

**BAŞKENT ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE ISIL  
İŞLEM PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE  
ETKİLERİ**

**ENGİN ÖZCAN**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**2019**



**YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE ISIL  
İŞLEM PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE  
ETKİLERİ**

**THE EFFECTS OF HEAT TREATMENT PARAMETERS ON  
THE MECHANICAL PROPERTIES ON HIGH STRENGTH  
DUAL PHASE STEELS**

**ENGİN ÖZCAN**

Başkent Üniversitesi  
Lisansüstü Eğitim Öğretim ve Sınav Yönetmeliğinin  
MAKİNE Mühendisliği Anabilim Dalı İçin Öngördüğü  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
olarak hazırlanmıştır.

2019

“Yüksek mukavemetli çift fazlı çeliklerde ısıtıl işlem parametrelerinin mekanik özelliklere etkileri” başlıklı bu çalışma, jürimiz tarafından, 16/09/2019 tarihinde, **MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Başkan :.....

Prof. Dr. Bedri TUÇ

Üye (Danışman) :.....

Dr. Öğr. Üyesi Ebru SARALOĞLU GÜLER

Üye :.....

Dr. Öğr. Üyesi Selim Osman TÜRKBAŞ

ONAY

.../.../.....

Prof. Dr. Faruk ELALDI

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



**BAŞKENT ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**  
**YÜKSEK LİSANS TEZ ÇALIŞMASI ORJİNALLİK RAPORU**

Tarih: 07/10/2019

Öğrencinin Adı, Soyadı : Engin ÖZCAN  
Öğrencinin Numarası : 21110027  
Anabilim Dalı : Makine Mühendisliği  
Programı : Tezli Yüksek Lisans  
Danışmanın Unvanı/Adı, Soyadı : Dr. Öğr. Üyesi Ebru SARALOĞLU GÜLER  
Tez Başlığı : Yüksek mukavemetli çift fazlı çeliklerde ısıtılma işlemi parametrelerinin mekanik özelliklere etkileri

Yukarıda başlığı belirtilen Yüksek Lisans/Doktora tez çalışmamın; Giriş, Ana Bölümler ve Sonuç Bölümünden oluşan, toplam 51 sayfalık kısmına ilişkin, 07/10/2019 tarihinde şahsım/tez danışmanım tarafından TURNITIN adlı intihal tespit programından aşağıda belirtilen filtrelemeler uygulanarak alınmış olan orijinallik raporuna göre, tezimin benzerlik oranı % 4'tür.

Uygulanan filtrelemeler:

1. Kaynakça hariç
2. Alıntılar hariç
3. Beş (5) kelimedenden daha az örtüşme içeren metin kısımları hariç

"Başkent Üniversitesi Enstitüleri Tez Çalışması Orijinallik Raporu Alınması ve Kullanılması Usul ve Esaslarını" inceledim ve bu uygulama esaslarında belirtilen azami benzerlik oranlarına tez çalışmamın herhangi bir intihal içermediğini; aksinin tespit edileceği muhtemel durumda doğabilecek her türlü hukuki sorumluluğu kabul ettiğimi ve yukarıda vermiş olduğum bilgilerin doğru olduğunu beyan ederim.

Öğrenci İmzası: .....

Onay

... / ... / 20...

Öğrenci Danışmanı Dr. Öğr. Üyesi Ebru SARALOĞLU GÜLER

## **TEŐEKKÜR**

Bu sűreçte tez çalıőmasının ortaya çıkmasında ve karşılaşılan güçlüklerin aőılmasında bana her zaman yardımcı ve yol gösterici olan tez danışmanım Sayın Dr. Öğr. Üyesi Ebru SARALOĐLU GÜLER'e,

Bu süreç boyunca desteklerini hiçbir zaman eksik etmeyen ve her zaman yanımda olan çok değerli aileme,

Yardımlarını asla esirgemeyen arkadaşlarım Burcu ATEŐ ÖZCAN ve Ömür ÖZCAN'a teşekkürlerimi sunarım.

**ÖZ**

**YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE ISIL İŞLEM PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİLERİ**

Engin ÖZCAN

Başkent Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Çelikler özellikle otomotiv endüstrisinde yaygın kullanıma sahiptir. Buna ek olarak daha yüksek şekillendirilebilirliğe sahip olan yüksek mukavemetli çift fazlı çelikler endüstride daha çok rağbet görmektedir. Bu çalışmada kritik sıcaklıklar arası tavlama yöntemiyle çift fazlı çelikler üretilmiş ve üretim parametrelerinin (tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğutma hızı) çift fazlı çeliklerin iç yapılarını ve mekanik özelliklerine etkileri incelenmiştir. Çekme ve darbe çentik testleri uygulanarak parametrelerdeki değişimin mekanik özelliklere etkisi ortaya koyulmuştur. Mikro yapı incelemesi sonucunda martensit hacim oranı ile çekme mukavemeti arasındaki bağlantı elde edilmiştir.

Yapılan çalışma sonucunda ferrit-perlitik yapıda bulunan temperlenmiş AISI 4340 çeliğinin mukavemet özellikleri geliştirilmiş ve eşdeğer tokluk değeri elde edilmiştir. Martensit hacim oranı ile de malzeme mukavemeti arasında doğrusal bir ilişki olmadığı sonucu ortaya koyulmuştur.

**ANAHTAR SÖZCÜKLER:** Çift Fazlı Çelik, Kritik Sıcaklıklar Arası Tavlama, Martensit Hacim Oranı, Sıcaklık, Soğuma Hızı, Tavama Süresi

**Danışman:** Dr. Öğr. Üyesi Ebru SARAOĞLU GÜLER, Başkent Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü.

## **ABSTRACT**

### **THE EFFECTS OF HEAT TREATMENT PARAMETERS ON THE MECHANICAL PROPERTIES ON HIGH STRENGTH DUAL PHASE STEELS**

Engin ÖZCAN

Baskent University Institute of Science and Engineering

Department of Mechanical Engineering

Steels are commonly used especially in automotive industry. In addition, high strength dual phase steels that have higher formability are more popular in industry. In this study, dual phase steels are produced by inter-critical annealing method and the effects of process parameters (annealing temperature, annealing time and cooling medium) on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels were investigated. and annealing duration of intercritical annealing heat treatment on mechanical properties of dual phase structure are investigated. Tensile and v-notched impact tests are applied to demonstrate the effect of parameters on mechanical properties. The relationship between volume ratio of martensite and ultimate tensile strength is presented in accordance with microstructure examination.

As a result of the study, the strength properties of AISI 4340 steel in ferrite-perlitic structure are improved and equivalent values of toughness are obtained. It was revealed that there is no linear relation between volume ratio of martensite and ultimate tensile strength.

**KEYWORDS:** Dual Phase Steel, Intercritical Annealing, Martensite Volume Ratio, Temperature, Cooling Rate, Tempering Duration

**Advisor:** Dr. Öğr. Üyesi Ebru SARAOĞLU GÜLER, Baskent University, Department of Mechanical Engineering



# İÇİNDEKİLER LİSTESİ

## Sayfa

ÖZ .....	i
ABSTRACT .....	ii
İÇİNDEKİLER LİSTESİ .....	iii
ŞEKİLLER LİSTESİ .....	v
ÇİZELGELER LİSTESİ .....	viii
<b>1. GİRİŞ .....</b>	<b>1</b>
<b>2. GENEL BİLGİLER .....</b>	<b>3</b>
2.1. Çift Fazlı Çelikler .....	3
2.2. Çift Fazlı Çelik Üretim Metotları .....	6
2.2.1. Ara su verme .....	9
2.2.2. Kritik sıcaklıklar arası tavlama .....	9
2.2.3. Kademeli su verme .....	9
2.3. Çift Fazlı Çelik Oluşumunu Etkileyen Faktörler .....	11
2.3.1. Başlangıç mikroyapısı .....	11
2.3.2. Tavlama sıcaklığı .....	12
2.3.3. Tavlama süresi .....	12
2.3.4. Soğuma hızı etkisi .....	13
2.3.5. Alaşım elementleri .....	15
2.3.5.1. Karbon .....	15
2.3.5.2. Mangan .....	16
2.3.5.3. Silisyum .....	17
2.3.5.4. Molibden .....	18
2.3.5.5. Krom .....	19
2.3.5.6. Alüminyum .....	19
2.4. Çift Fazlı Çelikleri Oluşturan Fazların Özellikleri .....	20
2.4.1. Ferrit .....	20
2.4.2. Martensit .....	20
2.4.3. Kalıntı östenit .....	22
<b>3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....</b>	<b>24</b>
3.1. Malzeme .....	24

3.2. Deneysel Tasarım .....	24
3.3. Isıl İşlem .....	26
3.4. Mikroyapı ve Görüntü Analizi .....	29
3.5. Çekme Testi .....	31
3.6. Çentik Darbe Testi.....	32
3.7. Sertlik Ölçümü .....	33
<b>4. DENEYSEL SONUÇ VE YORUMLAR.....</b>	<b>34</b>
4.1. Çekme Testi .....	34
4.2. Çentik Darbe Testi.....	40
4.3. Sertlik Ölçümü .....	43
4.4. Mikroyapı Analizi .....	45
<b>5. SONUÇ VE ÖNERİLER.....</b>	<b>50</b>
KAYNAKLAR LİSTESİ .....	51

## ŞEKİLLER LİSTESİ

### Sayfa

Şekil 1.1 Çeşitli çelik sınıflarının dayanım-toplam uzama çizelgesi [3] .....	1
Şekil 2.1 ULSAB-AVC C sınıfı gövde yapısal çelik kullanımı [10].....	4
Şekil 2.2 Ford Edge aracındaki farkı materyallerin kullanım dağılımları [11] .....	4
Şekil 2.3 Ducker Worldwide Kuzey Amerika otomotiv sektöründe çelik kullanımı pazar çalışması [12] .....	5
Şekil 2.4 Demir karbon denge diyagramı [62].....	5
Şekil 2.5 Ferrit-perlit çeliklerde kritik sıcaklıklar arası tavlama esnasında östenit gelişiminin şematik gösterimi (1) perlit çözünümü (2a) östenitte karbon difüzyonu ile östenit gelişimi (2b) ferritteki mangan difüzyonu ile östenit gelişimi (3) östenitte mangan difüzyonu ile dengeye ulaşma [21] .....	7
Şekil 2.6 Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramı [1].....	8
Şekil 2.7 (FC) Ara su verme (AC) kritik sıcaklıklar arası tavlama (SC) kademeli su verme [23] .....	10
Şekil 2.8 Başlangıç mikroyapısının östenitlenme üzerindeki etkisi [58] .....	11
Şekil 2.9 Tavlama sıcaklığının soğuma hızına bağlı olarak y-fazı oluşumu ve martenzit oranı üzerindeki etkisi (a) 0,08C-0,35Mn-0,35Si-0,08V 30°C/s Soğuma Hızı (b) 0,065C-1,21Mn-0,6Si-0,003B 10°C/s soğuma hızı, 0,065C-1,2Mn-0,2Cr-0,1Mo 10°C/s soğuma hızı [21] .....	13
Şekil 2.10 0,08%C-0,5Si% İçeren çeliğin 750°C' den soğutulmasında manganın mekanik özelliklere etkisi (a) su'da soğutma (b) 30°C/s ile hızla havada soğutma	16
Şekil 2.11 Silisyumun mukavemet ve tokluk dengesine olan etkisi (a) 0,15C çelik (b) 0,20C çelik [38].....	18
Şekil 2.12 0,09C-1,6Mn-0,002B İçerikli çelikte molibden miktarının çekme mukavemeti toplam uzama dengesine olan etkisi .....	18
Şekil 2.13 Alüminyumun çekme mukavemeti ve toplam uzamaya olan etkisi [42]	19
Şekil 2.14 Martensit hacimsel oranının çekme mukavemeti üzerindeki etkisi (boş yuvarlak 0,07%C, boş üçgen 0,10%C, boş kare 0,18%C) [46].....	21
Şekil 2.15 (a) IQ- Ara su verme (b) kritik sıcaklıklar arası tavlama (c) kademeli su verme sonrası oluşan martensit yapıları ve bu üç durumun gerilim gerinim grafiklerinin karşılaştırılması [47] .....	22

Şekil 2.16 Uzama – kalıntı östenit miktarı ilişkisi .....	23
Şekil 3.1 Kritik sıcaklıklar arası tavlama deney girdileri .....	26
Şekil 3.2 Isıl işlem fırını .....	27
Şekil 3.3 Houghton® Auqa Quench 200 teknik veri dokümanında bulunan, polimer çözeltilinin soğutma karakteristiği [55].....	29
Şekil 3.4 Yüzey Hazırlamada Kullanılan Zımpara Cihazı .....	29
Şekil 3.5 Orijinal resim (solda), dönüştürülmüş resim (sağda).....	31
Şekil 3.6 Çekme Testi Numune Ölçüleri (ISO 6892-1:2016) .....	31
Şekil 3.7 Çekme Test Cihazı (250kN) .....	32
Şekil 3.8 Çentik Darbe Dayanım Test Numunesi .....	32
Şekil 3.9 Alşa A-02-T Çentik Darbe Test Cihazı.....	33
Şekil 3.10 BMS 200RB Sertlik Ölçüm Cihazı.....	33
Şekil 4.1 Çekme testi sonucu numunelerin gerilim-yer değiştirme eğrileri.....	34
Şekil 4.2 Deney parametrelerinin çekme mukavemeti üzerindeki etkisi .....	35
Şekil 4.3 Çekme mukavemetine sıcaklık etkisi .....	36
Şekil 4.4 Çekme mukavemetine tavlama süresi etkisi .....	36
Şekil 4.5 Çekme mukavemetine soğutma ortamı etkisi .....	37
Şekil 4.6 Deney Parametrelerinin Toplam % Uzama Üzerindeki.....	38
Şekil 4.7 Toplam % uzamaya sıcaklık etkisi.....	38
Şekil 4.8 Toplam % uzama tavlama süresi etkisi.....	39
Şekil 4.9 Toplam % uzama soğutma ortamı etkisi.....	39
Şekil 4.10 Parametrelerin darbe dayanımı üzerindeki etkisi.....	41
Şekil 4.11 Darbe dayanımı sıcaklık etkisi .....	41
Şekil 4.12 Darbe dayanımı tavlama süresi etkisi .....	42
Şekil 4.13 Darbe dayanımı soğutma ortamı etkisi .....	42
Şekil 4.14 Parametrelerin sertlik üzerindeki etkisi .....	43
Şekil 4.15 Sertlik sıcaklık etkisi.....	44
Şekil 4.16 Sertlik tavlama süresi etkisi .....	44
Şekil 4.17 Sertlik soğutma ortamı etkisi.....	45
Şekil 4.18 745°C 30 Dakika %20 Çözelti Martensit Oranı %48 .....	45
Şekil 4.19 745°C 60 Dakika %5 Çözelti Martensit Oranı %30 .....	46
Şekil 4.20 745°C 90 Dakika Su Martensit Oranı %43.....	46
Şekil 4.21 750°C 30 Dakika %5 Çözelti Martensit Oranı %71 .....	46
Şekil 4.22 750°C 60 Dakika Su Martensit Oranı %46.....	47

Şekil 4.23 750°C 90 Dakika %30 Çözelti Martensit Oranı %43 .....	47
Şekil 4.24 755°C 30 Dakika Su Martensit Oranı %22.....	47
Şekil 4.25 755°C 60 Dakika %20 Çözelti Martensit Oranı %21 .....	48
Şekil 4.26 755°C 90 Dakika %5 Çözelti Martensit Miktarı %53 .....	48
Şekil 4.27 Çekme Mukavemeti- %Martensit Oranı İlişkisi .....	49

## ÇİZELGELER LİSTESİ

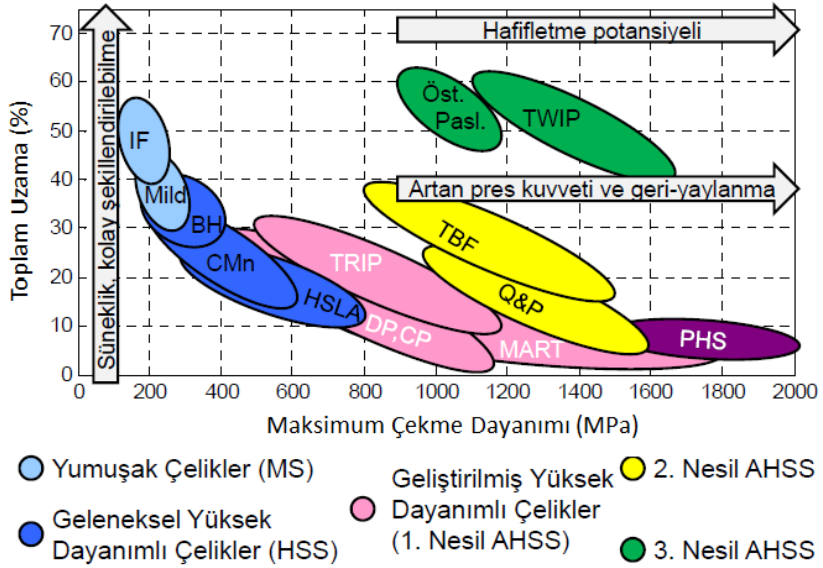
Sayfa

Çizelge 2.1 Yapılan çalışmalarda elde edilen martensit başlama sıcaklık ampirik formülleri.....	14
Çizelge 3.1 Çalışmada kullanılan AISI 4340 çeliğinin spektral analizi .....	24
Çizelge 3.2 Deney numaraları ve karşılık gelen parametre değer notasyonları ...	25
Çizelge 3.3 Deney parametreleri ve parametrelerin 3 farklı değerleri.....	25
Çizelge 3.4 Isıl işlem fırını özellikleri.....	27
Çizelge 3.5 Parametrelerden ortam olarak kullanılan polimer çözeltinin özellikleri [55] .....	28
Çizelge 4.1 Numunelerin maksimum çekme dayanımı değerleri.....	35
Çizelge 4.2 Numunelerin toplam uzama değerleri .....	37
Çizelge 4.3 Numunelerin darbe dayanımı değerleri .....	40
Çizelge 4.4 Numunelerin ölçülen sertlik değerleri.....	43
Çizelge 4.5 Numunelerde elde edilen martensit oranları .....	48

## 1. GİRİŞ

Çelikler; enerji, ulaşım, güvenlik ve altyapı gibi alanlarda insanlığın teknolojik atılımlar yapabilmesini sağlayan en önemli yapısal malzemelerdir. Bu alanlardaki ilerleme, otomotiv endüstrisinde çarpışma güvenliği ve yakıt ekonomisi gibi birbirini negatif yönde etkileyen faktörlerin paralel bir şekilde ve sürekli olarak iyileştirilmesi gibi kritik ihtiyaçları şart koşan, daha güvenli ve daha hafif araçlar üretilmesine olanak sağlayan yönetmelikler ve düzenlemeler doğrultusunda sağlanabilmektedir [1] [2] [3].

Şekil 1.1'de görülebileceği gibi çelikler için en yaygın sınıflandırma metalurjik farklılıklarına göre; yumuşak çelikler (Mild Steels), geleneksel yüksek mukavemetli çelikler (High Strength Steels) ve üç jenerasyonu bulunan ileri yüksek dayanımlı çelikler (Advanced High Strength Steels) şeklinde yapılmaktadır [2] [3].



Şekil 1.1 Çeşitli çelik sınıflarının dayanım-toplam uzama çizelgesi [3]

Yumuşak çelikler görece basit ferritik bir mikro yapıdan oluşmaktadırlar. Düşük karbon içeriği ve asgari seviyelerde alaşım elementi içermesi yumuşak ve kolay form verilebilir olmalarını sağlar. Maksimum 280 MPa seviyelerinde görece olarak düşük çekme mukavemetine sahiptirler. Bir dönem otomobil gövde parçaları üretiminin tamamında tercih edilmelerine karşın günümüzde yalnızca fazla yük taşıma gereksinimi olmayan taban sacı ve estetik olarak ön plana çıkan dış panellerde kullanılmaktadırlar [2] [4].

Yüksek mukavemetli çelikler arasında ise en yaygın kullanıma sahip olanı yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (High Strength Low Alloy Steels) çeliklerdir. Karbon-Mangan Çeliklerinin (C-Mn Steels) mikro seviyelerde alaşımlanarak dayanımlarının artırılmasıyla elde edilirler. Yapısında, düzgün bir biçimde dağılmış alaşım karbürleri ve ferrit-perlit kümeleri ferrit matris içerisinde yer almaktadır. Yüksek mukavemetli, düşük alaşımlı çelikler otomobillerde kaza anında yüksek enerji sönmemesi istenilen parçalarda kullanılmakta ancak günümüzde yerlerini geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklere bırakmaktadır [2] [3].

