

**ÇİFT FAZLI BİR ÇELİKTE MARTENZİT HACİM ORANININ VE
MENEVİŞLEME ISIL İŞLEMİNİN YORULMA ÖMRÜ ÜZERİNE ETKİSİ**

MUHAMMED YUSUF ÜNGÖR

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**TOBB EKONOMİ VE TEKNOLOJİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MAYIS 2010
ANKARA**

Prof. Dr. Ünver KAYNAK
Müdür

Bu tezin Yüksek Lisans derecesinin tüm gereksinimlerini sağladığını onaylarım.

Prof. Dr. Ünver KAYNAK
Anabilim Dalı Başkanı

Muhammed Yusuf ÜNGÖR tarafından hazırlanan “Çift Fazlı Çelikte Martenzit Hacim Oranının ve Menevişleme Isıl İşleminin Yorulma Ömrü Üzerine etkisi” adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Mustafa ÜBEYLİ
Tez Danışmanı

Tez Jüri Üyeleri

Başkan : Doç. Dr. Ömer KELEŞ

Üye : Doç. Dr. Mustafa ÜBEYLİ

Üye : Doç. Dr. M. Ali Güler

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada orijinal olmayan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Muhammed Yusuf ÜNGÖR

Üniversitesi : TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi
Enstitüsü : Fen Bilimleri
Anabilim Dalı : Makine Mühendisliği
Tez Danışmanı : Doç. Dr. Mustafa ÜBEYLİ
Tez Türü ve Tarihi : Yüksek Lisans – Mayıs 2010

M. Yusuf ÜNGÖR

**ÇİFT FAZLI BİR ÇELİKTE MARTENZİT HACİM ORANININ VE
MENEVİŞLEME ISIL İŞLEMİNİN YORULMA ÖMRÜ ÜZERİNE ETKİSİ**

ÖZET

Bu çalışmada, ara kritik bölgeden su verilmiş düşük alaşımlı çift fazlı bir çeliğin yorulma davranışı incelenmiştir. Su verme sıcaklıkları 737 °C, 754 °C, 779 °C ve 900 °C olup, düşük, orta, yüksek ve tamamen martenzit yapılar elde edilmiştir. Su verme koşuluna ek olarak, 200 °C ve 400 °C’de menevişlenmiş ve 900 °C’de tavllanmış numuneler hazırlanarak, 13 ayrı ısıl işlem koşulunda yorulma davranışı incelenmiştir. Yorulma testleri yüksek çevrim dönel eğme yorulma makinesi ile gerçekleştirilmiş ve kontrol değişkeni olarak gerilme kullanılmıştır. Kırılan numunelerin yüzeyleri makro ve mikro düzeyde incelenmiştir. Deneyler sonucunda en iyi yorulma dayanımı 754 °C’den su verilmiş numunelerde gözlemlenirken en zayıf yorulma dayanımı 900 °C’den su verilmiş numunelerde gözlemlenmiştir. Menevişleme işlemi, düşük ve orta martenzit hacim oranı içeren numunelerin yorulma dayanımını azaltırken, yüksek martenzit hacim oranına ve tamamen martenzit yapıya sahip numunelerin yorulma dayanımını arttırmıştır. Kırık yüzeylerin makro incelemesinde, martenzit hacim oranı düşük olan numunelerde, martenzit hacim oranı yüksek olan numunelere kıyasla daha sünek kırılma gözlemlenmiştir. Mikro incelemelerde ferrit tanelerinde, taneler boyunca kırılma

gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Ferrit tanelerinin kırılmasında etken olan mekanizmanın ferrit-martenzit ara yüzeylerinde ve ferrit tanelerinin tane sınırına yakın bölgelerinde oluşan kayma bantları olduğu sonucuna varılmıştır.

Anahtar kelimeler: çift fazlı çelik, yorulma davranışı, kırık yüzey incelemesi
University : TOBB University of Economics and Technology
Institute : Institute of Natural and Applied Sciences
Science Programme : Mechanical Engineering
Supervisor : Associate Professor Dr. Mustafa ÜBEYLİ
Degree Awarded and Date : M.Sc. – May 2010

M. Yusuf ÜNGÖR

**THE EFFECT OF MARTENSITE VOLUME FRACTION AND
TEMPERING HEAT TREATMENT ON THE FATIGUE BEHAVIOUR OF
A DUAL PHASE STEEL.**

ABSTRACT

In this study, the fatigue behaviour of a low alloyed steel, which was intercritically quenched, was investigated. The quenching temperatures were 737 °C, 754 °C, 779 °C and 900 °C corresponding to low, medium, high and full martensite structures respectively. In addition to the quenching conditions, the samples, which were tempered at 200 °C and 400 °C and full annealed at 900 °C, were prepared, thereby the fatigue behaviors of 13 different heat treatment conditions of the steel were examined. The fatigue tests were carried out on a high cycle rotational bending machine and stress was used as a control variable. The fractured samples were investigated both at macro and micro scale. Experimental results indicated that the best fatigue behaviour was observed in the samples quenched at 754 °C, and the weakest fatigue behaviour was observed in the samples quenched at 900 °C. The tempering heat treatment decreased the fatigue life of the samples which were involving low and medium martensite volume fractions and increased the fatigue life of the samples, which were involving high martensite and wholly martensite samples. At macro scale, the samples, which were involving low martensite volume fractions, exhibited more ductile fracture behaviour relatively. Transgranular fracture was observed through ferrite grains at micro scale. The mechanism affecting the fracture through ferrite grains was estimated as the slip bands, which placed in ferrite-martensite grain boundaries and in the regions in ferrite grains close by ferrite grain boundary.

Keywords: dual phase steel, fatigue behavior, fractography

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanmasında beni yönlendiren, destekleyen kıymetli hocam ve danışmanım Doç. Dr. Mustafa ÜBEYLİ'ye, bilgi ve deneyimlerini esirgemeyen Öğretim Görevlisi Teyfik DEMİR'e, çalışmalarımnda moral ve bilgi desteğinde bulunan meslektaşlarım M. Fatih AYCAN ve Bayram GÜREL'e, teknik desteğıyle çalışmalarımın ilerlemede katkıları bulunan Kamil ARSLAN'a ve tecrübelerinden faydalandığım TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Makine Mühendisliğı öğretim üyelerine teşekkürü bir borç bilirim. Bu çalışmayı 106M211 numaralı projesiyle maddi olarak destekleyen TÜBİTAK'a teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

| | Sayfa |
|--|--------------|
| ÖZET | IV |
| ABSTRACT | V |
| TEŞEKKÜR | VI |
| ÇİZELGELER LİSTESİ | IX |
| ŞEKİLLER LİSTESİ | X |
| 1. GİRİŞ | 1 |
| 2. LİTERATÜR TARAMASI | 3 |
| 3. ÇELİKLER | 7 |
| 3.1. Alaşım Elementleri ve Etkileri | 8 |
| 3.2. Çift Fazlı Çelikler | 9 |
| 3.3. Fe-Fe ₃ C Denge Diyagramı | 10 |
| 3.4. Çift Fazlı Çelik Üretiminde Etkin Olan Fazlar | 12 |
| 3.4.1. Ferrit, Semeniti ve Pörlit | 12 |
| 3.4.2. Östenit | 13 |
| 3.4.2.1. Östenit Oluşum Mekanizması | 14 |
| 3.4.3. Martenzit | 16 |
| 3.5. Çift Fazlı Çelik Üretim Yöntemleri | 18 |
| 4. YORULMA | 19 |
| 4.1. Yorulma Aşamaları | 19 |
| 4.1.1. Çatlak Başlangıcı | 20 |
| 4.1.2. Çatlak İlerlemesi | 21 |
| 4.1.3. Ani Kırılma | 22 |
| 4.2. Kırık Yüzeyler | 23 |
| 4.2.1. Sünek Kırılma | 23 |
| 4.2.2. Gevrek Kırılma | 23 |
| 4.3. Yorulma Deneyi | 25 |
| 4.3.1. Yorulma Deneyi Terimleri | 25 |
| 4.4. Yorulma Test Yöntemleri | 26 |
| 4.4.1. Sabit Genlik Gerilme Testi | 27 |
| 4.4.2. Artan Genlik Gerilme Testi | 27 |
| 4.4.3. Sabit Genlik Plastik Gerinim Testi | 27 |
| 4.4.4. Değişken Genlikli Testler | 28 |
| 4.5. Çevrimsel Gerilme Gerinim Davranışı | 29 |
| 4.6. Yorulma Ömrünü Etkileyen Faktörler | 30 |
| 4.6.1. Yüzey Etkisi | 30 |
| 4.6.2. Sıcaklık Etkisi | 30 |
| 4.6.3. Yükleme Frekansı | 31 |
| 4.6.4. Çevresel Etkenler | 31 |
| 4.7. Çatlaksız Parçaların Yorulma Davranışı | 31 |
| 4.7.1. Basquin ve Coffin-Manson Kanunları | 32 |
| 4.7.2. Goodman Kuralı | 34 |
| 4.7.3. Miner Kuralı | 36 |
| 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR | 37 |
| 5.1. Malzeme | 37 |
| 5.2. Numunelerin Boyutlandırılması | 37 |

| | |
|---|----|
| 5.3. Isıl İşlem | 38 |
| 5.4. Sertlik Ölçümleri | 39 |
| 5.5. İçyapı İncelemesi | 40 |
| 5.4. Yorulma Deneyi | 40 |
| 5.5. Kırık Yüzey İncelemesi | 42 |
| 6. DENEYSEL SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME | 43 |
| 6.1 Mekanik Özellikler | 43 |
| 6.2 İç Yapı İncelemesi | 44 |
| 6.3. Yorulma Eğrileri | 47 |
| 6.4 Kırık Yüzey İncelemesi | 61 |
| 6.4.1. Kırık Yüzeylerin Makro İncelemesi | 61 |
| 6.4.2. Kırık Yüzeylerin Mikro İncelemesi | 67 |
| 6.4.2.1. 737 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi | 67 |
| 6.4.2.2. 754 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi | 72 |
| 6.4.2.3. 779 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi | 76 |
| 6.4.2.4. 900 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi | 79 |
| 6.4.3. Martenzit Hacim Oranına Göre Kırık Yüzeylerin Kıyaslanması | 82 |
| 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER | 85 |
| KAYNAKLAR | 87 |
| ÖZGEÇMİŞ | 91 |

ÇİZELGELER LİSTESİ

| Çizelge | | Sayfa |
|--------------|---|-------|
| Çizelge 5.1 | Deneysel çalışmalarda kullanılan mikroalaşım çeliğinin içeriği | 37 |
| Çizelge 6.1 | Numunelerin sertlik ve standart Sapma değerleri | 43 |
| Çizelge 6.2: | Ara kritik bölge su verme ve tam tavlama numunelerinin akma, kopma ve çekme dayanımları | 44 |

ŞEKİLLER LİSTESİ

| Şekil | | Sayfa |
|------------|--|-------|
| Şekil 3.1 | Çeliklerin karbon içeriğine göre sınıflandırılması | 7 |
| Şekil 3.2 | Otomobil sanayinde kullanılan sac metallerin dayanım ve şekillendirilebilme açısından kıyaslanması | 10 |
| Şekil 3.3 | Fe – Fe ₃ C Faz diyagramı | 11 |
| Şekil 3.4 | Ferrit Biçimleri a)Eşksenli ferrit b) Widmanstatten ferrit | 12 |
| Şekil 3.5 | Pörlit Fazının oluşum mekanizması | 13 |
| Şekil 3.6 | YMK Yapı a) atom temas bölgeleri b) atomların yerleri | 14 |
| Şekil 3.7 | Küresel ötektoid çeliğinin, sürekli hızlı ısıtılması sırasında östenit oluşumunun başlangıç evreleri | 15 |
| Şekil 3.8 | Martenzit dönüşüm sırasında kafes yapı değişimi. a) Başlangıç YMK yapı. b) Son HMT yapı. | 17 |
| Şekil 3.9 | Martenzit dönüşümünü sonucu meydana gelen hacim ve şekil değişikliği | 17 |
| Şekil 3.10 | KÇF çelik ısıtılma yönteminin şematik gösterimi | 18 |
| Şekil 3.11 | ÖÇF çelik ısıtılma yönteminin şematik gösterimi | 19 |
| Şekil 4.1 | Kalıcı Kayma Bantlarının oluşturduğu muhtemel çatlak oluşum bölgeleri | 20 |
| Şekil 4.2 | Kırık yüzeyde gözlemlenen şeritler | 21 |
| Şekil 4.3 | Laird çatlak ilerleme Modeli | 22 |
| Şekil 4.4 | Külâh şapka kırılmasının aşamaları. (a) Boyun verme. (b) Küçük boşluk oluşumu (c) Boşlukların birleşmesi ve çatlak oluşumu. (d) Çatlak ilerlemesi. (e) Çekme yönüne 45 ° açıyla gerçekleşen yırtılma | 23 |
| Şekil 4.5 | (a)SEM ile elde edilmiş taneler üzeri kırılma fotoğrafı (b) TEM ile elde edilmiş taneler arası kırılma fotoğrafı | 24 |
| Şekil 4.6 | Gerilme yüklemesi sıfır gerilme seviyesine göre asimetrik değişim gösteren Tekrarlı gerilme çevrimi. $\sigma_a, \sigma_r, \sigma_m, \sigma_{min}, \sigma_{max}$ grafik üzerinde gösterilmiştir | 26 |
| Şekil 4.7 | Çevrimsel Gerilme-Gerinim davranışları | 29 |
| Şekil 4.8 | Çekme ve Dönel eğilme yorulma testleri | 32 |
| Şekil 4.9 | Basquin kanununun geçerli olduğu bölge | 32 |
| Şekil 4.10 | Yorulma Gerilme-gerinim grafiği üzerinde Plastik gerinim aralığı | 33 |
| Şekil 4.11 | Coffin-Manson kanununun geçerli olduğu bölge | 34 |
| Şekil 4.12 | Goodman kuralı | 35 |
| Şekil 4.13 | Ortalama gerilmesi değişken yükleme durumu | 36 |
| Şekil 5.1 | Yorulma testi uygulanan numunelerin boyutları. | 38 |
| Şekil 5.2 | Demir Karbon faz diyagramı üzerinde su verme sıcaklıkları ve su verilen sıcaklıklardaki fazlar | 38 |
| Şekil 5.3 | Birincil Isıl işlemlerin Sıcaklık – Zaman grafiği üzerinde gösterimi. | 39 |
| Şekil 5.4 | TOBB ETÜ mekanik test laboratuvarında bulunan R.R Moore | 40 |

tipi yüksek çevrim yorulma test cihazı.

| | | |
|------------|--|----|
| Şekil 3.5 | Yorulma cihazının şematik gösterimi ve numune üzerinde oluşan gerilmelerin gösterimi | 41 |
| Şekil 6.1 | Değişik Martenzit hacim oranlarına ait içyapı görüntüleri. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. x500, 20 s dağlama süresi, %4 nital dağlayıcı. | 45 |
| Şekil 6.2 | 200 °C menevişleme koşullarına ait içyapı görüntüleri. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. x500, 20 s dağlama süresi, %4 nital dağlayıcı. | 46 |
| Şekil 6.3 | 400 °C menevişleme koşullarına ait içyapı görüntüleri. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. x500, 20 s dağlama süresi, %4 nital dağlayıcı. | 47 |
| Şekil 6.4 | 737 °C, 754 °C, 779 °C ve 900 °C numunelerinin yorulma grafiği. | 48 |
| Şekil 6.5 | Su verilmiş numunelerde martenizt hacim oranına bağlı olarak yorulma sınırının değişimi. | 50 |
| Şekil 6.6 | 900 °C, 900 °C 200M, 900 °C 400M numunelerinin yorulma grafiği. | 52 |
| Şekil 6.7 | 900 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim. | 53 |
| Şekil 6.8 | 779 °C, 779 °C 200M, 779 °C 400M numunelerinin yorulma grafiği. | 54 |
| Şekil 6.9 | 779 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim. | 55 |
| Şekil 6.10 | 754 °C, 754 °C 200M, 754 °C 400M numunelerinin yorulma grafiği. | 56 |
| Şekil 6.11 | 754 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim. | 57 |
| Şekil 6.12 | 737 °C, 737 °C 200M, 737 °C 400M numunelerinin yorulma grafiği. | 57 |
| Şekil 6.13 | 737 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim. | 58 |
| Şekil 6.14 | Tam tavlama yorulma eğrisi. | 59 |
| Şekil 6.15 | Değişik martenzit hacim oranlarına ait kırık yüzey fotoğrafları. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. | 62 |
| Şekil 6.16 | 200 °C menevişleme kırık yüzey fotoğrafları. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. | 63 |
| Şekil 6.17 | Kırık yüzeylerin menevişleme sıcaklığıyla değişimi (a) 779 °C (b) 779 °C su verme 200 °C menevişleme (c) 779 °C su verme 400 °C menevişleme. | 65 |
| Şekil 6.18 | Kırık yüzeylerin menevişleme sıcaklığıyla değişimi (a) 737 °C (b) 737 °C su verme 200 °C menevişleme (c) 737 °C su verme 400 °C menevişleme. | 66 |
| Şekil 6.19 | 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. | 68 |
| Şekil 6.20 | 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine | 69 |

| | | |
|------------|---|----|
| | ait kırık yüzey fotoğrafı. | |
| Şekil 6.21 | 737 °C su verme numunesine ait kırık ferrit adası üzerinden alınan yüksek büyütme görüntü. | 69 |
| Şekil 6.22 | Yüksek çevrimlerde kırılan 737 °C su verme numunesinin kırık yüzey fotoğrafı. | 70 |
| Şekil 6.23 | Düşük çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. | 70 |
| Şekil 6.24 | Düşük çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. | 71 |
| Şekil 6.25 | Yüksek çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesinin kırık yüzey fotoğrafı. | 72 |
| Şekil 6.26 | Yüksek çevrimlerde kırılan 754 °C su verme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. | 72 |
| Şekil 6.27 | Yüksek çevrimlerde kırılan 754 °C su verme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. | 73 |
| Şekil 6.28 | 754 °C su verme numunesine ait kırık ferrit adası üzerinden alınan yüksek büyütme görüntü. | 74 |
| Şekil 6.29 | Yüksek çevrimlerde kırılmış 754 °C su verme 400 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. | 74 |
| Şekil 6.30 | Yüksek çevrimlerde kırılmış 754 °C su verme 400 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. | 75 |
| Şekil 6.31 | Yüksek çevrimlerde kırılan 779 °C su verme numunesine ait kırık yüzey. | 77 |
| Şekil 6.32 | Düşük çevrimlerde kırılan 779 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey. | 78 |
| Şekil 6.33 | Yüksek çevrimlerde kırılan 779 °C su verme numunesine ait kırık yüzey. | 78 |
| Şekil 6.34 | 900 °C numunelerine ait kırık yüzey fotoğrafları. (a) Yüksek çevrimlerde kırılan 900 °C su verme numunesi. (b) Düşük çevrimlerde kırılan 900 °C su verme 200 °C menevişleme numunesi. | 80 |
| Şekil 6.35 | 900 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı.(a) Genel fotoğraf (b), (c) daire ile sınırlanmış bölgelerin büyütülmüş görüntüsü. | 81 |

1. GİRİŞ

Çeliklerin özellikleri, üretim sürecinden sonra çeşitli ısıl işlemlere tabi tutularak değiştirilebilmektedir. Çağdaş teknolojinin ihtiyaçlarına karşılık verebilmek için yıllar boyunca değişik ısıl işlem tipleri geliştirilmiştir. 20. yüzyılın başlarında ara kritik bölgeden su verme ısıl işlemi ile çift fazlı yapıya sahip çelik elde edilmiştir. Çift fazlı çelikler yüksek dayanım ve şekillendirilebilme özelliklerini bir arada içermesinden dolayı otomobil sanayisinde kullanım alanı bulmuştur.

Otomobillerin sac aksamalarının üretiminde şekil verme özelliği yüksek olan malzemeler tercih edilmektedir. Şekil verme özelliği yüksek malzemeler, üretim aşamasında enerji maliyetlerinin ve geri yayanmadan dolayı oluşabilecek üretim firelerinin azalması açısından otomobil sanayisinde kullanım alanı bulmaktadır. Otomobillerin, %74-78'i çelik malzemelerden imal edildiğinden, çelik malzemelerde meydana gelen gelişmeler otomobil endüstrisini büyük ölçüde etkilemektedir. Özellikle çelik malzemelerin dayanımında meydana gelen artış, mukavemet açısından gerekli olan kesit alanı ihtiyacını azaltacağından, otomobil ağırlıkları önemli ölçüde azalacaktır [1].

1973'de ABD'de ortaya çıkan petrol krizi, otomobillerde yakıt tüketiminin azaltılması ihtiyacını doğurmuştur. Bu ihtiyacı karşılamamanın en önemli yollarından birisi otomobillerin ağırlığının azaltılmasıdır. Otomobillerde yapılacak 100 kg'lık ağırlık tasarrufu, 100 km'de 0,6 litre yakıt tasarrufu sağlamaktadır [2]. Ağırlık tasarrufunda dikkat edilmesi gereken en önemli husus, azalan otomobil ağırlığıyla birlikte otomobil güvenilirliğinin azalmamasıdır. Petrol krizinin yanı sıra çevre örgütlerinin giderek artan baskısı bu ihtiyacın daha yoğun bir şekilde hissedilmesine neden olmuştur. Bu ihtiyaç, uzun süre yüksek mukavemetli düşük alaşım (YMDA) çeliklerle karşılanmaya çalışılmıştır fakat YMDA çelikler, şekillendirilebilme özelliklerinin iyi olmamasından dolayı, otomobil sanayisinin ihtiyaçlarına tam olarak cevap verememiştir. Bu yüzden şekillendirilebilme ve mukavemet özellikleri yüksek olan çift fazlı çeliklerin kullanımı giderek artmaya başlamıştır. [1,3-5].

Sanayi devrimiyle birlikte ulaşım alanında, özellikle trenlerde ve gemilerde buhar g¼c¼ kullanılmaya başlanmıştır. Tahrik aksamlarında y¼ksek h¼zlara ulaşılmasıyla birlikte yorulmaya baēlı kırılmalar gözlemlenmeye başlanmıştır. Yorulma kırılmasının ulaşım sektöründe can kayıplarına neden olması, bu konu üzerine yapılan çalışmaları yoēunlařtırmıřtır. 19. y¼zyılın ortalarında Alman m¼hendis August W¼hler yorulma kırılması üzerine sistematik testler uygulamış ve aēdař anlamda yorulma kavramının temellerini oluşturmuştur [1,6].

Ewing ve Humphrey, 20 y¼zyılın başlarında, yorulma üzerine deēiřik bir yaklaşım açısı geliştirmişlerdir. Çevrimsel gerilmeye tabi tutulan numuneler üzerine mikroskobik çalışmalar yaparak kayma bandı davranışlarını incelemişlerdir [6].

İkinci D¼nya Savaşı s¼resince gerilim temelli, S-N eērilerine dayalı bir yaklaşımla yorulma davranışları incelenmiştir. 1950'lerde Coffin ve arkadaşları gerilim yerine, gerinim kontroll¼ deneyler yapmışlardır. Bu y¼ntem ile gerinim-yorulma ¼mr¼ davranışının yanı sıra, çevrimsel gerilme-gerinim davranışı incelenmiştir. Belirli bir gerinim oluşturmak için gerekli olan gerilme, y¼kleme esnasında s¼rekli ¼l¼lerek çevrimsel gerilme-gerinim davranışı ortaya koyulmuştur [6].

Yorulma ¼mr¼n¼n, çatlak başlangıcı ve ilerlemesiyle kontrol edildiēi bilinmesine raēmen, 1960'lara kadar yorulma çatlak ilerlemesi kinetiēi üzerine herhangi bir ¼l¼m yapılmamıştır. 1963'de Paris ve Erdoēan, yorulma atlaēı b¼y¼me oranının, doērusal elastik kırılma mekaniēi terimleri ve gerilme yoēunluk fakt¼r¼ aralıēı ile karakterize edilebileceēini ¼nermiřlerdir. G¼n¼m¼zde yorulma kırılmasına neden olan mekanizmalar tam olarak ortaya konulamamakla beraber, yorulma üzerine çalışmalar yoēun olarak devam etmektedir [6].

2. LİTERATÜR TARAMASI

Çift fazlı çeliklerin yorulma ömrü üzerine araştırmacılar tarafından bazı çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmalarda, çeliklerin yorulma dayanımının belirlenmesinin yanı sıra; içyapının yorulma ömrü üzerine etkisi ve kırılma aşamaları incelenmiştir. Yapılan çalışmalar birbiri ile tam bir uyum içerisinde olmamakla beraber, çift fazlı yapının yorulma ömrü üzerine etkisi, değişik bakış açıları ile açıklanmaya çalışılmıştır.

Akay ve arkadaşları [7], ağırlıkça %0,055 C, %0,272 Mn, %0,016 Si, %0,005 P, %0,012 S, %0,0034 Al içeren sac çeliğın, iki farklı ısıl işlem koşulunda yorulma ömürlerini incelemiştir. Birinci ısıl işlem koşulunda numuneler 910 °C’de, 45 dakika tavlandıktan sonra normalleşme işlemine tabi tutulmuştur ve ardından 780 °C, 825 °C ve 870 °C’den su vererek çift fazlı yapı elde edilmiştir. İkinci ısıl işlem koşulunda ise, birinci ısıl işlem koşulundaki yöntem ile elde edilen çift fazlı yapı, 400 °C’de iki saat menevişlendikten sonra havada soğutulmuştur. Isıl işlemlerden sonra numunelere içyapı incelemesi yapılarak martenzit hacim oranları, çekme ve yorulma deneyi yapılarak mekanik özellikleri belirlenmiştir. Martenzit hacim oranları %9,45, %11,30 ve %13,55 olarak tespit edilmiştir. Akma ve çekme dayanımlarının, martenzit hacim oranının artmasıyla arttığı, menevişleme işlemiyle birlikte azaldığı tespit edilmiştir. Yorulma dayanımları ise çekme dayanımlarına benzer bir özellik göstererek, martenzit hacim oranının artması ile arttığı, menevişleme işlemine bağlı olarak azaldığı gözlemlenmiştir [7].

Tayanç ve arkadaşları [8], ağırlıkça %0,085 C, %0,36 C ve %0,38 C içeren çeliklere, 745 °C, 760 °C, 775 °C ve 790 °C’den su verme işlemi ile çift fazlı yapı elde etmişlerdir. Isıl işlem sonrası numunelere yorulma testi uygulanarak martenzit hacim oranının ve karbon oranının yorulma ömrü üzerine etkisi incelenmiştir. 760 °C su verme koşuluna kadar martenzit hacim oranının artması ile yorulma ömründe artış gözlemlenmiştir. 760 °C su verme koşulundan sonra ise, martenzit hacim oranının artması ile yorulma ömründe azalma gözlemlenmiştir. Çeliklerdeki karbon oranı su verme koşulunda oluşacak olan martenzit hacim oranını etkilemektedir. Yüksek karbon oranı, düşük su verme sıcaklıklarında yüksek martenzit hacim oranı elde

edilmesini sağlamaktadır. Karbon oranı arttıkça yorulma ömrünün arttığı gözlemlenmiştir [8].

Hadianfard [9], ağırlıkça % 0,12 C, % 1,5 Si, % 1,5 Mn içeren çelikte, %22 martenzit hacim oranında çift fazlı yapı elde ederek, düşük çevrim yorulma özelliklerini incelemiştir. Yorulma testleri $\pm 0,002$, $\pm 0,004$, $\pm 0,006$ ve $\pm 0,1$ sabit gerinim genliklerinde gerçekleştirilmiştir. Deneyle, değişik çevrimlerde durdurularak ölçüm yüzeylerinde mikroskobik incelemeler yapılmıştır. Yüksek gerinim genliklerinde hasarın, kırık martenzit parçaları üzerinden başlayıp, yüksek yoğunlukta martenzit içeren bölgeler üzerinden ilerlediği gözlemlenmiştir. Düşük gerinim genliklerinde ise hasarın, ayrık martenzit-ferrit ara yüzeylerinden başlayıp, düşük yoğunlukta martenzit içeren bölgelere doğru ilerlediği gözlemlenmiştir. Bütün numunelerde çevrimsel sertleşme gözlemlenmiştir [9].

Okayasu ve arkadaşları [10], ağırlıkça % 0,15 C, %0,25 Mn, % 1,1 Mn içeren çeliğin, eş kanal açılı preslenmiş hali ve üretim sonrası halinin yorulma ömürleri kıyaslamıştır. Bu çalışmada [10] çelik, EKAP işlemine tabi tutulduktan sonra 730 °C'de, 10 dakika tavlansın ve çift fazlı yapı elde edilmiştir. EKAP işlemine tabi tutulmuş numunelerin yorulma ömrünün, üretim sonrası halinin iki katına çıktığı gözlemlenmiştir. [10].

Zhongguang ve arkadaşları [11], ağırlıkça %0,05 C, % 1,4 Si, % 0,83 Mn, %0,79 Cr, %0,44 Mo, %0,21 Al içeren çelikte %19 ve %50 martenzit hacim oranı elde ederek, plastik gerinim kontrollü yorulma testleri yapmıştır. Numuneler 980 °C'de 40 dakika tavlandıktan sonra havada soğutulmuştur. Daha sonra 770 °C ve 870 °C'de tuz banyosunda tavlandıktan sonra su verme işlemine tabi tutulmuştur. Çevrimsel gerilme cevabının martenzit hacim oranına göre değiştiği belirlenmiştir. Martenzit şekil değiştirmesi ve yerel elastik gerilme yoğunluğunun rahatlamasıyla, %50 martenzit hacim oranında çevrimsel sünekleşme gözlemlenmiştir. % 19 martenzit hacim oranında ise belirgin bir çevrimsel sünekleşme gözlemlenmemiştir [11].

Sherman ve Davies [12], ağırlıkça %1,45 Mn, %0,5 Si, %0,06 Al alaşımları sabit, karbon oranları %0,04 ve %0,11 olan iki ayrı çeliği, 820 °C ve 760 °C'de 15 dakika

tavlandıktan sonra su vermiştir. Bu ısıl işlem yöntemi ile çelikte çift fazlı yapı elde edilerek; martenzit karbon içeriğinin çevrimsel özellikler üzerine etkisi incelenmiştir. Martenzit hacim oranının veya martenzit karbon oranının artması, genel olarak yorulma özellikleri üzerine olumlu etki etmektedir. Martenzit karbon oranının %0,21'den %0,48'e yükselmesi çevrimsel gerilme düzeyinin %30 artmasına sebep olmaktadır [12].

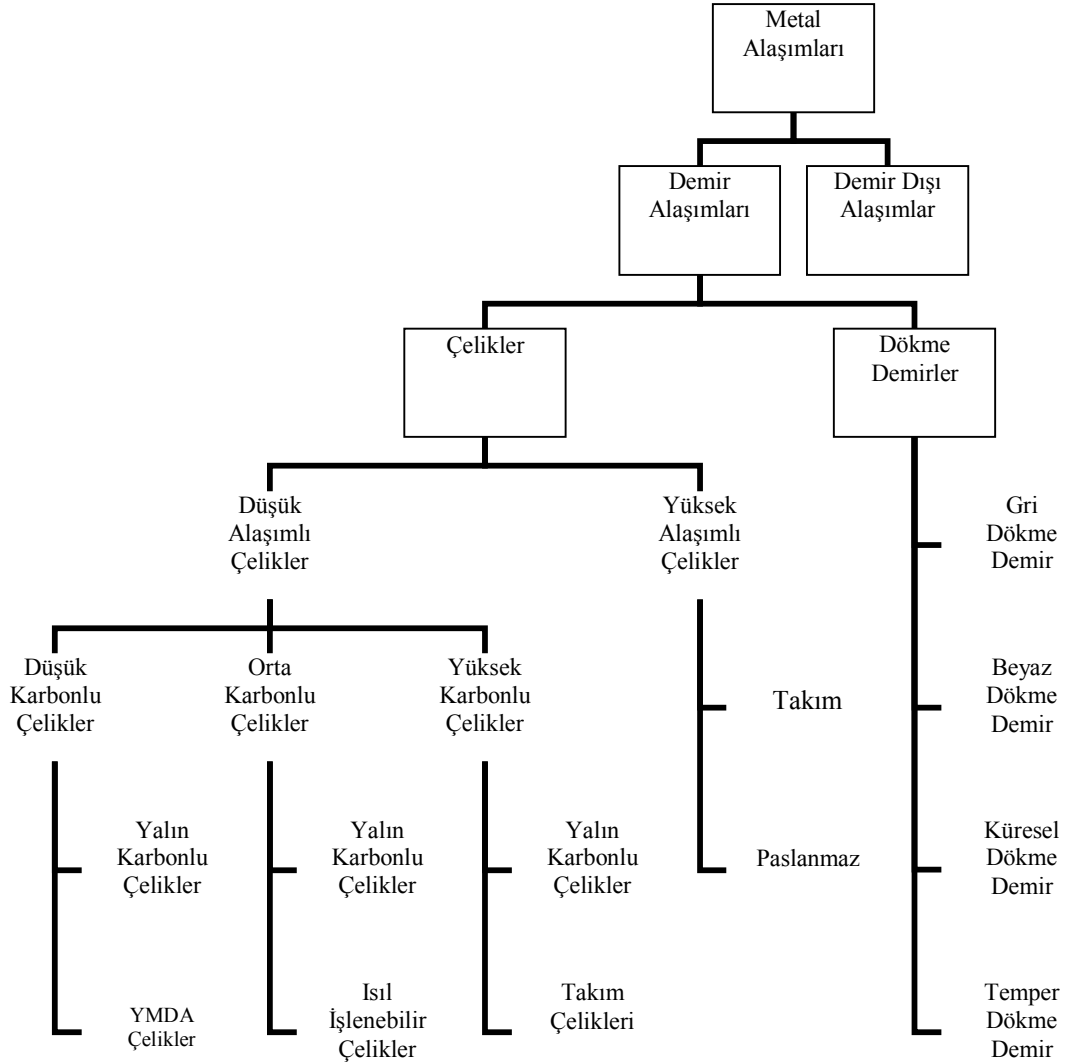
Hashimoto ve Pereira [13], ağırlıkça %0,11 C, %0,39 Mn, %0,14 Si, %0,01 P, %0,01 S, %0,02 Al, %0,02 Cu içeren çelik numuneleri 950 °C'de 60 dakika tavlayarak normalleştirme işlemi yapmışlardır. Daha sonra çelikler kritik çift fazlı ve östenitli çift fazlı çelik üretim yöntemleriyle 720 °C, 760 °C ve 800 °C'den su verme işlemine tabi tutularak çift fazlı yapı elde edilmiştir. Isıl işlem sonrası %23, %37 ve %47 martenzit hacim oranları elde edilmiştir. Martenzit hacim oranları, ısıl işlem tipinin kritik ya da östenitik olmasına göre çok az farklılıklar göstermiştir. Yorulma ömürleri, ısıl işlem tipinin östenitik ya da kritik olmasına bağlı olmaksızın martenzit hacim oranının artması ile artmıştır. Östenitik çift fazlı çelik üretim yöntemiyle üretilen numunelerin yorulma ömürleri, kritik çift fazlı çelik üretim yöntemiyle üretilen numunelerden daha yüksek çıkmıştır. Yorulma numunelerine yapılan kırık yüzey incelemesi sonucu, kayma bantlarının ve çatlakların, dislokasyon yoğunluğu yüksek olan ferrit-martenzit ara yüzeylerinde şekillendiği gözlemlenmiştir [13].

