

**KRİTİK TAVLAMA SICAKLIKLARINDAN ÖSTEMPERLENMİŞ
ÇİFT MATRİSLİ ALAŞIMSIZ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRLERİN YORULMA ÖZELLİKLERİ**

İsmail OVALI

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**EYLÜL 2006
ANKARA**

İsmail OVALI tarafından hazırlanan KRİTİK TAVLAMA SICAKLIKLARINDAN ÖSTEMPERLENMİŞ ÇİFT MATRSİLİ ALAŞIMSIZ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN YORULMA ÖZELLİKLERİ adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN
Tez Yöneticisi

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek lisans olarak kabul edilmiştir.

Başkan: : Doç. Dr. Kadir KOCATEPE

Üye : Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Üye : Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Üye :

Üye :

Tarih : 01/09/2006

Bu tez, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygundur.

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.

İsmail OVALI

**KRİTİK TAVLAMA SICAKLIKLARINDAN ÖSTEMPERLENMİŞ
ÇİFT MATRİSLİ ALAŞIMSIZ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRLERİN YORULMA ÖZELLİKLERİ
(Yüksek Lisans Tezi)**

İsmail OVALI

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Eylül 2006

ÖZET

Bu çalışmada, alaşımsız küresel grafitli dökme demirin kritik sıcaklıklardan östemperlenmesinin mikroyapı ve yorulma özelliklerine etkisi incelenmiştir. Bu amaçla küresel grafitli dökme demir çift fazlı bölgede; 810°C, 820°C, 830°C’de 20 dk tavlama yapılarak, 315 ve 375°C’ de sıcaklıktaki tuz banyosunda 120 dk süre ile östemperlenmiştir. Bazı numuneler karşılaştırma amacıyla aynı östemperleme koşullarında 900 °C’ den geleneksel olarak östemperlenmiştir. Numunelerin yorulma dayanımları dönmeli-eğmeli yorulma yöntemi ile belirlenmiştir. Sonuçlar, Isıl işlem uygulanmış bütün numunelerin yorulma dayanımlarının dökülmüş haldeki küresel grafitli dökme demirden daha iyi olduğunu göstermiştir.

Kritik sıcaklıklardan (A_{e1} – Üst kritik sıcaklık) östemperlenmiş numunelerde artan ösferrit hacim oranının ile birlikte yorulma dayanımı ve sertlikte artmıştır. Yüksek östemperleme sıcaklıklarında oluşan kaba ösferrit yapı numunelerin yorulma dayanımlarını düşürmüştür.

Geleneksel olarak östemperlenmiş numuneler kritik tavlama sıcaklık aralıklarından östemperlenen tüm numunelerden daha yüksek yorulma dayanımı sergilemişlerdir.

Bilim Kodu : 710.1.092
Anahtar Kelimeler :Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir (ÖKGDD), Çift Matrisli Yapı, Östemperleme süresi, Yorulma, Ösferrit.
Sayfa Adedi : 90
Tez Yöneticisi : Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

**THE FATIGUE PROPERTIES OF DUCTILE IRONS WITH DUAL MATRIX
STRUCTURE AUSTEMPERED FROM INTERCRITICAL ANNEALING**

TEMPATURURES

(M.Sc. Thesis)

İsmail OVALI

GAZİ UNIVERSITY

INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY

September 2006

ABSTRACT

In this study, effect of austempering from intercritical annealing temperatures on microstructure and fatigue properties of unalloyed ductile cast iron was investigated. For this aim, ductile cast iron were annealed at intercritical annealing temperatures of 810 °C, 820°C and 830 °C for 20 min and then austempered at 315 °C and 375 °C for 120 minutes. Some specimens were also conventionally austempered at the same austempering conditions from 900°C for comparison. Fatigue strength of specimens was determined by Rotating bending fatigue method. Results showed that all heat treated specimens austempered had better fatigue strength than that as cast ductile iron. In the specimens austempered from critical temperatures (A_{e1} – Upper critical temperature) fatigue strength and hardness increased with increasing ausferrite volume fractions. The coarse ausferrite structure formed at high austempering temperature decreased fatigue strength of samples. Conventionally austempered samples exhibited much greater fatigue strength than all specimens austempered from intercritical annealing temperature ranges.

Science Code : 710.1.092

**Key Words : Austempered Ductile Iron (ADI), Dual Matrix Structure,
Austempering Time, Ausferrite Volume Fraction, Fatigue**

Page Number: 90

Adviser : Prof.Dr.Mehmet ERDOĞAN

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli fikirleri, tecrübeleri, yardımı ve katkılarıyla beni yönlendiren ve desteğini her zaman hissettiğim saygıdeğer Hocam Prof.Dr. Mehmet Erdoğan'a teşekkür ederim. Bütün çalışmalarında yardımını hiç esirgemeyen Arş.Gör. Volkan KILIÇLI' ya teşekkürü bir borç bilirim. Tez çalışmam boyunca gösterdiği anlayıştan dolayı Dolsan Genel Müdürü Ferhat YAVUZ'a teşekkür ederim. Özellikle Yorulma numunelerinin kesilmesi ve işlenmesi sırasında yardımlarını esirgemeyen Mikron makinanın tüm çalışanlarına ve Ertan YILMAZ'a teşekkür ederim. Bu güne kadar Maddi ve Manevi destekleriyle beni hiçbir zaman yalnız bırakmayan çok değerli aileme en içten duygularıyla teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR.....	vii
İÇİNDEKİLER	viii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	xi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xii
RESİMLERİN LİSTESİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xviii
1.GİRİŞ	1
2. METAL MALZEMELERDE YORULMA VE YORULMA DENEYLERİ.....	3
2.1. Yorulmanın Oluşumu.....	4
2.2. Yorulmayı Etkileyen Faktörler	8
2.2.1. Malzemenin cinsi ve etkiler	9
2.2.2. Kalıntılar ve mikro yapı hataları	9
2.2.3. Parça boyutu.....	10
2.2.4. Çentik (Gerilim yığılma etkisi).....	11
2.2.5. Yüzey ve yüzey işlemlerinin etkisi	12
2.2.6. Isıl işlemler ve mikro yapının etkisi.....	13
2.2.7. Yükleme durumu.....	14
2.2.8. Çalışma ortamı	15

Sayfa

2.3. Yorulma Dayanımının Belirlenmesi	18
2.4. Yorulma Cihazları ve Sınıflandırılması	23
2.4.1. Eksenel yorulma cihazları	23
2.4.2. Eğme -yorulma cihazları	24
2.5. Yorulma Deneyi Numuneleri	28
3. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER (ÖKGDD)	29
3.1. Östemperleme Isıl İşlemi	30
3.1.1. Östenitleme	31
3.1.2. İzotermal bekleme (Östemperleme)	31
3.2 Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mikroyapısı	34
3.2.1. Üst beynit	34
3.2.2. Alt beynit.....	35
3.2.3. Östenit	35
3.2.4. Martensit	36
3.2.5. Karbür	36
3.3. Östemperleme Isıl İşlemini Etkileyen Faktörler	37
3.3.1. Döküm kalitesi	37
3.3.2. Östenitleme sıcaklık ve süresinin etkisi	37
3.3.3. Östemperleme sıcaklığı ve süresinin Etkisi	39
3.4. Çift Matrisli Küresel Grafitli Dökme Demirler	41
4. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN YORULMA ÖZELLİKLERİ	43

Sayfa

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	52
5.1. Döküm İşlemi.....	52
5.2. Isıl İşlemler.....	54
5.2.1. Isıl işlemlerde kullanılan cihazlar ve deney sistemi.....	54
5.2.2. Kritik tavlama sıcaklıklarına bağlı östenit hacim oranlarının belirlenmesi	55
5.2.3. Östemperleme	57
5.3. Metalografik Çalışmalar.....	59
5.4. Yorulma Deneyleri.....	60
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	62
6.1. Isıl İşlemler ve Mikroyapılar	62
6.1.1. Kritik sıcaklıklardan su verilmiş numuneler	63
6.1.2. Geleneksel östenitleme ve kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş numuneler	65
6.2. Sertlik Yorulma Dayanımı İlişkisi	73
6.3. Östemperleme Isıl İşleminin Yorulma Dayanımı Üzerine Etkisi	76
6.4. Ösferrit Hacim Oranının Yorulma Dayanımı Üzerine Etkisi	76
6.4.1. Östemperleme sıcaklığının yorulma dayanımına etkisi	79
7.SONUÇLAR VE ÖNERİLER	82
KAYNAKLAR	83
ÖZGEÇMİŞ	90

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Çelik bir şaftın yorulma limitine parça boyutunun etkisi	11
Çizelge 2.2. 655 MPa Gerilme altında deney edilmiş SAE 3130 çelik Numunelerin ortalama yorulma ile yüzey işlemem tipi arasındaki ilişki	13
Çizelge 4.1. Östemperleme sıcaklık ve süreleri	48
Çizelge 4.2. Isıl işlemler sonucunda elde edilen mekanik özellikler	49
Çizelge 4.3. Uygulanan ısı işlemler sonucunda malzemelerin yorulma dayanımları	49
Çizelge 5.1. Dökülen malzemenin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %).....	52
Çizelge 6.1. Deneye tabi tutulan numunelerin metalografik ölçüm sonuçları.....	62
Çizelge 6.2. Numunelerin yorulma limitleri, ösferrit hacim oranı ve sertlik ölçüm sonuçları	76

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Yorulma sonucunda kırılan parçaların yüzeyleri; (a) çatlakların yavaş ilerlemesi, (b) farklı büyüklükte gerilme uygulanması sonucunda meydana gelen yüzey	5
Şekil 2.2. Yüzey sınırlarında kayma bantları ile yüzeyin kesişmesi a) Çekme gerilmesi. b) Alternatif Gerilme	6
Şekil 2.3. Yorulmayı etkileyen faktörler.....	8
Şekil 2.4. Değişik malzemelerin yorulma sınır değerleri.....	9
Şekil 2.5. Düşük alaşımlı çeliklerin yorulma dayanımı üzerinde metalik olmayan inklüzyonların etkisi.....	10
Şekil 2.6 Çentikli ve çentiksiz çelik numuneler için çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak yorulma dayanım sınırı.....	12
Şekil 2.7. Çeliğin mikro yapısının yorulma oranına etkisi.....	14
Şekil 2.8. Malzeme üzerine gelen yükleme durumu	15
Şekil 2.9. Çentiksiz numuneler üzerinde yorulmanın etkisi	17
Şekil 2.10. Wöhler eğrisi.....	19
Şekil 2.11. Wöhler tipi yorulma cihazlarında “Serbest Uçlu Kiriş” deney düzeneği.....	20
Şekil 2.12. Yorulma gerilme periyotları.	22
Şekil 2.13. Çelik ve demir olmayan malzemelerin tipik Wöhler diyagramı	23
Şekil 2.14. Bir elektro hidrolik eksenel yorulma cihazında şematik yükleme biçimi	24
Şekil 2.15. Dönmeli eğmeli yorulma deney cihazları; (a) 4-noktadan yüklemeli deney cihazı, (b) 1-noktadan yüklemeli deney cihazı.....	25
Şekil 2.16. Servo hidrolik burulma yorulma deneyi cihazının şematik resmi	26
Şekil 2.17. Bitmiş ürüne uygulanan yorulma ömrü dayanım deneyi.....	27

Şekil	Sayfa
Şekil 2.18. Yorulma deney cihazı ve elemanları	27
Şekil 3.1. Geleneksel küresel grafitli ve Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin çekme özellikleri	29
Şekil 3.2. Östemperleme ısı işlemin Fe-C-Si denge diyagramı ile eşleştirilmiş şematik gösterimi.....	30
Şekil 3.3. Östemperleme işlemi sırasında östenitin Dönüşümü.....	32
Şekil 3.4. I. aşamada östenitten beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit(ösferrit)oluşumunun şematik gösterimi	33
Şekil 3.5. Üst beynit ve alt beynit oluşum mekanizmaları.....	36
Şekil 3.6. Östenitleme sıcaklığının östenit hacim oranı üzerindeki etkisi	38
Şekil 3.7. Östemperleme süresine bağlı olarak % uzamanın değişimi ve östemperleme reaksiyon aşamalarının gösterimi	39
Şekil 3.8. Östemperleme süresinin 375°C’de östemperlenmiş alaşımsız küresel grafitli dökme demirin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi.....	40
Şekil 4.1. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler ile farklı türde dövülmüş çeliklerin yorulma özelliklerinin karşılaştırılması	43
Şekil 4.2. Kalıntı östenitin karbon içeriğinin östemperleme sıcaklığı ile değişim grafiği	45
Şekil 4.3. Östemperleme sıcaklığı ile maksimum çekme dayanımı ve yorulma dayanımının değişimi , (■) 900 °C östenitlenmiş ve 90 dakika östemperlenmiş, (●) 900°C östenitlenmiş ve 240 dakika östemperlenmiş	47
Şekil 4.4. Dökülmüş haldeki yüzey (AC), Püskürtmeli sertleştirilmiş yüzey (PC), İşlenmiş yüzey(MS), işlenmiş ve Püskürtmeli sertleştirilmiş yüzeylerin (MP) gerilim ve çevrim eğrileri	50
Şekil 5.1. Çalışmalarda kullanılan Y Blok ve Ölçüleri(mm).....	52
Şekil 5.2. Tundish tipi küreselleştirme potasının şematik gösterimi	53
Şekil 5.3. Aşılama işleminin yapıldığı işlem potasının şematik gösterimi	53

Şekil	Sayfa
Şekil 5.4. Y-blokların döküleceği kum kalıbın şematik olarak üç boyutlu görünümü.....	54
Şekil 5.5. Kullanılacak olan ısıtma işlem deney setinin ve sıcaklık kontrol sisteminin şematik gösterimi. a) Tavlama Ünitesi b) Östempereleme Ünitesi	55
Şekil 5.6. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit (Oda sıcaklığında martensit) hacim oranının değişimi.....	56
Şekil 5.7. Kritik sıcaklıklarda uygulanan tavlama işlemlerin Fe-C-Si faz diyagramı ve zaman sıcaklık eğrisinde gösterilmesi	56
Şekil 5.8. Yorulma numunesi boyutları (mm).	57
Şekil 5.9. Numunelere uygulanan ısıtma işlemlerin özeti	58
Şekil 5.10. Dönmeli-Eğmeli yorulma deneyi cihazı.	61
Şekil 6.1. Geleneksel östempereleme ve farklı kritik sıcaklıklardan östempereleme ısıtma işlemlerinin Fe-C-Si diyagramı üzerinde gösterimi	66
Şekil 6.2. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenitten ösferrite dönüşüm oranı.....	71
Şekil 6.3. Östempereleme sıcaklığına bağlı olarak östenitten ösferrite dönüşüm oranının değişimi.....	72
Şekil 6.4. Numunelerin martensit mikro sertliği ile kritik tavlama sıcaklığı arasındaki ilişki.	73
Şekil 6.5. Ösferrit hacim oranına bağlı olarak makro sertliğin değişimi.	74
Şekil 6.6. Geleneksel ve kritik östenitleme sıcaklıklarından östenitlenmiş numunelerde östempereleme sıcaklığına bağlı olarak makro sertliğin değişimi..	75
Şekil 6.7. S 810 numunesinde östempereleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi.	77
Şekil 6.8. S 820 numunesinde östempereleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi..	78

Şekil	Sayfa
Şekil 6.9. S 830 numunesinde östemperleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi.	78
Şekil 6.10. G 900 numunesinde östemperleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi.....	79
Şekil 6.11. 315 ve 375 °C’ de östemperlenmiş farklı ösferrit hacim oranlarına sahip S810, S820, S830 numunelerinde yorulma dayanımının değişimi.	80
Şekil 6.12. 315 °C’de östemperlenmiş numunelerde kritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi	81
Şekil 6.13. 375 °C’de östemperlenmiş numunelerde kritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi.....	81

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1 Yüksek dayanımlı alaşımlı bir çelikte yorulama çatlığının inklüzyondan başlaması	7
Resim 3.1. Martensit içeren ÖKGDD'lerin mikro yapısı	36
Resim 4.1. Yorulma çatlığı ilerleme yolu	46
Resim 6.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı. (Dağlama: % 2 Nital)....	63
Resim 6.2. 810°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve su verilmiş S 810 numunesinin mikro yapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)	64
Resim 6.3. 820°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve su verilmiş S 820 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)	64
Resim 6.4. 830°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve su verilmiş S 830 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital).....	64
Resim 6.5. 810°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 375°C' de östemperlenmiş S 810 numunesinin mikroyapıları. (a) 1 dk, (b) 15 dk, (Dağlama: % 2 Nital)	66
Resim 6.6. 900°C' de 90 dk Östenitlenmiş ve 315 °C' de 120 dk östemperlenmiş G 900–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 200X, (b) 500X, (Dağlama: % 2 Nital).....	67
Resim 6.7. 900°C' de 90 dk Östenitlenmiş ve 375 °C' de 120 dk östemperlenmiş G 900–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 200X, (b) 500X, (Dağlama: % 2 Nital).....	68
Resim 6.8. 810°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 315 °C' de 120 dk östemperlenmiş S 810–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital).....	68
Resim 6.9. 810°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 375 °C' de 120 dk östemperlenmiş S 810–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)	69
Resim 6.10. 820°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 315 °C' de 120 dk östemperlenmiş S 820–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)	69

Resim	Sayfa
Resim 6.11. 820°C’ de 20 dk Östenitlenmiş ve 375 °C’ de 120 dk östemperlenmiş S 820–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital).....	69
Resim 6.12. 830°C’ de 20 dk Östenitlenmiş ve 315 °C’ de 120 dk östemperlenmiş S 830–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital).....	70
Resim 6.13. 830°C’ de 20 dk Östenitlenmiş ve 375 °C’ de 120 dk östemperlenmiş S 830–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)	70

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
A₁	A ₁ sıcaklığı (Alt kritik sıcaklık)
C	Karbon
°C	Santigrat derece
Dk	Dakika
Fe₃C	Sementit
Fe-C-Si	Demir-Karbon-silisyum üçlü diyagramı
g	Gram
Kw	Kilowatt
Ksi	1000 psi (pound/inç ²)
mm	Milimetre
MPa	Megapaskal
N	Kırılma çevrim sayısı
P	Perlit
Sn	Saniye
α	Ferrit
α_b	Beynitik ferrit
γ	Östenit
γ_{yk}	Yüksek karbonlu östenit
γ_o	Tavlama sıcaklığındaki östenit

Kısaltmalar	Açıklama
ÇFMKGDD	Çift fazlı matris yapıya sahip küresel grafitli dökme demir
DMS	Çift fazlı matris yapı

Kısaltmalar**Açıklama****G**

Grafit

Hv

Vickers sertlik değeri

KGDD

Küesel grafitli dökme demir

KTS

Kritik tavlama sıcaklığı

M

Martensit

MHO

Martensit hacim oranı

ÖHO

Ösferrit hacim oranı

Ö

Ösferrit (Beybitik ferrit + yüksek karbonlu östenit)

ÖF

Ötektoid ferrit

ÖKGDD

Östemperlenmiş küesel grafitli dökme demir

S

Kritik tavlama sıcaklığında tavlama sonrası su verme yada östemperleme

1.GİRİŞ

Miladi yılların başlarından itibaren dökme demir üretimi yapılmaktadır. Teknolojik gelişmelere paralel olarak dökme demirlerin yeni türleri bulunmuş ve geliştirilmiştir. Dökme demir ailesinin bir üyesi olan küresel grafitli dökme demir (KGDD) daha üstün mekanik özelliklere ihtiyaç sonucunda geliştirilmiştir [1].

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerdeki (ÖKGDD) Mükemmel dayanım, süneklilik, yorulma dayanımı ve aşınma direnci kombinasyonu bu malzemeler için iş makinelerinde ve ulaşım ekipmanlarında krank saftı, dişli gibi makine ekipmanlarında uygulama imkânı bulmuştur [2].

ÖKGDD'lerin ısıt işlemleri ilk olarak 1950'li yılların ortalarında yapılmasına rağmen o zaman dökme demirin bu cinsi tam olarak anlaşılamamıştır. Kapsamlı çalışmalar ve yeni üretim yöntemleri son yirmi yılda geliştirilmiştir [3-4]. Küresel grafitli dökme demirlerdeki bu üstün mekanik özellikler kombinasyonuna sahip olmasının sebebi Ösferrite (yüksek karbonlu östenit + asiküler ferrite) dayandırılmaktadır. [2].

ÖKGDD'de ilgili çalışmalar arttıkça kullanım alanlarında da artış görülmüştür. Özellikle büyük dişli çarklarda yüzeyleri sertleştirilmiş çelik malzemeler yerine ÖKGDD malzemeler kullanılmıştır [5]. ÖKGDD'lerin diğer bir kullanım alanı da krank milleri olmuştur. Volvo, Mercedes ve Genaral Motors ağır hizmet araçlarında dövme krank milleri yerine ÖKGDD krank milleri kullanılmaktadır [1].

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler aynı boyuttaki dövme çelik malzemelerden % 10 daha hafif olması, dişli imalatında çelik malzemelere göre üretim maliyetinin az olması, kolay işlenebilmesi ve işleme maliyeti düşük olmasından dolayı teknolojik önemi ve kullanım alanları giderek artmaktadır.[3-4].

Malzeme mühendisleri için Hangi malzeme, düşük maliyet, dizayn esnekliği, iyi işlenebilirlik, ağırlık oranına göre iyi dayanım ve tokluk, yüksek aşınma dayanımı ve iyi yorulma özellikleri sağlar sorusunun cevabını Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler (ÖKGDD) vermektedir [6].

Yeni geliştirilen çift matrisli östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler (ÇFMKGDD), ötektoid öncesi ferrit ve ösferrit ya da martensit yapıdan oluşmaktadır [7–19]. Bu mikro yapı östenit ve ferrit fazının birlikte bulunduğu bir sıcaklıktan, yeterli östenit hacminin ösferrit ya da martensite dönüşümü için yeterli bir hızda su verme ya da östemperleme sonucunda elde edilmektedir. Bu çalışmada ötektoid öncesi ferrit ve ösferritten oluşan çift matrisli yapı kritik tavlama sıcaklıklarından östemperlenerek elde edilmiştir. Kritik tavlama sıcaklığının kontrolü ösferrit hacim oranı ve karbon içeriği üzerinde önemli bir rol oynayabilmektedir.

Yeni geliştirilen ÇFMKGDD' ler, geleneksel östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerden daha sünek olmasından dolayı otomotivlerin süspansiyon parçalarında kullanılması uygun görülmüştür. Bu malzeme perlitik sınıfta aynı çekme, akma ve sertlik özellikleri sergilemektedir ve süneklilikleri ferritik sınıfla aynı düzeydedir [9]. Yakın geçmişte ÇFMKGDD' lerin (ferrit + Martensit) çekme ve akma dayanımlarının perlitik ve ferritik sınıftan çok iyi olduğu, sünekliliklerinin ise ferritik sınıftan düşük olduğu, ancak pek çok uygulamalar için uygun olabileceği gösterilmiştir [19-20].

Literatürde çift matrisli östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri ile ilgili çok az bilgi bulunmaktadır [7,9,11,19–20]. Özellikle şimdiye kadar kritik tavlama sıcaklık aralıklarından östemperleme ile ötektoid ve ösferrit hacim oranını kontrol ederek yorulma özelliklerini iyileştirmek için herhangi bir çalışma yapılmamıştır.

Bu çalışmanın amacı, geleneksel östenitleme + östemperlemeden farklı olarak kritik tavlama sıcaklık aralıklarından (A_1 ile üst kritik sıcaklık arasında) östenitleme + östemperleme sonucunda oluşturulan ötektoid ferrit ve ösferrit yapının ve bu yapıların hacim oranlarının yorulma özellikleri üzerindeki etkisinin incelenmesidir.

2.METAL MALZEMELERDE YORULMA

Birçok mühendislik uygulamalarında, malzemeler akma dayanımının altında tekrarlanan gerilmelere maruz bırakılırlar. Bu tekrarlı gerilmeler, dönme, eğilme yada titreşim olabilir. Uygulanan gerilmelerin akma dayanımının altında olmasına rağmen, çok sayıda tekrarlanan gerilme uygulamalarından sonra malzeme kopabilir. Bu kopmaya da yorulma denir [21].

Yorulma diğer bir ifadeyle tekrarlı gerilmeler altında çalışan, zamanla meydana gelen hasar olarak da tanımlanabilir [22].

Yorulma, mühendislik uygulamalarında sık sık karşımıza çıkmaktadır. Genellikle, miller, şaftlar, dişliler, türbin kanatları, motor parçacıkları, raylar, uçak kanatları, motor pistonları gibi tekrarlı gerilmeler altında çalışan makina parçalarında görülmektedir. Nitekim makina elemanlarında meydana gelen hasarların % 80'i yorulmadan kaynaklanmaktadır [23]. Dinamik yük altında çalışan parçaların yorulma davranışları hakkında doğru bilgi edinebilmek amacıyla bu parçaların gerçek kullanım koşullarında denenmeleri gerekir. Ancak bu yöntemin pahalı ve çok zaman alması nedeniyle, belirli standartlarda hazırlanan numuneler, basit laboratuvar çalışmaları yapılarak malzemelerin yorulma davranışları hakkında temel bilgiler edinilebilir [22] .

Malzemelerin yorulma dayanımı ise; sonsuz sayıda tekrarlanmasına rağmen kırılmaya neden olmayan en yüksek gerilme yorulma dayanımı olarak tanımlanır. Malzemelerin yorulma dayanımlarının statik dayanım değerinden çok daha düşük olduğu belirlenmiştir. Aynı zamanda da malzemelerin yorulma özelliklerini etkileyen, şekil, yüzey durumu, malzemenin cinsi gibi birçok parametrenin de olduğu belirlenmiştir [24].

2.1. Yorulmanın Oluşumu

İşletme koşullarında, ortaya çıkan gerilmeler her zaman mukavemet bilgisinin temel denklemlerine uymaz. Diğer bir deyişle çekme ve basma gerilmeleri parça kesitinde eşit olarak dağılmaz, eğme ve burma gerilmeleri de yüzeyden ortaya doğru doğrusal bir azalma meydana getirmeyebilir. Teorik olarak çekme ya da basmada kesite eşit olarak dağıldığı varsayılan gerilmeler ve eğme ya da burmada ise doğrusal olarak değiştiği varsayılan gerilmelerde uygulamada az ya da çok sapmalar görülür. Parçanın yüzey kalitesi, ortamın korozyon etkisi, kuvvet iletiminin türü, ön gerilme, malzeme hatası, mikro yapının büyük ölçüde heterojen olması gibi nedenler bölgesel gerilme yığılmalarını meydana getirir ve yorulma çatlakları gerilme yığılmalarının bulunduğu bölgelerde başlar [24].

Yorulma bir çatlakların başlaması ilerlemesi ve sonunda da numunenin iki yada daha fazla parçaya ayrılmasına sebep olan bir proses olarak tanımlanabilir. Bu süreç aşağıdaki denklikle açıklanabilir:

$$N_f = N_i + N_p \quad (2.1)$$

Burada;

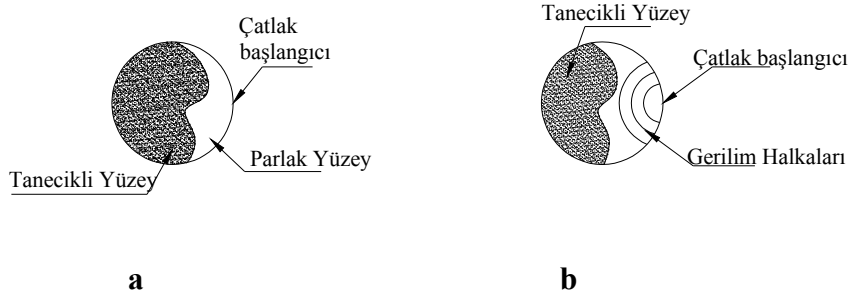
N_f : Numunenin Kırılması için gerekli toplam yorulma çevrimi.

N_i : Çatlakların başlaması için gerekli olan çevrim sayısı.

N_p : Numunenin kırılmasına kadar çatlakların ilerlemesi için gerekli olan çevrim sayısı [25].

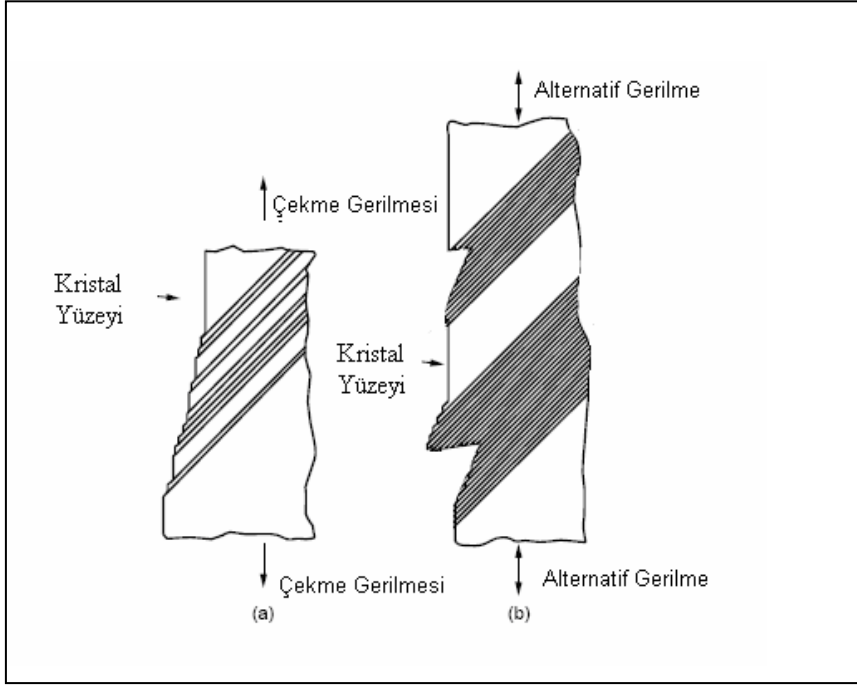
Bir yorulma kırılması genellikle tekrarlı gerilme uygulamaları altında küçük bir çatlak olarak başlar, çatlak ilerlemeye devam ettikçe malzemenin yükü taşıyan aktif kesiti azalır ve bu azalan kesite uygulanan gerilme de artmaktadır. Sonunda kalan aktif yüzeyin uygulanan yükü taşıyamayacağı bir noktaya ulaşılır ve malzeme kırılır. Çatlakların büyüyerek, ilerlemesi sırasındaki davranışından dolayı, bir yorulma kırılmasına ait bir yüzey, ayırt edilebilen farklı iki bölgeye ayrılır. Şekil 2.1’de genellikle karakteristik olarak farklı iki bölge gösteren bir yorulma kırılma

numunesinin yüzeyi gösterilmiştir. Parlak yüzey yavaş çatlak ilerlemesi sonucunda oluşmuştur, diğer koyu bölge ise aşırı yükleme sonucunda kırılan yüzeye aittir [26].



