



**ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRİN
MANYETİK BARKHAUSEN GÜRÜLTÜSÜ YÖNTEMİ İLE TAHRİBATSIZ
KARAKTERİZASYONU**

Mert Yağız TÜZÜN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

AĞUSTOS 2021

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Mert Yağız TÜZÜN
03/08/2021

ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRİN MANYETİK BARKHAUSEN GÜRÜLTÜSÜ YÖNTEMİ İLE TAHRİBATSIZ

KARAKTERİZASYONU

(Yüksek Lisans Tezi)

Mert Yağız TÜZÜN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ağustos 2021

ÖZET

Bu tezin amacı, Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerdeki (ÖKGDD) östemperleme parametrelerine bağlı olarak değişen mikroyapı ve mekanik özellikler ile Manyetik Barkhausen gürültüsü (MBN) tahribatsız muayene yöntemiyle arasında ilişkiyi incelemektir. Bunun için, alaşımlı KGDD numuneler Y blok döküm parça şeklinde kum kalıba döküm yöntemiyle üretilmiş ve bu Y bloklardan tornalamayla çekme numuneleri üretilmiştir. KGDD çekme numuneleri, 900°C de 1 saat boyunca östenitleme sonrası 325 °C, 350 °C, 375 °C ve 400 °C östemperleme sıcaklıklarında 45 dk, 60 dk, 90 dk, 120 dk ve 180 dk boyunca östemperleme ısı işlemine tabii tutulmuştur. Numunelerin mikro yapı karakterizasyonu, optik mikroskop, tarama elektron mikroskopuyla (SEM), mikro yapıda bulunan fazların tane boyutları ve hacimce oranları Elektron Geri Saçılım ve Kırınım (EBSD) analiziyle gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerdeki değişim çekme ve sertlik deneyleriyle belirlenmiştir. ÖKGDD numunelerde, östemperleme parametreleri ve mekanik özellikler arasındaki ilişki Manyetik Barkhausen Gürültüsü (MBN) tahribatsız muayene yöntemiyle incelenmiştir. Östemperleme sonrası içyapı parametreleri ve mekanik özelliklerin, MBN sinyal değerleri ile arasındaki ilişkilerin belirlenmesinde Çoklu Lineer Regresyon analizi kullanılarak bu değerler arasındaki korelasyonlar belirlenmiş ve bununla beraber korelasyon sonucu oluşturulan tablolardaki katsayı değerleri kullanılıp her bir değer için R-kare değerleri hesaplanarak bu değerlerin birbirleri arasında ne derecede korele oldukları belirlenmiştir. Sonrasında, MBN sinyal değerlerinin %10 azaltılıp arttırılmasının yukarıda belirtilen parametreler üzerindeki değişime ne kadar katkısının olup olmadığı belirlenip, her bir parametre için grafikler oluşturulmuştur.

Bilim Kodu : 91515

Anahtar Kelimeler : Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir (ÖKGDD),
Manyetik Barkhausen Gürültüsü (MBN), Tahribatsız Muayene
(NDT), Mikroyapı, Çoklu Lineer Regresyon

Sayfa Adedi : 99

Danışman : Dr. Öğr. Üyesi Volkan KILIÇLI

İkinci Danışman : Dr. Öğr. Üyesi Kemal DAVUT

NONDESTRUCTIVE CHARACTERIZATION OF AUSTEMPERED DUCTILE IRON
BY MAGNETIC BARKHAUSEN NOISE METHOD

(M. Sc. Thesis)

Mert Yağız TÜZÜN

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

August 2021

ABSTRACT

The aim of this study is to examine the relationship between the microstructure and mechanical properties varying from the austempering parameters Austempered Ductile Irons (ADI) and Magnetic Barkhausen noise (MBN) between non-destructive inspection methods. For this purpose, alloy ductile iron samples are produced by the sand-casting molding method in the form of the block casting parts and the samples of tensile samples with these Y blocks are made. Ductile iron tensile samples were austenitized at 900 °C for 60 min following by austempered at 325 °C, 350 °C, 375 °C and 400 °C for 45 min, 60 min, 90 min, 120 min, and 180 min. Microstructural characterization of the samples, optical microscope, scanning electron microscope (SEM), micro-structure phases and the volume fraction of phases were carried out with electron-back scattering and diffraction (EBSD) analysis. The change in mechanical properties has been determined by pulling and hardness experiments. The relationship between ADI samples, austempering parameters and mechanical properties Magnetic Barkhausen noise (MBN) was examined by non-destructive examination method. **After austempering**, the correlations between these values were determined by using multiple linear regression analysis in determining the relations between MBN signal values and the microstructural properties of austempering samples and the mechanical properties are determined by using multiple linear regression analysis and how to use the R-square values for each value and calculating the R-square values for each value. They are determined that they are correlated. The MBN signal values are determined whether it has been determined or not to change on the above-mentioned parameters of the MBN signal values.

Science Code : 91515

Key Words : Austempered Ductile Iron (ADI), Magnetic Barkhausen Noise (MBN), Non Destructive Methods, Microstructure, Multi Lineer Regression

Page Number : 99

Supervisor : Assist. Dr. Volkan KILIÇLI

Co-Supervisor : Assist. Dr. Kemal DAVUT

TEŞEKKÜR

Yapmış olduğum tez çalışmamın konusunun seçiminde, yürütülmesinde ve sonuca ulaşma yolunda bilgi ve deneyimlerini her zaman benimle paylaşan ve çalışmam boyunca bana her konuda desteklerini sağlayan, öğrencisi olmaktan son derece gurur duyduğum kıymetli danışman hocalarım Dr. Öğr. Üyesi Volkan KILIÇLI ve Dr. Öğr. Üyesi Kemal DAVUT'a en içten dileklerimi sunarım.

Döküm sonrası ısıt işlemlerin yapıldığı Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Isıl İşlem Laboratuvarı'na, bu süreçte bilgilerinden faydalandığım Gazi Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünden Arş. Gör. Burak NALÇACI ve Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN'e, deneysel çalışmalarımın büyük bir kısmının yürüttüğüm, özellikle mikro yapısal karakterizasyon ve MBN çalışmalarında laboratuvar imkânlarından faydalandığım Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezine, burada yürüttüğüm çalışmalarda yardımlarını asla esirgemeyen Arş. Müh. Mustafa Alp YALÇIN'a teşekkürlerimi iletirim.

Son olarak hayatımın her anında beraber olduğum, beni destekleyen, maddi ve manevi her türlü durumda bana yardımcı olan annem Hilal TÜZÜN'e, babam Hikmet Metin TÜZÜN'e, sevgili kardeşim Naz Duru TÜZÜN'e ve bu süreçte beni anlayışla, sevgiyle karşılayan bütün aile üyelerime teşekkürü borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xi
RESİMLERİN LİSTESİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xvi
1. GİRİŞ.....	1
2. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER (ÖKGDD)	5
2.1. Östemperleme Isıl İşlemi	6
2.2. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikro yapısı.....	9
2.3. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Mekanik Özellikleri.....	10
2.4. Östenitleme Sıcaklık ve Süresinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi.....	14
2.5. Östemperleme Sıcaklık ve Süresinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi.....	17
2.6. Alaşım Elementlerinin ÖKGDD'nin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri Üzerine Etkisi.....	20
2.6.1 Si etkisi.....	22
2.6.2 Mo etkisi	23
2.6.3 Mn etkisi	24
2.6.4. Ni etkisi	26
2.6.5. Cu etkisi	26
2.6.6. Al etkisi	28

	Sayfa
2.6.7. Cr etkisi	28
2.7. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Endüstriyel Uygulama Alanları.....	29
3. MANYETİK BARKHAUSEN GÜRÜLTÜSÜ TEKNİĞİ	31
4. LİTERATÜR TARAMASI.....	37
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	47
5.1. Döküm İşlemi.....	47
5.2. Isıl İşlemler.....	49
5.2.1. Isıl işlemler için kullanılan cihazlar	49
5.2.2. Östenitleme	49
5.2.3. Östemperleme	50
5.3. Metalografik Çalışmalar.....	51
5.4. Sertlik Deneyi.....	54
5.5. Manyetik Barkhausen Gürültüsü Analizi.....	54
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	57
6.1. Mikroyapısal İnceleme Sonuçları	57
6.1.1. Optik mikroyapı incelemeleri	57
6.1.2. SEM mikroyapı incelemeleri	62
6.2. Elektron Geri Saçılım-Kırınım (EBSD) Analizi	64
6.2.1. EBSD tekniğinin güvenilirliği ve temsil edilebilirliği	70
6.3. Sertlik Deneyi Sonuçları	71
6.4. Manyetik Barkhausen Gürültüsü Sonuçları	72
6.5. Çoklu Lineer Regresyon Analizleri (ÇLRA)	76
6.5.1. İçyapı parametreleri kullanılarak Barkhausen Gürültüsü tahmin edilmesi	78
6.5.2. Mekanik özellikler ve MBN korelasyonları.....	82
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	89

	Sayfa
7.1. Sonuçlar.....	89
7.2. neriler	90
KAYNAKLAR	91
ÖZGEÇMİŐ	99



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. KGDD ve ÖKGDD'nin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması	6
Çizelge 2.2. Ana alaşım elementlerinin C içeriğine ve I. Aşamaya etkisi.....	21
Çizelge 2.3. Çeşitli elementlerin grafitleştirmeye olan etkileri	23
Çizelge 4.1. 2.25Cr-1Mo ve 9Cr-1Mo çeliklerinin kimyasal kompozisyonu	37
Çizelge 4.2. AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin kimyasal kompozisyonu	39
Çizelge 4.3. Farklı östenitleme sıcaklıklarının AISI D2 çeliğinin faz oranı, östenit tane boyutu ve sertlik değerleri üzerine etkisi	40
Çizelge 4.4. Farklı KGDD'lerin kimyasal kompozisyonları	41
Çizelge 4.5. MBN'nin çelikler ve dökme demirlerle ilgili çalışmalar ve benzer araştırmalar	45
Çizelge 5.1. Kullanılan sfero pikinin kimyasal kompozisyonu (Ağırlıkça %).....	47
Çizelge 5.2. Küreselleştirme işleminde kullanılan malzemenin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %).....	48
Çizelge 5.3. Aşılama işleminde kullanılan malzemenin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %).....	48
Çizelge 5.4. Döküm malzemenin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %).....	48
Çizelge 6.1. Numunelerin östemperleme parametrelerine göre küresellik oranı değerleri	59
Çizelge 6.2. Farklı sıcaklı ve sürelerde östemperlenmiş 20 farklı numunenin EBSD analiz sonuçları	69
Çizelge 6.3. Östemperleme sıcaklık ve süresine göre 20 adet numunenin sertlik değerleri	72
Çizelge 6.4. İçyapı parametreleri arasındaki korelasyon değerleri.....	77
Çizelge 6.5. MBN sinyal bileşenleri aralarındaki korelasyon değerleri	78
Çizelge 6.6. ÇLRA sonunda elde edilen ve içyapı parametreleri kullanılarak MBN değerlerinin tahmin edilmesinde kullanılan katsayılar	78
Çizelge 6.7. Mekanik özelliklerin hesaplanmasında kullanılan katsayılar	83

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Östemperleme ısıt işleminin aşamaları.....	7
Şekil 2.2. Östemperleme süresinin faz oranlarına olan etkisi.....	8
Şekil 2.3. Farklı çeşit KGDD malzemelerin karşılaştırılması.....	11
Şekil 2.4. Mukavemet ve sünekliğe göre endüstrideki bazı malzemelerin kıyaslanması.....	12
Şekil 2.5. Birim ağırlık/birim akma dayanımına göre ÖKGDD'nin endüstrideki diğer malzemelerle karşılaştırılması	13
Şekil 2.6. Farklı östemperleme sıcaklıklarının ÖKGDD'nin sertliğine etkisi	13
Şekil 2.7. Östenitleme sıcaklık ve süresinin kalıntı östenit miktarına etkisi	14
Şekil 2.8. Östenitleme sıcaklığının ÖKGDD'nin sertlik ve çekme dayanımına etkisi...	15
Şekil 2.9. Östenitleme sıcaklığının ÖKGDD'nin sünekliğine etkisi	16
Şekil 2.10. Farklı sıcaklıklarda yapılan östenitleme sonrası ÖKGDD'de, östemperleme süresinin östenit miktarına ve östenit C içeriğine olan etkisi	18
Şekil 2.11. Östemperleme sıcaklığının kalıntı östenitin hacim oranına ve karbon içeriğine etkisi	18
Şekil 2.12. Östemperleme sıcaklığının akma ve çekme dayanımına etkisi	19
Şekil 2.13. Östemperleme sıcaklığının malzemenin sünekliğine ve darbe dayanımına etkisi	20
Şekil 2.14. Grafit nodülleri ve çözünen konsantrasyon profili arasındaki segregasyon bölgeleri.....	22
Şekil 2.15. ÖKGDD'de Si içeriğine göre kalıntı östenit hacim oranının değişimi.....	23
Şekil 2.16. Mo içeriğinin ÖKGDD'nin mekanik özelliklerine etkisi	24
Şekil 2.17. Mn ilavesinin dönüşmemiş östenit hacmine etkisi	25
Şekil 2.18. Mn içeriğinin mekanik özelliklere olan etkisi	26
Şekil 2.19. Cu içeriğindeki artışın yüksek karbonlu östenitin hacim oranına etkisi.....	27
Şekil 2.20. Cr içeriğinin ve farklı östemperleme sıcaklıklarının ÖKGDD'in kırılma tokluğuna etkisi	29

Şekil	Sayfa
Şekil 3.1. Temsili olarak manyetik momentlerin hizalanması a) Paramanyetik b) Antiferromanyetik c) Ferrimanyetik d) Ferromanyetik.....	31
Şekil 3.2. M-H eğrisinde gösterilen tersinmez kesintili akı değişiklikleri.....	32
Şekil 3.3. a) MBN sisteminin şematik gösterimi b) Temsili MBN sinyal profili.....	33
Şekil 3.4. Histeresis döngüsünde artan dış manyetik alan şiddetine bağlı a) domen hareketleri ve b) MBN sinyali.....	33
Şekil 3.5. Taneler içinde rasgele yönelmiş haldeki domenler	34
Şekil 3.6. Barkhausen gürültü algılama yöntemleri a) yüzey Barkhausen b) çevreleyici Barkhausen yöntemi.....	35
Şekil 4.1. AISI 8620 çift fazlı numunelerin RMS değeri ile martensit hacim miktarı arasındaki korelasyon	38
Şekil 4.2. AISI 8620 çift fazlı numunelerin RMS değeri ile sertlik değerleri arasındaki korelasyon.....	38
Şekil 4.3. Östenitleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak manyetik doygunluk, koersivite ve maksimum diferansiyel geçirgenlik değerlerindeki değişim.....	40
Şekil 4.4. Östenitleme sıcaklığı ile MBN pik genliği ve pik pozisyonunun değişimi	41
Şekil 4.5. 850°C'de östenitlenmiş ve 425°C'de östemperlenmiş C1 ve C3 numuneleri için, ferrit fazının (a) hacimce oranı ve MBN pik genliği (b) ile östemperleme süresi arasındaki ilişkilerin karşılaştırılması.....	42
Şekil 4.6. Östemperleme süresi ile MBN parametrelerinin değişimi	44
Şekil 4.7. Östemperleme süresi ile MBN pik konumu ve kalıntı östenit miktarındaki değişim	44
Şekil 5.1. Döküm işlemi için kullanılan Y blok ve ölçüleri (mm).....	47
Şekil 5.2. Y blokların döküm işleminin yapıldığı yaş kum kalıbın 3 boyutlu şematik görünümü.....	48
Şekil 5.3. Numunelere uygulanan ısıt işlemlerin şematik gösterimi	51
Şekil 6.1. Alansal orana göre nodüler grafit parçacıklarının boyutsal dağılımı	59
Şekil 6.2. Feret Uzunluğunun tanımlanması	70
Şekil 6.3. a) Tipik MBN sinyal profili b) Barkhausen gürültü profili (PYG:Pik Yarı Genişliği, RMS: Ortalama Karekök Değeri)	73
Şekil 6.4. RMS ham verisinden Barkhausen gürültü profili çıkarılması	74

Şekil	Sayfa
Şekil 6.5. Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak MBN parametrelerindeki değişim.....	75
Şekil 6.6. Östemperleme süresine bağlı olarak MBN parametrelerindeki değişim.....	75
Şekil 6.7. Östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C Barkhausen gürültüsü değerlerindeki değişim.....	76
Şekil 6.8. RMS'nin içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri	79
Şekil 6.9. Pik yüksekliğinin içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri ..	80
Şekil 6.10. Pik Pozisyonunun içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri	80
Şekil 6.11. PYG'nin içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri.....	81
Şekil 6.12. Östemperleme sıcaklığına göre mekanik özelliklerdeki değişimler	84
Şekil 6.13. Akma dayanımının MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri	85
Şekil 6.14. Çekme dayanımının MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri	85
Şekil 6.15. Yüzde uzamanın MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri ...	86
Şekil 6.16. Kırılma enerjisinin MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri	86
Şekil 6.17. Sertliği MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri	87

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. ÖKGDD'nin mikroyapısı	9
Resim 2.2. Otomotivde ÖKGDD uygulamaları a) Krank mili b) Hareket dişlisi c) Direksiyon kumanda kolu	30
Resim 5.1.Östenitlemede kullanılan Heraeus marka fırın	49
Resim 5.2. Östemperleme ısıl işlemlerinde kullanılan Protherm marka tuz banyosu	50
Resim 5.3. ATM Brillant 250 abrasif kesme cihazı.....	51
Resim 5.4. Struers Tegramin-25 zımparalama ve parlatma cihazı	52
Resim 5.5. Nikon Eclipse optik mikroskop	52
Resim 5.6. Carl Zeiss Merlin taramalı elektron mikroskobu.....	53
Resim 5.7. Sertlik deneylerinde kullanılan Zwick ZHV 10 model mikro sertlik ölçme cihazı	54
Resim 5.8. Manyetik Barkhausen gürültü ölçümlerinde kullanılan Stresstech Rollscan 300 model cihaz	55
Resim 6.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı a) 200X büyütme b) 500X büyütmede (F: Ferrit, P:Perlit, G: Grafit)	57
Resim 6.2. Östemperleme ısıl işlemlerinden sonra parlatılmış haldeki numunelerin mikroyapı görüntüleri a) 350 °C- 120 dk b) 375 °C- 90 dk c) 325 °C- 90 dk. (Büyütme:50 X)	58
Resim 6.3. 375 °C'de sırasıyla a) 45 dk b) 60 dk c) 90 dk d) 120 dk ve e) 180 dk süreyle östemperlenmiş numunelerin optik mikroskop altındaki görüntüleri (Büyütme: 500X)	61
Resim 6.4. Farklı sıcaklıklarda sırasıyla a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C'de ve 90 dk boyunca östemperlenmiş numunelerin optik mikroskop altındaki görüntüleri (Büyütme: 500X).....	62
Resim 6.5. Farklı sıcaklık ve sürelerde östemperlenmiş numunelerin 5000X büyütmedeki SEM görüntüleri a) 350 °C-60dk b) 375 °C-60dk c) 400 °C-60dk d) 400 °C- 120dk.....	63
Resim 6.6. ÖKGDD numunede iki grafit partikülü arasındaki alaşım elementlerinin dağılım grafiği.....	64
Resim 6.7. 375 °C'de sırasıyla a) 45 dk b) 60 dk c) 90 dk) 120 dk e)180 dk östemperlenmiş numunelerin HMK şeklinde indekslenmiş bölgeler için IPF haritaları	65

Resim	Sayfa
Resim 6.8. 375 °C’de sırasıyla a) 45 dk b) 60 dk c) 90 dk) 120 dk e)180 dk. östemperlenmiş numunelerin östenit fazı için IPF haritaları	66
Resim 6.9. Farklı sıcaklıklarda sırasıyla a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C sıcaklıklarda 90 dk boyunca östemperlenmiş numunelerin HMK şeklinde indekslenmiş bölgeler için IPF haritaları	67
Resim 6.10. Farklı sıcaklıklarda sırasıyla a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C sıcaklıklarda 90 dk boyunca östemperlenmiş numunelerin östenit fazı için IPF haritaları	68



SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
α_b	Beynitik ferrit
γ_{YK}	Yüksek karbonlu östenit (Kararlı östenit)
$^{\circ}\text{C}$	Santigrat derece
μ	Mikro
Ac_3	Östenitik sıcaklık
B	Manyetik akı
C	Karbon
$\text{C}\gamma_{YK}$	Yüksek karbonlu kalıntı östenitin karbon içeriği
dk	Dakika
Fe-C-Si	Demir-karbon-silisyum üçlü faz diyagramı
g	Gram
H	Manyetik alan
J	Joule
J	Manyetik polarizasyon
Ksi	1000 psi (pound/inç ²)
Kw	Kilowatt
M	Mıknatıslanma
Mm	Milimetre
MPa	Megapascal
Ms	Martensitik dönüşümün başladığı sıcaklık
Ψ_a	En-boy oranı
γ	Östenit

Kısaltmalar	Açıklamalar
ADI	Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir
AISI	Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü

Kısaltmalar**Açıklamalar****ANOVA**

Varyans analizi

ASTM

Amerikan Test ve Materyaller Topluluğu

BHN

Brinell sertlik değeri

ÇLRA

Çoklu lineer regresyon analizi

EBSĐ

Elektron geri saçınım kırınım tekniği

EDS

Elektron dağılım X ışını spektrometresi

GCIS

Tane güven indeksi standardizasyonu

HV

Vickers sertlik değeri

HMK

Hacim merkezli kübik yapı

IPF

Ters kutup figürü

KGDD

Küresel grafitli dökme demir

MBN

Manyetik Barkhausen Gürültüsü

NDT

Tahribatsız muayene tekniği

OPS

Oksit parlatma süspansiyonu

ÖKGDD

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir

PCC

Pearson korelasyon katsayısı

PYG

Pik yarı genişliği

RMS

Karekök ortalama değeri

SEM

Taramalı elektron mikroskobu

TEM

Geçirimli elektron mikroskobu

UTM

Temperlenmemiş martensitik yapı

YMK

Yüzey merkezli kübik yapı

XRD

X ışınları difraktometresi

1. GİRİŞ

Dökme demirler, kullanımı çok eski zamanlara kadar uzanan hem dünyada hem de ülkemizde kullanımı yıllardır oldukça yaygın olan bir mühendislik malzemesidir. Teknolojik gelişmelerin etkisiyle beraber üretim yöntemlerinde birtakım değişiklikler olmuş ve bu değişimler sonunda farklı özelliklere sahip yeni döküm malzeme çeşitleri geliştirilmiştir. Bu yeni malzemelerden biri olan Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir (ÖKGDD), ilk kez 1960'larda endüstriyel olarak üretilmeye çalışılmış, ancak Küresel Grafitli Dökme Demir (KGDD) ailesinden olan bu malzemenin ısıtılmasını ve üretimini gerçekleştirmek için yeterli birikim ve ekipman eksikliğinden, 1970'li yılların ortalarına kadar endüstriyel boyutta üretimi gerçekleştirilememiştir [1,2]. Başlangıçta bu yeni keşfedilen malzeme, östemperlenmiş beyaz nodüler (yumru) demir ve östemperlenmiş demir gibi çeşitli isimlerle anılıyordu, ancak şu an dünyada Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir (ADI) olarak bilinmektedir [3].

ÖKGDD; yüksek mukavemet, süneklik, iyi bir kırılma tokluğu, mükemmel aşınma ve yorulma direnci dahil olmak üzere; belirtilen bütün bu mekanik özelliklerin kombinasyonu, bu malzemeyi son yıllarda endüstride kullanılan önemli bir mühendislik malzemesi olarak ortaya çıkarmıştır [4-6].

1972 yılında, ÖKGDD ile ilgili ilk endüstriyel uygulama krank milinin üretilmesiyle gerçekleşmiştir [7]. Bu olayı takiben üretimi hızlı bir şekilde artan ÖKGDD, östemperleme prosesinin gelişimiyle beraber, başta ABD olmak üzere Finlandiya, Norveç, İngiltere ve Belçika'da kullanılmaya başlamıştır [8]. Bu malzeme, aynı tokluk ve süneklikteki standart KGDD'nin sahip olduğu mukavemetin bile yaklaşık iki katını gösteren dökme demir grubunu oluşturmaktadır. ÖKGDD'ler, çelik ve alüminyum dökümlerle de endüstride rekabet etmekte; otomotiv, savunma sanayi, tarım aletleri, demiryolları, madencilik ve inşaat gibi çok çeşitli endüstriyel uygulamalarda yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [1].

ÖKGDD'nin kimyasal bileşimi ve uygulanan ısıtılma işlem parametreleri, mikro yapı ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi açısından oldukça önem arz etmektedir. ÖKGDD'nin mühendislik özelliklerinden tam olarak faydalanabilmek için kimyasal bileşim ve ısıtılma işlem parametreleri optimize edilmelidir [9]. ÖKGDD'leri, başta KGDD olmak üzere diğer dökme demir malzemelerden ayıran üstün ve eşsiz özellikler, mikro yapısında bulunan "ösferrite"

bağlıdır. Ösferritin yapısı asiküler (iğnemsî) ferrit ve karbonla zenginleştirilmiş kararlı östenitin karışımından oluşmaktadır. Bu fazların miktarı, dağılımı ve morfolojisi mekanik özellikleri doğrudan etkilemektedir [10-15]. Östemperlenmiş küresel grafitli döküm malzemeler için optimum mekanik özellikler, ısıtım işlem "işlem aralığı" olarak adlandırılan sınırlı bir zaman ve sıcaklık çerçevesinde gerçekleştirilirse elde edilebilir [16]. Bu işlem aralığının deneysel çalışmalar ile belirlenmesi hem pahalı hem de zaman kaybına neden olan bir yöntemdir. Bu nedenle, tahribatsız muayene tekniklerini (NDT) kullanmak zamanla daha çekici bir hale gelmiştir. Araştırmacılar, manyetik Barkhausen gürültüsü (MBN) yanıtı ile mikro yapı ve mekanik özelliklerdeki değişimler arasında çok iyi bir ilişkinin olduğunu ve ÖKGDD'nin işlem aralığının ve ısıtım işleme bağlı olarak mikroyapıdaki değişimlerin tahribatsız MBN yöntemi ile tahmin edilebildiği gözlemlemiştir [17,18].

Tahribatsız muayene tekniklerinden biri olan MBN yönteminin, mıknatıslanabilme özelliğine sahip olan ve endüstride yaygın olarak kullanılan çelikler üzerindeki çalışmalar mevcut literatürde araştırılmıştır. ÖKGDD'lerde östemperleme parametrelerine bağlı olarak değişen mikroyapı ve mekanik özellikler ile MBN tahribatsız muayene yöntemi arasındaki ilişki hakkında literatürde sınırlı sayıda araştırmaya rastlanmıştır.

Bu çalışmada, ÖKGDD'lerde östemperleme parametrelerine bağlı olarak değişen mikroyapı ve mekanik özellikler ile manyetik Barkhausen gürültüsü (MBN) tahribatsız muayene yöntemiyle arasında ilişki araştırılmıştır. Bunun için, alaşımlı KGDD numuneler Y blok döküm parça şeklinde kum kalıba döküm yöntemiyle üretilmiş ve bu Y bloklardan tornalamayla çekme numuneleri üretilmiştir. KGDD çekme numuneleri, 900°C de 1 saat boyunca östenitleme sonrası 325 °C, 350 °C, 375 °C ve 400 °C östemperleme sıcaklıklarında 45 dk, 60 dk, 90 dk, 120 dk ve 180 dk boyunca izotermal bekletme suretiyle östemperleme ısıtım işlemine tabii tutulmuştur. Numunelerin mikro yapı karakterizasyonu, optik mikroskop, tarama elektron mikroskobu (SEM) ve XRD analizleriyle gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerdeki değişim çekme ve sertlik deneyleriyle belirlenmiştir. ÖKGDD numunelerde, östemperleme parametreleri ve mekanik özellikler arasındaki ilişki manyetik Barkhausen gürültüsü (MBN) tahribatsız muayene yöntemiyle incelenmiştir.

Altı bölümden oluşan bu tez çalışmasının giriş bölümünde, çalışmanın temelini oluşturan ÖKGDD'nin tarihçesinden, öneminden, özelliklerinden, endüstride uygulama alanlarından, konuyla ilgili günümüze kadar yapılmış araştırmalardan kısaca bahsedilmiştir. İkinci

bölümde ise ÖKGDD’lerde, östemperleme ısı işlemi ve ısı işlem parametrelerinin malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerine olan etkisi hakkında detaylı bilgi verilmiştir. Üçüncü bölümde bu tez çalışmasıyla ilgili, mevcut literatürde yapılmış olan çalışmalara yer verilmiştir. Dördüncü bölümde malzeme üzerinde yapılan deneysel çalışmalar anlatılarak, bu bölümü takiben beşinci bölümde, deneysel çalışmaların sonuçları, mantıksal bütünlük çerçevesinde sonuçların yorumlanması ve tartışmalara yer verilmiştir. Son olarak altıncı bölümde ise, bu tez çalışması boyunca elde edilmiş olan deneysel sonuçlar verilmiştir.





2. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER (ÖKGDD)

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (ÖKGDD), sünek dökme demir (KGDD) ailesine en son eklenen türdür. Östemperleme ısısal işlemi, KGDD'nin yaklaşık 871-982°C arasında östenitlenmesinden sonra, 260-400°C arasındaki beynitik dönüşüm sıcaklık aralığında tamamlanan izotermal bir ısısal işlem prosesidir. Çoğunlukla KGDD malzemelere uygulanan bu ısısal işlemin amacı, KGDD'nin matrisinde beynitik bir yapı oluşturarak, başta malzemenin mekanik özelliklerini arttırmak ve endüstride yaygın bir kullanım alanı sağlamak olmuştur [16-18].

Östemperleme prosesi ilk olarak 1930'lu yıllarda, çelikler üzerine ısısal işlem çalışmaları yapan, Birleşik Devletler Çelik Şirketi'nde çalışan Edgar C. Bain ve Edmund S. Davenport tarafından geliştirilmiştir [19]. Yaptıkları araştırmaların sonucunda matriste, asiküler (iğnems) bir yapının olduğunu keşfetmişlerdir. Buldukları bu yapının temperlenmiş martensitten daha sert bir yapı olduğunu tespit etmişler, ancak o zamanlarda uygulanan ısısal işlemlerin tamamen beynitik mikroyapı üretebilme becerisi olmadığından, beynitik çeliğin kullanımı yaygın hale gelememiştir [3,19].

Östemperleme ısısal işlemi, 1930'lu yıllardan beri bilinmesine rağmen yakın zamanda endüstriyel boyutta uygulaması gerçekleşmemiştir. 1950'li yılların gelmesiyle beraber hem östemperleme ısısal işlemi hem de KGDD'lerin üretimi bilinmeye başlanmıştır. 1960'lı yıllarda östemperleme işlem ve parametrelerindeki değişimle beraber, çelikler üzerindeki kullanımı yaygın bir hale gelmeye başlamıştır. Yaklaşık 10 yıl kadar sonra ise bu ısısal işlem, KGDD malzemeler üzerinde denenerek, başta otomotiv sektöründe olmak üzere ticari olarak kullanılmaya başlanmıştır [20].

ÖKGDD, alaşımlandırılmış ve ısısal işlem görmüş bir KGDD çeşididir. Olağanüstü özelliklere sahip bu malzemeyi, başta KGDD olmak üzere diğer döküm malzemelerden ayıran temel faktör mikro yapısıdır. ÖKGDD'nin mikro yapısı, ösferrit diye adlandırılan asiküler (iğnems) ferrit ve yüksek karbonlu kararlı östenitin karışımından oluşmakta, bu yapı ÖKGDD'yi mekanik özellikleri bakımından daha üstün yapmaktadır. Ayrıca ÖKGDD'nin diğer döküm malzemelerle kıyaslandığında başka bir avantajı ise, kolay dökülebilirliğinden, iyi işlenebilirliğinden, kısa süreli ısısal işlem kabiliyetinden ötürü daha ucuz üretim maliyetine

sahip olmasıdır [21]. Bu malzemelerin mekanik özellikler bakımından KGDD'ye göre karşılaştırılması Çizelge 2.1'de gösterilmiştir.

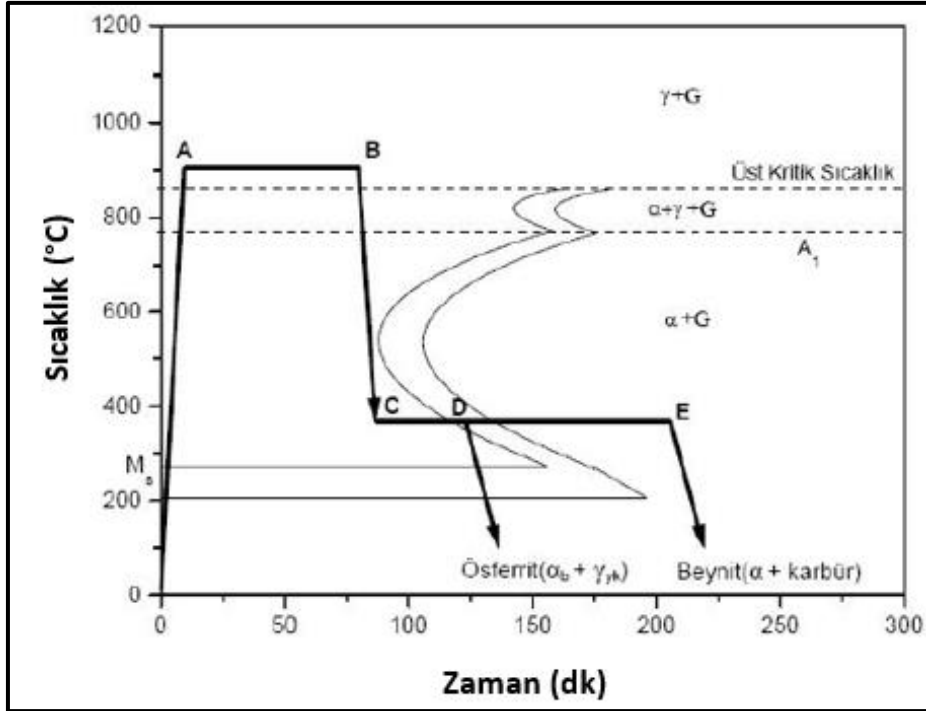
Çizelge 2.1. KGDD ve ÖKGDD'nin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [21]

	KGDD	ÖKGDD
Akma Dayanımı (MPa)	480	830
Çekme Dayanımı (MPa)	690	1100
% Uzama	3	10
Sertlik (BHN)	262	286
Darbe Dayanımı (Joule)	55	165

Ayrıca ÖKGDD; yüksek dayanım-ağırlık oranı, tokluk, aşınma direnci ve yorulma direnci gibi başlıca bu mekanik özelliklerinden ötürü son yıllarda dökme demirlerin yanında; dövülmüş veya kaynaklanmış çelikler ve bazı alüminyum malzemeler gibi endüstride yaygın olarak kullanılan başka malzemelerin yerini almaya başlamış ve kullanım alanları daha da genişlemiştir [22].

2.1. Östemperleme Isıl İşlemi

ÖKGDD'nin üretiminde yer alan 3 temel adım, KGDD'nin eritilmesi, dökümü ve ısıtılma işlemidir. ÖKGDD'nin ısıtılma işlemi Şekil 2.1'de görüldüğü üzere 3 aşamadan oluşmaktadır. Bu aşamalar sırasıyla östenitleme, su verme ve östemperlemedir. ÖKGDD'nin son özellikleri tamamen bu üç ısıtılma işlemi döngüsüne bağlı olarak değişim gösterir. Döküm işleminin ardından malzeme ilk aşamada 850-950 °C arasında bir sıcaklıkta 1-2 saat östenitlenir (A-B arası). Östenitlemenin malzemenin son özelliklerine olan etkisi çok azdır. Östenitleştirme sıcaklığını ve süresini optimize etmek için alaşım ilavesi, alaşım elementlerinin segregasyonu ve kesit boyutu dikkate alınmalıdır [23]. Bu işlem sonunda, malzemenin mikro yapısı tamamen YMK kristal yapısındaki östenit fazına dönüşür [23]. Östenitleme işleminin ardından malzeme ikinci aşamada, perlit burnunu kesmeyecek biçimde beynitik dönüşüm bölgesine (250-450 °C) kadar hızlıca soğutulur (B-C arası). Son aşama olan üçüncü aşamada, erimiş tuz banyosu içinde östemperleme sıcaklık aralığında 1-4 saat boyunca izotermal şekilde tutulur (C-E arası). Östemperleme sıcaklığı ve süresinin malzemenin son özellikleri üzerindeki etkisi oldukça fazla olacaktır [24-26].



Şekil 2.1. Östemperleme ısıt işleminin aşamaları [26]

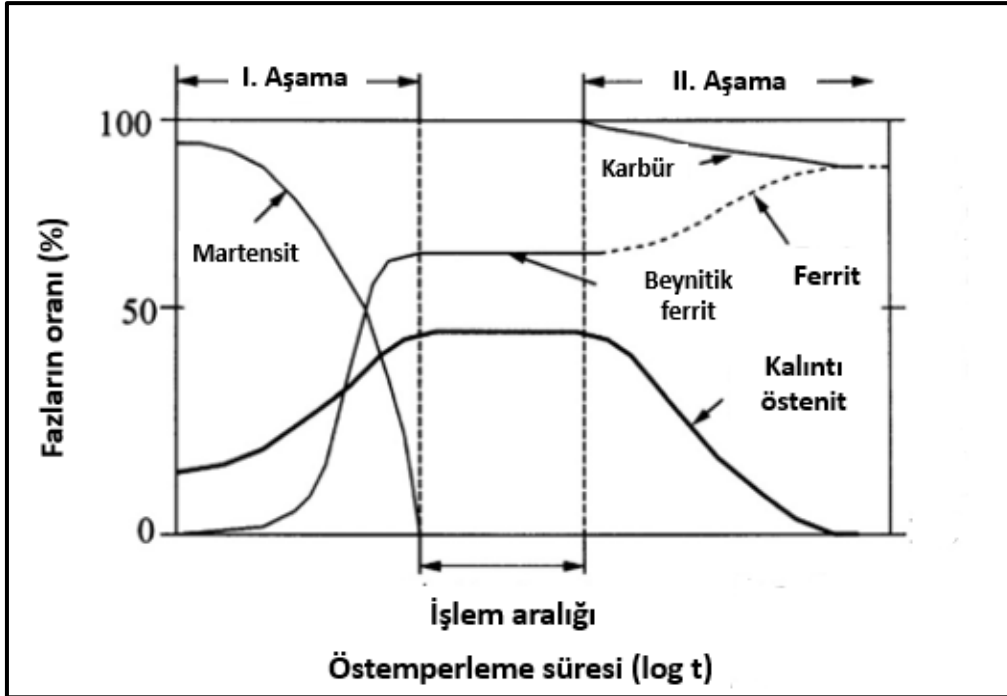
Isıl işlem döngüsü sırasında, ÖKGDD iki aşamalı bir reaksiyon sürecinden geçer. I.Aşamada östenit (γ), asiküler ferrit (α_b) ve karbonla zenginleştirilmiş kararlı östenite (γ_{YK}) ayrışır. Fazların dönüşümü aşağıdaki eşitlikteki gibi gerçekleşir.

