

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



**SU VERME VE KARBON AYRIŞTIRMA ISIL İŞLEMİ İLE
ÜRETİLEN İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERDE
KROMUN MİKROYAPIYA VE MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

Soner ASLAN

Doktora Tezi

METALÜRJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Malzeme Bilim Dalı

TEMMUZ 2024

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

**SU VERME VE KARBON AYRIŞTIRMA ISIL İŞLEMİ İLE ÜRETİLEN
İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERDE KROMUN
MİKROYAPIYA VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Tez Yazarı
Soner ASLAN

Danışman
Prof. Dr. Mehmet EROĞLU

TEMMUZ 2024
ELAZIĞ

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Başlığı:	Su Verme ve Karbon Ayırıştırma Isıl İşlemi İle Üretilen İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Kromun Mikroyapıya ve Mekanik Özelliklere Etkisi
Yazarı:	Soner ASLAN
İlk Teslim Tarihi:	07.12.2023
Savunma Tarihi:	05.07.2024

TEZ ONAYI

Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına göre hazırlanan bu tez aşağıda imzaları bulunan jüri üyeleri tarafından değerlendirilmiş ve akademik dinleyicilere açık yapılan savunma sonucunda OYBİRLİĞİ ile kabul edilmiştir.

Danışman:	Prof. Dr. Mehmet EROĞLU Fırat Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi	İmza Onayladım
Başkan:	Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR Fırat Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi	Onayladım
Üye:	Prof. Dr. Latif ÖZLER Fırat Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi	Onayladım
Üye:	Prof. Dr. Gürel ÇAM İskenderun Teknik Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi	Onayladım
Üye:	Prof. Dr. Kemal YILDIZLI Ondokuz Mayıs Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi	Onayladım

Bu tez, Enstitü Yönetim Kurulunun/...../20..... tarihli toplantısında tescillenmiştir.

İmza

Prof. Dr. Burhan ERGEN
Enstitü Müdürü

BEYAN

Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım “Su Verme ve Karbon Ayrıştırma Isıl İşlemi İle Üretilen İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Kromun Mikroyapıya ve Mekanik Özelliklere Etkisi” Başlıklı Doktora Tezimin içindeki bütün bilgilerin doğru olduğunu, bilgilerin üretilmesi ve sunulmasında bilimsel etik kurallarına uygun davrandığımı, kullandığım bütün kaynakları atıf yaparak belirttiğimi, maddi ve manevi desteği olan tüm kurum/kuruluş ve kişileri belirttiğimi, burada sunduğum veri ve bilgileri unvan almak amacıyla daha önce hiçbir şekilde kullanmadığımı beyan ederim.

05.07.2024

Soner ASLAN



ÖNSÖZ

Otomotiv sektörü, yolcu güvenliğınden ödün vermeden, düşük ağırlıklı araç üretiminde kullanabileceğı malzeme arayışındadır. Bu amaçla çelik, alüminyum ve kompozit malzemeler yıllardır kullanılmakta ve üzerlerinde araştırma ve geliştirme faaliyetleri yürütölmektedir. Ancak bu malzemelerden çelik, son derece geniş mukavemet ve süneklik kabiliyetlerini bir arada sunabilen, maliyeti en düşük ve imalatı en kolay alternatiftir.

Bilindiğı üzere çekme mukavemeti ve süneklik birbirlerine zıt malzeme özellikleridir. Bu engel çelik alanında yapılan ARGE ve araştırma faaliyetleri sonucu keşfedilen, yapıdaki östenitin deformasyon sonucu ikizlenmesi (TWIP) veya gerilim etkisiyle martenzit fazına dönüştüğü TRIP mekanizmaları ile aşılmıştır. Bu etkiler ile malzemelerin plastik deformasyon bölgelerinin genişlemesi ile uzama kabiliyetleri arttırılmıştır. Bu şekilde yüksek mukavemet ve uzama kombinasyonu aynı anda elde edilebilmektedir. Bu mekanizmalardan TWIP özellikli çelikler, ikizlenme mekanizmasını elde etmek için üretim sırasında çeşitli mekanik işlemlere ve çok yüksek oranda mangan alaşımlandırılmasına ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durum, malzemenin ucuz olarak üretilmesini zorlaştırmakta ve üstün özellikli bu çeliklerin ticarileştirilmesinin önünde engel olmaktadır.

Ferritik matrisli TRIP çelikleri sektörde uzun zamandır kullanılmasına rağmen çekme mukavemetinin düşük olması ve yapısındaki fazların arasındaki gerilim farklarından dolayı işlenebilme sıkıntıları göstermektedir. Son yıllarda geliştirilen Q&P çelikleri, TRIP olgusu kullanmasına rağmen, matris yapısını martenzitik fazların oluşturmaları ile çok yüksek mukavemet değerleri gösterebilmektedir. Bu sayede son derece yüksek çekme mukavemeti ve süneklik değerlerini bir arada taşımaktadır ve üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler grubunda kabul edilmektedir.

3. nesil ileri yüksek mukavemetli çelik teknolojileri içinde, düşük alaşımlı çeliklere uygulanabilirliği, ısıt işlemlerinin otomasyona uygunluğu, rakiplerine göre son derece düşük enerji sarfiyatıyla üretilebilmesi gibi avantajları ile Q&P çelikleri öne çıkmaktadır. Bu teknolojinin ölkemize kazandırılması ve önemli üreticisi olduğumuz krom elementinin işleme etkisinin incelenmesi için tez konusu olarak seçilmiştir.

Sonuç olarak, değişik ısıt işlem parametreleri kullanılarak, ağırlıkça yüzde 0,25 karbon, 1,2< krom, 1,4 silisyum ve 1,8 mangan gibi son derece düşük alaşımlı çeliklere, birçok test uygulanarak bu parametrelerin işleme etkisi üzerine veriler üretilmiş, parametrelerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Çalışma sonunda, 1710 MPa çekme dayanımı ve %25'e varan toplam uzama özelliklerini aynı anda gösterebilen çelik sacların üretilmesi başarılmıştır.

Bu çalışmada her zaman desteğini yanımda hissettiğim danışman hocam Sayın Prof. Dr. Mehmet EROĞLU'na, OMÜ öğretim üyesi Sayın Prof. Dr. Kemal YILDIZLI'ya, tez izleme komitesi üyesi hocalarım Sayın Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR ve Sayın Prof. Dr. Latif ÖZLER'e, kıymetli eşime ve çocuklarıma, numune üretimi için desteklerini esirgemeyen Gürgenler Isıl İşlem şirketine, mensubu bulunduğum Türkiye'nin en büyük elektrik üretim şirketi Elektrik Üretim Anonim Şirketinin, önceki genel müdürleri Sayın Halil ALIŞ ve Sayın Dr. İzzet ALAGÖZ'e, Hasan Uğurlu-Suat Uğurlu HES. İşletme Müdürlüğündeki personellerime, çalışmalarım sırasında değerli fikirlerini benimle paylaşan Batman Üniversitesi öğretim üyesi Sayın Dr. Fatih DEMİR'e teşekkür etmeyi bir borç bilirim.

Soner ASLAN

ELAZIĞ, 2024

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	iv
İÇİNDEKİLER	v
ÖZET	vii
ABSTRACT	viii
ŞEKİLLER LİSTESİ	ix
TABLolar LİSTESİ	xvi
EKLER LİSTESİ	xviii
SİMGELER	xix
KISALTMALAR	xxi
1. GİRİŞ	1
2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİK SACLAR.....	1
2.1. Üçüncü Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler.....	3
2.1.1. Karbürsüz Beynitik Çelikler.....	3
2.1.2. Orta Manganlı Çelikler.....	4
2.1.3. Delta TRIP çelikleri	5
2.1.4. Su Verilmiş ve Karbon Ayrıştırılmış (Q&P) Çelikler	6
3. Q&P ÇELİKLERİ	7
3.1. Q&P Isıl İşleminde Mikroyapının Gelişimi.....	10
3.2. Başlangıç Mikroyapısının Etkisi.....	10
3.3. İşlem Sonundaki Mikroyapı	14
3.4. Q&P İşlemi Sırasında Beynitik Reaksiyon.....	17
3.5. İlk Su Verme Soğutma Hızının Etkisi	19
3.6. Östenitleştirme Isıtma Hızının Etkisi.....	20
3.7. Su Verme Sıcaklığının Etkisi	21
3.8. Karbon Ayrıştırma Zamanının Etkisi	26
3.9. Ayrıştırma Sonrası Soğutma Hızının Etkisi.....	32
3.10. Ayrıştırma Sıcaklığının Etkisi	33
3.11. Alaşımların ve Mikroalaşımların Isıl İşleme Etkisi	38
3.11.1. Karbon.....	38
3.11.2. Mangan.....	40
3.11.3. Silisyum ve Alüminyum.....	42
3.11.4. Krom	47
3.12. İşlem Sonrası Temperlemenin Etkisi	53
3.13. Sıcak Dövme İşleminin Etkisi	54
3.14. Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Arasındaki İlişki	56
3.15. Alternatif Q&P Isıl İşlemleri	57
3.16. Galvanizleme	59
4. MATERYAL VE METOT	60
4.1. Çelik Sac İmalatı	61
4.2. Numunelerin Hazırlanması.....	65
4.3. Isıl İşlem Uygulamaları	67

4.3.1. Q&P Isıl İşlem Uygulamaları.....	68
4.4. Metalografik Karakterizasyon	72
4.4.1. Optik Mikroskop (OM) İncelemeleri	73
4.4.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri.....	74
4.5. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) Analizi	74
4.6. X-Işını Difraksiyon (XRD) Analizi	75
4.7. Mekanik Testler.....	76
4.7.1. Sertlik Testleri.....	77
4.7.2. Gerilme-Uzama Testleri.....	77
4.8. Teorik Hesaplamalar.....	80
5. BULGULAR VE TARTIŞMA	81
5.1. Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu Çalışma Sonuçları	81
5.2. Kalıntı Östenit Hacimsel Oranı ve Karbon Konsantrasyonu Hesabı	95
5.2.1. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) Analizi	95
5.2.2. X-Işını Difraksiyonu (XRD) Analizleri.....	109
5.3. Çekme Test Sonuçları.....	121
5.3.1. Gerilme-Uzama Testi Sonuçları	122
5.3.2. Gerinim Sertleşmesi Değerleri	135
5.3.3. Kopma Yüzeyleri	141
5.4. Sertlik Testi Sonuçları	145
5.5. Verilerin İstatistikî Analizi	147
6. SONUÇLAR.....	155
ÖNERİLER	157
KAYNAKLAR.....	158
ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

Su Verme ve Karbon Ayırıştırma Isıl İşlemi İle Üretilen İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Kromun Mikroyapıya ve Mekanik Özelliklere Etkisi

Soner ASLAN

Doktora Tezi

FIRAT ÜNİVERSİTESİ
Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Temmuz 2024, Sayfa: xxii + 178

Motor teknolojisinin fosil yakıtlı veya elektrikli olmasına bakılmaksızın, otomobillerin menzilini arttırmak otomotiv sektörünün ana amacıdır. Bu amacı sağlamak için güvenlik standartlarından ödün vermeden, düşük ağırlıklı otomobiller geliştirilmesi amaçlanmaktadır. Su verilmiş ve karbon ayırıştırılması yapılmış (Q&P) çelik teknolojisi, düşük alaşımlı çeliklere uygulanabilirliği, üretiminin otomasyona uygunluğu, ısıl işlemde ihtiyaç duyulan enerjinin daha az olması, mukavemet ve süneklik birleşik değerinin yüksek olması gibi birçok nedenle bu alanda öne çıkmıştır.

Bu doktora tezinde, krom elementinin Q&P çeliklerinde mekanik ve mikroyapı üzerine etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Çalışmada, kimyasal kompozisyonu kromsuz ve ağırlıkça yüzde 0,6, 0,9 ve 1,2 krom içeren düşük karbon içeriğine sahip 30 mm kalınlığında çelik plakalar kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilmiştir. Plakaların kalınlığı, önce sıcak presleme ile 16 mm'ye ve sonrasında dövme işlemiyle 4 mm'ye düşürülmüştür. Elde edilen bu saclardan mikroyapı ve mekanik özelliklerin incelenmesi için standartlara uygun numuneler çıkarılmıştır. Sayısal çalışmalarla elde edilen sıcaklık ve bekletme zamanı gibi parametrelere göre her bir numune grubuna üç karbon ayırıştırma sıcaklığı ve üç farklı ayırıştırma süresinde Q&P işlemi uygulanmıştır. Bu numunelere, çekme ve sertlik testleri uygulanmıştır. Ayrıca bu veriler, X-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD), optik mikroskop ve SEM incelemeleri birlikte değerlendirilerek malzemelerin içyapıları, kopma türü, kalıntı östenit miktarı ve kalıntı östenit karbon oranları hesaplanmıştır. Elde edilen sonuçlar istatistik programları yardımıyla karşılaştırılmıştır.

Yapılan mikroyapı incelemeleri ve mekanik testler sonucunda krom oranının artırılmasının, kalıntı östenit miktarını ve çekme mukavemetini artırırken uzama değerleri üzerinde önemli bir etkisi olmadığı görülmüştür. Tüm numunelerde yoğun sünek kopma ve az miktarda gevrek kırılma yüzeyleri görülmüştür. Sonuç olarak, en yüksek kalıntı östenit miktarının en yüksek krom içerikli numunede 420 °C de 200 s bekleme süresinde elde edildiği görülmüştür. En yüksek östennit karbon konsantrasyonlarının, ısıl işlem süresinden bağımsız olarak en yüksek sıcaklıkta işlem gören numunelerde görülmüştür. Deneysel çalışmalar sonucunda, numunelerin mukamevet-süneklik çarpımı değerinin geniş bir aralıkta (15519-37100 MPa.%) değiştiği tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Su Verme ve Karbon Ayırıştırma Isıl İşlemi, 3. Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelik, Dönüşüm Kaynaklı Plastisite, Krom, Bileşik çekme mukavemeti-uzama değeri

ABSTRACT

Effect Of Chromium On Microstructure And Mechanical Properties Of Advanced High Strength Steels Produced By Quenching And Carbon Partitioning Heat Treatment

Soner ASLAN

Ph.D. Thesis

FIRAT UNIVERSITY

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgical and Materials Engineering

July 2024, Pages: xxii + 178

Regardless of whether the motor technology is fueled by fossil fuels or electricity, increasing the range of automobiles is the main goal of the automotive industry. To achieve this goal, low-weight vehicles are being developed without compromising safety standards by using high-strength materials. The quenching and partitioning (Q&P) steel technology has emerged as a prominent method in this field due to its many advantages, such as its applicability to low-alloy steels, suitability for automation in production, low energy consumption during heat treatment.

The aim of this doctoral thesis is to investigate the effect of the chromium element on the mechanical and microstructural properties of Q&P steels. For the study, steel plates with a chemical composition that is either free of chromium or contains 0.6%, 0.9%, or 1.2% chromium by weight and with a low carbon content of 30 mm thickness were obtained using sand casting. The thickness of the plates was reduced to 16 mm using hot pressing and then to 4 mm using forging. Standard samples were taken from these plates for microstructure and mechanical property analysis. Q&P treatment was applied to each sample group at three different carbon partitioning temperatures and three different partitioning times according to numerical parameters such as temperature and holding time. Tensile and hardness tests were performed on these samples. These data were evaluated together with X-ray spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD), optical microscope, and SEM observations to calculate the material's internal structure, fracture type, retained austenite content, and retained austenite carbon content. The results obtained were compared using statistical programs.

As a result of microstructure analysis and mechanical tests, it was observed that increasing the chromium content increases the retained austenite content and tensile strength while having no significant effect on elongation values. Intensive ductile fracture and small amounts of brittle fracture surfaces were observed in all samples. As a result, it was found that the highest retained austenite content was obtained in the highest chromium-containing sample at 420°C for 200 s of holding time. Austenite carbon concentrations were observed in the samples processed at the highest temperature regardless of the process time. As a result of the study, samples with a wide range of strength-toughness multiplication values ranging from 15519 to 37100 Mpa.% were produced.

Keywords: Q&P, Thirty Generation AHSS, Trip Effect , Chromium, PSE Value

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. Otomotiv karoseri imalatında kullanılan çelikler ve kullanım oranları	1
Şekil 2.2. Otomotiv sektöründe kullanılan çeliklerin mukavemet değerlerine göre sınıflandırılması	2
Şekil 2.3. Sektörde kullanılan malzemelerin ağırlık-maliyet grafiği	3
Şekil 2.4. Yapısındaki östenit oranına göre çeliklerin bileşik gerilme mukavemeti-uzama değerleri.....	5
Şekil 3.1. Q&P İşleminin şematik gösterimi	8
Şekil 3.2. Su verme sıcaklığının faz oranı ve karbon içeriklerine etkisi	8
Şekil 3.3. Q&P İşlemlerinin şematik gösterimi	9
Şekil 3.4. Isıl işlem boyunca mikroyapı değişimi	10
Şekil 3.5. Başlangıç tane boyutunun su verme-ayırıştırma ve ürün mikroyapısına etkisi	11
Şekil 3.6. Başlangıç tane boyutunun a) Mekanik değerlere b) KÖ karbon konsantrasyonuna etkisi	12
Şekil 3.7. Tane boyutunun kritik sıcaklıklara etkisi	12
Şekil 3.8. Tane boyutunun, çekirdeklenme ve martenzitik dönüşüm ve formuna etkisi.....	13
Şekil 3.9. Termal tane rafine etme döngüsü	14
Şekil 3.10. Q&P çeliğin tipik mikroyapısı (TEM görüntüsü)	15
Şekil 3.11. Kalıntı östenit dağılımı a) film b) blok c) beynit içerisinde	15
Şekil 3.12. Q&P işlemi sonrası 200 °C de 1 saat temperlenmiş çelikte blok martenzit yapısı	16
Şekil 3.13.KÖ, TM. hacimsel oranları ve KÖ.karbon oranının su verme sıcaklığına göre değişimi	17
Şekil 3.14.Başlangıç mikroyapısındaki martenzit hacimsel oranının beynitik dönüşüme etkisi	18
Şekil 3.15. Beynitik dönüşüme karbür engelleyici alaşım elementlerinin etkisi	19
Şekil 3.16. Isıtma hızının mekanik değerlere etkisi	21
Şekil 3.17. 400 °C 100 s ayırıştırma işlemi sonucu oluşan KÖ. oranı ve karbon konsantrasyonu	22
Şekil 3.18. 0,2C–1,5Si–1,9Mn çeliği ayırıştırma sıcaklığına göre genleşme eğrileri	23
Şekil 3.19. Su verme-Temperleme ve Ayırıştırma İşleminin Şematik Gösterimi	25
Şekil 3.20. Kalıntı östenit miktarına göre mekanik değişimi	26
Şekil 3.21. Ayırıştırma süresinin a) östenit hacimsel oranı b)ÖKK. etkisi	27
Şekil 3.22. Tek adımlı Q&P işlemi Az. Etkisi, farklı ısıl işlemlerle karşılaştırılması	28
Şekil 3.23. Ayırıştırma zamanına göre a) Sertlik ve PSE b) Mukavemet ve uzama değişimi	28
Şekil 3.24. 375 °C ayırıştırma işlemi ve su verme sıcaklığına göre östenitteki karbon oranları	29
Şekil 3.25. a) Östenit karbon oranı b) Kalıntı östenit oranının ayırıştırma zamanına göre değişimi	29
Şekil 3.26. Mekanik değerlerin ayırıştırma zamanına göre değişimi	30
Şekil 3.27. a) Yüksek Si alaşımlı b) Düşük Si alaşımlı çelikte (swing-back) olayı	31

Şekil 3.28. Hesaplanan ve CCE modellerine göre kararlı KÖ miktarının zamana göre değişimi	31
Şekil 3.29. QPA ve QPQ ısıtma işlem adımları	32
Şekil 3.30. Son soğutma şekline göre a) Mukavemet b) Uzama değerlerinin değişimi	33
Şekil 3.31. Çalışma yapılan çeliğin a) CCT b) Isıl işlem adımları grafikleri	34
Şekil 3.32. MÖ (Yeni Martenzit-Kalıntı östenit adacığı), KÖ (Kalıntı Östenit), M (Martenzit)	35
Şekil 3.33. Mikroyapı a) Fazlar b) Odaklanılmış görüntü	35
Şekil 3.34. Ayırıştırma sıcaklığının: a) Östenite ve b) Mekanik özelliklere etkisi	36
Şekil 3.35. Deneysel çalışma sonucunda elde edilen gerilme-uzama eğrisi	37
Şekil 3.36. Tek adımlı Q&P İşleminde mikroyapı gelişimi	37
Şekil 3.37. Tek adımlı Q&P işleminde elde edilmiş (TEM) mikroyapı görüntüsü	38
Şekil 3.38. Karbon içeriğine göre martenzit türlerinin değişimi	39
Şekil 3.39. Karbon içeriğinin a) Dislokasyon yoğunluğu ve b) Akma mukavemetine etkisi	40
Şekil 3.40. Karbon oranının artırılmasının mekanik değerlere etkisi	40
Şekil 3.41. Q&P Isıl İşlemi Yapılan Çelikte mangan alaşımının mekanik özelliklere etkisi	41
Şekil 3.42. Mangan ilavesinin İHE etkisi	42
Şekil 3.43. Silisyumun karbür çökmesine etkisi	43
Şekil 3.44. Alüminyum ve silisyumun KÖ hacimsel oranına etkisi	44
Şekil 3.45. İstif hata enerjilerinin alaşım elementleri oranına göre değişimi	44
Şekil 3.46. Karbür oluşumunu engelleyen elementlerin KÖHO'na etkisi	45
Şekil 3.47. Silisyum içeriğine göre çeliğin ayırıştırma işleminde kalıntı östenit oranının değişimi	45
Şekil 3.48. Q&P işlemi görmüş östenitik kromlu çelikte silisyumun mekanik değerlere etkisi	46
Şekil 3.49. Silisyum ilavesinin kalıntı östenite etkisi	46
Şekil 3.50. 1000 °C izotermal sıcaklıkta Fe-C-Cr faz diyagramında γ -Fe ₃ C ilişkisi	48
Şekil 3.51. Q-P-T İşlemi	49
Şekil 3.52. Fe-0,2C-1,5M çeliğinin izotermal dönüşümü	49
Şekil 3.53. Q&P çeliğinde ikiz oluşumu	50
Şekil 3.54. Yüksek krom içerikli çelikte Q&P işleminin etkisi	51
Şekil 3.55. Alaşım elementlerinin kalıntı östenit üzerine etkisi	52
Şekil 3.56. Hacimsel karbon oranına göre martenzit fazının sertlik değerleri	53
Şekil 3.57. Q&P işleminde sıcak dövme bölgeleri a) Kritik tavlama b) A _{C3} üzeri bölge	54
Şekil 3.58. Gerilme dayanımlarının değişimi a) 780 °C dövme, b) 930 °C dövme işlemi görmüş	55
Şekil 3.59. a) 700 °C ve b) 930 °C dövme sıcaklığına göre mekanik değerlerinin değişimi	55
Şekil 3.60. Östenit adımıyla deformasyonun etkisi a) İşlem adımları b) Gerilme-Uzama diyagramı	55
Şekil 3.61. a) Su verme sıcaklığının b) TM. oranının mukavemet ve uzama değerlerine etkisi	56

Şekil 3.62. a) Gerilme-uzama eğrisi b) Pekleşme sabitinin değişimi	57
Şekil 3.63. Mikroyapıya göre delik genişletme ve gerilme mukaveti değişimi	57
Şekil 3.64. I&Q&P Isıl İşlemi	58
Şekil 3.65. Q&P&T Isıl İşlemi	58
Şekil 3.66. Deformasyonlu Q&P ısı işleme	59
Şekil 4.1. Deneyisel çalışma akış şeması.....	60
Şekil 4.2. İndüksiyon ergitme ocağı	61
Şekil 4.3. Döküm sonucu elde edilen çelik plaka	62
Şekil 4.4. Doğal gaz yakıtlı tavlama fırını	62
Şekil 4.5. 3200 ton kapasiteli pres tezgâhı	63
Şekil 4.6. Sıcak pres ile kalınlığı 16 mm'ye düşürülmüş plaka.....	63
Şekil 4.7. Dövme işleminin yapıldığı tezgâh.....	64
Şekil 4.8. Plakadan sac imalat safhaları	64
Şekil 4.9. Sıcak dövme ile imal edilen sac	64
Şekil 4.10. 4 kW metal kesim tezgâhı	65
Şekil 4.11. ASTM E 8M standardında çekme numunesi.....	65
Şekil 4.12. Metcon Metacut-M 250 numune kesme cihazı	66
Şekil 4.13. Numune hazırlama sürecinin şematik gösterimi	66
Şekil 4.14. a) Isıl işlem kontrol ve kayıt panosu b) Soğuma hızı tespit düzeneği	67
Şekil 4.15. İmal edilen ısı işleme fırını	67
Şekil 4.16. Tuz ve yağ banyosu için tasarlanıp imal ettirilen seramik kap ısıtıcı	68
Şekil 4.17. Isıl işlemlerin şematik gösterimi	70
Şekil 4.18. Metkon-Metapress-A Kalıplama Presi	72
Şekil 4.19. Numune parlatmanın yapıldığı Metkon Forcipol 2V parlatma cihazı	72
Şekil 4.20. Leica DM2500 M optik mikroskop	73
Şekil 4.21. Samlab Zeiss/Axio Imager M2M optik mikroskop	73
Şekil 4.22. JEOL JSM 7001 F SEM cihazı	74
Şekil 4.23. Rigaku Smart Lab X-Işını Difraktometresi Cihazı.....	75
Şekil 4.24. XRD datalarının alındığı bölgeler	75
Şekil 4.25. XRD grafiğinden pik analizi	76
Şekil 4.26. Struers/Duramin 600M3 Sertlik ölçüm cihazı.....	77
Şekil 4.27. a) ASTM E8 normu çekme numunesi , b) XRD verilerinin alındığı yüzeyler	77
Şekil 4.28. İnstron çekme-basma test cihazı.....	78
Şekil 4.29. TRIP olgulu çeliklerin gerilme-uzama grafiği	79

Şekil 4.30. JMatPro yazılımı arayüzü.....	80
Şekil 5.1. Q&P işlemi yapılmamış malzemenin mikroyapısı a) Kromsuz, b)0,64 Cr, c)0,87 Cr,d) 1,2 Cr ..	81
Şekil 5.2. N350 ₀ 20 ve N350 _{0,64} 20 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri	82
Şekil 5.3. N350 _{0,87} 20 ve N350 _{1,2} 20 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	83
Şekil 5.4. N350 ₀ 60 ve N350 _{0,64} 60 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	83
Şekil 5.5. N350 _{0,87} 60 ve N350 _{1,2} 60 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri	84
Şekil 5.6. N350 ₀ 200 ve N350 _{0,64} 200 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri	85
Şekil 5.7. N350 _{0,87} 200 ve N350 _{1,2} 200 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri	85
Şekil 5.8. N380 ₀ 20 ve N380 _{0,64} 20 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	86
Şekil 5.9. N380 _{0,87} 20 ve N380 _{1,2} 20 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	86
Şekil 5.10. N380 ₀ 60 ve N380 _{0,64} 60 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	87
Şekil 5.11. N380 _{0,87} 60 ve N380 _{1,2} 60 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	87
Şekil 5.12. a) N380 ₀ 200, b) N380 _{0,64} 200, c) N380 _{0,87} 200 ve d)N380 _{1,2} 200 OM görüntüleri.....	88
Şekil 5.13. a) N380 ₀ 200, b) N380 _{0,64} 200, c) N380 _{0,87} 200 ve d) N380 _{1,2} 200 SEM görüntüleri	89
Şekil 5.14. N420 ₀ 20 ve N420 _{0,64} 20 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	89
Şekil 5.15. N420 _{0,87} 20 ve N420 _{1,2} 20 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri.....	90
Şekil 5.16. a) N420 ₀ 60 OM, b) N420 ₀ 60 SEM, c) N420 _{0,64} 60 OM ve d) N420 _{0,64} 60 SEM görüntüleri	90
Şekil 5.17. a) N420 _{0,87} 60 OM, b) N420 _{0,87} 60 SEM, c) N420 _{1,2} 60 OM ve d) N420 _{1,2} 60 SEM görüntüleri ..	91
Şekil 5.18. a) N420 ₀ 200 OM, b) N420 ₀ 200 SEM, c) N420 _{1,2} 200 OM ve d) N420 _{1,2} 200 SEM görüntüleri .	91
Şekil 5.19. a) N420 _{0,64} 200 ve b) N420 _{0,87} 200 SEM görüntüleri.....	92
Şekil 5.20. N350 _{0,87} 20 a) Test yapılmamış b) Çekme testi uygulanmış SEM görüntüleri.....	93
Şekil 5.21. N420 _{0,64} 20 a) Test yapılmamış b) Çekme testi uygulanmış SEM görüntüleri.....	93
Şekil 5.22. Spektrum analizi alınmış bölgeler.	96
Şekil 5.23. N350 ₀ 20 numunesi Spektrum 2 (Kalıntı östenit) bölgesi	96
Şekil 5.24. N350 ₀ 20 numunesi Spektrum 3 (martenzit) bölgesi.....	97
Şekil 5.25. N350 ₀ 20 numunesi Spektrum 4 (ikincil martenzit/kalıntı östenit) bölgesi	97
Şekil 5.26. N380 _{1,2} 20 spektrum alınan bölgeler	98
Şekil 5.27. 350 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları.....	99
Şekil 5.28. 350 °C, 60 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları.....	99
Şekil 5.29. 350 °C, 200 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları	100
Şekil 5.30. 380 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları.....	100
Şekil 5.31. 380 °C, 60 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları	100
Şekil 5.32. 380 °C, 200 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları	101
Şekil 5.33. 420 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları.....	101

Şekil 5.34. 420 °C, 60 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları	101
Şekil 5.35. 420 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları	102
Şekil 5.36. N3500,8760 SEM, EDS katmanlı resimleri ve spektrum değerleri	102
Şekil 5.37. N350 _{0,64} 200 numunesinden alınan a) Katmanlı EDS ve b) Kalıntı östenit dağılımı	103
Şekil 5.38. N350 _{0,64} 200 numunesinden alınan a) SEM resmi ve b) Alaşım elementlerinin dağılımı	103
Şekil 5.39. N380 _{0,20} numunesinden alınan, a) SEM b) Katmanlı EDS görüntüsü	104
Şekil 5.40. N380 _{0,87} 60 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	104
Şekil 5.41. N380 _{1,2} 60 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	105
Şekil 5.42. N380 _{0,200} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	105
Şekil 5.43. N380 _{0,64} 200 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	105
Şekil 5.44. N380 _{0,87} 200 numunesinden alınan SEM görüntüsü ve EDS grafiği	106
Şekil 5.45. N420 _{0,20} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	106
Şekil 5.46. N420 _{0,64} 20 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	106
Şekil 5.47. N420 _{0,87} 20 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	107
Şekil 5.48. N420 _{1,2} 20 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	107
Şekil 5.49. N420 _{0,60} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	107
Şekil 5.50. N420 _{1,2} 60 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	108
Şekil 5.51. N420 _{0,200} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri	108
Şekil 5.52. N420 _{0,87} 200 numunesinden alınan SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği	108
Şekil 5.53. Östenit hacimsel Oranları	109
Şekil 5.54. 350 °C işlem parametresine göre kalıntı östenit oranının süreye bağlı olarak değişimi	110
Şekil 5.55. 380 °C işlem parametresine göre kalıntı östenit oranının süreye bağlı olarak değişimi	110
Şekil 5.56. 420 °C işlem parametresine göre kalıntı östenit oranının süreye bağlı olarak değişimi	110
Şekil 5.57. Ayrıştırma sıcaklığı kalıntı östenit hacimsel oranı ilişkisi (Az =20 s)	111
Şekil 5.58. Ayrıştırma sıcaklığı kalıntı östenit hacimsel oranı ilişkisi (Az =60 s)	112
Şekil 5.59. Ayrıştırma sıcaklığı kalıntı östenit hacimsel oranı ilişkisi (Az=200 s)	112
Şekil 5.60. Ayrıştırma süresi-kalıntı östenit hacimsel oranı değişimi (Ayr=350 °C)	113
Şekil 5.61. Ayrıştırma süresi-kalıntı östenit hacimsel oranı değişimi (Ayr=380 °C)	113
Şekil 5.62. Ayrıştırma süresi-kalıntı östenit hacimsel oranı değişimi (Ayr=420 °C)	114
Şekil 5.63. Çekme işlemi öncesi ve sonrası XRD grafiği	114
Şekil 5.64. Numunelerin Östenit hacimsel oranları-karbon konsantrasyonları	115
Şekil 5.65. N350 _{0,20} , N350 _{0,64} 20, N350 _{0,87} 20, N350 _{1,2} 20 numunelerinin XRD grafikleri	116
Şekil 5.66. N350 _{0,60} , N350 _{0,64} 60, N350 _{0,87} 60, N350 _{1,2} 60 numunelerin XRD grafikleri	116
Şekil 5.67. N350 _{0,200} , N350 _{0,64} 200, N350 _{0,87} 200, N350 _{1,2} 200 numunelerin XRD grafikleri	117

Şekil 5.68. N380 ₀ 20, N380 _{0,64} 20, N380 _{0,87} 20, N380 _{1,2} 20 numunelerin XRD grafikleri	117
Şekil 5.69. N380 ₀ 60, N380 _{0,64} 60, N380 _{0,87} 60, N380 _{1,2} 60 numunelerin XRD grafikleri	117
Şekil 5.70. N3800 ₀ 200, N380 _{0,64} 200, N380 _{0,87} 200, N380 _{1,2} 200 numunelerin XRD grafikleri.....	118
Şekil 5.71. N420 ₀ 20, N420 _{0,64} 20, N420 _{0,87} 20, N420 _{1,2} 20 numunelerin XRD grafikleri	118
Şekil 5.72. N420 ₀ 60, N420 _{0,64} 60, N420 _{0,87} 60, N420 _{1,2} 60 numunelerin XRD grafikleri	118
Şekil 5.73. N420 ₀ 200, N420 _{0,64} 200, N420 _{0,87} 200, N420 _{1,2} 200 numunelerin XRD grafikleri	119
Şekil 5.74. Kalıntı östenit oranı ve karbon içerikleri	119
Şekil 5.75. Q&P İşlemi öncesi numunelerin gerilme-uzama diyagramı.....	121
Şekil 5.76. 350 °C-20 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	123
Şekil 5.77. 350 °C-60 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	123
Şekil 5.78. 350 °C-200 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	124
Şekil 5.79. 380 °C-20 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	126
Şekil 5.80. 380 °C-60 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	126
Şekil 5.81. 380 °C-200 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	128
Şekil 5.82. 420 °C-20 s aniy karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	129
Şekil 5.83. 420 °C-60 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	130
Şekil 5.84. 420 °C-200 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.	130
Şekil 5.85. Numunelerin akma ve gerilme mukavemetleri	132
Şekil 5.86. Alaşım oranına göre mekanik değerlerin değişimi.....	133
Şekil 5.87. Tez çalışması ile diğer Q&P çalışmalarının karşılaştırılması	133
Şekil 5.88. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 350°C 20 s'de pekleşme değerleri.....	135
Şekil 5.89. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 350°C 60 s'de pekleşme değerleri.....	135
Şekil 5.90. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 350°C 200 s'de pekleşme değerleri..	136
Şekil 5.91. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 380°C 20 s'de pekleşme değerleri.....	136
Şekil 5.92. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 380°C 60 s'de pekleşme değerleri.....	136
Şekil 5.93. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 380°C 200 s'de pekleşme değerleri...	137
Şekil 5.94. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 420°C 20 s'de pekleşme değerleri.....	137
Şekil 5.95. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 420°C 60 s'de pekleşme değerleri.....	137
Şekil 5.96. a) Kromsuz; b) 0,64 , c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 420°C 200 s'de n-K grafikleri	138
Şekil 5.97. Pikleşme üstelleri (n sabiti)	139
Şekil 5.98. Numunelerin dayanım sabiti değerleri	140
Şekil 5.99. 350 °C-20 s-1,2 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüsü	141
Şekil 5.100. 350 °C-20 s-0,87 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.....	141
Şekil 5.101. 380 °C-20 s-0,87 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.....	142

Şekil 5.102. 380 °C-200 s-0,64 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.....	142
Şekil 5.103. 380 °C-200 s-kromsuz numune kırılma yüzeyi SEM görüntüsü	143
Şekil 5.104. 420 °C-20 s-0 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüsü	143
Şekil 5.105. 420 °C-200 s-0,64 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.....	143
Şekil 5.106. 350 °C 20 saniye işlem görmüş kromsuz numune kopma yüzeyi 3d görünümü	144
Şekil 5.107. 420 °C 200 saniye işlem görmüş %ağ. 0,64 Cr numunesine ait kopma yüzeyi 3d görünümü	144
Şekil 5.108 a)350, b) 380 ve c) 420 °C’de ayrıştırma işlemi yapılmış numunelerin sertlik değerleri	146
Şekil 5.109. Numunelerin krom oranlarına göre sertlik değerlerinin dağılımı	147
Şekil 5.110. İstatistik programının tek yönlü anova ayarları	148
Şekil 5.111. Toplam Uzama değerinin krom oranına göre değişimi	148
Şekil 5.112. Çekme mukavemetinin krom oranına göre değişimi	149
Şekil 5.113. Mukavemet ve süneklik birleşik değerinin krom içeriğine göre değişimi	150
Şekil 5.114. Krom oranı-sertlik ilişkisi	150
Şekil 5.115. Ayrıştırma sıcaklık ve süresi- toplam uzama ANOVA grafiği.....	152
Şekil 5.116. Ayrıştırma sıcaklığı- Çekme mukavemeti ANOVA grafiği	152
Şekil 5.117. Çekme mukavemeti- Ayrıştırma süresi ilişkisi	152
Şekil 5.118. 20 s. ayrıştırma zamanı için krom oranı-sıcaklık-uzama grafiği	153
Şekil 5.119. 60 s.ayrıştırma zamanı için krom oranı-sıcaklık-uzama grafiği	153
Şekil 5.120. 200 s. ayrıştırma zamanı için krom oranı-sıcaklık-uzama grafiği	153
Şekil 5.121. 20 s.ayrıştırma zamanı için Krom Oranı-Sıcaklık, Çekme mukavemeti grafiği.....	154
Şekil 5.122. 60 s. ayrıştırma zamanı için Krom Oranı-Sıcaklık, Çekme mukavemeti grafiği	154
Şekil 5.123. 200 s. ayrıştırma zamanı için Krom Oranı-Sıcaklık, Çekme Mukavemeti grafiği	154

TABLÖLAR LİSTESİ

	Sayfa
Tablo 3.1. Değişik soğutma hızlarında kalıntı östenit miktarları	20
Tablo 3.2. Q&P işlem parametrelerine göre mekanik özelliklerin değişimi	23
Tablo 3.3. Östenit hacimsel oranı ve östenit karbon konsantrasyonu	36
Tablo 3.4. Kimyasal içerik, mekanik özellikler ve kalıntı östenit karakteristikleri	39
Tablo 3.5. Mekanik ve mikroyapı özelliklerinin farklı Silisyum içeriğine göre değişimi	45
Tablo 3.6. 42SiCr ve 42SiMn çeliklerinin kimyasal içerikleri	47
Tablo 3.7. Q&P İşleminde oluşan karbür oranları	48
Tablo 3.8. Q-P-T İşlem parametreleri	49
Tablo 3.9. 860 °C sıcaklıkta fazların alaşım içerikleri	53
Tablo 4.1. Numunelerin kimyasal içeriği (%ağ.)	61
Tablo 4.2. Isıl İşlem Prosedürü	69
Tablo 4.3. Çekme testi için oluşturulan gruplar	70
Tablo 4.4. Numune kodlama sistemi.....	71
Tablo 5.1. Östenit bölgeleri mangan ve krom içerikleri.....	95
Tablo 5.2 Şekil 5.26'da gösterilen bölgelerde ölçülen spektrum değerleri (%ağırlık).....	98
Tablo 5.3. N350 _{0,64} 200 odak noktası değerleri.....	103
Tablo 5.4. Kalıntı östenit hacimsel oranları	109
Tablo 5.5. Numunelerin kalıntı östenit karbon yoğunluğu (%ağ.).....	115
Tablo 5.6. Numunelerin kalıntı östenit hacimsel oranları	120
Tablo 5.7. Isıl İşlemsiz malzemelerin mekanik özellikleri	121
Tablo 5.8. 350 °C 20 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	122
Tablo 5.9. 350 °C 60 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	124
Tablo 5.10. 350 °C 200 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	125
Tablo 5.11. 380 °C 20 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	125
Tablo 5.12. 380 °C 60 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	126
Tablo 5.13. 380 °C 200 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	127
Tablo 5.14. 420 °C 20 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	128
Tablo 5.15. 420 °C 60 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	129
Tablo 5.16. 420 °C 200 s grubu malzemelerin mekanik değerleri.....	131
Tablo 5.17. Literatür Karşılaştırması	134
Tablo 5.18. Numunelerin soğuk şekillendirme katsayıları.....	140

Tablo 5.19. Numunelerin sertlik değerleri	145
Tablo 5.20. Krom oranı ve Toplam Uzama istatistikel verileri.....	149
Tablo 5.21. Krom oranı-uzama ANOVA verileri	149
Tablo 5.22. Krom oranı-Çekme mukavemeti ilişkisi istatistiksel verileri.....	150
Tablo 5.23. Ayırıştırma sıcaklığı ile mekanik değerler arasında varyans analizi değerleri.....	151



EKLER LİSTESİ

Sayfa

Ek 1: MS Sıcaklığı Bulma Programı Akış Diyagramı.....	179
Ek 2- Matlab AC3 Sıcaklığını Bulma Programı	180
Ek 3- Beynit Başlangıç Sıcaklığı Hesaplama Akış Şeması	181
Ek 4-Beynit Başlangıç Sıcaklıklarını Hesaplayan Python Programı	182
Ek 5- Martenzit Başlangıç Sıcaklığı Bulma Programı.....	183
Ek 6-Çoklu Manova İstatistik Değerleri	184
Ek 7- Xrd Tümlşik Yoğunluk Değerleri	185



SİMGELER

C_{γ}^{CI}	:Başlangıç Östenit Karbon Oranı
$\bar{x}$	:Ortalama Difüzyon Aralığı
A_0	:Başlangıç kesiti
A_{C1}	:Isınma sırasında östenit başlama sıcaklığı
A_{C3}	:Isıtma sırasında tam östenitleştirme sıcaklığı
A_{e1}	: $\alpha + \gamma$ aralığı alt sınırı denge sıcaklığı
A_{e3}	: $\alpha + \gamma$ aralığı üst sınırı denge sıcaklığı
A_{r3}	:Soğutmasa östenit dönüşüm başlangıç sıcaklığı
B_s	:Beynit başlangıç sıcaklığı
C_{α}	:Beynitik Ferrit Karbon Oranı
C_{α}	:Son yapıda ferrit karbon içeriği
C_{γ}	:Östenit karbon içeriği
C_p	:Isı Kapasite katsayısı
C_M	:Martenzit kafes parametresi
C_m	:Martenzit karbon konsantrasyonu
C_{tm}	:Temperlenmiş martenzit karbon içeriği
C_{ym}	: Yeni martenzit karbon içeriği
C_{top}	:Çelikteki ağırlıkça toplam karbon içeriği
D_O	:Karbon difüzyon katsayısı
d_{γ}	:Östenit tane boyutu
f_a	:Son yapıda ferrit oranı
f_B	:Beynitik ferrit oranı
F_{kop}	:Kopma kuvveti
f_M	:Martenzit hacimsel oranı
F_{max}	: Maksimum kuvvet
f_{γ}	:Östenit hacimsel oranı
L_0	:Başlangıç uzunluğu
M_d	: Gerilim kaynaklı martenzitik dönüşüm üst sıcaklığı
M_F	:Martenzitik dönüşüm bitiş sıcaklığı
M_S	:Martenzitik dönüşüm başlama sıcaklığı
M_{σ}	:Gerilme kaynaklı martenzitik dönüşüm sıcaklığı
M_S^{σ}	:Gerilim kaynaklı martenzit başlangıç sıcaklığı
n	:Sertleşme gerilimi katsayısı
R_m^{γ}	:Östenit çekme mukavemeti
R_m	:Çekme mukavemeti
U'	:Kimyasal serbest enerjiler farkı
V_M	:Son yapıda martenzit hacimsel oranı
V_{Ykal}	: Son yapıda kalıntı östenit hacimsel oranı
W_{maks}	:Maksimum iş
α	: α fazı, ferrit
α'	:Martenzit
γ	:Östenit
γT	:Östenitleştirme sıcaklığı
γt	:Östenitleştirme bekleme süresi

ΔG	:Mekanik itici kuvvet serbest enerjisi
ΔG_K	:YMK'den (HCP) altıgen sıkı istifli'e($\gamma \rightarrow \alpha'$)kimyasal serbest enerji değişimi
$\Delta G_{M_S}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	:Östenit martenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığı kimyasal serbest enerjisi
$\Delta G_{Aterm}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	:Atermal martenzit dönüşüm enerjisi
$\Delta \epsilon$	:Ekstra uzama
$\Delta \sigma$	: İlave mukavemet kazancı
ϵ	:Uzama
ϵ_t	:Toplam uzama
ϵ_0	:Yüzde uzama değeri
ϵ_{ger}	:Gerçek uzama
ρ	:Dislokasyon yoğunluğu
σ	:Gerilme
σ_f	:Akma gerilmesi
σ_{ak}	:Akma mukavemeti
σ_{ger}	:Gerçek gerilme
σ_{kop}	: Kopma mukavemeti
σ_{max}	: Maksimum çekme mukavemeti
$\sigma \cdot \epsilon$	: Çekme Mukavemeti- Toplam Uzama (mukavemet-süneklik sinerjik değeri)
u	:ASTM tane boyutu

KISALTMALAR

%ağ. wt. %	:Ağırlıkça yüzde
%at.	:Atomik yüzde
A	:Fırın yüzey alanı
AD	:Akma mukavemeti
AHSS	:İleri yüksek mukavemetli çelik
AM	:Akma mukavemeti
ART	:Östenit ters dönüşümü
ASTM	:Amerikan test ve malzeme kurumu
Ayr	:Ayrıştırma (Partitioning)
B	:Beynit
BCC	:Hacim merkezli kübik kafes
BCT	:Hacim merkezli tetragonal kafes
BH	:Fırında sertleşmiş
CAFE	:Kurumsal Ortalama Yakıt Tasarrufu Standardı
CCT	:Sürekli soğuma dönüşümü
CFB	:Karbürsüz beynitik çelik
CGL	:Sürekli galvanizasyon çizgisi
CP:KF	:Kompleks fazlı çelik
CR	:Soğuk hadde
ÇD	:Çekme Mukavemeti
ÇF	:Çift Fazlı çelik
ÇGDT	:Çekme Gerilme Direnci Testi
DP	:Çift fazlı çelik
DTA	:Diferansiyel termal analiz
DQ&P	:Östenit adımıyla deforme edilerek yapılan Q&P işlemi
EBSD	:Elektron geri saçım kırınımı
EDS	:Enerji dağılımlı X-Işını spektroskopisi
FB	:Ferrit-beynit çelikleri
FCC	:Yüzey merkezli kübik kafes
GGT	:Gerilme Giderme Tavlama
ÇM	:Çekme mukavemeti
ÇMSÇ	:Çekme mukavemeti süneklik çarpımı
GİY	:Görüntü İşleme Yazılımı
GUD	:Gerilme-Uzama Diyagramı
HCP	:Altıgen sıkı istifli
HE	:Delik genişletme
HER	:Delik genişletme oranı
HMK	:Hacim merkezli kübik kafes
HMT	:Hacim merkezli tetragonal kafes
HSLA	:Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler
HSS	:Geleneksel yüksek mukavemetli çelikler
IF	:Arayersiz çelikler
İHE	:İstif hata enerjisi
İYMÇ	:İleri Yüksek Mukavemetli Çelik
KM	:Koistinen-Marburger

KÖ	:Kalıntı Östenit
KÖHO	:Kalıntı östenit hacimsel oranı
KÖKK	:Kalıntı östenit karbon yoğunluğu
L-IP	:Plastisite gösteren hafif çelikler
m	:Kütle
M	:Martenzit
MA	:Martenzit-Östenit Adası
MART	:Martenzitik çelikler
MBIP	:Mikrobant kaynaklı plastisite
MILD	:Düşük karbonlu (yumuşak) çelikler
MP	:Çok fazlı çelik
ND	:Nötron difraksiyonu metodu
OM	:Optik mikroskop
OS	:Oda Sıcaklığı
ÖHO	:Östenit Hacimsel Oranı
ÖKK	:Östenit Karbon Konsantrasyonu
ÖS	:Östenitleştirme sıcaklığı
Öst	:Çift fazlı çelik
Öt	:Östenitleştirme zamanı
PAGS	:Başlangıç östenit tane boyutu
PHS	:Prete sertleştirilmiş çelik
PM	:Birincil Martenzit
PSE	:Product of Strength and Elongation (Mukavemet ve süneklik çarpımı)
Q	:Isı enerjisi
Q&P	:Su verme ve karbon ayrıştırma
Q&T	:Su verme ve temperleme
QPA	: Ayrıştırmadan sonra hava ile yavaş soğutulmuş Q&P numunesi
QPQ	: Ayrıştırmadan sonra su ile hızlı soğutulmuş Q&P numunesi
R	:İdeal Gaz Sabiti
RA	:Kalıntı östenit
SEM	:Taramalı elektron mikroskopu
SFE	:İstifleme hatası enerjisi
SVS	:Su verme sıcaklığı (QT)
SVs	:Su verme süresi (Qt)
TBF	:TRIP destekli beynitik ferrit çelikleri
TEM	:Geçirimli elektron mikroskobu
TRIP	:Dönüşüm etkili plastisite
TTT	:Zaman sıcaklık dönüşümü
TU	:Toplam uzama
TWIP	:İkizlenme kaynaklı plastisite
UFG	:Ultra ince taneli
UTS	:Üst çekme mukavemeti
XRD	:X ray difraksiyonu
YMK	:Yüzey merkezli kübik kafes
YMKŞ	:Yüksek mukavemetli-kolay şekillendirilebilir çelikler (HSHF)

1. GİRİŞ

Su verme ve ayrıştırma (Q&P) ısıtma işlemi, son mikroyapıda karbonu tüketilmiş martenzit ve karbon oranı yüksek kalıntı östenit elde edilmek için en az dört aşamadan oluşan karışık bir ısıtma işlemidir. Bu amaçla östenitik sıcaklığa çıkarılan çeliğe, martenzit başlama ve bitiş sıcaklıkları (M_s ve M_f) arasında su verilerek (Quenching) istenilen oranda martenzit ve östenitten oluşan mikroyapı elde edilir. Tuz banyosunda izotermal sıcaklıkta bekletilerek mikroyapıdaki martenzitin temperlendiği ve östenitin karbonca zenginleştiği işlemin üçüncü safhasına karbon ayrıştırma (Partitioning) denilmektedir. Kalıntı östenitin karbon seviyesinin artması, onu kimyasal olarak kararlı hâle getirmektedir. İşlem, parçanın ortam sıcaklığına hava soğutma veya su verme ile düşürülmesi ile tamamlanmaktadır.

İşlem sonu ideal mikroyapı, kalıntı östenit, temperlenmiş ve yeni martenzitten oluşur. Oda sıcaklığında elde edilen östenitin kararlılığı, morfolojisi ve kimyasal özelliklerinin [1] yanında kendisini çevreleyen fazların morfolojisi ve mekanik özelliklerine de bağlıdır [2–4]. Son su verme ile kalıntı östenit kısmen martenzite dönüşmektedir. Bu martenzit morfoloji, daha yüksek dislokasyon yoğunluğu ve karbon içeriği açısından birincil martenzitten ayrılmaktadır. İçeriğinde, birincil martenzite kıyasla geçiş karbürleri nadiren gözlemlenir [5].

Q&P işleminin parametreleri, sınırlı karbon dengelemesi (CCE) modeliyle belirlenebilir. Bu model karbonun martenzitten östenite ayrıştırılmasını tanımlamaktadır [4]. CCE modeli, martenzit ve östenitte karbonun kimyasal potansiyelinin eşit olduğunu ve ikisi arasında yer değiştirme olmadığını; arayüzlerinin de hareket etmediğini varsayar [1]. Bu varsayımlar işlemin parametrelerinin belirlenmesini basitleştirir. Ancak karbonun difüzyon sırasında fiili olarak, dislokasyon ve tane sınırlarında takılması, karbür çökmesi, beynit oluşumu [6], östenit çözülmesi faktörleri gözlemlenmektedir. Q&P işleminden önceki başlangıç mikroyapısındaki bantlaşma gibi mekanizmalar veya kimyasal heterojenliklerin de işleme etkileri olmaktadır.

Su verme ve karbon ayrıştırma (Q&P) ısıtma işleminin mucitleri Speer ve arkadaşları [1], östenitik yapıdan su verilerek oluşturulacak martenzit-kalıntı östenit fazları arasında karbon transferi yapılabileceğini göstermişlerdir. Bu yöntem, martenzitin geleneksel tavlanması sırasında karbür oluşturmamasından tamamen farklıdır.

TRIP çeliklerinde, dönüşümle oluşan martenzit ile yapıdaki diğer fazlar olan ferrit ve beynit arasındaki sertlik farkı, bu çeliklerin şekillendirilmelerinde kırılmalara neden olmaktadır. Speer ve arkadaşları [7], yaptıkları ısıtma işlem sonucu mikroyapıyı martenzit ve kalıntı östenitten oluşturularak bu alanda çığır açmışlardır.

Q&P çelikleri, mükemmel mukavemet ve çekme dayanımı kombinasyonlarına sahip olmaları nedeniyle hem akademik hem de endüstriyel olarak ilgi görmektedirler. Otomotiv uygulamalarında aracın ağırlığını azaltmak için bu özellikler önem taşımaktadır. Bu özelliği çeliğe,

deformasyon sırasında östenitden martenzite dönüşümün meydana getirdiği yüksek deformasyon sertleştirme katsayısı sağlamaktadır. Q&P çeliklerinde tıpkı TRIP çeliklerindeki gibi kalıntı östenitin miktarı ve stabilitesi, mekanik özelliklerini belirlemede önemli rol üstlenir. Kalıntı östenitin stabilitesi, kimyasal kompozisyonundan [8], boyutundan [9], komşu olduğu fazlardan ve morfolojisinden [10] etkilenebilir.

Yowen ve arkadaşları [11], film benzeri kalıntı östenitin, ayrıştırma işlemi başlangıcında kısa bir sürede karbon ile zenginleştiğini, ardından kendisinde karbon kaynağına dönüştüğünü bulmuşlardır. Blok şekilde kalıntı östenitin kütsel karbon emilimi nedeniyle bu formdaki östenitin karbon konsantrasyonunun azalarak tekrar kararsız hâle geldiğini bulmuşlardır. Bu olgu kalıntı östenit oranı ile mekanik değerler arasında ilişki kurulmasını zorlaştırmaktadır.

Kritik sıcaklıklar arası ön temperleme yapıp sonrasında Q&P işlemi yapılan çelikleri inceleyen Chen ve arkadaşları [12], kritik sıcaklıkta tavlamanın, ilk mikroyapı üzerinde etkili olduğunu ve bu yapıların Q&P işlemi ile elde edilen çeliğin mekanik özelliklerinde belirgin farklılıklar yarattığını göstermişlerdir. Bu durumu, Q&P işleminin kısa ayrıştırma sürelerinde difüzyon şansı bulamayan mangan ve silis gibi elementlerin, yapıya homojen dağılımının sağlanması ile oluştuğu düşünülmektedir.

Ding ve arkadaşları [13], ön temperlemenin işleme etkisini incelemek amacıyla kritik sıcaklıklar arasında 0,20 C-2,11 Mn-1,49 Si-0,81 Al çeliğini dört saat temperlemişlerdir. Ardından Q&P işlemi sonucunda mikroyapının latta tipi martenzit levhaları arasında kalıntı östenitten oluştuğu ve 1.200 MPa-%21 mekanik değerler verdiğini rapor etmişlerdir.

De Moor ve arkadaşları [14], 0,2-0,3 C, 3 Mn ve 1,6 Si düşük alaşımlı çeliğine Q&P işlemi uygulayarak, 1.200-1.500 MPa arasında gerilme mukavemeti ve %14-17 arasında toplam uzama gibi son derece başarılı mekanik değerler elde ederek bu alandaki çalışmalara yoğunluk kazandırmıştır. İşlemden kullanılan izotermal bekleme süresinin karbürsüz beynitik çeliklere [15] göre çok kısa olması, ısıtma işlemde çok büyük enerji tasarrufu sağlamaktadır.

Östenitleştirme sıcaklığının Q&P işlemine etkisi Jirkova ve arkadaşlarının [16] çalışmasında incelenmiştir. Östenitleme sıcaklığının yüksek diğer ısıtma işlem parametrelerin sabit tutulduğu ısıtma işlemler sonucunda, sıcaklığın yüksek olduğu numunelerin gerilme mukavemetleri yükselirken uzama değerleri çok belirgin şekilde düşmüştür.

Q&P işlemi tam östenitleştirmenin yanında kısmi östenitleme yapılar da uygulanabilmektedir. Zhuang ve arkadaşları [17], 0,2C-1,84Mn-1,51Si çeliğinde, kısmi östenitleştirme ve tam östenitleştirmeyi karşılaştırmak için çalışmışlardır. Dilatometrik verilere göre A_{C3} sıcaklığının 872 °C A_{C1} sıcaklığının 751 °C olduğu numuneye, kısmi ve tam östenitleştirme yapılmış ve 250 °C ilk su verme adımıyla işlem devam ettirilmiştir. Ölçüm sonuçlarında, kritik sıcaklıklar arası östenitleştirme yapılan numunelerdeki kalıntı östenitin hacimsel oranını tam östenitleştirilmiş numunelerden daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Tam östenitleştirmede kalıntı

östenit, çıta ve filmsi tipte iken kritik sıcaklıklar arası östenitleştirilen numunelerde östenit, bloklar şeklindedir. Bu sonuçlar, östenitleştirme işleminin kalıntı östenitin sadece miktarını değil şeklini de etkilediğini göstermiştir.

Gao ve arkadaşlarının [18], 0,19C-2,53Si-2,53Mn çeliğinde kısmi östenitleştirmenin etkilerini incelemek istedikleri başka bir çalışmada ortalama karbon içeriği % 1 olan çeliklerden maksimum % 13 kalıntı östenit elde edilebilmiş ve (1300 MPa -%19) 24700 MPa.% kalitesinde numuneler üretilmiştir. İlk su verme sonucu mikroyapıda martenzit ve kalıntı östenitin yanında ferritte elde edilmiştir. Su verme sıcaklığının artması ile ferrit miktarı değişmezken martenzit miktarı kalıntı östenit miktarını düşürerek artmıştır.

Q&P çeliğinin mikroyapısında iki çeşit martenzit görülmektedir. Bu yapılardan, ilk su verme sonucu oluşan martenzit için literatürde birincil, temperlenmiş, sıcaklıktan bağımsız, karbonu tüketmiş şeklinde tanımlamalar yapılmaktadır. Son su vermeden elde edilen martenzit için ise yeni, ikincil, yüksek karbonlu tanımlamaları görülmektedir [19].

Zuo ve arkadaşları [20], östenitleştirme ısıtma hızının 5 °C/s'den 300 °C/s'ye yükseltilmesi ile tane boyutlarının beklenildiği gibi küçüldüğünü, 2. su verme ürünü yeni martenzitin boyutunun azaldığını ve çekme mukavemeti ve uzamanın iyileştiğini tespit etmişlerdir.

Celada ve arkadaşlarının [21], başlangıç östenit tane boyutu üzerindeki çalışmalarında, BÖTB küçük olmasının, karbonun fazlar arasında daha homojen olarak dağılmasını sağladığı gösterilmiştir. Mikroyapıdaki heterojenlik, ayrıştırma sırasında östenitteki karbon alım hızını azaltmakta ve bu nedenle östenit stabilitesini kontrol etmeyi daha zor hâle getirmektedir. Yazarlar ek olarak büyük östenit tanelerinin iç kısmında karbon homojenleşme sürecinin tamamlanmamış olması nedeniyle, büyük miktarlarda taze martenzit oluşma olasılığının yükseldiğini de belirtmektedirler.

İşlemi etkileyen önemli bir parametre de su verme hızıdır. Peng ve arkadaşları [13], bu hızın etkisini ölçmek için çalışma yapmışlardır. Ultra hızlı su verme sonucu, ortalama tane boyutunun büyüdüğü, östenitin hacimsel oranının ise düştüğünü görmüşlerdir.

Seo ve arkadaşları [22], 0,28C-1,5Mn-1,6Si-1,0Cr alaşımlı çelikte yaptıkları çalışmada, yapıdaki östenit ve martenzit faz oranlarının ilk su verme sıcaklığının etkilediğini göstermişlerdir. Su vermenin M_f sıcaklığının az üstünde yapılmasının, kalıntı östenit oranını azalttığını, M_s sıcaklığına çok yakın seçilmesinin ise yükselttiğini göstermişlerdir.

Gao ve arkadaşları [18], 0,19C-2,53(Mn-2,53)Si içerikli çeliğinde yaptıkları benzer bir çalışmada ilk su verme sıcaklığının toplam uzamaya etkisinin fazla olduğu ve çeliklerin PSE değerlerinin optimum noktalarının bulunması için deneysel verilerden yararlanılması gerektiğini ifade etmişlerdir.

Q&P işlemi sonucunda mikroyapıda oluşan fazların oranları numunelerin mekanik özelliklerini belirleyen en önemli unsurlardır. Dong ve arkadaşlarının [23], 0,49C-1,78Mn-0,48Si-

1,56Al-0,94Cu içerikli yüksek alaşımlı çelik kullanarak yaptıkları araştırmada, kalıntı östenit, beynit, ferrit ve temperlenmiş martenzit faz oranlarının 2:1:2,2:2 olduğu numune 40,6 GPa·%, gibi çok yüksek PSE değerlerine ulaşmıştır.

Xu ve arkadaşları [11], 0,19C-1,95Mn-1,70Si çeliği kullanarak çalışma yapmışlardır. Çalışma sonucunda, kalıntı östenitin miktarının işlem sonucu elde edilecek mekanik değerlerin tahmin edilmesinde tek başına yeterli olmayacağını, doğru sonuçlara ulaşmak için kalıntı östenit morfolojisinin bilinmesi gerektiği de vurgulanmıştır. Bu çalışmada filmsi östenitin, hızlıca karbona doyduğu ve işlem süresinin artmasıyla blok yapılı östenite ve martenzite karbon verdiği görülmüştür. Bu durumun, fazların karbon oranlarında dalgalanmalara yol açtığı tespit edilmiştir.

Q&P işleminin önemli adımlarından biri de karbon ayrıştırma fazıdır. İşlem su verme sıcaklığında yapılırsa tek aşamalı, su verme sıcaklığının üzerine çıkılarak yapılırsa çift adımlı olarak adlandırılmaktadır. Kurup ve arkadaşları [24], 0,27C-2,8Mn-2,2Si-0,50Al-0,75Cr içerikli çelikte, iki adımlı işlemle daha yüksek miktarda kalıntı östenit ve ince taneli mikroyapı elde edilebildiğini göstermişlerdir.

Q&P işleminde beynit dönüşümü, karbon ayrıştırma adımında karbonu tükettiğinden istenmeyen bir olaydır. Li ve arkadaşlarının [25] mangan oranını arttırarak yaptıkları çalışmada, manganın ayrıştırma safhasında beynit oluşumunu engellediği gösterilmiştir.

Jirkova arkadaşları [26], 0,43C-2,03Mn-0,59Si-1,33Cr çeliğine 250-300-350 °C gibi farklı sıcaklıklarda ayrıştırma işlemi yaptıkları çalışmada, yapıda bulunan karbonu tüketecek karbür ve beynit gibi fazların oluşma ihtimalinin sıcaklık ile arttığını göstermişlerdir. Ancak, ayrıştırma sıcaklığının arttırılması ile mekanik değerler arasında lineer bir ilişki tanımlanamamıştır.

Arlazarov ve arkadaşları [27] tarafından, 0,2C-2,22Mn-1,44Si-0,21Cr çeliğinde ayrıştırma sıcaklığının artmasının martenzitin temperleme süresini kısaltarak çekme mukavemetinin düşürdüğü raporlanmıştır.

Maheswari ve arkadaşları [28], 0,26C-1,57Mn-1,06Si-0,98Al çeliğinde, M_s üstü ayrıştırma uygulanan numunelerde M_s altı numunelerde görülmeyen bazı karbür ve martenzit plakaları tespit etmişlerdir. Kalıntı östenit karbon oranı sıcaklıktan bağımsız olarak her iki numunede de 1,15 değerinde kararlı hâle gelmiştir. Ayrıca numunelerde bulunan diğer alaşım elementleri ise belirgin bir ayrışma göstermemiştir.

Streicher ve Clarke [7], karbon ayrıştırma işlem süresinin etkisini görmek için 0,19C–1,59Mn–1,63Si çeliğine, 200 ile 280 °C aralığında su verme 400 °C ayrıştırma işlemi yapmışlardır. Sonuç olarak östenit hacimsel oranının, bekleme süresine göre değişim gösterdiğini bulmuşlardır. Parametreler arasında doğrusal bir ilişki kuralamamasına rağmen tüm numunelerde, östenitteki karbon oranının 10-100 saniyelik süre aralığında arttığı, bu aralığın dışına çıkınca azaldığı belirgin olarak gözlemlenmiştir. Ayrıştırma işleminde, martenzit fazının temperlenmesi ile çekme mukavemetinin düştüğü, ancak akma mukavemetinin arttığı da raporlanmıştır.

Tariq ve arkadaşları [29], 35CrMnSi çeliği üzerinde 10,100,1000 saniye ayrıştırma yaparak çalışmışlardır. Ayrıştırma süresinin 100 saniye olduğu numunelerin en ideal mekanik değerleri gösterdiğini ama sürenin uzaması ile bu değerlerin düştüğünü, ayrıştırma süresinin çelik kompozisyonuna ve ayrıştırma sıcaklığına göre seçilmesinin istenen mekanik özellikleri elde etmek için önemli olduğunu belirtmişlerdir.

Sandara ve arkadaşları [30], su verme sıcaklıkları ve 300 s ayrıştırma süresini sabit tutup ayrıştırma sıcaklıklarını değiştirerek çalışma yapmışlardır. Çalışma sonucunda, östenit hacimsel oranının sıcaklığın artması ile doğrusal artmadığı ancak en yüksek oranın en yüksek sıcaklıkta elde edildiği görülmüştür. Östenit karbon konsantrasyonunda ise sıcaklık ile doğrusal bir artım gözlemlenmiştir. Ayrıca en yüksek sıcaklıkta işlem gören numuneye 30 saniye ayrıştırma işlemi uygulayarak QP400-300s ile QP400-30s numuneleri arasında karbon konsantrasyonunlarını karşılaştırmışlardır. Bu oranın ayrıştırma sıcaklığından çok ayrıştırma süresine bağlı olduğunu kanıtlamıştır.

Ren ve arkadaşları [31], 0,29C-1,49Mn-1,47Si içerikli çeliğe 350°C’de 30,60,180 ve 300 saniye ayrıştırma işlemi yaparak etkisini ölçmek için çalışma yapmışlardır. Sonuç olarak, 60 saniye ayrıştırma süresinde akma ve çekme mukavemetleri düşmüş, 180 saniyede çekme mukavemeti en düşük değere ulaşmış, akma gerilmesi yükselmiştir. 300 saniye işlem gören numunenin ise gerilme mukavemeti ve akma mukavemetinin en yüksek değere ulaştığı görülmüştür. Uzama değerleri ise gerilme mukavemetinin tersi davranış göstermiştir. Yazarlar bu durumu, karbon ayrıştırma işleminin başında yeterince karbon göçü olmaması, kısa zaman sonra östenitin karbonca en zengin hâle gelmesi ve sürenin uzaması ile karbür oluşumlarının başlamasına bağlamışlardır.

Jeniček ve arkadaşlarının [32], Q&P işlemi ile Q&T işlemlerinin karşılaştırma yaptıkları çalışmada, temperleme yapılan numunelerin Q&P yapılanlara kıyasla, gerilme mukavemeti 300 MPa arttığı gözlemlenirken uzama değerleri yarı yarıya düşmüştür.

Li ve arkadaşları [33], su verme sıcaklığında 30 ile 10800 saniye gibi çok farklı sürelerde ayrıştırma işlemini 40SiMnNiCr çeliğine uygulamışlardır. Ara değer olan 80 saniye ayrıştırma süresinde 2400 MPa çekme mukavemeti raporlanmıştır. Bu çalışmada dikkate değer bir husus, mikroyapıda TWIP çeliklerinde görülen ikiz martenzit yapısına rastlanılmasıdır.

Jirkova ve arkadaşları [34] 42SiCr çeliği numunesine soğuk çekme uygulanarak kalıntı östenit miktarı %20’den %11’e düşürmüşlerdir. İşlem sonucu numune 1210 MPa akma ve 1980 MPa çekme mukavemeti ve %15 uzama değeri göstermiştir. Çekme işlemi görmemiş numune ise 969 MPa akma ve 1907 MPa çekme mukavemeti, %17 uzama değeri göstermiştir. Bu çalışmanın en dikkat çekici sonucu akma ve çekme mukavemetinin soğuk şekillendirme ile arttırılabileceğini göstermesidir.

Jirkova ve arkadaşlarının diğer bir çalışmasında, [26], 0,43C-2,6Si-(0,59-1,17)Mn-1,33Cr-0,03Mo-0,008Al çeliğinde mangan oranının artması ile aynı Q&P işlem parametrelerine sahip

numunelerin gerilme mukavemetlerinin 1965 MPa seviyesinden 2165 MPa arttığı gözlemlenmiştir. Mangan seviyesinin artırılması ile kalıntı östenit hacimsel oranının arttığı ve malzemelerin daha üstün mekaniksel özellikler kazandığı gösterilmiştir.

Schino ve arkadaşları [35] mangan oranları %ağ.2,5 ve %ağ.3 olan 0,15C-1,5Si bileşimindeki farklı çeliklerde çalışmışlardır. Bileşime eklenen küçük miktardaki manganın bile mekanik değerlerde önemli değişikliklere neden olduğu raporlamışlardır. De Moor ve arkadaşları [36] mangan oranını % 3 ve % 5 arasında değiştirerek yaptıkları çalışmada ise önceki çalışmanın aksine, düşük mangan oranlı numunelerin PSE değerinin daha yüksek olduğunu bildirmişlerdir.

Ti ve arkadaşları [37], %8,5 Mn içerikli düşük karbonlu çeliğe Q&P işlemi yapmışlardır, işlem sonunda 1160 MPa- %63 uzama değerleri sonucu 61480 MPa.% gibi son derece yüksek mekanik özellikler gösteren çelik elde etmeyi başarmışlardır.

Marcel C. ve arkadaşları [38], 1,47-3,72-5,67 mangan oranlı 0,27C-1,43Si içerikli üç farklı çelikte çalışmışlardır. Mangan seviyesinin artırılması ile sertlik değerlerinin beklenildiği gibi 208-460-535 HV şeklinde yükseldiğini bildirmişlerdir.

Chen ve arkadaşları [39] 0,18C-1,33Mn-0,45Si çeliğine %0,006-0,204 arasında değişen fosfor ilavesi yaparak çalışmışlardır. Fosforun, silisyum ve alüminyum gibi çelikte karbür oluşumunu önlediğini, silisyum ile beraber kullanıldığında kalıntı östenit oranını daha fazla arttırdığını gözlemlemişlerdir.

Zhang ve arkadaşları [40], 0,24 C-1,9Mn-1,5Si alaşımlı çeliğe, vanadyum ilavesinin Q&P işlemine etkisini incelemek için çalışmışlardır. Vanadyumun sementit oluşumunu engellediği, tane yapısını rafine ederek martenzitin temperlenmesine yardımcı olduğunu tespit etmişlerdir. Vanadyum ilavesi ile oluşan vanadyum karbürlerin çekme mukavemetini oldukça fazla arttırdığı ancak ilave miktarı arttıkça oluşan karbürlerin büyüdüğünü ve mikroyapıdaki karbonu tüketmelerinden dolayı bu değer hızla düşmeye başladığını görmüşlerdir. Çalışma sonunda yüksek vanadyum ilaveli numunelerde, mikroyapının rafine yapısının karbon ayrışmasını olumlu yönde etkileyerek TRIP etkisini arttırdığı ve uzama değerlerini yükselttiği raporlanmıştır.

Bouzouni ve arkadaşları [41], kromun başlangıç östenit tane boyutunun (PAGS) büyümesini engelleyerek numunelerin daha ince taneli olduğunu DICTRA yazılımı ile simüle etmişlerdir.

Xia ve arkadaşları [42], 0,2C-2,4Mn-1,25Si çeliğinde, alaşım elementlerinin malzemenin işlenebilirliğini incelemek için çalışmışlardır. Çalışmada, alaşımsız, kromlu, krom+niyobyumlu ve niyobyumlu numuneler kullanılmıştır. Q&P işlemi sonunda en yüksek kalıntı östenit miktarı, krom ve niyobyum ilaveli numunelerde ölçülmüştür. Bu numune en yüksek gerilme mukavemeti ve sertleşme kabiliyetini gösterirken, uzama değeri ise en düşük olarak kalmıştır. Malzemenin çok eksenli işlenebilme kabiliyetini ölçmek için numunelere Nakajima testleri de uygulanmış, alaşım elementleri ile mekanik değerler arasında doğrusal bir korelasyon ilişkisi ortaya çıkarılamamıştır. Yazarlar bu durumu, plastik deformasyonun erken aşamalarında malzeme kalınlığı yönündeki

kalıntı östenitin diğer eksenlere göre daha hızlı tüketilmesi ile açıklamışlardır. Önemli bir faktör olarak TRIP kaynaklı martenzitin fazla olduğu numunelerde mikro çatlakların daha hızlı geliştiği gözlemlenmiştir. Temperlenmiş martenzitin ise plastik deformasyonu biriktirerek sertleştirilme kabiliyetini arttırdığı ve böylece mikro çatlakların ilerleyişini yavaşlattığı gösterilmiştir.

Veracruysse ve arkadaşları [43], 0,2 C-2,35Mn-1,26Si alaşımlı çelikte, niyobyum ilavesinin tane incelmelerini sağlayarak kalıntı östenit miktarını arttırırken termal kararlılığını düşürdüğünü tespit etmişlerdir.

Yan ve arkadaşları [44], 0,2C-1,55Mn-1,58Si çeliğinde mikroalaşım elementlerinden niyobyum ve titanyumun, karbür oluşturmaları nedeniyle kalıntı östenitin karbon konsantrasyonunu düşürdüğünü ancak yapıyı rafine ettiklerini göstermişlerdir.

Q&P işleminde kullanılacak kimyasal kompozisyonda yararlanılacak mikro alaşım elementleri olan titanyum ve vanadyum çok güçlü karbür yapıcı elementlerdir. Döküm sonrası katılaşma evresinde oluşan Vanadyum karbürlerin ısıtma işlem parametrelerini etkilediği, çekme uzama gibi mekanik özellikleri düşürürken, aşınma direnci ve darbe tokluğunu önemli ölçüde arttırdığı rapor edilmiştir [43].

Wu ve arkadaşları çalışmalarında [45], % 0,45C-1,6B-4Mn-0,8Al-1Si-0,3Ti nispeten yüksek karbon çeliği kullanmıştır. Q&P işleminin, döküm yoluyla elde edilen yüksek bor katkılı bu çeliğin mikro yapısında bulunan balık kılçığı, ağimsi ve çubuksu bor karbürleri parçalı ve küresel hâle dönüştürdüğü ve dolayısıyla sertliklerini düşürdüğünü göstermişlerdir. İşleme kalıntı östenit hacimsel oranı %5 seviyelerinden %19 seviyelerine çıkmış ve mekaniksel değerleri artmıştır.

Alaşım elementlerinden fosfor, alüminyum ve silisyumun karbür oluşumunu engellediği bilinmektedir. Lehnhoff tez çalışmasında [46], 0,03C-1Mn-15Ni-1Cr çeliği kullanmış, baz alaşıma ağırlıkça %2,5 alüminyum eklediğinde istif hata enerjinin (İHE) 12 mJ/m², aynı oranda silisyum eklendiğinde ise 6,4 mJ/m² olduğunu bulmuştur.

Hong ve arkadaşları [47], % 0,4C-0,5(Mn+Cr)-0,2Si bileşimindeki Q&P çeliğine %3,5Al ilavesi ile 7,455.10³ kg/m³ yoğunlukta numuneler üreterek ağırlığı %5 düşürmüşlerdir. Bu numunelerin mekanik değerlerinin ise Q&P çeliği ile benzer olduğu rapor edilmiştir.

Wei ve arkadaşları [48], üstün mekanik değerlere sahip çelik ürünlerine ihtiyaç duyan diğer bir sektör olan boru hatlarında kullanılan, 0,028C-1,82Mn-0,25Si-0,2Ni-0,09Cr çeliğinde, östenit hacimsel oranının işlemin ayrıştırma sıcaklığına ve ısıtma hızına bağlı olarak arttığını bulmuşlardır.

Paravicini ve arkadaşları [49], %1,29 karbon içeren orta karbonlu çelik ile çalışmışlardır. Çalışmada 240 °C sıcaklıktan başlayarak 20 °C artımlarla 340 °C sıcaklığa kadar su verme işlemleri yapılmıştır. Kalıntı östenit hacimsel oranının sıcaklık ile yükselmesi beklenirken, 280 °C’de %18 değerinde pik yaparak tekrar düşüşe geçtiğini ölçmüşlerdir. Bu işlemler sonucunda 1.505±5 MPa gerilme mukavemeti ile %14 toplam uzama değerinde numunelerin üretilmesi başarılmıştır.

Kim ve arkadaşları [50], östenit stabilizatörü olarak bilinen bakır ve nikel alaşımlarının artırılmasının, kalıntı östenit miktarını artırarak dayanım-süneklik dengesinin artırdığını görmüşlerdir. Bu özellikleri ile Ni ve Cu'nun düşük karbonlu TRIP çeliklerinin mekanik özelliklerini iyileştirmede etkili elementler olarak kullanılabileceği görülmüştür.

Tsuchiyama ve arkadaşları [51], bakır ilavesinin östenitleştirme sırasında tane büyümesini geciktirerek mekanik değerleri artırdığını tespit etmişlerdir.

Clarke ve arkadaşları [52], %0,22-0,40C-1,39Mn-1,37Si-(1,4-5,34)%Ni-0,76Cr-0,52Mo çeliği üzerinde yaptıkları çalışmada, östenitin kararlılığını arttıran nikel elementinin Q&P işleminde beynitik başlangıç sıcaklığını düşürerek ve sertlik kabiliyetini artırarak mekanik özellikleri artırdığını göstermişlerdir. Aynı çalışmada, yüksek karbon ve nikel alaşımının beraber kullanılmasıyla oluşan sinerjik etkinin mekanik özellikleri kötü etkilediği, karbonun artırıldığı zaman nikel oranının düşürülmesi, nikel arttırıldığında ise karbon oranının düşürülmesi ile 2000 MPa civarında gerilme mukavemetleri elde edilebileceği gösterilmiştir.

Sun ve arkadaşları [53], Q&P saclarda galvanizleme işlemini üzerine çalışma yapmışlardır. İşlemin su vermeden önce veya sonra yapılmasının, çeliklerin gerilme dayanımlarını değiştirmede, toplam uzama değerinin ise galvanizlemenin sonradan yapıldığı numunelerde daha fazla olduğunu görmüşlerdir.

Li ve arkadaşları [54], %0,21C-0,29Mn-1,03Cr-1,75Si-2,86Ni-0,31Mo-0,08V-0,049Nb içeren çeliğe, 850-750-650 °C sıcaklıklarda dövme işlemi yaptıkları çalışmada, sıcak dövme işleminin daha yüksek sıcaklıkta yapılması ile malzemenin sünekliğinin arttığı, gerilme mukavemetinin ise etkilenmediğini raporlamışlardır.

Huang ve arkadaşları [55], dövme işleminin martenzitik dönüşüm sıcaklığını yükselttiği, orta manganlı çeliğin sıcak dövme işlemi içeren su verme ve ayırıştırma işlemi sonunda, sıcak dövülmüş bor katkılı çeliğe göre üç kat daha yüksek PSE ($\text{ÇM} \cdot \text{TU}$) değeri gösterdiğini raporlamışlardır.

TRIP etkisi gösteren çelikler üzerinde yapılan araştırmalar sonucu, kalıntı östenitin kararlılığı sadece karbon [56, 57] veya mangan içeriğine bağımlı olmadığı [58, 59], aynı zamanda dağılımına, morfolojisine, tane boyutuna bağlı olduğu ve kalıntı östenitin kararlılığının kendisini çevreleyen fazlardan da etkilendiği belirtilmektedir [60, 61]. Östenitin gerilme altındaki davranışı, onu çevreleyen fazlara [62], kristalografik yönelmesine ve yükleme yönüne (Schmid faktörü) göre değişebilir. Tane morfolojisine göre östenitin karbon içeriği üzerinde literatürde dikkate değer bir tutarsızlık vardır. Bazı yazarlar östenitin filmsi yapıda daha yüksek karbon tutabildiğini [63–65], diğerleri ise blok şeklinin daha uygun olduğunu savunmaktadırlar [59]. Bununla birlikte, tüm yazarlar daha düşük karbon içeriğine sahip olsa bile filmsi yapının mekanik deformasyona karşı daha kararlı olduğunda hemfikirdirler. Blok morfolojisinde istiflenme hataları ve dislokasyon gibi kusurlar fazladır ve kararlılık düşmektedir [66, 67]. Diğer dikkat edilmesi gereken nokta ise filmsi

östenitin plastik deformasyona daha dirençli ve sert fazlar olan, martenzit ve beynit gibi fazların arasına yerleştiğidir [68].

Zhang ve arkadaşlarının [69] çalışmasında, ayrıştırma sonrası su ile soğutulan numunelerin gerilme ve akma mukavemetlerinin daha fazla martenzit içerdiklerinden dolayı yüksek çıktığı, sakin havada soğutulan numunelerin ise daha fazla kalıntı östenit ve karbürsüz ferrit içermesinden dolayı uzama değerlerinin yüksek olduğu belirtilmiştir.

Zeng ve arkadaşlarının Q&P işleminden sonra temperlemenin etkisini incelemek için yaptıkları çalışmada [70], ayrıştırma sıcaklığının daha düşük olduğu iki adımlı işlem yapılan numunelerde daha fazla kalıntı östenit ve Fe_3C gözlemlenmiştir.

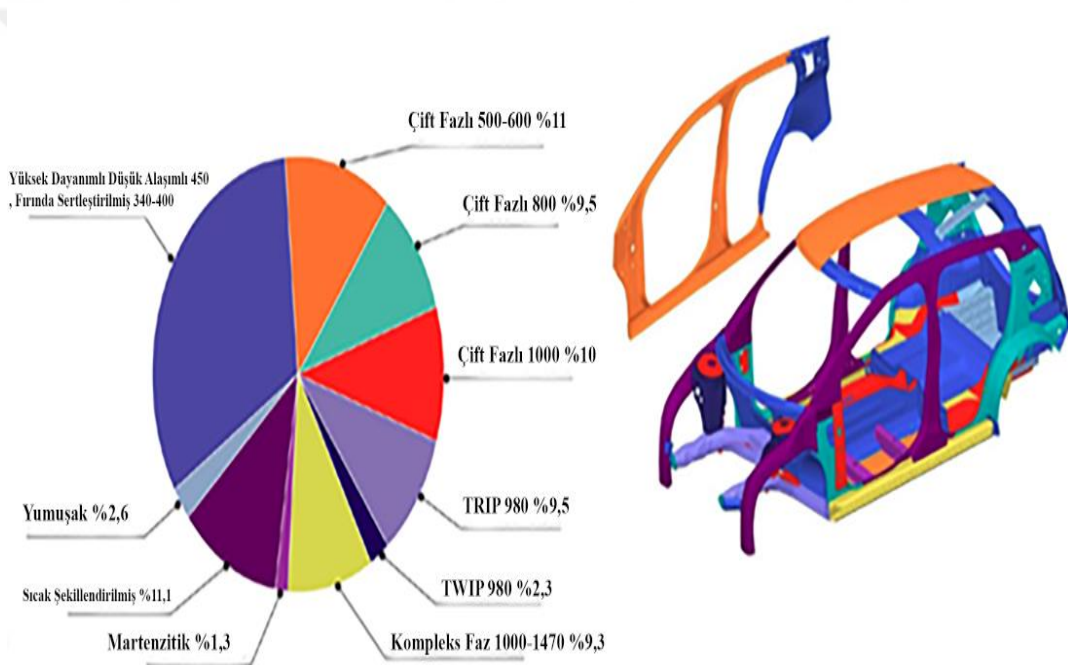
Krom alaşımlandırmalarının, martenzit başlama sıcaklığını düşürmesi, sertleşme kabiliyetinin arttırması, beynit oluşumunu geciktirmesi, manganın aksine çok düşük alaşımlandırmalarda bile istif hata enerjisini düşürmesi, ısıtma işlem parametrelerinin etkisini azaltması, östenitin kararlılığını arttırması, karbon aktivitesini tıpkı mangan gibi azaltarak karbür ve beynit oluşumlarını engellediği [65–69] gibi birçok etkisi literatürde görülmektedir.

Bu tez çalışmasında, krom oranının yanında diğer ısıtma işlem parametrelerinin etkisini inceleyebilmek için, krom dışındaki alaşım element oranlarının sabit tutulduğu dört farklı çelik plaka dökülürken sac formuna getirilmiştir. Bu saclardan elde edilen numunelere, üç farklı sıcaklık ve sürede karbon ayrıştırma işlemi yapılmıştır. Bu numunelere sertlik ve çekme testi uygulanarak başta çekme mukavemeti ve uzama olmak üzere mekanik değerler ölçülmüş ve gerilme-uzama grafiklerinden pekleşme katsayısı vb. değerler hesaplanmıştır. Optik mikroskop ve SEM görüntüleri ile mikroyapılar karakterize edilmiştir. Kopma yüzeyleri SEM resimleri ile analiz edilerek kopma türleri belirlenmiştir. X-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) analizlerinden elde edilen veriler kullanılarak mikroyapı elemanlarından biri olan kalıntı östenit fazının hacimsel oranı ve bileşimi hesaplanmıştır. Çok sayıda numune grubu ve çok fazla ısıtma işlem parametreleri olduğundan elde edilen verilerin değerlendirilmesi istatistik programlarla yapılmıştır. Tekil ve çoklu ANOVA yöntemleri kullanılarak işlem parametrelerinin arasındaki ilişkiler çıkarılmış ve yorumlamalarda mekanik özellikler ile mikroyapı ilişkisi kurulmaya çalışılmış ve literatürdeki benzer çalışmalarla karşılaştırılmıştır.

2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİK SACLAR

İleri Yüksek Mukavemet Çelikler (AHSS), gerilme mukavemetleri 700 MPa değerinin üzerinde olan çelikler olarak tanımlanmaktadır.