İleri yüksek mukavemetli çelikler ise geleneksel yüksek mukavemetli çelikler ile aynı mukavemet değerlerinde ve daha yüksek şekillendirilebilirliğe sahiptirler. Bu durum malzemeye mukavemet kazandıran ancak şekillendirilebilirliğini olumsuz etkileyen martensitin yanı sıra ferrit formuna da sahip olmaları ile mümkün hale gelir. Günümüzde maliyet ve ulaşılabilirlik avantajından dolayı en fazla kullanım payına sahip olan çift fazlı çelikler (dual phase steels) ismini, matris halde bulunan ferrit fazı ve içerisinde dağılmış halde bulunan martensit fazlarından almaktadır. Bu benzersiz yapı özel ısı işlemleriyle elde edilmektedir. Çift fazlı çeliklerde, yapıdaki martensit miktarı ve yayılımı değiştirilerek farklı mukavemet ve uzama değerleri elde edilebilmektedir [5].

Bir diğer ileri yüksek mukavemetli çelik olan "dönüşüm kaynaklı plastisite çelikler" (Transformation-Induced Plasticity Steels, TRIP), çift fazlı çeliklerden farklı yapısında martensit ve ferrit haricinde kalıntı östenit de bulundurmalarıdır. Yapısında bulunan kalıntı östenit deformasyon esnasında martensite dönüşerek mukavemeti arttırmaktadır [2] [3].

Kompleks fazlı çelikler (complex phase steels) ise oldukça yüksek çekme mukavemetine sahiptirler. Yapısı; ferrit/beynit matrisi içerisinde martensit, kalıntı östenit ve perlit formları içermektedir [2] [3].

Bu çalışmada, AISI 4340 / DIN 36CrNiMo6 ıslah çeliğine kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi uygulanarak çift faz yapısı elde edilmesi amaçlanmaktadır. Kritik sıcaklıklar arası bölgede belirlenen sıcaklık değerleri, tavlama süresi ve soğutma ortamı parametrelerinin mekanik özelliklerine etkilerinin ortaya koyulması amaçlanmıştır.

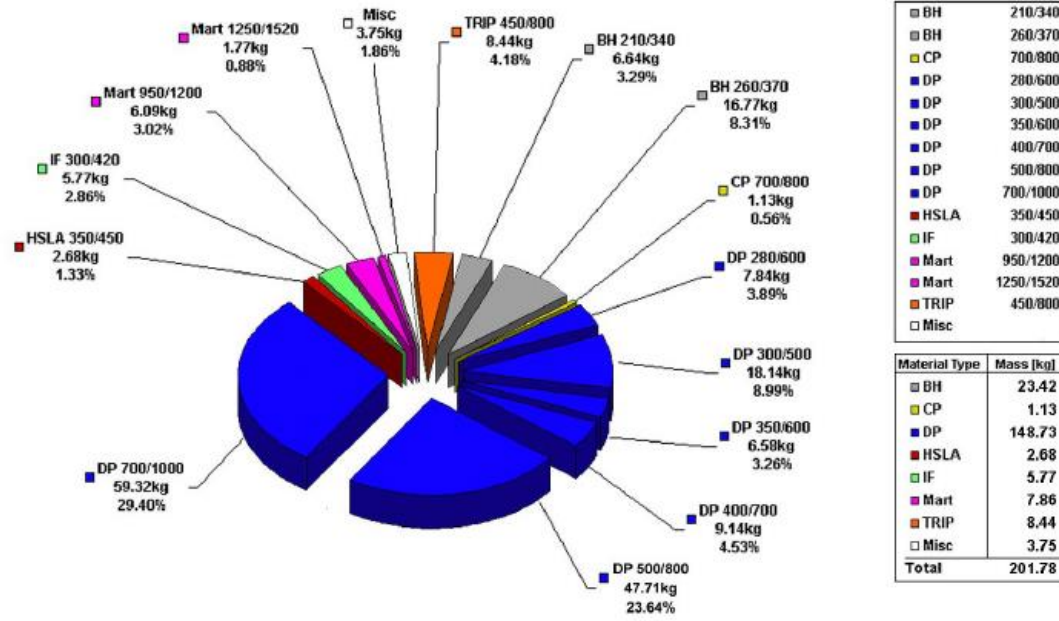


## 2. GENEL BİLGİLER

### 2.1. Çift Fazlı Çelikler

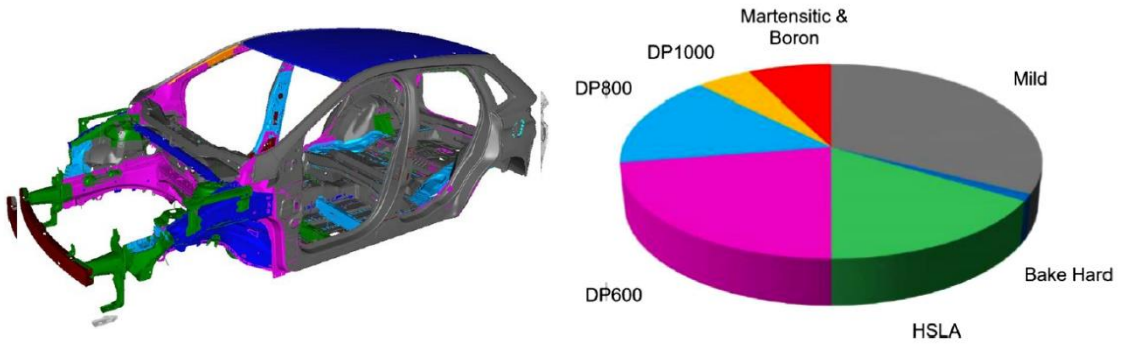
Çift fazlı çeliklerin ilk ortaya çıkışı 1930'lu yılların sonlarına dayanmasına karşın, 1970'li yıllara kadar fazla ilgi gören bir konu olmamıştır [6]. 1973 petrol krizini takiben 1975 yılında yakıt tüketimini düşürme zorunluluğuyla otomobil ağırlıklarının azaltılması hedeflenerek çift fazlı çeliklerin geliştirilmesi yeniden gündeme gelmiştir [6]. Ancak sonraki 25 sene içerisinde çekme dayanımları 600-700 MPa seviyelerinden yukarıya çıkamamıştır [7].

1994 senesinde Audi markasının A8 modelinin beyaz gövdesinin (İng. body in white) tamamında alüminyum kullandığı, benzer çelik araç gövdelerine göre oldukça hafif olan tasarımı tanıtması, otomotivde yapısal elemanlarda dominant malzeme olan çeliğin sorgulanmasına sebep olmuştu [8]. Bu duruma karşı hamle olarak 18 ülkeden 35 çelik sac üreticisinin kurduğu konsorsiyum, daha yüksek mukavemetli çelikler ile araç ağırlığının düşürülmesinin araştırılmasını amaçlayarak ULSAB (Ultra-Light Steel Auto Body) konsept projesini başlatmışlardır. Proje kapsamında geliştirilen aracın beyaz gövdesinde %90 oranında yüksek mukavemetli çelik kullanılması öngörülmüştür [9]. Tasarlanan araç, benzerlerinden %25 daha hafif ve %14 daha az maliyetli hale gelmiştir. Ayrıca parçaların burulma ve bükülme dayanımlarında sırası ile %80 ve %52 iyileştirme sağlanmıştır [9]. Konseptin geldiği son noktada ise, ULSAB – AVC (Advanced Vehicle Concept) yüksek mukavemetli çeliklerin %100'ünün, %80'in üzerinde ileri yüksek mukavemetli çelikler ile değiştirilmesi planlanmaktadır [10] [9]. Şekil 2.1'de bu dağılım gösterilmektedir.



Şekil 2.2 ULSAB-AVC C sınıfı gövde yapısal çelik kullanımı [10]

Özellikle otomotiv sektöründe ticari olarak çift fazlı çelik kullanımındaki yükselişin bir örneği de Şekil 2.2'de görüldüğü gibi Ford markasının 2015 senesinde yeni tasarımıyla piyasa sunduğu Edge modelidir [11]. Aracın beyaz gövdesi, çift faz çelikler büyük oranda olmak üzere %50 ileri yüksek mukavemetli çeliklerden (AHSS), %20 oranında ise yüksek mukavemetli çeliklerden (HSS) oluşmaktadır [11].



Şekil 2.1 Ford Edge aracındaki farklı materyallerin kullanım dağılımları [11]

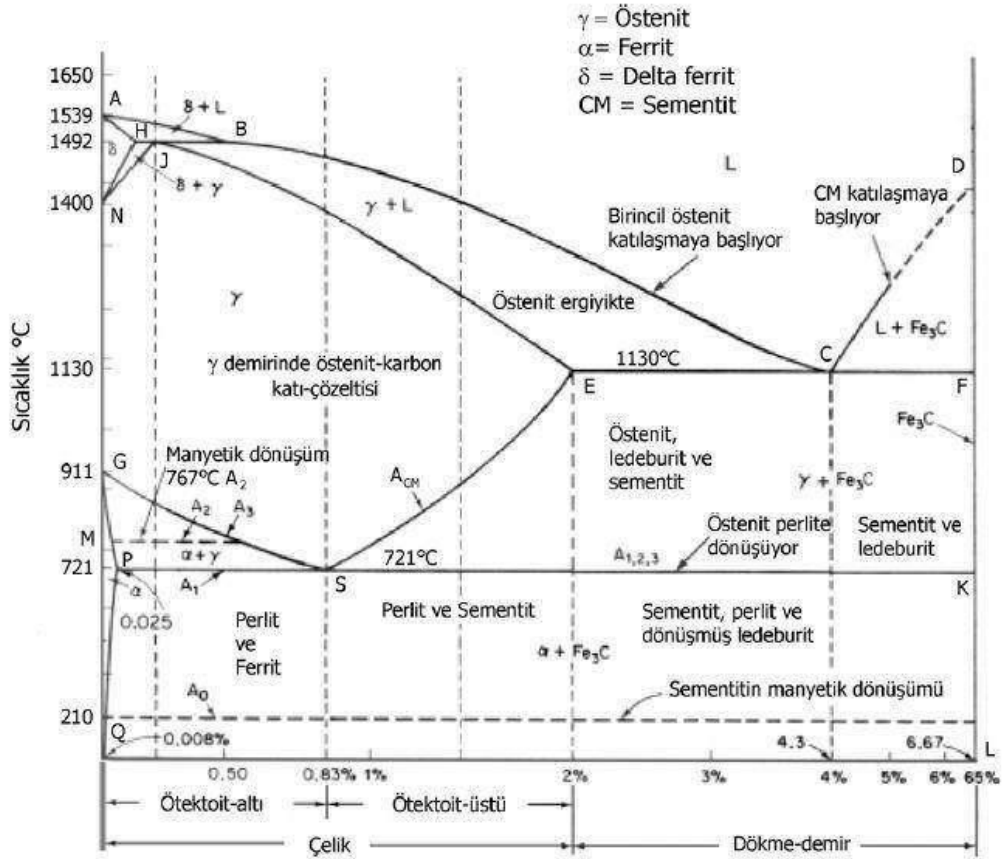
Ducker Worldwide market araştırma kuruluşunun Steel Market Development Institute için yapmış olduğu araştırmada ise 2015 senesinde Kuzey Amerikalı üreticilerin hafif araçlarında kullanılan ileri yüksek mukavemetli çelik miktarı 279 pound iken, 2025 senesinde 570 pounda yükselmesinin beklendiği belirtilmektedir [12]. Şekil 2.3'de

ise aynı araştırmada yer alan 2010-2013 ve 2013-2018 yıllarının karşılaştırılması gösterilmektedir [12].

Mild Steel	BH & HSS	AHSS (DP)	UHSS
▼ 110.3	▲ 63.2	▲ 15.7	▲ 16.1

Mild Steel	HSS	BH	AHSS (DP)	UHSS/GEN3
▼ 153.9	▼ 36.0	▼ 70.0	▲ 70.0	▲ 19.9

Şekil 2.3 Ducker Worldwide Kuzey Amerika otomotiv sektöründe çelik kullanımı pazar çalışması [12]



Şekil 2.4 Demir karbon denge diyagramı [62]

Teorik olarak Şekil 2.4'te demir-karbon dengeli diyagramında gösterilen tüm ötektoid altı (%Karbon miktarı  $< \sim 0,8$ ) çeliklerde çift faz yapısı elde etmek mümkündür. Literatürde orta karbonlu çeliklere uygulanabilirliği ile ilgili çalışmalar mevcuttur [13]

[14] [15] [16] [17]. Bunun dışında beton yapılarıdaki destek telleri [18], krank şaft, aks gibi uygulamalarda kullanılan sünek demir [19], toz metalürjisi ile üretilmiş paslanmaz çelikler [20] gibi pek çok malzemede çift faz yapısı elde edilebilir.

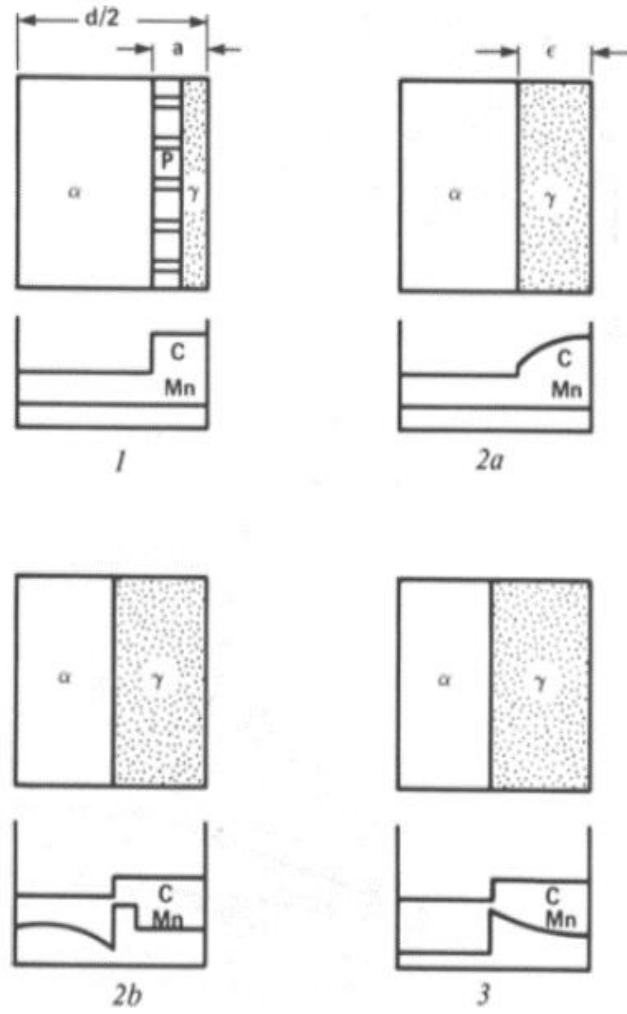
## **2.2. Çift Fazlı Çelik Üretim Metotları**

Genellikle kritik sıcaklıklar arası tavlama olarak tabir edilen iki faz ferrit ve östenit sıcaklık aralığından ısıtma işlemi, aslen çift fazlı çelikler için tasarlanmış olup günümüzde soğuk haddelenmiş geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) birçoğundan temel üretim yöntemi olarak kabul edilmektedir. Bu işlem, çeliğin, Ac1 ve Ac3, östenit + ferrit alanından kontrollü bir şekilde soğutulması şeklinde gerçekleştirilmektedir. Şekil 2.5'te gösterildiği gibi kritik sıcaklıklar arası bölgede östenit oluşumu 3 aşamadan oluşmaktadır;

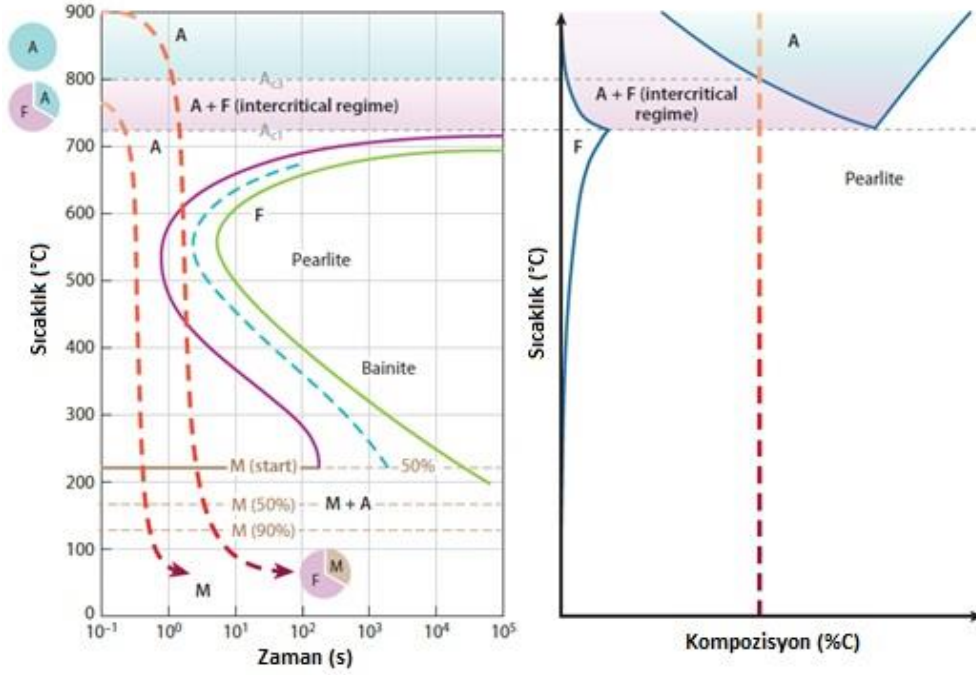
Birinci aşama, perlitin yok olması ve ferrit-perlit tane sınırlarında östenitin çekirdeklenmeye başlayarak perlitin yerini alması şeklinde gerçekleşmektedir.

İkinci aşamada ise karbon dengesine ve hacimsel dengeye ulaşana dek östenit, ferrit tanelerinde östenit oluşması ile tamamlanmaktadır.

Üçüncü aşama ise mangan ve silikon gibi alaşım elementlerinin, ferrit-östenit tane sınırları arasında dengeye ulaşmasıyla sonlanır [19] [15] [21].



Şekil 2.5 Ferrit-perlit çeliklerde kritik sıcaklıklar arası tavlama esnasında östenit gelişiminin şematik gösterimi (1) perlit çözünümü (2a) östenitte karbon difüzyonu ile östenit gelişimi (2b) ferritteki mangan difüzyonu ile östenit gelişimi (3) östenitte mangan difüzyonu ile dengeye ulaşma [21]



Şekil 2.6 Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramı [1]

Şekil 2.6'daki sıcaklık-zaman-dönüşüm grafiğinde çift faz oluşumunun şematik gösterimi bulunmaktadır. Grafikteki F, A ve M harfleri sırasıyla ferrit, östenit ve martensit yapılarını ifade etmektedir.  $A_{c1}$  ile ferrit-östenit kritik sınır sıcaklığı arası bölgede ilk aşama olan perlit çözümü yaklaşık 8 saat, ikinci aşama ise 24 saate kadar sürebilmektedir [1]. Ancak  $740^{\circ}\text{C}$  üzeri sıcaklıklarda perlitin östenite dönüşmesi ve ferrit tanelerinden östenit oluşması 5 dakikadan daha kısa sürebilmektedir. Üçüncü aşama yani alaşım elementlerinin dengeye gelme aşaması ise atom difüzyonu ile orantılı olduğundan çok daha uzun sürmektedir. Örneğin, ferrit ve östenit arasında mangan atomunun denge durumuna gelmesi 2000 saati bulabilmektedir [19]. Dolayısıyla kritik sıcaklıklar arası tavlama da östenitin hacimsel ve karbon denge durumu sağlansa da alaşım elementi dengesi sağlanamamaktadır.

Kritik sıcaklıklar arası östenitlenmenin ardından malzeme martensit başlangıç sıcaklığının altına su verilerek yüksek sıcaklıktaki östenitin martensite dönüşmesi işlemi gerçekleştirilmiş olur. Çift fazlı çeliklerin mikroyapıları sürekli ferrit matrisinin arasındaki martensit adacıklarından oluşmaktadır. Ferrit matris fazı yüksek süneklik özelliği sağlarken martensit fazı malzemeye yüksek mukavemet özelliği kazandırmaktadır. Alaşımın kimyasal kompozisyonu ve soğuma hızına bağlı olarak yapılarında düşük miktarlarda perlit, beynit ve kalıntı östenit bulunabilmektedir.

### **2.2.1. Ara su verme**

Ara su verme ısıtılma işleminde, tavlama öncesi malzeme östenit bölgesine kadar ısıtılıp belirli bir süre bekletilmesinin ardından su verilerek %100 martensit iç yapısı elde edilmesiyle sağlanır. Sonrasında Ac1-Ac3 kritik sıcaklıklar arası östenit-ferrit fazlarının kararlı olduğu bölgeye ısıtılır ve ardından su verilerek çift faz yapısı elde edilmiş olur.

