

T.C.  
ONDOKUZ MAYIS ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

SAE/AISI 4140 ÇELİĞİNE UYGULANAN FARKLI ISIL İŞLEMLERİN MEKANİK  
ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Seyfullah ÇELİK

MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

SAMSUN  
2017

Her hakkı saklıdır.

## TEZ ONAYI

Seyfullah Çelik tarafından hazırlanan "SAE/AISI 4140 Çeliğine Uygulanan Farklı Isıl İşlemlerin Mekanik Özellikler Üzerine Etkisinin İncelenmesi" Adlı tez çalışması 11/07/2017 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Ondokuz Mayıs Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı **Yüksek Lisans Tezi** olarak kabul edilmiştir.

**Danışman** Yrd. Doç. Dr. Sinem ÇEVİK  
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

### Jüri Üyeleri

**Başkan** Yrd. Doç. Dr. Sinem ÇEVİK  
Ondokuz Mayıs Üniversitesi  
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı



**Üye** Yrd. Doç. Dr. Mevlüt GÜRBÜZ  
Ondokuz Mayıs Üniversitesi  
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı



**Üye** Yrd. Doç. Dr. Pınar UYAN  
Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi,  
Meslek Yüksekokulu Makine ve Metal Teknolojileri Bölümü-Metalurji  
Programı



Yukarıdaki sonucu onaylarım .../.../2017

**Prof. Dr. Bahtiyar ÖZTÜRK**  
**Enstitü Müdürü**

## ETİK BEYAN

Ondokuz Mayıs Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez içindeki bütün bilgilerin doğru ve tam olduğunu, bilgilerin üretilmesi aşamasında bilimsel etiğe uygun davrandığımı, yararlandığım bütün kaynakları atıf yaparak belirttiğimi beyan ederim.

Tarih

İmza

Seyfullah ÇELİK

## ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

### SAE/AISI 4140 ÇELİĞİNE UYGULANAN FARKLI ISIL İŞLEMLERİN MEKANİK ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Seyfullah ÇELİK

Ondokuz Mayıs Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı  
Danışman: Yrd. Doç. Dr. Sinem ÇEVİK

SAE/AISI 4140 (42CrMo4) çeliği yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler sınıfına girmektedir. Genellikle otomotiv endüstrisindeki uygulamalarda kullanılmaktadır. Uygulamada yüksek oranda yüklemeye maruz kalan makine parçalarında (vites, dişliler, şaftlar vb.) kullanımı uygun bulunmaktadır.

Düşük alaşımlı ötektoid altı bir çelik olan SAE/AISI 4140 (42CrMo4) çeliğinin başlıca alaşım elementleri Cr ve Mo' dir. Bu çeliğin en önemli özelliği ihtiva ettiği Cr ve Mo elementleri nedeniyle su verme sonucunda yüksek oranda martenzitik yapı oluşturabilmesi, mukavemet, süneklik, tokluk gibi mekanik özelliklerin bir arada sağlanmasına imkân vermesidir.

SAE/AISI 4140 (42CrMo4) çeliğinin aynı sertlik aralığındaki (28-32 HRC) ıslah ve östemperleme ısı işlemleri sonrasında mikroyapılarının irdelenmesi, bu mikroyapıların mekanik özellikler üzerindeki etkilerinin araştırılması bu tez konusunun amacını oluşturmaktadır.

Isıl işlemlere elverişli olan SAE/AISI 4140 (42CrMo4) malzemeli çelik numunelerin farklı ısı işlemleri özelliklerinin kıyaslaması öncesinde mekanik özelliklerde daha stabil değerler alınması amacıyla normalizasyon ısı işlemleri uygulanmıştır. Normalizasyon sonrası ferrit-perlit karışımı fazlar optik mikroskop altında, östemperleme sonrası beynit, ıslah ısı işlemleri sonrasında ise temperlenmiş martenzit mikroyapı kontrolleri hem optik mikroskop altında x100, x500, x1000 büyütme değerlerinde hem de SEM görüntülemesiyle detaylı olarak incelenmiştir. Daha sonra aynı sertlik aralığında (28-32 HRC) olan östemperleme ve ıslah ısı işlemleri sonucunda elde edilen mikroyapılar optik mikroskop ve SEM görüntülemesi yapılmıştır. Oluşturulan mikroyapıların Rockwell (HRC) ve Vickers (HV1) sertlik ölçüm yöntemleri kullanılarak sertlik kontrolleri detaylı olarak yapılmıştır. Çekme deneyinde her iki gruba ait numunelerden çekme gerilimi (Rm), akma dayanımı (Rp.%0.2), kopma uzaması (A) ve kesit daralması (Z) değerleri elde edilmiştir. Oda sıcaklığında (+20°C) yapılan darbe v çentik deneyinde numunelere darbe absoblama enerjileri joule (J) cinsinden belirlenmiştir. ±1000N.m tork, 4Hz frekans değerlerinde her iki gruba ait üçer adet deney yapılmıştır. Yorulma deneyi sonrası beynit ve temperlenmiş martenzit mikroyapılarının dinamik yüklere karşı göstermiş oldukları direnç miktarları birim zamandaki çevrim sayısı (cycles) cinsinden elde edilmiştir.

Temmuz2017, 116 sayfa

Anahtar Kelimeler: 42CrMo4 çeliği, SAE 4140 çeliği, AISI 4140 çeliği, 1.7225 çeliği, Östemperleme, Islah, Beynit, Martenzit, Mekanik özellikler

## ABSTRACT

Master's Thesis

### THE INVESTIGATION OF EFFECTS OF DIFFERENT HEAT TREATMENTS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF SAE/AISI 4140 STEEL

Seyfullah ÇELİK

Ondokuz Mayıs University  
Graduate School of Sciences  
Material science and Engineering  
Supervisor: Asst. Prof. Dr. Sinem ÇEVİK

SAE/AISI 4140 (42CrMo4) is classified in the high strength/ low alloy steels. Usually it is used in applications of automotive industry. Especially it is suitable used for the machine parts (gears, cogwheels, rolling bearing rings and shafts etc.) which subject to high loads at service.

It is low alloy and the hypoeutectoid steel which has the main alloying elements of Cr and Mo. The most important property of SAE/AISI 4140 (42CrMo4) steel is to be able to form hard martensitic microstructure after quenching because of its content of Cr and Mo alloying elements. This leads to provide good mechanical properties such as strength, ductility and toughness etc. at the same time.

The aim of the presented thesis is to investigate the microstructure of SAE/AISI 4140 (42CrMo4) steel which is very suitable to heat treatments after tempering and austempering in the same hardness range (28-32 HRC) and also to examine the effects of microstructures on the mechanical properties of it.

Normalization heat treatment was applied in order to obtain more stable values in mechanical properties before comparison of different heat treatment properties of SAE/AISI 4140 (42CrMo4) steel specimens which are very suitable for heat treatment processes. After normalization heat treatment, the mixed phases of ferrite-perlite, bainite after austempering and tempered martensite after tempering heat treatment were examined under optical microscope at magnification of x100, x500, x1000 and SEM. After that the phases in the microstructure of austempered and the tempered samples which are in the same range of hardness (28-32 HRC) was also observed at SEM. Hardness tests were performed in detail using the Rockwell (HRC) and Vickers (HV1) hardness measurement methods. Tensile strength (R<sub>m</sub>), yield strength (R<sub>p</sub>, 0.2%), elongation at rupture (A) and reduction in area (Z) values were obtained from the specimens of both groups in tensile test. In the impact v notch test performed at room temperature conditions (+20°C), the impact absorbing energies of the samples were determined in terms of joules (J). Three tests were carried out for each two groups at ±1000 Nm torque and 4 Hz frequency values. After the fatigue test, the resistance values of bainite and tempered martensite phases against dynamic loads were obtained in cycles per unit time.

July2017, 116 pages

Key Words: 42CrMo4 steel, SAE 4140 steel, AISI 4140 steel, 1.7225 steel, Austempering, Quench and Tempering, Bainite, Martensite, Mechanical properties.

## ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Akademik eğitim sürecimin bir üst noktası olan yüksek lisans tez çalışmalarım boyunca yardım ve desteğini benden esirgemeyen danışman hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Sinem ÇEVİK'e teşekkürü bir borç bilirim.

Beni bugünlere getirmek için hiçbir fedakârlıktan kaçınmayan anneme, babama ve tüm zamanlarımda yanımda olan kardeşlerime sonsuz teşekkür ederim.

Çalışma hayatımda büyük desteğini gördüğüm Akif TUNABOYLU'ya teşekkürü borç bilirim.

Yüksek lisans eğitimim boyunca sonsuz desteğini gördüğüm Halit KOLUKIRIK ve ailesine teşekkürü borç bilirim.

Tez yazım sürecinde büyük desteğini gördüğüm Döksan Isıl İşlem A.Ş çalışanlarından Kalite Yöneticisi Metalurji ve Malzeme Mühendisi Tolgahan DÜBÜŞ'e, Özkan Demir Çelik Sanayi A.Ş çalışanlarından Metalurji ve Malzeme Mühendisi Gürkan GÜMÜŞ'e, değerli iş arkadaşım Metalurji ve Malzeme Mühendisi Eray YILDIZ'a, Metalurji ve Malzeme Mühendisi Nazım EROĞLU'na teşekkürü borç bilirim.

Temmuz 2017, Samsun

Seyfullah ÇELİK

## İÇİNDEKİLER DİZİNİ

ÖZET .....	i
ABSTRACT .....	ii
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR .....	iii
İÇİNDEKİLER DİZİNİ .....	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR .....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	x
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xiii
1. GİRİŞ .....	1
2. ÇELİKLER .....	2
2.1. Alaşım-sız Çelikler (Sade Karbonlu Çelikler) .....	2
2.2. Alaşım-lı Çelikler .....	3
2.2.1. Düşük alaşım-lı Krom-Molibden (Cr-Mo) çelikleri .....	5
3. SAE/AISI 4140 ÇELİĞİ VE ÖZELLİKLERİ .....	7
3.1. SAE/AISI 4140 Çeliğı Uygulama Alanları .....	9
4. ÇELİKLERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER .....	10
4.1. Giriş .....	10
4.1.1. Östenit sıcaklığına ısıtma .....	10
4.1.2. Östenitleme sıcaklığında bekletme .....	10
4.1.3. Su verme .....	10
4.2. Diyagramlar .....	11
4.2.1. Demir-Karbon denge diyagramı .....	11
4.2.2. TTT (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramı .....	12
4.2.3. CCT (Sürekli-Soğuma-Dönüşüm) diyagramı .....	12
4.3. Tavlama lar .....	13
4.3.1. Homojenleştirme tavlaması .....	13
4.3.2. İri tane tavlaması .....	14
4.3.3. Normalizasyon (Normalleştirme) tavlaması .....	14
4.3.4. Küreselleştirme tavlaması .....	15
4.3.5. Gerilim giderme tavlaması .....	17
4.3.6. Yeniden kristalleştirme (Rekristalizasyon) tavlaması .....	18
4.4. İslah ısı l işlemi .....	18
4.5. Su Verme Sertleşmesi .....	19
4.5.1. Martenzit .....	19
4.5.2. Martenzit dönüşümü ve özellikleri .....	21

4.5.3. Kritik soğuma hızı .....	21
4.6. Kesikli Su Verme Yöntemleri .....	22
4.6.1. Martemperleme .....	22
4.6.2. Östemperleme .....	23
4.6.2.1. Östemperleme prosesi .....	24
4.6.2.2. Beynit dönüşümü ve beynit.....	24
4.6.2.2.1. Difüzyonsuz büyüme.....	26
4.6.2.2.2. Difüzyonlu büyüme .....	27
4.6.2.3. Üst ve alt beynit.....	28
4.7. Martenzit ve Beynit Kombinasyonu.....	29
4.8. İzotermal Dönüşümle Perlit ve Beynit Oluşumu .....	30
4.9. Su Verme Esnasında Isı Giderme Mekanizmaları .....	31
4.9.1. A devresi.....	31
4.9.2. B devresi.....	31
4.9.3. C devresi .....	32
4.10. Su Verme Ortamları .....	32
4.10.1. Suda sertleştirme .....	33
4.10.2. Yağda sertleştirme .....	34
4.10.3. Polimer katkılı su karışımında sertleştirme .....	34
4.10.4. Sprey yöntemiyle sertleştirme .....	35
4.10.5. Erimiş tuz banyosunda sertleştirme.....	35
4.10.6. Gazla sertleştirme .....	36
4.11. Su Verme Ortam Sıcaklığının ve Su Verme Yönteminin Soğumaya Etkisi..	36
4.12. Su Verme Sertleşmesine Etki Eden Faktörler .....	37
4.12.1. Parçanın yüzey durumu .....	37
4.12.2. Parça büyüklüğü, kütle ve şekil faktörü .....	37
4.12.3. Kimyasal kompozisyon .....	38
4.13. Sertleşme Kabiliyeti .....	39
4.13.1. Jominy deneyi.....	39
4.13.2. Alaşım elementlerinin sertleşebilirlik üzerine etkisi .....	42
4.13.3. Östenit tane boyutu.....	44
4.14. Temperleme (Menevişleme) .....	44
5. METALLERDE KIRILMA MEKANİZMALARI .....	46
5.1. Sünek Kırılma.....	46
5.2. Ayrılma Kırılması .....	47
5.3. Taneler Arası Kırılma .....	48
6. DENEYLER HAKKINDA BİLGİ .....	49
6.1. Optik Mikroskop İnceleme .....	49



6.2. Sertlik Deneyi .....	50
6.3. Çekme Deneyi.....	50
6.4. Çentik Darbe Deneyi .....	51
6.5. SEM (Scanning Electron Microscope) İncelemesi .....	54
6.6. Yorulma Deneyi.....	55
6.6.1. Metallerde yorulma .....	55
6.6.2. Yorulma dayanımının saptanması.....	56
6.6.3. Yorulma deneyi ile ilgili terimler.....	57
6.6.4. Yorulmanın ömür açısından değerlendirilmesi .....	59
6.6.5. Yorulma deney makinaları .....	59
6.6.6. Yorulmaya etki eden faktörler .....	60
6.6.6.1. Parça büyüklüğü.....	60
6.6.6.2. Yüzey durumu .....	60
6.6.6.3. Yüzey işlemleri .....	60
6.6.6.4. İç yapı .....	60
6.6.6.5. Yenim.....	61
6.6.6.6. Metalurjik faktörler .....	61
6.6.6.7. Sıcaklık.....	61
6.6.6.8. Gerilme yoğunlaşması.....	62
6.6.6.9. Gerilme gradyanının etkisi.....	62
6.6.6.10. Artık gerilmeler .....	62
6.6.6.11. Metal veya alaşımın soğukta işlenmesi.....	62
6.6.6.12. Frekansın etkisi .....	63
6.6.6.13. Korozyonun etkisi .....	63
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE SONUÇLARI.....	65
7.1. Numuneler.....	65
7.1.1. Numune boyutları.....	65
7.1.2. Kimyasal kompozisyon .....	65
7.1.3. İnküzyon mitarları ve östenit tane boyutu .....	67
7.1.4. Sertleşebilirlik.....	69
7.2. Isıl İşlemler ve Uygulanan Isıl İşlem Prosesleri.....	70
7.2.1. Normalizasyon ısıl işlemi.....	70
7.2.2. Islah ısıl işlemi .....	72
7.2.3. Östemperleme ısıl işlemi.....	73
7.3. Optik Mikroskop Görüntüleri .....	74
7.3.1. NQT numuneleri optik mikroskop görüntüleri .....	74
7.3.2. NO numuneleri optik mikroskop görüntüleri .....	80

7.4. Sertlik Deneyi .....	86
7.4.1. NQT numunelerinin sertlik taramaları.....	87
7.4.2. NO numunelerinin sertlik taramaları .....	89
7.5. Çekme Deneyi.....	91
7.5.1. NQT numunelerinin çekme deneyi sonuçları.....	92
7.5.2. NO numunelerinin çekme deneyi sonuçları .....	93
7.6. Çentik Darbe Deneyi .....	94
7.6.1. NQT numunelerinin çentik darbe deneyi sonuçları .....	94
7.6.2. NO numunelerinin çentik darbe deneyi sonuçları .....	94
7.7. SEM Görüntülemesi .....	95
7.7.1. NQT numuneleri SEM görüntüleri .....	96
7.7.2. NO numuneleri SEM görüntüleri .....	98
7.8. Yorulma Deneyi.....	100
7.8.1. NQT numuneleri yorulma deney sonuçları .....	102
7.8.2. NO numuneleri yorulma deney sonuçları .....	103
7.8.3. NQT numuneleri yorulma deneyi sonrası kırılma bölgesi ve yüzeyi.....	103
7.8.4. NO numuneleri yorulma deneyi sonrası kırılma bölgesi ve yüzeyi .....	105
8. TARTIŞMA VE SONUÇLAR .....	107
KAYNAKLAR .....	110
ÖZGEÇMİŞ .....	116

## SİMGELER VE KISALTMALAR

### SİMGELER

A	Kopma uzaması
$A_{C_1}$	Çeliklerin ısıtılmalarında perlitin östenite kritik dönüşüm sıcaklığı
$A_{C_3}$	Çeliklerin ısıtılmalarında çelik hacminin östenite kritik dönüşüm sıcaklığı
$A_{r_1}$	Çeliklerin soğutulmasında östenitten perlite kritik dönüşüm sıcaklığı
$A_{r_3}$	Çeliklerin soğutulmasında östenitten ferrite kritik dönüşüm sıcaklığı
$cm^2$	Santimetrekare
dak	Dakika
dev	Devir
$Fe_3C$	Sementit
Hz	Frekans
J	Joule
L	Eriyik Çelik fazı
$L_{LB}$	Beynitik tabaka uzunluğu
$M_f$	Martenzit bitişi
Mm	Milimetre
$M_s$	Martenzit başlangıcı
n	Çevrim sayısı
N	Dayanma veya yorulma periyot sayısı
N.m	Newton metre
R	Gerilme oranı
$R_m$	Çekme gerilimi
$R_p. \%0.2$	Akma dayanımı
$S_{UM}$	Martenzitik boyut
$t_1$	$t_1$ süresi
$t_2$	$t_2$ süresi
$W_{LB}$	Beynitik tabaka genişliği
Z	Kesit daralması
$\alpha$	Ferrit
$\gamma$	Östenit
$\delta$	Delta
$\sigma_a$	Gerilme genliği
$\sigma_A$	Yorulma sınırı gerilme genliği
$\sigma_D$	Yorulma sınırı
$\sigma_{max}$	Maksimum gerilme
$\sigma_{min}$	Minimum gerilme
$\sigma_N$	N periyodundaki yorulma dayanımı
$\sigma_{ort}$	Ortalama gerilme

## KISALTMALAR

ADI	Austempered Ductile Iron
AISI	Amerikan Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCT	Sürekli-Soğuma-Dönüşümü
HB	Brinell Sertlik
HMK	Hacim Merkezli Kübik
HMT	Hacim merkezli Tetragonal
HRC	Rockwell-C Sertlik
HSP	Hegzagonal Sıkı Paket
HV1	Hardness Vickers-1kg
MKE	Makine ve Kimya Endüstrisi Kurumu
MPa	Megapascal
NO	Normalizasyon+Östemperleme ısı işlem numunesi
NQT	Normalizasyon+ Islah ısı işlem numunesi
SAE	Society of Automotive Engineers
TSE	Türk Standartları Enstitüsü
TTT	Zaman-Sıcaklık-Dönüşümü
YMK	Yüzey Merkezli Kübik

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 4.1.	Fe-C denge diyagramı.....	11
Şekil 4.2.	SAE/AISI 4140 çeliğine ait TTT diyagramı.....	12
Şekil 4.3.	SAE/AISI 4140 çeliğinin sürekli soğuma eğrisi (Dörrenberg, 2013) .....	13
Şekil 4.4.	Tane boyutuna normalizasyon tavinin etkisi a.haddelenmiş/dövülmüş yapısı (ASTM3) b.normalizasyon mikroyapısı (ASTM6) x500 büyütme (Thelning, 2013) .....	15
Şekil 4.5.	Dökme çelik mikroyapısı (a)Normalizasyon öncesi (b)Normalizasyon sonrası (Eckstein, 1987) .....	15
Şekil 4.6.	Küreselleştirme tavlama sırasında sementit lamellerinin küresel forma dönüşme süreci .....	16
Şekil 4.7.	Ötektoid bileşimdeki çeliğin perlitik yapısı (a), ve küreselleştirme tavi sonrası yapısı (b).....	17
Şekil 4.8.	Tipik bir martenzitik yapının görünümü (Callister, 1997) .....	19
Şekil 4.9.	Martenzit mekanizmasının şematik resmi.....	20
Şekil 4.10.	Soğutma hızı-oluşturulan faz ilişkisi.....	22
Şekil 4.11.	Martemperleme ısıl işleminin şematik gösterimi .....	23
Şekil 4.12.	Östemperleme ısıl işleminin şematik gösterimi .....	24
Şekil 4.13.	Beynitik alt birimlerin çekirdeklenmesi .....	26
Şekil 4.14.	Perlit ve beynitte ferrit ve sementit oluşumundaki farklılıklar, karbürlerin ve ferritin dağılımı ile ayrılabilir. Perlit tabakalı bir yapıya sahip olacaktır, bu da beynitik yapı için geçerli değildir (Kolmskog, 2013). .....	27
Şekil 4.15.	Üst ve alt beynit fazlarında dağıtılan karbürlerin şematik resmi .....	28
Şekil 4.16.	Alt ve üst beynit yapısının varlığının neden olduğu östenit tanesinin paylaşımının şematik görünümü .....	29
Şekil 4.17.	Martenzit ve beynitin yapısının bir arada bulunduğu mikroyapı .....	30
Şekil 4.18.	Ilık suda su verilen silindirik bir parça için tipik bir soğuma eğrisi (Savaşkan, 2009) .....	31
Şekil 4.19.	Sertleştirme amacıyla su içerisinde ani soğumada, soğuma fazları .....	33
Şekil 4.20.	Isı gradyanları ve durgun halde, buharlaşan bir soğutucu sıvı içine daldırılan dişli parçanın soğumasına etki eden diğer faktörler.....	38

Şekil 4.21. Jominy sertleşebilirlik deneyi uygulaması (Trojan, 1990).....	41
Şekil 4.22. Jominy numunesindeki mesafeye göre değişen sertlik dağılımları (Trojan, 1990).....	41
Şekil 4.23. Çapları farklı olan bir alaşımlı (AISI 4140) ve alaşımsız (AISI 1040) çelik çubukta yüzeyden itibaren sertlik dağılımı (Callister ve Rethwish, 2008; Savaşkan, 2009).....	41
Şekil 4.24. SAE/AISI 4140 çeliğinin temperleme sıcaklığının değişimine bağlı mekanik özelliklerdeki değişim.....	45
Şekil 5.1. Metallerde görülen a)Sünek kırılma, b)Ayrılma kırılması ve c)Taneler arası kırılma .....	46
Şekil 5.2. Bir ayrılma kırılması çatlaklarının taneler arası bükülme sınırını geçmesi sonucunda meydana gelen nehir desenleri (Anderson, 2014). .....	47
Şekil 6.1. Dairesel kesitli silindirik başlı çekme numunesi .....	51
Şekil 6.2. Charpy darbe deneyi şematik gösterimi.....	52
Şekil 6.3. Darbe deney numunesinin şematik gösterimi .....	53
Şekil 6.4. Darbe deneyinin gösterimi ve uygulanan kuvvetin yönü .....	53
Şekil 6.5. Yorulma çatlak başlangıcı ve durak çizgileri .....	56
Şekil 6.6. Demir ve demir dışı malzemelere ait tipik Wöhler eğrileri (Şık, 2002) ....	57
Şekil 6.7. Yorulma deneyinde gerilme-zaman çevrimi (Alsaran, 1997).....	58
Şekil 7.1. İnküzyon tipleri (Anonim, 2017b) .....	68
Şekil 7.2. Numunere ait jominy değerleri.....	69
Şekil 7.3. Numunelere uygulanan Normalizasyon ısıl işlem prosesi.....	70
Şekil 7.4. Normalizasyon ısıl işlemi sonrası mikroyapı görüntüleri .....	71
Şekil 7.5. İslah ısıl işlem prosesi (Su verme+Temperleme).....	72
Şekil 7.6. Östemperleme ısıl işlem prosesi.....	73
Şekil 7.7. NQT1 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri .....	75
Şekil 7.8. NQT2 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri .....	76
Şekil 7.9. NQT3 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri .....	77
Şekil 7.10. NQT4 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri .....	78
Şekil 7.11. NQT5 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri .....	79

Şekil 7.12. NO1 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri .....	81
Şekil 7.13. NO2 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri .....	82
Şekil 7.14. NO3 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri .....	83
Şekil 7.15. NO4 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri .....	84
Şekil 7.16. NO5 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri .....	85
Şekil 7.17. Vickers sertlik taraması şematik gösterimi (HV1).....	87
Şekil 7.18. Dairesel kesitli silindirik başlı çekme numunesi .....	91
Şekil 7.19. Çekme deneyi sonrası NQT numuneleri.....	92
Şekil 7.20. Çekme deneyi sonrası NO numuneleri .....	93
Şekil 7.21. NQT numunesi SEM görüntüsü x2500 .....	96
Şekil 7.22. NQT numunesi SEM görüntüsü x2500 .....	96
Şekil 7.23. NQT numunesi SEM görüntüsü x5000 .....	97
Şekil 7.24. NQT numunesi SEM görüntüsü x7500 .....	97
Şekil 7.25. NO numunesi SEM görüntüsü x2500 .....	98
Şekil 7.26. NO numunesi SEM görüntüsü x2500 .....	98
Şekil 7.27. NO numunesi SEM görüntüsü x2500 .....	99
Şekil 7.28. NO numunesi SEM görüntüsü x5000 .....	99
Şekil 7.29. Yorulma deneyi gerilme-zaman (scope) ekran görüntüsü.....	100
Şekil 7.30. Dinamik yük yüklenen yorulma deney numuneleri ölçüleri.....	102
Şekil 7.31. NQT1 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri .....	104
Şekil 7.32. NQT2 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri .....	104
Şekil 7.33. NQT3 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri .....	104
Şekil 7.34. NO1 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri .....	106
Şekil 7.35. NO2 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri .....	106
Şekil 7.36. NO3 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri .....	106

## ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Çeliklerin isimlendirilmesinde elementlerin çarpım katsayıları .....	5
Çizelge 3.1. SAE 4140 çeliğinin kimyasal kompozisyonu.....	7
Çizelge 3.2. SAE 4140 çeliğinin ısı işlem özellikleri (Stahlschlüssel, 2014) .....	8
Çizelge 3.3. SAE 4140 çeliğinin yaklaşık kritik sıcaklıkları .....	8
Çizelge 3.4. SAE 4140 çeliğinin ısı özellikleri .....	8
Çizelge 3.5. SAE 4140 çeliğinin mekanik özellikleri .....	8
Çizelge 3.6. SAE 4140 çeliğinin elektriksel özelliği.....	9
Çizelge 4.1. AQUATENSI E cinsi yağın teknik özellikleri.....	34
Çizelge 4.2. Karbon-Sertlik-Martenzit ilişkisi .....	43
Çizelge 7.1. Deneysel çalışmada kullanılan numuneler ve özellikleri .....	65
Çizelge 7.2. SAE/AISI 4140 çeliği kimyasal kompozisyonu.....	66
Çizelge 7.3. NQT numuneleri kimyasal kompozisyonları.....	66
Çizelge 7.4. NO numuneleri kimyasal kompozisyonları.....	67
Çizelge 7.5. İnküzyon miktarları ve östenit tane boyutu.....	68
Çizelge 7.6. NQT numuneleri yüzey sertlik değerleri (HRC).....	86
Çizelge 7.7. NO numuneleri yüzey sertlik değerleri (HRC).....	86
Çizelge 7.8. NQT1 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1).....	87
Çizelge 7.9. NQT2 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1).....	88
Çizelge 7.10. NQT3 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1).....	88
Çizelge 7.11. NQT4 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1).....	88
Çizelge 7.12. NQT5 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1).....	89
Çizelge 7.13. NO1 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1) .....	89
Çizelge 7.14. NO2 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1) .....	90
Çizelge 7.15. NO3 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1) .....	90
Çizelge 7.16. NO4 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1) .....	90



Çizelge 7.17. NO5 numunesi aksel sertlik tarama değerleri (HV1).....	91
Çizelge 7.18. Dairesel kesitli silindirik başlı çekme numunesi ölçüleri .....	91
Çizelge 7.19. NQT numunelerinin çekme deney sonuçları.....	92
Çizelge 7.20. NO numunelerinin çekme deney sonuçları .....	93
Çizelge 7.21. NQT numunelerinin çentik darbe deney sonuçları .....	94
Çizelge 7.22. NO numunelerinin çentik darbe deney sonuçları .....	94
Çizelge 7.23. NQT numunelerinin yorulma deney sonuçları.....	102
Çizelge 7.24. NO numunelerinin yorulma deney sonuçları.....	103

## 1. GİRİŞ

Teknolojinin ilerlemesi, beraberinde çeliklerin kullanım alanlarının daha da yaygın hale getirmektedir. Yaygınlaşan uygulama alanları çeliklerin kullanım yerlerinde farklı karakterlerdeki mekanik özelliklerin elde edilmesi gereksinimini ortaya çıkartmaktadır (ASM, V-4).

Çelik malzemeleri uygulamalarda tercih ederken, çeliğin uygulama şartlarına uygunluğu, yeterli ve verimli olarak kullanılabilmesi, uygulama şartlarında dayanabilmesi ve bunların dışında fiziksel ve kimyasal olarak kendini muhafaza edebilme, ekonomiklik özelliklerinin iyi bilinmesi gerekmektedir.

Düşük alaşımlı orta karbonlu çelikler son yıllarda özellikle otomotiv ve savunma sanayisinde büyük ölçüde kullanım alanı bulunan çelik türüdür. Bunun sebebi ise, düşük alaşımlı çelik malzemeli parçaların uygulama esnasında yüksek mukavemet göstermesinin yanında iyi derecede tokluk özelliği göstermesidir.

SAE/AISI 4140 çeliğinin en önemli özelliği Cr ve Mo alaşım elementlerini ihtiva etmeleridir. Bu çelikler ısıtma işlem uygulamalarında su verme sonrası yüksek oranda martenzit dönüşüm göstermeleridir. Ayrıca Cr ve Mo elementlerini bulundurmalarının yanında orta seviyede C elementine sahip olmaları indüksiyonla yüzey sertleştirme işlemleri gibi uygulamalarda tercih sebebidir.

İslah ısıtma işlemi çeliklere yüksek dayanım, yüksek akma mukavemeti, yüksek süneklik ve ayrıca plastiklik kazandıran bir işlemdir. Önce bir sertleştirme ve arkasından meneviş (genellikle yüksek sıcaklıktaki meneviş) olayları, birbiri peşi sıra uygulandığında ıslah işlemi olarak adlandırılır. İslahta seçilen meneviş sıcaklıkları, sertleştirilmiş duruma nazaran sertlikte önemli ölçüde düşme etkisi yapar. Çeliklerin sertliklerinin artırılması, mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi istenen hallerde ıslah ısıtma işlemi yapılır.

Östemperleme, daha yüksek süneklik, tokluk oluşan sertliğe göre daha yüksek dayanım, termal şoklara karşı direnç, özellikle ince kesitli ve ince kalın kesit içeren Fe-C alaşımlarının distorsiyonunu engelleyen ve yüksek mekanik özellikleri kazandırmak için yapılan bir sertleştirme ısıtma işlemidir. Bu işlem sonucu elde edilen faz beynit fazıdır.

Tüm bu sayılan özellikler SAE/AISI 4140 çeliklerinin kullanım alanlarını gün geçtikçe genişletmekte, yeni uygulama alanlarının oluşmasına ve bu çelik konusunda yeni araştırmaların yapılmasına sebep olmaktadır.

## 2. ÇELİKLER

Çelik, genel anlamda demir karbon alaşımı olarak tanımlanır. Çelik içerisinde karbonun dışında farklı % ağırlıklarda alaşım elementleri ve eser miktarda metalik olmayan elementler bulunabilir. Çeliğe değişik oranlarda alaşım elementleri katılabileceği gibi, değişik ısı işlemler (islah, normalizasyon, yüzey sertleştirme vs.) uygulanarak kullanım amacına göre farklı özellikler kazandırılmaktadır.

Çelik, içerisindeki C ve alaşım elementleri ve bulunma miktarlarına bağlı olarak değişik karakterler sergiler. Örnek verilecek olursa karbon yüzdesi arttıkça sertleşebilirlik ve mekanik özellikler artar. Buna karşılık kaynak uygulaması, dövülebilme ve talaşlı imalat özellikleri azalır.

Çelik, üretim olarak ya demir cevherinden (izabe yöntemiyle) ya da hurdadan geri dönüştürülerek iki şekilde elde edilmektedir. Hurda ve cevher izabesiyle elde edilen çelikler, vakumlama gibi özel işlemlerin uygulanmasıyla asal, soy, arı, temiz diye belirtilen özellikler kazanmaktadır. Özel işlemlerin ardından çeliğin tokluğu dolayısıyla sünekliği yükselmektedir. Çelikte mikro yapı ve tane boyutu da önemlidir. Tane boyutunun küçültülmesi, çelik üretimi esnasında çeliğe katılan tane inceltici elementler ve çelik üretimi sonrası uygulanan termo-mekanik (haddeleme) işlemler ile yapılmaktadır.

Ferrit veya  $\alpha$  demir olarak adlandırılan oda sıcaklığındaki kararlı faz, hacim merkezli kübik (HMK) kristal yapıya sahiptir. Ferrit polimorfik bir dönüşüm göstererek  $910^{\circ}\text{C}$ 'de yüzey merkezli kübik kristal yapıya östenite ( $\gamma$  demir) dönüşür. Östenit  $1400^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar kalıcıdır, bu sıcaklıkta östenit  $\delta$  demir olarak bilinen hacim merkezli kübik (HMK) yapıya dönüşür ve sonunda  $1535^{\circ}\text{C}$ 'de ergir.

### 2.1. Alaşimsız Çelikler (Sade Karbonlu Çelikler)

Alaşimsız çelikler, yapılarında az miktarda mangan, silisyum, oksijen, azot ve kükürt gibi çelik üretim yöntemlerinden gelen elementler bulduran demir karbon alaşımlarıdır. Diğer çelik gruplarıyla kıyaslandığında alaşimsız çelikler ucuz ve daha kolay şekil verilebilmektedir. Mekanik özellikleri, yapılarında bulunan karbon oranına bağlı olarak değişir. Bugün için demir çelik endüstrisinde üretilen çeliklerin büyük bir çoğunluğu alaşimsız çeliklerdir. Sertleşme yetenekleri azdır, kalın kesitli parçalar ise istenilen düzeyde sertleştirilemezler. Korozyona karşı dayanımı azdır.

Yapılarındaki karbon oranlarına göre alaşımsız çelikler üç bölüme ayrılırlar.

- Düşük karbonlu çelikler : %0,05 - 0,3 C içerir.
- Orta karbonlu çelikler : %0,3 - 0,8 C içerir.
- Yüksek karbonlu çelikler : %0,8 - 1,7 C içerir.

Düşük karbonlu çelikler yapısında karbon miktarının düşük olması sebebiyle sertleştirilemezler. Az karbonlu çelikler yüksek yüzey sertlikleri istenildiği durumlarda karbon emdirme işlemi olarak bilinen sementasyon ısıtma işlemi yöntemleri ile yüzeylerin sertleştirilmesi mümkündür. Orta karbonlu çelik grubunun mekanik özellikleri, düşük karbonlu çelik grubuna göre daha üstün özellikler sağlar. Yüksek karbonlu çelikleri sünekliği azdır. Soğuk kesilebilirlikleri ve işlenmeleri güçtür. Yüksek karbonlu çeliklerin talaş kaldırma işlemini kolaylaştırmak için yumuşatma ısıtma işlemi yapılabilir.

## 2.2. Alaşımlı Çelikler

Alaşımlı çelikler, sade karbonlu çeliklere alaşım elementleri katılarak elde edilirler. Alaşımlı çelikler, sade karbonlu çeliklerde olmayan ya da yeteri kadar olmayan özelliklerin kazandırılması amacıyla üretilmektedir. Alaşımlı çeliklere katılan her bir alaşım elementleri ve bu elementlere ait % ağırlık miktarına göre çelikler farklı özellikler kazanmaktadır. Alaşım element ilavesinin çeliklere kattığı özellikleri sıralayacak olursak;

- Kalın kesitli parçalarda derinlemesine sertleştirilme kabiliyetini artırır.
- Alaşımsız sade karbonlu çeliklerin ısıtma işlemi esnasında tüm kesitlerde martenzitik dönüşüm sağlanması için çok hızlı soğutulması gerekmektedir. Bu sonuç, distorsiyon ve çatlama gibi ısıtma işlem hatalarını arttırmaktadır. Alaşımlı çeliklerde ise yağda su verme ortamında bile yüksek oranda martenzitik dönüşüm sağlanabilmektedir.
- Sade karbonlu çeliklerin korozyona karşı göstermiş oldukları direnç düşüktür. Yüksek sıcaklık uygulamalarında kolayca oksitlenir ve yüksek sıcaklık korozyonu meydana gelir. Katılan alaşım elementleri çeliklerde korozyon dayanımı büyük oranda artırılır.
- Alaşımlı çeliklerde, yüksek gerilme ve süneklik değerleri korunurken, temperlemede daha yüksek temperleme sıcaklıklarının kullanılmasına olanak sağlar.
- Alaşımlı çeliklerin aşınma direnci ve yorulma davranışı, bazı alaşım elementlerinin katkısıyla büyük oranda artma gösterir (Ulutan, 2007).

Alaşımlı elikler sade karbonlu çeliklerin mekanik özelliklerinin yetersiz kaldığı uygulamalarda tercih edilen elik grubudur. Bundan dolayı alaşımsız çeliklere nikel, krom, molibden, mangan, silisyum, volfram, vanadyum ve bazen de kobalt, bakır ve kurşun gibi alaşım elementleri katılarak alaşımlı çelikler üretilir (Topbaş, 1998; Ashby ve Jones, 1994; Savaşkan, 1999; Erdoğan, 2000; Glyn, 2001). Alaşımlı eliklerin ihtiva ettiği molibden, mangan, krom ya da nikel elementleri çeliğin sertleşebilirliğini büyük ölçüde arttırmaktadır. Böylece kalın kesitlere sahip olan elik parçaları merkez bölgesine kadar sertleşebilmektedir. Bu sebeple %0.20-0.60C ile birlikte, çeliğe %2-7 oranlarında alaşım elementlerinin katılması yeterlidir.

Düşük alaşımlı çeliklerde, alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazları içinde büyük oranlarda çözünmeleri sebebiyle ilave bir ısıl işlem gerektirmeden iyi derecede çözelti sertleşmesi sağlamaktadırlar. Bu grup çeliklerde, beynit dönüşümü kolaylaşmasından dolayı, kısmen kaynak edilebilme özelliği artar (Ashby ve Jones, 1994; Cheremisinoff, 1996).

Alaşımlı elikler, karbondan başka elementlerin katıldığı, katılan elementlerle birlikte kendine özgü karakteristik özelliklere sahip olan çelikler olarak tanımlanır. Alaşımlı bir çelikte alaşım elementlerinin dağılımı ve oluşturdukları yapılar, çeliğin bileşimine bağlı olarak değişmektedir. Bu katkı elementlerin sayısı ve miktarı arttırıldığında elik içerisinde etkileşimler ve bunun sonucundaki oluşumlar çok karmaşık olabilmektedir.

Alaşımsız çeliğe üçüncü bir element katıldığında, ikili Fe-Fe<sub>3</sub>C faz diyagramında kritik sıcaklıklar, ötektik noktanın konumu ve bazı faz bölgelerinin ( $\alpha$  ve  $\gamma$ ) sınır hatları değişir. Isıtma sırasında Mn ve Ni elementleri Ac<sub>3</sub> sıcaklığını düşürürken, Mo, Al, Si, W ve V bu sıcaklık değerini yükseltici etkiye sahiptir. Ac<sub>3</sub> sıcaklığının düşmesi veya yükselmesi, çeliğin su verme sıcaklığının değişmesine neden olur. Aynı şekilde bu alaşım elemanları Ac<sub>1</sub> sıcaklığını da benzer şekilde etkiler.

eliğe katılan bütün alaşım elementleri Fe-Fe<sub>3</sub>C faz diyagramındaki ötektoid noktanın karbon oranını azaltmaktadır. Ancak yüksek oranlardaki Ni ve Mn elementi katkısı Ac<sub>1</sub> sıcaklığını düşürücü yönde etki yaparak, yavaş soğuma sırasında östenit dönüşümünü önleyebilir. Bu sonuçlardan dolayı, Ni ve Mn elementleri östenit fazını engelleyici veya kararlı hale getiren elementlerdir. Bu elementler sayesinde östenit fazı oda sıcaklığında korunup kararlı duruma getirilebilir.

### 2.2.1. Düşük alaşımlı Krom-Molibden (Cr-Mo) çelikleri

Krom-Molibden katkılı çelikler bileşimlerinde ağırlık olarak %0,38-0,45 C, %0,15-0,25 Mo ve %0,5-1.1 Cr ihtiva ederler. Düşük alaşımlı krom molibdenli çeliklerin içerisindeki alaşım elementlerinin toplamı ağırlıkça %5 den azdır ve çeliğin sembolünde çelikte bulunan elementler ile sembolize edilirler. Alaşıma atılan elementlerin miktarları çeliğin sembolünde verilir. Çeliğin sembolünde katkı elementlerinden sonra gelen sayılar aşağıdaki Çizelge 2.1'de verilen 4, 10, 100 ve 1000 katlara bölünerek katkı elementlerinin miktarları % değer olarak bulunur (Savaşkan, 2009).