I. Aşama: $\gamma \rightarrow \alpha_b + \gamma_{YK}$

Daha yüksek östemperleme sıcaklıklarında (üst beynitik aralıkta), ferrit fazı çekirdeklenir ve östenite dönüşür [27-29]. Ferrit, çekirdeklenip asiküler ferrit olarak büyüdüğünde, karbon ferritten ayrılarak östenit fazını çevreler. Bu yüzden östenit, normalden daha yüksek C içeriğine sahip olur. KGDD'deki yüksek silisyum içeriği, ÖKGDD'nin mikro yapısında karbür oluşumunu önler ve bu aşamada östenit, oda sıcaklığına kadar soğutulduğunda mikro yapıda oluşan termal olarak kararlı olan kalıntı östenit, %2'ye kadar C içerir [24, 30, 31]. Karbonca zenginleştirilmiş östenitteki bu asiküler ferrit yapısı, tamamen östemperlenmiş bir yapıdır. Bu aşamada ÖKGDD yüksek tokluğa, mukavemete ve sertliğe sahip olduğundan, malzeme mühendislik uygulamalarında önemli bir yere sahiptir. Malzeme östemperleme sıcaklığında çok uzun sürelerde tutulduğu zaman, ikinci reaksiyon başlar, bu sefer karbonca zenginleştirilmiş kararlı östenit, aşağıdaki eşitlikte görüldüğü üzere, ferrite ve karbüre ayrışır [32, 33].

II. Aşama: $\gamma_{YK} \rightarrow \alpha + \text{karbür}$

II. Aşama reaksiyonun gerçekleşmesi istenmez çünkü bu aşamada malzeme gevrekleşir ve mekanik özellikler olumsuz etkilenir. Reaksiyon sonucu oluşan karbür, zararlı bir faz bileşeni olduğundan östemperleme sırasında II. Aşamanın oluşumundan kaçınılması gerekmektedir. ÖKGDD’de en yüksek çekme dayanımı ve süneklik gibi mekanik özellikler, ilk reaksiyonun tamamlanıp, ikinci reaksiyonun ise henüz başlamadığı zaman görülmektedir. Şekil 2.2’de görüldüğü üzere, ilk reaksiyonun tamamlanıp, ikinci reaksiyonun başlamasından önceki zaman aralığı “işlem aralığı” olarak isimlendirilir [27].



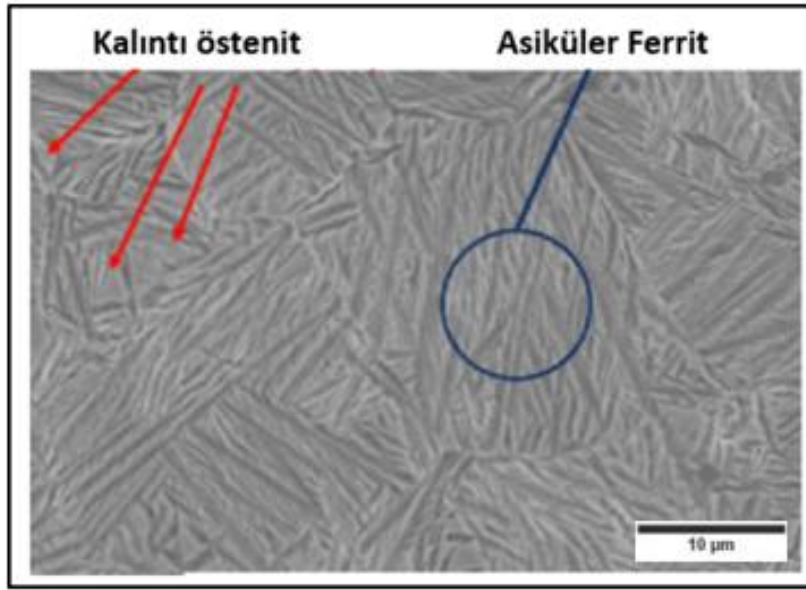
Şekil 2.2. Östemperleme süresinin faz oranlarına olan etkisi [30]

İşlem aralığında malzemenin mekanik özellikleri optimum seviyededir. Östemperlemenin etkisi bu pencerenin sınırları içerisinde optimize edilebilir; çok kısa tutulan östemperleme süresi, östenitin karbonca yetersiz kalmasına ve dolayısıyla daha düşük miktarda karbonca zenginleştirilmiş kararlı kalıntı östenit içeriğine yol açar. II. Aşamanın başlamasından sonra östemperleme, karbür çökmesine ve bir kez daha karbonca zenginleştirilmiş kararlı östenit içeriğinde azalmaya sebep olur. İşlem aralığı nikel, molibden veya bakır gibi alaşım elementlerinin ilavesiyle genişletilebilir [34, 35].

2.2. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikro yapısı

Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir (ÖKGDD), diğer dökme demir türlerinden farklı olarak özel bir mikro yapıya sahiptir. KGDD'ye uygulanan östemperleme, matriste ağırlıklı olarak asiküler (iğnems) ferrit, yüksek karbonlu kararlı östenit ve yapıda dağılmış grafit nodüllerinden (yumru) oluşur. Bunların dışında matris içerisinde az miktarda martensit ve karbür de bulunabilmektedir [36].

Resim 2.1' de, östemperleme ısı işlemi sonrası KGDD'de optik mikroskop altında matriste bulunan yapılar görülmektedir. İğnems yapılar asiküler ferriti gösterirken, bu iğnems yapıların arasında kalan kısımlarda yüksek karbon içeriğine sahip olan kararlı östenit görülmektedir.



Resim 2.1. ÖKGDD'nin mikroyapısı [37]

ÖKGDD mikroskop altında incelendiğinde, yapıda bulunan asiküler ferrit beynite benzer yapıda görünür. Ancak matriste oluşan bu yapı, çeliklerin ısı işlemi sonucu elde edilen beynitten farklıdır. ÖKGDD'de beynit fazı istenmeyen bir fazdır.

Beynitik yapı, perlitik dönüşüm sıcaklığının altında, martensitik dönüşümün başladığı (M_s) sıcaklığın ise üzerinde, yaklaşık 260-400 °C arasındaki izotermal dönüşüm sıcaklığı aralığında oluşmaktadır. İzotermal dönüşümün gerçekleştiği bu sıcaklık aralığında, beynitik

yapı, üst ve alt beyritik yapı olmak üzere 2 farklı formdan oluşur.

Malzeme üst beyritik sıcaklık aralığında (315-400 °C) östemperlendiğinde, matris iri taneli karbür içermeyen asiküler ferrit ve kalıntı östenitle beraber grafit yumrularından oluşmaktadır. Matristeki bu yapı, mevcut literatürde “ösferit” olarak adlandırılan bu iki fazın karışımından oluşur [32,38].

Yapıda bulunan bir diğer faz olan kalıntı östenit, ÖKGDD ‘ler için kritik öneme sahiptir. Malzemenin özelliklerinin gelişmesi açısından gerekli olan bir fazdır. Kalıntı östenitin hacimce oranı ve karbon içeriği en çok östenitleme sıcaklığına bağlıdır. İzotermal dönüşüm sırasında asiküler ferrit tane sınırlarında çekirdeklenirken aynı zamanda östeniti karbonca zenginleştirir. Östenit, karbonca doymun hale geldiği zaman, karbonun ferritin önünde yayılması zorlaşır ve böylece ferritin büyümesi durur.

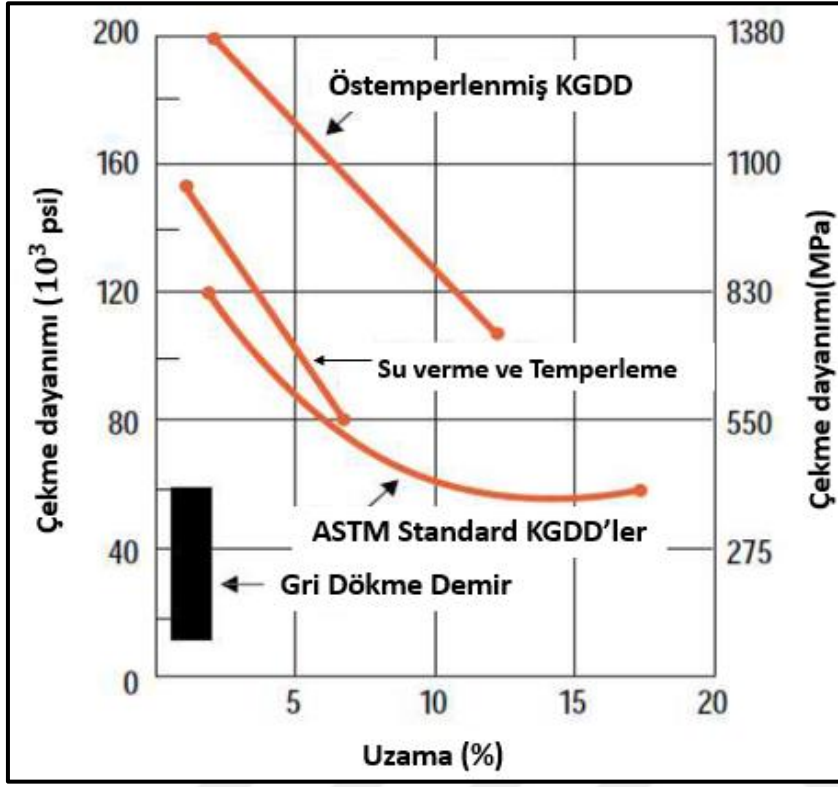
İzotermal dönüşüm ardından, kalan östenit oda sıcaklıklarında tutulabilir ve bunlar ferritik iğneler arasında şeritler halinde oluşur. Kalıntı östenitin yapı içerisinde kararlı halde olması istenir. Bunun tam tersi olarak, yapıda oluşabilecek yarı kararlı kalıntı östenit, ÖKGDD ‘lerin özelliklerini olumsuz yönde etkiler.

ÖKGDD’deki yüksek karbonlu kararlı haldeki östenit termodinamik olarak kararlıdır, ancak gerilme altında dönüşüme uğrayarak martensite dönüşebilir. Bu dönüşüm ÖKGDD’de önemli derecede aşınma direnci sağlar [40]. Bu sağladığı avantajlardan ötürü yapıda mikro yapıda bulunan kalıntı östenitin hem hacimce oranı hem de içerdiği C miktarı oldukça önem arz etmektedir.

2.3. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Mekanik Özellikleri

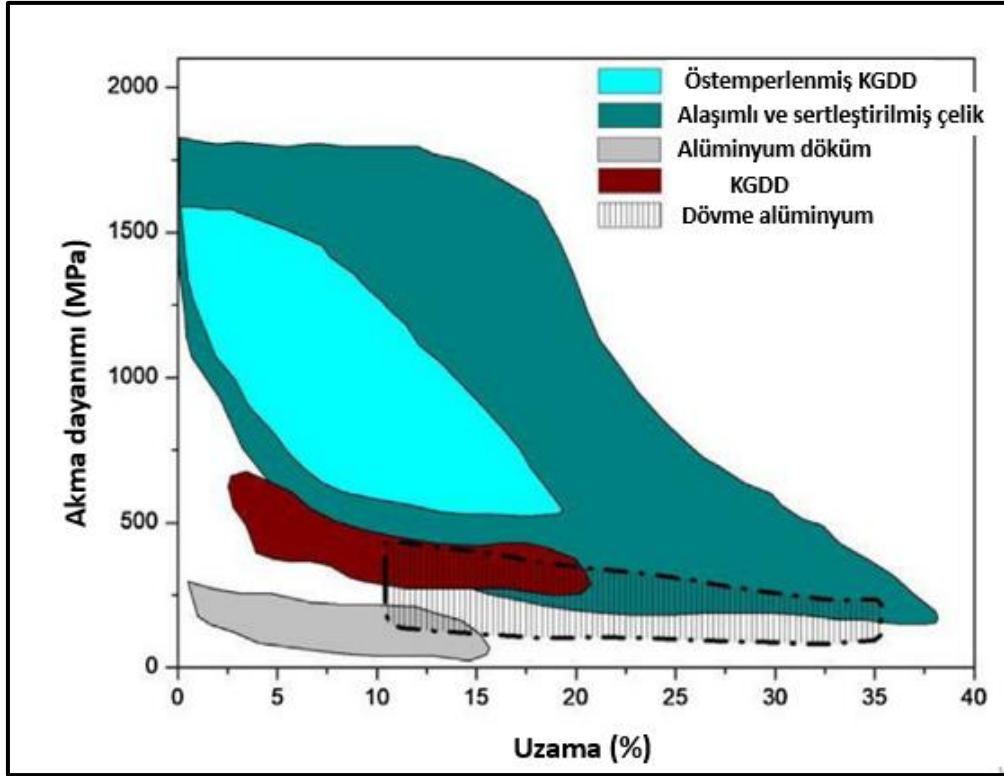
ÖKGDD’nin mekanik özellikleri; kimyasal kompozisyon, östenitleme, östemperleme sıcaklıkları ve süreleri, döküm sonrası mikroyapı ve ısıt işlem sonrasındaki mikroyapı olmak üzere birbirleriyle bağlantılı birçok faktöre göre değişebilir. Isıt işlem öncesi mikroyapı, ÖKGDD’nin mekanik özelliğini önemli derecede etkilemektedir. İşlem öncesi perlitik yapıdaki ötektik hücre sınırları etrafında bulunan karbürlerin ayrışması için daha uzun süre beklemek gerektiğinden, ÖKGDD’nin mukavemeti bu süreye bağlı olarak artar [41]. Şekil 2.3’te, farklı ısıt işlemler görmüş olan KGDD malzemelerin, standart KGDD ile çekme

dayanımı ve süneklik özelliklerinin kıyaslanması görülmektedir.



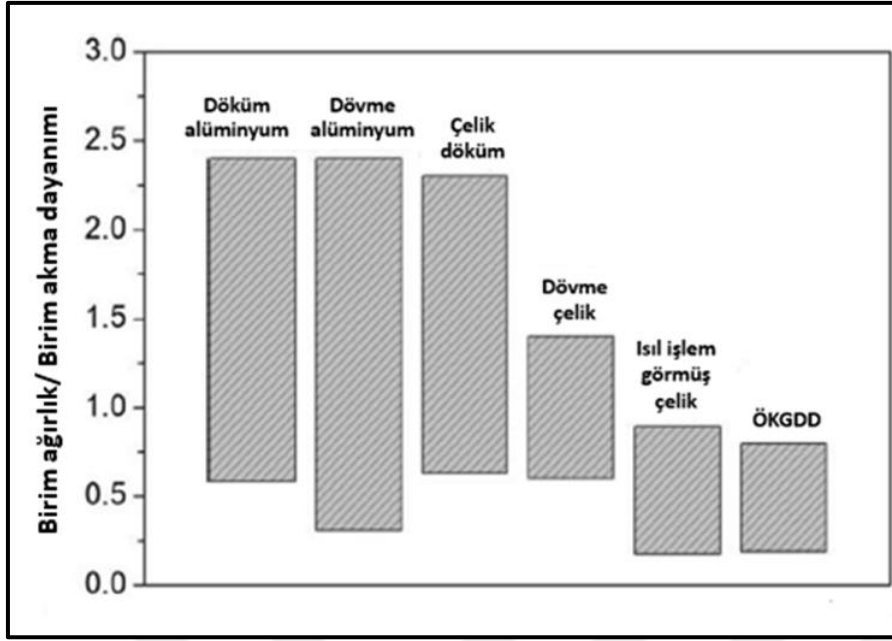
Şekil 2.3. Farklı çeşit KGDD malzemelerin karşılaştırılması [39]

Östemperleme sıcaklığı, ÖKGDD'nin mekanik özelliklerinin tanımlanmasında önemli bir role sahiptir. Yaklaşık 260 °C'de yapılan düşük östemperleme sıcaklığında, ince yapıdaki asiküler ferritle birlikte, hacimce düşük miktardaki östenit fazı, malzemenin çekme dayanımını yaklaşık 1600 MPa, sertliğini de 60 HRC 'ye kadar yükseltir. Ancak düşük sıcaklıkta yapılan bu östemperleme işlemi, malzemedeki düşük sünekliğe ve zayıf işlenebilirliğe sebep olur. Yaklaşık 385°C'de daha yüksek sıcaklıklarda yapılan östemperleme işlemi sonrası, matriste tipik asiküler ferrit ve hacimce %40'ın üstündeki kalıntı östenitten oluşan ösferritik yapı, malzemenin sünekliği %14'lere kadar çıkarıp, düşük sertlik ve iyi işlenebilirlik gibi özellikler kazandırarak, mukavemetin 800-1200 MPa arasında olmasını sağlar [18]. Fazla miktarda bulunan yüksek karbonlu kalıntı östenit, malzemedeki maksimum süneklik sağlar [42]. Elde edilen bu üstün özellikler Şekil 2.4 'de görüldüğü gibi, ÖKGDD'nin mukavemetini, sünek dökme demirden en az iki kat daha yüksek, döküm ve dövme alüminyumdan ise üç kata kadar daha yüksek yapmaktadır.



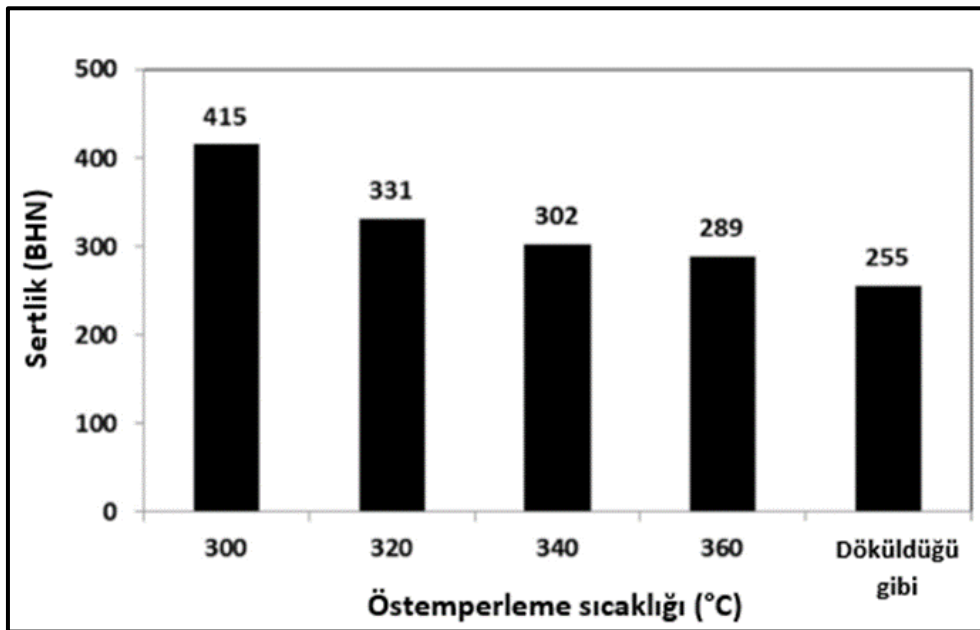
Şekil 2.4. Mukavemet ve süneklığe göre endüstrideki bazı malzemelerin kıyaslanması [43]

Alaşımlandırılmış ve sertleştirilmiş olan çeliklerin mukavemet ve süneklilik değerleri, ÖKGDD'den daha yüksek olsa bile, ÖKGDD, birim ağırlık/birim akma dayanımı açısından diğer malzemeler ile kıyaslandığı zaman, yapı içerisinde bulunan grafit nodüllerinin (yumru) varlığından ötürü çeşitli çelik ve alüminyum malzemelerden daha düşük değerde olduğu Şekil 2.4'de görülmektedir. Ayrıca, ÖKGDD'nin birim akma dayanımı / maliyeti, çelik dökümlerin sadece %20'si kadardır, dövme çelikler ve ısıtıl işlem görmüş çeliklerle ise neredeyse aynıdır [12].



Şekil 2.5. Birim ağırlık/birim akma dayanımına göre ÖKGDD'nin endüstrideki diğer malzemelerle karşılaştırılması [44]

ÖKGDD'de düşük östempereleme sıcaklıklarında daha az miktarda ösferritik yapı oluştuğundan, malzemenin sertlik ve mukavemetinin oldukça arttığını bilmekteyiz. Düşük sıcaklıklar ayrıca malzemenin sertliğiyle birlikte, aşınma direncini, yorulma direncini de arttırmaktadır [45,46]. Şekil 2.6'da östempereleme sıcaklığının malzemenin sertliği üzerindeki etkisi de açıkça görülmektedir.

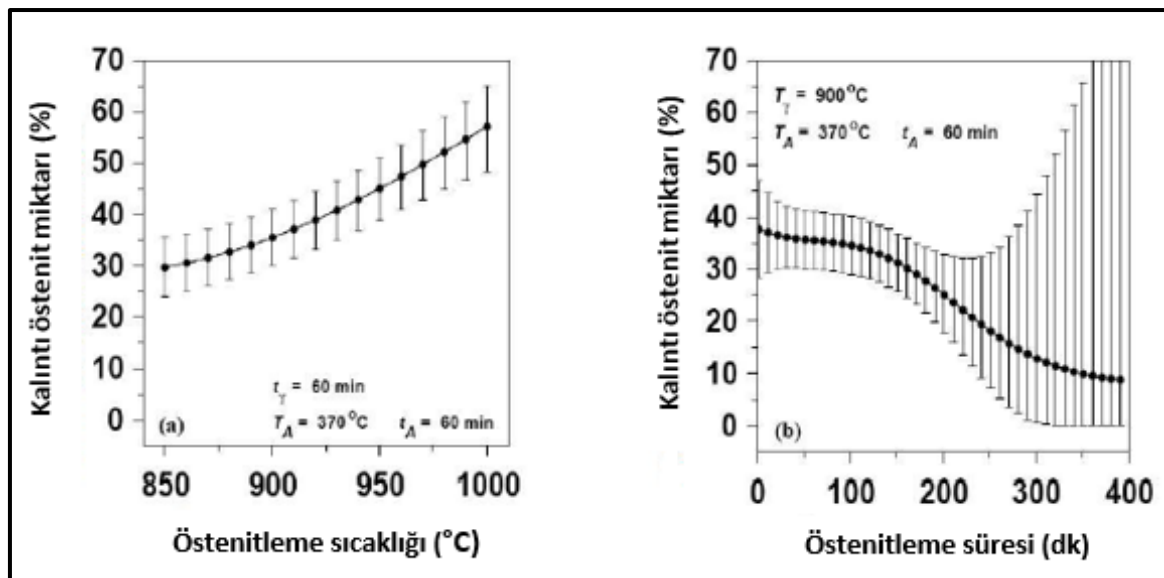


Şekil 2.6. Farklı östempereleme sıcaklıklarının ÖKGDD'nin sertliğine etkisi [47]

2.4. Östenitleme Sıcaklık ve Süresinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi

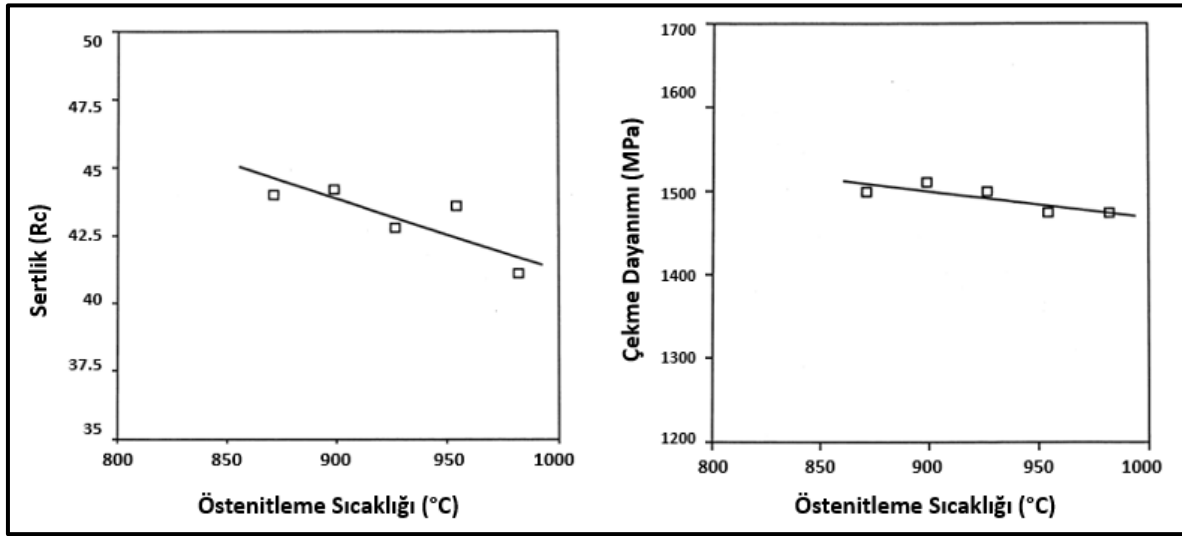
Östenitleme sıcaklığı, östenitin karbon içeriğini kontrol eder ve bu da ÖKGDD 'nin yapısını ve özelliklerini etkiler. Yüksek östenitleme sıcaklıkları, östenitin içindeki C miktarını artırarak malzemenin sertleşebilirliğini artırır ancak östemperleme sırasında dönüşümü sorunlu hale getirir ve östemperleme sonrası malzemenin mekanik özellikleri önemli ölçüde azalır. Östenitleme sıcaklığının azalması, östemperlemede I. Aşamadaki reaksiyonun oluşumunu hızlandırır ancak bunun II. Aşamaya olan etkisi daha azdır. Ayrıca, düşük östenitleme sıcaklıklarında, fazların dönüşüm oranı oldukça iyi olup, daha üniform bir mikroyapı oluşur [48].

Östenitleme sıcaklığının, östenitleştirilmiş matrisin C içeriği üzerindeki etkisiyle birlikte östemperleme dönüşüm kinetiği üzerinde de doğrudan etkisi vardır[49]. Östenitlenmiş matrisin karbon içeriği, östenitleştirme sıcaklığına, zamana ve demirin bileşimine bağlı olarak % 0,6-1,1 arasında değişebilir. Bu yalnızca ÖKGDD'nin son haldeki mikro yapısı ve mekanik özelliklerini etkilemekle kalmayıp, dönüşüm kinetiğini de etkilemektedir. Ayrıca östemperleme sıcaklığı fark etmeksizin, yapıda oluşacak kalıntı östenit miktarı östenitleme sıcaklığının artmasıyla artar. Ancak östenitleme süresinin fazla uzaması, kalıntı östenit miktarında azalmaya sebep olur. Şekil 2.7'de östenitleme sıcaklık ve süresinin, kalıntı östenit miktarına olan etkisi gösterilmiştir.



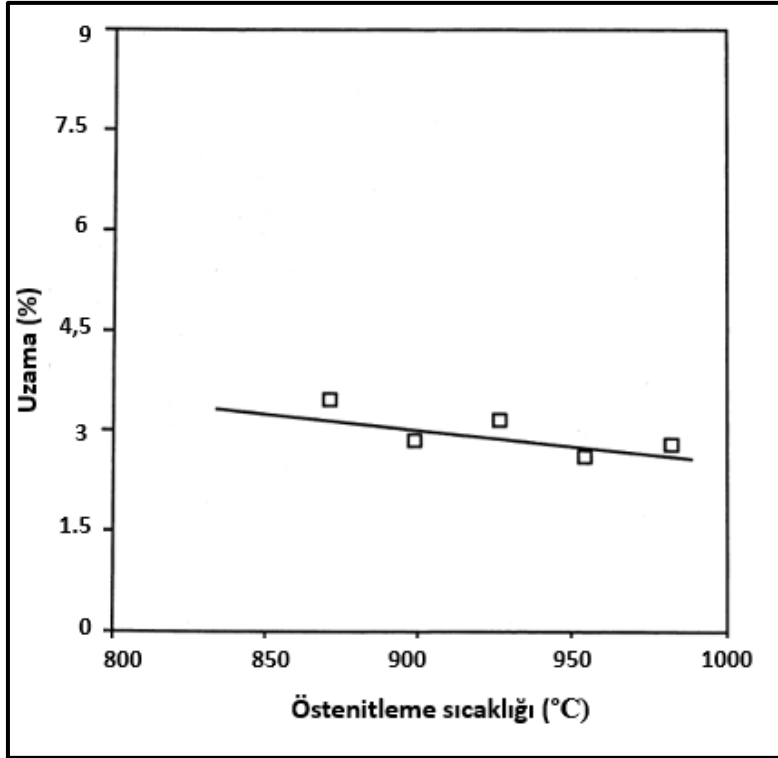
Şekil 2.7. Östenitleme sıcaklık ve süresinin kalıntı östenit miktarına etkisi [30]

Östenitleme sıcaklığının yüksek oluşunun, malzemenin mekanik özellikler üzerindeki etkisi genellikle olumsuzdur. Şekil 2.8’de bu net bir şekilde görülmektedir. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla birlikte, malzemenin sertliğinde kademeli bir düşüş gözlenir. Bu düşüşün sebebi, östenitleme sıcaklığının artışıyla birlikte matriste bulunan tanelerde gözlenen irileşmedir. Matriste gözlenen irileşme, sertlikteki bu azalmayla birlikte malzemenin çekme dayanımını da düşürür[49].



Şekil 2.8. Östenitleme sıcaklığının ÖKGDD'nin sertlik ve çekme dayanımına etkisi [49]

Östenitleme sonucu tane irileşmesinin bir başka etkisi, malzemenin sünekliğindeki azalmadır. Şekil 2.9 bu etki gösterilmiştir. Östenitleme sıcaklığının 900 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda olması, düşük sıcaklıklarda yapılan östenitlemeye göre malzemenin sünekliği önemli ölçüde azaltacaktır. Lee arkadaşları [50] yaptığı çalışmada, östenitleştirme sıcaklığının, Ni ve Mo ile alaşımlandırılmış ÖKGDD'nin çekme özellikleri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Östenitleştirme sıcaklığı ile matristeki C içeriği arttıkça, gerilme mukavemetinin fazla miktarda değişmediğini, ancak malzemenin sünekliğinin büyük ölçüde azaldığını gözlemlemişlerdir. Ayrıca, mevcut araştırmaya benzer şekilde yaptıkları bir başka çalışmada, 950°C'nin üzerinde yapılan östenitleştirme sıcaklıklarında, gerilme mukavemetinde de büyük bir azalma olduğunu gözlemlemişlerdir.



Şekil 2.9. Östenitleme sıcaklığının ÖKGDD'nin sünekliğine etkisi [49]

Östenitleme sıcaklığının mekanik özelliklere bu etkilerinin yanında, malzemenin östemperelebilirliğine etkisi de oldukça fazladır. Östenitleme sıcaklığının azalmasıyla östenitin karbon içeriğinin düşmesi, östemperelebilirliği azalttığından istenmeyen bir durumdur ancak östemperelemede I. Aşamanın süresini kısalttığından olumlu bir etkisi de vardır. Sıcaklıktaki azalmaya bağlı olarak da işlem aralığı daralır. Bu durum mikro yapıda tamamen ösferritik yapı oluşumunu teşvik eder ve ÖKGDD'nin mekanik özelliklerinin gelişmesine sebep olur [24]. Östenitleme süresi ise, ÖKGDD'yi istenilen östenitleme sıcaklığına kadar ısıtmak ve östenitin içeriğindeki karbonu dengede tutmak için önemli olan bir başka parametredir. Dökümün kesit kalınlığına ek olarak, östenitleme süresi; malzemenin kimyasal bileşiminden, östenitleme sıcaklığından ve matristeki nodül (yumru) sayısından etkilenir [51]. Bu parametrelere dayanarak, matrisi tam olarak yeniden karbürize etmek için yeterli bir östenitleştirme süresi gereklidir.

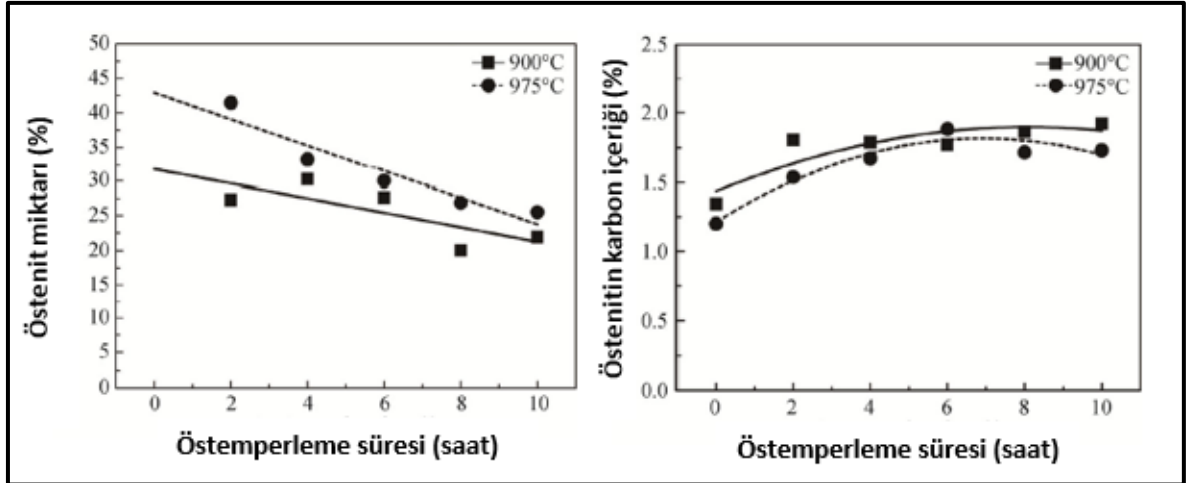
Genel olarak bakıldığında, ÖKGDD için östenitleme sıcaklığının yaklaşık 900 °C'de ve 1 saat süre boyunca yapılması, istenilen özelliklerin elde edilmesi açısından yeterli kabul edilmektedir. Fakat bazı durumlarda, östenitleme sıcaklığı düşürüldüğü zaman yapıda bulunan farklı alaşım elementlerinin segregasyonu arttığından, bunun önüne geçmek için

östenitleme süresi uzatılabilir. Ayrıca östenitleme öncesi, KGDD'nin içeriğindeki perlit hacim oranı fazlaysa östenitleme süresi buna bağlı olarak azalmaktadır [30, 52-54].

2.5. Östemperleme Sıcaklık ve Süresinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi

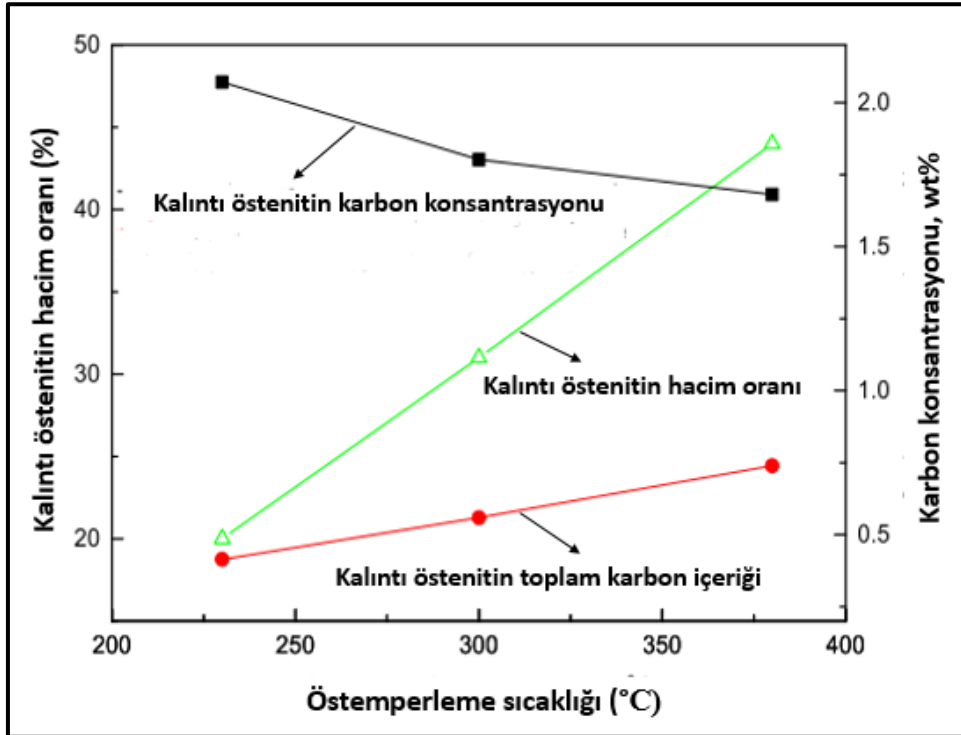
KGDD'ye uygulanan östenitleme işleminin ardından yapılan östemperleme ısı işleminde sıcaklık ve sürenin, mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi östenitlemede olduğu gibi oldukça fazladır. Östemperleme sonucu elde edilen matris, östemperleme sıcaklık ve süresinden doğrudan etkilenmektedir. Kısa östemperleme sürelerinde, östenit karbonca zenginleşip kararlı hale gelmeden önce oda sıcaklığına soğutulursa, karbonun difüzyonu yetersiz olacağından, östenitin büyük bir bölümü martensite dönüşür. Bu durum malzemenin sertliğini arttırarak, süneklik ve tokluğunu ise düşürmektedir [55].

Uzun östemperleme süreleri, martensitin miktarı düşürerek, asiküler ferrit ve yüksek karbonlu kararlı östenit miktarında ise artışa sebep olur. Daha uzun östemperleme sürelerinde, mukavemet nispeten değişmeden kalır, ancak özellikle daha yüksek östemperleme sıcaklıklarında, malzemenin süneklik ve darbe tokluğu değerlerinde bir azalma gözlenir. Süneklikte bu düşüş daha çok, kalıntı östenit miktarındaki azalma sonucu gerçekleşmektedir. Farklı sıcaklıklarda östenitlendikten sonra östemperlenen malzemelerin, östemperleme süresine göre içerdiği östenit ve östenitin karbon içeriği de değişiklik gösterecektir [56]. Şekil 2.10'da östemperleme süresine göre değişim net bir şekilde görülmektedir. Sürenin artmasıyla östenitin C içeriği artarken, sürenin çok uzaması, östenit miktarında azalmaya neden olmaktadır.