Kritik tavlama sırasında östenit, iğne yapıdaki martensit fazı etrafında çekirdeklenir ve gelişir. Ara su verme yöntemi ile elde edilen çift fazlı çeliklerde diğer yöntemlerle elde edilen çift fazlı çeliklere oranla daha homojen dağılım ve ince taneli martensit yapısı oluşmaktadır [17].

### **2.2.2. Kritik sıcaklıklar arası tavlama**

Kritik sıcaklıklar arası tavlama işleminde malzemenin ilk yapısını, östenitin kararlı olduğu bölgeye ısıtılıp ardından havada soğutma yani su verme yöntemine göre daha yavaş bir soğuma hızı ile ferrit ve perlit fazları elde edilmektedir. Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama esnasında oluşan östenit, perlit fazındaki ferrit-ementit aralıklarında çekirdeklenir. Su vermenin ardında da mikroyapıda ferrit taneleri etrafında ince küresel yapıda martensit ağları oluşmaktadır [22] [17].

### **2.2.3. Kademeli su verme**

Kademeli su verme işleminde malzeme östenit bölgesine ısıtılarak yapının tamamen östenitten oluşması sağlanır. Ardından sıcaklık, kritik sıcaklıklar arası bölgeye düşürülerek ferrit çekirdeklenmesi ve gelişmesi sağlanır. Son olarak su verme işleminin ardından östenit yapısı martensite dönüşür.

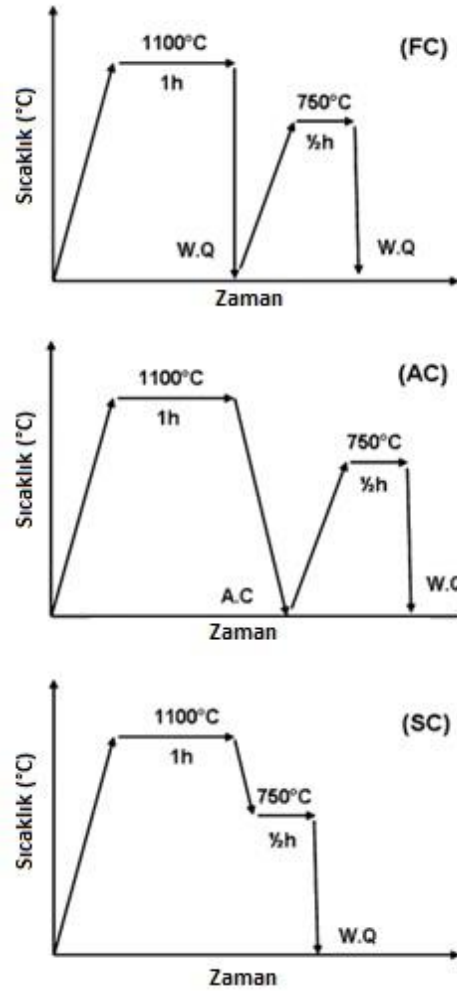
Östenitlenme sıcaklığından kritik sıcaklıklar arası bölgeye düşüş yavaş gerçekleştiğinden nihai mikroyapıda kaba bir martensit-ferrit dağılımı görülür [17] [22] [23].

Şekil 2.7’de ara su verme, kritik sıcaklıklar arası tavlama ve kademeli su verme ısıtılma işlemleri gösterilmektedir [23].

Ara su verme işleminde malzemenin östenitlenme sıcaklığında 1 saat bekletilir ve su verme işleminin ardından yeniden kritik sıcaklıklar arası bölgeye ısıtılıp belirli bir süre bekletilir. Ardından yeniden su verilir.

Kritik sıcaklıklar arası tavlama işleminde malzeme östenitlenme sıcaklığında 1 saat bekledikten sonra havada soğutulur. Sonrasında kritik sıcaklıklar arası bölgeye ısıtılıp belirli bir süre bekledikten sonra su verilir.

Kademeli su vermede ise malzeme, östenitlenme sıcaklığından 1 saat bekletilmesinin ardından fırın sıcaklığı kritik sıcaklık arası bölgeye düşürülür. Belirli bir süre beklenilmesinin ardından su verilerek soğutulur.



Şekil 2.7 (FC) Ara su verme (AC) kritik sıcaklıklar arası tavlama (SC) kademeli su verme [23]



## 2.3. Çift Fazlı Çelik Oluşumunu Etkileyen Faktörler

### 2.3.1. Başlangıç mikroyapısı

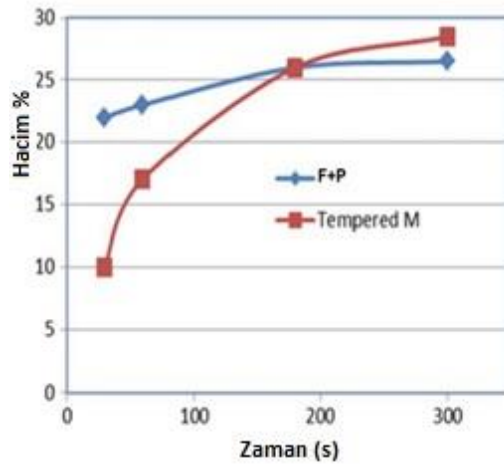
Başlangıç mikroyapısı ferrit-perlit olan çeliklerde östenit çekirdeklenmesi genellikle perlit bölgeleri ve ferrit taneleri arasındaki ara faz sınırlarında oluşmaktadır.

Ferrit matrisi içerisinde küreselleşmiş karbür içeren çeliklerde ise östenit, ferrit tane sınırlarında konumlanmış olan karbür parçacıkları üzerine çekirdeklenir.

Östenitin çekirdeklenmesi sürecindeki etkilerinin yanı sıra başlangıç mikroyapısı, nihai mikroyapı oluşmadan önce ortaya çıkan, östenit-ferrit yapısının morfolojisini ve östenitlenmenin kinetiğini etkilemektedir [21].

Östenitlenme olarak bakıldığında, orijinal mikroyapı etkisini, faz dönüşüm kritik sıcaklıklarında ve östenit oluşma oranında kaymalara sebep olmak şeklinde göstermektedir. Sırasıyla, başlangıç mikroyapısına göre artan östenitlenme oranı yapılan bir çalışmada şu şekilde belirtilmiştir; ferrit-küreselleşmiş karbür, ferrit-yapraksı perlit, su verilmiş, soğuk deformasyona maruz kalmış mikroyapılar [24].

Aynı şartlar altında başlangıç olarak martensitik mikroyapının yeniden ısıl işleme tabi tutulması sonucunda elde edilen östenitlenme oranı, başlangıçta bey nitik bir mikroyapınınkinden daha fazla olmaktadır. Küreselleşmiş karbür içeren mikroyapılar ise yavaş östenitlenme oranının yanı sıra  $A_{c1}$  ve  $A_{c3}$  sıcaklıklarını daha yüksek değerlere kaydırmaktadırlar. Östenit genellikle karbür-ferrit ara yüzlerinde



Şekil 2.8 Başlangıç mikroyapısının östenitlenme üzerindeki etkisi [58]

çekirdeklenmeye başladığından,  $\gamma$ -fazı miktarı ve büyüme oranı, ferrit-karbür ara yüzlerinin arttırılması yani karbür partiküllerinin veya ferrit tanelerinin küçültülmesi ile sağlanabilir [25].

Şekil 2.8'de başlangıç mikroyapısının, ısı işlem sonrası yapı üzerindeki etkisi gösterilmektedir. Kırmızı çizgi ile ifade edilen durumda ilk yapı temperlenmiş martensitten oluşmaktadır. Mavi çizgi ile ifade edilen durumda ise ilk mikroyapı ferrit ve perlitten oluşmaktadır.

### **2.3.2. Tavlama sıcaklığı**

Tavlama sıcaklığı, oluşma evresinde östenitin hacimsel miktarı ve dolayısıyla ortalama karbon miktarının kontrolünde büyük rol almaktadır. Bu parametreler östenitin kararlılığı ve soğutma sonrası ortaya çıkan nihai mikro yapıda kritik önem arz etmektedir.

Genellikle, östenit miktarı tavlama sıcaklığının yükselmesiyle artış göstermektedir. Örneğin yapılan bir çalışmada 0.06C-1.2Mn-0.5Cr-0.003B çeliği 5 dakika 750°C'de tutulduğunda östenitin %20, 780°C'de %35, 800°C'de %50, 830°C'de %80 oranında oluştuğu gözlenmiştir [26]. Aynı miktarda östenit oluşumu ise 750°C ve 800°C'lerde sırası ile 300 s ve 24 s'de gerçekleşmiştir.

Hızlı soğutma esnasında ise tavlama sıcaklığının düşük tutulması dolayısıyla östenit karbon içeriğindeki artış, oluşan martensitin yapısını düşük karbonlu "lath" tipinden, karbon içeriği %0.35-0.40 daha fazla olan "twinned" tip martensite dönüştürmekte ve bir miktar da dönüşmemiş kalıntı östenit bulunmasına sebep olmaktadır [27].

### **2.3.3. Tavlama süresi**

Önceki çalışmalarda ferrit ve östenit bölgesinde uzun süre bekletmenin östenitin yüksek kararlılığa ve yüksek homojenliğe sahip olduğu, karbürlerin çözünmeye devam etmesine istinaden efektif karbon içeriğinin yükseldiği ve östenit adalarının boyutsal olarak büyüdüğü gözlenmiştir [21].

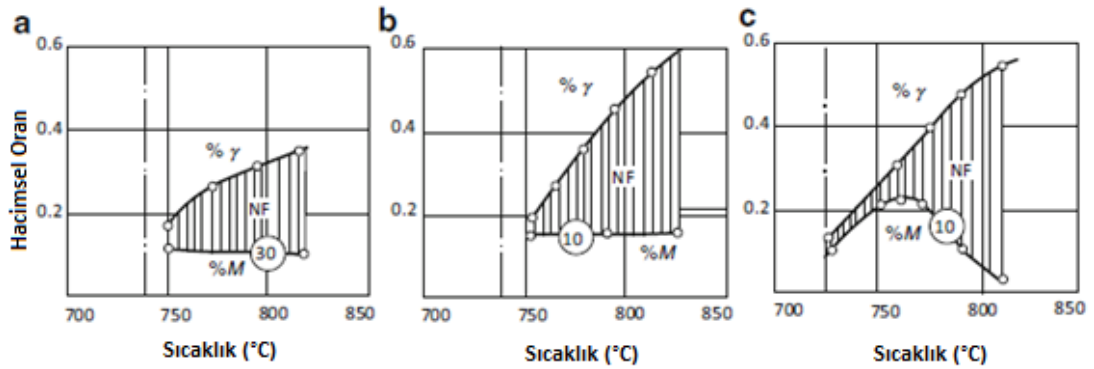
0.08C-1.59Mn-0.39Si içeren bir çelikte, faz kararlılığının bekletme süresi ile arttığı ve daha uzun süre kritik sıcaklıklar arasında tavladığından dolayı daha yüksek martensit içeriği oluştuğu gözlemlenmiştir [28]. Östenitin büyüme esnasında

homojenliğinin yükselmesinin, östenitin kararlılığını düşüren ortalama karbon içeriğinin azalması durumunu, telafi ettiği sonucu elde edilmiştir [28].

Karbür oluşturan elementler içeren çeliklerde ferrit ve östenitin kararlı olduğu bölgede daha uzun süre bekletmek, kademeli karbür çözünmesi sebebiyle çelikteki ve östenitteki etkili karbon içeriğinde yükselme meydana getirmektedir [29]. Karbürlerin çözünme hızının sementitinkinden birkaç kat daha düşük olduğu durumu da göz ardı edilmemelidir [7]. Bu durumda ısıtma süresinin uzun tutulması, karbür oluşturan alaşım elementlerinin katı çözeltiliye bölünmesi ile östenit sınır hareketliliğini de değiştirmektedir [7].

#### 2.3.4. Soğuma hızı etkisi

Malzemenin tavlama sıcaklığından soğuma hızı, östenitin martensite dönüşüm oranını belirlediği gibi ferritin mukavemet ve sünekliğine de etki etmektedir.



Şekil 2.9 Tavlama sıcaklığının soğuma hızına bağlı olarak  $\gamma$ -fazı oluşumu ve martensit oranı üzerindeki etkisi (a) 0,08C-0,35Mn-0,35Si-0,08V 30°C/s Soğuma Hızı (b) 0,065C-1,21Mn-0,6Si-0,003B 10°C/s soğuma hızı, 0,065C-1,2Mn-0,2Cr-0,1Mo 10°C/s soğuma hızı [21]

Şekil 2.9'da soğuma hızının martensit ve ferrit hacmi üzerindeki etkisi gösterilmektedir [21]. Şekildeki % $\gamma$ , hacimsel östenit oranını ve %M ise hacimsel martensit oranını belirtmektedir.

Martensit oluşumunda en önemli faktör ise kritik soğuma hızıdır. Martensit oluşmaya başlama sıcaklığının altına ancak kritik soğutma hızı sağlanabildiği takdirde ferrit ve martensitten oluşan çift faz yapısını elde etmek mümkün olur. Kritik soğutma hızından daha yavaş bir soğutma uygulandığında malzemede ferrit ve perlit yapısı

elde edilmektedir. Martensit oluşmaya başlama sıcaklığındaki en önemli faktör ise malzemenin alaşım elementleridir. Alaşım elementlerinin martensit başlangıç sıcaklığına olan etkisini gösteren bazı çalışmalarda elde edilen ampirik formüller Çizelge 2.1’de gösterilmiştir [17] [30] [31] [32] [33] [34] [35].

Çizelge 2.1 Yapılan çalışmalarda elde edilen martensit başlama sıcaklık ampirik formülleri

Referans	Formül
Payson ve Savage	$M_s = 498,9 - 316,7C - 33,3Mn - 27,8Cr - 16,7Ni - 11,1(Si + Mo + W)$
Rowland ve Lyle	$M_s = 498,9 - 333,3C - 33,3Mn - 27,8Cr - 16,7Ni - 11,1(Si + Mo + W)$
Grange ve Stewart	$M_s = 537,8 - 361,1C - 38,9(Mn + Cr) - 19,4Ni - 27,8Mo$
Nehrenberg	$M_s = 498,9 - 300,0C - 33,3Mn - 22,2Cr - 16,7Ni - 11,1(Si + Mo)$
Steven ve Haynes	$M_s = 561,1 - 473,9C - 16,7(Cr + Ni) - 21,1Mo$
Andrews (lineer)	$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo$
Andrews (çarpım)	$M_s = 512 - 453C - 16,9Ni + 15Cr - 9,5Mo + 217C^2 - 71,5MnC - 67,6CrC$
Lee	$B_s = 745 - 110C - 59Mn - 39Ni - 68Cr - 106Mo + 17MnNi + 6Cr^2 + 29Mo^2$

Kritik soğuma hızı da aynı şekilde alaşım elementlerine bağlı olarak değişmektedir. Kelvin/s cinsinden formülasyonu aşağıda belirtilmiştir.  $(Mn)_{eq}$  ise mangan eşdeğeri alaşım elementlerinin etkisini belirlemek için kullanılmaktadır [36].

$$\text{LogCR [K/sn]} = -1,73 (Mn)_{eq} + 3,95 \quad (2.1)$$

$$(Mn)_{eq} = (Mn) + 2,67(Mo) + 1,3(Cr) \quad (2.2)$$

Kritik soğuma hızının bağlı olduğu mangan eşdeğeri ise molibden (Mo), krom (Cr) ve mangan (Mn) elementlerine bağlı olarak değişmektedir.

### **2.3.5. Alaşım elementleri**

Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan alaşım elementleri aşağıda belirtilen maddeler üzerinde etkiye sahiptir [21];

- a) Faz diyagramında bulunan  $\alpha + \gamma$  bölgesi (Ac1 ve Ac3 sıcaklık aralığı)
- b) Kritik sıcaklıklar arasına oluşan östenit miktarını kontrol eden östenitlenme kinetiği ve östenitlenmenin homojenliği
- c) Östenit morfolojisi
- d) Östenitlenme ve son yapının morfolojisini etkileyen yeniden kristalleşmenin sıcaklık aralığı
- e)  $\gamma$  fazındaki etkili karbon miktarı ve dağılımının homojenliği

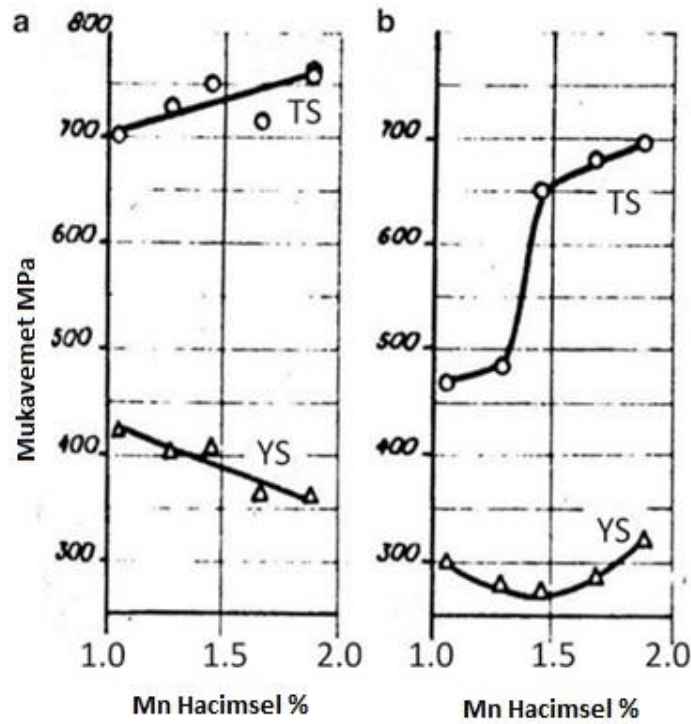
#### **2.3.5.1. Karbon**

Karbon elementinin çift fazlı çelik oluşumundaki en büyük etkisi, oluşan martensit yapısı hacminin karbon içeriğine bağlı olmasıdır. Yapılan çalışmaların geneli, oluşan martensit hacimsel oranının çeliğin mukavemetiyle doğrusal bir ilişkisi olduğunu ortaya koymaktadır [37].

Martensitin mukavemeti ile ilgili olarak ise, hacimsel martensit oranının 40%-45% aralığından düşük olduğu durumlarda çeliğin son özellikleri martensit içerisindeki karbon miktarından bağımsızdır. Ancak daha yüksek hacimsel martensit oranlarında mikroyapı değişmektedir ve olası gerilme bölünmeleriyle yumuşak martensit matrisi arasında dağılmış martensit adacıkları yerine iskelet tipi martensit yapısı ortaya çıkmaktadır [21].

### 2.3.5.2. Mangan

Mangan, östenitin yüksek sertleşebilirliğe sahip olmasını sağlayan güçlü bir östenit dengeleyici olarak bilinmektedir [21]. Östenitin sertleşme kabiliyetini arttırdığından çeliğin mukavemetini arttırmakla beraber tokluğunu azaltmadığından çift fazlı çeliklerde bulunması istenilen bir alaşım elementidir [38]. Ferrit-östenit bölgesinde belirlenen sıcaklıkta ısıtma işleminde mangan miktarındaki artış, AC1 sıcaklığını ve ötektoiddeki karbon miktarını düşürdüğünden daha yüksek hacimsel östenit dağılımı oluşturur [21]. Bu durum da soğuma esnasında daha yüksek martensit oluşumunu beraberinde getirmektedir [21]. Buna karşın ferrit fazının mukavemetine etkisi %1 mangan başına 25-35 MPa gibi oldukça düşük değerdir [39].



Şekil 2.10 0,08%C-0,5Si% İçeren çeliğin 750°C'den soğutulmasında manganın mekanik özelliklere etkisi (a) su'da soğutma (b) 30°C/s ile hızla havada soğutma

Takada, mangan miktarındaki artış ile akma mukavemeti/çekme mukavemeti oranının da düştüğünü ortaya koymuştur [40].

Şekil 2.10'da farklı soğuma hızlarında mangan miktarının artması ile çekme mukavemeti/akma mukavemeti oranındaki düşüş gösterilmektedir. Sebebi ise

çekme mukavemetinde artış gözlemlenirken; suda soğutmada akma mukavemetinde azalma, havada soğutmada ise çekme mukavemetine oranla akma mukavemetinde daha düşük bir artış oluşmasıdır [7].

### 2.3.5.3. Silisyum

Silisyum alaşım elementi, ferritin katı eriyik sertleşmesi sebebiyle çeliğin çekme ve akma mukavemetlerinde önemli bir artışa sebebiyet vermesinin yanı sıra, toplam uzama – çekme mukavemeti dengesini de yükseltmektedir [41] [42].