Yolcu güvenliği, araç performansı ve yakıt ekonomisi gereksinimlerinin bir sonucu olarak otomobil sektöründe yeni malzemelere talepler artmıştır. Bu talebe karşılık vermek için çelik, düşük yoğunluklu metal ve fiber malzeme endüstrileri arasında güçlü bir rekabet yaşanmaktadır. Bu rekabette çelik endüstrisinin en önemli reaksiyonu, AHSS'lerin hızlı bir şekilde geliştirilmesi olmuştur [76]. Bu çelikler, çok fazlı karmaşık mikroyapıları ile Al, Mg alaşımları ve plastikler gibi hafif malzemeler ile rekabet edebilmektedirler (Şekil 2.1).

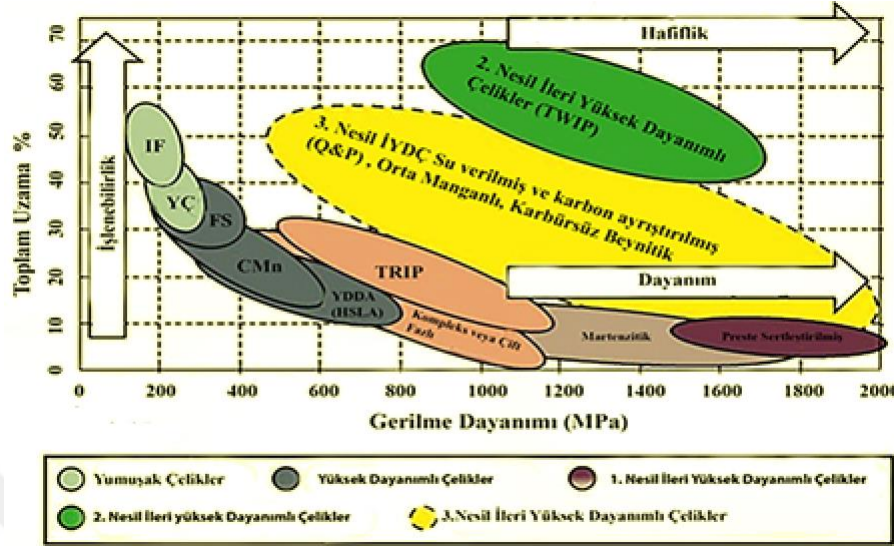


Şekil 2.1. Otomotiv karoseri imalatında kullanılan çelikler ve kullanım oranları [78]

İleri yüksek mukavemetli çelikler Şekil 2.2’de çekme dayanım ve uzama değerlerine göre sınıflandırılmıştır. Bu sınıflandırmada, çift fazlı (DP), çok fazlı (CP), TRIP ve martenzitik (Mart) çelikler birinci nesil olarak adlandırılırken, çok yüksek şekil verilebilme kabiliyetine sahip TWIP, östenitik paslanmaz, kayma bandı güçlendirilmiş (SIP), hafif çeliklerde indüklenmiş plastisite (L-IP) çelikleri ise ikinci nesil olarak gruplandırılmıştır [77].

Bu iki grup arasında mukavemet değerleri birbirine yakın olmasına rağmen, uzama kabiliyetleri arasında büyük bir fark vardır. Üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin geliştirilmesi ile bu boşluk doldurulmaya çalışılmaktadır. Yapılan çalışmalarda karbürsüz beynitik,

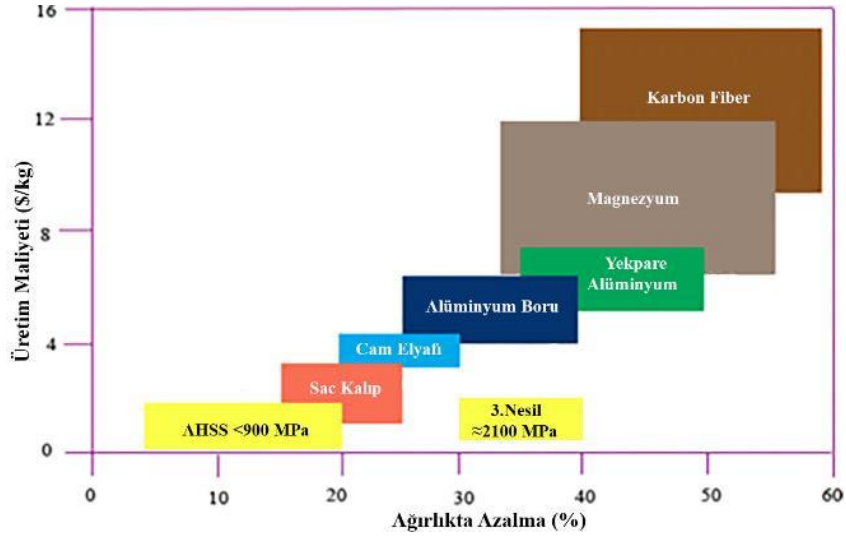
orta manganlı ve Q&P çelikleri öne çıkmaktadır. Bu çelikler TRIP olgusuna dayalı, çok yüksek mukavemet ve tokluk değerlerini aynı anda sunmaları ile öne çıkmaktadırlar.



Şekil 2.2. Otomotiv sektöründe kullanılan çeliklerin mukavemet değerlerine göre sınıflandırılması [79]

Hafif malzemelerden imal edilmiş araçlarla uzun menzil elde edilebilmektedir. Şekil 2.3’de yüksek üretim maliyetleri verilen, karbon fiber, magnezyum, alüminyum gibi düşük yoğunluklu malzemelerin sektörde kullanımı genişleyememiştir.

Çelik; üretim maliyeti, hammaddeye ulaşımının ve geri dönüşümünün kolay olması, üretim ve işlenebilmede kazanılan deneyim ile rakiplerinden avantajlıdır. Yoğunluğu düşürememesine rağmen, ileri yüksek mukavemetli çeliklerle istenen dayanım daha ince kesitli malzemelerden elde edilebilmektedir. Mukavemetinin 2.100 MPa ve üzerine çıkarılması ile özgül dayanım/maliyet değerinin alüminyum, magnezyum alaşımları ve karbon fiber gibi düşük yoğunluktaki malzemelerin seviyesine ulaşacağı hesaplanmaktadır.



Şekil 2.3. Sektörde kullanılan malzemelerin ağırlık-maliyet grafiği [80]

2.1. Üçüncü Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler

Yüksek gerilme dayanımlı ve uzama kabiliyetli çeliklerin, düşük maliyetli olarak üretilmesi için çalışmalar yapılmaktadır. Üçüncü nesil ileri yüksek dayanımlı çelikler olarak tanımlanan bu alanda yoğunlaşılacak teknolojiler, bu başlık altında sıralanmıştır.

2.1.1. Karbürsüz Beynitik Çelikler

Elde edildikleri ısıtılma işlemi, geleneksel östemplendirme işlemine benzemektedir. Karbür önleyici Si ve Al içeren çelik, östenitleştirme adımından sonra M_s (Martenzit başlangıç) sıcaklığına aniden soğutulur ve bu sıcaklıkta bekletilir. Yapıda oluşan ferrit ve kalıntı östenit arasında karbon difüzyonunun, kalıntı östeniti kararlı hâle getirmesi ile oda sıcaklığında kalıntı östenit elde edilir ve bu yapının sağladığı TRIP etkisinden faydalanılır.

Beynitik latalar arasında karbürlerden oluşan geleneksel beynitik çeliklerin aksine, bu çeliklerin mikroyapısı, aralarında kalıntı östenit bulunan karbürsüz latta tipi beynitik ferritten oluşmaktadır. Yüksek mukavemetli ve kolay şekillendirilebilir (YMKŞ) çelikler olarak adlandırılmakta ve yoğun bir şekilde incelenmektedirler [81]. Kolay form verilebilirliklerinin yanında çok eksenli işlemlere yatkınlıkları, mikroyapısındaki beynitin ultra ince yapılı olması ile mukavemetlerinin daha da arttırılabilmesi ve TRIP etkisi ile yüksek süneklik değerlerine sahip olmaları bu çelikleri öne çıkaran özelliklerdir.

Her ne kadar mikroyapılarının karbür içermemesi, küçük beynitik ferrit plakaları ve karbon ile zenginleştirilmiş ferrit karışımından oluşması gerekirken de yapılan APT çalışmalarında ϵ karbürlerin yanında sementit de tespit edilmiştir. Kromun karbür oluşumunu arttırması beklenirken,

çalışmalarda sementit oluşumunu arttırdığı tespit edilemediğinden etkisi tam olarak belirlenememiştir [82].

Nano yapılı karbür içermeyen beynitik çelikler, etkileyici tokluk ve mukavemet değerleri ile son otuz yılda araştırmacılar tarafından yoğun olarak incelenmektedir [83]. Mükemmel özelliklerden dolayı karbürsüz beynitik çelikler, geleneksel dişliler ve rulman yataklarında tercih edilen su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin yerini almak için büyük bir potansiyele sahiptir.

Dikkatle tasarımı yapılmış bu çeliklerle su verilmiş ve temperlenmiş yüksek karbonlu ve kromlu yatak çeliklere göre mekanik değerlerinde %112 artım rapor edilmiştir [84]. Ayrıca bu çelikler 2500 MPa varan çekme mukavemeti gösterebilmektedirler. Sertlik değerleri 600–670 HV çıkabilmektedir [85]. Yapıdaki kalıntı östenitin sünekliği ve TRIP özelliğı nedeniyle bu çeliklerin aşınma dirençleri artmakta, deformasyon sertleşmesi kabiliyetleri yükselmektedir. Bu olgu çatlakların başlamasını ve gelişmesi engellenmektedir [10, 86]. Bu çeliklerde yüksek mekanik değerler elde edilmesindeki anahtar rol tıpkı Q&P ve orta manganlı çeliklerdeki gibi yapısındaki kalıntı östenitin varlığıdır.

Otomotiv sanayisinde kullanılan sacların yüksek çekme mukavemeti ve uzama kabiliyetlerinin yanında, derin çekme ile şekil verilebilirliğe yatkınlığı da önem taşımaktadır. Beynitik çelikler, üç boyutlu gerilmelere dayanımı ile rakiplerinin önüne geçmektedir. Alternatif çeliklerin yapısında görülen martenzit, gerilme yoğunlaşma bölgeleri olarak davrandığından, presle delmede (punching) ciddi yüzey hasarlarına, ardışık delik genişletmede (hole expansion) çatlak yayılımına neden olmaktadır. Benzer bir işlem olan V-Bükmede de rakiplerine göre üstün performans göstermektedirler [87].

Son yıllarda bu çelik grubunun literatürde, TRIP destekli Beynitik Ferrit olarak adlandırılması (TBF) kabul görmüştür.

2.1.2. Orta Manganlı Çelikler

Son derece yüksek sayılabilecek, TRIP etkili 1600 MPa-%30 uzama veya TRIP+TWIP etkili 1200 MPa-%65 uzama gösteren orta manganlı çelikler, 3. nesil ileri yüksek mukavemetli çelik grubuna girmektedir. Ağırlıkça % 3 ila % 12 Mn içeren orta manganlı çeliklerin sanayide kullanımı, bu özelliklerinden dolayı artma eğilimindedir. Isıl işlem parametrelerine bağılı olarak çok farklı mikroyapı ve mukavemet değerlerinde çeliklerin üretilmesine imkân sağlamaları bu çelikleri öne çıkarmaktadır [88].

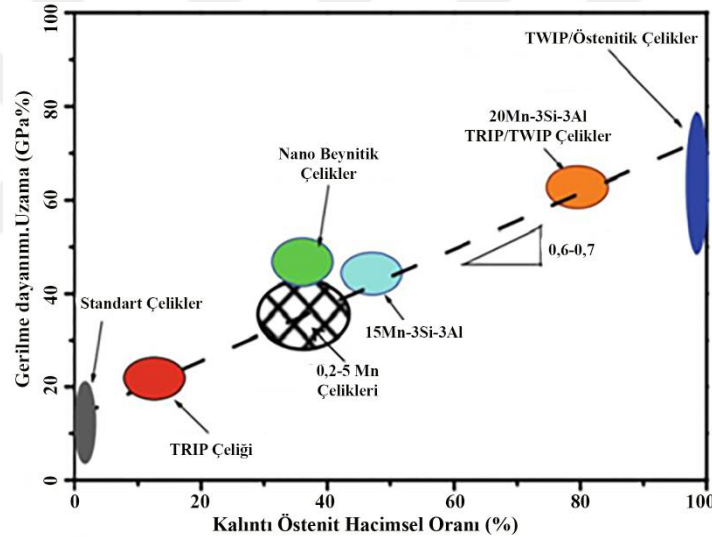
Bu tür çeliklerin elde edilebilmesi bir dizi karmaşık işlem gerektirmektedir. Öyle ki, östenitleştirme hızı bile bu çeliklerde mikroyapıya etki edebilmektedir. Burada temel mekanizma karbonun arayer atomu olmasından dolayı difüzyon hızının mangana göre binlerce kat hızlı olmasından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle orta manganlı çeliklerde mangan difüzyonu için kritik

sıcaklıklar olan Ac_1 ile Ac_3 arasında uzun süre tavlama zorunluluğu vardır. Bu ise enerji sarfiyatını ve dolayısıyla maliyeti arttırmaktadır.

Bu çeliklerde östenitleştirmeden sonra en önemli adım östenitin kararlı hâle getirilmesidir. Şekil 2.4’de içyapıdaki östenitin mekanik değerlere etkisi gösterilmiştir. Kararlı hâle gelen östenit mekanik etkilerle martenzite dönüşerek, son derece yüksek tokluk ve mukavemet değerlerin elde edilmesini sağlamaktadır.

Bu çelikler, tavlama sürecinden önce sıcak veya soğuk haddeleme ve dövme işlemi gerektirmesinden dolayı maliyetlidirler. Orta manganlı çeliklerin diğer bir üstünlüğü, hem TWIP hem de TRIP etkisi yapabilecek yapıları aynı anda içermesidir. Bu özellikleri ile son derece üstün gerilme mukavemeti- uzama değerleri gösterebilmektedirler.

Bu çeliklerin mekanik değerleri ısıtıl işlem parametre ve yöntemlerine son derece bağlıdır. Bu nedenle çok değişken ısıtıl işlem yöntemleri üzerinde çalışılmaktadır.



Şekil 2.4. Yapısındaki östenit oranına göre çeliklerin bileşik gerilme mukavemeti-uzama değerleri[89]

2.1.3. Delta TRIP çelikleri

Üçüncü nesil çelikler arasına girmeye aday diğer bir çelik türü, artan Al içeriği nedeniyle yoğunluğu azaltılmış çelikleri ifade eden δ -TRIP çelikleridir. Geleneksel TRIP destekli çeliklerle karşılaştırıldığında, δ -TRIP çeliklerinde olağan allotriomorfik ferrit taneleri yerlerini kısmen veya tamamen dendritik δ -ferrit ile değiştirmiştir. δ -ferrit sıvı fazda oluşuktan sonra oda sıcaklığına kadar tüm sıcaklıklarda varlığını korur. Termodinamik kararlılığı nedeniyle herhangi bir ısıtıl işlemle ortadan kaldırılamaz [90].

δ -TRIP çelikleri, ağırlıkça % 0,3-0,4 karbona eşlik eden ağırlıkça % 2 - 6 Al içeren tipik bir kimyasal bileşime sahiptir. Diğer alaşım elementleri 0,2-0,8 silisyum ve 0,5 - 1,6 mangandır.

Yüksek Al içerikleri nedeniyle, % 1 Al başına yaklaşık %1,5'e varan bir yoğunluk azalması mümkün olmaktadır. Bu çelikler, TRIP etkisi gösterdiklerinden %30'un üzerindeki uzama ve yaklaşık 600 ila 800 MPa'lık çekme dayanımı ile mükemmel mekanik özelliklere sahiptirler [83].

Bu nedenle, δ -TRIP çelikleri otomotiv endüstrisindeki hafif uygulamalar için, özellikle de mükemmel derin çekilebilirliğin gerekli olduğu güvenlikle ilgili parçalar için çok uygundur. Bununla birlikte, yüksek mukavemetli yoğunluğu azaltılmış panel uygulamalarında kullanılabilirler. Bunu başarmak için öncelikle, yüksek Al içeren çeliklerin karmaşık dökülebilirliği ve kaynaklanabilirliği ile ilgili bazı sorunların tamamen çözülmesi gerekmektedir.

Kritik sıcaklıklar arası tavlama sırasında oluşan östenit, östempereleme adımıyla kısmen beynitik ferrite dönüşür ve genellikle α veya δ -ferrit, beynitik ferrit ve kalıntı östenitten oluşan TRIP mikroyapısı elde edilir. Bazı durumlarda, kalıntı östenitin yetersiz stabilizasyonu sonucu olarak mikroyapıda yeni martenzit oluşabilir. Martenzit delik genişletme, derin çekme vb. işlemlerin etkinliğini azalttığı için mikroyapıda istenilmemektedir.

2.1.4. Su Verilmiş ve Karbon Ayrıştırılmış (Q&P) Çelikler

Su verme ve karbon ayrıştırma ısısal işlemi (Q&P) , dört aşamadan oluşmaktadır. Bunlar östenitleme, istenilen oranda martenzit oluşturmak için su verme, kalıntı östeniti stabilize etmek için yüksek sıcaklıkta ayrıştırma ve oda sıcaklığında ikinci su verme adımlarıdır.

Q&P işlemine ait sıcaklık/zaman profili, çeliklere uygulanan geleneksel ısısal işlem olan su verme ve temperlemeden çok farklı olmamasına rağmen elde edilen mikroyapı ve özellikler önemli ölçüde farklılık göstermektedir. Geleneksel su verilmiş ve temperlenmiş çeliğin mikroyapısı temperlenmiş martenzit ve sementitten oluşurken, Q&P çeliğinin mikroyapısı optimal olarak temperlenmiş martenzit ve kalıntı östenit içermektedir.

Q&P işleminin termodinamik karakteri sistemin serbest enerjisini azaltma potansiyeli tarafından belirlenir. Sistemi etkileyen parametre basıncın sabit olmasından dolayı sadece sıcaklıktır.

Çelik saclar için çift fazlı/çoklu fazlı mikroyapı oluşturma yaklaşımı, bu tür çeliklerin sergilediği mükemmel mekanik özelliklerden dolayı başarılı olmuştur [91]. Q&P çeliklerinin mikroyapısı da çift fazlı/çoklu fazlı çelikler kategorisine girmektedir. Q&P çeliklerinin TRIP ve geleneksel çift fazlı ve martenzitik çeliklerin dayanım ve uzama özelliklerinden üstün özellikler gösterdiği çalışmalarda görülmüştür. Çok iyi dayanım ve uzama kombinasyonları sergilemektedirler. Bu nedenle TRIP çelikleri ile martenzitik çelikler arasındaki boşluğu doldurarak 3. nesil ileri yüksek mukavemetli çelik olarak adlandırılmışlardır.

3. Q&P ÇELİKLERİ

Bu çelikler, üretim yöntemlerinin kolaylığı, seri üretime uygunluğu, düşük alaşım oranlı çeliklere uygulanabilirliği, düşük maliyetli olması ile rakiplerine avantaj sağlamaktadır. Yüksek süneklik ve mekanik değerleri göstermesinin ardında TRIP etkisi yatmaktadır.

Su verme ve karbon ayrıştırma, genellikle düşük karbon içerikli çeliklere uygulanan ısıtım işlem türüdür. İşlem, tam veya yarım östenitleştirme sıcaklığına çıkıldıktan sonra çeliğe M_s (Martenzit Başlama) ve M_f (Martenzit Sonu) sıcaklıkları arasında su verilerek yapıda martenzit ve kalıntı östenit fazlarının elde edilmesi ile başlar. İşleme adını veren karbon ayrıştırma adımı su verme veya üzerindeki sabit bir sıcaklıkta, karbona doymuş martenzitten kalıntı östenite difüzyonun sağlanması için yapılır. Son olarak, oda sıcaklığında ikinci su verme ile bu yapıların yanında yeni martenzit fazı elde edilir.

Uluslararası literatürde Quenching&Partitioning [7, 92] şeklinde tanımlan su verme ve karbon ayrıştırma (bölümleme) ısıtım işleminin, ayrıştırma adımı su verme sıcaklığında yapılsa tek, üstüne çıkılırsa çift kademeli olarak adlandırılır.

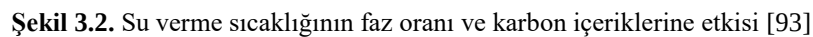
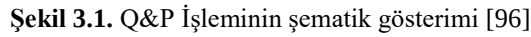
İşlemede en çok kullanılan alaşım elementleri, karbür engelleyici silisyum, alüminyum ve östeniti stabilize eden mangandır. Difüzyonu, karbona göre daha yüksek sıcaklıkta ve yavaş olan bu elementlerin mikroyapıda homojen yayılması için son yıllarda östenitleştirme işlemi öncesinde kritik sıcaklıklar arası tavlamanın yapıldığı IQ&P (I:Kritik sıcaklıklarası tavlama), son su vermede oluşan ikincil martenzitin de temperlenmesi için Q&PT (T:Temperleme) işlemleri de yapılmaktadır.

Çift adımlı Q&P işleminin rotası Şekil 3.1’de verilmiştir. İşlemin en önemli adımı, yapıdaki fazların oranının belirlendiği ilk su verme sıcaklığıdır. Su verme sıcaklığına göre yapıda oluşan fazların oranı Şekil 3.2’de gösterilmiştir [93].

Su verme basamağında kalıntı östenit ve martenzitin karbon yoğunlukları birbirine eşitken ($C_\gamma=C_b=C_m$), ayrıştırma adımı martenzit karbon kaybederek temperlenir. Östenitin karbon çözünürlüğü daha yüksek olduğundan, difüzyon bu faza olur ve karbon konsantrasyonu artarak kararlı hâle gelir ($C_\gamma>C_m$). Son su verme adımı ise oluşan yeni martenzitin karbon yoğunluğu, temperlenmiş olana göre yaklaşık dört beş kat daha fazladır. Bu oluşumun miktarı ayarlanamazsa tokluk değerlerinde istenilen sonuçların elde edilmesi zorlaşmaktadır. Buradaki notasyonda C karbon yoğunluğunu gösterirken indisler b: başlangıç, m: martenzit, γ : östeniti göstermektedir [36].

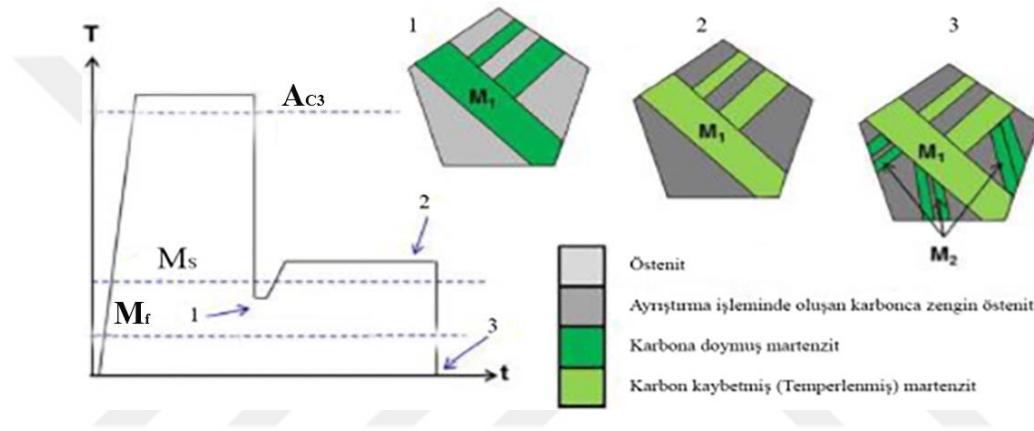
İşlemede amaç, kalıntı östenitin oda sıcaklığında termal kararlılığını sağlamaktır. Zira yapıdaki bu yarı kararlı östenit, TRIP etkisiyle martenzite dönüşerek plastik deformasyon alanının genişlemesini sağlamaktadır. Plastik deformasyon alanının genişlemesi, çeliğin hem gerilme mukavemetini hem de uzama yeteneğini aynı anda arttırmaktadır. TRIP, karbürsüz beyitlik, orta

Kullanılacak çeliğin mekanik özelliklerin artırılması ile enerji emilimi (Darbe Dayanımı) ve düşük ağırlık/mukavemet oranının elde edilmesini sağlamaktadır. Bu yolla istenilen mukavemet değerine sahip sacların kesitleri düşmekte ve imal edilerek araçların ağırlığını azaltılabilmektedir. Bu durum, yakıt verimli, az egzoz salınımlı ve uzun menzilli araçlar anlamına gelmektedir [95].



3.1. Q&P Isıl İşleminde Mikroyapının Gelişimi

Su verme ve karbon ayrıştırma işleminde amaç, son yapıda martenzit ve kararlı kalıntı östenit elde etmektir. Martenzitin ve kalıntı östenit fazını elde etmek için M_s ile M_f sıcaklıkları arasında bir sıcaklığa östenitin hızlıca soğutulması gerekmektedir. Ayrıştırma adımındaki dilatometri çalışmaları ve son su vermeden sonra yapılan metalografik çalışmalarla dolaylı olarak açıklanan mikroyapı gelişimi Şekil 3.4'te gösterilmiştir [98]. Mikroyapının gelişiminde, östenite karbon göçünün yanında, martenzit temperlenmesi sırasında sementit oluşumu, karbon atomlarının dislokasyonlara ve arayüzlere yakalanması gibi olgulara ve östenitin beynit gibi diğer yapılara dönüşmesi gibi birçok faktöre dikkat etmek gereklidir [99].



Şekil 3.4. Isıl işlem boyunca mikroyapı değişimi [100]

3.2. Başlangıç Mikroyapısının Etkisi

Yapılan çalışmalardan elde edilen verilere göre su verme ve karbon ayrıştırma işlemi yapılmış çeliklerin, nihai mikroyapısının büyük ölçüde su verme işleminden önceki başlangıç mikroyapısına bağlıdır [21].

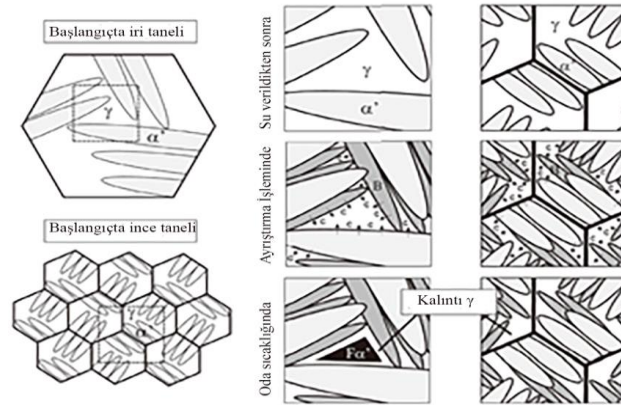
Santofomia ve arkadaşları [101] yüksek manganlı çeliklerin, tipik martenzit-ferrit karışımı şeklindeki başlangıç mikroyapısının, Q&P işlemi ile martenzit, film benzeri ferrit ve önemli miktarda kalıntı östenitten oluşan mikroyapıya dönüştüğünü rapor etmişlerdir. Çeliklerin, $AM=820$ - $ÇM=1630$ MPa, $TU= \% 15$ veya $ÇM=1415$ MPa $TU=\% 23$ ölçülmüştür. Çift fazlı çeliklere benzer $AM/ÇM=0,5$ oranı, yapıda önemli miktarda yeni martenzit oluşumu ile izah edilmiştir.

Q&P işleminde başlangıç mikroyapısının etkisini incelemek için $0,18C-1,48Si-1,44Mn-0,15Al-0,025Nb$ çeliğine, $900\text{ }^{\circ}C$ tam östenitleştirme, oda sıcaklığında su verme işlemi Zhao ve arkadaşları tarafından yapılmıştır [102]. Çeliğe $850\text{ }^{\circ}C$ 'de 3 dakikalık kritik tavlama, $220\text{ }^{\circ}C$ su verme ve ardından $400\text{ }^{\circ}C$ sıcaklıkta 5 ile 500 saniye arasında karbon ayrıştırma işlemi yapılmıştır. Oda sıcaklığında son su verme (Q&Q-P) çalışma sonucunda, östenitin, çekirdeklenmek için daha

fazla alan bulmasından dolayı daha ince mikroyapılı olduğu görülmüştür. Q&Q-P işleminin ısı işlem prosedürleri fazla olmasına rağmen standart Q&P işlemine göre yüksek miktarda kalıntı östenit elde edilebildiği tespit edilmiştir. Çalışma sonunda, tüm numunelerde film benzeri östenit, Q&P numunelerinde ise bu yapıya ek olarak blok halinde östenit de tespit edilmiştir. Ayrıştırma zamanının kısılmasıyla mukavemet değerleri azalırken uzama değerinde artış gözlemlenmiştir. Q&Q-P işleminin sonunda, Q&P ortalamaların altında 1000 MPa mukavemet değeri elde edilirken, %30 gibi etkileyici bir toplam uzama değerleri elde edilmiştir. Malzemede görülen yüksek gerinim sertleşme katsayısı, sürekli TRIP etkisi yaratan yüksekteki kararlı kalıntı östenitin varlığı ile açıklanmıştır.

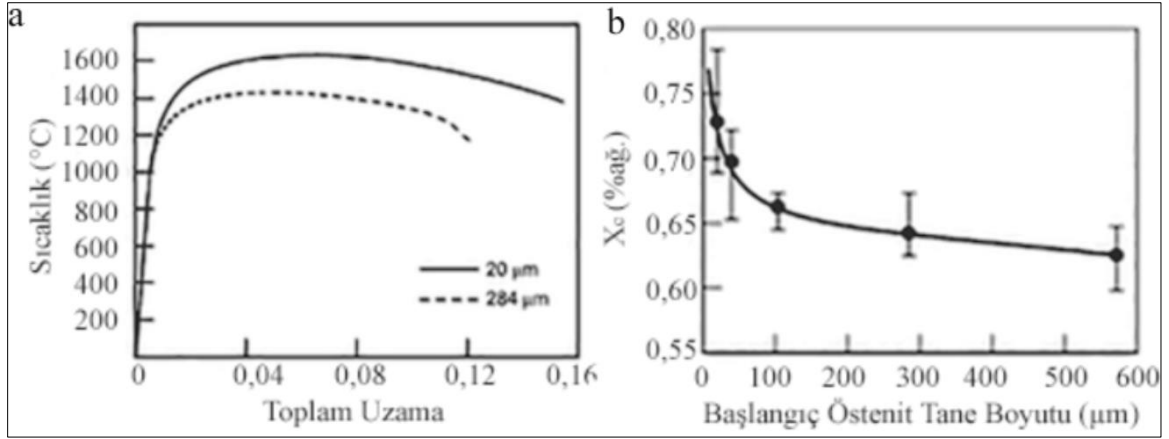
Q&P çalışmalarında genellikle düşük ve orta karbonlu çeliklerde çalışma yapılmıştır. Ağırlıkça 3,7C-2,5Si-0,34Mn-0,17Cu içeren ticari sünek dökme demir kullanılan çalışmada, östenitleştirme 850 °C’de, su verme 137, 157 ve 172 °C’de, ayrıştırma işlemleri ise 230, 270, 310, 350 ve 380 °C’de 1800 saniye uygulanmıştır. İşlemler, östemperleme yapılan aynı malzemenin değerleri ile karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak östemperlemeye göre östenit miktarının azaldığı ancak bu östenitin daha kararlı olduğu, demirin dayanımın östemperlenmiş olana göre arttığı ama süneklik ve darbe mukavemetinin düştüğü görülmüştür [103].

Başlangıç tane boyutunun ince olması daha büyük hacimde östenit elde edilmesine ve son yapıda kalıntı östenitin daha dengeli olarak dağılmasına imkân sağlamaktadır. Sonuç olarak ince taneli mikroyapıya sahip malzemelerden daha yüksek mekanik özelliklere sahip nihai ürün elde edildiği Şekil 3.5’te gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Başlangıç tane boyutunun su verme-ayrıştırma ve ürün mikroyapısına etkisi [104]

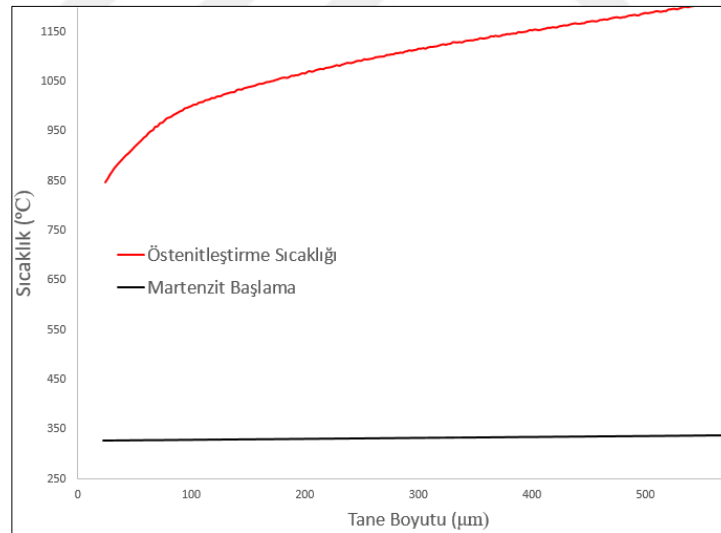
Tane boyutunun etkileri, Şekil 3.6 ve Şekil 3.7’de gösterilmiştir. Tane boyutunun martenzit başlangıç sıcaklığına etkisi ihmal edilebilecek derecede küçükken, işlemin birinci adımı östenitleştirme sıcaklığına etkisi 400 °C gibi Q&P işleminde göz ardı edilmeyecek mertebededir.



Şekil 3.6. Başlangıç tane boyutunun a) Mekanik değerlere b) KÖ karbon konsantrasyonuna etkisi [103]

Peng ve arkadaşları, ultra hızlı su vermeyle östenit oranı %42 ve ortalama tane boyutu $1,46 \pm 0,36 \mu\text{m}$ numune elde ederken, geleneksel su verme ile %52 oranlı ve $1,29 \pm 0,32 \mu\text{m}$ tane boyutlu östenit elde etmişlerdir. Geleneksel su verme işlemi ile daha iyi sonuçlar alınabileceği gösterilmiştir [13].

Tane boyutu, martenzit başlama ve östenitleme sıcaklıklarına da etkilemektedir. Özellikle östenitleme sıcaklığında görülen bu etki Şekil 3.7’de açıkça görülmektedir.



Şekil 3.7. Tane boyutunun kritik sıcaklıklara etkisi [103]

Çeliklerde mukavemet artımı yapılırken süneklik ve tokluk değerlerinin de düşmemesine dikkat edilmelidir. Mukavemet- süneklik değerinin en iyi kombinasyonları tane inceltme veya katı çözültü sertleşmesi ile elde edilebilmektedir. Ancak tane inceltme ile elde edilen değerlerle karşılaştırılırsa ikinci çözümün etkisi çok azdır [105].

Geleneksel olarak tane boyutunu düşürme işlemleri için birçok yöntem mevcuttur. Bunlardan biri, yapıda mikro karbür ve nitrit oluşturarak östenit genişlemesini engelleyen Ti, Nb ve V eklenmesi ile yapılmaktadır. Diğer yöntemler, Q&T çelikleri ile bor çeliklerinde olduğu gibi martenzit bitiş sıcaklığının altında su verilmesi veya beynitik çeliklerdeki gibi östemperleme işlemi ile yapılmaktadır [105]. Bu işlemlerden sadece birincisi Q&P işleminde kullanılabilir.

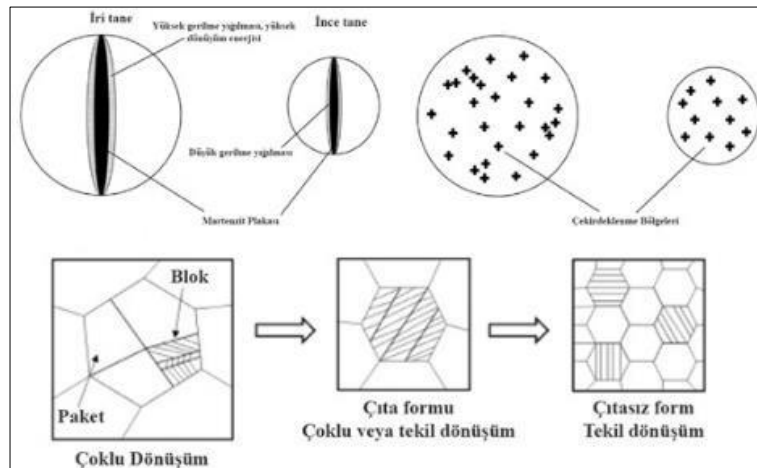
Kromun ısıtma aşamasında östenit tane boyutunun büyümesini engellediği ve dolayısıyla Q&P işleminde başlangıç mikroyapısının daha ince olduğu araştırmacıların modelleme sonuçlarında da görülmüştür [41]. Bu modelleme çalışmalarında çalışılan numunelerin tane boyutları 9,19 µm (%ağ. 1,2 Cr) ile 11,16 µm (krom içermeyen numune) arasında olacağı hesaplanmıştır.

$$d = 76671 \times \exp\left(-\frac{89098+3581 \times C+1211 \times Ni+1443 \times Cr+4031 \times Mo}{R \times T}\right) \times t^{0,211} \quad [106] \quad 3.1$$

R:Evrensel gaz sabiti 8,134 (J/mol.K) ;T:Östenitleştirme sıcaklığı (K)

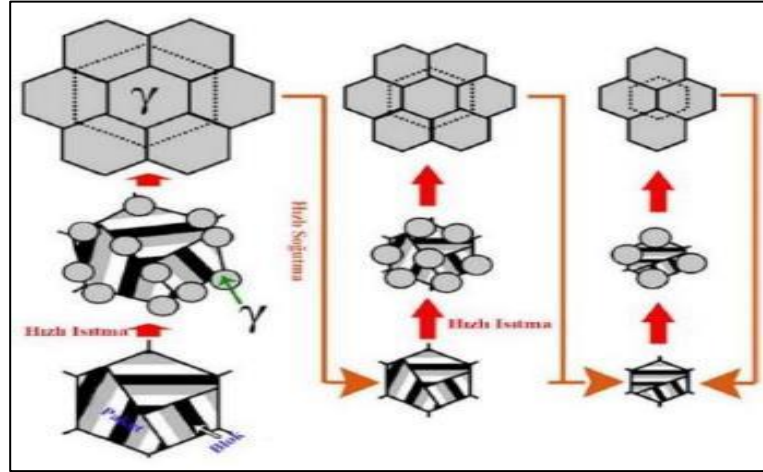
t: Östenitleştirme zamanı (s) ;d: Östenit tane boyutu (µm)

Tane boyutunun, gerilim yığılmasını, martenzitik dönüşüm reaksiyon enerjisini ve martenzit formunu etkilemesinden dolayı, Q&P işlemi üzerinde önemli etkileri olması beklenmektedir. Şekil 3.8’de gösterilen martenzit tipini etkileyen faktörden dolayı östenitleştirme adımında tane boyutunun çok fazla büyümesinin önüne geçmek gerekmektedir. Bu nedenle, işlem için tasarlanan östenitleştirme sıcaklık ve bekleme sürelerine dikkat etmek gerekmektedir.



Şekil 3.8. Tane boyutunun, çekirdeklenme ve martenzitik dönüşüm ve formuna etkisi[107]

Yapının çok hızlı bir şekilde östenit sıcaklığına çıkarılması ve tekrar kristalleştirme döngüsü uygulanması [108], östenit tane boyutunun rafine edilebilmektedir. Şekil 3.9’da gösterilmiş döngü sayısının artırılması ile yapıda oluşan çıta tipi martenzitlerin yok edilmesi de sağlanmaktadır.



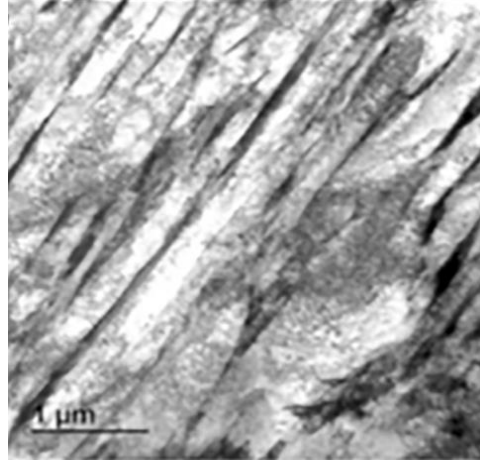
Şekil 3.9. Termal tane rafine etme döngüsü [109]

3.3. İşlem Sonundaki Mikroyapı

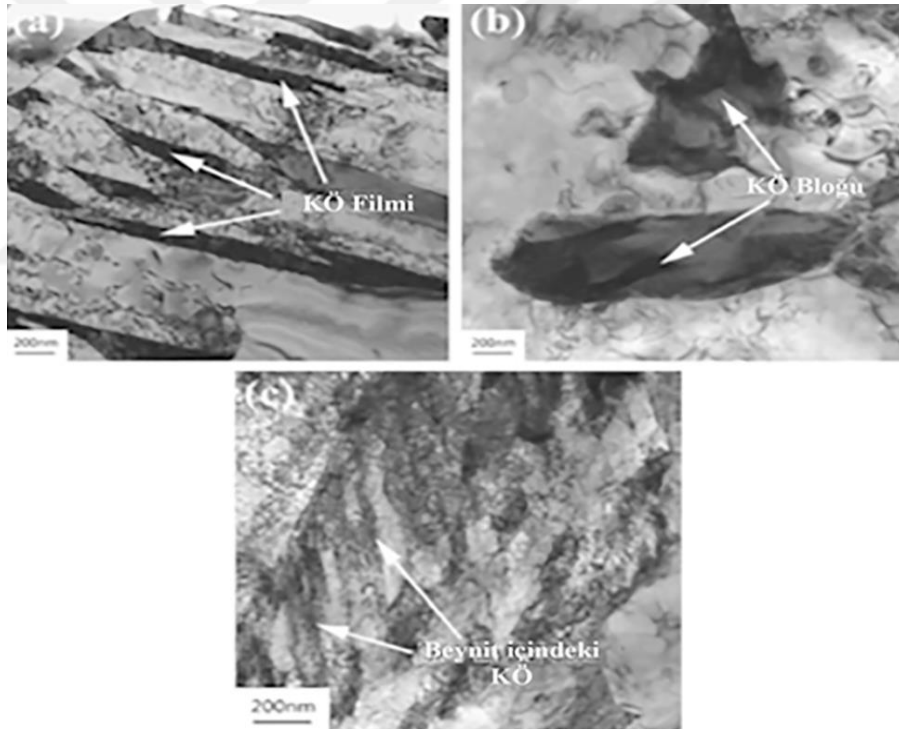
Su verme ve ayrıştırma işlemi sonucunda, mikroyapıda martenzit ve oda sıcaklığında kararlı kalıntı östenit elde etmek amaçlanmaktadır. Oluşan mikroyapının daha ziyade karbon ayrıştırma adımının ürünü olduğu söylenebilir. Bu adımda ayrıışan karbonun, dislokasyonlara ve martenzit ara yüzeylerine takılabildiği, martenzitin temperlendiği ve östenitin beynit ve diğer ürünlerine dönüştüğünü Edmonds ve arkadaşlarının 2010 yılı [98], Speer ve arkadaşlarının 2011 yılında yaptıkları [99] dilatometri ve deneysel formüllerle desteklenmiş metalografik çalışmalar ile gösterilmiştir. Bu çalışmalarda mikroyapı genellikle Şekil 3.10'da gösterildiği gibi temperlenmiş martenzit, alt beynit, kalıntı östenit ve yeni martenzit karışımı şeklindedir. Alt beynit TEM görüntülemelerinde de tespit edilebilmektedir. Bu yapının ilk su vermeden önce dilatometri verileri ve TTT diyagramlarının analiz edilmesi daha doğrudur. Beynit dönüşüm kinetiğinin karakteristiğinden dolayı, yüksek sıcaklıkta yapılan su verme işleminde düşük sıcaklıkta yapılan su verme işlemine göre daha hızlı şekilde gelişmektedir. Alt beynit, işlemden her zaman oluşmasını beklediğimiz bir yapıdır.

Q&P işleminin önemli bir özelliği martenzit başlangıç sıcaklığının geniş bir aralıkta olmasıdır. Bu aralığın genişliğinden dolayı yapıda çok değişken morfolojide martenzite rastlanabilmektedir.

Kısa ayrıştırma zamanından dolayı, östenit karbon içeriğinin yapıda çok heterojen dağılım göstermesi, morfolojinin çok değişik olmasının nedenidir. Sun ve Yu'nun [53] gözlemleri sonucu, kalıntı östenitin üç tipi tespit edilmiştir. Birinci tipte, martenzit çubuklarını dolanmış yaklaşık 100 nm genişliğindeki film biçiminde, ikinci tipte, ferrit matrisine yayılmış blok şeklinde yayılmış hâlde ve son olarak beynitik ferrit lataları arasına girmiş ultra ince 20–30 nm kalınlıkta film şeklindedir (Şekil 3.11).



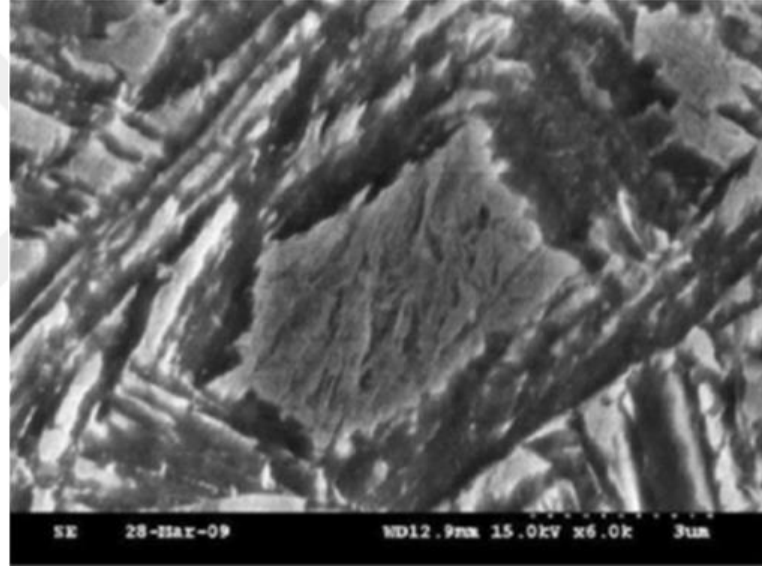
Şekil 3.10. Q&P çeliğin tipik mikroyapısı (TEM görüntüsü) [98]



Şekil 3.11. Kalıntı östenit dağılımı a) film b) blok c) beynit içerisinde [53]

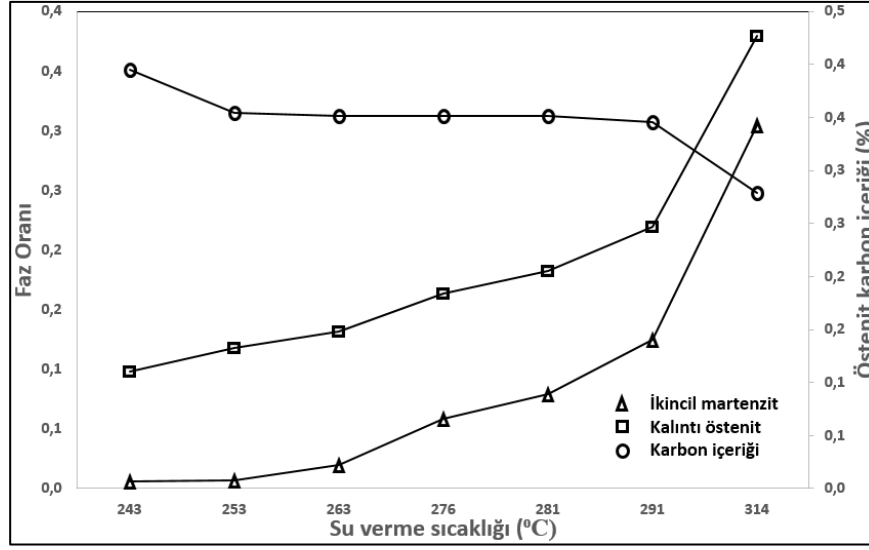
Birçok çalışma, ayrıştırma sırasında martenzitin temperlenmesine ve Q&P çeliğinin nihai mikroyapısında ince karbürlerin (Sementit) varlığına dikkat çekmektedir. Oluşan sementit karbonu tükettiğinden dolayı kalıntı östenit ile rekabet etmektedirler. Ancak düşük sıcaklıklarda oluşma ihtimali yüksek olan geçiş karbürlerinin, yüksek sıcaklıklarda yapılan ayrıştırma işlemlerinde tekrar çözünerek kalıntı östenit için karbon kaynağı olabileceği de dikkate alınmalıdır.

Yapıda karbonu tüketecek diğer bir faz ise son su vermede oluşan ikincil martenzittir. Bu yapının östenit kararlılığına etkisi için literatürde yeterli çalışma bulunmamaktadır. Bu martenzit türünün, dönüştüğü kalıntı östenitin kimyasından ve şeklinden etkilenmesi muhtemeldir. Wang ve arkadaşları [110] tarafından, $0,21C-1,75Si-0,29Mn-1,03Cr-2,86Ni-0,31Mo-0,08V-0,049Nb$ çeliğiyle yaptıkları çalışmada, $200\text{ }^{\circ}C$ 'de 1 saatlik temperleme sonucunda blok tipi martenzit yapısının daha fazla gözlemlendiği, temperleme sonucu oluşan bu yapının lata tipi martenzit türüne göre daha kolay aşındırılabilirdiği raporlanmıştır. Son su verme sonucu yüksek karbonlu östenitten elde edilen bu yapının görüntüsü Şekil 3.12'de gösterilmiştir. Bu yaklaşım ile ölçülmesi zor olan boyutu çoğunlukla $1\text{ }\mu m$ ve çok azı $3\text{ }\mu m$ 'den büyük ikincil martenzitin hacimsel oranı hesaplanmıştır. Yazarlar, östenitin yeterince karbon alamadığında bu yapının daha düşük karbon içerdiğini belirlemişlerdir.



Şekil 3.12. Q&P işlemi sonrası $200\text{ }^{\circ}C$ de 1 saat temperlenmiş çelikte blok martenzit yapısı [110].

Paravicini ve arkadaşları [49], $0,28C-1,41Si-0,67Mn-1,49Cr-0,56Mo$ çeliğinin Q&P işleminden sonra final mikroyapısında lata tipi martenzit ve sementitten oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Bu yapıların, ayrıştırma adımıyla temperlendiklerini ve ortama karbon verdiklerini ölçmüşlerdir. Son su vermede dağlanmayan alanların kalıntı östenit ve/veya temperlenmemiş yüksek karbonlu martenzit olabileceğini öne sürerek bu alanlardaki östenit miktarının XRD yardımıyla çıkarılması ile yeni oluşan martenzitin hacimsel oranının hesaplanabileceğini öne sürmüşlerdir. Çalışmanın sonucunda elde edilen veriler Şekil 3.13'te sunulmuştur.

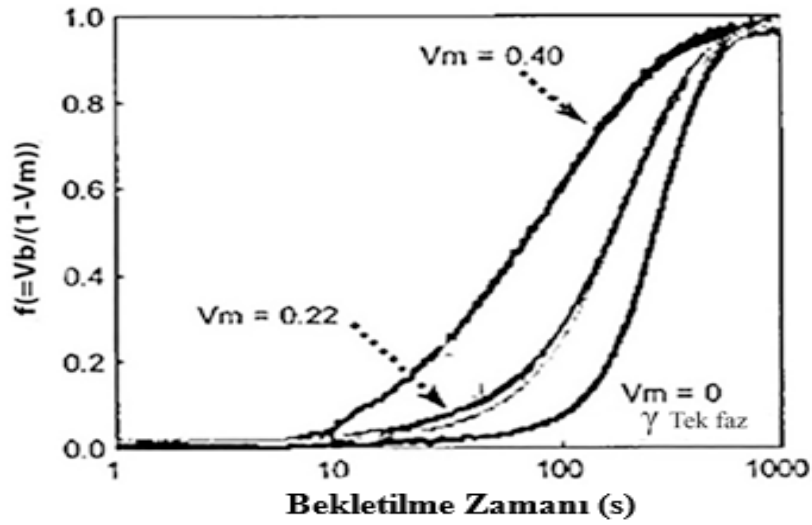


Şekil 3.13.KÖ, TM. hacimsel oranları ve KÖ.karbon oranının su verme sıcaklığına göre değişimi [49]

3.4. Q&P İşlemi Sırasında Beynitik Reaksiyon

0.3C-2.49Mn çeliği ($M_s=330\text{ }^{\circ}\text{C}$) kullanarak Kawata ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada [111], östenit/martenzit karışımında tek fazlı östenitten daha hızlı bir şekilde beynitik dönüşüm olduğunu bulmuşlardır. Yazarlar, martenzit ve östenit arasındaki sınırın beynitik ferrit için bir çekirdeklenme yeri olarak hizmet ettiğini öne sürmektedirler. Şekil 3.14'de gösterildiği gibi, beynitik reaksiyon, $320\text{ }^{\circ}\text{C}$ gibi düşük sıcaklıklarda bile hacimce artan martenzit miktarı beynitik reaksiyonun hızını arttırmaktadır. Martenzit oluşumundan sonra, beynitik reaksiyonun hızlandığı Seto ve Matsuda tarafından da gösterilmiştir [112]. Su vermeden sonra izotermal bekletme, önemli miktarda beynit oluşumu ile birlikte gerçekleşmektedir. Yazarlar, beynitik dönüşümün martenzit varlığıyla güçlü bir şekilde hızlandığını ve bu eğilimin çelikteki yüksek karbon içeriği ile arttığını doğrulamışlardır.

Öte yandan, bazı araştırmacılar, kalıntı östenit oranıyla orantılı olarak küçük miktarda beynitik oluşumun çoğunlukla ayrıştırma başlangıcında meydana geldiğini varsaymaktadırlar [53]. Kalıntı östenitin karbonla daha da zenginleşmesi B_s sıcaklığını düşürerek beynitik reaksiyonu başlatabilir. Ayrıştırma adımının çok kısa olması beynitik reaksiyonu tamamen durduracağından, bu tez fazla taraftar bulamamaktadır.

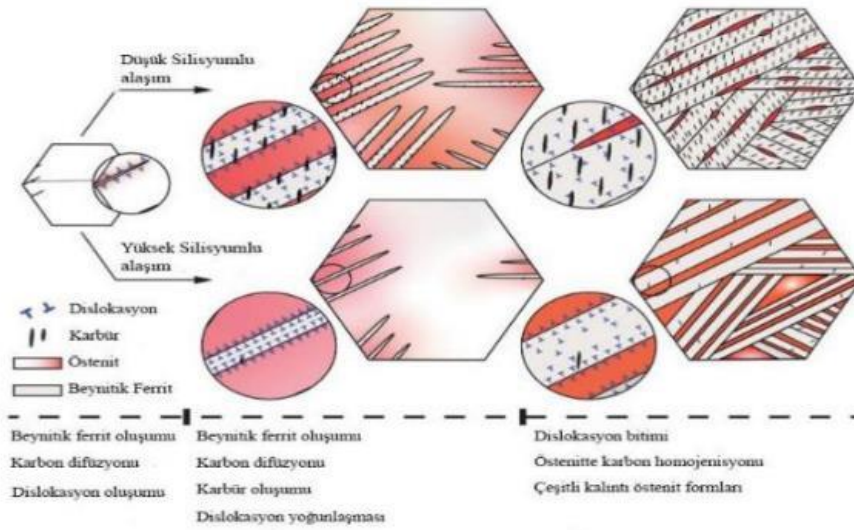


Şekil 3.14. Başlangıç mikroyapısındaki martenzit hacimsel oranının beynitik dönüşüme etkisi [111]

Araştırmacıların kasten yüksek alaşımlar kullanarak beynitik reaksiyonu bastırmayı amaçladıkları çalışmada [113], 0,20C–2,5Mn–1,47Ni–1,01Cr–1,50Si kompozisyonundaki çeliğe tam östenitleştirme işlemi yapılmıştır. Ms sıcaklığının 314 °C, Bs sıcaklığının 320 °C gibi çok yakın olduğu bu çelikte 350 °C de 4.000 s gibi uzun izotermal bekletme ve oda sıcaklığında son su verme ile martenziti saran az miktarda beynit elde edilmiştir. İşlemin ayrıştırma sıcaklığını 400 °C'ye, bekletme süresini ise 16.000 saniyeye çıkardıkları işlemde ise beynit oluşumu engellenmiş, martenzit matrisi ve az miktarda ferrit elde etmişlerdir.

Karbür oluşumunu bastıran elementlerin mikroyapı gelişimine etkisi Şekil 3.15'te gösterilmiştir. Çelik kimyasına bağlı olarak alternatif yapılarda elde edilebilmektedir. Örneğin Samanta ve arkadaşları [114], Q&P işlemiyle çok fazlı beynit, martenzit ve kalıntı östenit yapısını elde etmek amacıyla 0,32C–1,78Mn–0,64Si–1,75Al–1,2Co–0,035P çeliği kullanmışlardır. Bunun için alüminyum ile beraber kullanılınca beynitik reaksiyonu arttıran kobalt elementi ilavesi yapılmıştır. Çalışmada Ms=355 °C olan çelik 1050 °C sıcaklıkta östenitleştirilmiş ve su verme 210 ile 310 °C aralığında yapılmıştır. Yazarlar, EBSD çalışmasında beynit ve lata tipi martenzitin rastgele dağılım gösterdiğini tespit etmişlerdir. Östenitin 290 °C'de su verilen numunelerde blok ve film benzeri, 210 °C'de su verilenlerde ise latalar arasında oluştuğunu gözlemlemişlerdir.

Santofimia ve arkadaşları [115], Q&P işleminden sonra elde edilen kalıntı östenit miktarının, direkt soğutma yapıldıktan sonra beynitik reaksiyon bölgesinde kısa süre beklenen numuneden daha yüksek olduğunu raporlamışlardır. Gerçekleştirilen dilatometri çalışmaları, beynit formunun karbon ayrıştırma adımıyla oluşması hâlinde, hacimsel oranının kalıntı östenitin hacimsel oranından çok düşük olduğunu desteklemektedir. Q&P işlemiyle östenit stabilizasyonunun, karbürsüz beynitik çeliklere göre daha üstün olduğunu göstermektedir.



Şekil 3.15. Beynitik dönüşüme karbür engelleyici alaşım elementlerinin etkisi [116]

Krom ilavesinin, izotermal beynitik dönüşüm kinetiğini engellediği ve izotermik dönüşümü azalttığı bilinmektedir. Kimyasal itici gücün azalması beynitik çekirdeklenmenin ve beynitin büyümesini engellemektedir [117].

3.5. İlk Su Verme Soğutma Hızının Etkisi

Tam östenitleştirmeden sonra, istenmeyen ferrit oluşumunu ve kritik bölgeler arasında oluşabilecek Widmanstätten ferrit veya alt beynit oluşumlarını önlemek için ilk su verme hızı çok önemlidir.

Çelik sürekli soğuma diyagramı (CCT) yapıda meydana gelebilecek fazları tahmin etmemizi sağlamaktadır, ancak bazı durumlarda kontrolsüz dönüşümlerden oluşan yapılarda görülebilmektedir. Kullanılan çeliklerin çoğunluğunda, tam östenitleştirmeden sonra, 30 °C/s soğuma hızının işlem için yeterli olduğu raporlanmıştır. Tablo 3.1’de değişik soğuma oranlarına göre elde edilecek kalıntı östenit oranları gösterilmiştir [118].

Kritik bölgede yapılan soğutma sırasında, eğer yapıda daha önceden ferrit varsa ara yüzeyleri çekirdeklenmeyi kolaylaştırır [115]. Ticari 0,19C–1,61Mn–0,35Si–1,10Al–0,09P çeliği yüksek ferrit formunda alüminyum ve fosfor içermektedir. 900 °C–600 °C arasında kritik tavlama ve 50 °C/s soğutma oranı 125 °C, 150 °C ve 175 °C su verme, sonrasında 250 ve 350 °C sıcaklıklarda değişik ayrıştırma işlemi uygulanan numunelerde oluşan mikroyapı çoğunlukla temperlenmiş martenzit ve ferrit ile az oranda widmanstätten ferrit formunda çıkmıştır. Yazarlara göre widmanstätten ferrit, karbon konsantrasyonun östenit tane sınırında yüksek, tane içinde ise düşük olmasına nedenidir ve ayrıştırma aşamasında önemli bir rol üstlenmektedirler.

Düşük M_s sıcaklıklarında tane sınırlarında kalıntı östenit dönüşmemektedir. Aşırı fazla ferritin, su verme sırasında martenzit miktarını, çeliğin mukavemetini, kalıntı östenit miktarını ve karbon içeriğini düşüreceğine dikkate almak gereklidir. Bu yüzden, soğutma oranının yüksek olması işlem için faydalı olacaktır. Ferritin en uygun miktarının ayarlanması soğutma oranı ve kritik bölgeler arası tavlamanın kombinasyonunu ile ayarlanabilmektedir [119].

Tablo 3.1. Değişik soğutma hızlarında kalıntı östenit miktarları [118]

Su verme Yöntemi	Soğuma hızı	Temperlenmemiş	Kalıntı östenit hacimsel oranı (%)			
			200 °C/ 30 dak	200 °C/ 120 dak	250 °C/ 60 dak	350 °C/ 120 dak
Su 20 °C	90 °C/s	4	4	4	5	7
Tuz 150 °C	30 °C/s	6	8	8	8	7

Yapılan diğer bir çalışmada yazarlar [16], ayrıştırma işlemi öncesi mikroyapıyı belirlemesi açısından Q&P işleminin en önemli parametrelerin östenitleştirme sıcaklığı ve başlangıç soğutma hızı olduğunu savunmaktadırlar.

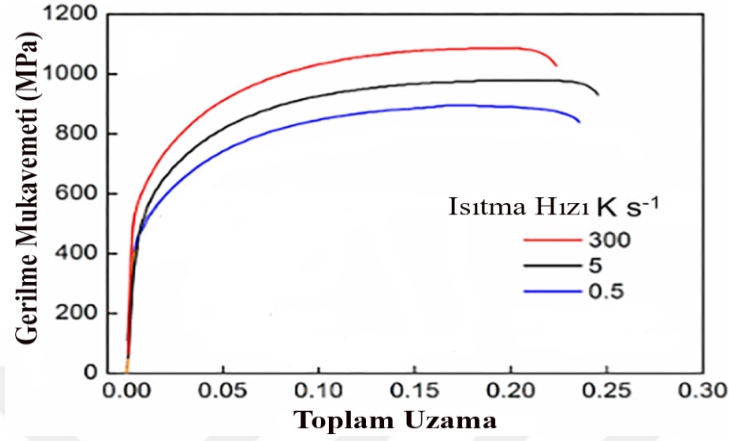
Krom ilavesinin sürekli soğuma işleminde soğutma oranını arttırması ve karbon difüzyonunu zorlaştırması ile karbonca zengin martenzitin hacimsel oranını arttırdığı ve boyutunun küçülmesini sağladığı yapılan çalışmalarda görülmüştür [120]. Düşük tane boyutlu ve yüksek karbonlu martenzit oluşumu, işlemin sonraki aşamasında yapıdaki kalıntı östenitin karbonca zenginleştirilmesinde faydalı olacağından işlemin başarısını arttıracaktır.

3.6. Östenitleştirme Isıtma Hızının Etkisi

Araştırmacılar ısıtma hızını arttırılmasının kalıntı östenitin boyutunun küçüldüğünü, sonuç olarak ilk su vermede çıta martenzitin, ikinci su vermede ise ikincil martenzitin boyutlarının düştüğünü gözlemlemişlerdir. Ancak ısıtma hızlarının mikroyapıya etkisinin ayrıştırma zamanı ve süresi kadar etkili olmadığını gözlemlemişlerdir. Isıtma hızının artması ile difüzyon mesafeleri kısaldığından östenit kısa sürede kararlı hâle gelmektedir [121].

Başlangıç tane boyutu, soğutma hızına etkisinden dolayı çok önemli bir parametredir. Östenitleştirmenin kısmi veya tam olarak yapılmasından bağımsız olarak A_{C3} ve A_{C1} sıcaklıkları arasında bekleme süresinin artması da östenit tane boyutunun büyümesini tetikleyecektir. Özellikle tam östenitleştirme yapılan işlemlerde bu sürenin kısa tutulması östenitleştirmenin tam olarak tamamlanmamasına ve östenit içeriğinin homojen olmamasına yol açmaktadır. Bu işlemin uzun tutulması ise tanelerin irileşmesine yol açacaktır.

Isıtma hızı 5 °C/s'den 300 °C/s'ye yükseldikçe, Q&P çeliğindeki ikincil martenzitin boyutunun azaldığı ve çekme mukavemeti ve uzamanın iyileştiği görülmüştür [20]. Isıtma hızının mekanik değerlere etkisi Şekil 3.16'da açıkça görülmektedir [122].



Şekil 3.16. Isıtma hızının mekanik değerlere etkisi [122]

3.7. Su Verme Sıcaklığının Etkisi

Ayrıştırma adımı komşu östenit tanelerine karbon sağlayacak martenzit oranını belirlemede su verme sıcaklığı en etkili faktördür. Su vermenin M_f sıcaklığının az üstünde yapılması, martenzit miktarını fark edilir şekilde arttıracaktır. Östenitin miktarının az olduğu bu durumda, ayrıştırma adımı östenit daha hızlı karbonca zenginleşecektir. Bu sıcaklığın M_s sıcaklığına çok yakın seçilmesi durumunda ise martenzit miktarı ve karbon içeriği kalıntı östeniti karbonca doyurmaya yeterli olmayacaktır. Optimum kalıntı östenit hacimsel oranına ve karbon konsantrasyonuna ulaşmak için bu sıcaklığın çok dikkatli seçilmesi gereklidir.

Speer'in önerdiği modelde, Şekil 3.2'de görüleceği üzere su verme sıcaklığı, kalıntı östenitin hacimsel oranının tahmin edilmesinde anahtar roldedir. Bu modelde, martenzitten östenite karbon tam olarak ayrışmaktadır ve ayrışma adımının sonuna kadar östenit oranı değişmemektedir. Martenzit/östenit ara yüzeyleri sabit olduğundan karbür ve beynit formlarının oluşmasını bastırmaktadırlar. Teorinin aksine, bu durumda bile beynit formasyonunun oluşması mümkündür. Özellikle ayrıştırma sıcaklığının M_s sıcaklığına yakın olduğu işlemlerde yapıdaki martenzitin beynit oluşumunu teşvik ettiğini belirlemişlerdir [111]. Santofimia ve arkadaşlarının [123] modelinde ise ayrışma adımı sırasında karbon difüzyonu martenzit/östenit ara yüzeyinden olmaktadır.

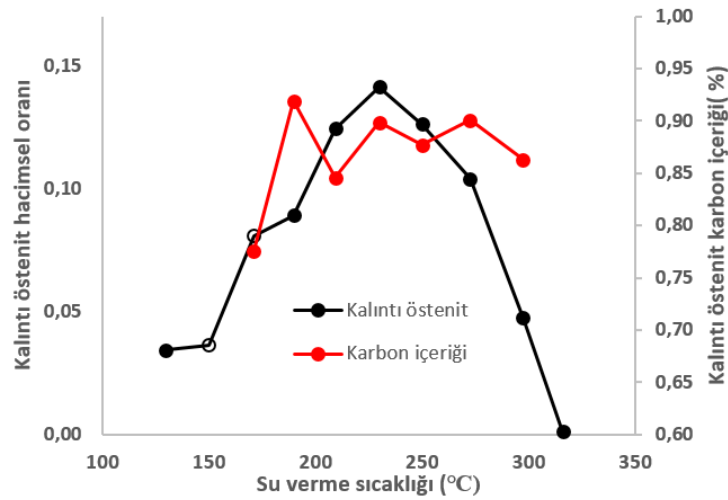
Su verme sıcaklığının teorik ve deneysel verilere göre seçilmesi ile çeliğin son dayanımı doğru tahmin edilebilir. Örneğin, (0,3–0,6)C–(1,5–2,5)Si–(1,5–2,0)Mn çeliğinde $\sigma_M \approx 1500$ MPa

ve yüksek uzama katsayısı elde edildiği çalışmada, su vermenin M_s sıcaklığının hemen altında yapılması gerektiğini görülmüştür [112].

Su verme sıcaklığının doğru hesaplanabilmesi için, karbon miktarının bilinmesi önemli bir veridir. Son mikroyapı ve mekanik özellikler, sadece ayrışma sıcaklığı ve zamanına bağlı olmayıp karbon kinetiğine de bağlıdır. Sonuçta hesaplanan kalıntı östenitin hacimsel oranı, su verme sıcaklığına bağlıdır. Deneysel çalışmalar sonucu oluşturulmuş tablolar, kalıntı östenitin elde edilme çalışmaları için kullanılabilir [53, 124].

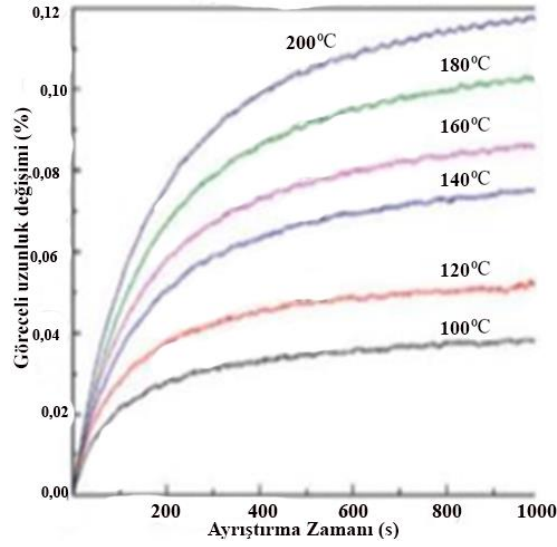
Santofimia ve arkadaşlarının [113] çalışmasından alınan veriler, kalıntı östenitin hacimsel oranı ile su verme sıcaklığı arasındaki ilişkiyi göstermiştir. Maksimum değerler $M_s \pm 40$ °C civarında gözlemlenmiştir. M_s sıcaklığının oda sıcaklığından düşük olacağı zengin kimyasal kompozisyona sahip çeliklerin, kalıntı östenit karbon içeriği % 0,8-1 arasında iken su verme sıcaklığından bağımsız olduğu Şekil 3.17’de görülebilmektedir.

Karbon difüzyonunun olduğu ayrıştırma adımı, beynit büyümesi ve beynit dönüşümü etkilemektedir [125]. Santofimia ve arkadaşlarının martenzitten östenite karbon ayrıştırma ile ilişkili hacimsel değişiklikleri inceledikleri teorik modelde, değişken arayüz hareketlerinin tamamen hareketsiz arayüzden yüksek hareket kabiliyetine sahip ferrit/östenit arayüzüne doğru olduğu bulunmuştur [113]. Ayrıca östenitteki karbon içeriği her zaman hesaplanan değerden daha yüksek çıkmıştır.



Şekil 3.17. 400 °C 100 s ayrıştırma işlemi sonucu oluşan KÖ. oranı ve karbon konsantrasyonu [113].

Su verme sıcaklığı, martenzit ve östenit miktarını etkilemektedir. Genişleme (Dilatometri) çalışmaları ile farklı sıcaklıklarda ön su verilmiş numunelerin tüm izotermal genişleme eğrileri çıkarılabilmektedir. Şekil 3.18’de gösterilen tüm durumlarda, kalıntı östenit işlemler sonunda kararlı olma eğilimi göstermektedir [126].



Şekil 3.18. 0,2C–1,5Si–1,9Mn çeliği ayrıştırma sıcaklığına göre genleşme eğrileri [126].

Değişik işlem parametrelerine göre elde edilmiş, kalıntı östenit ve östenit karbon konsantrasyonu değerleri Tablo 3.2’de verilmiştir. Su verme sıcaklığının düşmesiyle akma mukavemeti martenzitin etkisi ile arttarken uzama değeri düşmektedir.

Tablo 3.2. Q&P işlem parametrelerine göre mekanik özelliklerin değişimi [127]

İşlemler									
S	z (s)	vS	S	z	AM	Ç	U	KÖ	X
(°C)		(°C)	(°C)	(s)	MPa	M		oranı	c
						MPa			(%ağ)
00	20	90	50	0	1257	1	0	6,1	1
					398	1	2	5,8	,04
					1197	356	4	4,2	,02
					1050	342	5	7,1	,01
					981	359			,01

Eğrilerdeki maksimum genleşme, daha yüksek taze martenzit oluşumunu göstermektedir. Birincil martenzit hacimsel oranının su verme sıcaklığı ile artması, beklenenin aksine östenitin kararlılığa ulaşma zamanını uzatmaktadır. Clarke ve ark. [126], 0,19C–1,59Mn–1,63Si çeliğinde su verme sıcaklıklarını arttırarak yaptıkları çalışmada, en yüksek ayrıştırma sıcaklığı olan 400 °C’de östenitin en yüksek hacimsel orana erişmesinin daha uzun zaman alması bu teoriyi doğrulamaktadır.

Su verme sıcaklığının, akma ve gerilme mukavemeti gibi mekanik özelliklere etkisi martenzit oranını etkilemesinden dolayı çok fazladır. Elastik uzama değeri daha ziyade kalıntı östenit oranına bağlı iken toplam uzama değeri östenit kararlılığının fonksiyonu olan TRIP etkisine bağlıdır. De Moor'un [127], 0,2C–3Mn (veya 5 Mn)–1,6Si çeliğinde su verme sıcaklığının etkisinin incelediği çalışma sonunda elde ettiği değerler Tablo 3.2'de verilmiştir.

Bu çalışmada ayrıştırma zamanı 10 saniye gibi çok kısa seçilmiştir. Yüksek su verme sıcaklığı sonucu az miktarda martenzit oluşmasından dolayı yüksek süneklik elde edilmiş, akma ve gerilme mukavemeti değerleri su verme sıcaklığının artması ile azalmıştır. Özellikle akma mukavemeti, su verme sıcaklığının artması ile düşerken, toplam uzama değeri yükselmektedir. Sonuçta uzama ve kalıntı östenit miktarı arasında bir bağıntı kurulamamıştır. Östenit karbon oranı, nispeten sabit kalmış ve su verme sıcaklığından bağımsız bir karakter sergilemiştir. Son su verme sıcaklığının düşük seçilmesi durumunda, son yapıda oluşacak kalıntı östenit miktarını azalırken yeni martenzit miktarı artmıştır.

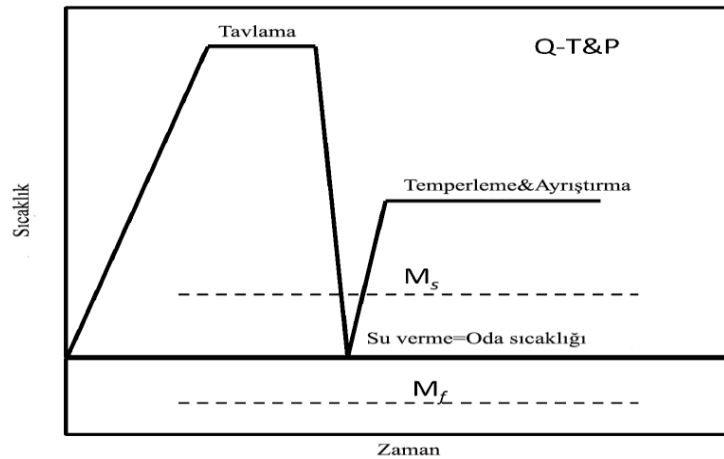
Ticari Q&P çeliği olarak 0,2C–0,9Si–Nb-2,8(Mn+Cr+Mo) 1180 MPa gerilim mukavemetli çelik tercih edilmektedir. Soğuk haddelenmiş bu çelik, tam östenitize edildikten sonra değişik sıcaklıklarında su verme işlemi görmüştür ve ayrıştırma işlemi 400 °C'de yapılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde, su verme sıcaklığının M_s üstünde yapılmasıyla, mikroyapıda lata tipi ince beynitten kaba küresel beynite dönüştüğü görülmüştür. M_s sıcaklığının çok altında yapılan su verme sonucundaysa ince dağılmış kalıntı östenit taneleri ve çok ince çubuk martenzit matrisli yapı elde edilmiştir. Ancak mikroyapının, su verme sıcaklığın M_s sıcaklığına yaklaşmasıyla kaba kalıntı östenit/martenzit adaları ve kaba beynit şekline dönüştüğü görülmüştür [128]. Tüm durumlarda gerilme mukavemeti 1200-1260 MPa gibi dar aralıkta kalmışken; akma mukavemeti, uzama ve delik genişletme kabiliyeti değerleri çok geniş bir aralıkta ölçülmüştür. Özellikle sertleşme kabiliyetinin su verme sıcaklığının artması ile geliştiği ve pekleşme sabiti değerlerinin 0,07-0,17 gibi çok geniş aralıkta olduğu görülmüştür. Su verme sıcaklığının arttırılması ile uzama değeri artarken, akma mukavemeti ve delik genişletme katsayılarında ise düşme görülmüştür. Bu durum yapıda oluşan ikincil martenzit oranının artmasına bağlanmıştır.

Son su verme M_s sıcaklığının altında aşırı soğutma ve başlangıçtaki (çoğunlukla temperlenmiş) martenzit oluşumu, çok değişken mekanik özelliklere neden olmaktadır. Yüksek su verme sıcaklığı, elastik ve toplam uzama ile pekleşme kabiliyeti değerlerini arttırmaktadır. Bu durum, yumuşak matrisli yapı ve güçlü TRIP etkisi gösterecek kalıntı östenit oranının artmasından dolayıdır. Yüksek sıcaklıkta su verme ile akma mukavemeti düşerek çift fazlı çeliklere benzer özellikleri göstermektedir. Yapının yumuşak matrisi ile oranı artan ikincil martenzit/kalıntı östenit adacıklarından dönüşecek çok sert yeni martenzit arasındaki sertlik farklılığından kaynaklanan gerilimleri artacaktır.

Yapıda fazlaca oluşan yüksek karbonlu sert ikincil martenzit fazı ile yumuşak matrisin etkileşimi sonucu oluşan yüksek gerilimler, kenar şekillendirilebilirliğini önemli ölçüde düşürmektedir. 310–350 °C’de su verilen ve 400 °C’de ayrıştırma işlemi gören çelik için Şekil 3.18’de genişleme eğrileri verilmiştir [126]. İşlemler sonunda malzeme, 1180 MPa çekme mukavemeti, yüksek AM/ÇM oranı ve %30 üzerinde delik genişletme katsayısı göstermiştir. Bu değerlere paralel artan toplam uzama değeri, bu alanda Q&P çeliklerinin potansiyelin çok fazla olduğunu göstermektedir.

Görüldüğü üzere, son su verme işleminde oluşan taze martenzit miktarının mikroyapı ve mekanik değerler üzerinde önemli bir etkisi vardır. Özellikle şekil verme işlemleri için bu yapının çok fazla oluşumunun önüne geçilmesinde fayda vardır. İncelenen literatürlerde su verme sıcaklığında bekleme zamanı ile ilgili çalışma bulunamamıştır. Bu zamanın özellikle M_s sıcaklığının yüksek olduğu çeliklerde 10 saniyeden büyük seçilmesi ile martenzitin kendiliğinden temperlenmesi ile akma ve çekme mukavemetinin düşeceği varsayılmaktadır.

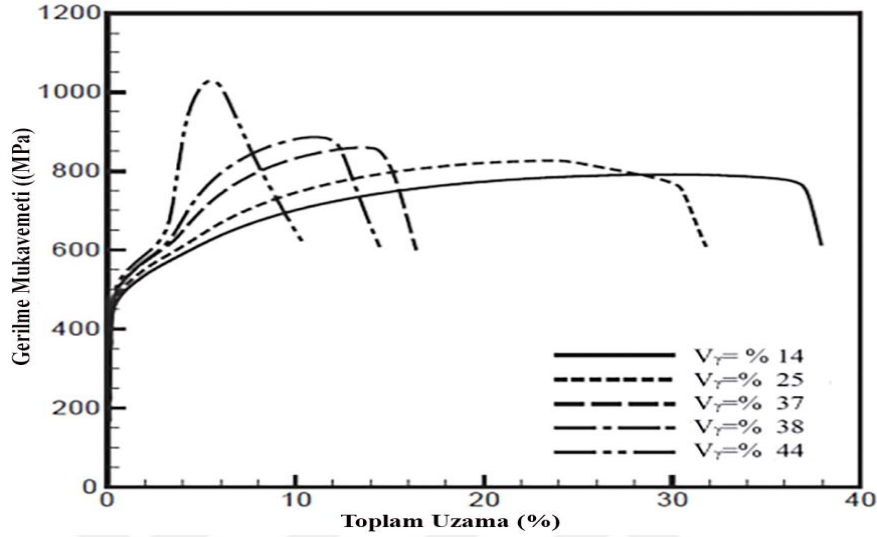
Q&P işlemi sırasında su verme sıcaklığının kontrol edilmesi son derece kompleks soğutma ekipmanları gerektirir. İşlemin su verme adımının oda sıcaklığında yapılması işlem için büyük kolaylıklar sağlamaktadır. Yüksek Al içerikli 0,4C–0,5Mn–0,2Si–0,5Cr–3,5Al çeliğine ($M_s=110$ °C, $A_{C1}=740$ °C ve $A_{C3}=1073$ °C), 800 °C’de 10 dakika kritik tavlama, oda sıcaklığında su verme, 300 veya 350 °C de 2, 10 ve 30 dakika ayrıştırma işlemi yapılmıştır. Sonuçta mikroyapıda %10-12 kalıntı östenit elde edilmiştir. Ancak işlem sonucu 1200 MPa’lık çekme mukavemeti ve %10-12 toplam uzama değerleri pek tatmin edici olmamıştır [47]. İşlem (Q-T&P) su verme-temperleme ve ayrıştırma olarak adlandırılmış ve şematik diyagramı Şekil 3.19’da verilmiştir.



Şekil 3.19. Su verme-Temperleme ve Ayrıştırma İşleminin Şematik Gösterimi [47]

Kalıntı östenit miktarının doğru seçilmesi Şekil 3.20’de görüleceği üzere son derece önemlidir. Sanılanın aksine kalıntı östenitin artması ile TRIP etkisi artmamakta, uzama değerleri

düşmektedir. Gerilme mukavemeti her ne kadar yüksekse de PSE değeri olarak yüksek kalıntı östenit içeren malzemeler çok gerilerde kalmaktadır. Bu nedenle, östenit miktarının artması ile karbon kaynağı olan martenzit oranının düşüşü de hesaba katılmalıdır.



Şekil 3.20. Kalıntı östenit miktarına göre mekanik değişimi [129]

3.8. Karbon Ayırıştırma Zamanının Etkisi

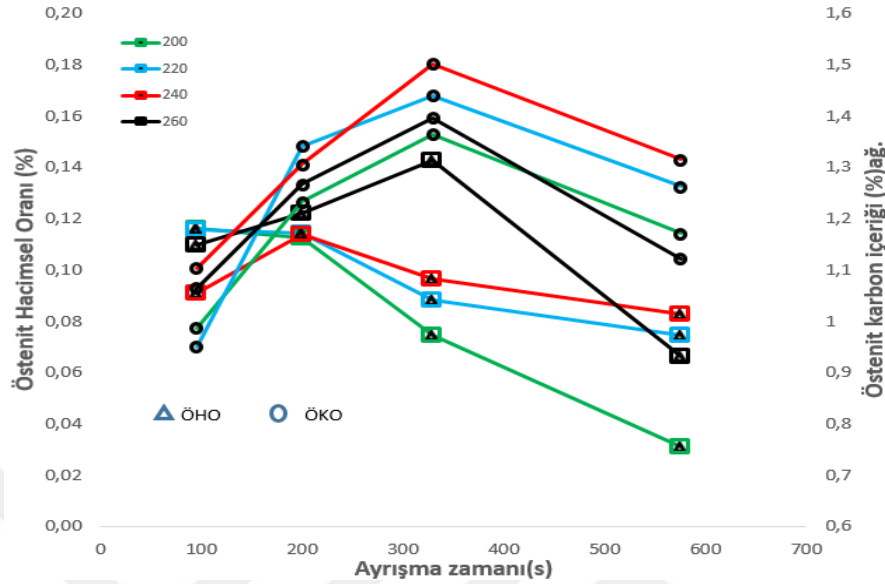
Çeliklerde gerilme mukavemeti, ayırıştırma zamanının artmasıyla martenzitin temperlenmesinden dolayı düşme eğilimindedir. Akma mukavemeti ise ayırıştırma sıcaklığına bağlı olarak 30-100 saniyeye kadar artma eğilimindedir [97].

Ayırıştırma işlemi boyunca, kalıntı östenit hacimsel oranı başlangıçta düşmektedir. İşleme devam edilirse bu değer ya sabit kalmakta ya da artmaktadır. Benzer şekilde kalıntı östenit karbon oranı başlangıçta oldukça hızlı artarken uzun ayırıştırma zamanlarında bu değer çok azalarak ihmal edilebilecek seviyelere düşmektedir.

Streicher ve Clarke'ın [7], 0,19C–1,59Mn–1,63Si çeliğinde 200-280 °C aralığında su verme ve 400 °C ayırıştırma işlemini kapsayan Q&P çalışmasında, östenit hacimsel oranının ayırıştırma zamanına göre artıp-azaldığı gözlemlenmiştir; ancak doğrusal bir ilişki kurulamamıştır. Fakat östenitteki karbon oranının 10-100 saniyelik süre aralığında arttığı bu aralığın dışına çıkınca tüm numunelerde belirgin olarak azaldığı Şekil 3.21'de gösterilmiştir.

Belirli ayırıştırma zamanlarında maksimum kalıntı östenit miktarını tahmin edebilmek için Fe-0,2 C ikili sisteminde martenzit oluşumu ve karbon ayırıştırma kinetiğinin hesaplanması gereklidir. Santofimia ve arkadaşlarının [49], tavlama işlemini simule ettikleri hesaplamalar Matlock'un [125] deneysel çalışmalarında bulduğu iki piki doğrulamıştır. Östenit oranının ilk piki, martenzitten dönüşmemiş östenite karbonunun hızlı taşınımı neticesinde östenitin hızla kararlılaştığını

doğrulamaktadır. Uzun ayrıştırma zamanlarında görülen ikinci pik, sementit formunu engellemesi sonucu düşük sıcaklıklarda oluşan geçişken karbürlerin yeniden çözünmesi ile açıklanmıştır.