Şekil 2.10. Farklı sıcaklıklarda yapılan östenitleme sonrası ÖKGDD'de, östemperleme süresinin östenit miktarına ve östenit C içeriğine olan etkisi [56]

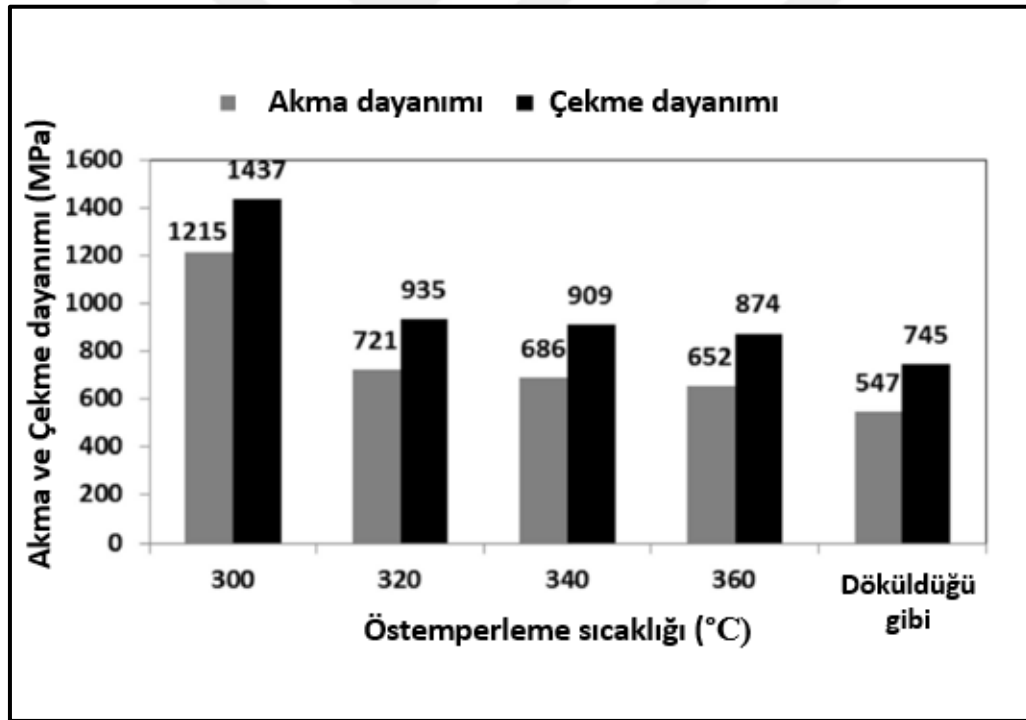
Yüksek östemperleme sıcaklıklarında yapılan östemperleme sonrası matris, iri yapıda ösferrit ve yüksek miktarda kararlı kalıntı östenit karışımından oluşur [57]. Şekil 2.11'de de östemperleme sıcaklığının matriste oluşan kalıntı östenitin hacimce oranına ve içerdiği karbon içeriğine etkisi gösterilmiştir. Sıcaklığın artışıyla beraber kademeli olarak kalıntı östenit miktarı da artmaktadır.



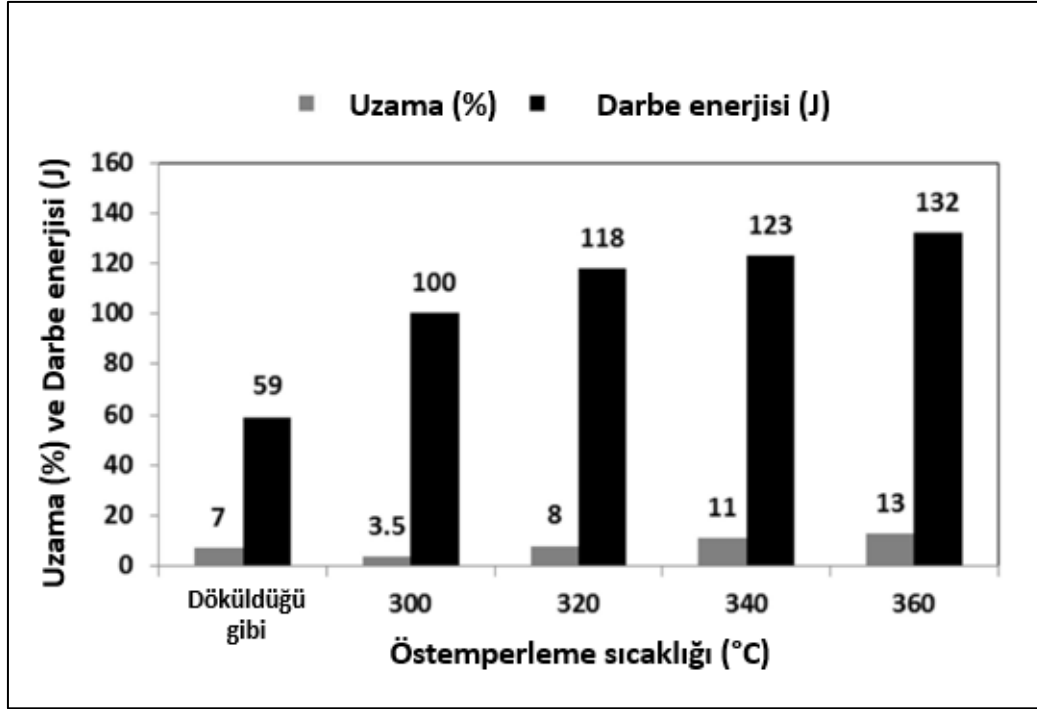
Şekil 2.11. Östemperleme sıcaklığının kalıntı östenitin hacim oranına ve karbon içeriğine etkisi [58]

ÖKGDD'nin mekanik özellikleri, mikro yapıda bulunan ösferritin ince yapısına ve östenitin içerdiği C miktarına bağlıdır. Tüm bu mekanik özellikler ve mikro yapı da östemperleme sıcaklığına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Yüksek östemperleme sıcaklıklarında, ösferritik yapı daha kaba olur, ancak yüksek karbonlu kararlı östenitin miktarı düşük östemperleme sıcaklıklarına göre daha fazla olur. Bunun sonucunda malzemenin dayanım ve sertlik değerleri düşük olurken, süneklik ve tokluğunda yüksek olmaktadır[24,58].

Düşük östemperleme sıcaklıklarında ise ösferritin yapısı daha ince olmakta ve yapıda bu sefer düşük miktarda kararlı östenit bulunmaktadır. Bunun sonucunda, malzemenin dayanım ve sertliği yüksek olurken, süneklik ve tokluğu daha düşük olmaktadır [47]. Şekil 12 ve Şekil 13'de östemperleme sıcaklığının malzemenin mekanik özelliklerine olan etkisi görülmektedir.



Şekil 2.12. Östemperleme sıcaklığının akma ve çekme dayanımına etkisi [47]



Şekil 2.13. Östempirleme sıcaklığının malzemenin sünekliğine ve darbe dayanımına etkisi [47]

2.6. Alaşım Elementlerinin ÖKGDD'nin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri Üzerine Etkisi

Alaşım elementleri ÖKGDD'yi iki farklı yönden etkilemektedir [37, 59]. Bunlar;

- Yüksek karbonlu kararlı östenitin içerisindeki karbon çözünürlüğünü etkilerler. Böylece östempirleme ısı işleminde hem I. aşamanın hem de II. aşamanın hızını değiştirebilirler.
- Katılaşma esnasında farklı şekillere ayrılırlar ve mikro yapının farklı bölgelerinde östempirleme reaksiyonlarının hızını etkilerler.

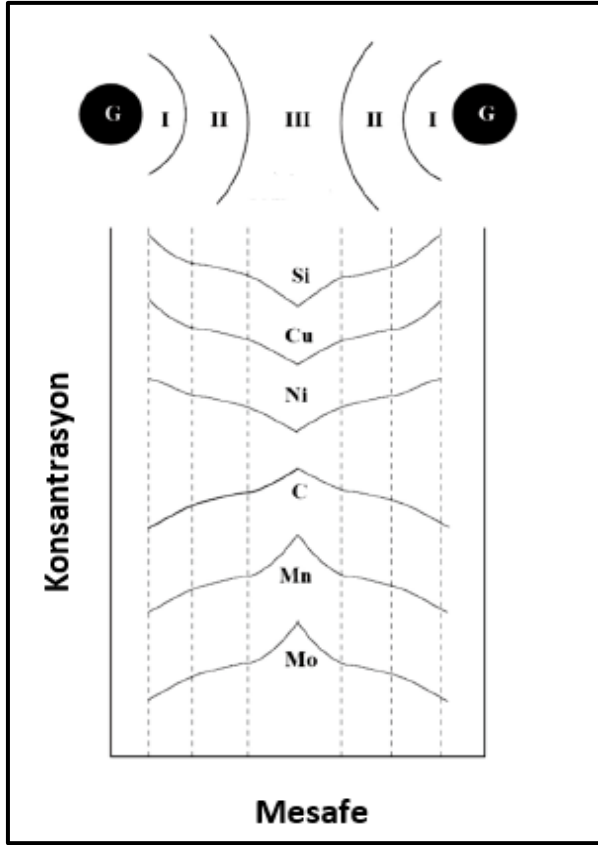
ÖKGDD'nin yapısındaki alaşım elementleri, esas olarak yüksek karbonlu östenit (γ_{YK}) içerisindeki C çözeltisi üzerinde benzer etkilere sahiptir ve hepsi östenitin karbon içeriğini azaltmaktadır. Alaşım elementleri, yüksek karbonlu östenitin (γ_{YK}) C içeriğini ($C_{\gamma_{YK}}$) düşürerek, östempirlemenin I. aşamasını yavaşlatmaktadır. Ayrıca, alaşım elementleri, ana östenitin (γ) I. aşamadaki C içeriğini (C_{γ}) de etkilemektedir. Fakat, ana östenitin içerisindeki C çözeltisine olan etkileri daha farklıdır. Çizelge 2.2 de alaşım elementlerinin $C_{\gamma_{YK}}$, C_{γ} hem de I. aşama hızına etkileri gösterilmektedir.

Çizelge 2.2. Ana alaşım elementlerinin C içeriğine ve I. Aşamaya etkisi [37]

Element	Yüksek C'lu östenitin C içeriğine etkisi ($C_{\gamma_{KK}}$)	Ana östenitin C içeriğine etkisi (C_{γ})	1.aşamının hızına etkisi
Mo	Azaltır	Azaltır	Biraz azaltır
Mn	Azaltır	Arttırır	Fazla azaltır
Ni	Azaltır	Azaltır	Biraz azaltır
Cu	Azaltır	Arttırır	Biraz azaltır
Si	Arttırır	Azaltır	Biraz arttırır/azaltır

Östemperelemenin II. aşamasında ise reaksiyon sırasında karbürler oluştuğundan, bu aşama da karbür oluşturan elementlerden etkilenir ve bu tür elementler, II. aşama reaksiyonun hızlı başlamasına neden olur. I. ve II. aşama reaksiyonlarındaki bu değişikliklerin sonucu, ÖKGDD'nin optimum mekanik özelliklerini elde etmek için önemli olan işlem aralığının değişiminde görülür.

Alaşım elementlerinin bir diğer önemli etkisi segregasyondur. KGDD 'lerde ötektik katılaşmadan ötürü, yapıda bulunan alaşım elementlerinin segregasyonu oluşmaktadır. Bu segregasyon, elementlerin yapıda eşit olmayan dağılımına yol açar. ÖKGDD'de alaşım elementleri 2 gruba ayrılır. 1. grup, Mo, Mn ve Cr gibi periyodik tabloda demirin sol tarafında yer alıp karbür oluşturan elementlerdir. Bu elementler katılaşma esnasında ötektik hücre sınırlarından veya hücreler arası bölgelerden grafit nodüllerden uzaklaşır (Pozitif Segregasyon). İkinci grup, Ni, Cu ve Si gibi periyodik tabloda demirin sağ tarafında yer alan karbür oluşturmeyen elementlerdir. Bu elementler, katılaşma sırasında ötektik hücrelerdeki grafit nodüllerinin yakınında (Ters Segregasyon) ayrılır. Elementlerin segregasyonuna göre, grafit yumruları arasındaki boşluk üç bölgeye ayrılmıştır [60]. Bu bölgeler Şekil 2.14' de gösterilmiştir.



Şekil 2.14. Grafit nodülleri ve çözünen konsantrasyon profili arasındaki segregasyon bölgeleri [30, 60].

- I numaralı bölge; grafit yumrularının yakınındaki ötektik hücrelerdir. Ters segregasyon oluşturan Ni, Cu ve Si gibi elementler bu bölgede bulunur.
- II numaralı bölge; neredeyse sabit bir bileşime sahip bölgedir.
- III numaralı bölge; grafit nodüllerinden uzak ötektik hücre sınırlarıdır. Mo, Mn ve Cr gibi alaşım elementleri pozitif segregasyon oluşturan elementlerin konsantrasyonu bu bölgede fazladır.

2.6.1 Si etkisi

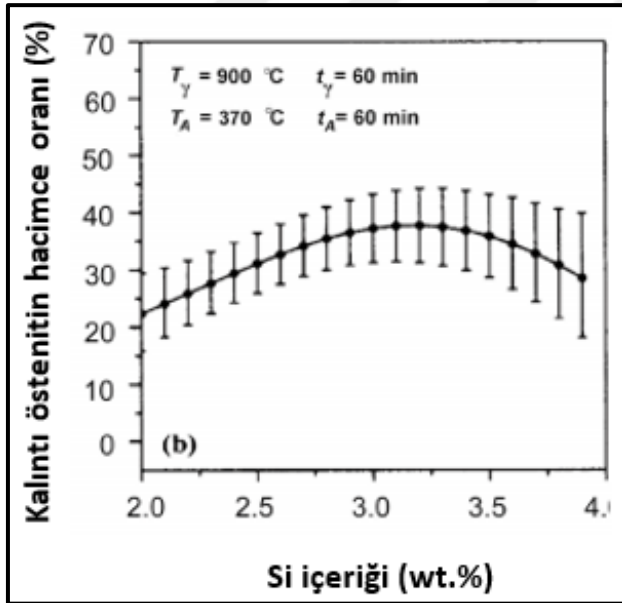
Silisyum, ÖKGDD'ler için en önemli alaşım elementidir ve karbon difüzyonuna olan etkisi diğer elementlerden daha fazladır. ÖKGDD'de yüksek silisyum içeriğinden ötürü, Fe-C ikilisindeki faz yasaları uygulanamaz, bu yüzden bunun yerine Fe-C-Si üçlü sistemi uygulanmalıdır. Si, ferrit kararlaştırıcı bir elementtir ve ferrit içerisindeki çözeltisi, mukavemet ve sertliği artırırken, sünekliğin ise düşmesine neden olur [61].

Silisyum, Cu ve Ni'den daha iyi bir grafit oluşturan elementtir. Malzemede karbür oluşumunu geciktirir ve bu sebeple karbür oluşumunu önlemek bileşiminde ağırlıkça en az %2 olması gerekir[61]. Çeşitli elementlerin grafitleştirmeye olan etkisi Çizelge 2.2 de görülmektedir.

Çizelge 2.3. Çeşitli elementlerin grafitleştirmeye olan etkileri [37]

V	Cr	Mo	Mn	Cu	Ni	Al	Si
-2	-1	-0,35	-0,25	+0,2-0,35	+0,3-0,4	+0,5	+1

Si miktarındaki artış, östemperlemede I. aşamayı hızlandırırken II. aşamayı yavaşlatmaktadır. Yapıda bulunan Si hacimce oranı %2,5 dan %3,1 e yükseltilmesi 2. aşamanın başlangıcını 70 dk dan 270 dk ya çıkardığı yapılan bir araştırma sonucu gözlenmiştir [62]. Ağırlıkça Si oranı %3,2'den fazla olduğunda, östemperleme sonucu yapıda oluşan kalıntı östenit miktarında da düşüş olacaktır. Şekil 2.15 'de Si içeriğinin hacimce kalıntı östenit miktarına olan etkisi görülmektedir [30, 63].

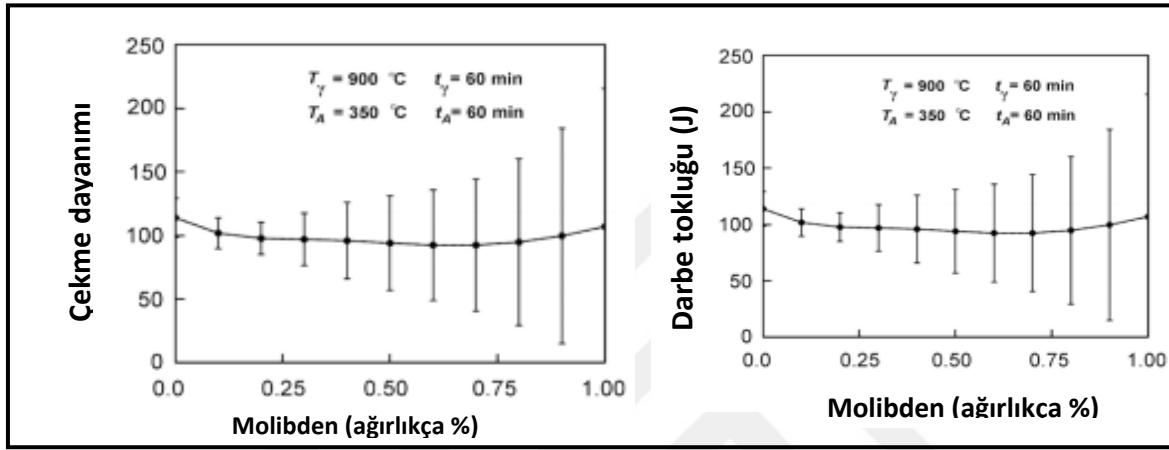


Şekil 2.15. ÖKGDD'de Si içeriğine göre kalıntı östenit hacim oranının değişimi [30]

2.6.2 Mo etkisi

Mo, KGDD'de östemperlenebilirliği ve sertleşebilirliği artırmak için kullanılan en önemli elementtir [42, 64]. Katılaşma esnasında ötektik hücre sınırlarında segregasyona sebep

olduğundan ağırlıkça oranı %0,3 ü geçmemelidir. Mikro yapıda karbür oluşturunca etkiye sahip olduğundan dolayı karbür miktarını artırır. Mo ayrıca hem ana östenitin C içeriğini azaltır hem de yüksek karbonlu östenitin C içeriğini azaltmaktadır [65]. Östemperlemede I. aşamanın hızını önemli ölçüde değiştirmez. Yüksek karbonlu östenite olan etkisi de çok az olmasına karşın, en olumsuz etkisi, yapıda karbür oluşumunu teşvik etmesidir. Şekil 2.16 ‘da Mo’nin mekanik özelliklere olan etkisi görülmektedir.



Şekil 2.16. Mo içeriğinin ÖKGDD’nin mekanik özelliklerine etkisi [30]

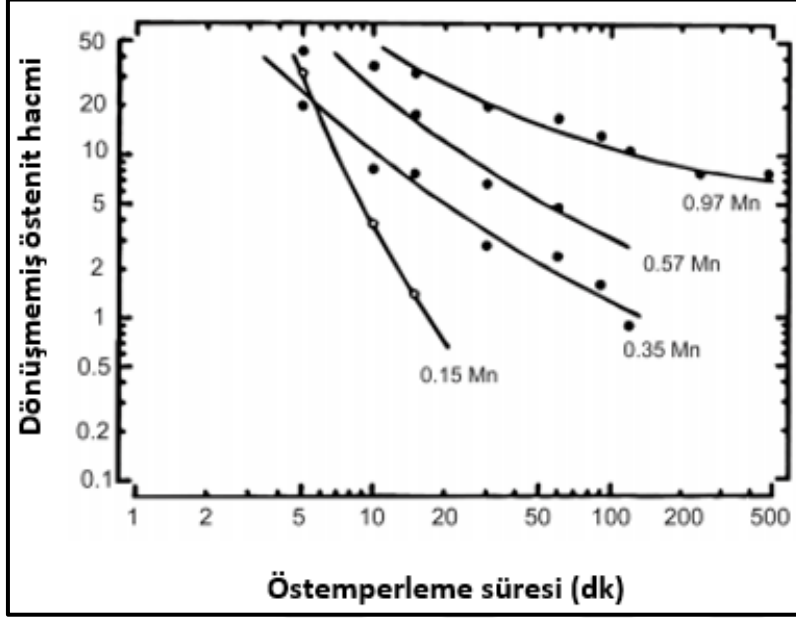
Yukarıda Şekil 2.16’da görüldüğü üzere Mo miktarının artışıyla birlikte malzemenin çekme dayanımının ve darbe tokluğunun da arttığı gözlenmiştir. Yescas ve Bhadeshia’nın [30] yaptığı detaylı araştırmalar sonucunda, Mo ’nin ÖKGDD’lerin mekanik özellikleri önemli ölçüde kötü etkileyecek etkisinin olmadığını tespit etmişlerdir.

2.6.3 Mn etkisi

Mn, Mo’dan sonra KGDD’de östemperlenebilirliği ve sertleşebilirliği arttıran ikinci önemli alaşım elementidir. Mn’da Mo gibi yapıda karbür oluşturur ve katılaşma esnasında ötektik hücre sınırlarında ayrılır [66]. Östenit kararlaştırıcı bir elementtir ve ötektoid dönüşüm sıcaklığını düşürür. Ayrıca ösferrit içerisindeki yüksek karbonlu östenitin miktarını artırır [42, 59].

Mn, ana östenitin karbon içeriğini (C_γ) artırırken, yüksek karbonlu östenitin C içeriğini (C_{γ_K}) ise azaltmaktadır. Östemperlemenin I. aşamasının hızını yavaşlatarak gecikmelere

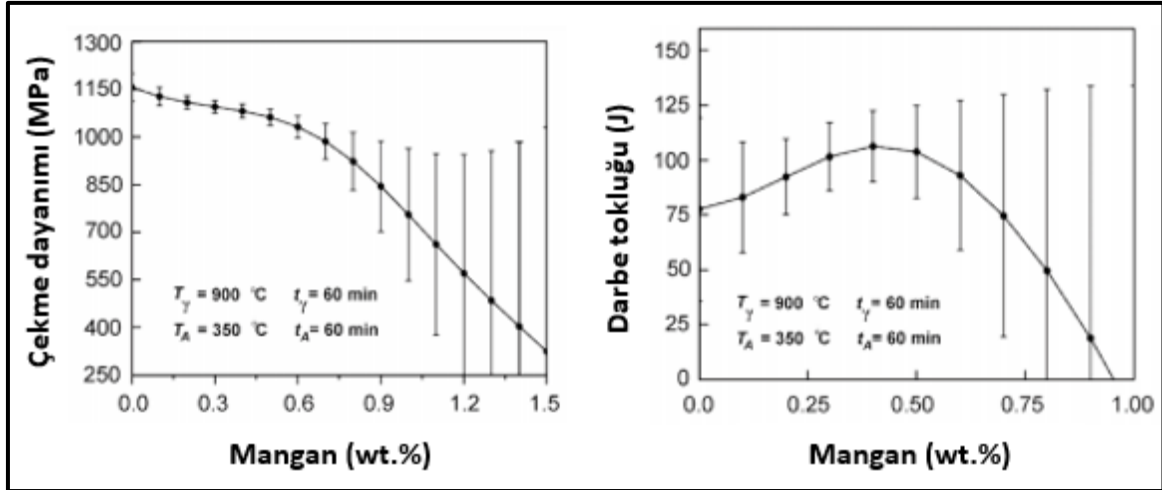
sebepler olur [66]. Şekil 2.17’de farklı östempereleme süresinde dönüşmemiş östenit hacminin, yapıdaki farklı Mn içeriğine göre değişimi gösterilmektedir.



Şekil 2.17. Mn ilavesinin dönüşmemiş östenit hacmine etkisi [66]

Yukarıda Şekil 2.17’de gösterildiği gibi, ÖKGDD bileşimindeki Mn içeriğinin artmasının, özellikle ötektik hücre sınırlarında östemperelemenin I. aşama reaksiyonun gecikmesine, bununla beraber östemperelemede işlem aralığının kapanmasına ve böylece dönüşmemiş östenit miktarında artışa sebep olmaktadır.

Mn, malzemede ağırlıkça % 0,5’i geçmediği sürece, ÖKGDD’nin mekanik özelliklerine olan etkisi olumsuz değildir ancak ağırlıkça % 0,5’i geçmesi durumunda malzemenin mekanik özelliklerine olan etkisi olumsuz olmaktadır [30]. Şekil 2.18’de Mn içeriğinin çekme dayanımı ve darbe tokluğuna olan etkisi gösterilmiştir. Mn içeriğinin artışıyla malzemenin çekme dayanımı ve darbe tokluğu önemli ölçüde düşmüştür.



Şekil 2.18. Mn içeriğinin mekanik özelliklere olan etkisi [30]

2.6.4. Ni etkisi

Ni, Mo ve Mn'dan sonra ÖKGDD'nin östempirlenebilirliği artırmak için kullanılan üçüncü etkili elementtir. Östenit kararlaştırıcı bir elementtir ve östenitleme sıcaklığını düşürür. Aynı zamanda yapıda karbür oluşma olasılığını azaltarak ve onları daha ince, kararsız hale getirir. KGDD'de yapıdaki perlit miktarını artırır ve daha ince hale dönüştürür ancak bu yaptığı etki Cu'dan daha düşüktür [67].

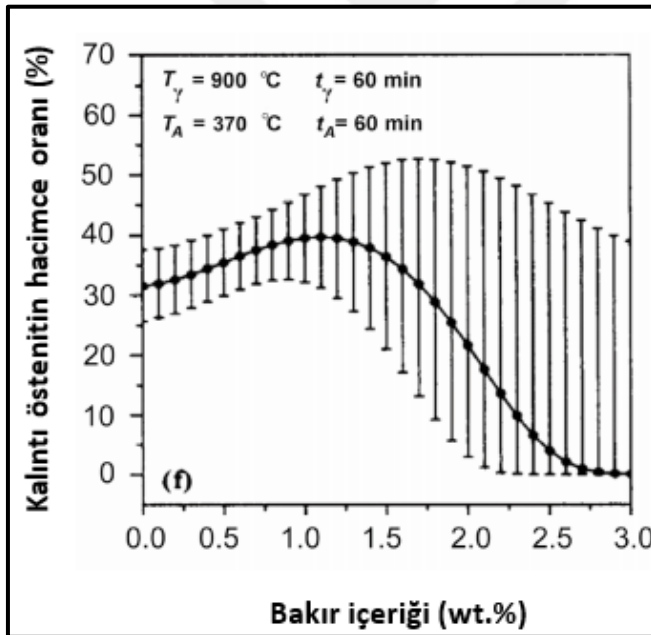
Ni, yapıdaki hem ana östenitin ($C\gamma$) hem de yüksek karbonlu östenitin ($C\gamma_{YK}$) karbon içeriğini azaltıcı etkiye sahiptir [68]. Östempirlemede I. aşamanın hızını önemli ölçüde değiştirmez ancak bir miktar geciktirmeye sebep olabilmektedir. Ayrıca, işlem aralığı üzerinde önemli bir etkisinin olmaması da tahmin edilebilir. Ösferrit içerisindeki yüksek karbonlu östenit miktarını belli bir dereceye kadar artırır. Ni 'nin, ÖKGDD'nin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi üzerine yapılan bir çalışmada artan Ni içeriğinin, çekme mukavemetinde büyük bir değişiklik olmaksızın darbe enerjisinde artışa yol açtığını göstermiştir [69].

2.6.5. Cu etkisi

Cu, ÖKGDD'in östempirlenebilirliğini ve sertleşebilirliğini artırmak için kullanılan en ucuz elementtir. KGDD'nin yapısındaki perlit arttırır ve bu etkisi diğer alaşım elementlerine göre daha güçlüdür. Cu, Fe-C denge diyagramında östenit bölgesini genişletir ve östenitleştirme

sıcaklığını düşürür. Katılaşma sırasında grafit yumrularının yakınındaki ötektik hücrelerde ayrışır ve Ni gibi Mn ve Mo 'nin segregasyonunu bir dereceye kadar dengeler. Aynı zamanda yapıda, karbür oluşum olasılığını da azaltır [70,71].

Cu elementi, ana östenitin karbon içeriğini (C_γ) arttırırken, yüksek karbonlu kalınlı östenitin ise karbon içeriğini ($C_{\gamma_{yk}}$) azaltıcı etkiye sahiptir. Fakat östemperlemenin I. aşamasının hızını önemli ölçüde değiştirmez ve sadece biraz geciktirir [67-72]. Yapılan bir araştırmaya göre, östemperlemede I. aşamadaki gecikmeye neden olan Cu ve Ni'nin etkisinin, Mo ve Mn'nin sebep olduğu etkiden çok daha az olduğunu tespit etmişlerdir [73]. Yescas ve Bhadeshia'nın detaylı yaptığı analize dayanarak gözlemlediği gibi Cu, ağırlıkça %1'in altındaki içeriklerde yüksek karbonlu östenitin artışına yol açar [30]. Şekil 2.19'da Cu artışının, ÖKGDD'de yüksek karbonlu östenitin hacimce oranına etkisi gösterilmiştir.



Şekil 2.19. Cu içeriğindeki artışın yüksek karbonlu östenitin hacim oranına etkisi[30]

Cu'nun ÖKGDD'nin mekanik özellikleri üzerindeki etkisiyle ilgili olan bir çalışma, ilavesinin östemperlenmiş mikro yapıda herhangi gözlenebilir bir değişikliğe neden olmadığını göstermiştir. Ancak, ÖKGDD'nin sertliğini ve mukavemetini olumsuz yönde etkiler ve azaltır [74]. Düşük östemperleme sıcaklığında normal ÖKGDD'nin, Cu'dan zenginleştirilmiş olandan daha yüksek bir sertliğe sahip olması dikkat çekicidir.

2.6.6. Al etkisi

Alaşım elementlerinden Al, ÖKGDD’de oksidasyonu önleyen ve malzemenin sürünme dayanımını arttıran hafif bir elementtir [75,76]. Ancak araştırmalar, bu elementin ilavesinin malzemede düzensiz grafit nodüllerinin oluşumunu ve gözenekliliği arttırdığını göstermiştir. Ayrıca Al ilavesinin yapıda perlitin hacimce oranını arttırarak, küresel yapıyı azaltıcı etkiye sahip olduğu gözlenmiştir [77,78].

Al’nin bu olumsuz etkilerinin yanı sıra yapıda bulunan karbürleri azaltıcı etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. TEM cihazı ile yapılan çalışmalarda, 100 dakikaya kadar yapılan östemperleme işlemi sonrası, ağırlıkça yapıda %0.48, %2.11 ve %4,88 Al içeren ÖKGDD’nin mikro yapısında karbür oluşumu gözlenmemiştir [79].

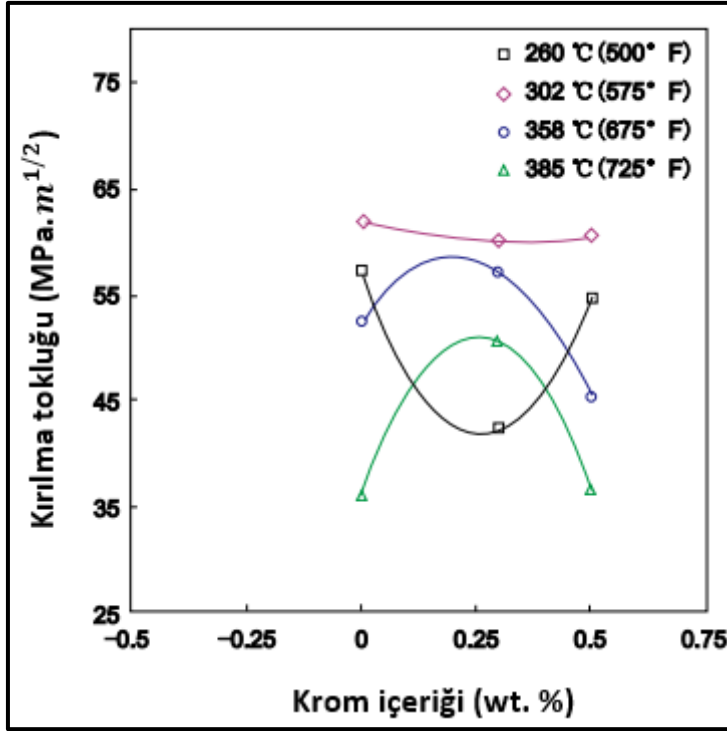
2.6.7. Cr etkisi

Cr elementi, özellikle yapıda yüksek miktarda bulunduğu zaman, demirin korozyon direncini arttıran bir elementtir. Ferrit kararlaştırıcı bir elementtir ve ferrit içindeki çözeltisi, mukavemetinin ve sertliğinin artmasına, sünekliğin ise azalmasına yol açar. Güçlü bir karbür oluşturma eğilimine sahiptir ve katılaşma sırasında ötektik hücre sınırlarında ayrılır. Ayrıca Cr, grafit nodülleri üzerinde kötü bir etkiye sahiptir, fakat içeriği ağırlıka%1’in altında olursa olumsuz etkisi azalmaktadır [80].

Cr, östemperlemede I. aşama reaksiyonun hızını artırır ve bu nedenle işlem aralığı daha erken açılabilir. Ayrıca karbür oluşturan bir element olduğu için östemperlemede II. aşamanın daha erken başlamasına sebep olur. Böylece işlem aralığı daralıp, daha yüksek östemperleme sıcaklıklarında kapanacaktır [80,81].

Cr miktarı, işlem aralığı üzerindeki etkisiyle kırılma tokluğunu etkiler [80]. Yapılan çalışmalarda, malzemedeki en iyi kırılma tokluğu, 302 ° C’de östemperlenmiş ÖKGDD’de gözlenmiştir [80]. Bunun nedeni büyük olasılıkla kalıntı östenitin daha yüksek karbon içeriğidir.

şekil 2.20’de 260, 302, 358, 385 °C’de farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş ÖKGDD’lerin Cr miktarının, kırılma tokluğu üzerindeki etkisi görölmektedir.



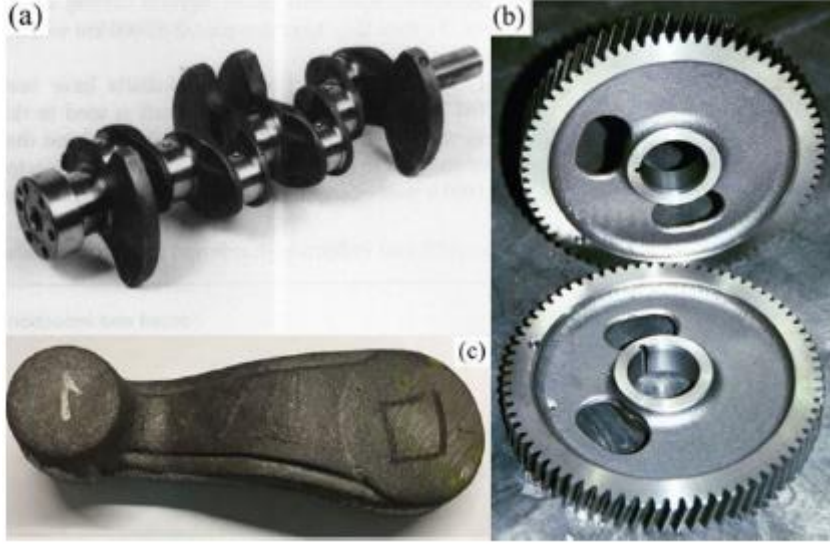
Şekil 2.20. Cr içeriğinin ve farklı östempereleme sıcaklıklarının ÖKGDD'in kırılma tokluğuna etkisi [80]

2.7. Östemperelemiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Endüstriyel Uygulama Alanları

ÖKGDD'ler, endüstride bulunan diğer malzemeler ile karşılaştırıldığında, bu malzemelere göre hem dayanım hem de süneklik özelliklerinin çok üstün olmasından ötürü uygulama alanı oldukça geniş olan bir malzeme türüdür. Tarihte ÖKGDD 'nin ilk uygulama alanı otomotiv sektörü olmuştur. İlk kez ABD'li bir otomobil firması, bazı dişli aksamaların üretiminde ÖKGDD malzeme kullanmıştır [82]. ÖKGDD, 1970'lerden beri ticari kamyonlar ve arabalar için eksantrik milleri, krank milleri, dişliler ve motor valfleri gibi bileşenlerin üretiminde bazı geleneksel çelik ve alüminyumun yerini almak için kullanılmıştır [20, 83]. Bu parçaların çoğu, dış kuvvetlerin ve göreceli hareketin yüzeyle temas halinde olduğu yerlerde kullanılmaktadır. Bu nedenle, uzun hizmet ömrü ile sorunsuz çalışmayı sağlamak için ÖKGDD'nin olağanüstü aşınma direnci gerekiyordu. Bu geçmişe dayalı olarak, ÖKGDD'nin aşınma performansına ilişkin araştırmalar, bu malzemelerin günümüzdeki ve gelecekteki uygulamalarda kullanılmasını önemli hale getirmiştir [58].

Otomobil bileşenleri için ÖKGDD'nin kullanımı dövme çeliğe göre üretim esnekliği, daha hafif ağırlık, daha yüksek çekme mukavemeti ve önemli ölçüde düşük üretim enerjisi

maliyeti gibi bazı avantajlar sunmaktadır[18,84]. Özellikle büyük dişli çarklarda yüzeyleri sertleştirilmiş çelik malzemeler yerine, ÖKGDD malzemeler tercih edilmeye başlanmıştır. Resim 2.2 ‘de otomotiv sektöründeki uygulamalarda kullanılan bazı ÖKGDD malzemeler gösterilmiştir.



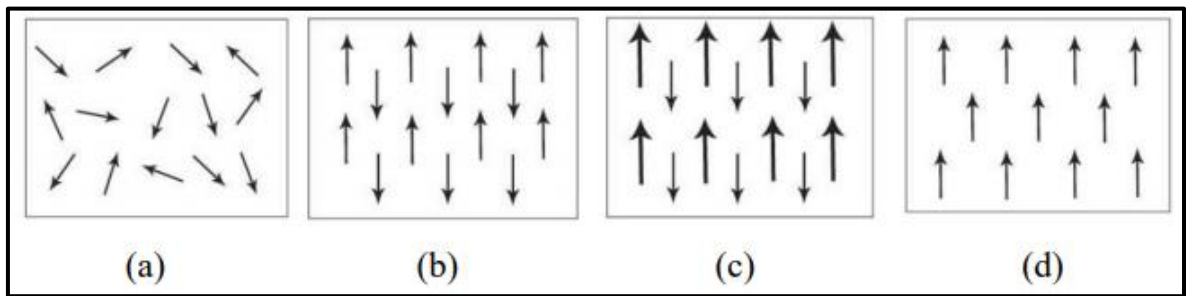
Resim 2.2. Otomotivde ÖKGDD uygulamaları a) Krank mili b) Hareket dişlisi c) Direksiyon kumanda kolu [83,85,86]

ÖKGDD’ler, otomotiv uygulamaların dışında, tarım makine parçalarının üretiminde de son zamanlarda yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. Bu malzeme, aşınma direncinin yüksek olmasının istendiği yerler olan pulluk uç demirleri, kaz ayakları ve tarım alet bıçaklarının üretiminde kullanılmaktadır. Son yıllarda bu üstün aşınma özelliğinden ötürü, iş makinalarının kepçe tırnak kısımlarında da başarılı bir şekilde kullanılmaktadır [11].

