



**ÖSTEMPERLEME SICAKLIK VE SÜRESİNİN ÇİFT MATRİS YAPILI
ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRİN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ**

Ahmet UYAR

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

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

EKİM 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.

.....
Ahmet UYAR
15/10/2021

**ÖSTEMPERLEME SICAKLIK VE SÜRESİNİN ÇİFT MATRİS YAPILI
ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRİN MİKROYAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ**

(Yüksek Lisans Tezi)

Ahmet UYAR

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Eylül 2021

ÖZET

Çift matris yapıları östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler (ÇMY-ÖKGDD), dayanım ve süneklik açısından iyi bir kombinasyona sahip nispeten yeni bir östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (ÖKGDD) grubudur. ÇMY-ÖKGDD, arakritik östenitleme + östemperleme ısı işleminde üretilir ve ferrit + ösferritik mikroyapı içermektedirler. Bu çalışmada, östemperleme sıcaklık ve süresinin ÇMY-ÖKGDD'in mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla, çekme numuneleri Y blok küresel grafitli dökme demirden işlenerek hazırlanmıştır. Çekme numuneleri, kısmi östenitleme için 810°C arakritik östenitleme sıcaklığında östenitlemenin ardından farklı östemperleme sıcaklıklarında (300 °C, 325° C, 350°C ve 375°C) ve farklı östemperleme sürelerinde (45 dk, 60 dk, 90 dk, 120 dk ve 180 dk.) östemperleme yapılmıştır. Mikroyapı karakterizasyonu optik mikroskop, tarama elektron mikroskobu (SEM) ve X-ışınları kırınımı (X-RD) ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerin belirlenmesi için çekme ve sertlik deneyleri yapılmıştır. Arakritik östenitleme + östemperleme ısı işleminde ferrit + ösferritten oluşan çift matris yapıları östemperlenmiş küresel grafitli demir üretilmiştir. Çift matris yapıları östemperlenmiş küresel grafitli demirlerin östemperleme kinetiğinin geleneksel ÖKGDD'ler ile benzer olduğu belirlenmiştir. Östemperleme süresi arttıkça, ösferritik yapının önemli ölçüde belirginleştiği, özellikle 90 dk östemperleme süresinden sonra ösferrit hacim oranının hemen hemen sabit (%45-47) kaldığı belirlendi. Artan östemperleme süresiyle numunelerin akma ve çekme dayanımı azalmış, toplam uzama ve kırılma enerjisi artmıştır. Ancak 120 dakikalık östemperleme süresinden sonra numunelerin hem toplam uzama hem de darbe tokluğu azalmıştır. Östemperleme sürelerinin ösferrit morfolojisi üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı tespit edilmiştir. Çift matris yapıları östemperlenmiş küresel grafitli demirlerde en iyi mekanik özellikleri sağlayan östemperleme sıcaklık ve süresi 350°C ve 70-130 dk olarak belirlenmiştir.

Bilim Kodu	: 91528
Anahtar	Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir, Östemperleme
Kelimeler	sıcaklık ve süresi, Çift matris yapıları östemperlenmiş küresel grafitli
Sayfa Adedi	: dökme demir.
Danışman	: 51
	: Dr. Öğretim Üyesi Volkan KILIÇLI

EFFECT OF AUSTEMPERING TEMPERATURE AND TIME ON
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AUSTEMPERED
DUCTILE IRON WITH DUAL MATRIX STRUCTURE

(M. Sc. Thesis)

Ahmet UYAR

GAZİ UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

October 2021

ABSTRACT

Austempered ductile cast iron with dual matrix structure (DMS-ADI) is a relatively new group of austempered ductile cast iron (ADI) with a good combination of strength and ductility. DMS-ADI is produced by intercritical austenitizing temperature + austempering heat treatments and they contain ferrite + ausferritic structure in their microstructure. In this study, the effect of austempering temperatures and times on the microstructure and mechanical properties of DMS-ADI was investigated. For this purpose, tensile specimens were prepared by machining from Y block ductile graphite cast iron. Tensile specimens were austenitized at intercritical austenitizing temperature of 810°C for partial austenitizing followed by austempered at different austempering temperatures (300°C, 325°C, 350°C, and 375°C) and different austempering times (45 min, 60 min, 90 min, 120 min, and 180 min). Microstructural characterization was performed by optical microscope, scanning electron microscope (SEM) and X-ray diffraction (X-RD). Tensile and hardness tests were carried out to determine the mechanical properties. Austempered ductile iron with a dual-matrix structure consisting of ferrite + ausferrite was produced by intercritical temperature austenitization + austempering heat treatment. It has been determined that the austempering kinetics of austempered ductile graphite irons with the dual-matrix structure are similar to those of conventional ADIs. It was determined that as the austempering time increased, the ausferritic structure became significantly more pronounced, and the ausferrite volume fraction remained almost constant (45-47%), especially after 90 minutes of austempering time. With increasing austempering time, yield and tensile strength of the samples decreased, total elongation and fracture energy increased. However, after 120 minutes of austempering time, both the total elongation and impact toughness of the samples decreased. It was determined that austempering times have no significant effect on the ausferrite morphology. The austempering temperature and time that provides the best mechanical properties in austempered ductile iron with dual matrix structure (DMS-ADI) were determined as 350°C and 70-130 min.

Science Code : 91528
Key Words : Austempered ductile iron, Austempering temperature and time,
Austempered ductile iron with dual matrix structure.
Page Number : 51
Supervisor : Assist. Prof. Dr. Volkan KILIÇLI

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez konumun belirlenmesinden başlayarak, deneysel çalışmalar ve araştırmalar boyunca kendi bilgi birikimi ve tecrübesini benimle her zaman paylaşan ve beni tezle alakalı her konuda yönlendiren değerli danışman hocam Dr. Öğretim Üyesi Volkan KILIÇLI'ya teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarım esnasında Isıl işlem, Mekanik testler ve Metalografi laboratuvarlarının altyapısından faydalandığım Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanlığı'na teşekkürlerimi sunarım.

Gerek proje çalışmaları gerek diğer test ve laboratuvar çalışmalarında bilgi ve yardımlarını esirgemeyen Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN ve Arş. Gör. Burak NALÇACI'ya teşekkürlerimi sunarım. SEM çalışmalarında büyük özveri ile çalışmamıza destek veren Dr. Öğr. Üyesi Meryem POLAT GÖNÜLLÜ 'ye teşekkürü bir borç bilirim.

Bu araştırmayı 07/2020-17 kodlu projeyle destekleyen Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimine teşekkür ederim.

Tez çalışmam boyunca benden desteğini biran bile esirgemeyen başta annem olmak üzere kıymetli aileme sabır ve desteklerinden dolayı sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	x
RESİMLERİN LİSTESİ	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR.....	3
2.1. Çift matris yapılı östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler	3
2.1.1. Üretim.....	4
2.1.2. Mikroyapı.....	5
2.1.3. Mekanik Özellikleri.....	6
2.2. Arakritik Östenitleme Sıcaklığının Etkisi	11
2.3. Östemperleme Sıcaklığının Etkisi.....	12
2.4. Östemperleme Süresinin Etkisi	13
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	17
3.1. Malzeme	17
3.3. Isıl işlemler.....	18
3.4. Metalografik çalışmalar	20
3.5. XRD Analizi.....	21
3.6. Mekanik Testler	22

	Sayfa
3.6.1. Çekme deneyi.....	22
3.6.2. Sertlik deneyi.....	23
4. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	25
4.1. Mikroyapılar.....	25
4.1.1. Östemperleme sıcaklığının mikroyapıya etkisi.....	25
4.1.2. Östemperleme süresinin mikroyapıya etkisi.....	27
4.2. X-RD Analiz Sonucu	30
4.3. Mekanik özellikler	32
4.3.1. Östemperleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi.....	32
4.3.2. Östemperleme süresinin mekanik özelliklere etkisi.....	34
4.4. Kırık yüzeylerin incelenmesi	37
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	41
5.1. Sonuçlar.....	41
5.2. Öneriler	42
KAYNAKLAR	43
ÖZGEÇMİŞ.....	51

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Farklı araştırmacıların ÇMY-KGDD’lerden elde ettiği mekanik özellikler	8
Çizelge 3.1. Çalışmalarda kullanılan alaşımsız KGDD’nin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %)	17
Çizelge 4.1. ÇMY-KGDD numunelerin östemperleme süresine göre metalografik ölçüm sonuçları (350°C sabit östemperleme sıcaklığında).	30
Çizelge 4.2. ÇMY-ÖKGDD numunelerin östemperleme sıcaklığına göre mekanik özellikleri (120 dk sabit östemperleme süresinde)	33
Çizelge 4.3. ÇMY-ÖKGDD numunelerin östemperleme süresine göre mekanik özellikleri (300 °C sabit östemperleme sıcaklığında).....	35
Çizelge 4.4. ÇMY-ÖKGDD numunelerin östemperleme süresine göre mekanik özellikleri (325 °C sabit östemperleme sıcaklığında).....	35
Çizelge 4.5. ÇMY-ÖKGDD numunelerin östemperleme süresine göre mekanik özellikleri (350 °C sabit östemperleme sıcaklığında).....	35
Çizelge 4.6. ÇMY-ÖKGDD numunelerin östemperleme süresine göre mekanik özellikleri (375 °C sabit östemperleme sıcaklığında).....	36

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekiller	Sayfa
Şekil 2.1. ASTM standart küresel grafitli dökme demirler ve ÇMY-KGDD'lerin çekme dayanımı ve toplam % uzama değerlerinin karşılaştırılması	4
Şekil 2.2. Fe-C-Si faz diyagramı dikey kesiti (% 2 Si içeren)	4
Şekil 2.3. Östempereleme sıcaklık ve zamanının akma ve çekme dayanımına etkisi	13
Şekil 2.4. ÖKGDD'lerde 300°C'de östempereleme süresinin kalıntı östenit hacim oranına etkisi	14
Şekil 2.5. Dökülmüş haldeki ve 300°C'de östemperelenmiş KGDD'nin östempereleme süresine bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi	15
Şekil 3.1. Çalışmalarda kullanılan ASTM 536-84'ya göre üretilmiş Y-blok ve ölçüleri (mm).....	17
Şekil 3.2. Çift matris yapıli östemperelenmiş küresel grafitli demir (ÇMY-ÖKGDD) üretmek için uygulanan farklı östempereleme sıcaklık ve sürelerinin zaman-sıcaklık diyagramında şematik gösterimi	18
Şekil 4.1. ASTM E8/E8M-15a'ya göre hazırlanan çekme numunesi ve boyutları (mm)	23
Şekil 4.2. ÇMY-KGDD numunelerin östempereleme süresine göre XRD desenleri.....	31
Şekil 4.3. ÇMY-KGDD'de östempereleme süresine bağlı olarak yüksek karbonlu östenit miktarı ve östenit karbon içeriğinin değişimi	32
Şekil 4.4. ÇMY-ÖKGDD'de östempereleme sıcaklığı ile mekanik özellikleri arasındaki ilişki (120 dk sabit östempereleme süresinde).....	33
Şekil 4.5. ÇMY-ÖKGDD'de östempereleme süresi ile mekanik özellikleri arasındaki ilişki (350 °C sabit östempereleme sıcaklığında).....	36
Şekil 4.6. Bu çalışmada üretilen ÇMY-ÖKGDD numunelerinin çekme dayanımı ve toplam uzamasının ASTM A536 ve A897 standartları ile karşılaştırılması. .	39

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Çift matris yapıya sahip KGDD'ler; a) Ferrit + ösferrit ve b) Ferrit + Martensit	5
Resim 2.2. Arakritik östenitleme sıcaklığının mikroyapıya etkisi; a) 795°C, b) 805°C, c) 815 °C ve d) 830 °C	12
Resim 3.1. Isıl işlemlerde kullanılan fırın ve tuz banyosu.....	19
Resim 3.2. Isıl işlemler için hazırlanmış numuneler.....	19
Resim 3.3. Çalışmalarda kullanılan ATM Sapphire 330 zımparalama ve parlatma cihazı	20
Resim 3.4. Çalışmalarda kullanılan Leica DMI 5000M model optik mikroskop.....	21
Resim 3.5. Çalışmalarda kullanılan Jeol JSM 6060LV model taramalı elektron mikroskobu	21
Resim 3.7. Çekme deneylerinde kullanılan Instron 3369 üniversal test cihazı	23
Resim 3.8. Sertlik deneylerinde kullanılan Emcotest Duravision 200 Model Sertlik Cihazı	24
Resim 4.1. Dökülmüş koşullardaki küresel grafitli dökme demirin optik mikroyapısı....	25
Resim 4.2. a) Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak 120 dk 'da östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin optik mikroyapıları; a)300 °C, b) 325 °C, c) 350 °C ve d) 375°C 26 (F: ötektoid öncesi ferrit ve AF: ösferrit).....	26
Resim 4.3. Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak 120'dk östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin SEM mikroyapıları; a) 300 °C, b) 325 °C, c) 350 °C ve d) 375°C (F: ötektoid öncesi ferrit ve AF: ösferrit).....	27
Resim 4.4. a) 350 °C'de östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin optik mikroyapıları; a) 45 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk ve e) 180 dk (F: ötektoid öncesi ferrit, M: martensit ve AF: ösferrit).	28
Resim 4.5. a) 350 °C'de östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin SEM mikroyapıları; a) 45 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk ve e) 180 dk (F: ötektoid öncesi ferrit, M: martensit ve AF: ösferrit) Kesik çizgilerin iç bölgesi martensiti göstermektedir.....	29
Resim 4.6. 350 °C'de östemperlenmiş ÇMY-ÖKDD numunelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyleri; a) Dökülmüş halde, b) 45 dk, c) 60 dk, d) 90 dk, e) 120 dk ve f) 180 dk. Siyah oklar sünek kırılma çukurcuklarını, beyaz oklar ise transgranüler gevrek kırılmayı göstermektedir.	38

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler

$^{\circ}\text{C}$	Santigrat Derece
Δ	Delta
α	Ferrit
α_b	Beynitik ferrit
γ	Östenit
γ_{yk}	Yüksek karbonlu östenit
$^{\circ}\text{F}$	Fahrenhayt derece
A_{cm}	A_{cm} sıcaklık çizgisi
A_1	A_1 sıcaklık çizgisi
A_3	A_3 sıcaklık çizgisi
HRC	Rockwell sertlik
m^3	Metre küp

Kısaltmalar

Açıklamalar

ADI	Austempered ductile iron
AKÖ	Arakritik östenitleme
AKÖS	Arakritik östenitleme sıcaklığı
ASTM	Amerikan malzeme ve test standardı
ÇMY	Çift matris yapı
ÇMY-ÖKGDD	Çift matris yapıli östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir
DI	Ductile iron
DMS	Dual matrix structure
HMK	Hacim merkezli kübik kafes sistemi
KGDD	Küresel grafitli dökme demir
ÖKGDD	Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir
ÖF	Ösferrit

Kısaltmalar**SEM****YMK****XRD****Açıklamalar**

Taramalı elektron mikroskobu

Yüzey merkezli kübik kafes sistemi

X-ray diffraction

1. GİRİŞ

Çift matris yapılı östemperlenmiş küresel grafitli demirler (ÇMY-ÖKGDD) iyi bir dayanım ve süneklik kombinasyonu ile östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (ÖKGDD) ailesinden nispeten yeni bir türdür. ÇMY-KGDD'ler, arakritik östenitleme (AKÖ) + östemperleme ısı işlemleri ile üretilir ve mikro yapılarında ötektoid öncesi ferrit + ösferritik yapıları içerir [1-8].

Önceki çalışmalarda, ÇMY-KGDD'ler, çift fazlı dökme demirler (ÇFDD), çift matris yapılı östemperlenmiş küresel grafitli demir (DMS ile ADI) [1-3, 5, 7-9], çift matris yapılı küresel grafitli dökme demir (ÇMY-KGDD) çift matrisli östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (ÇMY-ÖKGDD) [10], çift matris küresel grafitli dökme demir (ÇM-KGDD) [11] ve arakritik östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (AÖKGDD) olarak adlandırılmıştır [12-19]. “Çift matris yapısı” terimi ilk olarak Voigt vd. tarafından kullanılmıştır [20]. Bununla birlikte, Wade ve Ueda [21] ilk olarak dökme demirlerde çift matris yapıyı üretmişler ve bunu “dubleks matrisli küresel grafitli döküm demir” olarak adlandırmışlardır. Aslında bu çalışmalar, küresel grafitli dökme demirin mikro yapısının ötektoid öncesi ferrit + ösferrit veya martenzitten oluştuğu bildirmektedir [21].

ÖKGDD, KGDD'lere uygulanan östemperleme operasyonu ile üretilmektedir. ÖKGDD'ler esasen düşük karbonlu ferrit ve yüksek karbonlu östenit içeren mikroyapıya sahiptirler [22]. ÖKGDD'ler, mükemmel bir dayanım, süneklik, tokluk ve yorulma direncinin kombinasyonu sergilemektedirler. Bu nedenle otomotiv sektöründeki önemli parçalardan olan krank ve kam milleri ve dişliler gibi parçaların üretimlerinde giderek yaygınlaşan şekilde kullanılmaya başlanmıştır [23, 24]. Bu parçalar kullanım sırasında sürtünerek çalışmaları söz konusu olduğu için sürtünen yüzeylerde aşınma direnci ön plana çıkmaktadır. Yine bu parçalar kullanım sırasında tekrarlı gerilmelere maruz kaldıkları için yorulma dayanımlarının iyileştirilmesi de büyük önem arz etmektedir olarak yorumlanmıştır [8, 19, 25, 26].

ÇMY-KGDD'lerde arakritik östenitleme sıcaklığının kontrolüyle farklı hacim oranlarında ösferrit üretilebilmektedir [2]. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde beyritik ferrit ve yüksek karbonlu kararlı östenit karışımı “ösferrit” olarak tanımlanmaktadır [22].

ÖKGDD'lerde ösferritik yapı iyi çekme dayanımı, süneklik ve darbe tokluğu sağlamaktadır [27, 28]. Bununla birlikte ösferritik yapı ÖKGDD'lerin aşınma özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmektedir [3, 29-32].

Araştırmacılar, ÖKGDD'lerin mekanik özelliklerini ve sünekliklerini geliştirmek için; başlangıç mikro yapısını değiştirme [33], östenitleme sıcaklığı değiştirme [1, 2], paylaştırma ısıl işlemi [34] ve östemperleme sıcaklık ve süresini [30, 35-40] kontrol ederek çalışmalar yapmışlardır. ÖKGDD'lerin akma ve çekme dayanımı iyileştirirken süneklik sınırlı kalmıştır [41-43]. ÖKGDD'lerde belli bir sınıra kadar süneklik elde edilirken ÇMY-KGDD'lerde %26'ya varan süneklik sergilemiştir [1, 2]. Bu süneklik ÇMY-KGDD'lerin içerisindeki yumuşak ve sünek ötektoid öncesi ferritik yapıdan kaynaklanmıştır [1, 2, 4, 15]. Bu ötektoid öncesi ferritik yapı sünekliği sağladığı gibi ÇMY-KGDD'ler içerisindeki farklı hacim oranına sahip olmasıyla akma ve çekme dayanımı da sağlarlar. Bu benzersiz yapı ÇMY-KGDD'lerde daha fazla süneklik sağlamaktadır olarak yorumlanmıştır [1, 2, 4, 5, 7, 13, 15, 16, 44, 45].

