauserová, D., Nový, Z., Dlouhý, J., & Motyčka, P. (2011). QP processing of high-strength low-alloyed steel sheets. *Metal'2011*, 1-5.
46. Wang, X. D., Xu, W. Z., Guo, Z. H., Wang, L., & Rong, Y. H. (2010). Carbide characterization in a Nb-microalloyed advanced ultrahigh strength steel after quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 527(15), 3373-3378.
47. Zhou, S., Zhang, K., Wang, Y., Gu, J. F., & Rong, Y. H. (2011). High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 528(27), 8006-8012.
48. Speer, J., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., & Schroth, J. G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta materialia*, 51(9), 2611-2622.

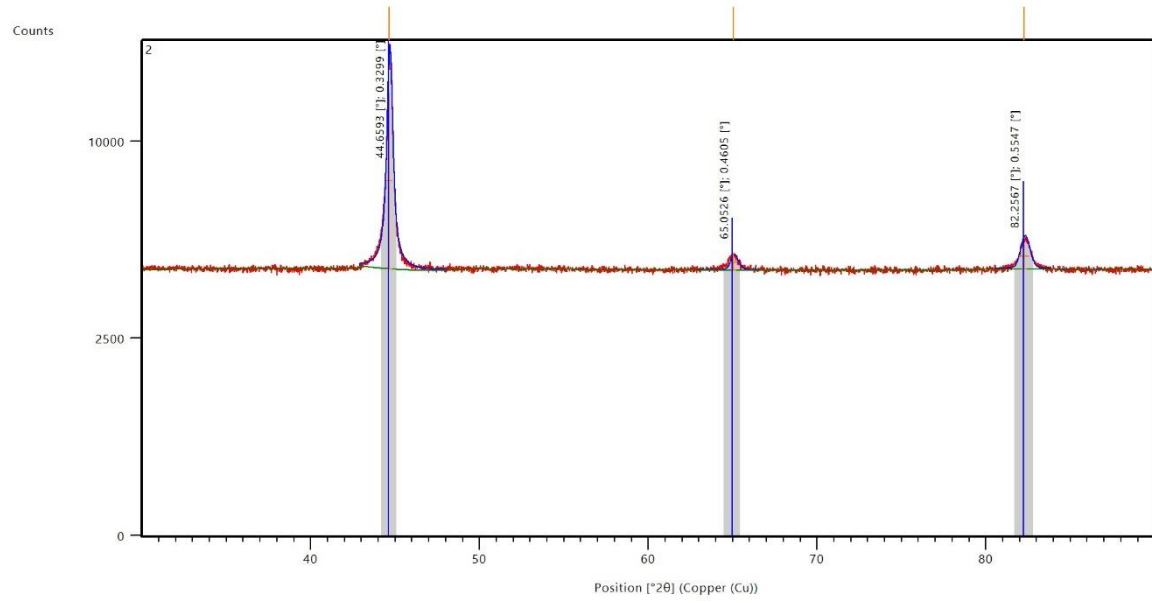
49. Edmonds, D. V., He, K., Rizzo, F., Clarke, A. M. S., Matlock, D. K., & Speer, J. G. (2005). Microstructural features of a new martensitic steel heat treatment: Quenching and Partitioning. *Super High Strength Steels*, 1-2.
50. Pelton, A. D., Koukkari, P., Pajarre, R., & Eriksson, G. (2014). Para-equilibrium phase diagrams. *The Journal of Chemical Thermodynamics*, 72, 16-22.
51. Speer, J. G., Edmonds, D. V., Rizzo, F. C., & Matlock, D. K. (2004). Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8(3-4), 219-237.
52. Minh, T. N. (2008). *Quenching and partitioning of low alloyed steels*. Master's Thesis, The Delft University of Technology, Netherlands.
53. Tsuchiyama, T., Tobata, J., Tao, T., Nakada, N., & Takaki, S. (2012). Quenching and partitioning treatment of a low-carbon martensitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 532, 585-592.
54. Bleck, W., Guo, X., & Ma, Y. (2017). The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels. *Steel Research International*, 88(10), 1700218.
55. Krizan, D. (2006, October). TRIP steels: advanced high strength multiphase steels for automotive applications. In *Proc. Int. Conf. on 'COM-MATTECH', Trnava, Slovakia* (659-668).
56. Ghosh, P., & Dhokey, N. B. (2016). Refinement of tempered martensite structure and its effect on wear mechanism in SAE 8620. *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces*, 10(4), 178-184.
57. Wen, E., Song, R., & Xiong, W. (2019). Effect of Tempering Temperature on Microstructures and Wear Behavior of a 500 HB Grade Wear-Resistant Steel. *Metals*, 9(1), 45.
58. Wang, X. D., Guo, Z. H., & Rong, Y. H. (2011). Mechanism exploration of an ultrahigh strength steel by quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 529, 35-40.
59. Wasiak, K., Skołek, E., & Świątnicki, W. A. *Analysis of the microstructure and wear resistance 35CrSiMn5-5-4 steel after quenching and partitioning*, Baza internetowa Web of Science.
60. Colaco, R., & Vilar, R. (2005). On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel. *Wear*, 258(1-4), 225-231.
61. Sun, S., & Zhao, A. (2018). Effect of microstructure morphology on mechanical properties of quenching and partitioning steel. *Materials Science and Technology*, 34(3), 347-354.