3. MANYETİK BARKHAUSEN GÜRÜLTÜSÜ TEKNİĞİ

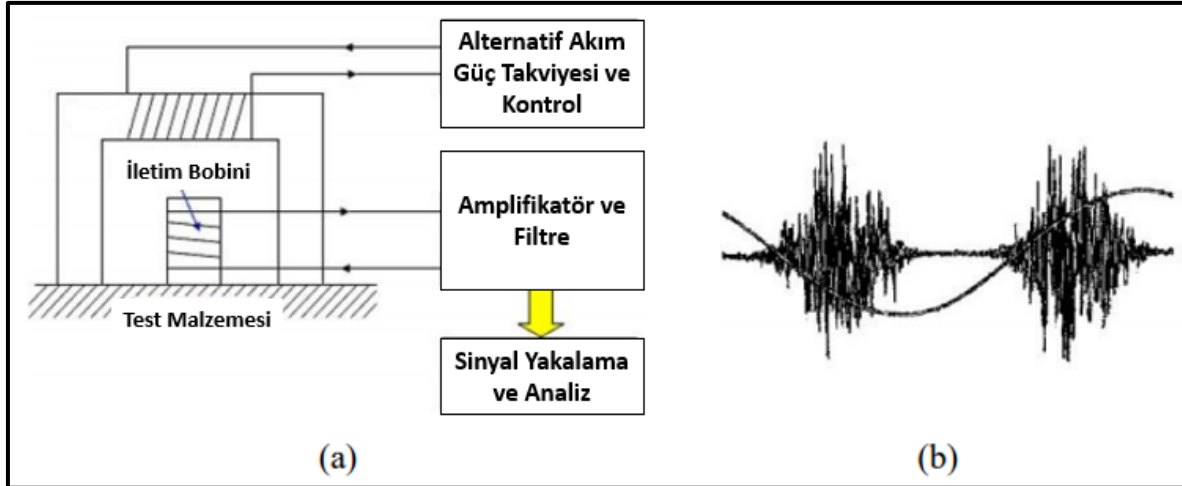
Ferromanyetik malzemeler, “domen” olarak adlandırılan çok sayıda küçük manyetik bölgeden oluşmaktadır. Doğal olarak, bu manyetik bölgelerin manyetik alanları, enerjideki minimizasyonunun bir sonucu olarak rastgele yönelirler. Bu rastgele yönelimler nedeniyle, malzemede toplam manyetizasyon sıfır olur ve malzeme kendiliğinden mıknatıslanmaz. Eğer alternatif bir manyetik alan, herhangi bir ferromanyetik malzemeye uygulandığında, bu manyetik domenler uygulanan manyetik alana paralel olarak hizalanacaktır. Bu dış alanın etkisiyle beraber manyetik bölge duvarlarının hareketi, Manyetik Barkhausen gürültüsü (MBN) olarak adlandırılan ani akı sıçramalarına neden olacaktır [87].

Malzemeler, etkin durumdaki manyetik alana verdikleri yanıtı göre manyetik ve manyetik olmayan malzemeler olarak sınıflandırılabilir. Bu nedenle uygulanan bir manyetik alana tepkiyle cevap veren malzemelere manyetik malzeme adı verilir. Manyetik malzemeler, uygulanan manyetik alana verdikleri tepkilere göre diyamanyetik, paramanyetik, antiferromanyetik ve ferromanyetik ve ferrimanyetik olarak sınıflandırılabilir. Bu malzemeler arasında en iyi manyetik özelliğe sahip olan malzeme grubu ferromanyetik malzeme sınıfıdır. Bir ferromanyetik malzemenin bağıl duyarlılığı, yaklaşık olarak 10 ila 10^7 aralığındadır; bunun anlamı, manyetik alanın uygulanmasıyla atomik boyutta manyetik momentlerin paralel hizalanması ve bunun sonucu olarak büyük miktarda mıknatıslanma oluşması anlamına gelir. Farklı sınıftaki manyetik malzemelerin atomik boyutta hizalanması (Şekil 3.1) farklı olmaktadır [87,88].



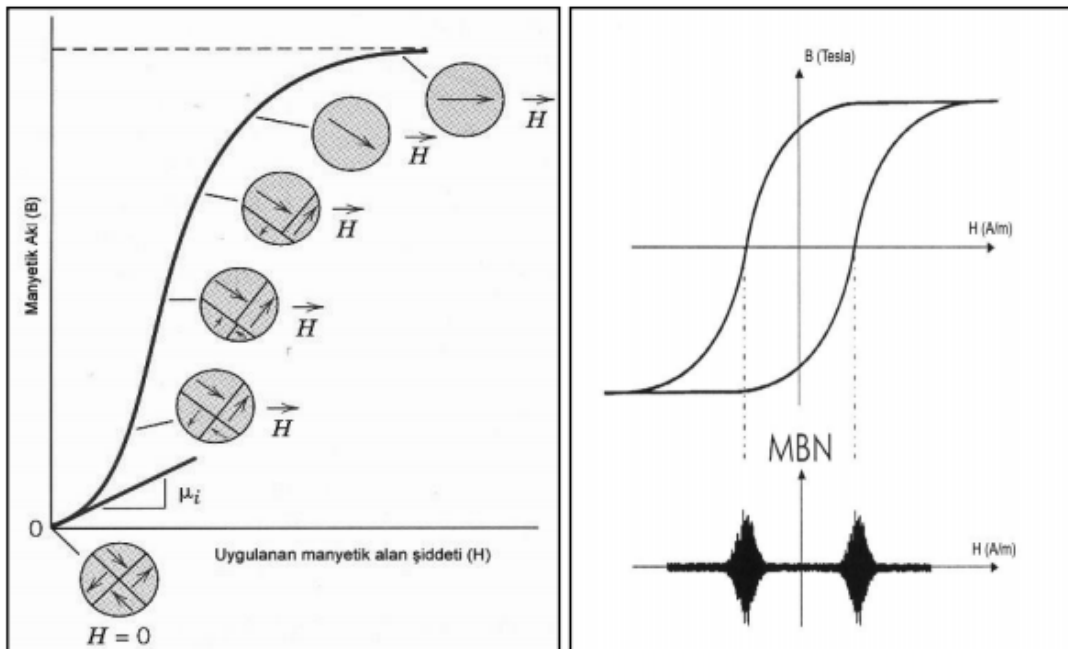
Şekil 3.1. Temsili olarak manyetik momentlerin hizalanması a) Paramanyetik b) Antiferromanyetik c) Ferrimanyetik d) Ferromanyetik [88]

Ferromanyetik malzemeler, mikro düzeyde manyetik bölgelerden oluşur ve manyetik alan uygulaması, bu bölgelerde tek yönlü (tersinmez) ve doğrusal olmayan mıknatıslanma



Şekil 3.3. a) MBN sisteminin şematik gösterimi b) Temsili MBN sinyal profili [91]

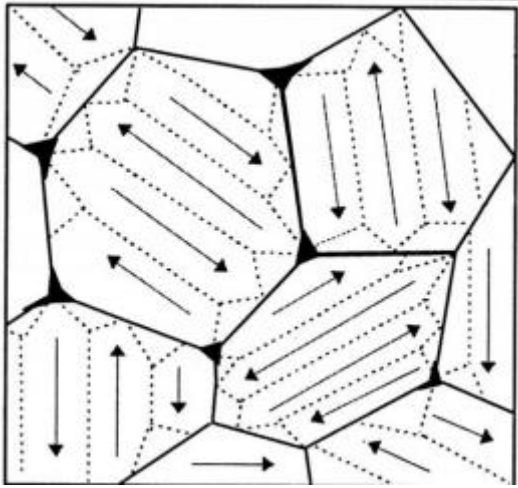
Barkhausen etkisi, mıknatıslanma eğrisinin en dik kısmında (Şekil 3.4-b) en yüksek değere ulaşmaktadır. MBN; mekanik gerilmeler, kimyasal bileşim ve tane boyutu, inklüzyonlar, çökelti, dislokasyonlar gibi mikroyapısal özelliklerdeki değişikliklere karşı oldukça hassastır. Malzeme karakterizasyonu için bu teknik, birçok değişkene bağlı olarak malzeme sınıfları arasında göreceli karşılaştırmalar yapar.



Şekil 3.4. Histeresis döngüsünde artan dış manyetik alan şiddetine bağlı a) domen hareketleri ve b) MBN sinyali [92]

Yukarıda Şekil 3.4’de belirtilen ferromanyetik malzemelerde histeresis döngüsü, domen duvarlarındaki geri dönüşümü mümkün olmayan hareketlerin sonucunda kesintili oluşan manyetik akıdaki zıplamalarını içermektedir (Şekil 3.2). Domen duvarlarının hareketlerini içyapı unsurlarından olan tane sınırları, inklüzyonlar ve dislokasyonlar zorlaştırmaktadır. Yeterli şiddete ulaşmış olan manyetik alanda, bu tip engelleri aşan domenler, voltajda ani zıplamalarına neden olurlar. Numune yüzeyine yakın konumlandırılan bir iletim bobin kullanılarak (Şekil 3.3) Manyetik Barkhausen Gürültüsü (MBN) olarak isimlendirilen sinyaller rahatlıkla algılanabilmektedir. Bu iletim bobini sayesinde işlenen ham gürültü verileri zamana veya uygulanan manyetik alan şiddetine göre atım voltaj dizilerinden oluşur. Algılanmış olan sinyaller yükseltilerek, belirlenmiş bir frekans aralığında filtrelenerek, veriler bilgisayarda bulunan yazılım vasıtasıyla işlenirler [92].

Ferromanyetik malzemelerde, birbirleri ile eşleşme göstermemiş elektron dönüşlerinin aynı yönde hizalanmasıyla kendi kendine oluşan ve yukarıda bahsedildiği üzere domen adı verilen çok küçük manyetik bölgeler bulunmaktadır. Şekil 3.5 ‘de gösterildiği üzere, toplam manyetik enerjinin minimum olması sağlanacak şekilde, birbirleri ile zıt yönlerde mıknatıslanmış olan bu domenler, domen duvarları tarafından birbirinden ayrılmaktadır.

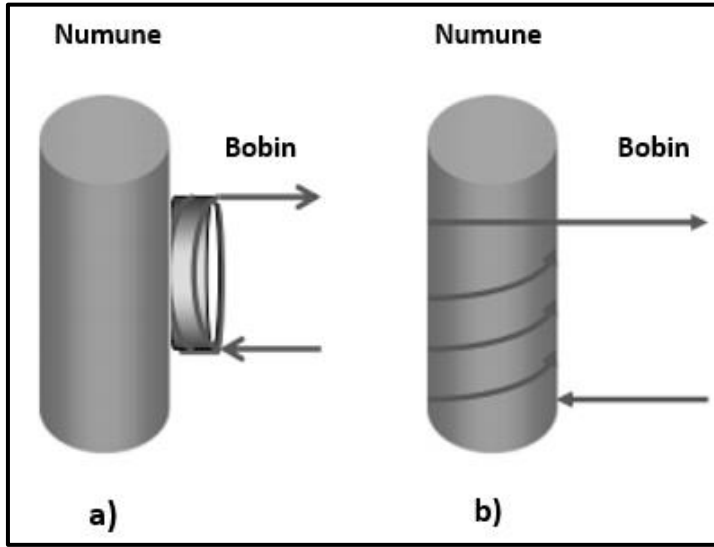


Şekil 3.5. Taneler içinde rasgele yönlenmiş haldeki domenler [92]

Bu tip bir malzemede, şiddeti aşacak biçimde arttırılmış manyetik alan etkisi altında, malzemenin kolay mıknatıslanma yönünde, kristal yapısıyla bağlantılı olarak yeni domenler çekirdeklenir; mevcut durumdaki domenler ise domen duvarlarının hareketiyle büyüme göstermektedir [92]. Manyetik doyum noktasına ulaşıldığı zaman, malzemede bulunan tüm

domenlerin yönleri, dış manyetik alanın yönüyle paralel bir biçime gelmiş olmaktadır (Şekil 3.5).

Genellikle endüstride kullanılan iki tür Barkhausen gürültü deneyi vardır. Eğer algılama bobini numunenin yüzeyine yerleştirilirse, bu deney yüzey Barkhausen gürültüsü olarak adlandırılırken, numunenin etrafına sarılmış bir bobin var ise bu sarılımlı (çevreleyen) Barkhausen gürültüsü (Şekil 3.3) olarak adlandırılır.



Şekil 3.6. Barkhausen gürültü algılama yöntemleri a) yüzey Barkhausen b) çevreleyici Barkhausen yöntemi [87]

Barkhausen gürültü analizi ile talaşlı imalat (tornalama, frezeleme, delme, taşlama), soğuk işleme (bilyeli dövme, lazerli dövme, otofretaj) ve sertleştirme (sementasyon, nitrürleme, indüksiyonla sertleştirme) gibi birçok işlem, hem gerilim hem de mikro yapının bazı modifikasyonlarını içerdiğinden endüstride kolaylıkla uygulanabilmektedir. Dinamik işlemlerde (sürünme, yorulma vs.), gerilim değerinde ve mikro yapıda bazı değişiklikler oluşmakta ve bu değişiklikler Barkhausen gürültü yöntemi ile de kolaylıkla gözlenebilmektedir. Tahribatsız muayene yöntemlerinden biri olan MBN yönteminin pratik uygulamaları; içyapıdaki kalıntı gerilmelerin, malzemelerin sertliğinin, yüzey kusurlarının test edilmesi olarak üç temel gruba ayrılmaktadır [93].

Taşlama yanığı, taşlama işlemleri sırasında yüzeyde oluşan ısı hasarların genel adıdır. Taşlama yanığı, malzeme yüzeyinde bölgesel renk bozulmalarına neden olmakta ve yüzeydeki katmanları yumuşatıp sertleştirebilmektedir. Sıcaklık, normal tavlama aralığının

üzerinde, ancak malzemenin östenitleme sıcaklığının (Ac_3) altında olduğunda, aşırı derecede tavllanmış haldeki martensit olarak adlandırılan, nispeten daha yumuşak bir malzeme oluşturmak için, parçalara yavaş biçimde su verme işlemi uygulanmaktadır. Bu yapı, malzemede gerilimler oluşturan ve yüzeydeki sertliği azaltıcı etkiye sahip olan yeniden temperleme yanığı olarak adlandırılmaktadır.

Sıcaklık östenitik sıcaklığın (Ac_3) üzerine çıktığında, zeminde bulunan iş parçasının yüzey tabakasında temperlenmemiş durumda martensitik yapı (UTM) oluşturmak için hızlı su verme uygulanır. Oluşan bu tabaka, iş parçasının çekirdeğine göre daha sert, korozif etkilere karşı daha meyilli, mikro düzeydeki çatlaklara daha duyarlı ve daha kırılgandır. Sert martensitik tabakanın (UTM) oluşumuna, endüstride yeniden sertleşen yanığı da denilmektedir [93].

MBN yöntemi, sertlik ve gerilimdeki değişimler için benzer tepkiler verdiği için, malzeme yüzeyinde farklı derecede oluşan taşlama yanıkları güvenilir bir şekilde tespit edilebilmektedir. Taşlama sırasında, zemindeki parçaların durumu izlenerek kontrol edilebilir. MBN muayene yöntemi ile tekerlek aşınması, yanlış besleme hızı, tekerlek hızı ve diğer parametrelerden kaynaklanan taşlama hasarlarının tamamını tespiti güvenilir bir şekilde yapılmaktadır. Taşlama yanıklarının %100 tespiti, Hava Kuvvetleri Departmanı, ABD Deniz Kuvvetleri, SAE, FAA, AST ve daha pek çok kuruluş tarafından tanınan Barkhausen gürültüsünün en yaygın endüstriyel uygulamasıdır [93].

Bunun yanında, servisle ilgili termal hasarların krom plakalar yardımıyla tespit edilmesi, Barkhausen gürültüsü için basit ve güvenilir bir uygulamadır. Krom kaplama yoluyla yüzey kusurlarını tespit etmek için temel uygulama, uçaklarda bulunan iniş takımlarıdır. Uçakların revizyonu sırasında, yüzey hatalarını Cr-kaplama ile tespit etmek için Barkhausen gürültüsü kullanılarak, aks, silindir, delik gibi parçaların krom soyulmasını önleyerek parça başına en az bir hafta zaman kazandırmaktadır [93].

4. LİTERATÜR TARAMASI

Manyetik Barkhausen gürültüsünün (MBN) demir esaslı alaşımlarda, yani bir başka deyişle ferromanyetik malzemeler üzerinde; tane boyutu, mikroyapı ve uygulanan gerilme altındaki değişikliklere karşı yüksek hassasiyetini içeren çeşitli çalışmalar yapılmıştır. Bu bölüm temel olarak demir esaslı alaşımlardan olan çeliklerin ve ÖKGDD'lerin mikroyapılarının MBN yöntemi ile karakterizasyonuna odaklanmaktadır.

Moorthy ve arkadaşları yaptıkları çalışmada; MBN tekniğini, tane boyutu, kalıntı östenit, ferrit miktarlarını belirlemede ve ayrıca mikro yapının malzemenin sertliğine olan etkisini değerlendirmek için uygulamışlardır [94]. Bunun için Çizelge 4.1'de gösterilen 2.25Cr-1Mo ve 9Cr-1Mo çeliklerinin kullanmışlardır.

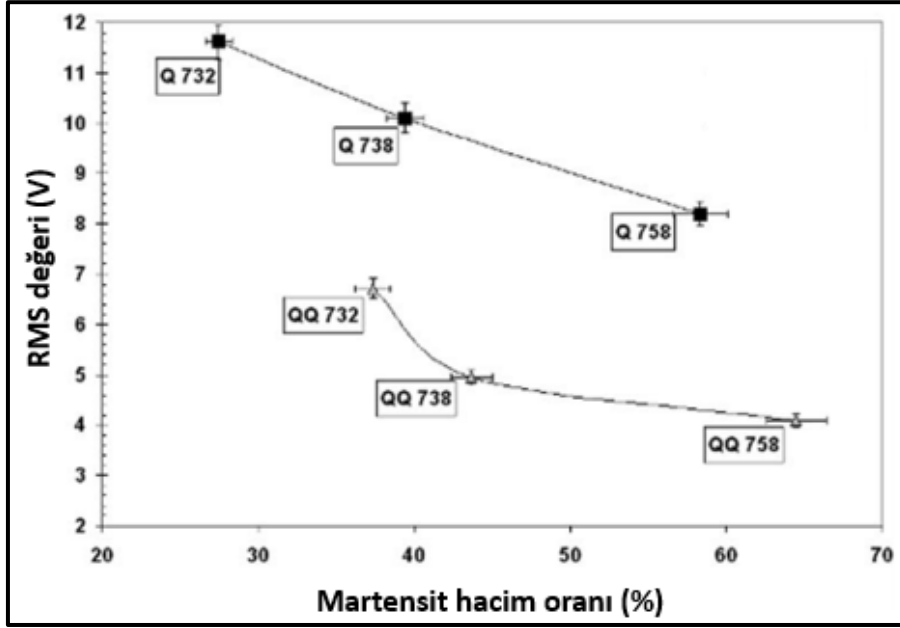
Çizelge 4.1. 2.25Cr-1Mo ve 9Cr-1Mo çeliklerinin kimyasal kompozisyonu [94]

Cinsi	C	Mo	Mn	C	P	Si	Fe
2.25Cr-1Mo	2,21	0,94	0,48	0,11	0,007	0,19	Kalan
9Cr-1Mo	8,24	0,955	0,356	0,072	0,021	0,265	Kalan

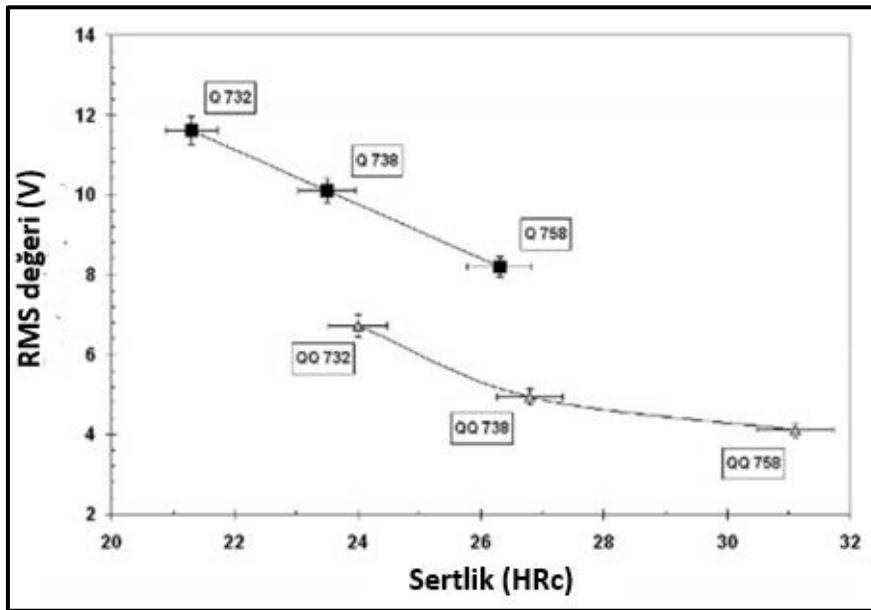
DeneySEL sonuçlar irdelendiğinde, dislokasyon yoğunluğunun ve sertliğin artmasına bağlı olarak MBN yanıtında bir azalma tespit etmişlerdir. Ayrıca MBN'nin verdiği tepkinin inklüzyonlara, karbür çökeltilerine ve tane sınırlarına bağlı olduğu vurgulamışlardır. Bu mikroyapısal varyasyonların MBN'nin verdiği cevaplar üzerindeki güçlü etkisine rağmen, bazı özel koşullar sağlanmadıkça her bir özelliğin (inklüzyonlar, karbür çökeltileri ve tane sınırı gibi) bireysel etkilerinin birbirinden ayırt edilemediğini bildirmişlerdir [94].

Kaplan ve arkadaşları, MBN tekniği ile çift fazlı çeliklerin tahribatsız karakterizasyonu üzerine araştırmada bulunmuşlardır. Hem geleneksel tahribatlı muayene tekniği, hem de MBN tahribatsız tekniği ile numunelerinin mikro yapılarını ve sertliğini karakterize etmişlerdir [95]. Bunun için 0.2%C, 0.81%Mn, 0.17%Si, 0.60%Cr, 0.56%Ni, 0.23%Mo kimyasal kompozisyona sahip olan AISI 8620 çeliğini deneySEL çalışmalarında kullanmışlardır. Numuneler 13 mm çapında ve 5 mm kalınlığında CNC kesme cihazında kesilerek işlenmiştir. Bunun sonrasında numuneler 732, 738, 758°C 3 farklı kritik sıcaklıkta tavlayarak ısıt işlemlerini tamamlanmışlardır.

Numunelerin ısıt işlemlerin ardından martensit hacim oranı ve sertlik değerlerini ölçtükten sonra MBN sinyalleri ile korelasyonlar kurmuşlardır. Şekil 4.1, MBN sinyalinin RMS (ortalama karekök) değeri ile martensit hacim oranı arasındaki korelasyonu gösterirken, Şekil 4.2, MBN sinyalinin RMS değeri ile çift fazlı çelik numunelerin sertliği arasındaki korelasyonu göstermektedir.



Şekil 4.1. AISI 8620 çift fazlı numunelerin RMS değeri ile martensit hacim miktarı arasındaki korelasyon [95].



Şekil 4.2. AISI 8620 çift fazlı numunelerin RMS değeri ile sertlik değerleri arasındaki korelasyon [95].

Bu çalışmanın sonuçları incelendiğinde, martensit fazının hacim oranı ile numunelerin MBN yanıtları arasında önemli bir korelasyon olduğunu göstermiştir. Martensit faz yüzdesinin artmasıyla ferritin MBN yanıtlarında bir azalma gözlemlenmiştir. Ayrıca, MBN yanıtı, daha ince martensit oluşumu ve yapıdaki daha yüksek dislokasyon yoğunluğuna neden olan martensit yüzdesinin artması sebebiyle çekirdeklenmeyi ve domainlerin hareketini engellediğini tespit etmişlerdir [95].

Kahrobaee ve Kashefi yaptıkları çalışmada kalıntı östenit miktarını tahribatsız muayene yöntemi ile değerlendirmek için MBN tekniğini kullanmışlardır. Kalıntı östenit miktarının artmasıyla koersivitenin (artık mıknatıslanma) arttığı durumlarda, numunelerin mıknatıslanma seviyesinin ve geçirgenliğinin azaldığını belirlemişlerdir [96].

Çalışmalarında, Çizelge 4.2’de kimyasal kompozisyonu verilen AISI D2 soğuk iş takım çeliklerini kullanıp, numuneleri 100x20x4 mm boyutlarında işlemişlerdir. Ardından numunelerin ısıtma işlemlerini, 800 °C’de 2 saat tavlama, 650 °C’de 30 dk ön ısıtma ve son olarak 1000-1130 °C arasında 30 dk östenitleme (yağda soğutmadan önce) ile tamamlamışlardır. Yüzey oksidasyonunu ve dekarbürizasyonu önlemek için işlemler bir vakum fırınında gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 4.2. AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin kimyasal kompozisyonu [96]

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Fe
Ağırlıkça,%	1,51	0,32	0,27	0,019	0,016	11,60	0,63	0,20	0,91	Kalan

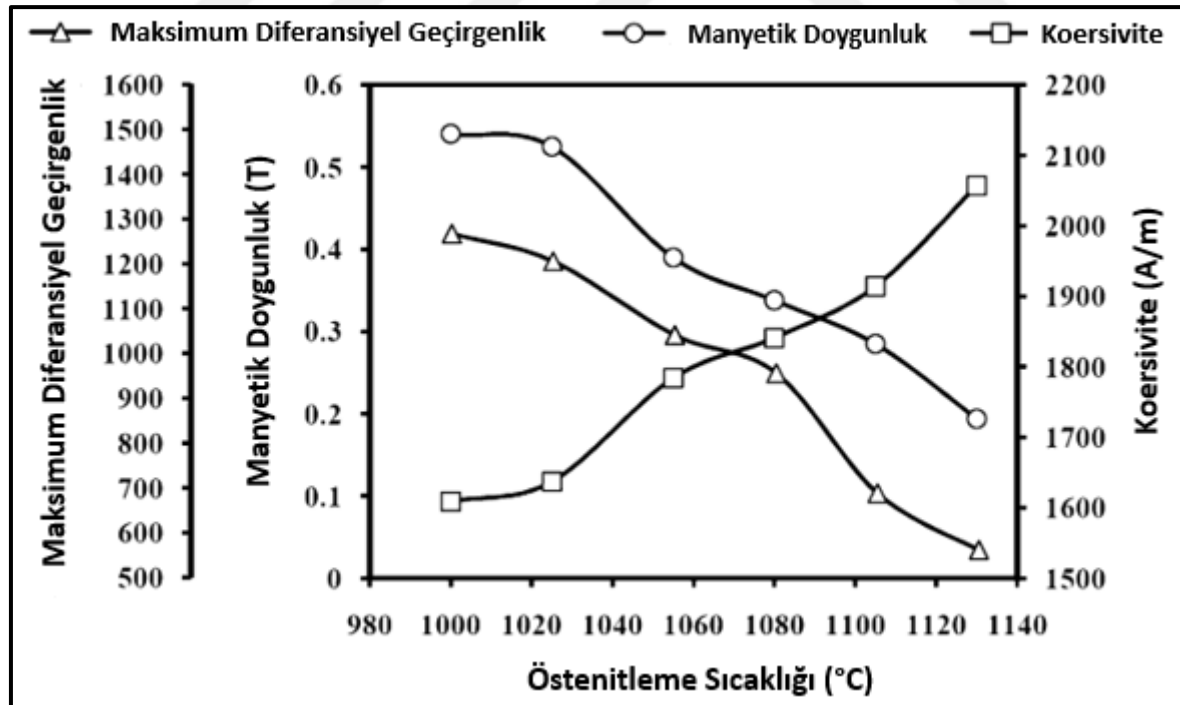
Öte yandan östenitleme sıcaklığının artışıyla beraber, bazı ince karbürler de birincil östenit tane boyutunun kabalaşmasını sağlarken matris içinde çözülmüşlerdir. Bu durum, MBN parametrelerini etkileyebileceğinden, önceki östenit tane boyutu ve ayrıca birincil karbürlerin hacimce miktarlarında sırasıyla %18,25 ila 20,5 μ ve %4,8 ile %7,3 arasında hafif bir artış gösterdiğini tespit etmişlerdir [96].

Deneyisel çalışmalarda kullandıkları numunelerin; manyetik doygunluk, koersivite (artık mıknatıslanma) ve maksimum diferansiyel geçirgenlik değerleri, histerezis (gecikmeli) döngülerinden elde edilip, maksimum diferansiyel geçirgenlik eğrilerinin östenitleme sıcaklığının bir fonksiyonuna göre değişimleri Şekil 4.3’te gösterilmiştir. Şekil 4.4’de ise,

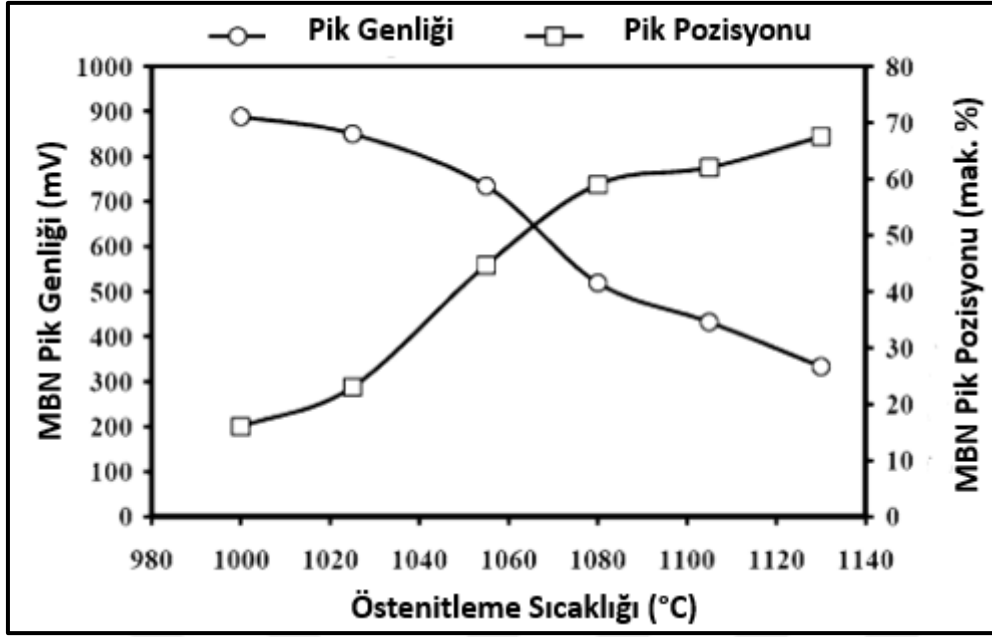
Şekil 7, artan östenitleme sıcaklığı ile MBN pik genliklerinin azaldığını ve pik pozisyonunun arttığı gösterilmiştir.

Çizelge 4.3. Farklı östenitleme sıcaklıklarının AISI D2 çeliğinin faz oranı, östenit tane boyutu ve sertlik değerleri üzerine etkisi [96]

Östenitleme Sıcaklığı (°C)	1000	1025	1055	1080	1105	1130
Kalıntı östenit (%)	15,7	20,5	24,1	33,0	39,8	42,0
Martensit (%)	77,0	72,5	70,2	61,4	55,3	53,2
Karbür (%)	7,3	7,0	5,7	5,6	4,9	4,8
Östenit tane boyutu (μ)	18,25	18,16	18,2	19,86	20,01	20,5
Sertlik (HRC)	64,5	65,5	64,1	61,6	58,8	52,2



Şekil 4.3. Östenitleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak manyetik doygunluk, koersivite ve maksimum diferansiyel geçirgenlik değerlerindeki değişim [96]



Şekil 4.4. Östenitleme sıcaklığı ile MBN pik genliği ve pik pozisyonunun değişimi [96]

DeneySEL sonuçlar incelendiğinde, kalıntı östenit miktarının artmasıyla MBN sinyallerinin maksimum genliğinin arttığı bildirilmektedir. D2 takım çeliği numunelerindeki kalıntı östenitin karakterizasyonunda, MBN tekniğiyle ve XRD tekniği sonrası elde edilen kalıntı östenit verilerinin eşleşmesi nedeniyle MBN'nin bu çeliklerin incelenmesinde kullanışlı bir tahribatsız muayene tekniği olduğunu vurgulamışlardır [96].

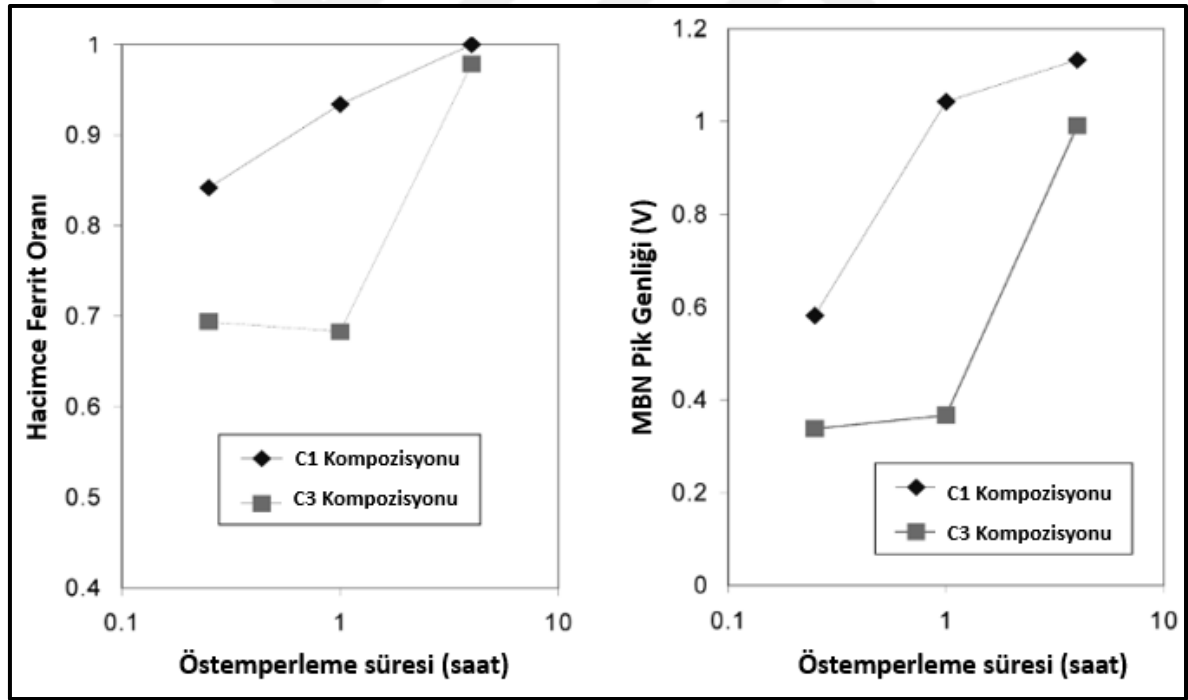
D'Amato ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, (MBN) tahribatsız muayene yöntemini kullanarak ÖKGDD'nin mikroyapısını karakterize etmişlerdir [18]. Bunun için; Çizelge 3.1'de belirtilen üç farklı kimyasal bileşime sahip (alaşımsız, orta alaşımlı ve alaşımlı) ve sırasıyla C1, C2, C3 olarak isimlendirilmiş KGDD malzemelerinin dökümünü yapmışlardır. Döküm işlemi sonrası numuneleri 20 mm çapındaki silindirik biçimde işlemişler ve ardından ısıtılma işlemine tabi tutmuşlardır. Dekarbürizasyonu önlemek için inert atmosfer kullanılmıştır.

Çizelge 4.4. Farklı KGDD'lerin kimyasal kompozisyonları [18]

Malzeme	C	Si	Mn	S,P	Mg	Cu	Ni	Mo
C1	3,6	2,4	0,2	<0,02	0,04	0,02	0	0
C2	3,6	2,4	0,2	<0,02	0,04	0,7	0,5	0
C3	3,6	2,4	0,2	<0,02	0,04	0,7	0,5	0,2

Öte yandan numuneleri ısıtıl işlem öncesi, C1 ve C3 olmak üzere iki farklı bileşime göre ayırarak östenitlemelerini 850 °C ve 900 °C’de 1,5 saat süreyle; östemperleme sıcaklıklarını ise 280 °C, 350 °C, 375°C ve 425°C’de 4 farklı sıcaklıkta uygulayarak, östemperleme süresini 15 dakika ile 8 saat arasında tutup çeşitli mikroyapılar elde etmeyi amaçlamışlardır. Östenitleme süresini, matriste homojen bir yapı elde etmek için yeterince uzun seçmişlerdir.

425 °C östemperleme sırasında, Aşama II’ye ulaşıldığında yeni bir mekanizmanın hesaba katılması gerektiğini belirlemişlerdir. Bu durumun kalıntı östenit içeriğindeki belirgin düşüşle, beynitik-ferritin hacim oranında ise önemli bir artış ile sağlandığını tespit etmişlerdir. Beynitik-ferritin bu hacimce oranının, MBN pikin maksimum genliğini doğrudan etkilemesi bekledikleri gibi fazla etkilenirken, bunun aksine pik pozisyon değeri az bir şekilde etkilenmiştir. Şekil 4.5’de beynitik-ferritin hacimce oranının MBN değerlerine ne gibi etkisinin olduğunu göstermişlerdir [18].



Şekil 4.5. 850°C’de östenitlenmiş ve 425°C’de östemperlenmiş C1 ve C3 numuneleri için, ferrit fazının (a) hacimce oranı ve MBN pik genliği (b) ile östemperleme süresi arasındaki ilişkilerin karşılaştırılması [18].

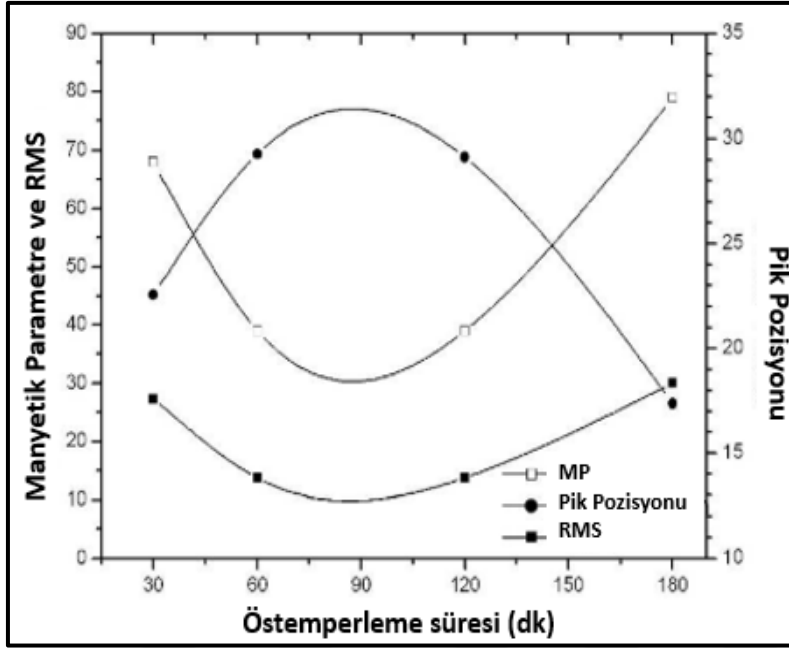
Çalışmanın sonuçları incelendiğinde ilk olarak, MBN’nin pik genliği ve pik pozisyonu ile ilişkili verdiği yanıtların, küresel grafitli dökme demirlerin matrisindeki mikro yapıya oldukça duyarlı olduğu gösterilmiştir. Bununla birlikte, MBN sinyal parametreleri ile

ÖKGDD ısıtıl işlem parametreleri arasında iyi bir korelasyon bularak, MBN ile yapılan ölçümlerin, ÖKGDD döküm malzemelerin bazı önemli mikroyapısal özelliklerini değerlendirmek için güçlü araç olarak kullanılabileceği belirlenmiştir [18].