Çizelge 2.1. Çeliklerin isimlendirilmesinde elementlerin çarpım katsayıları

Kat sayı	Alaşım elementleri
4	Si, Co, Cr, W, Ni, Mn
10	Al, Cu, Mo, Ta, Ti, V
100	C, P, S, N
1000	B

42CrMo4 çeliği için yukarıdaki çizelgelerden yararlanacak olursak;

$$\begin{array}{llll} 42 & \rightarrow 42/100 & =0.42 & \%0.42 \text{ C miktarını,} \\ 4 & \rightarrow 4/4 & =1 & \%1.00 \text{ Cr miktarını,} \\ 4 & \rightarrow 4/10 & =0.40 & \%0.40 \text{ Mo miktarını verir.} \end{array}$$

Bu çeliklere değişik standartlarda farklı isimlendirmeler yapılmaktadır. Üretim yöntemine, bileşimdeki ilave alaşım elementine, ısıtma şartlarına göre, düşük alaşımlı Cr-Mo'li çelik, ısıtma şartlarına göre düşük alaşımlı çelik veya ısıtma çeliği denir. Bileşimindeki yeterli karbon miktarı ile alaşım elementleri nedeniyle sertleştirmeye elverişli olan ve ısıtma edilmiş (su verme+temperleme) durumda belirli bir çekme dayanımında yüksek tokluk gösteren makine yapım çeliği olarak da adlandırılırlar. (Krauss, 1997; Tayanç ve Toktaş, 2002)

Krom, çeliğe katılan temel alaşım elementlerinden biridir. Kritik soğuma hızını düşürür. Yüksek sertlik ve aşınma direnci sağlayan ve karbür oluşturu bir elementtir. Sertleştirici ve tane inceltici etkileri de vardır. Düşük karbon içerikli çeliklerde %12'in üzerine çıkacak krom elementi katkısı paslanmaya ve asitlere karşı korozyon direnci kazanır. Krom içeriği %17'yi aşan çelikler, ısıya ve yüksek çalışma sıcaklıklarına dayanıklı hale gelir. Kromla birlikte mangan, molibden, vanadyum ve nikel ısı ve aşınma dayanımını daha da arttırmak mümkündür.

Molibden  $\gamma$  ve  $\alpha$ -demirde sınırlı oranda çözünen ve güçlü bir karbür oluşturuçu elementtir. Aşınma dayanımına, sertleşme derinliğine, temper gevrekliğinin önlenmesinde, kesme yeteneğini geliştirmede önemli katkı sağlar.

Cr-Mo'li çelikler (41XX) kaynak kabiliyeti iyi, sünek ve derinliğine sertleşebilen çeliklerdir. Uçak parçalarında, otomobil millerinde ve basınca dayanıklı kaplarda kullanılırlar. Bunlar aşınmaya ve yüksek yorulma direncine sahip, tokluk özellikleri iyi olan çeliklerdir (Topbaş, 1998; Erdoğan, 2000)

### 3. SAE/AISI 4140 ÇELİĞİ VE ÖZELLİKLERİ

AISI/SAE 4140 çeliği, düşük alaşımlı Cr-Mo'li ıslah çeliklerinin en yaygın kullanılanıdır. Orta derecede sertleşebilir, dayanım ve tokluğu ise daha iyidir, fakat çalışma ortamlarındaki performansı normal değerlerdedir. Isıl işlem uygulanarak çekme dayanımları 1650 MPa seviyesine kadar çıkabilir.

Cr-Mo'li çeliklerde östenitten perlitte dönüşümde büyük bir gecikme vardır. AISI 4140 alaşımının mikro yapısı blok ferrit ve kaba perlitli sınırlandıran ferritten oluşmuştur. Yaklaşık 840°C sıcaklıkta östenitlemenin ardından yağda soğutmadan sonra martenzitik bir yapı elde edilir ve 315°C'yi müteakip temperleme ile ince temperlenmiş martenzitik yapı oluşturur (ASM, V-1).

Bu çelikler, bu ısıl işlemlerden sonra kaynak kabiliyeti iyileşir. Soğuk şekillendirme ile %62 oranında şekillendirilebilirler. AISI 4140 çelikleri çubuk, merdane, levha, plaka, mil veya döküm yöntemiyle üretilip şekillendirilebilirler. Yüksek dayanımlı makine parçaları ve elemanlarında kullanılır. Bu çeliklerin AISI B-1112'ye göre işlenebilirlikleri %65'dir.

Çizelge 3.1, 3.2, 3.3, 3.4, 3.5, 3.6' da SAE 4140 çeliğine ait kimyasal kompozisyonlar, ısıl işlem özellikleri, yaklaşık olarak kritik sıcaklıkları, ısıl özellikleri, mekanik özellikler ve elektriksel özellikleri görülmektedir (Anonim, 2017a).

Çizelge 3.1. SAE 4140 çeliğinin kimyasal kompozisyonu

Standart	ASTM A29	EN 10250	JIS G4105
Sembol	4140	42CrMo4 / 1.7225	SCM440
Element			
Karbon (C)	0.38-0.43	0.38-0.45	0.38-0.43
Silisyum (Si)	0.15-0.35	0.40(max)	0.15-0.35
Mangan (Mn)	0.75-1.00	0.60-0.90	0.60-0.85
Fosfor (P)	0.035 (max)	0.035(max)	0.030(max)
Kükürt (S)	0.040 (max)	0.035 (max)	0.030 (max)
Nikel (Ni)	-	-	-
Krom (Cr)	0.80-1.10	0.90-1.20	0.90-1.20
Molibden (Mo)	0.15-0.25	0.15-0.30	0.15-0.30



Çizelge 3.2. SAE 4140 çeliğinin ısıtma özellikleri (Stahlschlüssel, 2014)

	Sıcaklık °C	Soğutma ortamı
Sıcak şekil verme	850 - 1050°C	
Normalizasyon	840 - 880°C	
Yumuşatma tavlama	680 - 720°C	
Sertleştirme	820 - 860°C	Su
	820 - 860°C	Yağ

Çizelge 3.3. SAE 4140 çeliğinin yaklaşık kritik sıcaklıkları

	Mf	Ms	Ar <sub>1</sub>	Ac <sub>1</sub>	Ar <sub>3</sub>	Ac <sub>3</sub>
Sıcaklık (°C)	260	343	680	732	743	804

Çizelge 3.4. SAE 4140 çeliğinin ısıtma özellikleri

Özellikler		Koşullar	
		T(°C)	İşlem
Isısal Genleşme (10 <sup>-6</sup> /°C)	12.3	20-100	Yağda sertleştirilmiş, 600°C'de temperlenmiş
Isısal İletkenlik (W/m-K)	42.7	100	
Özgül Isı (J/kg-K)	473	150-200	

Çizelge 3.5. SAE 4140 çeliğinin mekanik özellikleri

Özellikler		Koşullar	
		T °C	İşlem
Yoğunluk (x1000kg/m <sup>3</sup> )	7.70-8.03	25	
Poisson Oranı	0.27-0.30	25	
Elastisite Modülü (Gpa)	190-210	25	
Çekme Dayanımı (Mpa)	655.0	25	
Akma Dayanımı (Mpa)	417.1		815°C'de tavllanmış
%Uzama	25.7		
%Kesit Daralması	56.9		
Sertlik (HB)	197	25	815°C'de tavllanmış
Darbe Dayanımı (J)	54.5	25	815°C'de tavllanmış

Çizelge 3.6. SAE 4140 çeliğinin elektriksel özelliği

Özellikler		Koşullar	
		Değer	T(°C)
Elektrik Direnci ( $10^{-9} \Omega.m$ )	12.3	222	20

### 3.1. SAE/AISI 4140 Çeliği Uygulama Alanları

Bu çelikler için tipik uygulamalardan; destek plakaları, dolgu blokları, punch tutucular, taban plakaları kelepçeleri, ölçüm cihazları, kalıplar, fikstür takım tutucular, yüksek mukavemetli parçalar, otomobil ve uçak parçalarında, krank mili, aks mili ve kovanı gibi süneklği yüksek parçalar, kalıplar, bükme kalıpları, destek takımları, kalıp tutucuları, dişliler, flanşlar, pens, debriyaj parçaları, şekillendirme rulo, anahtarları ve diğer el aletleri, çeşitli makine bileşenleri içerir. Ayrıca, soğuk çekme mil ve çubukları, makine çelikleri, yaylar, türbin motorları, turbo jeneratörlerin fren halka ve kolları, gemi zincir yapımında, demir yol tekerlekleri ve millerinde, değişik dişli gruplarında ve bir çok uygulamada kullanılmaktadırlar.

Akslar, konveyör parçaları, dişliler, dingil, miller, zincir dişlileri, çitçit, kanat, pompa şaftları, kuron vs gibi. Yüksek mukavemet ve tokluk istenen makine elemanlarında ve yapı elemanlarında sıklıkla SAE/AISI 4140 çelikleri tercih edilmektedir.

## **4. ÇELİKLERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER**

### **4.1. Giriş**

Kullanım şartlarında SAE/AISI 4140 çeliklerin belirli bir sertlik değerine sahip olmaları istenir. Çeliklerin sertleştirilmesi için uygulanan ısıtma işlemi ise su verme ısıtma işlemi olarak bilinir. Genel olarak bir çeliğin su verme ısıtma işlemi ile sertleştirilmesi üç safha içerir. Bunlar; ısıtma, bekleme ve su verme işlemleridir.

#### **4.1.1. Östenit sıcaklığına ısıtma**

Çeliğin östenit faz ( $\gamma$ ) bölgesine ısıtılması işlemidir. Bu işlemle çeliğin bünyesindeki sementitin parçalanarak, karbonun yüzey merkezli kübik (YMK) östenit yapısı içerisinde tamamen çözülmesi işlemidir. Çeliklerde östenitleme sıcaklığı çeliğin ötektoid altı, ötektoid veya ötektoid üstü olmasına göre değişmektedir.

#### **4.1.2. Östenitleme sıcaklığında bekletme**

Çelik yapısının tamamen östenit olması yani sementitin parçalanarak karbonun yapısı içerisinde tamamen çözünmesi için gereken süredir. Bu süre genel olarak 1 inç (25,4mm) kalınlık için 1 saat olarak kabul edilir. Uygulamada çelik üreticisinin vereceği süreye uyulmalıdır.

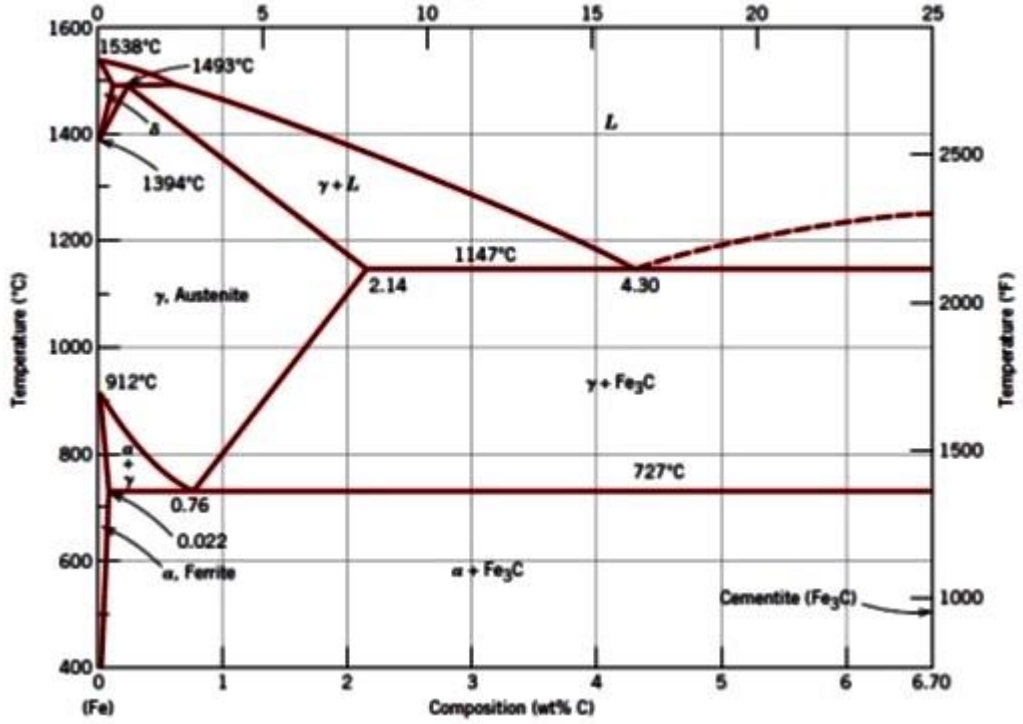
#### **4.1.3. Su verme**

Östenitleme bölgesinde belirli bir süre bekletilerek yapısı tamamen östenitleştirilmiş bir çeliğin soğutulması olayıdır. Su verme sözü her ne kadar çeliğin su içerisine daldırılarak soğutulması gibi bir anlam içeriyorsa da, çeliğin soğutulmasını ifade eden genel bir terimdir. Buna göre çelik östenitleştirme sıcaklığında tutulduktan sonra, su içerisine daldırılarak, yağ banyosu içerisine daldırılarak, havada bırakılarak sertleştirilebilir.

Çelikler ister suda, ister yağda veya havada sertleştirilsin, sertleşmeyi sağlayan mekanizma, östenitleme sıcaklığında beklemeyle oluşan östenit fazının soğuma sonrası hacim merkezli tetragonal (HMT) kristal kafes yapısına sahip martenzite dönüşmesidir. Fe-C diyagramlarında zaman parametresi olmadığı için martenzit Fe-C denge diyagramında olmayan bir fazdır. Ancak çeliğin hızlı soğuması sonucunda oluşan martenzitik dönüşüm TTT (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramı ile gösterilebilir (Şekil 4.2).

## 4.2. Diyagramlar

### 4.2.1. Demir-Karbon denge diagramı



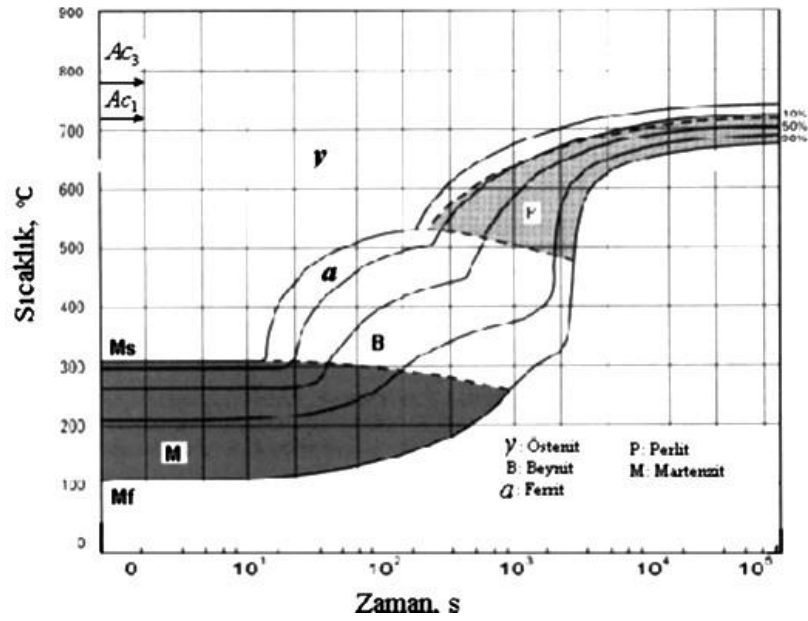
Şekil 4.1. Fe-C denge diyagramı

1. L : Sıvı faz
2.  $\gamma$  : Östenit
3.  $\text{Fe}_3\text{C}$  : Sementit
4.  $\gamma + L$  : Östenit+Sıvı faz
5.  $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$  : Östenit+Sementit
6.  $\alpha$  : Ferrit
7.  $\gamma + \alpha$  : Östenit+Ferrit
8.  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  : Ferrit+Sementit

- Sementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) : Sert ve kırılğan demir-karbür bileşimidir.
- Ferrit ( $\alpha$ ) : Yumuşak ve sünek özelliklere sahip  $\alpha$ -Demir fazıdır.
- Perlit ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ): Mikroskop altında incelemede ferrit ve sementitin tabakalı birleşiminden oluşan yapıdır.
- Ötektik ( $L \leftrightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ ): Bir sıvıdan farklı iki katı oluşumudur. %4,3 C içeren Fe-C alaşımında 1140 °C'de oluşur.
- Ötektoid ( $\gamma \leftrightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ): Bir katı eriyik yapıdan farklı iki katı yapı oluşumudur. %0,8 C içeren çelikler de 723°C oluşur.

#### 4.2.2. TTT (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramı

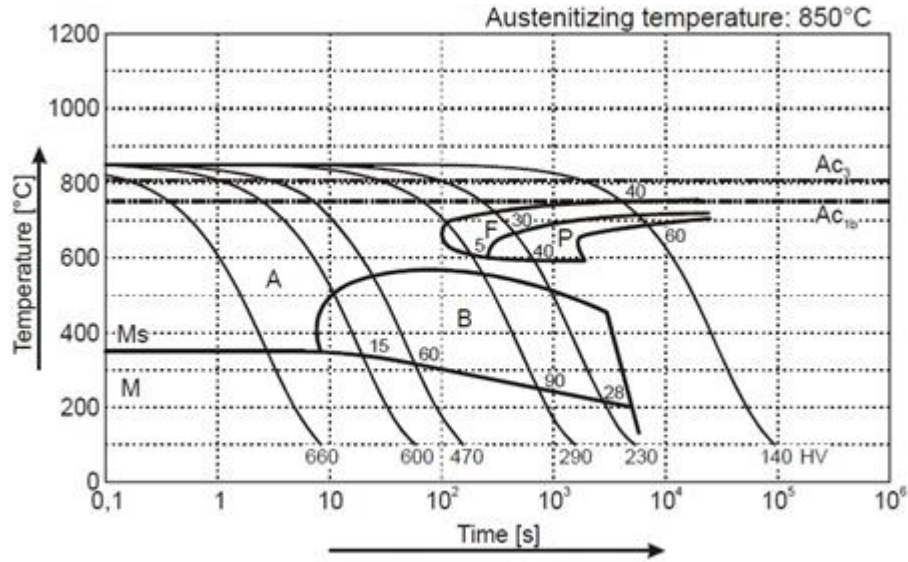
Östenit dönüşümü esnasında görülen ve öncelikle dönüşüm ürününün özelliklerini belirleyen çok yönlü olayların irdelenmesinde zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramlarından faydalanılır. TTT (zaman-sıcaklık-dönüşümü) ve CCT (süreklili-soğuma-dönüşümü) diyagramları olarak bilinen bu diyagramlarla dönüşüm olayları sıcaklık ve zamana bağlı olarak gösterilir. Şekil 4.2'de izotermik dönüşüm için SAE/AISI 4140 çeliğine ait TTT diyagramı görülmektedir (Berns ve Theisen, 2008). TTT diyagramı ile çeliğimiz istediğimiz yapı göz önüne alınarak belirlenen bir sıcaklığa hızla soğutulur ve bu sıcaklıkta bekletilir. İstediğimiz dönüşüm gerçekleşinceye kadar sabit sıcaklıkta bekletilir ve tekrar soğutulur. Çelikte yapının tamamen perlit ya da beynit olması istendiğinde bu diyagramdan faydalanılır. Bu diyagramlar su verme ortamının etkilerinin teorik olarak görülebileceği diyagramlardır (Smith, 1993).



Şekil 4.2. SAE/AISI 4140 çeliğine ait TTT diyagramı

#### 4.2.3. CCT (Süreklili-Soğuma-Dönüşüm) diyagramı

CCT diyagramı ile tercih edilen soğutma hızları sonunda çelikte oluşacak yapılar görülür. Östenit fazı sıcaklığından çok hızlı soğutma (soğutma ortamı olarak su seçildiğinde) ile yapının tamamen martenzite dönüşeceği çok açık bir şekilde görülmektedir. Çok hızlı olmamak kaydı ile örneğin yağda soğutulmuş beynitik bir yapı elde edilebilir. Yine Şekil 4.3'te görüldüğü gibi malzemedeki ferrit ve perlit yapısını oluşturmak için yavaş soğuma gerektiği görülmektedir.



Şekil 4.3. SAE/AISI 4140 çeliğinin sürekli soğuma eğrisi (Dörrenberg, 2013)

### 4.3. Tavlama

#### 4.3.1. Homojenleştirme tavlama

Difüzyon tavlama olarak da bilinen homojenleştirme tavlamaında amaç döküm sonrası tane içerisinde nispeten hızlı soğumanın sebep olduğu kimyasal bileşim farklılıklarını ortadan kaldırmaktır. Kimyasal bileşimdeki farklılık durumu malzemelerin uygulama yerindeki mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkiler. Bu durumun ortadan kaldırılması ve yapının homojen hale getirilmesi için malzemeyi erime sıcaklığının altındaki yüksek sıcaklıklarda uzun süre tavlama ve böylece difüzyon mekanizmasıyla kimyasal bileşimi homojen hale getirme işlemi uygulanır. Ayrıca bu tavlama katılaşma sırasında tane boyutu ve şekil farklılıklarını difüzyon (yayınma) yoluyla gidermek için de yapılan tavlama işlemidir.

Homojenleştirme tavlamaının ilk kademesi ısıtma işlemidir. Çelik döküm parçalar üzerinde soğuma sonucu iç-dış yüzey sıcaklık farkları ve yapısal dönüşüm heterojenliği nedeniyle kalıntı gerilmeler mevcuttur. Bunun sonucu gevrek karakter sergilerler. Bu sebepten dolayı termal şokların önüne geçebilmek amacıyla ısıtma işlemi birden fazla kademeli uygulanmalıdır. Çelik parçalar sıcaklık değeri olarak 1050°C ile 1300°C arası değerlere ısıtılırlar. Bu sıcaklık aralığında bekleme süreleri parça durumu, kesit kalınlığı ve çelik türüne bağlı olarak değişmektedir. Ancak uygulamada bu süre 3 ile 40 saat arasındadır.

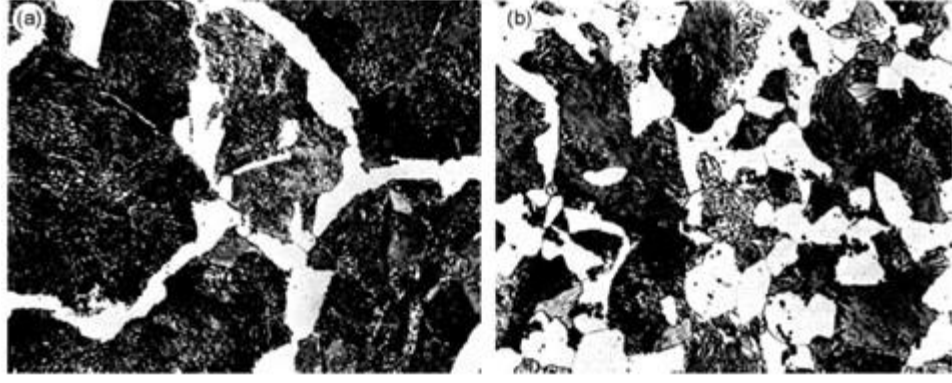
Dönüşümde etkili olan esas difüzyon ve östenit bölgesinde tane büyümesidir. Bu nedenlerden dolayı, sıcaklık artışı ile süre kısalmaktadır. Süre ile ilgili en önemli etken kimyasal element heterojenliğinin varlığıdır. Heterojenlik çok az miktarda ise süre 3-5 saat bekleme aralığı yeterli olacaktır. Kimyasal element heterojenliği var ise değerdeki artış ve alaşım elementi difüzyon hızına bağlı olacak şekilde 6 saatten 40 saate kadar çıkabilmektedir. Uzun süreli bir işlem olması sebebiyle yüzeyden karbon azalması (dekarbürizasyon) dikkate alınmalıdır. Soğutma işleminin 850°C sıcaklığına kadar fırında yapılması iri taneli yapı dolayısıyla uygun olacaktır. Eğer kimyasal element olarak heterojenlik söz konusu değilse bu sıcaklıktan sonra havada soğutulması daha ince taneli yapı oluşturması sebebiyle faydalıdır. Ancak kimyasal element olarak heterojenlik var ise tamamen fırında soğutmada da iyi sonuçlar alınmaktadır.

#### **4.3.2. İri tane tavlaması**

Çelik malzemelerin, istenilen yapısal, fiziksel ve mekanik özellikleri elde etmek, işlenebilmeyi ve soğuk şekillendirmeyi kolaylaştırmak, çelik malzemelerin imal usullerinden olan dövme ve döküm gibi uygulamalar sonucu oluşan gerilimleri gidermek amacıyla ötektoid altı çelikler için  $Ac_3$ , ötektoid üstü çelikler için  $Ac_1$  çizgilerinin üzerindeki sıcaklıklara kadar kadar ısıtılıp iç yapıyı östenit fazına dönüştürdükten sonra fırın içerisinde tutularak çok yavaş soğutma işlemi işlemidir. Tam yumuşatma tavlaması olarak da bilinen bu işlem kaba tane boyutunu küçültme ve bazı çelik türlerinin elektrik ve manyetik özelliklerini iyileştirmek amacıyla da uygulanır.

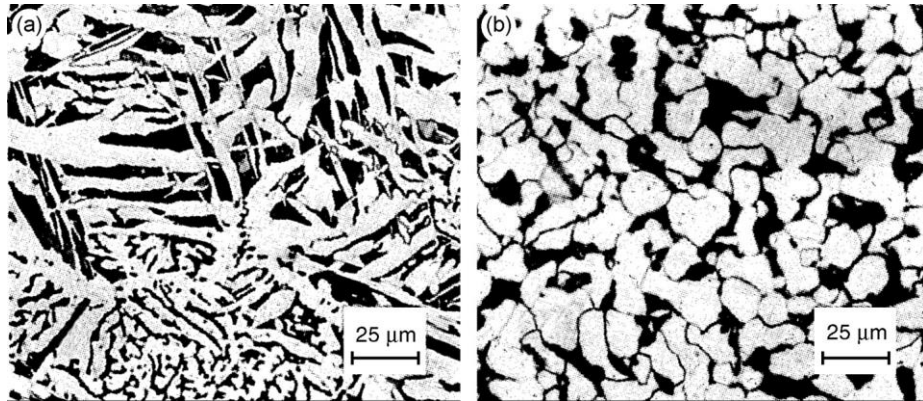
#### **4.3.3. Normalizasyon (Normalleştirme) tavlaması**

Normalizasyon tavlaması normalleştirme tavı olarak da bilinir. Normalleştirme esas olarak karbon ve düşük alaşım çeliklerine uygulanır. Normalizasyon tavı, çelik malzeleri östenit sıcaklığına ısıtmak, belirli bir süre bekleme sonrasında havaya alınıp havada soğutulması işlemidir. Şekil 4.4'de %0.50 C ihtiva eden bir çeliğin hadde ve dövme operasyonlarında elde edilen kaba tane yapısı ve bu yapıların normalizasyon tavı uygulanması sonucu tane yapısının küçülmüş halini görmekteyiz (Thelning, 2013).



Şekil 4.4. Tane boyutuna normalizasyon tavinin etkisi a.haddelenmiş/dövülmüş yapısı (ASTM3) b.normalizasyon mikroyapısı (ASTM6) x500 büyütme (Thelning, 2013)

Tane inceltici etkisinin sonucunda başta tokluk olmak üzere çelik malzemenin mekanik özellikleri iyileşir. Döküm, dövme veya haddeleme gibi ön işlem etkilerinden kaynaklanan mevcut homojen olmayan yapıyı talaşlı-talaşsız işlenebilirlik için iyileştirmek veya bazı ürünlerde gerekli son mekanik özellikleri karşılaması için uygulanır. Asıl amaçlarından biri de şekillendirme sonrası çeliğin yapısını düzelterek normalizasyon tavlaması sonrasında yapılan sertleştirme ısıl işleminde sertleştirilebilirliği iyileştirmektir. Bazı uygulamalarda normalizasyon tavi son ısıl işlem olarak da uygulanmaktadır.



Şekil 4.5. Dökme çelik mikroyapısı (a)Normalizasyon öncesi (b)Normalizasyon sonrası (Eckstein, 1987)

#### 4.3.4. Küreselleştirme tavlaması

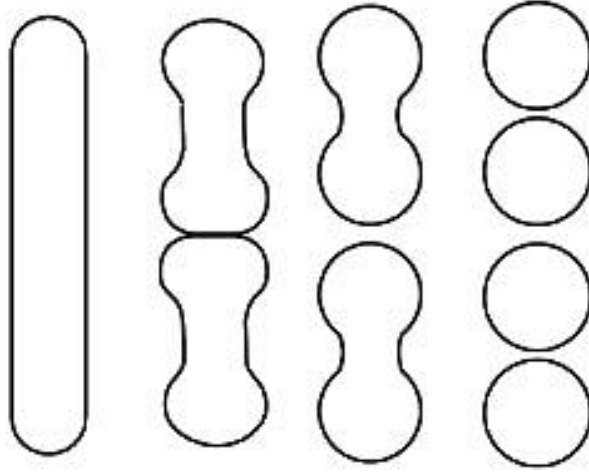
Küreselleştirme işlemi daha çok yüksek karbonlu çeliklere uygulanmaktadır. Düşük karbonlu çelik gurubu nadiren küreselleştirme tavi uygulanmaktadır. Çünkü düşük karbonlu çelikler küreselleştirme tavına tabi tutulduktan sonra aşırı derecede yumuşarlar ve bu olay sonucunda talaşlı imalatta istenmeyen sonuçlar ortaya çıkarır.



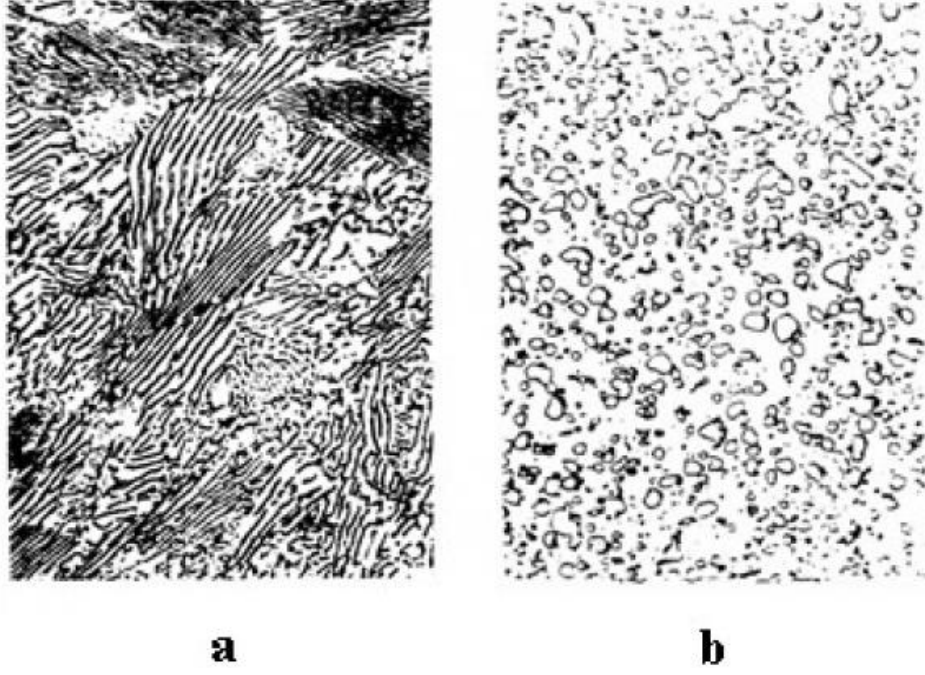
Soğuk şekillendirme işlemi orta karbonlu çelik malzemeli makine parçalarında sıkça kullanılır. Orta karbonlu çelikler genellikle soğuk şekillendirme işlemi uygulanmadan önce şekillendirmeyi kolaylaştırma amacıyla küreselleştirme tavrına tabii tutulurlar. Bu işlemde malzemenin sünekliği en faktörlerden biridir. Küreselleştirme soğuk şekillendirme için gerekli olan sünelik ihtiyacını sağlar (O'Brein ve Hosford, 2002; Sarruf, 2000). Küreselleştirme tavlaması öncesinde çelik yapısında ferrit ve perlit fazları bulunmaktadır. Küreselleştirme tavlaması sonucunda ferritik yapı içine dağıtılmış küre biçimindeki karbürlerden (sementit) oluşan iç yapı elde edilmektedir (Bargel ve Schulze, 1987; Thelning, 1984).

Küreselleştirme tavlama aşağıdaki yöntemlerden biri ile gerçekleştirilir;

- Çelik malzeme  $A_{c1}$  çizgisinin hemen altındaki bir sıcaklığa (yaklaşık  $700^{\circ}\text{C}$ ) uzun süre (15-25 saat) tavllanır.
- Çelik malzeme, düşük kritik sıcaklık çizgisinin ( $A_{c1}$ ) hemen altında ve üstündeki sıcaklıklar arasında ısıtılıp soğutulur, yani salınlı olarak tavllanır.
- Malzeme  $A_{c1}$  kritik sıcaklık çizgisinin üzerindeki bir sıcaklıkta tavlandıktan sonra ya fırında çok yavaş soğutulur, ya da  $A_{c1}$  çizgisinin hemen altındaki bir sıcaklıkta uzunca bir süre tutulur.



Şekil 4.6. Küreselleştirme tavlaması sırasında seimentit lamellerinin küresel forma dönüşme süreci



Şekil 4.7. Ötektoid bileşimdeki çeliğin perlitik yapısı (a), ve küreselleştirme tavlama sonrası yapısı (b)

#### 4.3.5. Gerilim giderme tavlama

Gerilim giderme tavlama; şekil verme, döküm veya kaynak gibi işlemler sonucunda malzemelerde meydana gelen iç gerilmeleri azaltmak, plastik deformasyonun, üniform olmayan soğutmanın, faz dönüşümlerinin sebep olduğu gerilmeleri gidermek amacıyla çelik malzemelere uygulanır. Bu tür uygulamalar sonucu çelik parçalara gerilim giderme işlemi uygulanmaz ise sonraki aşamalarda uygulanan ısıtma işlemler sonucunda gereğinden fazla çarpılma, kullanım yerlerinde istenilen mekanik özellikleri sağlayamama gibi problemlerle karşılaşılabilir.

Gerilim giderme işlemi metalik malzemelerin dönüşüm sıcaklıklarının altındaki uygun sıcaklığa kadar ısıtıp bu sıcaklıkta uygun bir süre bekletildikten sonra yavaş soğutma işlemidir. Çelik malzemeler genellikle 540-640°C arasındaki sıcaklıklarda gerilim giderme tavlama tabii tutulurlar. Ancak bu sıcaklık çelik türü ve ön işlem türüne göre daha düşük sıcaklıklarda da yapılabilmektedir. Ayrıca ön işlemler sonucunda gerilim yüklenen parçanın zaman kaybetmeden gerilim giderme tavlama tabii tutulmasında fayda vardır. Çünkü ön işlemde geçen malzemeler üzerlerindeki gerilim ne kadar çabuk giderilirse o kadar faydalı olmaktadır. Gerilim giderme işlemi nispeten düşük sıcaklıklarda yapılması sebebiyle, malzeme yapısında veya mekanik özelliklerinde belirgin bir değişikliğe yol açmaz.

#### **4.3.6. Yeniden kristalleştirme (Rekristalizasyon) tavlaması**

Rekristalizasyon tavlaması olarak bilinen yeniden kristalleştirme tavlaması, plastik şekil değiştirme sonucu kristal ve tane yapısı bozulmuş, iç gerilmeler oluşmuş bir metal malzemede, yeni tanelerin oluşmasını ve bu arada gerilme giderilmesini de sağlayan ısıtma işlemidir. Bu şekilde parça hem, şekil değişimi öncesi özelliklerini kazanırken, hem de ince taneli bir yapı elde edilir. Tavlama sonrasında oluşan tane boyutu, malzemeye uygulanan soğuk şekil değiştirme oranına bağlıdır. Soğuk şekil değiştirme oranı fazla ise ince taneli iç yapı oluşur. Tane büyüklüğünü, tavlama sıcaklığı da etkiler, yeniden kristalleştirme sıcaklığı yüksek tutulursa kaba taneler oluşur.

Soğuk şekil verdikten sonraki iç yapının iç gerilmeleri yüksek, taneleri uzamış, heterojen ve dislokasyon yoğunluğu yüksektir. Yeniden kristalleştirme tavlaması sonucunda iç gerilmeler azalmış taneler küçük ve eş eksenli, yapı homojen ve dislokasyon yoğunluğu azalmış hale gelir.

#### **4.4. İslah ısıtma işlemi**

İslah ısıtma işlemi çeliklere yüksek dayanım, yüksek akma mukavemeti, yüksek süneklik ve ayrıca plastiklik kazandıran bir işlemidir. Önce bir sertleştirme ve arkasından meneviş (genellikle yüksek sıcaklıktaki meneviş) olayları, birbiri peşi sıra uygulandığında ıslah işlemi olarak adlandırılır. İslahta seçilen meneviş sıcaklıkları, sertleştirilmiş duruma nazaran sertlikte önemli ölçüde düşme etkisi yapar. Çeliklerin sertliklerinin artırılması, mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi istenen hallerde ıslah ısıtma işlemi yapılır. Örneğin SAE/AISI 4140 çeliğini ele alacak olursak 40 HRC yüzey sertliğinin istenildiği durumlarda muhakkak ıslah işlemi yapılmalıdır. Çünkü bu çeliklerin ham sertlikleri 300 HB sertliğin altındadır ki bu sertliğe karşılık gelen mekanik özellikler uygulama ortamında talepleri karşılamayabilir. Böyle durumlarda östenitleme sonrasında sertleştirilen SAE/AISI 4140 çeliği seçilen östenitleme sıcaklığı, soğutma ortamı, soğutma ortam sıcaklığı, soğutma hızına bağlı olarak değişir. Yağda soğutma sonrasında, sertlik ortalama olarak 50 HRC'nin üzerinde bir yüzey sertliğine sahip olacağı için, 40 HRC istenilen sertlik değerinin sağlanması için menevişleme işleminin yapılması zorunlu hale gelmektedir. Meneviş öncesi martenzit yapısı menevişlemeden sonra temperlenmiş martenzit yapısı haline gelir. Malzeme kopmaya ve uzamaya karşı dayanıklı hale gelir. İslah, sertleştirme ve meneviş işlemlerinin arka arkaya uygulanmasıyla oluşan iki farklı ısıtma tesirinin olduğu ısıtma işlemi türüdür. Uygun ıslah işlemi yapabilmek için sertleştirme sıcaklığının doğru seçilmesi gerektiğinden, çeliğin karbon miktarı, sertleşebilirliği ve alaşım durumu iyi bilinmelidir.

Islah ısıll işlem uygulaması öncesinde çelik malzemelere sertleştirme öncesi gerilim giderme veya normalizasyon yapılması yararlıdır. Sertleştirme sonrasında yüksek sertliğe sahip olan malzemeler üzerlerinde yüksek gerilmeler mevcuttur. Parçaların su verme sonunda uzun süre beklemeleri sonucunda çatlaklar meydana gelebilmektedir. Bunun önüne geçebilmek amacıyla menevişleme işlemi, su verme işleminin hemen arkasından yapılmalıdır. Islah çelikleri TS 2525 ve EN 10083'de standartlaştırılmıştır.

#### 4.5. Su Verme Sertleşmesi

##### 4.5.1. Martenzit

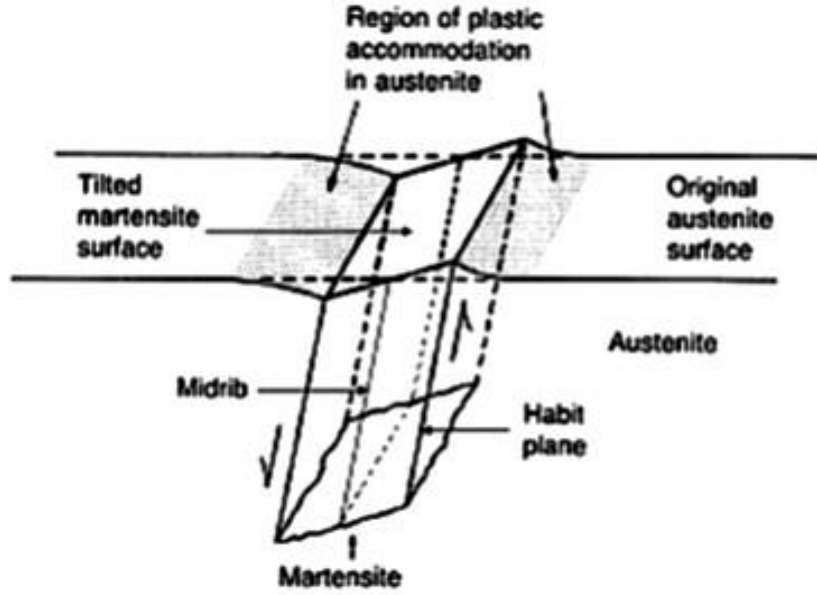
Çelikler östenitleştirme işleminin ardından su verilerek elde edilen martenzit mikroyapısı sebebiyle sertleşirler. Martenzitin difüzyonsuz dönüşümü en çok çelik üretimi ve östenitin dönüşüm hızıyla ilişkilidir. Martenzit oluşumu çeliğin karbon içeriği, östenit tane boyutu ve alaşım içeriğinden oldukça etkilenir. Bu üç unsur da çeliğin sertleşebilirliği ile doğrudan ilgilidir.



Şekil 4.8. Tipik bir martenzitik yapının görünümü (Callister, 1997)

Östenitten difüzyonsuz dönüşümü ve martenzitin yüksek mukavemeti, martenzit kafesindeki sıkışmış karbon atomlarıyla ilgilidir. Difüzyonun oluşması için zaman olmadığından, oluşturulan martenzit içindeki alaşım elementlerinin kimyasal bileşimi ve dağılımı, dönüştürülmüş östenit ile belirlenir.

Östenit fazındaki maksimum karbon içeriği yaklaşık %2'dir. %2 C içeriği de martenzitteki maksimum karbon içeriğidir çünkü martenzit sadece östenit dönüşüm ile oluşturulabilir. Östenit, yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahiptir. Östenit kafes yapısı (YMK), su verme işleminden sonra kafes aralarına sıkışmış olan C elementi atomlarının bulunduğu hacim merkezli tetragonal (HMT) kafes yapısını oluşturur. Kayma mekanizması kafes yapısını etkiler ve yüzeyin eğilmesine neden olur, bu da Şekil 4.9'da gösterildiği gibi eğilmiş yüzeyin yakın çevresinde plastik olarak deforme olmuş bölgeler oluşturur (Krauss, 2005; ASM, V-4).



Şekil 4.9. Martenzit mekanizmasının şematik resmi

Martenzit fazı ana matris içinde (östenit fazı içerisinde) düzlemsel farklılıklar meydana getirir. Düzlemsel farklılıkların meydana geldiği martenzit mekanizması Şekil 4.9'da görülmektedir. Burada makroskobik boyutta habit düzlemi bir invariant (değişmez) düzlemdir veya alternatif olarak bir sıfır-distorsiyon ve sıfır-dönme düzlemidir. Martenzit oluşumun başladığı yer midrib olarak adlandırılır. Midrib martenzitik fazın karakteristik bir özelliğidir ve mikroskop altındaki incelemede orta kısım (midrib), martenzitik fazını ikiye bölen bir çizgi olarak görülebilir.

Östenitin martenzite dönüşümü için; minimum C içeriği ve yeterince yüksek soğutma hızı (kritik soğuma hızından daha yüksek) gereklidir. Çeliğin sahip olduğu daha yüksek karbon içeriği, daha sert martenzit oluşumunu sağlar. Soğutma hızı martenzitin sertliğini etkilemez, ancak östenitin martenzite dönüşebilmesi için yeterince yüksek olmalıdır.