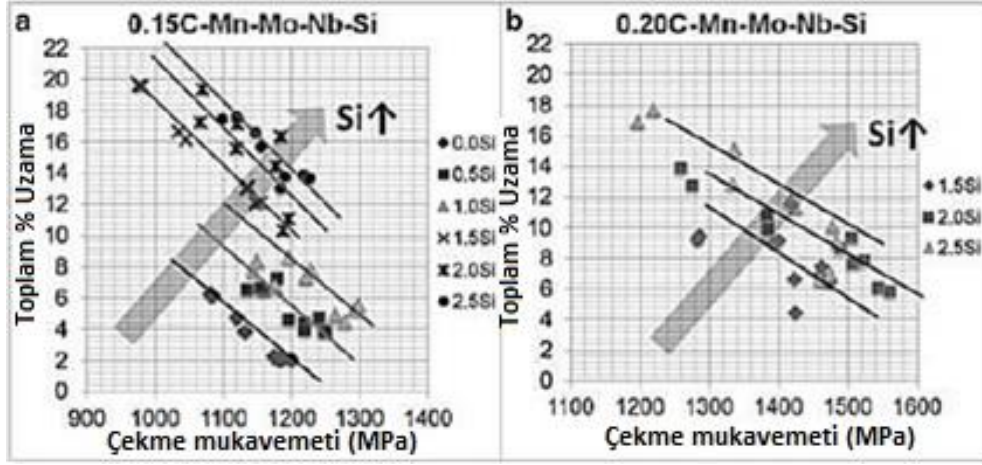
Silisyum içeren çift fazlı çeliklerdeki nispeten yüksek süneklik, genellikle silikon alaşımlı ferritin tüm gerilme alanı boyunca gösterdiği arttırılmış deformasyon sertleşmesi oranına bağlanmaktadır. Artan silisyum içeriğinin çift fazlı çeliklerde akma mukavemetinden daha çok çekme mukavemetini geliştirdiği gözlenmektedir.

Bu fenomenin doğasını açıklayabilmek adına Hironaka ve arkadaşları 0.01% - 1.6% aralığında silisyum içeriğine sahip 0.15C-2.2Mn çift fazlı çeliği kullanmışlardır [43]. 8% çekme geriniminde düşük silisyum içerikli çeliklerde dislokasyon hücre yapısı görülürken daha yüksek silisyum içerikli çeliklerde dislokasyon dolanımı halen dominant halde bulunmaktadır. Dislokasyon hücre yapısının oluşumunun yavaşlatılması, çekme deformasyonu başlangıcında ferritte belirgin bir şekilde daha yüksek bir oranda dislokasyon yoğunluğuna sebebiyet vermektedir. Yazarlar silisyum oranını arttırmanın, ferritin istifleyici hata enerjisini düşürerek dislokasyon yoğunluğunu arttırdığı sonucuna varmışlardır [37]. Yüksek silisyum oranında ortaya çıkan daha yüksek deformasyon sertleşmesi beraberinde yüksek homojen uzama ve daha iyi mukavemet-süneklik dengesi sağlamaktadır.

Silisyum elementinin varlığıyla karbonun östenite daha iyi ayrılması ferritin saflığını yükseltmekle beraber ferrit yapısının ve dolayısıyla çift fazlı çeliğin süneklik oranının yükselmesine katkıda bulunmaktadır [21].

Yükselen silisyum elementi içeriğiyle birlikte çekme mukavemeti ve uzama arasındaki dengenin iyileşme trendi şekil 2.11'de gösterilmektedir [44].

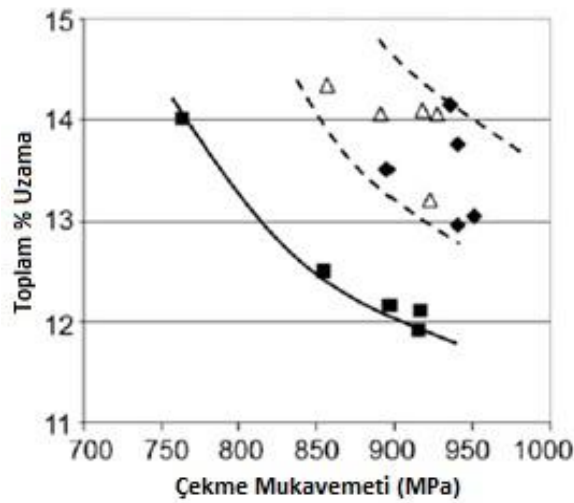
Ayrıca Davies tarafından yapılan bir başka çalışmada çekme mukavemetleri 600 MPa ile 800 MPa arasında değişen 1% ve 2% silisyum elementi içeriğine sahip çeliklerin karşılaştırması gösterilmiştir [41].



Şekil 2.11 Silisyumun mukavemet ve tokluk dengesine olan etkisi (a) 0,15C çelik (b) 0,20C çelik [38]

#### 2.3.5.4. Molibden

Molibden elementi, görece düşük soğutma hızlarında, perlitik reaksiyonu baskılayarak ve beynit dönüşüm sıcaklığını düşürerek, östenitin sertleşebilirliğini iyileştirmesiyle son yapıda daha fazla martensit ortaya çıkmasını sağlamaktadır [45].



Şekil 2.12 0,09C-1,6Mn-0,002B İçerikli çelikte molibden miktarının çekme mukavemeti toplam uzama dengesine olan etkisi



Nagakawa yaptığı çalışmada molibdenin çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine etkisinin,  $\alpha+\gamma$  bölgesindeki tavlama sıcaklığında ve takip eden soğutma hızına oldukça duyarlı olduğunu belirtmektedir [46].

Pottore yaptığı çalışmada ise 0.09C-1.6Mn-0.1Si, 0.035Ti-B içeren çeliğe 0.16-0.30 molibden elementi eklenmesi ile Şekil 2.12'de görüldüğü gibi çekme mukavemeti ve toplam uzama arasındaki dengenin iyileştiğini ortaya koymuştur [47].

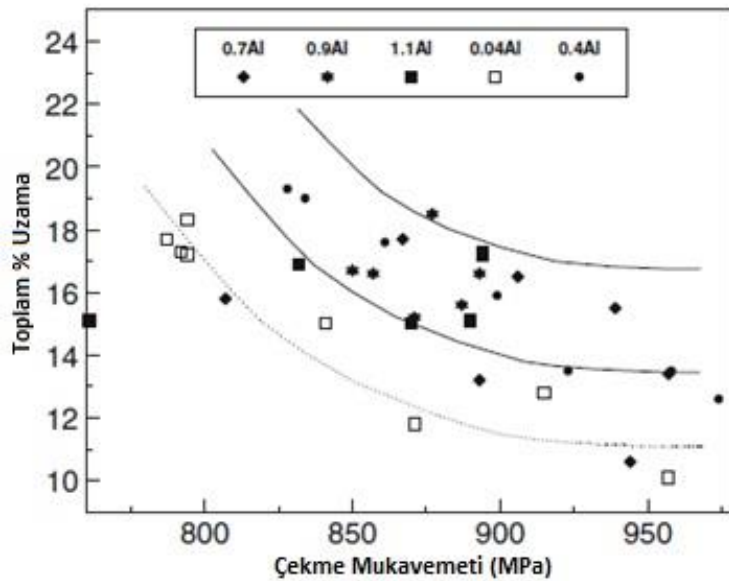
### 2.3.5.5. Krom

Krom elementi çekme mukavemeti göz önünde bulundurulduğunda, molibdenin etkisine benzer ancak daha az etkili bir biçimde östenitin sertleşebilirliğini arttırmaktadır ve ferrit dönüşümünü yavaşlatmaktadır [21].

Çift fazlı çeliklerin yapısına bir diğer katkısı da martensit oluşma sıcaklığını ve dolayısıyla akma mukavemeti/çekme mukavemeti oranını 0.40 mertebelerine kadar düşürebilmesidir [45].

### 2.3.5.6. Alüminyum

Alüminyum elementi Ac3 sıcaklığını önemli miktarda arttırmaktadır. Kritik sıcaklıklarda tavlanan çeliğin içerisinde alüminyum elementinin miktarı arttıkça



Şekil 2.13 Alüminyumun çekme mukavemeti ve toplam uzamaya olan etkisi [42]

oluşan östenitin hacimsel oranı ve dolayısıyla soğutma sonrası meydana gelen martensitin miktarı sürekli bir biçimde düşmektedir [21].

Yapılan bir çalışmada 0.09C-2.0Mn-0.6(Cr+Mo)-0.03(Ti+Nb) baz kompozisyonun sahip bir çelik 0.042, 0.40, 0.70, 0.88 ve 1.10 alüminyum ile alaşımlanmasının ardından tavlendiğinde aynı çekme mukavemeti aralığında oldukları ancak toplam uzamanın artan alüminyum elementi içeriği ile arttığı gözlemlenmiştir [48].

Yüksek alüminyum içeriğine bağlı olarak daha iyi bir çekme mukavemeti ve toplam uzama dengesi Şekil 2.13'de gösterilmektedir. Bu durum inceltmiş ferrit yapısı ve daha ufak boyutlardaki devamsız martensit adacıkları ile gerçekleşmektedir.

## **2.4. Çift Fazlı Çelikleri Oluşturan Fazların Özellikleri**

### **2.4.1. Ferrit**

Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan ferrit fazının yapısı ve karbon miktarı malzemenin mekanik özelliklerine büyük ölçüde etki etmektedir. Örneğin çekme mukavemeti, daha mukavemetli ferrit matrisi daha fazla katkı sağlayacağından, ferrit tane inceltmesi ile yükselmektedir [21].

Kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi sırasında ferritin yapısındaki karbon miktarının düştüğü gözlenmektedir. Bunun yanı sıra mangan ve silisyum gibi alaşım elementlerinin artışı da ferrit yapısındaki karbon miktarının düşmesine sebep olabilmektedir [17].

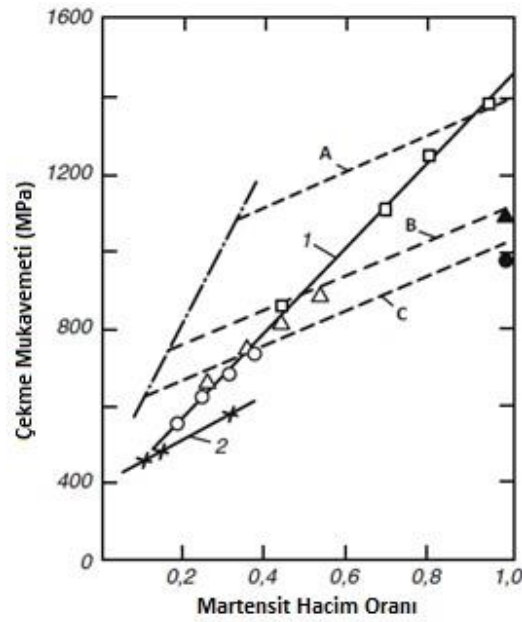
Çift fazlı çeliklerin yapısında martensit ve ferrit haricinde, kalıntı östenitin yanı sıra, kritik sıcaklık arasında tavlama ardından soğuma esnasında martensite dönüşmeyen kalıntı östenit tanelerinin üzerinde epitaksiyel olarak büyüyen yeni ferrit yapısı (epitaksiyel ferrit) da etkili olmaktadır. İnce taneli çift faz mikroyapılarında, kalın taneli mikroyapılara oranla çekme mukavemeti üzerinde daha fazla etkili olmaktadır [49] [17].

### **2.4.2. Martensit**

Çift fazlı çeliklerde süneklik ve mukavemet üzerindeki diğer önemli etken yapıda bulunan martensit fazının hacimsel oranıdır. Bu orandaki artış, çeliğin mukavemetini

arttırmakla birlikte süneklüğünde düşüş meydana gelmesine sebep olmaktadır [50] [51] [21].

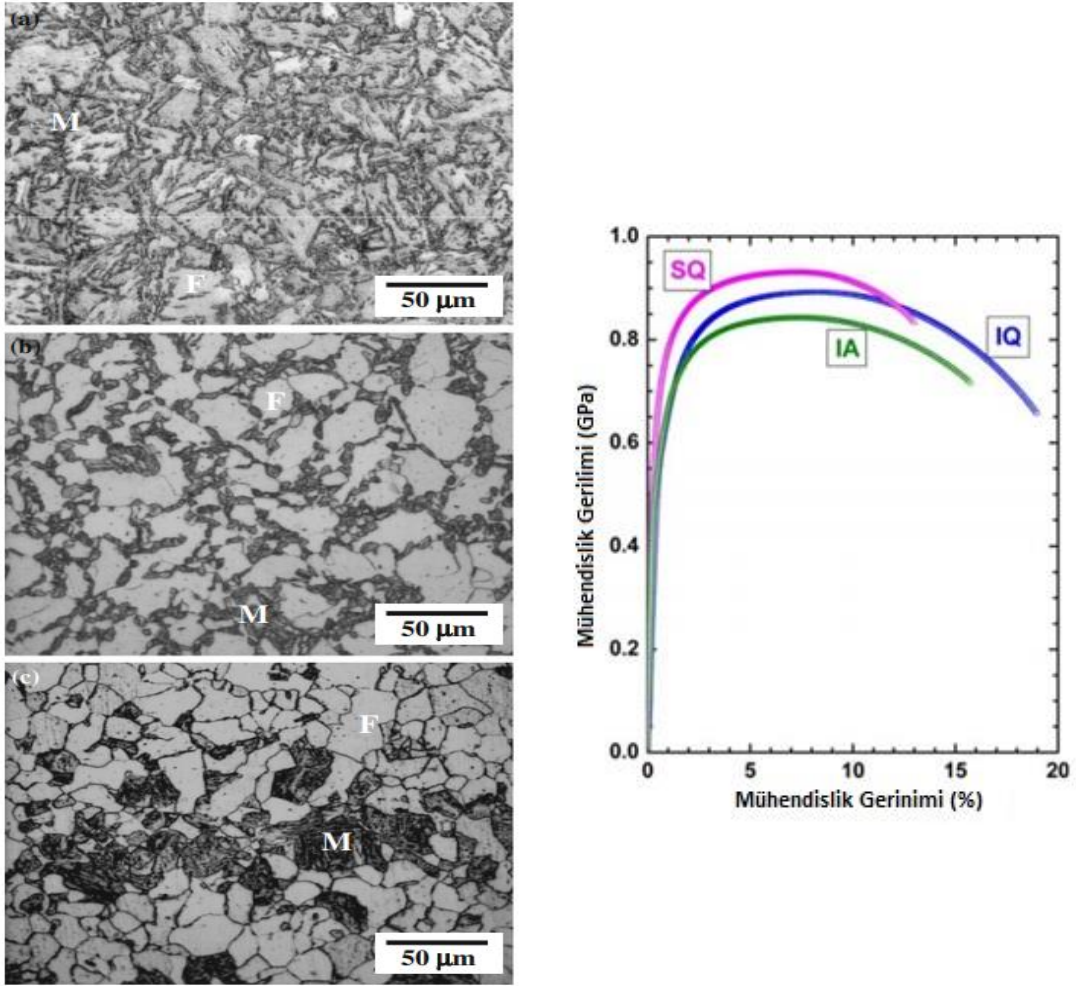
Martensit hacim oranı; çelikteki karbon miktarı, tavlama sıcaklığı ve östenit tanelerinin sertleşme kabiliyetine bağlı olarak artmaktadır [21]. Artan tavlama sıcaklığı ile martenzit hacim oranı artmakta ancak martenzit fazının sahip olduğu karbon miktarı azalmaktadır [21]. Bununla birlikte martensit hacim oranının çekme mukavemetine etkisi Şekil 2.14'te görülmektedir.



Şekil 2.14 Martensit hacimsel oranının çekme mukavemeti üzerindeki etkisi (boş yuvarlak 0,07%C, boş üçgen 0,10%C, boş kare 0,18%C) [46]

Martensit yapısı ve ferrit içerisindeki dağılımı da martensit fazının özellikleri açısından önem taşımaktadır. Karbon miktarının artması martensitin dilimli (lath) yapıdan plaka martensit yapısına dönüşmesini sağlar ve bu durum sertliğin artarak süneklüğün düşmesine sebep olur [17].

Dağılım açısından değerlendirildiğinde ise, ince ve lifimsi martensit yapısının ferrit matrisi içerisine eşit oranda dağıldığı durumdaki çift fazlı çeliklerin mukavemet ve tokluk kombinasyonunda (IQ-Ara Su Verme), blok ferrit-martensit yapısına sahip olan (SQ-Kademeli Su Verme) veya poligonal ferrit yapılarının tane sınırları boyunca yer alan martensit adaları içeren (IA- Kritik Sıcaklıklar Arası Tavlama) çeliklere üstünlük sağladığı görülmektedir [52].



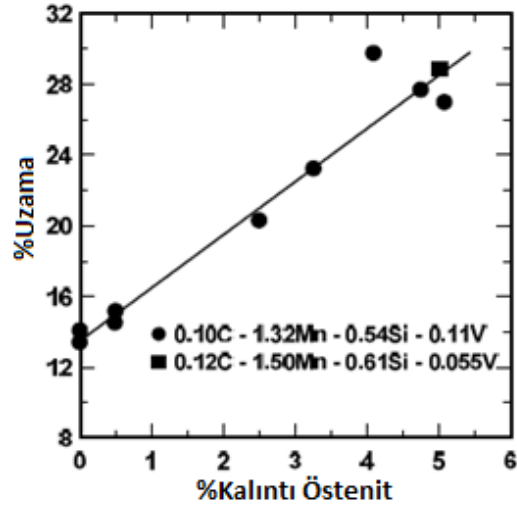
Şekil 2.15 (a) IQ- Ara su verme (b) kritik sıcaklıklar arası tavlama (c) kademeli su verme sonrası oluşan martensit yapıları ve bu üç durumun gerilim gerinim grafiklerinin karşılaştırılması [47]

Şekil 2.15’de bölüm 2.2’de bahsi geçen çift faz yapısı elde etme yöntemleri olan ara su verme, kritik sıcaklıklar arası tavlama ve kademeli su verme yöntemleri sonucu meydana gelen mikroyapılardaki martensit oluşumları ve gerilim-gerinim diyagramında malzeme özelliklerine etkileri görülmektedir.

### 2.4.3. Kalıntı östenit

Kritik sıcaklıklar arası bölgeden suda soğutma esnasında oluşan yüksek soğuma hızlarında, martensit oluşum noktasının altına inilen oda sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda, yapıda bulunan östenitin neredeyse tamamının martensite dönüşmesi beklenmektedir. Ancak kızgın yağda soğutma gibi malzemenin daha düşük soğuma

hızlarıyla soğutulması sonucu östenitin bir kısmı çok ufak parçacıklar halinde kalıntı östenit olarak yapıda kalır [16].



Şekil 2.16 Uzama – kalıntı östenit miktarı ilişkisi

Yapılan çalışmalarda kalıntı östenitin malzeme sünekliğine olan katkısı ortaya koyulmuştur [53]. Şekil 2.16'da malzeme yapısında bulunan kalıntı östenit miktarı ve toplam uzamaya etkisi görülmektedir.

### 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 3.1. Malzeme

Bu çalışma kapsamında yapılan deneylerde 30mm çapında silindirik AISI 4340 ıslah çeliği kullanılmıştır. Kullanılan çeliğin kimyasal kompozisyonu spektral analiz ile belirlenmiş ve Çizelge 3.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 3.1 Çalışmada kullanılan AISI 4340 çeliğinin spektral analizi

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
% Kütle	0.390	0.170	0.630	0.014	0.008	0.740	1.620	0.260	0.160

#### 3.2. Deneysel Tasarım

Deney parametreleri sıcaklık, süre ve soğutma ortamı olarak belirlenmiştir. Sıcaklık parametresinin değerlerinin seçiminde önemli etkisi olan Ac1-Ac3 kritik sıcaklıkları, malzeme alaşımına bağlı ampirik formülden elde edilmiştir [54]. Her bir parametre için 3 farklı değer belirlenmiş ve Minitab® istatistiksel yazılım kullanılarak Taguchi yöntemiyle oluşturulan deney kombinasyonları Çizelge 3.2'de listelenmiştir. Çizelgedeki 1, 2 ve 3 değerleri sırasıyla parametrelerin seçilen düşük, orta ve yüksek değerlerine karşılık gelmektedir. Bu seçilen 3 parametre değerleri Çizelge 3.3'de yer almaktadır. Buna göre, tavlama sıcaklıkları ve süreleri için sırasıyla 745, 750 ve 755°C ve 30-60-90 dakika seçilmiştir. Ayrıca soğutma ortamı için de %20 polimer çözeltisi, %5 polimer çözeltisi ve su olmak üzere 3 farklı ortam belirlenmiştir.