62. Gezicioğlu, Y. (1993). *İslah çeliklerinde sertleşebilirlik ve menevişleme karakteristiklerinin matamatiksel modellenmesi üstüne bilgisayar uyarlaması*, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
63. Fjelldal, R. (2016). *The effects of tempering temperature and direct hardening on mechanical properties of 35M13B and 30M12CB*, Master's Thesis, University of Stavanger, Norway.
64. Tukur, S. A., Usman, M. M., Muhammad, I., & Sulaiman, N. A. (2014). Effect of tempering temperature on mechanical properties of medium carbon steel. *International Journal of Engineering Trends and Technology*, 9(15), 798-800.
65. Talebi, S. H. (2018). *Microstructure evolution and optimization of the tempering heat treatment of a medium-carbon low-alloy steel* (Doctoral dissertation, École de technologie supérieure).
66. Bagliani, E. P., Santofimia, M. J., Zhao, L., Sietsma, J., & Anelli, E. (2013). Microstructure, tensile and toughness properties after quenching and partitioning treatments of a medium-carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 559, 486-495.
67. Claesson, E. (2014). Development of a heat treatment method to form a duplex microstructure of lower bainite and martensite in AISI 4140 steel.
68. Chipalkatti, J. (1999). *Modeling of austenite decomposition in an AISI 4140 steel*, Doctoral Dissertation, University of British Columbia.
69. Li, C. X. The University of Birmingham, UK, A Case Study of Wear Testing. *Surface Engineering*.
70. Wang, C. Y., Shi, J., Cao, W. Q., & Dong, H., (2010). Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel, *Materials Science and Engineering: A*, 527(15): 3442-3449.
71. Jatczak, C. F. (1980). Retained Austenite and its Measurement by X-ray Diffraction. *SAE Transactions*, 89(2): 1657-1676.
72. Callister, W. D., & Retwisch, D. G. (2014). *Malzeme bilimi ve Mühendisliği*. Nobel Akademik Yayıncılık, Ankara.
73. Narayanaswamy, B., Hodgson, P., Timokhina, I., & Beladi, H. (2016). The impact of retained austenite characteristics on the two-body abrasive wear behavior of ultrahigh strength Bainitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(10), 4883-4895.
74. Kumar, N., Gautam, G., Gautam, R. K., Mohan, A., & Mohan, S. (2016). Wear, friction and profilometer studies of insitu AA5052/ZrB2 composites. *Tribology International*, 97, 313-326.