Sherman ve Davies [14], ağırlıkça %0,11 C, %1,40 Mn, %0,48 Si, %0,08V içeren çelik numunelerde, %60, %40, %31 ve %24 martenzit hacim oranı elde ederek, bu numunelere yorulma testleri uygulamışlardır. Martenzit hacim oranının %30 seviyesine kadar artması ile yorulma ömründe artış gözlemlenirken, %30 martenzit hacim oranından sonra, martenzit hacim oranının artması ile yorulma ömründe önemli bir artış gözlemlenmemiştir. Yorulma davranışının aksine monotonik çekme davranışı karışım kuralına uyarak sürekli artış göstermiştir. %30 martenzit hacim oranından az martenzit içeren numunelerde çevrimsel sertleşme gözlemlenirken, %30 martenzit hacim oranından fazla martenzit içeren numunelerde çevrimsel sünekleşme gözlemlenmiştir [14].

Wang ve Al [15], ağırlıkça %0,07 C, %1,51 Si, %1,16 Mn, %0,64 Cr, %0,47 Mo, %0,02 Al içeren çelik numunelerde, %23,1, %23,4 ve %22,6 martenzit hacim oranlarında ve değişik martenzit morfolojilerinde içyapı elde ederek, bu numunelere yorulma testleri uygulamışlardır. İnce elyafli martenzit yapının ve blok martenzit yapının yorulma sınırı 515 MPa seviyesinde çıkarken, düşük çevrim ömürleri açısından blok martenzit yapıli numuneler, ince elyafli martenzit yapıya kıyasla daha iyi yorulma ömrü sergilemişlerdir. Ağ yapıli martenzit morfolojisine sahip numuneler ise, ince elyafli ve blok martenzit yapıli numunelere kıyasla daha düşük yorulma sınırı göstermişlerdir. Martenzit hacim oranının düşük olduğu numunelerde, yumuşak ferrit fazının ince ve düzenli oluşmuş kayma bantları tarafından şekil değişikliğine uğradığı gözlemlenmiştir. Sert martenzit fazında ise kayma şekil değişikliği gözlemlenmemiştir. [15].

3. ÇELİKLER

Çelikler bir tür demir alaşımı olup ana alaşım elementi karbondur. Karbon çelik üretiminde kullanılan temel alaşım elementi olduğu için çelikler; demir-karbon ve diğer alaşım elementlerinden oluşan bir tür demir alaşımı olarak da tanımlanabilir. Çelik içerisindeki karbon miktarı ağırlıkça %2 seviyelerinde olup; ağırlıkça %2'den fazla karbon olan demir alaşımları dökme demir olarak adlandırılır. Dökme demirler baskın demir içeriği, düşük erime noktası ve iyi dökülebilirlik gibi özelliklerinden dolayı bu adı almışlardır [16,17].



Şekil 3.4: Çeliklerin karbon içeriğine göre sınıflandırılması [16].

Çelikler karbon içeriğine, ısıl işlem yöntemine, dayanımına ve daha birçok değişik özelliklerine göre sınıflandırılır fakat sınıflandırma yöntemleri arasında en çok kullanılan, karbon içeriğine göre yapılan sınıflandırmadır. Şekil 3.1’de çeliklerin karbon içeriğine göre sınıflandırma şeması verilmiştir.

3.1. Alaşım Elementleri ve Etkileri

Çeliklerde kullanılan karbon dışı diğer alaşım elementleri Cr, Si, Ni, Co, Mn, Cu, N, Mo, P, Al, Nb ve S olarak sayılabilir. Çeliklerde kullanılan alaşım elementlerinin çeliğin mekanik, ısıl, kimyasal ve manyetik özellikleri üzerinde etkisi vardır.

Çelik içerisindeki karbon miktarının, fazlar ve faz dengesi üzerinde önemli etkisi vardır. Karbon miktarı Fe-C faz diyagramını etkilediği gibi Fe_3C ’nin oluşumunu da etkilemektedir. Karbon, östenit kararlaştırıcı elementlerdendir. Karbon elementi katkısıyla östenit fazı daha geniş bölgede elde edilebilir [17]. Karbon elementi sayesinde çelik yapı içerisinde oluşan katı çözeltiler ve karbürler çeliğin sertlik ve dayanımını arttırmaktadır. Karbon ilavesiyle çeliğin sertlik ve dayanımı artarken, süneklilik ve kaynaklanabilme kabiliyeti azalmaktadır [18].

Mangan elementi de karbon gibi östenit kararlaştırıcı elementlerdendir. Mangan katkısı ile iyi yüzey kalitesi elde edilirken, dövme ve kaynaklanabilme özellikleri olumsuz olarak etkilenmektedir. Mangan elementinin çeliklerin sertleşebilirliğine olumlu etkisi vardır [18,19].

Krom ilavesi ile çeliklerde, korozyon dayanımı, oksitlenmeye karşı direnç ve sertleşebilirliğin artması gibi faydalar elde edilir. Krom orta derece karbür oluşturunur ve oluşturduğu karbürlerle sertliği arttırıcı yönde etkide bulunur. Ayrıca P, Sn, Sb, ve As gibi elementlerin oluşturduğu safsızlıkları, tane sınıma doğru ayrıştırarak tane içinde daha saf bir yapının elde edilmesini ve meneviş gevrekleşmesini sağlamaktadır [18, 20].

Nikel elementinin çelik üzerine etkisi krom elementinin etkisiyle benzerdir. Nikel krom ve molibden ile alaşımlanmış çeliklerde sertleşebilirliğin oldukça yüksek

olduğu bilinmektedir. Nikel karbür oluşturucu elementlerden değildir. Nikel ilavesi ile östenit fazının etkili olduğu aralık genişler [18].

Vanadyum güçlü bir karbür oluşturucu olduğu için çeliğin dayanımının arttırılmasında kullanılan alaşım elementlerinden biridir. Vanadyum, oluşturduğu karbürlerin yanı sıra, östenitleme esnasında östenit tane büyümesini engelleyerek ısıl işlem sonucu ince taneli içyapıların oluşmasını ve ince taneli içyapıya bağlı olarak dayanım artışı sağlar. Vanadyum, tane büyümesini tane sınırında oluşturduğu karbürlerin tane büyümesine mukavemet göstermesi ile engellemektedir. Çeliğe katılan %0,01 oranında vanadyum, çeliğin dayanımında 10 – 20 MPa arıtışa imkân vermektedir [18,21].

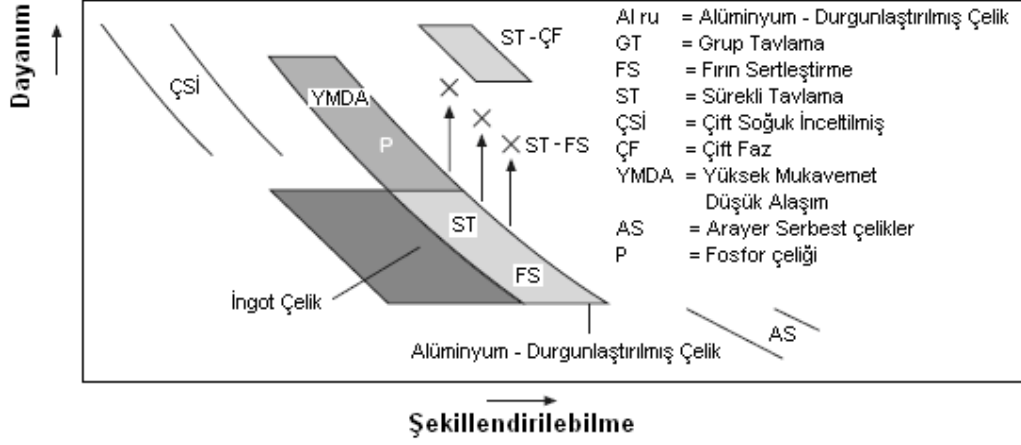
Titanyum ve Niyobiyum elementleri de vanadyum gibi güçlü karbür oluşturuculardandır. Bu elementlerin çelik üzerindeki etkileri vanadyum elementinin yaptığı etkilere benzerdir. Ti, V ve Nb elementleri mikro alaşımlı çeliklerde içyapının kontrolü için eser miktarlarda kullanılır [17, 18, 22].

3.2. Çift Fazlı Çelikler

Çift fazlı çelikler, sünek ferrit fazı ve sert martenzit fazının bir arada bulunduğu, ara kritik bölgeden su verme ısıl işlemi ile elde edilen çeliklerdir. Bu ısıl işlem ara kritik bölgede malzemenin tavlansının ardından su verilerek yapılır. Ara kritik bölgede östenit + ferrit fazında bulunan malzemede, su verme sonucu östenit fazı martenzit fazına dönüşürken, ferrit fazı aynen kalır [23].

Çift fazlı çelikler içerdđi martenzit fazından dolayı YMDA çeliklerine yakın mukavemet özellikleri gösterirken, ferrit fazından dolayı kolay şekil alma özelliğine sahiptirler [1,4,5]. şekil 3.2'de otomobil sanayisinde kullanılan çeliklerin şekillendirme ve dayanım özellikleri açısından kıyaslaması verilmiştir. Sürekli tavlama ile elde edilen çift fazlı çelikler YMDA çeliklere kıyasla daha yüksek dayanım ve şekillendirilebilme özellikleri sergilemektedir. Fırın sertleştirme ile elde edilen, alüminyumla durgunlaştırılmış çelikler ise çift fazlı yapıya kıyasla daha iyi

şekillendirilebilme özelliğine sahipken dayanım açısından çift fazlı yapının çok gerisindedir.



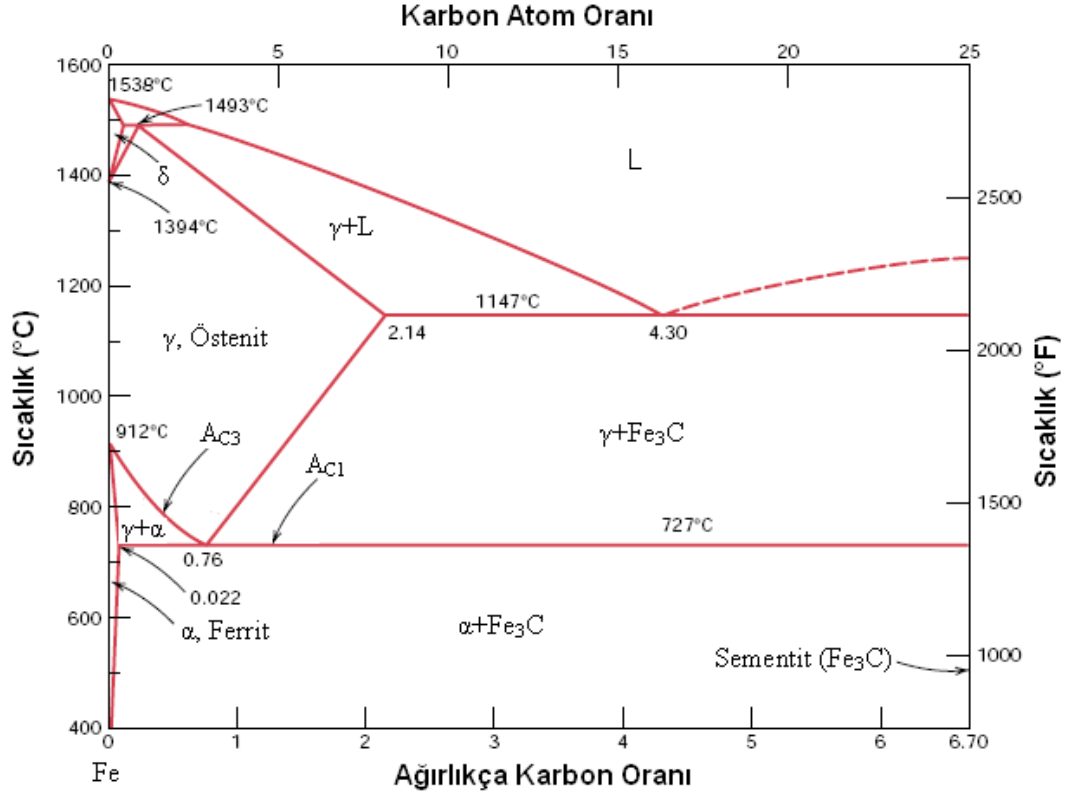
Şekil 3.5: Otomobil sanayinde kullanılan sac metallerin dayanım ve şekillendirilebilme açısından karşılaştırılması [3].

3.3. Fe-Fe₃C Denge Diyagramı

Faz malzemede aynı fiziksel ve kimyasal özellik gösteren bölgelerdir. Denge diyagramı ya da faz diyagramı olarak bilinen diyagramlar ise alaşım sistemlerinin denge durumundaki fazlarını gösteren diyagramlardır [24]. Fe-Fe₃C denge diyagramı, demir ve karbon elementlerinin oluşturduğu alaşımlar için geçerli olduğundan, sadece yol gösterici bir diyagram olarak düşünülmelidir. Çeliklerin genelinde karbon dışı alaşım elementlerinin bulunmasından dolayı, diyagramda gösterilen faz sınırlarında ve fazların geçerli olduğu alanların büyüklüklerinde değişiklikler olmaktadır [17].

Şekil 3.3'deki Fe-Fe₃C denge diyagramı verilmiştir. Diyagramda gösterilen Ac₁ ve Ac₃ sıcaklıkları kritik sıcaklıklar olup ara kritik bölgeyi sınırlamaktadır. Karbon oranı % 0,77'nin altında olan çeliklerde, Ac₁ sıcaklığının altında malzemenin içyapısı ferrit + sementit fazından oluşurken, Ac₃ sıcaklığının üstünde içyapı östenit fazından oluşmaktadır. Ac₁ ve Ac₃ sıcaklıkları arasında ise içyapı östenit + ferrit fazından oluşmaktadır. Ac₁ ve Ac₃ arasında kalan bölgenin genişliği alaşım elementi ilavesi ile arttırılabilir veya azaltılabilir. Vanadyum, tungsten, molibden gibi elementler ara kritik bölgenin genişliğini arttırırken; karbon, krom, arsenik gibi elementler ara kritik

bölgenin genişliğini azaltmaktadır. Alaşım elementi etkisi 3.1 ve 3.2’de verilen bağıntılardan daha iyi anlaşılacaktır [16,17].



Şekil 3.3: Fe – Fe₃C Faz diyagramı [16].

Genel olarak bir çelik için kritik sıcaklıklar deneysel olarak belirlenir. Kritik sıcaklıkların belirlenmesi ile ilgili yapılmış olan çok sayıdaki deneysel çalışmaların kestirim analizi sonucunda kritik sıcaklıkların belirlenmesi ile ilgili aşağıdaki bağıntılar bulunmuştur [17,25].

$$Ac_3 = 910 - 203 \sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W \quad (3.1)$$

$$Ac_1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad (3.2)$$

Bağıntı sonucu çıkan sıcaklıklar °C cinsindedir.

Deneysel sonuçlar temel alınarak bulunan bu bağıntılar, faz diyagramı ile ilgili yapılan altmış yıllık deneysel verilerin ürünüdür. Bu veriler arasında, eski teknoloji ölçüm cihazları ile yapılmış olan deneysel veriler de bulunmaktadır. Bu yüzden

deneysel verilere dayandırılarak geliştirilen formüller her zaman doğru sonuç vermemektedir [26].

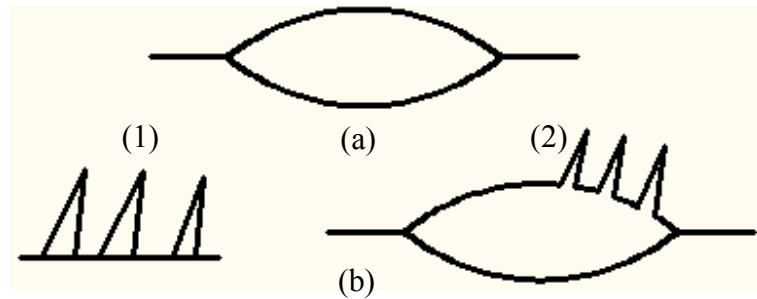
3.4. Çift Fazlı Çelik Üretiminde Etkin Olan Fazlar

Çeliklerde östenitleme işleminden sonra soğuma hızına bağlı olarak değişik fazlar oluşmaktadır. Fe-Fe₃C diyagramı üzerinde verilen östenit, sementit, ferrit ve pörlit fazları, denge koşulu (yavaş soğuma) için geçerli olan fazlardır. Soğuma hızının artması durumunda, oda sıcaklığında, martenzit, beynit gibi fazlar elde edilebilir. Çelik yapı içerisinde oluşturulabilen bu fazlardan, çift fazlı çelik üretimini ilgilendiren fazlar östenit, ferrit ve martenzit fazlarıdır [16,17].

3.4.1. Ferrit, Sementit ve Pörlit

Ferrit, sementit ve pörlit, Şekil 3.3'deki Fe-Fe₃C denge diyagramından da anlaşılacağı üzere, 0,022 ila 0,76 karbon içeren çelikler için, 727 °C'nin altında kararlı olan fazlardır. 727 °C'nin üstünde kararlı faz olan östenit fazından, yavaş soğuma ile elde edilmektedir [17].

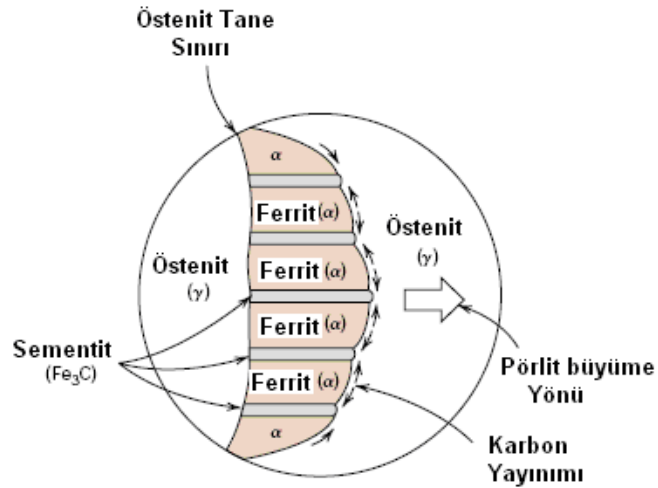
Ferrit Hacim Merkezli Küp (HMK) yapıya sahip, sertliği düşük, sünekliliği yüksek bir fazdır. HMK küp yapıda ara yer yayınımları için az bölge olmasından dolayı karbon çözünürlüğü oldukça düşüktür. Östenit fazından soğutma esnasında, soğuma hızına ve çeliğin bileşimine bağlı olarak değişik şekillerde ferrit yapıları oluşmaktadır. Şekil 3.4'de çelik yapı içerisinde oluşabilecek ferrit morfolojileri verilmiştir [17].



Şekil 3.4: Ferrit şekilleri a) Eşeksenli ferrit b) Widmanstaten ferrit [17].

Sementit fazı (Fe_3C) ortorombik kristal yapıya sahip olup en fazla %6.67 karbon çözebilmektedir. Karbon çözünürlüğü oldukça yüksek olan bu faz sert ve gevrek olup yapı içerisinde çatlak başlangıcı için potansiyel oluşturmaktadır. Sementit fazı, ötektoid sıcaklığının hemen altında yapılan menevişleme işlemi ile küresel hale getirilir ve böylece yapının daha tok olması sağlanır [27].

Pörlit, sementit ve ferrit fazlarının katmanlı bir şekilde bir araya gelmesiyle oluşan bir fazdır. Ferrit ve sementitin karbon çözünürlüklerinin farklı olmasından dolayı, yüksek sıcaklık fazı olan östenitten soğutma sırasında karbon yayınına bağlı olarak ferrit ve sementit fazları katmanlaşmaktadır. Şekil 3.5’de pörlit fazının oluşum mekanizması gösterilmiştir [16,17].



Şekil 3.5: Pörlit Fazının oluşum mekanizması [16].

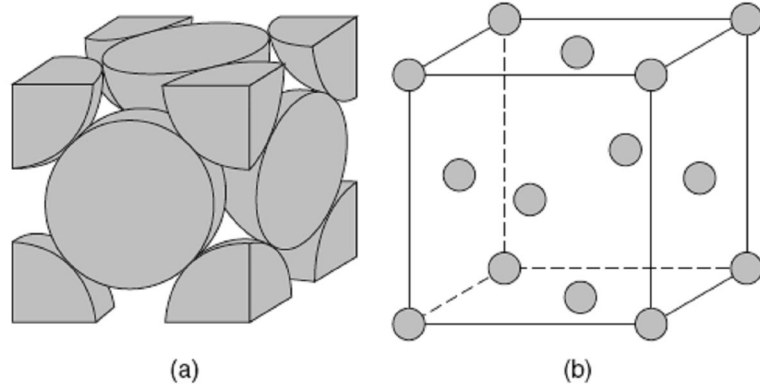
Ferrit fazının karbon çözünürlüğünün düşük olmasından dolayı, östenit fazından ferrit fazına geçiş esnasında östenitin içerdiği fazla karbon yayını yoluyla ferrit fazından dışarı atılmaktadır. Ferrit fazının sınırlarında karbon yayınından dolayı karbonca zengin, sementit bölgeleri oluşmaktadır [16,17].

3.4.2. Östenit

Oda sıcaklığında kararlı faz olan ferrit + sementit çoklu fazı, çeliğin ısıtılması ile östenit fazına dönüşmektedir [17]. Östenit fazı Yüzeysel Merkezli Küp (YMK) yapıya sahiptir. YMK yapıda arayer yayını için fazla bölge olmasından dolayı karbon

çözünürlüğü yüksektir. Şekil 3.6'de YMK yapı için atom temas bölgeleri ve atom yerleri gösterilmiştir.

Şekil 3.3'deki Fe-Fe₃C diyagramından da anlaşılacağı üzere östenit fazına dönüşüm sıcaklığı 727 °C'de başlamaktadır. Fakat çelik içerisindeki karbon miktarına bağlı olarak tamamen östenit fazına geçiş sıcaklığı değişmektedir. Sadece % 0,77 karbon içeren bir çelik için yapının tamamen östenit fazına geçişi 727 °C'de gerçekleşirken, çelik içeriğinde karbon miktarının artması ve azalması durumunda, tamamen östenit yapının elde edildiği sıcaklık artmaktadır.



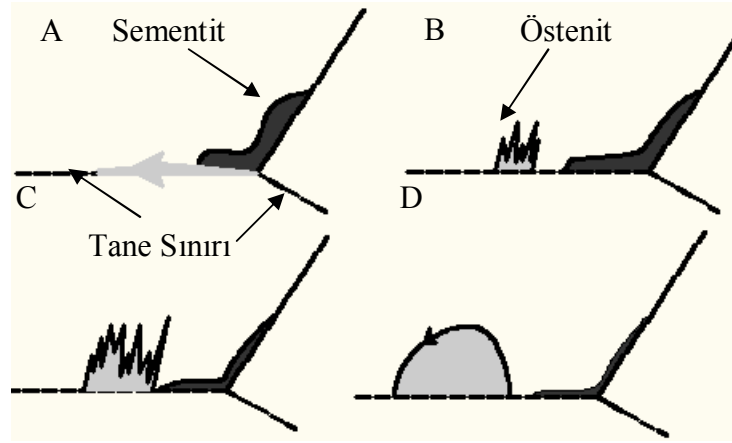
Şekil 3.6: YMK Yapı a) atom temas bölgeleri b) atomların yerleri [16].

Ağırlıkça karbon oranı %0,77'den az olan ötektoid altı çeliklerde, tamamen östenit fazına geçişten önce östenit + ferrit (ara kritik bölge) çoklu fazına geçiş gözlemlenir. Karbon oranının %0,77'den fazla olduğu ötektoid üstü çeliklerde ise tamamen östenit fazına geçmeden önce yapıda östenit + sementit çoklu fazına geçiş gözlemlenir [16,17,28].

3.4.2.1. Östenit Oluşum Mekanizması

Östenit yüksek sıcaklık kararlı fazı olup; tavlama esnasında mikro yapı içerisinde uygun bölgelerde çekirdeklenerek ve büyüyerek oluşur. Östenit fazının yüksek karbon çözebilme kabiliyetinden dolayı östenit çekirdeklenmesi, karbonca zengin bölgelerde başlamaktadır. Bu bölgeler pörlit yapıdaki sementit-ferrit plakalarının ara yüzeyi ve pörlit-ferrit tane sınırlarıdır. İleri büyüme ise karbür parçacıklarından sağlanan karbon yayınımları ile gerçekleşmektedir [4,17,26,29–32].

Östenit, yayılımı kontrollü oluşan bir faz olduğu için karbon yayılımını östenit çekirdeklenmesi ve büyümesi üzerinde önemli bir rol oynamaktadır. Östenit çekirdeklenmesi sementit-ferrit ara yüzeyinden başladığı için yayılım hızını etkileyen mesafe faktörü kısa kalmaktadır ve karbon yayılımını hızlı bir şekilde gerçekleştirmektedir. Östenit oluşumu sırasında çekirdeklenme aniden gerçekleşirken, büyüme hızlı bir şekilde gerçekleşmektedir. Östenit oluşumu hızlı gerçekleşen bir işlem olmasına rağmen östenit oluşumunun başlangıç evresinde oluşan yapı, beynit yapıya benzer (Widmanstätten), iğnelere benzeyen bir yapı olduğundan; iç yapının daha homojen olması için östenit bölgesinde bir süre beklenmesi gerekmektedir [26,32-38].



Şekil 3.7: Küresel ötektoid çeliğinin, sürekli hızlı ısıtılması sırasında östenit oluşumunun başlangıç evreleri [26].

Şekil 3.7’de küresel ötektoid çeliğinin hızlı ısıtılması sırasında östenit oluşumunun başlangıç evreleri gösterilmiştir. Östenit oluşumunun başlangıcı 4 evreden oluşmaktadır.

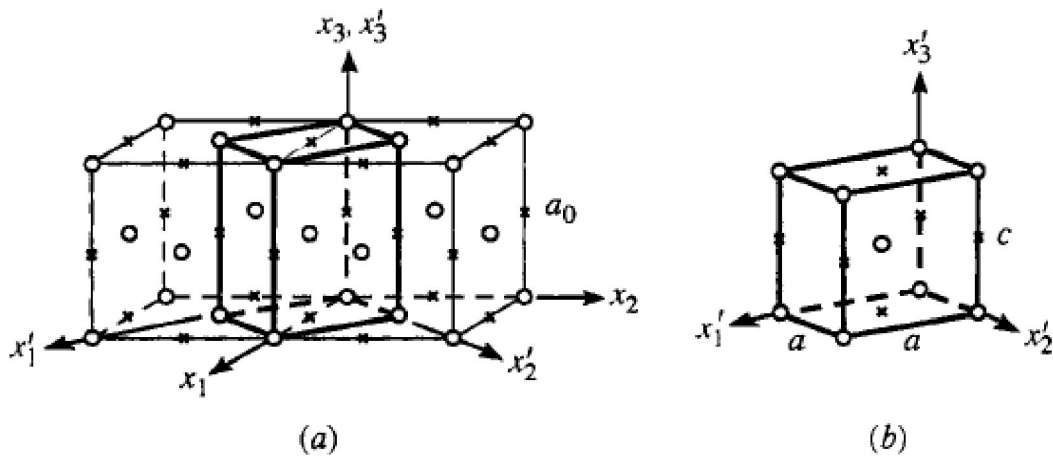
- A. Çoğunlukla tane sınırlarında gerçekleşen karbon yayılımını
- B. Östenit iğnelere çekirdeklenmesi ve büyümesi
- C. Büyüme yüzeyinin ardından tanelerin birleşmesi
- D. Yüksek sıcaklıklarda (veya uzun bekleme süresinde), sementit parçacıklarının çözülmesi ile birlikte, ara yüzey ve tane sınırı yayılımı ile östenit tanelerinin büyümesi [26, 27].

Östenit tanelerinin büyümesi ve karbonca zenginleşmesinin ardından, östenit tane sınırlarının etrafında düşük karbon içeren allotromorfik ferrit taneleri oluşmaktadır. Artan sıcaklık ve bekleme süresi ile birlikte dönüşüme uğramamış olan allotromorfik ferritler, östenite dönüşmektedir [32, 38, 39].

Östenit çekirdeklenmesi ve büyümesi çok hızlı gerçekleştiğinden, östenit oluşumunun incelenmesi, sürekli hızlı ısıtma ve kısa süre tavlama sonrasında su verme ile üretilen numunelerin içyapı incelemesi ile yapılmaktadır. Yüzey sertleştirme tekniklerinde kullanılan lazer veya elektron demeti ile ısıtma yöntemleri, hızlı ısıtma için kullanılan yöntemdir [31].

3.4.3. Martenzit

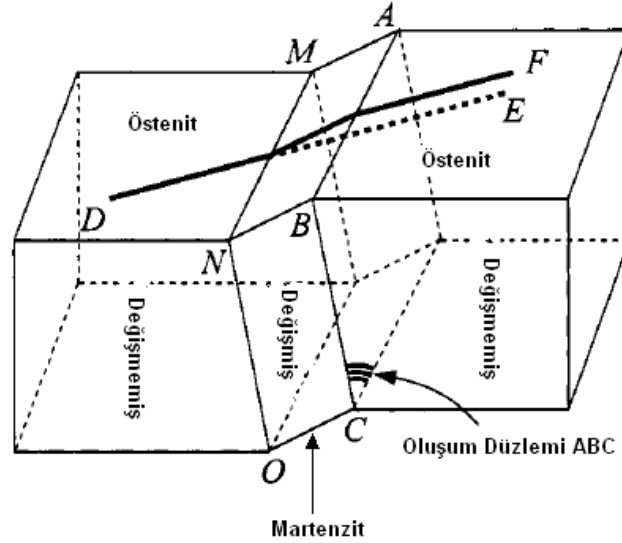
Martenzit fazı hızlı soğutma sonucu oluşan, Hacim Merkezli Tetragonal (HMT) yapıya sahip, sert ve gevrek bir fazdır. Martenzit fazının oluşumundaki en önemli etken hızlı soğuma ile karbon yayınımasının engellenmesi, bu sayede YMK yapıdan HMK yapı yerine, HMT yapıya geçiş olmasıdır. Karbon yayınımasının engellenmesi ve karbon atomlarının kafes yapı içerisinde hapis olması sonucu aşırı doymuş katı çözelti olan martenzit fazı oluşmaktadır. Martenzit dönüşümü yayınımsız, kayma tipi bir dönüşümdür [16,17,40].



Şekil 3.8: Martenzit dönüşüm sırasında kafes yapı değişimi. a) Başlangıç YMK yapı. b) Son HMT yapı. Çarpı işaretleri arayer bölgelerinde yer alan karbon atomlarını göstermektedir [41].

Şekil 3.8’de Martenzit dönüşüm sırasında kafes yapıda meydana gelen değişim gösterilmiştir. Martenzit dönüşüm sırasında Şekil 3.8 (a)’da gösterilen kafes yapıda, x_1' ve x_2' yönlerinde genişleme x_3' yönünde daralma meydana gelerek, Şekil 3.8 (b)’deki martenzit kafes yapı oluşmaktadır. Ana yapıdan martenzit yapıya olan bu şekildeki homojen şekil değişikliklerine, kafes şekil değiştirmesi denilmektedir [41].

Martenzit dönüşümü sırasında meydana gelen hacim ve şekil değişikliği Şekil 3.9’da verilen modellerle açıklanmaktadır. Bu modele göre martenzit dönüşümünün makro etkileri, oluşum düzlemi (Habit plane) ile açıklanmaktadır. Oluşum düzlemi, martenzit dönüşümü esnasında östenit ile martenzit fazları arasında oluşan düzlemdir. Martenzit dönüşümü esnasında malzemede meydana gelen hacim değişikliği oluşum düzlemine dik yönde, toplam şekil değişikliği ise oluşum düzlemine paralel yönde olmaktadır [41].



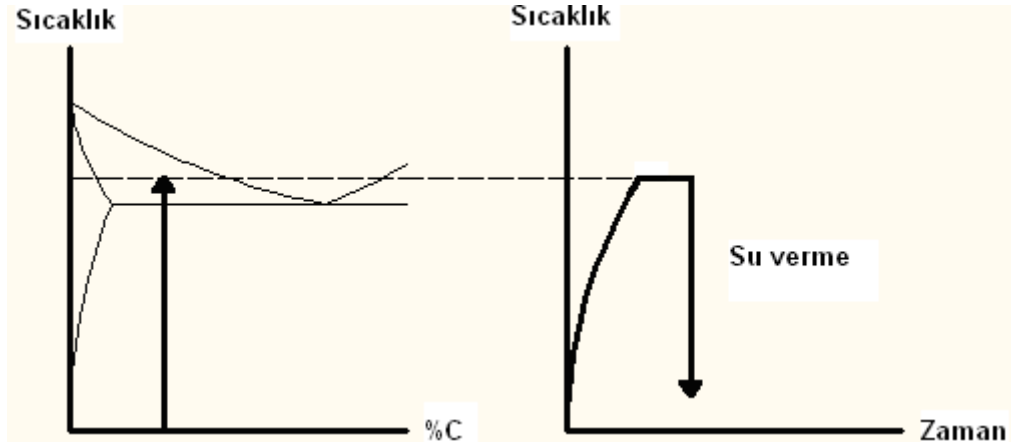
Şekil 3.9: Martenzit dönüşümüyle meydana gelen hacim ve şekil değişikliği [41].

3.5. Çift Fazlı Çelik Üretim Yöntemleri

Çift fazlı çelikler ara kritik bölgeden su verme yöntemi ile üretilmektedir. Çift fazlı çelik elde etmek için dikkat edilmesi gereken en önemli husus ara kritik bölgenin geniş olmasıdır. Ara kritik bölgenin yeteri kadar geniş olduğu her çelik bileşiminde çift fazlı yapı elde edilebilir. Ara kritik bölgeden su verme işlemi öncesi, bu bölgeye

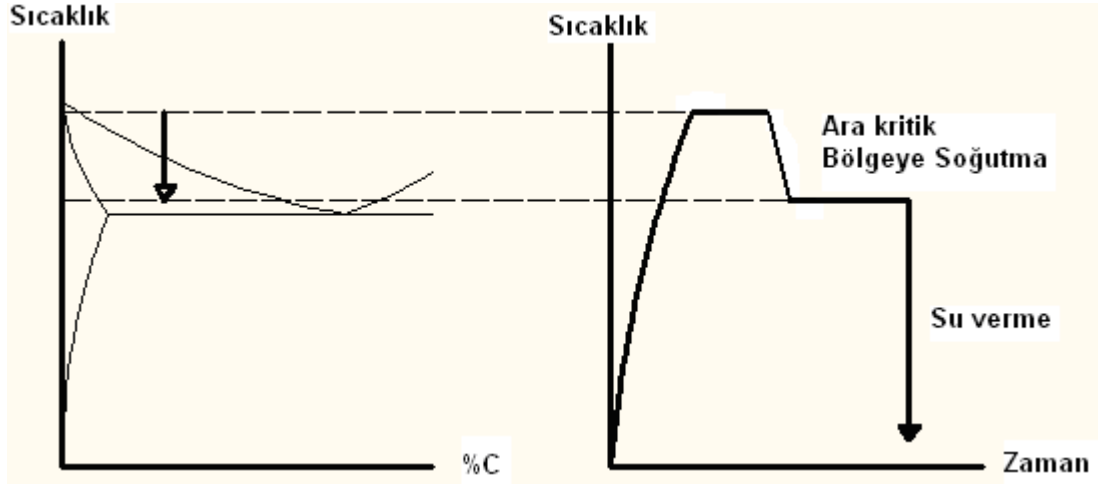
iki farklı ısıtma yöntemi ile ulaşılabilir. Çift fazlı çelik ısıtma işlemi, ısıtma yöntemine göre adlandırılmaktadır.