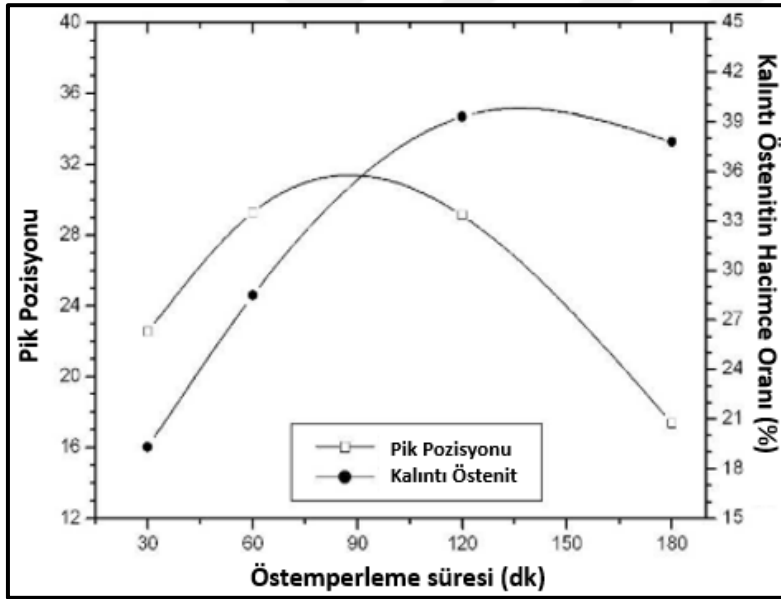
Hakan Gür ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada, matristeki fazların hacimce oranlarını tahribatsız muayene ile ölçmek, yapı ve özellikler arasındaki ilişkileri tahmin etmek ve MBN yöntemi ile ÖKGDD'lerin işlem aralığını araştırmışlardır [17]. Bunun için ağırlıkça Fe-3.50 C-2.63 Si-0.318 Mn- 0.019 P-0.009 S-0.047 Mg oranlarına sahip, Y blok dökümden elde edilmiş KGDD malzeme kullanmışlardır. Blokların alt kısmından çıkarılıp işlenen numuneler, 900°C'de 90 dakika östenitlenmiş, ardından hızla 365°C'de tuz banyosuna aktararak çeşitli sürelerde (30, 60, 120 ve 180 dakika) tutulmuştur.

Östemperleme süresinin 30 dk'dan 180 dk'ya yükselmesiyle, pik pozisyon aralığı %15 ile %31 arasında değişirken, pik yüksek değeri %12,5 ile %27 arasında değişmiştir. 60 ile 120 dk arasındaki sürelerde pik yüksekliği minimuma düşmüş, pik pozisyonu maksimuma çıkmıştır. Pik alan pozisyonundaki bazı farklılıklar, RMS (ortalama karekök) gerilimi ve manyetik parametre ile gösterilmiştir (Şekil 4.6). MBN pik pozisyonu ile kalıntı östenitin hacimce oranının, östemperleme süresine çok duyarlıdır (Şekil 4.7)

Deneyisel sonuçlar incelendiğinde, MBN sonuçlarının, östemperlenmiş sfero dökümün östemperleme aşamalarına karşı son derece duyarlı olduğunu, MBN pik yüksekliği ve pozisyonu gibi MBN parametrelerinin ölçülmesiyle, mikro yapıdaki değişiklikler ve buna karşılık gelen akma ve çekme dayanımlarındaki toplam uzama gibi mekanik özelliklerdeki değişimlerin de bu tahribatsız muayene yöntemi ile tahmin edilebileceğini bildirmişlerdir [17].



Şekil 4.6. Östempirleme süresi ile MBN parametrelerinin değışimi [17]



Şekil 4.7. Östempirleme süresi ile MBN pik konumu ve kalıntı östenit miktarındaki değışim [17]

Tahribatsız muayene tekniklerinden biri olan MBN yönteminin, mıknatıslanabilme özelliğine sahip olan ve endüstride yaygın olarak kullanılan çelikler üzerindeki çalışmalar mevcut literatürde araştırılmıştır. Bu çalışmada araştırılacak olan ÖKGDD'lerde östempirleme parametrelerine bağlı olarak değışen mikroyapı ve mekanik özellikler ile MBN tahribatsız muayene yöntemi olan ilişkisi hakkında literatürde sınırlı sayıda

araştırmaya rastlanmıştır. Çalışmada çoklu lineer regresyon tekniği kullanılacağı için bu yönden özgün bir çalışma olacaktır. Literatürde MBN'nin çelikler ve dökme demirler üzerine yapılan çalışmalar ve benzer araştırmalar Çizelge 4.5'te kısaca özetlenmiştir.

Çizelge 4.5. MBN'nin çelikler ve dökme demirlerle ilgili çalışmalar ve benzer araştırmalar

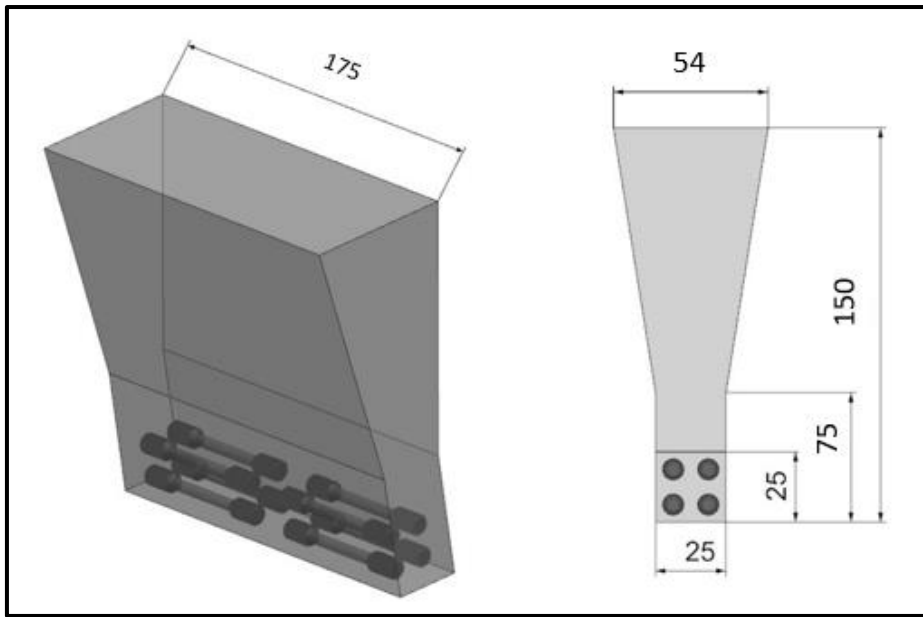
Yöntem	Kaynak
Manyetik Barkhausen gürültüsü kullanılarak 2.25Cr-1Mo ve 9Cr-1Mo çeliklerinde mikro yapıların değerlendirilmesi	[Moorthy ve ark., 1997]
Manyetik Barkhausen gürültü tekniği kullanılarak çift fazlı çeliklerin karakterizasyonu	[Kaplan ve ark., 2007]
AISI D2 takım çeliğinde tavlama işleminin elektromanyetik tahribatsız muayene yöntemi ile değerlendirmesi.	[Kahrobaee ve Kashefi, 2015]
Barkhausen Gürültü Ölçümleri ile Östemperlenmiş Sfero Döküm Malzemenin Karakterizasyonu	[D'Amato ve ark.,2003]
ÖKGDD'de Östemperleme Parametrelerinin Manyetik Barkhausen Gürültü Tekniği ile İncelenmesi	[Gür ve ark., 2008]



5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Döküm İşlemi

Döküm işleminin yapıldığı kum kalıbın tasarımı; Şekil 5.1’de görüldüğü gibi ASTM A536 standardına [101] uygun biçimde Y bloklardan 1 inç kalınlığa uygun olacak şekilde yapılmıştır. Ergitme işleminde 1000 kg kapasiteye sahip Inductotherm marka indüksiyon ocağından faydalanılmıştır.



Şekil 5.1. Döküm işlemi için kullanılan Y blok ve ölçüleri (mm)

Ergitme işlemi sırasında indüksiyon ocağına şarj girdisi külçe şeklinde olacak biçimde Sorel marka sfero piki kullanılmıştır. Çizelge 5.1’de kullanılan sfero pikinin kimyasal kompozisyonu verilmiştir.

Çizelge 5.1. Kullanılan sfero pikinin kimyasal kompozisyonu (Ağırlıkça %)

Fe	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Sn	C
95	0,277	0,04	0,004	0,031	0,03	0,005-0,0021	0,0005	4,1

Ergitme sonrasında metal, döküm için ideal sıcaklığa (yaklaşık 1490 °C) çıkarıldıktan sonra küreselleştirme ve aşılama işlemleri gerçekleştirilmiştir. Küreselleştirme için Tundish tipi

işlem potası kullanılmış; aşılama için ise döküm potasında yapılmıştır. Sırasıyla Çizelge 5.2 ve 5.3'te küreselleştirici ve aşılama için kullanılan malzemenin kimyasal kompozisyonları verilmiştir.

Çizelge 5.2. Küreselleştirme işleminde kullanılan malzemenin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)

Si	Mg	Al	Ca
44-48	5-6	Maks 1	1,4-1,8

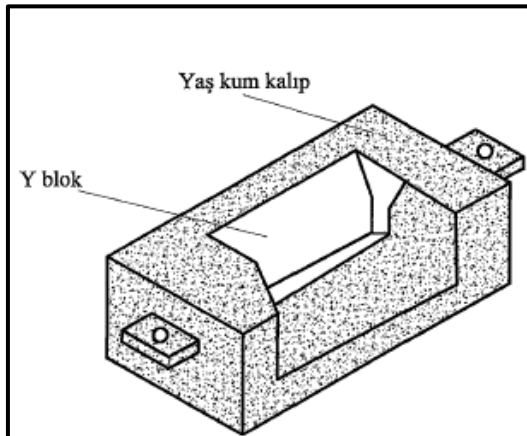
Çizelge 5.3. Aşılama işleminde kullanılan malzemenin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)

Si	Ba	Al	Ca
73-78	2-3	Maks 1,5	1-2

Bu işlemlerin ardından sıvı haldeki metal, Şekil 5.2'de şematik olarak gösterilen yaş kum kalıplara döküldükten sonra oda sıcaklığında soğumak üzere beklenmiştir. Döküm esnasında aynı potadan alınan çil numunesi OBLF marka optik emisyon spektrometresi (OES) kullanılarak kimyasal kompozisyon analizi gerçekleştirilmiştir. Elde edilen küresel grafitli dökme demirin kimyasal kompozisyonu Çizelge 5.4'te verilmiştir.

Çizelge 5.4. Döküm malzemenin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Ni	Mo
3,52	3,195	0,403	0,02	0,014	0,042	0,032	1,341	0,222
Cu	Al	Ti	V	Nb	W	Co	Sn	Fe
0,606	0,019	0,011	0,003	0,002	0,015	0,005	0,004	Kalan



Şekil 5.2. Y blokların döküm işleminin yapıldığı yaş kum kalıbın 3 boyutlu şematik görünümü

5.2. Isıl İşlemler

5.2.1. Isıl işlemler için kullanılan cihazlar

Döküm işlemi sonrasında Y bloktan çıkarılan 12x12x75 mm boyutlarındaki numunelerin östenitleme işlemi için, Resim 5.1 'de gösterilen Heraeus marka elektrik direnci ile çalışan, atmosfer kontrolüne sahip olmayan, 1150 °C'ye kadar tavlamanın yapılabildiği ve ± 1 °C duyarlılığa sahip fırın kullanılmıştır. Östenitleme işlemleri boyunca fırın içinde aynı bölge kullanılmıştır. Isıl işlemler sırasında dekarbürize olan bölgeler talaş kaldırma işlemi ile kaldırılmıştır.



Resim 5.1.Östenitlemede kullanılan Heraeus marka fırın

5.2.2. Östenitleme

Döküm sonrası elde edilen numuneler östenitleme için, elektrik direnci ile çalışan Heraeus marka (Resim5.1) fırına konularak, 900°C'de 60 dk boyunca numunelerde tamamen

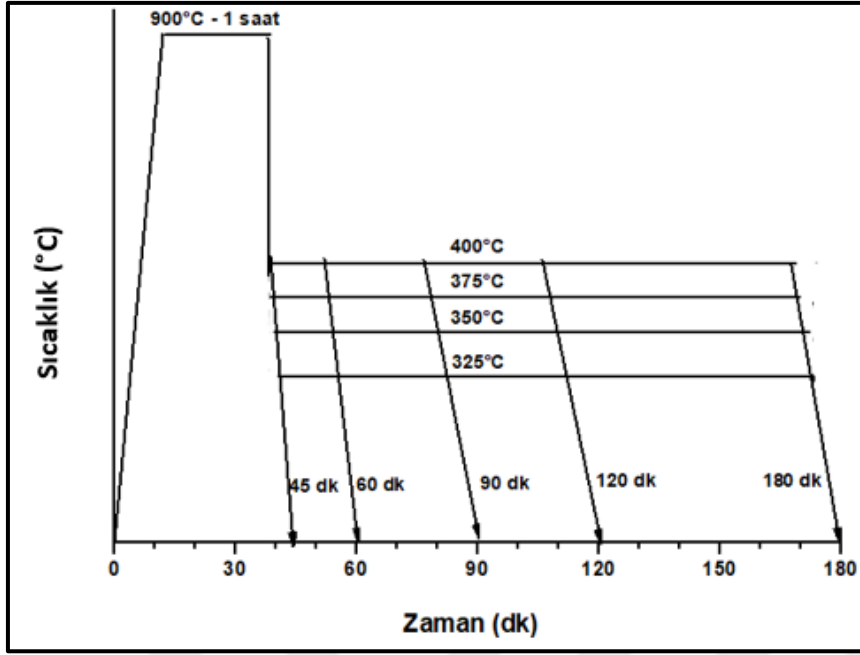
östenitik yapı oluşana kadar beklenmiştir. Böylece numunelerin mikroyapısı östemperleme ısı işlemi için hazır hale getirilmiştir.

5.2.3. Östemperleme

Östenitleme sonrası numunelerin östemperlenmesinde, %50 KNO_3 ve %50 NaNO_3 içeriğe sahip olan tuz banyosundan yararlanılmıştır. Östemperlemede kullanılan tuz banyosu, Resim 5.2 'de görüldüğü gibi, Protherm marka 2,5 kW güce, 30 litre hacme ve 220 V ve 13A PID kontrol sistemli ± 2 sıcaklık hassasiyetine sahiptir. Östenitleme işleminin ardından numuneler, numune tutacağı ile hızlı bir şekilde tuz banyosuna transfer edilerek; 325 °C, 350 °C, 375 °C, 400 °C östemperleme sıcaklığında 45 dk, 60 dk, 90 dk, 120 dk ve 180 dk boyunca izotermal bekletilerek östemperleme işlemleri tamamlanmıştır. Numunelere uygulanan östemperleme ısı işlemleri şematik olarak Şekil 5.3'de gösterilmektedir.



Resim 5.2. Östemperleme ısı işlemlerinde kullanılan Protherm marka tuz banyosu



Şekil 5.3. Numunelere uygulanan ısıt işlemlerin şematik gösterimi

5.3. Metalografik Çalışmalar

Isıl işlemlere tabi tutulmuş 12x12x75 boyutuna sahip olan numunelerden, ATM Brilliant 250 marka abrasif kesicide (Resim 5.3) 10 mm kalınlığında parçalar kesilip ardından bakalite alınarak metalografik işlemler için kullanılmıştır. Numunelerin zımparalama ve parlatma işlemleri Struers Tegramin-25 marka tam otomatik cihaz (Resim 5.4) kullanılarak tamamlanmıştır. Bu işlemler:

- 3 adımda sırasıyla 320, 500 ve 800 numaralı SiC zımpara kâğıdı ile zımparalama,
- 3 adımda sırasıyla 9 μ , 3 μ ve 1 μ parlatıcılar ile parlatma yapılmıştır.

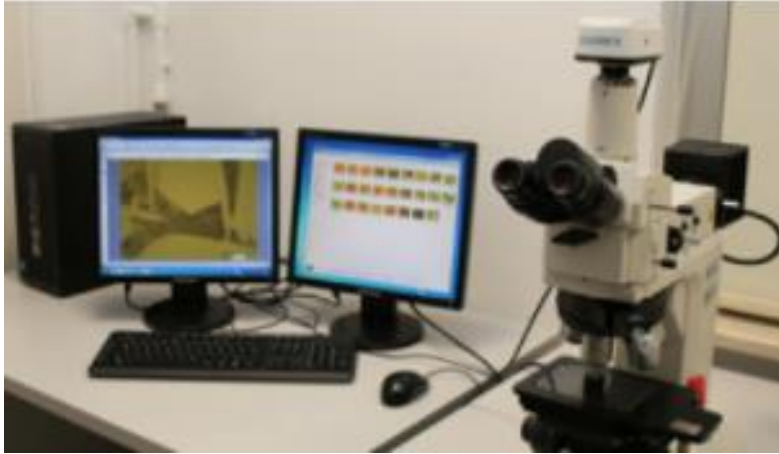


Resim 5.3. ATM Brilliant 250 abrasif kesme cihazı

Numunelerin dağlanması %2 nital çözeltisi (%2 HNO_3 + %98 CH_3OH) kullanılmıştır. Dağlama işlemi sonrasında yapılan Nikon Eclipse marka optik mikroskop (Resim 5.5) altındaki incelemelerde, ısıl işlemler sonrasında yapıda oluşmuş olan beynitik ferrit ve yüksek karbonlu kararlı östenitin birleşiminden oluşan ösferritik yapılar ve küresel biçimdeki grafitler belirgin hale gelmiştir.



Resim 5.4. Struers Tegramin-25 zımparalama ve parlatma cihazı



Resim 5.5. Nikon Eclipse optik mikroskop

Carl Zeiss Merlin alan emisyonlu tarama elektron mikroskobu (SEM) numunelerdeki mikro yapısal özellikleri belirlemek amacıyla kullanılmıştır (Resim 5.6). SEM cihazı, 15 kV voltajında ve 8-10 mm çalışma mesafesinde çalıştırıldı. Her bir numunenin SEM görüntüleri ikincil elektron detektörünü kullanarak, 1500X, 3000X ve 5000X büyütmelemlerde rastgele

seçilen bölgelerden alınmış ve incelenmiştir. Ayrıca yine bu cihaz ile EDX analizi yapılmış ve yapıda bulunan iki grafit arasında ölçüm yapılarak alaşım elementlerinin oluşturduğu mikrosegregasyon tespit edilmiştir.

Elektron geri saçılım kırınım (EBSD) tekniği, yüksek karbonlu kararlı östenitin tane boyutu ve faz hacim oranı dahil olmak üzere östemperlenmiş numunelerdeki ösferrit matrisin mikro yapısal ayrıntılarını ortaya çıkarmak için kullanılmıştır. Bu analiz için, EDAX / TSL EBSD sistemi ve Hikari EBSD kamera ile donatılmış Zeiss Merlin alan emisyon tabancası (FEG) taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanıldı. Hızlanma voltajı 15 kV, ışın akımı 6.0 nA ve çalışma mesafesi 13 mm olan EBSD haritaları, adım boyutu 50 nm olan altıgen bir rt üzerinde ölçümler gerçekleştirilmiştir. Numuneler, oksit parlatma süspansiyonu (OPS) kullanılarak ek bir son adımla 5 dakika süreyle parlatıldı ve elektron geri saçılım kırınım tekniği (EBSD) ile yapıda bulunan hem beynitik ferritin hem de yüksek karbonlu kararlı östenitin tane boyutu ölçülmüş oldu.

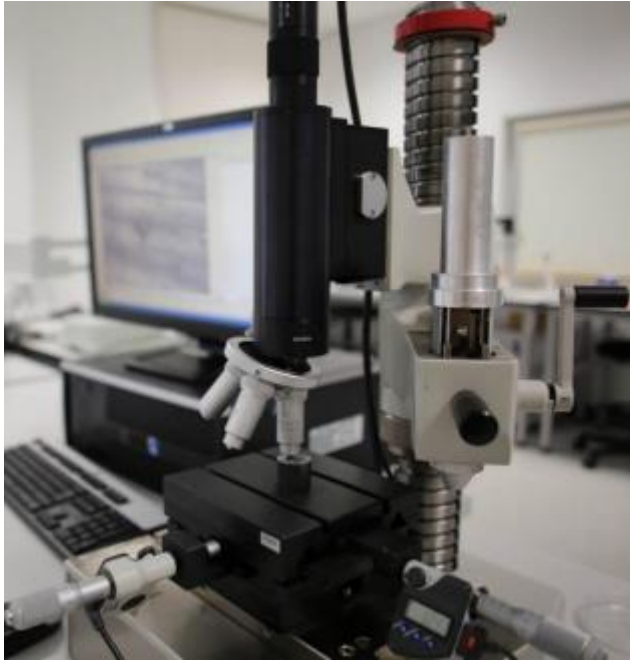


Resim 5.6. Carl Zeiss Merlin taramalı elektron mikroskobu

Ham EBSD verilerinin sonradan işlenmesi sırasında öncelikle tane güven indeksi standardizasyonu (GCIS) yöntemi kullanılmıştır. GCIS yöntemi, bir tane içindeki tüm noktaların güven endeksini (CI) kontrol eder ve ardından ölçülen en yüksek değeri bu tanedeki tüm noktalara atar. Daha sonrasında, yanlış endekslenen noktaları ayrı tutmak için minimum 0,1 CI filtresi kullanılmıştır. Bu temizleme prosedürü herhangi bir noktanın ölçülen yönelim değerini değiştirmemiştir. Taneler tanımlandıktan sonra, aralarında 5 ° 'den daha az bir yönelim farkına sahip olan komşu piksel setlerinden yeniden oluşturulmuştur.

5.4. Sertlik Deneyi

Numunelerin makro ve mikro Vickers sertlik değerlerini ölçmek için Zwick ZHV 10 mikro sertlik cihazı (Resim 5.7) kullanılmıştır. 25mm/dk test hızında makro sertlik ölçümü için 5kgf yük ve mikro sertlik ölçümü için 0,2 kgf yük uygulanmıştır. Her numunede rastgele seçilen yerlerde en az 5 çentik yapılmıştır.



Resim 5.7. Sertlik deneylerinde kullanılan Zwick ZHV 10 model mikro sertlik ölçme cihazı

5.5. Manyetik Barkhausen Gürültüsü Analizi

Manyetik Barkhausen gürültü ölçümleri, ticari bir sistem olan Stresstech Rollscan 300 (Resim 5.8) kullanılarak yapıldı ve ham sinyal verileri MicroScan 600 yazılımı ile analiz edildi. Sinüzoidal döngüsel manyetik alan, ferrit çekirdekli C-bobini yoluyla tabi tutuldu. Daha sonra üretilen gürültü sinyalleri, genel amaçlı bir sensör (S1-18-13-01) tarafından 2.5 MHz örnekleme hızında toplanmıştır. Toplanan ham MBN sinyalleri 50-250 kHz arasında geniş bant geçiren filtre ile süzölmüştür. MBN ölçümünün penetrasyon derinliği, değişen mıknatıslama frekansı ile kontrol edilebilen ve 10 ile 1000 mikron arasında bir değerdedir. En uygun MBN ölçüm parametrelerini belirlemek için mıknatıslanma voltajı 1 V adımlarla 1 V ile 16 V arasında; mıknatıslanma frekansı da 50 Hz adımlarla 50 ile 1000 Hz arasında değiştirilerek ölçümler alınmıştır [102]. Numuneler arası sertlik farkına en hassas

kombinasyon olan 125 Hz mıknatıslanma frekansı ve 6V voltaj kombinasyonu kullanılarak tüm numuneler üzerinde MBN ölçümleri tamamlanmıştır.



Resim 5.8. Manyetik Barkhausen gürültü ölçümlerinde kullanılan Stresstech Rollscan 300 model cihaz

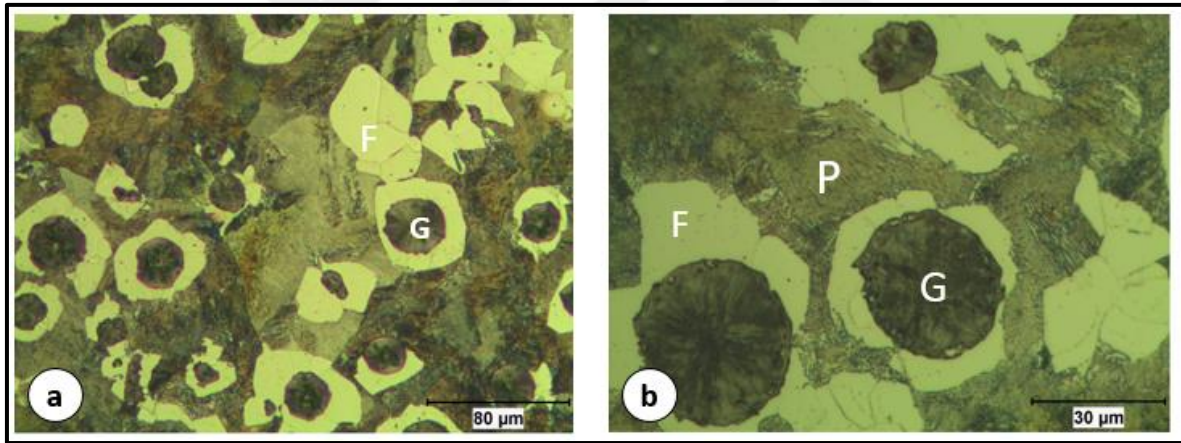


6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Mikroyapısal İnceleme Sonuçları

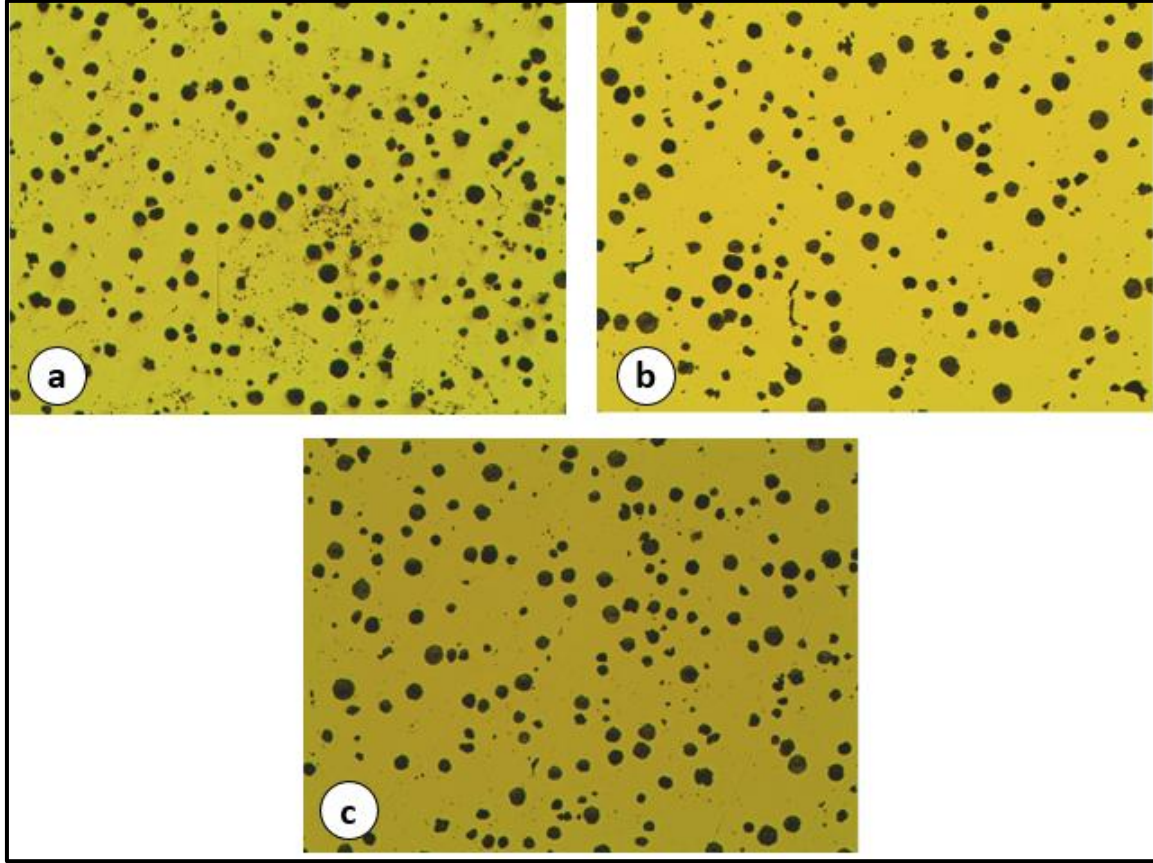
6.1.1. Optik mikroyapı incelemeleri

ÖKGDD malzemelerin mikro yapısını doğru bir şekilde anlamak ve ısıtıl işlem sonrası oluşan mikro yapıyı mekanik özelliklerle ilişkilendirmek için geniş ölçekli bir mikro yapı analizinin yapılması gerekmektedir. Çünkü mevcut durumdaki grafit parçacıklarının boyutu, şekli, miktarı ve küreselliği, ayrıca matristeki mikro yapı mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemektedir. Resim 6.1’de dökülmüş haldeki küresel grafitli dökme demirin mikro yapısı gösterilmiştir. Döküm sonrasında malzemenin mikroyapısı incelendiğinde matrisin ötektoid ferrit (F), perlitik yapı ve küresel biçimdeki grafitlerden (G) meydana geldiği gözlenmiştir.



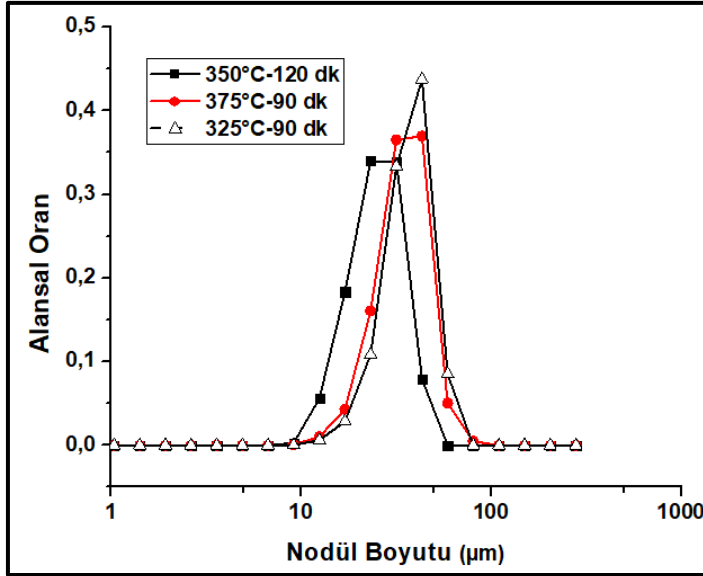
Resim 6.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı a) 200X büyütme b) 500X büyütmede (F: Ferrit, P:Perlit, G: Grafit)

Resim 6.2’de ise 350 °C- 120 dk, 375 °C- 90 dk ve 325 °C- 90 dk östemperleme işlemi uygulanan numunelerin parlatılmış halde optik mikroskopta 50x büyütmede alınan görüntülerini göstermektedir. Bu görüntülerde; küresel grafitin boyutu, şekli ve dağılımı rahatlıkla görülebilmektedir. Parlatılmış haldeki bu numunelerin görüntüleri, en az küreselliğe sahip olan numuneden en fazla küreselliğe sahip olana doğru sıralanarak verilmiştir.



Resim 6.2. Östemperleme ısıt işlemlerinden sonra parlatılmış haldeki numunelerin mikroyapı görüntüleri a) 350 °C- 120 dk b) 375 °C- 90 dk c) 325 °C- 90 dk (Büyütme:50 X)

Numunelerin mikro yapı görüntüleri alınıp küresellik oranları hesaplandıktan sonra, Çizelge 6.1’de 20 adet numunenin alana göre küresellik oranı değerleri verilmiş ve Şekil 6.1’de 3 adet numunenin nodül boyutunun alansal orana göre değişimi verilmiştir. Şekle bakıldığı zaman 350 °C- 120 dk östemperlenmiş numunenin nodül boyutu en düşük iken, 375 °C- 90 dk ve 325 °C- 90 dk östemperlenmiş numunelerin nodül boyutu değerleri nispeten daha yüksek çıkmıştır. Nodüllerin yeri ve sayısı tespit edildikten sonra küreselliğinin belirlenmesi için öncelikle her bir nodülün çevresi (l) ve alanı (S) hesaplanır. Küresellik oranı, ASTM E2567 standardında [103] sayıma ve alana göre hesaplanarak belirlenir. Çizelge 6.1’deki küresellik oranları da alana göre (Alana Göre Küresellik Oranı = Küresel Grafit Partiküllerinin Alanı / Tüm Grafit Partiküllerinin Alanı) hesaplanmıştır.



Şekil 6.1. Alansal orana göre nodüler grafit parçacıklarının boyutsal dağılımı

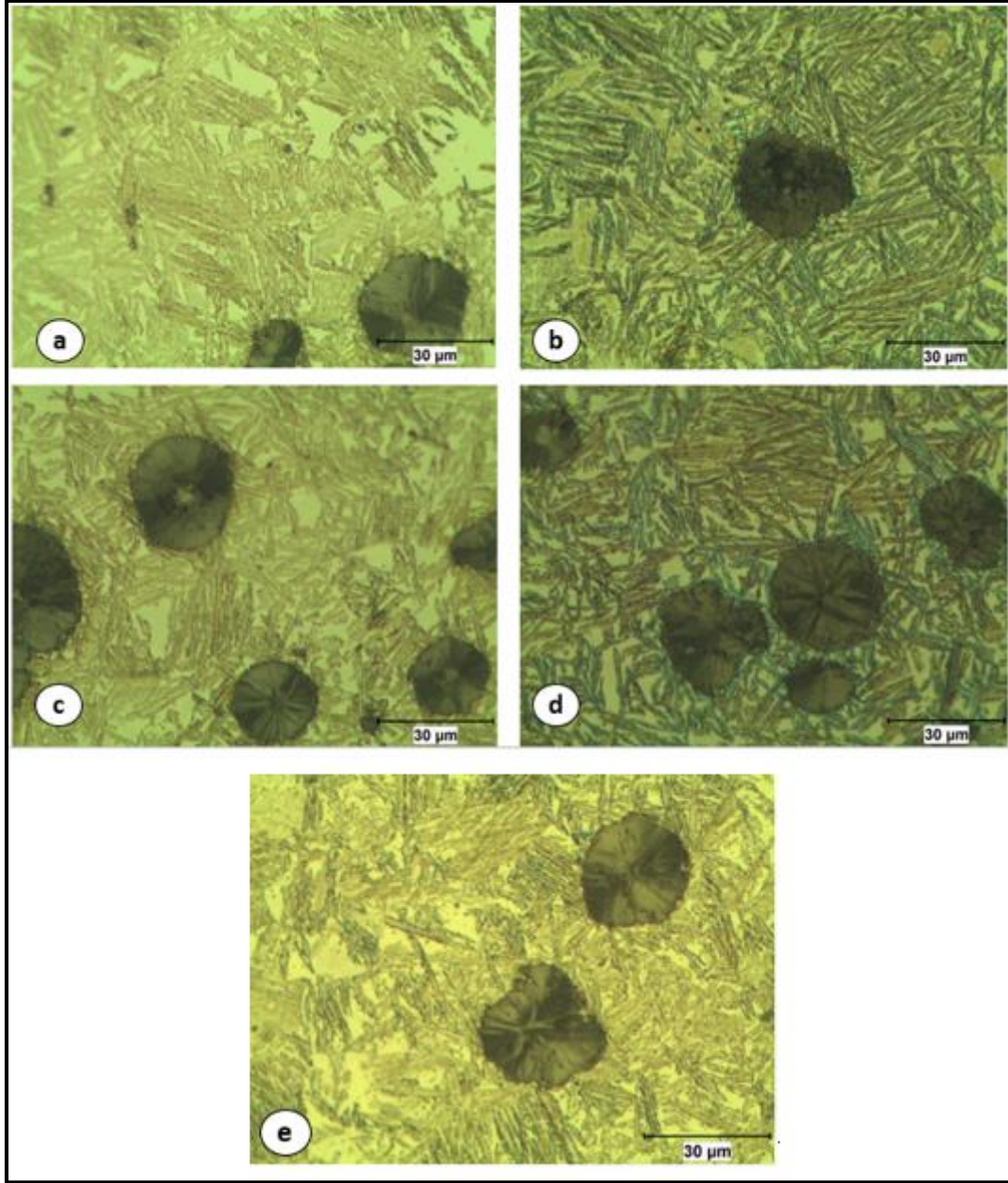
Diğer numunelerin küresellik oranlarına bakıldığında, küresellik oranı %75 ile %93 arasında değişmektedir. Bu değerlere göre, numunelerdeki küresel grafit partiküllerinin şekil ve boyutları arasında istatistiksel olarak anlamlı farklar bulunduğu sonucuna ulaşılmıştır.