Çizelge 3.2 Deney numaraları ve karşılık gelen parametre değer notasyonları

Deney No.	A (Sıcaklık)	B (Süre)	C (Ortam)
1	1	1	1
2	1	2	2
3	1	3	3
4	2	1	2
5	2	2	3
6	2	3	1
7	3	1	3
8	3	2	1
9	3	3	2

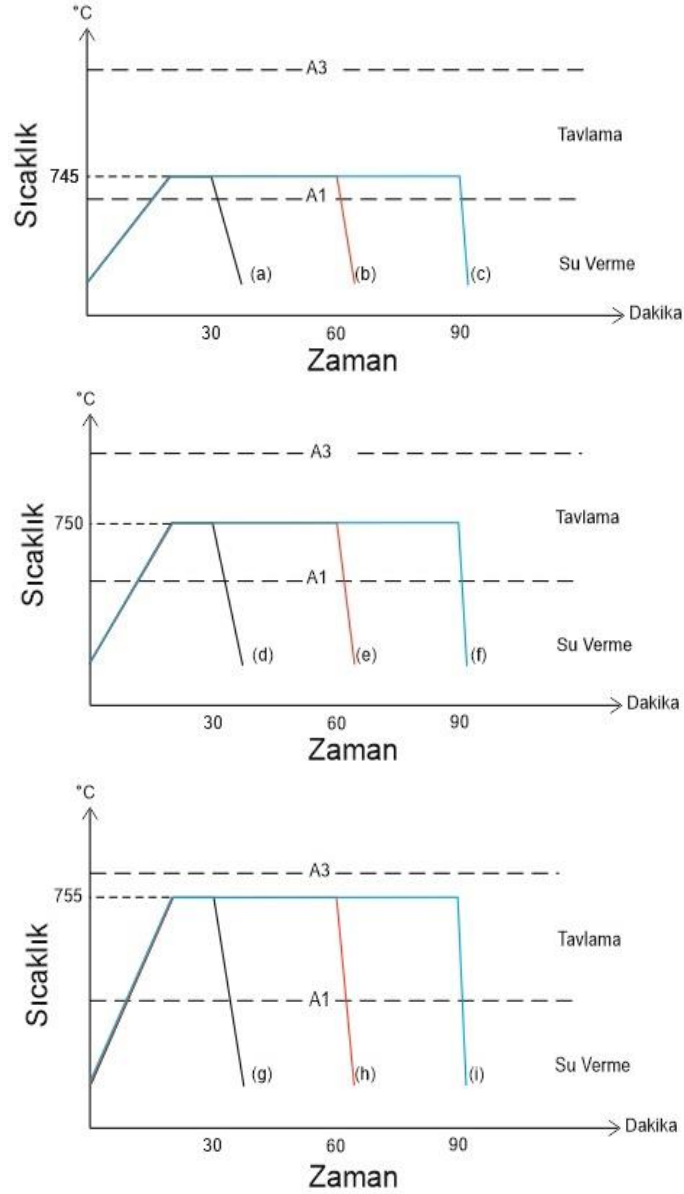
Çizelge 3.3 Deney parametreleri ve parametrelerin 3 farklı değerleri

	1	2	3
<b>A (sıcaklık, °C)</b>	745	750	755
<b>B (süre, dakika)</b>	30	60	90
<b>C (ortam, çözelti)</b>	%20	%5	Su

Çizelge 3.2'deki kombinasyonlarda gerçekleştirilen 9 numune üretilmesinin ardından Minitab® istatistiksel yazılımı kullanılarak maksimum çekme mukavemeti, darbe dayanımı, %uzama ve sertlik değerleri, cevap değerleri yani sonuçlar olarak programa girilmiştir. Böylece regresyon metodu ile bu sonuçlarla deney parametreleri arasındaki ilişki ortaya koyulmuştur ve faktörlerin sonuçları etkileme oranları incelenmiştir.

### 3.3. Isıl İşlem

Isıl işlemler, Çizelge 3.'de özellikleri listelenen ve Şekil 3.2'de gösterilen fırınla yapılmıştır. Daha önce belirtildiği gibi, yapılan çalışma kapsamında numunelere, ısıtma işlem sıcaklığı, ısıtma işlem süresi ve soğutma ortamı değişken parametreler olarak tanımlanmıştır. Şekil 3.1'de bulunan şematik görsellerde (a)-(i) arası, sırası ile deney 1-9'u temsil etmektedir.



Şekil 3.1 Kritik sıcaklıklar arası tavlama deney girdileri





Şekil 3.2 Isıl işlem fırını

Çizelge 3.4 Isıl işlem fırını özellikleri

Sıcaklık Çalışma Sınırları	600C-1200C
Sıcaklık Hissedicisi	Pt-Rh-Pt
Sıcaklık Hassasiyeti	+10C
Zamanlayıcı	100 Saat + Süresiz Çalışma
Emniyet Sistemi	Kapı Emniyet Anahtarı
Kullanılabilir Hacim, litre	6
Raflar (Seramik Tabla)	1 Adet
Güç Değerleri	230V, 50Hz
Kurulu Güç	2800W
İç Yüzey Yapısı	Seramik
Dış Yüzey Yapısı	Elektrostatik Toz Boyalı Çelik
Tabla Ölçüleri	225*305*115
Genel Ölçüler	535*665*535

Fırın çalıştırılıp, deneyin yapılacağı sıcaklık değerine (parametre 1) gelmesinin beklenmesinin ardından daha önceden Şekil 3.6'da gösterilen ölçülere işlenmiş olan çekme test numuneleri ve Şekil 3.9'da gösterilen ölçülere işlenmiş olan darbe çentik

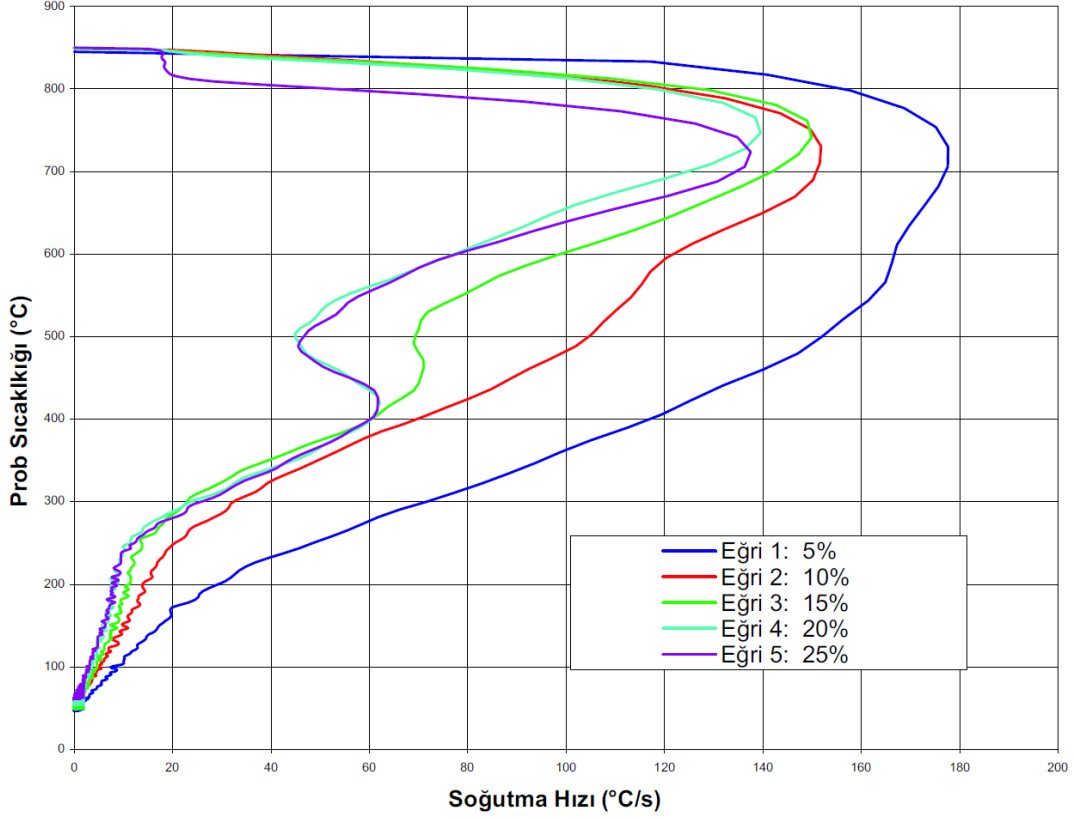
numuneleri fırına yerleştirilerek belirlenen süre (parametre 2) boyunca fırında bekletilmiştir. Parametrelerden biri olan soğutma ortamı (parametre 3) olarak polimer çözelti “Houghton® Auqa Quench 200” polialkilen glikol bazlı ısı işlem polimeri kullanılmıştır. %5’lik çözelti için 2850ml su ve 150ml polimer, %20’lik çözelti için ise 2400ml su ve 600ml polimerin homojen karışarak çözelti oluşması sağlanmıştır.

Polimerin tipik fiziksel özellikleri Çizelge 3.5’de, soğutma karakteristiği ise Şekil 3.3’de gösterilmektedir. Grafikteki renkli eğriler suda oluşturulan %5-%25 arası çözelti miktarlarını göstermektedir.

Çizelge 3.5 Parametrelerden ortam olarak kullanılan polimer çözeltinin özellikleri

[55]

<b>KONSANTRE HALDE</b>	
GÖRÜNÜM	Yarı Şeffaf Sıvı
ÖZGÜL AĞIRLIK, 15,5°C'DE	1.08
KİNEMATİK VİSKOZİTE, 40°C'DE	440 cSt
<b>SUYLA KARIŞMIŞ HALDE</b>	
GÖRÜNÜM	Yarı Şeffaf Sıvı
KİNEMATİK VİSKOZİTE, 40°C'DE %10 %20 %30	2.0 cSt 5.0 cSt 12.0 cSt
PH, %10'LUK ÇÖZELTİ	8.8
ÖZGÜL ISI	0.95 cal/gm/°C



Şekil 3.3 Houghton® Auqa Quench 200 teknik veri dokümanında bulunan, polimer çözeltinin soğutma karakteristiği [55]

### 3.4. Mikroyapı ve Görüntü Analizi

Isıl işlem sonrası deney numunelerinin yüzeyleri Metcon® FORCIPOL 2V cihazında (Şekil 3.4) sırası ile 180µm, 600µm ve 1000µm zımparalar ile zımparalanmıştır.



Şekil 3.4 Yüzey Hazırlamada Kullanılan Zımpara Cihazı

Ardından 6 mikron elmas süspansiyonu kullanarak parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir.

Yüzeyi parlatılmış olan numunelerin dağlama işleminde %5'lik nital çözeltisi (%5 sülfürik asit, %95 saf su) kullanılmıştır. Dağlama işleminde numuneler 15 saniye boyunca nital çözeltisi içerisinde bekletilmiş ve sonrasında yüzeyler alkol ile yıkanmıştır.

Mikroyapı görüntüleme için Nikon Eclipse MA 100 ışık mikroskobu kullanılmıştır. İç yapı görüntüleri 50x büyütme oranlı lens ile sağlanmıştır.

Optik mikroskop ile elde edilen görüntüler analiz edilmiş ve iç yapıdaki martenzit ve ferrit fazlarının oranları belirlenmiştir. Yapılan görüntü analizinde Matlab® sayısal hesaplama yazılımından faydalanılmıştır.

Kullanılan kod parçası aşağıda özetlenmiştir;

```
verideposu = imageDatastore(location, 'IncludeSubfolders', true);
```

“imageDatastore” fonksiyonu ile resim dosyası piksel bilgileri “verideposu” değişkeni içerisinde depolanmaktadır.

```
resim = read(verideposu) ;
```

```
siyahbeyaz = im2bw(img, 0.5);
```

Depolanan data read fonksiyonu ile okunarak RGB cinsinden renk kodları img değişkeni içerisine matris formunda yazdırılmaktadır.

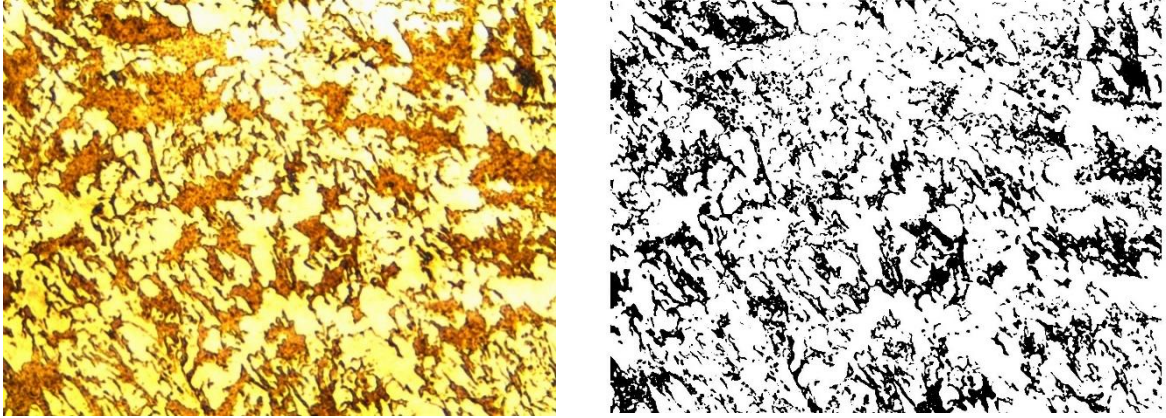
“im2bw” fonksiyonu ise “resim” değişkeni içerisindeki verileri belirlenen 1 ve 0 arasındaki parlaklık eşliğine göre siyah veya beyaz olarak sınıflandırmaktadır. Fotoğrafın siyah beyaza dönüşmesinin ardından “siyahbeyaz” değişkeni içerisinde beyaz piksel değerleri matrisine 1 değerinde, siyah pikseller ise 0 değerinde kaydedilmektedir.

```
beyazPikseksayisi = sum(bw(:));
```

```
siyahPikselsayisi = numel(bw) - beyaz piksel sayisi ;
```

```
oran = siyahPikselsayisi / numel(bw);
```

Şekil 3.5'te orijinal ve dönüştürülmüş resim için örnek mikroyapı gösterilmektedir.



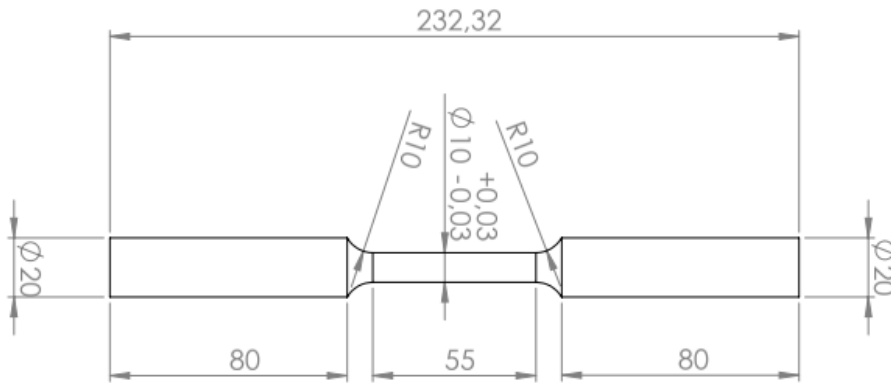
Şekil 3.5 Orijinal resim (solda), dönüştürülmüş resim (sağda)

Son olarak siyah piksellerin adedinin matris içerisinde bulunan toplam eleman adedine bölünmesi ile siyah piksel oranı elde edilmektedir.

Bu sayede alınan görüntü örneklerinden mikroyapıdaki martensit/ferrit fazı oranı elde edilebilmektedir.

### 3.5. Çekme Testi

Kritik sıcaklıklar arası ısıl işleme tabi tutulmalarının ardından numunelere çekme testi uygulanmıştır. Çekme testi numuneleri ISO 6892-1:2016 standardına uygun olarak Şekil 3.6'daki ölçülerde CNC torna tezgahında işlenmiştir [55]. Çekme testi Zwick/Roell Z250 universal çekme test cihazı (Şekil 3.7) ile gerçekleştirilmiştir.



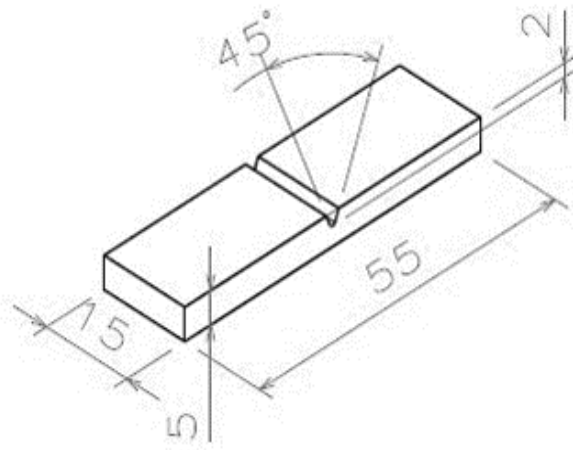
Şekil 3.6 Çekme Testi Numune Ölçüleri (ISO 6892-1:2016)



Şekil 3.7 Çekme Test Cihazı (250kN)

### 3.6. Çentik Darbe Testi

Şekil 3.8'da gösterilen şekilde, testere ile kaba ölçüsünde kesilmenin ardından taşlama tezgahında son ölçüsüne getirilen numuneler, Şekil 3.9'da gösterilen çentik darbe test cihazı ile darbe testine tabi tutulmuştur. 450 Joule kapasiteye sahip olan test cihazında, 30,750 kg ağırlığındaki çekiç, numuneden 770mm yükseklikte bulunmakta ve 160° düşme açısına sahiptir.



Şekil 3.8 Çentik Darbe Dayanım Test Numunesi



Şekil 3.9 Alşa A-02-T Çentik Darbe Test Cihazı

### 3.7. Sertlik Ölçümü

Sertlik ölçümünde Şekil 3.10'daki BMS 200RB sertlik ölçme cihazı kullanılmıştır ve Brinell metoduyla ölçüm alınmıştır. Numunelere 5 Kg-f ön yüklemenin ardından 2,5mm çapta bilyeli uç ile 187,5 Kg-f kuvvet uygulanmıştır.

Numuneler üzerinden 5 ölçüm alınmış olup standart sapması en yüksek olan iki değer ihmal edilerek, kalan üç değer aritmetik ortalaması alınmıştır.

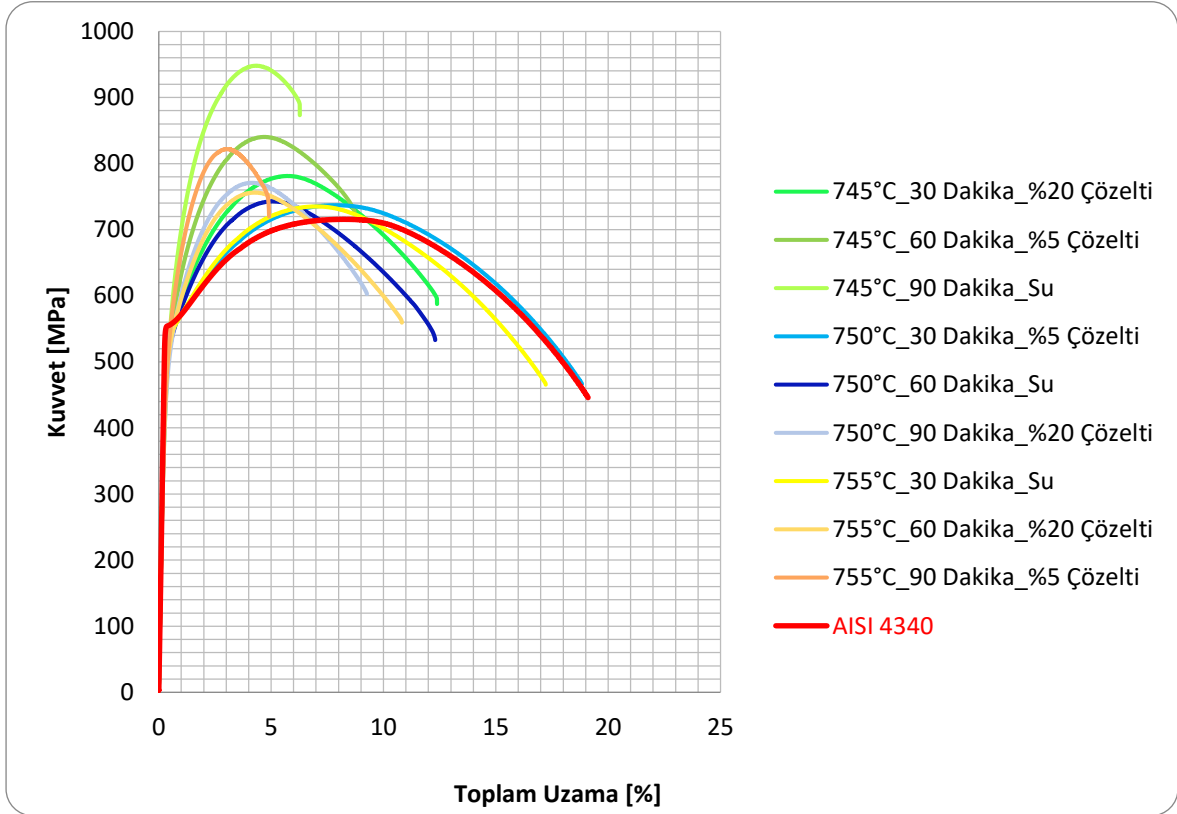


Şekil 3.10 BMS 200RB Sertlik Ölçüm Cihazı

## 4. DENEYSEL SONUÇ VE YORUMLAR

### 4.1. Çekme Testi

Kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemine tabi tutulmuş numunelerin çekme testi sonucunda elde edilen gerilim-yer değiştirme eğrileri Şekil 4.1'de gösterilmektedir. Ayrıca bu grafiklerden okunan, maksimum çekme mukavemet değerleri Çizelge 4.1'de ve % uzama değerleri ise Çizelge 4.2'de listelenmiştir.