Çelik, doğrudan A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıklarının arasına ısıtılarak ve bu bölgeden su verilerek çift fazlı yapı elde edilebilir. Bu ısıtma yönteminde ferrit tane sınırlarında ve ferrit sementit ara yüzeylerinde östenit büyümesi gerçekleşmektedir. Östenit miktarı ara bölge içerisinde yüksek sıcaklıklara çıktıkça artmaktadır. Artan östenit miktarı su verme sonrası oluşacak içyapıdaki martenzit miktarını doğrudan belirlemektedir. Kalıntı östenitin oluşmadığı varsayılırsa, su verme öncesi oluşan östenit miktarı, su verme sonrası oluşan martenzit miktarına eşittir. Bu ısıtma işlemine kritik çift fazlı (KÇF) çelik ısıtma işlemi adı verilir. KÇF çelik ısıtma yönteminin şematik gösterimi 3.10'da verilmiştir [4,42,43].



Şekil 3.10: KÇF çelik ısıtma yönteminin şematik gösterimi.

Çift fazlı çelik üretmedeki ikinci yöntem ise çeliğin içyapısını tamamen östenit haline getirdikten sonra ara kritik bölgeye soğutup ve bu bölgede bir süre bekletildikten sonra su vererek gerçekleştirilen; östenitik çift fazlı çelik (ÖÇF) ısıtma işlemi adı verilen yöntemdir. Ara kritik bölgeye soğutulan çeliğin bir müddet ara kritik bölgede tutulmasının nedeni; östenit tane sınırlarında ferrit fazı oluşumunun tamamlanması için süre ihtiyacının olmasıdır. Ferrit fazının oluşumu tamamlanmadan su verilmesi durumunda çelikte, belirlenen martenzit hacim oranından daha fazla martenzit oluşur. ÖÇF çelik ısıtma yönteminin şematik gösterimi Şekil 3.11'de verilmiştir [4,44].



Şekil 3.11: ÖÇF çelik ısıtım yönteminin şematik gösterimi.

4. YORULMA

Yorulma, akma veya çekme gerilmesinin altında, tekrarlı yüklemelere maruz kalan malzemelerin çatlak ilerlemesine bağlı olarak hasara uğramasıdır. Yorulma kırılmasının gerçekleşmesindeki esas etken yüklemenin miktarından çok yüklemenin tekrarlı olmasıdır. Yorulma kırılmasının aniden ve uyarı vermeden gerçekleşmesi, malzemelerin deneysel olarak yorulma ömürlerinin ve yorulma ömrünü dikkate alarak üretilen ürünlerin kullanım ömürlerinin belirlenmesi ihtiyacını doğurmuştur.

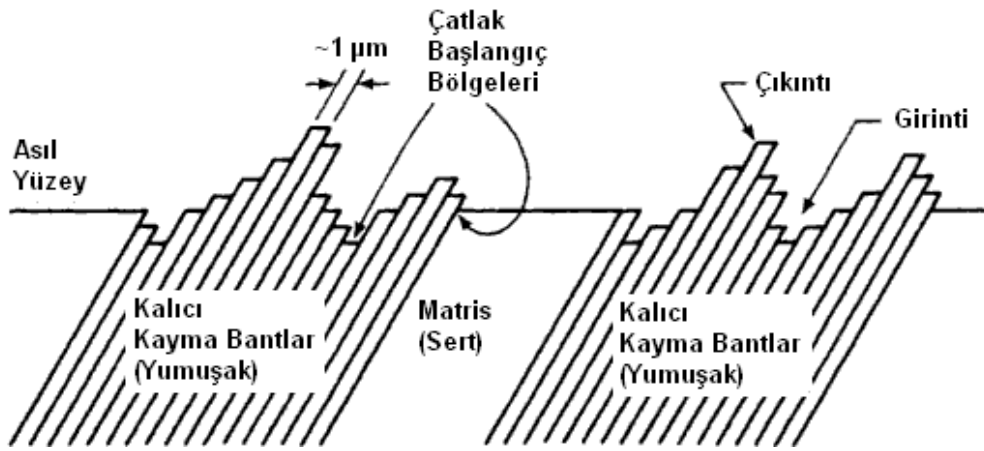
4.1. Yorulma Aşamaları

Yorulma kırılması, çatlak başlangıcı, çevrimsel yüklemeye bağlı olarak gerçekleşen çatlak ilerlemesi ve ani kırılma olmak üzere 3 aşamada gerçekleşmektedir [45]. Yorulma ömrünü temel olarak etkileyen aşamalar ise çatlak başlangıcı ve çatlak ilerleme aşamalarıdır.

4.1.1. Çatlak Başlangıcı

Kırılma mekaniği bakış açısı, var olan çatlak üzerine oluşmaktadır. Malzemede çatlak bulunmaması durumunda kırılma mekaniğinin temellerini uygulamak mümkün değildir. Herhangi bir kusur bulundurmayan malzemede gevrek kırılmanın oluşması araştırmacıları çatlak oluşturulan nedenleri araştırmaya zorlamıştır [46].

Ön çatlak oluşturulmamış numunelerde çatlakların genellikle serbest yüzeyde oluştuğu gözlemlenmektedir. Bu durumun aksine bazı numunelerde iç çatlak oluşumu gözlemlenir. İç çatlakların malzeme içinde bulunan boşluk, düzensizlik ve kalıntı gibi etkenlerin bulunduğu bölgelerde oluştuğu kırık yüzey araştırmalarıyla tespit edilebilir. Kalıntı ve boşlukların neden olmadığı çatlaklarda ise çatlak oluşumu kayma bantlarının serbest yüzeye hareketi ile gerçekleşmektedir. Çatlak başlangıcına neden olan temel etken kayma bantları olarak açıklanmaktadır [46].



Şekil 4.1: Kalıcı Kayma Bantlarının oluşturduğu muhtemel çatlak bölgeleri [45].

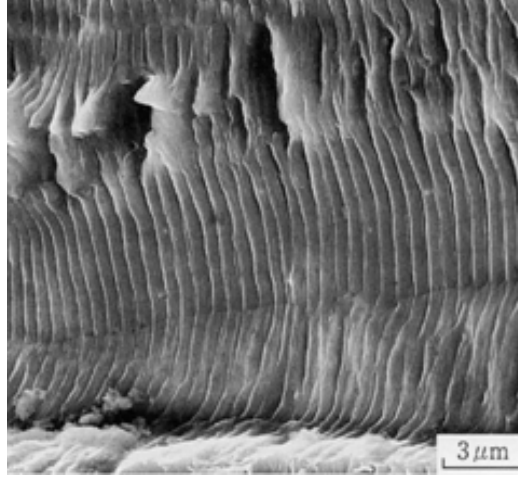
Şekil 4.1’de malzemede var olan kayma bantlarının çatlak oluşumuna neden olan bölgeleri gösterilmektedir. Çatlaklar, kalıcı kayma bantları ile matris yapının ara yüzlerinde, dislokasyon doygunluğunun oluşması sonucu oluşmaktadır. Kayma bandı kırılması, uygulanan çekme gerilmesine 45° açı ile oluşan maksimum kayma gerilmesi yönündeki kayma düzlemleri boyunca yönlenmiş taneler üzerinde oluşmaktadır. Bu tanelere yumuşak taneler denilmektedir ve Şekil 4.1’de gösterilmiştir [45- 48].

4.1.2. Çatlak İlerlemesi

Kayma bantlarının etkisi veya malzemedeki iç kusurlar nedeniyle oluşan çatlaklar malzeme boyunca ilerleyerek kesit alanının daralmasına ve malzemenin zayıflamasına neden olmaktadır.

Çatlak ilerlemesi şerit (striation) oluşumu ile açıklanmaktadır. Şeritler kırık yüzey incelemelerinde gözlemlenen çatlak ilerleme yönüne dik çizgilerdir. Şekil 4.2’de

taramalı elektron mikroskobu ile yapılan kırık yüzey incelemesi sonucu elde edilmiş ince şeritler gösterilmektedir.

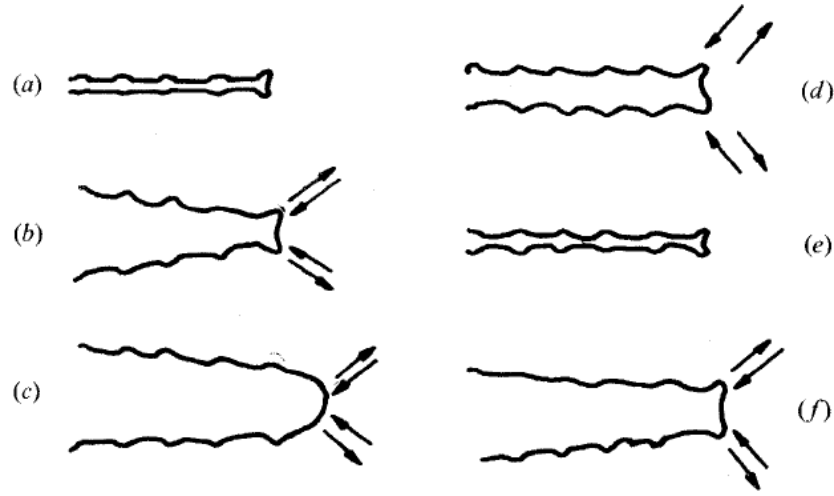


Şekil 4.2: Kırık yüzeyde gözlemlenen şeritler [49].

Şerit oluşumu, Laird Modeli ile açıklanmaktadır. Laird çatlak ucu incelemesi yaparak yüklemenin değişik evrelerinde çatlak ucundaki değişimleri bir model haline dönüştürmüştür. Bu model Şekil 4.3'de gösterilmektedir [46,50,51].

Laird çatlak ilerlemesi 6 aşamada açıklamıştır. Bu aşamalar:

- a) Yükleme öncesi çatlak durumu.
- b) Çekme gerilmesi uygulandığında, gerilme yığılmasına bağlı olarak malzeme plastik olarak akmaya başlamaktadır. Plastik akma, maksimum kayma gerilmesini olduğu düzlemlerde kayma bölgelerine doğru yoğunlaşmaktadır.
- c) Yükleme daha da arttırıldığında, çatlak ucundaki kayma bölgeleri genişler ve çatlak ucu yarı dairesel bir yapı olarak körleşir. Çatlak ucu etkili bir biçimde ilerler.
- d) Yüklemenin ters dönmesi ile çatlak ucu tekrar keskinleşir. Çatlak ucunda oluşan çift çentikler, şerit yapılanmasına neden olur.
- e) Yüklemenin ortadan kalkması ile yeni şerit oluşumunun tamamlanması
- f) İkinci yüklemenin başlaması ve döngünün başa dönmesi.



Şekil 4.3: Laird çatlak ilerleme Modeli [46]

Laird modeline göre çatlak ilerlemesi, yükleme esnasında kayma bölgelerinin yoğunlaşmasıyla çatlak ucunda meydana gelen yırtılmalar sonucu gerçekleşmektedir. Yırtılmalar maksimum kayma gerilmesinin olduğu düzlemde oluşmaktadır. Çatlak ilerlemesinin son aşamalarında oluşan çift çentikler bir sonraki yüklemeye oluşacak kayma yığılmaları için zemin hazırlamaktadır. Laird modeline göre kırık yüzeyde şekillenen şeritlerin her biri bir çevrimsel yüklemeye karşılık gelmektedir [6,46,50,51].

4.1.3. Ani Kırılma

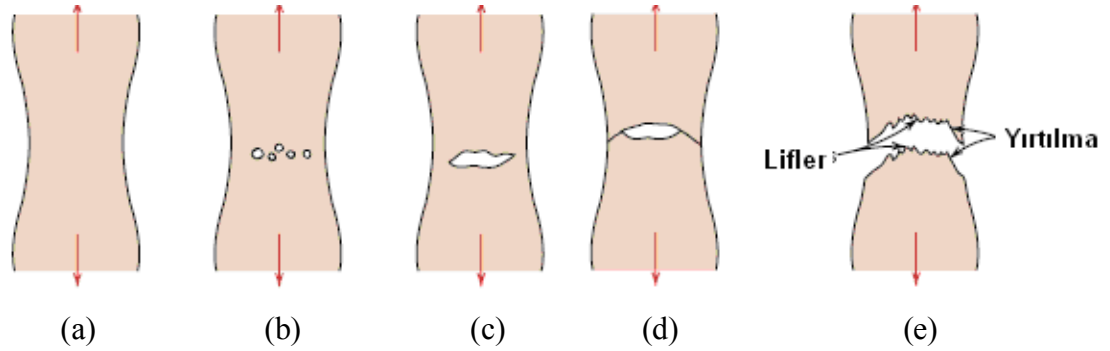
Malzeme boyunca çatlak ilerlemesi sonucu kesit alanı daralmaktadır. Kesit alanında meydana gelen daralma ile uygulanan yüke bağlı olarak oluşan gerilme yüksek seviyelere ulaşmaktadır. Gerilme seviyesindeki artışa bağlı olarak çatlak ilerlemesi daha hızlı gerçekleşir. Son olarak, çatlak ucunda oluşan gerilme değeri, kritik gerilme değerini aşar ve gevrek kırılma gerçekleşir [46,51].

4.2. Kırık Yüzeyler

Kırılma, uygulanan gerilmeye bağlı olarak, tek parçanın iki veya daha fazla parçaya ayrılmasına denilmektedir. Malzemelerin kırılma davranışı sünek ve gevrek kırılma olmak üzere 2 ayrı bölümde incelenmektedir.

4.2.1. Sünek Kırılma

Sünek kırılma, malzemenin kırılmadan önce önemli derecede plastik şekil değiştirme gösterdiği kırılma türüdür. Plastik şekil değiştirme sonucu, girinti ve çıkıntıların bol olduğu, lifli kırık yüzey elde edilir. Şekil 4.4’de çekme gerilmesine maruz kalan malzemede, sünek kırılmanın nasıl gerçekleştiği gösterilmektedir [16,51].



Şekil 4.4: Çanak-koni kırılmasının aşamaları. (a) Boyun verme. (b) Küçük boşluk oluşumu (c) Boşluk birleşmesi ve çatlak oluşumu. (d) Çatlak ilerlemesi. (e) Çekme yönüne 45 ° açıyla gerçekleşen yırtılma [16].

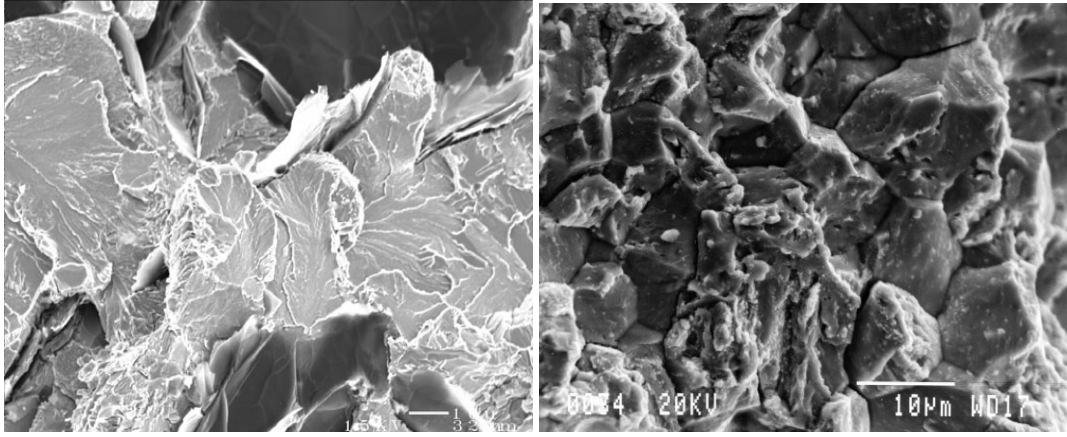
4.2.2. Gevrek Kırılma

Gevrek kırılma, malzemenin belirgin bir şekil değiştirme göstermeden, hızlı çatlak ilerlemesine bağlı olarak kırılmasıdır. Çatlak ilerlemesi, yüklemenin yönüne dik yönde gerçekleşir ve kırılma yüzeyi sünek kırılma yüzeylerine kıyasla daha düz yapıdadır [16].

Gevrek kırılmada çatlak ilerlemesi taneler arası veya taneler üzerinden gerçekleşebilmektedir. Taneler arası kırılmada çatlak tane sınırlarından ilerleyerek kırılmaya neden olmaktadır. Taneler üzeri çatlak ilerlemesinde ise çatlak taneler üzerinden ilerleyerek kırılma gerçekleşmektedir. Çatlağın taneler üzeri veya tane içi ilerlemesi içyapıdaki düzensizliklere ve tane boyutuna bağlıdır. Şekil 4.5’de taneler üzeri ve taneler arası kırılmayı gösteren kırılma yüzeyi fotoğrafları verilmiştir.

Taneler arası çatlak ilerlemesinin en önemli sebebi, tane sınırlarında bulunan gevrek karbürlerdir. Tane sınırlarında bulunan karbürler, gerinim uyumsuzluklarına diğer bir

ifade ile dislokasyon yığılmasına neden olarak bu bölgelerde çatlak başlangıcına neden olmaktadır. Başlangıç çatlak boyu karbür boyu ile aynı kabul edilmektedir. Tane sınırında oluşan çatlak taneler üzerinden ilerleyerek taneler üzeri kırılmaya neden olabilmektedir fakat çatlağın tane üzerinden veya taneler arasından ilerlemesi tane boyutuna bağlı olarak değişmektedir [1,51].



(a)

(b)

Şekil 4.5: (a) SEM ile elde edilmiş taneler üzeri kırılma fotoğrafı (b) TEM ile elde edilmiş taneler arası kırılma fotoğrafı [52,53]

1966 yılında Smith bu konu ile ilgili olarak nitel bir model geliştirmiştir. Bu modele göre tane sınırlarında bulunan karbürlerin oluşturduğu çatlakların çekirdeklenmesi ve büyümesi, karbür parçacıklarının boyuna ve dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak oluşan etkili kayma gerilmesine bağlıdır. Bu çalışmanın önemli bir parçası, tane boyutunun kırılma gerilmesine olan etkisidir. Çatlak oluşumuna ve ilerlemesine neden olan gerilme, tanelerde oluşan ve Hall-Petch bağıntısı ile verilen etkili kayma gerilmesine bağlıdır. Bu gerilme

$$\sigma_{etkin} = \lambda.d \quad (4.1)$$

Bu bağıntıda λ bir sabiti d ise tane çapını belirtmektedir [51].

4.3. Yorulma Deneyi

August Wöhler'in yorulma deneyi sistematığı geliştirmesine rağmen günümüzde kırılma mekaniği test numuneleri hariç genel olarak kabul görmüş yorulma test ve numune standardı bulunmamaktadır. Birçok değişik yöntem ile yorulma testi gerçekleştirilmekte ve testlerdeki ufak değişiklikler büyük farklılıklara yol açmaktadır. Yorulma test sonuçlarının dağılımı çalışmaya özgün olmakla beraber değişik numune geometrileriyle değişik sonuçlar elde edilmektedir. Bu yüzden yapılacak olan yorulma testi, malzemenin uygulamada maruz kalacağı yüklemeye ve test numunesi, tasarımdaki geometriye uygun olmalıdır [1,51].

4.3.1. Yorulma Deneyi Terimleri

Yorulma deneyinde kullanılan dalgalı yüklemeyi karakterize etmek için bazı terimler kullanılmaktadır. Sabit genlikli sinüs tipi yüklemeler için bu terimler aşağıda verilmiştir.

En Büyük Gerilme (σ_{eb}): Sayısal açıdan en büyük gerilmeye karşılık gelmektedir. Basma gerilmesi eksi çekme gerilmesi ise artı alınır

En Küçük Gerilme (σ_{ek}): Sayısal açıdan en küçük gerilmeye karşılık gelmektedir

Ortalama Gerilme (σ_o): Bir çerimde meydana gelen en büyük ve en küçük gerilmelerin ortalamasıdır

$$\sigma_o = \frac{\sigma_{eb} + \sigma_{ek}}{2} \quad (4.2)$$

Gerilme Aralığı (σ_r): En büyük ve en küçük gerilmelerin farkına denir

$$\sigma_r = \sigma_{eb} - \sigma_{ek} \quad (4.3)$$

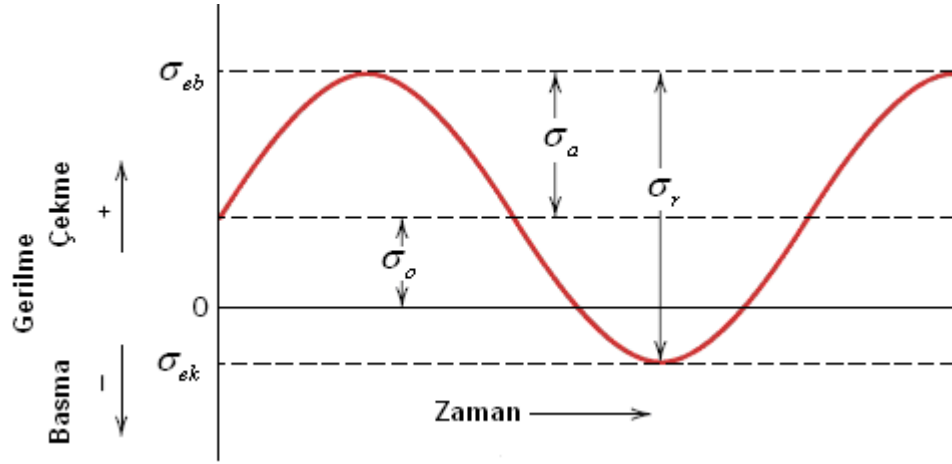
Gerilme Genliği (σ_a): Gerilme aralığının yarısıdır.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} = \frac{\sigma_{eb} - \sigma_{ek}}{2} \quad (4.4)$$

R Oranı: En küçük ve en büyük gerilme genliklerinin oranıdır.

$$R = \frac{\sigma_{ek}}{\sigma_{eb}} \quad (4.5)$$

Şekil 4.6'da bu tanımlar gösterilmiştir



Şekil 4.6: Gerilme yüklemesi sıfır gerilme seviyesine göre asimetrik değişim gösteren gerilme çevrimi. σ_a , σ_r , σ_m , σ_{min} , σ_{max} grafik üzerinde gösterilmiştir [16].

4.4. Yorulma Test Yöntemleri

Yorulma testleri, yükleme çeşidine göre sınıflandırılmaktadır. Yapılan deneylerin uygulamaya yönelik sonuçlar vermesi, sonuçlara etki eden etkenlerin daha iyi anlaşılması ve elde edilen sonuçların yükleme koşulunu daha iyi temsil etmesi için değişik yükleme çeşitleri kullanılmaktadır.

4.4.1. Sabit Genlik Gerilme Testi

Sabit genlik gerilme testi, numuneye ilk çevrimde uygulanacak olan gerilmenin tamamının uygulanması ve devam eden yüklemelerin sabit genlik altında devam etmesiyle uygulanmaktadır. Bu yöntem akma ve çekme dayanımı yüksek , uygulanan

gerilmenin düşük olmasına bağlı olarak, elastik ve plastik gerinimleri düşük, yorulma ömrü yüksek olan malzemelere uygulanmaktadır [51].

Tavlamaş malzemelerde, testin ilk aşamalarında uygulanan gerilmenin oluşturduğu gerinimler yüksek genliğe sahip olurken, yüksek gerinimlerin malzemeyi çevrimsel sertleştirmesi sonucu gerinimler sürekli olarak azalmaktadır. Gerinim genliğinin azalması 100 – 1000 çevrim sonrası doyuma ulaşarak sabit genlikli gerinim elde edilmektedir. Sabit genlik gerilme testleri değişik dalga şekillerinde gerçekleştirilmektedir. En çok kullanılan dalga şekilleri sinüs tipi ve testere dişı dalgalarıdır [51].

4.4.2. Artan Genlik Gerilme Testi

Ticari olarak kullanılan sünek metal ve alaşımlarında, araştırmalarda kullanılan model malzemelerde ve tek kristalli malzemelerde, uygulanmak istenen gerilmenin, en üst düzeyde ilk çevrimde uygulanması, malzemedeki kabul edilemeyecek kadar yüksek seviyede gerinimler oluşturmaktadır. Bu durumda numune kalıcı şekil değişikliğine maruz kalmaktadır. Başlangıçta oluşan yüksek gerinimlerinden sakınmak için gerilme, 30–100 çevrim aralığında kademeli olarak uygulanmalıdır. Oluşan yüksek gerinimler malzemenin yorulma ömrünü olumlu yönde etkileyebilmektedir. Deney geçmişinden gelen bu etkilerin en aza indirilmesi için gerilme miktarının artırılması daha geniş aralığa yayılmalıdır [51].

4.4.3. Sabit Genlik Plastik Gerinim Testi

Uygulamada yorulma çatlakları gerilme yığılması olan bölgelerde oluşmaktadır. Bu bölgelerde gerinim davranışı kısıtlıdır ve gerilme-gerinim davranışı basit gerilme kontrollü testlerden daha karmaşıktır. Mühendislik yapılarında, gerilme gerinim gradyanları ve malzemelerin kritik noktalarında belli derecede yapısal kısıtlar bulunmaktadır. Bu yapılar için gerinim kontrollü yorulma testleri daha uygundur. Son 30 yılda, bu tip testler artan bir ilgi ile yüksek ve düşük gerinim yorulma testleri için uygulanmaktadır [51].

Yukarıda bahsedilen nedenlerden dolayı yüksek gerinimlerde gerçekleştirilen testlerin daha iyi gerçekleştirilmesi için gerinim kontrollü testler gereklidir. Ayrıca kontrol edilecek unsur toplam gerinim genliği ya da plastik gerinim genliği unsurları arasından seçilmelidir. Toplam gerinim kontrollü testlerde çevrimsel sertleşme, gerinimin elastik bileşenin, plastik bileşenine olan zararının artmasına neden olur. Bununla birlikte plastik gerinim kontrollü testlerde, çevrimsel sertleşmenin hızlı bir şekilde doyuma ulaşmasından dolayı; toplam gerinim kontrollü test, plastik gerinim kontrollü teste yakınsar. Elektro hidrolik test donanımlarının elektroniğindeki gelişmelerle birlikte, çevrimin başından itibaren plastik gerinimin sabit tutulması daha kolay hale gelmiştir. Özellikle uzun süren yorulma deneylerinde, plastik gerinim, toplam gerinimin küçük bir kısmını oluşturmaktadır ve ölçümü oldukça zordur. Bu zorluklara rağmen plastik gerinimin yorulma üzerine etkisinin araştırılmasının gerekliliği genel bir kabul görmektedir. Bu yüzden araştırmacılar uzun süreli yorulma deneylerinde dahi plastik gerinim kontrollü testler sürdürmektedir [51].

Yorulma geriniminin plastik ve elastik bileşenlerinin göreceli büyüklüklerine göre testler düşük veya yüksek gerinim yorulma olarak adlandırılır. Plastik gerinimin elastik gerinimden büyük olması durumunda test “yüksek gerinim yorulma” aksi durumda ise “düşük gerinim yorulma” olarak adlandırılır. Elastik ve plastik gerinimin eşit olması durumuna ise “geçiş ömrü” denilmektedir [51].

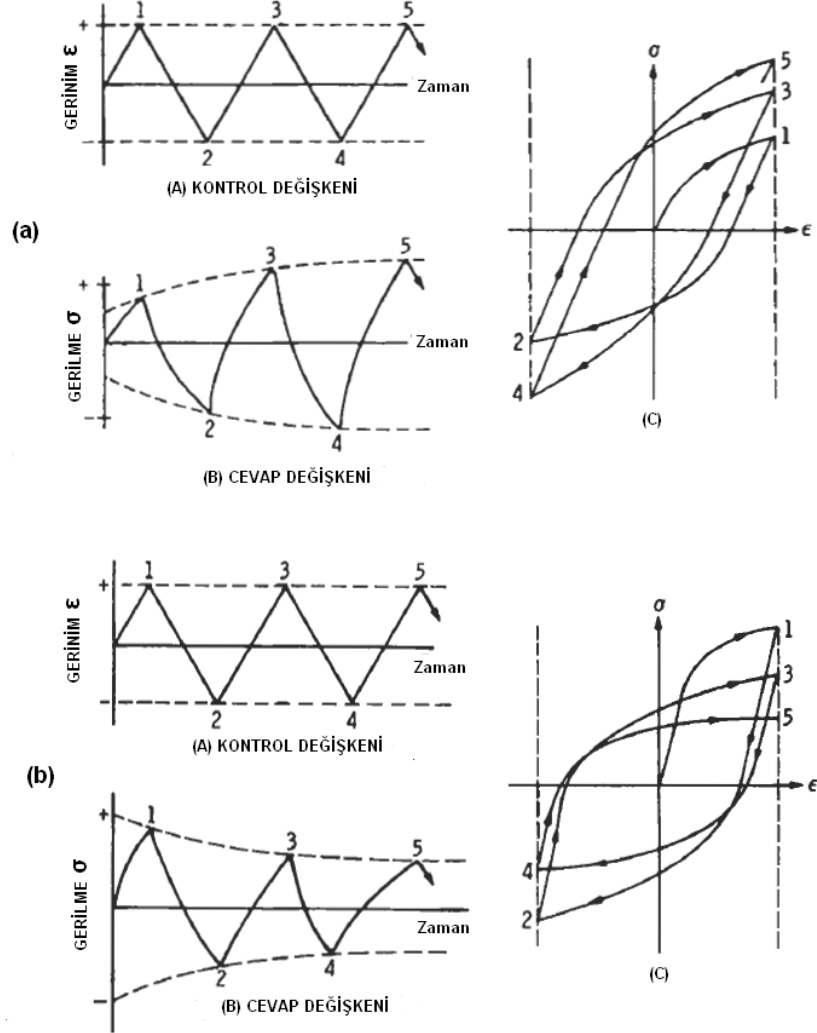
4.4.4. Değişken Genlikli Testler

Yapı elemanlarının gerçek koşullara uygun test edilmesi için, uygulamada maruz kaldığı karmaşık yükleme, sırası ile numuneye uygulanarak test gerçekleştirilmektedir. Bu tür testlerde gerilme çevriminin tanımlanması ve çevrim sayısının belirlenmesi oldukça zordur. Yükleme geçmişinin teste yansıtılması için özel teknikler geliştirilmiştir [51].

4.5. Çevrimsel Gerilme-Gerinim Davranışı

Çekme deneyi için akma dayanımı, çekme dayanımı, kopma dayanımı, yüzde alan daralması, tokluk gibi terimler ve bu terimleri sergileyen gerilme-gerinim eğrisi

tanımlanmıştır. Malzemelerin yorulma davranışını tanımlamak için, çekme deneyi terimlerine benzer terimler ve grafikler tanımlanmıştır.



Şekil 4.7: Çevrimsel Gerilme-Gerinim davranışları [51].

Çevrimsel yüklemeye karşısında, metallerin yarı kararlı olmasından dolayı gerilme-gerinim davranışı değişmektedir. Isıl işlem koşuluna bağlı olarak metalde çevrimsel sertleşme, çevrimsel sünekleşme, akma gerilmesinin kararlı kalması (çevrimsel kararlı) veya çevrimsel sertleşme ve sünekleşmenin bir arada bulunduğu davranışlar gerçekleşebilir. Çevrimsel sertleşme ve sünekleşme davranışları Şekil 4.7’de gösterilmiştir. Şekil 4.7 (a)’daki grafikler çevrimsel sertleşmeyi göstermektedir. Kontrol değişkeni olan gerininin sabit genlikli olması için uygulanan gerilimin sürekli arttığı durumlarda metal çevrimsel olarak sertleşmektedir. Tavlanmış metal

ve alaşımları, sünek çelikler ve alüminyum alaşımları çevrimsel sertleşme gösteren malzemelerdir. Şekil 4.7 (b)'deki grafikler ise çevrimsel sünekleşmeyi göstermektedir. Bu durumda ise gerininin sabit kalması için gerekli olan gerilme değeri sürekli azalmaktadır. Soğuk işlenmiş çelikler ve işlem geçmişinden dolayı yüksek dislokasyon içeren çelikler çevrimsel sünekleşen malzemelerdir [51].

4.6. Yorulma Ömrünü Etkileyen Faktörler

Yorulma ömrüne etki eden en önemli faktör gerilme genliğidir. Gerilme genliğinin yanı sıra aşağıda belirtilen etkenler de yorulma ömrüne etki eden yan etkenlerdir.

4.6.1. Yüzey Etkisi

Çatlakların genellikle serbest yüzeyde başlaması yüzey koşullarını, yorulma ömrünü etkileyen en önemli etkenlerden birisi haline getirmektedir. Talaşlı imalattan kaynaklanan yüzey çizgileri ve diğer yüzey düzensizliklerini gidermek yorulma ömrünü arttıran işlemlerdir. Ayrıca basma gerilmesi altında çatlak ilerlemesi olmamasından dolayı kalıcı basma yüzey gerilmeleri oluşturmak da yorulma ömrünü arttırır. Bilyeli dövme ve diğer yüzey işlemleri yüzeyde kalıcı basma gerilmesi oluşturmak için kullanılan yöntemlerdir [54].

4.6.2. Sıcaklık Etkisi

Sıcaklığın yorulma üzerine etkisi, çekme gerilmesi üzerine olan etkisi ile benzerdir. Yorulma dayanımı sıcaklığın artmasına bağlı olarak düşüş gösterir. Sadece düşük karbonlu eliklerde, 100 °C'nin üstündeki sıcaklıklarda, çekme ve yorulma dayanımında artış gözlemlenmektedir. Bu artışa gerinim yaşlanması (bozulma yaşlanması) sebep olmaktadır [54].

4.6.3. Yükleme Frekansı

Birçok metalde çevrim frekansı, yorulma ömrü üzerine çok az etki etmektedir. Frekansın azaltılması yorulma ömründe çok az bir düşüşe neden olmaktadır. Yorulma testinin gerçekleştirildiği sıcaklığın arttırılması halinde, yükleme

frekansının yorulma ömrünü azaltıcı etkisi artar. Düşük karbonlu çeliklerde frekansın azaltılması ve testin gerçekleştirildiği sıcaklığın artırılması bir arada uygulandığında, gerinim yaşlanmasına bağlı olarak yorulma ömründe artış gözlemlenir [54].

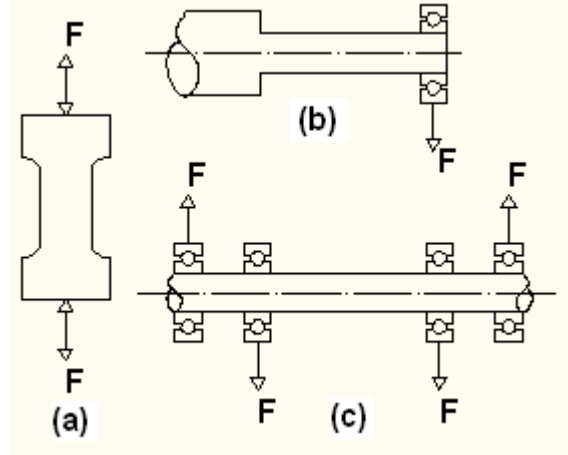
4.6.4. Çevresel Etkenler

Korozyon ortamında meydana gelen yorulmaya, korozyon yorulması denilmektedir. Sıvı bir ortamda meydana gelen korozyon, çentik etkisi yaratan dağlanmış girintiler oluşturmaktadır. Korozyon, yorulma gerilmesi ile birlikte etki ederse, korozyonun zararları çentik etkisinden fazla olmaktadır. Korozyonun etkisi çatlak başlamasından çok çatlak ilerlemesi üzerinedir. Vakum ortamında yapılan deneyler, atmosfer oksijeninin çatlak ilerlemesi ve yorulma ömrüne olan olumsuz etkilerini ortaya koymaktadır. Vakum derecesinin artırılması ve ortamın oksijenden daha fazla arındırılması ile yorulma ömrünün arttığı gözlemlenmiştir [54].