Çizelge 6.1. Numunelerin östempirleme parametrelerine göre küresellik oranı değerleri

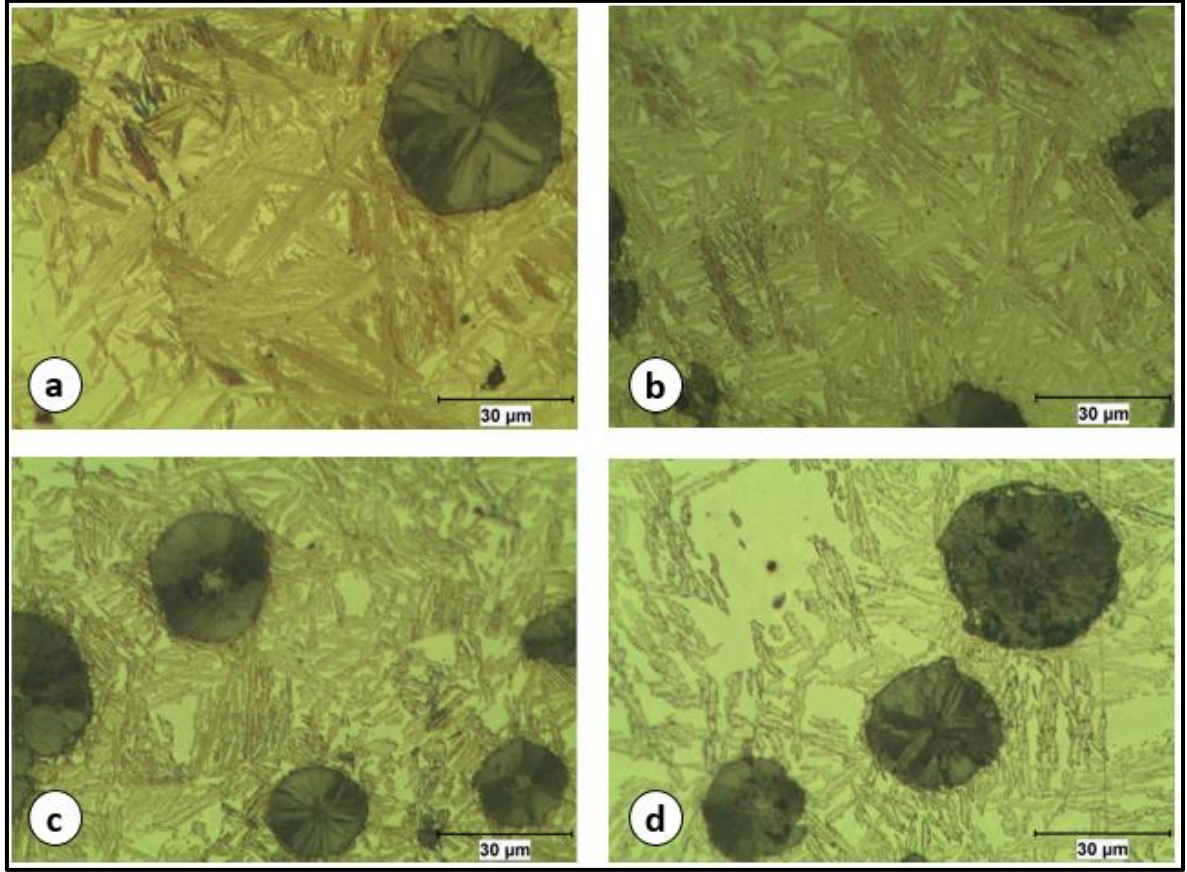
Numune No.	Östempirleme Sıcaklığı (°C)	Östempirleme Süresi (dk)	Alana Göre Küresellik Oranı (%)
1	325	45	91±2
2	325	60	83±3
3	325	90	92±2
4	325	120	75±18
5	325	180	93±3
6	350	45	92±2
7	350	60	79±12
8	350	90	89±3
9	350	120	77±10
10	350	180	91±2
11	375	45	91±2
12	375	60	88±4
13	375	90	85±4
14	375	120	79±8
15	375	180	86±3
16	400	45	90±3
17	400	60	83±10
18	400	90	90±4
19	400	120	81±13
20	400	180	90±2

Östemperleme işleminde (900 °C’de östenitleme + östemperleme), tamamen östenitlenmiş yapıdaki asiküler (iğnemsî) ferrit, öncelikle ötektik hücrelerin sınırlarında çekirdeklenmeye başlamaktadır. Bunun ardından asiküler ferritten matristeki östenite doğru karbon difüzyonu gerçekleşir ve yüksek karbona sahip kararlı yapıdaki östenit oluşmaktadır. Böylece matriste meydana gelen yapı tamamıyla (Resim 6.3 ve Resim 6.4) asiküler ferrit ve yüksek karbonlu kalıntı östenitin karışımından oluşan ösferritik yapıdır. Östemperleme süresinin uzamasıyla birlikte Resim 6.3’de, asiküler ferrit tanelerinin kaba hale dönüştüğü net bir şekilde gözlenmiştir. Ayrıca, östemperleme sıcaklığının da nispeten yüksek olması matristeki yapının daha kaba olmasını teşvik etmektedir (Resim 6.4).





Resim 6.3. 375 °C’de sırasıyla a) 45 dk b) 60 dk c) 90 dk d) 120 dk ve e) 180 dk süreyle östemperlenmiş numunelerin optik mikroskop altındaki görüntüleri (Büyütme: 500X)



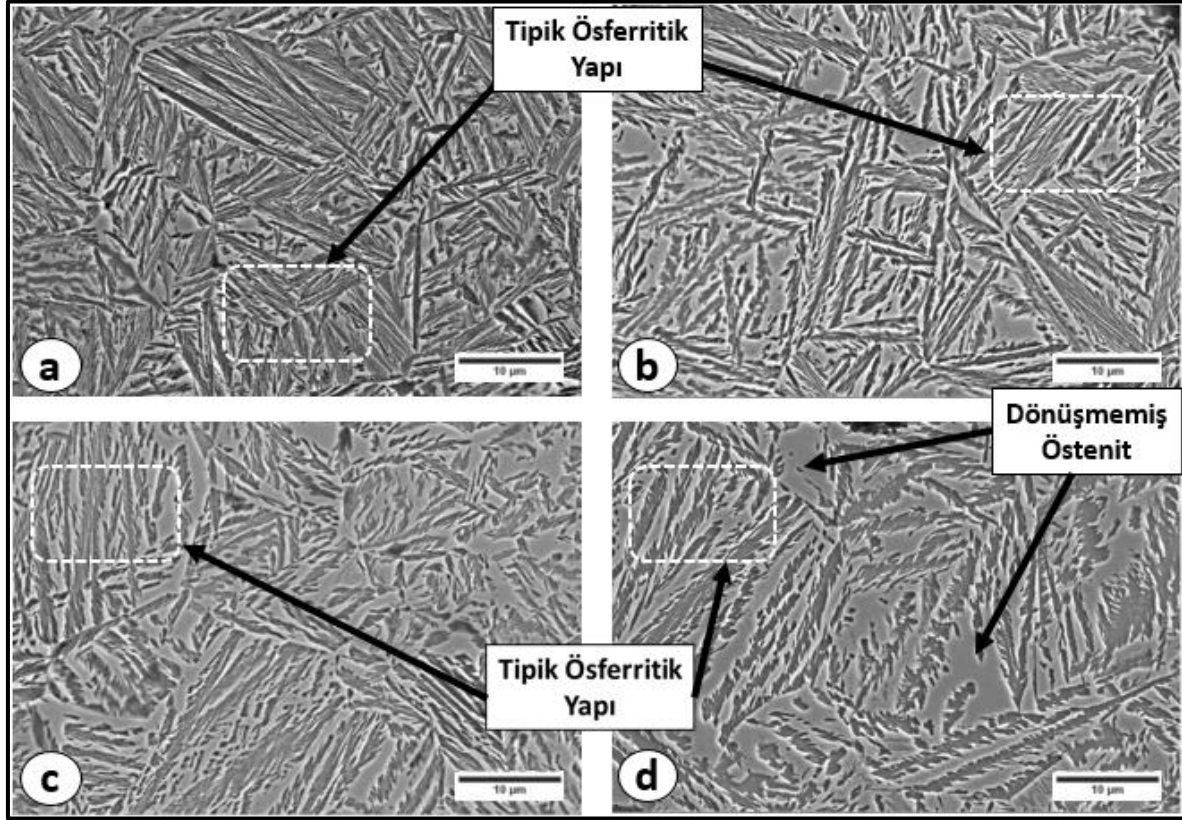
Resim 6.4. Farklı sıcaklıklarda sırasıyla a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C’de ve 90 dk boyunca östemperlenmiş numunelerin optik mikroskop altındaki görüntüleri (Büyütme: 500X)

Yukarıda optik görüntüleri verilen numuneler incelendiğinde, uygulanan ısı işlemleri sonrası matristeki yapıların çok homojen olmadığı; grafit partikülleri etrafında ve iki grafit arasında kalan bölgelerde farklılıkların olduğu yapılan incelemeler sonrasında net bir şekilde tespit edilmiştir.

6.1.2. SEM mikroyapı incelemeleri

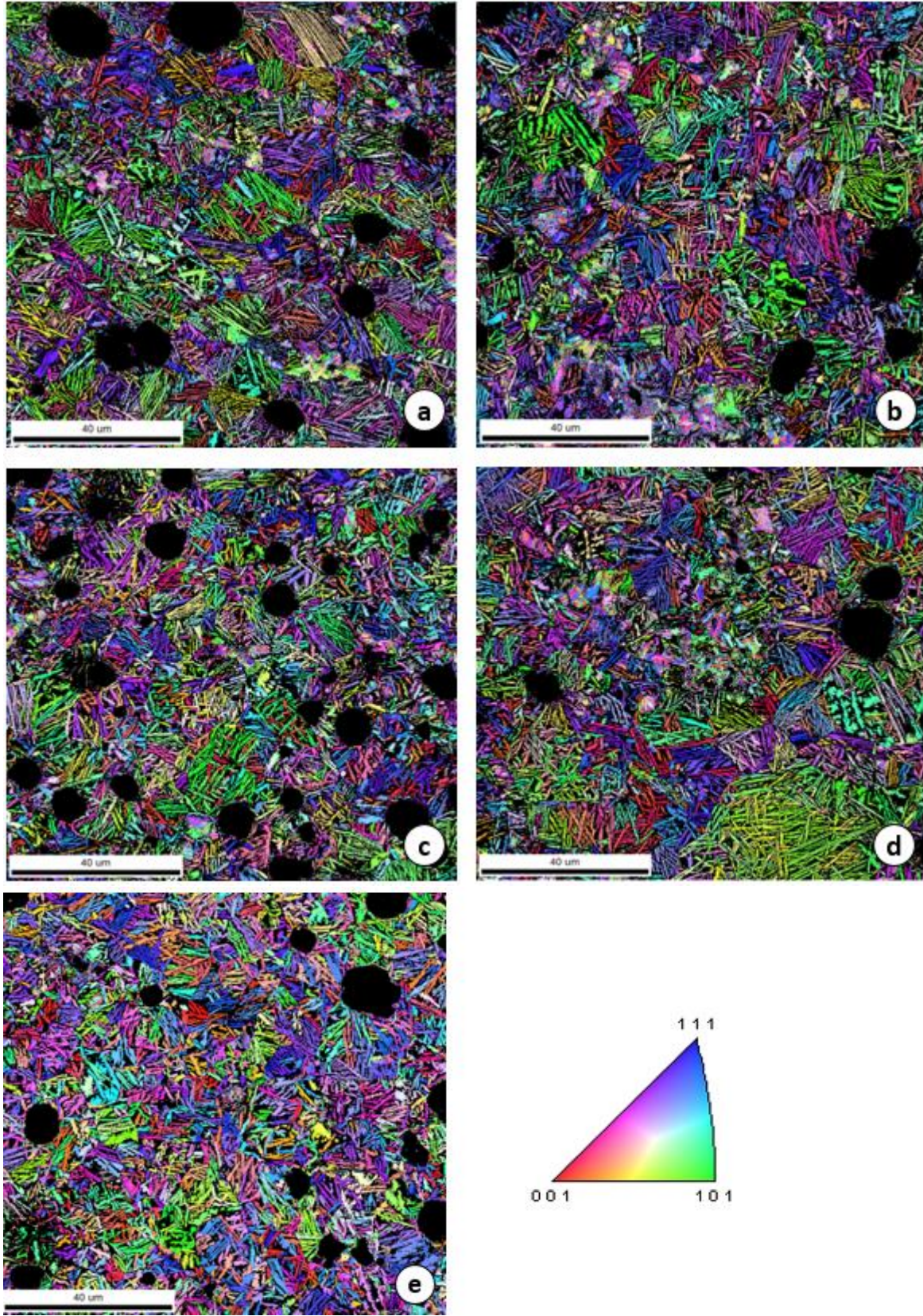
Asiküler (iğnemsî) ferrit ve yüksek karbonlu kararlı kalıntı östenitin karışımından oluşan ösferritik matriste bulunan yapıların, optik mikroskop yardımıyla alınan görüntülerinde detaylar yetersiz olduğu için; numunelerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) cihazında görüntüleri alınmıştır. Resim 6.5’deki SEM görüntüleri incelendiğinde matristeki yapılar beklenildiği üzere daha detaylı bir şekilde gözlenmiştir. Özellikle SEM ’de 5000X ve üzerinde yapılan büyütmelerde yapıda oluşan fazlar birbirinden rahatlıkla ayırt edilebilecek

düzeye gelmektedir. Matriste oluşan temel yapıların yanında, dökümden kaynaklı hatalar, alaşım elementlerinin oluşturduğu segregasyonlar da net bir şekilde belirlenebilmektedir.

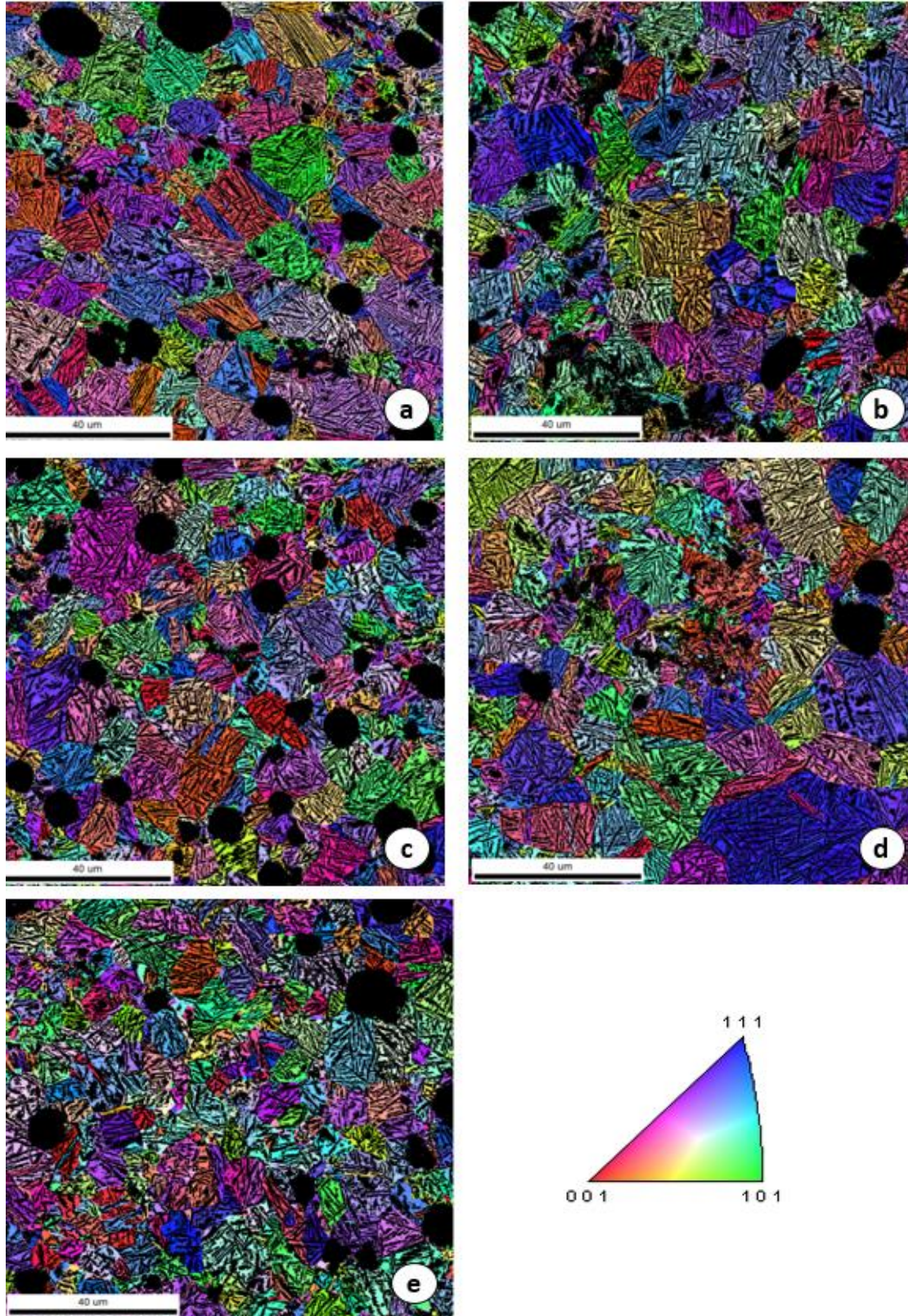


Resim 6.5. Farklı sıcaklık ve sürelerde östemperlenmiş numunelerin 5000X büyütmedeki SEM görüntüleri a) 350 °C-60dk b) 375 °C-60dk c) 400 °C-60dk d) 400 °C-120dk

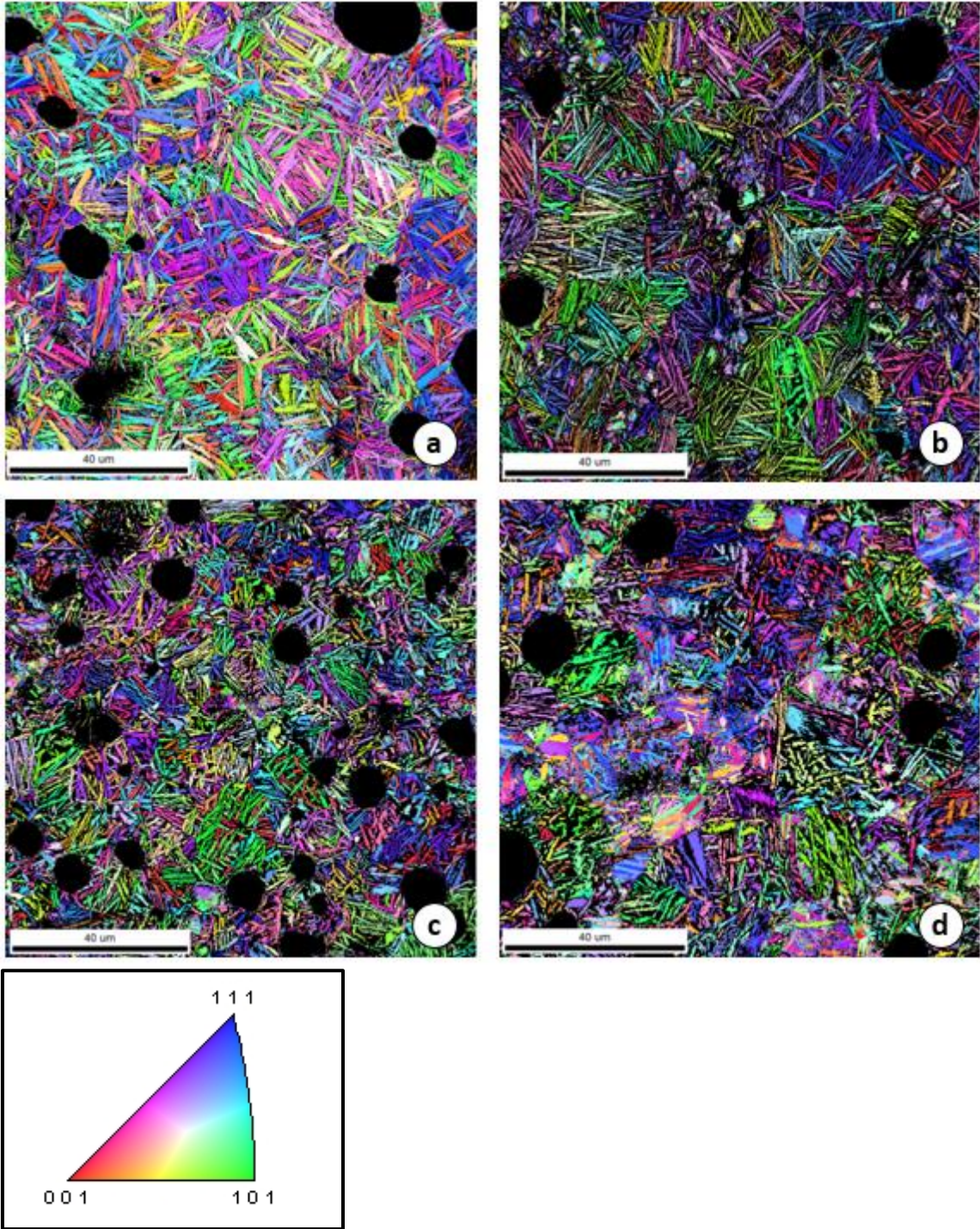
Ayrıca yine taramalı elektron mikroskobunda iki grafit arasında uygulanan enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi analizi (EDS) ile döküm numuneler alaşımlı olduğu için, bu alaşım elementlerinden özellikle molibdenin mikro-segregasyonu net bir şekilde gözlenmiştir (Resim 6.6).



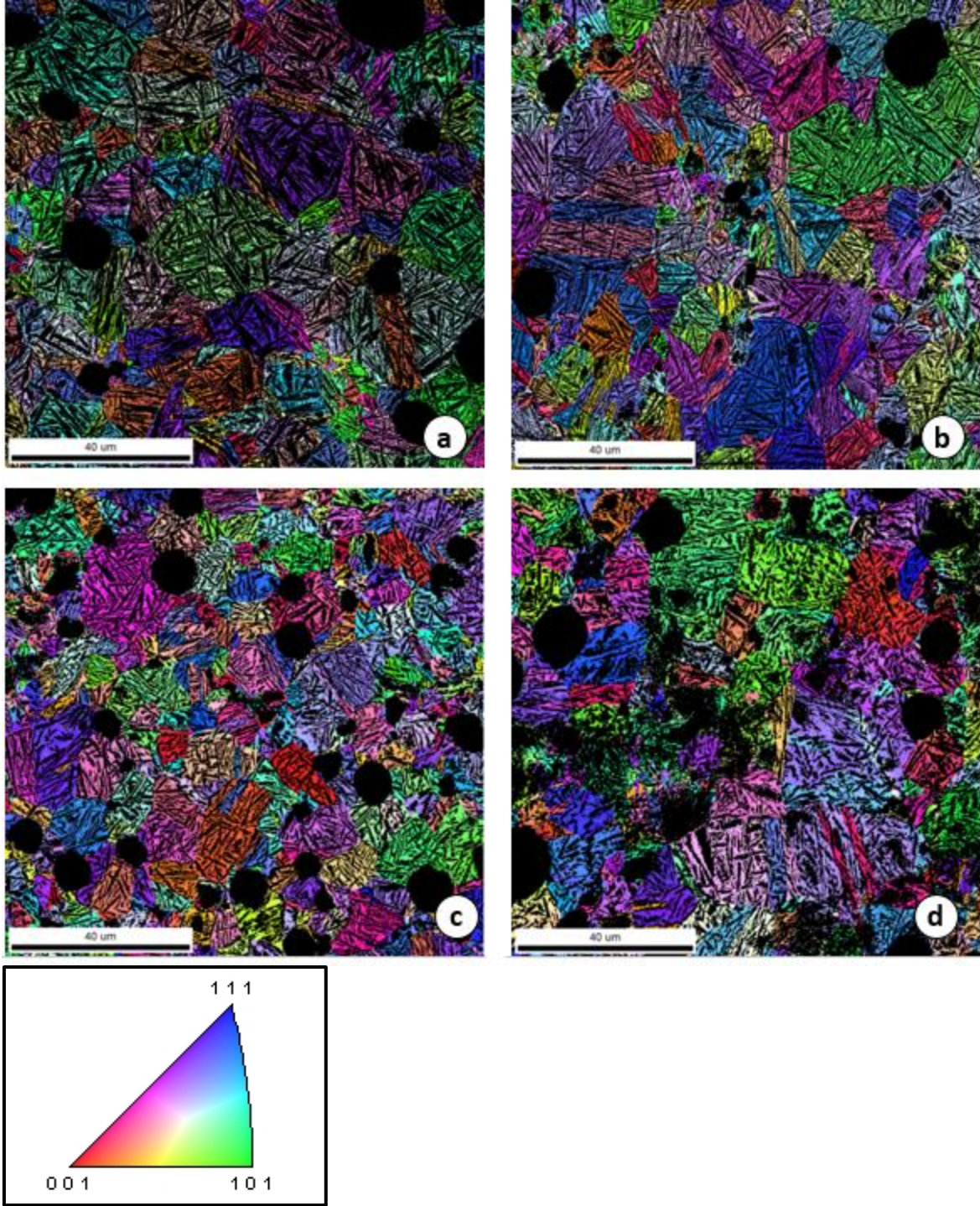
Resim 6.7. 375 °C’de sırasıyla a) 45 dk b) 60 dk c) 90 dk) 120 dk e)180 dk östemperlenmiş numunelerin HMK şeklinde indekslenmiş bölgeler için IPF haritaları



Resim 6.8. 375 °C’de sırasıyla a) 45 dk b) 60 dk c) 90 dk) 120 dk e)180 dk östemperlenmiş numunelerin östenit fazı için IPF haritaları



Resim 6.9. Farklı sıcaklıklarda sırasıyla a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C sıcaklıklarda 90 dk boyunca östemperlenmiş numunelerin HMK şeklinde indekslenmiş bölgeler için IPF haritaları



Resim 6.10. Farklı sıcaklıklarda sırasıyla a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C sıcaklıklarda 90 dk boyunca östemperlenmiş numunelerin östenit fazı için IPF haritaları

Elektron geri saçılım kırınım (EBSD) tekniği, östemperlenmiş numunelerdeki ösferrit matrisin mikro yapısal ayrıntılarını ortaya çıkarmanın yanında, yüksek karbonlu kararlı östenitin ve asiküler ferritin tane boyutlarını ve faz hacim oranlarını hesaplamak için de kullanılmıştır. Çizelge 6.2’de belirtildiği üzere, 20 farklı numunenin sırasıyla hacimce kalıntı

östenitin faz oranları ($V_{\text{östenit}}$), hacimce asiküler ferritin faz oranları (V_{ferrit}) kalıntı östenitin ve asiküler ferritin maksimum feret uzunlukları, östenit ve ferritin en-boy oranları EBSD tekniği kullanılarak hesaplanmıştır.

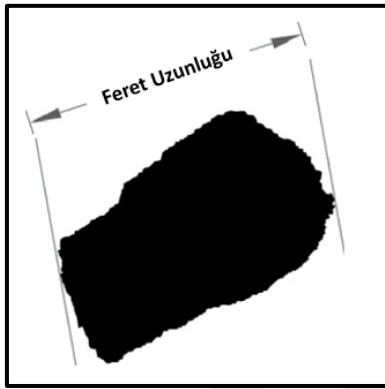
Çizelge 6.2. Farklı sıcaklık ve sürelerde östemperlenmiş 20 farklı numunenin EBSD analiz sonuçları

Numune No	Östemperleme Sıcaklığı ve Süresi	$V_{\text{östenit}}$ (%)	V_{ferrit} (%)	Östenit Maksimum Feret Uzunluğu (μm)	Ferrit Maksimum Feret Uzunluğu (μm)	Östenit en-boy oranı	Ferrit en-boy oranı
1	325 °C- 45 dk	26,4	66,3	2,2	5,2	0,30	0,22
2	325 °C- 60 dk	30,8	63,0	2,7	5,1	0,29	0,22
3	325 °C- 90 dk	26,0	66,8	2,2	5,8	0,29	0,21
4	325 °C-120 dk	30,5	63,9	2,5	5,0	0,29	0,22
5	325 °C-180 dk	30,1	62,2	2,3	5,4	0,30	0,21
6	350 °C-45 dk	30,2	62,4	2,6	4,6	0,29	0,25
7	350 °C-60 dk	41,8	51,9	3,5	4,4	0,27	0,22
8	350 °C-90 dk	48,2	45,8	4,0	4,5	0,26	0,21
9	350 °C-120 dk	52,5	41,1	4,0	3,2	0,28	0,22
10	350 °C-180 dk	50,2	42,6	4,3	3,8	0,28	0,22
11	375 °C-45 dk	48,5	44,4	6,4	3,6	0,28	0,25
12	375 °C-60 dk	45,0	48,2	5,0	3,3	0,29	0,26
13	375 °C-90 dk	44,0	50,6	4,6	3,6	0,30	0,26
14	375 °C-120 dk	48,4	46,3	5,8	4,0	0,28	0,24
15	375 °C-180 dk	39,8	54,5	4,1	4,3	0,31	0,28
16	400 °C-45 dk	32,7	60,7	5,7	3,0	0,29	0,27
17	400 °C-60 dk	35,9	57,8	5,9	2,8	0,31	0,29
18	400 °C-90 dk	39,4	54,2	6,7	3,6	0,30	0,28
19	400 °C-120 dk	44,7	50,0	4,3	2,8	0,31	0,27
20	400 °C-180 dk	38,8	54,1	5,4	4,2	0,30	0,27

EBSD analizinde maksimum feret uzunluğu, gerçek anlamda kullanılan bir uzunluk olarak değil, genel olarak ölçümü yapılan parçacığın iki paralel teğet arasında belirlenmiş bir bölgedeki mesafesi olarak tanımlanmaktadır. (Şekil 6.2). Daha basit bir ifadeyle tanımlanacak olursa bu yöntem, kaydırmalı gösterge prensibine dayanarak yapılan bir ölçüm yöntemidir. Uygulamada, Minimum (x_{Fmin}) ve Maksimum Feret Uzunluğu (x_{Fmax}), Ortalama Feret Uzunluğu ve Minimum ve Maksimum Feret Uzunlukları, $x_{\text{Fmax}90}$ yönünde 90° 'lık açı yapacak şekilde feret uzunluk değerleri belirlenmektedir. Maksimum Feret Uzunluğu genelde metalografik ölçümlerde yapılırken, Minimum Feret Uzunluğu genellikle elek analizlerinde eşdeğer çap olarak kullanılır. Maksimum feret uzunluğu hesaplanırken, yeterli sayıda ölçüm yapılır ve feret uzunlukları hesaplanarak elde edilen değerlerin maksimum olanları seçilir. Örneğin metalografik incelemelerde, matristeki östenit ve ferrit

fazları düzensiz bir şekle sahipse, feret uzunluk değerleri düzenli şekilli parçacıklara göre daha değişken değerler vermektedir [97].

EBSD analizinde bir başka parametre olan En Boy Oranın (ψA) hesabı ise, minimumun feret uzunluğunu maksimum feret uzunluğuna oranıyla bulunan parçacık ölçüm yöntemi ile ifade edilmektedir. En Boy Oranı, Çizelge 6.2’de verildiği gibi $0 < \psi A \leq 1$ arasında değişmektedir. Bu değerler ayrıca bize yüzde uzama hakkında da bilgi vermektedir. Hatta literatürdeki bazı kaynaklarda küreselliğin tanımı olarak $1/\psi A$ 'yı kullanılmıştır [97].



Şekil 6.2. Feret Uzunluğunun tanımlanması [98]

6.2.1. EBSD tekniğinin güvenilirliği ve temsil edilebilirliği

Elektron geri saçılım kırınımı (EBSD) tekniği, malzemelerin çok fazlı yapısını nicel olarak ortaya çıkarmak ve matristeki fazları ayırt etmek uygun bir yöntemdir. Ancak, X ışınları difraksiyon (XRD) ölçümü ile karşılaştırıldığında etkileşim hacminin oldukça küçük olmasından ötürü, EBSD'nin istatistiksel güvenilirliği sorgulanmaktadır. Bu nedenle, özellikle heterojen mikro yapıya sahip malzemeler için EBSD sonuçları tutarsız olabilir [99].

ÖKGDD'nin mevcut durumu için, mikro yapı, ilk olarak geleneksel bir döküm yöntemi ile üretildiğinden heterojendir. Grafit yüzdürme veya alaşımların oluşturduğu segregasyonlar, döküm malzemelerin merkezine veya yüzeyine yakın bölgelerde mikro yapısal bir farka neden olacaktır. Buna ek olarak, numune hazırlama sırasında insan eliyle yapılan yanlış işlemler de hatalara yol açabilir. Metalografik numune hazırlamanın taşlama ve mekanik cilalama adımları sırasında, kalıntı östenit martensite dönüşebilir. Ayrıca, kalıntı östenit, sıcak kalıplama işlemi sırasında da dönüşebilir. Östemperlenebilirliği arttırmak için yapılan

alaşım elementleri ilavesiyle, numunelerin martensit başlama (Ms) sıcaklıkları 200 °C 'nin altına düşmektedir. Tipik sıcak kalıplama sıcaklıkları yaklaşık 180 °C olduğundan, numunenin yakın zamanda gömüldüğü sıcak kalıbın soğutulması sırasında mikro yapısı değişebilir, yani başka deyişle östenit martensite dönüşebilir [3].

Yukarıda belirtilen hususların tümü, EBSD ile kalıntı östenit içeriğinin ölçümünde farklılıklara ve hatalara neden olabilmektedir. Yalçın ve arkadaşlarının [3] yürütmüş olduğu çalışmada, EBSD tekniğinin güvenilirliğini test etmek üzere ÖKGDD malzemeler üzerinde bazı tekrarlı ölçümler yapmışlardır. Bunun için iki farklı numune seçip, bu numunelerin sıcak kalıplanmış hali ile aralarındaki farkı görmek için soğuk kalıplamasını yapmışlardır. Bu amaçla, numunelerden biri en düşük alaşım elementine sahip, diğeri de en yüksek oranda alaşım elementine sahip olacak şekilde seçilmiştir.

Numuneler üzerinde rastgele seçilen 4 farklı alandan elde edilen EBSD sonuçları arasındaki fark, tüm ölçümler üzerinden hesaplanan standart sapma değerlerinden düşük çıkmıştır. Ayrıca sıcak ve soğuk kalıplama ile hazırlanan numunelerin sonuçları da östenit miktarı açısından çok az farklılık göstermiştir. Bununla birlikte, 100 x 100 mikron boyutlarındaki bir alan üzerinde yapılan EBSD ölçümü, tutarlı ve tekrarlanabilir kalıntı östenit değerleri verdiği gözlenmiştir [3].

Son olarak bu ölçümlerin doğruluğunu anlamak için, yüksek oranda alaşım elementlerine sahip olan numunenin kalıntı östenit miktarı X-ışını kırınımı (XRD) ile ölçülmüştür. Elde edilen sonuçlar birbirleri ile karşılaştırıldığında, EBSD ve XRD ile ölçüm sonuçları arasında belirgin bir fark olmadığı ve yapılan bu mevcut çalışmanın EBSD tabanlı sonuçlarının XRD tabanlı sonuçlar kadar güvenilir ve doğru olduğu sonucuna varmışlardır.

6.3. Sertlik Deneyi Sonuçları

Isıl işlemler sonrası numunelerin sertliği alınırken her bir numuneden sırasıyla 5'er tane ölçüm yapılarak, bu değerlerin ortalaması alınmış ve Çizelge 6.3'deki gibi 20 adet numunenin sertlik değerleri gösterilmiştir. Numunelerden 5'er tane ölçüm alınmasının nedeni, mikro sertlik değerlerinin fazla değişkenlik göstermesidir. Ölçüm sırasında cihazın ucunun martensitik bölgelere denk gelmesi sertlik değerini normalinden çok daha yüksek değere çıkarırken, ucun grafit partiküllerine denk gelmesi de sertlik değerinin beklenenden

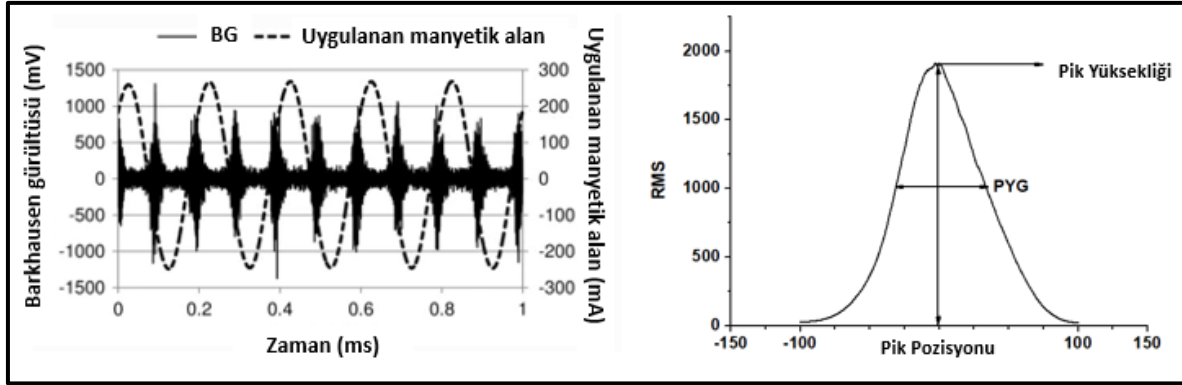
daha düşük çıkmasına neden olmaktadır. Bu çalışmada, her bir numunenin Vickers sertlik değerleri (HV 0,2), mümkün olduğunca fazla ölçüm yapılarak, ana yapı için temsili bir değer çıkarılması amaçlanmıştır. Burada bir diğer önemli nokta da kullanılan yük ve sertlik izinin büyüklüğü göz önünde bulundurularak verilen sertlik değerleri aslında matris sertliğini vermektedir.

Çizelge 6.3. Östemperleme sıcaklık ve süresine göre 20 adet numunenin sertlik değerleri

Numune No	Östemperleme Sıcaklığı ve Süresi	Sertlik (HV 0,2 kgf)
1	325 °C-45 dk	542±64
2	325°C- 60 dk	533±61
3	325°C-90 dk	486±61
4	325°C-120 dk	508±59
5	325°C-180 dk	472±59
6	350°C-45 dk	489±57
7	350°C-60 dk	423±59
8	350°C-90 dk	512±52
9	350°C120 dk	451±52
10	350°C-180 dk	415±54
11	375°C-45 dk	414±56
12	375°C-60 dk	397±59
13	375°C-90 dk	388±64
14	375°C-120 dk	377±69
15	375°C-180 dk	373±75
16	400°C-45 dk	455±76
17	400°C-60 dk	309±76
18	400°C-90 dk	385±78
19	400°C-120 dk	291±73
20	400°C-180 dk	326±75

6.4. Manyetik Barkhausen Gürültüsü Sonuçları

Numunelerin Manyetik Barkhausen Gürültüsü (MBN) yöntemi ile ölçümlerinin ardından, Şekil 5.15'de bir örneği gösterilen MBN sinyallerini analiz etmek için, MBN profilinde belirtilen; ortalama karekök (RMS) değeri, pik yüksekliği, pik pozisyonu ve pik yarı genişliği (PYG) gibi 4 farklı değer incelenmiştir.