Şekil 2.1. Yorulma sonucunda kırılan parçaların yüzeyleri; (a) çatlak yavaş ilerlemesi, (b) farklı büyüklükte gerilme uygulanması sonucunda meydana gelen yüzey

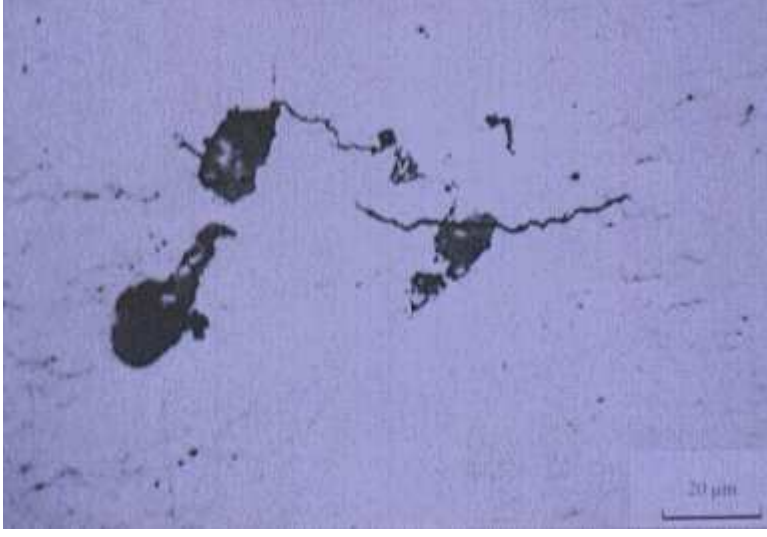
Genel olarak yorulmanın, yorulma numunelerinde yada parçalarında yüzeyden başladığı kabul edilmektedir. Daha önce yorulma mekanizmaları hakkında yapılan çalışmalar açıkça göstermiştir ki yorulma ters plastik akış ile diğer bir ifade ile dislokasyonların ileri geri hareketleri ile ilişkilidir. Eksenel yüklemelerde uygulanan gerilmemin yönü terstir bu nedenle ötürü kayma bantları yüzeyde oluşmaktadır. Şekil değiştirme tek yönlü olduğunda kayma bantları yüzeyde oldukça basit bir topolojide görülmektedir (Şekil 2.2).



Şekil 2.2. Yüzey sınırlarında kayma bantları ile yüzeyin kesişmesi a) çekme gerilmesi. b) alternatif gerilme

Diğer bir taraftan Eksenel yüklemelerde ya da alternatif yüklemelerde kayma bantları yüzeyde grup oluşturma eğilimindedir. Oluşan yivli bu yüzeyin topolojisi daha karmaşıktır. Kayma bantlarının uçları ve girintiler, gerilme bölgeleri oluşturmaktadır. Bu gerilme bölgeleri çatlağın başlamasını sağlamaktadır [25].

Yüksek dayanım malzemelerinde özellikle çelik ve alüminyum farklı bir çatlak başlama mekanizmasına sahiptir. Böyle malzemeler kayma deformasyonuna oldukça dirençlidir (Şekil 2.3). Matris ile inklüzyon ara yüzeyi oldukça zayıftır ve çatlak inklüzyonun ucundan başlar yada inklüzyon sert ve kırılgan olduğunda kırılır ve çatlak inklüzyonun her iki yönünde çift taraflı olarak başlar [27-32].



Resim 2.1. Yüksek dayanımlı alaşımlı bir çelikte yorulma çatlaklarının inklüzyondan Başlaması

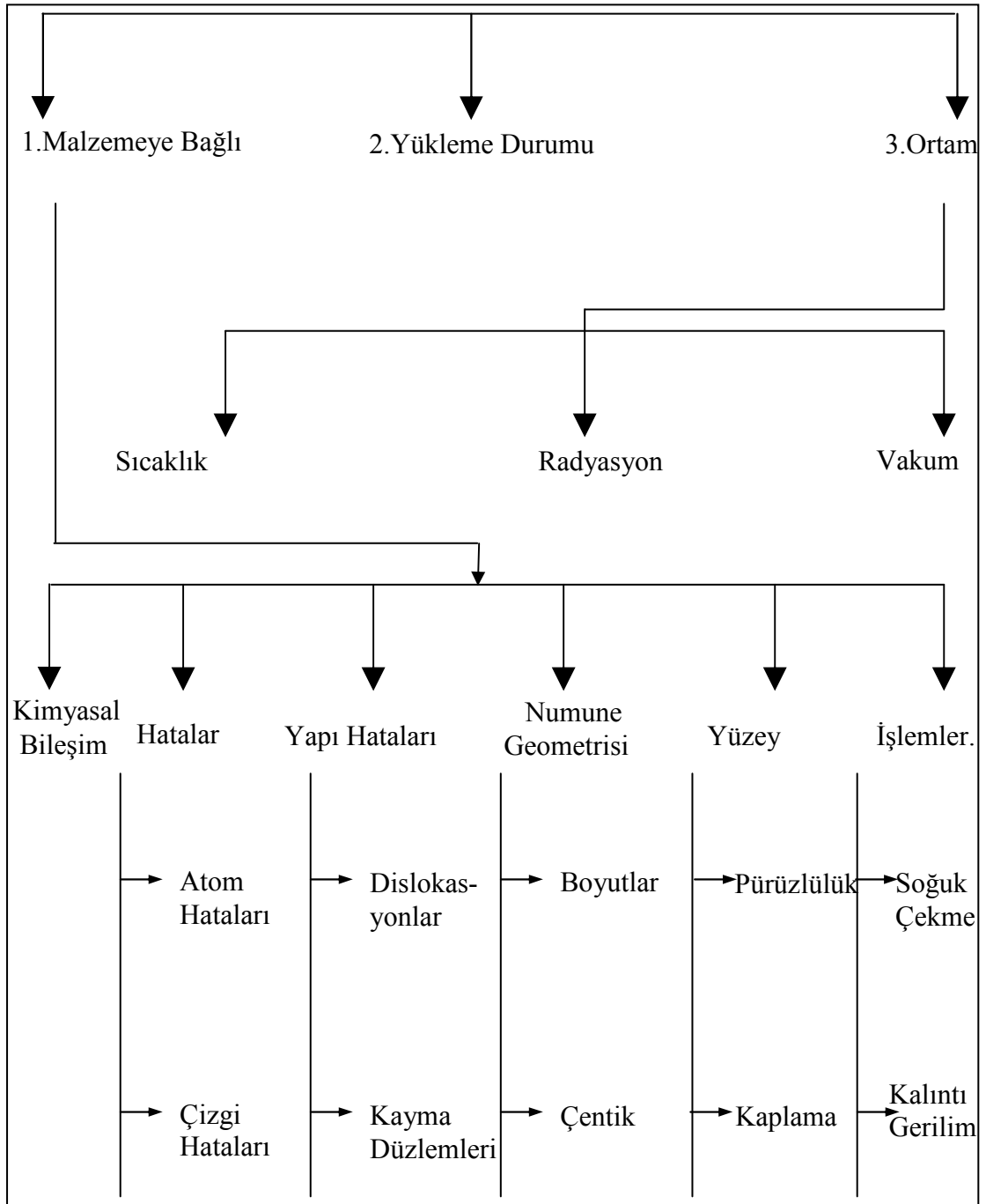
Makine parçalarına uygulanan gerilme miktarı her zaman aynı değildir. Örneğin, bir otomobil şaftında, otomobil hızla giderken şafta uygulanan gerilme fazladır. Ancak otomobil yavaşladığında şafta uygulanan gerilme azalmaktadır. Böyle değişken gerilmeler altında çalışan makina parçalarında gerilme arttığında çatlak ilerleyebilir ya da gerilme azaldığında çatlak ilerlemesi yavaşlar. Hızlı veya yavaş ilerleme ya da çatlakın ilerlememesi gibi alternatif durumlar çatlak yüzeylerinin birbirini ovma derecesini değiştirir. Bunun sonucunda da, midye kabuğu denilen halkalar yüzeyde meydana gelir [26]. Yüzeyde meydana gelen bu halkalar, malzemenin yorulma sonucunda kırıldığının iyi bir örneğidir. Diğer bir gösterge de parlak yüzeylerdir. Yorulma kırılması genellikle ani kırılma yüzeyinde küçük bir mesafede makroskobik plastik deformasyon eksikliği olarak karakterize edilir [33].

Yorulma hasarının diğer bir nedeni de montaj hatalarıdır. Örneğin, balansı bozulmuş bir milde, hesaplarda belirlenen gerilmelerden daha fazla gerilmeler meydana gelebilir [26].

2.2. Yorulmayı Etkileyen Faktörler

Yorulmayı etkileyen faktörlerin bir özeti Şekil 2.3’de verilmiştir.

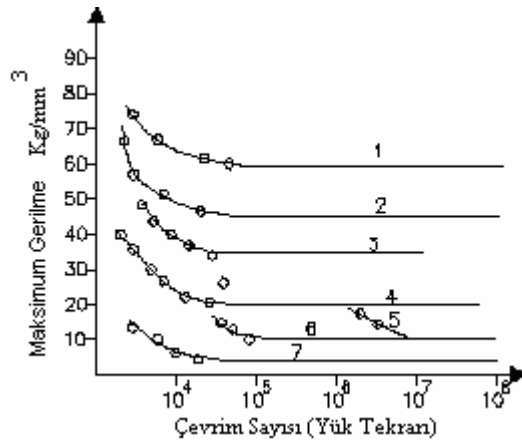
Yorulmayı Etkileyen Faktörler



Şekil 2.3. Yorulmayı etkileyen faktörler

2.2.1. Malzemenin cinsi ve bileşim etkisi

Genelde malzemelerin statik çekme dayanımı arttıkça, yorulma dayanımı sınırında da artma gözlenir. Alaşım elementleri ve uygun şekilde su verilip gerilim giderme işlemleri de çeliklerde statik çekme değerini arttırdığı gibi sertlik ve yorulma dayanım sınırlarını da arttırmaktadır [24]. Malzemenin yapısında kükürt (S) bulunması ise metal olmayan inklüzyonlar meydana getirdiği için yorulma dayanım sınırını düşürmektedir. Çelik malzemelerde genellikle 10^6 - 10^7 çevrimden sonra yorulma dayanım sınırına varılmaktadır. Demir dışı malzemelerde ise belirli bir yorulma dayanım sınırı yoktur [27–32]. Şekil 2.4’de değişik işlem görmüş malzemelerin yorulma dayanım sınır davranışları görülmektedir.



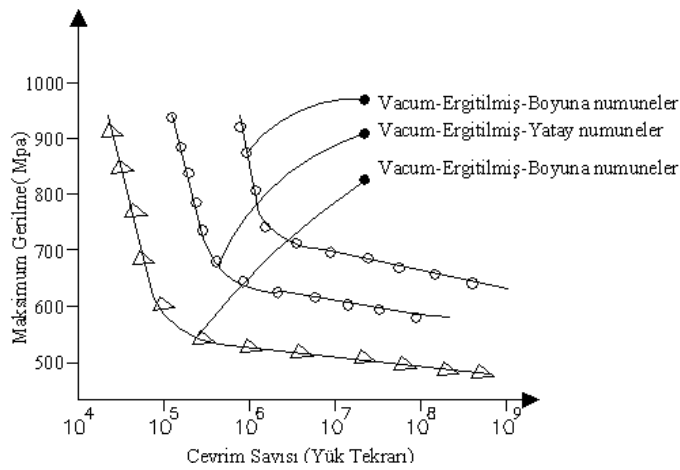
Şekil 2.4. Değişik malzemelerin yorulma sınır değerleri

1. Su verilmiş % 1,2 C çelik 2. Su verilmiş Cr, Ni'li çelik
3. Su verilmiş % 0,53 C çelik 4. Sıcak haddelenmiş makine yapı çeliği
5. Al-Cu alaşımları 6. Soğuk haddelenmiş ve tavlı bakır

2.2.2. Kalıntılar ve mikroyapı hataları

Normal şartlarda yorulma çatlakları metallerin yüzeylerinin hemen altında gevrekleşen tane sınırları, kayma bantları ve imalattan kaynaklanan yüzey pürüzlülüğü, kaynak bölgesi gibi gerilme yükseltici bölgelerden başlar [34]. Metalik olmayan inklüzyonlar, metallerin yorulma dayanımını düşürmektedir. Orta karbonlu çelikler için bu etki Şekil 2.5’de örneklendirilmektedir. Çelik numuneler aynı

dayanımı tavlannmıştır (max dayanım 1590 MPa) bu üç eğriyi elde etmek için. Şekil 2.5’de üst ve orta eğri vakum ortamında ergitilen numunelere, en alttaki eğri ise hava ortamında ergitilmiş çelik numunelere aittir. Hava ortamında ergitilmiş çelik Gaz halinde bulunan elementleri absorbe ettiği için, hava ortamında ergitilen çelik, vakum ortamında ergitilen çeliğe göre daha büyük ve çok sayıda inklüzyon içermektedir. Bu inklüzyonların da çelik numunelerin yorulma dayanımını azalttığı görülmektedir [33].



Şekil 2.5. Düşük alaşımlı çeliklerin yorulma dayanımı üzerinde metalik olmayan inklüzyonların etkisi

2.2.3. Parça boyutu

Değişik zorlamalar altında yorulan malzemelerin dış yüzeylerinde merkezden daha fazla gerginlik oluşur. Bundan dolayı kırılma, malzemenin yüzeyinde oluşan bir çatlaktan başlar. Dış katmandaki çatlağın gelişmesi malzemenin kesitine göre de gelişme farklılığı göstermektedir [24]. Genellikle çelik parçalarının boyutu arttıkça yorulma dayanımında da azalma meydana gelmektedir. Yorulma deneylerinde deney çubuğunun çapı 6 mm’yi aştığında, küçük çaplara oranla yorulma mukavemetinde % 20’ye varan bir azalma meydana gelmektedir [34].

Büyük boyutun yorulma dayanımını olumsuz yönde etkilemesinin temel iki nedeni

vardır. Birincisi, yüzey alanı arttığında yüzey hatalarının bulunma olasılığı da artmaktadır. İkincisi ise, bükme ve burma yüklemelerinde çap arttıkça gerilme eğimi de artmakta ve bu nedenle de çelikte gerilmeli bölgenin sayısı artmaktadır [23].

Parça boyutunun, yorulma dayanımı üzerindeki etkisi üzerine yapılan deneysel çalışmalar, numune boyutunun (çapının) artmasıyla, yorulma dayanımının da azaldığını göstermektedir. Çizelge 2.1’de deneye tabi tutulmuş bir çelik şaft, yorulma sınırlarının artan çap ile azaldığını göstermektedir [23].

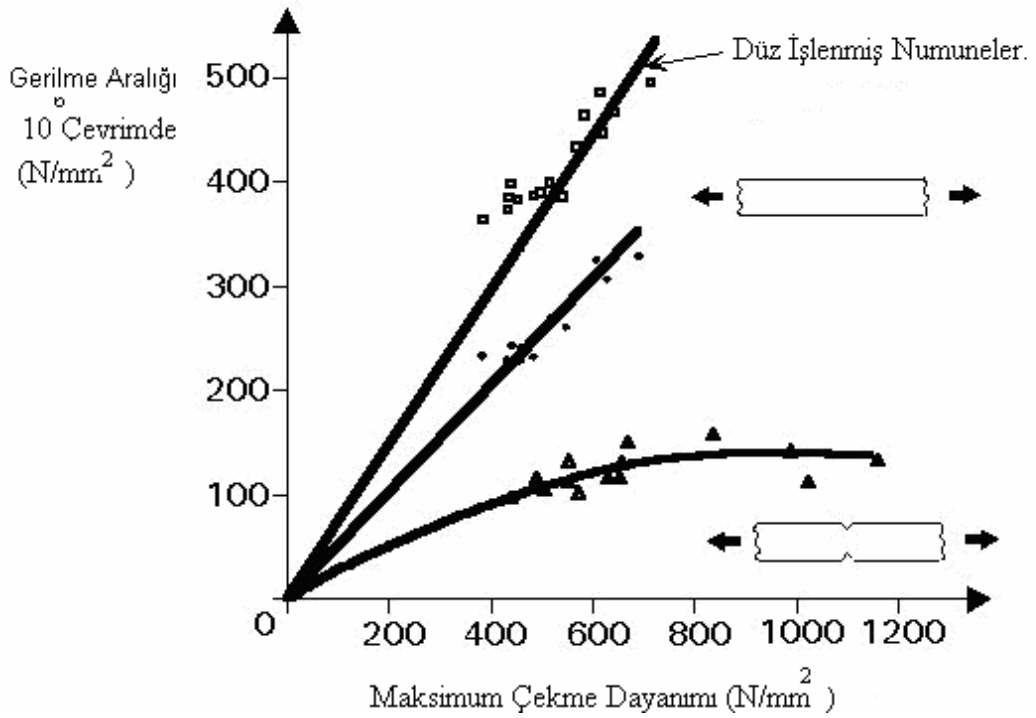
Çizelge 2.1. Çelik bir şaftın parça boyutunun yorulma limitine etkisi

Numune Çapı		Yorulma Dayanım Sınırı		
mm	inç		MPa	Ksi
7,6	0,30		248	36
38	1,50		200	29
152	6,00		144	21

2.2.4. Çentik (Gerilme Yığılması) etkisi

Parça kesitinde çentik, delik ve ani kesit değişimlerinin bulunması yorulma ömrünü önemli ölçüde azaltmaktadır. Kama yuvaları, vida dişlileri, pres geçmeler ve delikler gibi geometrik süreksizler nedeniyle oluşan gerilme yığılmaları sonucunda makina parçalarında yorulma çatlaklarının bulunması kaçınılmazdır [34].

Yüzeydeki herhangi bir tasarım veya üretim hatası gerilmeleri yoğunlaştırır ve yorulma çatlaklarının oluşmasını teşvik eder. Bu hassasiyet bir çentikli yorulma numunesi (Şekil 2.6) kullanarak ölçülebilir [27–32].



Şekil 2.6. Çentikli ve çentiksiz çelik numuneler için çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak yorulma dayanım sınırı

2.2.5. Yüzey ve yüzey işlemlerinin etkisi

Pratik olarak çoğu yorulma kırılmaları yüzeyde başlar. Bundan dolayı da yüzey koşulları yorulma dayanımında aşırı derecede önem kazanmaktadır [25]. Eğilme, burulma gibi çoğu yükleme çeşitleri için maksimum gerilme yüzeyde başlar. Bundan dolayı da yorulma kırılmalarının yüzeyde başlaması mantıklıdır. Yorulma özelliklerinin yüzey durumuna karşı çok hassas olduğuna dair çok miktarda kanıt bulunmaktadır. Yorulma numunelerinin yüzeyini etkileyen faktörler kabaca 3 gruba ayrılabilir:

- 1- Yüzey pürüzlülüğü ya da yüzeydeki gerilme arttırıcılar
- 2- Metal yüzeyinin yorulma dayanımındaki değişiklikler
- 3- Yüzeyin kalıntı gerilme koşulundaki değişimler

Bu üç faktöre ilaveten yüzey; oksidasyon ve korozyona maruz kalmaktadır [27].

Yüzey ne denli düzgün olursa yorulma ömründe o kadar artmaktadır. Parlatılmış yüzeyler pürüzlere göre yorulma kırılmalarına karşı daha yüksek yorulma ömrü göstermektedir. Çizelge 2.2’de 655 MPa gerilme altında deneye tabi tutulmuş SAE 3130 çelik numunelerinin yorulma ömrünün numunelerin yüzey şartları ile ilişkisi verilmiştir.

Çizelge 2.2. 655 MPa Gerilme altında deneye tabi tutulmuş SAE 3130 çelik numunelerin ortalama yorulma ömrü ile yüzey işleme tipi arasındaki ilişki

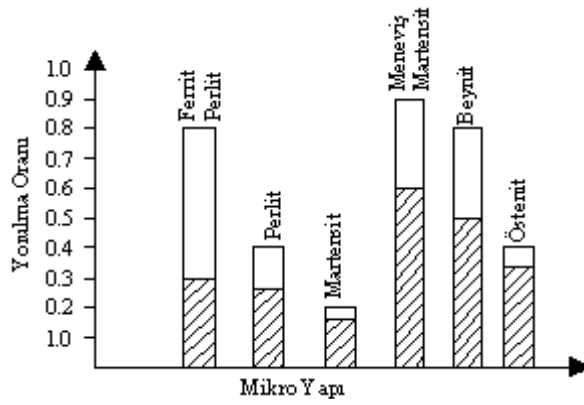
Yüzey İşleme Tipi	Yüzey Pürüzlülüğü (μm)	Ortalama Yorulma Ömrü (Çevrim Sayısı)
Tornada İşlenmiş	2,67	$24,10^3$
Kısmi Elde Parlatılmış	0,15	$91,10^3$
Elde Parlatılmış	0,13	$137,10^3$
Tornalanmış	0,18	$217,10^3$
Taşlanmış ve Tornalanmış	0,05	$234,10^3$

Zorlamalardan sonra çatlaklar yüzey pürüzlülüğü fazla olan yüzeylerde daha çabuk oluşur. Çok iyi yüzey kalitesi olan malzemelerde daha kötü kalitedeki yüzeylere göre çok yüksek dayanım sınırı elde edilebilir. Yüzey işlemleri dediğimiz pürüzlülük çeşitlerinin çekme dayanımına etkisinin yanında, parçada olabilecek delik, çentik kayma yuvaları, kuvvetlerin doğrultu değiştirdiği yerler ya da çeşitli süreksizlikler yorulma dayanımı azaltarak kırılmaya sebep olmaktadır [24].

2.2.6. Isıl İşlemler ve mikro yapının etkisi

Genel olarak mukavemeti arttıran ısı işlemler yorulma mukavemetini arttırsa da bu konuda mikro yapının şu önemli özellikleri vardır: çelik gibi karmaşık bir içyapıya sahip olan cisimlerin yorulma mukavemetinin düşük değerler olması metalürjik çentiklerden meydana gelebilir. Bu metalürjik çentikler iri perlit, inklüzyonlar, alaşım elemanlarının çözülmesi, su verme sırasında bir miktar kalıntı östenitin kalması olabilir (Şekil 2.7).

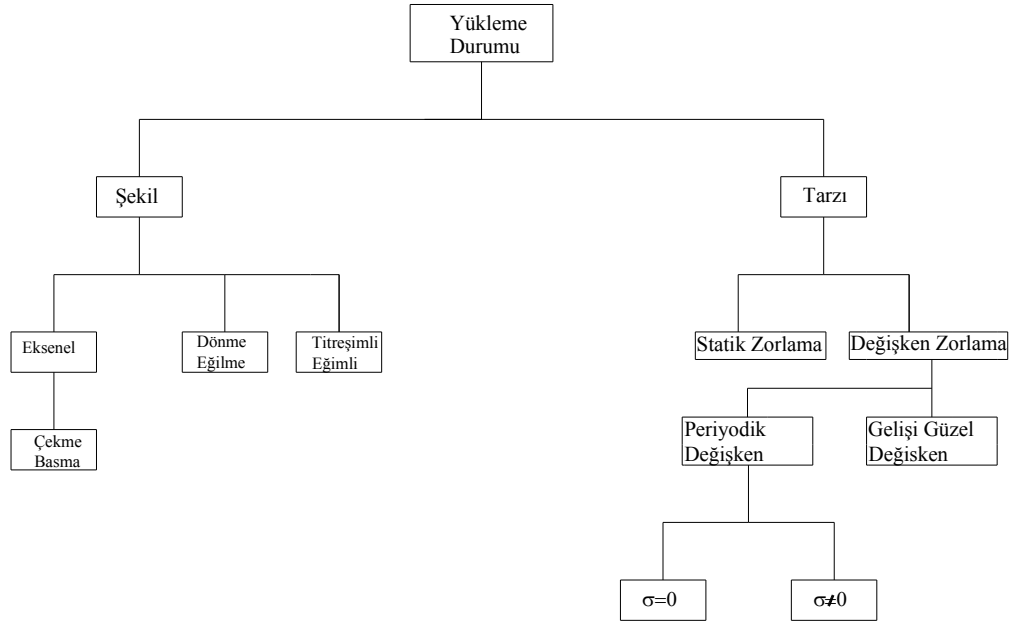
Çeliğin içyapısında bulunan martensit fazın azalması, yorulma dayanım sınırının azalmasına yol açar. Ayrıca tane boyutunun yorulma dayanımına çok az bir etkisi bulunmaktadır. Tane boyutunun küçük olması yorulma dayanımını az miktarda arttırmaktadır [34].



Şekil 2.7. Çeliğin mikro yapısının yorulma oranına etkisi

2.2.7. Yükleme durumu

Yorulmaya etki eden kuvvetler eksenel düzlemsel ya da burulma zorlaması şeklinde meydana gelebilir. Yorulma dayanım sınırı değişik zorlamaların şekline göre de farklılık gösterebilir (Şekil 2.8). Aşırı zorlamalarda malzemenin yorulma ömrünü kısaltır [34].



Şekil 2.8. Malzeme üzerine gelen yükleme durumu

2.2.8. Çalışma ortamı

Makine parçalarının kullanıldıkları ortamlar ve koşullarda malzemenin yorulma dayanımını etkiler. Bu etkenler sırasıyla açıklanmıştır.

Sıcaklık ve radyasyonun etkisi

Düşük sıcaklıklarda yorulma dayanımının arttığı bilinmektedir. Çok özel durumlar hariç sıcaklığın artması yorulma dayanımının azalmasına sebep olmaktadır [24]. Yüksek sıcaklıkta çalışan malzemelerin çoğunda yorulma çatlağının, başlaması için az sayıda çevrim yeterli olmaktadır. Karbonlu çeliklerde 400 °C' yi aşan sıcaklıklarda yorulma belirtilerinin, bunun altındaki sıcaklıklarda ise yorulma mukavemetinde bir iyileşme görüldüğü bilinmektedir [34]. Sıcaklığın yorulma üzerindeki etkisini iki gruba ayırabiliriz.

Düşük sıcaklık yorulması

Metaller üzerinde oda sıcaklığının altında yapılan yorulma deneyleri, yorulma dayanımının azalan sıcaklıkla birlikte arttığını göstermektedir. Ayrıca yorulma dayanımının azalan sıcaklıkla birlikte çekme dayanımından daha fazla arttığı belirlenmiştir [33].

Yüksek sıcaklık yorulması

Genelde, metallerin yorulma dayanımı artan sıcaklıkla birlikte azalmaktadır oda sıcaklığının üstünde: 200 °C'den 300 C°'ye maksimum yorulma dayanımı özelliği gösteren yumuşak çelik bir istisnadır. Maksimum yorulma dayanımının bu sıcaklık aralığında olmasının sebebi daha önce tartışılan gerinim yaşlanmasıdır. Sıcaklığın oda sıcaklığının üzerine çıkması ile sürünme mekanizması yüksek sıcaklıklarda önemli duruma gelecektir [33].

Isıl yorulma

Yüksek sıcaklıkta yorulma kırılması için üretilen gerilmelerin mekanik bir kaynaktan gelmesine gerek yoktur. Mekanik sebeplerle gerilme oluşturmeyen koşullar altında yorulma kırılması dalgalı ısı gerilme (azalan, artan) ile oluşturulabilir. Sabitlenmiş ve desteklenen bir basıncın en basit hali için, ısı gerilme sıcaklık değişimi ile artmaktadır [33].

$$\sigma = \alpha \cdot E \cdot \Delta T \quad (2.2)$$

σ = Gerilme

Δt = Sıcaklık değişimi

α = Genleşmenin lineer termal katsayısı

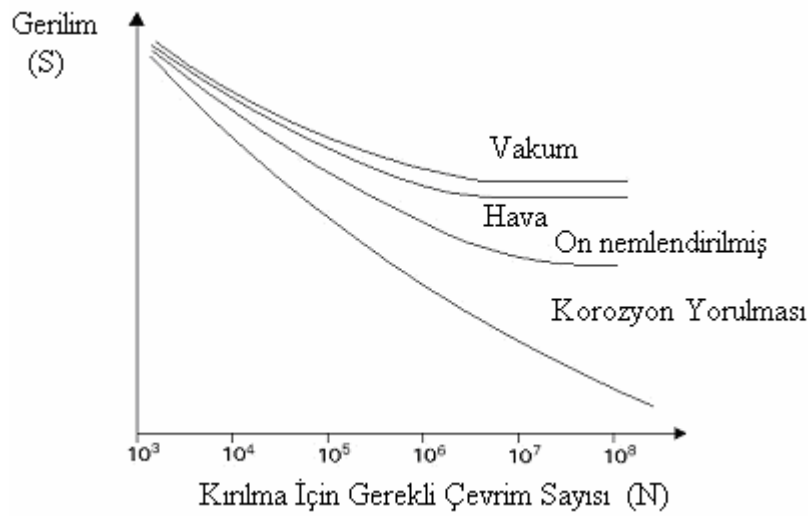
E = Elastikiyet modülü

Eğer kırılma termal gerilmenin bir uygulamasıyla gerçekleşiyorsa bu koşul termal

şok olarak adlandırılmaktadır. Eğer kırılma ısı gerilmenin tekrarlı uygulamaları sonucunda meydana geliyorsa ısı yorulma olarak adlandırılmaktadır. Östenitik paslanmaz çelikler ısı yorulmaya çok duyarlıdır. Bunun sebebi de düşük termal iletkenlik ve yüksek termal genişlemeye sahip olmalarıdır [33].

Korozyon etkisi

Yorulma olaylarında mekanik etkilerin yanında kimyasal korozyon etkileri de görülebilir. Yorulmadan önce malzemenin korozyona uğraması yorulma dayanımını azaltır. Korozyona uğramış bölgeler çentik etkisi gösterirler ve kırılmayı hızlandırırlar [33]. Yorulma, korozyonlu ortamlarda olursa korozyonlu yorulma adını almaktadır. Korozyonlu ortamlar çelik yüzeylerinde, çevrimli gerilme uygulaması olmasa bile karıncalanma olgusu ile gözenekler meydana getirebilir. Bunlar çentik etkisi yaratmaktadır (Şekil 2.9) [27-32].



Şekil 2.9. Çentiksiz numuneler üzerinde yorulmanın etkisi

Tekrarlı yada dalgalı olarak azalan, artan gerilmelerin ve ilerleyen çatlak üreten bir korozi çevrenin eş zamanlı hareketi korozyon yorulmasıdır. Zaman bağımlı çevresel etkiler aynı zamanda birinci derecede önemlidir [5].

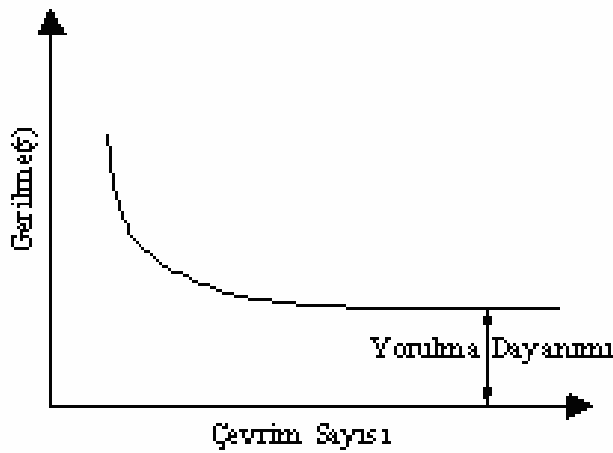
2.3. Yorulma Dayanımının Belirlenmesi

Yorulma dayanımı, düzgün ya da çentikli parçalarda belirli bir ortalama gerilmenin parçanın kırılmadan veya belirli bir şekil değiştirmeye uğramadan sonsuz çevrim sayısında taşıyabileceği gerilme denir [5]. Sonsuz sayıda yük tekrarını kırılmadan ya da aşırı şekil değişimine uğramadan taşıyabilen bir yapı elemanı yorulmaya karşı dayanıklıdır denir. Malzemelerin yorulma dayanımlarının saptanması için eksene paralel doğrultuda mekanik ya da elektronik olarak parlatılmış düzgün deney parçaları kullanılır. Çentik duyarlılığının arttırılması için de; çentik katsayıları belirli deney parçalarından yararlanılır. Günümüzde kullanılan deney makinaları: çekme, çekme basma, çevresel eğme, ileri geri ve burma yanında bileşik zorlamaları da mümkün kılmaktadır. Bu makinaların deney frekansları yapılarına bağlı olarak 500–1500 dev/dak dakikadır. Söz konusu aralık için çelikten yapılmış düzgün parçaların yorulma dayanımları frekansa bağımlı değildir. Ancak hafif metallerde ve çentikli çelik parçalarda yorulma davranışı frekansla değişir [24].