4.7. Çatlaksız Parçaların Yorulma Davranışı

Yorulma testleri çekme-basma kuvvetleri veya dönel eğilme momenti uygulanarak gerçekleştirilir. Yüklemelerin çevrimsel olması, yüklemenin zamana bağlı olarak bir dalga fonksiyonu oluşturmasına neden olmaktadır. En çok kullanılan dalga fonksiyonu sinüs dalgadır. Çağdaş servo-hidrolik test cihazları, yükleme dalga fonksiyonunun kontrol edilmesine ve istenilen fonksiyonun uygulanmasına imkân sağlamaktadır. Şekil 4.8'de çekme ve dönel eğilme testleri şematik olarak gösterilmiştir [48].

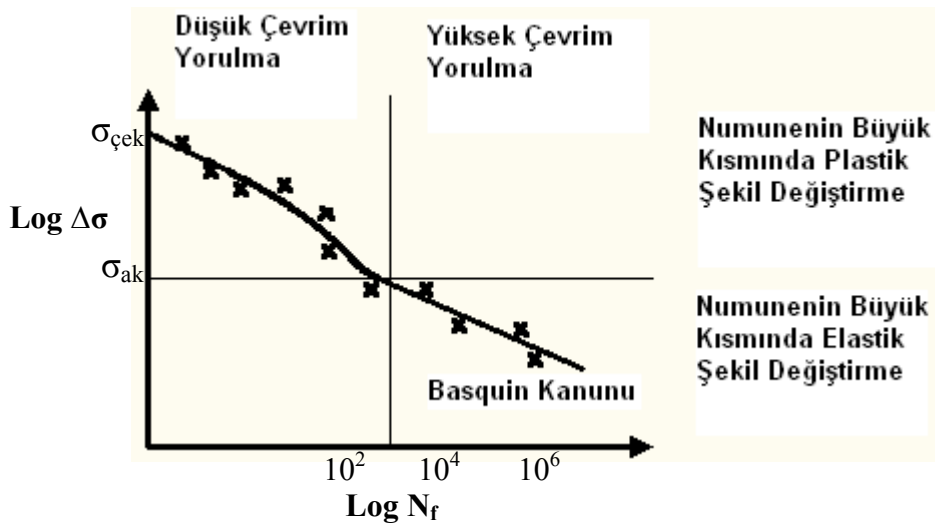
Yorulma davranışlarının incelenmesinden önce yorulmanın iki ayrı sınıfını oluşturan Düşük Çevrim Yorulma (DÇY) Yüksek Çevrim Yorulma (YÇY) kavramlarının anlaşılması gerekmektedir. Makro ölçekte plastik gerilmelerin olduğu, düşük yorulma ömrü gözlemlenen ve çevrim sayısı 10^4 çevrimi geçmeyen yorulma testleri DÇY olarak tanımlanır. Uygulanan gerilmelerin akma gerilmesine oranla düşük olduğu, yüksek yorulma ömrü gözlemlenen ve sonsuz ömrü de içeren yorulma kırılmalarına YÇY denilmektedir [46].



Şekil 4.8: Çekme ve Dönel eğilme yorulma testleri. (a) Çekme (b) ve (c) dönel eğilme [48].

4.7.1. Basquin ve Coffin-Manson Kanunları

Basquin ve Coffin-Manson kanunları deneysel verileri, deneysel çalışmalar sonucu elde edilmiş bir denklemle ifade eden kanunlardır. Basquin kanunu YÇY için geçerli iken Coffin-Manson kanunu DÇY için geçerlidir. Şekil 4.9'da Basquin kanunun geçerli olduğu bölge, $\text{Log } \Delta\sigma - \text{Log } N_f$ grafiği üzerinde gösterilmiştir [48].



Şekil 4.9: Basquin kanunun geçerli olduğu bölge [48].

Basquin kanuna göre:

$$\Delta\sigma \cdot N_f^a \approx C_1$$

Burada:

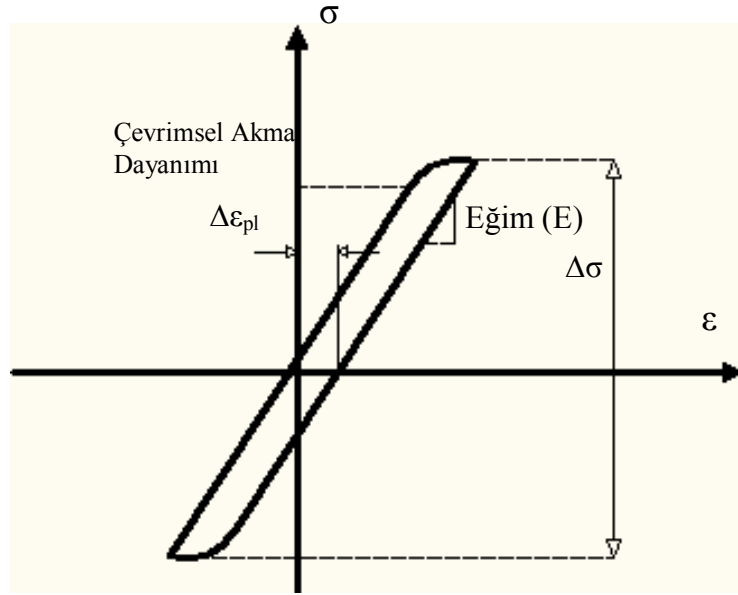
$\Delta\sigma$: Gerilme Aralığı (σ_r)

N_f : Kırılmaya kadar geçen çevrim sayısı

a : Çoğu malzeme için 1/8 ile 1/15 arası değişen bir sabit

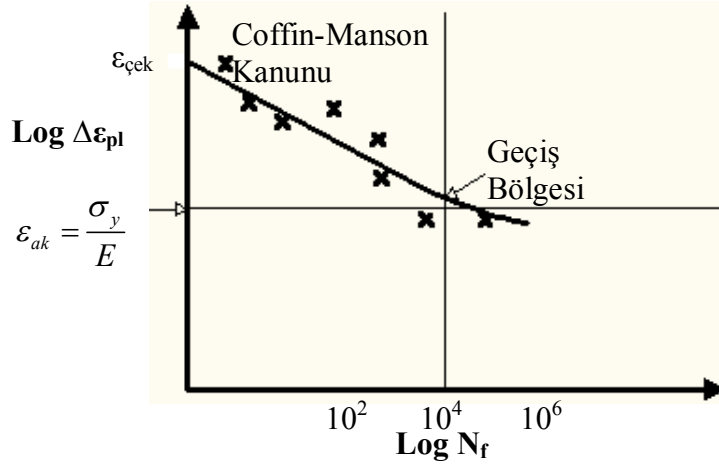
C_1 : Sabit

Düşük çevrim yorulma için Basquin kanunu geçerli değildir; fakat Şekil 4.10'da gösterilen plastik gerinim aralığı ($\text{Log } \Delta\varepsilon_{pl}$) logaritmik kullanılarak, Şekil 4.9'daki gibi Basquin kanununa benzer bir doğrusal grafik elde edilmektedir. [48].



Şekil 4.10: Yorulma Gerilme-gerinim grafiği üzerinde Plastik gerinim aralığı [48].

Şekil 4.11'de Coffin-Manson Kanununun geçerli bölge gösterilmiştir.



Şekil 4.11: Coffin-Manson kanunun geçerli olduğu bölge [48].

Coffin-Manson kanuna göre:

$$\Delta \varepsilon^{pl} \cdot N_f^b \approx C_2 \quad (4.5)$$

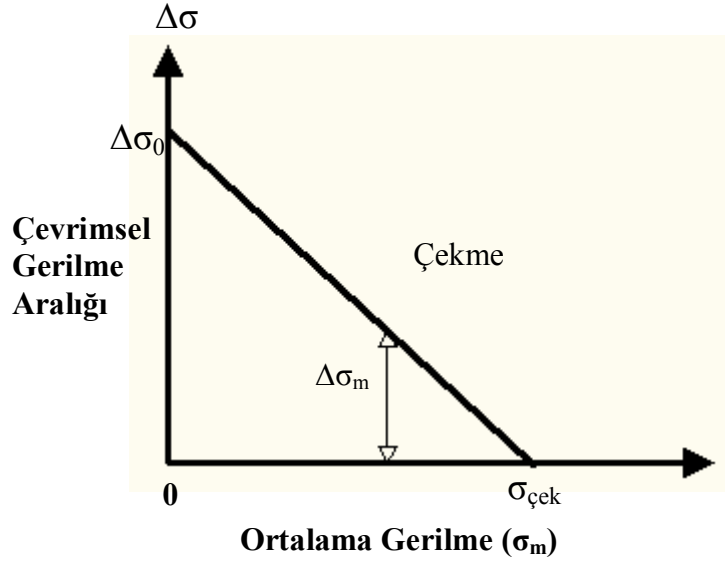
Burada:

b : 0,5 ile 0,6 arasında değişen bir sabit

C_2 : Sabit

4.7.2. Goodman Kuralı

Coffin Manson ve Basquin kanunlar ortalama gerilmenin sıfır olduğu sabit genlikli gerilme durumunda geçerlidir. $\Delta \sigma$ ve σ_m değerlerinin değişken olduğu durumlarda Goodman kuralı kullanılmaktadır. Goodman kuralına göre, σ_m değerinin sıfırdan büyük olduğu durumlarda, kırılmanın, σ_m değerinin sıfır olduğu durumda kırılmaya kadar geçen çevrim sayısında gerçekleşmesi için, $\Delta \sigma$ değerinin azalması gerekmektedir. Diğer bir ifade ile σ_m değerinin sıfırdan büyük olması durumunda, σ_m değerinin sıfır olduğu duruma kıyasla, kırılmanın gerçekleşmesi için gerekli olan çevrim sayısı azalmaktadır. Ortalama gerilme değerinin artı bir değer olması yorulma ömrünü azaltan bir faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu durum Şekil 4.12’de grafikte açıklanmıştır [48].



Şekil 4.12: Goodman kuralı [48].

Goodman kuralına göre:

$$\Delta\sigma_{\sigma_m} \approx \Delta\sigma_0 \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{çek}} \right) \quad (4.7)$$

Burada:

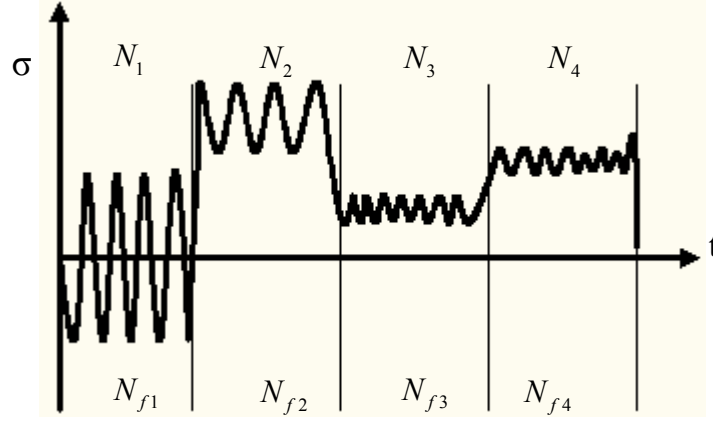
$\Delta\sigma_0$: σ_m değerinin sıfır olduğu durumda, belli bir çevrim sayısında kırılmaya neden olan çevrimsel gerilme aralığı.

$\Delta\sigma_{\sigma_m}$: σ_m değerinin sıfırdan büyük olduğu durumda, belli bir çevrim sayısında kırılmaya neden olan çevrimsel gerilme aralığı.

Goodman kuralı deneysel olarak bulunmuş bir kural olup, her koşul için doğru sonuç vermemektedir. Tasarımda, işletim koşullarını temsil eden deneyler yapıp, bu deney sonuçlarına göre son tasarım yapılmalıdır. Goodman kuralı sadece ön tasarımlarda kullanılmalıdır [48].

4.7.3. Miner Kuralı

Değişken $\Delta\sigma$ değerlerinin kullanıldığı durumlarda toplam hasarı belirlemek için Miner kuralı kullanılmaktadır. Şekil 4.13'de Miner kuralının kullanıldığı yükleme durumu gösterilmiştir [48].



Şekil 4.13: Ortalama gerilmesi değişken yükleme durumu [48].

Bu kurala göre:

$$\sum_i \frac{N_i}{N_{fi}} = 1 \quad (4.8)$$

Burada:

N_{fi} : Kırılmaya kadar gerçekleşen toplam çevrim sayısı

N_i : i bölgesinde gerçekleşen çevrim sayısı

Bu kurala göre N_i/N_{fi} oranlarının toplamı bire eşit olunca kırılma gerçekleşmektedir. Miner kuralı da deneysel olarak belirlenmiş bir kural olmasından dolayı, sonuçların deneysel testlerle desteklenmesi gerekmektedir [48].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda Çizelge 5.1’de içeriği verilmiş olan çelik kullanılmıştır. Bu çelik içerdiği alaşım elementleri açısından mikro alaşım çeliği olarak nitelendirilebilir. Yapılan ısıt işlemlerle çelikte, çift fazlı içyapı elde edilmiştir. Isıt işlemlerde kullanılan sıcaklıklar, O. Topçu ve M. Übeyli [55] tarafından, içyapının ve mekanik özelliklerin belirlenmesi üzerine yapılan çalışmadan alınmıştır [55].

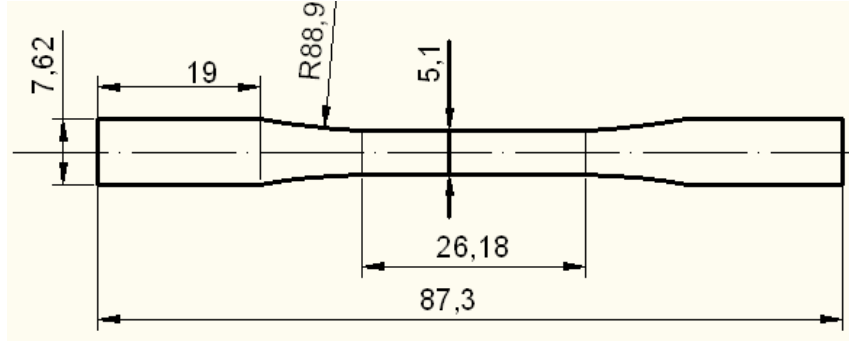
Çizelge 5.1: Deneysel çalışmalarda kullanılan mikro alaşım çeliğinin ağırlıkça alaşım elementi içeriği

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni |
|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| %0,27 | %0,20 | %1,44 | %0,02 | %0,01 | %0,21 | %0,04 | %0,08 |
| Cu | Nb | Ti | V | Fe | Sn | Al | |
| %0,07 | %0,01 | %0,00 | %0,13 | %97,5 | <%0,0020 | %0,02 | |

5.2. Numunelerin Boyutlandırılması

Numune boyutları, su verme esnasında tamamen martenzit yapının oluştuğu derinlik ve ASTM E 466-96 [56] Standardı dikkate alınarak belirlenmiştir. Tamamen martenzit yapının oluştuğu derinlik, malzemenin bütününde istenilen içyapının oluşmasını sağlamak için önemlidir. Su verme esnasında malzeme bütün yüzeylerden soğuduğu için test uygulanan bölgenin kalınlığının, tamamen martenzit yapının oluştuğu kalınlığın iki katından küçük olması gerekmektedir. O. Topçu ve arkadaşları [57] deneysel çalışmada kullanılan çeliğin tamamen martenzit yapı oluşturduğu derinliği 3 mm olarak belirlemişlerdir. Bu bilgiye dayanarak yorulmaya maruz kalacak bölgenin kalınlığı 5,1 mm olarak seçilmiştir.

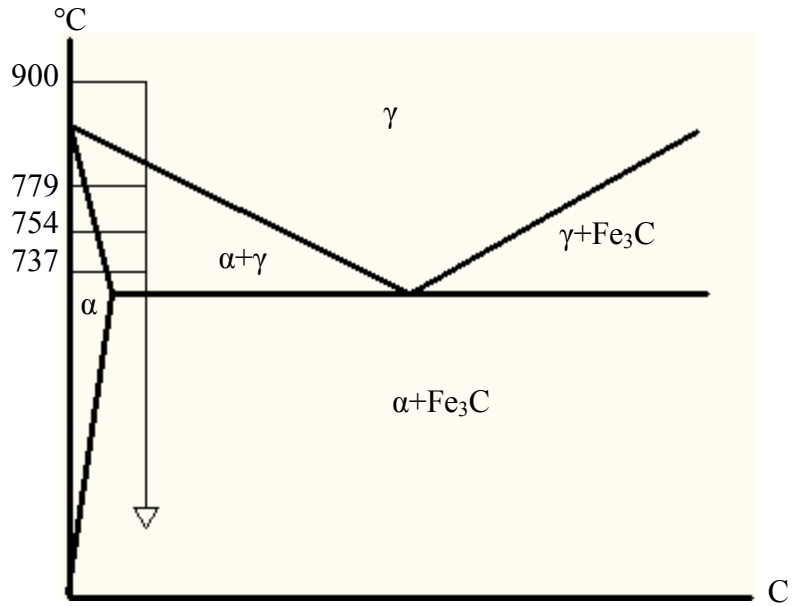
ASTM standartları ise numune boyutlarına sınırlandırmalar getirerek, test esnasında oluşabilecek fatura ve çentik etkilerinin en aza indirgenmesi amaçlamıştır. ASTM E 466-96 standardı ve tamamen martenzit yapının oluştuğu derinlik bilgisine göre numune Şekil 5.1’deki gibi boyutlandırılmıştır.



Şekil 5.1: Yorulma testi uygulanan numunelerin boyutları (mm).

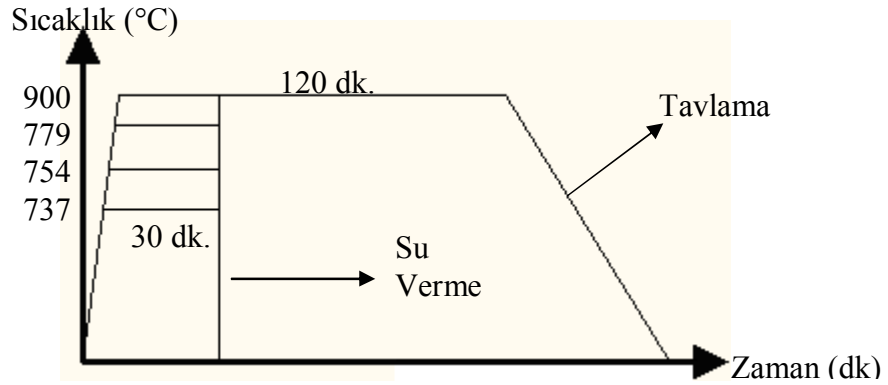
5.3. Isıl İşlem

Yorulma testi yapılacak olan numunelere ara kritik bölgelerden su verilerek çift fazlı yapı elde edilmiştir. Isıl işlem yöntemi olarak, KÇF çelik üretim yöntemi seçilmiştir. Numuneler 737 °C, 754 °C, 779 °C sıcaklıklarına ısıtıldıktan sonra 30 dakika tavlanaarak su verme işlemine tabi tutulmuştur. Ara kritik bölgeden su verme ile elde edilen çift fazlı yapıya ek olarak, 900 °C'den su verilerek elde edilen ve tamamen martenzit yapıya sahip numunelere ve 900 °C'de 2 saat bekletilerek ve fırın içinde soğutularak elde edilen, ferrit-pörlit içyapısına sahip tam tavlama numunelerine de yorulma testi uygulanmıştır.



Şekil 5.2:Demir Karbon faz diyagramı üzerinde su verme sıcaklıkları ve su verilen sıcaklıklardaki fazlar

737 °C, 754 °C, 779 °C ve 900 °C'den su verme ve tam tavlama dan oluşan numuneler, birinci grup numuneler olup bu ısı l işlemlerin demir karbon faz diyagramı ve sıcaklık zaman grafiği üzerindeki şematik gösterimi Şekil 5.2 ve Şekil 5.3 'de verilmiştir.



Şekil 5.3: Birincil Isıl işlemlerin Sıcaklık – Zaman grafiği üzerinde gösterimi

Su verilerek elde edilen yapılara ek olarak bu yapıların menevişleme koşullarındaki yorulma davranışlarını incelemek için, su verme ısıl işleme tabi tutulan numuneler 200 °C ve 400 °C olmak üzere iki farklı sıcaklık koşulunda iki saat beklenerek menevişlenmiş ve yorulma testine tabi tutulmuştur. Menevişlenmiş numuneler ikinci grup numunelerdir. Isıl işlemler Protherm marka tav fırınında, kontrol ortamı olmadan yapılmıştır.

5.4. Sertlik Ölçümleri

Isıl işlem sonuçlarının O. Topçu ve M. Übeyli [55] tarafından yapılan çalışmayla uyumlu olması açısından, yorulma numunelerine su verme işlemine geçilmeden önce, küp şeklindeki numunelere bütün ısıl işlem koşulları uygulanarak, sertlik ölçümleri alınmıştır. Sertlik ölçümleri Wilson Wolpert marka makro sertlik ölçüm cihazında gerçekleştirilmiştir ve Rockwell C standardı kullanılmıştır. Her ısıl işlem koşulu için 3 defa sertlik ölçümü gerçekleştirilmiş olup; ortalaması ve standart sapması belirlenmiştir.

5.5. İçyapı İncelemesi

Küp Şeklindeki çeliklere bütün ısıl işlem koşulları uygulanarak içyapı incelemesi için numuneler hazırlanmıŐtır. Metalografik işlemlerden geçirilen numuneler Olympus GX41F marka ışık mikroskobuyla x500 ve x1000 büyütme altında incelenip, görüntülenmiŐtir. Dağlayıcı olarak %4 nital kullanılmıştır. Dağlama işlemi için 15 saniye süre ile dağlayıcı içinde bekletilen numuneler, alkolle temizlenip içyapı incelemesine tabi tutulmuştur.

5.6. Yorulma Deneyi

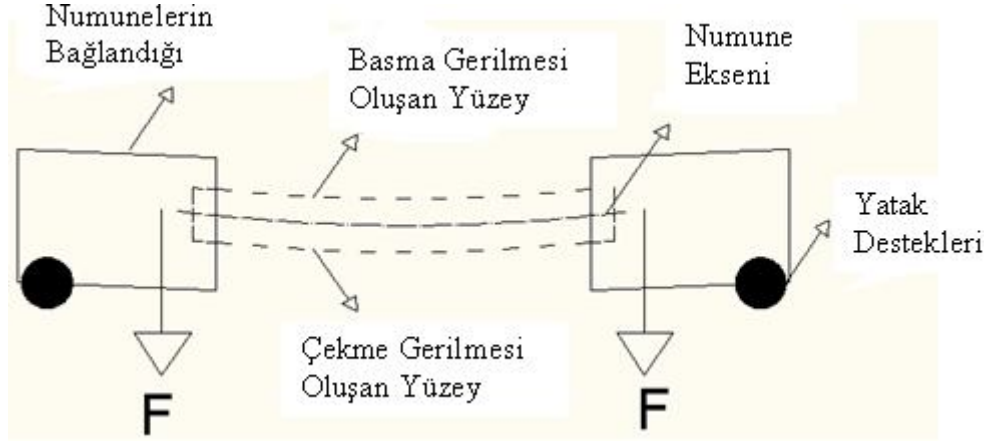
Yorulma deneyleri, Şekil 5.4'de gösterilen Instron marka, R.R Moore tipi yüksek çevrim yorulma cihazında gerçekleŐtirildi.



Şekil 5.4: TOBB ETÜ mekanik test laboratuarında bulunun R.R Moore tipi yüksek çevrim yorulma test cihazı.

Şekil 5.5'de, Şekil 5.4'de verilen yorulma cihazının Şematik gösterimi verilmiştir. Numune zerine kuvvet uygulandığında Şekil 5.5'de gösterilen basma ve çekme gerilmeleri oluşmaktadır. Numune kendi ekseni etrafında 180° döndüğünde basma gerilmesine maruz kalan bölge çekme gerilmesine, çekme gerilmesine maruz kalan bölge ise basma gerilmesine maruz kalmaktadır. Her 180°'lik dönüŐ sonrasında

numunede oluşan gerilmeler yön değiştirmekte ve numunede yorulma meydana gelmektedir.



Şekil 5.5: Yorulma cihazının şematik gösterimi ve numune üzerinde oluşan gerilmelerin gösterimi

Uygulanan gerilme değerleri, malzemenin akma dayanımının ısıtılmış işlem koşuluna bağlı olarak değişmesinden dolayı, ısıtılmış işlem koşuluna göre belirlenmiştir. Gerilme değerleri belirlenirken uygulanan yöntem; deney yapılacak numunenin akma gerilmesinin 2/3'ünden başlayarak, sonsuz ömrün elde edildiği gerilme değerine kadar, uygulanan ağırlığı 1'er kilogram azaltmaktır. Her gerilme değerinde en az 3 deneme yapılmıştır. Sonuçların tutarsız olduğu durumlarda deneme sayısı artırılmıştır. Numune üzerindeki gerilme değeri uygulanan ağırlığa bağlı olarak değişmektedir. Uygulanan ağırlık ve oluşan gerilme değeri arasındaki bağıntı, yorulma testinde kullanılan cihazın üreticisi tarafından verilmiştir ve Denklem 5.1'deki gibidir.

$$S = \frac{16.w.l}{\pi.d^3} \quad (5.1)$$

Burada;

S = numune üzerinde oluşan en yüksek gerilme değeri

w = uygulanan ağırlık

l = Yük uygulanan nokta ile yatak desteği arası mesafe (101 mm sabit)

d = test uygulanan bölgenin çapı (5,1mm)

Denklem 1'deki 16 katsayısı yerçekimi ivmesinden, sistemin modellenmesi ve mukavemet hesapları sırasında gelen sabitlerden oluşmaktadır. Bağintıda kullanılan girdilerin birimlerinin İngiliz birim sisteminde olması gerekmektedir. Gerilme değerleri hesaplanırken, birimler İngiliz birim sistemine çevrilerek gerilmeler psi cinsinden hesaplanmıştır. Hesaplanan gerilme değerleri daha sonra Paskala çevrilmiştir.

5.7. Kırık Yüzey İncelemesi

Yorulma testi uygulanan numunelerin kırılma davranışını incelemek için taramalı elektron mikroskobu ile mikro ölçekte, optik fotoğraf makinesi ile de makro ölçekte kırık yüzey fotoğrafları elde edilmiştir.

6.DENEYSEL SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME

6.1. Mekanik Özellikler

Yorulma dayanımı incelenecek olan 12 koşul için numuneler hazırlanıp, her numune üzerinden 3 sertlik değeri alınmıştır. Ölçümler Rockwell C standardına göre yapılmıştır. Çizelge 6.1’de 737 °C, 754 °C, 779 °C ve 900 °C su verme koşulu ile bu koşulların 200 °C ve 400 °C’de menevişlenmiş hallerinin sertlik değerleri verilmiştir. Tabloda, S harfi su verme koşulunu M harfi menevişleme koşulunu simgelemektedir.

Çizelge 6.3: Numunelerin sertlik ve standart Sapma değerleri

| Isıl İşlem | Sertlik (HRC) | Standart Sapma |
|-------------------|---------------|----------------|
| 737 °C-S | 30,7 | 1,2 |
| 754 °C-S | 35,6 | 1,3 |
| 779 °C-S | 40,2 | 1,7 |
| 900 °C-S | 44,6 | 1,3 |
| 737 °C-S 200 °C-M | 28,4 | 1,0 |
| 754 °C-S 200 °C-M | 29,8 | 1,2 |
| 779 °C-S 200 °C-M | 34,2 | 0,3 |
| 900 °C-S 200 °C-M | 41,8 | 1,2 |
| 737 °C-S 400 °C-M | 25,6 | 1,0 |
| 754 °C-S 400 °C-M | 26,4 | 0,8 |
| 779 °C-S 400 °C-M | 33 | 0,6 |
| 900 °C-S 400 °C-M | 36,4 | 0,4 |

Çizelge 6.1’deki değerler incelendiğinde su verme sıcaklığının azalması ile sertlik değerlerinde azalma meydana geldiği gözlemlenmektedir. Sertlikte meydana gelen azalma, su verme sıcaklığının azalmasına bağlı olarak yapı içerisinde oluşan martenzit hacim oranının azalmasından kaynaklanmaktadır. Martenzit hacim oranının azalması ile makro ölçekte sertlik düşüşü meydana gelmesine rağmen, martenzit fazı üzerinden mikro sertlik alındığında faz sertliğinin arttığı gözlemlenecektir. Martenzit hacim oranının azalmasına bağlı olarak martenzit içerisindeki karbon oranının artması, faz sertliğinin artmasına neden olmaktadır.

Menevişleme işlemi sırasında gerçekleşen karbon yayılımı ile martenzit iğnelerinin bozulması, yapının sertliğini azaltmaktadır. Bu durum Çizelge 6.1’deki sertlik değerlerinden açıkça gözlemlenmektedir. Martenzit hacim oranı arttıkça,

menevişleme işlemi ile meydana gelen sertlik düşüşü artmaktadır. Ayrıca menevişleme sıcaklığının artmasına bağlı olarak karbon yayınının da artması, sertlikte meydana gelen azalmayı daha da artırmaktadır. 737 °C numunesine 200 °C’de yapılan menevişleme işlemi sonucu meydana gelen sertlik düşüşü 2 HRC seviyelerinde iken, 900 °C su verme numunesine 200 °C’de yapılan menevişleme işlemi sonucu meydana gelen sertlik düşüşü 3 HRC seviyelerindedir. Menevişleme sıcaklığının artması ile aradaki farkın arttığı gözlemlenmektedir.

Su verme ve tavlama koşulunda çekme deneyi sonuçları O. Topçu [58] tarafından yapılmış olan yüksek lisans tezinden alınmıştır. Çekme özellikleri Çizelge 6.2’de verilmiştir.

Çizelge 6.4: Ara kritik bölge su verme ve tam tavlama numunelerinin akma kopma ve çekme dayanımları [58].

| Isıl İşlem | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Kopma Dayanımı (MPa) |
|-------------|---------------------|----------------------|----------------------|
| 737 | 447,3 | 783,9 | 728,6 |
| 754 | 598,0 | 1137,3 | 1109,6 |
| 779 | 795,9 | 1370,7 | 1357,1 |
| 900 | 1074,1 | 1428,0 | 1420,7 |
| Tam Tavlama | 450,4 | 615,5 | 461,1 |

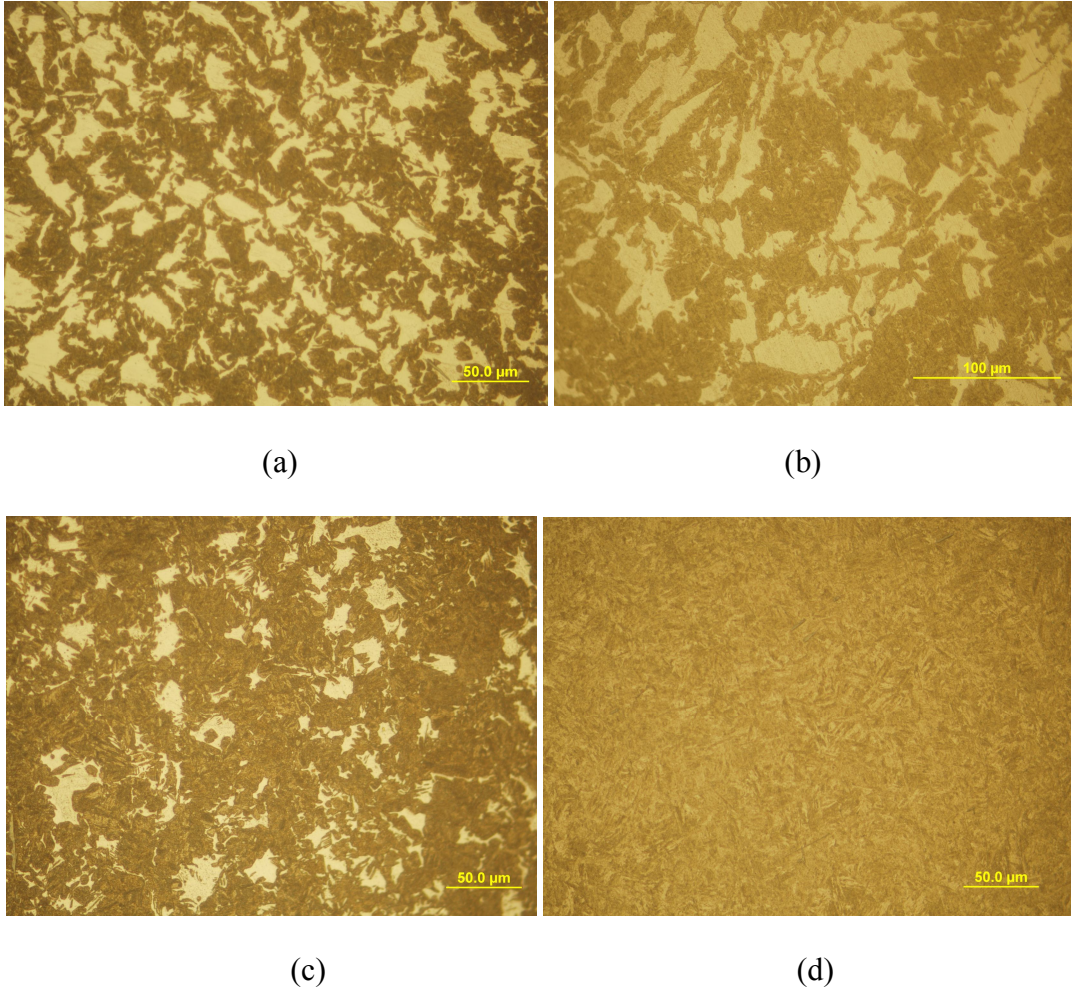
Çizelge 6.2’den anlaşılacağı üzere martenzit hacim oranının artması ile akma, çekme ve kopma dayanımlarında artış gözlemlenmektedir. Martenzit hacim oranının artması ile çekme ve kopma dayanımları arasında oluşan fark azalırken akma ve çekme dayanımları arasındaki fark artmaktadır. Bu durum martenzit hacim oranının artması ile sünekliliğin azaldığını göstermektedir. Çekme deneyi sonuçları sertlik değerleri ile uyusmaktadır.

6.2. İyçyapı İncelemesi

İyçyapı incelemesi için numuneler hazırlanıp ışık mikroskobunda incelenmiştir. Şekil 6.1’de 4 martenzit hacim oranının iyçyapı görüntüsü verilmiştir. Kahverengi bölgeler martenzit fazını, beyaz bölgeler ise ferrit fazını göstermektedir. Su verme sıcaklığının artması ile östenit tanelerinin büyümesine bağlı olarak su verme sonrası daha büyük martenzit bölgeleri elde edilirken, ferrit tane boyutu küçülmektedir.

Kahverengi tonları arası farklılıklar dağlama süresinde meydana gelen sapmalardan kaynaklanmaktadır.