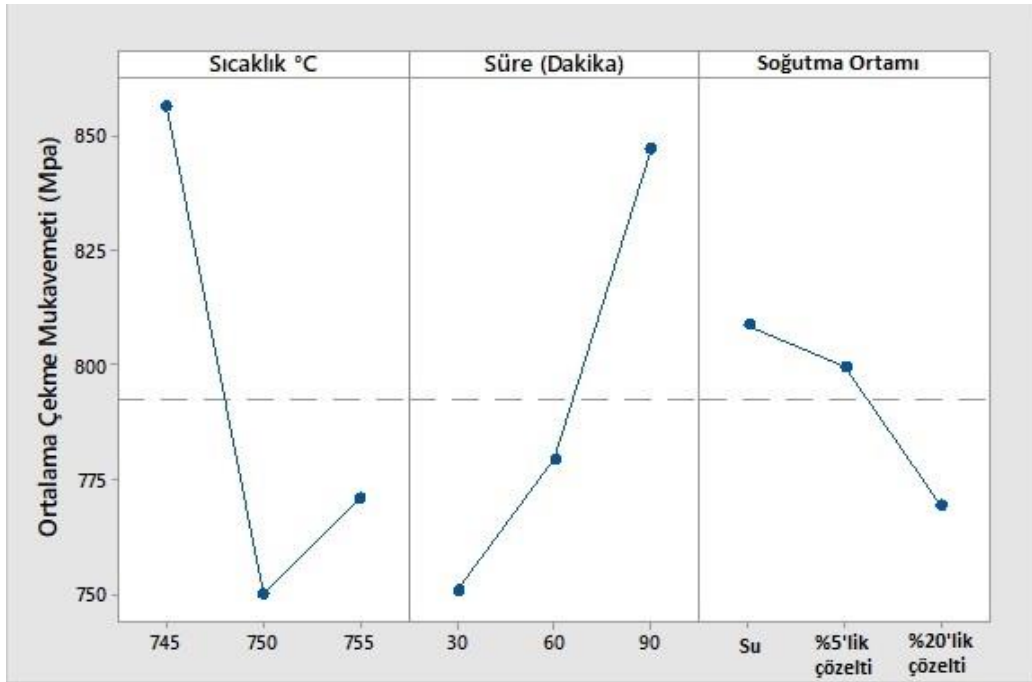


Şekil 4.1 Çekme testi sonucu numunelerin gerilim-yer değiştirme eğrileri



Çizelge 4.1 Numunelerin maksimum çekme dayanımı değerleri

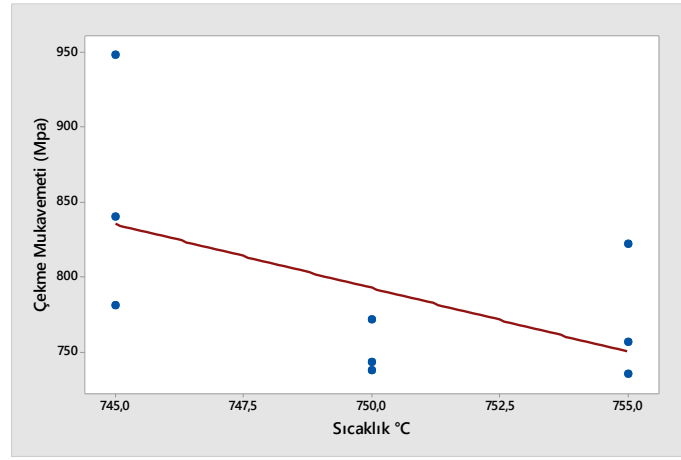
SICAKLIK (°C)	SÜRE (DAKİKA)	SOĞUTMA ORTAMI	ÇEKME DAYANIMI (MPA)
<b>AISI 4340</b>	-	-	716
<b>745</b>	30	20%'lik polimer çözeltisi	781
<b>745</b>	60	5%'lik polimer çözeltisi	840
<b>745</b>	90	su	948
<b>750</b>	30	5%'lik polimer çözeltisi	737
<b>750</b>	60	su	743
<b>750</b>	90	20%'lik polimer çözeltisi	771
<b>755</b>	30	su	735
<b>755</b>	60	20%'lik polimer çözeltisi	756
<b>755</b>	90	5%'lik polimer çözeltisi	822



Şekil 4.2 Deney parametrelerinin çekme mukavemeti üzerindeki etkisi

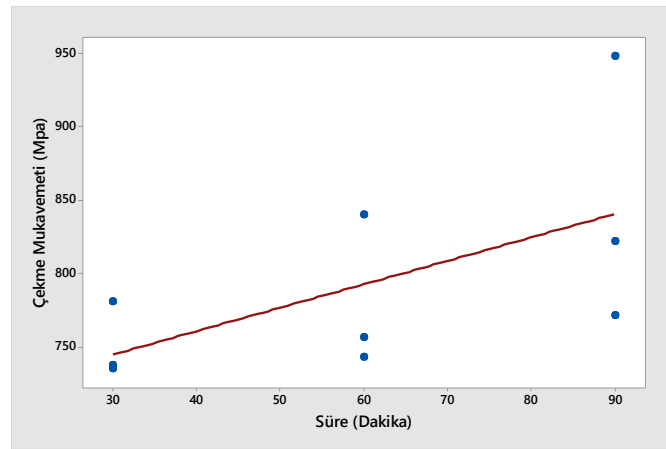
Çekme testi sonucunda kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi sonrası elde edilen numunelerin ortalama maksimum çekme dayanımı değeri 792,55 MPa olarak elde edilmiştir. Isıl işlemsiz referans numune göz önünde bulundurulduğunda, maksimum çekme mukavemeti değerlerinde artış meydana gelmiştir.

S Sıcaklık parametresi ele alındığında, literatürdeki yapılan araştırmalara karşın bu çalışmada Şekil 4.3'de görüldüğü üzere 745°C'de elde edilen maksimum çekme dayanımı 750°C'de azalma göstermekte, 755°C'de ise daha düşük bir değerdedir [56] [57] .



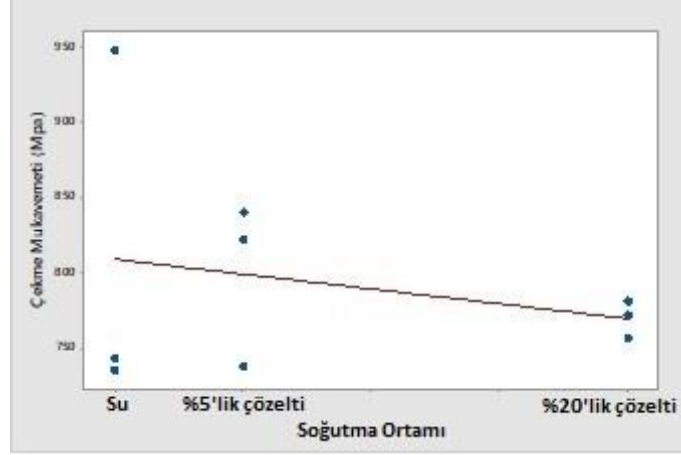
Şekil 4.3 Çekme mukavemetine sıcaklık etkisi

Tavlama süresi göz önünde bulundurulduğunda ise Şekil 4.4'de görüldüğü üzere kritik sıcaklık arası bölgede bekleme süresi arttıkça maksimum çekme dayanımı neredeyse sabit kalmıştır.



Şekil 4.4 Çekme mukavemetine tavlama süresi etkisi

Soğutma ortamı değerlendirildiğinde ise beklenildiği gibi soğutma ortamı su olduğunda soğuma hızı artacağından malzemenin çekme dayanımı en yüksek değerdedir (Şekil 4.5). Fakat yine Şekil 4.5'de görüldüğü gibi en düşük çekme dayanım değeri %20'lik polimer esaslı çözeltilerde soğutma ile elde edilmiştir.



Şekil 4.5 Çekme mukavemetine soğutma ortamı etkisi

Minitab yazılımında yapılan regresyon analizi sonucunda maksimum çekme dayanımı, kullanılan üç parametre için formüle edilmiştir. Denklemdaki katsayılar göre çekme dayanımını en çok etkileyen parametre soğutma ortamıdır.

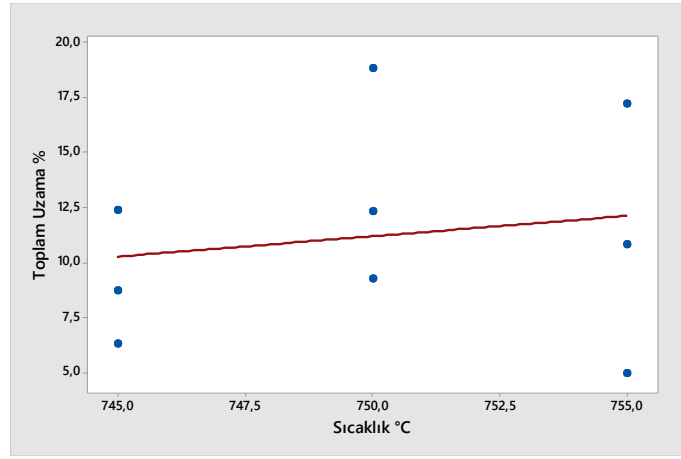
$$\text{Çekme Dayanımı} = 7113 - 8,53 * \text{Sıcaklık} + 1,6 * \text{Süre} + 198 * \text{Ortam} \quad (4.1)$$

Çizelge 4.2 Numunelerin toplam uzama değerleri

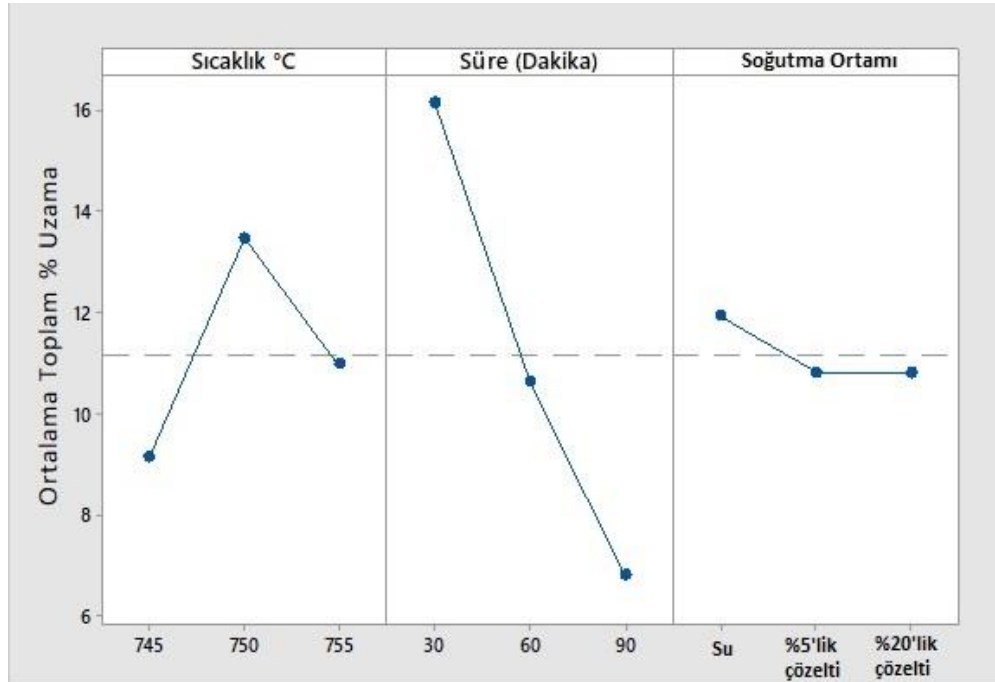
SICAKLIK (°C)	SÜRE (DAKİKA)	SOĞUTMA ORTAMI	% TOPLAM UZAMA
<b>AISI 4340</b>		-	19,10
<b>745</b>	30	20%'lik polimer çözeltisi	12,38
<b>745</b>	60	5%'lik polimer çözeltisi	8,73
<b>745</b>	90	su	6,27
<b>750</b>	30	5%'lik polimer çözeltisi	18,83
<b>750</b>	60	su	12,30
<b>750</b>	90	20%'lik polimer çözeltisi	9,26
<b>755</b>	30	su	17,22
<b>755</b>	60	20%'lik polimer çözeltisi	10,81
<b>755</b>	90	5%'lik polimer çözeltisi	4,91

Çizelge 4.2'de görüldüğü gibi elde edilen toplam uzama değerlerinin numunelerdeki çekme dayanımı değerlerine ters orantılı olarak değiştiği gözlemlenmiştir ve bu sonuçlar Kamikawa ve arkadaşlarının (2015) yaptığı çalışmayla uyumludur [58].

Şekil 4.7 ve gösterildiği üzere deney parametreleri değerlendirildiğinde sıcaklığın, %uzama üzerindeki etkisinin, çekme dayanımı üzerindeki etkisinden daha az olduğu gözlemlenmiştir.



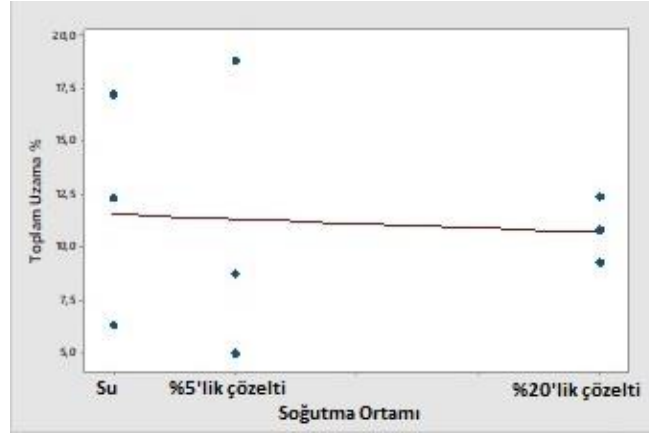
Şekil 4.6 Toplam % uzamaya sıcaklık etkisi



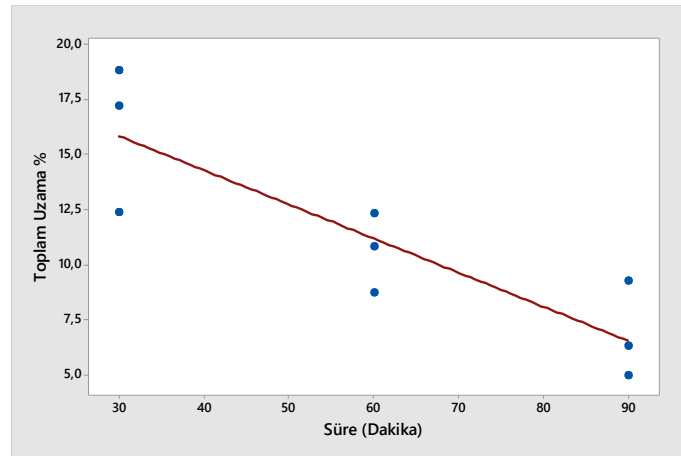
Şekil 4.7 Deney Parametrelerinin Toplam % Uzama Üzerindeki Etkisi

Tavlama süresindeki artışın ise daha büyük bir etkiye sahip olduğu sonucu Şekil 4.8'de görülmektedir.

En yüksek %uzama %20'lik polimer esaslı çözelti kullanıldığında elde edilmiştir. %5'lik çözelti ile oda sıcaklığındaki suda soğutma arasında kayda değer bir fark ortaya çıkmamıştır (Şekil 4.9).



Şekil 4.8 Toplam % uzama soğutma ortamı etkisi



Şekil 4.9 Toplam % uzama tavlama süresi etkisi

Sonuçlar temperlenmiş referans numune ile karşılaştırıldığında ise kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi esnasında oluşan östenitin neredeyse tamamının martensite dönüşmüş olması toplam %uzamada düşüşe sebep olmuştur.

Sonuçlara yapılan regresyon analizi deney parametrelerinin toplam %uzama üzerindeki etkisini göstermektedir;

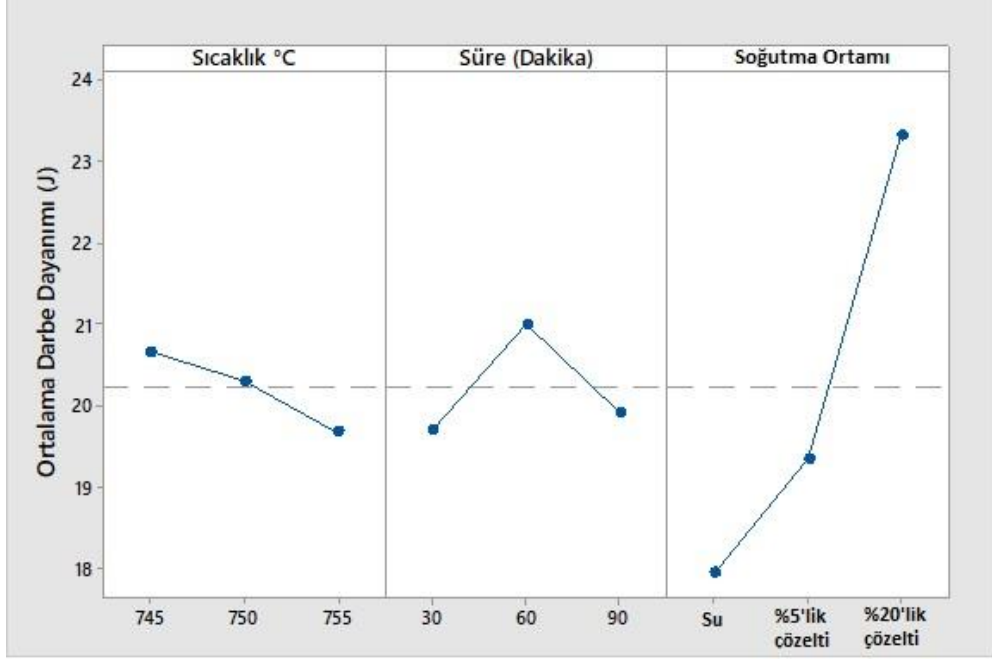
$$\%Uzama = -118 + 0,185 * Sıcaklık - 0,1555 * Süre + 4,3 * Ortam \quad (4.2)$$

#### 4.2. Çentik Darbe Testi

Çentik darbe testinden elde edilen sonuçlar Çizelge 4.3'te gösterilmektedir.

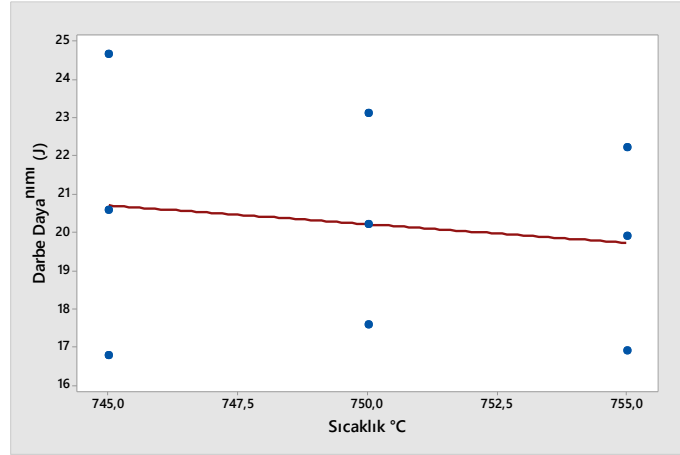
Çizelge 4.3 Numunelerin darbe dayanımı değerleri

SICAKLIK (°C)	SÜRE (DAKİKA)	SOĞUTMA ORTAMI	DARBE DAYANIMI (J)
745	30	20%'lik polimer çözeltisi	24,65
745	60	5%'lik polimer çözeltisi	20,57
745	90	su	16,77
750	30	5%'lik polimer çözeltisi	17,59
750	60	su	20,21
750	90	20%'lik polimer çözeltisi	23,10
755	30	su	16,91
755	60	20%'lik polimer çözeltisi	22,23
755	90	5%'lik polimer çözeltisi	19,91

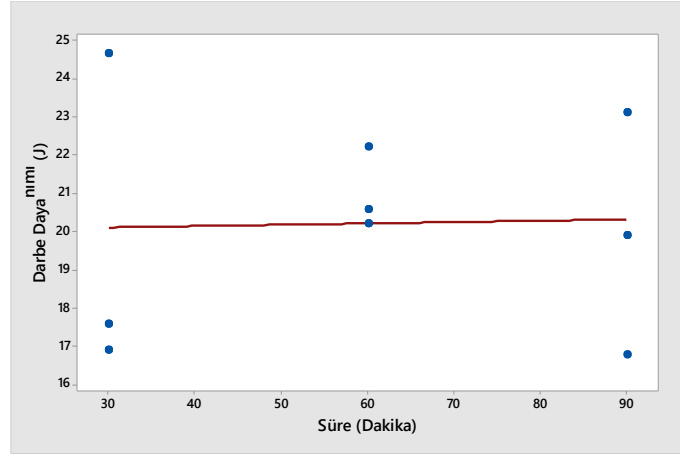


Şekil 4.10 Parametrelerin darbe dayanımı üzerindeki etkisi

Şekil 4.10'da görüldüğü gibi darbe dayanımı üzerinde sıcaklık (Şekil 4.11) ve tavlama süresi (Şekil 4.12) parametreleri önemli bir etki göstermezken soğutmada kullanılan çözelte oranındaki değişim ve dolayısıyla soğuma hızı en kritik etkiyi göstermektedir.