Malzemelerin yorulma dayanımı genelde Wöhler yöntemiyle bulunur. Bu yöntemde malzeme biçim ve yüzey kalitesi bakımından tümüyle aynı olan deney parçaları her biri aralıksız şekilde ve farklı seviyelerde zorlanarak kırılmanın olduğu çevrim sayısı saptanır. Bir deney içerisinde çoğunlukla 6–10 adet parça kullanılmaktadır. Belirli bir deney parçası için başlangıçta ayarlanan yorulma zorlaması deney sırasında değiştirilemez, yani tek kademeli yorulma deneyi söz konusudur. Buna karşın çok kademeli yorulma deneyinde zorlama sistematik olarak deney sırasında değiştirilir. Her bir zorlama kademesi belirli çevrim sayıları arasında sabit kalır. Zorlamanın sırası istenildiği gibi seçilebilir, yani giderek azaltılabilir, arttırılabilir veya karışık olabilir [5].

Deneyin amacı, malzeme ve deney makinasına göre yük ve şekil değiştirme genlikleri kontrol edilir ve bu büyüklükler gerilme ya da birim şekil değişimi değerlerine dönüştürülür. Wöhler yönteminde bir deney serisinde tüm parçalar için ortalama gerilme σ_{alt} veya alt gerilme σ_{alt} sabit tutularak her deney için

gerilme genliği σ_q seçilir. İlk deney parçası üst gerilme genellikle akma sınırına yakın olacak şekilde, yüksek düzeyde zorlanır. Daha sonraki deney parçalarına gidildikçe daha düşük zorlama uygulanarak gerilme genlikleri ve kırılmanın görüldüğü çevrim sayılarının bir eğri olarak çizimi ile, eğer noktalar büyük dağılımlar göstermiyorsa Şekil 2.10'daki Wöhler eğrisi elde edilir. Bu grafikte normal olarak apsis (Çevrim Sayısı) logaritmik ordinat (gerilme genliği) ise metrik bölümlü olarak seçilir.



Şekil 2.10. Wöhler eğrisi

Sonsuz çevrim sayısında kırılmanın görülmediği en büyük gerilme genliği yani eğrinin asimptotuna karşı gelen değer yorulma dayanımını verir. σ_y veya t_y ile gösterilir. Diğer yandan belirli bir çevrim sayısından sonra (N_s : Sınır Çevrim Sayısı) eğri sonsuz çevrim sayısına yaklaşıyor kabul edilir. Sınır çevrim sayısı da oda sıcaklığında ve düşük sıcaklıklarda çelikler için $10 \cdot 10^6$, ağır ve hafif metaller için $10 \cdot 10^7$ ya da daha fazla alınır. Deney süresini kısaltmak amacıyla da çelik için $2 \cdot 10^6$ ve hafif metalleri için $10 \cdot 10^6$ sınır çevrim sayıları kullanılmaktadır. Bundan dolayı da σ_y sembolü yanında söz konusu sınır çevrim sayısı da verilmektedir [5].

Yorulma deneyinde kullanılan numunelere farklı büyüklükte tekrarlı gerilmeler uygulanır ve numunelerin kırılması için çevrim sayısı ölçülür. Şekil 2.11'de görüldüğü gibi silindirik numunenin işlenmiş bir ucu motor tarafındaki bağlama aparatına (ayna veya pense) bağlanır. Diğer uçtan ağırlık asılır. Başlangıçta

numunenin üst yüzeyine çekme gerilmesi etki ederken alt yüzey basma gerilmesine maruz kalır. Numune 90° döndükten sonra normal olarak çekme ve basmada bulunan bölgelerin üzerine gerilme etki etmez. Toplam 180° döndükten sonra normal olarak çekme altındaki bölge şimdi basma etkisi altındadır. Bu nedenle herhangi bir noktadaki gerilme sıfır noktasındaki gerilmeden maksimum çekme gerilmesine ve sıfır gerilmeden maksimum basma gerilmesine bir devir tamamlar. Numune üzerine etkiyen maksimum gerilme aşağıdaki ifade ile verilir [21].

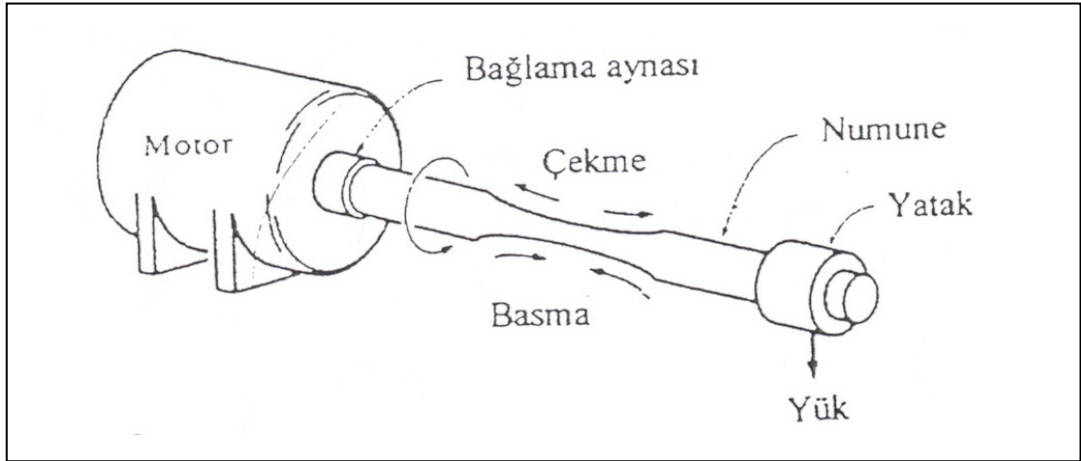
$$\sigma = 10,18 L F / d^3 \quad (2.3)$$

Burada;

L: Çubuğun boyu

F: Yük

d: Çubuk Çapıdır.

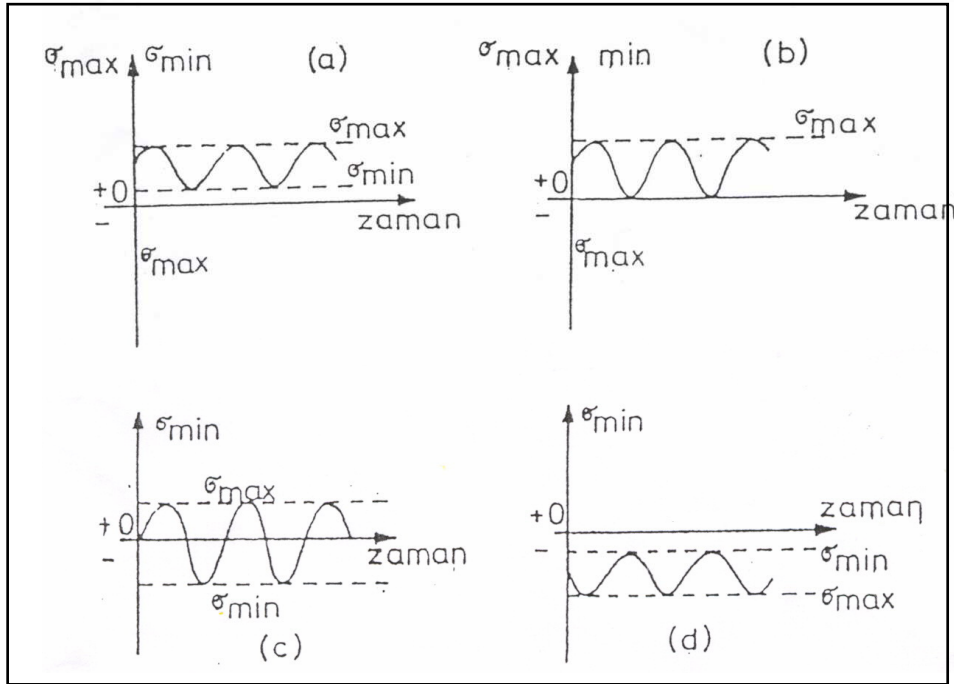


Şekil 2.11. Wöhler tipi yorulma cihazlarında “Serbest Uçlu Kiriş” deney düzeneği

Yorulma eğrilerinden iki önemli büyüklük belirlenir. Bunlardan birisi yorulma ömrü diğeri de yorulma dayanımıdır. Yorulma ömrü belirli büyüklükte tekrarlı gerilme etkiyen bir malzemenin kırılmasına kadar geçen çevrim sayısını gösterir. Yorulma dayanımı ise; bir malzemenin belirli bir çevrim sayısı sonucunda kırılmasına neden olan gerilme değeri olarak tanımlanır [34].

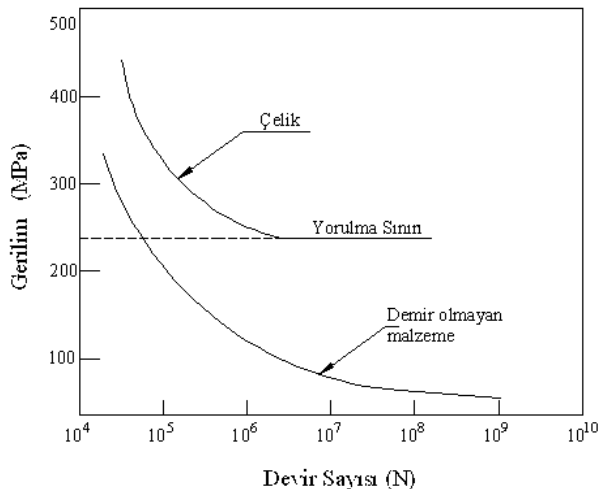
Yorulma cihazlarında bulunan tertibat sayesinde cisme uygulanan gerilmeler iki sınır arasında zamanın sinüzoidal bir fonksiyonu olarak, devamlı olarak değiştiğini göstermiştir [34].

Şekil 2.12’de σ_{min} ve σ_{max} ’un muhtelif durumlarına göre gerilme zaman eğrisinin şekilleri görülmektedir. Çekme gerilmeleri (+) olarak alındığında, (a)’da malzeme sadece değişken çekme kuvvetlerinin altındadır. (b)’de yine malzemeye çekme kuvvetleri etki ediyorsa da burada (σ_{min}) sıfıra eşittir. (c) halinde ise $\sigma_{max} = -\sigma_{min}$ olup bu durumda cisme aynı değerde maksimum çekme ve basma gerilmesi arasında değişken gerilmeler etkilemektedir. Yorulmada bu sonuncu durum özel bir haldir. Buna alternatif gerilme denmektedir. (d)’de ise malzeme sadece değişken basınç gerilmelerinin etkisi altındadır. Gerilmenin $\sigma_{max} + \sigma_{min}/2$ ’den itibaren artarak σ_{max} ’a eşit olması ve bundan sonra azalarak σ_{min} ’e düşmesi ve bunu izleyerek tekrar başlangıçtaki değerini almasıyla malzemeye bir yükleme işlemi yapılmış olur. Bu işlem deney aletlerindeki özel tertibat sayesinde belirli bir süre içerisinde belirli defa tekrarlanır. Bu şekilde saniyede yapılan yükleme sayısına yorulma deneyinin frekansı denir. Genel olarak frekans, belirli bir koşulu aşmamak koşuluyla mümkün olduğu kadar hızlı olmalıdır [22].



Şekil 2.12. Yorulma gerilme periyotları

Yorulma diyagramında eğrinin yatay duruma geldiği gerilmeye, yorulma sınırı denir. Bu gerilmenin altındaki tekrarlı gerilmelerde malzemenin sonsuz çevrime dayanabileceği kabul edilir. Ancak demir dışı malzemeler 100 milyon çevrim sayısından sonra bile belirgin bir yorulma sınırı göstermez [22].



Şekil 2.13. Çelik ve demir olmayan malzemelerin tipik Wöhler diyagramı

Demir, çelik ve demir dışı malzemelerin Wöhler eğrileri Şekil 2.13’de verilmiştir. Demir Çelik Grubuna giren malzemelerin yorulma eğrileri, oda sıcaklığında belirli bir gerilme değerinde, belirli bir çevrim sayısından sonra yatay hale gelir. Demir ve çelik gibi malzemelerde yorulma sınırı (σ_y) ile çekme dayanımı (σ_c) ve Brinell sertliği (BSD) arasında aşağıda verilen bağıntı bulunmaktadır [22].

$$\text{Yorulma Sınırı } (\sigma_y) \cong 0,5 \cdot \sigma_c \cong 0,18 \text{ BSD'dir.} \quad (2.4)$$

2.4. Yorulma Cihazları ve Sınıflandırılması

Bazı mekanik deney alanlarının tersine, yorulma dayanımı için çok sayıda deney cihazı ve numune dizaynı geliştirilmiştir. Yorulma deneyinin laboratuvar şartlarında yapılabilmesi için çok sayıda yorulma cihazı ticari olarak satılmaktadır.

Yorulma deneyi numuneleri temel olarak yükleme türüne göre tarif edilirler:

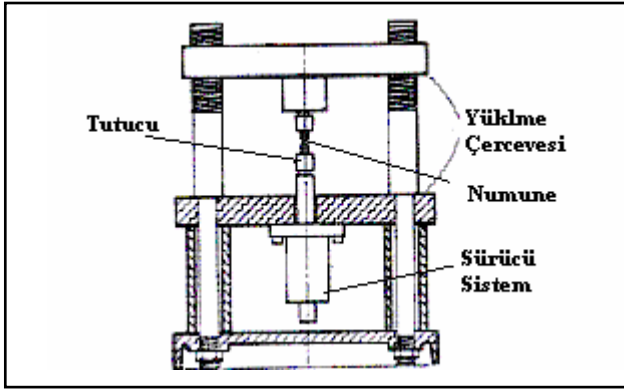
- 1) Doğrudan (Eksenel) Gerilme
- 2) Düz/Düzlemsel Eğme
- 3) Döner -Eğme
- 4) Değişken Burulma
- 5) Bileşik Gerilme [23].

2.4.1. Eksenel yorulma cihazları

Eksenel yorulma deney cihazı, deney numunesine kesitin her yerinde uniform bir gerilme ya da gerinime maruz bırakır. Aynı kesit için eksenel yorulma cihazı statik eğme makinası ile aynı gerilme elde etmek için, çok daha fazla kuvvet sağlaması gerekir. Eksenel cihazlar, çoğu uygulamalar için yorulma verileri elde etmek için kullanılır ve saptanmış en iyi metodu sunar (Şekil 2.14) [23].

Eksenel yorulma cihazları kendi arasında 3 gruba ayrılır:

- 1) Elektromekanik sistemler
- 2) Servo hidrolik kapalı devre sistemleri
- 3) Elektro manyetik sistemler



Şekil 2.14. Bir elektro hidrolik eksenel yorulma cihazında şematik yükleme biçimi

2.4.2. Eğme -Yorulma cihazları

Yorulma cihazlarının en yaygın tipi küçük eğme yorulma cihazıdır. Genel olarak bu cihazlar karmaşık bir yapıya sahip değildirler. Pahalı olmayan bu sistemler, düşük donanım yatırımı ile kapsamlı deney yapmaya olanak sağlarlar. Eğme yorulma cihazları genel olarak ikiye ayrılır:

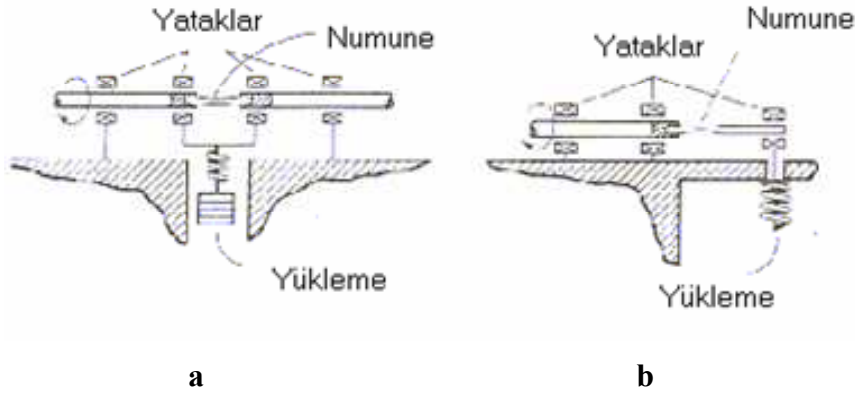
- 1) Konsol kiriş cihazları
- 2) Dönmeli –Eğmeli yorulma cihazları [23].

Konsol kiriş cihazları

Bu yöntemde deney numunesi konik bir genişlik, kalınlık ya da çapa sahiptir. Deney alanının bir bölümü içinde, homojen bir şekil değişimi sağlamak amacıyla gerekli olan yükleme, aynı kesitte eksenel ya da eğme yorulmasındaki gerekli olan yüklemekten daha azdır [23].

Dönmeli-Eğmeli yorulma cihazları

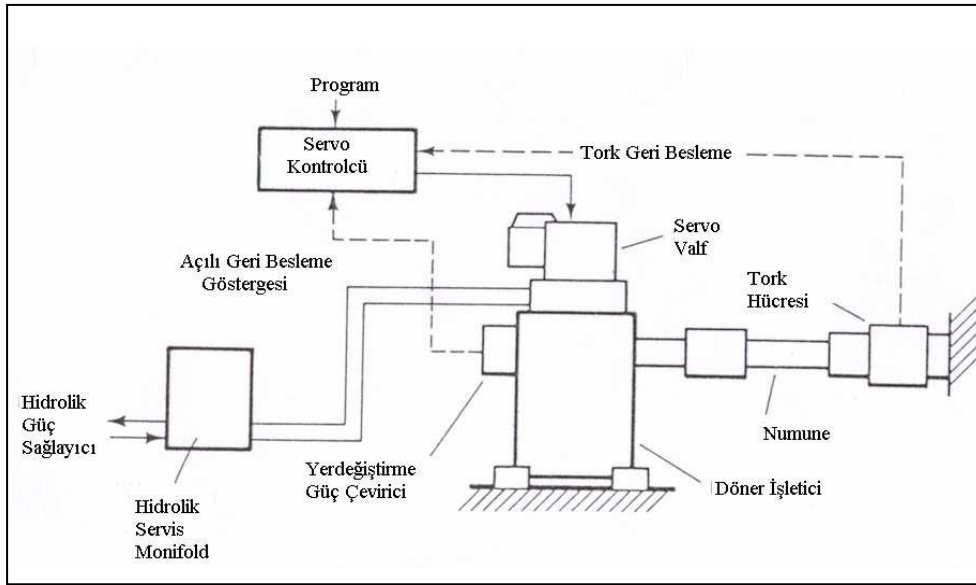
Dönmeli Eğmeli yorulma cihazlarının ilk tipi ve en çok kullanılanıdır. Bu cihazın en büyük avantajı basit olmasıdır. Genel bir döner kiriş cihazının genel elemanları motor dönme eylemi için gerekli olan enerjiyi sağlar. Motorun gücü çok önemli değildir. Deney frekansı (dev/dakika) sadece yorulma verilerinin alınma süresini etkiler. Bir motordaki (Şekil 2.15) dönme hareketini parçaya iletecek olan taşıyıcı ve deney numunesi taşıyıcıya bağlanmasını sağlayan bilezikler vardır. Yükün numuneye iletimi farklı yöntemlerde olabilir. Döner kiriş cihazında deney numunesini dairesel yüzeyi sinüzoidal bir gerilmeye maruz kalır. Diğer bir ifadeyle başlangıçta numunenin üst yüzeyine bir çekme gerilmesi uygulanırken alt yüzeyi basma gerilmesine maruz kalır. Numune toplam 180° döndüğünde normalde çekme gerilmesi altında kalan bölge şimdi basma gerilmesi ve basma gerilmesi altında kalan bölge çekme gerilmesi altındadır [23].



Şekil 2.15. Dönmeli Eğmeli yorulma deney cihazları; (a) 4-noktadan yüklemeli deney cihazı, (b) 1-noktadan yüklemeli deney cihazı

Burulma yorulma deneyi cihazları

Eğer maksimum gerekli burulma küçük olduğunda, burulma yorulma deneyi uygun sabitleyici kullanım ile eksenel cihazlar üzerinde gerçekleştirilebilir. Özel imal edilmiş burulma yorulma cihazları, elektromekanik cihazlardan meydana gelir. Bu cihazlarda servo hidrolik Makinalar ve krankların kullanımı ile lineer hareket dönme hareketine çevirilir (Şekil 2.16) [23].

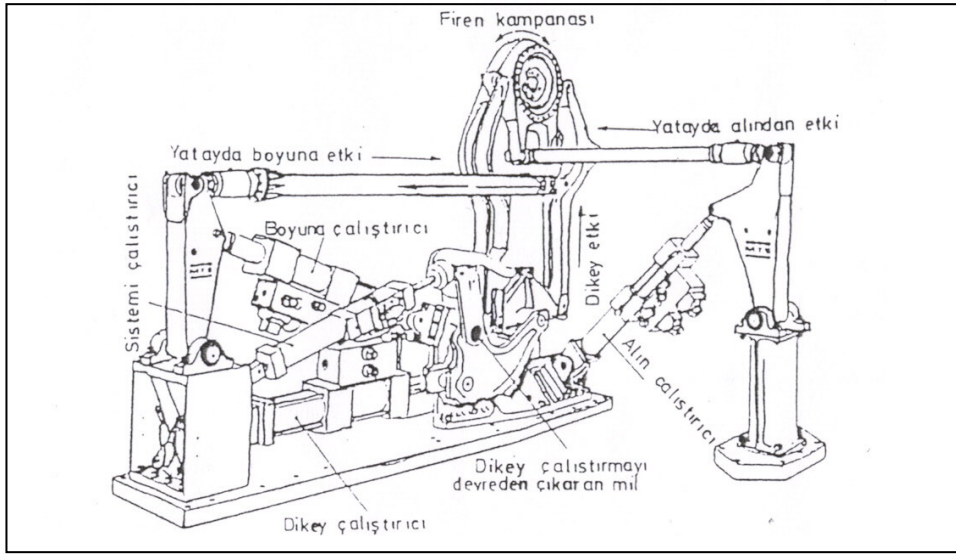


Şekil 2.16. Servo Hidrolik burulma yorulma deneyi cihazının şematik resmi.

Çok eksenli yorulma deneyi cihazları

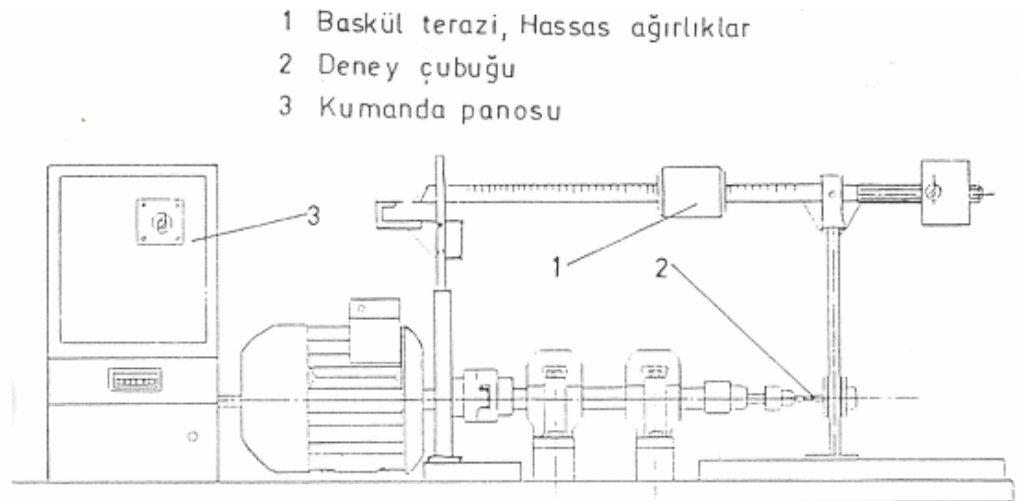
Çoğu özel yorulma deney cihazları, iki ya da üç eksenli gerilme altında çalışan metal parçalarının özelliklerini belirlemek için iki ya da daha fazla yükleme için tercih edilmişlerdir. Çoğu gerçek servis koşulları karmaşık gerilme sistemleri içerdiği için böyle deneyler özellikle önemlidir. Yaygın olarak kullanılan iki eksenli yorulma deney numunesi eş zamanlı olarak iç basınç ve eksenel yüklemeye maruz kalan düz (çizgisel) bir numunedir. Çekme ve burma sistemlerinde, çekme ve basma eksenel yüklemeleri ve burma yüklemeleri eş zamanlı olarak sağlanır [23].

Aşağıda sanayi ve laboratuvar amaçlı kullanılan çeşitli yorulma deneyi makinaları gösterilmiştir (Şekil 2.17) [24].



Şekil 2.17. Bitmiş ürüne uygulanan yorulma ömrü dayanım deneyi

Bu cihazlar aksenal eğme, çevresel eğme, çekme ve basma gibi etkileri ürünlere ayrı ayrı ya da birlikte tatbik etme özelliğine sahiptir. Aynı zamanda bilgisayarla da donatılmış olduklarından tatbik edilen zorlamanın şiddeti ve cinsine göre grafikler çizilir ve değerlendirilir. Şekil 2.18’de ise genel bir dönmeli-eğmeli yorulama cihazı gösterilmiştir [24].



Şekil 2.18. Yorulma deney cihazı ve elemanları

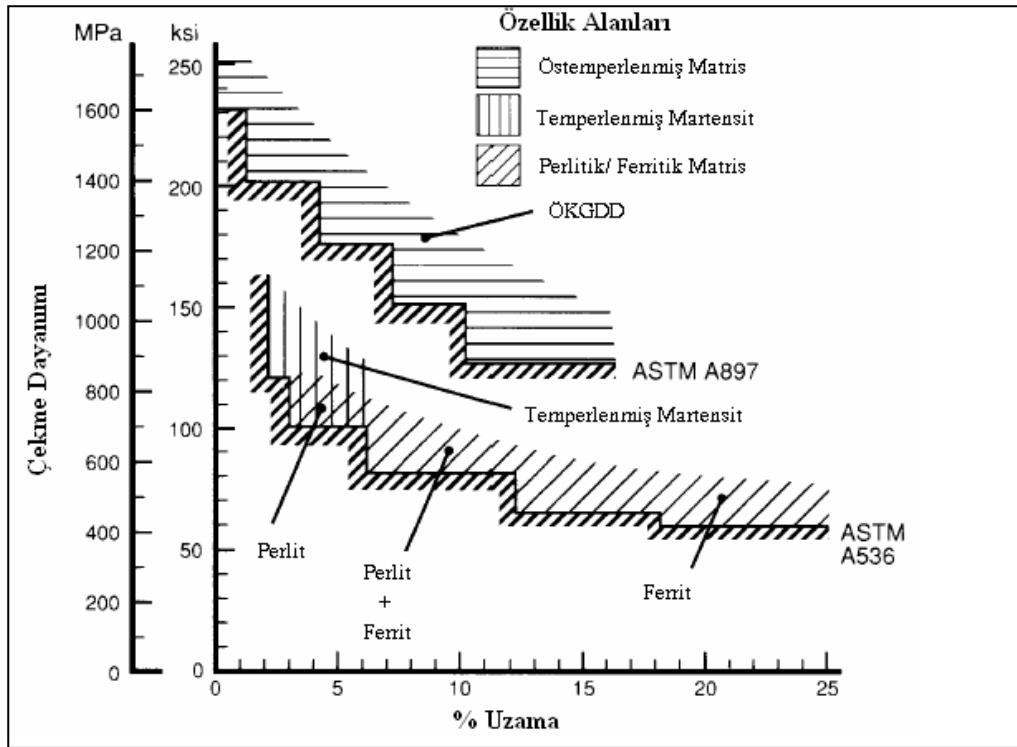
2.5. Yorulma Deneyi Numuneleri

Malzemelerin temel yorulma karakteristiğini belirleme ve değerlendirmede metal ve alaşımlarından alınan bir numune kullanılır. Bu ilk kullanıma ilaveten, numuneler, malzeme üzerinde çeşitli yüzey işlemleri, yüzey işleme biçimi, çevre ve çentik etkisinin etkilerini çalışmak üzere dizayn edilebilirler. Tipik bir yorulma numunesi deney kısmı ve 2 adet sıkıcı kısımdan meydana gelir. Sıkıcı kısımlar yükü motordan deney kısmına aktarmak amacıyla tasarlanırlar [23].

Kullanılan numune tipi kullanılan yorulma cihazının cinsine göre değişmektedir. Çatlak başlangıcı yüzeye bağımlı olduğundan ve genelde yüzeyden başladığından numunelerin yüzeyleri parlatılmış olmalıdır.

3.ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER (ÖKGDD)

ÖKGDD'ler küresel grafitli demir ailesinin herhangi bir üyesi gibi döküldüğünden geleneksel küresel grafitli dökme demirlerin sağladığı tüm avantajları sağlamaktadır. ÖKGDD'ler küresel grafitli dökme demirlere östemperleme ısıl işleminin uygulanması ile üretilmektedir. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler genelde karışık fazlardan meydana gelen bir matris içerisinde yerleşmiş küresel grafit içeren bir mikroyapıya sahiptir [6].



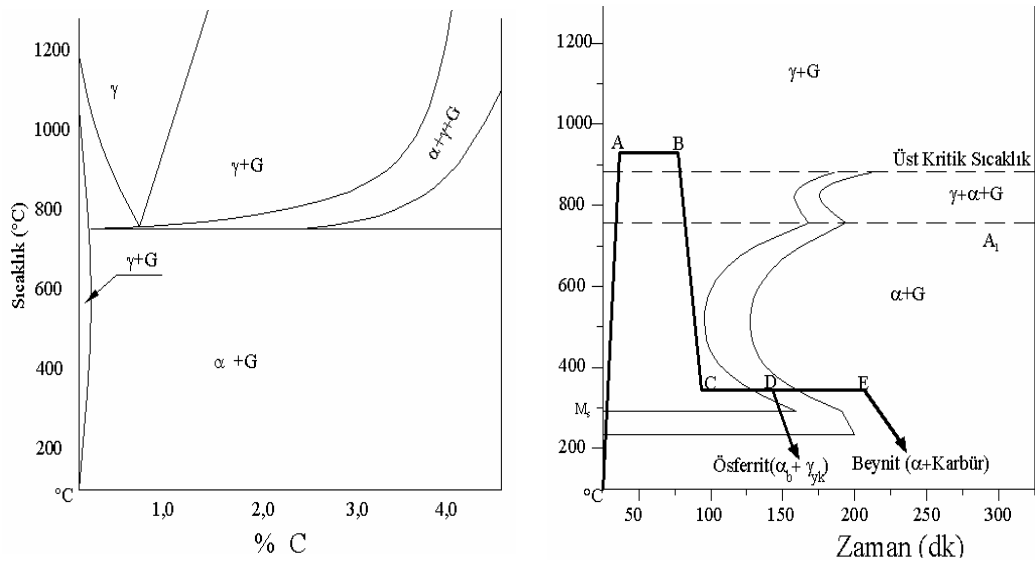
Şekil 3.1. Geleneksel küresel grafitli ve Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin çekme özellikleri

ÖKGDD'ler diğer küresel grafitli dökme demir ailesi üyelerine ve dövülmüş çeliklere göre daha iyi mekanik özellikler (Şekil 3.1) sağlamaktadır.

3.1 Östemperleme Isıl İşlemi

Östemperleme ısııl işleminde ilk olarak iş parçaları genellikle 850–950°C aralığında 1–2 saat östenitlenirler daha sonra bir tuz banyosunda martensitin oluşmaya başladığı sıcaklığın üzerindeki bir sıcaklığa soğutulur ve izotermal olarak genellikle 250–450°C aralığında 1-4 saat soğutulur. Şekil 3.2’de Östemperleme ısııl işlem çevriminin % 2.5 Si içeren Fe-C-Si diyagramı ile eşleştirilmiş şematik şekli gösterilmektedir [35].