Bütün içyapılarda martenzit taneleri arasındaki bağlantının sürekliliği dikkat çekmektedir. Martenzit iğneleri arasındaki bağlantılı yapının yüksek martenzit hacim oranlarında gözlemlenmesi beklenen bir durumdur fakat düşük martenzit hacim oranlarında da martenzit iğneleri arasında bir sürekliliğin olduğu gözlemlenmektedir.

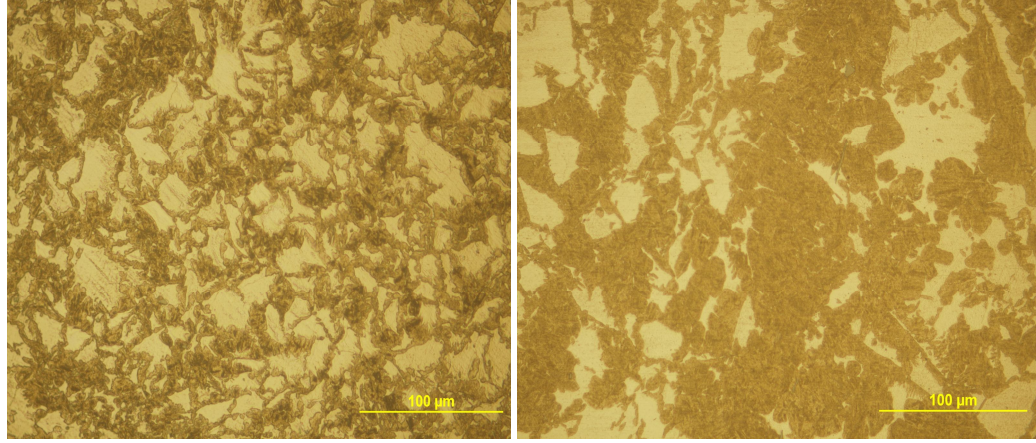


Şekil 6.1: Değişik Martenzit hacim oranlarına ait içyapı görüntüleri. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. x500, 20 s dağlama süresi, %4 nital dağlayıcı.

S. Gündüz [59] yaptığı çalışmada %19 martenzit hacim oranı içeren yalın karbonlu ve mikro alaşımlı iki ayrı çeliği incelemiştir ve martenzit dağılımının bir ağ şeklinde olduğunu belirtmiştir. Çok düşük martenzit hacim oranlarında dahi martenzit iğneleri

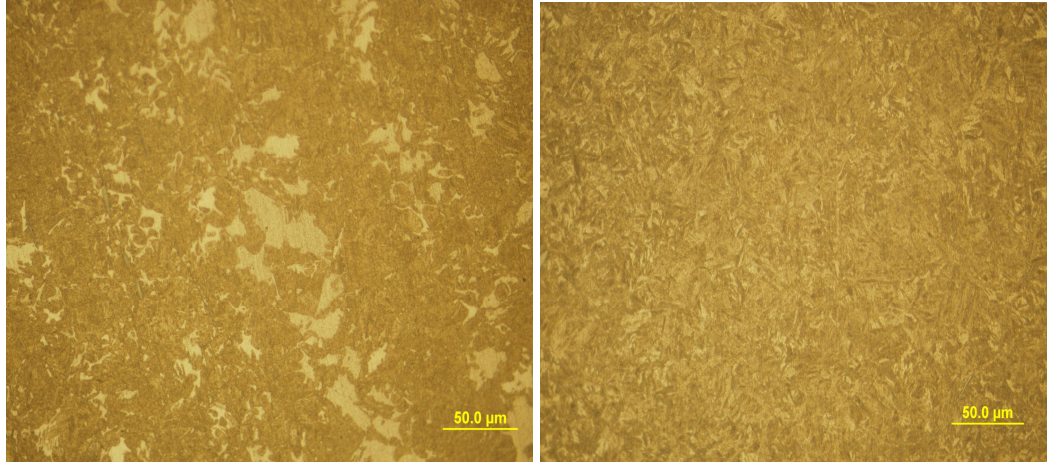
arasında bir sürekliliğin olması; östenit oluşumunun hızlı bir şekilde gerçekleştiğini ve östenit büyümesinin tane sınırı boyunca olduğunu göstermektedir.

Şekil 6.2’de 200 °C’de menevişleme işlemine tabi tutulmuş numunelerin içyapı resimleri verilmiştir.



(a)

(b)



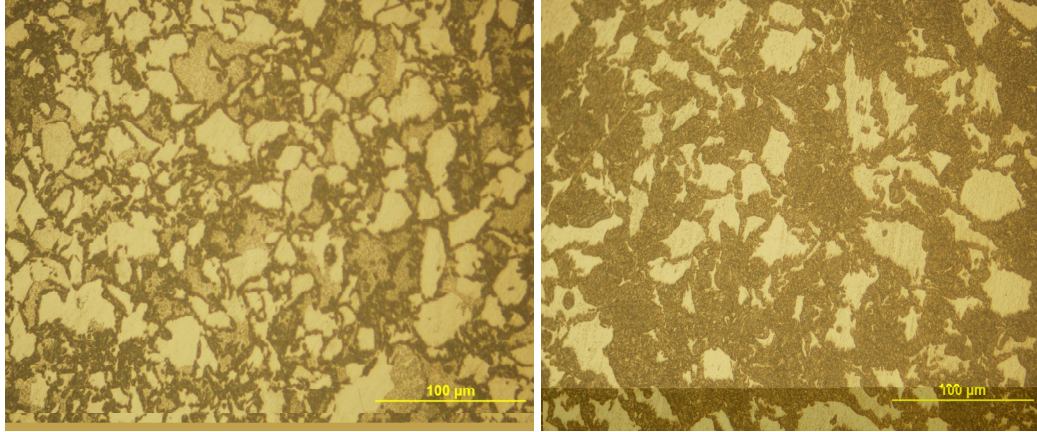
(c)

(d)

Şekil 6.2: 200 °C menevişleme koşullarına ait içyapı görüntüleri. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. x500, 20 s dağlama süresi, %4 nital dağlayıcı.

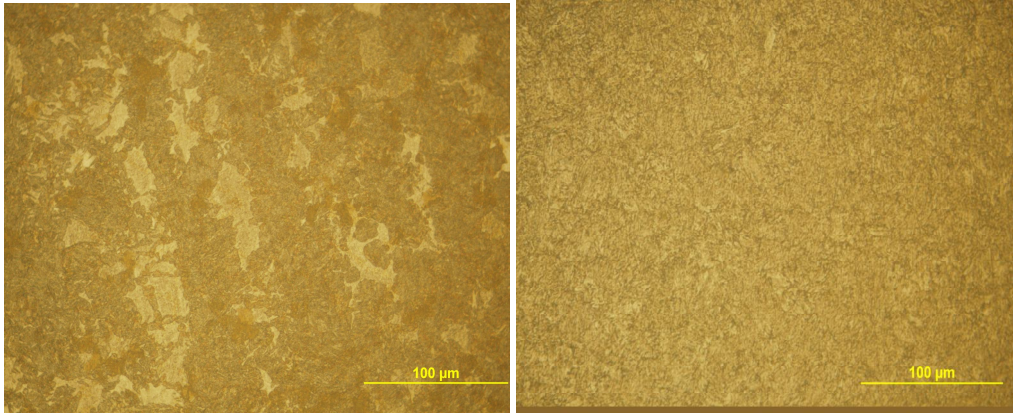
İçyapılarda menevişlenmiş martenzit gözlemlenmektedir.

Şekil 6.3’de 400 °C’de menevişleme işlemine tabi tutulmuş numunelerin içyapı resimleri verilmiştir.



(a)

(b)



(d)

(e)

Şekil 6.3: 400 °C menevişleme koşullarına ait içyapı görüntüleri. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C. x500, 20 s dağlama süresi, %4 nital dağlayıcı.

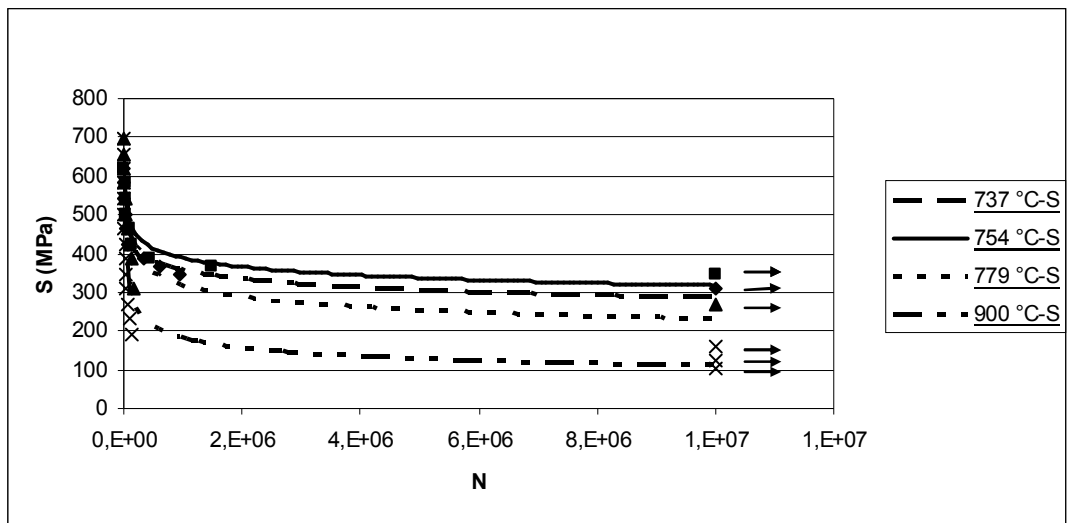
İçyapılarda, 200 °C menevişleme numunelerinde gözlemlenen menevişlenmiş martenzit yapıları gözlemlenmektedir.

Martenzit fazı yarı kararlı bir faz olmasından dolayı, karbon yayılımı ile kararlı bir faz olma eğilimindedir. Martenzit kristal yapısı içinde arayer bölgelerine dağılmış şekilde bulunan karbon atomları, yayılım ile değişik yönlerde hareket ederek grup haline gelemeye ve bölgesel kümeler oluşturmaya çalışmaktadır. İleri safhalarda, bağımsız karbon atomlarının sayısı azalarak, bölgesel kümeler büyür ve karbür çökeltilerinin embriyosunu oluşturur.

Menevişleme sıcaklığının 50 °C ile 160 °C arasında olması matris yapıya yakın çökeltilerin oluşmasını sağlar. Sıcaklığın 250 °C'ye artırılması ile Hagg karbürü, Fe₅C₂, ε karbür gibi yarı kararlı karbürler, malzeme içerisinde silikon bulunması halinde Fe₂C oluşur. Sıcaklığın 250 °C ile 400 °C seviyelerine çıkarılması ile başlangıç martenzit yapısı artan bir hızla değişir. Menevişleme sıcaklığının 350 °C'de olması bahsedilen karbürlerin yanında ortorombik sementit oluşmasını sağlar Sunulan çalışmada yapılan menevişleme işlemi sıcaklıklarının 200 °C ve 400 °C olduğu dikkate alındığında, 200 °C'de yapılan menevişleme işlemi ile Hagg karbürü, Fe₅C₂, ε karbür gibi karbürler, 400 °C'de yapılan menevişleme işlemi ile ise ortorombik sementit oluşması beklenmektedir. Oluşan karbürlerin detaylı olarak gözlemlenebilmesi için numuneler TEM ile incelenmelidir

6.3. Yorulma Eğrileri

Yorulma Deneylemleri sonucunda, dört su verme koşulunun bir arada bulunduğu bir grafik, dört su verme koşulunun her birinin menevişleme koşullarıyla bir arada bulunduğu dört grafik ve tam tavlama koşuluna ait bir grafik olmak üzere altı ayrı S-N grafiği elde edilmiştir. Grafiklerde, S harfi su verme koşulunu M harfi menevişleme koşulunu simgelemektedir.



Şekil 6.4: 737 °C-S, 754 °C-S, 779 °C-S ve 900 °C-S numunelerinin yorulma grafiği

Şekil 6.4’de dört su verme koşulu için yorulma eğrileri verilmiştir. Bu eğriler içerisinde en düşük yorulma sınırının, %100 martenzit hacim oranına sahip 900 °C su verme koşuluna ait olduğu gözlemlenmektedir. Martenzit hacim oranının azalması ile yorulma sınırının arttığı gözlemlenmektedir. Fakat bu artış %55 martenzit hacim oranına kadar gerçekleşmektedir. Martenzit hacim oranının %55’den az olması durumunda yorulma sınırında tekrar azalma gözlemlenmektedir. 900 °C su verme koşulunda yorulma sınırının akma dayanımının yaklaşık olarak 1/10’una karşılık geldiği gözlemlenmiştir. Bu oran 779 °C su verme numuneleri için yaklaşık olarak 1/4’tür. 754 °C ve 737 °C su verme numunelerinde ise yorulma ömrü akma dayanımının yaklaşık olarak 180 MPa kadar altındadır.

Wang ve arkadaşları [15] değişik martenzit şekillerinin yorulma ömrü üzerine etkisini inceledikleri çalışmada, %23,1 martenzit hacim oranı içeren, ağ şeklinde martenzit iç yapısına sahip ve ağırlıkça %0.07 C içeren bir çelikte, yaptıkları yorulma deneyi sonucunda, yorulma dayanımını 525 MPa civarında bulmuşlardır. Wang ve arkadaşları [15] yaptıkları çalışmada grafiğin Y ekseninde gerilme genliği değeri kullanılmıştır. Sunulan çalışmada ise Y eksenini değeri olarak yüzeyde oluşan maksimum çekme gerilmesi kullanılmıştır. Wang ve arkadaşları [15] tarafından belirlenen yorulma dayanımı, sunulan çalışmada kullanılan gösterim sonucu çıkan yorulma dayanımının iki katıdır, dolayısıyla kıyaslama açısından Wang ve arkadaşları [15] tarafından bulunan yorulma dayanımını 260 MPa civarı olarak kabul edebilir. Wang ve arkadaşları [15] tarafından, %23,1 martenzit hacim oranı için bulunan 260 MPa civarı yorulma dayanımı ve iç yapıdaki martenzit morfolojisi, bu çalışmada %30 martenzit hacim oranı için elde edilen 300 MPa civarındaki yorulma dayanımının mantıklı bir sonuç olduğunu göstermektedir. Bu çalışmada kullanılan çeliğin, Wang ve arkadaşları [15] tarafından belirlenen martenzit hacim oranında yani %23,1 martenzit hacim oranında test edilmesi sonucunda yorulma dayanımının 260 MPa’dan daha düşük olması beklenmektedir. İki çalışmada kullanılan çeliklerin alaşım elementi içerikleri ve oranları bu düşünceyi destekler niteliktedir.

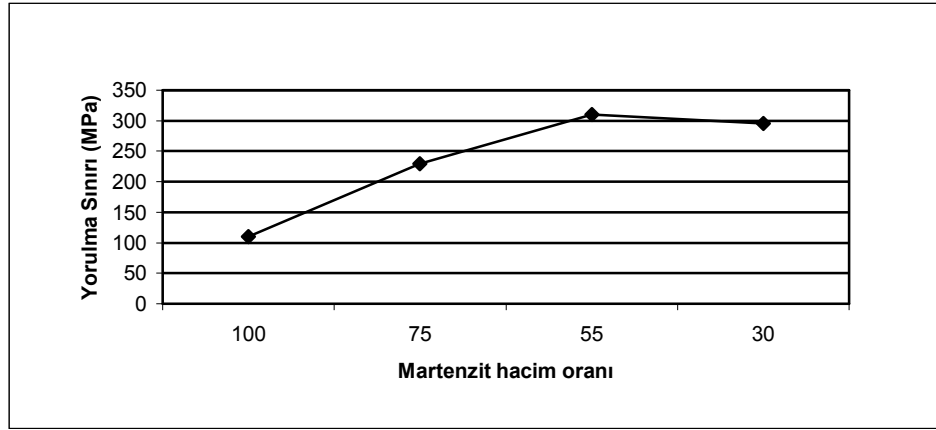
Tayanç ve arkadaşları [8], 3936, SAE 1040 ve SAE 1035 çeliklerine yaptıkları yorulma deneylerinde, her bir çelik için 4 farklı martenzit hacim oranında yorulma

dayanımı değerlerini belirlemişlerdir. Bu alışmada Y eksenini olarak gerilme genliği kullanıldığı için, grafikte gözlemlenen yorulma sınırı değerlerinin 1/2'si dikkate alındığında; en yüksek yorulma dayanımı, 175 MPa civarı yorulma dayanımına sahip olan; %66 martenzit hacim oranındaki SAE 1040 eliğinde olduğu gözlemlenmiştir. Sunulan çalışmada %55 martenzit hacim oranında elde edilen yorulma sınırının 310 MPa civarında olduğu düşünüldüğünde, SAE 1040 eliğinin benzer içyapıya sahip olmasına rağmen, çalışmada kullanılan mikro alaşımlı çeliğe kıyasla oldukça düşük bir yorulma dayanımı sergilediği gözlemlenmektedir.

Tayanç ve arkadaşlarının [8] yaptığı çalışma, temel olarak elik içerisindeki karbon oranının yorulma dayanımı üzerine etkisini ortaya koymaktadır ve karbon oranının artması ile yorulma dayanımında artış olduğu gözlemlenmiştir. Sunulan çalışmada kullanılan çeliğin karbon oranı, SAE 1040 ve SAE 1035 eliklerinin karbon oranlarından daha düşük olmasına rağmen, bu çeliklere kıyasla daha iyi bir yorulma davranışı sergilediği gözlemlenmektedir. SAE 1040 eliğinin, çalışmada kullanılan çeliğe kıyasla düşük yorulma dayanımı göstermesi, iki elik arasındaki alaşım elementi farklılıklarından kaynaklanmaktadır. SAE 1040 eliği oldukça yüksek oranda karbon içermesine rağmen alaşım elementi içeriği oldukça dşktir. Yalın karbon çeliği olarak bilinen bu çeliğin, karbon içeriği sayesinde yüksek yüzey sertliği sergilemesine rağmen sertleşebilirliğinin düşük olduğu bilinmektedir. Tayanç ve arkadaşları [8] tarafından yapılan çalışmada, teste tabi tutulan numune çapının 5,1 mm olarak seçildiği düşünüldüğünde, çift fazlı yapının, su verme yüzeyinden derinlere gidildikçe srekliлик arz etmesi mümkün değildir. Çeliklerin alaşım elementi içeriği, sertleşebilirliği ve numune boyutları dikkate alındığında, Tayanç ve arkadaşları [8] tarafından elde edilen yorulma dayanımlarının sunulan çalışmada elde edilen yorulma dayanımına oranla düşük olması beklenen bir sonuçtur.

Sunulan çalışmada, martenzit hacim oranına bağlı olarak yorulma sınırının değişimini Şekil 6.5'de verilmiştir. Yorulma sınırı ile martenzit hacim oranı arasında doğrusal bir ilişki bulunmamaktadır. %100 martenzit yapı en sert yapı olmasına rağmen en düşük yorulma sınırı bu yapıda gözlemlenmektedir. %100 martenzit yapıda su verme sıcaklığının yüksek olması sonucu oluşan kalıcı çekme yüzey gerilmeleri yapının

yorulma sınırını azaltmaktadır. Yüzey gerilmelerinin basma gerilmesi olması halinde yorulma sınırının artması beklenir. Bilyalı dövme işlemine tabi tutulan numunelerde dış yüzeyde kalıcı basma gerilmeleri elde edilerek yorulma sınırının artması sağlanmaktadır. Fakat su verme işlemi sonucu oluşan yüzey gerilmelerinin çekme gerilmesi olmasından dolayı yorulma sınırında azalma gözlemlenmektedir [17].



Şekil 6.5: Su verilmiş numunelerde martenzit hacim oranına bağlı olarak yorulma sınırının değişimi

Su verme sıcaklığının düşmesi ve buna bağlı olarak oluşan martenzit hacim oranının azalması ile birlikte yorulma sınırında artış gözlemlenmektedir. Yorulma sınırının artmasına yol açan en önemli etken kalıcı çekme yüzey gerilmelerinin azalmasıdır. Martenzit hacim oranının azalması ile meydana gelen yorulma sınırının artışı %55 martenzit hacim oranına kadar gerçekleşmektedir. %55 martenzit hacim oranından daha düşük martenzit hacim oranı içeren numunelerde yorulma sınırında düşüş gözlemlenmiştir. Bu düşüşün temel nedeni martenzit hacim oranının azalması ile birlikte akma dayanımının da azalmasıdır.

Martenzit hacim oranının yorulma ömrü üzerine etkisini inceleyen çalışmalarda Şekil 6.4'deki duruma benzer sonuçlar elde edilmiştir [8,14]. Sherman ve arkadaşlarının [14] %0,11 C, %1,40 Mn, %0,48 Si ve %0,08 V içeren çelik üzerine yaptığı çalışmalarda %30 martenzit hacim oranına kadar yorulma ömründe artış gözlemlenmiştir. %30 martenzit hacim oranı, monotonik çekme testinde 1000 MPa akma gerilmesine karşılık gelmektedir. Yorulma ömrünün karışım kuralını izleyerek,

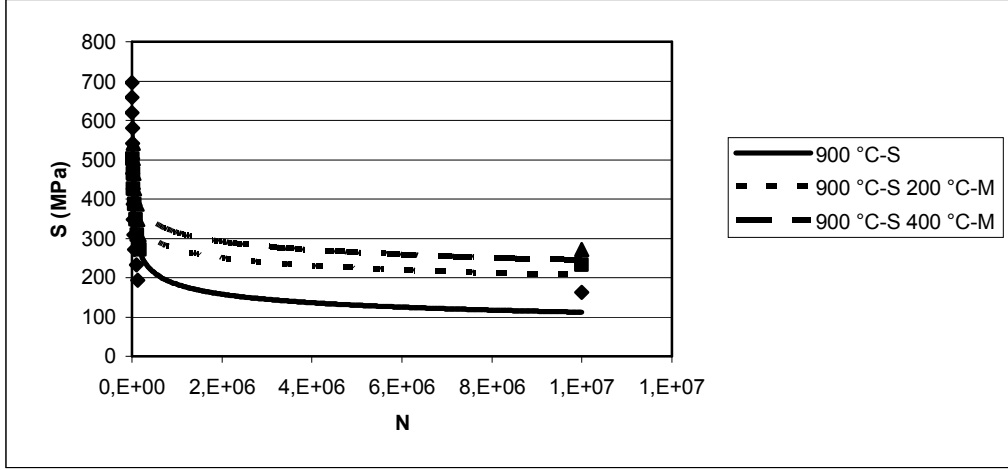
martenzit hacim oranının artmasına bağlı olarak sürekli artış göstermemesi, ferrit-martenzit fazları arası gerinim dağılımıyla açıklanmaktadır. Yapı içerisinde az oranlarda martenzit bulunması, plastik gerinim oluşturarak, martenzit hacim oranının artmasına bağlı olarak yorulma ömrünü de arttırmaktadır. Yapı içerisindeki martenzit hacim oranının belli bir eşiği aşması, tokluğun azalmasına ve sonuç olarak yorulma ömrünün azalmasına neden olmaktadır.

Sherman ve arkadaşlarının [14] bulduğu sonuçlar ile Şekil 6.4'deki sonuçlar, çift fazlı içyapılar için paralellik göstermesine rağmen, tamamen martenzit yapılar için arada, önemli farklılıklar bulunmaktadır. Sherman, yaptığı çalışmada en yüksek yorulma dayanımını tamamen martenzit yapıda elde ederken, Şekil 6.4'de en düşük yorulma dayanımı tamamen martenzit yapıda gözlemlenmektedir. Kalıcı gerilmeler ve ısıl işlem sonrası elde edilen pürüzlü yüzey, böyle bir sonuç çıkmasındaki en önemli etkenlerdir. Tamamen martenzit yapı elde etmek için yapılan 900 °C'den su verme işlemi yüzey kalitesinin azalmasına neden olmuştur. Çatlak başlangıcının genellikle serbest yüzeylerde gerçekleştiği göz önünde bulundurulduğunda, son işlem olarak taşlama gibi yüzey kalitesini arttırıcı talaşlı imalat işlemlerinin yapılması, içyapının yorulma ömrü üzerine etkisini daha da belirgin hale getirecektir.

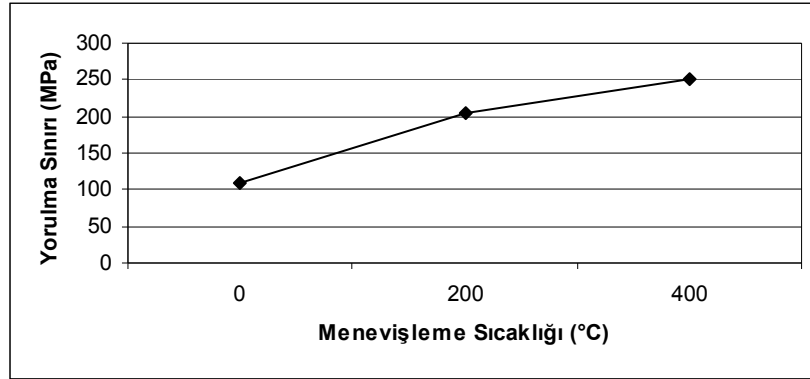
Martenzit hacim oranının azalması ile birlikte akma dayanımında meydana gelen düşüş; yorulma testinin yüksek gerilme değerlerinde uygulanmasını engellemektedir. Martenzit hacim oranı yüksek olan numunelerde 700 MPa gerilme seviyelerinde yorulmaya bağlı kırılma gerçekleşirken, martenzit hacim oranı düşük numunelerde 600 MPa gerilme seviyelerinde kırılma gerçekleşmeden plastik Şekil değiştirme oluşabilmektedir. Bu durum yorulma testinin gerçekleştirilebildiği en büyük gerilme değeri ile elde edilen yorulma dayanımı arasındaki farkı azaltarak; testin uygulandığı gerilme aralığını daraltmaktadır.

Şekil 6.6'da 900 °C'den su verme ve 900 °C'den su verme işlemine ek olarak 200 °C ve 400°C'de menevişlenmiş numunelerin yorulma eğrileri verilmiştir. Menevişleme işlem sıcaklığı arttıka yorulma sınırında artış gözlemlenmektedir. Yorulma sınırında meydana gelen bu artışın sebebi, menevişleme işlemi ile kalıcı gerilmelerin

giderilmesi ve toklukta meydana gelen artıştır. Menevişleme işlemiyle malzemenin akma dayanımının azalmasından dolayı yorulma sınırındaki artışın yüksek değerlerde olması engellenmektedir.



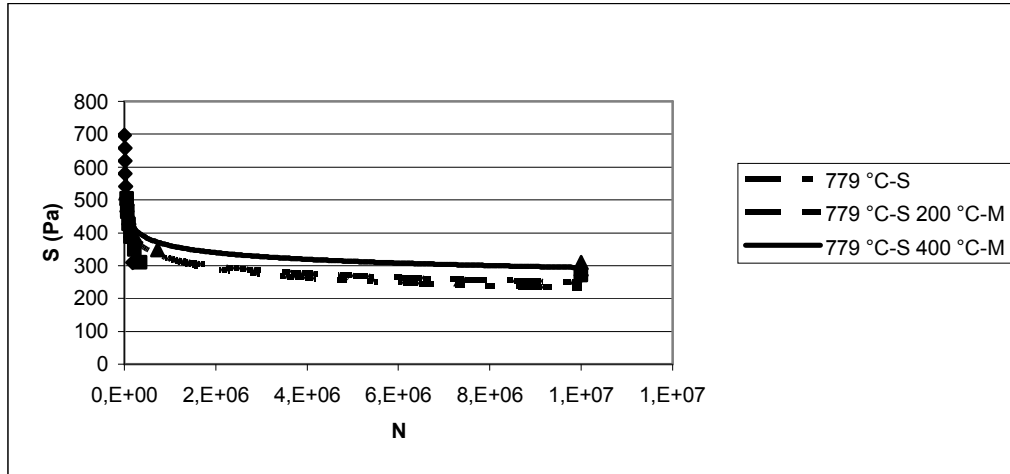
Şekil 6.6: 900 °C-S, 900 °C-S 200°C-M ve 900 °C-S 400°C-M numunelerinin yorulma grafiği.



Şekil 6.7: 900 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim.

Şekil 6.7’de 900 °C su verme numunelerinde menevişleme işleminin yorulma ömrü üzerine etkisi gösterilmiştir. 200 °C’de yapılan menevişleme işlemi ile yorulma ömründe yaklaşık olarak 100 MPa değerinde bir artış gözlemlenmiştir. 400 °C’de yapılan menevişleme işlemi ise yorulma ömründe 150 MPa seviyesinde bir artış sağlamıştır.

Martenzit hacim oranının belli bir seviyeye kadar artması yorulma ömrünü artırıcı yönde etki etmektedir. Belli bir seviyeden sonra tokluğun azalmasına bağlı olarak yorulma ömründe azalma gözlemlenmektedir. Menevişleme işlemi, martenzit fazı içerisinde hapsolmuş karbonun yayınımına imkân vererek, martenzit fazının sertliğini azaltmakta ve tane sınırlarında karbür oluşumuna imkân vermektedir. Bu sayede yapının sertliği ve mukavemeti azalırken sünekliliği artmaktadır. Menevişleme işleminin tokluğu artırıcı bir işlem olduğu düşünüldüğünde, yüksek martenzit hacim oranına sahip numunelerde, menevişleme işlemi ile yorulma ömründe artış meydana gelmesi beklenen bir sonuçtur. Bu durum şekil 6.7'deki grafikten açıkça gözlemlenmektedir.

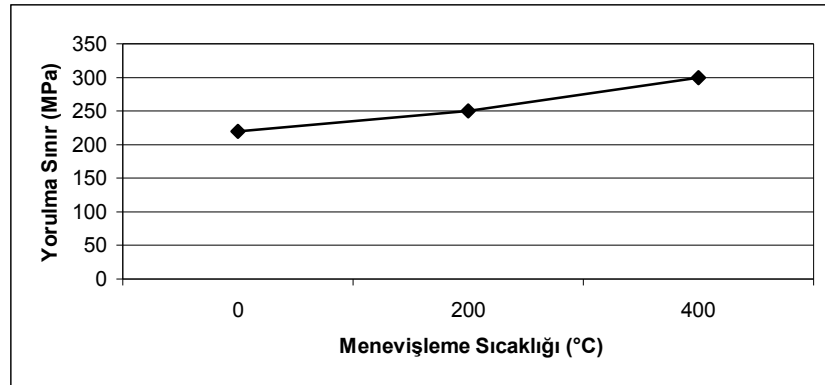


Şekil 6.8: 779 °C-S, 779 °C-S 200M, 779 °C-S 400 M numunelerinin yorulma grafiği

Şekil 6.8'de 780 °C su verme ve menevişleme koşullarının yorulma eğrileri verilmiştir. Yorulma eğrilerinde, menevişleme sıcaklığının artması ile yorulma sınırında artış olduğu gözlemlenmektedir. Yorulma sınırındaki artışın sebebi kalıcı gerilmelerin menevişleme işlemi ile azalması ve toklukta meydana gelen artıştır. Menevişleme işlemi ile 779 °C numunelerinin yorulma sınırında meydana gelen artış, 900 °C numunelerinde gözlemlenen artışa kıyasla daha düşüktür. 779 °C numunelerinde meydana gelen artışın daha düşük olması, su verme işlemi sonucu oluşan kalıcı gerilmelerin daha az ve martenzit hacim oranının daha düşük olmasından kaynaklanmaktadır.

Menevişleme işleminin esas etkisinin martenzit fazı üzerinde olduğu düşünüldüğünde, martenzit hacim oranının azalması ile menevişleme etkisinin de azalması beklenmektedir. 900 °C numunelerine kıyasla, 779 °C numunelerinde menevişleme işlemi ile yorulma ömründe meydana gelen artışın daha az olması, 779 °C numunelerinde 900 °C numunelerine kıyasla daha az martenzit fazı olmasıyla açıklanabilir.

Şekil 6.9’da menevişleme işlemi ile yorulma sınırında meydana gelen değişim gösterilmiştir. Menevişleme sıcaklığının etkisi incelendiğinde; 200 °C’de yapılan menevişleme işleminin yorulma sınırında meydana getirdiği artışın, 400 °C menevişleme işleminin 200 °C menevişleme işlemine kıyasla meydana getirdiği artıştan daha az olduğu gözlemlenmektedir. Bu davranış Şekil 6.7’deki 900 °C numunelerinin gösterdiği davranıştan daha farklı bir davranıştır. 900 °C numunelerine yapılan 200 °C menevişleme işleminin yorulma sınırında meydana getirdiği artış, 400 °C’de yapılan menevişleme işleminin 200 °C’de yapılan menevişleme kıyasla meydana getirdiği artıştan daha fazla olduğu gözlemlenmektedir.



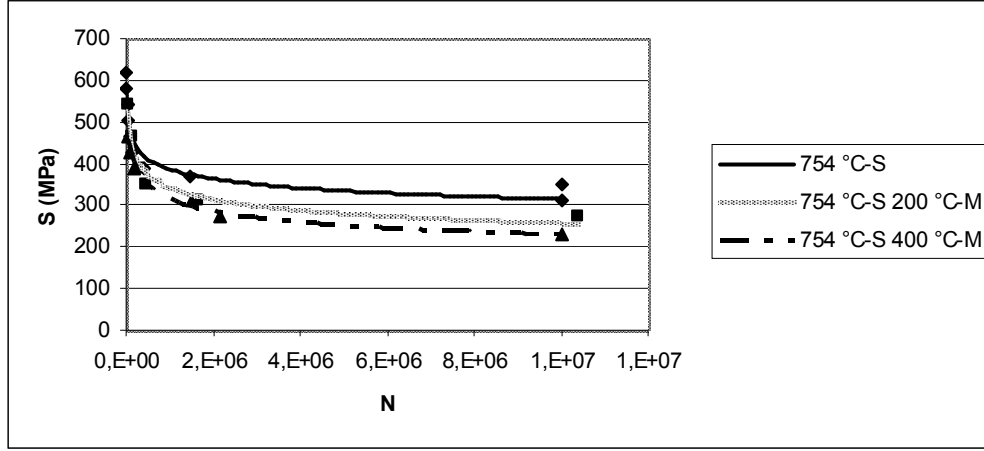
Şekil 6.9: 779 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim.

Lee ve arkadaşları [60], yüksek dayanımlı yay çeliğine su verme ve menevişleme ısıl işlemleri uygulayarak, farklı içyapıların yorulma davranışı üzerine incelemişlerdir. Bu çalışmada su verme sıcaklığı 900 °C, menevişleme sıcaklıkları 300 °C, 350 °C,

400 °C, 450 °C ve 500 °C ve menevişleme süresi yarım saattir. Menevişleme sıcaklığının 450 °C'ye kadar artması yorulma dayanımında artışa sebep olurken; 500 °C menevişleme koşulunda yorulma dayanımında azalma meydana gelmiştir. 300 °C - 450 °C arasında yapılan menevişleme işleminde, menevişleme sıcaklığının artması ile çökeltiler, tek tip çökelti olan VC'den, çoklu çökelti olan VC + ε-karbür + (Fe, Cr, V)₃C'e doğru değişmekte ve dağılımı daha ince olmaktadır. Ayrıca kalıntı östenit içeren karışım içyapısı, menevişlenmiş martenzit içeren tek tip yapıya doğru dönüşmektedir. 450 °C'ye kadar yapılan menevişlemenin, içyapı üzerine yaptığı bu iki etki, yorulma dayanımını arttırmaktadır. 450 °C'nin üstünde yapılan menevişleme işlemiyle, aşırı çökelti oluşumuna bağlı olarak martenzit yapı sünekleşmeye ve yorulma dayanımı azalmaya başlamaktadır [60].