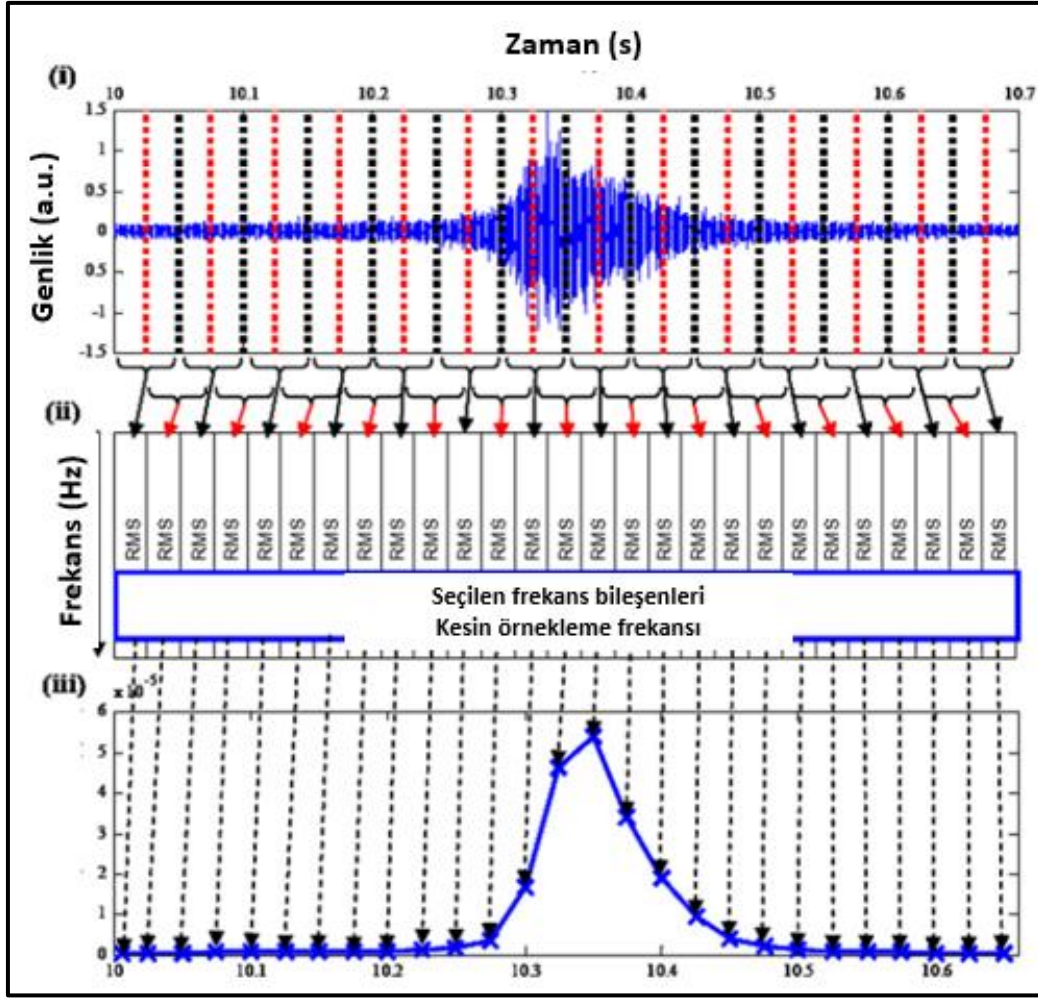


Şekil 6.3. a) Tipik MBN sinyal profili b) Barkhausen gürültü profili (PYG:Pik Yarı Genişliği, RMS: Ortalama Karekök Değeri)

MBN sinyal profilinde bulunan bu 4 temel özellik, MBN yanıtını temsil etse de, RMS değeri, her denetim döngüsü için kararlılığı nedeniyle MBN profillerini karakterize etmek için en çok kullanılan parametredir. Aşağıdaki denklemle RMS değeri hesaplanır:

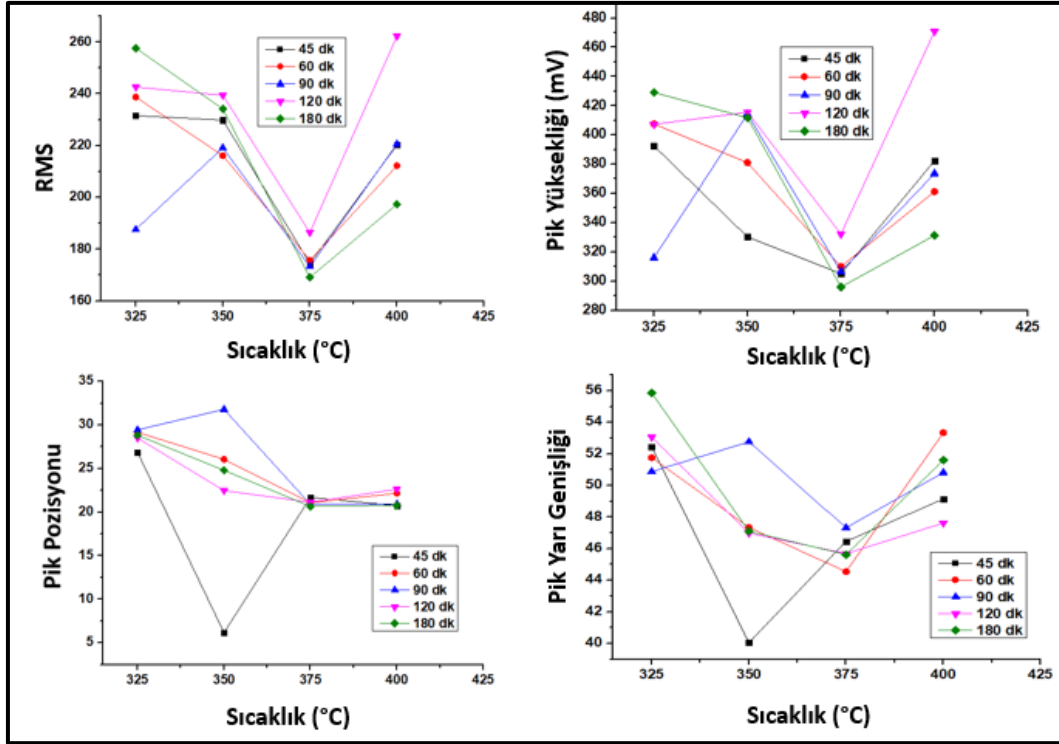
$$\text{RMS (mV)} = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=0}^{n-1} x_i^2} \quad (6.1)$$

Burada “x” değeri Şekil 6.3-a’da gösterilen Barkhausen Gürültü Sinyalinin belirli bir zamandaki değerini, n ise toplam sinyal sayısını göstermektedir. Bu çalışmada “n” değeri 10000’dir..MBN sistemi, tam bir döngü esnasında sinyalin RMS değeri ölçümünü tamamlar ve sayısal değerini anında ekranda görüntüleyebilmektedir. MBN sinyalleri (RMS, pik yüksekliği, pik pozisyonu, pik yarı genişliği) deformasyondaki değişikliklere, kalıntı gerilmelere ve yapıdaki fazlara, tane sınırlarına, çökeltilere, diğer kusurlara karşı oldukça duyarlıdır. MBN yanıtı ve mikroyapısal özellikler arasındaki ilişkiler, dördüncü bölümde literatür taraması başlığı altında detaylı bir şekilde tartışılmıştır. Belirtilen örnekleme frekansı aralığında belli bir zaman dilimi için RMS değerleri hesaplanarak uygulanan manyetik alana karşılık MBN’nin sinyal yüksekliği, bir başka değişle RMS değeri çizdirilerek Barkhausen gürültü profili hesaplanmaktadır. Ham veriden bir profil çıkarılması Şekil 6.5’te şematik olarak gösterilmiştir. Bu profildeki pik yüksekliği, pik pozisyonu ve pik yarı genişliği değerleri malzemelerdeki Barkhausen aktivitesini ölçmek için kullanılmaktadır.

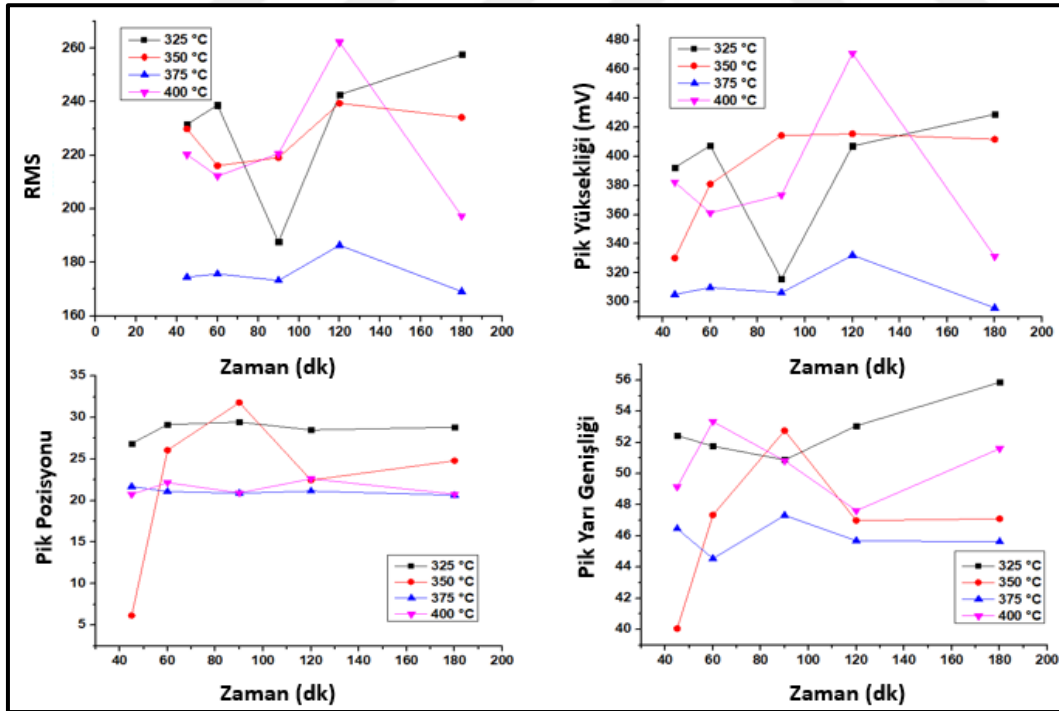


Şekil 6.4. RMS ham verisinden Barkhausen gürültü profili çıkarılması

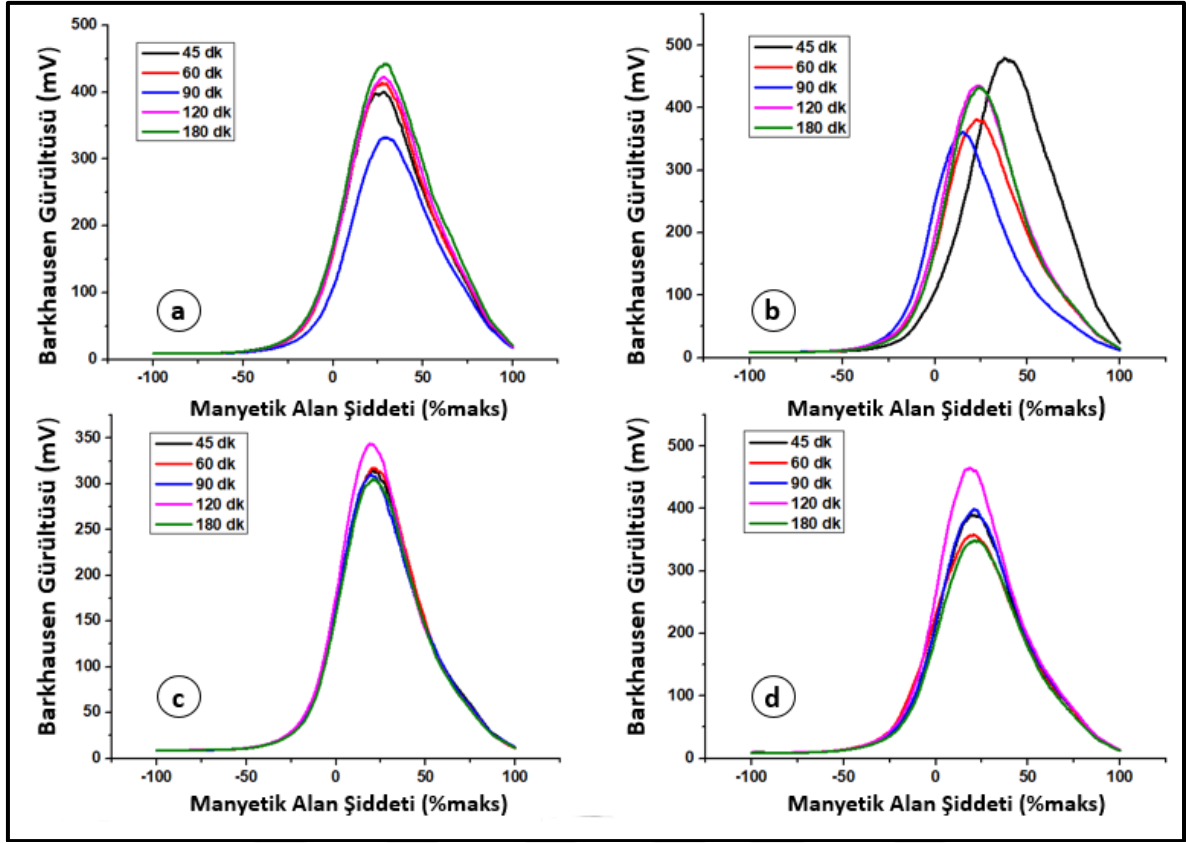
MBN sinyalinden elde edilen yukarıda belirtilen 4 farklı özelliğin numunelerdeki östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak değişimleri Şekil 6.5 ve Şekil 6.6’da gösterilmiştir. Buna ek olarak Şekil 6.7’de, deneysel çalışmalarda kullandığımız bu 20 numunenin MBN sinyallerinin manyetik alan şiddetine bağlı olarak değişimleri gösterilmiştir. Genel olarak elde edilen bu grafikler incelediğinde, içyapıyı oluşturan grafit partikülleri, kalıntı östenit ve asiküler yapıdaki ferrit arasındaki bu farklılıklardan dolayı östemperleme süresi ve sıcaklığı ile doğrudan bağlantı kurmak oldukça zordur. Bunun için ilerleyen kısımda bahsedileceği üzere içyapı parametreleri ve mekanik özellikler hesaba katılarak, çoklu lineer regresyon tekniği uygulanıp, bu parametrelere göre değerlendirmeler yapılmaya çalışılmıştır.



Şekil 6.5. Östempirleme sıcaklığına bağlı olarak MBN parametrelerindeki değişim



Şekil 6.6. Östempirleme süresine bağlı olarak MBN parametrelerindeki değişim



Şekil 6.7. Östempirleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak a) 325 °C b) 350 °C c) 375 °C d) 400 °C Barkhausen gürültüsü değerlerindeki değişim

6.5. Çoklu Lineer Regresyon Analizleri (ÇLRA)

Bir önceki kısımda, içyapıyı oluşturan grafit partikülleri, kalıntı östenit ve asiküler yapıdaki ferrit arasındaki farklardan dolayı östempirleme süresi ve sıcaklığı ile doğrudan bağlantı kurmanın zor olduğundan bahsedilmişti. Bu nedenle tüm içyapı parametrelerini hesaba katacak şekilde “Çoklu Lineer Regresyon Analizi” (ÇLRA) yapılmıştır. İçyapı; V_{α} , V_{γ} , $V_{\text{nodül}}$, Alfa (asiküler ferrit) Maksimum Feret Uzunluğu, Gama (kalıntı östenit) Maksimum Feret Uzunluğu, Gama En-Boy Oranı, Alfa En-Boy Oranı, Nodülerite ve Grafit Partikül Büyüklüğü parametreleriyle tanımlanmaktadır. Bu kısımda içyapı parametreleri ve önceki bölümde bahsedilen 4 farklı MBN sinyal değerlerinin (RMS (karekök ortalama), pik yüksekliği, pik pozisyonu, pik yarı genişliği) kendi aralarındaki korelasyonlar verilmiştir. Yapılan bu korelasyonlar, Pearson Korelasyon Katsayısı (PCC) eşitliği kullanılarak hesaplanmıştır. İstatistiksel olarak “Pearson Korelasyon Katsayısı”, iki değişken arasındaki doğrusal korelasyonun bir ölçüsüdür ve ilişkilerin gücü ve yönünü göstermektedir. Çıkan korelasyon sonucu, +1 ile -1 arasında bir değere sahiptir. Burada çıkan sonuç eğer 1 ise,

toplam pozitif lineer korelasyon olduğunu, sonuç 0 ise lineer korelasyonun olmadığını ve sonuç -1 ise toplam negatif lineer korelasyonun olduğu anlamına gelmektedir [100]. PCC aşağıdaki denklem ile hesaplanmaktadır;

$$Korelasyon (X,Y)=\frac{\sum(x-\bar{x})(y-\bar{y})}{\sqrt{\sum(x-\bar{x})^2\sum(y-\bar{y})^2}} \quad (6.2)$$

Buradaki x ve y değerleri, $\bar{x}$ ve $\bar{y}$ ile ilişkilendirilecek özelliklerin sonuçlarının ortalama değerleridir. Yukarıda verilen denklem kullanılarak, Çizelge 6.4 ve Çizelge 6.5'de listelenen tüm içyapı parametreleri ve MBN sinyal özellikleri arasındaki PCC değerleri hesaplanmış ve aşağıda gösterilmiştir. Bu tablolarda içyapı parametreleri arasındaki ve MBN sinyal özellikleri arasındaki korelasyonları göstermektedir.

Aşağıdaki çizelgeler incelendiğinde, bazı içyapı parametrelerin doğrudan birbiriyle ilişkili olduğunu tespit edilmiş; başka bir deyişle, bu parametreler birbirlerinden bağımsız düşünülmemektedir. Ayrıca Valfa ve Vgamma arasında mükemmel yakın (PCC=0.99) bağlantı olduğu için ferromanyetik özellik gösteren asiküler ferritik bölgelerin hacimsel oranı modele dahil edilmiştir. Diğer parametreler arasında daha zayıf ve anlamsız (PCC < 0.6) bağlantılar olduğu için, aşağıda belirtilen parametreler kullanılarak model oluşturulmuştur (Çizelge 6.4). Bu sayede oluşturulan modelin girdi parametrelerinin birbirinden bağımsız parametreler olması sağlanmıştır.

Çizelge 6.4. İçyapı parametreleri arasındaki korelasyon değerleri

	Valfa	1/√(MaksFeretAlfa)	1/√(MaksFeretGama)	Gamma En-boy Oranı	Alfa En-boy Oranı	Alana göre küresellik	1/√(Nodül Boyutu)	Vnodül
Valfa	1							
1/√(MaksFeretAlfa)	-0,52176	1						
1/√(MaksFeretGama)	0,671607	-0,78302	1					
Gama En-Boy Oranı	0,423513	0,283513	-0,032978367	1				
Alfa En-Boy Oranı	-0,07366	0,690543	-0,68270196	0,634702217	1			
Alana Göre Nodularite	0,219411	-0,2235	0,081870085	0,040093357	0,057711935	1		
1/√(NodülBoyutu)	-0,34113	-0,00435	-0,003743047	0,121833439	-0,031460099	-0,383085734	1	
Vnodül	0,26059	-0,30012	0,317996978	-0,116263391	-0,224720227	0,741848555	-0,406398011	1

Çizelge 6.5. MBN sinyal bileşenleri aralarındaki korelasyon değerleri

	RMS	Pik Yüksekliği	Pik Pozisyonu	PYG
RMS	1			
Pik Yüksekliği	0,925593	1		
Pik Pozisyonu	0,2104666	0,43746	1	
PYG	0,363505	0,44627	0,7571912	1

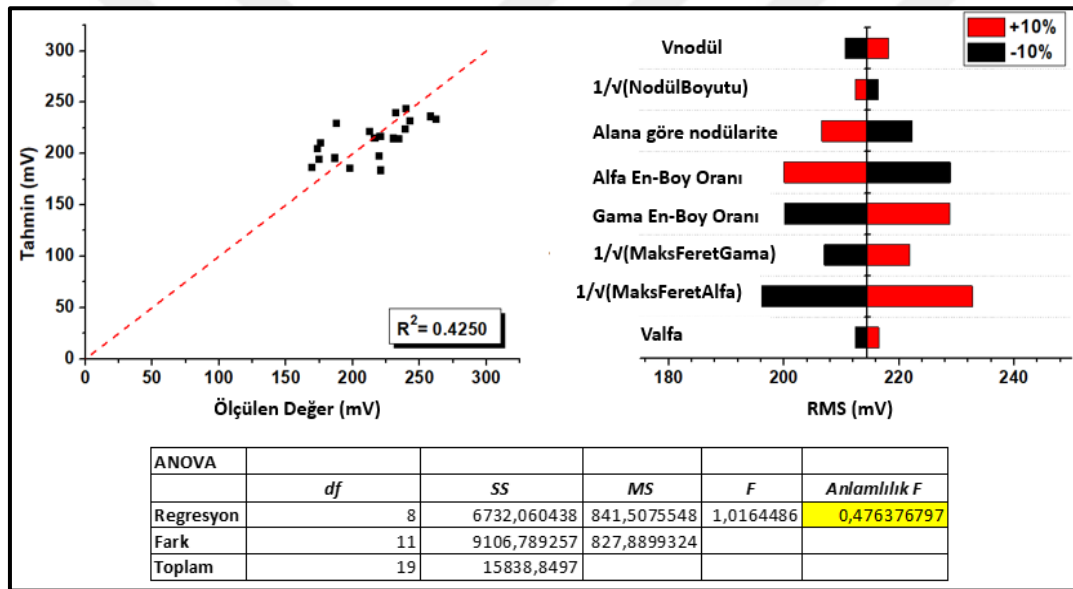
6.5.1. İçyapı parametreleri kullanılarak Barkhausen Gürültüsü tahmin edilmesi

Bu kısımda Çizelge 6.4’de belirtilen içyapı parametreleri kullanılarak MBN değerleri arasındaki ilişkilere bakılarak, bu değerlerin Regresyon (R-kare) analizleri yapılarak tahminler yürütülmüştür. Bu işlemlerin yanında, içyapı parametrelerinin her birinin %10 arttırılıp azaltılmasının, 4 farklı Barkhausen değerlerine olan etkisini görmek amacıyla Tornado grafikleri kullanılmıştır. Bu Barkhausen değerlerinin içyapı parametrelerindeki değişime hassasiyeti belirlenmiştir. Bu değerlerin hesaplanmasında sırasıyla MBN değerleri için kullanılan katsayılar aşağıda Çizelge 6.6’da verilmiştir. MBN değerlerine olan etkisi en fazla olan katsayılar çizelgede belirtilmiştir. Örneğin, RMS değeri için Maksimum Feret Alfa Uzunluğunun ve Gama En-Boy Oranının etkisi en fazlayken, Valfa ve Alana Göre Nodularitenin etkisi çok azdır. Bu parametrelerin hepsi MBN değerlerini farklı derecede etkilemektedir. Genel olarak MBN değerlerine etkisi en yüksek olan içyapı parametrelere bakıldığında, hem alfa (asiküler ferrit) hem de gama (kalıntı östenit) için maksimum feret uzunlukları, bunlarla beraber gama ve alfa fazlarının en-boy oranı katsayıları bu 4 farklı Barkhausen değerini oldukça fazla etkilemektedir.

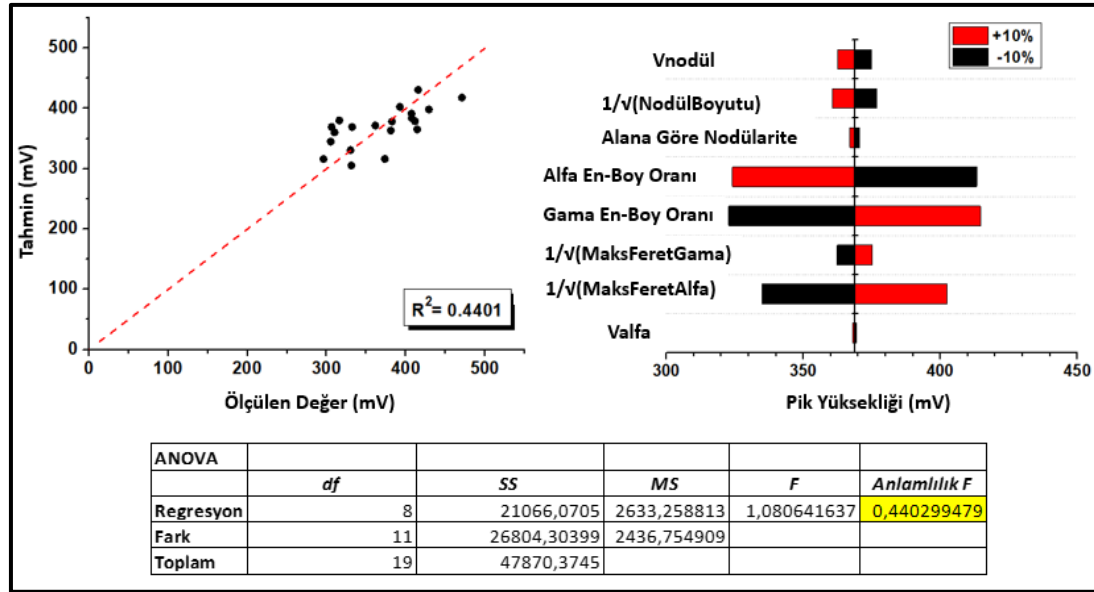
Çizelge 6.6. ÇLRA sonunda elde edilen ve içyapı parametreleri kullanılarak MBN değerlerinin tahmin edilmesinde kullanılan katsayılar

Katsayılar				
	<i>RMS</i>	<i>Pik Yüksekliği</i>	<i>Pik Pozisyonu</i>	<i>PYG</i>
Kesişim	-1,286607494	120,8766436	48,70269266	42,47227914
Valfa	0,378888455	-0,143008214	0,392603926	0,449026784
$1/\sqrt{(\text{MaksFeretAlfa})}$	364,0914823	672,7553407	5,845875753	-0,77790663
$1/\sqrt{(\text{MaksFeretGama})}$	145,1318361	125,0038462	-67,56225559	-61,39756111
Gama En-Boy Oranı	494,6744816	1581,350873	264,2683168	248,9854568
Alfa En-Boy Oranı	-594,3332528	-1834,777231	-382,224615	-249,7517179
Alana Göre Nodularite	-0,913179865	-0,203879372	0,151993949	0,0080304
$1/\sqrt{(\text{NodülBoyutu})}$	-105,8269112	-426,5011392	9,253469021	3,885696348
Vnodül	5,778515806	-9,517248952	-2,133269151	0,135049534

Regresyon analizi genel olarak bir değişken üzerinde başka bir değişkenin etkisinin olup olmadığını tespit etmek istediğimiz durumlarda gerçekleştirilir. Regresyon analizi yapılırken bağımlı ve bağımsız değişkenlere ihtiyaç duyulmaktadır. Tahminler yapılırken, bağımsız değişken değerleri kullanılarak bağımlı değişken hakkında tahminde bulunulur. Aşağıdaki şekillerde Barkhausen gürültüsü değerlerinin tahminleri gösterilmiştir. Bu şekillerin altında tablo şeklinde regresyon modellerinin anlamlı bulunup bulunmadığını gösteren Varyans Analizlerine (ANOVA) yer verilmiştir. Aşağıda verilen ANOVA tablolarındaki df, SS, MS, F değerleri sırasıyla serbestlik derecesini, kareler toplamını, kareler ortalamasını ve verilerdeki sistematik varyans miktarını sistematik olmayan varyansla karşılaştırılmasını temsil etmektedir.

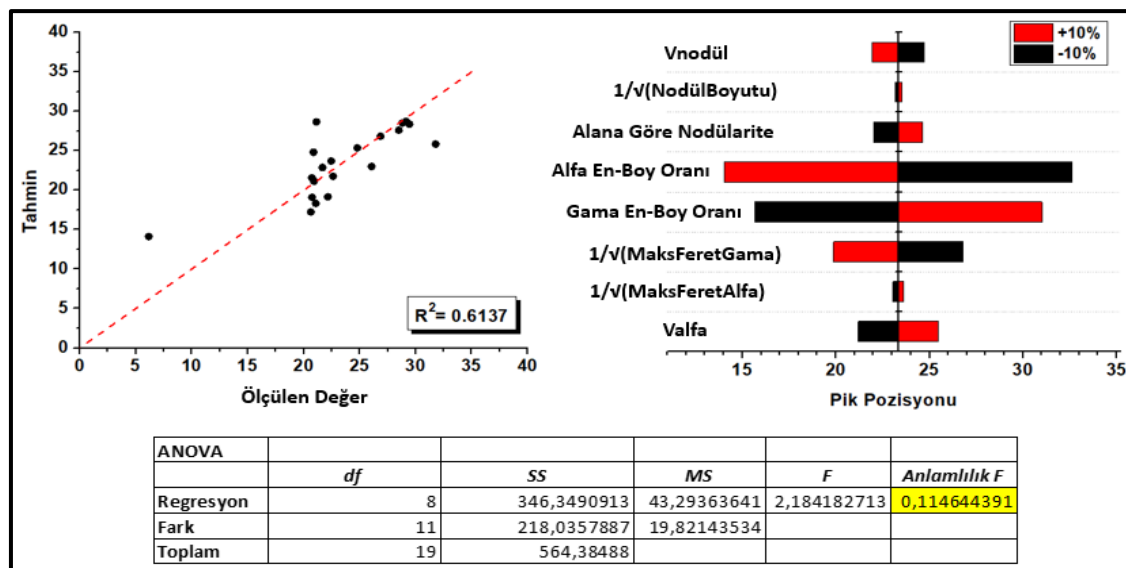


Şekil 6.8. RMS'nin içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri



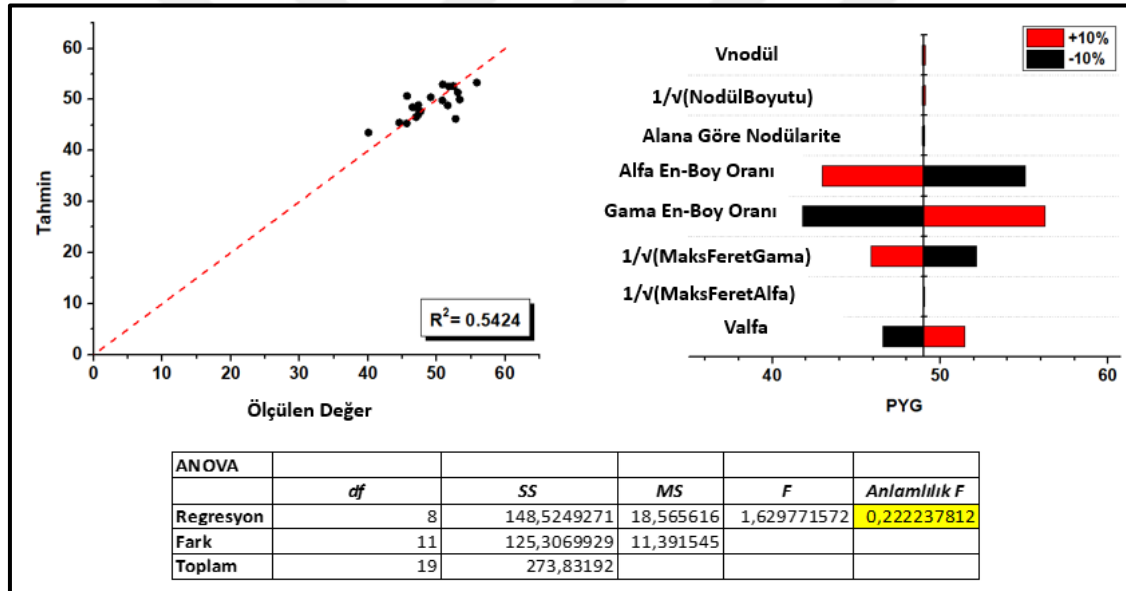
Şekil 6.9. Pik yüksekliğinin içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri

RMS ve Pik yüksekliği birbiriyle korele olan parametreler ($PCC = 0.9255$) olduğu için, bu değerlerin yorumlanması benzer olmaktadır. En-boy oranı ve tene büyüklüğü bu iki değer için en hassas parametrelerdir. Mıknatıslanan alfa tanelerinin irileşmesi ve yuvarlaşması (en boy oranı yükselmesi) domen hareketlerini kolaylaştırdığı için malzemedeki Barkhausen aktivitesi arttırmaktadır. İncelenen numunelerde alfa oranı % 42-66 arasında değişmektedir. Bu aralıktaki değişim en boy oranındaki değişime göre Barkhausen aktivitesine daha az etki yapmaktadır. Nodüler grafit partiküllerinin mıknatıslanabilirliği düşük olduğu için matris fazlarına göre Barkhausen aktivitesine olan etkileri azdır.



Şekil 6.10. Pik Pozisyonunun içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri

Grafit partikülleri genel olarak yuvarlak yapıda, öte yandan matrisin asiküler yapısı domen hareketini zorlaştırmaktadır. Bu yüzden grafit oranı arttıkça kalan yapıda sıkıştırmayı çevirmek için daha zayıf manyetik alanlar yeterli olmaktadır. Grafit oranı arttıkça pik pozisyonu azalmıştır. Alfa oranı arttıkça, asiküler yapıdaki domen hareketi zorlaştığı için pik pozisyonu daha şiddetli manyetik alanlara kaymıştır. Alfa en boy oranı arttıkça yapı aslında irileşmekte ve domen hareketleri kolaylaşmakta bu nedenle pik pozisyonu düşmektedir. Benzer şekilde tane büyüklüğü arttıkça domen hareketleri kolaylaştığı için pik pozisyonu düşmektedir. PYG değeri için de benzer bir durum söz konusu olmaktadır. Şekil 6.11'deki tornado grafiğine bakıldığında PYG değerini en çok etkileyen parametreler alfa ve gama en-boy oranları olmuştur. En-boy oranlarının artması ile domen hareketleri daha da kolaylaşmıştır



Şekil 6.11. PYG'nin içyapı parametrelerine göre tahmin ve anlamlılık değerleri

Yukarıdaki şekillerde hesaplama sonuçlarına bakıldığında; ANOVA tablolarındaki anlamlılık değerleri 0,05'in üzerinde çıkmıştır. Bunun anlamı, çıkan değerlerin çok da anlamlı olmadığını göstermektedir. R-kare değerlerinin de düşük çıkmasının sebebi, modelde var olmayan ve fark yaratan başka parametrelerin varlığından kaynaklandığı düşünülmektedir. İçyapıdaki segregasyon, asiküler ferrit, beynit ve martensit aynı şekilde algılandığından ve numunelerde bölgesel olarak martensit olma ihtimali olduğundan değerlerin böyle çıktığı tahmin edilmektedir. Grafit partikülleri ferromanyetik özellik göstermediği (veya matris fazlarına göre çok az sıkıştırmaya özelliği olduğu için) bu

parametrelerdeki değişim MBN aktivitesini etkilememektedir. Öte yandan en –boy oranı MBN aktivitesini etkileyen en önemli parametre gözükmemektedir. Benzer şekilde ferromanyetik özellik gösteren alfa fazlarının hacim oranı da MBN aktivitesinde ikinci en etkili parametre. Malzeme izotermal dönüşüm sırasında asiküler ferrit ve bu asiküler yapının arasında kalan östenit oluşturuyor. Bu nedenle bu iki yapı unsurunun tane boyutları arasında da bağlantı vardır. Ayrıca içyapıda bulunan poroziteler, inklüzyonlar, karbür oluşumu vs. gibi hatalar da MBN'yi etkilemektedir ve bunlar regresyon analizlerine dahil edilmemişlerdir. Aynı zamanda içyapı parametreleri ile MBN arasında doğrusal olmayan bağlantılar olma ihtimali de regresyon analizlerinin istatistiksel olarak anlamlı olmasına engel olmuştur.

6.5.2. Mekanik özellikler ve MBN korelasyonları

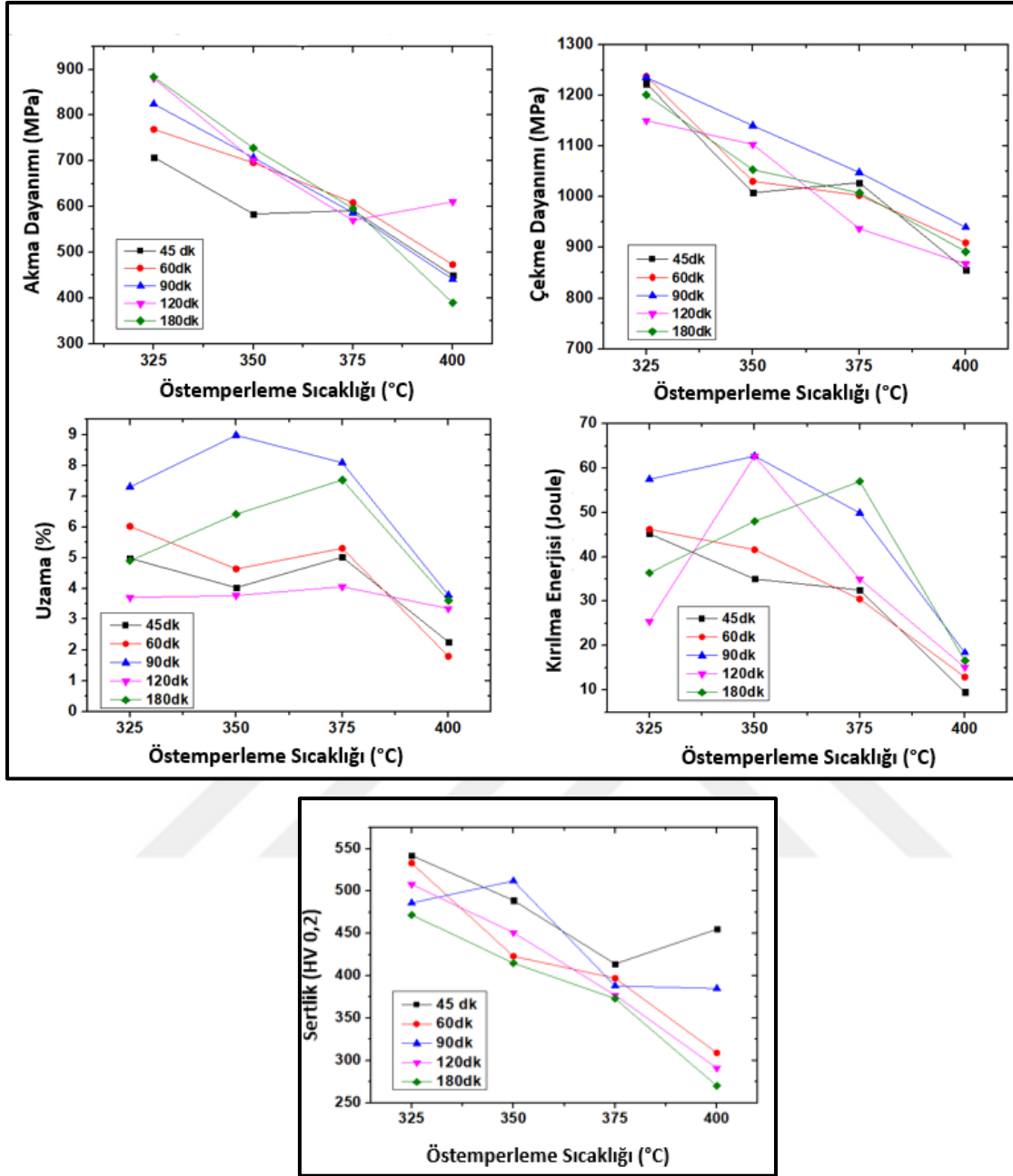
İç yapı parametrelerine göre Barkhausen gürültü değerlerinin tahmin edilmesinin yanında, 20 numuneye uygulanan farklı sıcaklık ve sürelerde östemperleme ısıt işlemleri sonrası, 4 farklı MBN sinyal değerlerinin, numunelerin ölçülen mekanik özellikleriyle (akma dayanımı, çekme dayanımı, uzama, kırılma enerjisi, sertlik) aralarındaki korelasyonlar hesaplanmış ve bu Barkhausen gürültüsü değerlerinin, her bir mekanik özellik üzerinde etkisinin ne kadar olduğunu belirlemek için tahmini değerler bulunmuş, tornado grafikleri oluşturulmuştur. Çekme testi sonrası, gerilim-gerinim grafiğinin altında kalan alandan numunelerin kırılma enerji değerleri hesaplanmıştır. En basit ifadeyle kırılma enerjisi, deneyde numunelerin dinamik zorlama altında kırılması için gereken enerji olarak tanımlanabilir.