- A-B → Östenitleme (850–950°C, 1–2 Saat)
 B-C → Hızlı Soğutma (Perlit oluşumunu engelleyecek hızda)
 C-E → Östemperleme (250–450°C, 1–4 Saat)



Şekil 3.2. Östemperleme ısııl işlemin Fe-C-Si denge diyagramı ile eşleştirilmiş şematik gösterimi

3.1.1 Östenitleme

Östenitleme ısııl işlemi östemperleme işleminin ilk aşamasıdır. Östenitleme işlemi genellikle 850–950 °C sıcaklıkları arasında ve yaklaşık olarak 1–2 saat süreyle yapılmaktadır. Östenitleme sıcaklığı (T_γ) ve süresindeki (t_γ) değişim malzemenin içerdiği alaşım elementlerinin miktarına göre değişmektedir [36]. Östenitleme sıcaklık ve zamanı östenitin karbon içeriğini, östenit tane boyutunu ve matrisin kimyasal homojenliğini belirler [37].

3.1.2 İzotermal bekleme (Östemperleme)

Östemperleme işlemi genellikle 250°-450 °C sıcaklıkları arasında 1–4 saat süre ile yapılmaktadır. Östemperleme sıcaklık ve süresinin alaşım elementlerine ve östenitleme şartlarına bağlı olduğu belirtilmektedir [36]. Sıcak yağ östemperleme banyosu olarak geniş bir şekilde kullanılmaktadır. Fakat yağların 260 °C civarında alevlenme nedeniyle, üst beynitik yapılar oluşturmak amacıyla östemperleme de yağ kullanılması mümkün olmamaktadır. Östemperleme işleminde, nötr tuz banyolarının kullanılması daha yaygın ve güvenlidir. Parçalar su verme ortamından çıkarıldıktan sonra genelde oda sıcaklığına kadar soğutulmaktadırlar, bununla birlikte su verme daha avantajlı olabilir. Çünkü tuzun yıkanarak temizlenmesi kolaydır [38].

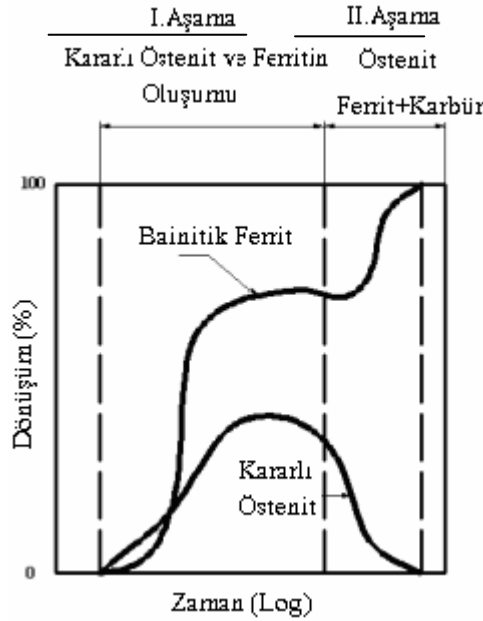
Östemperleme dönüşüm aşamaları

Östemperleme işlemi sırasında östenit iki aşamada diğer yapılara dönüşmektedir. Bunlar;

I.Aşama: γ (Östenit) $\rightarrow$ α_{B} (Beynitik ferrit)+ $\gamma_{y,k}$ (Yüksek karbonlu östenit)
[Ösferrit]

II. Aşama: $\gamma_{y,k}$ (Yüksek karbonlu östenit) $\rightarrow$ α (ferrit) + Karbür

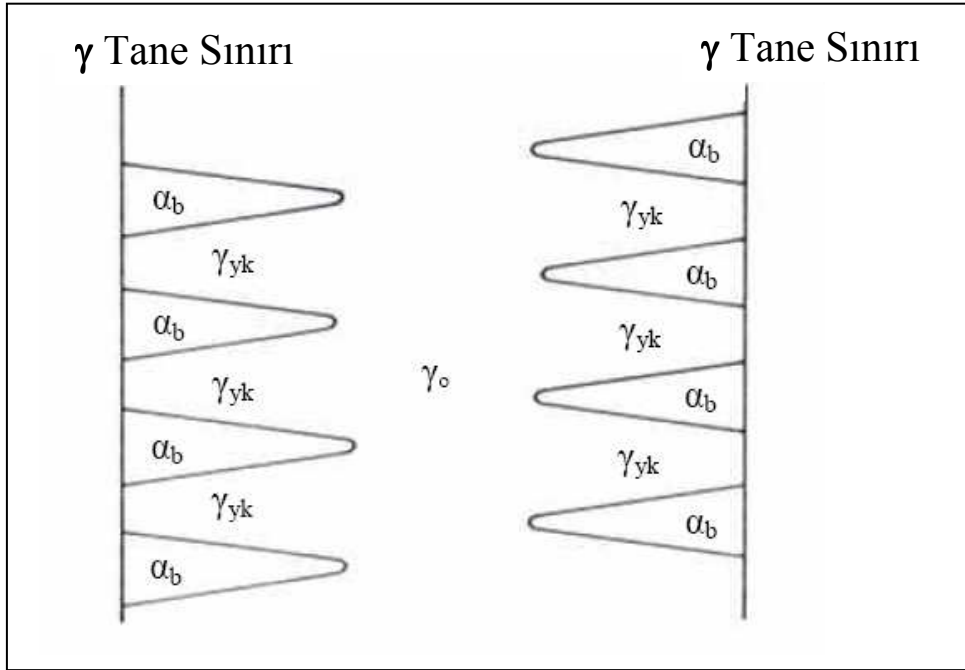
Bu iki aşamanın oluşumu Şekil 3.3 'de zamanın fonksiyonu olarak gösterilmektedir.



Şekil 3.3. Östemperleme işlemi sırasında östenitin Dönüşümü

I. Aşama

I. aşamada dönüşüm Şekil 3.4’de görüldüğü gibi Bainitik ferritin östenit tane sınırlarında ya da grafit kürelerine yakın alanlarda çekirdeklenme (∞) ve dönüşmemiş östenitin (γ^1) azalmasıyla başlar. Daha sonra buradaki karbon atomları östenit içerisinde ilerleyerek $\gamma_{y,k}$ ’i oluştururlar. Bu oluşan yapı tokluğun artmasına sebep olduğunda bu aşamada meydana gelen reaksiyona çoğu yerde tokluk reaksiyonu da denir [39-40]. Aynı zamanda büyüyen ferrit tabakalarından çevresindeki östenite karbon atılmaktadır. Malzeme içerisindeki yüksek silisyum miktarı, normalde bainitik reaksiyona eşlik eden karbür partiküllerinin oluşumunu bastırır. Sonuç olarak da, reaksiyon sürdükçe kalıntı östenit karbon absorbe etmeyi sürdürür. Östenit karbon ile doydukça, kararlı hale gelir [36].



Şekil 3.4. I. aşamada östenitten beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit(ösferrit)oluşumunun şematik gösterimi

Mn'nin ösferritik dönüşümünü geciktirerek dönüşmemiş östenit miktarını artırması sonucu mekanik özellikleri düşürmektedir. Molibden Mn gibi segrogasyon ve karbür oluşumunu teşvik ettiği için % 0.3 oranının aşılmamasına dikkat edilmelidir ayrıca ikinci aşamayı ve dönüşmemiş östenit hacmini artırmaktadır [36].

II. Aşama

Östempereleme ısı işlemi sırasında oluşan ikini reaksiyon genellikle arzu edilmez çünkü bu reaksiyon sonunda kırılğan bir yapı meydana gelmektedir [38]. Bu aşamada karbür oluşumu nedeniyle süneklilik ve tokluk olumsuz yönde etkilendiğinden bu aşamada meydana gelen reaksiyon gevreklik reaksiyonu olarak da bilinmektedir. KGDD'de bulunan ferrit karıştırıcı yüksek Si içeriği, I. aşamada normal olarak sementit fazının oluşumunu bastırmaktadır. Ancak bu aşamada östenitten ferrit fazının çökmesi sonucu östenit karbonca zengin bir duruma gelirken ferritin büyümesi sınırlandırılarak geciktirilir. Yapılan çalışmalar östenitin

karbonca zenginleşme sürecinde C içeriğinin % 2' nin üzerine çıkabileceğini göstermektedir [36].

Diğer alaşım elementleri de ikinci reaksiyonun başlangıcı için zaman üzerinde önemli rol oynamaktadır. Kırılmalık reaksiyonu beynitik karakterli küresel grafitli dökme demirlerin uygulamadaki başarısını sınırlayan etkenlerden biridir. Alaşım elementlerinin ilavesi ile ikinci reaksiyonun geciktirilmesi östemperlenecek parça boyutu ile ilgili bir esneklik getirmektedir. Kırılmalık reaksiyonun başlangıcı metalografik inceleme ile belirlenemeyebilir. Kimyasal bileşimin ısı işlem üzerindeki etkisi ancak ayrıntılı mekanik testlerle belirlenebilir.

3.2. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mikro Yapısı

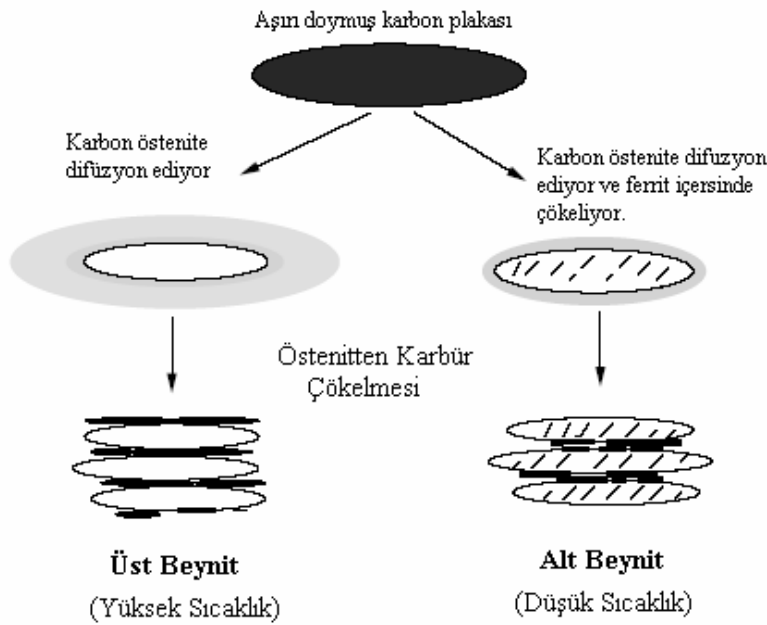
Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler genelde karışık fazlardan meydana gelen bir matris içersinde yerleşmiş küresel grafit içeren bir mikroyapıya sahiptir. Bunlardan beynitik ferrit ve östenit en fazla elde edilmek istenen fazlardır fakat çoğu sebepten dolayı az miktarda martensit ya da karbür mikro yapıda bulunabilir [36]. Beynitik ferrit ve Yüksek karbonlu östenit karışımı, Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde sünekliliği optimize eder, diğer taraftan martensit, karbür, perlit içeren oluşumların hepsi sünekliliğin azalmasına sebep olmaktadır [41].

3.2.1. Üst beynit

Üst beynit Küresel grafitli dökme demirlerde Östemperleme ısı işlemi sırasında, östemperleme sıcaklığının 330 °C üzerinde olması halinde oluşmaktadır. Üst beynit her biri yaklaşık 2µm kalınlığında ve 10µm uzunluğunda ince ferrit plakalarından meydana gelmektedir. Bu tabakalar demet olarak atlandırılan kümüler içersinde büyür. Her küme içersinde plakalar paralel ve aynı kristolografik doğrultudadır[39].

3.2.2. Alt beynit

Küresel grafitli dökme demirlerde Östemperleme ısııl işlemi sırasında, östemperleme sıcaklığının 330 °C altında olması halinde alt beynit hakim morfolojiye sahiptir. Alt beynit ile üst beynit benzer kristolografik özellikler ve mikro yapıya sahiptir. Düşük sıcaklıklardan dolayı ferrit iğnelerinin büyüme hızı yüksek karbonun difüzyon hızı nispeten düşüktür ve bunun sonucunda da karbür ferrit plakaları içerisinde de çökmektedir. Bu üst beynit ile alt beynit arasındaki genel ayrımıdır [42]. Şekil 3.5’de alt beynit ve üst beynit oluşum mekanizması şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 3.5. Üst beynit ve alt beynit oluşum mekanizmaları

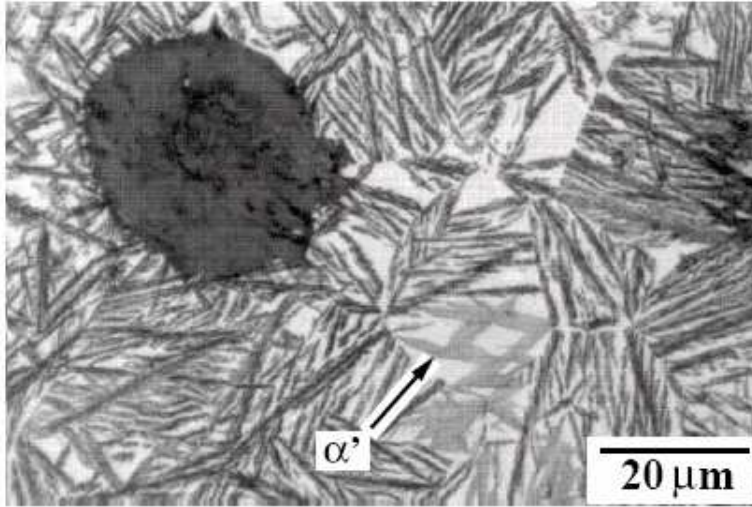
3.2.3. Östenit

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin ısııl işlemi sırasında yüksek sıcaklık aşamalarında oluşmaktadır. Östenitin karbon içeriği östenitleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak değişmektedir [39]. Östenitleme sıcaklığı arttıkça östenitin karbon içeriği artmaktadır ve yeterli süre tutulduğunda istenilen karbon oranına ulaşılır [5]. Beynitik reaksiyonun bir sonucu olarak kalıntı östenit karbon bakımından zengin hale gelmektedir. Kalıntı östenitin hacim dağılımı 0,6 kadar yüksek olabilir.

Mikroyapının tartışılırken kalıntı östenit ile çözünmemiş östenitin ayrımının yapılması gerekmektedir. Kalıntı östenit izotermal dönüşüm sırasında, çözünmemiş östenit ise oda sıcaklığında dönüşüme uğramamış olarak bulunmaktadır [40].

3.2.4. Martensit

Çözünmemiş östenitin bir kısmı oda sıcaklığına soğuma sırasında martensit yapıya dönüşebilmektedir. Yapıda martensitin oluşması sünekliliğin azalmasına sertliğin artmasına sebep olmaktadır. Aşağıdaki Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin mikroyapısını gösteren Resim 3.1’de koyu siyah iğnemsî yapılar üst beynit, beyaz kısımlar çözünmemiş östenit ve çözünmemiş östenit içerisinde de martensit (α') oluşumu görülmektedir [41].



Resim 3.1. Martensit içeren ÖKGDD’lerin mikro yapısı

3.2.5. Karbür

Dökme demirlerde ve yüksek silisyumlu çeliklerde sementit meydana gelmez. Sementit ısıtım şartlarına ve kimyasal kompozisyona bağımlı olarak ϵ ya da hogg gibi yarı kararlı karbürler ile yer değiştirmektedir [43]. Silisyum çok az

özenebilirlięe sahip sementitin oluşumunu engeller ve bunun sonucunda da karbür çökeltmesi östenit içersinde ya da beynitik ferrit içersinde meydana gelmektedir [42].

3.3. Östetperleme ısıl işlemini etkileyen parametreler

Östetperleme işlemin, parçaların dökümünden ısıl işleme kadar çok iyi işlemin ve kalite kontrolünü gerektiren bir süreçtir. Ayrıca dökümün kalitesi, alaşım elementlerinin segragasyonu, östenitleme süresi ve sıcaklığı, östetperleme sıcaklık ve süresi ve işleme tutulan parçanın boyutları gibi birçok faktör östetperlemeyi etkilemektedir [5].

3.3.1. Döküm kalitesi

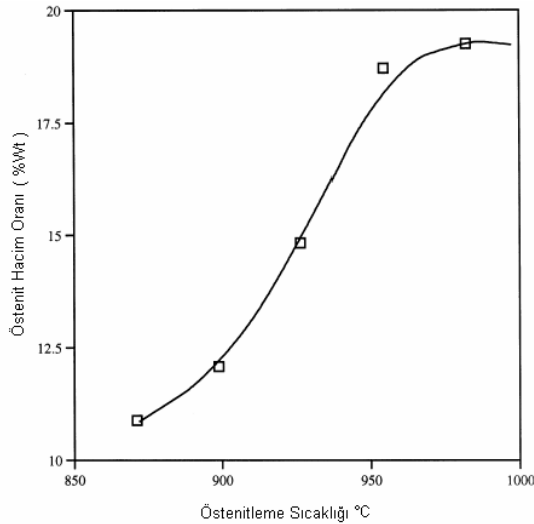
Östetperleme ısıl işlemin uygulanacak olan küresel grafitli dökme demir ne kadar homojen ve temiz olursa ısıl işlemin etkisini de kontrol etmek o kadar kolay olmaktadır. Özellikle kalın kesitli parçalarda östetperleme sonucu beynit oluşumunu teşvik etmek için alaşım elementleri katılır. Alaşım elementlerinin segragasyonu ise yapının kırılğanlığının artmasına ve mekanik özelliklerin kötüleşmesine sebep olmaktadır [5].

3.3.2. Östenitleme sıcaklık ve süresinin etkisi

Çeliklerin tersine küresel grafitli dökme demirlerde östenitleme sıcaklık ve süresi oldukça önemlidir. Östenitleme sıcaklığı östenitin karbon içeriğini belirlemektedir. Artan Östenitleme sıcaklığı ile östenitin karbon içeriğide artmaktadır [44]. Eğer yapıda yeterince alaşım elementi var ise östenitleme sıcaklığı 850°C civarındadır. 925°C üzerinde östenitleme sıcaklıklarında izotermal bekleme sıcaklığına hızlı soğumada yapıda bir miktar martensit meydana gelir. Bunun sonucunda da süneklilikte azalma meydana gelir. 900°C altında olması durumunda ise ana malzemenin yapısına bağımlı olarak östenitleme tam olarak meydana gelmeyebilir [45].

Janowak ve arkadaşları, aynı kimyasal kompozisyona sahip malzemelerde yaptıkları çalışmalar sonucunda östenitleme sıcaklığını düşürmek ile C içeriğinin düştüğünü ve I aşamanın kısaldığını gözlemlemişlerdir [46]. Düşük östenitleme sıcaklıkları matris C içeriğini de düşürerek dayanımın azalmasına neden olurken daha sünek bir yapının oluşumunu sağlamaktadır [47]. Östenitleme sıcaklığına etki eden en önemli elementler Si, Mo, Mn'dır. Si ve Mo daha yüksek östenitleme sıcaklığı gerektiren, Mn daha düşük östenitleme sıcaklıklarında östenitlemeyi mümkün kılmaktadır. Bu nedenle özellikle kalın kesitli parçalarda yapıda Mn istenmez [38].

Susil. K.Putatunda ve Povank. K [48] yaptıkları bir çalışmada östenitleme sıcaklığının kırılma tokluğu üzerindeki etkilerini incelemişler ve 954°C kadar östenit hacminin (Şekil 3.6) hızlı bir şekilde arttığını gözlemlemişlerdir.

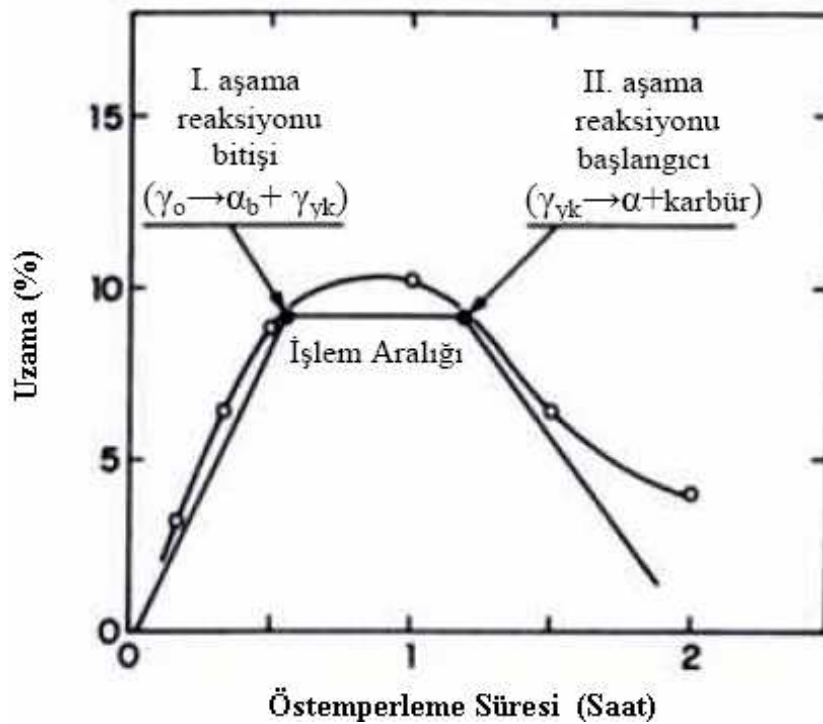


Şekil 3.6. Östenitleme sıcaklığının östenit hacim oranı üzerindeki etkisi

Dökme demirler ötektik olarak katılaştıkları için eriyik dağılımı üniform değildir, diğer bir deyişle etkin bir eriyik segregasyonunun varlığı söz konusudur. Bölgesel C eriyebilirliği değişebilir ve değişen karbon atomu kinetikleri karbon difüzyonunu arttırmaktadır. Bu durumda östenitleme süresi önem kazanmaktadır. Çünkü matris C homojenliği için yeterli süre verilmelidir. Bu bir ferritik dökme demirde, perlitik dökme demirden daha uzun zaman almaktadır. Çünkü difüzyon için daha uzun mesafeler gerekmektedir [49].

3.3.3.Östempirme sıcaklığı ve süresinin etkisi

Düşük östempirme sıcaklıklarında ($T_a < 370\text{ }^{\circ}\text{C}$) östenit içerisindeki karbon; oluşmaya başlayan ferrit tanelerinden östenit tanelerine dönüşüm hızının yüksek olmasından dolayı difüz etme fırsatı bulmadan ferrit içerisinde kalmaktadır [5]. Östempirme işleminin düşük sıcaklıklarda yapıldığı zaman (370°C altında) ilk reaksiyon sonucunda daha ince, çeliklerdeki tipik üst beyritik yapıya çok benzer, ferrit ve kararlı östenitin birbirlerini takip eden çok katılı oluşumları meydana gelmektedir. Ferrit/östenit alanı östempirme sıcaklığının azalması ile birlikte azalır $\sim 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin altındaki sıcaklıklarda yapının ince ösferritik yapı olduğu belirlenmiştir [36].

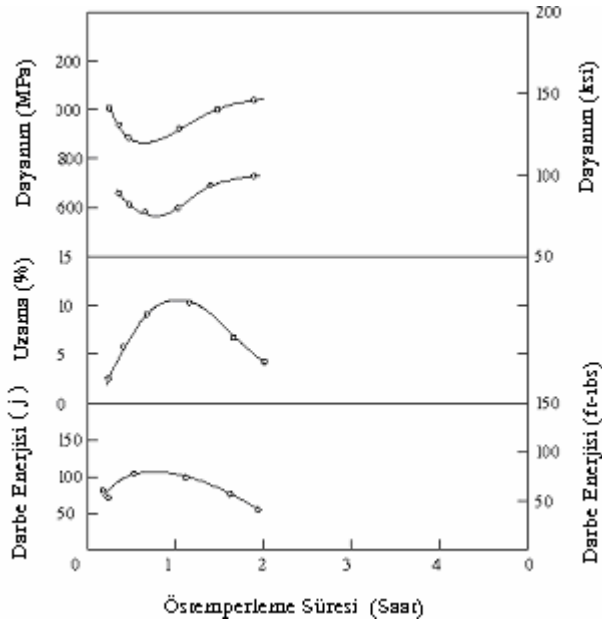


Şekil 3.7. Östempirme süresine bağlı olarak % uzamanın değişimi ve östempirme reaksiyon aşamalarının gösterimi

Östempirme süresi kısa tutulduğunda I.aşamada östenit karbonca zenginleşip ($\sim 2\text{ C}$) kararlı hale gelmeden önce malzeme oda sıcaklığına soğutulursa östenitin büyük bir kısmı yetersiz karbon içeriğinden dolayı martensite dönüşecek ve bu durumda malzemenin sertliği yüksek, ancak süneklik ve tokluğu düşük olacaktır. Buna karşın

çok uzun östempereleme sürelerinde ise östenit ferrit ve karbür dönüşmekte ve malzemenin tokluğu ve sünekliği tekrar düşmektedir. I. aşama reaksiyonun bitimi ve II. aşama reaksiyonun başlangıcında (tamamen ösferritik yapıda) uygun değer mekanik özellikler sağlandığı için Şekil 3.7’de gösterildiği gibi bu aralık “işlem aralığı”(process window) olarak isimlendirilmiştir [50–57].

Aşırı östempereleme sıcaklığı ikinci aşamadaki karbür çökmesinden dolayı darbe dayanımını ve yüzde uzamayı düşürmektedir [38]. Östempereleme süresinin Alaşım-sız küresel grafitli dökme demir üzerindeki etkisi Şekil 3.8’de görülmektedir.



Şekil 3.8. Östempereleme süresinin 375°C’de östemperelemiş alaşım-sız küresel grafitli dökme demirin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi

ÖKGDD’lerin östemperelenebilirliğinin ölçülmesinde önemli bir parametre D_c dir.

Dorazil perlit ya da ferrit oluşumuna sebep olmayacak maksimum kesiti bulmak amacıyla farklı kesitlere sahip silindirik numuneleri farklı östempereleme sıcaklıklarında östemperelemiş ve alaşım-sız küresel grafitin maksimum 10mm kritik çapına sahip olduğunu belirlemiştir [58].

Kritik çapı bulmada aşağıdaki bağıntı kullanılmaktadır.

$$D_c = 311(\%C_\gamma) + 41(\%Si) + 31(\%Mn) + 22(\%Ni) + 618(\%Mo) + 12(\%Cu) - 0.13(T) - 296 \quad (3.1.)$$

Burada:

D_c : Kritik yarı çap (mm)

$\%C_\gamma$: Eş.3.2 den hesaplanmış östenitin karbon içeriği

T:Östempereleme Sıcaklığı (°C)

Fe-C-Si alaşımlarında östenitin karbon içeriği ($\%C_\gamma$) östenitleme sıcaklığı ve Si içeriğine bağlıdır. $\%C_\gamma$ aşağıdaki formülle hesaplanmaktadır [58].

$$\%C_\gamma = T_A / 420 - 0.17 (\%Si) - 0.95 \quad (3.2)$$

Burada:

T_A : Östenitleme Sıcaklığı (°C)

3.4. Çift Matrisli Küresel Grafitli Dökme Demirler

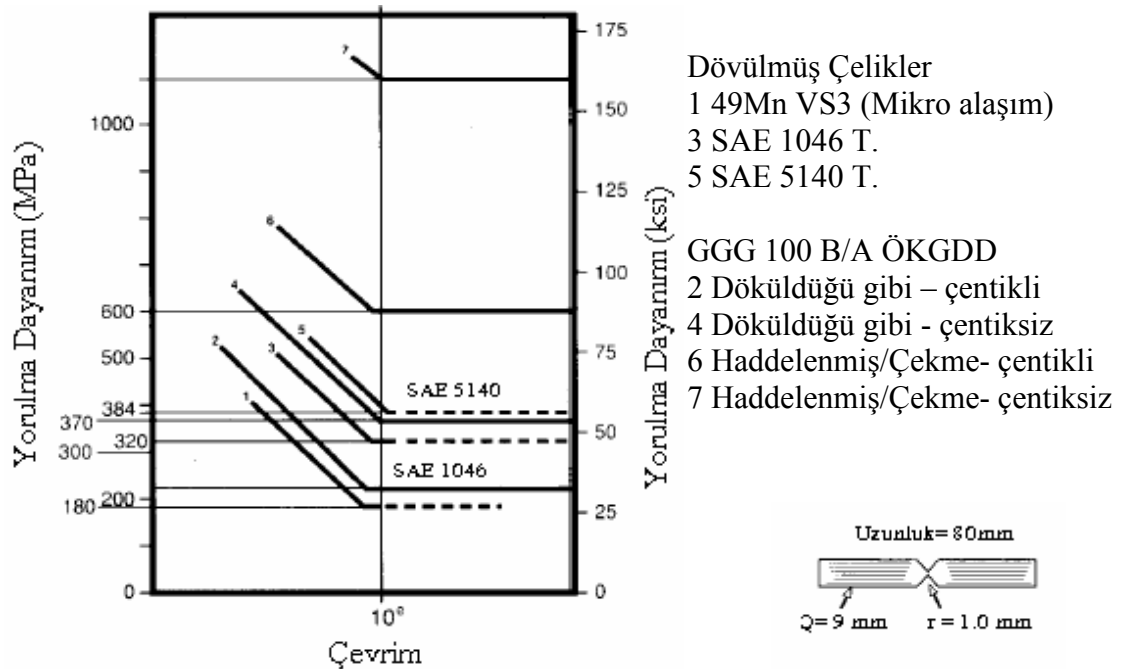
Son yıllarda birincil ferrit ve Ösferrit (Bainitik ferrit +Yüksek karbonlu östenit ya da martensit) yapıya sahip çift fazlı küresel grafitli dökme demirler geliştirilmiştir. Çift matrisli yapı, küresel grafitli dökme demirlerin kritik tavlama sıcaklıklarından (Çift fazlı Bölge ($\alpha+\gamma$) den östemperelanması ile elde edilmektedir. Çift matrisli küresel grafitli dökme demirlerle ilgili literatürde sınırlı sayıda araştırma bulunmaktadır [18].

Sugiyama ve arkadaşları [59] yaptıkları bir çalışmada, dökülmüş haldeki mikroyapısı % 60 ferrit + % 40 perlitten oluşan küresel grafitli dökme demiri değişik kritik Sıcaklıklarda (800 °C, 815 °C, 830 °C ve 840 °C) kısmi östenitleyip daha sonra östemperelemiştir. Bu sıcaklıklarda kısmi östenitleme sonrası sırasıyla % 20, % 40,% 80 ve % 90 hacim oranlarında Ösferrit elde etmişlerdir. Artan Ösferrit hacim oranı ile akma ve çekme dayanımı artarken sünekliğin azaldığını tespit etmişlerdir.

Voigt ve arkadaşları kırılma yüzeyi incelemelerinde grafitin etrafında birincil ferrit oluştuğunda mikroçatlağın keskinliğini giderdiğini ve mikroçatlağı yavaşlattığını, grafitin etrafında martensit ya da ösferrit oluştuğunda mikroçatlak başlangıcının daha zor olduğu, yani küresel grafitli dökme demirde ikincil fazlar(ösferrit ya da martensit) çatlak başlangıcına karşı bir direnç oluşturarak kırılmayı geciktirdiğini bildirmişlerdir [7].

4. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN YORULMA ÖZELLİKLERİ

Küresel grafitli dökme demirlerin yorulma özellikleri ile ilgili ilk çalışmalar grafit şeklinin yorulma özellikleri üzerindeki etkisi ile ilgilidir. Watmough krank şaftı uygulamalarında gri dökme demir yerine küresel grafitli dökme demirlerin kullanılması ile yorulma dayanımının % 70 arttığını belirlemişlerdir [60]. Sofue grafit nodülünün büyüklüğü, şekli, inklüzyonların miktarı, matris yapısı ve matris sertliğinin küresel grafitli dökme demirlerin yorulma dayanımı üzerindeki etkisini araştırmıştır [61]. Yaptığı çalışmalar sonucunda nodül boyutunun azalması, küresel grafitin bozulmasını engellemek ve inklüzyonların minimum seviyede tutmanın yorulma dayanımını arttırdığını belirlemiştir. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler dövülmüş çeliklere eşit ya da daha iyi yorulma (Şekil 4.1) özellikleri sergilemektedir [34].