Araştırmacılar, arakritik östenitleme sıcaklıklarının [1, 2, 4, 6, 15] ve östemperleme sıcaklıklarının [30, 35, 36, 38-40] ÇMY-KGDD'lerin mikroyapıları ve mekanik özelliklerine etkisini araştırmışlardır. Şimdiye kadar, östemperleme süresinin ÇMY-KGDD'lerin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkilerini araştıran sınırlı sayıda çalışma gerçekleştirilmiştir [46-48].

Bu çalışmada, östemperleme sıcaklık ve süresinin ÇMY-ÖKGDD'in mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır. Çift matris yapılu östemperlenmiş küresel grafitli demirlerde (ÇMY-ÖKGDD) en iyi mekanik özellikleri sağlayan östemperleme sıcaklık ve süresi belirlenmiştir.

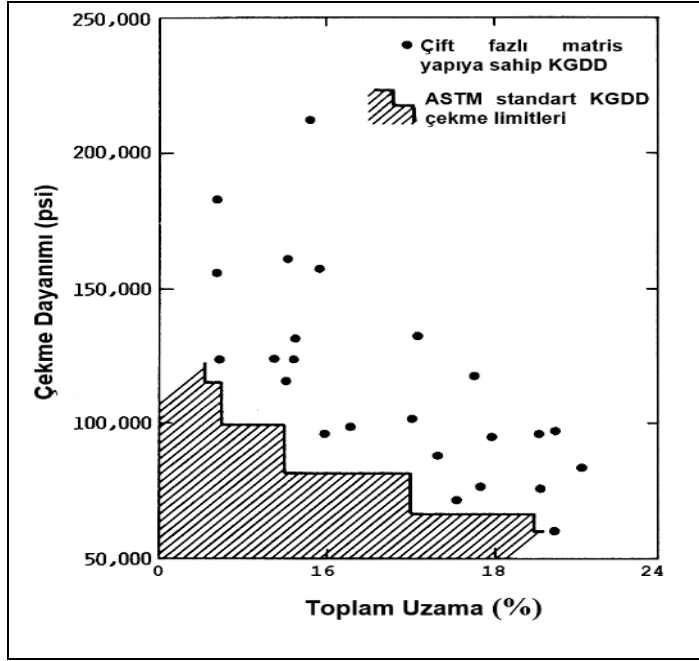
2. LİTERATÜR

2.1. Çift matris yapılı östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler (ÇMY-ÖKGDD)

Çift matris yapılı östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler iyi bir mukavemet ve süneklik kombinasyonu ile östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler ailesinden nispeten yeni bir türdür. ÇMY-KGDD'ler, arakritik östenitleme (AKÖ) + östemperleme ısı işlemleri ile üretilmekte ve ötektoid öncesi ferrit + ösferritik mikro yapılarını içermektedirler [5, 9, 49,1,8].

Çift fazlı matris (ötektoid ferrit + ösferrit veya martenzit) yapıya sahip küresel grafitli dökme demirler ile ilgili literatürde oldukça çok sayıda araştırma bulunmaktadır [1-19, 29, 38, 44, 45, 50-58]. Bu araştırmalardan birincisini 1986 yılında Voigt ve arkadaşları yapmıştır [20]. Voigt ve arkadaşları [20], % 3,60 C, % 2,2 Si , % 0,3 Mn, % 0,7 Ni ve % 0,2 Mo içeren KGDD'de kısmi östenitleme ile martenzit elde etmek için su verme işlemi, ösferrit elde etmek için östemperleme işlemi uygulamıştır. Bu ısı işlem sonucunda KGDD'nin matrisinde ferrit+ martenzit ya da ferrit+ösferritten oluşan mikroyapılar üretmiştir [20].

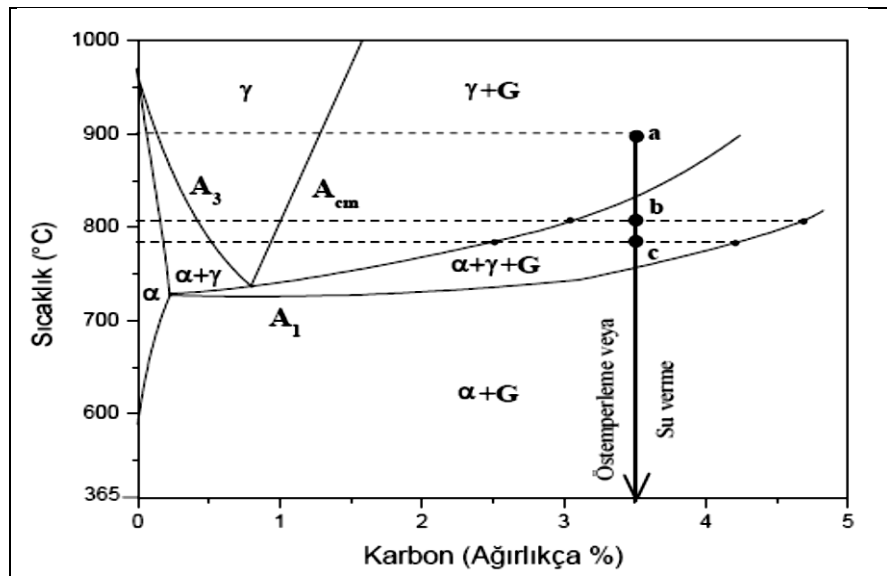
Voigt ve arkadaşları tarafından üretilen ÇMYKGDD'lerde ve ASTM standart küresel grafitli dökme demirlerin çekme dayanımı–toplam % uzama ilişkileri Şekil 2.1'de gösterilmektedir. Mikro yapısında ferritle birlikte martensit ya da ösferrit içeren ÇKMKGDD'ler geleneksel ısı işlem görmüş KGDD'lere kıyasla daha yüksek toplam uzama sergilemişlerdir [20].



Şekil 2.1. ASTM standart küresel grafitli dökme demirler ve ÇMY-KGDD'lerin çekme dayanımı ve toplam % uzama değerlerinin karşılaştırılması [20]

2.1.1. Üretim

Küresel grafitli dökme demirlerde çift fazlı yapılar iki yöntemle üretilebilmektedir, birincisi; Şekil 2.2'de gösterilen $\alpha+\gamma+G$ bölgesinde (b ve c noktalarında) tavlama sonrası su verme, ikincisi $\gamma+G$ bölgesinde (a noktasında) kısa süreli tavlama sonrası su verme ile gerçekleşmektedir [59-61].

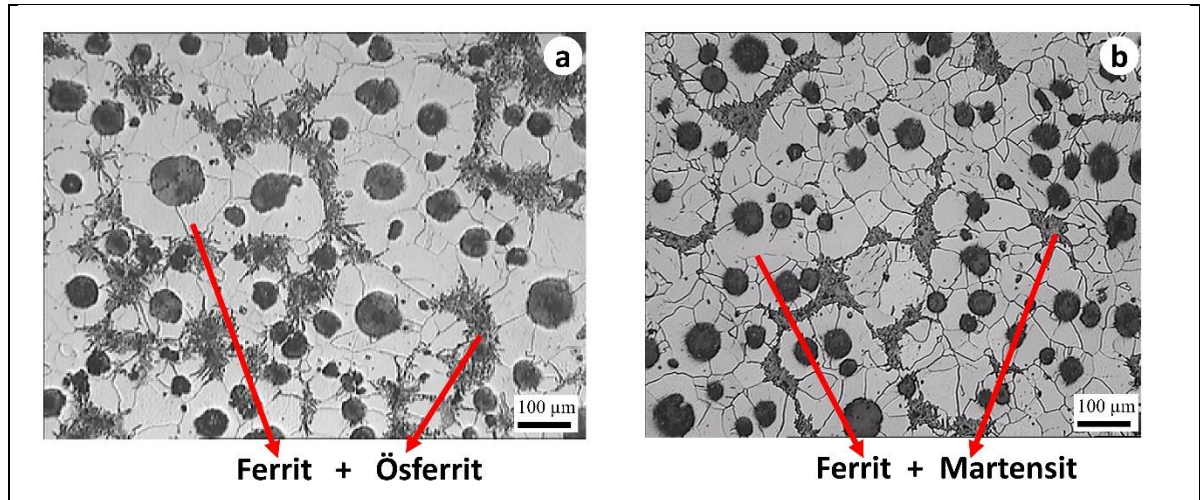


Şekil 2.2. Fe-C-Si faz diyagramı dikey kesiti (% 2 Si içeren) [61]

Kılıçlı ve Erdoğan [1], kısmi östenitleme ve östemperleme ısı işlemlerinin küresel grafitli dökme demirlerin çekme özellikleri üzerine etkisini araştırmıştır. Çift fazlı matris mikroyapısına sahip östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde ösferrit hacim oranı arttıkça akma ve çekme dayanımı artarken toplam % uzamanın azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca optimum mekanik özellik kombinasyonunun %75 ösferrit içeren çift fazlı matrise sahip küresel grafitli dökme demirde elde edilebileceğini vurgulamışlardır. Çift fazlı matrise sahip küresel grafitli dökme demirin dayanımının perlitik sınıf küresel grafitli dökme demirlerden daha düşük ancak ferritik sınıf küresel grafitli dökme demirlerden daha yüksek olduğunu tespit etmişlerdir [1].

2.1.2. Mikroyapı

Çift matris yapıya sahip küresel grafitli dökme demirlerin yapısı ötektoid öncesi ferrit + ösferrit (Resim 2. 1.a) (beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit) ya da ötektoid öncesi ferrit + martensitten (Resim 2.1.b) oluştuğu için bu yeni mühendislik malzemesi çift matris yapıli küresel grafitli dökme olarak adlandırılmıştır (ÇMY-KGDD). Çift matrisli ÖKGDD’lerde iyi mekanik özelliklerin elde edildiği ve östemperleme sonucu üretilen ferrit + ösferritten oluşan tipik çift matris yapısı Resim 2.1’de gösterilmektedir.



Resim 2.1. Çift matris yapıya sahip KGDD’ler; a) Ferrit + ösferrit ve b) Ferrit + Martensit [50]

2.1.3. Mekanik Özellikleri

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir pek çok mühendislik uygulamasında iyi süneklik, yüksek mukavemet, iyi aşınma direnci, iyi yorulma direnci ve iyi kırılma tokluğuna, sahip olmasından dolayı, ısıtıl işlem görmüş çelik ve dövme çeliğin yerine kullanılmaktadır [27, 28, 62-64].

Basso [15], ferrit + östenit mikroyapısı ile değişik oranlarda karışımı ile ısıtıl işlem parametrelerine bağlı olarak oluşturulan bir çeşit dökme demir yapısını incelemiştir. ÇMY-KGDD 'ler mikroyapı miktarını kontrol ederek östemperleme ısıtıl işlemini de dahil edilerek arakritik sıcaklık aralığı takip edilerek üretilmiştir. ÇMY-KGDD matris yapısında mikro yapının mekanik özellikleri geniş bir değer aralığında etkilediği bilinmektedir. Genel kural olarak; ösferrit miktarı artarken çekme gerilmesi, akma gerilmesi ve kırılma tokluğu da artmakta iken süneklkte çok hafif azalma olmuştur. Mekanik özellikler için en iyi kombinasyon 350°C derecede civarındaki yüksek östemperleme sıcaklıklarında elde edilmektedir. Özellikle, mikro yapılarında yaklaşık %20 oranında ösferrit içeren çift fazlı ÖKGDD mikroyapıları, aynı zamanda yüksek bir süneklği koruyarak, tamamen ferritik KGDD'nin mekanik ve yorulma özelliklerinin yerini almıştır. Bu özellik kombinasyonu, güvenlik parçalarında tavsiye edilmektedir. Çift fazlı ÖKGDD, matriste bulunan nispi mikro bileşen yüzdesi açısından çok çeşitli mekanik özellikler sunar ve çift fazlı ÖKGDD gelişmiş mekanik özellik kombinasyonları sağladığından diğer geleneksel mikro yapıların (tamamen ferritik, ferritik-perlittik, perlittik veya temperlenmiş martensitik) yerini alabilir olarak yorumlamıştır [15].

Aristazabal ve arkadaşları [65], ferrit + martensit matrisli KGDD, ağırlıkça ~%0.7 manganez ve ağırlıkça ~%0.5 nikel ile alaşımlı bir sünek demir kullanılarak üretmiştir. Üç farklı hacim oranında martensit (%16, %24 ve hacim %37) arakritik bölgede östenitleme (ferrit + östenit) ve ardından polimerik bir çözelti içinde oda sıcaklığına kadar su verme ile oluşturmuştur. Malzemeler temperlenmemiş durumda iken 400°C ve 500°C'de bir saat temperlemeden sonra değerlendirmiştir ve martensit hacim oranı ve tavlama koşullarının mikroyapı ve çekme özellikleri üzerindeki etkilerini incelemiştir. Sonuçlar, arakritik östenitleme sırasında östenit oluşturmak için mevcut karbonun esas olan matristeki karbondan geldiğini göstermiştir. Sonuçlar ayrıca martensit hacim oranı arttıkça sertliğin, akma ve çekme

dayanımının arttığını uzamanın ise azaldığını göstermiştir (Çizelge 2.1.). Temperleme ise, dayanımda küçük bir azalma ile uzamayı önemli ölçüde arttırmıştır [65].

Çizelge 2.1. Farklı araştırmacıların ÇMY-KGDD'lerden elde ettiği mekanik özellikler [62]

Araştırmacılar	Östenitleme sıcaklık ve zamanı	Temperleme sıcaklık ve zamanı	Ösferrit hacim oranı (%)	Ferrit hacim oranı (%)	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	Sertlik (HBN)
Aranzabal ve ark.	Rapor edilmedi.	Rapor edilmedi.	≈20	≈20	654	539	14	212
Aranzabal ve ark.	Rapor edilmedi.	Rapor edilmedi.	≈50	≈50	728	565	16	241
Verdu ve ark.	1472°F (800°C) 120 dk.	698°F (370°C) 60 dk.	≈15	≈85	517	365	20	≈192
Verdu ve ark.	1472°F (950°C) 90 sn.	698°F (370°C) 60 dk.	≈20	≈80	660	480	17	≈207
Kılıçlı ve ark.	1500°F (815°C) 20 dk.	689°F (365°C) 180 dk.	≈25	≈75	530	370	23	≈228
Kılıçlı ve ark.	1526°F (830°C) 20 dk.	689°F (365°C) 180 dk.	≈30	≈70	685	518	15	≈267
Şahin ve ark.	1463°F (795°C) 60 dk.	689°F (365°C) 120 dk.	≈30	≈70	440	306	28	≈180
Şahin ve ark.	1500°F (815°C) 60 dk.	698°F (365°C) 120 dk.	≈70	≈30	529	370	19	≈228
Druschitz ve ark.	1460°F (793°C) 60 dk.	575°F (300°C) 90 dk.	Rapor edilmedi.	Rapor edilmedi.	789	497	20	241
Druschitz ve ark.	1500°F (815°C) 60 dk.	575°F (300°C) 90 dk.	Rapor edilmedi.	Rapor edilmedi.	894	579	17	272
Valdes ve ark.	1472°F (800°C) 90 dk.	707°F (375°C) 60 dk.	≈85	≈15	≈900	≈600	≈7	Rapor edilmedi.
Valdes ve ark.	1526°F (830°C) 90 dk.	707°F (375°C) 60 dk.	≈90	≈10	≈970	≈700	≈5	Rapor edilmedi.
Basso ve ark.	1463°F (795°C) 60 dk.	662°F (350°C) 90 dk.	≈20	≈80	550	380	24	186
Basso ve ark.	1508°F (820°C) 60 dk.	662°F (350°C) 90 dk.	≈60	≈40	690	550	22	215
Basso ve ark.	1544°F (840°C) 60 dk.	662°F (350°C) 90 dk.	≈80	≈20	800	620	20	250
Basso ve ark.	1544°F (840°C) 60 dk.	662°F (350°C) 90 dk.	≈95	≈5	1150	950	16	325

Zhou [49], ÇMY-ÖKGDD'lerden üretilmiş aşındırıcı bilyaların iki yarım tekrarlanan aşamalı östemperleme işlemi ile mikroyapının ve mekanik özelliklerin nasıl etkilendiğini incelemiştir. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir öğütme (aşındırma) bilyeleri 900 °C'de 2 saat östenitleyip ve daha sonra 100 s'lik bir sodyum silikat çözeltisinde tamamlanmadan su verilmiştir, ardından 230 °C'de bir izotermal fırında 1 saat östemperlenmiştir. İki aşamalı östemperleme işleminden farklı olarak, bu süreç, tamamlanmamış su verme aşaması ve östemperleme aşaması aracılığıyla iki aşamalı bir yapı hazırlanmış, bu nedenle buna çift matrisli yapı (ÇMY) iki aşamalı östemperleme adını vermiştir. Bu çalışma, eksik su verme ortamı olarak farklı konsantrasyonlarda sodyum

silikatın (ağırlıkça %30, ağırlıkça %40, ağırlıkça %50 ve ağırlıkça %60) ÖKGDD'nin mikroyapısını ve özellikleri üzerindeki etkisini araştırmayı amaçlamıştır. ÖKGDD'nin mikro yapısı, mekanik özellikleri ve aşınma direnci, EDS'li SEM, sertlik testi (rockwell) aparatı ve darbe-tokluk test cihazının yanı sıra sürtünme aşınma testi ve darbe aşınma testi kullanılarak analiz edilmiştir. Sodyum silikat konsantrasyonu ağırlıkça %30'dan ağırlıkça %60'a yükselirken, düşük ösferrit hacim oranı başlangıçta artmış ve daha sonra azalmıştır. Ağırlıkça %40 sodyum silikat ile DMS iki aşamalı östemperleme, büyük taşlama makinelerinin uygulanması için uygun olan, en iyi genel mekanik özelliklere ve aşınma özelliklerine sahip, daha düşük ösferrit ve az miktarda temperlenmiş martensit içeren öğütme bilyalarını üretmiştir. Ayrıca bu çalışma, çevre dostu olan tuz banyosu östemperleme işleminin yerini alacak yeni bir yöntemde geliştirmiştir [49].