Su verme işlemi çeliğin kritik soğuma hızından daha yüksek hızda soğutulmasını sağlar ve farklı ortamlarda gerçekleştirilebilir. Bunlar; su, tuzlu su, yağ, polimer katkı ya da bazı durumlarda hava olabilir. Genel olarak su verme ortamı alaşımsız çelikler için su, düşük alaşımlı çelikler için yağ ve yüksek alaşımlı çeliklerde havadır. Su verme işlemi kritik soğuma hızından daha yavaş olursa martenzit oluşumu gerçekleşmez, ferrit ve sementit karışımı içeren yapılar oluşur.

#### **4.5.2. Martenzit dönüşümü ve özellikleri**

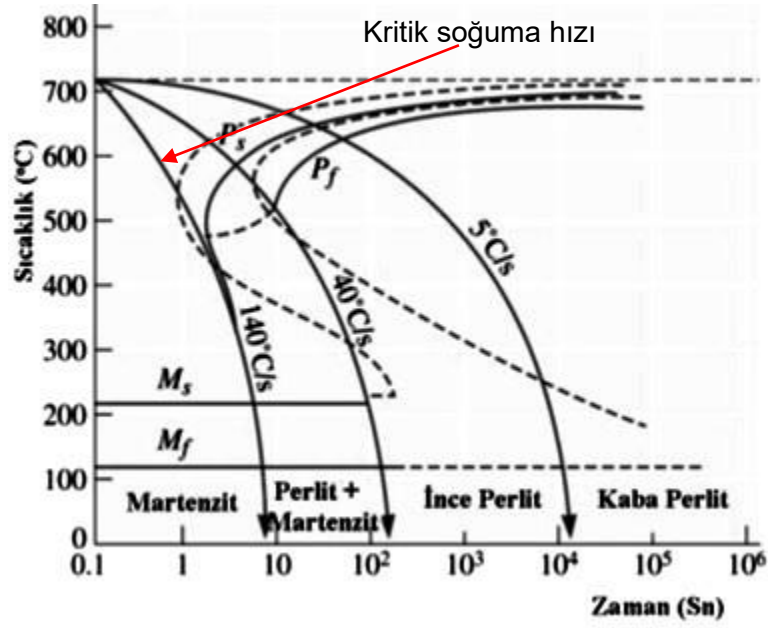
Kararlı fazların oluşması için gereken yayınmanın olmaması durumlarında dönüşüm kararsız olarak gerçekleşir. Bu değişim yayınmasız olmasından dolayı zamandan bağımsızdır ve iki yatay çizgi şeklinde gösterilir. Soğumanın kritik soğutma hızın üzerinde olması durumunda östenit fazı, martenzit fazına dönüşür.

Martenzit, çeliğin mikroyapısında karbür ve nitrürlerden sonra en sert dokudur. Martenzit dokusu aşırı doymuş bir katı çözeltili olduğundan sertliği, içinde bulundurduğu karbon oranına bağlıdır. Karbon içeriği arttıkça martenzitin sertliği de artar (Flinn ve Trojan, 1986).

#### **4.5.3. Kritik soğuma hızı**

Yayınmalı veya yayınmasız dönüşüm olacağını belirleyen parametre soğuma hızıdır. Soğumanın kritik bir hızın üzerinde olması durumunda östenit martenzite dönüşür. Daha yavaş soğuma hızlarında yayınma gerçekleşir ve soğuma hızına bağla olarak yayınma perlit veya beynit oluşabilir.

Sertleştirme işleminin temel amacı, tamamen martenzitik bir yapı elde etmektir. Bunun için de malzemenin tavlama işleminden sonra, kritik soğuma hızı adı verilen bir değerden daha yüksek hızlarda soğutulması gerekir. Kritik soğuma hızı ise tamamen martenzitik bir yapı elde etmek için gerekli en düşük soğuma hızıdır. Çelik için önemli bir kriter olan kritik soğuma hızı, kimyasal bileşim ve östenitin tane büyüklüğüne bağlıdır. Şekil 4.10'da verilmiş olan grafiğe göre soğutma hızı yaklaşık  $140^{\circ}\text{C/s}$  seçildiğinde TTT diyagramının burun dönüşüm bölgesine teğet geçen bir soğutma seçilmiştir. Bu TTT diyagramına göre martenzitik dönüşüm için gerekli en düşük soğuma hızı (kritik soğuma hızı)  $140^{\circ}\text{C/s}$ 'dir. Buradan da anlaşılacağı üzere, burun sıcaklığına girmeden soğutma hızının minimum  $140^{\circ}\text{C/s}$  seçilmesi durumunda martenzitik dönüşüm sağlanabilir. Kritik soğuma hızından ( $140^{\circ}\text{C/s}$ ) daha düşük soğutma hızlarında difüzyon mekanizması hakim olduğundan martenzitik dönüşüm gerçekleşmeyecektir.

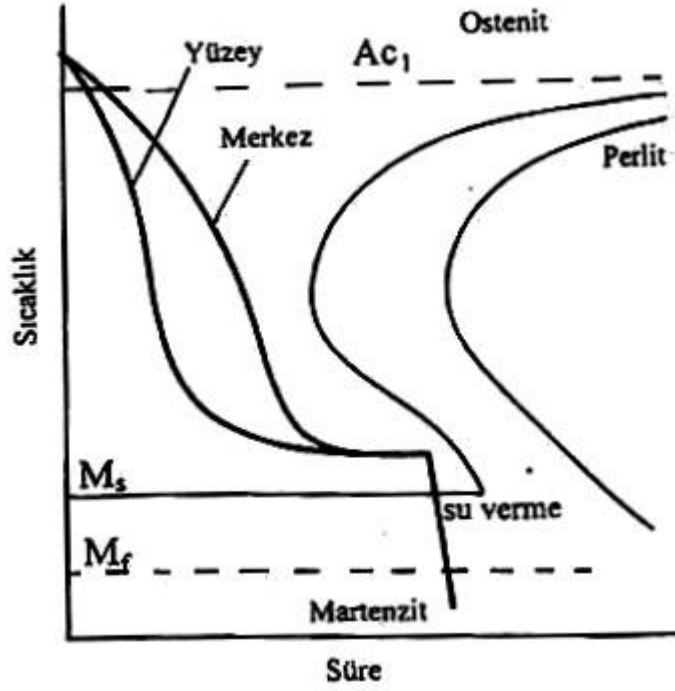


Şekil 4.10. Soğutma hızı-oluşturulan faz ilişkisi

#### 4.6. Kesikli Su Verme Yöntemleri

##### 4.6.1. Martemperleme

Kesikli su verme yöntemlerinden olan martemperleme işleminde, parça çeliğin kritik soğuma hızından daha yüksek bir hızla  $M_s$  sıcaklığının biraz üzerindeki bir sıcaklığa (200-350°C) soğutulur ve daha yumuşak olan beynit oluşmayacak kadar bir süre beklendikten sonra parça havada ya da yağda soğutulur. Martemperlemenin amacı, sertleştirme ısıl işlemi sırasında oluşabilecek çatlama ve distorsiyonu elimine etmektir. Ancak sertleştirme sırasındaki faz dönüşümlerinden kaynaklanan kaçınılmaz hacim değişimlerini engelleyemez. Özellikle yağda ve havada sertleşebilen çeliklere uygulanır. Bunun yanında ince kesitlerde başarılı uygulama yapılabilir. Martemperleme bir sertleştirme işlemidir, temperleme değildir ve işlem sonrası temperleme yapılmalıdır. Şekil 4.11'de martemperleme ısıl işleminde soğuma esnasındaki parça yüzeyi ve merkez bölgesi sıcaklık farklılığını ve şematik olarak martemperleme ısıl işlemi görülmektedir.



Şekil 4.11. Martemperleme ısıl işleminin şematik gösterimi

#### 4.6.2. Östemperleme

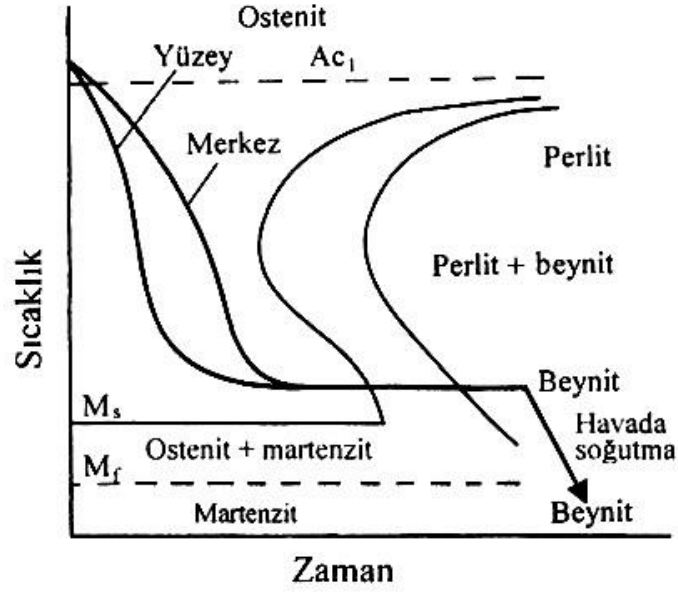
Östemperleme, beynit adı verilen metalurjik bir yapı oluşturan, orta karbonludan yüksek karbonluya kadar değişen demir alaşımlarına uygulanan bir ısıl işlemdir. Dayanım ve tokluğu artırmak, çarpılmaları azaltmak için kullanılır. Östenit fazına ısıtan parçalar, sonrasında martenzit başlangıç sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa yeterince hızlı bir şekilde soğutulur ve istenilen beynit yapısı elde edilene kadar bu sıcaklıkta yeterli sürede tutulur. Daha sonra beynitik dönüşüm sağlandıktan sonra havada soğumaya bırakılır.

Östemperleme, daha yüksek süneklik, tokluk oluşan sertliğe göre daha yüksek dayanım, termal şoklara karşı direnç, özellikle ince kesitli ve ince kalın kesit içeren Fe-C alaşımlarının distorsiyonunu engelleyen ve yüksek mekanik özellikleri kazandırmak için yapılan bir sertleştirme ısıl işlemidir. Bunların yanında Östemperleme çatlak oluşumuna duyarlı karmaşık şekilli parçaların toklaştırılmasında önem kazanan bir ısıl işlemdir. Östemperleme özellikle, çok yüksek tokluk isteyen ince kesitli karbonlu çelik parçalara da uygulanır. Sertlik değerlerinin 52 HRC sertliğine kadar çıkabildiği bu ısıl işlem genellikle orta ve yüksek karbon içeren SAE 1045-1095, 4130, 4140, 4340, 5160, 6150 gibi demir esaslı alaşımlara ve östemperleme sonrası Austempered Ductile Iron (ADI) olarak adlandırılan küresel dökme demirlere uygulanır.



#### 4.6.2.1. Östempereleme prosesi

Östempereleme de çelikler ilk olarak östenitleme sıcaklığına ısıtılırlar. Parça kalınlığına göre hesaplanan bekleme süresi boyunca parçanın tamamen östenit fazına dönüşmesi için beklenir. Genellikle östenitleme sıcaklığı olarak çelik parçalar 790°-915° (1450-1675°F) sıcaklık aralıklarına ısıtılırlar. Daha sonra 260°-370°C (500-700°F) arasına ısıtılmış olan erimiş tuz banyolarına daldırılarak östenitin tamamının izotermik olarak beynite dönüşmesi tamamlanincaya kadar bekletilir. Beynit dönüşümü tamamlana kadar gereken süre bu sıcaklıkta beklenir. Daha sonra banyodan alınan parçalar bu sıcaklıktan oda sıcaklığına soğuması için durgun havaya bırakılmaktadır.



Şekil 4.12. Östempereleme ısıl işleminin şematik gösterimi

#### 4.6.2.2. Beynit dönüşümü ve beynit

Östenit, soğuma oranına ve alaşım bileşimine bağlı olarak farklı fazlara ve yapılara dönüşebilir. Martenzit oluşumu, daha önce bahsedildiği gibi, hızlı soğutma veya difüzyonsuz dönüşüme ilişkilidir. Martenzit sert ve gevrek bir fazdır, ancak azalan kalıcı gerilimler ve yer değiştirme yoğunluğunda azalma nedeniyle yüksek tokluğa sahip olacak şekilde temperlenebilir.

Daha yavaş soğutma oranları, nispeten yüksek sıcaklıklarda oluşan ferritin ve sementitin tabakalı bir yapısı olan perlit dönüşümüne neden olur. Ferit ve sementit, kenar büyümesi olarak adlandırılan perlit oluşturmak üzere yan yana büyür ve tabakalı bir yapı haline gelir. Perlit yumuşak ve sünek bir yapıdadır ve yüksek basınç uygulamalarında arzu edilmez. Bununla birlikte, daha düşük sıcaklıklarda, ferrit ve sementit oluşumunun arkasındaki mekanizmalar farklıdır ve tabakalı olmayan bir yapıya neden olur. Karbonun difüzyonu, düşük sıcaklıklarda yavaşlar ve beynit adı verilen ince ve karmaşık bir yapıya neden olur.

Martenzitik dönüşümün başlama noktasının ( $M_s$ 'nin) hemen üstündeki su verme sıcaklıklarında ince perlitte tamamen farklı bir mikroyapı oluşur; bu mikroyapıya beynit adı verilir. Beynit, genellikle metalografide birbirine son derece yakın olarak büyüyen ve bir tüpe benzer bir görünüme sahip çok ince plaka grubu olarak gösterilir.

Beynit mikroyapısı Davenport ve Bain tarafından 1930 da bulunmuş ve E.C. Bain'i onurlandırmak için beynit olarak adlandırılmıştır. Benzer yapılar ayrıca belirli demir dışı alaşım mikro yapılarında da gözlenmiştir. Bu tip bir mikroyapı oluşumuna genelde beynitik dönüşüm adı verilir. Beynitik dönüşüm özellikle karmaşık bir reaksiyondur, çünkü hem martenzitik reaksiyonların ve hem de difüzyon kontrollü çekirdeklenme ve büyüme reaksiyonlarının ortak özelliklerini içerir.

Beynit, ferrit ve demir karbürden oluşan iki fazlı bir mikroyapıya sahiptir. Su verme sıcaklığı ve kompozisyona bağlı olarak beynitin morfolojisinde ve karbürün tipinde ( $Fe_3C$  veya  $\epsilon$  karbürü,  $\sim Fe_{2.4}C$ ) bir değişim görülür.

Morfolojide oldukça belirgin bir değişim, yüksek ve düşük su verme sıcaklıkları arasında oluşur. Bu iki morfoloji üst beynit (yüksek su verme sıcaklığı) veya alt beynit (düşük su verme sıcaklığı) olarak isimlendirilir. Yüksek büyütmelerde incelendiğinde ferrit (iğnesel şekilli) matris içerisinde düzenli olarak yönelmiş karbür plakalarından oluşmaktadır. Dönüşüm sıcaklığı düştükçe ferrit iğneleri incelik ve karbür plakaları daha küçük ve sıkı dizilir.

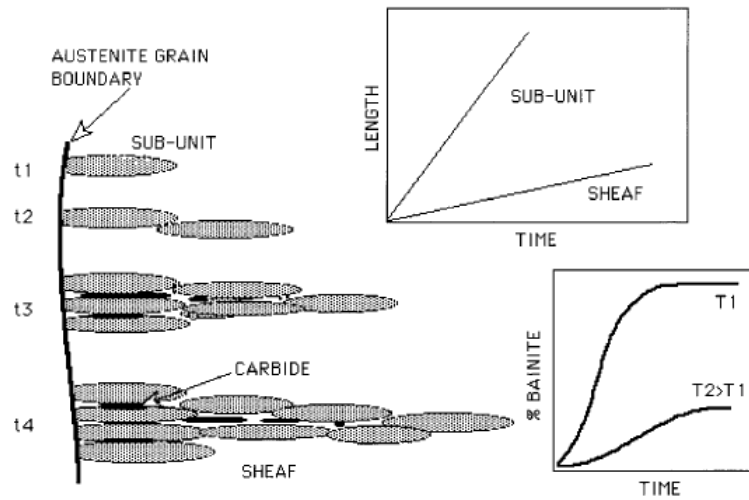
Beynit'in büyümesi ve arkasındaki mekanizmalar uzun zamandır tartışma konusu olmuştur. Genellikle iki temel teori tartışılmaktadır. Bunlar, difüzyonsuz ve difüzyonlu büyüme teorileridir (Kolmskog, 2013).

#### 4.6.2.2.1. Difüzyonsuz büyüme

Atomlar, yerinden hareket olarak adlandırılan kayma türü bir harekette aynı anda hareket etmektedir (Yang ve Fang, 2005). Difüzyonsuz büyüme teorisi beynit dönüşümünü martenzit dönüşümüne benzer bir şekilde ferrit küçük alt birimlerden oluşmanın bir sonucu olduğunu düşündürmektedir. Ferritin çevresindeki östenit karbon içeriğindeki bir artışa ve sonunda da sementit oluşmasına neden olacaktır. Sementit oluştuğunda, ferritin çekirdeklenmesi için yeni alanlar ortaya çıkacaktır (Kolmskog, 2013). Ayrıca çalışmalar, beynit oluşumu sırasında yer alan atomlarının yeniden dağıtılmasının gerçekleşmediğini göstermiştir. Bu nedenle yer alan atom difüzyonuna bağlı büyüme mekanizmalarını reddetmek mümkündür (Bhadeshia, 2001a).

Östenitin beynite ayrışması aşağıdaki adımlara bölünmüştür:

- 1-Plakaların çekirdeklenmesi-Östenit tane sınırında beynitik ferrit plakalarının alt birimleri
- 2-Bir sonraki çekirdeklenmiş altbirim, önceden oluşturulmuş altbirimin ucunda çekirdeklenir.
- 3-Bir takım alt birimler sonunda bir çita oluştururlar (Bhadeshia, 1999).
- 4-Ferrit-östenit fazlar arasında veya ferrit plakasının içinde karbür oluşumu gerçekleşir.



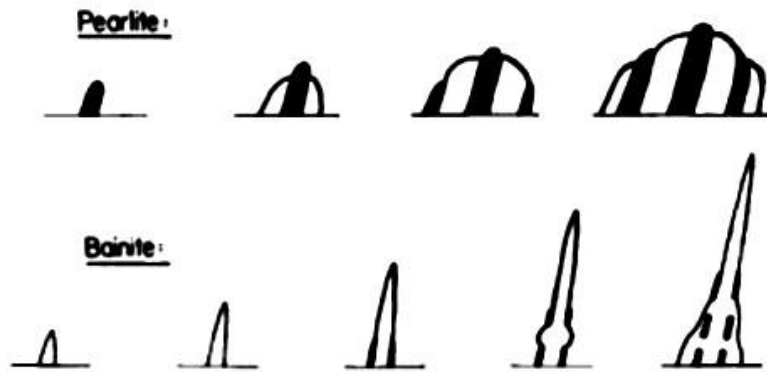
Şekil 4.13. Beynitik alt birimlerin çekirdeklenmesi

Beynitik alt birimlerin çekirdeklenmesi tane sınırlarında gerçekleşir. Birden çok altbirim sonunda bir beynitik çatı oluşturur (Bhadeshia, 1999).

#### 4.6.2.2.2. Difüzyonlu büyüme

Difüzyon teorisi, beynit oluşumunun birbirine paralel östenit tanesi sınırları üzerinde asiküler ferrit veya widmanstätten ferrit plakalarının oluşmasıyla başlatıldığını iddia etmektedir (Hillert, 2002).  $M_s$  ile  $550^\circ\text{C}$  arasındaki sıcaklık bölgesinde ferrit oluşumu için itici güç yüksektir. Sıcaklık düştükçe östenitteki karbonun kararlılığı artacaktır. Bu olay Fe-C denge diyagramına bakıldığında ferrit ve ötetoid fazları birbirinden ayıran çizginin sıcaklığın azalmasıyla birlikte ferrit içerisindeki %C konsantrasyonunun düşmesiyle açıklanabilir. Bunun sonucunda karbon dönüştürülmemiş östenite itilir. Sonuçta, ferrite hızlı bir dönüşüme uğrar. Ferrit plakaları arasında ferrit ve sementit karışımı fazlar oluşur.

Difüzyon teorisine göre, perlit ve beynit büyümesi arasındaki fark Şekil 4.14'te görülebilir. Karbon atomları sadece kısa bir mesafeye hareket edebileceğinden dolayı bunun sonucunda lamelli perlit oluşur. Daha yüksek karbon hareketliliği, karbon atomlarının daha uzun mesafelere taşınmasına ve bu da daha kalın lameller oluşmasına neden olur. Aynı zamanda beynitik dönüşüm, düşük sıcaklık nedeniyle karbonun sınırlı difüzyon oranına bağlı olarak, ferrit ve sementitin daha ince dağılımına neden olmaktadır (Kolmskog, 2013). Karbon difüzyonu, östenitteki karbon içeriğini arttırarak karbürlerin oluşmasına neden olur. Difüzyon, düşük karbonlu ferritin büyümesine izin verir ve ferrit ve östenit fazları arayüzdeki kararlı karbon konsantrasyonundan etkilenir. (Bhadeshia, 2001a)

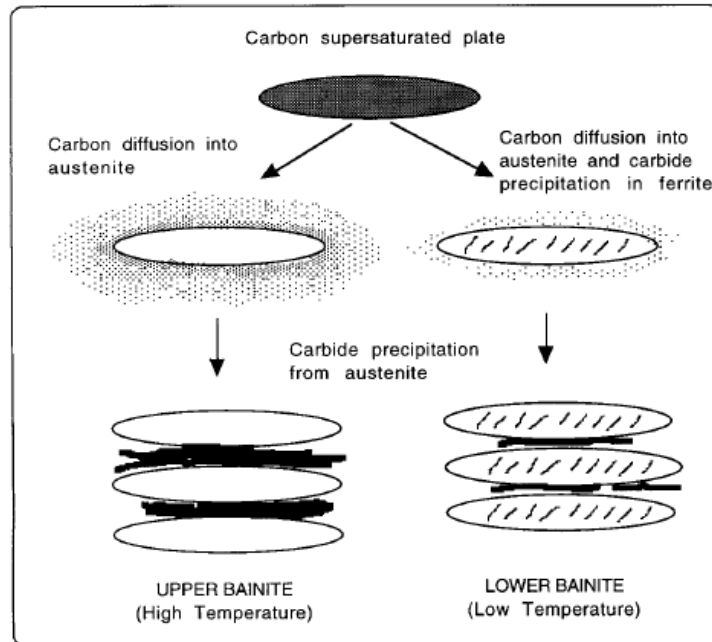


Şekil 4.14. Perlit ve beynitte ferrit ve sementit oluşumundaki farklılıklar, karbürlerin ve ferritin dağılımı ile ayrılabilir. Perlit tabakalı bir yapıya sahip olacaktır, bu da beynitik yapı için geçerli değildir (Kolmskog, 2013).

#### 4.6.2.3. Üst ve alt beynit

Dönüşüm sıcaklığı ve çelik alaşımının karbon içeriğine bağlı olarak, beynit farklı iki türde oluşabilir. Beyniten üst veya alt sıcaklıklarda oluşan üst ve alt beynit olmak üzere iki ana türü vardır (Kolmskog, 2013). Bu sınıflandırma temel olarak, yapıların oluştuğu farklı sıcaklıklar nedeniyle farklı dönüşüm özellikleriyle sonuçlanan yapıların morfolojisine dayanmaktadır. Temel olarak üst beynit yüksek sıcaklıklarda oluşurken alt beynit nispeten daha düşük sıcaklıklarda oluşur. Dönüşüm sıcaklığındaki bu farklılıklar, üst ve alt beyniten mekanik özelliklerinde belirgin farklılıklara neden olur (Bhadeshia, 2001a).

Mikroyapısal olarak üst beynit tüylü yapıya, alt beynit ise iğnesel (martenzite benzer) yapıya sahiptir. Alt beynit, mikroyapı olarak temperlenmiş martenzitten zor ayırt edilir. Üst beynit alt beynitten karbür fazının dağılımıyla farklıdır. Elektron mikroskopu analizleri sonucunda üst beynitte karbür parçacıklarının ferrit plakalarının arasında veya plaka sınırları arasında ve ferrit plakalarının içerisinde kendine yer bulurken alt beynitte ise ferrit plakalarının içerisinde yer edinir. Beyniten fazını oluşturan ferrit fazı, karbonun  $\alpha$ -demirde aşırı doymuş eriyiğidir (Novikov, 2012).

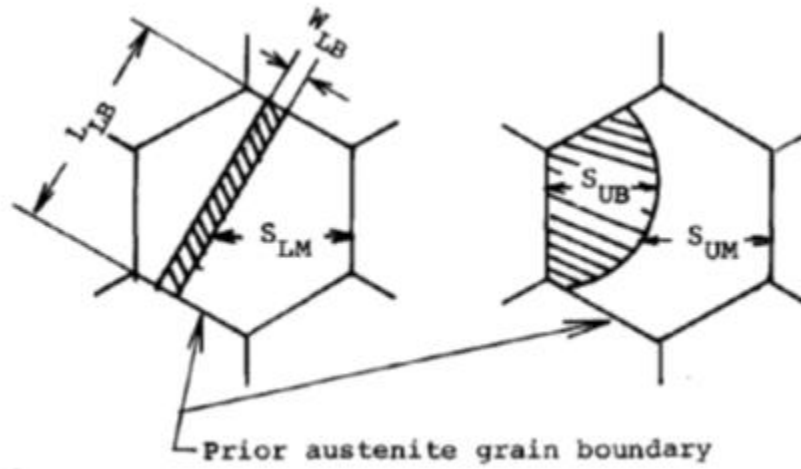


Şekil 4.15. Üst ve alt beynit fazlarında dağıtılan karbürlerin şematik resmi

Alt beynit, ferrit alt birimlerinde ve ferrit plakalar arasında karbürlere sahiptir. Üst bainte sadece ferrit plakaları arasında karbürler çöktürülür (Kolmskog, 2013).

#### 4.7. Martenzit ve Beynit Kombinasyonu

Çelik malzemelerin mukavemetini doğrudan etkileyen en önemli parametrelerden birisi de östenit tane boyutudur. Östenit tane boyutu küçüldükçe, martenzitik çita paketleri ve bloklarının boyutu östenit tanelerinin boyutu ile doğrudan ilişkili olduğundan dolayı dayanım artışına sebep olacaktır (Krauss, 2005; Huang vd, 2006). İnceltmenin martenzitik yapıda ne kadar büyük olduğu beynitik tabakanın genişliğine ( $W_{LB}$ ) ve beynitik tabakanın uzunluğuna ( $L_{LB}$ ) bağlıdır ve bu da martenzitik boyutu ( $S_{UM}$ ) etkiler. Alt beynit, östenit tanesinde daha inceltici bir etkiye sahiptir. Daha iyi bir inceltme işlemi, martenzit yapısının mukavemetini bir derece arttırabilir.

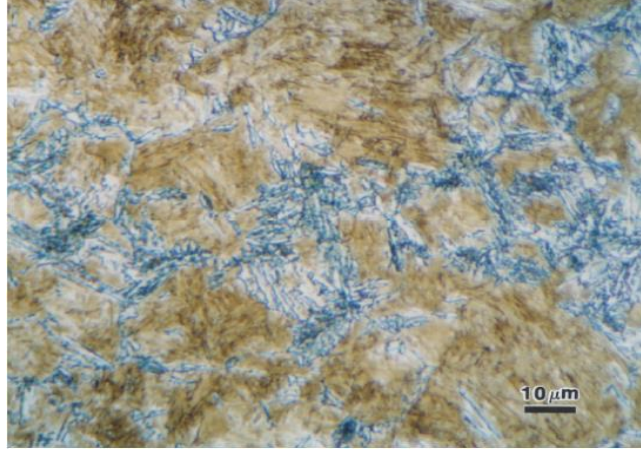


Şekil 4.16. Alt ve üst beynit yapısının varlığının neden olduğu östenit tanesinin paylaşımının şematik görünümü

Farklı araştırmalar, çok yüksek çekme mukavemetli çelikteki martenzit varlığında, alt beynitin tane sınırlarından büyüyeceğini ve bir asiküler form alacağını bildirmektedir. Bu özel yapı, malzemeye yüksek tokluk ve mukavemet sağlayacaktır.

Beynit faz yapısı, martenzit fazından önce oluşan bir yapıdır ve bu nedenle martenzit dönüşümünü veya martenzitik fazların dağılımını kontrol eden faktördür. Daha ince östenit taneleriyle asiküler beynitin birlikte bulunması martenzit paket boyutu üzerinde inceltici bir etkiye sahiptir. Ayrıca, beynit yapısının mukavemeti, çevresindeki martenzitten dolayı artacaktır. Martenzitik faz, beynit yapısını korur ve deformasyonunu sınırlar ve böylece malzemenin toplam mukavemetinde artış meydana gelir (Bhadeshia, 1999; Liu ve Kao, 1992). Örneğin, ultra ince dublex mikroyapılarda daha sert bir faz (martenzit) ile ikinci bir sünek fazın (beynite) birlikte bulunması sebebiyle toplam mekanik özellikler üzerinde artışa sebep olmuştur (Tomita ve Okabayashi, 1983). Şekil 4.17'de martenzit ve beynitin fazının bir arada

bulunduğu dağlanmış bir mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Bu mikroyapıda görülen mavi renk tonuna sahip bölgeler üst beynit ve kahverenginde olan bölgeler ise martenzit fazını göstermektedir (Voort, 1999).



şekil 4.17. Martenzit ve beynitin yapısının bir arada bulunduğu mikroyapı

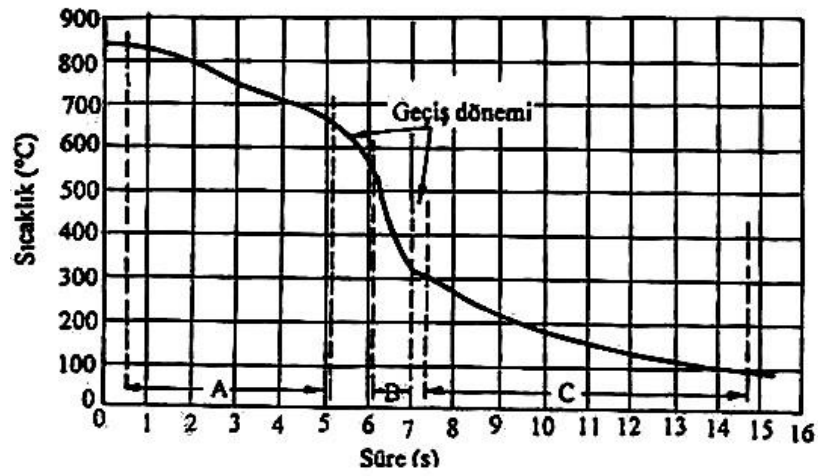
#### 4.8. İzotermal Dönüşümle Perlit ve Beynit Oluşumu

Perlit birbiri üzerine dizilmiş ferrit ve sementit katmalarından oluşur. İzotermal dönüşüm sonucunda oluşan perlitin inceliği (lameller arası uzaklık) ve sertliği dönüşüm sıcaklığına bağlıdır. İzotermal dönüşüm sıcaklığı azaldıkça perlit incelir, yani ferrit ve sementit katmanları arasındaki uzaklık azalır ve yapının sertliği artar. Dönüşüm sıcaklığı azaldıkça, perlitin sertliği artar ve söz konusu sertlik TTT diyagramının burnu bölgesinde en yüksek değerine ulaşır. Sertliğin artması, yumuşak ferrit matrisi içerisindeki sert sementit tabakaları arasındaki uzaklığın azalmasından kaynaklanır.

TTT diyagramının burnu ile  $M_s$  sıcaklık çizgisi arasında yer alan bölgede dağlandığında siyah gözüken farklı bir yapı oluşur. Ferrit ve sementit karışımından oluşan bu yapıya beynit denir. Bu yapı  $500^\circ\text{C}$  de perlite benzer bir görünüm sergiler ve söz konusu yapıya üst beynit veya tüylü beynit adı verilir. Düşük dönüşüm sıcaklıklarında elde edilen alt beynit ise iğneli martenzitik yapıyı andırır ve buna da alt beynit veya iğneli beynit adı verilir. Dönüşüm sıcaklığı azaldıkça sementit tabakaları arasındaki uzaklık azaldığından beynitin sertliği artar. Beyniten sertliği perlit ile martenzitin sertliği arasında yer alır. Sonuç olarak beynit östenitin izotermal dönüşümü sonucunda perlit bölgesinin alt sınırı ile  $M_s$  sıcaklık çizgisi arasındaki bölgede meydana gelen ve ferrit ile sementit fazlarından oluşan kararsız dengeli bir yapıdır.

#### 4.9. Su Verme Esnasında Isı Giderme Mekanizmaları

Su verilen çeliğin iç yapıları, sertlik ve mukavemetleri su verme işlemi sırasında elde edilen gerçek soğuma hızına bağlıdır. Gerçek soğuma hızının kritik soğuma hızından yüksek olması durumunda, yalnız martenzitik bir yapı elde edilir. Gerçek soğuma hızının, kritik soğuma hızından düşük olması durumunda ise tamamen martenzitten oluşan bir yapı elde edilemez ve bu nedenle parça tam olarak sertleştirilemez. Çünkü, oluşan martenzit dışı dönüşüm ürünleri malzemenin sertleşmesini engeller. Bu nedenle su verme sırasındaki ısı giderme mekanizmasının iyi anlaşılması gerekir. Şekil 4.18'de Su verilen parçanın soğuma eğrisi, değişik soğuma hızlarına sahip üç farklı devresi gösterir.



Şekil 4.18. Ilık suda su verilen silindirik bir parça için tipik bir soğuma eğrisi (Savaşkan, 2009)

##### 4.9.1. A devresi

Su vermenin ilk devresi olan A devresi buhar örtüsü veya buhar filminin oluştuğu devre olarak tanımlanmaktadır. Başlangıçta malzemenin sıcaklığı çok yüksek olduğundan, su verme ortamı buharlaşarak malzemenin üzerinde ince bir film kaplar ve sonuç olarak da malzemenin soğuma hızını azaltır (Tayan ve Başkaya, 2001; Savaşkan, 2009).

##### 4.9.2. B devresi

Su vermenin ikinci kademesi olan B devresi buhar taşınım devresi olarak tanımlanır. Soğutulan malzeme buhar filminin kararlı olmadığı sıcaklığa kadar soğutulduğunda B devresi başlamaktadır. Su verme ortamıyla metal yüzeyi ıslanarak ani kaynamalar meydana gelir. En hızlı soğuma gradyanı bu devrede gerçekleşmektedir (Savaşkan, 2009).



### 4.9.3. C devresi

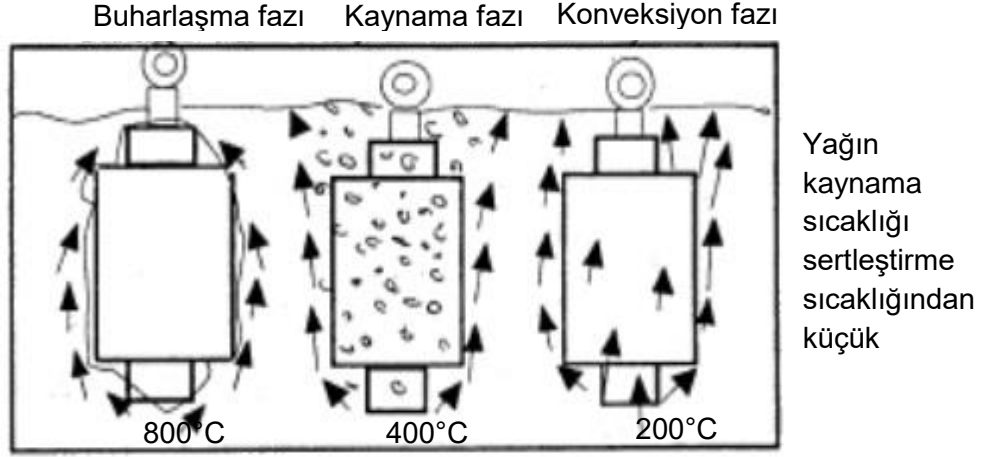
Sıvı soğuma aşamadır. Malzeme yüzeyinin sıcaklığı su verme sıvısının kaynama sıcaklığına düşünce bu devre başlamaktadır. Bu devrede buhar filmi oluşmaz. Isı transfer mekanizmasında ısı iletimi ve ısı taşınımı rol oynar. Ancak soğuma hızı bu devrede en düşük değerdedir (Savaşkan, 2009).

### 4.10. Su Verme Ortamları

Su verme ortamı seçimi, iş parçalarının soğuma özelliklerini doğrudan etkileyen en temel faktördür. Bu nedenle, su verme işleminde meydana gelen stres ve distorsiyon kontrolü için dikkate alınması gereken temel faktördür. Soğutma ortamı seçimi, arzu edilen soğutma hızına bağlıdır. Örneğin, sade karbonlu çelikler için su, tuzlu su veya daha düşük konsantrasyonlarda su-polimer karışımları kullanılır. Düşük alaşımlı çelikler için içine soğutma hızı artırılmış yağlar kullanılır. Yüksek alaşımlı çelikler için geleneksel yağlar veya daha yüksek polimer konsantrasyonları kullanılır. Erimiş tuzlar veya sıvı metaller (eriyik kurşun), martemper (marquenching) ve östemperleme işlemleri için sıklıkla kullanılır. Su verilen iş parçasının boyutları ve şekli, soğutma ortamı seçilirken de düşünülmalıdır. Genel olarak, iş parçası ne kadar kalın olursa, soğutma ortamı da kadar hızlı seçilir. Bununla birlikte, Hızlı soğutma genelde soğutulan iş parçasının stresini ve distorsiyonunu artırır. Kalın ve ince kesitli çelik parçalar için soğutma ortamı seçimi zordur. Kalın kesitli parçaların soğutulmasında su, yağ ya da polimer karışımları gibi soğutma ortamlarının ıslatma davranışı, yüzey parçalarının düzgün olmayan şekilde soğumasına neden olur ve yüksek yüzey sıcaklık gradyanları üretir (yüzey ve merkez arasında) ve çoğunlukla distorsiyon, gerilme ve çatlama riskleri artar. Bir çok sulu polimer ortamı, daha düzgün ıslatma özelliklerini sağlayarak distorsiyon, gerilme ve çatlama önemli ölçüde azaltacaktır (Totten, 2007).

Östenit sıcaklığına ısıtılmış olan parçanın soğutulması esnasında en yüksek soğutma hızı, parça ve su arasındaki sıcaklık farkının en yüksek olduğu ara yüzey bölgesinde değil, bu farkın 350-400°C aralığında olduğu durumda olmaktadır. Suda görülen bu durum, soğutma yağında olduğu gibi diğer soğutma ortamlarında da görülür. Şekil 4.19'da görüldüğü üzere parçanın dış yüzeyinde buhar filmi oluşur (buhar fazı). Buhar filmi, soğutma ortamı olan suyu parçadan uzaklaştırır. Buhar fazının ısıl iletkenliğinin düşük seviyede olması ve bu aşamada ısı transferinin buhar aracılığıyla yapılması zorunluluğu olduğundan dolayı, çeliğin soğuma hızı bu aşamada çok düşük orandadır. Yaklaşık 700°C gibi nispeten daha düşük sıcaklıklarda buhar filmi parçalanmaya başlar ve su sıcak çelik parçayla temas

etmeye başlar (kaynama Fazı). Sıcak çelikle temas etmeye başlayan su hemen buharlaşır ve bu esnada çelikten büyük oranda ısı çekilebilir. Bu durumda soğuma hızı büyük oranda artar. Yaklaşık 350-400°C de buhar filminin tamamen parçalanarak maksimum soğuma hızına ulaşılır. Daha düşük sıcaklıklarda sıcak çelik parça-su arasındaki sıcaklık farkı azalmasından dolayı buharlaşma olayı çok azalır. Parçayı çevreleyen su hızlı bir şekilde ısınır. Bu aşamada ısı transferi suyun ısı iletimiyle (konveksiyon fazı) sağlanır (Topbaş, 1993).



Yağda yaklaşık yüzey sıcaklıkları

Şekil 4.19. Sertleştirme amacıyla su içerisinde ani soğumada, soğuma fazları

#### 4.10.1. Suda sertleştirme

Suda sertleştirme işlemi, daha önceden östenitleme sıcaklığına çıkartılmış ve bu sıcaklıkta uygun bir süre bekletildikten sonra sıcak çeliğin suya daldırılması şeklinde uygulanır. Sıcak çelik ile soğutma ortamı olan su arasında su buharı filmi ve kabarcıkları meydana gelir ve çelik doğrudan suyla temas edemez. Bu kabarcık ve film tabakası oluşumu durana kadar çelikten birim zamanda çekilen ısı miktarı yavaşlayacağından, bu evrede soğutma hızı düşüktür. İyi bir çalkantı ile kabarcıkların çeliğe yapışması önlenir ve böylece yumuşak noktaların oluşmasının önüne geçilir.

Su, iyi karıştırma yapılması koşuluyla hızlı bir soğutma ortamıdır. Çeliklerin su ile su verilmesi sonrasında, çok yüksek sertlikler elde edilir ve bunun sonucuda çok kırılgan ve gevrek bir hal alır. Aşırı sertleşmeden kaynaklanan çatlakların önüne geçilebilmesi için bazı durumlarda polimer katkı ilavesi yapılabilmektedir. Bununla birlikte, su çelik ile koroziftir ve hızlı soğutma bazen çarpılma veya çatlama neden olabilir (Higgins, 1980; Topbaş, 1993).

#### 4.10.2. Yağda sertleştirme

Yağda sertleştirme işlemi ısı işlem türüne göre seçilen soğutma yağlarında yapılır. Yağda sertleştirme işlemi stabil metalurjik ve mekanik özellikler elde etmek için yaygın olarak kullanılan sertleştirme türüdür. Yağda sertleştirmedeki soğutma hızı su ve su-polimer karışımı ortamlarına göre nispeten düşüktür. Ayrıca yağda soğutma işlemindeki yağ sıcaklığı da önemli bir faktördür. Yağda soğutma, soğutma esnasında ısı transferini kontrol eder ve çeliğin yüzeyinin ıslanmasını artırır, distorsiyon ve çatlama neden olabilecek termal şoklanmayı asgari düzeyde tutar.

#### 4.10.3. Polimer katkılı su karışımında sertleştirme

Su ile değişik oranlarda karıştırılarak kullanılan polimer yapıya sahip sentetik ısı işlem sıvılarıdır. Daldırma, indüksiyon ve alevle sertleştirme gibi ısı işlem uygulamalarında sıklıkla kullanılır. Suyu karıştırılmaları ve karışımındaki su miktarı yüksek olmasından dolayı yangın riski yoktur. Soğutma hızı sudan yavaştır ancak yağın soğutma hızından çok daha yüksektir. Sade karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin hızlı ve üniform soğutulmasında yaygın olarak kullanılır. Hacimdeki polimer katkı sıvı oranı düşmesiyle çatlama ve distorsiyon (çarpılma, bükülme) tehlikesi vardır.