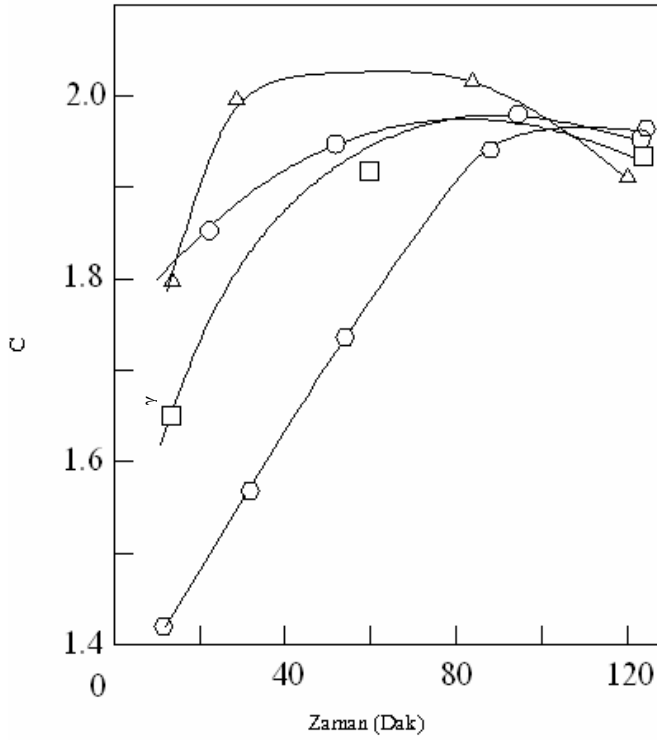


Şekil 4.1. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler ile farklı türde dövülmüş çeliklerin yorulma özelliklerinin karşılaştırılması

1970’li yılların ortasında Johnson ÖKGDD’lerin yorulma özellikleri hakkında ilk bilgileri sağlamıştır. Onun çalışmaları perlitik yapılara göre östemperlenmiş malzemenin temas yorulma dayanımında % 40 bir artış sağlandığını göstermiştir [62].

1.Uluslar arası ÖKGDD konferansında ÖKGDD’ler hakkında bazı bilgiler elde edilmiştir. Robinson 107 çevrimde küresel grafitli dökme demirin yorulma dayanımının 379-427 MPa arasında değiştiğini belirlemişlerdir [63] . Jonowak son zamanlarda ticari demirlerin yorulma özellikleri üzerinde çalışmıştır. Yaptığı çalışmalar sonucunda ÖKGDD’de en iyi yorulma dayanımın yüksek kaliteli ana metal kullanımı ile sağlandığını belirlemişlerdir [46]. Burada yüksek kalite minimum alaşım elementi içeren mükemmel küreselleşmeye sahip numuneleri belirtmektedir.

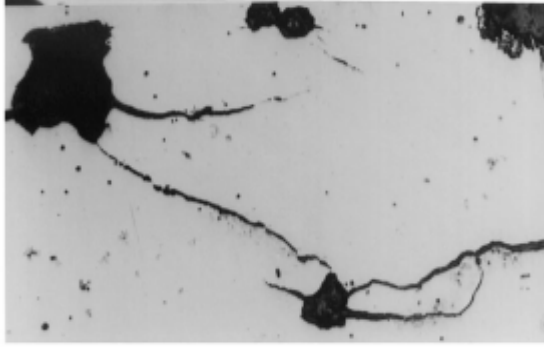
Shanmugam ve Arkadaşları östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin yorulma özelliklerini incelemişlerdir [64]. Küresel grafitli dökme demir 900°C -1050°C östenitlenmiş ve 280°C–400°C de farklı sıcaklık aralıklarında östemperlenmiştir. Yorulma dayanımının kalıntı östenit miktarı ve onun karbon içeriği ile ilgili olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca kalıntı östenit miktarının artmasıyla çekme dayanımı azalırken yorulma dayanımının arttığını belirlemişlerdir. Faz oluşumlarının hacim dağılımlarının ısı işlem sıcaklığına bağımlı olduğu belirlenmiştir. İlk numuneler 900°C östenitlenmiştir. Beynitik iğnelerin yüksek büyüme hızı ve karbonunun düşük difüzyon oranı düşük sıcaklıklarda (280°C) düşük kalıntı östenit miktarı ile sonuçlanır. Bu oran zamanla yavaş yavaş %7–10 oranında artırılabilir. Fakat 400°C yüksek karbon difüzyonu Beynitik ferrit iğneleri arasında östenitik bölgenin karbonca zenginleşmesine sebep olmaktadır.



Şekil 4.2. Kalıntı östenitin karbon içeriğinin östemperleme sıcaklığı ile değişim grafiği

Şekil 4.2'den görüldüğü gibi karbon içeriği kısa zamanda %2'ye ulaşmaktadır. Düşük sıcaklıkta çok az miktarda karbon östenite transfer olmaktadır. Bunun tersine yüksek sıcaklıkta karbonun içeriğinin çoğu östenite transfer edilir [64].

Resim 4.1'de görüldüğü çatlak ilerlemesi nodüllerden başlayan ve esas çatlağa doğru ilerleyen küçük çatlaklar mekanizmasıdır. Diğer bir ifadeyle esas çatlağın ilerlemesi kısmen grafit nodüllerinin yüzey düzensizliklerinde başlayan ve ters yönde ilerleyen küçük çatlaklardan dolayıdır. Esas çatlağa yeteri kadar kısa mesafede bulunan bu çatlakların, esas çatlağın ucunda oluşacak gerilimlerle aktive hale geleceği açıkça görülmektedir. Bu küçük çatlakların sonunda esas çatlakla birleştiğini ve yeni bir nodülle karşılaşınca kadar ilerler. Dikkat edilmesi gereken diğer bir noktada çatlağın ilerlemesi sırasında çatlağın birkaç nodülle karşılaşabileceğidir. Bundan dolayı da çatlak ilerleme hızı nodül boyutu ve şeklinden etkilenmektedir.



Resim 4.1. Yorulma çatlağı ilerleme yolu

Çatlak-nodül etkileşim etkileşimin etkileri ana çatlak dan başlayan küçük çatlaklara göre nodülden başlayan çatlaklarda daha etkilidir [65]. Greno ve arkadaşları yaptıkları bir çalışmada yorulma çatlağının matris ile grafit kesişim ara yüzeylerinden başladığını ve çatlağın dallanmasında çatlak ile grafit modüllerinin kesişimi ile arttığını belirlemiştir [66].

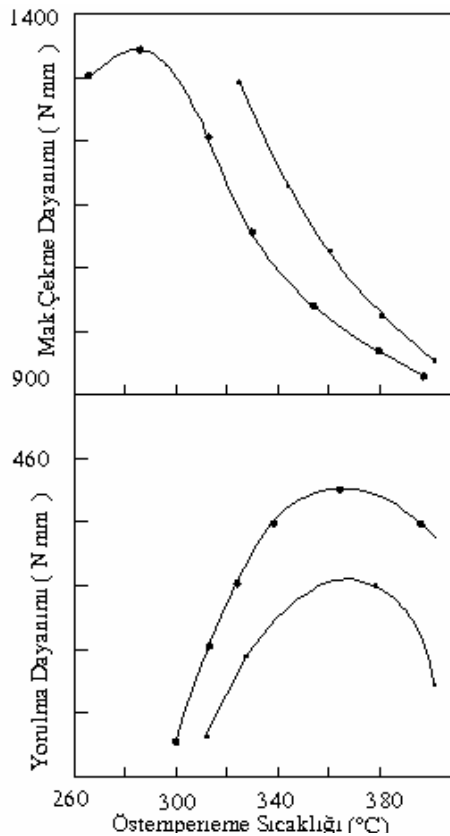
J.Luo, ve arkadaşları KGDD’lerde titanyumun (Ti) etkilerini incelemiştir. %0.10 adar Ti içeren ferritik ve perlitik küresel grafitli dökme demirlerde titanyumun yorulma dayanımı üzerinde olumsuz etki yarattığını belirlemişler ve bununda titanyumun grafit nodülü sayısındaki etkisinden dolayı kaynaklandığını ileri sürmüşlerdir [67].

Karbon östeniti kararlı hale getirmekte ve karbon çökmesini de etkilemektedir. Reaksiyon sıcaklığı düşük olduğunda östenit ve ferrit plakalarının boyutu daha küçük ve daha ince bir yapı oluşur. Düşük sıcaklıklardaki reaksiyon matrisin sertliğini artırmaktadır. Yapıda bulunan reaksiyona uğramamış östenitin bulunması parçaların işlenebilirliklerini de etkilemektedir. Reaksiyona girmemiş östenit karbon içeriğine göre kararlı yada kararsız olabilir.

Tonaka ve Koge yorulma ömrünün grafit nodüllerinin çapının atmasıyla azaldığını belirlemiştir. Nodül sayısının artmasıyla reaksiyona girmeyen yarı kararlı östenitin miktarı da azalmaktadır [68]. Bunun yanında grafit nodüllerinin sayısı

azaldıkça grafit nodüllerinin çentik etkisi azalmaktadır. ÖKGDD'lerin yorulma özelliklerini grafit matris yapısı, kimyasal kompozisyon, yapısal hatalar, metal olmayan inklüzyonlar, malzemenin maruz kaldığı yorulma tipi gibi birçok parametreden etkilenmektedir [69].

R.Elliot ve arkadaşları yaptıkları bir çalışmada %3.5 C , % Si, % 0.48 Cu, % 0.27 Mo ve % 0.25 Mn içeren küresel grafitli dökme demiri 870,900,950°C östenitlemiş ve 370 ile 400°C arasında östemperlemiş ve yorulma özelliklerini incelemişlerdir. En iyi yorulma özelliklerinin (Şekil 4.3) ösferrit yapıda elde edildiğini belirlemişlerdir [4]. Yapıda karbür ve martensit bulunması yorulma dayanımının azalmasına sebep olmaktadır. Ayrıca düşük östenitleme sıcaklıklarının yorulma dayanımını artırdığı belirlemişlerdir.



Şekil 4.3. Östemperleme sıcaklığı ile maksimum çekme dayanımı ve yorulma dayanımının değişimi , (■) 900 °C östenitlenmiş ve 90 dakika östemperlenmiş, (●) 900°C östenitlenmiş ve 240 dakika östemperlenmiş

Yapılan çalışmalar sonucunda yorulma dayanımının çekme dayanımı ile basit bir ilişkiye sahip olmadığı belirlenmiştir. Maksimum yorulma dayanımı en fazla akışkanlık, kalıntı östenit miktarı ve uygulanan ısıtma işlemleri ile ilgilidir. Daha önceki yapılan çalışmalarda çatlakların grafit nodülü ile matris arasındaki ara yüzeyden başladığını belirlenmiştir. Çatlakların başlamasına karşı direnç diğer bir ifadeyle yorulma dayanımı yüksek karbonlu östenitin yapısına, miktarına ve östempelenmiş yapının homojen dağılımına bağlıdır. 370°C östempelenme süresinin artmasıyla (30-120dak) yorulma dayanımının artışı gözlenmiştir. Düşük karbonlu östenit termal olarak dengede değildir. %3 C üzerinde östempelenmiş yapının tane sınırlarında martensit oluşur. Bunun sonucunda çatlak ilerlemesine karşı olan direnç azalmaktadır [4].

Leslie ve arkadaşları bir çalışmada mikro yapının Östempelenmiş küresel grafitli dökme demirlerin yorulma özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Tüm parçalar 870°C 2 saat östenitlenmiş ve ardından doğrudan tuz banyosunda soğutulmuştur [70]. Östempelenme sıcaklık ve süreleri Çizelge 4.1’de verilmektedir.

Çizelge 4.1 Östempelenme sıcaklık ve süreleri

Numne Kod	Östempelenme Sıcaklığı (°C)	Östempelenme Süresi (Saat)
B	288°C	1,5
D	370°C	2
E	330°C	1
F	400°C	2

Leslie ve arkadaşları bu ısıtma işlemleri sonucunda aşağıdaki tabloda belirtilen mekanik özellikleri elde etmişlerdir. Çizelge 4.2’den görüldüğü gibi düşük sıcaklıkta B koşulunda (288°C) yapılan östempelenme sonucunda en iyi akma, çekme dayanımı ve sertlik elde edilirken en düşük süneklik elde edilmiştir.

Çizelge 4.2. Isıl işlemler sonucunda elde edilen mekanik özellikler

Malzeme Çeşidi	Akma Dayanımı(MPa)	Mak. Çekme Dayanımı(MPa)	Sertlik	%Uzama
Dökülmüş	504	630	23,5	5,50
B Şartlarında	595	848	30	4,10
D Şartlarında	970	1010	35	1,60
E Şartlarında	1103	1144	40	1,20
F Şartlarında	1137	1774	45	0,80

Leslie ve arkadaşları bu ısıt işlemler sonucunda numunelere yorulma deneyi uygulamışlar ve aşağıdaki tablodaki sonuçları elde etmişlerdir.

Çizelge 4.3. Uygulanan ısıt işlemler sonucunda malzemelerin yorulma dayanımları

Malzeme Çeşidi	107 Çevrimde Yorulma Dayanımı (MPa)
Dökülmüş	120
B Şartlarında	417
D Şartlarında	385
E Şartlarında	270
F Şartlarında	230

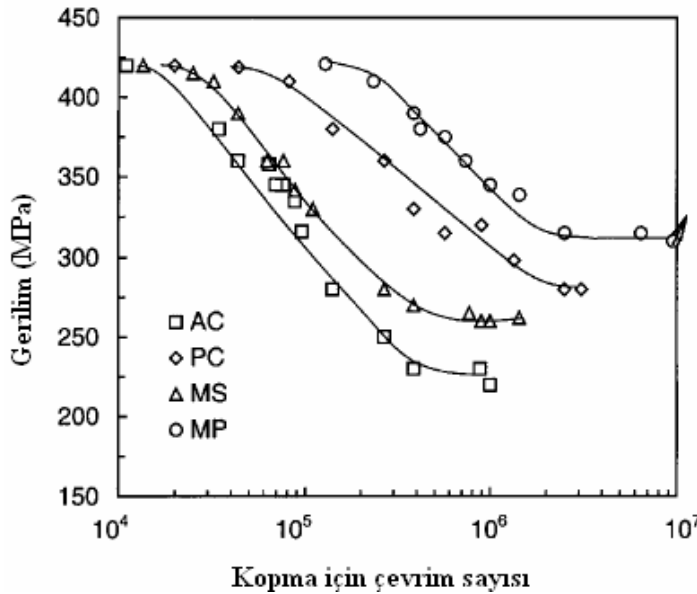
F şartlarında Malzeme ince taneli bir yapıya sahip olduğundan ve ferrit ve östenit taneleri arasında uyumsuzluğun fazla olmasından yüksek dayanım elde edildiği belirlenmiştir.

Düşük östemperleme sürelerinin daha fazla ferrit ve daha az ürettiği görülmüştür. Östenit fazı daha sünek bir yapıya sahiptir ve bundan dolayıda östenitin hacim oranının artması tokluğun artmasına sebep olmaktadır. Tokluğun artması da çatlağın ilerlemesine karşı olan direncin artmasına sebep olmaktadır. Yorulma dayanımının en iyi B şartlarında sağlandığı görülmüştür (417MPa).bunun sebebi de en küçük tane yapısına sahip olmasına dayandırılmaktadır [70].

Küresel grafitli dökme demirler döner eğme şartlarında daha iyi bir yorulma dayanımı sergilemektedir. Yorulma dayanımı limiti döner eğme yüklemesinde eksenel eğme yüklemesine göre % 10–20 daha fazladır. Yorulma dayanımının

limitinin döner eğme yüklemesinde daha iyi bir performans sağlamasının sebebi malzemenin kesitine homojen olmayan bir gerilim uygulamasıdır. Bu tip deneylerde dış yüzeye yakın yerlerdeki malzeme maksimum gerilmeye maruz kalmaktadır fakat malzemenin nötr ekseninde tamamen gerilim yoktur. Sonuç olarak çatlak başlangıcı yüzeye çok yakın bir yerde meydana gelir. Mikroboşluklar, inklüzyon gibi hatalar numunenin nötr eksenine yakın olduğu zaman bunlar çatlak oluşumuna eğimli değildir. Çünkü eğme yorulmasında nötr eksene doğru genellikle yorulmanın etkisi azalmaktadır. Eksenel yorulma deneyinde gerilme numunenin tüm yüzeyine etki eder. Bu şartlar altında malzemenin yapısında bulunan kusurlar (mikroboşluk ve inklüzyonlar) çatlak başlamasına sebep olmaktadır [71].

S.J ve K.Roberts yaptıkları çalışmada püskürtmeli sertleştirmenin (Bilyeli dövme) yorulma performansı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Yaptıkları deneyler sonucunda Püskürtmeli sertleştirmenin çatlak başlamasını geciktirdiğini belirlemişlerdir [72].



Şekil 4.4. Dökülmüş haldeki yüzey (AC), püskürtmeli sertleştirilmiş yüzey (PC), İşlenmiş yüzey (MS), işlenmiş ve püskürtmeli sertleştirilmiş yüzeylerin (MP) gerilim ve çevrim eğrileri

Püskürtmeli sertleştirilmiş numunelerin yorulma dayanımı (Şekil 4.4) yüzeyi işlenmiş ve dökülmüş numunelere göre yorulma dayanımları fazladır. Yapılan

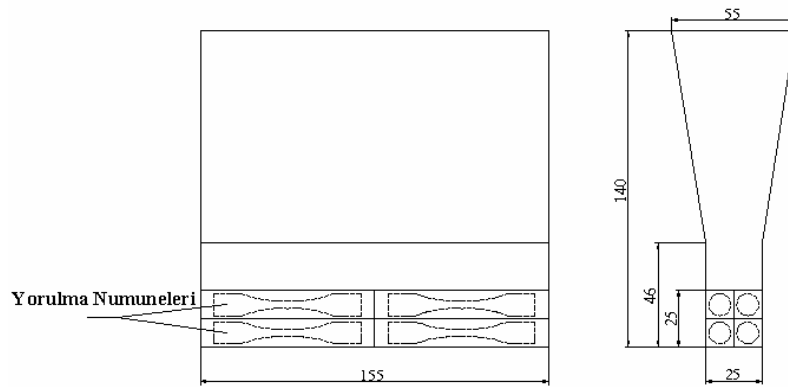
deneyler sonucunda Püskürtmeli sertleştirmenin yüzeydeki ve alt yüzeydeki çatlakları azalttığı belirlenmiştir. Bununda Püskürtmeli sertleştirme ile yüzeyde basma gerilimlerinin oluşması, yüzeyin sertleşmesi ve yüzeydeki düzensizliklerin ortadan kaldırılması ile sağlandığı belirlenmiştir [72].

Kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş çift matrisli küresel grafitli dökme demirlerin yorulma dayanımları ile ilgili literatürde herhangi bilgiye rastlanmamıştır.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Döküm işlemi

Dökümün yapıldığı kum kalıp tasarımı TS 526 da belirtilen Y bloklardan Y-II tipine göre hazırlanmış (Şekil 5.1) ve ergitme işlemi orta frekanslı ergitme tipi 1000 kg kapasiteli indüksiyon ocağı kullanılarak yapılmıştır.

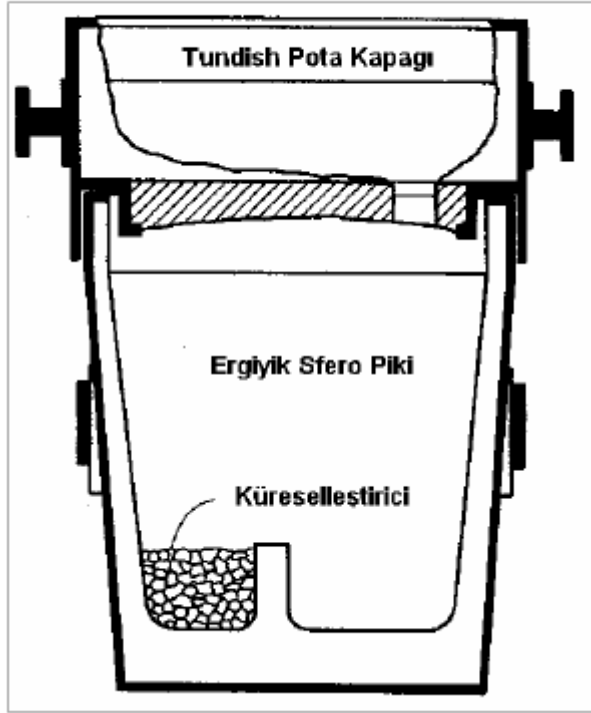


Şekil.5.1. Çalışmalarda kullanılan Y Blok ve Ölçüleri(mm)

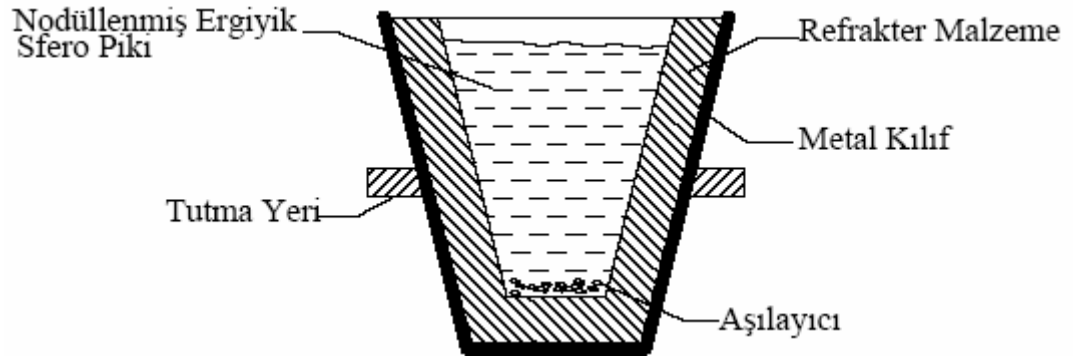
Ergitilmiş olan metal, döküm sıcaklığına ulaştıktan sonra (1490 °C) küreselleştirme ve aşılama işlemleri yapılmıştır. Küreselleştirme işlemi Tundish tipi işlem potasında (Şekil 5.2), aşılama işlemi döküm potasında (Şekil 5.3) gerçekleştirilmiştir. Sıvı metal daha sonra, yaş kum kalıplara (Şekil 5.4) küreselleştiricinin etkinliğinin geçmeyeceği bir süre (3-4 dk) içerisinde dökülerek soğumaya bırakılmıştır. Elde edilen dökme demirin kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Dökülen malzemenin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %)

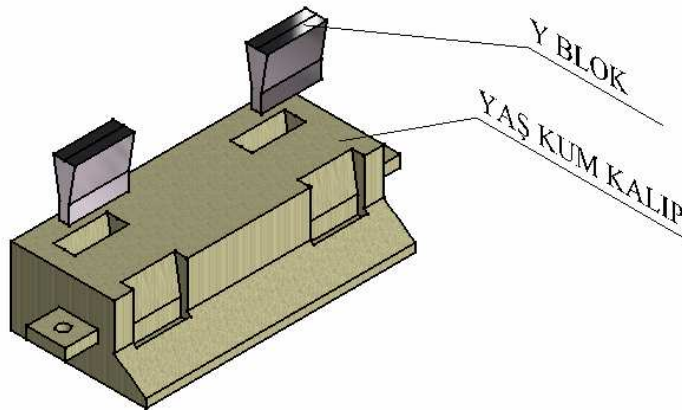
C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Ni	Mo
3,59	2,875	0,402	0,0245	0,0115	0,041	0,0235	0,0215	<0,01
Cu	Al	Ti	V	Nb	W	Co	Sn	Fe
0,067	0,017	0,009	0,003	<0,001	<0,005	0,003	0,002	Kalan



Şekil 5.2. Tundish tipi küreselleştirme potasının şematik gösterimi



Şekil 5.3. Aşılama işleminin yapıldığı işlem potasının şematik gösterimi



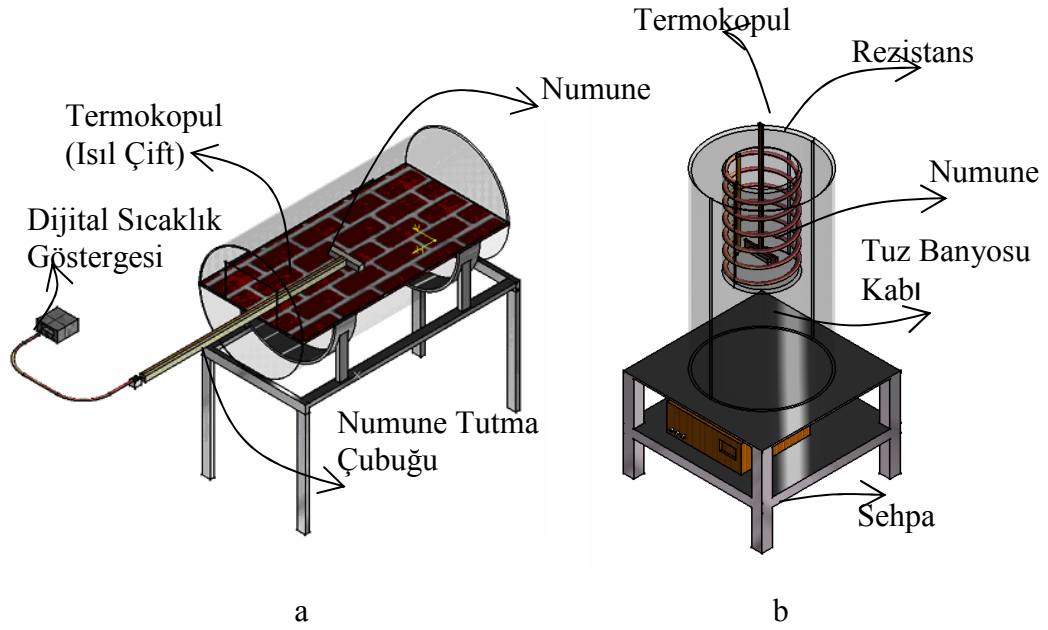
Şekil 5.4. Y-blokların döküleceği kum kalıbın şematik olarak üç boyutlu görünümü

5.2. Isıl İşlemler

5.2.1 Isıl işlemlerde kullanılan cihazlar ve deney sistemi

Tavlama işleminde kullanılan tav fırını Heraeus marka olup elektrik direnci ile çalışan $\pm 5^{\circ}\text{C}$ duyarlılıkta ve $0-1350^{\circ}\text{C}$ 'ler arasında tavlamanın yapılabildiği atmosfer kontrolü olmayan bir fırındır.

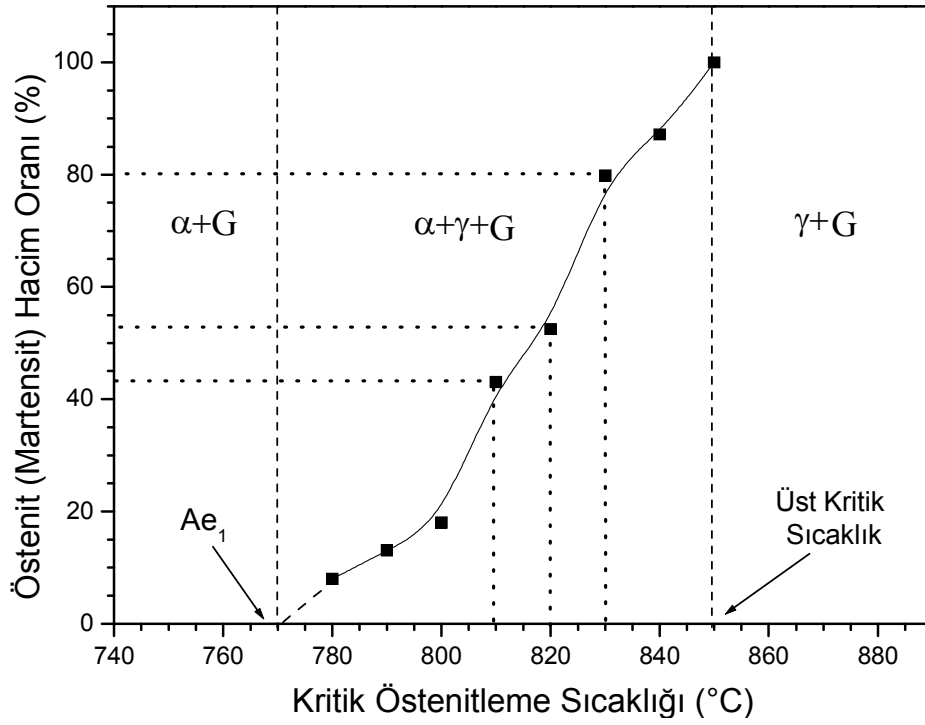
Deneylerde K tipi Mineral İzoleli (Cr-CrAl) termokupul (ısıl çift) telleri kullanılmıştır.. Sıcaklık kontrol sistemi Şekil 5.5'de gösterilmektedir. Isıl işlemlerde temokupullar önce numunelere punta kaynağı ile kaynatılmış ve termokupul sabitleme çubuğuna çeşitli aparatlar ile bağlanmıştır ve ısıl işlemler süresince fırında belirlenen sabit bir bölge kullanılmıştır. Böylece tavlama sıcaklığındaki değişim $\pm 2^{\circ}\text{C}$ ' ye düşürülmüştür.



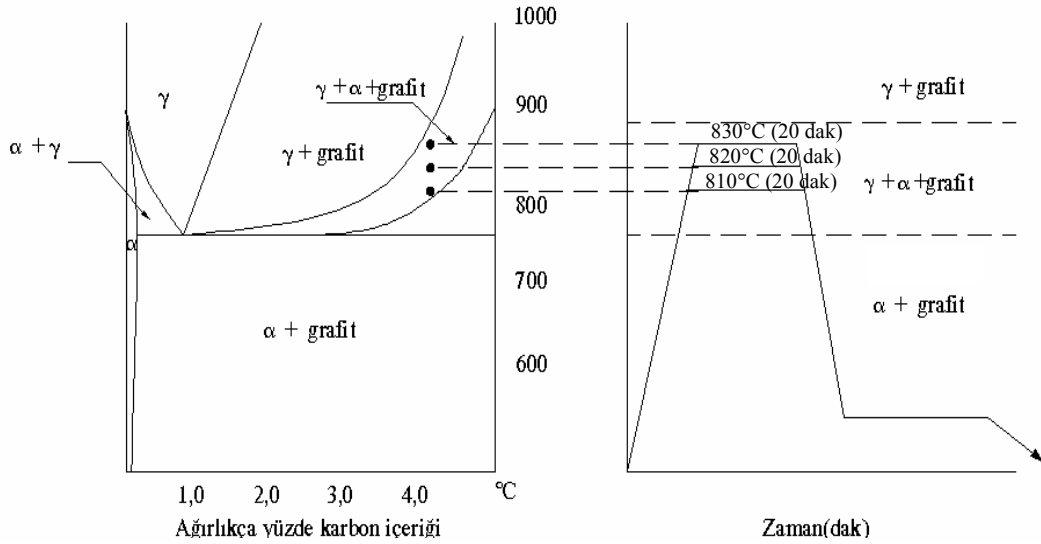
Şekil 5.5. Isıl işlem deney setinin ve sıcaklık kontrol sisteminin şematik gösterimi. a) tavlama ünitesi b) östempereleme ünitesi

5.2.2. Kritik tavlama sıcaklıklarına bağlı östenit hacim oranlarının belirlenmesi

Kritik tavlama sıcaklıklarına bağlı östenit (Oda sıcaklığında martensit) hacim oranlarının belirlenmesi amacıyla Y bloğun alt kısmından 12x12x4 mm boyutlarındaki numuneler, alt kritik sıcaklık 770 °C ve üst kritik sıcaklık 850 °C aralığındaki farklı sıcaklıklarda 20 dakika süre ile normal atmosferde tavlandıktan sonra oda sıcaklığındaki suda soğutulmuştur. Alt kritik sıcaklık sınırı (A_{e1}) Andrews ampirik formülü kullanılarak bulunmuştur. Üst kritik sıcaklık sınırı deneysel olarak KTS' larını alt kritik sıcaklıktan itibaren 10 °C' lik artışlarla tavlama, su verme ve martensit hacim oranları ölçülerek bulunmuştur (Şekil 5.6).