Tenaglia [45], farklı mikroyapılarına (%25, 50 ve %75 ösferrit) ve Si konsantrasyonlarına (%2,4-4,2 Si) sahip KGDD'lerin ısıtılma işleminden sonra elde edilen arakritik sıcaklıklarda ÇMY-ÖKGDD mekanik özelliklerini araştırılmıştır. Çekme mukavemeti, darbe mukavemeti ve sertlikleri ölçülmüştür. Sonuç olarak tamamen ferritik matrislerden başlayarak elde edilenlere benzer mekanik özellikler görülmüştür. Mikroyapılarda farklı olarak kabul edilebilir derecede silisyum içeriğinin artması ve mikro yapıda bulunan ösferrit miktarının da artması bununla birlikte sertlik, akma ve çekme dayanımı da artırmıştır. Özellikle, yaklaşık %50 ferrit ve %50 ösferrit gösteren %3,1 Si KGDD'nin üzerinde elde edilen arakritik östemperlenmiş dökme demir, mekanik özelliklerin en iyi kombinasyonuna sahiptir. Farklı kimyasal bileşimler ve ısıtılma işlem parametreleri kullanılarak elde edilen arakritik östemperlenmiş dökme demir numuneleri, kırılma anında daha iyi uzama gösterdi [45].

Soliman [10], ÇMY-KGDD'lerin farklı silisyum içeriklerindeki yapı ve özelliklerine termo-mekanik işlemlerin etkisini araştırmıştır. Bu araştırmada çift matris yapıları östemperlenmiş KGDD'lerin mukavemet ve süneklik kombinasyonundaki iyileşme, ağırlıkça %2,6 ve ağırlıkça %4 olmak üzere farklı silisyum içeriklerine sahip iki KGDD incelenmiştir. Yapı, bir dilatometri sistemi ile donatılmış bir termo-mekanik simülátörde üretilmiş ve silisyum içeriğinin dönüşüm kinetiği ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Silisyum içeriğinin artırılması, arakritik sıcaklık bölgesini genişletmiş ve onu daha yüksek sıcaklık aralığına kaydırmıştır. Arakritik bölgesini genişletmesi, kritik tavlama sürecini daha kontrol edilebilir hale getirmiştir. Ferrit fazının eklenmesi, ösferrit dönüşüm kinetik enerjisini

hızlandırmıştır. Süneklik $\times$ çekme dayanımın indeksi iyileşirken, akma ve çekme dayanımının azalması sonucuna ulaşılmıştır. Öte yandan, arakritik sıcaklıkta gözlenen ferrit oluşumunun ve östemperleme sıcaklığında ösferrit oluşumunun hızlanmasının ortaya koyduğu gibi, Si içeriğinin arttırılması, KGDD'nin dönüşüm kinetiğini hızlandırmada önemli bir etkiye sahiptir. Daha yüksek Si içeriğine sahip alaşım, sünekliği geliştirilmiştir ancak daha düşük akma ve çekme dayanımı göstermiştir [10].

Guesser [66], KGDD'lerin başlangıçtaki ilk mikroyapısının östemperleme sonrası ÖKGDD'lerin mekanik özelliklerine olan etkisini araştırmıştır. Bu nedenle başlangıç mikroyapısını belirli bir orana (%30 ferrit) sabitlediği numunelerle çeşitli diğer oranlardaki ferrit, perlit, ferrit + perlit, martensit ve ösferrit olan farklı numuneleri karşılaştırarak mekanik özelliklerdeki farklılıkları araştırmıştır. Deneysel çalışmasında, numuneler arakritik bölgede (795°C) farklı sürelerde (12 saate kadar) östenitlenmiş ve ardından 350°C'de östemperlenmiştir. Farklı başlangıç mikroyapıları için östenitleme işlemi sırasında ferrit ve östenit oluşumunun ve dağılımının değişimi incelenmiştir. Seçilen östenitleme sıcaklığı için, ilk mikro yapıların tümü, son mikro yapıda (12 saat sonra) %30 ferrit (%70 ösferrit) üretilmiştir. Sonuç olarak, mekanik özelliklerin ferrit ve ösferrit alanlarının dağılımına ve saflığına bağlı olarak değişim göstermiştir. Martensit ve ösferrit mikroyapılarını başlangıçta karbon eşit olarak dağıtılmakta ve hızlı bir şekilde çözülmüştür. Bunu da östenit ve ferritin en iyi mukavemet ve süneklik kombinasyonuna homojen bir dağılımı olursa ulaşıla bileceği sonucunu yorumlamıştır [66].

Kılıçlı ve Erdoğan [2], kısmi östenitleme ve östemperleme ile üretilen çift fazlı matris mikroyapısına sahip östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde ösferrit hacim oranı ve morfolojisinin çekme özellikleri üzerine etkisini araştırmıştır. Çift fazlı matris mikroyapısına sahip östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde ösferrit hacim oranı arttıkça akma ve çekme dayanımı artarken toplam % uzamanın azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca ince östenit morfolojisine sahip çift fazlı küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerinin, kaba östenit morfolojisine sahip çift fazlı küresel grafitli dökme demirlerden daha iyi performans gösterdiğini tespit etmişlerdir [2].

Erdoğan ve arkadaşları [6], arakritik östenitleme sıcaklık aralığında östenitlenmiş ve östemperlenmiş küresel grafit dökme demirlerde faz dönüşümlerini araştırmıştır. Küresel grafitli dökme demirlerde arakritik östenitleme ve östemperleme ısı işlemi sonucu ötektoid

öncesi ferrit ve ösferritten oluşan (beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenit) çift matrisli yapıların üretilebileceğini göstermişlerdir. Ayrıca çift matrisli küresel grafitli dökme demirlerde epitaksiyel ferritin (yeni ferrit) varlığını tespit etmişlerdir. Çift matrisli küresel grafitli dökme demirlerde östemperleme süresine bağlı olarak epitaksiyel ferritin ve beynitik ferritin miktarının arttığını tespit etmişlerdir [6].

Erdoğan ve arkadaşları [4], farklı başlangıç mikroyapısına (farklı östenit tane boyutuna) sahip alaşımsız küresel grafitli dökme demirlerde arakritik östenitleme ve östemperlemenin faz dönüşümlerini üzerine etkisini araştırmıştır. Kaba ve ince östenit morfolojisine sahip küresel grafitli dökme demirlerde östemperleme süresine bağlı olarak mikroyapı haritaları oluşturmak suretiyle fazların miktarını nicel olarak ölçmüştür. Epitaksiyel ferritin (yeni ferrit) sadece başlangıç mikroyapısı kaba östenit morfolojisine sahip küresel grafitli dökme demirlerle üretilebileceğini tespit etmişlerdir [4].

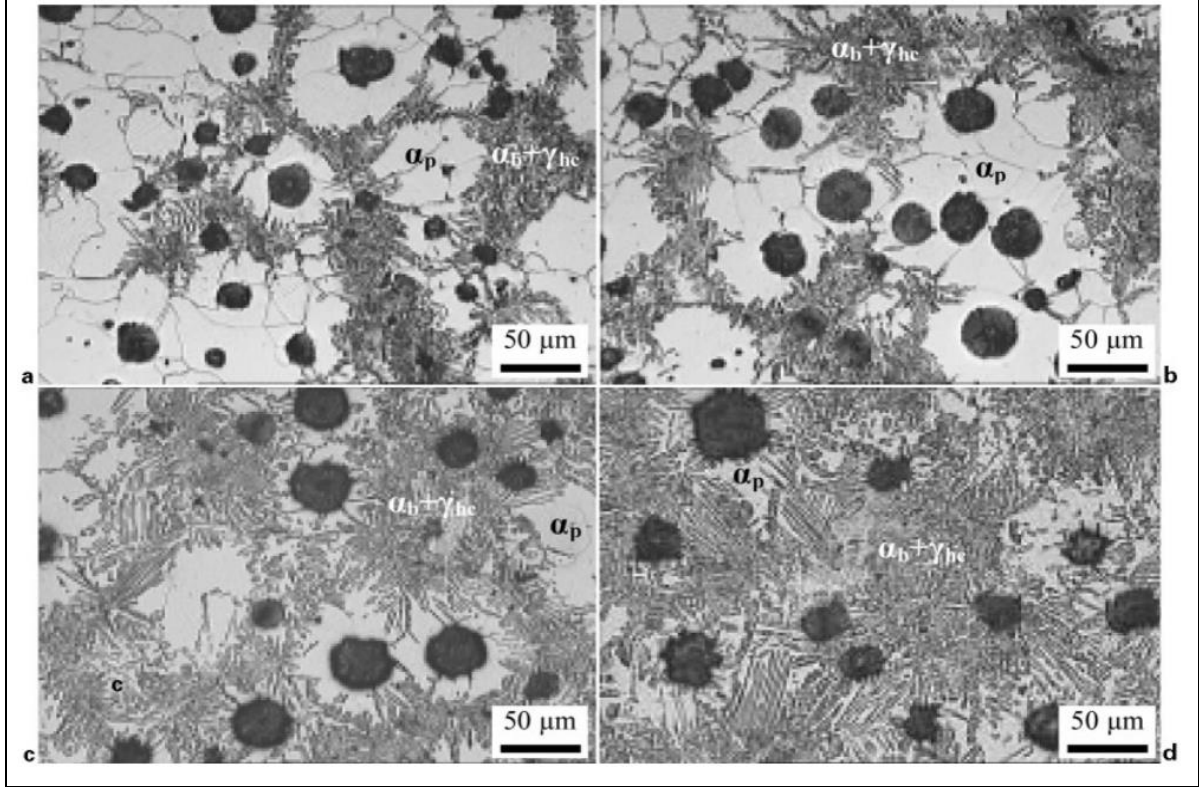
Kılıçlı ve Erdoğan, kısmi östenitleme ile üretilen çift fazlı matris mikroyapısına sahip östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde gerinim sertleşme (pekleşme) davranışını Crussard-Jaoul analizi kullanarak araştırmıştır. Çift fazlı matris mikroyapısına sahip östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde pekleşme davranışı, ösferrit miktarına bağlı olarak değişmektedir. Çift matrisli küresel grafitli dökme demirler geleneksel östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlere göre daha düşük gerinim sertleşme oranı (pekleşme oranı) sergilediğini tespit etmişlerdir [5].

Yukarıda özeti verilen araştırmalarda, ÇMY-ÖKGDD'lerde östemperleme sıcaklığının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisinin [1-5, 7-9, 11, 49, 55, 59, 67-72] alaşım elementlerinin etkisinin [15, 41-43, 45] ve aşınma özelliklerinin araştırıldığı [3, 9, 29, 31] ancak östemperleme süresinin etkisiyle ilgili sınırlı sayıda araştırma [46, 47] tespit edilmiştir. Önerilen bu çalışma kapsamında östemperleme sıcaklık ve süresinin ÇMY-ÖKGDD'lerin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılarak mevcut literatürdeki bu boşluk doldurulmaya çalışılmıştır.

2.2. Arakritik Östenitleme Sıcaklığının Etkisi

Çift matris yapıları östemperlenmiş alaşımsız küresel grafitli dökme demirlerde arakritik östenitleme sıcaklığı arttıkça ösferrit miktarının arttığı tespit edilmiştir [1]. Resim 2.2'de

verilen mikroyapılardan görüldüğü üzere arakritik östenitleme sıcaklığı artıkça ösferit miktarı artmıştır. Aynı çalışmada artan arakritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak mekanik özelliklerden akma ve çekme dayanımı artarken toplam uzama miktarının azaldığı tespit edilmiştir [1].



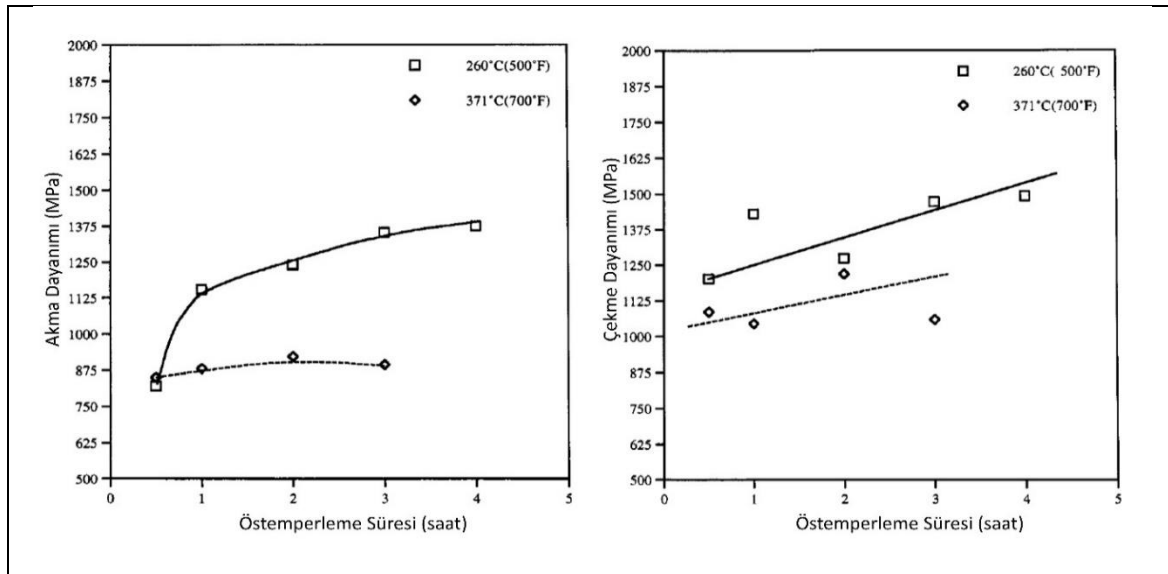
Resim 2.2. Arakritik östenitleme sıcaklığının mikroyapıya etkisi;
a) 795°C, b) 805°C, c) 815 °C ve d) 830 °C [1]

Benzer şekilde, diğer araştırmacılarda [6, 38, 73-76] ÇMY-ÖKGDD’lerde artan arakritik östenitleme sıcaklığıyla mekanik özelliklerde artış sağlandığını rapor etmektedirler.

2.3. Östemperleme Sıcaklığının Etkisi

ÖKGDD’lerde östemperleme sıcaklığının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisiyle oldukça çok araştırmaya rastlanmaktadır [15, 32, 37, 38, 41, 62-64, 77-80]. Araştırmacılar artan östemperleme sıcaklığının asiküler (iğnems) ferritik ve kalıntı östenitlerin plaka kalınlıklarında büyümeye neden olduğunu ve mikroyapının kabalaştığını bildirmektedir [15, 30, 32, 35-40, 43, 46, 81].

Putatunda [46], östemperleme sıcaklığının, alaşımsız düşük manganlı KGDD'nin mikroyapı ve oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri üzerindeki etkisini incelemek için bir araştırma yapmıştır. Östemperleme sıcaklığının bu KGDD'nin akma ve çekme dayanımı üzerindeki etkisini incelenmiştir. Numuneler daha sonra üst (371°C) ve alt (260°C) beynitik sıcaklık aralıklarında 30 dk ile değişen farklı zaman dilimlerinde dört saate kadar östemperlenmiştir. Mevcut araştırmanın sonuçları, düşük manganlı ÖKGDD için, alt ösferritik mikroyapıların, üst ösferritik mikroyapılardan daha yüksek akma ve çekme dayanımı sergilediğini göstermektedir (Şekil 2.3.). Ayrıca alt beynitik sıcaklık aralığında östemperleme süresinin artmasıyla malzemenin akma ve çekme mukavemetinin arttığı, üst beynitik sıcaklık aralığında ise zamanın mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı bulunmuştur. %30 ila %35 arasında kalan östenit içeriğinin optimum kırılma tokluğu (K_{1c}) sağladığı belirlenmiştir.

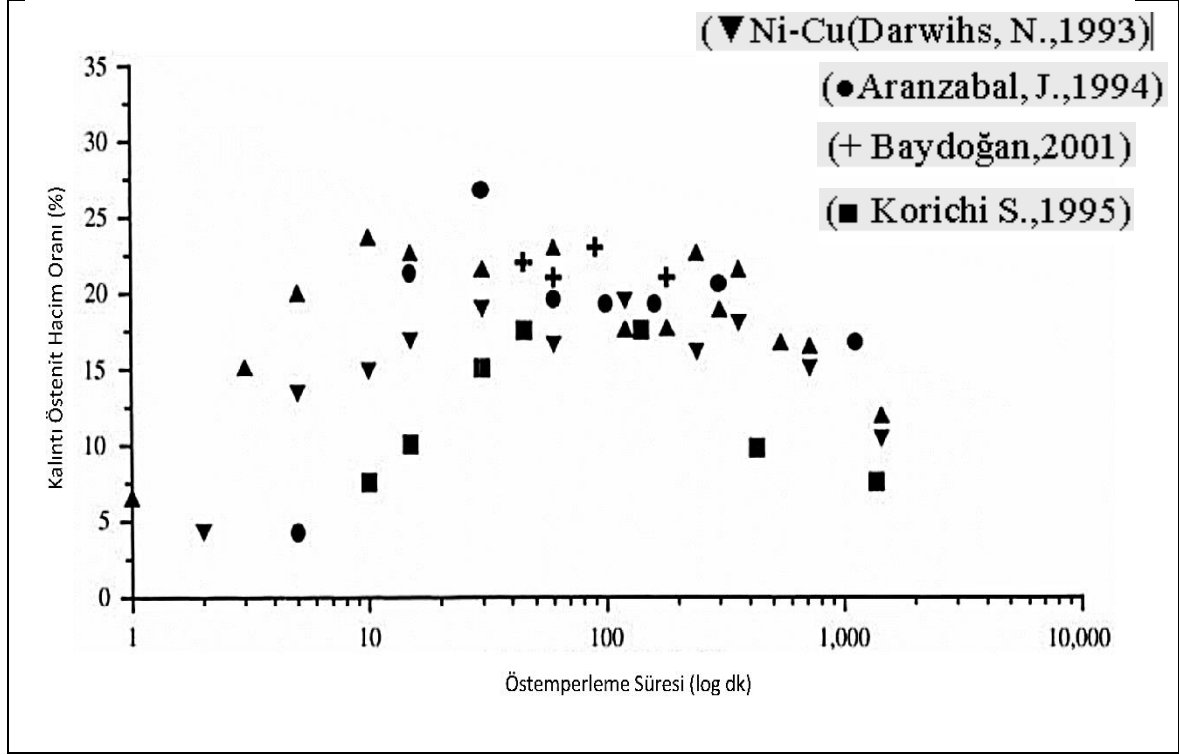


Şekil 2.3. Östemperleme sıcaklık ve zamanının akma ve çekme dayanımına etkisi [46]