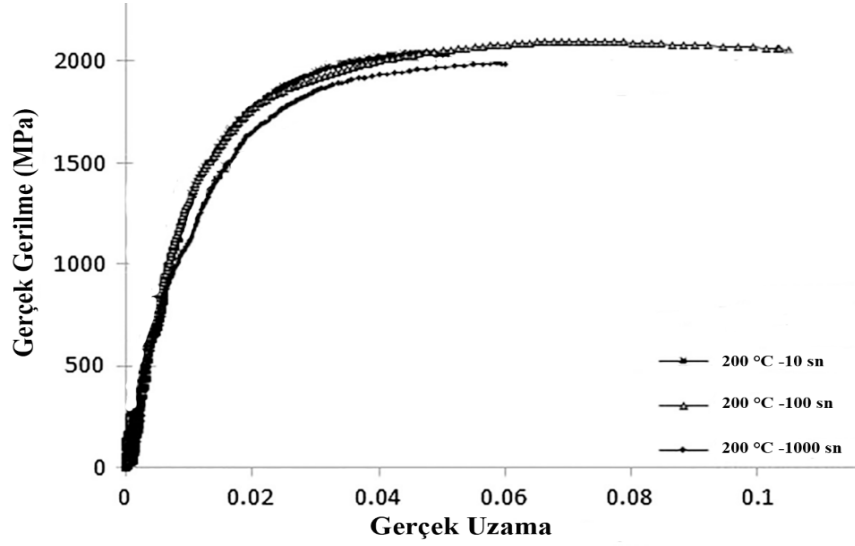
Şekil 3.21. Ayrıştırma süresinin a) östenit hacimsel oranı b)ÖKK. etkisi [7]

Verileri Şekil 3.21’de gösterilen, araştırmada en iyi sonuç 400 °C sıcaklıkta elde edilmiştir ve güçlü şekilde su verme sıcaklığına bağlıdır. Kalıntı östenitin hacimsel oranı 10 ile 100 saniye aralığında artmaktadır ve ardından muhtemel karbür/ sementit formlarından dolayı keskin bir düşüş göstermektedir. Diğer yandan, tüm su verme sıcaklıklarında östenitteki maksimum karbon içeriği 100 saniye ayrıştırma zamanında görülmüştür [126].

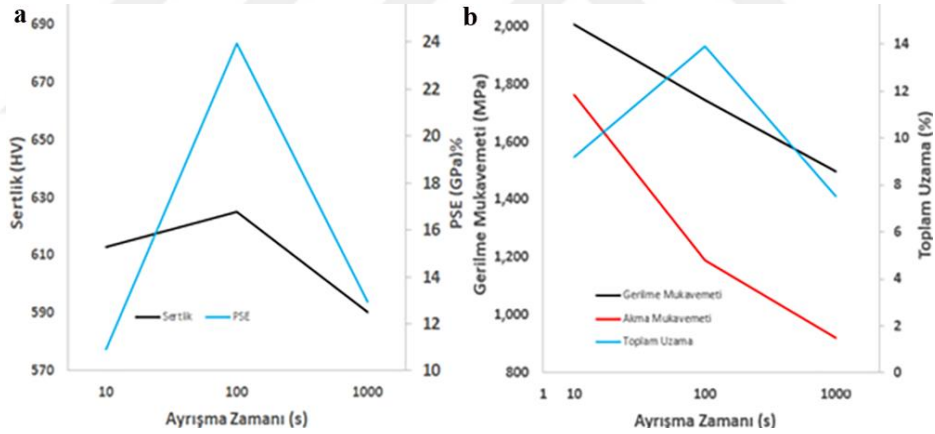
Sun ve arkadaşları, tipik TRIP 0.2C–1.5Si–1.9Mn çelik kompozisyonu kullanarak interkritik ısıtılmanın Q&P işlemine etkisini incelemişlerdir. Bu işlemde, malzeme 800 °C’de 150 s süreyle interkritik ısıtılma tabii tutulmuş, ardından 160 °C’de su verilmiştir. Ayrıştırma işlemi, 400 °C’de 10 ile 1000 saniye arasında yapılmıştır. Sonuç olarak 990 ile 1100 MPa ve %25.9 ile %29.3 arasında değişen mükemmel bir mukavemet ve süneklik kombinasyonunda numuneler üretmiştir. Genel eğilim, mukavemetin ayrıştırma süresinin artması ile azaldığı, uzamanın ise çoğunlukla östenit stabilitesiyle (karbon içeriği) paralel şekilde değiştiği şeklindedir [130].

Optimum ayrıştırma zamanı çelik kompozisyonuna ve ayrıştırma sıcaklığına bağlıdır. 0,37C–1,24Si–0,86Mn–1,18Cr çeliği kullanarak Tariq ve Baloch’un çalışmalarında [29], gerilme mukavemeti 2000 MPa, Toplam uzama %11,5 numuneler elde etmiştir. Q&P döngüsü 920 °C’de tam östenitleştirme ve 200 °C’de su verme, 10-100-1000 saniye ayrıştırma işlemi şeklindedir. Bu çalışmada genel eğilim ayrıştırma zamanının artması ile gerilme ve akma mukavemetinin düşmesi şeklindedir. Kalıntı östenit miktarının 100 saniyede maksimum olduğu ve bu zamandan sonra

istikrarlı kaldığı ölçülmüş, çalışmanın gerilme-uzama grafiği Şekil 3.22’de mekanik değerlerin değişimi ise Şekil 3.23’te verilmiştir.



Şekil 3.22. Tek adımlı Q&P işlemi Az. Etkisi, farklı ısıt işlemlerle karşılaştırılması [29]

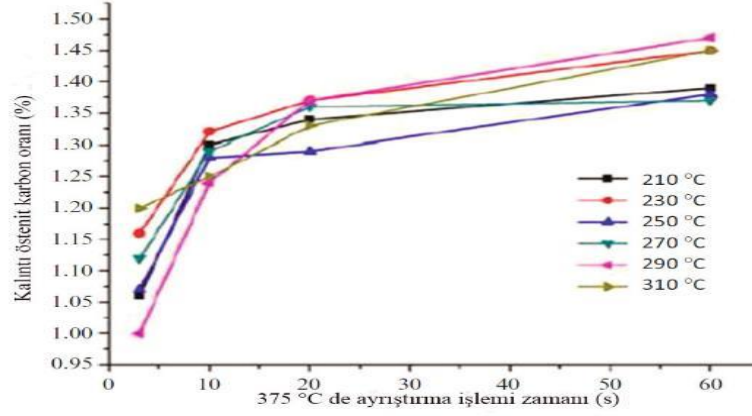


Şekil 3.23. Ayırışma zamanına göre a) Sertlik ve PSE b) Mukavemet ve uzama değişimi [29].

Yapılan diğer bir çalışmada 400 °C’de ayırıştırma işlemi sırasında kalıntı östenitin hacimsel oranının 10 ile 50 s arası sürelerde azalarak yaklaşık 0,09-0,10 olduğu ölçülmüştür. Karbon içeriğinin ise bu aralıkta hızlıca yükselerek 1,08-1,28 değerine ulaştığı, sonrasında ise çok yavaş yükselerek 1,32 değerine ulaştığı görülmüştür [53].

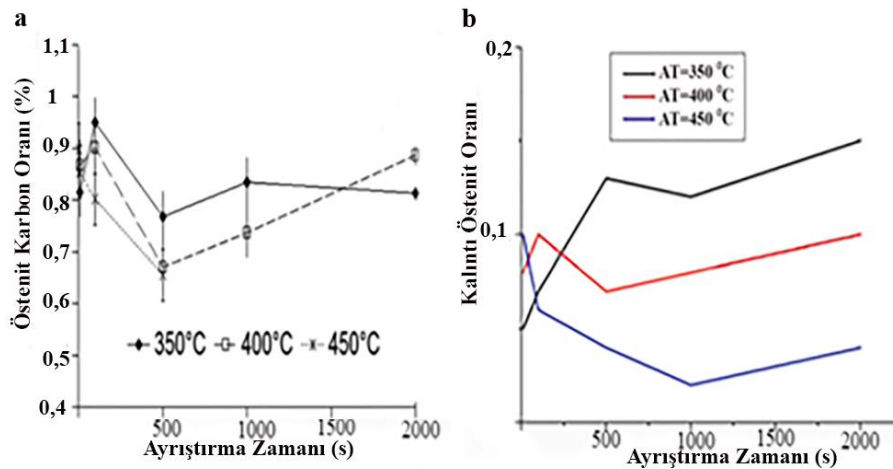
Samantha ve arkadaşları [114], 0,32C–1,78Mn–0,64Si–1,75Al–1,2Co–0,035P çeliğinde ayırıştırma zamanının mikroyapıya ve beynit formunun etkisini belirlemek için çalışma yapmışlardır. Çalışmada sonucunda, kalıntı östenitteki karbon oranının başlangıçta hızlı şekilde arttığı, 20 saniyeden sonra ise yavaşladığı Şekil 3.24’te görülmektedir. Beynit formasyonlarının ilk

20 saniyede olduğu gözlemlenmiştir. Östenit karbon konsantrasyonunda bu aralıkta yükselmesi, karbonun östenite sadece martenzitten değil beynitten de alındığı şeklinde yorumlanmıştır.



Şekil 3.24. 375 °C ayrıştırma işlemi ve su verme sıcaklığına göre östenitteki karbon oranları [114]

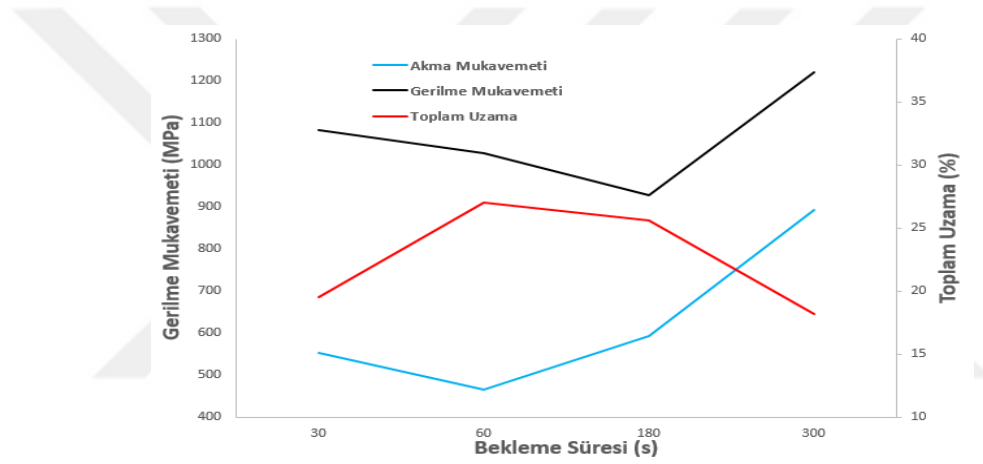
Sonuçları Şekil 3.25'te verilmiş olan çok kapsamlı diğer bir çalışmada [113], 0,20C–2,5Mn–1,47Ni–1,01Cr–1,50Si yüksek alaşımlı çeliğin beynitik reaksiyonu bastırılmış ve ayrışma zamanının etkisi araştırılmıştır. 350 °C'de ayrıştırma işlemi sırasında östenit hacimsel oranı devamlı artarak 2000 saniyede maksimum 0,15 değerine çıkmıştır. Kalıntı östenitte ortalama karbon içeriği 100 saniyede % 0,75-0,95 maksimum değerini almıştır. 400 °C'lik işlemde de benzer etkiler görülmüş, kalıntı östenit hacim oranı 100 saniyede 0,1 değerine yakın olarak ölçülmüş ve daha sonra sabit kalmıştır. 450 °C ayrıştırma işleminde ise, maksimum kalıntı östenit hacimsel oranı 3 saniye sonra 0,12 değerine ulaşmıştır ve 500 saniyelik ayrıştırma işlemine kadar artmış, sonrasında ise değer sabit kalmıştır [131].



Şekil 3.25. a) Östenit karbon oranı b) Kalıntı östenit oranının ayrıştırma zamanına göre değişimi [131]

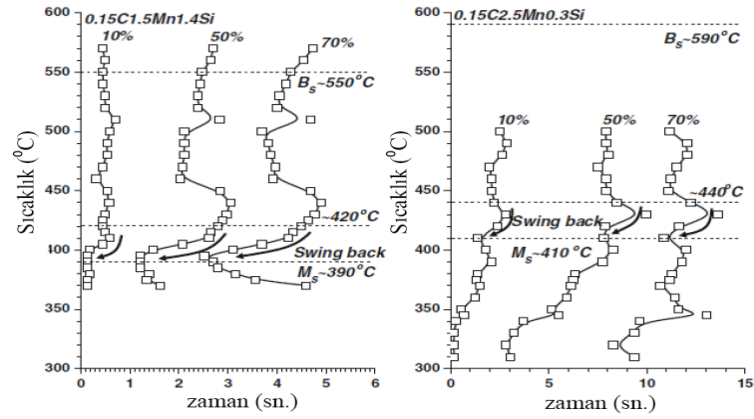
Yüksek ayrıştırma sıcaklıklarında, kısa zamanda kalıntı östenit oranının zenginleşmesi beklenmektedir. Karbon ayrıştırma işleminin kinetiğini bilmek çok önemlidir. Bu yüzden ayrıştırma zamanı seçimi ayrıştırma sıcaklığına bağlıdır. Ayrıca verimli ayrıştırma zamanı seçimi östenit tanelerindeki karbon içeriğinin homojen olarak dağılmasını sağlamak için de gereklidir. Çok uzun zamanların seçilmesi, geçişken karbür formlarının artmasına yol açarak mekanik özelliklerin kötüleşmesine neden olacaktır.

Kankang ve arkadaşlarının Şekil 3.26’da grafiği verilen çalışmalarında [31], diğer araştırmacılar ile benzer olarak ayrıştırma süresinin artırılması ile gerilme mukavemeti arasında doğrusal bir ilişki bulunamamıştır. Bu durum, içyapının temperlenmeye başlamasıyla mukavemet değerlerinin düştüğü, temperlemenin bitmesiyle tekrar yükselişe geçtiği şeklinde yorumlanmıştır.



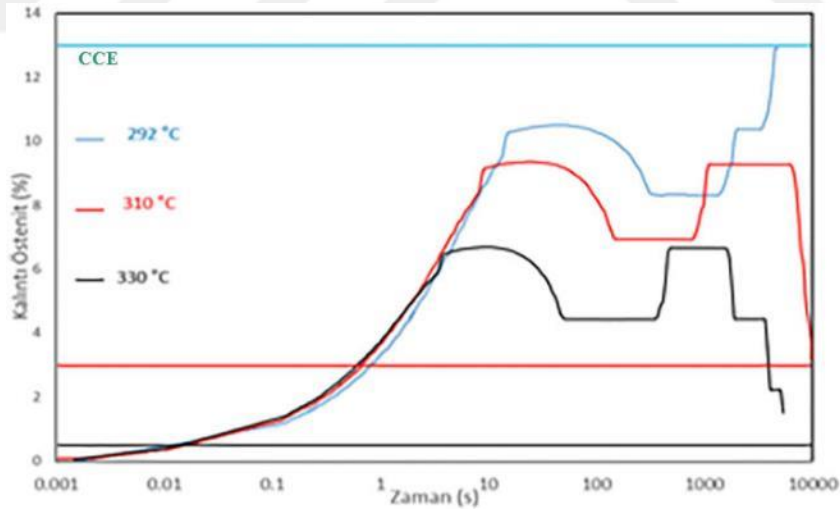
Şekil 3.26. Mekanik değerlerin ayrıştırma zamanına göre değişimi [31]

Ayrıştırma işleminin martenzit başlangıç sıcaklığına yakın seçilmesi halinde östenitin çok daha hızlı ayrıştığı bilinmektedir. Bu davranış, Ms sıcaklığının hemen üstünde veya altında görülebilmektedir [19, 132]. Bu olaya “geriye dönüş” (swing-back) etkisi denilmektedir ve Şekil 3.27’de gösterilmiştir. Dönüşmemiş östeniti çevreleyen martenzit latalarının, östenitin beynite daha hızlı dönüşmesine neden olduğu bilinmektedir. Ayrıca beynit büyümesinin yarattığı stresler de bu olaya etki edebilmektedir. Bu martenzit, literatürde genellikle “izotermal martenzit” olarak adlandırılır [133]. Bu olay Q&P işleminde son mikroyapının tahminini zorlaştıran etkenlerden biridir.



Şekil 3.27. a) Yüksek Si alaşımlı b) Düşük Si alaşımlı çelikte (swing-back) olayı [100]

Xu ve arkadaşlarının kalıntı östenit formuna göre karbon ayrıştırma işleminin etkinliğini inceledikleri araştırma sonucu Şekil 3.28’de gösterilmiştir. Yazarlar modellemeyi kimyasal potansiyel temelli sonlu elemanlar yöntemini kullanarak yapmışlardır. Su verme işlemine göre yatay eksene paralel çizgiler CCE teorisine göre hesaplanan değerleri göstermektedir. Kalıntı östenitin ilk 10 saniyede arttığı sonrasında düşüşe geçtiği ve 800-1000 saniyeden sonra tekrar yükseldiği ve 5000-8000 saniyeden sonra teorik değere eşitlendiği görülmektedir.



Şekil 3.28. Hesaplanan ve CCE modellerine göre kararlı KÖ miktarının zamana göre değişimi [11]

Çalışmada, bölünmenin ilk aşamasında filmsi östenitin kısa bir süre içinde karbonla zenginleşeceği görülmüştür. Öyle ki bu östenitin karbon oranı 1,8 seviyelerine kadar çıkmaktadır. Ancak ayrıştırma süresinin uzamasıyla, düşük karbonlu blok östenitin etkisiyle, karbonla zenginleşmiş ve kararlı hâle gelmiş filmsi östenitteki karbon konsantrasyonu azalmaya başlayarak kararlı östenit oranında dalgalanmaya neden olmaktadır. Karbon difüzyonunun, kimyasal

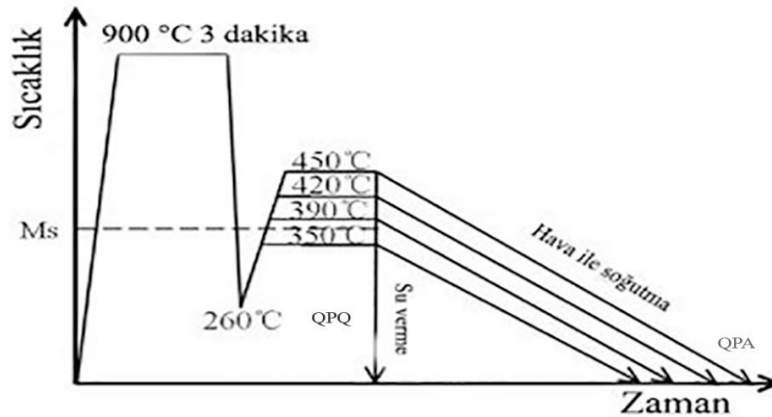
potansiyel gradyanı tarafından sürdürüldüğü bilinmektedir. Buna göre, karbon atomları sadece martenzitten kalıntı östenite değil, aynı zamanda karbon ile zenginleşmiş filmsi östenit aracılığıyla martenzitten düşük karbonlu bloklu östenite uzun menzilli difüzyon yoluyla da yayılmaktadır. Karbon ayrıştırma kinetiği, karbonun östenit içindeki difüzyonu tarafından kontrol edilmekte olup bölünme sıcaklığı tarafından önemli ölçüde etkilenmektedir. Sürenin çok uzaması halinde filmsi östenit çok fazla karbon kaybederek tekrar kararsızlaşacaktır. Ancak karbon oranı ne olursa olsun filmsi östenit mekanik olarak her zaman blok şekilli östenitten daha kararlı olmaktadır.

Benzer çalışmalarda, ayrıştırma sıcaklığı yüksek olduğunda, kalıntı östenit fraksiyonunun bölünme süresi ile önce arttığı ve ardından azaldığı görülmektedir [134–136]. Yazarlar tarafından, kalıntı östenitin fraksiyonunun bölünme süresi ile azalmasının karbür oluşumuna bağlı olduğu kabul edilmektedir [124, 137, 138].

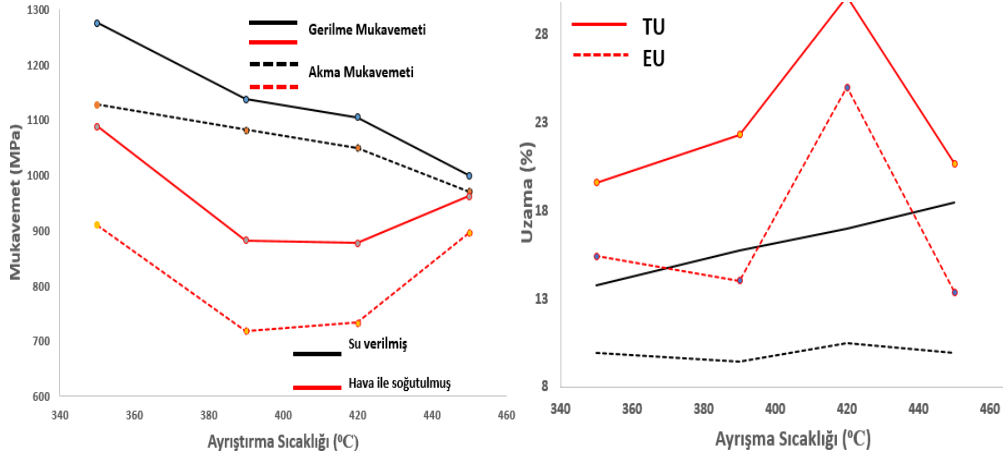
3.9. Ayrıştırma Sonrası Soğutma Hızının Etkisi

Ayrıştırma sıcaklığının Q&P döngüsüne etkisinin incelendiği diğer bir çalışmada [69], soğuk haddelenmiş 0,19C–1,53Mn–1,52Si–0,14Al–0,048Nb çeliği Şekil 3.29’da şematik diyagramları verilen işlemlere tabi tutulmuş ve elde edilen mekanik değerler Şekil 3.30’da sunulmuştur. Numuneler ayrıştırma adımındaki soğutma şekillerine göre QPQ veya QPA olarak adlandırılmıştır.

Ayrıştırma adımıdan sonra su ile soğutulan numunelerin gerilme ve akma mukavemetleri daha fazla martenzit içerdiklerinden dolayı yüksek çıkarken, QPA numunelerinin uzama değerleri içerdikleri kalıntı östenit miktarının ve karbürsüz ferrit içeriğinin fazla olması ile daha yüksek çıkmıştır. PSE değeri QPA numunelerinde 28 GPa.% değerine çıkarken, QPQ numunelerinde maksimum 18 GPa.% değerine ulaşabilmiştir. Bu sonuçlar ayrıştırma işleminden sonra soğutmanın kendi hâlinde yapılmasının daha iyi mekanik özellikler sağlayacağını göstermiştir [69].



Şekil 3.29. QPA ve QPQ ısıtım adımları [69]



Şekil 3.30. Son soğutma şekline göre a) Mukavemet b) Uzama değerlerinin değişimi

Bu çelikler için önemli bir sınıflama olan gerilme mukavemeti-uzama değerinin oda sıcaklığına yakın soğutulan numunelerde standart Q&P işlemine göre belirgin olarak fazla olması bu alanda alternatif döngülerinin araştırılması gerekliliğini göstermektedir.

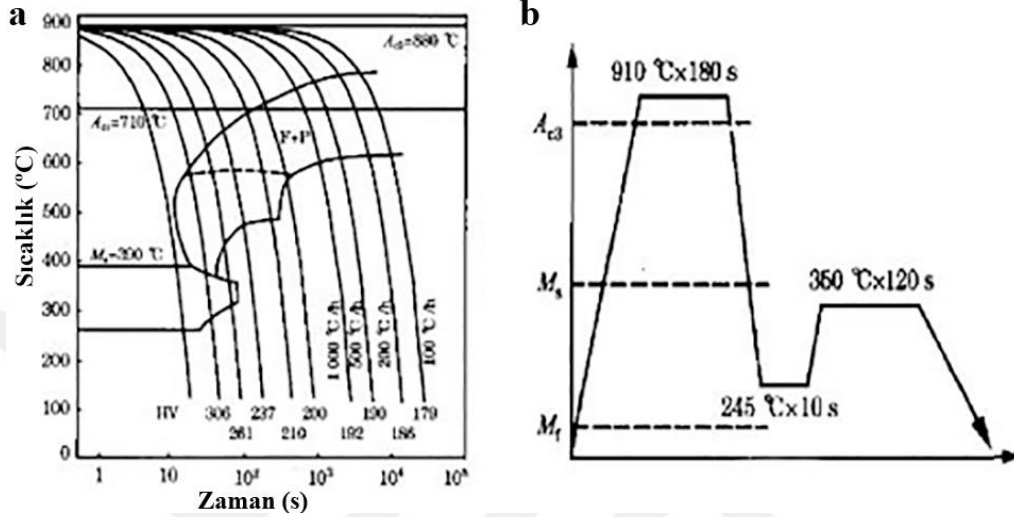
3.10. Ayrıştırma Sıcaklığının Etkisi

Yüksek ayrıştırma sıcaklıklarında kalıntı östenitin maksimum hacimsel orana ulaşması daha kısa zamanda olmaktadır. Ancak östenit karbon içeriği ayrışma sıcaklığı ile düşmektedir. Hedeflenen mukavemet değerlerini elde etmek için ayrışma zamanının kısa, sıcaklığın ise düşük seçilmesi önerilmektedir. Bu şekilde karbür ve sementit oluşumlarından kaçınılabilir. Kalıntı östenit miktarı ve karbon konsantrasyonunun sıcaklıkla yükseldiği ve muhtemelen karbür oluşumlarından dolayı düştüğü bilinmektedir [113].

Zhao ve arkadaşlarının [123], ayrışma sıcaklığını M_s altında seçtiği 0,17C–1,41Si–1,48Mn–0,25Al düşük alaşımlı çelikle yapılan Q&P işleminde, tam östenitleştirme 910 °C’de 180 saniye beklenerek ve su verme işlemi 245 °C’de 10 saniyede yapılmıştır. Ayrıştırma işlemi 350 °C’de 120 saniye bekletilerek yapılmıştır (Şekil 3.31). Dilatometre ölçümlerinde M_s , A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıkları sırasıyla 380, 710 ve 880 °C olarak bulunmuştur. Elde edilen mikroyapı yüksek dislokasyon yoğunluklu martenzit çubukları ve film benzeri kalıntı östenit şeklindedir ve blok şekilli kalıntı östenit bulunamamıştır. Kalıntı östenit hacimsel oranı 0,08 dir. Çelik 1050 MPa gerilme mukavemeti ve %25 uzama göstermiştir. Bu çelikte, M_s sıcaklığı başlangıçta ayrıştırma sıcaklığının üzerinde olmasına rağmen oluşan östenitin karbonca zenginleşmesi sonucu ayrıştırma sıcaklığının altına inmiştir.

Bu çalışmada; martenzitin temperlenerek yumuşamasından dolayı gerilme mukavemetinin ayrışma sıcaklığının artırılması ile düştüğü, akma mukavemetinin çeliğin kimyasal içeriğine bağlı

olarak yine martenzitin temperlenmesinden dolayı belli bir sınıra kadar sıcaklığın artmasıyla artma eğiliminde olduğu, son olarak uzama değerinin, 420 °C sıcaklığın üzerinde kalıntı östenit oranını düşmesine rağmen yükseldiği görülmüştür. Bu durum malzemenin genel yumuşama eğiliminin daha baskın rolde olması ile açıklanmaktadır.

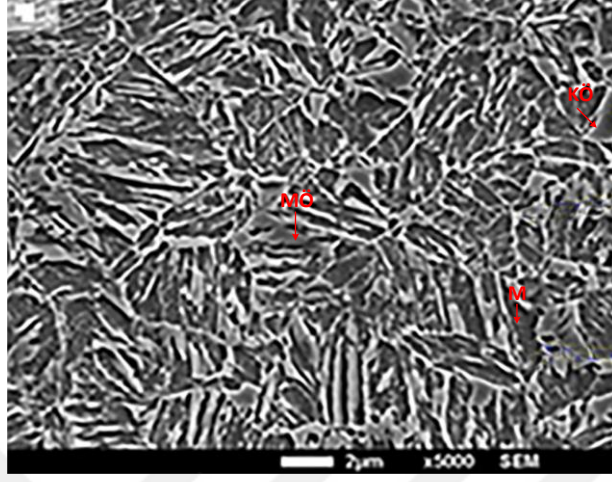


Şekil 3.31. Çalışma yapılan çeliğin a) CCT b) Isıl işlem adımları grafikleri [123]

Alternatif bir döngü olarak kullanılan 400-460 °C’de yapılan galvanizleme işlemi yapan Arlazarov ve ark. [93] tarafından, soğuk haddeleme kullanılarak üretilen 0,29C–3Mn–1,4Si çeliğe, tam östenitleştirme yapıldıktan sonra 200 °C’de 2 saniyede su verilmiştir. Ayrıştırma sıcaklıkları ise 460 °C ve 400 °C seçilmiştir. Elde edilen değerlerin karşılaştırılması sonucunda, ayrıştırma sıcaklığının yapı ve özelliklere önemli derecede etki ettiği ve bekleme süresinin ise bu özellikleri daha az etkilediği şeklinde yorumlamışlardır. 400 °C ayrıştırma işleminde, kalıntı östenitin karbon içeriğinin yüksek olması kararlılığını artırmış ve uzama değerlerini yükseltmiştir, çeliğin mukavemeti ayrıştırma zamanından etkilenmemiştir. 460 °C ayrıştırma durumunda ise gerilme mukavemeti, yapıdaki martenzit ve kalıntı östenitin oranının değişmemesinden dolayı sabit kalmıştır. Akma mukavemeti kalıntı östenit miktarının artması ile hafifçe düşmüştür. Kalıntı östenit oranının 0,16-0,22 ve karbon içeriğinin 1,05-0,97 gibi sabit şekilde kalmasından dolayı uzama değerleri ayrıştırma zamanından etkilenmemiştir.

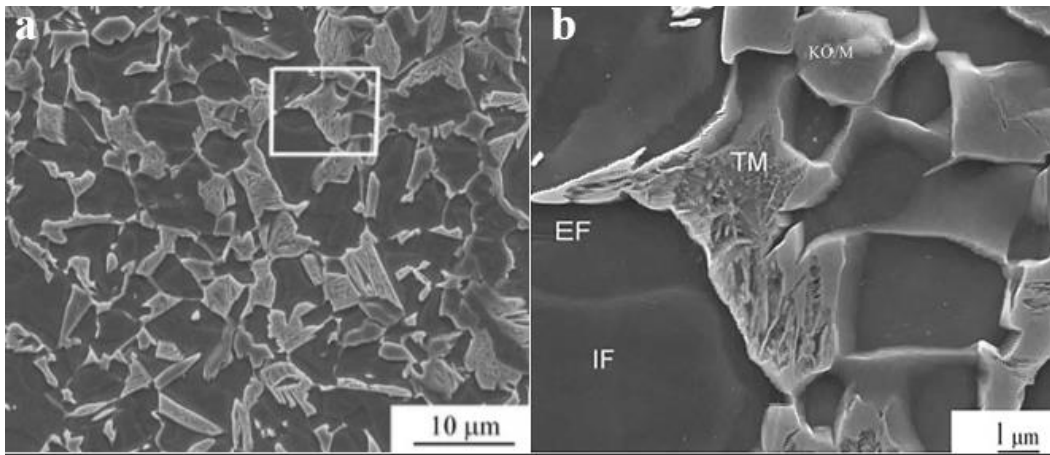
Mikroyapısı Şekil 3.32’de verilen numunelerin merkezinde yeni oluşan martenzit ve köşelerinde kalıntı östenitin oluşturduğu yeni martenzit-kalıntı östenit (MÖ) adalarının homojen olarak dağılmadığı belirlenmiştir. Oda sıcaklığında karbon zenginleşmesinin sadece östenit tane

sınırlarında olmasından dolayı tane iinin yeterince kararlı hâle gelmediği ve son su vermede martenzite dönüşemediği görölmüşür [93].



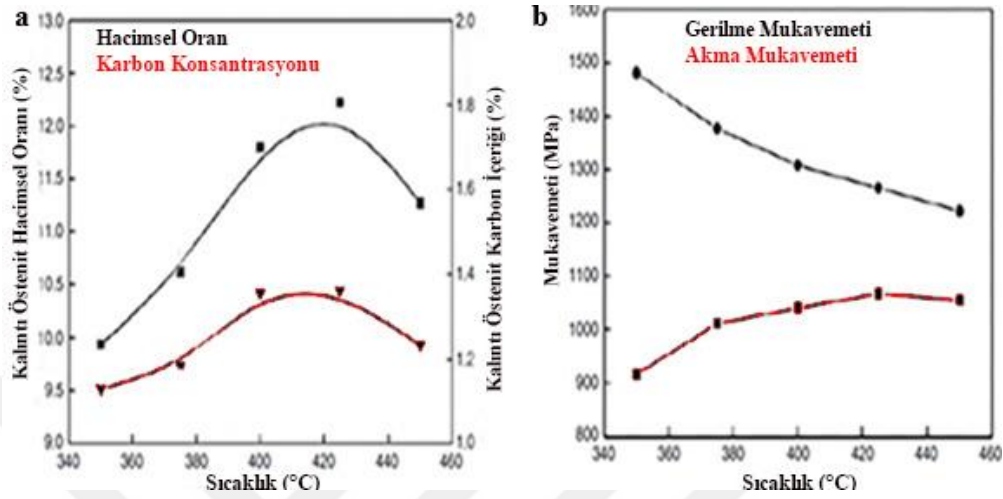
Şekil 3.32. MÖ (Yeni Martenzit-Kalıntı östenit adacığı), KÖ (Kalıntı Östenit), M (Martenzit) [93]

Bu olgu, Şekil 3.33'te SEM resimleri verilen, $0,256C-1,2Si-1,48Mn-1,51Ni-0,053Nb$ sıcak hadde çeliği kullanılan çalışmada da görölmüşür [115]. Bu çalışmada elik 930 °C'de 600 saniyede tam östenitleştirilmiş ve 290 °C'de su verilmişür. Son olarak 450 °C'de 30 saniye ayrıştırma işlemeine tabi tutularak işleim tamamlanmışür. İşleim sonunda %1,25 karbonlu 0,112 hacimsel oranına sahip kalıntı östenit elde edilmişür. elik sırasıyla 1040 MPa akma mukavemeti, 1220 MPa gerilme mukavemeti ve %18 toplam uzama göstermişür. Ayrıştırma sıcaklığının kalıntı östenit ve mekanik değerler üzerindeki etkisi Şekil 3.34'te sunulmuşür.



Şekil 3.33. Mikroyapı a) Fazlar b) Odaklanılmış görüntü [115]

Genel olarak, yüksek işlem sıcaklığı sonucu martenzitin temperlenip yumuşaması sonucu mukavemet değerlerinin düştüğü, uzama değerlerinin ise arttığı görülmüştür. Kimyasal içeriğe bağlı olarak seçilecek sıcaklık aralığında mukavemet ve uzama özellikleri optimize edilebilir.



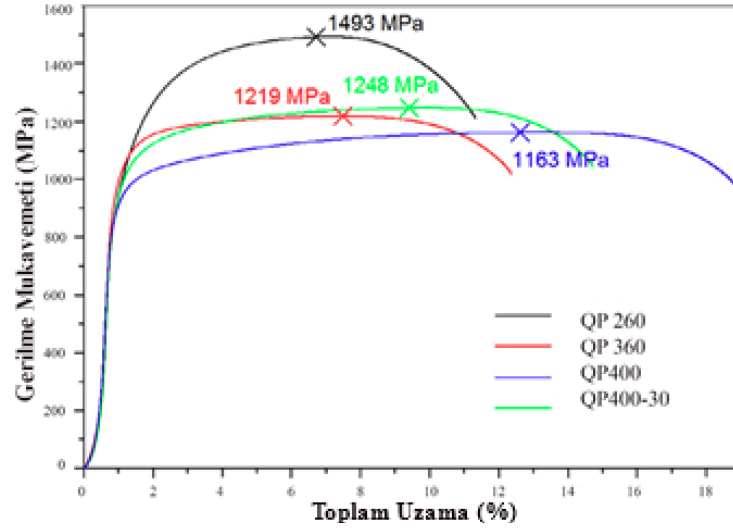
Şekil 3.34. Ayrıştırma sıcaklığının: a) Östenite ve b) Mekanik özelliklere etkisi [115]

Sandara E. ve arkadaşlarının [30], Tablo 3.3'te tanımlanan, 260°C'de 3 s su verme, 260, 360, 400 °C'de 300 s ayrıştırma ve 400 °C'de 30 s ayrıştırma işlemi uygulayarak yaptıkları çalışma sonucunda, östenit hacimsel oranı doğrusal artmamıştır. En yüksek oran en yüksek sıcaklıkta elde edilmiştir. Östenit karbon konsantrasyonunda sıcaklık ile doğrusal bir artım gözlemlenmiştir. Ancak QP400 ile QP400-30 numuneleri arasında karbon konsantrasyonunda görülen farklılık bu oranın büyük ölçüde zamana da bağlı olduğunu göstermektedir. Çalışmada gerilme mukavemetlerin kalıntı östenit miktarına benzer şekilde dağıldığı Şekil 3.35'te görülmektedir.

Tablo 3.3. Östenit hacimsel oranı ve östenit karbon konsantrasyonu [30]

Numune kodu	V _γ (%)	γX _C (%ağ.)	KZ
QP260	12	0,72	300
QP360	11	1,09	300
QP400	14	1,11	300
QP400-30	13	0,99	30

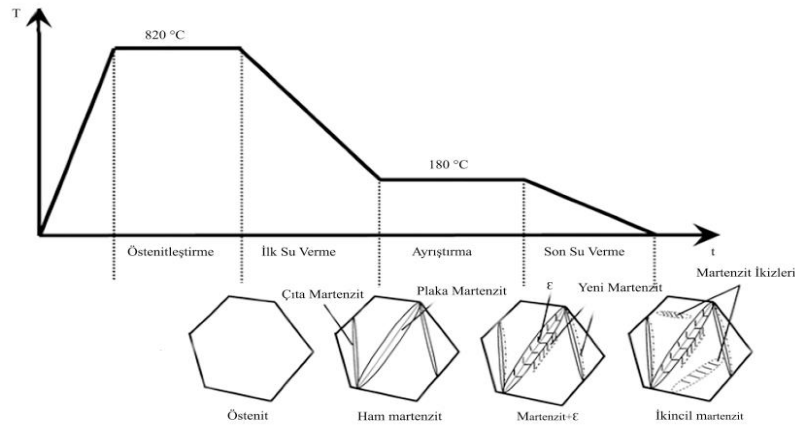
Çalışmanın elde edilen önemli bir veri de 360 °C'de işlem gören numunenin kalıntı östenit oranının 260 °C'de işlem yapılan numuneden düşük olmasına rağmen 1,09 karbon konsantrasyonu ile daha kararlı olmasıdır. Sonuç olarak bu numunede TRIP etkisi daha iyi görülmüştür.



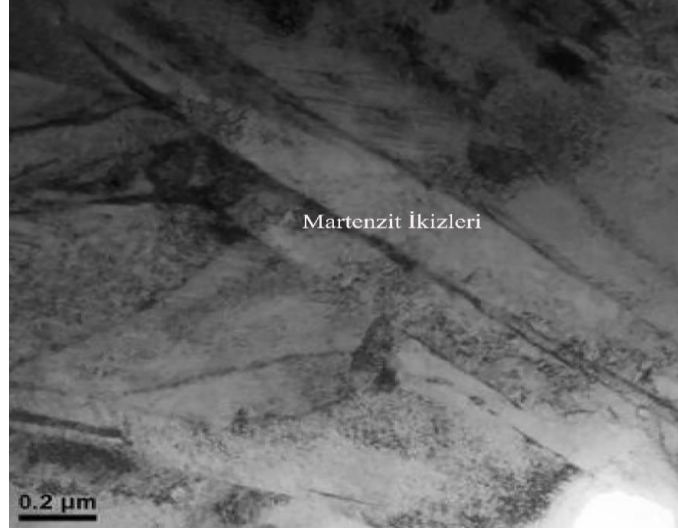
Şekil 3.35. Deneysel çalışma sonucunda elde edilen gerilme-uzama eğrisi [30]

İşlem adımları Şekil 3.36’da verilen karbon ayrıştırma işleminin su verme sıcaklığı olan 180 °C gibi nispeten düşük sıcaklıkta 30-10.800 s sürelerde yapıldığı tek basamaklı ısıtıl işlemde, 180 saniye ayrıştırma zamanı sonunda [33], 2400 MPa gerilme mukavemeti elde edilmiştir. Bu çalışmada dikkate değer bir husus, mikroyapısında Şekil 3.37’de gösterilen TWIP çeliklerindeki gibi martenzit ikiz yapısına rastlanılmasıdır.

Ayrıştırma sıcaklığının M_s sıcaklığının üzerinde yapılmasının etkisinin incelendiği çalışmada, numunelere aynı sıcaklıkta su verilmiş ama ayrıştırma işlemlerinin biri M_s üzerinde yapılmıştır. Ayrıştırma sıcaklığından bağımsız olarak her iki numunede kalıntı östenit hem bloklar hâlinde hem de martenzit lataları arasında film şeklinde görülmüştür. Ancak ayrıştırmanın M_s üzeri yapıldığı numunede plaka martenzit ve karbür oluşumları da gözlemlenmiştir. $AS < M_s$ numunede $5 \pm 0,78$, $AS > M_s$ numunede ise $7 \pm 0,38$ kalıntı östenit oranı ölçülmüştür [28].



Şekil 3.36. Tek adımlı Q&P İşleminde mikroyapı gelişimi [33]



Şekil 3.37. Tek adımlı Q&P işleminde elde edilmiş (TEM) mikroyapı görüntüsü [33]

3.11. Alaşımın ve Mikroalaşımların Isıl İşleme Etkisi

Q&P işlemi için kimyasal içeriğin optimizasyonu ile ilgili çalışmalar yeterince yapılmamıştır. Araştırmalar daha çok TRIP tipi çeliklerin kimyasal içeriğine odaklanmıştır. Bu araştırmaların en büyük katkısı karbonca zenginleşen östenitin beynitteki karbür formasyonunu sınırlandırdığını göstermesidir. Beynitik reaksiyonun, Q&P işleminde istenmemektedir. Q&P işlemi görece çeliklerde, mikroyapı gelişimini ve özellikleri tahmin etmek için alaşım elementlerinin içeriğine özellikle dikkat edilmelidir.

Eşzamanlı yapılan birçok çalışmada değişik kompozisyondaki karbon, mangan, silisyum ve alüminyumun çeliğin son mikroyapısında çok önemli etkisi gözlemlenmiştir, Krom, nikel, molibden, titanyum vb. alaşım elementleri üzerinde ise fazla çalışma yoktur.

3.11.1. Karbon

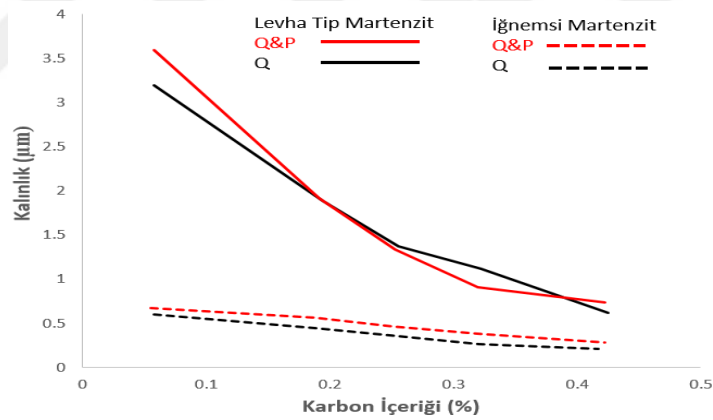
Karbon, çeliklerin sınıflandırılmasında en önemli element olarak kabul edilmektedir. Yüksek karbon içerikli çeliklerde, son mikroyapı ve mekanik özelliklerde bu etki rahatça gözlemlenmektedir. Bu durum, karbonun martenzitin mukavemetini ve östenitin kararlılığını arttırmasından kaynaklanmaktadır. Tablo 3.4'te görüleceği üzere karbon oranının arttırılması ile östenit alanını oldukça fazla genişletmektedir. Tablodan görüleceği üzere, karbon içeriğinin martenzit başlama sıcaklığı ve şekline önemli bir etkisi vardır. Martenzit başlama sıcaklığına bu olumlu etkisi ile çeliğin ısı işlem yapma aralığını genişletmektedir.

Tablo 3.4. Kimyasal içerik, mekanik özellikler ve kalıntı östenit karakteristikleri [112].

Kim. İçerik			M _s °C	ÇM (MPa)	TU (%)	EU (%)	V _γ (%)	C _γ (%)
Mn	C	Si						
0,3	2,5	2,0	305	1476	17	11	12	0,88
0,4	2,0	2,0	277	1477	22	14	21	1,00
0,6	2,0	1,5	212	1474	35	26	27	1,25

M_s sıcaklığının altında yapılan ilk su verme işlemiyle oluşan martenzit karbonun çoğunluğunu bünyesine almaktadır, yapıdaki kalıntı östenitin M_s sıcaklığı ise yükselmekte ve son su verme işleminde martenzit yapma yeteneği azalmaktadır.

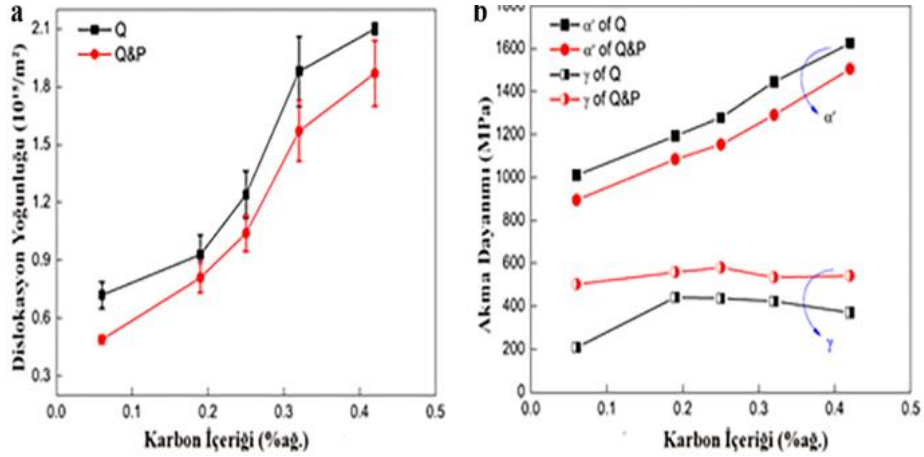
Karbonun, diğer önemli etki ise Şekil 3.38’de görüleceği üzere oluşan martenzitin formunu etkilemesidir. Karbon oranının %0,3–0,5 altında olduğu bileşimlerde iğnemi tip, bu oranın üzerinde ise levha tipi martenzit görülmektedir. Bu yapılar hem dislokasyonlara etkileri ile hem de ayrıştırma işleminde difüzyonların meydana geldiği yüzeylerinin alanlarının farklı olmasından dolayı işlemin etkinliğini etkilemektedir.



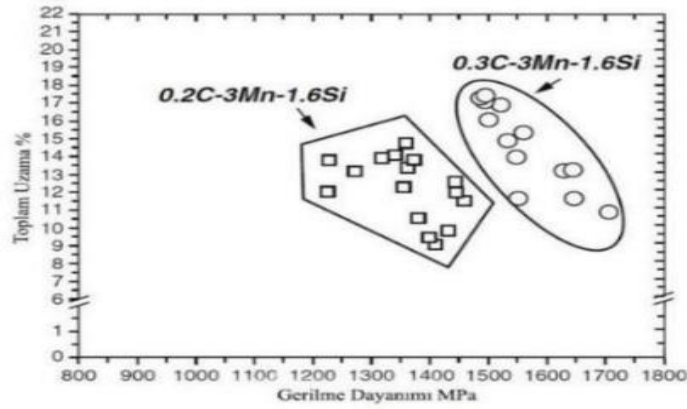
Şekil 3.38. Karbon içeriğine göre martenzit türlerinin değişimi [139]

Gao ve arkadaşlarının [140], çalışmasında Şekil 3.39’da görüleceği üzere dislokasyon yoğunluğu ve akma mukavemeti değerleri, ısıtma işlem türünden bağımsız olarak karbon içeriğine bağlı olarak artmaktadır. Jirkova ve arkadaşlarının çalışmasında karbon oranını arttırılması ile Q&P işlemi sonucu oluşacak mikroyapının su verme soğuma hızına duyarlılığının düştüğü bildirilmiştir [75].

Edmond ve arkadaşlarının [141], %1,5 mangan ve % 0,2, 0,3 karbon oranlı malzemelerde Q&P parametreleri sabit tutularak yaptıkları çalışma sonucunda, karbon oranının arttırılmasının, gerilme mukavemeti ve uzama değerini arttırdığı Şekil 3.40’da gösterilmiştir.



Şekil 3.39. Karbon içeriğinin a) Dislokasyon yoğunluğu ve b) Akma mukavemetine etkisi [139].



Şekil 3.40. Karbon oranının artırılmasının mekanik değerlere etkisi [141]

3.11.2. Mangan

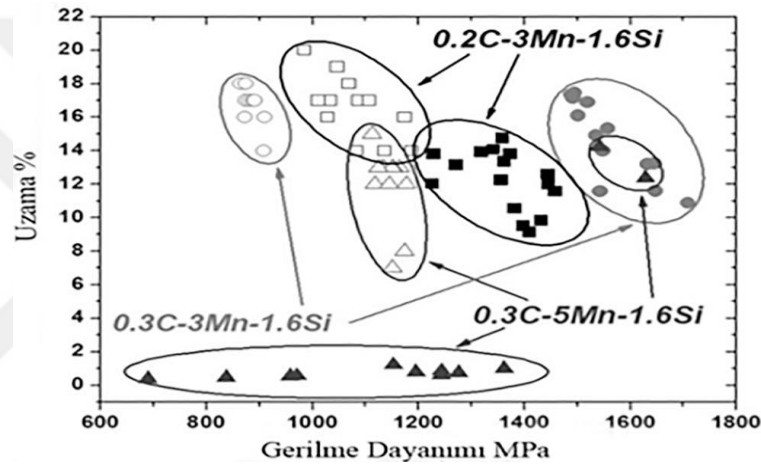
Mangan, krom ve molibden başlangıçtaki östenitin kararlılığını artırarak su verme sırasında Q&P işleminde istenmeyen yapılar olan ferrit, perlit ve beynite dönüşmesini engellemektedir. Bundan dolayı, bu elementlerin ilavesi ile ısıtım işlem parametreleri aralığı genişletilerek hedef özellikler elde edilmesinde faydalı olmaktadır.

Mangan ve nikel elementleri ilave olarak beynitlik reaksiyonu geciktirirler. Beynit formu karbürsüz beynit şeklinde ise östenitteki karbon zenginleşmesine önemli katkı yapmasından dolayı olabildiğince alaşım içeriği düşürülmelidir [131]. En uygun alaşım miktarını belirlemek için Şekil 3.41’de örneği verilen deneysel çalışmalar referans alınabilir.

Mangan eklenmesi M_s sıcaklığını çok düşürmektedir, fakat fazla mangan segregasyona ve istenmeyen bantlı yapılara neden olmaktadır. Araştırmacılar, 0,3C–1,6Si çeliğine %3-5 arası mangan alaşımlaması yaptıkları çalışmalarda mukavemet ve uzama için çok uygun değerler elde etmişlerdir [142]. Tam östenitleştirmeden sonra su verilen %5 manganlı çeliğin yapısında, 400 °C

sıcaklıkta yapılan ayrıştırma işleminden sonra temperlenmemiş martenzit oluşumu gözlenmiştir. Bu nedenle numuneler, %2 gibi son derece düşük süneklik değerleri göstermişlerdir. Ayrıca kritik sıcaklıklar arası tavlama işleminde sementit tam olarak çözünmediğinden, numunelerde kalıntı östenit oranı düşük çıkmıştır.

Zıt olarak 0,21C–4,0Mn–1,61Si–1,0Cr çeliğinde, 850 °C’de tam östenitleştirme ve 150-270 °C sıcaklıkta su verme işlemini takiben 450 °C’de 300 saniye ayrıştırma işlemi sonucunda başarılı mukavemet ve uzama değerleri elde edilmiştir. Örneğin su verme sıcaklığı düşürülerek akma mukavemeti 1050-1160 MPa, toplam uzama %15-18 ve gerilme mukavemeti 1400-1900 MPa olarak ölçülmüştür. Kalıntı östenit miktarının maksimum değeri 210 °C sıcaklıkta su verme ve 150-190 °C sıcaklıkta su verme sonucunda elde edilmiştir [143].



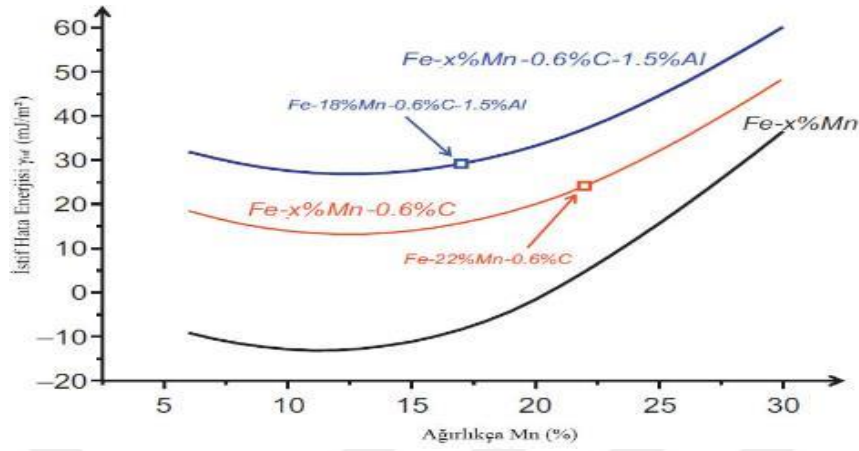
Şekil 3.41. Q&P Isıl İşlemi Yapılan Çelikte mangan alaşımının mekanik özelliklere etkisi [131]

Düşük mangan içerikli % 0,59 ve 1,17 numunelerle yapılan çalışmada, 950 °C’de 200 saniye tam östenitleştirme, 200 °C’de su verme ve 250-300-350 °C gibi üç farklı sıcaklıkta 600 saniye ayrıştırma işlemi yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar, mangan oranının düşük olduğu bu tip çeliklerde mekanik değerlerin birbirine çok yakın çıktığı ve içerikle alakalı ilişki kurulamayacağını göstermiştir [143].

Mangan hafif karbür oluşturan element olarak etki gösterdiğinden, östenitte karbon difüzyon hızını ve beynit büyüme kinetiğini azaltmaktadır [144]. Mangan elementi çelikte sertliği arttıran krom ve bor gibi elementler sınıfında olduğundan, pekleşme sabitini etkilemesinden dolayı daha yüksek gerilme mukavemeti değerlerinin elde edilmesine olanak sağlamaktadır.

Bu özelliği ile mangan elementinin ilavesi çok önem arz etmektedir. İncelenen literatürde en yüksek ilave, işlemin mucidi olan Speer tarafından %ağ. 4,57 ve orta manganlı çeliklerde Q&P işlemini inceleyen Seo ve arkadaşlarının çalışmasında tespit edilmiştir. Genel olarak Q&P çalışmalarında bu oran %ağ. 2 civarında seçilmektedir. Manganın ikizlenme ve östenit martenzit

dönüşümünü etkileyen istif hata enerjisine etkisi onun bu amaçla kullanılacak çeliklerde ana alaşım elementi olmasına neden olmuştur. Bu etki Şekil 3.42’de gösterilmiştir.



Şekil 3.42. Mangan ilavesinin İHE etkisi [145]

Yüksek mangan ilavesi (% 2,5>) düşük sıcaklık dönüşüm ürünlerinde mangan segregasyonundan dolayı bantlaşmalara neden olabilir ve kırılgan bu yapı çeliğin sünekliğini düşürür. Bu etkiyi azaltmak için yapıya yüksek silisyum eklenmesi faydalı olmaktadır [146].

Mangan elementi Ac_3 sıcaklığını ötektoid noktanın altına taşıyabilen elementtir. Bu özeliği ile orta manganlı ileri yüksek mukavemetli çelikler, östenitik manganlı çelikler ve TWIP çelikleri gibi birçok alanda kullanılmaktadır.

İlk su verme sırasında Mn bakımından zengin bölgelerde daha yüksek oranda martenzit oluşmaktadır. Karbon ayrıştırma sürecinde, Mn bakımından fakir bölgelerdeki östenit mangan oranı yüksek martenzitten daha fazla karbon almaktadır. Karbon miktarının östeniti kararlı hâle getirememesi hâlinde son su verme işleminde zengin bölgelerde daha fazla martenzit oluşacaktır. Q&P işleminde su verme sıcaklığının yüksek olması halinde Mn dağılımının homojenliğini azalmaktadır [147].

3.11.3. Silisyum ve Alüminyum

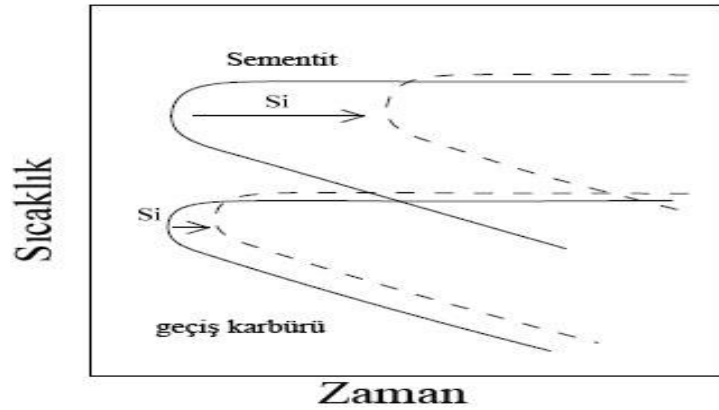
Silisyumun ısı işlem sırasında karbür oluşumunu engellemede çok büyük etkisi vardır [148], bu durum Şekil 3.43’te açıkça görülmektedir. Silisyumun sementit içindeki çözünürlüğü ihmal edilebilir olduğundan, temperleme ve ayrıştırma adımlarında sementit çökmesi ve karbür oluşumunu engeller. Düşük oranlarda, elementin karbon difüzyonuna etkisi olmamasına rağmen yüksek miktarda kullanıldığı zaman sementit çökmesinin başlamasını ve temperleme reaksiyonlarını engelleyici etkisi vardır [149].

Ağırlıkça yüzde 8’e kadar Si ilavesi Fe-C-Mn-Si alaşımlarında, istif hata enerjisini düşürmektedir [150]. Jeong ve arkadaşlarının deneysel çalışmasında, kimyasal içeriğinde %1,5

üzerinde silisyum içeren alaşımların, ağırlıkça her yüzde 1'lik ilavede İHE'ni 4 mJ/m² düşürdüğü raporlanmıştır [151].

Reisdorf'un çalışmasında ise beklenenin aksine silisyum miktarının arttırılması ile geçiş karbürlerine rastlanan en yüksek sıcaklık da artmaktadır [152].

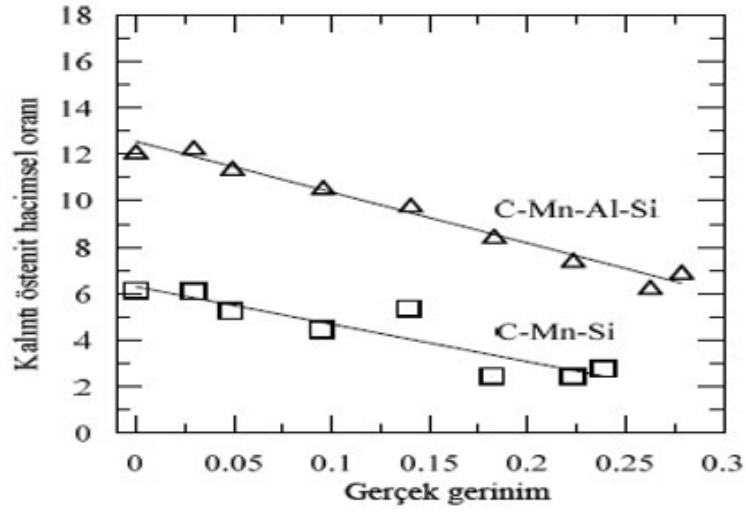
Yapıdaki karbonu tüketen karbür formlarının oluşumunun bastırılması Q&P işlemi için çok önemlidir. Aksi halde oluşan karbürler çeliğin sünekliğini azaltacaktır ve kalıntı östenitin yeterli miktarda zenginleşemeyecektir [153]. Ek olarak katı çözelti sertleşmesi yoluyla dayanımın artmasına olumlu etki etmektedir. Yüksek silisyum seviyelerinin dezavantajlarından biri, sıcak haddeleme sırasında oluşan oldukça kararlı oksitlerdir. Bu oksitlerin dekupaj ile çıkarılması zordur ve yüzey pürüzlülüğünden dolayı sıcak galvanizleme işleminde problemlere yol açmaktadırlar [154]. Galvanizleme işlemi yapılacak saclarda alüminyumunda tıpkı silisyum gibi sementit içerisinde çözünmemesinden karbür oluşumlarını engellediği söylenebilir.



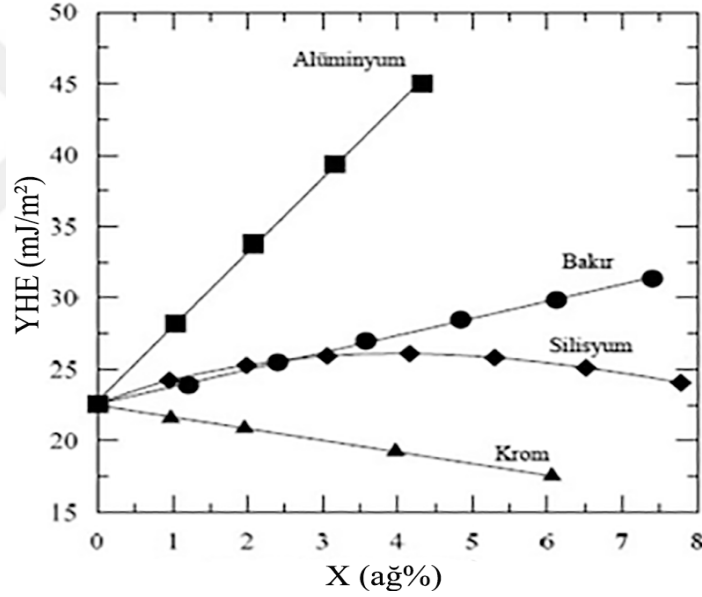
Şekil 3.43. Silisyumun karbür çökmesine etkisi [148]

Nayak ve arkadaşlarının [155] Q&P işlemi görmüş orta karbonlu çeliklerde silisyum oranı ağırlıkça 1-1,5-1,7 içeriğe sahip çeliklerde yaptıkları çalışmada, silisyum oranının %1'den %1,5'a yükseltilmesi ile birlikte sertliklerin arttığı görülmüştür. Ancak %1,7'ye çıkarılması ile sertliklerin minimum % 1 silisyum içeren malzemelerin bile altına indiği raporlanmıştır. Bu durum karbür oluşumu ve kalıntı östenit karbon oranının etkisi ile açıklanmaktadır.

Alüminyum alaşımlarının kalıntı östenit oranını önemli bir şekilde arttırdığı, Şekil 3.44'te içeriği verilen iki farklı TRIP çeliği üzerinden gösterilmiştir. Alüminyumun raporlanan diğer bir faydası, Şekil 3.45'te görüleceği üzere istif hata enerjisini (İHE) arttırarak östenitten martenzit çekirdeklenmesini geciktirmesidir [156]. Silisyumla kıyaslanırsa alüminyum beynit oluşumunu hızlandırıcı etki yapmaktadır. Tüm bu avantajlarına rağmen alüminyumun Q&P işleminde kullanımı Ac₃ sıcaklığı üzerindeki güçlü etkisinden dolayı sınırlıdır. Silisyumla kıyaslanırsa gerilme mukavemeti üzerinde arttırıcı etkisi de yoktur.



Şekil 3.44. Alüminyum ve silisyumun KÖ hacimsel oranına etkisi [155]



Şekil 3.45.İstif hata enerjilerinin alaşım elementleri oranına göre değişimi [157]

Q&P çalışmalarının çoğunluğunda alaşımlama %1-2,5 arasında yapılmaktadır. Silisyum temperleme sırasında sementit çökmesini geciktirme kabiliyeti, temperleme sırasında veya beynitik dönüşümde karbür içermeyen beynit oluşturmamasından ve geçişken epsilon karbürlerinin kararlılığını sağladığından dolayı tercih edilmektedir [158].

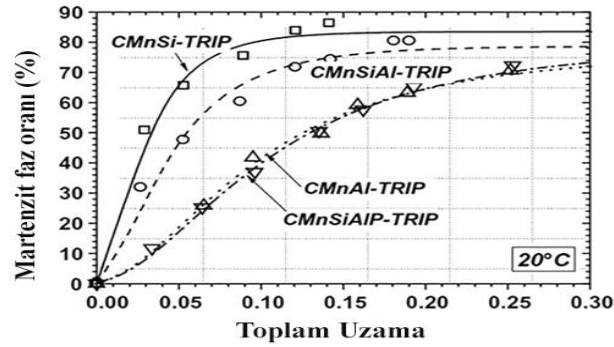
Silisyum ve kromun beraberce kullanılmasının, kalıntı östenit oranını arttırdığı Jung ve arkadaşlarının çalışmasında gösterilmiştir [159].

Clarke ve arkadaşlarının silisyum alaşımının arttırılmasını inceledikleri çalışma sonunda elde edilen veriler Tablo 3.5'te verilmiştir [134].

Tablo 3.5. Mekanik ve mikroyapı özelliklerinin farklı Silisyum içeriğine göre değişimi [134]

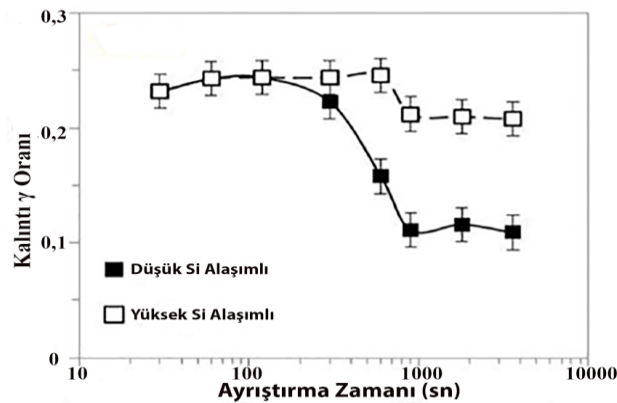
Çelik	Ayrıştırma zamanı (s)	V_γ	AM (MPa)	GM (MPa)	EU (%)	TU (%)
Yüksek Si	10	$0,08 \pm 0,01$	820	1630	10	15
	100	$0,09 \pm 0,01$	520	1415	16	23
Düşük Si	10	$0,06 \pm 0,01$	720	1500	11	18
	100	$0,12 \pm 0,01$	550	1320	12	20

Fe-Ni-Cr-Si-Al çeliğinin değişken yük altında çekme mukavemetine, silisyum ve alüminyumunun etkisinin incelendiği çalışmada, ağırlıkça %2,5 alüminyum eklediğinde istif hata enerjisinin 12 mJ/m², aynı oranda silisyumda ise 6,4 mJ/m² olduğunu bulmuştur. Yüksek İstif hata enerjisinin martenzitik dönüşümü geciktirmesi aranan bir özelliktir [46]. Silisyum, alüminyum ve fosfor elementlerinin alaşımlandırılmasının faz oranlarına etkisi Şekil 3.46’da gösterilmiştir.



Şekil 3.46. Karbür oluşumunu engelleyen elementlerin KÖHO'na etkisi [7].

Silisyumun Q&P işleminde diğer bir önemli işlevi ise elde edilecek kalıntı östenit miktarının, ayrıştırma zamanına bağımlılığını ortadan kaldırmasıdır [160]. Şekil 3.47’de görüleceği üzere, su verme işleminde elde edilen östenit miktarı, karbon ayrıştırma işlemi sonucunda düşük silisyum içerikli numune gibi 100 saniye ayrıştırma zamanından sonra azalmamaktadır.

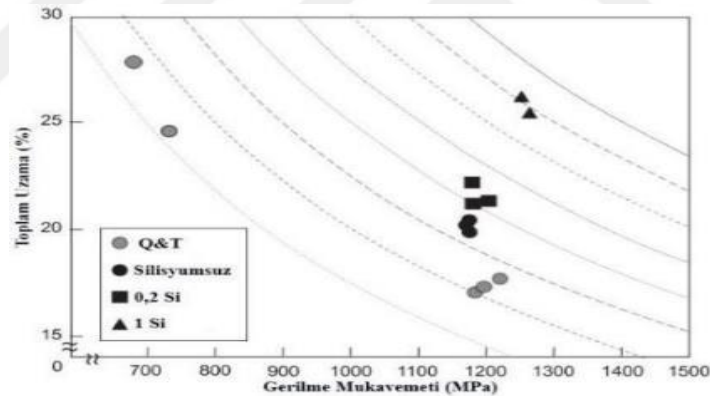


Şekil 3.47. Silisyum içeriğine göre çeliğin ayrıştırma işleminde kalıntı östenit oranının değişimi [160]

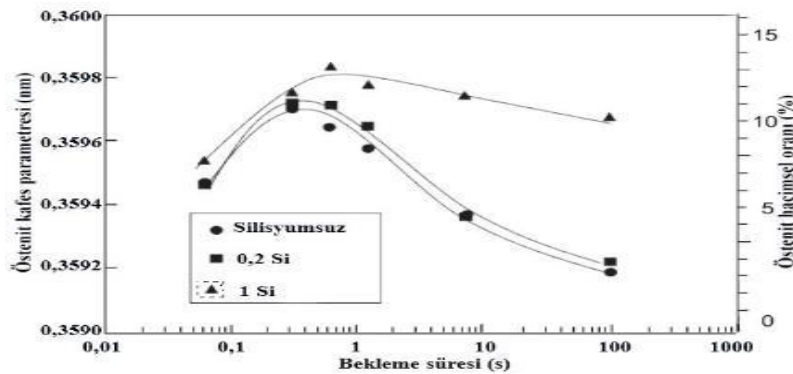
Silisyumun TRIP çeliklerinde ferrit matrisinin mukavemetini katı çözelti oluşumunu arttırmasıyla sağladığı [161], ancak yüksek miktarlarda kullanımı hâlinde yüzeyde oluşacak silisyum oksit tabakasının galvanizleme işlemini bozduğu bilinmektedir [162].

Silisyum ile elde edilen östenit formu blok benzeri iken alüminyumda filmsi formdadır. Bu yapının termal kararlılığı daha fazladır. 480°C'den yüksek sıcaklıklarda galvanizleme işlemlerinde alüminyum perlit oluşumunu engellemesi daha faydalı olmaktadır. Alüminyum alaşımlarının, silisyum alaşımlarına göre yüksek sıcaklıklarda TRIP potansiyelini kaybetmememesi mukavemet ve uzama değerlerinin daha yüksek olmasını sağlamaktadır [163].

Tobata ve arkadaşları [72], martenitik paslanmaz çelikte silisyumun etkisini incelemek için yaptıkları çalışmada, silisyumun özellikle % 1 alaşımlamadan sonra karbür oluşumunu engellediği, östenit hacimsel oranını arttırarak (Şekil 3.48), mekanik değerleri yükselttiği Şekil 3.49'da gösterilmiştir. Çalışmada yüksek miktardaki kromun yüksek sıcaklıklarda östenitin dönüşümünü engelleyerek (beynit oluşumu) ideal bir sınırlı karbon karbon dengesi koşulunu sağladığı da gösterilmiştir. Yüksek krom içeren benzeri numunelerde karbür oluşum kinetiği düştüğünden silisyum alaşımlamasına ihtiyaç kalmamaktadır [164].



Şekil 3.48. Q&P işlemi görmüş östenitik kromlu çelikte silisyumun mekanik değerlere etkisi [72]



Şekil 3.49. Silisyum ilavesinin kalıntı östenite etkisi [72]

3.11.4. Krom

Krom, ferritin kararlılığını arttıran element olarak tanımlanır ve ferrit formasyonunu düzenler [165]. Krom elementinin Q&P işlemi üzerine etkisine dair son yıllarda çok az araştırma yapılmıştır. Bu araştırmaların birinde, alaşım içerikleri Tablo 3.6'da verilen 42MnSi ve 42MnCr çelikleri kullanılmıştır. Çalışma sonunda krom ihtiva etmeyen çeliğin mikroyapısında ferrit, beynit ve martenzit tespit edilmiştir. İstenmeyen faz olan ferritin oluşmasını engellemek için ani soğutma kapasitesinin 15 °C/s değerinden 20 °C/s değerine çıkarılması önerilmiştir [71].

Kromun işlem için olumlu diğer bir etkisi M_s sıcaklığını düşürmesidir. Bu ise ısıtılma işlemi daha düşük sıcaklıklarda yapılmasına olanak sağladığından ısıtılma işlemde enerji sarfiyatını azaltma gibi ikincil bir fayda sağlamaktadır. Çalışma sonunda ağırlıkça 1,33 krom içeren numunelerde %12 kalıntı östenit elde edilerek 1993 MPa gerilme mukavemetine ve %19 toplam uzama değerlerine ulaşılmıştır. Krom ilavesiz çelikte ise %5 kalıntı östenit elde edilmiş ve 1204 MPa gerçek gerilme mukavemeti, %16 toplam uzama değeri elde edilmiştir. Krom ilavesi olmayan numunelerin ısıtılma işlemi diğer parametrelerinden fazlaca etkilenmesine rağmen krom içeren numunelerin bu parametrelerden fazlaca etkilenmediği görülmüştür [71]. Krom oranının artırılması östenit miktarını da arttırmaktadır, bu östenitin kaba ve kararsız yapıda olduğu tespit edilmiştir [166].

Düşük karbonlu martenzitik paslanmaz %0,1C-12Cr çeliği kullanılarak yapılan bir çalışmada, Q&P işleminin geleneksel su verme ve temperleme işlemine göre mekanik özellikleri arttırdığı ve gerilme-uzama değerlerinin ısıtılma işlem parametrelerinden fazlaca etkilenmediği ve dengeli bir dağılım gösterdiği belirtilmiştir [167].

Krom ilavesi, $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünü geciktirir ve çeliklerin sertleşebilirliğini artırır. Dönüşüm fazlarının düşük sıcaklık oluşumunu teşvik eder [168]. Krom ayrıştırma işleminde östeniti kararlı hâle getirirken, Şekil 3.50'de görüleceği üzere, %1,5 değerinden sonra sementit oluşumunu tetikler. Ayrıştırma adımı karbon tüketen bu yapının oluşumunu en aza indirmek için çalışmamızda en yüksek krom alaşımlandırması % 1,2 seçilmiştir. %0,4C-1,5(Mn+Si) çeliğine % 1,5 krom ve 1,5 nikel eklenerek yapılan Q&P işlemlerinin ayrıştırma safhasında nikel içerikli çeliğin, özellikle yüksek sıcaklıklarda yapılan ayrıştırma işlemlerinde östenit ayrışmasını krom içeren çeliklere göre önemli ölçüde arttırdığı rapor edilmiştir.

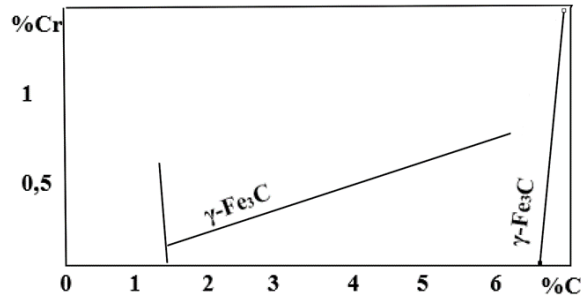
Tablo 3.6. 42SiCr ve 42SiMn çeliklerinin kimyasal içerikleri [71]

Alaşım	C	Mn	Si	Cr	M_s (°C)	M_f (°C)
42SiCr	0,43	0,59	2,03	1,33	298	178
42SiMn	0,43	0,59	2,03	min.	320	202

Tablo 3.7’de değerleri verilen karbür oluşumlarının krom içeren numunelerde az görüldüğü de gözlemlenmiştir [169]. Zhukov ve Krishtal’ın 1975 yılında yaptıkları çalışmada [170], dökme çeliklerde kullanılan alaşım elementlerin termodinamik aktiviteyi nasıl etkilediği incelenmiştir. Silisyum, nikel ve bakır karbonun aktivitesini arttırırken, krom ve mangan ise bu aktiviteyi azaltıcı etki göstermektedir. Q&P işleminde, kromun arttırılması, östenitin karbon konsantrasyonunun arttırılması için daha uzun süre ayrıştırma süresine ihtiyaç duyulacağı anlamına gelmektedir. Yapının homojenize edilmesi için referans olarak kullanılacak Fe-C-Cr faz diyagramında γ -Fe₃C oluşumu Şekil 3.50’de gösterilmiştir.

Tablo 3.7. Q&P İşleminde oluşan karbür oranları [169]

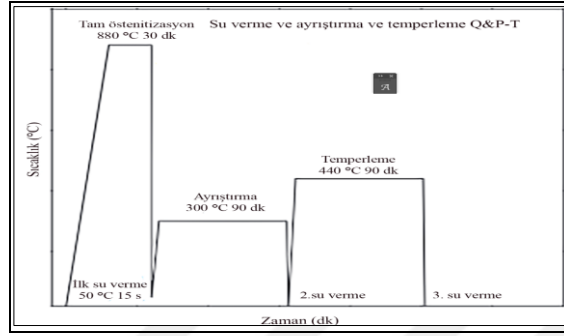
	SVS(°C)	AS (°C)	Karbür miktarı (% Fe)	
			At=10 s	At=300 s
0,4C-1,5Mn-15Si	250	400	1,0	3,1
1,5Cr	210		0,1	0,2
1,5Ni	300		0,2	0,5
0,4C-1,5Mn-1,5Si	250	450	0,6	3,3
1,5Cr	282		0	0,5
1,5Ni	300		0,3	0,3
1,5Ni	317		0,2	1,5



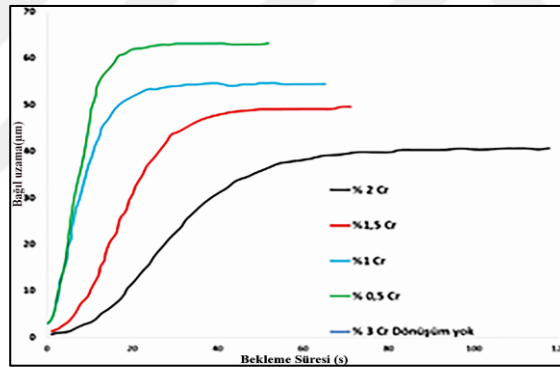
Şekil 3.50. 1000 °C izotermal sıcaklıkta Fe-C-Cr faz diyagramında γ -Fe₃C ilişkisi [170]

Kim ve arkadaşlarının çalışmalarında, krom ve nikelin ilavesinin, bu elementlerin olmadığı TRIP çeliklerinde çekme mukavemetini çok fazla arttırırken; kalıntı östenit miktarını ve uzama değerlerini düşürdüğü gözlemlenmiştir. Yazarlar, kromun ferrit stabilizörü olmasına rağmen, östenit sertleşebilirliğini artmasına da neden olmasından dolayı izotermal bekletme sonrası soğuma hızlı ise, hemen hemen tüm östenitin martenzite dönüşeceğini, bu durumda, kalan östenitin azalması nedeniyle TRIP etkisinin yakalanamayacağını ifade etmişlerdir; krom içeren çelikler için izotermal ısıl işlem sonrası soğuma hızının yavaşlatılması ve martenzite dönüşmekten kaçınılmasını önermektedirler [50].

Meigui ve arkadaşlarının, şematik gösterimi Şekil 3.51’de verilen Q&P-T işleminde, krom oranlarını 1,35-1,45-1,55-1,65 şeklinde değiştirilmiştir. Gerilme mukavemetleri krom oranının artmasıyla beklenildiği gibi artış göstermemiştir. Mekanik değerlerin Tablo 3.8’de görüleceği üzere birbirine yakın olması uzun temperleme işlemine bağlanmıştır [171]. Örnek çeliğin izotermal dönüşümü Şekil 3.52’de verilmiştir.



Şekil 3.51. Q-P-T İşlemi [171]



Şekil 3.52. Fe-0,2C-1,5M çeliğinin izotermal dönüşümü [172]

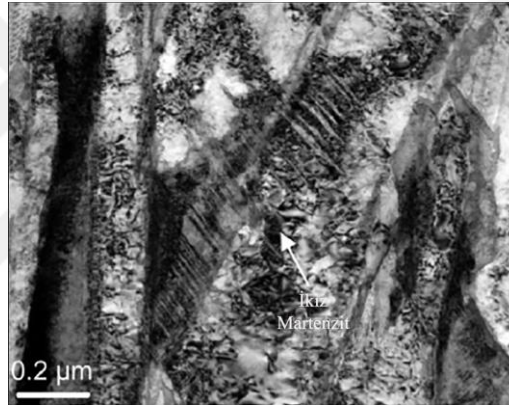
Tablo 3.8. Q-P-T İşlem parametreleri [171]

Cr (%ağ.)	ÇM (MPa)	Sertlik (HRC)	TU (%)	n
1,35	1713,26	52,17	9,5	0,052
1,45	1653,23	50,92	12,5	0,052
1,55	1710,67	52,17	19	0,075
1,65	1698,52	51,83	9	0,084

Wendler ve arkadaşlarının [173] M_s sıcaklığının yüksek alaşımdan dolayı -130 °C olduğu tam östenitik paslanmaz Cr15NC12.16 çeliği kullanarak yaptıkları çalışmada, 450 °C’de 3 dk ayrıştırma işlemi sonucunda, oda sıcaklığında 1550 MPa ve %22 uzama değerleri ölçülürken, -50 °C’de yapılan testlerde 1700 MPa ve %25 gibi son derece üstün mekanik değerler ölçülmüştür.

Krom elementinin sertleştirici etkisi çeliğin mukavemetini arttırırken diğer göz ardı edilemeyecek etkisi de beynit oluşumunu geciktirmesidir. Bu şekilde başlangıç mikroyapısında istenilen martenzit fazının oranı artırmasının yanında ayrıştırma adımında östenitin daha fazla karbon alabilmesi sağlanmaktadır [29].

Krom elementi mangan elementinin aksine, istif hata enerjisini düşürücü etkisini düşük ilave oranlarında göstermektedir. Düşük İHE özellikle östenitik çeliklerde ikizlenme ve TRIP etkisinin oluşumunu sağlaması açısından çelik imalatçıları tarafından aranan bir özelliktir. Mangan ilavesinin bu etkisi %12 üzerinde görülmektedir ve TWIP çeliklerindeki ikizlenmenin temel mantığı bu olguya dayanmaktadır. Bu nedenle krom elementinin ilavesi ile bazı Q&P çalışmalarında ikiz yapıları tespit edilmiştir (Şekil 3.53). Bu çeliklerde TRIP ve TWIP etkisinin beraberce görülmesi plastik deformasyon bölgesinin çok fazla genişleyeceği anlamına gelmektedir [174].



Şekil 3.53. Q&P çeliğinde ikiz oluşumu [174]

Krom atomları, östenit içerisinde kümeleşen bakır ve nikel atomlarının tersine düzlemsel ayrılmayı tercih etmektedirler. Bu durum C-Cr bağlarının Cr-Cr bağlarına göre daha kolay oluşmasından kaynaklanmaktadır. Bu bağ hem Mn hem de C ile etkileşimde korunmaktadır. Tercih edilen konum 180 derece yönlendirilmiş Cr-C-Mn oktahedral noktasal yapıdaki kusurdur. Bu durum Cr ile Mn arasındaki zayıf iticilikten kaynaklanmaktadır. İkili γ -Fe-Cr alaşımları için yapılan hesaplamalarda, Cr ilavesinin tıpkı Mn gibi istif hata enerjisi (γ_{ihe}) düşürdüğü görülmüştür. %5,6 krom içeriğine kadar atomsal yüzde olarak krom eklenmesi istif hata enerjisi 21,7 mJ/m²'ye düşürmektedir. Termodinamik modellemelerde krom ilavesinin istif hata enerjisini düşürdüğünü doğrulamaktadır [175].

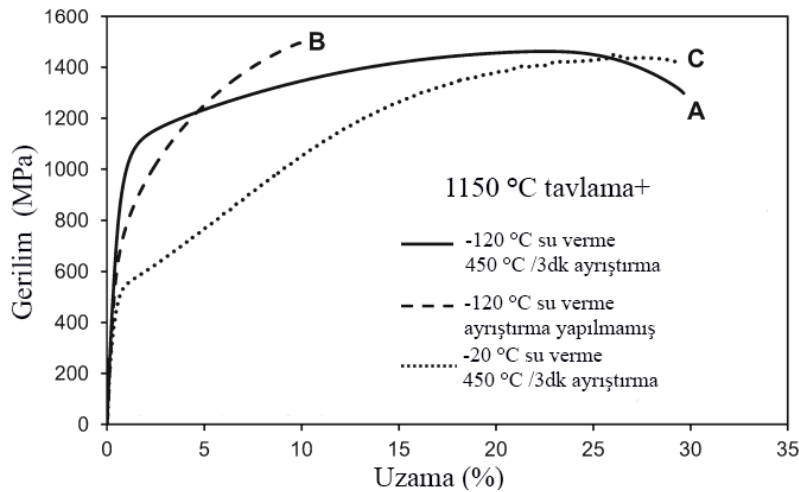
Zhong ve arkadaşları [176], krom elementinin östenit tanelerine rafine etme etkisinden dolayı Q&P işleminde olumlu rol oynadığını belirtmişlerdir. Bu çalışmada krom ilavesinin, kalıntı

östenit ve yeni martenzit miktarını çok az değiştirmesine rağmen çekme mukavemetini yaklaşık %2, uzama değerini ise %5 oranında arttırdığı görülmüştür.

Eckner ve arkadaşlarının Q&P işleminin bu işlemi görmeyen çeliğe göre kırılma dayanımını inceledikleri çalışmada, 0.15C-14Cr-3(Ni+Mn)-0.4Si-0.11N yüksek krom içerikli çelik kullanılmıştır. Isıl işlemin etkisi Şekil 3.54'te gösterilmiştir [177].

Başka bir araştırmada, krom elementinin şekillendirme kabiliyetinin baz, baz+Cr ve alaşımlarının karşılaştırılması yapılmıştır. Malzemenin şekillendirilebilirliğinin tek boyutlu çekme verileri ile değerlendirilemeyeceği, kalıntı östenitin en fazla baz+Cr+Nb alaşımlandırılmasında görüldüğü ve bu numunenin yüksek süneklik ve gerinim sertleşmesi gösterirken şekillendirilebilirlik kabiliyetinin azaldığı görülmüştür. Bu durumun kalıntı östenitin çok eksenli yükleme sırasındaki düşük dönüşüm kararlılığının, özellikle kalınlık ekseninde östeniti tüketip plastik deformasyonun bu eksenle daha önceden başlanmasından dolayı oluştuğu sanılmaktadır. Q&P çeliklerinin şekillendirilmesinde, TRIP etkisi ile oluşan yeni martenzit önemli rol oynamaktadır. Sert ve kırılkan yapısıyla plastik deformasyonun erken evrelerinde, mikro çatlak oluşumları ile hasarların büyümesine yol açmaktadırlar. Temperlenmiş martenzitin ise plastik deformasyonu biriktirmesi [42], gerilme sertleşme yeteneği, boyun vermeyi engellemesi ve çatlak ilerlemesini geciktirmesi ile derin çekme testlerine olumlu etkileri vardır.