Şekil 5.6. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit (Oda sıcaklığında martensit) hacim oranının değişimi



Şekil 5.7. Kritik sıcaklıklarda uygulanan tavlama işlemlerin Fe-C-Si faz diyagramı ve zaman sıcaklık eğrisinde gösterilmesi

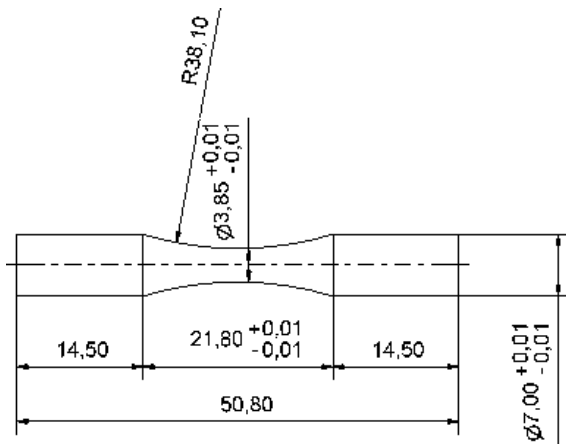
Martensit hacim oranları %2 Nital ile dağlanmış numuneler üzerinden ölçümler yaparak belirlenmiştir. Bu çalışmanın sonuçlarına göre daha detaylı çalışma için 810

°C, 820 °C, 830 °C KTS'leri (Bu sıcaklıklar ~ % 40, % 50, % 80 östenit hacim oranlarına karşılık gelmektedir.) seçilmiştir [Şekil 5.7].

5.2.4. Östempereleme ısı işlemleri

Numuneler geleneksel östenitleme sıcaklığı 900 °C' de 90 dakika ve 810 °C, 820 °C, 830 °C kritik sıcaklıklarda 20 dakika tavlamanın ardından hızlı bir şekilde 315 °C, 375 °C sıcaklıklarındaki %50 KNO₃ + %50 NaNO₃ içeren tuz banyosuna aktarılmıştır. Östempereleme işlemi için 2,5 Kw Gücünde ve 220V ve 13A, PID kontrol sistemli $\pm 2^{\circ}\text{C}$ hassasiyetle çalışan Protherm Marka tuz banyosu ünitesi kullanılmıştır (Şekil 5.5).

Mikroyapısal çalışmaların ardından yorulma numuneleri Şekil 5.1' deki Y-blok üzerinde gösterilen bölgelerden alınmış ve 4 mm kalınlığındaki numunelere uygulanan ısı işlemlerin aynısı yorulma numunelerine de uygulanmıştır. Metalografik incelemeler 4 mm kalınlığındaki numunelerin her serisinde üretilen mikro yapıların aynılarının yorulma numunelerinde de üretildiğini göstermiştir. Yorulma numuneleri üzerinde ısı işlemler esnasında dekarbürize olan bölgeleri uzaklaştırmak için 12x12x76 boyutlarında alınmıştır daha sonra CNC torna tezgahında işlenerek Şekil 5.8' deki boyutlarına getirilmiştir.

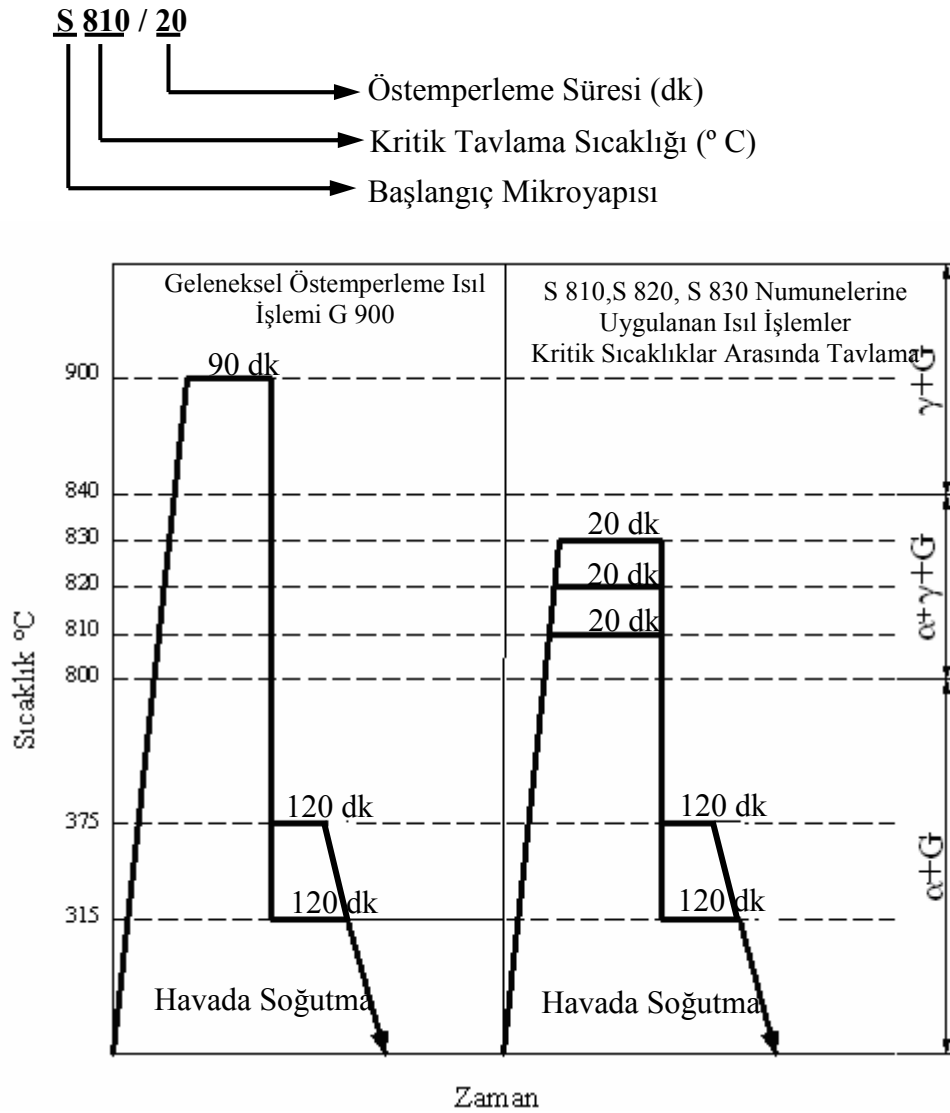


Şekil 5.8. Yorulma numunesi boyutları (mm)

Uygulanan ısıt işlemlerin özetı Şekil 5.9' de verilmiştir. Bütün ısıt işlemler boyunca her numunenin sıcaklığı numune yüzeyine nokta kaynağı ile kaynatılmış termokupul ile gözlenmiştir.

Isıl işlem uygulanan numunelerin kodlanmasında aşağıdaki sistem kullanılmıştır.

Örneğın S 810 / 20 kodlu numunenin açıklaması aşağıdaki gibidir.



Şekil 5.9. Numunelere uygulanan ısıt işlemlerin özetı

5.3. Metalografik Çalışmalar

Isıl işlem uygulanan 12x12x4mm boyutundaki numuneler, standart metalografik yöntemlerle (Zımparalama+ Polisaj) metalografik incelemeler için hazırlanmıştır. Isıl işlem sırasında numune yüzeyinde oluşabilecek dekarbürize bölgesinin en az 0,5 mm'lik kalınlıktaki bir kısmı metalografik inceleme sonuçlarını etkilememesi için yüzeyden taşlanarak uzaklaştırılmıştır.

Dağlayıcı olarak % 2 nital (%2 HNO₃ + %98 CH₃OH) kullanılmıştır. Nital ile dağlama sonrası optik mikroskop incelemelerinde; martensit kahverengi, ötektoid öncesi ferrit beyaz, ösferrit bölge içindeki beynitik ferrit siyah ve yüksek karbonlu östenit beyaz renkte açığa çıkmış ve ferrit-ferrit tane sınırları belirginleşmiştir.

Faz hacim oranlarının hesaplanmasında Eşitlik 5.1' de verilen çizgisel kesişme metodu kullanılmıştır. 100 büyütmede 10 ayrı bölgeden ölçüm alınmıştır. Birim alana (mm²)' ye düşen grafit küre sayısı dağlanmamış numune yüzeyinde 100 büyütmede numunenin 10 ayrı bölgesinden resim alınarak hesaplanmıştır.

$$V_{faz} = \frac{L_{faz}}{L_T} \quad (5.1)$$

V_{faz} : Faz hacim oranı

L_{faz} : Fazı kesen toplam çizgi uzunluğu(mm)

L_T : Çizilen toplam çizgi uzunluğu

Bu mikroyapılar üzerindeki ortalama tane boyutunu hesaplamak için Eş. 5.2 ve Eş. 5.3 kullanılmıştır [73-76].

$$d_{MLI} = \frac{L_T \cdot V_{faz}}{N_p M} \quad (5.2)$$

d_{MLI} : Çizgisel kesişme uzunluğu (mm)

L_T : Toplam çizgi uzunluğu (500mm)

V_{faz} : Ölçülen fazın hacim oranı

M : Büyütme oranı

N_p : Çizgilerin fazı kesen noktalarının sayısı

D : Fazın ortalama tane boyutu

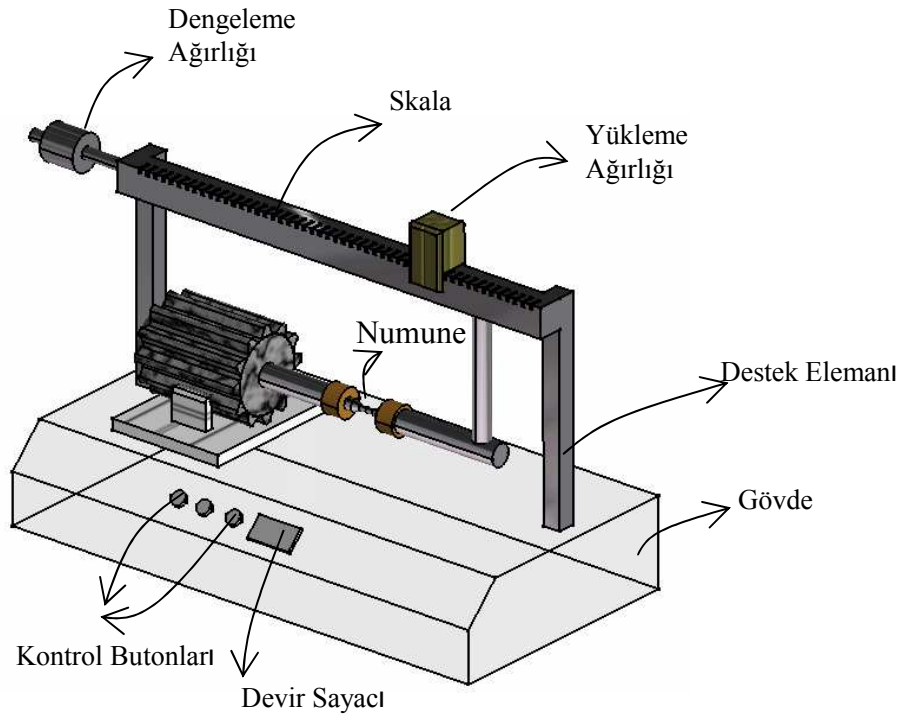
$$D = d_{MLI} \times 1,776 \quad (5.3)$$

Mikro yapıların görüntülenmesinde Lecia Marka optik Mikroskop kullanılmıştır..

5.4. Yorulma Deneyleri

Yorulma deneyi öncesinde numuneler dikey yönde zımparalanarak ve parlatılarak yüzey pürüzlülüğü minimum seviyeye indirilmiştir.

Yorulma deneylerinde dönmeli eğmeli yorulma cihazları kullanılmıştır. Dönmeli eğmeli yorulma cihazı ve elemanlarının şematik şekli Şekil 5.10' da gösterilmektedir. Wöhler eğrilerinin belirlenmesinde 40-50 adet numune kullanılmış ve sonuçların ortalama değerleri alınmıştır.



Şekil 5.10. Dönmeli-Eğmeli yorulma deneyi cihazı

6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

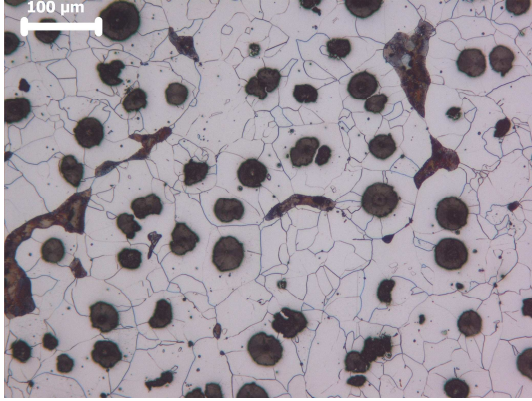
6.1. Isıl İşlemeler ve Mikroyapılar

Deneye tabi tutulan numunelerin metalografik ölçüm sonuçları Çizelge 6.1’de verilmiştir

Çizelge 6.1. Deneye tabi tutulan numunelerin metalografik ölçüm sonuçları

Numune Kodu	Ötektoid öncesi Ferrit (%) ±1	Grafit (%) ±1	Martensit (%) ±1	Ösferrit (%) ±1
D	82,3	12,2	-	5,5*
S 810	44,8	12,2	43	-
S 820	35,3	12,2	52,5	-
S 830	8	12,2	79,8	-
S 810-315	65,2	12,2	0	22,6
S 810-375	47,4	12,2	0	40,4
S 820-315	56,9	12,2	0	30,9
S 820-375	40,1	12,2	0	47,7
S 830-315	32,9	12,2	0	54,9
S 830-375	16,9	12,2	0	70,9
G 900-315	-	12,2	0	87,8
G 900-375	-	12,2	0	87,8
* Perlit Hacim Oranı				

Isıl işlem görmemiş küresel grafitli dökme demirlerde mikroyapı alaşımın kompozisyonuna göre ferritik, perlitik yada her ikisinin karışımından meydana gelebilir [10-11,77-79]. Bu çalışmada kullanılan küresel grafitli dökme demirin mikro yapısı başlıca ferrit+perlit+küresel grafitten meydana gelmektedir (Resim 6.1).



Resim 6.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı. (Dağlama: % 2 Nital)

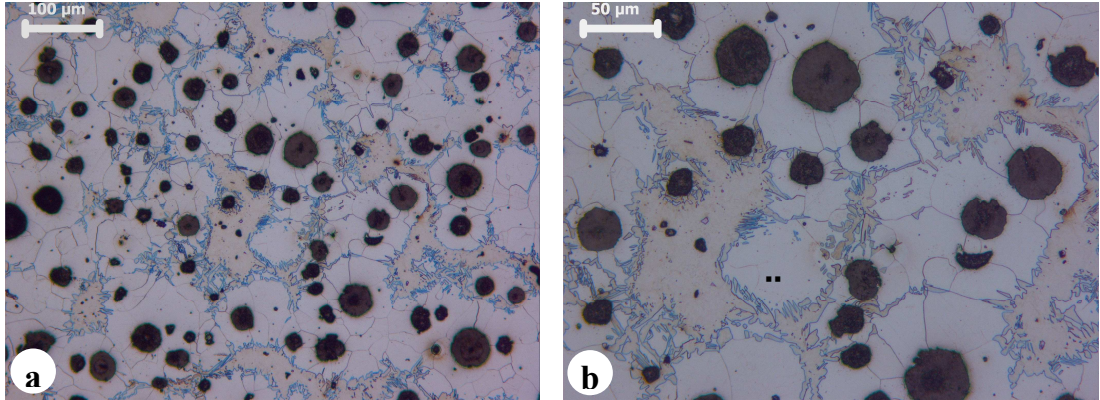
Dökülmüş haldeki malzemenin grafit hacim oranı % 12,2 ferrit tane boyutu $67,8 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. $100 \text{ büyütmede mm}^2$ 'deki küre sayısı ise 210 adet/mm^2 olarak ölçülmüştür.

6.1.1 Kritik sıcaklıklardan su verilmiş numuneler

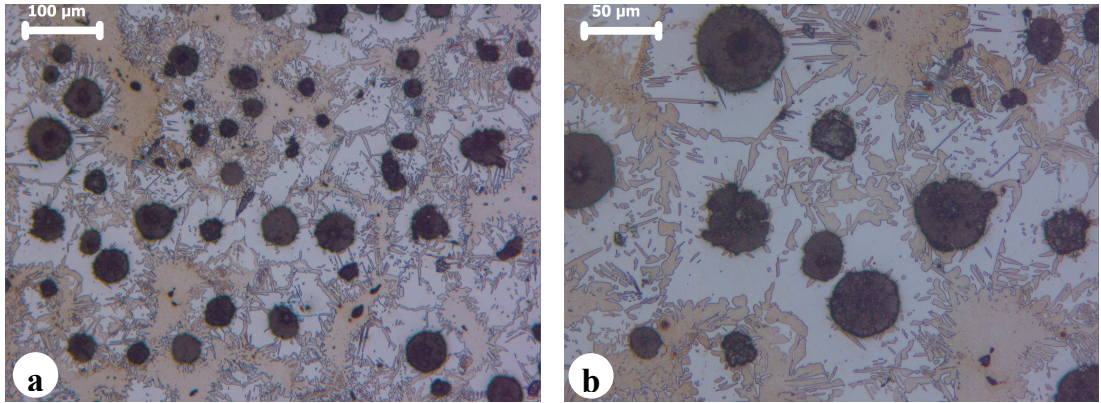
Kısım 5.2.3'de belirtildiği gibi mikroyapı ile ilgili ön çalışmalar KTS'ye bağlı östenit hacim oranlarının belirlenmesine yönelik olmuştur.

Kritik tavlama sıcaklıklarından su verilmiş numunelerde levye kuralı gereğince KTS arttıkça östenit (oda sıcaklığında martensit) hacim oranı artmıştır (Şekil 5.6) (Resim 6.2-6.4). Bu çalışmaların sonucunda çalışmalarımızda kullandığımız 810°C , 820°C ve 830°C sıcaklıklarına karşılık gelen % 43, % 52,5 ve % 79,8 östenit hacim oranları elde edilmiştir [Şekil 5.7].

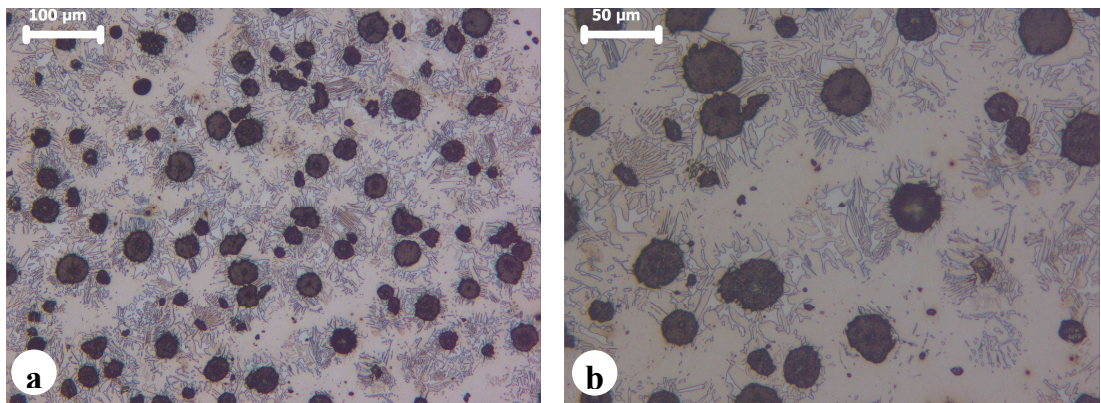
Resim 6.2'de görüldüğü gibi östenit ilk önce α/α tane sınırlarında tercihli olarak çekirdeklenmiş ve büyümüştür. Bunu sebebi karbonun tane sınırlarındaki yüksek difüzyon hızına ve Mn'nin ötektik hücrelere kümeleşmesine dayandırılmaktadır [15-20].



Resim 6.2. 810°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve su verilmiş S 810 numunesinin mikro yapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 6.3. 820°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve su verilmiş S 820 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)

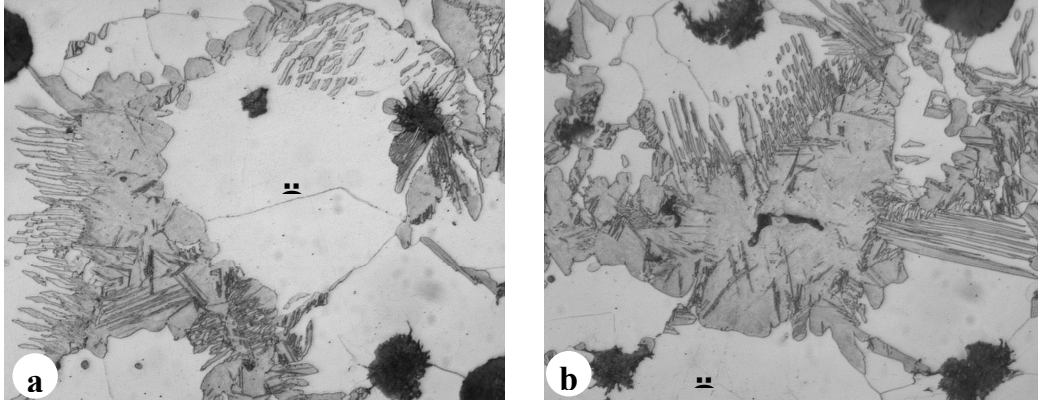


Resim 6.4. 830°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve su verilmiş S 830 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)

6.1.2 Geleneksel östenitleme ve kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş Numuneler

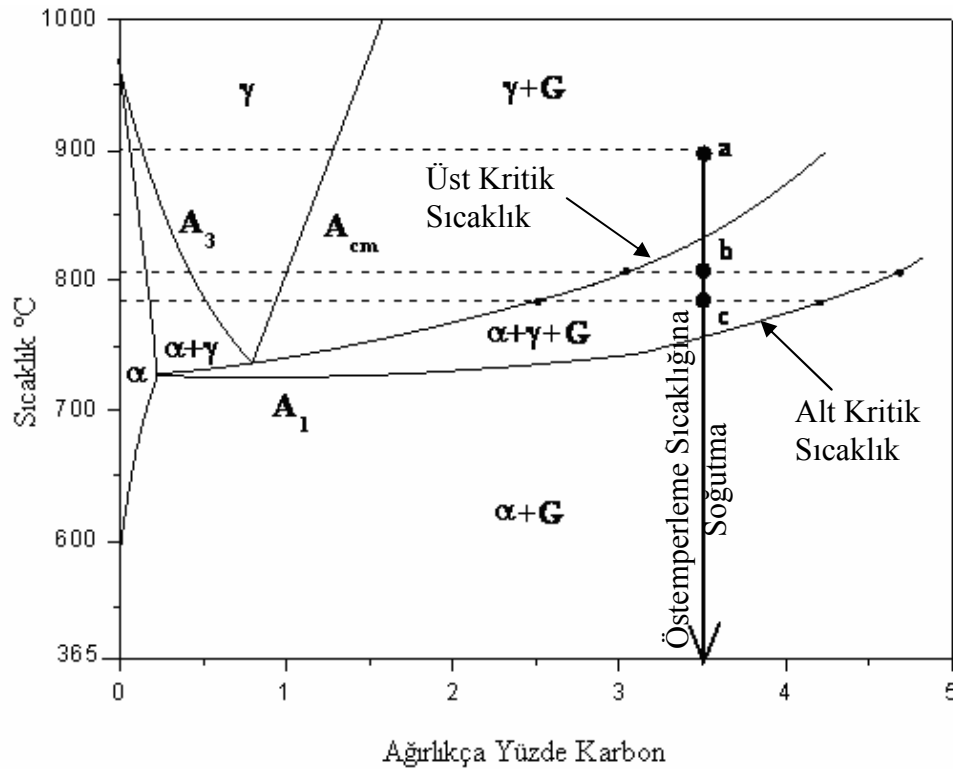
Östemperleme ısı işlemleri sırasında ÖKGDD iki aşamalı bir dönüşüme uğrar. İlk aşamada ana östenit (γ), Beynitik ferrit (α_b) ve yüksek karbonlu östenite γ_{yk} (kalıntı östenit veya dönüşmüş kararlı östenit) dönüşür. II. aşamada bu aşırı doymuş yüksek karbonlu östenit beynitik ferrit ve karbüre dönüşür. Birinci Aşama tamamlanmadan numunenin havada oda sıcaklığına soğutulması durumunda karbonca yeterince zenginlenmemiş östenit martensite dönüşür. Martensitin östemperlenmiş yapıdaki varlığı mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir [80-85]. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin arzu edilen Beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenitten oluşan mikroyapısı genellikle ösferrit olarak adlandırılır. Bu arzu edilen mikro yapı I.aşamanın sonu ve II. aşamanın başlangıç reaksiyonlarının östemperleme zaman aralığında elde edilir. Bu östemperleme zaman aralığı işlem penceresi olarak adlandırılmaktadır. Bu arzu edilen KGDD' ler optimum mekanik özellikler sergiler [77-84,9-14].

Bu çalışmada östemperleme sırasında zamanın bir fonksiyonu olarak gözlenen mikro yapısal değişikliğin ardışıklığı yukarıda açıklanan özellikleri göstermiştir Kısa östemperleme sürelerinde yapıda martensitin varlığına rastlanmıştır (Resim 6.5). Bunun nedeni östenitin I. Aşamada karbonca yeterince zenginleşememesinden dolayı oda sıcaklığına havada soğutma sonucu martensite dönüşmesidir [77-84,17-20]. Bu sebepten dolayı arzu edilen çift fazlı matrisli yapı (ferrit+ösferritik yapı) numunelerin tamamında 120 dk' da elde edilmiştir. İstenilen ösferritik yapı I.Aşamanın bitimi ile II. aşamanın başlangıcı arasındaki östemperleme sıcaklık aralığında elde edilmektedir [15-20].



Resim 6.5. 810°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 375°C' de östemperlenmiş S 810 numunesinin mikroyapıları. (a) 1 dk, (b) 15 dk, (Dağlama: % 2 Nital)

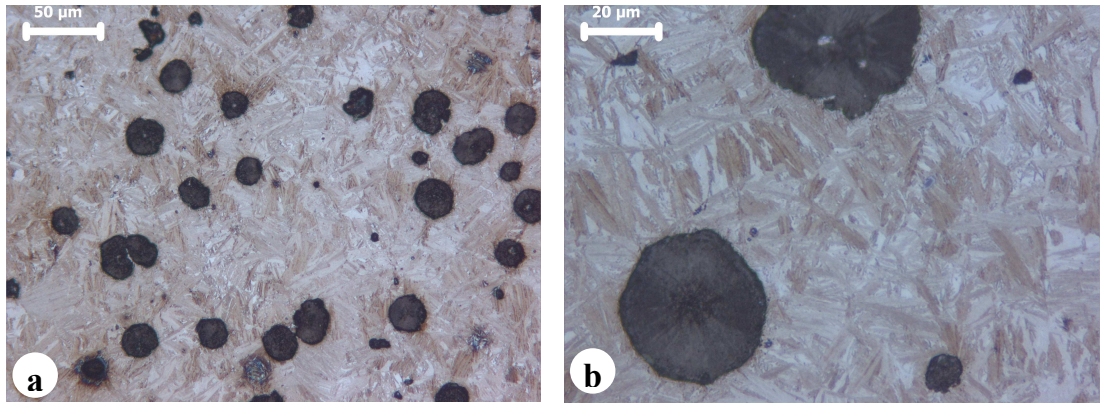
Şekil 6.1'de ÖKGDD'de geleneksel ısıt işlemleri ve farklı ösferrit hacim oranlarına sahip çift matrisli yapıların üretiminin Fe-C-Si faz diyagramı üzerindeki yerleri gösterilmiştir.



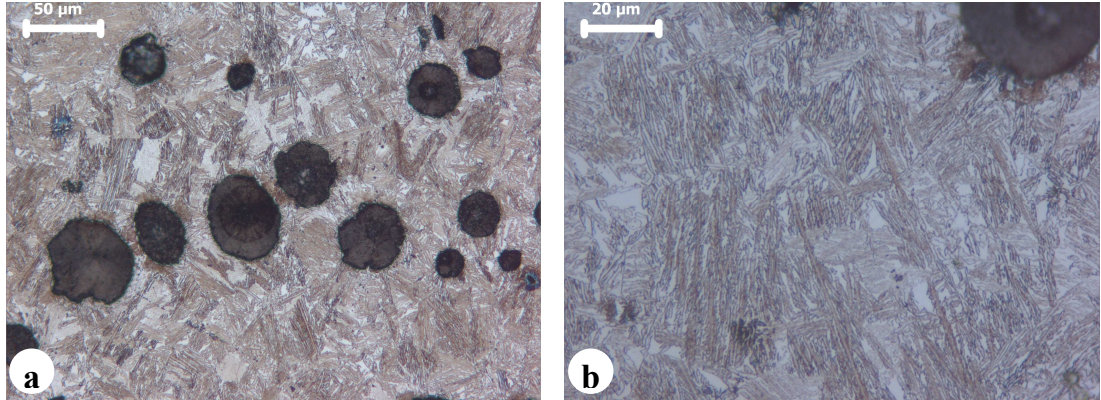
Şekil 6.1 Geleneksel östemperleme ve farklı kritik sıcaklıklardan östemperleme ısıt işlemlerinin Fe-C-Si diyagramı üzerinde gösterimi.

ÖKGDD'in geleneksel ısıtıl işlemi KGDD'i 875–925 °C sıcaklık aralıklarına (bu çalışmada 900 °C) ısıtmayı ardından östemperleme sıcaklıklarına transferini ve bu sıcaklıklarda farklı süreler için bekletmeyi ve daha sonra oda sıcaklığına havada soğutmayı gerektirir. 900 °C' de geleneksel ısıtıl işlem sırasında (a noktası) numune Fe-C-Si diyagramının tek fazlı östenit bölgesinde kalır. Çünkü araştırmalarda kullanılan dökme demirin üst kritik sıcaklığı 850 °C olarak tespit edilmiştir. (Şekil 5.6) dir.

Geleneksel ısıtıl işlem sıcaklığı 900 °C'den 315 ve 375 °C'de 120 dakika östemperlenen numunelerde bey nitik ferrit (α_b) + Yüksek karbonlu östenitten (δ_{yk}) oluşan tipik ösferritik yapılar üretilmiştir (Resim 6.6-6.7).