2.4. Östemperleme Süresinin Etkisi

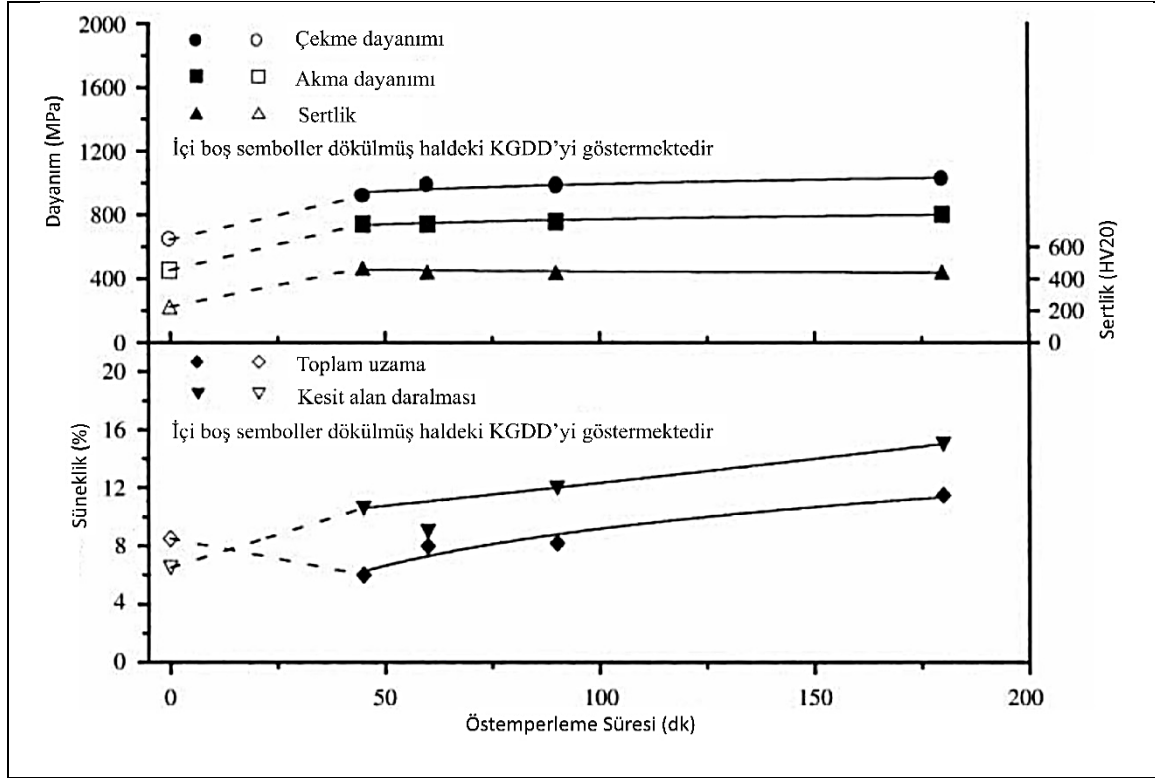
Baydoğan ve Çimenoglu [47], östemperleme süresinin KGDD'nin sertlik, çekme özellikleri ve aşınma direnci üzerindeki etkilerini incelemiştir. KGDD numuneleri 900°C'de 100 dakika östenitlemeden sonra 300°C'de östemperlenmiştir. Yaklaşık 100 dk östemperleme süresinde en fazla kalıntı östenit miktarının elde edildiği tespit edilmiştir (Şekil 2.4.). Östemperleme süresinin 45 dakikadan 180 dakikanın üzerine çıkarılması, sertlik ve mukavemette daha fazla

iyileşmeye neden olmadığını (Şekil 2.5.), ancak sünekliği ve aşınma direncini kademeli olarak artırdığı sonucuna ulaşmıştır [47].



Şekil 2.4. ÖKGDD’lerde 300°C’de östemperleme süresinin kalıntı östenit hacim oranına etkisi [47]

Hasırcı [82], bakır ve nikel alaşımlı ÖKGDD’lerde östemperleme süresinin mikro yapı ve mekanik özellikler üzerine etkisini araştırmıştır. Östemperleme süresi arttıkça genel olarak ferrit ve yüksek karbonlu östenit miktarı azalma darbe dayanımı ve uzama artmakta, ancak sertlik, akma ve çekme dayanımı ile azaldığını tespit etmiştir. Ayrıca, östemperleme süresine bağlı olarak darbe dayanımının artmasında % Cu miktarının %Ni miktarına göre daha etkili olduğu görülmüştür. % Cu miktarı arttıkça darbe dayanımı arttığı belirtilmiştir [82].



Şekil 2.5. Dökülmüş haldeki ve 300°C'de östemperlenmiş KGDD'nin östemperleme süresine bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi [48]

Uyar ve arkadaşları [48], östemperleme süresinin ÇMY-ÖKGDD'lerde mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisini araştırmıştır. Bu amaçla, alaşımlı küresel grafitli dökme demir çekme numuneleri 810°C'de östenitlenerek, 350 °C östemperleme sıcaklığında 5 farklı sürede (45dk, 60dk, 90dk, 120dk ve 180dk) östemperlenmiştir. Arakritik östenitleme sıcaklıklarından östemperlenmiş numunelerde ferrit + ösferritten oluşan çift matrisli yapılar elde edilmiştir. Farklı östemperleme sürelerinde östemperlenmiş numunelerde birbirine yakın ösferrit hacim oranları elde edilmiştir. Artan östemperleme süreleri ile çekme özellikleri azaldığı, en iyi mekanik özelliklerin 70-130 dk östemperleme zaman aralığında elde edildiği bildirilmiştir [48].

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

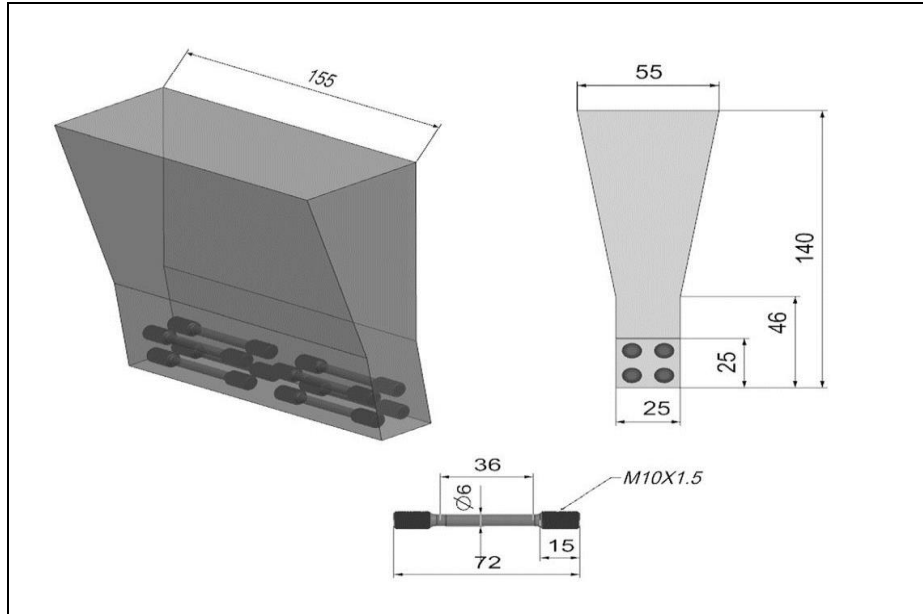
3.1. Malzeme

Bu çalışmada kullanılan küresel grafitli dökme demirin bileşimi Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Çalışmalarda kullanılan KGDD'nin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %)

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Fe
3.56	2.7	0.39	0.024	0.012	0.045	0.022	0.021	0.065	0.014	0.009	Kalan

KGDD dökümü ticari bir dökümhanede 1 ton kapasiteli orta frekanslı bir indüksiyon ocağı kullanarak gerçekleştirilmiştir. Tandış yöntemiyle küreselleştirme işlemi yapılmıştır. Küreselleştirme işlemi için %6-7 Mg içeren ferrosilikon alaşımıyla 500 kg'lık bir sıvı metale yapılmıştır. Aşılama için %75 ferrosilikon alaşımı kullanılmıştır. Eriyik, 1400-1450 °C'de, ASTM A536 standardına [83] göre hazırlanmış (1 inç/25,4 mm kalınlıkta) Y blok yaş kum kalıplara dökülmüştür. Y bloklarının alt bölgesinden talaşlı imalat ile çekme numuneleri üretilmiştir (Şekil 3.1.).

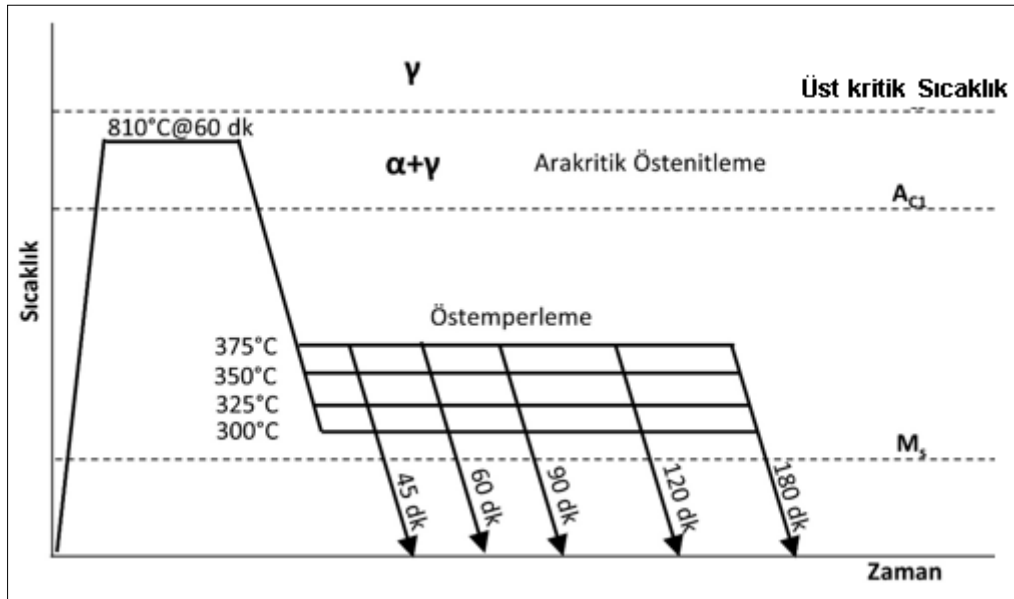


Şekil 3.1. Çalışmalarda kullanılan ASTM 536-84'ya göre üretilmiş Y-blok ve ölçüleri (mm)

3.3. Isıl işlemler

KGDD’lerde östempereleme sıcaklık ve süresinin etkisini araştırmak amacıyla yapılan ısı işlemler Şekil 3.2’de şematik olarak gösterilmektedir. KGDD çekme numuneleri 810 °C’de arakritik östenitlemeyi müteakip, 300 °C, 325 °C, 350 °C ve 375 °C östempereleme sıcaklığında 5 farklı sürede (45dk, 60dk, 90dk, 120dk ve 180dk) östemperelemiştir. 810 °C’de tavlama için atmosfer kontrolü olmayan elektrik dirençli ± 1 °C sıcaklık kontrollü laboratuvar tipi fırın kullanılmıştır (Resim 3.1.). Östempereleme ısı işlemlerinde %50 NaNO₃ +%50 KNO₃ karışımından oluşan tuz banyosu kullanılmıştır (Resim 3.1).

Isıl işlem esnasında yüzeyde oluşabilecek dekarbürizasyonu önlemek amacıyla numuneler 40 µm kalınlığında ticari saflıkta bakır ile kaplanmıştır.



Şekil 3.2. ÇMY-ÖKGDD üretmek için uygulanan farklı östempereleme sıcaklık ve sürelerinin zaman-sıcaklık diyagramında şematik gösterimi



Resim 3.1. Isıl işlemlerde kullanılan fırın ve tuz banyosu

Isıl işlemler sırasında bakır kaplanmış numuneler üçerli şekilde gruplanmış ve sırasıyla ısıl işlem fırınına alınmadan önce yerleşimleri yapılmıştır. İşlemlerin bitiminde ise yine etiketlenmiş poşetlerle kontrollü bir şekilde sıralanmış ve katologlanmıştır (Resim 3.2.). Isıl işlemlerin yapıldığı fırın ve tuz banyosu mesafesi çok kısa tutulmuştur. Bu sayede hava etkilerinden olabildiğince uzak tutulmaya çalışılmıştır.



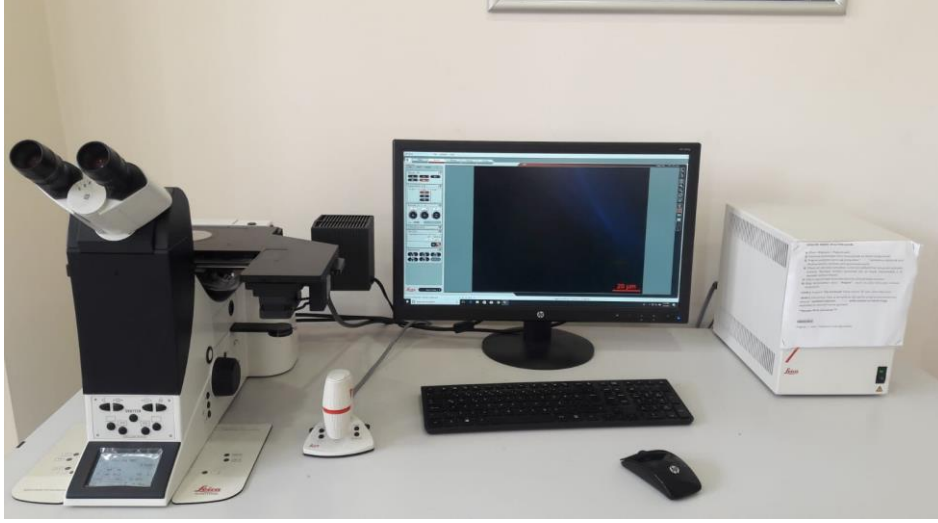
Resim 3.2. Isıl işlemler için hazırlanmış numuneler

3.4. Metalografik çalışmalar

Metalografik inceleme için numuneler, çekme çubuklarının deforme olmayan bölgesinden kesilmiş abrasif kesme diski ile kesilmiştir. Kesilen numuneler sıcak bakalit içine gömülmüştür. Numuneler sırasıyla 220, 400, 800 ve 1200 kum ile zımparalama sonrası 9µm, 3µm ve 1 µm elmas süspansiyonla parlatılmıştır (Resim 3.3.). Sıvı sabunla yıkama ve etil alkol ile kurutma sonrası numuneler son olarak %2 Nital çözeltisiyle dağlanmıştır. Mikroyapıların ve kırılma yüzeylerinin gözlemlenmesinde Leica DMI 5000M model optik mikroskop (Resim 3.4.) ve Jeol JSM 6060LV model tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır (Resim 3.5.). Ösferrit ve ötektoid öncesi ferritin hacim oranı Leica Application Suite Image Analysis yazılımı (versiyon 4.6) kullanılarak hesaplanmıştır. Numunelerin yüksek karbonlu östenit (γ_{yk}) ve ferrit hacim oranlarının miktarları XRD analizi ile belirlenmiştir. Beynitik ferrit hacim oranı, görüntü analiz yazılımı tarafından hesaplanan ötektoid öncesi ferrit ve ösferrit içeriğinin XRD analizi ile hesaplanan ferritin toplam hacim oranından çıkarılmasıyla hesaplanmıştır.



Resim 3.3. Çalışmalarda kullanılan ATM Sapphire 330 zımparalama ve parlatma cihazı



Resim 3.4. Çalışmalarda kullanılan Leica DMI 5000M model optik mikroskop



Resim 3.5. Çalışmalarda kullanılan Jeol JSM 6060LV model tarama elektron mikroskobu

3.5. XRD Analizi

Yüksek karbonlu östenit faz hacim oranı Bruker D8 Advance XRD cihazı kullanılarak (Resim 3.6.) elde edilen XRD deseni üzerinden hesaplanmıştır. X ışını kaynağı olarak monokromatik $\text{CuK}\alpha$ ışını ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$) kullanılarak 40 kV ve 40mA'da XRD desenleri elde edilmiştir. Numuneler 2θ açısıyla 40-100° aralığında 0,02°/sn tarama hızında taranmış. Kalıntı östenit hacim oranının belirlenmesinde (200), (220) östenit ve (200), (211) ferrit piklerinin altında kalan alanlar kullanılmıştır. Hesaplamalarda ASTM E975'te [84] belirtilen Eş.1 kullanılarak kalıntı östenit miktarı belirlenmiştir. Östenitin karbon içeriği kafes parametresi kullanılarak Eş.2 'de verilen eşitlikle hesaplanmıştır [85].

$$V_{\gamma} = \frac{0.5 \left[\frac{I_{\gamma(200)} + I_{\gamma(220)}}{R_{\gamma(200)} + R_{\gamma(220)}} \right]}{0.5 \left[\frac{I_{\alpha(200)} + I_{\gamma(211)}}{R_{\alpha(200)} + R_{\gamma(211)}} \right] + 0.5 \left[\frac{I_{\gamma(200)} + I_{\gamma(220)}}{R_{\gamma(200)} + R_{\gamma(220)}} \right]} \quad \text{Eş. 1}$$

Burada I; ilgili pikin altında kalan alanı ve R her pik için ayrı hesaplanan bir değerdir.

$$C_{\gamma} = \frac{a - 0.3548}{0.0044} \quad \text{Eş. 2}$$

Burada a; östenitin kafes parametresidir.



Resim 3.6. Çalışmalarda kullanılan Bruker D8 Advance XRD cihazı

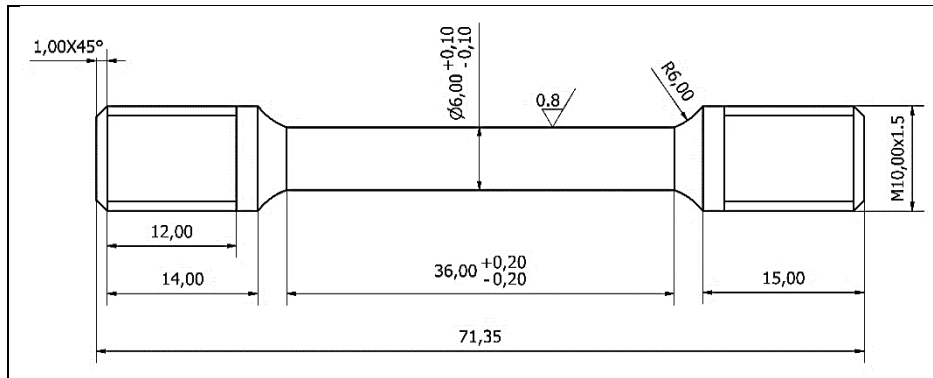
3.6. Mekanik Testler

Numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla mekanik testlerden çekme ve sertlik deneyleri uygulanmıştır.