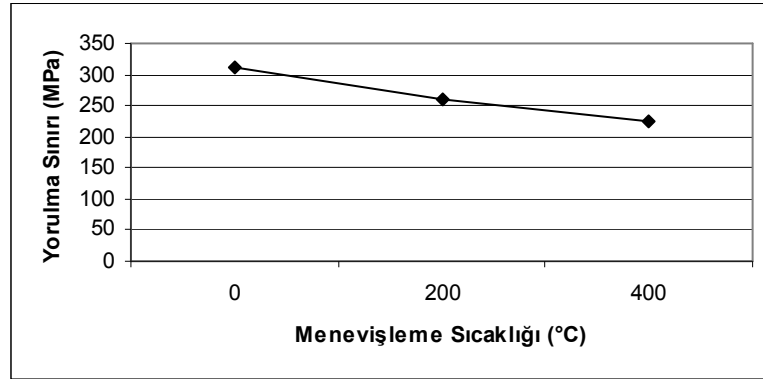
Lee ve arkadaşlarının [60] bulduğu sonuçlar 900 °C ve 779 °C su verme koşulları için elde edilen sonuçları destekler niteliktedir. Ayrıntılı bir TEM veya EDX çalışması yapılmamasına rağmen, deneysel çalışmalarda kullanılan çeliğin içeriği düşünüldüğünde, Lee ve arkadaşlarının [60] gözlemlediği çökeltilere benzer çökeltilerin 200 °C ve 400 °C menevişleme numunelerinde oluşması ve bu çökeltilere bağlı olarak yorulma dayanımının artması muhtemeldir.

Şekil 6.10'da 754 °C su verme ve menevişleme koşullarının yorulma eğrileri bir arada verilmiştir. 754 °C koşulunda, 779 °C ve 900 °C koşullarının aksine menevişleme işlemi ile yorulma sınırında azalma meydana gelmektedir. Akma dayanımının menevişleme işlemi ile azalması, yorulma sınırında meydana gelen azalmanın en önemli sebebidir. 779 °C ve 900 °C numunelerinde menevişleme işlemi ile yorulma ömründe meydana gelen artışın en önemli sebebi, kalıcı gerilmelerin giderilmesi ve tokluk artışı olarak belirtilmiştir. 754 °C numunelerinde ise su verme işlemine bağlı olarak oluşan kalıcı gerilmeler düşük seviyelerdedir. 754 °C numunelerinde kalıcı gerilmelerin düşük olmasının nedeni, su verme sıcaklığının düşük olması ve dönüşen martenzit miktarının, yapının sadece %50'sini oluşturmasıdır. 754 °C su verme numunelerinde kalıcı gerilmelerin yorulma dayanımına yaptığı etkinin azalması, akma dayanımının etkisini baskın hale getirmektedir.

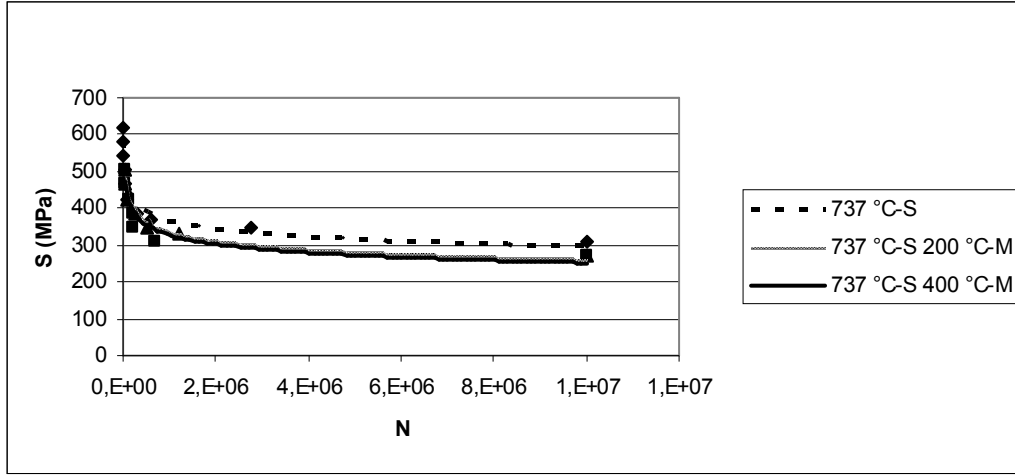


Şekil 6.10: 754 °C-S, 754 °C-S 200 °C-M, 754 °C-S 400 °C-M numunelerinin yorulma grafiği

Şekil 6.11’de menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımında meydana gelen değişikliğin grafiği verilmiştir. Yorulma dayanımını 200 °C’de yapılan menevişleme işlemi ile 50 MPa civarında, 400 °C’de yapılan menevişleme işlemiyle ise 80 MPa civarında azalmıştır. 754 °C numunelerinde, 200 °C ve 400 °C menevişleme işlemlerinin yorulma dayanımı üzerine etkisi, 900 °C numunelerinde gözlemlenen etkiye benzemektedir. 754 °C ve 900 °C numunelerinde, 200 °C menevişleme işleminin yorulma ömrü üzerine etkisi 400 °C menevişleme işleminin etkisinden daha fazla olduğu gözlemlenmiştir. Bu etki 900 °C numunelerinde yorulma dayanımını artırıcı yönde iken 754 °C numunelerinde azaltıcı yönde olmuştur.



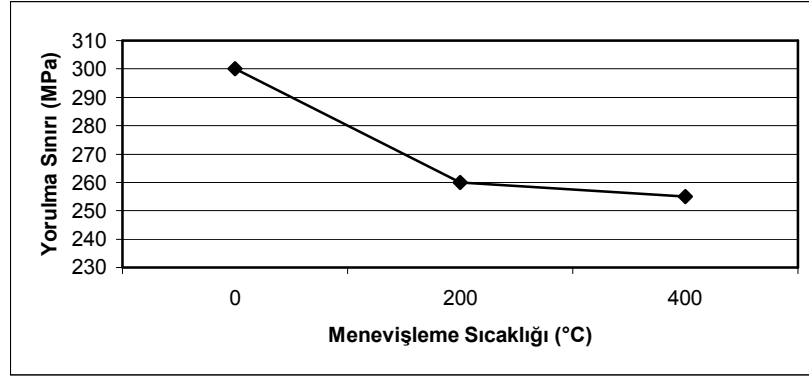
Şekil 6.11: 754 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim.



Şekil 6.12: 737 °C-S, 737 °C-S 200 °C-M, 737 °C-S 400 °C-M numunelerinin yorulma grafiği

Şekil 6.12’de 737 °C numunelerinin yorulma eğriler verilmiştir. 754 °C numunelerinde olduğu gibi menevişleme ısı işlemi ile yorulma sınırında azalma meydana gelmektedir. Menevişleme sıcaklığının artması ile yorulma sınırında meydana gelen azalma da artmaktadır. 737 °C su verme numunesi 300 MPa civarında yorulma dayanımına sahip iken 737 °C su verme 400 °C menevişleme numunesi 260 MPa civarında yorulma sınırına sahiptir. Menevişleme işlemi ile yorulma sınırının azalması, 754 °C numunelerinde de olduğu gibi akma dayanımında meydana gelen azalmalardan kaynaklanmaktadır.

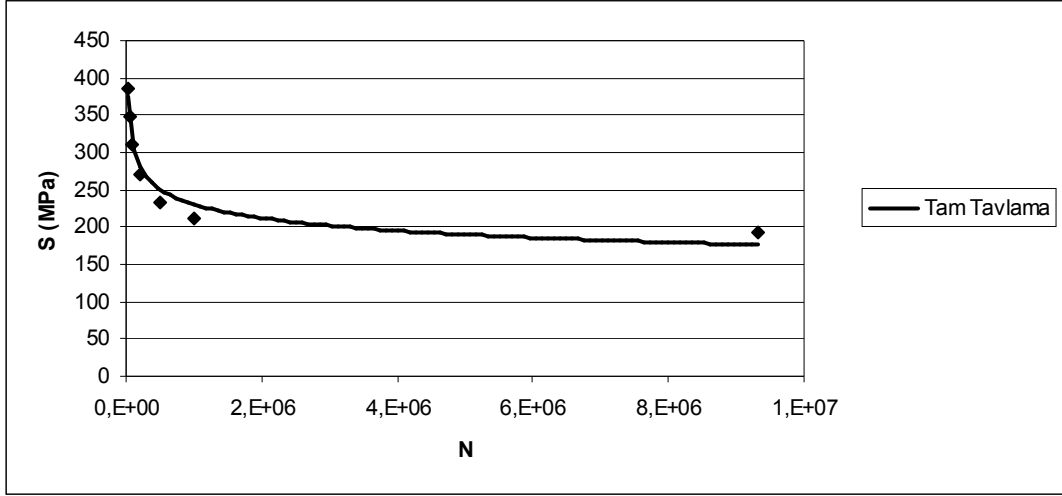
Şekil 6.13’de 737 °C numunelerinde, menevişleme işleminin yorulma ömrü üzerine etkisi gösterilmiştir. Menevişleme işlemine bağlı olarak yorulma dayanımında azalma gözlemlenmektedir. 900 °C ve 754 °C numunelerine benzer olarak; 737 °C numunelerinde de, 200 °C menevişleme işleminin etkisinin 400 °C menevişleme işleminin etkisinden daha fazla olduğu gözlemlenmiştir. 200 °C’de yapılan menevişleme işlemi, yorulma dayanımında 40 MPa civarında azalmaya neden olurken; 400 °C’de yapılan menevişleme işlemi ile 200 °C’de yapılan menevişleme işlemine kıyasla önemli bir azalma meydana gelmemiştir.



Şekil 6.13: 737 °C su verme numunelerinde menevişleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma sınırında meydana gelen değişim.

Martenzit hacim oranının azalması ile menevişleme işleminin yorulma dayanımı üzerine etkisi azalmaktadır. Martenzit hacim oranı yüksek olan numunelerde, menevişleme işlemine bağlı olarak 150 MPa'a varan değişiklikler meydana gelirken; martenzit hacim oranının düşmesi ile bu değişiklikler 40 MPa seviyelerine düşmüştür. Menevişleme işleminin martenzit fazı üzerine etki ettiği düşünüldüğünde, martenzit hacim oranının azalması ile menevişleme işleminin etkisinin azalması beklenen bir sonuçtur.

Akay ve arkadaşları [7] ağırlıkça %0,055 karbon içeren sac çelikte çift fazlı ve menevişlenmiş çift fazlı yapılar elde ederek yorulma ömürlerini incelemiştir. Isıl işlemler sonucu %9,45, %11,35 ve %13,55 martenzit hacim oranları elde edilmiştir. Yorulma deneyleri sonucunda en yüksek yorulma dayanımı, %13,55 martenzit içeren numunelerde gözlemlenirken; en düşük yorulma dayanımı %13,55 martenzit içeren numunelerin menevişleme koşulunda gözlemlenmiştir. Menevişleme işlemi ile yorulma ömrünün azalması, martenzit fazının sementite dönüşmesinden kaynaklanmaktadır. En iyi ve en zayıf yorulma dayanımını, en yüksek martenzit hacim oranı içeren numunelerde gözlemlenmesi, martenzit hacim oranının artması ile menevişleme işleminin etkisinin arttığını göstermektedir. Akay ve arkadaşlarının [7] bulduğu sonuçlar, orta ve düşük martenzit hacim oranına sahip 754 °C ve 737 °C numunelerinin, menevişleme işlemine bağlı olarak sergilediği yorulma dayanımı düşüşünü desteklemektedir.



Şekil 6.14: Tam tavlama yorulma eğrisi

Şekil 6.14'de tam tavlama koşulu yorulma eğrisi verilmiştir. Tam tavlama koşulu için yorulma sınırı değeri 900 °C su verme koşuluna kıyasla daha yüksek, 779 °C, 754 °C, 737 °C su verme ve bütün menevişleme koşullarına kıyasla daha düşüktür. Tam tavlama koşulunda akma dayanımının düşük olmasından dolayı; yorulma ömrünün düşük olması beklenen ve elde edilen bir sonuçtur; fakat 900 °C su verme koşulu için yorulma sınırının, tam tavlama yorulma sınırından daha düşük olması kalıcı çekme gerilmelerinin yorulma ömrü üzerine olan olumsuz etkisini göstermektedir. Tam tavlama numunelerinin akma dayanımının düşük olması yüksek gerilme değerlerinde yorulma testi uygulanmasını da engellenmektedir. Tam tavlama numuneleri için yorulma testi uygulanan en yüksek gerilme değeri 400 MPa mertebesindedir. Daha yüksek gerilme değerlerinde kırılma gerçekleşmeden plastik şekil değiştirmeye bağlı olarak test sona ermektedir.

Bütün yorulma eğrileri bir arada değerlendirildiğinde en iyi yorulma dayanımı 754 °C su verme numunelerinde gözlemlenmiştir. Malzemelerde çekme dayanımının artması ile yorulma ömrünün arttığı bilinmekle beraber yorulma ömrü sadece çekme dayanımına bağlı değildir. Isıl işlemden gelen kalıcı gerilmeler, içyapıda bulunan düzensizlikler ve yüzey kalitesi yorulma ömrünü etkilemektedir. Ayrıca düşük martenzit hacim oranlarında, martenzit fazının içyapıda oluşturduğu plastik gerinimler, yorulma dayanımını arttırırken; yüksek martenzit hacim oranlarında

tokluğun düşük olması, yorulma dayanımının düşük olmasına sebebiyet vermektedir. Yorulma ömrüne etki eden bütün etkenler bir arada düşünüldüğünde, 754 °C numunelerinin en yüksek dayanıma sahip olmamasına rağmen en iyi yorulma dayanımını göstermesi, ısı işlem sırasında oluşan diğer etkenlerden ve içyapıdan kaynaklanmaktadır. Literatürde bulunan diğer çalışmalar, çift fazlı yapılar için elde edilen sonuçları büyük oranda desteklemektedir [7,8,14,60].

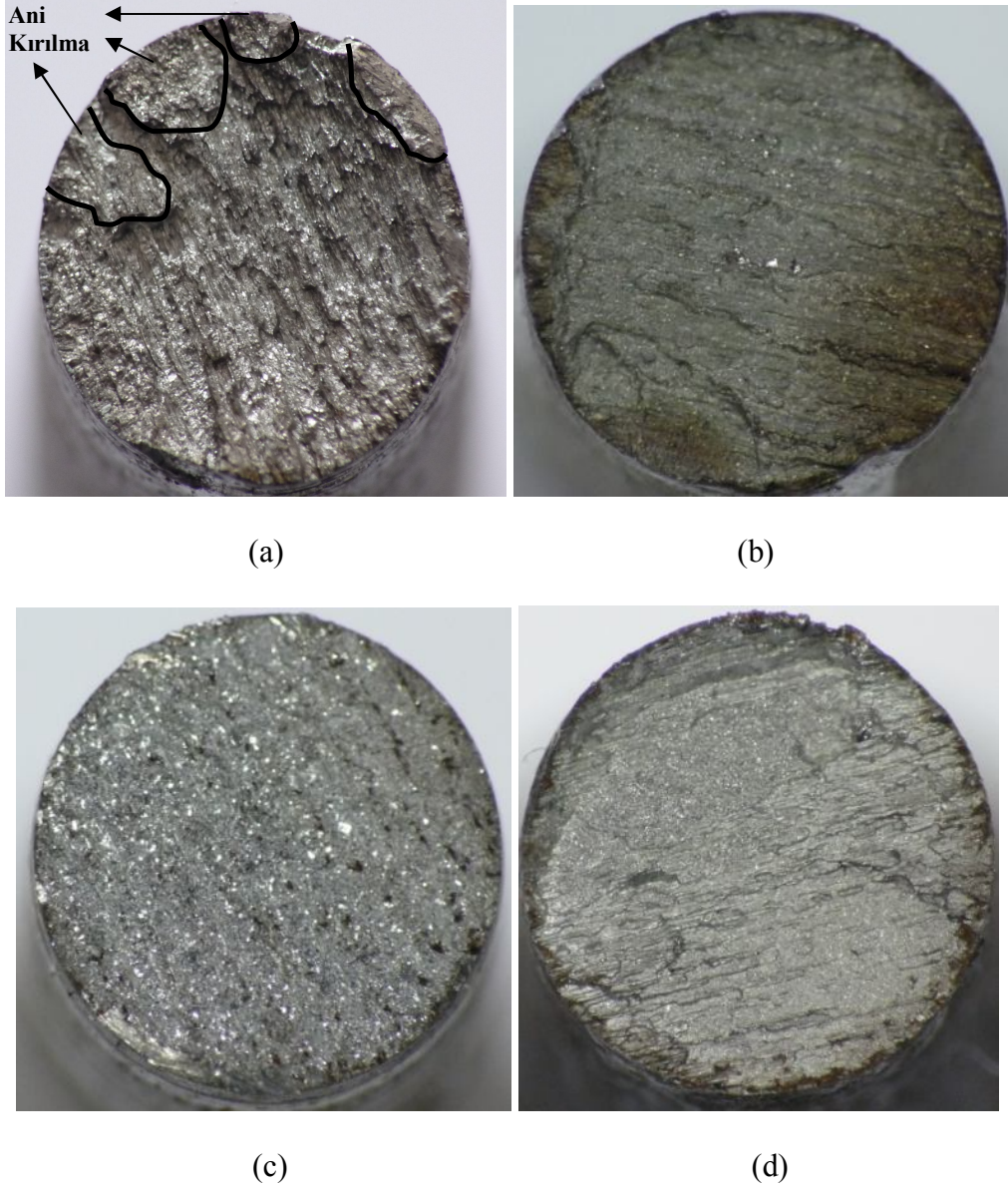
Menevişleme işlemini, bütün su verme koşullarında yorulma ömrü üzerine aynı etkiyi göstermemiştir. 737 °C ve 754 °C su verme koşulları için menevişleme ile yorulma dayanımı azalırken 779 °C ve 900 °C numunelerinde artmıştır. 900 °C ve 779 °C su verme numunelerinde, menevişleme işlemine bağlı olarak tokluğun artması, kalıcı gerilmelerin azalması ve ince çökelti oluşumu yorulma dayanımını arttırmıştır. 737 ° ve 754 °C su verme numunelerinde ise menevişleme işlemine bağlı olarak akma dayanımının azalması yorulma dayanımını azaltmıştır. Bu durum en iyi yorulma ömrünün elde edildiği optimum bir dayanım ve tokluk değeri olduğunu göstermektedir. Menevişleme ısı işleminin etkisinin martenzit hacim oranının azalması ile azaldığı da gözlemlenmiştir. Menevişleme işleminin etkisi en fazla, 900 °C su verme numunelerinde gözlemlenirken, 737 °C su verme numunelerinde menevişleme işlemine bağlı olarak belirgin bir yorulma dayanımı değişimi gözlemlenmemiştir.

6.4. Kırık Yüzey İncelemesi

Kırık yüzeyler optik fotoğraf makinesi ile makro, taramalı elektron mikroskobu ile mikro düzeyde incelenmiştir. Makro düzeyde yapılan incelemelerde, menevişleme ısı işlemi ve martenzit hacim oranının, kırık yüzey üzerine etkileri gözlemlenmiştir. Mikro düzeyde yapılan incelemelerde ise martenzit hacim oranının, çatlak başlangıcı, çatlak boyu ve çatlak ilerlemesi üzerine etkisi incelenmiştir. Kırık yüzeye dik oluşan çatlaklar incelenerek çatlak başlangıcını tetikleyen bölgeler, ilerleme yönü ve çatlak şekli gözlemlenmiştir.

6.4.1. Kırık Yüzeylerin Makro İncelenmesi

Şekil 6.15’de 737 °C, 754 °C, 779 °C, 900 °C su verme koşullarına ait düşük çevrimlerde kırılan numunelerin kırık yüzeylerinin, makro fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 6.15: Değişik martenzit hacim oranlarına ait kırık yüzey fotoğrafları.
(a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C.

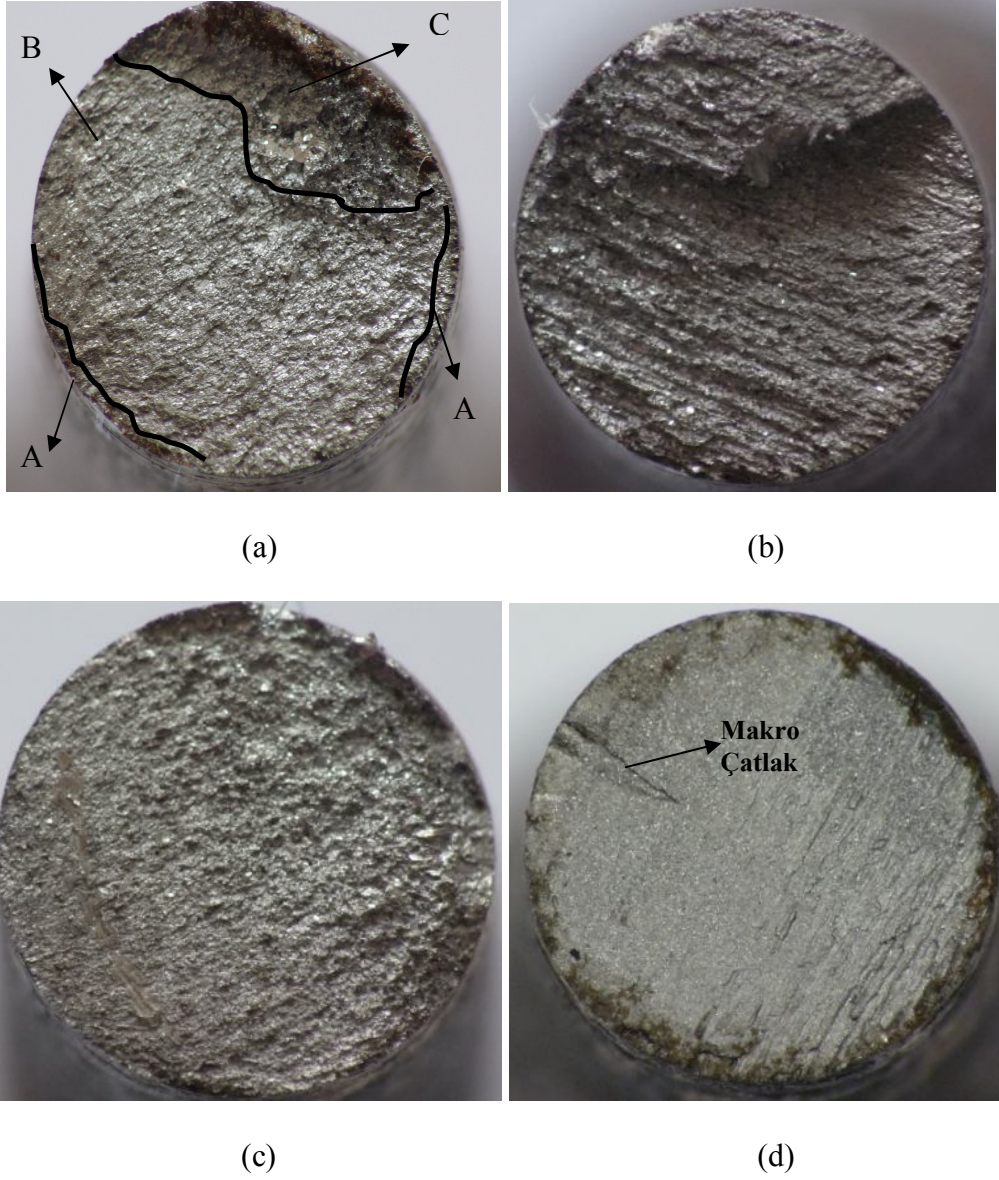
Martenzit hacim oranının artması ile kırık yüzeylerin daha düz ve gevrek yapıda olduğu gözlemlenmektedir. 737 °C su verme koşuluna ait numunenin kırık yüzeyinde, girinti ve çıkıntılarının daha fazla olduğu gözlemlenirken; 900 °C su verme koşuluna doğru yüzeyler daha parlak ve daha düzgün yapıya yönelmektedir. Yüksek

gerilme değerlerinde ve düşük çevrimlerde kırılan bu yüzeylerde, çatlak başlangıç ve ilerleme bölgeleri tam anlamıyla gözlemlenememiştir; fakat Şekil 6.4 (a)'daki fotoğrafta düz yapıya sahip, siyah çizgiler ile çevrelenmiş bölgelerin ani kırılma, girinti ve çıkıntılarının olduğu bölgelerin ise çatlak ilerleme bölgesi olduğu düşünülmektedir. Çatlak ilerleme bölgesinde kaba şerit oluşumu gözlemlenmektedir.

Gerilmenin oldukça yüksek olması ve kırılmaya kadar geçen çevrim sayısının düşük olması, yorulma evrelerinde oluşan bölgelerin belirgin bir şekilde gözlemlenmesini engellemektedir. Kontrolsüz atlak ilerlemesine bağlı olarak, çatlak ilerleme bölgesi ve ani kırılma bölgesi arasında oluşması beklenen yükselti farklılıklarının oluşmaması, bölgeler arasında belirgin bir ayrımın gözlemlenememesine sebep olmaktadır. Özellikle martenzit hacim oranı yüksek olan gevrek numunelerde, kontrolsüz çatlak ilerlemesine bağlı olarak birbirine geçen yorulma bölgeleri, çatlak başlangıcı, çatlak ilerlemesi ve ani kırılma bölgelerinin belirgin bir şekilde gözlemlenmesini engellemektedir

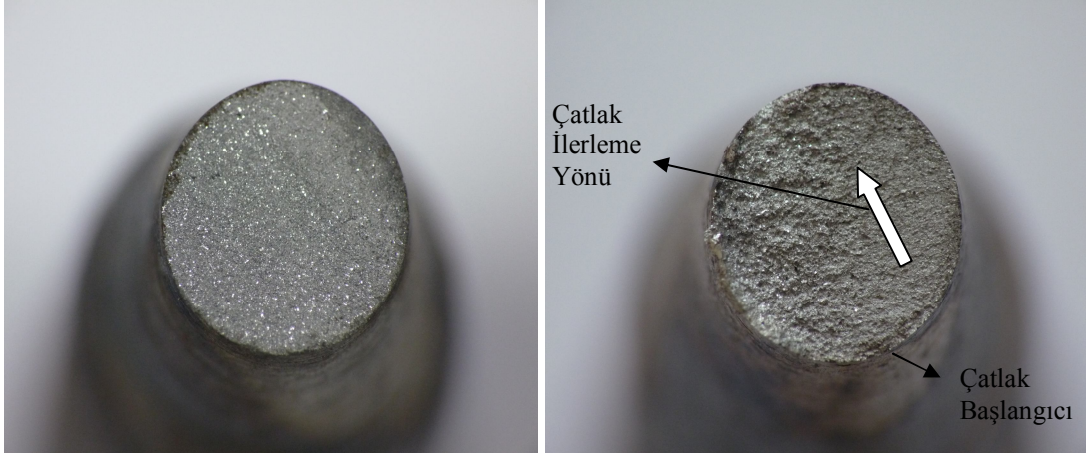
Şekil 6.16'da 200 C de menevişlenmiş, yüksek çevrimlerde kırılan numunelere ait kırık yüzey fotoğrafları verilmiştir. Şekil 6.16 (a)'da kırılma bölgeleri gösterilmiştir. A bölgesi çatlak başlangıcını gösteren bölgedir. B bölgesi çatlağın ilerlediği bölgeyi C bölgesi ise kırılma bölgesini göstermektedir. Martenzit hacim oranının artmasına bağlı olarak kırık yüzey pürüzlülüğünün azalması 200 C menevişleme numunelerinde de gözlemlenmektedir. Şekil 6.16 (b)'de, çatlak ilerleme bölgesinde kaba şeritler gözlemlenmektedir. Şekil 6.16 (c)'de ani kırılma bölgesinin, çatlak ilerleme bölgesi ile aynı düzlemde olmadığı gözlemlenmektedir. Ani kırılmanın farklı bir düzlemde gerçekleşmesi genellikle 754 C ve 737 C numunelerinde gözlemlenmiştir. Bu davranışın 754 C ve 737 C numunelerinin sünek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 6.16 (d)' de yüzeyden başlayan ve numunenin i bölgesine doğru ilerleyen makro bir çatlak gözlemlenmektedir. Makro atlağın etrafındaki bölgenin göreceli olarak daha düzgün yüzey olması, makro çatlağın etrafında çatlak ilerlemesinin olduğunu göstermektedir. Yüksek çevrimlerde kırılan Şekil 6.16 numunelerinin, yorulma bölgelerini belirgin bir şekilde sergilemesi, çatlak

ilerlemesinin daha kontrollü olduğunu göstermektedir. Kırılmaya kadar geçen çevrim sayısının artması ile ani kırılma ve çatlak ilerleme bölgeleri arasında belirgin seviye farklılıkları oluşmakta ve bölgeler arasındaki ayırım daha net gözlemlenmektedir.



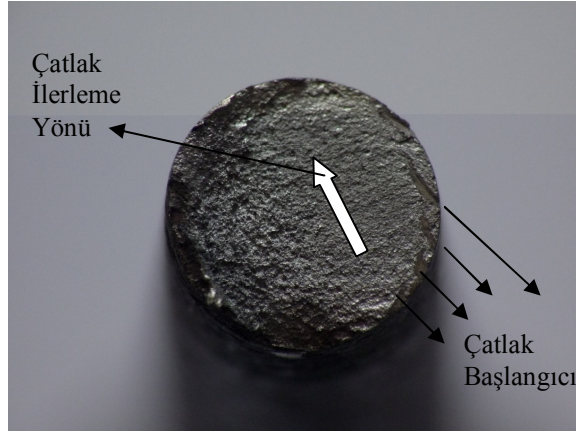
Şekil 6.16: 200 °C menevişleme kırık yüzey fotoğrafları. (a) 737 °C (b) 754 °C (c) 779 °C (d) 900 °C.

Şekil 6.17'de 779 °C su verme ile 200 °C ve 400 °C menevişleme koşullarına ait yüksek çevrimlerde kırılan numunelerin fotoğrafları verilmiştir.



(a)

(b)



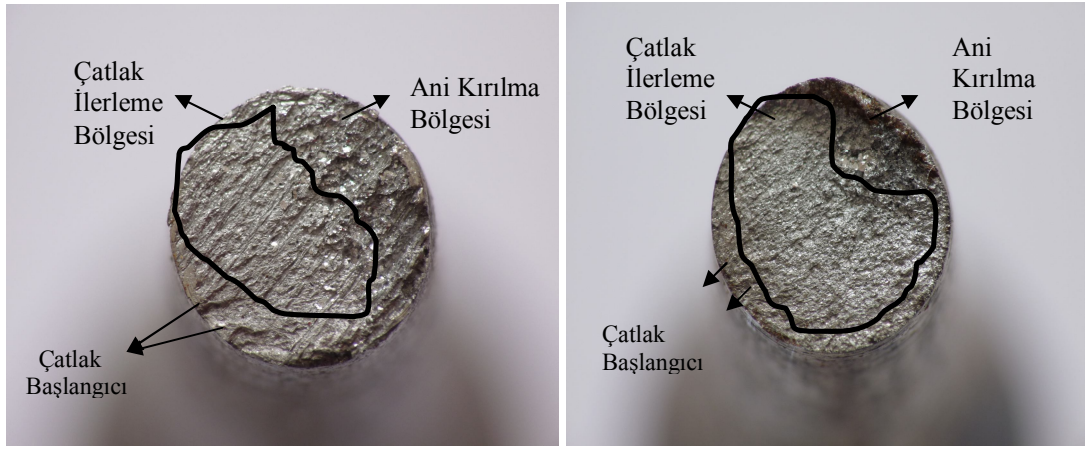
(c)

Şekil 6.17: Kırık yüzeylerin menevişleme sıcaklığıyla değişimi (a) 779 °C
(b) 779 °C su verme 200 °C menevişleme (c) 779 °C su verme 400 °C
menevişleme

Şekil 6.17 (a)'da verilen 779 °C su verme numunesinin oldukça gevrek kırıldığı gözlemlenirken belirgin bir çatlak başlangıcı ve ilerleme yönü gözlemlenmemektedir. Şekil 6.17 (b) ve (c)'de verilen 200 °C ve 400 °C menevişleme koşullarına ait numuneler ise (a)'da verilen numuneye kıyasla daha sünek kırılmıştır. Şekil 6.17 (b) ve (c)'de verilen fotoğraflarda ince şerit oluşumuna bağlı olarak çatlak ilerleme yönü daha belirgin bir şekilde gözlemlenmektedir.

Menevişleme işlemi ile malzemelerin sünekleşmesine bağlı olarak kırılma yüzeylerinin daha sünek olması beklenen bir sonuçtur. Menevişleme sıcaklığının

artmasına bağlı olarak pürüzlülük de artmaktadır. Şekil 6.17 (a)'da verilen, 779 °C su verme numunesine ait kırık yüzeyde belirgin bir ani kırılma bölgesi gözlemlenmezken, (b) ve (c)'de verilen 779 °C su verme, 200 °C ve 400 °C menevişleme numunelerine ait kırık yüzey fotoğraflarında ani kırılma bölgesinin, sünek kırılma sonucu daha da belirginleştiiği gözlemlenmektedir. Sünekliliğın artması ile serbest yüzeyde meydana gelen çatlak başlangıçları daha belirgin hale gelmektedir. Özellikle 400 °C menevişleme numunelerinde birden fazla bölgede çatlak başlangıcı oluştuğu gözlemlenmektedir.



(a)

(b)



(c)

Şekil 6.18: Kırık yüzeylerin menevişleme sıcaklığıyla değişimi (a) 737 °C (b) 737 °C su verme 200 °C menevişleme (c) 737 °C su verme 400 °C menevişleme

Şekil 6.18'de 737 °C su verme ve 200 °C, 400 °C menevişleme koşullarına ait yüksek çevrimlerde kırılan numunelerin fotoğrafları verilmiştir. 737 °C su verme numunelerinde menevişleme işlemine bağlı olarak, kırılma yüzeylerinde belirgin bir değişiklik gerçekleşmemektedir. Şekil 6.18'de verilen fotoğraflar incelendiğinde menevişleme işlemine bağlı olarak kırık yüzey pürüzlülüklerinde bir artış gözlemlenmemektedir. Kırılma yüzeyi görünümünde belirgin bir artış olmaması; 737 °C su verme koşulunda martenzit hacim oranının düşük olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Çizelge 6.1'deki sertlik değerleri, menevişleme işlemine bağlı olarak az oranda azalma göstermektedir. Yorulma eğrilerinde, 737 °C su verme numunelerinin menevişleme işleminden en az etkilenen numuneler olduğu gözlemlenmiştir. 737 °C numunelerinin sertlik, yorulma eğrileri ve kırılma yüzeylerinde, menevişleme işlemine bağlı olarak meydana gelen değişimin az olması; martenzit hacim oranı az olan numunelerde menevişleme işleminin etkisinin azaldığını göstermektedir. Şekil 6.17'de verilen 779 °C su verme 400 °C menevişleme numunesi kırık yüzeyinde gözlemlenen birden fazla bölgede çatlak başlangıcının oluşması, Şekil 6.18'de de gözlemlenmektedir.