Östenit tane boyutuna alaşım elementlerin etkisinin incelendiği çalışmada [178], krom ve vanadyum alaşımlı çeliklerin östenit tane boyutunun en düşük, borluların ise en iri olduğu görülmüştür. Bu sonuç, kromun östenit tane boyutunu düşürerek Q&P işlemine olumlu bir etkisi olacağını göstermektedir.

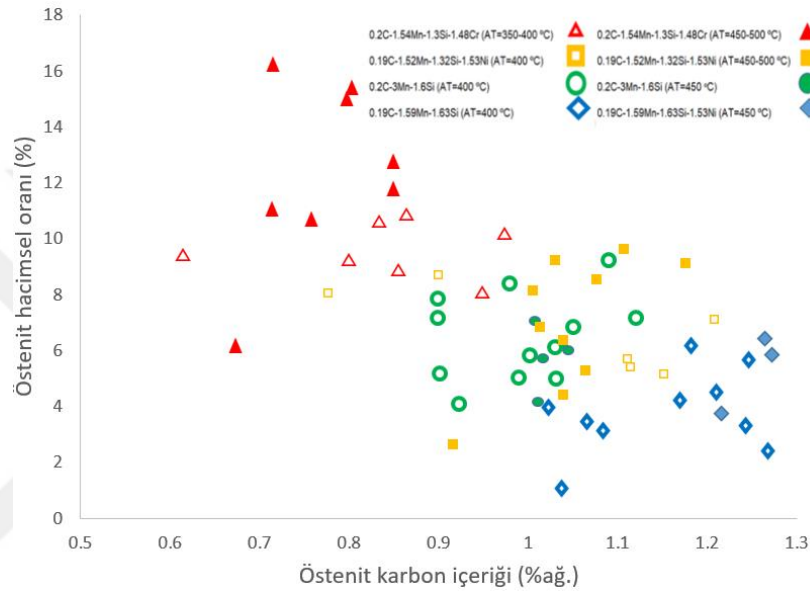


Şekil 3.54. Yüksek krom içerikli çelikte Q&P işleminin etkisi [177]

Krom elementinin, mangan ve molibden gibi Q&P işleminin izotermal bekletme adımında istenmeyen faz olan beynit dönüşümünü geciktirdiği, % 3 katkısında tamamen bu dönüşümü

engellediği raporlanmıştır [179]. Bu özelliği ile krom ilavesinin Q&P işleminin istenilen katkının alınmasında önemli olduğu görülmektedir.

Değişik alaşımlarla yapılan Q&P işlemlerinde [121], alaşım elementlerinin kalıntı östenite etkisi Şekil 3.55'te sunulmuştur. Çalışmalar sonucunda en yüksek kalıntı östenit hacimsel oranları krom içeren numunelerde elde edilmiştir. Nikel elementi ise krom elementine benzer etkiyi göstermesi beklenmesine rağmen bu etkiyi gösterememiştir. Çalışmalarda kalıntı östenit hacimsel oranının krom eklenmesi ile neredeyse iki kat artması ilgi çekici bir sonuçtur.



Şekil 3.55. Alaşım elementlerinin kalıntı östenit üzerine etkisi [121]

Krom elementinin karbon, molibden, bakır, mangan ve nikel ile benzer şekilde östenitin sürekli soğutulmasında ferrit formasyonunu engelleyici özelliği vardır.

Özetlemek gerekirse

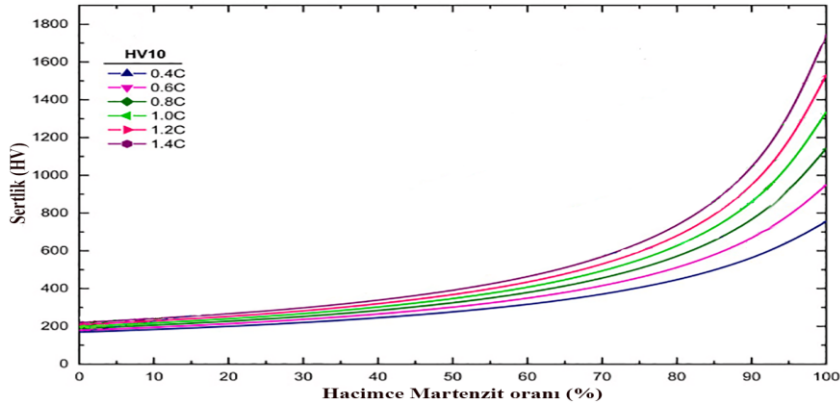
- a- Krom istenmeyen beynit oluşumlarını geciktirmekte veya engellemektedir.
- b- Krom A_{C3} ve M_s sıcaklıklarını düşürür ve ferrit burnunu sağa kaydırarak ısıtıl işlemin uygulanabilirliğini ve enerji verimliliğini arttırmaktadır.
- c- %2 ilaveye kadar soğuk şekillendirme sertliğini arttırarak ürünün mukavemet değerlerini yükseltmektedir.
- d- Birçok özelliğinin mangan ile benzerlik göstermesinden dolayı onun yerine ikamesi veya beraberinde kullanılması Q&P işleminde olumlu sonuçlar vermektedir.
- e- Karbon mobilitesini yavaşlattığından, içyapıda yoğun olarak bulunduğu bölgelerde karbon içeriği yoğunlaşmakta ve karbür çökelmelerini de geciktirmektedir.
- f- Kromun kalıntı östenit hacimsel oranını arttırması, ayrıştırma sıcaklık ve süresi gibi işlem parametrelerine duyarlılığı azaltmaktadır. İçyapıyı da rafine etmektedir.

3.12. İşlem Sonrası Temperlemenin Etkisi

Su verme ve karbon ayrıştırma ısıtılmasının son su verme adımında yüksek karbon içerikli martenzit yapı oluşmaktadır. Bu yapının akma ve gerilme dayanımları ve tokluk değerlerini düşürmesini engellemek için literatürde Q-P-T işlemi olarak anılan işlemde, Q&P işlemine ek olarak temperleme işlemi yapılmaktadır [70].

Hsu ve arkadaşlarının 0,4C–2(Mn+Si), 0,5C–1,5(Mn+Si) veya 0,488C–1,2(Mn+Si)–0,9Ni–0,02Nb ile yaptıkları çalışmada, Q-P-T işlemiyle 1500 MPa GM-%15 TU ve 2160 MPa GM-%11 TU özelliklerinde çelikleri üretmeyi başarmışlardır. Genellikle M_s sıcaklığının üzerinde yapılacak temperleme işlemiyle kompleks karbürlerin veya düşük sıcaklıklarda θ -Fe₃C ve η -Fe₂C karbürlerin çökmesi sağlanmaktadır. Düşük Mo, Nb veya V katkılarının karbür oluşturduğu ve çok ince çökeltilerle çeliklere ekstra güçlendirme sağlamaktadır. Yazarlar, bu nedenle niyobyum, molibden ve vanadyum gibi karbürler oluşturan elementler ile mikroalaşımdırma yapmayı önermektedirler [180]. Bu nedenle tokluk değerlerinin artırılması için Q&P çeliklerine ekstra düşük sıcaklıkta temperleme yapılması uygun olacaktır. Çünkü karbonca zengin yeni martenzitin yumuşatılmasını sağlanarak tokluk değerleri arttırılacaktır. Karbon oranına göre martenzitin sertlik değişimi Şekil 3.56’da verilmiştir.

Tablo 3.9’da görüleceği üzere sementit oluşumları başta karbon ve krom olmak üzere yapıdaki bileşimleri tüketmektedir. Bu durum östenitte çözünmeyen karbür engelleyici elementler Si ve Al için geçerli değildir.



Şekil 3.56. Hacimsel karbon oranına göre martenzit fazının sertlik değerleri [181]

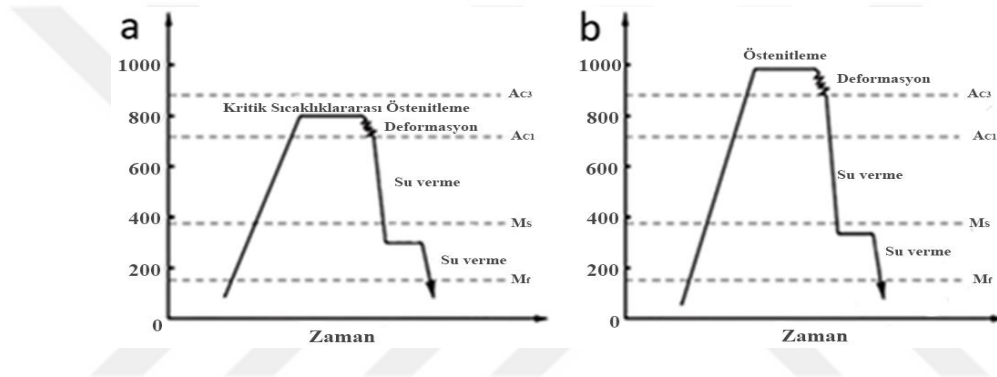
Tablo 3.9. 860 °C sıcaklıkta fazların alaşım içerikleri [182]

Faz	C	Cr	Si	Mn	Cu	Ni	Al	Mo
Östenit	0,77	1,07	0,29	0,27	0,2	0,19	0,04	0,05
Sementit	6,73	10,4	~0	0,53	0,54	0,02	~0	0,25

3.13. Sıcak Dövme İşleminin Etkisi

Sıcak dövme ve sıcak presleme yöntemlerinin kullanılması ile ileri yüksek mukavemetli çeliklerin üretilmesi mümkündür. Bu işlemin Q&P işlemi üzerinde etkisi olumludur. Krom alaşımlandırmasının, kayma bandı içeren tanelerin oranını arttırması ile sıcak haddeleme işlemini kolaylaştırdığı da bildirilmiştir [62].

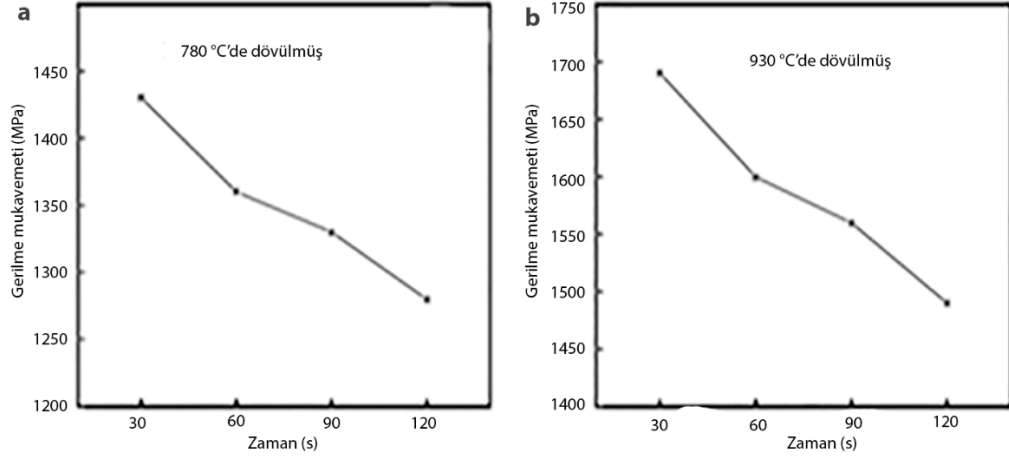
Bu işlem genellikle A_{C1} ile A_{C3} sıcaklıkları arasında veya östenit bölgesinde yapılmaktadır ve Şekil 3.57 a ve b, Şekil 3.58 ve Şekil 3.59'da bu işlemin elde edilecek ürünün kalitesini etkilediği görülmektedir. A_{C3} sıcaklığının üzerinde yapılan dövme işlemleri ile çok daha mukavemeti yüksek ürünler elde edilirken, uzama değerinin düşmesi ile bileşik gerilme değerleri A_{C1} ile A_{C3} sıcaklıkları arasında dövme yapılan numunelerin değerlerinin altına gerilemektedir.



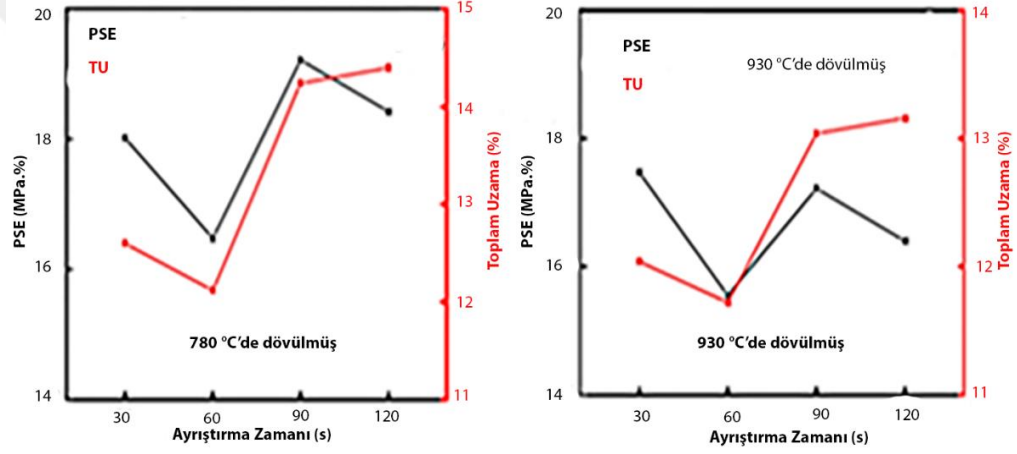
Şekil 3.57. Q&P işleminde sıcak dövme bölgeleri a) Kritik tavlama b) A_{C3} üzeri bölge [183]

Şekil 3.60 a'da işlem adımları verilen östenit adımıyla deformasyona tabi tutulan parçanın klasik Q&P işlemine göre gerilme dayanımının 200 MPa arttığı çalışmada Şekil 3.60 b'de gösterilmiştir [184].

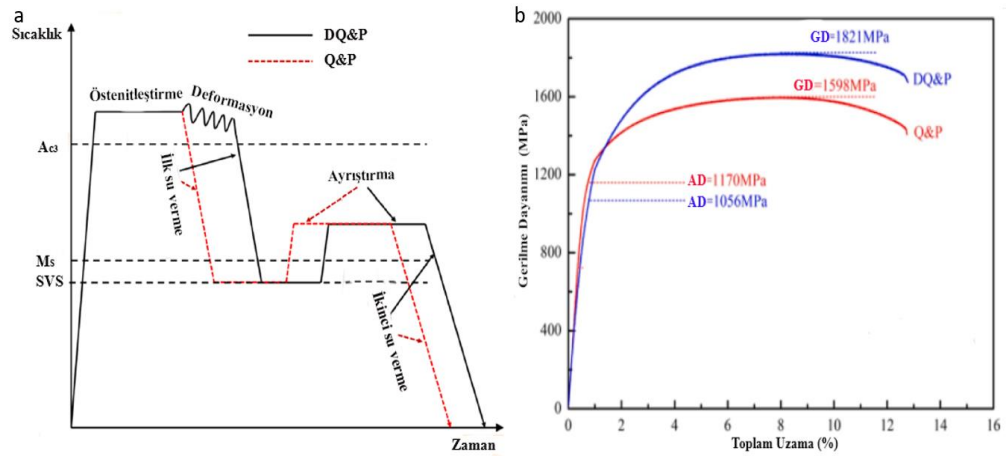
Sıcak haddelenmiş ve tavllanmış düşük karbonlu çelik levhaların yüzeyden yüzeye ısı akışını belirleyen r-değeri, birçok şekillendirme uygulaması için engelleyici derecede düşüktür. Çözültiden karbonun uzaklaştırılmasıyla iyileştirilebilir, ancak bu, maliyetli bir vakum gaz giderme işleminin yanı sıra titanyum ve / veya niyobyum gibi pahalı alaşımların ilavesi gerektirir. Krom ilavesinin bu değeri 0,8 mertebesine kadar düşürdüğü, ısı işlemlerin daha homojen yapılmasını sağladığı raporlanmıştır [185].



Şekil 3.58. Gerilme dayanımlarının değişimi a) 780 °C dövme, b) 930 °C dövme işlemi görmüş [183]



Şekil 3.59. a) 700 °C ve b) 930 °C dövme sıcaklığına göre mekanik değerlerinin değişimi [183]



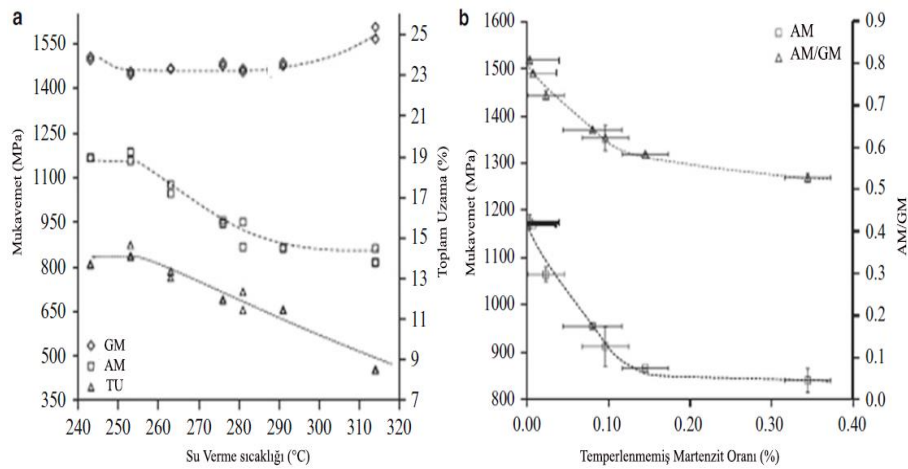
Şekil 3.60. Östenit adımında deformasyonun etkisi a) İşlem adımları b) Gerilme-Uzama diyagramı

3.14. Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Arasındaki İlişki

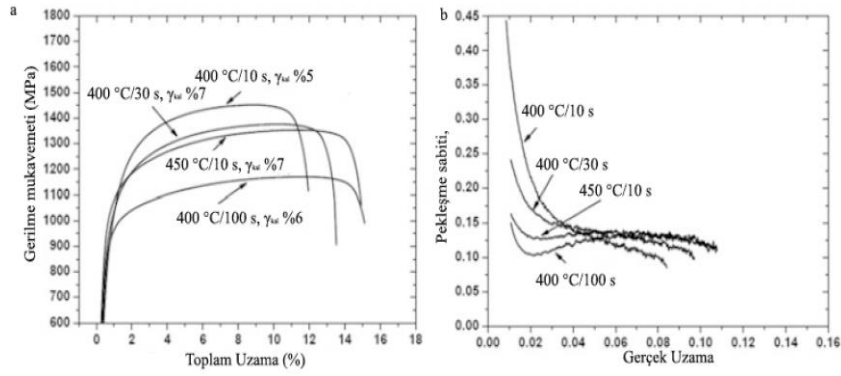
Q&P işlemi üzerine yapılan yayınların önemli bir kısmı ayrıştırma mekanizması, işlem parametrelerinin etkisi, kalıntı östenitin ve karbon içeriğinin gelişimine odaklanmıştır. Mikroyapının martenzit, temperlenmiş martenzit, beynit ve kalıntı östenit şeklinde karmaşık olması, mikroyapı ile mekanik özellikler arasında ilişki kurmayı zorlaştırmaktadır. Bu ilişkilerin kurulması için daha çok veri üretilmesi bir zorunluluktur.

Kimyasal içerikleri aynı olan ancak karbürsüz beynitik çelik veya su verme ve karbon ayrıştırma ısı işlemleri yapılmış çeliklerin özellikleri ve mekanik kombinasyonları karşılaştırılan çalışmada [186]. Aynı çekme mukavemetine sahip numunelerin uzama değerleri yaklaşık aynı iken Q&P işlemi gören numunelerin akma gerilimleri önemli miktarda daha yüksek bulunmuştur. Bunun sonucu olarak AM/ÇM oranı yükselmiş, bu değere bağımlı olan delik genişletme kabiliyeti artmış, pekleşme katsayısı ise düşmüştür. Ayrıştırma süresinin artması ile yapıdaki martenzitin temperlenmesinden dolayı çekme mukavemeti düşerken uzama kabiliyeti ise artmıştır. Akma mukavemeti kalıntı östenitin hacimsel oranı ile alakalıdır ancak son yapıda oluşan yüksek karbonlu martenzit bu değeri düşürecektir. Şekil 3.61’de yapıdaki temperlenmemiş martenzit oranının akma ve çekme mukavemeti ile uzama değerlerine etkisi gösterilmiştir.

Genel olarak yapısında %5-10 arasında kalıntı östenit içeren Q&P çeliklerinin, AM/ÇM oranı yapısındaki birincil martenzit içeriğine bağlıdır. Bu nedenle bu çeliklerin deformasyon sertleşme katsayıları nispeten küçüktür. Ancak gerilimin artması ile oluşacak TRIP etkisi ile bu değer yükselmektedir. Şekil 3.62’de görüleceği üzere, uzun seçilmiş ayrıştırma süreleri ile kalıntı östenitin karbon içeriğinin artması ile kararlılığı artacak ve daha yüksek gerilme sertleşmesi değerleri verecektir [162].



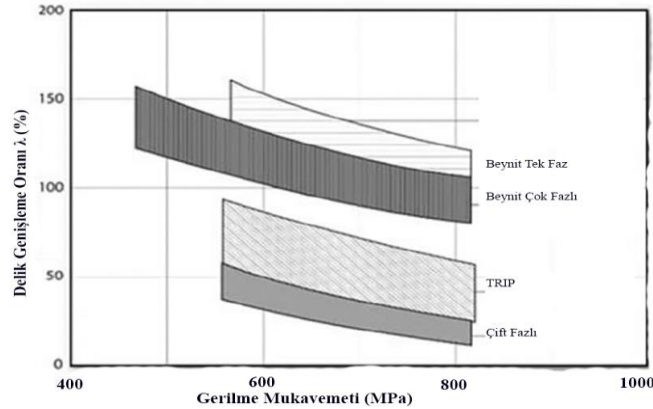
Şekil 3.61. a) Su verme sıcaklığının b) TM. oranının mukavemet ve uzama değerlerine etkisi [186]



Şekil 3.62. a) Gerilme-uzama eğrisi b) Pekleşme sabitinin değişimi [36]

Sanayide kullanılan mekanik ve piercing delme, zımbalama, kalıplama gibi işlemler üzerinde delik genişletme kabiliyetinin önemi çok büyüktür. Bu kabiliyet mikroyapıdaki fazların birbirlerine göre sertlik değerlerinden fazlaca etkilenmektedir (Şekil 3.63). Q&P çelikleri yapısındaki martenzitik fazlardan dolayı çekme mukavemeti-delik genişletme kombinasyonu ile bu alanda öne çıkmaktadır. Ancak araştırmaların yoğunlaştırılması literatürdeki eksikleri giderecektir.

Sacların gerilebilirliği, lazer, su jeti, makine ile kesme işlemlerinde kenar hasarlarının en aza indirgenebilmesi için bu çalışmalardan elde edilecek verilerin çok büyük faydası olacağı aşikârdır.



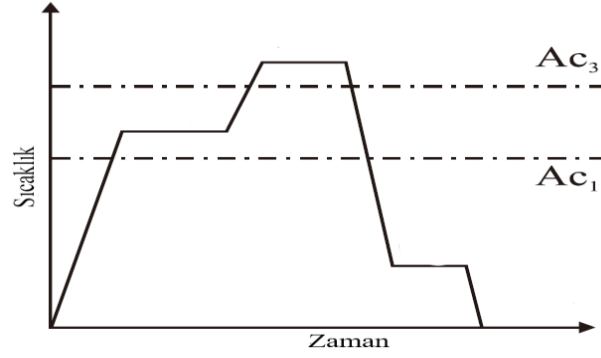
Şekil 3.63. Mikroyapıya göre delik genişletme ve gerilme mukavemeti değişimi [187]

3.15. Alternatif Q&P Isıl İşlemleri

Q&P İşleminin etkisini arttırmak için işlemin öncesinde veya devamında ek ısıl işlemler de yapılabilir. Bu ısıl işlemlerden en önemlileri I&Q&P (Kritik sıcaklıklarası tavlama ve Q&P) [188] ve Q&P&T (Q&P ve Temperleme) [189] ısıl işlemleridir. Ayrıca işlemler sırasında deformasyon uygulamaları ile ısıl işlem geliştirilmeye ağıttır.

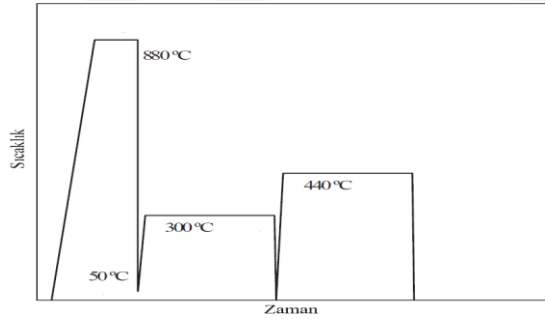
I&Q&T ısıl işleminin tasarımı Şekil 3.64'te verilmiştir. Bu işlem ile difüzyon hızları yavaş olan Mn, Cu, Si vb. gibi alaşım elementlerinin yapıya homojen şekilde dağılması için, kritik

sıcaklıklar arasında ısıtıl işlem uygulanmaktadır. İşlemin devamında klasik Q&P işlemi yapılmaktadır işlem ile yapıda elementlerce fakir veya zengin bölgeler kalmamasından dolayı daha homojen mekanik özellikler elde edilebilmekte ve bu özellikler aynı zamanda geliştirilmektedir.



Şekil 3.64. I&Q&P Isıl İşlemi [188]

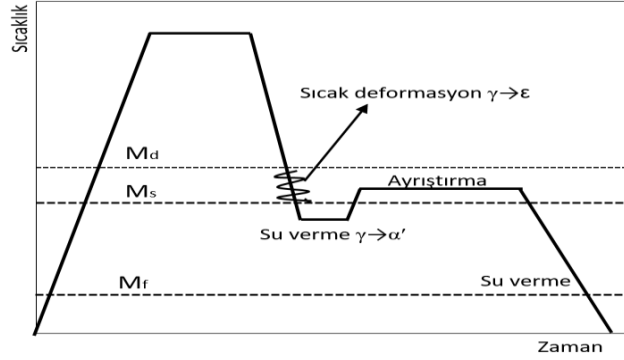
Diğer bir ısıtıl işlem ise Q&P&T ısıtıl işlemidir. Bu işlemle Q&P işlemi sonu elde edilen karbonca zengin ikincil martenzit temperlenerek kimyasal özellikleri karbonca fakir birincil martenzite yaklaştırılmaktadır. Fazlar arasındaki sertlik farkları azaldığından mekanik özellikler geliştirilebilmektedir. Isıl işlem adımları Şekil 3.65'te sunulmuştur.



Şekil 3.65. Q&P&T Isıl İşlemi [189]

M_d sıcaklığına yakın deformasyon işlemleri yapılarak Şekil 3.66'da oluşturulacak ϵ martenzit fazının da yapıya girmesi ile daha mukavemetli çelik sacların üretilebilmesi araştırılmaya değer bir konudur. Bu işlemle martenzit ikizleri elde edilebilir ise çeliğe TWIP mekanizması da kazandırılacaktır.

Q&P işleminin 3. Nesil İYDÇ'lere göre en önemli avantajlarından biri işlemin otomasyona uygun olmasıdır. Diğer ısıtıl işlemlerin bazı adımlarının dakikalar veya saatler gerektirmesi bu işlemlerin otomasyon ile yapılmasını engellemektedir. Q&P işleminde bu süreler, saniye mertebesinde olduğundan işlem için montaj bandı benzeri yapı kullanılabilmektedir.



Şekil 3.66. Deformasyonlu Q&P ısıt işleminin [190]

Son yapıda kalıntı östenitin miktarı ve karbon konsantrasyonu, ayrıştırma adımındaki karbon difüzyonuna bağlıdır. Karbonun östenit içindeki difüzyon hızı, martenzit-östenit arayüzündeki hızından açıkça daha yavaştır. Bu nedenle östenit sınırlarındaki karbon taneler içinde difüze olacak zamanı bulamaz. Bu da kaba blok şeklindeki östenit tanelerindeki karbon içeriğinin filmsi olanlardan önemli ölçüde düşük olmasına neden olur. Termal stabilitesi düşük östenitin su verme sırasında M_2 'ye dönüşmesi hızlanmaktadır [191] ve M_2 /Östenit adaları oluşarak kalıntı östenit içeriğini azaltmaktadır. Filmsi östenitte ise karbon difüzyon yolu kısadır. Bu yapının elde edilmesi için bazı araştırmacılar, Q&P işlemin başlangıcında östenitik sıcaklıktan oda sıcaklığına yapılan su verme adımını eklemişlerdir. QQ&P olarak adlandırılan bu işlem sonucu Q&P işlemine kıyasla kalıntı östenit miktarı ve karbon içeriği artmaktadır [192].

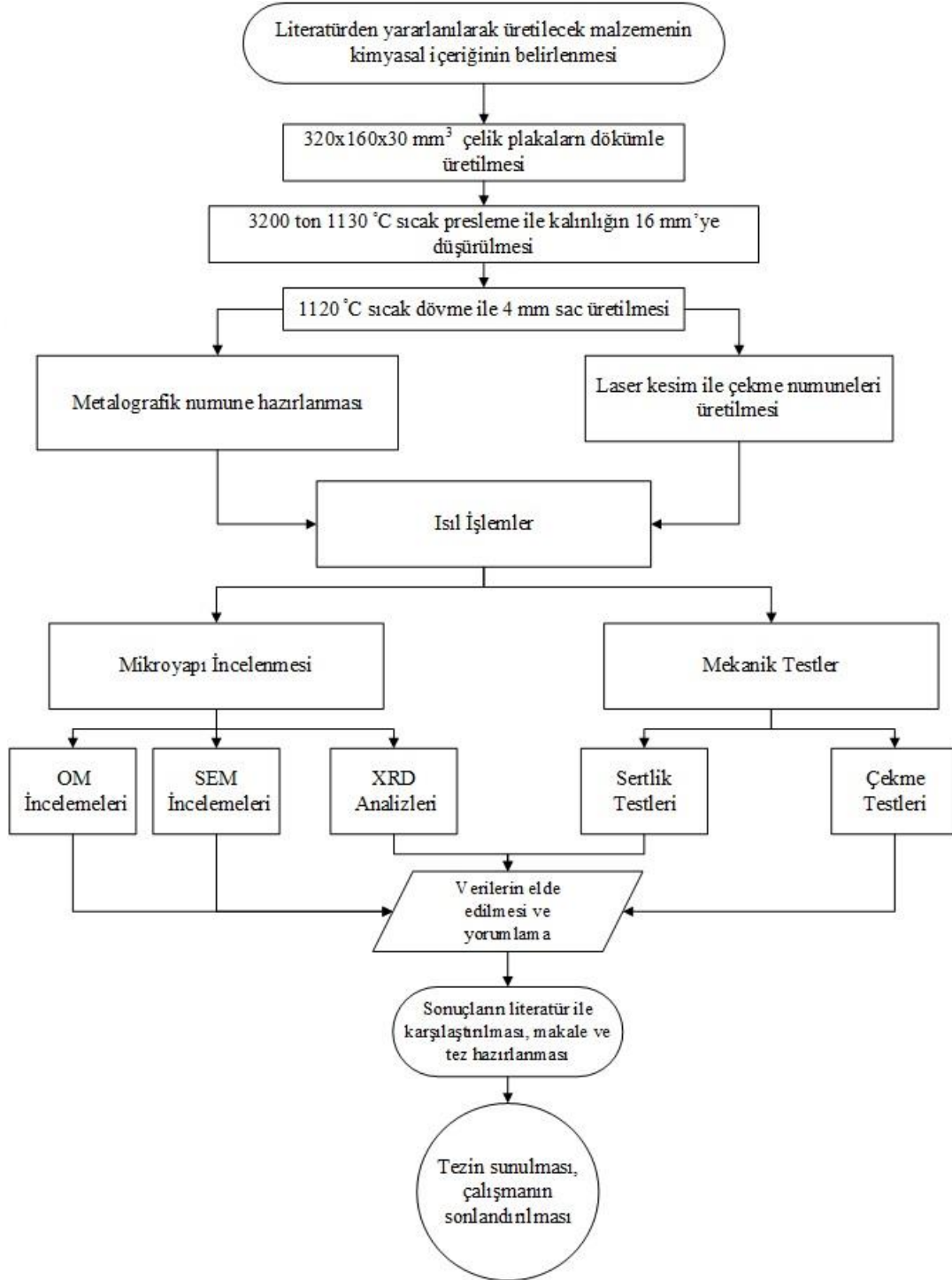
3.16. Galvanizleme

Q&P çeliklerinin alaşım yapısı yüksek silisyum içeren TRIP çeliklerine benzerdir. Karbür oluşumunu kontrol etmek için kullanılan bu elementin, çeliğin işlenmesi sırasında çeliğin yüzeyinde Mn_2SiO_4 tabakası oluşturduğu bilinmektedir [193]. Sıcak haddeleme sırasında oluşan bu oksit tabakası, çeliğin yüzeyine rulo şekline dönüşerek yüzey özelliklerini bozmaktadır [194].

Yüzey oksitleri, sıcak daldırma galvanizleme işleminde yüzey ıslanabilirliği bozarak işlemin etkinliğini azaltmaktadır [195]. Bu nedenle, Q&P çeliklerine tıpkı TRIP çelikleri gibi sıcak daldırma galvanizleme yerine elektrogalvanizleme yapılması daha uygun olmaktadır [193]. Bu durum işlemin daha maliyetli olmasına yol açtığından alaşımlarda silisyum yerine alüminyumun kullanılması önerilmektedir.

4. MATERYAL VE METOT

Deneyisel çalışmada izlenen adımlar Şekil 4.1’de verilmiştir.



Şekil 4.1. Deneyisel çalışma akış şeması

4.1. Çelik Sac İmalatı

Kimyasal kompozisyonu Tablo 4.1’de verilen plakaları ergitmek için, 150 kg kapasiteli 175 kW güç ve 3200 Hz frekans değerlerine sahip indüksiyon ertitme ocağı (Şekil 4.2) kullanılmıştır. Ocakta 1650 °C sıcaklığa çıkılarak eritilen alaşım kum kalıba dökülerek Şekil 4.3’te ölçüleri verilen plakalar elde edilmiştir.

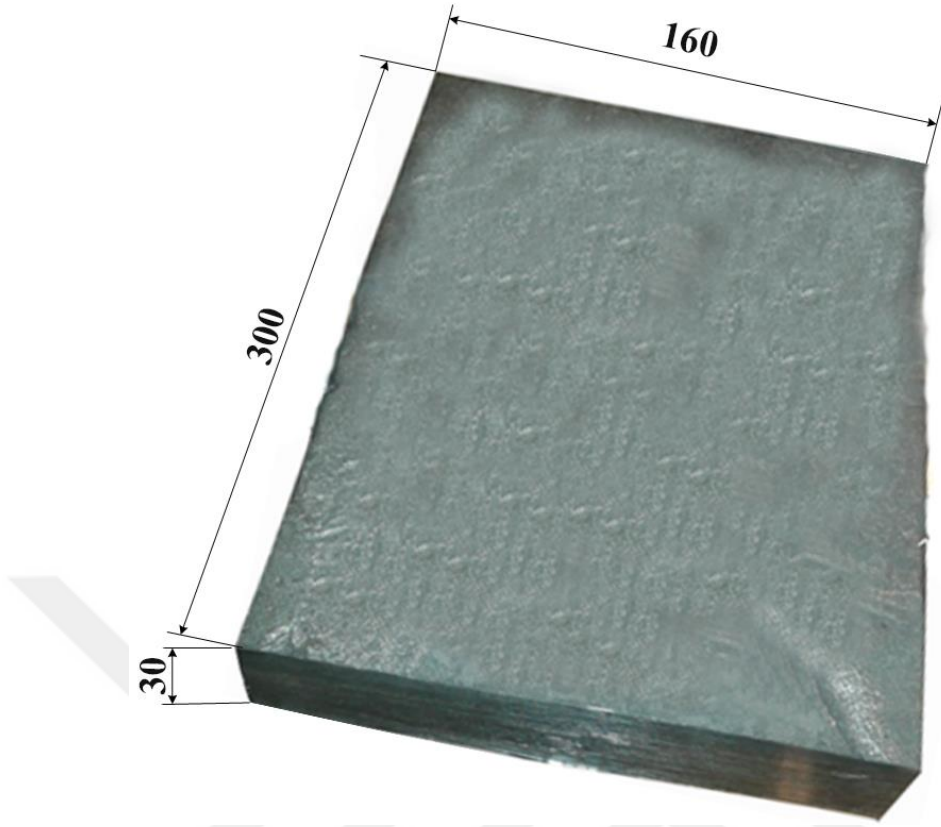


Şekil 4.2. İndüksiyon ertitme ocağı

Tablo 4.1. Numunelerin kimyasal içeriği (%ağ.)

Numune No	C	Cr	Al	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Nb	V	Fe
1	0,25	0,01	0,09	1,30	1,64	0,02	0,02	0,36	0,09	0,02	0,01	95,52
2	0,25	0,64	0,12	1,41	1,81	0,02	0,01	0,37	0,09	0,01	0,01	95,42
3	0,26	0,87	0,13	1,42	1,84	0,02	0,02	0,38	0,09	0,01	0,01	95,11
4	0,25	1,18	0,10	1,39	1,73	0,02	0,01	0,34	0,09	0,01	0,01	95,03

Gürgenler Pipeline Engineering işletmesinde, parçalar 5 ton kapasiteli 650 kW brülörlü doğal gaz tavlama fırınında (Şekil 4.4) 1130 °C’ye ısıtılarak 10 dakika tavllanmış ve 3200 ton kapasiteli hidrolik presle (Şekil 4.5) kalınlıkları 16 mm’ye düşürülmüştür.



Şekil 4.3. Döküm sonucu elde edilen çelik plaka



Şekil 4.4. Doğal gaz yakıtlı tavlama fırını



Şekil 4.5. 3200 ton kapasiteli pres tezgâhı

Sıcak preslenmiş plakalara (Şekil 4.6), şahmerdan (Şekil 4.7) ile 1100-1250 °C arasında sıcaklıklarda dövme işlemi yapılmış ve oda sıcaklığına kendi halinde soğumaya bırakılmıştır.

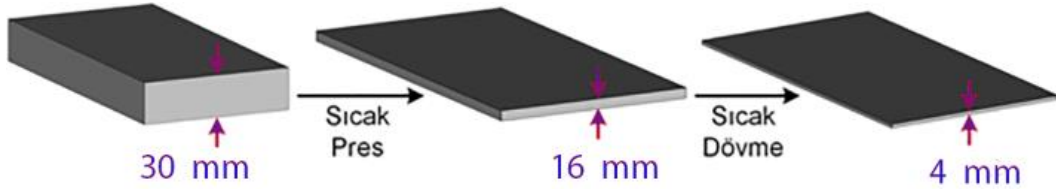


Şekil 4.6. Sıcak pres ile kalınlığı 16 mm'ye düşürülmüş plaka



Şekil 4.7. Dövme işleminin yapıldığı tezgâh

Sıcak presleme ve sıcak dövme işlemi modeli Şekil 4.8’de verilen ve kalınlığı 4 mm’ye düşürülen sac levhalar (Şekil 4.9) elde edilmiştir



Şekil 4.8. Plakadan sac imalat safhaları



Şekil 4.9. Sıcak dövme ile imal edilen sac

4.2. Numunelerin Hazırlanması

Elde edilen saclar, 4 kW fiber lazer kesim tezgâhı kullanılarak (Şekil 4.10) ASTM 8M standartlarında çekme numuneleri (Şekil 4.11) çıkarılmıştır. Bu numunelerin köşelerinde oluşan süreksizlikler, taşlama tezgâhında alınarak çekme deneyine hazır hâle getirilmiştir.



Şekil 4.10. 4 kW metal kesim tezgâhı [196]

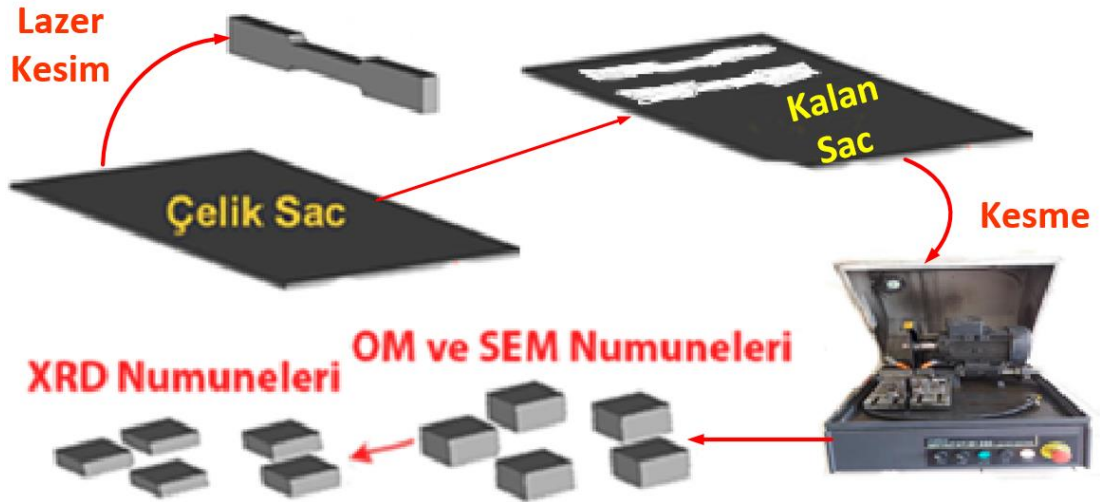


Şekil 4.11. ASTM E 8M standardında çekme numunesi

Metalografik incelemeler için 10x10x4 mm ölçülerindeki numuneler lazer kesimden artan sacdan çıkarılmıştır. Numuneler, Samsun Ondokuz Mayıs Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünün laboratuvarında Metacut-M 250 tezgâhı (Şekil 4.12) ile kesilmiştir. Ayrıca XRD incelemeleri için bu numunelerin kalınlığı, zımparalanarak 3 mm'ye düşürülmüştür. İşlemin şematik gösterimi Şekil 4.13'te verilmiştir.



Şekil 4.12. Metcon Metacut-M 250 numune kesme cihazı

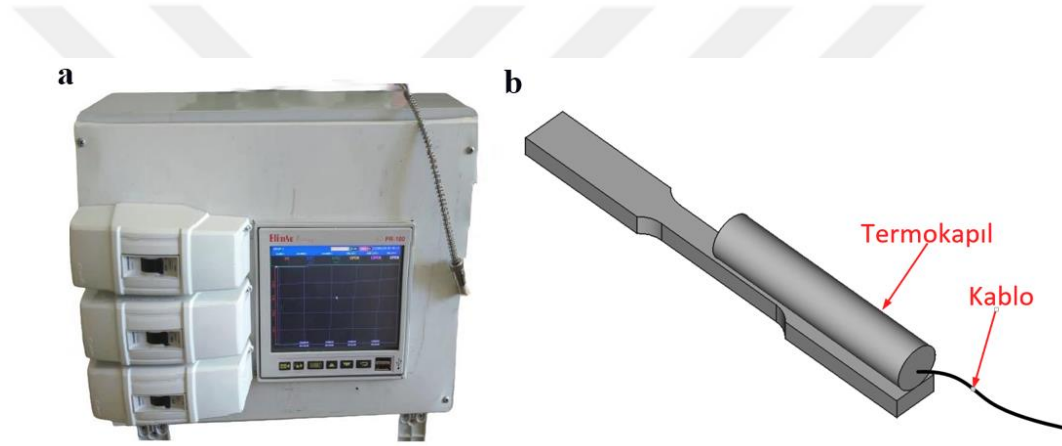


Şekil 4.13. Numune hazırlama sürecinin şematik gösterimi

4.3. Isıl İşlem Uygulamaları

Sıcak deformasyon işlemlerinin etkisinin giderilmesi için 900 °C’de 30 dk bekletilen numuneler sakın havada oda sıcaklığına düşürülülerek normalizasyon işlemi yapılmıştır. Bu işlem sonrasında numunelere Q&P ısıl işlemi uygulanmıştır. Isıl işlem ve krom içeriği parametrelerine göre malzemeler kodlanmıştır.

Sıcaklık ve zaman verilerini hassas şekilde dijital olarak kaydetmek için Şekil 4.14’te gösterilen elimko PR-100 datalogger kullanılmıştır. Bu düzeneğin Q&P işleminde de kullanılması için; fırın, tuz ve yağ banyosundan sıcak verilerini alacak ısıl çiftler, sıcaklıkları sabitlemeye yarayan röleler ve enerjiyi açıp kapatan 3 adet otomattan oluşan pano hazırlanmıştır. Fırın (Şekil 4.15) ve yağ banyosunun ısıtma/soğuma hızı verileri kaydedilmiştir. Bu verilerden, ısıtma hızı 2,5 °C/s ve yağ banyosunun soğutma hızı ise 27,25 °C/s bulunmuştur.

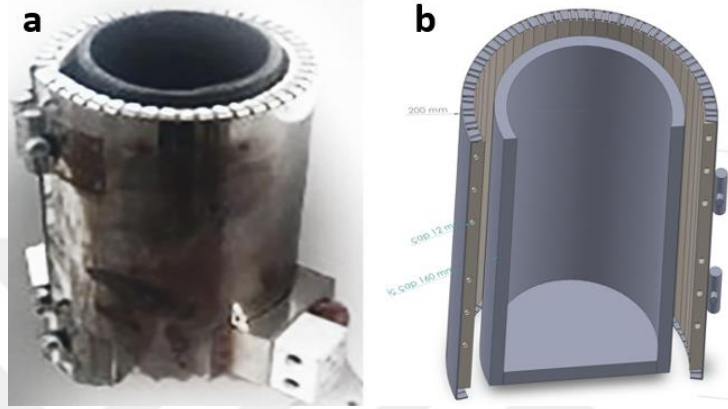


Şekil 4.14. a) Isıl işlem kontrol ve kayıt panosu b) Soğuma hızı tespit düzeneği



Şekil 4.15. İmal edilen ısıl işlem fırını

Şekil 4.16 a'da resmi ve b'de ölçüleri verilen ısıtıcılar yanlardan açılır-kapanır olarak tasarlanmıştır. Bu ısıtıcıların içerisine düşük karbonlu çelikten imal edilmiş silindirik metal kaplar konularak yağ ısıtma ve tuz eritme işlemleri yapılmıştır. Sistemin sıcaklık değerleri, yuvasına monte edilen ve sıvı içerisine daldırılan farklı ısı çiftler vasıtası ile kalibre edilerek karşılaştırılmalı olarak ölçülmüştür.



Şekil 4.16. Tuz ve yağ banyosu için tasarlanıp imal ettirilen seramik kap ısıtıcı

4.3.1. Q&P Isıl İşlem Uygulamaları

Malzeme içyapısının tamamen östenit fazında olmasını sağlamak Q&P işleminin ilk adımı sayılmaktadır. Denklem 3.1 ve JMat Pro programı kullanılarak yapılan hesaplamalar sonucunda Ac_3 sıcaklığı 843 °C bulunmuştur. Bu sıcaklık referans alınarak 900 °C'de 10 dk tam östenitleştirme yapılmıştır.

$$Ac_3 = 902 - 255C - 11Mn + 19Si - 5Cr + 13Mo - 20Ni + 55V \quad [197] \quad 4.1$$

Çalışmamızda martenzit ve kalıntı östenit oranları, Denklem 4.3'de verilen Koistinen-Marburger formülü ile hesaplanmıştır. Formülasyonda kullanılan martenzit başlama ve bitiş sıcaklıkları Denklem 4.2 ve JmatPro programı kullanılarak bileşime göre hesaplanmıştır. M_s sıcaklığı 321 ile 338 °C aralığında, M_f sıcaklığı ise 203 ile 222°C aralığında bulunmuştur.

$$M_s = 540 - 420C - 35Mn - 12Cr - 20Ni - 21Mo - 10,5Si - 10,5W + 20Al + 140V \quad [198] \quad 4.2$$

$$f_m^{QT} = 1 - e^{\alpha_m(M_s - QT)} \quad [199] \quad 4.3$$

$$\alpha_m = 10^{-3} \left(27,2 - \sum_i S_i X_i - 19,8(1 - e^{-1,56X_C}) \right) \quad 4.4$$

$$\sum_i S_i X_i = 0,14X_{Mn} + 0,21X_{Si} + 0,11X_{Cr} + 0,08X_{Ni} + 0,05X_{Mo} \quad 4.5$$

Östenitleştirmeden sonra yapılan ilk su verme işleminde, östenitin karbon içeriği çeliğin başlangıç karbon içeriğine eşit kabul edilmektedir. Ayırıştırma işlemini takiben yapılan su verme işleminde ise östenitin karbon içeriği başlangıç karbon içeriğinden çok daha yüksektir.

Planlanan kalıntı östenit-martenzit faz oranlarını elde edilmesi için tüm numunelere 250 °C sıcaklıkta yağ banyosunda ilk su verme işlemi yapılmıştır.

Q&P ısıtıl işleminde östenitin karbonca zenginleşmesi ile rekabet edecek faz olmasından dolayı beynit oluşumundan kaçınılması gerekmektedir. Bunun için karbon ayırıştırma sıcaklığının, beynit oluşum sıcaklıkları ile kesişmeyecek şekilde seçilmesi faydalı olacaktır. Denklem 3.6'da hesaplanan beynit alanına girilmemesi için ısıtıl işlemin en yüksek sıcaklığı 420 °C seçilmiştir. Numune grubuna göre ayırıştırma adımı 350,380 ve 420 °C sıcaklıkta tuz banyosunda izotermal olarak bekletilerek yapılmıştır. Ayırıştırma sıcaklıklarının tümü M_s üstü sıcaklıkları olduğundan, beynit oluşumuna izin vermemek için bekleme süreleri numune grubuna göre 20, 60 ve 200 saniye olarak kısa seçilmiş, son su verme işlemi su ortamında yapılmıştır.

$$B_s = 732 - 202C - 85Mn + 216Si - 37Ni - 47Cr - 39Mo \quad [200] \quad 4.6$$

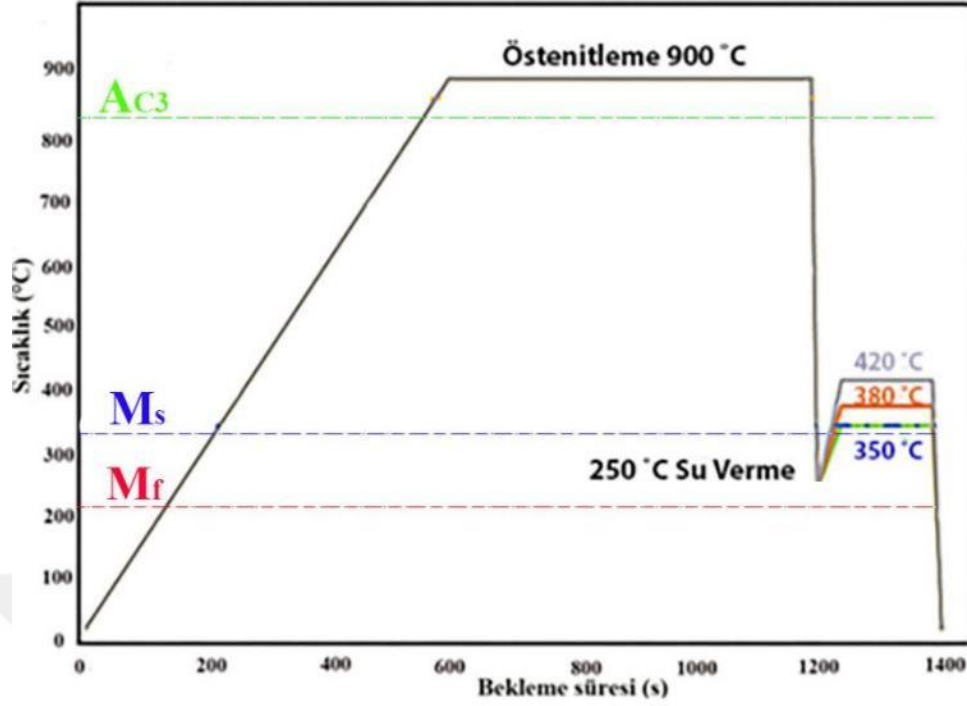
İşlem parametreleri Tablo 4.2'de ve termal döngünün şematik gösterimi Şekil 4.17'de verilmiştir.

Tablo 4.2. Isıl İşlem Prosedürü

Östenitleme Sıcaklığı (°C)	Östenitleme Süresi (dk)	Su Verme Sıcaklığı (°C)	KS*(°C)	KZ*(s)		
900	10	250	350	20	60	200
900	10	250	380	20	60	200
900	10	250	420	20	60	200

KS: Karbon Ayırıştırma Sıcaklığı

KZ: Karbon Ayırıştırma Zamanı



Şekil 4.17. Isıl işlemlerin şematik gösterimi

Isıl işlem parametrelerine göre oluşturulan gruplar Tablo 4.3'te, ısıtma sıcaklığı, zaman ve numune krom içeriğine göre oluşturulmuş kodlama sistemi Tablo 4.3'te ve numune kodlama sistemi ise Tablo 4.4'de verilmiştir.

Tablo 4.3. Çekme testi için oluşturulan gruplar

Grup No	γ T (°C)	γ t (dk.)	SVS (°C)	SVs (s)	KS (°C)	KZ (s)
1	900	10	250	20	350	20
2	900	10	250	20	350	60
3	900	10	250	20	350	200
4	900	10	250	20	380	20
5	900	10	250	20	380	60
6	900	10	250	20	380	200
7	900	10	250	20	420	20
8	900	10	250	20	420	60
9	900	10	250	20	420	200

Tablo 4.4. Numune kodlama sistemi

Numune kodu	Ayrıştırma Sıcaklığı (°C)	Ayrıştırma Süresi (s)	Krom İçeriği (%ağ.)
N350 ₀ 20	350	20	0
N350 _{0,64} 20	350	20	0,64
N350 _{0,87} 20	350	20	0,87
N350 _{1,2} 20	350	20	1,2
N350 ₀ 60	350	60	0
N350 _{0,64} 60	350	60	0,64
N350 _{0,87} 60	350	60	0,87
N350 _{1,2} 60	350	60	1,2
N350 ₀ 200	350	200	0
N350 _{0,64} 200	350	200	0,64
N350 _{0,87} 200	350	200	0,87
N350 _{1,2} 200	350	200	1,2
N380 ₀ 20	380	20	0
N380 _{0,64} 20	380	20	0,64
N380 _{0,87} 20	380	20	0,87
N380 _{1,2} 20	380	20	1,2
N380 ₀ 60	380	60	0
N380 _{0,64} 60	380	60	0,64
N380 _{0,87} 60	380	60	0,87
N380 _{1,2} 60	380	60	1,2
N380 ₀ 200	380	200	0
N380 _{0,64} 200	380	200	0,64
N380 _{0,87} 200	380	200	0,87
N380 _{1,2} 200	380	200	1,2
N420 ₀ 20	420	20	0
N420 _{0,64} 20	420	20	0,64
N420 _{0,87} 20	420	20	0,87
N420 _{1,2} 20	420	20	1,2
N420 ₀ 60	420	60	0
N420 _{0,64} 60	420	60	0,64
N420 _{0,87} 60	420	60	0,87
N420 _{1,2} 60	420	60	1,2
N420 ₀ 200	420	200	0
N420 _{0,64} 200	420	200	0,64
N420 _{0,87} 200	420	200	0,87
N420 _{1,2} 200	420	200	1,2

4.4. Metalografik Karakterizasyon

Q&P çeliklerin içyapıları ile mekanik özellikleri arasında ilişki kurabilmek için, mikroyapılarının karakterize edilmesi gerekmektedir. Farklı ısıtım işlem uygulamalarına tabi tutulan Q&P çelik saclardan alınan numunelerde optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

Malzemelerin metalografik işlemleri Ondokuz Mayıs Üniversitesi Makine Laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Bunun için numuneler Metapress-A cihazıyla (Şekil 4.18) bakalite alınmıştır. Metkon Forcipol 2V tezgâhında (Şekil 4.19) 400, 600 , 800, 1200 zımpara ve son olarak 5 mikron elmas pasta kullanılarak 300 d/dk hızda yüzey parlatma işlemleri yapılmıştır. Optik mikroskop ve SEM görüntülemeleri için parlatılan numuneler % 2 nital çözeltisinde dağlanmıştır.



Şekil 4.18. Metkon-Metapress-A Kalıplama Presi



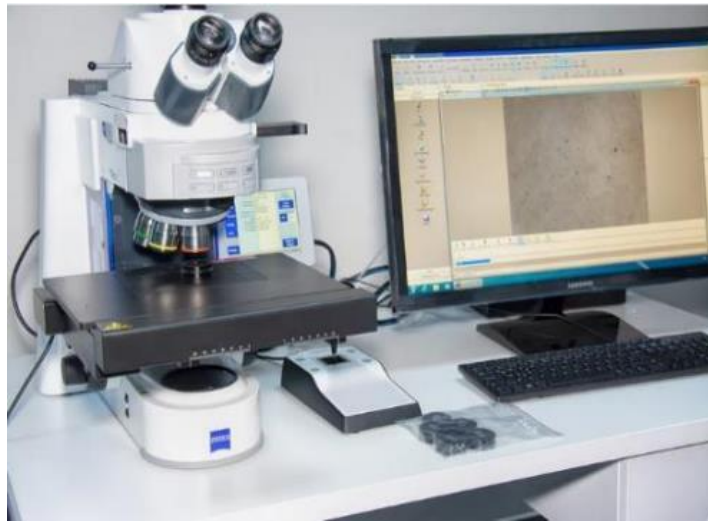
Şekil 4.19. Numune parlatmanın yapıldığı Metkon Forcipol 2V parlatma cihazı

4.4.1. Optik Mikroskop (OM) İncelemeleri

Yaygın olarak kullanılan metotlardan biri olan optik mikroskop incelemeleri ile Q&P çeliklerin mikroyapıları karakterize edilmeye çalışılmış, optik incelemeler için her numunenin dağlanan yüzeyinden farklı büyütme oranlarında görüntüler alınmıştır. Optik mikroskop çalışmaları, OMÜ Makine Mühendisliği Laboratuvarında bulunan Leica DM2500 M (Şekil 4.20) ve Samsun Metal Metroloji ve Kalibrasyon Laboratuvarı'nda (Samlab) bulunan Zeiss/Axio Imager M2M marka (Şekil 4.21) optik mikroskoplar ile yapılmıştır



Şekil 4.20. Leica DM2500 M optik mikroskop



Şekil 4.21. Samlab Zeiss/Axio Imager M2M optik mikroskop

4.4.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

Isıl işlem görmüş numuneler, çekme testine tabi tutulmuş numunelerin mikroyapıları ve çekme testi sonunda kırık yüzeyler SEM incelemesine tabi tutulmuştur. Bu işlemler için, 0,1kV ile 30kV voltaj aralığında çalışabilen, 10-1.000.000X büyütme kabiliyetli, 5 eksenli motorlu eucentric gonyometreli, 200 mm çap ve 48 mm yüksekliğe kadar numunelerin incelenebildiği ve SE, BSE, EDS, WDS, EBSD dedektörlü JEOL JSM7001 F SEM cihazı (Şekil 4.22) kullanılmıştır.



Şekil 4.22. JEOL JSM 7001 F SEM cihazı

4.5. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) Analizi

Q&P çeliklerin içyapısındaki kalıntı östenit fazı bileşiminin belirlenebilmesi için numunelere enerji dağılımlı X-Işını spektroskopisi (EDS) analizi uygulanmıştır. Numunelerin mikroyapısı SEM cihazı ile 1200 ve 3000X büyütme oranında görüntülenmiş ve kalıntı östenit fazından noktasal analizler alınarak çözümlenmeler gerçekleştirilmiştir. EDS analizleri için, SEM görüntülerinin alındığı JEOL JSM 7001 F SEM cihazında mevcut olan EDS analiz yazılımı kullanılmıştır.

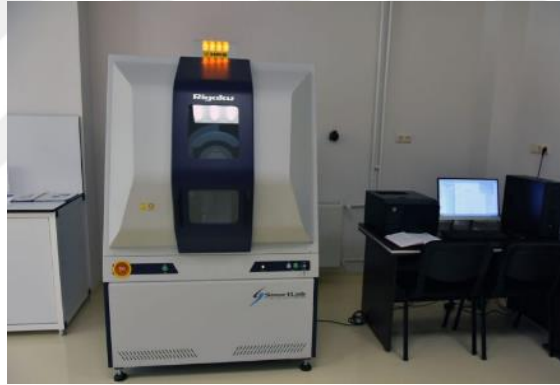
Numunelerimizin içyapısında bulunan kalıntı östenitin hacimsel oranını ve karbon miktarını bulmak için SEM resimlerinde östenit bölgelerinden Mn, Cr, Si, Al ve V spektrum değerleri ölçülmüştür. Ancak Q&P işleminin kısa ayrıştırma zamanında, bu elementlerin yoğunluk farkının az olması ve Denklem 4.11’de ki katsayılarının ihmal edilebilecek derecede düşük olması yöntemi kullanışlı kılmamıştır. Karbon gibi hafif elementlerin konumları hakkında detaylı bilgi sağlayan nötron difraksiyon metotları da bu alanda kullanılabilir.

4.6. X-Işını Difraksiyon (XRD) Analizi

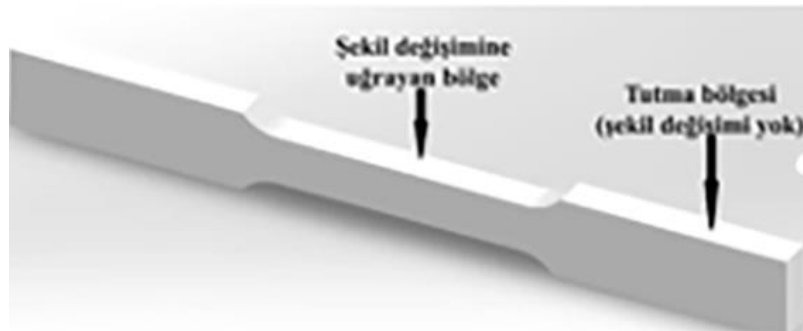
Q&P çeliklerin içyapısını oluşturan fazların ve bu fazlara ait hacimsel oranların tespit edilebilmesi amacıyla, numunelerin X-Ray difraksiyon analizleri Karadeniz İleri Teknoloji Araştırma Merkezinde yapılmıştır.

Bu ölçümlerde ısıtma işlemi görmüş malzemelerin yanı sıra çekme testi yapılmış numunelerin Şekil 4.24'te belirtilen kısımlarından da veriler alınmış ve şekil deformasyonunun etkisi gözlemlenmiştir. Rigaku Smart Lab X-Işını Difraktometre (Şekil 4.23) cihazıyla ölçümler, ilerleme hızı $2^{\circ}.\text{dk}^{-1}$, tarama adımı 2.10^{-2} derece ve 2θ açısı sementit piklerini de görmek için 40-100 derece aralığında seçilerek alınmıştır.

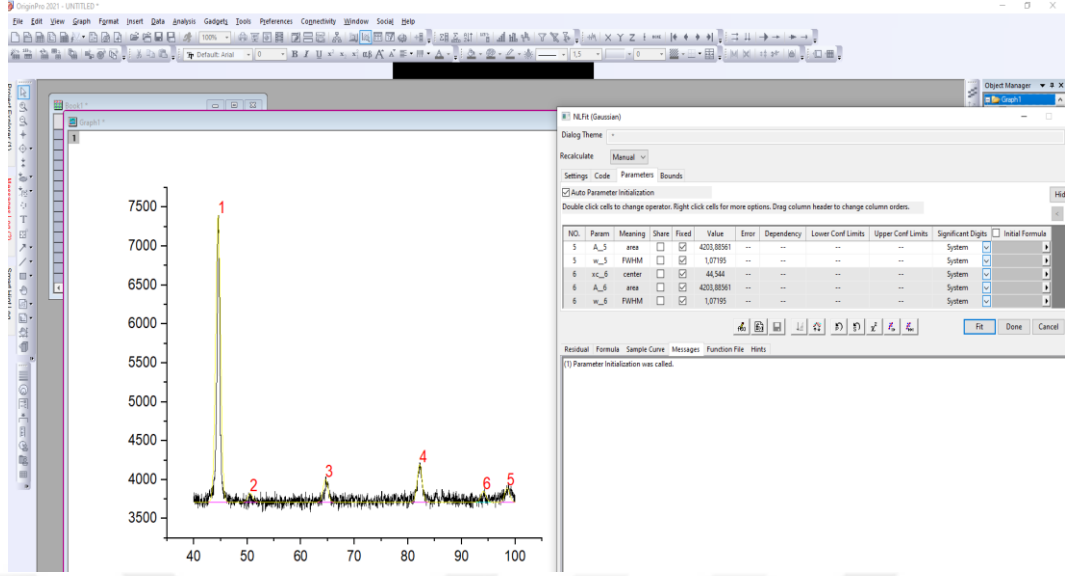
XRD datalarının grafikleri Origin Pro 2021 programı ile çizdirilmiştir. Bu programa aktarılar XRD dataları ile piklerin FWHM (Full Width at Half Maximum) Tam Genişlik Yarı Maksimum değeri, integral alan (İntegrated intensity), yoğunluk, piklerin tam koordinatları vb. veriler elde edilmiştir (Şekil 4.25). Konu ile alakalı formülasyonlar (Denklem 4.7 ile Denklem 4.11) arasında verilmiştir. Hesaplama da kullanılan bu değerler Ek 7'de verilmiştir.



Şekil 4.23. Rigaku Smart Lab X-Işını Difraktometresi Cihazı



Şekil 4.24. XRD datalarının alındığı bölgeler



Şekil 4.25.XRD grafiğinden pik analizi

$$V_Y = \frac{\frac{I_{\gamma 111} + I_{\gamma 200} + I_{\gamma 220} + I_{\gamma 311}}{4}}{\frac{I_{\gamma 111} + I_{\gamma 200} + I_{\gamma 220} + I_{\gamma 311}}{4} + \frac{I_{\alpha 110} + I_{\alpha 200} + I_{\alpha 220} + I_{\alpha 211}}{4}} \quad \text{SAE yöntemi} \quad 4.7$$

$$V_Y = \frac{1,4 * \left(\frac{I_{\gamma 200} + I_{\gamma 220} + I_{\gamma 311}}{3} \right)}{1,4 * \left(\frac{I_{\gamma 200} + I_{\gamma 220} + I_{\gamma 311}}{3} \right) + \left(\frac{I_{\alpha 200} + I_{\alpha 211}}{2} \right)} \quad \text{Miller yöntemi} \quad 4.8$$

$$V_Y = \frac{\left(\frac{I_{\gamma 200}}{R_{\gamma 200}} + \frac{I_{\gamma 311}}{R_{\gamma 311}} \right)}{\left(\frac{I_{\gamma 200}}{R_{\gamma 200}} + \frac{I_{\gamma 311}}{R_{\gamma 311}} \right) + \left(\frac{I_{\alpha 211}}{R_{\alpha 211}} + \frac{I_{\alpha 200}}{R_{\alpha 200}} \right)} \quad \text{ASTM yöntemi} \quad 4.9$$

$$V_Y = \frac{\left(\frac{I_{\gamma 200} + I_{\gamma 311}}{R_{\gamma 200} + R_{\gamma 311}} \right)}{\left(\frac{I_{\gamma 200} + I_{\gamma 311}}{R_{\gamma 200} + R_{\gamma 311}} \right) + \left(\frac{I_{\alpha 211} + I_{\alpha 200}}{R_{\alpha 211} + R_{\alpha 200}} \right)} \quad \text{Dashayes yöntemi} \quad 4.10$$

$$a_{\gamma} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad 4.11$$

4.7. Mekanik Testler

Bu çalışma kapsamında üretilen Cr ilaveli Q&P çeliklerinin mekanik özellikleri, sertlik ve çekme testleri ile incelenmiştir. Elde edilen veriler mikroyapı incelemeleri ile ilişkilendirilerek, Q&P parametreleri ve çelik bileşimindeki Cr'nin mekanik özellikler üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

4.7.1. Sertlik Testleri

Numunelerin makro sertlik değerleri SAMLAB, STRUERS/DURAMIN-600M3 (Şekil 4.26) marka universal cihazı yardımıyla rockwell sertlik skalasında ölçülmüştür. Deneyin tutarlılığı için her numuneden alınan 3 örneklemin ortalaması alınarak tablolar oluşturulmuştur.

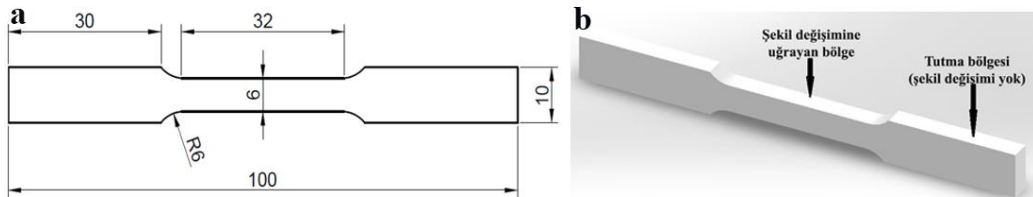


Şekil 4.26. Struers/Duramin 600M3 Sertlik ölçüm cihazı

4.7.2. Gerilme-Uzama Testleri

Tez konusu malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek için en önemli parametreler, çekme testleri ile elde edilmiştir. Bu testler sonucunda literatürde malzeme özelliklerini tanımlamada kullanılan birçok değer hesaplanmıştır.

Çekme testleri tek eksenli olarak Ondokuz Mayıs Üniversitesi bünyesinde hizmet veren, Karadeniz İleri Teknoloji Araştırma Merkezinde (KİTAM) laboratuvarında 100 kN yükleme kapasiteli 0,01 N yükleme hassasiyetli Şekil 4.28’de resmi verilen Instron 5982 çekme-basma test cihazı ile yapılmıştır. Çekme hızı deney ASTM-E8/E8M standardında [201], 10 mm/dk olarak ayarlanmıştır. Şekil 4.27’de numune ölçüleri verilmiştir.



Şekil 4.27. a) ASTM E8 normu çekme numunesi , b) XRD verilerinin alındığı yüzeyler



Şekil 4.28. İnstron çekme-basma test cihazı

Cihaz yardımıyla elde edilen datalardan faydalanılarak öncelikle akma ve çekme mukavemeti ile uzama değerleri hesaplanmıştır. Pekleşme üsteli değerlerinin hesaplanabilmesi için Microsoft Excel programından faydalanılmıştır. Programla hesaplanan gerçek gerilme ve uzama değerlerinin 10 tabanında logaritmaları alınarak elastik ve plastik bölgeler belirlenmiştir. Plastik bölgenin eğiminin n üsteli olarak alınmış, bu değer n 10 tabanının üst değeri olarak kullanılması ile (Denklem 4.23 ve Denklem 4.24) Hollomon denkleminin diğer değişken olan K değeri bulunmuştur. İşlemlerde kullanılan formüller (Denklem 4.13 ile Denklem 4.22 arasında verilmiştir).

$$\sigma_{max} = \frac{F_{max}}{A_0} \quad (4.12)$$

$$\sigma_{kop} = \frac{F_{kop}}{A_0} \quad (4.13)$$

$$\% \epsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (4.14)$$

$$\sigma_{ger} = \sigma_{müh} (1 + \epsilon_{müh}) \quad (4.15)$$

$$\epsilon_{ger} = \ln (1 + \epsilon_{müh}) \quad (4.16)$$

$$\sigma = K \epsilon^n \quad (4.17)$$

$$U_r = \int_0^{\epsilon_{Ak}} \sigma d\epsilon \quad (4.18)$$

$$U_r = \frac{1}{2} \sigma_{Ak} \epsilon_{Ak} = \frac{1}{2} \sigma_{Ak} \left(\frac{\sigma_{Ak}}{E} \right) = \frac{\sigma_{Ak}^2}{2E} \quad (4.19)$$

$$\sigma_{ger} = K \cdot \epsilon_{ger}^n \quad (4.20)$$

$$\log(\sigma_{ger}) = \log(K \cdot \epsilon_{ger}^n) \cong \log(\sigma_{ger}) = \log(K) + n \cdot \log(\epsilon_{ger}) \quad (4.21)$$

$$\sigma = k \epsilon^n \quad (4.22)$$

$$\log(\sigma_{ger}) = \log(K \cdot \epsilon_{ger}^n) \cong \log(\sigma_{ger}) = \log(K) + n \cdot \log(\epsilon_{ger}) \quad (4.23)$$

$\sigma_{\max}$: Maksimum çekme mukavemeti

σ_{Ak} : Akma mukavemeti

A_0 : Başlangıç kesiti

F_{kop} : Kopma kuvveti

ϵ_{ger} : Gerçek uzama

n : Pekleşme üssü

U_r : Rezilyans modülü

L : Maksimum uzunluğu

σ_{kop} : Kopma mukavemeti

ϵ_{Ak} : Akma uzaması

$F_{\max}$: Maksimum kuvvet

ϵ_0 : Yüzde uzama

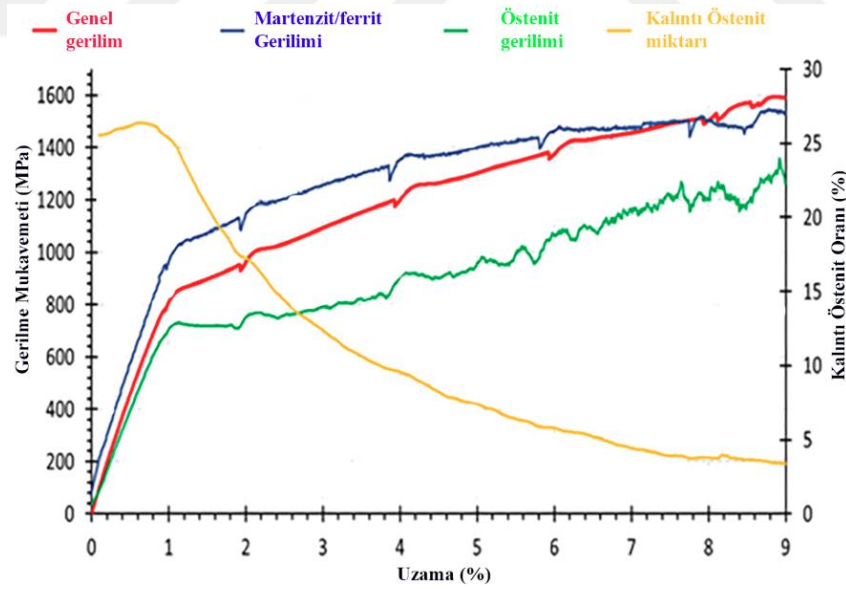
σ_{ger} : Gerçek gerilme

K : Malzeme sabiti

L_0 : Başlangıç uzunluğu

Literatürde çekme mukavemeti ve uzama değerlerinin çarpılması ile üretilen PSE değerleri bu çeliklerin tanımlamasında önemli bir gösterge sayıldığından bu değer tüm numuneler için hesaplanmıştır.

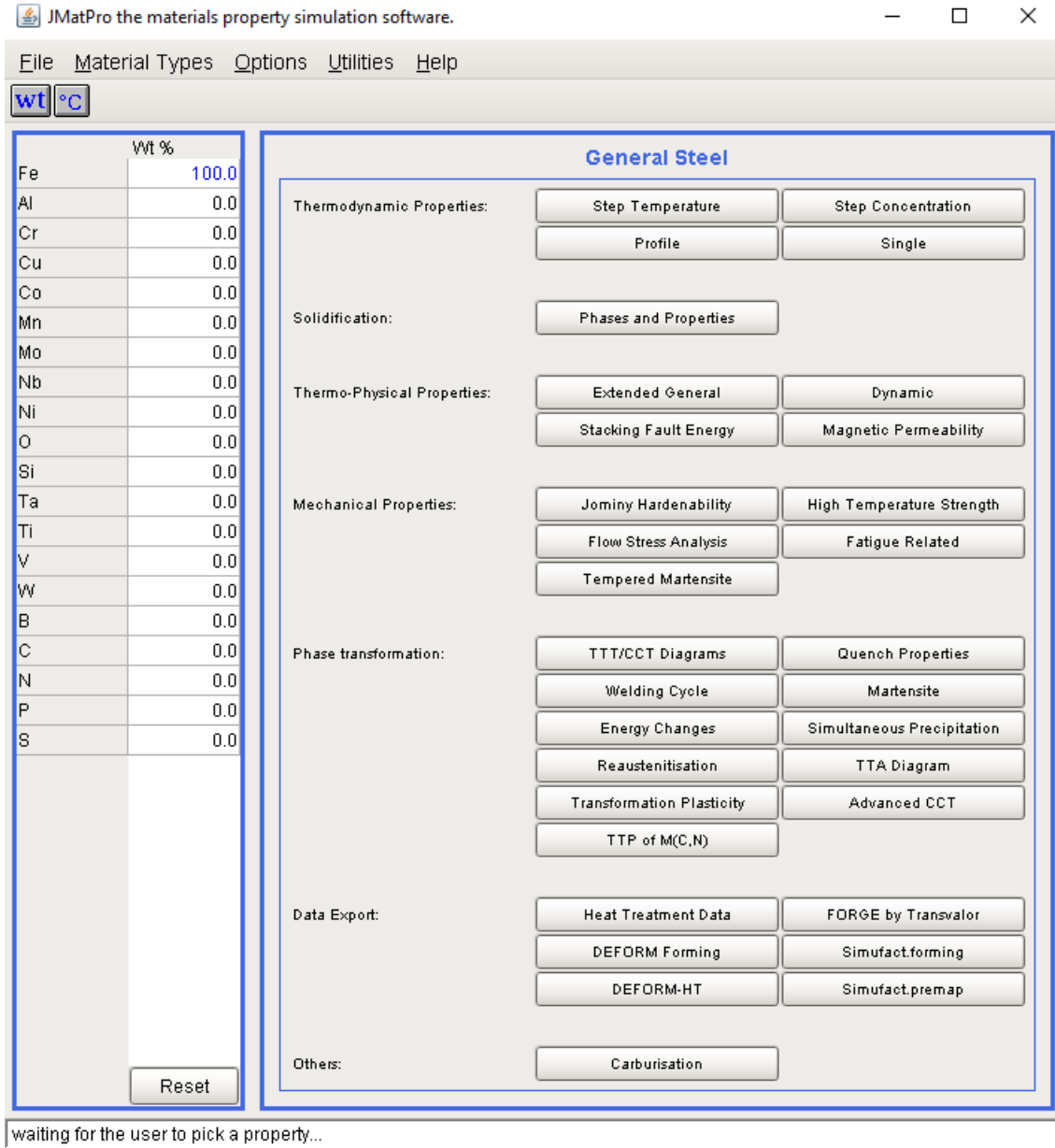
TRIP etkisinden faydalanan çeliklerin çekme test sonuçlarında, gerilme-uzama eğrisinde beklenmedik testere dişi oluşumları görülebilmektedir (Şekil 4.29). Deneylerimizde bu tür oluşumlar özellikle yüksek sıcaklıklarda ayrıştırma işlemi yapılan numunelerde de gözlemlenmiştir. Gerilme uzama grafiklerinden elde ettiğimiz diğer mekanik özellikler rezilyans, ve süneklik değerleridir.



Şekil 4.29. TRIP olgulu çeliklerin gerilme-uzama grafiği [202]

4.8. Teorik Hesaplamalar

Tez çalışması kapsamında üretilen numunelere uygulanan analiz ve testlere ek olarak, imal edilen Q&P çelik saclara yönelik teorik hesaplamalar da gerçekleştirilmiştir. Teorik hesaplamaları yapabilmek adına kritik sıcaklıklar için kullanılan formülasyonların yanında, JMatPro simülasyon yazılımı kullanılmıştır. JMatPro programına ait arayüz gösterilmiştir. Ayrıca Astra Image, Imagej ve Image Pro Plus Görüntü Analizi yazılımı kullanılarak SEM görüntülerinden fazların boyut ve kalıntı östenit miktarı analizi yapılmıştır. Programın arayüzü Şekil 4.30’da verilmiştir.



Şekil 4.30. JMatPro yazılımı arayüzü

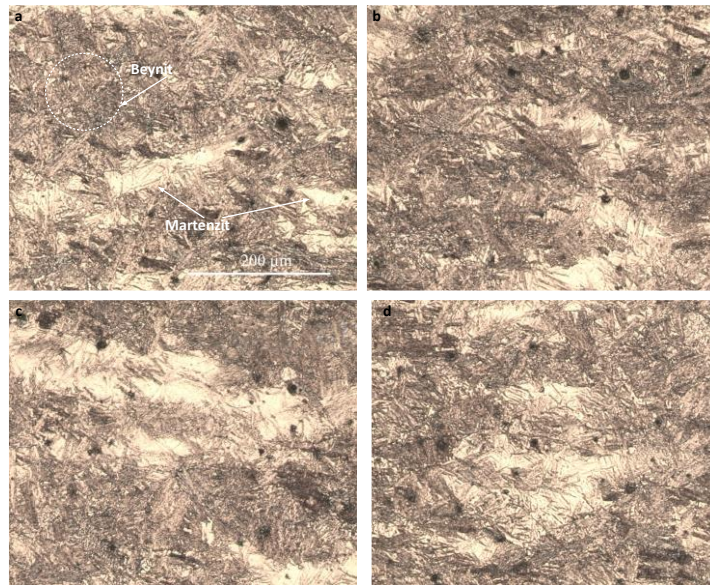
5. BULGULAR VE TARTIŞMA

Isıl işlem uygulanmayan numunelere optik mikroskop ve çekme testi yapılmıştır. Isıl işlem uygulanan malzemelerde ise buna ek olarak SEM ve XRD incelemeleri ve sertlik testleri uygulanmıştır. Elde edilen bulgular çeşitli analiz programları ile irdelenilerek sonuçları yorumlanmıştır.

5.1. Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu Çalışma Sonuçları

Q&P çeliklerinin metalografik incelenmesinde optik mikroskop, SEM ve TEM yöntemleri kullanılabilir. Optik mikroskop yöntemi, elde edilen çeliklerin baskın martenzitik yapısı ve kalıntı östenit oranlarının birbirine çok yakın olması nedeniyle çok kullanışlı olmamaktadır. Blok ve filmsi kalıntı östenitin ayırt edilmesinde SEM çalışmaları yeterli olurken, Östenit/Martenzit adalarının detaylı incelenmesi ve beynitik yapıya yerleşen ultra ince östenit için ise TEM analizlerinin de yapılması gerekmektedir.

Isıdan etkilenmemesi için lazer kesimi yapılan Fe-0,25C-1,84Mn-1,4Si-0,37Mo-0,13Al saclardan OM görüntüleri alınmıştır. Bu görüntüler yardımıyla başlagıç mikroyapısının tane boyutları ölçülmüştür. Herhangi bir ısıl işlem görmemiş bu numunelerin, optik mikroskop görüntülerinde (Şekil 5.1), mikroyapı genel olarak martenzit+beynit olarak gözlemlenmiştir. Bu mikroyapılarda krom miktarının artışı ile beraber martenzitik yapının arttığı görülmektedir. Bu durum numunelerden içermiş olduğu kısmen yüksek sayılabilecek karbon, mangan ve krom elementlerinin varlığına bağlanmaktadır [203].

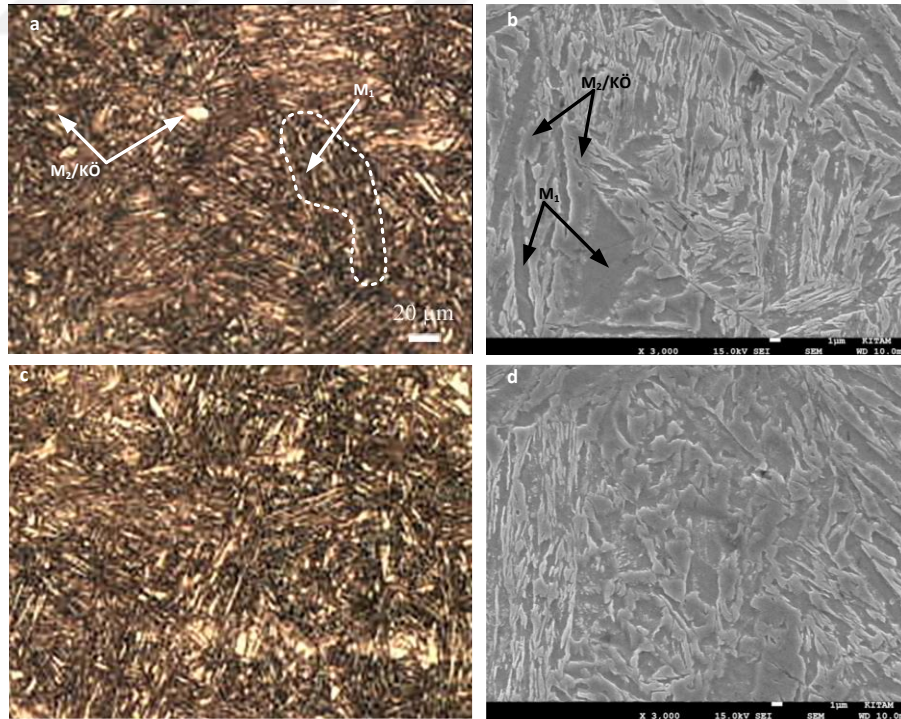


Şekil 5.1. Q&P işlemi yapılmamış malzemenin mikroyapısı a) Kromsuz, b)0,64 Cr, c)0,87 Cr,d) 1,2 Cr

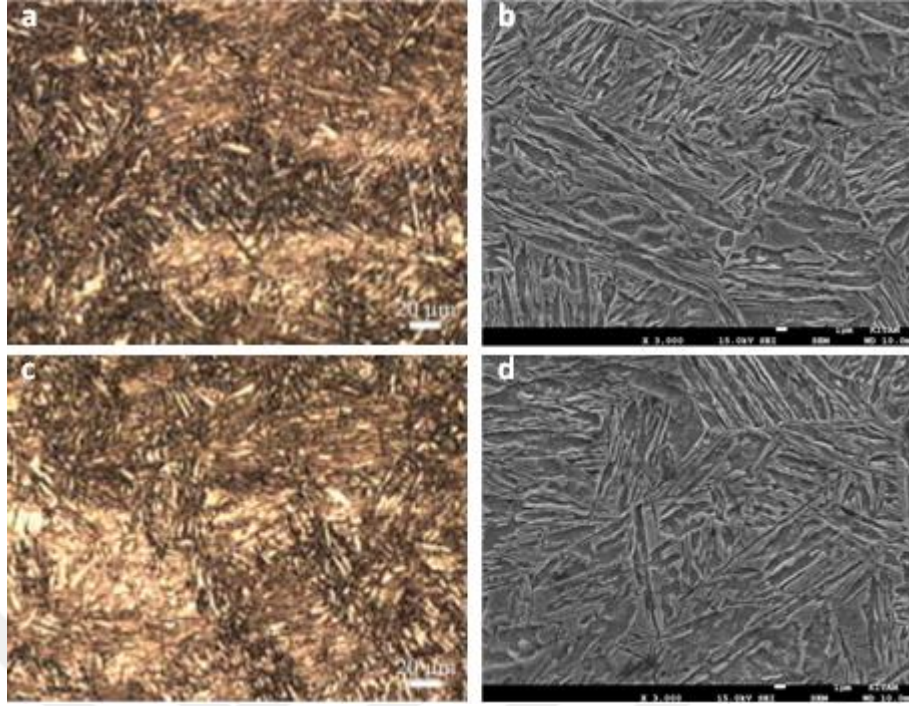
Q&P ısıt işlemleri sonunda mikroyapılardan optik mikroskop ve SEM görüntüleri alınmıştır. 250 °C’de tuz banyosunda su verilmiş ve 350 °C’de 20 saniye karbon ayrıştırma işlemi görmüş numunelerini optik mikroskop ve SEM görüntüleri krom içeriğine göre Şekil 5.2 ve Şekil 5.3’te verilmiştir. Bu numunelerin mikroyapıları genel olarak martenzit ve kalıntı östenitten oluştuğu görülmüştür.