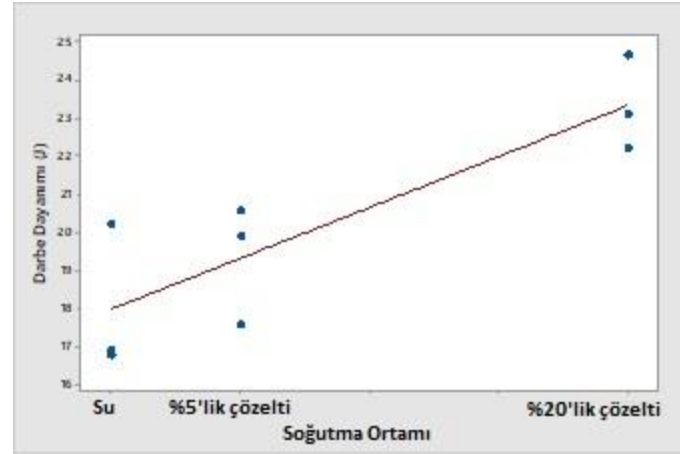


Şekil 4.11 Darbe dayanımı sıcaklık etkisi



Şekil 4.13 Darbe dayanımı tavlama süresi etkisi

Oda sıcaklığında suda soğutma ile en hızlı soğutma sağlanmış olup en düşük darbe dayanımı elde edilmiştir. Bununla beraber Şekil 4.13'te görüleceği üzere %20'lik çözelti ile soğutmada en yavaş soğuma hızı ile en yüksek darbe dayanım değerleri ortaya çıkmıştır.



Şekil 4.12 Darbe dayanımı soğutma ortamı etkisi

Regresyon analizi sonrası darbe dayanımını ile deney parametreleri arasındaki bağıntı aşağıdaki denklemden elde edilmiştir.

$$\text{Darbe Dayanımı} = 91 - 0,098 * \text{Sıcaklık} + 0,0035 * \text{Süre} - 26,74 * \text{Ortam} \quad (4.3)$$

Soğuma hızının azalması östenitin tamamen martensite dönüşmemesine, bir kısmının kalıntı östenit olarak yapıda kalmaya devam etmesine sebep olabilmektedir. Bu durum malzeme süneklik değerlerinin artmasıyla sonuçlanmaktadır [53].

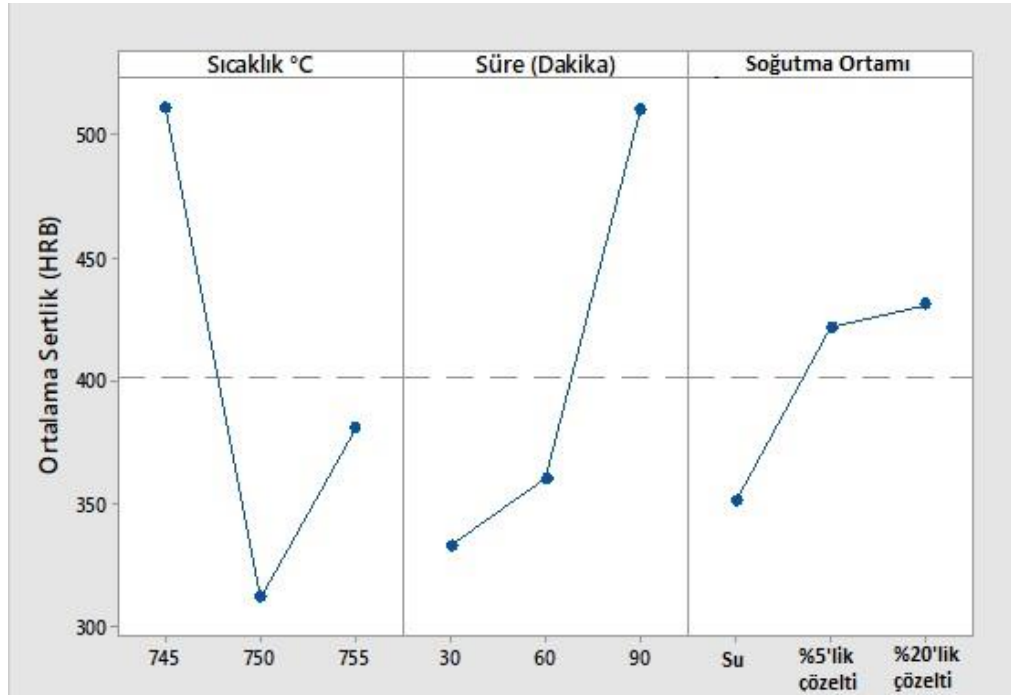


### 4.3. Sertlik Ölçümü

Sertlik ölçümü sonucu elde edilen değerler Çizelge 4.4' te gösterilmektedir. Deney parametrelerinin etkileri ise Şekil 4.14'te gösterilmektedir.

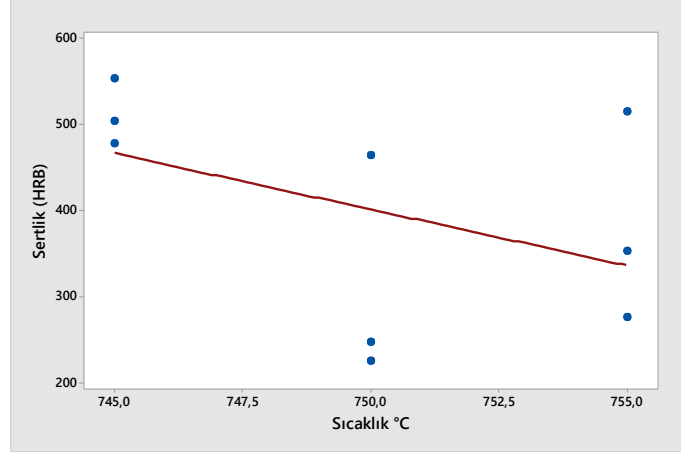
Çizelge 4.4 Numunelerin ölçülen sertlik değerleri

SICAKLIK (°C)	SÜRE (DAKİKA)	SOĞUTMA ORTAMI	SERTLİK (HRB)
745	30	20%'lik polimer çözeltisi	477
745	60	5%'lik polimer çözeltisi	504
745	90	su	553
750	30	5%'lik polimer çözeltisi	247
750	60	su	225
750	90	20%'lik polimer çözeltisi	464
755	30	su	276
755	60	20%'lik polimer çözeltisi	352
755	90	5%'lik polimer çözeltisi	515



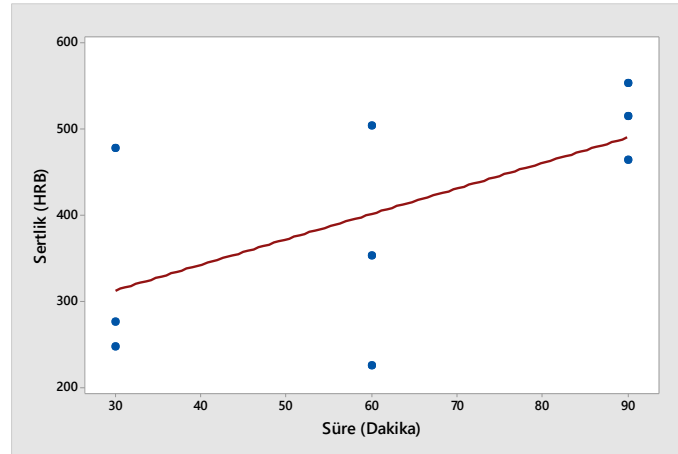
Şekil 4.14 Parametrelerin sertlik üzerindeki etkisi

Yapılan deneyler sonucu maksimum 553 HRB sertlik elde edilmiş olup, 745°C'de tavlama ile elde edilmiştir. Literatür araştırması sonucu sertliğin sıcaklık değeriyle birlikte yükselmesi beklenmektedir. 750°C'den sıcaklık 755°C'ye çıkartıldığında beklenen şekilde bir sonuç elde edilmesine karşın en yüksek sertlik değerinin 745°C'ye elde edilmiş olması literatür araştırması ile paralellik göstermemektedir [53].



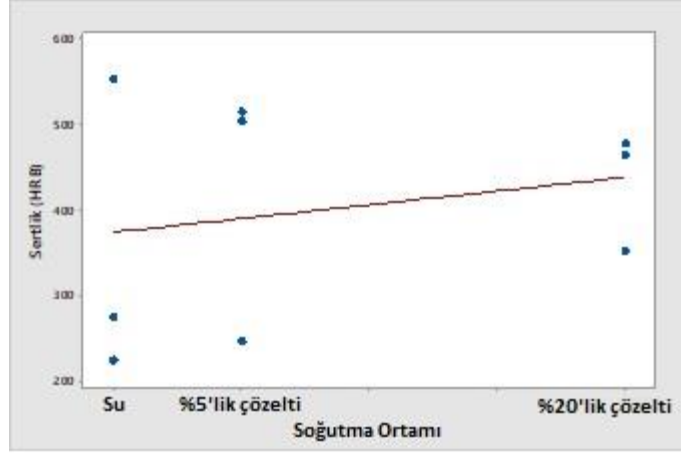
Şekil 4.15 Sertlik sıcaklık etkisi

Şekil 4.15 ve Şekil 4.16 incelendiğinde tavlama sıcaklığının ve tavlama süresinin sertlik üzerindeki etkisinin beklenildiği gibi aynı parametrelerin çekme mukavemeti üzerindeki etkisine paralel olduğu gözlemlenmektedir.



Şekil 4.16 Sertlik tavlama süresi etkisi

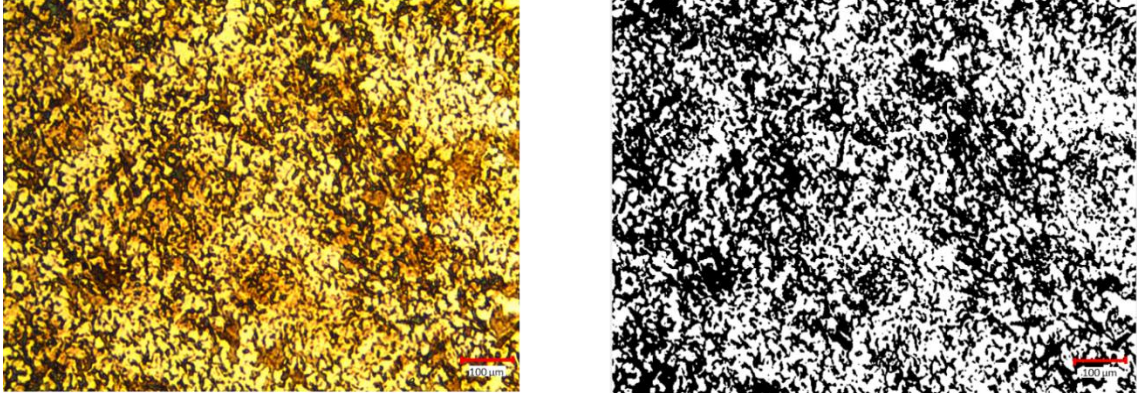
Şekil 4.17'de soğutma hızının sertliğe etkisinin genel rejimi incelendiğinde, parametredeki değişimin dramatik bir fark yaratmadığı gözlemlenmektedir.



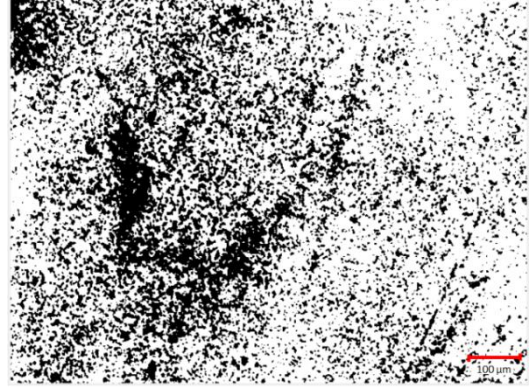
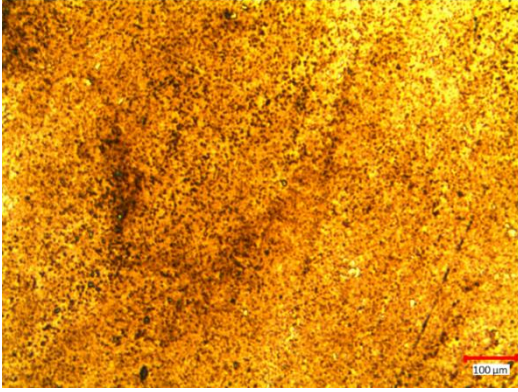
Şekil 4.17 Sertlik soğutma ortamı etkisi

#### 4.4. Mikroyapı Analizi

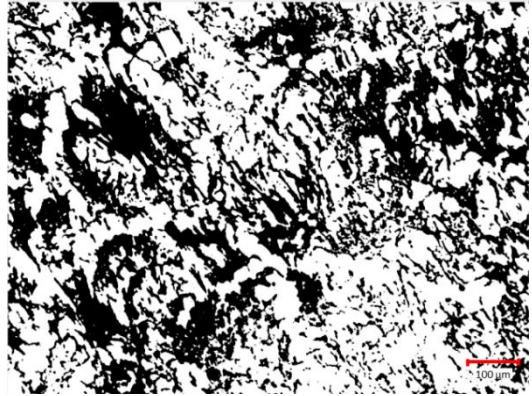
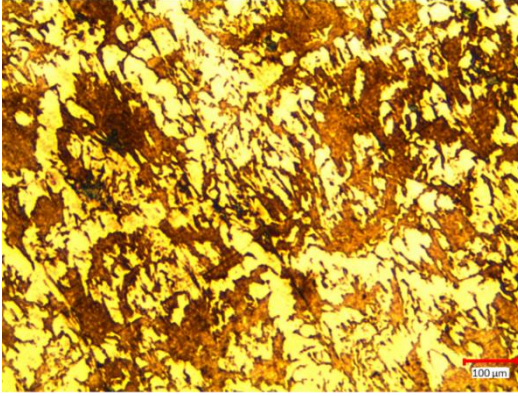
Numunelerin nital çözeltilisinde dağlanıp optik mikroskopta incelenmesinin ardından Matlab yazılımında görüntüler işlenmiş ve elde edilen %martensit değerleri Çizelge 4.4'de listelenmiştir. Orijinal ve siyah beyaza çevrilen mikroyapılar ise Şekil 4.18-4.26'da gösterilmektedir.



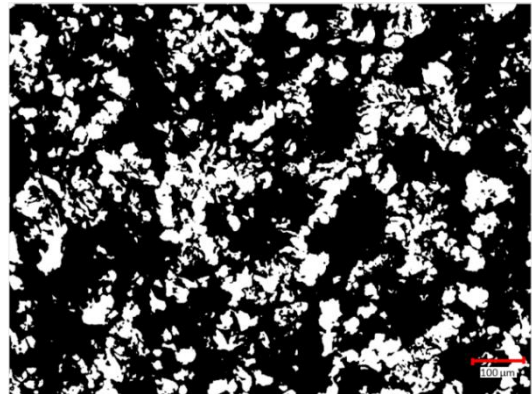
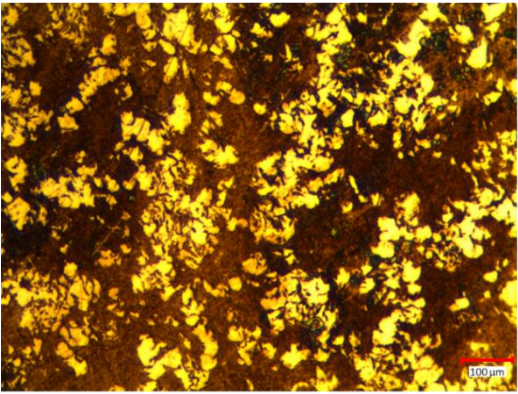
Şekil 4.18 745°C 30 Dakika %20 Çözelti Martensit Oranı %48



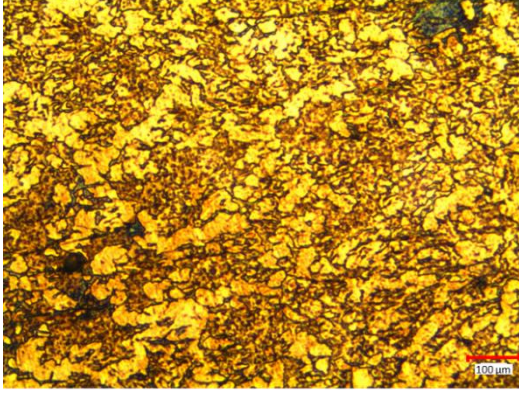
Şekil 4.19 745°C 60 Dakika %5 Çözelti Martensit Oranı %30



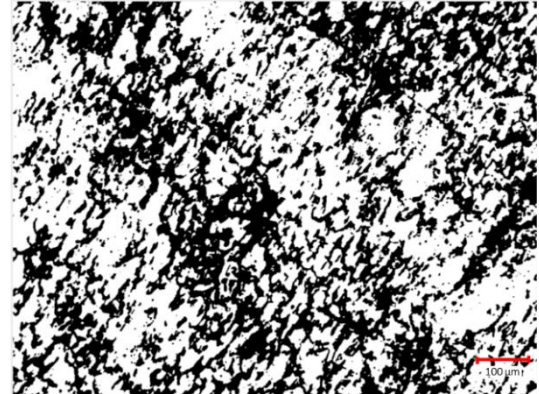
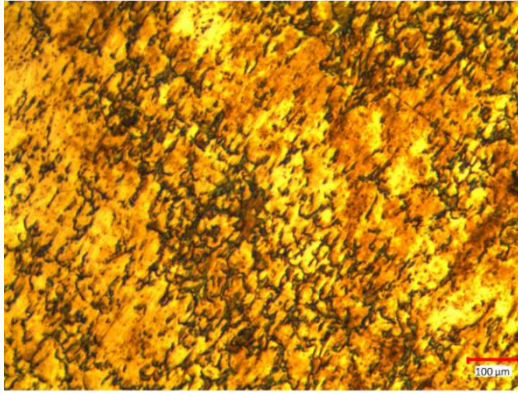
Şekil 4.20 745°C 90 Dakika Su Martensit Oranı %43



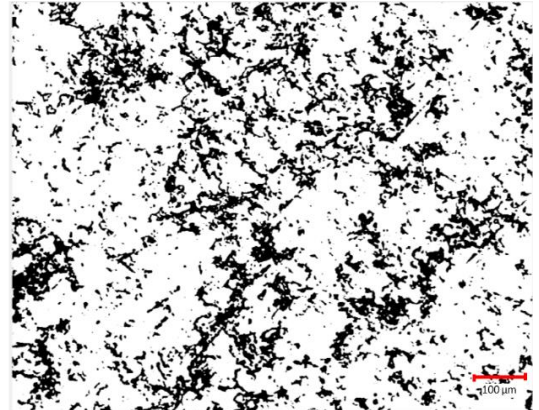
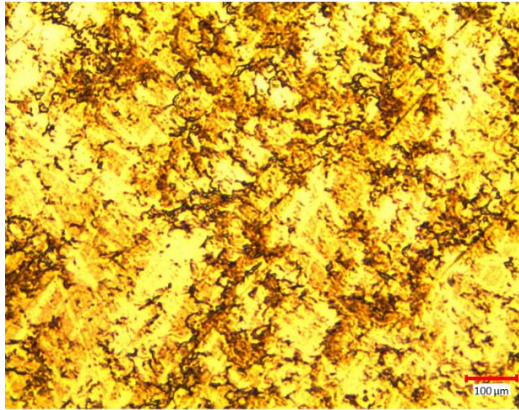
Şekil 4.21 750°C 30 Dakika %5 Çözelti Martensit Oranı %71