Deneylerde kullanılan numuneler ısı işlemi su verme ortamı olarak polimer su karışımı kullanılmıştır. Soğutma ortamı olarak seçilen polimer-su karışımında polimer oranı %15'dir ve ortam sıcaklığı ısı işleminden meydana gelebilecek olumsuz sonuçları da göz önünde tutularak 50°C olarak seçilmiştir. Soğutma ortamında kullanılan yağ PETROFER markalı AQUATENSID E cinsi yağdır.

Çizelge 4.1. AQUATENSID E cinsi yağın teknik özellikleri

Teknik Özellikler	Referans	Sonuç
Görünüş	Görsel	Sarımtırak
Yoğunluk,20°C	DIN 51 757	1.06-1.10 g/cm <sup>3</sup>
Viskozite,40°C	DIN 51 562	230±40mm <sup>2</sup> /sn (cSt)
pH (%5'lik çözelti)	DIN 51369	>9.5
Refraktometre Sabiti		2.5

#### **4.10.4. Sprey yöntemiyle sertleştirme**

Sprey su verme işlemi için, yüksek basınçlı sıvılar püskürtme vasıtasıyla sıcak yüzeyin seçilen bölümlerine yönlendirilir, böylece lokal soğuma sağlanır. Lokal soğutmanın yanı sıra daldırma ile söndürmeye kıyasla sprej söndürmenin başlıca avantajı, soğutma işlemi sırasında püskürtülen sıvının miktarını değiştirerek yüzey boyunca ısı transferinin derecesinin kontrol edilebilmesi ve böylece bilgisayar kontrollü soğutmanın sağlanmasıdır. Bununla birlikte, soğutma işlemi püskürtme eyleminin herhangi bir varyasyonuna karşı aşırı duyarlı olduğu için soğutma püskürtücülerinin iş parçasının geometrisine dikkatli bir şekilde uyarlanması gereklidir (Jeschar ve Specht, 1994).

#### **4.10.5. Erimiş tuz banyosunda sertleştirme**

Tuz banyosunda sertleştirme işlemi, martenzit fazının elde edilmesinde sıkça kullanılan bir yöntemdir. Geleneksel soğutma ortamları (su, yağ vb.) ile karşılaştırıldığında, daha kontrollü bir soğutma gerçekleşir. Bu soğutma yönteminde ortamda endüstriyel tuzlar kullanılmaktadır ve banyo sıcaklıkları 150-600°C aralığındadır.

Erime tuzda sertleştirme işlemi özellikle sertleşebilirliği yüksek çeliklerin soğutulmasında tercih edilmektedir. Çeliğin ergiyük tuz banyosunda soğutulmasıyla, çarpılma, homojen olmayan sertlik, termal gerilmeler ve faz dönüşüm gerilmeleri gibi ısı işlem problemleri azaltılır.

Östempereleme, perlit dönüşümünü önleyerek beynit fazının oluşturulması için tamamen östenitleştirilmiş çeliğin  $M_s$  sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa hızla soğutulması işlemidir.

Erime tuz, soğutma yağına kıyasla bozulmadan yüksek sıcaklıklarda soğutma işlemine elverişli olası sebebiyle östenit fazının beynite dönüşmesi için yeterince düşük sıcaklıkta izotermal dönüşüme izin verir (Brooks, 1992; Navas vd, 2011). Erime tuzda soğutma işleminin bir diğere bir avantajı da soğuma esnasında buhar tabakasının oluşmaması ve daha yüksek sıcaklıklarda daha hızlı soğuma sağlamasıdır (Brooks, 1992).

#### **4.10.6. Gazla sertleştirme**

Gazla sertleştirme yönteminde, ısıtılmış yüzeylere inert gaz tahrik ettirilerek soğutma gerçekleştirilir. Isı sıcak yüzeye tahrik ettirilen gaz tarafında absorbe edilerek soğutulur ve daha sonra tekrar kullanılmak üzere sisteme tekrar gönderilir.

Gazla soğutma işleminde, gazın sıcaklığı, hızı ve basıncı kontrol ederek değiştirilebilir. Ayrıca soğutmada kullanılan gaz türü, soğutma işleminde ısı taşınması üzerinde büyük bir etkiye sahiptir. Soğutma sırasında, soğutma gazlarının soğutulan yüzeye reaksiyona girmemesi için inert gazlar kullanılmaktadır. Bu nedenle ısı işlem sonrası işleme (kumlama vs.) gerek yoktur. İntert gaz ortamı olarak Argon (Ar), Helyum (He), Azot (N) ve Hidrojen (H) kullanılmaktadır (Totten, 2007). Gaz ile soğutma, yağdan daha yavaş bir soğutma olmasına rağmen, çatlama ve çarpılma riskini azaltmak için kullanılır. Homojen bir sertlik sağlar ve daldırma ile soğutma yöntemlerine (su, yağ vs.) göre çok daha temizdir.

#### **4.11. Su Verme Ortam Sıcaklığının ve Su Verme Yönteminin Soğumaya Etkisi**

Genellikle su verme ortamının sıcaklığı arttıkça su verilen parçanın soğuma hızı azalır. Bu durum, sıcaklık arttıkça buhar filmi devresinin uzamasından kaynaklanır. Su verme ortamının sıcaklığı buharlaşma sıcaklığına yaklaştıkça, buhar filmini oluşturmak için daha az ısı gerekir. Bu kural, özellikle su verme ve tuzlu su ortamı için geçerlidir. Su verme ortamı olarak yağ alınır, yağ banyosunun sıcaklığı artırıldığında yağın vizkozitesi azalır, yani akıcılığı artar. Akıcılığı artan yağın ısıletkenliği de arttırıldığından, yağın sıcaklığı arttıkça su verilen parçanın soğuma hızı da artar. Su verme ortamı olarak kullanılan geleneksel yağlarda optimum soğuma hızları, 49°C–66°C arasındaki sıcaklıklarda elde edilir.

Su verme ortamını karıştırmak veya su verilen parçayı karıştırıcı gibi hareket ettirmek suretiyle soğutma hızı artırılabilir. Bu işlem, parça yüzeyinde oluşan buhar filminin oluşur oluşmaz yok olmasına, yani parçanın soğuma hızının artmasına neden olur.

Su verme işlemi sırasında banyo sıcaklığının fazla artmaması için yeterli büyüklükte su verme banyosu kullanmak gerekir. Aksi takdirde banyoda kullanılan soğutma ortamı hızlı bir soğutma ortamı olsa dahi parça tam anlamıyla soğutulamayabilir. Bunun sonucunda sertleştirme işlemi gerçekleştirilemez. Bazı durumlarda su verme ortamının sıcaklığını kontrol etmek veya sabit tutmak için su verme banyosuna, içerisinden su geçirilen soğutma bobinleri yerleştirilir veya exchanger denilen ısı düşürücüler kullanılır.

#### **4.12. Su Verme Sertleşmesine Etki Eden Faktörler**

Su verme sertleşmesine etki eden parametreler; parçanın yüzey durumu, parça büyüklüğü, kütle ve şekil faktörü, kimyasal kompozisyon, soğutma ortamının hacmi ve karıştırılma hızı ve östenit tane boyutudur (Bramfitt ve Speer, 1990). Karıştırma hızı, karıştırma sırasındaki evreleri ve soğutma süresini etkiler (Totten, 2007).

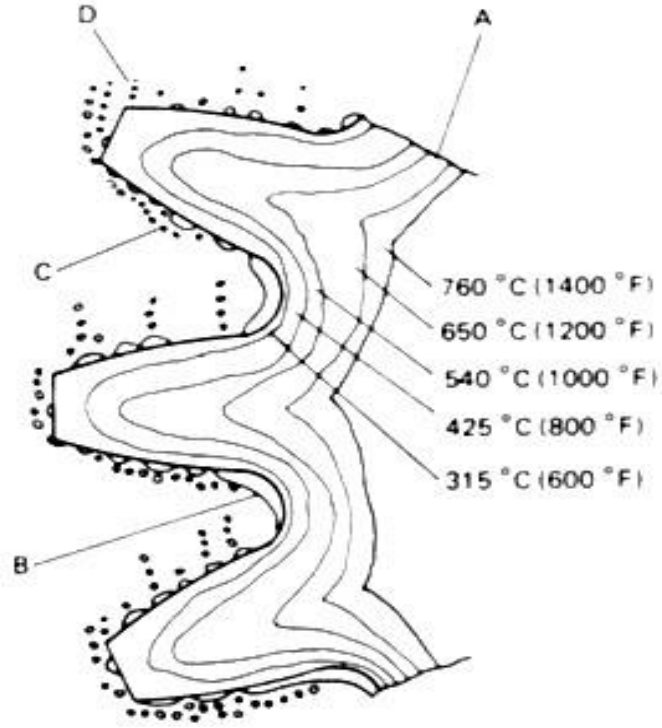
##### **4.12.1. Parçanın yüzey durumu**

Tavlama işleminde kullanılan fırında bulunan oksijen ve nem nedeniyle çelik parça oksitlenirse, çelik parça yüzeyinde tufal adı verilen kalın bir demir oksit tabakası oluşur. Bu oksit tabakası yalıtkan gibi davranarak, su verme işlemi sırasında çelik parçadan su verme ortamına doğru olan ısı akımını geciktirir. Böylece, bazı durumlarda gerçek soğuma hızı kritik soğuma hızının altına düşer ve martenzitik dönüşüm engellenir. Ayrıca parça yüzeyinin bazı bölgelerindeki tufal tabakası, fırınla su verme ortamı arasında soyularak su verme sırasında parça yüzeyinin farklı bölgelerinin farklı hızlarda soğumasına da neden olabilir.

##### **4.12.2. Parça büyüklüğü, kütle ve şekil faktörü**

Su verme sırasında, yalnız parçanın yüzeyi su verme ortamı ile temasta olduğundan parçanın yüzey alanının kütlelerine oranı, gerçek soğuma hızını etkileyen önemli bir parametredir. Parçanın geometrik şekline bağlı olan bu oran, küresel parçalar için en küçük değerdedir. İnce levhalar ve küçük çaplı tellerde yüzey alanının kütleyle oranı büyük olduğundan, su verme sırasında bu parçaların soğuma hızı yüksek olur.

Yüzeyler, su verme ortamı ile doğrudan temas halinde olmaları nedeniyle su verme sırasında parçanın en hızlı soğuyan kısmını oluştururlar. İç kısımlardaki ısı ise iletimle (kondüksiyon) uzaklaştırılır. Isı, parça gövdesinden geçerek yüzeye ulaşır ve buradan su verme ortamına iletilir. Bu nedenle iç kısımlardaki soğuma hızı, yüzeyin soğuma hızından daha düşük olur. Sonuç olarak sertleştirilmiş çeliklerde iç bölgedeki sertlik değerleri yüzeyde ölçülen değerlerden düşük olur. En yüksek sertlik değeri yüzeyden ölçülür.



Şekil 4.20. Isı gradyanları ve durgun halde, buharlaşan bir soğutucu sıvı içine daldırılan dişli parçanın soğumasına etki eden diğer faktörler

Yukarıdaki girinti ve çıkıntılı hatlara sahip bir dişlinin durgun halde su verme esnasında gelişen farklı evreleri verilmiştir. Burada; A, dişli çekirdeğinden gelen ısı akışıdır. Sıcaklık ve ısı akışı zamanla değişir. B, geniş ısı kaynağı ve kötü sirkülasyon sebebiyle buhar filmi oluşur. C, sıkışan buhar kabarcıkları yavaşça yoğunlaşır. D, buhar kabarcığı uzaklaşması ve yoğunlaşması meydana gelir. (ASM, V-4)

#### 4.12.3. Kimyasal kompozisyon

Alaşımız karbon çeliklerinin sertleşme derinlikleri az olduğundan bu tip çeliklerin hızlı bir soğutma ortamından soğutulması gerekir. Bu nedenle genellikle hızlı soğutma yöntemlerinden olan suda soğutma işlemi uygulanır. Ancak küçük ve ince kesit içeren parçaların yağda su verilmesi daha uygundur. Alaşım elementleri çeliğin sertleşebilirliğine olumlu yönde katkı yapar. Yavaş soğutma hızlarında bile martenzitik dönüşüm gerçekleşir.

Alaşım elemanlarının toplamı ve özellikle krom, vanadyum, molibden, volfram gibi element miktarları arttıkça dönüşüm başlangıçları hem daha uzun sürelerle hem de düşük sıcaklıklara doğru kayar. Böylece toplam alaşım miktarına bağlı olarak sertleşme derinliği de artar.

#### 4.13. Sertleşme Kabiliyeti

Çeliğin önemli özelliklerinden biri de sertleşme kabiliyetidir. Sertleşme kabiliyeti veya diğer bir ifadeyle sertleşebilirlik, bir çelikte su verme işlemi ile oluşturulan sertliğin yüzeyden içe doğru dağılım özelliğine verilen isimdir. Yani sertleşebilirlik su verme ile elde edilen sertliğin derinliğini tayin eder. Sertleşme derinliği ise takım ve yapı çelikleri için çok önemli bir unsurdur. Ancak sertlik ve sertleşebilirlik kavramları malzemenin farklı iki özelliğidir. Bir alaşımın sertliği, onun fiziksel sertliğinin gerçek ölçüsüdür. Sertleşebilirlik ise malzemenin martenzite dönüştüğü en yavaş soğuma hızının bir ölçüsüdür. Maksimum sertlik çeliğin karbon miktarına bağlıdır. Sertleşebilirlik ise çeliğin kimyasal bileşimine (karbon ve alaşım elementleri) ve su verme sırasında östenit tane boyutuna bağlıdır. Sertleşebilirlik ile ilgili diğer bir tanım ise, su verme işlemi sonucu yapısı martenzite dönüşen bir çeliğin sertleşme kabiliyeti olarak tanımlanır. Sertleşebilirlik deneyleri su verme ile elde edilen sertlik derinliğinin ölçülmesi esasına dayanır. Bu derinlik, martenzit miktarının yüzeyden itibaren yarıya indiği veya %50 martenzit ve beynitin var olduğu mesafe olarak ifade edilmektedir. Yüksek sertleşebilirliğe sahip bir çeliğin karakteristik özelliği yüksek sertleşme derinliği göstermesi veya büyük parçalar halindeyken bile tam olarak sertleşebilmesidir (Köse, 2008).

Temel sertleşebilirlik verileri çelik kullanıcıları ve ısıtma işlemciler için önemlidir. Bu nedenle sertleşebilirliğin saptanabileceği çok sayıda basit yöntem geliştirilmiştir. Çeliğin sertleşme kabiliyetini belirlemek için genellikle jominy deneyi uygulanmaktadır. Grassmann deneyi ile kıyaslandığında, jominy deneyi laboratuvar şartlarında yapılması ve kullanılması hem kolay hem de ekonomik olduğundan daha yaygın kullanılan yöntemdir (Craft ve Lamont, 1949). Jominy deneyi uluslararası düzeyde (ASTM-A255) standartlaştırılmış ve Türk Standartları 1381'de de detayları verilmiştir (ASTM A255-02, 2014; TSE 1381, 2001).

##### 4.13.1. Jominy deneyi

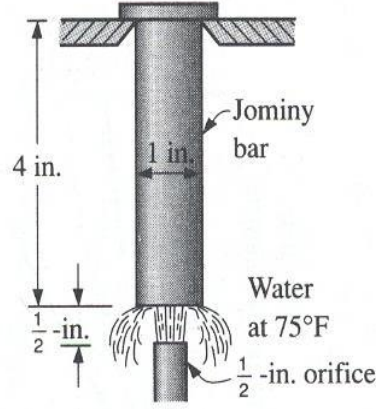
Çeliklerin sertleştirilmesinde iç yapının tamamen martenzit fazı oluşturulabilmesi için belirli bir hızın (kritik soğuma hızının) üzerindeki bir hızda soğutmak gerekir. Bu hızın altındaki soğutma hızlarında iç yapının tamamında martenzit fazı oluşmadığı (soğutma hızına bağlı olarak perlit ve beynit oluştuğu) için malzeme sertliği düşer. Diğer taraftan belirli bir çaptaki malzemeye su verildiğinde yüzey ile merkezin soğuma farkı olduğu için yüzey sertliği ve merkez sertliği farklı değerlerdedir. Isı yüzeyden uzaklaştığı için yüzey nispeten daha hızlı soğur ve sertlik daha yüksek değerlerdedir.



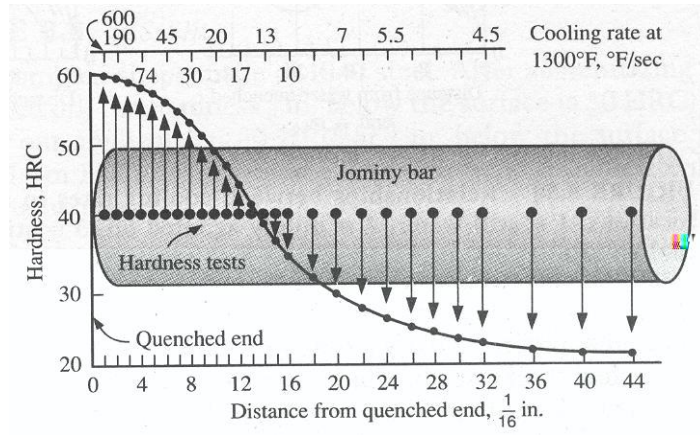
Yüzeyden merkeze doğru gidildikçe sertlik düşer ve merkez bölgesinde en düşük değerini alır. Bu düşüş sade karbonlu çeliklerde belirgin olarak görülür ancak alaşımlı çeliklerde daha az görülür. Çünkü alaşımlı çeliklerde kritik soğuma hızı daha düşük olduğundan daha yavaş soğuyan iç kısımlarda da oluşan martenzit oranı daha yüksektir. Diğer bir ifadeyle alaşımlı çeliklerde sertleşme derinliği daha fazladır. Sertleşme kabiliyetinin (sertleşebilirliğin) ölçüsü yüzeyden itibaren derinlemesine sertleşme miktarıdır. Yani sertleşebilirliği yüksek olan çeliklerde sertleşme derinliği fazladır. Sertleşme kabiliyeti düşük olan çeliklerde sertleşme derinliği daha azdır.

Su vermeyle elde edilebilecek en fazla sertlikle sertleşme kabiliyeti karıştırılmamalıdır. Çünkü maksimum sertlik karbon oranına bağlıdır. Bu nedenle karbon oranları aynı olan alaşımsız ve alaşımlı çeliklerin yüzeydeki sertlikleri aynıdır.

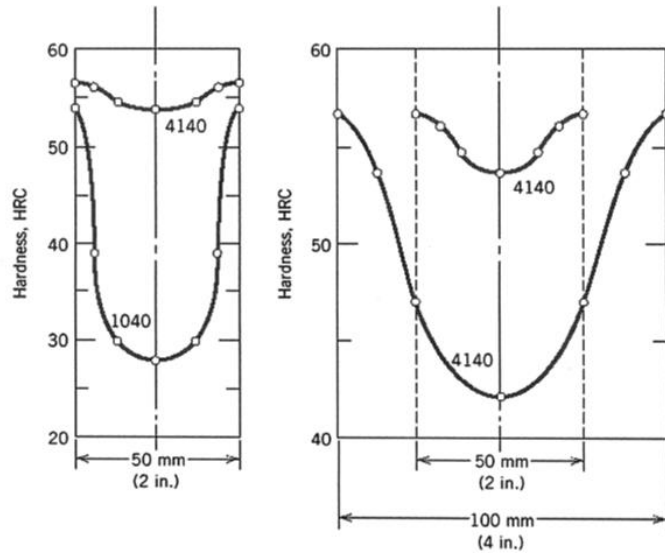
Günümüzde en yaygın olarak kullanılan sertleşebilirlik deneyi jominy tarafından geliştirilmiş ve tarafından standartlaştırılmış olan jominy veya uçtan su verme deneyidir. Bu deneyde bir inç çapında (25.4mm) ve dört inç (yaklaşık 100mm) uzunluğunda silindirik numuneler kullanılır. Deney numunesi, fırın içerisinde uygun östenitleştirme sıcaklığında ve süresinde tavlınır. Daha sonra fırından alınan deney numunesi, hızla deney düzeneğine yerleştirilerek su jetinin numune alt ucunda püskürtülmesi sağlanır. Numune boyunca su verilen uçtan itibaren soğuma hızı giderek azalır. Su verme işleminden 15 dakika sonra numune deney düzeneği bölgesinden çıkartılıp, eksenine paralel ve ucundan itibaren 0.4mm derinliğinden başlamak üzere taşlama ile iki paralel yüzey oluşturulur. Bu yüzeyler ince zımparalama aşamasından sonra su verilen uçtan itibaren (genellikle Rockwell-C) sertlik ölçümü yapılır. Numune boyunca her bir noktanın soğuma hızı farklı olduğundan sertlikleri de farklı olur ve sertliğin numune boyunca değişimi azalan bir eğri şeklini alır ve bu eğriye jominy eğrisi adı verilir. Soğutulan uçtan itibaren olan mesafe jominy mesafesi olarak adlandırılır ve bu mesafe arttıkça soğuma hızı azalır.



Şekil 4.21. Jominy sertleşebilirlik deneyi uygulaması (Trojan, 1990)



Şekil 4.22. Jominy numunesindeki mesafeye göre değişen sertlik dağılımları (Trojan, 1990)



Şekil 4.23. Çapları farklı olan bir alaşımlı (AISI 4140) ve alaşımsız (AISI 1040) çelik çubukta yüzeyden itibaren sertlik dağılımı (Callister ve Rethwish, 2008; Savaşkan, 2009)

Alaşımli çeliklerin sertleşebilirlikleri daha yüksek olduğundan daha düşük soğuma hızlarında içyapılarında martenzit oluşabilir. Alaşımlandırmanın en önemli sonuçlarından biri de sertleşebilirliği arttırmaktır. Yüksek sertleşebilirliğe sahip bir alaşımli çeliğin jominy eğrisi ani düşüş göstermezken, alaşımsız sade karbon çeliğinin jominy eğrisinde hızlı düşüş gözlenir. Bu durum yukardaki şekilde açıkça görülebilmektedir.

#### 4.13.2. Alaşım elementlerinin sertleşebilirlik üzerine etkisi

Çelikler su verme işlemi sonrasında yüzeyde ulaşılabilecek sertlik değeri doğrudan çeliğin karbon oranına bağlıdır. Çeliğin %C oranı arttıkça ulaşılabilen sertlik artar ve yaklaşık %0.80C değerinde maksimum sertlik değerine ulaşır.

Genel olarak alaşım elementleri (kobalt haricindeki) perlit, beynit dönüşümleri geciktirerek sertleşebilirliği artırır (Thelning, 1984; Çelik, 2006). Çünkü bu elementler difüzyonu yavaşlatarak TTT eğrisinin burnunu sağa doğru aydırarak kritik soğuma hızını yavaşlatırlar. Özellikle karbür yapıcı elementler sertliği arttırlar. Aşağıda bazı alaşım elementlerinin sertleşebilirlik üzerine etkisi açıklanmıştır. Alaşım elementlerinden sertleşebilirliği en çok C, B, Cr, Mn, Mo, Si ve Ni etkiler (arttırır). Dolayısıyla alaşımli çeliklerin sertleşebilme kabiliyetlerinin daha yüksek olduğu söylenebilir.

**C** :Karbon oranı arttıkça sertleşebilirlik artar (Köse, 2008; ASM, V-1).

**Si** :Silisyum malzemenin işlenmesini zorlaştırıp, yüzey kalitesini bozduğundan özellikle ilave edilmez. Ancak sertleşebilirliği, aşınma dayanımını ve elastikiyeti yükseltir (Anonim, 2009).

**Mn** :Mangan dönüşüm hızını düşürmesinden dolayı sertleşebilirliği büyük oranda arttırır (Anonim, 2010).

**P** :Fosfor çeliğin mukavemetini ve sertleşebilirliğini arttırır. Fakat sünekliliği ve tokluğu azaltır (Anonim, 2010).

**S** :Kükürt genel olarak kaynak kabiliyeti ve sertleşebilirliği olumsuz etkiler (Anonim, 2009).

**Cr** :Krom dayanımı ve sertleşebilme özelliğini arttırır (Çelik vd, 2006).

**Ni** :Krom ile birlikte kullanılan nikel sertliğin derinliğe inmesini sağlar (Çelik vd, 2006).

**Mo** :Krom ve nikel ile beraber kullanılan molibden az miktarda katılmasına rağmen sertlik ve dayanımı artırır (Çelik vd, 2006). Çeliğin sertleşebilirliğini artırır ve belirli limitler arasında sertleşebilirliğin devamında özellikle yarar sağlar (Anonim, 2010).

**V** :%0.05'e kadar vanadyum ilavesi çeliğin sertleşebilirliğini artırır. Daha büyük miktarlardaki ilavesinde sertleşebilirliği azalttığı görülür. Çünkü muhtemelen östenit fazındaki zorlukla çözülebilen karbürler oluşturur (Anonim, 2010).

**N** :Azot çeliğin mukavemetini ve sertleşebilirliğini artırır. Fakat süneklik ve tokluğunu azaltır (Anonim, 2010).

**B** :Çelikte %0.0005-0.003 aralığında bor kullanıldığında borun etkisi maksimumuma ulaşır. Çelikte bor derinlemesine sertleştirmede en önemli elementtir. Östenit tane boyutu küçüldükçe Bor etkisi artmaktadır (Leslie, 1981)

Literatürde bazı araştırmacılar çelikteki martenzit oranının sertleşebilirlik ve mekanik özellikler üzerine olan etkisini incelemiştir (Tartaglia, 2009). Karbon, martenzitin sertliğini kontrol eder. Bir çeliğin sertleşmiş kabul edilmesi için mikro yapının martenzit miktarının bilinmesi gerekir. Eğer %50' den daha az martenzit varsa malzeme sertleşmemiş olarak kabul edilir (Köse, 2008). Literatürde bazı düşük alaşımlı çelikler için çeşitli karbon değerlerine karşılık martenzit yüzdeleri ve sertlik (HRC) değerleri verilmiştir (ASM, V-1).

Çizelge 4.2. Karbon-Sertlik-Martenzit ilişkisi

Karbon(%)	Martenzit Yüzdesi ve Sertlik (HRC)				
	%50	%80	%90	%95	%99.9
0.18	31.0	35.0	37.5	39.0	43.0
0.23	31.0	37.5	40.5	42.0	46.0
0.28	36.5	45.5	43.0	44.5	49.0
0.33	39.0	43.5	46.5	48.5	52.0
0.38	42.0	46.0	49.0	51.0	54.0
0.43	44.0	48.0	51.0	53.5	57.0
0.48	46.5	52.0	54.0	57.0	60.0

#### 4.13.3. Östenit tane boyutu

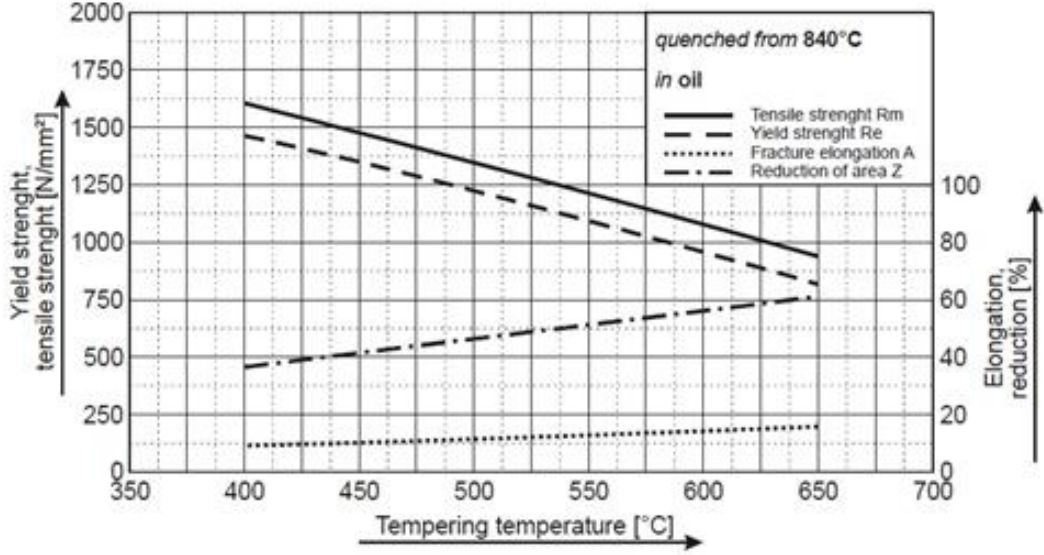
Östenit tane boyutunun artması ile sertleşebilirlik artar (Anonim, 2010), azalmasıyla düşer. Bunun nedeni, tane boyutunun azalmasıyla beraber tane sınırlarının toplam yüzeylerinin artması (difüzyon hızının artması) ve bunun sonucunda perlit oluşumu için başlangıç yeri olan çok sayıda çekirdeğin bulunmasıdır. Östenit bölgesinde elde edilen tane boyutları, soğutma hızları nasıl olursa olsun değişmeyecektir (Weissback, 1998). Östenit tane büyüklüğünün artmasıyla sertleşebilirlik artar. Ancak malzemenin yapısı kabalaşarak, mukavemet ve tokluk özellikleri olumsuz etkilenir ve su verme esnasında malzemelerin çatlama ve distorsiyon (çarpılma, bükülme) ihtimalleri de artar.

#### 4.14. Temperleme (Menevişleme)

Çeliklerdeki su verme işlemi sonucu oluşturulan martenzit fazı yüksek sertlikte, çok güçlü olabilir ve ilk durumu oldukça kırılgandır. Martenzit mekanik özelliklerinin değiştirilmesinde 150-700°C arasındaki ısı işlemleri gereklidir. Temperleme (menevişleme) olarak adlandırılan bu işlemde, termal harekete geçirme mekanizması altındaki mikroyapı (martenzitik yapı) kararlılığa ulaşır (Bhadeshia, 2001b; Bhadeshia and Honeycombe, 2006). Genellikle su verilen malzemeler çok gevrek oldukları için temperleme işlemine tabi tutulurlar. Bu işlem sonucunda çeliklerin tokluğu artarken, sertliği temperleme sıcaklığına bağlı olarak azalır. Temperleme sıcaklığı arttıkça, çeliğin sertliği düşer. Temperleme sıcaklığında bekleme süresi parça kalınlığına bağlı olarak 1-2,5 saat arasında değişir. Genellikle 1 inç kalınlığında bir parça için 1 saatlik bir temperleme süresi uygulanır. Bu sürenin sonunda parça fırından çıkarılarak havada soğumaya bırakılır.

Temperleme bir difüzyon olayıdır, dolayısıyla temperleme sıcaklığı ve tutma süresi temperleme sonucunu etkiler. Alaşım elementleri ise temperleme sırasında çeliğin yumuşama hızını düşürürler. Bu nedenle, istenilen sertliğin elde edilmesi için alaşımli çeliklerin temperleme sıcaklığının yükseltilmesi gerekir. Ferrit içerisinde çözünen Ni, Si ve Mn gibi elementler temperlenmiş çeliğin sertliğini fazla etkilemezler. Karmaşık karbür oluşturan Cr, W, Mo ve V gibi elementler ise temperleme sırasında çeliğin yumuşama hızını önemli ölçüde düşürürler. Bu elementler, temperleme sıcaklığını yükseltmekten başka, bileşim oranlarının yüksek olması durumunda artan temperleme sıcaklığı ile sertliğin artmasına neden olurlar. Yani yüksek oranda karbür yapıcı alaşım elementi içeren çeliğin sertliği, yüksek sıcaklıklarda yapılan temperleme işleminin belirli devrelerinde artar. Karbür yapıcı element içeren alaşımli çeliklerin sertliğinde görülen bu artışa ikincil sertleşme adı

verilir. Kromlu ve krom-manganlı çelikler 250-400°C sıcaklıklarda temperlendiklerinde sert krom karbürlerin oluşması temper gevrekliğine yol acar. Bu olumsuz durumu ortadan kaldırmak için, ya çeliğe %0,3–0,5 Mo katılır, ya da çelik bu sıcaklıklardan hızlı soğutularak karbür çökelmeleri engellenir.

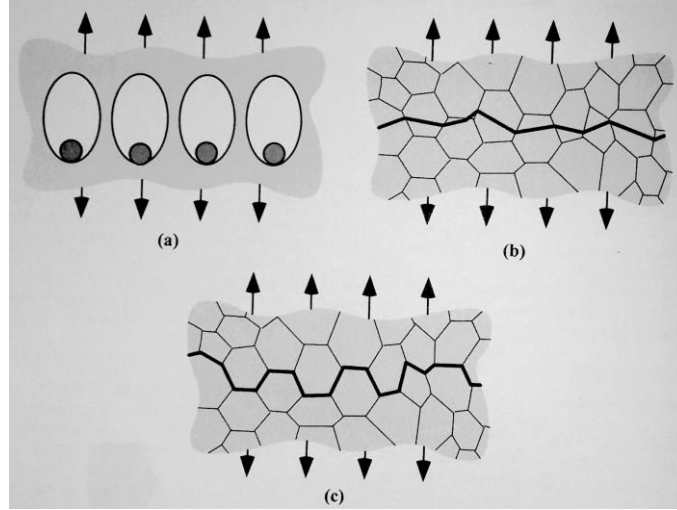


Şekil 4.24. SAE/AISI 4140 çeliğinin temperleme sıcaklığının değişimine bağlı mekanik özelliklerdeki değişim

Şekil 4.24' de 840°C 'de östenitleme sonrası yağda su verme işlemi gerçekleştirilen SAE/AISI 4140 çeliğine ait temperleme diyagramı verilmiştir. Bu diyagramda temperleme sıcaklığının çekme ve akma dayanımıyla beraber uzama ve kesit daralması görülmektedir (Dörrenberg, 2013). Bu diagrafa bakıldığında yağda su verilmiş olan SAE/AISI 4140 çeliğine uygulanan temperleme sıcaklığının değişmesiyle, akma mukavemeti (Re), çekme mukavemeti (Rm), kırılma uzaması (A) ve kesit daralması gibi mekanik özelliklere etkisi görülmektedir. Temperleme sıcaklığındaki artmasıyla akma mukavemeti ve çekme mukavemeti değerleri artarken, buna karşılık kırılma uzaması ve kesit daralması değerleri azalan grafik göstermektedir. Temperleme sıcaklığının düşmesiyle bu durum tam tersi durum söz konusudur.

## 5. METALLERDE KIRILMA MEKANİZMALARI

Metallerde en çok görülen kırılma mekanizması Şekil 5.1'de şematik olarak görülmektedir. Bunların dışında olan bir kırılma türü de yorulmanın sebep olduğu yorulma kırılmasıdır. Sünek malzemelerde kırılma genel olarak kalıntılarda ve ikinci faz parçacıklarında başlayan mikro boşlukların meydana gelmesi, büyümesi ve birleşmesi sonucunda oluşur. Ayrılma kırılması belirli kristal düzlemleri boyunca gerçekleşen kırılma türüdür. Bu kırılmada, kırılma taneler içerinden geçmektedir. Ayrılma kırılması çok kez gevrek kırılma olarak adlandırılrsa da öncesinde büyük ölçüde plastik birim şekil değiştirme ve sünek çatlak büyümesi de görülebilmektedir. Taneler arası kırılma ise adından da anlaşılacağı gibi malzemede kırılmanın taneler arasında gerçekleştiği kırılma şeklidir. (Anderson, 2014; ASM, V-11).



Şekil 5.1. Metallerde görülen a)Sünek kırılma, b)Ayrılma kırılması ve c)Taneler arası kırılma

### 5.1. Sünek Kırılma

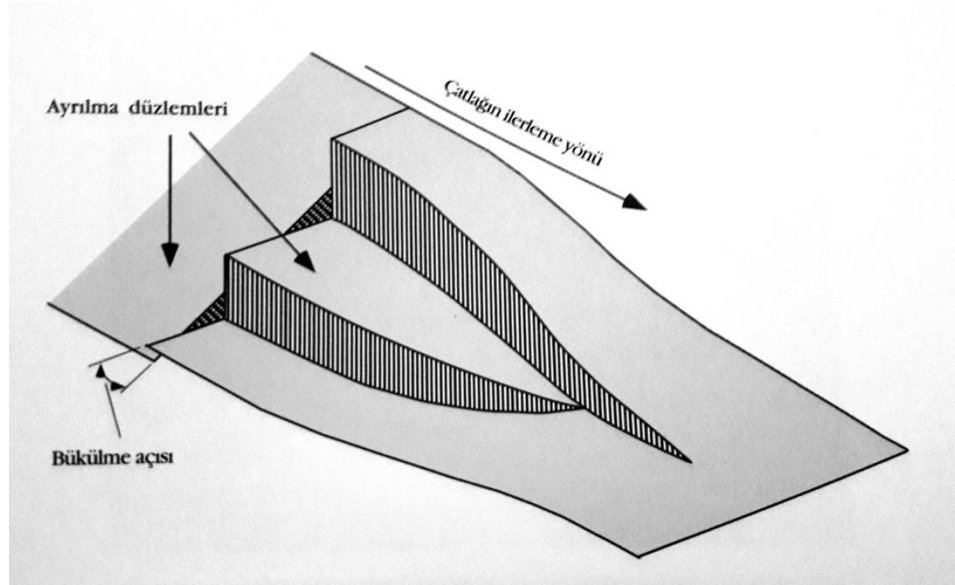
Sünek karakterdeki bir metalin tek eksenli çekme davranışı şematik olarak Şekil 5.1' de verilmiştir. Malzeme, sonunda pekleşmenin ilk kesit alanındaki azalmaya karşı gelemeyeceği kararlılık noktasına ulaşır ve maksimum yükten itibaren boyun verme evresi gerçekleşir. Saflığı yüksek malzemelerin çekme numuneleri keskin bir noktaya kadar boyun verebilmekte ve aşırı yüksek birim plastik şekil değiştirmeler ve ilk kesit alanında yüzde yüz azalma görülür. Ancak, safsızlıklar içeren malzemeler çok daha düşük birim şekil değiştirme durumlarında kırılır. Kalıntı ve ikinci faz parçacıklarında mikro çatlaklar oluşur. Bu mikro boşluklar birleşerek makro boyuttaki boşlukları meydana getirir ve buda kırılmaya sebep olur (Anderson, 2014).

Sünek kırılmada en sık görülen evreler (Knott ,1977; Knott, 1989; Wilsforf, 1983; Garrison ve Moody, 1987; Knott, 1980) aşağıdaki gibidir;

1. Arayüz ayrılması veya parçacık çatlama yoluyla bir kalıntı veya ikinci faz parçacığında bir serbest yüzeyin oluşması.
2. Plastik birim şekil değiştirme ve hidrostatik gerilmeden dolayı boşluğun parçacığın etrafında büyümesi
3. Büyüyen boşluğun bitişik boşluklarla birleşmesi.

## 5.2. Ayrılma Kırılması

Ayrılma kırılması, çatlağın belirli bir kristaloğrafik düzlemde hızla ilerlemesi olarak tarif edilmektedir. Bu kırılma gevrek olabilir, ancak daha önceki evrelerde büyük plastik akma ve sünek çatlak büyümesi de görülebilir. Daha çok tercih edilen ayrılma düzlemleri istif yoğunluğu az olanlardır. Burada daha az sayıda bağların koparılması gerekir ve düzlemler arasındaki mesafeler daha büyüktür. Çok kristalli malzemelerde ise, kırılma yolu tane içlerinden geçmektedir. Ayrılma kırılmasında, tane içinde ilerleyen çatlak tane sınırlarını geçtiği anda yön değiştirir ve her bir tane içinde en avantajlı doğrultudaki ayrılma düzlemini arar.



Şekil 5.2. Bir ayrılma kırılması çatlağının taneler arası bükülme sınırını geçmesi sonucunda meydana gelen nehir desenleri (Anderson, 2014).

Plastik akma kısıtlandığında, bu tip kırılmanın görülme ihtimali artar. Yüzey merkezli kübik (YMK) metaller, genelde ayrılma kırılmasına maruz kalmazlar. Yüzey merkezli kübik metaller, her sıcaklık kademesinde sünek davranış için yeterli miktarda kayma sistemleri vardır. Hacim merkezli kübik yapıdaki metallerde ise, düşük sıcaklık



seviyelerinde sınırlı sayıda aktif kayma sistemleri bulunduğundan dolayı ayrılmadan kırılırlar. Çok kristalli, hegzagonal sıkı paket (HSP) yapıları metallere her bir tanede yalnız üç kayma sistemi vardır ve bunlarda ayrılma kırılması için elverişlidir (Anderson, 2014).

### 5.3. Taneler Arası Kırılma

Metallerde genellikle tane sınırları boyunca kırılmazlar. Sünek yapıdaki metaller genellikle yabancı maddelerde ve ikinci faz parçacıklarının oluşturduğu boşlukların birleşmesi sebebiyle kırılırken, gevrek yapıdaki metallere tipik olarak tane içi ayrılma kırılması görülmektedir. Ancak bazı istisnai durumlarda, çatlaklar tane sınırı hattında ulaşarak ilerleyebilir.

Taneler arası kırılmada tek bir kırılma mekanizması yoktur. Bunun yerine, tane sınırları boyunca çatlamaya sebep olabilecek çeşitli faktörlerin varlık durumu söz konusudur. Bunlar arasında bazılarını sayacak olursak;

1. Gevrek bir fazın tane sınırına çökmesi
2. Çevre etkisiyle çatlama
3. Taneler arası korozyon
4. Yüksek sıcaklıklarda tane sınırlarında oluşan kaviteasyon ve çatlama olayıdır.

Çeliklerde, yanlış temperleme işlemleri sonucunda tane sınırlarında gevrek fazlar çökelebilmektedir (Krauss, 1980). Sıcaklık olarak yaklaşık 350 °C'de temperleme işlemi sonucunda oluşan temperlenmiş martenzit gevrekliği ile alaşımlı çeliğin ~550°C'de temperlenmesiyle meydana gelen temper gevrekliğinin, her ikisinde görünürde fosfor (P) ve sülfür (S) gibi kalıntıların önceki östenit tane sınırlarında çökmesi sonucunda oluşur. Bu ince atom tabakası kalıntıları kırılma yüzeyi üzerinde görülemezler ama elektron spektroskopik yüzey analiz teknikleriyle tespit edilebilmektedirler. Dökme çeliklerin katılaşması esnasında alüminyum nitrid parçacıklarının tane sınırlarında çökmesiyle oluşan gevrekleşme mekanizması yaygın olarak görülmektedir (Krauss, 1980).