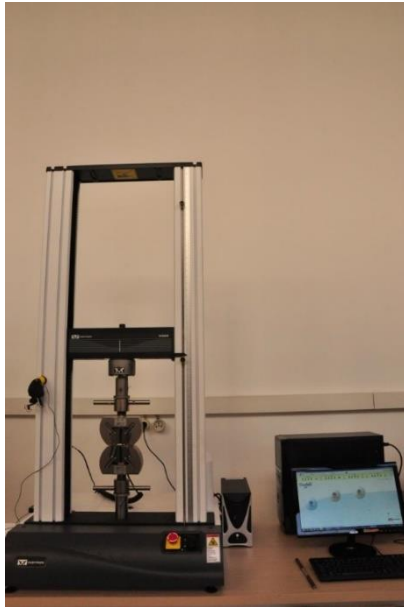
3.6.1. Çekme deneyi

Çekme deneyleri için kullanılan numune boyutları Şekil 4.1'de verilmiştir. Çekme numuneleri boyutları ASTM E8M standardına [86] uygun olarak hazırlanmıştır. Çekme deneyleri Instron 3369 marka 5 ton çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazında (Resim 3.6.) oda sıcaklığında yapılmıştır. Bütün çekme deneyleri $0,0067 \text{ s}^{-1}$ gerinme hızına tekabül eden hareketli başlık hızı $0,2 \text{ mm/dk}$ olarak seçilmiştir. Gerinme

ölçümü için 25 mm'lik ilk ölçü uzunluğuna ayarlanmış bir ekstensometre kullanılmıştır. Aynı grup ısıtılma işlemi numunelerden (seriden) en az 3 numune deneye tabi tutulmuştur ve deney sonuçlarının ortalama değerleri alınmıştır. Numunelerin darbe tokluğu değerleri çekme eğrisinin altında kalan alan BlueHill II yazılımı kullanılarak hesaplatılmıştır. Deneysel çalışmalarda 3 çekme numunesinin çekme eğrilerinin altında kalan alanın ortalaması darbe tokluğu olarak hesaplanarak kullanılmıştır.



Şekil 4.1. ASTM E8/E8M-15a'ya göre hazırlanan çekme numunesi ve boyutları (mm)



Resim 3.7. Çekme deneylerinde kullanılan Instron 3369 üniversal test cihazı

3.6.2. Sertlik deneyi

Metalografik hazırlıklar tamamlanmış (parlatılmış ve dağlanmış), mikroyapı fotoğrafları çekilmiş numunelerden makro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Makro sertlik ölçümlerinde

Emcotest Duravision 200 model sertlik ölçüm cihazı (Resim 3.7.) kullanılmıştır. Ölçümlerde Vickers (10 kgf yükte) yöntemi kullanılmıştır. Cihazlar kalibrasyon bloğu ile kalibre edildikten soma numunelerin sertlikleri aynı numune için 10 değişik noktadan ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması alınmıştır.

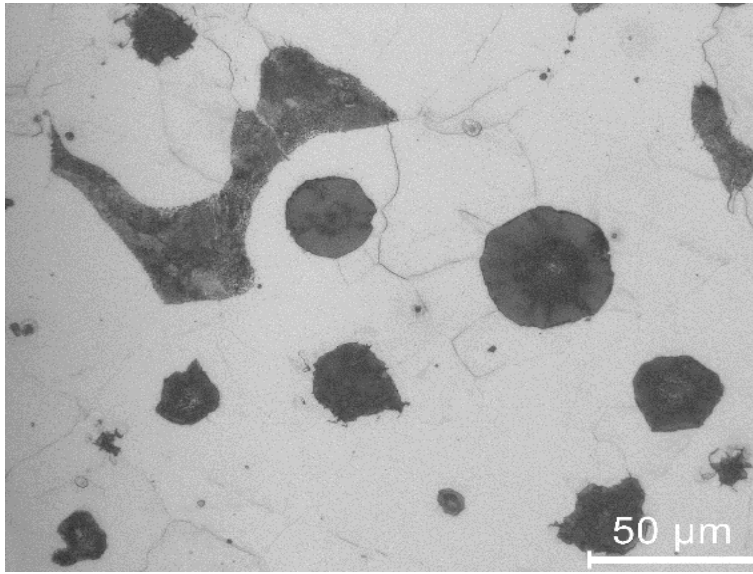


Resim 3.8. Sertlik deneylerinde kullanılan Emtctest Duravision 200 Model Sertlik Cihazı

4. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

4.1. Mikroyapılar

Resim 4.1'de görüldüğü gibi dökülmüş koşullardaki küresel grafitli dökme demirin mikroyapısı ferrit + grafitten meydana gelmiştir. KGDD ayrıca yaklaşık %10 perlit içermiştir. KGDD'nin küresellik oranı ve nodül sayıları sırasıyla %83 ve 96 adet/mm² olarak tespit edilmiştir.



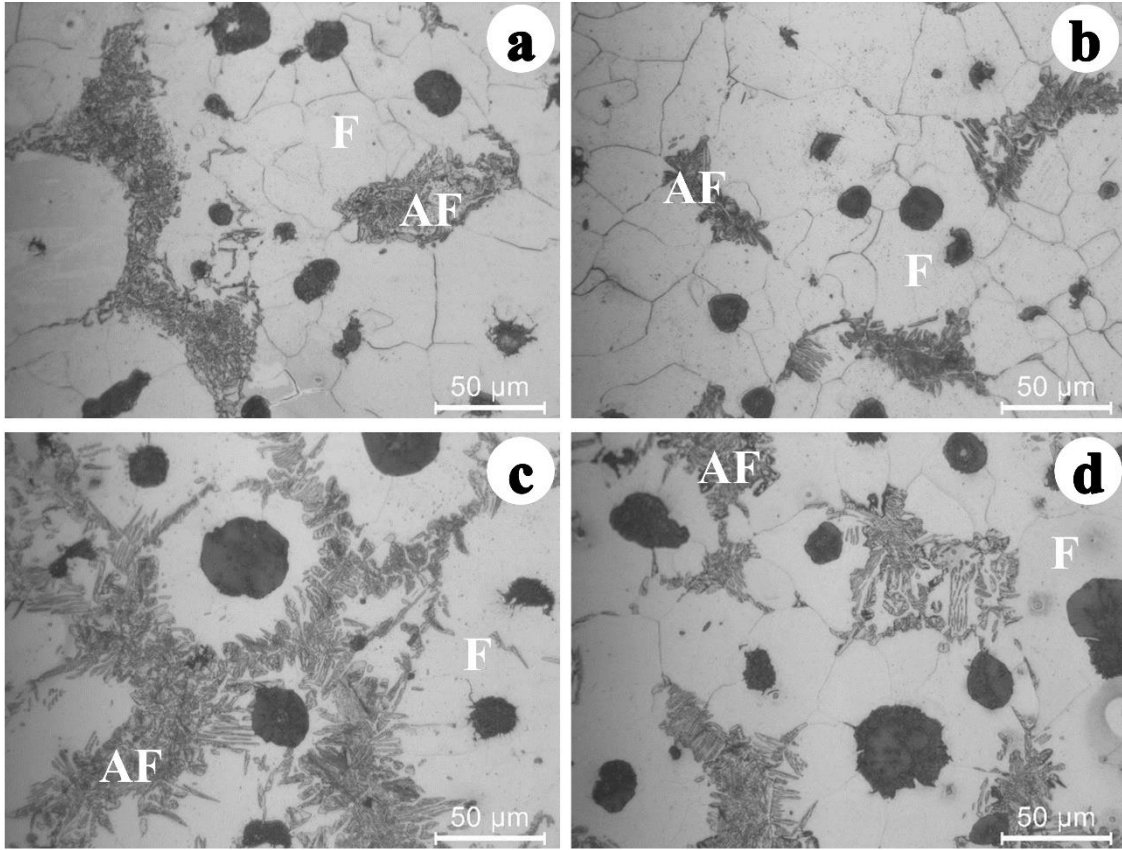
Resim 4.1. Dökülmüş koşullardaki küresel grafitli dökme demirin optik mikroyapısı

4.1.1. Östemperleme sıcaklığının mikroyapıya etkisi

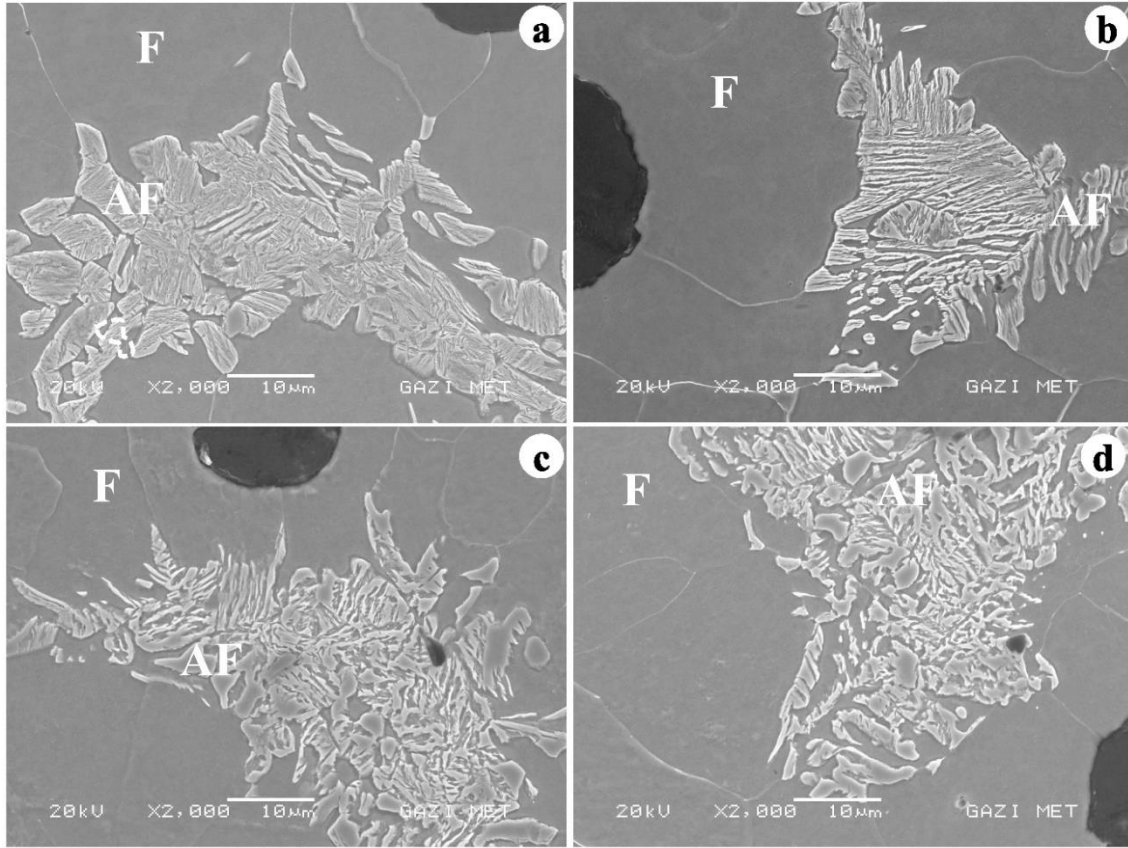
Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak 120 dk 'da östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin optik mikroyapıları Resim 4.2'de verilmiştir. Optik mikroyapılardan görüldüğü üzere açık renkli yapı ötektoid öncesi ferrit koyu renkli yapı ösferrit ve siyah bölgeler grafit küreleri olarak tanımlanmıştır.

Ösferritik yapının grafit çevresindeki ötektik hücre sınırlarında olduğu gözlenmiştir (Resim 4.2). Östenit ilk önce ötektik hücre sınırlarındaki α/α tane sınırlarında çekirdeklenip büyümektedir. Arakritik östenitleme sıcaklıklarında α/α tane sınırlarında çekirdeklenen östenit, östemperleme sırasında ilk önce asiküler ferrite dönüşmüş, daha sonra ferritten östenite doğru difüzyon olarak yüksek karbonlu östeniti meydana getirmiştir [1, 2, 15].

Östemperleme sıcaklığının ösferrit hacim oranı üzerine belirgin bir etkiye sahip olmadığı ve ösferrit miktarının yaklaşık %45-47 olduğu tüm numunelerde tespit edilmiştir (Resim 4.2). Ancak tarama elektron mikroskop resimleri incelendiğinde artan östemperleme sıcaklığı ile ösferritik yapının kabalaştığı gözlenmiştir (Resim 4.3). Benzer şekilde, araştırmacılar östemperleme sıcaklığının ösferritik morfoloji üzerine çok etkili olduğunu, östemperleme sıcaklığının artırılmasıyla ösferritik yapının kabalaştığını bildirmişlerdir [30, 35, 36, 38-40].



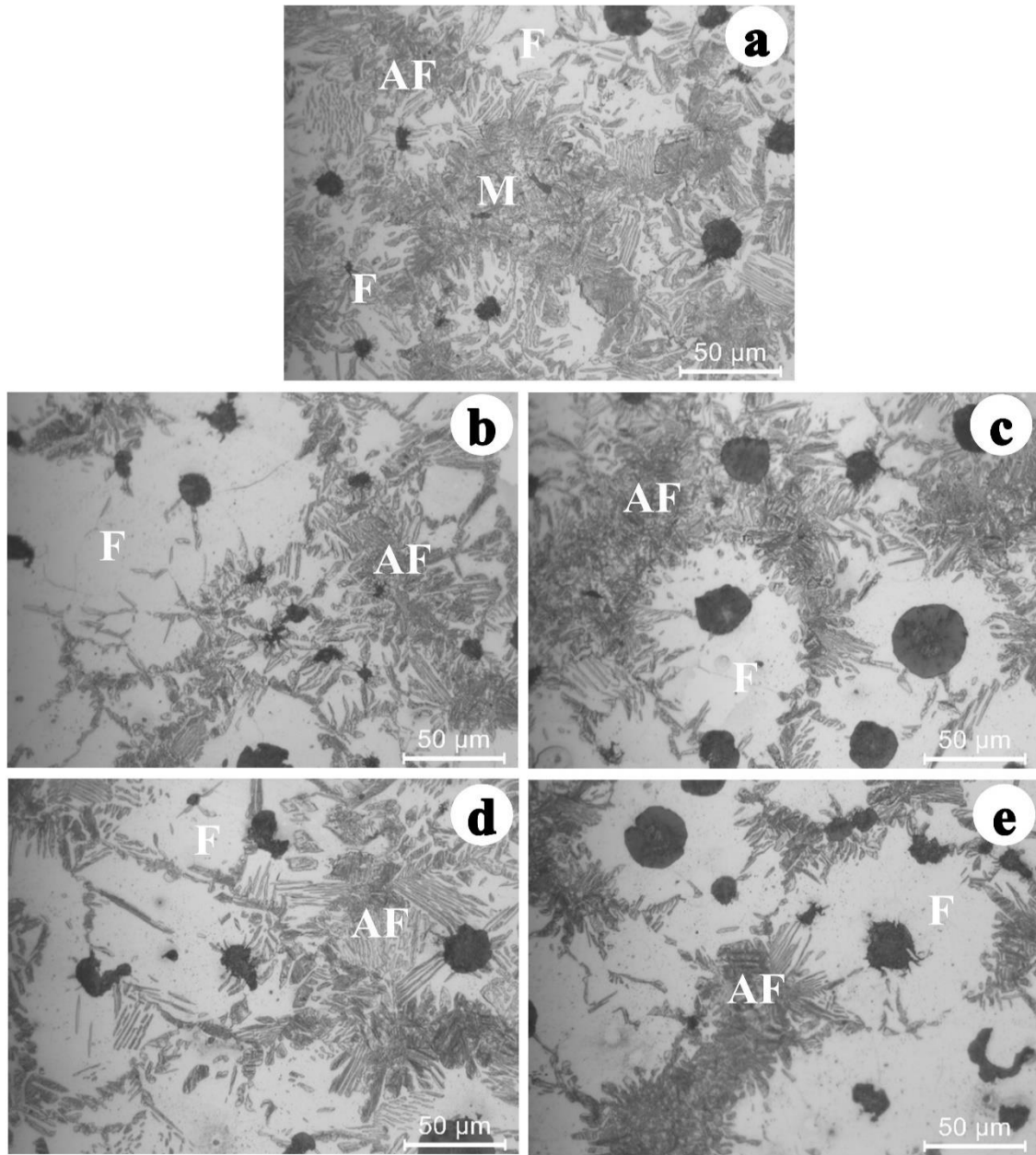
Resim 4.2. a) Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak 120 dk 'da östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin optik mikroyapıları;
a) 300 °C, b) 325 °C, c) 350 °C ve d) 375°C
(F: ötektoid öncesi ferrit ve AF: ösferrit).



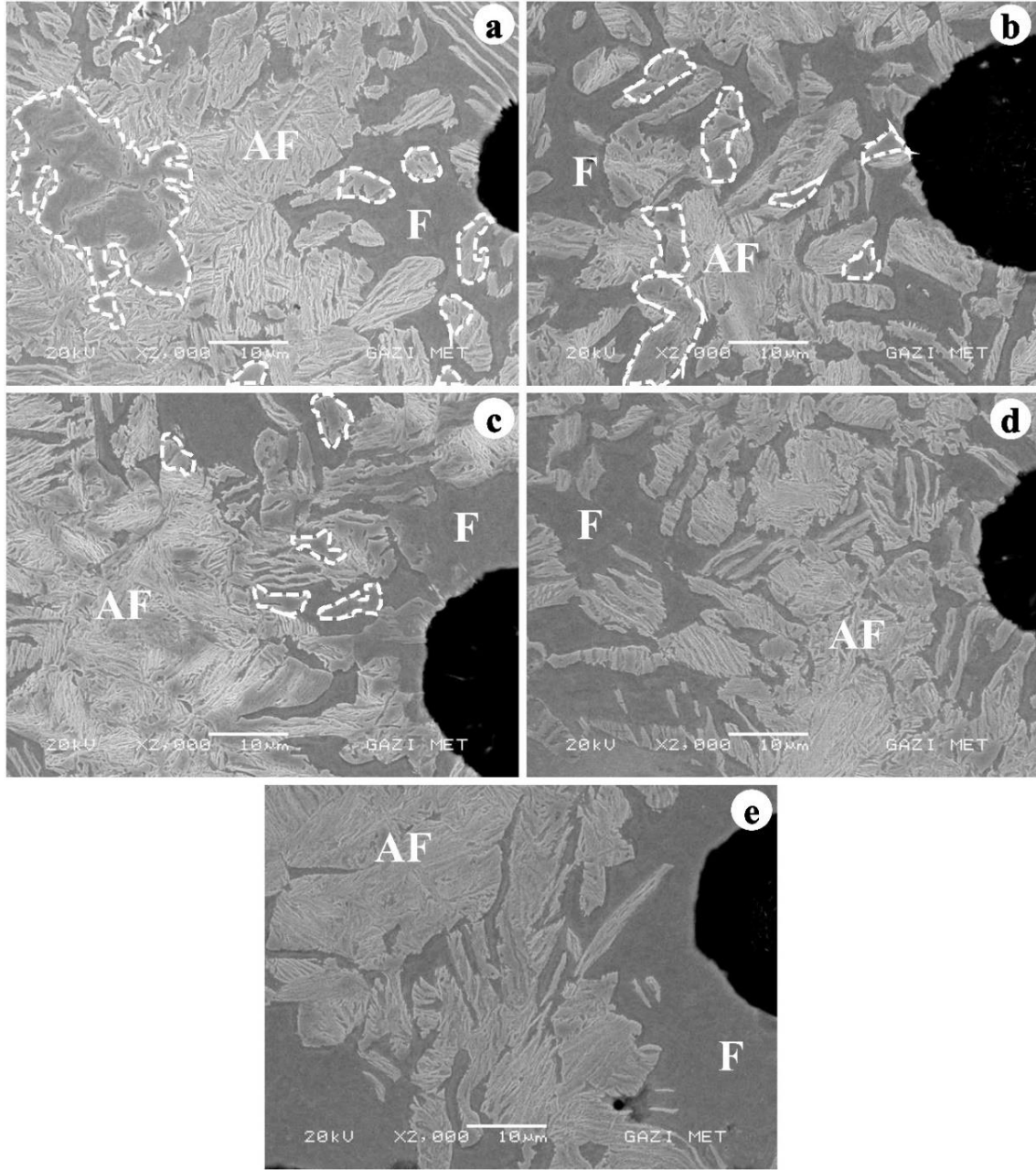
Resim 4.3. Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak 120'dk östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin SEM mikroyapıları; a) 300 °C, b) 325 °C, c) 350 °C ve d) 375°C (F: ötektoid öncesi ferrit ve AF: ösferrit).