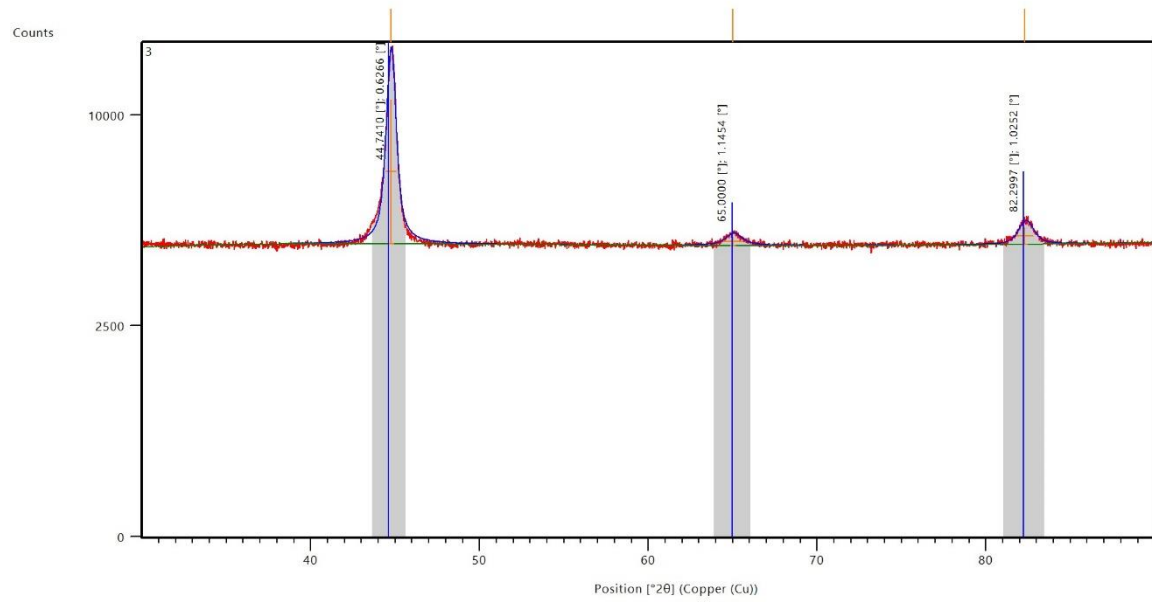
75. Wang, Y., & Lei, T. (1996). Wear behavior of steel 1080 with different microstructures during dry sliding. *Wear*, 194(1-2), 44-53.