Çevresel etkili kaynaklı çatlamalar değişik malzeme-çevre bileşimlerinden oluşabilir. Bazı durumlarda, çatlak ilerlemesi doğrudan çatlak ucundaki meydana gelen herhangi bir korozyon reaksiyonuna bağlanabilir; çatlak ucundaki malzeme seçici korozyona uğrar. Diğer bazı durumlarda ise çatlak ilerlemeye hidrojen gevrekleşmesi neden olur. Her iki durumda, çatlak ucunda meydana gelen yüksek gerilmeler çatlak ilerlemesini destekler niteliktedir.

## 6. DENEYLER HAKKINDA BİLGİ

### 6.1. Optik Mikroskop İnceleme

Optik mikroskop ile demir esaslı malzemelerin yapıları incelenmektedir. Optik mikroskop ile inceleme yapılmadan önce metalik malzeme numunesini alınır. Alınan bu numunenin yapı fazlarının net olarak incelenmesi ve optik mikroskop görüntülerinin oluşturulması için düz bir yüzeyde olması gerekmektedir. Bunun için metalografik çalışmaların yapılması gerekmektedir. Metalografik çalışmaların ilk adımı kesme işlemidir. Bu aşamada çelik malzemenin incelenecek olan bölgesinden küçük bir numune alınır. Daha sonrasında parlatma işlemlerini kolaylaştırmak ve elle tutulamayacak kadar küçük veya düzgün şekle sahip olamayan numuneler bakalit kaplanır. Bakalitleme işleminin sonunda numune zımpara işlemine tabii tutulur. Zımparalamada kaba zımparalamadan başlanarak hassas zımparalama kademesine kadar çıkılır. Hassas zımparalama işlemiyle elde edilen düzgün yüzey kalitesinin daha da artırılması için polisaj işlemi yapılır. Parlatma olarak da adlandırılan polisaj işleminde küçük boylardaki (1-5 mikron) sert aşırıçılar (genellikle metal oksitler) kullanılmaktadır. Yüzeylerinde çizik kalmayınca kadar parlatılan numuneler daha sonrasında dağlama işlemine tabii tutulur. Dağlama işlemi çok iyi parlatılmış olan çelik numune yüzeyinin optik mikroskop altında inceleme yapılabilmesi için yapıları ortaya çıkartan kimyasal bir işlemdir. Dağlama işlemi daldırma veya yüzeye sürme şeklinde de uygulanabilir. Bu işlemlerden sonra optik mikroskopla inceleme yapılmaktadır. İnceleme mikroskop lensleri sayesinde numune yüzeyinden yüksek büyütme değerlerinde inceleme imkanı vermektedir (ASM, V-4).

Optik mikroskopla incelemede genel olarak en yüksek büyütme değeri x1000 büyütmedir. Kullanma amacına bağlı olarak bunun dışında değişik büyütmelerde lensler de kullanılmaktadır. Aynı zamanda bu lenslerle endeksli skalalar kullanılarak incelen bölgenin birim uzunluğunun tespiti de yapılmaktadır.

Çelik malzemelerin incelenmesinde optik mikroskop kullanılarak tane boyutu, çatlak, inklüzyonlar, yapı fazları ve dağılımları gibi yapısal özellikler incelenebilir. Yapı fazları, ısı işlem öncesi yapılar, ısı işlem sonucu oluşturulan fazlar görüntülenebilir. Böylece çeliklere uygulanan ısı işlemlerin sonucu elde edilen fazları görüntülenmesi sağlamaktadır.

## 6.2. Sertlik Deneyi

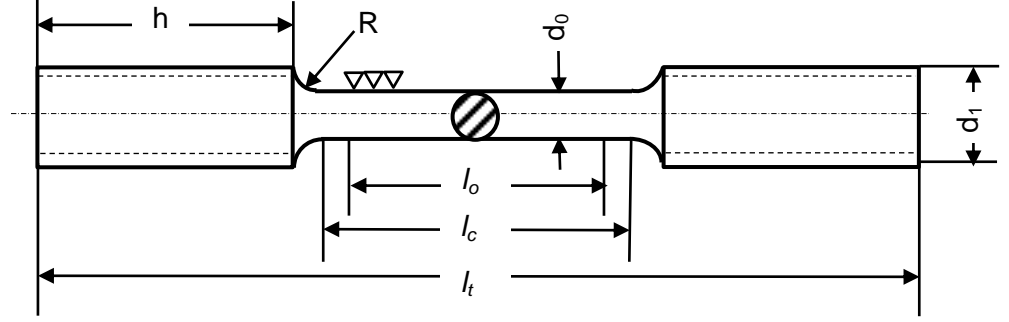
Genel olarak, malzemenin çizilmeye, kesilmeye, aşınmaya ve delinmeye karşı gösterdiği dirence sertlik denir. Bilimsel anlamda ise, bir malzemenin dislokasyon hareketine veya plastik deformasyona karşı gösterdiği direnç sertlik olarak ifade edilir. Sertlik deneyinde, bir malzemenin yüzeyine batırılan bir uca veya kesici takıma karşı gösterdiği direnç ölçülür. Batıcı uçlar bilye, piramit veya koni biçiminde olup, genellikle sertleştirilmiş çelik, sinterlenmiş tungsten karbür veya elmas gibi, sertliği deney malzemesinden çok daha yüksek olan malzemelerden yapılır. Sertlik ölçümünde dikkat edilmesi gereken bazı hususlar vardır. Örneğin sertlik örneklerinin ölçme ve oturma yüzeylerinin düzgün ve birbirine paralel olmaları gerekir. Günümüzde en çok Brinell, Vickers, Rockwell ve Knoop sertlik ölçme yöntemleri kullanılmaktadır.

## 6.3. Çekme Deneyi

Malzeme seçiminde temel esas, malzemenin kullanım yerindeki göstermiş olduğu mekanik davranışlardır. Malzemenin mekanik özellikleri de iç yapılarıyla yakından ilgilidir. Malzemenin iç yapıları ısıtma işlemlerinde değiştirilerek mekanik özellikleri iyileştirilebilir. Ancak farklı ısıtma işlemler mekanik özellikler üzerine farklı etkiler yapmaktadır. Malzemelere istenilen özelliklerin kazandırılabilmesi için uygun ısıtma işlemlerinin uygulanmış olması gerekmektedir. Uygulanan ısıtma işleminin yeterli düzeyde olup olmadığı genellikle tahribatlı muayene metotları kullanılarak belirlenir. Tahribatlı malzeme muayenesinde de daha çok mekanik deneyler kullanılmaktadır. Malzemelerin mekanik davranışlarını incelemek, iç yapılarıyla mekanik özellikler arasında bağlantı kurabilmek amacıyla farklı mekanik deneyler uygulanmaktadır. Ancak uygulamada mekanik deneyler arasında en çok kullanılan yöntem çekme deneyidir. Bunun nedeni ise çekme deneyinden hem malzemelerin mekanik davranışlarıyla ilgili sonuçların elde edilmesi hemde elde edilen bu sonuçların mühendislik hesaplamalarında doğrudan kullanılmasıdır. Bu durum, çekme deneyinin diğer tahribatlı malzeme muayenesi yöntemleri içerisinde en önemli yere sahip olduğunu açıkça gösterir. Bu nedenle deneyin amacı, farklı ısıtma işlemlerinin metalik malzemelerin mekanik özellikler üzerine etkilerini çekme deneyi yardımıyla incelemek ve belirli uygulamalar için en uygun ısıtma işleminin nasıl belirleneceğini ortaya koymaktadır.

Çekme deneyi, malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi ve mekanik davranışlarına göre sınıflandırılmasıyla yapılır. Çekme deneyinin yapılışı çeşitli standart ve kaynaklarda ayrıntılı biçimde verilmiştir. Bu kaynaklarda da belirtildiği

gibi, çekme deneyi ile ilgili standartlara göre hazırlanan deney numunelerinin tek ekseninde ve sabit bir hızla koparıncaya kadar çekilmesi işlemidir. Aşağıdaki şekilde TS 138 normuna göre hazırlanmış olan dairesel kesitli (yuvarlak) silindirik başlı bir çekme numunesi ve ölçüleri görülmektedir.



Şekil 6.1. Dairesel kesitli silindirik başlı çekme numunesi

Şekil 6.1'de  $d_0$  numune çapını,  $d_1$  baş kısmının çapını,  $l_c$  inceltilmiş kısmın uzunluğunu ( $l_0+d_0$ ),  $l_0$  ölçü uzunluğunu ( $5 \cdot d_0$ ),  $h$  baş kısmın uzunluğu ve  $l_t$  numunenin toplam uzunluğunu göstermektedir. Hazırlanan numune çekme deney cihazı çenelerine takılarak deney yapılır. Deney sırasında çekme numunesine sürekli olarak artan çekme kuvveti uygulanır ve kırılma anına kadar hem uygulanan kuvvet hemde numunede meydana gelen uzama kaydedilir. Çekme deneyi sonucunda malzemenin orantı sınırı, elastik sınırı, akma sınırı ve çekme dayanımı gibi mukavemet değerleri ile kopma uzaması, kopma büzülmesi ve tokluk gibi süneklik değerleri belirlenir. Bu değerler malzemenin cinsine, kimyasal bileşimine ve metalografik yapısına bağlıdır.

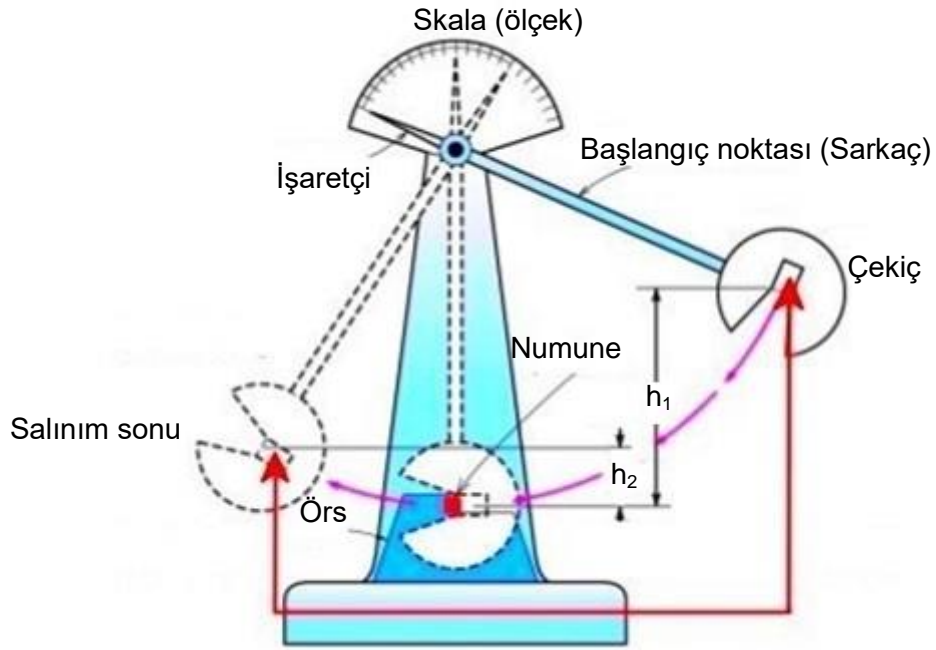
#### 6.4. Çentik Darbe Deneyi

Bazı metalik malzemeli parçalar kullandıkları yerde darbeli yüklere maruz kalırlar. Bu elemanların çarpma dayanımları, yavaş yükleme durumundaki statik mukavemet değerlerinden çok düşüktür. Darbe deneyleri malzemelerin çarpma dayanımlarını veya kırılma enerjilerinin belirlenmesi için uygulanan bir mekanik deneydir.

Darbe deneylerinde numune içerisindeki gerilmelerin numune yüzeyine açılan çentik tabanında toplanması ve malzemenin dinamik yük altında davranışının belirlenmesi amaçlanır. Numune yükleme sonucu zorlandığı zaman çentik tabanına dik bir gerilim oluşur bu gerilim kırılmaya neden olur. Numunenin kırılması için oluşan bu dik gerilimin kristalleri bir arada tutan ya da kaymasını engelleyen kuvvetten fazla olması gerekir. Eğer numune plastik olarak şekil değiştirmeye fırsat bulmadan kırılırsa buna gevrek kırılma denir. Kırılan yüzey düz bir ayrılma yüzeyidir.

Çoğu durumda numune kırılmadan plastik deformasyona uğrar. Oluşan dik gerilimin yanında bu gerilimle  $45^\circ$  açı yapan kayma gerilmesi oluşur. Bu gerilme kritik kayma gerilimini aştığı anda malzemede plastik deformasyon oluşur. Bu durumda önce plastik deformasyon ardından kırılma oluşur. Sünek kırılma adı verilen bu kırılmada yüzey girintili çıkıntılı bir görünüme sahiptir.

Çentikli darbe deneyleri genellikle iki türde yapılmaktadır. Bunlardan ilki charpy darbe deneyinde, yatay ve basit kiriş halinde iki mesnete yaslanan numunenin çentik tabanına bir sarkacın ucundaki çekiçle darbe yapılması ve çentik tabanında meydana gelen çok eksenli gerilimler etkisi ile numunenin kırılması için harcanan enerjiyi tayin işlemidir. İkinci tür olan izod darbe deneyinde, dikey konumdaki numuneye çekiç darbesi uygulanmaktadır.



Şekil 6.2. Charpy darbe deneyi şematik gösterimi

Darbe deneylerinde yaygın olarak kullanılan sarkaçlı bir darbe deney cihazının şematik gösterimi yukarıdaki şekilde görülmektedir. Darbe deneyinde ağırlığı  $G$  olan bir sarkaç  $h_1$  yüksekliğine çıkarıldığında potansiyel enerjisi  $G.h_1$  olur. Sarkaç bu yükseklikten serbest olarak bırakıldığı zaman numuneye çarparak onu kırar ve diğer yönde  $h_2$  yüksekliğine kadar yükselir. Numunenin kırılmasından sonra sarkacın sahip olduğu potansiyel enerji ise  $G.h_2$  olur. Sarkacın ilk konumdaki potansiyel enerjisi ile son konumdaki potansiyel enerji arasındaki fark numunelerin kırılması için gerekli enerjiyi, yani darbe direncini verir. Sürtünme kayıpları ihmal edildiğinde, sarkacın ilk enerjisi ile son enerjisi arasındaki farka eşit olan kırılma enerjisinin formül hali aşağıdaki gibidir.

$$\text{Kırılma enerjisi} = G \cdot h_1 - G \cdot h_2 = G(h_1 - h_2) = G \cdot l \cdot (\cos\beta - \cos\alpha)$$

G: Sarkacın ağırlığı (kg)

l: Sarkacın ağırlık merkezinin sarkacın salınım merkezine uzaklığı(m)

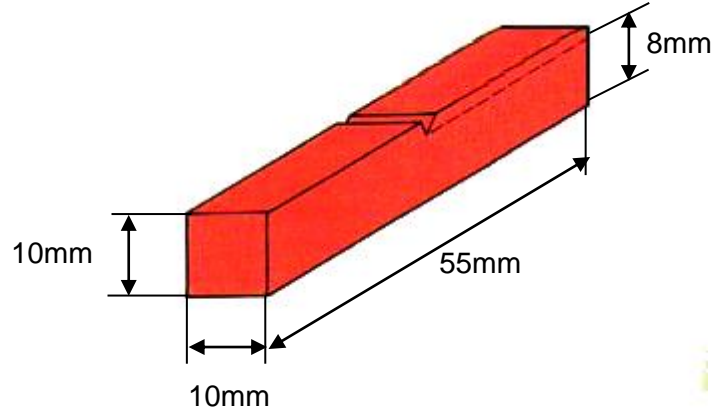
h<sub>1</sub>: Sarkacın ağırlık merkezinin düşme yüksekliği (m)

h<sub>2</sub>: Sarkacın ağırlık merkezinin çıkış yüksekliği (m)

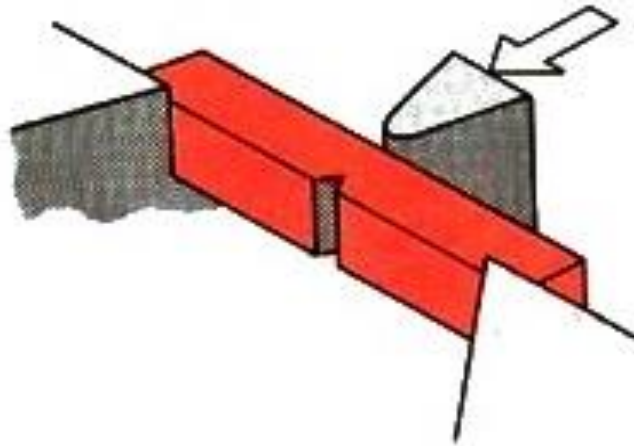
α: Düşme açısı (derece)

β: Yükseliş açısı (derece)

Darbe direncinin birimi genelde joule (J) olarak bilinir. Ancak bazı durumlarda J/m<sup>2</sup>, kg.m veya kg.m/cm<sup>2</sup> olarak ifade edilebilir. Darbe deneyinde kullanılan numune boyutları aşağıdaki gibidir. Darbe deney standartlarında kullanılan çentik türleri açılma çeşitleri; u çentikli, v çentikli ve anahtar deliği çentiklidir.



Şekil 6.3. Darbe deney numunesinin şematik gösterimi



Şekil 6.4. Darbe deneyinin gösterimi ve uygulanan kuvvetin yönü

## 6.5. SEM (Scannig Electron Microscope) İncelemesi

Taramalı elektron mikroskobu (SEM), elektron mikroskopunun en yaygın kullanılan türüdür. Konfokal mikroskopları taramaya benzer şekilde materyal yüzeyini tarayarak çok daha yüksek çözünürlük ve daha fazla alan derinliği ile mikroskobik yapıyı inceler (Leng, 2008).

İnsan gözünün çok ince ayrıntıları görebilme olanağı sınırlıdır. Bu nedenle görüntü iletimini sağlayan ışık yollarının mercekle değiştirilerek, daha küçük ayrıntıların görülebilmesine olanak sağlayan optik cihazlar geliştirilmiştir. Ancak bu cihazlar, gerek büyütme miktarlarının sınırlı oluşu gerekse elde edilen görüntü üzerinde işlem yapma imkânının olmayışı nedeniyle araştırmacıları bu temel üzerinde yeni sistemler geliştirmeye itmiştir. Elektronik ve optik sistemlerin birlikte kullanımı ile yüksek büyütmelerde işlem ve analizler yapılabilen görüntülerin elde edildiği cihazlar geliştirilmiştir. Elektro-optik prensipler çerçevesinde tasarlanmış taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope-SEM), bu amaca hizmet eden cihazlardan birisidir. Taramalı elektron mikroskobu, birçok dalda araştırma-geliştirme çalışmalarında kullanımı yanında, mikro elektronikte, sanayinin değişik kollarında hata analizlerinde, biyolojik bilimlerde, tıp ve kriminal uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. İlk ticari taramalı elektron mikroskobu 1965'de kullanılmaya başlanmış, bundan sonra teknik gelişmeler birbirini izlemiştir.

Taramalı elektron mikroskobunda (SEM) görüntü, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların numune üzerine odaklanması, bu elektron demetinin numune yüzeyinde taratılması sırasında elektron ve numune atomları arasında oluşan çeşitli girişimler sonucunda meydana gelen etkilerin uygun algılayıcılarda toplanması ve sinyal güçlendiricilerinden geçirdikten sonra bir katot ışınları tüpünün ekranına aktarılmasıyla elde edilir. Modern sistemlerde bu algılayıcılardan gelen sinyaller dijital sinyallere çevrilip bilgisayar monitörüne verilmektedir. Gerek ayırım gücü (resolution), gerek odak derinliği (depth of focus) gerekse görüntü ve analizi birleştirebilme özelliği, taramalı elektron mikroskobunun kullanım alanını genişletmektedir. Örneğin x1000 büyütmede optik mikroskobun odak derinliği yalnızca 0.1  $\mu\text{m}$  iken taramalı elektron mikroskobunun odak derinliği 30  $\mu\text{m}$  kadardır.

## 6.6. Yorulma Deneyi

### 6.6.1. Metallerde yorulma

Metalik malzemeli parçalar kullanım şartlarında tekrarlanan yüklere maruz kalırlar. Tekrarlanan yükler etkisinde çalışan metalik parçalarda, gerilmeler parçanın akma dayanımından daha küçük değerlerde olmasına rağmen belirli bir tekrarlama sayısı sonrasında metal yüzeyinde çatlama ve bu çatlama sonucunda metalde kopma olayıyla sonuçlanan durumlar ortaya çıkabilmektedir. Bu olaya yorulma adı verilir. Otomotiv parçalarında ve uçak sanayisinde kullanılan parçalar ile kompresör, pompa, türbin gibi makinelerin parçalarında görülen mekanik hasarların büyük bir bölümü metallerde yorulma olayının bir sonucudur. Yorulma olayı genellikle çatlama yüzeydeki bir pürüzde, bir çentikte, bir çizikte, bir kılcal çatlakta veya kesit değişimlerinin olduğu yerde başlar. Çünkü bu bölgeler gerilim yoğunlaşmasının olduğu bölgelerdir. İlk bilimsel yorulma araştırması, 1852-1870 yılları arasında Alman demir yolu mühendisi AUGUST WÖHLER tarafından yapılmıştır (Gözütok ve Karahan, 1994; Onaran, 1993).

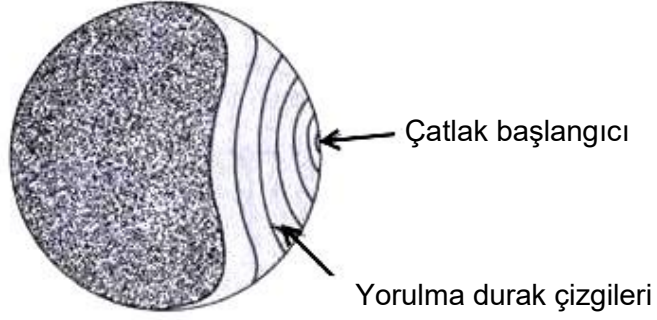
Yorulma ASTM 206-72'de "Bazı nokta veya noktalarda tekrarlı gerilme ya da uzamaya maruz kalan malzemelerde, yeterli tekrar sayısından sonra çatlak oluşması çatlağın büyümesi ve bunun sonucunda malzemenin kırılmasına sebep olan kısmi ve sürekli gelişen kalıcı bir yapı değişikliği olayı" olarak tanımlanmaktadır.

Yorulma olayında üzerinde durulan dört önemli özellik aşağıdaki gibidir.

- 1- Olayın sürekli gelişmesi,
- 2- Lokalize (Bölgesel) olması,
- 3- Çatlakların ilerlemesi,
- 4- Çatlakların büyümesi ve kırığın ortaya çıkmasıdır (Çalık, 1997).

Yorulma kırılması gevrek bir kırılmadır, nerede ve ne zaman olacağını önceden tahmin etmek mümkün değildir. Yorulma kırılmalarını gevrek kırılmadan ayırt etmemizi sağlayan kırılma yüzeyindeki durak çizgileridir. Yorulma bütün malzemelerde gevrek türden kırılma meydana getirir. Tekrarlanan zorlamalar altında belirgin plastik şekil değiştirmeden çatlak ve bu çatlak zamanla yayılır, ani kırılma ile son bulur (S.T Diesel and Marine Group, 2016; ASM, V-12).





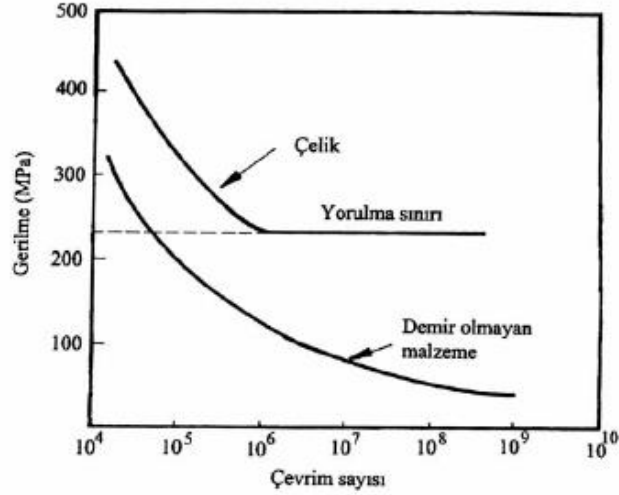
Şekil 6.5. Yorulma çatlak başlangıcı ve durak çizgileri

Yorulmaya genellikle içyapıda bulunan kusurlar civarında oluşan bölgesel gerilme yığılmaları neden olur. Bu yüzden yorulma olayı içyapıyla doğrudan ilgilidir. İçyapıda bulunan mevcut kusurlar (çatlak, çentik, boşluk gibi) civarında gerilmeler ortalama gerilmeden daha büyüktür. Gerilmenin etkisinden dolayı yerel plastik şekil değiştirmeler oluşur. Diğer taraftan dislokasyon hareketliliğinden dolayı kayma bantları oluşur ve bu bantlarda yüzeyde çıkıntılar ve çöküntülerin oluşmasında gerilme yığılmalarının nedenidir. Bu olaylar sonucunda malzeme pekleşir, gevrekleşir ve neticede mikro çatlaklar meydana gelir. Bu mikro çatlaklar zamanla ilerleyerek ani yorulma kırılmasına sebep olur. Yorulma çatlakları genelde yüzeyde meydana gelir ve zamanla malzemenin içi yüzeylerine doğru ilerler (Çalık, 1997).

### 6.6.2. Yorulma dayanımının saptanması

Yorulma dayanımı normal olarak Wöhler yöntemiyle bulunur. Buna (S-N) eğrileri yöntemi de denir. Bu yöntemde malzeme, biçim ve yüzey kalitesi bakımından tümüyle aynı olan deney parçalarının her biri, aralıksız şekilde ve farklı seviyelerde zorlanarak kırılmanın olduğu çevrim sayısı saptanır. Bir deney serisinde çoğunlukla 6-10 adet parça gereklidir (Şık, 2002).

Deneyin amacına, malzeme ve deney cihazına göre yük veya şekil değiştirme genlikleri kontrol edilir ve bu büyüklükler gerilme veya birim şekil değişimi değerlerine dönüştürülür. Wöhler yönteminde bir deney serisinde tüm parçalar için ortalama gerilme ( $\sigma_{ort}$ ) ve alt gerilme ( $\sigma_{alt}$ ) sabit tutularak her deney için ayrı gerilme genliği ( $\sigma_g$ ) seçilir. İlk deney parçası üst gerilme, genellikle akma sınırına yakın olacak şekilde yüksek düzeyde zorlanır. Daha sonraki deney parçalarına ise gittikçe daha düşük zorlama uygulanarak kırılma çevrim sayısının çok yüksek değerlere ulaşması sağlanır. Bir deney serisi sonunda uygulanan gerilme genlikleri ve kırılmanın görüldüğü çevrim sayılarının bir eğri olarak çizimi ile eğer noktalar büyük dağınıklar göstermiyor ise Şekil 6.6'da verilen Wöhler eğrisi elde edilir (Şık, 2002).



Şekil 6.6. Demir ve demir dışı malzemelere ait tipik Wöhler eğrileri (Şık, 2002)

Bu grafikte normal olarak apsis (çevrim sayısı) logaritmik, ordinat (gerilme genliği) ise metrik bölümlü olarak seçilir. Sonsuz çevrim sayısında kırılmanın görülmeyen en büyük genliği yani eğrinin asimptotuna karşılık olan değer yorulma dayanımı olup  $\sigma_y$  ile gösterilir. Diğer yandan belirli bir çevrim sayısından sonra ( $N_s$ =sınır çevrim sayısı) eğri sonsuz çevrim sayısına yaklaşıyor kabul edilir. Sınır çevrim sayısı oda sıcaklığında ve düşük sıcaklıklarda çelikler için  $10 \cdot 10^6$ , ağır ve hafif metaller ile yüksek sıcaklıklarda çelikler için  $10 \cdot 10^6$  veya daha fazla olarak alınır. Deney süresinin kısaltılması amacıyla çelik için  $2 \cdot 10^6$  ve hafif metaller için  $10 \cdot 10^6$ - $50 \cdot 10^6$  sınır çevrim sayıları da kullanılmaktadır (Güleç ve Aran, 1983; Aydemir, 1996).

### 6.6.3. Yorulma deneyi ile ilgili terimler

**Çevrim:** Gerilme -zaman eğrisinin periyodik olarak tekrarlanan en küçük parçasına denir.

**Maksimum gerilme ( $\sigma_{max}$ ):** Gerilme periyodundaki en büyük gerilmedir.

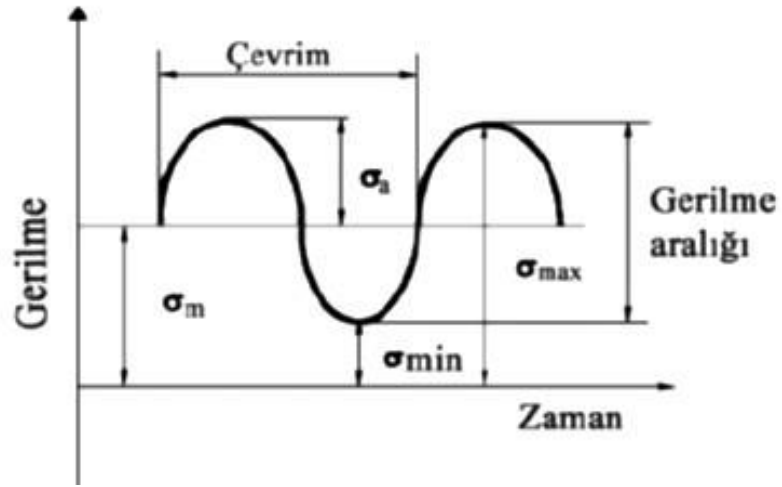
**Minimum gerilme ( $\sigma_{min}$ ):** Gerilme periyodundaki en küçük gerilmedir.

**Ortalama gerilme ( $\sigma_{ort}$ ):** En büyük ve en küçük gerilmenin cebirsel toplamının yarısına eşittir.

$$\sigma_{ort} = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$$

**Gerilme genliği ( $\sigma_a$ ):** En büyük ve en küçük gerilmenin cebirsel farkının yarısına eşittir.

$$\sigma_a = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$$



Şekil 6.7. Yorulma deneyinde gerilme-zaman çevrimi (Alsaran, 1997)

*Çevrim sayısı ( n )* : Deney sırasında herhangi bir durumda uygulanan periyot sayısı,

*Dayanma veya yorulma periyot sayısı ( N )* : Malzemenin kopma esnasındaki periyot sayısı. Genellikle ondalıklı kesir ya da  $10^6$  katları olarak gösterilir.

*N periyodundaki yorulma dayanımı (  $\sigma_N$  )* : Gerilme koşulları altında, deney numunesinin N periyodu süresince dayanabileceği değeri,

*Yorulma sınırı (  $\sigma_D$  )* : İstatistik yöntemlerle belirlenen gerilme koşulları altında bir malzemenin sonsuz sayıdaki gerilme periyotlarına dayanabileceği en büyük gerilme,

*Yorulma sınırındaki gerilme genliği (  $\sigma_A$  )* : Belirlenen ortalama gerilme genliği değeri  $\sigma_m$  ise;

$$\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_A$$

*Periyot oranı ( n/N )* : Uygulanan gerilme periyotlarının, kopma gerilmesi periyotlarına oranı,

*Yorulma dayanımı azaltma faktörü (  $K_f$  )* : Düz parlatılmış deney numuneleri yorulma sınırının gerilme konsantrasyonlu deney parçaları yorulma sınırına oranıdır.

*Gerilme oranı ( R )* : Bir periyottaki en küçük gerilmenin, en büyük gerilmeye oranıdır.

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$$

#### 6.6.4. Yorulmanın ömür açısından değerlendirilmesi

Yorulma olayı eleman ömrü ve elemanın yükleme başlangıcında ön çatlak içerip içermediğine göre dört ana grupta incelenebilir. Bunlar;

1- Çatlaksız malzemelerde yorulma: Malzemede başlangıçta herhangi bir çatlak mevcut değildir. Bu tür yorulmaya örnek olarak dişliler, krank milleri, akslar verilebilir (Şık, 2002).

2- Çatlaklı malzemelerde yorulma: Malzemede başlangıçta çatlak mevcuttur. Bu tür yorulmaya, kaynaklı konstrüksiyonlar, köprüler, gemiler gibi büyük yapılar ve basınçlı kaplardaki yorulma, örnek olarak gösterilebilir (Şık, 2002).

3- Kısa ömürlü (az çevrimli) yorulma: Yorulma, akma gerilmesinin üstündeki gerilmelerde ( $N < 10^4$ ) oluşur. Bu tür yorulma, nükleer reaktörler, türbin parçaları ve motor elemanlarında meydana gelir (Çalık, 1997).

4- Uzun ömürlü (az çevrimli) yorulma: Yorulma, akma gerilmesinin altındaki gerilmelerde ( $N > 10^4$ ) oluşur. Bu tür yorulmaya, tüm titreşen sistemler, tekerlekler, miller, motor elemanları, örnek olarak gösterilebilir (Çalık, 1997).

#### 6.6.5. Yorulma deney makinaları

1-Dönen-eğmeli makinalar

- a- Sabit eğme moment tipli
- b- Değişken (konsol kiriş) eğilmeli tipli

2-İleri-geri eğilmeli makinalar

3-Eksenel gerilmeli makinalar

- a- Çekme basma kuvvet tipli
- b- Rezonans tipli

4-Titreşimli oluşturulan tekrarlı yüklü makinalar

- a- Mekanik
- b- Elektro manyetik

5-Tekrarlı burulmalı makinalar

6-Birleşik gerilmeli makinalar

7-Bilgisayar kontrollü makinalar

8-Özel uygulamalar için parça deney makinaları (Alsaran, 1997).

## **6.6.6. Yorulmaya etki eden faktörler**

### **6.6.6.1. Parça büyüklüğü**

Çapın artması numunenin yüzey alanı ve hacmini artırır. Yüzeyin artması yorulmanın genellikle yüzeyden başlaması ve yüzey kusurlarının bulunma olasılığının artması nedeniyle yorulmayı etkiler (Çalık, 1997). Bunun dışında kesitin artması birim alana düşen gerilmeyi etkilemesinden dolayı yorulma ömrü etkilenir.

### **6.6.6.2. Yüzey durumu**

Bu faktörden söz edilirken yalnızca yüzey durumu olarak değil, aynı zamanda, tasarım etmeni gibi de düşünülmelidir. Çeliklerin görülen yorulma kırılmasının birçoğu yüzey pürüzlülüklerinden başlamaktadır. Bu nedenle, yorulma özelliği yüzeydeki çentik, girinti, çıkıntı, keskin köşe gibi tasarımdan kaynaklanan kusurlara karşı çok duyarlıdır (Talay, 2005).

### **6.6.6.3. Yüzey işlemleri**

Yorulma kırılmasının açıkça yüzeyden başladığı bilinmektedir. Bu yüzden yüzey temizliği çok önemlidir. Yüzey işlemleri ezme, dövme, sementasyon, nitrüleme, indüksiyonla yüzey sertleştirme gibi işlemlerden oluşur ve bunlar yorulma mukavemetini artırmaktadır (Talay, 2005).

### **6.6.6.4. İç yapı**

Genellikle çeliklerin çekme dayanımlarını etkileyen etmenler yorulma dayanımlarını da etkiler. Örneğin, tavlanmış çeliklerde, tane büyüklüğü azaldıkça nasıl çekme dayanımı artarsa, benzer biçimde, yorulma dayanımı da artar (Talay, 2005).

Isıl işlem uygulanmış düşük alaşımlı çeliklerin arasında su verme işleminin ardından uygulanan temperleme işleminin ardından yorulma özellikleri, ferrit + perlit karışımı içerenlere oranla daha iyidir. Beynit yapıları ve özellikle de östenitik çeliklerin yorulma özellikleri üstündür. Genellikle, 40 HRC değerinin üzerinde içyapılarında beynit içeren çelikler temperlenmiş çeliklerden üstündür (Talay, 2005).

Çeliğin içyapısını oluşturan fazlar arasında yorulma özelliğini en etkin olarak değiştiren martenzittir. Temperlenmiş martenzitin etkisinin yüksek düzeylere ulaşabilmesi için içyapıda oluşan martenzitin miktarının da yüksek olması gerekir (Talay, 2005).

#### **6.6.6.5. Yenim**

Yenimli ortamlar çelik yüzeylerde, çevrimli gerilim uygulamasına bile, karıncalanma olgusu ile kovuklar ve gözenekçikler oluşturulabilir. Bunlar da çentik etkisi yaratarak, malzemenin yorulma dayanımını düşürücü etkiye sahiptir. (Talay, 2005). Çatlak ucunun laboratuvar havasındaki nemle etkileşimi nedeniyle hidrojen üretme ihtimalinin bulunduğunu kabul ederiz. Ancak, bu reaksiyonun yorulma çatlak ucu mekanikleri üzerinde bir rol oynadığı davranış oldukça tartışmalıdır (Gangloff, 2003; Nykyforchyn ve OZ, 2001). Benzer yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerde nemli havanın yorulma çatlama büyüme oranı ve yorulma eşikleri için daha az zararlı olduğu bulunmuştur (Stewart, 1980).

#### **6.6.6.6. Metalurjik faktörler**

Yorulma dayanımının, malzemenin çekme dayanımı ile doğrudan ilgili olduğu sonucunda ve sadece akma dayanımındaki artışın yorulma özelliğini geliştirmediği görüşü üzerinde birliktelik vardır (Talay, 2005).

Yorulma dayanımının, malzemenin çapraz kayma yeteneği ile doğrudan ilişkili olduğu gözlenmiştir. Kolay çapraz kayabilen yüksek dizi hatası enerjisine sahip metaller, dislokasyonlara engeller etrafında daha rahat hareket etme imkânı sağlamaktadır. Bu ise kayma düzlemi oluşumunu, dolayısıyla çatlak oluşumunu hızlandırmaktadır. Bu tür kayma, "dalgalı kayma" adını alır. Düşük dizi hatası enerjisine sahip metallerde ise çapraz kayma olayı kısıtlandığından çatlak oluşumu da gecikmekte, bu da yorulma dayanımının artmasını sağlamaktadır. Bu malzemelerde görülen kayma türü, "düzlemsel kayma" adını almaktadır (Talay, 2005).

#### **6.6.6.7. Sıcaklık**

Yorulma dayanımı sıcaklık düştükçe artar. Fakat oda sıcaklıklarının altında, çeliklerin yorulma olgusundaki çentik duyarlılığı sıcaklık düştükçe artar. Oda sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda yorulma, yüksek sıcaklık yorulması adını alır. Bu sıcaklıklarda sıcaklık arttıkça genellikle yorulma dayanımı düşer. Sıcaklık 400 °C üzerine ulaştığında yorulma yerine sürünme devreye girer. Yorulma kırılması "tane içi kırılması" türündendir; sürünme kırılması ise "taneler arası kırılma" ya da tane sınırı kırılması türündendir (Talay, 2005). Çeliğin içerisindeki Mo, V, Cr gibi kuvvetli karbür yapıcı elementler, 400°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, alaşımsız çeliklere göre daha iyi yorulma dayanımı sağlamaktadır (Yeşildal vd, 2003).

#### **6.6.6.8. Gerilme yoğunlaşması**

Kullanılan elemanda gerilme birikmesi varsa, yorulma kırılması bakımından tehlike artar. İçinde çatlak, köpük bulunan parçalarla, kesit değiştiren ve üzerinde çentik olan parçalara dikkat edilmesi gerekmektedir. Keskin köşe istenen bölgelere dairesel şekil vermek yorulma ömrünü arttırıcı bir etkiye sahiptir (Talay, 2005).

#### **6.6.6.9. Gerilme gradyanının etkisi**

Gerilme gradyanı parça kesitinde gerilmenin genel olarak değişimidir. Örneğin eğilme ve burulma zorlamalarında elastik şekil değişimi bölgesinde doğrusal olarak azalarak tarafsız ekseninde sıfır değerine ulaşır. Çapları farklı olan iki parçanın yüzeyindeki gerilme aynı ise, çapı büyük olan parçada çok daha büyük bir hacim yüksek gerilme altında kalır. Çekme veya basma zorlamalarında ise gerilme gradyanı etmeni bakımından belirgin bir boyut etkisi yoktur (Talay, 2005).

#### **6.6.6.10. Artık gerilmeler**

Metal malzeme esaslı parçalarının üretimleri sırasında bünyelerinde oluşabilecek artık gerilmeler, işletme gerilmeleri yönünde ise, yorulma ömründe önemli azalmalara neden olur. Ancak işletme gerilmesinin tersi yönünde bir artık gerilme, malzeme bünyesinde oluşturulmuşsa, bu defa ömürde bir artış söz konusu olacaktır. Çünkü gerilmelerin vektörel olarak toplanabilmesi esasına göre işletme sırasında oluşacak gerilmeler, önce artık gerilmenin üzerine çıkmaya çalışacağından, gerçek değerinde azalmaya uğrayacak, bu ise yorulmaya neden olan gerilme genliğinin daha düşük seviyede kalmasına neden olacaktır (Talay, 2005).

#### **6.6.6.11. Metal veya alaşımın soğukta işlenmesi**

Oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda yapılan deneylerde, azalan sıcaklıklarda yorulma mukavemetinde artışlar gözlenir. Yorulma mukavemeti azalan sıcaklıklarda çekme mukavemetinden daha düşük bir artış göstermesi, şekillenme ve yoğunlaştırma olayının birleşmesiyle, oda sıcaklığında oluşan yorulma deformasyonunun bir belirtisi olarak açıklanmıştır (Alsaran, 1997).

#### **6.6.6.12. Frekansın etkisi**

Wöhler tarafından yapılan deneylerde kuvvetin tekrar sayısı 60devir/dakika kadardır. Daha sonra Reynolds tarafından dakikada 2500 devir için deneyler yapılmış, arkasından Hopkinson 7000 devir/dakika'lık deneyler yaparak, yorulma dayanımlarında %10 bir artış olduğunu göstermiştir. Çok düşük frekanslarda sürünme ve gerilme gevşemesi olayları ortaya çıkabilir. Çok yüksek frekanslarda ise yorulma dayanımının arttığı görülür (Talay, 2005).

#### **6.6.6.13. Korozyonun etkisi**

Makine parçaları bir kuvvet tekrarına zorlanırsa ve aynı zamanda oksitlenmeyi kolaylaştıran bir ortamda bulunursa, yorulma sınırlarında bir alçalma olur. Bu azalan sınırlara korozyon yorulması sınırları denir. Uygulamada; gemi pervanelerinin milleri, gemi yağ makinalarının soğutma suyu piston kolu, türbin kanatları, petrol kuyularında piston kolları korozyon ile birlikte yorulmaya zorlanırlar.

Hava korozyonunun yorulma ömründe %5 ile %10 arasında bir azaltma yaptığı görülmüştür. Aşındırıcı korozyonun da aynı şekilde yorulma ömrünü azalttığı tespit edilmiştir (Talay, 2005).