4.1.2. Östemperleme süresinin mikroyapıya etkisi

Östemperleme süresine bağlı olarak 350°C'de östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin optik mikroyapıları Resim 4.4'te verilmiştir. Kısa östemperleme sürelerinde (45, 60 ve 90 dk'larda) mikroyapıda dönüşmemiş östeniti (martensitin) varlığına rastlanmıştır (Resim 4.4.a-c). Bunun nedeni östemperleme esnasında I. aşamada östenitin karbonca yeterince zenginleşememesi nedeni ile oda sıcaklığına soğutulduğunda martensite dönüşmesidir [1, 2, 5, 7, 8, 15, 24, 28, 62-64, 87]. Artan östemperleme süresi ile ösferritin yapısı iyice belirginleşmiştir ve martensit tamamen yok olmuş ve mikroyapı tamamen ösferritten meydana gelmektedir (Resim 4.4.d ve e). Arzu edilen çift fazlı matris yapı (ferrit + ösferritik yapı) numunelerin tamamında genelde 90 dk'dan sonra elde edilmiştir (Resim 4.4.d).



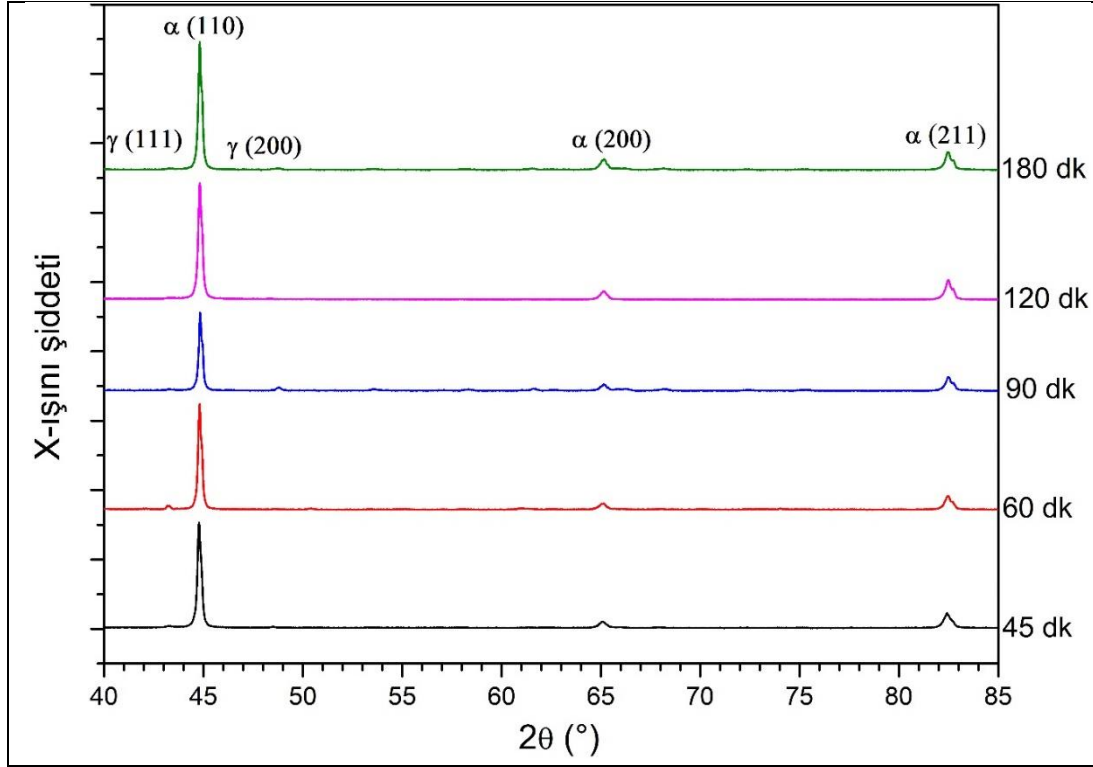
Resim 4.4. a) 350 °C’de östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerin optik mikroyapıları;
 a) 45 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk ve e) 180 dk
 (F: ötektoid öncesi ferrit, M: martensit ve AF: ösferrit).



Resim 4.5. a) 350 °C’de östempirlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunelerinin SEM mikroyapıları; a) 45 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk ve e) 180 dk (F: ötektoid öncesi ferrit, M: martensit ve AF: ösferrit). Kesik çizgilerin iç bölgesi martensiti göstermektedir.

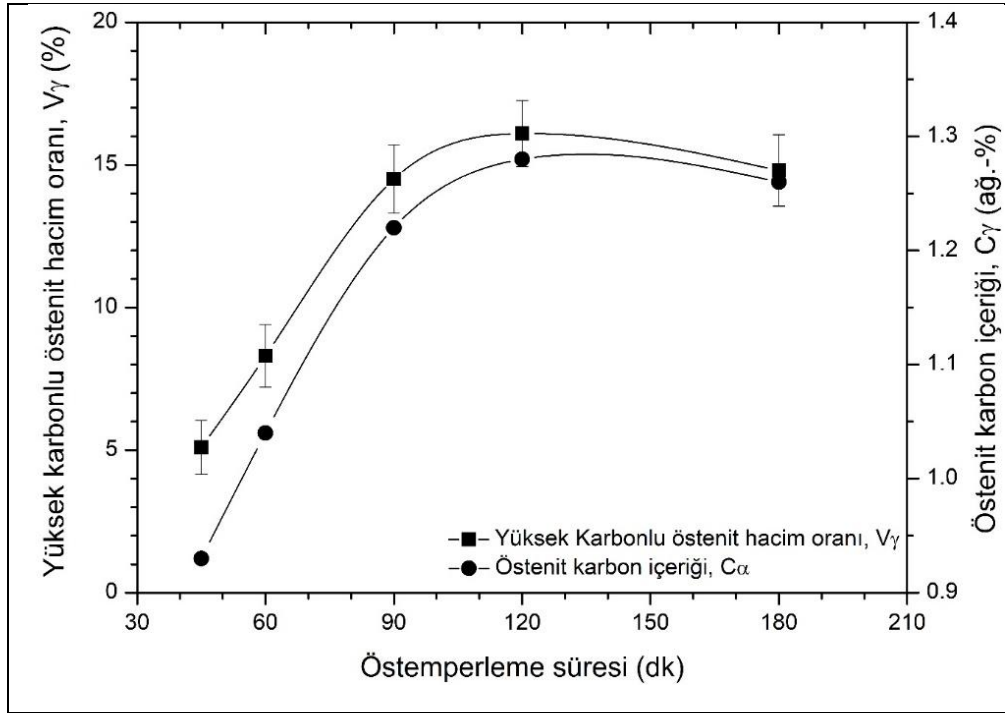
Arakritik östenitleme, kısmi veya düşük sıcaklık östenitleme işlemi olarak da bilinir [1, 2, 5]. Ayrıca, düşük östenitleme sıcaklıkları, ÇMY-ÖKGDD’in mikroyapısında γ k’nin ve karbon içeriğinin düşük olmasına yol açmıştır [4, 6, 15]. Düşük östenitleme sıcaklıkları I. aşama östempirme kinetiği artırmıştır. Bu durum, ilk östenitteki karbon miktarının zenginleşme eksikliğine bağlanmışlardır [88]. Ayrıca ÖKGDD’in östempirme kinetiğinde I. aşamada yüksek miktarda dönüşmemiş östenit (martensit) oluşumuna neden olmuştur [6,

ÇMY-ÖKGDD numunelerin östempereleme süresine göre XRD desenleri Şekil 4.1'de sunulmuştur. XRD desenlerinde küçük östenit pikleri görülmüştür. Bu piklerin varlığı ÇMY-ÖKGDD numunelerinde yüksek karbonlu östenit varlığını desteklemiştir. ÇMY-ÖKGDD araştırmalarında da benzer XRD modelleri gözlenmiştir [31, 68, 91].



Şekil 4.2. ÇMY-KGDD numunelerin östempereleme süresine göre XRD desenleri.

Yüksek karbonlu östenitin (γ_{yk}) hacim oranı ve karbon içeriğinin östempereleme sürelerine göre değişimleri Şekil 4.2'de gösterilmiştir. Yüksek karbonlu östenitin (γ_{yk}) ve karbon içeriğinin en yüksek hacim oranı 120 dk östempereleme süresinde elde edilmiştir. Benzer şekilde mevcut literatürde araştırmacılar en yüksek miktarda yüksek karbonlu östenitin (γ_{yk}) ve karbon içeriğinin 90-150 dakikalık östempereleme sürelerinde elde edildiğini bildirmişlerdir [37, 46, 47]. Östempereleme süresi 120 dk'dan sonra hacim oranındaki azalma, yüksek karbonlu östenit (γ_{yk}) ve karbon içeriğinin, östemperelemenin II. aşamasında beynitik ferrit ve karbürlere ayrışması gerçeğiyle açıklanabilmiştir [1, 2, 6, 15, 36, 62-64, 89, 92-95]. Ancak, bu çalışmada 120 dk östempereleme süresinden sonra optik mikroyapılarda herhangi bir karbür oluşumu gözlemlenmemiştir. Daha ileri östempereleme süreleri için karbür oluşumunu gözlemlmek için bilindiği üzere geçirimli elektron mikroskobu çalışmasına ihtiyaç vardır.



Şekil 4.3. ÇMY-KGDD’de östempereleme süresine bağlı olarak yüksek karbonlu östenit miktarı ve östenit karbon içeriğinin değişimi

4.3. Mekanik özellikler

4.3.1. Östempereleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi

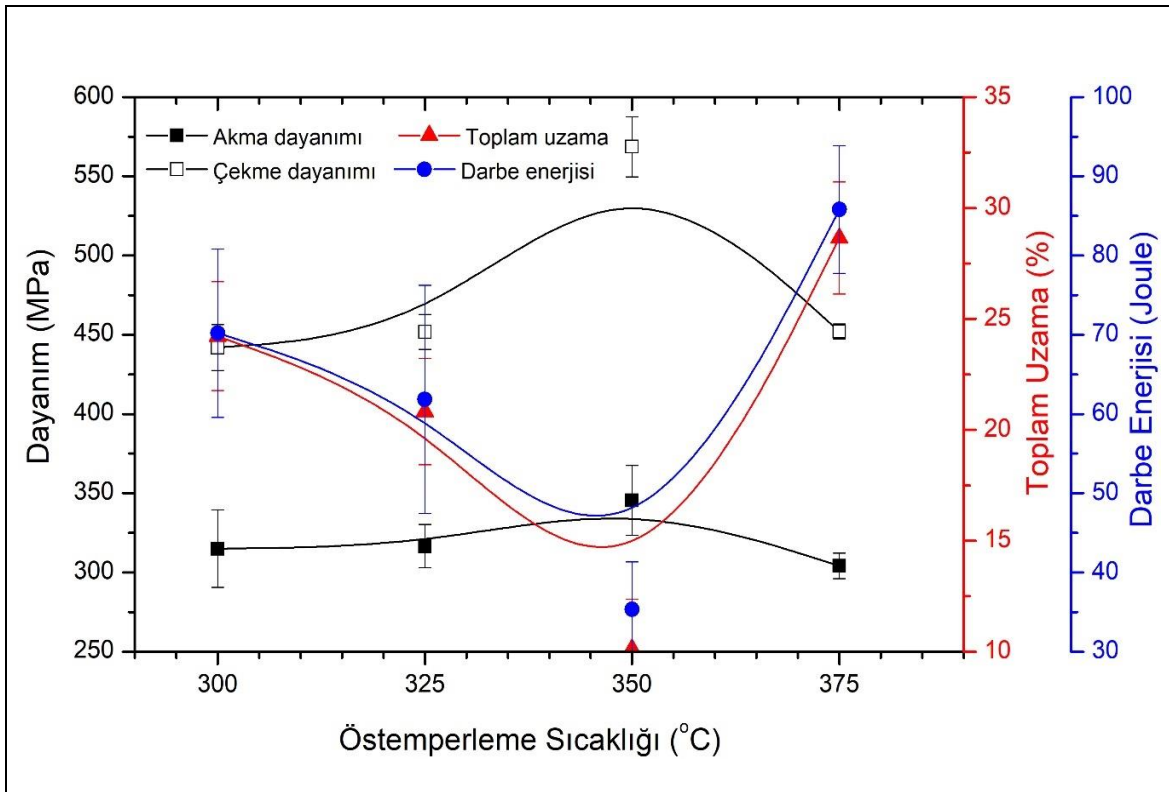
Sabit östempereleme süresinde (120 dk), östempereleme sıcaklığına bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimleri Çizelge 4.2 ve Şekil 4.4’te sunulmuştur. 350 °C östempereleme sıcaklığına kadar akma ve çekme dayanımı artarken toplam uzama ve darbe enerjisi azalmıştır. Sabit östempereleme süresinde (120 dk) en yüksek akma ve çekme dayanımı 350 °C östempereleme sıcaklığında elde edilmiştir (Şekil 4.4.). Buna karşın, en düşük toplam uzama ve kırılma enerjisi 350 °C östempereleme sıcaklığında elde edilmiştir. 375 °C östempereleme sıcaklığında ise akma ve çekme dayanımı değerlerinde azalma görülürken toplam uzama ve darbe enerjisi değerlerinde yükselme gözlenmiştir. Çekme dayanımı ile toplam uzama değerlerinin çarpımıyla elde edilen değer en iyi çekme dayanımı ve toplam uzama değerini kombinasyonunu vermiştir. Bu çalışmada, en iyi çekme dayanımı ve toplam uzama değeri kombinasyonu sabit östempereleme süresinde (120 dk), 375 °C östempereleme sıcaklığında elde edilmiştir. Araştırmacılar, ÖKGDD’lerde artan östempereleme sıcaklığı ile akma ve çekme dayanımının azaldığını buna karşı toplam uzama değerinin arttığını

bildirmişlerdir [30, 35-40]. Bilindiği üzere, ÖKGDD’lerde alaşım elementleri ve östenitleme sıcaklığı östempereleme sonrası mekanik özellikleri doğrudan etkilemiştir [6, 52, 73]. ÖKGDD araştırmalarında en iyi mekanik özellikler genelde 350-400°C östempereleme sıcaklığında elde edildiği bildirmişlerdir [15, 32, 64].

Çizelge 4.2. ÇMY-ÖKGDD numunelerin östempereleme sıcaklığına göre mekanik özellikleri (120 dk sabit östempereleme süresinde)

Östempereleme sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	Kırılma Enerjisi (Joule)	Sertlik (HV 10)	PSE* GPa.%
Dökülmüş halde	337,5 ± 6,1	447,4 ± 43,8	22,3 ± 0,9	70,7 ± 3,8	169 ± 5,5	9,9
300	315,1 ± 24,5	441,9 ± 14,5	24,2 ± 2,5	70,2 ± 10,6	183 ± 7	10,7
325	316,6 ± 13,7	451,8 ± 11	20,8 ± 2,4	61,8 ± 14,4	180 ± 5,7	9,4
350	345,5 ± 22,1	568,7 ± 19	10,1 ± 2,3	35,3 ± 5,9	224 ± 9,6	5,7
375	304,1 ± 8	452,2 ± 4,8	28,6 ± 2,5	85,8 ± 8,1	175 ± 7	12,9

* PSE: Çekme dayanımı ile toplam uzama değerlerinin çarpımı.



Şekil 4.4. ÇMY-ÖKGDD’de östempereleme sıcaklığı ile mekanik özellikleri arasındaki ilişki (120 dk sabit östempereleme süresinde)

4.3.2. Östempirleme süresinin mekanik özelliklere etkisi

Östempirleme süresinin mekanik özellikler üzerine etkisi Çizelge 4.3- Çizelge 4.6 ve Şekil 4.5'te sunulmuştur. Çizelge 4.3'te görüldüğü gibi, artan östempirleme süreleri ile hem akma hem de çekme dayanımı azalmıştır. Ancak 120 dk östempirleme süresinden sonra numunelerin çekme dayanımı azalmıştır. Bu durum, ÖKGDD'lerin benzer östempirleme kinetiği ile açıklanmıştır. ÖKGDD'lerde en iyi çekme özellikleri işlem penceresi (processing window) adı verilen belirli östempirleme süre aralığında elde edilmiştir [34, 37, 41, 43, 77, 78, 96]. ÖKGDD'lerde kısa ve uzun östempirleme süreleri mekanik özelliklerin kötüleşmesine neden olabilir olarak bildirilmiştir [62, 78, 92-95]. Benzer şekilde 120 dk östempirleme süresinden sonra ÇMY-ÖKGDD numunelerin çekme özellikleri azalmıştır (Şekil 4.5.). 120 dk sonra çekme özelliklerinin azalması, daha önce bahsedildiği gibi daha ileri östempirleme süreleri için ferrit ve karbürlere ayrılan yüksek karbonlu östenitin bozunmasına bağlanmıştır [32, 42]. Ancak, kısa östempirleme süreleri dönüşmemiş östenit (martenzit) oluşumuna yol açmış ve bu yapı yüksek akma ve çekme dayanımına ve düşük sünekliğe neden olmuştur [12, 34, 42, 46, 77, 96]. Bu durum 45 dk östempirleme süresinde açıkça görülmüştür (Şekil 4.5.). Kalıntı östenitin düşük karbon içeriği nedeniyle daha düşük stabiliteye (kararlılığa) sahip olduğu ve oda sıcaklığında kolaylıkla martensite dönüşebildiği ve martensit'in kırılganlığından dolayı uzama üzerinde zararlı bir etkiye sahip olduğu iyi bilinmektedir olarak yorumlanmıştır [32, 36, 42, 43, 73, 96].