Çizelge 6.7'de mekanik özelliklere etki eden MBN sinyallerinin katsayı değerleri verilmiştir. Bu değerlerden özellikle Pik Pozisyonu ve Pik Yarı Genişliğinin mekanik özelliklere olan etkisi her bir parametre için en fazladır.

Çizelge 6.7. Mekanik özelliklerin hesaplanmasında kullanılan katsayılar

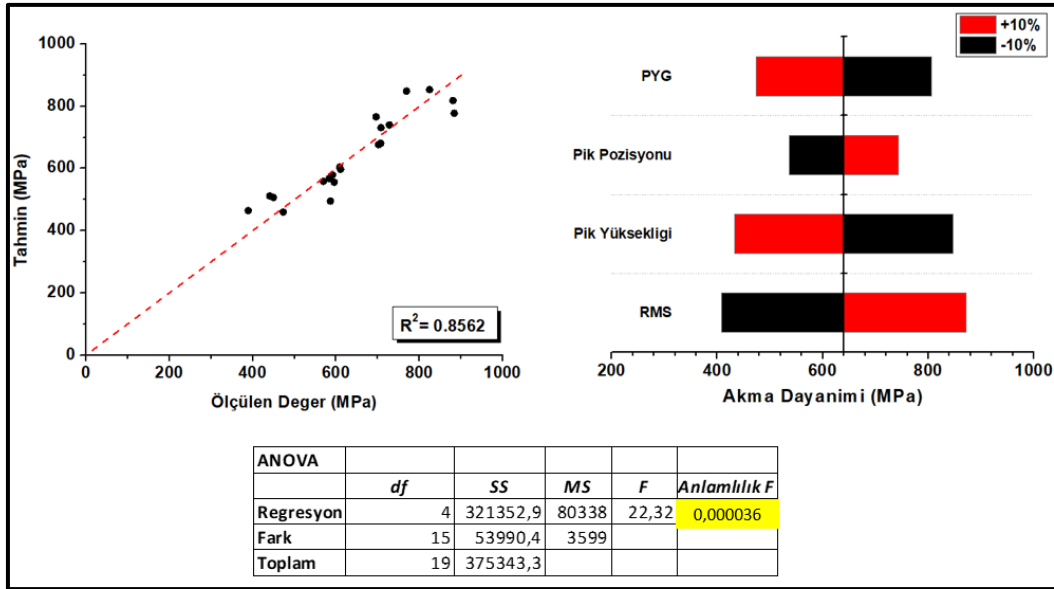
<i>Katsayılar</i>					
	<i>Akma Dayanımı</i>	<i>Çekme Dayanımı</i>	<i>Uzama</i>	<i>Kırılma Enerjisi</i>	<i>Sertlik</i>
Kesişim	1026,615415	1250,8208	17,70584045	170,1559462	413,1926717
RMS	10,7972822	9,983255742	0,012249067	0,522088531	5,357624786
Pik Yüksekliği	-5,626989717	-5,984288148	-0,021896882	-0,355123518	-3,13794962
Pik Pozisyonu	44,1745036	37,27664737	0,371665181	4,092000737	13,83953215
PYG	-33,83020399	-20,6319002	-0,325547555	-4,279167473	-5,992701442

Aşağıdaki şekillerde östemperleme sıcaklığına bağlı olarak 45 dk, 60 dk, 90 dk, 120 dk, 180 dk boyunca östemperlenmiş numunelerde mekanik özelliklerin değişimleri gösterilmiştir. Sıcaklık ve süre parametrelerinin mekanik özellikler üzerindeki etkisinin çok belirgin olduğu şekillerden de net bir şekilde anlaşılmaktadır. Östemperleme sıcaklığının artışıyla, numuneler daha sünek hale gelerek; akma, çekme ve sertlik değerlerinde belirgin şekilde düşüş gözlenmiştir.



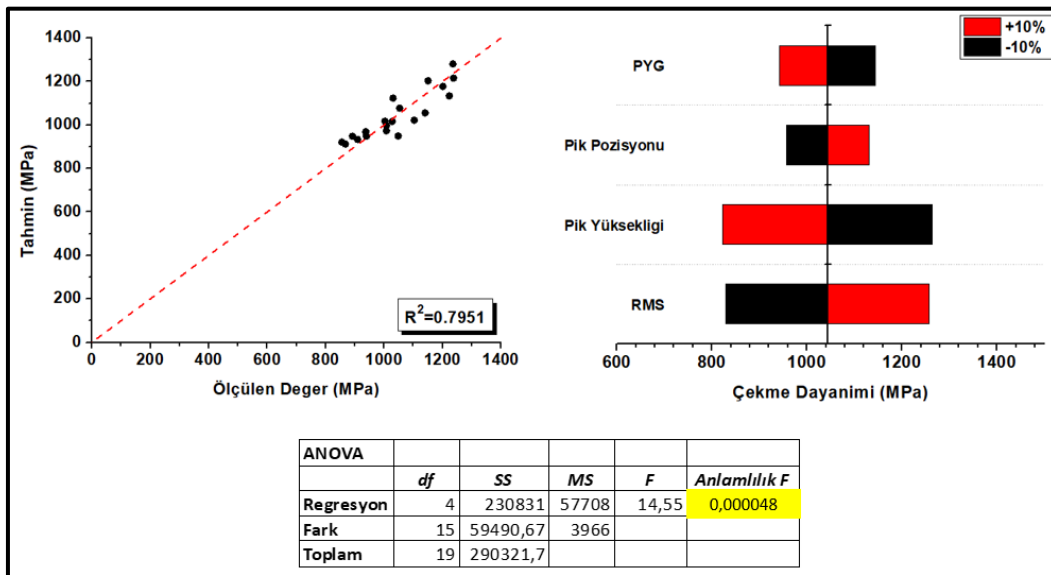
Şekil 6.12. Östempirleme sıcaklığına göre mekanik özelliklerdeki değişimler

Aşağıda ise MBN sinyalleri ile mekanik özellikler arasındaki korelasyonlara bakıldığında, tahmin edilen değerlerin içyapı parametreleriyle yapılan hesaplamalara göre daha anlamlı ve iyi çıktığı gözlenmiştir. ANOVA tablosundaki anlamlılık değerleri de 0,05'in altında çıktığından, elde edilen değerlerin anlamlı olduğundan söz edebilmekteyiz.

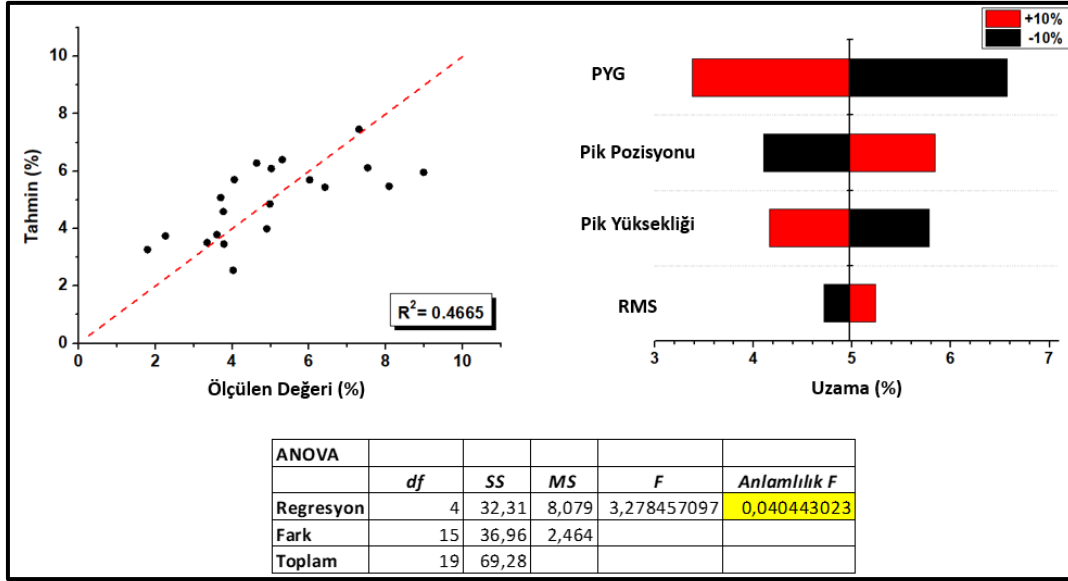


Şekil 6.13. Akma dayanımının MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri

İçyapı parametreleri ile korelasyonlara bakıldığında, RMS değeri $1/\sqrt{(\text{MaksFeretAlfa})}$ değerinden çok fazla etkilenmektedir. Hall-Patch denklemine göre RMS'in artması daha ince yapılı bir malzeme anlamına geldiğinden, akma ve çekme dayanımları için en hassas parametre RMS değeridir. Benzer biçimde Pk yüksekliği de alfa en-boy oranından fazlasıyla etkilendiği için; domenlerin hareketlerini rahatlaştırmış, özellikle çekme dayanımı için hassas bir parametre haline gelmiştir.

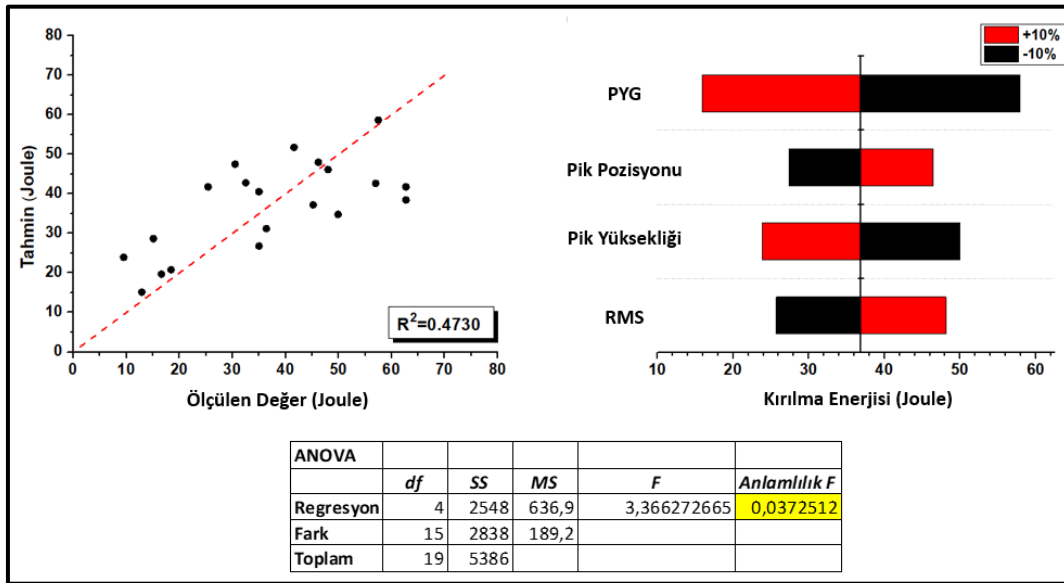


Şekil 6.14. Çekme dayanımının MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri

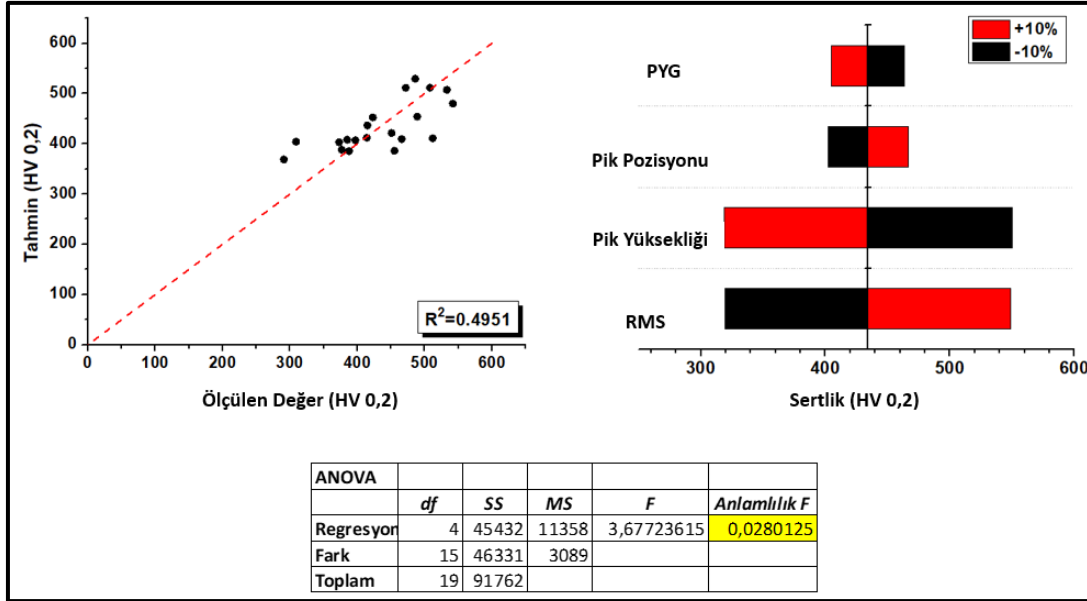


Şekil 6.15. Yüzde uzamanın MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri

Yüzde uzama ve kırılma enerjisi değerleri için ise PYG parametresinin oldukça hassas bir parametre olduğu gözlenmiştir. Bu iki değer üzerindeki etkisi oldukça fazla olmuştur. PYG parametresi de diğer içyapı parametreleri gibi en-boy oranından çok fazla etkilendiğinden bu iki mekanik özellik üzerine etkisi göz ile görülebilir derecede belirgin olmuştur. Bununla beraber kırılma enerjisi için de pik yüksekliğin de hassas bir parametre olduğu dikkat çekmiştir.



Şekil 6.16. Kırılma enerjisinin MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri



Şekil 6.17. Sertliğin MBN sinyallerine göre tahmini ve anlamlılık değerleri

Sertlik değerlerinin tornado grafiklerine bakıldığında, PYG ve Pik Pozisyonu gibi parametrelerin etkisinin çok az olduğu görülmüştür. Bunun haricinde pik yüksekliği ve RMS parametreleri de sertlik değerleri için oldukça hassas parametreler olmuşlardır. Önceki grafiklerde de bahsedildiği üzere alfa tane uzunluğundan RMS değeri çok fazla etkilendiği için sertlik değeri için de hassas bir parametre olduğu yorumunu yapabilmekteyiz.

Tahmini sonuçlara bakıldığında, genel olarak mekanik özelliklerin, içyapı parametreleriyle karşılaştırıldığında, MBN sinyal değerleri ile daha iyi korelasyonlara sahip olduğu gözlenmiştir. Özellikle akma ($R^2 = 0,8562$) ve çekme ($R^2 = 0,7951$) regresyon değerlerinin yüksek çıkması bunun kanıtı olarak sunulmuştur. Aynı şekilde segregasyonların, inklüzyonların, karbür ve porozitelerin varlığı R-kare değerinde düşüşe neden olmaktadır. Bu unsurların dahil edileceği modeller yardımıyla daha yüksek güvenilirlikte tahribatsız karakterizasyon mümkün olacaktır.



7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Döküm sonrasında başlangıç mikro yapısı ötektoid ferrit, perlitik yapı ve küresel biçimdeki grafitlerden meydana geldiği gözlenen aynı kimyasal kompozisyona sahip 20 adet KGDD numuneye; 325 °C, 350°C, 375°C, 400°C 4 farklı östemperleme sıcaklıklarında ve 45 dk, 60 dk, 90 dk, 120 dk, 180 dk 5 farklı östemperleme sürelerinde ısıt işlemleri uygulandıktan sonra farklı hacim oranlarına sahip mikroyapılar (asiküler ferrit, östenit vs.) elde edilmiştir. Matriste meydana gelen bu yapılar, ısıt işlemler sonrası malzemelerin mekanik özellikleri geleneksel metalografik ve mekanik testler ile belirlenmiştir. Manyetik Barkhausen Gürültüsü (MBN) ölçümleri Rollscan cihazı kullanılarak yapıldı. Sonuçlar değerlendirip karşılaştırıldıktan sonra, aşağıdaki sonuçlar ve öneriler çıkarılabilir:

7.1. Sonuçlar

1. Numunelerdeki küresel grafit partiküllerinin şekil ve boyutları arasında anlamlı farklar bulunmuştur.
2. Isıt işlemler sonrasında oluşan içyapıların çok homojen olmadığı, grafit partikülleri etrafında ve iki partikül arasında kalan bölgeler arasında farklılıklar tespit edilmiştir.
3. Optik mikroskop altında gözüken farkların nedeni mikro-segregasyondur. Asiküler yapıda tane boyutu ve morfolojisi numuneler arasında farklılık göstermiştir. Östenit taneleri asiküler ferrit arasında kalmış iğnemsî yapıda veya ösferrite dönüşmemiş adacıklar halinde bulunmaktadır.
4. İçyapıyı oluşturan grafit partikülleri, kalıntı östenit ve asiküler yapıdaki ferrit arasındaki farklılardan dolayı östemperleme süresi ve sıcaklığı ile doğrudan bağlantı kurmak zor olmuştur. Bu nedenle tüm içyapı parametrelerini hesaba katacak şekilde “çoklu lineer regresyon analizi (ÇLRA) yapılmıştır. İçyapı Valfa Vnodül, Maksimum Feret Alfa Uzunluğu, Maksimum Feret Gama Uzunluğu, Gama En-Boy Oranı, Alfa En-Boy Oranı, Nodülerite ve Grafit Partikül Büyüklüğü parametreleriyle tanımlanmaktadır.
5. Valfa ve Vgama arasında mükemmele yakın ($PCC=0,99$) bağlantı olduğu için ferromanyetik özellik gösteren asiküler ferritik bölgelerin hacimsel oranı modele dahil edilmiştir. Diğer parametreler arasında daha zayıf ve anlamsız ($PCC < 0.6$) bağlantılar olduğu için Valfa, $1/\sqrt{(\text{MaksFeretAlfa})}$, $1/\sqrt{(\text{MaksFeretGama})}$, Alfa En-Boy Oranı, Gama En-Boy Oranı, Alana Göre Küresellik, $1/\sqrt{(\text{Nodül Boyutu})}$, Vnodül parametreleri modele dahil edilmiştir.

6. Modelde var olmayan ve fark yaratabilecek başka parametrelerin varlığı, örneğin içyapıdaki heterojen yapılar, segregasyon, asiküler ferrit, beynit ve martensitin EBSD ile aynı şekilde algılanması gibi korelasyonları etkilemiştir. Bazı numunelerde bölgesel olarak martensit görülmüştür. Ayrıca poroziteler, inklüzyonlar, karbür oluşumu vs. MBN değerlerini etkilemiştir.
7. MBN sinyal değerleri akma ve çekme dayanımı ile iyi korele ($R^2 > 0,6$) olmaktadır. Segregasyon, inklüzyon, karbür ve porozitelerin varlığı R^2 değerinde düşüşe neden olmaktadır. Öte yandan yüzde uzama ve kırılma enerjisi ile korelasyon daha düşük seviyededir ($R^2 \sim 0,5$).
8. Pik Yüksekliği ve Pik Pozisyonu gibi MBN parametrelerinin ölçülmesiyle, mikro yapıdaki değişiklikler ve buna karşılık gelen akma ve çekme dayanımlarındaki değişimler ve toplam uzama tahribatsız bir şekilde tahmin edilebilmektedir.

7.2. Öneriler

1. İleride yapılacak çalışmalarda içyapı kusurlarının dâhil edileceği modeller yardımıyla daha yüksek güvenilirlikte tahribatsız karakterizasyonu mümkün olabilir.
2. Numunelerdeki mikro segregasyondan ötürü bazı numunelerde lokal olarak martensitik bölgeler de bulunmaktadır. Daha geniş alanları kapsayan nitel ve nicel metalografik çalışmalar yapılarak, ana yapı sadece alfa ve gama olarak değil; martensit, asiküler ferrit, ince film tipi östenit ve ada tipi östenit gibi daha detaylı ifade edilerek korelasyonlar iyileştirilebilir.
3. Bu çalışmada sadece ösferritik ana yapıya sahip sünek dökme demir malzeme üzerinde korelasyonlar çalışılmıştır. Ferritik, perlitik ve martensitik ana-yapılı malzemelerin de korelasyonlara katılmasıyla tüm dökme demirler için geçerli olacak bağlantılar elde edilebilir.

KAYNAKLAR

1. Keough, J. R., Hayrynen, K. L., and Pioszak, G. L. (2010). Designing with austempered ductile iron (ADI). *AFS Proc*, 1-15.
2. Hayrynen, K. L. (2002). The production of austempered ductile iron (ADI). *In World Conference on ADI*, 1-6.
3. Yalçın, M.A.,(2019). *Optimization of alloying and heat treatment process parameters of austempered ductile iron (ADI) castings*, in *Metallurgy and Materials Engineering*, Master Thesis, Atılım University, Ankara, 95.
4. Rao, P. P., and Putatunda, S. K. (1997). Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile iron. *Metallurgical and Materials transactions A*, 28(7), 1457-1470.
5. Rao, P. P., and Putatunda, S. K. (1998). Comparative study of fracture toughness of austempered ductile irons with upper and lower ausferrite microstructures. *Materials science and technology*, 14(12), 1257-1265.
6. Gundlach, R. B., and Janowak, J. F. (1985). Austempered ductile iron combines strength with toughness and ductility. *Metal Progress*, 128(2), 19-26.
7. Hayrynen, K. L., and Keough, J. R. (2003, September). Austempered ductile iron-the state of the industry in 2003. *In Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron*. Kentucky
8. Chang, L. C. (1998). Carbon content of austenite in austempered ductile iron. *Scripta Materialia*, 39(1), 40-41.
9. Trudel, A., and Gagne, M. (1997). Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 36(5), 289-298.
10. Hayrynen, K., K. Brandenburg, and J. Keough. (2002). Applications of austempered cast irons. *Transactions-American Foundrymens Society*, 2: 929-938.
11. Kovacs, B. V. (2013). Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(10), 2783-2795.
12. Csonka, J. M., WOODS, J. E., and Muratore, E. C. (2002). Ductile iron trends: Reducing costs, improving quality. *Modern casting*, 92(5), 27-29.
13. Janowak, J. F., and Gundlach, R. B. (1983). Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering.(Retroactive Coverage). *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 91, 377-388.
14. Panneerselvam, S., Martis, C. J., Putatunda, S. K., and Boileau, J. M. (2015). An investigation on the stability of austenite in austempered ductile cast iron (ADI). *Materials Science and Engineering: A*, 626, 237-246.

15. Bayati, H., and Elliott, R. (1997). Stepped austempering heat treatment of a 0-67% Mn-Mo-Cu ductile iron. *Materials science and technology*, 13(2), 117-124.
16. Zahiri, S. H., Davies, C. H., and Pereloma, E. V. (2003). Simultaneous prediction of austemperability and processing window for austempered ductile iron. *Materials science and technology*, 19(12), 1761-1770.
17. Gür, C.H., Kilicli, V., and Erdogan, M. (2008). Investigating the Austempering Parameters of Ductile Iron by Magnetic Barkhausen Noise Technique. In *17th World Conference on Nondestructive Testing, Shanghai, China*.
18. D'Amato, C., Verdu, C., Kleber, X., Regheere, G., and Vincent, A. (2003). Characterization of austempered ductile iron through Barkhausen noise measurements. *Journal of nondestructive evaluation*, 22(4), 127-139.
19. Davenport, E. S., and Bain, E. C. (2010). Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. *Metallurgical and materials transactions. A, Physical metallurgy and materials science*, 41(6), 1353-1390.
20. Keough, J. R., and Hayrynen, K. L. (2000). Automotive applications of austempered ductile iron (ADI): a critical review. *SAE transactions*, 344-354.
21. Voigt, R. C. (1989). Austempered ductile iron—processing and properties. *Cast Metals*, 2(2), 71-93.
22. Handayani, D. (2017). *The Machinability of Austempered Ductile Irons (ADI)*. Ph. D. Thesis, The Pennsylvania State University, 40-43.
23. Kovacs, B. (1991). Heat treating of austempered ductile iron. In *Ninety-Fifth Annual Meeting American Foundrymen's Society*, 281-286.
24. Olawale, J. O., and Oluwasegun, K. M. (2016). Austempered ductile iron (ADI): a review. *Materials performance and characterization*, 5(1), 289-311.
25. Karsay, S. I. (1975). *Ductile Iron Production Practices*. American Foundrymen's Society.
26. Kovacs, B. V. (1994). On the Terminology and Structure of ADI. In *Ninety-Eighth Annual Meeting of the American Foundrymen's Society*, 417-420.
27. Yang, J., and Putatunda, S. K. (2004). Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI). *Materials Science and Engineering: A*, 382(1-2), 265-279.
28. Swain, S. K., Panda, R. K., Dhal, J. P., Mishra, S. C., and Sen, S. (2012, February). Phase investigation of austempered ductile iron. *Orissa Journal of Physics*, 73-80.
29. Górný, M., Tyrała, E., and Lopez, H. (2014). Effect of copper and nickel on the transformation kinetics of austempered ductile iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(10), 3505-3510.

30. Yescas, M. A., Bhadeshia, H. K. D. H., and MacKay, D. J. (2001). Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks. *Materials Science and Engineering: A*, 311(1-2), 162-173.
31. Rundman, K. B. (2004, October). 'It's About Austenite and Carbon, Mate''-A Story of the Physical Metallurgy of ADI-Part II. In *The 35th Australian Foundry Institute National Conference*. Australia.
32. Aranzabal, J., Gutierrez, I., and Urcola, J. J. (1994). Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron. *Materials Science and Technology*, 10(8), 728-737.
33. Wen, D. C., and Lei, T. S. (1999). The mechanical properties of a low alloyed austempered ductile iron in the upper ausferrite region. *ISIJ international*, 39(5), 493-500.
34. Bahmani, M. A. I. D., and Elliott, R. (1994). Isothermal transformation diagrams for alloyed ductile cast iron. *Materials science and technology*, 10(12), 1050-1056.
35. Bayati, H., Elliott, R., and Lorimer, G. W. (1995). Influence of austenitising temperature on austempering kinetics of high manganese alloyed ductile cast iron. *Materials science and technology*, 11(8), 776-786.
36. Davis, J. R. (Ed.). (1996). *ASM specialty handbook: cast irons*. ASM international.
37. Davut, K., Yalcin, A. ve Cetin, B. (2017). Multiscale Microstructural Analysis of Austempered Ductile Iron Castings. *Microscopy and Microanalysis*, 23(S1), 350-351.
38. Bhadeshia, H. K. D. H., and Edmonds, D. V. (1980). The mechanism of bainite formation in steels. *Acta Metallurgica*, 28(9), 1265-1273.
39. Panneerselvam, S. (2017). *Development Of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron*. Ph. D. Thesis, Wayne State University, 50-51.
40. Kovacs Sr, B. V. (1990). Austempered ductile iron: fact and fiction. *Mod. Cast.*, 80(3), 38-41.
41. Kobayashi, T., and Yamada, S. (1996). Effect of holding time in the ($\alpha + \gamma$) temperature range on toughness of specially austempered ductile iron. *Metallurgical and materials Transactions A*, 27(7), 1961-1971.
42. Moore, D., T. Rouns, and K. Rundman, (1985). Structure and mechanical properties of austempered ductile iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 93: 705-718.
43. Vidyarthi, G., and Singh, K. K. (2014). Thin wall austempered ductile iron: a best replaceable material to steel and aluminum. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 3(3), 465.
44. Białobrzęski, A., and Pezda, J. (2008). Testing of heating and cooling process of ADI cast iron with use of ATND method. *Archives of Foundry Engineering*, 8(3), 11-14.

45. Lin, C. K., Lai, P. K., and Shih, T. S. (1996). Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons—I. High-cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 18(5), 297-307.
46. Meneghetti, G., Ricotta, M., Masaggia, S., and Atzori, B. (2013). Comparison of the low-cycle and medium-cycle fatigue behaviour of ferritic, pearlitic, isothermed and austempered ductile irons. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 36(9), 913-929.
47. Sellamuthu, P., Samuel, D. G., Dinakaran, D., Premkumar, V. P., Li, Z., and Seetharaman, S. (2018). Austempered ductile iron (ADI): influence of austempering temperature on microstructure, mechanical and wear properties and energy consumption. *Metals*, 8(1), 53.
48. Bosnjak, B., and Radulovic, B. (2004). Effect of austenitising temperature on austempering kinetics of Ni-Mo alloyed ductile iron. *Materials and Technology*, 38(6), 307-312.
49. Putatunda, S. K., and Gadicherla, P. K. (1999). Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure. *Materials Science and Engineering: A*, 268(1-2), 15-31.
50. Lee, S. C., and Lee, C. C. (1988). The effects of heat treatment and alloying elements on fracture toughness of bainitic ductile cast iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 96, 827-838.
51. Tanaka, Y., and Kage, H. (1992). Development and application of austempered spheroidal graphite cast iron. *Materials Transactions, JIM*, 33(6), 543-557.
52. Kuş, H. (2007). *Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin aşınma davranışı*. Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 61.
53. Kılıçlı, V. (2004). *Küresel grafitli dökme demirlerde kısmi östenitleme ve östemperleme ısı işleminin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Ankara, 45.
54. Dorazil, E. (1991). *High strength austempered ductile cast iron*. Ellis Horwood Limited.
55. Vasko, A. (2009). Analysis of Factors Influencing Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. *Communications-Scientific letters of the University of Zilina*, 11(4), 43-47.
56. Dakre, V., Peshwe, D. R., Pathak, S. U., and Likhite, A. (2018). Effect of austenitization temperature on microstructure and mechanical properties of low-carbon-equivalent carbide austempered ductile iron. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 25(7), 770-778.
57. Amran, Y., Katsman, A., Schaaf, P., and Bamberger, M. (2010). Influence of copper addition and temperature on the kinetics of austempering in ductile iron. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 41(5), 1052-1058.

58. Du, Y., Gao, X., Wang, X., Wang, X., Ge, Y., and Jiang, B. (2020). Tribological behaviour of austempered ductile iron (ADI) obtained at different austempering temperatures. *Wear*, 456, 203396.
59. Rouns, T., K. Rundman, and D. Moore, (1984). On the Structure and Mechanical Properties of ADI. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 92: 815-840.
60. Hayrynen, K. L., Faubert, G. P., Moore, D. J., and Rundman, K. B. (1989). Heavy section ADI: micro segregation, microstructure, and tensile properties. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 97, 747-756.
61. Nazarboland, A., and Elliott, R. (1997). The relationship between austempering parameters, microstructure and mechanical properties in a Mn—Mo—Cu alloyed ductile iron. *International Journal of Cast Metals Research*, 9(5), 295-308.
62. Voigt, R. C. (1989). Austempered ductile iron—processing and properties. *Cast Metals*, 2(2), 71-93.
63. Gagné, M. (1987). The influence of manganese and silicon on the microstructure and tensile properties of austempered ductile cast iron. *Giessereipraxis*, 10, 155-164.
64. Park, Y. J., and Morton, P. (1984). Continuous Cooling Transformation and Austempering Behavior of Cu--Mo Ductile Irons.(Retroactive Coverage). *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 92, 395-400.
65. Yazdani, S. and R. Elliott. (1999). Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron. Part 1—Austempering kinetics and mechanical properties of ductile iron containing 0· 13% Mo. *Materials science and technology*, 15(5): 531-540.
66. Hamid Ali, A. and R. Elliott. (1997). Influence of austenitising temperature on austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. Part 2-Mechanical properties. *Materials science and technology*, 13(1): 24-30.
67. Yu, S. K., and Loper Jr, C. R. (1988). The effect of molybdenum, copper, and nickel on the pearlitic and martensitic hardenability of ductile cast irons. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 96, 811-822.
68. Shih, T. S., and Yang, Z. C. (1998). Effects of nickel and processing variables on the mechanical properties of austempered ductile irons. *International Journal of Cast Metals Research*, 10(6), 335-344.
69. Yazdani, S., and Rahimi, M. A. (2005). Wear behavior of an austempered ductile iron containing Mo-Ni-Cu. In *Materials Science Forum* (Vol. 475, 199-202). Trans Tech Publications Ltd.
70. Mi, Y. (1995). Effect of Cu, Mo, Si on the content of retained austenite of austempered ductile iron. *Scripta metallurgica et materialia*, 32(9), 1313-1317.
71. Morgan, H. L. (1987). Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons. *British Foundryman*, 80(2), 98-108.

72. Grech, M., and Young, J. M. (1988). Impact Properties of a Cu—Ni Austempered Ductile Iron. *Cast Metals*, 1(2), 98-103.
73. Bahmani, M., Elliott, R., and Varahram, N. (1997). The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu–Ni–Mo–Mn alloyed ductile iron. *Journal of Materials Science*, 32(18), 4783-4791.
74. Shelton, P. W., and Bonner, A. A. (2006). The effect of copper additions to the mechanical properties of austempered ductile iron (ADI). *Journal of Materials Processing Technology*, 173(3), 269-274.
75. Kiani-Rashid, A. R. (2000). *The Influence of Aluminium and Heat Treatment Conditions on Austempered Ductile Irons*, Doctoral dissertation, Ph. D. Thesis, University of Leeds, UK, 44.
76. Boutorabi, S. M. A. (1991). *The austempering kinetics, microstructure and mechanical properties of spheroidal graphite unalloyed aluminium cast iron*, Doctoral dissertation, The University of Birmingham.
77. Kiani-Rashid, A. R., and Edmonds, D. V. (2008). Phase transformation study of aluminium-containing ductile cast irons by dilatometry. *Materials Science and Engineering: A*, 481, 752-756.
78. Kiani-Rashid, A. R., and Edmonds, D. V. (2005). Carbide precipitation in the microstructures of austempered ductile irons containing 0.48% and 4.88% Al. *International Journal of Iron and Steel Society of Iran*, 2(2), 1-8.
79. Erfanian-Naziftoosi, H. R., Haghdadi, N., and Kiani-Rashid, A. R. (2012). The effect of isothermal heat treatment time on the microstructure and properties of 2.11% Al austempered ductile iron. *Journal of materials engineering and performance*, 21(8), 1785-1792.
80. Rao, P. P., and Putatunda, S. K. (2003). Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures. *Materials Science and Engineering: A*, 349(1-2), 136-149.
81. Muralidhara, A. L., and Rao, P. P. (1988). Austempering of Nickel--Chromium Alloyed Ductile Irons. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 96, 387-394.
82. Kilinc, B., and Kirtay, S. (2017). Influence of Cu Addition and Austempering Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of GGG 50. *Acta Physica Polonica, A*, 132(3).
83. Lefevre, J., and Hayrynen, K. L. (2013). Austempered materials for powertrain applications. *Journal of materials engineering and performance*, 22(7), 1914-1922.
84. Kovacs, B. V. (1987). Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts. *Journal of Heat Treating*, 5(1), 55-60.
85. Bahmani, M., Elliott, R., and Varahram, N. (1997). Austempered ductile iron: a competitive alternative for forged induction-hardened steel crankshafts. *International Journal of Cast Metals Research*, 9(5), 249-257.

86. Larumbe, L. H., Delgado, E. H., Alvarez-Vera, M., and Villanueva, P. P. (2017). Forming process using austempered ductile iron (ADI) in an automotive Pitman arm. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(1), 569-575.
87. Stefanita, C. G. (2008). Barkhausen noise as a magnetic non-destructive testing technique. *From Bulk to Nano: The Many Sides of Magnetism*, 19-40.
88. Coey, J. M. (2010). *Magnetism and magnetic materials*. Cambridge university press.
89. Buschow, K. H. J., and Boer, F. R. (2003). *Physics of magnetism and magnetic materials* (Vol. 7). New York: Kluwer Academic/Plenum Publishers.
90. Miyazaki, T., and Jin, H. (2012). *The physics of ferromagnetism* (Vol. 158). Springer Science and Business Media.
91. Ting, L. M., Wah, H., Wong, B. S., and Chong, J. (2006). Inspection of Aircraft Landing Gear Components by Barkhausen Noise Measurement. *NDT. net*, 11(6), 1.
92. Gür, C. H. (2013, Ekim). Su Verilen Ve Temperlenen Çeliklerde İçyapının Tahribatsız Yöntemlerle Karakterizasyonu: Ultrasonik Ve Mikro-Manyetik Yöntemler. *4. Isıl İşlem Sempozyumu, İstanbul, Bildiriler Kitabı*, 99-109.
93. Barkhausen Noise Analysis, Url: <https://www.stresstech.com/knowledge/non-destructive-testing-methods/barkhausen-noise-analysis/> Erişim Tarihi: 29.06.2021.
94. Moorthy, V., Vaidyanathan, S., Laha, K., Jayakumar, T., Rao, K. B. S., and Raj, B. (1997). Evaluation of microstructures in 2.25 Cr-1Mo and 9Cr-1Mo steel weldments using magnetic Barkhausen noise. *Materials Science and Engineering: A*, 231(1-2), 98-104.
95. Kaplan, M., Gür, C. H., and Erdogan, M., (2007). Characterization of dual-phase steels using magnetic Barkhausen noise technique. *Journal of Nondestructive Evaluation*, 26(2-4), 79-87.
96. Kahrobaee, S., and Kashefi, M. (2015). Assessment of retained austenite in AISI D2 tool steel using magnetic hysteresis and Barkhausen noise parameters. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(3), 1192-1198.
97. Particle Shape Analysis, Url: <https://www.sympatec.com/en/particle-measurement/glossary/particle-shape/> Erişim Tarihi: 29.06.2021
98. Lourenço, S. D. N., Woche, S. K., Bachmann, J., and Saulick, Y. (2015). Wettability of crushed air-dried minerals. *Géotechnique Letters*, 5(3), 173-177.
99. Davut, K., and Zaefferer, S. (2010). Statistical reliability of phase fraction determination based on electron backscatter diffraction (EBSD) investigations on the example of an Al-TRIP steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41(9), 2187-2196.
100. Pearson, K. (1895). VII. Note on regression and inheritance in the case of two parents. *proceedings of the royal society of London*, 58(347-352), 240-242.

101. ASTM A536-84 (2019), Standard Specification for Ductile Iron Castings, *ASTM International*, West Conshohocken, PA.
102. Arslan, E.,(2017)., *Nondestructive Charectirazion of Bearing Steels by Magnetic Barkhausen Noise Technique in Metallurgy and Materials Engineering*, Master Thesis, Atılım University, Ankara, 40.
103. ASTM E2567-16a (2016), Standard Test Method for Determining Nodularity And Nodule Count In Ductile Iron Using Image Analysis, *ASTM International*, West Conshohocken, PA.





GAZİ GELECEKTİR..