Yorulma mukavemetine etki eden faktörler iyi bilinmelidir. Yorulma deneyinin sonuçlarını yorumlamak için bilinmesi gerekir.

##### **1- Malzemenin özellikleri**

- a- Malzeme cinsi
- b- Malzemenin piyasaya sunulmuş durumu (levha, çubuk, döküm)
- c- Eritme ve döküm şartları
- d- Son mekanik işlemler
- e- Kimyasal bileşim
- f- Yüzey durumu ve kalitesi

##### **2-Deney çubuğunun şekil ve boyutları**

3-Deney cihazının çeşidi, çalışma prensibi ve deneyin yapılışı esnasında uygulanan gerilme (çok eksenli veya ortalama gerilme) ile frekansı

4-Deneyin yapıldığı ortamın koşulları, çevrenin kimyasal etkisi (korozyon) ve sıcaklığı(sıcaklık genellikle mukavemeti azalttığından yorulma mukavemetini de azaltır)



Son zamanlarda özellikle önemli parçaların yorulma özelliklerini elde edebilmek için standart bir deney çubuğu yerine parçanın kendisi özel cihazlarda çalışma şartlarına benzer şartlarda deneye tabi tutulmaktadır. Böylece daha güvenilir sonuçlar elde edilmektedir.

Çok eksenli gerilme hali yorulma mukavemetine etki eder. Özellikle değişken kesitli parçalarda çok eksenli gerilme hali doğar. Parçanın mukavemetini azaltan bu tür gerilme yığılmalarını önlemek için kesit değişmelerine mümkün olduğu kadar büyük eğrilik yarıçapı verilir ve ani kesit daralmalarından kaçınılır.

Yorulma deneyinde kullanılan cihazlar çok çeşitli olmalarına rağmen, bu cihazları numuneye uyguladıkları gerilme türü açısından 4 ana grupta toplamak mümkündür.

- 1-Eksenel çekme-basma gerilmeleri uygulanan cihazlar
- 2-Eğme gerilmesi uygulayan cihazlar
- 3-Burma gerilmesi uygulayan cihazlar
- 4-Bileşik gerilme uygulayan cihazlar

## 7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE SONUÇLARI

### 7.1. Numuneler

#### 7.1.1. Numune boyutları

Deneysel çalışmada boyutları Ø30x500mm olan dairesel kesitli, SAE/AISI 4140 malzemeli toplam 10 adet numune kullanılmıştır. 10 adet numuneye aynı şartlarda normalizasyon ısı işlemi uygulandıktan sonra 5 adeti ıslah, 5 adetine de östemplendirme ısı işlemi uygulanmıştır. Tüm numuneler ait numune ve özellikleri Çizelge 7.1'de verilmiştir.

Çizelge 7.1. Deneysel çalışmada kullanılan numuneler ve özellikleri

Numune	Çap/Uzunluk	Malzeme	Uygulanan Isıl İşlem
NQT1	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Islah
NQT2	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Islah
NQT3	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Islah
NQT4	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Islah
NQT5	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Islah
NO1	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Östemper
NO2	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Östemper
NO3	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Östemper
NO4	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Östemper
NO5	Ø30x500mm	SAE 4140 (42CrMo4)	Normalizasyon+Östemper

#### 7.1.2. Kimyasal kompozisyon

Çelik kimyasal kompozisyonunda bulunan elementler çelik standartlarına göre istenilen aralıkta olmasına rağmen, alt sınırdaki veya üst sınırdaki bulunduğu durumlarda çelik farklı özellikler kazanabilir. Örneğin SAE/AISI 4140 çeliğinin içerisinde Cr alaşım elementi % olarak 0.80-1.10 arasındadır. Ancak %0.80 Cr ihtiva eden SAE/AISI 4140 çeliği ile %1.10 Cr ihtiva eden SAE/AISI 4140 çeliği arasında çok farklı olmasada belirli farklar meydana gelecektir. Örneğin ısı işlem uygulaması esnasında aynı şartlarda su verme işlemine tabi tutulan %0.80Cr ve %1.10Cr ihtiva eden SAE/AISI 4140 malzemeli çelikte ısı işlem sonrasında farklı karakterler sergiler. Su vermede sertleştirme kabiliyetinde etkin element olan Cr elementi nispeten %1.10 Cr içeriğiyle daha iyi sertleşme sağlayacaktır. Bu sebeple deneylerde kullanılan SAE/AISI 4140 çeliğinde %Cr oranı 0.80-1.10 , %Mn oranı yaklaşık %0.80 olan çelik kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan NQT ve NO numunelerine ait kimyasal kompozisyonlar Çizelge 7.3 ve Çizelge 7.4' de verilmiştir.

Çizelge 7.2. SAE/AISI 4140 çeliği kimyasal kompozisyonu

Element	%Ağırlık
Karbon (C)	0.38-43
Silisyum (Si)	0.15-0.35
Mangan (Mn)	0.75-1.00
Fosfor (P)	0.030(max.)
Kükürt (S)	0.040(max.)
Krom (Cr)	0.80-1.10
Molibden (Mo)	0.15-0.25

Çelikler standartların belirttiği aralıklardaki % element içeriklerine göre üretimi yapılır. Ancak eser miktarda da olsa standardın belirtmiş olduğu element ve elementlere ait yüzdelerinin dışında çelik üretimi esnasında hurdadan gelen farklı element gruplarını da içerebilirler.

Çizelge 7.3. NQT numuneleri kimyasal kompozisyonları

Element	Islah numuneleri				
	NQT1	NQT2	NQT3	NQT4	NQT5
	%	%	%	%	%
Karbon (C)	0.413	0.410	0.401	0.412	0.408
Silisyum (Si)	0.261	0.266	0.261	0.264	0.259
Mangan (Mn)	0.810	0.825	0.810	0.822	0.804
Fosfor (P)	0.006	0.006	0.006	0.006	0.006
Kükürt (S)	0.018	0.018	0.017	0.018	0.017
Krom (Cr)	1.064	1.077	1.062	1.075	1.058
Molibden (Mo)	0.205	0.207	0.204	0.204	0.208
Nikel (Ni)	0.078	0.080	0.077	0.078	0.077
Alüminyum (Al)	0.022	0.021	0.024	0.024	0.022
Bakır (Cu)	0.154	0.157	0.154	0.156	0.154
Kalay (Sn)	0.007	0.008	0.007	0.008	0.007
Demir (Fe)	KALAN	KALAN	KALAN	KALAN	KALAN

Çizelge 7.4. NO numunleri kimyasal kompozisyonları

Element	Östempereleme numuneleri				
	NO1	NO2	NO3	NO4	NO5
	%	%	%	%	%
Karbon (C)	0.410	0.411	0.403	0.411	0.408
Silisyum (Si)	0.260	0.267	0.266	0.262	0.263
Mangan (Mn)	0.815	0.812	0.805	0.816	0.811
Fosfor (P)	0.006	0.006	0.006	0.006	0.006
Kükürt (S)	0.017	0.019	0.018	0.018	0.017
Krom (Cr)	1.077	1.065	1.060	1.059	1.62
Molibden (Mo)	0.203	0.204	0.207	0.205	0.204
Nikel (Ni)	0.080	0.079	0.081	0.079	0.077
Alüminyum (Al)	0.023	0.024	0.024	0.021	0.023
Bakır (Cu)	0.156	0.154	0.156	0.154	0.154
Kalay (Sn)	0.008	0.007	0.008	0.007	0.008
Demir (Fe)	KALAN	KALAN	KALAN	KALAN	KALAN

### 7.1.3. İnküzyon mitaları ve östenit tane boyutu

Çelikler içerisinde metalik elementler ihtiva etmesinin yanında içerisinde bir miktar metalik olmayan kalıntılar içermektedir. İnküzyon olarak tanımlanan bu yapılar ASTM E45 ve ISO 4967 standartlaştırılmıştır.

Deneyde kullanılan çelik malzemelerin inküzyon miktarlarının incelenmesi ASTM E45-Method A (Worst Fields)'ya göre yapılmıştır. İnküzyon tipleri ASTM-E45A metoduna göre A, B, C, D olarak tanımlanmıştır. A tip inküzyon sülfid tip grubudur ve çelik içerisinde bulunan sülfür ve sülfid kalıntılarını tanımlamaktadır. A tipi inküzyonlara tipik olarak MnS örneği verilebilir. MnS, yumuşak ve sünek karakter sergilemesi sebebiyle özellikle hadde yönünde uzamasıyla bilinen inküzyon tipidir. S elementinin Mn elementine olan kimyasal afinitesinin yüksek olması sebebiyle bu yapı oluşur. B tip, alümina ve veya alüminat tipi olarak isimlendirilen inküzyon tipidir. Al elementinin oksijene olan kimyasal afinitesinden kaynaklanmaktadır. Çelik üretimi esnasında çelik bünyesine geçer. C tip inküzyon tipi ise silikat grubudur. D tip inküzyon ise küresel oksit grubudur. Bu tip inküzyonda oksitlerin küresel formda bulunması sebebiyle bu grupta yer alır ve bu şekilde isimlendirilirler.

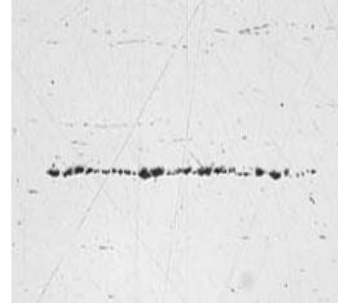
İnkilüzyonlar A, B, C ve D guruplarına ayrılmasının yanında her bir grup içinde ince ve kalın olarak farklı iki kategoride ele alınmaktadır. Örneğin A inkilüzyon gurubunda standarlarnın belirttiği toplam uzunluk kalınlık gibi parametrelere göre A-İnce ve A-Kalın guruplandırması yapılmaktadır. İncelenen numunelerin ASTM E45-Metod A standardında belirtilen A-İnce, A-Kalın, B-İnce, B-Kalın, C-İnce, C-Kalın, D-İnce, D-Kalın inkilüzyon tipine göre ve ASTM E112 standardına göre östenit tane boyutu aşağıdaki gibidir.

Çizelge 7.5. İnkilüzyon miktarları ve östenit tane boyutu

TEST	STANDART	SONUÇ	
A	İnce	ASTM E45A	0.50
	Kalın	ASTM E45A	0
B	İnce	ASTM E45A	0.50
	Kalın	ASTM E45A	0
C	İnce	ASTM E45A	0
	Kalın	ASTM E45A	0
D	İnce	ASTM E45A	1
	Kalın	ASTM E45A	0.50
Östenit Tane Boyutu (ÖTB)	ASTM E112		8



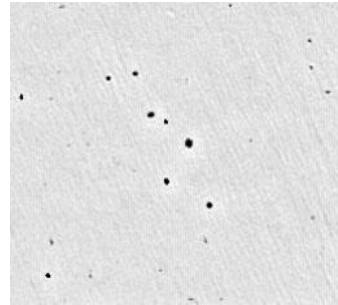
A) Sülfıt tip



B) Alümina tip



C) Silikat tip



D) Küresel oksit tip

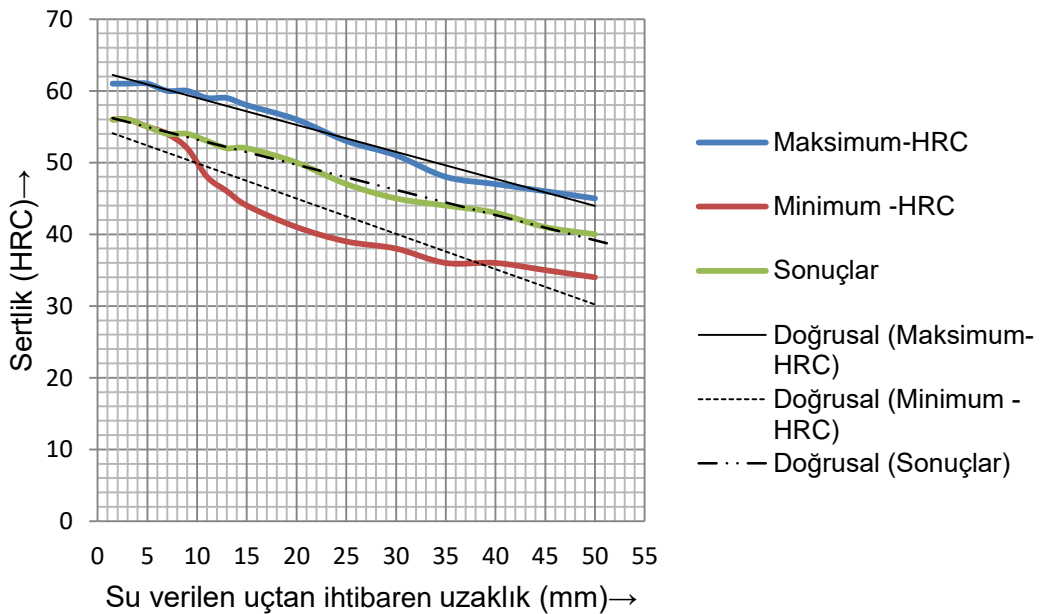
Şekil 7.1. İnkilüzyon tipleri (Anonim, 2017b)

#### 7.1.4. Sertleşebilirlik

Jominy deneyi olarak da bilinen sertleşebilirlik deneyinde uygun bir östenitleme sıcaklığına ısıtılan çelik malzemeli deney numunesi ucuna belirli bir basınçta su ile su verilerek tamamen soğutulur. Daha sonrasında su verilen uçtan itibaren başlanarak standartlarda belirtilen mesafelerde ölçümler gerçekleştirilir. Su verilen uç ilk soğutma bölgesi olduğundan dolayı en yüksek sertlik değeri burada ölçülür. Daha sonraki sertlik ölçümlerinde su verilen uçtan itibaren uzaklaştıkça ölçülen sertlik değerleri de düşmektedir. Bu şekilde çeliğin sertleşebilirliği ölçülmektedir.

Her çelik türünün sertleşebilirliği bellidir ve standartlarda geçmektedir. Çeliğin su verilen uçtan itibaren artan mesafeye göre alabileceği üst ve alt sertlik değerlerinin yer aldığı çizelgelere sertleşebilirlik bandı denmektedir. Çeliklerin sertleşebilirlikleri jominy deneyi uygulaması sonrasında bu üst ve alt değer aralığında olmalıdır.

Şekil 7.2'de deneyde kullanılan SAE/AISI 4140 malzemeli çeliğin sertleşebilirlik bandı görülmektedir. Burada kırmızı renkli çizgi (minimum-HRC) sertleşebilirlik bandının alt sınırını, mavi renkli çizgi sertleşebilirlik bandının üst sınırını oluşturmaktadır. Yeşil renkli çizgi ise deneylerde kullanılan çeliğe ait su verilen uçtan itibaren mesafeye karşılık sertlikteki değişimi vermektedir. Şekilde görüldüğü gibi jominy deneyi sonucunda, deneyde kullanılan SAE/AISI 4140 çeliğinin sertleşebilirliği sertleşebilirlik bandı içinde yer almaktadır.

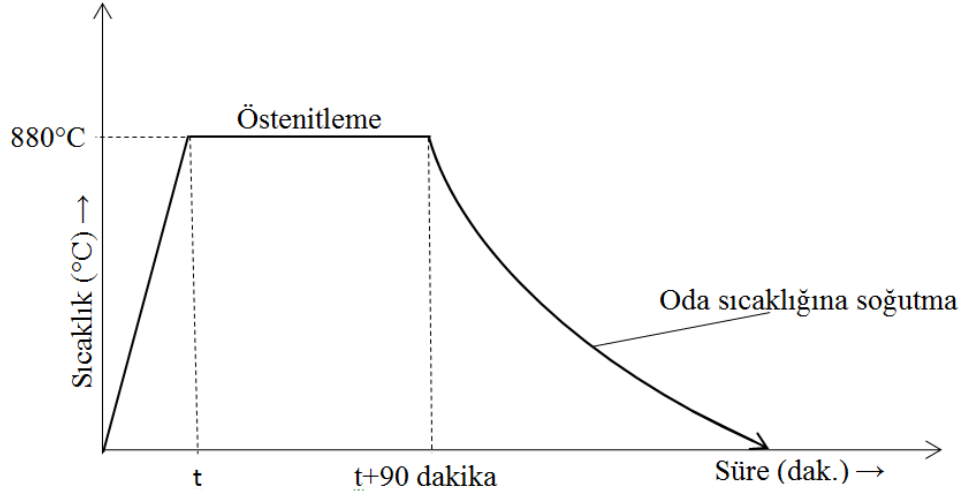


Şekil 7.2. Numunere ait jominy değerleri

## 7.2. Isıl İşlemler ve Uygulanan Isıl İşlem Prosesleri

### 7.2.1. Normalizasyon Isıl İşlemi

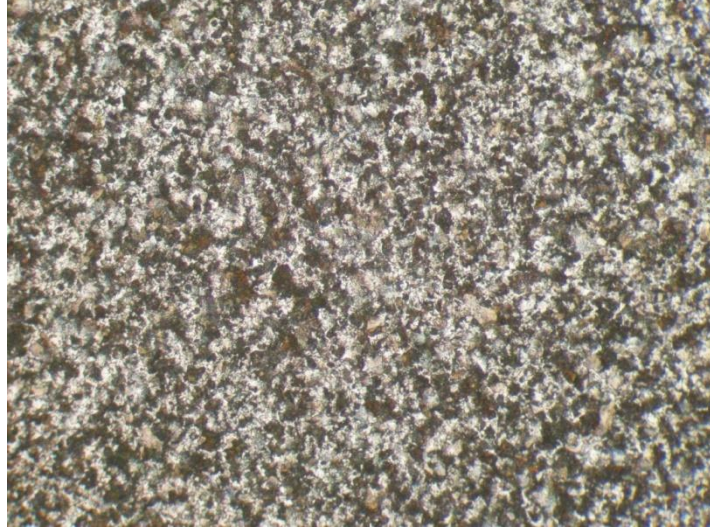
Toplamda 10 adet olan SAE/AISI 4140 malzemeli çelik numunelere östemperleme ve ıslah ısıl işlemi öncesinde normalizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır (Şekil 7.3). Daha öncede bahsedildiği gibi normalizasyon ısıl işlemi çelikleri normalleştirmek amacıyla yapılan bir ısıl işlem türüdür. Normalizasyon ısıl işlemi dekarbürizasyonun (yüzeyde karbon azalması) önüne geçilmesi için, atmosfer kontrolü fırında yapılmıştır. Numunelerin eğilmelerinin asgari düzeyde tutabilmek amacıyla numuneler fırına dik konumda girilmiştir. Fırın sıcaklığı 880°C ayarlanmıştır. Fırın sıcaklığı 880°C olduktan sonra 90 dakika beklenmiştir. Daha sonra fırından çıkartılan parçalar kendi halinde oda sıcaklığına soğuması için havaya bırakılmıştır.



Şekil 7.3. Numunelere uygulanan Normalizasyon ısıl işlem süreci

Normalizasyon ısıl işlemi sonrası oluşan yapı kontrolü optik mikroskopla yapılmıştır. Çelik üretimi sonrasında soğuk kesilebilirlik tavı uygulanan çeliğin yapısı normalizasyon ısıl işlemi sonucunda ferrit ve perlitten meydana gelen bir yapı elde edilmiştir. Oluşan Mikroyapı görüntüleri x100, x500 ve x1000 büyütme değerlerinde büyütülerek Şekil 7.4'de verilmiştir. Burada beyaz renkli bölgeler ferrit fazını, koyu renkteki bölgeler ise perlit fazını göstermektedir.

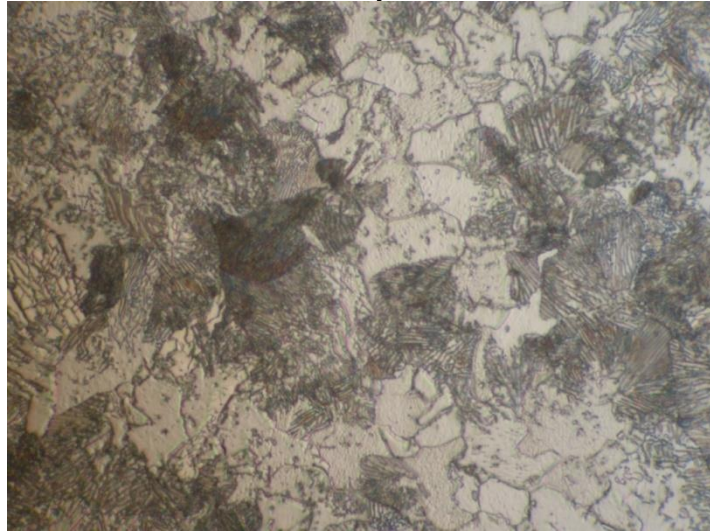
NORMALİZASYON MİKROYAPISININ OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



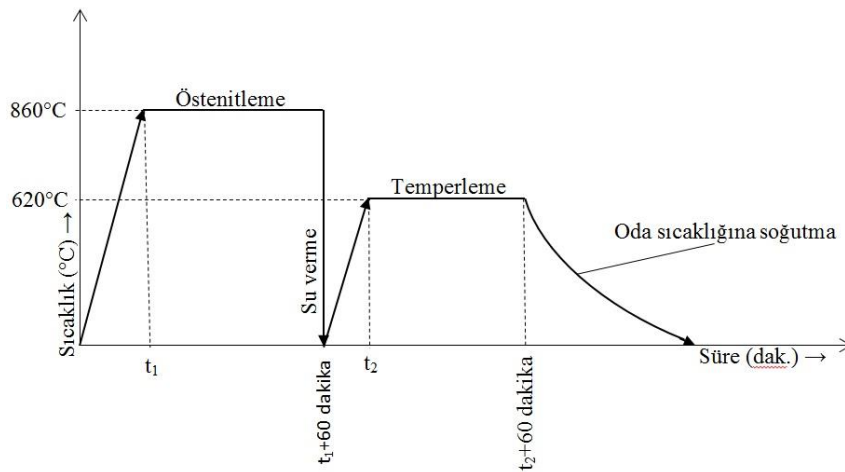
X1000 büyütme

Şekil 7.4. Normalizasyon ısı işleminin sonrası mikroyapı görüntüleri



### 7.2.2. Islah ısıt işlemleri

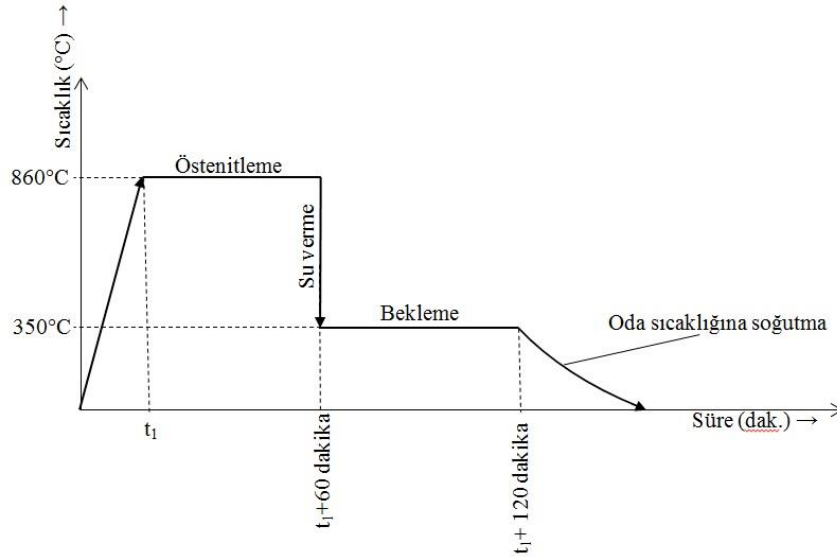
Normalizasyon ısıt işlemleri uygulanan 10 tane numuneden 5 tanesine ısıt ısıt işlemleri uygulanmıştır. Islah ısıt işlemleri dekarbürizasyonun (yüzeyde karbon azalması) önüne geçilmesi için , atmosfer kontrolü fırında yapılmıştır. Numunelerin eğilmelerinin asgari düzeyde tutabilmek amacıyla numuneler fırına dik konumda girilmiştir. Bunun yanında su verme esnasında yeterli soğuma sağlanması için numunelerin birbiriyle temasını önleyici tedbirler alınmıştır. Fırın sıcaklığı 860°C ayarlanmıştır  $t_1$  süresinde fırın seçilen bu sıcaklığa ulaşmıştır. Fırın sıcaklığı 860°C olduktan sonra 60 dakika bu sıcaklıkta beklenmiştir. Yapının tamamı östenitleştirildikten sonra su verme işlemleri yapılmıştır. Su verme işlemleri ısıt çatlakların meydana gelmemesi ve homojen sertleştirilebilirlikleri yüksek olması sebebiyle polimer esaslı yağ (hacimce %15 polimer esaslı yağ ve su) ve su karışımında yapılmıştır. Normalizasyon ısıt işlemleri sonucu elde edilen ferrit-perlit fazlarından meydana gelen mikroyapı, tamamen östenite dönüştürüldükten sonra martenzite dönüştürülmüştür. Su verme işlemleri sonrasında numunelerin orta bölgeleri 55-60 HRC olarak ölçülmüştür. Menevişleme işlemleri için sıcaklık değeri 620°C seçilmiştir ve fırın sıcaklığı bu sıcaklığa  $t_2$  süresinde ulaşmıştır. Fırın sıcaklığı bu sıcaklığa ulaştıktan sonra 60 dakika bu sıcaklıkta bekletilen numuneler işlem sonunda havada kendi halinde oda sıcaklığına soğuması için havaya bırakılmıştır. Böylece su verme işlemleriyle elde edilen martenzitik yapı menevişleme işlemlerinin ardından temperlenmiş martenzite dönüşmüştür. Mikroyapısı temperlenmiş martenzitten oluşan numuneler ısıt ısıt işlemlerinin tamamlanmasının ardından yüzey sertliği 28-32 HRC olarak ölçülmüştür. Mikroyapı görüntüleri x100, x500 ve x1000 büyütme değerlerinde büyütülerek görüntüleri alınmıştır. Uygulanan ısıt ısıt işlemleri prosesi aşağıdaki gibidir.



Şekil 7.5. Islah ısıt işlemleri prosesi (Su verme+Temperleme)

### 7.2.3. Östemperleme ısıl işlemi

Normalizasyon ısıl işlemi uygulanan on tane numuneden beş tanesine kademeli su verme yöntemlerinden olan östemperleme ısıl işlemi uygulanmıştır. Östemperleme işlemi, dekarbürizasyon (yüzeyden karbon azalması) yada karbon difüzyonu (sementasyon) oluşumunu önlemek amacıyla nötr (karbon alış-verişinin olmadığı) yüksek tav tuz banyosunda yapılmıştır. Numunelerin eğilmelerinin asgari düzeyde tutabilmek amacıyla numuneler tuz banyosuna dik konumda girilmiştir. Bunun yanında su verme esnasında yeterli ve homojen soğuma sağlanması için numunelerin birbiriyle temasını önleyici tedbirler alınmıştır. Yüksek tav tuz banyosu sıcaklığı 860°C ayarlanmıştır ve  $t_1$  süresinde fırın seçilen bu sıcaklığa ulaşmıştır. Banyo sıcaklığı 860°C olduktan sonra 60 dakika bu sıcaklıkta beklenmiştir. Yapının tamamı östenitleştirildikten sonra kademeli su verme işlemi için numuneler yüksek tav tuz banyosundan 350°C' deki başka bir banyoya alınmıştır. Kademeli su verme işlemi 350°C'deki PETROFER AS-135 tuzunda yapılmıştır. Normalizasyon ısıl işlemi sonucu elde edilen ferrit-perlit fazlarından meydana gelen mikroyapı, tamamen östenite dönüştürüldükten sonra beynit bönuşümü için kademeli su verme işlemi uygulanmıştır. Bu işlemlerin ardından oda sıcaklığına soğuyan numunelerin yüzey sertlikleri kontrolü yapılmıştır. Sertlik kontrolleri sonucunda numune yüzeylerinden ölçülen sertlik değerleri 28-32 HRC aralığında olduğu görülmüştür.. Mikroyapı görüntüleri x100, x500 ve x1000 büyütme değerlerinde büyütülerek görüntüleri alınmıştır. Uygulanan östemperleme prosesi aşağıdaki gibidir.



Şekil 7.6. Östemperleme ısıl işlem prosesi

### **7.3. Optik Mikroskop Görüntüleri**

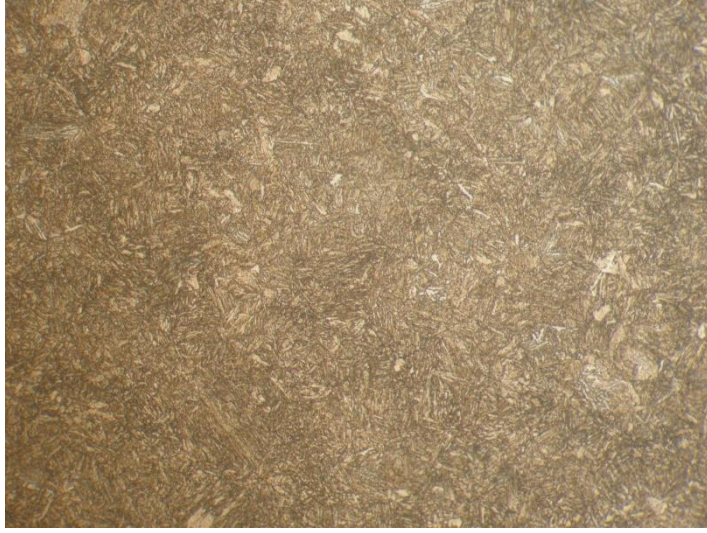
#### **7.3.1. NQT numuneleri optik mikroskop görüntüleri**

Normalizasyon ısıtma işleminin optik mikroskop görüntülemesinden sonra normalizasyon+ıslah (NQT) numunelerinin ısıtma işlemi gerçekleştirilmiştir. Su verme sonrası martenzitik dönüşüm kontrolü için numune merkezinden mikro görüntüleme yapılmıştır. Çünkü temperlenmiş martenzit oluşturma'nın ilk kuralı martenzit fazının oluşturulmasıdır. Tam martenzit oluşumu sonrası temperleme işlemiyle temperlenmiş martenzit fazı oluşmaktadır. Merkez yapıda martenzit fazı oluşturulamaması durumunda temperleme sonucunda temper martenzit fazının dışında fazlar oluşabilmektedir (beynit, perlit vb.). Bütün bu sebeplerden dolayı her bir ıslah numunesinden (NQT1, NQT2, NQT3, NQT4, NQT5) ıslah ısıtma işlemi sonrasında numunelerden x100, x500 ve x1000 büyütmelemlerde optik mikroskop görüntüleri alınmıştır (Şekil 7.7, Şekil 7.8, Şekil 7.9, Şekil 7.10, Şekil 7.11). Böylece normalizasyon ısıtma işlemi sonrasında ferrit ve perlit yapılarından oluşan mikroyapı temperlenmiş martenzite dönüştürülmüştür.

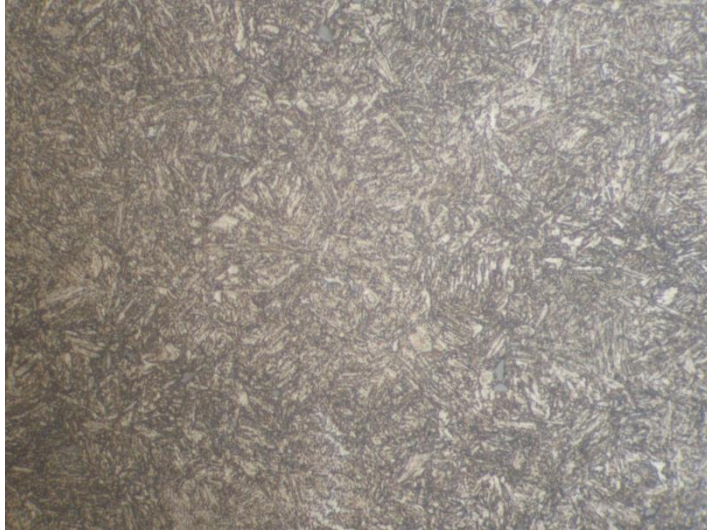
NQT1 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



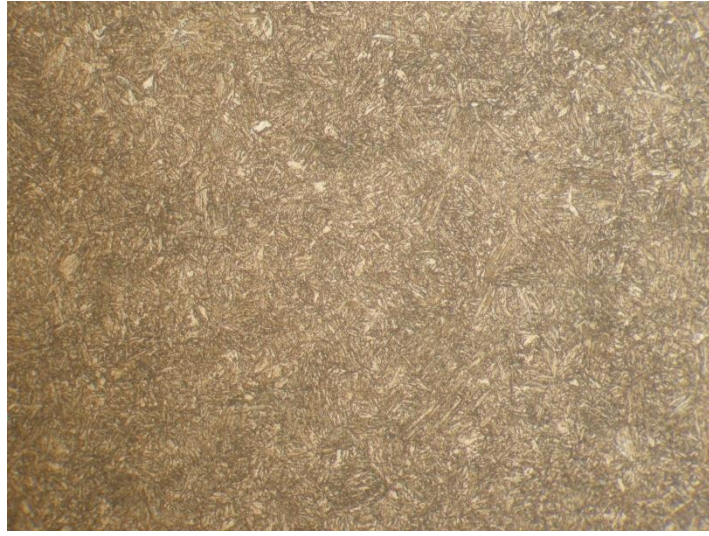
X1000 büyütme

Şekil 7.7. NQT1 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri

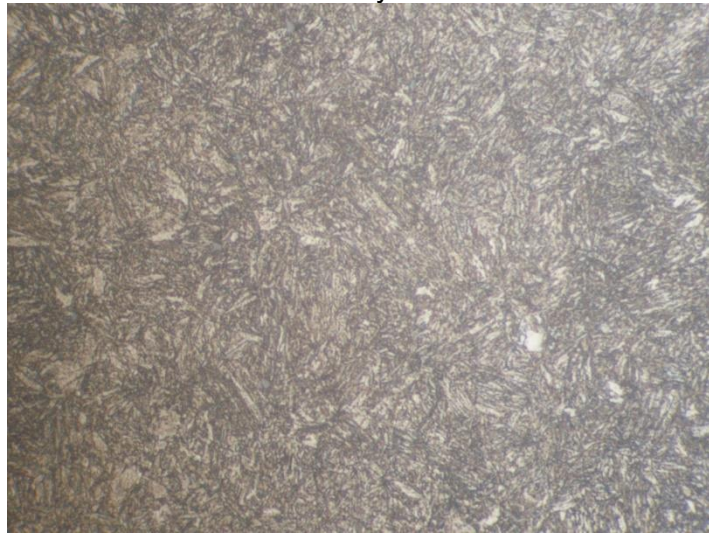
NQT2 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



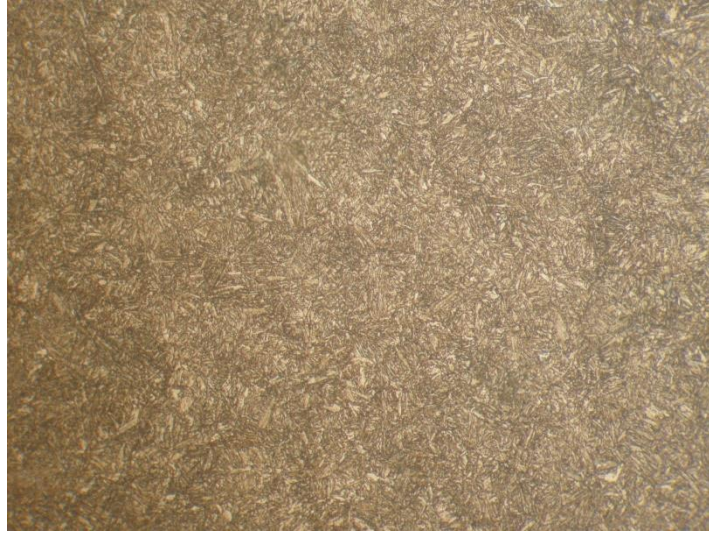
X1000 büyütme

Şekil 7.8. NQT2 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri

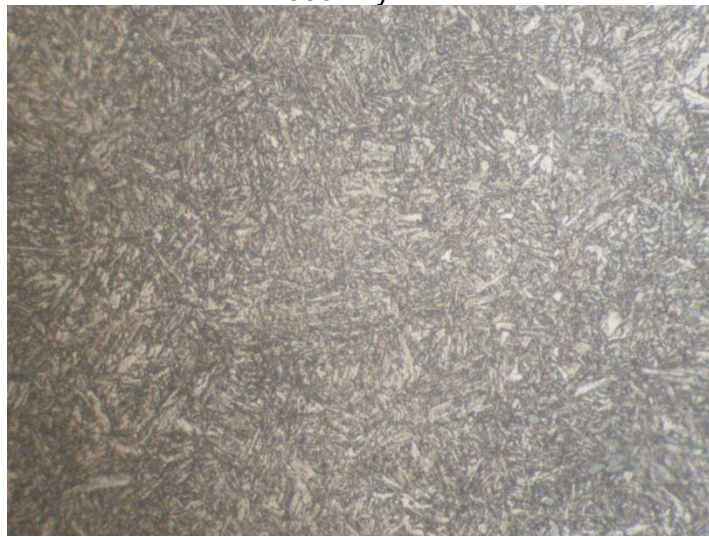
NQT3 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



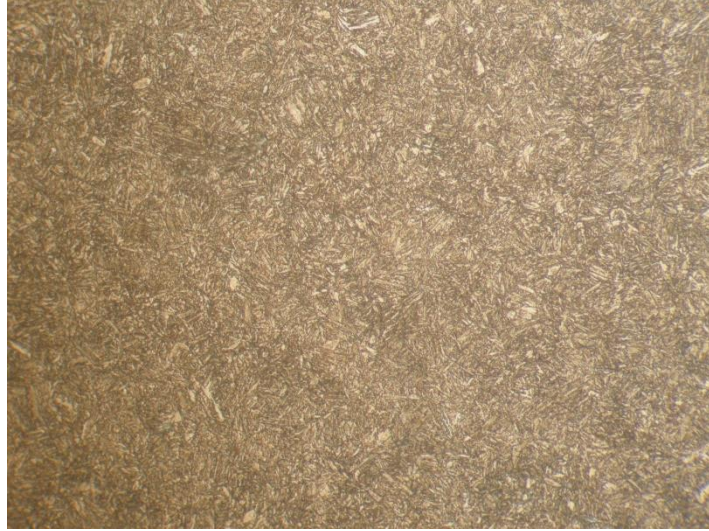
X1000 büyütme

Şekil 7.9. NQT3 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri

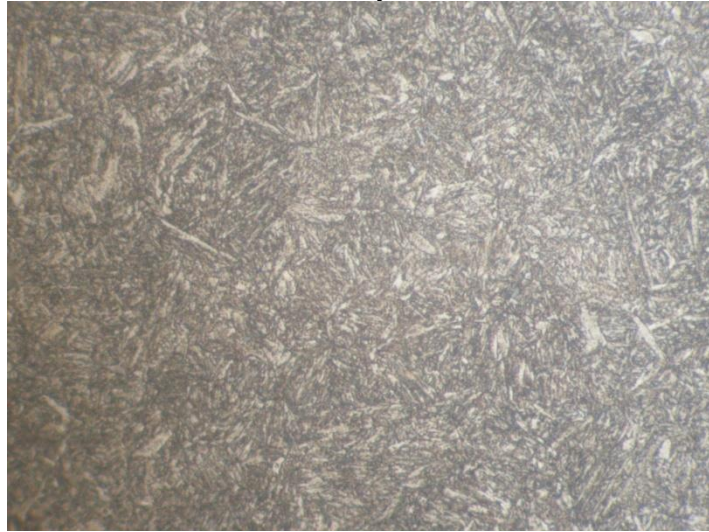
NQT4 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



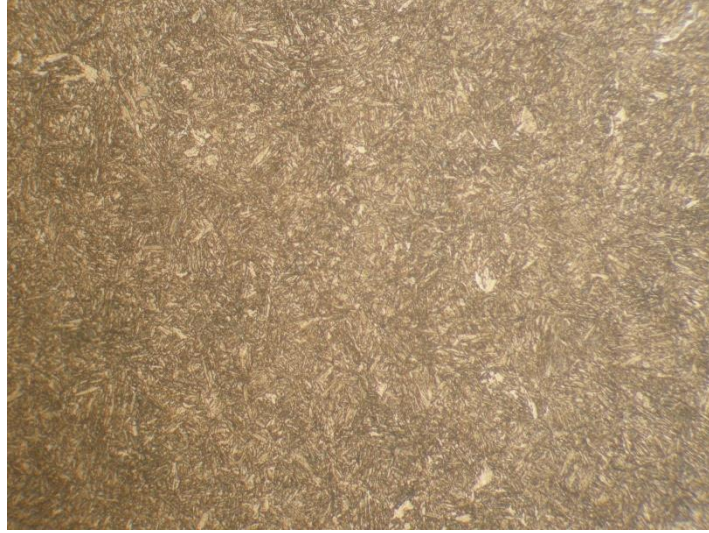
X1000 büyütme

Şekil 7.10. NQT4 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri

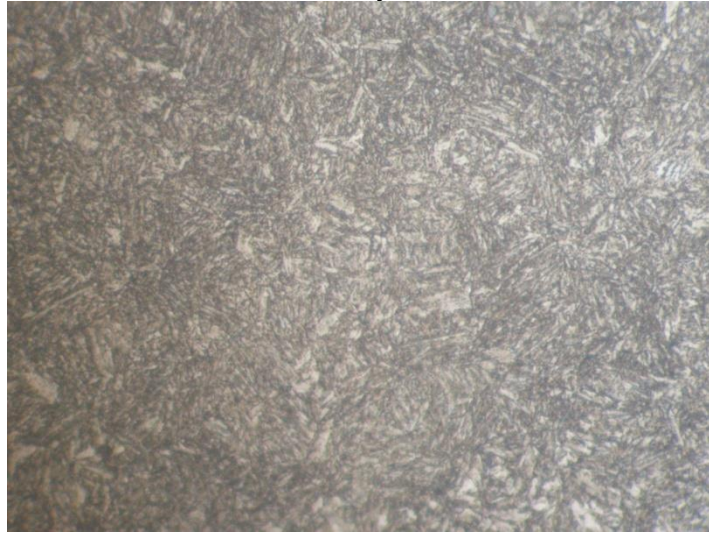
NQT5 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



X1000 büyütme

Şekil 7.11. NQT5 numunesinin ıslah sonrası mikroyapı görüntüleri



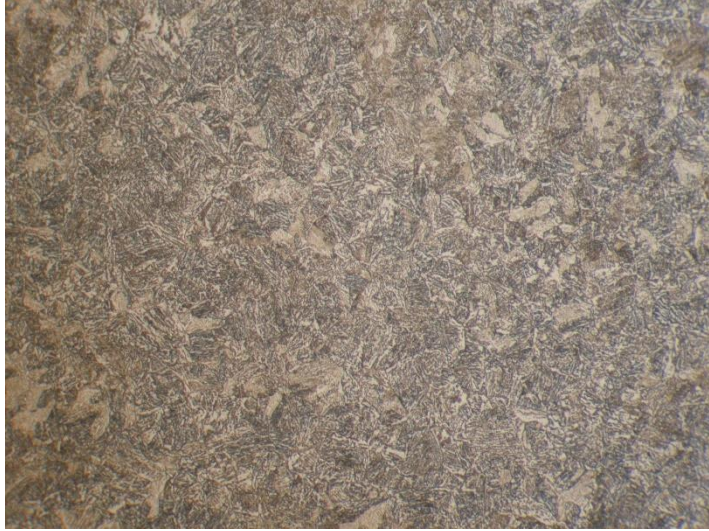
### 7.3.2. NO numuneleri optik mikroskop görüntüleri

Normalizasyon ısıtma işleminin optik mikroskop görüntülemesinden sonra normalizasyon+östemperleme (NO) numunelerinin ısıtma işlemi gerçekleştirilmiştir. Beynitik dönüşüm kademeli su verme ile meydana geldiğinden dolayı herhangi bir ara kontrol yapılamamıştır. Ancak östemperlemenin ikinci adımı olan kademeli soğutma (350°C' deki tuz banyosunda su verme) ve kendi halinde oda sıcaklığına soğutma işlemleri yani bütün ısıtma işlem prosesi uygulandıktan sonra optik mikroskop görüntülemesi yapılmıştır. Normalizasyon+östemperleme ısıtma işlemi uygulanan (NO1, NO2, NO3, NO4, NO5) numunelerden x100, x500 ve x1000 büyütme oranlarında optik mikroskop görüntüleri alınmıştır (Şekil 7.12, Şekil 7.13, Şekil 7.14, Şekil 7.15, Şekil 7.16). Böylece normalizasyon ısıtma işlemi sonrasında ferrit ve perlit yapılarından oluşan mikroyapının büyük bir bölümünde beynitik dönüşüm sağlandığı görülmüştür.