Kırılma yüzeyleri genel olarak değerlendirildiğinde yüksek çevrimlerde kopan numunelerin ani kırılma bölgesinin, düşük çevrimlerde kopan numunelerin ani kırılma bölgesine kıyasla daha dar bir alan olduğu gözlemlenmektedir. Yüksek gerilme çevrimlerinde kopan numunelere uygulanan gerilmenin az olması ani kırılma bölgesinin daha dar bir alan olmasına neden olmaktadır. Düşük çevrimlerde kırılan numunelerde ise bu durumun tam tersi geçerli olmaktadır. Menevişleme işlemi etkisi ile sünekleşen ya da martenzit hacim oranı gereği sünek olan numunelerde, makro düzeyde çatlak başlangıcı daha belirgin halde gözlemlenmektedir. Sünek numunelerin ani kırılma bölgesi, çatlak ilerleme ve çatlak başlangıcı bölgelerine kıyasla seviye değişimleri gösterirken, gevrek numunelerin ani kırılma bölgesinin çatlak ilerleme ve başlangıcı bölgeleri ile neredeyse aynı düzlemde oldukları gözlemlenmektedir. Bu durum gevrek numunelerin çatlak başlangıcı, ilerlemesi ve ani kırılma bölgelerinin kesin çizgilerle tespit edilmesini engellerken, sünek numunelerde bu bölgeler daha net bir şekilde gözlemlenebilmektedir.

Kırık yüzeylerde, belirgin bir iç bölge çatlak başlangıcı gözlemlenmemiştir. Literatürde gözlemlenen iç bölge çatlak başlangıçlarının genellikle giga çevrim yorulma testleri sonucu oluşan kırık yüzeylerde ve oldukça gevrek malzemeler olan döküm malzemelerde gözlemlendiği düşünüldüğünde, bu çalışmada iç bölge çatlak başlangıcının gözlemlenmemesi beklenen bir sonuçtur.

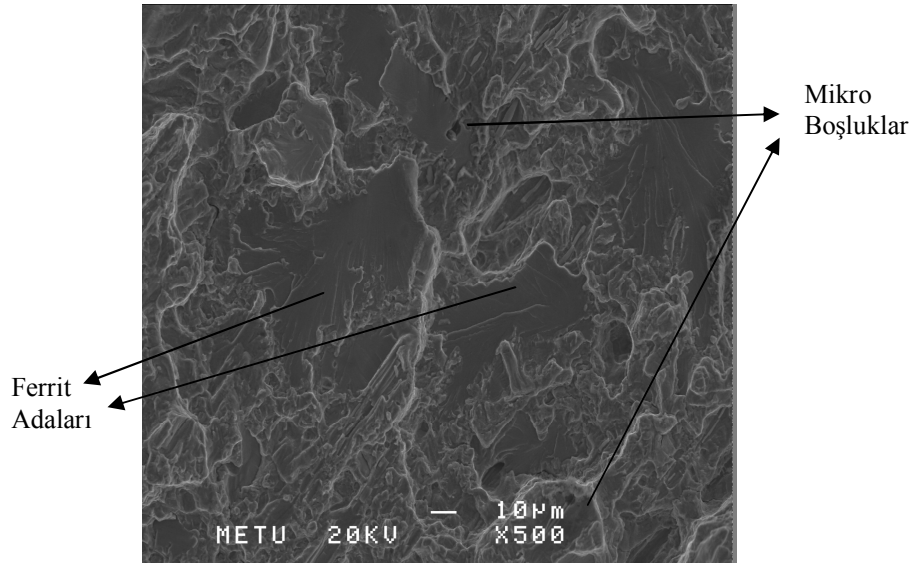
6.4.2. Kırılma Yüzeylerin Mikro İncelemesi

Yorulma numunelerinin kırık yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu ile incelenip kırılma mekanizmaları anlaşılmaya çalışılmıştır. Çatlak oluşumu, ilerlemesi ve kırılma aşamaları gözlemlenmeye çalışılmıştır. Çift fazlı çeliklerde, çatlak başlangıcı ve ilerlemesi konusunda fazla çalışma yapılmamış olup; yapılan çalışmaların sonuçları birbiri ile uyumlu değildir. Çift fazlı çeliklerde yorulma çatlağını kontrol eden etken tam olarak anlaşılammıştır [8,15].

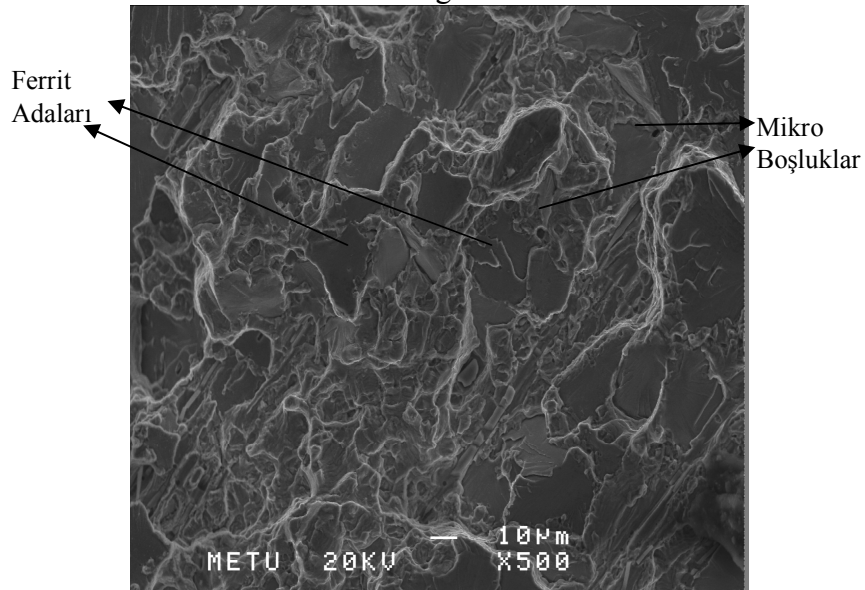
6.4.2.1. 737 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi

Şekil 6.19'da ve 6.20'de 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait yüksek çevrimde kırılmış numunelerin kırık yüzey fotoğrafları verilmiştir. Kırık yüzeyin düz adalardan ve bu adaların etrafını çevreleyen girintilerin ve çıkıntıların bulunduğu bölgelerden oluştuğu gözlemlenmektedir. Düz adaların ferrit taneleri boyunca gerçekleşen kırılma sonucunda oluştuğu düşünülmektedir. Girintilerden ve çıkıntılardan oluşan bölge ise martenzit fazının bulunduğu bölgelerdir. Kırılmanın ferrit fazı üzerinde ferrit taneleri boyunca gerçekleşmesi, fazın mekanik özelliklerinin düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Martenzit fazının bulunduğu bölgelerde ise, fazın mukavemet özelliklerinin yüksek olmasından dolayı ferrit-martenzit tane sınırları kırılmanın gerçekleşmesi için daha uygun bölgelerdir. İçyapı fotoğraflarında gözlemlenen ferrit tane boyutları ile Şekil 6.19 ve 6.20'de gözlemlenen kırık ferrit adalarının boyutları uyusmaktadır. Ayrıca kırık ferrit adalarının etrafındaki bölge, içyapı resimlerinde gözlemlenen martenzit ağna benzer şekilde ferrit bölgesini çevrelemektedir.

Kırık yüzeylerde ferrit-martenzit ara yüzeyi olduğu tahmin edilen bölgelerde mikro boşluklar gözlemlenmektedir. Bu boşlukların, tane sınırı olduğu düşünülen bölgelerde oluşması, boşluklara neden olan etkenin kalıntılar olduğu ihtimalini güçlendirmektedir. Bu kalıntıların, kırılmanın gerçekleştiği eksene dik uzanan MnS kalıntıları olduğu düşünülmektedir. MnS kalıntılarının, yorulma üzerine etkisi diğer kırık yüzey fotoğraflarında daha belirgin bir şekilde gözlemlenmektedir.

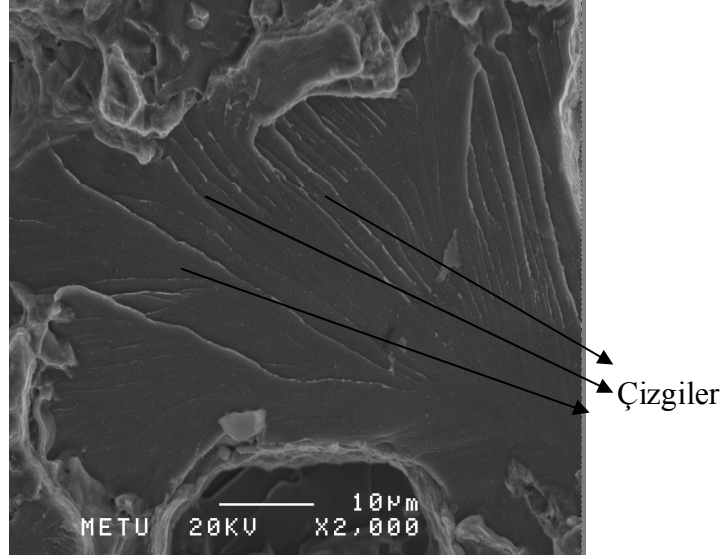


Şekil 6.19: 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı

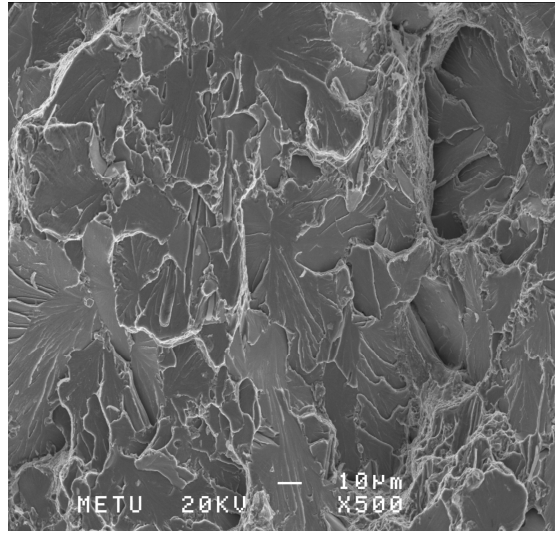


Şekil 6.20: 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı

Şekil 6.21’de kırık ferrit adası üzerinden alınmış yüksek büyütme fotoğrafı verilmiştir. Tane sınırından, tane merkezine doğru yönelmiş çizgiler dikkat çekmektedir. Bu çizgiler taneler üzeri yarık tipi kırılmalarda sıklıkla gözlemlenmektedir.



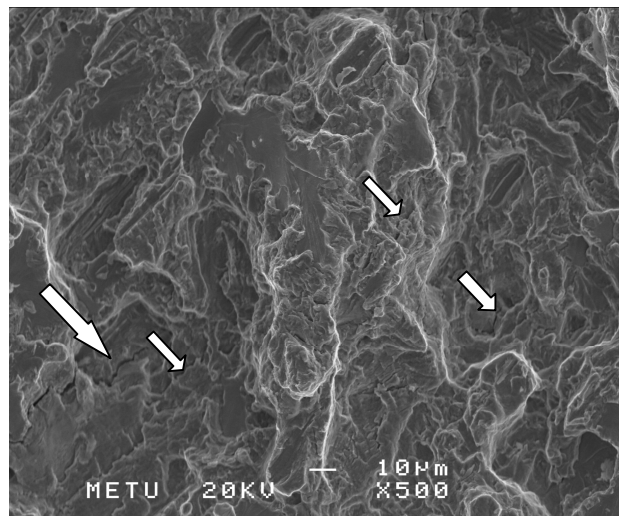
Şekil 6.21: 737 °C su verme numunesine ait kırık ferrit adası üzerinden alınan yüksek büyütme görüntü.



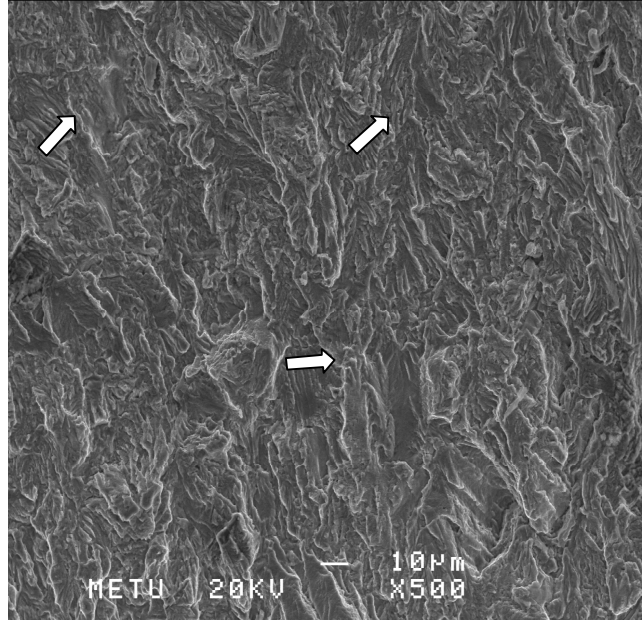
Şekil 6.22: Yüksek çevrimlerde kırılan 737 °C su verme numunesinin kırık yüzey fotoğrafı.

Şekil 6.22’de yüksek çevrimlerde kırılan 737 °C su verme numunesinin kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Kırılma taneler üzeri gerçekleşmiştir. Kırık yüzeyin tamamının kırık ferrit adalarından oluştuğu gözlemlenmektedir. Bu durum Şekil 6.21’deki bölgede martenzit fazının olmadığını veya bulunan martenzit fazının kırık yüzeyin diğer bölgesine, belli bir miktar ferrit fazını da tane boyunca kırarak geçtiğini göstermektedir. Düşük martenzit hacim oranına sahip numunelerde böyle bölgelerin oluşması beklenen bir sonuçtur.

Şekil 6.23’de düşük çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Yüzeyde taneler arası kırılma ile birlikte çatlaklar gözlemlenmektedir. Çatlakların ferrit adası olduğu düşünülen bölgelerin üzerinde bükümlü bir şekilde ilerlediği gözlemlenmektedir. Çatlakların birden fazla bölgede birbirinden bağımsız bir şekilde oluşması ve boylarının kısa olması, çatlak ilerlemesinin ferrit fazı boyunca olduğu ihtimalini güçlendirmektedir. Ferrit fazı boyunca ilerleyen çatlak, fazın etrafını çevreleyen martenzit fazı tarafından engellenmektedir. Ferrit-martenzit ara yüzeylerinde oluşan gerinim farklılıkları, çatlakların bu bölgelerde oluşmasına neden olmaktadır. Çatlak ilerlemesi ise, martenzit fazına kıyasla daha sünek faz olan ferrit fazı üzerinden gerçekleşmektedir.



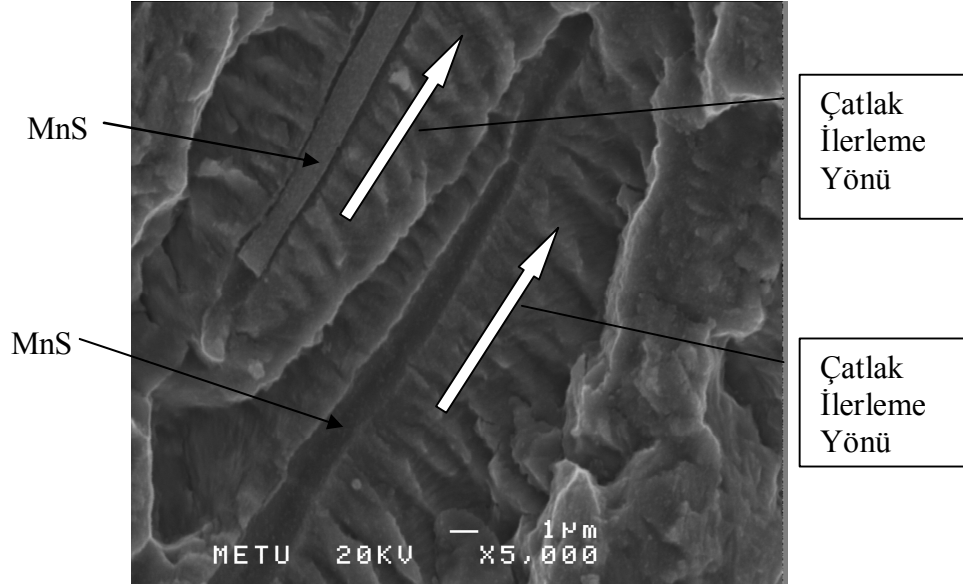
Şekil 6.23: Düşük çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. Oklar çatlakları göstermektedir.



Şekil 6.24: düşük çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. Oklar şerit yönlerini göstermektedir.

Şekil 6.25’de yüksek çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait şerit üzerinden yüksek büyütme kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. MnS kalıntıları etrafında çatlak ilerlemesine bağlı olarak kaba şerit oluşumu gözlemlenmektedir. MnS kalıntılarının çubuksu bir yapıya sahip olduğu gözlemlenirken, çubuk çapının 1 ile 2 µm arasında değiştiği gözlemlenmektedir. MnS kalıntılarının oluşturduğu gerilme yığılmalarının çatlak başlangıcını ve ilerlemesini tetikleyen bir etken olduğu düşünülmektedir.

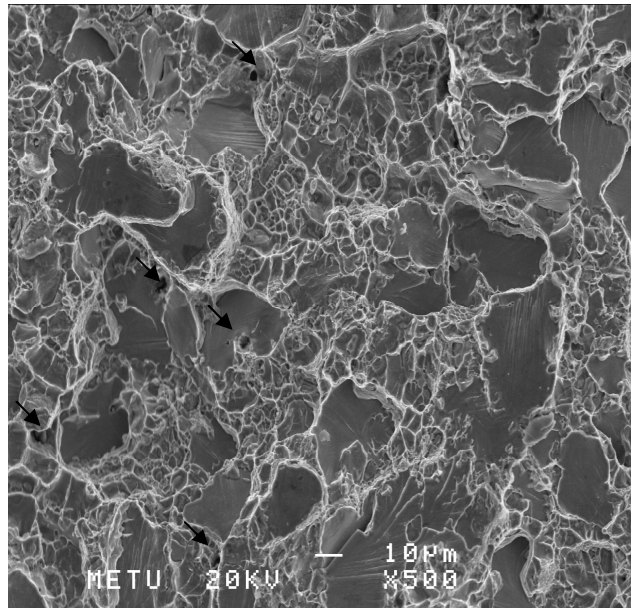
Şeritler çatlak ilerlemesi esnasında uygulanan bir yükleme çevrimine karşılık gelmektedir. Şeritler arası mesafe yüklemenin büyüklüğüne ve kırılmanın gerçekleştiği çevrim sayısına bağlı olarak değişmektedir. Şekil 6.25’de gözlemlenen şeritlerin boyu 1 µm civarındadır. Şekil 6.25’de gözlemlenen şerit tipine sünek şerit denilmektedir. Malzemelerde gözlemlenen sünek şerit oluşumları genellikle sık aralıklardan ve kalın şeritlerden oluşmaktadır. Sünek şeritler, bir bütünlük arz ederek bütün yüzeye yayılmaz ve bölgesel olarak gözlemlenir. Bölgesel şeritler kendi arasında aynı yönelime sahipken, birbiri arasında yönelim sapmaları gösterebilir.



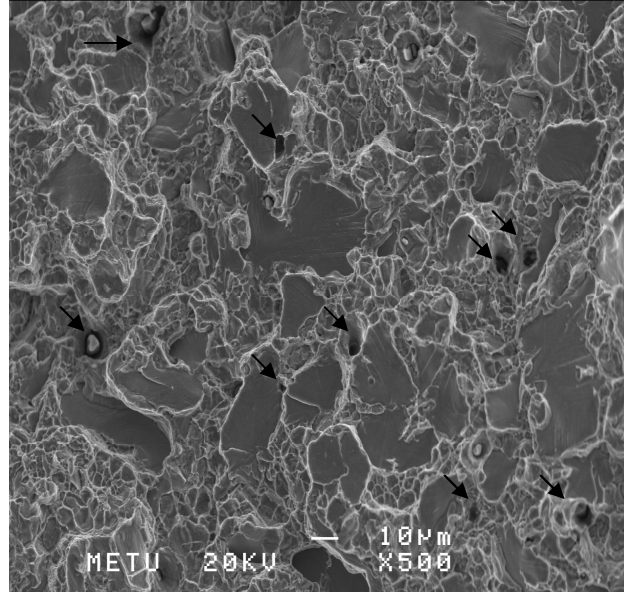
Şekil 6.25: Yüksek çevrimlerde kırılan 737 °C su verme 200 °C menevişleme numunesinin kırık yüzey fotoğrafı. Siyah oklar MnS kalıntılarını, beyaz oklar çatlak ilerleme yönünü göstermektedir.

6.4.2.2. 754 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi

Şekil 6.26 ve 6.27’de yüksek çevrimlerde kırılan 754 °C su verme numunelerine ait kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir.



Şekil 6.26: Yüksek çevrimlerde kırılan 754 °C su verme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. Siyah oklar mikro boşlukları göstermektedir

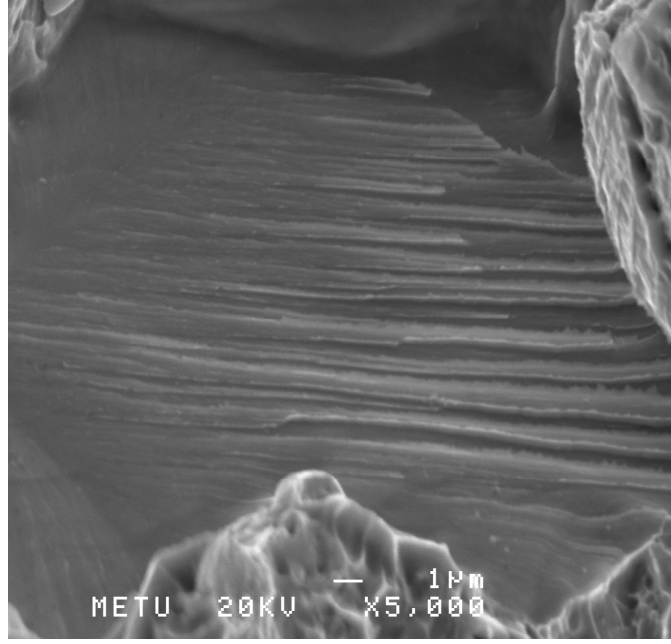


Şekil 6.27: Yüksek çevrimlerde kırılan 754 °C su verme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. Siyah oklar mikro boşlukları göstermektedir.

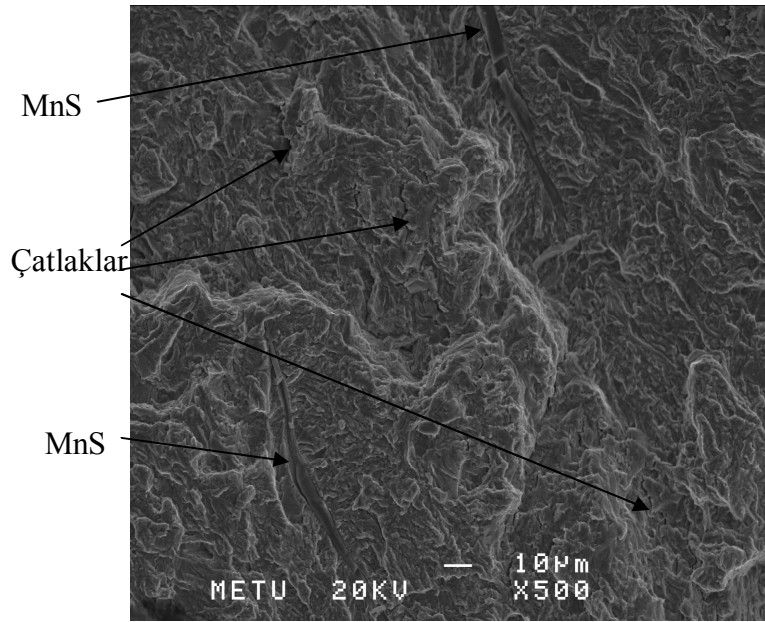
Şekil 6.26 ve 6.27’de verilen kırık yüzeyler Şekil 6.19 ve 6.20’de verilen 737 °C numunelerinin kırık yüzeyleri ile benzerlik göstermektedir. Kırılma taneler üzerinden gerçekleşmektedir. 737 °C su verme numunelerine benzer olarak kırık ferrit adaları gözlemlenmektedir. 754 °C su verme numunelerinde, Ferrit ada miktarında önemli miktarda azalma gözlemlenmektedir. Bu durum su verme sıcaklığına bağlı olarak martenzit hacim oranının artması ve ferrit hacim oranının azalmasından kaynaklanmaktadır.

Şekil 6.26 ve 6.27’de, tane sınırında bulunan mikro boşluklar gözlemlenmektedir. Mikro boşluğun kırık yüzeyde açıkça gözlemlenmesi, kırılmanın tane sınırının herhangi bir bölgesinde başlamadığını; özellikle düzensizliklerin olduğu bölgelerin oluşturduğu gerilme yığılmalarının kırılma için tetikleyici bölgeler olduğunu göstermektedir.

Şekil 6.28’de kırık ferrit adası üzerinden alınmış yüksek büyütme kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Şekil 6.21’de gözlemlenen tane sınırından başlayıp tane içlerine doğru yönelen çizgiler 754 °C su verme numunelerinde de gözlemlenmektedir.



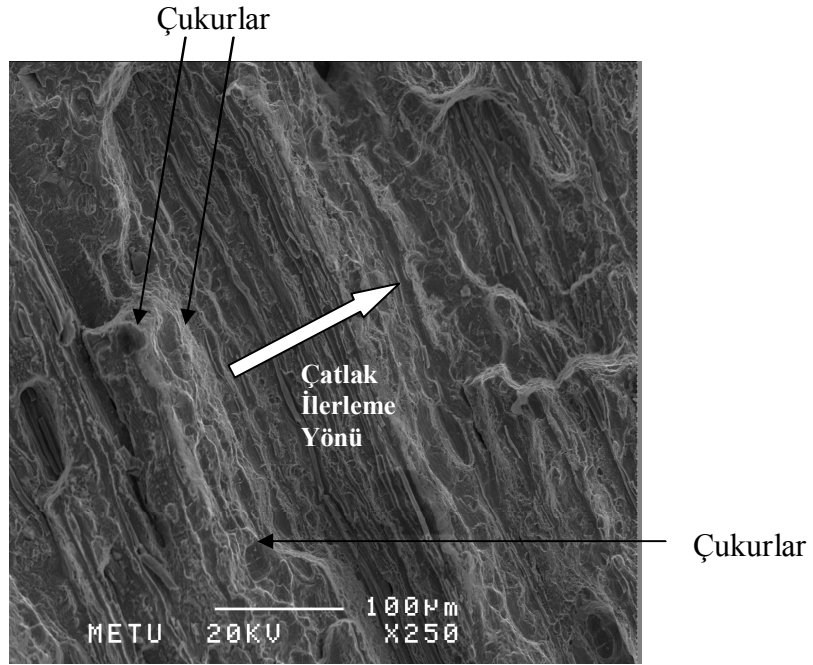
Şekil 6.28: 754 °C su verme numunesine ait kırık ferrit adası üzerinden alınan yüksek büyütme görüntü.



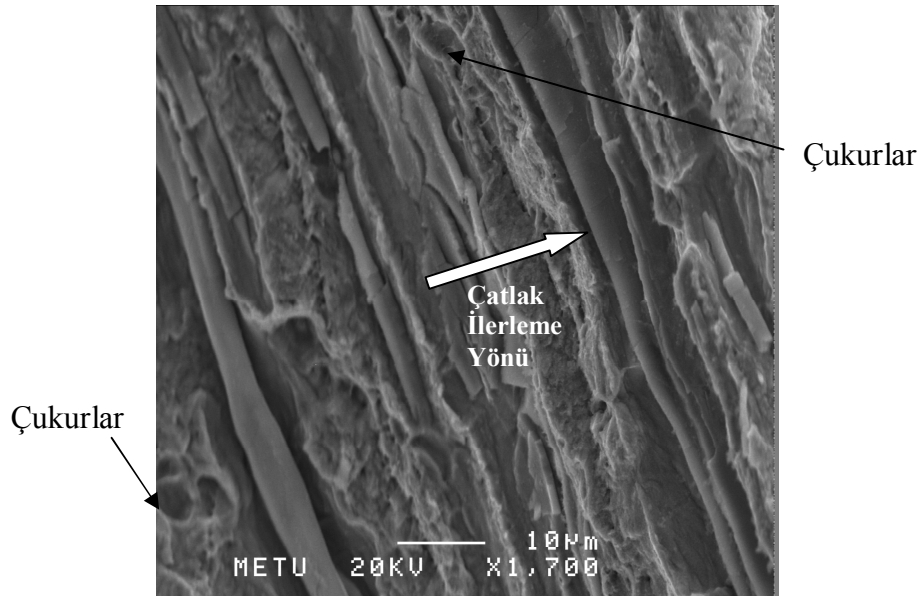
Şekil 6.29: Yüksek çevrimlerde kırılmış 754 °C su verme 400 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı.

Şekil 6.29'da yüksek çevrimlerde kırılmış 754 °C su verme 400 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Kırık yüzeyde düzenli bir şerit

oluşumu gözlemlenmemektedir fakat MnS kalıntıları ve çatlaklar gözlemlenmektedir. Çatlaklar kısa ve bükümlü bir yapıya sahiptir.



(a)



(b)

Şekil 6.30: (a), (b) Yüksek çevrimlerde kırılmış 754 °C su verme 400 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı. Siyah oklar çukurları, beyaz oklar çatlak ilerleme yönünü göstermektedir.

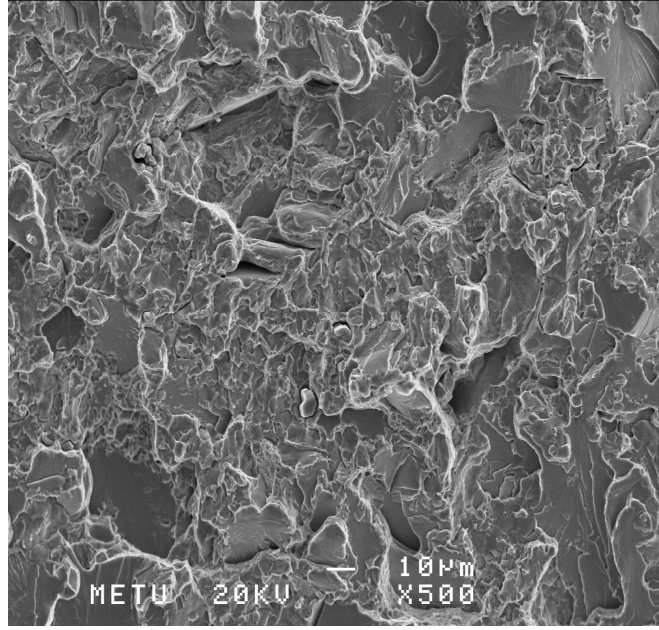
Şekil 6.30'da yüksek çevrimlerde kırılan 754 °C su verme 400 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafları verilmiştir. Fotoğraflarda ince şerit oluşumları ve çukurlar gözlemlenmektedir. Şeritler, MnS kalıntılarının yönüne paralel şekilde oluşmaktadır. Bu durum çatlak ilerlemesinin, çubuksu yapıdaki MnS kalıntılarının yönüne dik bir şekilde gerçekleştiğini göstermektedir.

Şekil 6.25'de gözlemlenen şerit ilerleme yönü ve şerit yapısı Şekil 6.30'dekinden farklılık göstermektedir. Şekil 6.25'de şerit, MnS kalıntısı etrafında, MnS yönüne dik yönde oluşurken, Şekil 6.30'da gözlemlenen şeritler MnS yönüne paralel şekilde oluşmaktadır.

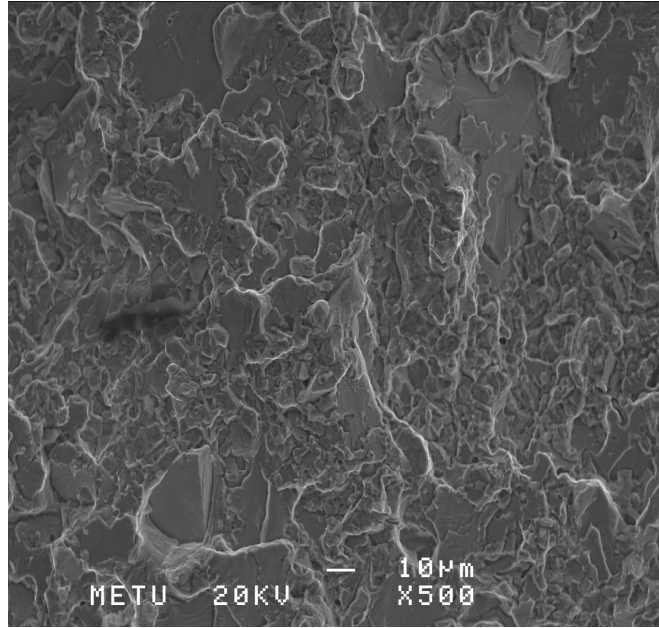
6.4.2.3. 779 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi

Şekil 6.31'de yüksek çevrimlerde kırılan 779 °C su verme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Şekil 6.31'de verilen kırık yüzeylerde, 737 °C ve 754 °C numunelerinin kırık yüzeylerinde gözlemlenen kırık ferrit adaları gözlemlenmektedir. Bu durum kırılmanın taneler üzeri olduğu göstermektedir. Artan martenzit oranına bağlı olarak Ferrit adalarının oranında ciddi bir azalma gözlemlenmektedir. Ferrit taneleri üzerinde, 737 °C ve 754 °C su verme numunelerinin kırık yüzeylerine benzer şekilde, tane sınırından başlayıp tane içlerine doğru ilerleyen çizgiler gözlemlenmektedir.

Çift fazlı çeliklerde martenzit bölgesinin büyüklüğü ve dağılımı, östenitleme esnasında oluşan östenit tanelerinin büyüklüğü ve dağılımı ile doğrudan ilişkilidir. Östenit tanesinin büyümesi, oluşacak martenzit bölgesinin büyüklüğünü de arttırmaktadır. Su verme sıcaklığının ve martenzit hacim oranının artması ile ferrit tane boyutlarının da küçülmesi beklenen bir sonuçtur. Şekil 6.31'de gözlemlenen kırık ferrit adalarının boyutları 20 µm ile 30 µm arasında değişmektedir. Şekil 6.19'da verilen 737 °C numunesine ait kırık yüzey fotoğrafında ise 40 µm civarında kırık ferrit adası boyutu gözlemlenmektedir. Bu durum, kırık yüzeylerde gözlemlenen adaların, ferrit tanesi üzerinden gerçekleşen kırılmadan dolayı oluştuğunu desteklemektedir.