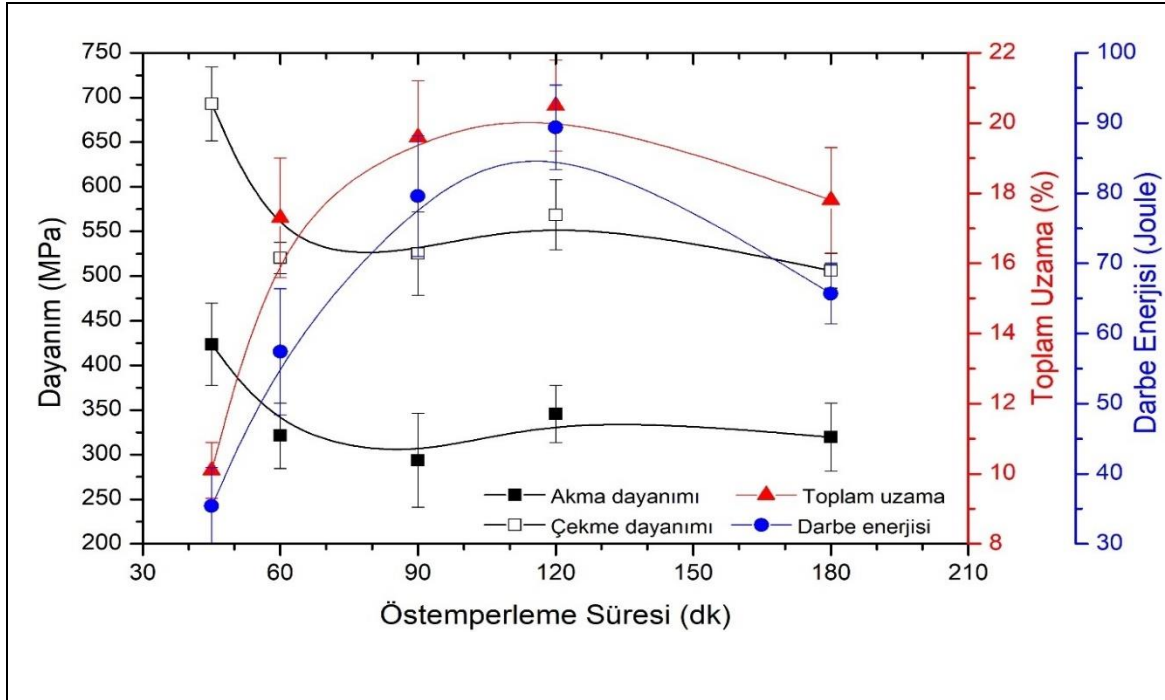
Şekil 4.5'ten görülebileceği üzere sabit östempirleme sıcaklığında (350°C) en yüksek dayanım ve süneklik değerleri 70-130 dk östempirleme zaman aralığında elde edilmiştir. Yukarıda bahsedildiği gibi, en iyi çekme özellikleri ve darbe tokluğu değerleri ÖKGDD'lerde işlem penceresinde elde edilmiştir. En iyi çekme dayanımı ve toplam uzama değeri kombinasyonu sabit östempirleme sıcaklığında (350°C), 120 dk östempirleme süresinde elde edilmiştir (Şekil 4.5.).

Çizelge 4.6. ÇMY-ÖKGDD numunelerin östempereleme süresine göre mekanik özellikleri (375 °C sabit östempereleme sıcaklığında)

Östempereleme süresi (dk)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	Kırılma Enerjisi (Joule)	Sertlik (HV 10)	PSE* GPa.%
Dökülmüş halde	337,5 ± 15,9	447,4 ± 43,8	22,3 ± 0,9	70,7 ± 3,8	169 ± 5,5	9,9
45	315,5 ± 15,9	444,8 ± 12,2	28,4 ± 2,5	84,1 ± 8,2	166 ± 6,3	12,6
60	321,6 ± 20,5	435,0 ± 24,0	24,7 ± 10,9	72,2 ± 35,2	165 ± 4,3	10,7
90	293,5 ± 8,5	421,8 ± 20,6	21,8 ± 10,1	60,5 ± 28,8	170 ± 6,6	9,2
120	304,5 ± 8,1	452,1 ± 4,8	28,7 ± 5,5	85,8 ± 18,1	175 ± 7,0	13,0
180	288,1 ± 1,5	444,8 ± 2,9	30,2 ± 3,2	88,8 ± 10,2	177 ± 2,5	13,6

* PSE: Çekme dayanımı ile toplam uzama değerlerinin çarpımı.

Daha önce belirtildiği üzere, ÖKGDD’lerde sünekliğin yanı sıra akma ve çekme dayanımı öncelikle yüksek karbonlu östenitin (γ_{yk}) hacim oranına ve karbon içeriğine bağlanmıştır [26, 30, 32, 33, 36, 40-43, 46, 66, 73, 89, 97, 98]. Araştırmacılar, arakritik östenitleme sıcaklıklarında östenitleme yani düşük sıcaklıkta östenitleme nedeniyle düşük hacim oranına sahip yüksek karbonlu östenit ve düşük karbon içeriğine yol açtığını bildirilmiştir [1, 2, 4-6, 8, 14, 69].



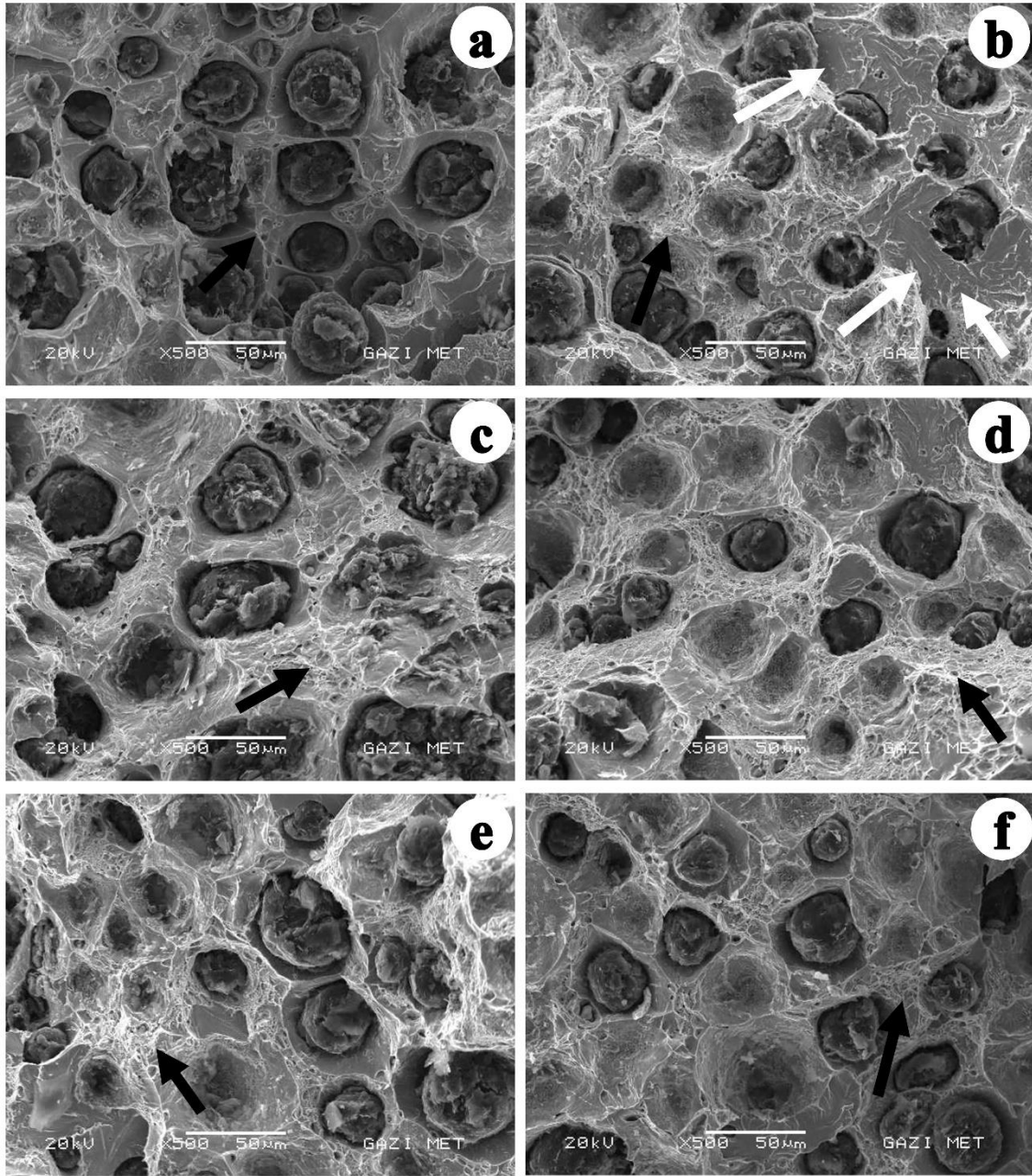
Şekil 4.5. ÇMY-ÖKGDD’de östempereleme süresi ile mekanik özellikleri arasındaki ilişki (350 °C sabit östempereleme sıcaklığında)

ÇMY-ÖKGDD'lerde matristeki yumuşak ve sünek ötektoid öncesi ferrit nedeniyle yüksek süneklik değerleri elde edilmiştir (Çizelge 4.3). ÖKGDD ile karşılaştırıldığında çekme mukavemeti önemli ölçüde düşük olarak elde edilmiştir [32, 36, 41-43, 58, 73, 74, 87, 89, 90, 96, 99]. Bu durum, esas olarak ötektoid öncesi ferritin varlığına ve yüksek karbonlu östenit ve karbon içeriğinin düşük hacim oranına bağlanmıştır (Çizelge 4.1 ve Şekil 4.2).

Artan ösferrit hacim oranının ÇMY-ÖKGDD'in dayanımını arttırdığı bildirilmiştir. Ayrıca, önceki çalışmalarda en iyi dayanım ve süneklik kombinasyonu, ÇMY-ÖKGDD'de %75 ösferrit hacim oranında elde edildiği bildirilmiştir [1, 2, 14]. Druschitz ve diğerleri[100] akma dayanımının 400 ile 500 MPa arasında, çekme dayanımının 700 ile 800 MPa arasında değiştiğini bildirmişlerdir. 800 MPa'ya kadar ve alaşımlı ÇMY-ÖKGDD'de %16 ila %20 arasında değişen uzama elde edilmiştir. Daha yüksek mekanik özellikler, alaşımlı ÇMY-ÖKGDD'de ilk mikroyapıdaki bir karbon kaynağı olarak perlit miktarına bağlamışlardır. Ayrıca, alaşım elementlerinin neden olduğu dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) etkisi, alaşımlı ÇMY-ÖKGDD'in mekanik özellikleri iyileştirmiştir.

4.4. Kırık yüzeylerin incelenmesi

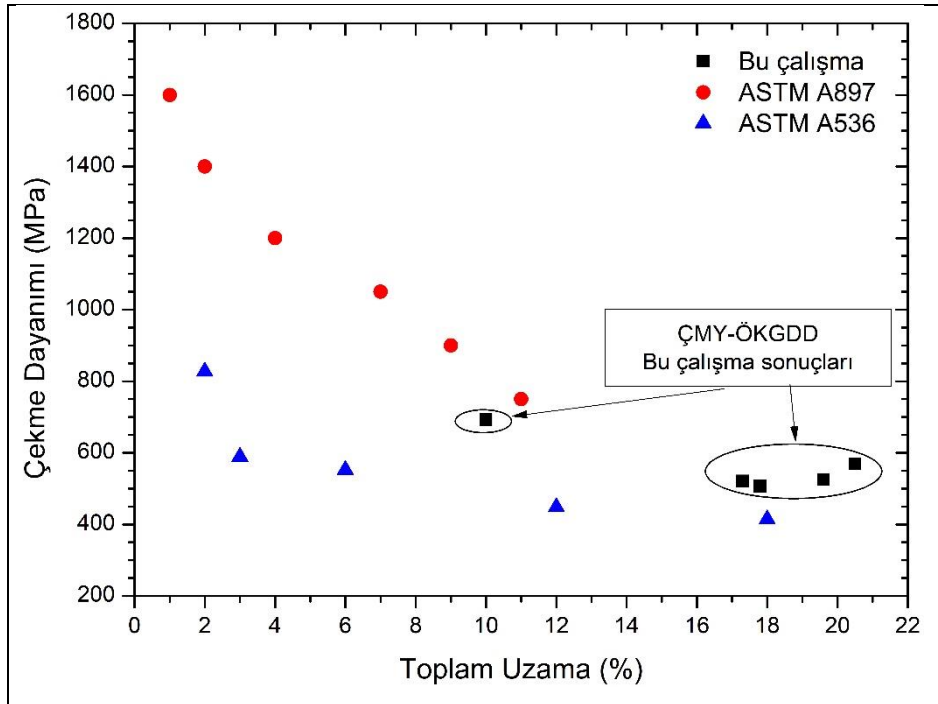
ÇMY-ÖKGDD numunelerin kırık yüzey SEM inceleme resimleri Resim 4.6'da verilmiştir. Tüm numunelerde çevredeki ferritik matris yapısından grafit nodüllerinin çevresinde ayrılma olduğu gözlenmiştir (Resim 4.6.a). Kırık yüzeylerdeki büyük çukurcuklar sünek kırılmanın delili olmuştur. ÇMY-ÖKGDD numunelerde belirgin sünek kırılma bölgeleri açıkça gözlenmiştir. (Resim 4.6.b ila Resim 4.6.f) Çukurcuklu bölgeler sünek kırılmanın güçlü bir kanıtı olmuş. Matriste ösferritik yapıların varlığı ÖKGDD'lerde sünek kırılmaya neden olmuştur. Bu durum, çalışmamızda da gözlenmiştir [7]. Gevrek kırılma bölgesi, 45 dk östemperlenmiş ÇMY-ÖKGDD numunesinde belirgin bir şekilde gözlenmiştir (Resim 4.6.b). Bu gevrek kırılma bölgelerinin kısa östemperleme sürelerinde matris mikroyapısında gözlenen martensitik bölgeler olduğu düşünülmüştür.



Resim 4.6. 350 °C’de östemperlenmiş ÇMY-ÖKDD numunelerin çekme testi sonrası kırık yüzeyleri; a) Dökülmüş halde, b) 45 dk, c) 60 dk, d) 90 dk, e) 120 dk ve f) 180 dk. Siyah oklar sünek kırılma çukurcuklarını, beyaz oklar ise transgranüler gevrek kırılmayı göstermektedir.

Şekil 4.6’da DMS-ADI numuneleri ile standart KGDD’lerin (ASTM A897 ve ASTM A536) dayanım ve toplam uzama değerlerinin karşılaştırılması sunulmuştur. ÇMY-ÖKGDD’lerin sünekliliği diğer standart ÖKGDD’lerden ve standart KGDD’lerden daha yüksektir. Aslında, ÇMY-ÖKGDD numunelerin standart ÖKGDD sınıflarının dayanım gereksinimlerini karşılamadığı açıkça gözlenmiştir. Bu durum, ÇMY-ÖKGDD’lerin mikro yapılarındaki yumuşak ve sünek ötektoid öncesi ferrit varlığına bağlanmıştır. ÇMY-ÖKGDD’in çekme

dayanımı, ösferitin hacim oranını arttırmak suretiyle artırılabilmiştir. Ayrıca, 350°C’de 45 dk östemperlenmiş numunenin mekanik özellikleri, ASTM A897 standardında belirtilen karışık mikroyapı kalitesini mekanik özellik gereksinimlerine yaklaşmıştır. ÇMY-ÖKGDD numuneler, ASTM A536 standart KGDD’lere kıyasla yaklaşık olarak aynı çekme dayanımı ancak çok daha fazla uzama değeri sergilemiştir. Daha önce belirtildiği gibi, araştırmacılar %75 ösferit hacim oranı içeren ÇMY-ÖKGDD’lerin standart KGDD sınıflarına kıyasla yüksek dayanım ve sünekliğin en iyi kombinasyonunu sergilediğini bildirmişlerdir [1, 2, 15].



5. SONUÇ VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

Bu çalışmada, 810°C arakritik östenitleme sıcaklığında östenitlenmiş alaşımsız KGDD’de östemperleme sıcaklık ve sürelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılmıştır. Bu araştırmadan aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

1. Alaşımsız küresel grafitli dökme demirde, 810°C’de arakritik östenitleme ve östemperleme ısıl işlemiyle çift matris yapılu ötektoid öncesi ferrit + ösferritten oluşan mikroyapılar üretilmiştir.
2. ÇMY-ÖKGDD numuneler, östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler ile benzer östemperleme kinetiği sergilemiştir. Bu sonuç, hem mikroyapısal bileşenlerin hacim oranlarındaki değişimden hem de östemperleme sürelerine göre mekanik özelliklerdeki değişimden belirlenmiştir.
3. ÇMY-ÖKGDD’de sabit ösferrit hacim oranında östemperleme süreleri değiştirilerek arzu edilen dayanım ve süneklik kombinasyonları elde edilebilmiştir.
4. Artan östemperleme süreleri ile çekme özellikleri azalmış. En iyi mekanik özellikler 70-130 dk östemperleme zaman aralığında elde edilmiştir. Bu zaman aralığı bu çalışma için işlem aralığı olarak tanımlanmıştır.
5. 810°C arakritik östenitleme sıcaklığından 350 °C’de 120 dk boyunca östemperlenmiş alaşımsız küresel grafitli dökme demirde %20,5 en yüksek toplam uzama, 89,4 J kırılma enerji ve 568 MPa çekme dayanımı elde edilmiştir.
6. 810°C arakritik östenitleme sıcaklığından 375 °C’de 120 dk boyunca östemperlenmiş alaşımsız küresel grafitli dökme demirde %28,6 en yüksek toplam uzama, 85,8 J kırılma enerji ve 452 MPa çekme dayanımı elde edilmiştir.
7. Sabit östemperleme süresinde (120 dk) en yüksek akma ve çekme dayanımı 350 °C östemperleme sıcaklığında elde edilmiştir. Bu çalışmada, en iyi çekme dayanımı ve toplam uzama değeri kombinasyonu sabit östemperleme süresinde (120 dk), 375 °C östemperleme sıcaklığında elde edilmiştir.
8. Tüm ÇMY-ÖKGDD’de numunelerin kırık yüzeylerinde sünek kırılma modu gözlenmiştir. Kısa östemperleme sürelerinde gevrek kırılma bölgeleri gözlenmiştir.

5.2. Öneriler

1. Aynı alaşım kullanılarak arakritik östenitleme sıcaklığı değiştirilmek suretiyle östemperleme sıcaklık ve sürelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılabilir.
2. Daha ileri östemperleme süreleri için karbür oluşumunu gözlemlemek için transmisyon elektron mikroskobu (TEM) çalışmasına ihtiyaç vardır.