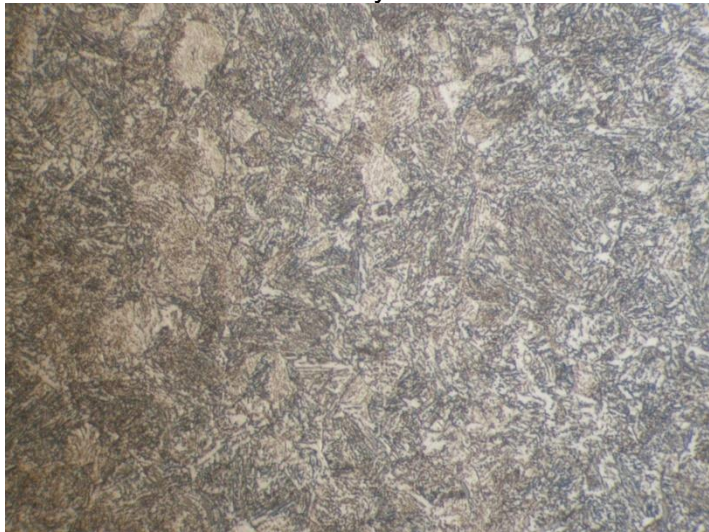
NO1 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



X1000 büyütme

Şekil 7.12. NO1 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri

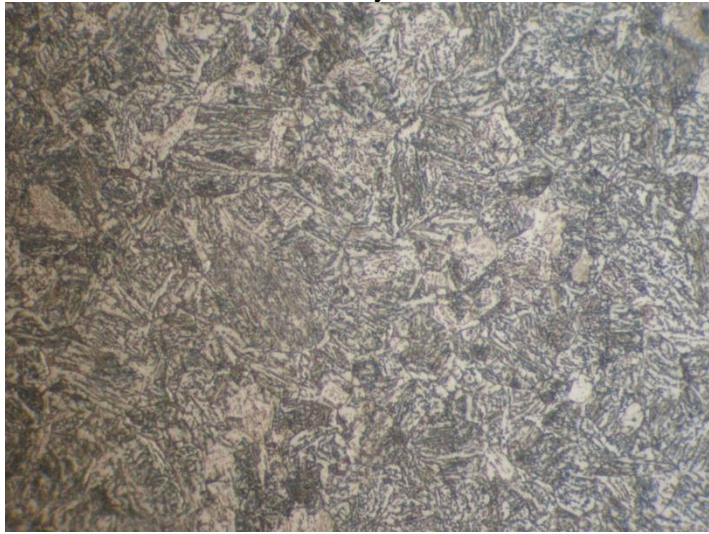
NO2 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



X1000 büyütme

Şekil 7.13. NO2 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri

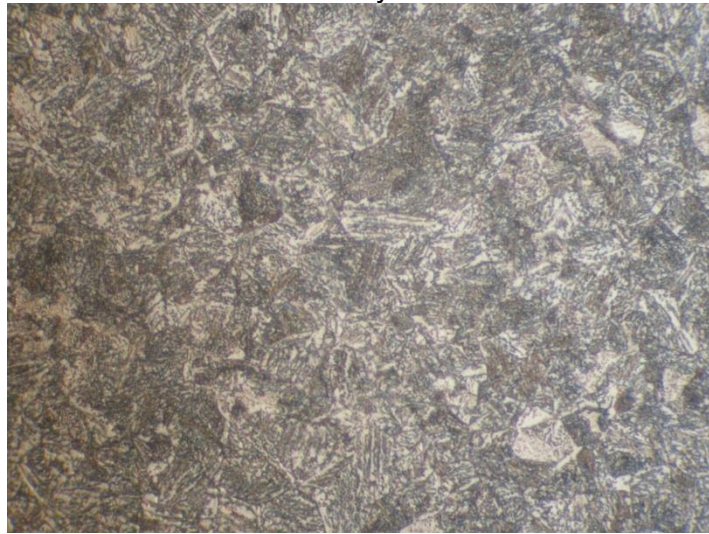
NO3 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



X1000 büyütme

Şekil 7.14. NO3 numunesinin östempereleme sonrası mikroyapı görüntüleri

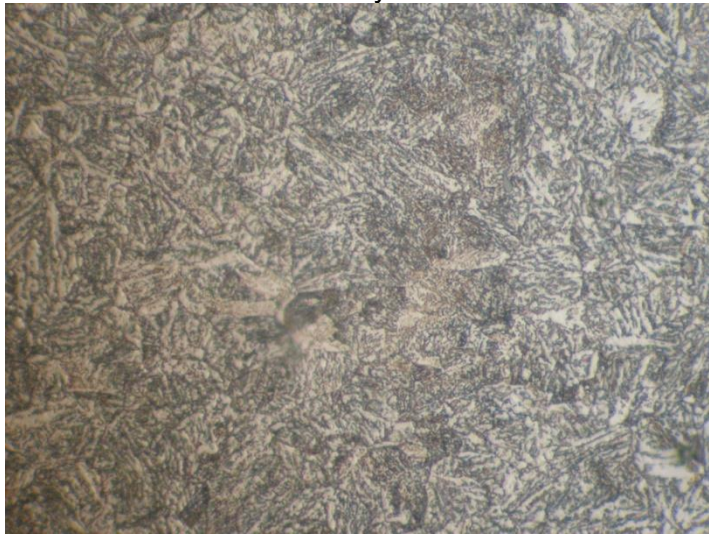
NO4 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



X1000 büyütme

Şekil 7.15. NO4 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri

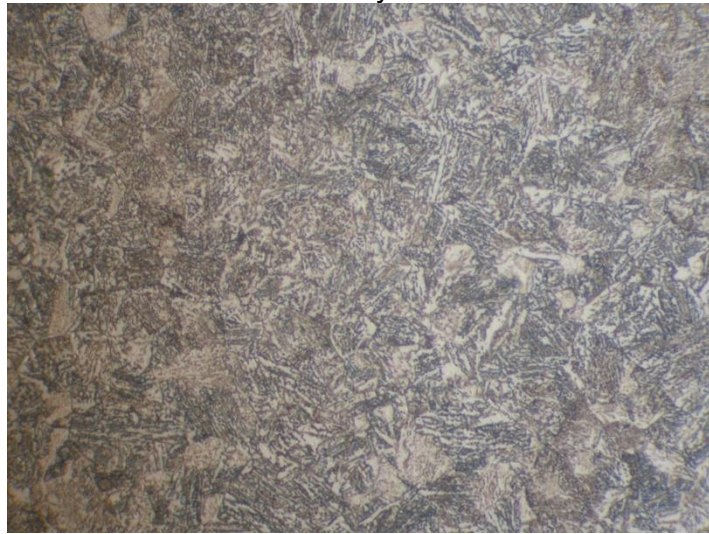
NO5 NUMARALI NUMUNENİN OPTİK MİKROSKOP GÖRÜNTÜSÜ



X100 büyütme



X500 büyütme



X1000 büyütme

Şekil 7.16. NO5 numunesinin östemperleme sonrası mikroyapı görüntüleri

#### 7.4. Sertlik Deneyi

Bu çalışmada 5 adet östemperleme ve 5 adet ıslah ısıt işlemleri yapılan toplamda 10 adet numune üzerinden aksenal (2mm mesafeli ve merkezden +X, - X, +Y, -Y yönlerinde dış yüzeye kadar) vickers sertlik ölçümü (HV1) ve yüzey sertliği ölçümü (HRC) yapılmıştır (Şekil 7.17). Vickers ölçümünde 1kg yük kullanılmıştır. Yüzey sertlik ölçümü yönteminde 150 kg yük kullanılmıştır ve üç sertlik ölçüm sonucu elde edilen yüzey sertlik değerlerinin ortalamaları alınmıştır. Her iki sertlik ölçüm metodunda da sertlik değerleri merkez bölgesinde en düşük değeri alırken, yüzeye doğru yapılan sertlik ölçümlerinde ise giderek artan bir grafik sergilemiş ve bunun sonucunda yüzeyde maksimum sertlik değerine ulaşmıştır. Vickers sertlik ölçüm yöntemi diğer sertlik ölçüm yöntemlerine göre (HB, HRC) daha noktasal sertlik ölçüm yöntemi olduğundan dolayı, ısıt işlem sonrası oluşturulan yapıların homojenliğinin kontrolü için kullanılmıştır.

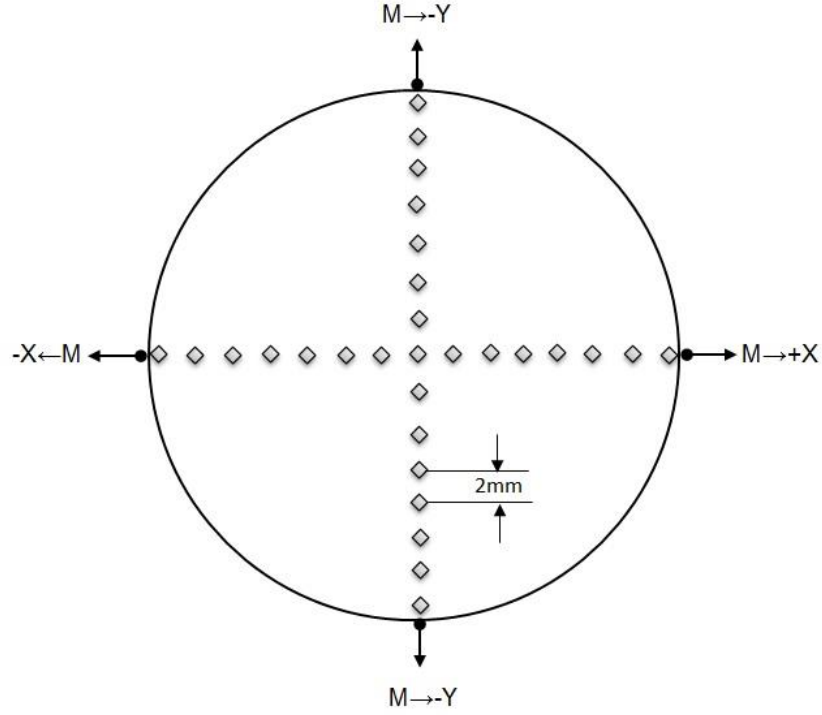
Rockwell sertlik ölçümü sonucunda elde edilen yüzey sertlik değerleri hem NQT hemde NO numunelerinde 28-32 HRC aralığındadır. NQT ve NO numune yüzeylerinden ölçülen sertlik değerleri HRC cinsinden Çizelge 7.6 ve Çizelge 7.7'de verilmiştir.

Çizelge 7.6. NQT numuneleri yüzey sertlik değerleri (HRC)

Numuneler	Yüzey sertlikleri (HRC)				
	NQT1	NQT2	NQT3	NQT4	NQT5
Ölçüm-1	31.0	31.0	30.1	30.8	31.2
Ölçüm-2	31.6	30.8	31.2	31.4	31.6
Ölçüm-3	31.2	31.0	30.6	31.6	31.6
Ortalama sertlik	31.3	30.8	30.6	31.3	31.5

Çizelge 7.7. NO numuneleri yüzey sertlik değerleri (HRC)

Numuneler	Yüzey sertlikleri (HRC)				
	NO1	NO2	NO3	NO4	NO5
Ölçüm-1	31.6	31.0	30.8	31.3	29.9
Ölçüm-2	31.6	30.6	31.0	30.8	30.7
Ölçüm-3	31.4	31.4	30.4	30.6	30.5
Ortalama sertlik	31.5	31	30.7	30.9	30.4



Şekil 7.17. Vickers sertlik taraması şematik gösterimi (HV1)

#### 7.4.1. NQT numunelerinin sertlik taramaları

Toplamda 5 adet olan NQT numunelerinin tamamında sertlik tarama işlemi yapılmıştır. Herbir NQT numunelerinin merkezlerinden başlanarak 2mm mesafeli HV1 sertlik taraması sonucunda en düşük değer olarak 262 HV1, en yüksek değer olarak 321 HV1 bulunmuştur. Ayrıca merkez bölgesinde sertlik en düşük değeri alırken yüzeye doğru gidildikçe sertlik artan bir karakter sergilemiştir. NQT numunelerine ait aksenal sertlik taramaları Çizelge 7.8, Çizelge 7.9, Çizelge 7.10, Çizelge 7.11, Çizelge 7.12'de verilmiştir.

Çizelge 7.8. NQT1 numunesi aksenal sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenal sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NQT1 Numunesi	2mm	269	267	276	262	267
	4mm	316	276	271	275	
	6mm	309	280	268	297	
	8mm	278	306	309	303	
	10mm	292	304	311	306	
	12 mm	286	308	309	296	
	14mm	291	312	315	301	



Çizelge 7.9. NQT2 numunesi aksel sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NQT2 Numunesi	2mm	280	283	281	265	265
	4mm	291	289	275	274	
	6mm	272	301	295	275	
	8mm	295	304	311	294	
	10mm	309	302	293	300	
	12 mm	307	306	301	298	
	14mm	320	304	318	301	

Çizelge 7.10. NQT3 numunesi aksel sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NQT3 Numunesi	2mm	270	272	281	279	276
	4mm	285	288	299	306	
	6mm	295	306	302	292	
	8mm	307	309	301	294	
	10mm	310	304	297	292	
	12 mm	309	316	304	306	
	14mm	312	318	308	305	

Çizelge 7.11. NQT4 numunesi aksel sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NQT4 Numunesi	2mm	280	284	273	281	268
	4mm	292	289	275	297	
	6mm	288	282	308	294	
	8mm	300	295	310	297	
	10mm	302	306	312	301	
	12 mm	314	299	315	306	
	14mm	314	319	319	315	

Çizelge 7.12. NQT5 numunesi aksenal sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→ / X	M→+Y	M→ / Y	
NQT5 Numunesi	2mm	275	286	286	271	275
	4mm	279	291	282	275	
	6mm	295	283	289	294	
	8mm	303	289	282	278	
	10mm	304	300	307	297	
	12 mm	303	312	309	296	
	14mm	313	305	321	309	

#### 7.4.2. NO numunelerinin sertlik taramaları

Toplamda 5 adet olan NO numunelerinin tamamında sertlik tarama işlemi yapılmıştır. Herbir NO numunesinin merkezlerinden başlanarak 2mm mesafeli HV1 sertlik taraması sonucunda en düşük değer olarak 281 HV1, en yüksek değer olarak 328 HV1 bulunmuştur. Numunelerin merkez ve yüzey bölgeleri sertlik değerleri her yönde (+X, -X, +Y, -Y yönlerinde ) yakın değerlerde ölçülmüştür. Bazı yönlerdeki sertlik taramalarında yüzey bölgesi sertliğiyle merkez bölgesi sertliği arasındaki fark 4HV1 sertlik değerine kadar düşmüştür. Bu sonuçlara göre NO ve NQT numunelerinin Vickers sertlik taramaları kıyaslandığında NO numunelerinden ölçülen sertlik değerleri daha stabildir. NO numunelerine ait aksenal sertlik taramaları Çizelge 7.13, Çizelge 7.14, Çizelge 7.15, Çizelge 7.16, Çizelge 7.17'de verilmiştir.

Çizelge 7.13. NO1 numunesi aksenal sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NO1 Numunesi	2mm	302	294	290	305	280
	4mm	293	315	299	295	
	6mm	318	317	305	315	
	8mm	309	311	295	310	
	10mm	323	305	315	300	
	12 mm	294	306	301	307	
	14mm	322	319	317	315	

Çizelge 7.14. NO<sub>2</sub> numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NO <sub>2</sub> Numunesi	2mm	310	303	294	297	303
	4mm	299	304	298	308	
	6mm	314	314	314	304	
	8mm	311	301	305	316	
	10mm	320	307	304	317	
	12 mm	310	305	315	300	
	14mm	317	316	321	309	

Çizelge 7.15. NO<sub>3</sub> numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NO <sub>3</sub> Numunesi	2mm	298	295	281	300	301
	4mm	307	315	319	297	
	6mm	313	308	304	318	
	8mm	306	302	301	303	
	10mm	301	315	316	309	
	12 mm	309	318	305	318	
	14mm	320	311	319	313	

Çizelge 7.16. NO<sub>4</sub> numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)

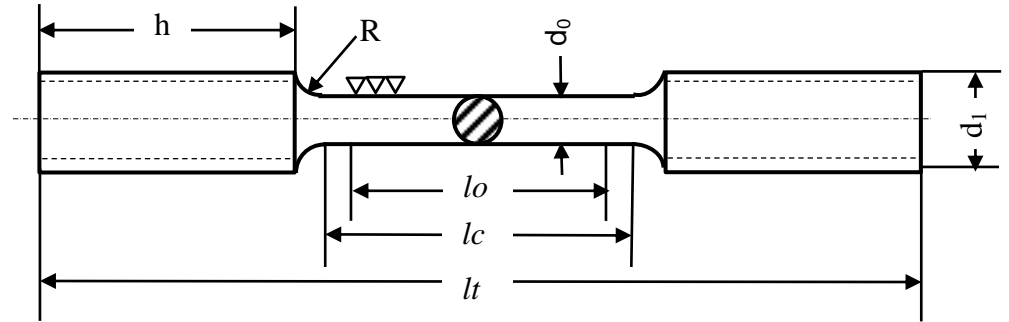
	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NO <sub>4</sub> Numunesi	2mm	312	294	305	301	292
	4mm	297	311	297	34	
	6mm	314	309	304	311	
	8mm	311	316	312	316	
	10mm	301	302	306	307	
	12 mm	314	298	317	315	
	14mm	317	309	328	319	

Çizelge 7.17. NO5 numunesi eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)

	Merkezden uzaklık	Eksenel sertlik tarama değerleri (HV1)				Merkez sertliği
		M→+X	M→-X	M→+Y	M→-Y	
NO5 Numunesi	2mm	307	295	298	287	305
	4mm	298	292	301	305	
	6mm	313	297	311	321	
	8mm	299	305	297	316	
	10mm	300	297	317	318	
	12 mm	306	315	308	325	
	14mm	323	309	315	322	

### 7.5. Çekme Deneyi

Çekme deneyi ZWICK ROEL Z250 deney cihazında standardına göre yapılmıştır. En küçük çap 12mm olan dairesel kesitli numunenin iki ucuna çekme cihazına bağlanabilmesi için M20x2.5mm diş açılmıştır. Deneylerde kullanılan numunelerin ölçüleri Şekil 7.18’de verilmiştir.



Şekil 7.18. Dairesel kesitli silindirik başlı çekme numunesi

Çizelge 7.18. Dairesel kesitli silindirik başlı çekme numunesi ölçüleri

$d_0$	$d_1$	$h$	$l_0$	$l_c$	$l_t$	$R_{min}$
12mm	M20x2.5mm	25mm	60mm	70mm	120mm	10mm

Çekme deneyinde beş adet NQT, 5 adet NO numunesi toplamda ise 10 adet numune kullanılmıştır. Deney sonucu numunelerin çekme gerilimi ( $R_m$ ), Akma Dayanımı ( $R_p. \%0.2$ ), Kopma uzaması ( $A$ ), Kesit daralması değerleri elde edilmiştir. Toplamda 10 adet numunenin çekme deneyi sonrası görüntüleri ve çekme deneyinde elde edilen değerler aşağıdaki bölümlerde detaylı bir şekilde verilmiştir.

### 7.5.1. NQT numunelerinin çekme deneyi sonuçları

Çekme deneyi sonunda numunelerin tamamı hemen hemen aynı bölgeden kırılmıştır. Kırılma bölgeleri karşılaştırıldığında, NQT numuneleri çekme deneyinde sünek karakter sergilediği görülmüştür. Bu sonuç hem kırılma şekli hemde deney sonucu elde edilen verilerle desteklenmiştir. Çekme deneyinde elde edilen en düşük; çekme gerilimi (Rm): 1025 N/mm<sup>2</sup>, akma gerilimi (Rp.%0.2): 899 N/mm<sup>2</sup>, kopma uzaması (A): %14.8, kesit daralması (Z): %55 olarak ölçülmüştür. En yüksek; çekme gerilimi (Rm): 1054 N/mm<sup>2</sup>, akma gerilimi (Rp.%0.2): 918 N/mm<sup>2</sup>, kopma uzaması (A): %17,6 kesit daralması (Z): %58 olarak ölçülmüştür.



Şekil 7.19. Çekme deneyi sonrası NQT numuneleri

Çizelge 7.19. NQT numunelerinin çekme deney sonuçları

Numune no	Deney sonuçları
NQT1	Çekme gerilimi(Rm): 1054 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):918 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A): %14.8 Kesit daralması(Z): %55
NQT2	Çekme gerilimi(Rm):1025 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):899 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%16.8 Kesit daralması(Z): %57
NQT3	Çekme gerilimi(Rm):1027 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):903 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%17.6 Kesit daralması(Z): %58
NQT4	Çekme gerilimi(Rm):1025 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):900 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%16.7 Kesit daralması(Z): %56
NQT5	Çekme gerilimi(Rm):1027 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):902 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%16.7 Kesit daralması(Z): %56

### 7.5.2. NO numunelerinin çekme deneyi sonuçları

Çekme deneyi sonunda numunelerin tamamı hemen hemen aynı bölgeden kırılmıştır. Kırılma bölgeleri karşılaştırıldığında, NQT numuneleri çekme deneyinde sünek karakter sergilediği görülmüştür. Bu sonuç hem kırılma şekli hemde deney sonucu elde edilen verilerle desteklenmiştir. Çekme deneyinde elde edilen en düşük; çekme gerilimi (Rm): 904 N/mm<sup>2</sup>, akma gerilimi (Rp.%0.2): 690 N/mm<sup>2</sup>, kopma uzaması (A): %15.5 olarak ölçülmüştür. En yüksek; çekme gerilimi (Rm): 913N/mm<sup>2</sup>, akma gerilimi (Rp.%0.2): 695 N/mm<sup>2</sup>, kopma uzaması (A): %15.9 olarak ölçülmüştür. bütün numunelerde kesit daralması (Z): %45 olarak bulunmuştur.



Şekil 7.20. Çekme deneyi sonrası NO numuneleri

Çizelge 6.20. NO numunelerinin çekme deney sonuçları

Numune No	Deney Sonuçları
NO1	Çekme gerilimi(Rm): 911 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):694 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A): %15.5 Kesit daralması(Z): %45
NO2	Çekme gerilimi(Rm):911 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):690 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%15.9 Kesit daralması(Z): %45
NO3	Çekme gerilimi(Rm):913 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):695 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%15.7 Kesit daralması(Z): %45
NO4	Çekme gerilimi(Rm):911 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):695 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%15.6 Kesit daralması(Z): %45
NO5	Çekme gerilimi(Rm):904 N/mm <sup>2</sup> Akma dayanımı(Rp.%0.2):693 N/mm <sup>2</sup> Kopma Uzaması(A):%15.7 Kesit daralması(Z): %45

## 7.6. Çentik Darbe Deneyi

Charpy numuneleri TS EN 10045 standartlarındaki ölçülere göre üretilmiştir. Deney numunelerinde kullanılan 10 adet numunenin boyutları 10x10x55mm şeklindedir. Bu numunelerin orta kısımlarına standartta belirtilen profil ve ölçülerde v çentik açılarak darbe deneyi uygulanmıştır. Darbe deneyi (+20°C) oda sıcaklığında yapılmıştır.

### 7.6.1. NQT numunelerinin çentik darbe deneyi sonuçları

NQT numunelerine ait çentik darbe deneyinden elde edilen verilere göre, NQT numunelerin darbe absorb enerjisi en düşük değer olarak 75.33 Joule, en yüksek değer olarak 96.77 Joule olarak ölçülmüştür. Deney sonuçları Çizelge 7.21'de verilmiştir.

Çizelge 7.21. NQT numunelerinin çentik darbe deney sonuçları

Deney türü	Numune	Enerji	Birim	Numune Ölçüleri
Çentik darbe deneyi	NQT1	77.28	Joule (J)	10x10x55mm
	NQT2	96.77		10x10x55mm
	NQT3	91.01		10x10x55mm
	NQT4	88.23		10x10x55mm
	NQT5	75.33		10x10x55mm
Ortalama		85.72		

### 7.6.2. NO numunelerinin çentik darbe deneyi sonuçları

NO numunelerine ait çentik darbe deneyinden elde edilen verilere göre, NO numunelerin darbe absorb enerjisi en düşük değer olarak 36.32 J, en yüksek değer olarak 45 J olarak ölçülmüştür. Deney sonuçları Çizelge 7.22'de verilmiştir.

Çizelge 7.22. NO numunelerinin çentik darbe deney sonuçları

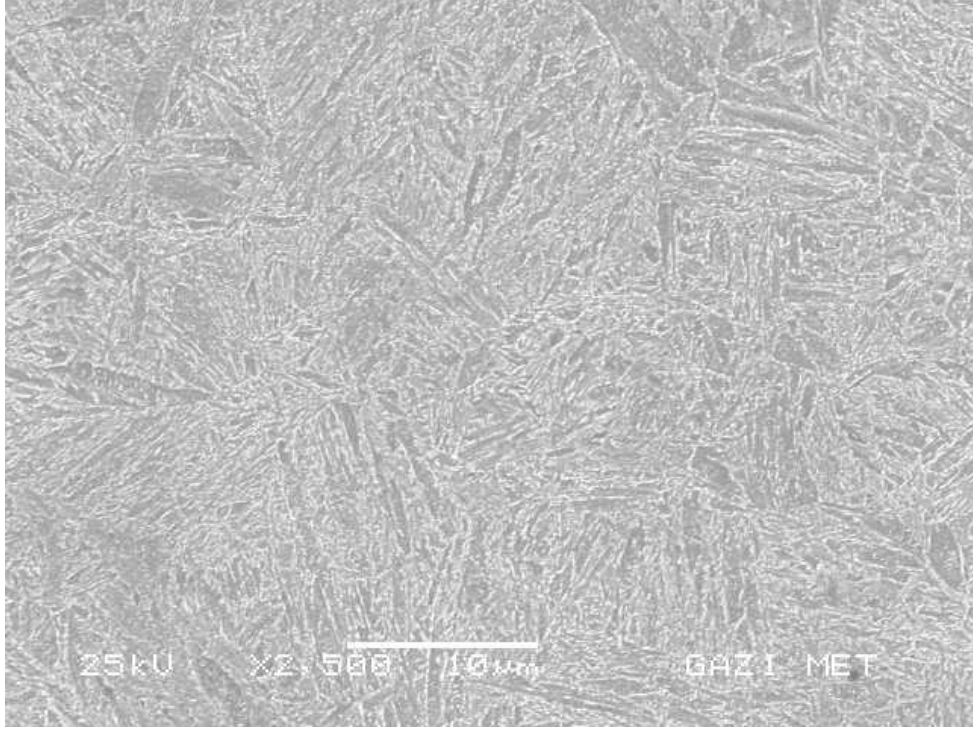
Deney türü	Numune	Enerji	Birim	Numune Ölçüleri
Çentik darbe deneyi	NO1	36.32	Joule (J)	10x10x55mm
	NO2	45.12		10x10x55mm
	NO3	41.75		10x10x55mm
	NO4	37.43		10x10x55mm
	NO5	40.81		10x10x55mm
Ortalama		40.29		

### **7.7. SEM Görüntülemesi**

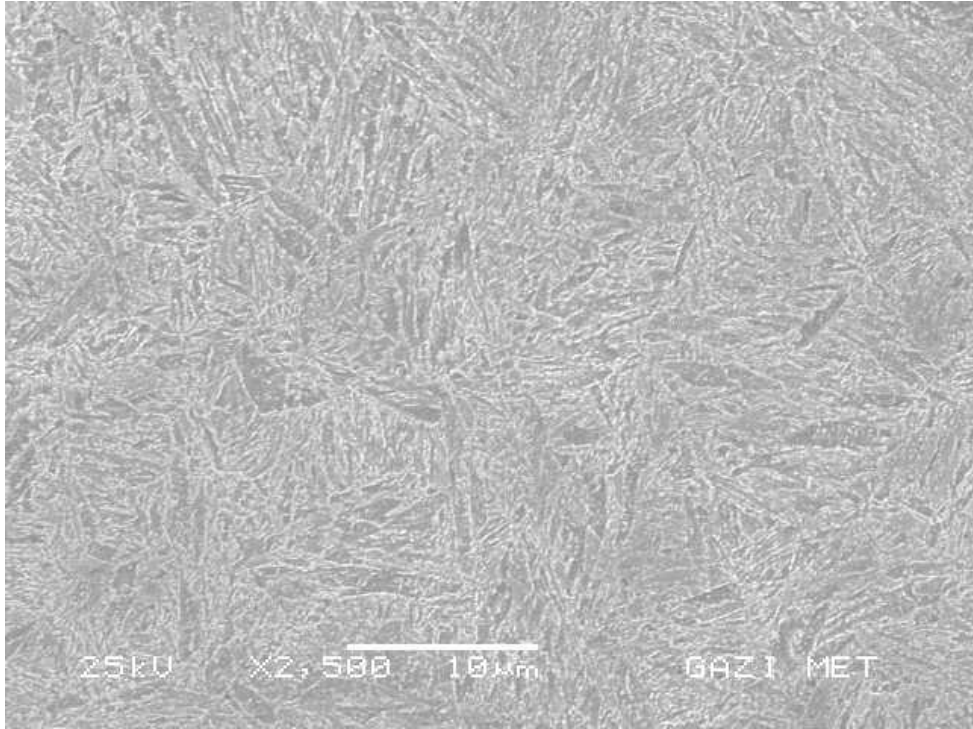
NQT numuneleri için, x2500, x5000, x7500 büyütme değerlerinde görüntüler alınmıştır. NO numuneleri için ise x2500 ve x5000 büyütme değerlerinde alınmıştır. NQT numunelerinin mikroyapısını oluşturan temperlenmiş martenzit yapısı görüntülemesi yapılmıştır. NO numunelerinde ise beynit fazını görüntüleme işlemi yapılmıştır. Her iki gruba ait numuneler öncesinde metalografik işlemlerden geçirilip %2 Nital çözeltisinde dağlama işlemi yapıldıktan sonra SEM görüntülemesi yapılmıştır. NQT ve NO gruplarına ait SEM incelemelerinde sadece belirli bölgeler değil hemen hemen bütün yüzeyler taranmıştır. Her iki numune grubuna ait numunelerde de oluşturulmak istenen fazlar büyük oranda oluşturulduğu görülmüştür. SEM görüntüleme işlemi Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde JSM-6060LV marka cihazda yapılmıştır.



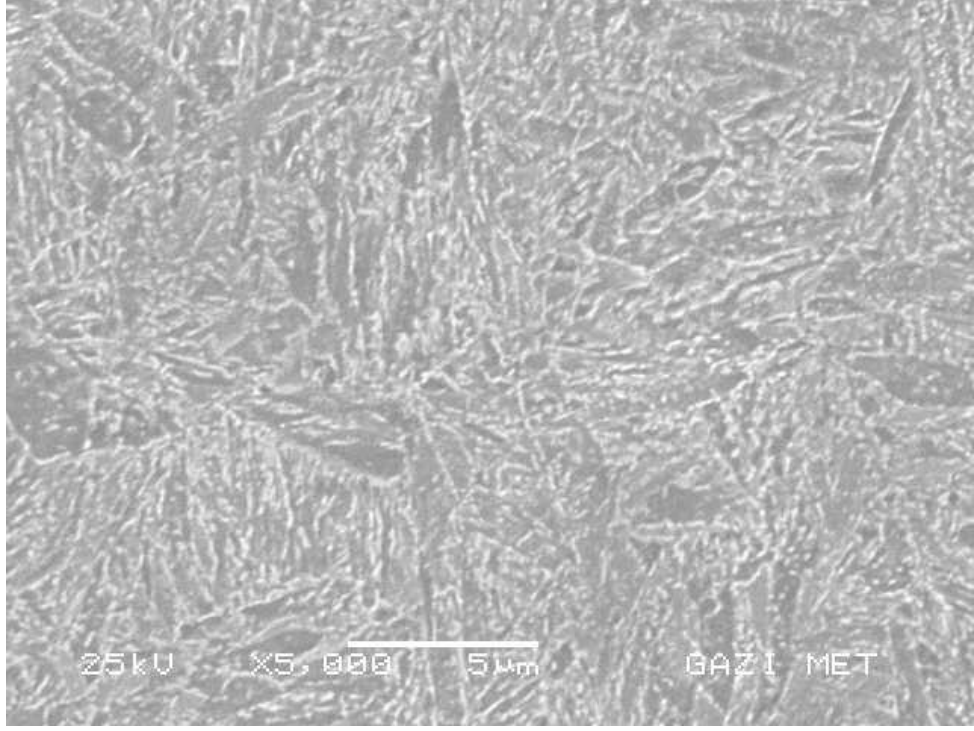
### 7.7.1.NQT numuneleri SEM görüntüleri



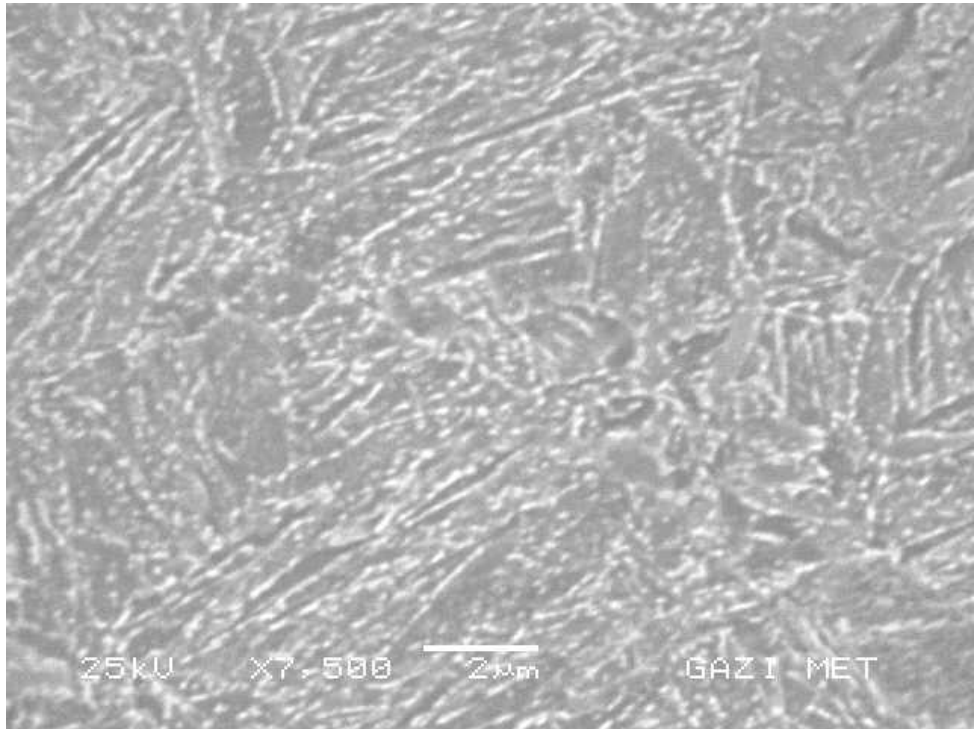
Şekil 7.21. NQT numunesi SEM görüntüsü x2500



Şekil 7.22. NQT numunesi SEM görüntüsü x2500

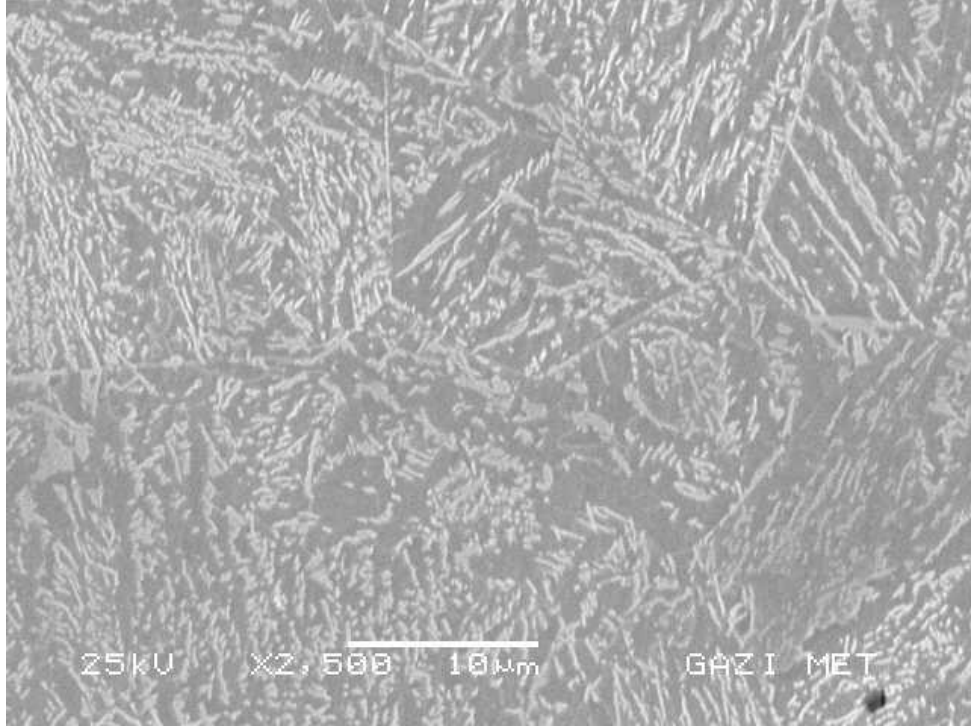


Şekil 7.23. NQT numunesi SEM görüntüsü x5000

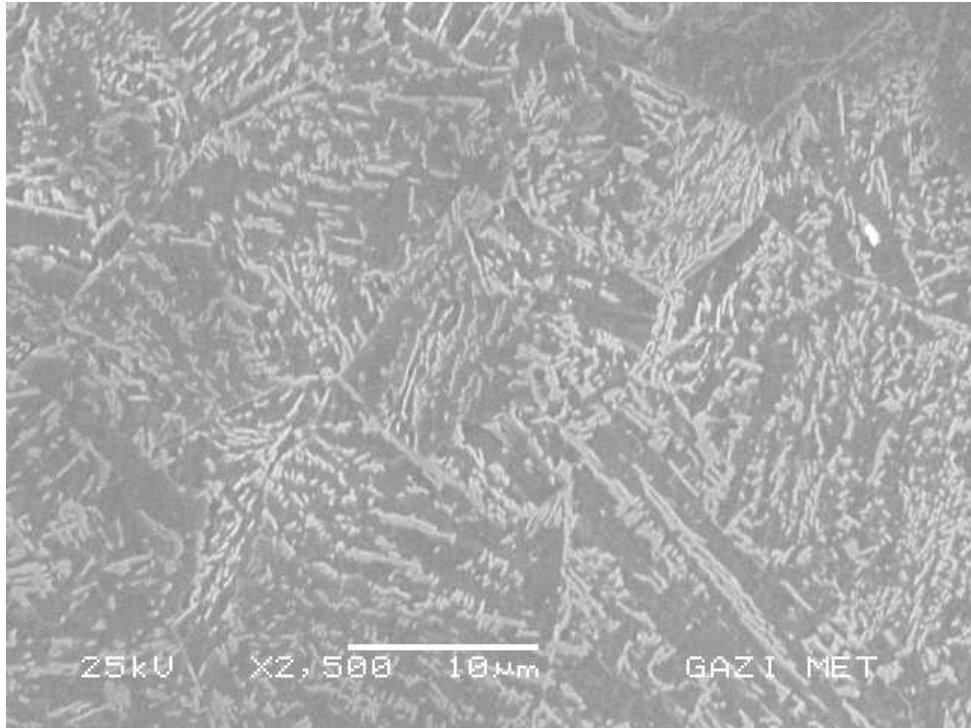


Şekil 7.24. NQT numunesi SEM görüntüsü x7500

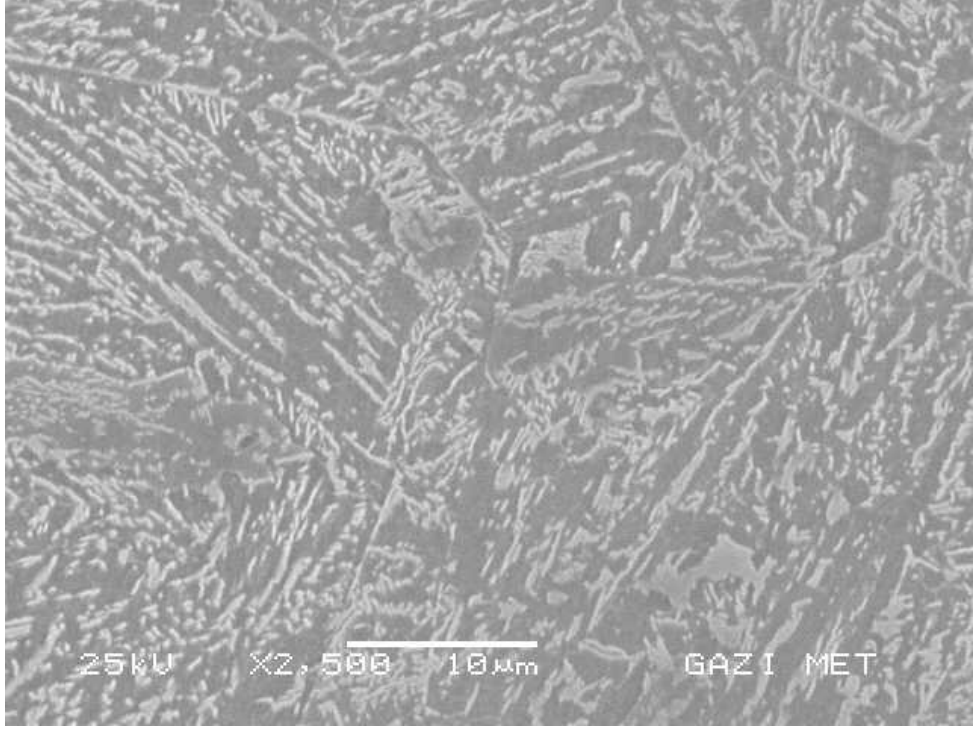
### 7.7.2. NO numuneleri SEM görüntüleri



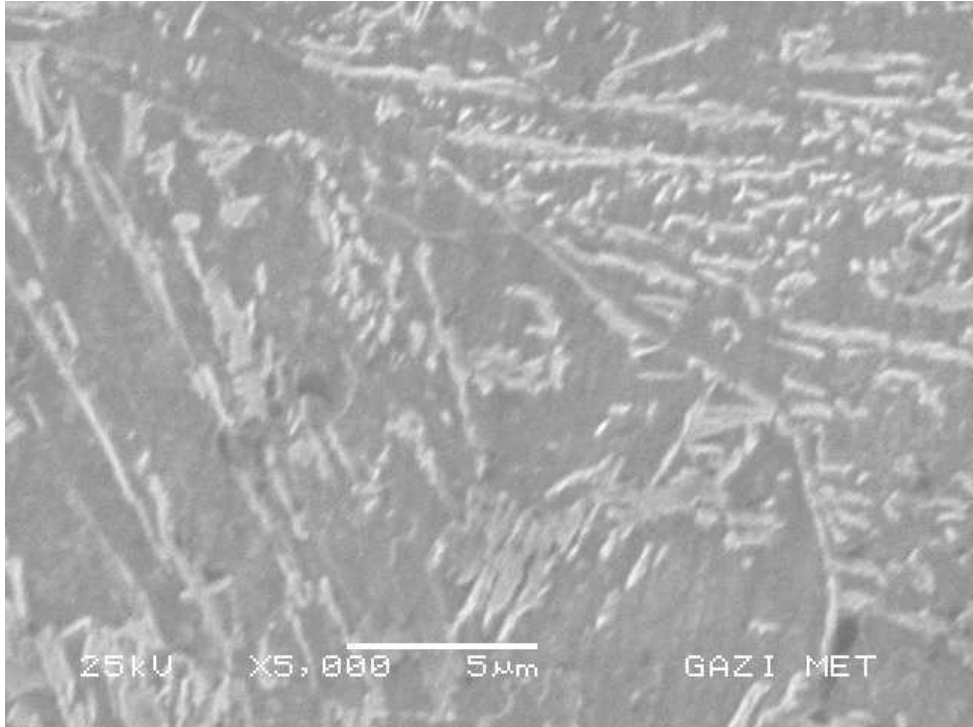
Şekil 7.25. NO numunesi SEM görüntüsü x2500



Şekil 7.26. NO numunesi SEM görüntüsü x2500



Şekil 7.27. NO numunesi SEM görüntüsü x2500

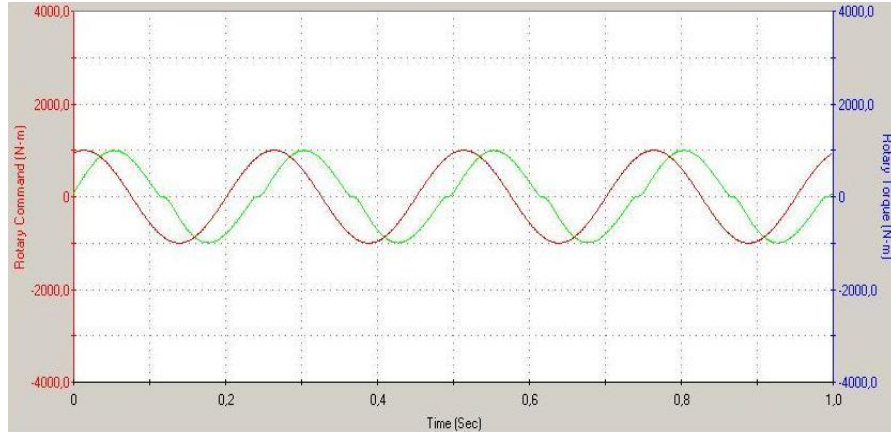


Şekil 7.28. NO numunesi SEM görüntüsü x5000

## 7.8. Yorulma Deneyi

Yorulma deneyleri, 11000N.m ye kadar tork uygulayabilen, birim saniyedeki çevrim olarak da bilinen frekans (Hz) değerinin 12Hz olarak da girilebildiği ve deney esnasında açısal sinyal değişimlerini 0.01 derece hassasiyetle anlık algılayabilen, rotary angle, rotary torque, rotary command frequency, rotary count, gibi deney değerlerini bilgisayar ekranına aktarabilen bir cihazda yapılmıştır.