Literatürde martenzitik yapılar ayrıştırma öncesi (Düşük karbonlu) ve sonrası (Yüksek karbonlu) olarak sınıflandırılmaktadır [28, 204–208]. Bundan sonra, mikroyapıdaki ayrıştırma öncesi martenziti M_1 ve ayrıştırma sonrası martenziti M_2 temsil edecektir. Mikroyapı görüntülerinde, ilk numune OM (a), SEM (b); ikinci numune OM (c), SEM (d) sıralaması ile verilmiştir.

Görüntü analiz programları, imagej ve image pro plus yazılımlarıyla partikül sayma işlemi ve faz oranları tespiti yapılmıştır. Bu analizlerde, OM görüntülerinde beyaz bölgeler kalıntı östenit, kahverengi bölgeler $M_2/KÖ$ ve siyah bölgeler M_1 olarak işaretlendirilmiştir. Analiz sonuçlarına göre, krom oranını artması ile kalıntı östenit oranını da arttırdığı hesaplanmıştır. SEM görüntülerinde kromsuz numunede M_1 bölgelerinin daha fazla olduğu belirlenmiştir (Şekil 5.2). Bu durum, düşük miktarda krom ilavelerinin östenitin stabilizesini de arttırdığı yönündeki yayınlarla uyumludur [209].

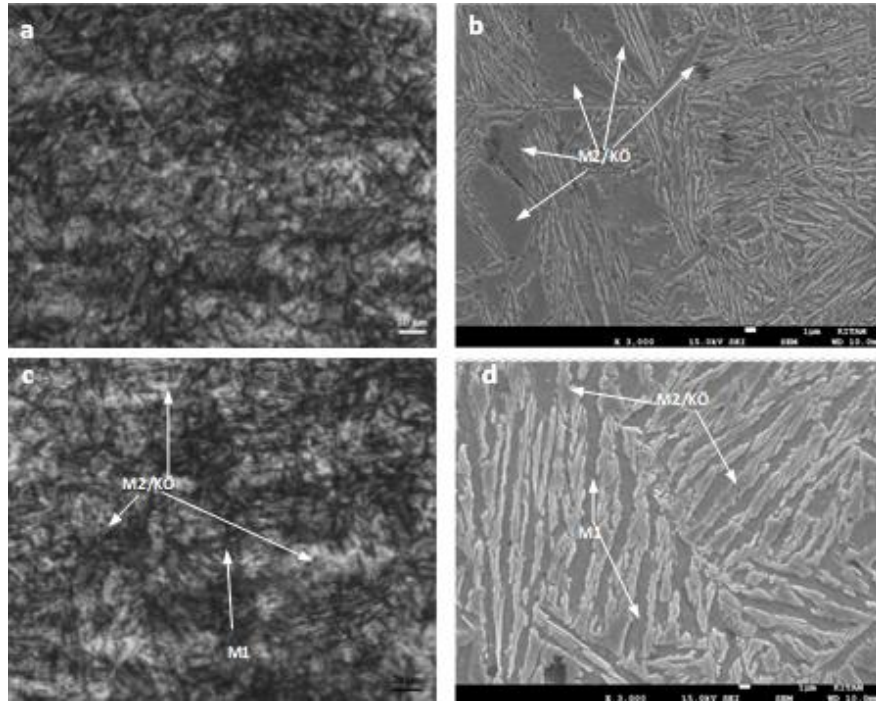


Şekil 5.2. N350₀₂₀ ve N350_{0,6420} numunelerinin OM ve SEM görüntüleri



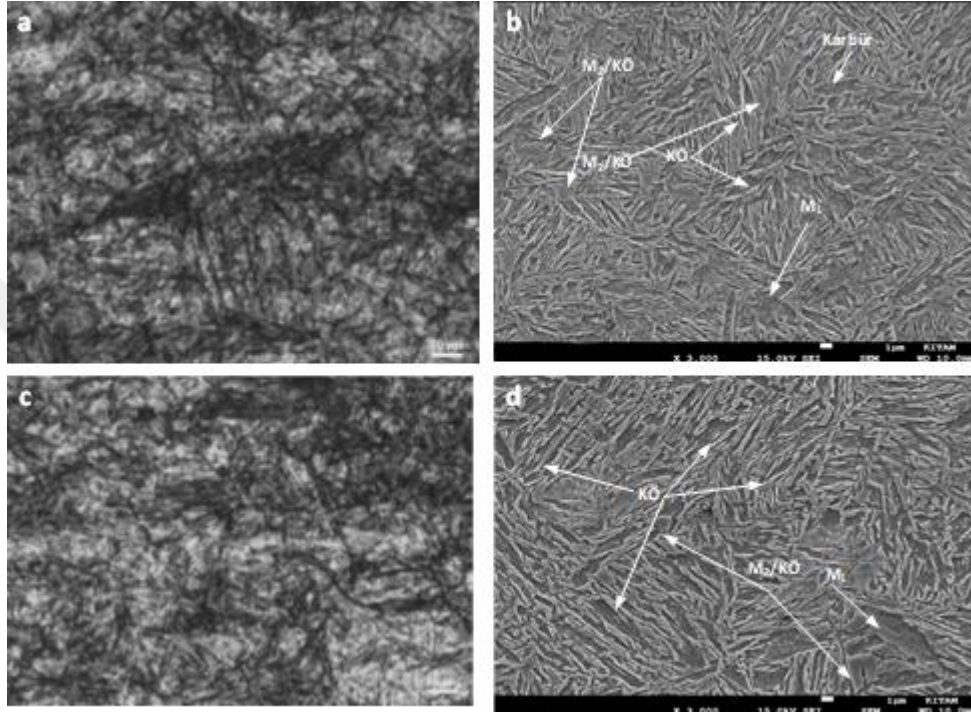
Şekil 5.3. N350_{0,8720} ve N350_{1,220} numunelerinin OM ve SEM görüntüleri

350 °C’de 60 saniye ayrıştırma işlemi görmüş kromsuz (N350₀₆₀) ve 350 °C’de 60 saniye ayrıştırma işlemi görmüş 0,64 kromlu (N350_{0,6460}) görüntüleri Şekil 5.4’te verilmiştir. Özellikle SEM görüntülerinde, kromun kalıntı östeniti arttırdığı görülmektedir.



Şekil 5.4. N350₀₆₀ ve N350_{0,6460} numunelerinin OM ve SEM görüntüleri

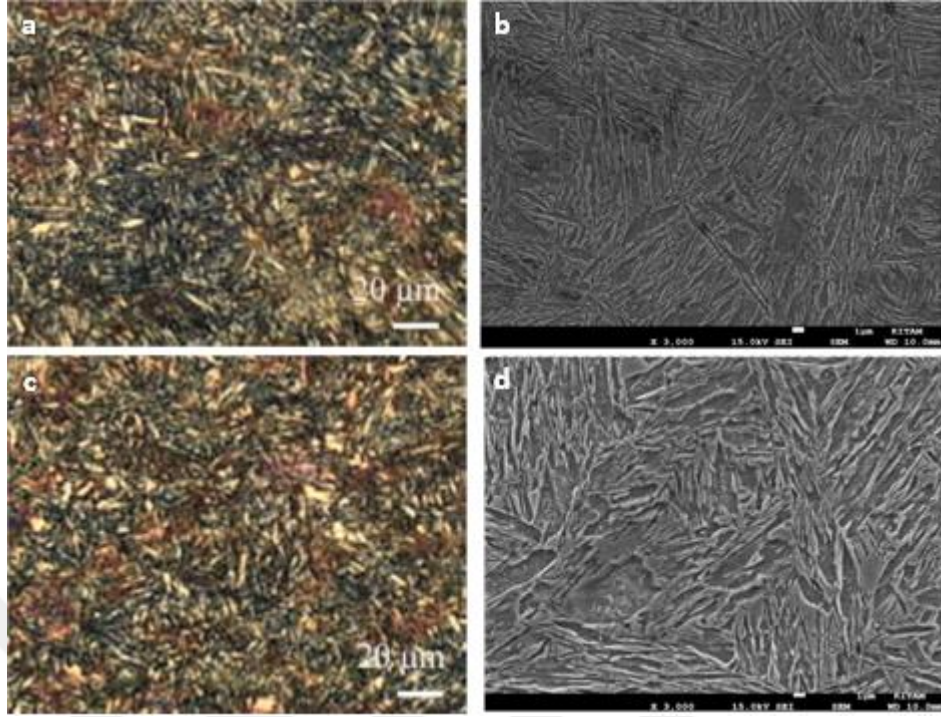
N350_{0,87}60 ve N350_{1,2}60 görüntüleri Şekil 5.5'te verilmiştir. Temperlenmiş martenzit (çökmüş, koyu olarak görülen) içerisinde görülen sementit miktarının N350_{1,2}60'da daha yoğun olarak gözlemlenmesi, kromun düşük oranlarda karbür çökmesini baskılamak, içerikteki miktarının belli bir oranı aşması halinde sementit oluşumunu teşvik ettiği yönündeki çalışmalarla uyumlu çıkmıştır [172].



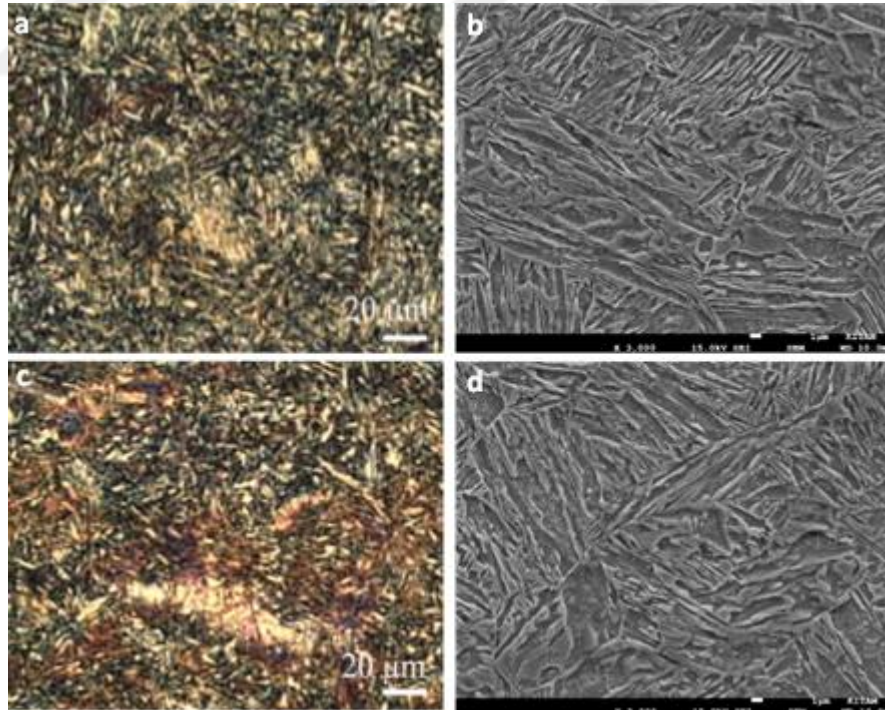
Şekil 5.5. N350_{0,87}60 ve N350_{1,2}60 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri

350 °C'de 200 saniye ayrıştırma işlemi görmüş numunelerin görüntüleri Şekil 5.6 ve Şekil 5.7'de verilmiştir. Bu grupta da kromsuz numunenin kalıntı östenit miktarı belirgin olarak düşük gözlemlenmiştir. Bu duruma, kromun ferritin kararlılığının artırması [210] ve beynitik dönüşümü geciktirmesi ile ayrıştırma adımı sonunda daha fazla östenit elde edilmesinin neden olduğu düşünülmektedir [29].

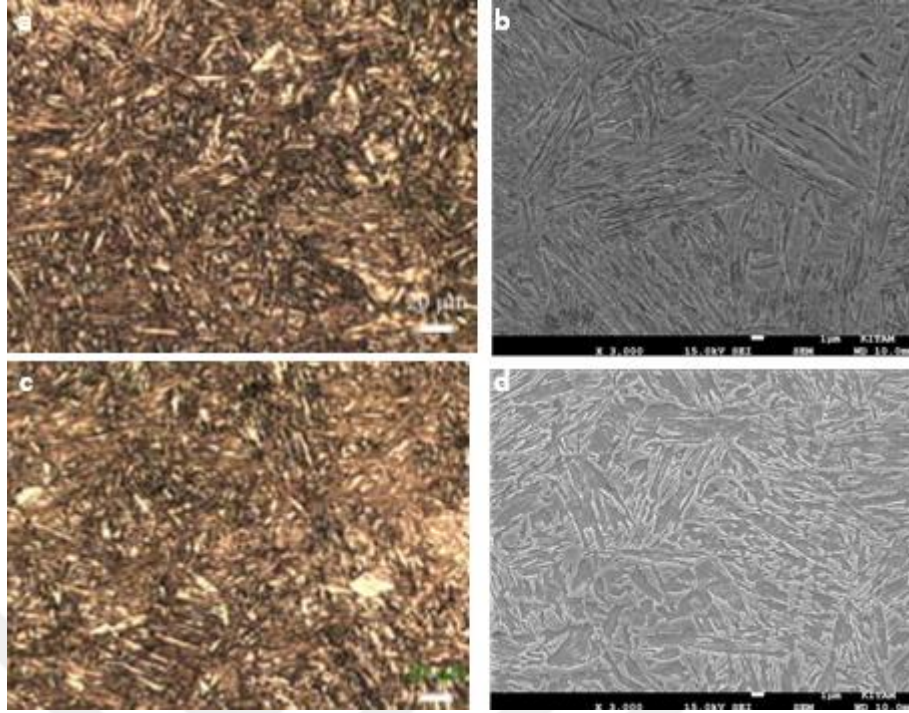
İdeal durumda, ayrıştırma sıcaklığının 380 °C'ye çıkarılması ve difüzyon hızlarının artması ile kalıntı östenitin kararlılığının da artması beklenmektedir. Ancak martenzitin kaybettiği karbonun, tane sınırı yakalanması veya karbür oluşumuna neden olduğu bilinmektedir. Şekil 5.8'de verilen SEM görüntülerinde krom ilavesinin kalıntı östenit oranını arttırışı bariz olarak belirlenebilmektedir. 380 °C-20 s işlem gören yüksek kromlu malzemelerin görüntüleri Şekil 5.9'da verilmiştir.



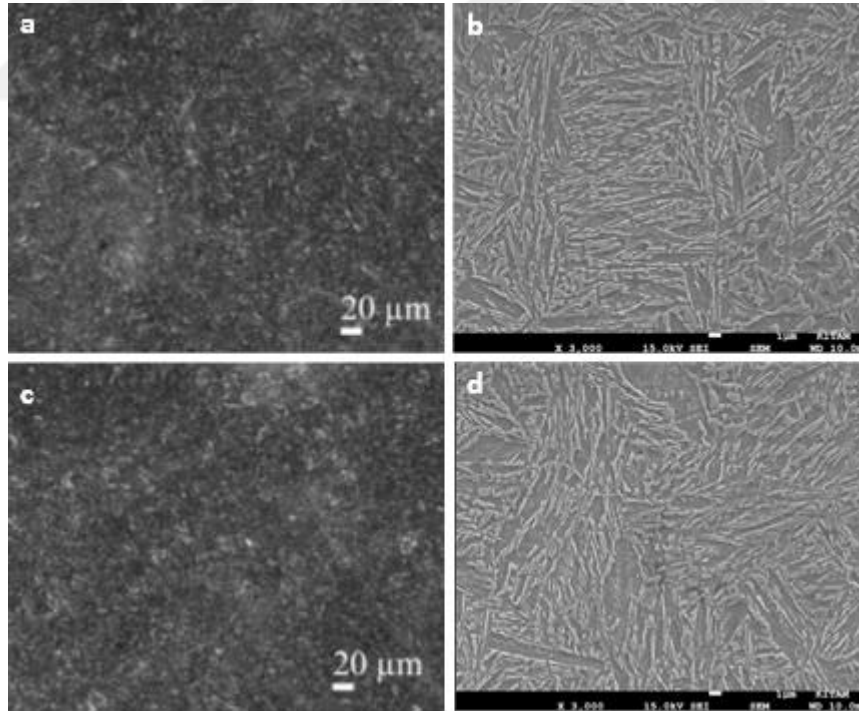
Şekil 5.6. N350_{0,200} ve N350_{0,64}200 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.7. N350_{0,87}200 ve N350_{1,2}200 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri



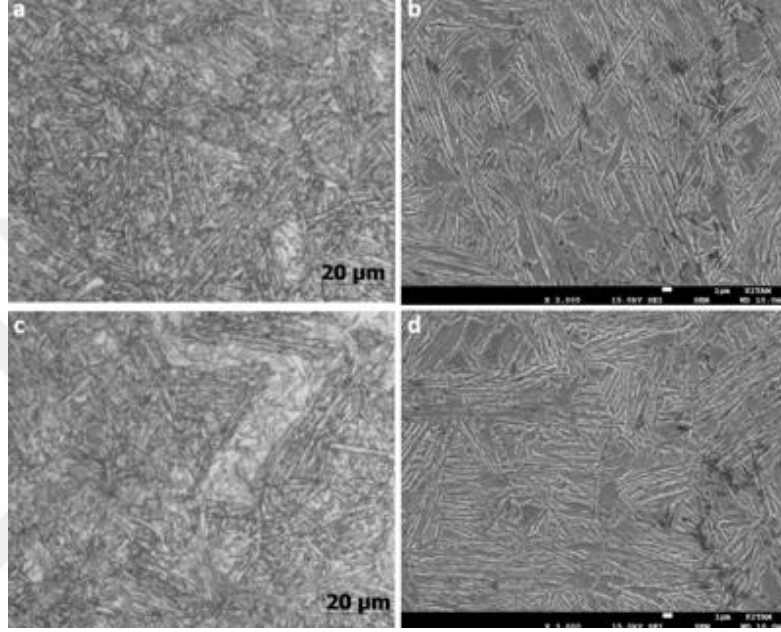
Şekil 5.8. N380_{0.20} ve N380_{0.6420} numunelerinin OM ve SEM görüntüleri



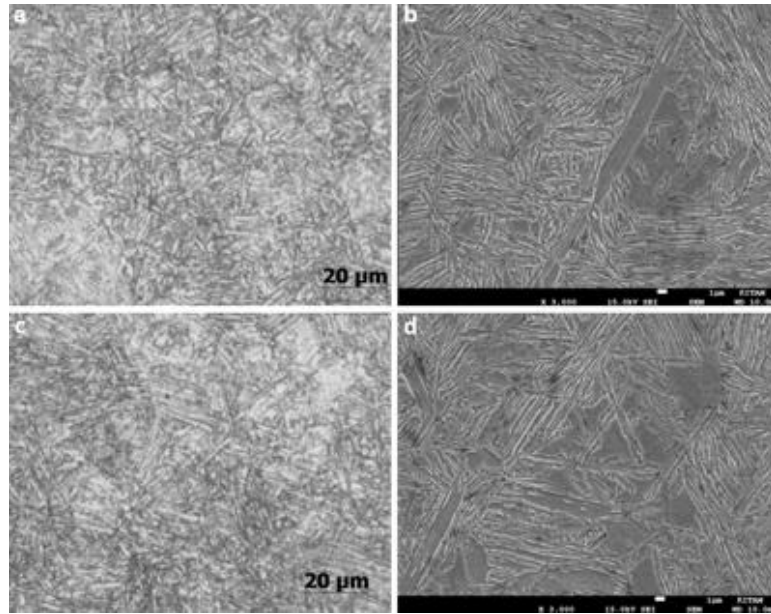
Şekil 5.9. N380_{0.8720} ve N380_{1.20} numunelerinin OM ve SEM görüntüleri

380 °C’de 20 saniye işlem görmüş numunelerin genelinde 350 °C’de işlem görmüş numunelerden fazla oranda karbür oluşumları gözlemlenmiştir. Bu durum difüzyon hızının artmasının karbür oluşumlarını da tetikleyeceği görüşünü doğrulamaktadır [72, 212].

60 saniye ayrıştırma işlemi görmüş numunelerinin OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.10 ve Şekil 5.11’de verilmiştir. Mikroyapıda en fazla kalıntı östenit miktarı 1,2 krom içeren numunede ölçülmüştür.

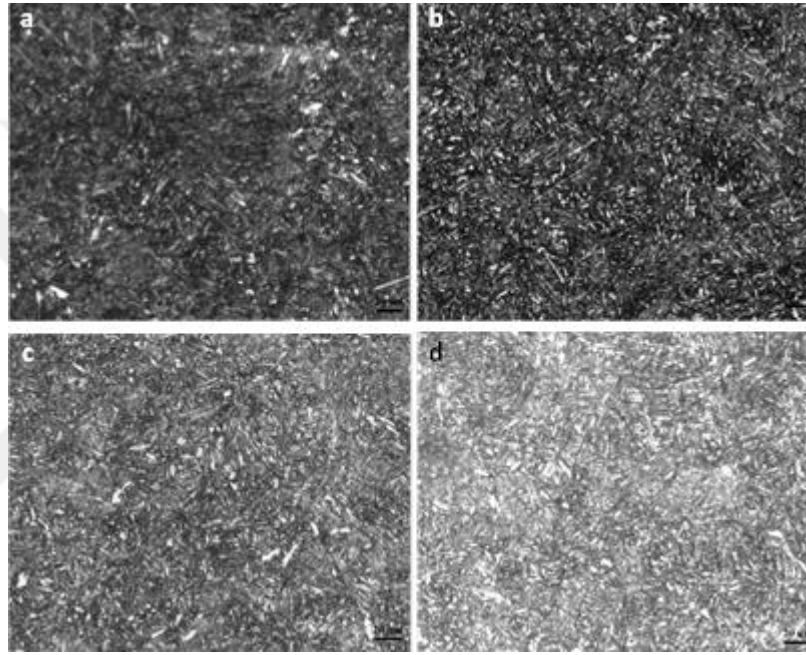


Şekil 5.10. N380₆₀ ve N380_{0,64}60 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.11. N380_{0,87}60 ve N380_{1,2}60 numunelerinin OM ve SEM görüntüleri

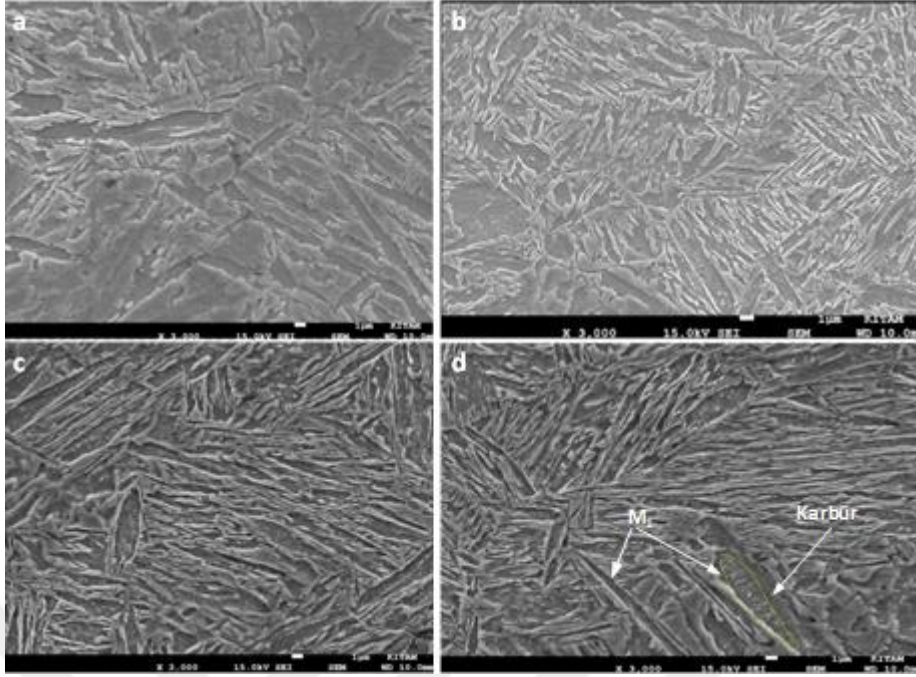
380 °C’de 200 saniye ayrıştırma işlemi görmüş numunelerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.12’de krom oranına göre alfabetik sıralanmıştır. Optik mikroskop görüntülerine göre tüm numunelerin mikroyapısı kalıntı östenit ve martenzit karışımı şeklindedir. Krom oranının artması ile ortalama $M_2/KÖ$ bölgesinin eni, kromsuz numunede ortalama 3,5 μm iken 0,64 Cr içerikli numunede 5,5 μm ve 1,2 Cr içerikli numunede ise 11,6 μm ’ye çıkması fazın arttığını göstermektedir. Ayrıca bu yapıdan farklı olarak M_1 etrafında görülen kalıntı östenitin boy/en değerinin fazla olması kalıntı östenitin filmsi formda olduğunu göstermektedir [213]. Aynı grubun SEM görüntüleri ise Şekil 5.13’te verilmiştir.



Şekil 5.12. a) N380₀200, b) N380_{0,64}200, c) N380_{0,87}200 ve d) N380_{1,2}200 OM görüntüleri

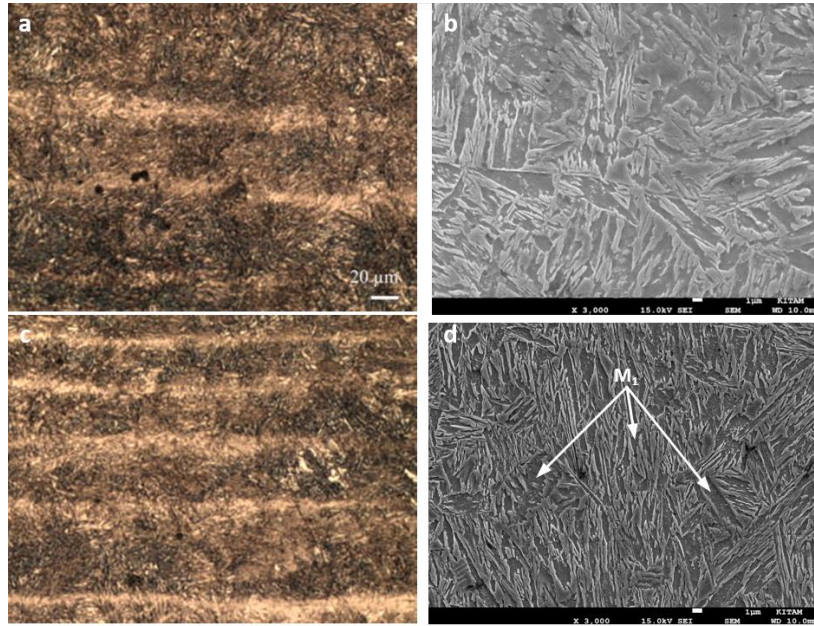
Film formundaki kalıntı östenitin, karbonu hızlıca alan ve çok kısa sürede doyuma ulaşan yapı olduğu bilinmektedir [11]. Öyleki bu yapının karbon doygunluğunun çok hızlı artmasından dolayı kendisi de bir süre sonra karbon kaynağına dönüşebilmektedir. Karbon içeriği artan bu yapının M_s noktası düşmektedir ve termal kararlılığı artmaktadır. Bu yapı ısıtılmalardan çok az etkilendiğinden oda sıcaklığında daha yüksek miktarda kalıntı östenit elde edilmektedir.

Uzun ayrıştırma zamanının (200 s) karbür oluşumlarını arttırdığı Şekil 5.13’te görülmektedir. Bazı literatürlerde alt beyrit olarak da adlandırılan [214], karbürlerin (Sementit) martenzit içerisinde çökdikleri yapı Q&P işleminde karbonu tükettikleri ve uzama değerlerini düşürdükleri için istenmemesine rağmen, düşük sıcaklıklarda bu karbürlerin (Sementitin) çözünerek ortama karbon yaydıkları göz önüne alınmalıdır.

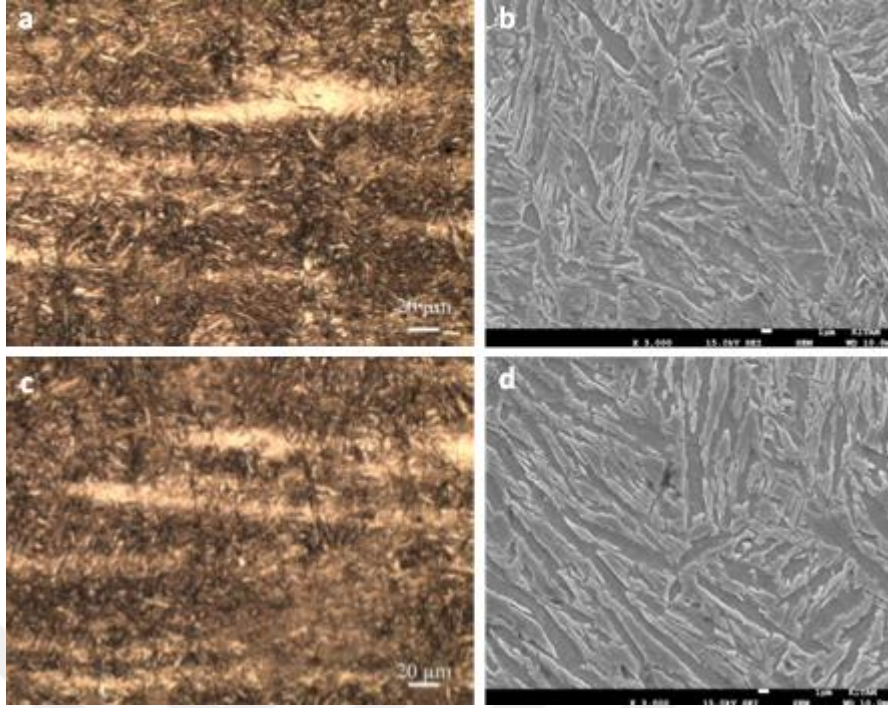


Şekil 5.13. a) N380₀₂₀₀, b) N380_{0,64200}, c) N380_{0,87200} ve d) N380_{1,2200} SEM görüntüleri

N420₀₂₀ ve N420_{0,6420} numunelerinin görüntüleri Şekil 5.14'te verilmiştir. SEM görüntülerinde karbür oluşumları görülmemektedir. Bu durum kısa ayrıştırma sürelerinde karbür çökelmelerinin olmadığını göstermektedir. Krom oranı arttıkça, özellikle OM görüntülerinde parlak KÖ birleşik şekilde görülmeye başlanmıştır. Yüksek kromlu numunelerde bu durum devam etmektedir (Şekil 5.15).

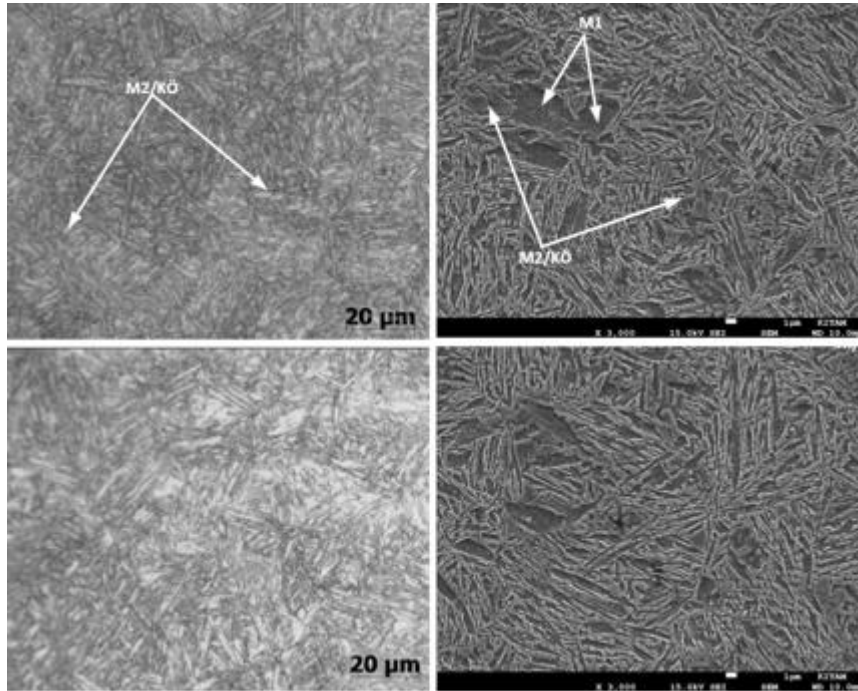


Şekil 5.14. N420₀₂₀ ve N420_{0,6420} numunelerinin OM ve SEM görüntüleri

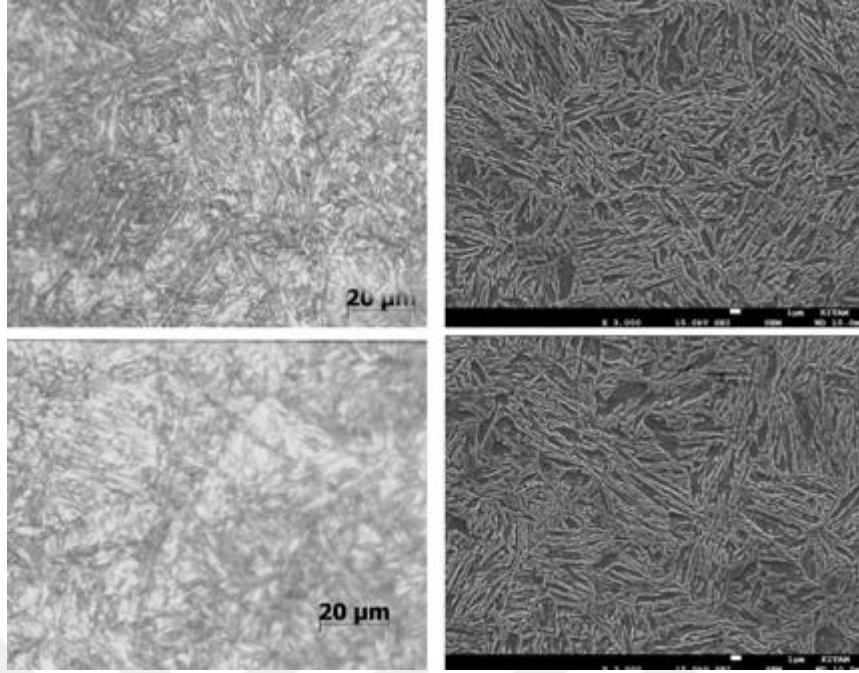


Şekil 5.15. N420_{0,8720} ve N420_{1,220} numunelerinin OM ve SEM görüntüleri

420 °C’de 60 saniye ayrıştırma işlemi görmüş numunelerin OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.16 ve Şekil 5.17’de verilmiştir. Özellikle kromsuz numunenin OM ve SEM görüntüleri temperlenmiş martenzit ağırlıklıdır. Krom arttıkça bu faz azalma eğilimi göstermektedir.

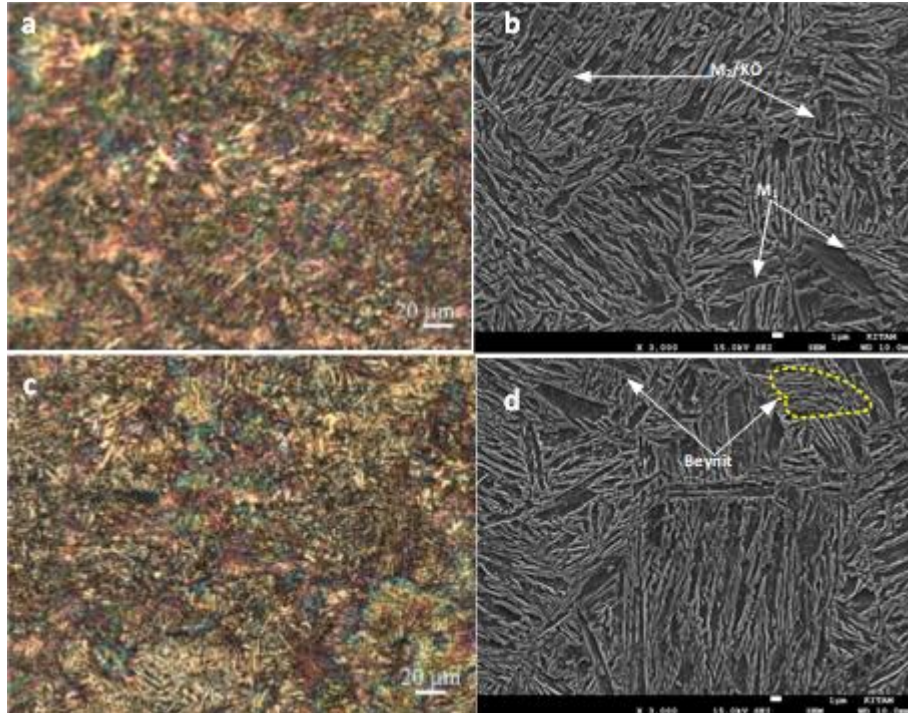


Şekil 5.16. a) N420₀₆₀ OM, b) N420₀₆₀ SEM, c) N420_{0,6460} OM ve d) N420_{0,6460} SEM görüntüleri

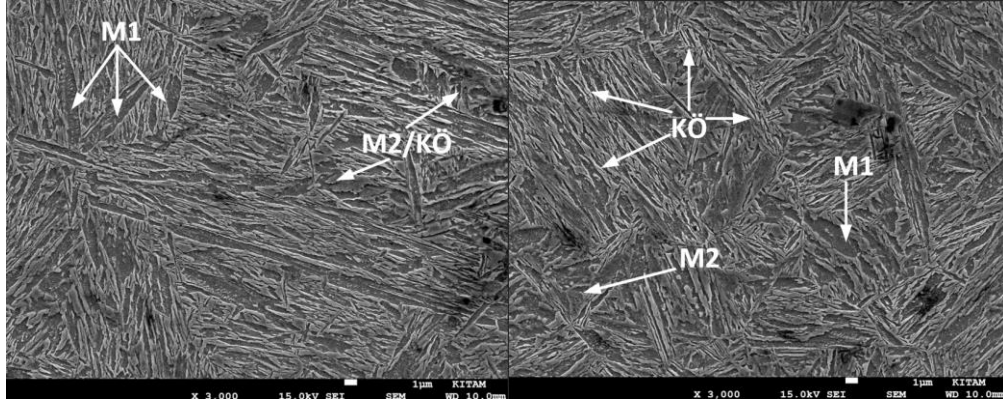


Şekil 5.17. a) N420_{0,87}60 OM, b) N420_{0,87}60 SEM, c) N420_{1,2}60 OM ve d) N420_{1,2}60 SEM görüntüleri

420 °C’de 200 saniye ayrıştırma işlemi görmüş kromsuz (N420₀200) ve 1,2 kromlu (N420_{1,2}200) numunelerinin görüntüleri Şekil 5.18’de verilmiştir. Krom içeriği 0,6 ve 0,9 olan numunelerin SEM görüntüleri de Şekil 5.19’da verilmiştir.



Şekil 5.18. a) N420₀200 OM, b) N420₀200 SEM, c) N420_{1,2}200 OM ve d) N420_{1,2}200 SEM görüntüleri



Şekil 5.19. a) N420_{0,64}200 ve b) N420_{0,87}200 SEM görüntüleri

Tüm numune gruplarında en yüksek mukavemeti gösteren numunelerin 1,2 kromlu olması ancak en yüksek uzama değerini gösterememesi östenit formları ile ilişkilidir. Krom oranı arttıkça kalıntı östenitin formu filmsi türe dönüşmektedir. Filmsi kalıntı östenitin çok erken doyuma ulaşması, karbon içeriğinin blok tipten az olması halinde bile ondan daha fazla kararlılık göstermesinden dolayı elde edilen sonuçlar literatür ile uyumlu çıkmaktadır [11, 66, 67].

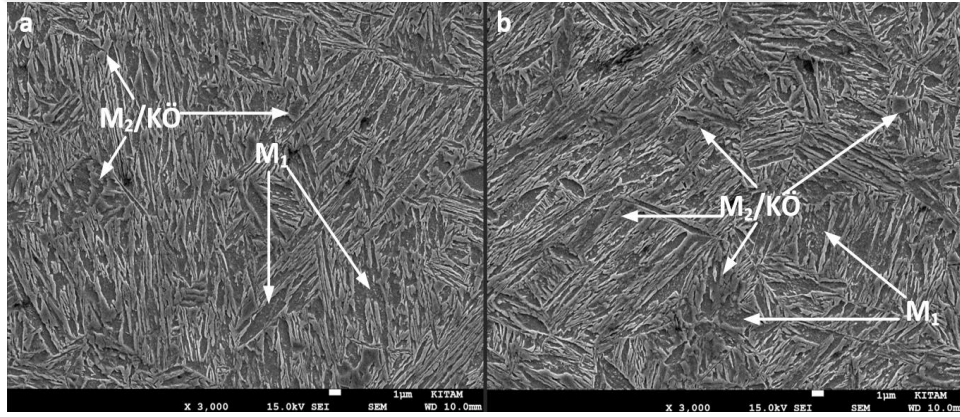
Ancak Q&P işleminin son derece karmaşık yapısı buna benzer onlarca faktörden de etkilenmesinden dolayı bu durum sadece bu olaya bağlanmamaktadır. Mikroyapı incelemeleri yapılan tüm numunelerde yapının kalıntı östenit ve martenzitten oluştuğu gözlemlenmiştir. Kalıntı östenitin TRIP kaynaklı martenziti oluşturup oluşturmadığını belirlemek için malzemelerin çekme işlemi bittikten sonra uzamaya maruz kaldığı bölgeden numuneler hazırlanıp SEM incelemelerine tabi tutulmuştur.

Malzemelerin çekme testinden sonraki mikroyapılarını görmek için rastgele seçilen birkaç numuneden çekme deneyi sonrası SEM görüntüleri alınmıştır. İncelemelerde çekme testi uygulanmış ve çekme testi yapılmamış numunelerin SEM görüntüleri karşılaştırılmıştır. Görüntüler TRIP etkisi ile malzemedeki kalıntı östenitin martenzit fazına dönüştüğünü göstermektedir.

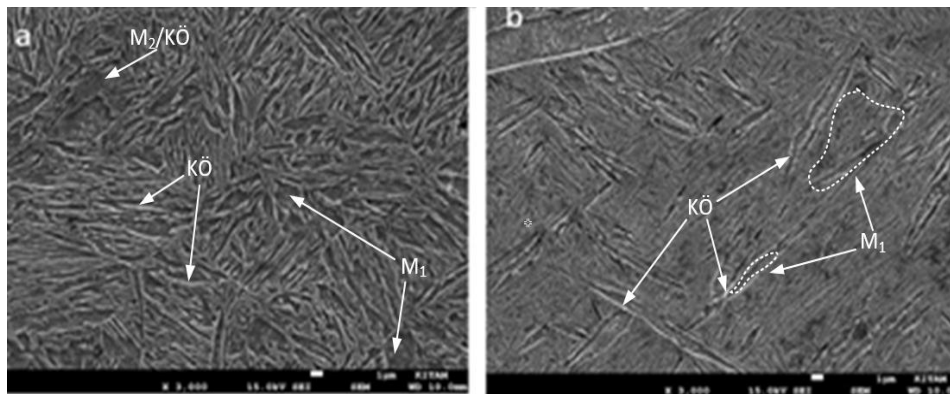
Çekme işleminden önce ve sonra alınan SEM görüntülerinde ilk yapıda oranı oldukça fazla olan martenzit+kalıntı östenit adacıklarının (MÖ), çekme işleminden sonra yapıda kaybolarak yeni martenzite (fresh martenzit) dönüştüğü gözlemlenmektedir (Şekil 5.20 ve Şekil 5.21). Resim işleme yazılımı ve XRD hesaplamaları da bu olguyu doğrulamaktadır.

Hem 1200 hem de 3000 büyütme resimlerde kalıntı östeniti gösteren beyaz çizgilerin dönüşümü açıkça görülmektedir. Q&P çeliklerinde ilk su vermeden sonra oluşan birincil, temperlenmiş olarak adlandırılan martenzitin yanında, son su verme işleminde oluşan ikincil martenzitik yapıdan dolayı literatürde dual martenzitik çelikler olarak adlandırılmaktadır [215]. Deformasyon sonucunda bu yapıya TRIP etkisiyle oluşan 3. bir martenzit fazı da eklenmektedir.

N350_{0,20} ve N350_{0,8720} numunesinde yapılan çekme işleminden sonra alınan SEM görüntüleri (Şekil 5.20 ve Şekil 5.21) çekme işleminin TRIP etkisine yol açtığını ve kalıntı östenit miktarının neredeyse tüketilerek ikincil martenzite dönüştürdüğünü göstermektedir. Özellikle M_1 bölgesi içinde yoğun Fe_3C (θ) karbürü oluşumu gözlenmektedir. Bu karbürlerin (Sementit) çapları 108,1 ile 189,4 nm arasında ölçülmüştür. Krom ve karbon çok güçlü karbür yapıcı elementler olarak bilinmektedir [1, 216]. Ayrıca ferrit stabilizatörü olarak bilinen kromun özellikle % 7'den düşük alaşımlamada östenit stabilizatörü olarak davrandığı ve karbür oluşumunu engellediğini gösteren çalışma [209] ile uyumlu sonuçlar alınmıştır. Deformasyon ile $M_2/KÖ$ adacıklarının tamamen tüketildiği, ancak martenzit bölgesine komşu filmsi kalıntı östenitin çekme işleminden sonra bile miktarının azalmasına rağmen varlığını koruduğu görülmüştür. Bu durum filmsi yapıdaki kalıntı östenitin daha hızlı karbon alarak kısa zamanda kararlı hâle geldiğini ve diğer östenit formlarından daha kararlı olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.20. N350_{0,8720} a) Test yapılmamış b) Çekme testi uygulanmış SEM görüntüleri



Şekil 5.21. N420_{0,6420} a) Test yapılmamış b) Çekme testi uygulanmış SEM görüntüleri

Optik görüntülerde krom oranı düşük olan numunelerin kalıntı östenit miktarları eşit görülmektedir. Bu durum, kalıntı östenit bölgelerinin karbon konsantrasyonlarının birbirlerine daha

yakın olmasını sağlamaktadır. Bu numunelerin mukavemetinin diğer numunelere göre düşük ancak uzama değerinin ise fazla olması martenzit fazının az oluşu ve kalıntı östenitin termal kararlılığı ile açıklanabilir.

Dikkat edilmesi gereken diğer bir husus, blok morfolojisinde istiflenme hataları ve dislokasyon gibi kusurların fazlalığı ile kararlılığını düşürmesidir [66, 67]. Ayrıca, filmsi östenitin plastik deformasyona daha dirençli ve sert fazlar olan, martenzit ve beynit gibi fazların arasına yerleşerek daha az gerilime maruz kalmasıdır [68].

En uzun ayrıştırma süresi olan 200 s ayrıştırma işleminin yapıldığı, 3, 6 ve 9. gruptaki tüm numunelerde 0,87 kromlu numune ile 1,2 kromlu numuneler arasında bu tespit geçerliliğini korumaktadır. Mukavemet değerleri, 0,87 kromlu numunelerde düşük olmasına rağmen, birleşik mukavemet-uzama (PSE) değerleri, istisnasız olarak 1,2 kromlu numunelerden yüksek çıkmıştır.

En düşük sıcaklık ve en uzun ayrıştırma süresinin uygulandığı, en yüksek krom içerikli numunenin yapısında da beynit fazı ve karbür oluşumları gözlemlenmiştir. Ancak bu yapıların oranının kısa ayrıştırma süresi uygulanan ve düşük krom içerikli numunelerden çok daha az olduğu tespit edilmiştir. Bu durum, artan krom içeriğinin beynitik reaksiyonu geciktirmesinin sonucu olmasıyla literatürle uyumludur [29].

5.2. Kalıntı Östenit Hacimsel Oranı ve Karbon Konsantrasyonu Hesabı

Kalıntı östenit hacimsel oranı ve karbon konsantrasyonunu hesaplamak için yapılan EDS (Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi) ve XRD (X-Işını difraksiyonu) çalışmalarının sonuçları bu başlık altında toplanmıştır. EDS analizi ile atom numarası 11 (Sodyum) altı elementlerin ölçümü doğru olarak yapılamadığından [217] mangan, silisyum ve krom element içerikleri ölçülmüş ve XRD analiziyle ölçülen kafes parametreleri ile birleştirilerek karbon konsantrasyonu bulunmuştur.

5.2.1. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) Analizi

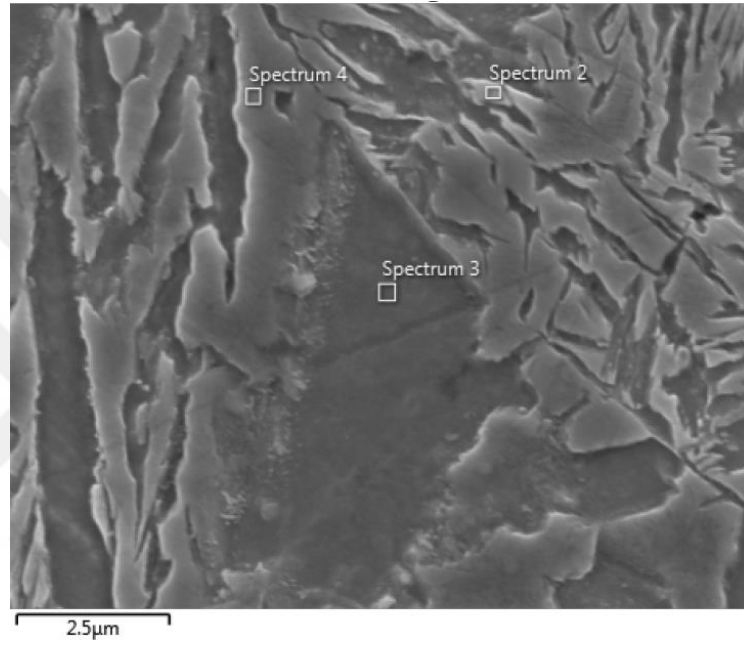
Üçüncü nesil çelik olarak kabul edilen orta manganlı ve karbürsüz bey nitelik çeliklerin, ısıtma işlem uygulamalarında difüzyon sıcaklık ve sürelerinin uzun olmasından dolayı yeralan atomlarını yer değiştirmesi gözlemlenmektedir. Bu çeliklerin, östenit karbon içeriğini ve hacimsel oranını hesaplamakta Denklem 4.11'in kullanılması uygun olmaktadır. Q&P çeliklerinde ise ayrıştırma sıcaklık ve sürelerinin çok kısa olmasından dolayı yeralan atomları, Mn, Si ve Cr difüzyon için yeterince zaman bulamamaktadır. Bu elementlerin denkleme etkisi, karbona göre ihmal edilebilecek seviyededir. Çalışmamızda Mn, Si ve Cr içerikleri SEM resimlerinde belirlenen spektrum noktalarından ölçülmüştür.

Tablo 5.1'de östenit alanlarından alınan değerler verilmiştir. En düşük mangan oranı 1,7 en yükseği ise 2,3 olarak ölçülmüştür. Verilerin ortalama değeri 1,99661, standart sapma ise 0,15464 hesaplanmıştır.

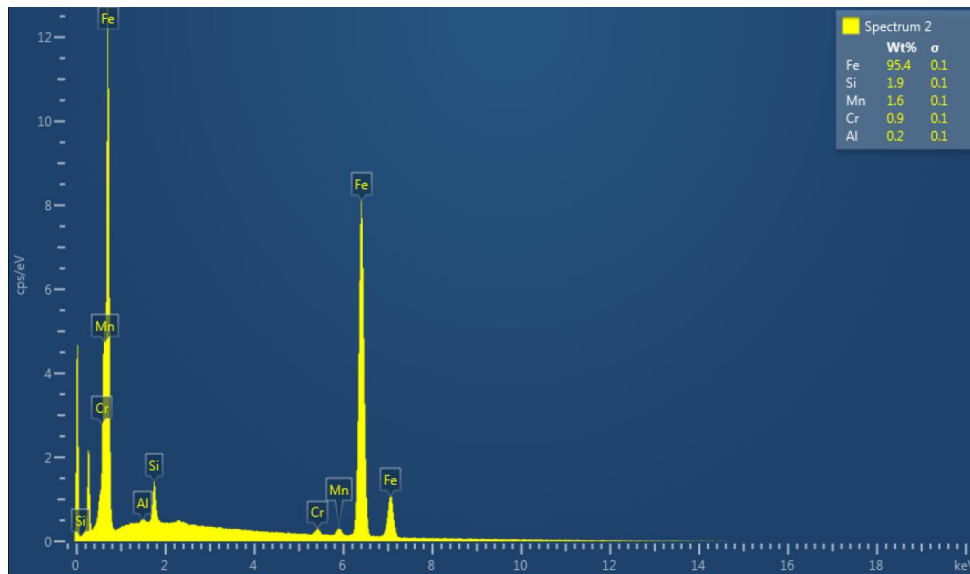
Tablo 5.1. Östenit bölgeleri mangan ve krom içerikleri

Malzeme kodu	Mangan (%ağ.)	Krom (%ağ.)	Malzeme kodu	Mangan (%ağ.)	Krom (%ağ.)
N350 ₀ 20	1,8	0,0	N380 _{0,87} 60	2,1	0,9
N350 _{0,64} 20	1,9	0,6	N380 _{1,2} 60	2,1	1,1
N350 _{0,87} 20	2,1	0,9	N380 ₀ 200	1,9	0,0
N350 _{1,2} 20	1,8	1,2	N380 _{0,64} 200	2,1	0,6
N350 ₀ 60	2,1	0,0	N380 _{0,87} 200	2,0	0,9
N350 _{0,64} 60	2,1	0,6	N380 _{1,2} 200	1,8	1,3
N350 _{0,87} 60	2,0	0,9	N420 ₀ 20	2,0	0,0
N350 _{1,2} 60	2,0	1,1	N420 _{0,64} 20	2,0	0,7
N350 ₀ 200	1,7	0,0	N420 _{0,87} 20	2,2	0,9
N350 _{0,64} 200	2,1	0,6	N420 _{1,2} 20	2,2	1,2
N350 _{0,87} 200	1,8	0,9	N420 ₀ 60	2,0	0,0
N350 _{1,2} 200	1,7	1,2	N420 _{0,64} 60	1,9	0,6
N380 ₀ 20	2,1	0,0	N420 _{0,87} 60	2,0	0,8
N380 _{0,64} 20	2,1	0,6	N420 _{1,2} 60	2,3	1,4
N380 _{0,87} 20	2,1	0,9	N420 ₀ 200	1,9	0,0
N380 _{1,2} 20	1,8	1,3	N420 _{0,64} 200	2,1	0,6
N380 ₀ 60	1,8	0,0	N420 _{0,87} 200	2,1	0,9
N380 _{0,64} 60	2,0	0,7	N420 _{1,2} 200	2,1	1,2

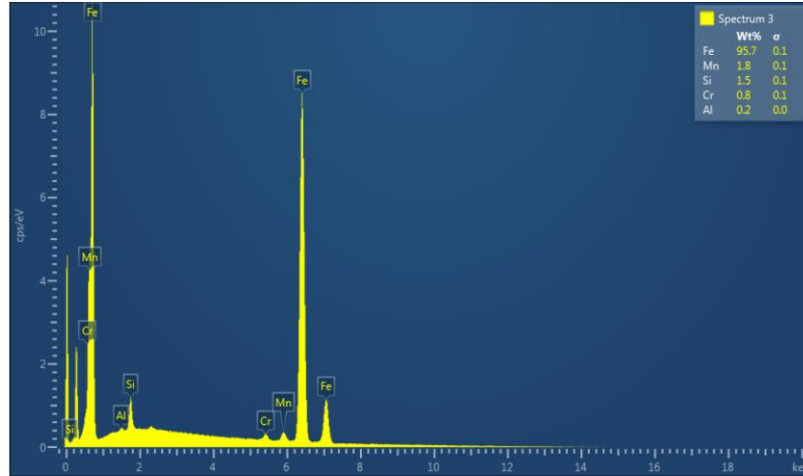
EDS verileri östenit parametrelerinin hesaplanması için çok kullanışlı değildir. Ancak faz bölgelerinin alaşım içeriklerini görmek için, bazı numunelerin bu bölgelerinden ölçümler alınmıştır. Bu şekilde alaşım elementlerinin fazlarda dağılımı ve difüzyonu hakkında karar verilmiştir. N350₀20 numunesinden spektrum alınan bölgeler Şekil 5.22’de gösterilmiştir. Burada spektrum 2 bölgesi kalıntı östenit, spektrum 3 bölgesi martenzit ve spektrum 4 bölgesi ikincil martenzit/kalıntı östenit bölgesi olarak tanımlanmıştır. Şekil 5.23 ile Şekil 5.25 arasında verilen bu bölgelerin spektrum analizleri gösterilmiştir.



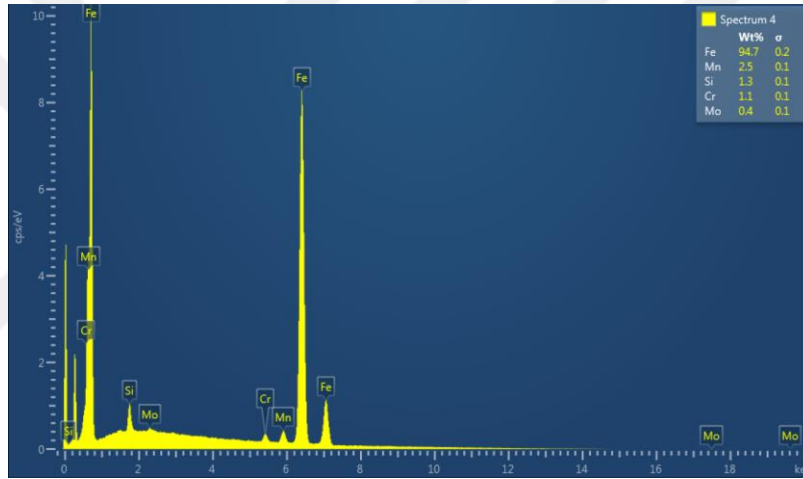
Şekil 5.22. Spektrum analizi alınmış bölgeler.



Şekil 5.23. N350₀20 numunesi Spektrum 2 (Kalıntı östenit) bölgesi



Şekil 5.24. N350₂₀ numunesi Spektrum 3 (martenzit) bölgesi



Şekil 5.25. N350₂₀ numunesi Spektrum 4 (ikincil martenzit/kalıntı östenit) bölgesi

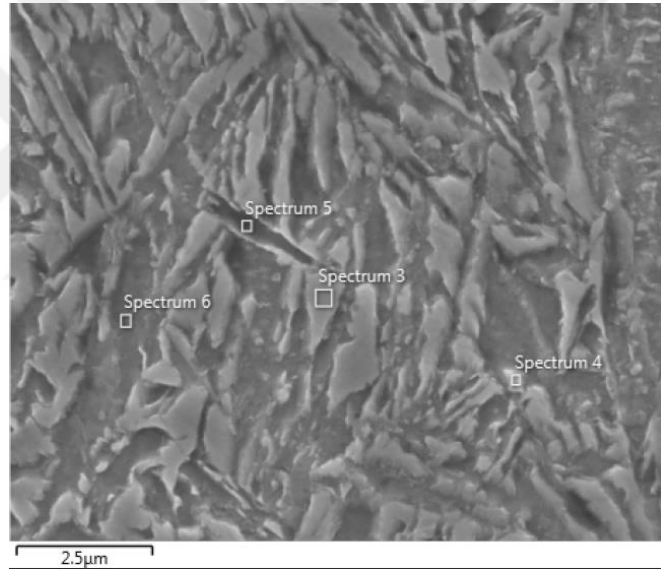
Ölçülen spektrum verilerine göre, ikincil martenzit/kalıntı östenit adacığının kalıntı östenitin sınır çizgisine en yakın bölgede mangan ve krom oranları diğer bölgelere göre önemli bir şekilde daha yoğundur. Bu bölgede molibden içeriği de tespit edilirken diğer bölgelerde görülen alüminyum bu bölgede görülmemiştir. Martenzit fazında (Spektrum 3) mangan oranının en fazla olması gerekirken, değerlerin birbirlerine yakın çıkması ölçüm hassasiyetine bağlanmıştır.

Bu sonuçlar Q&P işleminde alaşım elementlerinden, krom ve manganın difüzyon için gerekli zamanı bulamadığı ve heterojen olarak dağıldıklarını ya da çekirdeklenme safhasındaki konumlarının bu bölgelerde olduğunu göstermektedir. Öyle ki üç spektrum bölgesinde kimyasal oranı aynı olan element tespit edilememiştir. Bu nedenle, Q&P işlemi öncesi, kritik sıcaklıklar arası bölgede uzun süreli ön tavlamanın etkili olacağı düşünülmektedir [77].

Benzer işlem, N380_{1,20} numunesinin dört bölgesinde de yapılmıştır. Spektrum alınan bölgeler Şekil 5.26'da gösterilmiştir. Elde edilen veriler Tablo 5.2'de sunulmuştur. Bu değerlere

göre krom ve mangan içeriği beklenildiği gibi martenzit bölgelerinde yüksek çıkmıştır. Silisyum miktarının kalıntı östenit bölgesinde yüksek çıkması sonuçların literatür ile uyumluluğunu göstermektedir. Düşük temperlenme sıcaklığı ve silisyum atomlarının difüzyon hızından [72] dolayı silisyum içeriğinin kalıntı östenit bölgesinde 1,7 ölçülmesi su verme adımı martenzitin silisyumca fakir bölgelere de çekirdeklendiğini göstermektedir. Diğer numunelerin spektrum alınan noktaları Şekil 5.27 ile Şekil 5.35 arasında verilen resimlerde gösterilmiştir.

Q&P işleminde, Mn ve C elementlerinin martenzitten kalıntı östenite ($\alpha' \rightarrow \gamma$) göçü söz konusu iken, Cr, Si ve Mo gibi elementlerde tersi difüzyon ($\gamma \rightarrow \alpha'$) yapmaktadır [11, 218]. Ancak karbon dışındaki elementlerin difüzyonunu sağlaması için çok uzun ayrıştırma sürelerine ihtiyaç vardır [219]. Özellikle silisyumun farklı bölgelerde yoğunluk farkı göstermesi östenitleme adımının homojen dağılıma izin vermeyecek kadar kısa olması ile açıklanabilir. Bu olgu Q&P çeliklerinin diğer üçüncü nesil çeliklere göre eksik kaldığı husustur.



Şekil 5.26. N380_{1,220} spektrum alınan bölgeler

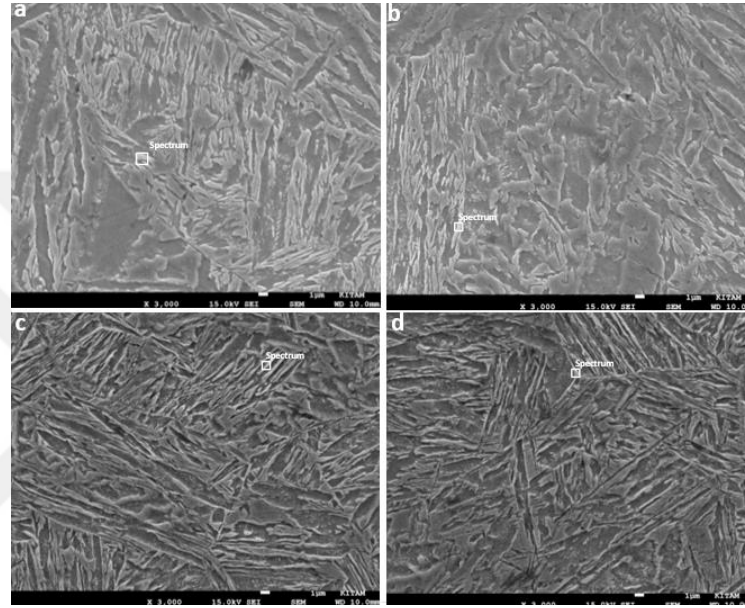
Tablo 5.2 Şekil 5.26'da gösterilen bölgelerde ölçülen spektrum değerleri (%ağırlık)

Element	Spektrum 3	Spektrum 4	Spektrum 5	Spektrum 6
Fe	94,8	95,3	95,6	95,1
Mn	1,9	1,8	1,9	2,0
Si	1,5	1,7	1,2	1,3
Cr	1,3	1,2	1,2	1,2
Mo	0,4	-----	-----	0,5
Al	0,2	-----	-----	-----

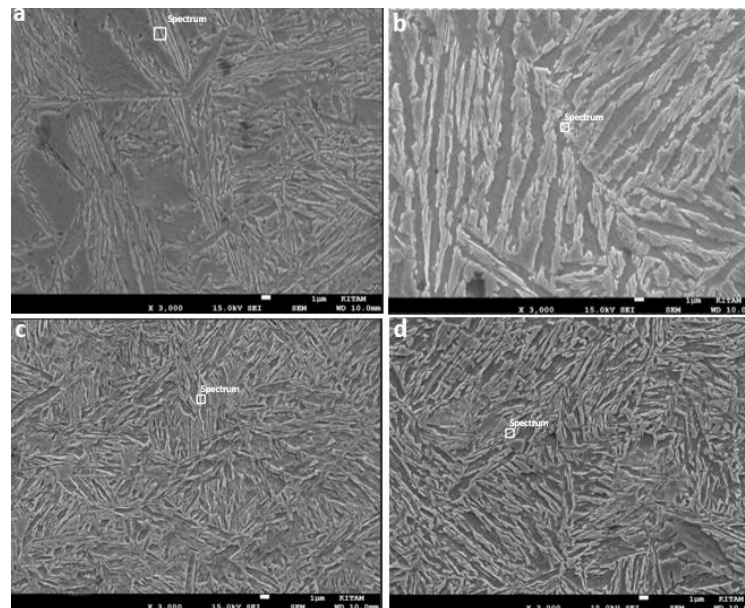
Silisyum dağılımının daha çok kalıntı östenit bölgesinde yoğunlaştığı görülmektedir. Mangan ise tüm bölgelere yayılmış şekildedir. Mangan elementinin difüzyonu bu sıcaklık ve kısa

ayırıştırma sürelerinde beklenmemektedir. Şekil 5.39 b’de görüldüğü gibi bu elementin daha çok kalıntı östenit bölgesinde olması beklenen bir sonuçtur. Ayrıca bazı bölgelerde atomsal ağırlığı silisyuma yakın olan alüminyumun dâhil edilmesi MÖ adacığ^ı hakkında yorum yapmayı güçleştirmiştir. Yapılan ölçümler, karbon dışı elementlerin difüzyona uğramadığını göstermektedir.

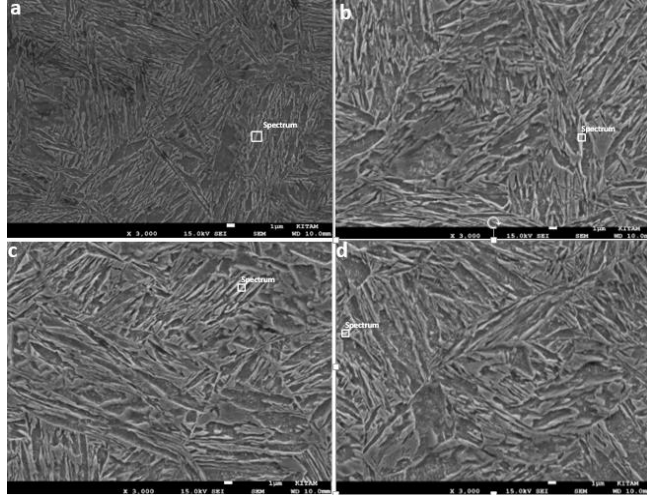
Numunelerden spektrum alınan bölgeler ayırıştırma sıcaklık ve süresine göre gruplandırılarak şekillerde verilmiştir. Resimlerde, a) kromsuz, b)0,6 kromlu, c)0,9 kromlu ve d)1,2 kromlu numuneyi göstermektedir.



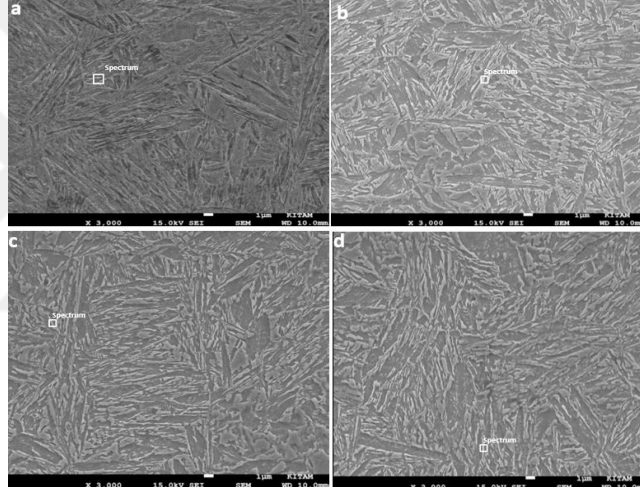
Şekil 5.27. 350 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları



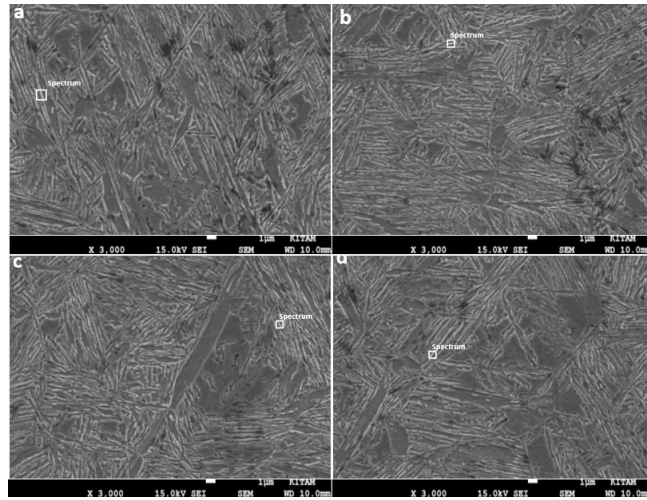
Şekil 5.28. 350 °C, 60 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları



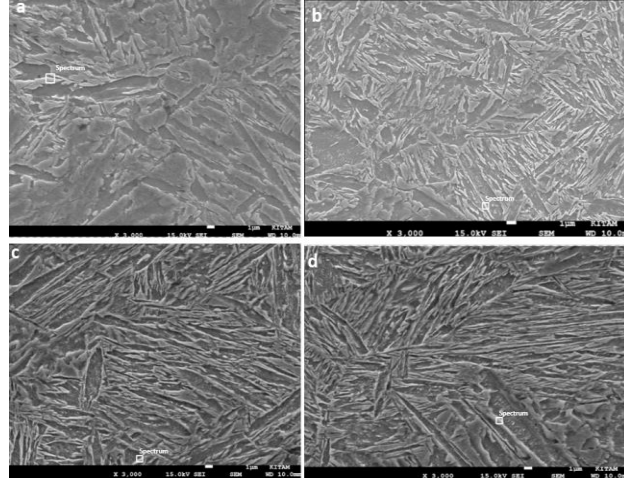
Şekil 5.29. 350 °C, 200 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları



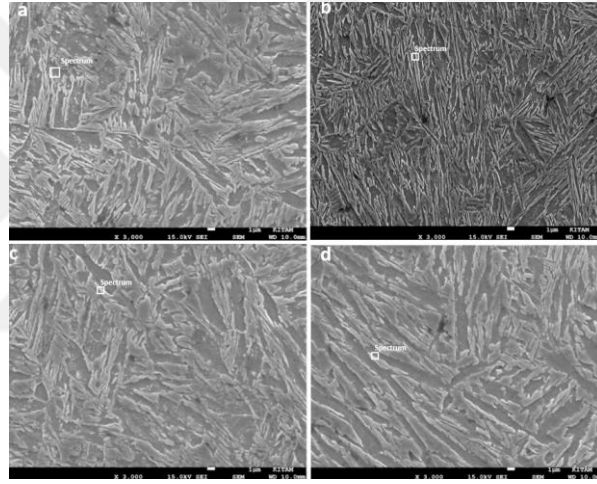
Şekil 5.30. 380 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları



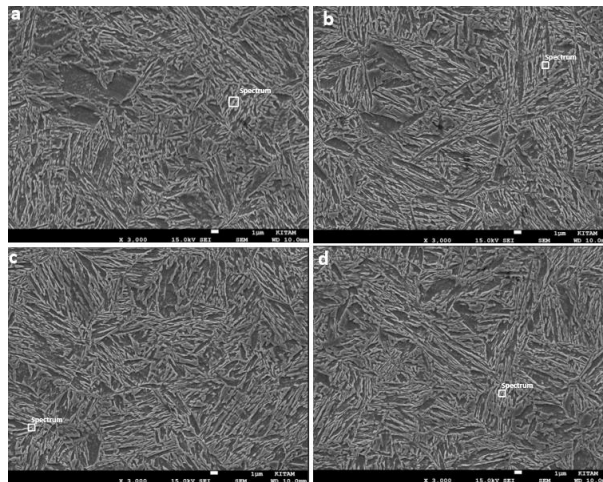
Şekil 5.31. 380 °C, 60 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları



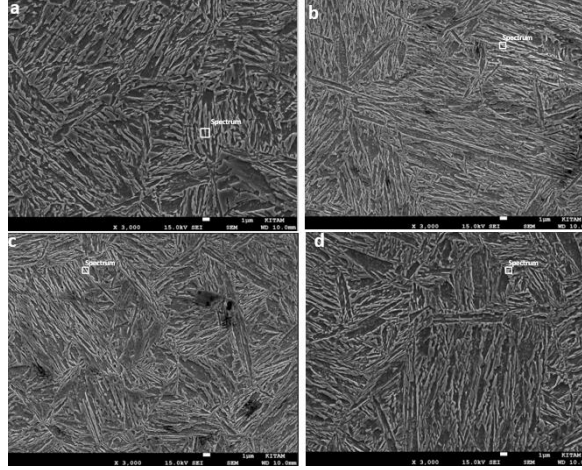
Şekil 5.32. 380 °C, 200 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları



Şekil 5.33. 420 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları

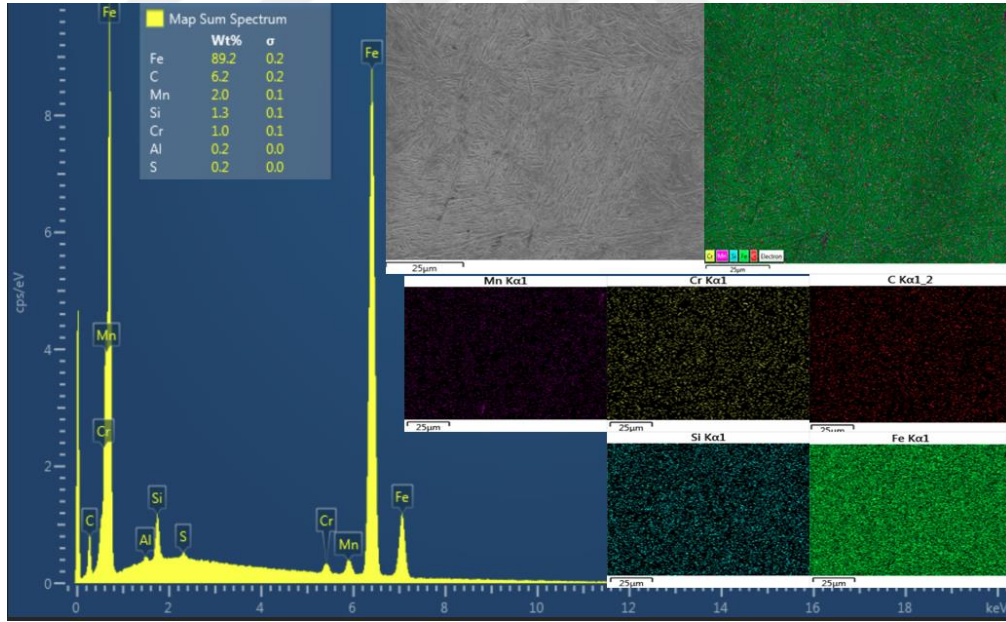


Şekil 5.34. 420 °C, 60 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları



Şekil 5.35. 420 °C, 20 s işlem gören numunelerin spektrum noktaları

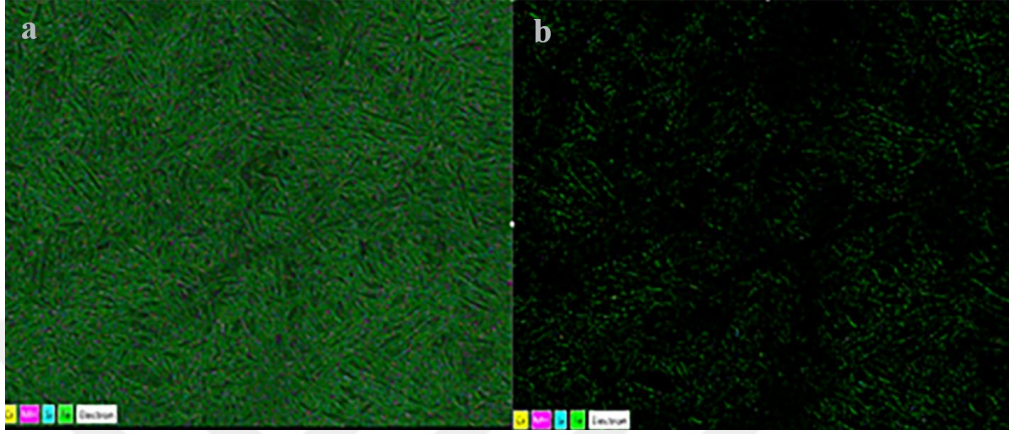
N350_{0,87}60 numunesinde daha önceki numunelerin aksine, karbon içeriği de spektruma dâhil edilmiştir (Şekil 5.36). Kullanılan cihazın kalibrasyonunun tam ayarlanamamasından dolayı karbon içeriğinin 10 kat daha fazla gösterildiği yetkililer tarafından belirtilmiştir. Bu numunede ölçülen karbon içeriği (6,2~0,62) hesaplanan değere çok yakındır.



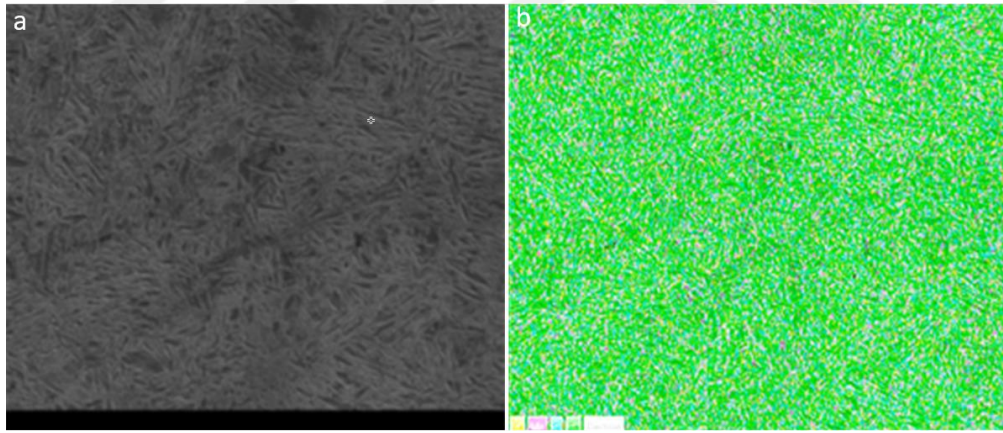
Şekil 5.36. N3500,8760 SEM, EDS katmanlı resimleri ve spektrum değerleri

Astra image programı yardımıyla katmanlı EDS resmi işlenerek kalıntı östenitin yapıya dağılımı incelenmiştir. Şekil 5.37 b’de resmin arka planı siyah yapılarak ve parlaklığa göre demir yapılarının işaretlenmesi ile elde edilen yeşil parçacıklar kalıntı östeniti göstermektedir.

Şekil 5.38 a’da SEM resmi ve b’de ise elementlerin dağılımı verilmiştir. Genel olarak alaşım elementlerinin krom ve silisyumun homojen olarak martenzit sınırlarına dağıldığı, manganın ise martenzitin içinde daha yoğun olmak üzere rastgele dağılımı gözlemlenmiştir. Spektrum değerleri Tablo 5.3’te verilmiştir.



Şekil 5.37. N350_{0,64200} numunesinden alınan a) Katmanlı EDS ve b) Kalıntı östenit dağılımı

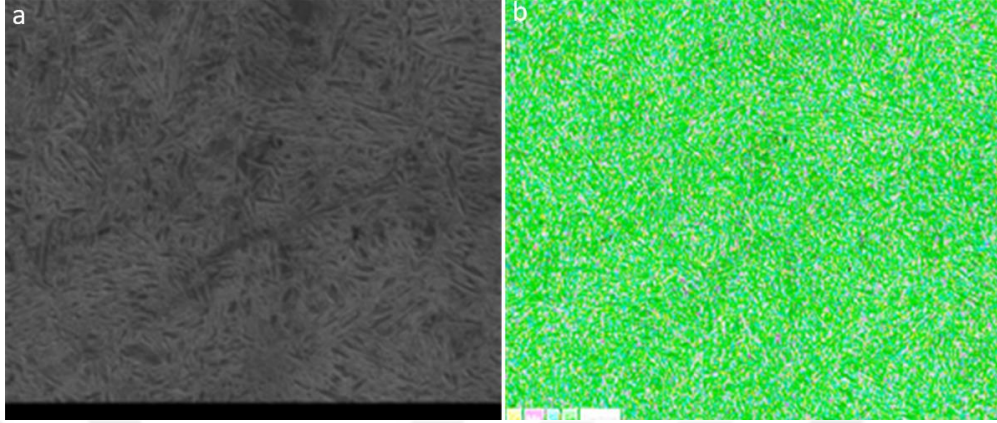


Şekil 5.38. N350_{0,64200} numunesinden alınan a) SEM resmi ve b) Alaşım elementlerinin dağılımı

Tablo 5.3. N350_{0,64200} odak noktası değerleri

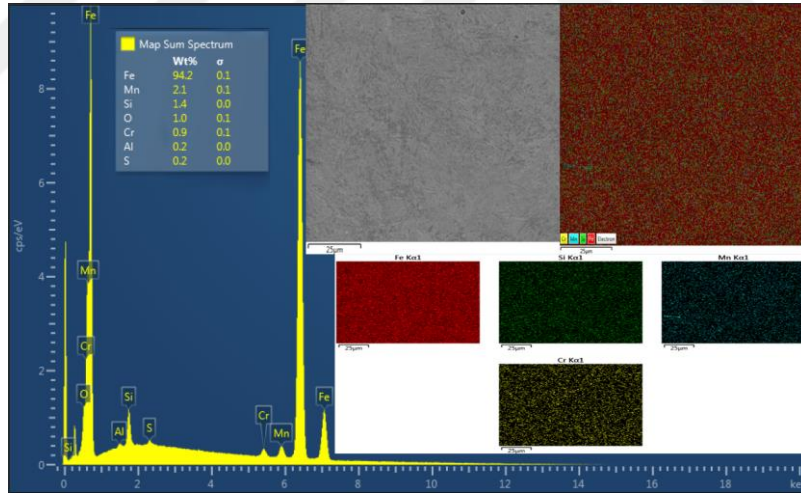
Element	Çizgi tipi	%ağ.	%ağ. Sigma	Standart Etiket
Si	K Serisi	1,52	0,07	SiO ₂
Cr	K Serisi	0,64	0,08	Cr
Mn	K Serisi	2,11	0,13	Mn
Fe	K Serisi	95,74	0,17	Fe
Toplam		100		

380 °C’de 20 saniye işlem gören kromsuz malzemenin spektrum dağılımı Şekil 5.39’da verilmiştir. Aynı grup numunelerden spektrum alınan noktalar gösterilmiştir.

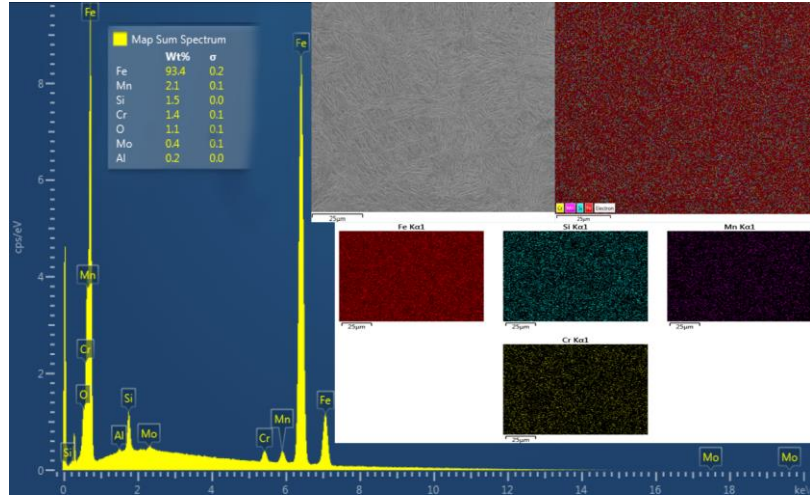


Şekil 5.39. N380₀₂₀ numunesinden alınan, a) SEM b) Katmanlı EDS görüntüsü

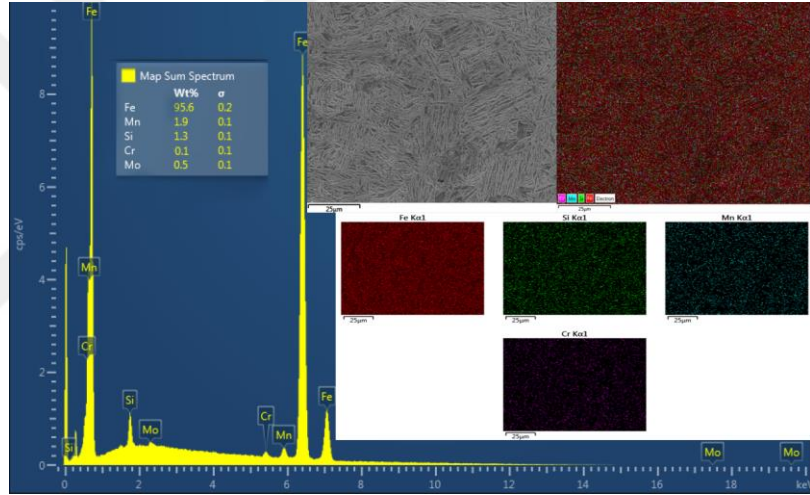
Numunelerden alınan EDS görüntülerinin kalanı Şekil 5.40 ile Şekil 5.52 arasında verilmiştir.