(a)

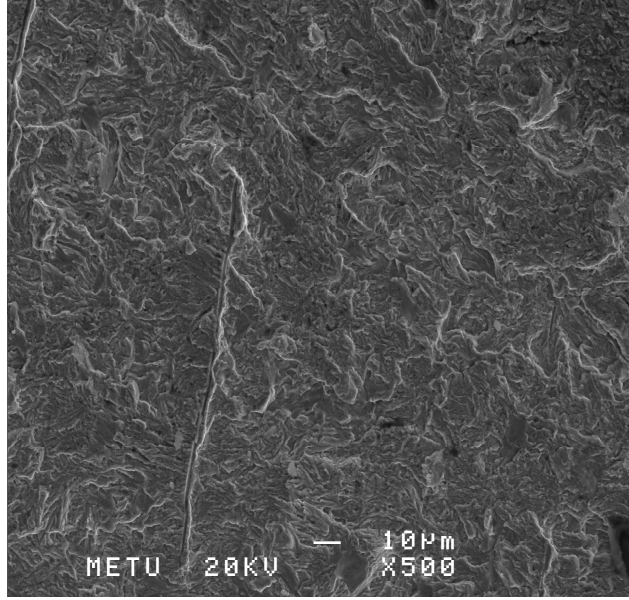


(b)

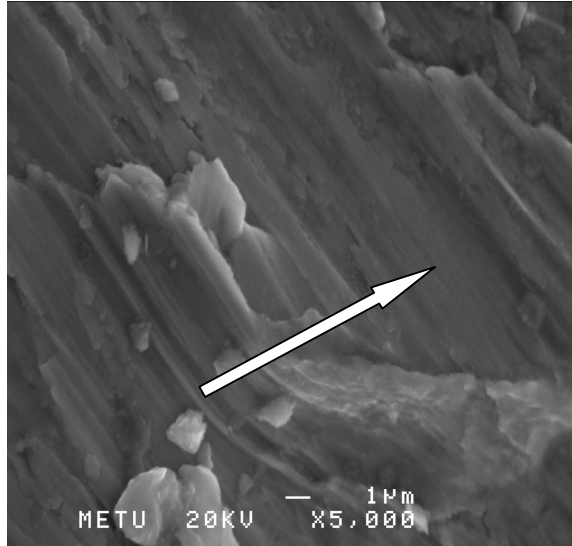
Şekil 6.31: (a), (b) Yüksek çevrimlerde kırılan 779 °C su verme numunesine ait kırık yüzey

Şekil 6.32’de düşük çevrimlerde kırılan 779 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Kırık yüzeyde 754 °C ve 737 °C su verme numunelerinin kırık yüzey fotoğraflarına benzer olarak düzgün bir şerit

oluşumu gözlemlenememiştir. MnS kalıntıları ve çatlak oluşumu kırık yüzeylerde açıkça gözlemlenmektedir.



Şekil 6.32: Düşük çevrimlerde kırılan 779 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey



Şekil 6.33: Yüksek çevrimlerde kırılan 779 °C su verme numunesine ait kırık yüzey. Ok çatlak ilerleme yönünü göstermektedir.

Şekil 6.33'de yüksek çevrimlerde kırılan 779 °C su verme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Kırık yüzeyde çatlak ilerleme evresinde oluşan şeritler gözlemlenmektedir. Şeritler 754 °C ve 737 °C numunelerindeki gibi belirgin bir

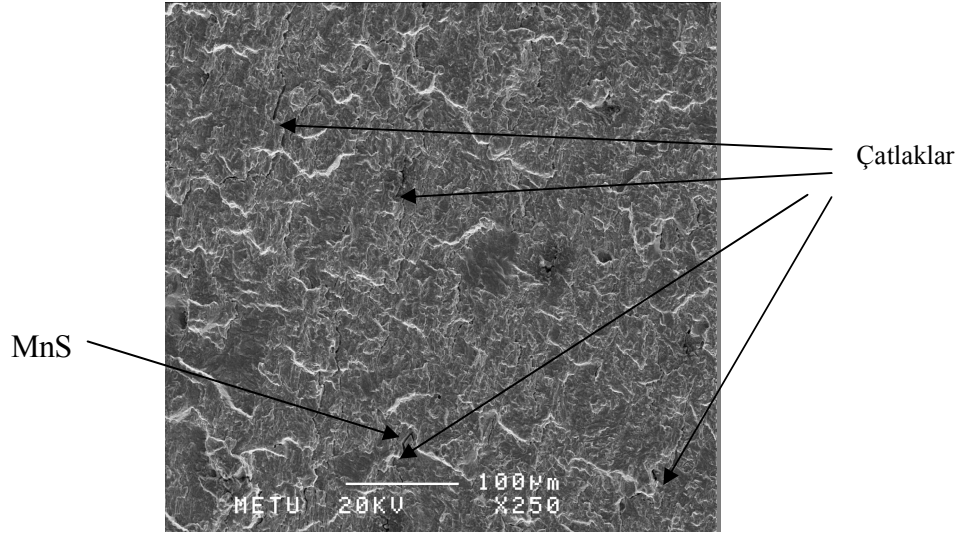
şekilde gözlemlenememesine rağmen gösterilen çatlak ilerleme yönüne dik ve birbirine paralel ince şeritler dikkat çekmektedir. Malzemenin gevrekleşmesi ile şerit yapısının incelendiği gözlemlenmektedir

6.4.2.4. 900 °C Su Verme Numunelerinin Mikro İncelemesi

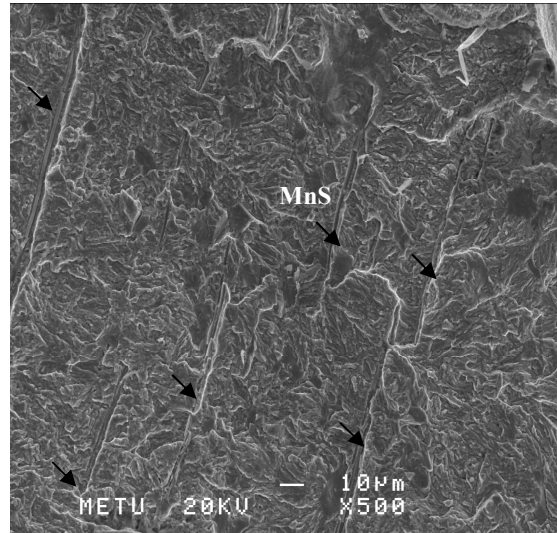
Şekil 6.34'de 900 °C su verme ve 900 °C su verme 200 °C menevişleme numunelerine ait kırık yüzey fotoğrafları verilmiştir. 900 °C su verme numunelerinde ferrit fazının bulunmaması kırılma davranışını tamamen değiştirmektedir. 779 °C, 754°C ve 737 °C numunelerinde gözlemlenen kırık ferrit adaları, 900 °C su verme numunelerinde gözlemlenmemektedir. Kırılma büyük oranda MnS kalıntılarının oluşturduğu gerilme yığılmalarından kaynaklanmaktadır. Düzgün bir şerit yapılanması gözlemlenmezken çatlak ilerlemesinin MnS kalıntılarını belirten siyah oklar yönünde ilerlediği düşünülmektedir.

Çatlakların boylarının, martenzit hacim oranı orta ve düşük olan numunelerde gözlemlenen çatlaklardan daha uzun ve ilerlemesinin daha düz olduğu gözlemlenmektedir. Uzun çatlak boyu, yapının tamamen martenzit fazı olmasından kaynaklanmaktadır. Yapıda sadece martenzit fazının bulunması ve çatlağın boyunu kısıtlayıcı başka bir fazın olmaması, çatlak başlangıcından sonra ilerlemesinin kesintiye uğramamasına ve uzun çatlak yapısına sebep olmaktadır. Ayrıca uzun çatlakların etrafında ikincil çatlak oluşumları da gözlemlenmektedir. Sudhakar ve arkadaşlarının [61] çift fazlı çeliklerin çatlak ilerlemesi üzerine yaptığı çalışmada benzer sonuçlar bulmuşlardır.

Şekil 6.34 (a)'da verilen fotoğrafta, köşeli yapıya sahip MnS kalıntısı gözlemlenmektedir. Köşeli yapıya sahip olan MnS kalıntısının köşe bölgelerinin gerilme yığılması oluşturarak çatlak başlangıcı için uygun bölge olması beklenmektedir. Şekil 6.34 (a)'da MnS köşesinde başlayan ve bükümlü olarak ilerleyen bir çatlak gözlemlenmektedir.



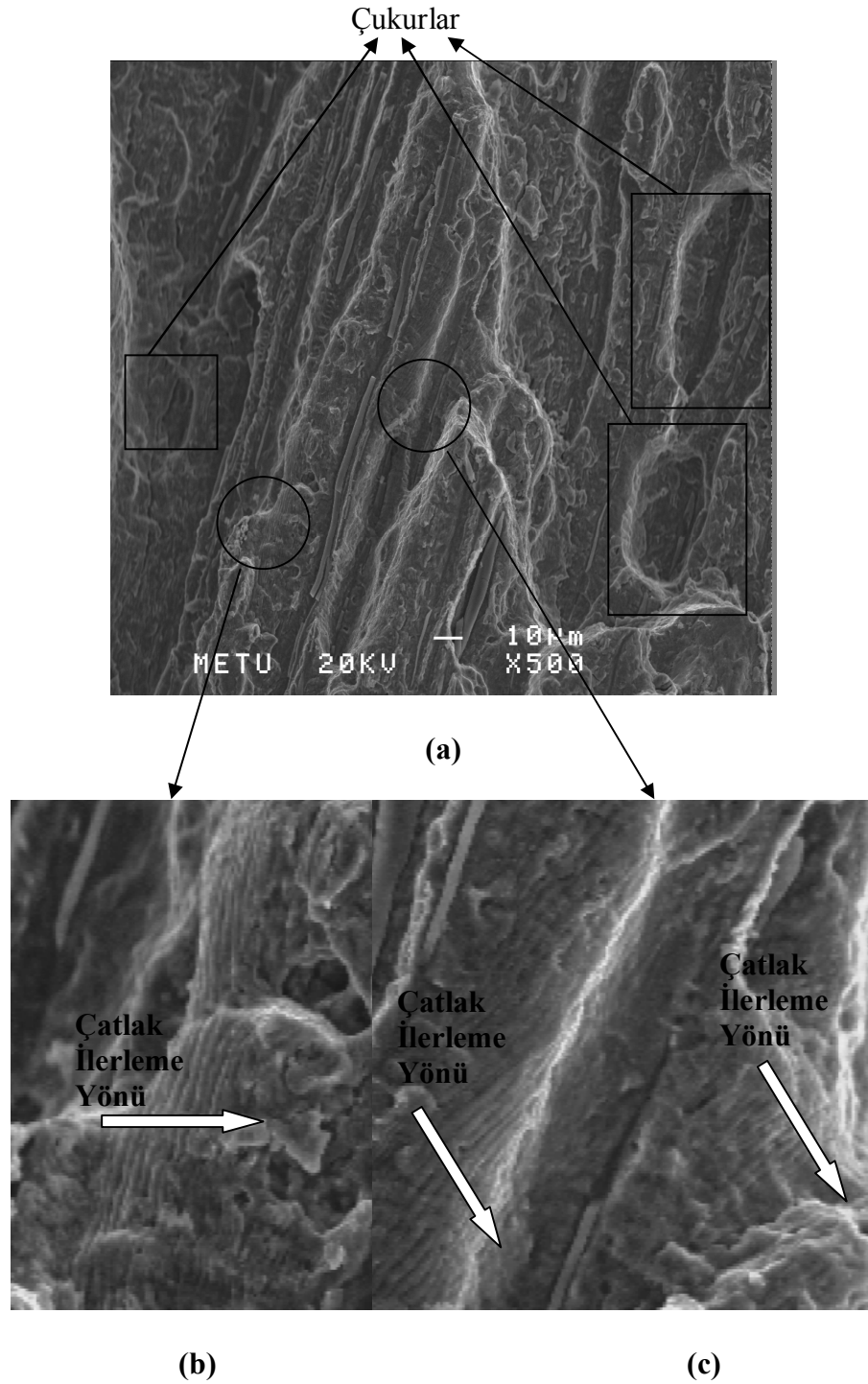
(a)



(b)

Şekil 6.34: 900 °C numunelerine ait kırık yüzey fotoğrafları. (a) Düşük çevrimlerde kırılan 900 °C su verme 400 °C menevişleme numunesi. (b) Yüksek çevrimlerde kırılan 900 °C su verme numunesi. Siyah oklar MnS kalıntılarını göstermektedir.

Şekil 6.35’de, 900 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı verilmiştir. Şekil 6.35 (a)’da numunenin oldukça sünek kırıldığı gözlemlenmektedir. Kare ile sınırlandırılmış bölgelerde çukurlar gözlemlenmektedir. Bu çukurların tane sınırlarında meydana gelen ayrılmalar sonucu oluştuğu düşünülmektedir. Şekil 6.33’de çok miktarda gözlemlenen MnS kalıntıları Şekil 6.35’de de gözlemlenmektedir.



Şekil 6.35: 900 °C su verme 200 °C menevişleme numunesine ait kırık yüzey fotoğrafı.(a) Genel fotoğraf. (b), (c) daire ile sınırlanmış bölgelerin büyütülmüş görüntüsü. Beyaz oklar çatlak ilerleme yönünü göstermektedir.

Şekil 6.35 (b) ve (c), Şekil 6.34 (a)'da daire ile sınırlandırılmış bölgelerin yüksek büyütme görüntüsüdür. Çatlak ilerleme yönü beyaz okla belirtilmiştir. Beyaz okun

yönüne dik, ince şerit oluşumu gözlemlenmektedir. Şeritler bir süreklilik arz ederek bütün yüzeye yayılmamıştır. Bölgesel şerit oluşumu gözlemlenmekle beraber, Bölgesel şeritlerin kendi arasında ve birbirleriyle aynı yönde çatlak ilerlemesi oluşturması dikkat çekmektedir. Ayrıca şerit oluşumlarının ve MnS kalıntılarının aynı yöneline sahip olduğu gözlemlenmektedir.

6.4.3. Martenzit Hacim Oranına Göre Kırık Yüzeylerin Kıyaslanması

Kırılma sonrası incelenen kırık yüzeylerde, martenzit hacim oranına bağlı olarak kırılma davranışında değişiklikler gözlemlenmektedir. Birçok araştırmacı, martenzit hacim oranının ve martenzitin içyapıdaki dağılımının çatlak başlangıcı ve ilerlemesi üzerine etkisini incelemiştir. Wang ve arkadaşları [15], çift fazlı yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler üzerine yaptığı çalışmada, martenzit hacim oranının kırılma davranışı üzerine etkisini açıklamıştır [15]. Martenzit hacim oranı düşük olan yapılarda, ferrit fazı ince ve düzgün yapılanmış kayma bantları tarafından şekil bozukluğuna uğramaktadır. Martenzit hacim oranının artması ile birlikte, ferrit fazında kayma bandı izleri gözlemlenmemektedir. Martenzit hacim oranının düşük olduğu durumlarda, çatlak başlangıcı martenzit-ferrit ara yüzeylerinde ve ferrit tane sınırlarında oluşmaktadır. Martenzit hacim oranının artması ile birlikte çatlaklar, martenzit ferrit ara yüzeyine bitişik kayma bantları üzerinde, özellikle ferrit fazı tarafında oluşmaktadır. Bu durum gerininin fazlar arası dağılımı ile açıklanmaktadır. Martenzit-ferrit faz sınırında fazlar eşit gerinime sahip olmaktadır. Gerinim, ferrit fazı doğrultusunda artarken, martenzit fazı doğrultusunda azalmaktadır. Martenzit hacim oranının artması ile fazlar arası tokluk ve akma dayanımı önemini yitirmektedir. Sonuç olarak, martenzit hacim oranının artması ile çatlak başlangıcı, martenzit-ferrit ara yüzeyleri yerine, kayma bantları üzerinde gerçekleşmektedir [8,15].

Ferrit-martenzit ara yüzeyleri, özellikle ferrit fazı tarafında oluşan kayma bantları ile şekil değişikliğine uğrayan ferrit tanelerinin kırılması, taneler üzeri çatlak ilerlemesindeki ve kırık ferrit adalarının oluşmasındaki en büyük etkidir. Hadianfard [9] çift fazlı bir çeliğin düşük çevrim yorulma davranışı ve kırılma

mekanizmaları üzerine yaptığı çalışmasında, yüksek gerinim genliklerinde kırılmanın, martenzit parçalarının kırılması ve çatlağın kırık parçaları birleştirerek martenzit yoğunluğu fazla olan bölgelere doğru ilerlemesiyle gerçekleştiğini belirtmiştir. Düşük gerinim genliklerinde ise çatlak ferrit-martenzit ara yüzeylerinden başlayıp, martenzit yoğunluğu az olan bölgelere doğru ilerlemektedir. Hadianfard tarafından gözlemlenen düşük gerinim genliği sonuçları, yüksek çevrimlerde kırılmanın, neden ferrit taneleri üzerinden gerçekleştiğini açıklar niteliktedir [9].

Kırık yüzeylerin genelinde, kırık yüzeye dik çatlak oluşumları gözlemlenmiştir. Çatlaklar genellikle ferrit tanesi olduğu düşünülen bölgelerde tane boyunca bükümlü bir şekilde ilerlemektedir. Çatlağın ferrit tanesi üzerinden ilerlemesi Hadianfard'ın [9] ve Wang'ın [15] yukarıda bahsedilen çalışmalarında gösterdiği sebeplerden kaynaklanmaktadır. Martenzit hacim oranının artması ile çatlak boylarının kısa kaldığı ve birbirinden bağımsız çatlakların yüzeye dağıldığı gözlemlenmektedir. Martenzit hacim oranı yüksek olan numunelerde, martenzit fazının çatlak ilerlemesini engellemesi ve içyapıdaki ferrit tane boyutunun küçülmesi, çatlak boyunun kısa kalmasına neden olmaktadır. Çatlağın ferrit tanesi boyunca ilerlediği düşünüldüğünde, ferrit tane boyutu çatlak boyunu da etkilemektedir. 737 °C ve 754 °C numunelerinin kırık yüzeylerinde gözlemlenen çatlak boylarının 779 °C numunelerinde gözlemlenen çatlak boylarına kıyasla daha uzun olması bu ferrit tane boyutu ile açıklanabilir. İçyapıda martenzit fazı dağılımının ağ şeklinde olması yapı boyunca ilerleyen tek bir çatlak oluşumunu engellemekte ve birbirinden bağımsız birden fazla çatlak oluşmaktadır. Chakraborti [62] sürekli martenzit yapısının, çatlağın oluşması ve toplam hasar için gerekli olan, çatlak ucu açılma yer değiştirmesini arttıran plastik deformasyonu kısıtladığı için; çatlağın ferrit fazı içerisinde kaldığını belirtmiştir. Chakraborti'nin yaptığı ve literatürdeki diğer çalışmalar, bu çalışmada incelenen kırık yüzeylerdeki çatlak boyunun ferrit fazı boyutuyla kısıtlı kalmasını desteklemektedir [63,64].

Tamamen martenzit yapıya sahip numunelerde ise çatlak boyunun, çift fazlı yapılarla kıyasla daha uzun ve çatlak ilerlemesinin ise daha bükümlü bir şekilde gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Tamamen martenzit yapıda çatlak ilerlemesini kısıtlayıcı ikinci bir

fazın bulunmaması, çatlak boyunun daha uzun olmasına sebep olmuştur. Ayrıca kırılma yüzeyine dik şekilde konumlanmış köşeli MnS kalıntılarının oluşturduğu gerilme yığılmalarının çatlak başlangıcını tetiklediği gözlemlenmiştir

Kırık yüzeyin geneline yayılmış düzgün bir şerit yapılanması gözlemlenememesine rağmen bölgesel şerit oluşumları gözlemlenmektedir. Düzgün şerit yapılanması genellikle saf metal ve sünek malzemelerde gözlemlenmektedir [63]. Bölgesel şeritler incelendiğinde 900 °C ve 779 °C numunelerinde gözlemlenen şeritlerin 737 °C numunesinde gözlemlenen şeritlere kıyasla daha ince yapıda oldukları dikkat çekmektedir. 737 °C numunesinde gözlemlenen şeritlerin MnS kalıntısına dik bir şekilde olduğu gözlemlenirken 779 °C ve 900 °C numunelerinde oluşan şeritlerin MnS kalıntısına paralel yönde olduğu gözlemlenmektedir.

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Yapılan çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Yorulma davranışı incelenen numuneler arasında en yüksek yorulma ömrü 754 °C su verme numunelerinde gözlemlenmiş olup 310 MPa civarında sonsuz ömür elde edilmiştir
- En düşük yorulma ömrü tamamen martenzit yapıya sahip 900 °C numunelerinde gözlemlenmiş olup 110 MPa civarında sonsuz ömür elde edilmiştir.
- %50 martenzit hacim oranına kadar yorulma ömründe artış gözlemlenirken, %50 martenzit hacim oranından sonra yorulma ömründe azalma gözlemlenmiştir.
- Menevişleme işlemiyle %75 ve %100 martenzit hacim oranı içeren numunelerin yorulma ömürlerinde artış gözlemlenirken, %25 ve %50 martenzit hacim oranı içeren numunelerin yorulma ömürlerinde azalma gözlemlenmiştir.
- Martenzit hacim oranının artması ile kırılma davranışının gevrekleştiği gözlemlenmiştir
- Menevişleme işlemi 900 °C ve 779 °C su verme numunelerinin kırık yüzeylerinde sünekleşmeye neden olurken, 754 °C ve 737 °C numunelerinde belirgin bir değişim gözlemlenmemiştir
- Kırık yüzeylerin mikro incelemesi sonucunda çatlak ilerleme evresinde oluşan şeritler gözlemlenmiştir fakat kırık yüzeyin geneline yayılan düzenli bir şerit oluşumu gözlemlenmemiştir.
- Ferrit tanelerinde taneleri üzerinde gerçekleşen taneler arası kırılmalar gözlemlenmiştir. Özellikle düşük martenzit hacim oranı içeren numunelerde ani kırılmanın oluşmasında ferrit taneleri üzerinden gerçekleşen kırılmanın büyük rol oynadığı gözlemlenmiştir.
- Yüksek martenzit hacim oranı içeren numunelerin kırık yüzeylerinde çok miktarda MnS kalıntıları gözlemlenmiştir. MnS kalıntılarının oluşturduğu gerilme yığılmaları yorulma ömrünü büyük ölçüde, olumsuz yönde etkilemektedir.

Yapılan çalışmanın devamında yapılması önerilen ek çalışmalar ise aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Çift fazlı çeliklerin kullanım alanı genellikle otomobillerin sac aksamlarıdır. Bu yüzden kullanım amacını daha iyi temsil etmesi açısından sac levhalara uygulanacak yorulma testleri, kullanıma yönelik sonuçlar verebilir.
- Kalıcı gerilmelerin ve yüzey etkilerinin azaltılması için, ısıl işlemlerden sonra numuneler taşlama ve elektrolit olarak parlatma işlemine tabi tutulabilir.
- 779 °C ve 900 °C su verme numuneleri daha uzun sürelerde veya daha yüksek sıcaklıklarda menevişlenerek yorulma davranışındaki artışının hangi seviyelere kadar artacağı gözlemlenebilir.
- 754 °C ve 737 °C numunelerine bilyeli dövme işlemi yapılarak yorulma ömründeki değişim gözlemlenebilir
- Su verme numunelerinde kalıcı gerilme ölçümleri yapılarak, su verme işlemi sonrası oluşan kalıcı basma gerilmelerinin etkisi daha açık gözlemlenebilir.
- Çevrimsel sertleşme ve sünekleşme davranışları incelenerek, yorulma ömrü üzerinde etken olan mekanizmalar daha iyi anlaşılabilir.
- Çift fazlı yapının etkisinin daha açık gözlemlenmesi için ÖÇF çelik ısıl işlem yöntemi kullanılabilir.
- Belirli bir çevrime kadar yorulma testine tabi tutulan numuneler elektron mikroskopunda incelenerek kayma bantları gözlemlenebilir.

KAYNAKLAR

- [1] Akay, S.K., 2005, Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Çift Fazlı Çeliklerin Fiziksel Özelliklerinin Araştırılması, *Doktora Tezi*, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.
- [2] Imielinska, K., Le Petitcorps Y., Fabrication and Properties of Hybrid SiC/Al Composite for Tribological Applications, *Advanced Engineering Materials*, 7(6), 524-529, 2005.
- [3] Davies, G., *Materials for Automotive Bodies*, Elsevier, Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 2003.
- [4] Çelik, H., 2001, AISI – SAE 4330 Çeliğinde Çift Fazlı Çelik Yapısının Üretimi ve Bu Yapının Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [5] Ula, M., 1999, Dual Fazlı Çeliklerde İkinci Faz Martenzit Morfolojisinin Mekanik Özelliklere Etkisi, *Yüksek Lisans Tezi*, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.
- [6] Ashby, M., Shercliff, H., Cebon, D., *Materials Engineering, Science, Processing and Design*, Elsevier Ltd., Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 2007.
- [7] Akay, S.K., Yazici, M., Bayram, A., Avinc, A., Fatigue life Behavior of the Dual-Phase Low Carbon Steel Sheets., *Journal of Materials Processing Technology*, 209(7), 3358-3365, 2008.
- [8] Tayanç, M., Aytaç, A., Bayram, A., The Effect of Carbon Content on Fatigue Strength of Dual-Phase Steels., *Materials and Design*, 28(6), 1827-1835, 2007.
- [9] Hadianfard, M.J., Low Cycle Fatigue Behavior and Failure Mechanism of A Dual-Phase Steel, *Materials Science and Engineering A*, 499 (1-2), 493-499, 2009.
- [10] Okayasu, M., Sato, K., Mizuno, M., Hwang, D.Y., Shin D.H., Fatigue Properties of Ultra-Fine Grained Dual Phase Ferrite/Martensite Low Carbon Steel., *International Journal of Fatigue*, 30(8), 1358-1365, 2007.
- [11] Zhongguang, W., Guonan W., Wei K., Haicai H., Influence of the Martensite Content on the Fatigue Behavior of A Dual-Phase Steel., *Materials Science and Engineering*, 91, 39-44, 1987.
- [12] Sherman, A.M., Davies, R.G., Influence of Martensite Carbon Content on the Cyclic Properties of Dual-Phase Steel., *International Journal of Fatigue*, 3(4), 195-198., 1981.
- [13] Hashimoto, T.M., Pereira, M.S., Fatigue Life Studies in Carbon Dual-Phase Steels., *International Journal of Fatigue*, 18(8), 529-533, 1996.
- [14] Sherman, A.M., Davies, R.G., The Effect of Martensite Content on the Fatigue of a Dual-Phase Steel., *International Journal of Fatigue*, 3(1), 36-40, 1981
- [15] Wang, Z.G., Al, S.H., Fatigue of Martensite-Ferrite High Strength Low Alloy Dual Phase Steels., *ISIJ International*, 39(8), 747-759, 1999.
- [16] Callister, W.D., *Materials Science and Engineering An Introduction*, John Willey & Sons, Inc., 111 River Street, Hoboken, NJ, 2003.
- [17] Krauss, G., *Steels*, ASM International, Materials Park, Ohio, 2005.
- [18] Totten, G.E., *Steel Heat Treatment Handbook*, CRC Press, 6000 Broken Sound Parkway NW, 2006.

- [19] Anden, N., Delgado J.L., Velasco F., Torralba J.M., Influence of Alloying Element Additions on Tribological Behaviour of Sintered Steels with High Content in Manganese-Nickel, *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144, 475-480, 2003.
- [20] Choi, Y.S., Shime J.J., Kim J.G., Effects of Cr, Cu, Ni, and Ca on the Corrosion Behavior of Low Carbon Steel in Synthetic Tap Water, *Journal of Alloys and Compounds*, 391 (1-2), 162-169, 2004.
- [21] Holappa, L., Ollinainen V., Kasprzak. W., The effect of Silicon and Vanadium Alloying on the Microstructure of Air Cooled Forged HSLA Steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 109 (1-2), 78-82, 2001.
- [22] Davison, B., Owens, G.W., *Steel Designers Manual*, Blackwell Publishing, Silwood park, Ascot, 2003.
- [23] Speich, G.R., Miller R.L., *Structure and Properties of DP Steel*, ASME, 21-39, New York, 1979.
- [24] Ashby, M.F., Jones, D.R.H., *Engineering Materials 2*, Butterworth-Heinemann, Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 1998.
- [25] Andrews, K.W., Empirical Formula for the Calculation of Some Transformation Temperatures, *Journal of Intelligence and Security Issues*, 203, 721-727, 1965.
- [26] Charre, M.D., *Microstructure of Steels and Cast Iron*, Editör: Davidson J.H., Springer, Verlag Berlin Heidelberg New York, 2004.
- [27] Ohring, M., *Engineering Materials Science*, Academic Press, Inc., 525 B Street, Suite 1900, San Diego, CA., 1995.
- [28] Mitchell, B.S., *An Introduction to Materials Engineering and Science*, John Willey & Sons, Inc., 111 River Street, Hoboken, NJ, 2003.
- [29] Demir, B., 1997, Çift-Fazlı Çelik Üretimi, Çift-Fazlı Çeliklerde Martenzit Hacim Oranı ve Morfolojisinin Çekme Özelliklerin Üzerine Etkisi, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [30] Kabakçı, F., 2006, Çift Fazlı Çeliklerde Mikro Yapının Mekanik Özelliklere Etkisi, *Bilim Uzmanlığı Tezi*, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak.
- [31] Katsama, A.I., A Computational Study of Austenite Formation Kinetics in Rapidly Heated Steels, *Surface & Coating Technology*, 201(14), 6414-6412, 2007
- [32] Oliveira, F.L.G., Andrade, M.S., Cota, A.B., Kinetics of Austenite Formation During Continuous Heating in A Low Carbon Steel, *Materials Characterization*, 58(3), 256-261, 2006.
- [33] Garcia, C.I., Deardo, A.J., Formation of Austenite in 1.5 Pct. Mn Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12(3), 575-579, 1981.
- [34] Jeong, C.W., Kim, C.H., Formation of Austenite from a Ferrite-Pearlite Microstructure during Intercritical Annealing, *Journal of Materials Science.*, 20(12), 4392-4398, 1985
- [35] Speich, G.R., Demarest, V.A., Miller, R.A., Formation of Austenite during Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12(8), p. 1419-1428, 1981.
- [36] Kaluba, W.J., Taillard, R., Foct, J., The Bainitic Mechanism of Austenite Formation during Rapid Heating, *Acta Metallurgica* , 46(16), 5917-5927, 1998.

- [37] Hillert, M., Comments on “The Bainite Mechanism of Austenite Formation during Rapid Heating”, *Scripta Materialia*, 43, 1045-1046, 2000.
- [38] Park, J.H., Lee, Y.K., Non-Isothermal Austenite Formation Behavior in a An Interstitial Free Steel with Different Ferrite Microstructures, *Scripta Materialia*, 58(7), 602-605, 2007.
- [39] Palmer, T.A., Emler, J.W., Direct Observation of the Formation and Growth of Austenite from Pearlite and Allotriomorphic Ferrite in a C-Mn Steel are Weld, *Scripta Materialia*, 53(5), 535-540, 2005.
- [40] Kostorz, G., *Phase Transformations in Materials*, WILEY-VCH Verlag GmbH, D-69469 Weinheim, Federal Republic of Germany, 2001.
- [41] Balluffi, R.W., Allne, S.M., Carter, W.G., *Kinetics of Materials*, John Willey & Sons, Inc., 111 River Street, Hoboken, NJ, 2005.
- [42] Rashid, M.S., Gm 980x-A Unique High Strength Sheet Steel With Superior Formability, *Sae Preprint*, 760206, 938-949, 1976
- [43] Akari, K., Fukunaka, S., Uchida, K., Development of Continuously Annealed High Strength Cold Rolled Sheet Steels, *Transaction of the Iron Steel Institute of Japan*, 17, 701-718, 1977.
- [44] Baucher, J.H., Hamburg, E.G., High Strength Formable Sheet Steel, *Sea Preprint*, 730-731, 1977.
- [45] Ellyin, F., *Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction*, Chapman & Hall, 32 Seconda Main Road, CIT East, 1996.
- [46] Sanford, R.J., *Principles of Fracture Mechanics*, Prentice Hall, Uppers Saddle Rivver, NJ, 2003.
- [47] Murakami, Y., *Metal Fatigue*, Elsevier Ltd., Kidlington, Oxford OX5 1GB, UK, 2002.
- [48] Ashby, M.F., Jones, D.R.H., *Engineering Materials Vol. 1*, Butterworth-Heinemann, Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 1996.
- [49] http://www.iic-hq.co.jp/english/03sp/02camt/02mt/images/ZS-02_im03.jpg, erişim tarihi: 01.Mart.2010
- [50] C, Smith., Crack Propagation in High Stress Fatigue, *Philosophical Magazine*, 7(77), 847-57, 1962.
- [51] Chan, W.R., Haasen, P., *Physical Metallurgy Vol. 3*, North Holland, P.O. Box 211, 100 AE Amsterdam, The Netherlands, 1996.
- [52] http://www.sha.org/publications/technical_briefs/volume03/article03_figures.cfm erişim tarihi: 06.Mart.2010.
- [53] http://www.tech.plym.ac.uk/sme/interactive_resources/tutorials/failureanalysis/Images/Fractography/IG_Fracture.JPG erişim tarihi: 06.Mart.2010.
- [54] Smallman, R.E., Bishop, R.J., *Modern Physical Metallurgy & Materials*, Butterworth-Heinemann, Engineering, Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 1999.
- [55] Topçu, O., Übeyli, M., On the Microstructural and Mechanical Characterizations of a Low Carbon and Micro-Alloyed Steel., *Materials and Design*, 30(8), 3274-3278, 2009.
- [56] *Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*, ASTM E 466–96, ASTM International, USA, 2004.

- [57] Topçu, O., Übeyli, M., Demir, T., On the Hardenibility of An Intercritically Heat Treated Microalloyed Steel., *Instrumentation Science and Technology*, 38 (2), 178-186, 2010.
- [58] Topçu, O., 2009, Çift Fazlı Bir Çeliğin Frezede İşlenebilirliğinin Araştırılması ve Yapay Sinir Ağlarıyla Kestirimi, *Yüksek Lisans Tezi*, TOBB-ETÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [59] Gündüz, S., Effect of Chemical Composition, Martensite Volume Fraction and Tempering on Tensile Behaviour of Dual Phase Steels., *Materials Letters*, 63(27), 2381-2383, 2009.
- [60] Lee, C.S., Lee, K.A., Li, D.M., Yoo, S.J., Nam, W.J., Microstructural Influence on Fatigue Properties of A High-Strength Spring Steel, *Materials Science and Engineering A*, A241, 30-37, 1998.
- [61] Sudhakar, K.V., Dwarakadasa, E.S., A Study on Fatigue Crack Growth in Dual Phase Martensitic Steel in Air Environment, *Bulletin of Materials Science*, 23 (3), 193-199, 2000.
- [62] Chakraborti, P.C., Mitra, M.K., Microstructural Response on the Room Temperature Low Cycle Behaviour of Two High Strength Duplex Ferrite-Martensite Steels and a Normalised Ferrite-Pearlite Steel, *International Journal of Fatigue*, 28, 194-202, 2006.
- [63] Ramage, R.M., Jata, K.V. Shiflet, Starke, E.A., The Effect of Phase Continuity on the Fatigue Crack Closure Behaviour of a Dual-Phase Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 18, 1291–1298, 1987
- [64] Suzuki, H., McEvily, A.J., Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 10, 475–481, 1979.
- [65] Toribio., J. Matos J.C., Gonzalez B., Micro and Macro Approach to the Fatigue Crack Growth in Progressively Drawn Pearlitic Steels at Different R Ratios, *International Journal of Fatigue*, 31, 2104-2021, 2009.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ÜNGÖR, Muhammed Yusuf
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 19.06.1986 Ankara
Medeni hali : Bekar
Telefon : 0 (312) 231 72 80/1602
Faks : -
e-posta : myungor@etu.edu.tr

Eğitim

Derece

Eğitim Birimi

Mezuniyet tarihi

Lisans TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi
Makine Mühendisliği

2008

İş Deneyimi

Yıl

Yer

Görev

2008-2009 TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi
2009-halen T.C. Sanayi ve Ticaret Bakanlığı

Araştırma Görevlisi
Uzman Yardımcısı

Yabancı Dil

İngilizce