KAYNAKLAR

1. Kilicli, V. ve Erdogan, M., (2006). Tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures, *Materials Science and Technology*, 22(8), 919-928.
2. Kilicli, V. ve Erdogan, M., (2007). Effect of ausferrite volume fraction and morphology on tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures, *International Journal of Cast Metals Research*, 20(4), 202-214.
3. Sahin, Y., Erdogan, M. ve Kilicli, V., (2007). Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures, *Material Science and Engineering A*, 444(1), 31-38.
4. Erdogan, M., Kilicli, V. ve Demir, B., (2008). The influence of the austenite dispersion on phase transformation during the austempering of ductile cast iron having a dual matrix structure, *International Journal of Cast Metals Research*, 99(7), 751-760.
5. Kilicli, V. ve Erdogan, M., (2008). The strain-hardening behavior of partially austenitized and the austempered ductile irons with dual matrix structures, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(2), 240-249.
6. Erdogan, M., Kilicli, V. ve Demir, B., (2009). Transformation characteristics of ductile iron austempered from intercritical austenitizing temperature ranges, *Journal of Materials Science*, 44(5), 1394-1403.
7. Kilicli, V. ve Erdogan, M., (2010). The nature of the tensile fracture in austempered ductile iron with dual matrix microstructure, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(1), 142-149.
8. Ovali, I., Kilicli, V. ve Erdogan, M., (2013). Effect of microstructure on fatigue strength of intercritically austenitized and austempered ductile irons with dual matrix structures, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 53(2), 375-381.
9. Sahin, Y., Kilicli, V., Ozer, M. ve Erdogan, M., (2010). Comparison of abrasive wear behavior of ductile iron with different dual matrix structures, *Wear*, 268(1), 153-165.
10. Soliman, M., Palkowski, H. ve Nofal, A., (2020). Effect of thermo-mechanical processing on structure and properties of dual-phase matrix ADI with different si-contents, *Internaional Journal Metalcast*, 14(3), 853-860.
11. Soliman, M., Ibrahim, H., Nofal, A. ve Palkowski, H., (2016). Effect of thermomechanical processing parameters on phase transformation and hardness of dual matrix ductile iron, *International Journal of Cast Metals Research*, 29(1), 79-84.
12. Basso, A., Martinez, R. ve Sikora, J., (2009). Influence of section size on dual phase ADI microstructure and properties: comparison with fully ferritic and fully ausferritic matrices, *Materials Science and Technology*, 25(10), 1271-1278.
13. Basso, A., Caldera, M., Chapetti, M. ve Sikora, J., (2010). Mechanical characterization of dual phase austempered ductile iron, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 50(2), 302-306.

14. Basso, A., Caldera, M., Rivera, G. ve Sikora, J., (2012). High silicon ductile iron: possible uses in the production of parts with "Dual Phase ADI" Microstructure, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 52(6), 1130-1134.
15. Basso, A. ve Sikora, J., (2012). Review on production process and mechanical properties of dual phase austempered ductile Iron, *Internaional Journal Metalcast*, 6(1), 7-14.
16. Basso, A., Caldera, M. ve Massone, J., (2015). Development of high silicon dual phase austempered ductile iron, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 55(5), 1106-1113.
17. Basso, A. D., Dai Pra, A. L., Echeverria, M. D. ve Sosa, A. D., (2017). Study of dimensional change of high-silicon ductile iron with ADI and Dual-Phase-ADI microstructures starting from different as-cast structures, *International Journal of Cast Metals Research*, 31(3), 144-152.
18. Basso, A. D., Pra, A. L. D., Echeverria, M. D. ve Sosa, A. D., (2018). Study of dimensional change of high-silicon ductile iron with ADI and Dual-Phase-ADI microstructures starting from different as-cast structures, *International Journal of Cast Metals Research*, 31(3), 144-152.
19. Colombo, D. A., Dommarco, R.C. ve Basso, A.D., (2019). Rolling contact fatigue behavior of dual-phase austempered ductile iron, *Wear*, 418(1), 208-214.
20. Voigt, R., Eldoky, L. ve Chiou, H., (1986). Fracture of ductile cast irons with dual matrix structures, *American Foundry Society Trans.*, 94(1), 645-656.
21. Wade, N. ve Ueda, Y., (1981). Mechanical properties of ductile cast iron with duplex matrix, *Trans. Iron & Steel Inst. Japan*, 21(2), 119-126.
22. Kovacs Sr, B. V., (1990). Austempered ductile iron: fact and fiction, *Modern Casting*, 80(3), 38-41.
23. Kovacs, B., (1987). Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts, *Journal of Heat Treating*, 5(1), 55-60.
24. Harding, R., (2007). The production, properties and automotive applications of austempered ductile iron, *Kovove Materialy*, 45(1), 1-16.
25. Sugiyama, Y., Asami, K. ve Matsuoka, S., (1991). Improvement of Static Strength and fatigue crack propagation resistance in ductile cast iron by austempering from($\alpha + \gamma$) Phase Region, *Journal of the Society of Materials Science, Japan(Japan)*, 40(453), 675-681.
26. Shanmugam, P., Rao, P. P., Udupa, K. R. ve Venkataraman, N., (1994). Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron, *Journal of Materials Science*, 29(18), 4933-4940.
27. Keough, J. R. ve Hayrynen, K. L., (2000). Automotive applications of austempered ductile iron (ADI): a critical review, *SAE transactions*, 344-354.

28. Hayrynen, K. L., Moore, D. J. ve Rundman, K. B., (1992). Tensile and fatigue properties of relatively pure ADI, *American Foundry Society Trans.*, 100(1), 93-104.
29. Sahin, Y. ve Kilicli, V., (2011). Abrasive wear behaviour of SiCp/Al alloy composite in comparison with ausferritic ductile iron, *Wear*, 271(11), 2766-2774.
30. Sellamuthu, P., Samuel, D., Dinakaran, D., Premkumar, V., Li, Z. ve Seetharaman, S., (2018). Austempered ductile iron (ADI): influence of austempering temperature on microstructure, mechanical and wear properties and energy consumption, *Metals*, 8(1), 53.
31. Zhang, H., Wu, Y.X., Li, Q.J. ve Hong, X., (2018). Mechanical properties and rolling-sliding wear performance of dual phase austempered ductile iron as potential metro wheel material, *Wear*, 406(1), 156-165.
32. Wang, B., Barber, G.C., Qiu, F., Zou, Q. ve Yang, H., (2020). A review: phase transformation and wear mechanisms of single-step and dual-step austempered ductile irons, *J. Mater. Res. Technol-JMRT*, 9(1), 1054-1069.
33. Machado, H.D., Aristizabal-Sierra, R., Garcia-Mateo, C. ve Toda-Caraballo, I., (2020). effect of the starting microstructure in the formation of austenite at the Inter-critical range in ductile iron alloyed with nickel and copper, *International Journal Metalcasting*, 14(3), 836-845.
34. Wang, X., Du, Y., Liu, B. ve Jiang, B., (2020). Enhanced plasticity of austempered ductile iron (ADI) by partitioning treatment, *Material Science Engineer. A*, 140513.
35. M., G. ve J.M., Y., (1990). Influence of Austempering Temperature on the Characteristics of Austempered Ductile Iron Alloyed with Cu and Ni, *American Foundry Society Trans.*, 98(1), 345-352.
36. Rao, P.P. ve Putatunda, S.K., (1998). Dependence of fracture toughness of austempered ductile iron on austempering temperature, *Metallurgy Material Transaction, A*, 29(12), 3005-3016.
37. Cakir, M.C., Bayram, A., Isik, Y. ve Salar, B., (2005). The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron, *Material Science Engineer, A*, 407(1), 147-153.
38. Basso, A., Martinez, R. ve Sikora, J., (2007). Influence of austenitising and austempering temperatures on microstructure and properties of dual phase ADI, *Materials Science and Technology*, 23(11), 1321-1326.
39. Kim, Y.J., Shin, H., Park, H. ve Lim, J.D., (2008). Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature, *Materials Letters*, 62(3), 357-360.
40. Wang, C., Liu, R., Li, S., Gu, C., Du, X., Sun, Y. ve Tian, J., (2019). Effect of austempering temperature on microstructure of ausferrite in austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 35(11), 1329-1336.

41. Nofal, A. ve Jekova, L., (2009). Novel processing techniques and applications of austempered ductile iron, *Journal Chemical Technology Metallurgy*, 44(3), 213-228.
42. Nofal, A.,(2013). Advances in the metallurgy and applications of ADI, *Journal of Metallurgical Engineering*, 2(1).
43. Olawale, J. ve Oluwasegun, K., (2016). Austempered ductile iron (ADI): a review, *Material Performance and Character*, 5(1), 289-311.
44. Basso, A.D., Martinez, R. ve Sikora, J.A., (2011) Characteristics of the transformations occurring within the intercritical interval of ductile iron, *Engineering Materials*, Paper Presented at the key Engineer Materials.
45. Tenaglia, N.E., Pedro, D.I., Boeri, R.E. ve Basso, A.D.,(2020). Influence of silicon content on mechanical properties of IADI obtained from as cast microstructures, *International Journal Casting Metals Research*, 33(2), 72-79.
46. Putatunda, S.K. ve Gadicherla, P.K.,(2000). Effect of austempering time on mechanical properties of a low manganese austempered ductile iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9(2), 193-203.
47. Baydogan, M. ve Cimenoglu, H.,(2001). The effect of austempering time on mechanical properties of a ductile iron, *Scannidianvian Journal of Metallurgy*, 30(6), 391-395.
48. Uyar, A., Sahin, O., Nalcaci, B. ve Kilicli, V.,(2021). Effect of austempering times on the microstructures and mechanical properties of dual-matrix structure austempered ductile iron (DMS-ADI), *International Journal of Metalcasting*, 617(1).
49. Zhou, H.Y., Li, Y.Q., Yin, Z., Ran, M.R., Liu, S.B., Huang, Y., Zhang, W.D., Zheng, W.Y. ve Liu, J.Y., (2020). Microstructure and mechanical behaviors of grinding balls produced by dual matrix structure two-step austempering process, *Journal Material Research Technolgy*, 9(3), 4672-4681.
50. Kılıçlı, V., (2004) *Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Kısmi Östenitleme ve Östemperleme Isıl İşleminin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, 51.
51. Basso, A., Martinez, R., Cisilino, A.P. ve Sikora, J., (2009). Experimental and numerical assessment of fracture toughness of dual-phase austempered ductile iron, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 33(1), 1-11.
52. Basso, A., Martinez, R. ve Sikora, J., (2011). Influence of chemical composition and holding time on austenite- ferrite transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval, *Journal of Alloys and Compounds*, 509(41), 9884-9889.
53. Basso, A., Sikora, J. ve Martinez, R., (2013). Analysis of mechanical properties and its associated fracture surfaces in dual-phase austempered ductile iron, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 36(7), 650-659.
54. Lagarde, M., Basso, A., Dommarco, R.C. ve Sikora, J., (2011). Development and Characterization of a new type of ductile iron with a novel multi-phase microstructure, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 51(4), 645-650.

55. Soliman, M., Ibrahim, H., Nofal, A. ve Palkowski, H., (2016). Thermo-mechanically processed dual matrix ductile iron produced by continuous cooling transformation, *Journal of Materials Processing Technology*, 227(1), 1-10.
56. Soliman, M., Nofal, A. ve Palkowski, H., (2015). Alloy and process design of thermo-mechanically processed multiphase ductile iron, *Materials & Design*, 87(1), 450-465.
57. Soliman, M., Palkowski, H. ve Nofal, A., (2011). Thermo-mechanically processed multi-phase ductile iron: microstructure development, *Key Engineering Materials*. 457, 199-204.
58. Soliman, M., Palkowski, H. ve Nofal, A., (2017). Multiphase ausformed austempered ductile iron, *Archives of Metallurgy and Materials*, 62(3), 1493-1498.
59. Rashidi, A. ve Moshrefi-Torbati, M., (2001). Dual Matrix Structure (DMS) ductile cast iron: The effect of heat treating variables on the mechanical properties, *International Journal Casting Metals Research*, 13(5), 293-297.
60. Kilicli, V., Cerah, M. ve Erdoğan, M., (27-28 Mayıs 2004) *Küresel grafitli dökme demirde çift fazlı matris yapının üretimi ve martensit hacim oranı ve morfolojisinin kontrolü, I. Ulusal Metalurji ve Malzeme Günleri*, Eskişehir, 143-152.
61. Kilicli, V., Cerah, M. ve Erdoğan, M., (28-30 Eylül 2005) *Küresel grafitli dökme demirde kritik tavlama sıcaklıklarından su verme ve östemperleme ısı işlemlerinin mikroyapı oluşumuna etkileri*, 4th International Advanced Technologies Symposium, Konya, Türkiye, 651-657.
62. Aranzabal, J., Gutierrez, I., Rodriguez-Ibabe, J. ve Urcola, J., (1997). Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron, *Metallurgy Material Transaction A*, 28(5), 1143-1156.
63. Aranzabal, J., Gutierrez, I., Rodriguezibabe, J.M. ve Urcola, J.J., (1992). Influence of heat treatments on microstructure and toughness of austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 8(3), 263-273.
64. Aranzabal, J., Gutierrez, I. ve Urcola, J.J., (1994). Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 10(8), 728-737.
65. Aristizabal, R., Foley, R. ve Druschitz, A., (2012). Inter-critically austenitized quenched and tempered ductile iron, *Internaional Journal Metalcast*, 6(4), 7-14.
66. Guesser, W.L., Lopes, C.L. ve Bernardini, P.A.N., (2020). Austempered Ductile Iron with Dual Microstructures: Effect of Initial Microstructure on the Austenitizing Process, *International Journal Metalcast.*, 14(3), 717-727.
67. Figueroa, M., Pérez, M., Fraga, K., Valdés, C. ve Almanza, E., (2009). Impact strength of thin wall ductile iron with dual matrix structure, *Revista Mexicana de Física*, 55(1), 105-109.
68. Murcia, S., Paniagua, M. ve Ossa, E., (2013). Development of as-cast Dual Matrix Structure (DMS) ductile iron, *Material Science Engineering A*, 566(8).

69. Ovali, I. ve Mavi, A., (2013). Investigating the machinability of austempered ductile irons with dual matrix structures, *International Journal of Cast Metals Research*, 104(2), 192-198.
70. Rashidi, A.M. ve Moshrefi-Torbati, M., (2000). Effect of tempering conditions on the mechanical properties of ductile cast iron with dual matrix structure (DMS), *Material Letter*, 45(3), 203-207.
71. Sahin, Y., Erdogan, M. ve Cerah, M., (2008). Effect of martensite volume fraction and tempering time on abrasive wear of ferritic ductile iron with dual matrix, *Wear*, 265(1), 196-202.
72. Valdés, C., Lopez, M.P., Figueroa, M. ve Ramírez, L., (2009). Austempered ductile iron with dual matrix structures, *Revista Mexicana de Física*, 55(1), 48-51.
73. Putatunda, S.K. ve Gadicherla, P.K., (1999). Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure, *Material Science Engineering, A*, 268(1), 15-31.
74. Górny, M., Angella, G., Tyrała, E., Kawalec, M., Paż, S. ve Kmita, A., (2019). Role of Austenitization Temperature on Structure Homogeneity and Transformation Kinetics in Austempered Ductile Iron, *Metallurgy Material International*, 25(4), 956-965.
75. Kobayashi, T. ve Yamada, S., (1996). Effect of holding time in the ($\alpha + \gamma$) temperature range on toughness of specially austempered ductile iron, *Metallurgy Material Transection A*, 27(7), 1961-1971.
76. Rao, P.P. ve Putatunda, S.K., (2003). Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 349(1), 136-149.
77. Artola, G., Gallastegi, I., Izaga, J., Barreña, M. ve Rimmer, A., (2017). Austempered Ductile Iron (ADI) Alternative Material for High-Performance Applications, *International Journal Metalcasting*, 11(1), 131-135.
78. Bahmani, M., Elliott, R. ve 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.
79. Bayati, H. ve Elliott, R., (1999). The concept of an austempered heat treatment processing window, *International Journal of Cast Metals Research*, 11(5), 413-417.
80. Bosnjak, B., Radulovic, B., Pop-Tonev, K. ve Asanovic, V., (2000). Microstructural and mechanical characteristics of low alloyed Ni–Mo–Cu austempered ductile iron, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 40(12), 1246-1252.
81. Du, Y., Gao, X., Wang, X., Wang, X., Ge, Y. ve Jiang, B., (2020). Tribological behavior of austempered ductile iron (ADI) obtained at different austempering temperatures, *Wear*, 456, 203396.

82. Hasırcı, H., (2000) *Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Alaşım Elementleri (Cu ve Ni) ve Östemperleme Süresinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
83. ASTM, (2019) *Standard Specification for Ductile Iron Castings*, ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
84. ASTM, (2013) *Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*, ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
85. Roberts, C., (1953). Effect of carbon on the volume fractions and lattice parameters of retained austenite and martensite, *Journal of Metals*, 5(2), 203-204.
86. ASTM, (2021) *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, in *ASTM International*, ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
87. Erić, O., Jovanović, M., Šidjanin, L., Rajnović, D. ve Zec, S., (2006). The austempering study of alloyed ductile iron, *Materials & Design*, 27(7), 617-622.
88. Voigt, R.C. ve Loper, C., (1984). Austempered ductile iron-process control and quality assurance, *Journal of Heat Treating*, 3(4), 291-309.
89. Rao, P.P. ve Putatunda, S.K., (1997). Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile iron, *Metallurgy Material Transaction, A*, 28(7), 1457-1470.
90. Refaey, A. ve Fatahalla, N., (2003). Effect of microstructure on properties of ADI and low alloyed ductile iron, *Journal of Materials Science*, 38(2), 351-362.
91. Erić, O., Rajnović, D., Zec, S., Sidjanin, L. ve Jovanović, M.T., (2006). Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron, *Material Character*, 57(4), 211-217.
92. Yazdani, S. ve Elliott, R., (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.
93. Yazdani, S. ve Elliott, R., (1999). Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron Part 2–Influence of austenitising temperature on austempering kinetics, mechanical properties, and hardenability of ductile iron containing 0· 13% Mo, *Materials science and technology*, 15(5), 541-546.
94. Yazdani, S. ve Elliott, R., (1999). Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron Part 3–Austempering kinetics, mechanical properties, and hardenability of ductile iron containing 0· 25% Mo, *Materials science and technology*, 15(8), 885-895.
95. Yazdani, S. ve Elliott, R., (1999). Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron Part 4–Austempering behaviour of ductile iron containing 0· 45% Mo, *Materials science and technology*, 15(8), 896-902.
96. Benam, A.S., (2015). Effect of alloying elements on austempered ductile iron (ADI) properties and its process, *China Foundry*, 12(1), 54-70.

97. Yalcin, M., Cetin, B. ve Davut, K., (2019). Influence of Cu and Ni Alloying on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron Castings, *Acta Phys. Pol. A*, 135(4).
98. Yang, C., Cui, X. ve Liu, C., (2018). Multiphase matrix structure of unalloyed austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 34(3), 261-267.
99. Eric, O., Sidjanin, L., Miskovic, Z., Zec, S. ve Jovanovic, M., (2004). Microstructure and toughness of CuNiMo austempered ductile iron, *Material Letter*, 58(22), 2707-2711.
100. Druschitz, A., Ostrander, M. ve Aristizabal, R., (*The science of intercritically austempered ductile iron (IADI)*), 71st World Foundry Congress, Bilbao, Spain, 19-21.



GAZİ GELECEKTİR..