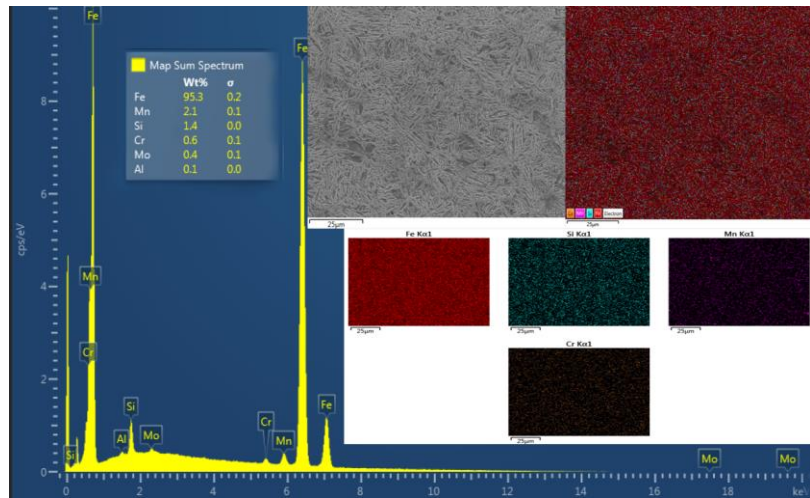
Şekil 5.40. N380_{0,8760} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



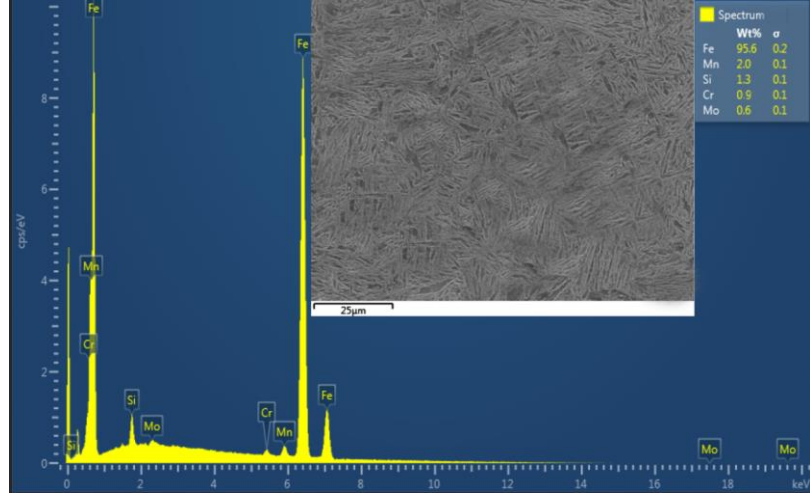
Şekil 5.41. N380_{1,260} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



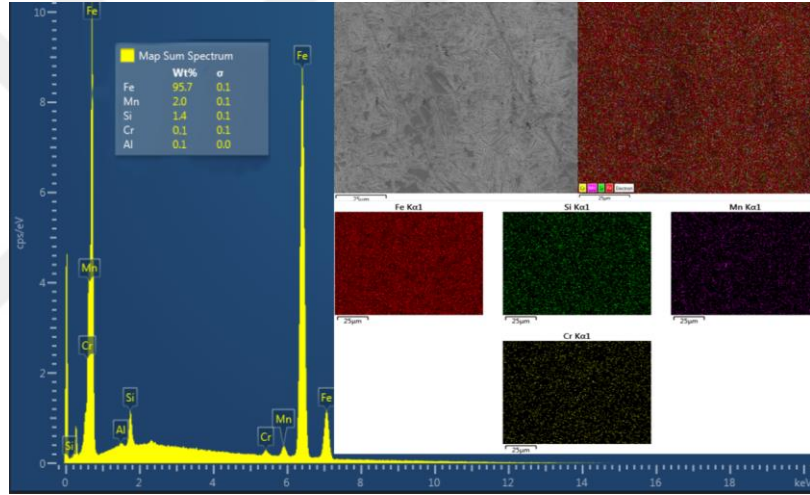
Şekil 5.42. N380_{0,200} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



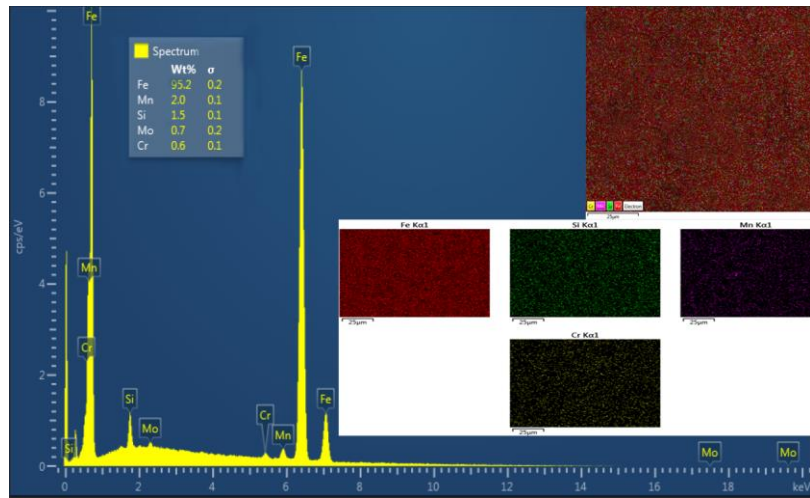
Şekil 5.43. N380_{0,64,200} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



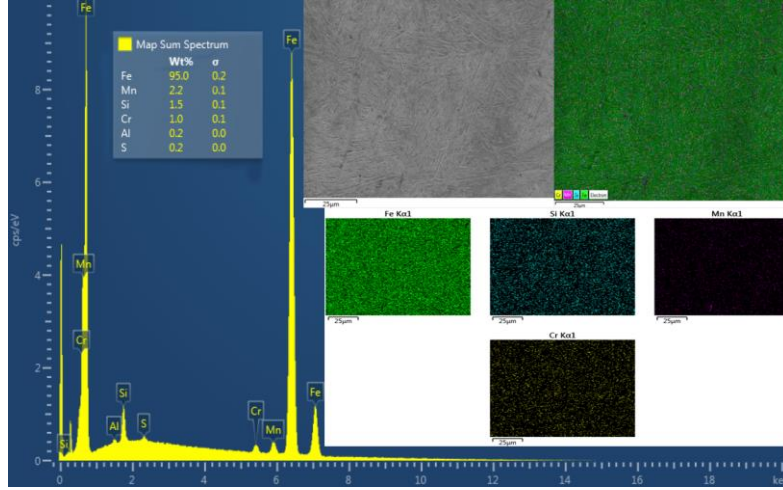
Şekil 5.44. N380_{0,87}200 numunesinden alınan SEM görüntüsü ve EDS grafiği



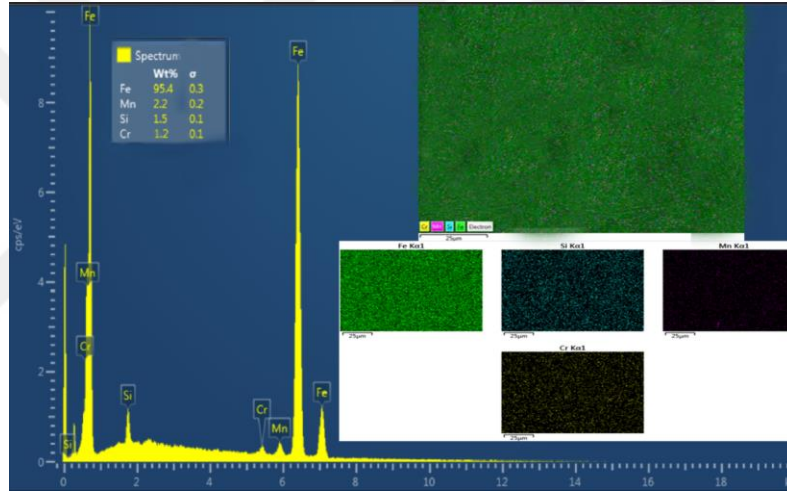
Şekil 5.45. N420_{0,20} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



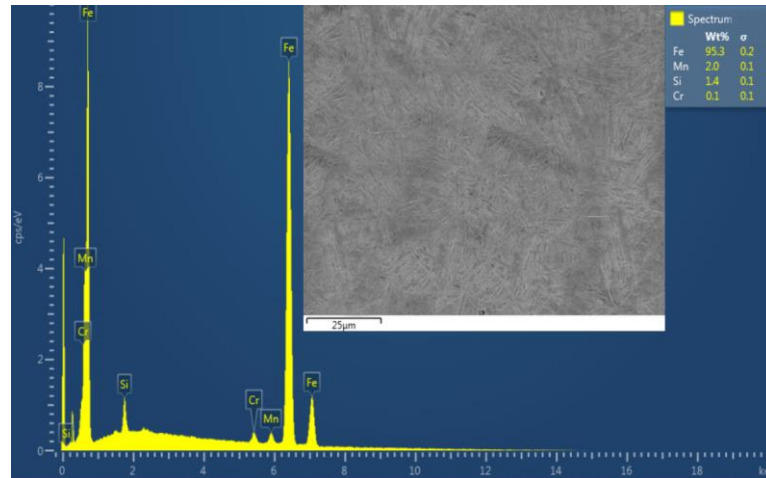
Şekil 5.46. N420_{0,64}20 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



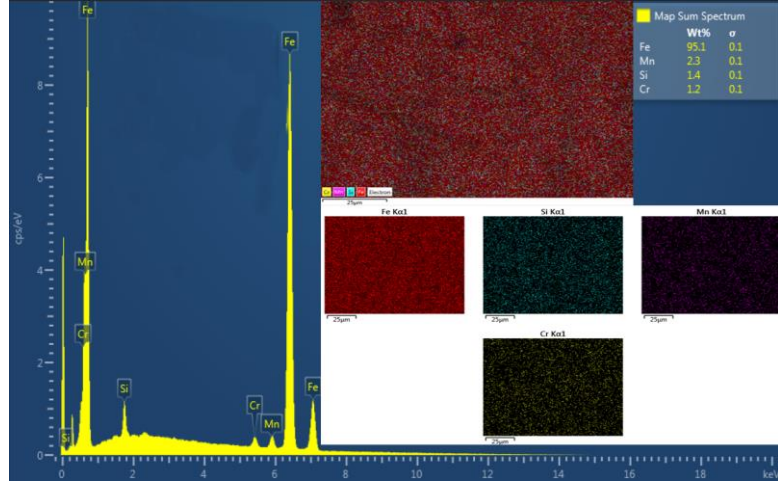
Şekil 5.47. N420_{0,87}20 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



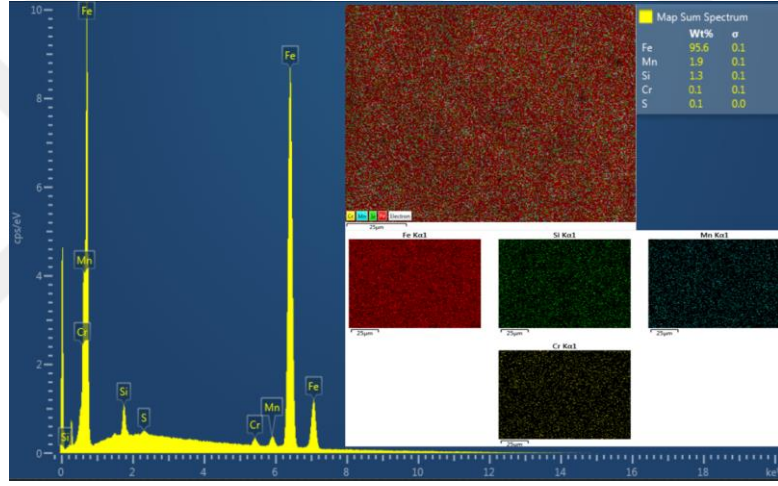
Şekil 5.48. N420_{1,2}20 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



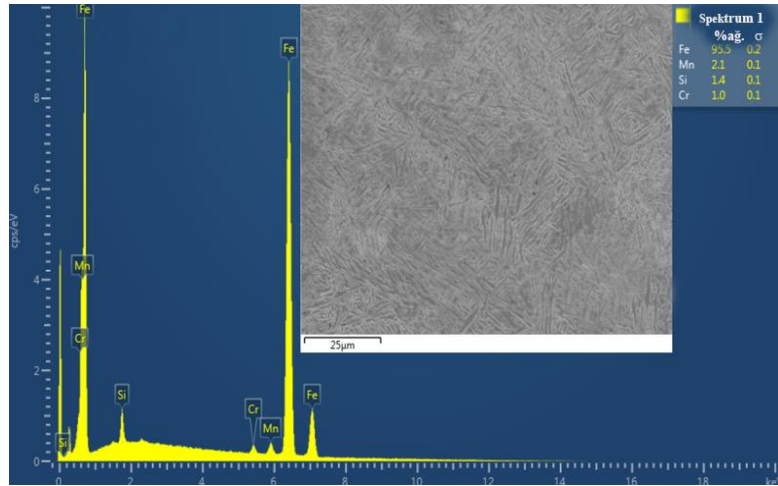
Şekil 5.49. N420₀60 numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



Şekil 5.50. N420_{1,260} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



Şekil 5.51. N420_{0,200} numunesinden alınan EDS analiz görüntüleri



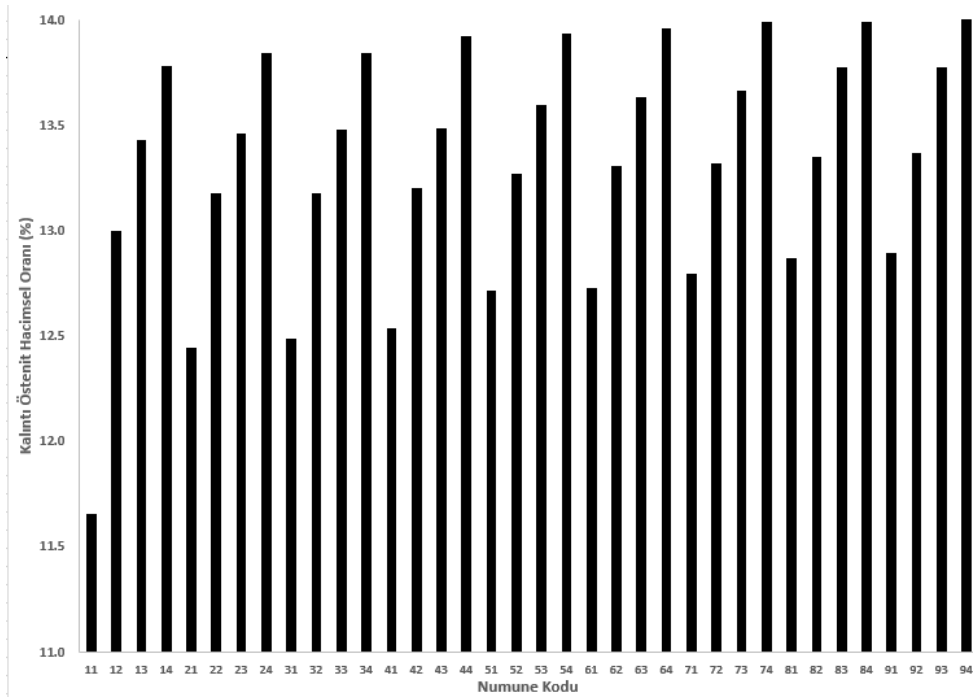
Şekil 5.52. N420_{0,87200} numunesinden alınan SEM görüntüsü ve EDS analiz grafiği

5.2.2. X-Işını Difraksiyonu (XRD) Analizleri

Numunelerin yapısında bulunan kalıntı östenit karbon konsantrasyonunu ve kalıntı östenit hacimsel oranları hesaplamak için XRD ve EDS verileri beraber kullanılmıştır. Hesaplanan kalıntı östenit hacimsel oranları Tablo 5.4'te gösterilmiş ve Şekil 5.53'de grafikleştirilmiştir.

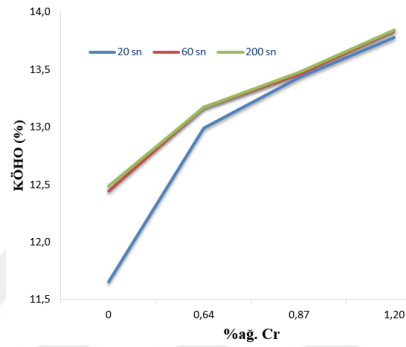
Tablo 5.4.Kalıntı östenit hacimsel oranları

Malzeme kodu	KÖHO	Malzeme kodu	KÖHO	Malzeme kodu	KÖHO
N350 ₀ 20	11,65	N380 ₀ 20	12,53	N420 ₀ 20	12,80
N350 _{0,64} 20	12,99	N380 _{0,64} 20	13,20	N420 _{0,64} 20	13,32
N350 _{0,87} 20	13,43	N380 _{0,87} 20	13,49	N420 _{0,87} 20	13,66
N350 _{1,2} 20	13,78	N380 _{1,2} 20	13,92	N420 _{1,2} 20	13,99
N350 ₀ 60	12,44	N380 ₀ 60	12,71	N420 ₀ 60	12,87
N350 _{0,64} 60	13,17	N380 _{0,64} 60	13,27	N420 _{0,64} 60	13,35
N350 _{0,87} 60	13,46	N380 _{0,87} 60	13,59	N420 _{0,87} 60	13,77
N350 _{1,2} 60	13,84	N380 _{1,2} 60	13,93	N420 _{1,2} 60	13,99
N350 ₀ 200	12,49	N380 ₀ 200	12,73	N420 ₀ 200	12,89
N350 _{0,64} 200	13,17	N380 _{0,64} 200	13,30	N420 _{0,64} 200	13,37
N350 _{0,87} 200	13,28	N380 _{0,87} 200	13,63	N420 _{0,87} 200	13,77
N350 _{1,2} 200	13,19	N380 _{1,2} 200	13,96	N420 _{1,2} 200	14,19

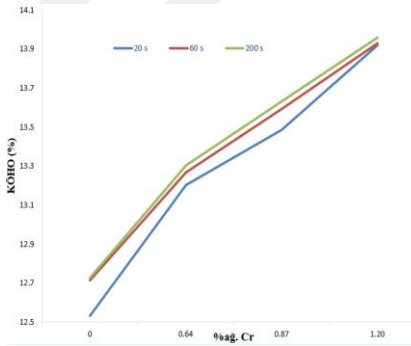


Şekil 5.53. Östenit hacimsel Oranları

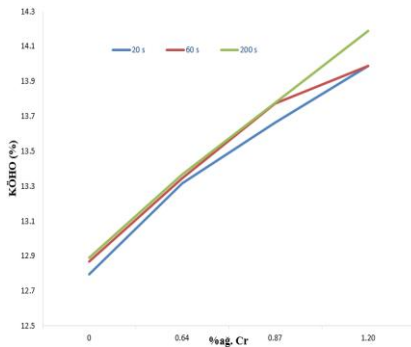
Kalıntı östenit hacimsel oranının krom içeriğine göre incelenmesi sonucunda krom içeriğine göre artış görülmektedir. Sıcaklığın artması ile artım oranının giderek yavaşladığı Şekil 5.54 ile Şekil 5.56 arasındaki grafiklerde görülmektedir. Çok yazarlı önemli bir çalışmada, %1,5 krom ve %1,5 nikel alaşımlaması yapılan çeliklerde elementlerin Q&P işlemine etkileri incelenmiştir. Bu çalışmada sonucunda %1,5 krom içeriğinin, östenit ayrışma kinetiğini önemli şekilde yavaşlatarak işlem sonunda daha fazla kalıntı östenit elde edilebildiği görülmüştür. Çalışmada elde edilen diğer bir sonuç ise krom içeren çeliğin ayrıştırma sıcaklık ve sürelerinden etkilenmediği şeklindedir [220]. Elde edilen sonuçlar literatür ile uyumlu çıkmıştır.



Şekil 5.54. 350 °C işlem parametresine göre kalıntı östenit oranının süreye bağlı olarak değişimi



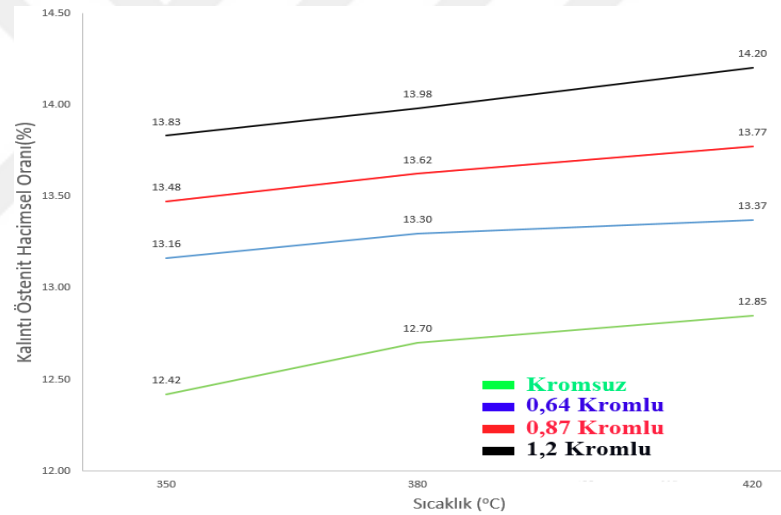
Şekil 5.55. 380 °C işlem parametresine göre kalıntı östenit oranının süreye bağlı olarak değişimi



Şekil 5.56. 420 °C işlem parametresine göre kalıntı östenit oranının süreye bağlı olarak değişimi

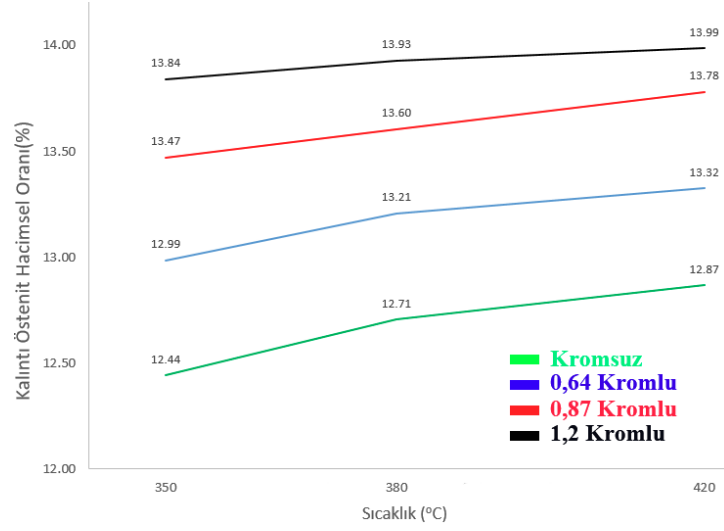
Literatür incelemelerinde, Q&P ısıtılmasında kalıntı östenit hacimsel oranını etkileyen en önemli parametrenin ilk su verme sıcaklığı olduğu görülmektedir. Benzer çalışmalar incelendiğinde [115, 221] , bu ilişkilerin numuneden numuneye farklılık gösterdiği görülmektedir. Bu durum, oda sıcaklığına östenitin dönüşmeden gelebilmesi için ayrıştırma adımında yeterince karbon alabilmesinin sadece sıcaklığa ve zamana bağlı olmadığını göstermektedir. Martenzitin temperlenirken kaybettiği karbon, östenitin yanında oluşabilecek karbür, beynite veya tane sınırlarındaki karbon tuzaklarına da gidebilmektedir. Bu mekanizma, çok hızlı şekilde karbona doyan filmsi östenit içinde geçerlidir. Zira bu yapı karbona doyduktan sonra kendisi de karbon kaynağı olarak davranmaktadır.

Ayrıştırma zamanları sabit seçilerek, ayrıştırma sıcaklığına göre çizilen Şekil 5.57 ile Şekil 5.59 arasındaki grafiklerden de görüleceği üzere, ayrıştırma sıcaklığının artırılmasının kalıntı östenit hacimsel oranını arttırdığı görülmektedir. Ayrıştırma süresinin etkileri ise Şekil 5.60 ve Şekil 5.62 arasındaki grafiklerde gösterilmiştir.

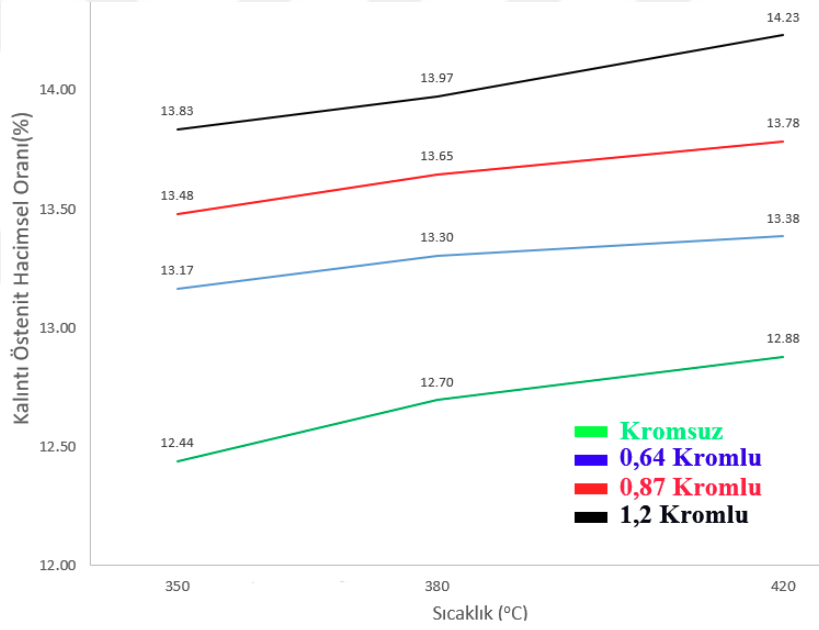


Şekil 5.57. Ayrıştırma sıcaklığı kalıntı östenit hacimsel oranı ilişkisi (Az =20 s)

Teorik olarak östenit hacimsel oranının artması ile karbon içeriğinin düşmesi beklenmektedir. Çalışmamızda ile Q&P çeliğine %0,55 krom alaşımlamasının yapıldığı çalışmada [222], krom alaşımlaması ile hem östenit hacimsel oranının hem de karbon içeriğinde artışlar uyumlu çıkmıştır.

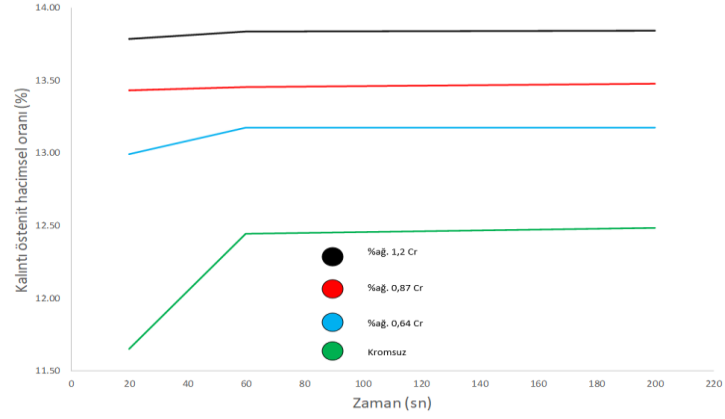


Şekil 5.58. Ayrıştırma sıcaklığı kalıntı östenit hacimsel oranı ilişkisi (Az=60 s)



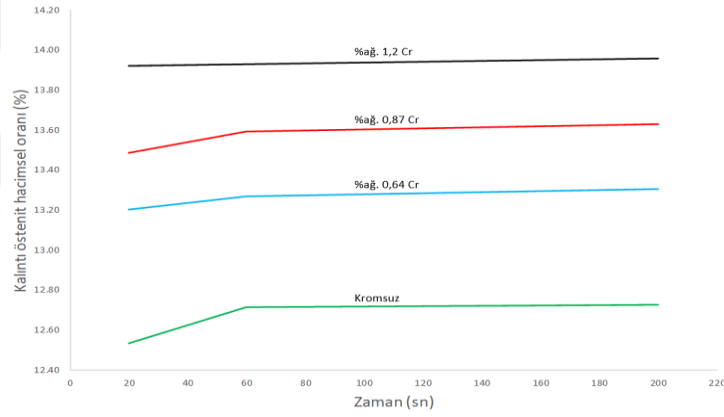
Şekil 5.59. Ayrıştırma sıcaklığı kalıntı östenit hacimsel oranı ilişkisi (Az=200 s)

350 °C karbon ayrıştırma sıcaklığında, malzemelerin karbon ayrıştırma adımı beklemeye sürelerine göre kalıntı östenit hacimsel oranının değişimi krom ilaveli numunelerde sabite yakın olarak artmaktadır. Ancak krom içermeyen numunede bu artış miktarları çok fazladır. Şekil 5.60 grafiğine göre krom ilavesinin, karbon ayrıştırma adımı işlemin süreye bağımlılığını azalttığı, bu durumun literatürle uyumlu olduğu görülmektedir [71, 75, 220, 223].



Şekil 5.60. Ayrıştırma süresi-kalıntı östenit hacimsel oranı değişimi (Ayrıs=350 °C)

Şekil 5.61’de görüleceği üzere, 380 °C karbon ayrıştırma sıcaklığında da 350 °C karbon ayrıştırma sıcaklığında elde edilen verilere benzer sonuçlar elde edilmiştir.

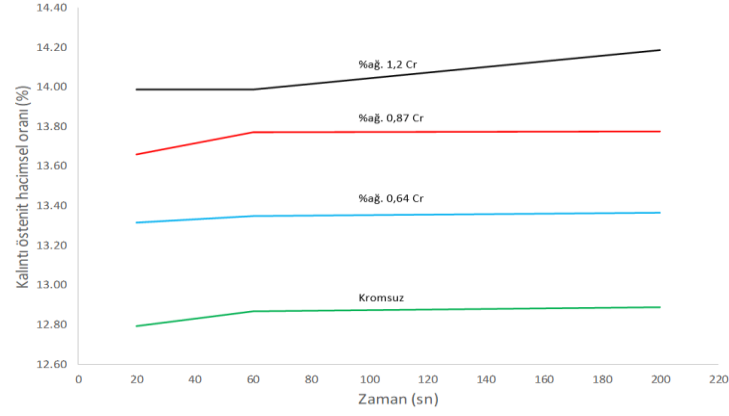


Şekil 5.61. Ayrıştırma süresi-kalıntı östenit hacimsel oranı değişimi (Ayrıs=380 °C)

En yüksek karbon ayrıştırma sıcaklığında da önceki sıcaklıklara benzer sonuçlar elde edilmiştir. Şekil 5.62’de görüleceği üzere sadece en yüksek krom oranı içeren numunenin grafiği 200 saniye ayrıştırma süresinde ortalamanın üzerinde bir eğimle yükselmiştir.

Çalışma aralığımızı kapsayan sıcaklıklar sabit seçilerek, zamana göre çizdirilen kalıntı östenit hacimsel oranı grafiklerinde en dikkat çekici nokta krom oranının arttırılması ile kalıntı östenit hacimsel oranının neredeyse zamandan bağımsız şekilde sabit kalmasıdır.

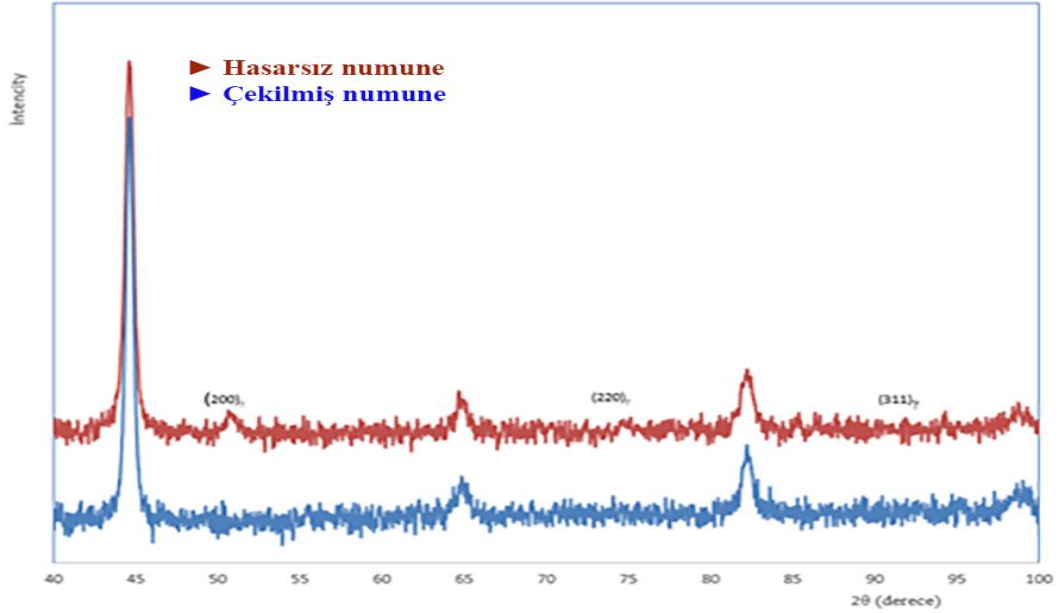
Değerlerin değişiminin en fazla yüzde 1 seviyesinde olması, bu değerlerin ölçüm ve hesap hassasiyeti içinde ihmal edilebilir olduğunu göstermektedir. Krom ilaveli numunelerin östenit hacimsel oranı ile ayrıştırma zamanı arasında bir ilişki olmadığı sonucu literatür ile uyumludur [220].



Şekil 5.62. Ayırıştırma süresi-kalıntı östenit hacimsel oranı değişimi (Ayrıs=420 °C)

Çekme işleminden önce ve sonra alınan parçalardan SEM görüntüleri ve XRD dataları alınmıştır. Çekme işlemi görmüş parçaların XRD datalarında östenit pikleri azalmalıdır. Çekme işlemi görmüş parçalardan işlem öncesi ve sonrası alınan XRD dataları (Şekil 5.63) ve mikroyapı görüntüleri bu olguyu doğrulamaktadır.

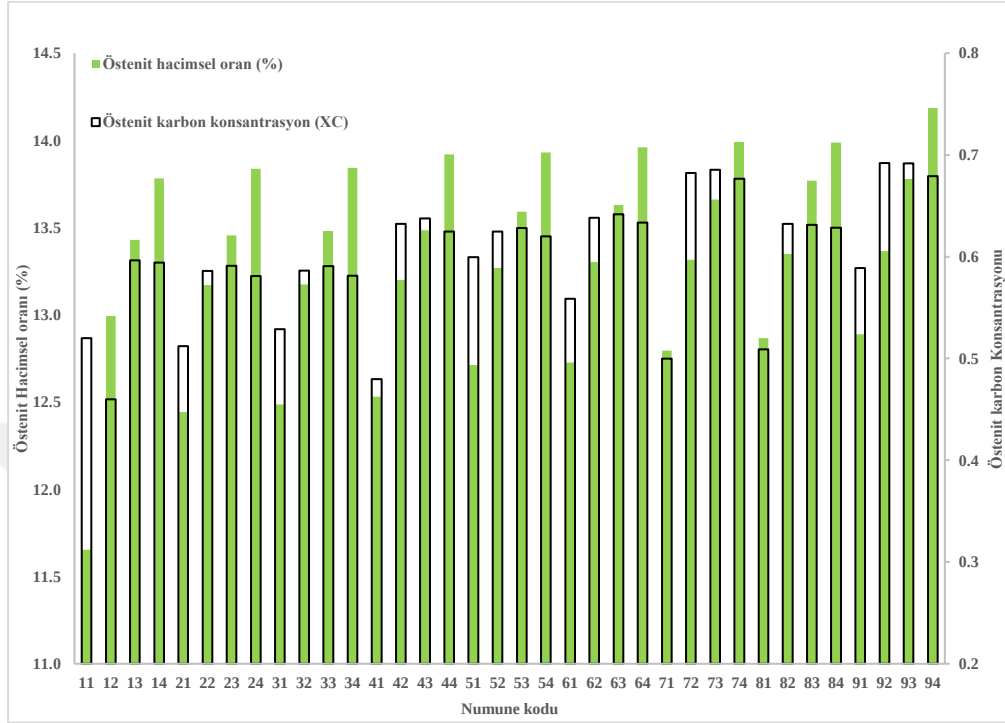
Numunenin XRD grafiğinden de görüleceği üzere çekilmiş numunelerde östenit pikleri görülmemektedir. Bu ise östenitin dönüşerek oranının %10'dan daha aşağıya düştüğünü bize göstermektedir. Bu sonuç literatür ile uyumlu çıkmaktadır [224].



Şekil 5.63. Çekme işlemi öncesi ve sonrası XRD grafiği

Kalıntı östenit karbon konsantrasyonu için EDS verilerinden ve XRD grafiklerinden değerler kullanılarak hesaplamalar yapılmıştır. XRD verileri origin pro programına aktarılarak pikler hassas

şekilde ölçülmüştür. Kalıntı östenit hacimsel oranı-karbon konsantrasyonu grafiği Şekil 5.64'te içerikleri ise Tablo 5.5'te gösterilmiştir.

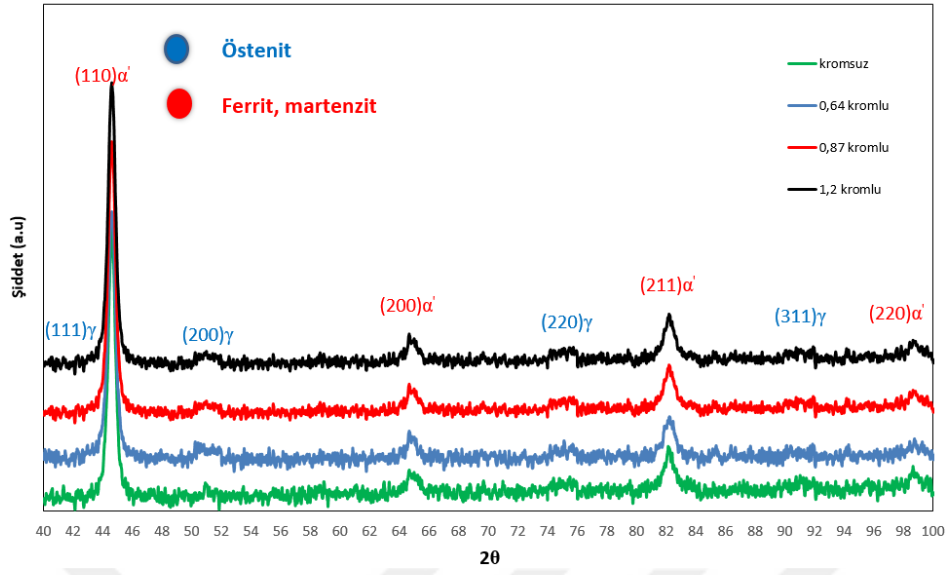


Şekil 5.64. Numunelerin Östenit hacimsel oranları-karbon konsantrasyonları

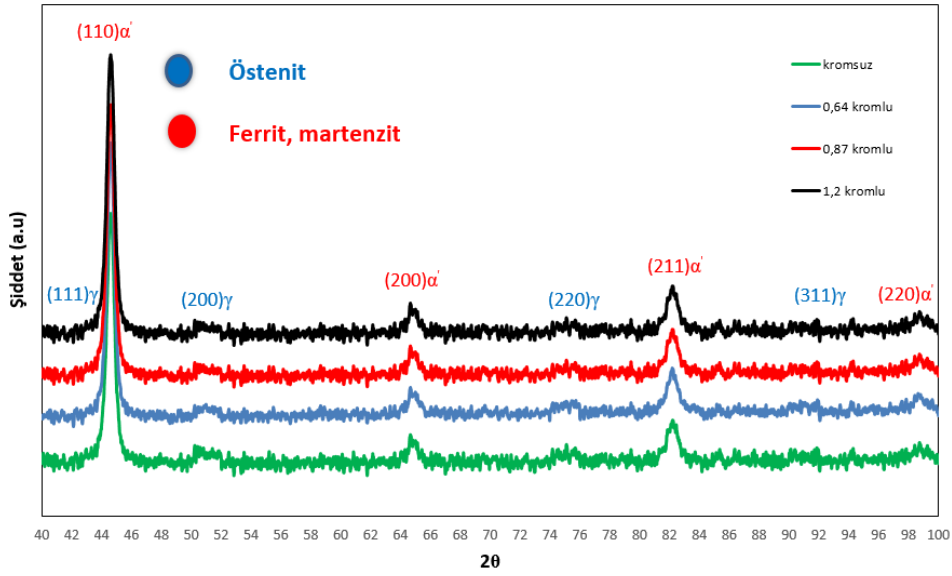
Tablo 5.5. Numunelerin kalıntı östenit karbon yoğunluğu (%ağ.)

Malzeme kodu	X _C	Malzeme kodu	X _C	Malzeme kodu	X _C
N350 ₀ 20	0,52	N380 ₀ 20	0,48	N420 ₀ 20	0,50
N350 _{0,64} 20	0,46	N380 _{0,64} 20	0,63	N420 _{0,64} 20	0,68
N350 _{0,87} 20	0,60	N380 _{0,87} 20	0,64	N420 _{0,87} 20	0,69
N350 _{1,2} 20	0,59	N380 _{1,2} 20	0,62	N420 _{1,2} 20	0,68
N350 ₀ 60	0,51	N380 ₀ 60	0,60	N420 ₀ 60	0,51
N350 _{0,64} 60	0,59	N380 _{0,64} 60	0,62	N420 _{0,64} 60	0,63
N350 _{0,87} 60	0,59	N380 _{0,87} 60	0,63	N420 _{0,87} 60	0,63
N350 _{1,2} 60	0,58	N380 _{1,2} 60	0,62	N420 _{1,2} 60	0,63
N350 ₀ 200	0,53	N380 ₀ 200	0,56	N420 ₀ 200	0,59
N350 _{0,64} 200	0,59	N380 _{0,64} 200	0,64	N420 _{0,64} 200	0,69
N350 _{0,87} 200	0,59	N380 _{0,87} 200	0,64	N420 _{0,87} 200	0,69
N350 _{1,2} 200	0,58	N380 _{1,2} 200	0,63	N420 _{1,2} 200	0,68

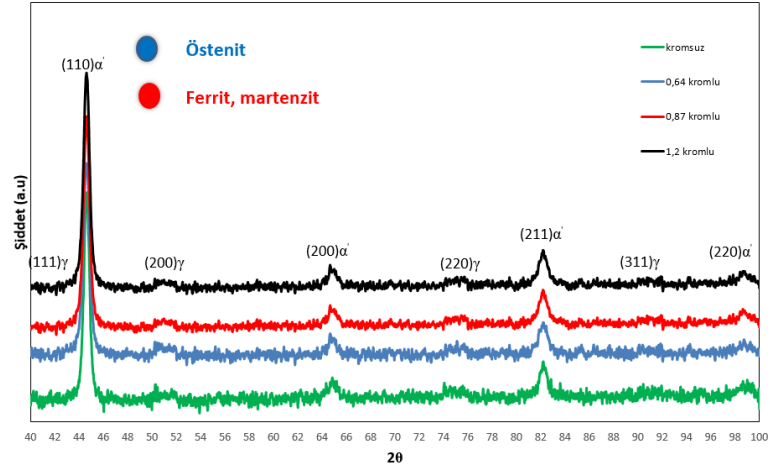
Numunelerin XRD grafiklerinin şiddet piklerin daha kolay ayırt edilebilmesi için 4. Dereceden kökleri alınarak Şekil 5.65 ile Şekil 5.73 arasında verilen grafikler çizdirilmiştir.



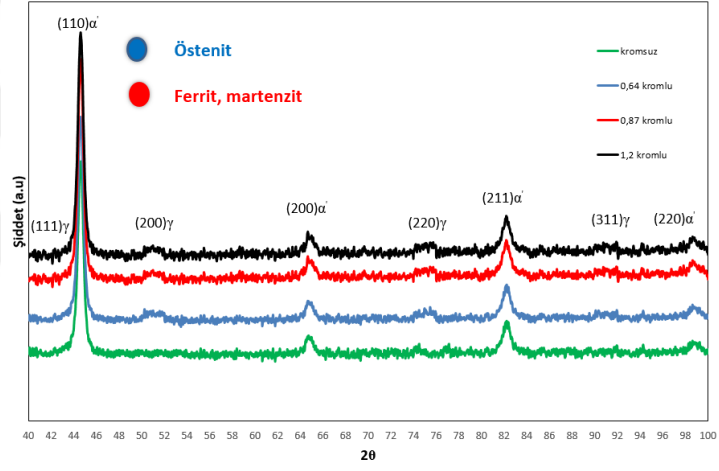
Şekil 5.65. N350_{0,20}, N350_{0,64,20}, N350_{0,87,20}, N350_{1,2,20} numunelerinin XRD grafikleri



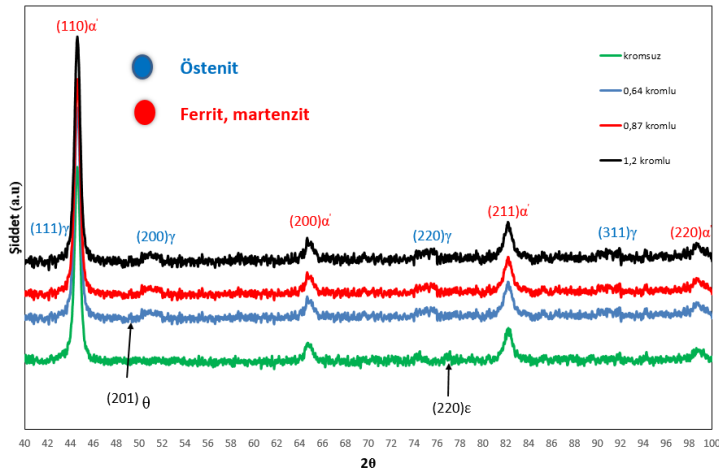
Şekil 5.66. N350_{0,60}, N350_{0,64,60}, N350_{0,87,60}, N350_{1,2,60} numunelerin XRD grafikleri



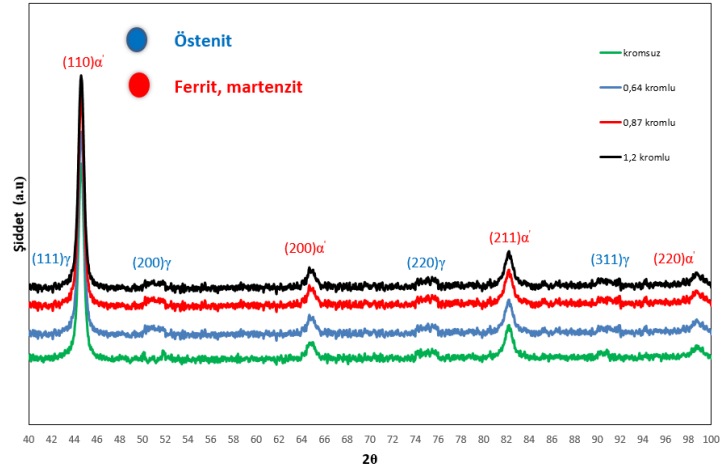
Şekil 5.67. N350₀200, N350_{0,64}200, N350_{0,87}200, N350_{1,2}200 numunelerin XRD grafikleri



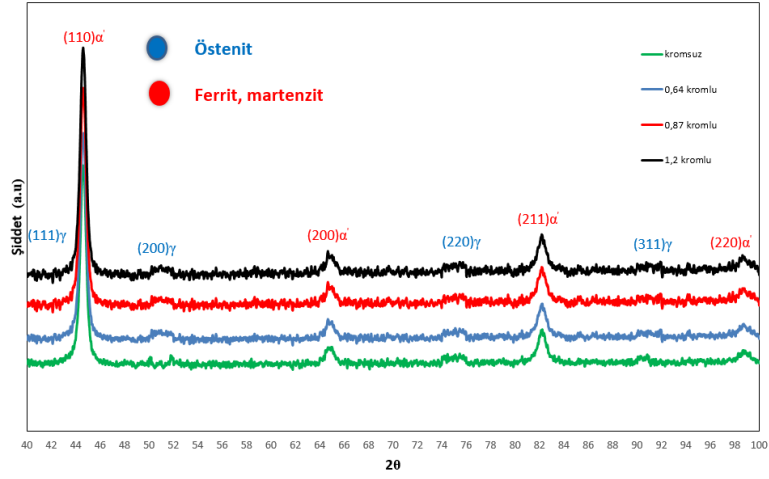
Şekil 5.68. N380₀20, N380_{0,64}20, N380_{0,87}20, N380_{1,2}20 numunelerin XRD grafikleri



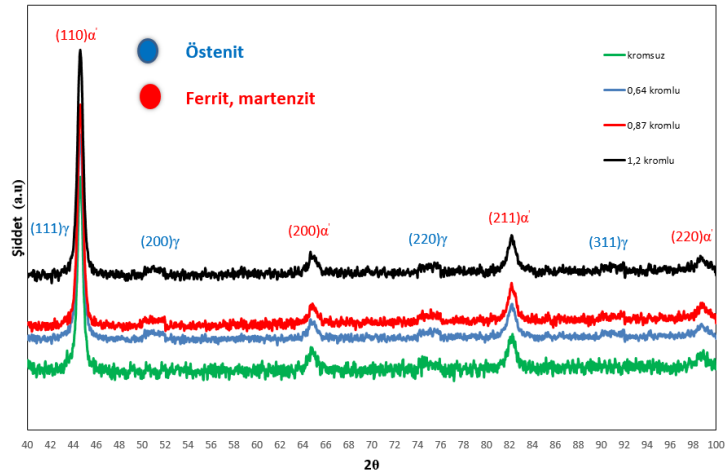
Şekil 5.69. N380₀60, N380_{0,64}60, N380_{0,87}60, N380_{1,2}60 numunelerin XRD grafikleri



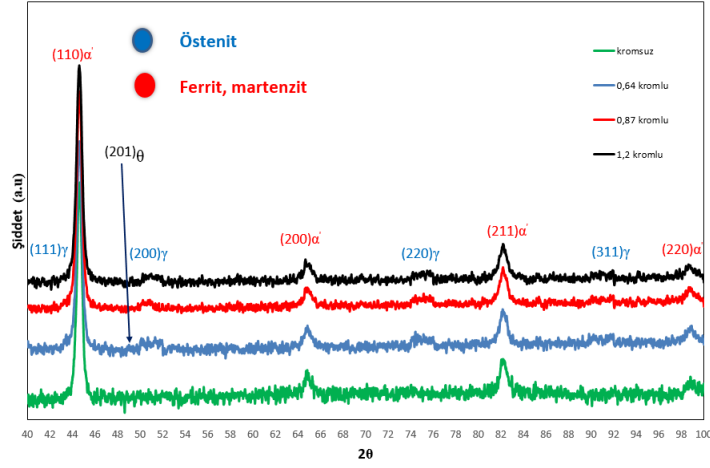
Şekil 5.70. N380₀200, N380_{0,64}200, N380_{0,87}200, N380_{1,2}200 numunelerin XRD grafikleri



Şekil 5.71. N420₀20, N420_{0,64}20, N420_{0,87}20, N420_{1,2}20 numunelerin XRD grafikleri



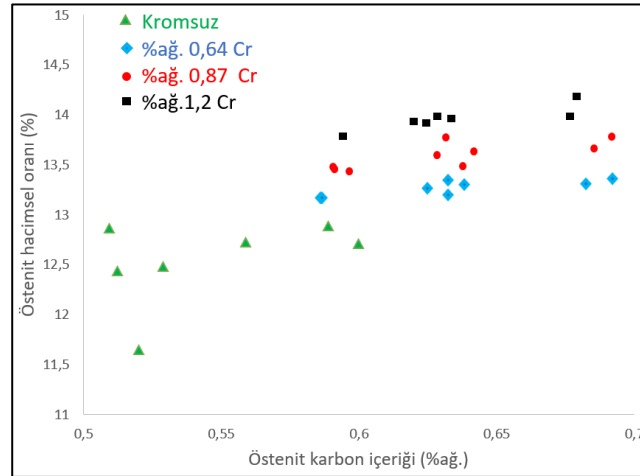
Şekil 5.72. N420₀60, N420_{0,64}60, N420_{0,87}60, N420_{1,2}60 numunelerin XRD grafikleri



Şekil 5.73. N420_{0,200}, N420_{0,64_200}, N420_{0,87_200}, N420_{1,2_200} numunelerin XRD grafikleri

Numunelerin östenit karbon oranlarının krom alaşımının artırılması ile yükseldiği görülmektedir. En yüksek kalıntı östenit hacimsel oranı 1,2 krom içerikli numunenin 420 °C’de 200 saniye karbon ayrıştırmaya tabi tutulduğu işlemde %14,18 olarak elde edilmiştir. En düşük kalıntı östenit hacimsel oranı, kromsuz numunenin 350 °C’de 20 saniye işlem gördüğü numunede %11,65 hesaplanmıştır. Çalışmada seçilen krom alaşım oranları birbirlerine çok yakın olmasına rağmen bu farklılık belirgindir ve östenitin kararlılığını arttırmasına bağlanmaktadır [50, 64, 73, 225, 226]. Östenit hacimsel oranı ise diğer ısıtma işlem parametrelerinden neredeyse etkilenmemiştir. Ancak ısıtma işlem parametrelerinin östenit karbon içeriğine etkisinin az olduğu gözlemlenmiştir. Krom alaşımlı Q&P numunelerinin kalıntı östenit hacimsel oranının, ısıtma işlem parametrelerinden fazla etkilenmediğini gösteren çalışmalarla uyumlu sonuçlar elde edilmiştir [167].

Krom içeriklerine göre numunelerin, kalıntı östenit özellikleri Şekil 5.74’te grafikleştirilmiştir.



Şekil 5.74. Kalıntı östenit oranı ve karbon içerikleri

XRD verileri yardımıyla hesaplanan kalıntı östenit hacimsel oranı ile görüntü işleme yazılımlarından elde edilen sonuçlar Tablo 5.6’da sunulmuştur.

Tablo 5.6. Numunelerin kalıntı östenit hacimsel oranları

Malzeme Kodu	V_γ XRD	V_γ İmageJ	V_γ İmage Pro Plus
N350₀20	11,65	12,41	14,41
N350_{0,64}20	12,99	13,92	16,10
N350_{0,87}20	13,43	16,28	14,77
N350_{1,2}20	13,78	16,57	17,13
N350₀60	12,44	14,71	15,43
N350_{0,64}60	13,17	13,73	16,32
N350_{0,87}60	13,46	14,73	16,70
N350_{1,2}60	13,84	15,87	17,19
N350₀200	12,49	14,28	15,49
N350_{0,64}200	13,17	15,27	16,35
N350_{0,87}200	13,28	14,75	16,47
N350_{1,2}200	13,19	13,49	16,34
N380₀20	12,53	14,53	15,54
N380_{0,64}20	13,20	16,82	16,42
N380_{0,87}20	13,49	15,51	16,75
N380_{1,2}20	13,92	17,78	17,33
N380₀60	12,71	15,45	15,78
N380_{0,64}60	13,27	15,52	16,48
N380_{0,87}60	13,59	16,25	16,89
N380_{1,2}60	13,93	16,11	17,31
N380₀200	12,73	15,26	15,80
N380_{0,64}200	13,30	14,99	16,50
N380_{0,87}200	13,63	16,56	16,95
N380_{1,2}200	13,96	15,78	17,34
N420₀20	12,80	16,39	15,91
N420_{0,64}20	13,32	14,62	16,52
N420_{0,87}20	13,66	14,46	16,94
N420_{1,2}20	13,99	16,41	17,39
N420₀60	12,87	14,34	15,96
N420_{0,64}60	13,35	16,92	16,60
N420_{0,87}60	13,77	16,06	17,11
N420_{1,2}60	13,99	15,18	17,36
N420₀200	12,89	14,07	15,98
N420_{0,64}200	13,37	13,94	16,57
N420_{0,87}200	13,77	16,78	17,13
N420_{1,2}200	14,19	18,17	17,68

5.3. Çekme Test Sonuçları

Numunelerin çekme testleri Samsun Ondokuz Mayıs Üniversitesi KİTAM laboratuvarında yapılmıştır.

Çekme testleri malzemelerin karşılaştırılması için ısıtılmış malzemelere ve karbon ayrıştırma zaman ve sıcaklığına göre dokuz farklı grupta ısıtılmış malzemelere uygulanmıştır.

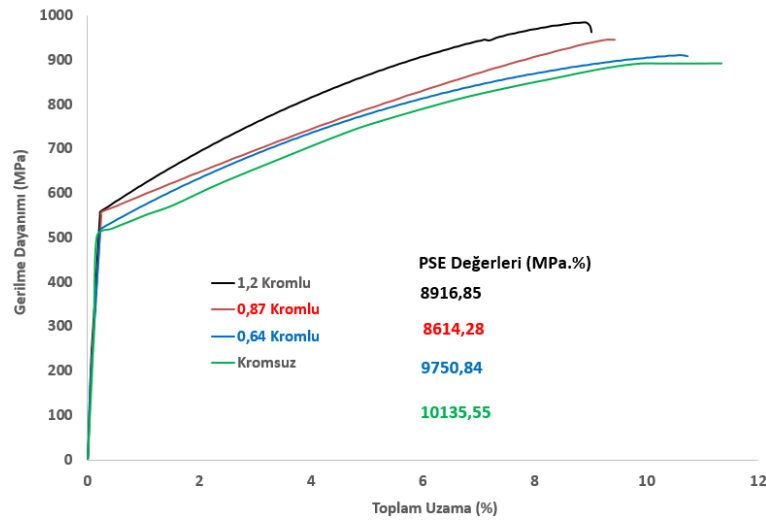
Isıl işlem yapılmamış numunelerin gerilme uzama diyagramı Şekil 5.75'te ve değerleri Tablo 5.7'de verilmiştir. Bu numunelerin tümü boyun vermeden gevrek olarak kopmuştur.

Q&P ısıtılmış işlemi yapılan malzemelerin gerilim-uzama bileşik değeri (PSE) katsayıları ile karşılaştırma yapılabilmesi için çekme testleri yapılarak aşağıda sunulmuştur.

Tablo 5.7. Isıl İşlemsiz malzemelerin mekanik özellikleri

Krom İçeriği	Çekme Mukavemeti (MPa)	Toplam Uzama (%)	Akma Mukavemeti (MPa)
0	893	11,35	510
0,64	907,9	10,74	530
0,87	910,6	9,46	560
1,20	984,2	9,06	565

Test sonuçlarına göre üretilen malzemeler 500-570 MPa arasında akma, 890-984 MPa arasında çekme mukavemeti göstermişlerdir. Numunelerin krom içeriğinin artması ile gerilme mukavemetinin de arttırdığı gözlemlenmiştir. En iyi uzama değeri kromsuz numunede görülmüştür.



Şekil 5.75. Q&P İşlemi öncesi numunelerin gerilme-uzama diyagramı

5.3.1. Gerilme-Uzama Testi Sonuçları

Q&P çeliklerinin yapısında iki tür martenzit ve iki tür kalıntı östenit, bazı hallerde beynit ve sementitin olmasından dolayı gerilme ve akma mukavemetleri paralel olarak artmamaktadır. Çalışmalar, M_1 martenzitin akma dayanımının TRIP olayını tetikleyen kritik gerilmeden düşük olduğunda kalıntı östenit karbon içeriğine bağlı olduğunu yönündedir [227]. Bu nedenle numunelerde çekme ve akma gerilmeleri arasında her zaman doğrusal ilişki olmaması literatüre uyumludur.

Değişik su verme sıcaklıkları ile yapılan çalışmalarda, düşük su verme sıcaklıklarında akma dayanımını birinci martenzitin etkilediği görülmüştür. Daha yüksek sıcaklıklar için akma dayanımındaki artış birincil martenzitten daha fazla yapıdaki fazlardan etkilenmektedir [212].

Ayrıştırma adımımda geçiş karbürleri, beynit gibi fazların oluşması mekanik değerlerin tahmininin zorlaştıran diğer bir faktördür.

Gerilme-uzama diyagramı Şekil 5.76’da, mekanik değerleri Tablo 5.8’de verilen numunelerin, krom oranının artması ile literatüre benzer şekilde hem gerilme mukavemetleri hem de kalıntı östenit hacimsel oranlarının arttığı tespit edilmiştir [71, 228].

Malzemelerin çekme testlerinden oluşturulan gerilme-uzama diyagramları (GUD) Şekil 5.76 ile Şekil 5.84 arasındaki grafiklerde gösterilmiştir.

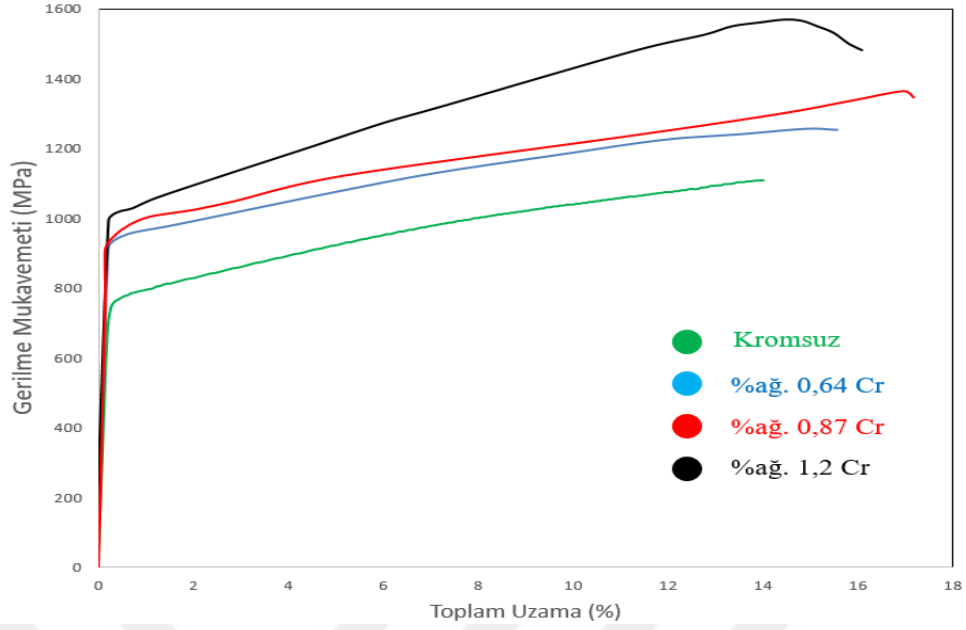
Ayrıştırma adımının sıcaklığının yükseltilmesinin Q&P çeliklerinin elastik limitlerini arttırdığı görülmüştür. Bu durumun birincil martenzitin temperlenmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir [227].

σ_G : Gerilme Mukavemeti , σ_{AK} : Akma Mukavemeti, ϵ_t : Toplam Uzama, $\sigma_G \times \epsilon_t$: PSE
KÖHO: Kalıntı östenit hacimsel oranı, KÖKK: Kalıntı östenit karbon konsantrasyonu (İçeriği) ifade etmektedir.

En düşük sıcaklık ve ayrıştırma süresinde işlem görmüş numunelerin gerilme mukavemetlerinin pik yaparak düşüşe geçmemesi (Şekil 5.76), mekanik değerler üzerinde martenzitik fazların daha etkili olduğunu göstermektedir. Birçok çalışmada, yumuşak martenzit fazı olan temperlenmiş martenzitin (M_1) maksimum uzama değeri %10 olarak raporlanmıştır [229]. İşlem yapılan numunelerde kalıntı östenit ve M_2 fazının uzama değerlerine bu grupta maksimum %60 civarında katkı verdiği ölçülmüştür.

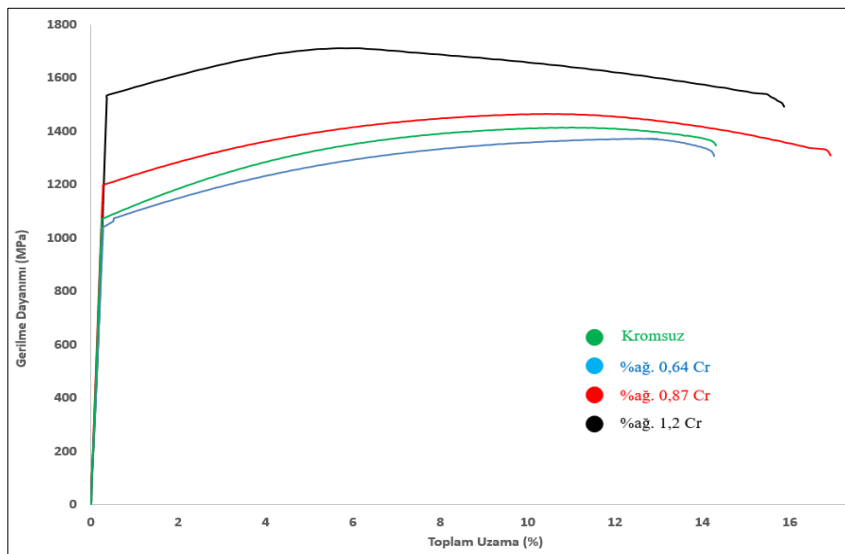
Tablo 5.8. 350 °C 20 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N350 ₀ 20	1109,32	756,91	13,99	15519,39	11,65	0,46
N350 _{0,64} 20	1264,17	949,16	15,54	19645,20	12,99	0,58
N350 _{0,87} 20	1377,50	948,33	16,95	23348,63	13,43	0,60
N350 _{1,2} 20	1558,33	1008,04	15,94	24839,78	13,78	0,59



Şekil 5.76.350 °C-20 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

60 saniye ayrıştırma işlemi gören numuneler için birinci gruptaki gibi, krom oranına göre gerilme mukavemetinde bariz bir artış yoktur (Şekil 5.77). KÖHO değerlerinde artma görülmektedir (Tablo 5.9). Tüm numuneler içinde en yüksek σ_{ger} değerini 1,2 krom içeren N350₆₀ kodlu numune göstermiştir. Bu numunenin ortalamanın altında uzama göstermesini, içerdiği kalıntı östenitin tipinin daha çok blok şekilli olmasından ve sementit oluşumlarından kaynaklandığı (Şekil 5.7) düşünülmektedir. Numunelerinin kopma gerilmelerinin akma değerlerine çok yakın olması incelenen Q&P çalışmaları ile uyumlu çıkmıştır [227, 230].



Şekil 5.77.350 °C-60 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

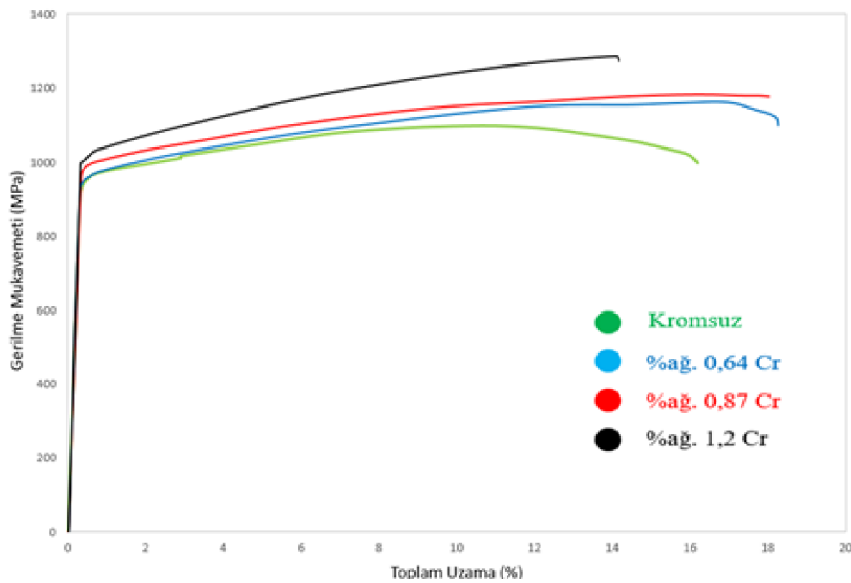
Tablo 5.9. 350 °C 60 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N350 _{0,60}	1413,33	1071,56	14,10	19925,07	12,44	0,51
N350 _{0,64} 60	1372,16	1040,35	14,14	19904,34	13,17	0,59
N350 _{0,87} 60	1464,26	1197,76	16,79	24584,54	13,46	0,59
N350 _{1,2} 60	1710,12	1533,15	15,73	26900,19	13,84	0,58

N350_{1,2}60 numunesinin diğer numunelere göre çok yüksek gerilme mukavemetine sahip olması yapısında M₂ fazının yüksekliğini göstermektedir. Çünkü karbon oranı maksimum 0,25 olabilecek M₁ fazının bu değeri göstermesi beklenmemektedir. Bu içerikte karbon ihtiva eden %84 martenzitik (M₁) yapıda ki çeliğin maksimum gerilme dayanımı 1290 MPa olabilecektir [231]. Kısa ayrıştırma süresince yeterince temperlenemeyen M₁ ve sert ikincil martenzitik fazın oluşturduğu mikroyapının bu sonucu doğurduğu düşünülmektedir.

Krom içermeyen numunenin gerilme mukavemetinin, grubun en düşük değerini göstermemesi beklenen bir durum değildir.

En düşük sıcaklık olan 350 °C grubunun, en uzun karbon ayrıştırma süresine sahip bu numunelerinde krom oranının artması ile gerilme mukavemeti ve KÖHO oranları artmaktadır (Tablo 5.10 ve Şekil 5.78). Ancak ayrıştırma süresinin artması ile σ_G değerlerinin düştüğü grubun ortalama gerilme ve uzama değerlerinin aynı sıcaklıkta işlem gören rakiplerine göre en az olduğu söylenebilir. Bu sıcaklıkta krom içermeyen ve 0,6 krom içeren numunelerin, neredeyse aynı akma mukavemetini göstermesi odaklanılması gereken bir durumdur. 350 °C sıcaklıkta yüksek PSE değerli numune üretimi için krom içeriği 0,6 üzeri alaşım kullanılması gerektiğini göstermektedir.

**Şekil 5.78.** 350 °C-200 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

Tablo 5.10. 350 °C 200 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N350 ₀ 200	1099,01	958,68	16,19	17792,97	12,49	0,53
N350 _{0,64} 200	1161,79	958,65	18,33	21295,61	13,17	0,59
N350 _{0,87} 200	1181,00	995,27	18,07	21340,67	13,48	0,59
N350 _{1,2} 200	1286,64	1017,77	14,19	18257,42	13,84	0,58

Ayrıştırma süresinin uzaması ile gerilme-uzama grafiğinin benzer eğim göstermesi, kalıntı östenitin karbon içeriklerinin tüm numunelerde daha homojen olarak dağıldığını göstermektedir. Blok tipi kalıntı östenit, Q&P işleminin mekanik özelliklere etkisinde önemli bir rol oynamaktadır. Kalıntı östenit ~1000 MPa'lık mukavemetini, çok yüksek bir dislokasyon yoğunluğuna sahip olmasına borçludur. Çeliğin akma dayanımı, kalıntı östenitin hacimsel oranının $\geq 25\%$ 'den büyük olmasıyla bu faza bağlıdır. Uzama değeri ise tamamıyla TRIP olayına bağlıdır [232].

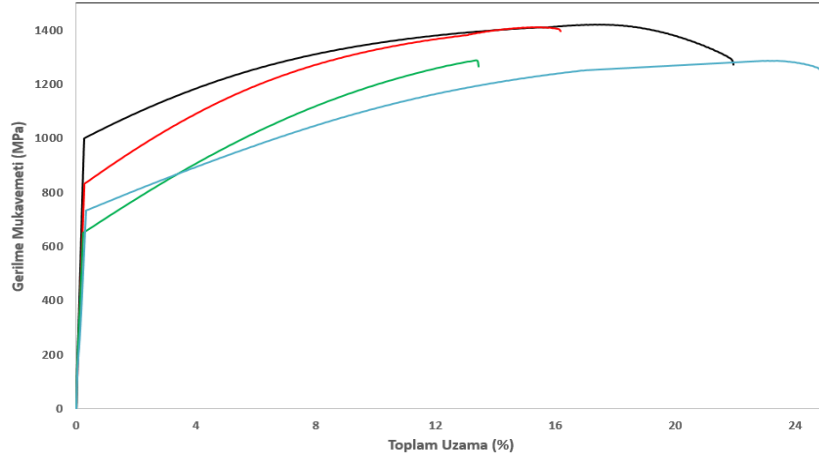
Ayrıştırma sıcaklığının 380 °C çıkarılması ve krom oranının artırılması ile elde edilen gerilme dayanımlarının kısmi de olsa arttığı, ancak uzama değerlerinin kromsuz numune dışında elde edilen en yüksek ortalamalardan birine sahip olduğu söylenebilmektedir (Şekil 5.79 ve Tablo 5.11).

Ancak bu konuda bir genelleme yapmak oldukça güçtür. Zira kalıntı östenitin kararlılığı etkileyen karbon içeriğinin, filmsi kalıntı östenitin mekanik değerleri üzerine pek bir etkisi olmamaktadır [64, 233, 234]. Q&P çeliklerinde EDS değerlerine göre kalıntı östenit karbon oranını belirleme, formülasyondaki en önemli parametre olan manganın kısa ayrıştırma işlemiyle difüzyon imkânı bulamamasından dolayı güçtür. Bu değerlerin bulunmasında XRD verileri daha tutarlı sonuç vermektedir. Yapıda blok ve film tipi olarak iki çeşit östenit bulunması ve karbon içeriklerindeki eşit olmamasından dolayı [11] mekanik değerlerin değerlendirilmesinin test sonuçlarına göre yapılması daha doğru sonuç vermektedir.

Ayrıca ayrıştırma sıcaklığının artırılması birincil martenzit içerisinde η geçiş karbürlerinin çökmesi görülmektedir. Bu karbür miktarları, toplam karbonun yaklaşık olarak % 7 veya daha azını tüketmektedir. Q&P koşullarının idealleştirilmesi ile bu karbürler gözlemlenemeyecek seviyelere düşürülmektedir [121, 232].

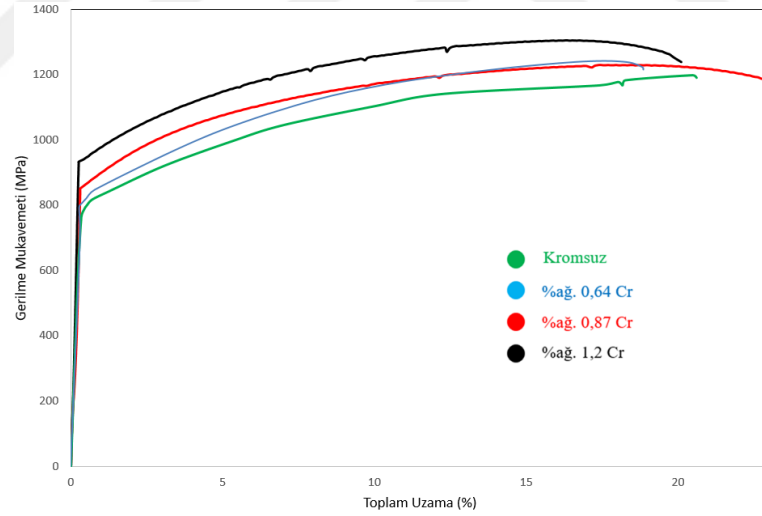
Tablo 5.11. 380 °C 20 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N380 ₀ 20	1288,05	642,56	13,29	17118,18	12,53	0,48
N380 _{0,64} 20	1285,26	731,43	24,68	31720,22	13,20	0,63
N380 _{0,87} 20	1409,52	831,18	16,06	22636,89	13,49	0,64
N380 _{1,2} 20	1419,95	1017	21,78	30926,51	13,92	0,62



Şekil 5.79.380 °C-20 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

380 °C sıcaklıkta ayrıştırma süresinin arttırılması ile krom oranı ayırt edilmeksizin tüm numunelerin çekme mukavemetlerinin düşmesi martenzitin temperlenmesini göstermektedir. Kromsuz numunenin uzama değerlerinde ise belirgin bir artış gözlemlenirken, diğer numunelerde bu olgu gözlemlenmemiştir (Tablo 5.12 ve Şekil 5.80).



Şekil 5.80.380 °C-60 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

Tablo 5.12. 380 °C 60 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N380 ₀ 60	1197,84	775,63	21,31	25525,97	12,71	0,60
N380 _{0,64} 60	1242,55	801,39	19,55	24291,85	13,27	0,62
N380 _{0,87} 60	1231,21	851,87	23,78	29278,17	13,59	0,63
N380 _{1,2} 60	1305,40	940,57	20,74	27073,99	13,93	0,62

380 °C sıcaklıkta bekleme süresinin uzatılması ile numunelerin gerilme mukavemetleri kendi grubunda en düşük değerlere inmiştir. Bu grupta toplam uzama değerinin krom oranının artması ile paralel olarak artışı diğer bir gözlem sonucudur (

Tablo 5.13) ve (Şekil 5.81).

380 °C-20 işlemin sonucu, krom içermeyen numune ilk gruptaki eşdeğeri ile benzer şekilde akma mukavemeti göstermiştir. Bu numune, grubundaki diğer numunelerden çok düşük seviyede uzama göstermiştir. Gerilme-uzama diyagramında temperlenmiş martenzitik çeliğe yakın şekilde pekleşme davranışı sergilemiştir. Bu davranışa, kalıntı östenitin istenilen oranda oluşmaması ve yeterli karbon konsantrasyonuna ulaşmamasının neden olduğu söylenebilir.

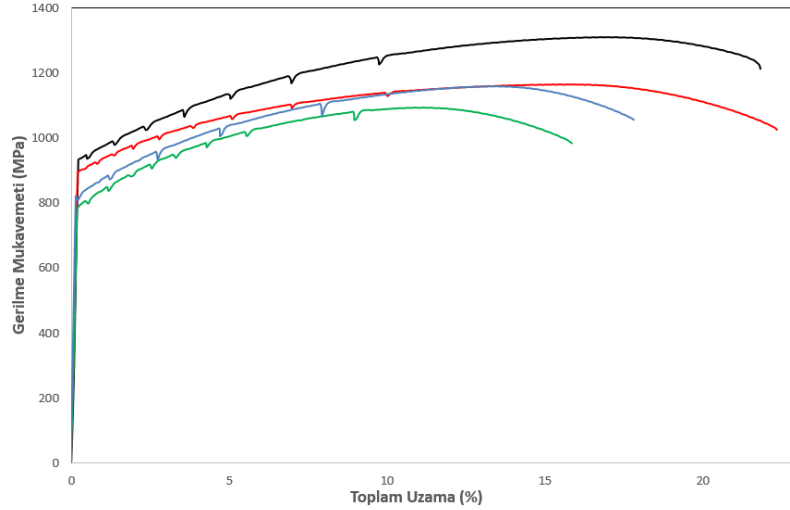
Krom ilavesinin 0,9 içerikten sonra gerilme mukavemetini arttırdığı görülmektedir. Numuneler arasında en yüksek uzama değeri gösteren 0,6 krom ilaveli numune, kromsuz numuneye benzer çekme mukavemeti göstermiştir. Bu sonuçlar, krom ilavesinin seçilen aralıkta gerilme mukavemeti ve uzama kabiliyetine olumlu etkisini göstermeye yeterlidir.

Kalıntı östenit hacimsel oranı ve konsantrasyonlarının diğer gruplar ile benzer çıkmasına rağmen, numunelerin gerilme mukavemetleri arasındaki farklılıklar (Şekil 5.79), 20 saniye ayrıştırma süresinin homojen bir mikroyapı için yeterli olmadığını da göstermektedir. Bu durum, Q&P işleminde blok şekilli kalıntı östenitin ve filmsi östenit kadar hızlı şekilde karbon alamadığına işaret etmektedir.

380 °C sıcaklıkta 200 s işlem gören numunelerin gerilme-uzama grafiklerinde (Şekil 5.81) testere dişi yapıların görünümü devam etmektedir, bu oluşumlar uzama değerlerinin yarısından sonra görülmemektedir. Bu durum, uzamanın beklenildiği gibi en yumuşak faz olan kalıntı östenitte başladığını göstermektedir. Gerilimin artması ile TRIP dönüşümünün maksimum gerilme mukavemetine yakın bir noktada sonlandığı görülmektedir. Bu nokta ayrıca M₁ martenzitinin tek başına göstereceği mukavemet değerinde çok yakındır.

Tablo 5.13. 380 °C 200 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N380 ₀ 200	1092,71	792,95	16,63	18171,77	12,73	0,56
N380 _{0,64} 200	1159,94	821,85	18,29	21215,30	13,30	0,64
N380 _{0,87} 200	1166,06	896,47	22,76	26539,53	13,63	0,64
N380 _{1,2} 200	1309,12	943,41	22,38	29298,11	13,96	0,63



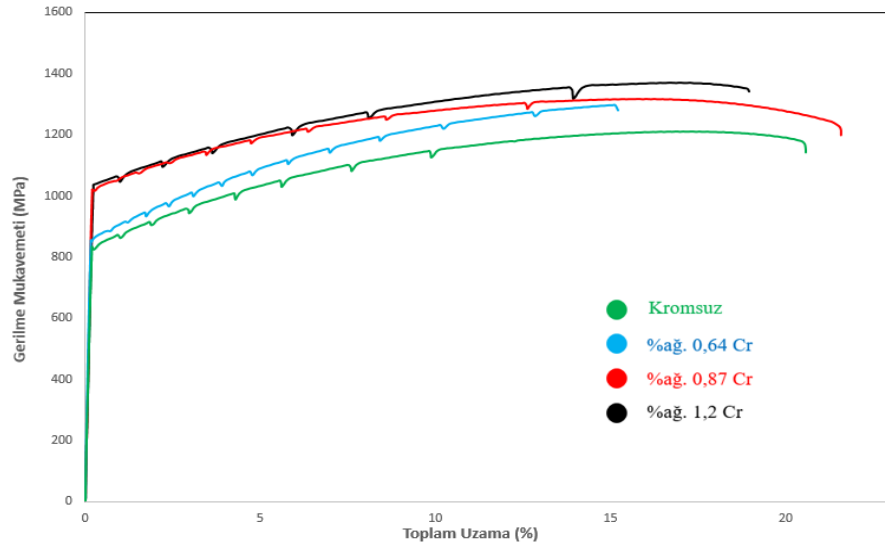
Şekil 5.81. 380 °C-200 s. karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

Bu numunelerin, gerilme-uzama grafiğinde testere dişi şeklinde sapmalar görülmektedir. Bu oluşumların numune sıyırmasından kaynaklandığı düşünülerek yapılan kontrollerde, bu durumun olmadığı görülmüştür. Yapılan literatür taramalarında kalıntı östenit içeren numunelerin TRIP etkisi ile M_2 martenzitine dönüşümünün bu etkiyi yarattığı görülmüştür [202, 235]. Krom elementinin orta manganlı çeliklere etkisi üzerine benzer bir çalışmada [236, 237] ve kalıntı östenitin mekanik özelliklere etkisinin incelediği tez çalışmalarında benzer oluşumlar [238], TRIP etkisi mekanizması içeren çeliklerde bu durumun olağan olduğunu göstermiştir.

Q&P işleminin uygulandığı en yüksek karbon ayrıştırma sıcaklık değeri olan 420 °C’de krom oranının artması ile gerilme mukavemetlerinin düşük miktarda da olsa arttığı gözlemlenmiştir. KÖHO ve KÖKK (Tablo 5.14) değerlerinin daha yüksek olmasına karşın 0,64 Cr içerikli numunenin kromsuz numuneden daha düşük uzama değeri göstermesinin nedeninin kalıntı östenitin şekli olduğu düşünülmektedir (Şekil 5.82). 20 saniye karbon ayrıştırma yapılan numuneler için en ideal karbon ayrıştırma sıcaklığı 380 °C olarak görülmüştür.

Tablo 5.14. 420 °C 20 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N420 _{0,20}	1211,19	834,46	20,63	23884,18	12,80	0,50
N420 _{0,64}	1298,31	860,55	14,64	18592,94	13,32	0,68
N420 _{0,87}	1315,99	1020,06	21,59	28516,29	13,66	0,69
N420 _{1,20}	1371,83	1148,62	19,01	25100,04	13,99	0,68

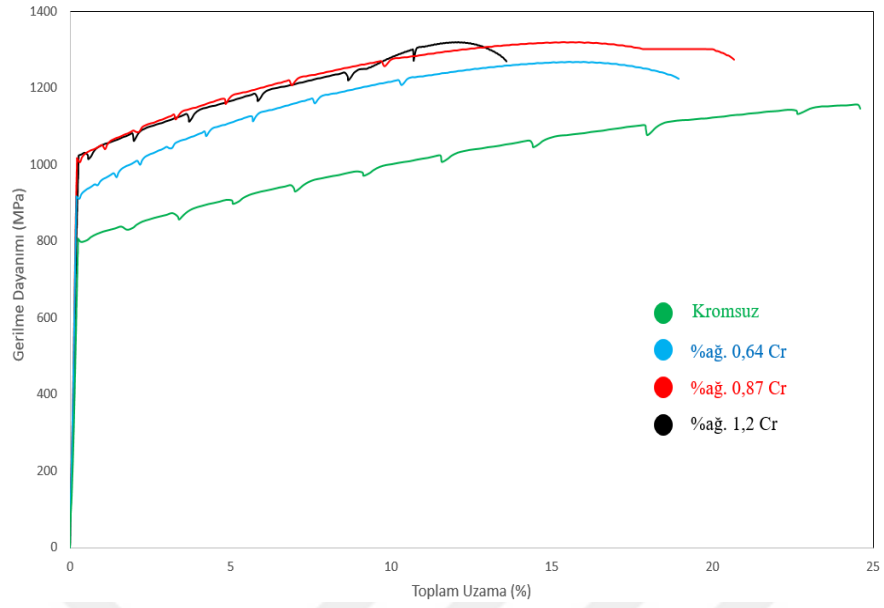


Şekil 5.82. 420 °C-20 s aniyeye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

Bu sıcaklıkta bekleme süresinin 60 saniyeye çıkarılmasının numunelerin mukavemet ve uzama değerlerine fazla bir etkisi olmadığı Tablo 5.15'te görülmektedir (Şekil 5.83). Kalıntı östenit karbon konsantrasyonlarının 420 °C şartlarındaki en düşük ortalamada olması, 20 ile 60 saniye aralığında karbon konsantrasyonların da düştüğünü göstermektedir.