EKLER

EK-1. Q-T ve Q-P numunelerinin XRD desenleri

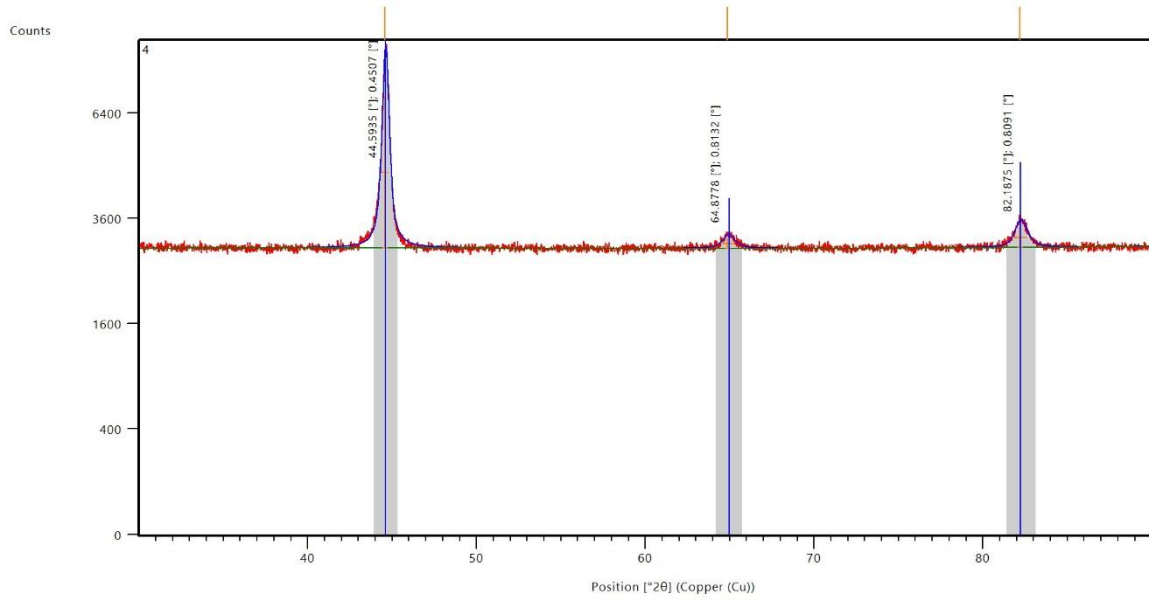


Şekil 1.1. Q-T numunesi XRD deseni

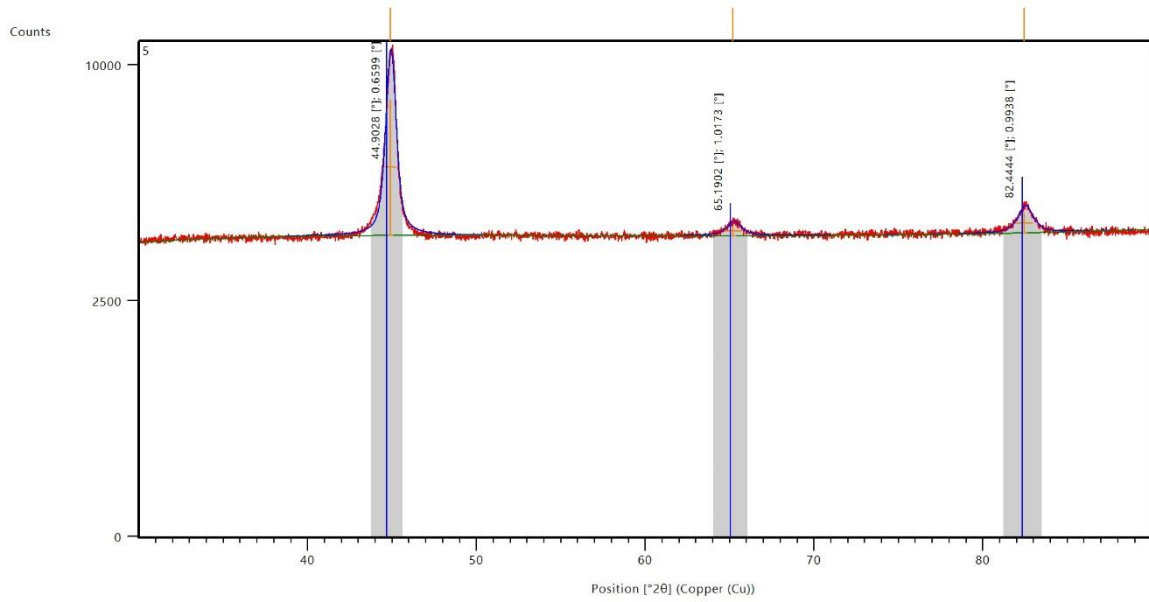


Şekil 1.2. QP1 numunesi XRD deseni

EK-1. (devam) Q-T ve Q-P numunelerinin XRD desenleri

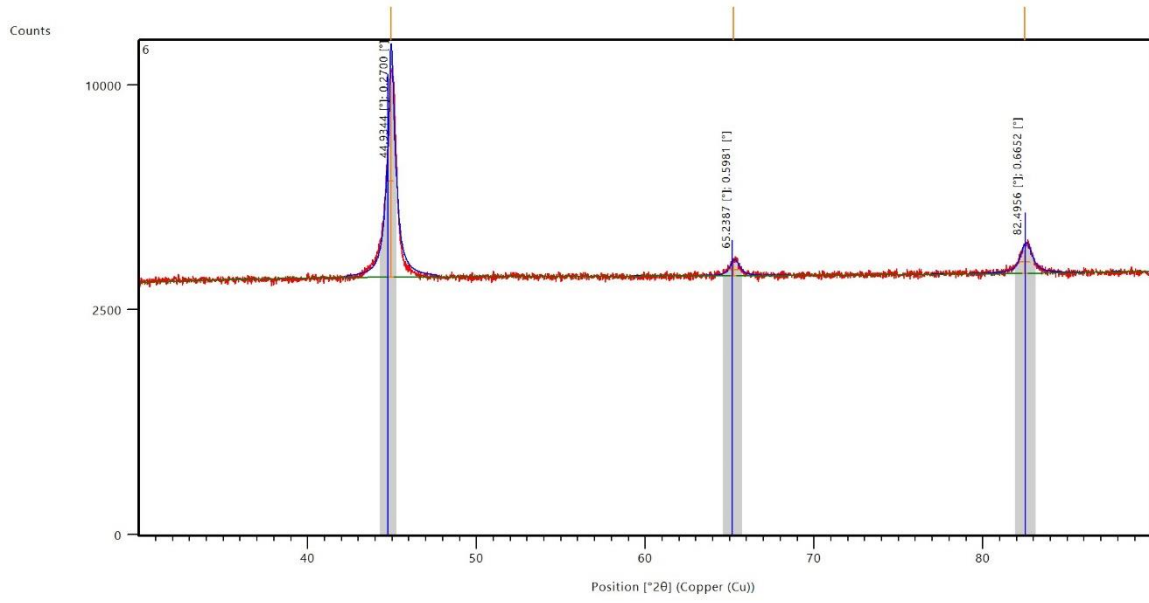


Şekil 1.3. QP2 numunesi XRD deseni

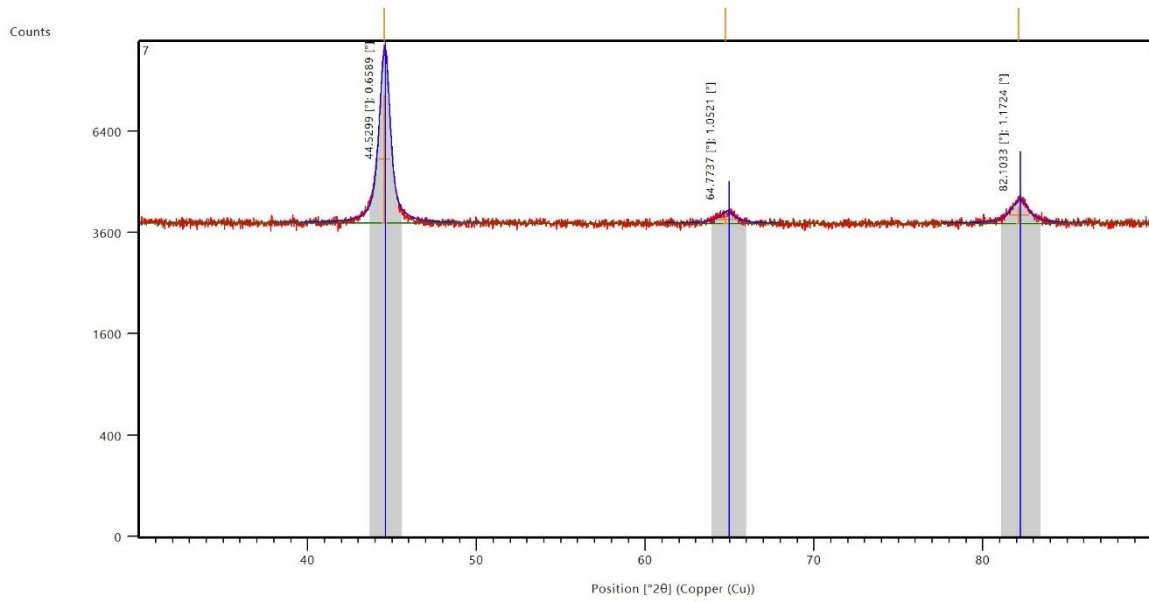


Şekil 1.4. QP3 numunesi XRD deseni