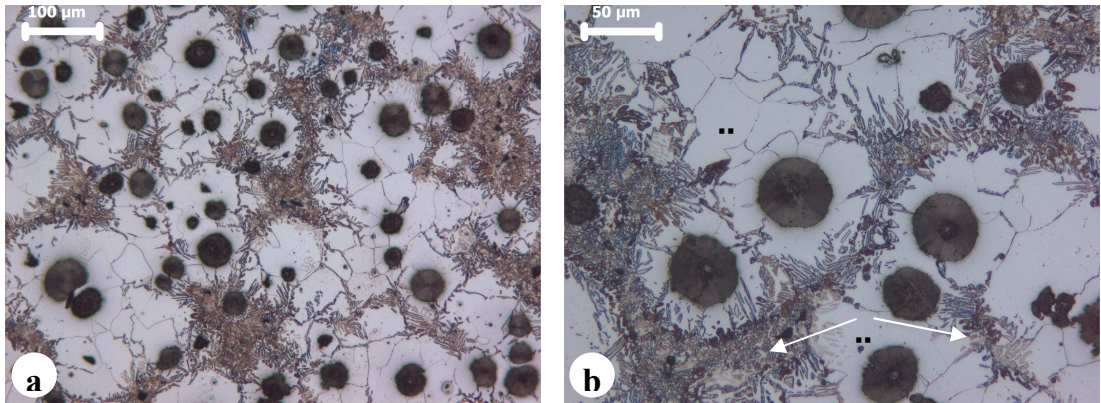
Resim 6.6. 900°C' de 90 dk Östenitlenmiş ve 315 °C' de 120 dk östemperlenmiş G 900–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 200X, (b) 500X, (Dağlama: % 2 Nital)



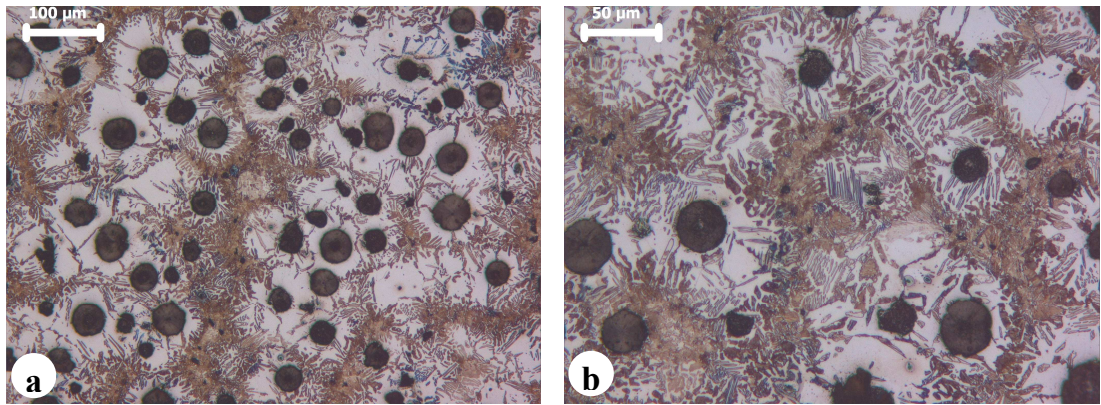
Resim 6.7. 900°C’ de 90 dk Östenitlenmiş ve 375 °C’ de 120 dk östemperlenmiş G 900–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 200X, (b) 500X, (Dağlama: % 2 Nital)

Diğer taraftan 830 °C (b noktası) veya 810 °C (c noktası) kritik tavlama sıcaklıklarında numuneler östenit + ferrit ($\alpha+\gamma$) bölgesinde kalmıştır. Bu çalışmada farklı KTS’lerinden östemperleme, farklı hacim oranlarına sahip ösferrit + ötektoid öncesi ferritten oluşan yapılar oluşturmuştur. KTS arttıkça ösferrit hacim oranı da artmıştır (Resim 6.8-6.13). Ösferrit yapı ösferrit hacim oranına bağlı olarak ötektik hücre sınırları boyunca kısmen sürekli yada süreksiz olarak oluşmuştur (Şekil 6.8 - 6.9). Ötektik hücre sınırları östenitin çekirdeklenmesi için potansiyel yerlerdir [15-20].

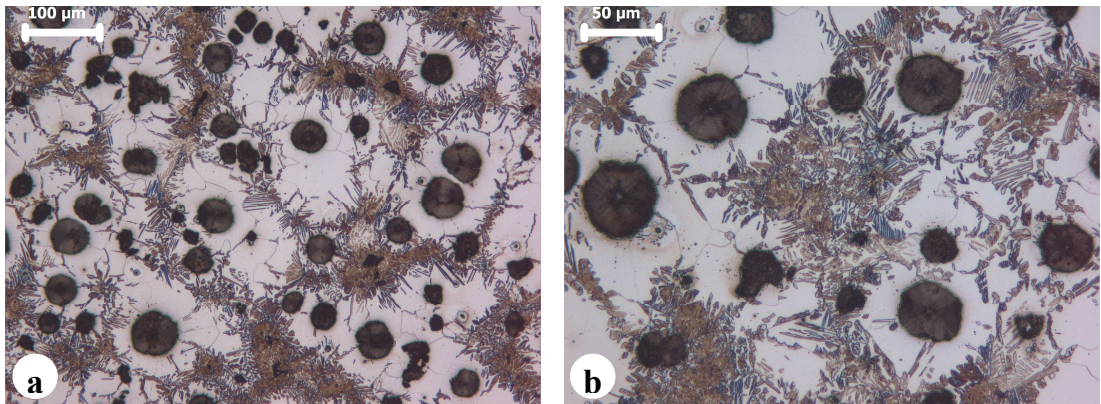
Si ve Mangan gibi alaşım elementleri KGDD’lerin hepsinde bulunmaktadır. Mangan ötektik hücrelere kümeleşirken (Segragasyon) Si, grafit nodüllerine yakın yerlerde kümeleşmektedir. Mn karbonun aktivitesini azaltır ve ösferrit kararlaştırıcı olarak östenitin çekirdeklenmesini teşvik ederken Si ferrit kararlaştırıcı olarak karbonun aktivitesini arttırmaktadır. Mn’nın ötektik hücrelere kümeleşmesinden dolayı östenitin çekirdeklenmesi için karbonun sadece minimum hacim difüzyonu gerekir. Bu durumda östenitin çekirdeklenmesi için ötektik hücreler potansiyel yerler olarak kabul edilir [15-20,80-82]. Grafit nodüllerine yakın östenit oluşumunun görülmeme nedeni Si kümeleşmesinin östenit oluşum hızının azaltılması etkisine atfedilir [58].



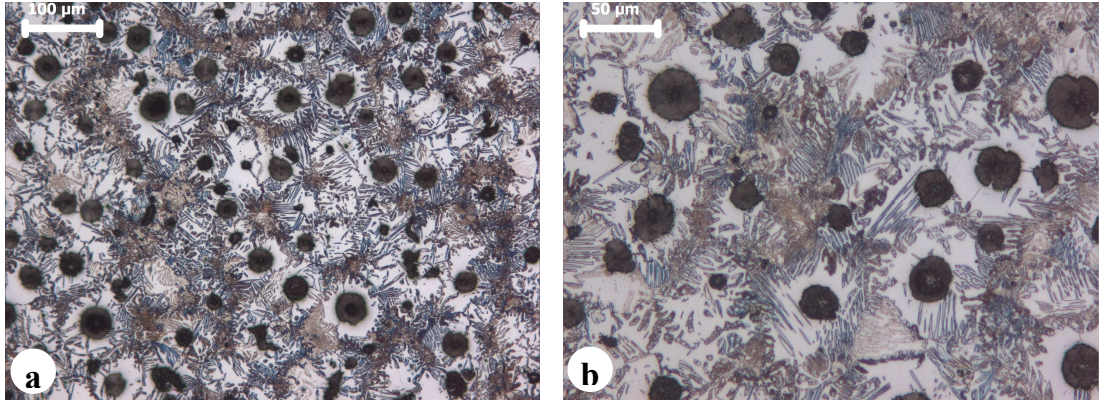
Resim 6.8. 810°C’ de 20 dk Östenitlenmiş ve 315 °C’ de 120 dk östemperlenmiş S 810–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)



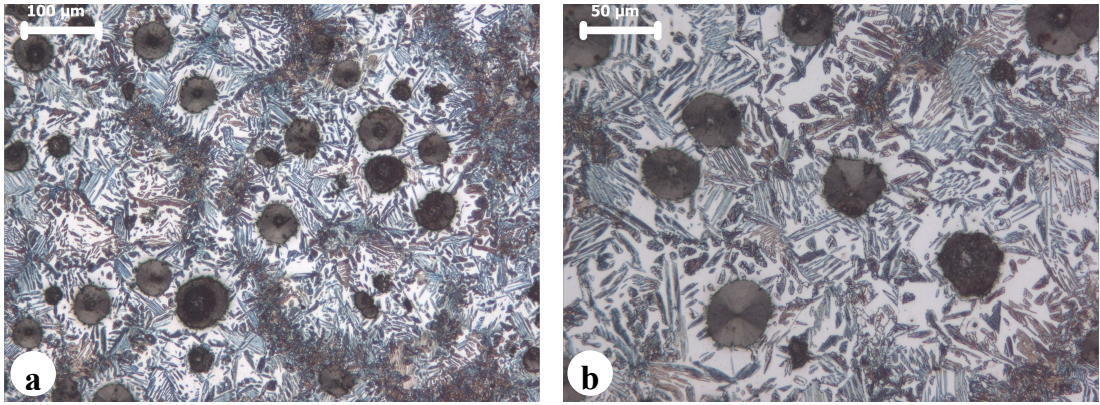
Resim 6.9. 810°C’ de 20 dk Östenitlenmiş ve 375 °C’ de 120 dk östemperlenmiş S 810–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)



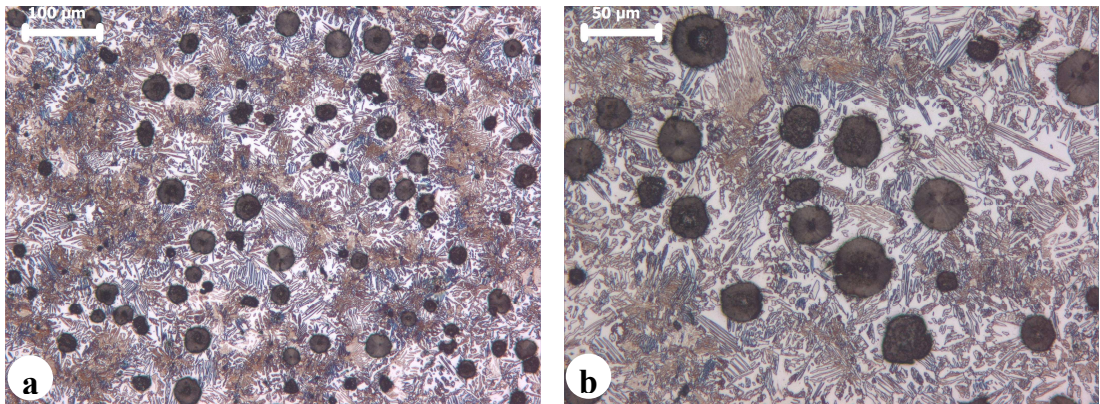
Resim 6.10. 820°C’ de 20 dk Östenitlenmiş ve 315 °C’ de 120 dk östemperlenmiş S 820–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 6.11. 820°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 375 °C' de 120 dk östemperlenmiş S 820–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)

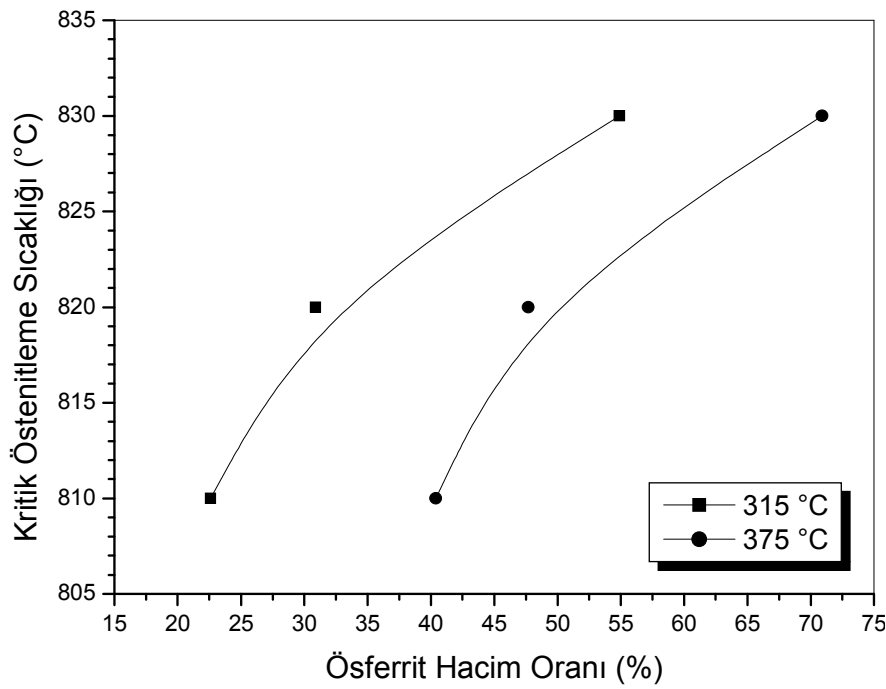


Resim 6.12. 830°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 315 °C' de 120 dk östemperlenmiş S 830–315 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 6.13. 830°C' de 20 dk Östenitlenmiş ve 375 °C' de 120 dk östemperlenmiş S 830–375 numunesinin mikroyapısı. (a) 100X, (b) 200X, (Dağlama: % 2 Nital)

Geleneksel östenitleme ısı işlemine kıyasla, KTS'lerinde östenitlemenin önemli bir özelliği, östenit + ferrit bölgelerinde östenit hacim oranının ve karbon içeriğinin KTS'lerine bağlı olmasıdır (Şekil 6.2). KTS arttığında manivela kuralı ile tarif edildiği gibi, östenit hacim oranı ve karbon içeriği artmakta ve ötektoid öncesi ferrit miktarı azalmaktadır.

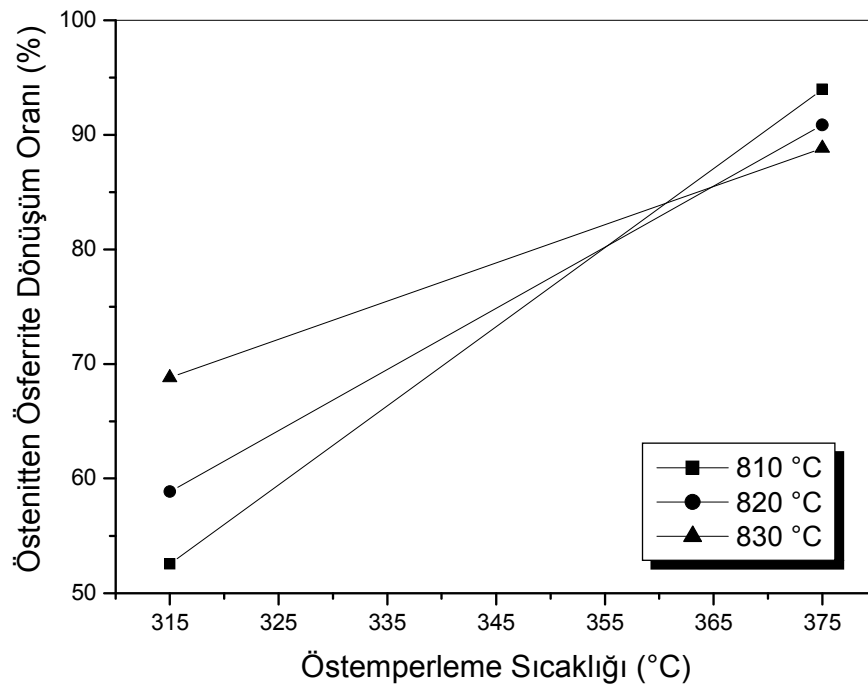


Şekil 6.2. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak ösferrit hacim oranının değişimi

KTS'lerinden östemperlemeden önce bu özellik, KTS'lerinde östenit hacim oranı ve karbon içeriğini ve ötektoid öncesi ferrit hacim oranlarını ayarlayabilmeyi sağlamaktadır. Ana östenitin karbon içeriği östemperleme sırasında yüksek karbon östenit kararlılığını etkilemektedir. Bu nedenle KTS'lerinde östenitlenmiş malzemelerde, östemperleme sırasında östenit kararlılığını etkileyebilme potansiyeli vardır.

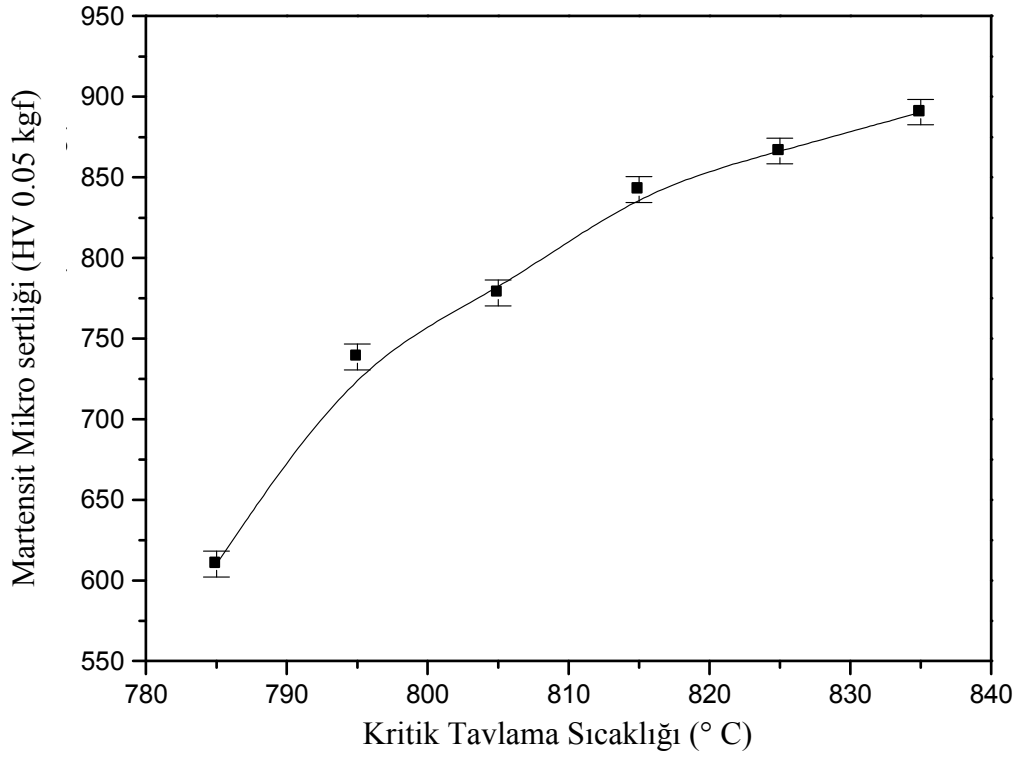
Kritik tavlama sıcaklığının artması östenitten ösferrite dönüşüm oranını arttırmaktadır (Şekil 6.3). Yüksek östemperleme sıcaklıklarında daha yüksek ösferrit hacim oranını oluşumu, yüksek sıcaklıklarda difüzyon hızının fazla olmasından kaynaklanabilir. Kritik tavlama sıcaklığının artması ya da azalması östemperleme

sırasında gerçekleşen reaksiyonların oluşum sürecini değiştirir. Kritik östenitleme sıcaklığı azaldığında I.aşama reaksiyonu yavaşlarken II. aşama reaksiyonu hızlanır. Bunun sonucunda I.ve II. aşama reaksiyonları çakışabilir ve kısa östempereleme sürelerinde yüksek karbonlu östenit grafitte dönüşmekte buda ösferrite dönüşüm oranını azaltabilir.



Şekil 6.3. Östempereleme sıcaklığına bağlı olarak östenitten ösferrite dönüşüm oranının değişimi

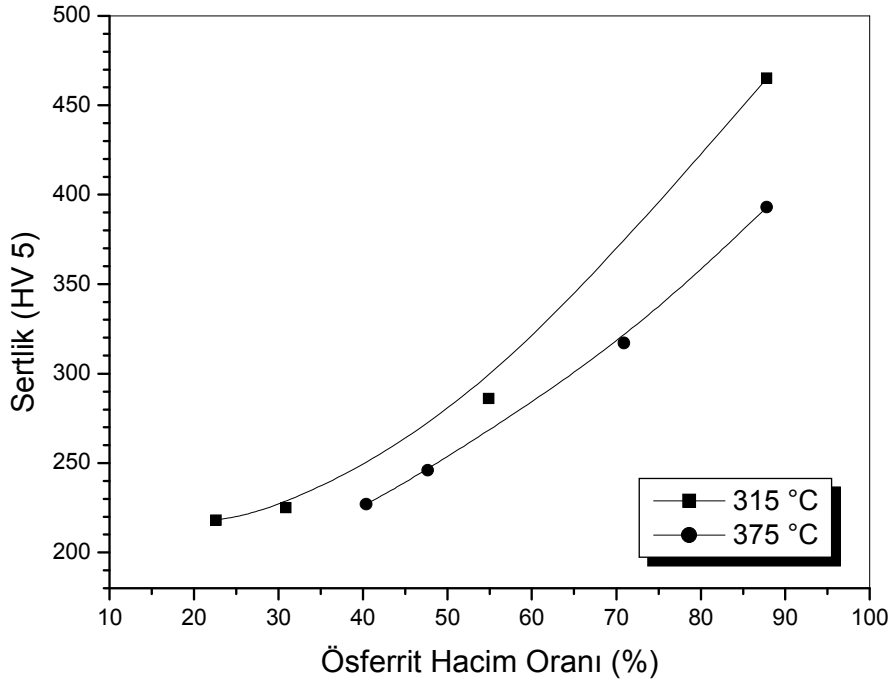
Kritik tavlama sıcaklıklarından su verilmiş numunelerde, östenitte (Oda sıcaklığında martensit) KTS'larına bağlı olarak mikro sertlik değişimi Şekil 6.4'te verilmiştir. Martensitin mikro sertliğindeki değişim östenit karbon içeriğinin iyi bir göstergesidir. Çünkü östenitten martensite dönüşüm difüzyonsuz olarak gerçekleşmektedir [17-20].



Şekil 6.4. Numunelerin martensit mikro sertliği ile kritik tavlama sıcaklığı arasındaki ilişki

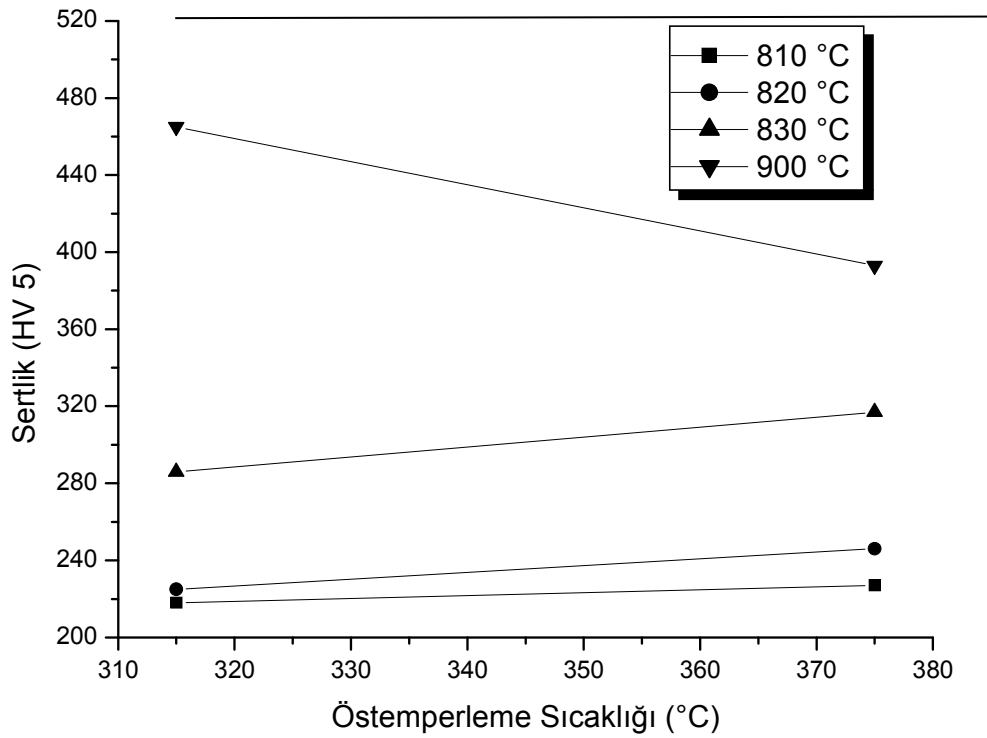
6.3. Sertlik Yorulma Dayanımı İlişkisi

Geleneksel östenitleme ve KTS'lerinde farklı östemperleme sıcaklıklarında östemperlenmiş numunelerin ösferrit hacim oranlarında, sertliklerinde ve yorulma dayanımlarındaki değişim Çizelge 6.2'de verilmiştir. KTS'lerinden farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş numunelerde en fazla göze çarpan değişim: aynı kritik tavlama sıcaklıklarından farklı östemperleme sıcaklıklarında östemperlenmiş numunelerin ösferrit hacim oranlarında ve bunlara bağlı olarakta sertliklerindeki değişimdir. Bu numunelerde östemperleme sıcaklığı arttıkça ösferrit hacim oranlarında ve buna bağlı olarakta sertliklerinde artış gözlenmiştir (Şekil 6.5).



Şekil 6.5. Ösferrit hacim oranına bağlı olarak makro sertliğin değişimi

Geleneksel östenitleme sıcaklıklarından farklı östemperleme sıcaklıklarında östemperlenmiş numunelerin ösferrit hacim oranında değişim gözlenmezken, bu numunelerin sertlikleri KTS'lerinden östemperlenen numunelerin tersine östemperleme sıcaklığı düştükçe artmıştır (Şekil 6.6). KTS'lerinden yüksek östemperleme sıcaklıklarında östemperlenmiş numunelerdeki sertlik artışı, ötektoid öncesi ferrite göre daha sert bir yapı olan ösferrit hacim oranındaki artışla açıklanabilir. Geleneksel olarak östemperlenmiş numunelerde ösferrit hacim oranı sabit kalırken düşük östemperleme sıcaklıklarında daha ince morfolojiye sahip sertliği daha yüksek ösferrit yapı olmuştur. Aynı ösferrit hacim oranlarında yapının incelmesi fazlar arası toplam arayüzey alanında ve iç enerjide artışa neden olarak sertliği yükseltmektedir (Şekil 6.5).



Şekil 6.6. Geleneksel ve kritik östenitleme sıcaklıklarından östenitlenmiş numunelerde östempereleme sıcaklığına bağlı olarak makro sertliğin değişimi

Sertlik yorulma dayanımı ilişkisine bakıldığında (Çizelge 6.2) geleneksel olarak östemperelenmiş numunelerde sertlik arttıkça yorulma dayanımı da artmıştır. Bu sonuç literatür ile aynı doğrultudadır [61].

KTS'lerinden östemperelenmiş numunelerin yorulma özelliklerini belirlemede numune sertliğinden daha çok ösferrit morfolojisi belirleyici olmuştur. Düşük östempereleme sıcaklıklarında östemperelenmiş ince morfoloji, düşük ösferrit hacim oranı ancak yüksek sertliğe sahip numuneler daha yüksek yorulma dayanımı sergilemişlerdir.

Yumuşak ötektoid öncesi ferrit matris içerisinde sert ince dağılmış bir ikinci fazın dislokasyon hareketleri için daha etkili bir bariyer olacağı ve bunda yorulma dayanımını arttırdığı düşünülmektedir. Kılıçlı ve Erdoğan yaptıkları çalışmada düşük

sıcaklıklarda östemperlenmiş ince morfolojiye sahip numunelerin çekme dayanımının kaba morfolojiye sahip numunelerden daha yüksek olduğunu belirlemişlerdir [16].

6.4. Östemperleme Isıl İşleminin Yorulma Dayanımı Üzerine Etkisi

Östemperleme ısıl işlemi uygulanan tüm numunelerin yorulma dayanımının dökülmüş haldeki küresel grafitli dökme demirden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Değişen östemperleme ve kritik tavlama sıcaklıkları ile numunelerin yorulma dayanımları değişmiştir. Kritik tavlama sıcaklıklarından tavlanmış ve östemperleme uygulanmış numunelerin yapısında ötektoid öncesi ferrit bulunmaktadır. Yapıda bulunan sünek ötektoid ferrit geleneksel östemperlenmiş numunelere göre yorulma dayanımının azalmasına sebep olmaktadır. (Çizelge 6.2.).

Çizelge 6.2. Numunelerin yorulma limitleri, ösferrit hacim oranı ve sertlik ölçüm sonuçları

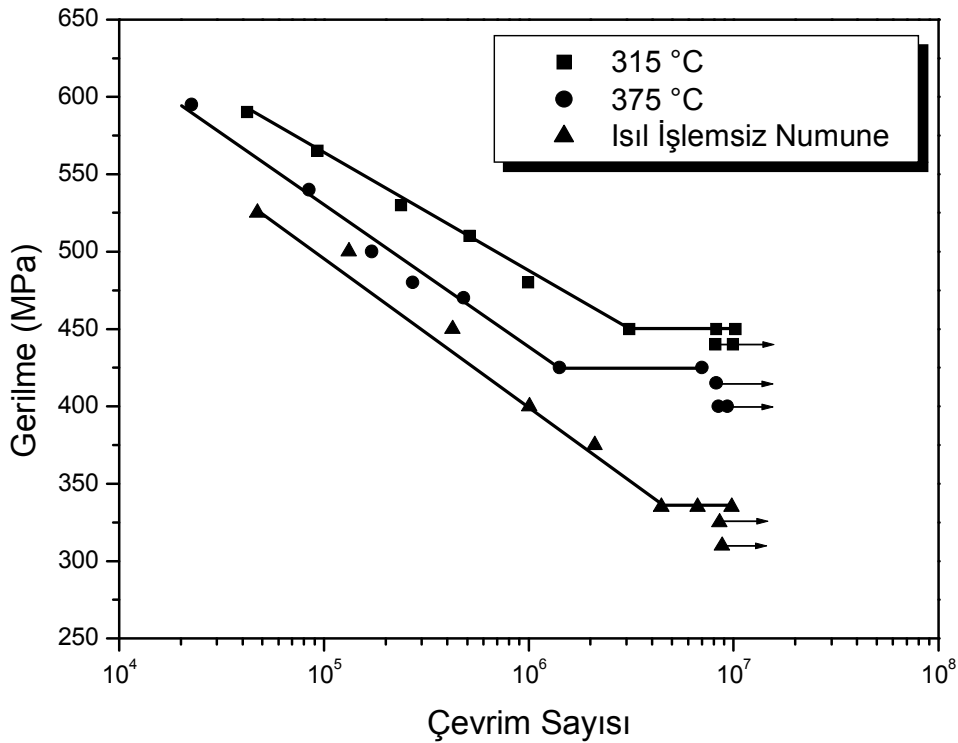
Numune Kodu	Ösferrit Hacim Oranı (%)	Sertlik (HV5)	Yorulma Dayanımı (MPa)
D	5,5*	163	330
S 810–315	22,6	218	450
S 810–375	40,4	227	425
S 820–315	30,9	225	475
S 820–375	47,7	246	450
S 830–315	54,9	286	500
S 830–375	70,9	317	480
G 900–315	87,8	465	550
G 900–375	87,8	393	525
* Perlit Hacim Oranı			

6.4.1. Östemperleme sıcaklığının yorulma dayanımına etkisi

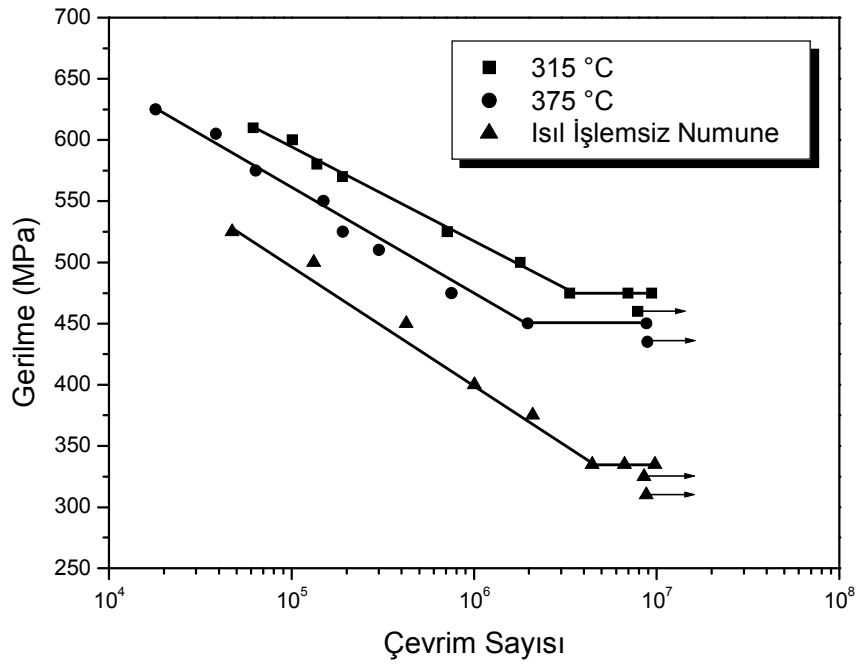
Geleneksel östenitleme ve kritik sıcaklık aralıklarından östemperlenmiş ve dökülmüş haldeki ısıl işlem uygulanmamış numunelerin gerilme-çevrim sayısı diyagramları Şekil 6.7.’den Şekil 6.10.’a kadar verilmiştir.