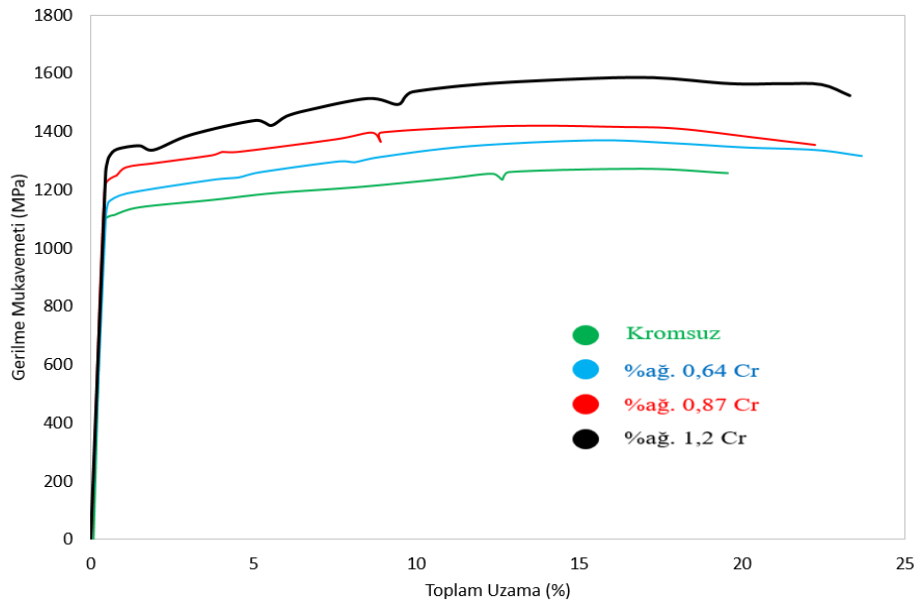
Tablo 5.15. 420 °C 60 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N420 ₀ 60	1157,74	802,80	24,58	28457,25	12,87	0,51
N420,64 ₆₀	1270,01	903,96	18,90	24003,19	13,35	0,63
N420,87 ₆₀	1320,81	1017,62	20,61	27221,89	13,77	0,63
N420,1,2 ₆₀	1320,36	1148,62	13,52	17851,26	13,99	0,63



Şekil 5.83.420 °C-60 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

420 °C’de bekleme süresinin 200 saniyeye çıkarılmasının numunelerin mukavemet ve uzama değerlerine fazla bir etkisi olmadığı görülmektedir (Şekil 5.84). Isıl işlem uygulamamızda beynit bölgesine en yakın sıcaklıkta, Tablo 5.16’den görüleceği üzere, kalıntı östenit karbon konsantrasyonlarının fazla düşmemiş olması, sıcaklığın doğru olarak seçildiğini bir kez daha göstermiştir.



Şekil 5.84.420 °C-200 saniye karbon ayrıştırma işlemi gören numunelerin gerilme-uzama grafiği.

Tablo 5.16. 420 °C 200 s grubu malzemelerin mekanik değerleri

Kod	σ_G (MPa)	σ_{AK} (MPa)	ϵ_t (%)	$\sigma_G \times \epsilon_t$ (MPa x %)	KÖHO (%)	KÖKK
N420 _{0,200}	1361,89	1117	19,59	26679.43	12,89	0,59
N420 _{0,64} 200	1411,91	1181,46	23,73	33504.62	13,37	0,69
N420 _{0,87} 200	1482,51	1250,22	22,29	33045.15	13,77	0,69
N420 _{1,2} 200	1588,88	1327,54	23,35	37100.35	14,19	0,68

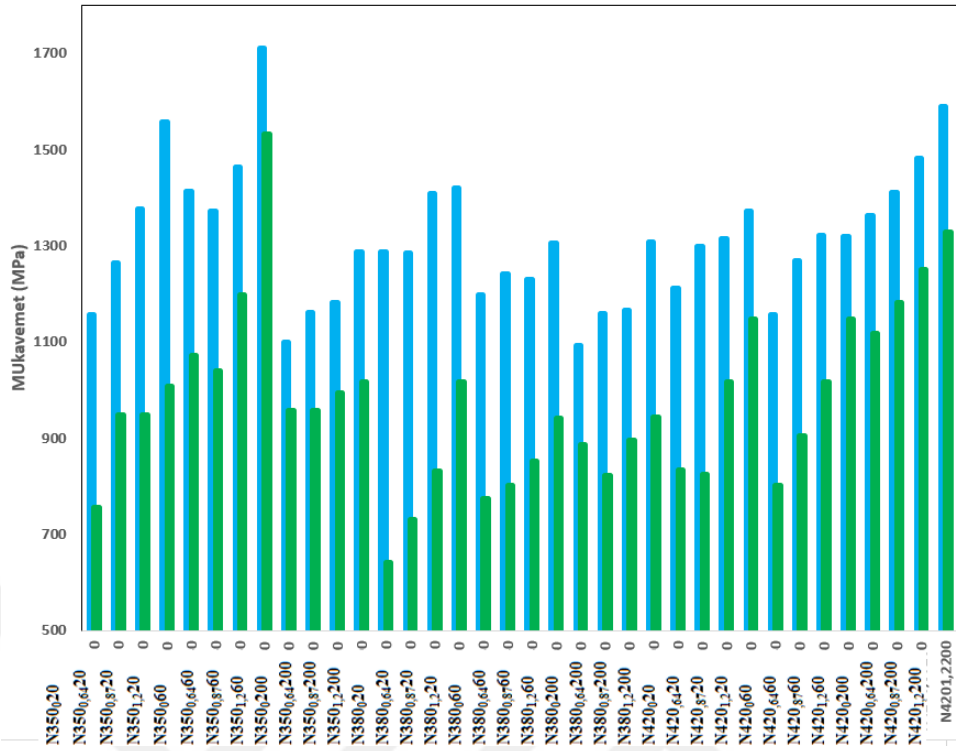
En yüksek sıcaklık ve en uzun sürenin uygulandığı 9. grup numunelerinin gerilme mukavemetleri, beklenildiği gibi krom oranının artırılması ile artmıştır. Artan ayrıştırma süresi ile birincil martenzitin temperlenerek mukavemet değerlerinin düşmesi beklenmesine rağmen değerleri artmıştır. Bu durumun artan karbon ayrıştırma süresinin, kalıntı östenit karbon konsantrasyonunu 0,63 değerinden 0,69 değerlerine yükselmesi ile TRIP etkisini kuvvetlendirmesinin neden olduğu düşünülmektedir.

Tüm numune gruplarında krom ilavesinin artması ile kalıntı östenit hacimsel oranı (KÖHO) değerlerinin arttığı gözlemlenmiştir. En düşük kalıntı östenit karbon konsantrasyonu değerleri genellikle krom alaşımsız numunelerde çıkmıştır. Krom alaşımsız numunelerde, kalıntı östenitin alabileceği karbonu tüketen beynit fazının oluşumunun buna neden olduğu düşünülmektedir.

Elde edilen veriler ışığında çıkarılan akma ve gerilme mukavemetleri Şekil 5.85'te verilmiştir. Yaklaşık % 0,25 C içerikli numunelerinden, Q&P ısıtma işlemiyle 1093 ile 1710 MPa arasında çekme mukavemetinde ve 13,52 ile 24,68 toplam uzama değerlerinde çelik saclar üretilmiştir. Çekme mukavemeti ile toplam uzama arasında test orantılı bir ilişki olmasına rağmen üretilen çeliklerde her iki değerinde dengeli olarak yükseltilmesi başarılmıştır.

En yüksek uzama değeri veren numunelerin akma mukavemetlerinin 850 MPa altında olması, uzama değerlerini en fazla etkileyen fazın kalıntı östenit olduğunu göstermektedir.

Günümüz teknolojilerinde, gerilme ve uzama değerlerinin beraberce artırılması TRIP veya TWIP etkisiyle sağlanmaktadır. TWIP etkisini elde etmek için çeliğin, çok yüksek oranda mangan elementi ile alaşımlandırılması ve kompleks bir ısıtma işlem görmesi gerekmektedir. TRIP etkisi ise kalıntı östenitin şekil değişiminin tetiklediği martenzit dönüşümüyle plastik uzama bölgesini genişletmesi sonucu elde edilmektedir. Çalışmamız ile ~37 GPa% PSE değeri gösteren numuneler üretilmesi bu etkinin sağlandığının kanıtıdır.

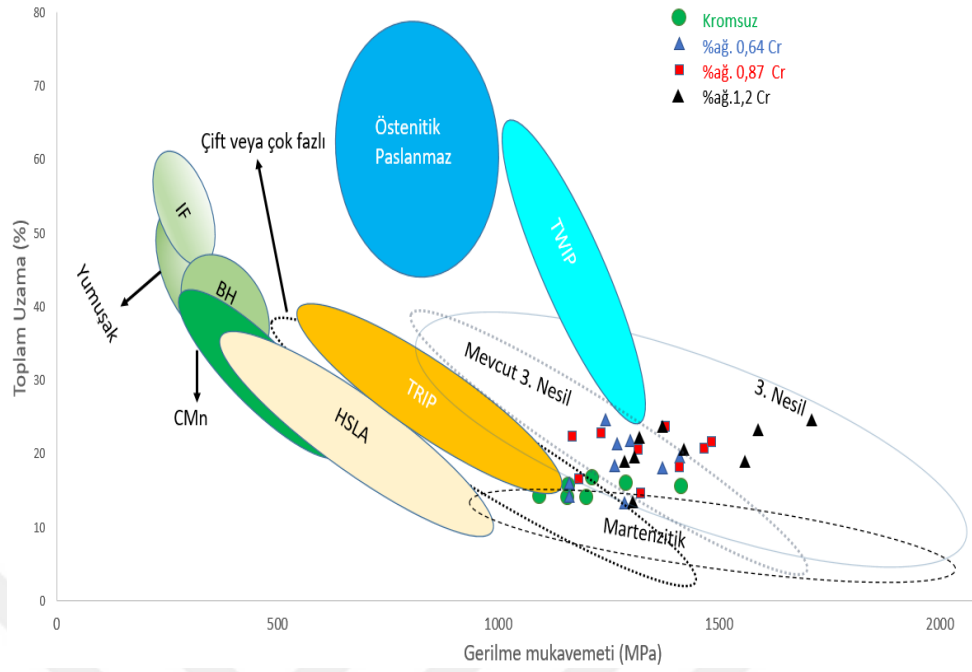


Şekil 5.85. Numunelerin akma ve gerilme mukavemetleri

Bu grafikler yardımıyla ayrıca sertleşme katsayıları ve elastisite modülü değerleri de hesaplanmıştır. Bu değerlerin hesaplanması ile sonlu elamanlar veya sonlu farklar yöntemi kullanan Ansys, Abacus gibi analiz programlarında gerilme-uzama, çarpma ve balistik test analizlerinin yapılabilmesi için gerekli veriler üretilebilmektedir.

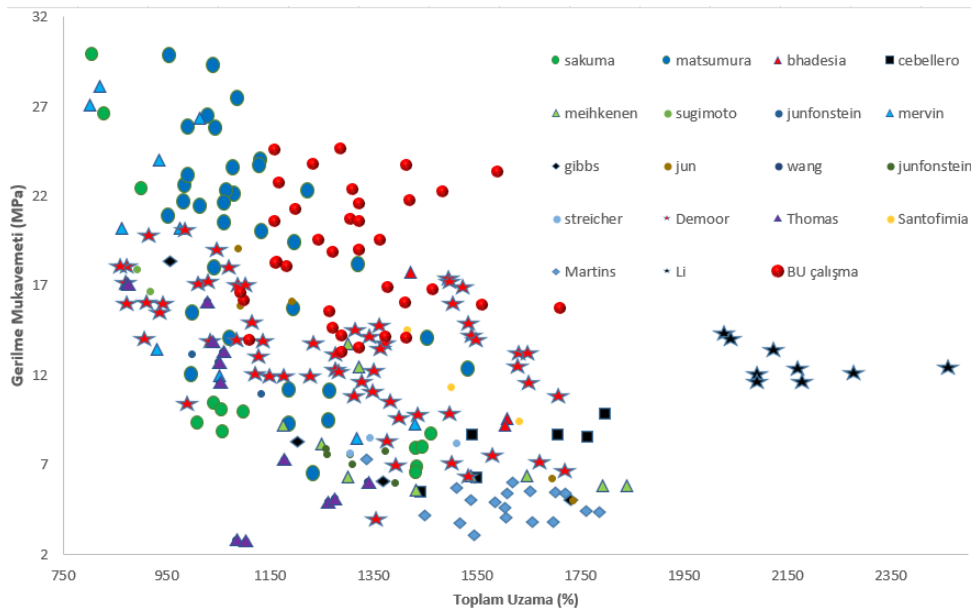
Bu testlerin bilgisayar ortamında yapılabilmesi ile otomotiv ve savunma sanayi gibi alanlarda yapılan ARGE ve ÜRGE projeleri daha düşük maliyetli olarak yapılabilir.

Deney sonuçlarına göre numunelerin çoğunluğu Q&P işlemi için tanımlı alandaki değerleri göstermiştir. Numunelerin sadece 5 tanesi toplam uzama değeri yönünden bu tanımlamanın dışında kalmışken 2 numune ise tanımlı değerlerin üstünde değerler vermiştir. Bu değerlendirmenin ışığında yapılan Q&P işleminin başarılı olduğu ve oldukça yüksek mekanik özellikler gösteren malzemelerin üretildiği görülmektedir (Şekil 5.86).



Şekil 5.86. Alaşım oranına göre mekanik değerlerin değişimi

Tez çalışması verileri ile literatür verilerinin karşılaştırılması Tablo 5.17 ve Şekil 5.87’de yapılmıştır. Grafik ve tablodan görüleceği üzere bu tezde elde edilen sonuçlar birçok yönden ortalamanın üzerindedir.



Şekil 5.87. Tez çalışması ile diğer Q&P çalışmalarının karşılaştırılması

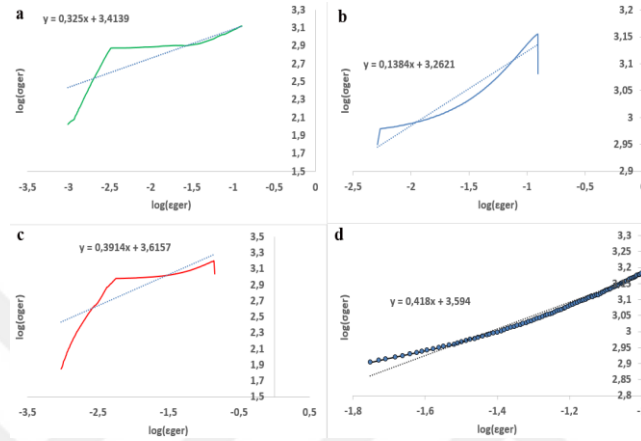
Tablo 5.17. Literatür Karşılaştırması

Çalışma	C	Mn	Si\Al	Cr	PSE (GPa%)
Feng [239]	0.12	7.7	1.4	2.8	43,500
Zhonglin Wu [240]	0.14	2.3	1.6		38,970
N420_{1,2}200	0.2	1.8	1.4	1.2	37,100
Wang [184]	0.2	0.3	1.8	1	33,100
Mishnev [232]	0.4	1.3	1.8	0.8	32,000
Song [241]	0.19	2	1.4		31,900
Zhang [242]	0.4	1.5	1.6		31,400
Zhao [243]	0.2	2.2	0.8		29,800
Gu [244]	0.22	1.6	1.8		29,100
Peng [245]	0.23	2	1.4		29,000
Huang [246]	0.2	1.8	1.5		28,200
Xiao [192]	0.2	1.9	1.7		27,500
Lin Liu [247]	0.2	2	1.6		27,200
Pelligra [248]	0.2	3.4	1.6		26,000
Kang [249]	0.24	2	1.5		25,500
Qin [250]	0.7	1.6	1.5	0.6	24,180
Kussa [222]	0.2	1.7	1.8	0.6	24,000
Yu Wang [251]	0.23	2	0.9		24,000
Jia [252]	0.38	1.6	1.6		22,241
Huyghe [253]	0.2	2.3	1.4	0.2	21,800
Yan [44]	0.2	1.6	1.5		20,400
Hassan [254]	0.09	1.36	0.2		19,930
Jing [183]	0.17	2.3	1.6		19,220
Zhang [189]	0.2	1.5	1.6		18,500
Young-Roc [255]	0.18	2.6	1.5	0.1	18,332
Forouzan [256]	0.6	1.2	1.6		18,200
N350₀20	0.2	1.8	1.4	0	15,519
A. Arlazarov [257]	0.2	2.2	1.4	0.2	15,851

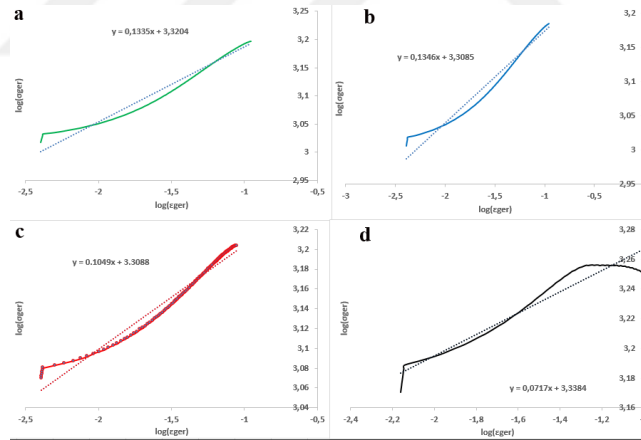
5.3.2. Gerinim Sertleşmesi Değerleri

Pekleşme sabiti ise Hollomon denklemleri yardımıyla bulunabilmektedir.

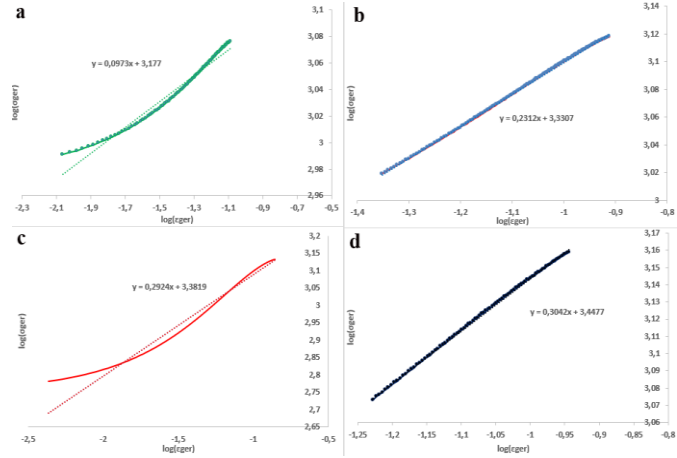
Bu yöntemle numunelerin hesaplanan n-K değerleri Şekil 5.88-Şekil 5.96 arasındaki grafiklerde gösterilmiştir. Yeşil kromsuz, mavi 0,64, kırmızı 0,87 ve siyah çizgili olan 1,2 krom içeren numunelerin grafiğidir.



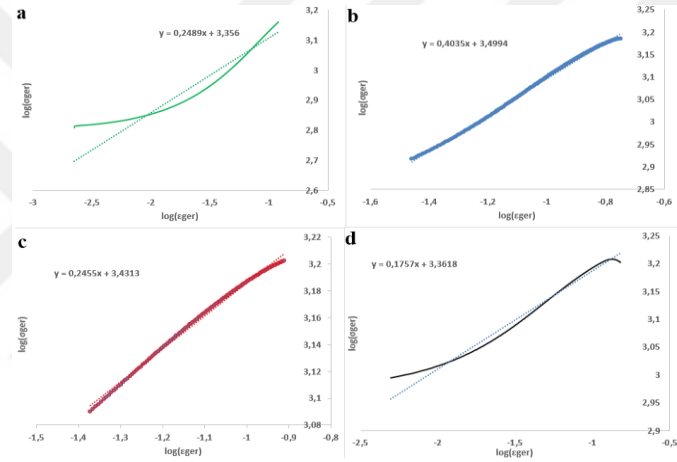
Şekil 5.88. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 350°C 20 s'de pekleşme değerleri



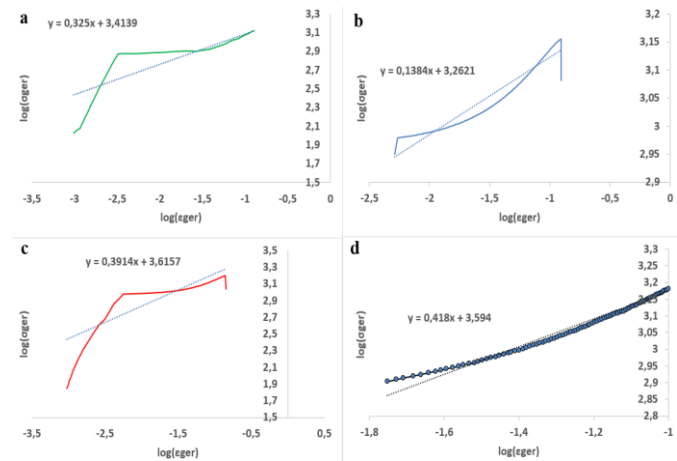
Şekil 5.89. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 350°C 60 s'de pekleşme değerleri



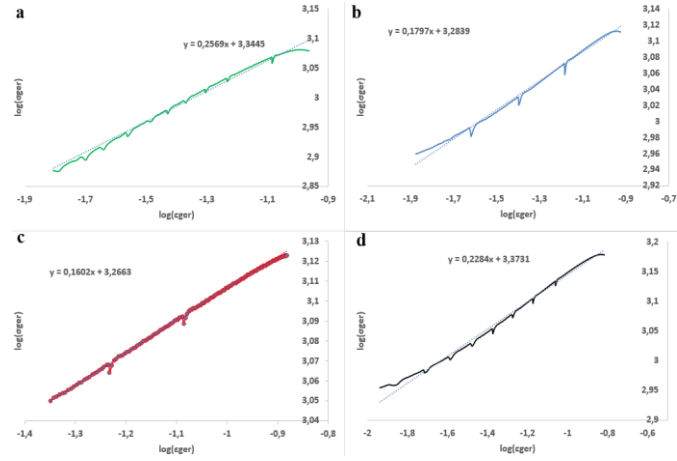
Şekil 5.90. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 350°C 200 s'de pekleşme değerleri



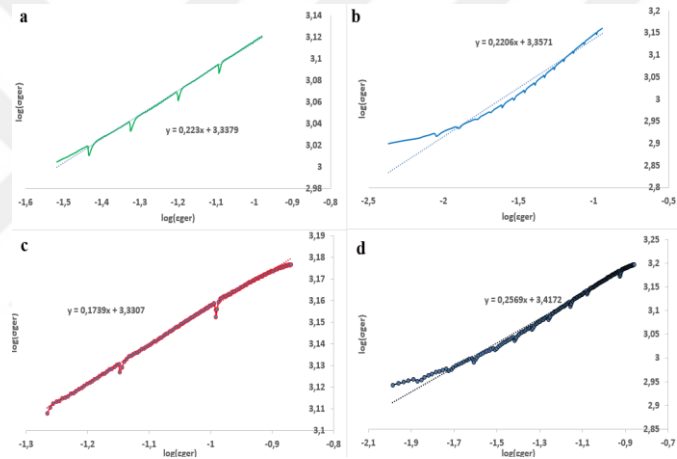
Şekil 5.91. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 380°C 20 s'de pekleşme değerleri



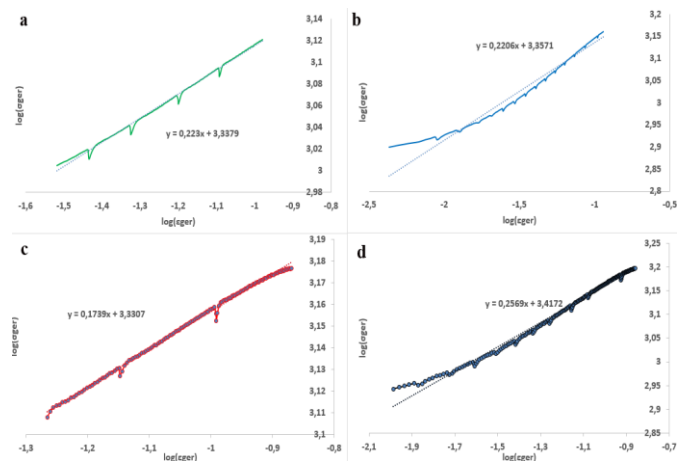
Şekil 5.92. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 380°C 60 s'de pekleşme değerleri



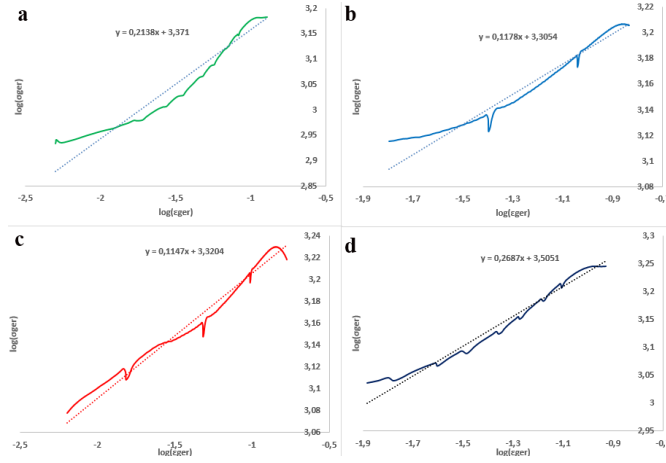
Şekil 5.93. a) Kromsuz, b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 380°C 200 s’de pekleşme değerleri



Şekil 5.94. a) Kromsuz; b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 420°C 20 s’de pekleşme değerleri



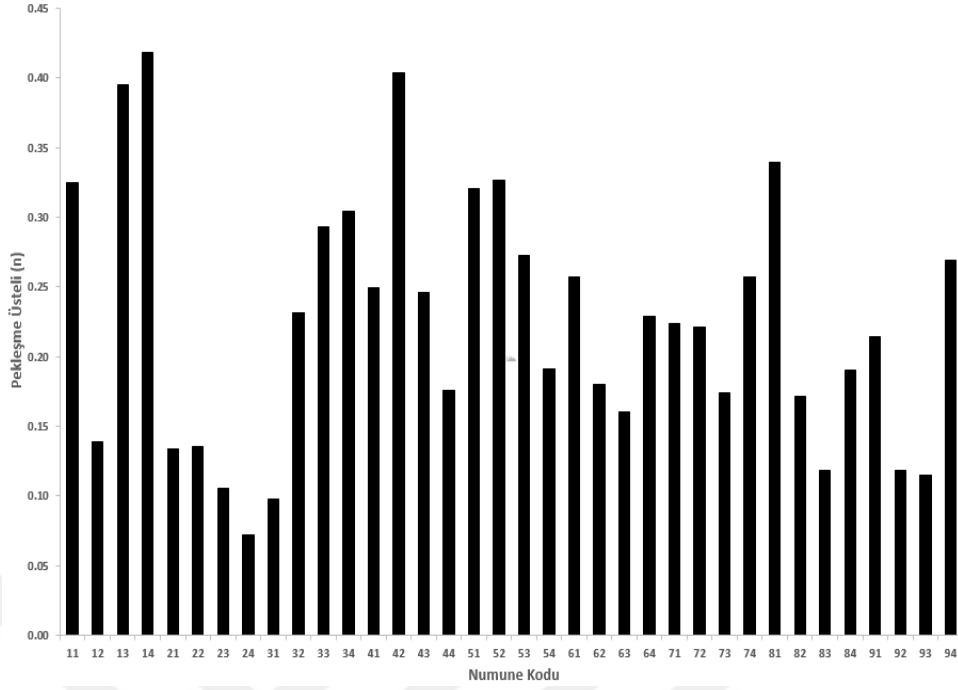
Şekil 5.95. a) Kromsuz, b) 0,64; c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 420°C 60 s’de pekleşme değerleri



Şekil 5.96. a) Kromsuz, b) 0,64 , c) 0,87 ve d) 1,2 Cr numunelerin 420°C 200 s’de n-K grafikleri

Hollomon denklemi yardımıyla türetilen numune pekleşme üsteli değeri Şekil 5.97’de sunulmuştur. Numunelerden sadece 420°C sıcaklıkta 60 saniye bekletilen krom içermeyen numunenin pekleşme üsteli beklenen aralık dışında kalmıştır ancak bu değer literatürde incelenen çalışmaların 0,05-0,7 verilerin aralığında kalmaktadır [69, 258, 259], bu numunenin toplam uzama ve çekme mukavemeti değerlerinin ortalamasının altında olması bu durumu nispeten açıklamaktadır. Zira Q&P malzemeler plastik bölgeye geçtikten sonra bile kalıntı östenitin TRIP etkisi ile martenzite dönüşümüyle standart bir değişim göstermemektedir. Kalıntı östenitin martenzite dönüşümünün bu değeri arttırdığı çalışmada da raporlanmıştır [127].

Grafikte krom içermeyen numunelerin pekleşme üstellerinin birbirlerine çok yakın olması, bu değerlerin bekleme sıcaklığı ve süresinden fazlaca etkilenmediğini, krom içeriği ile alakalı olduğunu düşündürmektedir. Bazı gerilme-uzama grafiklerinde plastik bölgede testere dişi görünümleri oluşmuştur. Bu durumun seçilen ASTM çekme numunesinin boyutlarının küçük olması ve uygulanan gerilmelerin büyüklüğünden tutucu sıyrması veya kalıntı östenit martenzit dönüşümünün yaptığı dalgalanmalardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Aynı hesaplama sonucu çıkarılan dayanım sabiti (K) değerleri de Şekil 5.98’de gösterilmiştir.

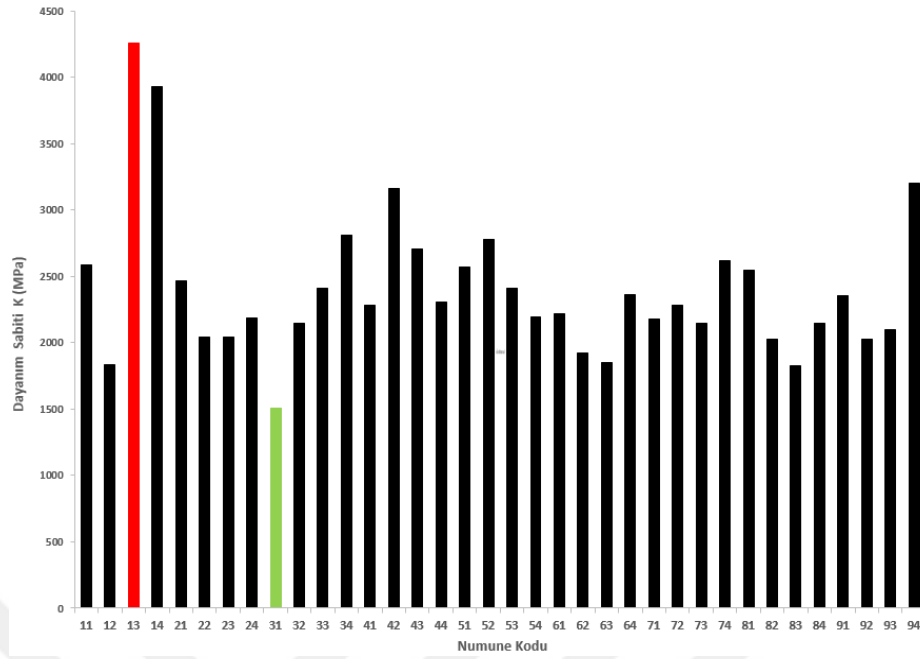


Şekil 5.97. Pekleşme üstelleri (n sabiti)

Zhang ve arkadaşlarının çalışmasında % 7 gerçek uzama değerinden sonra numunelerin pekleşme sabitinin çekme işlemi boyunca 0,2 gibi değerde kaldığı görülmektedir [260]. Bu çalışmada en iyi uzama değeri $n=0,2$ ile 420 °C ayrıştırma işlemi ile elde edilmiştir. Çalışmamız sonucunda elde edilen verilere göre, $n:0,15-0,25$ değerlerinin en ideal değerler olduğu görülmüştür. Ancak Q&P işleminin ayrıştırma sıcaklığı ve süresi, kalıntı östenitin şekli, hacimsel oranı ve karbon konsantrasyonu, komşu fazların özellikleri gibi çok fazla faktöre bağımlı olmasından dolayı bu parametreler arasında doğrusal ilişki kurulamamıştır.

TRIP etkisinin de bu değerleri etkilediği Liu ve arkadaşlarının çalışmasında gösterilmiştir [261]. Q&P işlemi görmemiş malzemede ise bu değerlerin düşük uzama değerlerinde çok yüksek olduğu, sonrasında ise lineer olarak çok hızlı şekilde düştüğünün raporlanmış olması Q&P numunelerinin içerdiği kalıntı östenitin mekanik değerler üzerinde çok büyük etkisi olduğunu kanıtlamaktadır. Plastik bölgenin bu davranışı, malzemenin kopma emniyeti açısından da önem taşımaktadır.

n sabiti gibi K değerleri Hollomon denklemlerinden türetildiğinden ve birbirlerine bağlı olduklarından dolayı K sabiti değerleri, pekleşme üsteli bahsinde geçen literatür değerleri ile uyumlu çıkmıştır. Bu verilerden Tablo 5.18 oluşturulmuştur.



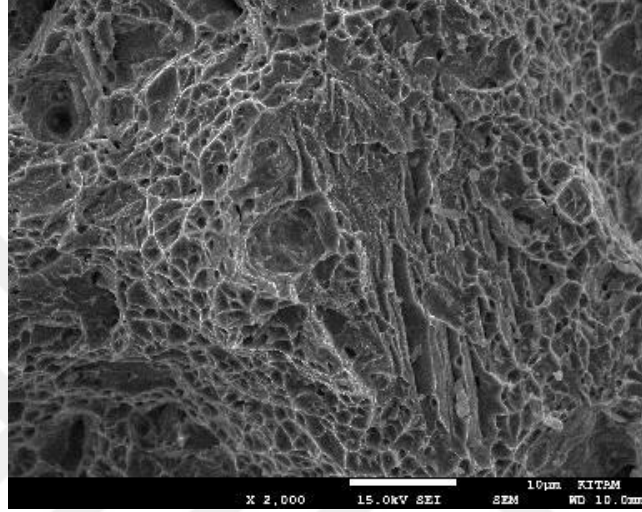
Şekil 5.98. Numunelerin dayanım sabiti değerleri

Tablo 5.18. Numunelerin soğuk şekillendirme katsayıları

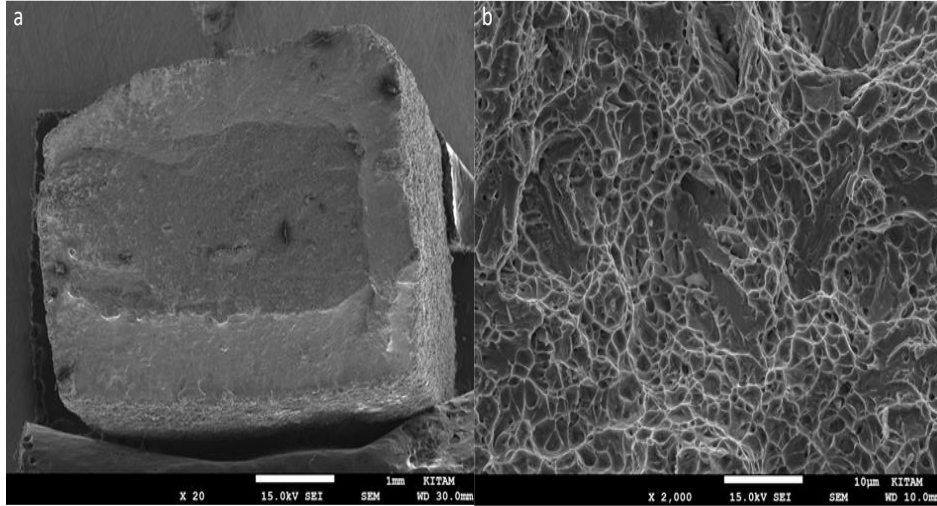
Malzeme kodu	n	K (MPa)	Malzeme kodu	n	K (MPa)
N350 ₀ 20	0,3241	2579,883	N380 _{0,87} 60	0,2721	2404,916
N350 _{0,64} 20	0,1384	1828,521	N380 _{1,2} 60	0,1903	2194,32
N350 _{0,87} 20	0,3946	4252,066	N380 ₀ 200	0,2569	2210,548
N350 _{1,2} 20	0,418	3926,449	N380 _{0,64} 200	0,1797	1922,649
N350 ₀ 60	0,1335	2466,266	N380 _{0,87} 200	0,1602	1846,29
N350 _{0,64} 60	0,1346	2034,698	N380 _{1,2} 200	0,2284	2361,022
N350 _{0,87} 60	0,1049	2036,104	N420 ₀ 20	0,223	2177,208
N350 _{1,2} 60	0,0717	2179,716	N420 _{0,64} 20	0,2206	2275,621
N350 ₀ 200	0,0973	1503,142	N420 _{0,87} 20	0,1739	2141,411
N350 _{0,64} 200	0,2312	2141,411	N420 _{1,2} 20	0,2569	2613,365
N350 _{0,87} 200	0,2924	2409,351	N420 ₀ 60	0,3389	2543,9
N350 _{1,2} 200	0,3042	2803,496	N420 _{0,64} 60	0,1708	2025,023
N380 ₀ 20	0,2489	2280,342	N420 _{0,87} 60	0,1178	1819,701
N380 _{0,64} 20	0,4035	3157,912	N420 _{1,2} 60	0,1895	2138,947
N380 _{0,87} 20	0,2455	2699,604	N420 ₀ 200	0,2139	2348,01
N380 _{1,2} 20	0,1757	2300,382	N420 _{0,64} 200	0,1178	2020,226
N380 ₀ 60	0,3198	2569,804	N420 _{0,87} 200	0,1147	2091,221
N380 _{0,64} 60	0,3262	2771,405	N420 _{1,2} 200	0,2687	3199,632

5.3.3. Kopma Yüzeyleri

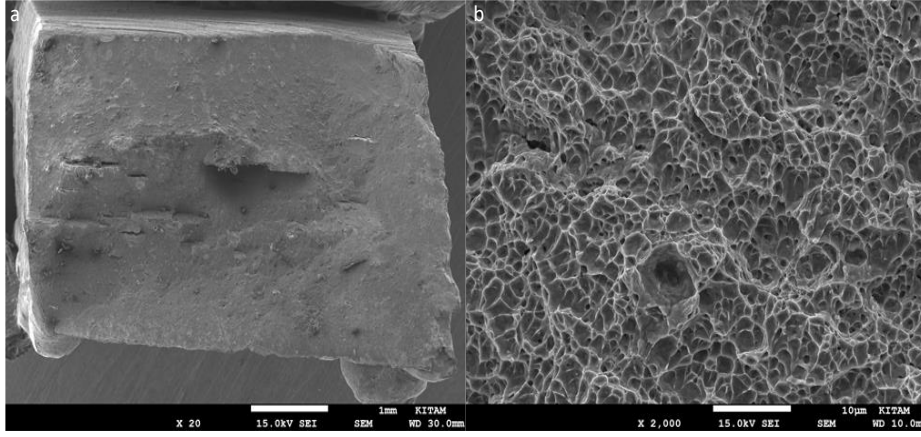
Çekme numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan yüksek büyütme resimlerinden gözenekli yapılar sünek kırılmayı göstermiştir. Düşük büyütme resimlerde boyun verme bölgeleri saptanmıştır. Numunelerde yer yer gevrek kırılma bölgeleri de gözlemlenmiştir. Sonuç olarak numunelerin bileşik kırılma mekanizması ile koptuğu sonucuna varılmıştır. Örnek kopma bölge SEM resimleri Şekil 5.99 ile Şekil 5.105 arasında verilmiştir.



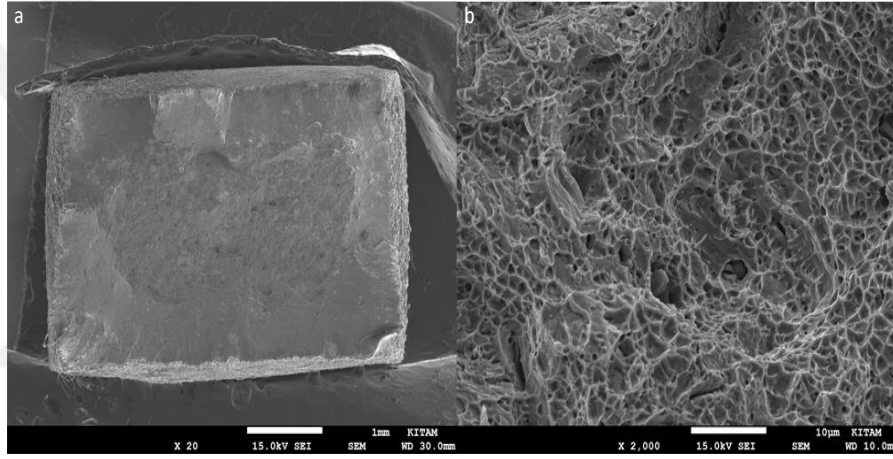
Şekil 5.99. 350 °C-20 s-1,2 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüsü



Şekil 5.100. 350 °C-20 s-0,87 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri



Şekil 5.101. 380 °C-20 s-0,87 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri

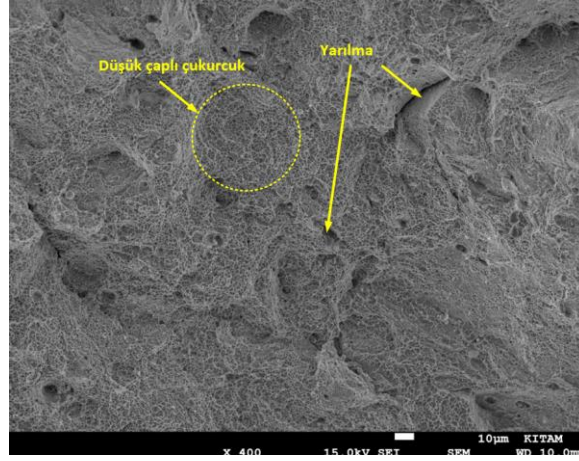


Şekil 5.102. 380 °C-200 s-0,64 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri

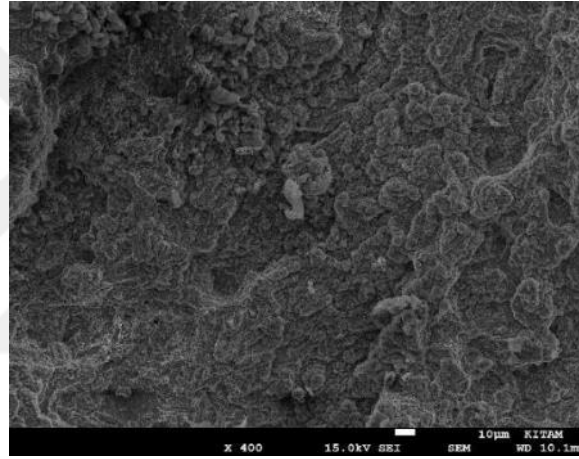
Kromsuz numunelerin kopma yüzeylerindeki çukurcuklar Şekil 5.103’de< görüldüğü üzere daha düşük çaptadır. Ayrıca yarılmı şeklinde kopma bölgelerine de daha fazla rastlanmaktadır. Krom ilavesi bu sünek kopma çukurcuklarının çapını ve kırılma mukavemetini artmıştır.

Krom ilavesinin düşük sıcaklıklarda yapılan ayrıştırma işlemlerinde mukavemet ve uzama değerlerini arttırmaktadır. Ancak, sıcaklığın yüksek seçilmesiyle mukavemetin yine arttığı ama uzamanın belirgin bir şekilde azalması literatüre uyumludur [117]. 420 °C’de 20 saniye işlem gören kromsuz numunenin kırılma yüzeylerindeki gevrek kırılma oranının artması bu durumun karbon ayrıştırma işlemi için de geçerli olduğu göstermektedir.

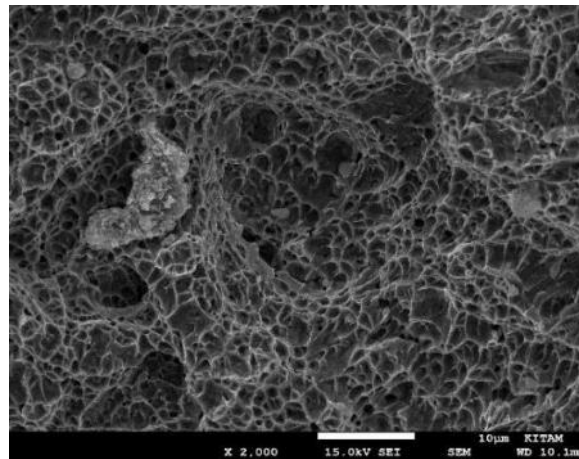
TRIP çeliklerinde kalıcı östenitin etkisinin incelendiği çalışmalarda [263], mikroçatlakların çoğunlukla ferrit-martenzit sınırlarında başladığı görülmektedir. Şekil değişimiyle oluşan martenzit dönüşümünün, yayılımı etkili bir şekilde engellendiği gösterilmiştir. Ek olarak, kalıntı östenitin mikroçatlak yönelme açısını etkileyerek kırılma davranışını iyileştirmesi ile uyumlu sonuçlar alınmıştır.



Şekil 5.103. 380 °C-200 s-kromsuz numune kırılma yüzeyi SEM görüntüsü



Şekil 5.104. 420 °C-20 s-0 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüsü



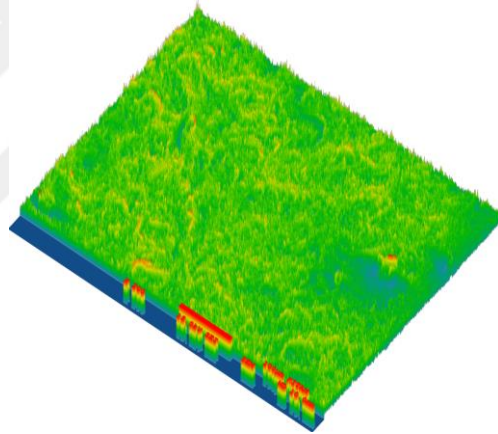
Şekil 5.105. 420 °C-200 s-0,64 Cr numunesine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri

Numunelerin kopma yüzeyleri istisnasız olarak, ağırlıklı sünek olmak üzere birleşik kopma hasarı göstermiştir. Bu durum literatüre uyumluluk göstermektedir [262–264].

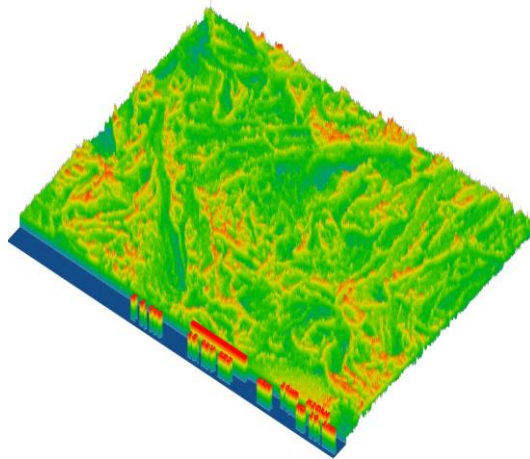
Krom ilavesi ile numunelerin kopma yüzeylerinde oluşan çukurcukların (dimple) çaplarının arttığı tespit edilmiştir. Bu nedenle krom ilavesi tokluğu artırmıştır. Elde edilen sonuçlar literatür ile benzerlik taşımaktadır [265]. Yüzeylerinde yarıma benzeri kırılma mekanizmalarının krom oranı düştükçe arttığı da gözlemlenmiştir.

Kalıntı östenitin öncelikle hacimsel oranı, boyutu, morfolojisinin ve karbon içeriğinin çatlak ilerleme direncini etkilediği görülmüştür. Ancak çeliğin kırılma davranışının daha çok içyapının matrisini oluşturan temperlenmiş ve yeni martenzite bağlı olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar literatüre uyumludur [266].

Krom içermeyen numune ile en düşük krom alaşımlandırması yapılan numunenin kopma yüzeylerinin (Şekil 5.106 ve Şekil 5.107) üç boyutlu görünümünde yüzeydeki seviye farkları kromun kopmaya tesirini açıkça göstermiştir.



Şekil 5.106. 350 °C 20 saniye işlem görmüş kromsuz numune kopma yüzeyi 3d görünümü



Şekil 5.107. 420 °C 200 saniye işlem görmüş %ağ. 0,64 Cr numunesine ait kopma yüzeyi 3d görünümü

5.4. Sertlik Testi Sonuçları

Q&P ısıtıl işlemi yapılan numunelerin sertlik testleri oda sıcaklığı koşullarında numunelerin üç farklı noktasından ölçümlerin ortalaması alınarak yapılmıştır. Ortalama sertlik değerleri ile oluşturulmuş veriler Tablo 5.19’da gösterilmiştir. Ortalama sertlik değerleri 37,14-50,23 HRC değerleri arasındadır. Bu değerlerin çekme mukavemeti-sertlik ilişkisi yönünden uyumlu oldukları, vickers sertlik dönüşümünde 365-480 skalası ile literatürdeki çalışmalarla uyumlu olduğu görülmüştür [261, 267, 268].

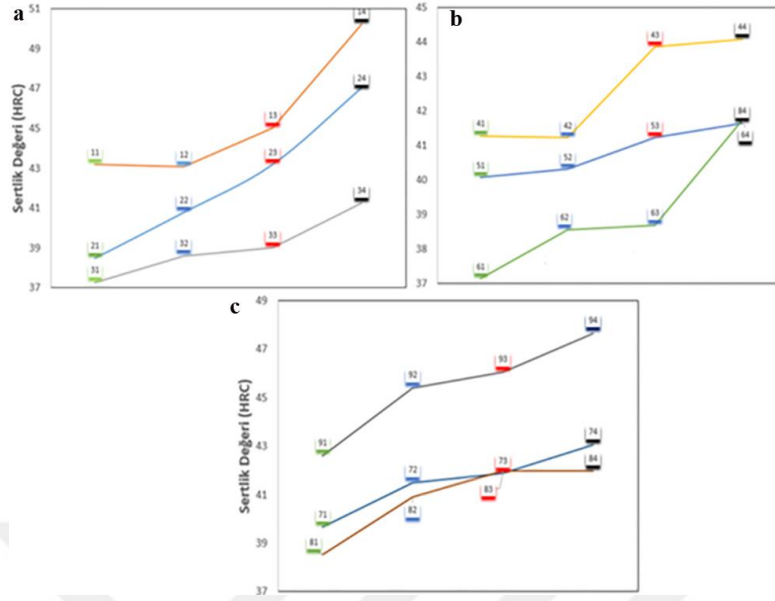
Tablo 5.19. Numunelerin sertlik değerleri

Malzeme kodu	Sertlik HRC	Malzeme kodu	Sertlik HRC	Malzeme kodu	Sertlik HRC
N350 ₀ 20	38,48	N380 ₀ 20	41,28	N420 ₀ 20	39,65
N350 _{0,64} 20	40,78	N380 _{0,64} 20	41,22	N420 _{0,64} 20	41,50
N350 _{0,87} 20	43,18	N380 _{0,87} 20	43,86	N420 _{0,87} 20	41,87
N350 _{1,2} 20	47,01	N380 _{1,2} 20	44,08	N420 _{1,2} 20	43,06
N350 ₀ 60	43,18	N380 ₀ 60	40,08	N420 ₀ 60	38,52
N350 _{0,64} 60	43,07	N380 _{0,64} 60	40,32	N420 _{0,64} 60	40,90
N350 _{0,87} 60	45,02	N380 _{0,87} 60	41,22	N420 _{0,87} 60	41,98
N350 _{1,2} 60	50,23	N380 _{1,2} 60	41,65	N420 _{1,2} 60	41,97
N350 ₀ 200	37,27	N380 ₀ 200	37,14	N420 ₀ 200	42,61
N350 _{0,64} 200	38,60	N380 _{0,64} 200	38,57	N420 _{0,64} 200	45,41
N350 _{0,87} 200	39,01	N380 _{0,87} 200	38,70	N420 _{0,87} 200	46,06
N350 _{1,2} 200	41,25	N380 _{1,2} 200	41,73	N420 _{1,2} 200	47,66

Ayrıştırma sıcaklığının referans alındığı numune gruplandırmasına göre sertlik değerleri Şekil 5.108’de verilmiştir. Sertlik değerleri tüm numunelerde krom oranının artması ile beraber artış göstermiştir (Şekil 5.109) ve literatüre uyumlu sonuçlar elde edilmiştir [168]. Q&P işleminde sertlik tıpkı gerilme mukavemeti gibi sadece krom oranına bağlı değildir. Üç ayrı grafikte aynı krom oranına sahip numunelerin sertlik değerlerinin değişkenliği bunu göstermektedir.

En yüksek sertlik değerleri genellikle kısa ayrıştırma işlemi gören numunelerde ölçülmüştür. Q&P çeliklerinin incelenen mikroyapılarının martenzit, beynit, kalıntı östenit ve sementitten oluştuğu ve bu yapıların sertlik değerlerinin farklı farklı olduğu düşünülürse bu beklenen bir sonuçtur.

Karbon ayrıştırma sürelerinin artması ile yapıda istenen en sert faz olan martenzitin karbon kaybederek temperlenmesinin bu sonucu doğurduğu düşünülmektedir [57, 266]. Ancak incelenen literatürlerde sertlik değerlerinin çok kısa ayrıştırma zamanlarında beklenilenin aksine arttığı ve bu işlemin uzatılması ile düşüşe geçtiği gösterilmiştir [29]. En yüksek ayrıştırma sıcaklığı ve en yüksek ayrıştırma zamanının kullanıldığı 9. grup sertlik değerleri diğer numunelerin aksine daha kısa ayrıştırma süreli numunelerden yüksek değerlere sahiptir. Bu durum ayrıştırma işleminin kritik B_s sıcaklığına yakın seçilmesi ile sonucunun tahmin edilebilirlikten uzaklaştığını göstermektedir.

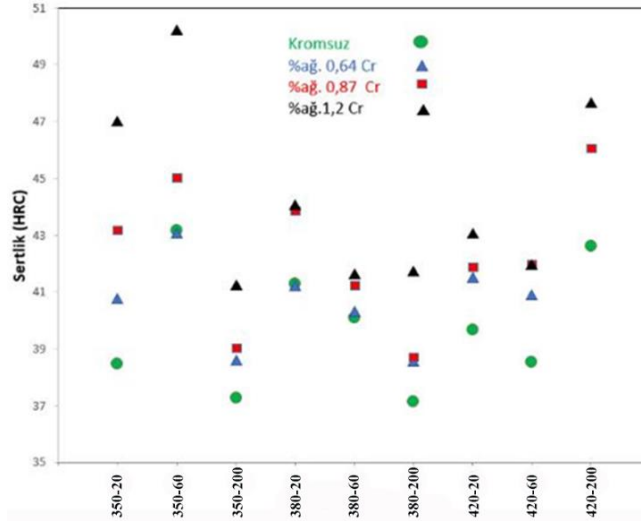


Şekil 5.108 a) 350, b) 380 ve c) 420 °C’de ayrıştırma işlemi yapılmış numunelerin sertlik değerleri

İşlemde dikkate edilmesi gereken diğer bir husus da karbür ve beyritik oluşumlardır. Ayrıştırma sıcaklıkları B_s sıcaklığına uzak seçilmesine rağmen, mikroyapı incelemelerinde bu oluşumlarda gözlemlenmiştir. Martenzit fazı kadar olmasa da sert bir mikroyapı olan bu fazın artması ile kalıntı östenit fazının hacimsel ağırlığı düşecektir. Martenzitin ilk su verme ile oluştuğu ve hacimsel oranının ayrıştırma işleminden etkilenmeyeceği düşünülürse beyritik kendinden daha yumuşak faz olan kalıntı östenit miktarını azaltacağı ve toplam sertliği artırması gerektiği düşünülmektedir.

İşlemden elde edilen verilerin istatistiki sonuçları Şekil 5.114’te sunulmuştur. İşlem parametrelerine göre numunelerin gruplanarak ortalama değerlerinin referans kabul edildiği sonuçlara göre, krom oranının artmasının ile sertliklerin artması arasında doğrusal bir ilişki görülmüştür.

Ayrıştırma işleminin sıcaklık ve süresinin artması sonucu yapıdaki martenzit temperlendiğinden sertlikleri düşmektedir. Ancak krom oranını yüksek numunelerde sertliklerdeki artış doğrusal ölçülmemiştir. Bu durum krom oranının artırılması ile ayrıştırma parametrelerine bağımlılığın azaldığını göstermektedir. Bu sonuç Jirkova ve arkadaşlarının [228], çalışmaları ile uyumluluk göstermektedir.



Şekil 5.109. Numunelerin krom oranlarına göre sertlik değerlerinin dağılımı

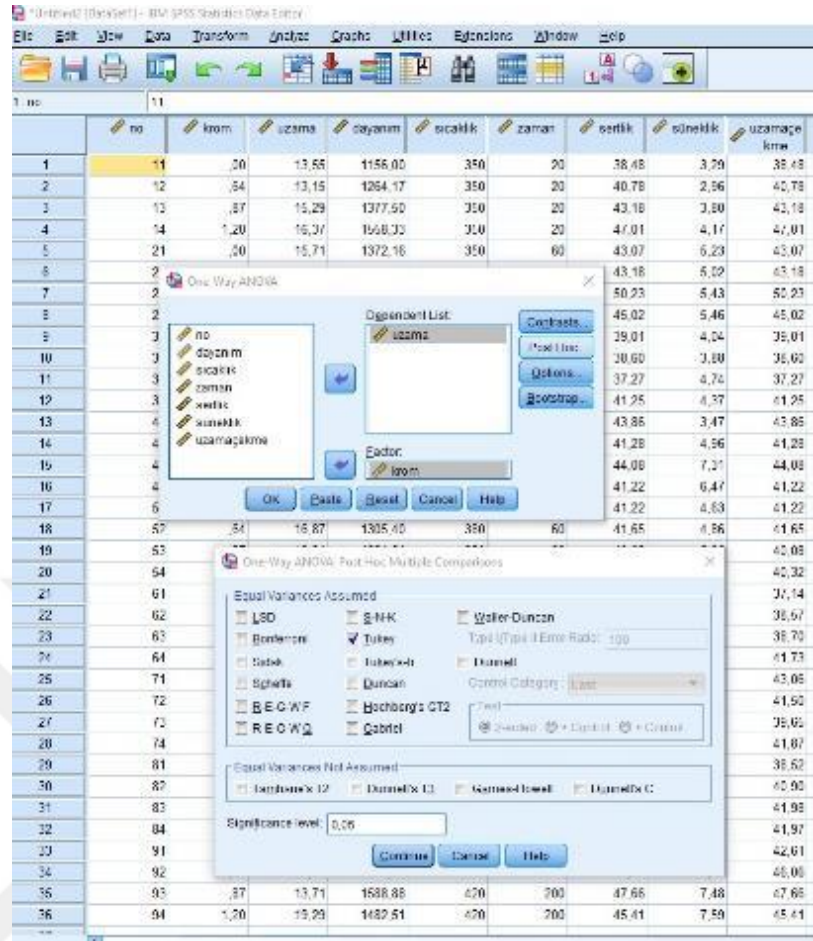
5.5. Verilerin İstatistiki Analizi

Çalışma sonucu elde edilen verilerin çok geniş aralıkta olmasından dolayı istatistik olarak analiz edilmiştir. Bu işlemler, görünümü Şekil 5.110’da verilmiş olan IBM SPSS programı ile yapılmıştır. Verilerin gruplar arasında değişimi farklılık gösterdiğinden, değişkenlerin ortalamalarını esas alan Analysis Of Variance (ANOVA) istatistik analizi yöntemi kullanılmıştır. ANOVA ve MANOVA yöntemleri ile hesaplanan sonuçlar elde edilmiştir.

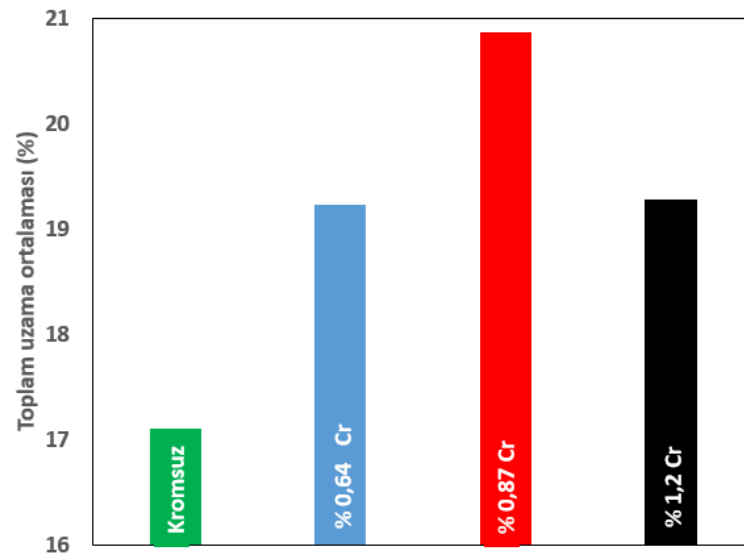
Krom oranı ile uzama ve çekme mukavemeti için yapılan tek yönlü ANOVA analizlerinden oluşturulan, tablolar Tablo 5.20 ile Tablo 5.23 arasında, grafikler ise Şekil 5.110 ile Şekil 5.123 aralığında verilmiştir.

Araştırma konumuz olan mekanik değerlerden olan toplam uzama değeri, krom oranının artmasıyla genel olarak artmıştır (Şekil 5.111). Krom oranı 1,2 olan numunelerin ortalama uzama değerleri bu ilişkiyi bozmuş ve 0,87 içerikli numunelerden daha düşük ortalama uzama değerleri göstermiştir. Yapılan tek yönlü anova analizinde, önem düzeyi değeri (Sig.) 0,041<0,05 çıktığından krom oranı ile toplam uzama değerleri arasında doğrusal bir ilişki olmadığını göstermiştir.

Bu kapsamda krom oranının Q&P işlemine bir etkisinin bağımsız olarak değerlendirilemeyeceği ve özellikle ayrıştırma süresi gibi diğer faktörlere daha bağımlı olduğu görülmüştür.



Şekil 5.110. İstatistik programının tek yönlü anova ayarları



Şekil 5.111. Toplam Uzama değerinin krom oranına göre değişimi

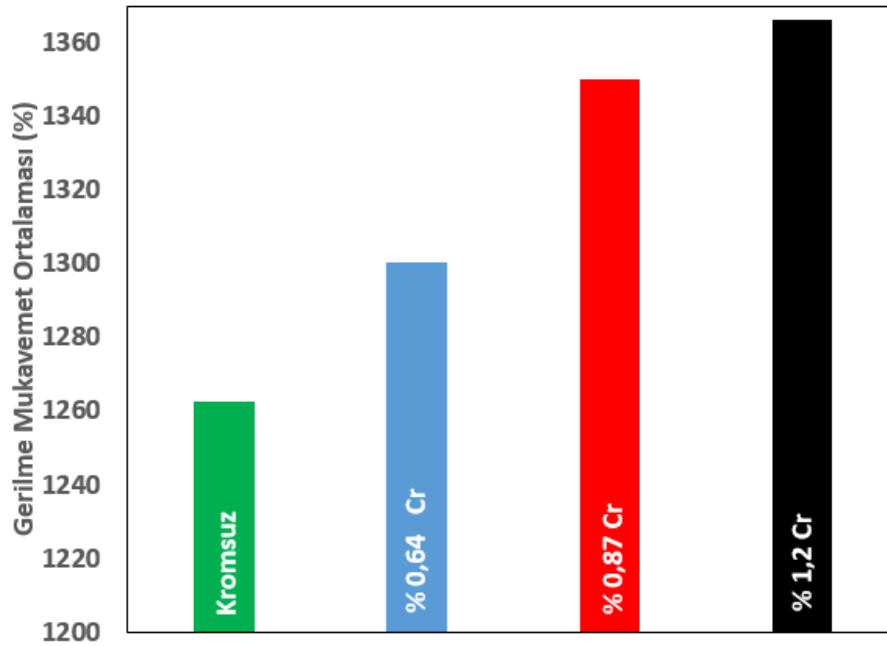
Tablo 5.20. Krom oranı ve Toplam Uzama istatistikel verileri

Tanımlamalar								
uzama					Ortalama için %95 Güven Aralığı			
Krom Oranı	N	Ortalama	Std. Sapma	Std. Hata	Alt Sınır	Üst Sınır	Minimum	Maksimum
,00	9	15,43	2,16	0,72	13,77	17,08	13,55	19,95
,64	9	14,47	1,73	0,58	13,14	15,80	11,70	16,87
,87	9	16,45	2,49	0,83	14,53	18,36	13,36	19,81
1,20	9	17,52	2,51	0,84	15,59	19,44	12,16	20,93
Toplam	36	15,96	2,43	0,41	15,14	16,79	11,70	20,93
Model Sabit Etkiler			2,24	0,37	15,20	16,73		
Rastgele Etkiler				0,66	13,88	18,05		
								1,16

Tablo 5.21. Krom oranı-uzama ANOVA verileri

ANOVA					
Kareler Toplamı	df	Orlama Kare	F	Sig.	
46,44	3	15,48	3,08	0,04	
161,06	32	5,03			
207,50	35				

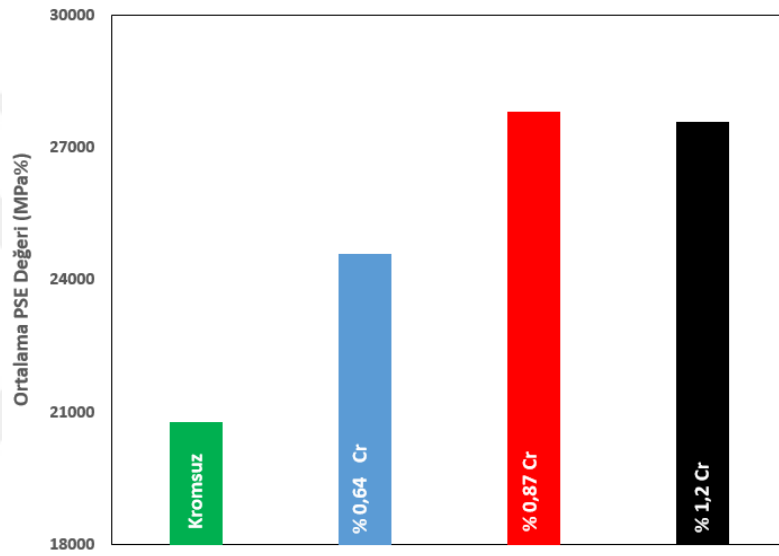
Elde edilen grafik (Şekil 5.112), krom oranı ile çekme mukavemeti arasında doğrusal bir ilişki olduğunu göstermektedir. Çalışma yapılan alaşım oranları için, 0,64-0,87 krom oranları arasında eğrinin eğiminin fazla olması bu aralığın Q&P işlemi için optimum aralık olabileceği neticesini göstermektedir. Anova değerinin 0,421 olması bu değerlerin ortalamaları arasında çok güçlü bir bağlantının olduğunu göstermektedir.

**Şekil 5.112.** Çekme mukavemetinin krom oranına göre değişimi

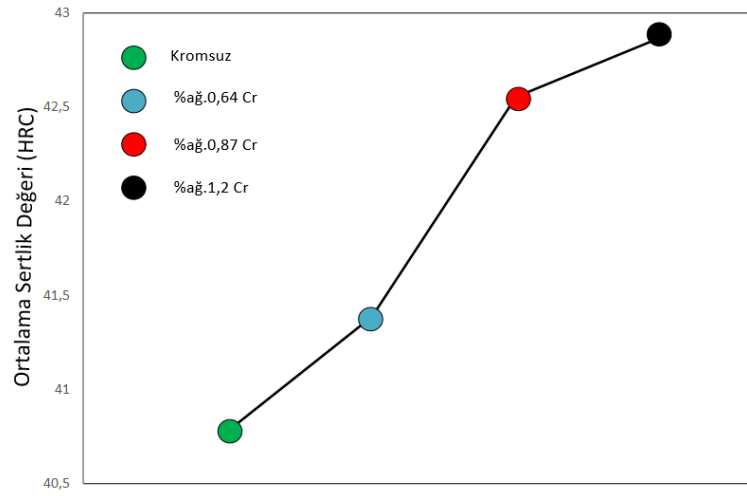
Tablo 5.22. Krom oranı-Çekme mukavemeti ilişkisi istatistiksel verileri

Mukavemet			Std.	Std.	Ortalama İçin %95 Güven Aralığı				Bileşenler Arası
Krom Oranı	N	Ortalama	Sapma	Hata	Alt Sınır	Üst Sınır	Minimum	Maksimum	Varyans
.00	9	1261,19	127,40	42,47094	1163,25	1359,13	1092,71	1411,91	
.64	9	1297,13	111,40	37,1386	1211,49	1382,78	1159,94	1513,22	
.87	9	1347,19	201,10	67,0184	1192,65	1501,74	1099,01	1710,12	
1,20	9	1362,78	109,55	36,51552	1278,58	1446,99	1242,55	1558,33	
Total	36	1317,07	142,15	23,69149	1268,98	1365,17	1092,71	1710,12	
Model Sabit Etkiler			142,36	23,7275	1268,7431	1365,4057			
Rastgele Etkiler				23.72750 ^a	1241.5629 ^a	1392.5859 ^a			-79.68799

^a Uyarı: Bileşenler arası varyans negatiftir. Rastgele etkiler ölçüsü hesaplanırken 0.0 ile değiştirilmiştir



Şekil 5.113. Mukavemet ve süneklik birleşik değerinin krom içeriğine göre değişimi



Şekil 5.114. Krom oranı-sertlik ilişkisi

Tablo 5.23. Ayrıştırma sıcaklığı ile mekanik değerler arasında varyans analizi değerleri

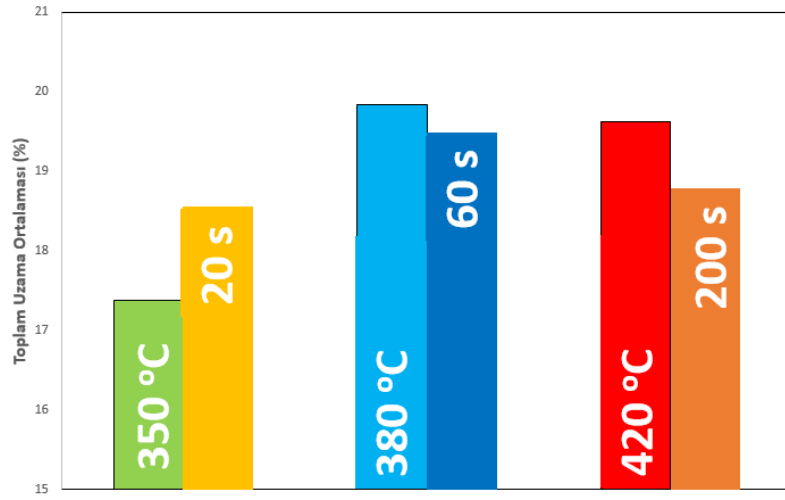
	N	Ortalama	Std. Sapma	Std. Hata	Ortalama için %95 Güven Aralığı		Minimum	Maksimum	Bileşenler Arası
					Alt Sınır	Üst Sınır			
süneklik	0	4,0711	6,5405	0,21802	3,5684	4,5739	3,29	5,23	
0,64	9	4,7356	8,9325	0,29775	4,0489	5,4222	2,96	5,89	
0,87	9	5,8844	11,5872	0,38624	4,9938	6,7751	3,8	7,48	
1,2	9	5,9856	11,286	0,3762	5,118	6,8531	4,17	7,59	
Toplam	36	5,1692	12,4077	0,2068	4,7493	5,589	2,96	7,59	
Model Sabit Etkiler		0,98006		0,16334	4,8364	5,5019			
Rastgele Etkiler				0,46295	3,6959	6,6425			,75056
uzama	0	40,7745	2,50522	0,83507	38,8489	42,7002		43,86	
0,0064	9	41,3903	2,27534	0,75845	39,6413	43,1393	38,57	46,06	
0,0087	9	42,5361	4,26307	1,42102	39,2592	45,813	37,27	50,23	
0,012	9	42,8666	2,32277	0,77426	41,0812	44,6521	40,32	47,01	
Toplam	36	41,8919	2,95666	0,49278	40,8915	42,8923	37,14	50,23	
Model Sabit Etkiler		2,95		0,49316	40,8873	42,8964			
Rastgele Etkiler				0,493163					-,01779
uzama	0	15,426	2,15751	0,71917	13,7676	17,0844	13,55	19,95	
0,0064	9	14,4702	1,73403	0,57801	13,1374	15,8031	11,7	16,87	
0,0087	9	16,4458	2,48831	0,82944	14,5331	18,3585	13,36	19,81	
0,012	9	17,5155	2,50571	0,83524	15,5894	19,4416	12,16	20,93	
Toplam	36	15,9644	2,43485	0,40581	15,1406	16,7882	11,7	20,93	
Model Sabit Etkiler		2,24343		0,37391	15,2028	16,726			
Rastgele Etkiler				0,65575	13,8775	18,0513			1,16081
dayanım	0	1261,19	1274,1281	42,47094	1163,2517	1359,128	1092,71	1411,91	
0,0064	9	1297,135	1114,1581	37,1386	1211,4927	1382,7763	1159,94	1513,22	
0,0087	9	1347,192	2010,5519	67,0184	1192,6473	1501,7367	1099,01	1710,12	
0,012	9	1362,781	1095,4657	36,51552	1278,5762	1446,9862	1242,55	1558,33	
Toplam	36	1317,074	1421,4891	23,69149	1268,9781	1365,1707	1092,71	1710,12	
Model Sabit Etkiler		1423,6498		23,7275	1268,7431	1365,4057			
Rastgele Etkiler				23,727503					-,79,68799
sertlik	0	40,7745	2,50522	0,83507	38,8489	42,7002	37,14	43,86	
0,0064	9	41,3903	2,27534	0,75845	39,6413	43,1393	38,57	46,06	
0,0087	9	42,5361	4,26307	1,42102	39,2592	45,813	37,27	50,23	
0,012	9	42,8666	2,32277	0,77426	41,0812	44,6521	40,32	47,01	
Toplam	36	41,8919	2,95666	0,49278	40,8915	42,8923	37,14	50,23	
Model Sabit Etkiler		2,9559		0,49316	40,8873	42,8964			
Rastgele Etkiler				493163	40,3224*	43,4613*			-,01779

İşlemdeki mekanik dayanım kombinasyonu değeri olan çekme mukavemeti x Uzama (σ_M %) değerinin, uzama değeri olan 0,041 değerlerinin, doğrusal ilişki kurulan çekme mukavemeti değeri olan 0,421 değerinin onda biri mertebesi olmasından dolayı krom oranı ile PSE değerinin de doğrusal arttığı gözlemlenmiştir. Anova değeri 0,414 bu ilişkiyi doğrulamaktadır.

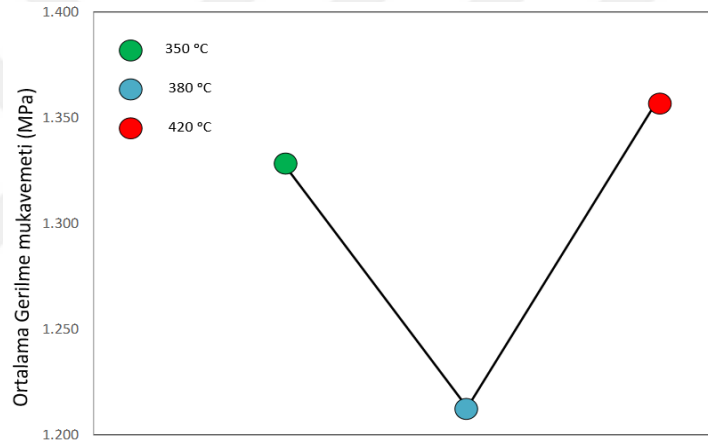
Kombinasyon değerinin; kromsuz ve 0,64 kromlu numunelerde benzer özellik gösterdiği, krom oranıyla yükselme trendi gösterdiği, 0,87 değeriyle bu değer ayrışmaya başladığı, 1,2 krom oranında ise diğer değerlerden belirgin olarak ayrıştığı ve en yüksek değerleri verdiği, sertlik değerleri ile krom oranı arasında beklenildiği gibi doğrusal bir ilişki olduğu görülmüştür.

Ayrıştırma süresi ile uzama değerleri arasında çok güçlü bir ilişki bulunmamıştır. Bu parametrenin daha doğru değerlendirilmesi için ayrıştırma sıcaklığı ile beraber değerlendirilmesinin daha doğru olacağı görülmüştür. Ayrıştırma sıcaklıklarının artması ile elementlerinin mobilitesi arttığından işlem daha kısa zamanda tamamlanmaktadır. Uzama değerlerinin TRIP etkisinin yanında martenzitin temperlenmesine de bağımlı olması da değerlendirmelerde ihmal edilmemelidir. Ayrıştırma sıcaklığı değerinin işlem üzerinde etkisi Şekil 5.115'te gösterilmiştir.

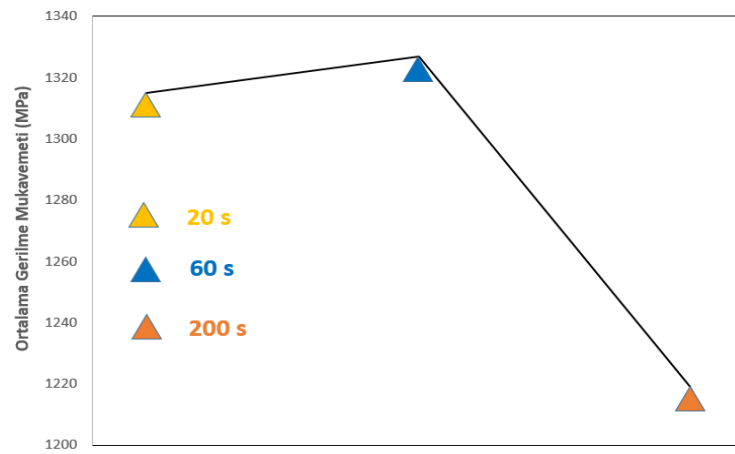
Ortalama gerilme mukavemeti ile ayrıştırma sıcaklığı ve süresi arasındaki ilişkiler Şekil 5.116 ve Şekil 5.117'de verilmiştir. Bu çalışma sonucu oluşturulan iki grafik arasında zıt yönlü ilişkinin birbirini dengelediği ve optimum ayrıştırma işleminin yüksek sıcaklıkta kısa sürelerde yapılarak elde edileceği sonucuna varılmıştır.



Şekil 5.115. Ayrıştırma sıcaklık ve süresi- toplam uzama ANOVA grafiği

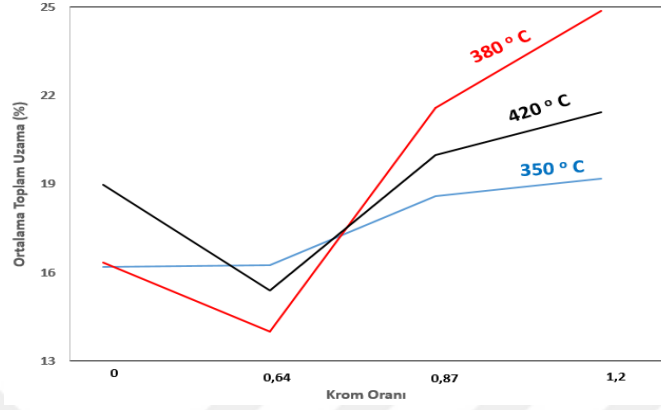


Şekil 5.116. Ayrıştırma sıcaklığı- Çekme mukavemeti ANOVA grafiği

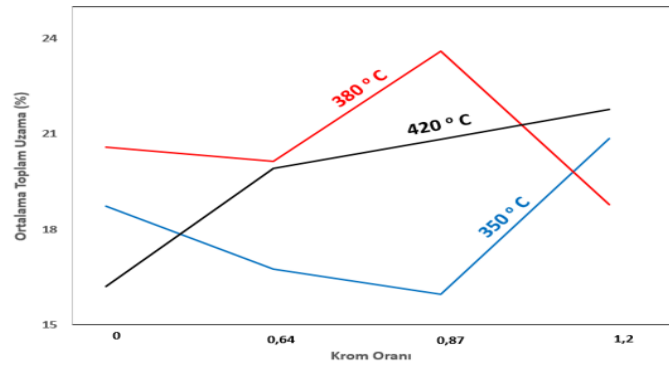


Şekil 5.117. Çekme mukavemeti- Ayrıştırma süresi ilişkisi

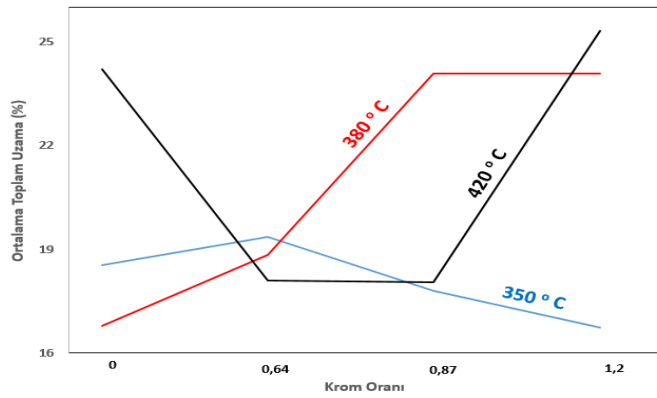
Anavo analizinin tek yönlü olmasından ve mekanik değerlerin çoklu değişkene bağımlı olmasından dolayı Multi ANOVA(MANOVA) analizleri yapılmış ve grafikleri Şekil 5.118 ile Şekil 5.123 arasında verilmiştir.



Şekil 5.118. 20 s. ayrıştırma zamanı için krom oranı-sıcaklık-uzama grafiği

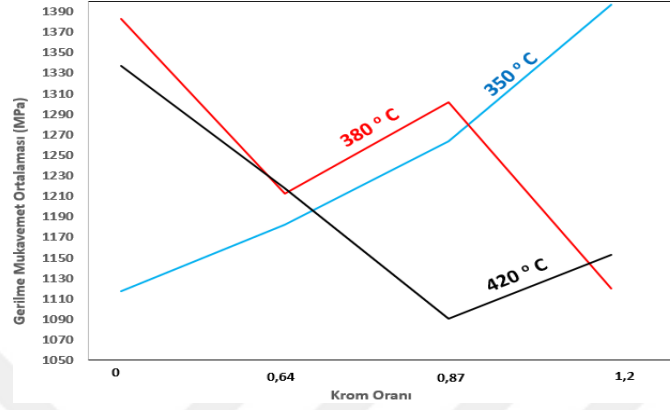


Şekil 5.119. 60 s.ayrıştırma zamanı için krom oranı-sıcaklık-uzama grafiği

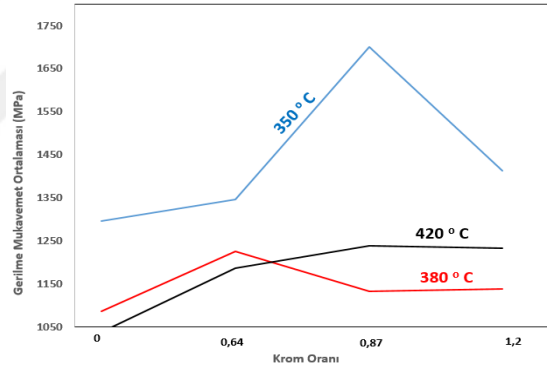


Şekil 5.120. 200 s. ayrıştırma zamanı için krom oranı-sıcaklık-uzama grafiği

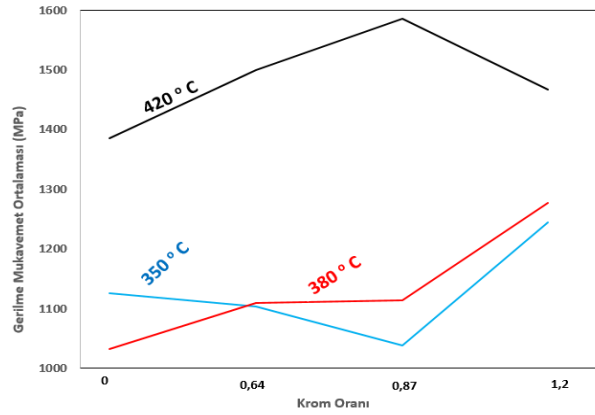
Çoklu varyans grafiklerinden de görüleceği üzere, Q&P işleminin bağımlı olduğu birçok değişken olmasından dolayı en iyi prosesi tanımlamak kolay değildir. Değişken olarak kabul edilen değerlerin, işlemi bağımsız olarak etkilemediği; birbirlerinin etkisini azalttığı veya tam tersi şekilde arttırdığı görülmektedir.



Şekil 5.121. 20 s. ayrıştırma zamanı için Krom Oranı-Sıcaklık, Çekme mukavemeti grafiği



Şekil 5.122. 60 s. ayrıştırma zamanı için Krom Oranı-Sıcaklık, Çekme mukavemeti grafiği



Şekil 5.123. 200 s. ayrıştırma zamanı için Krom Oranı-Sıcaklık, Çekme Mukavemeti grafiği

6. SONUÇLAR

Q&P ısıtıl işlemi üzerinde krom alaşımlandırmasının etkilerinin araştırıldığı çalışmada, tam olarak östenitleştirilen kromsuz ve %ağ. 0,64-0,87-1,2 krom içeren numunelerin tümüne 250 °C sıcaklıkta su verilmiştir. Karbon ayrıştırma işlemleri 350-380-420 °C sıcaklıklarda 20-60-200 saniye olarak yapılmış ve numuneler oda sıcaklığında su verilerek sıcaklığı düşürülerek ısıtıl işlem tamamlanmıştır.

İşlem sonunda mekanik değerlerin ölçülmesi için gerilme-uzama testleri yapılmıştır. Ölçülen mekanik değerlerin mevcut 3. nesil çeliklerin tanımlandığı aralıkta olduğu görülmüştür. Özellikle krom oranı düşük olan bazı numuneler bu aralığın dışında kalırken, en yüksek krom alaşımlandırılması yapılan numuneler ise bu aralıktan daha yüksek değerlere çıkmıştır.

Krom oranı düşük olan numunelerin daha düşük gerilme-uzama çarpım değeri göstermesinin nedeni kalıntı östenit oranlarının düşük olmasıdır. Q&P çeliklerinde krom alaşımlandırmasının kalıntı östenit miktarını arttırması TRIP etkisini olumlu yönde etkilemektedir. TRIP etkisi ile plastik alanı genişletmesinden dolayı kırılma davranışı üzerindeki etkisi çok geniş aralıkta yapılan testlerle ortaya çıkarılmıştır.

Kalıntı östenitin oranının %20 seviyesi üzerine çıkmasıyla östenitin etkileşimde bulunduğu martenzit miktarının azalmasıyla istenilen termal kararlılık elde edilemediği, benzer şekilde dönüşüm yoluyla yapıda oluşan karbür, beynit fazlarının işlemi menfi olarak etkilediği görülmüştür.

Krom içermeyen grupta gerilme mukavemeti yüksek olan numuneler vardır. Ancak, 3. nesil çeliklerin değerlendirilmesi için en önemli parametre kabul edilen PSE değerlerinin ortalaması bu numunelerde 20.826 MPa.% iken diğer numunelerde 26.588 MPa.% olması krom alaşımlandırmasının önemini göstermiştir.