EK-1. (devam) Q-T ve Q-P numunelerinin XRD desenleri

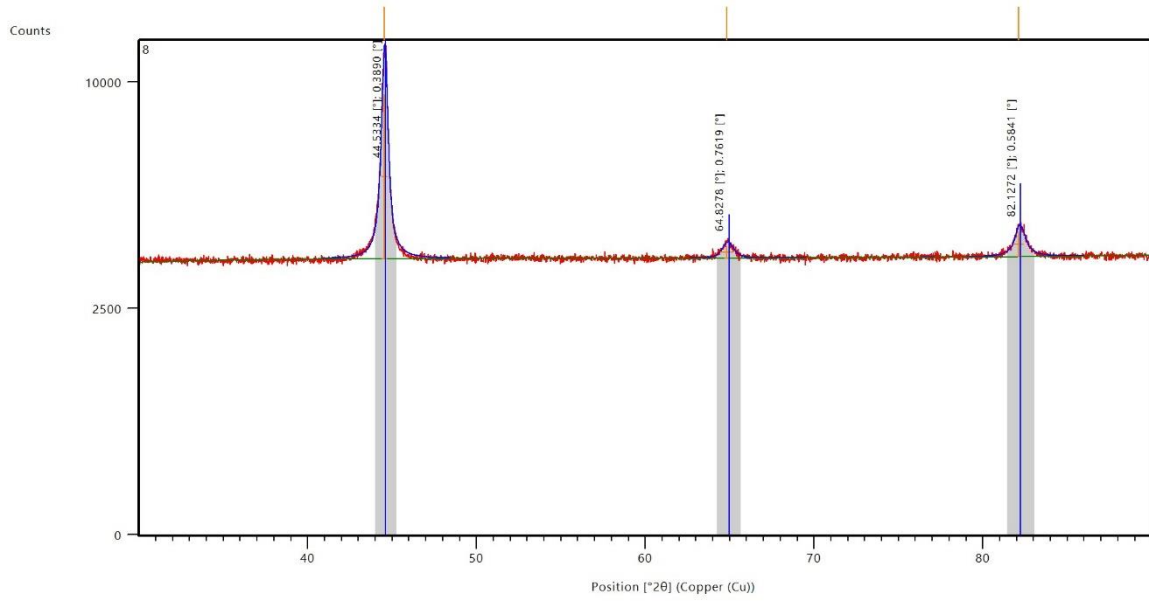


Şekil 1.5. QP4 numunesi XRD deseni

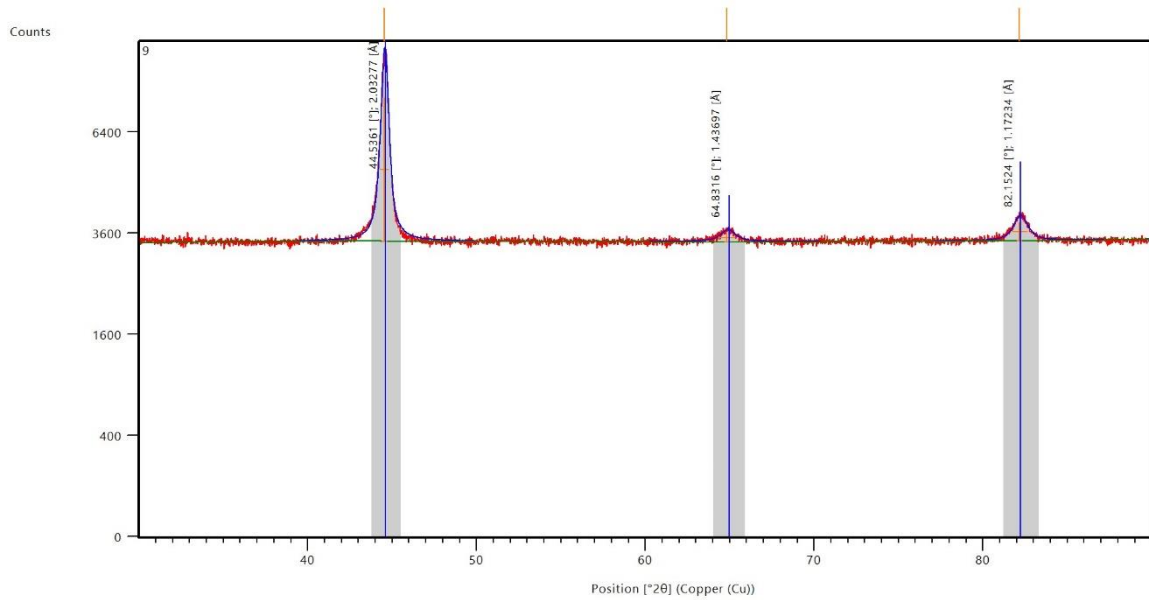


Şekil 1.6. QP5 numunesi XRD deseni

EK-1. (devam) Q-T ve Q-P numunelerinin XRD desenleri

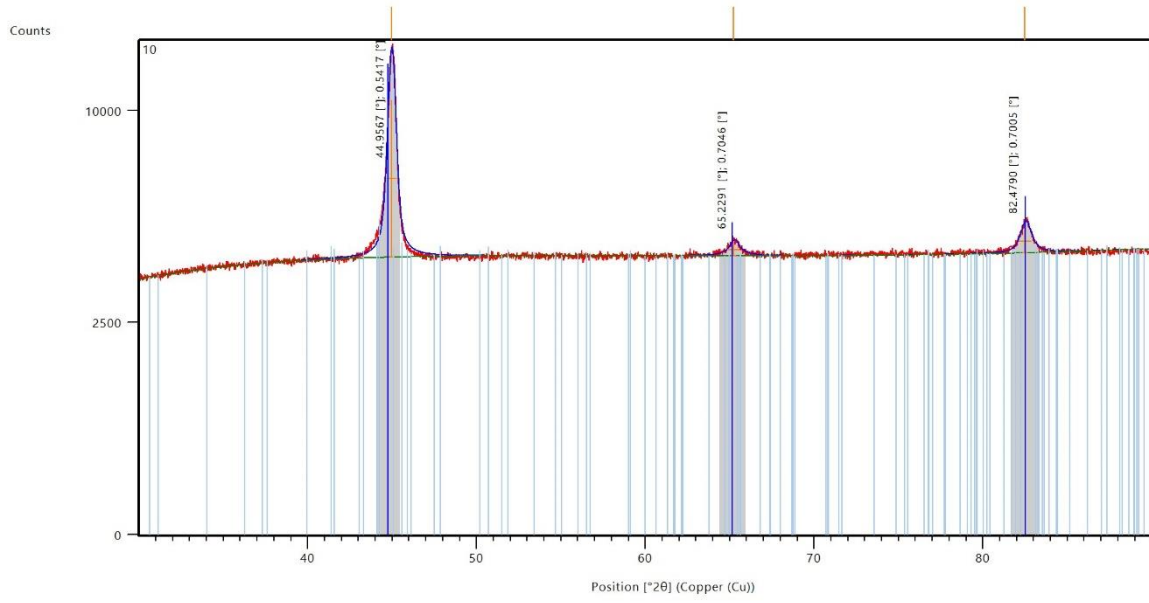


Şekil 1.7. QP6 numunesi XRD deseni



Şekil 1.8. QP7 numunesi XRD deseni

EK-1. (devam) Q-T ve Q-P numunelerinin XRD desenleri



Şekil 1.9. QP8 numunesi XRD deseni

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : İŞYARLAR, Merve Şehnaz
 Uyruğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 02.02.1992, Rize
 Medeni hali : Bekar
 Telefon : 0 (531) 817 00 98
 e-mail : misyarlar@hotmail.com



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi / Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	KTÜ/ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2015
Lise	Çayeli Anadolu Lisesi	2010

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

1. İşyarlar, M. Ş., Gül, F. (2019). Klasik su verme-temperleme ısıtma işlemine göre yenilikçi su verme-ayırıştırma ısıtma işleminin orta karbonlu çeliğin mikroyapı ve sertlik özelliklerine etkisi. *Mehmet Akif Ersoy Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 10(1), 51-59.

Hobiler

Kitap okumak, Müzik dinlemek, Yoga yapmak



GAZİ GELECEKTİR...