Deney cihazının çalışma prensibi; deney numunesinin türüne göre değiştirilen aparatlar yardımıyla bağlanmış deney numunesine bilgisayar ekrana girilen değerler uygulanır. Bu sayede verilen tork cihaz tarafından deney numunesine birim zamanda uygulanarak deney verileri kaydedilmektedir. Deney numunesine + ve - yönlerde döndürme şeklinde ters torsiyon uygulanarak kırmaya çalışmaktadır. Şekil 7.29'da birim zamanda tekrarlanan yükü gösteren scope ekran görüntüsü verilmiştir.



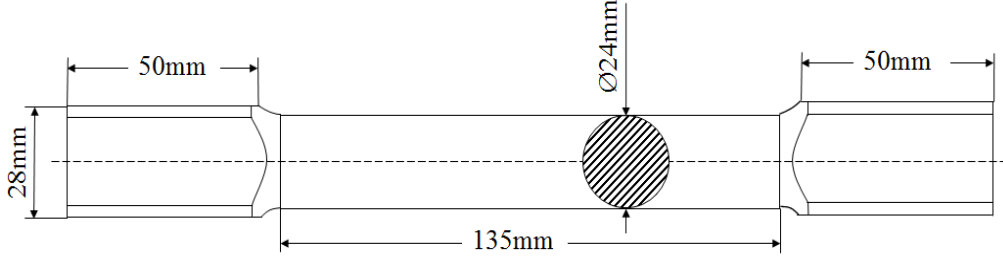
Şekil 7.29. Yorulma deneyi gerilme-zaman (scope) ekran görüntüsü

İlk olarak bir tarafı sabit, diğer tarafı verilen yükleri uygulayan hidrolik sisteme deney numuneleri bağlanmıştır. Daha sonra cihazın tork yükleme tarafından numunelere 1000N.m tork ve 4Hz frekans seçilerek kuvvet uygulanmıştır. Seçilen bu tork ve frekans değerleri, yorulma deneyi için hazırlanan numunelerin geometrisi ve uygulanan ısı işlemleri göz önünde tutularak seçilmiştir. Eğer tork değerini yüksek almış olsaydık numuneye yüklenen tork değeri deformasyona sebep olarak erken çevrim sürelerinde kırılmalar söz konusu olacaktı. Bunun tam tersi bir durum söz konusu olsaydı, yani tork miktarı 1000N.m 'nin altındaki değerlerde ise çok uzun tert süreleri gerekecekti. Optimum nokta olarak seçilen 1000N.m tork ve 4Hz frekans değerle stabil olarak deney uygulaması gerçekleştirilmiştir. Uygulanan bu kuvvet deney numunesine çevresel olarak + ve - yönlerde etki etmiştir. Deney cihazı üzerinde bulunan sinyal okuyucular sayesinde verilen yükün deney numunesi üzerindeki + ve - yönlerdeki maksimum açısal döngü değerleri ile deney başlamıştır.

İlk evrede elde edilen bu açı değerleri bir süre sabit kalmıştır. Bu şartlar altında başlayan deneylerdeki açı değerleri zamanla + ve - yönlerde artmıştır. Deney esnasında bu açı değişimleri  $0.01^\circ$  hassasiyetinde takibi yapılmıştır. Cihaza deney başlamadan girilen sapma açısı, deney başladığı andaki maksimum + ve - açı değerlerinin üzerine çıkması durumunda deney cihazı verileri kaydederek deneyi durdurur. Sapma açısı + ve - yönlerdeki sapma toleransı olarak da bilinir ve uygulanan deneylerde  $10^\circ$  olarak girilmiştir. Böylece yaklaşık olarak  $+4^\circ$  ve  $-4^\circ$  açı değerlerinde başlayan deney, sonuç olarak  $+14$  ve  $-14$  derece açı değerlerine ulaştıkça deney verilerini kaydedilerek otomatik olarak kendini durmuştur. Tekrarlanan yükler altında deformasyon ve çatlak oluşumu gibi etkenler sebebiyle + ve - yönlerde okunan açı değerleri giderek artmıştır. Açı değerlerindeki bu değişim malzemedeki meydana gelen yorulma hasarının bir göstergesidir. Çünkü deney numunelerine birim zamanda uygulanan tekrarlanan yük, zamanla deney numuneleri üzerinde yorulma çatlaklarına dönüşmektedir. Uygulanan yük altında zamanın ilerlemesiyle gelişen bu yorulma çatlakları giderek büyür. Giderek büyüyen bu çatlaklar sebebiyle uygulanan yüke karşı direnç gösteren deney numunesi kesit alanı giderek azalır. Bu durum sonucunda kalan kesitin yükü taşıyamaz hale gelmesi sebebiyle; ya gözle görülebilir çatlaklar meydana gelir ya da kopma gözlenir. Her iki durumda da cihaza girilen sapma değerlerini aştığı için cihaz otomatik verileri kaydederek cihazı kapatır. Yapılan 3 adet yorulma deneyinde de numunelerden elde edilen başlama açı değerleri yaklaşık  $+4^\circ$  ve  $-4^\circ$  olarak ölçülmüştür. İlk evrelerde açı değişimleri olmamıştır ancak zamanla bu açı değerleri hem + yönde hem de - yönde  $0.01-0.02$  açı değişimleri şeklinde artmıştır. Zamanla bu açı değişim miktarları da her iki yönde de artarak cihaz kendini  $+14$  ve  $-14^\circ$  değerinde deney değerlerini kaydederek kapatmıştır. Sonuç olarak; bütün numuneler sabit taraftaki kesit değişiminden koparak kırılmıştır. Döngüsel kuvvetler metalik malzemeleri etkileyerek bu malzemelerde sırasıyla gerilim yoğunlaşması, yüzeyde çatlak başlangıcı (genellikle), çatlak yayılımı şeklinde yol haritası izler. Metalik malzemelerde yorulma hasarı gerilim yoğunlaşmasına sebep olacak bölgelerde meydana gelmektedir. Bununla birlikte malzemelerin yüzey kaliteleri, geometrik faktörler de (ani kesit değişimleri) yorulma hasarını tetikleyen ve yorulma hasarının başladığı bölgeler olarak bilinmektedir.

Yorulma deneyi sonucunda; kırılmaların tamamı kare kesit ve dairesel kesit ara yüzeyinde bulunan en küçük çapta meydana gelmiştir (radius bölgesi). Kırılmanın bu bölgede gerçekleşme sebebi olarak, kesit değişim bölgesinin en zayıf bölümü olmasıdır.

Numuneler aparatlar vasıtasıyla rahat bağlanabilmesi için iki ucu kare kesit (28mmx28mm) seçilmiştir. Orta kısım yükün iki uca aktarıldığı dairesel kesit şeklindedir (Ø24mm). Yorulma deneyi uygulanan numunenin ölçülerinin açıkça ifade edildiği teknik resmi Şekil 7.30'daki gibidir.



Şekil 7.30. Dinamik yük yüklenen yorulma deney numuneleri ölçüleri

### 7.8.1. NQT numuneleri yorulma deney sonuçları

4Hz frekans değerinde + ve - yönlerde ters torsiyon şeklinde uygulanan  $\pm 1000$  N.m tok sonucu numunelerin başlangıç açısı yaklaşık + ve - yönlerde  $4^\circ$  civarındadır. Bu şartlar altında başlayan deney kırılma olayına kadar devam etmiştir. Başlangıç açısı yaklaşık + ve - yönlerde  $4^\circ$  olarak başlayan deney zaman içerisinde yorulma çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesi sebebiyle artarak sonunda yorulma kırılmasıyla sonuçlanmıştır. NQT numunelerinin yorulma deneyinde en düşük çevrim (cycles) değeri 63489 cycles iken en yüksek cycles değeri 67254 cycles olarak ölçülmüştür. NQT numunelerinin yorulma deney parametreleri ve elde edilen sonuçlar Çizelge 7.23' de verilmiştir.

Çizelge 7.23. NQT numunelerinin yorulma deney sonuçları

Deney	Parametreler	NQT numuneleri			
		NQT1	NQT2	NQT3	
Dinamik yorulma deneyi	Numune	NQT1	NQT2	NQT3	
	Tork(N.m)	$\pm 1000$	$\pm 1000$	$\pm 1000$	
	Frequency(Hz)	4	4	4	
	Başlangıç açısı	+3,95	+4,01	+4,08	
		-3,89	- 4,03	- 4,03	
	Deney Süresi				
	Çevrim (Cycles)	64497	63489	67254	
Ortalama çevrim		65080 cycles			

### 7.8.2. NO numuneleri yorulma deney sonuçları

4Hz frekans değerinde + ve - yönlerde ters torsiyon şeklinde uygulanan  $\pm 1000$  N.m tok sonucu numunelerin başlangıç açısı yaklaşık + ve - yönlerde  $4^\circ$  civarındadır. Bu şartlar altında başlayan deney kırılma olayına kadar devam etmiştir. Başlangıç açısı yaklaşık + ve - yönlerde  $4^\circ$  olarak başlayan deney zaman içerisinde yorulma çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesi sebebiyle artarak sonunda yorulma kırılmasıyla sonuçlanmıştır. NO numunelerinin yorulma deneyinde en düşük çevrim (cycles) değeri 49543 cycles değerindeyken, en yüksek cycles değeri 53792 cycles değerindedir. NQT numunelerinin yorulma deney parametreleri ve elde edilen sonuçlar Çizelge 7.24'de verilmiştir.

Çizelge 7.24. NO numunelerinin yorulma deney sonuçları

Deney	Parametreler	NO numuneleri		
Dinamik yorulma deneyi	Numune	NO1	NO2	NO3
	Tork(N.m)	$\pm 1000$	$\pm 1000$	$\pm 1000$
	Frequency(Hz)	4	4	4
	Başlangıç açısı	+4,02	+3,99	+3,92
		-4.01	-3,98	-3,97
	Deney Süresi			
	Çevrim (Cycles)	51647	53792	49543
	Ortalama çevrim	51661 cycles		

### 7.8.3. NQT numuneleri yorulma deneyi sonrası kırılma bölgesi ve yüzeyi

İlerleyen zaman ve uygulanan torkun malzemenin akma gerilmesinin altında olsa dahi uygulanan dinamik yükün etkisiyle çelik malzemede yorulma mekanizması gerçekleşir. Çatlak oluşumu sonrası iç kısımlara doğru ilerleyen çatlak belirli periyotlarla durak çizgileri meydana getirmektedir. Duraklama hatları oluşturarak iç kısımlara doğru ilerleyen çatlak, kalan kesitin uygulanan yüke direnç gösterememesi sebebiyle artık durdurulamaz hale gelir ve koparak kırılma olayı gerçekleşir. Kırılan NQT numunelerinin kırılma yüzeylerine bakıldığında kırık yüzeyde yorulma durak çizgilerinin meydana geldiği görülmüştür. Ayrıca yüzey ve merkez arasında bir kesitin en son kırıldığı görülmüştür. Bütün bu sonuçlar NQT numunelerinin sünek karakter sergilediğini göstermektedir. NQT numunelerine ait kırık yüzey resimleri Şekil 7.31, Şekil 7.32 ve Şekil 7.33'de verilmiştir.





Şekil 7.31. NQT1 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri



Şekil 7.32. NQT2 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri



Şekil 7.33. NQT3 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri

#### **7.8.4. NO numuneleri yorulma deneyi sonrası kırılma bölgesi ve yüzeyi**

Birim zamanda uygulanan tork değeriyle numune torka karşı direnç göstermektedir. Ancak ilerleyen zaman ve uygulanan torkun malzemenin akma gerilmesinin altında olsa dahi uygulanan dinamik yükün etkisiyle çelik malzemede yorulma mekanizması gerçekleşir. Çatlak oluşumu sonrası iç kısımlara doğru ilerleyen çatlak belirli periyotlarla durak çizgileri meydana getirmektedir. Duraklama hatları oluşturarak iç kısımlara doğru ilerleyen çatlak, kalan kesitin uygulanan yüke direnç gösterememesi sebebiyle artık durdurulamaz hale gelir ve koparak kırılma olayı gerçekleşir. Kırılan NQT numunelerinin kırılma yüzeylerine bakıldığında kırık yüzeyde yorulma durak çizgilerinin meydana geldiği görülmüştür. Ayrıca yüzey ve merkez arasında bir kesitin en son kırıldığı görülmüştür. Bütün bu sonuçlar NO numunelerinin sünek karakter sergilediğini göstermektedir. NO numunelerine ait kırık yüzey resimleri Şekil 7.34, Şekil 7.35 ve Şekil 7.36'de verilmiştir.



Şekil 7.34. NO1 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri



Şekil 7.35. NO2 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri



Şekil 7.36. NO3 numunesinin yorulma deneyi sonrası görüntüleri

## 8. TARTIŞMA VE SONUÇLAR

Normalizasyon ısıl işlemi öncesinde soğuk kesilebilirlik için tavllanmış, 250 HB'in altındaki sertliğe sahip olan çelik numunelerin mikroyapıları, normalizasyon ısıl işlemiyle ferrit-perlit fazlarından meydana gelen yapı haline getirilmiş ve optik mikroskop altında x100, x500 ve x1000 büyütme değerlerinde yapılan incelemeler sonucunda yapı fazlarının homojen dağılımlı olduğu görülmüştür. Islah işleminin kademelerinden olan su verme (50 derecedeki %15 polimer katkılı ortamda) operasyonu sonunda çelik numunelerin merkezlerinden ölçülen sertlik değerleri 55-60 HRC aralığındadır. Bu sonuç SAE/AISI 4140 çeliğinin sertleşebilirliği yüksek bir çelik olduğunu göstermiştir.

Optik mikroskop altında incelemeler sonucunda numune yüzey bölgeleriyle merkez bölgelerinin yapısal olarak aynı olduğu görülmüştür. Ayrıca yapılan sertlik ölçümlerinde de bu sonuç ispatlanmıştır. NQT ve NO numulardan ölçülen sertlik değerleri hemen hemen aynıdır. Bütün bunlarla Isıl işlem proseslerinde seçilen sıcaklık, bekleme süresi, soğutma hızı gibi parametrelerinin numune parçalar için uygun olduğu sonucuna varılmıştır.

Toplamda 5 adet üretilen NQT numunelerinin tamamında sertlik tarama işlemi yapılmıştır. Herbir NQT numunelerinin merkezlerinden başlanarak 2mm mesafeli HV1 sertlik taraması sonucunda en düşük değer olarak 262 HV1, en yüksek değer olarak 321 HV1 bulunmuştur. Ayrıca merkez bölgesinde sertlik en düşük değeri alırken yüzeye doğru gidildikçe sertlik artan bir karakter sergilemiştir.

Toplamda 5 adet üretilen NO numunelerinin tamamında sertlik tarama işlemi yapılmıştır. Herbir NO numunesinin merkezlerinden başlanarak 2mm mesafeli HV1 sertlik taraması sonucunda en düşük değer olarak 281 HV1, en yüksek değer olarak 328 HV1 bulunmuştur. Numunelerin merkez ve yüzey bölgeleri sertlik değerleri her yönde (+X, -X, +Y, -Y yönlerinde ) yakın değerlerde ölçülmüştür. Bazı yönlerdeki sertlik taramalarında yüzey bölgesi sertliğiyle merkez bölgesi sertliği arasındaki fark 4HV1 sertlik değerine kadar düşmüştür. Bu sonuçlara göre NO ve NQT numunelerinin Vickers sertlik taramaları kıyaslandığında NO numunelerinden ölçülen sertlik değerleri daha stabildir.

Islah ve östemperleme ısıl işlemlerinin eşit şartlarda kıyaslanması amacıyla hem NQT hemde NO numunelerinin sertlik değerleri mümkün olduğunca yakın değerlerde olması hedeflenmiştir.

NQT numunelerinin yüzeyinden (Ø30mm üzerinden) HRC cinsinden ölçülen ortalama sertliklere bakıldığında 30.6-31.5 HRC aralığında olduğu görülmüştür. NO numunelerinin yüzeyinden (Ø30mm üzerinden) HRC cinsinden ölçülen ortalama sertliklere bakıldığında ise 30.4-31.5 HRC aralığında olduğu görülmüştür. Bu sonuca göre her iki farklı ısıl işlem uygulaması sonucunda numunelerden ölçülen sertlik değerlerinin deney öncesi hedeflenen (28-32 HRC) sertlik aralığında olduğu görülmüştür.

Çekme deneyinde,

NQT numunelerinde ortalama;

- Çekme gerilimi (Rm): 1031.6 N/mm<sup>2</sup>,
- Akma dayanımı (Rp.%0.2):904.4 N/mm<sup>2</sup>,
- Kopma Uzaması (A): %16.52,
- Kesit daralması (Z): %56.4 olarak ölçülmüştür.

NO numunelerinde ortalama;

- Çekme gerilimi (Rm):910 N/mm<sup>2</sup>,
- Akma dayanımı (Rp.%0.2):693.4 N/mm<sup>2</sup>,
- Kopma Uzaması (A): %15.68
- Kesit daralması (Z): %45 olarak ölçülmüştür.

Bu sonuçlara bakıldığında, NO numunelerinin akma ve çekme mukavemeti östemperleme öncesi duruma göre çok daha iyi sonuçlar vermesine rağmen, NQT numunelerinin akma ve çekme mukavemeti daha yüksektir. Aynı sertliğe sahip NQT ve NO numuneleri kıyaslandığında NQT numunelerinin çekme deneyi sonucunda elde edilen mekanik özellikleri daha üstün bulunmuştur.

Darbe v çentik deneyinde NQT numunelerinden ölçülen tokluk değeri ortalama 85.72 Joule iken, NO numunelerinden ölçülen tokluk değeri ortalama olarak 40.29 Joule'dür.

Yorulma deneyinde NQT gurubundan 3 adet, NO numunelerinde 3 adet olmak üzere toplamda 6 adet numunenin ters torsiyon uygulamasıyla yorulma deneyleri yapılmıştır. 1000N.m tork ve 4Hz frekansta + ve - yönlerde uygulanan tekrarlanan yükün sonucunda NQT numuneleri ortalama olarak 65080 cycles değerinde kırılmıştır. NO numunelerinde ortalama olarak 51661 cycles değerinde kırılma gözlenmiştir. Kırılma olayı yorulma deneyi yapılan 6 numunede de çap değişiminin olduğu bölgede ve tahrik uygulama tarafında meydana gelmiştir.

Dinamik yük yüklenen 3 adet NQT ve 3 adet NO numunelerinden alınan ortalama çevrim sayılarına bakıldığında NQT numuneleri, NO numunelerinin dinamik yüklere karşı gösterdiği dirincin yaklaşık %25'i kadar fazla direnç gösterdiği görülmüştür.

NO numunelerinin mekanik özelliklerinin, NQT numunelerine göre düşük değerlerde ölçülmesinin sebebinin NQT numunelerinde çok yüksek oranlarda martenzit yapısının oluşturulması bunun sonucunda da yüksek oranda temperlenmiş martenzit oluşumu olduğu düşünülmektedir. Yani östemperleme sonrasında NO numunelerinde oluşturulan beynit yapısının, ıslah işlemi sonrasında oluşturulan martenzit yapısına göre bir miktar daha düşük oluşturulduğu düşünülmektedir.

Çelik malzemeli parçaların mekanik deneyleri diğer deney sonuçları hakkında bilgi verebilmektedir. Örneğin ısıtma işlemi ve sertlik aralığı bilinen çelik esaslı bir malzemenin akma ve çekme mukavemetleri çeliğe ait diagramlardan bakılarak bulunabilir. Yada akma-çekme mukavemeti yüksek olan ve bunun yanında uzaması da yeteri kadar yüksek olan çelik malzemelerin yorulma dayanımının da o kadar yüksek olacağı bilinebilir. Ayrıca sertliği yüksek olan malzemelerin gevrek kırılma karakteristiği olması sebebiyle darbe dayanımının düşük olacağı, aynı şekilde düşük sertliğe ve yüksek uzamaya sahip malzemelerin darbe dirençlerinin yüksek olacağı bilinmektedir.

Bütün bu sonuçların ele alındığında farklı ısıtma işlemlere tabii tutularak aynı sertlik aralığında (28-32) sertlik elde edilmiştir. Aynı sertlik aralığında olmasına rağmen ortalama yüzey sertlikleri HRC olarak hemen hemen aynı olan beynit ve temperlenmiş martenzit fazlarının mekanik özellikleri kıyaslanmıştır. Kıyaslama sonucu yaklaşık olarak 31 HRC yüzey sertliğine sahip temperlenmiş martenzit fazı, yaklaşık olarak 31 HRC yüzey sertliğindeki beynit fazına göre daha üstün mekanik özellikler sağladığı yapılan farklı mekanik deneyler sonucu elde edilen değere göre ispatlanmıştır.

## KAYNAKLAR

- Alsaran, A. (1997). Kaynaklı parçaların yorulması. Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 11-41, Erzurum.
- Anderson, T.L. 2014. *Kırılma mekaniği; Esaslar ve uygulamalar* (Üçüncü baskı). (Çev. B. Eryürek, E. Akinay), OYTEV, (2005), 219-254, İstanbul
- Anonim (2009). Alaşım elementlerinin etkileri.  
[http://www.sancaklimetal.com/demir\\_profil/?alasim%20/%20elementlerinin%20/%20etkileri,135](http://www.sancaklimetal.com/demir_profil/?alasim%20/%20elementlerinin%20/%20etkileri,135) (Erişim tarihi: 04.05.2017)
- Anonim (2010). Genel bilgiler.  
Çeliğin Yapısına ve Sertleşebilirliğine Alaşım Elementlerinin Etkileri.  
[http://www.teknikisililem.com.tr/index.php?pg=genel\\_bilgi&dil=tr](http://www.teknikisililem.com.tr/index.php?pg=genel_bilgi&dil=tr)  
(Erişim tarihi: 21.05.2017)
- Anonim (2013). Fe-C denge diyagramı.  
[http://www.learneasy.info/MDME/MEMmods/MEM30007A/steel/steel\\_files/The%20ig%20FE%20equilibrium%20diagram/FC\\_Equilibrium\\_Diagram\\_2000.gif](http://www.learneasy.info/MDME/MEMmods/MEM30007A/steel/steel_files/The%20ig%20FE%20equilibrium%20diagram/FC_Equilibrium_Diagram_2000.gif)  
(Erişim tarihi:03.06.2017)
- Anonim (2017a). AISI 4140.  
[http://www.efunda.com/materials/alloys/alloy\\_steels/show\\_alloy.cfm?ID=AISI\\_4140&prop=all&Page\\_Title=AISI%204140](http://www.efunda.com/materials/alloys/alloy_steels/show_alloy.cfm?ID=AISI_4140&prop=all&Page_Title=AISI%204140) (Erişim tarihi:05.04.2017)
- Anonim (2017b). Non-Metallic Inclusion Analysis in Steel.  
<http://www.olympus-ims.com/en/applications/nmi-analysis/>  
(Erişim tarihi:14.05.2017)
- Ashby, M.F. and Jones, D.R.H. 1998. *Engineering Materials* (Second edition). Butterworth-Heinemann, Department of Engineering, Cambridge University, UK.
- ASM Metals HandBook, Failure Analysis And Prevention, Volume-11.
- ASM Metals HandBook, Fractography, Volume-12
- ASM Metals HandBook, Heat Treating, Volume-4.
- ASM Metals HandBook, Metallography and Microstructures, Volume-9
- ASM Metals Handbook, Properties and Selection Irons; Steels and High Performance Alloys, Volume-1
- ASTM A255-02. 2002. Standard Deney Methods for Determining Hardenability of Steel, USA.
- Aydemir, B. (1996). Ön kaplı çelik sacların kaynak bağlantılarının yorulma davranışının incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 48-49, Kocaeli.

- Bargel, H.J ve Schulze, G. 1987. *Malzeme Bilgisi* (Çev. Güleç, Ş. ve Aran, A. VDI-Verlag Gmbh Duesseldorf). Gebze MBEAE Matbaası. (1980), Gebze.
- Berns H. and Theisen, W. 2008. *Ferrous Materials: Steels and Cast Iron*. Springer, GERMANY.
- Bhadeshia, H. K. D. H. 2001a. *Bainite in Steels* (Second edition). Published by the Institute of Materials, IBS: 1 -86125-112-2, London.
- Bhadeshia, H.K.D.H. 1999. *Low-Carbon Steels: The Calculation of Mixed-Microstructures & Their Mechanical Properties*. University of Cambridge, Research and Development Corporation of Japan Department of Materials Science and Metallurgy Pembroke Street, Cambridge, UK.
- Bhadeshia, H.K.D.H. 2001b. *Design of Ferritic Creep-Resistant Steel*. Department of Materials Science and Metallurgy University of Cambridge, Volume 41, 626-640, UK.
- Bhadeshia, H.K.D.H. and Honeycombe, R.W.K. 2006. *Steels: Microstructure and Properties* (Third edition). Elsevier Ltd., UK.
- Bramfitt, B.L. and Speer, J.G. 1990. A perspective on the morphology of Bainite. *Metallurgical Transactions*, volume 21, Issue 3, 817-829. doi:10.1007/BF02656565
- Çalık, A. (1997). Dolgu kaynağı yapılmış millerin yorulma ömrünün deneysel olarak araştırılması. Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2-22, Elazığ.
- Callister, W.D. and Rethwish, G.D. 2008. *Fundamentals of Materials Science and Engineering* (Fourth edition). John Wiley and Sons, USA.
- Callister, W.D. 1997. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. John Wiley and Sons, New York, USA.
- Cheremisinoff, N.P. 1996. *Materials selection deskbook* (pdf form-CRC press), Noyes Publications Westwood, New Jersey, 191, USA.
- Craft W. and Lamont J. L. 1949. *Quenching; In hardenability and steel selection*. Pittman Publishing, 53-83, New York, USA.
- Çelik, S., Otmanbölük, N. ve Fidan, L. (2006). *Çelikteki Alaşım Elementlerinin Sertleşebilirliğe ve Sertleşme Derinliğine Etkisi*. TİMAK-Tasarım İmalat Analiz Kongresi Bildiriler Kitabı, Balıkesir, Türkiye
- Dörrenberg Edelstahl (2013). Quenched and tempered steels; 1.7225. [http://www.doerrenberg.de/en/services/stainless-steel/downloads/datasheets.html?tx\\_c1x1downloads\\_pi1%5Bds\\_cat%5D=48&cHash=45d8577c2b8f38e207a7839d7faaf293](http://www.doerrenberg.de/en/services/stainless-steel/downloads/datasheets.html?tx_c1x1downloads_pi1%5Bds_cat%5D=48&cHash=45d8577c2b8f38e207a7839d7faaf293) (Erişim tarihi 05.05.2017)
- Eckstein, H.J. 1987. *Technologie der Wärmebehandlung von Stahl* (Second edition). VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, Germany.



- Erdoğan, M. 2000. *Mühendislik alaşımlarının yapı ve özellikleri*. Nobel Yayın Dağıtım Ltd Şti, 120-153, 338, Ankara.
- Flinn, R.A. and Trojan, P.K. 1986. *Engineering Materials and Their Applications* (Fourth edition). Houghton Mifflin Company, Boston.
- Gangloff, R.P. 2003. Hydrogen Assisted Cracking of High Strength Alloys. in *Comprehensive Structural Integrity*, I. Milne, R.O. Ritchie and B. Karihaloo, Editors-in-Chief, J. Petit and P. Scott, Volume Editors, Volume 6, Elsevier Science,31-101, New York.
- Garrison, W.M. and Moody, N.R. 1987. Ductile Fracture. *Jornual of the Physics and Chemistry of Solids*, Volume 48, No.11, 1035-1074.  
doi:10.1016/0022-3697(87)90118-1
- Glyn, M. 2001. *Steel: Physical Metallurgy of Steel*. Class notes and lecture material for MSE 651.01, 111, 174.
- Gözütok, E. ve Karahan, S. (1994). Metal malzemelerde yorulma sürünme ve ölçülmesi. Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi, 3-18, Ankara.
- Güleç, Ş. ve Aran, A. (1983). Çelik ve dökme demirlerin yorulma dayanımı. TÜBİTAK Marmara Bilimsel ve Endüstriyel Araştırma Enstitüsü, MBEAE Matbaası, Gebze.
- Higgins, R. A. 1980. *Engineering Metallurgy*. Hodder and Stoghton, London.
- Hillert, M. 2002. Paradigm shift for bainite. *Scripta Materialia*, ISSN 1359-6462, E-ISSN 1872-8456, Volume 47, no.3, 175-180.
- Huang, X., Morito, S., Yoshida, and H., Maki, T. 2006. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels. *Materials science and engineering*, A438-440, 237-240, Denmark.
- Jeschar, R. and Specht, E. 1994. Abschreckwirkung durch Aufspritzen von Gas Wasser-Gemischen, *Proceedings of ATTT-AWT-Tagung Abkühlen/Abschrecken*, 161-167, Strasbourg, France.
- Knott, J.F. 1980. Micromechanisms of Fibrous Crack Extension in Engineering Alloys. *Metal Science*, Volume 14, 327-336.
- Knott, J.F. 1977. Micromechanisms of Fracture and Fracture Toughness of Engineering Alloys fracture. *Proceedings of the fourth International Conference on Fracture (ICF4)*, June, Volume 1, 61-69, Waterloo, Canada.
- Knott, J.F. 1989. Effect of Microstructure and Stress-State on Ductile Fracture in Metallic Alloys.”In: K.Salama, et al. *Advances in Fracture Research*, *Proceedings of the seventh International Conference on fracture (ICF7)*. Pergamon Press, 125-138, Oxford, England.
- Kolmskog, P. 2013. Does Bainite form with or without diffusion? The Experimental and Theoretical Evidence, *Kungliga Tekniska Hogskolan*, ISBN 978-91-7501-755-6, Thesis in Materials Science and Engineering, Stockholm.

- Köse, S. (2008). AISI/SAE 1040-2738-304 Çeliklerin Sertleşme Kabiliyetlerinin Jominy Deneyi ile Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyon.
- Krauss, G. 1997. Steel; Heat Treatment and Processing Principles, Materials Park Ohio, 548, USA.
- Krauss, G. 1980. *Principles of Heat Treatment of Steel*. American Society for Metals, Metals Park Ohio, 405-435, USA.
- Krauss, G. 2005. *Steel: Processes, Structure and Performance*. ASM International, ISBN: 0-87170-817-5, Materials Park Ohio, 44073-0002
- Leng, Y. 2008. *Materials Characterization; Introduction to Microscopic and Spectroscopic Methods*. John Wiley & Sons (Asia) Pte Ltd, Singapore.
- Leslie, W.C. 1981. *The Physical Metallurgy of Steels*. McGraw-Hill, Inc., New York.
- Liu, C.D. and Kao, P.W. 1992. Tensile Properties of a 0.34C-3Ni-Cr-Mo-V Steel with Mixed Lower Bainite-Martensite. *Institute of Materials Science and Engineering*, Volume 150, National Sun Yat-Sen University Kaohsiung, 171-177, Taiwan, China
- Novikov, İ.İ. 2012. *Metallerin Isıl İşlem Teorisi*. (Çev. G. Said). Nobel Akademik Yayıncılık Eğitim Danışmanlık Tic. Ltd. Şti, 242-243, Ankara
- Nykyforchyn, H.M. and Student, O.Z . 2001. Influence of hydrogen on the formation of fatigue thresholds in structural steels. *Material Science, Karpenko Physicomechanical Institute, Ukrainian Academy of Sciences*, 252-263, Lviv.
- O'Brien, J.M. and Hosford W.F. 2002. Spheroidization cycles for medium carbon steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 33A,1255-1261.
- Onaran, K. 1993. *Malzeme Bilimi*. Bilim Teknik Yayınevi, 247-254, İstanbul.
- S.T Diesel and Marine Group (2016) Operational Information Fatigue. [http://www.marinediesels.info/2\\_stroke\\_engine\\_parts/Other\\_info/fatigue.htm](http://www.marinediesels.info/2_stroke_engine_parts/Other_info/fatigue.htm) (Erişim tarihi 05.05.2017)
- Sarruf, Y. (2000). Criteria and Tests for Cold Headability. Masters Thesis, McGill University Montreal, Canada.
- Savaşkan, T. 2009. *Malzeme Bilimi ve Malzeme Muayenesi* (Beşinci Baskı). Karedeniz Teknik Üniversitesi, 194-255, Trabzon.
- Savaşkan, T. 1999. *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*. Derya kitapevi, 213-271, 285, Trabzon.
- Smith, W.F. 1993. *Structure and Properties of Engineering Alloys* (Second edition). McGraw Hill Inc., 156, New York, USA.
- Stahlschlüssel . 2004. Key to Steel. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Almanya

- Stewart, A.T. 1980. The Influence of Environment and Stress Ratio on Fatigue Crack Growth at Near Threshold Stress Intensities in Low-Alloy Steels. *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 13, 463-478.  
doi:10.1016/0013-7944(80)90078-8
- Şık, A. 2002. Otomobil saclarının MIG/MAG Kaynağında Gaz Karışımlarının Bağlantının Mekanik Özelliklerine Etkisi. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 115-178, Ankara.
- Talay, E. (2005). Nokta kaynaklı konstrüksiyonların bilgisayar destekli yorulma ömür hesaplamaları ve deneysel yöntemlerle doğrulanması. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 15-61, İstanbul.
- Tartaglia, J. M. 2009. The Effects of Martensite Content on the Mechanical properties of Quenched and Tempered 0.2%C-Ni-Cr Mo Steels, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 19, Number 4, 572-584.  
doi:10.1007/s11665-009-9503-x
- Tayanç, M. ve Toktaş, A. 2002. SAE 4140 Çeliğinin İslahında Menevişleme Sıcaklığının İç Yapı ve Süneklik Üzerine Etkisinin İncelenmesi, Kalıp Dünyası, Yıl: 3, Sayı:15
- Thelning, K.E. 1984. *Steel and Its heat treatment* (Second edition). Butterworths, London.
- Thelning, K.E. 1984. *Çelik ve Isıl İşlemi*, (Çev. A. Tekin) Hakan Ofset Yayıncılık, (1984), Bofors El Kitabı, İstanbul.
- Thelning, K.E. 2013. *Steel and Its Heat Treatment*, Second Edition ,Head of research and development, Smedjebacken-Boxholm Stal AB, Butterworth Heinemann, 225-226, Sweden
- Tomita, Y. and Okabayashi, K. 1983. Heat treatment for improvememt in lower temperature mechanical properties of 0.40 pct C-Cr-Mo Ultrahigh Strength Steel. *Metallurgical transactions* Volume 14A, 2387-2393.  
doi:10.1007/BF02663314
- Topbaş, M. A. 1998. *Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı*. Prestij Yayıncılık Basım Hizmetleri, 75-96,593, İstanbul.
- Topbaş, M.A. 1993. *Isıl İşlemler*. Prestij Yayıncılık Basım Hizmetleri, 206-220, İstanbul.
- Totten, G.E. 2007. *Steel heat treatment*. Metallurgy and Technologies, Chapter 9 Quenching and Quenching Technology, CRC press Taylor & Francis Group Portland, Oregon, USA.
- Trojan, F. 1990. *Engineering materials and their applications* (Fourth Edition). Houghton Mifflin Company, 399, Boston.
- TSE 1381. 1974. Çeliğin Ucuna Su Vererek Sertleştirme Deneyi, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara.

Ulutan, M. (2007). Ç-4140 Çeliğinin yüzey sertleştirme işlemleri ve kaplama yöntemleri sonrası mekanik davranışlarının araştırılması. Doktora Tezi, Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.

Voort, G.F.V. (1999). Microstructure of Ferrus Alloys.  
<http://www.georgevandervoort.com/metallography/general/iron-andsteel/20001270-%20microstructure-of-ferrous-alloys.html> (Erisim tarihi: 18.05.2017)

Wilsforf, H.G.F. 1983. The ductile fracture of metals: a microstructure viewpoint. *Materials Science and Engineering*, Volume 59, 1-19.  
doi:10.1016/0025-5416(83)90085-X

Yeşildal, R., Şen, S. ve Kaymaz, İ. 2003. "X40CrMoV 5 1 Çeliğinin 20-600 °C Arasındaki Yorulma Davranışı. Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Fen ve Mühendislik Dergisi, Cilt:5, Sayı:1,159-171, İzmir.

Yang, Z.G. ve Fang, H.S. 2005. An overview on bainite formation in steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 277-286.  
doi:10.1016/j.cossms.2006.06.005

## **ÖZGEÇMİŞ**

Adı ve Soyadı : Seyfullah ÇELİK

Doğum Yeri : AKSARAY

Doğum Tarihi : 10.03.1990

Yabancı Dili : İngilizce

### **Eğitim Durumu**

Lise : Aksaray Anadolu Teknik Teknik ve Endüstiri Meslek Lisesi  
Tesviye Bölümü

Önlisans : Aksaray Teknik Bilimler Meslek Yüksek Okulu Makine Bölümü

Lisans : Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme  
Mühendisliği ( 2013)

Yüksek Lisans : Ondokuz Mayıs Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme  
Bilimi ve Mühendisliği (Ekim-2015)

### **Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl**

And Döküm Makine Sanayii TİC. LTD.ŞTİ. (1 yıl)

Aksan Kardan LTD.ŞTİ. (4 yıl)

### **İletişim bilgileri**

**E-posta:** seyfullah\_celik@hotmail.com