Bu diyagramlardan görülebileceği gibi geleneksel östenitleme ve kritik sıcaklık aralıklarından östemperlenmiş numunelerin östemperleme sıcaklığının artmasıyla yorumla dayanımında azalma görülmüştür. Bu sonuç literatürle aynı doğrultudadır. Daha öncede bahsedildiği üzere daha ince ve homojen ösferrit yapı daha düşük östemperleme sıcaklıklarının da elde edilmekte ve bu yapı yorulma dayanımını artırmaktadır.

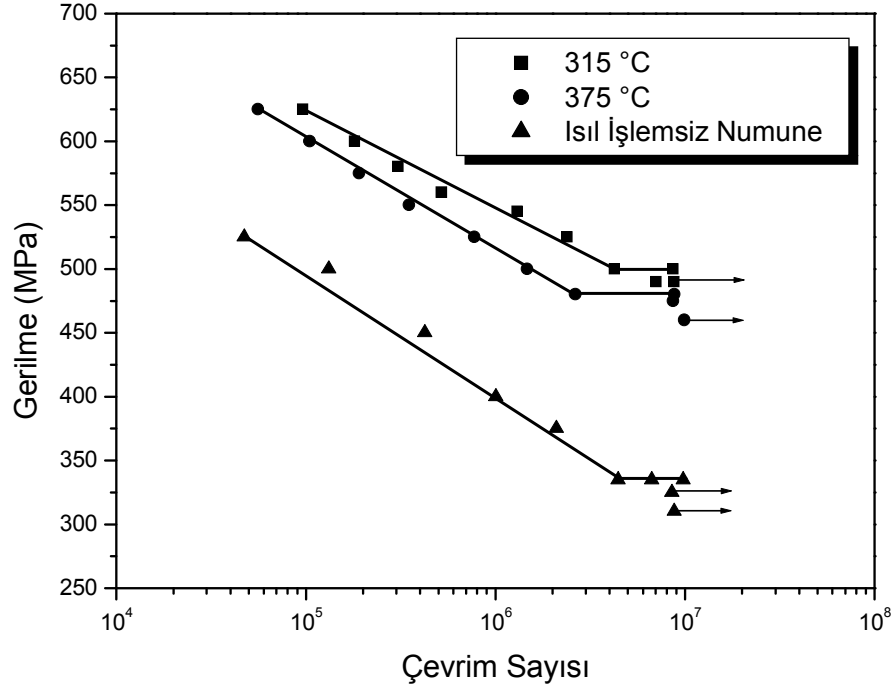
Çatlak ilerlemesine karşı direnç ve yorulma dayanımı ösferrit yapının miktarına, yapıdaki homojen dağılımına ve inceliğine bağlıdır. Östemperleme sıcaklığının yüksek olması I.aşama reaksiyonunu yavaşlatırken II. aşama reaksiyonunu hızlandırır ve östemperleme sırasında oluşan mikro yapı daha kaba ve düzensiz olmasına neden olur. Geleneksel olarak östemperlenmiş matrisin tamamı ösferrit yapıdan oluşan numunelerin yorulma dayanımları bütün kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş numunelerden daha yüksektir.



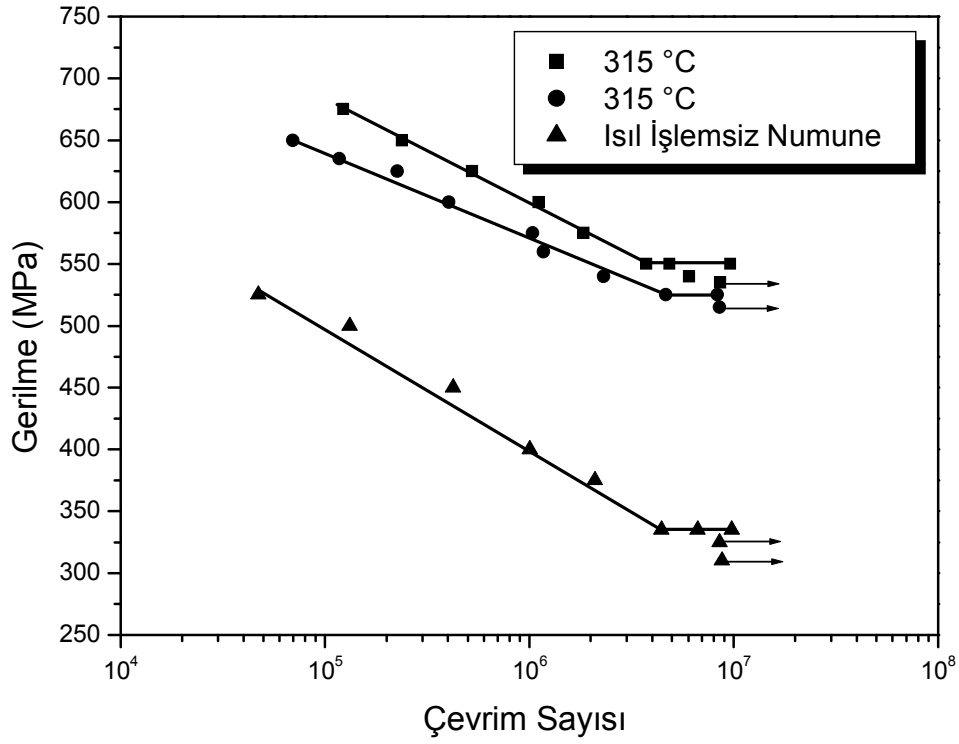
Şekil 6.7. S 810 numunesinde östemperleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi



Şekil 6.8. S 820 numunesinde östemperleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi



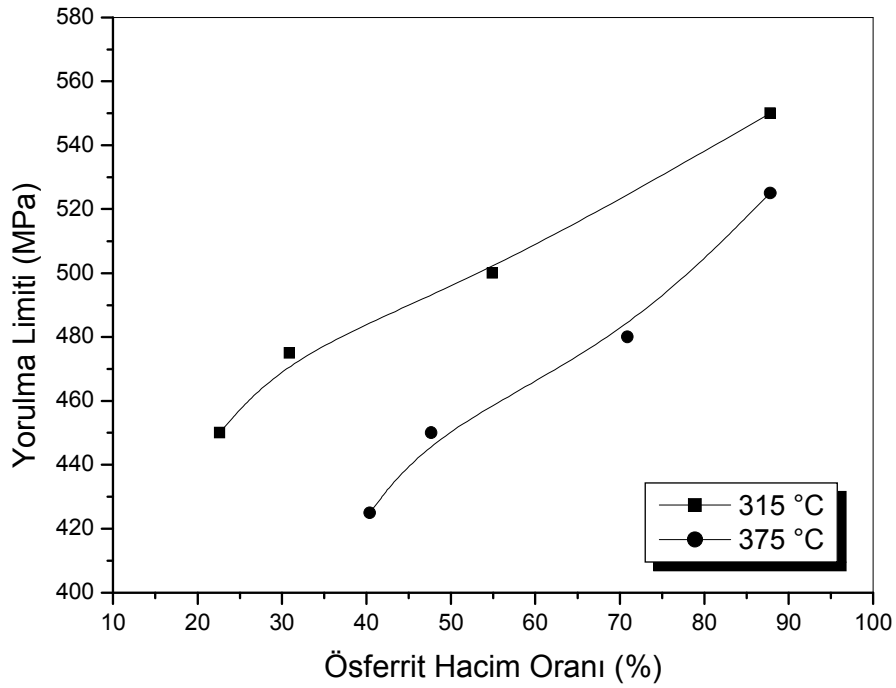
Şekil 6.9. S 830 numunesinde östemperleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi



Şekil 6.10. G 900 numunesinde östempereleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi

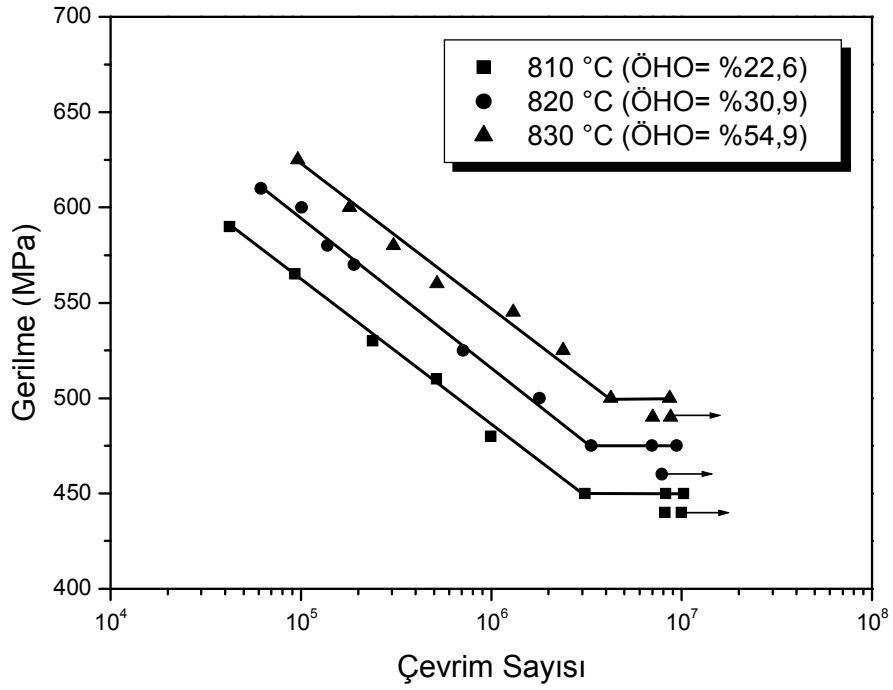
6.5. Ösferrit Hacim Oranının Yorulma Dayanımı Üzerine Etkisi

Artan ösferrit hacim oranı ile birlikte yorulma dayanımı da artmıştır (Şekil 6.11–6.13). Kritik östenitleme sıcaklığının artırılmasıyla manivela kuralı gereğince östenit miktarı artmakta ve buna bağlı olarakta ösferrit hacim oranı artmaktadır [15-20]. Tokluğu iyi olan ösferrit miktarının artması yorulma dayanımında artış sağlamaktadır (Resim 6.5).

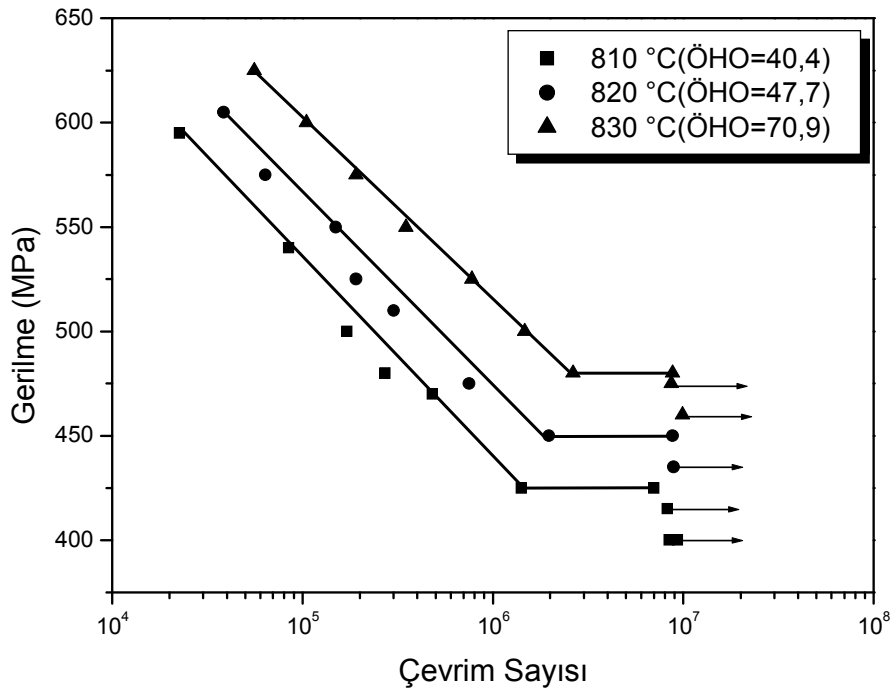


Şekil 6.11. 315 ve 375 °C’ de östemperlenmiş farklı ösferrit hacim oranlarına sahip S810, S820, S830 numunelerinde yorulma dayanımının değişimi

Ösferrit yapının hücrelerarası sınırlar boyunca bağlantısının süreklilik derecesi, grafit nodüllerinin etrafındaki ferritin deformasyon miktarını belirleyen önemli bir etkidir. Daha önceden bahsedildiği gibi Ösferrit yapı ösferrit hacim oranına bağlı olarak ötektik hücre sınırları boyunca sürekli ya da süreksiz olarak oluşmuştur. Bu çalışmada yüksek ösferrit hacim oranına sahip numunelerde grafitin etrafında bulunan ferrit tamamen ösferrit tarafından kuşatılmıştır. Daha önce yapılan çalışmalarda çatlakın grafit nodülleri ile matris ara yüzeyinden başladığı belirlenmiştir [68]. Bundan dolayı ötektik hücre sınırları boyunca oluşan ösferrit yapının grafit-matris ara yüzeyinden başlayan çatlakın ilerlemesi için bir bariyer görevi üstlendiği düşünülmektedir.



Şekil 6.12. 315 °C’de östemperlenmiş numunelerde kritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi



Şekil 6.13. 375 °C’de östemperlenmiş numunelerde kritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimi

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

1. Kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş numunelerde, yorulma dayanımı ösferrit hacim oranı artıkça artmaktadır.
2. Östemperleme sıcaklığının artmasıyla ösferitik yapı daha kaba hale gelmekte ve yorulma dayanımını azaltmaktadır.
3. Kritik tavlama sıcaklığının artırılmasıyla ösferrit hacim oranı, östenitin karbon içeriği ve sertlik artmaktadır.
4. Numunelerin yorulma dayanımları, sertlikteki artışla birlikte doğru orantılı olarak artmaktadır.
5. Geleneksel östenitleme sıcaklıklardan östemperlenmiş numunelerin yorulma dayanımları kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş, yapısında ötektoid öncesi ferrit içeren numunelerin tümünden daha yüksektir.

7.2. Öneriler

- 1.Çift matrisli mikro yapıya sahip östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde kademeli östemperleme ısı işleminin yorulma dayanımı üzerindeki etkileri incelenebilir.
- 2.Alaşımsız KGDD kullanılarak yapılan bu çalışma alaşımlı bir KGDD kullanılarak alaşım elementlerinin östemperleme dönüşüm süreçlerine ve yorulma özelliklerine etkisi araştırılabilir.

KAYNAKLAR

1. Birgi, S., “Alaşımsız Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Termal Çevrimli, Östenitlemenin ve Kumlaşmanın Östemperleme Sonucu Yorulma Ömrüne Etkisi” , Yüksek Lisans Tezi, **Osman Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Eskişehir, 32-72 (1999).
2. Kuang Lin, C., Chang, C., “Influence Of Heat Treatment On Fatigue Crack Growth Of Austempered Ductile Iron” , **Journal Of Mat. Proc. Tec.**, 37: 100-106 (2002).
3. Jen, K., Kim, S., “Study Of Fracture And Fatigue Of Austempered Ductile Iron ”, **AFS Iron sactions**, 92: 133 (1999).
4. Elliott, R., Bahmani, M., “The Relation sheep between fatigue strength and micro structure in austempered Cu-Ni-Mn-Mo Alloyed ductile iron” **Journal of Mat. Proc. Tec.**, 32: 108-116 (1997).
5. Sağın, A., “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerden Dişli Çark Üretimi Ve Yorulma Davranışlarının İncelenmesi” , Doktora Tezi, **Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 50-78 (1999).
6. Austempered Ductile Iron, “ Ductile Iron Data for Engineers” **QIT-Fer et Titane Inc**, U.K, 1-32 (1992).
7. Voigt, R. C., Eldok, M. And Chiou, H. S., “Fracture of ductile cast irons with dual matrix structure”, **AFS Transactions**, 94: 645-656 (1986).
8. Rashidi, A. M., Moshrefi-Torbati, M., “Effect of tempering conditions on the mechanical properties of ductile cast iron with dual matrix structure” , **Mater Let.**, 45: 203-207 (2000).
9. Aranzabal, J., Serramoglia, G. And Rousiere, D., “Development of a new mixed (ferritic-ausferritic) ductile iron for automotive suspension parts Int” , **J. of Cast Met. Res**, 16: 185-190 (2003).
10. Kobayashi, T., Yamamoto, H., “Development of high toughness in austempered type ductile cast iron and evaluation of its properties” , : **Met. and Mat. Trans. A**, 19A: 319-327 (1988).
11. Kobayashi, T., Yamada, S., “Effect of holding time in the ($\alpha+\gamma$) temperature range on toughness of specially austempered ductile iron” , **Met. and Mat. Trans**, 27A : 1961-1971 (1996).
12. He, ZR., Lin, GX. And Ji. S., “Deformation and fracture behaviour of cast iron with optimized microstructure” , **Mater Charact**, 38: 251-258 (1997).

13. Hafız, M., “Tensile properties and fracture of ferritic SG-iron having different-shell structure” , **Z. Metallk**, 11:1258-1261 (2001).
14. Elliot, R., “Kazerooni R, Nazarboland A. Use of austenitising temperature in control of austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron” , **Mater. Sci. and Tech**, 13:1007-1015 (1997).
15. Erdogan, M., Kilicli, V., Demir, B., “Transformation Characteristics of Ductile Iron Austempered from Intercritical Austenitizing Temperature Ranges” , **J. of Mat. Sci.**, In Press (2005).
16. Kilicli, V., Erdogan, M., “Tensile Properties Of Partially Austenitized And Austempered Ductile Irons With Dual Matrix Structures” , **Mater. Sci. and Tech.**, 22: 919-928 (2006).
17. Kocatepe, K., Cerah, M. ve Erdogan, M., “Effect of Martensite Volume fraction and its morphology on the tensile properties of ferritic ductile Iron with dual matrix structure” , **Journal of material processing technology**, 22 : 45-51 (2006).
18. Kocatepe, K., Cerah, M. ve Erdogan, M., “ The tensile fracture behaviour of intercritically annealed and quenched+tempered ferritic ductile iron with dual matrix structure” , **Mater. and Design**, In Press, (2005).
19. Cerah, M., Kocatepe, K. ve Erdogan, M., “Influence of martensite volume fraction and tempering time on tensile properties of partially austenitized in the ($\alpha+\gamma$) temperature range and quenched + tempered ferritic ductile iron” , **J. of Mater. Sci**, 40: 3453-3459 (2005).
20. Erdogan, M., Cerah, M. ve Kocatepe, K., “Influence of Intercritical Austenitising and Tempering Time and Martensite Volume Fractions on Tensile Properties of Ferritic Ductile Iron with Dual Matrix Structure” , **Int. J. of Cast Met.**, 19: 248-253 (2005).
21. Askeland, D.R., “Thescience and Engineering of Materials ” 3th Edition Çev:ERDOĞAN, Mehmet, Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Cilt 1, **Nobel Yayın Dağıtım**, Ankara, 99-228 (1998).
22. Savaşkan, Temel., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi” **Derya kitabevi, Trabzon**, 237-270 (1999).
23. ASM Metals Hand book., “ Mechanical Testing ” Vol 1, 9th Edition, **Metals Park oltio**, USA, 123-138 (1989).
24. Saka, F., “Yorulma Deney Cihazı Projesi ve İmalatı” Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 40-85 (1993).
25. M.S.C., “Fatigue User’s Guide” , **McGrow Hill, SI Metric Edition**, U.K, 1181-1292 (1988).

26. Robert, E., Hill, R., “Physicol Metallurgy principles ”, 3th Edition, **Pws – Kent Publishing Company**, Boston, 98-118 (1991).
27. Paris, P. C., F, Erdogan., “ A Critical Analysis of Crack Propagation Laws ” **Trans, ASME**, 85:4 (1963)
28. Barsom, J. M., “ Fatigue Crack Propagation ” **Trans, ASME**, B:4 (1971).
29. Neuber , H., “ Kerbspannungslehre ” , **Springer,12:** 72-80 (1958).
30. Peterson, R.E., “ Stress Concentration Factor ”, **John Wiley & Sons**, 12:32-39 (1974).
31. Ørjasater Et. Al., O., “ Effect of Plate Thickness on the Fatigue Properties of a Low Carbon Micro-Alloyed Steel ” **Proc. 3rd Int. ECSC Conf. on Steel in Marine Structures (SIMS'87)**, Delft, 345-351 (15-18 June. 1987).
32. Haagensen, P.J., “ Size Effects in Fatigue of Non-Welded Components ” **Proc. 9th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering**, (OMAE), Houston, Texas, 152-158 (1990).
33. Dieter, G.E., “Mechanical Metallurgy Principles”, **McGrow Hill, SI Metric Edition**, U.K, 55-69 (1988).
34. Orman, S., “Bilyeli Dövme parametrelerinin 1020 çeliğinin Yorulma Dayanımına Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Osman Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Eskişehir, 57-78 (1999).
35. Karsay, S.I., “Ductile iron production and practices”, **A.F.S.**, USA, 133-141 (1979).
36. Hasırcı, H., “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Alaşım Elementlerinin (Cu-Ni) ve Östemperleme Süresinin Mikro Yapıya ve Mekanik Özelliklere Etkisi” Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 61-108 (2000).
37. Çoşkun, A., “Effect of Austempering Parameteres on the Mechanical Cahracteristics of Ductile Cast Iron ”, In partial fulfillments for the degree of master of science, **Middle East Technical University**, Ankara 46-67 (1999).
38. Cöğen, O., “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Yorulma Mukavemeti ”, Yüksek Lisans Tezi, **Osman Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Eskişehir, 42-62 (1996).
39. Bhadeshia, H., K. D. H., “Bainite in Steels” , **The Institute of Materials**, 35: 34-39 (1992).

40. Klug R., C. Rundman K. B., “ An x-ray and metallographic study of an austempered ductile cast iron ”, *AFS Transactions*., 90:499,508 (1982).
41. Yescas, M.A., Bhadeshia, H.K.D.H., MacKay, D.J., “Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks”, *Materials Science and Engineering* , A311: 162–173 (2001).
42. Owen, W.S., “The effect of silicon on the kinetics of tempering” , *A.F.S Transactions*, 46:812-829 (1954).
43. Rundman, K., B, Dubensky, W. J., “ An electron microscope study the carbide formation in austempered ductile iron”, *A.F.S Transactions*, 93:384-394 (1982).
44. Voigt, R.C., Loper, C.R., “Proceedings 1st International Conference Austempered Ductile Iron ”, *Ohio*, USA, 83 (1984).
45. Morgan, H.L., “ Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons ”*The British Foundryman*, 98-108, (1987).
46. Janowak, J.F., Gundlach, R.B., “Development of a ductile iron for commercial austempering”, *A.F.S. Transactions*, 91:377-388 (1983).
47. Elliot, R., “Cast iron technology”, *Butterworths&Co.*, London, 136-150 (1988).
48. Putatunda, S.K., Godicherla, P.K., “Influence Of Austenitizing Temperature On Fracture Toughness Of Alow Manganese Austempered Ductile Iron (ADI) With Ferritic As Cast Structure”, *Materials Science and Engineering*, A268: 15-31 (1999).
49. Krauss, G., “Heat treatment and processing Principles,” *ASM, Materials* ,U.K ,125 -254 (1982).
50. Rundman, K.B., Rouns, T.N., “On the effects of molybdenum on the kinetics of the secondary graphitization in quenched and tempered ductile irons”, *A.F.S. Transactions*, 90:487-497 (1982).
51. Hayrynen, K.L., Keough, J.R., Kovacs, B.V., “Determination of mechanical properties in various ductile irons after subjecting them to long term elevated temperatures”, *DIS Project No: 28 Final Report*, North Olmsted, Ohio, 1-56 (1999).
52. Kovacs, B.V., “On the terminology and structure of ADI”, *A.F.S. Transactions*, 102: 417-420 (1994).
53. Moore, D.J., Rouns, T.N., Rundman, K.B., “Effect of manganese on structure and properties of austempered ductile iron: A process window concept”, *A.F.S. Transactions*, 94: 255-264 (1986).

54. Moore, D.J., Rouns, T.N., Rundman, K.B., "The relationship between microstructure and tensile properties in austempered ductile irons", *A.F.S. Transactions*, 95: 765-774 (1987).
55. Darwish, N., Elliot, R., "Austempering of low manganese ductile irons Part 1 Processing window", *Materials Science and Technology*, 9: 572-585 (1993).
56. Darwish, N., Elliot, R., "Austempering of low manganese ductile irons Part 3 variation of mechanical properties with heat treatment conditions", *Materials Science and Technology*, 9: 882-889 (1993).
57. Hamid Ali, A.S., Uzlov, K.I. Darwish, N., Elliot, R., "Austempering of low manganese ductile irons Part 4 Relationship between mechanical properties and microstructure", *Materials Science and Technology*, 10: 34-40 (1994).
58. Dorazil, E., "High Strength Ductile Cast Iron", *Ellis Horwood Publishing*, U.K, 183-323 (1978).
59. Sugiyama, Y., Katsutoshi, A., Matsuoka, S., "Improvement of static strength and fatigue crack propagation resistance in ductile cast iron by austempering from (O+Q) phase region", *Journal of the Society of Materials Science*, 40: 675-681 (1991).
60. Watmaugh, T. "Fatigue Strength of Alloyed Ductile Iron", *A.F.S. Transactions*, 74: 742-758 (1978).
61. M.Sofue, S., Okada and T.Sosaki., "High Quality Ductile Cast Iron with Improved Fatigue Strength", *A.F.S. Transactions* 86:173-182 (1984).
62. M.Johansson., "Austenitic – Bainitic Ductile Iron", *A.F.S. Transactions*, 85: 117-222 (1977).
63. L.Robinson., W, Spearand. And G,Tuffnel., "High Cycle Fatigue Properties of Austempered Ni-Mo Ductile Iron", *A.F.S. Transactions*, 135-148 (1984).
64. Shanmugam, P., Prasadroa, P., Rajendra Udopa, K., Ven Katoraman, N., "Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron", *Journal of Mat. Proc. Tec*, 9: 148-152 (1994).
65. Greno, G.L., Otegui And Boeri, R.E., "Mechanisms of fatigue Crack Growth in Austempered Ductile Iron", *International Journal of Fatigue*, 21: 35-43 (1999).
66. G.L.Greno, E.L.Pardona and R.E.Boeri., "Fatigue of Ductile Iron", *A.F.S. Transactions*, 98-09: 31-37 (2002).

67. Luo, J., R.A.Harding and Bowen, P., “ Evaluation of the Fatigue Behavior of Ductile Irons with Various Matrix Microstructures ”, *Metallurgical and Materials Transactions*, 33A: 3719-3729 (2002).
68. Tonaka, Y., Kage,H., “Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron”,*Material Transaction JIM*, 33: 543-557 (1992).
69. Kovacs, B.V., “ Development of Austempered Ductile Iron (ADI) for Automobile Crankshafts ”, *Springer-Veriag New York Inc*,Vol 5: 55-60 (1987).
70. Bartosiew, L.,A.R.Krause and A.Alberts., “ Influence of Micro Structure on High-Cycle Fatigue Behavior of Austempered Ductile Cast Iron ”,*Materials Characterization*,30:221-234 (1993).
71. Venlıgopalan, D., Alagarsamy, A., “Factors Effecting Fatigue Strength of Comercial Ductile Iron Castings”,*AFS ironsactions*, 92 -94 (1992).
72. Roberts, S. Ji. K, Fan ,Z., “ Effect of shot peening on fatigue performance of ductile iron castings ”, *Materials Science and Technology*,18: 193-197 (2002).
73. Vander Voort, G.F., “Metallography principle and practice”, *McGraw-Hill*, NewYork, 410-508 (1984).
74. Gifkins, R.C., “Optical microscopy of metals”, *Pitman*, London, 171-184 (1970).
75. Pickering, F.B., “The basis of quantitative metallography”, *The Chamelon Pres* , London, 3-8 (1975).
76. ASTM E 8M Standard, “Standard test methods for tension testing of metallicmaterials (metric)”,*ASTM*, 77-98 (2000).
77. Kılıçlı, V., “Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Kısmi Östenitleme ve Östemperleme Isıl İşleminin Mikro yapı ve Mekanik özelliklere Etkisi ”, Yüksek Lisans Tezi, 27-38 *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2004).
78. Aranzabal, J., Gutierrez I., Rodrgez-Ibabe, J.M., Urcola, J.J., “Influence of heat treatments on microstructure and toughness of austempered ductile iron”,*Materials Science and Technology*, 8: 263-273 (1992).
79. Aranzabal, J., Gutierrez I., Urcola, J.J., “Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron” *Materials Science and Technology*, 10: 728-737 (1994).

80. Mallia, J., Grech, M., Smallman, R.E., "Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron", ***Materials Science and Technology***, 14: 452-460 (1998).
81. Nazarboland, A., Elliot R., "Influence of heat treatment parameters on stepped austempering of 0.37% Mn-Mo-Cu ductile iron", ***Materials Science and Technology***, 13: 223-232 (1997).
82. Achary, J., Venugopalan, D., "Microstructural development and austempering kinetics of ductile iron during thermomechanical processing", ***Metallurgical and Materials Transactions A***, 31A: 2575-2585 (2000).
83. Wen, D.C., Lei, T.S., "The mechanical properties of a low alloyed austempered ductile iron in upper ausferrite region", ***I.S.I.J. International***, 39: 493-500 (2000).
84. Yazdani, S., Elliot, R., "Influence of molybdenum on austempering behavior of ductile iron, Part 3 Austempering kinetics, mechanical properties and hardenability of ductile iron containing 0.25 % Mo", ***Materials Science and Technology***, 15: 885-895 (1999).
85. Yazdani, S., Elliot, R., "Influence of molybdenum on austempering behavior of ductile iron, Part 4 Austempering behaviour of ductile iron containing 0.45 % Mo", ***Materials Science and Technology***, 15: 896-902 (1999).
86. Dorazil, E., Barta, B., Munsterova, E., Stransky, L., Havar, A., "High strength bainitic ductile cast iron", ***A.F.S. International Cast Metals Research***, 7: 52-60 (1982).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : OVALI, İsmail
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 19.04.1981 Burhaniye
 Medeni hali : Bekar
 Telefon : 0 (266) 312 98 33
 Faks : -
 e-mail : ovali.ismail@gmail.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi / Metal Eğitimi Bölümü	2006
Lisans	Gazi Üniversitesi/ Metal Eğitimi Bölümü	2003
Lise	Ayvalık Endüstri Meslek Lisesi	1998

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2003-2004	Ankara Kaletaş	Teknik Ressam
2005-2006	Dolsan Medikal	Tasarım

Yabancı Dil

İngilizce

Hobiler

Cad-Cam Programları, Tasarım, Bilgisayar teknolojileri, Yüzme.