Kalıntı östenitin hacimsel oranı kadar önemli olmasa da kalıntı östenitin şekli, karbon oranları gibi durumların da işlem üzerinde etkili parametreler olduğu görülmüştür. XRD çalışmalarıyla kalıntı östenitin hacimsel oranı belirlenmiştir; ancak bu fazın formunun belirlenmesi için yapay zekâ destekli görüntü işleme yazılımlarının daha etkili olduğu görülmüştür. Film şekilli kalıntı östenitin tanesal östenite göre çok hızlı şekilde karbona doymasından dolayı östenit formu için kısa zamanlı işlem referans alınmıştır. Tanesal östenit ile filmsi östenitin 20 saniye ayrıştırma sonucu elde edilen karbon içeriğinin yüksek zaman aralıklı işlemlere yakın oluşu filmsi östenit yapılarının fazlalığına delil olarak kabul edilmiştir. İncelenen numunelerden, numunelerin 20, 60 ve 200 saniye sonunda karbon içeriklerinin birbirlerine çok yakın olmasına rağmen PSE değerlerinin farklı çıkması, kromun sadece östenit miktarını değil de formunu da belirlediğini göstermektedir ve filmsi östenitin karbon oranının düşük olsa bile daha kararlı olduğunu göstermektedir.

Ayrıştırma adımımda, karbon martenzit fazından tane sınırlarına milisaniye mertebesinde hızlı olarak yığılmaktadır. Östenitin taneseli olması karbon difüzyon yolunu uzattığından bu tanelerde homojen karbon dağılımını engellemektedir. Son yıllarda mangan gibi diğer alaşımların yapıda homojen olarak dağılımını sağlamak için Q&P işleminin başlangıcında, orta manganlı çeliklere uygulanan kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemi uygulanmaktadır. Bu işlemin yapılmadığı çeliklerde, Mn, Si, Cr, Cu elementleri yeterli difüzyon sürelerini bulamadıklarından alaşımla zengin veya fakir bölgeler oluşmaktadır. Bu bölgesel farklılıkların elde edilen mekanik değerler arasında doğrusal ilişkiler kurulmasının nedenidir.

Krom alaşımlamasının tane boyutunu küçültürken numunelerin mekanik özelliklerinin gelişimine katkı sağladığı yapılan testlerde ölçülmüştür.

İşlem sonunda yapıda, karbonca zengin yeni martenzit, karbonca fakir temperlenmiş martenzit ve termal kararlı östenit oluşmuştur. İyapının matrisini oluşturan martenzit fazları arasında sertlikleri yakın oluşu malzemelerin kırılma davranışını ve şekil verilebilirliğini arttırdığı belirlenmiştir.

Krom miktarının artması ile beraber kopma yüzeylerinde sünek kırılma çukurcuklarının yoğunluğunun arttığı, gevrek kırılma göstergesi olan yarıma şeklinde kopmaların azaldığı görülmüştür. Malzeme sünekliliğinin kromun ilavesi ile arttığı belirlenmiştir.

Çekme testi yapılan ve yapılmayan aynı içerikli ve aynı ısıtma tabii tutulmuş numunelerin XRD ve SEM sonuçlarının karşılaştırılması kalıntı östenitin dönüşümü açık şekilde göstermiştir.

Numunelerin sertlik değerlerinin krom oranı ile beraber arttığı görülmüştür. En yüksek sertlik değeri % 1,2 içeren numunenin en düşük sıcaklık olan 350 °C’de karbon ayrıştırma gördüğü işlemden görülmüştür. Ayrıştırma sıcaklığının artması ile bu değer düşme eğilimi göstermektedir. Kromsuz numunelerin sertlik değerlerinin ortalaması 1,2 krom içeren numunelerin ortalama sertliklerinden %10 daha düşük çıkmıştır.

Birincil martenzitin etkili olduğu sertlik değerinin 350-420 °C sıcaklıklarda yapılan ayrıştırma adımında temperlenerek 30-38 HRC düşeceği hesaplanmıştır. Ancak malzemelerde ölçülen sertlik değerlerinin, son su verme adımında oluşan yüksek karbonlu martenzit etkisi ile 37-50 HRC olduğu ölçülmüştür.

Ayrıştırma sıcaklığının artması ile parçanın imalatından kaynaklanan tane yönelmelerinin azalması ile parçalarda üç boyutlu şekil vermelerde mekanik değerlerin geliştirilebileceği görülmüştür.

ÖNERİLER

İleri yüksek mukavemetli çeliklerden, Q&P ısıt işlemleri görmüş çeliklerin otomotiv sektöründe önemli bir kullanım alanına sahip olacağı göz önünde bulundurulduğunda, tez çalışması kapsamında yapılmış olan çalışmalara ilave olarak aşağıda önerilen çalışmaların yapılmasının faydalı olacağı ve bu alana katkı sağlayacağı düşünülmektedir.

1. Bu çalışmada su verme ortamı olarak yağ, ayrıştırma için ise tuz banyosu kullanılmıştır. Bu işlemlerin farklı ortamlarda örneğin su vermenin tuz banyosunda, ayrıştırmanın fırın içerisinde yapılabilirliği incelenebilir.
2. Çalışmamızda Q&P işlemleri çift kademeli olarak yapılmıştır. Bu işlemin tek kademeli olarak yapılabilirliği incelenebilir.
3. Bu çalışmanın bir ileri kademesi olarak östenitleme çevrim sayısının artırılmasının işlemine etkisi incelenebilir.
4. Yapılan çalışmada normalize edilmiş düşük karbonlu çeliklere Q&P ısıt işlemleri uygulanmış olup soğuk deformasyon işleminin Q&P üzerinde etkisi incelenebilir.
5. TRIP olgusunun daha iyi incelemesi için benzer çalışmalara, dijital görüntü korelasyonu (DIC), nötron saçılma ve kızılötesi termografi (IRT) gibi insitu ölçümlerin eklenmesi faydalı olacaktır.
6. Manyetik Barkhausen gürültüsü (MBG) metodu gibi tahribatsız test metotları ve sonlu elemanlar yöntemlerinin kullanımının araştırılması faydalı olacaktır.

KAYNAKLAR

- [1] Speer, J., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., and Schroth, J. G. (2008). *Carbon partitioning into austenite after martensite transformation*. Acta Materialia. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4)
- [2] Xiong, X. C., Chen, B., Huang, M. X., Wang, J. F., and Wang, L. (2013). *The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel*. Scripta Materialia. <https://doi.org/10.1016/J.SCRIPTAMAT.2012.11.003>
- [3] He, H., Wang, H., He, K., Liang, X., and Huang, X. (2021). *Comparative study on the microstructure and mechanical properties of a modified 9Cr–2WVTa steel by normalizing-tempering and quenching-partitioning treatments*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140364>
- [4] Speer, J., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., and Schroth, J. G. (2003). *Carbon partitioning into austenite after martensite transformation*. Acta Materialia. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4)
- [5] Seo, E. J., Cho, L., Estrin, Y., and De Cooman, B. C. (2016). *Microstructure-mechanical properties relationships for quenching and partitioning (Q&P) processed steel*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.048>
- [6] Speer, J. G., Edmonds, D. V., Rizzo, F. C., and 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. <https://doi.org/10.1016/J.COSSMS.2004.09.003>
- [7] Streicher, A. M., Speer, J. G., Matlock, D. K., and De Cooman, B. C. (2004). *Quenching and partitioning response of a Si-added TRIP sheet steel*. In International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications - Proceedings (pp. 51–62).
- [8] Muransky, O., Hornak, P., Lukáš, P., Zrník, J., and Sittner, P. (2006). *Investigation of retained austenite stability in Mn-Si TRIP steel in tensile deformation condition*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering.
- [9] Jimenez-Melero, E., van Dijk, N. H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S. E., Wright, J. P., and van der Zwaag, S. (2007). *Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels*. Scripta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.10.041>
- [10] Bhadeshia, H. K. D. H., and Edmonds, D. V. (1983). *Bainite in silicon steels: new composition–property approach Part 2*. Metal Science. <https://doi.org/10.1179/030634583790420646>
- [11] Xu, Y., Chen, F., Li, Z., Yang, G., Bao, S., Zhao, G., ... Shi, J. (2022). *Kinetics of Carbon Partitioning of Q&P Steel: Considering the Morphology of Retained Austenite*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met12020344>
- [12] Chen, L. S., Hu, B. J., Song, J. Y., Zhang, J. Y., Zheng, X. P., Wei, Y. L., and Tian, Y. Q. (2017). *Effect of Precursor Microstructure on Retained Austenite and Mechanical Property of Low Carbon Steels with IQ&P Treatments*. Cailiao Gongcheng/Journal of Materials Engineering.

<https://doi.org/10.11868/j.issn.1001-4381.2015.000906>

- [13] Peng, F., Xu, Y., Han, D. T., Gu, X., Li, J., and Wang, X. (2019). *Influence of pre-tempering treatment on microstructure and mechanical properties in quenching and partitioning steels with ferrite-martensite start structure*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.047>
- [14] De Moor, E., Speer, J. G., Matlock, D. K., Kwak, J. H., and Lee, S. B. (2011). *Effect of carbon and manganese on the quenching and partitioning response of CMnSi steels*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.137>
- [15] Edmonds, D. V. (2010). *Advanced bainitic and martensitic steels with carbide-free microstructures containing retained austenite*. In Materials Science Forum (Vol. 638–642). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.110>
- [16] Jirková, H., Kučerová, L., Aišman, D., and Mašek, B. (2014). *Optimisation of the Q-P process parameters for low alloyed steels with 0.2% C*. Archives of Metallurgy and Materials. <https://doi.org/10.2478/amm-2014-0209>
- [17] Zhuang, B., Jiang, H., Tang, D., Mi, Z., and Kuai, Z. (2012). *Study of retained austenite in Q&P steel for automobile*. In Advanced Materials Research (Vol. 482–484). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.482-484.1436>
- [18] Gao, P. fei, Liang, J. hua, Chen, W. jian, Li, F., and Zhao, Z. zhi. (2022). *Prediction and evaluation of optimum quenching temperature and microstructure in a 1300 MPa ultra-high-strength Q&P steel*. Journal of Iron and Steel Research International. <https://doi.org/10.1007/s42243-020-00535-5>
- [19] Kim, D. H., Speer, J. G., Kim, H. S., and De Cooman, B. C. (2009). *Observation of an isothermal transformation during quenching and partitioning processing*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9891-4>
- [20] Zuo, Z., Su, Y., and Li, J. (2021). *Effect of Heating Rate and Partitioning Time on Microstructure and Properties of Low Carbon Q&P Steel*. Cailiao Daobao/Materials Reports. <https://doi.org/10.11896/cldb.20040069>
- [21] Celada-Casero, C., Kwakernaak, C., Sietsma, J., and Santofimia, M. J. (2019). *The influence of the austenite grain size on the microstructural development during quenching and partitioning processing of a low-carbon steel*. Materials and Design. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107847>
- [22] Seo, E. J., Cho, L., and De Cooman, B. C. (2016). *Modified Methodology for the Quench Temperature Selection in Quenching and Partitioning (Q&P) Processing of Steels*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3579-3>
- [23] Dong, X. X., Shen, Y. F., Jia, N., and Zhu, Y. T. (2022). *Improving mechanical properties and retained-austenite stability of a medium carbon Q&P steel by adjusting phase ratio*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142580>
- [24] Kurup, V., Siyayisa, C., Mostert, R., and Moema, J. (2022). *Study of one-step and two-step quench and partition heat treatments on a medium carbon high silicon alloy using dilatometry*. Suid-

- [25] Li, Y., Chen, S., Wang, C., Martín, D. S., and Xu, W. (2020). *Modeling retained austenite in Q&P steels accounting for the bainitic transformation and correction of its mismatch on optimal conditions*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.02.033>
- [26] Jirková, H., Kučerová, L., and Mašek, B. (2012). *Effect of quenching and partitioning temperatures in the Q-P process on the properties of AHSS with various amounts of manganese and silicon*. In Materials Science Forum (Vol. 706–709, pp. 2734–2739). Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.2734>
- [27] Arlazarov, A., Ollat, M., Masse, J. P., and Bouzat, M. (2017). *Evolution of microstructure and mechanical properties with different partitioning conditions of Q&P steels*. In Materials Science Forum (Vol. 879). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1420>
- [28] Maheswari, N., Amirthalingam, M., Schwedt, A., Brokmeier, H. G., Schell, N., Mayer, J., ... Sankaran, S. (2021). *Temperature dependent partitioning mechanisms and its associated microstructural evolution in a CMnSiAl quenching and partitioning (Q&P) steel*. Materials Today Communications. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102918>
- [29] Tariq, F., and Baloch, R. A. (2014). *One-step quenching and partitioning heat treatment of medium carbon low alloy steel*. In Journal of Materials Engineering and Performance. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0902-2>
- [30] Ebner, S., Schnitzer, R., Maawad, E., Suppan, C., and Hofer, C. (2021). *Influence of partitioning parameters on the mechanical stability of austenite in a Q&P steel: A comparative in-situ study*. Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101033>
- [31] Ren, K., Kang, Y., and Zhu, S. (2013). *Effect of partitioning time on the microstructure and mechanical properties of Q&P steels*. In Materials Science Forum (Vol. 749, pp. 303–307). Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.749.303>
- [32] Jeníček, Š., Opatová, K., Hajšman, J., and Vorel, I. (2022). *Evolution of Mechanical Properties and Microstructure in Q&P Processed Unconventional Medium-Carbon Silicon Steel and Comparison between Q&P Processing, Quenching and Tempering, and Austemperingfor*. Manufacturing Technology. <https://doi.org/10.21062/mft.2022.026>
- [33] Li, H. Y., Lu, X. W., Li, W. J., and Jin, X. J. (2010). *Microstructure and mechanical properties of an Ultrahigh-Strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process*. In Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science (Vol. 41). <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0184-8>
- [34] Jirková, H., Mašek, B., Wagner, M. F. X., Langmajerová, D., Kučerová, L., Tremel, R., and Kiener, D. (2014). *Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process*. Journal of Alloys and Compounds. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.028>
- [35] Andrea Di Schino, Paolo Emilio Di Nunzio, Sabrina Mengaroni, Pablo Rodriguez-Calvillo, and José Maria Cabrera. (2016). *Effect of Q&P Process on 0.15C-MnSi Steels*. Journal of Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.17265/2161-6213/2016.3-4.011>

- [36] De Moor, E., Speer, J. G., Matlock, D. K., Kwak, J. H., and Lee, S. B. (2012). *Quenching and partitioning of CMnSi steels containing elevated manganese levels*. In *Steel Research International* (Vol. 83, pp. 322–327). <https://doi.org/10.1002/srin.201100318>
- [37] Li, Z., Li, X., Mou, Y., Misra, D., Zhang, X., He, L., and Li, H. (2023). *Effect of Q&P and Q&T Treatments on the Stability of Austenite and Mechanical Properties of Steel 0.2% C – 8.5% Mn – 3.0% Al*. *Metal Science and Heat Treatment*. <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00848-8>
- [38] Carpio, M., Muñoz, J., García, O., Pedraza, J. P., and Cabrera, J. M. (2019). *Effect of manganese during the stabilization of austenite in quench and partitioning (Q&P) steels*. In *METAL 2019 - 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings* (pp. 514–519). TANGER Ltd. <https://doi.org/10.37904/metal.2019.711>
- [39] Chen, H. C., Era, H., and Shimizu, M. (1989). *Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low-carbon steel sheet*. *Metallurgical Transactions A*. <https://doi.org/10.1007/BF02653923>
- [40] Zhang, G. T., Zhu, N. Q., Sun, B. W., Zhao, Z. Z., Zheng, Z. W., Tang, D., and Li, L. (2021). *Effect of v addition on microstructure and mechanical properties in c–mn–si steels after quenching and partitioning processes*. *Metals*. <https://doi.org/10.3390/met11081306>
- [41] Bouzouni, M., Gavalas, E., and Papaefthymiou, S. (2022). *Modeling the microstructure evolution during quenching & partitioning of a conventional CrMo alloy steel*. *Computational Materials Science*. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2022.111265>
- [42] Xia, P., Vercruysse, F., Celada-Casero, C., Verleysen, P., Petrov, R. H., Sabirov, I., ... Lara, A. (2022). *Effect of alloying and microstructure on formability of advanced high-strength steels processed via quenching and partitioning*. *Materials Science and Engineering A*. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142217>
- [43] Vercruysse, F., Celada-Casero, C., Linke, B. M., Verleysen, P., and Petrov, R. H. (2021). *The effect of Nb on the strain rate and temperature dependent behaviour of quenching & partitioning steels*. *Materials Science and Engineering A*. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140293>
- [44] Yan, S., Liu, X., Liang, T., Chen, J., and Zhao, Y. (2019). *Effect of Micro-Alloying Elements on Microstructure and Mechanical Properties in C–Mn–Si Quenching and Partitioning (Q&P) Steels*. *Steel Research International*. <https://doi.org/10.1002/srin.201800257>
- [45] Li, Z., Wu, R., Li, M., Zeng, S. S., Wang, Y., Xie, T., and Wu, T. (2021). *The effect of quenching and partitioning (Q&P) heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high boron steel*. *Materials*. <https://doi.org/10.3390/ma14061556>
- [46] Lehnhoff, G. R. (2013). *The influence of silicon and aluminum on austenite deformation behavior during fatigue and tensile loading*. ProQuest Dissertations and Theses.
- [47] Yi, H. L., Chen, P., Hou, Z. Y., Hong, N., Cai, H. L., Xu, Y. B., ... Wang, G. D. (2013). *A novel design: Partitioning achieved by quenching and tempering (Q-T & P) in an aluminium-added low-density steel*. *Scripta Materialia*. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.018>
- [48] Yu, W., Chen, T., Jiao, D., and Wu, H. (2012). *Effect of quenching and partitioning process on MA constituent in Nb-bearing HSLA steel*. *Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition*. <https://doi.org/10.1007/s11595-012-0400-z>

- [49] Paravicini Bagliani, E., Santofimia, M. J., Zhao, L., Sietsma, J., and Anelli, E. (2013). *Microstructure, tensile and toughness properties after quenching and partitioning treatments of a medium-carbon steel*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.130>
- [50] Kim, S. J., Lee, C. G., Lee, T. H., and Oh, C. S. (2003). *Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided cold rolled steels*. Scripta Materialia. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(02\)00477-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00477-3)
- [51] Nakashima, K., Imakawa, K., Futamura, Y., Tsuchiyama, T., and Takaki, S. (2004). *Effect of copper addition on grain growth behavior of austenite in low carbon steels*. In Materials Science Forum. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.467-470.905>
- [52] Del Molino, E., Gutiérrez, T., Serna-Ruiz, M., Arribas, M., and Arlazarov, A. (2021). *Influence of Mn and Ni on austenite stabilization during a high temperature Q&P treatment*. In Materials Science Forum (Vol. 1016 MSF, pp. 379–384). Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1016.379>
- [53] Sun, J., and Yu, H. (2013). *Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.08.021>
- [54] Chang, Y., Li, G., Wang, C., Li, X., and Dong, H. (2015). *Effect of Quenching and Partitioning with Hot Stamping on Martensite Transformation and Mechanical Properties of AHSS*. Journal of Materials Engineering and Performance. <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1579-x>
- [55] Pan, H., Cai, M., Ding, H., Sun, S., Huang, H., and Zhang, Y. (2019). *Ultrahigh strength-ductile medium-Mn steel auto-parts combining warm stamping and quenching & partitioning*. Materials Science and Technology (United Kingdom). <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1591029>
- [56] Blondé, R., Jimenez-Melero, E., Zhao, L., Wright, J. P., Brück, E., Van Der Zwaag, S., and Van Dijk, N. H. (2012). *High-energy X-ray diffraction study on the temperature-dependent mechanical stability of retained austenite in low-alloyed TRIP steels*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.019>
- [57] Hell, J. C., Dehmas, M., Geandier, G., Gey, N., Allain, S., Hazotte, A., and Chateau, J. P. (2011). *Influence of the austempering temperature on the microstructure and crystallography of a carbide-free bainitic steel*. In Solid State Phenomena (Vol. 172–174). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.797>
- [58] Cai, Z. H., Ding, H., Misra, R. D. K., and Ying, Z. Y. (2015). *Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.052>
- [59] De Moor, E., Gibbs, P. J., Speer, J. G., Matlock, D. K., and Schroth, J. G. (2010). *Strategies for third-generation advanced high-strength steel development*. In Iron and Steel Technology (Vol. 7).
- [60] Jimenez-Melero, E., van Dijk, N. H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S. E., Wright, J. P., and van der Zwaag, S. (2007). *Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels*. Scripta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.10.041>
- [61] Matsuoka, Y., Iwasaki, T., Nakada, N., Tsuchiyama, T., and Takaki, S. (2013). *Effect of grain size*

- on thermal and mechanical stability of austenite in metastable austenitic stainless steel. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1224>
- [62] Timokhina, I. B., Nosenkov, A. I., Humphreys, A. O., Jonas, J. J., and Pereloma, E. V. (2004). *Effect of alloying elements on the microstructure and texture of warm rolled steels*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.717>
- [63] Yi, H. L., Chen, P., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2014). *Optimizing the morphology and stability of retained austenite in a δ -TRIP steel*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2267-4>
- [64] Gao, G., Zhang, H., Gui, X., Luo, P., Tan, Z., and Bai, B. (2014). *Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn-Si-Cr-C steel: The great potential of ultrafine filmy retained austenite*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.055>
- [65] Ariza, E. A., Poplawsky, J., Guo, W., Unocic, K., Ramirez, A. J., Tschiptschin, A. P., and Babu, S. S. (2018). *Evaluation of Carbon Partitioning in New Generation of Quench and Partitioning (Q&P) Steels*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4743-8>
- [66] Liu, L., He, B., and Huang, M. X. (2017). *The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels*. Advanced Engineering Materials. <https://doi.org/10.1002/adem.201701083>
- [67] Shen, Y. F., Qiu, L. N., Sun, X., Zuo, L., Liaw, P. K., and Raabe, D. (2015). *Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.030>
- [68] Nakada, N., Ishibashi, Y., Tsuchiyama, T., and Takaki, S. (2016). *Self-stabilization of untransformed austenite by hydrostatic pressure via martensitic transformation*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.048>
- [69] Zhang, J., Ding, H., Wang, C., Zhao, J., and Ding, T. (2013). *Work hardening behaviors of a low carbon Nb-microalloyed Si-Mn quenching-partitioning steel with different cooling styles after partitioning*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.046>
- [70] Zeng, Y., Wu, K., Hu, F., and Zheng, H. (2012). *Effect of partitioning of quenching-partitioning-tempering process on microstructures and hardness in high carbon steels*. In Advanced Materials Research (Vol. 538–541). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.538-541.1053>
- [71] Jirková, H., Kučerová, L., and Mašek, B. (2015). *The Effect of Chromium on Microstructure Development During Q-P Process*. In Materials Today: Proceedings (Vol. 2, pp. S627–S630). Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.362>
- [72] Tobata, J., Ngo-Huynh, K. L., Nakada, N., Tsuchiyama, T., and Takaki, S. (2012). *Role of silicon in quenching and partitioning treatment of lowcarbon martensitic stainless steel*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1377>
- [73] Hossain, R., Pahlevani, F., and Sahajwalla, V. (2017). *Effect of small addition of Cr on stability of retained austenite in high carbon steel*. Materials Characterization. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.02.001>

- [74] Zhang, T., Sun, Y. F., Zhao, J. Y., Liu, J. Q., Wu, N., and Xu, X. (2009). *Effects of chromium on microstructures and properties of carbide austempered ductile iron*. Zhuzao/Foundry.
- [75] Jirkova, H., and Kuceroval, L. (2013). *Q&P process on steels with various carbon and chromium contents*. In 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing 2013, PRICM 8 (Vol. 1). https://doi.org/10.1007/978-3-319-48764-9_101
- [76] Kuziak, R., Kawalla, R., and Waengler, S. (2008). *Advanced high strength steels for automotive industry: A review*. Archives of Civil and Mechanical Engineering. [https://doi.org/10.1016/s1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/s1644-9665(12)60197-6)
- [77] Matlock, D. K., and Speer, J. G. (2009). *Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts*. In Microstructure and Texture in Steels. https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6_11
- [78] *The Ultralight Steel Auto Body (ULSAB) Programme*. (n.d.). <https://www.worldautosteel.org/projects/ulsab/>, Accessed : July 7, 2022,
- [79] *Ultra-high Strength Steels – IspatGuru*. (n.d.). <https://www.ispatguru.com/ultra-high-strength-steels/>, Accessed : May 12, 2022,
- [80] Demeri, M. Y. (2013). *Advanced High-Strength Steels Science, Technology, and Applications*. ASM International.
- [81] Sugimoto, K. I., Kanda, A., Kikuchi, R., Hashimoto, S. I., Kashima, T., and Ikeda, S. (2002). *Ductility and formability of newly developed high strength low alloy TRIP-aided sheet steels with annealed martensite matrix*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.910>
- [82] Hofer, C., Winkelhofer, F., Krammerbauer, J., Clemens, H., and Primig, S. (2015). *Atom probe tomography of carbides occurring in “carbide-free” bainitic steels*. Materials Today: Proceedings. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.433>
- [83] Yi, H. (2010). *δ -TRIP Steel*. , Pohang: Pohang University of Science and Technology. Pohang University of Science and Technology.
- [84] Zhao, Z. Z., Liang, J. H., Wang, L. C., Tang, D., Xu, H. F., and Qin, Q. (2015). *Influence of quenching and partitioning process on retained austenite fraction of cold-rolled high strength steel*. Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment.
- [85] Caballero, F. G., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2004). *Very strong bainite*. Current Opinion in Solid State and Materials Science. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.09.005>
- [86] Vuorinen, E., Pino, D., Lundmark, J., and Prakash, B. (2007). *Wear Characteristic of Surface Hardened Ausferritic Si-Steel*. Journal of Iron and Steel Research International. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60087-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60087-4)
- [87] Nagasaka, A., Hojo, T., Shibayama, Y., Fujita, M., Ohashi, T., Miyasaka, M., and Akiyama, E. (2022). *V-Bendability of Ultrahigh-Strength Low Alloy TRIP-Aided Steel Sheets with Bainitic Ferrite Matrix*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-092>
- [88] Arlazarov, A., Hazotte, A., Bouaziz, O., Gouné, M., and Kegel, F. (2012). *Characterization of microstructure formation and mechanical behavior of an advanced medium Mn steel*. In Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2012, MS and T 2012 (Vol. 2).
- [89] Liu, H., Lu, X., Jin, X., Dong, H., and Shi, J. (2011). *Enhanced mechanical properties of a hot stamped advanced high-strength steel treated by quenching and partitioning process*. Scripta

- Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.12.037>
- [90] Yi, H. L. (2014). *Review on δ -Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Steels with Low Density: The Concept and Current Progress*. Jom. <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1089-6>
- [91] Bleck, W. (1996). *Cold-rolled, high strength sheet steels for auto applications*. Journal of Metals.
- [92] Li, H. Y., Lu, X. W., Wu, X. C., Min, Y. A., and 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.06.045>
- [93] Arlazarov, A., Bouaziz, O., Masse, J. P., and Kegel, F. (2015). *Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.10.034>
- [94] Video & Audio: Quenching and partitioning; APMS conference - Metadata. (n.d.). <https://sms.cam.ac.uk/media/1586457> , Accessed : July 7, 2022,
- [95] Davies, G. (2012). *Future trends in automotive body materials*. In Materials for Automobile Bodies. <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-096979-4.00009-8>
- [96] de Diego-Calderón, I., De Knijf, D., Monclús, M. A., Molina-Aldareguia, J. M., Sabirov, I., Föjer, C., and 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.077>
- [97] Fonstein, N. (2015). *Advanced High Strength Sheet Steels*. Advanced High Strength Sheet Steels. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2>
- [98] Bigg, T. D., and Edmonds, D. V. (2010). *Microstructural evolution during the novel Quenching and Partitioning (Q&P) heat treatment of steel*. In Materials Science Forum (Vol. 654–656). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.33>
- [99] Santofimia, M. J., Speer, J. G., Zhao, L., and Sietsma, J. (2011). *Model for the annealing of partial martensite-austenite microstructures in steels*. In Solid State Phenomena (Vol. 172–174). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.567>
- [100] Luciano, B. (2018). *Investigation of the Effect of Different “Q&P” Parameters on the Mechanical Properties of AHSS*. Luleå University of Technology.
- [101] Santofimia, M. J., Nguyen-Minh, T., Zhao, L., Petrov, R., Sabirov, I., and Sietsma, J. (2010). *New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.06.083>
- [102] Zhang, J., Ding, H., and Zhao, J. W. (2015). *Effect of pre-quenching process on microstructure and mechanical properties in a Nb-microalloyed low carbon Q-P steel*. In Materials Science Forum (Vol. 816).
- [103] Edmonds, D. V., He, K., Miller, M. K., Rizzo, F. C., Clarke, A., Matlock, D. K., and Speer, J. G. (2007). *Microstructural Features of “Quenching and Partitioning”: A New Martensitic Steel Heat Treatment*. Materials Science Forum. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.539-543.4819>
- [104] Tsuchiyama, T., Amano, Y., Uranaka, S., and Masumura, T. (2021). *Effect of initial austenite grain size on microstructure development and mechanical properties in a medium-carbon steel treated with one-step quenching and partitioning*. ISIJ International.

<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-543>

- [105] Vuorinen, E. (2012). *Structure and properties of advanced fine grained steels produced using novel thermal treatments*. Luleå University of Technology.
- [106] Kang, S., Yoon, S., and Lee, S. J. (2014). *Prediction of bainite start temperature in alloy steels with different grain sizes*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.997>
- [107] Li, Y., Martín, D. S., Wang, J., Wang, C., and Xu, W. (2021). *A review of the thermal stability of metastable austenite in steels: Martensite formation*. Journal of Materials Science and Technology. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.03.020>
- [108] Grange, R. A. (1971). *The rapid heat treatment of steel*. Metallurgical Transactions. <https://doi.org/10.1007/BF02662639>
- [109] Nasiri, Z., Ghaemifar, S., Naghizadeh, M., and Mirzadeh, H. (2021). *Thermal Mechanisms of Grain Refinement in Steels: A Review*. Metals and Materials International. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00700-1>
- [110] Wang, J., Van Der Wolk, P. J., and Van Der Zwaag, S. (2000). *On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling*. Journal of Materials Science. <https://doi.org/10.1023/A:1004865209116>
- [111] Kawata, H., Hayashi, K., Sugiura, N., Yoshinaga, N., and Takahashi, M. (2010). *Effect of martensite in initial structure on bainite transformation*. In Materials Science Forum (Vol. 638–642). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3307>
- [112] Seto, K., and Matsuda, H. (2013). *Application of nanoengineering to research and development and production of high strength steel sheets*. Materials Science and Technology (United Kingdom). <https://doi.org/10.1179/1743284713Y.00000000226>
- [113] Santofimia, M. J., Zhao, L., Petrov, R., Kwakernaak, C., Sloof, W. G., and Sietsma, J. (2011). *Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.06.014>
- [114] Samanta, S., Das, S., Chakrabarti, D., Samajdar, I., Singh, S. B., and Haldar, A. (2013). *Development of multiphase microstructure with bainite, martensite, and retained austenite in a Co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1929-y>
- [115] Santofimia, M. J., Zhao, L., and 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: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9701-4>
- [116] Lin, S., Borgenstam, A., Stark, A., and Hedström, P. (2022). *Effect of Si on bainitic transformation kinetics in steels explained by carbon partitioning, carbide formation, dislocation densities, and thermodynamic conditions*. Materials Characterization. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111774>
- [117] Zhou, M., Xu, G., Tian, J., Hu, H., and Yuan, Q. (2017). *Bainitic transformation and properties of low carbon carbide-free bainitic steels with Cr addition*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met7070263>
- [118] Janda, T., Jirková, H., Jeníček, Š., and Kučerová, L. (2019). *Influence of cooling rate on*

- microstructure and mechanical properties of 42SiCr steel after Q&P process*. Manufacturing Technology. <https://doi.org/10.21062/ujep/338.2019/a/1213-2489/MT/19/4/583>
- [119] Santofimia, M. J., Zhao, L., Takahama, Y., and Sietsma, J. (2010). *The complexity of the microstructural changes during the partitioning step of the quenching and partitioning process in low carbon steels*. In Materials Science Forum (Vol. 638–642). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3485>
- [120] Li, Q., Yu, H., Zhang, X., Wang, K., and Song, C. (2022). *Developing 1000 MPa grade LCLA steels through continuous cooling: Effects of Cr and cooling rate on bainitic and martensitic transformations*. Materials Characterization. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111859>
- [121] Pierce, D. T., Coughlin, D. R., Clarke, K. D., De Moor, E., Poplawsky, J., Williamson, D. L., ... Clarke, A. J. (2018). *Microstructural evolution during quenching and partitioning of 0.2C-1.5Mn-1.3Si steels with Cr or Ni additions*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.007>
- [122] Liu, G., Zhang, S. G., Meng, Q. G., Wang, J., and Li, J. (2017). *Effect of heating rate on microstructural evolution and mechanical properties of cold-rolled quenching and partitioning steel*. Ironmaking and Steelmaking. <https://doi.org/10.1080/03019233.2016.1209887>
- [123] Santofimia, M. J., Zhao, L., and Sietsma, J. (2008). *Model for the interaction between interface migration and carbon diffusion during annealing of martensite-austenite microstructures in steels*. Scripta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.02.045>
- [124] Clarke, A. J., Speer, J. G., Miller, M. K., Hackenberg, R. E., Edmonds, D. V., Matlock, D. K., ... De Moor, E. (2008). *Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.08.051>
- [125] Matlock, D. K., Bräutigam, V. E., and Speer, J. G. (2003). *Application of the quenching and partitioning (Q&P) process to a medium-carbon, high-Si microalloyed bar steel*. In Materials Science Forum (Vol. 426–432, pp. 1089–1094). Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.426-432.1089>
- [126] De Moor, E., Penning, J., Föjer, C., Clarke, A. J., and Speer, J. G. (2008). *Alloy Design for Enhanced Austenite Stabilization via Quenching and Partitioning Emmanuel*. International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, AIST.
- [127] Speer, J. G., De Moor, E., Findley, K. O., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., and Edmonds, D. V. (2011). *Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel*. In Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0869-7>
- [128] Hausmann, K., Krizan, D., Pichler, A., and Werner, E. (2013). *Trip-aided bainitic-ferritic sheet steel: A critical assessment of alloy design and heat treatment*. In Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2013, MS and T 2013 (Vol. 1).
- [129] Qu, H. (2013). *Advanced High Strength Steel Through Paraequilibrium Carbon Partitioning and Austenite Stabilization*, (January). Case Western Reserve University.
- [130] Sun, J., Yu, H., Wang, S., and Fan, Y. (2014). *Study of microstructural evolution, microstructure-*

- mechanical properties correlation and collaborative deformation-transformation behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel.* Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.12.054>
- [131] Santofimia, M. J., Zhao, L., and Sietsma, J. (2011). *Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels.* In Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science (Vol. 42, pp. 3620–3626). <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0706-z>
- [132] Yakubtsov, I. A., and Purdy, G. R. (2012). *Analyses of transformation kinetics of carbide-free bainite above and below the athermal martensite-start temperature.* Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0911-9>
- [133] Porter, D. A., Easterling, K. E., and Sherif, M. Y. (2021). *Phase Transformations in Metals and Alloys, Fourth Edition.* Phase Transformations in Metals and Alloys, Fourth Edition. <https://doi.org/10.1201/9781003011804>
- [134] Clarke, A. J., Speer, J. G., Matlock, D. K., Rizzo, F. C., Edmonds, D. V., and Santofimia, M. J. (2009). *Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning.* Scripta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2009.03.021>
- [135] Toji, Y., Miyamoto, G., and Raabe, D. (2015). *Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation.* Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.049>
- [136] Yan, S., Liu, X., Liu, W. J., Liang, T., Zhang, B., Liu, L., and Zhao, Y. (2017). *Comparative study on microstructure and mechanical properties of a C-Mn-Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) processes after a full and intercritical austenitization.* Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.026>
- [137] HajyAkbar, F., Sietsma, J., Miyamoto, G., Furuhashi, T., and 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. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.11.032>
- [138] Babu, S. R., Jaskari, M., Jarvenpää, A., Davis, T. P., Kömi, J., and Porter, D. (2020). *Precipitation versus partitioning kinetics during the quenching of low-carbon martensitic steels.* Metals. <https://doi.org/10.3390/met10070850>
- [139] Gao, G., Gao, B., Gui, X., Hu, J., He, J., Tan, Z., and Bai, B. (2019). *Correlation between microstructure and yield strength of as-quenched and Q&P steels with different carbon content (0.06–0.42 wt%C).* Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.018>
- [140] Guo, H., Gao, G., Gui, X., Misra, R. D. K., and Bai, B. (2016). *Structure-property relation in a quenched-partitioned low alloy steel involving bainite transformation.* Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.004>
- [141] De Moor, E., Matlock, D. K., Speer, J. G., Foer, C., and Penning, J. (2012). *Comparison of hole expansion properties of Quench & Partitioned, Quench & tempered and austempered steels.* In SAE Technical Papers. <https://doi.org/10.4271/2012-01-0530>

- [142] De Moor, E., Speer, J. G., Matlock, D. K., Kwak, J. H., and Lee, S. B. (2012). *Quenching and partitioning of CMnSi steels containing elevated manganese levels*. Steel Research International. <https://doi.org/10.1002/srin.201100318>
- [143] Bohuslav, M., Hana, J., Daniela, H., Ludmila, K., and Danuše, K. (2010). *The Effect of Mn and Si on the properties of advanced high strength steels processed by quenching and partitioning*. In Materials Science Forum (Vol. 654–656). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.94>
- [144] Wang, X., Guo, Z., and Rong, Y. (2010). *Characterization of microstructure and mechanical properties of a Nb-microalloyed steel after quenching-partitioning-tempering process*. In Materials Science Forum (Vol. 654–656). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.90>
- [145] Saeed-Akbari, A., Imlau, J., Prahl, U., and Bleck, W. (n.d.). *Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels*. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0050-8>
- [146] Thompson, S. W., and Howell, P. R. (1992). *Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel*. Materials Science and Technology (United Kingdom). <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.9.777>
- [147] HajyAkbari, F., Sietsma, J., Petrov, R. H., Miyamoto, G., Furuhashi, T., and Santofimia, M. J. (2017). *A quantitative investigation of the effect of Mn segregation on microstructural properties of quenching and partitioning steels*. Scripta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.04.040>
- [148] Gibbs, P. J., De Moor, E., Merwin, M. J., Clausen, B., Speer, J. G., and Matlock, D. K. (2011). *Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched- austenite transformation-induced plasticity steel*. In Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0687-y>
- [149] Owen, W. (1954). *The Effect of Silicon on the Kinetics of Tempering*. Transactions of the American Society for Metals.
- [150] Tian, X., and Zhang, Y. (2009). *Effect of Si content on the stacking fault energy in γ -Fe-Mn-Si-C alloys: Part I. X-ray diffraction line profile analysis*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.02.031>
- [151] Jeong, K., Jin, J. E., Jung, Y. S., Kang, S., and Lee, Y. K. (2013). *The effects of Si on the mechanical twinning and strain hardening of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced plasticity steel*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.02.031>
- [152] B.G., R. (1963). *The tempering characteristics of some 0.4 pct carbon ultra high strength steels*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME.
- [153] Johnson, R. J. (2013). *Hole Expansion of Retained Austenite Containing CMnSi Bainitic/Martensitic Steels*. Colorado School of Mines, CO,.
- [154] Mahieu, J., De Cooman, B. C., and Claessens, S. (2001). *Galvanizability of high-strength steels for automotive applications*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-1042-5>
- [155] Nayak, S. S., Anumolu, R., Misra, R. D. K., Kim, K. H., and Lee, D. L. (2008). *Microstructure-hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels*

- containing silicon. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.08.028>
- [156] Olson, G. B., and Cohen, M. (1975). *Kinetics of strain-induced martensitic nucleation*. Metallurgical Transactions A. <https://doi.org/10.1007/BF02672301>
- [157] D. Vanderschueren, M. De Meyer, B. C. De Cooman, and K. E. Y. W. (1999). *The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels*. ISIJ International.
- [158] Edmonds, D. V., He, K., Rizzo, F. C., De Cooman, B. C., Matlock, D. K., and Speer, J. G. (2006). *Quenching and partitioning martensite-A novel steel heat treatment*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133>
- [159] Seo, E. J., Cho, L., and De Cooman, B. C. (2015). *Application of Quenching and Partitioning Processing to Medium Mn Steel*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2657-7>
- [160] Kim, B., Sietsma, J., and Santofimia, M. J. (2017). *The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures*. Materials & Design. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2017.04.080>
- [161] Zarei Hanzaki, A., Hodgson, P. D., and Yue, S. (1997). *Retained austenite characteristics in thermomechanically processed Si-Mn transformation-induced plasticity steels*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0197-0>
- [162] Bellhouse, E. M., and McDermid, J. R. (2011). *Selective oxidation and reactive wetting during galvanizing of a CMnAl TRIP-assisted steel*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0685-0>
- [163] Wallner, M., Schneider, R., Steineder, K., and Sommitsch, C. (2021). *Effect of Si and Al on microstructure-property-relationship of Q&P-steels during galvannealing*. Materials Science and Technology (United Kingdom). <https://doi.org/10.1080/02670836.2021.1882754>
- [164] Suzuki, T., Ono, Y., Miyamoto, G., and Furuhashi, T. (2010). *Effects of Si and Cr on bainite microstructure of medium carbon steels*. Tetsu-To-Hagane/Journal of the Iron and Steel Institute of Japan. <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.96.392>
- [165] Cunat, P. (2004). *Alloying elements in stainless steel and other chromium-containing alloys*. International Chromium Development Association, ...
- [166] Dwivedi, V. S., Jha, B. K., Avtar, R., and Thomas, G. (1993). *Retained Austenite and Its Effect on Trip Aided Low Carbon High Strength Multiphase Steels*. Key Engineering Materials. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.84-85.406>
- [167] Tsuchiyama, T., Tobata, J., Tao, T., Nakada, N., and Takaki, S. (2012). *Quenching and partitioning treatment of a low-carbon martensitic stainless steel*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.125>
- [168] Karelova, A., Krempaszky, C., Werner, E., Tsipouridis, P., Hebesberger, T., and Pichler, A. (2009). *Hole expansion of dual-phase and complex-phase AHS steels - Effect of edge conditions*. Steel Research International. <https://doi.org/10.2374/SRI08SP110>
- [169] Pierce, D. T. (2014). *The Influence of Manganese Content and Temperature on the Relative FCC / HCP Phase Stability and Strain-Hardening Behavior of High-Manganese TRIP / TWIP Steels* By.

- [170] Zhukov, A. A., and Krishtal, M. A. (1975). *Thermodynamic activity of alloy components*. Metal Science and Heat Treatment. <https://doi.org/10.1007/BF00680420>
- [171] Meigui, O., Chunlin, Y., Jie, Z., Qifan, X., and Huina, Q. (2017). *Influence of Cr content and Q–P–T process on the microstructure and properties of cold-coiled spring steel*. Journal of Alloys and Compounds. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.134>
- [172] Quidort, D., and Bréchet, Y. (2002). *The role of carbon on the kinetics of bainite transformation in steels*. Scripta Materialia. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(02\)00121-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00121-5)
- [173] Wendler, M., Ullrich, C., Hauser, M., Krüger, L., Volkova, O., Weiß, A., and Mola, J. (2017). *Quenching and partitioning (Q&P) processing of fully austenitic stainless steels*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.05.049>
- [174] Wu, J., Bao, L., Gu, Y., li, Q., and Liu, J. (2020). *The strengthening and toughening mechanism of dual martensite in quenching-partitioning steels*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138765>
- [175] De Cooman, B. C. (2017). *High Mn TWIP steel and medium Mn steel*. In Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications (pp. 317–385). <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00011-0>
- [176] Zhong, N., Wang, X. D., Wang, L., and Rong, Y. H. (2009). *Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.11.014>
- [177] Eckner, R., Krüger, L., Ullrich, C., Wendler, M., and Volkova, O. (2019). *Fracture toughness of high-alloy austenitic-martensitic TRIP steels after Q&P processing*. International Journal of Fracture. <https://doi.org/10.1007/s10704-018-0332-5>
- [178] Białobrzaska, B. (2021). *Effect of boron accompanied by chromium, vanadium and titanium on kinetics of austenite grain growth*. Ironmaking and Steelmaking. <https://doi.org/10.1080/03019233.2021.1889894>
- [179] Quidort, D., and Bréchet, Y. (2002). *The role of carbon on the kinetics of bainite transformation in steels*. Scripta Materialia. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(02\)00121-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00121-5)
- [180] Hsu, T. Y., Jin, X. J., and Rong, Y. H. (2013). *Strengthening and toughening mechanisms of quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) steels*. Journal of Alloys and Compounds. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.016>
- [181] Wang, Y., Sun, J., Jiang, T., Sun, Y., Guo, S., and Liu, Y. (2018). *A low-alloy high-carbon martensite steel with 2.6 GPa tensile strength and good ductility*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.07.060>
- [182] Barrow, A. T. W., Kang, J. H., and Rivera-Díaz-Del-Castillo, P. E. J. (2012). *The $\rightarrow \eta \rightarrow \theta$ transition in 100Cr6 and its effect on mechanical properties*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.01.046>
- [183] Jing, C., Ye, D., Zhao, J., Lin, T., Wu, C., and Lei, Q. (2021). *Effect of hot stamping and quenching & partitioning process on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength steel*. Materials Research Express. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/abe976>

- [184] Wang, H., Liu, D., Yuan, Y., Zhang, Z., Zhang, F., Wang, J., and Yang, Y. (2022). *Improving the ultimate tensile strength without loss of plasticity of quenching-partitioning steel by introducing hot deformation*. Materials Letters. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130877>
- [185] Barnett, M. R. (2000). *Improving the r-value of warm rolled and annealed low carbon steel by adding chromium*. Steel Research. <https://doi.org/10.1002/srin.200001232>
- [186] Jun, H. J., and Fonstein, N. (2008). *Microstructure and Tensile Properties of TRIP-aided CR Sheet Steels : TRIP Dual and Q & P International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels*. International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels.
- [187] Hernandez, D. A. D. I. (2019). *Prediction and Prevention of Edge Fracture in Forming of AHSS*. The Ohio State University.
- [188] Tian, Y. Q., Zhang, M. S., Li, R., Wei, Y. L., Song, J. Y., Zheng, X. P., and Chen, L. S. (2016). *Effect of austenitizing on microstructure and property of low-carbon steel with I&Q&P process*. Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment.
- [189] Zhang, J., Qin, S., Liu, Y., Zuo, X., Chen, N., and Rong, Y. (2019). *Effect of Al replacing Si on mechanical properties of high carbon Q–P–T martensitic steels*. Heat Treatment and Surface Engineering. <https://doi.org/10.1080/25787616.2018.1560177>
- [190] Liu, H., Sun, H., Liu, B., Li, D., Sun, F., and Jin, X. (2015). *An ultrahigh strength steel with ultrafine-grained microstructure produced through intercritical deformation and partitioning process*. Materials and Design. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.047>
- [191] Rizzo, F. C., Edmonds, D. V., He, K., Speer, J. G., Matlock, D. K., and Clarke, A. (2005). *Carbon enrichment of austenite and carbide precipitation during the Quenching and Partitioning (Q&P) process*. Proceedings of an International Conference on Solid-Solid Phase Transformations in Inorganic Materials 2005.
- [192] Xiao, H., Zhao, G., Xu, D., Cheng, Y., and Bao, S. (2022). *Effect of Microstructure Morphology of Q&P Steel on Carbon and Manganese Partitioning and Stability of Retained Austenite*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met12101613>
- [193] Maki, J., J. M. (2003). *Galvanisability of silicon free CMnAl TRIP steels*. Materials Science and Technology. Materials Science and Technology.
- [194] De Meyer, M., D. V. (1999). *The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels*. Iron and Steel. Iron and Steel Institute of Japan International.
- [195] Mahieu, J., S. C. (2001). *Galvanizability of high-strength steels for automotive applications*. Metallurgical and Materials Transactions.
- [196] FiberCut - FiberCut Fiber Lazer Kesim. (n.d.). <https://www.fiberlazerkesim.net/tr/urunlerimiz/fibercut/> , Accessed : May 26, 2022,
- [197] Brandish, H. (1975). *Rechnerische Bestimmung der Umwandlungstemperaturen von niedriglegierten Stählen*. TEW – Technische Berichte.
- [198] Liu, C., Zhao, Z., Northwood, D. O., and Liu, Y. (2001). *A new empirical formula for the calculation of MS temperatures in pure iron and super-low carbon alloy steels*. In Journal of Materials Processing Technology. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00625-2](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00625-2)

- [199] Koistinen, D. P., and Marburger, R. E. (n.d.). *A general equation prescribing the extent of the austenite–martensite transformation in pure iron–carbon alloys and plain carbon steels*. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(59\)90170-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(59)90170-1)
- [200] Kunitake, T., and Okada, Y. (1998). *The estimation of bainite transformation temperatures in steels by the empirical formulas*. Tetsu-To-Hagane/Journal of the Iron and Steel Institute of Japan.
- [201] ASTM. (2021). *ASTM E8/E8M standard test methods for tension testing of metallic materials*. Annual Book of ASTM Standards.
- [202] Liehr, A., Wegener, T., Degener, S., Bolender, A., Möller, N., and Niendorf, T. (2023). *Experimental Analysis of the Stability of Retained Austenite in a Low-Alloy 42CrSi Steel after Different Quenching and Partitioning Heat Treatments*. Advanced Engineering Materials. <https://doi.org/10.1002/adem.202300380>
- [203] Thelning, K. E. (1975). *Steel and its Heat Treatment*. Steel and its Heat Treatment. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-04240-5>
- [204] Wang, C. Y., Chang, Y., Li, X. D., Zhao, K. M., and Dong, H. (2016). *Relation of martensite-retained austenite and its effect on microstructure and mechanical properties of the quenched and partitioned steels*. Science China Technological Sciences. <https://doi.org/10.1007/s11431-016-6045-y>
- [205] Wang, C. Y., Shi, J., Cao, W. Q., and Dong, H. (2010). *Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.020>
- [206] Kong, H., Chao, Q., Cai, M. H., Pavlina, E. J., Rolfe, B., Hodgson, P. D., and Beladi, H. (2018). *Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of a CMnSiAl TRIP Steel Subjected to Partial Austenitization Along with Quenching and Partitioning Treatment*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4525-3>
- [207] Cao, W., Wang, C., Shi, J., and Dong, H. (2010). *Application of Quenching and Partitioning to improve ductility of ultrahigh strength Low Alloy steel*. In Materials Science Forum (Vol. 654–656). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.29>
- [208] Carpio, M., Calvo, J., García, O., Pedraza, J. P., and Cabrera, J. M. (2021). *Heat treatment design for a qp steel: Effect of partitioning temperature*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met11071136>
- [209] Kirchner, G., Nishizawa, T., and Uhrenius, B. (1973). *The distribution of chromium between ferrite and austenite and the thermodynamics of the α/γ equilibrium in the Fe-Cr and Fe-Mn Systems*. Metallurgical Transactions. <https://doi.org/10.1007/BF02649616>
- [210] International, A. S. M. (1989). *Alloy Phase Diagram*. Bulletin of Alloy Phase Diagrams (Vol. 10). <https://doi.org/10.1007/BF02881433>
- [211] Santofimia, M. J., Speer, J. G., Clarke, A. J., Zhao, L., and Sietsma, J. (2009). *Influence of interface mobility on the evolution of austenite-martensite grain assemblies during annealing*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.06.024>
- [212] Kumar, S., and Singh, S. B. (2023). *Microstructure-property relationship in the quenching and partitioning (Q&P) steel*. Materials Characterization. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112561>
- [213] Rl, M. (1972). *Ultrafine- grained microstructures and mechanical properties of alloy steels*. Met

- Trans. <https://doi.org/10.1007/bf02647665>
- [214] Raid Fekhreddine, M., Kumar, B., and Tisza, M. (2021). *Comparison Study between TBF and Q&P Steels in Sheet Metal Forming: An Overview*. International Journal of Research in Engineering and Technology.
 - [215] Wu, J., Bao, L., Gu, Y., li, Q., and Liu, J. (2020). *The strengthening and toughening mechanism of dual martensite in quenching-partitioning steels*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138765>
 - [216] Razzak, M. A. (2011). *Heat treatment and effects of Cr and Ni in low alloy steel*. Bulletin of Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s12034-011-0340-9>
 - [217] Jenkins, R. (1978). *Recent developments in wavelength and energy dispersive spectrometry*. Analytical Chemistry in the Exploration, Mining and Processing of Materials.
 - [218] Nießen, F. (2018). *Phase Transformations in Supermartensitic Stainless Steels*. Technical University of Denmark.
 - [219] De Moor, E., Kang, S., Speer, J. G., and Matlock, D. K. (2014). *Manganese Diffusion in Third Generation Advanced High Strength Steels*. Proceedings of the International Conference on Mining, Materials and Metallurgical Engineering.
 - [220] Pierce, D. T., Coughlin, D. R., Clarke, K. D., De Moor, E., Poplawsky, J., Williamson, D. L., ... Clarke, A. J. (2018). *Microstructural evolution during quenching and partitioning of 0.2C-1.5Mn-1.3Si steels with Cr or Ni additions*. Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2018.03.007>
 - [221] Hong, S. C., Ahn, J. C., Nam, S. Y., Kim, S. J., Yang, H. C., Speer, J. G., and Matlock, D. K. (2007). *Mechanical properties of high-Si plate steel produced by the quenching and partitioning process*. Metals and Materials International. <https://doi.org/10.3365/MMI.2007.12.439>
 - [222] Kussa, R. A., Zurnadzhy, V. I., Dabala, M., Franceschi, M., Efremenko, V. G., Petryshynets, I., ... Brykov, M. N. (2022). *Comparative study on the effect of (Cr, Mo, V)-alloying on transformation and mechanical behavior of 0.2 wt.% C TRIP-assisted steel*. Kovove Materialy. <https://doi.org/10.31577/km.2022.1.31>
 - [223] Graf, M., Härtel, S., Bauer, A., Förster, W., Bublikova, D., Wagner, M. F. X., ... Masek, B. (2018). *Development of a quenching-partitioning process chain for forging components*. In Materials Science Forum (Vol. 918 MSF). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.918.85>
 - [224] Hao, Q., Wang, Y., Jia, X., Zuo, X., Chen, N., and Rong, Y. (2014). *Dynamic Compression Behavior and Microstructure of a Novel*. <https://doi.org/10.1007/s40195-014-0083-x>
 - [225] El-Morsy, A. W., and Farahat, A. I. Z. (2018). *Effect of Cr and Thermomechanical Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of Advanced High-Strength Steel*. Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME. <https://doi.org/10.1115/1.4038393>
 - [226] Yan, S., Liu, X., Liu, W. J., Lan, H., and 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.058>
 - [227] Tobata, J., Minami, H., Toji, Y., and Kaneko, S. (2023). *Yielding behavior of low carbon martensitic*

steel sheet containing retained austenite.

- [228] Jirkova, H., Kuceroval, L., and Republic, C. (2013). *Q&P process on steels with various carbon and chromium contents*.
- [229] Xiong, M. X., Xiang, H., Yang, M., and Xu, S. (2024). *Quenched-and-tempered high-strength steels at elevated temperatures: Mechanical properties and effects of plate thickness*. Fire and Materials. <https://doi.org/10.1002/fam.3170>
- [230] Kumar, S., and Singh, S. B. (2023). *Microstructure-property relationship in the quenching and partitioning (Q&P) steel*. Materials Characterization. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112561>
- [231] Zhang, L., Rong, Y., Purushothaman, R., and Kang, J. (2007). *Microstructure and property predictions by using a heat-treatment planning system, CHT-q/t*. ASM International - 24th Heat Treating Society Conference 2007, Driving the Engines of Change in Manufacturing.
- [232] Mishnev, R., Borisova, Y., Gaidar, S., Kniazuk, T., Vagina, O., and Kaibyshev, R. (2023). *Q&P Response of a Medium Carbon Low Alloy Steel*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met13040689>
- [233] Rong, X., Liu, S., Li, Y., Hu, B., Enomoto, M., Guo, H., and Shang, C. (2019). *Simultaneous enhancement of strength and ductility via nanoscale Cu precipitates and ultrafine filmy retained austenite in a novel quench-partitioned and tempered steel*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.064>
- [234] Wu, R., Jin, X., Wang, C., and Wang, L. (2016). *Effect of Intercritical Annealing on Microstructural Evolution and Properties of Quenched & Partitioned (Q&P) Steels*. Journal of Materials Engineering and Performance. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-1985-8>
- [235] Hu, B., and Luo, H. (2017). *A strong and ductile 7Mn steel manufactured by warm rolling and exhibiting both transformation and twinning induced plasticity*. Journal of Alloys and Compounds. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.203>
- [236] Demir, F. (2022). *Orta Manganlı İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Krom İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi*. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [237] Qi, X., Du, L., Hu, J., and Misra, R. D. K. (2019). *Effect of austenite stability on toughness, ductility, and work-hardening of medium-Mn steel*. Materials Science and Technology (United Kingdom). <https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1522088>
- [238] Kolk, A. J. (2014). *Is retained austenite controlling the mechanical properties of Q&P steels ?* , arXiv. Delft University of Technology.
- [239] Wang, L., and Feng, W. (2011). *Development and Application of Q&P Sheet Steels*. In Advanced Steels. https://doi.org/10.1007/978-3-642-17665-4_25
- [240] Zhonglin Wu, Jing, C., Feng, Y., Li, Z., Zhao, J., and Lin, T. (2023). *The Effect of Strain Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Q&P 980 Steel*. Physics of Metals and Metallography. <https://doi.org/10.1134/S0031918X22600774>
- [241] Song, W. Y., Wang, C. Y., Iu, W. Z., Hi, J., Ao, W. Q., and Ong, H. (2014). *Phase transformation behavior of CrNi3Si2MoVNb steel during quenching and partitioning process*. Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment.
- [242] Zhang, Y., Wang, J., Zhu, N., Sun, B., He, Y., Xu, X., ... Liu, R. (2023). *Investigation on strength and plasticity enhancement mechanism of 1180 MPa-grade quenching and partitioning steel*. Journal

- of Materials Research and Technology. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.07.191>
- [243] Li, Z., Wu, R., Li, M., Zeng, S. S., Wang, Y., Xie, T., and Wu, T. (2021). *The effect of quenching and partitioning (Q&P) heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high boron steel*. Materials. <https://doi.org/10.3390/ma14061556>
- [244] Gu, X. (2011). *Numerical simulations of concentration-depth profiles of carbon and nitrogen in austenitic stainless steel based upon highly concentration dependent diffusivities*. Department of Materials Science and Engineering, Case Western Reserve University. Retrieved from <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/036459169290026T>
- [245] Peng, F., Xu, Y., and Gu, X. (2022). *Control of Austenite Characteristics and Ferrite Formation Mechanism by Multiple-Cyclic Annealing in Quenching and Partitioning Steel*. Acta Metallurgica Sinica (English Letters). <https://doi.org/10.1007/s40195-021-01347-6>
- [246] Huang, Q., Ullrich, C., Mola, J., Motylenko, M., Krüger, L., Volkova, O., ... Wendler, M. (2022). *Quenching and partitioning (Q&P) processing of a (C+N)-containing austenitic stainless steel*. Materials Science and Engineering: A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143787>
- [247] Liu, L., Li, H., Xu, H., Dai, X., Tian, Y., and Chen, L. (2022). *The Effect of Partitioning Temperature on Residual Austenite and Mechanical Properties of Q&P High Strength Steel during the Continuous Annealing Process*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met12122165>
- [248] Pelligra, C., Samei, J., Shalchi Amirkhiz, B., Hector, L. G., and Wilkinson, D. S. (2024). *Microstrain partitioning, Transformation Induced Plasticity, and the evolution of damage during deformation of an austenitic-martensitic 1.5 GPa Quench and Partition steel*. Materials Science and Engineering: A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146181>
- [249] Chen, B., Liang, J., Kang, T., Cao, R., Li, C., Liang, J., ... Tang, D. (2018). *A study of the optimum quenching temperature of steels with various hot rolling microstructures after cold rolling, quenching and partitioning treatment*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met8080579>
- [250] Chen, P. hu, Zhang, Y., Li, R. qing, Liu, Y. xing, and Zeng, S. sheng. (2020). *Influence of carbon-partitioning treatment on the microstructure, mechanical properties and wear resistance of in situ VCp-reinforced Fe-matrix composite*. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1909-3>
- [251] Jia, Z. gang, Hu, J., Xu, N., Liu, C., Wang, L. yu, Wang, C. chong, ... Xu, W. (2021). *Revealing the Effect of Microstructural Inheritance in 1.5 GPa Hot-Rolled Ultrahigh Strength Q&P Steels*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06308-3>
- [252] Dong, X. X., Shen, Y. F., Jia, N., and Zhu, Y. T. (2022). *Improving mechanical properties and retained-austenite stability of a medium carbon Q&P steel by adjusting phase ratio*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142580>
- [253] Huyghe, P., Dépinoy, S., Caruso, M., Mercier, D., Georges, C., Malet, L., and Godet, S. (2018). *On the effect of Q&P processing on the stretch-flange-formability of 0.2C ultra-high strength steel sheets*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-121>
- [254] Fida Hassan, S., and AlWadei, H. (2022). *Ultrahigh strength ductile microalloyed steel with a very low yield ratio developed by quenching and partitioning heat treatment*. Scientific Reports.

<https://doi.org/10.1038/s41598-022-11722-7>

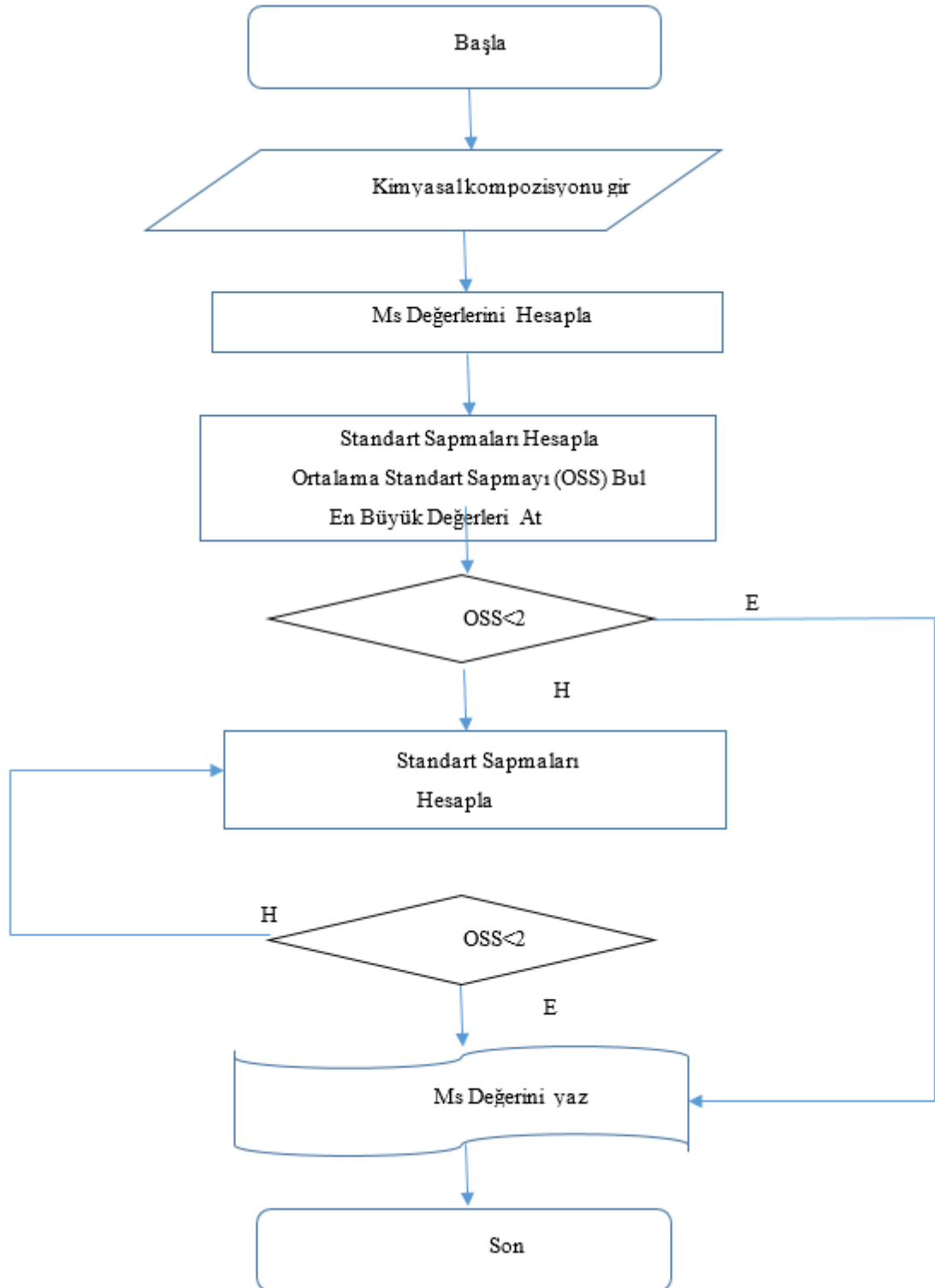
- [255] Im, Y. R., Kim, E. Y., Song, T., Lee, J. S., and Suh, D. W. (2021). *Tensile properties and stretch-flangeability of trip steels produced by quenching and partitioning (q&p) process with different fractions of constituent phases*. ISIJ International. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-388>
- [256] Forouzan, F., Borasi, L., Vuorinen, E., and Mücklich, F. (2019). *Process control maps to design an ultra-high strength-ductile steel*. Materials Science and Technology (United Kingdom). <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1615752>
- [257] Arlazarov, A., Ollat, M., Masse, J. P., and Bouzat, M. (2016). *Influence of partitioning on mechanical behavior of Q&P steels*. Materials Science and Engineering: A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.071>
- [258] De Moor, E., Lacroix, S., Clarke, A. J., Penning, J., and Speer, J. G. (2008). *Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9609-z>
- [259] Findley, K. O., Hidalgo, J., Huizenga, R. M., and Santofimia, M. J. (2017). *Controlling the work hardening of martensite to increase the strength/ductility balance in quenched and partitioned steels*. Materials and Design. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.065>
- [260] Zhang, J., Ding, H., Misra, R. D. K., and Wang, C. (2014). *Enhanced stability of retained austenite and consequent work hardening rate through pre-quenching prior to quenching and partitioning in a Q-P microalloyed steel*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.074>
- [261] Li, Y. J., Kang, J., Zhang, W. N., Liu, D., Wang, X. H., Yuan, G., ... Wang, G. D. (2018). *A novel phase transition behavior during dynamic partitioning and analysis of retained austenite in quenched and partitioned steels*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.104>
- [262] Xia, P., Sabirov, I., Molina-Aldareguia, J., Verleysen, P., and Petrov, R. (2018). *Mechanical behavior and microstructure evolution of a quenched and partitioned steel during drop weight impact and punch testing*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.09.015>
- [263] Yang, J., Song, Y., Lu, Y., Gu, J., and Guo, Z. (2018). *Effect of ferrite on the hydrogen embrittlement in quenched-partitioned-tempered low carbon steel*. Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.032>
- [264] Černý, I., Mikulová, D., Sís, J., Mašek, B., Jirková, H., and Malina, J. (2011). *Fatigue properties of a low alloy 42SiCr steel heat treated by quenching and partitioning process*. In Procedia Engineering (Vol. 10). <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.546>
- [265] Tian, J., Xu, G., Zhou, M., Hu, H., and Wan, X. (2017). *The effects of Cr and Al addition on transformation and properties in low-carbon bainitic steels*. Metals. <https://doi.org/10.3390/met7020040>
- [266] de Diego-Calderón, I., Sabirov, I., Molina-Aldareguia, J. M., Föjer, C., Thiessen, R., and Petrov, R. H. (2016). *Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their*

- fracture properties.* Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.01.011>
- [267] Kim, K., and Lee, S. J. (2017). *Effect of Ni addition on the mechanical behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel.* Materials Science and Engineering A. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.030>
- [268] Hsu, T. Y., and Jin, X. (2011). *Ultra-high Strength Steel Treated by Using Quenching–Partitioning–Tempering Process.* In Advanced Steels. https://doi.org/10.1007/978-3-642-17665-4_8
- [269] Grange, R. A., Hribal, C. R., and Porter, L. F. (1977). *Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels.* Metall Trans A. <https://doi.org/10.1007/BF02646882>
- [270] Hutchinson, B., Hagström, J., Karlsson, O., Lindell, D., Tornberg, M., Lindberg, F., and Thuvander, M. (2011). *Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1-0.5%C).* Acta Materialia. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.05.061>



EKLER

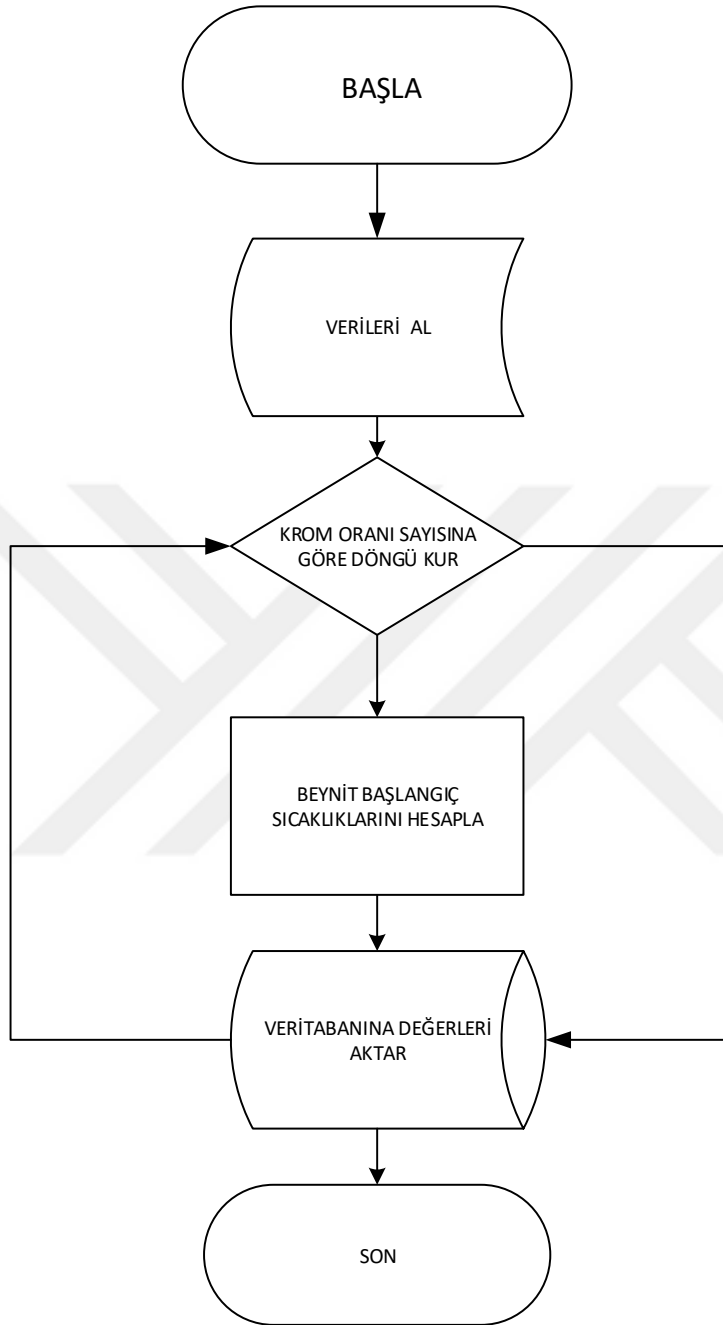
EK 1: M_s SICAKLIĞI BULMA PROGRAMI AKIŞ DİYAGRAMI



EK 2- MATLAB A_{C3} SICAKLIĞINI BULMA PROGRAMI

```
clc; clear all;
clear;
%Kimyasal oranları girilmesi
C=0,2329;P=0,0182;S=0,0075;V=0,0148;Al=0,0819;Cu=0,086;Ti=0,0014;W=0,0055;
As=0,0044;Sn=0,0047;Pb=0,0068;B=0,0013;O=0,0232;Mn=1,8613;Ni=0,0864;
Cr=1,1698;Si=1,4868;Mo=0,3702;Co=0;N=0;Ta=0;Hf=0;Nb=0;Zr=0;
i=1
%Araştırmacıların farklı formülasyonlarının girilmesi
Ac(i)=910-203*C+44,7*Si+15,2*Ni+31,5*Mo+104*V+13,1*W +30*Mn+11*Cr+20*Cu-
700*P-400*Al*120*Si-400*Si
Ac(i+1)=902-255*C-11*Mn+19*Si-5*Cr+13*Mo-20*Ni+55*V
Ac(i+2)=920,21-394,75*C-14,40*Mn+54,99*Si+5,77*Cr+24,49*Mo+83,37*V
Ac(i+3)=955-360*C-25*Mn+51*Si+106*Nb+100*Ti+68*Al-11*Cr-33*Ni-
16*Cu+67*Mo
Ac(i+4)= 937,3-224,5*sqrt(C)-17*Mn+37*Si-14*Ni+21,6*Mo+41,8*V-20*Cu
Ac(i+5)= 902 -255 *C-11* Mn+19* Si-5* Cr+13 *Mo -20* Ni+55*V
Ac(i+6) =871-254,4*sqrt(C) -14,2 *Ni+51,7* Si
Ac(i+7)=1570-323*C-25*Mn+80*Si-3*Cr-32*Ni
top=0;
t=7;
for x=1:1:t;
top=top+Ac(x);
end
ort=top/t
h(1)=0;
for y=2:1:t+1
hata(y)=ort-Ac(y);
h(y)=hata(y)*hata(y)
if (h(y)>h(y-1))
a=y
end
end
end
```

Ek 3- BEYNİT BAŞLANGIÇ SICAKLIĞI HESAPLAMA AKIŞ ŞEMASI



Ek 4-BEYNİT BAŞLANGIÇ SICAKLIKLARINI HESAPLAYAN PYTHON PROGRAMI

```
import matplotlib.pyplot as plt; import math; import numpy as np;
Cr = [0, 0.64, 0.87, 1.2]; C=0.2329; P=0.0182; S=0.0075; V=0.0148; Al=0.0819; Cu=0.086;
Ti=0.0014; W=0.0055; As=0.0044; Sn=0.0047; Pb=0.0068; B=0.0013;
O=0.0232; Mn=1.8613; Ni=0.0864; Si=1.4868; Mo=0.3702; Co=0;
N=0; Ta=0; Hf=0; Nb=0; Zr=0;
Bbod = []; Bsbodd = []; Bskang = []; Bskirk = []; Bskun = []; Bslee = []
Bsli = []; Bsste = []; Bstaka = []; Bstrz = []; Bszha = []
for i in range(4):
    Bbod.append(844 - 597 * C - 63 * Mn - 16 * Ni - 78 * Cr[i])
    Bsbodd.append(719 - 127 * C - 50 * Mn - 31 * Ni - 27 * Cr[i] - 61 * Mo)
    Bskang.append(634.8 - 193.1 * C + 102.4 * C**2 - 31.2 * Mn - 4.6 * Si - 18.6 * Ni - 32.4 * Cr[i]
- 5.6 * Mo + 10.36 * math.log(4))
    Bskirk.append(656 - 57.7 * C - 35 * Mn - 75 * Si - 15.3 * Ni - 34 * Cr[i] - 41.2 * Mo)
    Bskund.append(732 - 202 * C - 85 * Mn + 216 * Si - 37 * Ni - 47 * Cr[i] - 39 * Mo)
    Bslee.append(984.4 - 361.9 * C + 261.9 * C**2 - 28.3 * Mn + 43.7 * Si)
    Bsli.append(637 - 58 * C - 35 * Mn - 15 * Ni - 34 * Cr[i] - 41 * Mo)
    Bsste.append(830 - 270 * C - 90 * Mn - 37 * Ni - 70 * Cr[i] - 83 * Mo)
    Bstaka.append(1336 - 1446 * C - 62.3 * Mn - 36.5 * Si - 47.8 * Cr[i] - 160 * V - 77.5 * Mo)
    Bstrz.append(771 - 231.5 * C - 69 * Mn - 23 * Si - 58.5 * Cr[i] - 31 * Ni - 55 * Mo - 41 * V)
    Bszha.append(720 - 585.63 * C + 126.60 * C - 91.68 * Mn + 7.82 * Mn**2 - 0.3378 * Mn - 66.34
* Ni + 6.06 * Ni**2 - 0.232 * Ni**3 - 31.66 * Cr[i] + 2.17 * Cr[i]**2 - 42.37 * Mo + 9.16 * Co)
    plt.plot(Cr, Bbod, 'r', label='Bbod'); plt.plot(Cr, Bsbodd, 'b', label='Bsbodd')
    plt.plot(Cr, Bskang, 'g', label='Bskang'); plt.plot(Cr, Bskirk, 'g', label='Bskirk')
    plt.plot(Cr, Bskund, 'g', label='Bskund') ; plt.plot(Cr, Bslee, 'g', label='Bslee')
    plt.plot(Cr, Bsli, 'g', label='Bsli')
    plt.plot(Cr, Bsste, 'g', label='Bsste')
    plt.plot(Cr, Bstake, 'g', label='Bstake')
    plt.plot(Cr, Bstrz, 'g', label='Bstrz')
    plt.plot(Cr, Bszha, 'g', label='Bszha')
```

EK 5- MARTENZİT BAŞLANGIÇ SICAKLIĞI BULMA PROGRAMI

clc;
Cr=1,2;C=0,2329;P=0,0182;S=0,0075;V=0,0148;Al=0,0819;Cu=0,086;
Ti=0,0014;W=0,0055;As=0,0044;Sn=0,0047;Pb=0,0068;B=0,0013;
O=0,0232;Mn=1,8613;Ni=0,0864;Si=1,4868;Mo=0,3702;Co=0;
N=0;Ta=0;Hf=0;Nb=0;Zr=0;
MSand=539-423*C-30,4*Mn-17,7*Ni-12,1*Cr-11,0 *Si-7,5 *Mo;
MSadre=512 - 453 *C-16,9*Ni-9,5*Mo+217*C^2-71,5*C*Mn+15*Cr-67,6*Cr ;
MScapt=764,2-302,6*C-30,6*Mn-16,6*Ni-8,9*Cr+2,4*Mo-11,3*Cu+8,58*Co+7,4*W-
14,5*Si;
MScara=496,1*(1-0,344*C)*(1-0,051*Mn)*(1-0,018*Si)*(1-0,025*Ni)+(1-0,039*Cr)
*(0,016*Mo)*(1-0,010*W)*(1-0,067*Co);
MSh=41,7*(14,6-Cr)+5,6*(8,9-Ni)+33,3*(1,33-Mn)+27,8*(0,47-Si)+1666,7*(0,068-C-N)-
17,8 ;
MSeld=531-391,2*C-43,3*Mn-21,8*Ni-16,2*Cr;
MSsch=635-474*(C+0,86*(N-0,15*(Nb+Zr))-0,066*(Ta+Hf))-
(33*Mn+17*Cr+17*Ni+21*Mo+39*V+11*W);
MSgra=537,8-361,1*C-38,9*(Mn+Cr)-19,4*Ni-27,8*Mo
MSima=539-423*C-30,4*Mn-7,5*Si+30*Al
MShol=550-350*C-40*Mn-35*V-20*Cr-17*Ni-10*Cu-10*Mo-8*W+15*Co+30*Al;
MSkun=560,5-407,3*C-37,8*Mn-14,8*Cr-19,5*Ni-4,5*Mo-7,3*Si-20,5*Cu;
MSli=540-420*C-35*Mn-12*Cr-20*Ni-21*Mo-10,5*Si-10,5*W+20*Al+140*V;
MSlot=558,3-312*C-49,0*Mn-24,9*Cr-649*Ti;
MSmah=539-423*C-30,4*Mn-7,5*Si+30,0*Al;
MSwoj=635,02-549,82*C-85,441*Mn-68,967*Si-18,07*Cr-30,965*Ni-69,301*Mo-
6,603*V+420,26*Nb+553,8*Ti-1746,5*B;
MSneh=498,9-300*C-33,3*Mn-22,2*Cr-16,7*Ni-11,1*(Si+Mo);
MSsav=498,9-316,7*C-33,3*Mn-27,8*Cr-16,7*Ni-11,1*(Si+Mo+W);
MShay=561,1-473,9*C-33*Mn-16,7*(Cr+Ni)-21,1*Mo;
Msnes=520-320*C-50*Mn-30*Cr-20*(Ni+Mo)-5*(Cu+Si);
MStam=550-361*C-39*Mn-20*Cr-17*V-17*Ni-10*Cu-5*(Mo+W)+15*Co+30*Al;
MStrz=541-401*C-36*Mn-10,5*Si-14*Cr-18*Ni-17*Mo
hold;

Ek 6-ÇOKLU MANOVA İSTATİSTİK DEĞERLERİ

Tests of Between-Subjects Effects				
Source	Dependent Variable	Type III Sum of Squares	df	Mean Square
Corrected Model	uzamaçekme	305,965 ^a	35	8,742
	süneklik	53,883 ^a	35	1,540
Intercept	uzamaçekme	63177,452	1	63177,452
	süneklik	961,930	1	961,930
krom	uzamaçekme	25,786	3	8,595
	süneklik	23,147	3	7,716
sıcaklık	uzamaçekme	21,385	2	10,693
	süneklik	11,929	2	5,965
zaman	uzamaçekme	9,641	2	4,821
	süneklik	1,052	2	,526
krom * sıcaklık	uzamaçekme	18,748	6	3,125
	süneklik	6,363	6	1,060
krom * zaman	uzamaçekme	13,105	6	2,184
	süneklik	1,122	6	,187
sıcaklık * zaman	uzamaçekme	145,519	4	36,380
	süneklik	5,742	4	1,435
krom * sıcaklık * zaman	uzamaçekme	71,781	12	5,982
	süneklik	4,529	12	,377
Error	uzamaçekme	,000	0	.
	süneklik	,000	0	.
Total	uzamaçekme	63483,417	36	
	süneklik	1015,813	36	
Corrected Total	uzamaçekme	305,965	35	
	süneklik	53,883	35	

Ek 7- XRD TMLEŐİK YOĞUNLUK DEĞERLERİ

Numune	I _{α110}	I _{γ200}	I _{α200}	I _{γ220}	I _{α211}	I _{γ311}	I _{α220}	V _γ
350 °C-20 s-kromsuz	5030,46	23,25	315,48	23,44	252,07	33,53	51,45	11,65
350 °C -20 s- 0.64 Cr	4600,14	22,22	288,49	28,68	221,19	30,66	56,32	12,99
350 °C -20 s- 0.87 Cr	4627,05	22,35	290,18	32,42	224,83	30,84	53,32	13,43
350 °C -20 s- 1.2 Cr	3683,11	17,94	230,98	25,81	167,78	24,55	42,44	13,78
350 °C-60 s-kromsuz	3002,5	12,5	188,3	19,3	151,97	20,01	43,25	12,44
350 °C -60 s- 0.64 Cr	3033,05	14,39	190,22	19,5	142,65	20,21	34,52	13,17
350 °C -60 s- 0.87 Cr	3185,81	15,25	203,56	19,45	132,22	21,23	35,34	13,46
350 °C -60 s- 1.2 Cr	3204,03	15,87	200,94	21,63	141,09	21,35	34,15	13,84
350 °C-200 s-kromsuz	2874,13	13,64	180,25	17	145,47	19,15	31,88	12,49
350 °C -200 s- 0.64 Cr	4221,23	20,74	264,73	25,78	194,43	28,13	49,86	13,17
350 °C -200 s- 0.87 Cr	2888,38	13,71	181,14	18,01	124,26	19,25	30,79	13,28
350 °C -200 s- 1.2 Cr	2999,82	14,86	188,13	18,7	122,99	19,99	35,87	13,19
380 °C-20 s-kromsuz	4716,82	21,99	295,81	27,89	233,96	31,44	53	12,53
380 °C -20 s- 0.64 Cr	3429,09	16,7	215,05	20,94	156,21	22,85	40,01	13,2
380 °C -20 s- 0.87 Cr	3972,82	18,69	249,15	28,01	189,02	26,48	45,21	13,49
380 °C -20 s- 1.2 Cr	5482,63	26,25	343,84	35,24	222	36,54	67,13	13,92
380 °C -60 s-kromsuz	4065,53	19,97	254,97	24,83	205,77	27,09	43,34	12,71
380 °C -60 s- 0.64 Cr	4174,67	20,16	261,81	28,18	202,85	27,82	42,7	13,27
380 °C -60 s- 0.87 Cr	4970,4	23,18	311,72	33,55	221,39	33,12	60,14	13,59
380 °C -60 s- 1.2 Cr	2874,22	13,64	180,25	19,4	120,75	19,16	33,54	13,93
380 °C-200 s-kromsuz	3819,32	15,4	239,53	24,06	175,91	25,45	42,36	12,73
380 °C -200 s- 0.64 Cr	5157,61	23,83	323,46	30,17	214,06	34,37	62,41	13,3
380 °C -200 s- 0.87 Cr	5399,64	26,08	338,64	35,4	237,77	35,99	54,45	13,63
380 °C -200 s- 1.2 Cr	3451,29	15,95	216,45	24,18	146,74	23	41,26	13,96
420 °C-20 s-kromsuz	3348,14	15,33	209,98	21,74	167,77	22,31	36,17	12,8
420 °C -20 s- 0.64 Cr	3776,49	17,61	236,84	24,52	172,03	25,17	45,7	13,32
420 °C -20 s- 0.87 Cr	4676,39	22,19	293,28	30,06	198,82	31,17	57,26	13,66
420 °C -20 s- 1.2 Cr	4223,12	20,75	264,85	27,42	173,14	28,14	42,58	13,99
420 °C-60 s-kromsuz	4034,6	18,81	253,03	26,45	203,05	26,89	46,49	12,87
420 °C -60 s- 0.64 Cr	4837,13	19,66	253,19	23,87	173,69	26,91	47,69	13,35
420 °C -60 s- 0.87 Cr	4173,6	20,68	261,75	26,29	175,33	27,81	48,7	13,77
420 °C -60 s- 1.2 Cr	4131,98	20,47	259,13	26,29	167,31	27,54	43,45	13,99
420 °C-200 s-kromsuz	4890,33	24,23	306,69	28,29	230,19	32,59	54,95	12,89
420 °C -200 s- 0.64 Cr	4220,86	19,33	264,71	29,84	202,95	28,13	42,56	13,37
420 °C -200 s- 0.87 Cr	4380,86	20,79	274,74	28,16	181,82	29,2	50,48	13,77
420 °C -200 s- 1.2 Cr	4415,17	21,14	276,89	30,93	183,25	29,42	44,52	14,19

ÖZGEÇMİŞ

Soner ASLAN

[REDACTED]	
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	
[REDACTED]	[REDACTED]
[REDACTED]	[REDACTED]

AKADEMİK FAALİYETLER

Bildiriler:

1. Aslan S.,Eroglu M. (2001). Düşük Karbonlu Bir Çelikte Molibden'in ITAB'ın Mikroyapısı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi. *Kaynak Teknolojisi III. Ulusal Kongresi*, İstanbul,Türkiye
2. Aslan S.,Eroglu M. (2021).The Effect Of Chromium On Microstructure And Mechanical Properties In Q&P Steels. *Euroasia Summit 1st International Applied Sciences Congress*, Batumi, Georgia