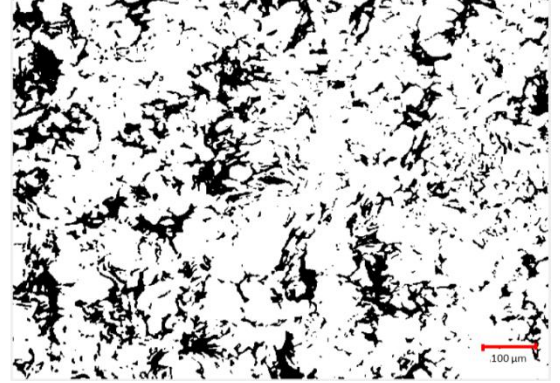
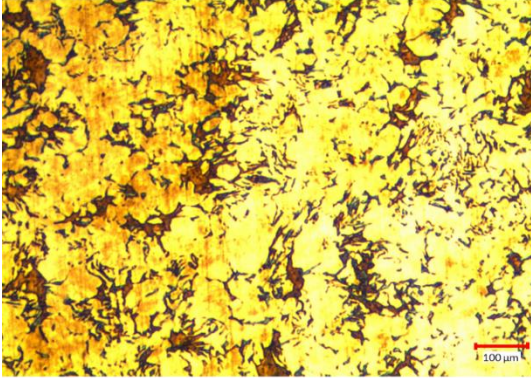
Şekil 4.22 750°C 60 Dakika Su Martensit Oranı %46



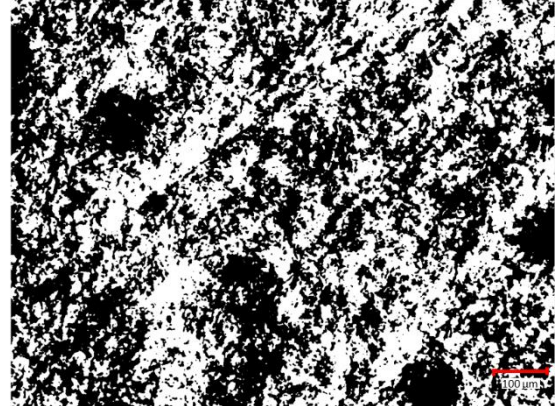
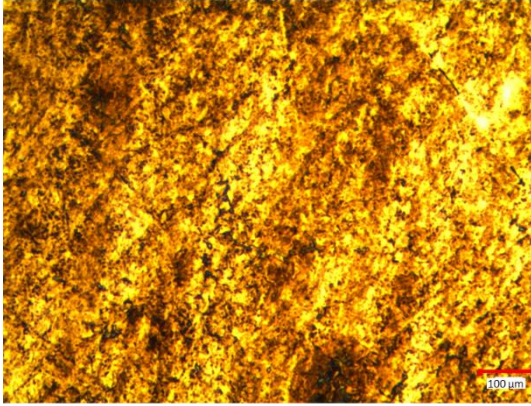
Şekil 4.23 750°C 90 Dakika %30 Çözelti Martensit Oranı %43



Şekil 4.24 755°C 30 Dakika Su Martensit Oranı %22



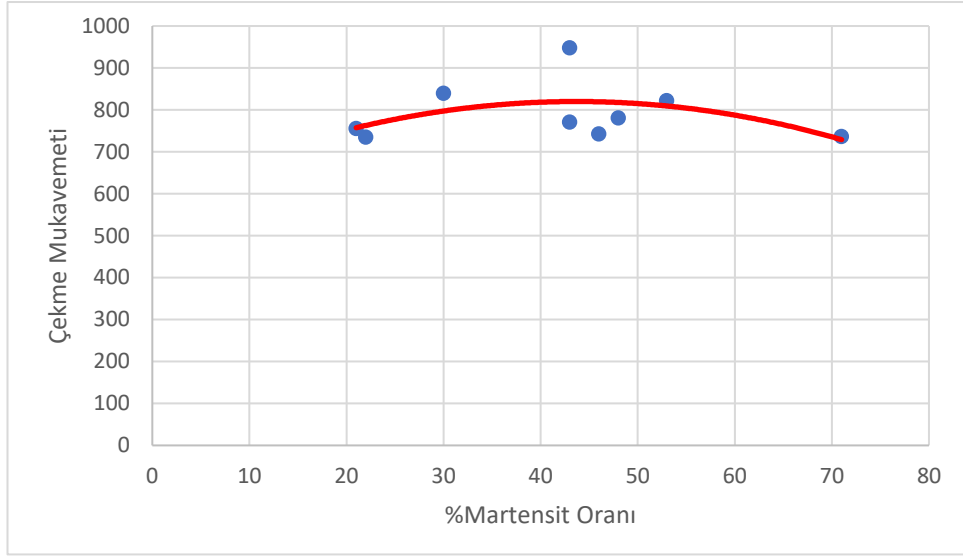
Şekil 4.25 755°C 60 Dakika %20 Çözelti Martensit Oranı %21



Şekil 4.26 755°C 90 Dakika %5 Çözelti Martensit Miktarı %53

Çizelge 4.5 Numunelerde elde edilen martensit oranları

SICAKLIK (°C)	SÜRE (DAKİKA)	SOĞUTMA ORTAMI	%MARTENSİT ORANI
745	30	20%'lik polimer çözeltisi	48%
745	60	5%'lik polimer çözeltisi	30%
745	90	su	43%
750	30	5%'lik polimer çözeltisi	71%
750	60	su	46%
750	90	20%'lik polimer çözeltisi	43%
755	30	su	22%
755	60	20%'lik polimer çözeltisi	21%
755	90	5%'lik polimer çözeltisi	53%



Şekil 4.27 Çekme Mukavemeti- %Martensit Oranı ilişkisi

Literatürde bulunan çalışmaların sonuçları doğrultusunda sıcaklıktaki yükseliş ile %martensit oranının artması beklenmektedir [59]. Dolayısıyla 745°C ile 750°C de yapılan deneylerde %martensit oranı ortalama %40'tan %50'ye yükselmesi beklenen bir sonuçtur. Ancak 755°C de yapılan deneylerde beklenen aksine ortalama martensit oranı %32 seviyelerine düşmektedir.

Mikroyapıdaki martensit oranının çekme mukavemeti ile ilişkisi incelendiğinde, Şekil 4.27'teki grafikte görüldüğü gibi, martensit oranı %43 mertebesine kadar arttığında çekme mukavemeti paralel artış göstermiştir ancak sonrasında dramatik bir düşüş gerçekleşmiştir.

Yapılan bazı çalışmalarda martensit oranı ve çekme mukavemeti arasındaki sürekli doğrusal ilişki olduğu sonucu ortaya koyulmuştur [38] [60]. Ancak Movahed ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada çekme mukavemeti ve martensit oranı arasında doğrusal bir ilişki olmadığı sonucu ortaya çıkmıştır [54]. Bir taraftan martensit hacmindeki artış daha sert olan fazın oranının artması yani çekme mukavemetinin artması anlamına gelirken diğer yandan martensit hacmindeki artış martensite bulunan karbon miktarını azaltmaktadır ve bilindiği gibi martensitin mukavemeti de doğrudan içindeki karbon miktarına bağlıdır. Sonuçta martensit oranı %50 seviyelerini geçtikten sonra çekme mukavemetinde düşüş başlamaktadır ve bu düşüş %70 martensit oranı seviyelerine kadar devam etmektedir. Bu anlamda elde edilen deney sonuçları ve literatür paralellik göstermektedir [54].

## 5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Yapılan çalışma sonucunda AISI 4340 çeliğinden kritik sıcaklıklar arası tavlama yöntemi ile martensit-ferrit çift faz yapısı elde edilmiştir.

745°C, 750°C, 755°C sıcaklıklarında 30, 60, 90 dakika sürelerinde ve oda sıcaklığında su, %5'lik ve %20'lik polimer esaslı çözelti soğutma ortamlarında yapılan deneyler sonucunda en yüksek çekme mukavemeti değerine 745°C, 90 dakika ve suda soğutma parametreleriyle ulaşılmıştır. En yüksek % uzama değeri 750°C, 30 dakika, %5'lik çözeltide soğutma sonucunda elde edilmiştir.

Maksimum çekme mukavemeti ve %uzama olarak bakıldığında maksimum değerler 737MPa çekme mukavemeti ve %18,83 toplam uzama ile 4 numaralı numunede (750°C, 30 Dakika, %5'lik çözelti) elde edilmiştir.

En yüksek darbe dayanımı ise 745°C, 30 dakika ve %5'lik çözeltide soğutma ile 24,65J olarak elde edilmiştir.

Kritik sıcaklıklar arası tavlama ısı işlemi sonrası elde edilen malzeme iç yapısında bulunan martensit hacim oranı ile malzemenin maksimum çekme mukavemeti arasında doğrusal bir ilişki olmadığı sonucu elde edilmiştir.

Karbon oranı görece yüksek bir çelik olan AISI 4340 kritik sıcaklıklar olan Ac1-Ac3 noktaları oldukça dar bir aralık meydana getirmektedir ve bu sebeple deney sıcakları birbirlerine yakın değerler seçilebilmektedir. Çalışma tolerans aralığı yüksek bir fırında ısı işlemler gerçekleştirildiğinde aralıkların birbiri içerisine geçme durumu söz konusu olabileceğinden sıcaklık ile ilgili sonuçlarla literatürde yer alan çalışma sonuçları arasında farklılıklar görülebilmektedir.

Gelecek çalışmalarda kritik sıcaklıklar arası tavlama yerine bir diğer çift faz ısı işlemi olan ara su verme uygulanarak çekme dayanımı değerleri için daha yüksek sonuçlar elde edilmesi öngörülmektedir.

Darbe dayanımına en büyük etkinin soğuma hızı olması göz önünde bulundurularak farklı çözelti miktarları denenerek en yüksek darbe dayanım değerleri elde edilebilir.



## KAYNAKLAR LİSTESİ

- [1] TASAN, C.C., DIEHL, YAN D., BECHTOLD M, ROTERS F., SCHEMMANN L., ZHENG C., PERANIO N., PONGE D., KOYAMA D., TSUZAKI K., RAABE D., An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design, Annual Review of Materials Research, vol.45, s.391-431, 2015.
- [2] BİLLUR E., ALTAN T., Three Generations of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications, Stamping Journal, no.1, s.16-17, 2014.
- [3] BİLLUR E., ÇETİN B., New Generation Advanced High Strength Steels: Developments, Trends and Constraints, International Journal of Scientific and Technological Research, vol.2, no.1, 2016.
- [4] TAMARELLI C. M., AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications, Steel Market Development Institute, 2011.
- [5] WANG W., WEI X., The Effect of Martensite Volume and Distribution on Shear Fracture Propagation of 600-1000 MPa Dual Phase Sheet Steels in the Process of Deep Drawing, International Journal of Mechanical Sciences, vol.67, s.100-107, 2013.
- [6] ULU S., Çift Fazlı Çelikler, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi vol.6, no.3, s.100-113, 2009.
- [7] FONSTEIN N., Dual Phase Steels, Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications, Elsevier, s.196-216, 2017.
- [8] SAMEK L., KRIZAN D., Steel-Material of Choice for Automotive Lightweight Applications, Metal 2012, Brno, 2012.
- [9] Advanced Vehicles Concept Overview Report, ULSAB-AVC, 2002.
- [10] BERGER L., LASEMANN M., SAHR C., Superlight-CAR - The Multi-Materials Car Body, 7th European LS-Dyna Conference, 2009.

- [11] REEd J., Advanced High-Strength Steel Technologies in the 2015 Ford Edge, Ford Motor Company, 2015.
- [12] North America Automotive Steel Content Market Summary, Ducker Worldwide, 2018.
- [13] FEREDUNI E., BANADKOUKI S., Improvement of mechanical properties in a dual-phase ferrite–martensite AISI4140 steel under tough-strong ferrite formation, Materials and Design, vol.56, s.232-240, 2014.
- [14] SHARMA A., KUMAR A., TYAGI R., Erosive wear analysis of medium carbon dual phase steel under dry ambient condition, Wear, vol.334-335, s.91-98, Elsevier, 2015.
- [15] SPEICH G. R., MILLER R. L., Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels, Structure and Properties of Dual Phase Steels: AIME Annual Meeting, s.145-162, New Orleans, 1979.
- [16] ASM Handbook Vol. 1 Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, 1993.
- [17] BİLİR O. G., Orta Karbonlu Dual Fazlı Çeliklerde Faz Dönüşümlerinin Termodinamik Modellenmesi ve Mikroyapısal Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi Kocaeli Üniversitesi, 73s., 2014.
- [18] LORUSSO H., BURGUENO A., EDIGI D., SVOBODA H., Application of Dual Phase Steels in Wires for Reinforcement of Concrete Structures, Procedia Materials Science, vol.1, s118-125, 2012.
- [19] ARISTIZABAL R. E., Intercritical Heat Treatment in Ductile Iron Steel, Doktora Tezi, University of Alabama, 113s, 2012.
- [20] SHCADE C., Processing, Microstructures and Properties of a Dual Phase Precipitation Hardening PM Stainless Steel, Doktora Tezi, Drexel University, 167s., 2010.
- [21] FONSTEIN N., Advanced High Strength Steel Sheets, Springer, 2015.

- [22] CHEN H., Xu X., Xu W., ZWAAG S. D., Predicting the Austenite Fraction After Intercritical Annealing in Lean Steels as a Function of the Initial Microstructure, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.45, no.4, s.1675-1679, 2014.
- [23] AHMAD E., MANZOOR T., ZIAI M. A., HUSSAIN N., Effect of Martensite Morphology on Tensile Deformation of Dual Phase Steels, Journal of Materials Engineering and Performance, vol.21, no.3, s.1-6, 2011.
- [24] DYACHENKO S. S., The Austenite Formation in Fe-C Alloys, Metallurgiya, Moscow, 1982.
- [25] LAW N. C., EDMONDS D. V., The Formation of Austenite in a Low Alloyed Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.11, no.1, s.33-46, 1980.
- [26] FONSTEIN N., M., A Heat Treatment for Obtaining a Controlled Ferritic-Martensitic Structure in Steel, Metal Science and Heat Treatment, vol.27, no.8, s.610-616, 1985.
- [27] THOMAS G., KOO J. Y., Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic - Martensitic Steels, AIME Symposium, New Orleans, 1979.
- [28] MESSIEN P., HERMAN J. C., GREADAY T., Phase Transformation and Microstructures of Intercritically Annealed Dual Phase Steels, AIME Symposium, Chicago, 1981.
- [29] GARCIA C. I., CHO K., REDKIN K., DEARDO A. J., TAN S., SOMANJI M., KARJALLAINEN L. P., Influence of Critical Carbide Dissolution Temperature During Intercritical Annealing on Hardenability of Austenite and Mechanical Properties of DP-980 Steels, ISIJ International, vol.51, no.6, s.969-974, 2011.
- [30] PAYSON P., SAVAGE H., Martensite Reactions in Alloy Steels, Trans. ASM, vol.33, s.261-280, 1944.
- [31] ROWLAND E. S., LYLE S. R., The Application of Ms Points Case Depth Measurement, Trans. ASM, vol.37, s.27-46, 1946.
- [32] GRANGE R. A., STEWART H. M., The Temperature Range of Martensite Formation, Trans. AIME, vol.167, s.467-494, 1946.

- [33] NEHRENBERG A. E., The Temperature Range of Martensite Formation, Trans. AIME, vol.167, s.494-498, 1946.
- [34] STEVEN W., HAYNES A. G., The Temperature Formation of Martensite and Bainite in Low-Alloy Steels Some Effects of Chemical Composition, JISI, vol.183, no.8, s.349-359, 1956.
- [35] ANDREWS K. W., Empirical Formulae for Calculation of Some Transformation Temperatures, JISI, vol.203, s.721-727, 1965.
- [36] TSIPOURIDIS P., Mechanical Properties of Dual Phase Steels, Doktora Tezi, Techniscen Universitat München, 115s, 2006.
- [37] CONCEPCION V. L., LORUSSO H. N., SVOBODA H. G., Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steels, Procedia Materials Science, vol.8, s.1047-1056, 2015.
- [38] DAVIES R. G., Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual Phase Steels, Metallurgical Transactions A, vol.9, no.5, s.671-679, 1978.
- [39] PICKERING F. B., Physical Metallurgy and the Design of Steels, London: Applied Science Publishers, 1978.
- [40] TAKADA Y., HOSOYA Y., NAKAOKA K., Possibilities of Achieving Low Yield Ratio with Low Manganese Dual-Phase Steels, Metallurgy of Continuously Annealed Steels, s.251-269, 1982.
- [41] DAVIES R. G., Influence of Silicon and Phosphorus on the Mechanical Properties of Both HSLA and Dual-Phase Steels, Metall. Trans. 10a, vol.1, s113-118, 1979.
- [42] KOO J. Y., THOMAS G., Design of Duplex Fe/X/0,1C Steels for Improved Mechanical Properties, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.8, no.3, s.525-528, 1977.

- [43] HIRANOKA S., TANAKA H., MATSUMOTO T., Effect of Si on Mechanical Property of Galvannealed Dual-Phase Steel, Materials Science Forum, vol.638-642, s.3260-3265, 2010.
- [44] FONSTEIN N. M., JUN H. J., YAKUBOVSKY O., SONG R., POTTORRE N., Evolution of Advanced High Strength Steels (AHSS) to Meet Automotive Challenges, International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels, s.1-14, Colorado, 2013.
- [45] HASIGUCHI K., NASHIDA M., Effect of Alloying Element and Cooling Rate after Annealing on Mechanical Properties of Dual Phase Steels, Kawasaki Steel Technology Report, no.1, s.70-78, 1980.
- [46] Nagakawa A., Koo J. Y., THOMAS G., Effect of Vanadium on Structure Properties of Dual Phase Fe-Mn-Si-0,1C Steels, Lawrence Berkeley Laboratory, University of California, 1981.
- [47] POTTORRE N., GUPTA I., PRADHAN R., Effect of Composition and Processing in Cold-Rolled Dual Phase Steels for Automotive Applications, International Symposium on Advanced High Strength Steels for the Ground Transportation Industry, Materials Science and Technology (MS&T), s.721, 2006.
- [48] GIRINA O., FONSTEIN N., Influence of Al Additions on Austenite Decomposition in a Continuously Annealed Dual-Phase Steels, Developments in Sheet Products for Automotive Applications, Materials Science and Technology (MS&T), s.65-75, 2005.
- [49] ERDOFAN M., The Effect of New Ferrite Content on the Tensile Fracture Behaviour of Dual Phase Steels, Journal of Materials Science, vol.37, no.17, s.3623-3630, 2002.
- [50] MARDER A. R., Factors Affecting the Ductility of Dual-Phase Alloys, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, TMS AIME, s. 87-98, 1979.
- [51] SPEICH G. R., MILLER R. L., Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels, Fundamentals of Dual Phase Steels, AIME, s.279-304, 1981.

- [52] DAS D., CHATTOPADHYAY P. P., Influence of Martensite Morphology on the Work Hardening Behavior of High Strength Ferrite-Martensite Dual Phase Steel, *Journal of Materials Science*, vol.44, no.11, s.2957-2965, 2009.
- [53] MOOR E. D., Speer J. G., MATLOCK D. K., HANLON D. N., Effect of Retained Austenite on Tensile Behavior of AHSS Revisited, *Materials Science and Tehnology (MS&T)*, 2011.
- [54] MOVAHED P., KOLAHGAR S., MARASHI S. H., POURNVARI M., PARVIN N., The Effect of Intercritical Heat Treatment Temperature on the Tensile Properties and Work Hardening Behaviour of Ferrite-Martensite Dual Phase Steel Sheets, *Materials Science and Engineering A*, vol.518, no.1-2, s.1-6, 2009.
- [55] Houghton Aqua Quench 200 Ürün Bilgi Formu.
- [56] ISO 6892-1:2016 *Metallurgical Materials - Tensile Testing - Part 1: Methods of Test At Room Temperature*.
- [57] OFFOR P. O., DANIEL C. C., OKORIE B. A., The Effects Of Intercritical Heat Treatments on the Mechanical Properties of 0.14WT%C-05,6WT%Mn-0,13WT%Si Structural Steel, *Nigerian Journal of Technology*, vol.30, no.3, 2011.
- [58] GURUMURTHY B. M., SHARMA S., V. S. RAMAKRISHNA, ACHUTHA K. U., Mechanical Characterization and Microstructural Analysis of AISI 4340 Ferrite-Martensite Dual Phase Steel, *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, vol.8 no.4, 2019.
- [59] KAMIKAWA N., HIRAHASHI M., SATO Y., CHANDIRAN E., MIYAMOTO G., FURUHARA T., Tensile Behaviour Ferrite-Martensite Dual Phase Steels with Nano-precipitation of Vanadium Carbides, *ISIJ International*, vol.55, no.8, s.1781-1790, 2015.
- [60] BAG A., RAY K. K., DWARAKADASA E. S., Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual Phase Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.30, no.5, s.1193-1202, 1999.

[61] MARDER A. R., Deformation Characteristics of Dual Phase Steels, Metallurgical Transactions A, vol.12, no.1, s.85-92, 1982.

[62] Metalurji ve Malzeme Bilimi <https://www.metalurjimalzeme.net/demir-karbon-denge-diyagrami/>, 2018.